

อิทธิพลของปัจจัยในการบ่มสองระยะที่มีต่อสมบัติทางกล  
ของอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม 2024 หล่อแบบกึ่งของแข็ง



นางสาวสิริพร ชันทองคำ

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรดุษฎีบัณฑิต  
สาขาวิชาวิศวกรรมการผลิต  
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี  
ปีการศึกษา 2562

**INFLUENCE OF TWO-STEP AGING PARAMETERS ON  
MECHANICAL PROPERTIES OF SEMI-SOLID CAST  
2024 ALUMINIUM ALLOY**



**A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirement for the  
Degree of Doctor of Engineering in Manufacturing Engineering**

**Suranaree University of Technology**

**Academic Year 2019**

อิทธิพลของปัจจัยในการบ่มสองระยะที่มีต่อสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสม

เกรด 2024 หล่อแบบกึ่งของแข็ง

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อนุมัติให้นักวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษา  
ตามหลักสูตรปริญญาคุณวุฒิปบัณฑิต

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

(รศ. ดร.อภิวัฒน์ มุคตตามระ)

ประธานกรรมการ

(อ. ดร.สมศักดิ์ สีวดำรงพงศ์)

กรรมการ (อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์)

(ผศ. ดร.ชัชชัย ปลูกผล)

กรรมการ (อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม)

(ผศ. ดร.วรรณรัช บุ่งสุด)

กรรมการ

(ผศ. ดร.สุภกิจ รูปจันทร์)

กรรมการ

(อ. ดร.ประเสริฐ เอง่น้วน)

กรรมการ

(รศ. ร.อ. ดร.กนต์ธร ชำนิประศาสน์)

รองอธิการบดีฝ่ายวิชาการและพัฒนาคณาจารย์

(รศ. ดร.พรศิริ จงกล)

คณบดีสำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

สิริพร จันทองคำ : อิทธิพลของปัจจัยในการบ่มสองระยะที่มีต่อสมบัติทางกลของ  
อะลูมิเนียมผสมเกรด 2024 หล่อแบบกึ่งของแข็ง (INFLUENCE OF TWO-STEP AGING  
PARAMETERS ON MECHANICAL PROPERTIES OF SEMI-SOLID CAST 2024  
ALUMINIUM ALLOY) อาจารย์ที่ปรึกษา : อาจารย์ ดร.สมศักดิ์ ศิวดำรงพงศ์, 96 หน้า.

วัตถุประสงค์ของงานวิจัยนี้เพื่อศึกษาผลของการบ่มแข็งแบบหนึ่งครั้งและสองครั้งที่มี  
ต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง เกรด 2024 ที่ผ่าน  
กระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 505 °C นาน 4 ชั่วโมง ตามด้วย  
การชุบน้ำที่อุณหภูมิห้อง และในการบ่มแข็งหนึ่งครั้งจะบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 6, 9, 12,  
15 และ 18 ชั่วโมง ตามลำดับ ในขณะที่การบ่มแข็งสองครั้งจะบ่มแข็งครั้งแรกที่อุณหภูมิ 110 °C  
เป็นเวลา 8 ชั่วโมง จากนั้นบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 170 และ 210 °C เป็นเวลา 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5,  
3, 3.5 และ 4 ชั่วโมง ตามลำดับ ผลการวิจัยแสดงให้เห็นว่าโครงสร้างจุลภาคภายหลังการบ่มแข็งนั้น  
ประกอบด้วย เฟสยูเทคติกที่มีการกระจายตัวตามขอบเกรนของเฟสแอลฟาอะลูมิเนียมที่มีลักษณะ  
เป็นเกรนก้อนกลม และในการบ่มแข็งหนึ่งครั้งให้ค่าความแข็งสูงสุดที่เวลาในการบ่มแข็งเป็น  
เวลา 15 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งและค่าความต้านแรงดึงเฉลี่ย 80.06 HRB และ 356.68 MPa  
ตามลำดับ ในขณะที่เดียวกันการบ่มแข็งสองครั้งที่เงื่อนไขการบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 210 °C  
เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งและค่าความต้านแรงดึงเฉลี่ยสูงสุด 112.15 HRB และ 369.12 MPa  
ตามลำดับ เมื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่านพบว่าที่อุณหภูมิ  
และเวลาในการบ่มแข็งครั้งแรกที่ 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง จะพบเฟสพรีซิพิตเทคจีพีโซนและ  
เมื่อบ่มแข็งครั้งที่สองพบว่า พรีซิพิตเทคเฟสจีพีโซนจะเปลี่ยนเป็นพรีซิพิตเทคเฟส S/S โดยที่สถานะที่  
ให้ค่าความแข็งสูงสุดจะพบคิสโตเคชัน GB-PFZ และพรีซิพิตเทคเฟส S/S อย่างไรก็ตาม เมื่อนำค่า  
สมบัติทางกลทั้งค่าความแข็งและค่าความต้านแรงดึงเฉลี่ยมาเปรียบเทียบกันระหว่างการบ่มแข็ง  
หนึ่งครั้งกับการบ่มแข็งสองครั้งพบว่า การบ่มแข็งสองครั้งให้ค่าสมบัติทางกลที่ดีกว่าและใช้เวลาใน  
การบ่มแข็งน้อยกว่าเป็นผลมาจากอุณหภูมิในการบ่มแข็งครั้งแรกเพื่อให้เกิดพรีซิพิตเทคเฟสจีพีโซน  
ส่งผลให้มีการเปลี่ยนแปลงไปเป็นพรีซิพิตเทคเฟสต่อไป ซึ่งมีความสำคัญต่อสมบัติทางกลอย่างยิ่ง

สาขาวิชา วิศวกรรมการผลิต

ปีการศึกษา 2562

ลายมือชื่อนักศึกษา

ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา

ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษาร่วม

SIRIPORN KHANTONGKUM : INFLUENCE OF TWO-STEP AGING  
PARAMETERS ON MECHANICAL PROPERTIES OF SEMI-SOLID  
CAST 2024 ALUMINIUM ALLOY. THESIS ADVISOR : SOMSAK  
SIWADAMRONGPONG, Ph.D., 96 PP.

TWO-STEP AGING/SEMI-SOLID/ALUMINIUM ALLOY 2024/PRECIPITATE GP  
ZONE

The purpose of this research was to study influence of one-step and two-step artificial aging on microstructure and mechanical properties of semi-solid aluminium alloy 2024. The samples were taken in solution heat treatment at 505 °C for 4 hours followed by quenching in the water at room temperature. The one-step aging was carried out at 190 °C for 6, 9, 12, 15 and 18 hours, respectively. The two-step aging was first aged at 110 °C for 8 hours and then second aged at 170 °C and 210 °C for 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3, 3.5 and 4 hours, respectively. From microstructure of aged specimen results, eutectic phase was found dispersedly at grain boundary of globular alpha-aluminium grain ( $\alpha$ -Al). The one-step aging at 190 °C for 15 hours provided both maximum hardness and ultimate tensile strength of 80.06 HRB and 356.68 MPa, respectively. On the other hands, two-step aging with second aging at 210 °C for 1 hour yielded both maximum hardness and ultimate tensile strength average of 112.15 HRB and 369.12 MPa, respectively. TEM's results of first aging specimen was illustrated the dispersion of precipitate GP zone in matrix obviously. The precipitate GP zone was considered to transform to precipitate S'/S phase in the second-aging step which revealed in TEM results. Optimum aging found precipitate T, dislocation, GB-PFZ and precipitate S' and S was found in optimum aging condition at 210 °C for 1 hour. It was obvious that both

hardness and ultimate tensile strength of two step aging were higher than that of one step aging with shorter aging time. It could be concluded that the initiation of precipitate GP zone in the first aging which transformed to precipitate phase in the second aging was significantly influence the mechanical properties.



School of Manufacturing Engineering

Academic year 2019

Student's Signature \_\_\_\_\_

Advisor's Signature \_\_\_\_\_

Co-Advisor's Signature \_\_\_\_\_

## กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยครั้งนี้สามารถสำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี ผู้วิจัยต้องขอกราบขอบพระคุณบิดา-มารดา ผู้ให้กำเนิดที่ให้การอุปการะเลี้ยงดูส่งเสริมให้ได้รับการศึกษาตลอดมา พร้อมทั้งได้อบรมสั่งสอน แนวความคิดและการปฏิบัติตน ทำให้ผู้วิจัยได้ประสบผลสำเร็จในวันนี้ได้ รวมถึงหลาย ๆ กำลังใจ จากญาติพี่น้อง เพื่อนร่วมงาน ที่คอยเป็นกำลังใจ อีกทั้งผู้ที่เกี่ยวข้องกับการวิจัยทุก ๆ ท่านที่มีได้ เอ่ยนาม ที่มีส่วนช่วยให้งานวิจัยฉบับนี้ลุล่วงไปได้ด้วยดี

ขอขอบคุณกระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี ที่สนับสนุนทุนการศึกษาและการทำ วิทยานิพนธ์ รวมถึง ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ไพรัช แก้วสาร ที่เป็นผู้ริเริ่มในการขอทุนสนับสนุนให้ บุคคลากรได้มีโอกาสในการศึกษาต่อในระดับที่สูงขึ้น

ขอขอบพระคุณ อาจารย์ ดร.สมศักดิ์ ศิวดำรงพงศ์ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ที่ให้ โอกาสทางการศึกษา ให้ความรู้ คำแนะนำ คำปรึกษา ช่วยแก้ปัญหาในการทำงานวิจัย และให้กำลังใจ แก่ผู้วิจัยมาโดยตลอด

ขอขอบพระคุณ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.วิชชัย ปลุกผล อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม จากมหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ที่ให้คำแนะนำ และอำนวยความสะดวกในการใช้เครื่องมือใน การทำการวิจัย

ขอขอบคุณ คุณอนุชิต เรืองวิทยานนท์ นักวิทยาศาสตร์ประจำห้องปฏิบัติการจุลทรรศน์ ส่วนวิจัยประยุกต์เพื่ออุตสาหกรรม ฝ่ายสถานีวิจัย สถาบันวิจัยแสงซินโครตรอน (องค์การมหาชน) ที่อำนวยความสะดวกในการทำวิจัย สอน และแนะนำการเตรียมชิ้นงานวิเคราะห์ การใช้งาน เครื่องมือวิเคราะห์ขั้นสูงเพื่อการวิเคราะห์ผลในการทำวิจัย

ขอขอบพระคุณคณะกรรมการสอบ คณาจารย์ และบุคลากรสาขาวิชาวิศวกรรมการผลิต มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ที่ได้เสียสละเวลาอันมีค่าในการให้คำแนะนำที่เป็นประโยชน์ สำหรับการดำเนินการศึกษาและวิจัย

ขอขอบคุณ อธิการบดี และผู้บริหาร มหาวิทยาลัยราชภัฏชัยภูมิ โครงการจัดตั้งคณะ วิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยีอุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยราชภัฏชัยภูมิ ซึ่งเป็นสถาบันการศึกษา ต้นสังกัดที่ทำให้ผู้วิจัยได้มีโอกาสในการศึกษา รวมถึงคณาจารย์และบุคลากรที่ได้ให้ความช่วยเหลือ ในการใช้อุปกรณ์และเครื่องมือต่าง ๆ ในการทำวิจัยจนสำเร็จได้ในวันนี้

สิริพร ขันทองคำ

# สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อ (ภาษาไทย).....	ก
บทคัดย่อ (ภาษาอังกฤษ).....	ข
กิตติกรรมประกาศ.....	ง
สารบัญ.....	จ
สารบัญตาราง.....	ฉ
สารบัญรูป.....	ญ
<b>บทที่</b>	
<b>1 บทนำ.....</b>	<b>1</b>
1.1 ที่มาและความสำคัญของปัญหา.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย.....	4
1.3 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	4
1.4 ขอบเขตของโครงการวิจัย.....	4
<b>2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....</b>	<b>5</b>
2.1 โลหะผสมอะลูมิเนียม (Aluminum alloys).....	5
2.1.1 ลักษณะทั่วไปของโลหะผสมอะลูมิเนียม.....	5
2.1.2 สัญลักษณ์ที่ใช้แทนโลหะอะลูมิเนียมและอะลูมิเนียมสำหรับ งานขึ้นรูป (Wrought aluminum and Wrought aluminum alloys).....	6
2.1.3 โลหะอะลูมิเนียมผสมกลุ่ม 2XXX.....	7
2.1.4 โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024.....	9
2.2 กระบวนการขึ้นรูปโลหะแบบกึ่งของแข็ง (Semi-solid metal).....	10
2.2.1 กระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ Thixocasting.....	11
2.2.2 กระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ Rheocasting.....	12
2.2.3 กลไกของกระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ Rheocasting.....	13
2.2.4 กระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งโดยเทคนิคการพ่นฟองแก๊ส.....	14



## สารบัญ (ต่อ)

หน้า

2.3	กระบวนการทางความร้อนของโลหะผสมอะลูมิเนียม (Heat treatment of aluminum alloy).....	15
2.3.1	การกำหนดสัญลักษณ์กระบวนการทางความร้อนสำหรับโลหะ ผสมอะลูมิเนียม (Temper designation for aluminum alloys).....	15
2.3.2	การเพิ่มความแข็งแรงโดยวิธีการตกตะกอน (Precipitation strengthening).....	16
2.3.2.1	การอบละลายเฟส (Solution heat treatment).....	17
2.3.2.2	การชุบเย็น (Quenching).....	17
2.3.2.3	การบ่มแข็ง (Aging).....	18
2.3.2.4	พรีซิพิเทชันในโลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็ง (Precipitation in age hardening alloys).....	19
2.4	การตรวจสอบโครงสร้างทางโลหะวิทยา.....	25
2.4.1	กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical microscope, OM).....	25
2.4.2	กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope, SEM).....	26
2.4.3	กล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน (Transmission electron microscope, TEM).....	26
2.5	สมบัติทางกล (Mechanical properties).....	26
2.5.1	การทดสอบความแข็ง (Hardness test).....	26
2.5.2.1	การทดสอบความแข็งแบบร็อกเวลล์ (Rockwell hardness test).....	27
2.5.2	การทดสอบความต้านแรงดึง (Tensile test).....	28
2.6	งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	28
2.6.1	การปรับปรุงสมบัติของโลหะผสมอะลูมิเนียมโดยกระบวนการ ทางความร้อน.....	29
2.6.1.1	การบ่มแข็งแบบขึ้นตอนเดียว (Single aged).....	29

## สารบัญ (ต่อ)

หน้า

2.6.1.2 การศึกษาการเกิดพรีซิพิตเทชันของโลหะผสม อะลูมิเนียมที่ผ่านการบ่มแข็ง (Precipitation in age hardening aluminum alloys).....	33
<b>3 วิธีดำเนินการวิจัย.....</b>	<b>36</b>
3.1 วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย.....	36
3.2 เครื่องมือและอุปกรณ์.....	38
3.2.1 เตาเผาสำหรับอบละลายเฟส (Solution treat).....	38
3.2.2 เตาสำหรับการบ่มแข็ง (Aging).....	39
3.2.3 เครื่องขัดกระดาษทรายและขัดสีกหลาด.....	39
3.2.4 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical microscope, OM).....	39
3.2.5 เครื่องทดสอบความต้านแรงดึง (Tensile test).....	41
3.3 การเตรียมชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 ที่ผ่านการขึ้นรูป ด้วยวิธี GISS.....	41
3.4 ขั้นตอนกระบวนการทางความร้อน.....	42
3.5 การเตรียมชิ้นงานเพื่อทดสอบความแข็ง.....	43
3.6 การเตรียมชิ้นงานเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์.....	44
3.7 การเตรียมชิ้นงานเพื่อทดสอบแรงดึง.....	45
<b>4 ผลและวิเคราะห์ผลการทดลอง.....</b>	<b>47</b>
4.1 ชิ้นงานในสถานะหล่อขึ้นรูป (As-cast).....	47
4.1.1 โครงสร้างจุลภาค.....	47
4.1.2 สมบัติทางกล.....	48
4.2 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการเผาอบละลายเฟส (Solution treatment).....	49
4.2.1 โครงสร้างจุลภาค.....	49
4.2.2 สมบัติทางกล.....	50
4.3 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยการบ่มแข็งเทียม หนึ่งครั้ง (Single aged).....	51

## สารบัญ (ต่อ)

หน้า

4.3.1	โครงสร้างจุลภาค.....	51
4.3.2	สมบัติทางกล.....	56
4.4	ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยการบ่มแข็งสองครั้ง (Double aging).....	57
4.4.1	โครงสร้างจุลภาค.....	57
4.4.2	สมบัติทางกล.....	69
5	สรุปผลการทดลอง.....	73
5.1	ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนด้วยการบ่มแข็ง แบบหนึ่งครั้ง (T6).....	73
5.2	ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนด้วยการบ่มแข็งแบบสองครั้ง.....	73
	รายการอ้างอิง.....	75
	ภาคผนวก	
	ภาคผนวก ก. บทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างศึกษา.....	79
	ประวัติผู้เขียน.....	96

## สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
2.1 สัญลักษณ์ของกระบวนการทางความร้อน (Temper) สำหรับโลหะผสม อะลูมิเนียม .....	16
2.2 ลำดับการพรีซีพเทชัน.....	22
2.3 สเกลการทดสอบความแข็งและชนิดของหัวกดของการวัดความแข็งแบบร็อคเวลล์.....	27
3.1 ส่วนผสมของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 (wt%).....	38



## สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
2.1	แผนภาพสมมูลภาคโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง .....7
2.2	ค่าความแข็งของอะลูมิเนียมผสมทองแดงเมื่อมีปริมาณธาตุผสมทองแดง ที่แตกต่างกัน .....8
2.3	(ก) แผนภาพการเปลี่ยนเฟสของอะลูมิเนียมผสมทองแดง (ข) แผนภาพการเกิดเฟสของอะลูมิเนียมผสมทองแดงและแมกนีเซียม .....9
2.4	โครงสร้างจุลภาค (ก) โครงสร้างจุลภาคแบบเกรนก้อนกลม และ (ข) โครงสร้างจุลภาคแบบเดนไดรต์ .....10
2.5	กระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ Thixocasting.....11
2.6	กระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ Rheocasting .....12
2.7	เส้นทางการเติบโตและการ Coarsening ของอนุภาคของแข็ง.....14
2.8	แบบจำลองกระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งโดยเทคนิคการพ่นฟองแก๊ส.....15
2.9	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดงขณะบ่มที่เวลาต่าง ๆ (ก) จีพีโซน (ข) $\theta''$ (ค) $\theta'$ และ (ง) $\theta$ .....19
2.10	พลังงานอิสระของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง.....20
2.11	(ก) พลังงานกีดขวางการเปลี่ยนเฟสในลำดับต่าง ๆ ข) การเปลี่ยนแปลงพลังงานอิสระตามลำดับเวลาของการเปลี่ยนเฟส.....21
2.12	โครงสร้างผลึกของเฟสพรีซิพิตของ $\theta''$ และ $\theta'$ เมื่อเทียบกับเมตริกซ์ $\theta$ .....23
2.13	ตำแหน่งการนิวคลีเอชันในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง (ก) $\theta'' \rightarrow \theta'$ ที่ดิสโลเคชัน (ข) $\theta$ นิวคลีโอทที่ขอบเกรน (ค) $\theta' \rightarrow \theta$ ที่อินเตอร์เฟซระหว่าง เมตริกซ์กับ $\theta'$ .....24
2.14	แผนภาพ TTT ของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง .....24
2.15	การแพร่ของทองแดงจากเฟสพรีซิพิต $\theta''$ ไปยังเฟสพรีซิพิต $\theta'$ ทำให้เฟสพรีซิพิต $\theta'$ โตขึ้นในขณะที่เฟสพรีซิพิต $\theta''$ เริ่มหายไป .....25
2.16	ตัวอย่างชิ้นงานทดสอบแรงดึง.....28

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
3.1	แผนลำดับขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย ..... 37
3.2	โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 ที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยเทคนิค GISS (ก) ลักษณะชิ้นงานที่ได้จากการขึ้นรูป (ข) โครงสร้างเกรนแบบก้อนกลม ..... 38
3.3	เตาเผาอุณหภูมิต่ำ (LAB Materials, CPRU) ..... 38
3.4	เตาบ่มแข็ง (LAB Materials, CPRU) ..... 39
3.5	เครื่องขัดกระดาษทรายและสกัดหลอด (LAB Materials, CPRU) ..... 39
3.6	กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (LAB Materials, CPRU) ..... 40
3.7	เครื่องทดสอบความแข็งแบบร็อคเวลล์ (LAB Materials, SUT) ..... 40
3.8	เครื่องทดสอบความต้านแรงดึง (LAB Tensile Test, SUT) ..... 41
3.9	(ก) การตัดแบ่งชิ้นงานจากชิ้นงานหลังการขึ้นรูป (ข) ชิ้นงานสำหรับทดสอบความแข็ง ..... 42
3.10	แสดงระยะห่างในการวัดความแข็งของชิ้นงานทดสอบ ..... 44
3.11	อุปกรณ์ในการทำ Twinning Electro Polishing ..... 45
3.12	ชิ้นงานทดสอบการทนต่อแรงดึง ..... 46
4.1	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานขึ้น (ก) Semi-solid (ข) Wrought ..... 48
4.2	โครงสร้างจุลภาคของบริเวณเฟสยูเทคติกที่ถ่ายจาก SEM ..... 48
4.3	ค่าสมบัติทางกลของชิ้นงานสถานะหล่อขึ้นรูป (As-Cast) (ก) ความแข็งในบริเวณขอบซ้าย-ขวา และตรงกลาง (ข) ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียด ..... 49
4.4	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 505 °C ที่เวลา (ก) 1 ชั่วโมง และ (ข) 4 ชั่วโมง ..... 50
4.5	ค่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 505 °C ที่เวลา 1 ชั่วโมง และ 4 ชั่วโมง ..... 51
4.6	โครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 505 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ..... 52
4.7	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลา 6 ชั่วโมง ..... 53

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.8	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลา 9 ชั่วโมง.....53
4.9	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลา 12 ชั่วโมง.....54
4.10	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลา 15 ชั่วโมง.....54
4.11	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลา 18 ชั่วโมง.....55
4.12	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลา (ก) 6 ชั่วโมง (Under aging) (ข) 15 ชั่วโมง (Peak aging) และ (ค) 18 ชั่วโมง (Over aging).....55
4.13	ค่าการทดสอบสมบัติทางกลของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสและการบ่มแข็ง ที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลา 6, 9, 12, 15 และ 18 ชั่วโมง.....56
4.14	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่ง ที่อุณหภูมิ 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง.....57
4.15	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งที่อุณหภูมิ 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง .....58
4.16	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 210 °C ที่เวลา 0.5 และ 1.0 ชั่วโมง .....59
4.17	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 210 °C ที่เวลา 1.5 และ 2.0 ชั่วโมง .....60
4.18	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 210 °C ที่เวลา 2.5 และ 3.0 ชั่วโมง .....61
4.19	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 210 °C ที่เวลา 3.5 และ 4.0 ชั่วโมง .....62
4.20	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 210 °C ที่เวลา 0.5 และ 1.0 ชั่วโมง .....63
4.21	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 210 °C ที่เวลา 1.5 และ 2.0 ชั่วโมง .....64

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.22 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 210 °C ที่เวลา 2.5 และ 3.0 ชั่วโมง .....	65
4.23 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 210 °C ที่เวลา 3.5 และ 4.0 ชั่วโมง .....	66
4.24 การกระจายตัวของธาตุต่าง ๆ ในบริเวณอะลูมิเนียมเมตริกซ์ .....	67
4.25 ที่อุณหภูมิ 210 °C ที่เวลาในการบ่มแข็ง 1 ชั่วโมง (บน) และ 4 ชั่วโมง (ล่าง) .....	68
4.26 ที่อุณหภูมิ 170 °C ที่เวลาในการบ่มแข็ง 1 ชั่วโมง (บน) และ 4 ชั่วโมง (ล่าง) .....	69
4.27 ค่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งสองระยะ ที่อุณหภูมิ 170 °C และ 210 °C ที่เวลาต่าง ๆ .....	70
4.28 ความต้านแรงดึงของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่สภาวะต่าง ๆ .....	71
4.29 เปอร์เซ็นต์การยึดตัวของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่สภาวะต่าง ๆ .....	71
4.30 ลักษณะรอยขาดของชิ้นงานค่าความต้านแรงดึงสูง (ซ้าย) ค่าความต้านแรงดึงต่ำ (ขวา) .....	72



# บทที่ 1

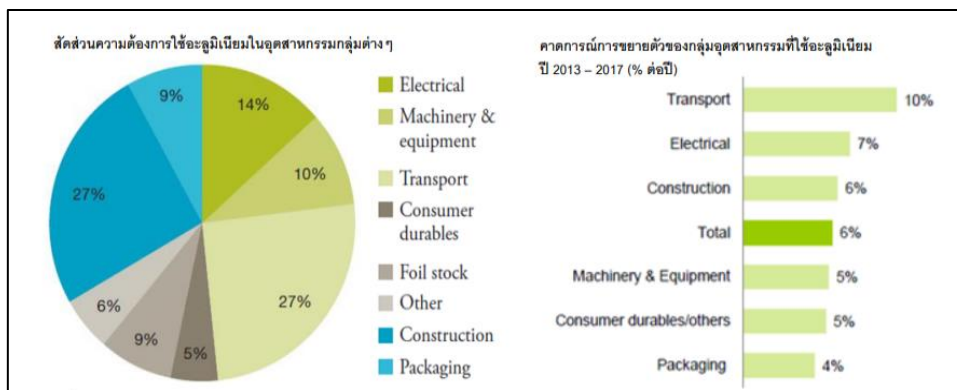
## บทนำ

### 1.1 ที่มาและความสำคัญของปัญหา

เนื่องจากความต้องการในการใช้ผลิตภัณฑ์โลหะผสมอะลูมิเนียมที่เพิ่มมากขึ้น รวมถึงความต้องการในการเพิ่มประสิทธิภาพของชิ้นส่วนต่าง ๆ เพื่อการใช้งานของ อุปกรณ์ เครื่องมือ เครื่องจักร โครงสร้างทางวิศวกรรม ชิ้นส่วนยานยนต์หรือแม้แต่ชิ้นส่วนอากาศยาน เช่น การพัฒนาระบบรถไฟรางคู่และความเร็วสูง รถยนต์ไฟฟ้า ชิ้นส่วนอากาศยาน ชิ้นส่วนยานยนต์สมัยใหม่ เป็นต้น ซึ่งความต้องการในการใช้โลหะผสมอะลูมิเนียมนั้นเป็นโลหะที่มีการนำมาใช้ประโยชน์เป็นอันดับสองรองจากเหล็ก เนื่องจากมีคุณสมบัติเด่นหลายประการด้วยกัน เช่น มีน้ำหนักเบา แข็งแรงทนทาน ยืดตัวได้ง่าย มีความเหนียวสูง ทนต่อการเกิดสนิมและการกัดกร่อน นำไฟฟ้า และความร้อนได้ดี ง่ายต่อการขึ้นรูป และที่สำคัญคือ ไม่เป็นพิษต่อสิ่งมีชีวิตทั้งพืชและสัตว์ส่งผลให้โลหะผสมอะลูมิเนียมเป็นวัสดุหลักของการออกแบบเพื่อนำไปใช้งานในอุตสาหกรรมหลายประเภท ได้แก่ อุตสาหกรรมชิ้นส่วนยานยนต์ อุตสาหกรรมโครงสร้าง อุตสาหกรรมชิ้นส่วนอากาศยาน อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ และอุตสาหกรรมบรรจุภัณฑ์ ซึ่งแสดงให้เห็นว่า ชิ้นส่วนหรือส่วนประกอบต่าง ๆ ที่เคยถูกผลิตจากโลหะในกลุ่มเหล็กซึ่งมีน้ำหนักมากกำลังถูกพิจารณาเปลี่ยนเป็นผลิตจากโลหะผสม โดยเฉพาะอย่างยิ่งกลุ่มโลหะที่มีความหนาแน่นต่ำ โลหะผสมอะลูมิเนียมจึงเป็นโลหะที่มีความเป็นไปได้มากที่สุด ดังเห็นได้จากแนวโน้มการพัฒนาโลหะผสมอะลูมิเนียมที่ถูกนำไปใช้งานในหลายภาคอุตสาหกรรมต่าง ๆ มากเป็นอันดับต้น ๆ และมีแนวโน้มสูงขึ้น (สถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งประเทศไทย, 2557) และแต่ละอุตสาหกรรมจะมีวิธีการขึ้นรูปที่ต่างกัน การขึ้นรูปโลหะผสมอะลูมิเนียมสามารถขึ้นรูปได้หลายวิธี เช่น การหล่อขึ้นรูป (Casting) การทุบขึ้นรูป (Forging) การรีดขึ้นรูป (Rolling) การอัดรีดขึ้นรูป (Extrusion) เป็นต้น เพื่อสามารถนำไปใช้ในสภาวะงานที่ต้องการและงานที่เหมาะสม เนื่องจากโลหะผสมอะลูมิเนียมมีสมบัติที่เป็นประโยชน์ต่องานด้านวิศวกรรมเป็นอย่างมาก เช่น มีน้ำหนักเบา มีความสามารถในการหล่อขึ้นรูปได้ง่าย ด้านทานการกัดกร่อน ทนต่อการสึกหรอ มีความแข็งและความแข็งแรงสูง และมีค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนต่ำไม่เป็นสนิม สามารถทำการเชื่อมได้ และที่สำคัญสามารถรวมตัวกับโลหะอื่นเป็นโลหะผสม ทำให้สามารถปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธี

ทางความร้อน เพื่อนำไปใช้ในสภาวะงานที่ต้องการและงานที่เหมาะสม (วิจิตร พงษ์บัณฑิต, 2542) จึงทำให้มีความต้องการในการใช้โลหะผสมอะลูมิเนียมในอุตสาหกรรมต่าง ๆ เพิ่มขึ้นอย่างมาก โดยเฉพาะอย่างยิ่งในอุตสาหกรรมชิ้นส่วนที่มีความเกี่ยวข้องกับการขนส่ง อาทิ อุตสาหกรรมชิ้นส่วนยานยนต์ เช่น ระบบกันสะเทือนของรถยนต์ แซทซี เสื้อสูบ และส่วนประกอบของเครื่องยนต์อื่น ๆ หรือแม้แต่กระทะล้อรถถัง ซึ่งการนำโลหะผสมอะลูมิเนียมมาใช้จะช่วยให้น้ำหนักของยานยนต์ลดน้อยลงและการใช้น้ำมันจะยิ่งลดน้อยลง (สถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งประเทศไทย, 2557) ในส่วนของอุตสาหกรรมอากาศยาน โลหะผสมอะลูมิเนียมเป็นโลหะสำคัญที่ใช้ทำโครงสร้างผนัง ปริมาณโลหะผสมอะลูมิเนียมที่ใช้สำหรับเครื่องบินโดยสาคคิดเป็น 60-70% ของปริมาณน้ำหนักเครื่องบิน นอกจากนี้ จรวด ดาวเทียม รวมไปถึงยานอวกาศอื่น ๆ ก็มีโลหะผสมอะลูมิเนียมเป็นส่วนประกอบเช่นกัน เช่น ชิ้นส่วนที่ทนต่อการกัดกร่อนในชั้นบรรยากาศ เช่น ท่อครอบประตู ครอบหน้าต่าง ปีกบน-ล่าง ตัวของเครื่องบิน เนื่องจากอะลูมิเนียมมีน้ำหนักเบาทำให้ประหยัดเชื้อเพลิง อุตสาหกรรมระบบรางที่ใช้ในการผลิตชิ้นส่วนหัวรถไฟความเร็วสูง หรือแม้แต่อุตสาหกรรมการต่อเรือ เช่น อุต่อเรือ จังหวัดสตูล อุตสาหกรรมบรรจุภัณฑ์ เช่น ใช้ทำเป็นภาชนะหุงต้มหรือหีบห่อบรรจุอาหาร โดยเฉพาะกระป๋องที่บรรจุเครื่องดื่มคาร์บอนเนต เนื่องจากไม่ก่อให้เกิดสารพิษที่เป็นอันตรายต่อร่างกาย โดยปัจจุบันกระป๋องเครื่องดื่มกว่าร้อยละ 97 และกระป๋องเบียร์เกือบทั้งหมดล้วนทำมาจากโลหะผสมอะลูมิเนียมทั้งสิ้น รวมถึงการใช้โลหะผสมอะลูมิเนียมมาแทนไม้ (Formwork) ซึ่งมีอายุการใช้งานที่ไม่จำกัดจำนวนครั้ง เป็นต้น

อีกทั้งเป็นการสนับสนุนโอกาสของประเทศไทยในการเป็นศูนย์กลางการผลิตชิ้นส่วนอากาศยานและซ่อมบำรุงเครื่องบินและในด้านเทคโนโลยีการหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียม ซึ่งเป็นจุดเริ่มต้นที่สำคัญเพื่อส่งต่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีคุณภาพต่อไป และเทคนิคนั้นคือ การหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมในรูปแบบโลหะกึ่งของแข็งที่ถูกคิดค้นและประดิษฐ์โดย รองศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์ และคณะ (เจษฎา วรรณสินธุ์, 2553; J. Wannasin et al., 2010) นักวิจัยชาวไทย จากภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุคณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ทำงานโดยใช้เทคนิค GISS (Gas Induced Semi-Solid) โดยการพ่นแก๊สไนโตรเจนผ่านแท่งแกรไฟต์พรุนในปริมาณที่น้อยมากปัจจุบันกระบวนการ GISS อีกทั้งปัจจุบันพบว่า มูลค่าทางการตลาดของอะลูมิเนียมหล่อเพิ่มมากขึ้นในการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์จากโลหะผสมอะลูมิเนียม เพื่อใช้ในอุตสาหกรรมยานยนต์ โดยเฉพาะงานหล่อจากกระบวนการหล่อแบบกึ่งของแข็ง เพื่อให้โลหะผสมอะลูมิเนียมสามารถนำไปใช้ได้กว้างขวางมากขึ้นในอุตสาหกรรมข้างต้นจึงต้องมีการปรับปรุงพัฒนาสมบัติทางกลให้ดียิ่งขึ้น



รูปที่ 1.1 ปริมาณการใช้โลหะผสมอะลูมิเนียมจำแนกตามอุตสาหกรรม พ.ศ. 2556  
(สถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งประเทศไทย, 2557)

ตัวอย่างเช่น โลหะผสมอะลูมิเนียมผสม 2024 นิยมใช้ในชิ้นส่วนอากาศยานนอกจากเป็นส่วนประกอบของตัวเครื่องบินแล้ว ยังใช้เป็นชิ้นส่วนเพื่อการประกอบตัวเครื่องบินด้วย เช่น หมุดย้ำสำหรับเครื่องบิน เนื่องจากน้ำหนักเบาและมีความแข็งแรงสูง และในขณะเดียวกันเมื่อมีการปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อนจะส่งผลให้สามารถนำไปใช้ในสภาวะงานที่ต้องการและงานที่เหมาะสมได้มากขึ้น เนื่องจากสมบัติทางกลเหมาะสมกับสภาวะการใช้งาน โดยเฉพาะการใช้งานที่อุณหภูมิใดอุณหภูมิหนึ่งในขณะมีแรงกระทำเป็นเวลานาน รวมถึงการใช้งานโลหะผสมอะลูมิเนียมที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลายาวนาน เช่น เครื่องจักรไอน้ำ โรงกลั่นน้ำมัน เครื่องยนต์ของเครื่องบิน จรวด หรือ ซีปนาวุธ โดยทั่วไปแล้วโลหะจะสามารถใช้งานที่อุณหภูมิสูงมาก ๆ ได้ช่วงระยะเวลาหนึ่งเท่านั้น (Strong time dependence of strength) เนื่องจากเกิดการสูญเสียสมบัติเชิงกลเมื่อใช้งานเป็นเวลายาวนาน และจำเป็นจะต้องมีการซ่อมแซมหรือเปลี่ยนชิ้นงานเมื่อครบกำหนดของระยะเวลาการใช้งานที่ปลอดภัย ดังนั้นการปรับปรุงสมบัติทางกล เพื่อให้ทนต่อการใช้งานด้วยกรรมวิธีทางความร้อนเป็นทางเลือกหนึ่งในการปรับปรุงสมบัติของ โลหะผสมอะลูมิเนียม ซึ่งจากการศึกษาทางวิจัยที่เกี่ยวข้องนั้นพบว่า โลหะผสมอะลูมิเนียมสามารถปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อนได้ แต่ทั้งนี้ต้องใช้เวลาในการทำให้ได้สมบัติทางกลตามที่ต้องการจึงมีการลดเวลาในกระบวนการปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อนลง แต่ในขณะเดียวกันนั้นสมบัติทางกลไม่ลดต่ำลงด้วย

ดังนั้น จุดมุ่งหมายของงานวิจัยนี้จึงนำโลหะผสมอะลูมิเนียมผสม 2024 ที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งมาศึกษาอิทธิพลของปัจจัยที่มีผลต่อ โครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติทางกล

ของโลหะผสมอะลูมิเนียม 2024 ภายหลังจากบ่มสองระยะ โดยใช้กระบวนการทางความร้อนที่เรียกว่า “T6”

## 1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย

1.2.1 เพื่อศึกษาอิทธิพลของปัจจัยในการบ่มสองระยะที่มีผลต่อโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสม 2024 ขึ้นรูปแบบโลหะกึ่งของแข็งภายหลังจากบ่มแข็งสองระยะ

1.2.2 เพื่อศึกษากลไกการพรีซิพิตชันของอะลูมิเนียมผสม 2024 ขึ้นรูปแบบโลหะกึ่งของแข็งด้วยการบ่มแข็งสองระยะ

## 1.3 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.3.1 ทราบปัจจัยในการบ่มสองระยะที่มีผลต่อโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสม 2024 หล่อแบบกึ่งของแข็ง

1.3.2 ทราบกลไกการพรีซิพิตชันของอะลูมิเนียมผสม 2024 ขึ้นรูปแบบโลหะกึ่งของแข็งด้วยการบ่มแข็งสองระยะ

## 1.4 ขอบเขตของโครงการวิจัย

โครงการวิจัยนี้เน้นการศึกษาการเปลี่ยนแปลงทางโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม 2024 หล่อแบบกึ่งของแข็ง ภายหลังจากกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 ด้วยการบ่มสองระยะ ซึ่งหมายถึง การกำหนดปัจจัยในกระบวนการทางความร้อน พร้อมทั้งศึกษาผลของปัจจัยดังกล่าวที่มีต่อโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติทางกล และวิเคราะห์ผลที่เกิดจากกระบวนการบ่มสองระยะของอะลูมิเนียมผสม 2024 หล่อแบบกึ่งของแข็งที่มีต่อโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติทางกล โดยทำศึกษา ณ ห้องปฏิบัติการทางโลหะ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี สถาบันวิจัยแสงซินโครตรอน (องค์การมหาชน) และห้องปฏิบัติการทางโลหะวิทยา มหาวิทยาลัยราชภัฏชัยภูมิ โดยในการเตรียมวัสดุตั้งต้นเพื่อการวิจัยนั้นดำเนินการ โดยกลุ่มงานวิจัยวิศวกรรมวัสดุ โลหะกึ่งของแข็ง มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

## บทที่ 2

### ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

งานวิจัยเรื่องศึกษาอิทธิพลของปัจจัยในการบ่มสองระยะที่มีผลต่อโครงสร้างทางจุลภาค และสมบัติทางกลของโลหะผสมอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง 2024 จะทำการศึกษาทฤษฎีในเรื่อง สมบัติเชิงกล โครงสร้างทางจุลภาคหลังผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 และการบ่มแข็งเทียมสองระยะ (Two Step Aging) ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงทำการศึกษาทฤษฎีและเอกสารที่เกี่ยวข้อง ดังต่อไปนี้

#### 2.1 โลหะผสมอะลูมิเนียม (Aluminum alloys)

ในส่วนของทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับโลหะผสมอะลูมิเนียมที่จะกล่าวถึงคือ ลักษณะทั่วไปของโลหะผสมอะลูมิเนียม ซึ่งในหัวข้อนี้จะกล่าวรายละเอียดของกลุ่มโลหะผสมอะลูมิเนียมที่นำมาใช้ในงานวิจัย คือ โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 ในด้านต่าง ๆ

##### 2.1.1 ลักษณะทั่วไปของโลหะผสมอะลูมิเนียม

โลหะผสมอะลูมิเนียมเป็นโลหะนอกกลุ่มเหล็กที่มีปริมาณการใช้งานมากเป็นอันดับสองรองจากเหล็ก และเป็นวัสดุที่เป็นที่ต้องการของอุตสาหกรรมต่าง ๆ เนื่องจากโลหะผสมอะลูมิเนียมมีสมบัติเด่นหลายประการ ดังนี้

- 1) มีความหนาแน่นน้อย น้ำหนักเบาและมีกำลังวัสดุต่อน้ำหนักสูง จึงนิยมนำมาทำเป็นเครื่องใช้ ตลอดจนชิ้นส่วนยานยนต์ เครื่องบิน จรวด ชีปนาอวกาศ บรรจุภัณฑ์ ชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ เป็นต้น
- 2) มีความเหนียวมาก สามารถขึ้นรูปด้วยกระบวนการต่าง ๆ ได้ง่าย โดยไม่เสียต่อการแตกหักจุดหลอมเหลวต่ำ สามารถหลอมได้ง่ายและมีอัตราการไหลตัวสูง
- 3) มีค่าการนำไฟฟ้าสูง (International Association of Classification Societies, IACS) จึงใช้เป็นตัวนำไฟฟ้าในงานที่ต้องคำนึงถึงเรื่องน้ำหนักเบาเป็นสำคัญ เช่น สายไฟฟ้าแรงสูง
- 4) เป็นโลหะที่ไม่เป็นพิษต่อร่างกายและมีค่าการนำความร้อนไม่สูงในภาชนะหุงต้มอาหาร ทนทานต่อการกัดกร่อนและการเกิดสนิมได้ดี
- 5) เป็นโลหะที่มีดัชนีการสะท้อนของแสงสูง จึงนิยมให้ทำแผ่นสะท้อนแสงในกล้องถ่ายรูป งานสะท้อนแสงในคอมพิวเตอร์หรือไฟหน้ารถยนต์

6) เป็นโลหะที่สามารถพัฒนาได้อย่างไม่หยุดยั้ง เช่น การนำไปผสมกับโลหะอื่น ๆ กลายเป็นโลหะผสมอะลูมิเนียม ซึ่งเป็นการปรับปรุงสมบัติของโลหะอะลูมิเนียมให้มีสมบัติ

7) ที่ดีขึ้นและหลากหลาย ส่งผลเป็นการเพิ่มขอบเขตการใช้งานของอะลูมิเนียม กว้างขวางมากขึ้น รวมถึงกระบวนการในการขึ้นรูป กระบวนการทางความร้อน เป็นต้น

