



อิทธิพลของตัวแปรในกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อสมบัติทางกลและ  
โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง Al 6061

**Influence of Heat Treatment Processing Parameters on the Mechanical Properties  
and the Microstructure of Semi-Solid Aluminum Alloy Al 6061**

นิติกานต์ พาเจริญ

Nitikarn Parjaroen

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญา  
วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ  
มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

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

2556

ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

ชื่อวิทยานิพนธ์      อิทธิพลของตัวแปรในกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อสมบัติทางกล  
 และโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง AI 6061

ผู้เขียน                นางสาวนิติกานต์ พาเจริญ

สาขาวิชา              วิศวกรรมวัสดุ

<p><b>อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก</b></p> <p>.....</p> <p>(รองศาสตราจารย์ ดร.ศิริกุล วิสุทธิ์เมธางกูร)</p>	<p><b>คณะกรรมการสอบ</b></p> <p>.....ประธานกรรมการ</p> <p>(รองศาสตราจารย์ ดร.เชาวลิต ลิ้มมณีวิจิตร)</p> <p>.....กรรมการ</p> <p>(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ประภาศ เมืองจันทร์บุรี)</p> <p>.....กรรมการ</p> <p>(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ชัชชัย ปลุกผล)</p> <p>(รองศาสตราจารย์ ดร.ศิริกุล วิสุทธิ์เมธางกูร)</p> <p>.....กรรมการ</p> <p>(รองศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์)</p> <p>(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ชัชชัย ปลุกผล)</p> <p>.....กรรมการ</p> <p>(รองศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์)</p>
<p><b>อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม</b></p> <p>.....</p> <p>(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ชัชชัย ปลุกผล)</p>	

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ อนุมัติให้บัณฑิตวิทยาลัยรับนี้เป็น  
 ส่วนหนึ่งของการศึกษาตาม หลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ

.....

(รองศาสตราจารย์ ดร.ธีระพล ศรีชนะ)

คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

ขอรับรองว่า ผลงานวิจัยนี้เป็นผลมาจากการศึกษาวิจัยของนักศึกษาเอง และขอแสดงความขอบคุณ  
บุคคลที่มีส่วนเกี่ยวข้องเกี่ยวข้อง

ลงชื่อ.....

(รองศาสตราจารย์ ดร.ศิริกุล วิสุทธิ์เมธางกูร)

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์

ลงชื่อ.....

(นางสาวนิติกานต์ พาเจริญ)

นักศึกษา

ข้าพเจ้าขอรับรองว่า ผลงานวิจัยนี้ไม่เคยเป็นส่วนหนึ่งในการอนุมัติปริญญาในระดับใดมาก่อน และ  
ไม่ได้ถูกใช้ในการยื่นขออนุมัติปริญญาในขณะนี้

ลงชื่อ.....

(นางสาวนิติกานต์ พาเจริญ)

นักศึกษา

ชื่อวิทยานิพนธ์	อิทธิพลของตัวแปรในกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อสมบัติทางกล และโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง Al 606
ผู้เขียน	นางสาวนิติกานต์ พาเจริญ
สาขาวิชา	วิศวกรรมวัสดุ
ปีการศึกษา	2555

### บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาอิทธิพลของกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อสมบัติทางกล และโครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อแบบกึ่งของแข็ง โดยใช้แก๊ส พบว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อประกอบไปด้วยก้อนกลมของอะลูมิเนียม ( $\alpha$ -Al) เฟสยูเทคติก ( $\alpha$ -Al+Mg<sub>2</sub>Si) และเฟสอินเตอร์เมทัลลิก (Al<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>Mg<sub>3</sub>Fe/ $\pi$ -phase และ AlSiMgFeCu) ที่แยกตัวออกมาอยู่ที่บริเวณขอบเกรน บริเวณขอบเกรนของชิ้นงานหล่อจะเกิดการละลายอย่างต่อเนื่อง หลังนำชิ้นงานมาผ่านการอบละลาย ทั้งนี้สภาวะที่เหมาะสมในการอบละลายคือ ที่อุณหภูมิ 530 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมง จากนั้นนำชิ้นงานมาผ่านกระบวนการบ่มที่อุณหภูมิ 175 200 และ 225 องศาเซลเซียส ที่ระยะเวลาแตกต่างกัน พบว่าการบ่มที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 16 ชั่วโมง จะให้ค่าความแข็งสูงสุดเท่ากับ 100.46 HRE และค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดเท่ากับ 330 MPa ในขณะที่ค่าเปอร์เซ็นต์การยึดตัวของชิ้นงานอยู่ที่ 10% เมื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคที่สภาวะดังกล่าวด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (TEM) พบว่าเฟส  $\beta$ " เป็นเฟสหลักที่เพิ่มความแข็งแรงให้กับชิ้นงาน ในขณะที่เฟส  $\beta$ ' จะเริ่มเกิดการฟอร์มตัวขึ้นเมื่อเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้นส่งผลให้ชิ้นงานมีความแข็งแรงลดลง และพบว่าพลังงานกระตุ้นในการฟอร์มพรีซิพิตในงานวิจัยนี้มีค่าเท่ากับ 101,921 J/mol

<b>Thesis Title</b>	Influence of Heat Treatment Processing Parameters on the Mechanical Properties and the Microstructure of Semi-Solid Aluminum Alloy Al 6061
<b>Author</b>	Miss Nitikarn Parjaroen
<b>Major Program</b>	Materials Engineering
<b>Academic Year</b>	2012

### ABSTRACT

The effects of heat treatment on mechanical properties and microstructures of squeezed cast 6061 aluminum alloy produced by gas induced semi-solid (GISS) technique, were studied. This work found that the microstructure of the as-cast GISS processed 6061 aluminum alloy mainly consisted of globular  $\alpha$ -Al surrounded by the eutectic phase ( $\alpha$ -Al+Mg<sub>2</sub>Si) and intermetallic phases (Al<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>Mg<sub>3</sub>Fe/ $\pi$ -phase and AlSiMgFeCu) at the grain boundaries (GB). Continuous GB phases of the as-cast specimens were subsequently dissolved after solution heat treatment. It is obvious from this work that the optimum solution heat treatment condition was at 530 °C for 2 h. The solutionized specimens were then age hardened at temperature of 175 °C, 200 °C, and 225 °C under various time durations. The peak aged condition was artificial aging at 175 °C for 16 h at which the highest hardness of 100.46 HRE and highest tensile strength was 330 MPa with 10% elongation. Upon investigation the microstructure by using transmission electron microscopy (TEM), the  $\beta''$  phase was mainly attributed to the strengthening while early nucleation of  $\beta'$  phase in the longer aging time resulted of lower strength in this alloy. The activation energy for precipitate hardening process of the alloy derived from this research was 101,921 J/mol.

## กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์เรื่องอิทธิพลของตัวแปรในกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อสมบัติทางกลและโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง AI 6061 สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี ด้วยความเมตตากรุณาของรองศาสตราจารย์ ดร.ศิริกุล วิสุทธิ์เมธางกูร อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ที่กรุณาให้ความรู้ คำแนะนำ คำปรึกษา และเป็นกำลังให้มาโดยตลอด รวมทั้งตรวจสอบและแก้ไขวิทยานิพนธ์จนเสร็จสมบูรณ์ ผู้เขียนขอขอบพระคุณเป็นอย่างสูงในความเมตตากรุณาต่อศิษย์คนนี้ ไว้ ณ โอกาสนี้

ขอขอบพระคุณ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ชวิชัย ปลุกผล และรองศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสิทธิ์ ที่ให้ความรู้ คำแนะนำด้วยดี ตลอดจนกรุณามาเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

ขอขอบพระคุณ รองศาสตราจารย์ ดร.เชาวลิต ลิ้มมณีวิจิตร และผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ประภาส เมืองจันทร์บุรี ที่กรุณาสละเวลามาร่วมเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ฉบับนี้

ขอขอบพระคุณ ทุนการศึกษาของโครงการส่งเสริมการวิจัยอุดมศึกษาและพัฒนา มหาวิทยาลัยวิจัยแห่งชาติ (NRU: No. ENG540551c) ของสำนักงานคณะกรรมการการอุดมศึกษา และบัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ที่ให้การสนับสนุนค่าใช้จ่ายต่างๆ อันเกี่ยวข้องกับการดำเนินงานวิจัย รวมถึงการเผยแพร่ผลงานวิจัยในงานประชุมวิชาการ

ขอขอบพระคุณ คณะอาจารย์และเจ้าหน้าที่ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ทุกท่านที่ได้ให้ข้อมูลที่เป็นประโยชน์และให้ความช่วยเหลือเป็นอย่างดีตลอดมา

นอกจากนี้วิทยานิพนธ์เล่มนี้จะสำเร็จไปไม่ได้เลย หากไม่ได้รับความช่วยเหลือจากทีมงาน Heat Treatment and Particulate Materials Research Team (HTPM) ทุกคน รวมถึงพี่ๆ เพื่อนๆ และน้องๆ ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ที่ให้กำลังใจและให้ความช่วยเหลือในการทำวิจัยครั้งนี้

และสุดท้าย ข้าพเจ้าขอขอบพระคุณ คุณพ่อและคุณแม่ที่คอยเป็นกำลังใจสนับสนุนและส่งเสริมการศึกษาด้วยดีมาโดยตลอด

นิติกานต์ พาเจริญ

## สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อ	(5)
กิตติกรรมประกาศ	(7)
สารบัญ	(8)
รายการตาราง	(11)
รายการภาพประกอบ	(12)
สัญลักษณ์คำย่อและตัวย่อ	(15)
บทที่	
1. บทนำ	1
1.1 ความสำคัญและที่มาของงานวิจัย	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย	2
1.3 ขอบเขตของงานวิจัย	2
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	2
2. ทฤษฎี สมมติฐาน และงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	4
2.1 อะลูมิเนียมและโลหะผสมอะลูมิเนียม	4
2.1.1 การจำแนกประเภทของอะลูมิเนียมผสม	4
2.1.2 การกำกับชื่อของอะลูมิเนียมผสม	5
2.1.3 กระบวนการทางความร้อนของอะลูมิเนียมผสม	7
2.1.3.1 อะลูมิเนียมผสมที่สามารถผ่านกระบวนการทางความร้อนได้	7
2.1.3.2 อะลูมิเนียมผสมที่ไม่สามารถผ่านกระบวนการทางความร้อนได้	8
2.1.4 การกำกับภาวะประสงค์ (Temper) สำหรับอะลูมิเนียมและอะลูมิเนียมผสม	9
2.1.5 การจำแนกประเภทของเฟสที่เกิดในอะลูมิเนียมผสม	10
2.1.6 โลหะอะลูมิเนียมผสม 6XXX	11
2.1.7 โลหะอะลูมิเนียมผสม หมายเลข 6061	14
2.1.8 กระบวนการขึ้นรูปแบบหล่ออัด	16
2.1.9 กระบวนการขึ้นรูปโลหะแบบกึ่งของแข็ง	16
2.1.10 กระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งโดยกรรมวิธีการปล่อยฟองแก๊ส	17
2.1.11 การทดสอบสมบัติเชิงกลและโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน	18



## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
2.1.11.1 การทดสอบความแข็ง	18
2.1.11.2 การทดสอบแรงดึง	23
2.1.11.3 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	27
2.1.11.4 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด	29
2.1.11.5 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน	31
2.1.12 เครื่องมืออื่น ๆ ที่ใช้ในการวิเคราะห์	32
2.1.12.1 เครื่องตรวจวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของโลหะ	32
2.1.12.2 เครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรกชัน	33
2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	33
3. การดำเนินงานวิจัย	43
3.1 แผนผังแสดงวิธีการดำเนินงานวิจัย	43
3.2 วัสดุและอุปกรณ์	44
3.3 ขั้นตอนการวิจัย	46
3.3.1 การขึ้นรูปชิ้นงาน	46
3.3.2 การตัดชิ้นงาน	48
3.3.3 การนำชิ้นงานไปผ่านกระบวนการทางความร้อน T6	48
3.3.4 การนำชิ้นงานไปผ่านกระบวนการทางความร้อน T5	49
3.3.5 การทดสอบสมบัติของชิ้นงาน	49
4. ผลและการอภิปราย	54
4.1 ชิ้นงานในสภาพหล่อ	54
4.1.1 การหล่ออัดขึ้นรูปโลหะอะลูมิเนียมผสม 6061	54
4.1.2 หาสภาวะที่เหมาะสมในการหล่ออัดอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูป ในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS	55
4.1.3 การวิเคราะห์ความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาค	61
4.1.4 การวิเคราะห์สมบัติเชิงกล	63
4.1.5 หาสภาวะที่เหมาะสมของการกักกรดเพื่อใช้วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค	64
4.2. ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6	66

## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
4.2.1 หาสภาวะที่เหมาะสมในการอบละลาย	66
4.2.1.1 อิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการอบละลายที่มีผลต่อโครงสร้าง จุลภาค	66
4.2.1.2 อิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการอบละลายที่มีผลต่อสมบัติเชิงกล	70
4.2.2 หาสภาวะที่เหมาะสมในการบ่มเทียม	71
4.2.2.1 อิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาที่มีผลต่อสมบัติเชิงกล	71
4.2.2.2 อิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการบ่มเทียมที่มีผลต่อโครงสร้าง จุลภาค	74
4.2.2.3 การคำนวณค่าพลังงานกระตุ้น	77
4.3 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5	79
4.3.1 โครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5	79
4.3.2 สมบัติเชิงกลของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5	80
5. สรุปผลการทดลอง	83
5.1 ชิ้นงานในสภาวะหล่อ	83
5.2 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6	84
5.2.1 สภาวะที่เหมาะสมในการอบละลาย	84
5.2.2 สภาวะที่เหมาะสมในการบ่มเทียม	84
5.3 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5	85
บรรณานุกรม	86
ภาคผนวก	88
ประวัติผู้เขียน	100

## รายการตาราง

ตารางที่	หน้า	
2.1	สัญลักษณ์กลุ่มอะลูมิเนียมขึ้นรูป	6
2.2	ภาวะประสงค์ (Temper) ของโลหะผสมอะลูมิเนียม	9
2.3	สัญลักษณ์การทำเทมเปอร์	9
2.4	ส่วนผสมทางเคมีของอะลูมิเนียมผสม 6061	14
2.5	สมบัติทางอุณหภูมิจ (Thermal Properties) ของอะลูมิเนียมผสม 6061	15
2.6	สมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสม 6061	15
2.7	มาตรฐานสเกลความแข็งรีดคเวลล์ตามมาตรฐาน ASTM E18-08b	20
2.8	หมายเลข สัญลักษณ์และความหมายของแผนภาพการทดสอบความแข็งรีดคเวลล์ สเกล E	22
2.9	อะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่สภาวะแตกต่างกัน 75 สภาวะโดยมีการควบคุมอุณหภูมิ	37
2.10	สภาวะในการทดลองอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปโดยการหล่อแบบกึ่งของแข็ง	39
2.11	สภาวะในการทดลองอะลูมิเนียมผสม 6061 สำหรับทดสอบ Nanoscratch	39
3.1	ส่วนผสมทางเคมีของอะลูมิเนียมผสมเกรด 6061 ที่ใช้ในงานวิจัย (% โดยน้ำหนัก)	44
4.1	ผลการทดสอบแรงดึงของโลหะอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ได้จากกระบวนการทางเทคนิคที่แตกต่างกัน	73
4.2	อุณหภูมิและเวลาในการบ่มเทมที่ใช้ในการคำนวณค่าพลังงานกระตุ้น	78

## รายการภาพประกอบ

รูปที่		หน้า
2.1	สัญลักษณ์ (ระบบตัวเลข) กลุ่มอะลูมิเนียมผสมประเภทหล่อ	5
2.2	แผนภาพสมดุลภาคโลหะผสมอะลูมิเนียม-แมกนีเซียม-ซิลิกอน	12
2.3	กระบวนการทางความร้อน T6	14
2.4	กระบวนการขึ้นรูปแบบหล่ออัด	16
2.5	โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม	17
2.6	การทำงานของกระบวนการ GISS และโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมที่ผลิต	17
2.7	หลักการความแข็งรีดอกเวลล์ตามมาตรฐาน ASTM E18-08b	19
2.8	รายละเอียดการทดสอบความแข็งรีดอกเวลล์สเกล E ตามมาตรฐาน ASTM E18-08b	22
2.9	ขั้นตอนทดสอบแรงดึงมาตรฐานแบบต่างๆ	23
2.10	เครื่องทดสอบแรงดึง	24
2.11	ภาพโครงสร้างการทดสอบแรงดึงกับขั้นตอนทดสอบโลหะ	25
2.12	เส้นโค้งความเค้น-ความเครียด (Stress-Strain Curve) แบบมีจุดคราก (Yield Point)	26
2.13	เส้นโค้งความเค้น-ความเครียดแบบที่ไม่มีจุดคราก	27
2.14	ส่วนประกอบต่างๆของกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	28
2.15	ภาพแสดงการทำงานของกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด	30
2.16	ภาพแสดงส่วนประกอบของกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน	32
2.17	แสดงกระบวนการบ่ม	34
2.18	ค่าความแข็งของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่แตกต่างกันขณะผ่านกระบวนการบ่ม	34
2.19	ค่าความแข็งของชิ้นงานทดสอบที่ผ่านกระบวนการอบละลายตามด้วยกระบวนการบ่ม	35
2.20	กราฟแสดงค่าความแข็งที่สภาวะในการบ่มแตกต่างกัน	36
2.21	การแพร่กระจายของฟิสิกพิเทคที่สภาวะในการบ่มแตกต่างกัน โดยศึกษาจากภาพถ่าย TEM	38
2.22	เปรียบเทียบผลการวัดค่าความแข็งเฉลี่ย (GPa) โดยใช้ Vickers และ Indentation สำหรับอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่สภาวะในการบ่มแตกต่างกัน	40
2.23	ไดอะแกรมแผนผังแสดงการพัฒนาโครงสร้างจุลภาคของวัสดุ	40
3.1	แผนผังแสดงวิธีการดำเนินงานวิจัย	43

## รายการภาพประกอบ (ต่อ)

รูปที่		หน้า
3.2	แสดงแบบแม่พิมพ์รูปทรงสี่เหลี่ยมขนาด 10 x 10 เซนติเมตร และการติดตั้งแม่พิมพ์บนเครื่องอัดไฮดรอลิก	47
3.3	ภาพการปล่อยฟองแก๊สเข้าในน้ำโลหะกึ่งของแข็งผ่านแท่งกราไฟต์พูน	47
3.4	แผ่นตัวอย่างอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่หล่อในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS	47
3.5	ภาพการตัดชิ้นงาน	48
3.6	ภาพเตาเผาอุณหภูมิต่ำสำหรับการอบละลาย และภาพเตาอบอุณหภูมิต่ำสำหรับการบ่มแข็งเทียม	49
3.7	แสดงเครื่อง Hardness Rockwell Scale (HRE)	52
3.8	ภาพ Drawing ชิ้นงานทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM-B 557M	53
3.9	ภาพชิ้นงานทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM-B 557M	53
3.10	การทดสอบแรงดึงด้วยเครื่องทดสอบ	53
4.1	โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม 6061 หลังการหล่ออัด	54
4.2	โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม 6061 หลังจากจุ่มแท่งกราไฟต์เป็นเวลา 10 วินาที พักน้ำโลหะเป็นเวลาแตกต่างกันคือ 10 20 และ 30 วินาที	56
4.3	โครงสร้างจุลภาคหลังจากจุ่มแท่งกราไฟต์ 10 วินาที-พักน้ำโลหะ 20 วินาที	57
4.4	โครงสร้างจุลภาคหลังจากจุ่มแท่งกราไฟต์ 10 วินาที-พักน้ำโลหะ 30 วินาที	58
4.5	โครงสร้างจุลภาคหลังจากจุ่มแท่งกราไฟต์ 10 วินาที-พักน้ำโลหะ 20 วินาที	58
4.6	โครงสร้างจุลภาคหลังจากจุ่มแท่งกราไฟต์ 10 วินาที-พักน้ำโลหะ 30 วินาที	59
4.7	(ก) แสดงภาพถ่าย SEM ของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS (ข) (ค) และ (ง) แสดงผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีโดยใช้เทคนิค EDS ของเฟสอินเตอร์เมทัลลิก	60
4.8	ผลการวิเคราะห์สารประกอบทางเคมีด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงานหล่อ	61
4.9	ผลการวิเคราะห์ Elemental Mapping ของชิ้นงานหล่อ	61
4.10	บริเวณที่ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ	62
4.11	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อในสถานะกึ่งของแข็ง (50x) บริเวณที่แตกต่างกัน	62
4.12	ค่าความแข็งของชิ้นงานหล่ออัดในสภาวะกึ่งของแข็ง	64

## รายการภาพประกอบ (ต่อ)

รูปที่		หน้า
4.13	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งแรงดึง (UTS) และค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัว, % ของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปในสภาวะกึ่งของแข็ง	64
4.14	เปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อกับชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่ 530°C-0.5ชม.ที่ไม่ผ่านและผ่านการกัดกรด	65
4.15	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม 6061 โดยศึกษาจากภาพถ่าย OM	67
4.16	ค่า Area fraction ของเฟสที่พบในชิ้นงานที่ไม่ผ่านและผ่านการอบละลาย	68
4.17	ผลการวิเคราะห์สารประกอบในชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ไม่ผ่านและผ่านการอบละลายที่สภาวะแตกต่างกันด้วยเทคนิค XRD	69
4.18	ค่าความแข็งของชิ้นงาน (HRE) ที่ผ่านการอบละลาย และผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 ที่สภาวะในการอบละลายแตกต่างกัน	70
4.19	ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด และค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานบ่มเทียมที่ผ่านการอบละลายที่สภาวะแตกต่างกัน	71
4.20	กราฟความแข็งแปรตามระยะเวลาในการบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 175 200 และ 225°C	72
4.21	ภาพถ่าย BF และรูปแบบ SAD ของชิ้นงานที่สภาวะในการบ่มเทียมแตกต่างกัน	76
4.22	ขนาดของพรีซิพิตเคิลี่ที่แพร่กระจายในชิ้นงานหลังผ่านการบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 16 ชั่วโมง และ 84 ชั่วโมง	77
4.23	กราฟอาร์เรเนียสแสดงความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและเวลาในการบ่มเทียมที่ให้ค่าความแข็งสูงสุดสำหรับอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง โดยใช้เทคนิค GISS	78
4.24	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5 โดยศึกษาจากภาพถ่าย OM	80
4.25	กราฟเปรียบเทียบค่าความแข็งของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ผ่านกระบวนการความร้อน T5 ที่สภาวะในการบ่มแตกต่างกัน	81
4.26	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด และค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการความร้อน T5	82

**สัญลักษณ์คำย่อและตัวย่อ**

Al	Aluminum
ASM	American Society of Metals
ASTM	American Society of Testing and Materials
EDS	Energy Dispersive Spectrometer
EI	Elongation
GISS	Gas Induced Semi-Solid
HRE	Hardness Rockwell Scale E
MPa	Mega Pascal
OM	Optical Microscope
SHT	Solution Heat Treatment
SSM	Semi-Solid Metal
SSM 6061	Semi-Solid Metal 6061 Aluminum Alloy
SEM	Scanning Electron Microscope
TEM	Transmission Electron Microscope
UTS	Ultimate Tensile Strength
XRD	X-Ray Diffraction
YS	Yield Strength
$\alpha$	Alpha Phase

## บทที่ 1

### บทนำ

#### 1.1 ความสำคัญและที่มาของงานวิจัย

ในปัจจุบันปริมาณการใช้อะลูมิเนียมทั่วโลกมีมากขึ้น เนื่องจากอะลูมิเนียมมีสมบัติเด่นหลายอย่างเช่น น้ำหนักเบา (น้อยกว่าเหล็กประมาณสามเท่า) ทนต่อการกัดกร่อน นำไฟฟ้าได้ดี และง่ายต่อการขึ้นรูป จึงสามารถนำมาประยุกต์ใช้งานได้หลายประเภท เช่น อุตสาหกรรมยานยนต์ ชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ ขอบประตู หน้าต่าง และงานด้านการตกแต่งภายใน เป็นต้น การขึ้นรูปอะลูมิเนียมสามารถทำได้หลายวิธี เช่น การหล่อขึ้นรูป (Casting) การอัดรีดขึ้นรูป (Extrusion) การรีดขึ้นรูป (Rolling) และการทุบขึ้นรูป (Forging) เป็นต้น ซึ่งการขึ้นรูปแต่ละวิธีจะแตกต่างกันขึ้นอยู่กับการนำไปใช้งาน แต่หลังจากขึ้นรูปอาจต้องนำอะลูมิเนียมไปผ่านกระบวนการทางความร้อน (Heat Treatment) ในการปรับปรุงสมบัติทางกลให้ดียิ่งขึ้น เพื่อเพิ่มประสิทธิภาพในการใช้งาน

อะลูมิเนียมผสม 6061 เป็นโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มี แมกนีเซียม (Mg) และ ซิลิกอน (Si) เป็นธาตุผสมหลัก สามารถปรับปรุงสมบัติได้ด้วยกระบวนการทางความร้อน มีคุณสมบัติเด่น คือ ต้านทานการกัดกร่อนได้ดี เชื่อมได้ง่าย และขึ้นรูปได้ง่ายเมื่อให้ความร้อน ดังนั้นจึงมีการนำไปใช้งานอย่างแพร่หลาย เช่น ในงานโครงสร้างอากาศยาน (Aircraft) ในอุตสาหกรรมยานยนต์ (Automotive) ใช้เป็นชิ้นส่วนในงานที่ต้องการความแข็งแรงสูงร่วมกับความต้านทานการกัดกร่อนที่ดีเยี่ยม เช่น หมุดย้ำ นอกจากนี้ยังใช้ในการผลิตกระป๋องสำหรับบรรจุอาหารและเครื่องเค็ม งานท่อขนส่ง งานทางไฟฟ้าและอิเล็กทรอนิกส์ ฯลฯ

เมื่อพิจารณาเฉพาะในกลุ่มของอะลูมิเนียมที่สามารถนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อนได้ พบว่าอะลูมิเนียมผสม 6061 มีสมบัติเชิงกล เช่น ความแข็ง (Hardness) และความแข็งแรง (Strength) ต่ำ แต่อะลูมิเนียมผสม 6061 จะมีราคาที่ถูกกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับอะลูมิเนียมเกรดอื่น เช่น 2XXX หรือ 7XXX เป็นต้น ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงเลือกใช้อะลูมิเนียมผสม 6061 มาปรับปรุงคุณสมบัติโดยการหล่ออัดขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้แก๊สที่เรียกว่า Gas Induced Semi-Solid (GISS) Technique โดยโครงสร้างทางจุลภาคที่ได้จากการหล่ออะลูมิเนียมแบบกึ่งของแข็งจะมีลักษณะเป็นเกรนก้อนกลม ซึ่งเป็นการแก้ไขปัญหาโครงสร้างเกรนแบบเดนไดรต์ (Dendrite Structure) ในน้ำโลหะที่เกิดขึ้นเมื่อนำอะลูมิเนียมไปผ่านการหล่ออัดขึ้นรูปในสถานะของเหลว



(Conventional Squeeze Casting) และเมื่อนำอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่หล่ออัดขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งไปผ่านกระบวนการทางความร้อนเพื่อปรับปรุงสมบัติทางกล อะลูมิเนียมเกรดนี้น่าจะเป็นอีกทางเลือกหนึ่งที่สามารถนำไปประยุกต์ใช้กับงานบางอย่างแทนที่อะลูมิเนียมผสมเกรด 2XXX และ 7XXX ซึ่งจะช่วยลดต้นทุนในกระบวนการผลิตได้

## 1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

1.2.1 ศึกษาอิทธิพลของเวลาและอุณหภูมิที่ใช้ในกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติเชิงกลของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ได้จากการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้แก๊ส

1.2.2 หาสภาวะที่เหมาะสมของกระบวนการทางความร้อน ที่ทำให้ชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 มีความแข็งและความแข็งแรงดังที่ต้องการ มีโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติเชิงกลที่เหมาะสมที่สุด

## 1.3 ขอบเขตของงานวิจัย

โครงการวิจัยนี้เน้นศึกษาถึงอิทธิพลและตัวแปรของกระบวนการทางความร้อน T6 ในชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ได้จากการขึ้นรูปโลหะแบบกึ่งของแข็งโดยใช้แก๊สหรือที่เรียกว่า Gas Induced Semi-Solid (GISS) Technique รวมทั้งวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสม 6061 นอกจากนี้ยังศึกษาถึงความเป็นไปได้ในการปรับปรุงสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสม 6061 ดังกล่าวด้วยกระบวนการทางความร้อน T5

## 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.4.1 ได้รับองค์ความรู้เกี่ยวกับกระบวนการขึ้นรูปอะลูมิเนียมผสมแบบกึ่งของแข็งโดยใช้แก๊สหรือ Gas Induced Semi-Solid (GISS) Technique และกระบวนการทางความร้อนของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061

1.4.2 สามารถหาสภาวะที่เหมาะสมในการนำชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ได้จากการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้แก๊สไปผ่านกระบวนการทางความร้อน เพื่อให้ได้โครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติเชิงกลที่เหมาะสมที่สุด

1.4.3 มีความรู้ความเข้าใจพฤติกรรม, คุณสมบัติทางกล, การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของโลหะเมื่อผ่านกระบวนการทางความร้อน ซึ่งเป็นองค์ความรู้ที่สามารถนำไปใช้ในอุตสาหกรรมได้

## บทที่ 2

### ทฤษฎี สมมุติฐาน และงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

#### 2.1 อะลูมิเนียมและโลหะผสมอะลูมิเนียม

โลหะได้มีบทบาทสำคัญในการพัฒนาของประเทศที่เจริญทางด้านอารยธรรม (Civilization) เมื่อก้าวถึงโลหะโดยทั่วไปจะนึกถึงเหล็ก นอกจากเหล็กแล้วยังมีอะลูมิเนียมซึ่งเป็นโลหะที่ใช้กันมากที่สุดในกลุ่มโลหะที่มีน้ำหนักเบา (Light Metals) ทั้งนี้เพราะอะลูมิเนียมมีสมบัติเด่นหลายประการ เช่น มีความหนาแน่นต่ำ ( $2.7 \text{ g/cm}^3$ ) มีกำลังวัสดุต่อหน่วยน้ำหนัก (Strength to Weight Ratio) สูงจึงนิยมใช้ทำชิ้นส่วนบางอย่างในเครื่องบิน จรวด และจรวดนำวิถี เป็นต้น สามารถขึ้นรูปด้วยกรรมวิธีต่างๆ ได้ง่ายเนื่องจากมีจุดหลอมเหลวต่ำ และมีอัตราการไหลตัวสูง มีค่าการนำไฟฟ้าไม่สูงมากแต่น้ำหนักเบาจึงนิยมใช้เป็นตัวนำไฟฟ้า ไม่เป็นพิษต่อร่างกายมนุษย์จึงมักใช้ทำเป็นภาชนะบรรจุอาหาร ทนทานต่อการเกิดสนิมและการกัดกร่อนในบรรยากาศ เนื่องจากที่ผิวของอะลูมิเนียมมักจะสร้างแผ่นฟิล์มออกไซด์ ซึ่งทำหน้าที่ป้องกันเนื้อโลหะที่อยู่ลึกลงไปได้ผิวไม่ให้ทำปฏิกิริยากับออกซิเจน ( $\text{O}_2$ ) อีกทั้งอะลูมิเนียมยังสามารถหาซื้อได้ง่ายและมีราคาถูก

อะลูมิเนียมสามารถผสมกับธาตุได้หลายชนิด เช่น ทองแดง แมกนีเซียม สังกะสี แมงกานีส ฯลฯ โดยธาตุผสมที่เติมเข้าไปเหล่านี้จะทำให้สมบัติของอะลูมิเนียมเปลี่ยนแปลงไป และอะลูมิเนียมผสมบางกลุ่มยังสามารถนำไปปรับปรุงคุณสมบัติเชิงกลให้ดีขึ้นได้โดยผ่านกระบวนการทางความร้อน ด้วยเหตุผลดังกล่าวทำให้อะลูมิเนียมผสมถูกนำไปใช้งานอย่างกว้างขวางมากขึ้น การเลือกอะลูมิเนียมผสมเพื่อนำไปใช้งานจะต้องคำนึงถึงคุณลักษณะที่สำคัญ คือ คุณสมบัติของอะลูมิเนียม กรรมวิธีที่ใช้ในการขึ้นรูป กระบวนการทางความร้อน รวมไปถึงคุณสมบัติเชิงกลที่เหมาะสมต่อการนำไปใช้งาน

##### 2.1.1 การจำแนกประเภทของอะลูมิเนียมผสม

โดยทั่วไปแล้วสามารถจำแนกออกได้เป็น 2 ประเภท คือ

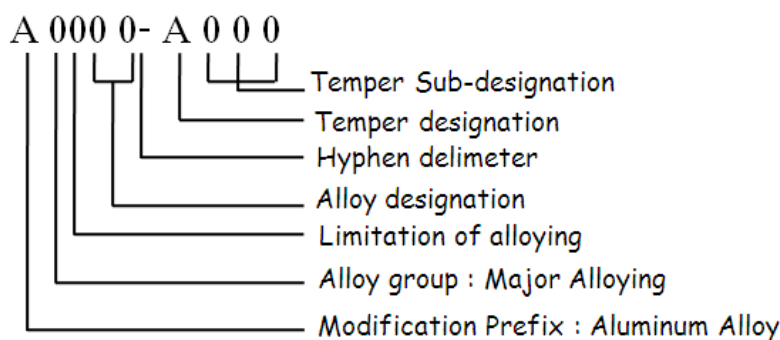
1. อะลูมิเนียมผสมประเภทขึ้นรูป (Wrought Aluminum Alloys) เป็นโลหะผสมที่ต้องผ่านการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก เช่น การรีดหรือการอัดขึ้นรูปเป็นแผ่นหรือเป็นแท่ง

2. อะลูมิเนียมผสมประเภทหล่อ (Cast Aluminum Alloys) มีสมบัติในการไหลดี วัสดุผสมที่สำคัญได้แก่ ซิลิกอน เนื่องจากซิลิกอนเพิ่มความสามารถในการไหลและด้านการแตกร้อนในงานหล่อได้ดี

ในแต่ละประเภทของอะลูมิเนียมข้างต้น สามารถแบ่งย่อยแต่ละประเภทออกเป็นประเภทที่สามารถนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อนได้ (Heat Treatable, HT) และประเภทที่ไม่สามารถนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อนได้ (Non Heat Treatable, NHT) ซึ่งสามารถปรับปรุงสมบัติทางกลได้โดยผ่านกระบวนการทางอุณหภูมิ (Thermal Process) และ กระบวนการขึ้นรูปเย็น (Cold Working) ตามลำดับ

### 2.1.2 การกำกับชื่อของอะลูมิเนียมผสม

อะลูมิเนียมผสมมีหลายกลุ่มขึ้นอยู่กับธาตุที่เป็นส่วนผสม และกรรมวิธีการผลิต ดังนั้น American Aluminum Association Casting Alloys จึงได้กำหนดมาตรฐาน และแยกประเภทอะลูมิเนียมผสม โดยได้จัดระเบียบไว้กับสำนักงานมาตรฐานแห่งชาติสหรัฐอเมริกา American National Standard Institute (ANSI Standard) และยังคงแบ่งกลุ่มได้ 9 กลุ่ม เช่นเดียวกับ American Society of Metals (ASM) โดยได้มีการกำหนดระบบตัวเลขเป็นสัญลักษณ์มาตรฐานแสดงดังนี้



รูปที่ 2.1 แสดงสัญลักษณ์ (ระบบตัวเลข) กลุ่มอะลูมิเนียมผสมประเภทหล่อ [1]

- A: อักษรตัวแรก หมายถึง สมาชิกของ โลหะผสม (Alloys) ที่เหมือนกันอยู่ในกลุ่มเดียวกัน (หมายถึงอะลูมิเนียมผสม) แม้ว่าส่วนผสมจะแตกต่างกัน
- O: Alloy Group จะเป็นตัวเลขตัวเดียวจาก 1 ถึง 9 ใช้เป็นตัวกำหนดธาตุหลักของโลหะผสม
- O: Alloy Group จะเป็นตัวเลขตัวเดียวจาก 0 ถึง 9 ใช้เป็นตัวกำหนดข้อจำกัดของธาตุเจือ (Limitation of Minor Alloy)

- OO: Alloys Designation เป็นตัวเลข 2 หลัก กำหนดความแตกต่างของสมาชิกในกลุ่มโลหะผสมกลุ่มเดียวกัน ความหมายของตัวเลขที่กำหนดเหมือนกับกลุ่มธาตุที่ผสมธาตุใดธาตุหนึ่งเป็นหลัก (Major Alloy) ในบางครั้งตัวเลข 2 หลัก คือ ปริมาณของอะลูมิเนียมที่ผสมอยู่ต้องไม่น้อยกว่า 99.00 % เช่น 190.X เป็นโลหะที่มีอะลูมิเนียมผสมอยู่ 99.90 %
- A: อักษรตัวหลัง หมายถึง Temper Designation เป็นตัวกำหนดแทนกรรมวิธี Temper ของกระบวนการทางความร้อนที่ใช้กับโลหะผสม
- O: หมายถึง Major Temper Code เป็นตัวเลขตัวเดียวที่แยกละเอียดไปได้อีก 10 วิธีการจาก T1 ถึง T10 เป็นตัวกำหนด
- OO: หมายถึง Temper Sub - Designation เป็นตัวเลขระบุกรรมวิธีทำ Temper ซึ่งเป็นตัวเลข 2 หลัก ที่กำหนดความแตกต่างของกรรมวิธีที่ชัดเจน โดยระบุอุณหภูมิและช่วงเวลา

อะลูมิเนียมขึ้นรูป (Wrought Aluminum) และ อะลูมิเนียมผสมประเภทขึ้นรูป (Wrought Aluminum Alloy) ตามระบบ American Standard of Testing Materials (ASTM) สามารถจำแนกออกโดยใช้ระบบตัวเลข 4 หลัก ซึ่งสามารถแบ่งออกเป็น 9 กลุ่ม ดังแสดงในตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 แสดงสัญลักษณ์ (ระบบตัวเลข) กลุ่มอะลูมิเนียมขึ้นรูป [2]

สัญลักษณ์	ธาตุที่เป็นส่วนผสมหลักในอะลูมิเนียม
1XXX	อะลูมิเนียมที่มีความบริสุทธิ์ไม่น้อยกว่า 99.00%
2XXX	ทองแดง (Copper, Cu)
3XXX	แมงกานีส (Manganese, Mn)
4XXX	ซิลิกอน (Silicon, Si)
5XXX	แมกนีเซียม (Magnesium, Mg)
6XXX	แมกนีเซียม (Magnesium, Mg) และซิลิกอน (Silicon, Si)
7XXX	สังกะสี (Zinc, Zn)
8XXX	ธาตุอื่นๆ (Other Element) เช่น นิกเกิล (Nickel, Ni), ไทเทเนียม (Titanium, Ti), โครเมียม (Chromium, Cr), ตะกั่ว (Lead, Pb) และบิสมัท (Bismuth, Bi)
9XXX	ยังไม่มีใช้ (Unused Series)

ตัวเลขตัวที่หนึ่ง เป็นสัญลักษณ์แสดงกลุ่มธาตุที่ผสมธาตุใดธาตุหนึ่งเป็นหลักแสดงดังตารางที่ 1 เช่น 2XXX เป็นกลุ่มธาตุผสมของอะลูมิเนียมที่มีทองแดงเป็นธาตุผสมหลัก เป็นต้น

ตัวเลขตัวที่สอง เป็นสัญลักษณ์แสดงอะลูมิเนียมผสมที่มีธาตุผสมชนิดอื่นผสมเข้าไปหรือแสดงอะลูมิเนียมบริสุทธิ์มีข้อจำกัดของธาตุเจือ

ตัวเลขตัวที่สามและสี่ เป็นสัญลักษณ์ซึ่งแสดงโลหะผสมเจือ (Minor Alloy)

### 2.1.3 กระบวนการทางความร้อนของอะลูมิเนียมผสม (Heat Treatment of Aluminum Alloy)

อะลูมิเนียมผสมสามารถแบ่งตามกระบวนการทางความร้อน (Heat Treatment) ออกเป็น 2 ประเภท คือ อะลูมิเนียมผสมที่สามารถผ่านกระบวนการทางความร้อนได้ (Heat Treatable Aluminum Alloys) และอะลูมิเนียมผสมที่ไม่สามารถผ่านกระบวนการทางความร้อนได้ (Non Heat Treatable Aluminum Alloys) [2]

#### 2.1.3.1 อะลูมิเนียมผสมที่สามารถผ่านกระบวนการทางความร้อนได้ (Heat Treatable Aluminum Alloys)

อะลูมิเนียมผสมกลุ่มนี้มีขีดจำกัดการละลายในสถานะของแข็งและสามารถเพิ่มความแข็งแรงได้โดยการตกตะกอน (Precipitation Hardenable) ลักษณะเฉพาะของอะลูมิเนียมผสมกลุ่มนี้ คือ อุณหภูมิ ซึ่งขึ้นอยู่กับสถานะสมดุลของสารละลายของแข็ง โดยสารละลายของแข็งจะเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น นอกจากนี้โครงสร้างของอะลูมิเนียมผสมหลังจากผ่านการชุบ (Quenching) จะประกอบด้วยสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด (Supersaturated Solid Solution) เมื่อสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวดเกิดการเปลี่ยนรูปจะทำให้พรีซิพิเทตเกิดการโคฮีเรนต์ (Coherent) หรือเกิดเฟสโคฮีเรนต์ขึ้นบางส่วน (Incoherent) ตัวอย่างอะลูมิเนียมผสมกลุ่มนี้ เช่น

อนุกรม 2XXX เกิดจากการรวมกันของโลหะผสม Al-Cu และ Al-Cu-Mg (เช่น 2014, 2024, 2618) ในโลหะผสม RR 58 (2618 T16) ซึ่งมี Cu และ Mg เป็นโลหะผสมหลัก สามารถปรับปรุงความแข็งแรงได้โดยนำไปผ่านกระบวนการบ่มแข็ง (Age Hardening) โดย Ni จะรวมตัวกับ Fe เกิดการฟอร์มเป็นเฟส FeNiAl, อยู่ในรูปของสารประกอบอินเทอร์เมทัลลิก (Intermetallic Compound) มีการกระจายตัวของอนุภาคขนาดเล็กในเนื้อของธาตุหลักอย่างสม่ำเสมอ อนุภาคขนาดเล็กเหล่านี้เป็นอนุภาคที่มีความแข็ง และเป็นเฟสที่ค่อนข้างเสถียร ซึ่งจะทำให้โลหะผสมมีความ

แข็งแรงเพิ่มขึ้น (Dispersion Strengthening) นอกจากนี้การเติม Ni ลงในโลหะอะลูมิเนียมผสมยังช่วยในการปรับปรุงความต้านทานการคืบของวัสดุอีกด้วย

