



การเชื่อมเสียดทานแบบกวนอลูมิเนียมกึ่งของแข็งเกรด 7075

**Friction Stir Welding of Semi Solid Cast 7075 Alloy**

เจนณรงค์นาคเทวัญ

**JennarongNaktewan**

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญา

วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ

มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

**A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements for the Degree of**

**Master of Engineering in Materials Engineering**

**Prince of Songkla University**

**2555**

ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

ชื่อวิทยานิพนธ์ การเชื่อมเสียดทานแบบกวนอลูมิเนียมกึ่งของแข็งเกรด 7075  
ผู้เขียน นายเจนณรงค์ นาคเทวัญ  
สาขาวิชา วิศวกรรมวัสดุ

---

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์

คณะกรรมการสอบ

.....  
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ประภาศ เมืองจันทร์บุรี)

.....ประธานกรรมการ  
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ชัชชัย ปลูกผล)

.....กรรมการ  
(รองศาสตราจารย์ ดร.ศิริกุล วิสุทธิเมธางกูร)

.....กรรมการ  
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ประภาศ เมืองจันทร์บุรี)

.....กรรมการ  
(ดร.กนิษฐ์ ตะปะสา)

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ อนุมัติให้นำวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็น  
ส่วนหนึ่งของการศึกษา ตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิตสาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ

.....  
(ศาสตราจารย์ ดร. อมรรัตน์ พงศ์ดารา)

คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

ชื่อวิทยานิพนธ์ การเชื่อมเสียดทานแบบกวนอลูมิเนียมกึ่งของแข็งเกรด 7075

ผู้เขียน นายเจนณรงค์ นาคเทวัญ

สาขาวิชา วิศวกรรมวัสดุ

ปีการศึกษา 2554

### บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้เป็นการเชื่อมต่อชนอลูมิเนียมผสมซึ่งหล่อ โดยเทคโนโลยีกึ่งของแข็ง SSM7075 ด้วยกรรมวิธีการเชื่อมเสียดทานแบบกวน ที่ความเร็วเชื่อม 70 90 และ 110 mm/min ภายใต้ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm ปรากฏว่าชิ้นงานเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1320 rpm เกิดเป็นโพรงตรงส่วนล่างของบริเวณที่ถูกกวน ส่วนชิ้นงานเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm มีความสมบูรณ์ดี หลังจากนั้นนำชิ้นงานเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm มาทดลอง 4 สภาวะทางความร้อน คือ สภาวะหลังเชื่อม สภาวะบ่มเทียมหลังเชื่อม สภาวะอบละลายหลังเชื่อมและ T6 หลังเชื่อม ผิวของแนวเชื่อมที่ความเร็วเชื่อม 90 และ 110 mm/min ของสภาวะอบละลายหลังเชื่อมและ T6 หลังเชื่อมมีลักษณะฟูฟองใต้ผิวเนื่องจากการขยายตัวของอากาศภายในแนวเชื่อม ส่วนผิวของแนวเชื่อมที่สภาวะอื่นๆ มีความสมบูรณ์ดี โครงสร้างมหภาคและโครงสร้างจุลภาคบริเวณแนวเชื่อมมีลักษณะทั่วไปคล้ายกันทุกสภาวะการทดลองเช่นกัน แต่ที่สภาวะอบละลายหลังเชื่อมและ T6 หลังเชื่อมของชิ้นงานที่ความเร็วเชื่อม 90 และ 110 mm/min เกิดการแตกร้าวดตรงบริเวณที่ถูกกวน เนื่องจากการชุบเย็นหลังจากอบละลาย นอกจากนี้โครงสร้างจุลภาคบริเวณที่ถูกกวน เกรนมีการขยายตัวใหญ่ขึ้นมาก เมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min ซึ่งเกรนมีการขยายตัวเพียงเล็กน้อย รวมไปถึงความแข็งที่ความเร็วเชื่อม 90 และ 110 mm/min มีค่าสูงกว่าความเร็วเชื่อม 70 mm/min ส่งผลให้เกิดการแตกร้าวนในแนวเชื่อมที่ความเร็วเชื่อม 90 และ 110 mm/min การตรวจสอบโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดร่วมกับเทคนิคเอ็กซ์เรย์ (EDX) ในบริเวณที่ถูกกวนมีการแตกหักของเฟส  $Al_7Cu_2Fe$   $Mg_2Si$   $Al_2CuMg$  และ  $Al_2Mg_3Zn_3$  กระจายอยู่ทั่วแนวเชื่อม ชิ้นงานมีค่าความแข็งสูงสุดเท่ากับ 197.3 HV จากการเชื่อมด้วยความเร็วรอบ 1110 rpm ที่ความเร็วเชื่อม 110 mm/min หลังจากการทำ T6 หลังเชื่อมสำหรับค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด ที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min และทำ T6 หลังเชื่อมให้ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดที่ 459.23 MPa ซึ่งคิดเป็นประสิทธิภาพของแนวเชื่อมที่ 101.53% ซึ่งมีค่าสูงที่สุดเมื่อเทียบกับการทดลองที่สภาวะอื่นๆ

**Thesis Title** Friction Stir Welding of Semi Solid Cast 7075 Alloy

**Author** Mr. JennarongNaktewan

**Major Program** Materials Engineering

**Academic Year** 2011

## ABSTRACT

The butt joints of semi-solid SSM7075 were produced by friction stir welding process (FSW) under welding speeds of 70 90 and 110 mm/min, rotation speeds of 1110 and 1320 rpm. The aim of this work was to investigate the effect of various post-weld heat treatment processes (as welded, artificial aging, solution treatment and T6) on the microstructure and mechanical properties of the joints. The initial result indicated micro voids of the rotation speed of 1320 rpm located below the weld nugget zone on advancing side and retreating side. On the other hand, the rotation speed of 1110 rpm had no defect on the weld zone. The 1110 rpm was selected for post-welded heat treatment processes. After PWHT processes, the blistering were occurred on the weld bead at welding speed of 90 and 110 mm/min under the ST and the T6 conditions. Moreover, these joints were observed micro-cracks in the stir zone. The coarse grain size is clearly observed by quenching after solution treatment. On the other hand, the ST and the T6 at the lower welding speed of 70 mm/min had no micro-cracks because the grain size of this condition was slightly expanded. When comparing with welding speed of 90 and 110 mm/min, the rapid expansion results cracks after quenching from high temperature to room temperature. The hardness was also caused of micro-cracks, which the hardness at welding speed of 90 and 110 mm/min had higher than welding speed of 70 mm/min. Results from Scanning Electron Microscope (SEM) and Energy Dispersive X-ray (EDX) revealed fine microstructure and uniform of  $Al_7Cu_2Fe$   $Mg_2Si$   $Al_2CuMg$  and  $Al_2Mg_3Zn_3$  on the weld zone. The T6 joint of the FSW at welding speed of 70 mm/min indicated highest strength properties compared to other joints, the maximum yield strength and tensile strength are 367.40 and 459.23 MPa, respectively with 101.52% of joint efficiency.

## กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จได้ด้วยผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ประภาศ เมืองจันทร์บุรี อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ซึ่งกรุณาให้ความรู้ คำแนะนำ และคำปรึกษาเป็นอย่างดีตลอดมา รวมทั้งตรวจแก้ไขวิทยานิพนธ์จนเสร็จสมบูรณ์ ผู้เขียนขอขอบพระคุณเป็นอย่างสูงไว้ ณ โอกาสนี้

ขอขอบพระคุณผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ธวัชชัย ปลูกผล และรองศาสตราจารย์ ดร. ศิริกุล วิสุทธิ์เมธางกูรที่ให้ความรู้ คำแนะนำด้วยดี ตลอดจนกรุณามาเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

ขอขอบพระคุณ ดร.กนิษฐ ตะปะสาที่กรุณาสละเวลามาร่วมเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ฉบับนี้

ขอขอบพระคุณคณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ที่ให้ทุนการศึกษา

ขอขอบพระคุณมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลศรีวิชัย ที่ให้การสนับสนุนเครื่องมือในการทำวิจัยครั้งนี้

ขอขอบพระคุณคณะอาจารย์และเจ้าหน้าที่ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ทุกท่านที่ได้ให้ข้อมูลที่เป็นประโยชน์และให้ความช่วยเหลือเป็นอย่างดีตลอดมา

ขอขอบคุณบิดา มารดา และคนในครอบครัวทุกท่าน ที่เป็นกำลังใจ สนับสนุนและส่งเสริมการศึกษามาโดยตลอด

ขอขอบคุณ เพื่อนๆ พี่ๆ น้องๆ ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์และเพื่อนๆ ทีมวิจัยงานเชื่อม ที่ให้กำลังใจและให้ความช่วยเหลือในการทำวิจัยครั้งนี้

เจนณรงค์ นาคเทวัญ

## สารบัญ

	หน้า
สารบัญ	(6)
สารบัญตาราง	(12)
สารบัญรูปประกอบ	(13)
สัญลักษณ์คำย่อและตัวย่อ	(17)
บทที่	
1 บทนำ	1
1.1 ความสำคัญและที่มาของหัวข้อวิจัย	1
1.2 การตรวจสอบเอกสาร	2
1.2.1 การหล่อ โลหะกึ่งของแข็ง	2
1.2.2 กระบวนการเชื่อมและโลหะวิทยาของการเชื่อมอลูมิเนียม	
หล่อผสมเกรด 7075	4
1.3 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย	9
1.4 ขอบเขตของงานวิจัย	9
1.5 แผนการดำเนินการวิจัย	10
1.6 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	10
1.7 สถานที่ทำการวิจัย	11
2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	12
2.1 อลูมิเนียมและอลูมิเนียมผสม	12
2.1.1 โลหะวิทยาพื้นฐานของอลูมิเนียมหล่อผสม	18
2.1.2 อลูมิเนียมหล่อผสมกลุ่ม 7XXX	21
2.1.3 อลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075	22
2.2 การหล่อโลหะแบบกึ่งของแข็ง	23
2.2.1 การแตกตัวของกิ่งหรือแขนงของเดนไดรต์(Dendrite fragmentation)24	
2.2.2 ขั้นตอนการเจริญเติบโตและการ Coarsening ของอนุภาคของแข็ง	25

## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
2.2.3 กระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยการหล่อแบบรีโอบคาสติ้ง (Rheocasting)	26
2.2.4 การผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีการปล่อยฟองแก๊สระหว่างการแข็งตัว (GISS)	28
2.3 ขั้นตอนการบ่ม	29
2.3.1 ขั้นตอนการอบละลาย	29
2.3.2 ขั้นตอนการชุบเย็น	30
2.3.3 ขั้นตอนการบ่มเทียม	31
2.4 กระบวนการเชื่อมเสียดทานแบบกวน	31
2.4.1 องค์ประกอบในการเชื่อมเสียดทานแบบกวน	33
2.4.2 ความร้อนจากการเสียดทานแบบกวน	34
2.4.3 แรงกดของเครื่องมือ	36
3 วิธีดำเนินการวิจัย	37
3.1 การออกแบบวิธีดำเนินการวิจัย	37
3.2 วัสดุที่ใช้ในการทดลอง	38
3.2.1 อลูมิเนียมหล่อผสมกึ่งของแข็งเกรด 7075	38
3.2.2 การเตรียมชิ้นงานทดสอบจากอลูมิเนียมหล่อกึ่งของแข็งเกรด 7075	39
3.3 เครื่องมือและอุปกรณ์ที่ใช้ในงานวิจัย	41
3.4 การติดตั้งและปรับแต่งเครื่องมือในการเชื่อม	41
3.4.1 การปรับมุมเอียงของเครื่อง	41
3.4.2 การจับยึดชิ้นงาน	42
3.4.3 เครื่องมือที่ใช้ในการเชื่อม	43
3.5 กรรมวิธีการวัดแรงกดขณะเชื่อมเสียดทานแบบกวน	44
3.6 กรรมวิธีการเชื่อมเสียดทานแบบกวน	45
3.7 ขั้นตอนกระบวนการทางความร้อน	48

## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
3.7.1 การบ่มเทียม (Artificial Aging)	49
3.7.2 การอบละลาย (Solution Treatment)	49
3.7.3 การให้ความร้อนหลังการเชื่อม T6	49
3.8 การ Lay out ตัดชิ้นงานที่ได้จากการเชื่อม	50
3.9 การตรวจสอบลักษณะโครงสร้างทางโลหะวิทยาของรอยเชื่อม	50
3.9.1 การตรวจสอบผิวหน้ารอยเชื่อมด้วยสายตา	50
3.9.2 การตรวจสอบ โครงสร้างมหภาค	51
3.9.3 การตรวจสอบ โครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	53
3.9.4 การตรวจสอบ โครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด ที่มีระบบเอ็กซ์เรย์	53
3.10 การทดสอบสมบัติทางกล	54
3.10.1 การทดสอบความแข็งแรง	54
3.10.2 การทดสอบแรงดึง	56
3.10.2.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบของเนื้อโลหะเดิมและ ชิ้นงานเชื่อม	56
3.10.2.2 วิธีการทดสอบแรงดึง	57
4 ผลการทดลองและการวิจารณ์ผล	58
4.1 การวัดแรงกดขณะทำการเชื่อมเสียดทานแบบกวน	58
4.1.1 การวัดแรงกดจากการเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm	58
4.1.2 การวัดแรงกดจากการเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1320 rpm	59
4.1.3 การเปรียบเทียบแรงกดจากการเชื่อมด้วยความเร็วเชื่อมเดียวกัน แต่ความเร็วรอบต่างกัน	60
4.2 ผลการตรวจสอบผิวหน้ารอยเชื่อม	62
4.2.1 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm	63
4.2.2 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากบ่มเทียม	



## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
ที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 และ 36 ชั่วโมง	
และบ่มเทียมนที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง	68
4.2.3 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากอบละลาย	
และหลังจากการทำ T6 (อบละลายและบ่มเทียมน)	70
4.2.4 วิเคราะห์ลักษณะรอยเชื่อมในสภาวะหลังเชื่อมและสภาวะให้ความร้อน	
ที่แตกต่างกัน	72
4.3 การตรวจสอบโครงสร้างมหภาคแนวเชื่อม	73
4.3.1 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm	73
4.3.2 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1320 rpm	74
4.3.3 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากบ่มเทียมน	
ที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 และ 36 ชั่วโมง	
และบ่มเทียมนที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง	76
4.3.4 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากอบละลาย	78
4.3.5 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจาก T6	79
4.3.6 วิเคราะห์โครงสร้างมหภาครอยเชื่อมที่สภาวะหลังเชื่อมและ	
การให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่สภาวะต่างๆ	80
4.4 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	81
4.4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ไม่ผ่านการเชื่อม	81
4.4.2 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm	82
4.4.3 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากบ่มเทียมน	
ที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 และ 36 ชั่วโมง	
และบ่มเทียมนที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง	86
4.4.4 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากอบละลาย	
และหลัง T6	88
4.4.5 วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคที่สภาวะต่างๆ	
จากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	92

## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
4.5 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) โดยมีระบบเอ็กซ์เรย์ (EDX)	94
4.5.1 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ที่สภาวะหลังเชื่อม	96
4.5.2 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากบ่มที่ 120 C° เป็นเวลา 24 และ 36 ชั่วโมง และบ่มที่อุณหภูมิ 145 C° เป็นเวลา 6 ชั่วโมง	97
4.5.3 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากอบละลาย และหลัง T6	100
4.5.4 วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคที่สภาวะต่างๆ จากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) โดยมีระบบเอ็กซ์เรย์ (EDX)	102
4.6 การตรวจสอบความแข็ง	103
4.6.1 เปรียบเทียบค่าความแข็งของรอยเชื่อมเสียดทานแบบกวน ในทุกสภาวะการทดลองที่ความเร็วเชื่อม 70, 90 และ 110 mm/min ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm	103
4.6.2 วิเคราะห์ค่าความแข็งของรอยเชื่อมเสียดทานแบบกวนในทุกสภาวะการทดลองที่ความเร็วเชื่อม 70, 90 และ 110 mm/min ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm	106
4.7 การทดสอบความแข็งแรงดึง	107
4.7.1 เปรียบเทียบค่าความแข็งแรงดึงของรอยเชื่อมเสียดทานแบบกวน ในทุกสภาวะการทดลองที่ความเร็วเชื่อม 70, 90 และ 110 mm/min ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm	108
4.7.2 วิเคราะห์ความแข็งแรงดึงรอยเชื่อมที่ความเร็วเชื่อมและสภาวะทางความร้อนที่ต่างกัน	111
5 บทสรุปและข้อเสนอแนะ	114
5.1 สรุปผล	114
	(10)

## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
5.2 ข้อเสนอแนะ	116
บรรณานุกรม	117
ภาคผนวก	121
ภาคผนวก ก ข้อกำหนดทดสอบสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกล	122
ภาคผนวก ข แผนภาพสมมูลเฟสและโครงสร้างจุลภาค	124
ภาคผนวก ค ค่าความแข็งเฉลี่ยแต่ละบริเวณจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวน126	
ภาคผนวก ง ค่าความแข็งแรงดึงจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนและบริเวณ ที่เกิดการแตกหักจากการทดสอบแรงดึง	128
ประวัติผู้เขียน	139

## สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
2.1 ตารางแสดงสมบัติของอลูมิเนียม	12
2.2 ตารางภาวะประสงค์ (Temper) สำหรับอลูมิเนียม	16
2.3 ตารางแสดงส่วนผสมทางเคมีของอลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075	22
3.1 ตารางแสดงส่วนผสมทางเคมีของอลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075	38
ผค. 1 ตารางแสดงค่าความแข็งเฉลี่ยในแต่ละบริเวณของการเชื่อมเสียดทานแบบกวน	127
ผง. 1 ตารางแสดงค่าความแข็งแรงดึงของชิ้นงานอลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็ง 7075 และอลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็ง 7075-T6	129
ผง. 2 ตารางแสดงค่าความแข็งแรงดึงจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่สภาวะหลังเชื่อม และบริเวณที่แตกหักจากการทดสอบ	130
ผง. 3 ตารางแสดงค่าความแข็งแรงดึงจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่สภาวะบ่มเทียม และบริเวณที่แตกหักจากการทดสอบ	133
ผง. 4 ตารางแสดงค่าความแข็งแรงดึงจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่สภาวะอบละลาย และ T6 หลังเชื่อม และบริเวณที่แตกหักจากการทดสอบ	136

## สารบัญรูปประกอบ

รูปที่	หน้า
1.1 แสดงโครงสร้างจากการขึ้นรูปที่แตกต่างกัน	3
1.2 แสดงความแข็งแรงดึงของอลูมิเนียมผสมเกรด 7075-T6 จากการเชื่อมเลเซอร์และการเชื่อมทิก	5
2.1 กลไกการเพิ่มความแข็งแรงด้วยการทำให้เป็นสารละลายของแข็ง	19
2.2 การรวมกลุ่มกับของอนุภาคในเนื้อโลหะซึ่งช่วยขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน	20
2.3 กระบวนการเพิ่มความแข็งแรงด้วยการตกตะกอน	21
2.4 แผนภาพสมดุลอลูมิเนียมผสมสังกะสี	21
2.5 แสดงโครงสร้างจากการขึ้นรูปที่แตกต่างกัน	24
2.6 แสดงภาพการแตกตัวของกิ่งหรือแขนของเดนไดรต์	24
2.7 แสดงเส้นทางการเติบโต (Growth) และการ Coarsening ของอนุภาคของแข็ง	26
2.8 แสดงขั้นตอนการผลิตโลหะกิ่งของแข็งด้วยกรรมวิธี Semi-Solid Rheocasting	27
2.9 แสดงอุปกรณ์ที่ใช้ในการผลิตโลหะกิ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีการพ่นฟองแก๊ส	29
2.10 แสดงหลักการเชื่อมเสียดทานแบบกวน	32
2.11 การเชื่อมเสียดทานแบบกวน	33
2.12 ช่วงของความเร็วย้อนและความเร็วเชื่อมที่มีความเหมาะสมกับการเชื่อม	35
2.13 แสดงค่าแรงกดที่เกิดขึ้นจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนในแต่ละช่วงขณะทำการเชื่อม	36
3.1 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย	37
3.2 ชิ้นงานอลูมิเนียมที่ได้จากการหล่อ	39
3.3 โครงสร้างอลูมิเนียมที่ผ่านการหล่อโดยวิธี GISS	39
3.4 แสดงการปรับผิวหน้าชิ้นงานที่ได้จากการหล่อแบบกิ่งของแข็ง	40
3.5 แสดงชิ้นที่พร้อมจะทำการทดลอง	40
3.6 แสดงการปรับมุมเอียงของหัวเชื่อม	42
3.7 แสดงอุปกรณ์ในการจับยึดและลักษณะของการจับยึดชิ้นงาน	43
3.8 แสดงหัวทุลทรงกระบอกที่ใช้ในการเชื่อม	43

## สารบัญรูปประกอบ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
3.9 การวัดค่าแรงกดในการเชื่อมอลูมิเนียมโดยใช้ Load cell	44
3.10 ชุดควบคุมความเร็วรอบ	46
3.11 ชุดควบคุมความเร็วเชื่อม	46
3.12 ลำดับขั้นตอนการเชื่อมเสียดทานแบบกวน	48
3.13 ขั้นตอนในการทำกระบวนการทางความร้อน T6	48
3.14 แสดงเตาอบหรับการให้ความร้อนชิ้นงาน	49
3.15 การ Lay out ชิ้นงานทดสอบทางโลหะวิทยาและทางกล	50
3.16 รอยเชื่อมจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่มีความสมบูรณ์	51
3.17 รอยเชื่อมจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่ไม่สมบูรณ์	51
3.18 แสดงภาพชิ้นงานที่นำไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค	52
3.19 แสดงบริเวณต่างๆ ของโครงสร้างมหภาคจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวน	52
3.20 แสดงตำแหน่งที่ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	53
3.21 แสดงตำแหน่งที่ทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้อง SEM และ EDX	54
3.22 แสดงตำแหน่งจากการวัดความแข็ง	55
3.23 แสดงเครื่องที่ใช้และหัวกดที่ใช้ในการทดสอบความแข็ง	55
3.24 แสดงขนาดมาตรฐาน ASEM E8M ของชิ้นทดสอบแรงดึง	56
3.25 แสดงการขึ้นรูปชิ้นทดสอบแรงดึง	56
3.26 ขั้นตอนการทดสอบแรงดึง	57
4.1 กราฟแสดงค่าแรงกดของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่ความเร็วรอบ 1110 rpm	59
4.2 กราฟแสดงค่าแรงกดของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่ความเร็วรอบ 1320 rpm	60
4.3 กราฟเปรียบเทียบแรงกดที่ความเร็วเดินเชื่อมเดียวกัน	62
4.4 ลักษณะผิวรอยเชื่อมที่มีข้อบกพร่องเนื่องจากความเร็วเชื่อมที่ไม่เหมาะสม	65
4.5 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm	66
4.6 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1320 rpm	67
4.7 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากบ่มเทียม 24 ชั่วโมง	68
4.8 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากบ่มเทียม 36 ชั่วโมง	69

## สารบัญรูปประกอบ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.9 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังบ่มเทียม ที่อุณหภูมิ 145 °C เวลา 6 ชั่วโมง	69
4.10 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังอบละลาย	71
4.11 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลัง T6	72
4.12 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm	74
4.13 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1320 rpm	75
4.14 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังบ่มเทียม 24 ชั่วโมง	76
4.15 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังบ่มเทียม 36 ชั่วโมง	77
4.16 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังบ่มเทียม 6 ชั่วโมง	78
4.17 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังอบละลาย	79
4.18 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลัง T6	80
4.19 โครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานที่ไม่ผ่านการเชื่อม	82
4.20 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm	84
4.21 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1320 rpm	85
4.22 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังบ่มเทียม 24 ชั่วโมง	86
4.23 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังบ่มเทียม 36 ชั่วโมง	87
4.24 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 145 °C เวลา 6 ชั่วโมง	88
4.25 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังอบละลาย	90
4.26 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลัง T6	92
4.27 โครงสร้างจุลภาคและการกระจายตัวของธาตุต่างๆ ที่บริเวณเนื้อเดิม	95
4.28 โครงสร้างจุลภาคบริเวณต่างๆ ที่สภาวะหลังเชื่อม	96
4.29 การกระจายตัวของธาตุต่างๆ ของบริเวณที่ถูกกวนในสภาวะหลังเชื่อม	97
4.30 โครงสร้างจุลภาคที่บริเวณต่างๆ ที่สภาวะหลังจากบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง	97

## สารบัญรูปประกอบ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.31 การกระจายตัวของธาตุต่างๆ ที่สภาวะหลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง	98
4.32 โครงสร้างจุลภาคที่บริเวณต่างๆ ที่สภาวะหลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 36 ชั่วโมง	98
4.33 การกระจายตัวของธาตุต่างๆ ที่สภาวะหลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 36 ชั่วโมง	99
4.34 โครงสร้างจุลภาคที่บริเวณต่างๆ ที่สภาวะหลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง	99
4.35 การกระจายตัวของธาตุต่างๆ ที่สภาวะหลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง	100
4.36 โครงสร้างจุลภาคที่บริเวณต่างๆ ที่สภาวะอบละลายหลังเชื่อม	100
4.37 การกระจายตัวของธาตุต่างๆ ที่สภาวะอบละลายหลังเชื่อม	101
4.38 โครงสร้างจุลภาคที่บริเวณต่างๆ ที่สภาวะ T6 หลังเชื่อม	101
4.39 การกระจายตัวของธาตุต่างๆ ที่สภาวะ T6 หลังเชื่อม	102
4.40 กราฟแสดงความแข็งแรงของรอยเชื่อมที่สภาวะหลังเชื่อมและสภาวะการให้ความร้อนต่างๆ	106
4.41 กราฟแสดงค่าความแข็งแรงดึงที่สภาวะต่างๆ	111



## สัญลักษณ์คำย่อและตัวย่อ

SSM	Semi-Solid Metal	การหล่อกึ่งของแข็ง
SSM7075	Semi-Solid Metal 7075 Aluminium Alloy	อลูมิเนียมหล่อกึ่งของแข็งเกรด 7075
GISS	Gas Induce Semi-Solid	กระบวนการหล่อกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีฟองแก๊สเหนียว
FSW	Friction Stir Welding	การเชื่อมเสียดทานแบบกวน
BM	Base Metal	วัสดุฐาน/เนื้อเดิม
HAZ	Heat Affected Zone	บริเวณที่ได้รับผลกระทบทางความร้อน
TMAZ	Thermo Mechanical Affected Zone	บริเวณที่ได้รับผลกระทบจากความร้อนทางกล
SZ	Stir Zone	บริเวณที่ถูกกวน
NZ	Nugget Zone	บริเวณที่ถูกกวน
AS	Advancing Side	ด้านที่ทิศทางการหมุนของหัวพินกับทิศทางการเดินแนว เชื่อมมีทิศทางเดียวกัน
RS	Retreating Side	ด้านที่ทิศทางการหมุนของหัวพินกับทิศทางการเดินแนว เชื่อมสวนทางกัน
$\alpha$	Alpha Aluminium	เฟสอลูมิเนียม
Zn	Zinc	สังกะสี
Mg	Magnesium	แมกนีเซียม
Cu	Copper	ทองแดง
Fe	Iron	เหล็ก
mm/min	milimeter per minute	ความเร็วเชื่อม
rpm	rotation per minute	ความเร็วรอบ
OM	Optical Microscope	กล้องจุลทรรศน์แบบแสง
SEM	Scanning Electron Microscope	กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด
EDX	Energy Dispersive X-ray	กล้องจุลทรรศน์โดยใช้ระบบเอ็กซ์-เรย์
HV	Hardness Vicker	การทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์

# บทที่ 1

## บทนำ

### 1.1 ความสำคัญและที่มาของหัวข้อวิจัย

ในปัจจุบัน เทคโนโลยีการหล่อกึ่งของแข็ง (Semi-Solid Metal, SSM) เป็นวิธีการหล่อที่มีศักยภาพสูงที่ใช้กันอยู่ทั่วโลกในการขึ้นรูปอลูมิเนียม เนื่องจากมีข้อดีหลายอย่างด้วยกัน อาทิเช่น ให้คุณสมบัติที่ดีที่สุดเมื่อผ่านกระบวนการทางความร้อนการเซกรีเกชันและการหดตัวต่ำ ใช้อุณหภูมิในการขึ้นรูปต่ำและยังช่วยยืดอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ เป็นต้น ประเทศไทยก็มีการวิจัยและพัฒนาเทคโนโลยีการหล่อกึ่งของแข็ง เพื่อประยุกต์ใช้กับอุตสาหกรรมภายในประเทศ และที่กำลังได้รับความสนใจและพัฒนาในขณะนี้ คือ กระบวนการหล่อกึ่งของแข็งด้วยเทคนิค GISS (Gas Induced Semi-Solid) เป็นกระบวนการหล่อกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีการพ่นฟองแก๊สเนื้อเยื่อผ่านแท่งกราฟไฟต์พูน (แก๊สอาร์กอน หรือ ไนโตรเจน) วิธีนี้มีหลักการคล้ายกับวิธี Rheocasting ที่ให้โครงสร้างเกรนแบบก้อนกลม (Spheroidal grain) ซึ่งให้คุณสมบัติที่ดีสำหรับอลูมิเนียม โดยเฉพาะอลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075 ที่ไม่เหมาะกับการหล่อแบบดั้งเดิม (Conventional casting) เนื่องจากวิธีนี้ทำให้โครงสร้างจุลภาคของอลูมิเนียมมีลักษณะแบบกิ่งไม้ (Dendritic structure) ซึ่งมีโอกาสที่จะเกิดการแตกร้อน (Hot tearing) จากการแข็งตัวของของเหลวกลายเป็นของแข็ง (Solidification cracking) ทำให้สมบัติทางกลลดต่ำลง ในทางกลับกัน วิธีการหล่อแบบกึ่งของแข็งจะช่วยลดการเกิดการแตกร้อน ลดขนาดเกรนรวมไปถึงเพิ่มความหนาแน่นให้กับชิ้นงาน [1] อลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075 ยังสามารถผ่านกระบวนการทางความร้อน (Heat treatment) เพื่อเพิ่มสมบัติทางกลให้สูงขึ้น เพื่อที่จะนำไปใช้ในงานด้านอุตสาหกรรมอากาศยาน อุตสาหกรรมยานยนต์ และอุตสาหกรรมด้านการขนส่ง ซึ่งการผลิตชิ้นส่วนในอุตสาหกรรมดังกล่าวก็ต้องมีการเชื่อมเข้ามาเกี่ยวข้องอย่างหลีกเลี่ยงไม่ได้ สำหรับการเชื่อมอลูมิเนียมเกรดนี้ จะไม่เหมาะสมกับการเชื่อมแบบหลอมละลาย (Fusion welding) [2] เนื่องจากอุณหภูมิของการเชื่อมที่สูงกว่าจุดหลอมเหลวของอลูมิเนียมและอลูมิเนียมเกรดนี้มีความไวต่อการแตกร้าวจากการแข็งตัวของของเหลวกลายเป็นของแข็ง [3] ซึ่งเป็นไปในลักษณะเดียวกันกับการหล่อขึ้นรูปแบบดั้งเดิม

ปัจจุบันมีงานวิจัยค่อนข้างน้อยสำหรับการเชื่อมอลูมิเนียมผสมเกรด 7075 ที่ได้จากการหล่อแบบกึ่งของแข็ง สำหรับการเชื่อมโดยการหลอมละลายจะทำให้เกิดโครงสร้างใหม่ขึ้น

ซึ่งไม่เหมือนโครงสร้างเดิม โดยเฉพาะบริเวณที่มีการหลอมละลายและบางส่วนของบริเวณที่ได้รับผลกระทบทางความร้อน (Heat Affected Zone, HAZ) ส่งผลให้เกิดการแตกร้าว เนื่องจากการเย็นตัวจากของเหลวกลายเป็นของแข็ง (Solidification cracking) จากการศึกษาการเชื่อมไฮบริดเลเซอร์/ไมกบนอลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075-T6 ทำให้เกิดการแตกในแนวตามขวางบนแนวเชื่อม ซึ่งมาจากความร้อนเข้า (Heat input) ที่สูงและการเดินแนวเชื่อม (Welding speed) ที่ช้าเกินไป[4]

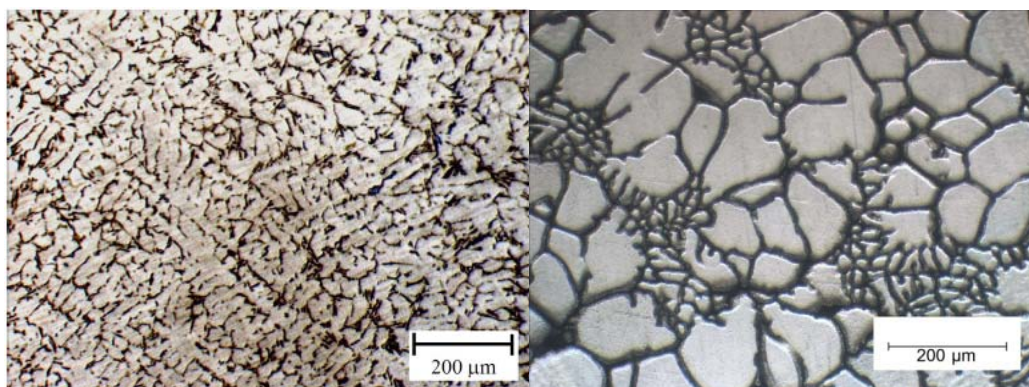
ดังนั้นจึงได้มีการพัฒนาการเชื่อมใหม่ๆ ขึ้นมาใช้ เพื่อที่จะให้รักษาโครงสร้างทางโลหะวิทยาและคุณสมบัติทางกลไว้ให้ใกล้เคียงกับโลหะเดิมมากที่สุดหลังจากการเชื่อม วิธีการที่กำลังเป็นที่สนใจกันมากในขณะนี้และได้มีการวิจัยและพัฒนาอย่างต่อเนื่องคือ การเชื่อมเสียดทานแบบกวน หรือเป็นการเชื่อมในสถานะของแข็ง (Solid State Welding) การเชื่อมเสียดทานแบบกวน (Friction Stir Welding, FSW) เป็นกระบวนการเชื่อมที่ยึดโลหะเข้าด้วยกันที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวของโลหะนั้น โดยที่โลหะยังอยู่ในสถานะของแข็ง ซึ่งโลหะจะเชื่อมติดกันโดยความร้อนจากการเสียดทานแบบกวนจะมีตัวแปรที่เกี่ยวข้องในการเชื่อมดังนี้ คือ ขนาดและรูปแบบของหัวพิน แรงกด (Downforce) ความเร็วรอบในการหมุนของหัวพิน (rpm) อัตราความเร็วเชื่อม (Welding speed) และมุมเอียงของหัวเชื่อม (Tilt angle) การเชื่อมเสียดทานแบบกวน เป็นเทคโนโลยีการเชื่อมแบบใหม่ที่สามารถนำมาประยุกต์ใช้ในการเชื่อมได้ดีกับอลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075 เนื่องจากมีข้อดีหลายอย่างที่ไม่ทำให้อลูมิเนียมเกรดดังกล่าวเกิดการเสียดคุณสมบัติทางกลและทางโลหะวิทยา เช่น อุณหภูมิระหว่างการเชื่อมต่ำกว่าจุดหลอมเหลวของอลูมิเนียมทำให้โครงสร้างไม่เปลี่ยนกลับไปเป็นเดนไดรต์ ความร้อนเข้าต่ำ การบิดตัวและความเค้นตกค้างต่ำให้สมบัติทางกลสูงเมื่อเทียบกับการเชื่อมแบบหลอมละลาย [5]

## 1.2 การตรวจเอกสาร

### 1.2.1 การหล่อโลหะกึ่งของแข็ง

กระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง (Semi-Solid Metal, SSM Processing) ถูกค้นพบเป็นครั้งแรกในช่วงต้นปี ค.ศ. 1970 โดย Spencer และ Flemings ที่สถาบันเทคโนโลยีแห่งรัฐแมสซาชูเซตส์ (Massachusetts Institute of Technology, MIT) เป็นเวลา 40 ปีมาแล้ว ซึ่งการผลิตโลหะกึ่งของแข็งทำให้โลหะมีโครงสร้างเกรนไม่เป็นแบบกิ่งไม้ (Dendrite) เหมือนโลหะหล่อทั่วไป แต่จะทำให้โลหะมีโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลม (Globular) ดังรูปที่ 1.1 ในประเทศไทยก็มีการวิจัยและพัฒนาเทคโนโลยีการหล่อกึ่งของแข็ง เพื่อนำมาประยุกต์ใช้กับอุตสาหกรรม

ภายในประเทศ ในปี ค.ศ. 2006 เจษฎา วรรณสินธุ์ และคณะ ได้ศึกษาเทคโนโลยีการหล่ออลูมิเนียม ไดแคสติงแบบกึ่งของแข็ง เทคโนโลยีการหล่อโลหะกึ่งของแข็งกำลังเป็นที่สนใจของนักวิจัย ที่จะประยุกต์ใช้ในอุตสาหกรรมผลิตชิ้นส่วนรถยนต์ที่มีการใช้กันอย่างแพร่หลาย การหล่อโลหะกึ่งของแข็งช่วงแรกๆ ทำโดยวิธี Thixocasting แต่ก็ไม่ได้มีการใช้อย่างแพร่หลาย เนื่องจาก เครื่องมือ อุปกรณ์ รวมไปถึงวัตถุดิบนั้นมีราคาสูง ทำให้ไม่คุ้มทุนต่อการผลิต ต่อมาได้มีการพัฒนา กระบวนการผลิตแบบ Rheocasting ขึ้นมาแทนวิธีเก่า โดยมีหลายวิธีด้วยกัน เพื่อเป็นการลดต้นทุน เทคโนโลยีการหล่อกึ่งของแข็งแบบ Rheocasting ได้มีการใช้อย่างแพร่หลายในการหล่อไดแคสติง (Die casting) เพื่อเพิ่มคุณภาพและคุณสมบัติเชิงกลของชิ้นงานหล่อ เป็นการลดเวลาในการผลิตต่อชิ้น (Cycle time) การลดของเสีย (Reject) เพิ่มอายุการใช้งานของแม่พิมพ์และลดต้นทุนในการอบชุบ หลังจากนั้นได้ทำการศึกษาถึงผลของอุณหภูมิของน้ำโลหะก่อนจุ่มแท่งกราไฟต์ และเวลาที่ใช้ในการจุ่มแท่ง กราไฟต์เพื่อพ่นฟองแก๊ส ที่มีต่อปริมาณสัดส่วนของแข็งและโครงสร้างทางจุลภาคที่เหมาะสมสำหรับการขึ้นรูปอลูมิเนียมผสมเกรด A356 ผลของการวิจัย แสดงให้เห็นถึงความสัมพันธ์ของตัวแปรต่างๆ ได้แก่ อุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการจุ่มแท่งกราไฟต์ พบว่า อุณหภูมิของน้ำโลหะก่อนจุ่มแท่งกราไฟต์ที่ต่ำลงและใช้เวลาในการจุ่มแท่งกราไฟต์เพื่อพ่นฟองก๊าซที่นานขึ้น ส่งผลให้เกิดสัดส่วนของแข็งเพิ่มขึ้น และมีลักษณะเป็นก้อนกลมเพิ่มขึ้นอีกด้วย [6-7]



(ก) แสดงโครงสร้างเกรนแบบเดนไดรต์[8]

(ข) โครงสร้างเกรนแบบก้อนกลม

### รูปที่ 1.1 แสดงโครงสร้างจากการขึ้นรูปที่แตกต่างกัน

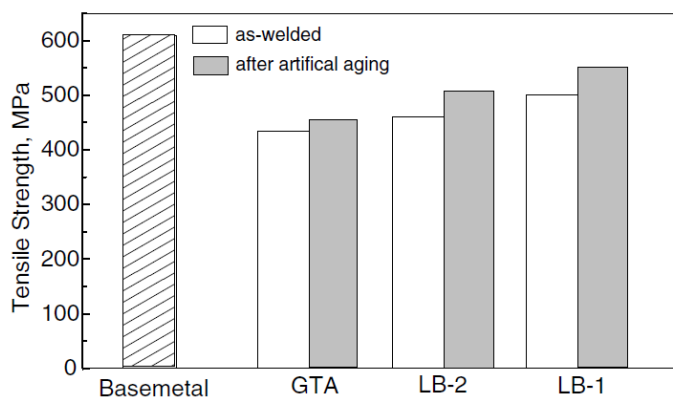
ในทางเดียวกันนี้ ได้มีการศึกษาเทคโนโลยีการหล่ออลูมิเนียมกึ่งของแข็งแบบ Low Superheat Pouring with Shear Field (LSPSF) โดยอาศัยหลักการหมุนเหวี่ยงเพื่อที่จะทำให้

อลูมิเนียมผสมเกรด 7075 เกิดโครงสร้างแบบก้อนกลม ปรากฏว่า ที่อุณหภูมิเหน้าโลหะต่างกันแต่ความเร็วรอบเท่ากัน (90 rpm) ที่อุณหภูมิเตต้า (660 °C) จะมีโครงสร้างก้อนกลมที่มีขนาดเล็กกว่า เหน้าโลหะที่มีอุณหภูมิ 690 °C หลังจากนั้นทำการอัดขึ้นรูปที่ความดันต่างกัน โดยทำการเปรียบเทียบชิ้นงานที่ผ่านการหล่อแบบกึ่งของแข็งที่อุณหภูมิ 628 °C และการหล่อแบบดั้งเดิมที่อุณหภูมิ 720 °C ปรากฏว่า ชิ้นงานที่ผ่านการหล่อแบบดั้งเดิมเกิดการแตกร่อนขนาดเล็กจำนวนมากภายในชิ้นงาน ในขณะที่ชิ้นงานที่ผ่านการหล่อแบบกึ่งของแข็งมีโครงสร้างจุลภาคที่เป็นเนื้อเดียวกันและไม่มีร่องรอยของการแตกร่อน [1]

### 1.2.2 กระบวนการเชื่อมและโลหะวิทยาการเชื่อมอลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075

Cheng Liu และคณะ[9]วิจัยเกี่ยวกับการเชื่อมอลูมิเนียมผสมเกรด 7075 โดยได้ทำการศึกษาการเชื่อม CO<sub>2</sub>เลเซอร์ (CO<sub>2</sub>Laser Beam Welding, LB) เทียบกับการเชื่อมทิก (Gas Tungsten Arc Welding, GTA) บนอลูมิเนียมผสมเกรด 7075-T6 การเชื่อมเลเซอร์เหมาะสมสำหรับงานอลูมิเนียมผสม มีความเร็วเชื่อมสูง ถ้าพลังงานมีความหนาแน่นสูง ชิ้นงานมีการบิดตัวต่ำ โดยเฉพาะ กับการเชื่อมอลูมิเนียมที่ผ่านการกระทำทางความร้อน ความร้อนเข้า (Heat input) จะต่ำ ขนาดบริเวณหลอมเหลว (Fusion Zone, FZ) และบริเวณที่ได้รับผลกระทบทางความร้อน (Heat Affected Zone, HAZ) จะแคบ ผลการศึกษา การเชื่อมเลเซอร์พบโครงสร้างเดนไดรต์ขนาดเล็กที่บริเวณหลอมละลาย และการเชื่อมทิกพบโครงสร้างเดนไดรต์ขนาดใหญ่ที่บริเวณหลอมละลาย การแตกหักจากการทดสอบแรงดึงของการเชื่อมทิก การแตกหักจะเกิดที่บริเวณที่ได้รับผลกระทบทางความร้อนแต่สำหรับการเชื่อมเลเซอร์จะขาดที่บริเวณหลอมละลาย ซึ่งทำหลังจากการบ่มเทียม ความแข็งของบริเวณหลอมละลายของการเชื่อมเลเซอร์มีค่าต่ำกว่าบริเวณเนื้อเดิมและบริเวณที่ได้รับผลกระทบทางความร้อนเนื่องจาก ความร้อนที่เกิดจากบ่อหลอมละลายทำให้แมกนีเซียมและสังกะสี เกิดการระเหยไปในระหว่างการเชื่อม ซึ่งแมกนีเซียมและสังกะสีมีจุดเดือดต่ำ มีความดันไอสูงกว่าธาตุเจืออื่นๆ รวมถึงการเกิดการแยกตัว (Segregation) ของธาตุเจือบางชนิด ส่งผลให้เกิดการหายไปของฟิสิพิเทตในบริเวณหลอมละลาย ในกรณีของการเชื่อมทิก ความแข็งที่บริเวณที่ได้รับผลกระทบทางความร้อนลดต่ำลงเนื่องจากบริเวณนั้น เกิดฟิสิพิเทตของเฟสที่ไม่ทำให้เกิดความแข็งแรงในระหว่างการเชื่อม เมื่อเปรียบเทียบความแข็งบริเวณหลอมละลายระหว่างการเชื่อมเลเซอร์และทิก พบว่า การเชื่อมเลเซอร์มีความแข็งสูงกว่า เนื่องจากบริเวณหลอมละลายมีความร้อนเข้าที่ต่ำกว่าทำให้มีการเย็นตัวที่เร็วกว่า หลังจากทำการบ่มเทียมที่ 120 °C ที่เวลา 26 ชั่วโมง สามารถ

ปรับปรุงความแข็งแรงบริเวณเนื้อเชื่อมของการเชื่อมเลเซอร์ได้เล็กน้อย แต่ความแข็งแรงดึงของการเชื่อมเลเซอร์หลังบ่มเทียมก็ยังคงต่ำกว่าความแข็งแรงของเนื้อเดิม ดังรูปที่ 1.2



รูปที่ 1.2 แสดงความแข็งแรงดึงของอลูมิเนียมผสมเกรด 7075-T6 จากการเชื่อมเลเซอร์ และเชื่อมทิก[9]

ความแข็งแรงของอลูมิเนียมเกรด 7075 เกิดจากการพรีซิพิตของเฟส  $MgZn_2$  และ  $Al_2CuMg$  แต่ปัญหาหลักของโลหะชนิดนี้คือ ไม่สามารถเชื่อมด้วยวิธีการเชื่อมแบบหลอมละลาย เนื่องจากการแข็งตัวของเหลวกลายเป็นของแข็ง (Solidification) ที่บริเวณเนื้อเชื่อมเช่นเดียวกับ บริเวณกระแทกร้อน เนื่องจากการมีทองแดงผสมอยู่ก็ส่งผลให้เกิดการแตกร้าวเช่นกัน วิธีที่เป็นไปได้ในการแก้ปัญหาที่คือการใช้ลวดตัวเติมเช่น ลวดอลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม หรือ ลวดอลูมิเนียมผสมซิลิกอน แต่อาจจะส่งผลให้ได้ประสิทธิภาพของรอยต่อที่ต่ำ นอกจากนี้ การออกซิเดชันและการระเหยของสังกะสีและแมกนีเซียม ในระหว่างการเชื่อมก็เป็นอีกปัญหาที่ส่งผลให้เกิด รุพ รุน การหลอมละลายไม่สมบูรณ์ และการเกิดควันพิช เพราะฉะนั้น การใช้อลูมิเนียมเกรด 7075 จึงมีข้อจำกัดสำหรับการเชื่อม ก่อนหน้านี้ B. Hu และคณะ[4] ได้ศึกษาวิธีการที่จะลดความเสี่ยงจากการแตกร้าวของอลูมิเนียมหล่อ 7075-T6 ที่เชื่อมด้วยวิธีไฮบริดเลเซอร์/มิก พบว่า รอยแตกตามขวาง (Transverse cracking) เริ่มเกิดจากบริเวณโซนของการหลอมละลาย ความเร็วเชื่อมที่สูง ทำให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วของแนวเชื่อม นำไปสู่การแตกร้าว การใช้ความเร็วเชื่อมต่ำและความร้อนเข้าต่ำ สามารถช่วยลดความเสี่ยงของการแตกตามขวางได้ แต่เมื่อใช้ความเร็วเชื่อมสูงขึ้น ก็ต้องใช้ตัวให้ความร้อน (Heat source) เพื่อที่จะให้อุณหภูมิที่แนวเชื่อมลดลงอย่างช้าๆ ช่วยป้องกันการแตกร้าวของแนวเชื่อม

จากการเชื่อมอลูมิเนียมด้วยกระบวนการเชื่อมแบบหลอมละลายนั้น จะส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างและการลดลงของสมบัติทางกล ซึ่งไม่เหมาะสมสำหรับการนำไปใช้งาน นักวิจัยจึงคิดค้นเทคโนโลยีการเชื่อมแบบใหม่เพื่อที่จะให้รักษาโครงสร้างทางโลหะวิทยาและคุณสมบัติทางกลไว้ให้ใกล้เคียงกับโลหะเดิมมากที่สุดหลังจากการเชื่อม วิธีการที่กำลังเป็นที่สนใจกันมากในขณะนี้และได้มีการวิจัยและพัฒนาอย่างต่อเนื่องคือ การเชื่อมเสียดทานแบบกวน หรือการเชื่อมในสถานะของแข็ง (Solid State Welding) การเชื่อมเสียดทานแบบกวน เป็นกระบวนการเชื่อมที่ขีดโลหะเข้าด้วยกันที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวของโลหะนั้น โดยที่โลหะยังอยู่ในสถานะของแข็ง ซึ่งโลหะจะเชื่อมติดกัน โดยความร้อนจากการเสียดทานแบบกวนจะมีตัวแปรที่เกี่ยวข้องในการเชื่อมดังนี้ คือ ขนาดและรูปแบบของหัวพิน แรงกด ความเร็วรอบในการหมุนของหัวพิน อัตราความเร็วเชื่อมและมุมเอียงของหัวเชื่อม [10] หลังจากนั้นทีมงานวิจัยที่ศึกษาการเชื่อมในสถานะของแข็ง ซึ่งจะไม่ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างใหม่ขึ้น โดยนักวิจัยได้ศึกษาการเชื่อมเสียดทานแบบกวนของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ ในงานวิจัยได้กล่าวถึงการเชื่อมเสียดทานแบบกวนกับวัสดุอลูมิเนียมผสม ว่าการเชื่อมเสียดทานแบบกวนประสบความสำเร็จอย่างมากกับการเชื่อมอลูมิเนียมผสมในกลุ่ม 1XXX 2XXX 5XXX 6XXX และ 7XXX รวมถึงอลูมิเนียมผสม Al-Cu-Li การเชื่อมอลูมิเนียมผสมด้วยเทคโนโลยีนี้มีข้อดีมากกว่าการเชื่อมแบบหลอมละลาย หลายประการ เช่น สามารถหลีกเลี่ยงการแข็งตัวของหัวพินของเหลวไปเป็นของแข็ง และปัญหาการเกิดโพรงอากาศ (Porosity) นอกจากนี้การเชื่อมโลหะบางประเภทไม่สามารถเชื่อมด้วยกรรมวิธีการเชื่อมแบบหลอมละลายได้ ดังนั้นเทคนิคการเชื่อมแบบนี้ จึงเหมาะสมเป็นอย่างมาก นอกจากนี้ การเชื่อมเสียดทานแบบกวนยังมีการคุณสมบัติทางกลที่ดีกว่า เมื่อเทียบกับการเชื่อมแบบหลอมละลาย รวมไปถึงมีความเค้นตกค้าง และการบิดตัวน้อยกว่า เนื่องจากมีความร้อนเข้า (Heat Input) จากการเชื่อมน้อยกว่าการเชื่อมแบบหลอมละลาย การเชื่อมเสียดทานแบบกวนจึงเป็นที่นิยมสำหรับการเชื่อมอลูมิเนียมผสม [11]และนำมาสู่งานวิจัยมากมายสำหรับการเชื่อมเสียดทานแบบกวนสำหรับอลูมิเนียมผสม ดังเช่น การศึกษาอิทธิพลของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของอลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075-T6 ปรากฏว่าเกิดโครงสร้างเป็นผลึกใหม่ (Recrystallized) ตรงบริเวณที่ถูกกวน ขนาดเกรน 2 - 4  $\mu\text{m}$ . ความหนาแน่นของ ดิสโลเคชันบริเวณนี้น้อยกว่าบริเวณเนื้อเดิมและบริเวณที่ได้รับผลกระทบจากความร้อนทางกลความร้อนในระหว่างการเชื่อมทำให้เกิดการสลายตัวของพรีซิพิเตต วิธีการเชื่อมเสียดทานแบบกวน ทำให้ไม่เกิดโครงสร้างหล่อ (Cast microstructure) หรือที่เรียกว่าเดนไดรต์ [12] ต่อมานักวิจัยกลุ่มเดียวกันนี้ทำการศึกษาเกี่ยวกับคุณสมบัติของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนอลูมิเนียมผสมเกรด 7075T651 ที่ผ่านการบ่มเทียมหลังเชื่อมที่อุณหภูมิ 121 °C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง ปรากฏว่า การบ่มเทียมหลังเชื่อมที่สภาวะดังกล่าว ทำ