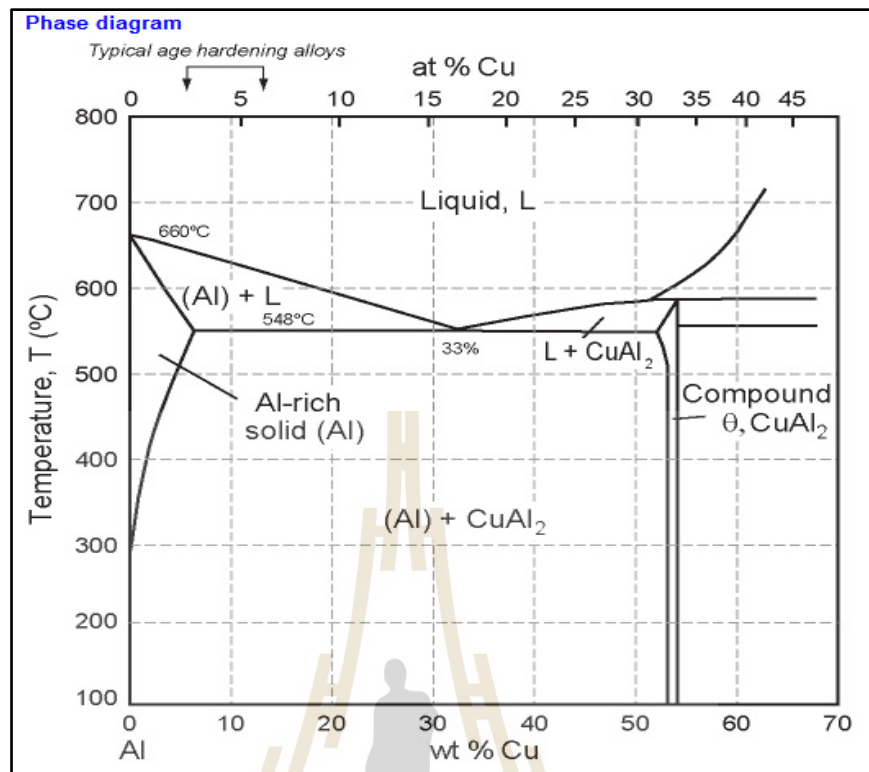
โลหะอะลูมิเนียมและอะลูมิเนียมผสม (Aluminum and Aluminum alloys) ที่ใช้กันทั่วไป สามารถจำแนกได้ 2 ประเภทหลัก ๆ คือ โลหะอะลูมิเนียมและอะลูมิเนียมผสมสำหรับงานหล่อ โลหะอะลูมิเนียมและอะลูมิเนียมสำหรับงานขึ้นรูป โดยจะกล่าวถึงเฉพาะโลหะอะลูมิเนียมและอะลูมิเนียมสำหรับงานขึ้นรูป

### 2.1.2 สัญลักษณ์ที่ใช้แทนโลหะอะลูมิเนียมและอะลูมิเนียมสำหรับงานขึ้นรูป (Wrought aluminum and Wrought aluminum alloys)

โลหะอะลูมิเนียมและอะลูมิเนียมสำหรับงานขึ้นรูป หมายถึง โลหะอะลูมิเนียมและอะลูมิเนียมผสมที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปทางกล เช่น การรีด (Rolling) การอัดขึ้นรูป (Extrusion) เป็นต้น และสามารถปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อนได้ โดยมีการแบ่งประเภทของอะลูมิเนียมกลุ่มนี้ตามส่วนผสมทางเคมี โดย The International Alloy Designation System (IADS) ได้ 8 กลุ่ม โดยแบ่งหมวดหมู่ตามส่วนผสมและใช้เลข 4 หลักเป็นสัญลักษณ์ในการกำกับชื่อของโลหะอะลูมิเนียม

### 2.1.3 โลหะอะลูมิเนียมผสมกลุ่ม 2XXX

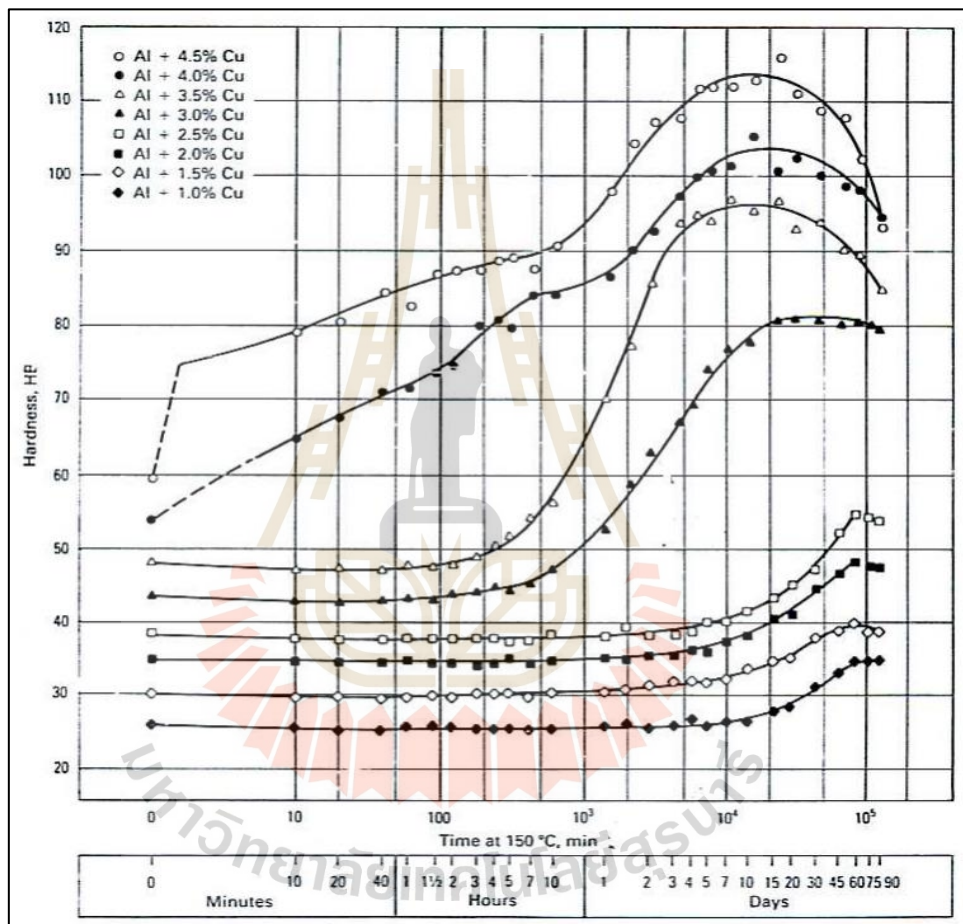
โลหะอะลูมิเนียมกลุ่มนี้จะเป็นโลหะผสม Al-Cu alloy เป็นหลัก โดยมี Mg ผสมเติมเป็นธาตุรองและมีธาตุอื่นในปริมาณเล็กน้อยรวมอยู่ในเนื้อโลหะด้วย โลหะผสมชนิดหนึ่งที่ใช้งานกันอย่างกว้างขวางคือ duralumin หรือโลหะผสมเกรด 2024 ซึ่งจะมี 4.5%Cu เป็นธาตุผสมเติมหลักมี 1.5%Mg, 0.9%Si และ 0.6%Mn ผสมรวมอยู่ด้วย ทั้ง Cu, Mg, Si และ Mn จะละลายปนในเนื้อเมตริกซ์ของอะลูมิเนียมและทำให้เกิดสารละลายของแข็ง (Solution strengthening) และบางส่วนจะจับตัวรวมกันกลายเป็นสารประกอบโลหะ  $Al_2CuMg$  และเมื่อทำการปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อนแบบ T6 โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 จะมีค่าความต้านแรงดึงที่สูงนิยมใช้เป็นโครงสร้างเครื่องบิน



รูปที่ 2.1 แผนภาพสมดุลภาคโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง  
(American Foundrymen's Society, Inc., 1996)

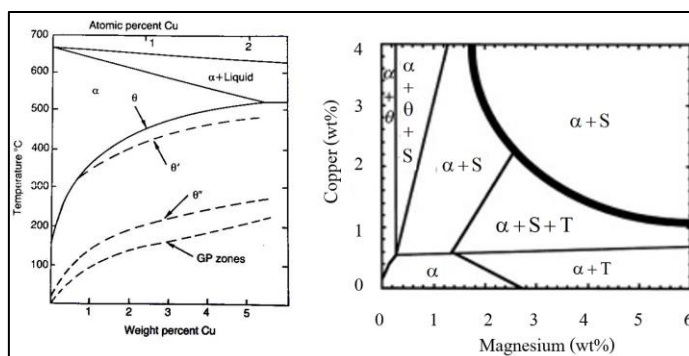
จากรูปที่ 2.1 แผนภูมิสมดุลภาคของอะลูมิเนียม-ทองแดง จะเห็นได้ว่าปริมาณทองแดงมากที่สุดที่สามารถละลายเป็นเนื้อเดียวกับอะลูมิเนียมในสภาวะสารละลายของแข็งนั้นมีปริมาณ 5.65% ที่อุณหภูมิประมาณ 548 °C และเมื่ออุณหภูมิลดลงปริมาณการละลายเป็นเนื้อเดียวกันของทองแดงในอะลูมิเนียมจะลดลงอย่างรวดเร็วเหลือ 0.25% ที่อุณหภูมิห้อง และที่อัตราส่วนผสมของทองแดง 54% ตำแหน่งเหนืออุณหภูมิ 548 °C เล็กน้อย ทองแดงจะจับตัวกับอะลูมิเนียมกลายเป็นสารประกอบโลหะ Al<sub>2</sub>Cu เรียกว่า “θ-phase” ในกรณีที่มีปริมาณทองแดงน้อยกว่า 0.5% ทองแดงทั้งหมดจะละลายเป็นเนื้อเดียวกับอะลูมิเนียมกลายเป็นสารละลายของแข็งที่อุณหภูมิห้อง เรียกว่า “α-phase” เมื่อปริมาณทองแดงมากกว่า 0.5% และอยู่ระหว่าง 0.5-54% เนื้อโลหะที่อุณหภูมิห้องจะประกอบด้วย α+θ-phase ดังนั้นถ้าโลหะผสมมีปริมาณทองแดงในระหว่าง 0.5-5.65% ถูกอบละลายเฟสให้ร้อนจนมีอุณหภูมิ 500-548 °C จะมีผลทำให้อนุภาค Al<sub>2</sub>Cu ไม่สามารถแยกออกจากสภาวะการละลายเป็นเนื้อเดียวกับ α-phase ได้ทัน ทำให้ Al<sub>2</sub>Cu ทั้งหมดยังคงอยู่ในสภาวะสารละลายของแข็ง แม้ว่าจะมีอุณหภูมิต่ำที่อุณหภูมิห้องก็ตามเรียก

สารละลายของแข็งชนิดนี้ว่า “สารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด (Supersaturated solid solution)” ซึ่งสารละลายชนิดนี้จะขาดความเสถียรที่อุณหภูมิห้องและจะเกิดการแยกตัวของ  $Al_2Cu$  ในเวลาต่อไปหรือเมื่อมีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ และรูปที่ 2.2 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งกับเวลาในการบ่มแข็งอะลูมิเนียมผสมทองแดงที่อุณหภูมิการบ่มแข็งที่  $150\text{ }^{\circ}C$  พบว่า ที่เวลาในการบ่มแข็งมากขึ้นและปริมาณทองแดงมากขึ้นส่งผลให้ค่าความแข็งมากขึ้นเช่นกัน



รูปที่ 2.2 ค่าความแข็งของอะลูมิเนียมผสมทองแดงเมื่อมีปริมาณธาตุผสมทองแดงที่แตกต่างกัน และผ่านกระบวนการในการบ่มแข็งที่  $150\text{ }^{\circ}C$  (American Foundrymen's Society, Inc., 1996)





รูปที่ 2.3 (ก) แผนภาพการเปลี่ยนเฟสของอะลูมิเนียมผสมทองแดง

(ข) แผนภาพการเกิดเฟสของอะลูมิเนียมผสมทองแดงและแมกนีเซียม

(J. Yan, 2006)

จากรูปที่ 2.3 (ก) และ (ข) พบว่า ปริมาณสัดส่วนทองแดงทำให้อะลูมิเนียมมีความแข็งแรงสูง ซึ่งพบในชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งเทียมและโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 จะมีลักษณะของการพรีซิพิตेटอยู่ 2 ลักษณะด้วยกันขึ้นอยู่กับสัดส่วนของปริมาณของทองแดงกับแมกนีเซียม ถ้าสัดส่วนของทองแดงต่อแมกนีเซียมมากกว่า 8 ลักษณะของพรีซิพิตेटจะมีรูปร่างเป็นแผ่น (Plate shape) ซึ่งมีลำดับการตกตะกอนของเฟส  $Al_2Cu$  เป็นดังนี้

Supersaturated solid solution (SSS)  $\rightarrow$  GPZ (discs)  $\rightarrow$   $\theta''$  (discs)  $\rightarrow$   $\theta'$  (plates)  $\rightarrow$   $\theta$  ( $Al_2Cu$ )

ถ้าสัดส่วนของทองแดงต่อแมกนีเซียมต่ำไม่เกิน 4 พรีซิพิตेटหลัก ๆ จะมีรูปร่างเป็นระแนง (Lath shape) หรือเฟส S ซึ่งมีการลำดับการตกตะกอนของเฟสของแข็ง  $Al_2CuMg$  ดังนี้

Supersaturated solid solution (SSS)  $\rightarrow$  GPZ (rods)  $\rightarrow$   $S'$  (laths)  $\rightarrow$  S ( $Al_2CuMg$ ) (laths)

ซึ่งสามารถสรุปได้ว่า เมื่อส่วนประกอบทางเคมีแตกต่างกันหรือเปลี่ยนแปลงส่งผลต่อลักษณะการตกตะกอนที่ต่างกัน และพรีซิพิตेटจะมีลักษณะที่ต่างกัน

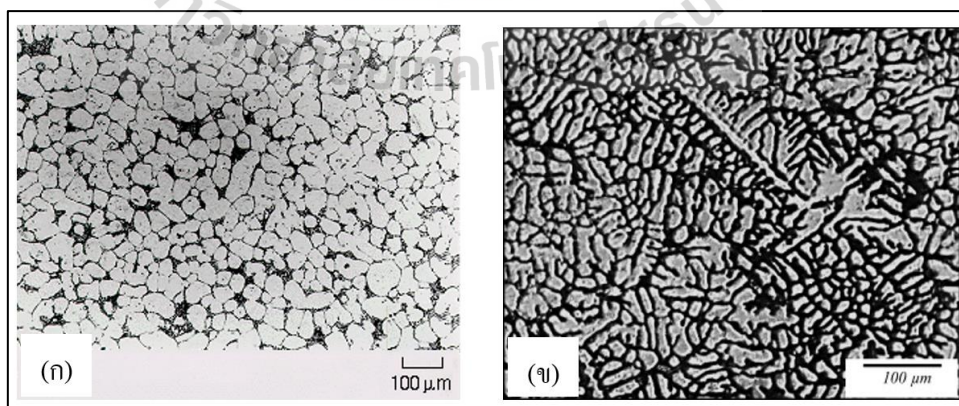
#### 2.1.4 โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024

โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 เป็นโลหะผสม ซึ่งประกอบด้วย อะลูมิเนียม ทองแดง แมกนีเซียม และแมงกานีส ( $Al-Cu-Mg-Mn$ ) ซึ่งเป็นโลหะผสมที่ทำการแปรรูปได้ง่าย

ทั้งในรูปแบบขึ้นรูปร้อน (Hot work) และขึ้นรูปเย็น (Cold work) เนื่องจากมีความเหนียว (Ductility) ต่ำ แต่มีความสามารถในการรับแรงดึงสูงกว่าโลหะผสมอะลูมิเนียมชนิดอื่นๆ และสามารถเพิ่มความแข็งแรงโดยการอบชุบได้ เนื่องจากในเนื้อโลหะมีสารประกอบที่มีโครงสร้างจุลภาคที่เป็นสารประกอบโลหะหลายชนิด คือ S-shape ที่เป็น  $Al_2CuMg$  และ S'-phase ที่เป็น  $Al_2Cu$  และ T-phase ที่เป็น  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  โดยแมงกานีสที่ผสมอยู่ในเนื้อโลหะผสมจะทำให้โลหะผสมดังกล่าวทนทานต่อการกัดกร่อน เหล็กที่ผสมอยู่จะเป็นสารมลทิน (Impurity) ที่จับตัวรวมกับธาตุอื่น ๆ ทำให้เนื้อโลหะมีความอ่อนเหนียว ความแข็งแรงจึงลดลง อย่างไรก็ตาม การละลายของทองแดงในเนื้ออะลูมิเนียมจะทำให้โลหะแข็งขึ้น และการผสมแมกนีเซียมนั้นจะช่วยทำให้โลหะเกิดการแยกเฟสของแข็งขึ้นโดยไม่ต้องผ่านกระบวนการทางความร้อน ทำให้โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 นิยมใช้ทำกระทะล้อรถยนต์ หมุดย้ำต่าง ๆ และโครงสร้างรวมถึงชิ้นส่วนของเครื่องบิน

## 2.2 กระบวนการขึ้นรูปโลหะแบบกึ่งของแข็ง (Semi-solid metal)

กระบวนการขึ้นรูปโลหะแบบกึ่งของแข็ง (เจษฎา วรรณสินธุ์, 2549) เป็นการขึ้นรูปโดยใช้กระบวนการหล่อในขณะที่น้ำโลหะเหลวแข็งตัวบางส่วน โดยที่น้ำโลหะที่แข็งตัวแล้วนั้นจะมีโครงสร้างไม่เป็นเดนไดรต์ (Non-dendritic grain) หรืออาจเรียกว่าเกรนก้อนกลม (Spheroidal หรือ Globular grain) ดังรูปที่ 2.4 (ก) ซึ่งเกรนก้อนกลมที่ลอยตัวอยู่ในน้ำโลหะนั้นจะทำให้อะลูมิเนียมหล่อกึ่งของแข็ง มีความเหนียวมากกว่าน้ำโลหะเหลวหลายเท่า และโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมทำให้มีความเหนียวน้อยกว่าโลหะในสถานะกึ่งแข็งที่เหลวที่มีโครงสร้างแบบเดนไดรต์ โดยลักษณะของโครงสร้างเกรนแบบเดนไดรต์ แสดงดังรูปที่ 2.4 (ข)

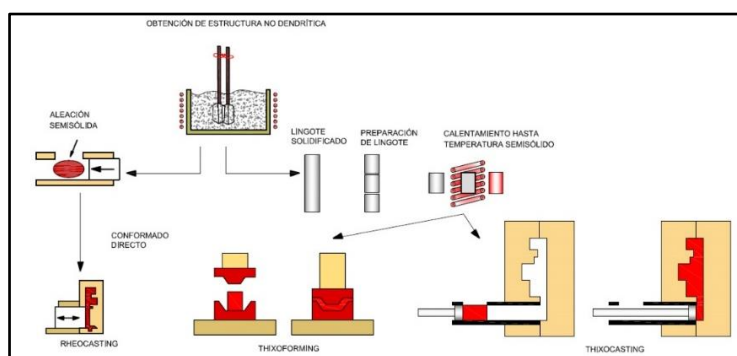


รูปที่ 2.4 โครงสร้างจุลภาค (ก) โครงสร้างจุลภาคแบบเกรนก้อนกลม และ (ข) โครงสร้างจุลภาคแบบเดนไดรต์ (J. Wannasin et al., 2006)

ในกระบวนการขึ้นรูปโลหะแบบกึ่งของแข็งมีหลายวิธีด้วยกัน เช่น การสร้าง Solid particles ในปริมาณที่เหมาะสม ในขณะที่น้ำโลหะกำลังแข็งตัวทำให้เกิดการเคลื่อนที่ของน้ำโลหะ (Forced convection) เพื่อให้เกิดการแตกตัวของเกรนเดนไดรต์หรือมีการเกิด Nucleation มากขึ้น (S. Nafisi et al., 2006; M.C. Fleming et al., 2002) การทำให้เกิดการเคลื่อนที่ของน้ำโลหะนั้นสามารถทำได้หลายวิธี เช่น การกวนน้ำโลหะ การใช้พลังงานสนามแม่เหล็ก (Electro-magnetic) (C.G. Kang et al., 2007) โดยบางส่วนที่เริ่มแข็งตัวจะถูกกระตุ้นด้วยการกวน โครงสร้างแบบเดนไดรต์ก็จะแตกตัวการกวน และการเทให้น้ำโลหะเกิดการเคลื่อนที่การสั่นโดยแรงอัลตราโซนิก (Ultrasonic vibration) ในการควบคุมการแข็งตัวและเวลาที่เหมาะสมทำให้ได้โครงสร้างเกรนแบบก้อนกลม แต่อย่างไรก็ตาม การเติมสารบางชนิดที่เพิ่มการเกิด Nucleation ในการอบละลายเฟสโลหะที่อุณหภูมิในช่วงกึ่งแข็งเป็นเวลานานนั้นจะทำให้เกิดโลหะกึ่งของแข็งได้ด้วยเหมือนกัน ซึ่งกระบวนการขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็งสามารถแบ่งได้เป็น 2 ประเภท คือ กระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ Thixocasting และ Rheocasting โดยมีรายละเอียดของวิธีการในการขึ้นรูปดังนี้

### 2.2.1 กระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ Thixocasting

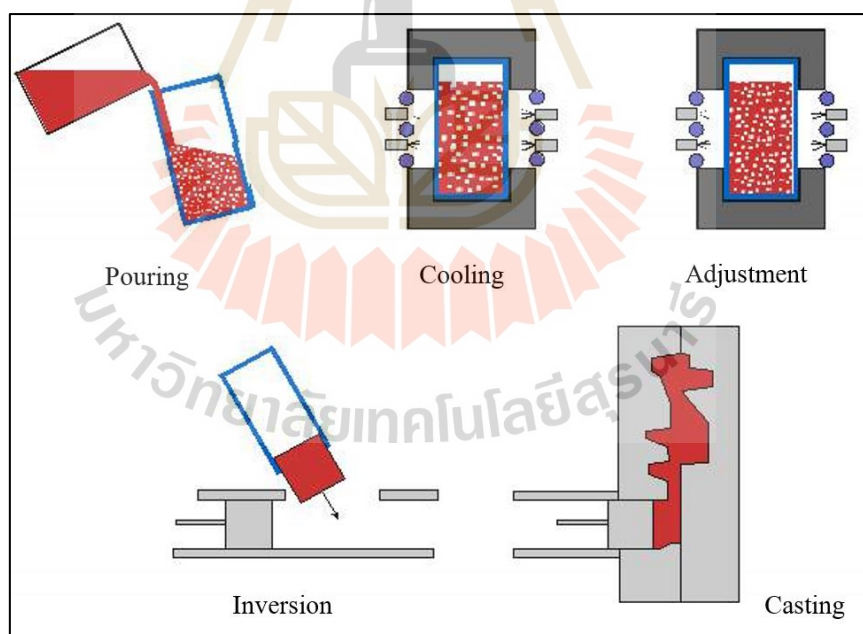
กระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ Thixocasting เป็นเทคนิคการขึ้นรูปชิ้นงานที่มีรูปร่างใกล้เคียงรูปร่างสุดท้าย (Near net shape) จากวัสดุตั้งต้นที่มีโครงสร้างแบบไม่เป็นเดนไดรต์ภายในแม่พิมพ์โลหะ ซึ่งการขึ้นรูปขึ้นงานภายในแม่พิมพ์แบบปิดเรียกว่า “Thixocasting” ในขณะที่การขึ้นรูปขึ้นงานภายในแม่พิมพ์แบบเปิดเรียกว่า “Thixoforging” ดังรูปที่ 2.5 ซึ่งกระบวนการขึ้นรูปแบบ Thixocasting สามารถแบ่งออกได้เป็น 2 ขั้นตอน คือ ขั้นตอนการอบให้ความร้อนกับวัสดุตั้งต้นและทำให้เกิดการหลอมเหลวบางส่วน ซึ่งเป็นขั้นตอนที่สำคัญในการควบคุมสัดส่วนของของแข็งรูปร่างกลมที่มีความละเอียดที่มีการกระจายตัวอยู่ในโลหะหลอมเหลว และขั้นตอนการขึ้นรูปในแม่พิมพ์เพื่อให้ได้ชิ้นงานสำเร็จ



รูปที่ 2.5 กระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ Thixocasting (Semi-Solid Metal Forming, 2560)

## 2.2.2 กระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ Rheocasting

กระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ Rheocasting คือ กระบวนการที่ใช้ในการผลิตโลหะกึ่งของแข็งโดยการให้แรงเฉือนระหว่างการแข็งตัว จากนั้นนั้นส่งผ่านน้ำโลหะกึ่งแข็งที่ได้สู่แม่พิมพ์เพื่อใช้ในการขึ้นรูปโดยตรง ซึ่งสามารถใช้เทคโนโลยีการผลิต เช่น การกวนด้วยแรงทางกลหรือการใช้แรงทางแม่เหล็กไฟฟ้าเช่นเดียวกับการผลิตวัสดุตั้งต้น แต่การขึ้นรูปขึ้นงานด้วยกระบวนการเหล่านี้ยังมีข้อจำกัด เนื่องจากความไม่สม่ำเสมอของโครงสร้างภายในชิ้นงาน จึงต้องแก้ไขด้วยการให้ความร้อนคงที่เป็นระยะเวลาสั้น รวมถึงปัญหาจากความซับซ้อนจากการควบคุมกระบวนการในการผลิต อย่างไรก็ตาม การผลิตด้วยเทคนิคเหล่านี้ยังมีความน่าสนใจเนื่องจากมีความคุ้มค่าในภาพรวมของกระบวนการผลิตที่เกิดขึ้นเป็นไปตามหลัก Slurry-on-demand ซึ่งถือว่าเป็นกระบวนการ New Rheocasting process (NRC) ดังรูปที่ 2.6 โดยทำการหลอมโลหะและควบคุมการแข็งตัวให้เกิดน้ำโลหะกึ่งแข็งด้วยเทคนิคที่กล่าวมาข้างต้น และทำการให้ความร้อนอีกครั้งเพื่อควบคุมอุณหภูมิทั้งชิ้นงานให้สม่ำเสมอ จากนั้นจึงส่งเข้าสู่แม่พิมพ์เพื่อทำการขึ้นรูปต่อไป



รูปที่ 2.6 กระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ Rheocasting  
(Semi-Solid Metal Forming, 2560)

กระบวนการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง (Semi-solid metal, SSM) นักวิจัยทำการพัฒนาและประยุกต์ใช้ในอุตสาหกรรมผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ ชิ้นส่วนขาเทียมหรือแม่พิมพ์ทั้งอุปกรณ์ทางการแพทย์ต่าง ๆ แต่ก็ยังไม่แพร่หลายทำให้ข้อได้เปรียบและประโยชน์ของโลหะกึ่งของแข็งไม่สามารถนำมาใช้ได้อย่างเต็มที่ การพัฒนากระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ Rheocasting เป็นการลดต้นทุนในกระบวนการผลิตแบบ SSM โดยการนำวิธีนี้ไปใช้ในกระบวนการหล่อแบบ Die casting จะทำให้สามารถลดต้นทุนในการผลิตได้ ซึ่งทำให้ได้คุณภาพและสมบัติเชิงกลที่ดีกว่า ในการลดต้นทุนการผลิตสามารถลดได้จากปัจจัยต่าง ๆ เช่น การลดเวลาในการผลิตต่อชิ้น (Cycle time) การลดของเสีย (Defective) การเพิ่มอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ และการลดต้นทุนในกระบวนการทางความร้อน เป็นต้น

ปัจจุบันนี้มีกระบวนการที่สามารถสร้างโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมได้หลายวิธี เช่น กรรมวิธีการกวนทางกล (Mechanical stirring) การกวนด้วยแม่เหล็กไฟฟ้า (Electromagnetic stirring) การสั่นด้วยอัลตราโซนิก (Ultrasonic vibrations) เป็นต้น ซึ่งกระบวนการดังกล่าวต้องอาศัยตัวกลางเพื่อให้เกิดการเคลื่อนที่ไหลวน (Agitation) โดยกระบวนการกวนทางกลจะใช้ใบพัดหรือแท่งกระบอกเพื่อทำให้เกิดการเคลื่อนที่ไหลวนของน้ำโลหะ การกวนด้วยแม่เหล็กไฟฟ้าจะอาศัยแรงทางไฟฟ้าเป็นตัวพาให้เกิดการไหลวนของน้ำโลหะเหลว ส่วนการสั่นทำให้เกิดการเคลื่อนที่ไหลวนของน้ำโลหะเหลวได้เช่นกัน แต่กระบวนการเหล่านี้ก็ยังมีข้อเสียหลายอย่าง เช่น มีราคาสูงและเกิดการแยกตัวของน้ำโลหะเป็นรูเล็ก (Microsegregation) เนื่องจากการกวนที่สัดส่วนของแข็งสูง ซึ่งหลักการเกิดเกรนแบบก้อนกลมเกิดจากการแตกตัวของกิ่งเดนไดรต์ ทำให้เกิดการเคลื่อนที่ไหลวนในช่วงก่อนที่จะมีการแข็งตัวเท่านั้น โดยจะเป็นช่วงที่มีกิ่งเดนไดรต์ที่เล็กมาก ๆ และอยู่ในสถานะที่ไม่เสถียรเนื่องจากอัตราส่วนระหว่างพื้นผิวต่อปริมาตรสูง

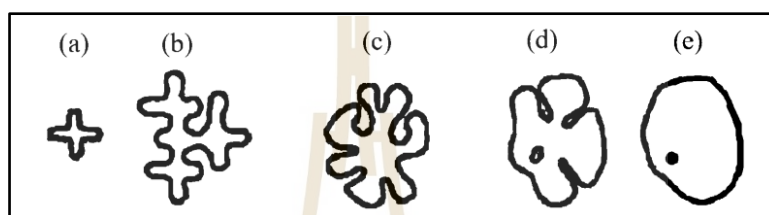
ต่อมานักวิจัยได้พัฒนากระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ Rheocasting อย่างต่อเนื่องทำให้เกิดกระบวนการขึ้นรูปใหม่ ๆ ขึ้น (G. Hong-min et al., 2007) เช่น New Rheocasting (NRCTM) Semi-Solid Rheocast (SSRTM) Sub Liquidus Casting (SLCTM) กระบวนการ CSIR และ Advanced Rheo-diecast Technique (ART) Gas Induced Semi-Solid (GISS) เป็นต้น

### 2.2.3 กลไกของกระบวนการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ Rheocasting

การเกิดของอนุภาคของแข็ง (Solid particles) M.C. Fleming et al.(2002) จากการศึกษาที่ผ่านมาพบว่า ส่วนเล็ก ๆ ที่มีรูปร่างแบบ Equiaxed จำนวนมาก โดยอาจจะเกิดจากกระบวนการ Nucleation and Growth หรือกระบวนการแตกตัวของเดนไดรต์ (Dendritic fragmentation) หรืออาจจะเป็นผลมาจากทั้งสองกระบวนการที่เกิดขึ้น ในขณะที่โลหะเกิด

การแข็งตัว โดยอนุภาคของแข็งเหล่านี้จะโตด้วยการกระจายของอะตอมหรือ Coarsening ทำให้เกรนที่มีรูปร่างแบบ Equiaxed เปลี่ยนเป็นเกรนก้อนกลม

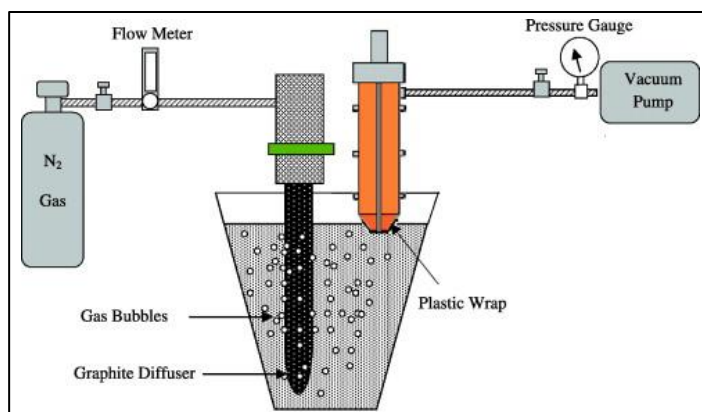
อนุภาคของแข็งที่เริ่มเกิดขึ้นนั้นมีขนาดเล็กและมีปริมาณมาก เกรนก้อนกลมจะเกิดได้โดยตรงจากเกรน Equiaxed ตามกลไกการเกิดอนุภาคของแข็ง ดังรูปที่ 2.7 โดยที่หากอนุภาคเริ่มต้นมีขนาดเล็กก็สามารถโตเป็นเกรนก้อนกลมได้เลย หากอนุภาคมีขนาดใหญ่เกินไปการเกิดเกรนก้อนกลมก็จะเริ่มจากซ้ายไปขวา (a-e)



รูปที่ 2.7 เส้นทางการเติบโตและการ Coarsening ของอนุภาคของแข็ง (M.C. Fleming et al., 2002)

#### 2.2.4 กระบวนการขึ้นรูปกิ่งของแข็งโดยเทคนิคการพ่นฟองแก๊ส

กระบวนการขึ้นรูปกิ่งของแข็งโดยเทคนิคการพ่นฟองแก๊ส (Gas Induced Semi-Solid) (เจษฎา วรรณสินธุ์, 2549) เป็นกระบวนการสร้างโลหะกิ่งของแข็งโดยใช้เทคนิคการพ่นฟองแก๊สผ่านแท่งกราไฟต์พอร์ซ ซึ่ง เป็นเทคนิคแบบใหม่สำหรับการผลิตโลหะกิ่งของแข็งที่มีหลักการคล้ายกับกระบวนการหล่อแบบ Rheocasting ที่ทำให้ได้โครงสร้างเกรนแบบก้อนกลม โดยสมบัติของโลหะกิ่งของแข็งมีหลายประการ ได้แก่ อุณหภูมิต่ำกว่าโลหะหลอมเหลว โลหะที่เริ่มแข็งบางส่วนในขณะที่เทใส่แม่พิมพ์จะมีความหนืดสูงกว่าน้ำโลหะ มีความเค้นการเคลื่อนตัวต่ำกว่าโลหะที่แข็งตัวแล้ว เป็นต้น จากสมบัติดังกล่าวทำให้มีข้อดีหลายอย่างที่สามารถนำไปประยุกต์ใช้ได้หลากหลายในกระบวนการผลิต เช่น ลดการเกิดของเสียจากปฏิกิริยาระหว่างออกซิเจนในขั้นตอนการหล่อโลหะลงในแม่พิมพ์ และลดการเกิดโพรงหดตัว (Shrinkage) และยังสามารถช่วยยืดอายุการใช้งานของแม่พิมพ์อีกด้วย กระบวนการขึ้นรูปกิ่งของแข็งด้วยเทคนิคการพ่นฟองแก๊สแสดงดังรูปที่ 2.8



รูปที่ 2.8 แบบจำลองกระบวนการขึ้นรูปกิ่งของแข็งโดยเทคนิคการฟองแก๊ส  
(เจษฎา วรรณสินธุ์, 2549)

## 2.3 กระบวนการทางความร้อนของโลหะผสมอะลูมิเนียม (Heat treatment of aluminum alloy)

กระบวนการทางความร้อนเป็นกระบวนการที่ทำให้สมบัติทางกลของโลหะผสมอะลูมิเนียมเปลี่ยนแปลงไป เป็นวิธีการที่อาศัยความร้อนในการทำให้เนื้ออะลูมิเนียมเปลี่ยนแปลงไปในทางที่แข็งแรงขึ้น โดยแบ่งเป็น 2 ประเภท ดังนี้

- Heat Treatable คือ โลหะผสมอะลูมิเนียมที่สามารถปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อนได้ ได้แก่ โลหะผสมอะลูมิเนียมกลุ่ม 2XXX, 4XXX, 6XXX และ 7XXX
- Non heat treatable คือ อะลูมิเนียมที่ไม่สามารถปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อนได้ ซึ่งได้แก่ โลหะผสมอะลูมิเนียมกลุ่ม 1XXX, 3XXX, 4XXX (บางตัว) และ 5XXX

### 2.3.1 การกำหนดสัญลักษณ์กระบวนการทางความร้อนสำหรับโลหะผสมอะลูมิเนียม (Temper designation for aluminum alloys)

การกำหนดกระบวนการทางความร้อนของโลหะผสมอะลูมิเนียมขึ้นอยู่กับ การนำไปใช้งาน โดยได้กำหนดตามมาตรฐาน ASM (American Society of Metals) โดยสภาวะ Temper หมายถึง สภาพของโลหะที่ผ่านกรรมวิธีทางโลหะกรรมต่างๆ จนแสดงสมบัติทางกายภาพ และทางกลเป็นที่พึงพอใจของผู้ใช้ สัญลักษณ์ที่ใช้กำกับสภาวะนี้เป็นตัวอักษรภาษาอังกฤษ ได้แก่ F, O, H, W และ T ใช้เขียนหลังชื่อโลหะผสมโดยมีขีดนำหน้า อาจจะมีตัวเลขตามหลัง 1 หรือ 2 ตัว ตัวเลขตัวที่หนึ่งแสดงความแตกต่างในสาระสำคัญของแต่ละกรรมวิธี ตัวเลขตัวที่สองอาจแสดงถึงความแตกต่างในเรื่องปลิกย่อยเล็กน้อย ดังแสดงในตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 สัญลักษณ์ของกระบวนการทางความร้อน (Temper) สำหรับโลหะผสมอะลูมิเนียม

สัญลักษณ์	ความหมาย
T	ถูกอบด้วยความร้อนเพื่อผลิตสมบัติที่มีความเสถียร
T1	ปล่อยให้งานเย็นตัวลงตามปกติในบรรยากาศปกติ และบ่มแข็ง (Naturally aged) โดยธรรมชาติและสภาพงานไม่เปลี่ยนแปลง
T2	ปล่อยให้งานเย็นตัวลงในบรรยากาศปกติความแข็งจะเกิดขึ้นจากการใช้งานที่อุณหภูมิปกติ (Cold worked) โดยธรรมชาติความแข็งเพิ่มขึ้นขณะใช้งาน
T3	นำงานไปทำการอบละลาย (Solution heat treated) แล้วปล่อยให้งานเย็นตัวลง แล้วทำ Naturally aged โดยที่ชิ้นงานไว้ในบรรยากาศจะเกิดความแข็งเอง Strain hardening
T4	ทำ Solution heat treated และ Naturally aged เพื่อให้ความแข็งคงตัว
T5	ปล่อยให้งานค่อยๆเย็นตัวลงในสภาพเดิมแล้วนำไปทำการบ่มแข็งเทียม (Artificially Aged)
T6	เป็นการทำ Solution Heat Treated , Quenching แล้วทำ Artificially Aged
T7	เป็นการทำ Solution Heat Treatment และ Stabilized
T8	เป็นการทำ Solution Heat Treated ต่อด้วย Cold Worked แล้วนำมาทำ Artificially Aged
T9	เป็นการทำ Solution Heat Treated ต่อด้วย Artificially Aged แล้วนำมาทำ Cold Worked
T10	เป็นการให้งานเย็นตัวตามปกติ แล้วนำไปขึ้นรูป Cold Worked แล้วนำมาทำ Artificially aged

### 2.3.2 การเพิ่มความแข็งแรงโดยวิธีการตกตะกอน (Precipitation strengthening)

กระบวนการเพิ่มความแข็งแรงให้แก่โลหะผสมอะลูมิเนียม มีด้วยกันหลายวิธี เช่น การเพิ่มความแข็งแรงด้วยการแปรรูป (Work hardening) การเพิ่มความแข็งแรงด้วยการตกตะกอน (Precipitation Strengthening) การเพิ่มความแข็งแรงด้วยการทำให้เป็นสารละลายของแข็ง (Solid solution strengthening) และการเพิ่มความแข็งแรงด้วยการใช้การกระจายอนุภาค (Dispersion strengthening) โดยทั้ง 4 กระบวนการนี้จะช่วยเพิ่มความแข็งแรงอย่างมีประสิทธิภาพได้ เนื่องจากมีการสร้างสถานะที่มีสิ่งขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน (Dislocation) ซึ่งรายละเอียดของวิธี



ในการเพิ่มความแข็งแรงของงานวิจัยนี้ คือ กระบวนการเพิ่มความแข็งแรงด้วยการตกตะกอน ซึ่งประกอบด้วย 3 ขั้นตอน ซึ่งประกอบด้วย

- 1) การอบละลายเฟส (Solution heat treatment)
- 2) การชุบเย็น (Quenching)
- 3) การบ่มแข็ง (Aging)

โดยแต่ละขั้นตอนของกระบวนการเพิ่มความแข็งแรงด้วยการตกตะกอนมีความสำคัญและวิธีการที่แตกต่างกันไป รายละเอียดดังนี้

#### 2.3.2.1 การอบละลายเฟส (Solution heat treatment)

การอบละลายเฟสเป็นขั้นตอนแรกของกระบวนการเพิ่มความแข็งแรงของโลหะผสมอะลูมิเนียมด้วยวิธีการการตกตะกอน ซึ่งเป็นการให้ความร้อนที่อุณหภูมิระหว่าง Solvus line และ Solidus line และคงไว้ที่อุณหภูมิดังกล่าว เพื่อละลายเฟสที่สอง คือ  $Al_2Cu$  หรือ  $Al_2CuMg$  ซึ่งเป็นเฟสยูเทคติกให้อยู่ในรูปของสารละลายของแข็ง และมีการแพร่อย่างทั่วถึงทั้งชิ้นงาน โดยที่อุณหภูมิและเวลาในการอบละลายเฟสนั้นขึ้นอยู่กับปริมาณของธาตุผสมในโลหะผสมดังกล่าว ตัวอย่างเช่น โลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง (Al-Cu) ดังรูปที่ 2.9 จะใช้อุณหภูมิในการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 540 °C เป็นเวลานาน เพื่อให้ทองแดงที่ผสมอยู่ซึ่งไม่เกินจุดอิ่มตัวละลายเข้าไปในเนื้อของอะลูมิเนียมจนหมด จากนั้นทำให้อะลูมิเนียมเย็นตัวอย่างรวดเร็วโดยการเย็นตัวในน้ำจนถึงอุณหภูมิต่ำ เนื่องจากการเย็นตัวที่เร็วมากนั้นจะทำให้ทองแดงที่เกินจุดอิ่มตัวที่อุณหภูมิห้องถูกกักอยู่ในเนื้ออะลูมิเนียมและไม่สามารถเคลื่อนที่แยกตัวออกจากเนื้ออะลูมิเนียม เพื่อเปลี่ยนเฟสเป็นเฟสใหม่ได้ เมื่อมองในระดับโครงสร้างจุลภาคอะตอมของทองแดงถือเป็นสิ่งแปลกปลอมที่อยู่ในเนื้ออะลูมิเนียม ส่งผลให้การเรียงตัวของอะลูมิเนียมบิดเบี้ยวไปจากที่ควรเป็นก่อให้เกิดความเครียด (Strain) ขึ้น ทำให้โลหะสร้างแรงต้านต่อแรงกระทำภายนอกที่มากกระทำคือ โลหะมีความแข็งแรงมากขึ้นซึ่งเป็นผลมาจากทองแดงที่มีอยู่ในเนื้ออะลูมิเนียม