อนุกรม 6XXX เกิดจากการรวมกันของโลหะผสม Al-Mg-Si โลหะผสมกลุ่มนี้มีความแข็งแรงปานกลาง เชื่อมได้ง่าย ต้านทานการกัดกร่อนได้ดี และต้านทานการเกิดความเค้นตกค้างเนื่องจากรอยแตก ตัวอย่างของอะลูมิเนียมผสมในอนุกรมนี้ เช่น 6061 และ 6063 T6

อนุกรม 7XXX เกิดจากการรวมกันของโลหะผสม Al-Zn Al-Zn-Mg และ Al-Zn-Mg-Cu โลหะผสมกลุ่มนี้แสดงความสามารถในการบ่มแข็งอย่างชัดเจน เมื่อการละลายของ Zn ลดลงอย่างรวดเร็ว จะส่งผลให้อุณหภูมิผลต่ำลง การเติม Cu ลงในโลหะผสม Al-Zn-Mg ทำให้ความเค้นตกค้างบริเวณรอยแตกลดลง ตัวอย่างของอะลูมิเนียมผสมในอนุกรมนี้ เช่น 7076 และ 7075 T8 ซึ่งนำไปใช้เป็นวัสดุอากาศยาน (Aircraft Materials)

### 2.1.3.2 อะลูมิเนียมผสมที่ไม่สามารถผ่านกระบวนการทางความร้อนได้ (Non Heat Treatable Aluminum Alloys)

โลหะผสมกลุ่มนี้ไม่สามารถผ่านกระบวนการทางความร้อนได้ เพราะโลหะผสมกลุ่มนี้ประกอบด้วยสารละลายของแข็งที่เป็นเนื้อเดียวกัน หรือโลหะผสมไม่เกิดการพรีซิพิตเทตแบบโคเฮิเรนต์ขึ้น โลหะผสมในกลุ่มนี้มีความแข็งแรงต่ำและมีความเหนียวสูง อาจเพิ่มความแข็งแรงเนื่องจากความเค้น (Stress Hardened) ได้ ตัวอย่างโลหะผสมในกลุ่มนี้ เช่น

อนุกรม 1XXX เป็นกลุ่มอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ โลหะผสมที่จัดอยู่ในกลุ่มนี้จะมีการต้านทานการกัดกร่อนที่ดี ขึ้นรูปได้ง่าย นำความร้อนและนำไฟฟ้าได้ดี ตัวอย่างของอะลูมิเนียมกลุ่มนี้ เช่น 1100 (99.00 %Al)

อนุกรม 3XXX เกิดจากการรวมตัวกันของโลหะผสม Al-Mn โลหะผสมในกลุ่มนี้มีคุณสมบัติเหมือนอะลูมิเนียมบริสุทธิ์แต่มีความแข็งแรงสูงมาก และมีสมบัติทางกลที่ดีกว่า ยกตัวอย่าง เช่น 3003 ซึ่งจะใช้ทำเครื่องครัวและภาชนะต่างๆ ในอุตสาหกรรมอาหาร

อนุกรม 4XXX (บางหมายเลข) เกิดจากการรวมตัวกันของโลหะผสม Al-Si เมื่ออยู่ในสภาวะหลอมเหลวจะไหลได้ดี และในขณะที่แข็งตัวจะไม่ง่ายต่อการเกิดรอยแตกทั้งในสภาวะร้อนและเย็น ตัวอย่างของอะลูมิเนียมในกลุ่มนี้ เช่น 4032 นิยมนำมาใช้ทำลูกสูบรถยนต์

อนุกรม 5XXX เกิดจากการรวมตัวกันของโลหะผสม Al-Mg หรือ Al-Mg-Mn โลหะผสมกลุ่มนี้มีความสามารถในการเชื่อมดี สามารถต้านทานการกัดกร่อนได้ดีเยี่ยม โดยเฉพาะกับน้ำทะเล ตัวอย่าง เช่น 5052, 5083 และ 5754 ใช้ในงานโครงสร้าง อุตสาหกรรมยานยนต์ เป็นต้น

### 2.1.4 การกำกับภาวะประสงค์ (Temper) สำหรับอะลูมิเนียมและอะลูมิเนียมผสม

ภาวะประสงค์ (Temper) หมายถึง สภาพของโลหะที่ผ่านกรรมวิธีทางโลหกรรมต่างๆ จนแสดงสมบัติทางกายภาพและทางกลเป็นที่พึงปรารถนาของผู้ใช้ สัญลักษณ์ที่ใช้กำกับภาวะประสงค์ (Temper) ของโลหะผสมอะลูมิเนียมแสดงด้วยตัวอักษรในตารางที่ 2.2 และ 2.3 ตามลำดับ

ตารางที่ 2.2 แสดงภาวะประสงค์ (Temper) ของโลหะผสมอะลูมิเนียม [2]

ตัวอักษร	เงื่อนไขของโลหะผสม
F	สภาพเดิม ผ่านการขึ้นรูปตามปกติ (As Fabricated)
O	การอบอ่อน (Annealed)
H	ความแข็งที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากความเครียด (Strain Hardened) ด้วยกระบวนการขึ้นรูปเย็น (Cold Working)
T	กระบวนการทางความร้อน (Heat Treated)

ตัวอักษร H และ T โดยทั่วไปจะแสดงด้วยตัวเลขบางอย่าง ซึ่งแสดงรายละเอียดเพิ่มเติมเกี่ยวกับกระบวนการทางความร้อนของโลหะผสมโดยเฉพาะ ยกตัวอย่างเช่น

- H1 แสดงเฉพาะ ความแข็งที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากความเครียด
- H2 ความแข็งที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากความเครียดและการอบอ่อน และ
- H3 ความแข็งที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากความเครียด มีความสำคัญทำให้โลหะผสมเกิดความเสถียรโดยมีการอบอ่อนที่เหมาะสม

ตารางที่ 2.3 แสดงสัญลักษณ์การทำเทมเปอร์ (Tempering) [3]

T1	ปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวลงตามปกติในบรรยากาศปกติ แล้วบ่มแข็งธรรมชาติ (Naturally Aged) โดยสภาพชิ้นงานไม่เปลี่ยนแปลง
T2	ปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวลงในบรรยากาศปกติ ความแข็งจะเกิดขึ้นจากการใช้งานที่อุณหภูมิปกติ (Cold Worked) โดยธรรมชาติ
T3	นำชิ้นงานไปอบละลาย (Solution Heat Treated, SHT) จากนั้นนำไปผ่านกระบวนการขึ้นรูปเย็น ตามด้วยการบ่มแข็งธรรมชาติ เพื่อเพิ่มความแข็งแรงให้กับชิ้นงาน



ตารางที่ 2.3 (ต่อ) แสดงสัญลักษณ์การทำเทมเปอร์ (Tempering) [3]

T4	นำชิ้นงานไปอบละลายตามด้วยการบ่มแข็งธรรมชาติเพื่อให้ความแข็งแรงคงที่
T5	ปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวลงในสภาพเดิม แล้วนำไปทำการบ่มเทียม (Artificial Aged)
T6	นำชิ้นงานไปทำการอบละลายแล้วทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็ว จากนั้นนำไปบ่มเทียม
T7	ทำการอบละลายและทำให้ความแข็งแรงคงที่ (Stabilized) โดยการบ่มนานเกินไป
T8	ทำการอบละลายตามด้วยกระบวนการขึ้นรูปเย็น จากนั้นนำไปบ่มเทียม
T9	ทำการอบละลายตามด้วยการบ่มเทียม จากนั้นนำไปผ่านกระบวนการขึ้นรูปเย็น
T10	ปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวตามปกติแล้วนำไปผ่านกระบวนการขึ้นรูปเย็น จากนั้นนำไปบ่มเทียม

### 2.1.5 การจำแนกประเภทของเฟสที่เกิดในอะลูมิเนียมผสม

โดยทั่วไปแล้วสามารถจำแนกออกได้เป็น 2 ประเภท คือ

1. Intermetallic Particle สามารถแบ่งย่อยออกเป็น 2 ประเภท คือ

1.1 Constituent Particles เป็นเฟสที่พบภายหลังการแข็งตัวของอินกอต (Ingot Solidification) หรือในชิ้นงานอะลูมิเนียมหล่อ (As-Cast) เนื่องจากในระหว่างกระบวนการหล่อ อะลูมิเนียมขึ้นรูปนั้นธาตุผสมต่างๆที่เป็นส่วนผสมทางเคมีจะเกิดการหลอมละลาย โดยธาตุแต่ละชนิดมีขีดความสามารถในการละลายที่จำกัด ทำให้ธาตุบางชนิดเกิดการรวมตัวกับธาตุอื่นและเกิดการฟอร์มตัวของเฟสใหม่อยู่ภายในเนื้อของธาตุหลักเมื่อชิ้นงานเย็นตัวลง เรียกว่า Constituent Particles โดยความเร็วในการแข็งตัวของน้ำโลหะหลอมเหลวจะมีผลต่อขนาดและรูปร่างของเฟสที่ปรากฏ หลังจากนั้นหากนำชิ้นงานอะลูมิเนียมหล่อไปผ่านกระบวนการแปรรูป เช่น กระบวนการทุบขึ้นรูป หรือกระบวนการอัดรีดขึ้นรูปจะทำให้ Constituent Particles มีขนาดเล็กลงเนื่องจากมีพื้นที่ในการแบ่งตัวเพิ่มมากขึ้น ส่งผลให้ชิ้นงานมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น

1.2 Dispersoid Particles เป็นเฟสที่เกิดขึ้นภายหลังการอบที่อุณหภูมิสูงหรือSHT ยกตัวอย่างเช่น อะลูมิเนียมอนุกรม 7XXX เป็นโลหะผสม Al-Zn Al-Zn-Mg และ Al-Zn-Mg-Cu เมื่อนำไปผ่านกระบวนการหล่อขึ้นรูป ธาตุผสมต่างๆเช่น Cu, Mg, Mn จะเกิดการหลอมละลายและรวมตัวกับธาตุอื่น ทำให้เกิดการฟอร์มตัวของเฟสใหม่ที่เรียกว่า Constituent Particles ขึ้น เช่น เฟส  $Al_{12}(Fe, Mn)_3$  จากนั้นจะเปลี่ยนไปเป็น Dispersoid Particles หลังผ่านกระบวนการ SHT เช่น เฟส

$Al_{12}Mg_2Cr$  เฟส  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  และเฟส  $Al_{13}Zn$  โดยเฟส Dispersoid Particles เหล่านี้มีขนาดอยู่ในช่วง 0.02-0.05 ไมโครเมตร และมีขนาดเล็กกว่า Constituent Particles มีความทนทานและไม่เปลี่ยนรูปร่างเมื่อเจอความร้อนสูง

2. Precipitate Particle สามารถแบ่งย่อยออกเป็น 3 ประเภท คือ

2.1 GP Zone จะเกิดการฟอร์มตัวหรือเกิดการพรีซิพิตเทในช่วงต้นของการบ่มแข็ง GP Zone เป็นเฟส โคเฮียร์เรนท์และมีขนาดเล็กมาก ความสามารถในการต้านทานการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน (Dislocation) จึงมีน้อย ดังนั้นการเพิ่มความแข็งแรงในช่วงแรกของการบ่มแข็งจึงไม่สูงมากนัก โดย GP Zone จะพบมากบริเวณตำแหน่งช่องว่างในโครงสร้างผลึก (Vacancy) ซึ่งการกระจายจะเป็นเนื้อเดียวกัน (Homogeneous) หรือไม่เป็นเนื้อเดียวกัน (Heterogeneous) กับเนื้ออะลูมิเนียมหลักขึ้นอยู่กับตำแหน่งช่องว่างในโครงสร้างผลึกที่เกิดขึ้นในขณะที่นำโลหะอะลูมิเนียมผสมไปชุบในน้ำ หรือลดอุณหภูมิของโลหะอะลูมิเนียมผสมลงหลังเสร็จสิ้นกระบวนการ SHT

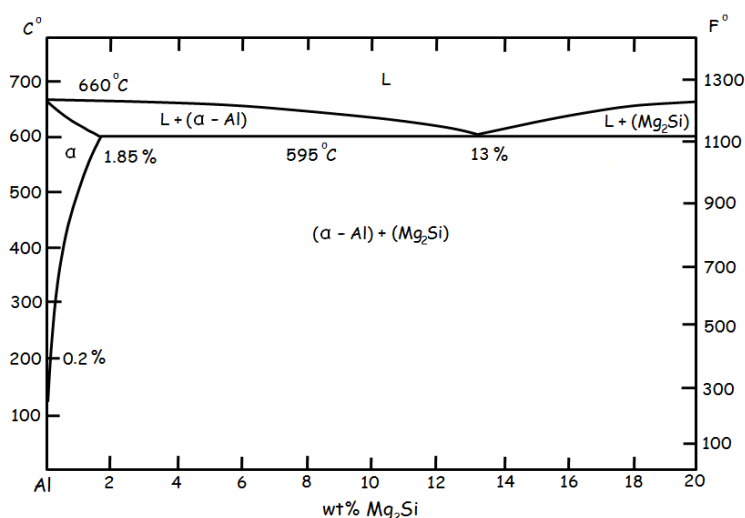
2.2 Metastable Precipitate เมื่อทำการบ่มนานขึ้นไปอีก GP Zone จะเปลี่ยนไปเป็น Metastable Precipitate ซึ่งมีความแข็งแรงสูงกว่าเฟสของ GP Zone เพราะมีแรงต้านทานในการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันเพิ่มขึ้น โดย Metastable Precipitate เป็นพรีซิพิตเทที่มีโครงสร้างผลึกแตกต่างกับโครงสร้างของเนื้ออะลูมิเนียมหลักและมีความเป็นโคเฮียร์เรนท์อย่างน้อย 1 อินเตอร์เฟส มีดิสโลเคชันบนอินเตอร์เฟสทำให้เกิดเฟส โคเฮียร์เรนท์ขึ้นบางส่วน

2.3 Equilibrium Particles เป็นพรีซิพิตเทที่เติบโตมาจาก Metastable Precipitate มีการสร้างดิสโลเคชันและอินเตอร์เฟสขึ้นบริเวณขอบเกรนและขอบเกรนย่อย โดยอินเตอร์เฟสจะเกิดระหว่างอนุภาคขนาดเล็กและโครงสร้างของเนื้ออะลูมิเนียมหลัก ในช่วงนี้ความแข็งแรงของชิ้นงานจะค่อยๆ ลดลงเนื่องจากพรีซิพิตเทที่ไปขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันมีจำนวนลดลง แต่มีขนาดใหญ่ขึ้น

### 2.1.6 โลหะอะลูมิเนียมผสม 6XXX

โลหะอะลูมิเนียมผสมอนุกรม 6XXX เป็นโลหะผสม Al-Mg-Si ที่ใช้ในอุตสาหกรรมหล่อ ส่วนมากจะมีส่วนผสมของธาตุ Mg ไม่เกิน 5 %wt และ Si ไม่เกิน 2 %wt ทั้งนี้เพราะหากเติมธาตุ Mg และ Si ปริมาณสูงเกินไป โลหะผสมในสภาวะหลอมจะขาดสมบัติความเหนียว เนื่องจากแมกนีเซียมซิลิไซด์ ( $Mg_2Si$ ) และ Si มีสมบัติเปราะ ถ้าตกผลึกภายในเฟสแอลฟาอะลูมิเนียม  $\alpha$ -Al (K) มีลักษณะต่อเนื้อจะเกิดการสูญเสียความเหนียว เมื่อพิจารณาโลหะ

ผสม Al-Mg พบว่า โลหะผสมนี้สามารถเพิ่มความแข็งแรงได้โดยการตกตะกอน (Precipitate Hardening) แตกต่างกับโลหะผสม Al-Si ที่ไม่สามารถเพิ่มความแข็งแรงโดยการตกตะกอนได้แต่กลับมีสมบัติด้านการหล่อที่ดี ในขณะที่โลหะผสม Mg-Si นั้นจะเกิดการรวมตัวกันเป็นสารประกอบเชิงโลหะ  $Mg_2Si$  ที่ 37%Si ทำให้โลหะผสม Al-Mg มีสมบัติด้านการหล่อ และสามารถเพิ่มความแข็งแรงโดยการตกตะกอนได้ดี แต่ในกรณีของโลหะผสม Al-Mg-Si รวมตัวกัน จะไม่ปรากฏสารประกอบเชิงโลหะของทั้งสามธาตุรวมกัน จะมีเพียงสารประกอบเชิงโลหะ  $Mg_2Si$  เท่านั้น



รูปที่ 2.2 แผนภาพสมดุลภาคโลหะผสมอะลูมิเนียม - แมกนีเซียม - ซิลิกอน [3]

จากแผนภูมิสมดุลภาคระบบกึ่งสองธาตุ (Quasi-Binary System) ระหว่าง Al และ  $Mg_2Si$  ซึ่งเป็นสารประกอบเชิงโลหะประเภท Congruent มีคุณสมบัติเหมือนโลหะบริสุทธิ์ ดังแสดงในรูปที่ 2.2 จะเห็นว่า เฟส  $\alpha$ -Al (K) ยอมให้  $Mg_2Si$  ละลายได้สูงสุด 1.85% ที่อุณหภูมิ 595°C และให้ปฏิกิริยายูเทคติกที่ส่วนผสม  $Mg_2Si$  13% ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นจะเป็น  $L \leftrightarrow \alpha - Al(K) + Mg_2Si$  แต่เมื่ออุณหภูมิต่ำกว่า 595°C อัตราการละลายของ  $Mg_2Si$  ในเฟส  $\alpha$ -Al (K) จะลดลงจนเหลือ 0.2% ที่อุณหภูมิ 200°C

สมบัติเด่นของโลหะอะลูมิเนียมผสม 6XXX คือ

1. สามารถนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อนได้
2. ด้านทนต่อการกัดกร่อนได้ดี และขึ้นรูปง่ายด้วยวิธี Forging และ Extrusion
3. มีความแข็งแรงปานกลาง
4. โดยทั่วไปจะมีความแข็งแรงดึงสูงสุด (UTS) อยู่ในช่วง 124 ถึง 400 MPa
5. เชื่อมได้ง่าย

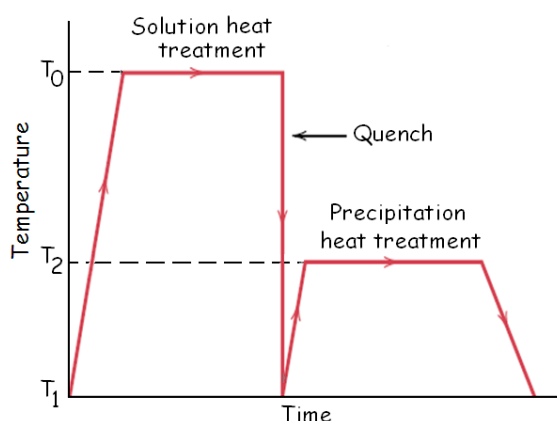
สำหรับการปรับปรุงสมบัติเชิงกลทางด้านความแข็ง และความแข็งแรงของ อะลูมิเนียมผสมอนุกรม 6XXX สามารถกระทำได้หลายวิธี เช่น การเพิ่มความแข็งด้วยการแปรรูป (Work Hardening) การเพิ่มความแข็งแรงโดยการทำให้เป็นสารละลายของแข็ง (Solid Solution Strengthening) การเพิ่มความแข็งแรงด้วยการกระจายตัวของอนุภาค (Dispersion Strengthening) และการเพิ่มความแข็งแรงโดยการตกตะกอน (Precipitation Strengthening) เป็นต้น การปรับปรุงสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสมอนุกรม 6XXX ที่ใช้ในงานวิจัยนี้ คือ การนำอะลูมิเนียมมาผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 ซึ่งเป็นการเพิ่มความแข็งแรงแบบการตกตะกอน แสดงดังรูปที่ 2.3 ซึ่งประกอบด้วย 3 ขั้นตอนหลักๆ ดังนี้

1.การอบละลาย (Solution Heat Treatment, SHT) เป็นการเพิ่มความสามารถในการละลายของธาตุผสม เช่น  $Mg_2Si$  ซึ่งเป็นเฟสประกอบของยูเทคติกในโลหะผสม Al-Mg-Si ให้อยู่ในรูปของสารละลายของแข็งกระจายตัวเข้าเป็นเนื้อเดียวกันกับธาตุหลักมากขึ้น โดยอาศัยหลักที่ว่าความสามารถในการละลายของธาตุผสมเพิ่มมากขึ้น เมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้น ดังนั้นเมื่อเวลาในการอบละลายเพียงพอจะทำให้ธาตุผสมละลายและกระจายตัวในธาตุหลักอย่างทั่วถึง ทำให้โครงสร้างเป็นเนื้อเดียวกันมากขึ้น และการอบละลายยังทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของเฟส โดยธาตุผสมที่ไม่ละลายเข้าไปเป็นเนื้อเดียวกันกับธาตุหลักจะมีการแตกตัวเป็นชิ้นเล็กๆ กว่าเดิมและมีลักษณะกลมมนมากขึ้น

2.การชุบเย็น (Quenching) นำชิ้นงานจากขั้นตอนแรกมาผ่านการชุบเย็นเพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ธาตุผสมจะถูกกักภายในเนื้อธาตุหลักในสภาวะสารละลายของแข็งที่มีสภาวะอึดตัวยิ่งยวด และพร้อมที่จะตกตะกอนออกมาเมื่อนำมาผ่านกระบวนการขั้นที่ 3

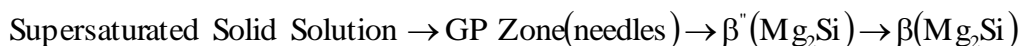
3.การบ่ม (Aging) ขั้นตอนนี้ทำให้ธาตุผสมที่อยู่ในสภาวะสารละลายของแข็งอึดตัวยิ่งยวดเกิดการตกตะกอนแล้วฟอร์มตัวเป็นเฟสใหม่ที่มีความละเอียดมากโดยอาศัยการแพร่ภายในแลตทิซ และส่งผลให้ชิ้นงานมีความแข็งเพิ่มขึ้นเนื่องจากอนุภาคที่ได้จากการตกตะกอนจะไปขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ซึ่งอุณหภูมิที่ใช้ในการบ่มจะขึ้นกับหมายเลขของโลหะผสม และช่วงระยะเวลาในการบ่มเพื่อให้โลหะผสมมีความแข็งสูงสุดขึ้นกับอุณหภูมิของการบ่ม ถ้าบ่มที่อุณหภูมิต่ำเกินไปและใช้เวลาน้อย ขนาดของตะกอนจะเล็กมากเกินไป ทำให้ได้ความแข็งและความแข็งแรงต่ำ เรียกว่า ต่ำกว่ากระบวนการบ่ม (Under Aging) แต่ถ้าเลือกใช้อุณหภูมิสูงและเวลานานเกินไปจะทำให้ตะกอนเกิดการรวมตัวกันจนมีขนาดใหญ่และมีจำนวนลดลง ทำให้สูญเสียความแข็งและความแข็งแรงไป เรียกว่า สูงกว่ากระบวนการบ่ม (Over Aging)

ในกรณีที่ต้องการเร่งให้เฟสใหม่เกิดขึ้น ต้องทำการบ่มแข็งเทียม (Artificial Aging) โดยนำชิ้นงานไปอบที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิห้อง แทนการบ่มแข็งธรรมชาติ (Natural Aging) เนื่องจากเป็นการปล่อยชิ้นงานทิ้งไว้ที่อุณหภูมิห้องทำให้เกิดการฟอร์มตัวของเฟสใหม่ที่ค่อนข้างช้า



รูปที่ 2.3 แสดงกระบวนการทางความร้อน T6

ระหว่างขั้นตอนการบ่มชิ้นงานจะเกิดกระบวนการ Precipitation Hardening ของ อะลูมิเนียม-แมกนีเซียม-ซิลิกอน ซึ่งมีลำดับการพรีซิพิตชันเกิดเฟสที่เสถียร คือ  $Mg_2Si$  โดยมีลำดับดังนี้



### 2.1.7 โลหะอะลูมิเนียมผสม หมายเลข 6061

อะลูมิเนียมผสม 6061 มีส่วนผสมทางเคมีแสดงดังตารางที่ 2.4 นอกจากนี้ยังมีสมบัติทางอุณหภูมิ และสมบัติเชิงกลที่สำคัญ แสดงไว้ในตารางที่ 2.5 และ 2.6 ตามลำดับ

ตารางที่ 2.4 แสดงส่วนผสมทางเคมีของอะลูมิเนียมผสม 6061 [1]

เกรด			ส่วนผสมทางเคมี wt%					Bal
Al	UNS No.	ISO No. R209	Mg	Si	Fe	Cu	Zn	
			0.8-1.2	0.4-0.8	Max. 0.7	0.15-0.4	Max. 0.25	Al
6061	A96061	AlMg1SiCu	Ti	Mn	Cr	other (total)	other (each)	
			Max. 0.15	Max. 0.15	0.04-0.35	Max. 0.15	Max. 0.05	

ตารางที่ 2.5 แสดงสมบัติทางอุณหภูมิ (Thermal Properties) ของอะลูมิเนียมผสม 6061 [1]

สมบัติทางอุณหภูมิ (Thermal Properties)	
อุณหภูมิหลอมเหลว (Liquidus Temperature)	652°C
อุณหภูมิการแข็งตัว (Solidus Temperature)	582°C
สัมประสิทธิ์การขยายตัวที่ 20 ถึง 100°C	23.6 $\mu\text{m/m.K}$
ความร้อนจำเพาะ	896 J/kg.K

ตารางที่ 2.6 แสดงสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสม 6061 [1]

Temple	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	Shear Strength (MPa)	Hardness (HB)	Elongation, % (dia. 13 mm)
O	124	55	83	30	30
T4, T451	241	145	165	65	25
T6, T651	310	276	207	95	17

#### หมายเหตุ

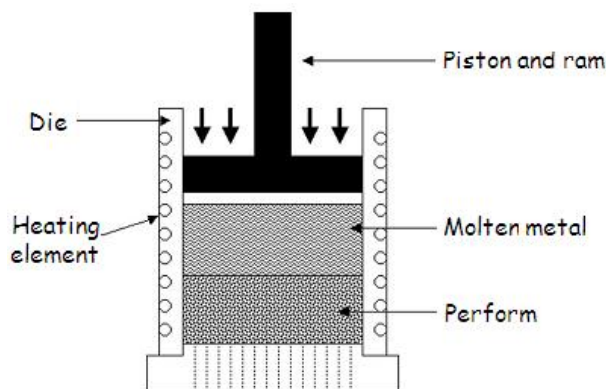
ข้อมูลในการวัดความแข็ง (Hardness) ใช้น้ำหนักกด 500 kg หัวกดบอลขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 10 mm และระยะเวลาในการรับน้ำหนักกด 30 วินาที

#### การประยุกต์ใช้งาน (Applications)

โลหะอะลูมิเนียมผสม 6061 ถูกนำมาใช้กันอย่างแพร่หลายในงานโครงสร้างอากาศยาน เช่น โครงสร้างปีก และลำตัวของเครื่องบิน ซึ่งโดยทั่วไปโลหะอะลูมิเนียมผสม 6061 จะถูกนำมาใช้ในงานโครงสร้างของเครื่องบินมือสมัครเล่นมากกว่าเครื่องบินทหารหรือเครื่องบินพาณิชย์ โลหะอะลูมิเนียมผสม 6061 นิยมนำไปใช้ในงานที่ต้องการความแข็งแรงสูงร่วมกับความต้านทานการกัดกร่อนที่ดีเยี่ยม เช่น งานเป่าพลาสติก ราวสะพาน โครงสร้างอาคาร (หมุดยึด) และในยานพาหนะต่างๆ เช่น เรือ รถบรรทุก เฟรมรถจักรยาน และใช้ในชิ้นส่วนรถยนต์ เช่น Wheel Spacers เป็นต้น นอกจากนี้ยังใช้ในการผลิตกระป๋องสำหรับบรรจุอาหาร และเครื่องดัด งานท่อขนส่ง งานทางไฟฟ้าและอิเล็กทรอนิกส์

### 2.1.8 กระบวนการขึ้นรูปแบบหล่ออัด (Squeeze Casting Processing)

การหล่ออัดโดยใช้ความดัน เป็นการขึ้นรูปขึ้นงานโดยการอัดโลหะเหลวภายใต้ความดัน โดยความดันจากแม่พิมพ์ (Punch) จะไปกำจัดแก๊สหรือฟองอากาศภายในโลหะเหลว และภายใต้ความดันสูงที่สัมผัสกับแม่พิมพ์ทำให้มีการถ่ายเทความร้อนได้ดีและเป็นไปอย่างรวดเร็ว ส่งผลให้ได้โครงสร้างที่มีความละเอียด มีสมบัติเชิงกลที่ดี และกระบวนการนี้สามารถขึ้นรูปขึ้นงานที่มีความซับซ้อน มีความเที่ยงตรงแม่นยำสูง ได้ผิวหน้าของชิ้นงานที่สวยงาม มีความชัดเจนของรายละเอียด และสามารถขึ้นรูปได้ทั้งโลหะกลุ่มเหล็กและโลหะนอกกลุ่มเหล็ก กระบวนการขึ้นรูปแบบหล่ออัดแสดงดังรูปที่ 2.4

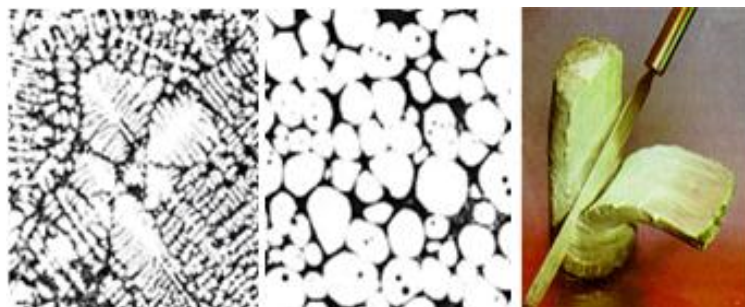


รูปที่ 2.4 แสดงกระบวนการขึ้นรูปแบบหล่ออัด [4]

### 2.1.9 กระบวนการขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็ง (Semi-Solid Metal Forming, SSM)

การหล่อโลหะกึ่งของแข็ง (Semi-Solid Metal Casting) ถูกค้นพบเป็นครั้งแรกในช่วงต้นปี 1970 โดย Spencer และ Flemings ที่สถาบันเทคโนโลยีแห่งรัฐแมสซาชูเซตส์ (Massachusetts Institute of Technology, MIT) (Spencer, 1971) จนถึงปัจจุบันก็นับเป็นเวลาเกือบ 40 ปีที่ได้มีการวิจัยและพัฒนากันมาตลอดอย่างต่อเนื่อง โดยการหล่อโลหะกึ่งของแข็งนี้เป็นกระบวนการขึ้นรูปโลหะด้วยการหล่อในขณะที่โลหะอยู่ในสถานะกึ่งแข็งกึ่งเหลว (Mushy State) ซึ่งโลหะจะมีการแข็งตัวเป็นบางส่วน โดยที่โลหะส่วนที่แข็งตัวแล้วมีโครงสร้างเกรนไม่เป็นแบบเดนไดรต์ (Nondendritic Grain) หรือเรียกว่า เกรนแบบก้อนกลม (Spheroidal หรือ Globular Grain) ดังแสดงในรูปที่ 2.5 (รูปกลาง) ซึ่งเกรนก้อนกลมที่ลอยอยู่ในน้ำโลหะนี้ทำให้ SSM มีความหนืดมากกว่าน้ำโลหะทั่วไปหลายเท่า ทำให้การไหลเข้าแม่พิมพ์ไม่เป็นแบบปั่นป่วน (Non-Turbulent

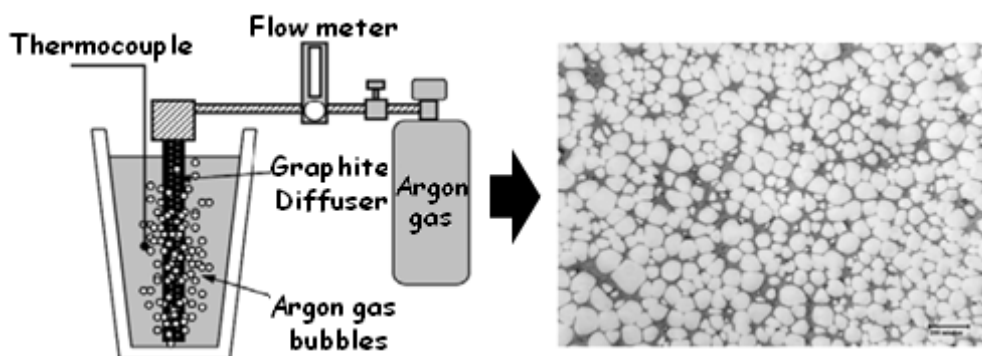
หรือ Laminar Flow) และโลหะที่อยู่ในสถานะกึ่งแข็งกึ่งเหลวสามารถขึ้นรูปได้ง่ายกว่าโลหะที่อยู่ในสถานะของแข็งหลายเท่า ทำให้ไม่จำเป็นต้องใช้เครื่องจักรกำลังสูงในการผลิต สมบัติเชิงกลของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยการอัดรีดจะสูงใกล้เคียงกับชิ้นงานที่ทอบขึ้นรูป



รูปที่ 2.5 โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมที่มีโครงสร้างเกรนแบบเดนไดรต์ (ซ้าย) อะลูมิเนียมผสม [5] โลหะกึ่งของแข็ง (กลาง) และ สมบัติการไหลคล้ายไอศกรีมของโลหะกึ่งของแข็ง (ขวา)

#### 2.1.10 กระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งโดยกรรมวิธีการปล่อยฟองแก๊ส (Gas Induced Semi Solid, GISS)

กระบวนการ GISS ได้ถูกคิดค้นและประดิษฐ์ขึ้น โดย เจษฎา วรรณสินธุ์ และคณะ ซึ่งอยู่ระหว่างการยื่นจดสิทธิบัตรในประเทศไทยและในต่างประเทศ กระบวนการ GISS ทำงานโดยใช้การพ่นฟองแก๊สเฉื่อย เช่น แก๊สอาร์กอนหรือไนโตรเจนผ่านแท่งกราไฟต์พรมในปริมาณที่น้อยมากทำให้เกิดการเคลื่อนที่ของน้ำโลหะในขณะที่โลหะแข็งตัวทำให้เกิดโลหะกึ่งของแข็งขึ้น รูปที่ 2.6 แสดงการทำงานของกรรมวิธีนี้และโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมที่ผลิตได้ กระบวนการ GISS กำลังถูกพัฒนานำไปประยุกต์ใช้ในการผลิตชิ้นส่วนอะลูมิเนียมในอุตสาหกรรมต่างๆ



รูปที่ 2.6 การทำงานของกระบวนการ GISS และโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมที่ผลิตได้ [5]



## 2.1.11 การทดสอบสมบัติเชิงกลและโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน

### 2.1.11.1 การทดสอบความแข็ง (Hardness Test)

ความแข็ง คือ คุณสมบัติของวัสดุที่สามารถต้านทานหรือทนต่อการเสียรูปแบบพลาสติก โดยปกติเกิดจากการทำให้เป็นรอยจากการกด อย่างไรก็ตามความแข็งอาจรวมถึง ความต้านทานต่อการตัด การขีด การขัด และการคัด

การวัดความแข็ง ความแข็งไม่ใช่คุณสมบัติเนื้อแท้ของวัสดุที่กำหนดได้ด้วยค่าจำกัดความที่แน่นอนบนหน่วยพื้นฐานของมวล ความยาว และเวลา ค่าคุณสมบัติความแข็ง คือ ผลของกระบวนการวัดที่กำหนด ปัจจัยที่มีผลต่อค่าความแข็งของวัสดุมีอยู่ 2 ปัจจัย คือ ลักษณะโครงสร้างจุลภาคทางโลหะวิทยาและส่วนผสมทางเคมีภายในวัสดุ

ความแข็งของวัสดุได้ถูกประเมินอย่างยาวนาน โดยความต้านทานต่อการขีดและการตัด ตัวอย่างเช่น วัสดุ B ขีดวัสดุ C เป็นรอยแต่ไม่สามารถขีดวัสดุ A เป็นรอย ในทางกลับกัน วัสดุ A ขีดวัสดุ B เป็นรอยเล็กน้อยและขีดวัสดุ C เป็นรอยมาก

การทดสอบความแข็งโดยการเปรียบเทียบมีข้อจำกัดในการใช้งานและไม่สามารถให้ข้อมูลที่แม่นยำหรือกำหนดสเกลเฉพาะสำหรับวัสดุและโลหะสมัยใหม่ วิธีโดยปกติเพื่อหาค่าความแข็ง คือ การวัดจากความลึกหรือพื้นที่ของรอยกดที่เหลือทิ้งไว้จากหัวกดที่มีรูปร่าง ภาระ (load) และเวลาที่เจาะจง วิธีมาตรฐานหลัก 3 มาตรฐาน สำหรับแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและขนาดรอยกด คือ

1. การวัดความแข็งแบบร็อกเวลล์ (Rockwell Hardness Testing)
2. การวัดความแข็งแบบบริเนลล์ (Brinell Hardness Testing)
3. การวัดความแข็งแบบวิกเกอร์ (Vickers Hardness Testing)

แต่ละวิธีมาตรฐานได้ถูกแบ่งตามสเกล กำหนดโดยภาระที่ใช้และสัญลักษณ์ของหัวกดด้วยเหตุผลของการใช้งานและการสอบเทียบ ในงานวิจัยนี้จะใช้วิธีทดสอบความแข็งแบบร็อกเวลล์ ดังนั้นจึงจะขอกล่าวรายละเอียดเฉพาะวิธีการวัดความแข็งแบบร็อกเวลล์

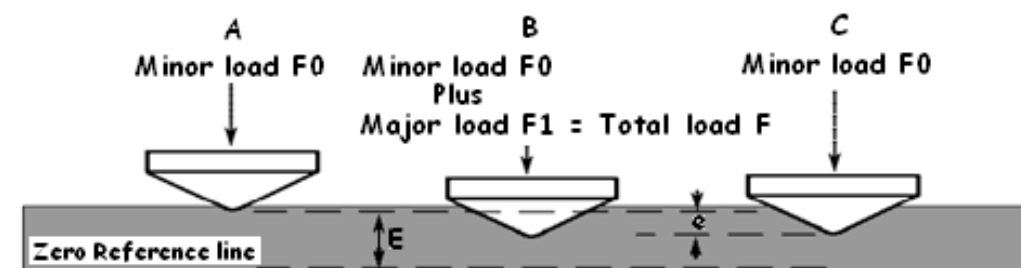
#### การวัดความแข็งแบบร็อกเวลล์

วิธีการวัดความแข็งแบบร็อกเวลล์ประกอบด้วยการกดวัสดุทดสอบด้วยหัวกดเพชรรูปกรวยหรือหัวกดลูกบอลเหล็กชุบแข็ง ให้ภาระหัวกดกดวัสดุทดสอบภายใต้ภาระเริ่มต้น 10

กิโลกรัมแรงเมื่อถึงภาวะคงที่ โดยเข็มชี้จะเคลื่อนที่ตามการเคลื่อนที่ของหัวกดและยังตอบสนองต่อการเปลี่ยนแปลงความลึกของรอยกดจากหัวกด ถูกกำหนดให้เป็นตำแหน่งศูนย์ ในขณะที่ให้ภาระเริ่มต้นก็เพิ่มภาระหลักด้วย ส่งผลต่อการเพิ่มขนาดของรอยกด เมื่อถึงภาวะคงที่อีกครั้ง ภาระหลักได้ถูกเอาออก แต่ภาระเริ่มต้นยังคงไว้ การเอาภาระหลักออกส่งผลให้มีการคืนตัวบางส่วน เป็นผลให้ความลึกของรอยกดลดลง การเพิ่มขึ้นความลึกของรอยกดอย่างถาวรเป็นผลจากการเพิ่มและเอาภาระหลักออก ใช้คำนวณค่าความแข็งรีดเวลล์

$$HR = E - e$$

โดยที่	$F_0$	=	ภาระเริ่มต้น หน่วย กิโลกรัมแรง
	$F_1$	=	ภาระหลัก หน่วย กิโลกรัมแรง
	$F$	=	ภาระรวม หน่วย กิโลกรัมแรง
	$e$	=	การเพิ่มขึ้นถาวรของความลึกจากการภาระหลักหน่วยของ 0.002 มิลลิเมตร (0.002 มิลลิเมตรมีค่าเท่ากับ 1 หน่วย)
	$E$	=	ค่าคงที่ขึ้นอยู่กับรูปร่างของหัวกด: 100 หน่วย สำหรับหัวกดเพชร, 130 หน่วย สำหรับหัวกดลูกบอลเหล็ก
	$HR$	=	ค่าความแข็งแบบรีดเวลล์
	$D$	=	ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของลูกบอลเหล็ก



รูปที่ 2.7 แสดงหลักการความแข็งรีดเวลล์ตามมาตรฐาน ASTM E18-08b

ตารางที่ 2.7 แสดงมาตรฐานสเกลความแข็งแรงรีดอกเวลล์ตามมาตรฐาน ASTM E18-08b

สเกล	หัวกด	ภาระเริ่มต้น Minor Load F0, kgf	ภาระหลัก Major Load F1, kgf	ภาระรวม F, kgf	ค่าของ E
A	เพชรรูปกรวย	10	50	60	100
B	ลูกบอลเหล็ก 1/16"	10	90	100	130
C	เพชรรูปกรวย	10	140	150	100
D	เพชรรูปกรวย	10	90	100	100
E	ลูกบอลเหล็ก 1/8"	10	90	100	130
F	ลูกบอลเหล็ก 1/16"	10	50	60	130
G	ลูกบอลเหล็ก 1/16"	10	140	150	130
H	ลูกบอลเหล็ก 1/8"	10	50	60	130
K	ลูกบอลเหล็ก 1/8"	10	140	150	130
L	ลูกบอลเหล็ก 1/4"	10	50	60	130
M	ลูกบอลเหล็ก 1/4"	10	90	100	130
P	ลูกบอลเหล็ก 1/4"	10	140	150	130
R	ลูกบอลเหล็ก 1/2"	10	50	60	130
S	ลูกบอลเหล็ก 1/2"	10	90	100	130
V	ลูกบอลเหล็ก 1/2"	10	140	150	130

#### ข้อควรพิจารณาในการทดสอบ

การทดสอบความแข็งแรงรีดอกเวลล์ เป็นวิธีทดสอบที่มาตรฐาน และสามารถกำหนดค่าความแข็งแรงของวัสดุเป็นมาตรฐานได้เช่นเดียวกับการทดสอบความแข็งแรงบริเนลล์และวิกเกอร์ ดังนั้นเพื่อให้ได้ผลการทดสอบความแข็งแรงรีดอกเวลล์สเกลต่างๆถูกต้องจึงมีข้อควรพิจารณาดังนี้

1. ผิวของชิ้นทดสอบต้องราบเรียบ ปราศจากสะเก็ดออกไซด์ น้ำมันหรือสิ่งแปลกปลอมอื่นๆ เพื่อป้องกันการลื่น และเคลื่อนที่ของหัวกดทดสอบขณะที่เพิ่มแรงกดทดสอบ และการเตรียม