ให้เกิด ปริชีพีเทตฟรีโซน (Precipitate Free Zone, PFZs) ที่บริเวณขอบเกรน ทำให้บริเวณนี้เป็นจุดที่ไม่มีความแข็งแรงส่งผลให้ชิ้นงานทดสอบแรงดึงเกิดการแตกหักที่ขอบเกรน และยังคงศึกษาต่อไปว่า การดึงขึ้นทดสอบในทิศทางตามขวาง ขึ้นทดสอบมักจะแตกหักบริเวณบริเวณที่ได้รับผลกระทบทางความร้อนเนื่องจาก ในทิศทางตามขวาง ขึ้นทดสอบจะประกอบไปด้วยโครงสร้างของเนื้อเดิม (Base Metal, BM), บริเวณที่ได้รับผลกระทบทางความร้อน (Heat Affected Zone, HAZ), บริเวณที่ได้รับผลกระทบจากความร้อนทางกล (Thermo Mechanical Affected Zone, TMAZ) และบริเวณที่ถูกกวน (Nugget Zone, NZ) บริเวณที่ต่างกันจะมีความต้านทานการเปลี่ยนรูปต่างกันด้วย เนื่องจากมีขนาดเกรนต่างกัน ขนาดและการกระจายตัวของปริชีพีเทตที่ต่างกัน ซึ่งบริเวณบริเวณที่ได้รับผลกระทบทางความร้อนมีความแข็งแรงต่ำสุด เนื่องจากมีการขยายตัวของปริชีพีเทต และเกิด PFZs ซึ่งในระหว่างการทดสอบแรงดึง จะเกิดความเครียดสูงตรงบริเวณที่ได้รับผลกระทบทางความร้อน ส่งผลให้เกิดการแตกหักบริเวณนี้ [13] ต่อมาในปี ค.ศ. 2010 มีการศึกษาการเชื่อมเสียดทานแบบกวนอลูมิเนียมผสม AA7075-T6 ที่ความเร็วรอบ 1040 rpm และความเร็วเชื่อม 104 mm/min เอียงหัวเชื่อม  $2^\circ$  ปรากฏว่าที่บริเวณที่ถูกกวนเกิดผลึกใหม่ขึ้นข้อบกพร่องที่เกิดจากการหล่อ ถูกกำจัดไปหมดเนื่องจากการกวน และความแข็งแรงดึงลดลงเหลือ 75% เมื่อเทียบกับเนื้อเดิม [14] อีกรงานวิจัยในปีเดียวกันนี้ T. Azimzadegan และคณะ [15] ศึกษาโครงสร้างจุลภาคที่เปลี่ยนแปลงไป และสมบัติทางกลของอลูมิเนียมหล่อผสม AA7075-T6 ที่ผ่านการเชื่อมเสียดทานแบบกวน ที่ความเร็วรอบและความเร็วเดินเชื่อมต่างกัน สรุปได้ว่า บริเวณเนื้อเชื่อมที่ถูกกวนมีขนาดเกรนที่ลดลง เนื่องมาจากความเร็วรอบที่เพิ่มสูงขึ้น ค่าความเร็วรอบและความเร็วเชื่อมที่ดีที่สุด ส่งผลให้ค่าความแข็งแรงดึงและค่าการยืดตัวของวัสดุเพิ่มสูงขึ้น รวมไปถึงความร้อนจากการเสียดทาน (Thermal cycles) และการบ่ม (Aging kinetics) ทำให้ได้สมบัติทางกลที่เหมาะสมและจากการศึกษาการให้ความร้อนหลังการเชื่อมอลูมิเนียมหล่อผสม 7075-T651 ปรากฏว่า การให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่อุณหภูมิ  $125^\circ\text{C}$  เป็นเวลา 24 ชั่วโมง ส่งผลให้ความแข็งแรงบริเวณเนื้อเชื่อมลดลง มีค่าใกล้เคียงกับ TMAZ และเนื้อเดิม โครงสร้างจุลภาคมีเกรนขนาดเล็กในบริเวณที่ถูกกวน และเกรนขยายใหญ่ขึ้นเมื่ออยู่ในบริเวณ TMAZ และเนื้อเดิม [5] ก่อนหน้านี้มีนักวิจัยศึกษาอิทธิพลของเวลาที่ส่งผลต่อความเค้นตกค้างของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนใน AA 7075-T651 กล่าวไว้ว่า เมื่อเวลาเปลี่ยน ค่าความเค้นตกค้างบริเวณที่ถูกกวนลดลง แต่จะเพิ่มขึ้นที่บริเวณ HAZ ค่าความแข็งแรงและค่าความแข็งแรงของเนื้อเชื่อมลดลง เมื่อเทียบกับเนื้อเดิม และมันจะเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาในการบ่มธรรมชาติ (Natural aging) เพิ่มขึ้น [2] งานวิจัยต่อมาเป็นการศึกษาอิทธิพลของการให้ความร้อนหลังการเชื่อมเสียดทานแบบกวน (Post-welded heat treatment) ที่มีผลต่อความแข็งแรงดึงของอลูมิเนียม 6061 ปรากฏว่า การบ่มเทียม (Artificial aging) ที่อุณหภูมิ  $180^\circ\text{C}$  เป็นเวลา 18 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งแรงดึงสูงที่สุด



เนื่องจาก การบ่มเทียมทำให้พรีซิพิตของ  $Mg_2Si$  ที่มีขนาดเล็กเกิดการกระจายตัว มีบริเวณที่ PFZs น้อย มีความหนาแน่นของดิสโลเคชันสูงเมื่อเทียบกับสถานะอื่นๆ ในขณะที่การอบละลายหลังเชื่อม (Soluton treatment) ที่อุณหภูมิ 530 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมงมีจำนวนพรีซิพิตหลังจากการเชื่อมเหลืออยู่น้อยมาก ซึ่งมีส่วนทำให้ PFZs เกิด

พรีซิพิตฟรีโซน (Precipitate Free Zones, PFZs) จะเกิดที่บริเวณแนวเชื่อม เนื่องจากการละลายหายไปของสารละลายเนื่องจากความร้อนจากการเชื่อม ในสถานะ T6 หลังเชื่อม เป็นการปรับรูปแบบของขอบเกรนและพรีซิพิตซึ่งพรีซิพิตจะละลายไประหว่างการอบละลาย และจะกลับมาโดยการบ่มเทียม ส่งผลให้เพิ่มความหนาแน่นของดิสโลเคชัน ทำให้ความแข็งและความแข็งแรงเพิ่มขึ้น [16]

กระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อม นอกจากจะทำการบ่มเทียมหลังการเชื่อม (Post-welded aging) บ่มธรรมชาติ (Natural aging) แล้วยังมีการทำ T6 หลังเชื่อมด้วย ซึ่งสามารถเพิ่มคุณสมบัติทางกลของชิ้นงานได้ดีอีกวิธีหนึ่ง ในปี ค.ศ. 2006 Y.C. Chen. และคณะ [17] ศึกษาการผลจากการให้ความร้อนหลังการเชื่อม (Post-Weld Heat Treatment, PWHT) ที่มีผลต่อสมบัติทางกล โดยการเชื่อมเสียดทานแบบกวนอลูมิเนียมเกรด 2219-O ในการทดลองเชื่อมที่ความเร็วรอบคงที่ 800 rpm ใช้ความเร็วเชื่อม 100-400 mm/min มุมเอียงหัวพิน 2.5° การให้ความร้อนหลังการเชื่อมใช้อุณหภูมิการอบละลาย 535 °C ที่ 32 นาที และอุณหภูมิบ่มเทียม 165 °C ที่ 18 ชั่วโมง ปรากฏว่า หลังจากทำ PWHT ความแข็งของแนวเชื่อมเพิ่มขึ้นตลอดเท่าๆกัน และความแข็งแรงดึงก็เพิ่มขึ้นด้วยเมื่อความเร็วเชื่อมเพิ่มขึ้น โดยคิดเป็น 2.4 เท่าของความแข็งแรงเนื้อเดิม เนื่องจากการรีพรีซิพิตในระหว่างการทำ PWHT กระบวนการทางความร้อนดังกล่าว ยังทำให้เกิดการขยายตัวของเกรนที่บริเวณที่ถูกกวน รวมไปถึงเกิดการแตกร้าว (Crack) ซึ่งเกิดเฉพาะที่บริเวณที่ถูกกวนในปีเดียวกันนี้ J. C. Feng และคณะ [18] ศึกษาอุณหภูมิในการทำ PWHT ที่มีผลต่อสมบัติทางโลหวิทยาและสมบัติทางกลของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนอลูมิเนียมเกรด 2219-O ในครั้งนี้ ทดลองเชื่อมที่ความเร็วรอบและความเร็วเชื่อมคงที่ 800 rpm และ 200 mm/min มุมเอียงหัวพิน 2.5° การทำ PWHT ใช้อุณหภูมิการอบละลาย 480 500 และ 540°C ที่ 32 นาที และอุณหภูมิบ่มเทียม 130 °C ที่ 9 ชั่วโมง ผลปรากฏว่า การทำ PWHT ส่งผลให้เกรนในบริเวณที่ถูกกวนมีขนาดโตขึ้นเมื่ออุณหภูมิในการอบละลายสูงขึ้น นอกจากนี้ PFZs เกิดขึ้นภายในขอบเกรนของเนื้อเชื่อมหลังจากทำ PWHT ซึ่งบริเวณที่เกิด PFZs บริเวณนั้นจะไม่มี ความแข็งแรงและเป็นจุดที่มีความเข้มข้นของความเครียดสูงการแตกขาดของชิ้นงานจากแรงดึงจะเริ่มขาดจากบริเวณ PFZs ค่าความแข็งแรงดึงของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนเพิ่มขึ้น เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบละลาย ค่าความแข็งแรงดึงสูงเป็น 260% (410 MPa) ของเนื้อเดิม (159 MPa) โดยทำที่อุณหภูมิอบละลาย 540°C

การทำ PWHT โดยอบละลายที่อุณหภูมิสูงจะทำให้ได้ค่าความแข็งแรงสูงก็จริง แต่ในทางตรงกันข้าม อุณหภูมิที่สูงขึ้นก็ทำให้ขนาดเกรนโตขึ้นด้วยรวมถึงความกว้างของ PFZs มากขึ้น

การเชื่อมเสียดทานแบบกวนจะมีข้อบกพร่องเนื่องจากการเชื่อมหลายลักษณะด้วยกัน ซึ่งมีงานวิจัยที่กล่าวถึงการเกิดข้อบกพร่องจากการเชื่อมอลูมิเนียมหล่อผสม ADC12 ที่หล่อด้วยกระบวนการไดแคสติง จากการศึกษา พบว่า ข้อบกพร่องจะขึ้นอยู่กับสถานะของการเชื่อม ซึ่งได้แก่ 1. เกิดเป็นครีบ (Flash) ขนาดใหญ่ เนื่องจากความร้อนเข้าสู่สูงเกินไป 2. เกิดช่องว่าง (Cavity) ภายในแนวเชื่อม สาเหตุจากความร้อนเข้า ไม่เพียงพอ ซึ่งช่องว่างลดลงได้โดยการเพิ่มแรงกด และ 3. เกิดเป็นโพรงที่แนวเชื่อม เนื่องจากความไม่ปกติของการกวนแนวเชื่อม คือ ความเร็วรอบและความเร็วเชื่อมสูงเกินไปหรือหัวพินกวนไม่ถึงบริเวณด้านล่างของแนวเชื่อมเป็นสาเหตุให้เกิดความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิบริเวณผิวด้านบนและบริเวณที่ถูกกวน [19] ซึ่งข้อบกพร่องที่กล่าวมานี้ ก็ขึ้นอยู่กับตัวแปรในการเชื่อม ได้แก่ แรงกด ความเร็วในการหมุนของหัวเชื่อม ความเร็วของการเชื่อม และมุมเอียงของหัวเชื่อมสรุปได้ว่าตัวแปรในการเชื่อมเสียดทานแบบกวนจะส่งผลต่อความร้อนเข้า ซึ่งจะมีผลโดยตรงกับข้อบกพร่องที่เกิดภายในแนวเชื่อม

### 1.3 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

1.3.1 เพื่อวิจัยหาเทคโนโลยีการเชื่อมสมัยใหม่ที่เหมาะสมกับการเชื่อมอลูมิเนียมผสมเกรด 7075 ซึ่งหล่อโดยเทคโนโลยีการหล่อกึ่งของแข็ง

1.3.2 เพื่อเปรียบเทียบตัวแปรในการเชื่อม ที่ใช้เชื่อมอลูมิเนียมผสมเกรด 7075 ซึ่งหล่อโดยเทคโนโลยีกึ่งของแข็ง

1.3.3 เพื่อศึกษาอิทธิพลของการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล สำหรับการเชื่อมอลูมิเนียมผสมเกรด 7075 ซึ่งหล่อโดยเทคโนโลยีการหล่อกึ่งของแข็ง

### 1.4 ขอบเขตของงานวิจัย

ขอบเขตของโครงการวิจัยนี้จะศึกษาการเชื่อมโลหะแบบกึ่งของแข็ง SSM AA7075 ด้วยกรรมวิธีการเชื่อมเสียดทานแบบกวน (Friction Stir Welding) โดยมีตัวแปรคงที่คือ มุมเอียงของ Tool Pin  $3^\circ$  หัวพินแบบทรงกระบอก (Straight Cylindrical) ส่วนตัวแปรที่มีการเปลี่ยนแปลง คือ ความเร็วในการหมุนหัวทูล (rpm) อัตราความเร็วเชื่อม (Welding speed, mm/min)

ชิ้นงานเชื่อมจะต้องมีประสิทธิภาพในการยึดต่อ (Joint efficiency) อย่างน้อย 75% เมื่อเทียบกับเนื้อเดิม โดยในแต่ละกรณีจะทำการเชื่อม 3 ตัวอย่าง จากนั้นนำชิ้นงานมาให้ความร้อนหลังการเชื่อม คือ

1. As-Welded สภาวะที่ไม่ต้องให้ความร้อนหลังการเชื่อม
2. Artificial Aging สภาวะการบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เวลา 24 และ 36 ชั่วโมง และบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C เวลา 6 ชั่วโมง
3. Solution Heat treat สภาวะอบละลายโครงสร้างที่อุณหภูมิ 480 °C 4 ชั่วโมง
4. T6 หลังเชื่อม คือ อบละลายโครงสร้างที่อุณหภูมิ 480 °C เวลา 4 ชั่วโมง และ บ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เวลา 36 ชั่วโมง

จากนั้นเป็นการทดสอบสมบัติทางกล คือ ทดสอบสมบัติแรงดึง (Tensile Test) และความแข็งระดับจุลภาค (Microhardness Test) ทำยศูด ศึกษาการเปลี่ยนแปลงทางโลหะวิทยา (โครงสร้างจุลภาค) โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope, OM) รวมถึงใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดซึ่งมีระบบเอ็กซ์เรย์ (Scanning Electron Microscope, SEM with Energy Dispersive X-ray analysis, EDX)

## 1.5 แผนการดำเนินการวิจัย

- 1.5.1 วางแผนและดำเนินงานวิจัย
- 1.5.2 ศึกษาค้นคว้าเอกสารและรวบรวมข้อมูลในการดำเนินงานวิจัย
- 1.5.3 เตรียมเครื่องมืออุปกรณ์และวัสดุในการศึกษาทดลองงานวิจัย
- 1.5.4 ออกแบบการทดลองปฏิบัติการทดลอง และศึกษาค้นคว้าเอกสารวิจัยเพิ่มเติม
- 1.5.5 สรุปและวิเคราะห์ผลการทดลอง

## 1.6 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

ทราบถึงผลของตัวแปรและการกระทำทางความร้อนหลังการเชื่อม ในกรรมวิธีการเชื่อมเสียดทานแบบกวน (Friction Stir Welding) ที่มีผลต่อสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลของการเชื่อมอลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม 7075 ที่หล่อแบบกึ่งของแข็ง

## 1.7 สถานที่ทำการวิจัย

ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์  
มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ วิทยาเขตหาดใหญ่ อ.หาดใหญ่ จ.สงขลา 90112

## บทที่ 2

### ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง

การศึกษาการเชื่อมเสียดทานแบบกวนอลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็ง 7075 ในสภาพกระบวนการทางความร้อนสถานะต่างๆ จะทำการศึกษาในเรื่องของความเร็วรอบ ความเร็วเชื่อม และสถานะการให้ความร้อนหลังการเชื่อม เพื่อนำมาตรวจสอบ โครงสร้างทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกล ดังนั้นในการวิจัยนี้ได้มีการศึกษาทฤษฎีและหลักการที่เกี่ยวข้อง ดังต่อไปนี้

#### 2.1 อลูมิเนียมและอลูมิเนียมผสม

อลูมิเนียมเป็นโลหะสำคัญที่ได้รับการใช้งานมากที่สุดในกลุ่มโลหะ เนื่องจากมีน้ำหนักเบา(Light metals) โดยอลูมิเนียมจะหนักเพียง 1/3 เท่าของเหล็กกล้าเท่านั้น ทั้งยังราคาถูกหาซื้อได้ง่าย มีความต้านทานด้านทานต่อการเป็นสนิม เนื่องจากเมื่อถูกทิ้งไว้ในบรรยากาศจะเกิดฟิล์มบางๆ ของอลูมินา ( $Al_2O_3$ ) ที่ผิว ฟิล์มดังกล่าวนี้จะทำหน้าที่ป้องกันเนื้อโลหะที่อยู่ลึกลงไปใต้ผิวไม่ให้เกิดปฏิกิริยากับออกซิเจน ( $O_2$ ) อีกต่อไป มีค่ากำลังวัสดุต่อหนึ่งหน่วยน้ำหนัก (Strength to weight ratio) สูงเหมาะสำหรับทำชิ้นส่วนที่ใช้ในเครื่องบิน ซึ่งต้องการน้ำหนักเบา และต้องการความแข็งแรงในเวลาเดียวกัน มีความแข็งแรงอยู่ในเกณฑ์ปานกลาง แต่มีความเหนียวสูงสามารถนำไปใช้ได้อย่างกว้างขวาง อลูมิเนียมมีสมบัติด้านการหลอมที่ดี โดยมีอุณหภูมิหลอมเหลวต่ำสามารถรวมตัวกับโลหะอื่น ๆ เป็นโลหะผสมได้ง่าย มีความสามารถในการไหลอยู่ในเกณฑ์สูง แต่มีข้อเสียคือ มีขอบเขตการยืดหยุ่น (Elastic limit) ต่ำ

#### ตารางที่ 2.1 แสดงสมบัติของอะลูมิเนียม[20]

หมายเลขอะตอม (Atomic Number)	13
น้ำหนักอะตอม (Atomic Weight)	26.97
โครงสร้างของผลึก	fcc
ขนาดของแลตทิซ (Lattice Dimension) $a_0$ (Å)	4.041
จุดหลอมเหลว °C	658

จุดเดือดกลายเป็นไอ °C	1800
สัมประสิทธิ์การขยายตัว (20°C)	70%
การหดขณะแข็งตัว (Solidification Shrinkage)	6.6%
ความร้อนแฝงของการหลอมเหลว (cal/g)	93
ความร้อนแฝงของการเป็นไอ (cal/g)	2260
ความร้อนจำเพาะที่ 100°C (cal/g-°C)	0.2259
สภาพตัวนำความร้อน (20°C) (Cal.cm/cm <sup>2</sup> . °C.sec)	0.52
ความแข็งแรง (Tensile Strength) kg/mm <sup>2</sup>	8-10
พิกัดความยืดหยุ่น (Elastic Limit) kg/mm <sup>2</sup>	3
อัตราการยืดตัว (Percent Elongation)	40-45%
ความแข็ง (Hardness) H <sub>B</sub>	16-20
โมดูลัสการยืดหยุ่น (Modulus of Elastic) kg/mm <sup>2</sup>	7800

ในแง่ของกรรมวิธีการผลิต โลหะอลูมิเนียมผสมแบ่งออกเป็น โลหะผสมหล่อ (Cast alloy) และโลหะผสมแปรรูป (Wrought alloy) ถ้าแบ่งตามกรรมวิธีทางความร้อน (Heat treatment) สามารถแบ่งโลหะอลูมิเนียมผสมได้เป็น 2 พวกคือ โลหะผสมพวกที่สามารถใช้กรรมวิธีทางความร้อนปรับปรุงสมบัติบางประการ ซึ่งเรียกว่า (Heat treatable alloys) อีกพวกหนึ่งเป็นพวกที่ไม่มีผลจากกรรมวิธีทางความร้อน (Non-heat treatable alloys) นอกจากนั้นโลหะอลูมิเนียมผสมยังสามารถแบ่งตามส่วนผสมทางเคมีได้เป็น 7 กลุ่มหลักๆ ดังต่อไปนี้ อลูมิเนียมบริสุทธิ์ อลูมิเนียมผสมทองแดง อลูมิเนียมผสมแมงกานีส อลูมิเนียมผสมซิลิกอน อลูมิเนียมผสมแมงกานีส อลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม-ซิลิกอน อลูมิเนียมผสมสังกะสี ซึ่งสามารถแบ่งรายละเอียดย่อยของอลูมิเนียมผสมแต่ละกลุ่มได้ดังต่อไปนี้[21]

1. อลูมิเนียมบริสุทธิ์ (Series 1XXX) เมื่อความบริสุทธิ์ของอลูมิเนียมอยู่ระหว่าง 99.0% ถึง 99.9% เรียกโลหะผสมอลูมิเนียมนี้ว่า อลูมิเนียมบริสุทธิ์สำหรับการใช้งานอุตสาหกรรม พวกโลหะผสมที่จัดอยู่ในอนุกรมนี้ มีความต้านทานการกัดกร่อนดี สามารถนำความร้อนและนำไฟฟ้าได้ดี ทั้งยังสะท้อนแสงได้ดีอีกด้วย นอกจากนั้นการนำไปตัดแปรรูปยังทำได้ง่าย สำหรับในด้านการเชื่อม จัดว่าความสามารถในการเชื่อมอยู่ในเกณฑ์ที่น่าพอใจถึงแม้ว่าอลูมิเนียมบริสุทธิ์ มีความแข็งแรงต่ำก็ตาม

2. อลูมิเนียมผสมทองแดง (Series 2XXX) โลหะผสมในอนุกรมนี้เป็นพวกที่สามารถใช้กรรมวิธีทางความร้อน คุณสมบัติทางกลใกล้เคียงกับเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ ทั้งนี้เนื่องจาก

เกิดการแข็งตัวเนื่องจากการตกตะกอน ภายหลังการอบชุบความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อน (Corrosion resistance) ของโลหะผสมอนุกรมนี้ต่ำกว่าอลูมิเนียมผสมชนิดอื่นๆ นอกจากนั้นยังมีความสามารถในการเชื่อมต่ำ เชื่อมได้ยาก ดังนั้นจึงมักนำไปใช้ทำโครงสร้างซึ่งยึดด้วยหมุดย้ำหัว เป็นต้น อลูมิเนียมผสมชนิดนี้เรียกว่า ดูราลูมิน (Duralumin, 2017) และซูเปอร์ ดูราลูมิน (Super duralumin) ซึ่งเป็นวัสดุที่สำคัญในการสร้างเครื่องบิน ก็จัดว่าอยู่ในอนุกรมนี้ด้วย

3. อลูมิเนียมผสมแมงกานีส (Series 3XXX) จัดเป็นพวกที่ไม่สามารถใช้กรรมวิธีทางความร้อน มีโลหะผสมอลูมิเนียมซึ่งจัดอยู่ในกลุ่มนี้อยู่หลายชนิดที่มีความแข็งแรงสูง ในการผลิตมีการนำโลหะผสมไปผ่านกระบวนการแปรรูปเย็น (Cold working) ข้อดีของโลหะผสมซึ่งจัดอยู่ในกลุ่มนี้ก็คือ มีความต้านทานต่อการกัดกร่อนดี ความสามารถในการนำไปตัดแปรรูปและความสามารถในการเชื่อม เหมือนกับอลูมิเนียมบริสุทธิ์แต่ความแข็งแรงสูงกว่ามาก

4. อลูมิเนียมผสมซิลิกอน (Series 4XXX) อลูมิเนียมผสมชนิดนี้เป็นพวกที่ไม่สามารถใช้กับกรรมวิธีทางความร้อน เมื่ออยู่ในสภาวะหลอมเหลว มันสามารถไหลได้ดี และในขณะที่แข็งตัวไม่เกิดรอยแตกได้ง่าย ดังนั้นโลหะผสมเหล่านี้จึงถูกใช้สำหรับลวดเชื่อมสำหรับอลูมิเนียมหล่อ และอลูมิเนียมพวกที่สามารถใช้กับกรรมวิธีทางความร้อน

5. อลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม (Series 5XXX) บางทีมีการเติมแมงกานีสเข้าไปด้วย โลหะผสมกลุ่มนี้จัดเป็นพวกที่ไม่สามารถใช้กรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งมีความแข็งแรงสูงกว่าชนิดอลูมิเนียมแมงกานีส ความสามารถในการเชื่อมของอลูมิเนียมผสมแมกนีเซียมจัดอยู่ในเกณฑ์ดี มีความต้านทานต่อการกัดกร่อน โดยเฉพาะอย่างยิ่งน้ำทะเล ตัวอย่างของอลูมิเนียมผสมชนิดนี้ก็คือ อลูมิเนียมผสม 5083-O ซึ่งนิยมใช้กันแพร่หลายไม่เพียงแต่ใช้ทำเป็นโครงสร้างเชื่อม (Welded structure) เท่านั้น ยังใช้ทำเป็นภาชนะบรรจุ (Storage vessels) สำหรับก๊าซเหลว เช่น LNG และ LOX เป็นต้น

6. อลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม-ซิลิกอน (Series 6XXX) เป็นอลูมิเนียมที่สามารถใช้กรรมวิธีทางความร้อนปรับปรุงสมบัติได้ความสามารถในการนำไปตัดแปรรูป ความต้านทานต่อการกัดกร่อน และความสามารถในการเชื่อมของอลูมิเนียมผสมกลุ่มนี้ จัดอยู่ในเกณฑ์ที่น่าพอใจ ข้อเสียก็คือ เมื่อนำโลหะไปเชื่อม ความร้อนจากการเชื่อมจะทำให้รอยเชื่อมอ่อน อลูมิเนียมผสม 6063 นิยมนำไปใช้ทำแผ่นเลื่อนบังแดด

7. อลูมิเนียมผสมสังกะสี (Series 7XXX) โลหะผสมอนุกรมนี้เป็นพวกที่สามารถใช้กับกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งมีแมกนีเซียม (Mg) เป็นส่วนผสมรอง นอกจากนั้นก็ยังมี ทองแดง (Cu) และ โครเมียม (Cr) อีกเล็กน้อย เนื่องจากอลูมิเนียมผสมชนิดนี้มีความแข็งแรงเกินกว่า 50

kg/mm<sup>2</sup> ดังนั้นจึงเรียกว่า อุลตรา ดูราลูมิน(Ultra duralumin) สำหรับความสามารถในการเชื่อม และ ความสามารถต้านทานการกัดกร่อน จัดว่าอยู่ในเกณฑ์ต่ำ

สัญลักษณ์อลูมิเนียมหล่อผสมตามมาตรฐานของ ASTM (American Society of Testing and Materials) มีตัวเลขสี่หลัก เช่น 1XXX และ 2XXX เป็นต้น ซึ่งมีความหมายดังต่อไปนี้ [22]

ตัวเลขหลักที่หนึ่ง เป็นสัญลักษณ์ที่สำคัญที่สุด ในการแสดงกลุ่มของอลูมิเนียมผสม ซึ่งมีอยู่ 7 กลุ่มหลัก ตามเนื้อหาที่กล่าวมาก่อนหน้า เช่น 1XXX แทน โลหะที่มีอลูมิเนียมไม่น้อยกว่า 99% โดยน้ำหนัก เป็นต้น

ตัวเลขหลักที่สอง เป็นสัญลักษณ์ใช้สำหรับกำกับ เมื่อมีการเปลี่ยนแปลง ส่วนผสมของโลหะ ให้แตกต่างไปจากโลหะผสมเดิม เช่น ตัวเลข 0 แสดงว่า เป็นโลหะผสมดั้งเดิม ส่วนตัวเลข 1-9 แสดงว่าเป็น โลหะที่ผสมเข้าไปเปลี่ยนแปลงจากเดิม ยกตัวอย่าง เช่น หมายเลข 2024 ตัวเลขหลักที่สองคือ 0 (4.5%Cu 1.5%Mg 0.5%Si 0.1%Cr) เมื่อเทียบกับ หมายเลข 2218 ตัวเลขหลักที่สองคือ 2 (4.0%Cu 2.0%Ni 1.5%Mg 0.2%Si) ซึ่งสังเกตได้ว่า หมายเลข 2218 มีนิกเกิล(Ni)ผสมเข้าไป

ตัวเลขหลักที่สามและสี่ เป็นสัญลักษณ์ที่ใช้แสดงชนิดย่อยๆ ของโลหะที่ผสมในกลุ่มเดียวกัน ความแตกต่างที่เกิดขึ้นนี้ มักจะเป็นส่วนผสมที่แตกต่างกัน ตัวอย่างเช่น หมายเลข 2014 ตัวเลขหลักที่สามและสี่คือ 14(4.4%Cu 0.8%Si 0.8%Mn 0.4%Mg) และ หมายเลข 2017 ตัวเลขหลักที่สามและสี่คือ 17(4.0%Cu 0.8%Si 0.5%Mn 0.5%Mg 0.1%Cr)

เฉพาะอลูมิเนียมในกลุ่ม 1XXX ตัวเลขหลักที่สาม และ หลักที่สี่ จะแสดงปริมาณของ อลูมิเนียมที่เป็นจุดทศนิยม 2 ตำแหน่ง ที่ปรากฏภายหลัง 99% เช่น หมายเลข 1060 และ หมายเลข 1080 หมายถึง อลูมิเนียมขึ้นรูป ที่มีอลูมิเนียม 99.60% และ 99.80% ตามลำดับ

การกำหนดการให้ความร้อนอลูมิเนียม (Temper Designations of Aluminum Alloys) ขึ้นอยู่กับการนำไปใช้งาน โดยได้กำหนดตามมาตรฐาน ASM (American Society of Metals) ดังแสดงในตารางที่ 2.2



ตารางที่ 2.2 แสดงภาวะประสงค์ (Temper) สำหรับอลูมิเนียม [23]

สัญลักษณ์	ใช้แทน	หมายถึง
F	สภาพเดิม ผ่านการขึ้นรูปตามปกติ	ชิ้นงานที่ไม่ผ่าน กรรมวิธีทางความร้อนต่อเนื่อง หรือ ทางกล เช่น งานหล่อ หมายถึง สภาพที่ได้จากการหล่อ
O	สภาพการอบอ่อน	เป็นการอบคลาย ทำให้อ่อนด้วยการอบอ่อนหรือการอบทำให้เกิดผลึกใหม่ ทำให้มีคุณสมบัติ ด้านความอ่อนและเหนียว มักจะใช้กับงานขึ้นรูปเย็น
H	ทำให้มีความแข็งที่เกิดจากการขึ้นรูปเย็น	ใช้กับงานที่ต้องการเพิ่มคุณสมบัติทางกลให้สูงขึ้น โดยการแปรรูปเย็นอาจจะมีกรรมวิธีทางความร้อนควบคู่หรือไม่ก็ได้
H1	ทำให้แข็งโดยการขึ้นรูปเย็นอย่างเดียว	เป็นการผ่านกระบวนการแปรรูปเย็นอย่างเดียว มีตัวเลขตัวที่สองกำกับอยู่ด้วย จะแสดงความรุนแรงของการแปรรูป ความรุนแรงของการแปรรูปวัดด้วยปริมาณของการแปรรูป ในบางครั้งอาจมีตัวเลขตัวที่สามกำกับไว้เพื่อบอกถึงการควบคุม การอบคลาย หรือระบุถึง คุณสมบัติทางกลพิเศษ
H2	ทำให้แข็งโดยการแปรรูปเย็นแล้วทำการอบละลาย	ใช้กับงานแปรรูปเย็น เพื่อต้องการเพิ่มความแข็งแรงของวัสดุเกินกว่าระดับที่ต้องการเล็กน้อย ต่อจากนั้นจึงนำไปอบคลาย จะเห็นว่าความแข็งแรงถูกลดลงระดับหนึ่ง แต่ยังคงมีปริมาณการแปรรูปเย็นเหลืออยู่
H3	ทำให้แข็งโดยการแปรรูปเย็นและคงรูป	ใช้กับงานที่ผ่านการแปรรูปเย็น เพื่อเพิ่มความแข็งแรง ให้แก่วัสดุ จากนั้นนำไปทำกรรมวิธีทางความร้อน เพื่อให้โลหะคงรูป ความร้อนที่ให้นี้ยังไม่มากพอที่จะลดความเครียด ทำให้มีความเค้นตกค้างในโลหะ
W	สภาพไม่คงรูป หลังทำการอบละลาย	ใช้กับโลหะผสมของอลูมิเนียมที่สามารถแตกตัวขึ้นได้เองเท่านั้น หมายถึง หลังจากทำกรรมวิธี ให้ความ

		ร้อน เพื่อให้เกิด การละลายตัวของธาตุผสมให้เป็นเนื้อเดียวกันกับอลูมิเนียม จากนั้นทำให้เย็นตัวลงอย่างรวดเร็ว เนื่องจากโลหะชนิดนี้ มีการเปลี่ยนแปลง (ทางโครงสร้าง) ตลอดเวลาที่ทิ้งไว้ในอากาศ ดังนั้นจึงต้อง ระยะเวลาหลังกรรมวิธี การให้ความร้อน กำกับไว้ด้วย
T	ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนมาแล้ว	ใช้กับโลหะที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งอาจทำร่วมกับกรรมวิธีทางกลด้วยหรือไม่ก็ได้ ซึ่งทำให้ชิ้นงานเสถียรภาพ การอบคลายใช้อักษรตัว T ตามด้วยเลข 2-10 เป็นข้อกำหนดของการทำงาน เพื่อเปลี่ยนสภาพของชิ้นงานแตกต่างกันออกไป โดยการเติมตัวเลขตัวเดียวหรือหลายตัวก็ได้
T2	สภาพอบอุ่น	เป็นการอบอุ่น เพื่อให้โลหะเกิดการอ่อนตัว ทำให้เหนียวขึ้น ใช้กับงานที่ได้จากการหล่อ
T3	อบละลาย และการแปรรูปเย็น	เป็นสภาวะโลหะภายหลังการทำอบละลาย ต่อจากการทำแปรรูปเย็น เพื่อเพิ่มความแข็งแรงให้แก่วัสดุ
T4	อบละลายและการบ่มได้เองจนอยู่ในสภาพคงรูป	ใช้กับโลหะที่ทำการอบละลายแล้ว ต่อจากนั้นทิ้งไว้จนเกิดการบ่ม (บ่มตามธรรมชาติ) ทำให้เกิดความแข็งและเกิดการคงรูป
T5	การบ่มโดยกรรมวิธีทางความร้อน	ใช้กับโลหะที่ผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อน เพื่อให้เกิดการบ่มโดยไม่ต้องทำการอบละลายมาก่อน
T6	อบละลายแล้วอบบ่มแข็ง	ใช้กับโลหะที่ผ่านการอบละลาย ต่อจากนั้นใช้กรรมวิธีทางความร้อน เพื่อทำให้เกิดการบ่มเทียม
T7	อบละลายและทำให้คงสภาพ	ใช้กับโลหะที่ผ่านการอบละลาย โดยมีการควบคุมทั้งอุณหภูมิและเวลา เพื่อควบคุมการโตของเกรนหรือช่วยควบคุมความเค้นตกค้างในเกรนที่หลงเหลืออยู่ในโลหะ หรือควบคุมทั้งสองอย่าง
T8	อบละลายแล้วแปรรูปเย็นและอบบ่มแข็ง	ใช้กับโลหะที่ผ่านการอบละลาย เพื่อให้โลหะเหนียวขึ้น จากนั้นจึงทำการแปรรูปเย็น เพื่อเพิ่ม

		ความแข็งแรงวัสดุ ขึ้นอีกโดยการบ่มแข็ง
T9	อบละลายแล้วอบบ่มแข็งและแปรรูปเย็น	ใช้กับโลหะที่ผ่านการอบละลายแล้วทำการอบบ่มแข็ง จากนั้นจึงทำการแปรรูปเย็น เพื่อเพิ่มความแข็งแรงให้แก่วัสดุ
T10	อบบ่มแข็งแล้วแปรรูปเย็น	ใช้กับโลหะที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน เพื่อให้เกิดการอบบ่มแข็ง โดยไม่ผ่านการอบอ่อนมาก่อน ต่อจากนั้นทำการแปรรูปเย็นอีกเพื่อเพิ่มความแข็งแรงให้แก่วัสดุ

### 2.1.1 โลหะวิทยาพื้นฐานของอโลหะผสม

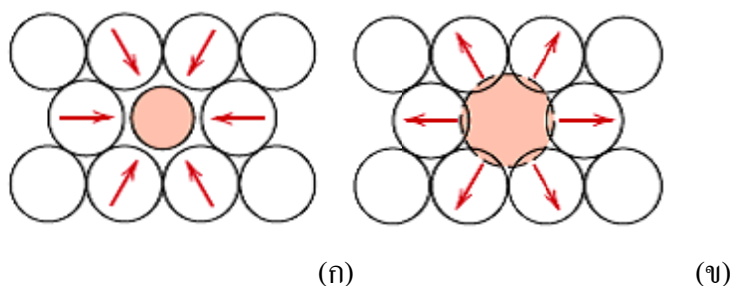
อโลหะผสมโดยทั่วไปจัดอยู่ในกลุ่มโลหะยูเทคติกซึ่งมีสารประกอบอินเตอร์เมทัลลิก (Intermetallic Compounds) หรือธาตุต่างๆ เป็นเฟสที่เสริมในเนื้อโลหะด้วย ในอโลหะผสมหนึ่งชนิดอาจประกอบไปด้วยเฟสโลหะหลายชนิด เฟสโลหะเหล่านี้ละลายได้ง่ายเมื่ออุณหภูมิใกล้จุดกระบวนการอบละลายและการบ่มแข็งซึ่งเป็นหนึ่งในกรรมวิธีที่ใช้เพิ่มสมบัติทางกลให้กับอโลหะผสมที่เรียกว่า การเพิ่มความแข็งแรงโดยการตกตะกอน

นอกจากนี้ยังมีอีก 4 วิธี ได้แก่ การเพิ่มความแข็งแรงด้วยการแปรรูป (Work hardening) การเพิ่มความแข็งแรงด้วยการทำให้เป็นสารละลายของแข็ง (Solid solution strengthening) การเพิ่มความแข็งแรงด้วยการใช้การกระจายอนุภาค (Dispersion strengthening) และการเพิ่มความแข็งแรงโดยการตกตะกอน (Precipitation strengthening) กระบวนการทั้ง 4 วิธีนี้ช่วยเพิ่มความแข็งแรงอย่างมีประสิทธิภาพได้ เนื่องจากการสร้างสภาวะที่ขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน (Dislocation) ซึ่งรายละเอียดของแต่ละวิธีมีดังนี้

1. การเพิ่มความแข็งแรงด้วยการแปรรูป เมื่อมีการแปรรูปอโลหะผสมด้วยวิธีต่างๆ เช่น การรีด (Rolling) การอัดรีด (Extrusion) การดึงขึ้นรูป (Drawing) หรือการดัด (Bending) จะมีการให้พลังงานแก่ชิ้นงานอโลหะผสม หากการแปรรูปทำที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่ (Recrystallization temperature) ความแข็งแรงก็จะเพิ่มขึ้นด้วย ทั้งนี้เนื่องจากการแปรรูปทำให้จำนวนดิสโลเคชันเพิ่มขึ้น และดิสโลเคชันเหล่านี้จะมีผลกระทบต่อกัน (Interact) เมื่อดิสโลเคชันพยายามที่จะเลื่อนไถล (Glide) ผ่านระนาบผลึกต่างๆ ทำให้เกิดปรากฏการณ์คล้ายกับจากรวดขัด ซึ่งส่งผลให้การเคลื่อนที่ทำได้ยากขึ้น การแปรรูปที่ใช้อุณหภูมิที่สูงกว่าอุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่จะไม่ช่วยเพิ่มความแข็งแรงแต่อย่างใด เนื่องจากพลังงานความร้อนทำให้มีการเรียงตัวของผลึก

ใหม่เกิดขึ้นในอลูมิเนียมเกรดที่เพิ่มความแข็งแรงด้วยกระบวนการทางความร้อนไม่ได้ จะใช้วิธีการแปรรูปในการปรับปรุงสมบัติทางกล [24]

2. การเพิ่มความแข็งแรงด้วยการทำให้เป็นสารละลายโลหะผสมส่วนใหญ่อยู่ในรูปสารละลายของแข็งที่ประกอบด้วยโลหะหนึ่งชนิดหรือมากกว่า ผสมในโลหะอีกชนิดหนึ่งซึ่งการละลายผสมกันอาจอยู่ในรูปที่อะตอมของธาตุผสมอยู่แทนที่ตำแหน่งของอะตอมของธาตุที่เป็นโลหะเดิมกรณีนี้เรียกว่า การละลายของแข็งแบบแทนที่ (Substitutional solid solution) หรืออะตอมของธาตุผสมอาจจะแทรกตัวอยู่ระหว่างตำแหน่งของอะตอมของธาตุที่เป็นโลหะฐาน กรณีนี้เรียกว่า การละลายของแข็งแบบแทรกที่ (Interstitial solid solution) โดยในทั้งสองกรณีนี้แลตทิซของโลหะเดิมจะเกิดการบิดเบี้ยวทำให้การเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันเป็นไปได้ยากขึ้น(รูปที่2.1) ซึ่งมีผลทำให้โลหะผสมนั้นมีความแข็งแรงเพิ่มมากขึ้นอีกด้วย อลูมิเนียมผสมเกือบทุกชนิดได้รับความแข็งแรงเพิ่มขึ้นจากการเติมธาตุผสมลงไปและโดยส่วนใหญ่แล้วจะได้รับความแข็งแรงเพิ่มขึ้นอีกจากกระบวนการทางความร้อนหรือจากการแปรรูป[24]

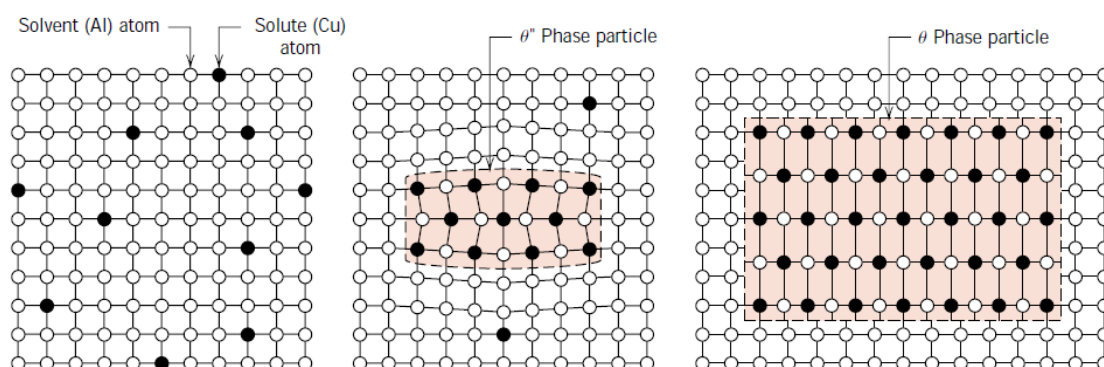


**รูปที่ 2.1**กลไกการเพิ่มความแข็งแรงด้วยการทำให้เป็นสารละลายของแข็ง (ก) เมื่ออะตอมของตัวถูกละลายเล็กกว่า จะเกิดความเครียดแรงดิ่งกับแลตทิซ (ข) เมื่ออะตอมของตัวถูกละลายโตกว่า จะเกิดความเครียดแรงกดกับแลตทิซ [25]

3. การเพิ่มความแข็งแรงด้วยการใช้การกระจายอนุภาคการมีอนุภาคที่ไม่ละลายในอลูมิเนียม (เช่น คาร์ไบด์หรือออกไซด์ต่างๆ) และที่มีขนาดละเอียดมากกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในโครงสร้างจุลภาค สามารถช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้กับอลูมิเนียมได้ ด้วยการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน โดยเฉพาะอย่างยิ่งเมื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูง เพราะอนุภาคเหล่านี้มีความเสถียรที่อุณหภูมิสูง อนุภาคเล็กๆ เหล่านี้เกิดขึ้นจาก 2 วิธี ได้แก่ การเติมธาตุผสมที่ทำปฏิกิริยาทางเคมี เกิดเป็นอนุภาคที่ละเอียดมาก ซึ่งตกตะกอนออกมา และการเติมอนุภาคหรือผงเซรามิกเข้าไปในเนื้ออลูมิเนียม โดยการหล่อหรือวิธีการผลิตโลหะผง

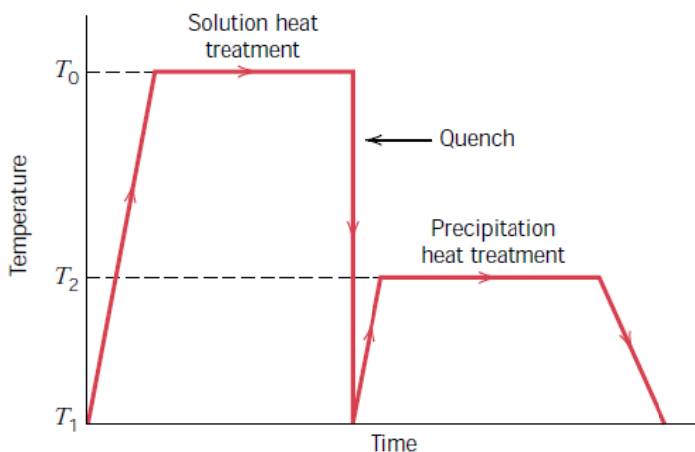
4. การเพิ่มความแข็งแรงโดยการตกตะกอน กรรมวิธีนี้ประกอบด้วยกระบวนการทางความร้อน 2 ขั้นตอน ได้แก่ กระบวนการอบละลายและกระบวนการบ่มแข็ง กระบวนการอบละลายทำโดยการให้ความร้อนแก่ชิ้นงานถึงอุณหภูมิได้จุดหลอมเหลวที่ต่ำที่สุด (ส่วนใหญ่จะเป็นอุณหภูมิยูเทคติก) และคงอุณหภูมิไว้เป็นระยะเวลาหนึ่งเพื่อให้ธาตุผสมต่างๆ ละลายเข้าไปในเนื้อโลหะให้มากที่สุด จากนั้นก็ปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวอย่างรวดเร็วโดยการชุบน้ำ เพื่อให้ธาตุผสมทั้งหลายยังคงอยู่ในสภาวะสารละลายของแข็งและมีความอิ่มตัวยิ่งยวด (Supersaturated) โดยทั่วไปแล้วเมื่อสารละลายของแข็งอยู่ในสภาวะอิ่มตัวยิ่งยวดจะไม่เสถียรและจะเกิดการตกตะกอนแม้จะอยู่ในอุณหภูมิห้อง เช่น เกรด 2024 จะตกตะกอนทั้งหมดประมาณ 4 วัน จึงไม่ทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิสูง แต่อลูมิเนียมเกรดอื่นๆ จะใช้เวลาในการตกตะกอนนานมาก จึงต้องนำมาบ่มแข็งที่อุณหภูมิประมาณ 120 -170 °C เพื่อเร่งการตกตะกอนให้สมบูรณ์[24]

อนุภาคที่ได้จากการตกตะกอนนี้จะช่วยเพิ่มความแข็งแรงโดยการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ดังแสดงในรูปที่ 2.2



รูปที่ 2.2 การรวมกลุ่มกันของอนุภาคภายในเนื้อโลหะซึ่งช่วยขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน[25]

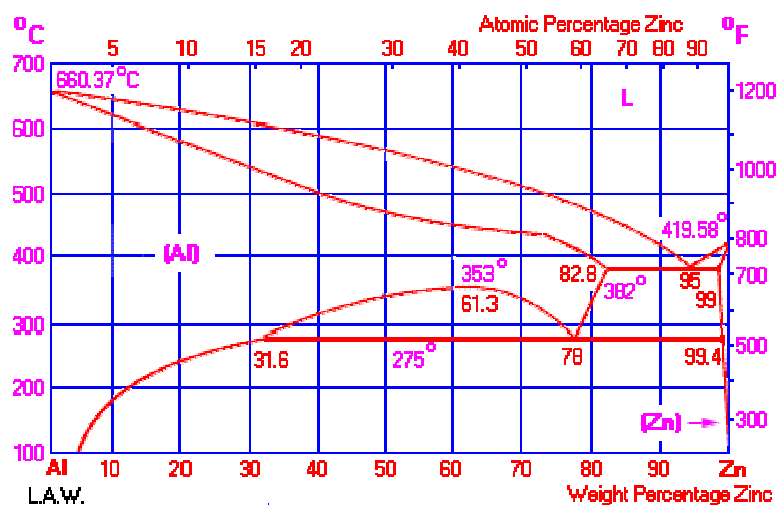
อลูมิเนียมผสมเกรดที่สามารถเพิ่มความแข็งแรงโดยการตกตะกอน จำเป็นต้องมีปริมาณธาตุผสมที่ละลายได้เกินกว่าขีดจำกัดการละลายของแข็ง (Solid solubility limit) ที่อุณหภูมิห้อง ตัวอย่างแสดงในรูปที่ 2.3 นอกจากนี้โลหะผสมนี้ต้องสามารถละลายธาตุผสมที่เกินมาและทำให้ตกตะกอนออกมาได้ โดยที่อนุภาคที่ตกตะกอนออกมาต้องมีโครงสร้างที่ต่างไปจากสารละลายของแข็งด้วย[24]



รูปที่ 2.3 กระบวนการเพิ่มความแข็งแรงด้วยการตกตะกอน[25]

### 2.1.2 อลูมิเนียมหล่อผสมกลุ่ม 7XXX

อลูมิเนียมผสมสังกะสีเป็นโลหะผสมที่สามารถปรับปรุงคุณสมบัติทางกลหลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งทำให้มีความแข็งแรงสูงขึ้นใกล้เคียงเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ แต่มีน้ำหนักและความหนาแน่นน้อยกว่ามาก



รูปที่ 2.4 แผนภาพสมดุลอลูมิเนียมผสมสังกะสี [22]

จากแผนภาพสมดุลอลูมิเนียมสังกะสีจะพบว่าสังกะสี (Zn) มีอุณหภูมิการหลอมละลายต่ำกว่าอลูมิเนียม คือ อุณหภูมิที่  $419.5^{\circ}\text{C}$  นอกจากนี้แล้ว สังกะสียังมีโครงสร้างผลึก แบบ Hexagonal ซึ่งแตกต่างจากอลูมิเนียม การผสมสังกะสี 4-8% และแมกนีเซียม 1-3% ในอลูมิเนียม ทำให้สามารถปรับปรุงสมบัติของอลูมิเนียมโดยการใช้กรรมวิธีทางความร้อนได้ ในกลุ่ม 7XXX อลูมิเนียมผสมบางกลุ่มถูกพัฒนาคุณสมบัติ ด้านความแข็งแรงสูงสุด อลูมิเนียมผสมสังกะสีและแมกนีเซียม ทั้งสองธาตุ มีความสามารถในการละลายในสถานะสารละลายของแข็งสูง นอกจากนี้ การเพิ่มทองแดง 1-2% ลงในกลุ่ม 7XXX ทำให้มีคุณสมบัติ ด้านความแข็งแรง ของอลูมิเนียมผสมสังกะสีและผสมแมกนีเซียมสูงขึ้น รวมถึงการเติมโครเมียมลงไปซึ่งเป็นการปรับปรุงครั้งใหญ่ ของความต้านทานการกัดกร่อนที่เกิดจากการแตกร้าว (Stress-Corrosion Cracking Resistance) [22]

### 2.1.3 อลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075

อลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075 มีส่วนผสมทางเคมีตามตารางที่ 2.3 ซึ่งมีสังกะสีเป็นธาตุผสมหลัก มีแมกนีเซียมเป็นธาตุผสมรองลงมา ธาตุพวกนี้ช่วยทำให้ อลูมิเนียมเกรดนี้มีความแข็งแรงสูง ทนต่อการกัดกร่อนสำหรับกระบวนการทางความร้อนที่ใช้เพื่อปรับปรุงสมบัติทางกลมีอยู่หลายวิธี แต่ที่นิยมใช้มากที่สุด ได้แก่ ชนิด T6 คือ การนำชิ้นงานไปอบละลายโครงสร้างแล้วนำไปชุบน้ำจากร้านจึงนำไปทำการบ่มเทียม

การเชื่อมแบบหลอมละลายจะไม่เหมาะกับอลูมิเนียมกลุ่มนี้ (Series 7XXX) เนื่องจากมีความไวต่อการแตกจากการแข็งตัว (Solidification) กระบวนการที่ใช้ได้ดี คือ กระบวนการเชื่อมเสียดทานแบบกวน เป็นการเชื่อมที่สถานะของแข็ง โดยเชื่อมที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวของวัสดุ

ตารางที่ 2.3 แสดงส่วนผสมทางเคมีของอลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075

Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Mn	Cr	Ti	Al
6.08	2.5	1.93	0.46	0.4	0.03	0.19	0.02	Balance

อลูมิเนียมผสมสังกะสี สามารถเพิ่มความแข็งแรงให้สูงขึ้นได้ด้วยวิธีการกระบวนการทางความร้อน T5 หรือ T6 ที่ประกอบด้วย 3 กระบวนการ ดังนี้

1. การอบละลาย (Solution Treatment) เป็นการอบเพื่อละลายเฟสที่สอง เช่น  $MgZn_2$  ให้อยู่ในรูปสารละลายของแข็งและมีการแพร่อย่างทั่วถึงทั้งชิ้นงาน โดยอุณหภูมิและเวลาของการอบละลายขึ้นอยู่กับหมายเลขและขนาดของโลหะผสมเป็นหลัก

2. การชุบ (Quenching) เพื่อให้ธาตุสังกะสีและแมกนีเซียมที่ละลายเป็นสารละลายของแข็งในกระบวนการแรก ยังคงอยู่ในสภาวะสารละลายของแข็งที่อุณหภูมิต่ำ โดยนำโลหะผสมจากกระบวนการที่ 1 มาทำให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ธาตุเหล่านี้จะอยู่ในรูปสารละลายของแข็งที่มีสถานะอิ่มตัวยิ่งยวด และพร้อมที่จะตกตะกอนออกมาเมื่อนำมาผ่านกระบวนการขั้นที่ 3

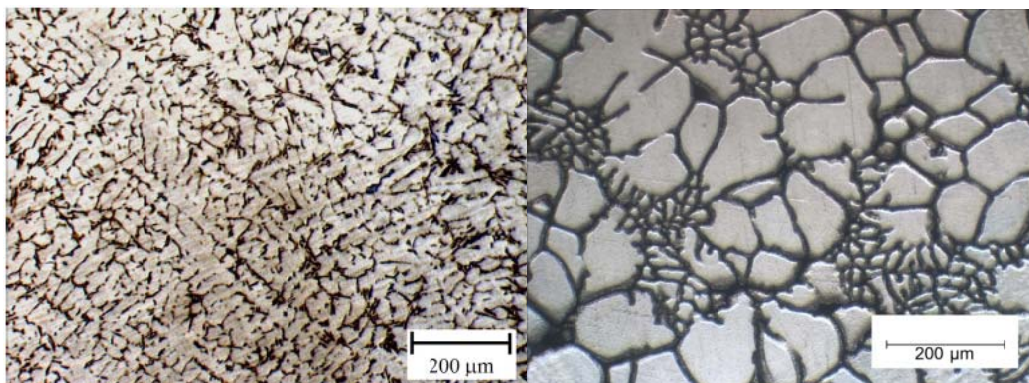
3. การบ่ม (Aging) กระบวนการนี้ทำให้เกิดการตกตะกอนของเฟสที่สองโลหะที่มีความละเอียดมาก และช่วยเพิ่มความแข็งแรงได้ การบ่มอาจทำได้โดยการวางชิ้นงานไว้ ณ อุณหภูมิห้อง เรียกว่า การบ่มธรรมชาติ (Natural Aging) หรือนำชิ้นงานไปอบที่อุณหภูมิที่เหมาะสมสำหรับการตกตะกอน เรียกว่า การบ่มเทียม (Artificial Aging) โดยอุณหภูมิของการบ่มที่ขึ้นอยู่กับหมายเลขของโลหะผสมและเวลาของการบ่มที่ให้ความแข็งแรงสูงสุดขึ้นอยู่กับอุณหภูมิของการบ่ม

## 2.2 การหล่อโลหะแบบกิ่งของแข็ง

การหล่อโลหะแบบกิ่งของแข็ง (เจษฎา วรรณสินธุ์, ปี ค.ศ. 2005) กล่าวว่า การขึ้นรูปโลหะโดยการหล่อในขณะที่โลหะมีการแข็งตัวเป็นบางส่วนที่แข็งตัวแล้วมีโครงสร้างเกรนไม่เป็นแบบเดนไดรต์ (Non-Dendritic Grain) หรือบางทีเรียกว่าเกรนแบบก้อนกลม (Spheroidal หรือ Globular Grain) โดยที่เกรนก้อนกลมที่ลอยอยู่ในน้ำโลหะทำให้อุณหภูมิหล่อกิ่งของแข็งมีความหนืดมากกว่าน้ำโลหะในสถานะกิ่งแข็งกิ่งเหลวที่มีโครงสร้างเกรนแบบเดนไดรต์ แสดงดังรูปที่ 2.5

การผลิตโลหะกิ่งของแข็งมีหลายวิธีโดยการสร้าง Solid Particles ในปริมาณที่พอเหมาะโดย (เจษฎา วรรณสินธุ์, ปี ค.ศ. 2005) กล่าวว่าขณะที่โลหะกำลังแข็งตัวทำให้เกิดการไหลเคลื่อนที่ของน้ำโลหะ (Forced Convection) เพื่อให้มีการแตกตัวของเดนไดรต์ หรือมีการเกิด นิวคลีเอชัน (Nucleation) มากขึ้นทำให้เกิดการไหลเคลื่อนที่ของน้ำโลหะนั้น ทำให้หลายวิธีตั้งแต่การใช้วัตถุแข็งรูปร่างเหมือนไม้พายกวนน้ำโลหะ ปี ค.ศ. 2007 C.G. Kang และคณะ [26] กล่าวว่า การใช้พลังงานสนามแม่เหล็กไฟฟ้า (Electro Magnetic, EM) บางส่วนที่เริ่มแข็งตัวถูกกระตุ้นด้วยการกวนโครงสร้างของเดนไดรต์จะแตกตัวโดยการกวนการเทน้ำโลหะเพื่อให้เกิดการไหลเคลื่อนที่ ใช้การสั่นโดยแรงอัลตราโซนิก (Ultrasonic Vibration) การควบคุมการแข็งตัวกระแสไฟฟ้าและเวลาที่แข็งตัวแล้ว การใส่สารที่เพิ่มการเกิดนิวคลีเอชันการอบโลหะที่อุณหภูมิในช่วงกิ่งแข็งเป็นเวลานานทำให้เกิดโลหะกิ่งของแข็งได้เช่นกัน





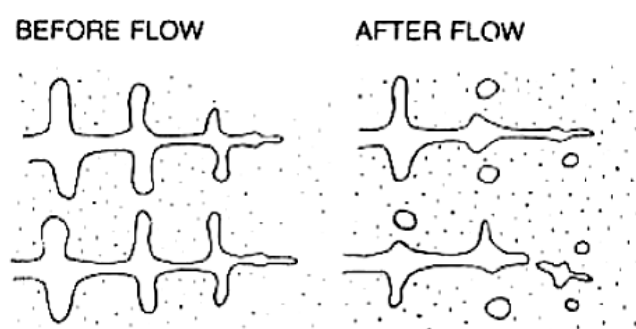
(ก) แสดงโครงสร้างเกรนแบบเดนไดรต์[8]

(ข) โครงสร้างเกรนแบบก้อนกลม

### รูปที่ 2.5 แสดงโครงสร้างจากการขึ้นรูปที่แตกต่างกัน

#### 2.2.1 การแตกตัวของกิ่งหรือแขนของเดนไดรต์(Dendrite fragmentation)

ทฤษฎีนี้ได้อธิบายว่าการเกิดขึ้นของโครงสร้างโลหะกิ่งของแข็ง เกิดจากการแตกตัวของกิ่งเดนไดรต์ทำให้อนุภาคที่แตกออกมาปริมาณเพิ่มขึ้นแบบทวีคูณ (Grain multiplication) ดังแสดงในรูปที่ 2.6



รูปที่ 2.6 แสดงภาพการแตกตัวของกิ่งหรือแขนของเดนไดรต์ ทำให้อนุภาคหรือเกรนเพิ่มขึ้นแบบทวีคูณ (Dendrite multiplication) [27]

โดย Flemings และคณะได้เสนอถึงความเป็นไปได้ของสาเหตุที่กิ่งของเดนไดรต์เกิดการแตกตัว โดยแบ่งออกเป็นสามสาเหตุหลัก คือ

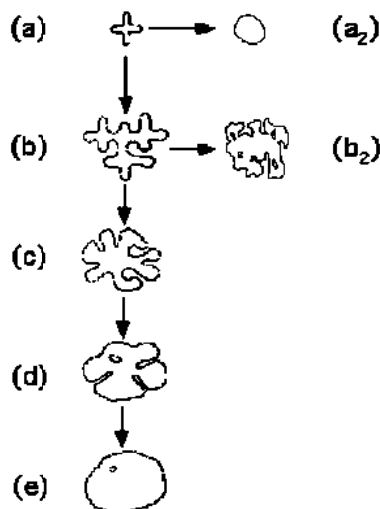
1. แขนงของเดนไดรต์หักออกจากบริเวณ โคน (Roots) เนื่องจากแรงเฉือน (Shear forces) ที่เกิดจากการเคลื่อนที่ของน้ำไหลซึ่งเป็นแรงที่กระทำที่ประมาณค่าของแรงที่ทำให้แขนงของเดนไดรต์เกิดการหักออกและด้วยข้อจำกัดหลายประการ กล่าวคือ เดนไดรต์เริ่มต้นจะต้องเป็นผลึกที่สมบูรณ์ปราศจากข้อบกพร่อง เช่น ช่องว่าง (Void) หรือ ดิสโลเคชัน (Dislocation) เป็นต้น ซึ่งหากเดนไดรต์เริ่มต้นมีข้อบกพร่องดังกล่าวจะทำให้ยากแก่การหักออกจึงทำให้ทฤษฎีนี้เกิดขึ้นได้แย่มากมายและไม่ได้รับการยอมรับเท่าที่ควร

2. แขนงของเดนไดรต์หลอมออกจากบริเวณ โคนเนื่องจากกระบวนการ Ripening ทำให้ปริมาณตัวถูกละลาย (Solute) บริเวณ โคนมีความเข้มข้นมากขึ้น เป็นสาเหตุทำให้จุดหลอมเหลวบริเวณนั้นลดต่ำลง จึงเป็นสาเหตุให้เกิดแขนงของเดนไดรต์ถูกหลอมออกจากบริเวณ โคน และหลุดออกมา

3. อีกกลไกที่นำเสนอโดย Vogel และคณะ ซึ่งอธิบายเพิ่มเติมโดย Doherty และคณะพวกเขาได้นำเสนอกฎที่แตกต่างออกไป คือพวกเขาเชื่อว่าแขนงของเดนไดรต์จะเกิดการบิด (Bend) และมีการเสียรูปแบบพลาสติกด้วยแรงเค้นซึ่งความเครียดแบบพลาสติก (Plastic strain) ที่เกิดขึ้นจะทำให้เกิดการจัดเรียงตัวใหม่ของดิสโลเคชัน โดยที่อุณหภูมิหลอมเหลว ดิสโลเคชันสามารถปีน (Climb) และรวมกันจนเกิดเป็นขอบเขตของเกรน โดยเมื่อมุมที่เกิดขึ้นมีค่ามากกว่า  $20^\circ$  จะทำให้พลังงานตรงขอบของเกรนมีค่ามากกว่าพลังงานบริเวณอินเตอร์เฟซระหว่างของแข็งและของเหลว 2 เท่า ซึ่งจะทำให้ขอบของเกรนเกิดการเป็ยกด้วยน้ำไหลทำให้แขนงหรือกิ่งของเดนไดรต์หลุดออกมา [28]

## 2.2.2 ขั้นตอนการเจริญเติบโตและการ Coarsening ของอนุภาคของแข็ง

แม้ว่าในขั้นตอนการเกิดอนุภาคกิ่งของแข็งยังไม่เป็นที่สรุปแน่นอน แต่เป็นที่ยอมรับกันว่าการสร้างจำนวน “นิวเคลียส” เริ่มต้นที่มีขนาดเล็กและมีจำนวนมาก จะใช้ระยะเวลาในการเกิดเกรนแบบก่อนกลมที่สั้นเพราะการเกิดจะเกิดได้โดยตรงจากเกรนแบบ Equiaxed ซึ่งแสดงตามเส้นทาง (a)-(a<sub>2</sub>) ในรูปที่ 2.7 ในทางตรงกันข้ามหากขนาด “นิวเคลียส” เริ่มต้นที่เกิดขึ้นมีขนาดใหญ่ ซึ่งอาจเกิดจากอัตราการเย็นตัวของน้ำไหลที่ช้าจะทำให้เกิดโครงสร้างแบบก่อนกลมที่มีขนาดใหญ่ ดังแสดงตามเส้นทาง (a) ไปยัง (e) โดยเส้นทางนี้จะใช้เวลาในการเกิดที่ยาวนานกว่าและหากจำนวน “นิวเคลียส” ที่เกิดขึ้นมีจำนวนไม่เพียงพอโครงสร้างที่ได้ก็จะไม่เป็นก่อนกลมแม้จะใช้เวลานานก็ตาม ดังแสดงตามเส้นทาง (a) ไปยัง (b<sub>2</sub>)



รูปที่ 2.7 แสดงเส้นทางการเติบโต (Growth) และการ Coarsening ของอนุภาคของแข็ง[29]

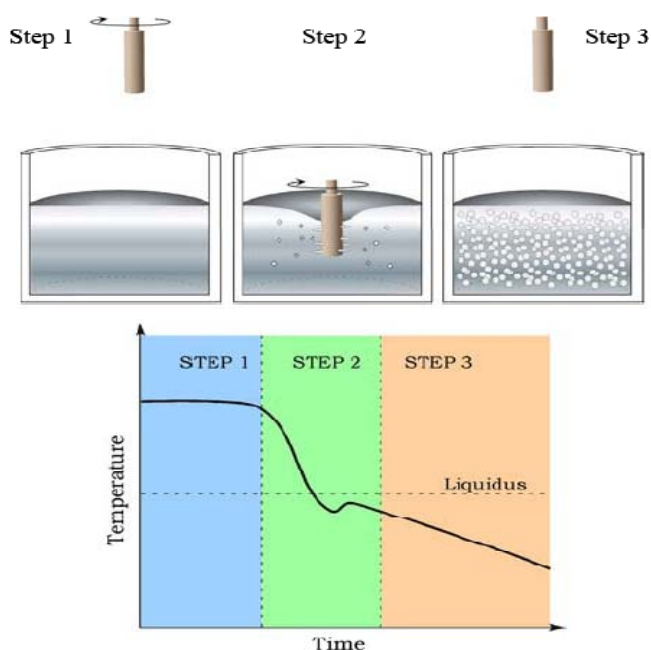
### 2.2.3 กระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยการหล่อแบบรีโอคาสติ้ง(Rheocasting)

เทคโนโลยีการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง(SSM) ได้มีการพัฒนาและการประยุกต์ใช้ในอุตสาหกรรมผลิตชิ้นส่วนยานยนต์แต่ก็ยังไม่มีการใช้อย่างแพร่หลายทำให้ข้อได้เปรียบและประโยชน์ของการหล่อโลหะกึ่งของแข็งไม่ได้นำมาใช้อย่างเต็มที่ การพัฒนากระบวนการผลิตแบบ Rheocasting เป็นการลดต้นทุนในการผลิตโลหะกึ่งของแข็งและเพื่อให้เทคโนโลยีการหล่อโลหะกึ่งของแข็งได้มีการใช้อย่างแพร่หลายในการหล่อไดแคสติงทำให้สามารถลดต้นทุนในการผลิตได้นอกจากการเพิ่มคุณภาพและสมบัติเชิงกลของชิ้นงานหล่อ โดยการลดต้นทุนการผลิตได้มาจากปัจจัยต่างๆเช่นการลดเวลาในการผลิตต่อชิ้น(Cycle time) การลดของเสีย(Reject)การเพิ่มอายุการใช้งานของแม่พิมพ์และการลดต้นทุนในการอบชุบเป็นต้น

ในปัจจุบันมีหลากหลายกระบวนการที่สามารถทำให้โครงสร้างสุดท้ายมีลักษณะเป็นโครงสร้างแบบไม่เป็นกิ่งไม้ เช่น กรรมวิธีการกวนทางกล (Mechanical stirring) การกวนด้วยแม่เหล็กไฟฟ้า(Electromagnetic stirring) การสั่นด้วยอัลตราโซนิก(Ultrasonic vibrations)ซึ่งกรรมวิธีดังกล่าวล้วนต้องอาศัยตัวกลางเพื่อให้เกิดการไหลวน(Agitation) ทั้งสิ้น โดยในกรรมวิธีการกวนทางกลจะใช้ใบพัดหรือแท่งทรงกระบอกเพื่อให้เกิดการไหลวนกรรมวิธีการกวนด้วยแม่เหล็กไฟฟ้าอาศัยแรงทางไฟฟ้าเป็นตัวพาให้เกิดการไหลวนของของเหลวส่วนการสั่นก็เป็นวิธีการทำให้เกิดการไหลวนด้วยเช่นกันแต่กระบวนการดังที่กล่าวมาข้างต้นก็มีข้อเสียหลายประการ

เช่น ราคาที่สูงและการเกิดไมโครเซกกริเกรชันเนื่องจากการกวนที่สัดส่วนของแข็งสูงๆ หากมองย้อนไปดูหลักการเกิดโครงสร้างแบบไม่เป็นกึ่งไม้เป็นที่ชัดเจนว่าหากต้องการให้เกิดการแตกตัวของกิ่งเดนไดรต์จะต้องทำให้เกิดการไหลวนในช่วงก่อนที่จะมีการแข็งตัวเท่านั้น ซึ่งเป็นช่วงที่กิ่งของเดนไดรต์มีขนาดเล็กมากและอยู่ในสถานะที่ไม่เสถียรเนื่องจากอัตราส่วนระหว่างพื้นที่ผิวต่อปริมาตรมีค่าสูง

ด้วยหลักการดังกล่าวทำให้เมื่อไม่นานมานี้ Martinez และ Flemings ได้แสดงให้เห็นว่าหากจุ่มและหมุนแท่งโลหะเย็นลงในน้ำโลหะที่อุณหภูมิเหนือจุดหลอมเหลวโดยใช้เวลาในการหมุนแท่งโลหะเพียงเล็กน้อยจนเริ่มมีสัดส่วนของแข็งเกิดขึ้นเพียงเล็กน้อยจึงยกแท่งโลหะขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.8 จะพบว่าโครงสร้างของโลหะภายหลังการเย็นตัวจะมีลักษณะเป็นแบบก้อนกลมโดยพวกเขาเรียกกระบวนการผลิตนี้ว่า Semi-Solid Rheocasting (SSR)



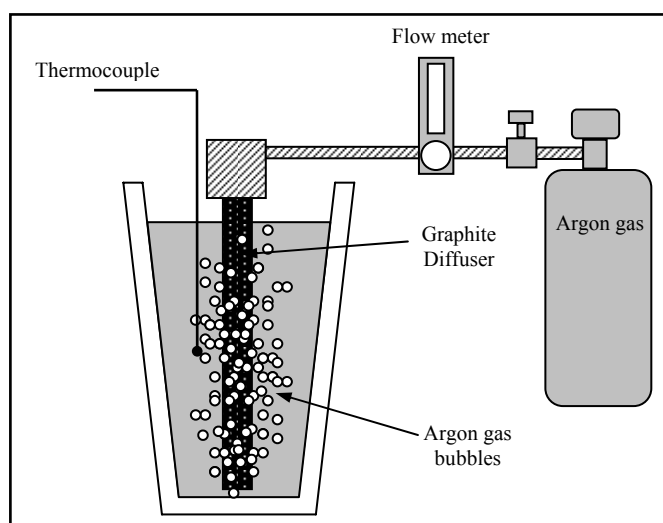
รูปที่ 2.8 แสดงขั้นตอนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธี Semi-Solid Rheocasting (SSR)[8]

ซึ่งต่อมา Martinez และคณะได้แสดงให้เห็นในวิทยานิพนธ์ปริญญาเอกของเขาว่าการสร้างโลหะกึ่งของแข็งสามารถทำได้อย่างมีประสิทธิภาพจากการกวนน้ำโลหะเฉพาะจุดและเกิดจากการระบายความร้อนจากน้ำโลหะเฉพาะจุดอย่างรวดเร็ว (Rapid localized heat extraction)

แม้ว่ากระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีดังกล่าวจะสามารถผลิตได้อย่างมีประสิทธิภาพแต่ก็ประสบปัญหาหลายประการในขั้นตอนของการผลิตเช่น การต่อระบบให้ความเย็นด้วยน้ำและระบบเซ็นเซอร์เข้ากับแท่งที่หมุนซึ่งเป็นวิธีที่สลับซับซ้อนและยากต่อการติดตั้ง นอกจากนี้ระหว่างที่วัตถุหมุนจะทำให้เกิดการไหลวนของน้ำโลหะ ซึ่งอาจเป็นไปได้ที่จะทำให้เกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันขึ้นได้ในขั้นตอนนี้

#### 2.2.4 การผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีปล่อยฟองแก๊สระหว่างการแข็งตัว(GISS)

กระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งด้วยเทคนิค GISS (Gas induced semi-solid) โดย ปี ค.ศ.2006 เจษฎา วรรณสินธุ์และคณะเป็นกระบวนการสร้างโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีการพ่นฟองแก๊สเนื้อผ่านแท่งกราฟไฟต์พุน (แก๊สอาร์กอน) ซึ่งเป็นกรรมวิธีแบบใหม่สำหรับการผลิตโลหะกึ่งของแข็งที่มีหลักการคล้ายกับวิธีการหล่อแบบ Rheocasting ที่ให้โครงสร้างเกรนแบบก้อนกลม(Spheroidal grain)คุณสมบัติของโลหะกึ่งของแข็งมีหลายประการเช่น มีอุณหภูมิที่ต่ำกว่าโลหะเหลว โลหะเริ่มแข็งตัวบางส่วนแล้วขณะที่แม่พิมพ์มีความหนืดที่สูงกว่าน้ำโลหะ มีความเค้นฉะไหลต่ำกว่าโลหะที่แข็งตัวแล้ว เป็นต้น ซึ่งคุณสมบัติดังกล่าวมีข้อดีหลายประการที่สามารถนำไปประยุกต์ใช้ได้อย่างหลากหลายในกระบวนการผลิตเช่น ลดการเกิดของเสียจากปฏิกิริยาระหว่างออกซิเจนในขั้นตอนการหล่อ โลหะลงในเบ้าและลดการเกิดโพรงหดตัว(Shrinkage)อีกทั้งยังช่วยยืดอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ ดังแสดงในรูปที่2.9



รูปที่2.9แสดงภาพอุปกรณ์ที่ใช้ในการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง

## ด้วยกรรมวิธีการปล่อยฟองแก๊สระหว่างการแข็งตัว [7]

### 2.3 ขั้นตอนการบ่ม

โลหะผสมอลูมิเนียม – สังกะสี – แมกนีเซียม เกรด 7075 ถูกนำมาเพิ่มความแข็งแรงจากสภาวะหล่อด้วยกระบวนการบ่มแข็ง (Age Hardening) โดยทำให้เกิดอนุภาคขนาดเล็กเป็นเฟสที่สอง (Secondary Phase) คือ อนุภาค  $MgZn_2$  กระจายตัวอยู่ในเนื้อเมทริกซ์ (เฟส  $\alpha$ -Al) ส่งผลให้ชิ้นงานที่ผ่านการบ่มมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น ซึ่งขั้นตอนการบ่มประกอบด้วยกระบวนการอบชุบ 3 ขั้นตอนดังแสดงในรูปที่ 2.3

#### 2.3.1 ขั้นตอนการอบละลาย (Solution Treatment)

โลหะอลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075 จะมีส่วนผสมทางเคมีที่สำคัญคือ อลูมิเนียม สังกะสีและแมกนีเซียม ซึ่งผลจากอัตราการเย็นตัวขึ้นทดสอบในสภาวะหล่อจะเกิดการ Segregation ของสังกะสีและแมกนีเซียมอยู่ในรูปของเฟส  $MgZn_2$  ที่มีขนาดใหญ่ สังกะสีและแมกนีเซียมที่เหลือจะอยู่ในรูปเฟสยูเทคติก เมื่อขึ้นทดสอบผ่านการอบละลาย (Solution Treatment) ด้วยการอบขึ้นทดสอบที่อุณหภูมิสูงพบว่า  $MgZn_2$  ทำให้สังกะสีและแมกนีเซียมละลายเข้าสู่ในโครงสร้างอลูมิเนียม เนื่องจากความสามารถในการละลายของสังกะสีและแมกนีเซียมสูงขึ้นเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น

เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอลูมิเนียม – สังกะสี – แมกนีเซียม จากเฟสไดอะแกรมของอลูมิเนียม – สังกะสี – แมกนีเซียม พบว่าอุณหภูมิในการแข็งตัวของเฟสแต่ละชนิดมีค่าแตกต่างกัน ส่งผลให้เกิดการแยกตัวของธาตุต่างๆ ภายในโครงสร้างของชิ้นงานซึ่งเรียกว่าการเกิด Segregation จากเฟสไดอะแกรมพบว่า เมื่อน้ำอลูมิเนียมหลอมไหลผ่านอุณหภูมิ  $615\text{ }^{\circ}\text{C}$  จะเริ่มเกิดเฟสของแข็ง ซึ่งเรียกว่า  $\alpha$ -Al ซึ่งจะเริ่มแข็งตัวก่อนและมีลักษณะรูปร่างคล้ายกิ่งไม้ ที่เรียกว่า เคนไดรต์ โดยเฟส  $\alpha$ -Al ที่เกิดขึ้นมีปริมาณสังกะสีและแมกนีเซียมที่สามารถละลายได้น้อยมาก เมื่อเฟส  $\alpha$ -Al เติบโตขึ้นเรื่อยๆ ทำให้น้ำอลูมิเนียมหลอมเหลวมีปริมาณของธาตุสังกะสีและแมกนีเซียมเพิ่มขึ้น ซึ่งอยู่ตามระหว่างแกนเคนไดรต์ ทำให้ชิ้นทดสอบจะอยู่ในสภาวะกิ่งของแข็งของเหลว จนกระทั่งเมื่อขึ้นทดสอบเย็นตัวผ่านอุณหภูมิ  $577\text{ }^{\circ}\text{C}$  จะมีเฟสยูเทคติกของสังกะสี เกิดขึ้นและเป็นบริเวณที่เย็นตัวสุดท้าย ส่งผลทำให้เกิดความแตกต่างของส่วนผสมทางเคมีภายในโครงสร้างของชิ้นงาน

โดยขั้นตอน Solution Treatment คือขั้นตอนการอบขึ้นทดสอบที่อุณหภูมิสูง ทำให้อะตอมของธาตุต่างๆ ภายในโครงสร้างผลึกเกิดการแพร่ของอะตอมจากบริเวณที่ความเข้มข้นสูง ไปยังบริเวณที่มีความเข้มข้นต่ำได้รวดเร็วขึ้น โดยการให้ความร้อนกับโลหะผสมอลูมิเนียม – สังกะสี – แมกนีเซียม เกรด 7075 จนกระทั่ง 450 – 480 °C เป็นระยะเวลา 1 – 4 ชั่วโมง ทำให้อะตอมของตัวถูกละลายเกิดการละลายอาทิ เช่น สังกะสี แมกนีเซียม ทองแดง ละลายเข้าสู่ตัวทำละลายคือ เฟส  $\alpha$ -Al เพื่อทำให้เนื้อเมทริกซ์มีความเป็นเนื้อเดียวกับตัวทำละลาย โดยอาศัยการแพร่ของอะตอมในโครงสร้างซึ่งเป็นการแพร่แบบแทนที่ จากเฟส  $\alpha$  ไดอะแกรมพบว่า เมื่อเพิ่มอุณหภูมิของชิ้นงานให้สูงขึ้น ส่งผลให้อะตอมต่างๆ ภายในโครงสร้างมีพลังงานเพิ่มขึ้น ซึ่งทำให้เกิดโอกาสในการเกิดช่องว่างภายในโครงสร้างของผลึกซึ่งเรียกว่า วาเคนซี (Vacancy) ได้มากขึ้น โดยวาเคนซีที่เกิดขึ้นเหล่านี้ทำให้อะตอมของสังกะสีและแมกนีเซียมสามารถแพร่แบบแทนที่เข้าสู่เนื้อเมทริกซ์ได้รวดเร็วขึ้น

### 2.3.2 ขั้นตอนการชุบเย็น (Quenching)

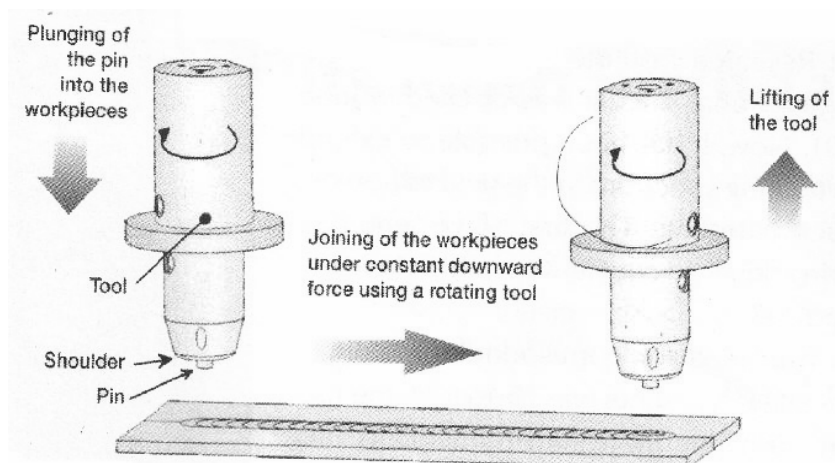
โดยการชุบเย็นขึ้นทดสอบที่ผ่านขั้นตอนการอบละลาย มีอุณหภูมิในช่วง 25 – 60 °C ทำให้อะตอมของสังกะสีและแมกนีเซียมที่ละลายเข้าสู่เฟส  $\alpha$ -Al ในระหว่างขั้นตอนการอบละลาย ไม่มีระยะเวลาเพียงพอที่จะแพร่ออกจากเฟส  $\alpha$ -Al จึงตกค้างภายในเนื้อ  $\alpha$ -Al ในสถานะสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด (Super saturated solid solution)

### 2.3.3 ขั้นตอนการบ่มเทียม (Artificial Aging)

การให้ความร้อนแก่ชิ้นทดสอบที่อุณหภูมิ 120 – 145 °C เป็นระยะเวลา 6 – 72 ชั่วโมง หลังจากผ่านขั้นตอนการชุบเย็น ขั้นตอนบ่มเทียมจะเกิดการแพร่ของอะตอมสังกะสีและแมกนีเซียมออกจากเฟส  $\alpha$ -Al ไปรวมตัวกันและเกิดเป็นกลุ่มอนุภาคของเฟสใหม่ที่เรียกว่า  $MgZn_2$  และอนุภาคที่เกิดขึ้น มีขนาดเล็กในระดับนาโนเมตรและกระจายตัวในเนื้อเมทริกซ์ โดยอุณหภูมิและระยะเวลาในขั้นตอนบ่มเทียม มีผลต่ออัตราการแพร่ของอะตอมของสังกะสีและแมกนีเซียมที่จะฟอร์มตัวเป็นเฟส  $MgZn_2$  โดยกลไกการเกิดเฟสใหม่เป็นไปตามปฏิกิริยา Precipitation Hardening ดังนี้ GP Zone (Metastable Phase)  $\eta'$  (Stable Phase)  $\eta$

## 2.4 กระบวนการเชื่อมเสียดทานแบบกวน

การเชื่อมเสียดทานแบบกวนเป็นการเชื่อมโลหะในสถานะของแข็ง โดยที่โลหะจะยึดติดกันที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวของโลหะนั้น โดยที่โลหะยังอยู่ในสถานะเป็นของแข็ง โลหะบางประเภทจะต้องมีการหลีกเลี่ยงการเชื่อมต่อที่อุณหภูมิของการหลอมละลาย เนื่องจากที่อุณหภูมิหลอมละลายเมื่อโลหะแข็งตัว จะเกิดโครงสร้างขึ้นมาใหม่ซึ่งจะแตกต่างจากโครงสร้างเริ่มต้นของโลหะนั้น จากเหตุผลข้างต้นจึงได้มีการคิดค้นการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่สถาบันการเชื่อมของอังกฤษ (The Welding Institute, TWI) การเชื่อมเสียดทานแบบกวนจัดเป็นการเชื่อมในสถานะของแข็งซึ่งโลหะจะเชื่อมติดกันโดยความร้อนจากแรงเสียดทาน โดยที่ป้าสัมผัสแผ่นงานและหมุนด้วยความเร็วรอบตามที่กำหนดพร้อมกับความเร็วเชื่อม และแรงกดในขณะที่เชื่อม การเชื่อมเสียดทานแบบกวนจะมีตัวแปรหลักที่เกี่ยวข้องในการเชื่อมดังนี้ คือ ความเร็วรอบในการหมุนของหัวพิน อัตราความเร็วเชื่อม แรงกดและมุมเอียงของหัวเชื่อมนอกจากนี้ยังมีตัวแปรอื่นๆ เช่น ขนาดและรูปแบบของหัวพิน ดังรูปที่ 2.10



รูปที่ 2.10 หลักการเชื่อมเสียดทานแบบกวน[10]

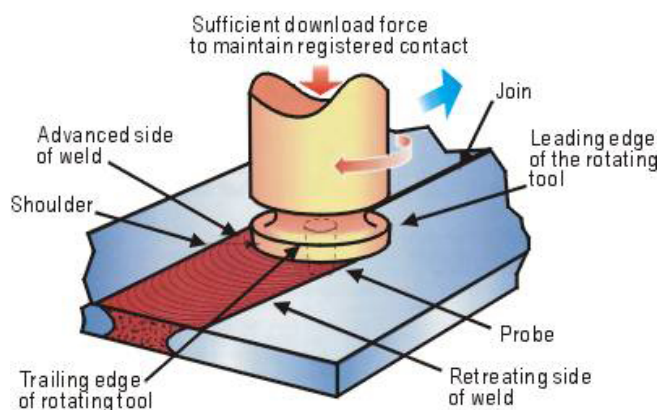
การเชื่อมเสียดทานแบบกวนในอลูมิเนียมผสมมีข้อดีหลายประการเมื่อเทียบกับการเชื่อมแบบหลอมละลาย เช่น สามารถลดและหลีกเลี่ยงการแตกในระหว่างแข็งตัวของเหลวไปเป็นของแข็งในรอยเชื่อมและลดปัญหาการเกิดโพรงอากาศ(Porosity) โดยเฉพาะกับอลูมิเนียมผสมที่หล่อโดยวิธีไดคาสติง เนื่องจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนเป็นการเชื่อมในสถานะของแข็ง นอกจากนี้โลหะบางประเภทจะไม่สามารถเชื่อมด้วยกรรมวิธีการเชื่อมแบบหลอมละลายได้ ดังนั้นการเชื่อมเสียดทานแบบกวนจึงเหมาะสมเป็นอย่างมาก โดยทั่วไปชิ้นงานที่ผ่านการเชื่อมเสียดทาน



แบบกวนจะมีความเค้นตกค้าง (Residual stress) และการบิดงอ (Distortion) น้อยกว่าการเชื่อมแบบ หลอมละลาย ความเค้นตกค้างที่น้อยกว่าเป็นผลมาจากความร้อนเข้าจากการเสียดทานแบบกวนมี คำน้อยกว่าการเชื่อมแบบหลอมละลาย การเชื่อมเสียดทานแบบกวนได้ถูกประยุกต์ใช้ใน อุตสาหกรรมสำหรับอลูมิเนียมผสมในกลุ่ม 1XXX 2XXX 5XXX 6XXX และ 7XXX รวมถึง อลูมิเนียมผสม Al-Si-Li

#### 2.4.1 องค์ประกอบในการเชื่อมด้วยการเสียดทานแบบกวน

องค์ประกอบและปัจจัยที่ทำให้รอยเชื่อมเสียดทานแบบกวนสามารถเชื่อมต่อกัน ได้จากการศึกษาโดย M.L.Santella และคณะ [30] ได้กล่าวว่าจะประกอบไปด้วยความเร็วในการหมุน ของ Tool และความเร็วเชื่อม ลักษณะของหัวพินก็เป็นปัจจัยที่ทำให้เกิดอุณหภูมิและส่งผลไปยังแรง กด แรงในแนวแกน  $F_x$  และ  $F_y$  แรงกดใน  $F_z$  ในการเชื่อมแบบต่อเนื่องแรงกดใน  $F_z$  ลดลงภายใต้ กระบวนการเชื่อมที่ถูกควบคุมในทิศทาง การเชื่อมและจุดรวมของแรงทั้งสามแกน ดังรูปที่ 2.11 เป็น กระบวนการเชื่อมเสียดทานแบบกวนขณะทำการเชื่อมจะมีแรงกระทำในแนวแกนทั้งสามแกนที่มี มุมเอียงของ Tool กระทำกับชิ้นงานเมื่อหัวพินและบ่าของ Tool สัมผัสกับผิวหน้าชิ้นงานจะเกิด ความร้อนซึ่งความร้อนที่เกิดขึ้นจะขึ้นอยู่กับลักษณะของหัวพินความเร็วในการหมุนของ Tool และ ความเร็วเชื่อม ทำให้เกิดการไหลวนของเนื้อวัสดุสองชิ้นเกิดการประสานกัน หลังจากการเชื่อมรอย เชื่อมจะประกอบไปด้วยบริเวณที่ถูกกวน และบริเวณที่ได้รับอิทธิพลจากความร้อนทางกลด้าน Advancing และ Retreating Side ด้าน Advancing Side คือด้านที่ทิศทาง การหมุนของ Tool มีทิศทาง เดียวกับทิศทาง การเดินแนวเชื่อมและด้าน Retreating Side เป็นด้านที่ทิศทาง การหมุนของ Tool มี ทิศทางสวนทางกับทิศทาง การเดินแนวเชื่อม



รูปที่ 2.11 การเชื่อมเสียดทานแบบกวน [31]

#### 2.4.2 ความร้อนจากการเสียดทานแบบกวน

ความร้อนจากการเสียดทานทางกลและข้อบกพร่องในการเชื่อมเสียดทานแบบกวน จากความสัมพันธ์ของความเร็วในการหมุนของ Tool ความเร็วเชื่อมและแรงกดก่อให้เกิดความร้อนและข้อบกพร่องในงานเชื่อม ในปี ค.ศ.2006 Y.G. Kim และ H. Fujii[32] กล่าวว่าผลจากความร้อนที่มากหรือน้อยเกินไปและจากความผิดปกติของการกวนที่ความเร็วในการหมุนของ Tool และความเร็วเชื่อมสูง เป็นสาเหตุทำให้เกิดความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิบริเวณผิวด้านบนและส่วนที่ถูกกวน เพราะผลของข้อบกพร่องทำให้เกิดช่องว่างในรอยเชื่อม อย่างไรก็ตาม ข้อบกพร่องที่เกิดขึ้นมีความแตกต่างกันอย่างชัดเจนระหว่างความร้อนที่ไม่เพียงพอ และความผิดปกติในการกวน ดังนั้นความแตกต่างของข้อบกพร่องขึ้นอยู่กับสถานะของการเสียดทาน ครีปที่เกิดขึ้นมากในบริเวณด้านข้างรอยเชื่อมเกิดจากความร้อนที่มากเกินไป ช่องว่างที่เกิดขึ้นในรอยเชื่อมเกิดจากความร้อนที่ไม่สมดุล จากการกวนที่ผิดปกติข้อบกพร่องเพียงเล็กน้อย แรงกดของเครื่องมือสามารถทำให้ช่องว่างลดลงโดยการเพิ่มแรงกด

สมการความร้อนที่เกิดขึ้นกับกระบวนการเชื่อมเสียดทานแบบกวนดังนี้

$$Q = \frac{4}{3} \pi^2 \frac{\alpha \mu P N R^3}{V} \quad (2.1)$$

$Q$  คือ ปริมาณความร้อนที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน (J/mm)

$\alpha$  คือ สัมประสิทธิ์ของความร้อนเข้า

$\mu$  คือ สัมประสิทธิ์ของการเสียดทานทางกล

$P$  คือ แรงกดเริ่มต้น(N)

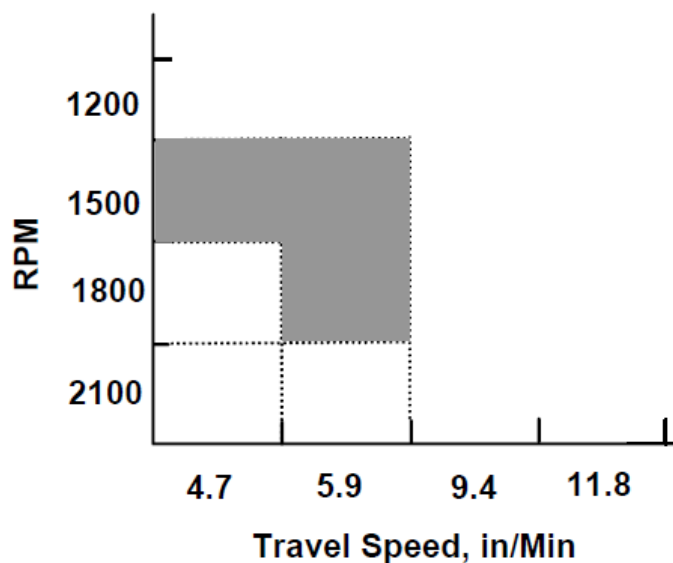
$N$  คือ ความเร็วของพิน(rpm)

$R$  คือ รัศมีของบ่า (mm)

$V$  คือ ความเร็วเชื่อม (mm/min)

กำหนดให้  $\alpha$   $\mu$   $P$  และ  $R$  เป็นค่าคงที่

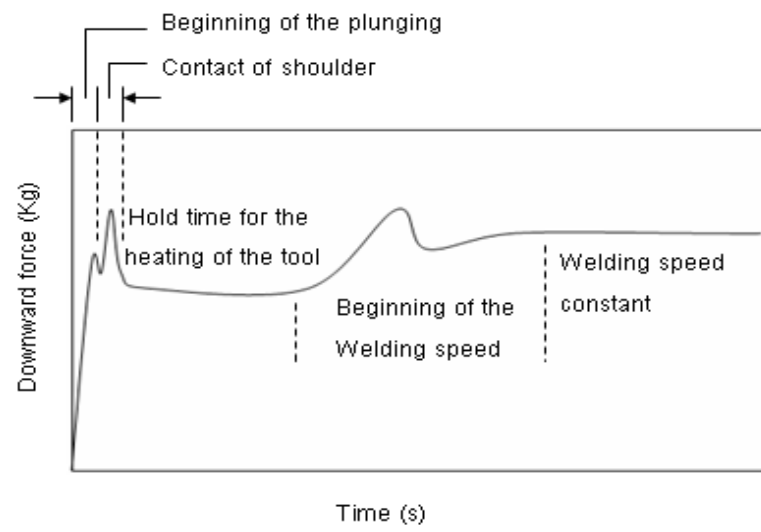
สำหรับช่วงของความร้อนเข้า (Heat Input;  $Q$ ) ที่มีความเหมาะสม จากการศึกษาค้นคว้างานวิจัยของ M. Maeda และคณะ [33] ทำการทดลองหาช่วงของความเร็รรอบและความเร็วเชื่อมที่มีความเหมาะสมต่อการเชื่อมอลูมิเนียม 7075-T651 โดยทำการเชื่อมที่ความเร็รรอบ 1200 – 2400 rpm ที่ความเร็วเชื่อม 4.7 – 11.8 in./min (120 – 300 mm/min) รูปที่ 2.12 บริเวณพื้นที่สี่เหลี่ยมแสดงช่วงของความเร็รรอบและความเร็วเชื่อมที่เหมาะสมสำหรับการเชื่อมเสียดทานแบบกวน โดยในช่วงดังกล่าวจะไม่เกิดข้อบกพร่องจากการเชื่อม จากบริเวณดังกล่าวสามารถคิดอัตราส่วนความร้อนเข้าระหว่างความเร็รรอบต่อความเร็วเชื่อม ( $N/V$ ) อยู่ในช่วง 10 – 12.5



รูปที่ 2.12 ช่วงของความเร็วย้อนและความเร็วเชื่อมที่มีความเหมาะสมกับการเชื่อม  
เสียดทานแบบกวน [33]

### 2.4.3 แรงกดของเครื่องมือ

แรงกดที่เกิดขึ้นขณะทำการเชื่อมสามารถวัดค่าได้ด้วยการใช้เครื่องมือวัด Load cell เพื่อให้ทราบพฤติกรรมของแรงกดที่เกิดขึ้นในกระบวนการเชื่อมเสียดทานแบบกวนปี ค.ศ. 2006 Munich และคณะ กล่าวว่ามีแรงเพิ่มขึ้นสามช่วงขณะทำการเชื่อม ช่วงแรกเป็นการเพิ่มแรงกดในช่วงเริ่มต้นของการเชื่อมจนบ่าสัมผัสกับผิวหน้าชิ้นงาน ช่วงที่สองเป็นการเพิ่มแรงกดขณะทำการเชื่อมและแซ่หัวเชื่อมเพื่อสร้างความร้อนให้เกิดขึ้นบนชิ้นงานก่อนเดินแนวเชื่อม ช่วงที่สามแรงกดจากความเร็วเชื่อม เป็นแรงกดที่เกิดขึ้นนอกเหนือการควบคุมดังรูปที่ 2.13



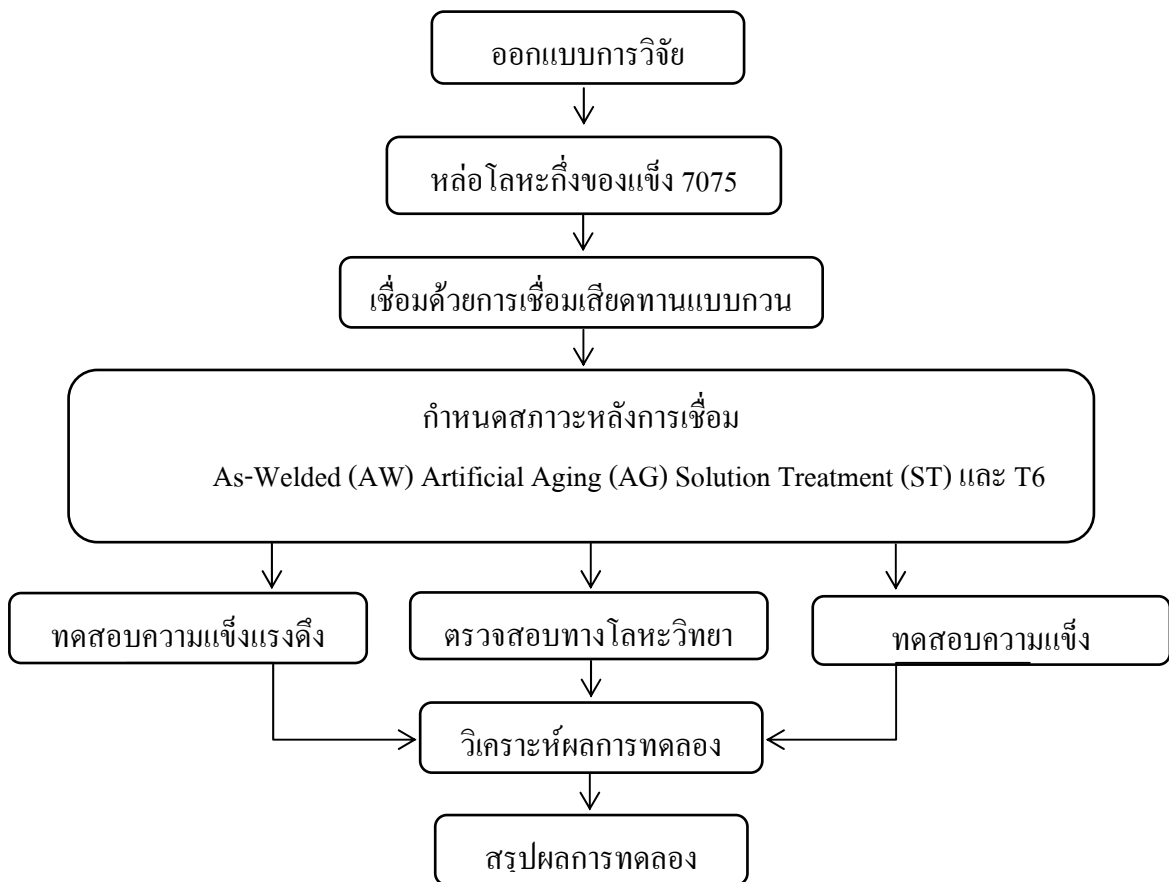
รูปที่ 2.13 ค่าแรงกดที่เกิดจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนในแต่ละช่วงขณะทำการเชื่อม

### บทที่ 3

#### วิธีดำเนินการวิจัย

ในบทนี้จะกล่าวถึงวิธีดำเนินงานวิจัย วัสดุ อุปกรณ์ในการวิจัย เพื่อให้ทราบถึงผล จากความเร็วรอบและความเร็วเชื่อมที่ต่างกันของการเชื่อมเสียดทานแบบกวน รวมไปถึงอิทธิพล ของการให้ความร้อนหลังการเชื่อมในสภาวะที่ต่างกัน ที่มีผลต่อ โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทาง กล ของอลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็งเกรด 7075 ซึ่งมีรายละเอียด ดังต่อไปนี้

##### 3.1 การออกแบบวิธีดำเนินงานวิจัย



รูปที่ 3.1 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

### 3.2 วัสดุที่ใช้ในการทดลอง

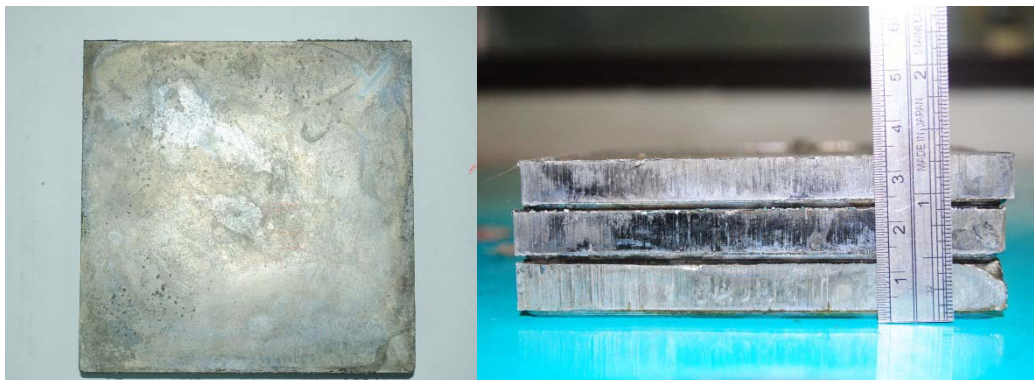
วัสดุที่ใช้ในการเชื่อมเสียดทานแบบกวน เป็นอลูมิเนียมหล่อกึ่งของแข็งเกรด 7075 ขึ้นรูปด้วยเทคนิคพ่นฟองแก๊สเข้าไปในน้ำโลหะ (Gas Induce Semi Solid, GISS) แล้วอัดขึ้นรูปออกมาเป็นแผ่นสี่เหลี่ยม

#### 3.2.1 อลูมิเนียมหล่อผสมกึ่งของแข็งเกรด 7075

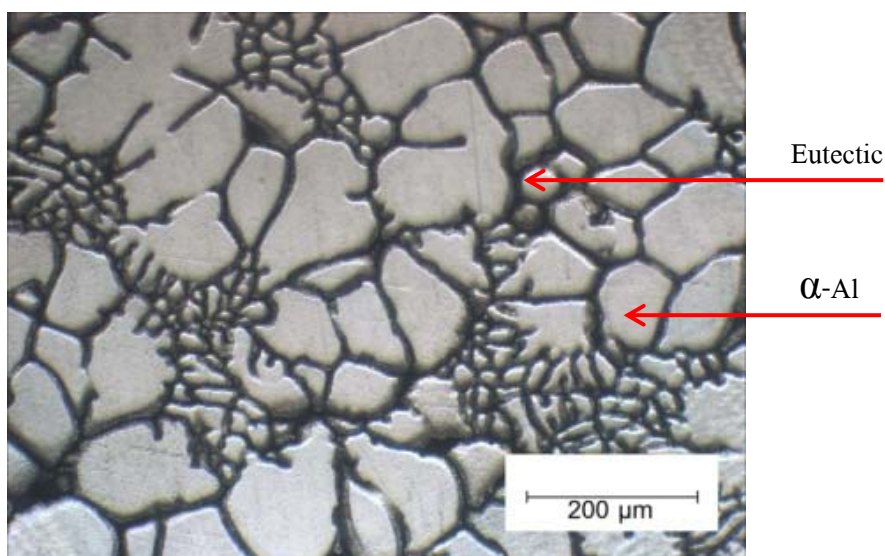
วัสดุที่ใช้เป็นอลูมิเนียมหล่อผสมกึ่งของแข็งเกรด 7075 ผ่านการขึ้นรูปแบบอัด (Squeeze casting) ด้วยเทคโนโลยีการหล่อแบบกึ่งของแข็งแบบพ่นฟองแก๊ส GISS ซึ่งเทคนิค GISS จะทำการหลอมอลูมิเนียมที่อุณหภูมิประมาณ 700-750 °C เมื่ออุณหภูมิลดลงถึง 641 °C จะใช้แก๊สเฉื่อยพ่นผ่านแท่งกราฟไฟต์พูน (แก๊สอาร์กอนหรือไนโตรเจน) เพื่อทำให้เกิดการไหลวนของน้ำโลหะ ส่งผลให้น้ำโลหะเกิดการแตกตัวของโครงสร้างเดนไดรต์เป็นเวลา 10 วินาที จากนั้นนำน้ำโลหะอลูมิเนียมเทลงเข้าหล่อ แล้วอัดที่ความดันไม่น้อยกว่า 2500 psi ค้างไว้จนโลหะแข็งตัว ซึ่งในการทดลองจะขึ้นรูปโลหะเป็นแผ่นสี่เหลี่ยมที่มีความหนาประมาณ 10 มม. ดังรูปที่ 3.2 และส่วนผสมทางเคมีของอลูมิเนียมหล่อกึ่งของแข็งเกรด 7075 แสดงดังตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3.1 แสดงส่วนผสมทางเคมีของอลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075

Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Mn	Cr	Ti	Al
6.08	2.5	1.93	0.46	0.4	0.03	0.19	0.02	Balance



รูปที่3.2 ชิ้นงานอลูมิเนียมที่ได้จากการหล่อ



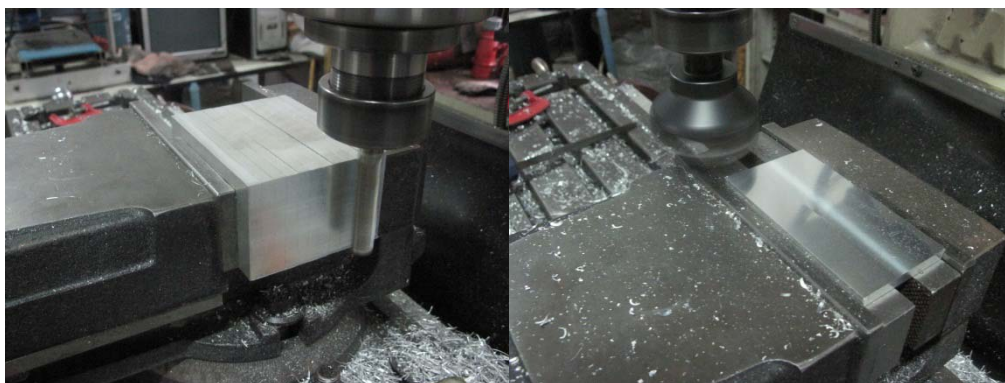
รูปที่3.3 โครงสร้างอลูมิเนียมที่ผ่านการหล่อโดยวิธี GISS

### 3.2.2 การเตรียมชิ้นงานทดสอบจากอลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็งเกรด 7075

อลูมิเนียมผสมหล่อกิ่งของแข็งเกรด 7075 ที่ผ่านการหล่อแบบอัด(Squeeze casting) นำไปตัดด้วยเลื่อยสายพาน จากนั้น ทำการปรับขนาดผิวชิ้นงานทั้งสองด้านด้วยเครื่องกัดแนวตั้ง (Milling) ให้มีขนาดความหนา 4 มิลลิเมตร ดังรูปที่3.4 ให้มีขนาดความยาว x กว้าง x หนา 100 x 50 x 4 มิลลิเมตรจะได้ชิ้นทดสอบจำนวน 2 ชิ้นต่อหนึ่งแผ่นที่หล่อ ชิ้นทดสอบไม่มีการบากหน้าชิ้นงานซึ่งการทดลองจะทำการทดลองทั้งหมด 3 ชั่วโมง โดยมีตัวแปรการทดลอง คือ ความเร็วในการหมุนหัวทุลสองระดับ ความเร็วเชื่อมสามระดับ และสภาวะการให้ความร้อนหลังการเชื่อมสี่



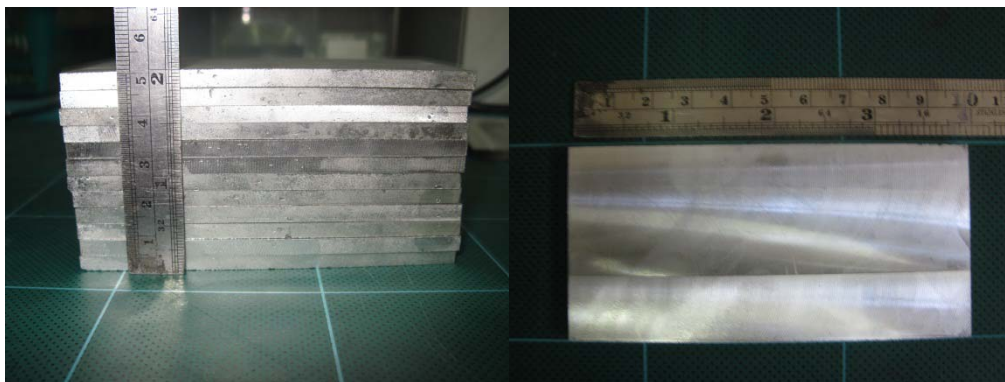
ระดับ ซึ่งต้องใช้วัสดุลูมิเนียมทั้งหมด 70 แผ่นด้วยกัน รูปที่3.5 แสดงภาพชิ้นงานหลังจากการปรับขนาดผิว ก่อนที่จะนำไปทำการทดลอง



(ก) การปรับผิวด้านข้าง

(ข) การปรับผิวด้านบน

รูปที่3.4 แสดงการปรับผิวชิ้นงานที่ได้จากการหล่อแบบกึ่งของแข็ง



(ก) ด้านข้าง (ข) ด้านบน

รูปที่3.5 แสดงภาพชิ้นงานที่พร้อมจะทำการทดลอง

### 3.3 เครื่องมือและอุปกรณ์ที่ใช้ในงานวิจัย

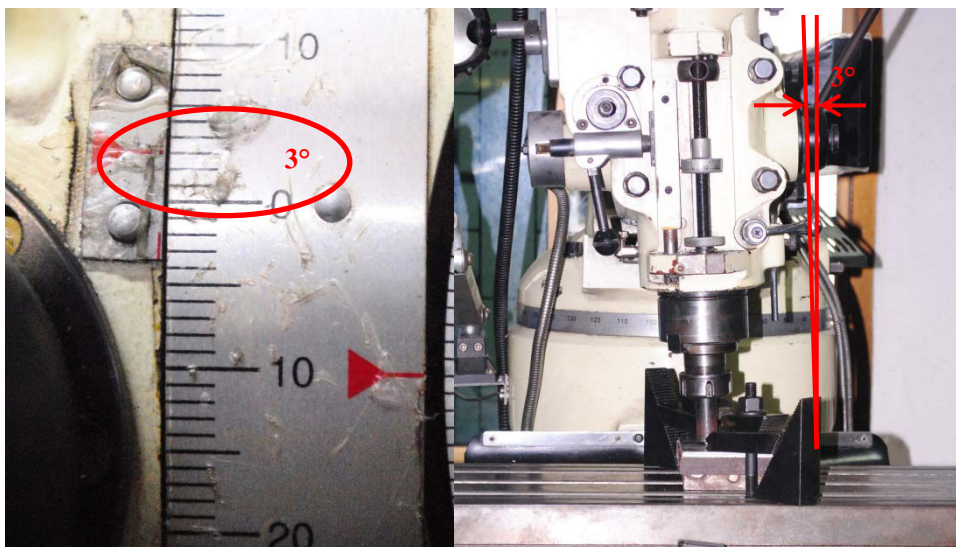
ในหัวข้อนี้จะกล่าวถึงเครื่องมือและอุปกรณ์ที่ใช้ในกระบวนการเชื่อมไปจนถึงขั้นตอนของการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลซึ่งมีดังต่อไปนี้

1. เครื่องกัดแนวตั้ง (Vertical Milling Machine)
2. หัวทูลทรงกระบอกสำหรับการเชื่อม (Cylindrical Pin)
3. เครื่องมือจับยึดชิ้นงาน (Jig)
4. เลื่อยสายพาน (Band Saw)
5. เตาอบสำหรับอบละลายโครงสร้าง (Solution heat treatment furnace)
6. เตาอบสำหรับการบ่มเทียม (Artificial aging furnace)
7. เครื่องขัดกระดาษทรายและสีกหลาด
8. น้ำยาเคมีที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้าง (Keller's reagent)
9. เครื่องทดสอบความแข็ง (Microhardness)
10. เครื่องทดสอบแรงดึง (Universal Testing Machine)
11. กล้องถ่ายภาพกำลังขยาย 2-15 เท่า
12. กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscopy, OM)
13. กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราดซึ่งมีระบบเอ็กซ์เรย์ในตัว (Scanning Electron Microscopy, SEM and Energy Dispersive X-ray analysis, EDX)

### 3.4 การติดตั้งและปรับแต่งเครื่องมือในการเชื่อม

#### 3.4.1 การปรับมุมเอียงของเครื่อง

การปรับมุมเอียงของเครื่องมือเชื่อมโดยการประยุกต์เอาเครื่องกัดแนวตั้งมาเป็นเครื่องเชื่อมเสียดทานแบบกวนซึ่งจะต้องปรับให้เครื่องมือเอียงทำมุม  $3^{\circ}$  กับผิวหน้าชิ้นทดสอบ และปรับระดับอุปกรณ์จับยึดชิ้นทดสอบให้ได้ระดับคงที่ตลอดความยาวของชิ้นทดสอบงานเชื่อมด้วยการเชื่อมเสียดทานแบบกวนของอลูมิเนียมหล่อผสม ดังรูปที่ 3.6 (ก) และ (ข)



(ก) สเกลบอกตัวเลขความเอียง(ข) หัวเชื่อมเอียง  $3^{\circ}$

### รูปที่3.6 ภาพแสดงการปรับมุมเอียงของหัวเชื่อม

#### 3.4.2 การจับยึดชิ้นงาน

รูปที่3.7 แสดงชิ้นส่วนอุปกรณ์ในการจับยึดและลักษณะของการจับยึดชิ้นงาน ในการติดตั้งอุปกรณ์จับยึดและการจับยึดเครื่องมือของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนจะทำการจับยึดชิ้นงานสองชิ้นติดกับแท่นรองชิ้นงาน โดยใช้ตัวล็อกชิ้นงาน ด้านล่างชิ้นงานรองด้วยแผ่นเหล็กหนาสองชั้น โดยมีแผ่นประเก็นรองอยู่ตรงกลางแผ่นเหล็กทั้งสองชั้น และ Tool ยึดติดกับเพลาแกนหมุนจากการทดลองจะกำหนดให้ Tool หมุนอยู่กับที่ และชิ้นงานเคลื่อนที่ขณะเดินแนวเชื่อม



(ก) อุปกรณ์จับยึด(ข)การจับยึดขณะเชื่อม

รูปที่3.7แสดงอุปกรณ์ในการจับยึดและลักษณะของการจับยึดชิ้นงาน

### 3.4.3 เครื่องมือที่ใช้ในการเชื่อม

ลักษณะของเครื่องมือหรือ Tool ที่นำมาใช้ในการทดลอง คือ แบบทรงกระบอก ขนาดของบ่า  $\varnothing$  20 มิลลิเมตร ตัวกวนมีขนาด  $\varnothing$  5 มิลลิเมตร ความยาว 3.6 มิลลิเมตร ทำจากเหล็ก เครื่องมือมาตรฐาน JIS วัสดุ SKH 57 รูปที่ 3.8 (ก) และ (ข) ความยาวของตัวกวนมีอย่างน้อย 80% ของความหนาแผ่นชิ้นงานเชื่อม

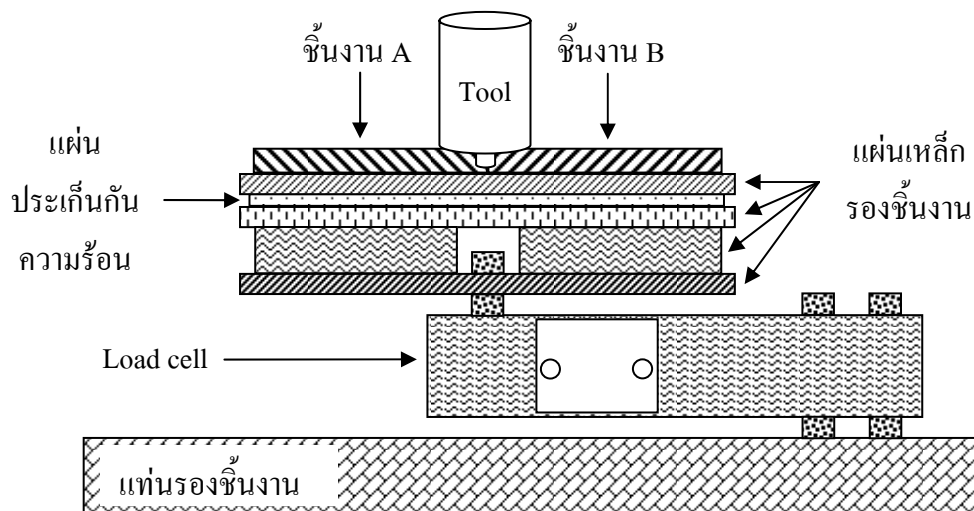


← บ่า(shoulder)  
← พิน(pin)

(ก) หัวทูล(ข) บ่าและพิน

รูปที่3.8 แสดงภาพทูลทรงกระบอกที่ใช้ในการเชื่อม

### 3.5 กรรมวิธีการวัดแรงกดขณะเชื่อมเสียดทานแบบกวน



(ก) ภาพจำลองการติดตั้ง Load cell



(ข) การทดสอบแรงกด

### รูปที่ 3.9 การวัดค่าแรงกดในการเชื่อมอลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็ง 7075 โดยใช้ Load cell

แรงกดที่เกิดขึ้นขณะทำการเชื่อมสามารถวัดค่าได้ด้วยเครื่องมือวัด Load cell เพื่อให้ทราบพฤติกรรมของแรงกดที่เกิดขึ้นในกระบวนการเชื่อมเสียดทานแบบกวนของอลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็ง 7075 จากการทดลองโดยใช้หัวพินทรงกระบอก ที่ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm และ

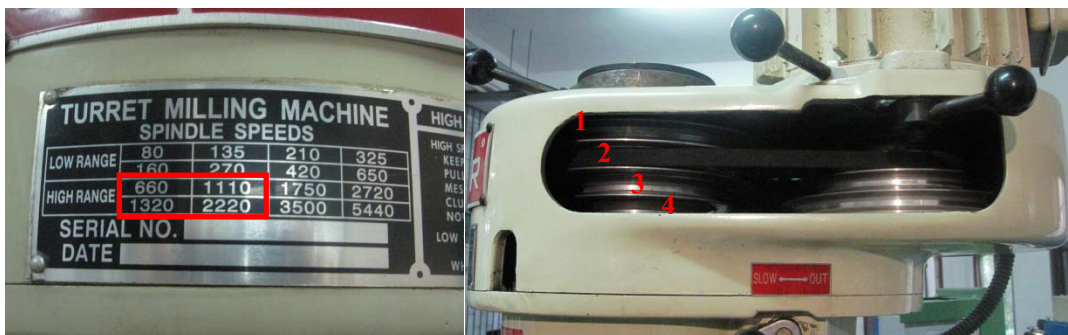
ความเร็วการเชื่อมสามระดับ 70 90 และ 110 mm/min แรงกดขณะทำการเชื่อมมีแรงที่เกิดขึ้นสามช่วง ช่วงแรกเป็นการเพิ่มแรงกดในขณะที่เริ่มต้นของการเชื่อมจนบ่าสัมผัสกับผิวหน้าชิ้นงาน ช่วงที่สองเป็นการเพิ่มแรงกดขณะทำการเชื่อมก่อนเดินแนวเชื่อม ช่วงที่สามแรงกดเพิ่มขึ้นจากความเร็วในการเชื่อม ซึ่งเป็นแรงที่เกิดขึ้นนอกเหนือการควบคุมจนสิ้นสุดรอยเชื่อมดังรูปที่ 3.9(ก) และ (ข) จะทำการบันทึกค่าด้วยกล้องดิจิทัลแบบบันทึกวิดีโอได้ มาช่วยในการบันทึกค่าจากจอแสดงผลของเครื่องวัดแล้วจึงนำมาพล็อตกราฟ

### 3.6 กรรมวิธีการเชื่อมเสียดทานแบบกวน

หลังจากติดตั้งอุปกรณ์ทุกอย่างเรียบร้อยแล้ว ก็จะทำการปรับตั้งตัวแปรในการเชื่อมเสียดทานแบบกวน ที่ความเร็วเชื่อม 70 90 และ 110 mm/min ที่สองความเร็วรอบ คือ 1110 และ 1320 rpm อัตราส่วนความร้อนเข้า (Heat Input; Q) ระหว่างความเร็วรอบต่อความเร็วเชื่อมอยู่ในช่วง 10 – 15.8 ซึ่งเป็นช่วงของความร้อนเข้าที่มีความเหมาะสมและใกล้เคียงกับงานวิจัยของ M. Maeda [33] โดยการทดลองจะทำที่อุณหภูมิห้องทั้งหมด ในขั้นตอนการดำเนินการเชื่อมจะกล่าวเป็นข้อๆ ดังต่อไปนี้

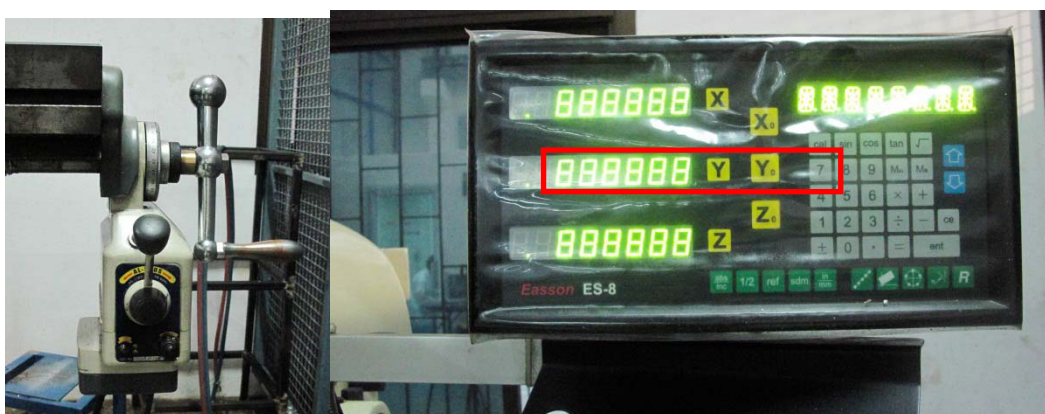
- ปรับตั้งความเร็วรอบที่ 1110 และ 1320 rpm ดังรูปที่ 3.10(ก) โดยดูค่าความเร็วรอบจากตารางของเครื่องกัด ที่ความเร็วรอบ 1110 rpm จะอยู่ในช่องที่ 2 ซึ่งต้องเลื่อนสายพานไปในช่องที่ 2 ด้วย ส่วนที่ความเร็วรอบ 1320 rpm จะอยู่ในช่องที่ 1 ซึ่งจะต้องเลื่อนสายพานไปในช่องที่ 1 ด้วยเช่นกัน ซึ่งแสดงดังรูปที่ 3.10 (ข)

- ในส่วนของการปรับตั้งค่าความเร็วเชื่อมสามารถปรับได้จากการหมุนสเกลของตัวเดินอัตโนมัติ แสดงดังรูปที่ 3.11(ก) ซึ่งค่าความเร็วจะแสดงในจอมอนิเตอร์ของลิเนียร์แกนวาย ดังรูปที่ 3.11(ข)



(ก) ตารางกำหนดความเร็วรอบ(ข) โรลเลอร์ของสายพานที่ความเร็วรอบต่างกัน

รูปที่3.10 ชุดควบคุมความเร็วรอบ



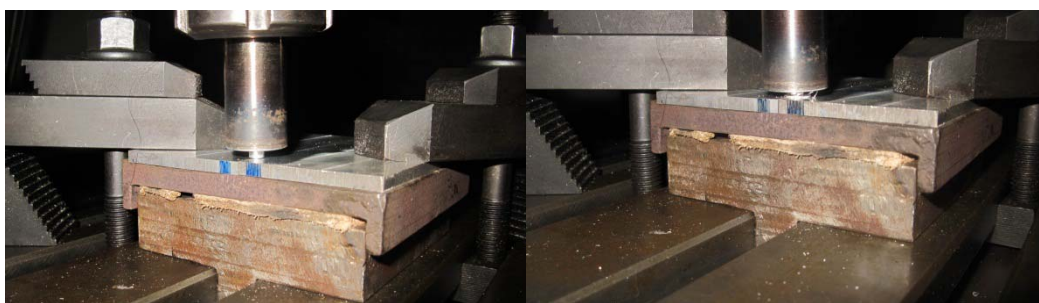
(ก) ชุดป้อนความเร็วอัตโนมัติ (ข) ลิเนียร์ที่บ่งบอกค่าความเร็วเชื่อม

รูปที่3.11ชุดควบคุมความเร็วเชื่อม

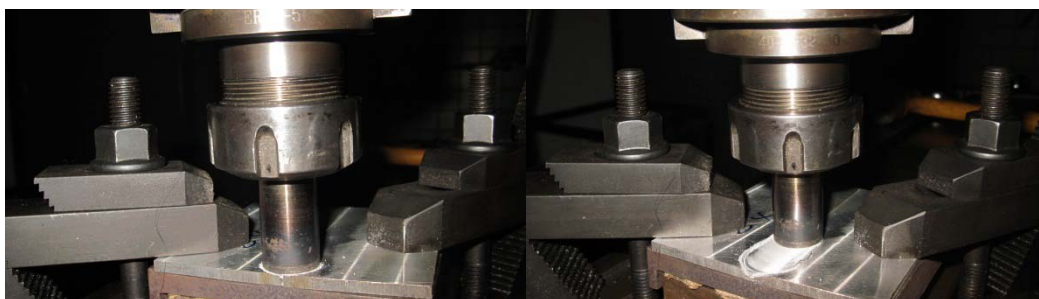
- ขั้นตอนนี้จะเข้าสู่การเชื่อม ขั้นแรก ปรับตั้งให้ขอบของหัวทูลกับขอบของชิ้นงานเสมอกัน โดยที่หัวพินจะต้องอยู่ตรงกับเส้นรอยต่อของชิ้นงานดังรูปที่3.12(ก)
- ค่อยๆ ป้อนให้หัวพินลงมาสู่ชิ้นงานด้วยความเร็วและแรงกดที่สม่ำเสมอจนป้าสัมผัสกับผิวของชิ้นงาน พร้อมทั้งกำหนดให้แรงกดเริ่มต้นสูงสุดในขณะนั้นคงที่อยู่ที่ประมาณ 450 กิโลกรัม ใช้เวลาในการกดจนป้าของทูล สัมผัสกับผิวหน้าชิ้นงานขณะนั้นประมาณ 30 วินาที กำหนดให้การเสียดทานคงที่ ณ จุดเริ่มต้นค้างไว้ประมาณ 60 วินาทีดังรูปที่3.12(ข) และ (ค)

- หลังจากนั้นก็เดินแนวเชื่อมโดยระบบอัตโนมัติ ตามเงื่อนไขของแต่ละตัวแปรที่ได้กำหนดไว้ในข้างต้น ดังรูปที่ 3.12(ง) และ (จ)

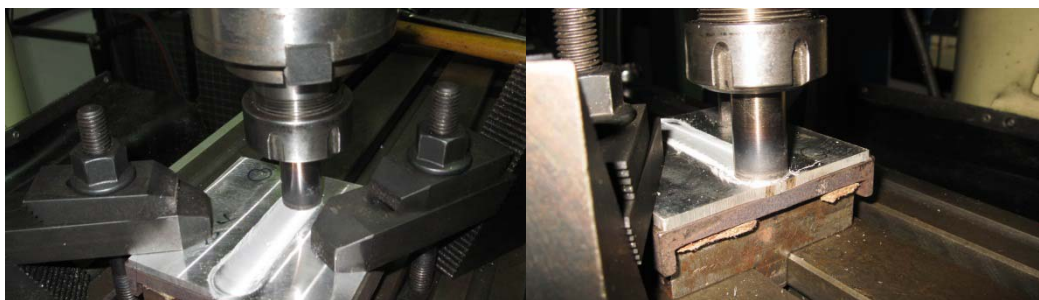
- เมื่อสิ้นสุดการเชื่อมจนขอบบ่าของทูลเสมอกับขอบของชิ้นงาน ก็ทำการหยุดระบบการเดินแนวเชื่อมอัตโนมัติ ก่อนที่จะยกหัวทูลออก จะต้องให้หัวทูลหมุนค้างไว้ที่ตำแหน่งสุดท้ายเป็นเวลา 20 วินาที หลังจากนั้นจึงสามารถยกหัวทูลออกจากชิ้นงานได้ดังรูปที่ 3.12(ฉ) และ (ช)



(ก) หัวทูลสัมผัสกับผิวชิ้นงาน(ข) หัวทูลจมลงไปนชิ้นงานด้วยแรงกด

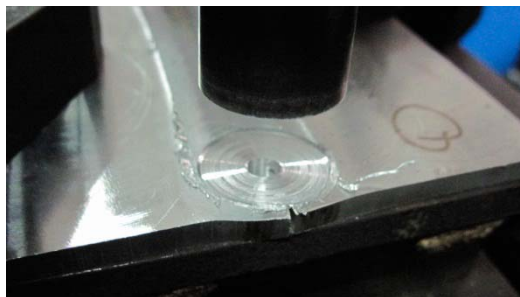


(ค) การสร้างความร้อนจากการเสียดสี (ง) เริ่มเดินแนวเชื่อมระบบอัตโนมัติ



(จ) ไกลที่สุดบริเวณสุดท้ายของการเชื่อม(ฉ)บริเวณสุดท้ายหมุนหัวทูลอยู่กับที่





(ข) สกัดท้ายยกหัวพลูออกจากชิ้นงาน

รูปที่ 3.12 ลำดับขั้นตอนการเชื่อมเสียดทานแบบกวน

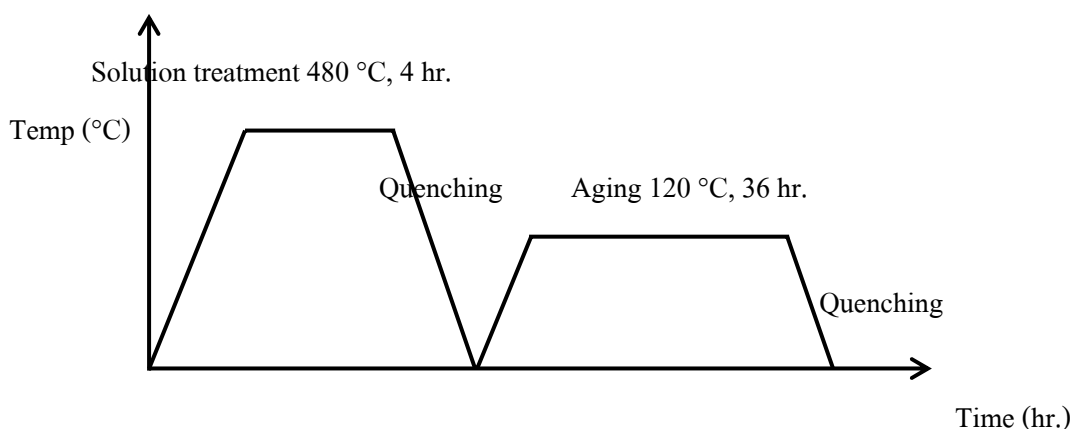
### 3.7 ขั้นตอนกระบวนการทางความร้อน

หลังจากทดสอบสมบัติทางกลของชิ้นทดสอบที่เชื่อมด้วยตัวแปรที่กำหนดแล้ว ก็จะได้ตัวแปรที่ทำให้แนวเชื่อมมีค่าความแข็งแรงดีที่สุดซึ่งจะนำชิ้นงานจากตัวแปรนั้นมาผ่านกระบวนการทางความร้อนดังแสดงในรูปที่ 3.13 ตามสภาวะที่ได้กำหนด ดังต่อไปนี้

- SSM7075-T6 → FSW → Artificial aging (120 °C, 24 และ 36 hr. และ 145 °C, 6 hr.)

- SSM7075-T6 → FSW → Solution treatment (480 °C, 4 hr.)

- SSM7075-T6 → FSW → T6 (Solution treatment 480 °C, 4 hr. + Aging 120 °C, 36 hr.)



รูปที่ 3.13 ขั้นตอนในการทำกระบวนการทางความร้อน T6

### 3.7.1 การบ่มเทียม (Artificial aging)

ในสภาวะของการบ่มเทียม จะนำชิ้นงานเชื่อมแผ่นเต็มเข้าไปอบในเตาบ่มเทียม ดังรูปที่ 3.14 (ข) ที่อุณหภูมิการอบ 120 °C เป็นเวลา 36 ชั่วโมง แล้วทำให้อุณหภูมิลดลงอย่างรวดเร็ว โดยการแช่ในน้ำ (Water quenching) ที่อุณหภูมิห้อง



(ก) เตาสำหรับอบละลาย

(ข) เตาสำหรับบ่มเทียม

รูปที่ 3.14 แสดงภาพเตาสำหรับการให้ความร้อนขึ้นงาน

### 3.7.2 การอบละลาย (Solution treatment)

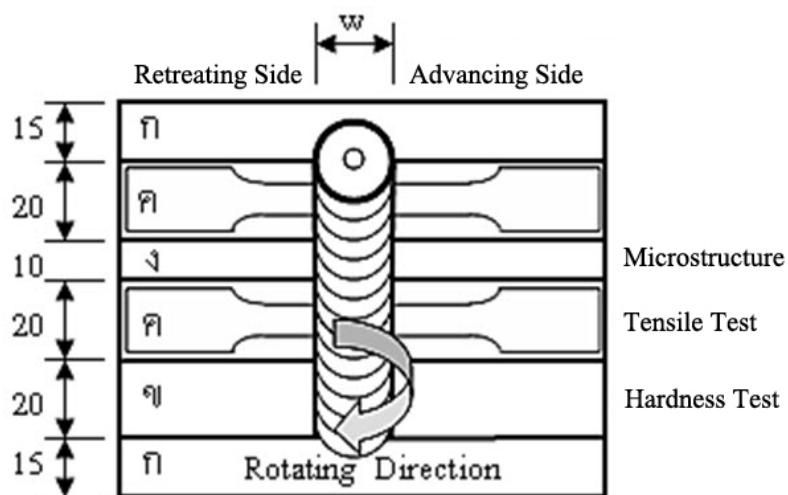
ในสภาวะของการอบละลายโครงสร้าง จะนำชิ้นงานเชื่อมแผ่นเต็มเข้าไปอบในเตาอบละลาย ดังรูปที่ 3.14 (ก) ที่อุณหภูมิการอบ 480 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วทำให้อุณหภูมิลดลงอย่างรวดเร็ว โดยการแช่ในน้ำ (Water quenching) ที่อุณหภูมิห้อง

### 3.7.3 การให้ความร้อนหลังการเชื่อม T6

ในสภาวะของการทำ T6 จะนำชิ้นงานเชื่อมแผ่นเต็มเข้าไปอบในเตาอบละลายอุณหภูมิการอบ 480 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วทำให้อุณหภูมิลดลงอย่างรวดเร็ว โดยการแช่ในน้ำ (Water quenching) ที่อุณหภูมิห้อง จากนั้น นำเข้าเตาบ่มเทียม ที่อุณหภูมิการอบ 120 °C เป็นเวลา 36 ชั่วโมง แล้วทำให้อุณหภูมิลดลงอย่างรวดเร็ว โดยการแช่ในน้ำ (Water quenching) ที่อุณหภูมิห้อง

### 3.8 การ Lay out ตัดชิ้นงานที่ได้จากการเชื่อม

หลังจากเชื่อมตามตัวแปรที่กำหนดแล้ว ก็นำชิ้นงานมา Lay out เพื่อที่จะตัดแบ่งชิ้นงานไปตรวจสอบสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกล ดังรูปที่ 3.15 ชิ้นทดสอบจะตัดตามขวางกับแนวเชื่อม โดยบริเวณ ก เป็นส่วนหัวและท้ายจะเป็นส่วนที่ตัดทิ้งไป บริเวณ ข ส่วนนี้จะตัดไปวัดความแข็ง บริเวณ ค นำไปทดสอบความแข็งแรงดึงและบริเวณสุดท้ายคือ ง บริเวณนี้จะนำไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค



รูปที่ 3.15 การ Lay out ชิ้นงานทดสอบทางโลหะวิทยาและทางกล

### 3.9 การตรวจสอบลักษณะโครงสร้างทางโลหะวิทยาของรอยเชื่อม

#### 3.9.1 การตรวจสอบผิวหน้ารอยเชื่อมด้วยสายตา

การตรวจสอบผิวหน้าของรอยเชื่อมจากภาพถ่ายด้วยกล้องถ่ายภาพดิจิทัล กำลังขยายต่ำในแต่ละตัวแปรของการเชื่อม เพื่อตรวจสอบลักษณะทางกายภาพ และความสมบูรณ์ของรอยเชื่อม ลักษณะของรอยเชื่อมที่เกิดจากปากของทูล ตรวจสอบการซึมลึกของรอยเชื่อมหลังจากการเชื่อมจะทำการทดสอบรอยเชื่อมบริเวณด้านบนและด้านล่างด้วยสายตา เพื่อดูว่ารอยเชื่อมมีการประสานกันของชิ้นงานทั้งสองชิ้นที่นำมาเชื่อมต่อกันได้ดีเพียงใด ดังรูปที่ 3.16 มีการประสานกันที่ดีของชิ้นงานเชื่อมทั้งสองชิ้น หรืออีกในกรณีหนึ่ง เมื่อทำการตรวจสอบด้วยสายตาแล้วหากพบว่า

รอยเชื่อม ไม่ประสานกันหลังจากการเชื่อมหรือการที่ผิวแนวเชื่อมหลุดติดป่าของหัวทูล แสดงว่า รอยเชื่อมนั้นไม่สามารถใช้งานได้ จะต้องทำการศึกษาและปรับเปลี่ยนตัวแปรต่างๆ ใหม่ ดังรูปที่ 3.17



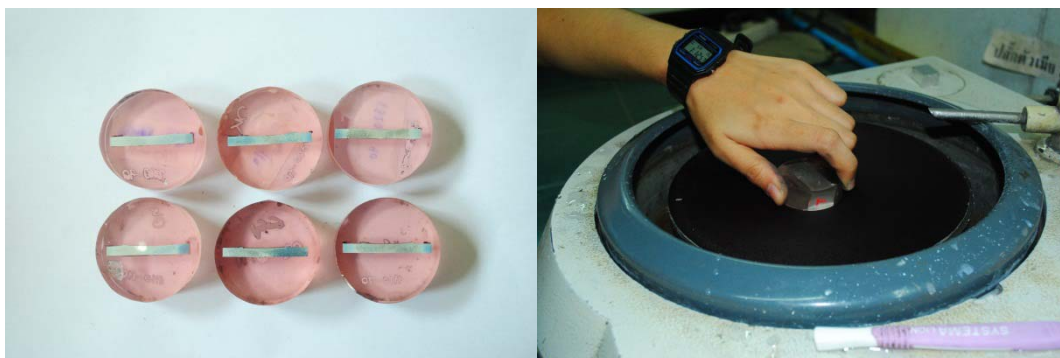
รูปที่ 3.16 รอยเชื่อมจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่มีความสมบูรณ์



รูปที่ 3.17 รอยเชื่อมจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่ไม่สมบูรณ์

### 3.9.2 การตรวจสอบโครงสร้างมหภาค

หลังจากการตรวจสอบด้วยสายตาแล้วไม่พบข้อบกพร่องใดๆ ของรอยเชื่อม ก็นำ ชิ้นงานไป Lay out ดังรูปที่ จากนั้นนำไปหล่อด้วยน้ำยา Epoxy resin ดังรูปที่ 3.18 จากนั้นขัดด้วย กระดาษทรายน้ำ ตั้งแต่เบอร์ 180 320 400 600 800 1000 1200 และ 2500 ตามลำดับ เมื่อขัดด้วย กระดาษทรายน้ำจนผิวหน้าของชิ้นงานเรียบตามต้องการแล้ว ก็ตามด้วยการขัดสักหลาด ด้วย ผงอลูมินาขนาด 5.0 1.0 และ 0.3  $\mu\text{m}$  ตามลำดับ เพื่อคุณภาพของผิวงานที่สูงขึ้น



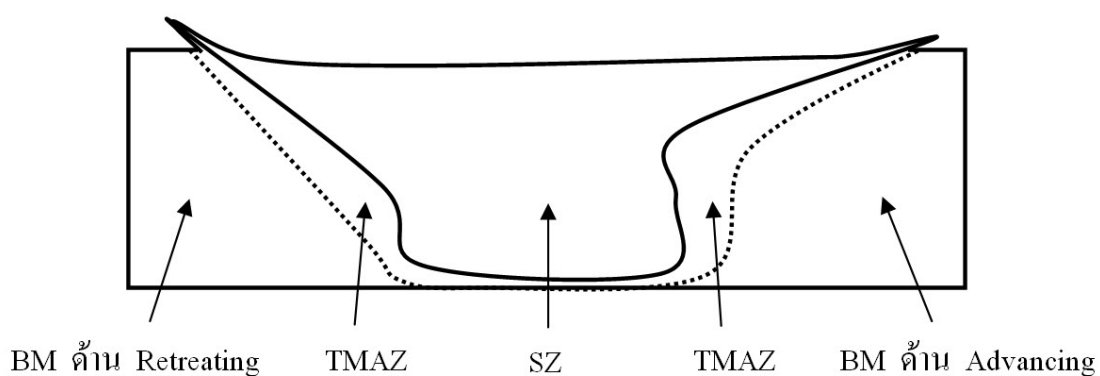
(ก) ชิ้นงานที่หล่อด้วยน้ำยา Epoxy resin(ข) การเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

### รูปที่3.18 แสดงภาพชิ้นงานที่นำไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

เมื่อขัดชิ้นงานได้เรียบร้อยตามต้องการแล้ว ก็นำมากัดผิวชิ้นทดสอบด้วยสารละลายเจือจาง Keller's reagent ที่มีส่วนผสมทางเคมี ดังนี้

- กรดไฮโดรฟลูออริก ความเข้มข้น 48% 2 ml.
- กรดไฮโดรคลอริก (เข้มข้น) 3 ml.
- กรดไนตริก 5 ml.
- น้ำ 190 ml.

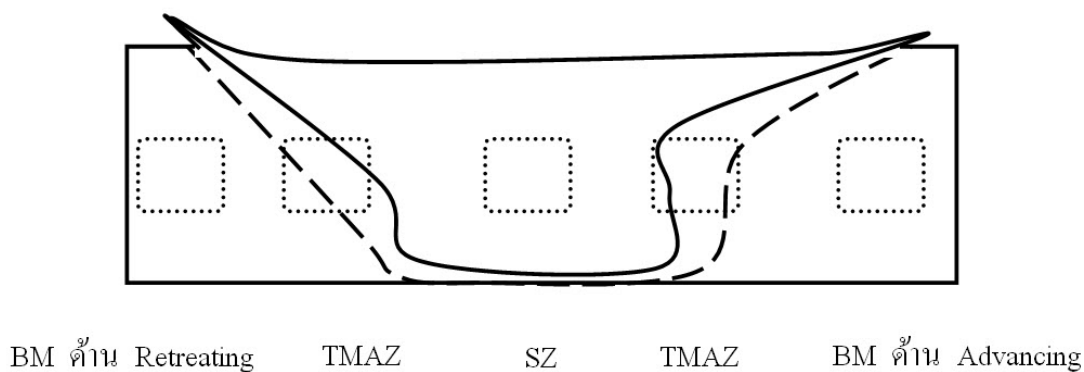
นำชิ้นงานไปล้างด้วยแอลกอฮอล์และน้ำ จากนั้นเป่าให้แห้งเพื่อป้องกันการเกิดคราบน้ำบนผิวชิ้นงาน สำหรับการตรวจสอบโครงสร้างมหภาคด้วยกล้องกำลังขยาย 2 – 16 เท่า เพื่อดูลักษณะการไหลวนของเกรนภายในรอยเชื่อม ดังรูปที่ 3.19



รูปที่3.19แสดงบริเวณต่างๆ ของโครงสร้างมหภาคจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวน

### 3.9.3 การตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

ชิ้นงานตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง เป็นชิ้นงานทดสอบเดียวกันกับชิ้นงานทดสอบโครงสร้างมหภาค ซึ่งหลังจากการตรวจสอบโครงสร้างมหภาคแล้วก็นำไปทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่ กำลังขยาย 50 - 200 เท่า เพื่อตรวจสอบโครงสร้างบริเวณที่ถูกกวนของรอยเชื่อม ตรวจสอบข้อบกพร่องและความสมบูรณ์ของรอยเชื่อมของแต่ละตัวแปรและแต่ละสภาวะของการให้ความร้อนหลังการเชื่อม อีกทั้งดูการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างเกรนหลังจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวน ดังรูปที่ 3.20

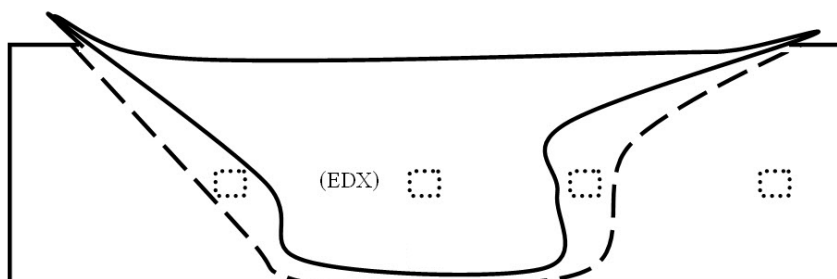


รูปที่ 3.20 แสดงตำแหน่งที่ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

### 3.9.4 การตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด ที่มีระบบเอ็กซ์เรย์

ชิ้นงานตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราด และ EDX เป็นชิ้นงานทดสอบเดียวกันกับชิ้นงานทดสอบโครงสร้างมหภาคและชิ้นงานตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง การตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่มีกำลังขยาย 1000 - 5000 เท่า ที่ 20 kV เพื่อตรวจสอบโครงสร้างบริเวณเนื้อโลหะเดิม บริเวณที่ได้รับอิทธิพลจากความร้อนทางกลด้าน Retreating และ Advancing Side และบริเวณที่ถูกกวนของรอยเชื่อมตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างเกรน ดูการกระจายตัวของอนุภาคซิลิกอนและธาตุผสมอื่นๆ หลังจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวน และการ

ตรวจสอบด้วย EDX จะทำการตรวจสอบเพียงจุดเดียวในบริเวณที่ถูกกวน เพื่อดูว่าเฟสดังกล่าวเป็นธาตุอะไร ดังรูปที่ 3.21



BM ด้าน Retreating      TMAZ      SZ      TMAZ      BM ด้าน Advancing

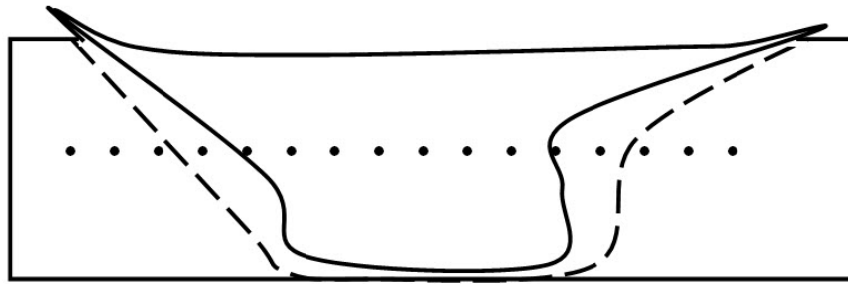
รูปที่ 3.21 แสดงตำแหน่งที่ทำการตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้อง SEM และ EDX

### 3.10 การทดสอบสมบัติทางกล

คุณสมบัติทางกลเป็นคุณสมบัติที่สำคัญของวัสดุ ซึ่งถูกนำมาใช้ในการพิจารณาเลือกใช้วัสดุ การทดสอบสมบัติทางกลในงานวิจัยนี้มี 2 อย่างด้วยกัน คือ ทดสอบความแข็งและทดสอบสมบัติการต้านทานแรงดึง ซึ่งมีรายละเอียดดังต่อไปนี้

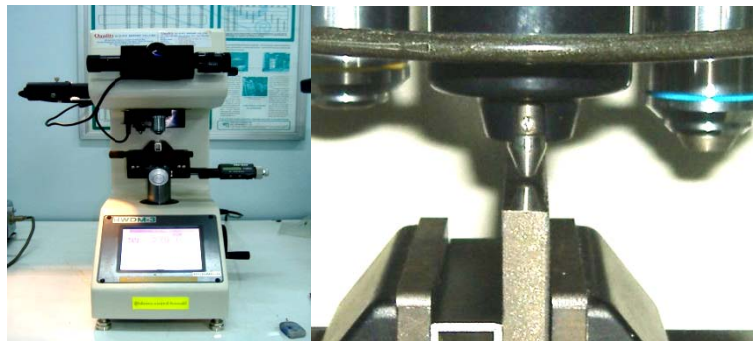
#### 3.10.1 การทดสอบความแข็ง

ในงานวิจัยนี้ ชิ้นงานทดสอบความแข็งจะแยกชิ้น กับชิ้นงานที่ตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาค เนื่องจากป้องกันการดูดซับแรงจากการกดของหัวกด การทดสอบจะเป็นแบบไมโครวิกเกอร์ กดบริเวณพื้นที่หน้าตัดของรอยเชื่อมระยะห่างระหว่างรอยกด 500  $\mu\text{m}$  ดังรูปที่ 3.22 แรงกดที่ใช้ 100 g เป็นเวลา 10 วินาที รูปที่ 3.23 แสดงลักษณะของการกดและเครื่องที่ใช้ในการทดสอบความแข็ง



BM ด้าน Retreating      TMAZ      SZ      TMAZ      BM ด้าน Advancing

รูปที่ 3.22 แสดงตำแหน่งกวดจากการวัดความแข็ง



รูปที่ 3.23 แสดงเครื่องที่ใช้และหัวกวดที่ใช้ในการทดสอบความแข็ง

การวัดค่าความแข็งด้วยเครื่องวัดความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์ บริเวณภาคตัดขวางของรอยเชื่อม เพื่อหาว่าในแต่ละบริเวณของชิ้นงานเชื่อมมีค่าความแข็งภายในเนื้อวัสดุที่แตกต่างกันมากน้อยเพียงใด และจากการคำนวณโดยใช้สมการที่ 3.1

$$HV = \frac{2P \sin\left[\frac{\theta}{2}\right]}{d^2} = \frac{1.8544P}{d^2} \quad (3.1)$$

P คือ แรงกด(kgf)

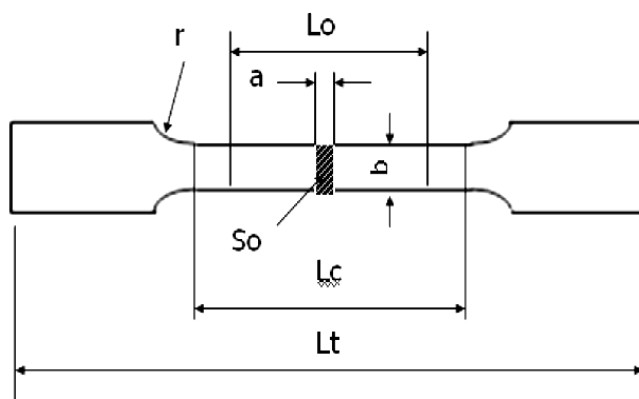
d คือ เส้นทแยงมุม  $d_1$  และ  $d_2$  เฉลี่ย (mm)



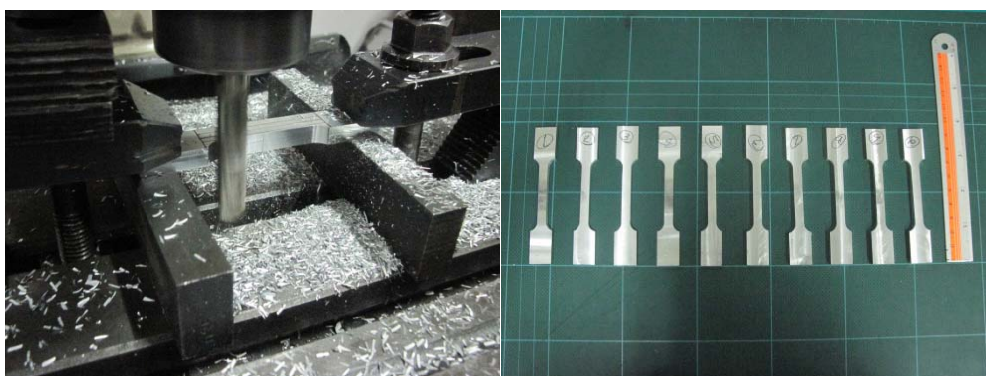
### 3.10.2 การทดสอบแรงดึง

#### 3.10.2.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบของเนื้อโลหะเดิมและชิ้นงานเชื่อม

เป็นการทดสอบเพื่อหาความแข็งแรงของวัสดุภายใต้การรับภาระหรือแรงแบบดึง การเตรียมชิ้นงานทดสอบในกรณีของชิ้นงานเชื่อมจะตัดตามขวางกับแนวเชื่อมตามมาตรฐาน ASTM E8-04[34] แสดงดังรูปที่3.24ขนาดของชิ้นทดสอบ  $a = 4$   $b = 6$   $r = 12$   $L_0 = 24$   $L_t = 100$   $L_c = 27$  mm. และ  $S_0 = 24$  mm<sup>2</sup> ในรูปที่3.25 แสดงขั้นตอนในการเตรียมชิ้นงานทดสอบแรงดึง ซึ่งใช้ดอก End mill ในการกัดขอบชิ้นงานให้ได้ขนาดตามมาตรฐาน



รูปที่3.24 ภาพแสดงขนาดมาตรฐาน ASTM E-8M ของชิ้นทดสอบแรงดึง



(ก) การขึ้นรูปชิ้นทดสอบแรงดึง

(ข) ชิ้นงานที่ได้จากการขึ้นรูป

รูปที่3.25แสดงการขึ้นรูปชิ้นทดสอบแรงดึง

### 3.10.2.2 วิธีการทดสอบแรงดึง

การทดสอบแรงดึงเพื่อหาค่าความแข็งแรงของงานเชื่อมโดยการทดสอบแรงดึงในงานเชื่อมเสียดทานแบบกวน นำชิ้นทดสอบที่เตรียมโดยการตัดตามขวางกับรอยเชื่อมไปทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิห้องความเร็วในการดึง  $1.67 \times 10^{-2}$  mm/s ดังรูปที่ 3.26



รูปที่ 3.26 ขั้นตอนการทดสอบแรงดึง

## บทที่ 4

### ผลการทดลองและการวิจารณ์ผล

งานวิจัยนี้เพื่อศึกษาสมบัติทางโลหวิทยาและสมบัติทางกลของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนอลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็งเกรด 7075 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 โดยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm ที่ความเร็วเชื่อมสามระดับ 70 90 และ 110 mm/min หลังจากนั้นแบ่งชิ้นงานเชื่อมเป็นสี่สถานะ คือ สถานะหลังเชื่อม สถานะบ่มเทียม สถานะอบละลาย และสถานะ T6 สุดท้ายนำชิ้นงานไปทดสอบสมบัติทางโลหวิทยาและสมบัติทางกล เพื่อที่จะหาสถานะที่ดีที่สุด ที่ทำให้แนวเชื่อมมีความแข็งแรงที่สุด ซึ่งได้ผลการวิจัยดังต่อไปนี้

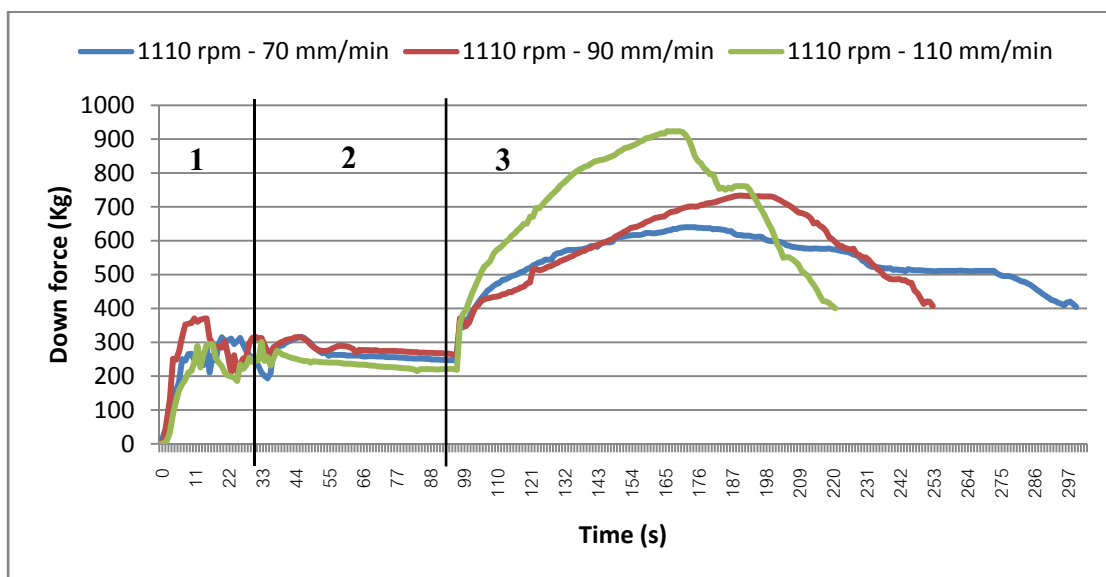
#### 4.1 การวัดแรงกดขณะทำการเชื่อมเสียดทานแบบกวน

จากการทดลองโดยการวัดแรงกดขณะทำการเชื่อมซึ่งจะเห็นได้ว่าความสัมพันธ์ระหว่างความเร็วรอบและความเร็วเชื่อมมีผลต่อแรงกดขณะทำการเชื่อมของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนในอลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็งเกรด 7075 จากรูปที่ 4.1 4.2 และ 4.3 ในช่วงที่ 1 เป็นช่วงป้อนแรงกดจนบ่าของทูล สัมผัสกับผิวหน้าชิ้นงานใช้เวลาประมาณ 36 วินาที ช่วงที่ 2 เป็นช่วงของการหยุดป้อนแรงกดและค้างไว้ประมาณ 60 วินาที เพื่อให้เกิดการสะสมของความร้อนแผ่กระจายทั่วทั้งชิ้นงานหลังจากนั้นช่วงที่ 3 จะเป็นช่วงของการป้อนเดินอัด โน้มติ

##### 4.1.1 การวัดแรงกดจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่ความเร็วรอบ 1110 rpm

จากการวัดแรงกดของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 70 90 และ 110 mm/min พบว่าแรงกดขณะเดินแนวเชื่อมในช่วงที่ 3 มีค่าเฉลี่ยประมาณ 479.5 584.7 และ 703 kg ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 4.1 จากกราฟจะเห็นได้ว่า จุดที่มีค่าแรงกดสูงสุดที่ความเร็วเชื่อม 70 90 และ 110 mm/min มีค่าของแรงกด ที่ 640 734 และ 924 kg ตามลำดับ เนื่องจากที่ความเร็วในการเดินแนวเชื่อมสูง ความร้อนที่เกิดสะสมในรอยเชื่อมยังไม่มากพอที่จะทำให้ภายในเนื้อวัสดุเกิดความอ่อนตัวหรืออยู่ในสถานะพลาสติก จึงทำให้เกิดแรงต้านระหว่างหัวพินกับเนื้อวัสดุมากกว่าที่ความเร็วเชื่อมอื่นๆ ในขณะที่ความเร็วเชื่อมที่ช้ากว่า (70 และ

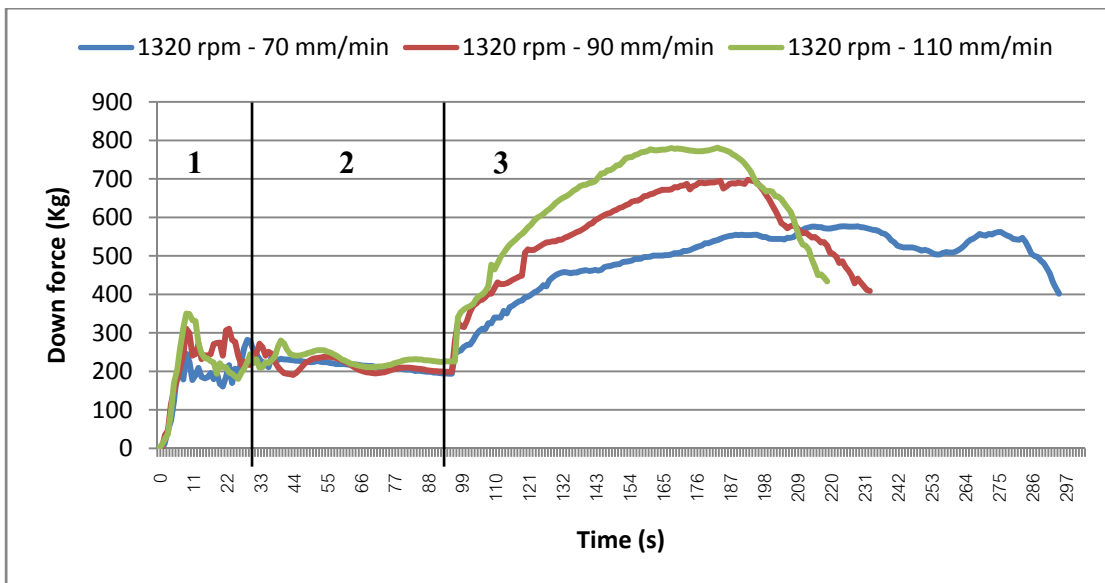
90 mm/min) ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงในเนื้อของวัสดุอยู่ในสภาวะพลาสติกมากกว่าเนื่องจากมีความร้อนสะสมที่สูงกว่า ทำให้ลดแรงต้านทานระหว่างหัวพินกับเนื้อวัสดุขณะเชื่อม



รูปที่ 4.1 กราฟแสดงค่าแรงกดของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่ความเร็วรอบ 1110 rpm

#### 4.1.2 การวัดแรงกดจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่ความเร็วรอบ 1320 rpm

จากการวัดแรงกดของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่ความเร็วรอบ 1320 rpm ความเร็วเชื่อม 70 90 และ 110 mm/min พบว่าแรงกดบนชิ้นงานขณะเดินแนวเชื่อมในช่วงที่ 3 มีค่าเฉลี่ยประมาณ 494.7563.5 และ 640.8kg ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 4.2 จากกราฟจะเห็นได้ว่า จุดที่มีค่าแรงกดสูงสุดที่ความเร็วเชื่อม 70 90 และ 110 mm/min มีค่าของแรงกด ที่ 577698 และ 780kg ตามลำดับ เนื่องจากที่ความเร็วในการเดินแนวเชื่อมสูง ความร้อนที่เกิดสะสมในรอยเชื่อมยังไม่มากพอที่จะทำให้ภายในเนื้อวัสดุเกิดความอ่อนตัวหรืออยู่ในสภาวะพลาสติก จึงทำให้เกิดแรงต้านระหว่างหัวพินกับเนื้อวัสดุมากกว่าที่ความเร็วเชื่อมอื่นๆ ในขณะที่ความเร็วเชื่อมที่ช้ากว่า (70 และ 90 mm/min) ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงในเนื้อของวัสดุอยู่ในสภาวะพลาสติกมากกว่าเนื่องจากมีความร้อนสะสมที่สูงกว่า ทำให้ลดแรงต้านทานระหว่างหัวพินกับเนื้อวัสดุขณะเชื่อม



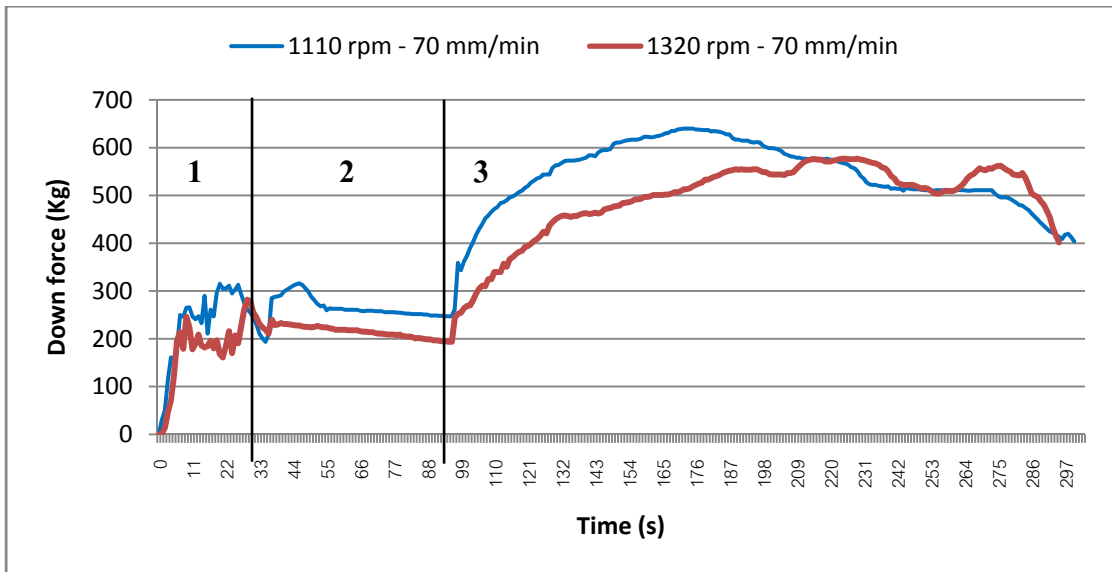
รูปที่ 4.2 กราฟแสดงค่าแรงกดของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่ความเร็วรอบ 1320 rpm

#### 4.1.3 การเปรียบเทียบค่าแรงกดจากการเชื่อมด้วยความเร็วเชื่อมเดียวกันแต่ความเร็วรอบต่างกัน

การเปรียบเทียบแรงกดจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่ความเร็วเดินเชื่อมเดียวกันแต่ต่างความเร็วรอบ แสดงในรูปที่ 4.3 (ก) (ข) และ (ค)

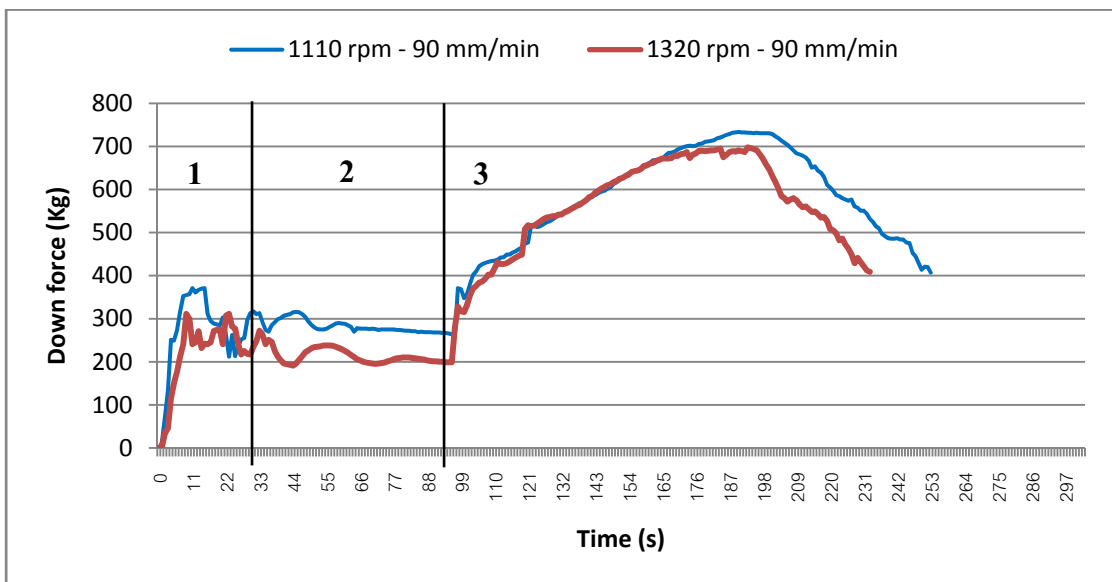
พิจารณารูปที่ 4.3 (ก) (ข) และ (ค) แสดงกราฟแรงกดที่ความเร็วเชื่อม 70 90 และ 110 mm/min จะเห็นว่าแรงกดจากความเร็วรอบ 1110 rpm มีค่าสูงกว่าแรงกดที่ความเร็วรอบ 1320 rpm ทั้ง 3 ช่วงของการทดลอง เนื่องจากการเชื่อมที่ความเร็วรอบสูงทำให้เกิดความร้อนสะสมได้ดีกว่าการเชื่อมที่ความเร็วรอบต่ำ ดังนั้นการเชื่อมที่ความเร็วรอบสูงจึงทำให้เนื้อวัสดุมีความเป็นพลาสติกสูงกว่าและอ่อนตัวกว่าการเชื่อมที่ความเร็วรอบต่ำ

รูปที่ 4.3 (ก) ที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min ในช่วงที่ 3 แรงกดสูงสุดจากความเร็วรอบ 1110 rpm มีค่าสูงกว่าแรงกดสูงสุดจากความเร็วรอบ 1320 rpm อยู่ 11.10%



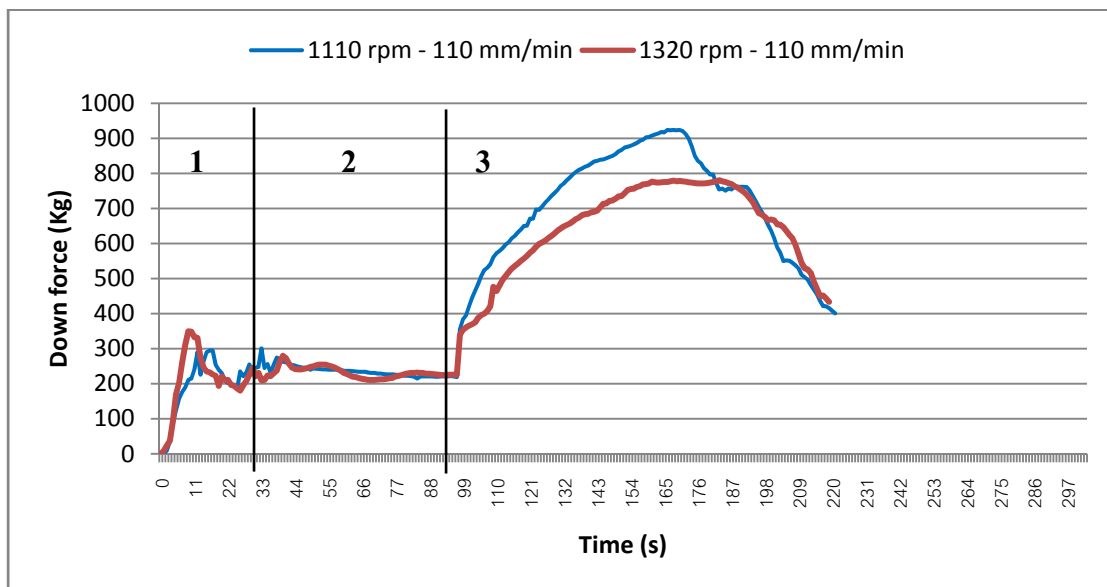
(ก) ที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min

รูปที่ 4.3 (ข) ที่ความเร็วเชื่อม 90 mm/min ในช่วงที่ 3 แรงกดสูงสุดจากความเร็วรอบ 1110 rpm มีค่าสูงกว่าแรงกดสูงสุดจากความเร็วยรอบ 1320 rpm อยู่ 10.51%



(ข) ที่ความเร็วเชื่อม 90 mm/min

รูปที่ 4.3 (ค) ที่ความเร็วเชื่อม 110 mm/min ในช่วงที่ 3 แรงกดสูงสุดจากความเร็วรอบ 1110 rpm มีค่าสูงกว่าแรงกดสูงสุดจากความเร็วยรอบ 1320 rpm อยู่ 11.85%



(ค) ที่ความเร็วเชื่อม 110 mm/min

รูปที่ 4.3 กราฟเปรียบเทียบแรงกดที่ความเร็วเชื่อมเดียวกัน

#### 4.2 การตรวจสอบผิวหน้ารอยเชื่อม

จากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนอลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็งเกรด 7075 ของหัวพินชนิดทรงกลม ที่ความเร็วเชื่อม 70 90 และ 110 mm/min ภายใต้ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm โดยแบ่งลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมเป็น 4 สภาวะด้วยกัน คือ สภาวะหลังเชื่อม (As-welded) สภาวะอบละลายหลังเชื่อม (Solution treatment) สภาวะบ่มเทียมหลังเชื่อม (Post-welded aging) และ สภาวะ T6 หลังเชื่อม ในขั้นตอนนี้จะใช้การตรวจสอบด้วยสายตาเพื่อสังเกตลักษณะการเปลี่ยนแปลงของแนวเชื่อมหลังจากให้ความร้อนหลังการเชื่อม

#### 4.2.1 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm

ก่อนหน้านี้นี้ มีการทดลองเบื้องต้นเพื่อหาตัวแปรในการเชื่อม โดยตั้งต้นที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ภายใต้อัตราเร็วเชื่อม 40 60 70 90 110 120 และ 160 mm/min โดยชิ้นงานเชื่อมที่ความเร็วเชื่อม 70 90 และ 110 mm/min มีความสมบูรณ์ดี ซึ่งมีอัตราส่วนความร้อนเข้า (Heat Input; Q) ระหว่างความเร็วรอบต่อความเร็วเชื่อมอยู่ในช่วง 10 – 15.8 เป็นช่วงของความร้อนเข้าที่มีความเหมาะสมและใกล้เคียงกับงานวิจัยของ M. Maeda [33] ที่มีอัตราส่วนความเร็วรอบต่อความเร็วเชื่อมอยู่ในช่วง 10 – 12.5 โดยจะไม่ทำให้เกิดข้อบกพร่องบนชิ้นงาน แต่ที่ความเร็วเชื่อม 40 60 120 และ 160 mm/min จะอยู่นอกช่วงของอัตราส่วนความร้อนเข้าที่เหมาะสม จึงมีความเสี่ยงต่อการเกิดข้อบกพร่องบนชิ้นงานขึ้น ซึ่งได้แสดงลักษณะแนวเชื่อม ดังรูปที่ 4.4

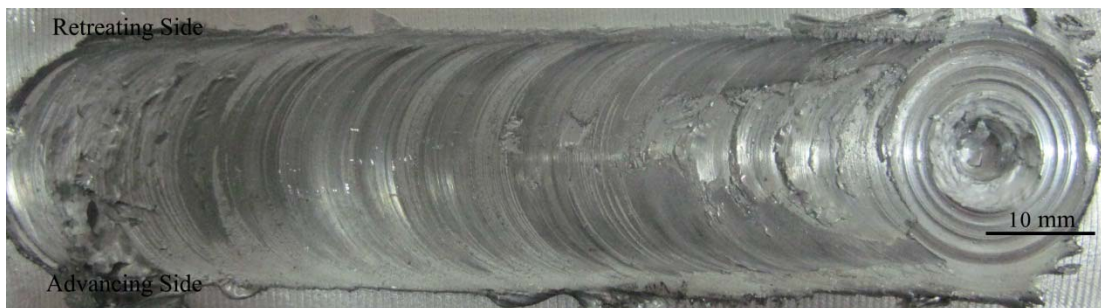
รูปที่ 4.4 (ก) แสดงแนวเชื่อมที่ผ่านการเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 40 mm/min ผิวชิ้นงานมีข้อบกพร่องเกิดขึ้นเนื่องจากการหลุดของผิวชิ้นงานติดไปกับหัวทูล เนื่องจากความเร็วเชื่อมที่ช้าเกินไปส่งผลให้มีความร้อนเข้าสูง ที่สภาวะนี้มีอัตราส่วนความเร็วรอบต่อความเร็วเชื่อมเท่ากับ 27.75 เป็นสาเหตุให้เกิดการอ่อนตัวและหลุดของผิวแนวเชื่อม



(ก) แนวเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 40 mm/min

รูปที่ 4.4 (ข) แสดงแนวเชื่อมที่ผ่านการเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 60 mm/min การหลุดของผิวแนวเชื่อมจะเริ่มจากบริเวณกลางชิ้นงานและเพิ่มมากขึ้นเรื่อยๆ โดยเฉพาะตรงแนวเชื่อมก่อนถึงบริเวณสุดท้าย ซึ่งมีความชัดเจนที่สุด ที่สภาวะนี้มีอัตราส่วนความเร็วรอบต่อความเร็วเชื่อมเท่ากับ 18.5





(ข) แนวเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 60 mm/min

รูปที่ 4.4 (ค) ที่ความเร็วเชื่อม 120 mm/min ผิวชิ้นแนวเชื่อมไม่เกิดการหลุดติดกับหัวทูล เนื่องจากที่ความเร็วเชื่อมสูงๆ มีความร้อนเข้ายังไม่มากพอที่จะทำให้ชิ้นงานเกิดการอ่อนตัว ลักษณะผิวมีการเปิดออกคล้ายๆ กับเกล็ดปลา ที่สภาวะนี้มีอัตราส่วนความเร็วรอบต่อความเร็วเชื่อมเท่ากับ 9.25 เมื่อเทียบกับการทดลองของ M. Maeda [33] ค่าความร้อนเข้าที่ได้จะอยู่นอกช่วงที่เหมาะสมต่อการเชื่อม



(ค) แนวเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 120 mm/min

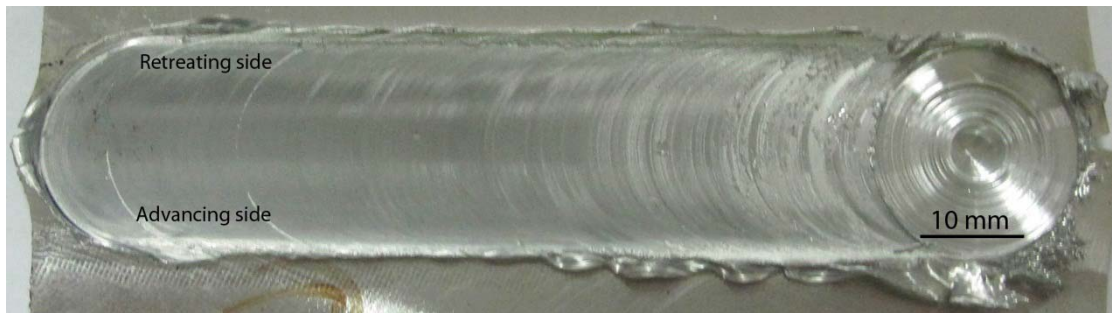
รูปที่ 4.4 (ง) ที่ความเร็วเชื่อม 160 mm/min ลักษณะของแนวเชื่อมมีการเปิดออกมากขึ้น สภาวะนี้มีอัตราส่วนความเร็วรอบต่อความเร็วเชื่อมเท่ากับ 6.94 ความร้อนเข้าที่น้อยเกินไปไม่ทำให้ชิ้นงานเกิดการอ่อนตัว ที่ความเร็วเชื่อมนี้จึงไม่เหมาะสำหรับการใช้งานร่วมกับความเร็วรอบ 1110 rpm ในการเชื่อมอลูมิเนียมหล่อผสมกึ่งของแข็งเกรด 7075 - T6



(ง) แนวเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 160 mm/min

#### รูปที่ 4.4 ลักษณะผิวรอยเชื่อมที่มีข้อบกพร่องเนื่องจากความเร็วเชื่อมที่ไม่เหมาะสม

ผลจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวน ดังรูปที่ 4.5 และ 4.6 (ก) (ข) และ (ค) จากการเชื่อมด้วยหัวพินทรงกลมที่ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm พบว่า รอยบ่าของทูลที่เกิดขึ้นบนผิวหน้าของรอยเชื่อมที่ความเร็วรอบต่ำ (1110 rpm) จะหยากกว่ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบสูง (1320 rpm) อันเนื่องมาจากความเร็วรอบสูงขณะเดินแนวเชื่อมมีความร้อนสะสมมากกว่าความเร็วรอบต่ำ ทำให้เนื้ออลูมิเนียมเกิดความเปราะสูงกว่าและอ่อนตัวกว่า นอกจากนี้บริเวณก่อนถึงจุดสุดท้ายของการเชื่อมที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min มีการหลุดของเนื้ออลูมิเนียมติดไปกับหัวทูลเล็กน้อย เนื่องจากความเร็วในการเชื่อมต่ำ ส่งผลให้มีอัตราส่วนความเร็วรอบต่อความเร็วเชื่อมมาก (15.8) การเกิดความร้อนสะสมที่มากเกินไปยังส่งผลให้เกิดการอ่อนตัวของเนื้อวัสดุที่เคลื่อนที่ได้ สะดวกเกิดเป็นครีบ (flash) ล้นออกมาจากด้านข้างของบ่า เมื่อความเร็วเชื่อมสูงขึ้น (110 mm/min) ไม่มีการหลุดของเนื้ออลูมิเนียมและการเกิดครีบก็ลดลง เนื่องจากความเร็วเชื่อมที่เพิ่มขึ้นทำให้ความร้อนเข้าต่ำลง ซึ่งค่อนข้างเหมาะสมและพอดีกับการเชื่อมวัสดุชนิดนี้ บริเวณผิวรอยเชื่อมมีการประสานกันดีและบริเวณด้านหลังรอยเชื่อมมีการซึมลึกที่ดี ไม่ปรากฏรอยแยกของการต่อชน แต่จะเกิดรูในบริเวณสุดท้ายของการเชื่อมเนื่องจากหัวทูล ซึ่งเป็นปกติของการเชื่อมเสียดทานแบบกวน



(ง) แนวเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 70 mm/min



(จ) แนวเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 90 mm/min

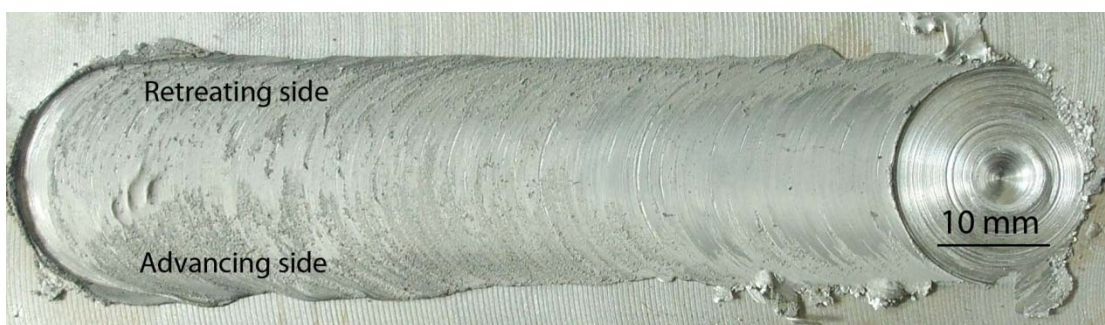


(ฉ) แนวเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 110 mm/min

**รูปที่ 4.5** ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm



(ก) แนวเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1320 rpm ความเร็วเชื่อม 70 mm/min



(ข) แนวเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1320 rpm ความเร็วเชื่อม 90 mm/min

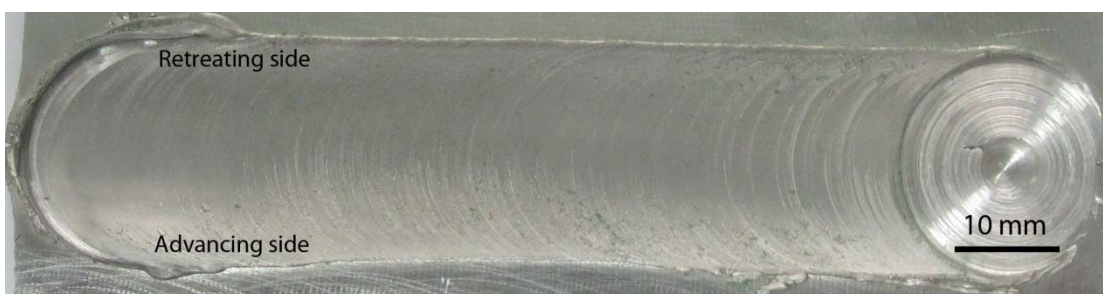


(ค) แนวเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1320 rpm ความเร็วเชื่อม 110 mm/min

รูปที่ 4.6 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1320 rpm

**4.2.2 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 และ 36 ชั่วโมง และบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง**

ผลจากการบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 และ 36 ชั่วโมง และบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง ดังรูปที่ 4.7 และ 4.8 (ก) (ข) (ค) และ 4.9 ลักษณะของรอยเชื่อมที่ผ่านการบ่มที่บ่มนั้นไม่ต่างกันผิวรอยเชื่อมยังราบเรียบ เมื่อเทียบกับลักษณะรอยเชื่อมและสีของชิ้นงานที่สภาวะหลังเชื่อมก็ไม่มี ความต่างกัน แสดงว่าที่อุณหภูมิและเวลาดังกล่าวไม่สามารถทำให้รอยเชื่อมเกิดการเปลี่ยนแปลงทางกายภาพ



**รูปที่ 4.7** ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง



**(ก)** ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 70 mm/min หลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 36 ชั่วโมง

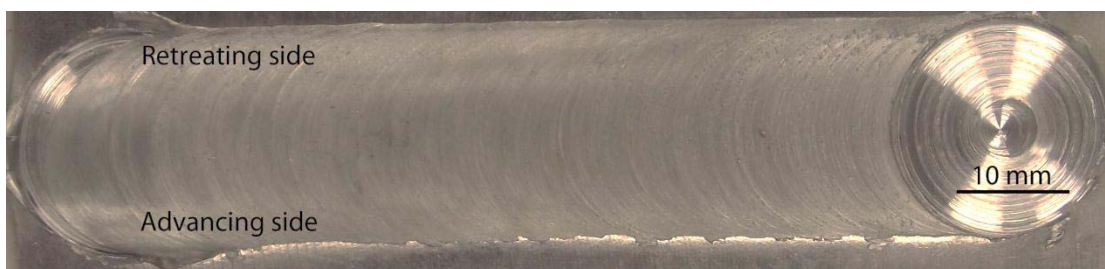


(ข) ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 90 mm/min หลังจากบ่มเทียม 36 ชั่วโมง



(ค) ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 110 mm/min หลังจากบ่มเทียม 36 ชั่วโมง

รูปที่ 4.8 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังบ่มเทียม 36 ชั่วโมง



รูปที่ 4.9 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 145 °C เวลา 6 ชั่วโมง

#### 4.2.3 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากอบละลายและหลังจากการทำ T6 หลังเชื่อม

ผลจากการอบละลายหลังเชื่อมและการทำ T6 หลังเชื่อม ดังรูปที่ 4.10(ก) (ข) และ (ค) และ 4.11(ก) (ข) และ (ค) การอบละลายที่อุณหภูมิ 480 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ส่งผลให้สีของแนวเชื่อมเปลี่ยนไปทุกๆ ความเร็วเชื่อม รวมถึงเกิดการผุพอง (Blistering) คล้ายฟองอากาศใต้ผิวแนวเชื่อมเนื่องจากการอบละลายที่อุณหภูมิสูง ทำให้อากาศที่ฝังอยู่ภายใต้ผิวแนวเชื่อมเกิดการขยายตัวแล้วดันให้ผิวแนวเชื่อมนูนขึ้น ซึ่งเห็นได้ชัดในรูปที่ 4.9 (ข) การทำ T6 หลังเชื่อมก็เป็นในลักษณะเดียวกันกับการอบละลาย ดังรูปที่ 4.10(ข) การเกิดฟองอากาศภายในแนวเชื่อม เกิดขึ้นจากกระบวนการอบละลาย ส่วนการบ่มเทียมนั้นไม่ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงลักษณะทางกายภาพ



(ก) แนวเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 70 mm/min หลังจากอบละลาย



(ข) แนวเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 90 mm/min หลังจากอบละลาย



(ค) แนวเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 110 mm/min หลังจากอบละลาย

รูปที่ 4.10 ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากอบละลาย



(ก) แนวเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 70 mm/min หลังจาก T6



(ข) แนวเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 90 mm/min หลังจาก T6





(ค) แนวเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 110 mm/min หลังจาก T6

**รูปที่ 4.11** ลักษณะผิวหน้ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจาก T6

#### 4.2.4 วิเคราะห์ลักษณะรอยเชื่อมในสภาวะหลังเชื่อมและสภาวะการให้ความร้อนที่ต่างกัน

จากการวิเคราะห์ผิวหน้าด้านบนของรอยเชื่อมเสียดทานแบบกวนของรอยเชื่อมในสภาวะหลังเชื่อมและสภาวะการให้ความร้อนที่ต่างกัน ดังรูปที่ 4.5 ถึง 4.11 พบว่าแนวเชื่อมของสภาวะหลังเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm มีความราบเรียบต่างกัน เนื่องจาก รอยป่าของทุลที่เกิดขึ้นบนผิวหน้าของรอยเชื่อมที่ความเร็วรอบต่ำ (1110 rpm) จะหยากกว่ารอยเชื่อมที่ความเร็วรอบสูง (1320 rpm) อันเนื่องมาจากความเร็วรอบสูงขณะเดินแนวเชื่อมมีความร้อนสะสมมากกว่าความเร็วรอบต่ำ ทำให้เนื้ออลูมิเนียมเกิดความเปราะพลาสติกสูงกว่าและอ่อนตัวกว่าขณะที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min ของทั้งสองความเร็วรอบ ที่บริเวณใกล้จุดสุดท้ายจะมีเนื้ออลูมิเนียมหลุดติดหัวพินจากการเดินแนวเชื่อมที่ช้าทำให้มีความร้อนเข้าสู่สูงเกินไป และความร้อนเข้าที่มากเกินไป ยังส่งผลให้เกิดครีบบนชิ้นงาน เนื่องจากเนื้ออลูมิเนียมอยู่ในสภาวะพลาสติกเกิดการเคลื่อนตัวได้ สะดวกเคลื่อนออกจากป่าของทุลเกิดเป็นครีบทั้งด้าน Advancing side และ Retreating side และผลจากการบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 และ 36 ชั่วโมง ดังรูปที่ 4.7 และ 4.8 (ก) (ข) และ (ค) ลักษณะของรอยเชื่อมที่ผ่านการบ่มที่อุณหภูมิและเวลาดังกล่าว นั้นไม่ต่างกันผิวรอยเชื่อมยังราบเรียบไม่มีข้อบกพร่องบนแนวเชื่อม เมื่อเทียบกับลักษณะรอยเชื่อมและสีของชิ้นงานที่สภาวะหลังเชื่อมก็ไม่มี ความแตกต่าง แสดงว่าที่อุณหภูมิและเวลาดังกล่าวไม่สามารถทำให้รอยเชื่อมเกิดการเปลี่ยนแปลงทางกายภาพ สุดท้ายเป็นการเปรียบเทียบกับแนวเชื่อมที่ผ่านการอบละลายและผ่านการทำ T6 ปรากฏว่า ผลจากการอบละลายหลังเชื่อมและการทำ T6 หลังเชื่อม ดังรูปที่ 4.10 และ 4.11 (ข) และ (ค) การอบละลายที่อุณหภูมิ 480 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ส่งผลให้สีของแนวเชื่อมเปลี่ยนไปทุกๆ ความเร็วเชื่อม รวมถึงเกิดฟองอากาศภายใต้ผิวแนวเชื่อมเนื่องจากการอบละลายที่อุณหภูมิสูง

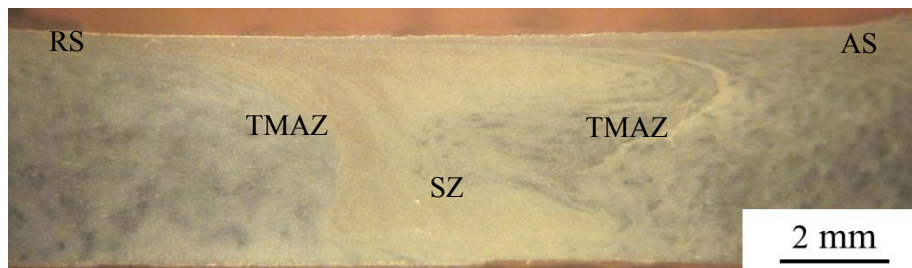
ทำให้อากาศที่ฝังอยู่ภายใต้แนวเชื่อมเกิดการขยายตัวแล้วดันให้ผิวแนวเชื่อมนูนขึ้น ซึ่งเห็นได้ชัดในรูปที่ 4.10 (ข) และ การทำ T6 หลังเชื่อมก็เป็นในลักษณะเดียวกันกับการอบละลาย ดังรูปที่ 4.11(ข) การเกิดฟองอากาศภายใต้ผิวแนวเชื่อม เกิดขึ้นจากกระบวนการอบละลาย ส่วนการบ่มเทียมนั้นไม่ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงลักษณะทางกายภาพ

#### 4.3 การตรวจสอบโครงสร้างมหภาคของแนวเชื่อม

การตรวจสอบโครงสร้างมหภาคของรอยเชื่อมอลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็งเกรด 7075 โดยการตัดชิ้นทดสอบในทิศทางตั้งฉากกับรอยเชื่อมและให้รอยเชื่อมอยู่ตำแหน่งกลางของชิ้นทดสอบขัดตามขั้นตอนของการเตรียมชิ้นทดสอบ กัดกรด (Etching) ด้วยสารละลายเจือจาง Keller's reagent เพื่อตรวจสอบโครงสร้างมหภาคในบริเวณรอยเชื่อม และบริเวณที่ได้รับอิทธิพลจากความร้อนทางกลด้าน Retreating และด้าน Advancing ด้วยกล้องที่มีกำลังขยายต่ำ 2- 16 เท่า ของความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm ด้วยความเร็วเชื่อม 70 90 และ 110 mm/min และที่สภาวะการให้ความร้อนที่ต่างกัน

##### 4.3.1 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm

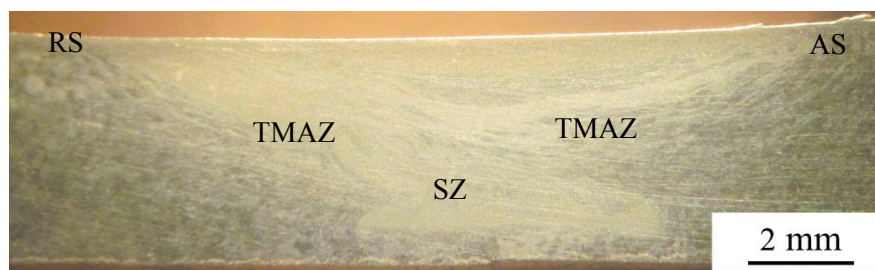
จากการตรวจสอบโครงสร้างมหภาคของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนของอลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็งเกรด 7075 ที่ความเร็วรอบ 1110 rpm แสดงดังรูปที่ 4.12พบว่าบริเวณรอยเชื่อมไม่มีข้อบกพร่องใดๆ เกิดขึ้น เนื้อเชื่อมมีการประสานกันเป็นอย่างดีของทั้งสองชิ้น ความร้อนจะเกิดการสะสมในรอยเชื่อมอยู่ในสภาวะพลาสติกเกิดการไหลวนรอบๆ ตัวกวน ซึ่งในรูปแสดงให้เห็นบริเวณต่างๆ เช่น บริเวณที่ถูกกวน (Stir Zone, SZ) บริเวณที่ได้รับผลกระทบจากความร้อนทางกล (Thermo Mechanical Affected Zone, TMAZ) เป็นต้น โดย TMAZ จะแบ่งเป็น 2 ประเภท คือ ด้าน Advancing side และ Retreating side ซึ่งด้านแรก(Advancing side) เมื่อดูจากโครงสร้างมหภาคจะมีลักษณะการคืบและการลากของเนื้อวัสดุเป็นบริเวณที่มีช่วงของการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างที่กว้างอันเนื่องมาจากเป็นด้านที่มีทิศทางการหมุนของหัวพินกับทิศทางการเดินแนวเชื่อมเป็นไปในทิศทางเดียวกัน ส่วนอีกด้าน (Retreating side) บริเวณนี้มีช่วงของการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างที่แคบและแสดงให้เห็นถึงความต่างของโครงสร้างอย่างชัดเจนของบริเวณที่ถูกกวนและบริเวณที่ได้รับผลกระทบจากความร้อนทางกลเนื่องจากทิศทางที่ความเร็วในการหมุนหัวพินสวนทางกับทิศทางการเดินแนวเชื่อม จึงทำให้โครงสร้างเกิดการไหลวนสวนทางคล้ายถูกอัด



(ก) โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 70 mm/min



(ข) โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 90 mm/min



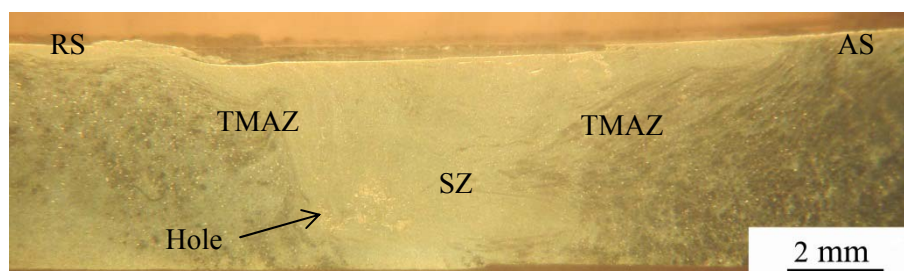
(ค) โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 110 mm/min

#### รูปที่ 4.12 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm

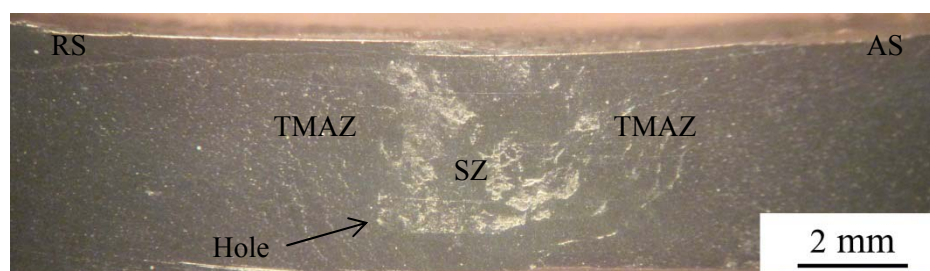
#### 4.3.2 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1320 rpm

การตรวจสอบโครงสร้างมหภาคการเชื่อมเสียดทานแบบกวนของอลูมิเนียมหล่อ  
กึ่งของแข็งเกรด 7075 เชื่อมที่ความเร็วรอบ 1320 rpm แสดงดังรูปที่ 4.13 รูปร่างของ

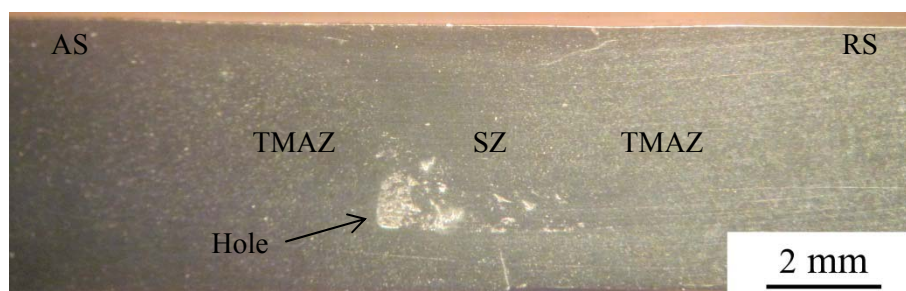
โครงสร้างมหภาคมีรูปแบบเหมือนกับการเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm แต่ส่วนล่างของบริเวณที่ถูกกวนของทั้งสามความเร็วเชื่อมมีข้อบกพร่องเกิดขึ้น เนื่องจากเกิดโพรง ที่บริเวณที่ถูกกวนทั้งด้าน Advancing side และ Retreating side สาเหตุมาจากความร้อนเข้าที่สูงเกินไป และความเร็วรอบที่สูงก็มีส่วนทำให้เนื้อโลหะเกิดการไหลตัวไม่ทัน [3]



(ก) โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1320 rpm ความเร็วเชื่อม 70 mm/min



(ข) โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1320 rpm ความเร็วเชื่อม 90 mm/min



(ค) โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1320 rpm ความเร็วเชื่อม 110 mm/min

รูปที่ 4.13 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1320 rpm

### 4.3.3 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 และ 36 ชั่วโมงและบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง

การตรวจสอบโครงสร้างมหภาคของรอยเชื่อมเสียดทานแบบกวนของอลูมิเนียมหล่อทิ้งของแข็งเกรด 7075 หลังจากบ่มที่ 120 °C ที่ 24 และ 36 ชั่วโมง แสดงดังรูปที่ 4.14 และ 4.15 และบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง ดังรูปที่ 4.16 ที่อุณหภูมิและเวลาดังกล่าวไม่ทำให้โครงสร้างมหภาคของชิ้นงานเกิดการเปลี่ยนแปลงแต่อย่างใด โครงสร้างมหภาคยังมีลักษณะและรูปร่างคล้ายกับ โครงสร้างมหภาคของชิ้นงานในสภาวะหลังเชื่อม บริเวณรอยเชื่อมไม่มีข้อบกพร่องใดๆ เกิดขึ้น เนื้อเชื่อมมีการประสานกันเป็นอย่างดีของทั้งสองชิ้น



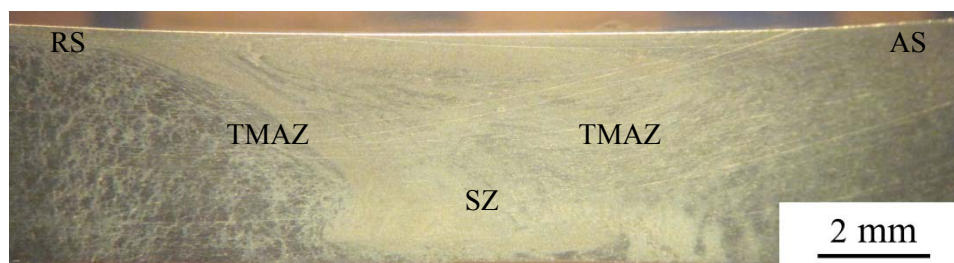
รูปที่ 4.14 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากบ่มที่ 24 ชั่วโมง



(ก) โครงสร้างมหภาคที่ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 70 mm/min หลังจากบ่มเทียม 36 ชั่วโมง

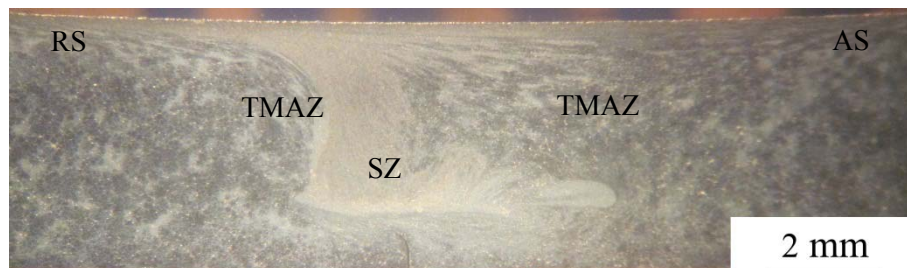


(ข) โครงสร้างมหภาคที่ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 90 mm/min หลังจากบ่มเทียม 36 ชั่วโมง



(ค) โครงสร้างมหภาคที่ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 110 mm/min หลังจากบ่มเทียม 36 ชั่วโมง

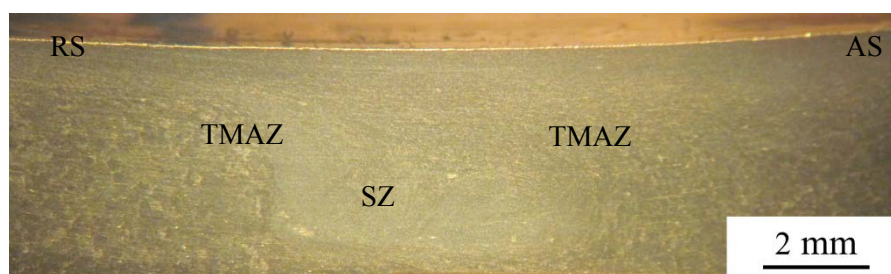
รูปที่ 4.15 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากบ่มเทียม 36 ชั่วโมง



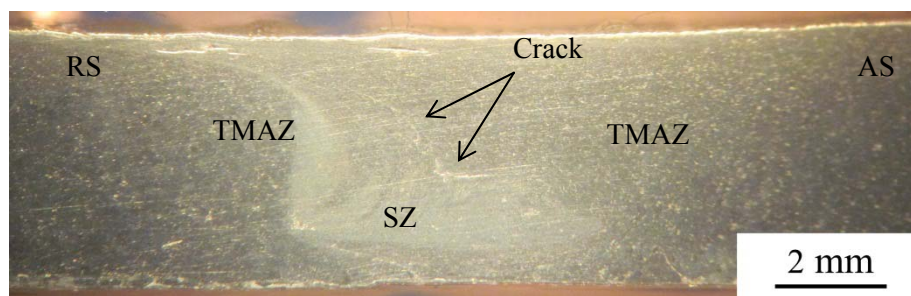
รูปที่ 4.16 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C เวลา 6 ชั่วโมง

#### 4.3.4 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากอบละลาย

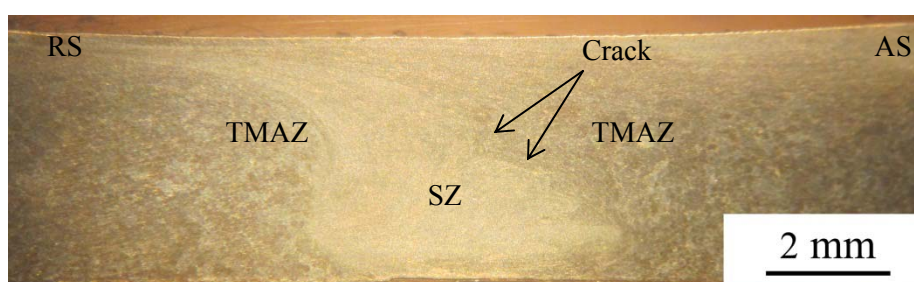
การตรวจสอบโครงสร้างมหภาคของรอยเชื่อมเสียดทานแบบกวนของอลูมิเนียมหล่อทิ้งของแข็งเกรด 7075 หลังจากอบละลายที่อุณหภูมิ 480 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แสดงดังรูปที่ 4.17 แนวเชื่อมเกิดการแตกร้าว (Crack) ที่บริเวณที่ถูกกวนและด้าน Advancing Side ของความเร็วเดินเชื่อม 90 และ 110 mm/min การแตกร้าวเกิดจากการขยายตัวใหญ่ของเกรนในบริเวณที่ถูกกวน เนื่องจากการอบละลายที่อุณหภูมิสูงแล้วทำให้แนวเชื่อมเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min ไม่มีข้อบกพร่องใดๆ เกิดขึ้น แนวเชื่อมมีการซึมลึกดี เนื้อเชื่อมทั้งสองด้านมีการประสานเข้ากันเป็นอย่างดี ส่วนลักษณะทั่วไปของโครงสร้างมหภาคมีลักษณะเหมือนชิ้นงานที่สภาวะหลังเชื่อม



(ก) โครงสร้างมหภาคที่ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 70 mm/min หลังจากอบละลาย



(ข) โครงสร้างมหภาคที่ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 90 mm/min หลังจากอบละลาย



(ค) โครงสร้างมหภาคที่ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 110 mm/min หลังจากอบละลาย

รูปที่ 4.17 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากอบละลาย

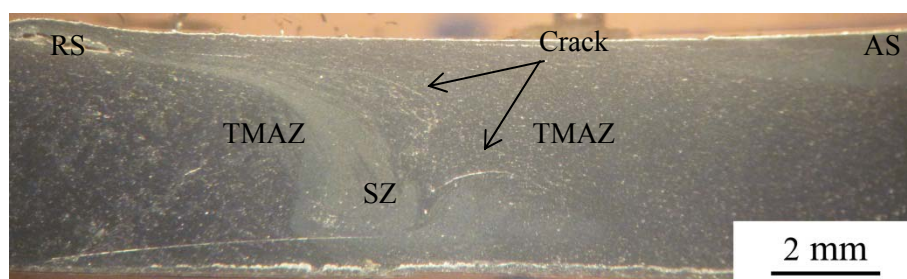
#### 4.3.5 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจาก T6

การตรวจสอบโครงสร้างมหภาคของรอยเชื่อมเสียดทานแบบกวนของอลูมิเนียมหล่อทิ้งของแข็งเกรด 7075 หลังจาก T6 โดยอบละลายที่อุณหภูมิ 480 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 36 ชั่วโมง แสดงดังรูปที่ 4.18 แนวเชื่อมเกิดการแตกร้าว ที่บริเวณที่ถูกกวนของความเร็วเดินเชื่อม 90 และ 110 mm/min การแตกร้าวเกิดจากการขยายตัวของเกรนในบริเวณที่ถูกกวน ส่วนชิ้นงานที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min มีการขยายตัวน้อยมากเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ความเร็วเชื่อม 90 และ 110 mm/min การบ่มเทียมนำไม่ส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงใดๆ ลักษณะแนวเชื่อมโดยทั่วไปเหมือนกับแนวเชื่อมที่สภาวะหลังเชื่อม สภาวะบ่มเทียมนำและสภาวะอบละลาย

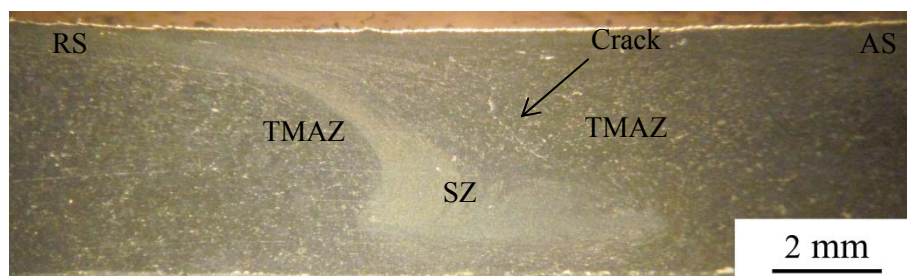




(ก) โครงสร้างมหภาคที่ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 70 mm/min หลังจาก T6



(ข) โครงสร้างมหภาคที่ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 90 mm/min หลังจาก T6



(ค) โครงสร้างมหภาคที่ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 110 mm/min หลังจาก T6

#### รูปที่ 4.18 โครงสร้างมหภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจาก T6

### 4.3.6 วิเคราะห์โครงสร้างมหภาคของรอยเชื่อมที่สภาวะหลังเชื่อมและการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่สภาวะต่างๆ

จากการวิเคราะห์โครงสร้างมหภาคของรอยเชื่อมที่สภาวะหลังเชื่อมและการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่สภาวะต่างๆ ดังรูปที่ 4.12 ถึง 4.18 พบว่าบริเวณรอยเชื่อมที่สภาวะหลัง

เชื่อม(As-welded) ที่ความเร็วรอบ 1110 rpm นั้นไม่มีข้อบกพร่องเกิดขึ้น ขณะที่การเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1320 rpm ส่วนล่างของบริเวณที่ถูกกวน มีข้อบกพร่องเกิดขึ้น เนื่องจากการเกิดโพรง ที่บริเวณที่ถูกกวนทั้งด้าน Advancing side และ Retreating side สาเหตุมาจากความร้อนเข้าที่สูงเกินไป และความเร็วรอบที่สูงก็มีส่วนทำให้เนื้อโลหะเกิดการไหลตัวไม่ทัน [3] ชิ้นงานที่ผ่านสภาวะบ่มเทียมหลังเชื่อม (Post-welded aging) ที่ความเร็วรอบ 1110 rpm นั้นก็ไม่มีข้อบกพร่องเกิดขึ้นด้วย ลักษณะทางกายภาพของโครงสร้างมหภาคไม่ต่างกับที่สภาวะหลังเชื่อม (As-welded) ส่วนผลของความเร็วเชื่อมที่ต่างกัน 70 90 และ 110 mm/min ก็ไม่แสดงให้เห็นถึงความต่างของโครงสร้างมหภาค ในขณะที่เดียวกันรอยเชื่อมที่ผ่านกระบวนการอบละลาย(Solution treatment) และ T6 หลังเชื่อม ที่ความเร็วเชื่อม 90 และ 110 mm/min ซึ่งแสดงในรูปที่ 4.17 และ 4.18 แนวเชื่อมเกิดการแตกร้าวตรงบริเวณที่ถูกกวน เนื่องจากอิทธิพลของกระบวนการทางความร้อน [17] ซึ่งการแตกร้าวเกิดขึ้นในระหว่างการชุบเย็นในน้ำหลังกระบวนการอบละลาย

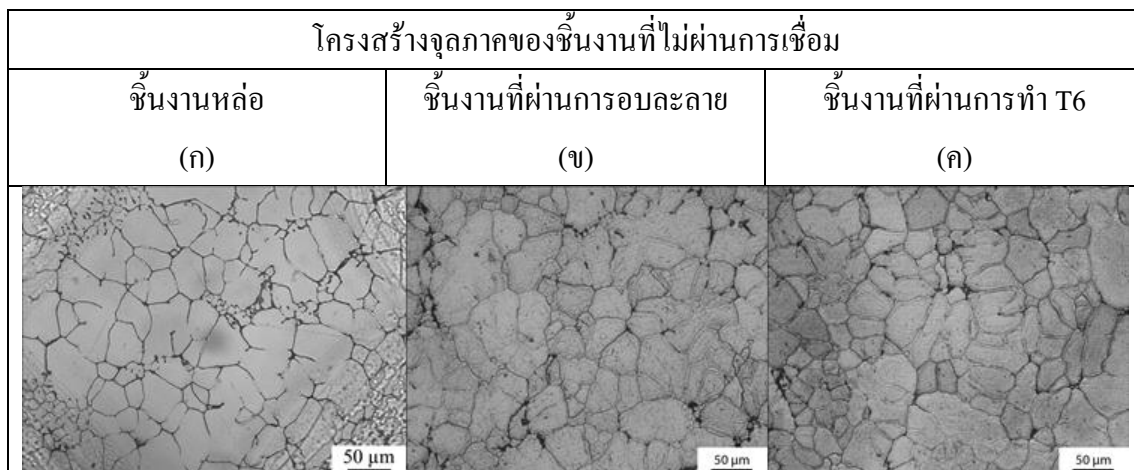
ชิ้นงานเชื่อม As-Welded ที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min จะมีการเย็นตัวอย่างช้าๆ ทำให้เกรนโต ซึ่งแนวเชื่อมจะมีความเครียดต่ำ แต่ที่ความเร็วเชื่อม 90 และ 110 mm/min จะมีการเย็นตัวที่เร็วกว่า ทำให้มีเกรนที่ละเอียดกว่า ทำให้มีความเครียดที่สูงกว่า เมื่อทำการอบละลายพลังงานความเครียดจะทำให้เกรนเกิดการขยายตัว ซึ่งส่งผลต่อการแตกร้าวภายหลังการชุบเย็น

#### 4.4 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

##### 4.4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ไม่ผ่านการเชื่อม

โครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานที่ไม่ผ่านการเชื่อม ณ สภาวะที่ได้จากการหล่อผ่านการอบละลายและผ่านการทำ T6 แสดงดังรูปที่ 4.19 สำหรับชิ้นงานที่ได้จากการหล่อแบบกึ่งของแข็งมีโครงสร้างทางจุลภาคแสดงดังรูปที่ 4.19(ก) เป็นลักษณะเกรนก้อนกลมที่ล้อมรอบด้วยเฟสยูเทคติก มีขนาดเกรนเฉลี่ย 50  $\mu\text{m}$  เมื่อนำชิ้นงานไปอบละลายที่ 480 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง เฟสยูเทคติกที่ล้อมรอบ  $\alpha\text{-Al}$  จะเกิดการแพร่ของสังกะสี(Zn) และแมกนีเซียม(Mg) ออกจากเฟสยูเทคติกและละลายเข้าสู่ออลูมิเนียมเมตริกซ์ ทำให้เฟสยูเทคติกมีลักษณะเป็นอนุภาคนาขนาดเล็กและไม่ต่อเนื่อง ดังแสดงในรูปที่ 4.19(ข) แล้วบ่มเทียมที่ 120 °C เป็นเวลา 36 ชั่วโมง แล้วนำชิ้นงานไปชุบน้ำอีกครั้ง พบว่าโครงสร้างจุลภาค (รูปที่ 4.19 (ค)) มีความคล้ายคลึงกับชิ้นงานที่ผ่านการอบละลาย อย่างไรก็ตาม เรายังไม่สามารถสรุปผลจากการศึกษาดังกล่าวได้ว่าไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคระหว่างการบ่มเทียมชิ้นงานแต่อย่างใด เพราะในความเป็นจริงแล้ว มีการฟอร์มพ

ริชฟิเทตเกิดขึ้นขณะทำการบ่มเทียมชิ้นงาน ซึ่งสามารถศึกษาได้โดยอาศัยเครื่องมือวิเคราะห์ที่ละเอียดมากยิ่งขึ้น เช่น กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด(SEM) และกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน (TEM)



รูปที่ 4.19 แสดง โครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานที่ไม่ผ่านการเชื่อม

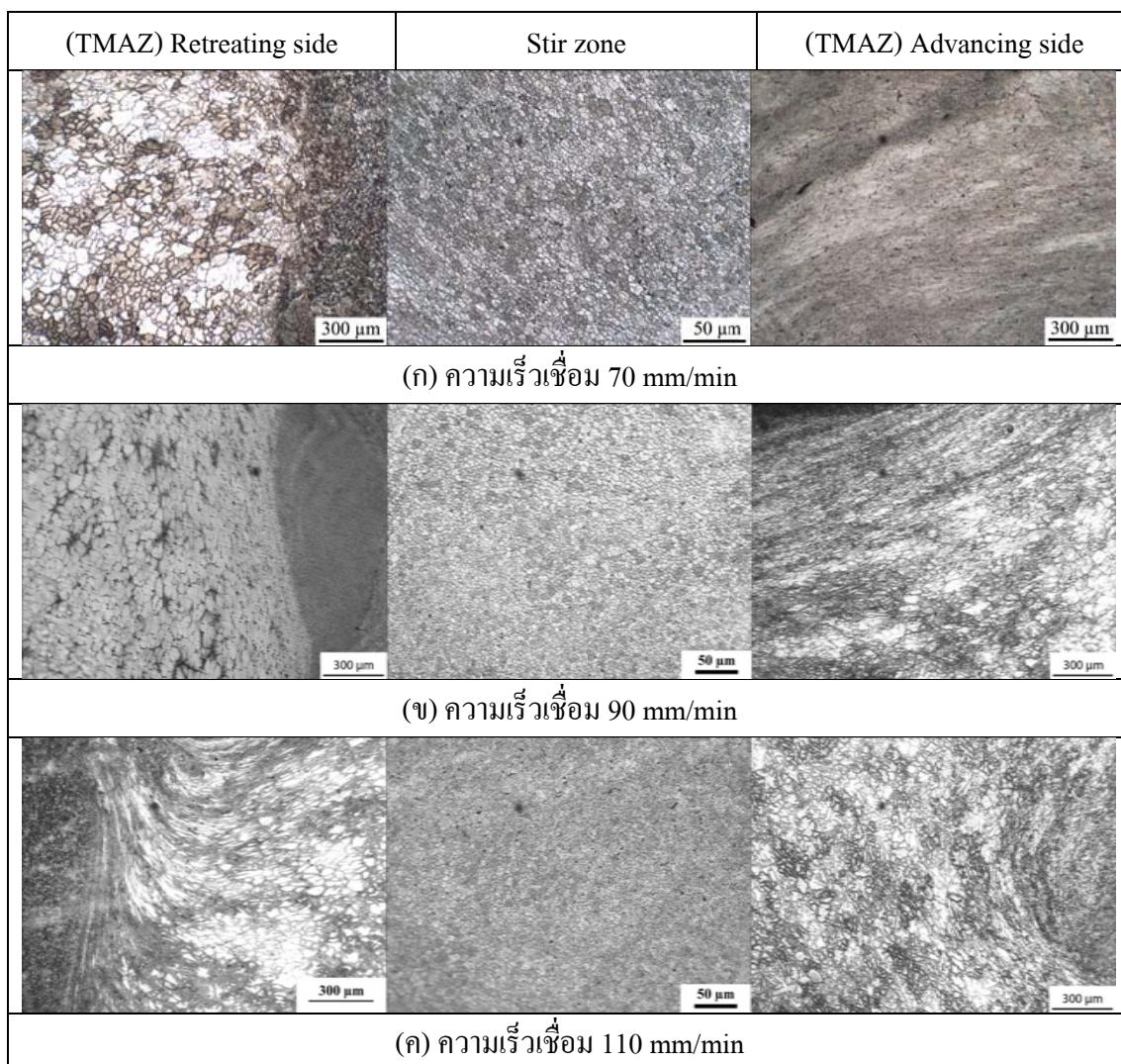
#### 4.4.2 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm หลังเชื่อม

โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 แสดงดังรูปที่ 4.20 จากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ที่สเกล 50 และ 300  $\mu\text{m}$  พบว่ารอยเชื่อมมีลักษณะโครงสร้างที่ละเอียดซึ่งประกอบไปด้วยอนุภาคสังกะสีและแมกนีเซียม ผสมอยู่ในอลูมิเนียมเมตริกซ์กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วบริเวณที่ถูกกวน อันเนื่องมาจากการเสียดทานระหว่างหัวพินกับเนื้ออลูมิเนียมเกิดการแตกละเอียดของโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมและเฟสยูเทคติก โครงสร้างมีการประสานเข้าด้วยกันเป็นอย่างดีของเนื้ออลูมิเนียมทั้งสองชิ้น อันเนื่องจากการกวนของหัวพินและแรงกดทำให้เกิดความร้อนและเกิดการเคลื่อนตัวของเนื้ออลูมิเนียม จากการตรวจสอบไม่พบข้อบกพร่องใดๆ ในทุกๆ ความเร็วเชื่อม

เมื่อพิจารณาบริเวณที่ถูกกวนบริเวณนี้เกิดโครงสร้างใหม่ที่มีขนาดเล็ก ซึ่งเกิดที่อุณหภูมิสูงและมีการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกขึ้น ส่งผลให้เกิดเป็นโครงสร้างเกรนก้อนกลมขนาดเล็ก มีขนาดประมาณ 3 – 8  $\mu\text{m}$  ซึ่งมีขนาดเล็กกว่าเกรนของเนื้อเดิมอย่างมาก [35] มีกลไกการโตของพริชฟิเทต (Coarse precipitates) และการละลายของพริชฟิเทตภายในเกรนในระหว่างการเชื่อมที่อุณหภูมิสูง เมื่อเปรียบเทียบขนาดเกรนของบริเวณที่ถูกกวนของแต่ละความเร็วเชื่อมที่ 70 90 และ

110 mm/min ปรากฏว่า ที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min นั้นมีขนาดเกรนใหญ่ที่สุด ดังแสดงในรูปที่ 4.20 (ก ตรงกลาง) ซึ่งมีค่าอัตราส่วนระหว่าง ความเร็วรอบต่อความเร็วเชื่อม (rpm/(mm/min)) สูงที่สุด นั้นหมายถึงมีค่าความร้อนเข้าสูงที่สุด ซึ่งส่งผลต่ออัตราการเย็นตัว คือ ที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min มีอัตราการเย็นตัวช้าที่สุด ทำให้เกรนมีลักษณะ โตกว่าที่ความเร็วเชื่อมอื่นๆ [36] เปรียบเทียบกับที่ความเร็วเชื่อม 110 mm/min ค่าอัตราส่วนระหว่างความเร็วรอบต่อความเร็วเชื่อมมีค่าต่ำที่สุด จึงทำให้เกิดการเย็นตัวเร็วที่สุด เกรนจึงมีขนาดละเอียดที่สุด

ต่อมาพิจารณาบริเวณที่ได้รับผลกระทบจากความร้อนทางกล ด้าน Retreating Side จะเกิดความแตกต่างจากโครงสร้างบริเวณเนื้อโลหะเดิมและบริเวณที่ถูกกวนเป็นลักษณะของโครงสร้างที่ค่อนข้างละเอียดแคบคล้ายกับถูกอัด เนื่องจากด้าน Retreating Side มีทิศทางการเดินแนวเชื่อมตรงข้ามกับทิศทางการหมุนของทูล และบริเวณที่ได้รับผลกระทบจากความร้อนทางกล ด้าน Advancing Side มีลักษณะโครงสร้างแบบยาวคล้ายกับถูกดึงเป็นบริเวณกว้างกว่าด้าน Retreating Side โครงสร้างเกรนจะมีลักษณะยาว ตามทิศทางการกวนของหัวพิน เนื่องจากด้าน Advancing Side เป็นด้านที่ทิศทางการหมุนของทูล มีทิศทางเดียวกับทิศทางการเดินแนวเชื่อม

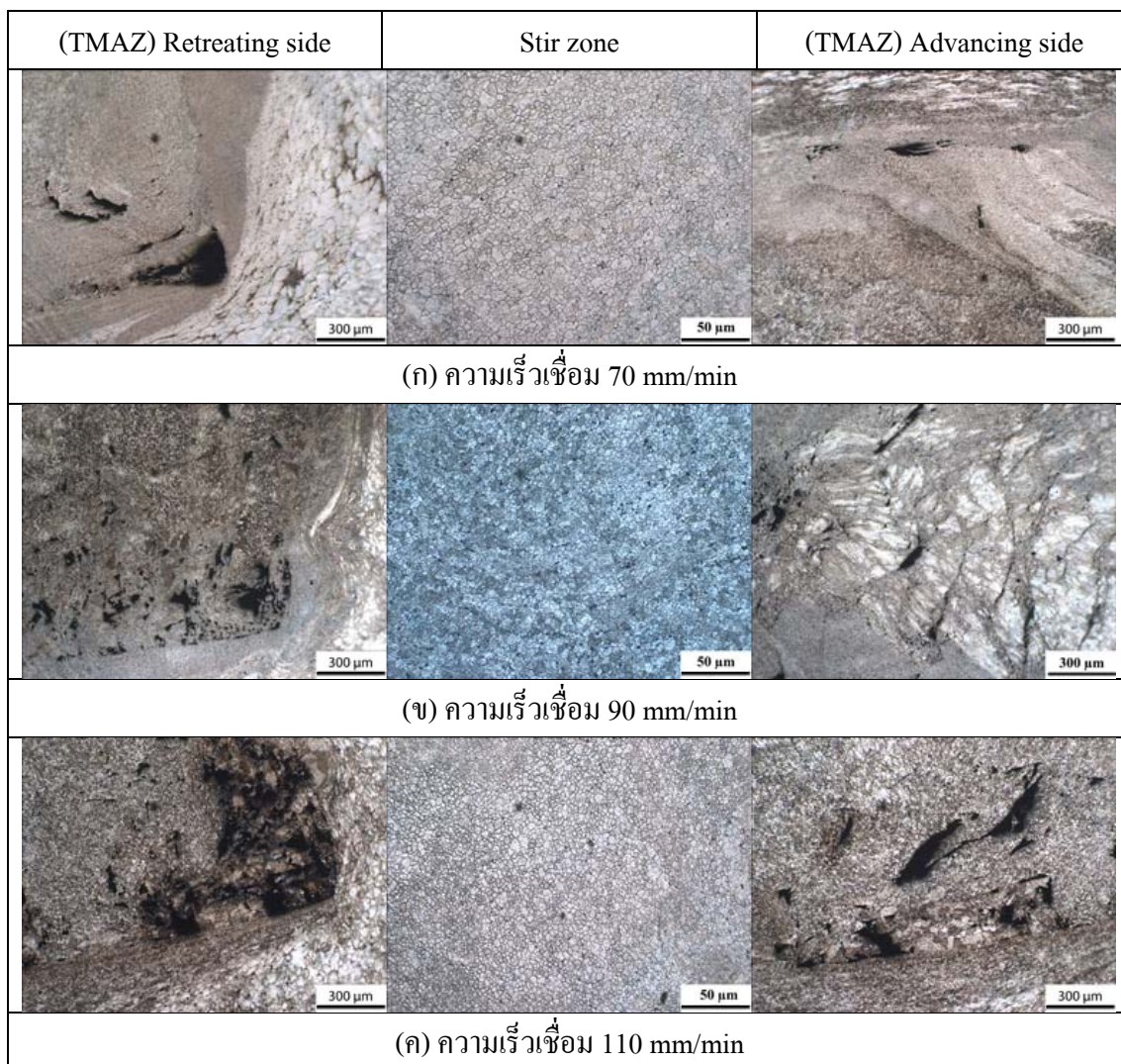


รูปที่ 4.20 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm

โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1320 แสดงดังรูปที่ 4.21 จากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่สเกล 50 และ 300  $\mu\text{m}$  พบว่ารอยเชื่อมมีลักษณะโครงสร้างที่ละเอียดซึ่งประกอบไปด้วยอนุภาคสังกะสี (Zn) และแมกนีเซียม (Mg) ผสมอยู่ในออลูมิเนียมเมตริกซ์กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วบริเวณที่ถูกกวน อันเนื่องมาจากการเสียดทานระหว่างหัวพินกับเนื้อออลูมิเนียมเกิดการแตกละเอียดของโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมและเฟสยูเทคติกเนื้อของชิ้นงานทั้งสองชิ้นประสานเข้ากันเป็นอย่างดี ไม่มีรอยแตกร้าวเกิดขึ้นที่บริเวณรอยต่อ แต่ส่วนล่างของบริเวณที่ถูกกวน มีข้อบกพร่องเกิดขึ้น เนื่องจาก การเกิด โพรง ที่บริเวณที่ถูกกวนด้าน Advancing และ Retreating Side

ในทุกๆ ความเร็วเชื่อม สาเหตุมาจากมีความร้อนเข้าที่สูงเกินไปและความเร็วรอบที่สูงก็มีส่วนทำให้เนื้อโลหะเกิดการไหลตัวไม่ทัน [3] ข้อบกพร่องมีขนาดประมาณ 300 – 900  $\mu\text{m}$

เมื่อพิจารณาบริเวณที่ถูกกวาดและบริเวณที่ได้รับผลกระทบจากความร้อนทางกลลักษณะของเกรนเป็นไปในทิศทางเดียวกับการเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm

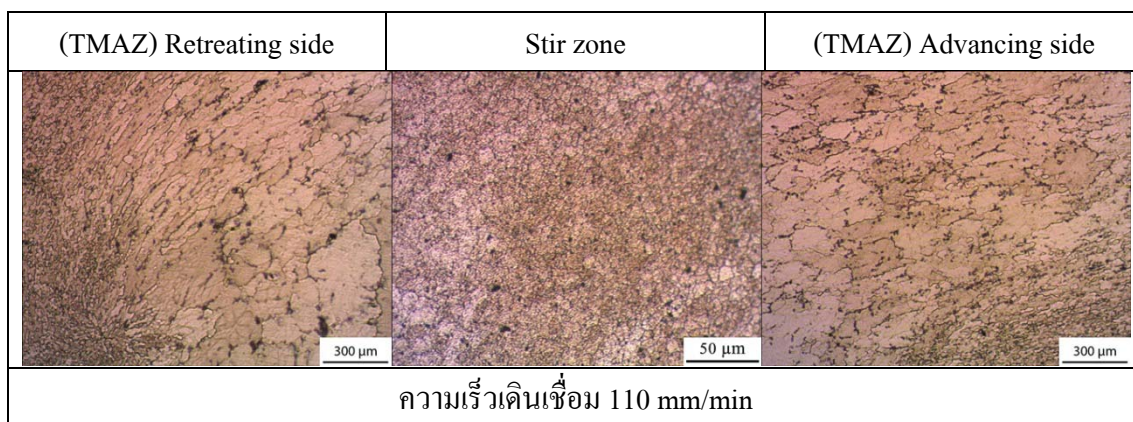


รูปที่ 4.21 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1320 rpm

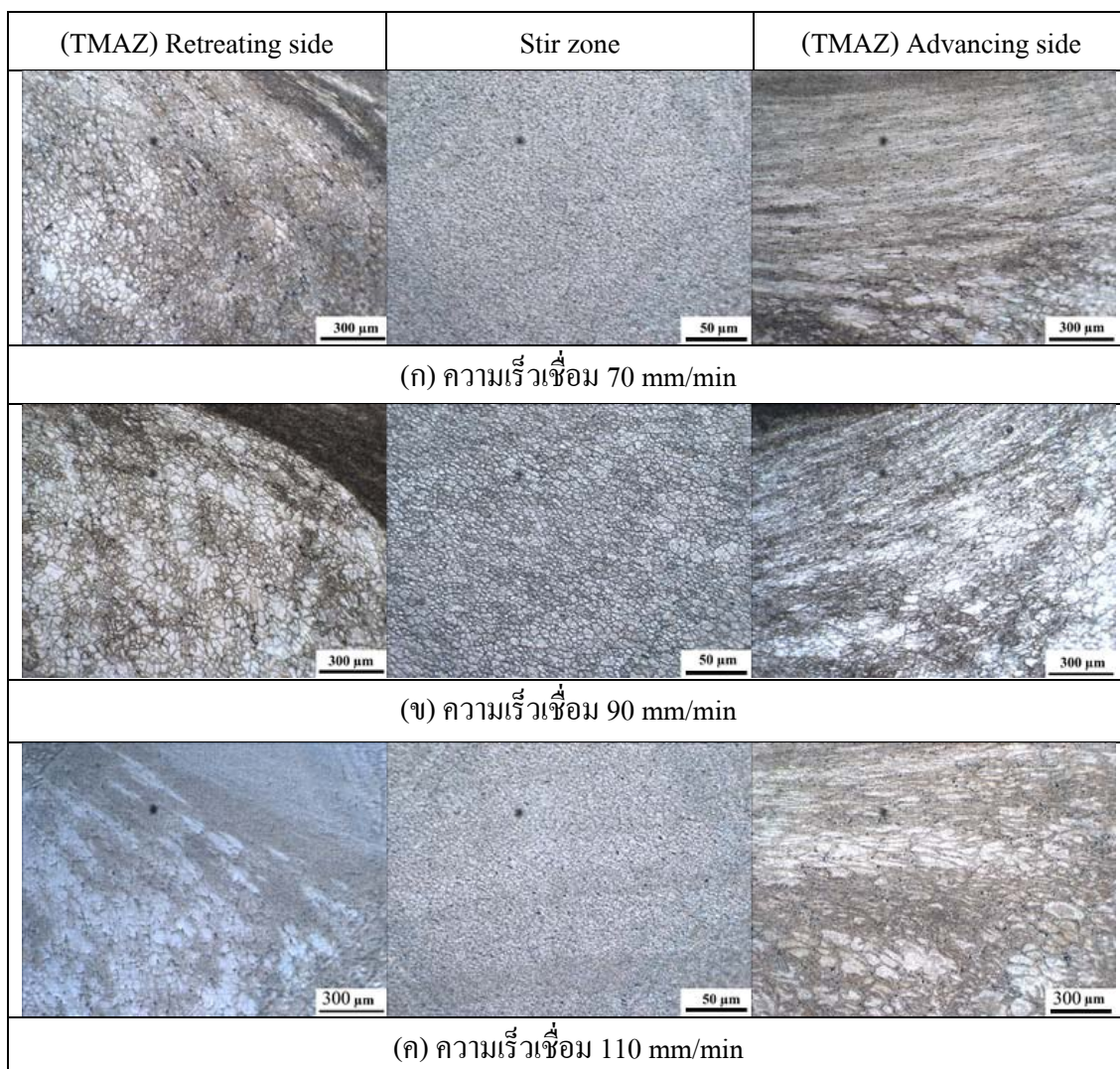
#### 4.4.3 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 และ 36 ชั่วโมงและบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง

โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 และ 36 ชั่วโมงและบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมงแสดงดังรูปที่ 4.22 4.23 และ 4.24 จากการตรวจสอบที่สเกล 50 และ 300  $\mu\text{m}$  พบว่ารอยเชื่อมมีลักษณะโครงสร้างที่ละเอียดซึ่งประกอบไปด้วยอนุภาคสังกะสี (Zn) และแมกนีเซียม (Mg) ผสมอยู่ในอลูมิเนียมเมตริกซ์กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วบริเวณที่ถูกควม อันเนื่องมาจากการเสียดทานระหว่างหัวพินกับเนื้ออลูมิเนียมเกิดการแตกละเอียดของโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมและเฟสยูเทคติกเนื้อของชิ้นงานทั้งสองชิ้นประสานเข้ากันเป็นอย่างดี ไม่มีรอยแตกร้าวเกิดขึ้นที่บริเวณรอยต่อซึ่งเป็นไปในลักษณะเดียวกันกับชิ้นงานในสภาวะหลังเชื่อม

พิจารณารูปที่ 4.22 ที่สภาวะบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง ทำการเชื่อมเฉพาะที่ความเร็วเชื่อม 110 mm/min เท่านั้น บริเวณที่ถูกควมมีขนาดเกรนประมาณ 10 – 20  $\mu\text{m}$  ด้าน Retreating side และ Advancing side มีขนาดเกรนประมาณ 100 – 300  $\mu\text{m}$  ลักษณะโครงสร้างจุลภาคไม่มีความแตกต่างจากสภาวะหลังเชื่อม เนื่องจากอุณหภูมิและเวลาดังกล่าวไม่ทำให้เกรนเกิดการขยายตัว แต่ส่งผลต่อการขยายตัวของพรีซิพิตที่เกิดขึ้นภายในเกรนซึ่งไม่สามารถมองเห็นได้ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ที่สภาวะนี้พรีซิพิตที่ละลายจากอุณหภูมิสูงในระหว่างการเชื่อมจะฟอร์มตัวเป็นจีพีโซน และเมื่อเวลาเพิ่มขึ้น จีพีโซนเกิดการขยายตัวเป็นเฟสที่ไม่เสถียร (η) การขยายตัวของพรีซิพิตที่อุณหภูมิ 120 °C เวลาการบ่มที่ 24 ชั่วโมง ส่งผลให้มีสมบัติทางกลที่ดีขึ้นคือ ทำให้ความแข็งและความแข็งแรงดึงเพิ่มสูงขึ้น



รูปที่ 4.22 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังบ่มที่ 24 ชั่วโมง



รูปที่ 4.23 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังบ่มเทียมนาน 36 ชั่วโมง

พิจารณารูปที่ 4.23 ที่ภาวะบ่มเทียมนานหลังการเชื่อมที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 36 ชั่วโมง โดยทำการเชื่อมทั้งสามความเร็วเชื่อม คือ 70 90 และ 110 mm/min บริเวณที่ถูกกวนมีขนาดเกรนประมาณ 3 – 8  $\mu\text{m}$  ด้าน Retreating side และ Advancing side มีขนาดเกรนประมาณ 50 – 200  $\mu\text{m}$  ลักษณะโครงสร้างจุลภาคไม่มีความแตกต่างจากสภาวะหลังเชื่อม เนื่องจากอุณหภูมิและเวลาดังกล่าวไม่ทำให้เกรนเกิดการขยายตัว

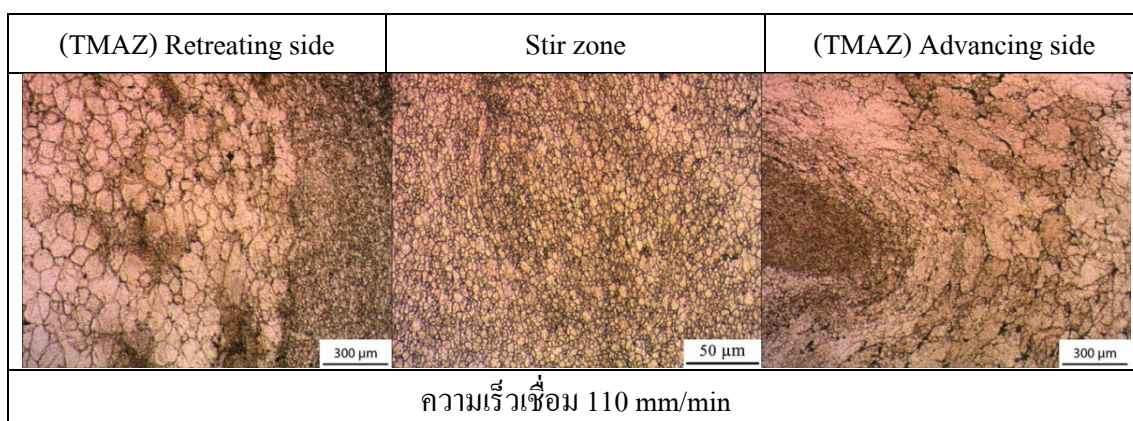
กลไกในการเชื่อมเป็นไปในลักษณะเดียวกับชิ้นงานเชื่อม (As-Welded) ส่วนการบ่มเทียมนานหลังการเชื่อมที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 36 ชั่วโมงทำให้พริซิพิเทตเกิดการขยายตัวเกินจุด



ที่ดีที่สุด (Optimum) ซึ่งพรีซิพิเตตจะอยู่ในรูปของเฟสที่มีความเสถียร ( $\eta$ ) ส่งผลให้มีสมบัติทางกลลดต่ำลง

พิจารณารูปที่ 4.24 ที่สภาวะบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมงที่สภาวะนี้เชื่อมชิ้นงานเฉพาะที่ความเร็วเชื่อม 110 mm/min เท่านั้น บริเวณที่ถูกควมมีขนาดเกรนประมาณ 3 – 10  $\mu\text{m}$  ด้าน Retreating side และ Advancing side มีขนาดเกรนประมาณ 100 – 300  $\mu\text{m}$  อุณหภูมิและเวลาดังกล่าวไม่ทำให้เกรนเกิดการขยายตัวเช่นกัน ลักษณะโครงสร้างจุลภาคโดยทั่วไปไม่มีความแตกต่างกับการบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C ที่เวลา 24 และ 36 ชั่วโมง

ที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมงสารละลายอิ่มตัวยิ่งยวด (Supersaturated Solid Solution, SSS) พอร์มตัวเป็นเฟสที่ไม่เสถียร ( $\eta$ ) เนื่องจากที่อุณหภูมิ 145 °C จะไม่มีการพอร์มของจีพีโซนเกิดขึ้น ส่วนเวลาการบ่มที่ 6 ชั่วโมงไม่ทำให้เฟสที่ไม่เสถียร ( $\eta$ ) กลายเป็นเฟสที่มีความเสถียร ( $\eta$ )



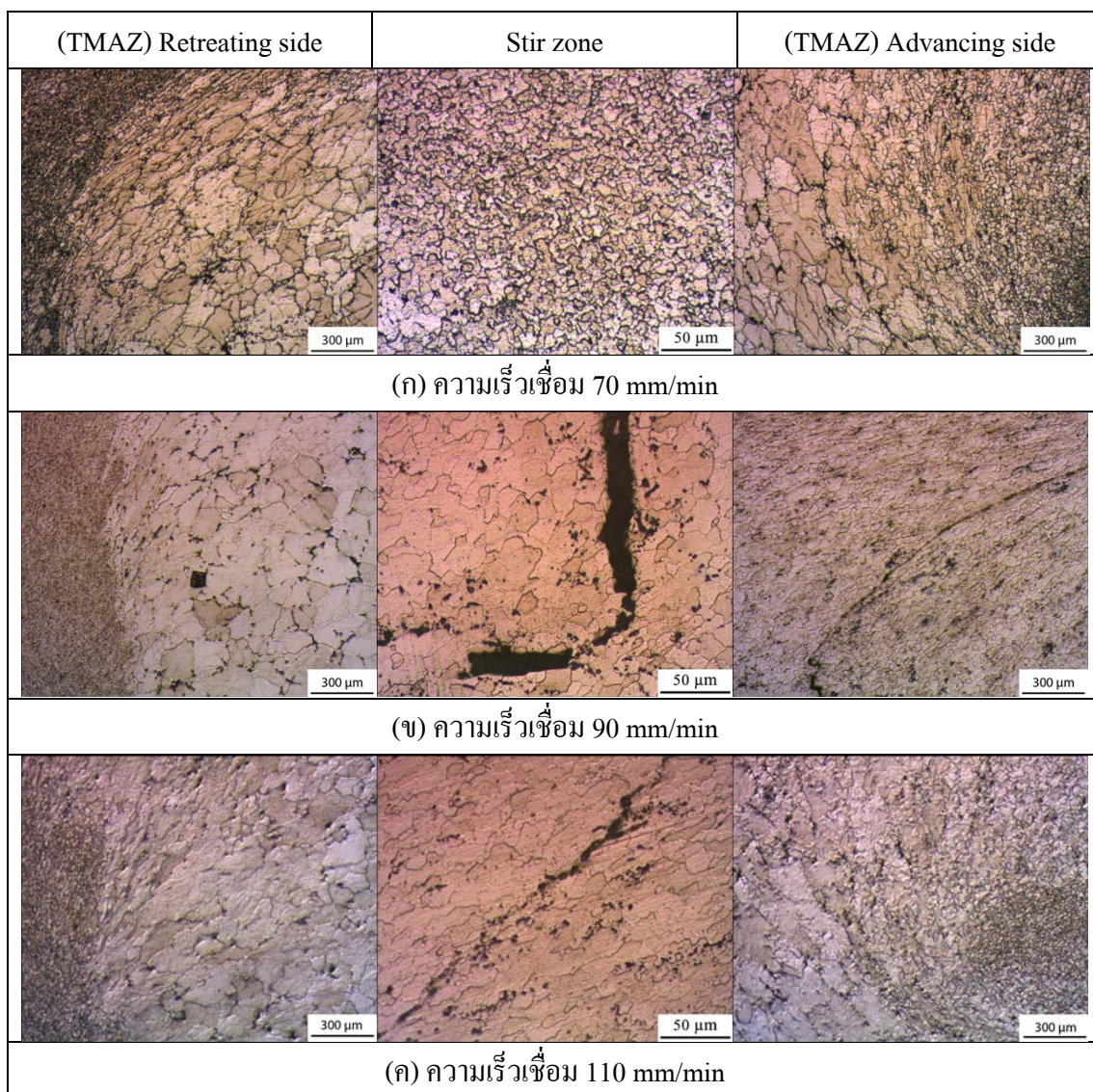
รูปที่ 4.24 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง

#### 4.4.4 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากอบละลายและหลัง T6

โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 หลังจากอบละลาย แสดงดังรูปที่ 4.25 จากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ที่สเกล 50 และ 300  $\mu\text{m}$  พบว่ารอยเชื่อมมีลักษณะโครงสร้างที่ขยายใหญ่ขึ้นเนื่องจากความร้อนจากการอบละลายที่อุณหภูมิ 480 °C ที่เวลา 4 ชั่วโมง [37] กระบวนการนี้เปรียบเสมือน การทำให้พรีซิพิเตตบางส่วนเกิดการละลายและการขยายตัวของพรีซิพิเตตเนื่องจากความร้อนในระหว่างการเชื่อมเสียดทานแบบกวน [16]

พิจารณาผลจากการอบละลายที่มีต่อบริเวณที่ถูกกวน ลักษณะเกรนบริเวณนี้โตขึ้น แต่ยังคงมีความละเอียดของเกรนเมื่อเทียบกับเกรนบริเวณ Advancing และ Retreating Side เกรนมีขนาดประมาณ 10-25  $\mu\text{m}$  เนื่องจาก อุณหภูมิที่สูงจากการอบละลาย (Solution Temperature) ทำให้เกรนเกิดการขยายตัว [18] ส่วนรอยแตกร้าว ที่เกิดบนบริเวณที่ถูกกวน ก็มาจากการอบละลายที่อุณหภูมิสูงแล้วจุ่มน้ำทำให้อุณหภูมิเกิดการเปลี่ยนแปลงอย่างรวดเร็วทำให้เกิดการแตกร้าวในเนื้อเชื่อมตรงบริเวณที่ถูกกวนสังเกตได้ว่าเกรนบริเวณนี้มีการขยายใหญ่ขึ้นมาก ซึ่งมีขนาดประมาณ 25 – 50  $\mu\text{m}$  มีขนาดเกรนค่อนข้างสม่ำเสมอ ดังแสดงในรูปที่ 4.25 (ข ตรงกลาง) และ (ค ตรงกลาง) ที่ความเร็วเชื่อม 90 และ 110 mm/min เมื่อเทียบกับเกรนของบริเวณที่ถูกเชื่อมของความเร็วเชื่อม 70 mm/min มีการคละกันระหว่างเกรนเล็กและใหญ่ ซึ่งมีขนาดแค่ 10 – 25  $\mu\text{m}$

พิจารณาผลจากการอบละลายที่มีต่อบริเวณที่ได้รับผลกระทบจากความร้อนทางกลลักษณะทางกายภาพทั้งทางด้าน Advancing และ Retreating Side มีลักษณะเหมือนกับชิ้นงานสภาวะหลังเชื่อม แต่มีขนาดเกรนขนาด 200 – 350  $\mu\text{m}$  ซึ่งขยายใหญ่ขึ้นมาก เนื่องจากอิทธิพลจากความร้อนของการอบละลายที่อุณหภูมิสูง



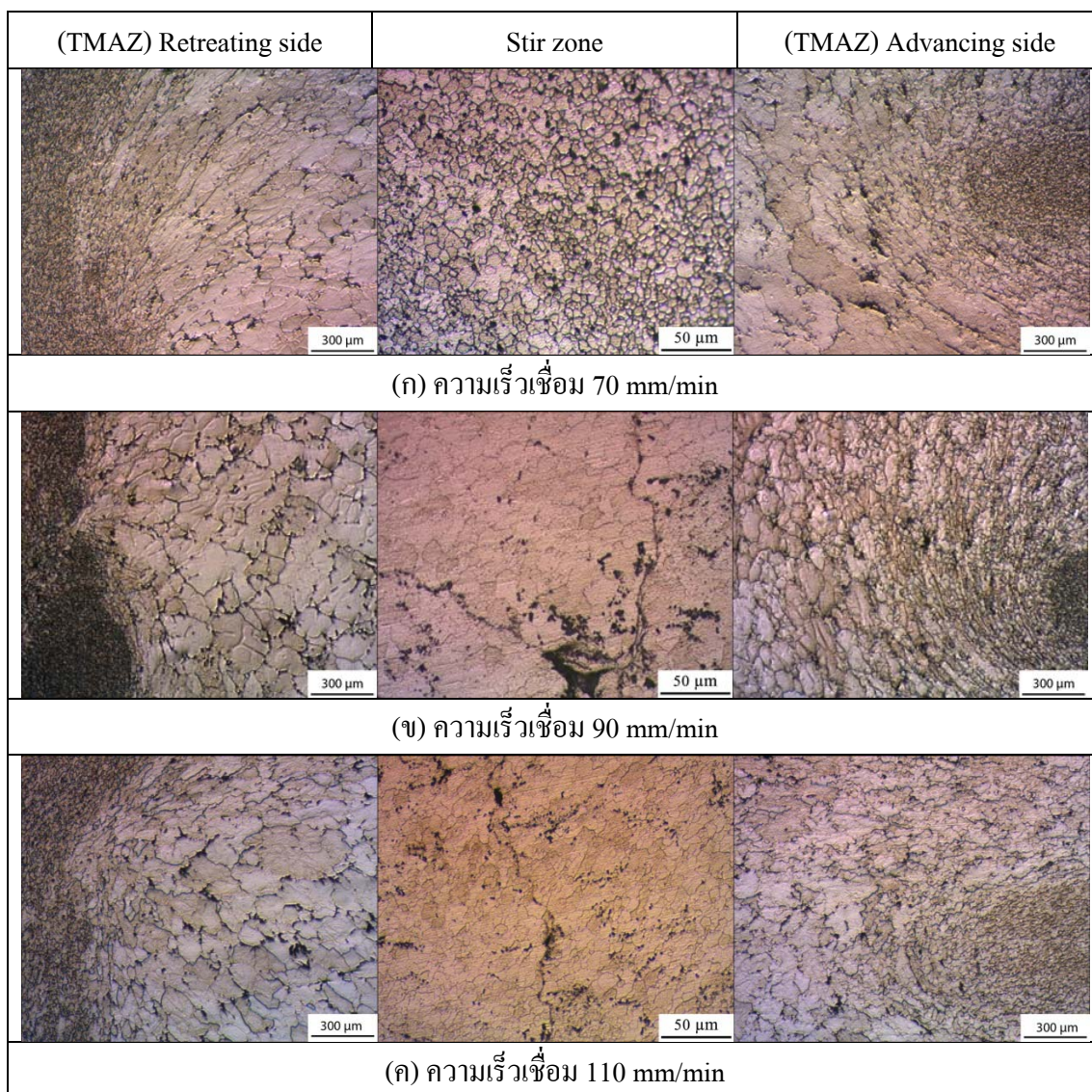
รูปที่ 4.25 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากอบละลาย

โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 หลังจาก T6 แสดงดังรูปที่ 4.26 จากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ที่สเกล 50 และ 300  $\mu\text{m}$  พบว่ารอยเชื่อมมีลักษณะโครงสร้างที่ขยายใหญ่ขึ้นเนื่องจากความร้อนจากการอบละลายที่อุณหภูมิ 480  $^{\circ}\text{C}$  ที่เวลา 4 ชั่วโมง และบ่มที่อุณหภูมิ 120  $^{\circ}\text{C}$  ที่เวลา 36 ชั่วโมงซึ่งกระบวนการดังกล่าว เปรียบเสมือนการ รีพรีซิทิเทคของชิ้นงาน

พิจารณาผลจากการอบละลายที่มีต่อบริเวณที่ถูกกวน ลักษณะเกรนบริเวณนี้โตขึ้นแต่ยังมีความละเอียดของเกรนเมื่อเทียบกับเกรนบริเวณ Advancing Side และ Retreating Side เกรนมีขนาดประมาณ 10-25  $\mu\text{m}$  เนื่องจาก อุณหภูมิที่สูงจากการอบละลายทำให้เกรนเกิดการขยายตัว

[18]และมีสารละลายอิมิตัวยิ่งยวดแพร่เข้าไปในเมทริกซ์ออลูมิเนียมเพิ่มมากขึ้น ส่วนการบ่มที่อุณหภูมิข้างต้น จะทำให้เกิดจีโอโซนและขยายตัวภายในเกรน ซึ่งปรากฏการณ์ดังกล่าวนี้จะส่งผลให้แนวเชื่อมมีความแข็งและความแข็งแรงเพิ่มขึ้น ส่วนรอยแตกที่บริเวณที่ถูกลบก็มาจากการอบละลายที่อุณหภูมิสูงแล้วจุ่มน้ำทำให้อุณหภูมิเกิดการเปลี่ยนแปลงอย่างรวดเร็วทำให้เกิดการแตกร้าวในเนื้อเชื่อมตรงบริเวณที่ถูกลบ ดังแสดงในรูปที่ 4.26 (ข) และ (ค) ที่ความเร็วเดินเชื่อม 90 และ 110 mm/min ซึ่งเป็นไปในลักษณะเดียวกับชิ้นงานเชื่อมที่ผ่านการอบละลายหลังเชื่อม เกรนของบริเวณที่แตกร้าวมีขนาดเกรนที่มีความสม่ำเสมอประมาณ 30  $\mu\text{m}$  แต่ในทางกลับกันที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min มีการคละกันของเกรนเล็กและใหญ่ภายในบริเวณที่ถูกลบ ซึ่งมีขนาดประมาณ 10 – 25  $\mu\text{m}$  ตามที่ได้กล่าวมาแล้ว

พิจารณาผลจากการอบละลายที่มีต่อบริเวณที่ได้รับผลกระทบจากความร้อนทางกล ลักษณะทางกายภาพทั้งทางด้าน Advancing และ Retreating Side มีลักษณะเหมือนกับชิ้นงานสภาวะหลังเชื่อม แต่มีขนาดเกรนขนาด 200 – 350  $\mu\text{m}$  ซึ่งขยายใหญ่ขึ้นมาก เนื่องจากอิทธิพลจากความร้อนของการอบละลายที่อุณหภูมิสูงและการบ่มที่เพิ่ม ซึ่งจะส่งผลอย่างมากต่อสมบัติทางกลของแนวเชื่อม



รูปที่ 4.26 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจาก T6

#### 4.4.5 วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคที่สภาวะต่างๆ จากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคที่สภาวะต่างๆ โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง พบว่าบริเวณที่ถูกกวนมีขนาดเกรนประมาณ 5 - 25  $\mu\text{m}$  ด้าน Retreating side และ Advancing side มีขนาดเกรนประมาณ 50 - 300  $\mu\text{m}$  พบว่ารอยเชื่อมมีลักษณะโครงสร้างที่ละเอียดซึ่งประกอบไปด้วยอนุภาคสังกะสีและแมกนีเซียมผสมอยู่ในออลูมิเนียมเมตริกซ์กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วบริเวณที่ถูกกวน อันเนื่องมาจากการเสียดทานระหว่างหัวพินกับเนื้อออลูมิเนียมเกิดการแตกละเอียด

ของโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมและเฟสยูเทคติก โครงสร้างมีการประสานเข้าด้วยกันเป็นอย่างดีของเนื้ออลูมิเนียมทั้งสองชั้น ชิ้นงานเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm เนื้อเชื่อมประสานเข้ากันเป็นอย่างดี ไม่มีข้อบกพร่องใดๆ เกิดบนชิ้นงาน ในขณะที่ชิ้นงานเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1320 rpm เกิดโพรงที่บริเวณที่ถูกกวาดด้าน Advancing และ Retreating Side ในทุกๆ ความเร็วเชื่อม สาเหตุมาจากมีความร้อนเข้าที่สูงเกินไปและความเร็วรอบที่สูงก็มีส่วนทำให้เนื้อโลหะเกิดการไหลตัวไม่ทันในระหว่างการเชื่อมจะมีกลไกของการละลายพรีซิพิตและการขยายตัวของพรีซิพิตเนื่องจากอุณหภูมิสูง

ที่สภาวะบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 และ 36 ชั่วโมงและบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมงโครงสร้างจุลภาคไม่มีความแตกต่างจากสภาวะหลังเชื่อมเนื่องจากอุณหภูมิและเวลาดังกล่าวไม่ทำให้เกรนเกิดการขยายตัว แต่ส่งผลต่อการขยายตัวของพรีซิพิตที่เกิดขึ้นภายในเกรน ซึ่งไม่สามารถมองเห็นได้ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง การบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง ทำให้จีพีสอนเกิดการขยายตัวเป็นเฟสที่ไม่เสถียร ( $\eta$ ) ซึ่งทำให้สมบัติทางกลดีขึ้น แต่การบ่มที่อุณหภูมิเป็นเวลา 36 ชั่วโมง ทำให้เฟสที่ไม่เสถียรบางส่วนของ การขยายตัวเป็นเฟสที่มีความเสถียร ( $\eta$ ) จึงทำให้สมบัติทางกลลดต่ำลงส่วนการบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C จีพีสอนจะไม่เกิดการฟอร์มตัวขึ้น แต่จะเกิดการฟอร์มของเฟสที่ไม่เสถียร ( $\eta$ ) แทน ซึ่งมีขนาดโตกว่า จีพีสอนเล็กน้อย เวลาการบ่มที่อุณหภูมิ 6 ชั่วโมง ไม่ทำให้เกิดเฟสที่มีความเสถียร ( $\eta$ )

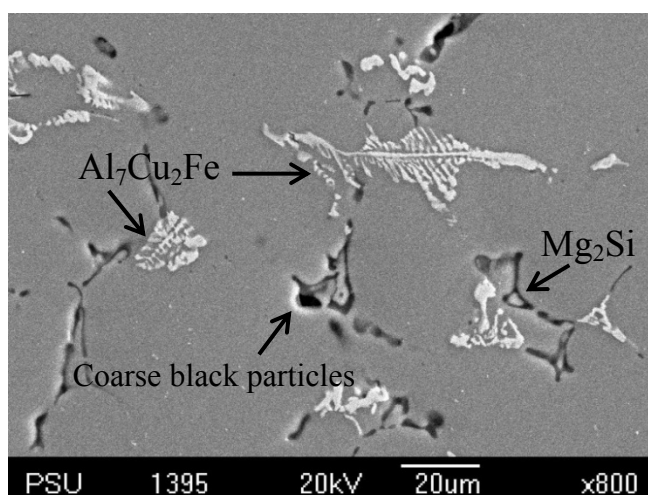
ที่สภาวะอบละลายหลังเชื่อมที่อุณหภูมิ 480 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ชิ้นงานเกิดการแตกร้าว (Crack) ตรงบริเวณที่ถูกกวาด ก็มาจากการอบละลายที่อุณหภูมิสูงแล้วจุ่มน้ำทำให้อุณหภูมิเกิดการเปลี่ยนแปลงอย่างรวดเร็วทำให้เกิดการแตกร้าวในเนื้อเชื่อมตรงบริเวณที่ถูกกวาด สังเกตเห็นว่าชิ้นงานที่มีการแตกร้าวเกรนตรงบริเวณที่ถูกกวาดจะมีการขยายใหญ่กว่าเกรนของชิ้นงานปกติ ดังแสดงในรูปที่ 4.25(ข) และ (ค) ส่วนสภาวะการทำ T6 หลังเชื่อม ก็เป็นไปในลักษณะเดียวกับการอบละลายหลังเชื่อม ดังแสดงในรูปที่ 4.26(ข) และ (ค) ในส่วนของการบ่มที่อุณหภูมิหลังจากอบละลายนั้น ไม่ได้ส่งผลกระทบต่อขนาดของโครงสร้างแต่อย่างใด แต่จะส่งผลกระทบต่อกลไกของการเกิดเฟสต่างๆ ที่เกิดขึ้นภายในเกรนที่ผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ ซึ่งจะช่วยให้ปรับปรุงสมบัติทางกลไปในทางที่ดีขึ้น