#### 2.3.2.2 การชุบเย็น (Quenching)

การชุบเย็นเป็นการทำให้โลหะผสมมีการเย็นตัวอย่างรวดเร็วจากอุณหภูมิสูงจนถึงอุณหภูมิต่ำ เพื่อให้ทองแดงและอะลูมิเนียมที่เป็นสารละลายของแข็งในกระบวนการของการอบละลายเฟส ยังคงอยู่ในสถานะสารละลายของแข็งที่อุณหภูมิต่ำ โดยนำโลหะผสมจากขั้นตอนในการอบละลายเฟสมาทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็ว โดยธาตุเหล่านี้จะอยู่ในรูปของสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด (Supersaturated solid solution) และพร้อมที่จะตกตะกอนออกมาเมื่อได้รับพลังงานความร้อนหรือกระบวนการในขั้นตอนของการบ่มแข็ง

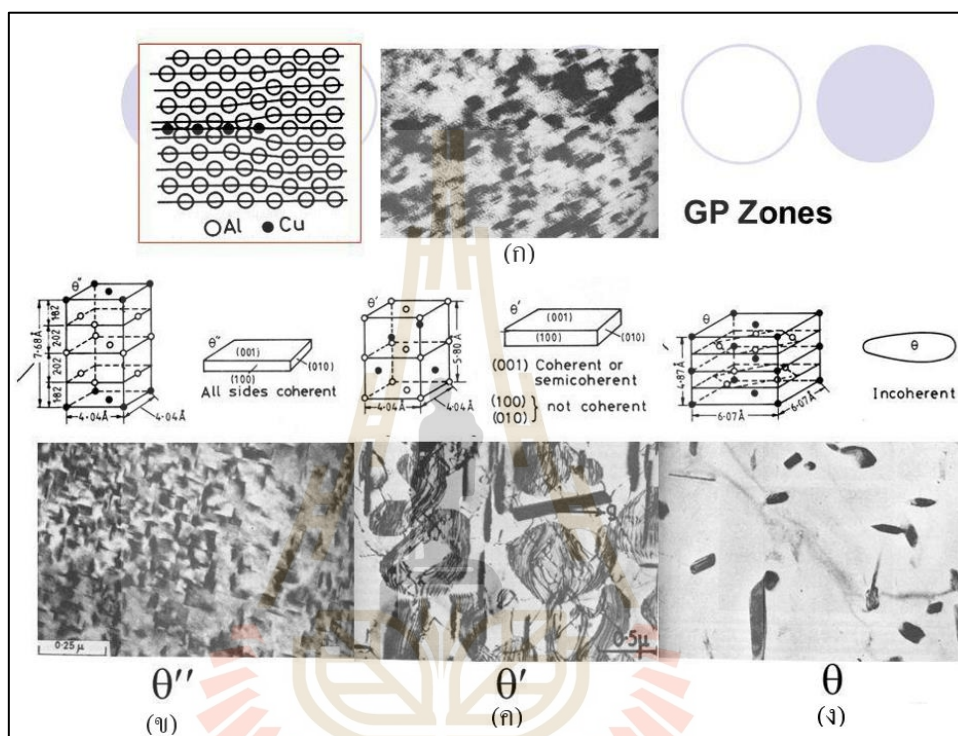
### 2.3.2.3 การบ่มแข็ง (Aging)

กระบวนการนี้จะทำให้เกิดการตกตะกอนของเฟสกึ่งโลหะที่ช่วยเพิ่มความแข็งแรง การบ่มแข็งทำได้โดยการวางชิ้นงานไว้ที่อุณหภูมิห้อง เรียกว่า “การบ่มแข็งธรรมชาติ (Natural aging)” หรือนำการชิ้นงานไปอบที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิห้อง เรียกว่า “การบ่มแข็งเทียม (Artificial aging)” โดยอุณหภูมิของการบ่มแข็งขึ้นอยู่กับชนิดของโลหะผสม และเวลาในการบ่มแข็งที่ให้ค่าความแข็งสูงสุดขึ้นอยู่กับอุณหภูมิในการบ่มแข็ง การบ่มแข็งต้องมีการทำต่อเนื่องจากการทำให้ธาตุผสมละลายเข้าเป็นเนื้อเดียวกันกับอะลูมิเนียม ทองแดงที่มีปริมาณเกินจุดอิ่มตัว หรือในขั้นตอนของการอบละลายเฟส แต่ละลายอยู่เป็นเนื้อเดียวกันกับอะลูมิเนียม นั้นไม่มีเสถียรภาพ โดยมันจะพยายามเกิดการเปลี่ยนเฟสเป็นเฟสใหม่เพื่อแยกตัวออกจากเนื้ออะลูมิเนียม การก่อตัวนี้ต้องอาศัยการพลังงานขับเคลื่อนเพื่อให้เกิดการเคลื่อนที่ของอะตอมอะลูมิเนียมและอะตอมของทองแดง แต่การเคลื่อนตัวของอะตอมในเนื้อโลหะในสภาพของแข็งทำได้ยาก ในทางปฏิบัติถือว่าไม่เกิดขึ้นจึงต้องทำให้อะลูมิเนียมได้รับความร้อนเพื่อช่วยให้อะตอมของธาตุในเนื้อโลหะสามารถเคลื่อนตัวได้ง่ายขึ้น เนื่องจากเฟสใหม่ที่จะเกิดจากทองแดงที่เกินจุดอิ่มตัวกับอะลูมิเนียมบางส่วน นั้นมีระบบผลึกที่แตกต่างจากระบบผลึกของเนื้ออะลูมิเนียมที่มีอยู่เดิม ดังนั้น ในช่วงของการเกิดเฟสใหม่นี้อะตอมของธาตุทั้งสองจะเกิดการขยับตัวไปอยู่ในตำแหน่งที่สมดุลของเฟสใหม่ ส่งผลให้เกิดความไม่สอดคล้องในเรื่องขนาดและรูปร่างของผลึกของเฟสใหม่และเฟสเก่า ก่อให้เกิดความเครียดขึ้นในเนื้อของอะลูมิเนียม ทำให้โลหะสามารถต้านทานต่อแรงกระทำได้สูงขึ้นคือ แข็งแรงมากขึ้น กรรมวิธีทางความร้อนแบบนี้จึงเป็นการให้พลังงานที่เหมาะสมเพื่อให้เกิดสภาวะของการเริ่มเกิดการเปลี่ยนเฟสเป็นเฟสใหม่

ความแข็งแรงของโลหะจะสูงมากเฉพาะในช่วงที่อยู่ระหว่างกระบวนการของการเกิดเฟสใหม่เท่านั้น ถ้าผ่านพ้นช่วงนี้ไปถึงขั้นที่เกิดเฟสใหม่เป็นรูปร่างที่แน่ชัดจากเนื้ออะลูมิเนียมเดิมแล้วอะตอมของธาตุในเฟสใหม่จะไม่เหนียว (Coherent Bond) กับอะตอมของธาตุในเฟสเก่า ซึ่งหมายความว่า จะไม่เกิดความเครียดและความแข็งแรงของอะลูมิเนียมก็จะลดลงกว่าเดิม ปรากฏการณ์นี้เรียกว่า การบ่มมากเกินไป (Over aging) ในขณะที่มีการบ่มแข็งเทียม จะเกิดปรากฏการณ์การเพิ่มความแข็งแรงให้กับอะลูมิเนียมผสมด้วยการตกตะกอน เนื่องจากการบิดเบี้ยวของแลตทิซ สาเหตุจากการเกิด Coherency precipitation ของ  $Al_2Cu$  ซึ่งมีขนาดเล็กมากและกระจายอยู่ทั่วไป ซึ่งเป็นผลให้โลหะผสมมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น ซึ่งเวลาในการบ่มแข็งเทียมต้องเลือกให้มีความเหมาะสม เพราะอาจส่งผลให้เกิดการบ่มมากเกินไป ขนาดของพรีซิพิตเตออาจจะใหญ่ทำให้สมบัติทางกลลดลงได้

### 2.3.2.4 ปริธิพิเทชันใน โลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็ง (Precipitation in age hardening alloys)

หากพิจารณาถึงการเปลี่ยนแปลงที่เกิดขึ้นใน โลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง มีลำดับขั้นตอนในการเปลี่ยนแปลง ดังนี้



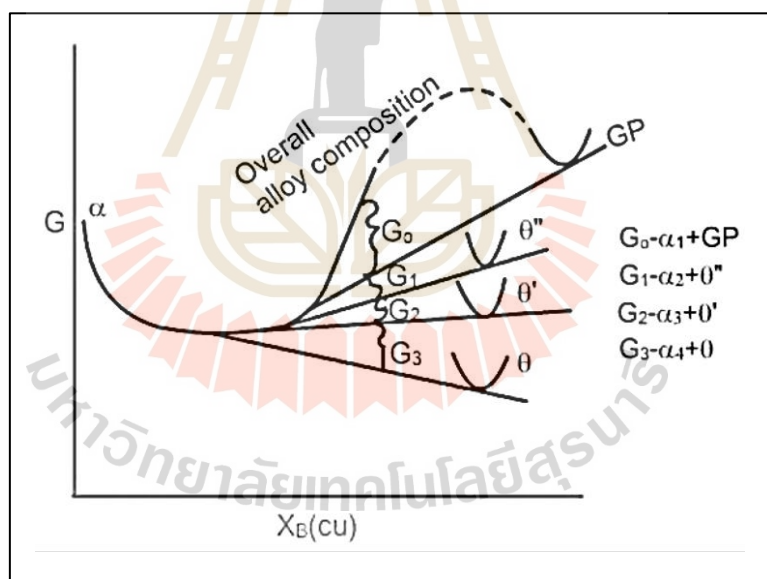
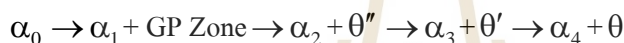
รูปที่ 2.9 โครงสร้างจุลภาคของ โลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดงขณะบ่มที่เวลาต่าง ๆ

(ก) จีพีโซน (ข)  $\theta''$  (ค)  $\theta'$  และ (ง)  $\theta$  (ศิริกุล วิสุทธีเมฆางกูร, 2543)

1. จีพีโซน (GP Zone) ดังรูปที่ 2.9 (ก) เป็นแผนภาพสมดุลกภาพของ อะลูมิเนียม-ทองแดง พิจารณาโลหะผสม Al-4wt%Cu ที่ถูกนำมาให้ความร้อนจนถึงอุณหภูมิ 540 °C โดยที่อุณหภูมินี้ทองแดงอยู่ในสภาวะสารละลายของแข็ง เฟส  $\alpha$  (fcc) เมื่อนำโลหะผสมนี้มา เย็นตัวอย่างรวดเร็วโดยการชุบน้ำ ทำให้ชิ้นงานเย็นตัวลงมาที่อุณหภูมิต่ำ จนไม่มีเวลาในการเปลี่ยนเฟสเป็นเฟสถัดไป ปริมาณของทองแดงในสารละลายของแข็งจึงสูงกว่าความสามารถในการละลายจริงซึ่งจะเป็นแรงผลักดันในการปริธิพิเทตของเฟส  $\theta$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) ถ้านำชิ้นงานมาบ่ม ที่อุณหภูมิต่ำหรือที่อุณหภูมิต่ำกว่า 180 °C เป็นระยะเวลาหนึ่ง ปริธิพิเทตที่เริ่มนิวเคลียเทตเริ่มแรก จะเป็น โคเฮเรียนท์จีพีโซนเพราะพลังงานที่กีดขวางการนิวเคลียชันของจีพีโซนต่ำมาก เนื่องจาก

อินเตอร์เฟสระหว่างจีพีโซนกับเมตริกซ์เป็นแบบโคเฮียเรนต์เต็มที่พลังงานอินเตอร์เฟสจึงต่ำมาก และนอกจากนี้แล้วพลังงานความเครียดที่เกิดขึ้นจากการฟอร์มจีพีโซนก็ต่ำด้วย เพราะการเรียงตัวของเฟสพรีซิพิเตต จีพีโซนอยู่ในทิศทางที่เมตริกซ์มีความอ่อนที่สุด (ทิศทาง  $\langle 100 \rangle$ ) จากรูปที่ 2.9 ความหนาแน่นของเฟสพรีซิพิเตตจีพีโซนมีค่าใกล้เคียงกับการเรียงตัวของอะตอม 2 ชั้น และมีเส้นผ่านศูนย์กลางประมาณ 10 นาโนเมตร ระยะห่างโดยเฉลี่ยของแต่ละจีพีโซนประมาณ 10 นาโนเมตร และในบริเวณของเฟสพรีซิพิเตตจีพีโซนจะมีความเข้มของภาพมากกว่าบริเวณรอบข้าง ซึ่งเกิดจากสนามความเครียดโคเฮียเรนต์ที่ตั้งฉากกับจีพีโซน

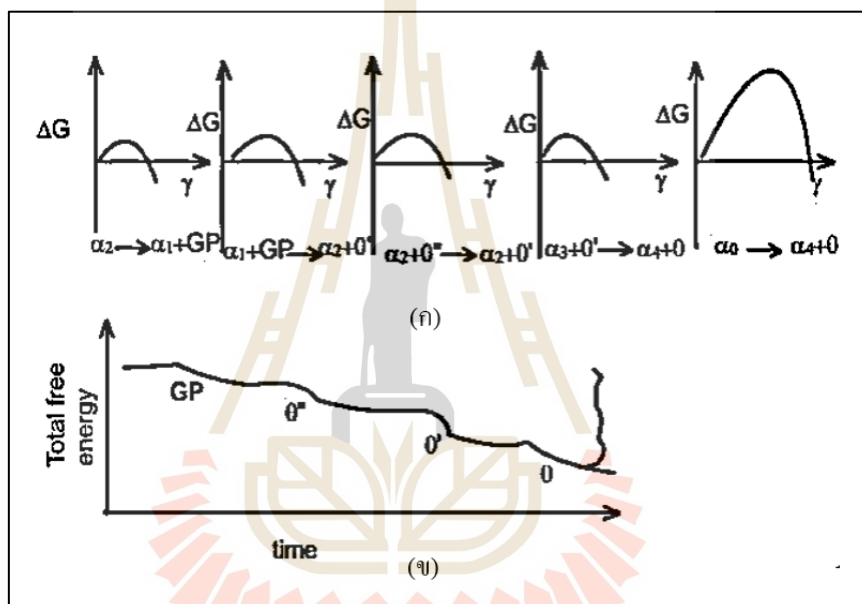
2. ทรานซิชันเฟส (Transition phase) ภายหลังจากการฟอร์มเฟสพรีซิพิเตต จีพีโซนระบบจะมีการเปลี่ยนเฟสไปตามลำดับ ซึ่งขึ้นอยู่กับชนิดของโลหะผสม ดังตารางที่ 2.2 และรูปที่ 2.10 แสดงให้เห็นแผนภาพของพลังงานอิสระกับกระบวนการเปลี่ยนเฟส ดังนี้



รูปที่ 2.10 พลังงานอิสระของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง  
(ศิริกุล วิสุทธ์เมธานุกร, 2543)

ในที่นี้กำหนดให้เฟสพรีซิพิเตตจีพีโซนอยู่บนเส้นพลังงานอิสระเส้นเดียวกับเมตริกซ์ เนื่องจากมีโครงสร้างผลึกที่เหมือนกัน การเปลี่ยนเฟสพรีซิพิเตต  $\theta''$  และเฟสพรีซิพิเตต  $\theta'$  เป็นเฟสที่เสถียรภาพน้อยกว่าเฟสพรีซิพิเตต  $\theta$  จึงมีพลังงานอิสระที่สูงกว่าพลังงาน

อิสระถูกลดลงตามลำดับการเปลี่ยนเฟส โดยที่สถานะที่เสถียรภาพที่สุดประกอบไปด้วย  $\alpha_4 + \theta$  และมีพลังงานอิสระต่ำสุดเท่ากับ  $G_4$  การฟอร์มตัวของเฟสพรีซิพิต  $\theta''$  และเฟสพรีซิพิต  $\theta'$  ก่อนพรีซิพิตมาเป็นเฟสพรีซิพิต  $\theta$  เกิดขึ้น เนื่องจากพลังงานที่ขวางกั้นการนิวคลีเอชันของเฟสพรีซิพิต  $\theta$  จะสูงกว่าเฟสพรีซิพิต  $\theta''$  และเฟสพรีซิพิต  $\theta'$  ซึ่งเป็นเหตุผลเดียวกันกับการนิวคลีเอทของพรีซิพิตเฟสพรีซิพิต  $\theta$  เริ่มต้นแรกของการพรีซิพิตชัน ดังแสดงในรูปที่ 2.11 (ก) นอกจากนี้การเปลี่ยนเฟสแบบทรานซิชันทำให้พลังงานอิสระของระบบลดลงได้รวดเร็วกว่าการเปลี่ยนเฟสเป็น  $\theta$  โดยตรง ดังแสดงในรูปที่ 2.11 (ข)



รูปที่ 2.11 (ก) พลังงานกีดขวางการเปลี่ยนเฟสในลำดับต่าง ๆ

(ข) การเปลี่ยนแปลงพลังงานอิสระตามลำดับเวลาของการเปลี่ยนเฟส

(ศิริกุล วิสุทธิ์เมธางกูร, 2543)

รูปที่ 2.12 แสดงโครงสร้างผลึกของพรีซิพิตเฟส  $\theta''$ ,  $\theta'$  และ  $\theta$  เทียบกับเมตริกซ์ พรีซิพิตเฟส  $\theta''$  มีโครงสร้างผลึกเป็นเตตระโกนอล ซึ่งจริง ๆ แล้วเป็นโครงสร้างแบบ fcc ที่มีการบิดตัวไปโดยมีอะตอมของทองแดงและอะลูมิเนียมเรียงตัวกันอย่างมีระเบียบบนระนาบ (001) ความสัมพันธ์ของการเรียงตัวระหว่างเฟสพรีซิพิต  $\theta''$  กับเมตริกซ์ คือ (001) $_{\theta''}$  ขนานกับ (001) $_{\alpha}$  และ (001) $_{\theta''}$  ขนานกับ [001] $_{\alpha}$  ภาพถ่ายจาก TEM ในรูปที่ 2.9 (ข) แสดงให้เห็นความเข้มของ

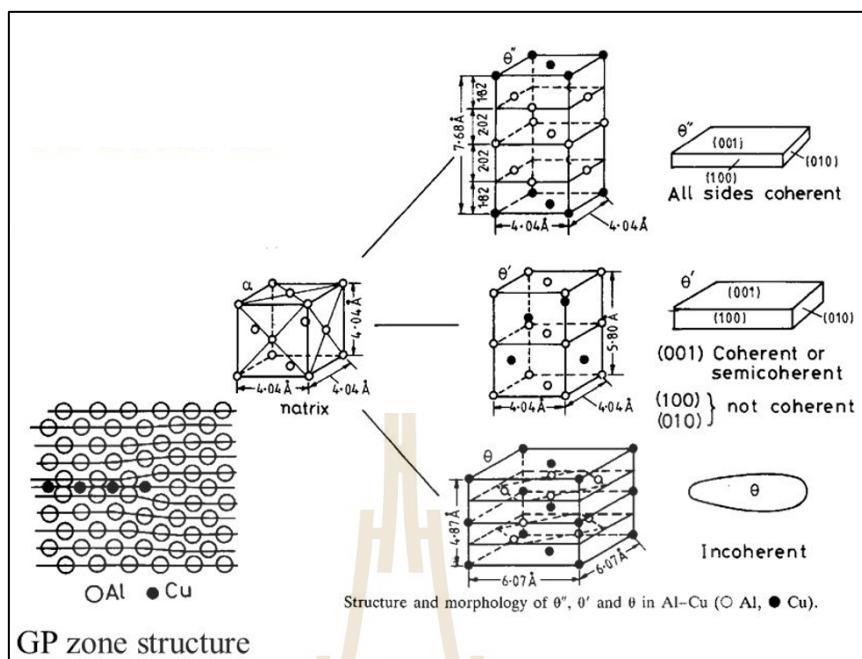
เฟสพรีซิพิต  $\theta''$  ที่แตกต่างไปจากเมตริกซ์ เฟสพรีซิพิต  $\theta''$  มีความหนาประมาณ 10 นาโนเมตร และเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ย 100 นาโนเมตร

เฟสพรีซิพิต  $\theta'$  มีโครงสร้างแบบเตตราโกนอลและมีส่วนประกอบใกล้เคียงกับ  $\text{Al}_2\text{Cu}$  ระบาย  $(001)_{\theta'}$  เหมือนกับ  $(001)_{\alpha}$  แต่ระบาย  $(001)$  และ  $(010)$  มีโครงสร้างผลึกเดี่ยวที่ต่างไปจากเมตริกซ์ แผ่นของเฟสพรีซิพิต  $\theta'$  ขนานกับระบาย  $(001)$  ของเมตริกซ์ เช่นเดียวกับการจัดตัวของเฟสพรีซิพิต  $\theta''$  ในช่วงแรกของการฟอร์มตัวหน้ากว้างของแผ่นจะฟอร์มโคเฮียเรนท์กับเมตริกซ์ แต่จะสูญเสียความเป็นโคเฮียเรนท์ไปเมื่อเฟสพรีซิพิต  $\theta'$  ขยายตัวขึ้น

ตารางที่ 2.2 ลำดับการพรีซิพิตชัน (ศิริกุล วิสุทธ์เมธางกูร, 2543)

Base metal	Alloy	Precipitation sequence
<b>Aluminum</b>	Al-Ag	GPZ (spheres) $\rightarrow$ $\gamma'$ (plates) $\rightarrow$ $\gamma$ ( $\text{Ag}_2\text{Al}$ )
	Al-Cu	GPZ (discs) $\rightarrow$ $\theta''$ (discs) $\rightarrow$ $\theta'$ (plates) $\rightarrow$ $\theta$ ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ )
	Al-Cu-Mg	GPZ (rods) $\rightarrow$ $S'$ (laths) $\rightarrow$ $S$ ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) (laths)
	Al-Zn-Mg	GPZ (spheres) $\rightarrow$ $n'$ (plates) $\rightarrow$ $n$ ( $\text{MgZn}_2$ ) (plates or rods)
	Al-Mg-Si	GPZ (rods) $\rightarrow$ $\beta'$ (rods) $\rightarrow$ $\beta$ ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ ) (plates)
<b>Copper</b>	Cu-Be	GPZ (discs) $\rightarrow$ $\gamma'$ $\rightarrow$ $\gamma$ ( $\text{CuBe}$ )
	Cu-Co	GPZ (spheres) $\rightarrow$ $\beta$ ( $\text{Co}$ ) (plates)
<b>Iron</b>	Fe-C	$\epsilon''$ -carbide(discs) $\rightarrow$ $\text{Fe}_3\text{C}$ (plates)
	Fe-N	$\alpha''$ (discs) $\rightarrow$ ( $\text{Fe}_4\text{N}$ )
<b>Nickel</b>	Ni-Cr-Ti-Al	$\gamma'$ (cubes or spheres)

ในขณะที่ขอบของเฟสพรีซิพิต  $\theta'$  ฟอร์มอินโคเฮียเรนท์กับเมตริกซ์ จากรูปที่ 2.9 (ค) เฟสพรีซิพิต  $\theta'$  มีเส้นผ่านศูนย์กลางประมาณ 1 ไมโครเมตร และมีคิสโลเคชันเกิดขึ้นที่หน้ากว้างเนื่องมาจากความเครียด คิสโลเคชันนี้มีชื่อเรียกว่ามิสฟิตคิสโลเคชัน เนื่องจากส่วนขอบของจานของเฟสพรีซิพิต  $\theta'$  เป็นอินโคเฮียเรนท์จึงไม่ปรากฏสนามความเครียดจากโคเฮียเรนท์ดังที่พบในเฟสพรีซิพิต  $\theta''$

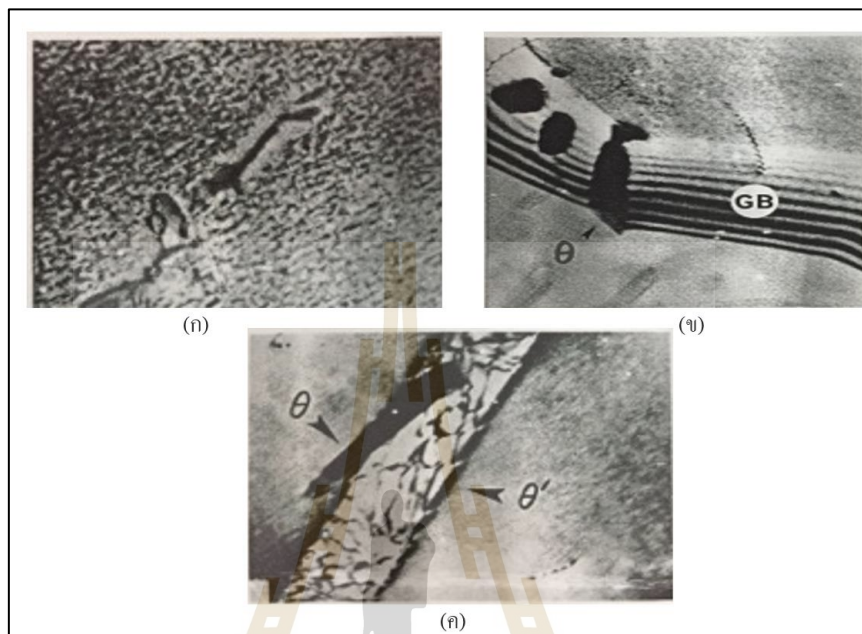


รูปที่ 2.12 โครงสร้างผลึกของเฟสพรีซิพิตของ  $\theta''$ ,  $\theta'$  และ  $\theta$  เมื่อเทียบกับเมตริกซ์  $\alpha$   
(ศิริกุล วิสุทธ์เมฆางกูร, 2543)

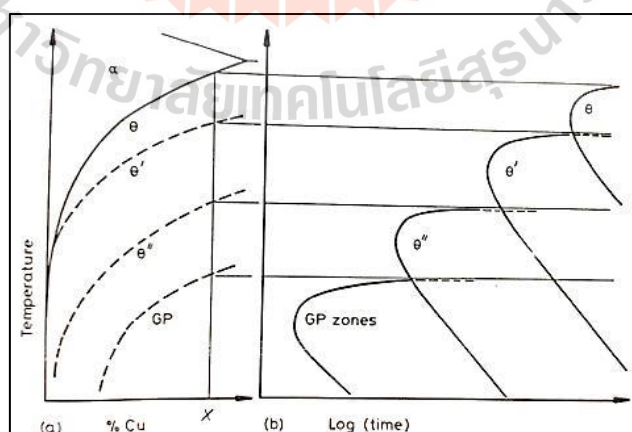
เฟสพรีซิพิตที่เสถียรภาพ คือ เฟสพรีซิพิต  $\theta$  มีส่วนประกอบโดยประมาณ คือ  $\text{Al}_2\text{Cu}$  และมีโครงสร้างผลึกเป็นแบบบอดีเซนเตอร์เตตระโกนอล (Body-centered tetragonal) ดังแสดงในรูป 2.12 ทุก ๆ อินเตอร์เฟสของ  $\theta$  จะฟอร์มอิน โคเฮียเรนท์กับเมตริกซ์ ดังรูปที่ 2.9 (ง) แสดงให้เห็นเฟสพรีซิพิต  $\theta$  ที่มีขนาดใหญ่และมีการกระจายตัวกันอย่างห่าง ๆ

การเปลี่ยนเฟสจากเฟสพรีซิพิตจีพีโซนไปเป็นเฟสพรีซิพิต  $\theta''$  จะเกิดการเปลี่ยนเฟสขึ้นบนเฟสพรีซิพิตจีพีโซน ในขณะที่เฟสพรีซิพิต  $\theta'$  เกิดการเปลี่ยนเฟสบนดิสโลเคชันในเมตริกซ์และมีการเรียงตัวใน 2 แนวตามทิศทาง เพราะว่าดิสโลเคชันในเมตริกซ์มีความสามารถในการลดสนามความเครียดที่เกิดได้ดีที่สุด ดังแสดงในรูปที่ 2.13 (ก) แสดงการนิวคลิเอชันของเฟสพรีซิพิต  $\theta'$  บนดิสโลเคชัน ในขณะที่เฟสพรีซิพิต  $\theta''$  เริ่มละลายไปหลังจากที่เวลาในการบ่มแข็งผ่านไปช่วงหนึ่ง เฟสพรีซิพิต  $\theta$  เริ่มเกิดบนขอบเกรน ดังแสดงในรูปที่ 2.13 (ข) หรืออินเตอร์เฟสระหว่างพรีซิพิต  $\theta'$  กับเมตริกซ์ ดังแสดงในรูปที่ 2.13 (ค) ลำดับการเปลี่ยนเฟสทั้งหมดนี้เกิดขึ้น ได้ก็ต่อเมื่อโลหะผสมได้รับการบ่มที่อุณหภูมิต่ำกว่าเส้นของแข็ง (Solvus line) ของจีพีโซน แต่ถ้าอุณหภูมิของการบ่มแข็งสูงกว่าเส้นของแข็งของเฟสพรีซิพิต  $\theta''$  แต่ต่ำกว่าเส้นของแข็งของเฟสพรีซิพิต  $\theta'$  พรีซิพิตที่ฟอร์มเริ่มแรกจะเป็น  $\theta'$  ที่นิวคลิเอทบนขอบเกรน

เช่นเดียวกันถ้าโลหะผสมเดิมมีเฟสพรีซิพิตเจ็พโซนอยู่ในเมตริกซ์ถูกนำมาให้ความร้อนสูงกว่าเส้นของแข็งของเจ็พโซนจะพบว่าเจ็พโซนจะละลายไปซึ่งปรากฏการณ์นี้เรียกว่า “รีเวอร์ชัน (Reversion)”



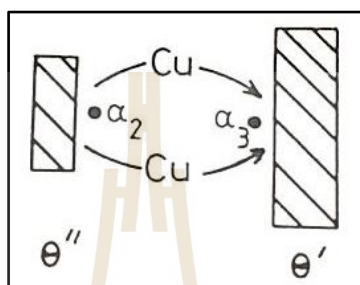
รูปที่ 2.13 ตำแหน่งการนิวคลีโอเซชันใน โลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง (ก)  $\theta'' \rightarrow \theta'$  ที่ดิสโลเคชัน (ข)  $\theta$  นิวคลีโอเซที่ขอบเกรน (ค)  $\theta' \rightarrow \theta$  ที่อินเตอร์เฟสระหว่างเมตริกซ์กับ  $\theta'$  (ศิริกุล วิสุทธีเมธางกูร, 2543)



รูปที่ 2.14 แผนภาพ TTT ของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง (ศิริกุล วิสุทธีเมธางกูร, 2543)



อิทธิพลของอุณหภูมิที่ใช้ในการบ่มแข็งกับลำดับการพรีซิพิตชันด้วยแผนภาพ TTT ในรูปที่ 2.14 แสดงถึงอัตราการเปลี่ยนรูปที่เร็วที่สุดขึ้นอยู่กับอัตราการนิวคลีเอชันว่าเป็นไปได้เร็วเพียงใด ดังนั้นในช่วงเริ่มแรกของการพรีซิพิตเตต จะมีจำนวนพรีซิพิตเตตมากและมีการกระจายตัวกันอย่างหนาแน่น ในขณะที่ลำดับหลัง ๆ ของการพรีซิพิตเตชัน ขนาดพรีซิพิตเตตโตขึ้นและอยู่ห่างกันมากขึ้น



รูปที่ 2.15 การแพร่ของทองแดงจากเฟสพรีซิพิตเตต  $\theta''$  ไปยังเฟสพรีซิพิตเตต  $\theta'$  ทำให้เฟสพรีซิพิตเตต  $\theta'$  โตขึ้นในขณะที่เฟสพรีซิพิตเตต  $\theta''$  เริ่มหายไป (ศิริกุล วิสุทธีเมฆางกูร, 2543)

รูปที่ 2.15 แสดงให้เห็นกลไกการเปลี่ยนแปลงจากเฟสพรีซิพิตเตต  $\theta'' \rightarrow \theta'$  ย้อนกลับไปพิจารณารูปที่ 2.9 พบว่า ความเข้มข้นของทองแดงในเมตริกซ์ที่ใกล้เคียงกับเฟสพรีซิพิตเตต  $\theta'' (\alpha_2)$  สูงกว่าในเมตริกซ์ที่ใกล้เคียงกับเฟสพรีซิพิตเตต  $\theta' (\alpha_3)$  ดังนั้น Cu ในเมตริกซ์จะแพร่ออกจากบริเวณของเฟสพรีซิพิตเตต  $\theta''$  ทำให้ เฟสพรีซิพิตเตต  $\theta''$  เริ่มละลายไปในขณะที่เฟสพรีซิพิตเตต  $\theta'$  เริ่มโตขึ้น

## 2.4 การตรวจสอบโครงสร้างทางโลหะวิทยา

การตรวจสอบโครงสร้างทางโลหะวิทยา เป็นการตรวจสอบลักษณะทางกายภาพและขนาดของเกรนที่เกิดจากการปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อน (Heat treatment) โดยการตรวจสอบโครงสร้างทางโลหะวิทยาสามารถตรวจสอบโครงสร้างโดยใช้กล้องจุลทรรศน์ซึ่งมีรายละเอียดดังต่อไปนี้

### 2.4.1 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical microscope, OM)

การตรวจสอบโครงสร้างโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ชิ้นงานที่ใช้ในการตรวจสอบจะต้องมีการเตรียมชิ้นงานโดยการขัดผิวชิ้นงานกับกระดาษทรายน้ำเบอร์ต่าง ๆ ที่

กำหนดไว้ จากนั้นเป็นการขัดกับผ้าสักหลาดด้วยผงอะลูมินา แล้วจึงใช้สารละลายเจือจางตามความเหมาะสมของชิ้นงาน หลังจากนั้นนำไปล้างทำความสะอาดและเป่าให้แห้งก่อนนำไปตรวจสอบโครงสร้าง

#### 2.4.2 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope, SEM)

การตรวจสอบโครงสร้างด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดจะต้องมีการเตรียมผิวงานโดยการขัดให้เรียบเพื่อให้สัญญาณในการตรวจสอบที่ดี จากนั้นจึงทำการเคลือบชิ้นงานด้วยทองคำหรือคาร์บอนเพื่อช่วยให้เกิดการสะท้อนของอิเล็กตรอน ในงานที่ต้องใช้ Backscattered electron detector (BSE) ซึ่งเป็นตัวตรวจจับสัญญาณ Primary electron ที่ชนตัวอย่างแล้วกระเจิงย้อนกลับในทิศทางเดิม ทุกขั้นตอนของการวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดนั้นมีความสำคัญต่อคุณภาพของภาพที่จะถูกบันทึกและผลการวิเคราะห์ ดังนั้นขั้นตอนต่าง ๆ เช่น การเตรียมตัวอย่าง การ Fix การ Dehydrate การเก็บรักษาชิ้นงานตัวอย่าง การเคลือบ การตั้งค่าใช้งานของกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด การเลือกจุดบันทึกภาพที่ตอบโจทย์ รวมไปถึงรายละเอียดอื่น ๆ ต้องถูกใส่ใจเป็นอย่างดี

#### 2.4.3 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน (Transmission electron microscope, TEM)

การตรวจสอบโครงสร้างด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน เป็นกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนที่ใช้ศึกษาตัวอย่างชนิดบาง ซึ่งเตรียมขึ้น โดยวิธีพิเศษเพื่อให้ลำอนุภาคอิเล็กตรอนผ่านทะลุได้ การสร้างภาพจากกล้องประเภทนี้จะทำได้โดยการตรวจวัดอิเล็กตรอนที่ทะลุผ่านตัวอย่าง จุดประสงค์ของการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน เพื่อดูพฤติกรรม การเปลี่ยนแปลงของเนื้อโลหะหลังจากกระบวนการทางความร้อน โดยคุณลักษณะการกระจายตัวของธาตุต่าง ๆ และลักษณะของเกรนที่เปลี่ยนไป

### 2.5 สมบัติทางกล (Mechanical properties)

สมบัติทางกล (Mechanical properties) เป็นสมบัติที่เกี่ยวข้องกับปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นของวัสดุ เมื่อมีแรงภายนอกมากระทำต่อวัสดุ ได้แก่ ความแข็ง (Hardness) ความต้านแรงดึง (Tensile strength) ความสามารถในการยืดตัว (Elongation) เป็นต้น ซึ่งในงานวิจัยนี้จะกล่าวถึงสมบัติทางกลของวัสดุทางด้านความแข็งและความต้านแรงดึง โดยมีรายละเอียด ดังต่อไปนี้

#### 2.5.1 การทดสอบความแข็ง (Hardness test)

วัสดุแต่ละชนิดมีสมบัติทางกลที่แตกต่างกัน เนื่องจากอิทธิพลของธาตุต่าง ๆ ที่ผสมอยู่ในเนื้อวัสดุตั้งแต่กระบวนการผลิต กระบวนการแปรรูป รวมไปถึงสมบัติโดยธรรมชาติของ

วัสดุอื่น ๆ อย่างไรก็ตาม สมบัติทางกลด้านความแข็งแรงของวัสดุเป็นดัชนีชี้วัดที่นิยมใช้ในการตรวจสอบทางโลหะวิทยา

ความแข็ง คือ ความต้านทานต่อแรงกดหรือการขีดขีดของวัสดุ ซึ่งโดยทั่วไปสามารถทดสอบได้โดยใช้การทดสอบแบบทำลาย ดังนั้นการทดสอบความแข็งจึงสามารถทำได้หลายวิธี แต่ในทางโลหะวิทยา การวัดความแข็งนั้นจะเป็นการทดสอบความสามารถของโลหะในการต้านการเปลี่ยนรูปร่าง (Plastic deformation) เมื่อถูกแรงกดจากหัวกดกระทำลงบนผิวของวัสดุทดสอบ

#### 2.5.1.1 การทดสอบความแข็งแบบร็อกเวลล์ (Rockwell hardness test)

หลักในการทดสอบจะใช้หัวกดที่มีขนาดเล็ก ค่าของแรงที่ใช้กดและขนาดของหัวกดสามารถเปลี่ยนได้ขึ้นอยู่กับสเกลของความแข็งที่จะเลือกใช้ให้เหมาะสมกับชนิดของวัสดุที่ใช้ทดสอบ การอ่านค่าความแข็งจะอ่านโดยตรงจากเครื่อง วิธีการทดสอบจะใช้แรงกระทำเพียงเล็กน้อย คือ 10 กิโลกรัม จากนั้นเพิ่มแรงกระทำขึ้นเรื่อย ๆ ซึ่งขนาดแรงมีตั้งแต่ 60-100 กิโลกรัม ขึ้นอยู่กับขนาดและชนิดของหัว แสดงดังตารางที่ 2.3 รอยกดที่บุ๋มลงไปในงานมีขนาดเล็กจึงไม่ทำลายผิวของชิ้นงานทดสอบ ความหนาของวัสดุที่ใช้ในการทดสอบต้องมีความหนาเป็น 8 เท่าของความลึกรอยกด ตำแหน่งของรอยกดต่าง ๆ ควรมีระยะห่างควรมีระยะห่างระหว่างกัน โดยวัดจากเส้นผ่านศูนย์กลางของรอยบุ๋มไม่น้อยกว่า 4 เท่า

ตารางที่ 2.3 สเกลการทดสอบความแข็งและชนิดของหัวกดของการวัดความแข็งแบบร็อกเวลล์

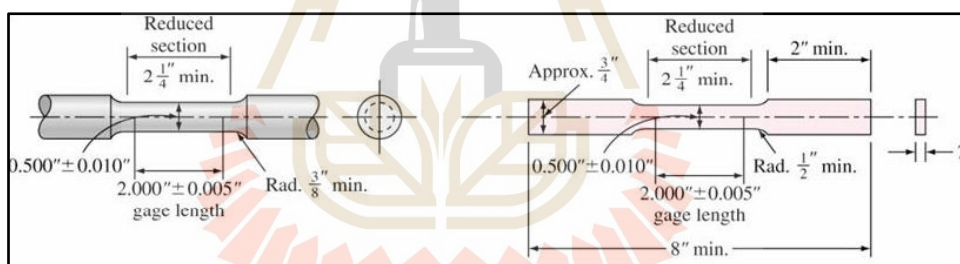
สเกล	ประเภทหัวกด	แรงกด (kgf)	การใช้งาน
A	หัวกดเพชร	60	ซีเมนต์คาร์ไบด์ เหล็กกล้าที่มีขนาดบางและเหล็กกล้าชุบแข็งผิวไม่ลึก
B	ลูกบอลเหล็กกล้าชุบแข็ง 1/16"	100	โลหะผสมทองแดง เหล็กกล้าที่ไม่แข็งมาก โลหะผสมอะลูมิเนียม และเหล็กอ่อนอบเหนียว
C	หัวกดเพชร	150	เหล็กกล้า เหล็กหล่อที่มีความแข็งสูง เหล็กอ่อนอบเหนียวชนิดเพอร์ริติก ไทเทเนียม เหล็กกล้าชุบแข็งที่ผิวลึก และวัสดุอื่น ๆ ที่มีความแข็งมากกว่า 100 HRB

หมายเหตุ kgf (Kilogram force) หมายถึง หน่วยของแรงที่ใช้ในการกด

### 2.5.2 การทดสอบความต้านแรงดึง (Tensile test)

การทดสอบความต้านแรงดึงเป็นการทดสอบพื้นฐานทางวิศวกรรมเพื่อศึกษาความแข็งแรงของวัสดุเมื่อได้รับแรงดึงในทิศทางเดียว (Uniaxial tensile test) ซึ่งเป็นการทดสอบที่มีการยอมรับกันอย่างกว้างขวาง โดยค่าสมบัติเชิงกลที่สนใจก็คือ Ultimate tensile strength (UTS), yield strength และ % Elongation จะถูกนำมาใช้สำหรับการออกแบบและเลือกสรรวัสดุเพื่อนำมาใช้งานทางวิศวกรรมได้อย่างถูกต้องและเหมาะสม

ชิ้นงานมาตรฐานที่ใช้ในการทดสอบแรงดึงอาจเป็นชิ้นงานรูปทรงกระบอกหรือเป็นชิ้นงานที่มีลักษณะเป็นแผ่น ดังแสดงในรูปที่ 2.16 ปลายทั้งสองข้างของชิ้นงานที่ใช้สำหรับยึดชิ้นงานเข้ากับเครื่องทดสอบจะต้องมีขนาดและพื้นผิวที่เหมาะสม เพื่อป้องกันการหลุดออกระหว่างการดึงชิ้นงาน ส่วนขนาดความยาวของเกจ (Gauge length,  $L_0$ ) จะถูกกำหนดให้เป็นค่ามาตรฐาน ซึ่งจะแปรผันกับขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง ( $D_0$ ) หรือพื้นที่หน้าตัดของชิ้นงาน ( $A_0$ ) เนื่องจากถ้าหากชิ้นงานมีขนาดของความยาวเกจที่มากเกินไปอาจทำให้เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (%Elongation) ที่ได้มีค่าน้อยกว่าความเป็นจริง



รูปที่ 2.16 ตัวอย่างชิ้นงานทดสอบแรงดึง (Dieter, G.E., 1998)