ผิวชั้นทดสอบควรหลีกเลี่ยงกรรมวิธีทางความร้อนเพราะจะทำให้ความแข็งที่ผิวชั้นทดสอบเปลี่ยนแปลงไป

2. การวัดความแข็งของโลหะชั้นทดสอบที่ผ่านการชุบผิวแข็ง ซึ่งจะมีความแข็งที่ผิวบางมาก ดังนั้น การเลือกสเกลความแข็งรีอคเวลล์ ควรใช้ทรงกลมเหล็กกล้าแข็งเป็นหัวกดทดสอบและแรงกดรวมขนาดต่ำ ๆ เพื่อป้องกันการกดทะลุชั้นของความแข็งลงไปถึงผิวเนื้อโลหะข้างใต้ซึ่งอ่อนกว่ามากจะทำให้ค่าความแข็งที่ทดสอบผิดพลาดได้

3. ความหนาของชั้นทดสอบต้องไม่น้อยกว่า 8 เท่า ของความลึกของรอยนูนถาวรและหลังจากการทดสอบแล้วจะต้องไม่มีรอยนูนเกิดขึ้นทางด้านหลังชั้นทดสอบ

4. ตำแหน่งกดทดสอบควรมีระยะห่างจากจุดศูนย์กลางของรอยนูน ที่อยู่ข้างเคียงกันไม่น้อยกว่า 4 เท่าของเส้นผ่านศูนย์กลางของรอยนูนและระยะห่างจากจุดศูนย์กลางของรอยนูนจากขอบของชั้นทดสอบควรห่างเป็นอย่างน้อย 2.5 เท่าของเส้นผ่านศูนย์กลางของรอยนูน

5. การกดทดสอบจะต้องไม่มีแรงกระแทกเกิดขึ้นหรือเกิดการสั่นสะเทือนเนื่องจากแท่นรองรับชั้นทดสอบไม่มั่นคงแข็งแรงเพราะจะมีผลต่อความลึกของรอยนูน

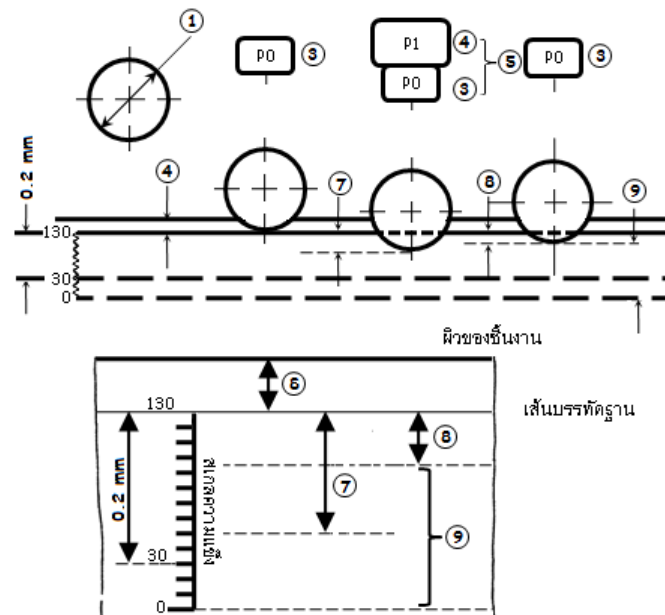
ข้อดีของการทดสอบ คือ ผลที่ได้ค่อนข้างถูกต้องและแม่นยำ รวมทั้งการทดสอบทำได้เร็วและสามารถอ่านค่าตัวเลขความแข็งได้ทันทีหลังการทดสอบโดยอ่านค่าได้โดยตรงจากหน้าปัดเครื่อง

ข้อเสียของการทดสอบ คือ เครื่องทดสอบราคาค่อนข้างสูงจึงไม่เหมาะสมกับการนำไปใช้ในทางอุตสาหกรรม และเป็นการทดสอบแบบทำลาย

### **การทดสอบความแข็งรีอคเวลล์สเกล E**

การทดสอบความแข็งรีอคเวลล์สเกล E เป็นวิธีที่ใช้ทดสอบความแข็งของวัสดุที่มีความแข็งปานกลางในช่วง 0-100 HRE ถ้าใช้หัวกดบอลวัดค่าความแข็งของวัสดุเกิน 100 HRE อาจทำให้หัวลูกบอลเกิดการยุบตัวและค่าความแข็งเกิดความคลาดเคลื่อนได้ วัสดุที่ทดสอบความแข็งแบบรีอคเวลล์สเกล E ตัวอย่างเช่น เหล็กหล่อ (Cast Iron), โลหะอะลูมิเนียมผสม (Aluminum Alloy), โลหะแมกนีเซียมผสม (Magnesium Alloy), โลหะแบร์ริง (Bearing Metal) เป็นต้น

หลักการทดสอบความแข็งรีอคเวลล์สเกล E คือ วัดความลึกของรอยนูนถาวร ภายหลังจากกด โดยความแข็งของวัสดุจะมีผลต่อความลึกของรอยกด รายละเอียดของการทดสอบความแข็งรีอคเวลล์สเกล E แสดงดังรูปที่ 2.8 และตารางที่ 2.8 ตามลำดับ



รูปที่ 2.8 แสดงรายละเอียดการทดสอบความแข็งรีอคเวลล์สเกล E ตามมาตรฐาน ASTM E18-08b

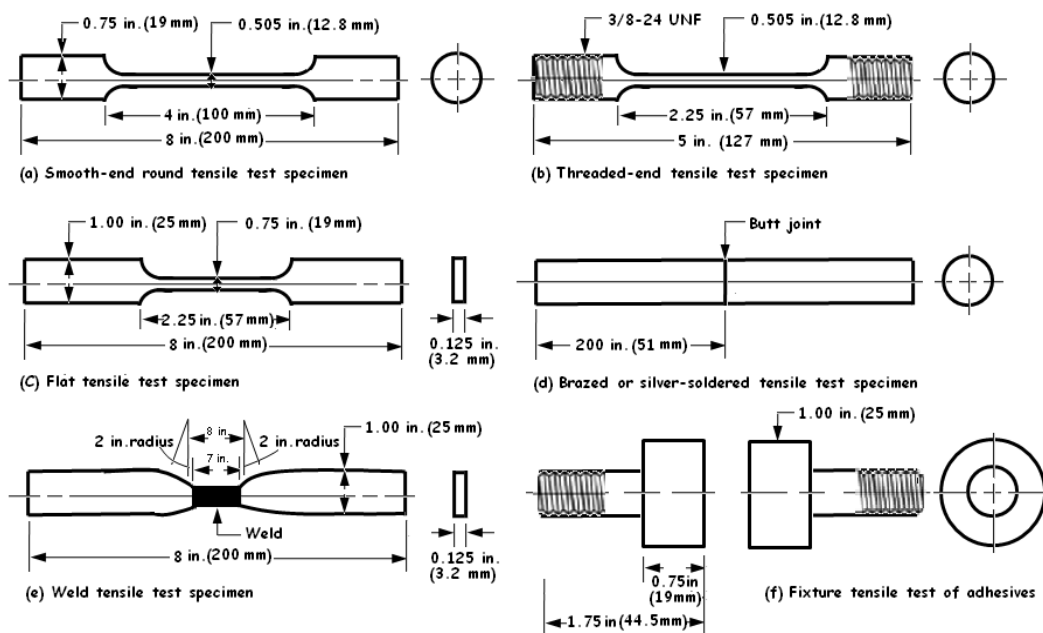
ตารางที่ 2.8 แสดงหมายเลข, สัญลักษณ์ และความหมายของแผนภาพการทดสอบความแข็งรีอคเวลล์สเกล E ซึ่งแสดงไว้ในรูปที่ 2.8

หมายเลข	สัญลักษณ์	ความหมาย
1	D	เส้นผ่านศูนย์กลางหัวบอล 1/8 นิ้ว
3	P0	น้ำหนักกดเบื้องต้น 10 kgf
4	P1	น้ำหนักกดหลัก 90 kgf
5	P	น้ำหนักกดแท้จริง $P_0 + P_1 = 100 \text{ kgf}$
6	--	ความลึกรอยกดที่เกิดจากน้ำหนักกดเบื้องต้น
7	--	ความลึกรอยกดที่เกิดจากน้ำหนักกดแท้จริง
8	E	ความลึกรอยกดถาวรภายใต้ น้ำหนักกดเบื้องต้นหลังนำน้ำหนักกดหลักออก ซึ่งมีค่าสูงสุด เท่ากับ 0.002 mm
9	xx HRx	ความแข็งรีอคเวลล์สเกล E (HRE)

### 2.1.11.2 การทดสอบแรงดึง (Tensile Test)

การทดสอบแรงดึงเป็นการดึงชิ้นทดสอบซึ่งทำให้ชิ้นทดสอบตกอยู่ได้สภาวะการยืดและเป็นกระบวนการที่ทำให้ชิ้นทดสอบเกิดการเสียรูป โดยการเสียรูปเป็นการเปลี่ยนแปลงรูปทรงของชิ้นทดสอบจากแรงที่กระทำ การตรวจวัดการเสียรูปจะวัดจากการเปลี่ยนแปลงขนาดชิ้นทดสอบเทียบกับขนาดเริ่มต้น คือ การเสียรูปจะวัดจากความยาวของระยะทดสอบ (Gauge Length) ที่เปลี่ยนแปลงไปในการทดสอบเทียบกับระยะทดสอบเริ่มต้น ระยะทดสอบเป็นช่วงความยาวมาตรฐานที่ใช้ในการวัดระดับการยืดหรือการเสียรูปที่เกิดขึ้นในระหว่างการทดสอบ โดยความยาวระยะทดสอบมาตรฐานที่ใช้ในการทดสอบแรงดึงปกติเท่ากับ 2 นิ้ว

#### ชิ้นทดสอบแรงดึง



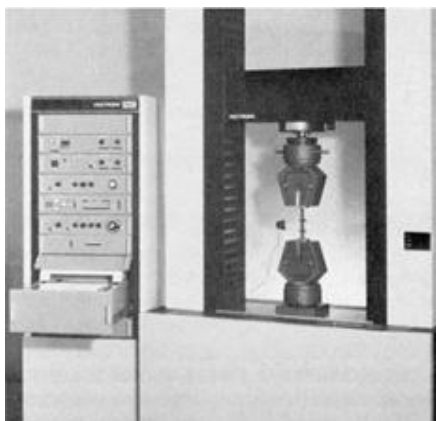
รูปที่ 2.9 แสดงชิ้นทดสอบแรงดึงมาตรฐานแบบต่างๆ

ชิ้นทดสอบที่ใช้สำหรับทดสอบแรงดึงมีอยู่หลายประเภทที่สำคัญ สำหรับโลหะที่มีหน้าตัดหนา เช่น โลหะท่อนกลม ปกติจะใช้ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางรอบชิ้นทดสอบ 0.5 นิ้ว และสำหรับโลหะที่มีหน้าตัดบางกว่า เช่น โลหะแผ่น จะเตรียมชิ้นทดสอบให้มีลักษณะเป็นแผ่นเรียบ นอกจากนี้ยังมีชิ้นทดสอบอีกหลายแบบโดยมีรูปทรงของหน้าตัดชิ้นทดสอบที่แตกต่างกัน ได้แก่ หน้าตัดรูปวงกลม สี่เหลี่ยมจัตุรัส และสี่เหลี่ยมผืนผ้า อย่างไรก็ตามชิ้นทดสอบทั้งหมดควรมี

รูปแบบของระยะทดสอบแบบเดียวกันตามมาตรฐาน โดยส่วนปลายของชิ้นทดสอบควรมีรูปแบบที่เหมาะสมกับหัวจับมาตรฐาน คือ ชิ้นทดสอบที่เป็นรูปทรงกระบอกควรทำเป็นแบบเรียบ รูปบ่า สลัก หรือรูยึค และส่วนปลายของชิ้นทดสอบควรวาวพอที่จะยึดด้วยหัวจับได้พอดี ตัวอย่างชิ้นทดสอบแรงดึงมาตรฐานแบบต่างๆแสดงดังรูปที่ 2.9

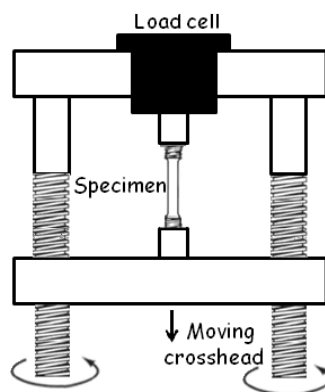
### เครื่องมือทดสอบแรงดึง

การทดสอบแรงดึงเพื่อหาค่าความแข็งแรงของโลหะและโลหะผสมจะใช้เครื่องทดสอบที่เรียกว่า เครื่องทดสอบอเนกประสงค์ (Universal Tester) รูปที่ 2.10 และรูปที่ 2.11 แสดงภาพเครื่องมือทดสอบแรงดึงและภาพตัวอย่างแสดง โครงสร้างการทดสอบแรงดึงกับชิ้นทดสอบโลหะ ตามลำดับ



รูปที่ 2.10 แสดงเครื่องทดสอบแรงดึง

การทดสอบแรงดึงด้วยเครื่องทดสอบอเนกประสงค์จำเป็นต้องติดตั้งอุปกรณ์เสริมต่างๆประกอบด้วย หัวจับชิ้นทดสอบ ซึ่งมีหน้าที่หลักในการจับยึดชิ้นทดสอบเข้ากับเครื่องทดสอบ โดยต้องสามารถรับและถ่ายแรงจากเครื่องสู่ชิ้นทดสอบได้เป็นอย่างดี และประเด็นสำคัญ คือ หัวจับต้องสามารถให้แรงผ่านชิ้นทดสอบตามแนวแกนซึ่งต้องตั้งค่าการทดสอบและเลือกหัวจับที่เหมาะสม ทั้งนี้เพื่อชิ้นทดสอบอยู่ในแนวที่ถูกต้องทั้งก่อนและระหว่างดำเนินการทดสอบ สำหรับวัสดุเหนียวให้ใช้หัวจับปากกว้างเพื่อเพิ่มพื้นที่สัมผัส แต่สำหรับวัสดุเปราะไม่จำเป็นทั้งนี้เนื่องจากหัวจับจะบีบวัสดุแล้วทำให้เกิดการแตกหักที่ปลายชิ้นทดสอบแทนที่จะเกิดการแตกหักในช่วงของระยะทดสอบ หัวจับส่วนใหญ่จะมีช่วงของการเคลื่อนเพื่อจัดระเบียบหัวจับและชิ้นทดสอบให้อยู่ในแนวเดียวกัน หัวจับอาจเป็นแบบรูหรือแบบช่อง



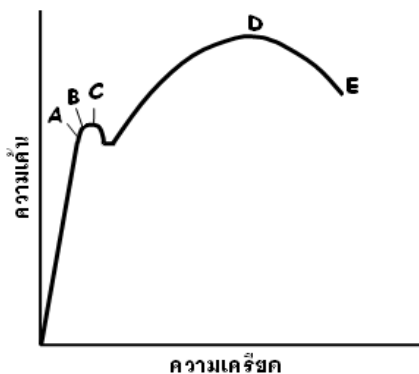
รูปที่ 2.11 แสดงภาพโครงร่างการทดสอบแรงดึงกับชิ้นทดสอบโลหะ

การเลือกอุปกรณ์วัดความเครียดที่เหมาะสมจำเป็นต้องเลือกน้ำหนักหรือแรงกระทำที่เหมาะสมและจำนวนการอ่านข้อมูลของอุปกรณ์วัดความเครียดที่จะใช้อ่านค่าอย่างต่อเนื่อง ซึ่งจำนวนการอ่านนี้อาจขึ้นอยู่กับเวลา การเปลี่ยนแปลงแรงกระทำ การเปลี่ยนแปลงของความเครียด หรือการเปลี่ยนแปลงของค่าคงที่อื่นๆ ที่เกี่ยวข้องกับสภาวะการทดสอบ การอ่านค่าหลายครั้งจะทำให้ได้ผลการทดสอบที่ถูกต้องแม่นยำมากขึ้นเพราะถ้าจุดของข้อมูลห่างกันมากนักสำคัญการทดสอบอาจผิดพลาดได้ แต่อาจไม่สะดวกหรือไม่เหมาะสมในการบันทึกข้อมูลจากการทดสอบที่มีขนาดใหญ่ อย่างไรก็ตามการบันทึกจุดข้อมูลมากขึ้นทำให้ได้กราฟความเค้น-ความเครียดที่ถูกต้องแม่นยำมากขึ้น

#### กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียด

ในการแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียด ในที่นี้จะใช้เส้นโค้งความเค้น-ความเครียด (Stress-Strain Curve) ซึ่งได้จากการทดสอบแรงดึง (Tensile Test) เป็นหลัก โดยจะพล็อตค่าของ Stress ในแกนตั้งและ Strain ในแกนนอน จากกราฟความสัมพันธ์ระหว่าง เส้นโค้งความเค้น-ความเครียด พบว่า เมื่อเริ่มดึงชิ้นทดสอบอย่างช้าๆ ชิ้นทดสอบจะค่อยๆ ยืดออกจนถึงจุดจุดหนึ่ง ซึ่งในช่วงนี้ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียดจะเป็นสัดส่วนคงที่ทำให้ได้กราฟที่เป็นเส้นตรงตามกฎของฮุก (Hook's Law) ซึ่งกล่าวว่า ความเค้นเป็นสัดส่วนโดยตรงกับความเครียดไปจนถึงจุดๆ หนึ่งก่อนที่จะเกิดการเปลี่ยนรูปอย่างถาวร และหลังจากนั้นชิ้นทดสอบก็จะขาดออกจากกัน ดังรูปที่ 2.12 ซึ่งมีรายละเอียดของแต่ละจุด ดังนี้





รูปที่ 2.12 แสดงเส้น โ้ก้งความเค้น-ความเครียด (Stress-Strain Curve) แบบมีจุดคราก (Yield Point)

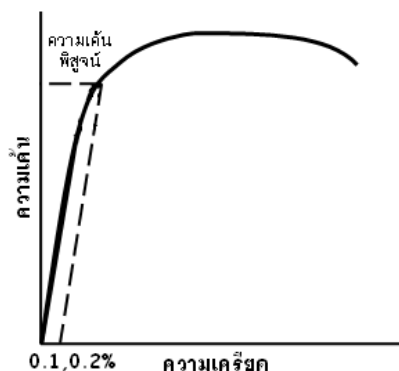
จุด A เรียกว่า พิกัดสัดส่วน (Proportional Limit) และภายใต้จุดพิกัดสัดส่วนนี้ วัสดุจะแสดงพฤติกรรมการคืนรูปแบบอีลาสติก (Elastic Behavior) คือ เมื่อปล่อยแรงกระทำ ขึ้นทดสอบจะกลับไปมีขนาดเท่าเดิม

จุด B เรียกว่า พิกัดยืดหยุ่น (Elastic Limit) เมื่อเพิ่มแรงกระทำต่อไปจนถึงจุด A เส้นกราฟจะค่อยๆ โ้ก้งออกจากเส้นตรง วัสดุหลายชนิดจะยังคงแสดงพฤติกรรมการคืนรูปได้อีกเล็กน้อย ซึ่งจุด B นี้เป็นจุดกำหนดว่าความเค้นสูงสุดที่จะไม่ทำให้เกิดการแปรรูปถาวร (Permanent Deformation or Offset) กับวัสดุนั้น

จุด C เรียกว่า จุดคราก (Yield Point) และค่าของความเค้นที่จุดนี้เรียกว่า ความเค้นจุดคราก (Yield Stress) โดยจุด C นี้จะเป็นจุดแบ่งระหว่างพฤติกรรมการคืนรูปกับพฤติกรรมการคงรูป และในกรณีของโลหะจะเป็นค่าความแข็งแรงสูงสุดที่เราคงใช้ประโยชน์ได้โดยไม่เกิดการเสียหาย วัสดุหลายชนิด เช่น Al หรือ Cu จะไม่แสดงจุดครากอย่างชัดเจน แต่มีวิธีหาจุดครากได้ โดยกำหนดความเครียดที่ 0.10-0.20% ของความยาวกำหนดเดิม (Original Gage Length) แล้วลากเส้นขนานกับกราฟช่วงแรกไปจนตัดเส้นกราฟที่โ้ก้งไปทางด้านขวา ค่าความเค้นที่จุดตัดนี้จะนำมาใช้แทนค่าความเค้นจุดครากได้ ความเค้นที่จุดนี้บางครั้งเรียกว่า ความเค้นพิสูจน์ (Proof Stress) หรือความเค้น 0.1 หรือ 0.2% offset ดังแสดงในรูปที่ 2.13

จุด D เรียกว่า ความแข็งแรงดึงสูงสุด (Ultimate Tensile Strength) ซึ่งเป็นค่าความเค้นสูงสุดที่วัสดุสามารถทนได้ก่อนที่จะเกิดการขาดหรือแตกหัก ค่าความเค้นสูงสุดนี้สามารถนำมาใช้ตัดสินความเป็นไปตามเกณฑ์กำหนดของวัสดุหรือผลิตภัณฑ์แต่ละชนิดได้ นอกจากนี้ ค่านี้ยังใช้เป็นดัชนีเปรียบเทียบสมบัติของวัสดุได้ด้วยว่า วัสดุชิ้นใดจะสามารถทนหรือรับแรงได้มากกว่ากัน

จุด E เป็นจุดที่วัสดุเกิดการแตกหักหรือขาดออกจากกัน



รูปที่ 2.13 เส้นโค้งความเค้น- ความเครียดแบบที่ไม่มีจุดคราก

จากกราฟความสัมพันธ์ระหว่าง Stress-Strain Curve นอกจากจะใช้ออกค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก ความเค้นสูงสุดและความเค้นประลัยแล้ว ยังจะใช้ออกค่าต่างๆได้อีก เช่น ความเหนียว (Ductility) ค่าที่ใช้วัดจะบอกเป็นเปอร์เซ็นต์ การยืดตัว (Percentage Elongation) และการลดพื้นที่ภาคตัดขวาง (Reduction of Area) ในทางปฏิบัติเรามักใช้ค่า การยืดตัว (Percentage Elongation) มากกว่าเพราะสะดวกในการวัด ความเหนียวของวัสดุนี้จะเป็นตัวบอกความสามารถในการขึ้นรูป คือ วัสดุมีความเหนียวดีแสดงว่ามีการยืดตัวสูง จะสามารถนำไปขึ้นรูปได้ง่าย แต่ถ้ามีความเหนียวต่ำ (เปราะ) ก็จะนำไปขึ้นรูปยาก หรือทำไม่ได้ เป็นต้น

### 2.1.11.3 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscopy, OM)

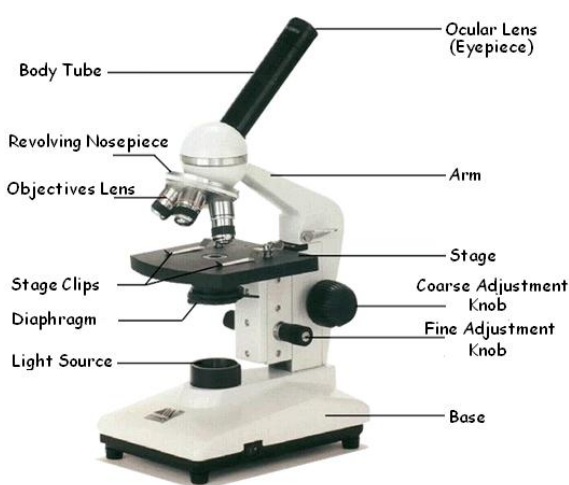
กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงเป็นเทคนิคที่นิยมใช้ศึกษาโครงสร้างจุลภาคของโลหะมาตั้งแต่อดีตจนกระทั่งปัจจุบัน อีกทั้งยังเป็นต้นกำเนิดของการพัฒนากล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบต่างๆ โดยตัวอย่างที่จะนำมาตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบใช้แสงนั้นจะต้องมีผิวหน้าเรียบมันผ่านการขัดมัน (Polished) มาก่อนเพื่อป้องกันการกระเจิงและการหักเหของแสง เนื่องจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงมีข้อจำกัดการแยกแยะ (Resolution) ความชัดลึก (Depth of Field) และจะผ่านการกัดด้วยกรด (Etched) หรือไม่ก็ได้

กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงแบ่งออกเป็น 2 ประเภทใหญ่ๆ คือ

1. กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscopy) กล้องจุลทรรศน์ชนิดนี้จะใช้คลื่นแสงซึ่งเป็นแสงที่ตามนุษย์สามารถมองเห็นได้ มีความยาวคลื่นสั้นอยู่ในช่วง 400-700 นาโนเมตร ทำให้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงไม่สามารถขยายวัตถุที่มีขนาดเล็กกว่า 0.2 ไมครอนได้ กล้องจุลทรรศน์ชนิดนี้สามารถวิเคราะห์โครงสร้างที่กำลังขยายตัว 10-1,000

เท่า และมีข้อจำกัดด้านความชัดลึก (Depth of Field) ของภาพขยาย กล่าวคือ ยิ่งกำลังขยายมากขึ้น ระยะชัดลึกยิ่งน้อยลง

2. กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน (Electron Microscopy) เป็นกล้องจุลทรรศน์ที่ใช้ลำอิเล็กตรอนพลังงานสูงในการตรวจสอบวัตถุแทนแสง เนื่องจากความยาวคลื่นของลำอิเล็กตรอนสั้นกว่าความยาวคลื่นของแสงถึง 100,000 เท่า ดังนั้นจึงมีประสิทธิภาพของกำลังขยายและการแยกรายละเอียดสูงกว่ากล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง โดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนสามารถแยกรายละเอียดของวัตถุที่มีขนาด 0.2 นาโนเมตร



รูปที่ 2.14 แสดงส่วนประกอบต่างๆของกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงมีส่วนประกอบ ดังนี้

1. ฐาน (Base) มีทำหน้าที่รับน้ำหนักทั้งหมดของกล้องจุลทรรศน์ อาจมีรูปร่างเป็นสี่เหลี่ยมหรือวงกลม และมีปุ่มสำหรับปิด-เปิดไฟ
2. แขน (Arm) เป็นส่วนยึดลำกล้องและฐานไว้ด้วยกัน ใช้เป็นที่จับเวลาเคลื่อนย้ายกล้องจุลทรรศน์
3. ลำกล้อง (Body Tube) มีลักษณะเป็นท่อกลวงปลายด้านบนมีเลนส์ใกล้ตาสวมอยู่ด้านบน อีกด้านหนึ่งมีชุดของเลนส์ใกล้วัตถุซึ่งติดอยู่กับจานหมุนที่เรียกว่า Revolving Nosepiece
4. แท่นวางวัตถุ (Stage) มีลักษณะเป็นแท่นสี่เหลี่ยม หรือวงกลมตรงกลางมีรูให้แสงจากหลอดไฟส่องผ่านวัตถุแท่นนี้สามารถเลื่อนขึ้นลงได้ด้านในของแท่นวางวัตถุจะมีครีปสำหรับยึดสไลด์และมีอุปกรณ์ช่วยในการเลื่อนสไลด์ เรียกว่า Mechanical Stage นอกจากนี้

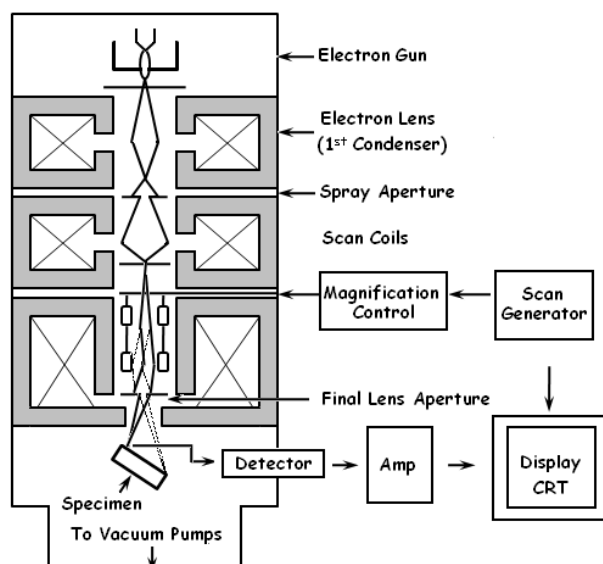
ยังมีสเกลบอกตำแหน่งของสไลด์บนแท่นวางวัตถุ ทำให้สามารถบอกตำแหน่งของภาพบนสไลด์ได้

5. เลนส์รวมแสง (Condenser Lens) เป็นเลนส์ที่ช่วยในการปรับการโฟกัสของแสงให้ไปในทิศทางที่ต้องการ
6. ไอริส ไดอะแฟรม (Iris Diaphragm) เป็นม่านปิด-เปิดรูสำหรับรับแสง สามารถปรับขนาดของรูรับแสงได้ตามต้องการ
7. เลนส์ใกล้วัตถุ (Objective Lens) เป็นเลนส์ตัวแรกที่รับภาพจากผิวชิ้นงาน เมื่อลำแสงผ่านเลนส์ใกล้วัตถุ เลนส์ใกล้วัตถุจะขยายภาพของวัตถุนั้น และทำให้ภาพที่ได้เป็นภาพจริงหัวกลับ
8. เลนส์ใกล้ตา (Eyepiece Lens) เป็นเลนส์ที่รับภาพจากเลนส์วัตถุเข้าตาเรา เลนส์นี้จะสวมอยู่กับลำกล้อง มีตัวเลขแสดงกำลังขยายอยู่ด้านบน เช่น 5X 10X หรือ 15X เป็นต้น
9. ปุ่มปรับภาพหยาบ (Coarse Adjustment Knob) ใช้เลื่อนตำแหน่งของแท่นวางวัตถุขึ้นลงเมื่ออยู่ในระยะโฟกัส ปุ่มนี้มีขนาดใหญ่อยู่ด้านข้างของตัวกล้อง
10. ปุ่มปรับภาพละเอียด (Fine Adjustment Knob) เป็นปุ่มขนาดเล็กอยู่ถัดจากปุ่มปรับภาพหยาบออกมาทางด้านนอกที่ตำแหน่งเดียวกัน เมื่อปรับด้วยปุ่มปรับภาพหยาบจนมองเห็นภาพแล้วจึงหมุนปุ่มปรับภาพละเอียดจะทำให้ได้ภาพคมชัดยิ่งขึ้น
11. ต้นกำเนิดแสง (Illumination System) ส่วนใหญ่มาจากกระแสไฟฟ้าของไส้หลอดทั้งสแตน

#### 2.1.11.4 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscopy, SEM)

เทคนิคกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดเป็นเทคนิคที่นิยมใช้ในการศึกษาโครงสร้างจุลภาคมากกว่าเทคนิคกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง เนื่องจากเทคนิคนี้เป็นเทคนิคที่มีจุดเด่น คือ มีระยะชัดลึกมากกว่า และมีอำนาจแยกแยะเชิงระยะ (Spatial Resolution) สูงกว่ากล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง เนื่องจากอุปกรณ์ทั้ง 2 ใช้แหล่งกำเนิดคลื่นที่มีความยาวคลื่นแตกต่างกันในการสร้างภาพ กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดจะใช้ในการศึกษารูปร่าง โครงสร้างและพื้นผิวของชิ้นงานตัวอย่าง โดยใช้กำลังขยายมากกว่า 3,000 เท่าถึงระดับมากกว่า 100,000 เท่า ให้ผลการวิเคราะห์เป็นภาพถ่ายโดยวิเคราะห์ได้ทั้งเชิงปริมาณและเชิงคุณภาพ นอกจากนี้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดยังสามารถทำงานร่วมกับเทคนิคอื่น เช่น เอ็นนิจิสเพอร์ซิปสเปกโทรเมทรี (Dispersive Spectrometry, EDS) และเทคนิคเวฟเลนทึสเพอร์

ซีฟสเปกโตรเมตรี (Wavelength Dispersive Spectrometry, WDS) เพื่อใช้วิเคราะห์ข้อมูลด้าน ส่วนประกอบทางเคมีของตัวอย่างทดสอบ



รูปที่ 2.15 ภาพแสดงการทำงานของกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

หลักการทำงานและส่วนประกอบโดยสังเขปของกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด แสดงดังรูปที่ 2.15 โดยมีรายละเอียดของส่วนประกอบที่สำคัญ ดังนี้

1. ปืนอิเล็กตรอน (Electron Gun) เป็นแหล่งกำเนิดอิเล็กตรอน โดยอิเล็กตรอนจากแหล่งกำเนิดจะถูกเร่งให้เคลื่อนที่ลงมาตามคอลัมน์ซึ่งมีสภาพสุญญากาศด้วยความต่างศักย์เร่ง (Accelerating Voltage) ในช่วง 0-30 kV (บางเครื่องอาจทำได้สูงถึง 50 kV) โดยทิศทางการเคลื่อนที่จะถูกควบคุมด้วยเลนส์แม่เหล็กไฟฟ้า 2 ชุด หรือมากกว่า และปริมาณของอิเล็กตรอนจะถูกควบคุมโดยช่องเปิด หรือแอฟเพอร์เจอร์ (Aperture) ซึ่งมีขนาดต่างๆ กัน ตามลักษณะการใช้งาน
2. เลนส์แม่เหล็กไฟฟ้าชุดแรก (Condenser Lens) เป็นอุปกรณ์ที่มีความสำคัญที่สุดต่อการควบคุมทัศนศาสตร์อิเล็กตรอน (Electron Optics) เพราะเป็นเลนส์ที่ทำหน้าที่บีบอิเล็กตรอนที่วิ่งลงมาจากแหล่งกำเนิดให้เป็นลำที่มีขนาดพื้นที่หน้าตัดเล็กลง
3. เลนส์วัตถุ (Objective Lens) เป็นเลนส์ชุดสุดท้ายจะทำหน้าที่โฟกัสลำอิเล็กตรอน (Electron Beam) ให้ไปตกบนผิวของตัวอย่าง โดยมีสแกนคอยล์ (Scan Coil) ทำหน้าที่ที่กราดลำอิเล็กตรอนให้ไปบนผิวของตัวอย่างภายในกรอบพื้นที่สี่เหลี่ยมเล็กๆ ซึ่งพื้นที่ผิวของตัวอย่าง บริเวณที่ถูกยิงด้วยลำอิเล็กตรอนนี้จะเกิดสัญญาณ (Signal) ต่างๆ ขึ้นหลายชนิดใน

เวลาเดียวกัน และ SEM มีอุปกรณ์สำหรับตรวจจับสัญญาณ (Detector) ชนิดต่างๆ เหล่านี้ แล้วส่งไปประมวลผลเป็นภาพแสดงบนจอภาพต่อไป

ตัวอย่างสัญญาณที่เกิดขึ้น ได้แก่

- อิเล็กตรอนทุติยภูมิ (Secondary Electrons, SE) สัญญาณชนิดนี้ให้ข้อมูลเกี่ยวกับลักษณะพื้นผิวของตัวอย่าง สัญญาณชนิดนี้ถูกใช้ในการสร้างภาพมากที่สุดและภาพที่ได้จากสัญญาณชนิดนี้เรียกว่า ภาพอิเล็กตรอนทุติยภูมิ (Secondary Electron Image, SEI)

- อิเล็กตรอนกระเจิงกลับ (Back Scattered Electrons, BSE) สัญญาณชนิดนี้จะให้ข้อมูลเกี่ยวกับส่วนประกอบทางเคมีบนผิวของตัวอย่าง และแสดงให้เห็นลักษณะความสูงต่ำของพื้นผิว

นอกจากสัญญาณเหล่านี้ ยังมีสัญญาณอีกหลายชนิดที่เกิดขึ้น เช่น เอ็กซ์เรย์ (X-Ray), คลื่นแม่เหล็กไฟฟ้า (Electromagnetic Wave), โอเจอิเล็กตรอน (Auger Electron) เป็นต้น ซึ่งสัญญาณแต่ละชนิดจะให้ข้อมูลของตัวอย่างแตกต่างกันไป

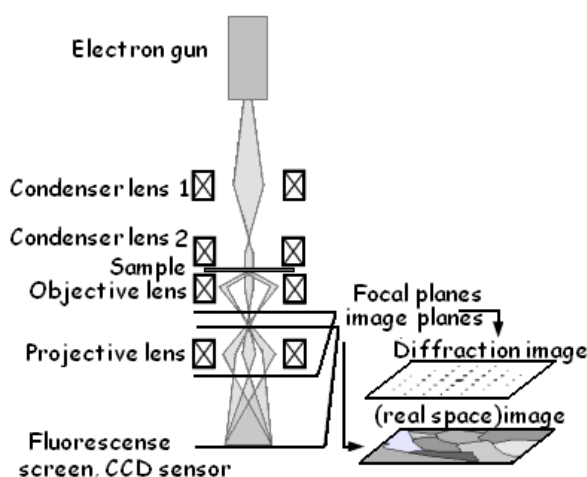
#### 2.1.11.5 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (Transmission Electron Microscopy, TEM)

กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านเป็นกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนที่ใช้ศึกษาตัวอย่างชนิดบาง ซึ่งเตรียมขึ้นโดยวิธีพิเศษเพื่อให้ลำอนุภาคอิเล็กตรอนผ่านทะลุได้ การสร้างภาพจากกล้องประเภทนี้จะทำได้โดยการตรวจวัดอิเล็กตรอนที่ทะลุผ่านตัวอย่าง กล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่านเหมาะสำหรับศึกษารายละเอียดขององค์ประกอบภายในของตัวอย่าง เช่น องค์ประกอบภายในเซลล์ ลักษณะของเยื่อหุ้มเซลล์ ผนังเซลล์ เป็นต้น ซึ่งจะให้รายละเอียดสูงกว่ากล้องจุลทรรศน์ชนิดอื่นๆ เนื่องจากมีกำลังขยายสูงสุดประมาณ 0.1 นาโนเมตรและมีประสิทธิภาพในการแจกแจงรายละเอียดสูงมาก

หลักการทำงานและส่วนประกอบโดยสังเขปของกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่านโดยสังเขปมีดังนี้

1. แหล่งกำเนิดอิเล็กตรอนมาจากปืนอิเล็กตรอน (Electron Gun) ทำหน้าที่ผลิตอิเล็กตรอนเพื่อป้อนให้กับระบบ โดยกลุ่มอิเล็กตรอนที่ได้จากแหล่งกำเนิดจะถูกเร่งด้วยสนามไฟฟ้า
2. กลุ่มอิเล็กตรอนที่ได้จะผ่าน Condenser Lens ซึ่งเป็นสนามแม่เหล็กที่สร้างจาก Electro Magnetic Lens เพื่อรวมแสงให้ตกกระทบมายังตัวอย่างที่ตัดเป็นแผ่นบางๆ (ส่วนใหญ่จะอยู่ในช่วง 1-100 นาโนเมตร) แล้วเกิดการกระเจิงของอนุภาคขึ้นเมื่อลำอิเล็กตรอนทะลุผ่านตัวอย่างไป

3. ลำอิเล็กตรอนที่ทะลุผ่านตัวอย่างจะไปยัง Objective Lens ซึ่งทำหน้าที่ขยายภาพของตัวอย่างด้วยเลนส์วัตถุ และสร้างภาพที่เรียกว่า Intermediate Image
4. ภาพของตัวอย่างจะถูกขยายต่อไปโดย Projector Lens ซึ่งจะทำหน้าที่ขยายภาพขยายสุดท้าย แล้วฉายภาพขยายลงบนฉากเรืองแสง (Screen) บนที่กึ่งบนแผ่นฟิล์มหรือ Cencer รับภาพสำหรับกล้องที่บันทึกภาพเป็นระบบดิจิทัล



รูปที่ 2.16 ภาพแสดงส่วนประกอบของกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน

## 2.1.12 เครื่องมืออื่น ๆ ที่ใช้ในการวิเคราะห์

### 2.1.12.1 เครื่องตรวจวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของโลหะ (Optical Emission Spectrometry, OES)

เครื่องตรวจวิเคราะห์หาปริมาณธาตุ สามารถวิเคราะห์ธาตุหลายชนิดในเนื้อโลหะได้พร้อมกันอย่างรวดเร็วแม้ธาตุนั้นจะมีปริมาณน้อย เทคนิคนี้เป็นเทคนิคมาตรฐานที่ถูกนำไปใช้ในการวิเคราะห์ปริมาณธาตุในเนื้อของวัสดุโลหะ มีประสิทธิภาพสูง ใช้วิธีการวัดแบบ PDA (Pulse Distribution Analysis) เป็นมาตรฐานทำให้การวิเคราะห์มีความเที่ยงตรง ใช้ควบคุมขบวนการผลิตในอุตสาหกรรมด้านโลหะ โดยสารตัวอย่างที่ถูกทำให้เป็นอะตอมต้องได้รับพลังงานความร้อน ซึ่งสามารถเปลี่ยนอะตอมไปเป็นสถานะกระตุ้นและกลายเป็นไอออน สำหรับบางธาตุที่มีศักย์ไฟฟ้าที่ทำให้กลายเป็นไอออนต่ำ

### 2.1.12.2 เครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคชัน (X-Ray Diffraction, XRD)

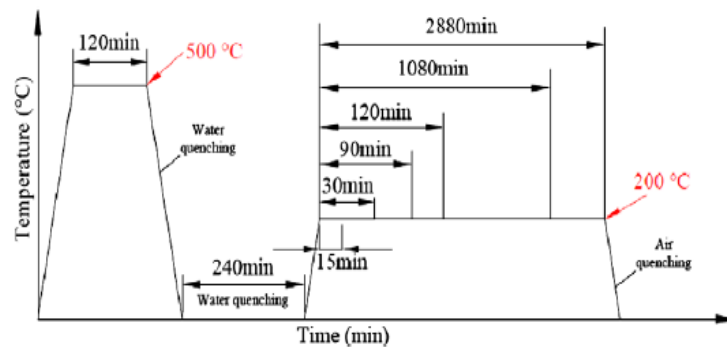
เครื่องมือชนิดนี้อาศัยหลักการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ เมื่อลำรังสีตกกระทบวัตถุหรืออนุภาคจะเกิดการหักเหของลำรังสีสะท้อนออกมาทำมุมกับระนาบของอนุภาคเท่ากับมุมของลำรังสีตกกระทบ โดยทำการวัดค่าความเข้มของรังสีที่สะท้อนออกมาที่มุมต่าง ๆ เปรียบเทียบกับข้อมูลมาตรฐานที่ทำการตรวจวัดโดยองค์กร JCPDs (Joint Committee on Powder Diffraction Standard) เนื่องจากสารประกอบแต่ละชนิดมีรูปแบบโครงสร้างผลึกแตกต่างกัน และระยะห่างระหว่างระนาบของอะตอมที่จัดเรียงกันอย่างเป็นระเบียบแตกต่างกันขึ้นอยู่กับขนาดและประจุของอะตอม สารประกอบแต่ละชนิดจะมีรูปแบบ (XRD Pattern) เฉพาะตัว เปรียบเช่นเดียวกับลายนิ้วมือของคนที่แตกต่างกัน

เทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ เป็นเทคนิคหนึ่งที่ใช้ในการศึกษาวิเคราะห์โครงสร้างผลึกที่ไม่ทำลายตัวอย่าง ซึ่งนิยมใช้อย่างแพร่หลายในงานด้านเคมีและเคมีชีวภาพ โดยใช้ในการตรวจวัดโครงสร้างของโมเลกุลต่างๆ ไม่ว่าจะเป็นสารประกอบอนินทรีย์ คีเอ็นเอ โปรตีนที่มีอยู่ตามธรรมชาติ รวมถึงวัสดุที่สังเคราะห์ขึ้น และยังมีการนำมาใช้ประโยชน์ในการวิเคราะห์วัสดุที่มีสูตรโครงสร้างทางเคมีเหมือนกัน แต่มีโครงสร้างผลึกต่างกัน ตัวอย่างเช่น เหล็ก สูตรทางเคมีคือ Fe แต่มีโครงสร้างผลึกหลายรูปแบบ เช่น Body Center Cubic (BCC), Face Center Cubic (FCC) จากเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์นี้สามารถบอกได้ว่าเหล็กตัวอย่างมีโครงสร้างแบบใด

## 2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

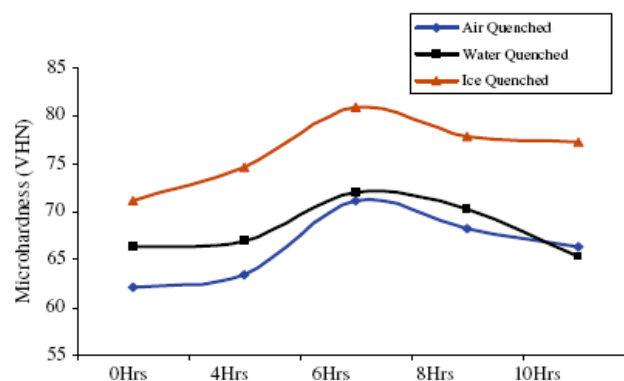
**F. Ozturk และคณะ (2009) [6]** ได้ศึกษาอิทธิพลของการบ่มที่มีผลต่อคุณสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสมเกรด 6061 ไปผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 ที่สภาวะแตกต่างกัน แสดงในรูปที่ 2.17 จากนั้นนำชิ้นงานมาทดสอบคุณสมบัติเชิงกล โดยจากการทดลองพบว่า ขณะนำชิ้นงานมาผ่านกระบวนการบ่ม อะตอมของแมกนีเซียมจะรวมตัวกับอะตอมของซิลิกอนเกิดเฟส  $\beta''$  ( $Mg_2Si$ ) ซึ่งเป็นเฟสที่ทำให้สมบัติเชิงกลของชิ้นงานเพิ่มสูงขึ้น และสภาวะการบ่มที่เหมาะสมคือ การบ่มที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียสเป็นเวลาประมาณ 200 นาทีทำให้สมบัติเชิงกลดีที่สุด หากเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มมากขึ้น สมบัติเชิงกลของชิ้นงานจะแยกลง





รูปที่ 2.17 แสดงกระบวนการบ่ม

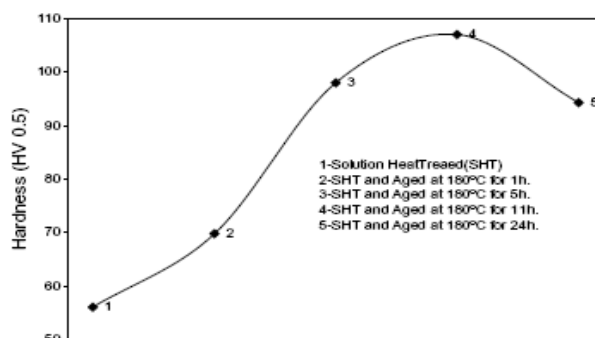
C.S. Ramesh และคณะ (2009) [7] ได้ศึกษาผลกระทบท่อสมบัติในการต้านทานการสึกหรอแบบกัดเซาะของ Al 6061 จากกระบวนการทางความร้อนที่แตกต่างกัน โดยนำอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปโดยกระบวนการหล่อ ตามด้วยกระบวนการทางความร้อน T6 คืออบละลายที่อุณหภูมิ 530 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมง และนำไปชุบในตัวกลางแตกต่างกัน คืออากาศ น้ำ และน้ำแข็ง จากนั้นนำชิ้นงานมาบ่มที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 4 6 8 และ 10 ชั่วโมง ตามลำดับ จากการทดลองพบว่า เมื่อนำชิ้นงานมาวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค ชิ้นงานที่ผ่านการอบละลาย และนำไปชุบในน้ำแข็งจะมีการกระจายตัวของเฟรซิทิเทตอยู่สม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน และเฟรซิทิเทตจะมีขนาดเล็กกว่าชิ้นงานที่นำไปชุบในอากาศ และในน้ำ และนำชิ้นงานไปวิเคราะห์ขนาดของเกรน พบว่าอัตราการเย็นตัวมีผลต่อการเปลี่ยนแปลงขนาดของเกรน คือชิ้นงานที่มีอัตราการเย็นตัวช้าจะมีเกรนขนาดใหญ่ ส่วนชิ้นงานที่มีอัตราการเย็นตัวเร็วเกรนใหญ่จะแตกตัวเป็นเกรนเล็กๆ เมื่อเวลาในการบ่มเพิ่มขึ้นขนาดของเกรนจะละเอียดเพิ่มขึ้น ช่องว่างระหว่างเกรนแต่ละเกรนจะสม่ำเสมอขึ้น และพบว่าชิ้นงานที่นำไปชุบในน้ำแข็งมีขนาดเกรนเล็กกว่าชิ้นงานที่นำไปชุบในตัวกลางอื่น รูปที่ 2.18 แสดงค่าความแข็งที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน



รูปที่ 2.18 ค่าความแข็งของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่แตกต่างกันขณะผ่านกระบวนการบ่ม

จากรูปที่ 2.18 พบว่าเวลาในการบ่มที่เหมาะสมที่สุดคือ 6 ชั่วโมงให้ค่าความแข็งสูงสุดเมื่อนำไปชุบในตัวกลางที่แตกต่างกัน และพบว่าชิ้นงานที่นำไปชุบในน้ำแข็งมีค่าความแข็งสูงสุด และต้านทานการสึกหรอแบบกัดเซาะได้ดีที่สุด เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่นำไปชุบในอากาศ และในน้ำ และเมื่อทดสอบพื้นผิวโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) พบว่าหากความเข้มข้นของทรายใน Slurry เพิ่มขึ้น ความเร็วรอบในการหมุนสูงขึ้น ขนาดของอนุภาคจะเพิ่มขึ้น ทำให้พื้นผิวชิ้นงานเกิดการสึกหรอแบบกัดกร่อนสูง

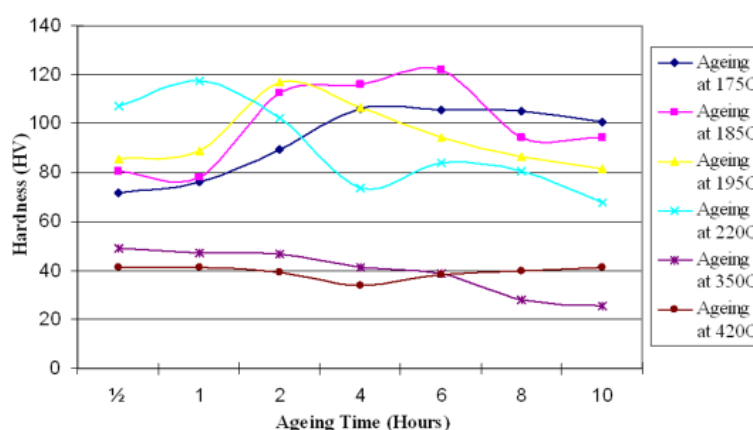
**Halil Demir และคณะ (2008)** [8] ได้ศึกษาผลกระทบของการบ่มที่มีผลต่อความสามารถในการกัดแต่งอะลูมิเนียมผสม 6061 สำหรับกระบวนการทางความร้อนที่ใช้ในงานวิจัยนี้คือ นำชิ้นงานมาอบละลายที่อุณหภูมิ 530 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วนำไปชุบในน้ำที่อุณหภูมิห้อง ตามด้วยการบ่มที่อุณหภูมิ 180 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 5 11 และ 24 ชั่วโมงภายในเตา แล้วนำไปชุบในน้ำเย็น จากการทดลองพบว่า หลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 180 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 5 หรือ 11 ชั่วโมงจะเกิดโคเฮียเรนท์ของเฟส  $Al_2Cu$  ( $\theta'$ ) มีรูปร่างคล้ายแผ่นงาน และเฟส  $Mg_2Si$  ( $\beta'$ ) มีรูปร่างคล้ายเข็ม ซึ่งเป็นเฟสที่ทำให้ค่าความแข็งเพิ่มขึ้น และสภาวะในการบ่มที่ที่เหมาะสมที่สุดคือ ที่อุณหภูมิ 180 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 11 ชั่วโมงให้ค่าความแข็งสูงสุดแสดงในรูปที่ 2.19



รูปที่ 2.19 ค่าความแข็งของชิ้นงานทดสอบที่ผ่านกระบวนการอบละลายตามด้วยการบ่ม

และเมื่อเพิ่มเวลาในการบ่มเป็น 24 ชั่วโมง จะเกิดอินโคเฮียเรนท์ของเฟส  $Al_2Cu$  ( $\theta$ ) และเกิดเฟส  $Mg_2Si$  ( $\beta$ ) ซึ่งเป็นเฟสที่ทำให้ค่าความแข็งลดลง และพบว่าแรงที่ใช้ในการตัดชิ้นงานที่ผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ 180 องศาเซลเซียสที่เวลาแตกต่างกันจะมีความสัมพันธ์ต่อความขรุขระของพื้นผิวคือ เมื่อเพิ่มความเร็วในการตัดชิ้นงานถึง 350 m/min ความขรุขระของพื้นผิวลดลง นอกจากนี้แรงที่ใช้ในการตัดชิ้นงาน และความเร็วในการตัดชิ้นงานไม่มีผลกระทบต่อชิ้นงานที่ผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ 180 องศาเซลเซียสที่เวลาแตกต่างกัน ยกเว้นชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายค่าความแข็งจะลดลงมาก

**Chee Fai Tan และคณะ (2009) [9]** ได้ศึกษาผลกระทบของการทดสอบความแข็งที่มีต่อ Precipitation Hardening ของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 โดยนำอะลูมิเนียมมาผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิ 500 ถึง 550 องศาเซลเซียส แล้วนำไปชุบในน้ำ ตามด้วยการบ่มที่อุณหภูมิ 175 185 195 220 350 และ 420 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 30 นาที 1 2 4 6 8 และ 10 ชั่วโมงตามลำดับ



**รูปที่ 2.20** กราฟแสดงค่าความแข็งที่สภาวะในการบ่มแตกต่างกัน

จากการทดลองพบว่า อุณหภูมิและเวลาในการบ่มมีผลต่อความแข็งของชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม 6061 และจากรูปที่ 2.20 แสดงการบ่มที่อุณหภูมิ 185 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 6 ชั่วโมงจะให้ค่าความแข็งสูงสุด (ความแข็ง = 121.6 HV) เนื่องจากเกิดอิน โคเฮียเรนท์ของฟริซิปิเทตกระจายตัวอยู่ในชิ้นงานหนาแน่นและมีจำนวนมาก ซึ่งทำให้ชิ้นงานมีความแข็งเพิ่มขึ้น และพบว่าการเพิ่ม Precipitate Hardening ทำให้ค่าความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้นเป็น 11 27 23 และ 22 เปอร์เซ็นต์ที่อุณหภูมิในการบ่ม 175 185 195 และ 200 องศาเซลเซียส ตามลำดับ แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการบ่มเป็น 420 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 10 ชั่วโมงความแข็งจะมีค่าลดลงมาก (ความแข็ง = 25.74 HV) เนื่องจากจำนวนฟริซิปิเทตที่ไปขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันมีจำนวนลดลงแต่ขนาดใหญ่มากขึ้นทำให้ชิ้นงานมีความแข็งลดลง

**T.Oppenheimer และคณะ (2006) [10]** ได้ศึกษาความสัมพันธ์ทางกลและทางกายภาพของโลหะผสมอะลูมิเนียม 6061 - T6 และ 7249 - T76 ที่เกิดขึ้น โดยนำอะลูมิเนียมผสม 6061 มาผ่านกระบวนการอัดขึ้นรูปให้ได้ความหนา 0.38 เซนติเมตร ตามด้วยกระบวนการทางความร้อนคือการอบละลายที่อุณหภูมิ 470 500 530 550 และ 570 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 30 นาที แล้วนำไปชุบที่ตัวกลางแตกต่างกัน เช่น น้ำ อากาศ และอากาศภายในเตา ตามด้วยการบ่มธรรมชาติเป็นเวลา 24 ชั่วโมงหรือบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 145 160 175 190 และ 210 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 8 ชั่วโมง

จากตารางที่ 2.9 พบว่า สภาวะที่เหมาะสมที่สุดของกระบวนการทางความร้อน T6 อยู่ที่อุณหภูมิอบละลาย 530 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที นำไปชุบในน้ำ และบ่มแข็งที่ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 8 ชั่วโมง

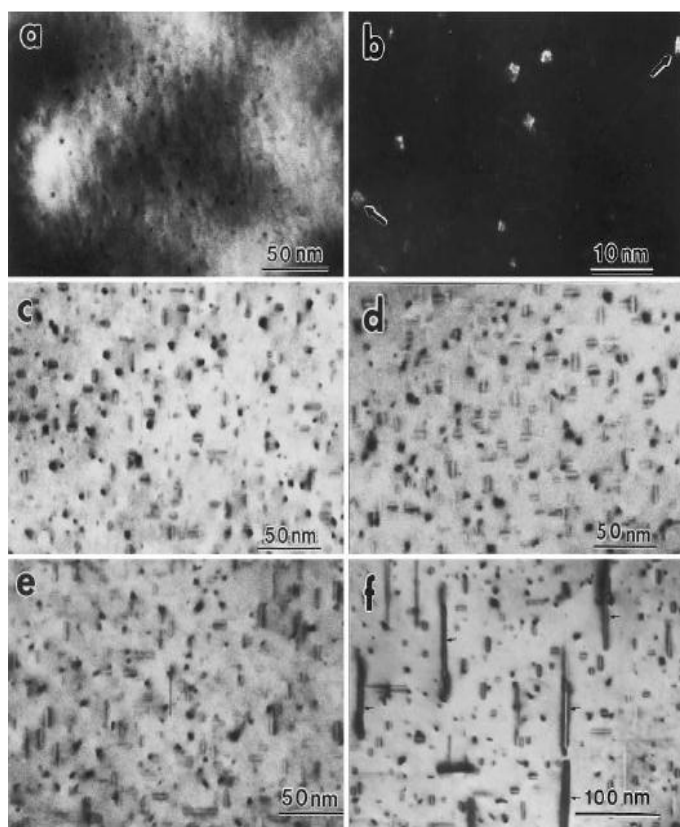
**ตารางที่ 2.9** แสดงอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่สภาวะแตกต่างกัน 75 สภาวะโดยมีการควบคุมอุณหภูมิ

การอบละลาย (30 นาที) °C	ตัวกลาง	บ่มธรรมชาติ	อุณหภูมิการบ่ม(8 ชั่วโมง)°C
470	อากาศ	อุณหภูมิห้องเป็นเวลา 24 ชั่วโมง	145
500			160
530	น้ำ		175
550	Delayed air		190
570			210

สำหรับอุณหภูมิของการอบละลายช่วง 470 - 500 องศาเซลเซียสจะต่ำไปและอุณหภูมิช่วง 550 - 570 องศาเซลเซียสจะสูงไป และอุณหภูมิการบ่มเทียมช่วง 145 - 160 องศาเซลเซียสอยู่ในช่วงที่เรียกว่า Under Aging (ต่ำกว่ากระบวนการบ่ม) และอุณหภูมิการบ่มเทียมช่วง 190 - 210 องศาเซลเซียสอยู่ในช่วงที่เรียกว่า Over Aging (สูงกว่ากระบวนการบ่ม) จากการศึกษาสมบัติทางกลและสมบัติทางกายภาพของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T4 และ T6 ที่สภาวะแตกต่างกัน 75 สภาวะพบว่า การนำไฟฟ้าและค่าความแข็งไม่มีความสัมพันธ์กัน นอกจากนี้ค่าความต้านทานแรงดึงกับค่าความแข็งมีความสัมพันธ์กันน้อยมาก

**G. A. Edwards และคณะ (1998)** [11] ได้ศึกษาลำดับการพรีซิพิตในโลหะผสมอะลูมิเนียม-แมกนีเซียม-ซิลิกอน โดยนำอะลูมิเนียมผสม 6061 มาผ่านกระบวนการอัดขึ้นรูปเป็นแท่ง แล้ววิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีด้วยเครื่อง DSC โดยให้อัตราการเพิ่มความร้อนที่ 5 องศาเซลเซียสต่อนาที ตามด้วยการอบละลายที่อุณหภูมิ 530 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1.5 ชั่วโมงภายใต้สภาวะบรรยากาศที่เป็นแก๊สอาร์กอน และนำชิ้นงานมาวิเคราะห์เพื่อศึกษาการรวมตัวของอะตอม Mg และอะตอม Si ด้วยเครื่อง APFIM โดยนำชิ้นงานมาบ่มที่อุณหภูมิ 70 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0.5, 8 และ 72 ชั่วโมง และนำชิ้นงานมาวิเคราะห์การเกิดพรีซิพิตด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่งกราด (TEM) โดยนำชิ้นงานมาบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 10 นาที 0.5 4 และ 72 ชั่วโมง และที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 20 ชั่วโมง จากผลการทดลอง พบว่าหลังจากนำชิ้นงานมาบ่มที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 4 ชั่วโมงจะให้ค่าความแข็งสูงสุด (พรีซิพิต)

เหตุนี้จะเกิดเป็นเฟส  $\beta$ " ซึ่งมีความยาวเฉลี่ยอยู่ในช่วง 10-15 นาโนเมตรแสดงดังรูปที่ 2.21 (d) และเมื่อศึกษาการแพร่กระจายของพรีซิพิตที่สภาวะในการบ่มแตกต่างกันดังแสดงในรูปที่ 2.21



**รูปที่ 2.21** แสดงการแพร่กระจายของพรีซิพิตที่สภาวะในการบ่มแตกต่างกันโดยศึกษาจากภาพถ่าย TEM (a) และ (b) ทำการบ่มที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 10 นาที (c) ทำการบ่มที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0.5 ชั่วโมง (d) ทำการบ่มที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 4 ชั่วโมง (e) ทำการบ่มที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 72 ชั่วโมง (f) ทำการบ่มที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมง

พบว่าขนาดของพรีซิพิตมีขนาดใหญ่ขึ้น เมื่อเวลาในการบ่มแข็งนานขึ้น ซึ่งลำดับการพรีซิพิตในโลหะผสมอะลูมิเนียม-แมกนีเซียม-ซิลิกอน เมื่อพรีซิพิตมีการกระจายตัวหนาแน่น และขนาดใหญ่ขึ้นจะเกิดเป็นเฟส  $\beta$ " มีรูปร่างคล้ายเข็ม (Needle Shape) จากนั้นจะเปลี่ยนเป็นเฟส B' มีรูปร่างเป็นระแนง (Lath Shape) และเฟส  $\beta'$  มีรูปร่างเป็นแท่ง (Rod Shape) ตามลำดับ สุดท้ายพรีซิพิตเหล่านี้จะเปลี่ยนเป็นเฟส  $\beta$  ( $Mg_2Si$ ) ซึ่งมีรูปร่างเป็นแผ่น (Plate Shape) และพบว่าอัตราส่วนระหว่าง Mg/Si ใน  $Mg_2Si$  ที่แยกออกจากกันจะเกิดการพรีซิพิตเล็กๆ, เฟส  $\beta$ " และ  $\beta'$  ในอัตราส่วน 1:1

**H.H. Kim และคณะ (2007) [12]** ได้วิเคราะห์การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค และสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปโดยการหล่อแบบกึ่งของแข็งขณะทำการบ่ม โดยใช้เทคนิค Nano/Micro - Indentation และ Nanoscratch สำหรับกระบวนการทางความร้อนที่ใช้ในงานวิจัยนี้คือ นำอะลูมิเนียมผสม 6061 มาทำการอบละลายที่อุณหภูมิ 550 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมงแล้วชุบในน้ำ ตามด้วยการบ่มที่ 177 และ 190 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 4 10 12 และ 48 ชั่วโมง

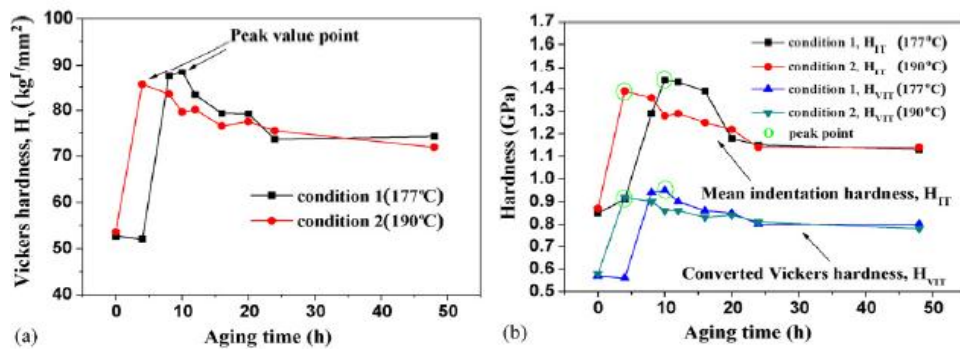
**ตารางที่ 2.10** สภาวะในการทดลองอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปโดยการหล่อแบบกึ่งของแข็ง

อุณหภูมิการเท (°C)	45
อัตราส่วนของแข็ง (%)	55
กระแสที่ใช้ในการกวาน (A)	60
แรงดันในการขึ้นรูป, MPa (t)	150 (100)
เวลาในการ Holding (s)	20

**ตารางที่ 2.11** สภาวะในการทดลองอะลูมิเนียมผสม 6061 สำหรับทดสอบ Nanoscratch

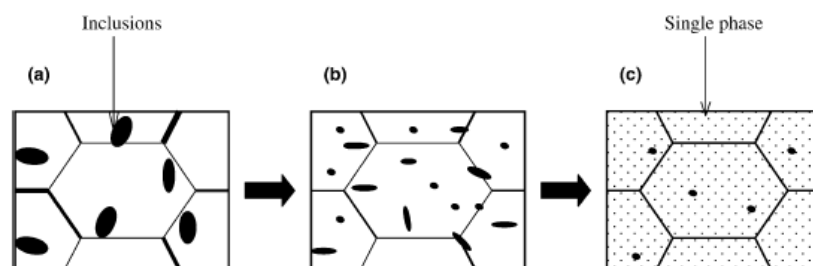
ความยาวของรอยขีดข่วน ( $\mu\text{M}$ )	300
ความหนาแน่นของรอยขีดข่วน ( $\mu\text{M/s}$ )	10
แรงมากที่สุดที่รับได้เมื่อเกิดรอยขีดข่วน (mN)	10
แรงในการขีดข่วนเริ่มต้นที่รับได้ (mN)	10
ทิศทางของรอยขีดข่วน (°)	0

การทดลองในรูปที่ 2.22 พบว่าเมื่อนำชิ้นงานมาบ่มที่อุณหภูมิ 177 และ 190 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 4 และ 10 ชั่วโมงนั้น ชิ้นงานจะมีค่าความแข็งเพิ่มขึ้น และสภาวะในการบ่มที่เหมาะสมคือ อุณหภูมิต่ำกว่า 177 องศาเซลเซียส ซึ่งจะให้ค่าความแข็งสูงสุด และหลังจากทำการบ่มเกิน 10 ชั่วโมงค่าความแข็ง ความแข็งแรง และมอดูลัสของชิ้นงานจะลดลง เมื่อดูข้อมูลในรูปที่ 2.21 ค่าความแข็งที่วัดแบบ Vicker และ Indentation มีแนวโน้มที่เหมือนกัน และพบว่าบริเวณยูเทคติกมีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานต่ำมากเมื่อเปรียบเทียบกับบริเวณเฟส  $\alpha$  โดยค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของบริเวณยูเทคติก มีค่าอยู่ในช่วง 0.294-0.298 ในขณะที่บริเวณเฟส  $\alpha$  มีค่าอยู่ในช่วง 0.303-0.30



รูปที่ 2.22 เปรียบเทียบผลการวัดค่าความแข็งเฉลี่ย (GPa) โดยใช้ Vickers และ Indentation สำหรับ อะลูมิเนียมผสม 6061 ที่สภาวะในการบ่มแตกต่างกัน รูป (a) Vicker Hardness และรูป (b) Indentation Hardness และ Converted Vicker Hardness

R.P. Garrett และคณะ (2005) [13] ได้ศึกษาอิทธิพลของกระบวนการอบละลายที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสมกลุ่ม 6xxx โดยพบว่า การเปลี่ยนแปลงของขอบเกรนในขั้นตอนการอบละลายมี 3 ขั้นตอน คือ ขั้นตอนที่ 1 ขอบเกรนเกิดการบางลง (Thinning), ขั้นตอนที่ 2 เกิดความไม่ต่อเนื่องของขอบเกรน (Discontinuous) และขั้นตอนนี้สุดท้ายจะเกิดการละลายของขอบเกรน (Dissolve) เข้าไปในเนื้อของอะลูมิเนียมหลัก รูปที่ 2.23 แสดงการพัฒนาโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมในขั้นตอนการอบละลาย



รูปที่ 2.23 ไดอะแกรมแผนผังแสดงการพัฒนาโครงสร้างจุลภาคของวัสดุ รูป (a) สภาวะเริ่มต้นของการอบละลาย รูป (b) สภาวะระหว่างการอบละลาย และรูป (c) สิ้นสุดการอบละลาย

H. Möller และคณะ (2008) [14] ได้ศึกษากระบวนการทางความร้อน T6 ของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ที่ขึ้นรูปโดยการหล่อแบบกึ่งของแข็ง สำหรับกระบวนการทางความร้อนที่ใช้ในงานวิจัยนี้คือ นำอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 มาอบละลายที่อุณหภูมิ 540 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0.5-6 ชั่วโมงแล้วชุบในน้ำ ตามด้วยการบ่มธรรมชาติเป็นเวลา 20 ชั่วโมง จากนั้นนำไปบ่มที่อุณหภูมิ 160 180 และ 190 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0-240 ชั่วโมง จากการทดลองพบว่า ในขั้นตอนการอบละลาย เมื่อนำชิ้นงานมาอบละลายที่อุณหภูมิ 540 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมง

ชิ้นงานจะมีค่าความแข็งดีที่สุด โครงสร้างจุลภาคที่ได้จะมีเกรนละเอียดขนาดเล็กระบายอยู่ทั่วทั้งชิ้นงานและหลังจากทำการบ่มเทียมนชิ้นงานจะมีค่าความแข็งเพิ่มขึ้น และพบว่าการบ่มธรรมชาติมีอิทธิพลต่อการบ่มเทียมนของอะลูมิเนียมผสมในภายหลัง นอกจากนี้ในงานวิจัยได้ใช้สมการอาร์เรเนียส (Arrhenius Equation) ในการทำนายเวลาในการบ่มเทียมนเพื่อให้ได้มาซึ่งค่าความแข็งสูงสุดเมื่อทราบอุณหภูมิในการบ่มเทียมน และสามารถคำนวณหาพลังงานกระตุ้นในการฟอร์มตัวของพรีซิพิตที่ซึ่งมีค่าเท่ากับ 163,000 J/mol ที่อุณหภูมิในการอบละลาย 540 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมง

**N.C.W. Kuijpers และคณะ (2002) [15]** ได้ศึกษาเฟสแมกนีเซียมและซิลิกอนในอะลูมิเนียมผสมหล่อ 6xxx ด้วยเครื่อง DSC โดยงานวิจัยนี้ได้คำนวณหาพลังงานกระตุ้นในการฟอร์มตัวของพรีซิพิตตามหลักการของกิสซิงเจอร์ (Kissinger Method) พบว่า พลังงานกระตุ้นในการฟอร์มตัวของพรีซิพิตที่ซึ่งเกิดเป็นเฟส  $\beta''$   $\beta'$  และเฟส  $\beta$  ในโลหะผสม A (Fe = 0.02 wt%) มีค่าเท่ากับ  $115 \pm 10$   $110 \pm 10$  และ  $175 \pm 15$  kJ/mol ในโลหะผสม B (Fe = 0.19 wt%) มีค่าเท่ากับ  $117 \pm 10$   $100 \pm 10$  และ  $182 \pm 15$  kJ/mol และในโลหะผสม C (Fe = 0.65 wt%) มีค่าเท่ากับ  $125 \pm 10$   $112 \pm 10$  และ  $170 \pm 15$  kJ/mol ตามลำดับ แตกต่างกับพลังงานกระตุ้นในการฟอร์มตัวของพรีซิพิตที่ซึ่งเกิดเป็นเฟส  $\beta''$   $\beta'$  และเฟส  $\beta$  ในโลหะอะลูมิเนียมผสม 6061 ซึ่งมีค่าเท่ากับ 105 93 และ 100 - 300 kJ/mol ตามลำดับ เนื่องจากอิทธิพลของปริมาณธาตุเหล็ก (Fe) ที่เป็นองค์ประกอบทางเคมีในโลหะผสม

**H. K. Ahn และคณะ (2001) [16]** ได้ศึกษาอิทธิพลของสัดส่วนปริมาตรของซิลิกอนคาร์ไบด์ (SiC) ต่อพฤติกรรมความแข็งที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากการบ่มในวัสดุผสมเนื้อโลหะที่มีซิลิกอนคาร์ไบด์เป็นส่วนเสริมแรงในอะลูมิเนียมผสม 6061 โดยนำผงอะลูมิเนียมผสม 6061 และอนุภาคซิลิกอนคาร์ไบด์ 10% และ 20% โดยสัดส่วนปริมาตรไปผ่านกระบวนการอัดขึ้นรูป จากนั้นนำไปผ่านกระบวนการอบละลายที่อุณหภูมิ 530 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมงแล้วชุบในน้ำเย็นตามด้วยการบ่มที่อุณหภูมิ 170 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0.5-72 ชั่วโมง จากการทดลองพบว่า ชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่นำไปบ่มที่อุณหภูมิ 170 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 9 ชั่วโมง จะให้ค่าความแข็งสูงสุดเท่ากับ 68 HR<sub>B</sub> ส่วนชิ้นงานวัสดุผสมเนื้ออะลูมิเนียม 6061 เสริมแรงด้วยซิลิกอนคาร์ไบด์ ปริมาณ 10% และ 20% ที่นำไปบ่มที่อุณหภูมิ 170 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 8 และ 7 ชั่วโมง จะให้ค่าความแข็งสูงสุดเท่ากับ 73 และ 78 HR<sub>B</sub> ตามลำดับ และเมื่อศึกษาลำดับการเกิดพรีซิพิตของอะลูมิเนียมผสม 6061 พบว่า อนุภาคและปริมาณของซิลิกอนคาร์ไบด์ไม่มีผลต่อลำดับการเกิดพรีซิพิต นอกจากนี้ในงานวิจัยได้ใช้สมการของอาร์เรเนียสในการคำนวณหาพลังงานกระตุ้นในการฟอร์มตัวของพรีซิพิต พบว่าพลังงานกระตุ้นในการฟอร์มตัวของพรีซิพิตที่ซึ่งเกิดเป็นเฟส GP



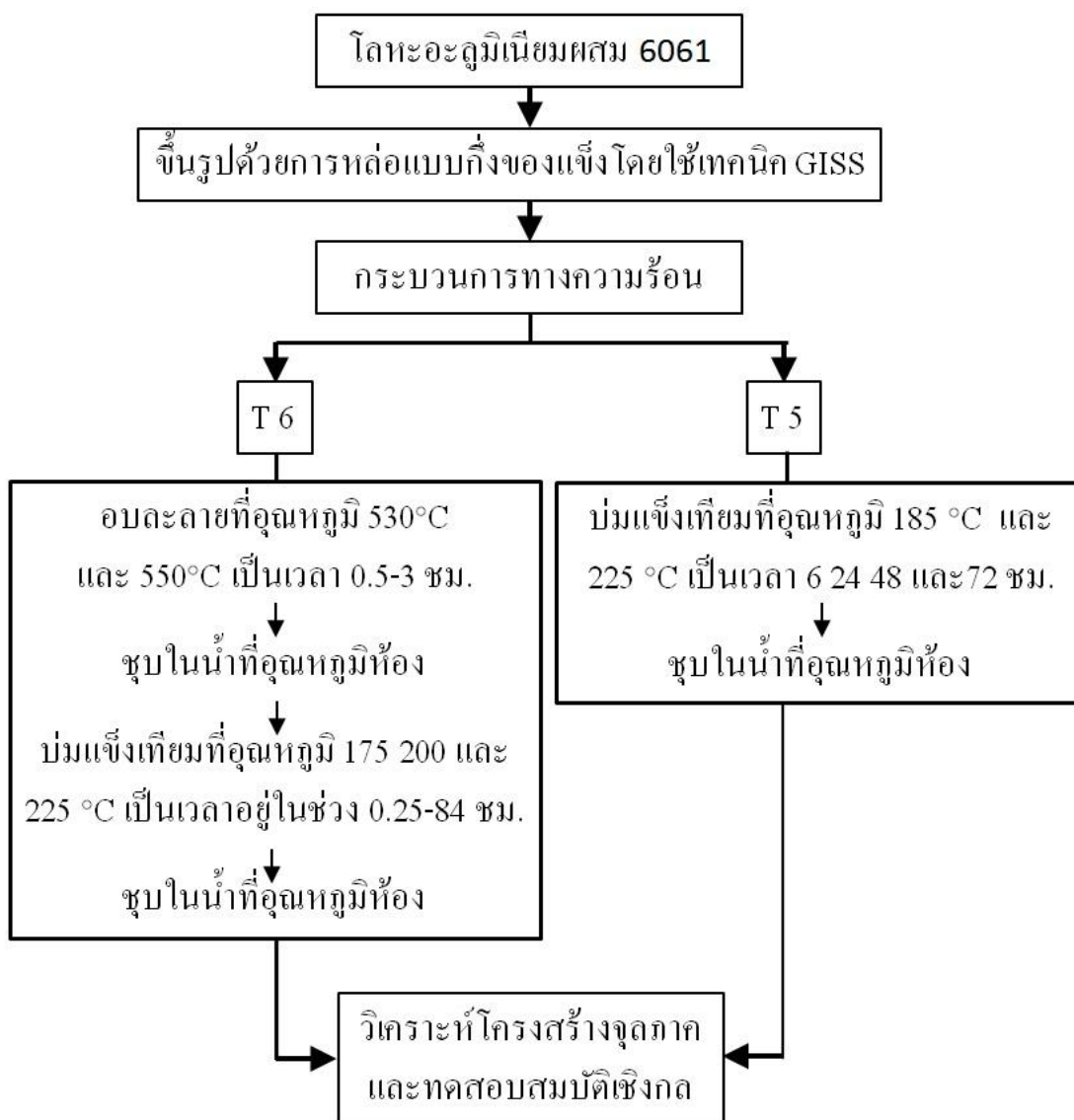
Zone  $\beta''$  และเฟส  $\beta'$  ในอะลูมิเนียมผสม 6061 มีค่าเท่ากับ 30 124.9 และ 142.6 kJ/mol ในวัสดุผสมเนื้ออะลูมิเนียม 6061 ที่เสริมแรงด้วยซิลิกอนคาร์ไบด์ปริมาณ 10% มีค่าเท่ากับ 32.8 95.4 และ 127.3 kJ/mol ในวัสดุผสมเนื้ออะลูมิเนียม 6061 ที่เสริมแรงด้วยซิลิกอนคาร์ไบด์ปริมาณ 20% มีค่าเท่ากับ 35.4 91.4 และ 106.1 kJ/mol ตามลำดับ

งานวิจัยทั้งหมดแสดงให้เห็นถึงกระบวนการขึ้นรูปอะลูมิเนียมผสม 6061 ด้วยเทคนิคต่างๆ ตามด้วยการปรับปรุงสมบัติเชิงกลโดยนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 เป็นส่วนใหญ่ อย่างไรก็ตามงานวิจัยของนักวิจัยหลายท่านที่ได้เสนอมานั้นมีน้อยมากที่ใช้กระบวนการขึ้นรูปด้วยการหล่อแบบกึ่งของแข็ง ดังนั้นในงานวิจัยชิ้นนี้จะศึกษาอิทธิพลของเวลาและอุณหภูมิที่ใช้ในกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติเชิงกลของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ได้จากการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้แก๊ส

### บทที่ 3

#### วิธีดำเนินการวิจัย

##### 3.1 แผนผังแสดงวิธีการดำเนินงานวิจัย



รูปที่ 3.1 แผนผังแสดงวิธีการดำเนินงานวิจัย

### 3.2 วัสดุและอุปกรณ์

#### วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย

โลหะผสมที่ใช้ในงานวิจัยนี้คือ อะลูมิเนียมผสมเกรด 6061 ซึ่งเป็นชนิด Secondary Alloys ที่ขึ้นรูปด้วยวิธีการหล่อแบบกึ่งของแข็งโดยใช้แก๊ส ส่วนผสมทางเคมีของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ใช้ในงานวิจัยนี้วิเคราะห์ด้วย Optical Emission Spectrometer, OES แสดงดังตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของอะลูมิเนียมผสมเกรด 6061 ที่ใช้ในงานวิจัย (% โดยน้ำหนัก)

ชั้นตัวอย่าง	ส่วนผสมทางเคมี wt%					
อะลูมิเนียม ผสมเกรด 6061	Mg	Si	Fe	Cu	Cr	Bal. Al
	1.0478	0.6591	0.3531	0.1126	0.1126	
	Mn	Ni	Zn	V	Ti	
	0.0258	0.0299	0.0134	0.0078	0.0077	

#### อุปกรณ์ที่ใช้ในการเตรียมน้ำโลหะเหลวและขึ้นรูปชิ้นงาน

- อินกอต (Ingot) อะลูมิเนียมผสมเกรด 6061
- เต้าหลอมไฟฟ้าและเบ้ากราไฟต์
- เครื่องผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยฟองแก๊ส (Gas Induce Semi Solid Machine) โดยมีส่วนประกอบที่สำคัญ คือ แท่งกราไฟต์ (Graphite Diffuser) ชุดวัดอุณหภูมิของน้ำโลหะ (Thermocouple) ระบบทำความเย็นให้แก่แท่งกราไฟต์ (Cooling System) ระบบควบคุมอัตราการไหลของแก๊ส และชุดควบคุมระบบ (Central Control Unit)
- เครื่องอัดไฮดรอลิก (Hydraulic Press) แนวนอนขนาด 20 ตัน
- แม่พิมพ์สำหรับอัดชิ้นงานรูปทรงสี่เหลี่ยมจัตุรัสขนาด 10 x 10 เซนติเมตร
- ชุดป้องกันความปลอดภัย เช่น ถุงมือหนัง รองเท้าหนัง และชุดกันความร้อน
- ซ้อนตวงน้ำโลหะ
- ซ้อนตักตะกรัน

### อุปกรณ์ที่ใช้ในกระบวนการทางความร้อน

- เครื่องตัดชิ้นงาน
- เตาเผาอุณหภูมิสำหรับการอบละลาย
- เตาอบอุณหภูมิสำหรับการบ่มเทียมน
- ถังน้ำ ที่จับชิ้นงาน และตะแกรงสำหรับวางชิ้นงาน

### อุปกรณ์ที่ใช้ในการขัดชิ้นงานสำหรับวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์

#### แบบใช้แสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM)

- ชุดเครื่องขัดจานคู่
- กระดาษทรายเบอร์ 180 320 600 800 1200 และ 2500
- ผ้าสักหลาด
- ผงอะลูมินาขนาด 5 1 และ 0.005 ไมครอน
- ไคร์เป่าผม

### อุปกรณ์ที่ใช้ในการขัดชิ้นงานสำหรับวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์

#### แบบส่องผ่าน (TEM)

- ชุดเครื่องตัดชิ้นงาน KV-CUT
- ชุดเครื่องขัดจานคู่
- กระดาษทรายเบอร์ 1200
- ผ้าสักหลาด
- ผงอะลูมินาขนาด 5 ไมครอน
- เครื่องให้ความร้อน (Hot Plate)
- กาวร้อน
- อะซิโตนสำหรับล้างกาว
- ภาชนะสำหรับใส่ชิ้นงานและใส่อะซิโตน (Plate)
- คีมหนีบชิ้นงาน (Tweezers)
- กล่องสำหรับเก็บชิ้นงาน (Grid Storage Box)
- ไมโครมิเตอร์ (Micrometer) สำหรับวัดขนาดความหนาของชิ้นงาน
- ชุดเครื่องขัดผิวโลหะด้วยวิธีเคมีไฟฟ้า (Electro Polishing Unit)
- สารละลายกรดไนตริก (Nitric Acid) 20% และเมทานอล (Methanol) 80% สำหรับทำการขัดผิวโลหะด้วยวิธีเคมีไฟฟ้า (Electro Polishing)

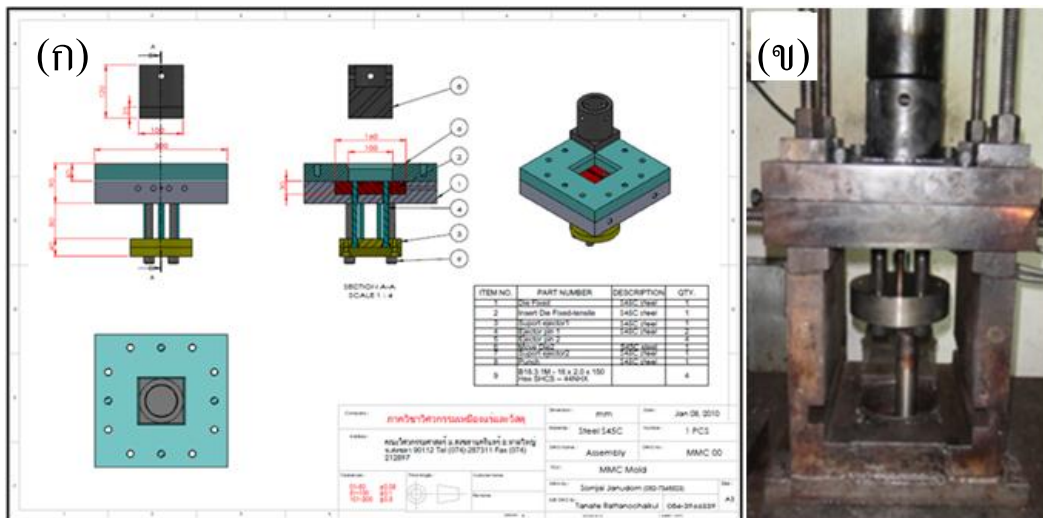
### เครื่องมือที่ใช้ในการวิเคราะห์สมบัติของวัสดุ

- เครื่องตรวจวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (Optical Emission Spectrometer, OES)
- เครื่องวัดความแข็งร็อคเวลล์สเกล E (Rockwell Scale E, HRE)
- เครื่องทดสอบแรงดึง (Universal Testing Machine)
- กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscopy, OM)
- กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscopy, SEM รุ่น JSM-5800LV Scanning Microscope)
- กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (Transmission Electron Microscope, TEM รุ่น JEM-2010 JEOL Transmission Microscope)
- เครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคชัน (X-Ray Diffraction, XRD รุ่น X'Pert MPD, PHILIPS)