#### 4.5 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) โดยมีระบบเอ็กซ์เรย์ (EDX)

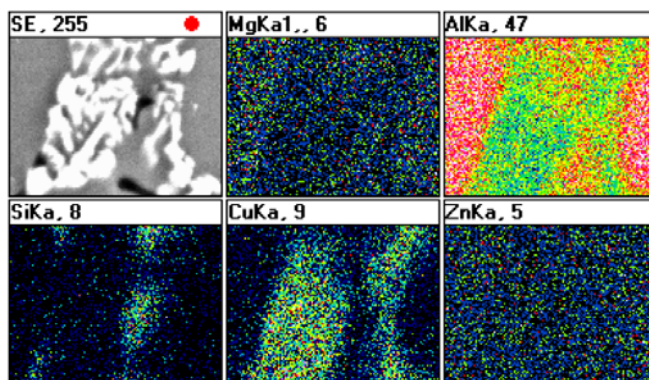
การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) โดยมีระบบเอ็กซ์เรย์ (EDX) จะตรวจสอบเฉพาะตัวอย่างที่ความเร็วรอบ 1110 rpm และความเร็วเชื่อม 110 mm/min ที่สภาวะการให้ความร้อนต่างๆ

จากรูปที่ 4.27 (ก) แสดงให้เห็นเมทริกซ์อลูมิเนียมและเฟสต่างๆ ที่อยู่ล้อมรอบ เช่น เฟส  $Al_7Cu_2Fe$  ซึ่งมีลักษณะคล้ายโครงกระดูกสีขาวขนาดประมาณ 10 -70  $\mu m$  เฟส  $Al_2CuMg$  หรือ  $Al_2Mg_3Zn_3Mg_2Si$  (Cu, Fe) $Al_6$  (รูปร่างแบบ Irregular) และ Coarse black particles [38,39,40] มีลักษณะสีขาว สีเทาและสีดำอยู่ตามขอบของเมทริกซ์อลูมิเนียม ภายในเมทริกซ์ประกอบไปด้วยธาตุสังกะสี (Zn) และแมกนีเซียม (Mg) กระจายอยู่ทั่ว ซึ่งสังเกตได้จากรูปที่ 4.7 (ข)

การฟอร์มตัวของเฟส  $Mg_2Si$  และเฟสของเหล็ก (Fe-rich phase) เนื่องมาจากวัสดุที่ใช้มีปริมาณของ Si และ Fe ผสมอยู่สูง ซึ่งดูได้จากตารางที่ 3.1 และการอบละลายที่อุณหภูมิ 480 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงจะทำให้เฟสยูเทคติก (Eutectic phase) เกิดการหลอมละลายทำให้เกิดอนุภาคสีดำขนาดใหญ่และเฟส  $Mg_2Si$  โดยเฉพาะ Coarse black particles จะเป็นปัญหาหลักที่ทำให้ค่าความแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยึดตัวของวัสดุมีค่าต่ำลง

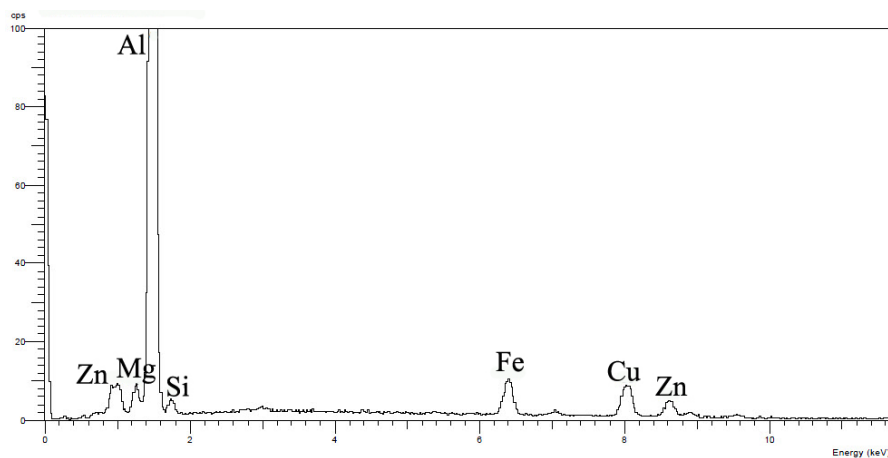


(ก) แสดงโครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อเดิมของอลูมิเนียม 7075-T6



(ข) แสดงการกระจายตัวของธาตุต่างๆ จาก EDX ที่บริเวณเนื้อเดิมของอลูมิเนียม 7075-T6

รูปที่ 4.27(ค) แสดงธาตุอลูมิเนียมที่เป็นเนื้อหลัก และธาตุที่เป็นองค์ประกอบอื่นๆ เช่น สังกะสี แมกนีเซียม ซิลิกอน ทองแดง และเหล็ก โดยเฉพาะธาตุ 3 ชนิดหลังสุดนี้ ถ้ามีในปริมาณมากจะส่งผลเสียต่อความเหนียว (Toughness) ความแข็งแรงดึง เปอร์เซ็นต์การยึดตัวของวัสดุ และลดความสามารถในการกระทำทางความร้อน



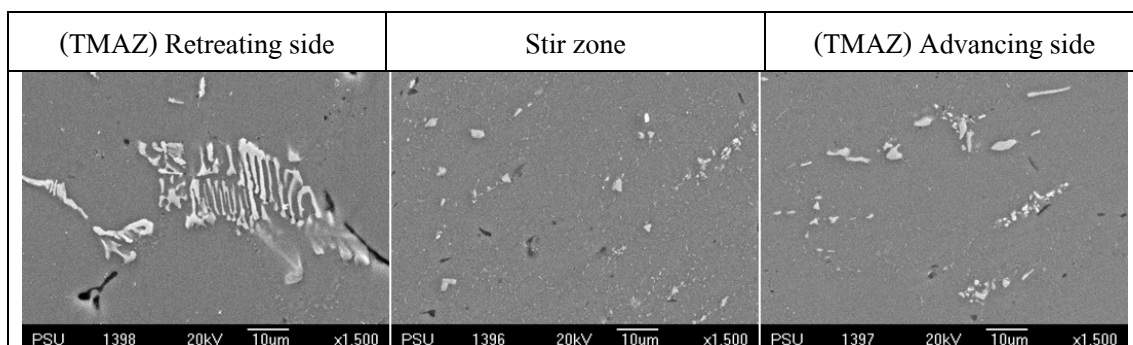
(ค) ชนิดและปริมาณของธาตุที่เป็นองค์ประกอบที่อยู่บริเวณเนื้อเดิม

รูปที่ 4.27 แสดงโครงสร้างจุลภาคและการกระจายตัวของธาตุต่างๆ ที่บริเวณเนื้อเดิม



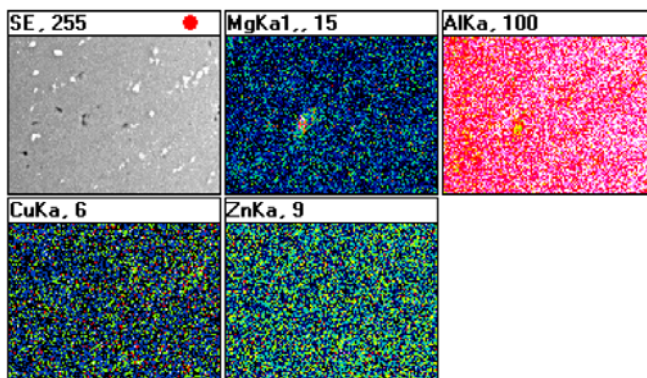
#### 4.5.1 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ที่สภาวะหลังเชื่อม

จากรูปที่ 4.28 แสดงโครงสร้างทางจุลภาคจากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด พบว่ามีเฟส  $Al_7Cu_2Fe$  (สีขาวเหมือนโครงกระดูก)  $(Cu, Fe)Al_6$  และเฟส  $Mg_2Si$  กระจายอยู่ทั่ว รูปที่ 4.28 (ก) ด้าน Retreating Side มีอนุภาคขนาดประมาณ 5 – 50  $\mu m$  กระจายอยู่บริเวณนี้เป็นบริเวณที่มีช่วงของการเปลี่ยนแปลงทางโครงสร้างจุลภาคที่ค่อนข้างแคบเนื่องจากการเคลื่อนที่สวนทางกันระหว่างหัวพินและชิ้นงาน รูปที่ 4.28 (ข) ด้าน Advancing Side เฟส  $Al_7Cu_2Fe$  มีการแตกหัก เนื่องจากการดึงเนื้ออลูมิเนียมของหัวพิน โดยเฟส  $Al_7Cu_2Fe$  มีขนาดประมาณ 1 – 15  $\mu m$  สุดท้ายรูปที่ 4.28 (ค) บริเวณที่ถูกกวน มีการแตกหักและกระจายตัวของเฟส  $Al_7Cu_2Fe$  ทั่วทั้งเมทริกซ์อลูมิเนียม ซึ่งมีขนาดประมาณ 1 – 5  $\mu m$



รูปที่ 4.28 แสดงโครงสร้างจุลภาคบริเวณต่างๆ ที่สภาวะหลังเชื่อม

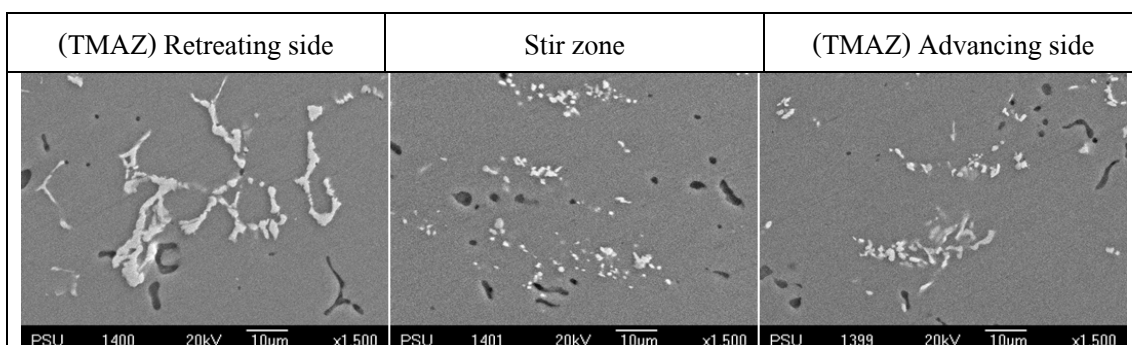
จากการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDX ตรงบริเวณที่ถูกกวน ดังรูปที่ 4.29 แสดงให้เห็นการกระจายตัวของธาตุต่างๆ โดยธาตุที่มีปริมาณมากที่สุด คือ สังกะสี รองลงมา คือ ทองแดงที่มีปริมาณและการกระจายตัวที่ดีกว่าแมกนีเซียม



รูปที่ 4.29 แสดงการกระจายตัวของธาตุต่างๆ ของบริเวณที่ถูกกวนในสภาวะหลังเชื่อม

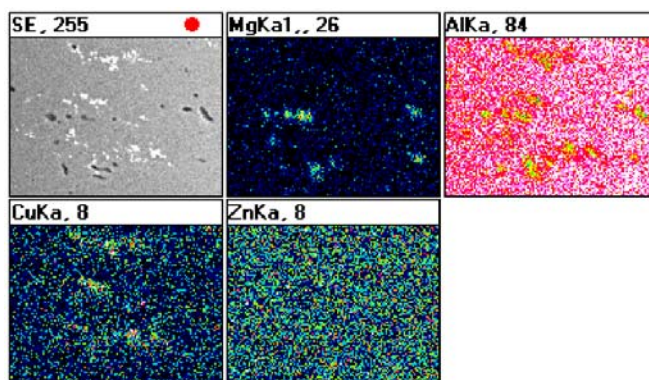
4.5.2 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 และ 36 ชั่วโมงและบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง

จากรูปที่ 4.30, 4.31 และ 4.32 แสดงการกระจายตัวของเฟส  $Al_7Cu_2Fe(Cu, Fe)Al_6Mg_2Si$  และ Coarse black particles ที่บริเวณต่างๆ ด้าน Advancing Side Retreating Side และ บริเวณที่ถูกกวน (Nugget Zone, NZ) ซึ่งบริเวณนี้เป็นบริเวณที่มีการแตกหักของเฟส  $Al_7Cu_2Fe$  มากที่สุด เนื่องจากการกวนของหัวพิน ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคด้าน Advancing Side นั้น สามารถดูได้ง่ายกว่าด้าน Retreating Side เนื่องจากมีลักษณะเหมือนถูกดึงเป็นแนวยาว จึงสังเกตเห็นได้ง่ายกว่า ขนาดของอนุภาคของบริเวณที่ถูกกวนและบริเวณที่ได้รับผลกระทบจากความร้อนทางกล ทั้งสองด้าน มีขนาดใกล้เคียงกับอนุภาคของชิ้นงานที่สภาวะหลังเชื่อม

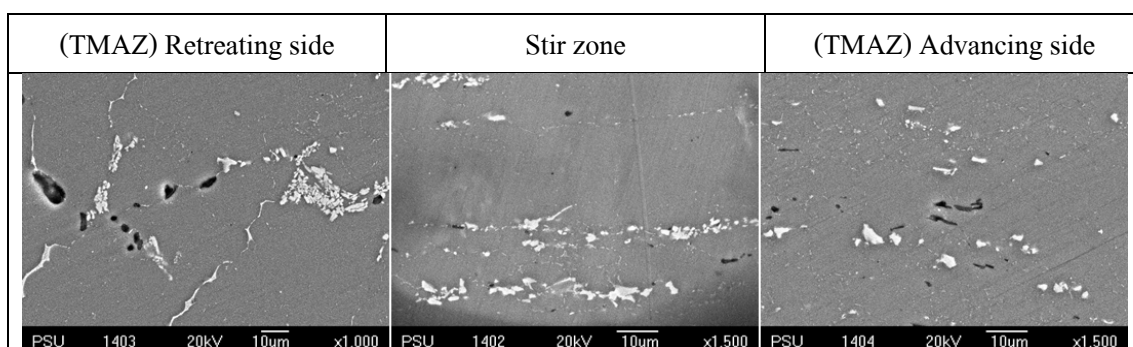


รูปที่ 4.30 แสดงโครงสร้างจุลภาคที่บริเวณต่างๆ ที่สภาวะหลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

จากการตรวจสอบด้วยเทคนิค EDX ดังรูปที่ 4.31 4.33 และ 4.35 สามารถตรวจสอบพบธาตุสามชนิด คือ สังกะสี แมกนีเซียม และทองแดง รูปที่ 4.31 แสดงให้เห็นการกระจายตัวของธาตุสังกะสีที่สภาวะบ่มเทียมนาน 36 ชั่วโมง ที่มีปริมาณมากใกล้เคียงกับชิ้นงานที่สภาวะหลังเชื่อมและสภาวะบ่มเทียมนที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง (รูปที่ 4.35) ปริมาณของสังกะสีที่มีมากทำให้ความแข็งและความแข็งแรงดึงของชิ้นงานที่สภาวะนี้สูงขึ้น เมื่อเทียบกับสภาวะหลังเชื่อม



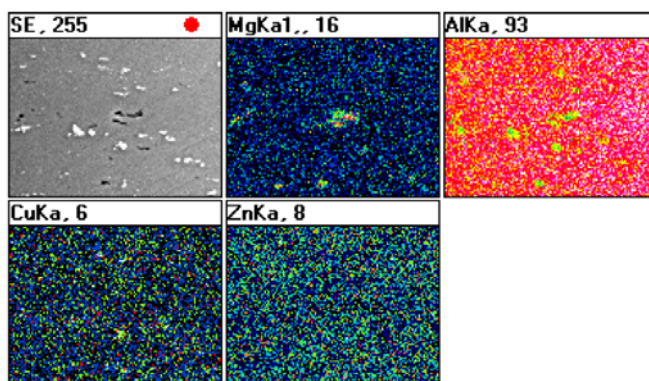
รูปที่ 4.31 แสดงการกระจายตัวของธาตุต่างๆ ที่สภาวะหลังจากบ่มเทียมนที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง



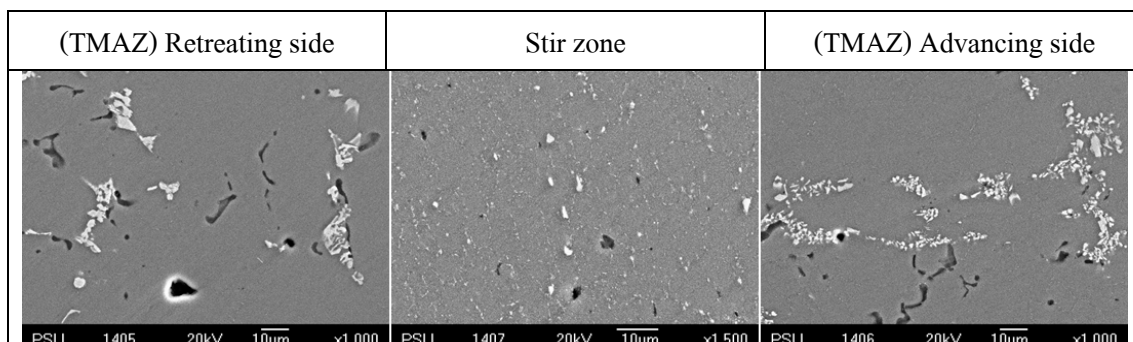
รูปที่ 4.32 แสดงโครงสร้างจุลภาคที่บริเวณต่างๆ ที่สภาวะหลังจากบ่มเทียมนที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 36 ชั่วโมง

รูปที่ 4.32 แสดงการกระจายของอนุภาคสังกะสี แมกนีเซียม และทองแดงที่สภาวะบ่มเทียมนหลังการเชื่อมที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 36 ชั่วโมง ผลการตรวจสอบ EDX ที่สภาวะนี้มี

ปริมาณสังกะสีน้อยกว่าการบ่มที่สภาวะอื่น รวมถึงน้อยกว่าที่สภาวะหลังเชื่อมด้วยเมื่อสังเกตความแข็งแรงดึงที่สภาวะนี้ จะเห็นว่ามีค่าต่ำกว่าความแข็งแรงดึงต่ำกว่าการบ่มที่สภาวะอื่น

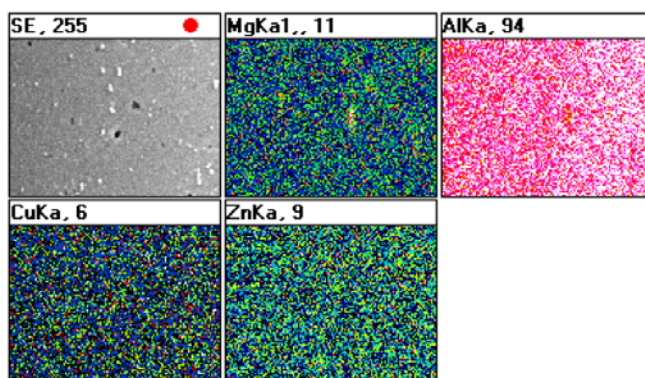


รูปที่ 4.33 แสดงการกระจายตัวของธาตุต่างๆ ที่สภาวะหลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 36 ชั่วโมง



รูปที่ 4.34 แสดงโครงสร้างจุลภาคที่บริเวณต่างๆ ที่สภาวะหลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง

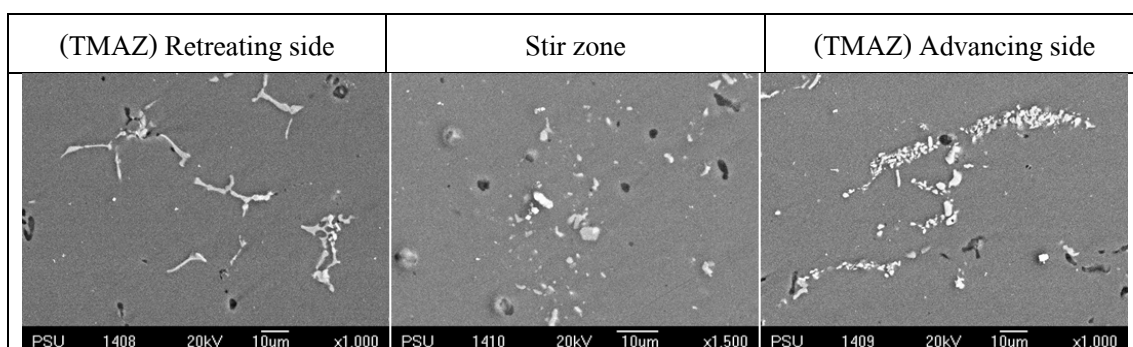
รูปที่ 4.35 แสดงผลการตรวจสอบ EDX ที่สภาวะหลังบ่มที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง ที่สภาวะนี้มีปริมาณและการกระจายตัวของธาตุสังกะสี แมกนีเซียมและทองแดงที่สูงมาก เมื่อเทียบกับสภาวะหลังเชื่อมและสภาวะการบ่มที่อื่น ๆ ปริมาณและการกระจายตัวที่ดิของธาตุผสมเหล่านี้จะเป็นผลทำให้มีสมบัติทางกลที่สูงด้วย



รูปที่ 4.35 แสดงการกระจายตัวของธาตุต่างๆ ที่สภาวะหลังจากบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง

#### 4.5.3 โครงสร้างจุลภาคที่ความเร็วรอบ 1110 rpm หลังจากอบละลายและหลัง T6

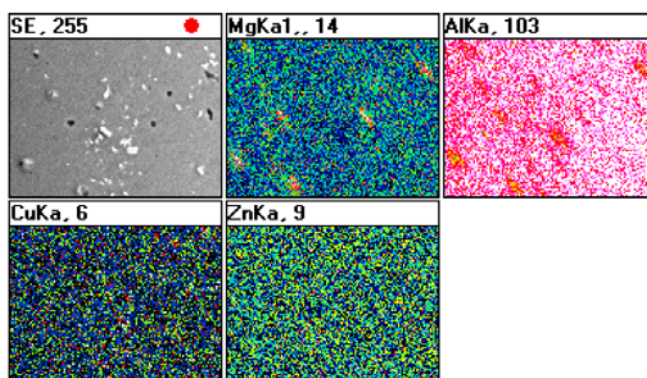
จากรูปที่ 4.36 และ 4.38 แสดงการกระจายตัวของอนุภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราดของบริเวณแนวเชื่อมที่ผ่านสภาวะอบละลายและ T6 หลังเชื่อม การแตกหักของอนุภาคที่บริเวณ Advancing Side และ บริเวณที่ถูกกวนสามารถมองเห็นได้อย่างชัดเจน เนื่องจากอิทธิพลการกวนของหัวพิน รูปที่ 4.36 (ค) แสดงเฟส  $Al_7Cu_2Fe$  และ  $(Cu, Fe)Al_6$  บริเวณที่ถูกกวนมีขนาดประมาณ 1 – 8  $\mu m$  ในขณะที่บริเวณที่ถูกกวนของชิ้นงานที่สภาวะ T6 หลังเชื่อม มีขนาดเกรนประมาณ 1 – 10  $\mu m$  ซึ่งมีขนาดใกล้เคียงกัน



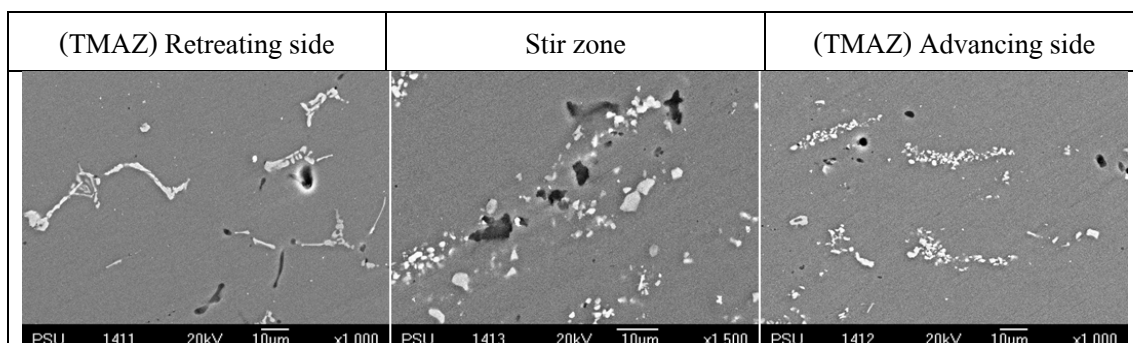
รูปที่ 4.36 แสดงโครงสร้างจุลภาคที่บริเวณต่างๆ ที่สภาวะอบละลายหลังเชื่อม

รูปที่ 4.37 แสดงผลจากการตรวจสอบ EDX ของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายหลังเชื่อม แสดงให้เห็นการกระจายตัวของธาตุสังกะสี แมกนีเซียมและทองแดงในปริมาณที่ค่อนข้างสูง

เนื่องจากการอบละลายที่อุณหภูมิสูงหลังเชื่อมเป็นการทำให้ธาตุดังกล่าวแพร่เข้าสู่ภายในเมทริกซ์ อลูมิเนียม ส่งผลดีคือทำให้ความแข็งและความแข็งแรงดึงเพิ่มสูงขึ้น ซึ่งสามารถดูได้จากกราฟผลการทดลองในส่วนของ การทดสอบสมบัติทางกล

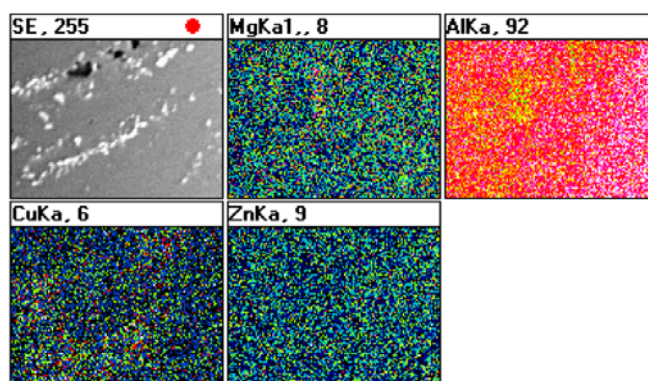


รูปที่ 4.37 แสดงการกระจายตัวของธาตุต่างๆ ที่สภาวะอบละลายหลังเชื่อม



รูปที่ 4.38 แสดงโครงสร้างจุลภาคที่บริเวณต่างๆ ที่สภาวะ T6 หลังเชื่อม

ผลการตรวจสอบ EDX ที่สภาวะ T6 หลังเชื่อมแสดงดังรูปที่ 4.38 ที่สภาวะนี้การกระจายตัวของสังกะสี แมกนีเซียมและทองแดงมีปริมาณใกล้เคียงกันมาก รวมถึงใกล้เคียงกับชิ้นงานที่สภาวะอบละลายหลังเชื่อม การบ่มเทียมนหลังการอบละลายของสภาวะนี้ ทำให้สารละลาย (สังกะสีและแมกนีเซียม) เกิดการฟอร์มตัวเป็นพรีซิพิเตตอีกครั้ง ซึ่งส่งผลให้ได้สมบัติทางกลที่ดีของชิ้นงานเชื่อม



รูปที่ 4.39 แสดงการกระจายตัวของธาตุต่างๆ ที่สภาวะ T6 หลังเชื่อม

#### 4.5.4 วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคที่สภาวะต่างๆ จากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) โดยมีระบบเอ็กซ์เรย์ (EDX)

จากการตรวจสอบ โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราดและเทคนิค EDX พบว่ามีอนุภาคสังกะสี แมกนีเซียมและทองแดง กระจายอยู่ทั่วทั้งชิ้นงาน จากกล้อง SEM แสดงเฟส  $Al_7Cu_2Fe$   $Mg_2Si$   $Al_2CuMg$   $Al_2Mg_3Zn_3$  (Cu, Fe) $Al_6$  และ Coarse black particles [38,39,40] ด้าน Retreating Side มีอนุภาคขนาดประมาณ 5 – 50  $\mu m$  กระจายอยู่บริเวณนี้เป็นบริเวณที่มีช่วงของการเปลี่ยนแปลงทางโครงสร้างจุลภาคที่ค่อนข้างแคบเนื่องจากการเคลื่อนที่สวนทางกันระหว่างหัวพินและชิ้นงาน ส่วนด้าน Advancing Side อนุภาคมีการแตกหัก เนื่องจากเป็นการดึงเนื้ออลูมิเนียมของหัวพิน โดยเฟส  $Al_7Cu_2Fe$  มีขนาดประมาณ 1 – 15  $\mu m$  สุดท้ายบริเวณที่ถูกกวน มีการแตกหักและกระจายตัวของอนุภาคทั่วทั้งเมทริกซ์อลูมิเนียม ซึ่งมีขนาดประมาณ 1 – 5  $\mu m$

การฟอร์มตัวของเฟส  $Mg_2Si$  และเฟสของเหล็ก (Fe-rich phase) เนื่องมาจากวัสดุที่ใช้มีปริมาณของ Si และ Fe ผสมอยู่สูงและการอบละลายที่อุณหภูมิ 480 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงจะทำให้เฟสยูเทคติก (Eutectic phase) เกิดการหลอมละลายทำให้เกิด Coarse black particles และเฟส  $Mg_2Si$  โดยเฉพาะ Coarse black particles เกิดจากการอบละลายที่อุณหภูมิสูง (480 °C/4 h) ทำให้เกิดการหลอมของยูเทคติก ส่งผลให้เกิดโพรงที่ขอบเกรนซึ่งจะเป็นปัญหาหลักที่ทำให้ค่าความแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของวัสดุมีค่าต่ำลง

สำหรับการตรวจสอบด้วยเทคนิค EDX ของบริเวณที่ถูกกวนของทุกสภาวะการให้ความร้อนหลังการเชื่อม สังเกตจากสับนแผนภาพ ซึ่งแสดงถึงปริมาณการกระจายตัวของธาตุต่างๆ

ที่พบ ปริมาณและการกระจายตัวของธาตุสังกะสี แมกนีเซียมและทองแดง ทั้งสามธาตุนี้มีความเด่นชัดค่อนข้างมาก โดยเฉพาะในสภาวะบ่มเทียม 145 °C/6 h สภาวะอบละลายและ T6 ซึ่งเมื่อไปดูค่าความแข็งและความแข็งแรงดึงของทั้งสามสภาวะนี้ พบว่ามีค่าค่อนข้างสูง ก็แสดงว่าปริมาณและการกระจายตัวของธาตุทั้งสามชนิดมีผลต่อการปรับปรุงสมบัติทางกล

ธาตุสังกะสีและแมกนีเซียมในอลูมิเนียม 7075 นั้นช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้กับชิ้นงานเชื่อมรวมถึงช่วยในด้านกระบวนการทางความร้อน (Heat Treatment) ส่วนการผสมธาตุทองแดงเข้าไปจะช่วยเพิ่มสมบัติด้านความแข็งแรง [22] แต่ถ้าหากมีมากเกินไปจะส่งผลให้ความเหนียว(toughness) และความสามารถในการกระทำทางความร้อนลดต่ำลง

#### 4.6 การตรวจสอบความแข็ง

การทดสอบความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์ โดยการกดบริเวณพื้นที่หน้าตัดรอยเชื่อม ซึ่งถูกตัดตามขวางกับรอยเชื่อมโดยชัดให้เรียบ การทดสอบใช้แรงกด 100 กรัม ใช้เวลาในการกด 10 วินาที ความห่างของรอยกดประมาณ 0.5 mm. เพื่อหาค่าความแข็งในบริเวณรอยเชื่อมบริเวณที่ได้รับอิทธิพลจากความร้อนทางกลและเนื้อโลหะเดิม

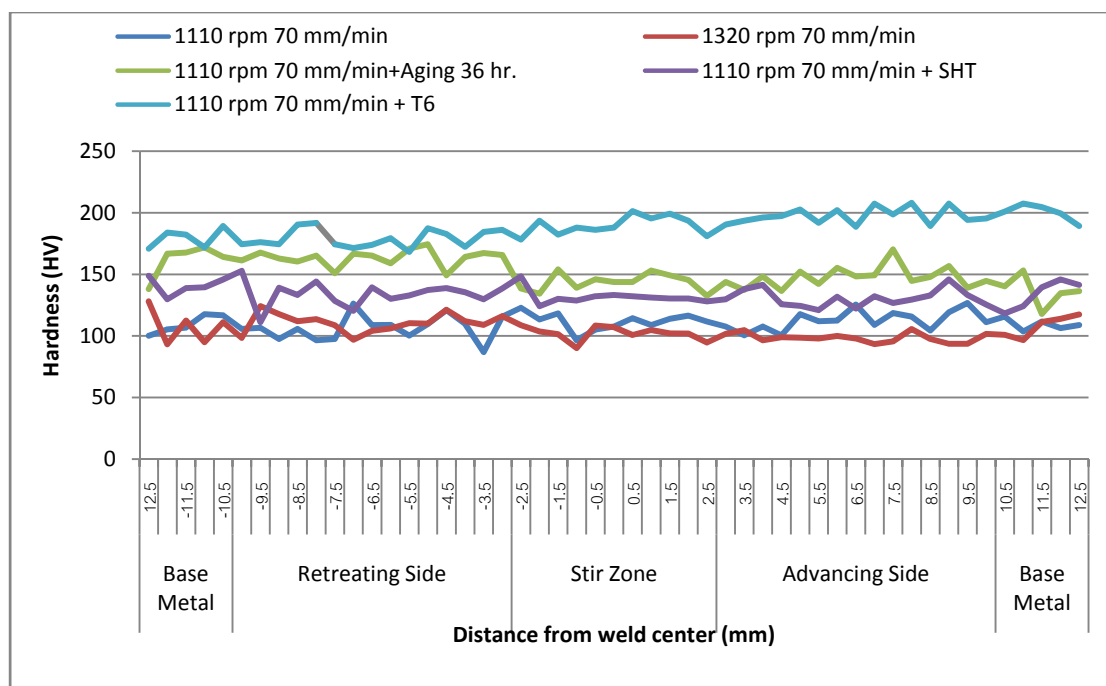
##### 4.6.1 เปรียบเทียบค่าความแข็งของรอยเชื่อมเสียดทานแบบกวนในทุกสภาวะการทดลองที่ความเร็วเชื่อม 70 90 และ 110 mm/min ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm

จากรูปที่ 4.40(ก)(ข) และ (ค) แสดงค่าความแข็งจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนด้วยหัวพินแบบทรงกระบอกในทุกสภาวะการทดลอง หลังเชื่อม บ่มเทียม(120 °C ที่ 24 และ 36 ชั่วโมง และ 145 °C ที่ 6 ชั่วโมง) อบละลาย และ T6 ที่ความเร็วเชื่อม 70 90 และ 110 mm/min ที่ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm

รูปที่ 4.40 (ก) แสดงกราฟความแข็งที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min จะเห็นว่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm + T6 มีค่าความแข็งสูงสุดในทุกบริเวณโดยวัดค่าความแข็งจากเนื้อเดิม (Base Metal, BM) บริเวณที่ได้รับผลกระทบจากความร้อนทางกลด้าน Advancing Side และ Retreating Side (Thermo Mechanical Affected Zone, TMAZ) และบริเวณที่ถูกกวน (Stir Zone, SZ) ซึ่งมีค่าความแข็งเฉลี่ยประมาณ 179.58 187 และ 189.69 HV ตามลำดับรองลงมาคือ ชิ้นงานเชื่อมที่ผ่านการเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm + Aging 36 hr. ส่วนสภาวะที่ทำให้ความแข็งชิ้นงานต่ำสุดคือ สภาวะหลังเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm โดยมี

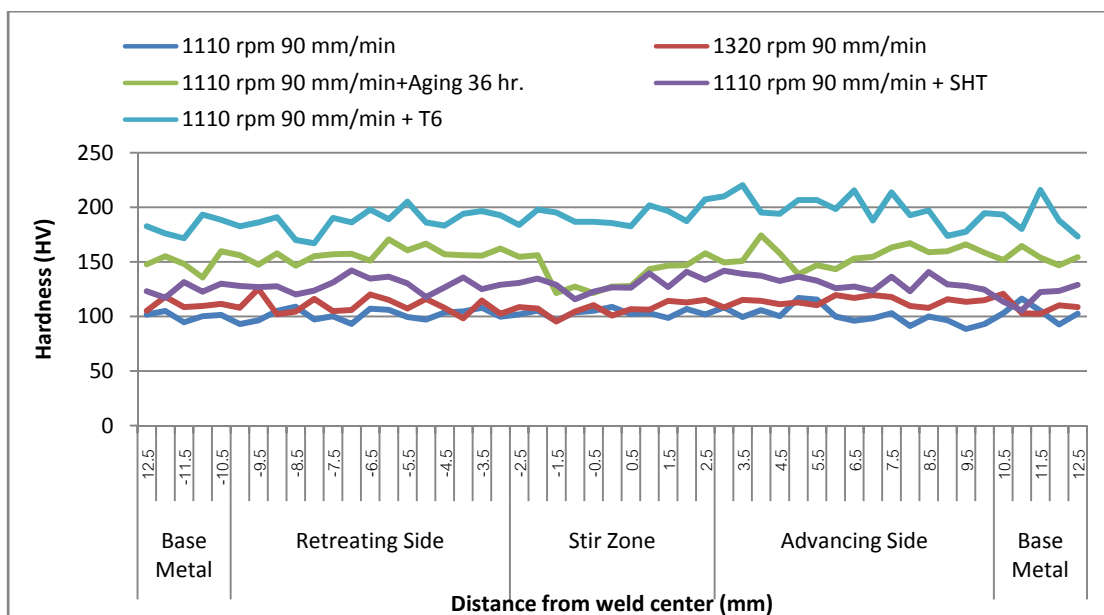


ความแข็งที่ทุกบริเวณเฉลี่ยประมาณ 109.93 และ 104.77 HV ตามลำดับสำหรับค่าความแข็งชิ้นงานที่สภาวะอื่นๆ ที่ไม่ได้กล่าวถึงจะแสดงในภาคผนวก ค.



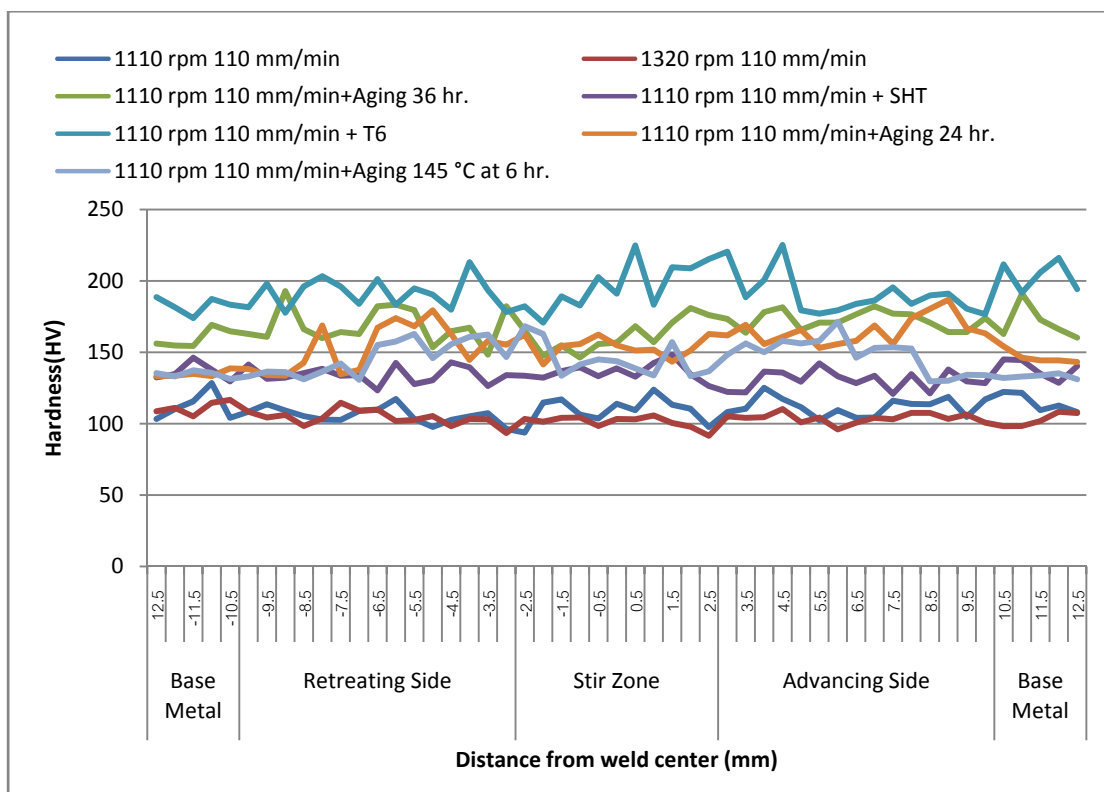
(ก) กราฟความแข็งที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min

รูปที่ 4.40 (ข) แสดงกราฟความแข็งที่ความเร็วเชื่อม 90 mm/min จะเห็นว่า ความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm + T6 มีค่าความแข็งสูงสุดในทุกบริเวณ โดยวัดค่าความแข็งจากเนื้อเดิม บริเวณที่ได้รับผลกระทบจากความร้อนทางกทางด้าน Advancing Side และ Retreating Side และบริเวณที่ถูกกวน ซึ่งมีค่าความแข็งเฉลี่ยประมาณ 182.56 194.2 และ 192.07 HV ตามลำดับรองลงมาคือ ชิ้นงานเชื่อมที่ผ่านการเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm + Aging 36 hr. ส่วนสภาวะที่ให้ความแข็งชิ้นงานต่ำสุดคือ สภาวะหลังเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm โดยมีความแข็งที่ทุกบริเวณเฉลี่ยประมาณ 102.32 และ 110.63 HV ตามลำดับ ซึ่งลำดับความแข็งในแต่ละสภาวะเป็นไปในทิศทางเดียวกับความแข็งที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min สำหรับค่าความแข็งชิ้นงานที่สภาวะอื่นๆ ที่ไม่ได้กล่าวถึงจะแสดงในภาคผนวก ค.



(ข) กราฟความแข็งที่ความเร็วเชื่อม 90 mm/min

รูปที่ 4.40 (ค) แสดงกราฟความแข็งที่ความเร็วเชื่อม 110 mm/min จะเห็นว่า ความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm + T6 มีค่าความแข็งสูงสุดในทุกบริเวณ โดยวัดค่าความแข็งจากเนื้อเดิม บริเวณที่ได้รับผลกระทบจากความร้อนทางกุดด้าน Advancing Side และ Retreating Side และบริเวณที่ถูกกวน ซึ่งมีค่าความแข็งเฉลี่ยประมาณ 182.96 191.32 และ 197.3 HV ตามลำดับรองลงมาคือ ชิ้นงานเชื่อมที่ผ่านการเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm + Aging 36 hr. ส่วนสถานะที่ให้ความแข็งชิ้นงานต่ำสุดคือ สถานะหลังเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm โดยมีความแข็งทั่วทุกบริเวณเฉลี่ยประมาณ 109.94 และ 104.03 HV ตามลำดับ ซึ่งลำดับความแข็งในแต่ละสถานะเป็นไปในทิศทางเดียวกับความแข็งที่ความเร็วเชื่อม 70 และ 90 mm/min ที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 110 mm/min + T6 ยังให้ค่าความแข็งเฉลี่ยสูงที่สุดอีกด้วย เมื่อเทียบกับความเร็วรอบอื่นๆ สำหรับค่าความแข็งชิ้นงานที่สถานะอื่นๆ ที่ไม่ได้กล่าวถึงจะแสดงในภาคผนวก ค.



(ค) กราฟความแข็งที่ความเร็วเชื่อม 110 mm/min

รูปที่ 4.40 กราฟแสดงความแข็งของรอยเชื่อมที่สภาวะหลังเชื่อมและสภาวะการให้ความร้อนต่างๆ

#### 4.6.2 วิเคราะห์ค่าความแข็งของรอยเชื่อมเสียดทานแบบกวนในทุกสภาวะการทดลองที่ความเร็วเชื่อม 70 90 และ 110 mm/min ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm

จากรูปที่ 4.40 (ก) (ข) และ (ค) แสดงค่าความแข็งของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนอลูมิเนียมถึงของแข็งเกรด 7075-T6 ที่สภาวะหลังเชื่อม บ่มเทียม อบละลาย และ T6

พิจารณาการเชื่อมที่สภาวะหลังเชื่อมของความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm ความเร็วเชื่อม 70 90 และ 110 mm/min ในกระบวนการเชื่อมที่สภาวะนี้ อุณหภูมิของสภาวะนี้และแมกนีเซียม กระจายอยู่ทั่วทั้งแนวเชื่อมเนื่องจากการกวนของหัวพิน ความแข็งที่ได้ของบริเวณแนวเชื่อมในแต่ละความเร็วรอบและความเร็วเชื่อมมีค่าใกล้เคียงกัน

พิจารณาค่าความแข็งของการเชื่อมที่สภาวะหลังบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 และ 36 ชั่วโมง และที่อุณหภูมิบ่มเทียม 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง ที่สภาวะนี้จะทดสอบ

เฉพาะความเร็วรอบ 1110 rpm เนื่องจาก ที่ความเร็วรอบ 1320 rpm นั้นมีปัญหาเกิดข้อบกพร่องในแนวเชื่อม ความแข็งแนวเชื่อมหลังจากบ่มเทียมนั้นเพิ่มประมาณ 50% เมื่อเทียบกับแนวเชื่อมที่สภาวะหลังเชื่อม (As-welded) เนื่องจากในระหว่างการเชื่อม [13]อุณหภูมิบริเวณที่ถูกกวนอยู่ระหว่าง 450 -480 °C ซึ่งเป็นอุณหภูมิของการอบละลาย (Solution treatment) สารละลายอิมตัวยังยวดยังสามารถแพร่เข้าสู่เกรนในบริเวณที่ถูกกวนการกวนของหัวพินทำให้สารละลายอิมตัวยังยวดยังเกิดการกระจายตัว เมื่อชิ้นงานผ่านการบ่มเทียม (Artificial aging) สารละลายอิมตัวยังยวดยังจะเกิดการรีพรีซิพิเทตขนาดเล็กที่เป็นจีพีไอโซน เมื่อเวลาผ่านไปจะขยายตัวเป็นเฟสที่ไม่เสถียร  $\eta$  ( $MgZn_2$ ) จึงส่งผลให้ความแข็งของแนวเชื่อมที่ผ่านการบ่มเทียมเพิ่มขึ้น ในกรณีของการบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 36 ชั่วโมง พรีซิพิเทตบางส่วนขยายตัวเป็นเฟสที่เสถียร  $\eta$  ( $MgZn_2$ ) ผสมอยู่กับเฟสที่ไม่เสถียร  $\eta$  ( $MgZn_2$ )

พิจารณาค่าความแข็งของการเชื่อมที่สภาวะอบละลายที่อุณหภูมิ 480 °C เวลา 4 ชั่วโมง ที่สภาวะนี้จะทดสอบเฉพาะความเร็วรอบ 1110 rpm เช่นกัน ค่าความแข็งแนวเชื่อมหลังจากอบละลายนั้นเพิ่มประมาณ 30% เมื่อเทียบกับแนวเชื่อมที่สภาวะหลังเชื่อม เนื่องจากการอบละลายที่อุณหภูมิ 480 °C สารละลายอิมตัวยังยวดยังจะแพร่เข้าสู่ภายในเกรน ส่วนพรีซิพิเทตที่เป็นเฟสที่ไม่เสถียร  $\eta$  ( $MgZn_2$ ) บางส่วนจะเกิดการขยายตัวเป็นพรีซิพิเทตที่มีความเสถียร  $\eta$  ( $MgZn_2$ ) และพรีซิพิเทตบางส่วนจะเกิดการละลายเนื่องจากการอบละลายที่อุณหภูมิสูง ดังนั้นภายในเกรนของแนวเชื่อมจึงประกอบไปด้วยเฟสของสารละลายอิมตัวยังยวดยังและเฟสของพรีซิพิเทตที่มีความเสถียร

พิจารณาค่าความแข็งของการเชื่อมที่สภาวะ T6 ที่อุณหภูมิอบละลาย 480 °C เวลา 4 ชั่วโมง และบ่มเทียมนที่อุณหภูมิ 120 °C ที่เวลา 36 ชั่วโมง ที่สภาวะนี้จะทดสอบเฉพาะความเร็วรอบ 1110 rpm เช่นกัน ค่าความแข็งแนวเชื่อมหลังจากทำ T6 เพิ่มประมาณ 80 – 90 % เมื่อเทียบกับแนวเชื่อมที่สภาวะหลังเชื่อม [16] การอบละลายโครงสร้างเป็นการรีพรีซิพิเทต  $\eta$  ( $MgZn_2$ ) ขนาดเล็กพรีซิพิเทตเหล่านั้นจะเกิดการขยายตัวโดยการบ่มเทียม ซึ่งจะช่วยให้เกิดความหนาแน่นภายในเกรนปรากฏการณ์นี้ช่วยปรับปรุงความแข็งและความแข็งแรงของแนวเชื่อม

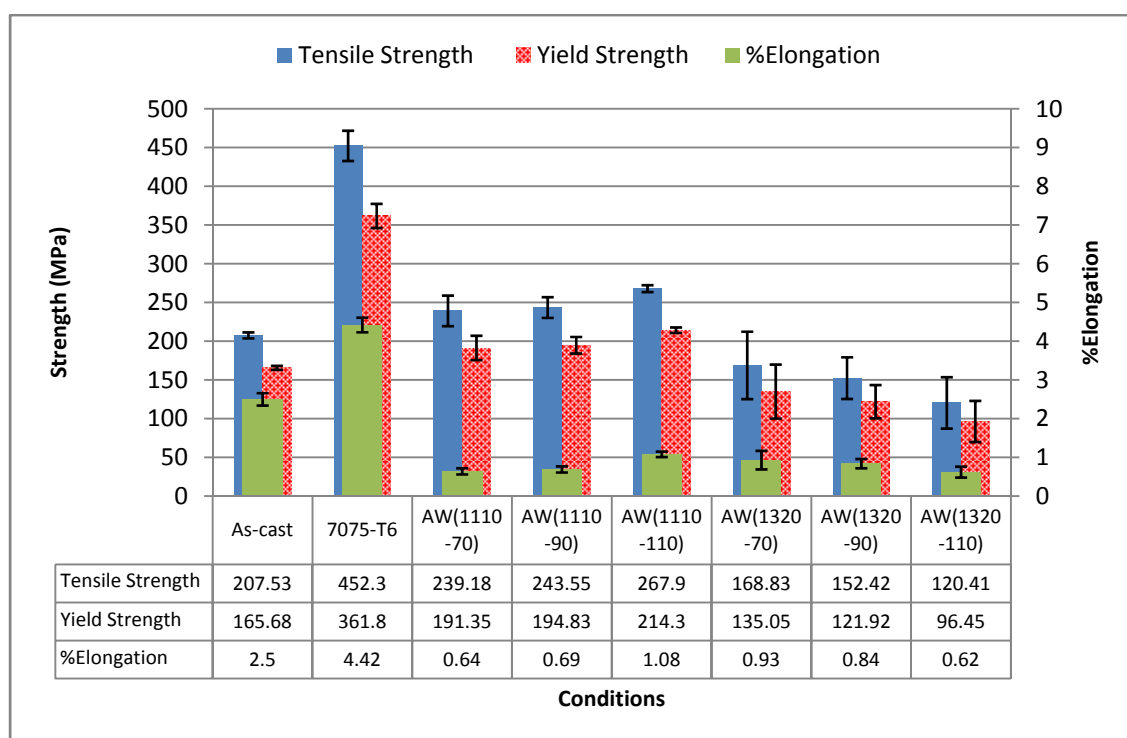
#### 4.7 การทดสอบความแข็งแรงดึง

การทดสอบความแข็งแรงดึงแนวเชื่อมอลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็งเกรด 7075-T6 ที่ผ่านกระบวนการเชื่อมเสียดทานแบบกวน ที่ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm ความเร็วเชื่อม 70 90 และ 110 mm/min ที่สภาวะหลังเชื่อม บ่มเทียม อบละลาย และ T6 การเตรียมชิ้นงานโดยตัดตามขวางกับรอยเชื่อม โดยให้รอยเชื่อมอยู่ตำแหน่งกลางของชิ้นทดสอบนำไปทำชิ้นทดสอบตาม

มาตรฐาน ASTM E8-04แสดงในภาคผนวก ค. และทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิห้อง โดยแสดงดังรูปที่ 4.41 เป็นค่าเฉลี่ยของทั้งหมด 6ตัวอย่าง ซึ่งข้อมูลตัวเลขแสดงในภาคผนวก.

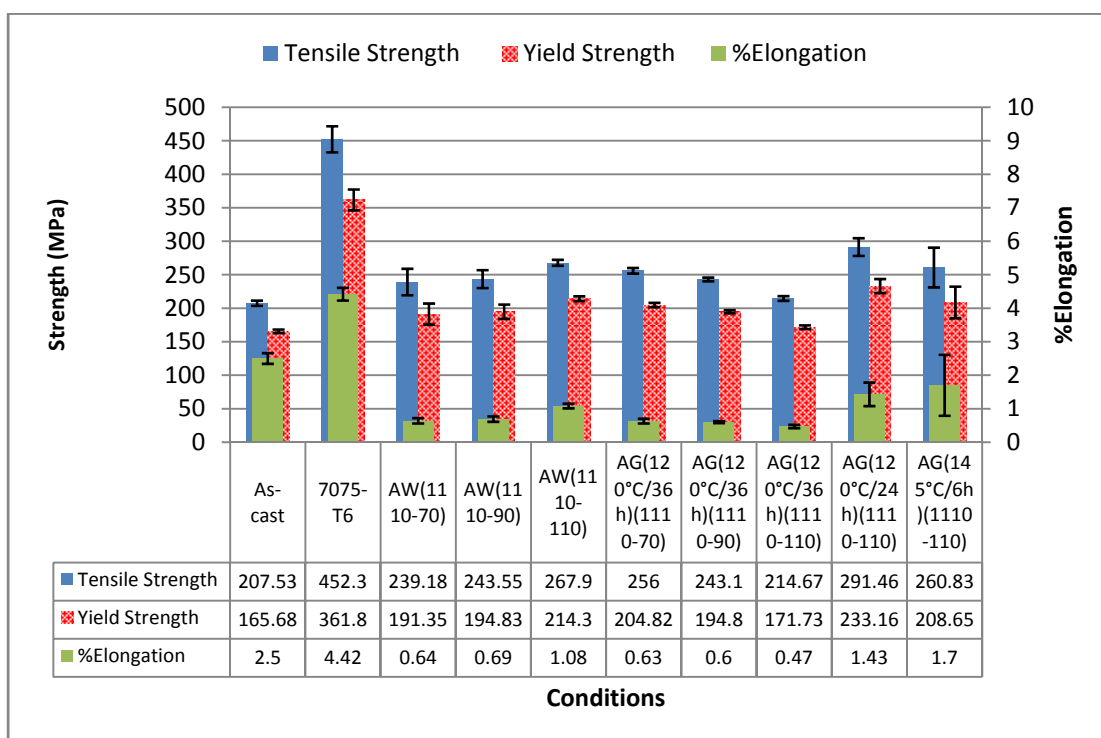
#### 4.7.1 เปรียบเทียบค่าความแข็งแรงดึงของรอยเชื่อมเสียดทานแบบกวนในทุกสภาวะการทดลองที่ความเร็วเชื่อม 70 90 และ 1110 mm/min ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm

กราฟความแข็งแรงดึงแสดงดังรูปที่ 4.41(ก) (ข) และ (ค) พิจารณารูปที่ 4.41(ก) กราฟเปรียบเทียบค่าความแข็งแรงดึงที่สภาวะหลังเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm ความเร็วเชื่อม 70 90 และ 110 mm/min โดยค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยของชิ้นงานเชื่อมที่สภาวะนี้มีค่าเฉลี่ยสูงสุดคือ 267.90 MPaจากการเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 110 mm/min ซึ่งคิดค่าประสิทธิภาพเป็น 59.23 % เมื่อเทียบกับเนื้อเดิมที่ผ่านการให้ความร้อน T6 (452.30 MPa) สำหรับชิ้นงานเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1320 rpm สังเกตว่า มีค่าความแข็งแรงดึงที่ค่อนข้างจะต่ำ เนื่องจากชิ้นงานมีข้อบกพร่องจากการเชื่อม โดยส่วนล่างของบริเวณที่ถูกกวนเกิดโพรงบริเวณที่ถูกกวนด้าน Advancing และ Retreating Side ในทุกๆ ความเร็วเชื่อม สาเหตุมาจากมีความร้อนเข้าที่สูงเกินไปและความเร็วรอบที่สูงก็มีส่วนทำให้เนื้อโลหะเกิดการไหลตัวไม่ทัน [3] เป็นผลให้ชิ้นงานมีค่าความแข็งแรงดึงที่ต่ำ



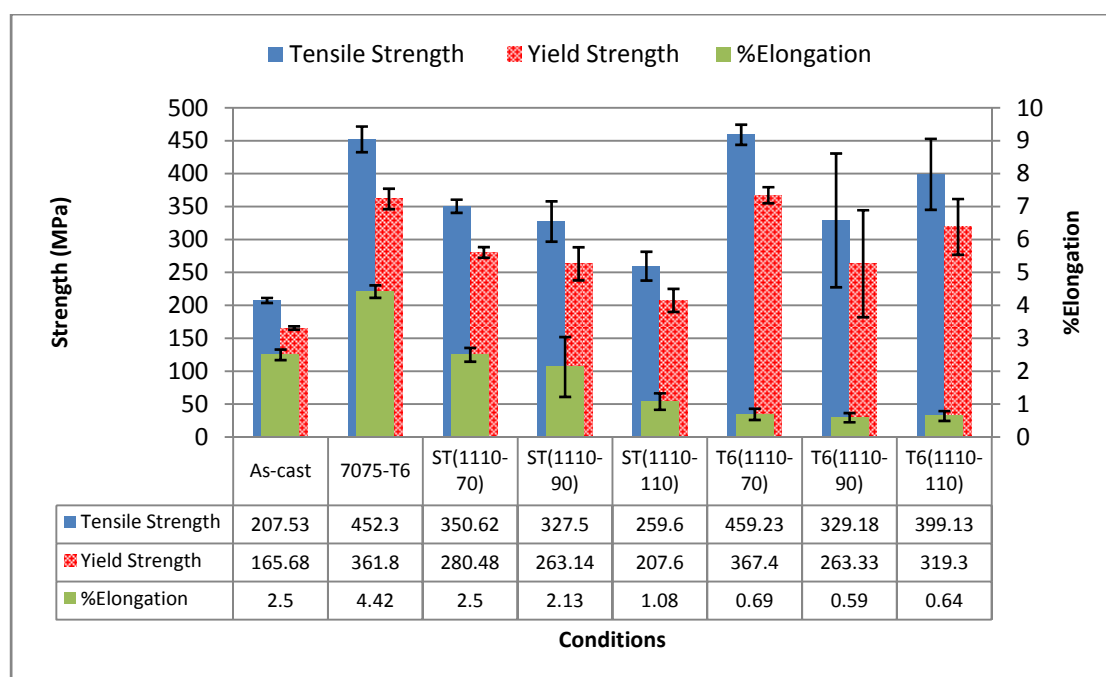
(ก)กราฟเปรียบเทียบค่าความแข็งแรงดึงที่สภาวะหลังเชื่อมและเนื้อเดิม

พิจารณารูปที่ 4.41(ข) เป็นกราฟเปรียบเทียบความแข็งแรงดึงที่สภาวะบ่มเทียบอุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 และ 36 ชั่วโมง กับอุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง สำหรับการทดลองในสภาวะนี้จะทดลองเฉพาะที่ความเร็วรอบ 1110 rpm เท่านั้น โดยที่สภาวะบ่มเทียบมีความแข็งแรงดึงเฉลี่ยสูงสุดเท่ากับ 291.46 MPaจากการเชื่อมที่ความเร็วเชื่อม 110 mm/min บ่มเทียบที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง ซึ่งคิดค่าประสิทธิภาพเป็น 64.44% ของเนื้อเดิม ซึ่งเป็นไปในทิศทางเดียวกับการทดลองของ M.W. Mahoney และคณะ [12] รายงานไว้ว่า การบ่มเทียบที่ 121 °C/24 hสามารถช่วยปรับปรุงค่าความแข็งแรงดึงในบริเวณที่ถูกกวนให้สูงขึ้นได้ส่วนค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยของการบ่มเทียบที่สภาวะอื่น มีค่าอยู่ในช่วง 214.67 – 260.83 MPaซึ่งดูได้จากรูปที่ 4.41(ข)



(ข)กราฟเปรียบเทียบค่าความแข็งแรงดึงที่สภาวะบ่มเทียบและเนื้อเดิม

พิจารณารูปที่ 4.41(ค) แสดงกราฟเปรียบเทียบค่าความแข็งแรงดึงของชิ้นทดสอบที่ผ่านการอบละลายและกระบวนการทางความร้อน T6 สำหรับการทดลองในสภาวะนี้จะทดลองเฉพาะที่ความเร็วรอบ 1110 rpm เท่านั้น ที่สภาวะ T6(1110-70) คือเชื่อมที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min ให้ค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยสูงที่สุดคือ 459.23 MPa ซึ่งคิดค่าประสิทธิภาพเป็น 101.52% ของเนื้อเดิม (452.3 MPa) สำหรับสภาวะ T6 หลังเชื่อมที่ความเร็วเชื่อม 90 และ 110 mm/min มีค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานค่อนข้างสูงเนื่องจากบริเวณของแนวเชื่อมที่นำมาทำชิ้นงานดึงเกิดการแตกร้าวภายในเนื้อเชื่อมตรงบริเวณที่ถูกกวน เนื่องจากการชุบน้ำหลังจากอบละลายที่อุณหภูมิสูงทำให้ผลการทดลองที่ได้มีความผันแปรสูง ที่สภาวะอบละลายหลังเชื่อมก็เข้าไปในลักษณะเดียวกับการทำ T6 หลังเชื่อม คือ การอบละลายแล้วทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำส่งผลให้เกิดการแตกร้าวในเนื้อเชื่อม อีกทั้งการอบละลายยังไปละลายพรีซิพิตเทตภายในเกรน การละลายหายไปของพรีซิพิตเทตบางส่วนทำให้ความแข็งแรงชิ้นงานดึงต่ำลง [16] ค่าความแข็งแรงดึงจึงไม่สูงเท่าการทำ T6 หลังเชื่อม



(ค)กราฟเปรียบเทียบค่าความแข็งแรงดึงที่สภาวะอบละลายและกระบวนการทางความร้อน T6 และเนื้อเดิม

รูปที่ 4.41กราฟแสดงค่าความแข็งแรงดึงที่สภาวะต่างๆ

#### 4.7.2 วิเคราะห์ความแข็งแรงดึงรอยเชื่อมที่ความเร็วเชื่อมและสถานะทางความร้อนที่ต่างกัน

ผลจากการทดสอบความแข็งแรงดึงสรุปได้ว่า สถานะการทำ T6 หลังการเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm และความเร็วเชื่อม 70 mm/min ส่งผลให้ได้ความแข็งแรงดึงสูงสุดเฉลี่ยเท่ากับ 459.23 MPa ความแข็งแรงดึงของการเชื่อมที่สถานะหลังเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm ปรากฏว่า ที่ความเร็วรอบ 1320 rpm ชิ้นงานเกิดเป็นโพรงทั้งสามความเร็วเชื่อม ทำให้ได้ค่าความแข็งแรงดึงที่ต่ำ ไม่สามารถนำไปใช้งานได้ ส่วนที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 110 mm/min ให้ค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยเท่ากับ 267.9 MPa ซึ่งมีค่าสูงกว่าที่ความเร็วเชื่อม 70 และ 90 mm/min ที่ความเร็วรอบ 110 mm/min มีค่าอัตราส่วนระหว่างความเร็วรอบต่อความเร็วเชื่อมมีค่าต่ำที่สุด จึงทำให้เกิดการเย็นตัวเร็วที่สุด เกรนจึงมีขนาดละเอียดที่สุด ซึ่งทำให้ชิ้นงานเชื่อมที่ความเร็วเชื่อมนี้มีความแข็งแรงดึงสูงสุดของสถานะหลังเชื่อม

สำหรับความแข็งแรงดึงของสถานะบ่มเทียบหลังเชื่อม 120 °C/24 h ที่ความเร็วรอบ 110 mm/min ให้ค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ย 291.46 MPa ซึ่งอุณหภูมิและเวลาดังกล่าวทำให้สารละลายอิมตัวยิ่งยวดที่แพร่เข้าสู่ภายในเมทริกซ์ออลูมิเนียม นั้น เกิดการฟอร์มตัวเป็นเฟสที่เรียกว่า จีพีโซน เมื่อเวลาผ่านไปจีพีโซนจะเกิดการขยายตัว ส่งผลให้ความแข็งและความแข็งแรงดึงเพิ่มสูงขึ้น ที่สถานะบ่มเทียบหลังเชื่อม 145 °C/6 h อุณหภูมินี้จีพีโซนจะไม่เกิดการฟอร์มตัวขึ้น แต่เฟสที่ไม่เสถียร (Metastable phase) จะฟอร์มตัวขึ้นมาแทน ซึ่งมีขนาดโตกว่าจีพีโซนเล็กน้อย [41, 42] เฟสที่ไม่เสถียรจะมีความหนาแน่นที่ต่ำกว่าจีพีโซน จึงส่งผลให้ ค่าความแข็งและความแข็งแรงดึงต่ำกว่า การบ่มเทียบหลังเชื่อมที่ 120 °C/24 h สุดท้ายการทดสอบแรงดึงที่สถานะบ่มเทียบหลังเชื่อม 120°C/36 h การบ่มเทียบที่เวลา 36 ชั่วโมงทำให้เฟสที่อยู่ที่อยู่ในเกรนเกิดการขยายตัวจากเฟสที่ไม่เสถียรกลายเป็นเฟสที่มีความเสถียร ซึ่งส่งผลให้ค่าความแข็งแรงดึงและความแข็งลดต่ำลง เมื่อเทียบกับการบ่มเทียบที่สถานะอื่นๆ สำหรับค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดของสถานะนี้มีค่าเฉลี่ย 256 MPa (ที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min)

ที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min ของสถานะอบละลายและสถานะ T6 หลังเชื่อม ให้ค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ย 350.62 และ 459.23 MPa ตามลำดับ ซึ่งสูงกว่าที่ความเร็วเชื่อม 90 และ 110 mm/min เนื่องจากทั้งสองความเร็วเชื่อมของทั้งสองสถานะการให้ความร้อน ชิ้นงานเกิดการแตกร้าวในเนื้อเชื่อม เนื่องจากการจุ่มน้ำหลังจากอบละลาย ค่าความแข็งยังเป็นอีกเหตุผลของการแตกร้าวของแนวเชื่อม เนื่องจากชิ้นงานที่ความเร็วเชื่อม 90 และ 110 mm/min ก่อนการให้ความร้อนชิ้นงานมีความแข็งแรงสูงกว่าที่ความเร็ว 70 mm/min ที่ความเร็วเชื่อม 90 และ 110 mm/min มีการเย็นตัวเร็วกว่า



เพราะมีความร้อนเข้าต่ำกว่า เมื่อนำไปอบละลายที่อุณหภูมิสูงแล้วทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วโดยการจุ่มน้ำจึงส่งผลให้เกิดการแตกร้าว

สำหรับการอบละลายหลังเชื่อมเป็นการเพิ่มสารละลายอิมตัวยิ่งยวดเข้าไปในเมทริกซ์อลูมิเนียมและอุณหภูมิสูงจากการอบละลาย ยังทำให้พรีซิพิตบางส่วนเกิดการละลาย ทำให้ภายในเกรนของชิ้นงานประกอบไปด้วยสารละลายอิมตัวยิ่งยวดและพรีซิพิตที่เหลืออยู่บางส่วน แต่การทำ T6 หลังเชื่อมจะมีการบ่มเติมเพิ่มเข้ามาหลังจากอบละลาย ซึ่งการบ่มเติมจะเป็นการรีพรีซิพิต (Re-precipitates) ของสารละลายอิมตัวยิ่งยวดที่แพร่เข้ามาก่อนหน้านี้ (จากการอบละลาย) กระบวนการบ่มเติมของ T6 ดังกล่าวทำให้ภายในเกรนของชิ้นงานแน่นไปด้วยพรีซิพิตที่เกิดขึ้นใหม่

ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของวัสดุ (%Elongation) ทุกสภาวะมีค่าค่อนข้างต่ำ เนื่องจากการอบละลายชิ้นงานที่อุณหภูมิ 480 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงทำให้เฟสยูเทคติกเกิดการหลอม เกิดอินเตอร์เมทัลลิกเฟสพวก  $Mg_2Si$  และเกิด Coarse black particles การเกิด Coarse black particles ทำให้เกิดเป็นโพรงในเนื้ออลูมิเนียมซึ่งเป็นปัญหาหลักที่ทำให้เปอร์เซ็นต์การยืดและความแข็งแรงดิ่งมีค่าต่ำ

## บทที่ 5

### บทสรุปและข้อเสนอแนะ

การศึกษาค่าการเชื่อมเสียดทานแบบกวนอลูมิเนียมกึ่งของแข็ง 7075 ที่ผ่านการให้ความร้อนหลังการเชื่อมในแบบต่างๆ สามารถสรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะได้ดังต่อไปนี้

#### 5.1 สรุปผล

1) การทดสอบแรงกดของหัวทูลที่ความเร็วรอบเดียวกัน พบว่าที่ความเร็วในการเชื่อมต่ำจะมีค่าแรงกดน้อยกว่าที่ความเร็วในการเชื่อมสูงเมื่อเปรียบเทียบที่ความเร็วเชื่อมเดียวกัน พบว่าที่ความเร็วรอบต่ำมีค่าแรงกดมากกว่าที่ความเร็วรอบสูง ซึ่งเป็นไปตามสูตรความร้อนเข้า ถ้าค่าความร้อนเข้าสูง การอ่อนตัวของเนื้ออลูมิเนียมจะสูงส่งผลให้แรงในการต้านทานการเคลื่อนที่ของหัวทูลจะต่ำ โดยที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 110 mm/min ให้ค่าแรงกดเฉลี่ยสูงสุดที่ 703 กิโลกรัม

2) ผิวหน้าด้านบนของแนวเชื่อมที่ความเร็วรอบต่ำจะหยาบกว่าแนวเชื่อมที่ความเร็วรอบสูง เนื่องจากความเร็วรอบสูงขณะเดินแนวเชื่อมมีความร้อนสะสมมากกว่าความเร็วรอบต่ำ ทำให้เนื้ออลูมิเนียมเกิดความเป็นพลาสติกสูงกว่าและอ่อนตัวกว่า ขณะที่ความเร็วเดินเชื่อมต่ำ ก็ส่งผลให้เกิดความร้อนสะสมมาก ทำให้เกิดเป็นครีบสันออกมาจากด้านข้างของบ่ามากกว่าการเชื่อมที่ความเร็วเดินเชื่อมสูง

3) โครงสร้างมหภาคของการเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm มีความสมบูรณ์ไม่มีข้อบกพร่องใดๆ ในทางตรงกันข้าม ที่ความเร็วรอบ 1320 rpm มีรูปแบบเหมือนกับการเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm แต่ส่วนล่างของบริเวณที่ถูกกวนของทั้งสามความเร็วเชื่อม มีข้อบกพร่องเกิดขึ้น เนื่องจากการเกิดโพรง ที่บริเวณที่ถูกกวนทั้งด้าน Advancing side และ Retreating side สาเหตุมาจากความร้อนเข้าที่สูงเกินไป และความเร็วรอบที่สูงก็มีส่วนทำให้เนื้อโลหะเกิดการไหลตัวไม่ทันสำหรับโครงสร้างมหภาคของชิ้นงานที่ผ่านการให้ความร้อนหลังการเชื่อม ไม่มีความแตกต่างแต่อย่างใดกับโครงสร้างมหภาคที่สภาวะหลังเชื่อม

4) โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังเชื่อม พบว่า บริเวณที่ถูกกวนของการเชื่อมที่ความเร็วเชื่อมสูงจะมีเกรนที่เล็กกว่าการเชื่อมที่ความเร็วเชื่อมต่ำ บริเวณที่ได้รับอิทธิพลจากความ

ร้อนทางกลด้าน Retreating จะมีลักษณะของโครงสร้างที่ค่อนข้างละเอียดและแคบคล้ายกับถูกอัด และบริเวณที่ได้รับอิทธิพลจากความร้อนทางกลด้าน Advancing Side มีลักษณะโครงสร้างยืดยาวคล้ายกับถูกดึงเป็นบริเวณกว้างกว่าด้าน Retreating Side

5) ค่าความแข็งแรงดึงของชิ้นงานที่สภาวะหลังเชื่อม สำหรับการเชื่อมที่สภาวะความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 110 mm/min ให้ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดที่ 267.90 MPa มีประสิทธิภาพของแนวเชื่อม 59.23% รองลงมาคือที่ความเร็วรอบ 70 และ 90 mm/min ที่ความเร็วรอบเดียวกัน ขณะที่ชิ้นงานที่เชื่อมด้วยความเร็วรอบ 1320 rpm ชิ้นงานเกิดข้อบกพร่องไม่สามารถนำมาใช้งานได้ จึงนำชิ้นงานที่เชื่อมด้วยความเร็วรอบ 1110 rpm ไปทดลองบ่มเทียม อบละลาย และ T6 ต่อไป

6) โครงสร้างมหภาคและจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มเทียม ไม่มีความแตกต่างกับโครงสร้างที่สภาวะหลังเชื่อม ส่วนโครงสร้างมหภาคและจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลาย และ T6 ขนาดเกรนของชิ้นงาน โตขึ้น (Grain growth) หลังจากการอบละลายที่อุณหภูมิสูง ซึ่งจะทำให้ชัดเจนตรงบริเวณที่ถูกกวน การอบละลายและชุบเย็น ยังส่งผลให้เกิดรอยผุของคล้ายฟองอากาศ ได้ผิวแนวเชื่อมและการแตกร้าวในเนื้อเชื่อมที่ความเร็วรอบ 1110 rpm ความเร็วเชื่อม 90 และ 110 mm/min หลังอบละลายและ T6

7) บริเวณที่ถูกกวนมีการแตกหักของอนุภาคที่เป็นเฟส  $Al_7Cu_2Fe$  กระจายอยู่ทั่วไป และรวมไปถึงเฟสอื่นๆ เช่น  $Mg_2Si$   $Al_2CuMg$  และ  $Al_2Mg_3Zn_3$  เป็นต้น ภายในเทริกซ์อลูมิเนียม มีการกระจายตัวของธาตุสังกะสี แมกนีเซียมและทองแดงอย่างหนาแน่น ซึ่งส่งผลดีต่อการปรับปรุงสมบัติทางกลของแนวเชื่อม

8) ค่าความแข็งแรงของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่ความเร็วรอบ 1110 และ 1320 rpm ทั้งสามความเร็วเชื่อมมีค่าใกล้เคียงกัน บริเวณเนื้อเดิมมีความแข็งแรงใกล้เคียงกับบริเวณที่ถูกกวน และบริเวณที่ได้รับผลกระทบจากความร้อนทางกลทั้งสองด้าน การบ่มเทียมหลังเชื่อมทำให้แนวเชื่อมมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น 50% การอบละลายเพิ่มขึ้นประมาณ 30% และ T6 ทำให้แนวเชื่อมมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น 80 – 90%

9) การทำ T6 หลังเชื่อม ของชิ้นงานที่เชื่อมด้วยความเร็วรอบ 1110 rpm ที่ความเร็วเชื่อม 70 mm/min ให้ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดที่ 459.23 MPa มีประสิทธิภาพของแนวเชื่อมที่ 101.53% ซึ่งมีค่าสูงที่สุดเมื่อเทียบกับการทดลองที่สภาวะอื่นๆ

## 5.2 ข้อเสนอแนะ

- 1) ก่อนการเชื่อมควรทำความสะอาดผิวชิ้นงานให้เรียบร้อย เพื่อป้องกันคราบสกปรกที่อาจทำให้เกิดความบกพร่องในเนื้อเชื่อม
- 2) ก่อนทำการเชื่อมควรปฏิบัติตามตัวแปรในการเชื่อม ความเร็วรอบ ความเร็วเชื่อม การสร้างความร้อนเริ่มต้น และระยะเวลาในการเชื่อม อย่างเคร่งครัด
- 3) ชิ้นงานที่เชื่อมเสร็จหากยังไม่นำไปทำชิ้นส่วนทดสอบ ควรนำเข้าสู่เย็นทันที เพื่อป้องกันการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างและสมบัติทางกลจากการบ่มธรรมชาติ (Natural Aging) ที่อุณหภูมิห้อง
- 4) เวลาในการหมุนอยู่กับที่ของหัวทูล อุณหภูมิของแผ่นเหล็กของชิ้นงาน ความเร็วรอบ ความเร็วเชื่อม ตัวแปรเหล่านี้มีความสำคัญมากต่อผิวของแนวเชื่อมที่จะได้ ซึ่งต้องควบคุมตัวแปรเหล่านี้ให้ดี
- 5) สำหรับการเชื่อมอลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็ง 7075 ไม่ควรเชื่อมที่ความเร็วต่ำกว่า 70 mm/min เนื่องจาก การเชื่อมที่ความเร็วต่ำกว่านี้ ส่งผลให้เกิดความร้อนสะสมเยอะ เนื้ออลูมิเนียมจะเกิดการหลุดติดไปกับหัวพิน ทำให้ได้ผิวแนวเชื่อมที่ไม่สวยงาม
- 6) ในกรณีที่มีการทดลองเพิ่มเติมในอนาคต ควรมีการกำหนดอัตราการเย็นตัว (Quenching rate) หรือเปลี่ยนแปลงตัวกลางในการเย็นตัวของชิ้นงาน
- 7) การทำ T6 โดยอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เวลา 4 ชั่วโมง และบ่มที่เย็นที่อุณหภูมิ 145 °C เวลา 6 ชั่วโมง สามารถปรับปรุงสมบัติทางกลได้ดี ถ้ามีการศึกษาในภายหลังควรใช้สภาวะนี้ในการทดลอง เนื่องจาก เป็นสภาวะที่ดีที่สุดจากการศึกษาการปรับปรุงสมบัติทางกลและทางโลหะวิทยาอลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็งเกรด 7075

## บรรณานุกรม

- [1] GUO Hong-min, YANG Xiang-jie, WANG Jia-xuan, HU Bin and ZHU Guang-lei, "Effect of rheoforming on microstructures and mechanical properties of 7075 wrought aluminum alloy," *Trans. Nonferrous Met. Soc*, Vol. 20, pp. 355-360, 2010.
- [2] V.M. Linton and M.I. Ripley, "Influence of time on residual stresses in friction stir welds in agehardenable 7xxx aluminium alloys," *ActaMaterialia*, Vol. 56, pp. 4319-4327, 2008.
- [3] S. Rajakumar, C. Muralidharan and V. Balasubramanian, "Influence of friction stir welding process and tool parameters on strength properties of AA7075-T6 aluminium alloy joints," *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 535-549, 2011.
- [4] B. Hu and I.M. Richardson, "Mechanism and possible solution for transverse solidification cracking in laser welding of high strength aluminium alloys," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 429, pp. 287-294, 2006.
- [5] C. Yeni, S. Sayer, O. Ertugrul and M. Pakdil, "Effect of post-weld aging on the mechanical and microstructural properties of friction stir welded aluminum alloy 7075," *Archives of Materials Science and Engineering*, Vol. 34, (2), pp. 105-109, 2008.
- [6] เฉษฐา วรรณสินธุ์, รอมฎอน นูรพาและ รังสินี แคนยุกต์, "Development of the Gas Induced Semi-Solid Metal Processing for A356 Aluminium Alloy," in *PEC-7<sup>th</sup>*, 2009.
- [7] J. Wannasin, "Semi-Solid Die Casting Technology. Proceeding of the Third Thai Foundry Conference," in *BitecBangna Bangkok*, 2009.
- [8] J. Wannasin and S. Thanabumrungrkul, "Development of a semi-solid metal processing thehnique for aluminium casting applications," *SongklanakariniSci.Technol*, Vol. 30, pp. 215-220, 2008.
- [9] Cheng Liu, D.O. Northwood and S.D. Bhole, "Tensile fracture behavior in CO<sub>2</sub> Laser beam welds of 7075-T6 aluminum alloy," *Materials and Design*, Vol. 25, pp. 573-577, 2004.
- [10] ปรากฏ เมืองจันทร์บุรี, "Friction Stir Welding (FSW) The Latest Joining Technology for Aluminium/Aluminium alloys," in *PEC-6<sup>th</sup>*, 2008, pp. 599-602.

- [11] T.J. Lienert, W.L. Stellwag, JR., B.B. Grimmer and R.W. Warke. (2003, jan.). Friction Stir Welding Studies on Mild Steel. *The Welding Journal*. [online]. Available: <http://www.aws.org/wj/supplement/01-2003-LIENERT-s.pdf>
- [12] M.W. Mahoney, C.G. Rhodes, J.G. Flintoff, R.A. Spurling and W.H. Bingel, "Properties of Friction-Stir-Welded 7075 T651 Aluminum," *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 29, pp. 1995-2005, 1998.
- [13] C.G. Rhodes, M.W. Mahoney, W.H. Bingel, R.A. Spurling and C.C. Bampton, "EFFECT OF FRICTION STIR WELDING ON MICROSTRUCTURE OF 7075 ALUMINUM," *Scripta Materialia*, Vol. 36, (1), pp. 69-75, 1997.
- [14] Manoj Kumar Shivaraj and Vijay Dinakaran, "Friction Stir Welding on Aluminum Alloys AA2024-T4 and AA7075-T6," in *2010 2<sup>nd</sup> International Conference on Computer Engineering and Technology*, 2010, Vol. 5, pp. 1-5.
- [15] T. Azimzadegan, S. Serajzadeh. (2010, Jan.). An Investigation into Microstructure and Mechanical Properties of AA7075-T6 during Friction Stir Welding at Relatively High Rotational Speeds. *Journal of Materials Engineering and Performance*. [Online]. 19 (9) pp. 1256-1263. Available: <http://www.springerlink.com/content/82620xl6462604j8/>
- [16] K. Elangovan and V. Balasubramanian, "Influences of post-weld heat treatment on tensile properties of friction stir-welded AA6061 aluminum alloy joints," *Materials Characterization*, Vol. 59, pp. 1168-1177, 2008.
- [17] Y.C. Chen, J.C. Feng and H.J. Liu, "Precipitate evolution in friction stir welding of 2219-T6 aluminum alloys," *Materials Characterization*, Vol. 60, pp. 476-481, 2009.
- [18] J.C. Feng, Y.C. Chen and H.J. Liu, "Effect of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints of 2219-O aluminium alloy," *Materials Science and Technology*, Vol. 22, pp. 86-90, 2005.
- [19] Y.G. Kim, H. Fujii, T. Tsumura, T. Komazaki and K. Nakata, "Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 4, pp. 250-254. 2006.
- [20] M.B. Karamis, F. Nair , and A. Tasdemirci, "Analyses of metallurgical behavior of Al-SiCp composite after ballistic impacts," *Composite Structures*, Vol. 64, (2), pp. 219-226, 2003.

- [21] เชิดเชลง ชิตชวนกิจ, วิศวกรรมกรเชื่อม, 1<sup>st</sup>. ed., กรุงเทพฯ: โรงพิมพ์คุรุสภาลาดพร้าว, 2524.
- [22] (2000). มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี: อลูมิเนียมขึ้นรูปเย็นและอลูมิเนียมขึ้นรูปเย็นผสม [Online]. Available: [http://aluminiumlearning.com/html/index\\_w7xxx.html](http://aluminiumlearning.com/html/index_w7xxx.html)
- [23] ชาญวุฒิ ตั้งจิตวิทยา และสาโรช ฐิติเกียรติพงศ์, วัสดุในงานวิศวกรรม, กรุงเทพมหานคร: ซีเอ็ดยูเคชั่น, 2541.
- [24] เจษฎา วรรณสินธุ์, การหล่อโลหะสำหรับวิศวกร, 1<sup>st</sup>., สงขลา: ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์, 2553.
- [25] William D. Callister, Jr, *Fundamentals of Materials Science and Engineering*, 5<sup>th</sup>. ed., USA: John Wiley & Sons, Inc., 2007.
- [26] C.G. Kang, J.W. Bae and B.M. Kim, "The grain size control of A356 aluminum alloy by horizontal electromagnetic stirring for rheology forging," *Material Processing Technology*, Vol. 187-188, pp. 344-348, 2007.
- [27] M.C. Fleming, *Solidification processing*, New York: McGraw-Hill, Inc., 1997, pp. 145-146.
- [28] R.D. Doherty, H.I. Lee and E.A. Feest, "Microstructure of stir-cast metals," *Material Science and Engineering*, Vol. 65, pp. 181-189, 1984.
- [29] M.C. Fleming and W.L. Johnson, "High viscosity liquid and semi-solid metal casting," in *Plenary lecture world foundry conference*, 2002.
- [30] M.L. Santella, T. Engstrom, D. Storjohann and T.-Y. Pan, "Effect of friction stir processing on mechanical properties of the cast aluminum alloys A319 and A356," *Scripta Material*, Vol. 53, (2), pp. 201-206, 2005.
- [31] (2002, Jan.). Friction Stir Welding [Online]. Available: <http://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=1170>
- [32] Y.G. Kim, H. Fujii, T. Tsumura and K. Nakata, "Effect of welding parameter on microstructure in stir zone of FSW joints of Aluminum die casting alloy," *Materials Letters*, Vol. 60, (29-30), pp. 3830-3837, 2006.
- [33] M. Maeda, H. Liu, H. Fujii and T. Shibayanagi, in *International Institute of Welding Pre-Assembly Meeting on Friction Stir Welding*, Nagoya University, Nagoya, Japan, 9 July 2004.

- [34] (2008, Feb.). ASTM E8-04 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Online]. Available : <http://www.astm.org>
- [35] P. Cavaliere and A. Squillace, "High temperature deformation of friction stir processed 7075 aluminium alloy," *Materials Characterization*, Vol. 55, pp. 136-142, 2005.
- [36] R.S. Mishra and Z.Y. Ma, "Friction stir welding and processing," *Materials Science and Engineering R*, Vol. 50, pp. 1-78, 2005.
- [37] Z.Y. Ma, R.S. Mishra and M.W. Mahoney, "Superplastic deformation behavior of friction processed 7075Al alloy," *Acta Materials*, Vol. 50, pp. 4419-4430, 2002.
- [38] F. Andreatta, H. Terry and J.H.W. de Wit, "Effect of solution heat treatment on galvanic coupling between intermetallics and matrix in AA7075-T6," *Corrosion Science*, Vol. 45, pp. 1733-1746, 2003.
- [39] FAN Xi-gang, JIANG Da-ming, MENG Qing-chang, ZHANG Bao-you and WANG Tao, "Evolution of eutectic structures in Al-Zn-Mg-Cu alloys during heat treatment," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Vol. 16, pp. 577-581, 2006.
- [40] N. Mahathaninwong, T. Plookhol, J. Wannasin and S. Wisutmethangoon, "T6 heat treatment of rheocasting 7075 Al alloy," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 532, pp. 91-99, 2012.
- [41] Christian B. Fuller, Murray W. Mahoney, Mike Calabrese and Leanna Micono, "Evolution of microstructure and mechanical properties in naturally aged 7050 and 7075 Al friction stir welds," *Material Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 2233-2240, 2010.
- [42] L.B. Ber, "Accelerated artificial ageing regimes of commercial aluminium alloys. II: Al-Cu, Al-Zn-Mg-(Cu), Al-Mg-Si-(Cu) alloys," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 280, pp. 91-96, 2000.



## ภาคผนวก

**ภาคผนวก ก**

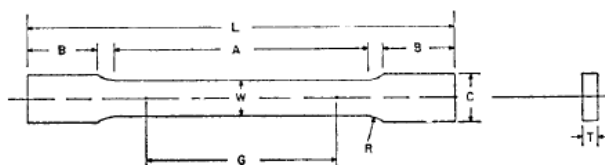
**ข้อกำหนดทดสอบสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกล**

### ก.1 ส่วนผสมทางเคมีของสารละลายเจือจาง Keller's reagent

กรดไฮโดรฟลูออริก	ความเข้มข้น 48%	2 ml
กรดไฮโดรคลอริก	(เข้มข้น)	3 ml
กรดไนตริก		5 ml
น้ำ		190 ml

### ก.2 ข้อกำหนดชิ้นงานทดสอบความแข็งแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM-E8

ASTM E 8



	Dimensions		
	Standard Specimens		Subsize Specimen
	Plate-Type, 1½-in. Wide	Sheet-Type, ½-in. Wide	¼-in. Wide
	in.	in.	in.
G—Gage length (Note 1 and Note 2)	8.00 ± 0.01	2.000 ± 0.005	1.000 ± 0.003
W—Width (Note 3 and Note 4)	1½ + ¼, - ¼	0.500 ± 0.010	0.250 ± 0.005
T—Thickness (Note 5)		thickness of material	
R—Radius of fillet, min (Note 6)	1	½	¼
L—Over-all length, min (Note 2 and Note 7)	18	8	4
A—Length of reduced section, min	9	2¼	1¼
B—Length of grip section, min (Note 8)	3	2	1¼
C—Width of grip section, approximate (Note 4 and Note 9)	2	¾	¾

NOTE 1—For the 1½-in. wide specimen, punch marks for measuring elongation after fracture shall be made on the flat or on the edge of the specimen and within the reduced section. Either a set of nine or more punch marks 1 in. apart, or one or more pairs of punch marks 8 in. apart may be used.

NOTE 2—When elongation measurements of 1½-in. wide specimens are not required, a minimum length of reduced section (A) of 2¼ in. may be used with all other dimensions similar to those of the plate-type specimen.

NOTE 3—For the three sizes of specimens, the ends of the reduced section shall not differ in width by more than 0.004, 0.002 or 0.001 in., respectively. Also, there may be a gradual decrease in width from the ends to the center, but the width at each end shall not be more than 0.015, 0.005, or 0.003 in., respectively, larger than the width at the center.

NOTE 4—For each of the three sizes of specimens, narrower widths (W and C) may be used when necessary. In such cases the width of the reduced section should be as large as the width of the material being tested permits; however, unless stated specifically, the requirements for elongation in a product specification shall not apply when these narrower specimens are used.

NOTE 5—The dimension T is the thickness of the test specimen as provided for in the applicable material specifications. Minimum thickness of 1½-in. wide specimens shall be 3/16 in. Maximum thickness of ½-in. and ¼-in. wide specimens shall be 3/4 in. and ¼ in., respectively.

NOTE 6—For the 1½-in. wide specimen, a ½-in. minimum radius at the ends of the reduced section is permitted for steel specimens under 100 000 psi in tensile strength when a profile cutter is used to machine the reduced section.

NOTE 7—To aid in obtaining axial force application during testing of ¼-in. wide specimens, the over-all length should be as large as the material will permit, up to 8.00 in.

NOTE 8—It is desirable, if possible, to make the length of the grip section large enough to allow the specimen to extend into the grips a distance equal to two thirds or more of the length of the grips. If the thickness of ½-in. wide specimens is over 3/8 in., longer grips and correspondingly longer grip sections of the specimen may be necessary to prevent failure in the grip section.

NOTE 9—For the three sizes of specimens, the ends of the specimen shall be symmetrical in width with the center line of the reduced section within 0.10, 0.05 and 0.005 in., respectively. However, for referee testing and when required by product specifications, the ends of the ½-in. wide specimen shall be symmetrical within 0.01 in.

NOTE 10—For each specimen type, the radii of all fillets shall be equal to each other within a tolerance of 0.05 in., and the centers of curvature of the two fillets at a particular end shall be located across from each other (on a line perpendicular to the centerline) within a tolerance of 0.10 in.

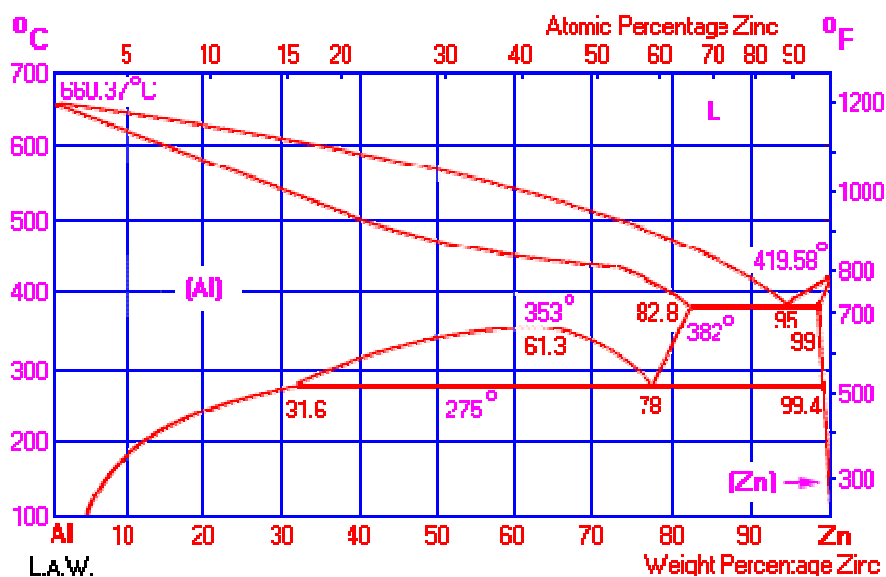
NOTE 11—Specimens with sides parallel throughout their length are permitted, except for referee testing, provided: (a) the above tolerances are used; (b) an adequate number of marks are provided for determination of elongation; and (c) when yield strength is determined, a suitable extensometer is used. If the fracture occurs at a distance of less than 2W from the edge of the gripping device, the tensile properties determined may not be representative of the material. In acceptance testing, if the properties meet the minimum requirements specified, no further testing is required, but if they are less than the minimum requirements, discard the test and retest.

**ภาคผนวก ข**

**แผนภาพสมดุลเฟสและโครงสร้างจุลภาค**

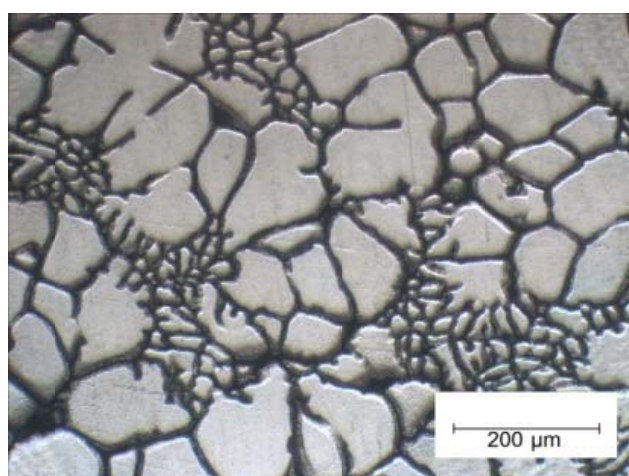
### ข.1 แผนภาพสมดุลเฟสของอลูมิเนียม – สังกะสี

แผนภาพสมดุล (Phase Diagram)



รูปที่ ข.1 แผนภาพสมดุลเฟสของอลูมิเนียม – สังกะสี

### ข.2 โครงสร้างอลูมิเนียมหล่อทิ้งของแข็ง 7075



รูปที่ ข.2 โครงสร้างอลูมิเนียมหล่อทิ้งของแข็ง 7075

### ภาคผนวก ค

ค่าความแข็งแรงเฉลี่ยแต่ละบริเวณจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวน

ค.1 ตารางแสดงค่าความแข็งเฉลี่ยในแต่ละบริเวณของการเชื่อมเสียดทานแบบกวน

ตารางที่ ค.1 แสดงค่าความแข็งเฉลี่ยในแต่ละบริเวณของการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่สภาวะต่างๆ

Conditions	RPM	mm/min	Hardness(HV)			
			Base Metal	AS-TMAZ	Stir Zone	RS-TMAZ
As-welded	1110	70	109.16	112.51	101.66	106.38
		90	103.96	100.9	103.07	101.34
		110	112.34	111.8	109.47	106.03
	1320	70	107.92	98.46	102.14	110.65
		90	110.7	113.95	107.58	110.01
		110	111.26	103.91	101.27	104.17
Aging 120 °C 24 hr.	1110	110	134.72	165.03	153.78	147.76
Aging 120 °C 36 hr.		70	157.66	147.75	143.6	163.38
		90	149.44	156.27	139.25	157.28
		110	159.82	172.65	161.76	168.7
Aging 145 °C 6 hr.		110	134.6	148.78	144.97	146.7
SHT		70	140.54	130.66	131.7	134.08
		90	124.96	131.96	129.77	129.08
		110	136.24	130.40	136.28	134.24
T6		70	179.58	194.85	189.69	179.16
		90	182.56	200.4	192.07	187.99
		110	182.96	190.53	197.3	192.11

### ภาคผนวก ง

**ค่าความแข็งแรงดึงจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนและบริเวณที่เกิดการแตกหักจากการ  
ทดสอบแรงดึง**



ง. 1 ตารางแสดงค่าความแข็งแรงดึงของชิ้นงานอลูมิเนียมหล่อทิ้งของแข็ง 7075 และอลูมิเนียมหล่อทิ้งของแข็ง 7075-T6

ตารางที่ ง. 1 แสดงค่าความแข็งแรงดึงของชิ้นงานอลูมิเนียมหล่อทิ้งของแข็ง 7075 และอลูมิเนียมหล่อทิ้งของแข็ง 7075-T6

Conditions	Replicated	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	%Elongation (%)	Fracture
As-Cast	1	204.3	163.44	2.65	-
	2	206.5	165.11	2.51	-
	3	211.8	168.5	2.33	-
T6 Condition	1	456.2	364.9	4.38	-
	2	464.5	371.6	4.55	-
	3	423.7	338.9	4.17	-
	4	464.8	371.8	4.57	-

ง. 2 ตารางแสดงค่าความแข็งแรงดึงจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่สภาวะหลังเชื่อมและบริเวณที่แตกหักจากการทดสอบ

ตารางที่ ง. 2 แสดงค่าความแข็งแรงดึงจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่สภาวะหลังเชื่อมและบริเวณที่แตกหักจากการทดสอบ

Condition	Rotation Speed (rpm)	Welding Speed (mm/min)	Replicated	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	%Elongation (%)	Fracture
As-Welded	1110	70	1	236.5	189.2	0.57	ขาดตรงคอ
				200.5	160.4	0.52	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Advancing
			2	250.7	200.6	0.72	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Advancing
				251.9	201.5	0.71	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Advancing
			3	246.5	197.2	0.64	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				249.0	199.2	0.69	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
		90	1	217.2	173.7	0.58	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				250.8	200.6	0.76	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
			2	242.2	193.8	0.66	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				252.3	201.8	0.79	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Retreating
			3	250.7	200.6	0.65	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Advancing
				248.1	198.5	0.67	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Advancing

Condition	Rotation Speed (rpm)	Welding Speed (mm/min)	Replicated	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	%Elongation (%)	Fracture
As-Welded	110	110	1	262.3	209.8	1.02	ขาดตรงคอ
				265.8	212.6	1.13	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
			2	269.4	215.5	1.11	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Retreating
				267.8	214.2	1.07	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
			3	266.5	213.2	0.98	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				275.6	220.5	1.18	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
	1320	70	1	228.2	182.6	1.25	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Retreating
				146.3	117	0.86	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Retreating
			2	136.4	109.1	0.74	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				215	172	1.17	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
			3	165.8	132.6	0.95	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				121.3	97	0.62	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
As-Welded	1320	90	1	177.5	142	0.86	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Advancing
				118.8	95	0.67	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Advancing
			2	154.6	123.7	0.89	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				189.3	151.4	1.03	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม

Condition	Rotation Speed (rpm)	Welding Speed (mm/min)	Replicated	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	%Elongation (%)	Fracture
As-Welded	1320	90	3	140.6	112.5	0.80	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				133.7	106.9	0.78	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
		110	1	94.76	75.8	0.51	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Advancing
				181.9	145.5	0.82	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Retreating
			2	88.52	70.8	0.46	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				117	93.6	0.61	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
			3	124.8	100.6	0.75	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				115.5	92.4	0.58	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม

ง. 3 ตารางแสดงค่าความแข็งแรงดึงจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่สภาวะบ่มเทียบและบริเวณที่แตกหักจากการทดสอบ

ตารางที่ ง. 3 แสดงค่าความแข็งแรงดึงจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่สภาวะบ่มเทียบและบริเวณที่แตกหักจากการทดสอบ

Condition	Rotation Speed (rpm)	Welding Speed (mm/min)	Replicated	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	%Elongation (%)	Fracture
Artificial Aging 120 °C 36 hr.	1110	70	1	260.7	208.6	0.71	ขาดตรงคอ
				253.1	202.5	0.52	ขาดตรงคอ
			2	254.2	203.4	0.59	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				257.6	206.1	0.65	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
			3	250.3	200.2	0.61	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				260.1	208.1	0.69	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
		90	1	244.6	195.7	0.58	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Advancing
				245.5	196.4	0.62	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Advancing
			2	239.2	191.4	0.57	ขาดตรงคอ
				241.3	193	0.60	ขาดตรงคอ
			3	241.6	193.3	0.58	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				246.4	197.1	0.64	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม

Condition	Rotation Speed (rpm)	Welding Speed (mm/min)	Replicated	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	%Elongation (%)	Fracture
Artificial Aging 120 °C 36 hr.	1110	110	1	217.5	174	0.43	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Advancing
				216.4	173.1	0.47	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Advancing
			2	209.3	167.4	0.41	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				214.4	171.5	0.44	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Advancing
			3	218.2	174.6	0.53	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				212.2	169.8	0.51	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
Artificial Aging 120 °C 24 hr.	1110	110	1	301.3	241	1.55	ขาดตรงเนื้อเดิมด้าน Retreating
				276	220.8	0.82	ขาดตรงเนื้อเดิมด้าน Advancing
			2	295.7	236.6	1.66	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				305.3	244.2	1.45	ขาดตรงคอด้าน Advancing
			3	114.8	91.9	1.15	ขาดตรงคอด้าน Retreating
				279	223.2	1.68	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม

Condition	Rotation Speed (rpm)	Welding Speed (mm/min)	Replicated	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	%Elongation (%)	Fracture
Artificial Aging 145 °C 6 hr.	1110	110	1	249.5	199.6	0.84	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Retreating
				163.1	130.5	1.24	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Retreating
			2	214.2	171.4	0.75	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				224.6	179.7	1.07	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
			3	279.1	223.2	2.13	ขาดตรงคอด้าน Retreating
				290.1	232.1	2.77	ขาดตรงเนื้อเดิมด้าน Advancing

ง. 4 ตารางแสดงค่าความแข็งแรงดึงจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่สภาวะอบละลายและ T6 หลังเชื่อม และบริเวณที่แตกหักจากการทดสอบ

ตารางที่ ง. 4 แสดงค่าความแข็งแรงดึงจากการเชื่อมเสียดทานแบบกวนที่สภาวะอบละลายและ T6 หลังเชื่อม และบริเวณที่แตกหักจากการทดสอบ

Condition	Rotation Speed (rpm)	Welding Speed (mm/min)	Replicated	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	%Elongation (%)	Fracture
Solution Treatment 480 °C 4hr.	1110	70	1	356.9	285.5	2.89	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Advancing
				332.3	265.8	2.47	ขาดบน HAZ ด้าน Advancing
			2	350.3	280.2	2.46	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				360.7	288.6	2.27	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Retreating
			3	355.4	284.3	2.49	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				348.1	278.5	2.44	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
		90	1	240.6	192.5	0.61	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				273.2	218.6	0.92	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
			2	336.2	268.9	2.96	ขาดบน HAZ ด้าน Retreating
				340.8	272.6	2.03	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
			3	347.5	278	2.53	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				339.8	277.6	2.51	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม



Condition	Rotation Speed (rpm)	Welding Speed (mm/min)	Replicated	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	%Elongation (%)	Fracture
Solution Treatment 480 °C 4hr.	1110	110	1	271.5	217.2	1.23	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				195.7	156.6	0.67	ขาดตรงเนื้อเดิมด้าน Advancing
			2	263.1	210.5	0.85	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				221.3	177	0.96	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
			3	275.3	220.2	1.45	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				266.8	213.4	0.91	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
T6 Conditions	1110	70	1	200.5	160.4	0.31	มี Inclusion ขาดตรง HAZ ด้าน RS
				480.2	384.2	0.9	ขาดตรงเนื้อเดิมด้าน Retreating
			2	459.2	367.4	0.64	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				458.7	367	0.56	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
			3	443.9	355.12	0.52	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Retreating
				454.1	363.28	0.83	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Retreating
		90	1	213.3	170.6	0.51	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				277	221.6	0.42	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Retreating
			2	185.8	148.6	0.1	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม
				394.4	315.5	0.68	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม

Condition	Rotation Speed (rpm)	Welding Speed (mm/min)	Replicated	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	%Elongation (%)	Fracture
T6 Conditions	1110	90	3	432	345.6	0.73	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Retreating
				162.8	130.2	0.31	ชิ้นงานเป็นฟองอากาศใต้ผิวเชื่อม ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Retreating
		110	1	119.9	95.9	0.21	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Retreating
				327.7	262.6	2.96	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Retreating
			2	377.4	301.9	0.75	ขาดบนแนวเชื่อมด้าน Retreating
				458	366.4	0.64	ขาดตรงเนื้อเดิมด้าน Advancing
	3	424	339.2	0.73	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม		
		337.1	269.7	0.42	ขาดตรงกลางแนวเชื่อม		

## ประวัติผู้เขียน

ชื่อสกุล นายเจนณรงค์ นาคเทวีญ

รหัสประจำตัวนักศึกษา 5210120143

วุฒิการศึกษา

วุฒิ	ชื่อสถาบัน	ปีที่สำเร็จการศึกษา
วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วิศวกรรมวัสดุ)	มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์	2550

ทุนการศึกษา (ที่ได้รับในระหว่างการศึกษา)

ทุนบัณฑิตวิทยาลัย ระดับปริญญาโท ปีการศึกษา 2553 คณะวิศวกรรมศาสตร์  
มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

การตีพิมพ์เผยแพร่ผลงาน

JennarongNaktewan, Abdul Binraheem and PrapasMuangjunburee, “Effect of post-weld aging on the microstructure and mechanical properties of friction stir welded SSM7075 aluminium alloy,” in ICET-2011 & PEC-9<sup>th</sup>, 2011, pp. 691 – 694.