### 2.6 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ในการสำรวจงานวิจัยที่เกี่ยวข้องพบว่า การเลือกใช้อะลูมิเนียมจะมองถึงสมบัติทางกลลักษณะของงานที่จะนำไปใช้ โดยแต่ละงานจะใช้อะลูมิเนียมเกรดต่าง ๆ แตกต่างกันไป หากเป็นอะลูมิเนียมที่ได้ผ่านการปรับปรุงด้วยกระบวนการทางความร้อน สมบัติทางกลก็จะเปลี่ยนไปเพื่อให้เหมาะสมกับสถานะการนำไปใช้ ดังนั้นในงานวิจัยนี้เพื่อให้สอดคล้องกับลักษณะของงานวิจัยจึงนำเสนองานวิจัยที่เกี่ยวข้อง 2 ส่วนหลัก ๆ ส่วนที่หนึ่ง คือ การปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกระบวนการทางความร้อนของโลหะผสมอะลูมิเนียมแบบปกติและแบบมีการบ่มแข็งมากกว่าหนึ่งครั้ง และส่วนที่สองคือการเกิดพรีซิพิตของโลหะผสมอะลูมิเนียม โดยมีรายละเอียดดังนี้

### 2.6.1 การปรับปรุงสมบัติของโลหะผสมอะลูมิเนียมโดยกระบวนการทางความร้อน

กระบวนการทางความร้อน (Heat treatment) คือ กระบวนการที่ทำให้เนื้ออะลูมิเนียมและโครงสร้างทางจุลภาคเปลี่ยนแปลงไป โดยใช้ความร้อนทำให้อะลูมิเนียมที่ได้มีความแข็งและความแข็งแรงเพิ่มขึ้นจากเดิม โดยใช้ 2 ปัจจัยคือ อุณหภูมิและเวลา โลหะผสมอะลูมิเนียมที่สามารถนำมาปรับปรุงด้วยกระบวนการทางความร้อนได้แก่ อะลูมิเนียมกลุ่ม 2XXX ลักษณะของกระบวนการทางความร้อนแบ่งออกเป็น 2 ส่วน

#### 2.6.1.1 การบ่มแข็งแบบขึ้นตอนเดียว (single aged)

B.S. Lee et al. (2008) ได้ทำการศึกษาสมบัติทางกลของชิ้นงาน โลหะผสมอะลูมิเนียม ทองแดง (Al-4.5%Cu) ที่ผ่านกระบวนการอัดรีดขึ้นรูปในช่วงกึ่งของแข็ง (Semi-solid state) โดยใช้กระบวนการทางความร้อนแบบ T6 ซึ่งทำการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 500 °C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง ตามด้วยการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 170 °C เป็นเวลา 250 ชั่วโมง พบว่า สมบัติทางกลของชิ้นงานที่ผ่านการอัดรีดขึ้นรูป มีค่าความต้านแรงดึงและค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวสูง โดยที่การอัดรีดแบบทั่วไปมีค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดที่ 340 MPa แต่การอัดรีดแบบกึ่งของแข็งมีค่าความต้านแรงดึงที่ 290 MPa เมื่อนำชิ้นงานไปผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 พบว่า ค่าความต้านแรงดึงไม่แตกต่างกัน การขึ้นรูปแบบการอัดรีดแบบกึ่งของแข็งเมื่อนำมาผ่านกระบวนการทางความร้อนจะให้สมบัติทางกลที่ดีขึ้น ซึ่งพบว่าควรนำไปทำการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 300 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง สำหรับชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง ภายหลังจากการอบอ่อนพบว่าลักษณะ โครงสร้างจุลภาคเป็นเกรนที่มีขนาดใกล้เคียงกันทุกทิศทางและในบริเวณ Sub grain จะเกิดผลึกใหม่

H. Möller et al. (2010) ได้พิสูจน์ว่าการปรับปรุงสมบัติทางกลโดยการอบละลายเฟสของโลหะผสมอะลูมิเนียม เกรด 7075, 2024, 6082 และ A201 พบว่า ในโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 สภาวะที่ให้ค่าสมบัติทางกลดีที่สุดคือ อบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 480 °C เป็นเวลา 14 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง

U. A. Curle (2010) ได้ศึกษากรรมวิธีทางความร้อนของอะลูมิเนียม-อัลลอยด์ที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปแบบโลหะกึ่งของแข็ง เกรด 2024, 6082 และเกรด 7075 โดยการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 480, 540 และ 475 °C ที่เวลา 14, 2 และ 4 ชั่วโมง ตามลำดับ และทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190, 177 และ 120 °C ที่เวลา 12, 10 และ 24 ชั่วโมง ตามลำดับ โดยภายหลังจากการปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อน พบว่า อะลูมิเนียมอัลลอยด์เกรด 2024 ให้ค่าความต้านแรงดึงสูงสุดที่ 385 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่ 5.1% ในขณะที่อะลูมิเนียมอัลลอยด์เกรด 6082 ให้ค่าความต้านแรงดึงสูงสุดที่ 365 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่ 3.6% และ

อะลูมิเนียมอัลลอยด์เกรด 7075 ให้ค่าความต้านแรงดึงสูงสุดที่ 513 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่ 3.2%

D.A.P Reis et al. (2012) ได้ศึกษาผลของการบ่มแข็งเทียมที่มีต่อสมบัติทางกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม เกรด 2024 ที่ใช้ในงานอากาศยาน โดยกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 ซึ่งทำการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 495, 505 และ 515 °C ตามด้วยการทำให้เย็นตัวในน้ำอย่างรวดเร็วที่อุณหภูมิห้องและทำการบ่มแข็งเทียมที่อุณหภูมิ 190 และ 208 °C หลังจากนั้นก็นำไปทดสอบสมบัติด้านความแข็งและความต้านแรงดึง พบว่าชิ้นงานที่ทำการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 505 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งสูงสุดในขณะที่อบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 515 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 208 °C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง มีค่าความต้านแรงดึงสูงสุด

Jae-Ho JANG et al. (2012) ได้ทำการศึกษาผลของการอบละลายเฟสและการบ่มแข็งที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม เกรด 2011 โดยกรรมวิธีทางความร้อนแบบ T6 โดยการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 510-530 °C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง และเย็นตัวในน้ำที่อุณหภูมิ 60 °C หลังจากนั้นทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 160-190 °C เป็นเวลา 2-8 ชั่วโมง ผลจากการทดลองพบว่าค่าความต้านแรงดึงสูงสุดที่สภาวะการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 180 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง

Hao Wang et al. (2013) ศึกษาผลของการบ่มแข็งของโลหะผสมอะลูมิเนียมทองแดง Al-4.1%Cu-1.4%Mg โดยการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 430°C ที่เวลา 1.5 ชั่วโมง แล้วลดอุณหภูมิเหลือ 250 °C ที่อัตราการลดลงของอุณหภูมิที่ 30 °C/h จากนั้นทำให้เย็นตัวจนถึงอุณหภูมิห้องแล้วนำไปบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง เพื่อนำมาเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ทำการบ่มแข็ง 2 ครั้ง โดยครั้งแรกบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 135°C เป็นเวลา 7 ชั่วโมง และบ่มแข็งครั้งที่ 2 ที่อุณหภูมิ 185 °C เป็นเวลา 14 ชั่วโมง โดยให้ค่าความต้านแรงดึงสูงสุดที่ 490.4 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่ 5.9 %

Wannasin J. et al (2014) ศึกษาการปรับปรุงสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมเกรด 2024 ที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปด้วยวิธีการแบบกึ่งของแข็งโดยใช้แก๊ส (Gas Induced Semi-Solid) แล้วนำมาผ่านกระบวนการทางความร้อน โดยศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในขั้นตอนการอบละลายเฟสและการบ่มแข็งที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล โดยพบว่าขั้นตอนการอบละลายเฟสจะมีการละลายเฟสยูเทคติก ( $Al_2Cu / Al_2CuMg$ ) เข้าสู่เนื้ออะลูมิเนียม เมื่อระยะเวลาการอบละลายที่นานมากขึ้นพบว่าเกิดการฟอร์มของเฟสฟริชพิเทต  $Mg_2Si$  ทั้งนี้สภาวะที่เหมาะสมในการอบละลายเฟสอยู่ที่อุณหภูมิ 480 °C เป็นเวลา 14 ชั่วโมง โดยมีการฟอร์มเฟสฟริชพิเทต

Mg<sub>2</sub>Si หลังจากได้สภาวะการอบละลายเฟสที่เหมาะสมได้นำชิ้นงานมาผ่านขั้นตอนการบ่มแข็งเทียมที่อุณหภูมิ 175, 200 และ 225 °C ภายใต้ระยะเวลาต่าง ๆ พบว่าชิ้นงานที่สภาวะการบ่มแข็งเทียมที่อุณหภูมิ 175 °C ที่เวลา 36 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งสูงสุดถึง 77.7 HRB ในขณะที่สภาวะการบ่มแข็งเทียมที่ 225 °C ที่เวลา 1 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดที่ 395 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่ 5.8 เมื่อศึกษาสภาวะดังกล่าวด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน (TEM) พบว่าเฟส S' เป็นพรีซิพิตเฟสหลักที่สร้างความแข็งแรงให้กับชิ้นงาน

Nikolaos D. et al. (2017) ได้ศึกษาผลของปัจจัยในการบ่มแข็งที่มีต่อสมบัติทางกล โดยในการศึกษาการบ่มแข็งมีการศึกษาอุณหภูมิในการบ่มแข็งที่ 170, 190 และ 210 °C ที่เวลาต่าง ๆ โดยช่วงเวลาในการศึกษาคือ 0.5-98 ชั่วโมง เพื่อให้เกิดสภาวะการบ่มครบทั้ง 3 สภาวะคือ Under aging, Peak aging และ Over aging และทดสอบสมบัติในการเรื่องความต้านแรงดึง ซึ่งจากการทดลองพบว่าที่อุณหภูมิในการบ่มแข็งที่ 170 °C ค่า Yield stress จะเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้น และสูงสุดที่เวลา 48 ชั่วโมงโดยเมื่อเวลานานขึ้นค่าจะลดลงอย่างเห็นได้ชัดที่อุณหภูมิ 190 และ 210 °C ก็เป็นไปในลักษณะเดียวกัน

Hui-zhong LI et al. (2017) ได้ทำการศึกษาผลของกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 ของ Al-4.4Cu-0.7Mg ที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูป โดยการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 520 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 160, 170, 180 และ 200 °C ที่เวลา 0-50 ชั่วโมง พบว่าที่อุณหภูมิในการบ่มแข็งที่ 170 °C ที่เวลา 6 ชั่วโมงให้ค่าความต้านแรงดึงสูงสุดที่ 483 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่ 13.9%

ในบางงานวิจัยมีการศึกษาอิทธิพลของการบ่มแข็งที่มีผลต่อโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติของโลหะผสมอะลูมิเนียมด้วยวิธีการที่มีการบ่มแข็งมากกว่า 1 ครั้ง เช่น

N. Gao et al. (2007) ได้ทำการศึกษาผลของการบ่มแข็ง 3 ครั้ง ของโลหะผสมอะลูมิเนียม โดยในการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งและครั้งที่สองเพื่อปรับปรุงสมบัติด้านความแข็ง โดยครั้งที่หนึ่งบ่มแข็งที่อุณหภูมิสูงกว่า 100 °C ช่วงเวลาระหว่าง 10 นาทีถึง 8 ชั่วโมง และการบ่มแข็งครั้งที่สองบ่มที่อุณหภูมิต่ำกว่า 70 °C โดยใช้เวลานาน 7 วัน และการบ่มแข็งครั้งที่สามนั้นเพื่อให้เกิดเฟส S โดยการบ่มแข็งที่อุณหภูมิเดียว

D.Wang et al. (2008) ได้ศึกษาโครงสร้างจุลภาคและการกัดกร่อนร่วมกับความเค้นของโลหะผสมอะลูมิเนียม 7075 ที่เกิดจากอิทธิพลของ Pre-strain และการบ่มแข็งเทียมสองขั้นตอน โดยการนำโลหะ 7075 มาให้ความร้อนโดยการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 470 °C เป็นเวลา 48 ชั่วโมง และชุบเย็นในน้ำที่อุณหภูมิห้องจากนั้นนำมารีดร้อนที่อุณหภูมิ 430 °C แล้วจึงนำไปอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 470 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง โดยแช่ในอ่างเกลือในเตาเผาและชุบเย็น

ด้วยน้ำเย็น หลังจากนั้นนำชิ้นงานมาทำ T6 (470 °C/1h + 120 °C/24h), T651 (470 °C/1h + 5% Pre-strain + 120°C/24h), T76 (470 °C/1h + 120 °C/6h + 165 °C/16h) และ HTA (470 °C + 5% Pre-strain + 200 °C/5-30 นาที +120 °C/24h) ผลปรากฏว่าความต้านแรงดึงของตัวอย่าง T651 เพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับตัวอย่างที่ทำ T6 การทำ Pre-strain ก่อนบ่มแข็งจะทำให้เกิดดิสโลเคชันในตัวอย่างและพรีซิพิตภายในเกรนหลังจากบ่มที่ 120 °C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง ความต้านแรงดึงของตัวอย่างที่ทำ HTA0.5 และ HTA1 ต่ำกว่าตัวอย่าง T651 แต่มากกว่า T6 ในขณะที่ตัวอย่าง HTA5 มีค่าความต้านแรงดึงมากกว่า T76 และมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัว 9.6%

S.V. Emani et al. (2009) ได้ทำการเปรียบเทียบการบ่มแข็งสองระยะ (Double aging) กับ Thermo mechanical ของ โลหะผสมอะลูมิเนียมอัดขึ้นรูป 7075 ขนาด  $5.08 \times 0.635 \text{ cm}^2$  ที่ได้มาจากการอัดขึ้นรูป โดยการนำชิ้นงานทุกชิ้นมาทำการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 490 °C เป็นเวลา 30 นาที และชุบเย็นในน้ำ สำหรับการบ่มแข็งสองระยะจะทำการบ่มแข็งครั้งแรกที่อุณหภูมิ 121 °C เป็นเวลา 4-420 นาที และชุบเย็นในน้ำ จากนั้นทำการบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 177 °C ที่เวลาต่าง ๆ กัน สำหรับ Thermo mechanical จะทำการบ่มแข็งสองระยะและรีดให้เปลี่ยนรูปที่ 5, 25 และ 50% ผลปรากฏว่าที่อุณหภูมิ 121 °C การเพิ่มเวลาการบ่มแข็งครั้งแรกเป็น 55 นาที จะได้ค่าความแข็งสูงสุด 191 HV และเวลาในการบ่มแข็งมากกว่า 55 นาที ที่อุณหภูมิ 121°C ค่าความแข็งลดลงเป็น 182 HV ส่วนอิทธิพลของ Thermo mechanical จะมีความแข็งและความต้านแรงดึงมากกว่าการบ่มครั้งเดียว (B. Khameh et al., 2017; E.M. Elgallad et al., 2015) หรือการบ่มสองระยะเนื่องมาจากการรีดเย็น

M.Chemmingui et al. (2010) ได้ทำการบ่มแข็งโลหะผสมอะลูมิเนียม-สังกะสี-แมกนีเซียม โดยใช้การบ่มแข็งสองระยะที่อุณหภูมิ 70 และ 135 °C ที่เวลาต่าง ๆ กัน (B. Khameh et al., 2017) ซึ่งจะนำโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 7020 มาทำการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 475 °C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง และชุบเย็นใน 3 ตัวกลาง ได้แก่ น้ำแข็ง น้ำเย็น และอากาศ จากนั้นทำการบ่มแข็งธรรมชาติเป็นเวลา 84 ชั่วโมง ผลปรากฏว่าการชุบในน้ำเย็นจะให้ค่าความแข็งสูงสุดหลังการบ่มแข็งหนึ่งครั้งที่อุณหภูมิ 135 °C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ชิ้นงานมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัว 18.82% ค่าความต้านแรงดึงเท่ากับ 362.32 MPa และพรีซิพิตมีขนาดเล็ก ส่วนการบ่มแข็งสองระยะที่อุณหภูมิ 70 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง และที่อุณหภูมิ 135 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง มีปริมาณสัดส่วนของพรีซิพิตที่สูงขึ้น ค่าความต้านแรงดึงเพิ่มขึ้นเท่ากับ 392.78 MPa และชิ้นงานมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัว 18.60% ซึ่งยังคงความเหนียวไว้ พรีซิพิตมีความหนาแน่นสูงทำให้การเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันต่ำและความเค้นสูง ความต้านแรงดึงสูง (S.V. Emani et al., 2009) ที่ได้จากการบ่มแข็งสองระยะมีค่ามากกว่าการบ่มครั้งเดียว



E.M. Elgallad et al. (2015) ได้ทำการศึกษาผลของการบ่มแข็งเทียมสองระยะที่มีต่อสมบัติทางกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม 2219 สำหรับการบ่มแข็งเทียมเพียงครั้งเดียว เริ่มจากการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 540 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง และชุบเย็นในน้ำที่อุณหภูมิ รวมถึงการให้เย็นตัวในอากาศและทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง สำหรับสภาวะที่มีการบ่มแข็งเทียมสองครั้งนั้นมีการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิและเวลาเดียวกัน โดยการเย็นตัวในอากาศตามด้วยการบ่มแข็งครั้งแรกที่อุณหภูมิ 80-120 °C ช่วงเวลา 16-120 ชั่วโมง และบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง จากผลการทดลองพบว่า ที่สภาวะการบ่มแข็งครั้งแรกที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 36 ชั่วโมง ตามด้วยการบ่มแข็งครั้งที่สองอุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง โดยการเย็นตัวในอากาศให้สมบัติทางกล ซึ่งประกอบด้วย ค่าความแข็ง ค่าความต้านแรงดึงสูงที่สุด

Y.F. Song et al. (2017) ศึกษาผลของการบ่มแข็งสองระยะที่มีต่อความมีเสถียรภาพของโลหะผสมอะลูมิเนียม ทองแดง แมกนีเซียม โดยการนำชิ้นงานมาอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 505 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง และชุบเย็นในน้ำโดยทิ้งไว้ในน้ำ 30 วินาที หลังจากนั้นนำชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสมาบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งที่อุณหภูมิ 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง ทำให้เย็นตัวและบ่มแข็งในครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 6, 12, 24 และ 48 ชั่วโมง เมื่อนำไปทดสอบความแข็งพบว่าที่เวลาในการบ่มแข็งครั้งที่สองที่ 24 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งสูงที่สุด ซึ่งจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคพบ T เฟส ซึ่งประกอบด้วย Al, Cu, Fe และ Mn และพบเฟสพรีซิพิตเฟส S' (Al<sub>2</sub>CuMg) และในการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งนั้นพบว่าเกิดเฟสพรีซิพิตเจ็พโซน ซึ่งมีการเรียงตัวในทิศทาง (002) ซึ่งจากงานวิจัยนี้พบว่าช่วงอุณหภูมิการบ่มแข็งครั้งแรกเป็นอุณหภูมิที่มีผลต่อการเปลี่ยนเฟสเป็นเฟสต่อ ๆ ไปในการบ่มแข็งครั้งที่สอง

#### 2.6.1.2 การศึกษาการเกิดพรีซิพิตเจ็พโซนของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่ผ่านการบ่มแข็ง (Precipitation in Age Hardening Aluminum Alloys)

H.R. Mohammadian Semnani et al. (2011) ศึกษาการเกิดพรีซิพิตเจ็พโซนในโลหะผสมอะลูมิเนียม ทองแดง และโลหะผสมอะลูมิเนียม ทองแดง แมกนีเซียม โดยการใช้เครื่องมือ DSC โดยการนำโลหะผสมอะลูมิเนียม ทองแดง ไปอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 480, 490 และ 540 °C เป็นเวลา 20 และ 30 นาที และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง ซึ่งจากการศึกษาพบว่า อุณหภูมิระหว่าง 50-100 °C เป็นช่วงอุณหภูมิที่เกิดเฟสพรีซิพิตเจ็พโซน อุณหภูมิระหว่าง 120-220 °C จะเกิดการละลายของเฟสพรีซิพิตเจ็พโซนและเฟสพรีซิพิตเจ็พโซน

Yao Li et al. (2011) ได้ศึกษาผลของอุณหภูมิในการบ่มแข็งที่มีต่อพฤติกรรมในการพรีซิพิตเจ็พโซนของพรีซิพิตเฟส  $\alpha$  ในโลหะผสม Al-Cu, Mg, Ag โดยการอบละลายเฟสที่

อุณหภูมิ 515 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง และเย็นตัวในน้ำที่อุณหภูมิห้องและนำไปทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 25-450 °C นาน 1 ชั่วโมง แล้วนำไปศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน พบว่าอุณหภูมิระหว่าง 165-400 °C จะเริ่มเกิดและมีการละลายและแพร่กระจายของเฟสพรีซิพิเทต  $\alpha$  และช่วงอุณหภูมิระหว่าง 145-450 °C เมื่อบ่มแข็งครบ 1 ชั่วโมง จะเห็นเฟสพรีซิพิเทตดังกล่าวอย่างชัดเจน

Yao Li et al. (2011) ศึกษาการเพิ่มสมบัติทางกลของโลหะผสมอะลูมิเนียมทองแดง แมกนีเซียม เงิน โดยการบ่มสองครั้งด้วยการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 515°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง และให้เย็นตัวในน้ำ และนำไปดึงลดขนาด 2% และบ่มแข็งครั้งแรกที่อุณหภูมิ 200 °C ที่เวลา 20 นาที และบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 165 °C ที่เวลา 100 ชั่วโมง พบว่าให้ค่าความต้านแรงดึงสูงสุดที่ 508 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่ 10.7%

Faiza Lourdjane et al. (2015) ศึกษาการเกิดขึ้นของเฟสพรีซิพิเทต GP zone ในอะลูมิเนียมผสม Al4.65wt% - Ag15wt% โดยการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 540 °C และเย็นตัวในน้ำ จากนั้นนำไปทดสอบด้วยเครื่อง XRD เพื่อศึกษาการเกิดขึ้นของเฟสพรีซิพิเทต GP zone ซึ่งพบว่าจะเกิดที่อุณหภูมิ 125 °C

Y. Zhao et al. (2016) ศึกษาพฤติกรรมของการพรีซิพิเทชันที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติในการทนต่อการแตกหักของอะลูมิเนียมผสม Al-Cu-Mg โดยการทดสอบในวัสดุอะลูมิเนียมผสม 2024 และ 2124 และทำการเผาอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 495 °C เป็นเวลา 1.5 ชั่วโมง และเย็นตัวในน้ำที่อุณหภูมิห้องและนำไปทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C นาน 12 ชั่วโมง โดยพบว่าภายหลังการบ่มแข็งที่ 12 ชั่วโมงนั้นพบเฟสพรีซิพิเทตในอะลูมิเนียมผสมทั้งคู่ แต่ในอะลูมิเนียมผสม 2124 จะมีขนาดของพรีซิพิเทตที่ใหญ่กว่าและกระจายอยู่ทั่วไป ในขณะที่อะลูมิเนียมผสม 2024 มีการกระจายตัวที่ไม่สม่ำเสมอ อีกทั้งยังพบสารแปลกล้อมในอะลูมิเนียมผสม 2024 ด้วยขนาดที่ใหญ่กว่า และพบว่ามีเฟสพรีซิพิเทต  $\theta$  ( $Mg_2Si$ ) ด้วยขนาดที่ใหญ่กว่าในอะลูมิเนียมผสม 2124 แต่เฟสพรีซิพิเทต S มีขนาดเล็กกว่า โดยพบว่า พรีซิพิเทตจะเกิดที่ขอบเกรนมีลักษณะเป็นแท่งและกระจายตามขอบเกรน และเฟสพรีซิพิเทต GP zone จะเริ่มเกิดขึ้นเมื่อมีการบ่มแข็ง และในขณะที่มีการบ่มแข็งนั้นจะทำให้มีการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันข้ามผ่านพรีซิพิเทตเฟส GP zone ทำให้เกิดสนามความเครียด (Strain field)

Y.Q. Chen et al. (2016) ศึกษากลไกการเกิดของเฟสพรีซิพิเทตพรีโซนที่ขอบเกรนของโลหะผสม อะลูมิเนียม ทองแดง แมกนีเซียม แมงกานีส โดยการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 485 °C และศึกษากลไกการเกิดด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน และสารละลายที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานประกอบด้วย กรดไนตริก 25% เมทานอล 75% ที่อุณหภูมิ -25 °C โดยมีการ

คำนวณหาความกว้างของบริเวณเฟสพีซีพีเทตพีไอโซน พบว่าบริเวณของขอบเกรนประกอบด้วยเฟสแอลฟาอะลูมิเนียม อะลูมิเนียมผสมทองแดง และเฟสของอะลูมิเนียม ทองแดง แมกนีเซียม และพบเฟส T ซึ่งประกอบด้วย อะลูมิเนียม ทองแดง แมกนีสิส โดยที่ T เฟสจะมีขนาดของเส้นผ่านศูนย์กลางใหญ่กว่า  $1 \mu\text{m}$  และความกว้างของเฟสพีซีพีเทตพีไอโซนบริเวณขอบเกรนประมาณ  $0.2 \mu\text{m}$

Rong-xian Yang et al. (2016) ศึกษาผลจากการบ่มแข็งสองระยะที่มีต่อการเกิดเฟสพีซีพีเทต GP zone และสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสมอีกด้วย โดยเป็นการศึกษาอะลูมิเนียมผสม Al-Zn-Mg-Cu ด้วยกระบวนการทางความร้อนแบบ RRA ซึ่งประกอบด้วยกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 และการทำแบบเดิมอีกครั้งที่อุณหภูมิต่ำ เพื่อให้เกิดเฟสพีซีพีเทต GP zone และเฟสพีซีพีเทต  $\eta'$  ซึ่งจากผลการทดลองพบว่า กระบวนการ RRA3 ซึ่งประกอบด้วยกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 และการทำแบบเดิมอีกครั้งที่อุณหภูมิต่ำ แต่ภายหลังการเย็นตัวในน้ำที่อุณหภูมิห้องนั้นมีการทำการบ่มแข็งธรรมชาติก่อนทำการบ่มแข็งซึ่งให้ค่าความต้านแรงดึงและค่าการยืดตัวสูงที่สุด เนื่องจากการบ่มแข็งธรรมชาติและการบ่มแข็งจะทำให้เกิดกลุ่มของเฟสพีซีพีเทต GP zone มากที่สุด ซึ่งส่งผลต่อการเกิดเฟสพีซีพีเทต GP zone และเฟสพีซีพีเทตทำให้ได้สมบัติทางกลที่ดี โดยมีค่าความต้านแรงดึง 680 MPa และค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัว 13.2%

B. Khamel et al. (2017) ได้พิสูจน์โดยการใช้เทคนิคเพื่อวิเคราะห์การเกิดและการละลายของเฟสพีซีพีเทต (GP zone) และเฟสพีซีพีเทตชนิด  $\theta'$  ใน Al-3wt%Cu โดยในการศึกษานั้นจะทำการศึกษาที่อุณหภูมิห้องและอุณหภูมิ 430 °C ที่อัตราการให้ความร้อนที่ 20 °C 25 °C และ 30 °C ต่อนาที โดยที่ค่าพลังงานกระตุ้นในการเปลี่ยนเฟสของเฟสพีซีพีเทต Gp zone,  $\theta'/\theta$  และการละลายของเฟสพีซีพีเทต  $\theta'$  เท่ากับ 25, 100 และ 80 กิโลจูลต่อโมล ตามลำดับจากการศึกษาพบว่า ที่อัตราการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิที่ต่างกันจะเกิดเฟสพีซีพีเทตต่างกันดังนี้ ที่อัตราการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิที่ 20 °C/นาที จะเกิดเฟสพีซีพีเทต GP zone ที่อุณหภูมิ 107 °C และจะเริ่มเกิดเฟสพีซีพีเทต  $\theta'/\theta$  ที่อุณหภูมิ 275 °C และที่อุณหภูมิ 304 °C จะเกิดการละลายของเฟสพีซีพีเทต  $\theta'$  ในขณะที่การเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิที่ 25 °C/นาทีจะเกิดเฟสพีซีพีเทต GP zone ที่อุณหภูมิ 119 °C และจะเริ่มเกิดเฟสพีซีพีเทต  $\theta'/\theta$  ที่อุณหภูมิ 280 °C และที่อุณหภูมิ 312 °C จะเกิดการละลายของเฟสพีซีพีเทต  $\theta'$  และการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิที่ 30 °C/นาทีจะเกิดเฟสพีซีพีเทต GP zone ที่อุณหภูมิ 207 °C และจะเริ่มเกิดเฟสพีซีพีเทต  $\theta'/\theta$  ที่อุณหภูมิ 285 °C

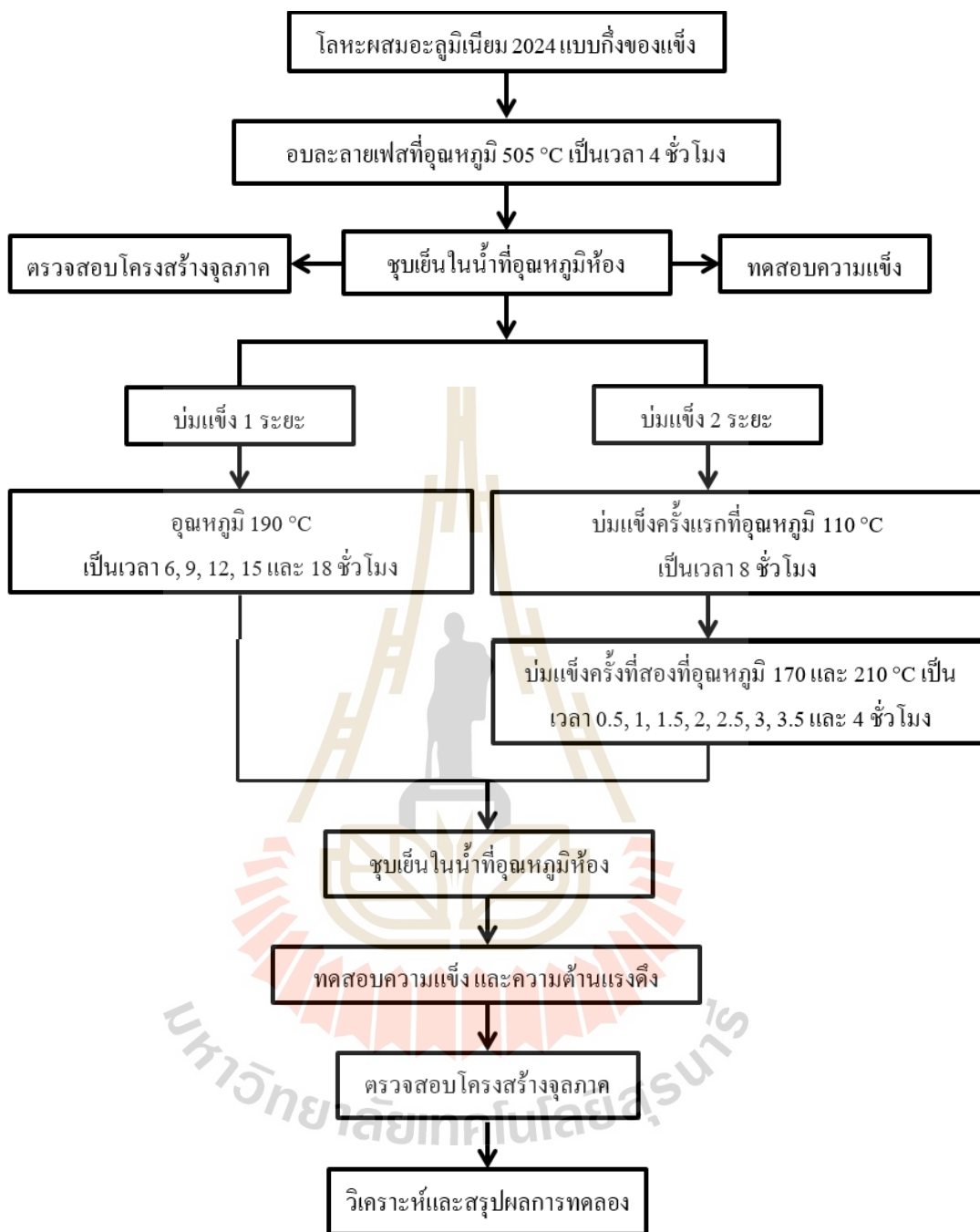
## บทที่ 3

### วิธีการดำเนินงานวิจัย

การดำเนินการวิจัยเพื่อปรับปรุงสมบัติทางกลของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 แบบกึ่งของแข็งโดยใช้กระบวนการทางความร้อน ซึ่งจะทำการตรวจสอบสมบัติทางกลหลังจากการปรับปรุงสมบัติทางกล ได้แก่ สมบัติด้านความแข็งแรงและความทนแรงดึง และในส่วนของกระบวนการทางความร้อนที่ใช้คือ กระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยที่ในกระบวนการนั้นมีการดำเนินการในการบ่มแข็งเทียมจำนวน 2 ครั้งด้วยกัน โดยมีขั้นตอนการดำเนินการวิจัยแสดงดังรูปที่ 3.1

#### 3.1 วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย

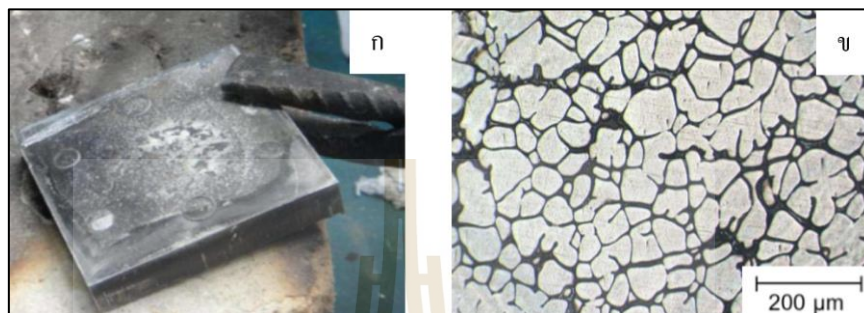
งานวิจัยนี้ใช้โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 เป็นวัสดุที่นำมาใช้ในการทดลองทำการขึ้นรูปที่ห้องปฏิบัติการภาควิชาวิศวกรรมเครื่องจักรและวัสดุ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ซึ่งมีส่วนผสมของธาตุต่าง ๆ ดังตารางที่ 3.1 จากตารางพบว่า มีทองแดง (Cu) เป็นธาตุผสมหลัก และแมกนีเซียม (Mg) เป็นธาตุผสมรอง ธาตุผสมรองจะช่วยให้โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรดดังกล่าวมีความแข็งแรงสูง (High strength) โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 ที่ใช้ในงานวิจัยผ่านการขึ้นรูปด้วยกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งโดยวิธีการปล่อยฟองแก๊ส (Gas Induced Semi-Solid, GISS) กระบวนการดังกล่าวเป็นกระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งแบบ Rheocasting การผลิตโลหะกึ่งของแข็งแบบ GISS นั้นจะทำการหลอมอะลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 700 °C และรอจนอุณหภูมิของน้ำโลหะลดลงถึง 648 °C จากนั้นใช้แก๊สไนโตรเจนพ่นผ่านแท่งกราไฟต์พอร์น ซึ่งใช้ความดันแก๊สที่ 4 บาร์ และอัตราการไหลของแก๊สเท่ากับ 3 ลิตร/นาที เพื่อสร้างโลหะกึ่งของแข็งที่เป็นเกรนแบบก้อนกลมที่เกิดจากการนิวคลีเอชันหรือเกิดการแตกหักของเดนไดรต์ เนื่องจากกระแสไหลวนของน้ำโลหะ แล้วจึงนำสเลอรีกึ่งของแข็งที่มีอุณหภูมิ 639 °C เทลงสู่แม่พิมพ์ โดยอุณหภูมิของแม่พิมพ์มีอุณหภูมิที่ 270 °C แล้วอัดขึ้นรูปโดยใช้ความดันในการอัดที่ 80 MPa หรือ 1,176 psi ขึ้นงานที่ได้จากกระบวนการขึ้นรูปโดยวิธี GISS มีขนาด  $100 \times 100 \times 20 \text{ mm}^3$  แสดงดังรูปที่ 3.2 (ก) และโครงสร้างเกรนก้อนกลมที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งแบบ GISS แสดงดังรูปที่ 3.2 (ข)



รูปที่ 3.1 แผนลำดับขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 (wt%)

Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Al
5.09	1.67	0.63	0.4	0.33	0.04	Bal.



รูปที่ 3.2 โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 ที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยเทคนิค GISS  
(ก) ลักษณะชิ้นงานที่ได้จากการขึ้นรูป (ข) โครงสร้างเกรนแบบก้อนกลม  
(J. Wannasin et al., 2010)

### 3.2 เครื่องมือและอุปกรณ์

เครื่องมือและอุปกรณ์ที่ใช้ในการวิจัยเรื่องการศึกษาอิทธิพลของปัจจัยในการบ่มสองระยะที่มีต่อสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสมเกรด 2024 หล่อแบบกึ่งของแข็ง มีดังนี้

#### 3.2.1 เตาเผาสำหรับอบละลายเฟส (Solution treat)



รูปที่ 3.3 เตาเผาอุณหภูมิต่ำ (LAB Materials, CPRU)

เตาเผาที่ใช้ในงานวิจัยแสดงดังรูปที่ 3.3 สามารถตั้งอุณหภูมิในการเผาได้ตั้งแต่ 25 ถึง 1,500 °C

### 3.2.2 เตาสำหรับการบ่มแข็ง (Aging)

เตาอบสำหรับการบ่มแข็งแสดงดังรูปที่ 3.4 ซึ่งในงานวิจัยใช้การบ่มแข็ง 2 ระยะ



รูปที่ 3.4 เตาบ่มแข็ง (LAB Materials, CPRU)

### 3.2.3 เครื่องขัดกระดาษทรายและขัดสั๊กหลาด

เครื่องขัดกระดาษทรายและขัดสั๊กหลาดใช้ในการเตรียมผิวหน้าชิ้นงานก่อนนำไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ดังแสดงในรูปที่ 3.5



รูปที่ 3.5 เครื่องขัดกระดาษทรายและสั๊กหลาด (LAB Materials, CPRU)

### 3.2.4 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical microscope, OM)

กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่ใช้ในงานวิจัยมีกำลังขยายตั้งแต่ 50, 100, 200 และ 500 เท่า ตามลำดับ ซึ่งใช้ในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ดังแสดงในรูปที่ 3.6



รูปที่ 3.6 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (LAB Materials, CPRU)

### 3.2.5 เครื่องทดสอบความแข็งแบบร็อกเวลล์ (Rockwell hardness test)



รูปที่ 3.7 เครื่องทดสอบความแข็งแบบร็อกเวลล์ (LAB Materials, SUT)

เครื่องทดสอบความแข็งแบบร็อกเวลล์ แสดงดังรูปที่ 3.7 หน่วยที่ใช้ในการทดสอบความแข็งคือ HRB ใช้แรงกระทำ (Load force) 100 กิโลกรัม หัวกดที่ใช้เป็นลูกบอลเหล็ก ซึ่งอ่านค่าความแข็งได้จากหน้าจอบนตัวเครื่องโดยตรง โดยชิ้นงานที่ทดสอบจะต้องมีพื้นผิวที่เรียบ ไม่ขรุขระ



### 3.2.5 เครื่องทดสอบความต้านแรงดึง (Tensile test)

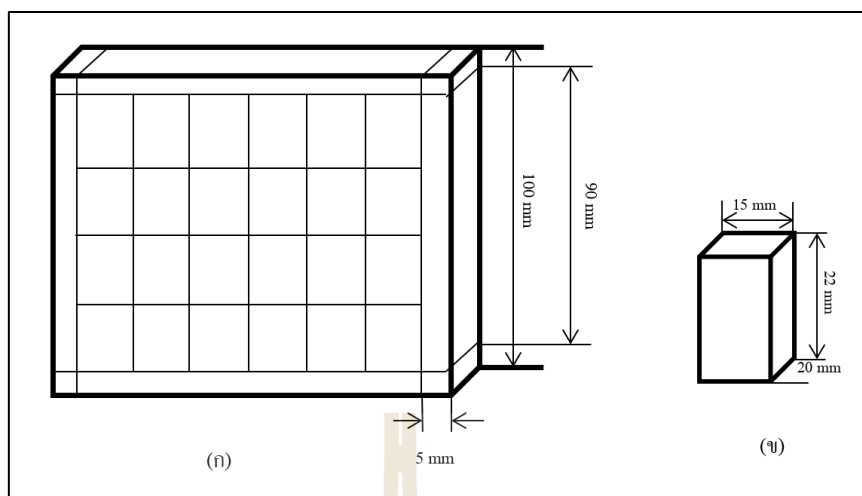


รูปที่ 3.8 เครื่องทดสอบความต้านแรงดึง (LAB Tensile Test, SUT)

การทดสอบด้วยการดึงเป็นการทดสอบเพื่อหาสมบัติของวัสดุ การทดสอบนี้ช่วยให้ได้ค่าสมบัติด้านความยืดหยุ่น ความแข็งแรงคราก (Yield strength) หรือจุดที่วัสดุรับแรงได้สูงสุด ความแข็งแรงแรงดึง (Tensile strength หรือ Ultimate strength) นอกจากนี้ยังสามารถที่จะหาการยืดตัวเมื่อแตกหักของวัสดุได้อีกด้วย การทดสอบด้วยการดึง โดยทั่วไปเป็นการให้แรงในแนวแกนเดียว (Uniaxial tensile test) แก่ชิ้นทดสอบ โดยแรงดึงนี้จะกระจาย อย่างสม่ำเสมอตลอดพื้นที่หน้าตัดของชิ้นทดสอบ

### 3.3 การเตรียมชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 ที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยวิธี GISS

โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 ที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปด้วยวิธี GISS จะมีขนาด  $100 \times 100 \times 20 \text{ mm}^3$  แสดงดังรูปที่ 3.9 (ก) ซึ่งจะต้องมีการตัดขอบของชิ้นงานภายหลังกระบวนการขึ้นรูปด้วยวิธี GISS ออกด้านละ 5 mm เนื่องจากการเย็นตัวที่ขอบนั้นมีการเย็นตัวไม่สม่ำเสมอ จากนั้นนำมาตัดด้วยเครื่องเลื่อยสายพานแนวอนให้มีความ  $15 \times 22 \times 20 \text{ mm}^3$  แสดงดังรูปที่ 3.9 (ข) โดยที่ชิ้นงาน 1 ชิ้นภายหลังกระบวนการขึ้นรูปด้วยวิธี GISS นั้น สามารถแบ่งได้ทั้งหมด 24 ชิ้น เพื่อนำไปเป็นชิ้นงานทดสอบความแข็ง โดยการแบ่งชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงและการทดสอบความแข็ง แสดงดังรูปที่ 3.9 (ข)



รูปที่ 3.9 (ก) การตัดแบ่งชิ้นงานจากชิ้นงานหลังการขึ้นรูป (ข) ชิ้นงานสำหรับทดสอบความแข็ง