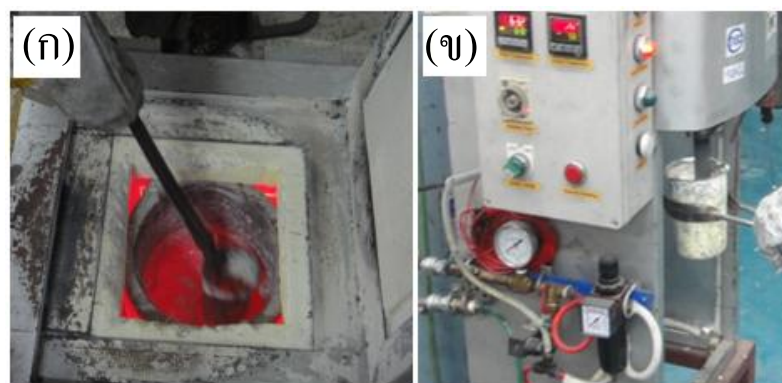
## 3.3 ขั้นตอนการวิจัย

### 3.3.1 การขึ้นรูปชิ้นงาน

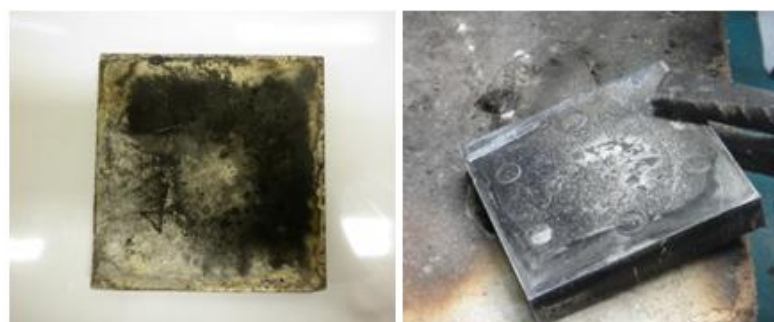
ในงานวิจัยนี้ได้นำอะลูมิเนียมผสม 6061 ชนิด Secondary Alloys ที่ตัดมาจากแท่งอินกอตใส่ลงในเบ้ากราไฟต์ และนำไปหลอมในเตาหลอมไฟฟ้าชนิดขดลวดความต้านทานที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 6-7 ชั่วโมง จากนั้นติดตั้งแม่พิมพ์รูปทรงสี่เหลี่ยมขนาด 10 x 10 เซนติเมตรเข้ากับเครื่องอัดไฮดรอลิกแสดงดังรูปที่ 3.2 ตามด้วยการอุ่นแม่พิมพ์ที่อุณหภูมิประมาณ 250-350 องศาเซลเซียส หลังจากแท่งอะลูมิเนียมในเตาหลอมไฟฟ้าหลอมละลายจึงตักน้ำโลหะประมาณ 500 กรัมออกจากเบ้าหลอม และใช้เทอร์โมคัลเปิลวัดอุณหภูมิของน้ำโลหะรอจนอุณหภูมิของน้ำโลหะลดลงมาเหลือ 658 องศาเซลเซียส จึงย้ายเบ้าหลอมมาจุ่มแท่งกราไฟต์อย่างรวดเร็วพร้อมกับการพ่นฟองแก๊สไนโตรเจนเข้าไปในน้ำโลหะด้วยอัตราการไหล 4 ลิตร/นาทีแสดงไว้ในรูปที่ 3.3 โดยจุ่มแท่งกราไฟต์เพื่อพ่นฟองแก๊สเป็นเวลา 10 วินาที และพักน้ำโลหะไว้ 30 วินาที จากนั้นเทน้ำโลหะลงในแม่พิมพ์แล้วอัดด้วยความดันประมาณ 80 MPa ปล่อยให้ น้ำโลหะเย็นตัวในแม่พิมพ์ สุดท้ายนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ ชิ้นงานที่ได้จากการขึ้นรูปจะเป็นแผ่นสี่เหลี่ยมขนาด 10 x 10 x 1.5 เซนติเมตรแสดงดังรูปที่ 3.4



รูปที่ 3.2 (ก) แสดงแบบแม่พิมพ์รูปทรงสี่เหลี่ยมขนาด 10 x 10 เซนติเมตร  
(ข) การติดตั้งแม่พิมพ์บนเครื่องอัดไฮดรอลิก



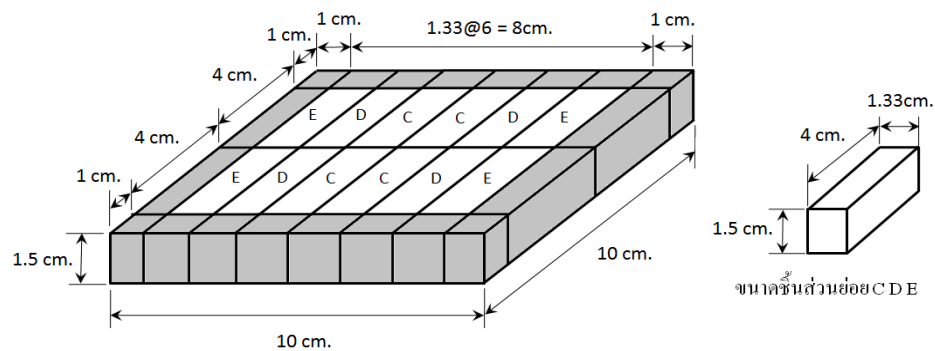
รูปที่ 3.3 (ก) แสดงการตักน้ำโลหะประมาณ 500 กรัมออกจากเบ้าหลอม  
(ข) แสดงการปล่อยฟองแก๊สในน้ำโลหะกึ่งของแข็งผ่านแท่งกราฟไฟต์พูน



รูปที่ 3.4 แผ่นตัวอย่างอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่หล่อในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS

### 3.3.2 การตัดชิ้นงาน

นำแผ่นอะลูมิเนียมผสม 6061 รูปสี่เหลี่ยมจัตุรัสขนาด 10 x 10 x 1.5 เซนติเมตรที่ได้จากการหล่อในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS ในรูปที่ 3.4 มาตัดขอบออกด้านละ 1 เซนติเมตรทั้งสี่ด้าน เนื่องจากบริเวณขอบของชิ้นงานนั้นมีอัตราการเย็นตัวอย่างไม่ทั่วถึง ชิ้นงานที่ตัดขอบออกแล้วจะมีขนาด 8 x 8 x 1.5 เซนติเมตร จากนั้นนำชิ้นงานดังกล่าวมาตัดแบ่งออกเป็นชิ้นงานย่อยขนาด 1.3 x 4 x 1.5 เซนติเมตรได้ 12 แท่งสำหรับนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อน ดังแสดงในรูปที่ 3.5



รูปที่ 3.5 แสดงภาพการตัดชิ้นงาน

### 3.3.3 การนำชิ้นงานไปผ่านกระบวนการทางความร้อน T6

- นำชิ้นงานมาอบละลายที่อุณหภูมิ 530°C และ 550°C เป็นเวลา 0.5 1 2 และ 3 ชั่วโมงในเตาเผาอุณหภูมิต่ำแสดงดังรูปที่ 3.6 (ก) จากนั้นนำไปชุบในน้ำที่อุณหภูมิห้อง
- หาสภาวะที่เหมาะสมในการอบละลาย จากการทดลองพบว่า สภาวะที่เหมาะสมสำหรับการอบละลาย คือ 530°C - 2 ชั่วโมง ซึ่งจะกล่าวถึงรายละเอียดในบทต่อไป
- นำชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 530°C - 2 ชั่วโมง ไปบ่มแข็งเทียม (Artificial Aging) ในเตาอบอุณหภูมิต่ำแสดงดังรูปที่ 3.6 (ข) โดยทำการบ่มที่อุณหภูมิและเวลาแตกต่างกันดังนี้
  - 175°C เป็นเวลา 0.25 2 8 16 20 24 32 48 64 และ 84 ชั่วโมง
  - 200°C เป็นเวลา 0.25 2 8 12 16 32 48 และ 64 ชั่วโมง
  - 225°C เป็นเวลา 0.25 1 2 4 8 16 32 48 และ 64 ชั่วโมง

- นำไปชุบในน้ำที่อุณหภูมิห้อง

### 3.3.4 การนำชิ้นงานไปผ่านกระบวนการทางความร้อน T5

- นำชิ้นงานมาบ่มแข็งเทียมในเตาอบอุณหภูมิต่ำแสดงดังรูป 3.6 (ข) โดยทำการบ่มที่อุณหภูมิและเวลาแตกต่างกันดังนี้
  - 185°C และ 225°C เป็นเวลา 6 24 48 และ 72 ชั่วโมง
- นำไปชุบในน้ำที่อุณหภูมิห้อง



รูปที่ 3.6 (ก) แสดงภาพเตาเผาอุณหภูมิต่ำสำหรับการอบละลาย

(ข) แสดงภาพเตาอบอุณหภูมิต่ำสำหรับการบ่มแข็งเทียม

### 3.3.5 การทดสอบสมบัติของชิ้นงาน

การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM)

ทำการขัดชิ้นงานด้วยกระดาษทรายเรียงเบอร์ดังนี้ 180 320 600 800 1200 และ 2500 แล้วนำไปขัดกับผ้าสักหลาดโดยใช้ผงอะลูมินาขนาด 5 1 และ 0.005 ไมครอนตามลำดับ เป้าชิ้นงานให้แห้ง แล้วนำไปส่องดูโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้อง OM และนำไปวิเคราะห์ด้วยเครื่อง SEM



### การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน (TEM)

ขั้นตอนในการเตรียมชิ้นงานตัวอย่างสำหรับทำ TEM สามารถแบ่งได้ดังนี้

1. นำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 ที่ต้องการจะวิเคราะห์ไปกลึงให้เป็นแท่งทรงกระบอกขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 3 มิลลิเมตร ยาวประมาณ 40 มิลลิเมตร แล้วนำไปฝังในแท่งไม้สัก ตามด้วยการตัดแบ่งชิ้นงานออกมาด้วยเครื่องตัดใบมีดเพชรความเร็วต่ำ โดยชิ้นงานแต่ละชิ้นสามารถตัดแบ่งเป็นชิ้นงานย่อยออกมาได้ประมาณ 30 ชิ้น ความหนาชิ้นละประมาณ 1 มิลลิเมตร
2. แกะชิ้นงานที่มีความหนาประมาณ 1 มิลลิเมตรออกจากแท่งไม้สัก และนำไปวางไว้ในภาชนะสำหรับใส่ชิ้นงานก่อน จากนั้นนำตัวจับชิ้นงานไปวางบนเครื่องให้ความร้อนเพื่อให้ตัวจับชิ้นงานเกิดความร้อน แล้วนำความร้อนมาทาลงบนตัวจับชิ้นงาน และใช้คีมหนีบคีบชิ้นงานที่อยู่ในภาชนะใส่ชิ้นงานไปวางบนความร้อนตามลำดับ เพื่อให้ชิ้นงานติดอยู่บนตัวจับชิ้นงาน แล้วนำตัวจับชิ้นงานไปแช่ทิ้งไว้ในน้ำรอกจนกาวแห้ง
3. ชัดชิ้นงานที่ติดอยู่บนตัวจับชิ้นงานด้วยกระดาษทรายเบอร์ 1200 แล้วนำไปขัดกับผ้าสักหลาดโดยใช้ผงอะลูมินาขนาด 5 ไมครอน
4. นำตัวจับชิ้นงานไปวางบนเครื่องให้ความร้อน รอกจนกาวร้อนละลาย และใช้คีมหนีบคีบแล้วพลิกชิ้นงานที่ติดอยู่บนตัวจับชิ้นงานด้านที่ยังไม่ได้ขัดชิ้นมา จากนั้นนำตัวจับชิ้นงานไปแช่ทิ้งไว้ในน้ำรอกจนกาวแห้ง แล้วนำชิ้นงานไปขัดอีกครั้งหนึ่งดังแสดงไว้ในข้อ 3.
5. เมื่อขัดชิ้นงานครบทั้งสองด้านแล้ว นำตัวจับชิ้นงานไปวางบนเครื่องให้ความร้อน รอกจนกาวร้อนละลาย และใช้คีมหนีบคีบชิ้นงานออกจากตัวจับชิ้นงาน และนำไปล้างกาวออกด้วยอะซิโตน จากนั้นนำไมโครมิเตอร์มาวัดความหนาของชิ้นงาน โดยชิ้นงานจะต้องมีความหนาอยู่ในช่วง 0.03-0.06 ไมครอน สุดท้ายเก็บชิ้นงานใส่กล่องหรือ Grid Storage Box โดยระบุขนาดความหนาของชิ้นงานแต่ละชิ้นไว้ด้วย
6. นำชิ้นงานที่เตรียมไว้ในกล่องไปทำการขัดผิวด้วยวิธีเคมีไฟฟ้า โดยสารละลายที่ใช้ในการขัดผิวด้วยวิธีเคมีไฟฟ้า คือ สารละลายกรดไนตริก (Nitric Acid) 20% และเมทานอล (Methanol) 80 % โดยปริมาตร อุณหภูมิของสารละลายที่ใช้จะอยู่ในช่วง -15 ถึง -30 องศาเซลเซียส และกระแสไฟที่ใช้ประมาณ 1.5 ถึง 2.5 แอมแปร์ แล้วนำชิ้นงานไปส่องดูโครงสร้างจุลภาค และนำไปวิเคราะห์ด้วยเครื่อง TEM

### การวิเคราะห์องค์ประกอบของการเกิดเฟสด้วยเครื่อง XRD

นำชิ้นงานหล่อและชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอบละลายที่อุณหภูมิ 530°C และ 550°C เป็นเวลา 1 2 และ 3 ชั่วโมง ความหนาประมาณ 2 มิลลิเมตร และมีขนาดกว้าง x ยาว เท่ากับ 1.5 x 1.5 เซนติเมตรที่ได้จากการตัดและขัดผิวหน้าให้เรียบด้วยกระดาษทรายไปวิเคราะห์ด้วยเครื่อง XRD

### การวัดความแข็ง

แบ่งการวัดความแข็งออกเป็น 3 ครั้ง

1. ชิ้นงานที่ผ่านการหล่อแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS และชิ้นงานที่ผ่านการหล่อแบบ Conventional มาวัดความแข็งด้วยเครื่อง Hardness Rockwell Scale (HRE)
2. นำชิ้นงานหลังผ่านการอบละลายมาวัดความแข็งด้วยเครื่อง Hardness Rockwell Scale (HRE)
3. นำชิ้นงานหลังผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 มาวัดความแข็งด้วยเครื่อง Hardness Rockwell Scale (HRE)

ขั้นตอนในการวัดความแข็ง สามารถแบ่งได้ดังนี้

1. เตรียมชิ้นงานสำหรับขัดด้วยกระดาษทราย
2. ขัดชิ้นงานด้วยกระดาษทรายเบอร์หยาบ คือ เบอร์ 180
3. ตั้งค่าเครื่องวัดความแข็ง โดยกำหนดแรงในการกดเท่ากับ 100 kgf และใช้หัวกดลูกบอลเหล็กกล้าแข็งขนาด 1/8 นิ้ว
4. ทดสอบความแข็ง โดยนำชิ้นงานมาวางบนแท่นวางชิ้นงานของเครื่องวัดความแข็ง แล้วหมุนเป็นหมุนให้ผิวชิ้นงานสัมผัสกับหัวกด จากนั้นกดหัวกดลงบนผิวชิ้นงานให้ได้ระยะที่กำหนดไว้ในเครื่อง เครื่องจะทำการประมวลผลและวัดค่าความแข็งออกมา อ่านค่าความแข็งจากหน้าจอแสดงผล หมุนเป็นลงเพื่อให้ผิวชิ้นงานและหัวกดไม่สัมผัสกันแล้วเปลี่ยนจุดเพื่อวัดค่าจุดอื่นต่อไป โดยชิ้นงาน 1 ชิ้นจะวัด 4 แนว ได้แก่ ขอบบน ขอบซ้าย ขอบขวา ด้านบน และด้านล่าง แนวละ 7 จุด รวม 28 จุดต่อ 1 ชิ้นงาน ทำการวัดค่าความแข็ง หาค่าความแข็งเฉลี่ยและค่าเบี่ยงเบนมาตรฐาน



รูปที่ 3.7 แสดงเครื่อง Hardness Rockwell Scale (HRE)

### การทดสอบแรงดึง

แบ่งการทดสอบแรงดึงออกเป็น 3 ครั้ง

1. ชิ้นงานที่ผ่านการหล่อแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS และชิ้นงานที่ผ่านการหล่อแบบดั้งเดิมมาทดสอบแรงดึง
2. นำชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายในบางสภาวะมาทดสอบแรงดึง โดยพิจารณาจากความสัมพันธ์ระหว่าง โครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกล
3. นำชิ้นงานที่ในแต่ละสภาวะที่เหมาะสมที่สุดหลังผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 มาทดสอบแรงดึง

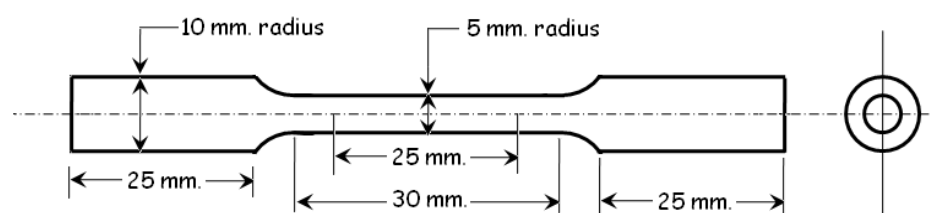
ขั้นตอนในการทดสอบแรงดึง สามารถแบ่งได้ดังนี้

1. เตรียมชิ้นงานสำหรับทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM-B 557M แสดงในรูปที่ 3.8
2. ติดตั้งชิ้นงานทดสอบแรงดึงดังแสดงในรูปที่ 3.9 ในอุปกรณ์จับยึด การติดตั้งชิ้นงานเข้ากับส่วนยึดควรติดตั้งชิ้นงานเข้ากับปากจับตัวบนก่อนเพื่อให้ความเค้นที่เกิดขึ้นภายในชิ้นงานระหว่างจับยึดนั้นน้อยที่สุด แล้วเคลื่อนอุปกรณ์จับยึดตัวบนลงมาให้ได้ระยะพอดีกับปากจับตัวล่าง
3. การจับชิ้นงานไม่ควรจับให้แน่นหรือหลวมเกินไป โดยถ้าแน่นเกินไปอาจทำให้ชิ้นงานเกิดความเสียหายก่อนเวลาอันควรในขณะที่ทำการทดสอบแรงดึงหรือถ้าหลวมไปอาจทำให้ชิ้นงานหลุดออกจากปากจับขณะทำการทดสอบ

4. ระบุขนาดชิ้นงานและอัตราความเร็ว โดยป้อนข้อมูลของชิ้นงานคือ ขนาดความหนา ความยาวเกจและค่าอัตราเร็วในการดึงซึ่งสามารถคำนวณได้ดังสมการ

$$\text{Speed} = (\text{ความยาวเกจ} * 60) / 100$$

5. ทำการทดสอบแรงดึงด้วยเครื่องทดสอบดังแสดงในรูปที่ 3.10 โดยใช้ค่า Strain Rate ( $\epsilon^\circ$ ) ประมาณ  $0.001 \text{ S}^{-1}$



รูปที่ 3.8 แสดงภาพ Drawing ชิ้นงานทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM-B 557M



รูปที่ 3.9 แสดงภาพชิ้นงานทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM-B 557M



รูปที่ 3.10 แสดงการทดสอบแรงดึงด้วยเครื่องทดสอบ

## บทที่ 4

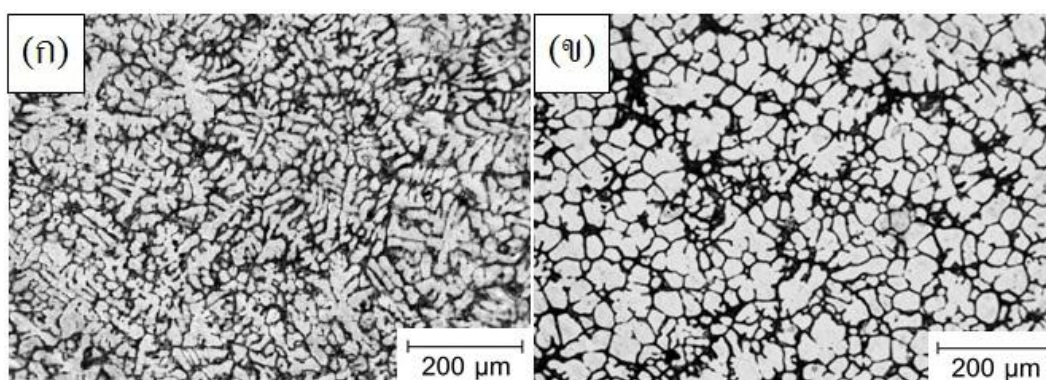
### ผลและการอภิปรายผล

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาสภาวะที่เหมาะสมของกระบวนการทางความร้อน T6 ในชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ได้จากการขึ้นรูปในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS รวมทั้งวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสม 6061 ทั้งก่อนและหลังการปรับปรุงสมบัติด้วยกระบวนการทางความร้อน T6 นอกจากนี้ยังศึกษาความเป็นไปได้ในการปรับปรุงสมบัติเชิงกลของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ดังกล่าวโดยใช้กระบวนการทางความร้อน T5 ซึ่งเนื้อหาในบทนี้จะกล่าวถึงผลการทดลองและการอภิปรายผล โดยมีรายละเอียดตามหัวข้อดังต่อไปนี้

#### 4.1. ชิ้นงานในสภาพหล่อ

##### 4.1.1 การหล่ออัดขึ้นรูปโลหะอะลูมิเนียมผสม 6061

การทดลองส่วนแรกเป็นการศึกษาและเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ผ่านการหล่ออัดในสถานะของเหลว (Conventional Squeeze Casting) และในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้แก๊ส (Gas Induced Semi-Solid, GISS) แสดงในรูปแบบที่ 4.1



รูปที่ 4.1 แสดงโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม 6061 หลังการหล่ออัด (50x)

(ก) ในสถานะของเหลว (ข) ในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS

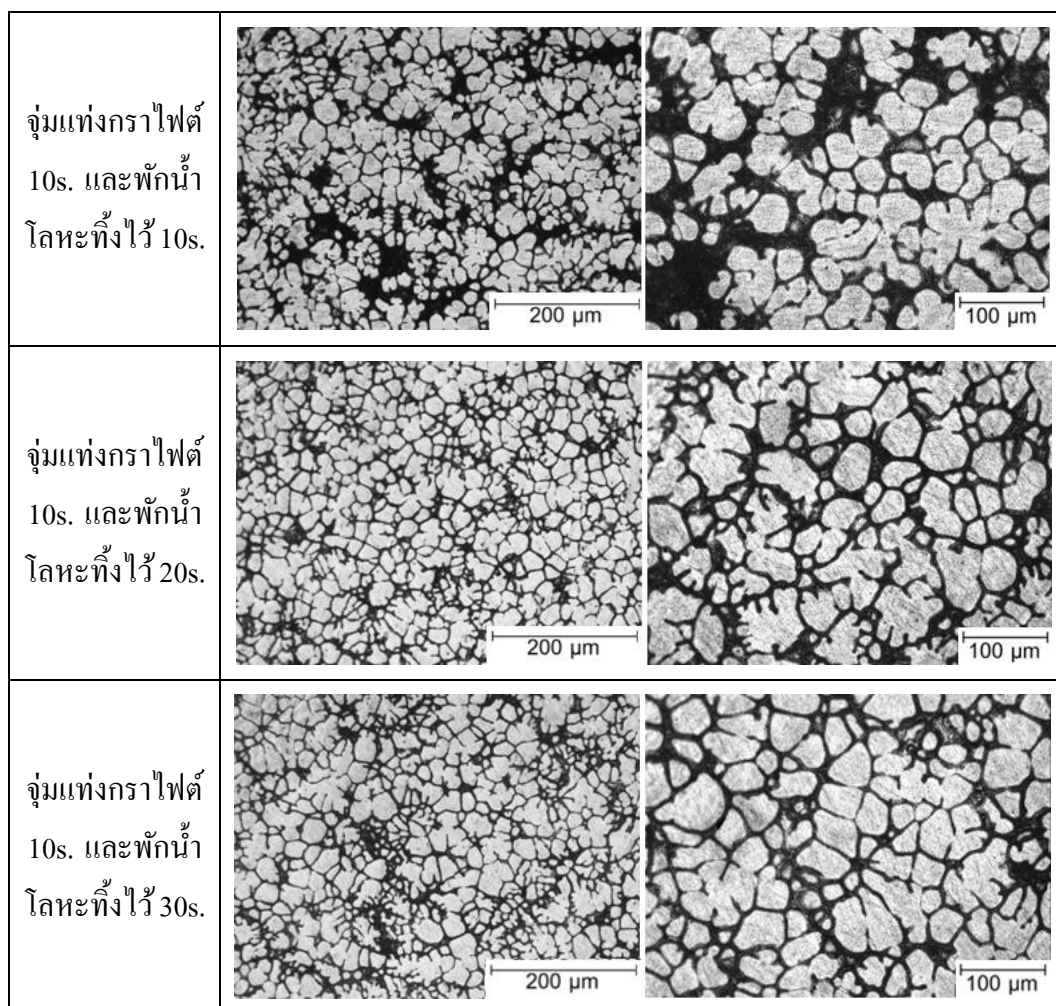
จากการทดลองพบว่า โครงสร้างเกรนของชิ้นงานที่ผ่านการหล่ออัดในสถานะของเหลว มีลักษณะเป็นแบบกิ่งไม้ (Dendrite Structure) แสดงดังรูปที่ 4.1(ก) แตกต่างกับชิ้นงานที่ผ่านการหล่ออัดในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS โครงสร้างเกรนที่ได้ไม่แบบกิ่งไม้ แต่มีโครงสร้างเป็นเกรนก้อนกลม (Globular Structure) แทนแสดงดังรูปที่ 4.1(ข) โดยโครงสร้างเกรนก้อนกลมเหล่านี้เกิดจากการแตกหักของกิ่งเดนไดรต์กลายเป็นอนุภาคของแข็งขนาดเล็กจำนวนมากมีรูปร่างแบบอิกซ์ (Equiaxed) ที่ละเอียด จากนั้นอนุภาคของแข็งเหล่านี้จะเติบโตโดยอาศัยการแพร่ของอะตอมทำให้โครงสร้างเกรนขยาย (Coarsening) ขึ้นและกลายเป็นโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมในเวลาอันสั้น

ในกระบวนการผลิตโลหะในสถานะกึ่งของแข็งจะมีข้อดีกว่าในสถานะของเหลว เช่น ช่วยลดการเกิดกับดักอากาศ (Gas Entrapment) เมื่อหล่ออัดชิ้นงานลงในเบ้าหลอม และช่วยลดการเกิดโพรงหดตัว (Shrinkage) ในขณะที่น้ำโลหะเกิดการแข็งตัว (Solidification) ไปแล้วเป็นบางส่วน เป็นต้น รวมทั้งยังมีประโยชน์ในแง่ของผลิตภัณฑ์คือ ลดปริมาณโพรงอากาศในชิ้นงานงานวิจัยนี้จึงเลือกศึกษากระบวนการหล่ออัดในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS เนื่องจากต้องการลดข้อบกพร่องที่เกิดจากโครงสร้างเกรนแบบกิ่งไม้ ซึ่งเกิดขึ้นเมื่อนำอะลูมิเนียมไปผ่านการหล่ออัดในสถานะของเหลว การทดลองขั้นตอนต่อไปจะเป็นการหาสภาวะที่เหมาะสมในการหล่ออัดอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS

#### 4.1.2 หาสภาวะที่เหมาะสมในการหล่ออัดอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS

ในการหาสภาวะที่เหมาะสมในการหล่ออัดอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS จะพิจารณาจากระยะเวลาในการจุ่มแท่งกราไฟต์เพื่อปล่อยฟองแก๊สและระยะเวลาในการพักน้ำโลหะก่อนเทลงแม่พิมพ์ ชิ้นงานในสภาพหล่อที่ต้องการในงานวิจัยนี้ควรมีลักษณะ โครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมขนาดใกล้เคียงกัน หรือมีปริมาณของเฟสแอลฟาทุติยภูมิ (Secondary  $\alpha$  Phase) ต่ำ และมีความบกพร่อง (Defect) จากการขึ้นรูปน้อยที่สุด จึงได้ทำการทดลองโดยกำหนดสภาวะที่ใช้ในการหล่ออัดขึ้นรูป ดังนี้

1. จุ่มแท่งกราไฟต์เป็นเวลา 10 วินาที และพักน้ำโลหะเป็นเวลา 10 วินาที
2. จุ่มแท่งกราไฟต์เป็นเวลา 10 วินาที และพักน้ำโลหะเป็นเวลา 20 วินาที
3. จุ่มแท่งกราไฟต์เป็นเวลา 10 วินาที และพักน้ำโลหะเป็นเวลา 30 วินาที

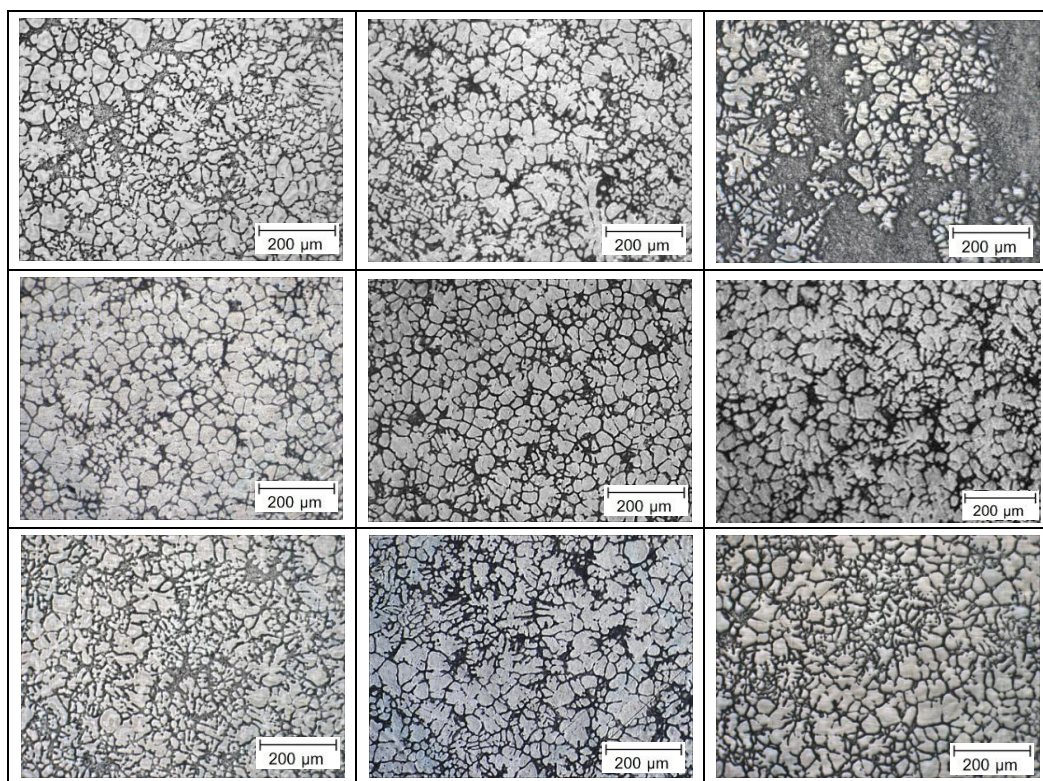


**รูปที่ 4.2** แสดงโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม 6061 หลังจากจุ่มแท่งกราไฟต์เป็นเวลา 10 วินาที, พักน้ำโลหะเป็นเวลาแตกต่างกันคือ 10 20 และ 30 วินาที (50x และ 100x)

รูปที่ 4.2 แสดงโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ผ่านการหล่ออัดขึ้นรูปที่สภาวะแตกต่างกัน พบว่าชิ้นงานทั้งหมดประกอบด้วย เฟสแอลฟาปฐมภูมิ (Primary  $\alpha$  Phase) มีลักษณะเป็นก้อนกลม เกิดการฟอร์มตัวจากการปล่อยฟองแก๊สเข้าไปในน้ำโลหะขณะน้ำโลหะแข็งตัวแล้วเติบโตขึ้นเรื่อยๆ และเฟสแอลฟาทุติยภูมิ (Secondary  $\alpha$  Phase) เป็นเฟสที่มีขนาดของเกรนเล็กอยู่รวมกันเป็นกระจุก เกิดการฟอร์มตัวขึ้นภายหลังเมื่อน้ำโลหะแข็งตัวด้วยอัตราการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว และบริเวณที่เป็นพื้นที่สีเข้มคือ เฟสที่เกิดจากปฏิกิริยาอุทกคด และจากรูปที่ 4.2 ยังพบว่าชิ้นงานหลังจากจุ่มแท่งกราไฟต์ 10 วินาที-พักน้ำโลหะ 10 วินาทีที่มีปริมาณของ Secondary  $\alpha$  Phase สูงสุด เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานหลังจุ่มแท่งกราไฟต์ 10 วินาที-พักน้ำโลหะ 20 และ 30 วินาที ซึ่งพบว่ามีความแตกต่างของโครงสร้างจุลภาคที่ค่อนข้างใกล้เคียงกัน ดังนั้นจึงสุ่มภาพ

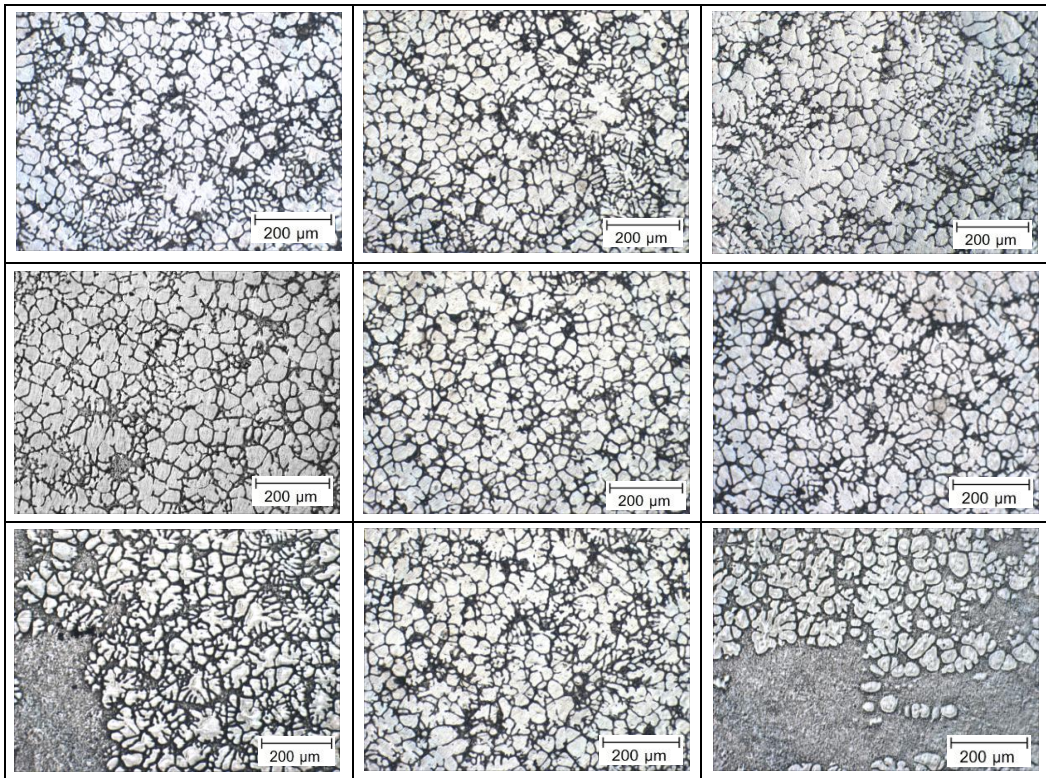
ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่กำลังขยาย 50x จากทั้ง 2 สภาวะแสดงในรูปที่ 4.3 - 4.4 มาเปรียบเทียบเพื่อหาสภาวะในการหล่อขึ้นรูปที่เหมาะสมที่สุด โดยพิจารณาจากค่าสัดส่วนพื้นที่ (Area fraction) ของ Secondary  $\alpha$  Phase ขั้นตอนในการคำนวณค่าสัดส่วนพื้นที่จะเริ่มจากการนำภาพถ่ายที่ได้มาแยกเฟสของ Secondary  $\alpha$  Phase ให้ชัดเจนด้วยโปรแกรม Photoshop ซึ่งจะแสดงผลการวิเคราะห์รูปภาพ (Image Analysis) ออกมาดังแสดงในรูปที่ 4.5 - 4.6 จากนั้นใช้โปรแกรม Image Tool ในการวิเคราะห์เชิงปริมาณ (Quantitative Analysis) โดยนับพื้นที่ส่วนที่เป็น Secondary  $\alpha$  Phase เปรียบเทียบกับพื้นที่ทั้งหมด

จากการวิเคราะห์ภาพตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโดยใช้โปรแกรม Image Tool พบว่าค่าเฉลี่ยสัดส่วนพื้นที่ของ Secondary  $\alpha$  Phase ในโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อหลังจากจุ่มแท่งกราฟไฟต์ 10 วินาที-พักน้ำโลหะ 20 และ 30 วินาที เท่ากับ 13.25% และ 9.78% ตามลำดับ ดังนั้นสภาวะที่เหมาะสมที่สุดในการหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ในสถานะกึ่งของแข็ง โดยใช้เทคนิค GISS ในงานวิจัยนี้ คือ จุ่มแท่งกราฟไฟต์ 10 วินาที-พักน้ำโลหะ 30 วินาที

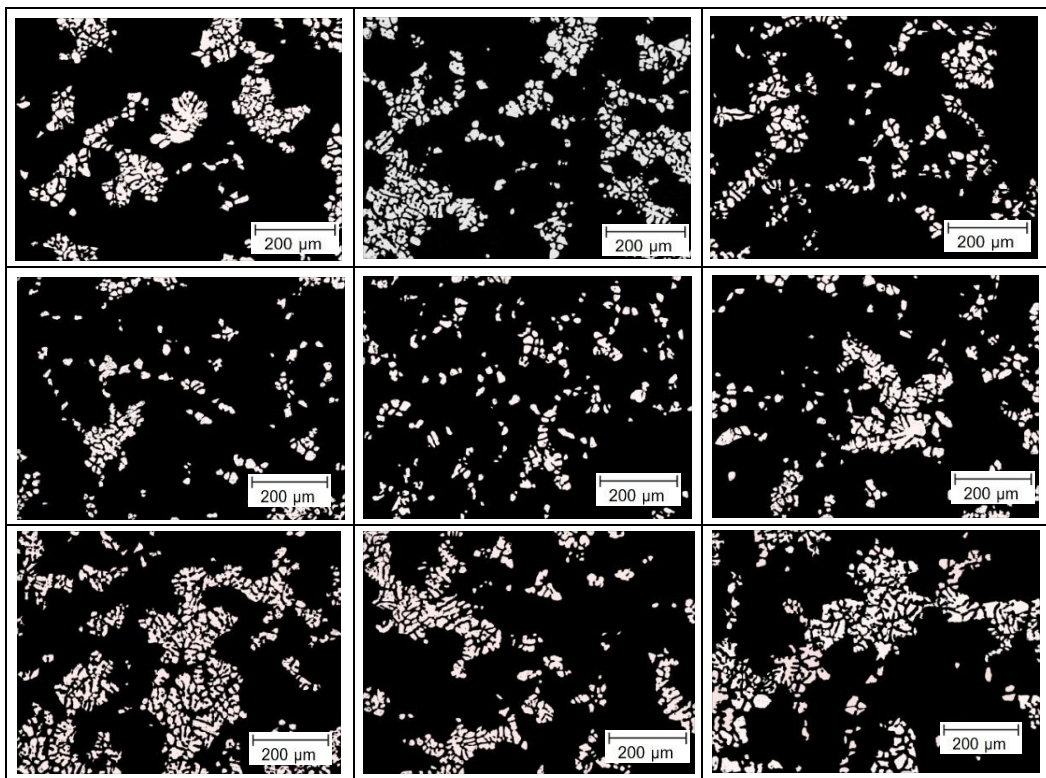


รูปที่ 4.3 แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังจากจุ่มแท่งกราฟไฟต์ 10 วินาที-พักน้ำโลหะ 20 วินาที (50x)

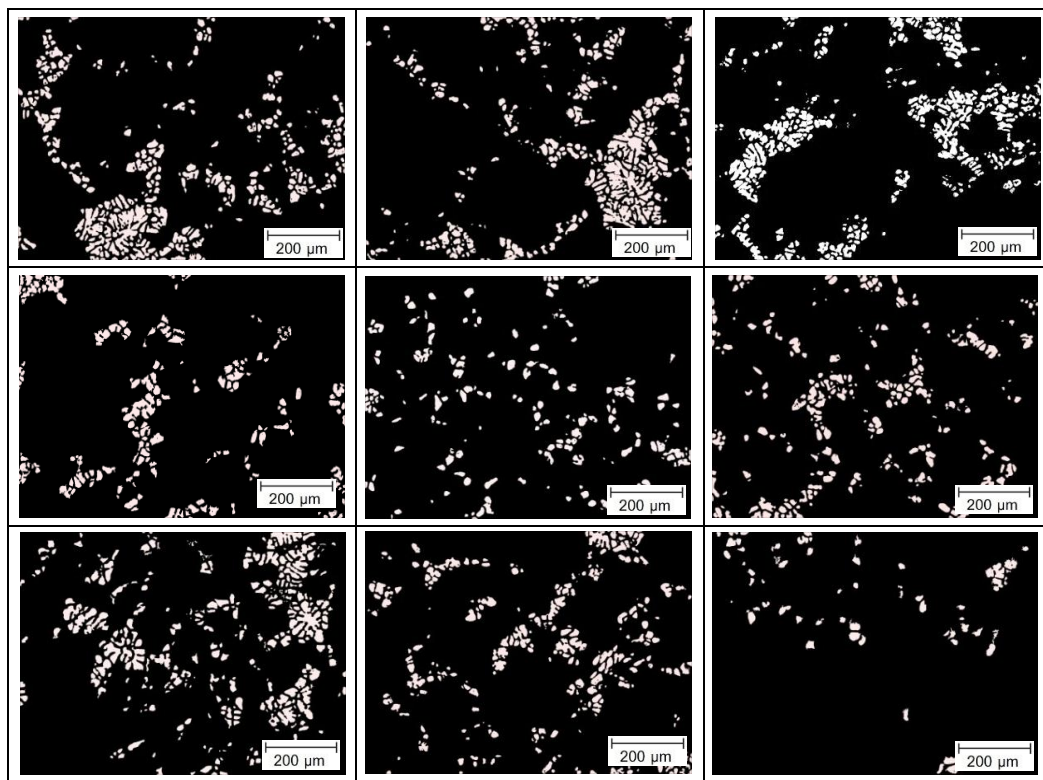




รูปที่ 4.4 แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังจากจุ่มแท่งกราไฟต์ 10 วินาที-พ่นน้ำโลหะ 30 วินาที (50x)



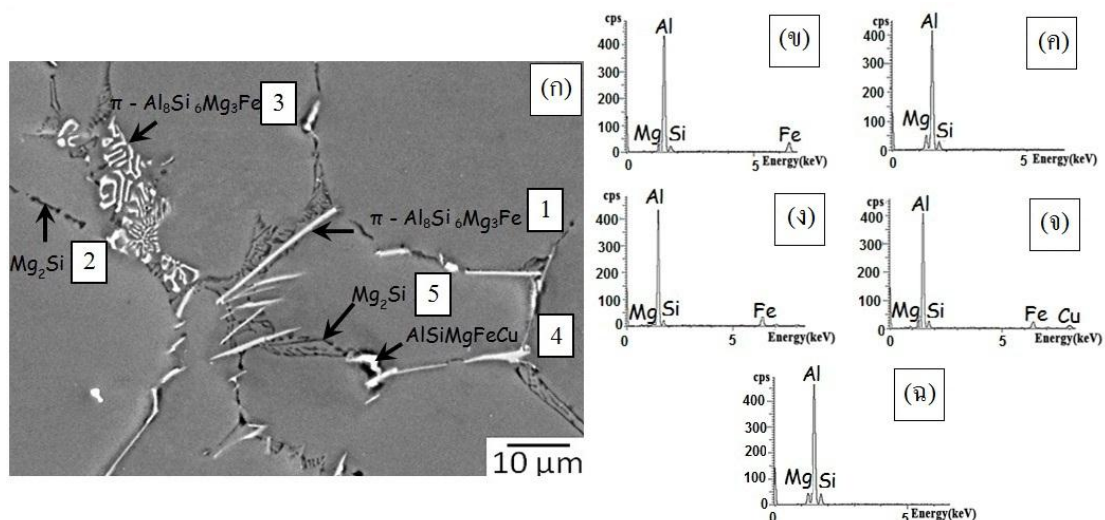
รูปที่ 4.5 แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังจากจุ่มแท่งกราไฟต์ 10 วินาที-พ่นน้ำโลหะ 20 วินาที (50x)



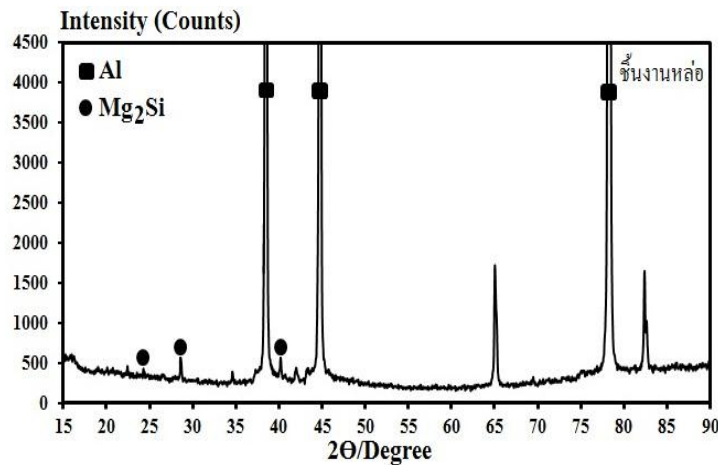
รูปที่ 4.6 แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังจากจุ่มแท่งกราไฟต์ 10 วินาที-พักน้ำโลหะ 30 วินาที (50x)

จากนั้นนำชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 มาวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) พบว่าโครงสร้างของเฟสยูเทคติกมีลักษณะเป็นเฟสสีขาวประกอบด้วย  $\alpha$ -Al +  $Mg_2Si$  มีรูปร่างแบบแท่ง (Rod Shape) หรือมีรูปร่างคล้ายตัวอักษรจีน (Chinese Script) แสดงดังตำแหน่งที่ 2 และ 5 ในรูปที่ 4.7 (ก) ตามลำดับ และเมื่อวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีโดยใช้เทคนิค EDS ด้วยวิธี Point Scan ของเฟสยูเทคติกตำแหน่งที่ 2 และ 5 แสดงดังรูปที่ 4.7 (ค) และ (ฉ) ตามลำดับ พบว่าเฟสยูเทคติกประกอบด้วยธาตุ Al-Mg-Si ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิเคราะห์องค์ประกอบของการเกิดเฟสด้วยเทคนิค XRD ในรูปที่ 4.8 ที่แสดงให้เห็นถึงการปรากฏของเฟสแมกนีเซียมซิลิไซด์ ( $Mg_2Si$ ) ในชิ้นงานหล่อ นอกจากนี้ยังพบว่ามีเฟสอื่นในชิ้นงานหล่อหรือที่มาจากการแข็งตัวของอินกอต (Ingot Solidification) ซึ่งเฟสที่เกิดขึ้นภายหลังการแข็งตัวของน้ำโลหะเรียกว่า Constituent Particles เนื่องจากเฟสที่เกิดขึ้นมีขนาดใหญ่จึงเรียกว่า เฟสอินเตอร์เมทัลลิก (Intermetallic Phase) ซึ่งจากการศึกษาเฟสอินเตอร์เมทัลลิกของอะลูมิเนียมหล่อผสม 6061 ในงานวิจัยนี้ด้วยภาพถ่าย SEM และผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีโดยใช้เทคนิค EDS พบว่าเฟสสีขาวที่มีรูปร่างแบบแท่ง (Rod Shape) (ตำแหน่งที่ 1 ในรูปที่ 4.7 (ก)) และเฟสสีขาวที่มีรูปร่างคล้ายตัวอักษรจีน (Chinese Script) (ตำแหน่งที่ 3 ในรูปที่ 4.7 (ก)) เป็นเฟสที่ประกอบด้วยธาตุ Al-Si-Mg-Fe แสดงดังรูปที่ 4.7 (ข) และ (ง) ตามลำดับ โดยเฟสดังกล่าวอาจถูกเรียกว่า  $\pi$ -phase (เฟส

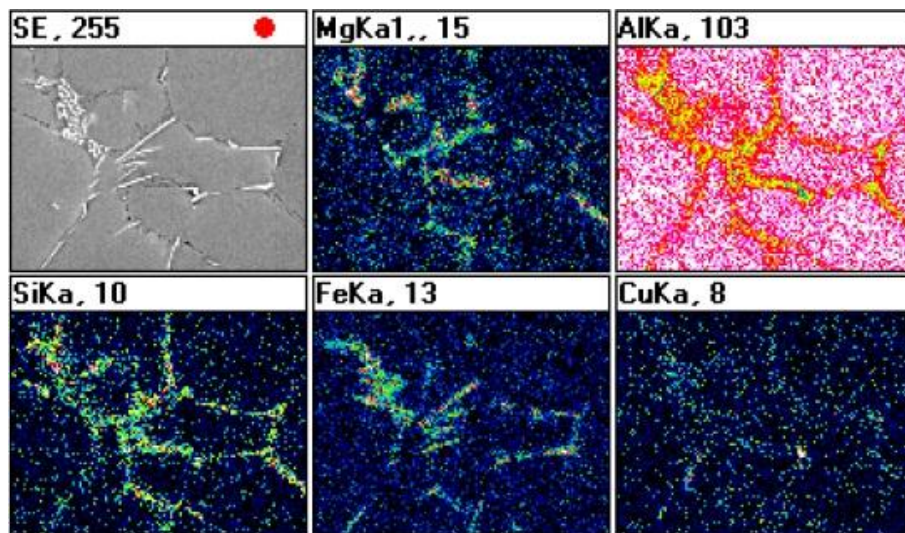
$Al_8Si_6Mg_3Fe$ ) ตามที่ Y.L. Liu และคณะ (1999) [17] ได้นำเสนอไว้ ในขณะที่ผลการวิเคราะห์ ส่วนผสมทางเคมีโดยใช้เทคนิค EDS ของเฟสสีขาวที่มีรูปร่างคล้ายแผ่นจาน (Platelet) (ตำแหน่งที่ 4 ในรูปที่ 4.7 (ก)) พบว่าเป็นเฟสที่ประกอบด้วยธาตุ Al-Si-Mg-Fe-Cu ในงานวิจัยของ Johan Zander และ Rolf Sandström (2008) [18] รายงานว่า เฟสอินเตอร์เมทัลลิกที่มี Cu เป็นส่วนผสมซึ่งพบอยู่ในอะลูมิเนียมผสมกลุ่ม 6xxx จะถูกเรียกว่า Q-phase (เฟส  $Al_3Cu_2Mg_8Si_6$ ) โดยเฟสดังกล่าว จะทำให้ค่าความแข็งแรงของชิ้นงานเพิ่มขึ้น แต่อย่างไรก็ตามเฟส Al-Si-Mg-Fe-Cu ซึ่งพบในงานวิจัยนี้มี Fe เป็นส่วนผสมอยู่ด้วยจึงไม่ใช่ Q-phase โดยสามารถยืนยันความถูกต้องของผลที่ได้จากการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีโดยใช้เทคนิค EDS ด้วยผลจากการวิเคราะห์ Elemental Mapping ดังในรูปที่ 4.9



รูปที่ 4.7 (ก) แสดงภาพถ่าย SEM ของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS (ข) (ง) และ (จ) แสดงผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีโดยใช้เทคนิค EDS ของเฟสอินเตอร์เมทัลลิก (สีขาว) ที่มีธาตุ Fe เป็นองค์ประกอบที่ตำแหน่งที่ 1, 3 และ 4 ตามลำดับ (ค) และ (ฉ) แสดงผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีโดยใช้เทคนิค EDS ของเฟส  $Mg_2Si$  (สีดำ) ที่ตำแหน่งที่ 2 และ 5



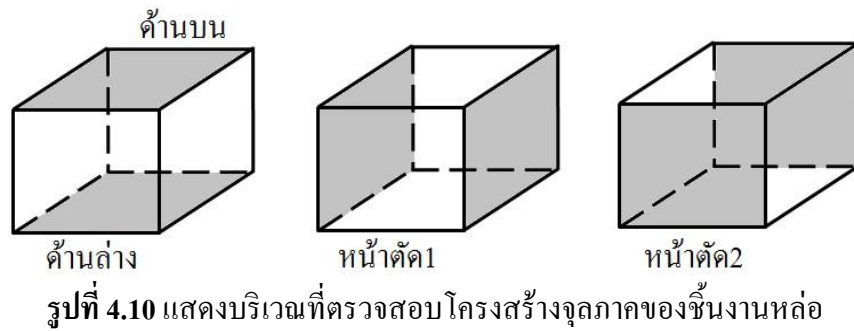
รูปที่ 4.8 แสดงผลการวิเคราะห์สารประกอบทางเคมีด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงานหล่อ

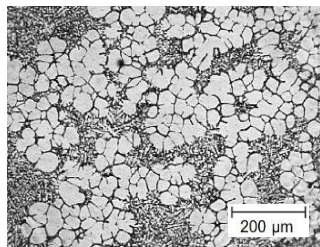
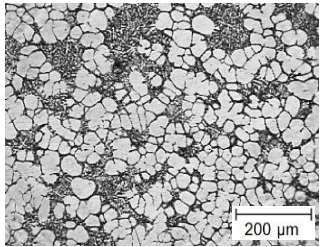
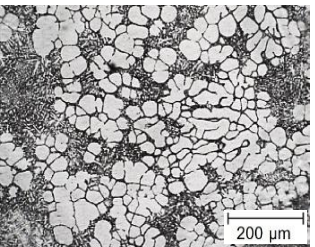
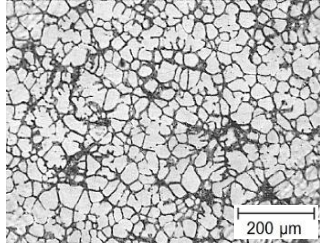
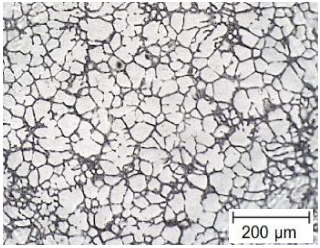
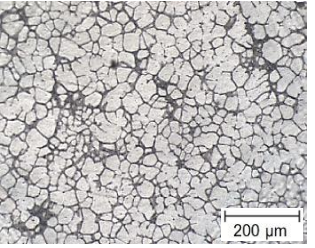
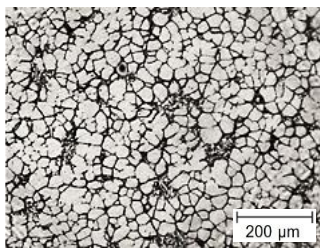
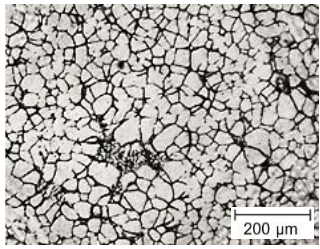
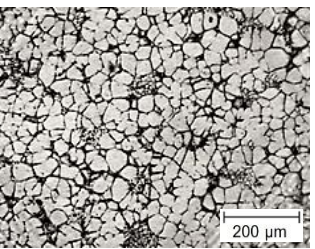
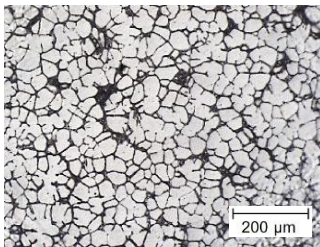
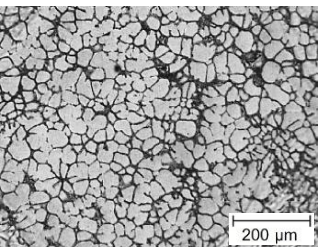
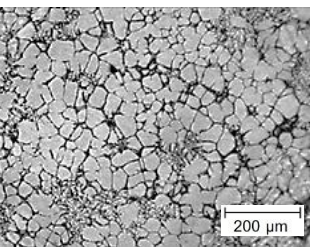


รูปที่ 4.9 แสดงผลการวิเคราะห์ Elemental Mapping ของชิ้นงานหล่อ

#### 4.1.3 การวิเคราะห์ความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาค

นำชิ้นงานหล่อมามาเตรียมตัวอย่างโดยตัดชิ้นงานดังแสดงในรูปที่ 3.5 หัวข้อ 3.3.2 การตัดชิ้นงาน ซึ่งกล่าวไว้ในบทที่ 3 และตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเพื่อศึกษาว่ามีความแตกต่างระหว่าง ด้านบน (Top) – ด้านล่าง (Bottom) และ หน้าตัด1 (Cross Section1) - หน้าตัด2 (Cross Section2) หรือไม่ โดยบริเวณที่ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคแสดงในรูปที่ 4.10 และผลการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (OM) ที่บริเวณแตกต่างกันแสดงดังรูปที่ 4.11



	ชั้น C	ชั้น D	ชั้น E
ด้านบน			
ด้านล่าง			
หน้าตัด 1			
หน้าตัด 2			

รูปที่ 4.11 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อในสถานะกึ่งของแข็ง (50x) บริเวณที่แตกต่างกัน

จากการทดลองพบว่า โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อมีความสม่ำเสมอ ยกเว้น โครงสร้างจุลภาคบริเวณด้านบนของชิ้นงานหล่อที่มีปริมาณของเฟส Secondary  $\alpha$ -Al หนาแน่น

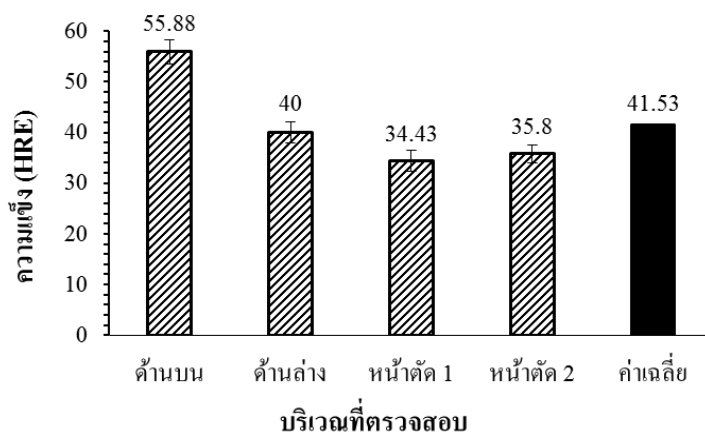
กว่าบริเวณอื่นอย่างเห็นได้ชัด เนื่องจากเมื่อจุ่มแท่งกราไฟต์ลงในน้ำโลหะ แท่งกราไฟต์จะปล่อยฟองแก๊สออกมา น้ำโลหะที่สัมผัสกับแท่งกราไฟต์ซึ่งมีอุณหภูมิต่ำจะเกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ทำให้เกิดการฟอรัมนิวเคลียสของอนุภาคของแข็ง (Solid Particle) ขึ้น อนุภาคของแข็งที่ฟอรัมเหล่านี้จะไปเกาะติดบริเวณปลายของแท่งกราไฟต์ แต่เกาะเพียงไม่นาน เนื่องจากอนุภาคของแข็งมีขนาดเล็กมากเมื่อปะทะกับโลหะเหลวที่มีการไหลแบบปั่นป่วน ทำให้อนุภาคของแข็งหลุดออกจากปลายของแท่งกราไฟต์และกระจายอยู่ทั่วไปในน้ำโลหะ เมื่อเทน้ำโลหะลงในแม่พิมพ์ ระยะเวลาก่อนใช้แรงดันอัดน้ำโลหะลงไปจะทำให้อนุภาคของแข็งตกลงมาด้านล่างก่อน เป็นเพราะแรงโน้มถ่วงของโลก และอนุภาคของแข็งหนัก อาจมีของเหลวตกลงมาก่อนบางแต่น้อย เมื่อออกแรงดันโดยใช้ความดันทำให้น้ำโลหะยิ่งแน่น น้ำโลหะที่เป็นของเหลว หรือ เคนไดรต์ จะลอยตัวขึ้นด้านบนก่อน ดังนั้น โครงสร้างจุลภาคบริเวณด้านบนของชิ้นงานจึงมีปริมาณของเฟส Secondary  $\alpha$ -Al หนาแน่นกว่าบริเวณอื่น เนื่องจากเฟส Secondary  $\alpha$ -Al เกิดจากการแตกหักของกิ่งเคนไดรต์กลายเป็นอนุภาคเล็กๆ อยู่รวมกันเป็นกระจุก เมื่อมีการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ดังนั้นจึงหลีกเลี่ยงการศึกษาโครงสร้างจุลภาคบริเวณด้านบนของชิ้นงานเพื่อให้โครงสร้างมีความสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน

นอกเหนือจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคแล้ว ชิ้นงานที่ผ่านการหล่ออัดขึ้นรูปอีกกลุ่มจะถูกนำมาวิเคราะห์สมบัติเชิงกลเบื้องต้นด้วย โดยในที่นี้หมายถึงสมบัติความแข็ง (Hardness) ความแข็งแรงดึงสูงสุด (Ultimate Tensile Strength, UTS) และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงาน (Elongation, %) โดยผลจากการทดสอบแสดงในหัวข้อถัดไป

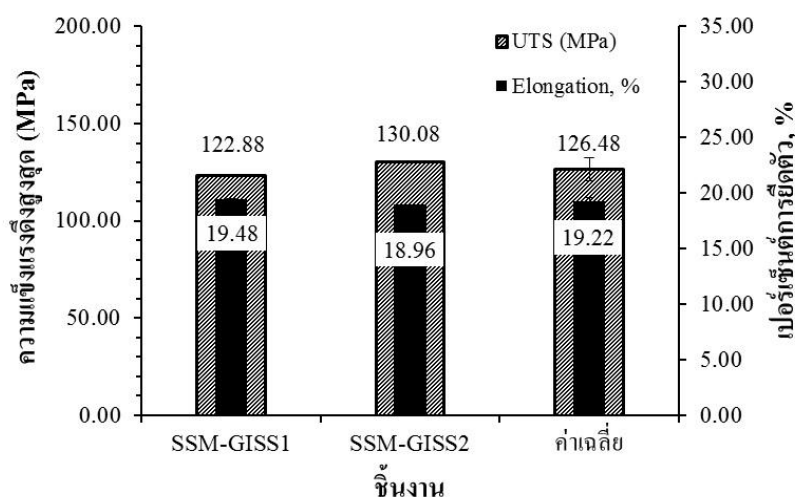
#### 4.1.4 การวิเคราะห์สมบัติเชิงกล

ผลการทดสอบความแข็งร็อกเวลล์สเกล E (Hardness Rockwell Scale E, HRE) และผลการทดสอบแรงดึงของโลหะอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS แสดงในรูปที่ 4.21 และรูปที่ 4.22 ตามลำดับ

จากรูปที่ 4.12 พบว่าค่าความแข็งเฉลี่ยของชิ้นงานทดสอบเท่ากับ 41.53 HRE ในขณะที่ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด และค่าเปอร์เซ็นต์ของการยืดตัวเฉลี่ยของชิ้นงานทดสอบเท่ากับ 126.48 MPa และ 19.22% ตามลำดับ แสดงในรูปที่ 4.13



รูปที่ 4.12 ค่าความแข็งของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปในสถานะกึ่งของแข็ง



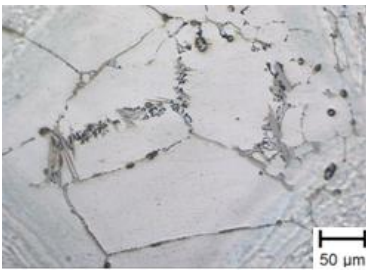
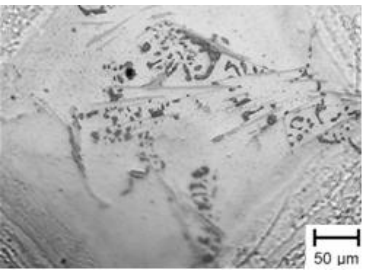
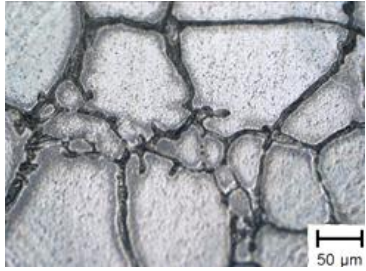
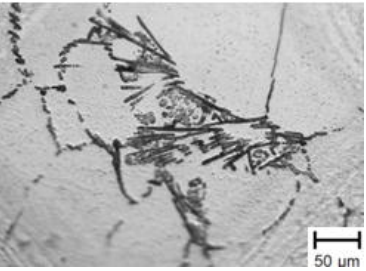
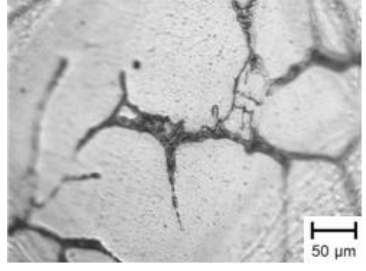
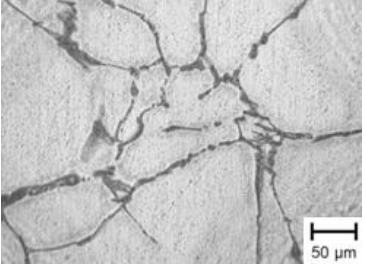
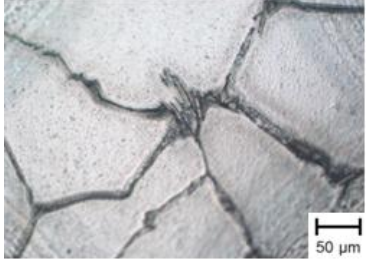
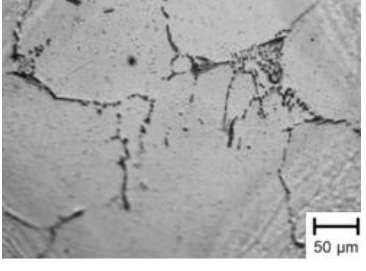
รูปที่ 4.13 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (UTS) และค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัว, % ของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปในสถานะกึ่งของแข็ง

#### 4.1.5 หาสถานะที่เหมาะสมของการกัดกรดเพื่อใช้วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค

การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคจำเป็นต้องเลือกสารกัดกรด (Etchant Media) ที่เหมาะสม เพื่อให้เห็นโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ต้องการวิเคราะห์ชัดเจน ซึ่งในงานวิจัยนี้ได้ทดลองนำชิ้นงานหล่อ และชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 530 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0.5 ชั่วโมง หลังผ่านการขัดเรียบร้อยแล้วมากัดผิวหน้าของชิ้นงานด้วยสารกัดกรดเป็นเวลา 3-5 วินาที

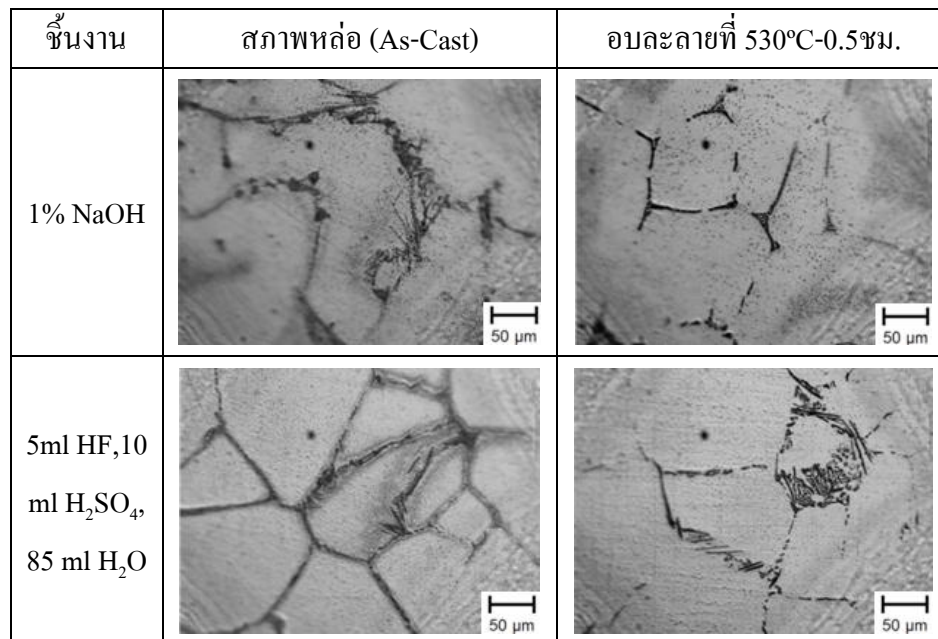
โดยทดสอบชิ้นงานกับสารกัดกรด 5 ชนิด คือ Poulton's reagent Keller's reagent 0.5% HF 1% NaOH และ 5ml HF 10 ml H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 85 ml H<sub>2</sub>O แสดงในรูปที่ 4.14

จากการทดสอบพบว่า เมื่อใช้สารกัดกรดทั้ง 5 ชนิดกัดผิวหน้าของชิ้นงาน บริเวณขอบเกรนของชิ้นงานทดสอบทั้งที่ไม่ผ่านและผ่านการอบละลายมีลักษณะเป็นสีน้ำตาลดำ เนื่องจากถูกสารกัดกรดทั้ง 5 ชนิดกัดจนไหม้ เพราะฉะนั้นจึงไม่เลือกกัดกรดผิวหน้าของชิ้นงานที่นำไปใช้เพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคต่อไป

ชิ้นงาน	สภาพหล่อ (As-Cast)	อบละลายที่ 530°C-0.5ชม.
ไม่กัดกรด		
Poulton's reagent		
Keller's reagent		
0.5% HF		

รูปที่ 4.14 เปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อกับชิ้นงานหลังผ่านการอบละลายที่ 530°C-0.5ชม.ที่ไม่ผ่านและผ่านการกัดกรด (500x)





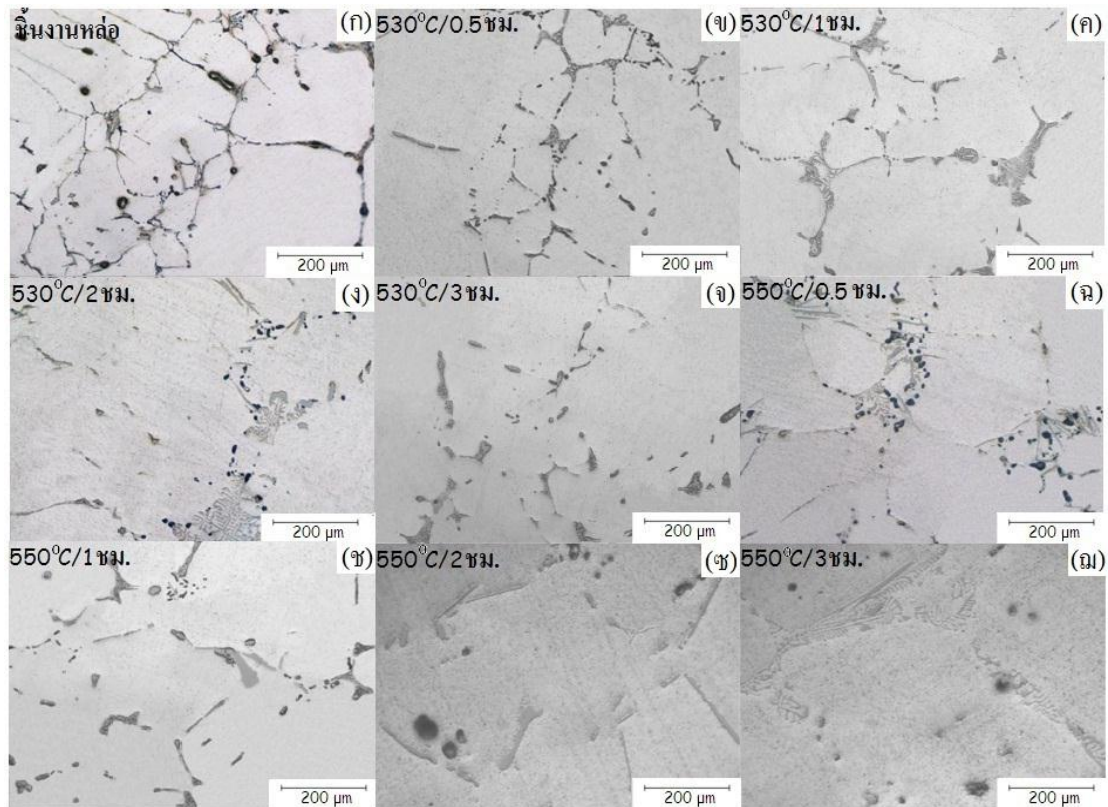
รูปที่ 4.14 เปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อกับชิ้นงานหลังการอบละลายที่ 530°C-0.5ชม.ที่ไม่ผ่านและผ่านการกัดกรด (500x)

#### 4.2. ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6

##### 4.2.1 หาสภาวะที่เหมาะสมในการอบละลาย

##### 4.2.1.1 อิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการอบละลายที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาค

สำหรับอุณหภูมิที่ใช้ในการอบละลายอะลูมิเนียมผสม 6061 และโลหะผสมอะลูมิเนียม-แมกนีเซียม-ซิลิกอน จะอยู่ในช่วง 460-530 องศาเซลเซียส [19] และ 516-545 องศาเซลเซียส [2] ตามลำดับ แต่อย่างไรก็ตามจากการศึกษาของ W.F. Smith (1993) [20] พบว่าเฟสประกอบยูเทคติก หรือ เฟสแมกนีเซียมซิลิไซด์ ( $Mg_2Si$ ) ในอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปโดยกระบวนการหล่อจะสามารถละลายได้ก็ต่อเมื่ออุณหภูมิในการอบละลายสูงเกิน 520 องศาเซลเซียส สำหรับกระบวนการอบละลายที่ใช้ในงานวิจัยนี้คือ อบละลายที่อุณหภูมิ 530 และ 550 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0.5 1 2 และ 3 ชั่วโมง แล้วนำไปชุบในน้ำ โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่สภาวะแตกต่างกันแสดงในรูปที่ 4.15 (ข)-(ฉ)



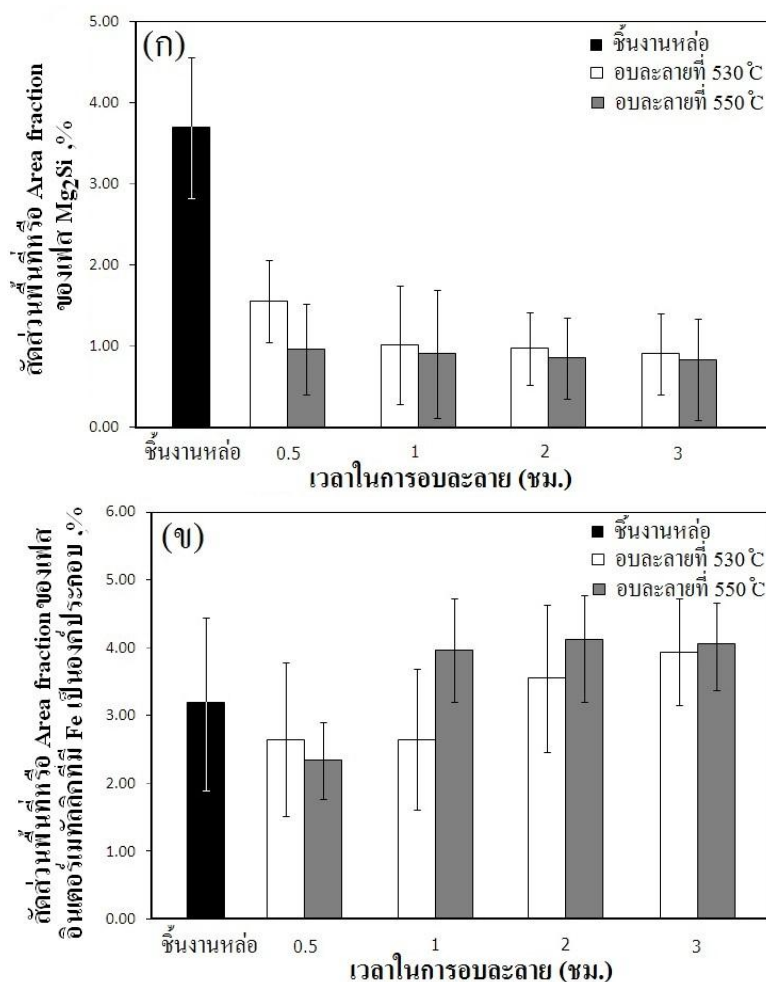
รูปที่ 4.15 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม 6061 โดยศึกษาจากภาพถ่าย OM

(ก) ชิ้นงานหล่อ, (ข-จ) อบละลายที่อุณหภูมิ 530 องศาเซลเซียส และ (ฉ-ฉ) อบละลายที่อุณหภูมิ 550 องศาเซลเซียส โดยอบละลายเป็นระยะเวลา 0.5 1 2 และ 3 ชั่วโมง ตามลำดับ

การเปลี่ยนแปลงของขอบเกรนในขั้นตอนการอบละลายมี 3 ขั้นตอน คือ ขั้นตอน ที่ 1 ขอบเกรนเกิดการบางลง (Thinning), ขั้นตอนที่ 2 เกิดความไม่ต่อเนื่องของขอบเกรน (Discontinuation) และขั้นตอนสุดท้ายจะเกิดการละลายของขอบเกรน (Dissolution) เข้าไปในเนื้อของธาตุหลัก [13] จากรูปที่ 4.15 จะเห็นได้ว่าขั้นตอนการเกิดความไม่ต่อเนื่องของขอบเกรนเป็นขั้นตอนที่สังเกตเห็นได้ชัดกว่าขั้นตอนอื่น โดยบริเวณขอบเกรนของชิ้นงานหล่อจะเกิดการละลายอย่างต่อเนื่องหลังจากนำชิ้นงานมาผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิทั้งสอง

เฟสประกอบของยูเทคติก หรือ เฟส  $Mg_2Si$  มีลักษณะเป็นเฟสสีดำจะมีการละลายเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่อง เมื่อเพิ่มอุณหภูมิและระยะเวลาในการอบละลายนานขึ้น การละลายของเฟส  $Mg_2Si$  จะเริ่มคงที่หลังจากทำการอบละลายชิ้นงานนานเกิน 2 ชั่วโมง และ 1 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ 530 และ 550 องศาเซลเซียส ตามลำดับ โดยสามารถยืนยันได้ด้วยผลการวัดค่าสัดส่วนพื้นที่ (Area

fraction) ของเฟส  $Mg_2Si$  ที่พบในชิ้นงานหล่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่สภาวะแตกต่างกันแสดงดังรูปที่ 4.16 (ก)

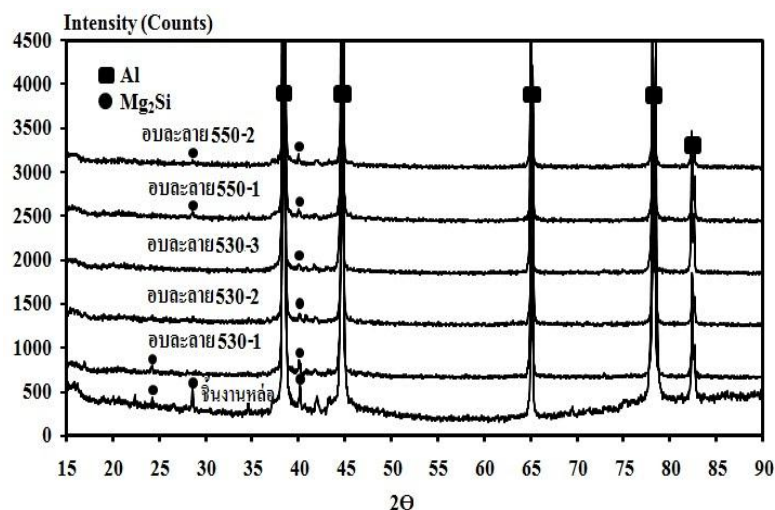


รูปที่ 4.16 แสดงผลการวิเคราะห์ค่า Area fraction ของเฟสที่พบในชิ้นงานหล่อและชิ้นงานที่ผ่านการอบละลาย (ก) เฟสยูเทคติก (ข) เฟสอินเตอร์เมทัลลิกที่มีธาตุ Fe เป็นองค์ประกอบ

จากรูปที่ 4.16 (ก) พบว่าค่าสัดส่วนพื้นที่ของเฟส  $Mg_2Si$  ที่พบในชิ้นงานหล่อลดลงหลังจากทำการอบละลายชิ้นงาน และค่าสัดส่วนพื้นที่ของเฟส  $Mg_2Si$  จะเริ่มคงที่ที่ประมาณ 1% หลังจากทำการอบละลายชิ้นงานนานเกิน 2 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ 530 องศาเซลเซียส และ 1 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ 550 องศาเซลเซียส ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิเคราะห์องค์ประกอบของการเกิดเฟสด้วยเทคนิค XRD ในรูปที่ 4.17 ที่แสดงให้เห็นถึงการละลายของเฟส  $Mg_2Si$  ในชิ้นงานหล่อหลังจากทำการอบละลายชิ้นงาน แต่อย่างไรก็ตามบริเวณขอบเกรนของชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ศึกษาในงานวิจัยนี้ไม่สามารถละลายได้อย่างสมบูรณ์ เนื่องจากเฟส  $Mg_2Si$  ซึ่งอยู่บริเวณขอบเกรนมีจุด

หลอมเหลวสูง (1,085 องศาเซลเซียส) โดยอะตอมของ Mg มีสัมประสิทธิ์การแพร่ปานกลางและอะตอมของ Si มีสัมประสิทธิ์การแพร่สูง ดังนั้นอะตอมของ Mg และ Si จึงเกิดการแพร่เข้าไปยังเนื้อของธาตุหลักได้ง่าย [21]

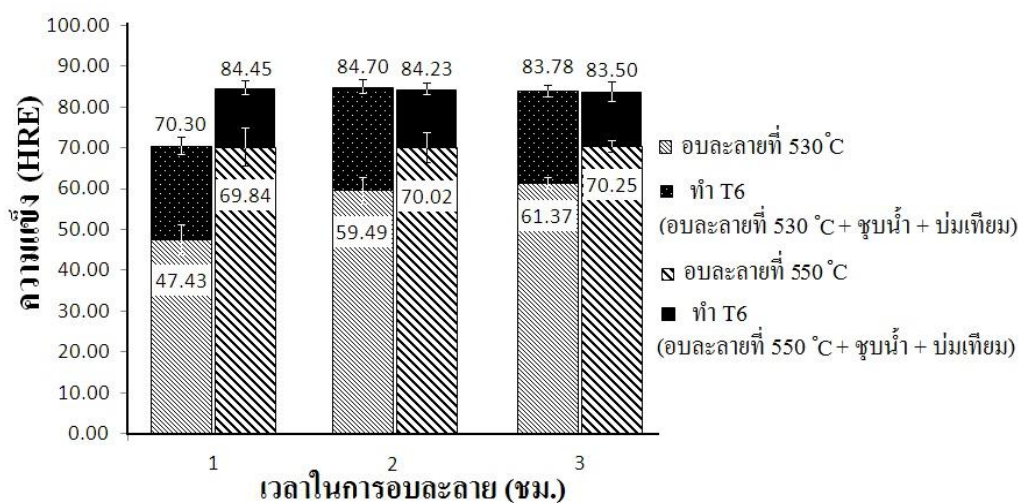
ในทางตรงกันข้ามเฟสอินเตอร์เมทัลลิกที่มี Fe เป็นองค์ประกอบมีลักษณะเป็นเฟสสีเทาเข้ม หรือ สีเทาอ่อน จะเกิดการฟอร์มตัวเพิ่มขึ้น เมื่อเพิ่มอุณหภูมิและระยะเวลาในการอบละลายนานขึ้นแสดงดังในรูปที่ 4.16 (ข) การฟอร์มตัวของเฟสอินเตอร์เมทัลลิกที่มี Fe เป็นองค์ประกอบถูกพบที่บริเวณขอบเกรนของชิ้นงานตั้งแต่ชิ้นงานอยู่ในสภาพหล่อถูกรายงาน โดย E. Tan and B. Ögel (2007) [22] ซึ่งสอดคล้องกับผลที่ได้จากการศึกษาในงานวิจัยนี้ การฟอร์มตัวของเฟสอินเตอร์เมทัลลิกที่มี Fe เป็นองค์ประกอบจะส่งผลให้เกิด Microsegregation และ Grain Boundary Segregation ภายในชิ้นงานทำให้ชิ้นงานแข็งแต่เปราะ นอกจากนี้การฟอร์มตัวของเฟสอินเตอร์เมทัลลิกดังกล่าวจะไปดึงเอาสารละลายของแข็งที่ได้มาจากการสลายตัวของเฟสยูเทคติกขณะอบละลายมาใช้ ทำให้ปริมาณสารละลายของแข็งที่คงเหลืออยู่ในธาตุหลักลดลง ส่งผลให้จำนวนปริมาตรที่ต่อการให้เกิดการฟอร์มตัวขึ้นขณะทำการบ่มเทียบมลดลง ทำให้ชิ้นงานที่ได้มีความแข็งลดลง [23]



รูปที่ 4.17 แสดงผลการวิเคราะห์สารประกอบในชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ไม่ผ่านและผ่านการอบละลายที่สภาวะแตกต่างกันด้วยเทคนิค XRD