### 3.4 ขั้นตอนกระบวนการทางความร้อน

ในการปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อนนั้น มีปัจจัยที่ส่งผลต่อสมบัติทางกลคือ อุณหภูมิ (Temperature) และเวลา (Time) ซึ่งจากการศึกษาเอกสารที่เกี่ยวข้องในเรื่องของการปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อนนั้นพบว่า อุณหภูมิที่เหมาะสมในการอบละลายคือ 480-540 °C และอุณหภูมิที่เหมาะสมสำหรับการบ่มแข็งที่พบจากการศึกษาเอกสารที่เกี่ยวข้องคือ 80-225 °C ซึ่งในงานวิจัยนี้ใช้กระบวนการทางความร้อนแบบ T6 ประกอบด้วย 3 ขั้นตอน คือ การอบละลายเฟส (Solution heat treatment) การชุบเย็น (Quenching) และการบ่มแข็ง (Aging) โดยมีขั้นตอนและวิธีการดังนี้

1) ตัดชิ้นงาน โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 ให้มีขนาดเท่ากับ 15 × 22 × 20 mm<sup>3</sup> แสดงดังรูปที่ 3.10 (ข) จากนั้นนำไปอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 505 °C ที่เวลา 4 ชั่วโมง โดยชิ้นงานที่นำไปอบละลายเฟสนั้นจะประกอบด้วยชิ้นงานบริเวณตรงกลางและขอบของชิ้นงาน

2) ภายหลังจากอบละลายเฟสในทุกสภาวะ จะนำชิ้นงานออกจากเตาเพื่อทำการชุบเย็นในน้ำที่อุณหภูมิห้อง เพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วทำให้ชิ้นงานอยู่ในสถานะของสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด (Super saturated solid solution)

3) นำชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสและชุบเย็นในน้ำที่อุณหภูมิห้อง ไปทำการบ่มแข็งแบบปกติ โดยจะทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 6, 9, 12, 15 และ 18 ชั่วโมง ภายหลังจากการบ่มแข็งเทียบในทุก ๆ สภาวะจะชุบเย็นในน้ำที่อุณหภูมิห้องอีกครั้ง เพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว

สำหรับชิ้นงานที่จะทำการบ่มแข็งสองระยะนั้น มีขั้นตอนในการทดลองดังนี้

1) นำชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสและชุบเย็นในน้ำที่อุณหภูมิห้อง ไปทำการบ่มแข็งครั้งแรกที่อุณหภูมิ 110°C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง เนื่องจากเป็นช่วงอุณหภูมิและเวลาที่ทำให้เกิดเฟสพรีซิพิตีเทคซิฟิโคน [30] ภายหลังจากการบ่มแข็งจะชุบเย็นในน้ำที่อุณหภูมิห้องอีกครั้ง เพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว โดยขั้นตอนนี้จะทำให้เกิดการตกตะกอนของสารละลายของแข็งลำดับแรก ซึ่งจะมีการกระจายตัวอย่างหนาแน่นและมีขนาดเล็กสม่ำเสมอ ภายหลังจากการเย็นตัวของชิ้นงานพักชิ้นงานไว้เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ก่อนทำการบ่มแข็งในครั้งที่สอง เพื่อให้เกิดการนิวคลิเอชัน

2) นำชิ้นงานภายหลังจากการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่ง มาทำการบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิในการบ่มแข็งที่ 170 และ 210 °C ที่เวลา 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3, 3.5 และ 4 ชั่วโมง เนื่องจากที่อุณหภูมิดังกล่าวนั้น เมื่อดูจากแผนภาพการเปลี่ยนเฟสของอะลูมิเนียมผสมทองแดงพบว่าเป็นช่วงของอุณหภูมิในการเกิดเฟสพรีซิพิตีเทคซิฟิโคนจากพรีซิพิตีเทคซิฟิโคน (J. Yan, 2006; Y.F. Song et al., 2017) ภายหลังจากการบ่มแข็งในทุก ๆ สภาวะ จะชุบเย็นในน้ำที่อุณหภูมิห้องอีกครั้ง เพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว โดยขั้นตอนนี้จะเกิดการตกตะกอนของสารละลายของแข็งหรือเฟสพรีซิพิตีเทคตามลำดับการเปลี่ยนแปลง

นอกจากนี้แล้วหลังจากกระบวนการการปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อนเสร็จสิ้นในทุก ๆ เงื่อนไขการทดลอง จะต้องนำชิ้นงานไปเก็บรักษาไว้ที่อุณหภูมิ 1-5 °C เพื่อรักษาสมบัติของโครงสร้างให้คงสภาพเดิม ทั้งนี้เนื่องจากอุณหภูมิที่ต่ำลงจะส่งผลให้ด้านทานต่อการเปลี่ยนแปลงของเฟสหรือการเคลื่อนที่ของอะตอมให้เกิดการเปลี่ยนแปลงน้อยที่สุด

3) เมื่อชิ้นงานผ่านกระบวนการอบละลายเฟสและบ่มแข็งแล้วนั้นจะนำชิ้นงานไปขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180, 220, 320, 500 และ 800 เพื่อปรับผิวหน้าชิ้นงานให้เรียบก่อนนำไปวัดค่าความแข็งด้วยการวัดค่าความแข็งแบบร็อคเวลล์สเกลบี

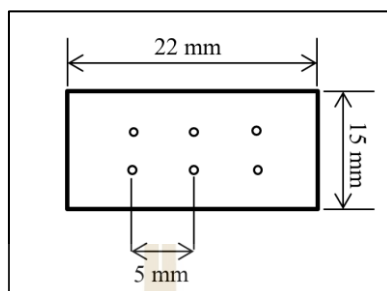
### 3.5 การเตรียมชิ้นงานเพื่อทดสอบความแข็ง

ในการทดสอบความแข็งจะใช้การทดสอบแบบร็อคเวลล์สเกลบี โดยมีขั้นตอนในการเตรียมชิ้นงานดังนี้

1) นำชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายและการบ่มแข็งเทียมสองระยะครบทุกๆสภาวะการทดลอง นำมาขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180, 220, 320, 500 และ 800 เพื่อปรับผิวหน้าชิ้นงานให้มีความสม่ำเสมอ

2) ทำการตั้งค่าเครื่องวัดความแข็ง โดยให้ขนาดของแรงกด 100 kgf โดยในการวัดความแข็งของชิ้นงานจะวัดความแข็งทั้งหมด 6 จุด เพื่อหาค่าความแข็งเฉลี่ยของชิ้นงานแต่ละชิ้น

โดยที่ทุกสภาวะการบ่มแข็งจะทำการทดสอบความแข็งที่สภาวะละ 3 ชั้น รวมจำนวนจุดในการวัดความแข็งทั้งหมดต่อสภาวะการบ่มแข็งคือ 18 จุด แสดงดังรูปที่ 3.10



รูปที่ 3.10 แสดงระยะห่างในการวัดความแข็งของชิ้นงานทดสอบ

### 3.6 การเตรียมชิ้นงานเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์

สำหรับชิ้นงานที่ศึกษาโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม 2024 เพื่อการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคเบื้องต้นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (OM) มีวิธีการเตรียมชิ้นงานดังนี้

1) นำชิ้นงานภายหลังการวัดความแข็งมาทำการหล่อเย็น (Cold mount) ด้วยเรซินและตัวเร่งปฏิกิริยา (Hardener) ด้วยอัตราส่วนผสม 25:3 นำชิ้นงานวางในท่อพีวีซีแล้วเทเรซินลงในท่อพีวีซีทิ้งไว้จนแข็ง แล้วจึงนำชิ้นงานออกจากท่อพีวีซี

2) ขัดชิ้นงานด้วยกระดาษทรายเบอร์ต่าง ๆ ดังนี้ 180, 220, 320, 500, 800, 1,000, 1,200 และ 2,400 ตามลำดับ จากนั้นขัดด้วยผ้าสักหลาดโดยใช้ผงอะลูมินาที่มีขนาดอนุภาค 5, 1 และ 0.3 ไมครอน ตามลำดับ และถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่กำลังขยายต่าง ๆ

สำหรับชิ้นงานที่ต้องการศึกษาโครงสร้างจุลภาคเพื่อดูลักษณะการตกตะกอน (Precipitation) ของสารละลายของแข็งของอะลูมิเนียมผสม 2024 ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน (Transmission electron microscopy, TEM) มีวิธีการเตรียมชิ้นงานดังนี้

1) นำชิ้นงานที่ต้องการศึกษาถึงการตกตะกอนของสารละลายของแข็งมากลึงให้มีรูปร่างเป็นทรงกระบอก โดยมีขนาดของเส้นผ่านศูนย์กลาง 3 มิลลิเมตร ก่อนนำชิ้นงานไปฝังในแท่งไม้กลม

2) นำแท่งไม้ที่มีชิ้นงานฝังด้านในไปตัดด้วยเครื่องตัดชิ้นงานละเอียด (Precision cut-off machines) ด้วยใบตัดเพชรความเร็วต่ำ ให้มีความหนาประมาณ 1 มิลลิเมตร จากนั้นนำชิ้นงานไปติดกาวบนตัวจับชิ้นงานที่ถูกให้ความร้อนด้วย Hot plate แล้วนำไปแช่น้ำเพื่อให้กาวเย็น

3) ขัดชิ้นงานทั้งสองด้านด้วยกระดาษทรายเบอร์ 500, 800, 1,000, 1,200 และ 2,400 ตามด้วยผ้าสักหลาดขัดด้วยผงอลูมินาขนาด 5 ไมครอน ขัดจนได้ความบางประมาณ 50 ไมครอน โดยวัดจากไมโครมิเตอร์ เพื่อเตรียมการในขั้นตอน Electro polishing

4) การทำ Electro polishing เริ่มจากการเตรียมสารละลายที่มีส่วนผสมของกรดไนตริก ( $\text{HNO}_3$ ) 20% และเมทานอล (Methanol) 80% โดยอุณหภูมิของสารละลายอยู่ระหว่าง  $-30$  ถึง  $-20$  °C โดยการเติมไนโตรเจนเหลว กระแสไฟฟ้า 3-5 แอมแปร์ (Wisutmethangoon S. et al., 2014)



รูปที่ 3.11 อุปกรณ์ในการทำ Twinning Electro Polishing

### 3.7 การเตรียมชิ้นงานเพื่อทดสอบแรงดึง

ชิ้นงานที่ใช้ในการทดสอบแรงดึงจะมีลักษณะดังรูปที่ 3.12 เพื่อศึกษาความสามารถในการต้านแรงดึงในทิศทางเดียวของชิ้นงานทดสอบดังกล่าว โดยชิ้นงานมีรูปร่างแบนและเป็นไปตามมาตรฐานการทดสอบการทนต่อแรงดึง ASTM E08 โดยในการทดสอบความต้านแรงดึงนั้นที่ทุก ๆ สภาวะการบ่มแข็งจะทำการทดสอบสภาวะละ 4 ชิ้น



รูปที่ 3.12 ชิ้นงานทดสอบการทนต่อแรงดึง



## บทที่ 4

### ผลและวิเคราะห์ผลการทดลอง

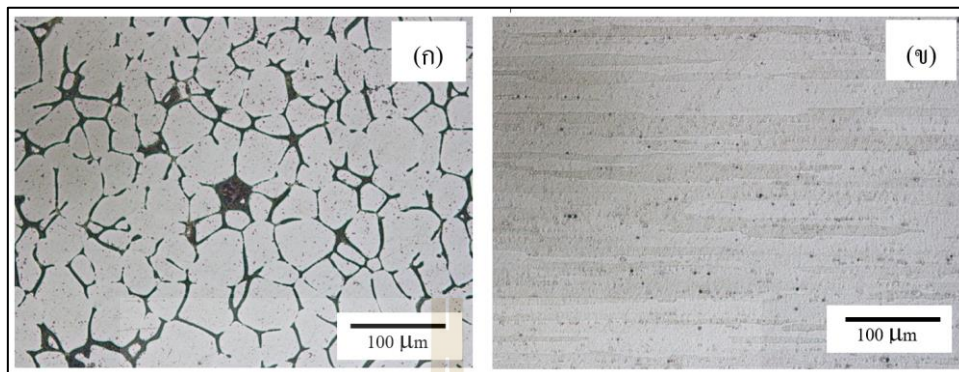
งานวิจัยนี้ได้ศึกษาหาสภาวะที่เหมาะสมในการนำชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม เกรด 2024 ที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อในสภาวะกึ่งของแข็ง และปรับปรุงสมบัติทางกลผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 แบบปกติและแบบที่มีการบ่มแข็งสองระยะ และศึกษาความสัมพันธ์ของโครงสร้างจุลภาคระดับพริซิพิเทตกับสมบัติทางกล รวมถึงการศึกษากลไกในการพริซิพิเทตที่ส่งผลต่อสมบัติทางกล โดยการนำเสนอผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง ดังรายละเอียดต่อไปนี้

#### 4.1 ชิ้นงานในสภาวะหล่อขึ้นรูป (As-cast)

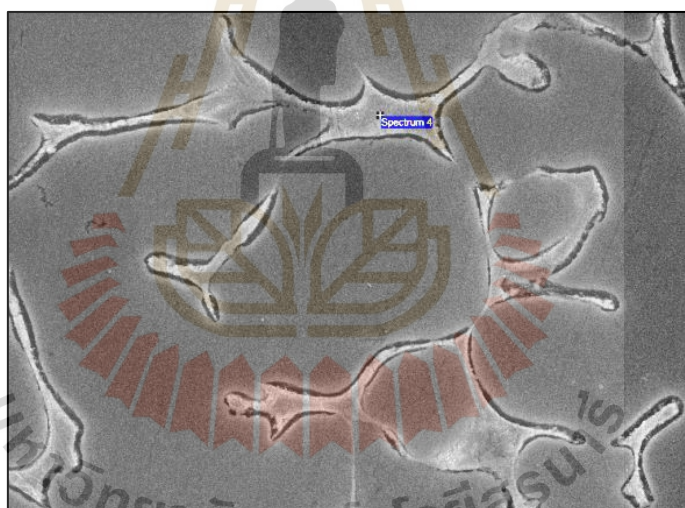
##### 4.1.1 โครงสร้างจุลภาค

ผลการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบที่หล่ออัดในสภาวะกึ่งของแข็ง (Semi-solid squeeze casting) และโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบขึ้นรูป (Wrought) จากรูปที่ 4.1 แสดงให้เห็นถึงความแตกต่างอย่างชัดเจนของโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบที่หล่ออัดในสภาวะกึ่งของแข็ง (Semi-solid squeeze casting) ดังรูปที่ 4.1 (ก) กับชิ้นงานทดสอบขึ้นรูป (Wrought) ดังรูปที่ 4.1 (ข) โดยพบว่า รูปร่างของเกรนในชิ้นงานทดสอบขึ้นรูปมีลักษณะเกรนแบบกิ่งไม้ (Dendritic structure) ในขณะที่ชิ้นงานทดสอบที่หล่ออัดในสภาวะกึ่งของแข็งมีลักษณะเกรนแบบก้อนกลม (Globular structure) โดยมีเฟสยูเทคติก (Eutectic phase) อยู่บริเวณโดยรอบของขอบเกรน การเกิดโครงสร้างเกรนก้อนกลม (Globular grain structure) จากการขึ้นรูปในสถานะกึ่งของแข็งเริ่มจากการเกิดอนุภาคของของแข็งที่มีขนาดเล็กเกาะที่แท่งแกรไฟต์พอร์น เมื่อทำการเป่าแก๊สออกมาทางแท่งแกรไฟต์พอร์นส่งผลให้อนุภาคของของแข็งดังกล่าวหลุดออกจากแท่งแกรไฟต์พอร์นมาอยู่ในน้ำโลหะอะลูมิเนียมหลอมเหลว ทำให้พื้นผิวบางส่วนของอนุภาคของของแข็งดังกล่าวนั้นมีการละลาย ส่งผลให้ขนาดอนุภาคของของแข็งมีความม่นกลมขึ้นและมีรูปร่างของเกรนแบบ Equiaxed ทำให้เกรนเหล่านี้กลายเป็นเกรนที่มีลักษณะคล้ายก้อนกลม โดยที่ในขั้นตอนของการหลอมอะลูมิเนียมนั้นจะเกิดนิวเคลียสของเฟส Al- $\alpha$  ขึ้นในอะลูมิเนียมหลอมเหลว เมื่ออุณหภูมิลดต่ำลงทำให้เฟส Al- $\alpha$  โตขึ้น แต่เมื่ออุณหภูมิของอะลูมิเนียมหลอมเหลวต่ำกว่าอุณหภูมิยูเทคติก (Eutectic Temperature) ของเหลวจะแข็งตัวและพอร์นเป็นเฟสยูเทคติก ซึ่งจากการศึกษาอะลูมิเนียมหล่ออัดในสภาวะกึ่งของแข็ง 2024 พบว่า เฟสยูเทคติกประกอบไปด้วย

$\alpha + \text{Al}_2\text{Cu}/\text{Al}_2\text{CuMg}$  ดังรูปที่ 4.2 ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ ศิริพรรณ พรรณราย (2555)



รูปที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานขึ้น (ก) Semi-solid (ข) Wrought



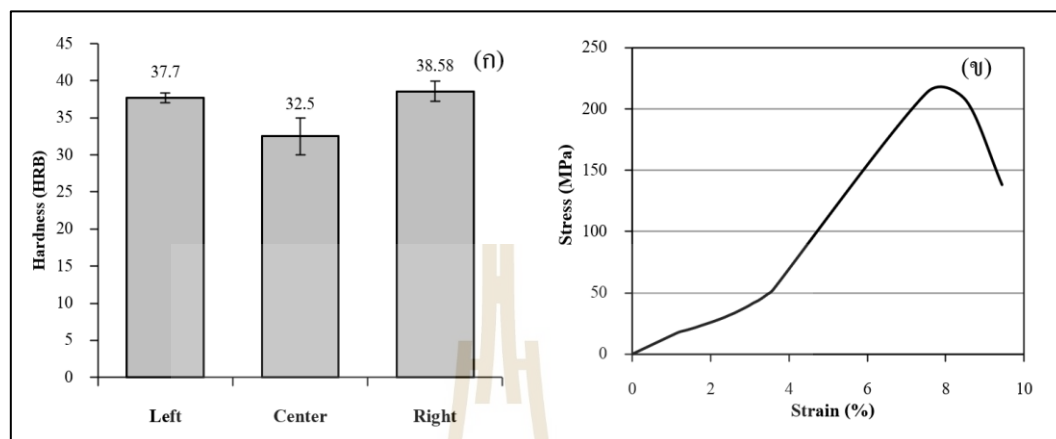
รูปที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคของบริเวณเฟสยูเทคติกที่ถ่ายจาก SEM

#### 4.1.2 สมบัติทางกล

สมบัติทางกลของชิ้นงานในสภาวะหล่อขึ้นรูป (As-Cast) จากการทดสอบวัดค่าความแข็ง (Hardness) ของชิ้นงานในสภาวะหล่อขึ้นรูปในบริเวณต่าง ๆ ของชิ้นงานจำนวน 6 จุด พบว่า ค่าความแข็งของชิ้นงานบริเวณกึ่งกลางชิ้นงานหล่ออัดและบริเวณขอบด้านซ้าย-ขวามีความแตกต่างกันเล็กน้อย ดังแสดงในรูปที่ 4.3 โดยมีค่าความแข็งเฉลี่ยคือ 36.26 HRB ในขณะที่



ความต้านแรงดึงสูงสุด (Ultimate tensile strength) และเปอร์เซ็นต์การยืดตัว (% Elongation) ของชิ้นงานในสภาวะหล่อขึ้นรูป มีค่าเป็น 213.61 MPa และ 9.44 เปอร์เซ็นต์ ตามลำดับ ดังรูปที่ 4.3



รูปที่ 4.3 ค่าสมบัติทางกลของชิ้นงานสภาวะหล่อขึ้นรูป (As-Cast)

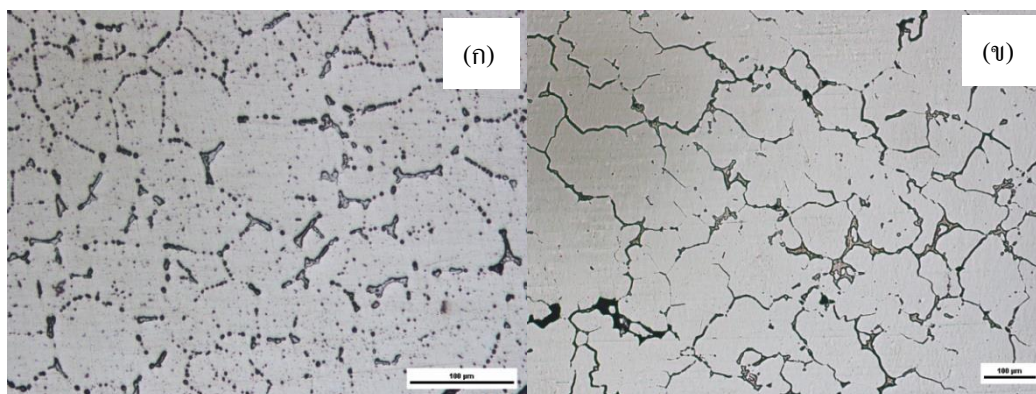
(ก) ความแข็งในบริเวณขอบซ้าย-ขวา และตรงกลาง

(ข) ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียด

## 4.2 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการเผาอบละลายเฟส (Solution treatment)

### 4.2.1 โครงสร้างจุลภาค

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสพบว่า บริเวณที่เป็นเฟสยูเทคติกนั้นจะมีลักษณะที่เปลี่ยนไปจากเดิมอย่างเห็นได้ชัดเจน ในการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิเดียวกันที่ 505 °C ที่เวลาต่างกันนั้น พบว่ามีการเปลี่ยนแปลงของเฟสยูเทคติกใน 3 ลักษณะ คือ ลักษณะของเฟสยูเทคติกที่บางลง ไม่มีความต่อเนื่อง และลักษณะของเฟสยูเทคติกที่ละลาย ทั้งนี้เมื่อเวลาในการอบละลายเฟสเพิ่มขึ้นพบว่า เฟสยูเทคติกบริเวณขอบเกรนจะมีปริมาณน้อยลง และมีลักษณะของการเกิดเฟสที่เป็นสีดำ (Coarse black particle) แทนการละลายของเฟสยูเทคติก ดังแสดงในรูปที่ 4.4

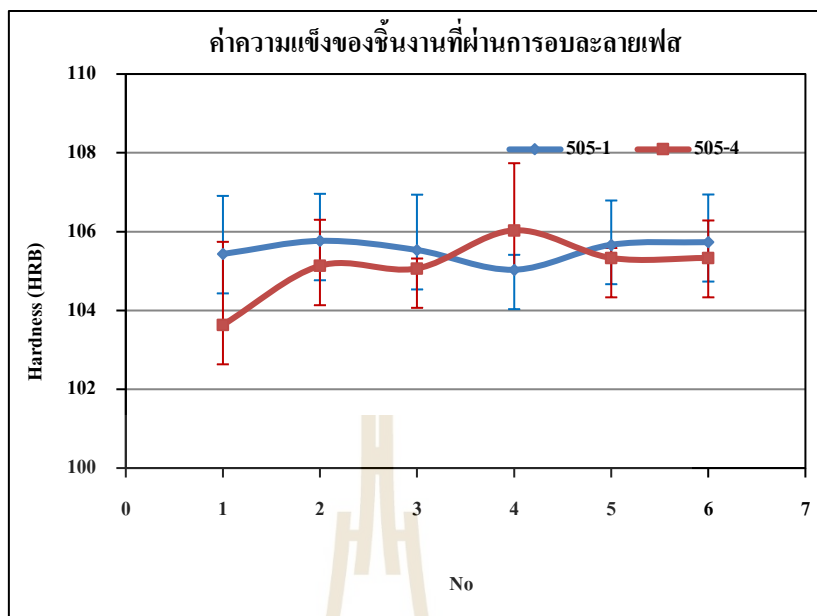


รูปที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 505 °C ที่เวลา (ก) 1 ชั่วโมง และ (ข) 4 ชั่วโมง

#### 4.2.2 สมบัติทางกล

สมบัติทางกลของชิ้นงานผ่านกระบวนการเผาอบละลายเฟส (Solution treatment)

เมื่อนำชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิเดียวกันแต่เวลาต่างกันมาทดสอบสมบัติทางกลด้วยการวัดค่าความแข็งพบว่า ค่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสที่เวลา 1 และ 4 ชั่วโมงนั้นมีค่าความแข็งที่ใกล้เคียงกัน ดังแสดงในรูปที่ 4.5 แต่ทั้งนี้เนื่องจากการวิเคราะห์ด้วยโครงสร้างจุลภาคพบว่า ที่เวลาในการอบละลายเฟสนานกว่าจะส่งผลให้เฟสยูเทคติกมีขนาดเล็กและมีความไม่ต่อเนื่องมากกว่า และไม่พบว่าการเกิด Incipient melting phase ที่มีลักษณะเป็นอนุภาคนาขนาดใหญ่และเปราะ ซึ่งจะเป็ผลดีในขั้นตอนของการบ่มแข็งแสดงให้เห็นว่ามีปริมาณของสารละลายของแข็งอิมตัวยังยวดภายหลังการชุบแข็งในอะลูมิเนียมแมกนีเซียมมากที่สุด ในขณะที่เวลาในการอบละลายเฟสที่น้อยกว่านั้น ส่งผลให้บริเวณของขอบเกรนซึ่งเป็นยูเทคติกเฟสนั้นมีการละลายเพียงเล็กน้อยและบริเวณของขอบเกรนยังมีความต่อเนื่อง ซึ่งแสดงให้เห็นว่าบริเวณขอบเกรน ซึ่งเป็นยูเทคติกเฟสนั้นมีการละลายและแพร่กระจายในเนื้ออะลูมิเนียมได้น้อยกว่า มีปริมาณของสารละลายของแข็งอิมตัวยังยวดที่น้อยกว่า ซึ่งส่งผลให้สมบัติทางกลน้อยกว่าเช่นกัน ซึ่งเป็นไปตามงานวิจัยของศิริวรรณ พรณราย (2555)

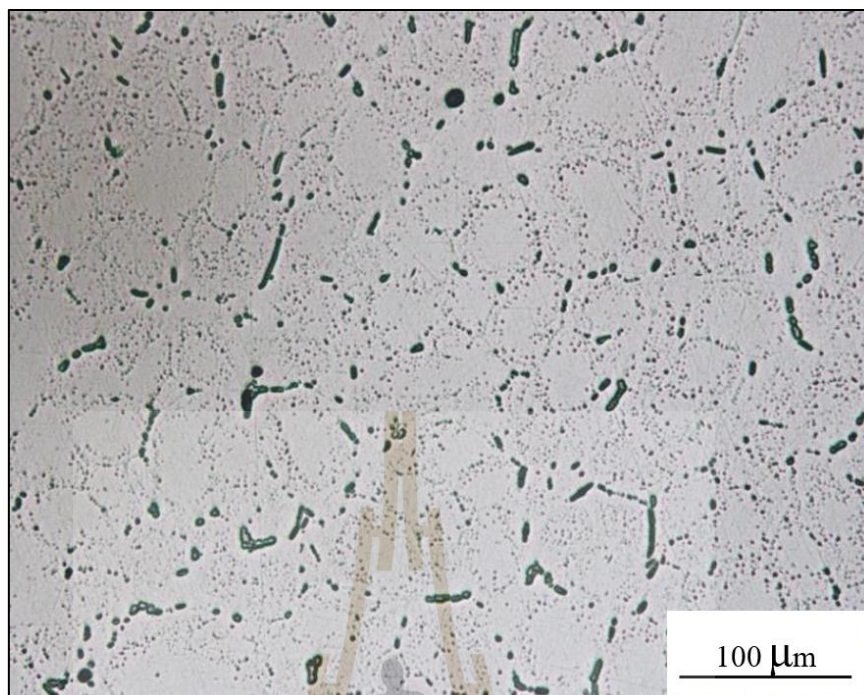


รูปที่ 4.5 ค่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 505 °C ที่เวลา 1 ชั่วโมง และ 4 ชั่วโมง

### 4.3 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยการบ่มแข็งเพียงหนึ่งครั้ง (Single aged)

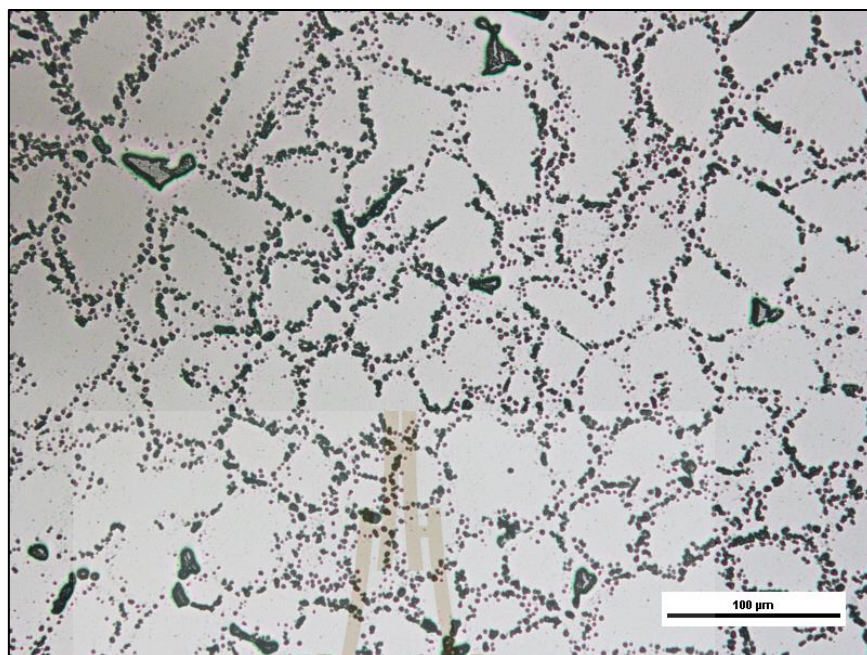
#### 4.3.1 โครงสร้างจุลภาค

จากการทดลองพบว่า ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยการบ่มแข็งหนึ่งครั้งนั้นพบว่า โครงสร้างทางจุลภาคภายหลังกระบวนการเผาอบละลายเฟสและเย็นตัวอย่างรวดเร็วที่อุณหภูมิห้อง ประกอบด้วยเนื้อเมตริกซ์ คือ เฟส Al- $\alpha$  (บริเวณสีขาว) และเฟสยูเทคติกของทองแดง คือ บริเวณที่มีรูปร่างเป็นแผ่นเล็ก ๆ ที่มีการกระจายตามขอบเกรนของเฟส Al- $\alpha$  การเปลี่ยนแปลงรูปร่างลักษณะของเฟสยูเทคติกหลังผ่านการอบละลายเฟสแสดงให้เห็นว่ามีการแพร่ของอะตอมทองแดงออกจากเฟสยูเทคติกและละลายเข้าสู่อะลูมิเนียมเมตริกซ์ ดังแสดงในรูปที่ 4.6

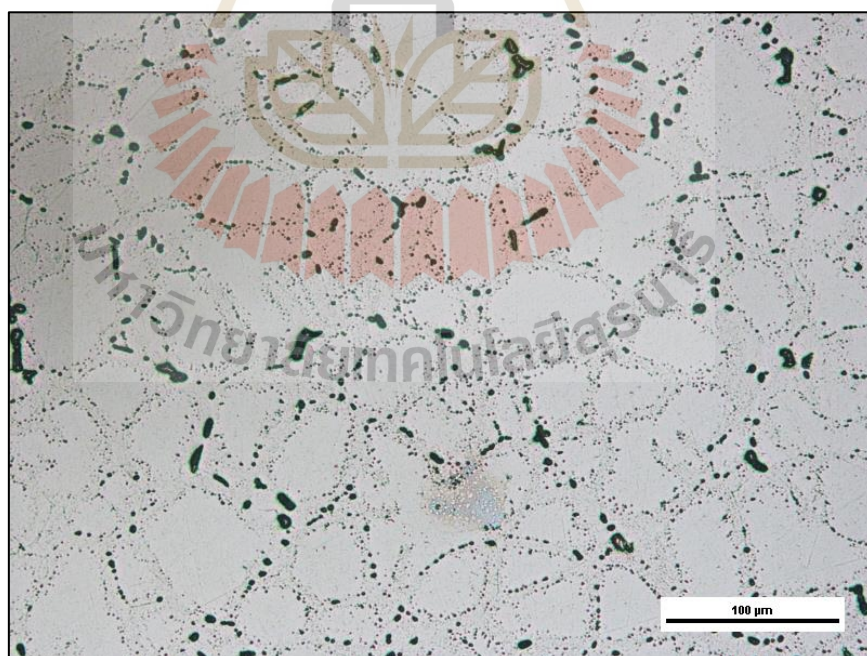


รูปที่ 4.6 โครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 505 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง

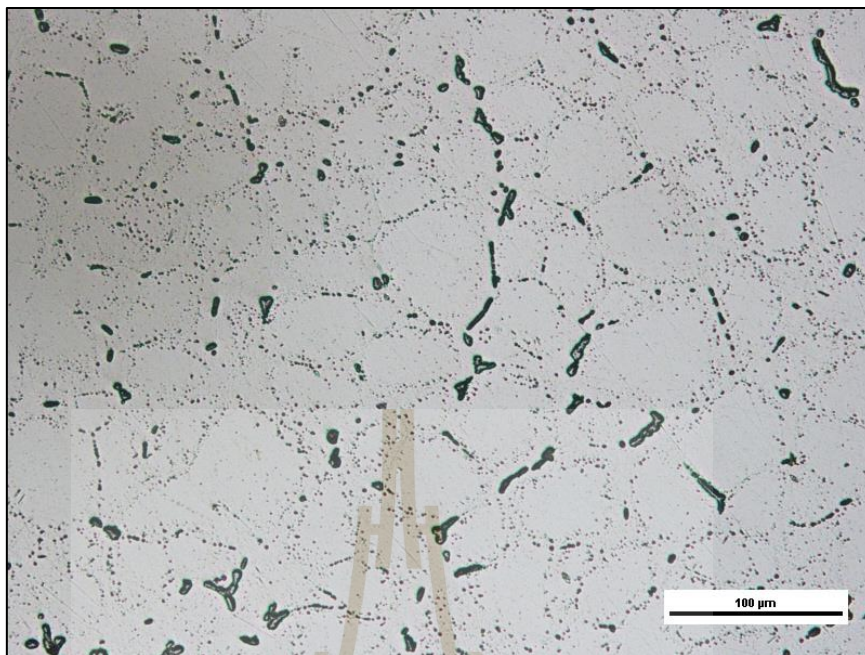
เมื่อนำชิ้นงานภายหลังจากการอบละลายเฟสไปทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 6, 9, 12, 15 และ 18 ชั่วโมง ตามลำดับ พบว่า ที่อุณหภูมิการบ่มแข็งที่คงที่ในขณะที่เวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้นนั้น ความหนาแน่นของอนุภาคของทองแดงเพิ่มขึ้นแต่ขนาดเล็กลง แสดงให้เห็นว่า “พรีซิพิเตต (Precipitate)” จะเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้นในช่วงแรก จนถึงจุดที่ทำให้เกิดความแข็งสูงสุด จากนั้นพบว่าความหนาแน่นของอนุภาคของทองแดงจะลดลงและมีขนาดโตขึ้น ปริมาณน้อยลง ความแข็งของชิ้นงานจะลดลงเมื่อเพิ่มเวลาในการบ่มแข็ง ซึ่งสอดคล้องกับลักษณะของโครงสร้างจุลภาคที่พบ คือ “พรีซิพิเตต (Precipitate)” มีขนาดโตขึ้นและความหนาแน่นลดลง เพื่อที่จะลดพลังงานอินเตอร์เฟสของระบบลง (ศิริกุล วิสุทธ์เมธางกูร, 2543) ดังแสดงในรูปที่ 4.7 ถึงรูปที่ 4.11



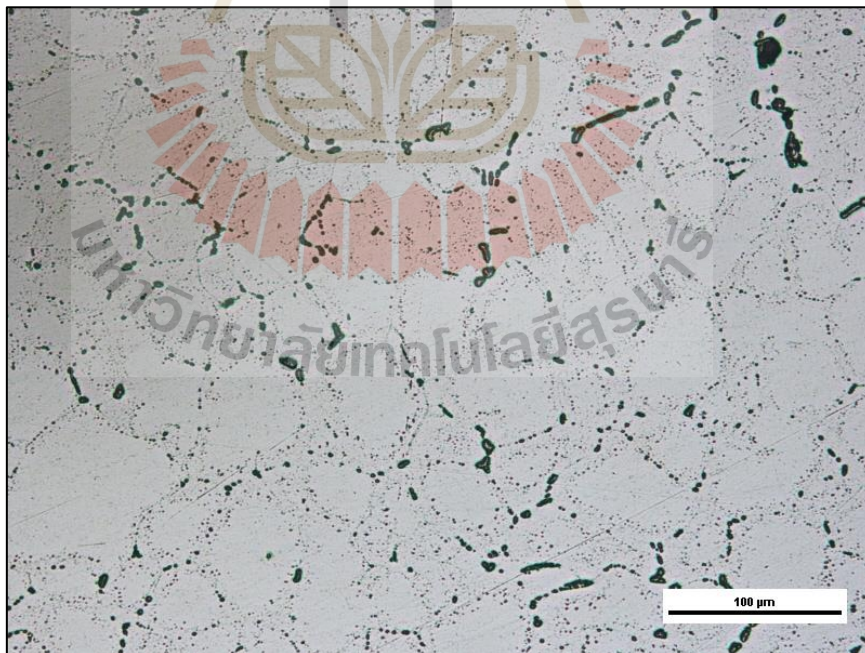
รูปที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลา 6 ชั่วโมง



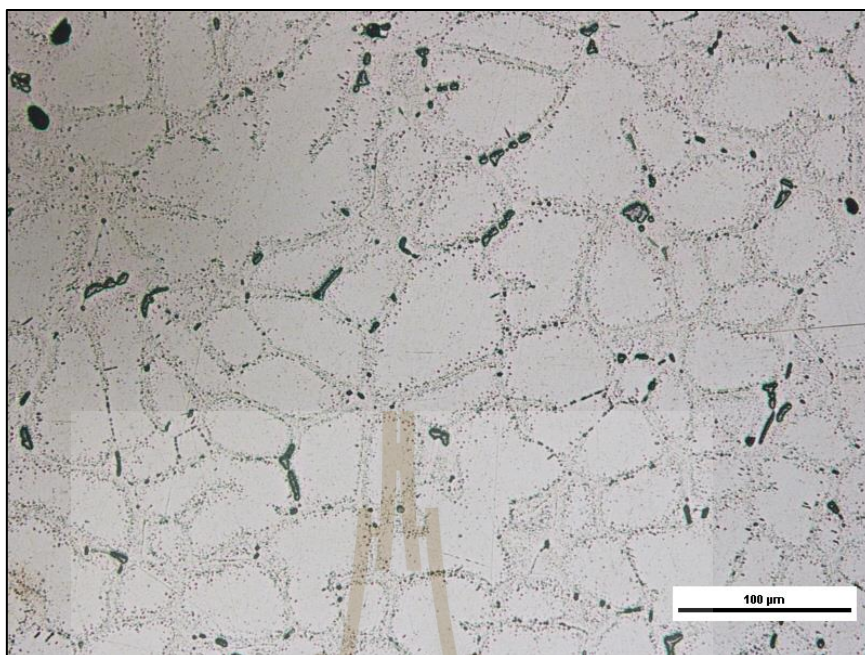
รูปที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลา 9 ชั่วโมง



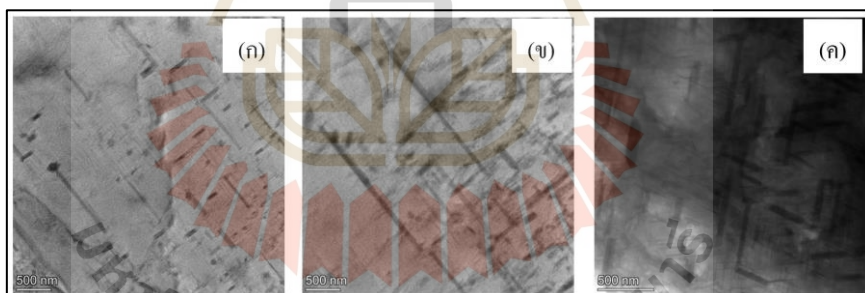
รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลา 12 ชั่วโมง



รูปที่ 4.10 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลา 15 ชั่วโมง



รูปที่ 4.11 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลา 18 ชั่วโมง

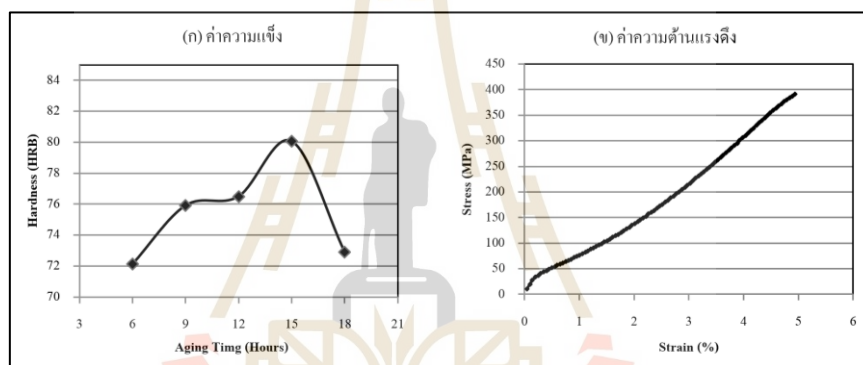


รูปที่ 4.12 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลา (ก) 6 ชั่วโมง (Under aging) (ข) 15 ชั่วโมง (Peak aging) และ (ค) 18 ชั่วโมง (Over aging)

เมื่อนำชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่สภาวะ Under aging Optimum aging และ Over aging วิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่านพบว่า ที่สภาวะ Under aging จะมีเฟสพรีซิพิเตต จีพีโซนและจะพบเฟสพรีซิพิเตต  $s'$  เพียงเล็กน้อย โดยที่เฟสพรีซิพิเตตจีพีโซนจะมีการเรียงตัวใน 2 ทิศทาง คือ [100] และ [001] มีลักษณะเป็นแท่ง (Rod-shape precipitate) ดังรูปที่ 4.12 ในขณะที่ สภาวะ Optimum aging นั้น พบเฟสพรีซิพิเตต  $s'/s$  ซึ่งมีลักษณะรูปร่างเป็นระแนง (Lath-shape

precipitate) ความยาวของพรีซิพิตีเทตประมาณ 300-500 นาโนเมตร และพบเฟส T ( $Al_{20}Cu_2Mn$ ) มีรูปร่างเป็นแท่ง (Rod-shape) ขนาดความยาวประมาณ 800 นาโนเมตร ถึง 2 ไมครอน และพบว่า มีคิสโตเคชันแบบเส้นด้วย และที่สภาวะ Over aging นั้นพบเฟสพรีซิพิตีเทต  $S'/S$  ที่มีขนาดใหญ่และยาวขึ้นในทิศทาง [001] โดยมีความยาวประมาณ 800-1000 นาโนเมตร แต่ปริมาณของเฟสน้อยกว่า เนื่องจากเฟส  $S'/S$  ของ Al-Cu นั้นเกิดขึ้นได้ยาก เป็นเพราะ  $\alpha$ -phase กับ S-phase มีโครงสร้างผลึกที่ต่างกันส่งผลให้ต้องใช้พลังงานกระตุ้นสูงจึงจะทำให้เปลี่ยนเป็นเฟสที่เสถียรได้ จึงต้องมีการเปลี่ยนรูปเป็นขั้นตอน ส่งผลให้ที่สภาวะดังกล่าวนี้ต้องใช้เวลานานและปริมาณเฟสพรีซิพิตีเทตจะน้อยกว่าเฟสพรีซิพิตีเทตอื่น ๆ