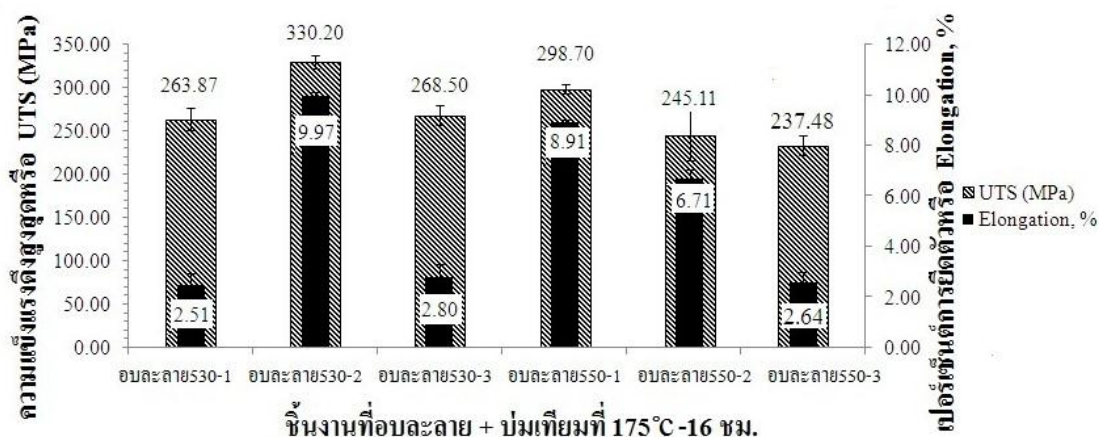
#### 4.2.1.2 อิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการอบละลายที่มีผลต่อสมบัติเชิงกล

รูปที่ 4.18 แสดงกราฟเปรียบเทียบค่าความแข็งของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS ที่ผ่านกระบวนการอบละลายและผ่านกระบวนการความร้อน T6 ที่สภาวะในการอบละลายแตกต่างกัน



รูปที่ 4.18 แสดงค่าความแข็งของชิ้นงาน (HRE) ที่ผ่านการอบละลาย และผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 ที่สภาวะในการอบละลายแตกต่างกัน

จากรูปที่ 4.18 พบว่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายมีค่าอยู่ในช่วง 47-70 HRE และมีค่าเพิ่มขึ้นอยู่ในช่วง 71-85 HRE หลังจากทำการบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 16 ชั่วโมง ความแข็งของชิ้นงานที่เพิ่มขึ้นหลังทำการบ่ม เนื่องจากสารละลายของแข็งที่ถูกกักอยู่ในรูปของสารละลายของแข็งอิมตัวยังยวดในเนื้อของธาตุหลัก เกิดการตกตะกอนเป็นพรีซิพิเตตขนาดเล็กจำนวนมากขณะทำการบ่มเทียม ส่งผลให้ชิ้นงานมีความแข็งเพิ่มขึ้น จากนั้นนำชิ้นงานมาทดสอบแรงดึงเพื่อตัดสินใจเลือกสภาวะที่เหมาะสมในการอบละลาย รูปที่ 4.19 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดและค่าเปอร์เซ็นต์การยึดตัวของชิ้นงานที่สภาวะในการอบละลายแตกต่างกัน ตามด้วยการบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 16 ชั่วโมง



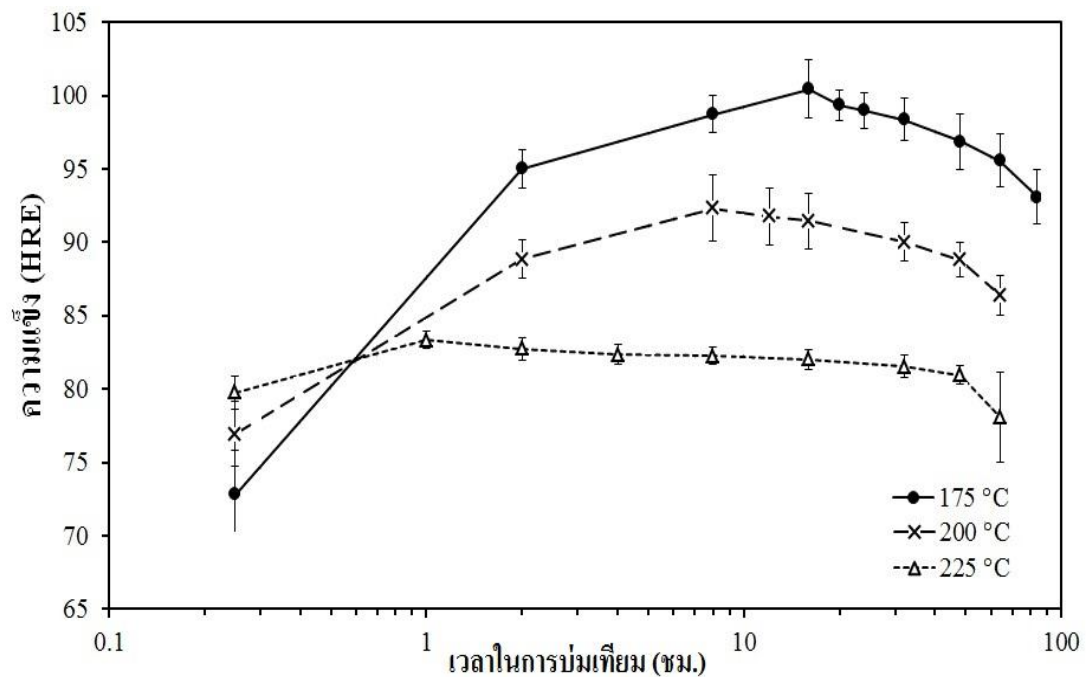
รูปที่ 4.19 แสดงค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด และค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานบ่มที่ผ่านการอบละลายที่สภาวะแตกต่างกัน

จากรูปที่ 4.19 พบว่าสภาวะการอบละลายที่เหมาะสมที่สุดคือ อบละลายที่อุณหภูมิ 530 เป็นเวลา 2 ชั่วโมง จะให้ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด เท่ากับ 330 MPa และค่าเปอร์เซ็นต์ของการยืดตัวของชิ้นงานเท่ากับ 9.97 % เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ทำการอบละลายที่สภาวะอื่นๆ

#### 4.2.2 หาสภาวะที่เหมาะสมในการบ่มที่

##### 4.2.2.1 อิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการบ่มที่มีผลต่อสมบัติเชิงกล

สำหรับกระบวนการบ่มที่ใช้ในงานวิจัยนี้คือ การบ่มที่อุณหภูมิ 175 200 และ 225 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลาอยู่ในช่วง 0.25-84 ชั่วโมง จากนั้นนำชิ้นงานที่ผ่านการบ่มที่ มาทดสอบสมบัติเชิงกล โดยนำชิ้นงานจากทุกสภาวะมาวัดความแข็งแรง แล้วนำชิ้นงานที่ให้ค่าความแข็งแรงสูงสุดของแต่ละอุณหภูมิไปทดสอบแรงดึง และศึกษาโครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มที่สภาวะแตกต่างกันคือ การบ่มที่ต่ำเกินไป (Under Aging) การบ่มที่เหมาะสม (Optimum Aging) และการบ่มที่นานเกินไป (Over Aging) โดยศึกษาจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (TEM) ซึ่งจะกล่าวถึงในหัวข้อถัดไป ค่าความแข็งแรงของอะลูมิเนียมผสม 6061 แปรตามระยะเวลาในการบ่มที่อุณหภูมิแตกต่างกันแสดงในรูปที่ 4.20



รูปที่ 4.20 แสดงกราฟความแข็งแรงแปรตามระยะเวลาในการบ่มเทียมนที่อุณหภูมิ 175 200 และ 225 °C

จากรูปที่ 4.20 พบว่าค่าความแข็งแรงสูงสุดของชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ผ่านการบ่มแข็งเทียมนที่อุณหภูมิ 175 200 และ 225 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 16 8 และ 1 ชั่วโมงตามลำดับ มีค่าเท่ากับ 100.46 92.33 และ 83.35 HRE ตามลำดับ ซึ่งจะเห็นได้ว่า เมื่ออุณหภูมิที่ใช้ในการบ่มเทียมนสูงขึ้น ระยะเวลาที่ใช้ในการบ่มแข็งเพื่อให้ได้ความแข็งแรงสูงสุดจะสั้นลง เนื่องจากอัตราการแพร่ของธาตุเพื่อมารวมตัวกันจะเกิดการพริชพิเทตได้เร็วกว่าตามอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้น แต่เมื่ออุณหภูมิที่ใช้ในการบ่มเทียมนสูงขึ้นกลับทำให้ค่าความแข็งแรงสูงสุดของชิ้นงานลดลง เนื่องจากในช่วงต้นของการบ่มแข็งจะไม่เกิดการฟอร์มตัวของเฟส GP Zone ทำให้จำนวนพริชพิเทตที่ไปขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันมีจำนวนลดลงแต่มีขนาดใหญ่ขึ้นทำให้ชิ้นงานมีความแข็งแรงลดลง และพบว่าสภาวะในการบ่มแข็งเทียมนที่เหมาะสมที่สุดของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS ในงานวิจัยนี้คือ การบ่มเทียมนที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 16 ชั่วโมง จะให้ค่าความแข็งแรงสูงสุด ซึ่งไม่สอดคล้องกับงานวิจัยอื่นๆ ที่ได้ทำการศึกษามาก่อนหน้านี้ที่พบว่า ค่าความแข็งแรงสูงสุดของโลหะอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการ Casting กระบวนการ Extrusion กระบวนการ Rheoforging และกระบวนการ Homogenizing ได้จากการบ่มเทียมนที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 6 ชั่วโมง [7] อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 8 ชั่วโมง [10,11] อุณหภูมิ 177 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 10 ชั่วโมง [12] และอุณหภูมิ 177 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 15 ชั่วโมง [24] ตามลำดับ ในงานวิจัยนี้ใช้ระยะเวลาในการบ่มเพื่อให้ได้ค่า

ความแข็งสูงสุดนั้น น่าจะมีสาเหตุมาจากปริมาณของธาตุ Si และธาตุ Fe ใน Al Matrix สูง ทำให้เกิดการฟอร์มตัวของเฟสอินเตอร์เมทัลลิกที่มี Fe เป็นองค์ประกอบในระหว่างกระบวนการหล่อขึ้นรูปสูง การฟอร์มตัวของเฟสอินเตอร์เมทัลลิกดังกล่าวจะไปดึงเอาสารละลายของแข็งที่ได้มาจากการละลายตัวของเฟสยูเทคติกขณะอบละลายมาใช้ ทำให้ปริมาณสารละลายของแข็งอ้อมตัวยิ่งยวดที่คงเหลืออยู่ใน Matrix ลดลง ในงานวิจัยของ R.P. Garrett และคณะ (2005) [13] รายงานว่าการบ่มเป็นขั้นตอนสุดท้ายของการปรับปรุงสมบัติเชิงกลที่ถูกควบคุมด้วยสารละลายของแข็งอ้อมตัวยิ่งยวดที่จะฟอร์มเป็นพรีซิพิต

การทดสอบแรงดึงของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ให้ค่าความแข็งสูงสุดหลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 175 200 และ 225 องศาเซลเซียสแสดงในตารางที่ 4.1

ตารางที่ 4.1 แสดงผลการทดสอบแรงดึงของโลหะอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ได้จากระบวนการทางเทคนิคที่แตกต่างกัน

กระบวนการ (สถานะอบละลาย/สถานะบ่มเทียม)	UTS (MPa)	Elongation, %	อ้างอิง
GISS (ชิ้นงาน As-Cast)	126.5	19.2	
GISS-T6 (อบละลาย 530 °C-2ชม./บ่มเทียม 175 °C-16ชม.)	330.2	10.0	
GISS-T6 (อบละลาย 530 °C-2ชม./บ่มเทียม 200 °C-8ชม.)	278.3	10.5	
GISS-T6 (อบละลาย 530 °C-2ชม./บ่มเทียม 225 °C-1ชม.)	263.7	11.5	
Squeeze Cast (ชิ้นงาน As-Cast)	172.9	19.1	[25]
Squeeze Cast-T6 (อบละลาย 570 °C-2ชม./บ่มเทียม 173 °C-18ชม.)	241.9	12.5	[25]
Squeeze Cast-T6 (อบละลาย 570 °C-2ชม./บ่มเทียม 173 °C-9.5ชม.)	309.3	6.9	[25]
Thixoforging ของ Steering Knuckle (ชิ้นงาน As-Formed)	182.2 ± 15	19.9 ± 6	[26]
Thixoforging ของ Steering Knuckle-T6	299.2 ± 36	11.5 ± 2	[26]
Wrought-T6 Standard	310	12	[1]

จากตารางที่ 4.1 พบว่าสถานะที่เหมาะสมที่สุดในการบ่มอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS คือ การบ่มที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 16 ชั่วโมงจะให้ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด และค่าเปอร์เซ็นต์ของการยืดตัวของชิ้นงานเท่ากับ 330.2 MPa และ 10 % ตามลำดับ แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิการบ่มเป็น 200 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 8 ชั่วโมง และ 225 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมง ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดจะลดลง ในขณะที่เปอร์เซ็นต์การยืดตัวเพิ่มขึ้นเล็กน้อย และจากตารางที่ 4.1 พบว่าชิ้นงาน As-Cast ที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการ



GISS มีค่าความแข็งแรงดึงต่ำสุด เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงาน As-Cast ที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการ Squeeze Cast [25] และชิ้นงาน As-Formed ที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการ Thixoforging [26] และค่าความแข็งแรงดึงของชิ้นงาน As-Cast ที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการ GISS จะมีค่าเพิ่มมากที่สุดหลังจากนำมาผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 นอกจากนี้ยังพบว่า ชิ้นงาน GISS-T6 สภาวะที่ดีที่สุด มีค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดสูงกว่าชิ้นงานมาตรฐาน Wrought-T6 แต่เปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานมีค่าต่ำกว่า

#### 4.2.2.2 อิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการบ่มเทียมนที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาค

การศึกษาพรีซิพิตชันในโลหะอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ผ่านการบ่มเทียมนที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสในสภาวะการบ่มต่ำเกินไป (15 นาที) ในสภาวะการบ่มที่เหมาะสม (16 ชั่วโมง) และในสภาวะการบ่มนานเกินไป (84 ชั่วโมง) สามารถอธิบายได้โดยใช้ภาพถ่ายไบรต์ฟิลด์ (Bright Field Image, BF) และรูปแบบการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอน (Selected Area Electron Diffraction Pattern, SAD) บนกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (Transmission Electron Microscope, TEM) แสดงดังรูปที่ 4.21

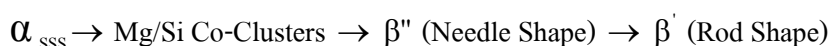
รูปที่ 4.21 (ก) เป็นภาพถ่าย BF TEM ของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งเทียมนที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 15 นาที ไม่แสดงให้เห็นการฟอร์มตัวของพรีซิพิตเตตในชิ้นงาน ซึ่งจะสอดคล้องกับผลของรูปแบบ SAD ในรูปที่ 4.21 (ข) ที่ไม่แสดงให้เห็นจุด (Spot) ของพรีซิพิตเตตแต่อย่างใด ที่เป็นเช่นนี้เพราะระยะเวลาที่ใช้ในการบ่มต่ำเกินไป อย่างไรก็ตามความแข็งแรงของชิ้นงานที่เพิ่มขึ้นในช่วงนี้น่าจะเกิดการรวมกลุ่มกันของอะตอม Mg และ Si (Mg/Si Co-Clusters) ซึ่งไม่สามารถมองเห็นได้จากกล้อง TEM ตามที่ M. H. Jacobs (1999) [27] ได้นำเสนอไว้ แต่เมื่อเวลาในการบ่มแข็งนานขึ้น Mg/Si Co-Clusters จะมีการเปลี่ยนเฟสไปเป็นเฟสจีพีโซน (GP Zone) ซึ่งเป็นเฟสที่ฟอร์มโคเฮียร์เรนท์อย่างสมบูรณ์กับเมตริกซ์ รูปทรงของพรีซิพิตเตต GP Zone จะเป็นทรงกลม (Sphere) มีขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางอยู่ในช่วง 1-3 นาโนเมตร [28] ทำให้จำนวนพรีซิพิตเตตที่ไปขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันมีน้อยมาก ดังนั้นการเพิ่มขึ้นของความแข็งแรงของชิ้นงานในช่วงแรกของการบ่มแข็งจึงไม่สูงมากนัก

เมื่อเพิ่มเวลาในการบ่มแข็งเป็น 16 ชั่วโมง พบว่าพรีซิพิตเตตที่ฟอร์มในชิ้นงานจะเป็นเฟส  $\beta''$  มีรูปร่างแบบเข็ม (Needle Shape) แสดงในรูปที่ 4.21 (ค) ซึ่งสอดคล้องกับผลของรูปแบบ SAD ในรูปที่ 4.21 (ง) ที่แสดงให้เห็นจุดบางๆ หรือลายน้ำ (Faint Streak) ของพรีซิพิตเตต  $\beta''$  ซึ่งวางเรียงตัวใน 2 แนวตามทิศทาง  $\langle 001 \rangle_{Al}$  ของเมตริกซ์ เพราะว่าดิสโลเคชันในเมตริกซ์มี

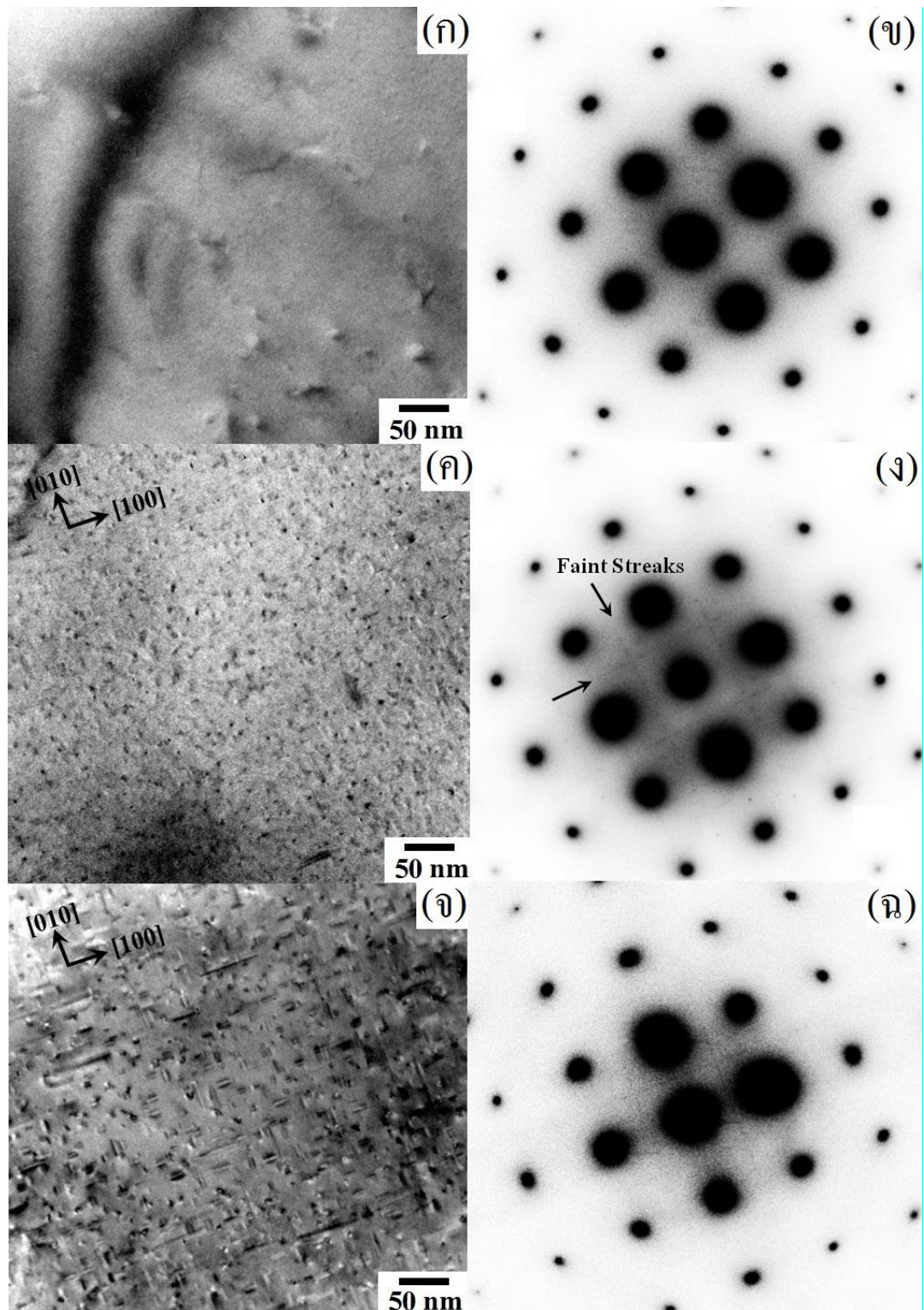
ความสามารถในการลดสนามความเครียดที่เกิดขึ้นในทิศทาง (100) ได้ดีที่สุดใน Faint Streak ของพรีซิพิเทต  $\beta''$  ในรูปที่ 4.21 (ง) มองเห็นไม่ชัดเจน เนื่องจากการฟอรั่มของเฟส  $\beta''$  ยังคงมีขนาดไม่ใหญ่มากพอทำให้มองเห็นไม่ชัดเจน และเฟสดังกล่าวกำลังอยู่ในช่วงการเปลี่ยนเฟสไปเป็นเฟส  $\beta'$  โดยความแข็งของชิ้นงานที่เพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงสภาวะการบ่มที่เหมาะสม ได้รับความจากการพรีซิพิเทต  $\beta''$  ในชิ้นงาน เนื่องจากจำนวนพรีซิพิเทตที่ไปขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันเพิ่มขึ้น ทำให้เมตริกซ์มีความเครียดสูงขึ้น

เมื่อเพิ่มเวลาในการบ่มชิ้นงานเป็น 84 ชั่วโมง พบพรีซิพิเทต  $\beta''$  มีรูปร่างคล้ายเข็ม และพรีซิพิเทต  $\beta'$  มีรูปร่างแบบแท่ง (Rod Shape) แสดงในรูปที่ 4.2 (จ) โดยการฟอรั่มตัวของเฟส  $\beta'$  ที่มีขนาดใหญ่ ทำให้ความแข็งของชิ้นงานบ่มลดลง เพราะระยะห่างระหว่างพรีซิพิเทต  $\beta'$  เพิ่มขึ้น ทำให้ดิสโลเคชันสามารถโค้งตัวผ่านระหว่างพรีซิพิเทต  $\beta'$  ได้ง่ายขึ้น ส่งผลให้จำนวนพรีซิพิเทตที่ไปขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันลดลง

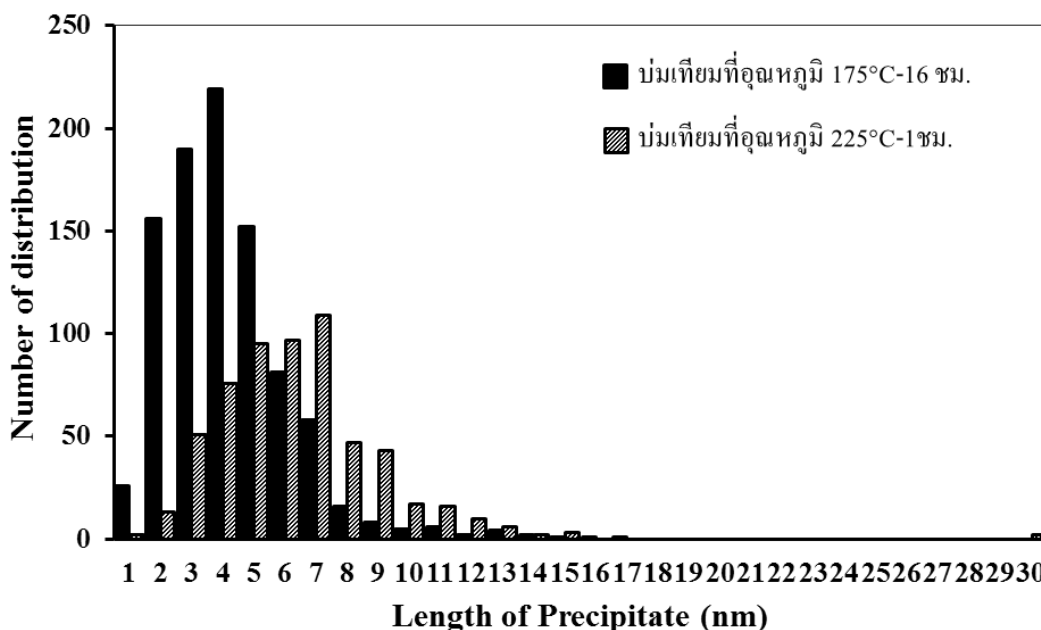
ดังนั้นจากรูปที่ 4.2 สามารถสรุปลำดับการพรีซิพิเทชันที่เกิดขึ้นในการบ่มแข็งเทียมโลหะอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS ได้ ดังนี้



ความยาวของพรีซิพิเทต  $\beta''$  สามารถคำนวณได้โดยวัดจากความยาวของพรีซิพิเทตเฉลี่ยที่วางเรียงตัวอยู่แนวเดียวกับทิศทาง  $[001]_{\text{Al}}$  และ  $[010]_{\text{Al}}$  ของเมตริกซ์ หรือวัดแนวแกน major axis  $b$  และ minor axis  $a$  ขนานกับอเล็กตรอนบีม [29] โดยความยาวเฉลี่ยของพรีซิพิเทตที่แพร่กระจายหลังบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 16 ชั่วโมง (สภาวะบ่มที่เหมาะสม) และ 48 ชั่วโมง (สภาวะการบ่มนานเกินไป) แสดงในรูปที่ 4.22 พบว่าหลังจากนำชิ้นงานมาบ่มที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 16 ชั่วโมง พบว่าพรีซิพิเทต  $\beta''$  มีรูปร่างแบบเข็มมีความยาวอยู่ในช่วง 1-9 นาโนเมตร และมีความยาวเฉลี่ยอยู่ที่ 4 นาโนเมตร แต่เมื่อเพิ่มเวลาในการบ่มแข็งนานเป็น 84 ชั่วโมง พรีซิพิเทต  $\beta''$  มีความยาวเพิ่มขึ้นอยู่ในช่วง 2-13 นาโนเมตร และมีความยาวเฉลี่ยอยู่ที่ 7 นาโนเมตร ซึ่งไม่สอดคล้องกับงานวิจัยอื่นๆที่ได้ศึกษามาก่อนหน้านี้ที่พบว่าความยาวของพรีซิพิเทตที่สภาวะการบ่มเทียมเหมาะสมในอะลูมิเนียมผสม 6061 จะอยู่ในช่วง 10-15 นาโนเมตร และ 36 นาโนเมตร หลังจากบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 4 ชั่วโมง [11] และอุณหภูมิ 177 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 15 ชั่วโมง [24]



รูปที่ 4.21 แสดงภาพถ่าย BF และรูปแบบ SAD ของชิ้นงานที่สภาวะในการบ่มที่ขยวมแตกต่างกัน (ก) (ก-ข) ทำการบ่มที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 15 นาที (ค-ง) ทำการบ่มที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 16 ชั่วโมง และ (จ-ฉ) ทำการบ่มที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 84 ชั่วโมง ที่ศึกษาด้วยกล้อง TEM



รูปที่ 4.22 แสดงขนาดของพรีซิพิเตตเฉลี่ยที่แพร่กระจายในชิ้นงานหลังผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 16 ชั่วโมง และ 84 ชั่วโมง

#### 4.2.2.3 การคำนวณค่าพลังงานกระตุ้น (Activation Energy, Q)

การศึกษาจลนพลศาสตร์ของการตกตะกอน หรือการพรีซิพิเตต จากการบ่มที่อุณหภูมิอะลูมิเนียมผสม สามารถอธิบายได้โดยใช้สมการของอาร์เรเนียส (Arrhenius Equation) ตามที่ H. Möller และคณะ (2008) [14] ได้นำเสนอไว้ เวลาในการบ่มที่อุณหภูมิ  $T$  (หน่วยเป็นเคลวิน) สามารถนำมาพล็อตกราฟแสดงความสัมพันธ์ตามสมการของอาร์เรเนียสดังนี้  $t_{T6} = C \exp(Q/RT)$  โดยที่ค่า  $C$  คือ ค่าคงที่ปรับแก้, ค่า  $Q$  คือ พลังงานกระตุ้นที่ใช้ในการพรีซิพิเตต (J/mol) และค่า  $R$  คือ ค่าคงที่ของแก๊ส (= 8.314 J/mol.K) แสดงดังรูปที่ 4.21 การประยุกต์ใช้สมการของอาร์เรเนียสสำหรับอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS แสดงในสมการที่ (4-1)

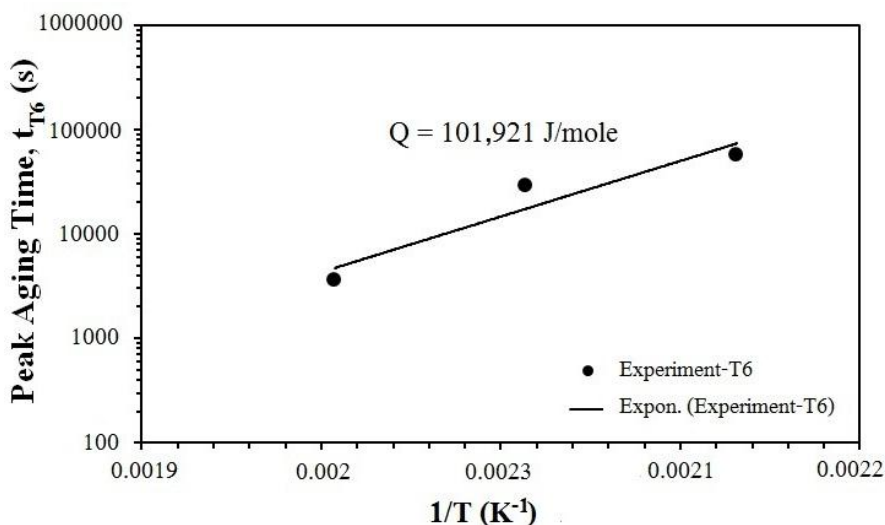
$$t_{T6} = 1 \times 10^{-7} \exp(101,921/RT) \quad (4-1)$$

พลังงานกระตุ้นที่ใช้ในการพรีซิพิเตตจากการบ่มที่อุณหภูมิอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS สามารถคำนวณได้จากค่าความชันของเส้นตรงในรูปที่ 4.23

โดยใช้ข้อมูลจากตารางที่ 4.2 พบว่าพลังงานกระตุ้นมีค่าเท่ากับ 101,921 J/mol ซึ่งมีค่าใกล้เคียงกับพลังงานกระตุ้นในการพรีซิพิเทตซึ่งฟอร์มเป็นเฟส  $\beta''$  ในอะลูมิเนียมหล่อผสม 6061 ด้วยเครื่อง DSC รายงานโดย N.C.W. Kuijpers และคณะ (2012) [15] (105,000 J/mol) และ L.C Doan และคณะ (2000) [30] (105,400 J/mol) ในขณะที่อะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการ Extrusion พลังงานกระตุ้นในการพรีซิพิเทต  $\beta''$  จะมีค่าเพิ่มขึ้น รายงานโดย H. K. Ahn และคณะ (2001) [16] (124,900 J/mol)

ตารางที่ 4.2 แสดงอุณหภูมิและเวลาในการบ่มที่ข้มที่ใช้ในการคำนวณค่าพลังงานกระตุ้น

T(°C)	T(K)	1/T(K <sup>-1</sup> )	t(hr)	t(sec)
175	448.15	0.002231	16	57600
200	473.15	0.002113	8	28800
225	498.15	0.002007	1	3600



รูปที่ 4.23 กราฟอาร์เรเนียสแสดงความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและเวลาในการบ่มที่ให้ค่าความแข็งสูงสุดของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS

ในงานวิจัยนี้พลังงานกระตุ้นในการพรีซิพิเทตสำหรับอะลูมิเนียมผสม 6061 มีค่าต่ำ เนื่องจากแรงที่ใช้ในการขับเคลื่อนการฟอร์มตัวของพรีซิพิเทตมีค่าน้อย เป็นผลมาจากความแตกต่างของโครงสร้างจุลภาคหลังผ่านกระบวนการขึ้นรูป ส่วนผสมทางเคมี กระบวนการทางความร้อน รวมถึงพลังงานกระตุ้นของการนิวคลีเอชัน และลำดับของการเติบโตในช่วงที่เกิดการพรีซิพิเทต ยกตัวอย่างเช่น พลังงานกระตุ้นในการพรีซิพิเทต  $\beta''$  ในโลหะผสม Al-0.8%Mg-1%Si มีค่า

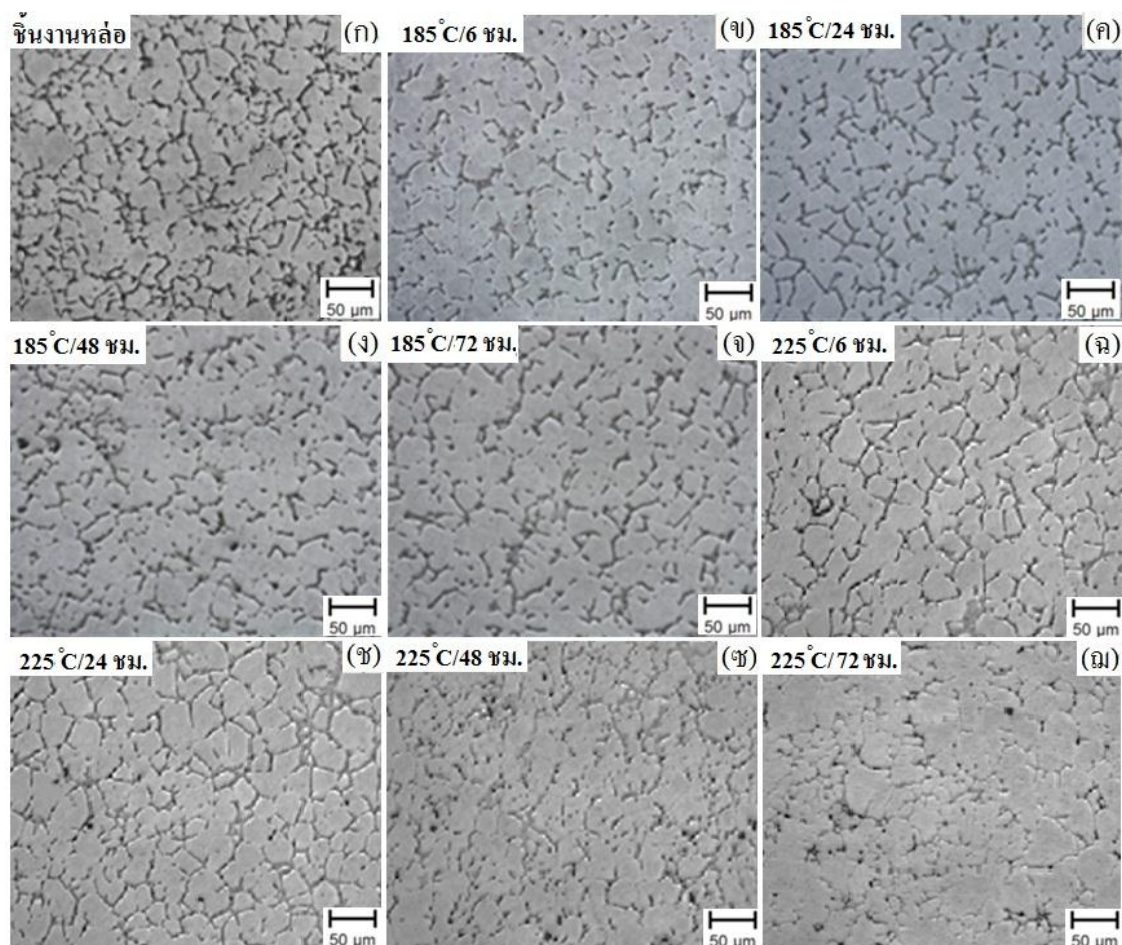
เท่ากับ 94,400 J/mol รายงานโดย K.D. Woo และคณะ (1999) [31] ในขณะที่พลังงานกระตุ้นในการพรีซิพิต  $\beta'$  ในโลหะผสม Al-1.12% Mg<sub>2</sub>Si-0.35%Si จะมีค่าเพิ่มขึ้น รายงานโดย Gaber และคณะ [32] (119,300 J/mol) เป็นที่น่าสังเกตว่า ค่าพลังงานกระตุ้นที่ได้จากการศึกษาข้างต้นจะมีค่าใกล้เคียงกับพลังงานกระตุ้นในการแพร่ของ Mg และ Si ใน Al เพราะฉะนั้นกระบวนการพรีซิพิตที่จะเกิดเป็นเฟส  $\beta''$  ในอะลูมิเนียมผสม 6061 จะถูกควบคุมโดยการแพร่ของ Mg และ Si ใน Al matrix และจากสมการที่ (4-1) สามารถใช้ทำนายเวลาในการบ่มเทียมเพื่อให้ได้ค่าความแข็งสูงสุดของโลหะอะลูมิเนียมผสม เมื่อทราบอุณหภูมิที่ใช้ในการบ่มเทียม

#### 4.3. ชีงงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5

กระบวนการทางความร้อน T5 ประกอบด้วย 2 ขั้นตอนหลักๆ คือ ขั้นตอนการบ่มเทียม ตามด้วยการชุบในน้ำ ซึ่งแตกต่างกับกระบวนการทางความร้อน T6 คือ ไม่มีขั้นตอนการอบละลายก่อนขั้นตอนการบ่มเทียม ในงานวิจัยนี้จึงได้ศึกษาความเป็นไปได้ในการปรับปรุงสมบัติเชิงกลโดยการนำชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปในสถานะกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS ไปผ่านกระบวนการทางความร้อน T5 เนื่องจากหากสามารถปรับปรุงสมบัติเชิงกลด้วยกระบวนการทางความร้อน T5 ได้ จะเป็นการลดต้นทุนในกระบวนการทางความร้อนที่ต้องทำการอบละลายชิ้นงานที่อุณหภูมิสูง ผลการศึกษาโครงสร้างทางจุลภาค และสมบัติเชิงกลของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ด้วยกระบวนการทางความร้อน T5 มีดังนี้

##### 4.3.1 โครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5

สำหรับกระบวนการทางความร้อน T5 ที่ใช้ในงานวิจัยนี้ คือ การบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 185 และ 225 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 6 24 48 และ 72 ชั่วโมง ตามลำดับ แล้วนำไปชุบในน้ำ โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5 ที่สภาวะแตกต่างกันแสดงในรูปที่ 4.24

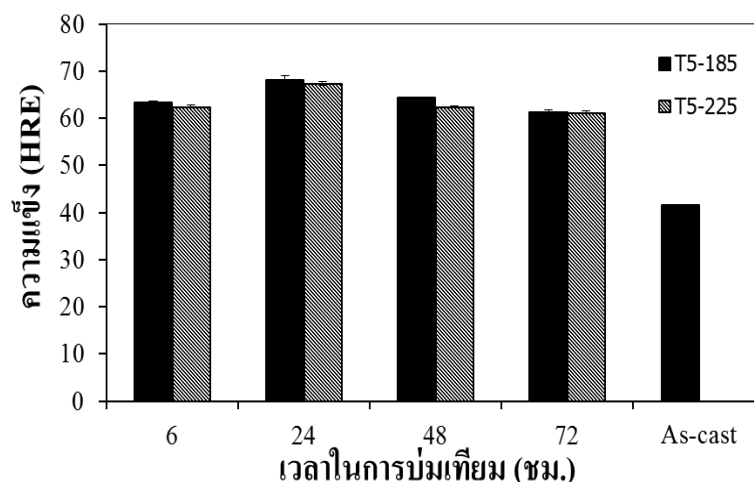


รูปที่ 4.24 แสดง โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5 โดยศึกษาจากภาพถ่าย OM (ก) ชิ้นงานหล่อ, (ข-จ) บ่มที่อุณหภูมิ 185 องศาเซลเซียส และ (ฉ-ณ) บ่มที่อุณหภูมิ 225 องศาเซลเซียส โดยอบละลายเป็นระยะเวลา 6 24 48 และ 72 ชั่วโมง ตามลำดับ

จากรูปที่ 4.24 พบว่าหลังจากนำชิ้นงานมาผ่านการบ่มที่ทั้งสองอุณหภูมิ เฟส  $Mg_2Si$  บริเวณขอบเกรนมีการละลายเล็กน้อย ในขณะที่เริ่มมีการฟอร์มตัวของเฟสอินเตอร์เมทัลลิกที่มี Fe เป็นองค์ประกอบ แต่เมื่อเพิ่มระยะเวลาในการบ่มให้นานขึ้นที่ทั้งสองอุณหภูมิ พบว่าการละลายของเฟส  $Mg_2Si$  มีแนวโน้มคงที่ ในขณะที่เฟสอินเตอร์เมทัลลิกดังกล่าวมีการฟอร์มตัวเพิ่มขึ้นเล็กน้อย

#### 4.3.2 สมบัติเชิงกลของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5

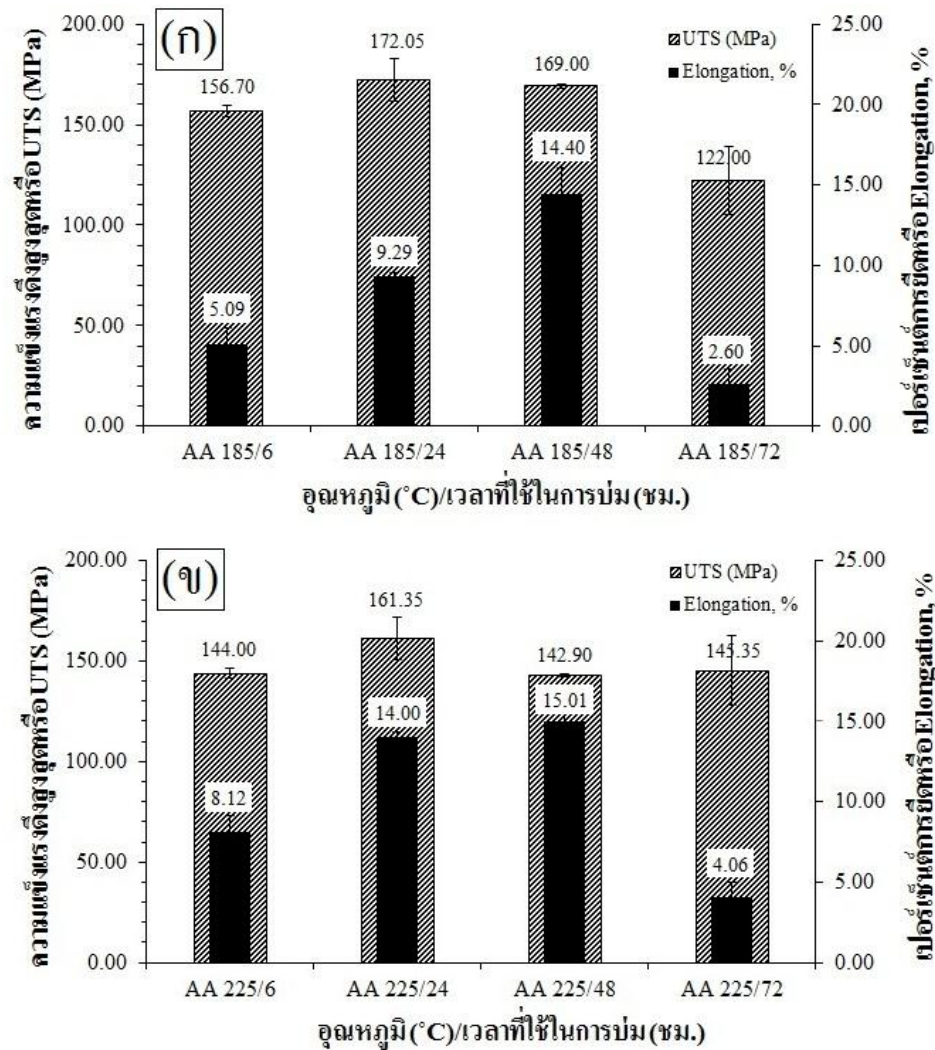
ค่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ 185 และ 225 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 24 48 และ 72 ชั่วโมง ตามลำดับ แสดงในรูปที่ 4.25