#### 4.3.2 สมบัติทางกล



รูปที่ 4.13 ค่าการทดสอบสมบัติทางกลของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสและการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลา 6, 9, 12, 15 และ 18 ชั่วโมง

จากรูปที่ 4.13 (ก) เมื่อพิจารณาค่าความแข็งของชิ้นงานที่บ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลาแตกต่างกันพบว่าชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่เวลานานกว่าจะมีค่าความแข็งที่สูงกว่าชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่เวลาน้อยกว่า แต่เมื่อเพิ่มเวลาในการบ่มแข็งมากขึ้น จนกระทั่งเลยจุดที่มีความแข็งสูงสุด (Optimum aging) แล้ว ค่าความแข็งของชิ้นงานจะมีค่าลดลง เนื่องจากจำนวนของพรีซิพิตีเทตที่เกิดขึ้นลดจำนวนลง ซึ่งเป็นผลมาจากพรีซิพิตีเทตเฟส  $S'$  มี %  $Al_2Cu$  มากกว่าพรีซิพิตีเทตเฟส  $S$  ทำให้  $Al_2Cu$  แพร่จากพรีซิพิตีเทตเฟส  $S'$  ไปยังพรีซิพิตีเทตเฟส  $S$  ทำให้ %  $Al_2Cu$  ของพรีซิพิตีเทตเฟส  $S'$  ลดลง ส่งผลให้พรีซิพิตีเทตเฟส  $S'$  มีขนาดเล็กลง แต่ในขณะเดียวกันพรีซิพิตีเทตเฟส  $S$  ก็จะโตขึ้นแต่มีจำนวนน้อยลง เมื่อนำไปทดสอบความต้านแรงดึงพบว่า ค่าความต้านแรงดึงสูงสุด มีค่าเท่ากับ 390.83 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเท่ากับ 4.94% ดังแสดงในรูปที่ 4.13 (ข) แสดงให้เห็นว่าชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสและบ่มแข็งที่เวลานานกว่าจะให้ค่าความต้านแรงดึง

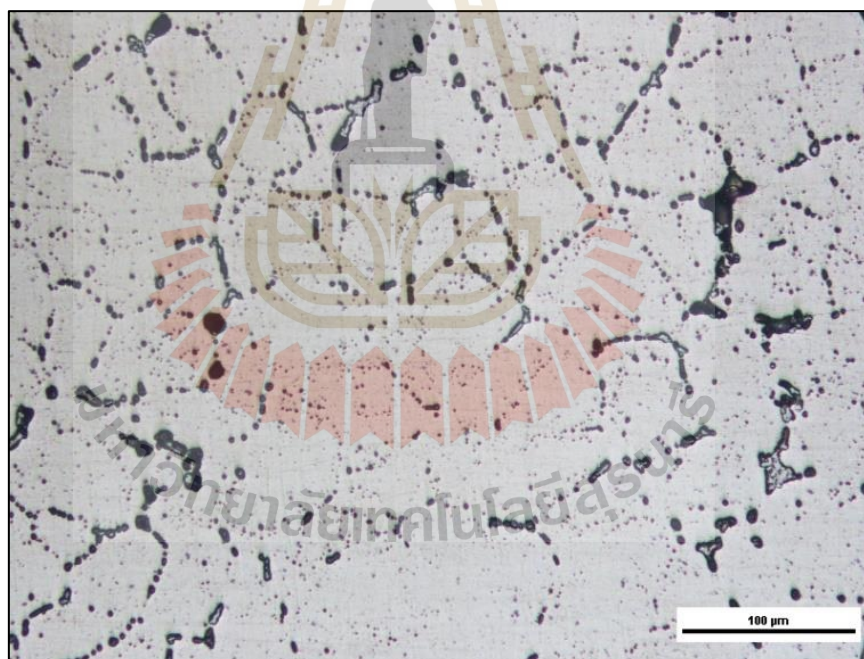


และเปอร์เซ็นต์การยึดตัวที่สูงกว่า เกิดจากเวลาในการบ่มแข็งมีผลต่อการเปลี่ยนแปลงของ โครงสร้างจุลภาคและสัมพันธ์กับผลของค่าความแข็งแรง

#### 4.4 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยการบ่มแข็งสองครั้ง (Double aging)

##### 4.4.1 โครงสร้างจุลภาค

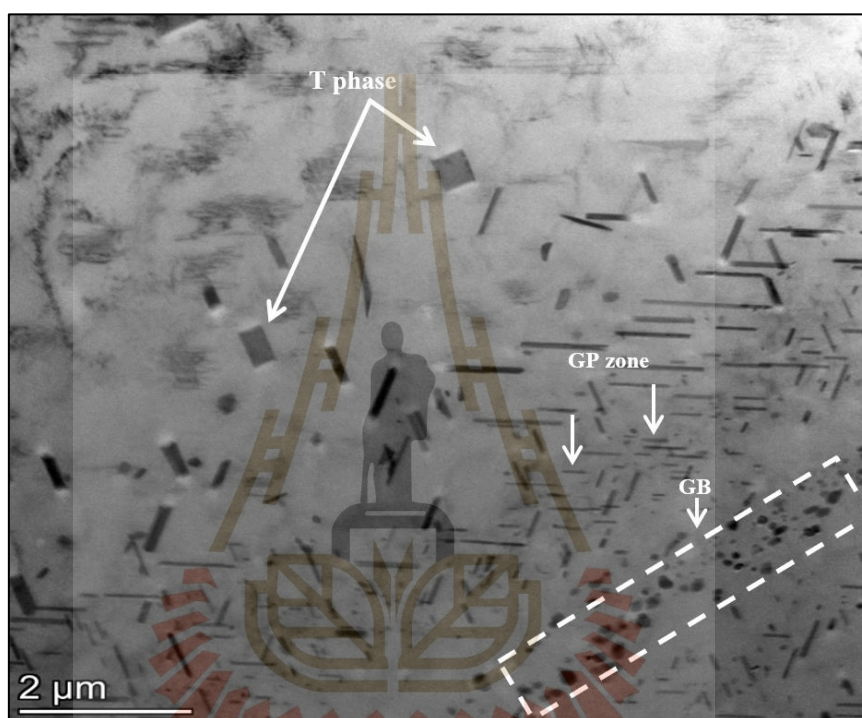
โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยมีการบ่มแข็งสองครั้งภายหลังการอบละลายเฟส โดยการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งที่อุณหภูมิ 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง หลังการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งพบว่าเฟสยูเทคติกของทองแดงมีการเปลี่ยนแปลงในลักษณะของการละลายและแพร่ไปยังเฟสเมตริกซ์ของอะลูมิเนียม ส่งผลให้เฟสยูเทคติกจะมีขนาดเล็กและบางลงและมีการกระจายอย่างทั่วถึงในบริเวณของขอบเกรน ดังแสดงในรูปที่ 4.14



รูปที่ 4.14 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่ง ที่อุณหภูมิ 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง

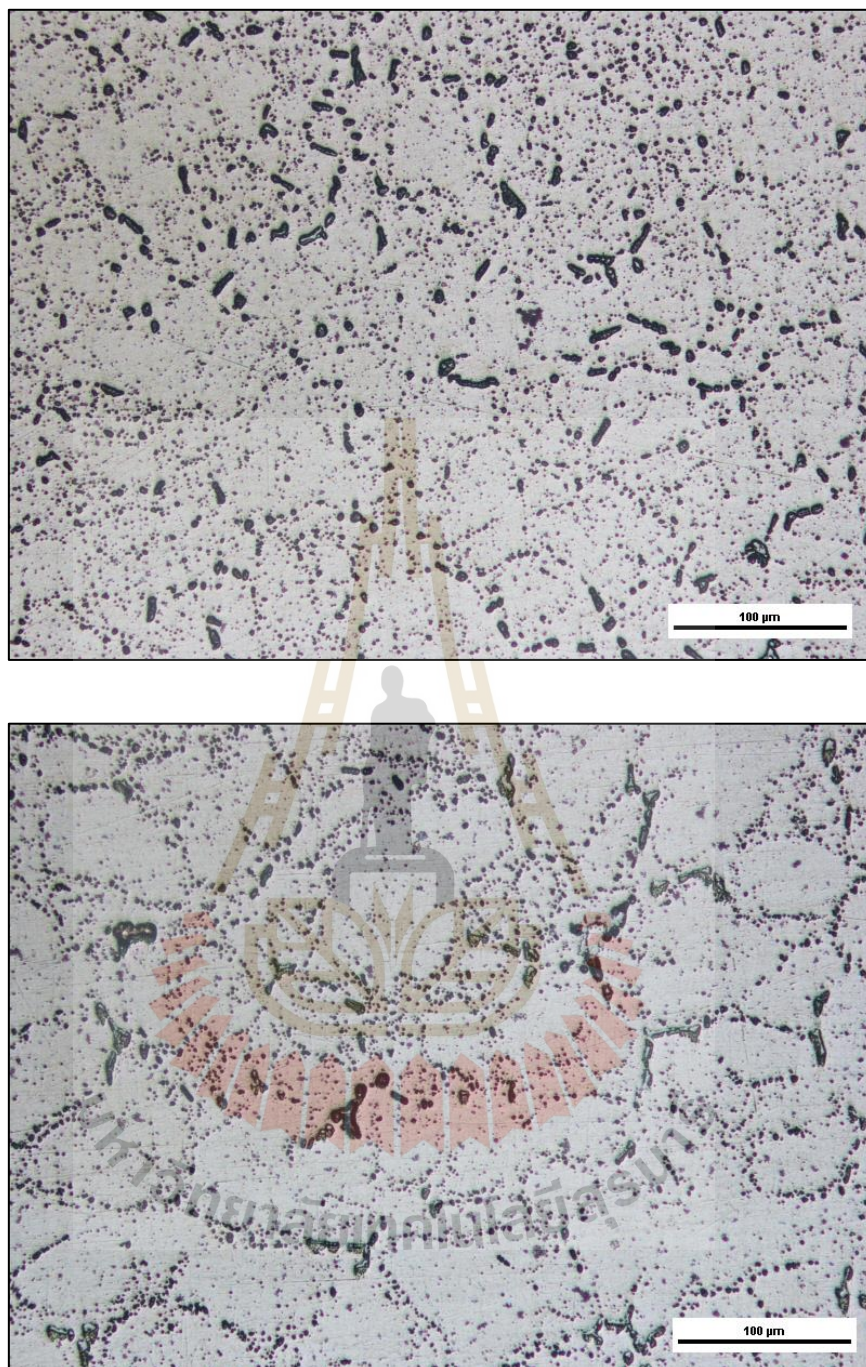
เมื่อนำชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งที่อุณหภูมิ 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง ไปวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่านพบว่า ภายหลังการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งจะประกอบด้วย

เฟสพรีซิพิตเจ็พโซน เป็นเฟสพรีซิพิตเตตที่เกดขึ้นได้ทีอุณหภูมิต่ำ โดยทีการเรียงตัวของเฟสพรีซิพิตเตตนั้นมีการเรียงตัวในทิศทางที่อ่อนแอ คือ ระนาบ  $\{100\}$  และ  $\{010\}$  มีอะตอมทองแดงและแมกนีเซียมอยู่ในระนาบ  $\{110\}_{Al}$  ดังแสดงในรูปที่ 4.11 ซึ่งจากภาพนั้นพบว่า มีเฟสพรีซิพิตเตตเจ็พโซนเกดขึ้นจำนวนมาก ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Y.F. Song et al. (2017) ทีพบว่า ในการบ่มแข็งทีอุณหภูมิ  $110\text{ }^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 8 ชั่วโมงนั้น เป็นช่วงเวลาและอุณหภูมิทีเกดพรีซิพิตเตตเฟสเจ็พโซน

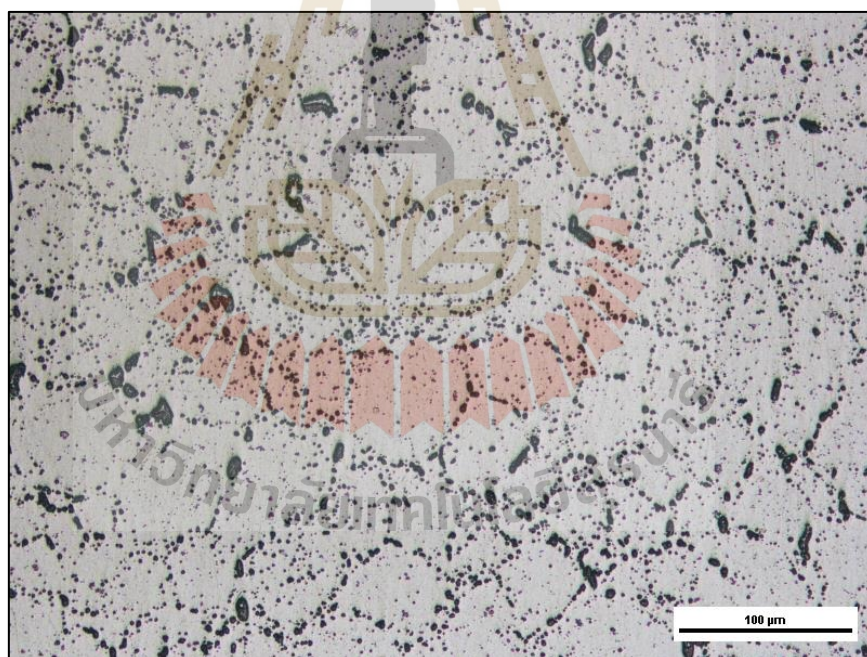
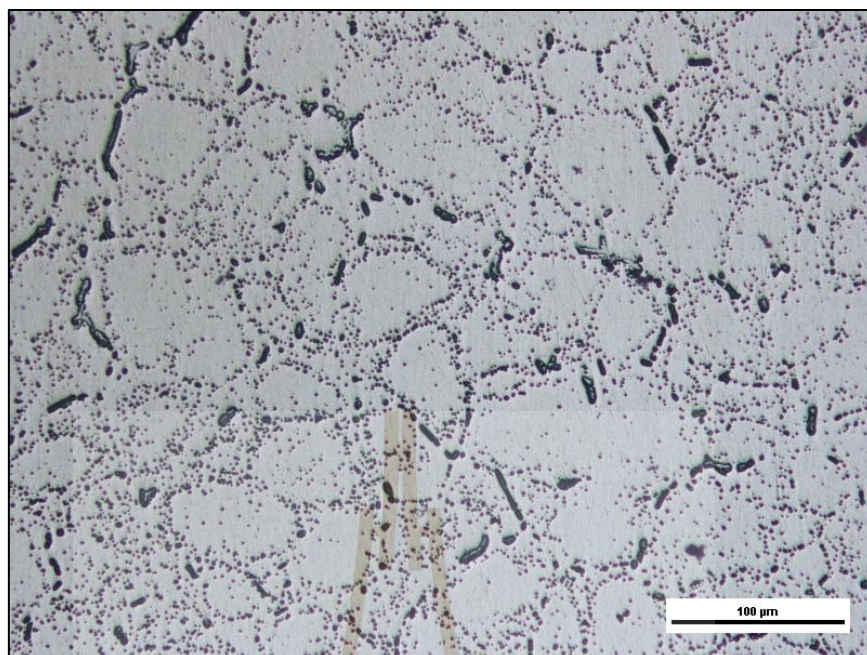


รูปที่ 4.15 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทีผ่านการบ่มแข็งครั้งทีหนึ่งทีอุณหภูมิ  $110\text{ }^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 8 ชั่วโมง

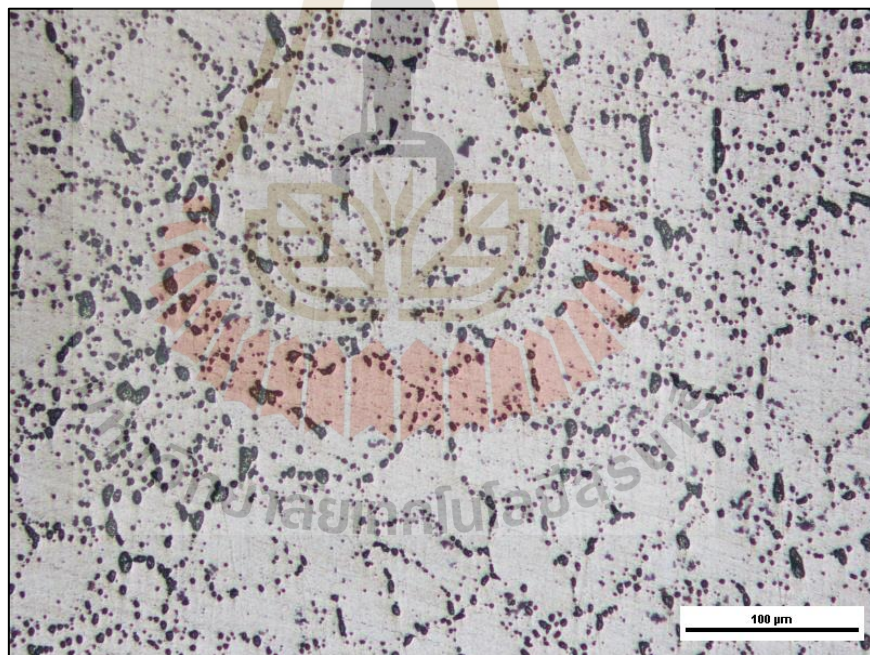
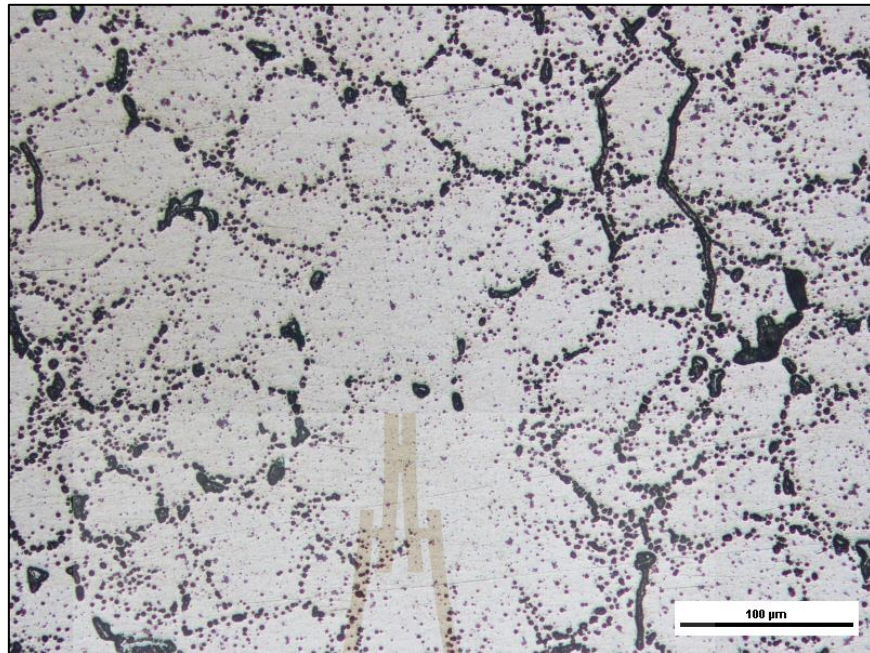
เมื่อนำชิ้นงานหลังการบ่มแข็งครั้งทีหนึ่งทีอุณหภูมิ  $110\text{ }^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 8 ชั่วโมงไปบ่มแข็งครั้งทีสองทีอุณหภูมิ  $170$  และ  $210\text{ }^{\circ}\text{C}$  ทีเวลา 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3, 3.5 และ 4 ชั่วโมงพบว่า เฟสยูเทคติกมีการเปลี่ยนแปลงในลักษณะทีเล็กลงและมีลักษณะของการกระจายตัวมากกว่าการบ่มแข็งเพียงครั้งเดียว ดังแสดงในรูปที่ 4.16 ถึงรูปที่ 4.23 จากภาพโครงสร้างจุลภาคสามารถอธิบายได้ว่า อนุภาคขนาดใหญ่ (สีดำเข้ม) ตามขอบเกรนคือ อนุภาคของ T เฟส ( $Al_{20}Cu_2Mn_3$ ) เป็นเฟสทีไม่สามารถละลายได้ในขั้นตอนของการอบละลายเฟส ซึ่งประกอบด้วย อะลูมิเนียมทองแดง และแมกนีสิ ในขณะทีอนุภาคขนาดเล็กคือ เฟส S' ( $Al_2CuMg$ )



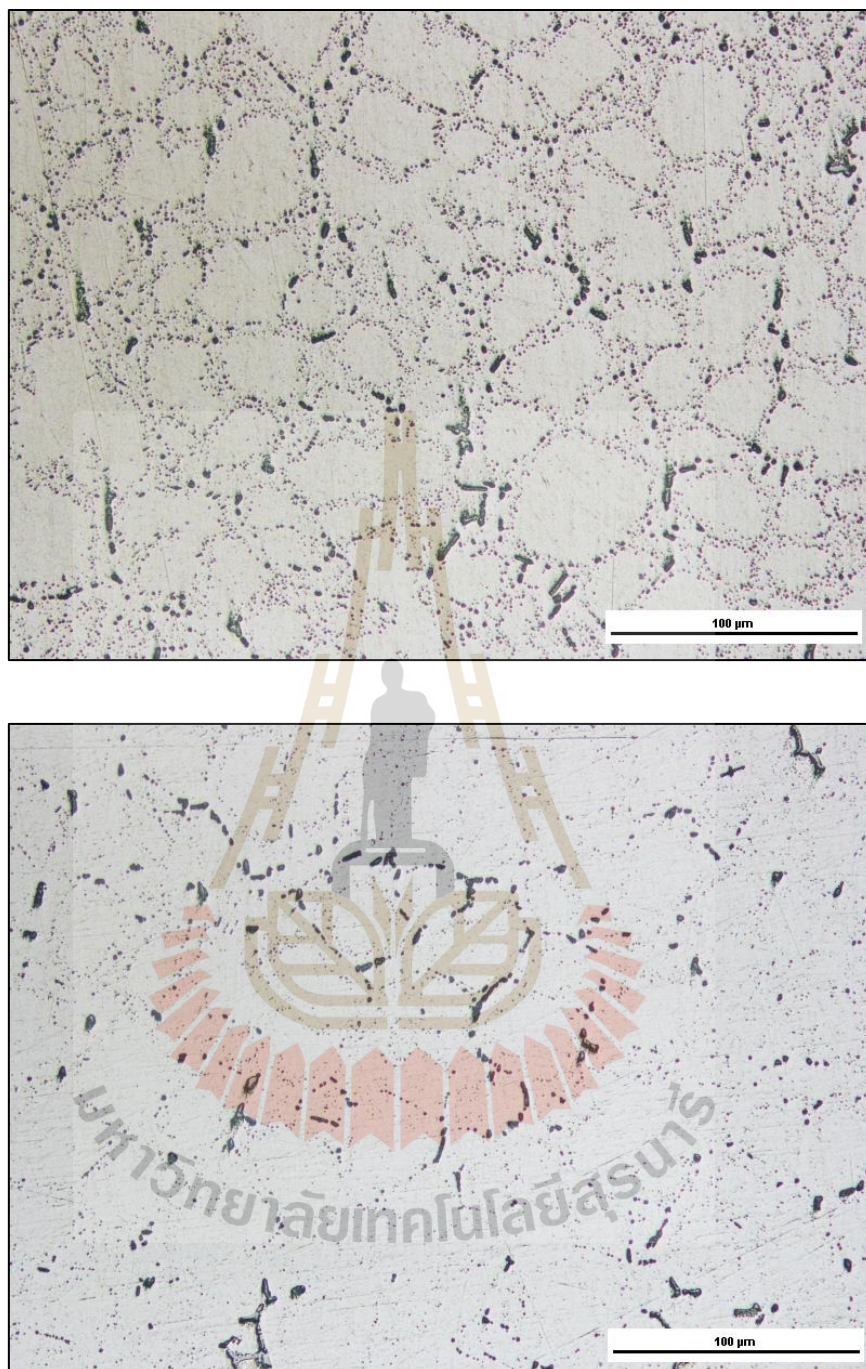
รูปที่ 4.16 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 170 °C  
ที่เวลา 0.5 และ 1.0 ชั่วโมง



รูปที่ 4.17 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 170 °C  
ที่เวลา 1.5 และ 2.0 ชั่วโมง



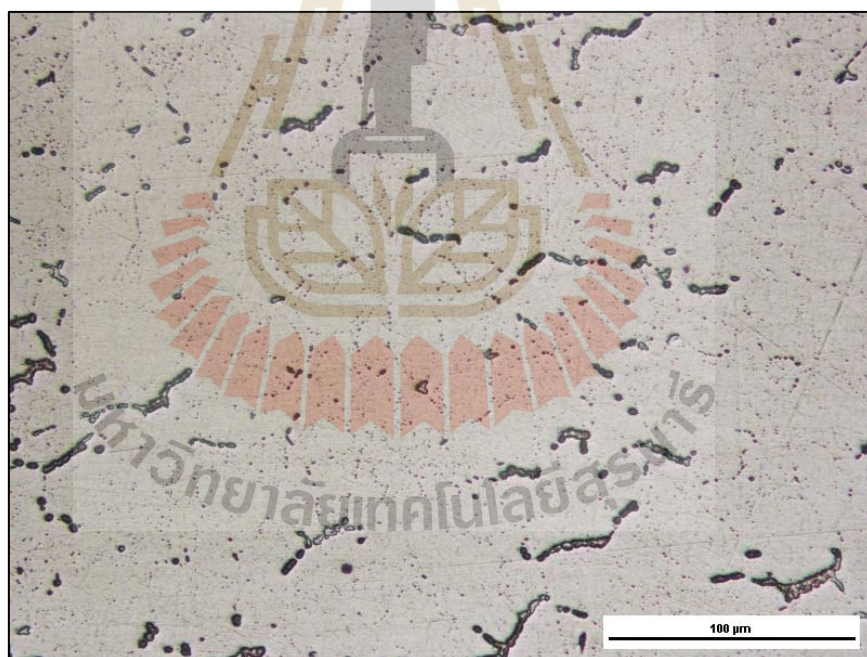
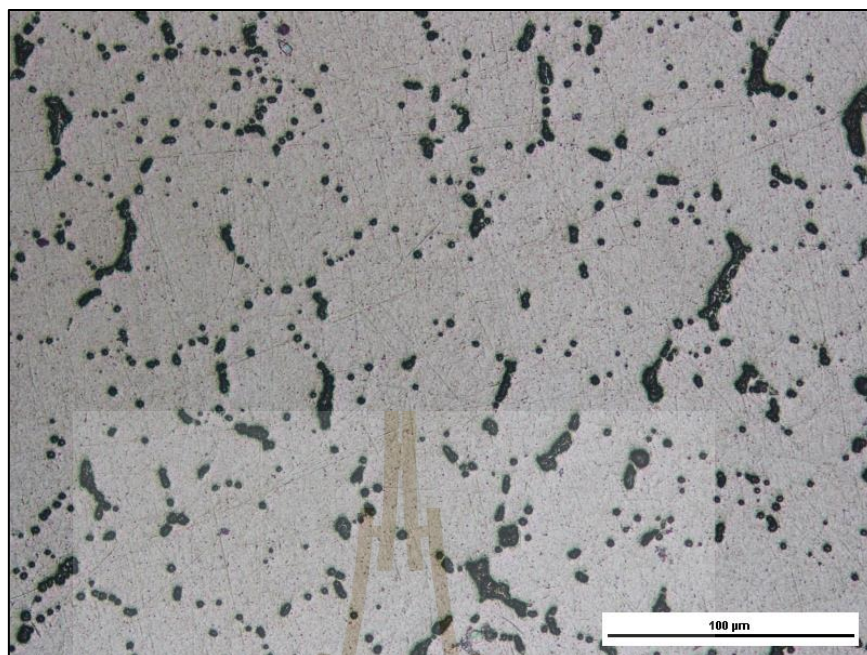
รูปที่ 4.18 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 170 °C  
ที่เวลา 2.5 และ 3.0 ชั่วโมง



รูปที่ 4.19 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 170 °C  
ที่เวลา 3.5 และ 4.0 ชั่วโมง

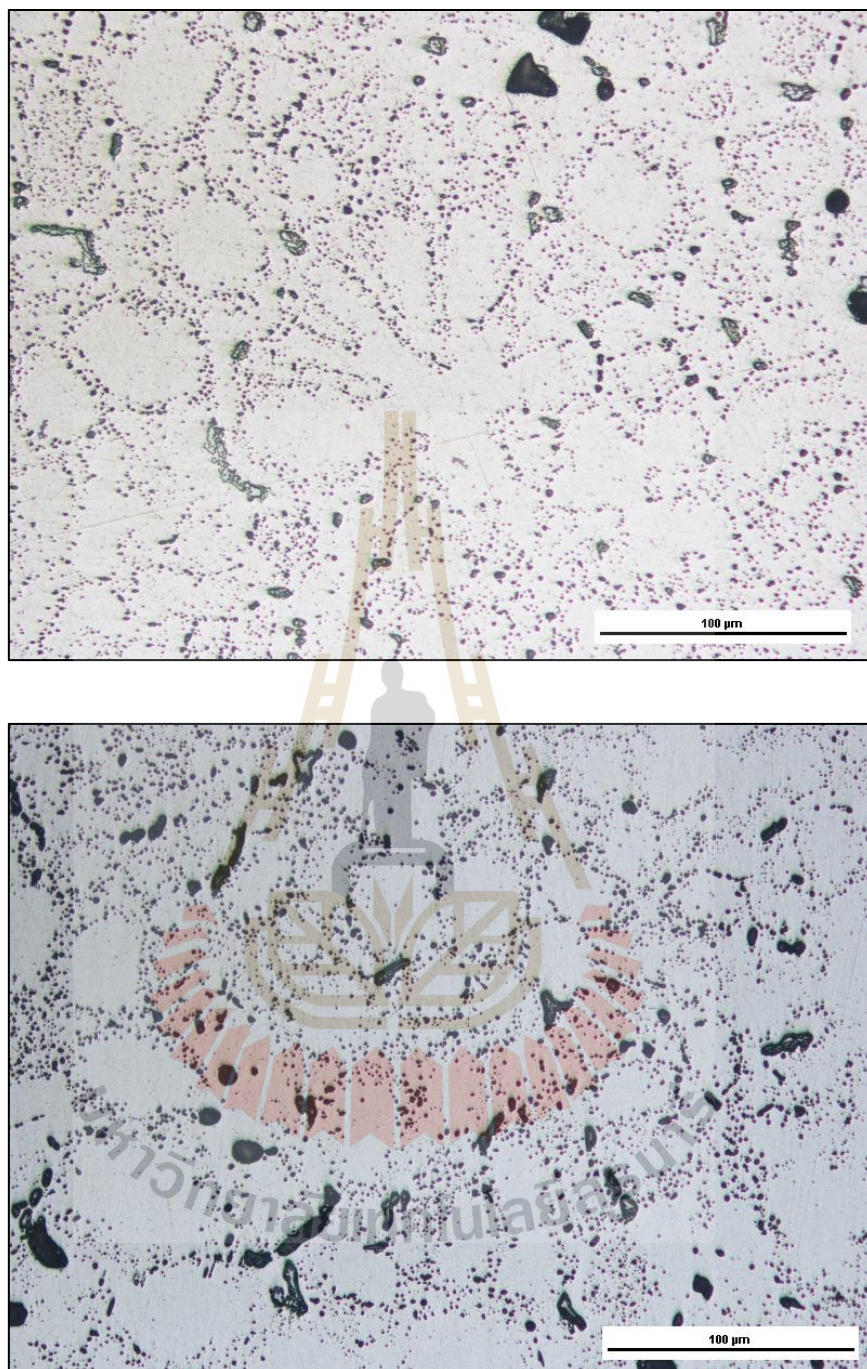


รูปที่ 4.20 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 210 °C  
ที่เวลา 0.5 และ 1.0 ชั่วโมง

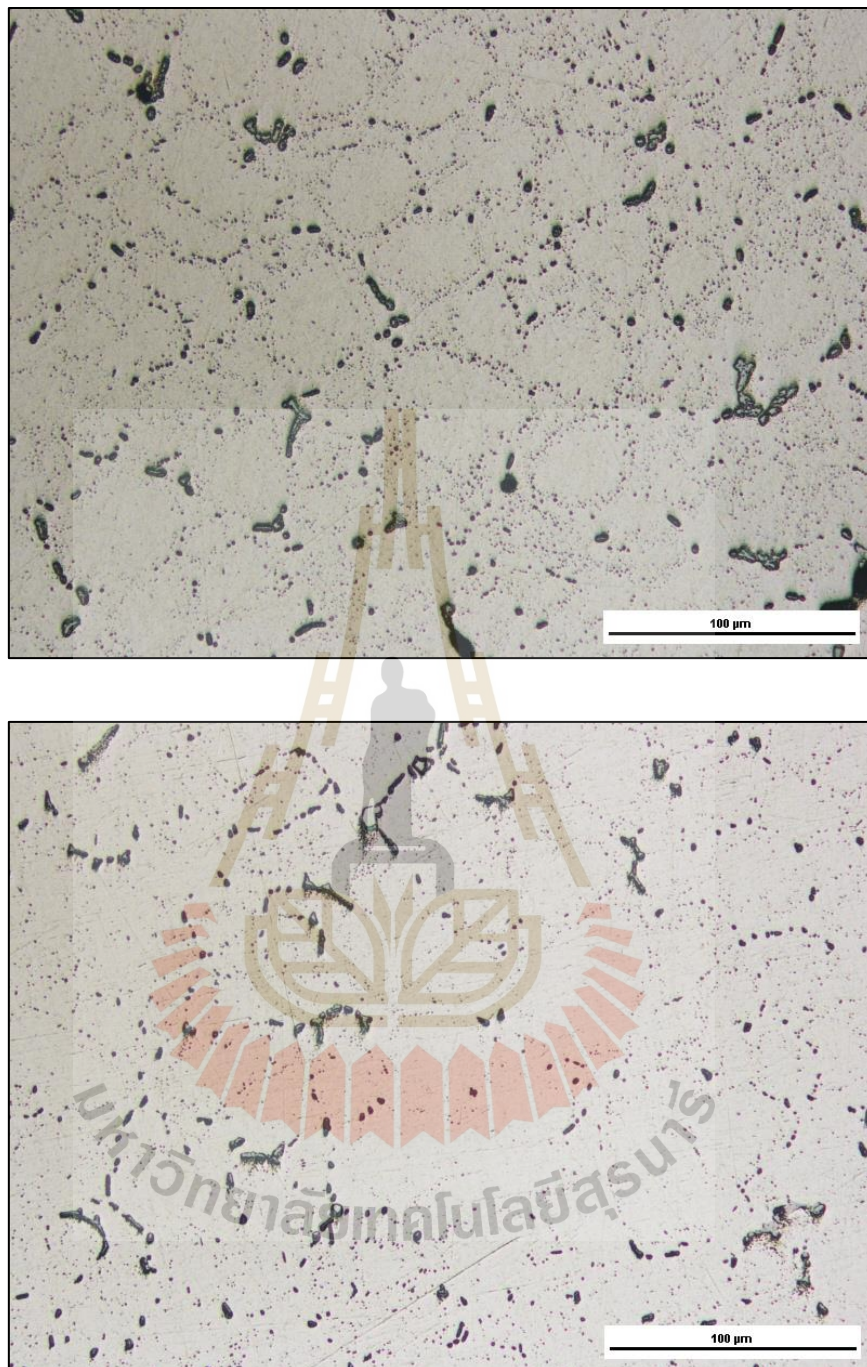


รูปที่ 4.21 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานปั๊มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 210 °C  
ที่เวลา 1.5 และ 2.0 ชั่วโมง





รูปที่ 4.22 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 210 °C  
ที่เวลา 2.5 และ 3.0 ชั่วโมง

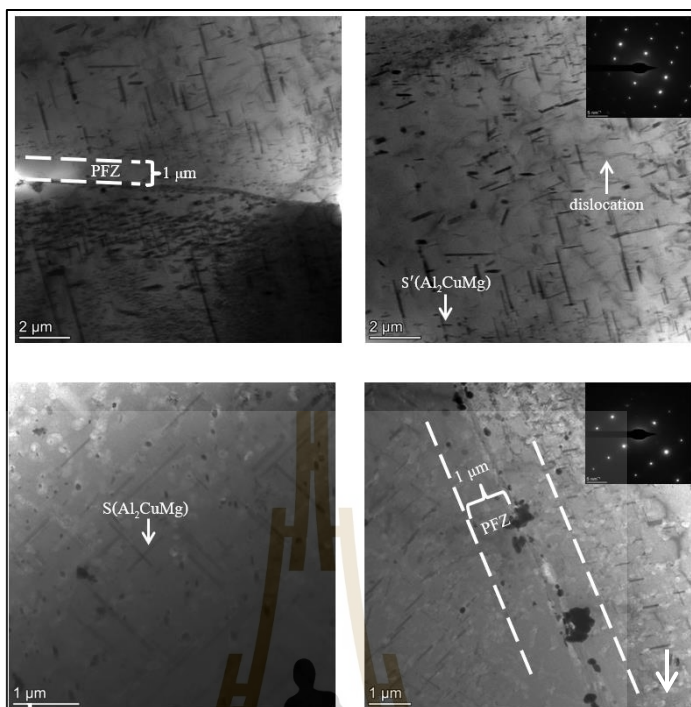


รูปที่ 4.23 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานปั๊มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 210 °C  
ที่เวลา 3.5 และ 4.0 ชั่วโมง

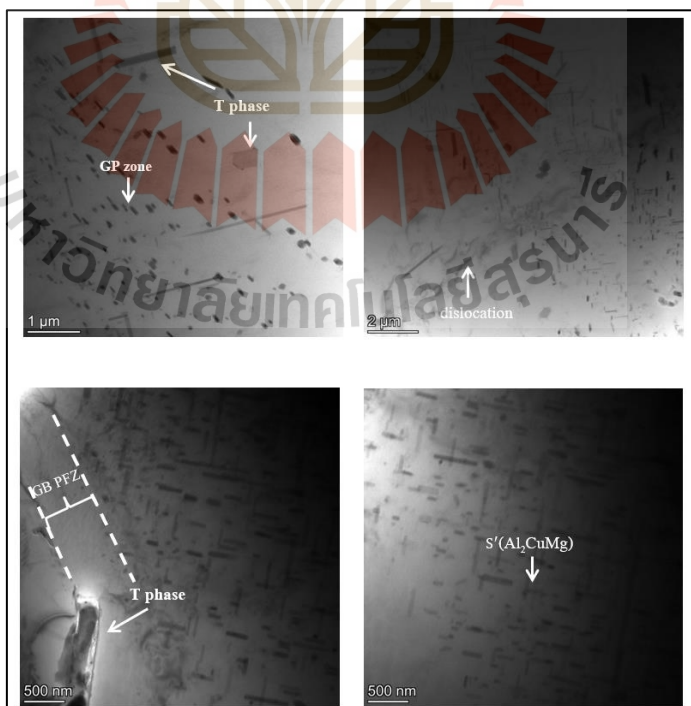
สำหรับชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 170 และ 210 °C ที่เวลา 1 และ 4 ชั่วโมง เป็นสภาวะการบ่มแข็งในครั้งที่สองที่ให้ค่าสมบัติทางกลสูงสุดและต่ำสุดของแต่ละอุณหภูมิ เมื่อนำไปวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่านพบว่า ที่อุณหภูมิ 210 °C ที่เวลาในการบ่มแข็ง 1 ชั่วโมงนั้นจะพบเฟสพรีซิพิต S' / S ( $Al_2CuMg$ ) กระจายทั่วไปในบริเวณอะลูมิเนียมเมตริกซ์ ดังรูปที่ 4.24 ซึ่งสอดคล้องกับกับงานวิจัยของ Yao Li et al. (2011) ที่พบเฟสพรีซิพิต S' / S ( $Al_2CuMg$ ) กระจายทั่วไปในบริเวณอะลูมิเนียมเมตริกซ์ที่ผ่านการบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 200 °C ที่เวลา 20 นาที และที่เวลาในการบ่มแข็งที่ 4 ชั่วโมง จะพบว่า มีเฟสพรีซิพิต T พรีซิพิตเฟส S' / S และบริเวณขอบเกรนที่ไม่มีการเกิดขึ้นของพรีซิพิต (GB-PFZ) อย่างชัดเจน โดย GB-PFZ มีระยะประมาณ 1  $\mu m$  ดังแสดงในรูปที่ 4.25 ในขณะที่ที่อุณหภูมิ 170 °C ที่เวลาในการบ่มแข็ง 1 ชั่วโมง จะประกอบด้วยเฟสพรีซิพิตจีพีโซน และเฟสพรีซิพิต S' / S ซึ่งจากภาพพบว่า จะเกิดขึ้นบนเฟสพรีซิพิตจีพีโซน และเริ่มเกิดเฟสพรีซิพิต S ( $Al_2CuMg$ ) เมื่อเวลาในการบ่มเพิ่มขึ้นเป็น 4 ชั่วโมง พบว่า เฟสพรีซิพิต S ( $Al_2CuMg$ ) มีปริมาณเพิ่มขึ้นในขณะที่เฟสพรีซิพิตจีพีโซนลดลง ดังแสดงในรูปที่ 4.26



รูปที่ 4.24 การกระจายตัวของธาตุต่าง ๆ ในบริเวณอะลูมิเนียมเมตริกซ์



รูปที่ 4.25 ที่อุณหภูมิ 210 °C ที่เวลาในการบ่มแข็ง 1 ชั่วโมง (บน) และ 4 ชั่วโมง (ล่าง)

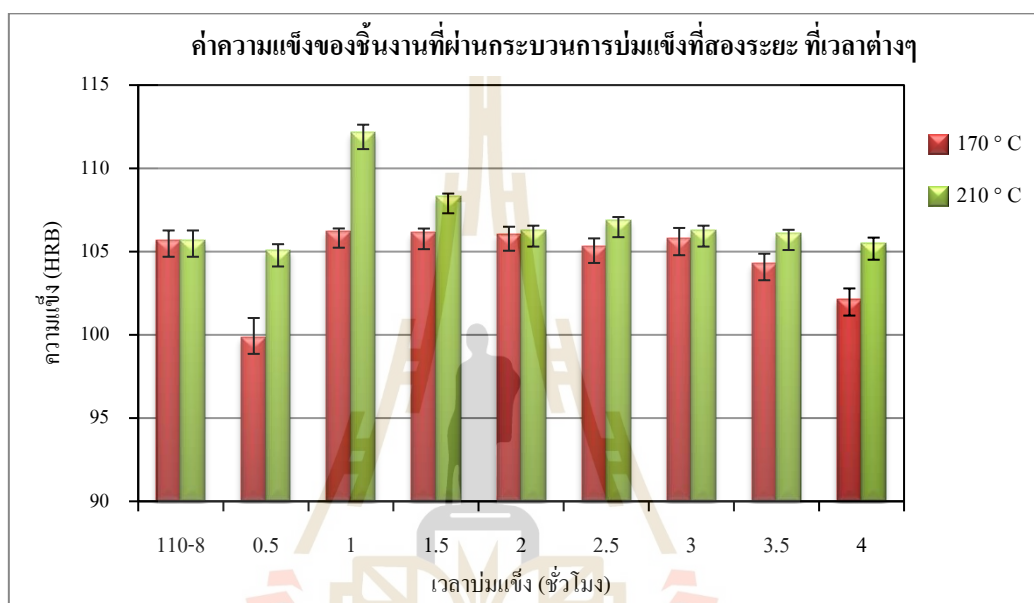


รูปที่ 4.26 อุณหภูมิ 170 °C ที่เวลาในการบ่มแข็ง 1 ชั่วโมง (บน) และ 4 ชั่วโมง (ล่าง)