รูปที่ 4.25 แสดงกราฟเปรียบเทียบค่าความแข็งแรงของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ผ่านกระบวนการความร้อน T5 ที่สภาวะในการบ่มแตกต่างกัน

จากรูปที่ 4.25 พบว่าค่าความแข็งแรงของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5 ที่ทั้งสองอุณหภูมิจะอยู่ในช่วง 61-68 HRE ซึ่งเพิ่มขึ้นจากค่าความแข็งแรงของชิ้นงานหล่อ (41.06 HRE) และค่าความแข็งแรงสูงสุดจะอยู่ที่เวลาในการบ่มเทียมน 24 ชั่วโมงที่ทั้งสองอุณหภูมิ จากนั้นนำชิ้นงานไปทดสอบแรงดึง ผลการทดสอบแรงดึงของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5 แสดงในรูปที่ 4.26 พบว่าค่าความแข็งแรงสูงสุดจะอยู่ที่เวลาในการบ่มเทียมน 24 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ 185 องศาเซลเซียส (172.05 MPa) ในขณะที่ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานสูงที่สุดอยู่ที่ 14.4% ในชิ้นงานบ่มเวลา 48 ชั่วโมงจะแต่มีค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานสูง เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานบ่มที่สภาวะอื่น แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิบ่มเทียมนเป็น 225 องศาเซลเซียส ค่าความแข็งแรงและค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดจะลดลง แต่เปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานจะเพิ่มขึ้น เมื่อเปรียบเทียบกับการบ่มที่อุณหภูมิ 185 องศาเซลเซียสที่เวลาในการบ่มเท่ากัน และจากผลการทดสอบสมบัติเชิงกล พบว่าสภาวะที่ดีที่สุดในการบ่มกระบวนการทางความร้อน T5 ยังคงมีค่าความแข็งแรงและความแข็งแรงดึงต่ำ เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 แสดงในตารางที่ 4.1 ดังนั้นจึงสรุปได้ว่ากระบวนการทางความร้อน T5 ไม่สามารถนำมาประยุกต์ใช้ในการปรับปรุงสมบัติเชิงกลของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS ได้





รูปที่ 4.26 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด และค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการความร้อน T5 (ก) บ่มเทียมนที่อุณหภูมิ 185 องศาเซลเซียส และ (ข) บ่มเทียมนที่อุณหภูมิ 225 องศาเซลเซียสที่เวลาแตกต่างกัน

## บทที่ 5

### สรุปผลการทดลอง

ในงานวิจัยนี้ได้ศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของชิ้นงานหล่อ โลหะอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ได้จากการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS ซึ่งผลการศึกษสามารถสรุปได้ ดังนี้

#### 5.1 ชิ้นงานในสภาวะหล่อ

5.1.1 สภาวะที่เหมาะสมในการหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS คือ จุ่มแท่งกราไฟต์ลงในน้ำโลหะที่อุณหภูมิ 658 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 10 วินาที และพักน้ำโลหะเป็นเวลา 30 วินาที ก่อนเทน้ำโลหะลงแม่พิมพ์ที่อุณหภูมิประมาณ 350 เซลเซียส แล้วอัดด้วยความดันประมาณ 80 MPa

5.2.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS ประกอบด้วยก่อนกลมของอะลูมิเนียม ( $\alpha$ -Al) เฟสยูเทคติก ( $\alpha$ -Al +  $Mg_2Si$ ) และเฟสอินเตอร์เมทัลลิกที่แยกตัวออกมาอยู่บริเวณขอบเกรน

5.2.3 เฟสที่พบบริเวณขอบเกรนของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS ได้แก่ เฟส  $Mg_2Si$  เฟส  $Al_8Si_6Mg_3Fe$  ( $\pi$ -phase) และเฟส  $AlSiMgFeCu$

5.2.4 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อในแต่ละบริเวณ มีลักษณะไม่แตกต่างกันมาก ยกเว้น โครงสร้างจุลภาคบริเวณด้านบนของชิ้นงานหล่อที่มีปริมาณของเฟส Secondary  $\alpha$ -Al หนาแน่นกว่าบริเวณอื่น

5.2.5 ค่าความแข็ง ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS มีค่าเท่ากับ 41.53 HRE 126.48 MPa และ 19.22% ตามลำดับ

5.2.6 ไม่จำเป็นต้องกัดกรดชิ้นงานก่อนนำไปศึกษาโครงสร้างจุลภาค

## 5.2 ชิ้นงานหลังผ่านกระบวนการทางความร้อน T6

### 5.2.1 สภาวะที่เหมาะสมในการอบละลาย

5.2.1.1 สภาวะที่เหมาะสมในการอบละลายอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS คือ 530 องศาเซลเซียส-2 ชั่วโมง

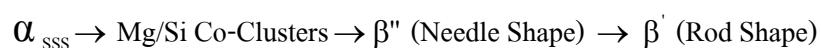
5.2.1.2 เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังผ่านกระบวนการอบละลายที่สภาวะแตกต่างกัน พบว่าการละลายของเฟส  $Mg_2Si$  เริ่มคงที่หลังจากอบละลายชิ้นงานนานเกิน 2 ชั่วโมง และ 1 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ 530 และ 550 องศาเซลเซียส ตามลำดับ ในขณะที่เฟสอินเตอร์เมทัลลิกจะฟอร์มตัวเพิ่มขึ้น เมื่อเพิ่มระยะเวลาในการอบละลายนานขึ้นที่ทั้งสองอุณหภูมิ

### 5.2.2 สภาวะที่เหมาะสมในการบ่มเทียม

5.2.2.1 ค่าความแข็งสูงสุดของชิ้นงานหลังผ่านการบ่มเทียมที่สภาวะแตกต่างกัน สามารถสรุปได้ ดังนี้ ค่าความแข็งสูงสุดของชิ้นงานหลังผ่านการบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 175 200 และ 225 องศาเซลเซียส มีค่าเท่ากับ 100.46 92.33 และ 83.35 HRE ซึ่งได้จากชิ้นงานที่บ่มเทียมเป็นเวลา 16 8 และ 1 ชั่วโมง ตามลำดับ

5.2.2.2 ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงาน) หลังผ่านการบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 175 200 และ 225 องศาเซลเซียส มีค่าเท่ากับ 330.2 MPa (10 %) 278.3 MPa (10.5%) และ 263.7 MPa (11.5%) ตามลำดับ

5.2.2.3 ลำดับการพรีซิพิตชันในการบ่มเทียมอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS ได้ สามารถสรุปได้ดังนี้



5.2.2.5 สภาวะที่เหมาะสมในการบ่มเทียมอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS คือ การบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 16 ชั่วโมง จะให้ค่าความแข็งและค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (พรีซิพิตจะเกิดเป็นเฟส  $\beta''$  มีรูปร่างแบบเข็ม มีขนาดความยาวเฉลี่ยเท่ากับ 4 นาโนเมตร) และพบว่าเฟส  $\beta''$  เป็นเฟสหลักที่ทำให้ชิ้นงานมีความแข็งเพิ่มขึ้น

5.2.2.6 การบ่มที่สภาวะนานเกินไป ทำให้ค่าความแข็งและค่าความแข็งแรงดึงของชิ้นงานลดลง เป็นผลมาจากการเติบโตของเฟสซิพิเทต (เฟสซิพิเทต  $\beta''$  ที่มีรูปร่างแบบเข็ม มีขนาดความยาวเฉลี่ยเท่ากับ 7 นาโนเมตร ซึ่งเพิ่มขึ้นจากการบ่มชิ้นงานเป็นเวลา 16 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียส) โดยเฟสซิพิเทต  $\beta'$  ขนาดใหญ่ ซึ่งเป็นเฟสที่ทำให้ค่าความแข็งของชิ้นงานลดลง

5.2.2.7 พลังงานกระตุ้นในการฟอร์มตัวของเฟสซิพิเทต  $\beta''$  ในอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 มีค่าเท่ากับ 101,921 J/mol

### 5.3 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5

5.3.1 การบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 185 และ 225 องศาเซลเซียส ทำให้เฟส  $Mg_2Si$  มีการละลายเล็กน้อย และเริ่มมีการฟอร์มตัวของเฟสอินเตอร์เมทัลลิกที่มี Fe เป็นองค์ประกอบ เมื่อเพิ่มระยะเวลาในการบ่มให้นานขึ้นที่ทั้งสองอุณหภูมิ พบว่าการละลายของเฟส  $Mg_2Si$  มีแนวโน้มคงที่ ในขณะที่เฟสอินเตอร์เมทัลลิกดังกล่าวมีการฟอร์มตัวเพิ่มขึ้นเล็กน้อย

5.3.2 ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงาน) หลังผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ 185 และ 225 องศาเซลเซียส มีค่าเท่ากับ 172.05 MPa (9.29 %) และ 161.35 MPa (14%) ตามลำดับ

5.3.3 สภาวะที่เหมาะสมที่สุดของกระบวนการทางความร้อน T5 คือ การบ่มที่อุณหภูมิ 185 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 24 ชั่วโมง จะให้ค่าความแข็งและความแข็งแรงดึงสูงสุด แต่อย่างไรก็ตามสภาวะที่ดีที่สุดในการบ่มที่อุณหภูมิ 185 องศาเซลเซียส ยังคงมีค่าความแข็งและความแข็งแรงดึงต่ำ เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 ดังนั้นกระบวนการทางความร้อน T5 ไม่สามารถนำมาประยุกต์ใช้ในการปรับปรุงสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้เทคนิค GISS ได้

### บรรณานุกรม

- [1] J.R. Davis and Associates, in: *Aluminum and Aluminum alloys: ASM Specialty Handbook*, Mater. Inf. Soc (1993).
- [2] T.V. Rajan, C.P. Sharma and A. Sharma, in: *Heat Treatment: Principles and Techniques*, Prentice-Hall of India Private Limited, New Delhi (2003), p. 321-339.
- [3] วิจิตร พงษ์บัณฑิต, เทคโนโลยีการหล่อโลหะ, ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ. กรุงเทพมหานคร, 2542.
- [4] ภาพประกอบกระบวนการขึ้นรูปแบบ squeeze casting (ออนไลน์), สืบค้นจาก: <http://castmetalcomposites.com/> (2009, October)
- [5] เจษฎา วรรณสินธุ์, โครงการวิจัยเรื่องเทคโนโลยีการหล่ออลูมิเนียมไดแคสติงแบบกึ่งของแข็ง, ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์, 2553.
- [6] F. Ozturk, A. Sisman, S. Toros, S. Kilic and R.C. Picu: *Mater. Design* 31 (2010), p. 972-975.
- [7] C.S. Ramesh, R. Keshavamurthy, B.H. Channabasppa and S. Pramod: *Mater. Design* (2009), p. 3713-3722.
- [8] H. Demir and S. Gunduz: *Mater. Design* (2009), p. 1480-1483.
- [9] C. F. Tan and R. Mohamad Said: *Mater. Design* (2009), p. 276-286.
- [10] T. Oppenheim, O.R. Clark and W.E. Frazier: *Engineering Failure Analysis* Vol. 14 (2007), p. 218-225.
- [11] G.A. Edwards, K. Stiller, G.L. Dunlop and M.J. Couper: *Acta Mater* Vol. 46 (1998), p. 3893-3904.
- [12] H.H. Kim, S.H. Cho and C.G. Kang: *Mater. Sci. Eng.* (2008), p. 272-281.
- [13] R.P. Garrett, J. Lin and T.A. Dean: *Int. J. Plast.* 21 (2005), p. 1640-1657.
- [14] H. Möller, G. Govender and W.E. Stumpf: *The Open Mater. Sci. J.* (2008), p. 6-10.
- [15] N.C.W. Kuijpers, W.H. Kool and S. van der Zwaag: *Mater. Sci. Forum.* Vol. 369 (2002), p. 675-680.
- [16] H.K. Ahn and C.H. Yu: *Matell. Mater. Inter.* Vol.7 (2001), p. 1-7.

- [17] Y. L. Liu, S.B. Kang and H.W. Kim: *Mater. Letter.* 41 (1999), p. 267-272.
- [18] J. Zander and R. Sandström: *Mater. Design* 29 (2008), p. 1540-1548.
- [19] H. Demir and S. Gündüz: *Mater. Design* 30 (2009), p. 1480-1483.
- [20] W.F. Smith, in: *Aluminium Alloy* (1993), p. 203-209.
- [21] L. Wang and X.Y. Q, in: *Scripta Mater.* 49 (2003), p. 243-248.
- [22] E. Tan and B. Ögel: *Turkish J. Eng. Env. Sci.* 31 (2007), p. 53-60.
- [23] M. Song and K. Chen: *J Mater. Sci.* 43 (2008), p. 5265-5273.
- [24] J. Buha, R.N. Lumley, A.G. Crosky and K. Hono: *Acta Mater.* 55 (2007), p. 3015-3024.
- [25] S. M. Skolianos, G. Kiourtsidis and T. Xatzifotiou: *Mater. Sci. Eng. A231* (1997), p. 17-24.
- [26] S. Y. Lee and Se-II Oh: *J Mater. Proc.* 130-131 (2002), p. 587-593.
- [27] M.J. Jacobs, in: *TALAT Lecture 1204: Precipitation Hardening*, EAA (1999), p. 1-47.
- [28] M. Cabibbo, S. Spigarelli and E. Evangelista: *Mater. Charact.* 49 (2003), p. 193-202.
- [29] F. Delmas, M.J. Casanove, P. Lours, A. Couret and A. Coujou: *Mater. Sci. Eng. A373* (2004), p. 80-89.
- [30] L.C. Doan, Y. Ohmori and K.N. Nakai: *Mater. Trans. JIM. Vol.41 No.2* (2000), p.300-305.
- [31] K. D. Woo, J.S. Lee and S. W. Kim: *Metall. Mater. Vol.5 No.4* (1999), p. 363-368.
- [32] A. Gaber, M.A. Gaffar, M.S. Mostafa and E.F. Abo Zeid: *J. Alloy. Compd.* 429 (2007), p.167-175.

**ภาคผนวก**

ภาคผนวก ก

สมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ไม่ผ่านและผ่านกระบวนการทางความร้อน T6



ตารางที่ ก.1 แสดงค่าความแข็งค่าความแข็งแรงดึง และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปแตกต่างกัน

กระบวนการ	ค่าความแข็ง (HRE)	ค่าความแข็งแรงดึง (MPa)				เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (%)			
	ชิ้นงาน	ชิ้นงาน				ชิ้นงาน			
	ค่าเฉลี่ย	1	2	3	ค่าเฉลี่ย	1	2	3	ค่าเฉลี่ย
หล่อในสถานะของเหลว	40.1	155.8	159.1		157.5	25.6	25.7		25.7
หล่อแบบกึ่งของแข็ง โดยใช้เทคนิค GISS	41.5	122.9	130.1		126.5	19.5	19		19.3

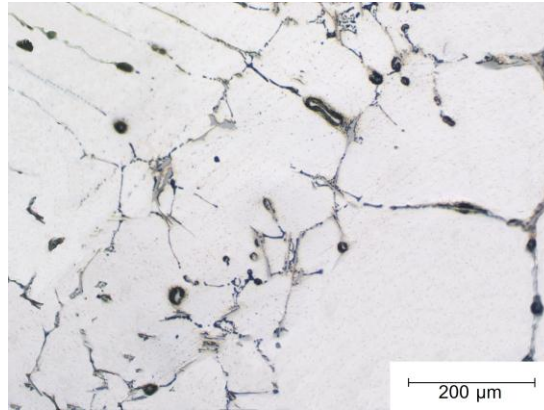
ตารางที่ ก.2 แสดงค่าความแข็งเฉลี่ยของชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม 6061 หลังผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 ที่แตกต่างกัน

อุณหภูมิบ่มเทียมน (°C)	เวลาบ่มเทียมน (ชม.)	0.25	1	2	4	8	12	16	20	24	32	48	64	84
175	ค่าความแข็ง (HRE)	72.84		95.04		98.75		100.5	99.34	98.99	98.39	96.88	95.59	93.1
	ค่าเบี่ยงเบนมาตรฐาน	2.98		1.31		1.25		1.96	1.04	1.23	1.43	1.91	1.81	1.87
200	ค่าความแข็ง (HRE)	76.92		88.84		92.33	91.77	91.47			90.03	88.82	86.39	
	ค่าเบี่ยงเบนมาตรฐาน	2.21		1.32		2.29	1.94	1.9			1.34	1.2	1.33	
225	ค่าความแข็ง (HRE)	79.77	83.35	82.74	82.36	82.27		82.03			81.55	80.95	78.09	
	ค่าเบี่ยงเบนมาตรฐาน	1.12	0.57	0.74	0.67	0.62		0.66			0.78	0.65	3.09	

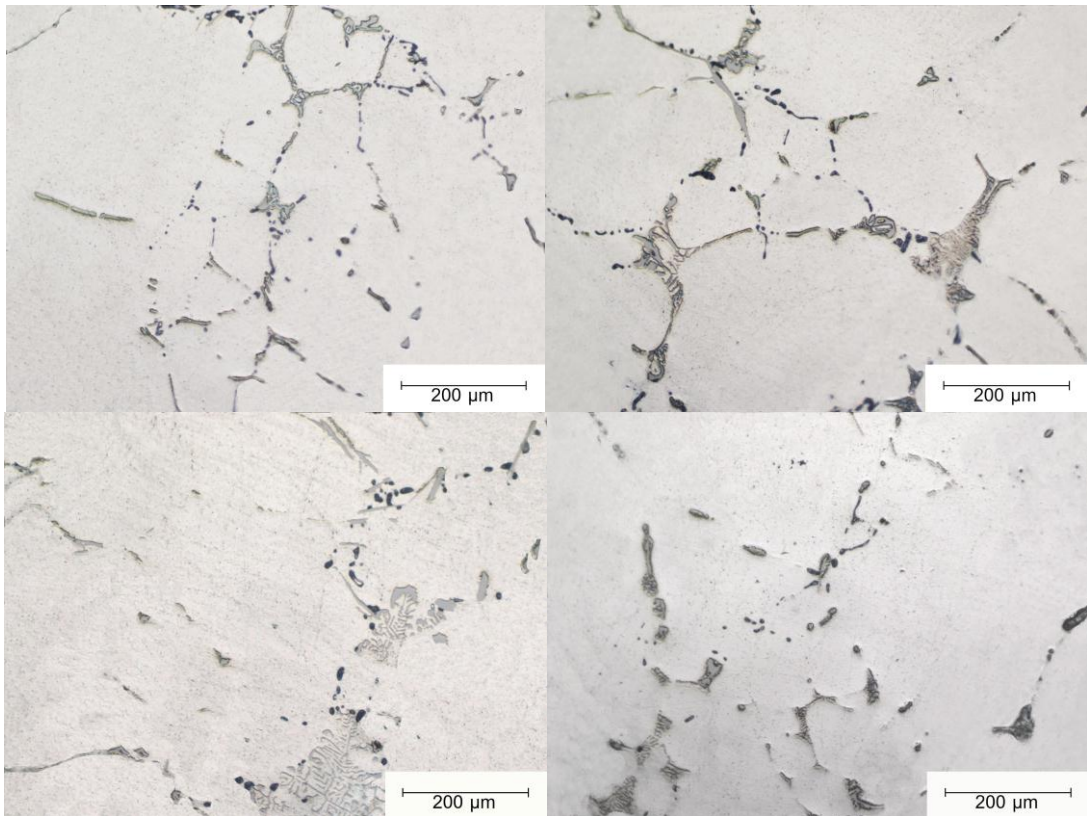
ตารางที่ ก.3 แสดงค่าความแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม 6061 หลังผ่านกระบวนการทางความร้อน T6

กระบวนการ	ค่าความแข็งแรงดึง (MPa)				เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (%)			
	ชิ้นงาน				ชิ้นงาน			
	1	2	3	ค่าเฉลี่ย	1	2	3	ค่าเฉลี่ย
อบละลาย 530°C-1 ชม. + บ่มเทียมน 175°C-16 ชม.	248.8	268.9	273.9	263.9	2.1	2.5	2.9	2.5
อบละลาย 530°C-2 ชม. + บ่มเทียมน 175°C-16 ชม.	336.5	323.9	330.3	330.2	9.9	10.1	9.9	10.0
อบละลาย 530°C-3 ชม. + บ่มเทียมน 175°C-16 ชม.	260.5	276.5		268.5	2.4	3.2		2.8
อบละลาย 550°C-1 ชม. + บ่มเทียมน 175°C-16 ชม.	295.3	302.1		298.7	8.8	9		8.9
อบละลาย 550°C-2 ชม. + บ่มเทียมน 175°C-16 ชม.	265.9	224.3		245.1	7	6.5		6.8
อบละลาย 550°C-3 ชม. + บ่มเทียมน 175°C-16 ชม.	234.9	240		237.5	2.9	2.3		2.6

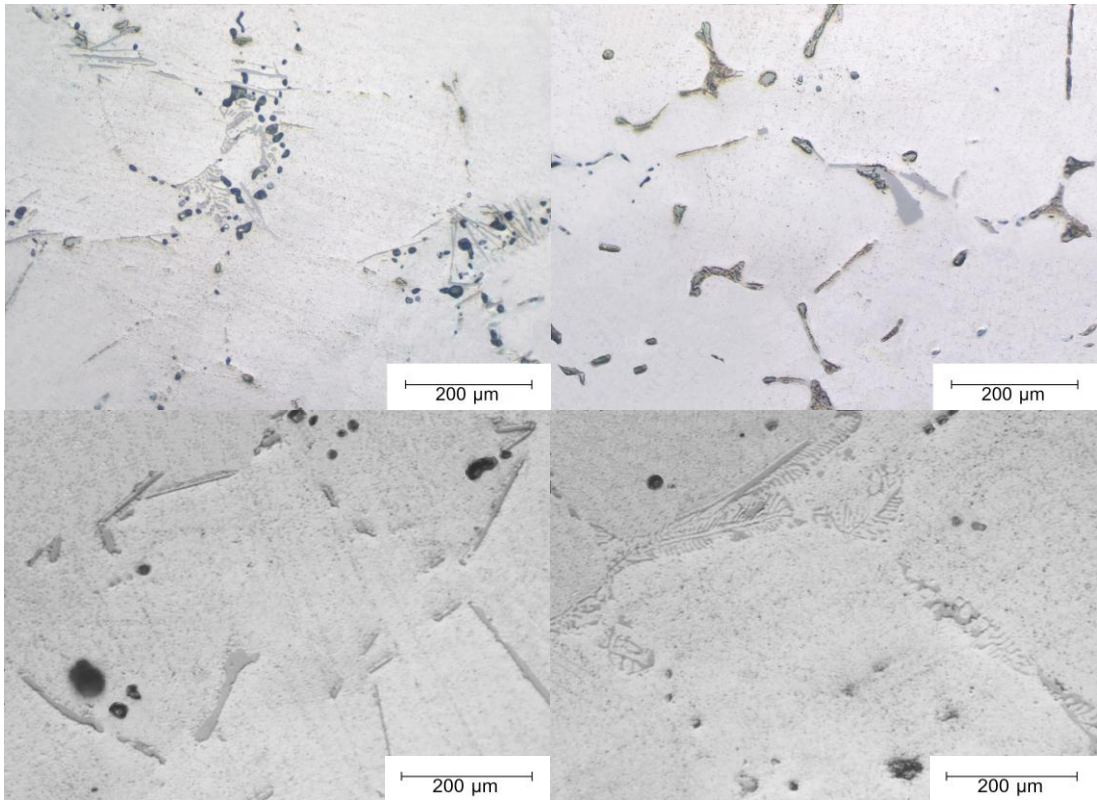
ภาคผนวก ข  
โครงสร้างจุดภาคของอะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ไม่ผ่านและ  
ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6



รูปที่ ข.1 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 6061 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง โดยใช้เทคนิค GISS



รูปที่ ข.2 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม 6061 หลังผ่านการอบละลายที่ อุณหภูมิ 530 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0.5 1 2 และ 3 ชั่วโมง ตามลำดับ



รูปที่ ข.3 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม 6061 หลังผ่านการอบละลายที่  
อุณหภูมิ 550 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0.5 1 2 และ 3 ชั่วโมง ตามลำดับ

ภาคผนวก ค  
ผลงานที่เผยแพร่ในงานประชุมวิชาการ

## **Influence of Solution Heat Treatment Temperature and Time on the Microstructure and Mechanical Properties of Gas Induced Semi-Solid (GISS) 6061 Aluminum Alloy**

Nitikarn Pajaroen<sup>1, a</sup>, Thawatchai Plookphol<sup>1</sup>, Jessada Wannasin<sup>1</sup>  
 and Sirikul Wisutmethangoon<sup>2, b</sup>

<sup>1</sup>Department of Mining and Material Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Thailand 90112

<sup>2</sup>Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Thailand 90112

<sup>a</sup>nueng319@hotmail.com, <sup>b</sup>sirikul@me.psu.ac.th

**Keywords:** 6061 aluminum alloy; solution heat treatment; Gas Induced Semi-Solid (GISS) process

**Abstract.** The influence of solution heat treatment (SHT) temperature and time on the microstructure and mechanical properties of semi-solid 6061 aluminum alloy has been investigated in this study. Microstructure of the as-cast 6061 aluminum alloy mainly consisted of globular  $\alpha$ -Al matrix and eutectic phase ( $\alpha$ -Al + Mg<sub>2</sub>Si) at the grain boundary (GB). Iron rich intermetallic phase was also observed at the grain boundary. Eutectic phase started to dissolve after solution heat treatment. The dissolution of eutectic phase increased with increasing solution treatment time, however, the amount of remaining eutectic phase was found to be slightly changed after solution treating longer than 1 h at 550 °C and 2 h at 530 °C. Hardness and tensile results of specimens after artificial aging were utilized to compare and select the optimum solution heat treatment condition cooperating with the microstructural observation. The optimum solution heat treatment condition of the alloy in this study was at 530 °C for 2 h.

### **Introduction**

The 6061 aluminum alloy was used in this study and it was one of the 6xxx-series of Al-Mg-Si alloy. Commercial 6xxx series wrought alloys are widely used because of their medium strength, good formability, weldability, corrosion resistance, and low cost [1, 2]. They have been used in aircraft, automotive and general structures [3, 4]. It is notable that the strength of 6xxx-series alloy can be increased by heat treatment process. The most common heat treatment process applied to this alloy series is T6-type which consists of three following steps: solution heat treatment, quenching, and artificial aging [5-7]. In this alloy, magnesium and silicon are the major alloying elements. Iron is the main impurity elements which would form intermetallic phases in the matrix.

During solution treating of 6061 aluminum alloy, Mg<sub>2</sub>Si phase in the eutectic would dissolve, and magnesium and silicon went into solid solution of  $\alpha$ -Al. Garrett et al. [8] suggested that optimum mechanical properties of this alloy can be achieved by selecting optimum condition of solution treatment temperature and time. Solution treatment temperature of wrought 6061 aluminum alloy and Al-Mg-Si wrought alloy was suggested to be in the range of 460-530 °C [2] and 516-545 °C [6], respectively. However, W. F. Smith [9] advised that the proper temperature for dissolving Mg<sub>2</sub>Si phase of as-cast 6061 aluminum alloy should be above 520 °C.

In the "New Rheocasting" process, the gas induced semi-solid (GISS) technique has been researched and developed by the Innovative Metal Technology (IMT) team [10]. With this technique, an obtained globular microstructure was achieved compared to a dendritic structure of conventional liquid casting. This technique can also lessen the problems of gas entrapment and shrinkage during solidification in the case of conventional liquid casting. None of study has ever done on heat treatment of GISS processed 6061 aluminum alloy before. Therefore, it is the aim of this study to determine the optimum condition of solution heat treatment in T6 process for this aluminum alloy.

### Experimental Procedure

6061 aluminum alloy was prepared using GISS technique. To perform GISS processing, 6061 aluminum alloys were melted in a crucible by using an electric furnace. When the melt temperature was about 658 °C, porous graphite was immersed and nitrogen gas was injected into the melt to release gas bubbles for 10 seconds. The melt was then held for 30 seconds before squeeze-casting in the steel mold at a pressure of approximately 80 MPa. The squeezed plate has the dimension of 100 mm x 100 mm x 15 mm. Chemical composition of the as-cast specimen was determined by using an spark emission spectroscopy as given in Table 1.

Table 1. Chemical compositions of the as-cast 6061 aluminum alloy used in this study.

Sample	Alloying Element (weight %)									
	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Cr	Ni	Zn	Ti	V
Al 6061	1.048	0.659	0.358	0.353	0.026	0.113	0.023	0.013	0.008	0.008

The as-cast specimens were solution treated at temperatures of 530 °C and 550 °C for 0.5, 1, 2 and 3 h, and followed by quenching in water at room temperature. Artificial aging was done at 175 °C for 16 h. Specimens were then ground and polished for microstructural observation. Microstructure analysis was performed using an optical microscopy (OM), JSM-5800LV JEOL scanning electron microscopy (SEM) in combination with energy dispersive X-ray spectrometry (EDS) and X'Pert MPD Philips X-ray diffraction (XRD). Rockwell (scale E) was used to measure the hardness of specimens. Tensile specimens were machined into dumbbell shape with a diameter of 5 mm and a gauge length of 25 mm. Tension test was performed under a strain rate of 0.001 s<sup>-1</sup>.

### Results and discussion

**Microstructure of the as-cast specimens.** Fig. 1 (a) shows a non-dendritic grain structure of the as-cast 6061 aluminum alloy processed by GISS technique. With higher magnification, Fig. 1 (b), it is illustrated that not only eutectic phase but also intermetallic phase was formed at the grain boundaries. These intermetallic phases have three different morphologies: Chinese script, platelet, and rod as indicated as position 1, 2 and 3 in Fig. 1 (b), respectively [11].

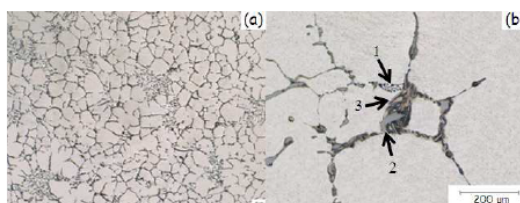


Fig. 1 (a)-(b) Typical optical micrograph of as-cast semi-solid 6061 aluminum alloy.

Grain boundary (GB) phases were further studied by SEM-EDS analyses as shown in Fig. 2. Fig. 2 (a) shows SEM micrograph of the as-cast specimen. It is observed from this figure that Mg<sub>2</sub>Si particles in the eutectic phase were appeared in black contrast indicating by the arrows at position 2 and 5. EDS analyses from this positions were given in Fig. 2 (c) and Fig. 2 (f), respectively and were confirmed to be Mg<sub>2</sub>Si corresponding to the study of Ref. [11]. This result was supported by the XRD result in Fig. 3 showing the appearance of Mg<sub>2</sub>Si phase in the as-cast specimen. While the EDS results from white rod-shape phase (position 1 in Fig. 2 (a)) and white Chinese script phase (position 3 in Fig. 2 (a)) were given in Fig. 2 (b) and Fig. 2 (d), respectively. From these figures, peaks of Al, Mg, Si and Fe elements were observed from white intermetallic phases. Liu et al. [11] also advised that the lamellar or Chinese-script structure intermetallic phases were π-phase (Al<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>Mg<sub>3</sub>Fe). While the EDS result of the white platelet phase as indicated by position 4 in Fig. 2 (a), Fig. 2 (e), showed the peak concentrations of Al, Mg, Si, Fe and Cu elements. Zander and

Sandström [12] identified this Cu containing intermetallic phase as Q-phase ( $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ ). However, the presence of Fe in this phase suggested that this white platelet phase was not the Q-phase.

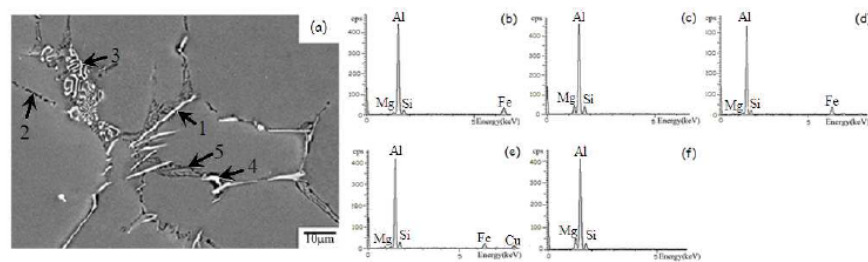


Fig. 2 (a) SEM micrograph of the as-cast 6061 aluminum alloy processed by GISS technique; (b), (d), and (e) EDS spectra of the iron-containing intermetallic (white) phases at position 1, 3 and 4, respectively; (c) and (f) EDS spectra of the  $\text{Mg}_2\text{Si}$  (black) phase at position 2 and 5.

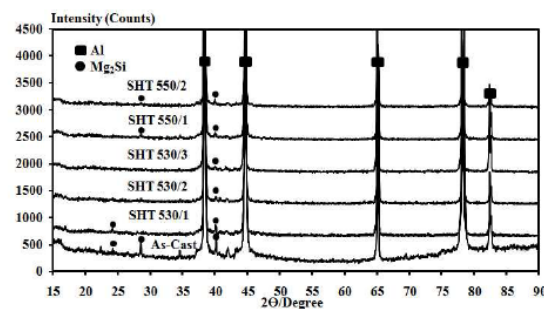


Fig. 3 XRD results of as-cast and solution heat treated (SHT) specimens (SHT530/1: 530 °C /1h, SHT 530/2: 530 °C /2h, SHT530/3: 530 °C /3h, SHT550/1: 550 °C /1h, SHT550/2: 550 °C /2h)

**Microstructure of solution heat treated specimens.** The evolution of GB phases after solution heat treatment at 530 °C and 550 °C for 0.5-3 h is shown in Fig. 4 (b)-(i). The mechanisms for GB phase-evolution during SHT process has been proposed in three stages: thinning, discontinuation, and dissolution [8]. In this research, the discontinuation stage should be more notably observed than other stages. Continuous GB phases of the as-cast specimens were subsequently dissolved after solution heat treatment at both temperatures.

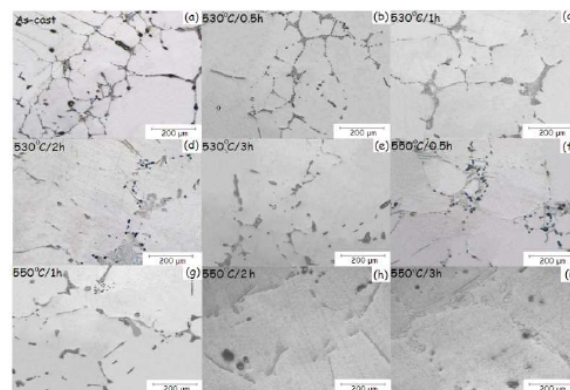


Fig. 4 Optical micrographs of specimens (a) as-cast; (b), (c), (d), (e) SHT at 530 °C for 0.5, 1, 2, 3 h, respectively; and (f), (g), (h), (i) SHT at 550 °C for 0.5, 1, 2, 3 h, respectively.



The dissolution of remaining  $Mg_2Si$  phases increased with increasing solution treatment time and then ceased after solution treating longer than 1 h at 550 °C and 2 h at 530 °C. This was confirmed by the results of  $Mg_2Si$  area fraction measurement from the as-cast and SHT specimens as illustrated in Fig. 5 (a). It can be seen from Fig. 5 (a), that the area fraction of remaining  $Mg_2Si$  phase decreased in the early stage of solution treatment and then became constant at about 1% after solution treating longer than 2 h at 530 °C and 1 h at 550 °C. The existence of  $Mg_2Si$  phase in these solution treated specimens was confirmed by the XRD result in Fig. 3. It was noticed that eutectic phase and intermetallic phases in wrought 6061 aluminum alloy could not be completely dissolved because of their high melting points. Since the diffusion coefficient of Mg atom is medium and that of Si atoms is high, these atoms would easily diffuse from localized melted area throughout the matrix as solid solution [13].

On the other hand, the formation of iron-containing intermetallic phase increases with increasing solution treatment time and temperature as shown in Fig. 5 (b). The presence of iron-containing intermetallic phase at the grain boundary of the as-cast specimen was reported by Tan and Ögel [14]. Liu et al. [11] advised that the iron-containing intermetallic phase formed as a result of microsegregation and grain boundary segregation and this phase made the alloy hard and brittle. It was shown in Fig. 6 that the hardness of the solution treated specimens was corresponded with the amount of iron-containing intermetallic phase. It is also noticed from Fig. 6 that the hardness of solution treated specimens could be further increased from about 47-70 HRE to about 71-85 HRE by artificial aging these specimens at 175 °C for 16 h. An increase in the hardness of aged specimens was resulted from the formation of fine precipitates during aging.

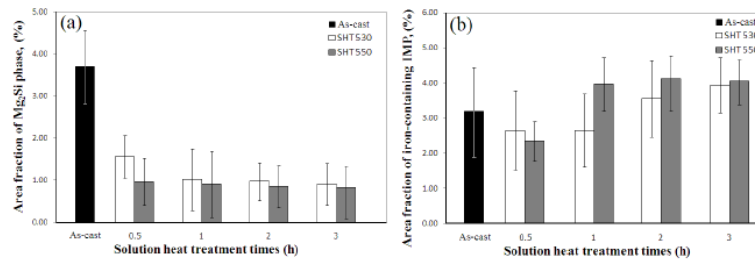


Fig. 5 (a) Area fractions of  $Mg_2Si$  in the as-cast and solution heat treated specimens and (b) Area fractions of iron-containing intermetallic phases in as-cast and solution heat treated specimens.

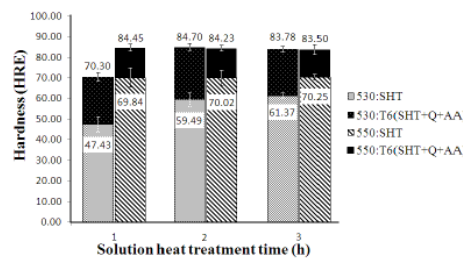


Fig. 6 Hardness Rockwell (scale E) of SHT and T6 specimens at various solution treated conditions.

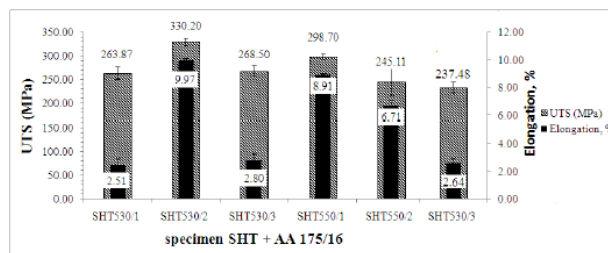


Fig. 7 Tensile strength and % elongation of aged specimens at various solution treated conditions.

Tensile measurement of the aged specimens was performed to quantify the optimum solution treatment condition and was showed in Fig. 7. It is noted from Fig. 7 that the maximum tensile strength, 330 MPa, and maximum elongation, 9.97%, were achieved from the specimen solution treated at 530 °C for 2 h.

### Summary

The microstructure of the as-cast GISS processed 6061 aluminum alloy mainly consisted of non-dendritic  $\alpha$ -Al surrounded by the eutectic phase ( $\alpha$ -Al + Mg<sub>2</sub>Si) and intermetallic phases at the grain boundaries.

The grain boundary phases are Mg<sub>2</sub>Si,  $\pi$ -(Al<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>Mg<sub>3</sub>Fe), and AlSiMgFeCu phases.

The optimum solution heat treatment condition derived from this study was thus 2 h at 530 °C.

### Acknowledgement

This work was supported by the Higher Education Research Promotion and National Research University Project of Thailand, Office of the Higher Education Commission and the Graduate School, Prince of Songkla University. In addition, we would like to also thank the Department of Mining and Materials Engineering, Prince of Songkla University for laboratory facilities.

### References

- [1] C.Y. Chou, S.L. Lee and J.C. Lin: *Mater. Sci. Eng. A* 485 (2008), p. 461-467.
- [2] H. Demir and S. Gündüz: *Mater. Design* 30 (2009), p. 1480-1483.
- [3] T. Oppenheim, O.R. Clark and W.E. Frazier: *Engineering Failure Analysis* Vol. 14 (2007), p. 218-225.
- [4] K. Dehghani, M. Salehi, M. Salehi and H. Aboutalebi: *Mater. Sci. Eng. A* 489 (2008), p. 245-252.
- [5] F.Ozturk, A. Sisman, S.Toros, S. Kilic and R.C. Picu: *Mater. Design* 31 (2010), p. 972-975.
- [6] T.V. Rajan, C.P. Sharma and A. Sharma, in: *Heat Treatment: Principles and Techniques*, Prentice-Hall of India Private Limited, New Delhi (2003), p. 321-339.
- [7] J.R. Davis, in: *ASM Specialty Handbook: Aluminum and Aluminum alloys*, Mater. Inf. Soc. (1993).
- [8] R.P. Garrett, J. Lin and T.A. Dean: *Int. J. Plast.* 21 (2005), p. 1640-1657.
- [9] W.F. Smith, in: *Structure and Properties of Engineering Alloys: Aluminium Alloy* (1993), p. 203-209.
- [10] J. Wannasin, S. Janudom, T. Rattanochaikul, R. Canyook, R. Burapa, T. Chucheeep and S.Thanabumrungrkul: *Trans. Nonferrous. Met. Soc.* 20 (2010), p. s1010-s1015.
- [11] Y. L. Liu, S.B. Kang and H.W. Kim: *Mater. Letters.* 41 (1999), p. 267-272.
- [12] J. Zander and R. Sandström: *Mater. Design* 29 (2008), p. 1540-1548.
- [13] L. Wang and X.Y. Q, in: *Scripta Mater.* 49 (2003), p. 243-248.
- [14] E. Tan and B. Ögel: *Turkish J. Eng. Env. Sci.* 31 (2007), p. 53-60.