#### 4.4.2 สมบัติทางกล

ผลของกระบวนการทางความร้อนที่มีการบ่มแข็งสองครั้ง โดยบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งที่อุณหภูมิ 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง และบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 170 °C เป็นเวลา 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3, 3.5 และ 4 ชั่วโมง และ 210 °C เป็นเวลา 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3, 3.5 และ 4 ชั่วโมง โดยชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งที่อุณหภูมิ 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง พบว่า มีค่าความแข็งที่ 105.68 HRB เมื่อนำชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งมาทำการบ่มแข็งในครั้งที่สองที่อุณหภูมิในการบ่มแข็งที่ 170 °C เมื่อเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้นพบว่า ค่าความแข็งจะลดลงภายหลังการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่ง และค่าความแข็งเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาในการบ่มแข็งครั้งที่สองเพิ่มขึ้น โดยค่าความแข็งสูงสุดคือ 106.23 HRB ที่เวลา 1 ชั่วโมง และเมื่อเวลาเพิ่มขึ้นมากกว่า 1 ชั่วโมง พบว่า ค่าความแข็งจะค่อย ๆ ลดลง ในขณะที่อุณหภูมิในการบ่มแข็งครั้งที่สองที่ 210 °C พบว่า ค่าความแข็งเพิ่มขึ้นภายหลังการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่ง และเมื่อเวลาในการบ่มแข็งครั้งที่สองเพิ่มขึ้นค่าความแข็งจะเพิ่มขึ้น โดยค่าความแข็งสูงสุดคือ 112.15 HRB ที่เวลา 1 ชั่วโมง และเมื่อเวลาเพิ่มขึ้นพบว่าค่าความแข็งจะค่อย ๆ ลดลง ซึ่งค่าความแข็งที่เพิ่มขึ้นจากการบ่มแข็งครั้งที่สอง ดังแสดงในรูปที่ 4.27 เนื่องจากการบ่มแข็งในครั้งที่หนึ่งนั้นเป็นการบ่มแข็งที่อุณหภูมิในช่วงของการเกิดเฟสเฟอริไซต์เฟสแรก (GP Zone) ซึ่งเฟสเฟอริไซต์เฟอริไซต์โซนนี้จะทำหน้าที่เป็นตำแหน่งของจุดเริ่มต้นของการนิวเคลียส (Nucleation) สำหรับเฟสเฟอริไซต์ที่อุณหภูมิสูงขึ้น เมื่อนำไปทำการบ่มแข็งในครั้งที่สองที่มีอุณหภูมิสูงกว่า ทำให้มีค่าความแข็งเพิ่มขึ้น เนื่องจากการบ่มแข็งในครั้งที่สองนั้นเป็นช่วงอุณหภูมิของการเกิดเฟสเฟอริไซต์ S'/S ทำให้เฟสเฟอริไซต์เฟอริไซต์โซนที่เกิดขึ้นในการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งมีการเปลี่ยนเฟสเป็นเฟสเฟอริไซต์ S'/S ในการบ่มแข็งครั้งที่สอง ซึ่งเมื่อเวลาในการบ่มแข็งครั้งที่สองเพิ่มขึ้นทำให้เฟสเฟอริไซต์เฟอริไซต์โซนสามารถเปลี่ยนเฟสเป็นเฟส S'/S ได้มากจึงส่งผลให้ค่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งสองครั้งนั้นสูงขึ้น แต่เมื่อเวลาในการบ่มแข็งในครั้งที่สองเพิ่มขึ้นเกินเวลาที่ให้ค่าความแข็งสูงสุดนั้น ค่าความแข็งจะค่อย ๆ ลดลง เนื่องมาจากการเปลี่ยนเฟสเฟอริไซต์จาก S' ที่มีขนาดใหญ่ขึ้นในขณะที่ปริมาณของเฟสเฟอริไซต์ดังกล่าวมีปริมาณน้อยลง จึงส่งผลให้ค่าความแข็งลดลง แต่ในขณะที่ค่าความแข็งจากการบ่มแข็งครั้งที่สองลดลงนั้น เมื่อดูจากกราฟค่าความแข็งก็พบว่า ค่าความแข็งจากการบ่มแข็งครั้งที่สองก็ยังคงสูงกว่าค่าความแข็งสูงสุดของการบ่มแข็งหนึ่งครั้ง เนื่องจากว่าการบ่มแข็งหนึ่งครั้งเป็นการบ่มที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิของการเกิดเฟสเฟอริไซต์เฟสแรก (GP Zone) ทำให้เฟอริไซต์เฟอริไซต์โซนไม่เกิดหรือเกิดขึ้นน้อย ซึ่งส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงของการเกิดเฟสเฟอริไซต์ในเฟสถัดไปเมื่อเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้น ในทางตรงข้ามกับการบ่มแข็งสองครั้ง โดยที่มีการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งที่อุณหภูมิต่ำส่งผลให้เกิดเฟสเฟอริไซต์เฟสแรกคือ เฟสเฟอริไซต์โซน (GP-Zone) และเมื่อมีการเย็นตัวที่อุณหภูมิห้องเฟสเฟอริไซต์ดังกล่าวก็ยังคงกระจายอยู่ในอะลูมิเนียมเมตริกซ์ และพร้อมที่จะเปลี่ยนเป็นเฟสเฟอริไซต์เฟสต่อไปเมื่อได้รับ

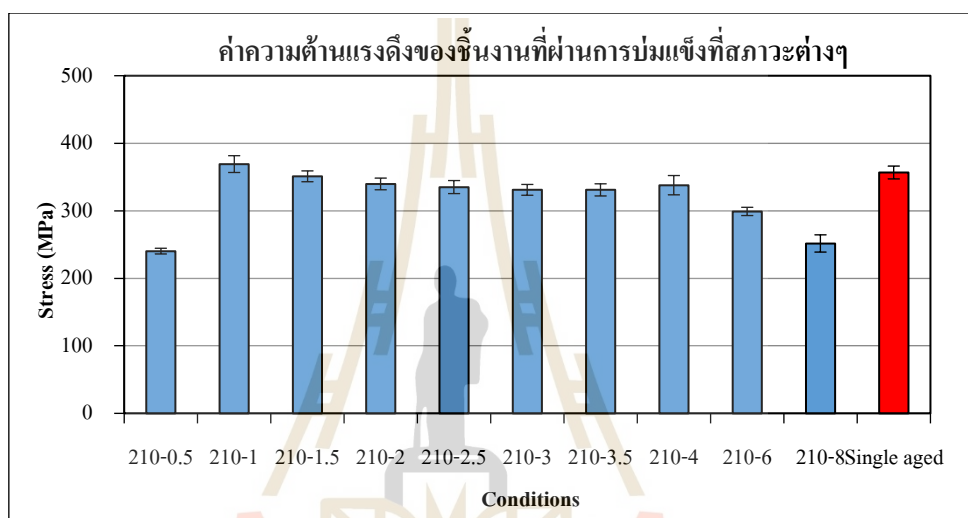
พลังงานกระตุ้น ซึ่งเมื่อมีการบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิสูงขึ้น เป็นอุณหภูมิเริ่มการเปลี่ยนเฟส ฟริชพิเทตจากเฟสจีพี โชนไปเป็นเฟส  $S'$  (ศิริกุล วิสุทธิ์เมธางกูร, 2543) เมื่อเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้นจะทำให้ความสามารถในการเปลี่ยนเฟสเป็นเฟส  $S'$  ได้มากจึงส่งผลให้ค่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งสองครั้งนั้นสูงกว่าการบ่มแข็งเพียงครั้งเดียว และเวลาโดยรวมในการบ่มแข็งสองครั้งนั้นใช้เวลาที่สั้นกว่า



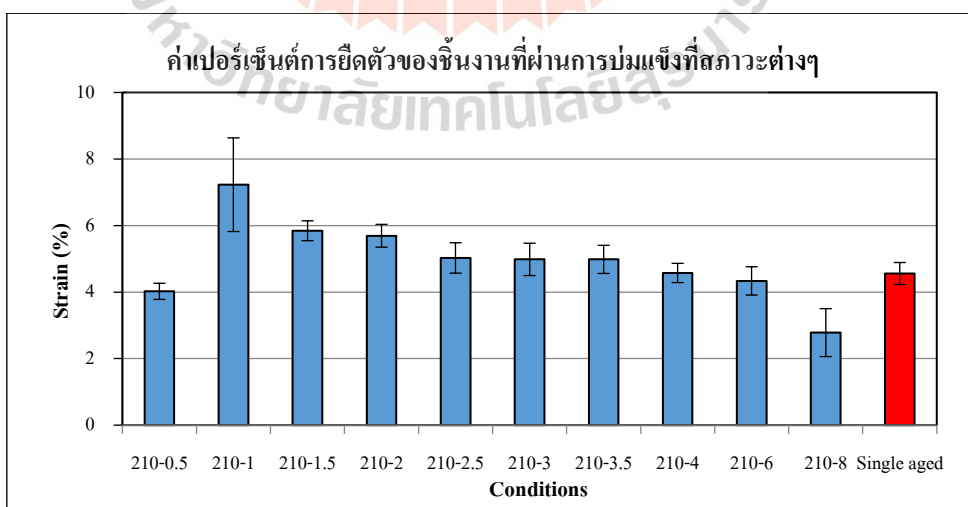
รูปที่ 4.27 ค่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งสองระยะ ที่อุณหภูมิ 170 °C และ 210 °C ที่เวลาต่างๆ

ในขณะที่ผลของการทดสอบความต้านแรงดึงของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งสองระยะที่อุณหภูมิการบ่มแข็งครั้งที่สองที่ 210 °C ที่เวลา 1 ชั่วโมง พบว่าค่าความต้านแรงดึงเฉลี่ยสูงสุดเท่ากับ 369.12 MPa ดังแสดงในรูปที่ 4.28 และค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยเท่ากับ 7.22% ดังแสดงรูปที่ 4.29 เนื่องจากเมื่อผ่านการบ่มแข็งในครั้งที่หนึ่งมานั้น ชิ้นงานจะประกอบด้วยเฟส ฟริชพิเทตจีพี โชน เมื่อนำมาบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิและเวลาดังกล่าวส่งผลให้เฟสฟริชพิเทตจีพี โชนเปลี่ยนเป็นเฟสลำดับต่อไปได้ดีเมื่อเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้น โดยที่เฟสฟริชพิเทตจีพี โชนจะเปลี่ยนไปเป็นเฟสฟริชพิเทต  $S'$  และ  $S$  โดยการแพร่เมื่อได้รับพลังงานกระตุ้น ซึ่งการแพร่ของเฟสฟริชพิเทตจีพี โชนไปเป็นฟริชพิเทตเฟส  $S'$  ได้มาก ส่งผลให้ค่าความต้านแรงดึงนั้นมีค่ามาก แต่เมื่อเวลาในการบ่มแข็งครั้งที่สองมากขึ้นพบว่า การแพร่ของเฟสฟริชพิเทตจีพี โชนไปเป็นเฟสฟริชพิเทต  $S'$  ก็จะน้อยลง แต่เฟสฟริชพิเทตจะมีขนาดที่โตขึ้น เมื่อนำไปทดสอบความต้านแรงดึง

นั้น เมื่อมีแรงมากระทำส่งผลให้ดิสโลเคชัน (Dislocation) เกิดการเคลื่อนที่หากเฟสพรีซิพิตีเทต จีทีโซนเปลี่ยนเป็นเฟสพรีซิพิตีเทต  $\sigma'$  ได้น้อย การเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันจึงเกิดขึ้นได้ง่าย เพราะมีเฟสพรีซิพิตีเทตที่ขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันน้อย จึงส่งผลให้ค่าความต้านแรงดึงลดลงเมื่อเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้น ในขณะเดียวกันเมื่อเปรียบเทียบกับ การบ่มแข็งเพียงครั้งเดียวนั้น พบว่า ค่าความต้านแรงดึงเฉลี่ยสูงสุดมีค่าใกล้เคียงกัน แต่การบ่มแข็งที่สองครั้งนั้น ใช้เวลาในการบ่มแข็งโดยรวมแล้วน้อยกว่าการบ่มแข็งเพียงครั้งเดียว



รูปที่ 4.28 ความต้านแรงดึงของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่สภาวะต่าง ๆ



รูปที่ 4.29 เปอร์เซนต์การยืดตัวของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่สภาวะต่าง ๆ

จากกราฟความแข็ง ความต้านแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่สภาวะต่าง ๆ ในรูปที่ 4.27 ถึงรูปที่ 4.29 พบว่า ที่สภาวะการบ่มแข็งในครั้งที่หนึ่ง ที่อุณหภูมิ 210 °C ที่เวลา 1 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็ง ความต้านแรงดึง และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่สูง เนื่องจากอุณหภูมิการบ่มแข็งในครั้งที่หนึ่งที่ 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมงนั้นมีจำนวนของเฟสเฟอริต์ที่เฟอริต์ที่เกิดขึ้นจำนวนมาก เมื่อนำไปบ่มแข็งครั้งที่สองที่สภาวะให้ค่าสมบัติทางกลสูงสุด นั้นทำให้เกิดเฟสเฟอริต์ในเฟสถัดไปได้มากและขนาดของเฟสเฟอริต์ดังกล่าวมีขนาดเล็กมากประมาณ 300 นาโนเมตร ทำให้ดีสโลเคชันเคลื่อนที่ได้ยากเมื่อมีแรงมากระทำส่งผลให้ค่าความแข็งและความต้านแรงดึงมีค่าสูง ซึ่งเป็นไปตามงานวิจัยของ Y.F.Song et al. (2017) แต่ในขณะเดียวกันนั้นก็กลับพบว่า ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวสูงเนื่องจากขนาดของเฟสเฟอริต์ที่มีขนาดเล็กและหนาแน่นทำให้มีการยืดเกาะหรือมีพื้นที่สัมผัสของเฟอริต์กับอะลูมิเนียมเมทริกซ์ได้ดี ทำให้ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวสูง ซึ่งเป็นไปตามงานวิจัยของ Yao Li et al. (2011) ที่ว่า ที่สภาวะ Second aging at 165 °C ที่เวลาเริ่มต้นจนกระทั่งถึง 100 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งสูง UTS YS และ % Elongation สูง เนื่องจากจากความหนาแน่นของเฟสเฟอริต์ที่มีความแข็งแรงสูง

เมื่อพิจารณากราฟเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่สภาวะที่ให้ค่าสูงสุดพบว่า มีการกระจายตัวของค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานกว้างกว่าสภาวะอื่น ๆ เนื่องจากค่าความต้านแรงดึงสูงสุดและต่ำสุดของสภาวะดังกล่าวมีค่าต่างกันมาก ภายหลังจากทดสอบแรงดึงเมื่อนำชิ้นงานมาดูลักษณะความเสียหายพบว่า ชิ้นงานขาดในช่วงของความยาวเกจ (Gage length) โดยลักษณะรอยขาดมีความโค้งเล็กน้อยคล้ายลักษณะการขาดแบบ Cup and cone ในส่วนของชิ้นงานที่ให้ค่าต่ำสุดนั้นพบว่า ลักษณะของรอยขาดมีลักษณะของการขาดแบบเฉียง ๆ คล้ายฟันปลาและชิ้นงานขาดในช่วงของความยาวเกจ (Gage length) ดังแสดงในรูปที่ 4.30



รูปที่ 4.30 ลักษณะรอยขาดของชิ้นงานค่าความต้านแรงดึงสูง (ซ้าย) ค่าความต้านแรงดึงต่ำ (ขวา)



## บทที่ 5

### สรุปผลการทดลอง

จากการศึกษาผลของกระบวนการทางความร้อนด้วยการบ่มแข็งแบบหนึ่งครั้งและแบบสองครั้ง สำหรับอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง เกรด 2024 สามารถสรุปความสัมพันธ์ของโครงสร้างทางจุลภาคกับสมบัติเชิงกล ดังรายละเอียดต่อไปนี้

#### 5.1 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนด้วยการบ่มแข็งแบบหนึ่งครั้ง (T6)

เมื่อนำชิ้นงานไปอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 505 °C นาน 4 ชั่วโมง เย็นตัวที่อุณหภูมิห้อง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลา 6, 9, 12, 15 และ 18 ชั่วโมง เมื่อนำชิ้นงานไปวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลได้ผลดังนี้

โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเนื้อเมตริกซ์ คือ เฟส Al- $\alpha$  และเฟสยูเทคติกของทองแดงที่กระจายตัวตามขอบเกรน

โครงสร้างจุลภาคเมื่อศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่านของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่สภาวะ Under aged พบ โครงสร้างของเฟสซีเทคเฟส S/S ในขณะสภาวะ Optimum aged พบโครงสร้างแบบระแนงของเฟสซีเทคเฟส S/S ขนาดเล็กกระจายตัวในอะลูมิเนียมเมตริกซ์ และที่สภาวะ Over aged พบ โครงสร้างของ S/S ที่มีขนาดใหญ่ขึ้นและปริมาณน้อยลง

ชิ้นงานผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 15 ชั่วโมง ได้ค่าสมบัติทางกลสูงสุด มีค่าความแข็งเฉลี่ยเท่ากับ 80.06 HRB ความต้านแรงดึงเฉลี่ย มีค่าเท่ากับ 356.68 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเท่ากับ 4.94%

#### 5.2 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนด้วยการบ่มแข็งแบบสองครั้ง

สำหรับชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยการบ่มแข็งสองครั้งนั้น จะมีการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งที่อุณหภูมิ 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง และบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 170 และ 210 °C ที่เวลา 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3, 3.5 และ 4 ชั่วโมง เมื่อนำชิ้นงานไปวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลได้ผลดังนี้

ภายหลังการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งที่อุณหภูมิ 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเนื้อเมตริกซ์ คือ เฟส Al- $\alpha$  และเฟสยูเทคติกของทองแดงที่กระจายตัวตามขอบเกรน

โดยที่เฟสยูเทคติกมีขนาดเล็กและละเอียด เมื่อผ่านการบ่มแข็งครั้งที่สอง โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟส  $Al-\alpha$  และเฟสยูเทคติกของทองแดงที่กระจายตัวตามขอบเกรนเช่นเดิม แต่เฟสยูเทคติกนั้นเล็กลงอย่างชัดเจน โดยที่สภาวะการบ่มแข็งครั้งที่สองทั้งที่อุณหภูมิ  $170\text{ }^{\circ}\text{C}$  สมบัติเชิงกลดีที่สุดที่เวลาในการบ่มที่ 1 ชั่วโมง โดยโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟสซีพีไอโซนและเฟสซีพีเทตเฟส S/S เล็กน้อย ในขณะที่สภาวะการบ่มแข็งครั้งที่สองทั้งที่อุณหภูมิ  $210\text{ }^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ให้สมบัติทางกลดีที่สุด โดยโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วย เฟสซีพีเทตเฟส S/S เฟสซีพีเทตเฟส T คีลโลเคชัน และ GB-PFZ

สภาวะที่ให้สมบัติด้านความแข็งและค่าความต้านแรงดึงสูงสุดคือ ที่สภาวะการบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ  $210\text{ }^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 1 ชั่วโมง โดยมีค่าความแข็งเฉลี่ยเท่ากับ 112.15 HRB ในขณะที่ค่าความต้านแรงดึงเฉลี่ยเท่ากับ 369.12 MPa และค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยเท่ากับ 7.22% โดยโครงสร้างจุลภาคมีปริมาณของเฟสซีพีเทตเฟส S/S สูงกว่าการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ  $170\text{ }^{\circ}\text{C}$  ที่เวลา 1 ชั่วโมง

ดังนั้นจากผลการทดลองพบว่า อุณหภูมิในการบ่มแข็งครั้งแรกเพื่อให้เกิดเฟสซีพีไอโซนมีความสำคัญต่อการเกิดเฟสซีพีเทตในเฟสถัดไป ซึ่งจะส่งผลต่อสมบัติทางกล และการบ่มแข็งสองครั้งให้ค่าสมบัติทางกลที่ใกล้เคียงกับการบ่มแข็งเพียงครั้งเดียว แต่ใช้เวลาโดยรวมในการบ่มแข็งน้อยกว่า



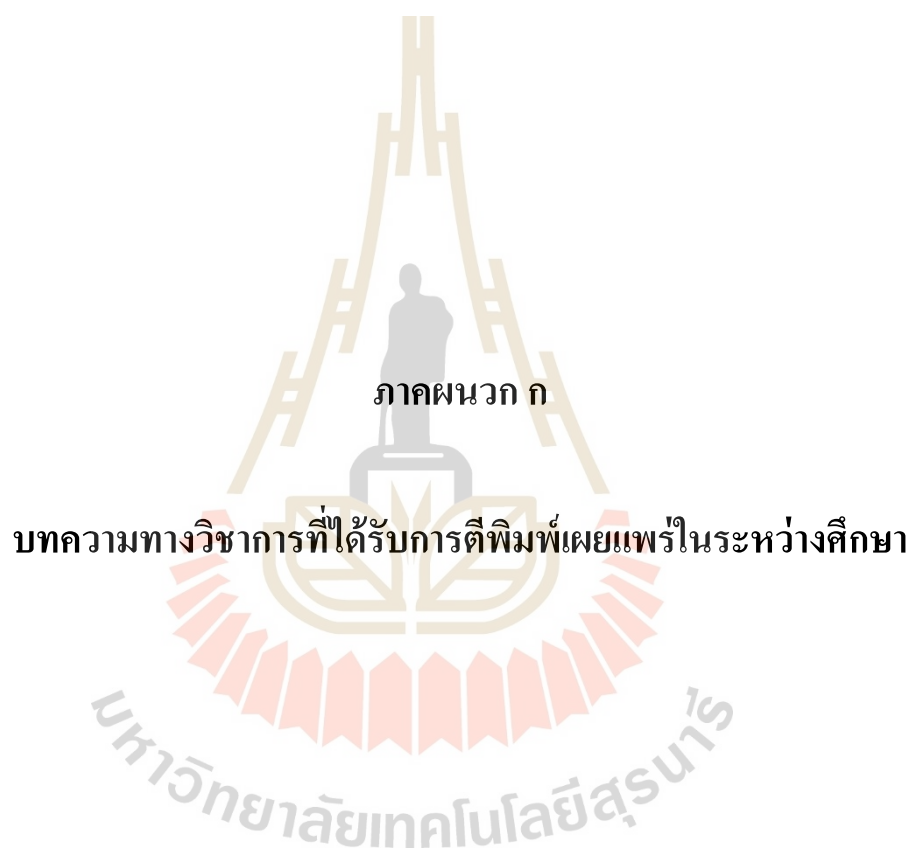
## รายการอ้างอิง

- เจษฎา วรรณสินธุ์. (2549). เทคโนโลยีการหล่ออะลูมิเนียมไดคาสติงแบบกึ่งของแข็ง. ประชุมวิชาการงานหล่อไทย ครั้งที่ 3, หน้า 1-12.
- เจษฎา วรรณสินธุ์. (2553). การหล่อโลหะสำหรับวิศวกร. ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์.
- สถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งประเทศไทย. (2557). การสำรวจสถานภาพอุตสาหกรรมโลหะนอกกลุ่มเหล็ก (Non-ferrous metals). กรุงเทพมหานคร: สถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งประเทศไทย.
- วิจิตร พงษ์บัณฑิต. (2542). การหลอมละลายและการปรับปรุงทางโลหะวิทยาของอะลูมิเนียมผสม. เทคโนโลยีการหล่อโลหะ ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ, กรุงเทพมหานคร.
- ศิริกุล วิสุทธ์เมธางกูร. (2543). โลหกรรมกายภาพ. ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์.
- ศิริวรรณ พรรณราย. (2555). อิทธิพลของตัวแปรในกระบวนการทางความร้อนที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียม 2024 ที่ได้จากการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง. วิทยานิพนธ์ปริญญาโท สาขาวิศวกรรมวัสดุ ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์.
- American Foundrymen's Society, Inc., Aluminum casting technology, Des Plaines, Illinois, 1996.
- B. Khameel, F. Sahnoune, M. Fatmi and N. Brihi. (2017). Mechanism and kinetics of precipitation and dissolution of GP zone and metastable phase in Al-3wt% Cu alloy. **Special Issue of the 6<sup>th</sup> International Congress & Exhibition (APMAS2016)**, Maslak, Turkey, Vol.131. pp.133-135.
- B.S. Lee, D.H. Joo, Kim MH. J. Mater. (2008). Textures and mechanical properties of extruded Al-Cu alloys in the semisolid state. **Process Technology**. pp. 366-371.
- C.G. Kang, J.W. Bea and B.M. Kim. (2007). The grain size control of A356 aluminum alloy by horizontal electromagnetic stirring for rheology forging. **Materials processing technology**, pp. 187-188.

- D.A.P. Reis, A.A. Couto, N.I. Domingues Jr., A.C.O Hirschmann, S. Zepka, C. Moura Neto. (2012). Effect off Artificial Aging on the Mechanical Properties of an Aerospace Aluminum Alloy 2024.” **Trans Tech Publications Defect and Diffusing**, Vol. 326-328. pp. 193-198.
- Dieter, G.E., Mechanical metallurgy. (1998). SI metric edition, McGraw-Hill, ISBN 007-100406-8.
- D. Wang, Ni, D.R., and Ma, Z.Y. (2008). Effect of pre-strain and two-step aging on microstructure and stress corrosion cracking of 7050 alloy. **Materials Science and Engineering**, Vol. A494, pp.360-366.
- E.M. Elgallad, Z. Zhang, X.-G. Chen. (2015). Effect of two-step aging on the mechanical properties of AA2219 Dc cast alloy. **Materials Science and Engineering**, Vol. A625, pp.213-220.
- Faiza Lourdjane and Azzeddine Abderrahmane Raho. (2015). Precipitation Kinetics of the GP Zones in Al4, 65 at %Ag (15%Wt.). **American Journal of Materials Science and Engineering**, Vol.3, No.1, pp.11-14.
- G. Hong-min and Y. Xiang-jie. (2007). Preparation of semi-solid slurry containing fine and globular particles for wrought aluminum alloy 2024. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China 17**, pp. 799-804.
- Hao Wang, Changsheng Li, Xinglong Wei, Ruibin Mei. (2013). Effect of Deformation and Aging on Properties of Al-4.1%Cu-1.4%Mg Aluminum Alloy. **Hindawi Publishing Corporation ISRN Materials Science**, Vol. 2013.
- H. Möller, G. Govender, and Stumpf. (2008). The T6 Heat Treatment of Semi-Solid Metal Processed Alloy A356. **Open Material Science Journal**, vol. 2, pp.6-10.
- H. R. Mohammadian Semnani, H. P. Degischer. (2011). Precipitation in AlCu<sub>4.3</sub> and AlCu<sub>4</sub>Mg alloys studied by dilatometry and calorimetry. **Kovove Mater. 49**, pp.369-374.
- Hui-zhong LI, Ze-xiao ZHU, Xiao-peng LIANG, Peng-wei LI, Ye-long QI, Feng LV, Lan HUANG, (2017). Effect of T6-treatments on microstructure and mechanical properties of forged Al-4.4Cu-0.7Mg-0.6Si alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China 27**, pp.2539-2547.
- Jae-Ho Jang, Dae-Geun NAM, Yong-Ho PARK, Ik-Min PARK, (2013). Effect of solution treatment and artificial aging on microstructure and mechanical properties of Al-Cu alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China 23**, pp. 631-635.

- J. Wannasin, S. Janudom, T. Rattanochaikul, R. Canyook, R. Burapa, T. Chucheeep, S. Thanabumrungrkul. (2010). Research and development of gas induced semi-solid process for industrial applications. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, 20 pp. 1010-1015.
- J. Wannasin and M. Flemings. (2006). Grain refinement of an aluminum alloy by induced gas bubbles during solidification. **Scripta**, vol.55, pp.115-118.
- J. Yan. (2006). **Strength Modelling of Al-Cu-Mg Type Alloys**. University of Southampton.
- M.C. Fleming and W.L. Johnson. (2002). High viscosity liquid and semi-solid metal casting: Process and Products. **Plenary lecture word foundry conference**.
- M. Chemingui, M. Khitouni, K. Jozwiak, Gerard Mesmacque, Abdelwaheb Kolsi. (2010). Characterization of the mechanical property's changes in an Al-Zn-Mg alloy after a two-step ageing treatment at 70 and 135 °C. **Material and Design**, Vol. 31, pp. 3134-3139.
- N. Gao, M.J. Starink, N. Kamp, I. Sinclair. (2007). Application of uniform design in optimization of stage ageing of Al-Cu-Mg alloys. **J Mater Sci**, pp.4398-4405.
- Nikolaos D. Alexopoulos, Zaneta Velonaki, Constantinos I. Stergiou, Stavros K. Kourkoulis, (2017). Effect of ageing on precipitation kinetics, tensile ad work hardening behavior of Al-Cu-Mg (2024) alloy. **Materials Science and Engineering A 700**, pp.457-467.
- Rong-xian, Zhi-yi, Pu-you, Jun-lin, Liang-hua and Su-min (2016). Multistage-ageing process effect on formation of GP zones and mechanical properties in Al-Zn-Mg-Cu alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China 26**. pp.1183-1190.
- Semi-Solid Metal Forming. [ออนไลน์]. เข้าถึงได้จาก: <http://www.rheomet.com>, (วันที่ค้นข้อมูล 27 ตุลาคม 2560)
- S. Nafisi and R Gomashchi. (2006). Combined grain refining and medication of conventional and rheocast A356 Al-Si alloy. **Material characterization 57**, pp. 377-378.
- S.V. Emani, J. Bedyk, P. Nash. (2009). Double aging and thermomechanical heat treatment of AA7075 aluminum alloy extrusions. **J Mater Sci**, pp. 6384-6391.
- U.A. Curle. (2010). Semi solid near-net shape rheocasting of heat treatable wrought aluminum alloys. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China 20(2010)**. pp1717-1724.
- Wisutmethangoon S., Pannaray S., Plookphol T., Wannasin J. (2014). Effect of Aging Condition on Semisolid Cast 224 Aluminum Alloy. **World Academy of Science, Engineering and Technology**, Vol.8, No.4.

- Yao Li, Zhiyi Liu, Qingkun Xia, Song Bai and Xu Chen. (2011). Effect of aging temperature on the precipitation behavior of  $\alpha$  phase in an Al-Cu-Mg-Ag alloy. **Metals and Materials International**, Vol. 17, No.1, pp.1-6.
- Yao Li, Zhiyi Liu, Song Bai, Xuanwei Zhou, Heng Wang and Sumin Zeng. (2011). Enhanced mechanical properties in an Al-Cu-Mg-Ag alloy by duplex aging. **Materials Science and Engineering A** **528**, pp.8060-8064.
- Y.F. Song, X.F. Ding, L.R. Xiao, X.J. Zhao, Z.Y. Cai, L. Guo, Y.W. Li and Z.Z. Zheng. (2017). Effect of two-stage aging on the dimensional stability of Al-Cu-Mg alloy. **Journal of Alloys and Compounds** **701**, pp.508-514.
- Y.Q. Chen, S.P. Pan, S.W. Tang, W.H. Liu, C.P. Tang and F.Y. Xu. (2016). Formation mechanisms and evolution of precipitate-free zone at grain boundaries in an Al Cu Mg Mn alloy during homogenization. **Journal Materials Science** **51**. pp.7780-7792.
- Y. Zhao, C. C. Wang, X. Wang, J. C. Huang, G. F. Zhang, M. T. Wang, Z. C. Zhang and M. WUa. (2016). Effects of precipitation behaviors on the microstructure and fracture toughness of Al-Cu-Mg aluminum alloys. **Optoelectronics and Advanced Materials Rapid Communication**, Vol. 10, No. 7-8, pp. 583-589.





## รายชื่อบทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างศึกษา

สิริพร ชันทองคำ, สมศักดิ์ ศิวดำรงพงศ์ และรัชชัช ปลูกผล. (2020). อิทธิพลการบ่มแข็งสองครั้งที่มีต่อ โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง เกรด 2024. RMUTI Journal Science and Technology, Vol.13, No.1, January-April 2020.





ที่ อว.๐๖๕๗.๓๒๐๐/๕๓๐

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลอีสาน  
อ.เมือง จ.นครราชสีมา ๓๐๐๐๐

๒๖ กันยายน ๒๕๖๒

เรื่อง ขอส่งหนังสือรับรองการตีพิมพ์บทความ วารสาร มทร.อีสาน ฉบับวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี

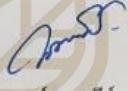
เรียน นางสาวสิริพร ชันทองคำ

สิ่งที่ส่งมาด้วย หนังสือรับรองการตีพิมพ์บทความ วารสาร มทร.อีสาน ฉบับวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี  
ปีที่ ๑๓ ฉบับที่ ๑ (มกราคม - เมษายน พ.ศ. ๒๕๖๓)

ตามที่ท่านได้ส่งบทความวิจัยเรื่อง อิทธิพลของการบ่มแข็งสองครั้งที่มีต่อโครงสร้างจุลภาค  
และสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง เกรด 2024 เพื่อพิจารณาตีพิมพ์ลงวารสาร  
มทร.อีสาน ฉบับวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี และบทความของท่านได้ผ่านการประเมินจากกรรมการผู้ทรงคุณวุฒิ  
เรียบร้อยแล้ว

ในการนี้กองบรรณาธิการ วารสาร มทร.อีสาน ขอส่งหนังสือรับรองการตีพิมพ์บทความ  
วารสาร มทร.อีสาน ฉบับวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีให้กับท่าน รายละเอียดตามสิ่งที่ส่งมาด้วย  
จึงเรียนมาเพื่อโปรดพิจารณา

ขอแสดงความนับถือ

  
 (ผู้ช่วยศาสตราจารย์วรณรีย์ วงศ์ไตรรัตน์)  
 บรรณาธิการ วารสาร มทร.อีสาน ฉบับวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี  
 มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลอีสาน

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

สถาบันวิจัยและพัฒนา  
โทร. ๐ ๔๔๒๓ ๓๐๐๐ ต่อ ๒๕๓๕  
อีเมล rmuti.journal@gmail.com



หนังสือรับรองการตีพิมพ์บทความ  
วารสาร มทร.อีสาน ฉบับวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี

ขอรับรองว่าบทความวิจัย

เรื่อง อธิพจน์ของการบ่มแข็งสองครั้งที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง เกรด 2024  
โดย นางสาวสิริพร ชันทองคำ, ดร.สมศักดิ์ ศิวดำรงพงศ์ และ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.รัชชัย ปลุกผล

ได้ผ่านการประเมินจากคณะกรรมการผู้ทรงคุณวุฒิ  
และตีพิมพ์ใน วารสาร มทร.อีสาน  
ปีที่ ๑๓ ฉบับที่ ๑ (มกราคม - เมษายน พ.ศ. ๒๕๖๓)

(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ธรรมรีย์ วงศ์ไตรรัตน์)  
บรรณาธิการ วารสาร มทร.อีสาน ฉบับวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี  
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

## อิทธิพลของการบ่มแข็งสองครั้งที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง เกรด 2024

## Influence of Double Artificial Aging on Microstructure and Mechanical Properties of Semi Solid Aluminium Alloy 2024

สิริพร ขันทองคำ<sup>1</sup> สมศักดิ์ ศิวดำรงพงศ์<sup>1\*</sup> และธวัชชัย ปลุกพล<sup>2</sup>

Siriporn Khantongkum<sup>1</sup> Somsak Siwadamrongpong<sup>1\*</sup> and Thawatchai Plookphon<sup>2</sup>

Received: May 1, 2019; Revised: September 17, 2019; Accepted: September 26, 2019

### บทคัดย่อ

วัตถุประสงค์ของงานวิจัยนี้คือศึกษาผลของการบ่มแข็งแบบหนึ่งครั้งและสองครั้ง ที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง เกรด 2024 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 505 °C นาน 4 ชั่วโมง ตามด้วยการชุบน้ำที่อุณหภูมิห้อง และในการบ่มแข็งหนึ่งครั้งจะบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 6 9 12 15 และ 18 ชั่วโมง ตามลำดับ ในขณะที่การบ่มแข็งสองครั้งจะบ่มแข็งครั้งแรกที่อุณหภูมิ 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง และบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 170 °C เป็นเวลา 0.5 1 1.5 2 2.5 3 3.5 และ 4 ชั่วโมง ตามลำดับ และศึกษาผลที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคภายหลังการบ่มแข็งด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง รวมถึงศึกษาผลที่มีต่อสมบัติทางกลด้วยการทดสอบค่าความแข็งแบบรีอคเวลสเกลบี และทดสอบสมบัติความต้านแรงดึงสูงสุดด้วยเครื่องทดสอบแรงดึง ผลการวิจัยแสดงให้เห็นว่าโครงสร้างจุลภาคภายหลังการบ่มแข็งนั้นประกอบด้วย เฟสยูเทคติกที่มีการกระจายตัวตามขอบเกรนของเฟสแอลฟาอะลูมิเนียมที่มีลักษณะเป็นเกรนก่อนกลม และในการบ่มแข็งหนึ่งครั้งให้ค่าความแข็งสูงสุดที่เวลาในการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 15 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งและค่าความต้านแรงดึงสูงสุด 82.7 HRB และ 395.3 MPa ตามลำดับ ในขณะที่เดียวกับการบ่มแข็งสองครั้งที่เงื่อนไขการบ่มแข็งครั้งแรกที่อุณหภูมิ 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง และบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 170 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งและค่าความต้านแรงดึงสูงสุด 108 HRB และ 415.70 MPa ตามลำดับ อย่างไรก็ตามเมื่อนำค่าสมบัติทางกล ทั้งค่าความแข็งและค่าความต้านแรงดึงสูงสุดมาเปรียบเทียบกันระหว่างการบ่มแข็งหนึ่งครั้งกับการบ่มแข็งสองครั้งพบว่า การบ่มแข็งสองครั้งให้ค่าสมบัติทางกลที่ดีกว่าและใช้เวลาในการบ่มแข็งน้อยกว่า

คำสำคัญ : การบ่มแข็ง; อะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง; อะลูมิเนียมเกรด 2024; เฟสยูเทคติก; เฟสแอลฟาอะลูมิเนียม

<sup>1</sup> สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

<sup>1</sup> School of Engineering, Suranaree University of Technology

<sup>2</sup> คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ สงขลา

<sup>2</sup> Faculty of Engineering, Prince of Songkla University, Songkhla

\* Corresponding Author E - mail Address: somsaksi@sut.ac.th

## Abstract

The purpose of this research was to study the influence of one step artificial aging and two step aging on microstructure and mechanical properties of semi-solid aluminium alloy 2024. The samples were taken in solution heat treatment at 505 °C for 4 hours followed by quenching in the water at room temperature. The one step aging was carried out at 190 °C for 6, 9, 12, 15 and 18 hours, respectively. While, two step aging were initially aged at 110 °C for 8 h (first aging step) and then aged at 170 °C for 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3, 3.5 and 4 hours (second aging step), respectively. The microstructure of the samples was examined using the optical microscopy (OM). Hardness test (Rockwell scale B) and ultimate tensile strength were to evaluate mechanical properties. The results showed that at after artificial aging process the microstructure of semi-solid aluminium alloy 2024 consist of eutectic phase which distributed at the grain boundary of globular alpha-aluminium grain ( $\alpha$ -Al). The one step aging at 190 °C for 15 hours provided both maximum hardness and ultimate tensile strength of 82.7 HRB and 395.3 MPa, respectively. As the same time, two step aging at initially on aged at 110 °C for 8 hours and then aged at 170 °C for 1 hour yielded both maximum hardness and ultimate tensile strength of 108 HRB and 415.70 MPa, respectively. It was obvious that both hardness and ultimate tensile strength of two step aging were higher than that of one step aging with and lesser time for artificial aging.

**Keywords:** Artificial Aging; Semi-Solid Aluminium Alloy; Aluminium Alloy 2024; Eutectic Phase; Alpha-Aluminium

## บทนำ

เนื่องจากความต้องการในการใช้ผลิตภัณฑ์โลหะผสมอะลูมิเนียมที่เพิ่มมากขึ้น รวมถึงความต้องการในการเพิ่มประสิทธิภาพของชิ้นส่วนต่าง ๆ เพื่อการใช้งานของอุปกรณ์ เครื่องมือ เครื่องจักร โครงสร้างทางวิศวกรรม ชิ้นส่วนยานยนต์ หรือแม้แต่ชิ้นส่วนอากาศยาน โลหะผสมอะลูมิเนียมจึงเป็นโลหะที่มีการนำมาใช้ประโยชน์เป็นอันดับสองรองจากเหล็ก เนื่องจากมีคุณสมบัติเด่นหลายประการด้วยกัน เช่น มีน้ำหนักเบา แข็งแรงทนทาน ยึดตัวได้ง่าย มีความเหนียวสูง ทนต่อการเกิดสนิมและการกัดกร่อน นำไฟฟ้าและความร้อนได้ดี ง่ายต่อการขึ้นรูป และที่สำคัญคือไม่เป็นพิษต่อสิ่งมีชีวิตทั้งพืชและสัตว์ ส่งผลให้โลหะผสมอะลูมิเนียมเป็นวัสดุหลักของการออกแบบเพื่อนำไปใช้งานในอุตสาหกรรมหลายประเภท ได้แก่ อุตสาหกรรมชิ้นส่วนยานยนต์ อุตสาหกรรมโครงสร้าง อุตสาหกรรมชิ้นส่วนอากาศยาน อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ และอุตสาหกรรมบรรจุภัณฑ์ ซึ่งแสดงให้เห็นว่า ชิ้นส่วนหรือส่วนประกอบต่าง ๆ ที่เคยถูกผลิตจากโลหะในกลุ่มเหล็กซึ่งมีน้ำหนักมากกำลังถูกพิจารณาเปลี่ยนเป็นผลิตจากโลหะผสม โดยเฉพาะอย่างยิ่งกลุ่มโลหะที่มีความหนาแน่นต่ำ โลหะผสมอะลูมิเนียมจึงเป็นโลหะที่มีความเป็นไปได้มากที่สุดที่ถูกนำไปใช้

Sripom Khantongkum, Somsak Sivadamrongpong, and Thawatchai Plookphon  
ISSN 2672-9369 (Online)

งานในหลายอุตสาหกรรมมากเป็นอันดับต้น ๆ และมีแนวโน้มสูงขึ้น [1] อีกทั้งสามารถขึ้นรูปได้หลายวิธี เช่น การหล่อขึ้นรูป (Casting) การทุบขึ้นรูป (Forging) การรีดขึ้นรูป (Rolling) การอัดรีดขึ้นรูป (Extrusion) เป็นต้น เพื่อสามารถนำไปใช้ในสภาวะงานที่ต้องการและงานที่เหมาะสม และที่สำคัญ อะลูมิเนียมสามารถรวมตัวกับโลหะอื่นเป็นโลหะผสมทำให้สามารถปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อน [2] จึงทำให้มีความต้องการในการใช้โลหะผสมอะลูมิเนียมในอุตสาหกรรมต่าง ๆ เพิ่มสูงขึ้นอย่างมาก และในขณะเดียวกันเมื่อมีการปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อน จะส่งผลให้สามารถนำไปใช้ในสภาวะงานที่ต้องการและงานที่เหมาะสมได้มากขึ้น ดังนั้นการปรับปรุงสมบัติทางกลเพื่อให้มีสมบัติที่เหมาะสมต่อการใช้งาน ด้วยกรรมวิธีทางความร้อนเป็นทางเลือกหนึ่งในการปรับปรุงสมบัติของโลหะผสมอะลูมิเนียม

การปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อนของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่เป็นที่นิยมเพื่อเพิ่มสมบัติทางกลคือ กรรมวิธีทางความร้อนแบบ T6 ซึ่งประกอบด้วยขั้นตอน Solution Treat, Quenching และ Artificial Aging แต่ทั้งนี้ในขั้นตอนของการบ่มแข็ง (Artificial Aging) มักใช้เวลานานในการบ่มแข็งเพื่อให้ได้สมบัติทางกลที่ดีขึ้น โดยโลหะผสมอะลูมิเนียมที่สามารถปรับปรุงสมบัติทางกลได้ด้วยกรรมวิธีทางความร้อนคือ Wrought Aluminium โดยเฉพาะอะลูมิเนียมผสมทองแดง เกรด 2024-T6 มีนักวิจัยหลายท่านได้ศึกษาวิจัยเพื่อหาปัจจัยที่ส่งผลต่อสมบัติทางกลและการเปรียบเทียบกระบวนการทางความร้อนด้วยการศึกษาอิทธิพลของการบ่มแข็งที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของโลหะผสมอะลูมิเนียมด้วยวิธีการที่มีการบ่มแข็งหนึ่งครั้งและมากกว่าหนึ่งครั้ง เช่น [3] ได้ศึกษาผลของการบ่มแข็งที่มีต่อสมบัติทางกลของชิ้นส่วนอากาศยาน เกรด 2024 โดยกรรมวิธีทางความร้อนแบบ T6 โดยสภาวะที่ให้ค่าสมบัติทางกลที่ดีที่สุดคือ อบอุ่นละลายเฟสที่อุณหภูมิ 505 °C นาน 1 ชั่วโมง บ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C นาน 12 ชั่วโมง [4] ศึกษาอิทธิพลของตัวแปรในกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียม 2024 ที่ได้จากการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง พบว่าสภาวะอบอุ่นละลายเฟสที่อุณหภูมิ 480 °C นาน 14 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 175 °C นาน 36 ชั่วโมง มีค่าความแข็งสูงสุดที่ 77.7 HRB [5] ได้บ่มแข็งโลหะผสมอะลูมิเนียม-สังกะสี-แมกนีเซียม โดยใช้การบ่มแข็งสองขั้นตอนที่อุณหภูมิ 70 และ 135 °C ที่เวลาต่างกัน ซึ่งจะนำโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 7020 มาอบอุ่นละลายเฟสที่อุณหภูมิ 475 °C นาน 24 ชั่วโมง และชุบเย็นใน 3 ตัวกลาง ได้แก่ น้ำแข็ง น้ำเย็น และอากาศ จากนั้นบ่มแข็งตามธรรมชาติเป็นเวลา 84 ชั่วโมง ผลปรากฏว่าการชุบเย็นในน้ำเย็นจะให้ค่าความแข็งสูงสุดหลังการบ่มแข็งหนึ่งครั้งที่อุณหภูมิ 135 °C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ชิ้นงานมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัว 18.82 เปอร์เซ็นต์ ค่าความแข็งแรงครากเท่ากับ 362.32 MPa และเฟสพรีซิพิตที่มีขนาดเล็ก ส่วนการบ่มแข็งสองขั้นตอนที่อุณหภูมิ 70 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง และที่อุณหภูมิ 135 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง มีปริมาณสัดส่วนของเฟสพรีซิพิตที่เพิ่มขึ้น ค่าความแข็งแรงดึงเพิ่มขึ้นเท่ากับ 392.78 MPa และชิ้นงานมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัว 18.60 เปอร์เซ็นต์ ซึ่งยังคงความเหนียวไว้ เฟสพรีซิพิตที่มีความหนาแน่นสูงทำให้การเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันต่ำและความแข็งแรงดึงสูงสุดที่ได้จากการบ่มแข็งสองขั้นตอนมีค่ามากกว่าการบ่มครั้งเดียว และในปี ค.ศ. 2007 [6] ได้ศึกษาผลของการบ่มแข็ง 3 ครั้งของโลหะผสมอะลูมิเนียม โดยในการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งและครั้งที่สองเพื่อปรับปรุงสมบัติด้านความแข็ง โดยครั้งที่หนึ่งบ่มแข็งที่อุณหภูมิสูงกว่า 100 °C ช่วงเวลาระหว่าง 10 นาทีถึง 8 ชั่วโมง และการบ่มแข็งครั้งที่สองบ่มที่อุณหภูมิต่ำกว่า 70 °C โดยใช้เวลานาน 7 วัน จากนั้นบ่มแข็งครั้งที่สามเพื่อให้เกิดเฟส S ( $Al_2CuMg$ )

(laths) โดยใช้อุณหภูมิเดียวกับการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่ง ค่าความแข็งเพิ่มขึ้นเป็น 153 HV ภายหลังจากการบ่มแข็งครั้งที่สาม ปี ค.ศ. 2009 [7] ได้ทำการเปรียบเทียบการบ่มแข็งสองขั้นตอน (Double Aging) กับ Thermo Mechanical ของโลหะผสมอะลูมิเนียมอัลซีนรูปเกรด 7075 ขนาด  $5.08 \times 0.635 \text{ cm}^2$  โดยการนำชิ้นงานทุกชิ้นมาบดละลายเฟสที่อุณหภูมิ 490 °C เป็นเวลา 30 นาที และชุบเย็นในน้ำ สำหรับการบ่มแข็งสองขั้นตอนจะบ่มแข็งครั้งแรกที่อุณหภูมิ 121 °C เป็นเวลา 4 - 420 นาที และชุบเย็นในน้ำ จากนั้นบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 177 °C ที่เวลาต่าง ๆ กัน สำหรับ Thermo Mechanical จะบ่มแข็งสองขั้นตอนและรีดให้เปลี่ยนรูปที่ 5 25 และ 50 % ผลปรากฏว่าที่อุณหภูมิ 121 °C การเพิ่มเวลาการบ่มแข็งช่วงแรกเป็น 55 นาที จะได้ค่าความแข็งสูงสุด 191 HV ส่วนอิทธิพลของ Thermo Mechanical จะมีความแข็งแรงดึงมากกว่าการบ่มแข็งเดี่ยวหรือการบ่มสองขั้นตอนเนื่องมาจากการรีดเย็น อย่างไรก็ตามถึงแม้การบ่มแข็งสองขั้นตอนจะมีความแข็งที่จุดครากและความทนแรงดึงต่ำกว่า แต่ให้ค่าความเหนียวสูงสุด ต่อมาในปี ค.ศ. 2015 [8] ได้ศึกษาผลของการบ่มแข็งสองขั้นตอนที่มีต่อสมบัติทางกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม 2219 สำหรับการบ่มแข็งเพียงครั้งเดียวเริ่มจากการบดละลายเฟสที่อุณหภูมิ 540 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง และชุบเย็นในน้ำ รวมถึงการให้เย็นตัวในอากาศและบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง สำหรับการบ่มแข็งสองครั้งนั้นมีการบดละลายเฟสที่อุณหภูมิและเวลาเดียวกัน โดยการเย็นตัวในอากาศตามด้วยการบ่มแข็งครั้งแรกที่อุณหภูมิ 80 - 120 °C ช่วงเวลา 16 - 120 ชั่วโมง และบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง จากผลการทดลองพบว่าที่สภาวะการบ่มแข็งครั้งแรกที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นเวลา 36 ชั่วโมง ตามด้วยการบ่มแข็งครั้งที่สองอุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง โดยการเย็นตัวในอากาศให้สมบัติทางกลซึ่งประกอบด้วย ค่าความแข็ง ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก ค่าความต้านแรงดึงสูงสุด ซึ่งทั้งหมดได้สรุปว่าการบ่มแข็งมากกว่าหนึ่งครั้งส่งผลให้สมบัติทางกลดีขึ้น

ซึ่งจากการทบทวนวรรณกรรมพบว่ายังไม่มีนักวิจัยท่านใดศึกษาถึงอิทธิพลของการบ่มแข็งสองขั้นตอนที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง เกรด 2024 อีกทั้งอะลูมิเนียมหล่อเกรด 2024 มีสมบัติทางกลที่ดี และมีการใช้งานในอุตสาหกรรมหลายประเภท รวมถึงสามารถปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อนได้ อีกทั้งอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็งเมื่อนำมาปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อนจะให้สมบัติทางกลที่ดีกว่าอะลูมิเนียมหล่อแบบดั้งเดิม ดังนั้นผู้วิจัยจึงได้เล็งเห็นความสำคัญในการศึกษาอิทธิพลของการบ่มแข็งสองขั้นตอนที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง เกรด 2024

#### อุปกรณ์และวิธีการทดลอง

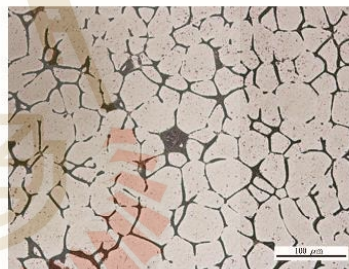
งานวิจัยนี้ใช้โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 เป็นวัสดุที่นำมาใช้ในการทดลองซึ่งมีส่วนผสมของธาตุต่าง ๆ ดังตารางที่ 1 จากตารางพบว่ามีทองแดง (Cu) เป็นธาตุผสมหลักและแมกนีเซียม (Mg) เป็นธาตุผสมรองลงมา ธาตุเหล่านี้จะช่วยให้อะลูมิเนียมเกรดดังกล่าว มีความแข็งแรงสูง (High Strength) โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 ที่ใช้ในการทดลองผ่านการขึ้นรูปด้วยเทคนิคกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง โดยกรรมวิธีการปล่อยฟองแก๊ส (Gas Induced Semi-Solid; GISS) เทคนิคดังกล่าวเป็นกระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งแบบ Rheocasting เทคนิคการผลิตโลหะกึ่งของแข็งแบบ GISS นั้น จะหลอมอะลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 700 °C และรออุณหภูมิของน้ำโลหะลดลงถึง 648 °C จากนั้นใช้แก๊สไนโตรเจน

ผ่านแท่งกราฟไฟต์พูน ซึ่งใช้ความดันแก๊ส 4 บาร์ และอัตราการไหลของแก๊สเท่ากับ 3 ลิตร/นาที เพื่อสร้างโลหะกึ่งของแข็งที่เป็นเกรนแบบก้อนกลมที่เกิดจากการนิวคลีเอชันหรือเกิดการแตกหักของเดนไดรต์เนื่องจากกระแสไหลวนของน้ำโลหะ แล้วจึงนำสเลอร์กึ่งของแข็งที่มีอุณหภูมิ 639 °C เทลงสู่แม่พิมพ์ โดยมีอุณหภูมิของแม่พิมพ์ 270 °C แล้วอัดขึ้นรูปโดยใช้ความดัน 80 MPa ชิ้นงานที่ได้จากการขึ้นรูปโดยใช้เทคนิค GISS มีขนาด  $100 \times 100 \times 20 \text{ mm}^3$  ดังแสดงในรูปที่ 1(ก) และโครงสร้างเกรนก้อนกลมที่ขึ้นรูปด้วยเทคนิคการผลิตโลหะกึ่งของแข็งแบบ GISS แสดงดังรูปที่ 1(ข)

ตารางที่ 1 ส่วนผสมของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 (wt%)

ส่วนผสม	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Al
ปริมาณ	5.09	1.67	0.63	0.4	0.33	0.04	Bal.

โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 ที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปด้วยวิธี GISS นั้นมีขนาด  $100 \times 100 \times 20 \text{ (mm)}^3$  จะถูกตัดขอบของชิ้นงานออกด้านละ 5 mm เนื่องจากการเย็นตัวที่ขอบนั้นมีการเย็นตัวไม่สม่ำเสมอ จากนั้นนำมาตัดด้วยเครื่องเลื่อยสายพานแนวนอนให้มีขนาด  $15 \times 22 \times 20 \text{ (mm)}^3$  โดยที่ชิ้นงาน 1 ชิ้นภายหลังจากกระบวนการขึ้นรูปด้วยวิธี GISS นั้น สามารถแบ่งได้เป็น 24 ชิ้น เพื่อนำไปเป็นชิ้นงานทดสอบความแข็งและตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง



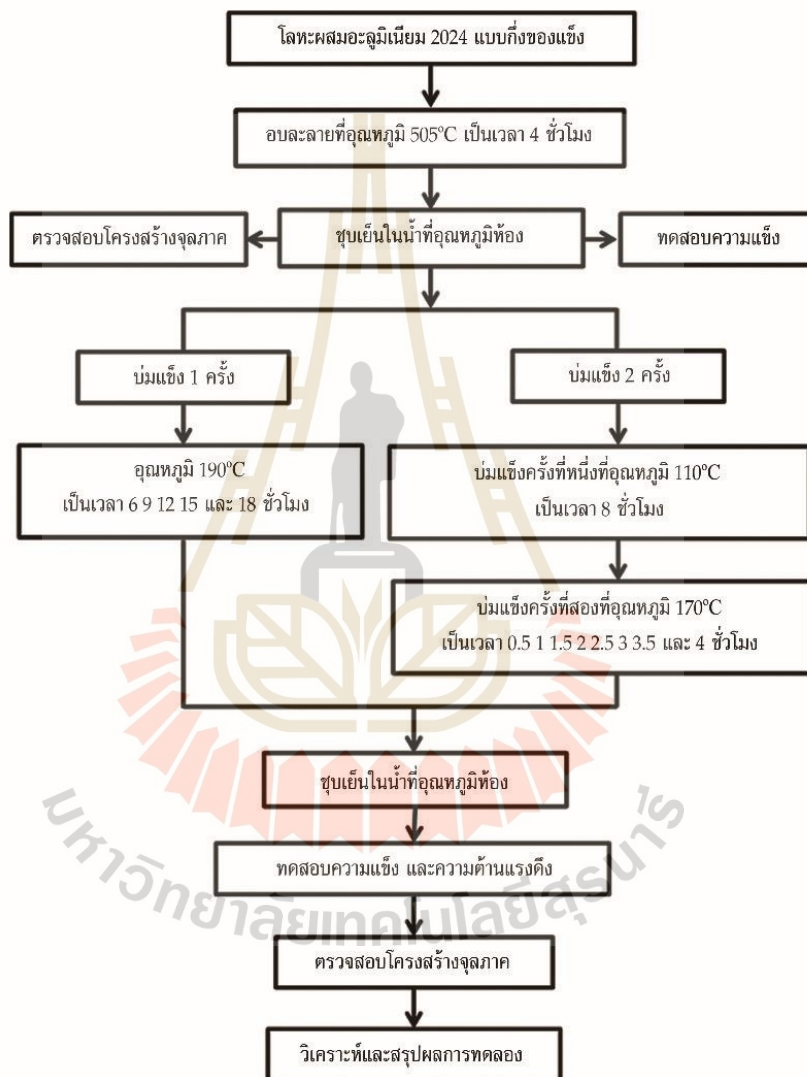
(ก) ลักษณะชิ้นงานที่ได้จากการขึ้นรูป (ข) โครงสร้างเกรนแบบก้อนกลม

รูปที่ 1 โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 2024 ที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยเทคนิค GISS

ชิ้นตัวอย่างจะถูกปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 ประกอบด้วยขั้นตอนหลัก 3 ขั้นตอน คือ การอบละลายเฟส (Solution Heat Treatment) การชุบเย็น (Quenching) และการบ่มแข็ง (Aging) โดยชิ้นตัวอย่างจะถูกอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 505 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และนำชิ้นงานออกจากเตาเผาเพื่อชุบเย็นในน้ำที่อุณหภูมิต้อง นำชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสและชุบเย็นในน้ำไปบ่มแข็ง โดยในการบ่มแข็งหนึ่งครั้งนั้นจะบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 6 9 12 15 และ 18 ชั่วโมง สำหรับการบ่มแข็งสองครั้งนั้น จะบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งที่อุณหภูมิ 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง จากนั้นนำไปบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิในการบ่มแข็ง 170 °C เป็นเวลานาน 0.5 1 1.5 2 2.5 3 3.5 และ 4 ชั่วโมง เมื่อชิ้นงานผ่านกระบวนการอบละลายเฟสและบ่มแข็งแล้ว นำชิ้นงานไปขัดด้วยกระดาษทราย

110 อิทธิพลของการบ่มแห้งสองครั้งที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง เกรด 2024

เพื่อปรับผิวหน้าชิ้นงานให้เรียบก่อนนำไปวัดค่าความแข็งแบบร็อคเวลล์ สเกลบี และขัดละเอียดด้วยผงอลูมินาเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค และทดสอบสมบัติการต้านแรงดึงเพื่อหาค่าความต้านแรงดึงสูงสุด แสดงดังรูปที่ 2



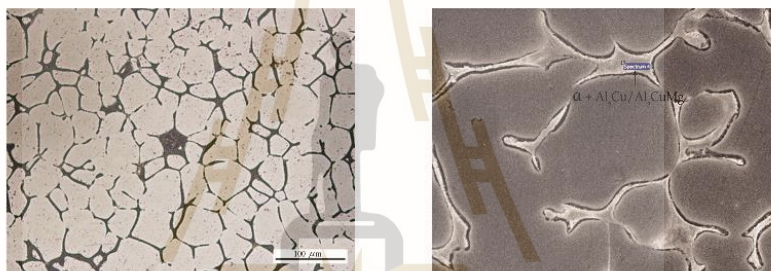
รูปที่ 2 แผนลำดับขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย



## ผลการวิจัยและการอภิปรายผล

### โครงสร้างทางจุลภาคชิ้นงานในสภาวะหล่อขึ้นรูป (As-Cast)

ผลการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบที่หล่ออัดในสภาวะกึ่งของแข็ง (Semi-Solid Squeeze Casting) จากรูปที่ 3(ก) แสดงให้เห็นถึงความชัดเจนของโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบที่หล่ออัดในสภาวะกึ่งของแข็ง (Semi-Solid Squeeze Casting) โดยพบว่าชิ้นงานทดสอบที่หล่ออัดในสภาวะกึ่งของแข็งมีลักษณะเกรนแบบก้อนกลม (Globular Structure) โดยมีเฟสยูเทคติก (Eutectic Phase) อยู่บริเวณโดยรอบของขอบเกรน ซึ่งสอดคล้องกับการวิจัย [9] - [11] โดยที่โมโนชั้นคอนของการหลอมอะลูมิเนียมนั้น จะเกิดนิวเคลียสของเฟส Al- $\alpha$  ขึ้นในอะลูมิเนียมหลอมเหลว เมื่ออุณหภูมิลดต่ำลงทำให้เฟส Al- $\alpha$  โตขึ้น แต่เมื่ออุณหภูมิของอะลูมิเนียมหลอมเหลวต่ำกว่าอุณหภูมิยูเทคติก (Eutectic Temperature) ของเหลวจะแข็งตัวและฟอร์มเป็นเฟสยูเทคติก ซึ่งจากการศึกษาอะลูมิเนียมหล่ออัดในสภาวะกึ่งของแข็ง 2024 พบว่าเฟสยูเทคติกประกอบไปด้วย  $\alpha + \text{Al}_2\text{Cu}/\text{Al}_2\text{CuMg}$  ดังแสดงในรูปที่ 3(ข)

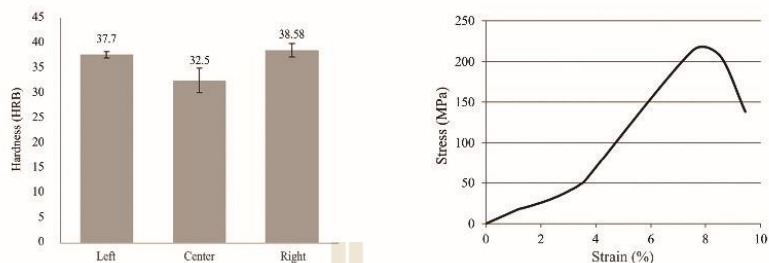


(ก) โครงสร้างจุลภาคชิ้นงานหล่อขึ้นรูป (ข) เฟสยูเทคติก  $\alpha + \text{Al}_2\text{Cu}/\text{Al}_2\text{CuMg}$   
รูปที่ 3 โครงสร้างจุลภาคชิ้นงานสภาวะหล่อขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบก้อนกลม

### สมบัติทางกลของชิ้นงานในสภาวะหล่อขึ้นรูป (As-Cast)

จากการทดสอบวัดค่าความแข็ง (Hardness) ของชิ้นงานในสภาวะหล่อขึ้นรูปในบริเวณต่าง ๆ ของชิ้นงานจำนวน 6 จุด พบว่าค่าความแข็งของชิ้นงานบริเวณกึ่งกลางชิ้นงานหล่ออัดและบริเวณขอบด้านซ้าย-ขวา มีความแตกต่างกันเล็กน้อย ดังแสดงในรูปที่ 4 โดยมีค่าความแข็งเฉลี่ยคือ 36.26 HRB ในขณะที่ความต้านแรงดึงสูงสุด (Ultimate Tensile Strength) และเปอร์เซ็นต์การยืดตัว (% Elongation) ของชิ้นงานในสภาวะหล่อขึ้นรูปมีค่าเป็น 213.61 MPa และ 9.44 เปอร์เซ็นต์ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 4

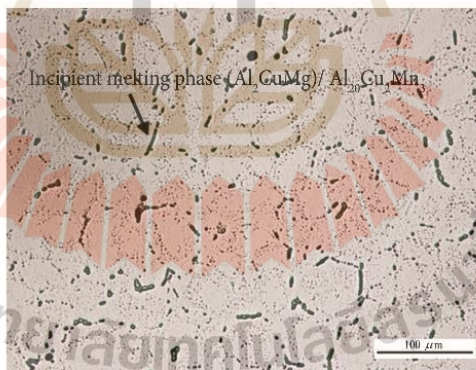
112 อิทธิพลของการบ่มแข็งสองครั้งที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง เกรด 2024



(ก) ความแข็งในบริเวณขอบซ้าย-ขวา และตรงกลาง (ข) ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียด

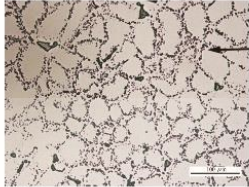
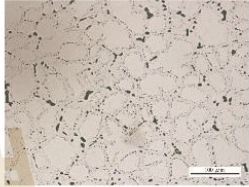
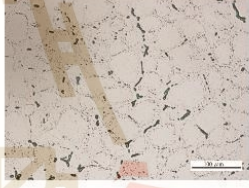
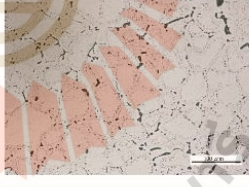

รูปที่ 4 ค่าสมบัติทางกลของชิ้นงานสภาวะหล่อขึ้นรูป (As-Cast)

โครงสร้างจุลภาคชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยการบ่มแข็งหนึ่งครั้ง จากการทดลองพบว่าชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยการบ่มแข็งหนึ่งครั้งนั้น พบว่าโครงสร้างจุลภาคภายหลังจากกระบวนการละลายเฟสและเย็นตัวอย่างรวดเร็วที่อุณหภูมิห้อง ประกอบด้วยเนื้อเมตริกซ์ คือ เฟส Al- $\alpha$  (บริเวณสีขาว) และเฟสยูเทคติกของทองแดง คือ บริเวณที่มีรูปร่างเป็นแผ่นเล็ก ๆ กระจายตามขอบเกรนของเฟส Al- $\alpha$  การเปลี่ยนแปลงรูปร่างลักษณะของเฟสยูเทคติก หลังจากการละลายเฟสแสดงให้เห็นว่ามีการแพร่ของอะตอมทองแดงออกจากเฟสยูเทคติกและละลายเข้าสู่เมตริกซ์ดังแสดงในรูปที่ 5



รูปที่ 5 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 505 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง

ตารางที่ 2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสและการบ่มแข็งที่อุณหภูมิคงที่ เวลาแตกต่างกัน

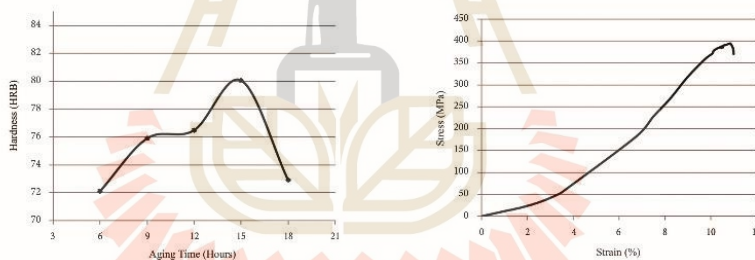
เวลาในการบ่มแข็ง (ชั่วโมง)	โครงสร้างจุลภาค (Microstructure)
6	 <p data-bbox="1129 636 1230 667">Precipitate</p>
9	
12	
15	
18	

114 อิทธิพลของการบ่มแข็งสองครั้งที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง เกรด 2024

เมื่อนำชิ้นงานภายหลังการอบละลายเฟสไปทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 6 9 12 15 และ 18 ชั่วโมง ตามลำดับ พบว่าที่อุณหภูมิการบ่มแข็งที่คงที่ ในขณะที่เวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้นนั้น ความหนาแน่นของพรีซิพิต (Precipitate) จะเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้นในช่วงแรก จนถึงจุดที่ทำให้เกิดความแข็งสูงสุด จากนั้นพบว่าความแข็งของชิ้นงานจะลดลงเมื่อเพิ่มเวลาในการบ่มแข็ง ซึ่งสอดคล้องกับลักษณะของโครงสร้างจุลภาคที่พบ คือ พรีซิพิต (Precipitate) มีขนาดโคขึ้นและความหนาแน่นลดลง เพื่อที่จะลดพลังงานอินเทอร์เฟซของระบบลง [12] ดังแสดงในตารางที่ 2

สมบัติทางกลของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยการบ่มแข็งหนึ่งครั้ง

จากรูปที่ 6(ก) เมื่อพิจารณาความแข็งของชิ้นงานที่บ่มแข็งที่อุณหภูมิต่างๆ ด้วยเวลาแตกต่างกัน พบว่าชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่เวลานานกว่าจะมีความแข็งที่สูงกว่าชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่เวลาน้อยกว่า แต่เมื่อเพิ่มเวลาในการบ่มแข็งมากขึ้นจนกระทั่งเลยจุดที่มีความแข็งสูงสุด (Optimum Aging) แล้ว ค่าความแข็งของชิ้นงานจะมีค่าลดลง เนื่องจากจำนวนของพรีซิพิตที่เกิดขึ้นลดจำนวนลง เนื่องจากเฟส  $\theta'$  มี % Al<sub>2</sub>Cu มากกว่าเฟส  $\theta$  ทำให้ Al<sub>2</sub>Cu แพร่จาก  $\theta'$  ไปยัง  $\theta$  ทำให้ % Al<sub>2</sub>Cu ของเฟส  $\theta'$  ลดลง ส่งผลให้เฟส  $\theta'$  มีขนาดเล็กลง แต่ในขณะเดียวกันเฟส  $\theta$  ก็จะโคขึ้นแต่มีจำนวนน้อยลง ในขณะที่ผลการทดสอบแรงดึงพบว่าความต้านแรงดึง ดังแสดงในรูปที่ 6(ข) เท่ากับ 395.3 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเท่ากับ 10.84 % แสดงให้เห็นว่าชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสและบ่มแข็งที่เวลานานกว่าจะให้ค่าความต้านแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่สูงกว่า เกิดจากเวลาในการบ่มแข็งมีผลต่อการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคและสัมพันธ์กับผลของค่าความแข็งแรง



(ก) ค่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งหนึ่งครั้ง

(ข) ค่าความต้านแรงดึงของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งหนึ่งครั้ง

รูปที่ 6 ค่าการทดสอบสมบัติทางกลของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายเฟสและการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C ที่เวลา 6 9 12 15 และ 18 ชั่วโมง

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยการบ่มแข็งสองครั้ง

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยมีการบ่มแข็งสองครั้ง โดยหลังจากการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่ง 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง พบว่าเฟสยูเทคติกของทองแดงมีการละลายและแพร่ไปยังเฟสเมตริกซ์ของอะลูมิเนียม ส่งผลให้เฟสยูเทคติกจะมีขนาดที่เล็กลงและมีการกระจายอย่างทั่วถึงในบริเวณของขอบเกรนดังแสดงในรูปที่ 7(ก) และเมื่อนำไปบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 170 °C ที่เวลาต่าง ๆ พบว่าเฟสยูเทคติกมีลักษณะที่เล็กลงและเกิดขึ้นมากกว่าการบ่มแข็งเพียงครั้งเดียวดังแสดงในรูปที่ 7(ข)

Sripom Khantongkum, Somsak Siwadarnongpong, and Thawatchai Plookphon  
ISSN 2672-9369 (Online)

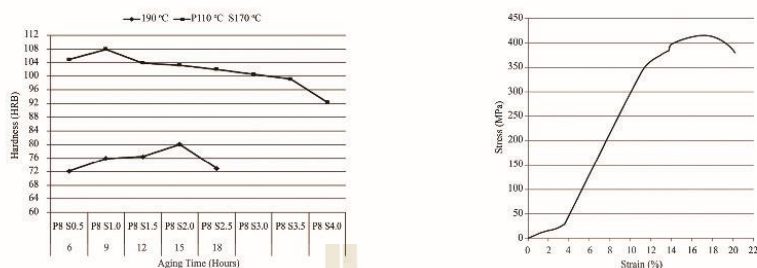
จากภาพโครงสร้างจุลภาค สามารถอธิบายได้ว่า อนุภาคขนาดใหญ่ (สีน้ำตาลเข้ม) ตามขอบเกรนคือ อนุภาคของ T เฟส ( $Al_{20}Cu_2Mn_3$ ) เป็นเฟสที่ไม่สามารถละลายได้ในขั้นตอนของการอบละลายเฟส ซึ่งประกอบด้วย อะลูมิเนียม ทองแดง เหล็ก และแมงกานีส ในขณะที่อนุภาคขนาดเล็กคือ เฟส  $\theta'$  ( $Al_2CuMg$ )



(ก) ครึ่งที่หนึ่งที่อุณหภูมิ 110 °C เวลา 8 ชั่วโมง (ข) ครึ่งที่สองที่อุณหภูมิ 170 °C เวลา 1 ชั่วโมง  
รูปที่ 7 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งครึ่งที่หนึ่ง และครึ่งที่สอง

สมบัติทางกลของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยการบ่มแข็งสองครั้ง ผลของกระบวนการทางความร้อนที่มีการบ่มแข็งสองครั้งเมื่อเปรียบเทียบกับกระบวนการบ่มแข็งหนึ่งครั้ง ดังแสดงในรูปที่ 8 พบว่าค่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งหนึ่งครั้งจะให้ค่าความแข็งสูงสุดเท่ากับ 82.7 HRB ที่อุณหภูมิและเวลาในการบ่มแข็ง 190 °C นาน 15 ชั่วโมง ตามลำดับ ในขณะที่การบ่มแข็งสองครั้งนั้นให้ค่าความแข็งสูงสุดเท่ากับ 108 HRB โดยบ่มแข็งครึ่งที่หนึ่งที่อุณหภูมิ 110 °C นาน 8 ชั่วโมง (P110 °C P8) และบ่มแข็งครึ่งที่สองที่อุณหภูมิ 170 °C นาน 1 ชั่วโมง (S170 °C S1.0) และเมื่อเวลาในการบ่มแข็งครึ่งที่สองเพิ่มขึ้นค่าความแข็งจากการบ่มแข็งครึ่งที่สองก็จะลดลงอย่างเห็นได้ชัด แต่ในขณะที่ค่าความแข็งจากการบ่มแข็งครึ่งที่สองลดลงนั้นเมื่อดูจากกราฟค่าความแข็งก็พบว่า ค่าความแข็งจากการบ่มแข็งครึ่งที่สองก็ยังคงสูงกว่าค่าความแข็งสูงสุดของการบ่มแข็งหนึ่งครั้ง เนื่องจากการบ่มแข็งหนึ่งครั้งเป็นการบ่มที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิของการเกิดเฟสพรีซิพิตเฟสแรก (GP Zone) ทำให้พรีซิพิตเฟสพรีซิพิตไม่เกิดหรือเกิดขึ้นน้อย ซึ่งส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงของการเกิดเฟสพรีซิพิตในเฟสถัดไปเมื่อเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้น ในทางตรงข้ามกับการบ่มแข็งสองครั้ง โดยที่มีการบ่มแข็งครึ่งที่หนึ่งที่อุณหภูมิต่ำ ส่งผลให้เกิดเฟสพรีซิพิตเฟสแรกคือ เฟสจีพีโซน (GP-Zone) [9] และเมื่อมีการเย็นตัวที่อุณหภูมิห้อง เฟสพรีซิพิตเฟสดังกล่าวก็ยังคงกระจายอยู่ในอะลูมิเนียมเมทริกซ์ และพร้อมที่จะเปลี่ยนเป็นเฟสพรีซิพิตเฟสต่อไปเมื่อได้รับพลังงาน ซึ่งเมื่อมีการบ่มแข็งครึ่งที่สองที่อุณหภูมิสูงขึ้นคือที่อุณหภูมิ 170 °C ซึ่งเป็นอุณหภูมิเริ่มการเปลี่ยนเฟสพรีซิพิตเฟสจากเฟสจีพีโซนไปเป็นเฟส  $\theta'$  [10] เมื่อเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้นและทำให้เฟส  $\theta'$  สามารถเปลี่ยนเฟสเป็นเฟส  $\theta$  ได้มากจึงส่งผลให้ค่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งสองครั้งนั้นสูงกว่าการบ่มแข็งเพียงครั้งเดียว และเวลาโดยรวมในการบ่มแข็งสองครั้งนั้นใช้เวลาที่สั้นกว่า และเมื่อเวลาในการบ่มแข็งครึ่งที่สองเพิ่มขึ้นพบว่าค่าความแข็งก็จะลดลงเนื่องจากการเปลี่ยนเฟสพรีซิพิตเฟสจาก  $\theta'$  ไปเป็นเฟส  $\theta$  ที่มีขนาดใหญ่ขึ้นในขณะที่ปริมาณของเฟสพรีซิพิตเฟสดังกล่าวมีปริมาณน้อยลง จึงส่งผลให้ค่าความแข็งลดลงดังกล่าว

116 อิทธิพลของการบ่มแข็งสองครั้งที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง เกรด 2024



(ก) ค่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็ง  
หนึ่งครั้งที่อุณหภูมิ 190 °C เปรียบเทียบกับการบ่มแข็ง  
สองครั้งที่อุณหภูมิ 110 °C และ 170 °C  
รูปที่ 8 เปรียบเทียบค่าความแข็งและค่าความต้านแรงดึงสูงสุดของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งสองครั้ง

(ข) ค่าความต้านแรงดึงของชิ้นงาน  
ที่ผ่านการบ่มแข็ง  
สองครั้งที่อุณหภูมิ 110 °C และ 170 °C

**สรุปผลการดำเนินงาน**

โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง เกรด 2024 ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 โดยมีการบ่มแข็งเพียงหนึ่งครั้งและสองครั้งนั้นมีลักษณะเกรน เป็นแบบก่อนกลมกระจายสม่ำเสมอ โดยเกรนลักษณะดังกล่าว ส่งผลให้มีสมบัติทางกลที่ดีขึ้น รวมถึงจำนวนครั้งในการบ่มแข็งส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงเฟสซึ่งมีผลต่อสมบัติทางกล

ผลจากการบ่มแข็งของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง เกรด 2024 ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 โดยที่การบ่มแข็งหนึ่งครั้งให้ค่าความแข็งสูงสุดที่การบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190 °C เป็นเวลา 15 ชั่วโมง ค่าความแข็งและค่าความต้านแรงดึงสูงสุดที่ 82.7 HRB และ 395.3 MPa ตามลำดับ ในขณะที่การบ่มแข็งสองครั้ง โดยการบ่มแข็งครั้งที่หนึ่งที่อุณหภูมิ 110 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง และบ่มแข็งครั้งที่สองที่อุณหภูมิ 170 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งและค่าความต้านแรงดึงสูงสุดที่ 108 HRB และ 415.70 MPa ตามลำดับ และค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 โดยที่การบ่มแข็งสองครั้งจะให้ค่ามากกว่าการบ่มแข็งหนึ่งครั้งคือ 20.19 และ 10.99 เปอร์เซ็นต์ ตามลำดับ

จากผลการวิจัยดังกล่าวจึงสรุปได้ว่าการบ่มแข็งสองครั้งให้สมบัติทางกลที่ดีกว่าการบ่มแข็งเพียงหนึ่งครั้ง และเวลาโดยรวมในการบ่มแข็งสองครั้งนั้นใช้เวลาในการบ่มแข็งสั้นกว่า หากมีการนำไปใช้งานในภาคอุตสาหกรรมจะเป็นประโยชน์ในแง่ของได้สมบัติทางกลตามที่ต้องการ สามารถลดเวลาและลดพลังงานได้อีกด้วย

**References**

[1] Iron and Steel Institute of Thailand. (2014). **Survey Status of Industry for Non-Ferrous Metals.** Bangkok: Iron and Steel Institute of Thailand (in Thai)

- [2] Wijit, P. (1999). **Melting and Heat Treatment of Aluminium Technology Casting**. National Metal and Materials Technology Center (in Thai)
- [3] Reis, D., Couto, A., Domingues, N., Hirschmann, A., Zepka, S., and Moura, C. (2012). Effect of Artificial Aging on the Mechanical Properties of an Aerospace Aluminum Alloy 2024. **Defect and Diffusion Forum**. Vol. 326-328, pp. 193-198. DOI: 10.4028/www.scientific.net/DDF.326-328.193
- [4] Siriwan, P., Sirikul, W., Thawatchai, P., and Jessada, W. (2011). Microstructure Evolution During Solution Heat Treatment of Semisolid Cast 2024 Aluminum Alloy. **Advanced Materials Research**. Vol. 339, pp. 714-717. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.339.714
- [5] Chemingui, M., Khitouni, M., Jozwiak, K., Mesmacque, G., and Kolsi, A. (2010). Characterization of the Mechanical Properties Changes in an Al-Zn-Mg Alloy After a Two-Step Ageing Treatment at 70° and 135 °C. **Journal of Material and Design**. Vol. 31, Issue 6, pp. 3134-3139. DOI: 10.1016/j.matdes.2009.12.033
- [6] Gao, N., Starink, M., Kamp, N., and Sinclair, I. (2007). Application of Uniform Design in Optimization of Three Stage Ageing of Al-Cu-Mg Alloys. **Journal of Materials Science**. Vol. 42, pp. 4398-4405. DOI: 10.1007/s10853-006-0659-6
- [7] Emani, S., Benedyk, J., Nash, J., and Chan, D. (2009). Double Aging and Thermo Mechanical Heat Treatment of AA7075 Aluminum Alloy Extrusion. **Journal of Materials Science**. Vol. 44, pp. 6384-6391. DOI:10.1007/s10853-009-3879-8
- [8] Elgallad, E., Zhang, Z., and Chen, X. (2015). Effect of Two-Step Aging on the Mechanical Properties of AA2219 Dc Cast Alloy. **Materials Science and Engineering**. Vol. 625, pp. 213-220. DOI: 10.1016/j.msea.2014.12.002
- [9] Jessada, W. (2011). **Technology of Semi-Solid**. National Metal and Materials Technology Center, Thai Foundry Association. pp. 48-53 (in Thai)
- [10] Romadorn, B., Rangsinee, C., and Jessada, W. (2009). Development of the Gas Induced Semi-Solid Metal Processing for A356 Aluminum Alloy. **The 7<sup>th</sup> PSU Education Conference "Higher Education for All: Surviving in Times of Change"**. Prince of Songkla University. pp. 549-554 (in Thai)
- [11] Siriporn, K., Sirikul, W., Thawatchai, P., and Jessada, W. (2009). Influence of Heat Treatment Processing Parameters on the Hardness and the Microstructure of Semi-Solid Aluminum Alloy A356. **Journal of Metals, Materials and Minerals**. Vol. 18, No. 2, pp. 93-97
- [12] Sirikul, W. (2000). **Physical Metallurgy**. Department of Mechanical Engineering Faculty of Engineering, Prince of Songkla University (in Thai)

## ประวัติผู้เขียน

นางสาวสิริพร ชันทองคำ เกิดเมื่อวันที่ 8 มีนาคม พ.ศ. 2527 ที่อำเภอพุนพิน จังหวัดสุราษฎร์ธานี ปัจจุบันมีภูมิลำเนาอยู่ที่ อำเภอพุนพิน จังหวัดสุราษฎร์ธานี สำเร็จการศึกษาในระดับวิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิศวกรรมวัสดุ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี กรุงเทพมหานคร เมื่อปี พ.ศ. 2550 และระดับวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ จังหวัดสงขลา เมื่อ พ.ศ. 2552

หลังจากสำเร็จการศึกษา ในปี พ.ศ. 2552 ได้รับเข้าทำงานที่สาขาวิศวกรรมแมคคาทรอนิกส์ มหาวิทยาลัยราชภัฏรำไพพรรณี จังหวัดจันทบุรี ในปี พ.ศ. 2555 ได้เข้าทำงานที่สาขาวิศวกรรมการผลิต มหาวิทยาลัยราชภัฏชัยภูมิ จังหวัดชัยภูมิ และในปี พ.ศ. 2558 ได้เข้าศึกษาต่อในระดับวิศวกรรมศาสตรดุษฎีบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมการผลิต ณ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ด้วยทุนรัฐบาลที่จัดสรรให้กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี เพื่อศึกษาวิชาภายในประเทศ ประจำปีการศึกษา 2557 ตามความต้องการของมหาวิทยาลัยราชภัฏชัยภูมิ ขณะศึกษาระดับปริญญาเอก ผู้วิจัยได้เป็นผู้สอนในรายวิชาปฏิบัติการต่าง ๆ และทฤษฎีของสาขาวิชาวิศวกรรมการผลิต จากที่มีประสบการณ์ด้านการสอนปฏิบัติการและการทำงานวิจัย ทำให้ผู้วิจัยมีความรู้ ความชำนาญทางด้านวัสดุวิศวกรรม โดยมีผลงานตีพิมพ์เผยแพร่ปรากฏดังภาคผนวก ก.

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี