



อิทธิพลของตัวแปรในกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติ
เชิงกลของอะลูมิเนียม 2024 ที่ได้จากการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง

**Effect of Heat Treatment Parameters on the Microstructure and the Mechanical
Properties of Aluminum 2024 Prepared by Gas Induced Semi- Solid Process**

ศิริวรรณ พรรณราย

Siriwan Pannaray

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญา
วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ
มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

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

2555

ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

ชื่อวิทยานิพนธ์ อธิปไตยของตัวแปรในกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาค
และสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียม 2024 ที่ได้จากการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง
ผู้เขียน ศิริวรรณ พรรณราย
สาขาวิชา วิศวกรรมวัสดุ

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์

คณะกรรมการสอบ

.....
(รองศาสตราจารย์ ดร.ศิริกุล วิสุทธิเมฆางกูร)

.....ประธานกรรมการ
(รองศาสตราจารย์ ดร.เชาวลิต ลิ้มมณีวิจิตร)

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม

.....กรรมการ
(รองศาสตราจารย์ ดร.ศิริกุล วิสุทธิเมฆางกูร)

.....
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ชัชชัย ปลุกผล)

.....กรรมการ
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์)

.....
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์)

.....กรรมการ
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ชัชชัย ปลุกผล)

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

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ อนุมัติให้บัณฑิตวิทยาลัยนี้เป็นส่วนหนึ่ง
ของการศึกษา ตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ

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

คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

ชื่อวิทยานิพนธ์ อธิทพลของตัวแปรในกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียม 2024 ที่ได้จากการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง

ผู้เขียน นางสาวศิริวรรณ พรรณราย

สาขาวิชา วิศวกรรมวัสดุ

ปีการศึกษา 2555

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้เป็นการ ศึกษาอะลูมิเนียม 2024 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้แก๊สแล้วนำมาผ่านกระบวนการทางความร้อน โดยศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในขั้นตอนการอบละลายและการบ่มแข็งเทียมที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกล โดยพบว่าขั้นตอนการอบละลายจะมีการละลายเฟสยูเทคติก (Al_2Cu / Al_2CuMg) เข้าสู่เนื้ออะลูมิเนียม เมื่อระยะเวลาการอบละลายที่นานมากขึ้นพบว่าเกิดการฟอร์มของเฟส Mg_2Si ทั้งนี้สภาวะที่เหมาะสมในการอบละลายอยู่ที่อุณหภูมิ 480 องศาเซลเซียส ที่ระยะเวลา 14 ชั่วโมง โดยไม่มีการฟอร์มเฟส Mg_2Si หลังจากได้สภาวะการอบละลายที่เหมาะสมได้นำชิ้นงานมาผ่านขั้นตอนการบ่มแข็งเทียมที่อุณหภูมิ 175 200 และ 225 องศาเซลเซียส ภายใต้อายุระยะเวลาต่างๆ พบว่าชิ้นงานที่สภาวะการบ่มแข็งเทียมที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียส ที่ระยะเวลา 36 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งสูงสุดถึง 77.7 HRB ในขณะที่ชิ้นงานที่สภาวะการบ่มแข็งเทียมที่อุณหภูมิ 225 องศาเซลเซียส ที่ระยะเวลาเพียง 1 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดที่ 395 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่ 5.8 เมื่อศึกษาที่สภาวะดังกล่าว ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (TEM) พบว่าเฟส Sr เป็นเฟสหลักที่สร้างความแข็งแรงให้กับชิ้นงาน และพบว่าพลังงานในการกระตุ้นในการฟอร์มเฟสปริซิเทตมีค่าเท่ากับ 133,805 J/mol

Thesis Title Effect of heat treatment parameters on the microstructure and the mechanical properties of Aluminum 2024 prepared by Gas Induced Semi- Solid Process

Author Miss Siriwan Pannaray

Major Program Materials Engineering

Academic Year 2012

Abstract

2024 Aluminum alloy was squeeze cast by the Gas Induced Semi Solid (GISS) process. Effect of solution treatment and artificial aging on microstructure and mechanical properties of this alloy was studied in the present work. During solution treatment, only Al_2Cu and Al_2CuMg phases were gradually dissolved back into the ζ -matrix. Prolonged solution treatment led to the formation of brittle Mg_2Si phase. It is obvious from this work that the optimum solution heat treatment condition was at $480\text{ }^\circ\text{C}$ -14 h at which the amount of solid solution was maximized without forming any brittle phase. The solutionized specimens were then aged hardened at temperatures of $175\text{ }^\circ\text{C}$, $200\text{ }^\circ\text{C}$, and $225\text{ }^\circ\text{C}$ under various time durations. The highest hardness of about 77.7 HRB was attained from specimen aged at the temperature of $175\text{ }^\circ\text{C}$ for 36 h. Whilst, the highest tensile strength of 395 MPa with 5.8% elongation was measured from the specimen aged at the temperature of $225\text{ }^\circ\text{C}$ for 1 h. Upon investigation the microstructure by using transmission electron microscopy (TEM), the $S\beta$ phase was mainly attributed to the strengthening effect in the aged alloy. The apparent activation energy for precipitation hardening of the alloy was calculated as 133,805 J/mol.

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ เรื่องอิทธิพลของตัวแปรในกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียม 2024 ที่ได้จากการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง สำเร็จสมบูรณ์ได้ด้วยความเมตตากรุณาของ รองศาสตราจารย์ ดร.ศิริกุล วิสุทธิ์เมธางกูร อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ที่กรุณาให้ความรู้ คำแนะนำ คำปรึกษา และกำลังใจ เป็นอย่างดีมาโดยตลอด รวมทั้งตรวจสอบและแก้ไขวิทยานิพนธ์จนเสร็จสมบูรณ์ ผู้เขียนขอขอบพระคุณเป็นอย่างสูง ในความเมตตากรุณาต่อศิษย์คนนี้ ไว้ ณ โอกาสนี้

ขอขอบพระคุณ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ธวัชชัย ปลูกผล และผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. เกษฎา วรณสินธุ์ ที่ให้ความรู้ คำแนะนำด้วยดีมาโดยตลอด

ขอขอบพระคุณ รองศาสตราจารย์ ดร.เชาวลิต ลิ้มมณีวิจิตร และ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ประภาศ เมืองจันทร์บุรี ที่กรุณาสละเวลามาร่วมเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ฉบับนี้

ขอขอบพระคุณ ทุนการศึกษาใน การสนับสนุนจากโครงการส่งเสริมการวิจัยในอุดมศึกษา และการพัฒนามหาวิทยาลัยวิจัยแห่งชาติ (NRU: No. ENG540551c) ของสำนักงานคณะกรรมการการอุดมศึกษา

ขอขอบพระคุณ ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุและภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ที่ให้การสนับสนุนเครื่องมือในงานวิจัยครั้งนี้

ขอขอบพระคุณ คณะอาจารย์และเจ้าหน้าที่ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ทุกท่านให้ข้อมูลที่เป็นประโยชน์และให้ความช่วยเหลือเป็นอย่างดีตลอดมา

ขอขอบคุณบิดา มารดา ญาติพี่น้อง และสมาชิกในครอบครัวทุกท่าน ที่เป็นกำลังใจ กำลังทรัพย์ ในสนับสนุนและส่งเสริมการศึกษามาโดยตลอด

ขอขอบคุณ เพื่อนๆ พี่ๆ น้องๆ ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์และเพื่อนๆ ทีมวิจัย Heat treatment and Particulate Materials Research Team (HTPM) ที่ให้กำลังใจและให้ความช่วยเหลือในการทำวิจัยครั้งนี้มาด้วยดีโดยตลอด

ศิริวรรณ พรรณราย

สารบัญ

	หน้า
สารบัญ	(6)
สารบัญตาราง	(9)
สารบัญภาพ	(10)
สัญลักษณ์คำย่อและตัวย่อ	(13)
บทที่	
1 บทนำ	1
1.1 ความสำคัญและที่มาของหัวข้อวิจัย	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย	2
1.3 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	2
1.4 ขอบเขตของงานวิจัย	2
2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	3
2.1 ทฤษฎี สมมติฐาน	3
2.1.1 โลหะผสมอะลูมิเนียม	3
2.1.2 อะลูมิเนียมขึ้นรูป	4
2.1.3 อะลูมิเนียมผสมกลุ่ม 2XXX	8
2.1.4 กระบวนการขึ้นรูปโลหะทิ้งของแข็ง	11
2.1.5 กระบวนการทางความร้อนของอะลูมิเนียมผสม	13
2.1.5.1 การกำกับภาวะประสงค์สำหรับ โลหะอะลูมิเนียม และอะลูมิเนียมผสม	13
2.1.5.2 การเพิ่มความแข็งแรงโดยวิธี Precipitation Hardening	16
2.1.6 การทดสอบความแข็ง	22
2.1.7 การทดสอบแรงดึง	26
2.1.8 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	34
2.1.9 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด	36
2.1.10 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน	38
2.1.11 เครื่องมืออื่นๆที่ใช้วิเคราะห์	39

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
2.1.11.1 เครื่อง (Optical emission spectrometry, OES)	39
2.1.11.2 เครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคชัน (X-Ray diffraction, XRD)	39
2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	40
3 วิธี ดำเนินการวิจัย	45
3.1 วัสดุและอุปกรณ์ที่ใช้ในงานวิจัย	46
3.1.1 วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย	46
3.1.2 อุปกรณ์ที่ใช้ทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง	46
3.2 ขั้นตอนการขึ้นรูปชิ้นงาน	48
3.3 ขั้นตอนการปรับสมบัติเชิงกล และ โครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบ โดยกระบวนการทางความร้อน T6	50
3.4 การเตรียมชิ้นงานเพื่อทดสอบความแข็ง	53
3.5 การเตรียมชิ้นงานเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง และกล้องจุลทรรศน์ แบบส่องกราด	53
3.6 การเตรียมชิ้นงานเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน	54
3.7 การเตรียมชิ้นงานเพื่อทดสอบแรงดึง	55
4 ผลและวิจารณ์ผลการทดลอง	57
4.1 ชิ้นงานในสถานะหล่อขึ้นรูป (As-cast)	58
4.1.1 การหาสถานะที่เหมาะสมในการหล่ออัดขึ้นรูปกึ่งของแข็ง ของอะลูมิเนียม 2024	58
4.1.2 โครงสร้างจุลภาค ณ ตำแหน่งต่างๆ ของชิ้นงาน As-cast	63
4.1.3 สมบัติทางกล (ค่าความแข็ง และความแข็งแรงดึง)	63
4.1.4 การหาสถานะสารกัศกรคที่เหมาะสมสำหรับการศึกษา โครงสร้างจุลภาค	65
4.2 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6	68

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
4.2.1. การหาสภาวะอบละลายที่เหมาะสม	68
4.2.1.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลาย	68
4.2.1.2 สมบัติทางกล (ค่าความแข็ง และความแข็งแรงดึง)	72
4.2.2. การหาสภาวะบ่มแข็งเทียมที่เหมาะสม	74
4.2.2.1 สมบัติทางกล (ค่าความแข็ง และความแข็งแรงดึง)	74
4.2.2.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งเทียม	76
4.2.3 การคำนวณหาพลังงานกระตุ้น	80
4.3. ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5	81
4.3.1. โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5	82
4.3.2. สมบัติทางกล (ค่าความแข็ง)	83
5 สรุปผลการทดลอง	84
5.1. ชิ้นงานในสภาวะหล่อขึ้นรูป (As-cast)	84
5.2 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6	84
5.2.1 สภาวะอบละลายที่เหมาะสม	84
5.2.2 สภาวะบ่มแข็งเทียมที่เหมาะสม	85
5.3 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5	85
บรรณานุกรม	87
ภาคผนวก 1 โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมหลังผ่านขั้นตอนการอบละลาย	89
ภาคผนวก 2 ผลงานที่เผยแพร่ในการประชุมวิชาการ	97
ประวัติผู้เขียน	102

สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า	
2.1	แสดงสมบัติบางประการของอะลูมิเนียม	4
2.2	แสดงสัญลักษณ์ที่ใช้แทนอะลูมิเนียมขึ้นรูป	6
2.3	แสดงภาวะประสงค์ (Temper) สำหรับอะลูมิเนียม	13
2.4	มาตรฐานสเกลความแข็งรีอคเวลล์	23
2.5	เกณฑ์มาตรฐานการทดสอบแรงดึง	34
3.1	ส่วนประกอบทางเคมี (Chemical composition) ของอะลูมิเนียมเกรด 2024 ที่ใช้ในการทดลอง (% โดยน้ำหนัก)	46
4.1	ความแข็งแรงดึงของอะลูมิเนียม 2024 ที่ได้จากงานวิจัยนี้ และจากงานวิจัยอื่นๆ	76
4.2	แสดงอุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการคำนวณพลังงานกระตุ้น	81
ผ .1	แสดงค่าความแข็งของชิ้นงานระหว่างอุณหภูมิและเวลาในกระบวนการ T6	94
ผ.2	แสดงค่าความแข็งแรงดึงของชิ้นงานที่อุณหภูมิและเวลาต่างๆ	95

สารบัญภาพ

รูปที่	หน้า	
2.1	แผนภาพสมมูลภาคโลหะผสมอะลูมิเนียม – ทองแดง	9
2.2	ค่าความแข็งของอะลูมิเนียมผสมทองแดงเมื่อมีอัตราธาตุผสมทองแดงที่แตกต่างกันและผ่านกระบวนการบ่มแข็ง	10
2.3	แผนภาพ TTT ของอะลูมิเนียมผสมทองแดงและแผนภาพการเกิดเฟสของอะลูมิเนียมผสมทองแดงและแมกนีเซียม	10-
2.4	โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมที่มีโครงสร้างเกรนแบบเดนไดรต์อะลูมิเนียมผสมอ้างอิงโลหะกึ่งของแข็งและสมบัติการไหลคล้ายไอศกรีมของโลหะกึ่งของแข็ง	12
2.5	แสดงกระบวนการขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็งด้วยวิธีการปล่อยฟองแก๊ส	12
2.6	แสดงแผนผังกระบวนการทางความร้อน	16
2.7	แสดงการบ่มมากเกินไป	18
2.8	การตกตะกอนของอนุภาคขนาดเล็ก	19
2.9	หลักการความแข็งรีอคเวลล์	23
2.10	หลักการทดสอบความแข็งรีอคเวลล์สเกล B	25
2.11	แสดงระยะยืดของแท่งโลหะทรงกระบอกที่รับแรงดึงทางเดียว	27
2.12	แสดงขึ้นทดสอบแรงดึงแบบแผ่นก่อนและหลังการทดสอบ	29
2.13	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของโลหะและโลหะผสมต่างๆ	29
2.14	ตัวอย่างขึ้นทดสอบมาตรฐานทั่วไปที่ใช้ในการทดสอบแรงดึง	30
2.15	ตัวอย่างขึ้นทดสอบแรงดึงมาตรฐานแบบต่างๆ	31
2.16	เครื่องทดสอบแรงดึง	32
2.17	ภาพการทำงานของเครื่อง ทดสอบแรงดึง	32
2.18	เส้นโค้งความเค้น-ความเครียด	33
2.19	แสดงส่วนประกอบต่าง ๆ ของกล้องจุลทรรศน์	35
2.20	แสดงส่วนประกอบต่าง ๆ ของเครื่อง SEM	37
2.21	แสดงส่วนประกอบต่าง ๆ ของเครื่อง TEM	38
3.1	แสดงแผนภาพลำดับขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย	45

สารบัญภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า	
3.2	แบบแม่พิมพ์รูปทรงสี่เหลี่ยมขนาด 10×10 เซนติเมตร	49
3.3	แสดงการติดตั้งแม่พิมพ์ บนเครื่องอัดไฮดรอลิกและแสดงการอุ่นแม่พิมพ์ให้ร้อนด้วย Heater ให้ความร้อน	49
3.4	แสดงการปล่อยฟองแก๊สในน้ำโลหะกึ่งของแข็งผ่านแท่งกราฟไฟต์พูน	50
3.5	แสดงแม่พิมพ์ขณะอัดขึ้นรูปและแสดงแผ่นอะลูมิเนียมเกรด 2024 ขนาด $10 \times 10 \times 1.5$ เซนติเมตร	50
3.6	แสดงลักษณะการตัดแบ่งชิ้นงาน	51
3.7	แสดงเตาเผาอุณหภูมิต่ำสำหรับอบละลายชิ้นงาน	51
3.8	แสดงเตาอบอุณหภูมิต่ำสำหรับบ่มแข็งเทียมชิ้นงาน	52
3.9	เครื่องวัดความแข็งแบบร็อกเวลล์สเกลบีและแสดงระยะห่างในการวัดค่าความแข็ง ของชิ้นงานในแต่ละจุด	53
3.10	กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	54
3.11	แสดงมาตรฐานชิ้นงานที่ใช้ทดสอบแรงดึงและแสดงลักษณะของชิ้นงานที่เตรียมใช้ในการทดสอบแรงดึง	56
4.1	แสดงโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการขึ้นรูปที่เสถียรแตกต่างกัน	58
4.2	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ Semi-solid และ Conventional	60
4.3	โครงสร้างจุลภาคของบริเวณเฟสยูเทคติกที่ถ่ายจาก OM และ SEM	61
4.4	ผลการวิเคราะห์ส่วนประกอบทางเคมีด้วย EDS และผลวิเคราะห์ XRD ของชิ้นงาน As-Cast	61
4.5	แสดงลักษณะการตัดชิ้นงาน และแสดงการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคจากบริเวณต่างๆ	63
4.6	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน As-cast ที่ตำแหน่งต่างๆ	64
4.7	ค่าความแข็งของชิ้นงาน As – Cast และความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น (ω) และความเครียด (κ^V) ของชิ้นงาน As – Cast	65
4.8	แสดงโครงสร้างจุลภาคที่ไม่ผ่าน และผ่านการกัดกรดด้วยสารละลายชนิดต่างๆ	66
4.9	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 450 องศาเซลเซียส และ 480 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4, 6, 8, 12, 14 และ 16 ชั่วโมง	68

สารบัญภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.10 ผล Elemental mapping จากชิ้นงานอบละลายที่อุณหภูมิ 480 องศาเซลเซียส -16 ชั่วโมง	70
4.11 แสดงผล Area fraction ของบริเวณขอบเกรนและเฟสสีดำ Mg ₂ Si	71
4.12 แสดงผล XRD ของชิ้นงานที่สภาวะต่างๆ	72
4.13 ความแข็งของชิ้นงานอบละลายที่อุณหภูมิ 480 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 14 และ 16 ชั่วโมง ที่สภาวะก่อนและหลังการบ่มเทียมน ที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส – 2.5 ชั่วโมง	73
4.14 ความแข็งที่แปรตามระยะเวลาการบ่มแข็งเทียมน	75
4.15 ภาพถ่าย BF และ SAD ของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งเทียมนที่อุณหภูมิ 225 องศาเซลเซียส และภาพสเกตช์แสดงตำแหน่ง SAD ของเฟส S'/S และ GPB2	78
4.16 ภาพถ่าย BF ของชิ้นงานที่ผ่านบ่มแข็งเทียมนที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียส 36 ชั่วโมง	79
4.17 ภาพถ่าย BF แสดง T-phase (Al ₂₀ Cu ₂ Mn ₃) ที่มีรูปร่างเป็นแท่งในชิ้นงานที่ บ่มแข็งเทียมนที่อุณหภูมิ 225 องศาเซลเซียส 12 ชั่วโมง	80
4.18 กราฟแสดงสัมพันธระหว่างเวลาที่ให้ค่าความแข็งสูงสุด (t _{Tc}) กับ 1/T	81
4.19 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน As-cast และชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งเทียมน ที่อุณหภูมิ 225 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 48 ชั่วโมง และ 144 ชั่วโมง	82
4.20 แสดงค่าความแข็งของชิ้นงาน As-cast ที่บ่มแข็งเทียมนที่อุณหภูมิ 225 องศาเซลเซียสและ 250 องศาเซลเซียส ที่เวลาต่างๆ	83

สัญลักษณ์คำย่อและตัวย่อ

ASTM	American Society of Testing and Materials
SSM	Semi-Solid Metal
SSM 2024	Semi-Solid Metal 2024 Aluminium Alloy
GISS	Gas Induce Semi-Solid
α	Alpha Aluminium
OM	Optical Microscope
XRD	X-Ray diffraction
SEM	Scanning Electron Microscope
TEM	Transmission Electron microscope
EDS	Energy dispersive spectrometer
HRB	Hardness Rockwell Scale B
YS	Yield Strength
UTS	Ultimate Tensile Strength
% E	Percentages Elongation

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญ และที่มาของโครงการวิจัย

ปัจจุบันอะลูมิเนียมมีปริมาณการใช้ที่เพิ่มมากขึ้นทั้งในงานอุตสาหกรรมยานยนต์ ชิ้นส่วนในอากาศยาน ชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ ขอบประตู หน้าต่าง หรือแม้กระทั่งงานตกแต่งภายใน เป็นต้น และอะลูมิเนียมเป็นธาตุที่มีมากที่สุดเป็นอันดับสามในพื้นที่ผิวโลกและเป็นโลหะสำคัญได้รับการใช้งานมากที่สุดในปัจจุบันเนื่องจากมีสมบัติเด่นหลายประการคือ ความหนาแน่นต่ำ (น้อยกว่าเหล็กประมาณสามเท่า) ทนทานต่อการเกิดสนิมและการผุกร่อนในบรรยากาศที่ใช้งานทั่วไปได้ดีมาก สามารถนำความร้อนได้มากกว่าโลหะ สามารถนำไปหลอมเหลวใหม่และขึ้นรูปด้วยกรรมวิธีต่างๆ ได้ง่าย ซึ่งพบว่ากระบวนการขึ้นรูปอะลูมิเนียมมีหลายวิธีและมีการพัฒนาอยู่เสมอเพื่อให้ได้กระบวนการที่ทันต่อความต้องการและได้สมบัติของวัสดุที่ดี ไม่ว่าจะเป็นวิธีการดั้งเดิมเช่น การอัดรีด การหล่อขึ้นรูป การทุบขึ้นรูป เป็นต้น แต่ก็ต้องอาศัยกระบวนการทางความร้อน (Heat treatment) ในการปรับปรุงคุณสมบัติของวัสดุให้ดียิ่งขึ้นเพื่อสามารถนำไปใช้ในสถานะงานที่ต้องการและงานที่เหมาะสมได้ นอกจากนี้อะลูมิเนียมยังสามารถรวมตัวกับโลหะอื่นให้โลหะผสมที่มีสมบัติหลายประการ และนำไปปรับปรุงสมบัติต่างๆ โดยผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกด้วย อะลูมิเนียม 2024 เป็นอะลูมิเนียมที่มีทองแดง (Copper: Cu) และแมกนีเซียม (Magnesium: Mg) เป็นธาตุหลักที่ใช้ผสม ซึ่งอะลูมิเนียม 2024 จะนิยมใช้ในชิ้นส่วนอากาศยานเป็นส่วนใหญ่ เนื่องจากมีน้ำหนักเบาและความแข็งแรงสูง ทั้งนี้การปรับปรุงสมบัติด้วยกระบวนการทางความร้อนจึงยังไม่แพร่หลายมากนัก

ดังนั้นจุดมุ่งหมายของงานวิจัยนี้จึงนำอะลูมิเนียมผสม 2024 ที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งแบบ Gas Induced Semi-solid (GISS) มาศึกษาอิทธิพลของตัวแปรในกระบวนการทางความร้อน ที่ยังไม่ได้เคยมีการศึกษามาก่อน ซึ่งใช้กระบวนการทางความร้อนที่เรียกว่า T6 ประกอบด้วยขั้นตอนหลักๆคือ ขั้นตอนการอบละลาย (Solution heat treatment), ขั้นตอนการชุบเย็น (Quenching) และขั้นตอนการบ่มแข็งเทียม (Artificial Aging) ทั้งนี้ใช้ตัวแปรในการศึกษา ซึ่งได้แก่ อุณหภูมิ และเวลาที่ใช้ในการอบละลายและการบ่มแข็ง เทียม ซึ่งมีผลต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคตลอดจน ส่งผลต่อ สมบัติเชิงกล เช่น ความแข็ง (Hardness) ความ

แข็งแรงดึง (Tensile) ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม 2024 และเพื่อให้ได้ สภาวะ ที่มีความเหมาะสมที่ได้จากกระบวนการทางความร้อน

1.2. วัตถุประสงค์ของโครงการ

- 1.2.1 เพื่อศึกษาอิทธิพลและหาสภาวะที่เหมาะสมของการอบละลาย ในกระบวนการทางความร้อนของอะลูมิเนียม 2024 ที่ได้จากการขึ้นรูปด้วยเทคโนโลยีโลหะกึ่งของแข็ง
- 1.2.2 เพื่อศึกษาอิทธิพลและหาสภาวะที่เหมาะสมของการบ่มแข็งเทียม ในกระบวนการทางความร้อนของอะลูมิเนียม 2024 ที่ได้จากการขึ้นรูปด้วยเทคโนโลยีโลหะกึ่งของแข็ง
- 1.2.3 เพื่อศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างคุณสมบัติเชิงกลและ โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียม 2024 ที่ได้จากการขึ้นรูปด้วยเทคโนโลยีโลหะกึ่งของแข็งและผ่านกระบวนการทางความร้อน T6

1.3. ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

- 1.3.1 ได้รับองค์ความรู้เกี่ยวกับกระบวนการขึ้นรูปอะลูมิเนียมผสมแบบกึ่งของแข็งหรือ GISS และกระบวนการทางความร้อนของโลหะผสมอะลูมิเนียม 2024
- 1.3.2 ได้ชิ้นงานอะลูมิเนียม 2024 ที่ผลิตจากการขึ้นรูปด้วยเทคโนโลยีโลหะกึ่งของแข็งและผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ให้สมบัติเชิงกลที่ดี และสามารถนำไปใช้ในงานที่ สภาวะเหมาะสมได้
- 1.3.3 เพื่อหาความสัมพันธ์ระหว่างการเปลี่ยนแปลง โครงสร้างจุลภาคกับสมบัติเชิงกลของ ชิ้นงานอะลูมิเนียม 2024 ที่นำมาผ่านกระบวนการทางความร้อน

1.4 ขอบเขตของโครงการวิจัย

โครงการวิจัยนี้เน้น การศึกษาถึงอิทธิพลและ การพัฒนากระบวนการทางความร้อน สำหรับ อะลูมิเนียม 2024 ด้วยเทคโนโลยีโลหะกึ่งของแข็ง แบบ GISS ซึ่งมีขอบเขตรวมถึง การกำหนดตัวแปรอย่างอุณหภูมิและเวลาต่างๆในการทำกระบวนการทางความร้อนที่เหมาะสมพร้อมทั้งศึกษา อิทธิพลของตัวแปรต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกล และวิเคราะห์ผลที่เกิดขึ้นจาก กระบวนการดังกล่าวที่ได้จากชิ้นงาน

บทที่ 2

ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 ทฤษฎี สมมติฐาน

2.1.1 โลหะผสมอะลูมิเนียม (Aluminum alloys)

อะลูมิเนียมจัดเป็นโลหะที่มีน้ำหนักเบา มีความต้านทานต่อการเกิดสนิม มีความแข็งแรง อยู่ในเกณฑ์ปานกลาง แต่มีความเหนียวสูงสามารถนำไปใช้งานได้กว้างขวางแทนเหล็ก และทองแดงได้ ทั้งนี้เนื่องจากอะลูมิเนียมมีสมบัติเด่นหลายประการ ในหลายด้านของงานวิศวกรรม และอุตสาหกรรม อะลูมิเนียมมีคุณสมบัติทางด้านหล่อหลอมที่ดี โดยมีอุณหภูมิหลอมเหลวต่ำ สามารถรวมตัวกับโลหะอื่นๆ เป็นโลหะผสมได้ง่ายมีความสามารถในการไหลอยู่ในเกณฑ์สูง สามารถหล่อหลอมได้ง่าย แต่อะลูมิเนียมมีขอบเขตการยืดหยุ่นต่ำ ทำให้การใช้งานนั้นต้องถูกจำกัดขอบเขตไป

อะลูมิเนียมที่ใช้กันอยู่ทั่วไปนั้น สามารถจำแนกได้ 2 ประเภทใหญ่ๆ คือ อะลูมิเนียมบริสุทธิ์ และ อะลูมิเนียมผสม ซึ่งมีข้อแตกต่างกัน ดังนี้ [1]

1. **อะลูมิเนียมบริสุทธิ์** คือ โลหะที่มีปริมาณอะลูมิเนียมไม่น้อยกว่า 99 % โดยน้ำหนัก มีสิ่งแปลกปลอมปน (Impurity) อย่างละเล็กน้อย ที่สำคัญได้แก่ ทองแดง ซิลิกอน เหล็ก และ แมกนีเซียม อะลูมิเนียมนี้มีกำลังวัสดุไม่สูงมากนักแต่มีความเหนียวมาก ทั้งนี้เพราะว่า อะลูมิเนียมมีระบบผลึกเป็นแบบ (Face Center Cubic, FCC) ซึ่งเหมาะสำหรับใช้ทำภาชนะ เครื่องครัว เครื่องใช้ไม้สอยต่างๆที่ไม่ต้องการกำลังวัสดุสูงมากนัก

2. **อะลูมิเนียมผสม** คือ อะลูมิเนียมสามารถที่จะผสมกับโลหะได้หลายชนิด เช่น ทองแดง แมกนีเซียม สังกะสี ซิลิกอน และ แมงกานีส โลหะที่ผสมกับอะลูมิเนียมเหล่านี้จะทำให้ อะลูมิเนียมมีสมบัติทางกลเปลี่ยนไปตามความต้องการ ด้วยเหตุผลดังกล่าวนี้เองจึงทำให้ อะลูมิเนียมผสมถูกนำไปใช้งานอย่างกว้างขวางมากยิ่งขึ้น นอกจากนี้หากนำอะลูมิเนียมผสมไปผ่านกระบวนการทางความร้อนจะทำให้มีสมบัติทางกลดีขึ้น ทั้งนี้การเลือกอะลูมิเนียมเพื่อนำไปใช้งานจะต้องคำนึงถึง ความเหมาะสมกับงานที่จะนำไปใช้ โดยควรคำนึงถึง

1. รูปร่างลักษณะ และ สมบัติ
2. กรรมวิธีการหล่อ
3. การปรับปรุงสมบัติโดยวิธีทางความร้อน
4. ความคงทนต่อสภาพแวดล้อมในการใช้งานทางวิศวกรรม

ตารางที่ 2.1 แสดงสมบัติบางประการของอะลูมิเนียม [2]

สมบัติของอะลูมิเนียม	ค่า
หมายเลขอะตอม	13
น้ำหนักอะตอม	26.97
ระบบผลึก	FCC ($a = b = c = 4.041 \text{ \AA}$)
ความหนาแน่น (20°C)	2.70 g/cm^3
อุณหภูมิหลอมเหลว	658°C
จุดเดือดกลายเป็นไอ	1800°C
ความร้อนจำเพาะ	$0.2259 \text{ Cal / g}^{\circ} \text{C}$
ความร้อนแฝงของการหลอมละลาย	93 Cal / g
อัตราการหดตัวจากสภาพหลอมเหลว	6.6%
สัมประสิทธิ์การขยายตัว (20°C)	$23.8 \cdot 10^{-6} / ^{\circ} \text{C}$
ความต้านทานจำเพาะ (20°C)	2.699 microhm.cm
สภาพตัวนำความร้อน (20°C)	$0.52 \text{ cal} \cdot \text{cm} / \text{cm}^2 \cdot ^{\circ} \text{C} \cdot \text{sec}$
ความแข็งแรง (Tensile strength)	$8-10 \text{ kg} / \text{mm}^2$
พิกัดความยืดหยุ่น (Elastic limit)	$3 \text{ kg} / \text{mm}^2$
อัตราการยืดตัว (Percent Elongation)	$40 - 45 \%$
ความแข็ง (Hardness)	$16 - 20 \text{ HB}$
โมดูลัสการยืดหยุ่น (Modulus of Elasticity)	$7800 \text{ kg} / \text{mm}^2$

2.1.2 อะลูมิเนียมขึ้นรูป (Wrought Aluminum Alloy)

การจำแนกประเภทของอะลูมิเนียมผสม

โลหะอะลูมิเนียมสามารถผสมกับโลหะอื่นๆ ได้หลายชนิด เช่น โลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง อะลูมิเนียม-ซิลิกอน อะลูมิเนียม-แมกนีเซียม อะลูมิเนียม-สังกะสี หรืออาจจะมีโลหะผสมอะลูมิเนียมกับหลายๆ ธาตุรวมกัน ดังเช่น อะลูมิเนียม-ทองแดง-ซิลิกอน และแมกนีเซียม ซึ่งโลหะผสมแต่ละประเภทจะมีสมบัติแตกต่างกัน สามารถเลือกใช้งานได้อย่างกว้างขวาง อะลูมิเนียมผสมจำแนกออกได้เป็น สองประเภท คือ

1. อะลูมิเนียมผสมประเภทรีดขึ้นรูป (Wrought Aluminum alloys) เป็นโลหะผสมที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยการรีด การอัดขึ้นรูปออกมาเป็นแผ่น หรือเป็นแท่ง ซึ่งมีที่สามารถอบชุบแข็งด้วย

ความร้อนได้ (Heat Treatable) และที่ไม่สามารถอบชุบแข็งด้วยความร้อนได้ ส่วนใหญ่จะมีทองแดง ซิลิกอน และแมกนีเซียมเป็นธาตุผสม

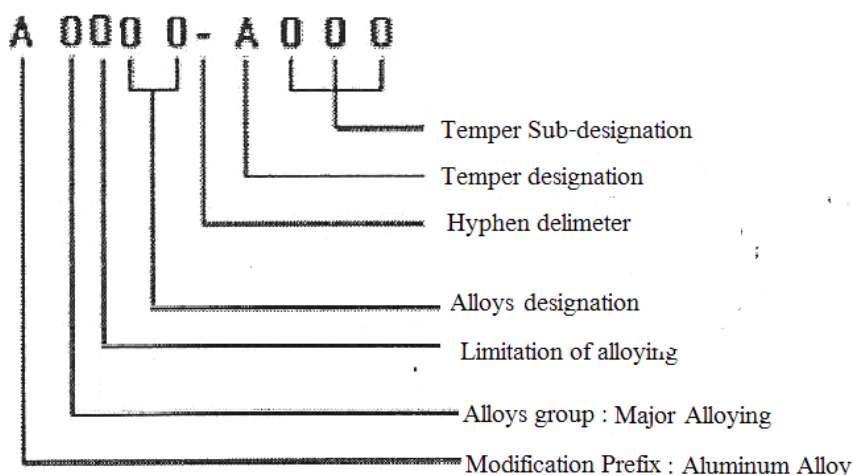
2. อะลูมิเนียมผสมประเภทหล่อ (Cast Aluminum alloys) เป็นโลหะที่มีสมบัติพิเศษมีความสามารถในการไหลได้ดี ช่วยให้การหล่อเป็นรูปพรรณกระทำได้ง่าย ส่วนใหญ่ของโลหะผสมประเภทนี้สามารถอบชุบแข็งด้วยความร้อนได้ โลหะผสมที่สำคัญได้แก่ อะลูมิเนียมผสมซิลิกอน

การแยกประเภทของอะลูมิเนียมประเภทขึ้นรูปเย็น ที่ผลิตขึ้นในรูปของแผ่นบาง (Sheet) แผ่นหนา (Plate) แท่ง (Rod) และเส้นลวด (Wire) ได้แยกตามธาตุผสมหลักที่เติม ใช้สัญลักษณ์ตัวเลขสี่ตัว เพื่อบอกอะลูมิเนียมผสมขึ้นรูปชนิดต่างๆ

การกำกับชื่อชิ้นงานขึ้นรูปของอะลูมิเนียมผสม (Designation for Wrought Aluminum Alloy)

ในปี พ.ศ. 2497 สมาคมอะลูมิเนียมแห่งอเมริกา (The Aluminum Association of America) ได้จัดโลหะผสมของอะลูมิเนียมขึ้นรูปเป็นหมวดหมู่ตามส่วนผสมและใช้เลข 4 หลักเป็นสัญลักษณ์ในการกำกับชื่อของโลหะ ในปัจจุบันนี้การกำกับชื่อตามนี้เป็นที่รู้จักและใช้กันอย่างแพร่หลายจนเป็นสากลนิยม

อะลูมิเนียมขึ้นรูป (Wrought aluminum) ตามมาตรฐานของ ASM (American Society of Metals) มีระบบตัวเลขเป็นสัญลักษณ์ดังนี้



ความหมายของระบบเลข 4 หลักมีดังนี้

เลขหลักที่หนึ่งเป็นสัญลักษณ์ที่สำคัญที่สุดในการแสดงกลุ่มของโลหะผสมซึ่งมีอยู่ 8 กลุ่มตามตาราง ซึ่งเป็นสัญลักษณ์แสดงกลุ่มธาตุที่ผสมธาตุหนึ่งเป็นหลัก (Major alloy) เช่น 1XXX แทนโลหะที่มีอะลูมิเนียมไม่น้อยกว่า 99.0 เปอร์เซ็นต์ โดยน้ำหนักเป็นต้น

เลขหลักที่สองใช้สำหรับกำกับเมื่อมีการดัดแปลงส่วนผสมของโลหะให้ผิดไปจากโลหะผสมดั้งเดิม ตัวเลข 0 แสดงว่าเป็นโลหะผสมดั้งเดิม ตัวเลข 1-9 แสดงว่าเป็นส่วนที่ได้จากการดัดแปลงให้ผิดไปจากเดิม เช่น 2024 (4.5 Cu, 1.5Mg, 0.5Si, 0.1 Cr) เทียบกับ 2218 (4.0 Cu, 2.0 Ni, 1.5 Mg, 0.2 Si) สังเกตได้ว่าโลหะ 2218 มีนิกเกิลผสมเพิ่มเติมเข้าไป เป็นข้อจำกัดของธาตุเจือ (Limitation of minor alloy)

เลขหลักที่สามและหลักที่สี่ใช้แสดงชนิดย่อย ๆ ของโลหะผสมที่อยู่ในกลุ่มเดียวกัน เป็นสัญลักษณ์ซึ่งเป็นการแสดงโลหะผสมเจือ (Minor alloy) ความแตกต่างนี้มักจะเป็นส่วนผสมที่แตกต่างกัน เช่น 2014 (4.4 Cu, 0.8 Si, 0.8 Mn, 0.4 Mg) และ 2017 (4.0 Cu, 0.8 Si, 0.5 Mn, 0.5 Mg, 0.1 Cr) เป็นต้น

เฉพาะอะลูมิเนียมในกลุ่ม 1XXX ตัวหลักที่สามและหลักที่สี่จะแสดงปริมาณของอะลูมิเนียมที่เป็นจุดทศนิยม 2 ตำแหน่ง ที่ปรากฏภายหลัง 99 เปอร์เซนต์ เช่น 1060 และ 1080 หมายถึงอะลูมิเนียมขึ้นรูปที่มีอะลูมิเนียมอยู่ 99.60 เปอร์เซนต์ และ 99.80 เปอร์เซนต์ ตามลำดับ

ตารางที่ 2.2 แสดงสัญลักษณ์ที่ใช้แทนอะลูมิเนียมขึ้นรูป [3]

สัญลักษณ์	ธาตุที่เป็นส่วนผสมหลักในอะลูมิเนียม
1XXX	อะลูมิเนียมที่มีความบริสุทธิ์ไม่น้อยกว่า 99.0%
2XXX	ทองแดง
3XXX	แมงกานีส
4XXX	ซิลิคอน
5XXX	แมกนีเซียม
6XXX	แมกนีเซียม กับ ซิลิคอน
7XXX	สังกะสี
8XXX	ธาตุอื่น ๆ
9XXX	ยังไม่มีที่ใช้

Commercially pure aluminium

บริสุทธิ์กว่า 99.0% โดยน้ำหนัก เหมาะสำหรับการใช้งานที่ต้องทนต่อการเกิดสนิมและขึ้นรูปได้ดี สามารถรีดเป็นแผ่นบางๆ เช่น Aluminium foil หรือเกรด EC (Electrical conductivity

grade) ที่บริสุทธิ์มาก ใช้ทำสายไฟฟ้าเปลือย (สายไฟแรงสูง) และ Bus bar ชิ้นงานขึ้นรูปของโลหะ นี้จัดอยู่ในกลุ่ม 1XXX

Al-Cu alloy (กลุ่ม 2XXX) แข็งแรงมากโดยการทำให้ Precipitation hardening (มี Cu 2.5-5.5%) อาจเติม Mg ด้วย เกิดสารประกอบ Intermetallic Al_2CuMg ทำให้มีความแข็งแรง (Tensile strength $\sim 442MPa$) ที่สำคัญได้แก่ เกรด 2024 (4.5 Cu, 1.5Mg, 0.6Mn) ใช้ทำโครงสร้างเครื่องบิน

Al-Mn alloy (กลุ่ม 3XXX)

ใช้กับงานขึ้นรูป ไม่นิยมทำงานหล่อเพราะกำลังวัสดุไม่สูงนัก Mn ช่วยทำให้โลหะ มีกำลังวัสดุสูงขึ้น และทนทานต่อ Corrosion ใช้แทนกลุ่ม 1XXX ที่นิยมมากคือโลหะ 3003 (1.2 Mn) ที่ใช้ทำเครื่องครัว ภาชนะอะลูมิเนียมในอุตสาหกรรมอาหาร และคิ้วรถยนต์

Al-Si alloy (กลุ่ม 4XXX)

Si ช่วยให้แข็งขึ้น สมบัติการไหลขณะหล่อหลอมดีขึ้น หล่อขึ้นส่วนที่ซับซ้อนได้คมชัด การหดตัวหลังการแข็งตัวน้อยกำลังวัสดุสูงมากขึ้นและทนต่อ Corrosion ได้ดีมาก เหมาะกับงานหล่อ ตัวอย่างการใช้ได้แก่ Aluminium 4032 (12 Si, 1Mg 1 Cu 1 Ni) ใช้ตี (Forge) ให้เป็นลูกสูบรถยนต์ (แทนการหล่อ)

Al-Mg alloy (กลุ่ม 5XXX)

ได้แก่ 5052 (2.5 Mg 0.2 Cr) , 5056 (5.2 Mg 0.5 Cr 0.1 Mn) และ 5186 (4.5 Mg 0.5 Cr 0.8 Mn) มีน้ำหนักเบา กำลังวัสดุปานกลาง ทน Corrosion ในบรรยากาศทั่วไปได้ดีเลิศ การใช้งานค่อนข้างกว้าง (Wide applications) เช่นใช้เป็นโลหะแผ่นในงานอุตสาหกรรมรถยนต์ รถบรรทุก และเรือ งานโครงสร้าง (Building and construction)

Al-Mg-Si alloy (กลุ่ม 6XXX)

เกิดสารประกอบ Mg_2Si ทำให้แข็งแรงขึ้น ที่สำคัญได้แก่ เกรด 6061 (0.6Si, 1Mg, 0.3Cu, 0.2Cr) ขึ้นรูปง่ายด้วยวิธี Forging และ Extrusion ใช้ทำกรอบประตูหน้าต่างกระจก ใช้ในงานโครงสร้างทั่วไป (Complex architectural and structural parts)

Al-Zn alloy (กลุ่ม 7XXX)

ธาตุอัลลอยด์ได้แก่ Zn, Mg and Cu เกิดสารประกอบ $MgZn_2$ ทำให้แข็งแรงขึ้น ที่สำคัญได้แก่ เกรด 7075 (5.6Zn, 2.5Mg, 1.6Cu, 0.5Cr) ที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน T6 มี Tensile strength สูงมาก (504MPa) เหมาะสำหรับทำโครงสร้างเครื่องบิน , Drill pipe, Automotive and truck bumpers

2.1.3 อะลูมิเนียมผสมกลุ่ม 2XXX

อะลูมิเนียมเกรด 2000 หรือ Al-Cu-Mg-Mn นี้ได้ถูกค้นพบในปี 1906 โดยชาวเยอรมัน ชื่อ Alfred Wilm ซึ่งต้องการค้นหาวัสดุโลหะผสมที่จะสามารถนำมาใช้แทนดั่งใส่ น้ำหนักที่เดิมที่โลหะทองแดงผสม แต่เนื่องจากความแข็งแรงเชิงกลที่สูงมากของอะลูมิเนียมกลุ่มนี้ มันจึงถูกใช้ในงานชิ้นส่วนและโครงสร้างของเครื่องบิน เช่น 2017 นิยมนำมาใช้ทำหมุด (Rivet) ยึดของเครื่องบิน และเกรดที่นิยมใช้ในปัจจุบันกับโครงสร้างและชิ้นส่วนของเครื่องบิน คือ เกรด 2024 (Al-4.4Cu-0.5Mg-0.9Si-0.8Mn) มีค่า UTS 480 MPa, YS 450 MPa, Elongation to fracture 6% หลังผ่านกระบวนการ T6

โลหะผสมกลุ่มนี้มีทองแดงเป็นส่วนผสมหลัก แมกนีเซียม แมงกานีส ซิลิกอน และอื่นๆ เป็นส่วนผสมรอง ซึ่งปริมาณทองแดงจะอยู่ระหว่าง 3.5% – 4.5% นอกจากนี้อะลูมิเนียมผสมกลุ่มนี้ยังสามารถนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อน (Heat treatable) เพื่อเพิ่มความแข็งแรงได้อีกด้วย

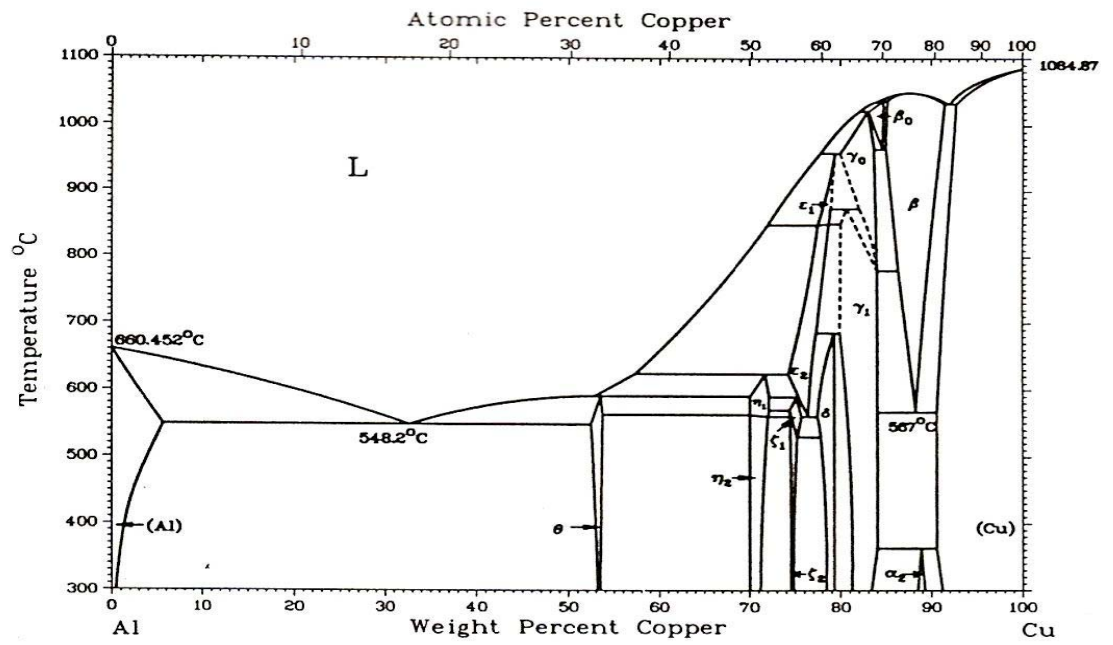
สมบัติทั่วไปของอะลูมิเนียมผสม 2XXX

- มีความแข็งแรง กลึงไสได้ดี
- สามารถเชื่อมได้
- ทนทานต่อการกัดกร่อนจากแรงกล
- ทนความร้อนได้สูง

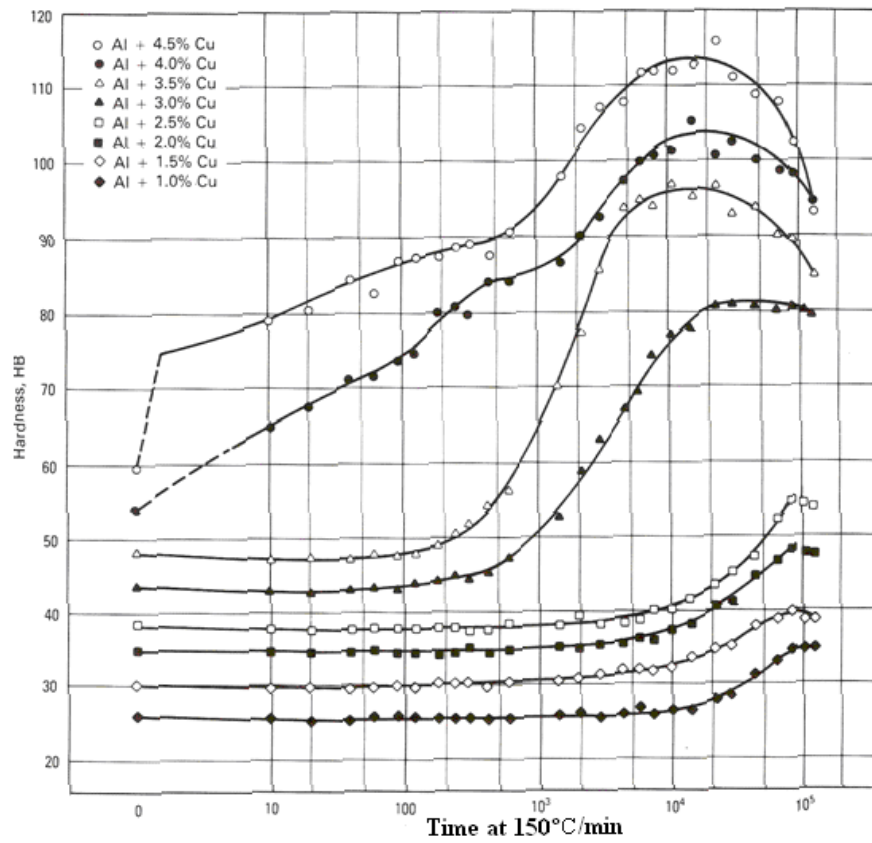
การละลายของทองแดงในเนื้ออะลูมิเนียมทำให้โลหะแข็งขึ้น และการผสมแมกนีเซียมนั้น จะช่วยให้โลหะเกิดการแยกเฟสของแข็งขึ้นโดยไม่ต้องผ่านกระบวนการทางความร้อน เช่น อะลูมิเนียมผสม 2024 นิยมใช้ทำกระทะล้อรถยนต์ โครงสร้างเครื่องบิน หมุดย้ำต่างๆ เป็นต้น

จากรูปที่ 2.1 เป็นแผนภูมิสมดุลภาคของอะลูมิเนียม -ทองแดง โดยให้ปฏิกิริยาอุทกคึกที่อุณหภูมิ 550°C การปรับปรุงสมบัติทางกลของโลหะผสมสามารถกระทำได้หลายวิธี เช่น เพิ่มอัตรา การเย็นตัวภายในแบบหล่อให้สูงขึ้น เพิ่มปริมาณนิวเคลียสของการแข็งตัวเพื่อลดขนาดเกรนให้เล็กลง หรือใช้เทคนิคโมดิฟิเคชัน (Modification) จะเห็นได้ว่าทองแดงสามารถละลายในอะลูมิเนียมได้สูงสุด 5.65% ที่อุณหภูมิประมาณ 550 องศาเซลเซียส และการละลายของทองแดงจะลดลงเหลือ 0.25% เมื่อถึงอุณหภูมิห้อง ที่อัตราส่วนผสมของทองแดง 33% ถึง 52.5% ตำแหน่งเหนืออุณหภูมิ 550 องศาเซลเซียสเล็กน้อยจะพบเฟส χ หรือ Al_2Cu และเฟสของเหลว (L) จากจุดดังกล่าวถ้าปล่อยให้อุณหภูมิลดลงอย่างรวดเร็วจะเกิดเฟส χ เพียงเฟสเดียว และรูปที่ 2.2 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งแรงกับเวลาในการบ่มแข็งเทียมอะลูมิเนียมผสมทองแดงที่อุณหภูมิ บ่มแข็งเทียม 150 °C พบว่าที่เวลาบ่มแข็งเทียมมากขึ้นและปริมาณทองแดงมากขึ้นให้ค่าความแข็งแรงมากขึ้น

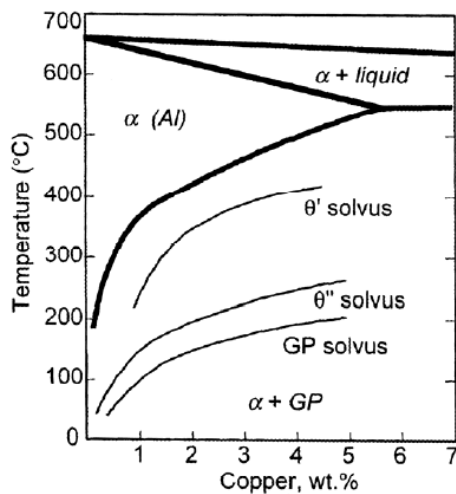
Al-Cu



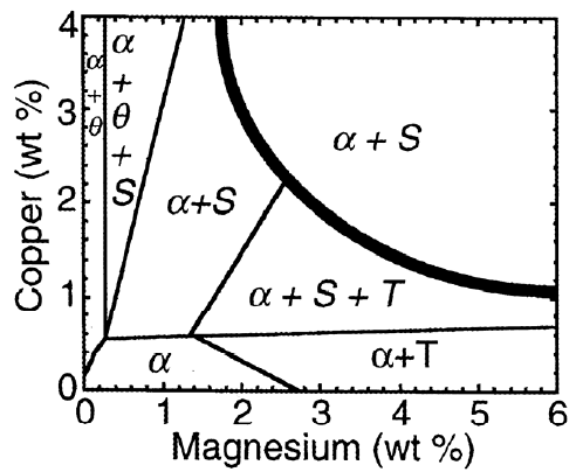
รูปที่ 2.1 แผนภาพสมดุลภาคโลหะผสมอะลูมิเนียม – ทองแดง [4]



รูปที่ 2.2 ค่าความแข็งของอะลูมิเนียมผสมทองแดงเมื่อมีอัตราธาตุผสมทองแดงที่แตกต่างกัน และผ่านกระบวนการ บ่มแข็งเทียม [4]



(ก)

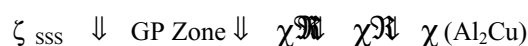


(ข)

รูปที่ 2.3 (ก) แผนภาพ TTT ของอะลูมิเนียมผสมทองแดง

(ข) แผนภาพการเกิดเฟสของอะลูมิเนียมผสมทองแดงและแมกนีเซียม [5]

จากรูปที่ 2.2 สัมพันธ์กับรูปที่ 2.3 แผนภาพ TTT และปริมาณสัดส่วนทองแดง ทำให้ อะลูมิเนียมมีความแข็งแรงสูง ซึ่งพบในชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งเทียม และต้องทำความเข้าใจก่อนว่า อะลูมิเนียม 2024 มีลักษณะการพรีซิพิตีเทตอย่างไร ซึ่งลักษณะการพรีซิพิตีเทตมีอยู่ 2 ลักษณะด้วยกัน เนื่องจากขึ้นกับสัดส่วนของ อะตอมทองแดงกับแมกนีเซียม ถ้าสัดส่วนของทองแดงต่อแมกนีเซียม Cu:Mg สูงหรือมากกว่า 8 ลักษณะพรีซิพิตีเทตจะเป็นรูปร่างเป็นแผ่น (Plate shape) ซึ่งทำให้มีลำดับ การตกตะกอนของแข็งของเฟส Al_2Cu เป็นดังนี้



ถ้าสัดส่วนของทองแดงต่อแมกนีเซียมต่ำและไม่เกิน 2 ลักษณะพรีซิพิตีเทตหลักๆจะมีรูปร่าง เป็นระแนง (Lath shape) หรือเฟส S ทั้งนี้มีลำดับการตกตะกอนของแข็งของเฟส Al_2CuMg ดังนี้



จึงสรุปได้ว่า เมื่อส่วนประกอบทางเคมีเปลี่ยนแปลงส่งผลต่อลักษณะการพรีซิพิตีเทต ซึ่งจะ ให้รูปร่างของ พรีซิพิตีเทตแตกต่างกัน สำหรับกระบวนการ Precipitation hardening ของ Al – Cu รูปร่างของพรีซิพิตีเทตจะเป็นแผ่น (Plate shapes) และกระบวนการ Precipitation hardening ของ Al – Cu – Mg รูปร่างของพรีซิพิตีเทตจะเป็นระแนง (Lath shapes)

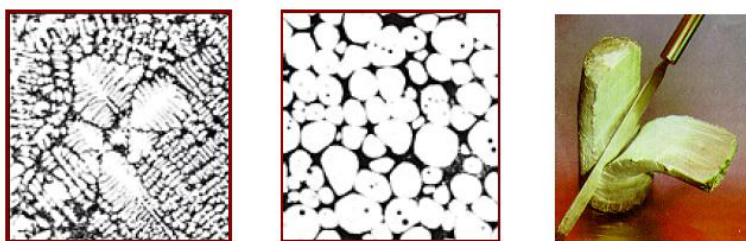
2.1.4 กระบวนการขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็ง (Semi solid metal processing)

กระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งถูกค้นพบเป็นครั้งแรกในช่วงต้นปี 1970 โดย Spencer และ Flemings ที่สถาบันเทคโนโลยีแห่งรัฐแมสซาชูเซตส์ (Massachusetts Institute of Technology) พวกเขาได้พบว่าเมื่อโลหะผสมที่กำลังแข็งตัวถูกรอบกวนในด้านเชิงกลขณะที่มีอุณหภูมิอยู่ในช่วง กึ่งของแข็งกึ่งของเหลว โครงสร้างเกรนที่ได้จะไม่เป็นแบบกิ่งไม้ (Dendrite grain) แต่จะได้ โครงสร้างแบบก้อนกลม (Spheroidal grain หรือ globular grain) แทน ซึ่งมีประโยชน์หลายอย่างใน กระบวนการผลิต ซึ่งกระบวนการปล่อยฟองแก๊ส (Gas induce semi solid หรือ GISS) ก็เป็นอีก กระบวนการหนึ่งในการขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็ง โดยมีหลักการทำงาน คือ ใช้การปล่อยแก๊สเฉื่อย เช่น แก๊สไนโตรเจนผ่านแท่งกราฟไฟต์พูน เพื่อทำการกวนน้ำโลหะในระหว่างที่กำลังจะแข็งตัว จึง ทำให้เกิดการเพิ่มจำนวนเกรนด้วยการแตกสลายของเกรนกิ่งไม้เกิดเป็นโครงสร้างแบบก้อนกลม แทน และการไหลตัวของโลหะเป็นแบบราบเรียบ จึงทำให้เกิดโลหะกึ่งของแข็งขึ้น

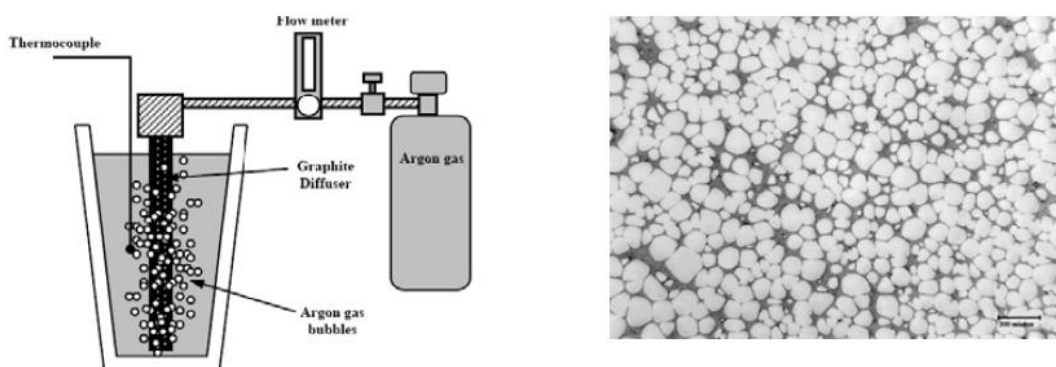
ดังแสดงในรูปที่ 2.4 (รูปกลาง) เกรนก้อนกลมที่ลอยอยู่ในน้ำโลหะนี้ทำให้ SSM มีความหนืดมากกว่าน้ำโลหะหลายเท่า ซึ่งทำให้การไหลเข้าในแม่พิมพ์เป็นแบบราบเรียบ (Laminar) กว่า

การเทน้ำโลหะ และการที่โลหะอยู่ในสถานะกึ่งแข็งกึ่งเหลวทำให้สามารถขึ้นรูปได้ง่ายกว่าของแข็งหลายเท่า ทำให้ไม่จำเป็นต้องใช้เครื่องจักรกำลังสูงในการผลิต

สำหรับกระบวนการ GISS ได้ถูกคิดค้นและ ประดิษฐ์ขึ้น โดย เจษฎา วรรณสินธุ์ และคณะ [6, 7] ซึ่งมีการยื่นจดสิทธิบัตรในประเทศไทยและในต่างประเทศ กระบวนการ GISS ทำงานโดยใช้การปล่อยแก๊สเฉื่อยเช่น แก๊สไนโตรเจนผ่านแท่งแกรไฟต์พรมในปริมาณที่น้อยมาก เพื่อให้เกิดการเคลื่อนที่ของน้ำโลหะในขณะที่โลหะแข็งตัวทำให้เกิดโลหะกึ่งของแข็งขึ้น รูปที่ 2.5 แสดงการทำงานของกรรมวิธีนี้และ โครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมที่ผลิตได้ กระบวนการ GISS กำลังถูกพัฒนานำไปประยุกต์ใช้ในการผลิตชิ้นส่วนอะลูมิเนียมในอุตสาหกรรมต่างๆ



รูปที่ 2.4 โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมที่มีโครงสร้างเกรนแบบเดนไดรต์ (ซ้าย) อะลูมิเนียมผสมอ้างอิงโลหะกึ่งของแข็ง (กลาง) และ สมบัติการไหลคล้ายไอศกรีมของโลหะกึ่งของแข็ง (ขวา) [6]



รูปที่ 2.5 แสดงกระบวนการขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็งด้วยวิธีการปล่อยฟองแก๊ส [6, 7]

2.1.5 กระบวนการทางความร้อนของอะลูมิเนียมผสม (Heat Treatment of Aluminum alloy) [8]

เป็นวิธีการอาศัยความร้อนในการทำให้เนื้ออะลูมิเนียมเปลี่ยนแปลงไปในทางที่แข็งแรงขึ้น โดยแบ่งเป็น 2 ประเภท ดังนี้

- Heat treatable คือ อะลูมิเนียมที่สามารถทำกรรมวิธีทางความร้อนได้ ซึ่งได้แก่ อะลูมิเนียมกลุ่ม 2XXX 4XXX 6XXX และ 7XXX ดังแสดงในรูปที่ 2.6
- Non heat treatable คือ อะลูมิเนียมที่ไม่สามารถปรับปรุงสมบัติทางกลผ่านกรรมวิธีทางความร้อนได้ ซึ่งได้แก่ อะลูมิเนียมกลุ่ม 1XXX 3XXX 4XXX (บางตัว) และ 5XXX

2.1.5.1 การกำหนดสัญลักษณ์การให้ความร้อน สำหรับโลหะอะลูมิเนียมและอะลูมิเนียมผสม (Temper Designations for Aluminum and Aluminum Alloys)

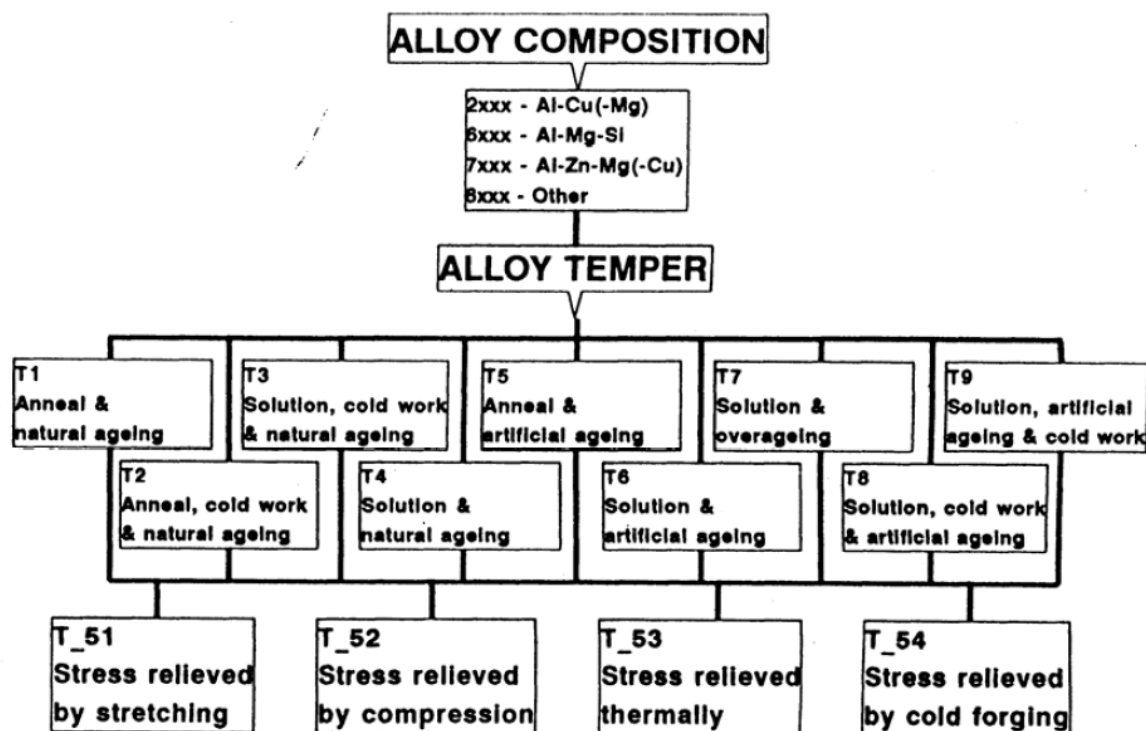
การกำหนดการให้ความร้อนอะลูมิเนียมขึ้นอยู่กับการนำไปใช้งาน โดยได้กำหนดตามมาตรฐาน ASM (American Society of Metals) สำหรับภาวะประสงค์ หรือ Temper หมายถึงสภาพของโลหะที่ผ่านกรรมวิธีทางโลหะกรรมต่างๆ จนแสดงสมบัติทางกายภาพและทางกลเป็นที่พึงปรารถนาของผู้ใช้ สัญลักษณ์ที่ใช้กำกับภาวะประสงค์นั้นเป็นตัวอักษรภาษาอังกฤษ ได้แก่ F, O, H, W และ T ใช้เขียนหลังชื่อโลหะผสมโดยมีขีดนำหน้า อาจจะมีตัวเลขตามหลัง 1 หรือ 2 ตัว ตัวเลขตัวที่หนึ่งแสดงความแตกต่างในสาระสำคัญของแต่ละกรรมวิธี ตัวเลขตัวที่ 2 อาจแสดงถึงความแตกต่างในเรื่องปลีกย่อยเล็กน้อย

ตารางที่ 2.3 แสดงสัญลักษณ์ของกระบวนการทางความร้อน (Temper) สำหรับอะลูมิเนียม [2]

สัญลักษณ์	ใช้แทน	หมายถึง
F	สภาพเดิม ผ่านการขึ้นรูปตามปกติ	ชิ้นงานที่ไม่ผ่าน กรรมวิธีทาง ความร้อน ต่อเนื่อง หรือทางกล เช่น งานหล่อ หมายถึง สภาพที่ได้ จากการหล่อ
O	สภาพการอบอ่อน	เป็นการอบคลาย ทำให้อ่อนด้วย การอบอ่อน หรือการอบ ทำให้เกิดผลึกใหม่ ทำให้มีคุณสมบัติ ด้านความอ่อน และเหนียว มักจะใช้กับ งานขึ้นรูปเย็น
H	ทำให้มีความแข็งที่เกิดจากการขึ้นรูปเย็น	ใช้กับงานที่ต้องการเพิ่มคุณสมบัติทางกลให้สูงขึ้น โดยการแปรรูปเย็น อาจจะมีกรรมวิธีทางความร้อนควบคู่

		หรือไม่ได้
H1	ทำให้แข็งโดยการขึ้นรูปเย็น อย่างเดียว	เป็นการผ่านกระบวนการแปรรูปเย็นอย่างเดียว มีตัวเลขตัวที่สองกำกับอยู่ด้วย จะแสดงความรุนแรงของการแปรรูป ความรุนแรงของการแปรรูปวัดด้วยปริมาณของการแปรรูป ในบางครั้งอาจมีตัวเลขตัวที่สามกำกับไว้เพื่อบอกถึงการควบคุม การอบคลาย หรือระดับ คุณสมบัติทางกลพิเศษ
H2	ทำให้แข็งโดยการแปรรูปเย็น แล้วทำการอบละลาย	ใช้กับงานแปรรูปเย็น เพื่อต้องการเพิ่มความแข็งแรงของวัสดุเกินกว่าระดับที่ต้องการเล็กน้อย ต่อจากนั้นจึงนำไปอบคลาย จะเห็นว่าความแข็งแรงถูกลดระดับหนึ่ง แต่ยังคงมีปริมาณการแปรรูปเย็นเหลืออยู่
H3	ทำให้แข็งโดยการแปรรูปเย็น และคงรูป	ใช้กับงานที่ผ่านการแปรรูปเย็น เพื่อเพิ่มความแข็งแรงให้แก่วัสดุ จากนั้นนำไปทำกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อให้โลหะคงรูป ความร้อนที่ให้นี้ยังไม่มากพอที่จะลดความเครียด ทำให้มีความเค้นตกค้างในโลหะ
W	สภาพไม่คงรูป หลังทำการอบละลาย	ใช้กับโลหะผสม ของอะลูมิเนียม ที่สามารถแตกตัว ขึ้นได้เองเท่านั้น หมายถึง หลังจากทำกรรมวิธี ให้ความร้อน เพื่อให้เกิด การละลายตัวของธาตุผสม ให้เป็นเนื้อเดียวกัน กับอะลูมิเนียม จากนั้นทำให้เย็นตัว ลงอย่างรวดเร็ว เนื่องจากโลหะชนิดนี้ มีการเปลี่ยนแปลง (ทางโครงสร้าง) ตลอดเวลาที่ทิ้งไว้ในอากาศ ดังนั้นจึงต้องระบุนเวลาหลังกรรมวิธี การให้ความร้อน กำกับไว้ด้วย
T	ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนมาแล้ว	ใช้กับโลหะที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งอาจทำร่วมกับกรรมวิธีทางกลด้วยหรือไม่ได้ ซึ่งทำให้ชิ้นงานเสถียรภาพ การอบคลายใช้อักษรตัว T ตามด้วยเลข 2-10 เป็นข้อกำหนดของการทำงาน เพื่อเปลี่ยนสภาพของชิ้นงานแตกต่างกันออกไป โดยการเติมตัวเลขตัวเดียวหรือหลายตัวก็ได้
T2	สภาพอบอ่อน	เป็นการอบอ่อน เพื่อให้โลหะเกิด การอ่อนตัว ทำให้เหนียวขึ้น ใช้กับงานที่ได้จากการหล่อ

T3	อบละลาย และการแปรรูปเย็น	เป็นภาวะโลหะภายหลังการทำอบละลาย ต่อจากการทำแปรรูปเย็น เพื่อเพิ่มความแข็งแรงให้แก่วัสดุ
T4	อบละลายและการบ่มได้เอง จนอยู่ในสภาพคงรูป	ใช้กับโลหะที่ทำการอบละลายแล้ว ต่อจากนั้นทิ้งไว้จนเกิดการบ่ม (บ่มตามธรรมชาติ) ทำให้เกิดความแข็งแรง และ เกิดการคงรูป
T5	การบ่มโดยกรรมวิธีทางความร้อน	ไม่ต้องทำการอบละลาย มีเพียงแค่ขั้นตอนการบ่มแข็งเทียม
T6	อบละลายแล้วอบบ่มตัวแข็ง	ใช้กับโลหะที่ผ่านการอบละลายต่อจากนั้น ใช้กรรมวิธีทางความร้อน เพื่อทำให้เกิดการบ่มแข็งเทียม
T7	อบละลายและทำให้คงสภาพ	ใช้กับโลหะที่ผ่านการอบละลาย โดยมีการควบคุมทั้งอุณหภูมิ และเวลา เพื่อควบคุมการโตของเกรน หรือ ช่วยควบคุมความเค้นตกค้างในเกรนที่หลงเหลืออยู่ในโลหะ หรือควบคุมทั้งสองอย่าง
T8	อบละลายแล้วแปรรูปเย็น และอบบ่มตัวแข็ง	ใช้กับโลหะที่ผ่านการอบละลาย เพื่อให้โลหะเหนียวขึ้น จากนั้นจึงทำการแปรรูปเย็น เพื่อเพิ่มความแข็งแรง วัสดุ ขึ้นอีกโดยการบ่มตัวแข็ง
T9	อบละลายแล้วอบบ่มตัวแข็ง และแปรรูปเย็น	ใช้กับโลหะที่ผ่านการอบละลาย แล้วทำการอบบ่มแข็ง จากนั้นจึงทำการแปรรูปเย็น เพื่อเพิ่มความแข็งแรงให้แก่วัสดุ
T10	อบบ่มตัวแข็งแล้วแปรรูปเย็น	ใช้กับโลหะที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน เพื่อให้เกิดการอบบ่มแข็ง โดยไม่ผ่านการอบอ่อนมาก่อน ต่อจากนั้นทำ การแปรรูปเย็นอีกเพื่อเพิ่มความแข็งแรงให้แก่วัสดุ



รูปที่ 2.6 แสดงแผนผังกระบวนการทางความร้อน [5]

2.1.5.2 การเพิ่มความแข็งแรงโดยวิธี Precipitation Hardening

สำหรับการเพิ่มความแข็งแรงนอกจาก การตกตะกอน (Precipitation strengthening) ยังมี การเพิ่มความแข็งแรงด้วยการแปรรูป (Work hardening), การเพิ่มความแข็งแรงด้วยการทำให้เป็น สารละลายของแข็ง (Solid solution strengthening), การเพิ่มความแข็งแรงด้วยการใช้การกระจาย อนุภาค (Dispersion strengthening) โดยกระบวนการทั้ง 4 วิธีนี้ช่วยเพิ่มความแข็งแรงอย่างมี ประสิทธิภาพได้ เนื่องจากการสร้างสถานะที่ขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน (Dislocation) ซึ่งรายละเอียด ในงานวิจัยนี้คือ กระบวนการ เพิ่มความแข็งแรงด้วย Precipitation hardening ประกอบด้วยขั้นตอน 3 ขั้นตอน แต่ละขั้นตอนมีความสำคัญและวิธีการแตกต่างกันดังแสดงต่อไปนี้

1. Solid solution heat treatment
2. Quenching
3. Precipitation hardening

1. การอบละลาย (Solid solution heat treatment)

เป็นการ ใช้ความร้อนที่อุณหภูมิไม่เกิน Solidus (502 องศาเซลเซียส) เพื่อละลายเฟสที่สอง ซึ่งก็คือ Al_2Cu / Al_2Cu Mg ซึ่งเป็นยูเทคติกเฟส ให้อยู่ในรูปสารละลายของแข็งและมีการแพร่อย่าง

ทั่วถึงทั้งชิ้นงาน โดยอุณหภูมิและเวลาของการอบละลายขึ้นอยู่กับหมายเลขและขนาดของโลหะผสมเป็นหลัก การอบละลายขึ้นกับความสามารถในการละลายเข้าเป็นเนื้อเดียวกับอะลูมิเนียมของธาตุผสมที่สำคัญ อย่างเช่น ทองแดงนั้นเป็นฟังก์ชันของอุณหภูมิ ที่อุณหภูมิสูง ธาตุผสมละลายได้มากกว่าที่อุณหภูมิต่ำ เพราะฉะนั้นถ้าอะลูมิเนียมที่ผสมทองแดงให้ร้อนขึ้นไปจนถึง 540 องศาเซลเซียส เป็นเวลานานพอให้ทองแดงที่ผสมอยู่ซึ่งไม่เกินจุดอิ่มตัวละลายเข้าในเนื้อของอะลูมิเนียมให้หมด จากนั้นก็ทำให้อะลูมิเนียมเย็นตัวอย่างรวดเร็วโดยการชุบลงในน้ำ เนื่องจากการเย็นตัวเกิดขึ้นรวดเร็วมก ทองแดงที่เกินจุดอิ่มตัวที่อุณหภูมิห้องจึงถูกกักอยู่ในเนื้ออะลูมิเนียมและไม่มีโอกาสเคลื่อนที่แยกตัวออกจากเนื้ออะลูมิเนียมเป็นเฟสใหม่ เมื่อมองในระดับโครงสร้างจุลภาค อะตอมของทองแดงถือเป็นสิ่งแปลกปนเมื่ออยู่ในเนื้อของอะลูมิเนียมทำให้การเรียงตัวของอะตอมของอะลูมิเนียมบิดเบี้ยวไปจากที่ควรจะเป็น ก่อให้เกิดสเตรน (Strain) ขึ้นในชิ้นตอนนี้ และมีผลให้โลหะสร้างแรงต้านทานต่อแรงทางกลภายนอกที่มากกว่าได้มากขึ้น คือโลหะมีความแข็งแรงมากขึ้นอันเป็นผลจากการที่มีทองแดงละลายผสมอยู่ในเนื้อ (Solid solution hardening) ที่ชิ้นตอนนี้จะมีเฟส α เกิดขึ้น

2. การชุบเย็น (Quenching)

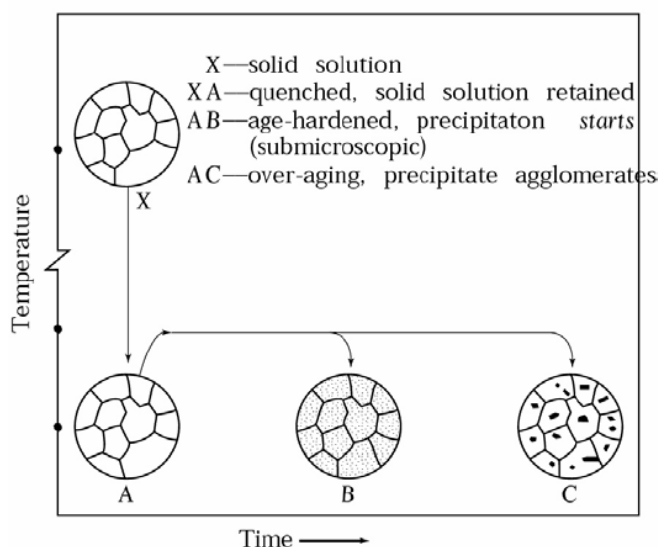
เพื่อให้ธาตุ Cu และ Al ที่ละลายเป็นสารละลายของแข็งในกระบวนการแรก ยังคงอยู่ในสถานะสารละลายของแข็งที่อุณหภูมิต่ำ โดยนำโลหะผสมจากกระบวนการที่ 1 มาทำให้เกิดการเย็นตัวลงอย่างรวดเร็ว ธาตุเหล่านี้จะอยู่ในรูปสารละลายของแข็งที่มีสถานะ ของแข็ง อิ่มตัวยังยวด (Supersaturated solid solution) และพร้อมที่จะตกตะกอนออกมาเมื่อนำมาผ่านกระบวนการขั้นที่ 3

3. การบ่ม (Aging)

กระบวนการนี้ทำให้เกิดการตกตะกอนของเฟสที่โลหะที่มีความละเอียดมาก และช่วยเพิ่มความแข็งแรงได้ การบ่มแข็งอาจทำได้โดยการวางชิ้นงานไว้ ณ อุณหภูมิห้อง เรียกว่า การบ่มแข็งธรรมชาติ (Natural aging) หรือนำชิ้นงานไปอบที่อุณหภูมิที่เหมาะสมสำหรับการตกตะกอน เรียกว่า การบ่มแข็งเทียม (Artificial aging) โดยอุณหภูมิของการบ่มแข็งที่ขึ้นอยู่กับหมายเลขของโลหะผสม และเวลาของการบ่มแข็งที่ให้ความแข็งแรงสูงสุดขึ้นอยู่กับอุณหภูมิของการบ่มแข็ง วิธีการบ่มนี้ทำต่อเนื่องจากการทำให้ธาตุผสมละลายเข้าเป็นเนื้อเดียวกับอะลูมิเนียม ทองแดงที่มีปริมาณเกินจุดอิ่มตัวแต่ละลายอยู่เป็นเนื้อเดียวกับอะลูมิเนียมนั้นไม่มีเสถียรภาพ มันพยายามก่อตัวเป็นเฟสใหม่แยกตัวออกจากเนื้ออะลูมิเนียม การก่อตัวนี้ต้องอาศัยการเคลื่อนที่ของทั้งอะตอมอะลูมิเนียมและของทองแดง แต่การเคลื่อนตัวของอะตอมในเนื้อโลหะในสภาพของแข็งทำได้ลำบากมาก ในทางปฏิบัติถือว่าไม่เกิดขึ้น จึงต้องมีการ ทำให้อะลูมิเนียมร้อนขึ้นเพื่อช่วยให้อะตอมของธาตุในเนื้อโลหะสามารถเคลื่อนตัวได้ง่ายขึ้น

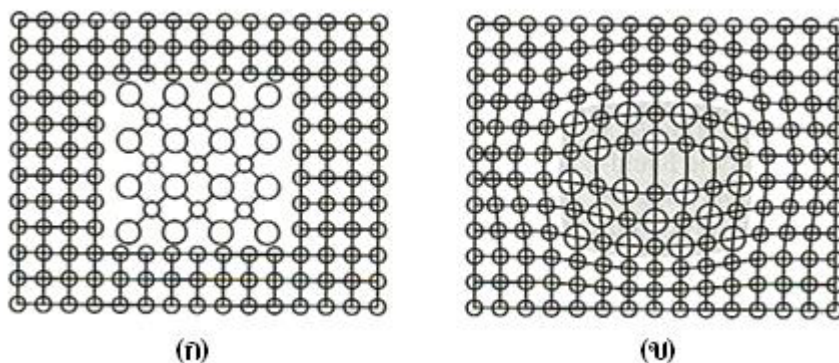
เนื่องจากเฟสใหม่ที่จะเกิดจากทองแดงที่เกินจุดอิ่มตัวกับอะลูมิเนียมบางส่วนนั้นมีระบบผลึกแตกต่างจากระบบผลึกของเนื้ออะลูมิเนียมที่มีอยู่เดิม ดังนั้น ในช่วงของการเกิดของเฟสใหม่นี้ อะตอมทั้งของธาตุทองแดงและอะลูมิเนียมต้องขยับตัวไปอยู่ในตำแหน่งที่สมดุลของเฟสใหม่ ความเร็วไม่สอดคล้องในเรื่องขนาดและรูปทรงของผลึกของเฟสใหม่และเฟสเก่าก่อให้เกิดสเตรนขึ้นในเนื้อของอะลูมิเนียม ทำให้โลหะสามารถต้านทานต่อแรงกระทำได้สูงขึ้นคือแข็งแรงมากขึ้น การทำกรรมวิธีทางความร้อนแบบนี้จึงเป็นการให้พลังงานที่เหมาะสมเพื่อให้เกิดภาวะของการเริ่มเกิดเป็นเฟสใหม่พอดี บางครั้งก็เรียกวิธีการนี้ว่า การบ่ม (Aging)

อนึ่ง ความแข็งแรงของโลหะจะมีมากเฉพาะในช่วงที่อยู่ระหว่างขบวนการเกิดของเฟสใหม่เท่านั้น ถ้าผ่านพ้นช่วงนี้ไปถึงขั้นที่เกิดเฟสใหม่เป็นรูปเป็นร่างที่แน่ชัดจากเนื้ออะลูมิเนียมเดิมแล้ว อะตอมของธาตุในเฟสใหม่จะไม่เหนียว (Coherent Bond) กับอะตอมของธาตุในเฟสเก่า หมายความว่าไม่เกิดสเตรน และความแข็งแรงของอะลูมิเนียมจะลดลงกว่าเดิม ปรากฏการณ์นี้เรียกว่า การบ่มมากเกินไป (Overaging)



รูปที่ 2.7 แสดงการบ่มมากเกินไป [2]

ในขณะที่บ่มแข็งเทียม จะเกิดปรากฏการณ์เพิ่มความแข็งแรงให้กับอะลูมิเนียมผสมด้วยการตกตะกอน (Age hardening) ขึ้นเนื่องจากการบิดเบี้ยวของแลตทิซ สาเหตุจากการเกิด Coherency precipitation ของ Al_2Cu ซึ่งมีขนาดเล็กมาก และกระจายอยู่ทั่วไป ซึ่งเป็นผลให้โลหะผสมดังกล่าวมีคุณสมบัติในด้านความแข็งแรงเพิ่มขึ้น อนึ่ง เวลาของการทำบ่มแข็งเทียมต้องเลือกให้เหมาะสม เพราะอาจเกิดการบ่มมากเกินไป ขนาดพริซิพิเทตอาจมีขนาดใหญ่ส่งผลต่อสมบัติเชิงกลที่อาจลดลง



รูปที่ 2.8 การตกตะกอนของอนุภาคขนาดเล็ก (Precipitate Phases) (ก) Incoherent forms
(ข) Coherent form [9]

การจัดแบ่งเฟสที่เกิดในวัสดุอะลูมิเนียมผสม

เนื่องจากคุณสมบัติความแข็งแรงของอะลูมิเนียมผสมเหล่านี้ขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีของวัสดุ, ขนาด รูปร่างและทิศทางการ โตของเกรน, ลักษณะและปริมาณการขึ้นรูป เป็นต้น

แต่ในที่นี้จะกล่าวในเรื่องของผลกระทบของส่วนผสมของอะลูมิเนียม ซึ่งทำให้เกิดเฟสชนิดต่างๆ ในเนื้อวัสดุ และส่งผลกระทบต่อความแข็งแรงของวัสดุนี้ โดยเฟสที่เกิดขึ้นภายหลังการแข็งตัวของน้ำอะลูมิเนียม เราจะเรียกว่า Constituent Particles และเฟสที่เกิดขึ้นจากการอบที่อุณหภูมิสูง หรือ Solution Heat Treatment เราจะเรียกว่า Dispersoid Particles เนื่องจากเฟสที่เกิดขึ้นทั้ง 2 ชนิดนี้มีขนาดใหญ่ เราจึงเรียก Intermetallic particles

ยิ่งไปกว่านั้น เมื่ออะลูมิเนียมผ่านกระบวนการอบละลาย และบ่มแข็งเทียมจะส่งผลให้เกิดเฟสขนาดเล็ก ที่เรียกว่า Precipitate particles ซึ่งการทำความเข้าใจในเรื่องของเฟสต่างๆ และหน้าที่ของมันนั้น จะช่วยให้เราสามารถพัฒนาส่วนผสมของอะลูมิเนียม (Alloy development) เพื่อประโยชน์ในงานวิศวกรรมในอนาคต โดยที่บางเฟสมีหน้าที่ช่วยในการล๊อคการหมุนของเกรน บางเฟสช่วยป้องกันการโตของเกรน บางเฟสช่วยเพิ่มประสิทธิภาพการเกิดการกัดกร่อน บางเฟสมีความแข็งแรงสูงส่งผลช่วยในการเสียดสี เป็นต้น ซึ่งข้อดีและข้อเสียเหล่านี้ เป็นสิ่งที่จำเป็นต้องทำการศึกษาและพัฒนากันไป

ชนิดของเฟสต่างๆ ของวัสดุผสมอะลูมิเนียม

1. Intermetallic Particle ซึ่งสามารถแบ่งออกได้เป็น 2 ชนิด

1.1 Constituent Particles เป็นเฟสที่เกิดขึ้นในวัสดุโลหะภายหลังจากสิ้นสุดการแข็งตัวของเนื้อวัสดุ หรือภายหลังจากน้ำโลหะเหลวเปลี่ยนสถานะเป็นของแข็งหรือ ภายหลังจากสิ้นสุดงานหล่อเท กลไกการเกิดการสร้างเฟสเหล่านี้ เนื่องจากส่วนผสมทางเคมีของวัสดุอะลูมิเนียมเหล่านี้มีความสามารถที่จะละลายในปริมาณที่จำกัด โดยขนาดการ โตและรูปร่างของเฟสเหล่านี้จะ

ขึ้นอยู่กับความเร็วในการแข็งตัวของน้ำโลหะ การหล่อเทเข้าแบบทรายจะมีความเร็วในการแข็งตัวช้ากว่าการหล่อเทเข้าแบบโลหะ และการทำให้เฟสเหล่านี้มีขนาดเล็กโดยการนำชิ้นงานที่หล่อไปทำการขึ้นรูป เช่น การอัดกระแทก (Forging หรือ Extrusion) ซึ่งจะเป็นการเพิ่มการแบ่งตัวของ Constituent Particles ส่งผลให้มีขนาดเล็ก ทำให้ค่าความแข็งแรงเพิ่มขึ้นด้วย เป็นต้น

1.2 Dispersoid Particles เป็นเฟสที่เกิดขึ้นภายในวัสดุโลหะ ขณะนำชิ้นงานไปทำการอบที่อุณหภูมิสูง ตัวอย่างเช่น ในอะลูมิเนียม 7000 ที่มีธาตุจำพวก Cr, Mn, และ Zr ซึ่งมีการละลายที่จำกัด ดังนั้น Mn จะเกิดการไปรวมตัวกับธาตุอื่นๆ เมื่อชิ้นงานเย็นตัวจากการหลอม หรือ ภายหลังจาก Solidification เปลี่ยนเป็น $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ constituent particles และหลังจากนำชิ้นงานไปอบ จะเกิดการเปลี่ยนเฟสไปเป็น $Al_{12}Mg_2Cr$, $Al_{20}Cu_2Mn_3$, and $Al_{13}Zr$ dispersoid particles ซึ่งเฟสเหล่านี้จะมีความทนทานและไม่เปลี่ยนรูปร่างง่ายนักเมื่อเจอความร้อนสูงๆ มีขนาด(0.02 – 0.05 σm) และจะมีขนาดเล็กกว่า constituent particles

2. Precipitate Particles เป็นเฟสที่เกิดขึ้นภายหลังจากการละลายของเฟสต่างๆ ในช่วงการทำ Solution Heat Treatment และลดอุณหภูมิชิ้นงานลงอย่างรวดเร็ว โดยการลดอุณหภูมิลงอย่างฉับไวนี้ เรานิยมจุ่มชิ้นงานลงในน้ำ เพื่อให้เกิด Supersaturated Solid Solution โดยที่ในชิ้นงานเมื่อทำการส่องดูด้วยกล้องอิเล็กตรอน จะไม่พบเฟสใดๆอยู่เลยในเนื้อโลหะเราถือว่าธาตุต่างๆที่สร้างเฟสต่างๆขึ้นในเนื้อโลหะเกิดการละลายอยู่ในเนื้อโลหะจากการลดอุณหภูมิของชิ้นงานลงอย่างรวดเร็ว (แต่อาจจะเป็นไปได้ที่จะเกิดปฏิกิริยาการสร้างของ Precipitate ในเนื้อวัสดุโลหะ ในช่วงที่ทำการลดอุณหภูมิของวัสดุโลหะลงอย่างรวดเร็ว) และเราสามารถแบ่งประเภทของ Precipitates ได้เป็น 3 ชนิดคือ

2.1 GP/GPB zones (precipitates) เป็นพริซิพิเตตช่วงเริ่มต้น หรืออาจเรียกว่าการรวมกลุ่มของอะตอมทองแดงกับแมกนีเซียม (Co-clusters Cu-Mg) ซึ่งมีขนาดเล็กและมีโครงสร้างเหมือนกับโครงสร้างของเนื้อวัสดุโลหะ โดยจุดที่จะพบ GP/ GPB Zone จะพบมากในบริเวณที่มีช่องว่างของโครงสร้าง (Vacancy) ซึ่งการกระจายตัวของ GP/ GPB Zone นี้จะเป็นแบบ Homogeneous หรือแบบ Heterogeneous ขึ้นอยู่กับตำแหน่งของช่องว่างในโครงสร้างที่เกิดขึ้น ขณะทำการชุบแข็ง หรือลดอุณหภูมิของวัสดุโลหะลง หลังจากการเสร็จสิ้นการทำ Solution Heat Treatment

2.2 Other metastable precipitates เป็นพริซิพิเตตที่มีโครงสร้างผลึกแตกต่างกับโครงสร้างของเนื้อวัสดุโลหะ และมีความเป็น coherent อย่างน้อย 1 อินเตอร์เฟซ มีดิสโลเคชันบนอินเตอร์เฟซ ทำให้ Coherent ไม่สมบูรณ์ มีการกระจายตัวของ GP/ GPB Zones และมีการสร้างดิสโลเคชันขึ้นมาใหม่

2.3 Equilibrium particles เป็นพริซิพิเทตที่มีขนาดใหญ่และมีอยู่กว้างขวาง โดยจะเติบโตมาจาก Metastable precipitates มีการสร้างคิสโลเคชั่น และ อินเตอร์เฟสขึ้น บริเวณขอบเกรน และขอบเกรนย่อย โดยอินเตอร์เฟสจะเกิดขึ้นระหว่างอนุภาคขนาดเล็ก และโครงสร้างของเนื้อวัสดุ

การสร้างเฟสของ พริซิพิเทตสามารถสร้างโดยใช้กรรมวิธีดังนี้คือ

- นำชิ้นงานภายหลังจาก Solution Heat Treatment + Quenching ไปทำการอบที่อุณหภูมิต่ำ หรือประมาณ 120°C ซึ่งจะทำให้ได้เฟสที่มีขนาดใหญ่ โดยกรรมวิธีนี้เราเรียกว่า *Artificial Ageing* ซึ่งสามารถเขียนขั้นตอนต่างๆได้ดังนี้ คือ (T6)

Solution Heat Treatment \rightarrow Quenching \rightarrow Artificial Ageing

- นำชิ้นงานภายหลังจาก Solution Heat Treatment + Quenching ที่งไว้ที่อุณหภูมิห้อง ก่อนที่จะนำไปใช้งาน แต่จะมีการระบุระยะเวลาที่แน่นอนว่ากี่วัน หรือกี่เดือนเป็นต้น โดยกรรมวิธีนี้เราเรียกว่า *Natural Ageing* ซึ่งสามารถเขียนขั้นตอนต่างๆได้ดังนี้ คือ (T4)

Solution Heat Treatment \rightarrow Quenching \rightarrow Natural Ageing

- ในทางอุตสาหกรรมนั้น เราไม่สามารถที่จะนำชิ้นงานที่อบ Solution Heat Treatment + Quenching ไปทำการอบที่อุณหภูมิต่างๆได้ทันที แต่อาจจะต้องนำชิ้นงานนี้ไปทำการขัดแต่งผิว (Machining+Polishing) ก่อนที่จะนำไปทำการอบที่อุณหภูมิต่างๆ เพื่อสร้าง พริซิพิเทต โดยปกติระยะเวลาที่รอ Machining + Polishing นั้นจะส่งผลให้วัสดุเกิด Natural Ageing ในทางอุตสาหกรรมนั้น เราสามารถยอมให้เกิดปฏิกิริยา Natural Ageing ไม่เกิน 3 สัปดาห์ก่อนที่ชิ้นงานจะไปทำ Artificial Ageing ต่อไป ถ้าเกินระยะเวลาที่กำหนดจะส่งผลให้ชิ้นงานที่ได้เกิด พริซิพิเทตที่มีขนาดใหญ่เกินไป ส่งผลให้ชิ้นงานที่ได้มีค่าความแข็งแรงต่ำ ซึ่งสามารถเขียนขั้นตอนต่างๆได้ดังนี้ คือ Solution Heat Treatment \rightarrow Quenching \rightarrow Machining (Natural Ageing ไม่เกิน 3 สัปดาห์) \rightarrow Artificial Ageing

ภายหลังจากสิ้นสุดการแข็งตัวของเนื้อวัสดุ หรือภายหลังจากสิ้นสุดงานหล่อเท โดยเฟสในวัสดุอะลูมิเนียมผสมนี้จะเป็นตัวควบคุมความแข็งแรงของโลหะ ทั้งนี้ขึ้นกับชนิดของอะลูมิเนียมด้วย

2.1.6 การทดสอบความแข็ง (Hardness Test)

ความแข็ง คือ คุณสมบัติของวัสดุที่สามารถต้านทานหรือทนต่อการเสียรูปแบบพลาสติก โดยปกติเกิดจากการทำให้เป็นรอยจากการกด อย่างไรก็ตามความแข็งอาจรวมถึง ความต้านทานต่อการตัด การขีด การขีด และการตัด

การวัดความแข็ง ความแข็งไม่ใช่คุณสมบัติเนื้อแท้ของวัสดุที่กำหนดได้ด้วยคำจำกัดความที่แน่นอนบนหน่วยพื้นฐานของมวล ความยาว และเวลา ค่าคุณสมบัติความแข็งคือผลของกระบวนการวัดที่กำหนด

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

การทดสอบความแข็งโดยการเปรียบเทียบมีข้อจำกัดในการใช้งานและไม่สามารถให้ข้อมูลตัวเลขที่แม่นยำหรือกำหนดสเกลเฉพาะสำหรับวัสดุและโลหะสมัยใหม่ วิธีโดยปกติเพื่อหาค่าความแข็งคือ การวัดจากความลึกหรือพื้นที่ของรอยกดที่เหลือทิ้งไว้จากหัวกดที่มีรูปร่าง ภาระ (load) และเวลาที่เจาะจง วิธีมาตรฐานหลัก 3 มาตรฐาน สำหรับการแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและขนาดของรอยกด คือ ร็อคเวลล์ บริเนลล์ และวิกเกอร์ แต่ละวิธีของมาตรฐานได้ถูกแบ่งเป็นสเกลกำหนดโดยภาระที่ใช้และลักษณะของหัวกด ด้วยเหตุผลของการใช้งานและการเปรียบเทียบ

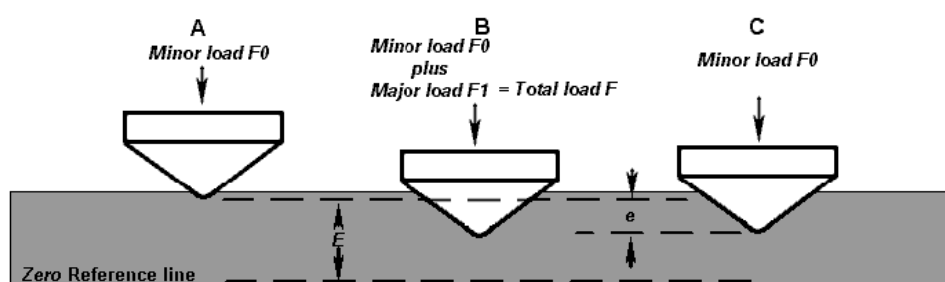
ในที่นี้ขอกล่าวถึงการทดสอบความแข็งที่ผู้ทำวิจัยใช้ทดสอบ คือ การทดสอบความแข็งแบบร็อคเวลล์ (Rockwell Hardness Test)

การทดสอบความแข็งแบบร็อคเวลล์ (Rockwell Hardness Test)

วิธีทดสอบความแข็งแบบร็อคเวลล์ประกอบด้วยการกดวัสดุทดสอบด้วยหัวกดเพชรรูปกรวยหรือหัวกดลูกบอลเหล็กชุบแข็ง ให้ภาระหัวกดกดวัสดุทดสอบภายใต้ภาระเริ่มต้น 10 กิโลกรัมแรง เมื่อถึงภาวะคงที่ โดยเข็มชี้จะเคลื่อนที่ตามการเคลื่อนที่ของหัวกดและยังตอบสนองต่อการเปลี่ยนแปลงความลึกของรอยกดจากหัวกด ถูกกำหนดให้เป็นตำแหน่งศูนย์ ในขณะที่ให้ภาระเริ่มต้นก็เพิ่มภาระหลักด้วย ส่งผลต่อการเพิ่มขนาดของรอยกด เมื่อถึงภาวะคงที่อีกครั้ง ภาระหลักได้ถูกเอาออก แต่ภาระเริ่มต้นยังคงไว้ การเอาภาระหลักออกส่งผลให้มีการคืนตัวบางส่วน เป็นผลให้ความลึกของรอยกดลดลง การเพิ่มขึ้นความลึกของรอยกดอย่างถาวรเป็นผลจากการเพิ่มและเอาภาระหลักออก ใช้คำนวณค่าความแข็งร็อคเวลล์

$$HR = E - e$$

- F0 = ภาระเริ่มต้น หน่วย กิโลกรัมแรง
- F1 = ภาระหลัก หน่วย กิโลกรัมแรง
- F = ภาระรวม หน่วย กิโลกรัมแรง
- e = การเพิ่มขึ้นถาวรของความลึกจากการภาระหลัก หน่วยของ 0.002 มิลลิเมตร (0.002 มิลลิเมตรมีค่า เท่ากับ 1 หน่วย)
- E = ค่าคงที่ขึ้นอยู่กับรูปร่างของหัวกด: 100 หน่วย สำหรับหัวกดเพชร, 130 หน่วย สำหรับหัวกดลูกบอลเหล็ก
- D = ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของลูกบอลเหล็ก



รูปที่ 2.9 หลักการความแข็งรีอคเวลล์ (ASTM E18- 08b)

ตารางที่ 2.4 มาตรฐานสเกลความแข็งรีอคเวลล์ (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

ข้อดีของการทดสอบ สามารถอ่านค่าตัวเลขความแข็งได้โดยตรง และ เวลาทดสอบที่รวดเร็ว

ข้อเสียของการทดสอบ สเกลที่ไม่มีมีความสัมพันธ์กัน และมีผลกระทบจากแท่นรองตัวอย่าง

ข้อควรพิจารณาในการทดสอบ การทดสอบความแข็งรีอคเวลล์ เป็นวิธีทดสอบที่มาตรฐาน และสามารถกำหนดค่าความแข็งของวัสดุเป็นมาตรฐานได้เช่นเดียวกับการทดสอบความแข็งบริเนลล์และวิกเกอร์ส ดังนั้น เพื่อให้ได้ผลการทดสอบความแข็งรีอคเวลล์สเกลต่างๆถูกต้องจึงมีข้อควรพิจารณาดังนี้

1. ผิวของชิ้นทดสอบต้องราบเรียบ ปราศจากสะเก็ดอ็อกไซด์ น้ำมันหรือสิ่งแปลกปลอมอื่นๆ เพื่อป้องกันการลื่น และเคลื่อนที่ของหัวกดทดสอบขณะที่เพิ่มแรงกดทดสอบ และการเตรียมผิวชิ้นทดสอบควรหลีกเลี่ยง กรรมวิธีทางความร้อนเพราะจะทำให้ความแข็งที่ผิวชิ้นทดสอบเปลี่ยนไป

2. การวัดความแข็งของโลหะชิ้นทดสอบที่ผ่านการชุบผิวแข็ง ซึ่งจะมีความแข็งที่ผิวบางมาก ดังนั้น การเลือกสเกลความแข็งรีอคเวลล์ ควรใช้ทรงกลมเหล็กกล้าแข็งเป็นหัวกดทดสอบและแรงกดรวมขนาดต่ำ ๆ เพื่อป้องกันการกดทะลุชั้นของความแข็งลงไปถึงผิวเนื้อ โลหะข้างใต้ ซึ่งอ่อนกว่ามากจะทำให้ค่าความแข็งที่ทดสอบได้ผิดพลาด

3. ความหนาของชิ้นทดสอบต้องไม่น้อยกว่า 8 เท่า ของความลึกของรอยบุ๋มถาวรและหลังจากการทดสอบแล้วจะต้องไม่มีรอยนูนเกิดขึ้นทางด้านหลังชิ้นทดสอบ

4. ตำแหน่งกดทดสอบควรมีระยะห่างจากจุดศูนย์กลางของรอยบุ๋ม ที่อยู่ข้างเคียงกันไม่ควรน้อยกว่า 4 เท่า ของเส้นผ่านศูนย์กลางของรอยบุ๋มและระยะห่างจากจุดศูนย์กลางของรอยบุ๋มจากขอบของชิ้นทดสอบ ควรห่างเป็นอย่างน้อย 2.5 เท่า ของเส้นผ่านศูนย์กลางของรอยบุ๋ม

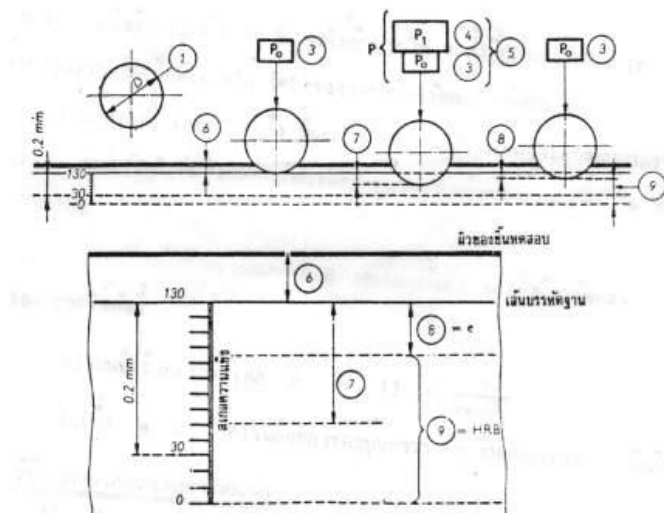
5. การทดสอบจะต้องไม่มีแรงกระแทกเกิดขึ้นหรือเกิดการสั่นสะเทือนเนื่องจากแท่นรองรับขึ้นทดสอบไม่มั่นคงแข็งแรง เพราะจะมีผลต่อความลึกของรอยบุ๋ม

การทดสอบความแข็งรีอคเวลล์สเกล B

การทดสอบความแข็งแบบนี้ นิยมใช้ทดสอบกับวัสดุที่มีความแข็งปานกลาง เช่น อะลูมิเนียมบางเกรด (2024, 7075) จำพวกเหล็กกล้าผสมคาร์บอนต่ำ หรือเหล็กกล้าผสมคาร์บอนปานกลางที่ผ่านการอบละลายหรือการบ่มเทียม เพราะวิธีนี้ใช้หัวกดทดสอบเป็นทรงกลมเหล็กกล้าแข็ง ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1/16 นิ้ว (1.6 มม.) และมีความแข็งเพียง 850 HV 98.07 เท่านั้น

หลักการทดสอบ

หลักการทดสอบความแข็งรีอคเวลล์สเกล B คือ วัดความลึกของรอยบุ๋มถาวรภายใต้แรงกด ดังนั้นถ้าโลหะใดแข็งความลึกของรอยบุ๋มจะน้อย และถ้าโลหะใดอ่อนความลึกของรอยบุ๋มจะมาก และก็มีหลักการทดสอบที่สามารถเขียนเป็นแผนภาพได้ ดังรูปที่ 2.7



รูปที่ 2.10 หลักการทดสอบความแข็งรีอคเวลล์สเกล B (ASTM E18- 08b)

จากรูปสามารถอธิบายหลักการทดสอบความแข็งรีอคเวลล์สเกล B ที่มีรายละเอียดครบตามหมายเลขดังนี้

1. ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของทรงกลมเหล็กกล้าแข็ง 1/16 นิ้ว (1.6 มม.)
2. แรงกดเท่ากับ 10 กิโลกรัม
3. แรงกดรวม 100 กิโลกรัม ซึ่งจะเป็นผลรวมของแรงกดนำ 10 กิโลกรัม และแรงกดเพิ่ม 90 กิโลกรัม
4. ความลึกของรอยบุ๋ม เนื่องจากแรงกดนำ

5. ความลึกของรอยบวมที่เพิ่มขึ้น ภายหลังจากกดด้วยแรงกดเพิ่ม
6. ความลึกของรอยบวมอย่างถาวร ภายใต้อาแรงกดนำ หลังจากเอาแรงกดเพิ่มออกแล้ว
7. ความแข็งรีอคเวลล์สเกล B

สำหรับค่าความแข็งรีอคเวลล์สเกล B จะมีหน่วยเป็น HRB และถ้าทำการทดสอบด้วยเครื่องทดสอบส่วนมากจะอ่านค่าความแข็งเป็นตัวเลขได้ โดยตรงจากนาฬิกาวัดความแข็งสเกลสีแดง ซึ่งถูกแบ่งออกเป็น 100 ช่อง และถ้าเป็นแบบอัตโนมัติผลก็จะปรากฏขึ้นทางหน้าจอ

2.1.7 การทดสอบแรงดึง (Tensile Testing)

การทดสอบแรงดึงเป็นการดึงขึ้นทดสอบซึ่งทำให้ชิ้นทดสอบตกอยู่ใต้สภาวะการยืด และเป็นกระบวนการที่ทำให้ชิ้นทดสอบเกิดการเสียรูป โดยการเสียรูปเป็นการเปลี่ยนแปลง รูปทรงของชิ้นทดสอบจากแรงที่กระทำ การตรวจวัดการเสียรูปจะวัดจากการเปลี่ยนแปลง ขนาดชิ้นทดสอบเทียบกับขนาดเริ่มต้น นั่นคือการเสียรูปจะวัดจากความยาวของระยะทดสอบ (Gauge length) ที่เปลี่ยนแปลงไปในการทดสอบเทียบกับระยะทดสอบเริ่มต้น ระยะทดสอบ เป็นช่วงความยาวมาตรฐานที่ใช้ในการวัดระดับการยืดหรือการเสียรูปที่เกิดขึ้นในระหว่างการ ทดสอบ โดยความยาวระยะทดสอบมาตรฐานที่ใช้ในการทดสอบแรงดึงปกติเท่ากับ 2 นิ้ว

การเสียรูปแบบยืดหยุ่นและแบบถาวร

เมื่อชิ้นทดสอบโลหะได้รับแรงดึงในแกนเดียวจะเกิดการเสียรูปขึ้น และถ้าชิ้น ทดสอบโลหะสามารถคืนตัวกลับไปสู่ขนาดเริ่มต้นเมื่อนำแรงที่กระทำออกไป นั่นคือโลหะมี การเสียรูปแบบคืนตัว (Elastic Deformation) ขนาดของการเสียรูปแบบคืนตัวของโลหะจะ เกิดขึ้นเพียงเล็กน้อย เนื่องจากในระหว่างที่เกิดการเสียรูปแบบคืนตัว อะตอมของโลหะจะ เคลื่อนไปจากตำแหน่งเดิมในปริมาณที่ไม่มาก ดังนั้นเมื่อเอาแรงที่กระทำออกไปโลหะที่เกิด การเสียรูปแบบคืนตัว อะตอมของโลหะจะเคลื่อนกลับไปสู่ตำแหน่งเดิม ทำให้โลหะกลับ ไปสู่รูปทรงเดิม ถ้าโลหะเกิดการเสียรูปเป็นจำนวนมากจนมันไม่สามารถกลับไปสู่รูปทรงเดิม ได้อย่างสมบูรณ์ แสดงว่าโลหะเกิดการเสียรูปแบบถาวร (Plastic Deformation) ในระหว่างที่เกิดการเสียรูปแบบถาวรอะตอมของโลหะเกิดการเคลื่อนออกไปอย่างถาวรจากตำแหน่งเดิม และจะคงอยู่ที่ตำแหน่งใหม่นี้แม้ว่าจะนำแรงที่กระทำออกไปก็ตาม บางโลหะสามารถเกิดการ เสียรูปแบบถาวรได้มากโดยปราศจากการแตกร้าว ซึ่งถือเป็นสมบัติหนึ่งทางวิศวกรรมของ โลหะที่นำไปใช้ประโยชน์มากที่สุด ยกตัวอย่าง ความสามารถในการเกิดการเสียรูปแบบ ถาวรอย่างมากของเหล็ก ทำให้สามารถนำไปผลิตเป็น

ชิ้นส่วนของรถยนต์ได้ เช่น หลังคา ฝา กระโปรง และประตู ด้วยการขึ้นรูปแบบการอัดด้วยแม่พิมพ์ทางกลโดยไม่เกิดการแตกหัก

แรงเค้นและความเครียด

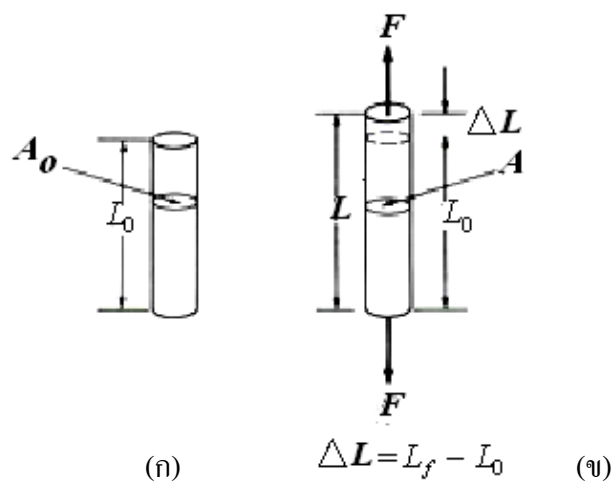
1. **แรงเค้น (Stress)** ในการทดสอบแรงดึง น้ำหนักดึงจะแทนด้วยสัญลักษณ์ F ใน หน่วยของปอนด์ กิโลกรัม หรือ นิวตัน ความแข็งแรงดึงคิดเป็นน้ำหนักที่ชิ้นทดสอบสามารถ ทนได้ต่อหน่วยพื้นที่หน้าตัด น้ำหนักเทียบกับพื้นที่หน้าตัดหนึ่งตารางหน่วยเรียกว่า แรงเค้น (stress, σ) โดยแรงเค้นจะมีหน่วยเป็นปอนด์ต่อตารางนิ้ว (lb/in.2) หรือพาสคาล (Pa) ใน หน่วยเมตริกน้ำหนักจะบันทึกเป็นกิโลกรัมแล้วแปลงเป็นนิวตัน ส่วนพื้นที่หน้าตัดจะคิดเป็น ตารางเมตรซึ่งจะได้หน่วยของแรงเค้นเป็นนิวตันต่อตารางเมตรหรือพาสคาล (Pa) โดย 1 MPa เท่ากับ 145 lb/in.2 และ 1000 lb/in.2 เท่ากับ 6.985 MPa เมื่อพิจารณาแท่งทรงกระบอกที่มี ความยาวเป็น L_0 และมีพื้นที่หน้าตัดเป็น A_0 ได้รับความดึงในทางเดียว F จะได้แรงเค้น σ ที่กระทำกับแท่งโลหะดังสมการ

$$\text{แรงเค้น } \sigma = \frac{F}{A_0}$$

โดยแรงเค้นในหน่วยของ U.S เป็นปอนด์ต่อตารางนิ้ว (lb/in² หรือ psi) และในหน่วยของ SI เป็นนิวตันต่อตารางเมตร (N/m²) หรือ ปาสคาล (Pa) เมื่อ $1 \text{ N/m}^2 = 1 \text{ Pa}$

ส่วนการเปลี่ยนหน่วยจากปอนด์ต่อตารางนิ้วเป็นปาสคาลทำได้ดังนี้

$$\begin{aligned} 1 \quad \text{psi} &= 6.89 \times 10^3 \text{ Pa} \\ 10^6 \text{ Pa} &= 1 \text{ MPa} \\ 10^3 \text{ psi} &= 1 \text{ ksi} = 6.89 \text{ MPa} \end{aligned}$$



รูปที่ 2.11 แสดงระยะยืดของแท่งโลหะทรงกระบอกที่รับแรงดึงทางเดียว (ก) แท่งโลหะที่ไม่ได้รับแรง (ข) แท่งโลหะรับแรงดึงทางเดียว

ถ้าชิ้นทดสอบแรงดึงมีหน้าตัดเป็นสี่เหลี่ยมสูตรคำนวณแรงเค้นจะได้เป็นดังนี้

$$\sigma = \frac{F}{WD}$$

เมื่อ σ = แรงเค้น

F = แรงกระทำ

W = ความกว้างของหน้าตัดสี่เหลี่ยมของชิ้นทดสอบ

D = ความยาวของหน้าตัดสี่เหลี่ยมของชิ้นทดสอบ

ถ้าชิ้นทดสอบมีหน้าตัดเป็นวงกลมจะได้สูตรคำนวณเป็น

$$\sigma = \frac{F}{\phi D^2 / 4}$$

เมื่อ D = เส้นผ่านศูนย์กลางของชิ้นทดสอบ

2. ความเครียด (Strain) เมื่อแท่งโลหะได้รับแรงดึงในทางเดียว เป็นเหตุให้แท่งโลหะเกิดการยืดออกในทิศทางของแรงนั้น การเคลื่อนนี้เรียกว่าความเครียด โดยนิยามความเครียดเป็นการยืดอันเนื่องจากแรงดึงทางเดียวที่กระทำกับชิ้นทดสอบ ซึ่งเป็นอัตราการเปลี่ยนแปลงความยาวของชิ้นทดสอบในทิศทางของแรงนั้นเทียบกับความยาวเริ่มต้นของชิ้นทดสอบ ดังนั้นก่อนทำการทดสอบต้องวัดพื้นที่หน้าตัดและระยะทดสอบ เริ่มต้นของชิ้นทดสอบ โดยระยะทดสอบเริ่มต้นจะทำการเครื่องหมายสองจุดบนชิ้นทดสอบ อุปกรณ์วัดการยืดหรือความเครียดจะใช้ในการวัดระยะยืดของชิ้นทดสอบในระหว่างการทดสอบ หรืออาจวัดจากผลต่างของระยะห่างของสองจุดข้างต้น ผลต่างระหว่างระยะทดสอบ เริ่มต้นกับสุดท้ายเรียกว่าระยะยืด (Elongation) หน่วยของระยะยืดใช้เป็นนิ้วหรือมิลลิเมตร และถ้านำค่าระยะยืดหารด้วยระยะทดสอบเริ่มต้นเรียกว่าความเครียด ดังนั้นความเครียดของแท่งโลหะ สามารถหาได้ดังสมการ

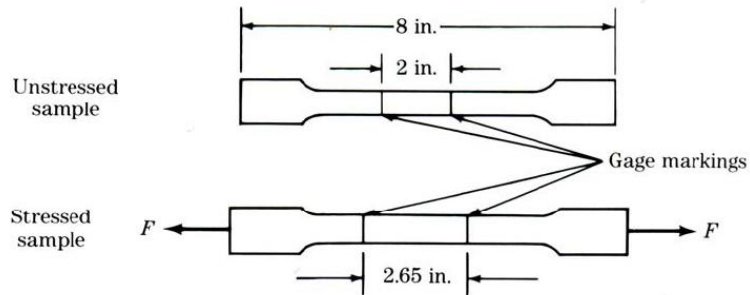
$$\text{ความเครียด} \quad (\epsilon) = \frac{L_f - L_0}{L_0}$$

เมื่อ L_0 คือ ความยาวเริ่มต้นของชิ้นทดสอบ

L_f คือ ความยาวชิ้นทดสอบหลังการดึง

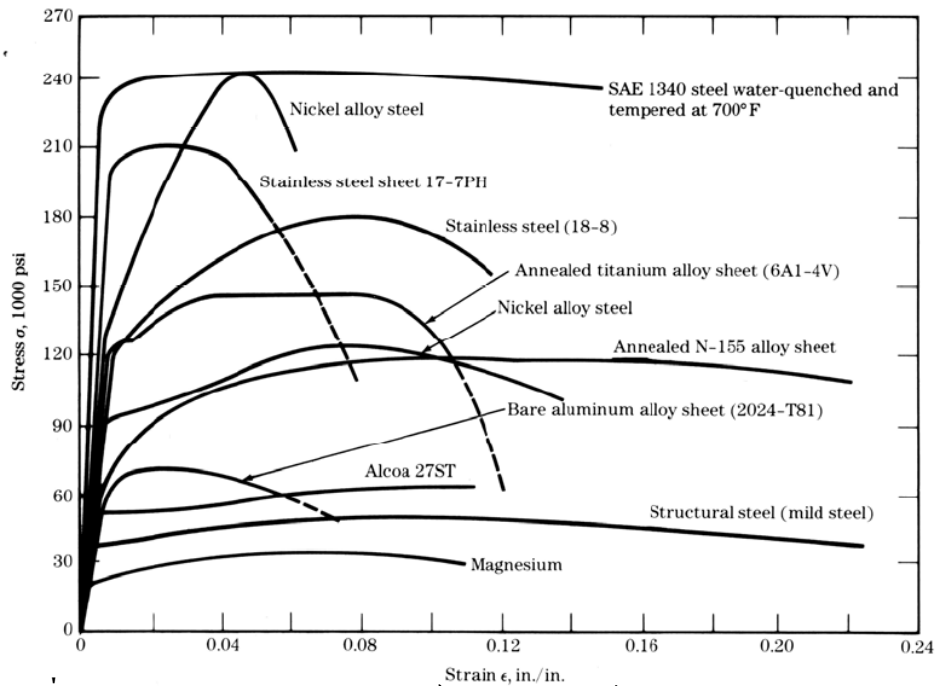
โดยการกำหนดความยาวช่วงของการทดสอบเรียกว่าระยะทดสอบ (Gauge length) ปกติยาว 2 นิ้ว และความยาวของชิ้นทดสอบทั้งหมดประมาณ 8 นิ้ว ดังรูปที่ 2.12 ทั้งนี้การทดสอบดังกล่าวบอกลักษณะพฤติกรรมความเหนียว (Ductility) คือ ค่าที่ใช้วัดจะบอกเป็นเปอร์เซ็นต์การยืดตัวซึ่งคำนวณได้จากสมการเช่นเดียวกับความเครียดแต่คูณด้วย 100 (Percentage elongation) ในทางปฏิบัติมักใช้ค่า %E เนื่องจากสะดวกในการวัด ค่าความเหนียวของวัสดุจะเป็นตัวบอกความสามารถ

ในการขึ้นรูป กล่าวคือถ้าวัสดุมีความเหนียวดีก็สามารถนำวัสดุไปขึ้นรูป เช่น รีด ตีขึ้นรูป ดึงเป็นลวด ได้ง่าย แต่ถ้าความเหนียวต่ำ เพราะ ก็จะนำไปขึ้นรูปยากหรือไม่ได้เลย



รูปที่ 2.12 แสดงชิ้นทดสอบแรงดึงแบบแผ่นก่อนและหลังการทดสอบ

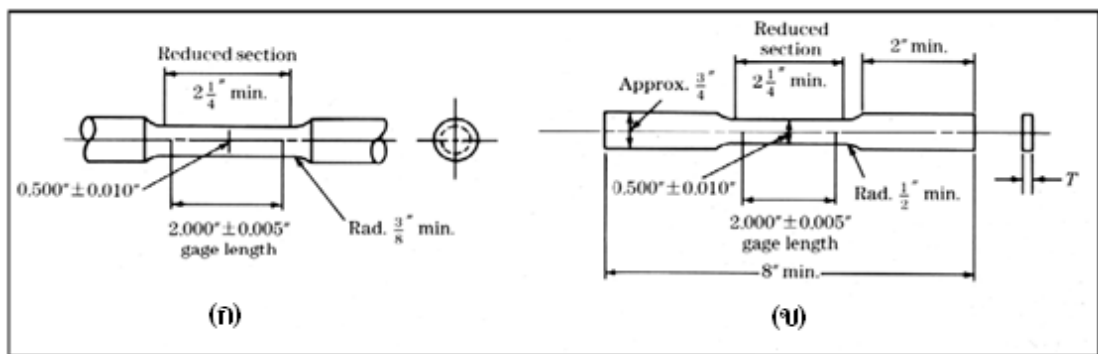
ตัวอย่างกราฟแรงเค้นกับความเครียดของโลหะและโลหะผสมชนิดต่างๆ พบว่าการทำโลหะผสมโดยการผสมโลหะกับโลหะอื่นหรือกับวัสดุที่ไม่ใช่โลหะและการบำบัดทางความร้อน ซึ่งสามารถส่งผลกระทบต่อความแข็งแรงดึงและความเหนียวของโลหะ กราฟ แรงเค้นกับความเครียด แสดงความแข็งแรงดึงสูงสุด (UTS) ที่แตกต่างกันมาก เช่น ธาตุโลหะแมกนีเซียมมีค่า UTS เท่ากับ 35 ksi (1 ksi เท่ากับ 1000 psi) ในขณะที่เหล็ก SAE 1340 ที่ผ่านการชุบแข็ง (Quench) ในน้ำ และอบคืนตัวที่ 700 °F (370 °C) จะมีค่า UTS เท่ากับ 240 ksi



รูปที่ 2.13 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของโลหะและโลหะผสมต่างๆ

ขั้นตอนทดสอบแรงดึง

ขั้นตอนทดสอบที่ใช้สำหรับทดสอบแรงดึงมีอยู่หลายประเภทที่สำคัญ สำหรับโลหะที่มีหน้าตัดที่หนาเช่น โลหะท่อนกลมปกติจะใช้ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางรอบขั้นตอนทดสอบ 0.5 นิ้ว และสำหรับโลหะที่มีหน้าตัดบางกว่าเช่น โลหะแผ่น จะเตรียมขั้นตอนทดสอบให้มีลักษณะเป็นแผ่นเรียบ ในการทดสอบแรงดึงระยะทดสอบที่ใช้มากที่สุดคือ 2 นิ้ว



รูปที่ 2.14 ตัวอย่างขั้นตอนทดสอบมาตรฐานทั่วไปที่ใช้ในการทดสอบแรงดึง (ก) ขั้นตอนทดสอบมาตรฐานแบบแท่งทรงกระบอก (ข) ขั้นตอนทดสอบมาตรฐานแบบแท่งสี่เหลี่ยม ผืนผ้า

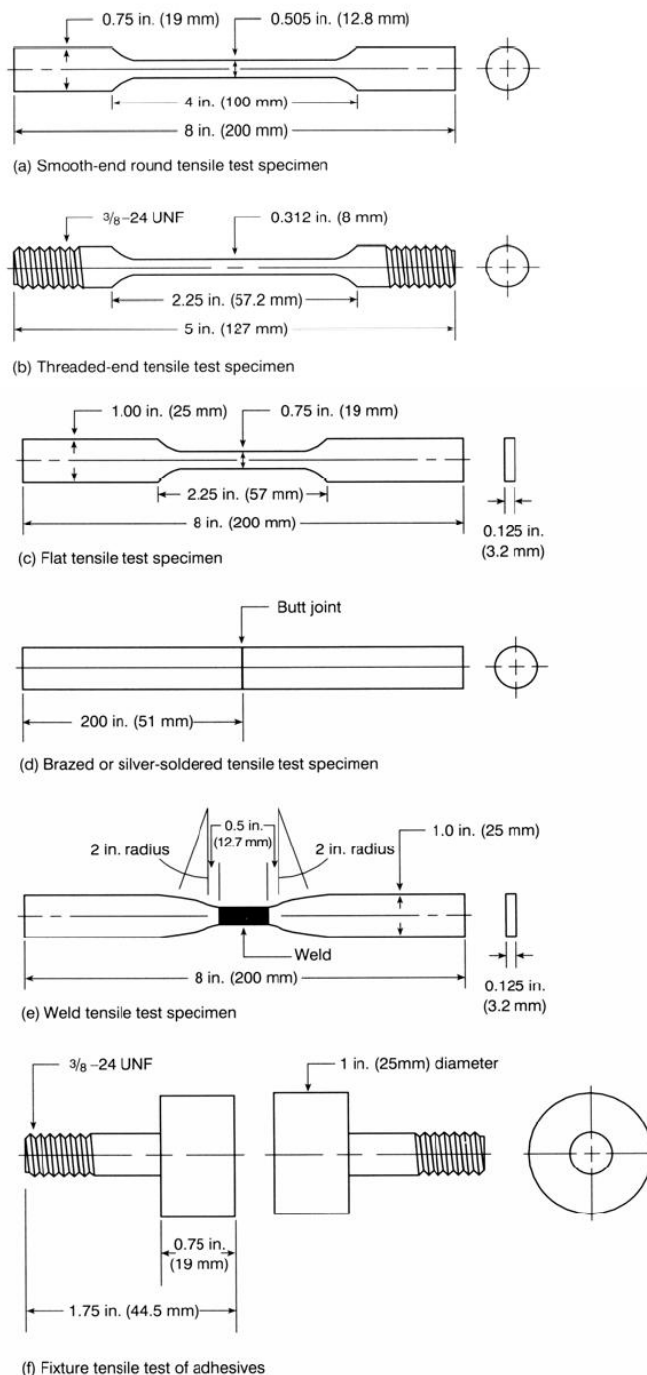
นอกจากนี้ยังมีขั้นตอนทดสอบอีกหลายแบบโดยมีรูปร่างของหน้าตัดขั้นตอนทดสอบที่ ต่างกัน ได้แก่ หน้าตัดรูปวงกลม สี่เหลี่ยมจัตุรัส และสี่เหลี่ยมผืนผ้า อย่างไรก็ตามขั้นตอนทดสอบทั้งหมดควรมีรูปแบบของระยะทดสอบแบบเดียวกันตามมาตรฐาน โดยส่วนปลาย ของขั้นตอนทดสอบควรมีรูปแบบที่เหมาะสมกับหัวจับมาตรฐาน คือขั้นตอนทดสอบที่เป็นรูป ทรงกระบอกควรทำเป็นแบบเรียบ รูปบ่า สลัก หรือรูยึด และส่วนปลายของขั้นตอนทดสอบควร ยาวพอที่จะยึดด้วยหัวจับได้พอดี

เครื่องมือทดสอบ

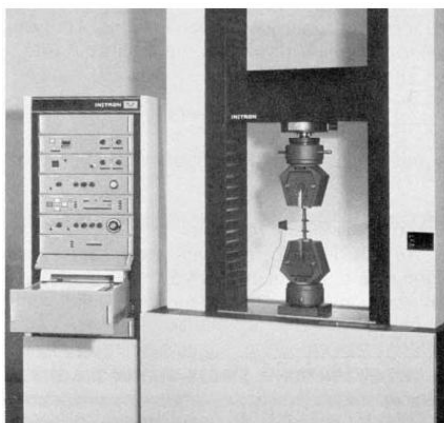
การทดสอบแรงดึงเพื่อหาค่าความแข็งแรงของโลหะและโลหะผสมจะใช้เครื่อง ทดสอบที่ เรียกว่า เครื่องทดสอบอเนกประสงค์ (Universal tester) เป็น ภาพเครื่องมือทดสอบแรงดึง รูปที่ 2.13 และ รูปที่ 2.14 เป็นภาพตัวอย่างแสดงโครงร่างการทดสอบแรงดึง กับขั้นตอนทดสอบโลหะ

การทดสอบแรงดึงด้วยเครื่องทดสอบอเนกประสงค์จำเป็นต้องติดตั้งอุปกรณ์เสริม ต่างๆ ประกอบด้วยหัวจับขั้นตอนทดสอบซึ่งมีหน้าที่หลักในการจับยึดขั้นตอนทดสอบเข้ากับเครื่อง ทดสอบ โดย ต้องสามารถรับและถ่ายแรงจากเครื่องสู่ขั้นตอนทดสอบได้เป็นอย่างดี และประเด็น สำคัญคือหัวจับต้อง สามารถให้แรงผ่านขั้นตอนทดสอบตามแนวแกน ซึ่งต้องตั้งค่าการทดสอบ และเลือกหัวจับที่เหมาะสม ทั้งนี้เพื่อขั้นตอนทดสอบอยู่ในแนวที่ถูกต้องทั้งก่อนและระหว่าง ดำเนินการทดสอบ สำหรับวัสดุเหนียว

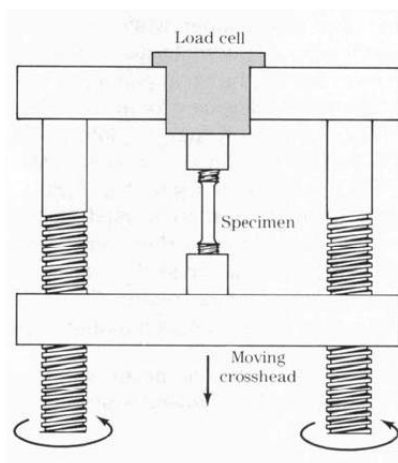
ให้ใช้หัวจับปากกว้างเพื่อเพิ่มพื้นที่สัมผัสแต่ไม่จำเป็น สำหรับวัสดุเปราะ ทั้งนี้เนื่องจากหัวจับจะบีบวัสดุแล้วทำให้เกิดการแตกหักที่ปลายชิ้น ทดสอบแทนที่จะเกิดการแตกหักในช่วงของระยะทดสอบ หัวจับส่วนใหญ่จะมีช่วงของการ เคลื่อนเพื่อจัดระเบียบหัวจับและชิ้นทดสอบให้อยู่ในแนวเดียวกัน หัวจับอาจเป็นแบบรูปหรือแบบช่อง



รูปที่ 2.15 ตัวอย่างชิ้นทดสอบแรงดึงมาตรฐานแบบต่างๆ



รูปที่ 2.16 เครื่องทดสอบแรงดึง

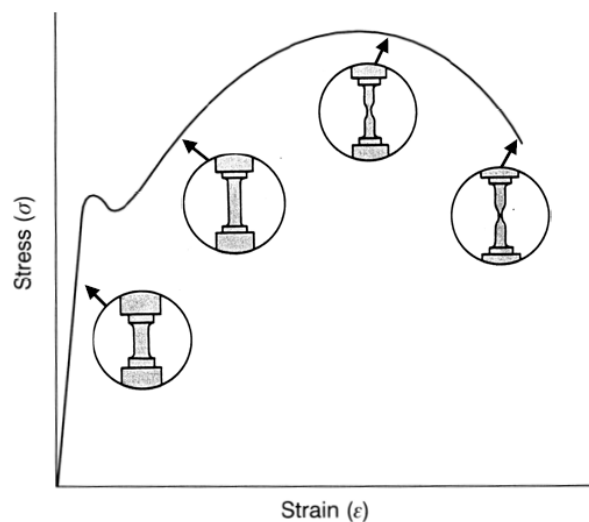


รูปที่ 2.17 ภาพการทำงานของเครื่อง ทดสอบแรงดึง

การเลือกอุปกรณ์วัดความเครียดที่เหมาะสมจำเป็นต้องเลือกน้ำหนักหรือแรงกระทำที่เหมาะสม และจำนวนการอ่านข้อมูลของอุปกรณ์วัดความเครียดที่จะใช้อ่านค่าอย่างต่อเนื่อง ซึ่งจำนวนการอ่านนี้อาจขึ้นอยู่กับเวลา การเปลี่ยนแปลงแรงกระทำ การเปลี่ยนแปลงของ ความเครียด หรือการเปลี่ยนแปลงของค่าคงที่อื่นๆ ที่เกี่ยวข้องกับสภาวะการทดสอบ การอ่าน ค่าหลายครั้งจะทำให้ได้ผลการทดสอบที่ถูกต้องแม่นยำมากขึ้น เพราะถ้าจุดของข้อมูลห่างกัน มากน้อยสำคัญการทดสอบอาจผิดพลาดได้ แต่อาจไม่สะดวกหรือไม่เหมาะสมในการบันทึก ข้อมูลจากการทดสอบที่มีขนาดใหญ่ อย่างไรก็ตามการบันทึกจุดข้อมูลมากขึ้นทำให้ได้กราฟ แรงเค้นความเครียดที่ถูกต้องแม่นยำมากขึ้น

กราฟแรงเค้นความเครียด

ผลการทดสอบแรงดึงสามารถบันทึกเป็นกราฟแรงเค้นความเครียดได้ โดยการบันทึก แรงเค้นเป็นแกนตั้งและความเครียดที่เกิดขึ้นเป็นแกนนอน กราฟแรงเค้นความเครียดของ เหล็กกล้าอ่อนจะมีลักษณะดังแสดงในรูปที่ 2.18 การทดสอบในช่วงแรกเมื่อให้แรงเค้น เพิ่มขึ้นวัสดุจะเกิดความเครียดน้อยมาก และในช่วงที่กราฟเป็นเส้นตรงความเครียดจะเพิ่มขึ้น เป็นสัดส่วนกับแรงเค้นที่กระทำ ช่วงนี้ถือว่าเป็นช่วงยืดหยุ่น (Elastic region) ซึ่งเป็นช่วงที่ วัสดุสามารถกลับคืนสู่รูปทรงเดิมเมื่อนำแรงเค้นที่กระทำออก ภายใต้อาณัติยืดหยุ่น พฤติกรรมของวัสดุสามารถอธิบายได้ด้วยกฎของฮุก (Hook's law)



รูปที่ 2.18 เส้นโค้งความเค้น-ความเครียด

ในระหว่างการทดสอบแรงดึงวัสดุจะเกิดการเสียรูปทั้งแบบยืดหยุ่นและถาวร ในช่วงขีดจำกัดการยืดหยุ่น วัสดุสามารถคืนสภาพอย่างเต็มที่จากแรงเค้นที่กระทำและสามารถ กลับคืนสู่รูปทรงเดิม ส่วนพฤติกรรมการเสียรูปถาวรเป็นความสามารถของวัสดุในการเกิดการเสียรูปโดยปราศจากการแตกหัก คือการยืดออกที่เกิดขึ้นในระหว่างการทดสอบแรงดึง

นอกจากนี้ขนาดและรูปร่างของชิ้นงานที่ใช้ทดสอบควรเป็นไปตามหลักเกณฑ์มาตรฐาน การทดสอบแรงดึงดัง อย่างไรก็ตามในกรณีที่ชิ้นงานที่ใช้ทดสอบมีขนาด รูปร่าง สลับซับซ้อนไปจากที่กำหนด ก็ให้พิจารณาใช้หลักเกณฑ์มาตรฐานใกล้เคียงกับขนาด รูปร่างของชิ้นงานนั้นมากที่สุดเป็นเกณฑ์อ้างอิง และต้องบันทึกข้อมูลทุกอย่างของชิ้นงาน ในรายงานผลการทดสอบด้วย

ตารางที่ 2.5 เกณฑ์มาตรฐานการทดสอบแรงดึง (ASTM – B 557M)

	Dimensions , mm		
	Standard Specimen Sheet – Type 12.5 mm Wide	Subsize Specimen 6 mm Wide	Subsize Specimen 3 mm Wide
G – Gage Length	50.00 \pm 0.10	25.00 \pm 0.10	12.50 \pm 0.10
W – Width	12.50 \pm 0.05	6.00 \pm 0.05	3.00 \pm 0.05
T - Thickness	Thickness of material	Thickness of material	Thickness of material
R – Radius of fillet , min	12.5	6	3
L – Over – all length , min	200	100	50
A – Length of reduced Section , min	57	32	16
B – Length of grip Section , min	50	30	15
C – Width of grip Section approximate	20	10	5

2.1.8 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope)

กล้องจุลทรรศน์สามารถแบ่งออกเป็นประเภทใหญ่ๆ ได้ 2 ประเภท คือ

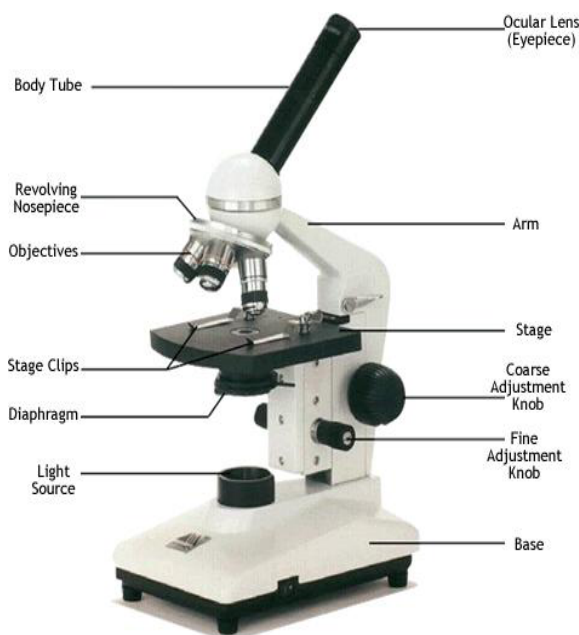
1. กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscopes)

กล้องจุลทรรศน์ชนิดที่พบได้มากที่สุด คือ ชนิดที่ประดิษฐ์ขึ้นเป็นครั้งแรก เรียกว่า กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope) เป็นอุปกรณ์ใช้แสงอย่างหนึ่ง มีเลนส์อย่างน้อย 1 ชิ้น เพื่อทำการขยายภาพวัตถุที่วางในระนาบโฟกัสของเลนส์นั้นๆ ดังแสดงในรูปที่ 2.19

2. กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน (Electron Microscope)

กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน เป็นกล้องจุลทรรศน์ที่ใช้ลำอนุภาคอิเล็กตรอนพลังงานสูงในการตรวจสอบวัตถุแทนแสงธรรมดา เนื่องจากความยาวคลื่นของลำอนุภาคอิเล็กตรอนนั้นสั้นกว่าความยาวคลื่นแสงถึง 100,000 เท่า ทำให้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนสามารถให้ประสิทธิภาพของกำลังขยาย และการแจกแจงรายละเอียดได้เหนือกว่ากล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง โดยสามารถ

แยกรายละเอียดของวัตถุที่เล็กขนาด 10 อังสตรอม หรือ 0.1 นาโนเมตร (กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงจะแจกแจงรายละเอียดได้ประมาณ 0.2 ไมโครเมตร) จึงทำให้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนมีกำลังขยายสูงมากถึง 500,000 เท่า และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนมี 2 ชนิด ได้แก่ Transmission electron microscope (TEM) ดังแสดงในรูปที่ 2.20 และ Scanning electron microscope (SEM) ดังแสดงในรูปที่ 2.21



รูปที่ 2.19 แสดงส่วนประกอบต่าง ๆ ของกล้องจุลทรรศน์

1. ฐาน (Base) ทำหน้าที่รับน้ำหนักทั้งหมดของกล้องจุลทรรศน์ มีรูปร่างสี่เหลี่ยม หรือวงกลม ที่ฐานจะมีปุ่มสำหรับปิดเปิดไฟฟ้า
2. แขน (Arm) เป็นส่วนยึดลำกล้องและฐานไว้ด้วยกัน ใช้เป็นที่จับเวลาเคลื่อนย้ายกล้องจุลทรรศน์
3. ลำกล้อง (Body Tube) เป็นส่วนที่อยู่ต่อจากมือจับมีลักษณะเป็นท่อกลวงปลายด้านบนมีเลนส์ใกล้ตาสวมอยู่ด้านบนอีกด้านหนึ่งมีชุดของเลนส์ใกล้วัตถุซึ่งติดอยู่กับจานหมุนที่เรียกว่า Revolving Nosepiece
4. แท่นวางวัตถุ (Stage) เป็นแท่นสำหรับวางสไลด์ตัวอย่างที่ต้องการศึกษา มีลักษณะเป็นแท่นสี่เหลี่ยม หรือวงกลมตรงกลางมีรูให้แสงจากหลอดไฟส่องผ่านวัตถุแท่นนี้สามารถเลื่อนขึ้นลงได้ด้านในของแท่นวางวัตถุจะมีครีปสำหรับยึดสไลด์และมีอุปกรณ์ช่วยในการเลื่อนสไลด์ เรียกว่า Mechanical Stage นอกจากนี้ยังมีสเกลบอกตำแหน่งของสไลด์บนแท่นวางวัตถุ ทำให้สามารถบอกตำแหน่งของภาพบนสไลด์ได้

5. เลนส์รวมแสง (Condensor) จะอยู่ด้านใต้ของแท่นวางวัตถุ เป็นเลนส์รวมแสง เพื่อรวมแสงผ่านไปยังวัตถุที่อยู่บนสไลด์ สามารถเลื่อนขึ้นลงได้โดยมีปุ่มปรับ

6. ไอริส ไดอะแฟรม (Iris Diaphragm) คือม่านปิดเปิดรับแสง สามารถปรับขนาดของรูรับแสงได้ตามต้องการ มีคันโยกสำหรับปรับขนาดรูรับแสงอยู่ด้านล่างใต้แท่นวางวัตถุ

7. เลนส์ใกล้วัตถุ (Objective Lens) จะติดอยู่เป็นชุดกับจานหมุน ซึ่งเป็นส่วนของกล้องที่ประกอบด้วยเลนส์ ซึ่งรับแสงที่ส่องผ่านมาจากวัตถุที่นำมาศึกษา (Specimen) เมื่อลำแสงผ่านเลนส์ใกล้วัตถุ เลนส์ใกล้วัตถุจะขยายภาพของวัตถุนั้น และทำให้ภาพที่ได้เป็นภาพจริงหัวกลับ โดยเลนส์ใกล้วัตถุจะมีกำลังขยายต่าง ๆ กัน ได้แก่ เลนส์ใกล้วัตถุกำลังขยายต่ำ (Lower Power) กำลังขยาย 4X, 10X เลนส์ใกล้วัตถุกำลังขยายสูง (High Power) 40X เลนส์ใกล้วัตถุแบบ Oil Immersion ขนาด 100X

8. Revolving Nosepiece เป็นส่วนของกล้องที่ใช้สำหรับหมุน เพื่อเปลี่ยนกำลังขยายของเลนส์ใกล้วัตถุ

9. เลนส์ใกล้ตา (Eyepiece Lens หรือ Ocular Lens) เลนส์นี้จะสวมอยู่กับลำกล้อง มีตัวเลขแสดงกำลังขยายอยู่ด้านบน เช่น 5X, 10X หรือ 15X เป็นต้น กล้องที่ใช้ในปฏิบัติการจุลชีววิทยาทั่วไปนั้น มีกำลังขยายของเลนส์ตาที่ 10X รุ่นที่มีเลนส์ใกล้ตาเลนส์เดียว เรียก Monocular Microscope ชนิดที่มีเลนส์ใกล้ตาสองเลนส์ เรียก Binocular Microscope

10. ปุ่มปรับภาพหยาบ (Coarse Adjustment Knob) ใช้เลื่อนตำแหน่งของแท่นวางวัตถุขึ้นลง เมื่ออยู่ในระยะโฟกัส ก็จะมองเห็นภาพได้ ปุ่มนี้มีขนาดใหญ่จะอยู่ที่ด้านข้างของตัวกล้อง

11. ปุ่มปรับภาพละเอียด (Fine Adjustment Knob) เป็นปุ่มขนาดเล็กอยู่ถัดจากปุ่มปรับภาพหยาบออกมาทางด้านนอกที่ตำแหน่งเดียวกัน หรือกล้องบางชนิดอาจจะอยู่ใกล้ ๆ กัน เมื่อปรับด้วยปุ่มปรับภาพหยาบจนมองเห็นภาพแล้วจึงหมุนปุ่มปรับภาพละเอียดจะทำให้ได้ภาพคมชัดยิ่งขึ้น

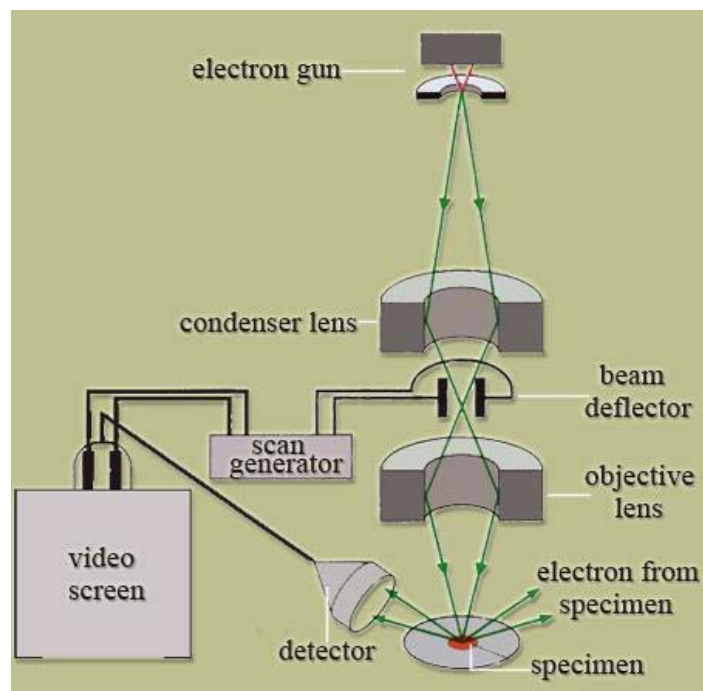
2.1.9 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning electron microscope, SEM)

Scanning electron microscope (SEM) เป็นกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนที่มีกำลังขยายไม่สูงเท่ากับเครื่อง TEM การเตรียมตัวอย่างเพื่อที่จะดูด้วยเครื่อง SEM นี้ไม่จำเป็นที่ต้องที่ตัวอย่างจะต้องมีขนาดบางเท่ากับเมื่อดูด้วยเครื่อง TEM ก็ได้ (เพราะไม่ได้ตรวจวัดจากการที่อิเล็กตรอนเคลื่อนที่ทะลุผ่านตัวอย่าง) การสร้างภาพทำได้โดยการตรวจวัดอิเล็กตรอนที่สะท้อนจากพื้นผิวหน้าของตัวอย่าง ที่ทำการสำรวจ ซึ่งภาพที่ได้จากเครื่อง SEM นี้จะเป็นภาพลักษณะของ 3 มิติ ดังนั้นเครื่อง SEM จึงถูกนำมาใช้ในการศึกษาสัณฐานและรายละเอียดของลักษณะพื้นผิวของตัวอย่าง เช่น ลักษณะพื้นผิว

ด้านนอกของเนื้อเยื่อและเซลล์ หน้าตัดของโลหะและวัสดุ เป็นต้น ข้อดีของเครื่อง SEM เมื่อเปรียบเทียบกับเครื่อง TEM คือ ภาพโครงสร้างที่เห็นจากเครื่อง SEM จะเป็นภาพลักษณะ 3 มิติ ในขณะที่ภาพจากเครื่อง TEM จะให้ภาพลักษณะ 2 มิติ อีกทั้งวิธีการใช้งานเครื่อง SEM จะมีความรวดเร็วและใช้งานง่ายกว่าเครื่อง TEM มาก

หลักการทํางานและส่วนประกอบของเครื่อง SEM

จะประกอบด้วยแหล่งกำเนิดอิเล็กตรอนซึ่งทำหน้าที่ผลิตอิเล็กตรอนเพื่อป้อนให้กับระบบ โดยกลุ่มอิเล็กตรอนที่ได้จากแหล่งกำเนิดจะถูกเร่งด้วยสนามไฟฟ้า จากนั้นกลุ่มอิเล็กตรอนจะผ่านเลนส์รวบรวมรังสี (Condenser lens) เพื่อทำให้กลุ่มอิเล็กตรอนกลายเป็นลำอิเล็กตรอน ซึ่งสามารถปรับให้ขนาดของลำอิเล็กตรอนใหญ่หรือเล็กได้ตามต้องการ หากต้องการภาพที่มีความคมชัดจะปรับให้ลำอิเล็กตรอนมีขนาดเล็ก หลังจากนั้นลำอิเล็กตรอนจะถูกปรับระยะโฟกัสโดยเลนส์ใกล้วัตถุ (Objective lens) ลงไปบนผิวชิ้นงานที่ต้องการศึกษา หลังจากลำอิเล็กตรอนถูกกราดลงบนชิ้นงานจะทำให้เกิดอิเล็กตรอนทุติยภูมิ (Secondary electron) ขึ้น ซึ่งสัญญาณจากอิเล็กตรอนทุติยภูมินี้จะถูกบันทึก และแปลงไปเป็นสัญญาณทางอิเล็กทรอนิกส์และ ถูกนำไปสร้างเป็นภาพบนจอโทรทัศน์ต่อไป และสามารถบันทึกภาพจากหน้าจอโทรทัศน์ได้เลย



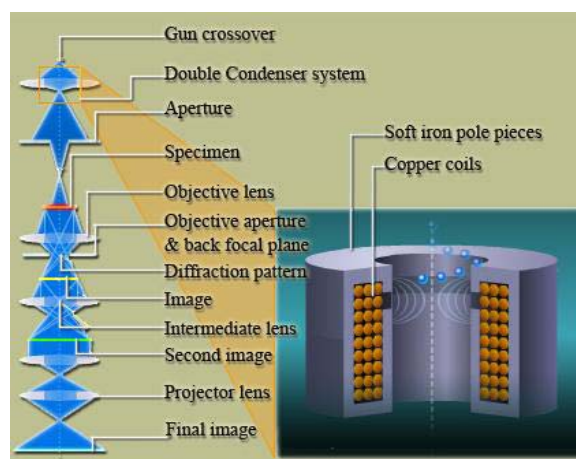
รูปที่ 2.20 แสดงส่วนประกอบต่าง ๆ ของเครื่อง SEM

2.1.10 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน (Transmission Electron microscope, TEM)

Transmission electron microscope (TEM) เป็นกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนที่ใช้ศึกษาตัวอย่างชนิดบาง ซึ่งเตรียมขึ้นโดยวิธีพิเศษเพื่อให้ลำอนุภาคอิเล็กตรอนผ่านทะลุได้ การสร้างภาพจากกล้องประเภทนี้ทำได้โดยการตรวจวัดอิเล็กตรอนที่ทะลุผ่านตัวอย่างนั่นเอง เครื่อง TEM เหมาะสำหรับศึกษารายละเอียดขององค์ประกอบภายในของตัวอย่าง เช่น องค์ประกอบภายในเซลล์ ลักษณะของเยื่อหุ้มเซลล์ ผนังเซลล์ เป็นต้น ซึ่งจะให้รายละเอียดสูงกว่ากล้องจุลทรรศน์ชนิดอื่นๆ เนื่องจากมีกำลังขยายและประสิทธิภาพในการแจกแจงรายละเอียดสูงมาก (กำลังขยายสูงสุดประมาณ 0.1 นาโนเมตร)

หลักการทํางานและส่วนประกอบของเครื่อง TEM

จะประกอบด้วยแหล่งกำเนิดอิเล็กตรอนซึ่งทำหน้าที่ผลิตอิเล็กตรอนเพื่อป้อนให้กับระบบ โดยกลุ่มอิเล็กตรอนที่ได้จากแหล่งกำเนิดจะถูกเร่งด้วยสนามไฟฟ้า จากนั้นกลุ่มอิเล็กตรอนจะผ่านเลนส์รวบรวมรังสี (Condenser lens) เพื่อทำให้กลุ่มอิเล็กตรอนกลายเป็นลำอิเล็กตรอน ซึ่งสามารถปรับให้ขนาดของลำอิเล็กตรอนใหญ่หรือเล็กได้ตามต้องการ จากนั้นลำอิเล็กตรอนจะเคลื่อนที่ผ่านตัวอย่างที่จะศึกษา (Specimen) ไป ซึ่งตัวอย่างที่จะศึกษาจะต้องมีลักษณะที่แบนและบางมาก (บ่อยครั้งที่พบว่าอยู่ในช่วงระหว่าง 1 - 100 นาโนเมตร) จากนั้นจะเกิดการกระเจิงอนุภาคขึ้นเมื่ออิเล็กตรอนทะลุผ่านตัวอย่างไป และอิเล็กตรอนที่ทะลุผ่านตัวอย่างนี้ก็จะถูกปรับโฟกัสของภาพโดยเลนส์ใกล้วัตถุ (Objective lens) ซึ่งเป็นเลนส์ที่ทำหน้าที่ขยายภาพให้ได้รายละเอียดมากที่สุด จากนั้นจะได้รับการขยายด้วยเลนส์ทอดภาพไปสู่จอร์รับ (Projector lens) และปรับโฟกัสของลำอนุภาคอิเล็กตรอนให้ยาวพอดีที่จะปรากฏบนฉากเรืองแสง สูดท้ายจะเกิดการสร้างภาพขึ้นมาได้



รูปที่

2.21 แสดงส่วนประกอบต่างๆ ของเครื่อง TEM

2.1.11 เครื่องมืออื่นๆที่ใช้วิเคราะห์

2.1.11.1 เครื่อง (Optical emission spectrometry, OES)

เป็นเครื่องตรวจวิเคราะห์หาปริมาณธาตุ มีความรวดเร็วและเที่ยงตรง ในการหาปริมาณธาตุหลายๆ ธาตุในเนื้อโลหะได้พร้อมกัน เทคนิคนี้ได้ถูกนำไปใช้ ตามวิธีการมาตรฐานสำหรับการวิเคราะห์โลหะ มีระบบการปฏิบัติงานที่มีประสิทธิภาพสูง ใช้วิธีการ วัดแบบ PDA (Pulse Distribution Analysis) เป็นมาตรฐาน ซึ่งส่งเสริมให้การวิเคราะห์มีความเที่ยงตรงสูง ใช้เป็นการควบคุมขบวนการผลิตในอุตสาหกรรมด้านโลหะ โดย สารตัวอย่างที่ถูกทำให้เป็นอะตอมต้องได้รับพลังงานความร้อน ซึ่งสามารถเปลี่ยนอะตอมไปเป็นสภาวะกระตุ้นและกลายเป็นไอออนสำหรับบางธาตุที่มีศักย์ไฟฟ้าที่ทำให้กลายเป็น ไอออนต่ำ

2.1.11.2 เครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรกชัน (X-Ray diffraction, XRD)

เทคนิคเอกซเรย์ดิฟแฟรกชัน หรือ เทคนิค XRD เป็นเทคนิคที่นำรังสี X มาใช้วิเคราะห์ สารประกอบที่มีอยู่ในสารตัวอย่างและนำมาใช้ศึกษารายละเอียดเกี่ยวกับ โครงสร้างผลึกของสารตัวอย่าง เทคนิค XRD อาศัยหลักการของการยิงรังสี X ที่ทราบความยาวคลื่น ไปกระทบชิ้นงาน ทำให้เกิดการเลี้ยวเบนของรังสีที่มุมต่างๆกัน โดยมีหัววัดเป็นตัวรับข้อมูล เนื่ององศาในการเลี้ยวเบนของรังสี X จะขึ้นอยู่กับองค์ประกอบและโครงสร้างของสารที่มีอยู่ในตัวอย่าง ข้อมูลที่ได้รับจึงสามารถบ่งบอกชนิดของสารประกอบที่มีอยู่ในสารตัวอย่างและสามารถนำมาใช้ศึกษา รายละเอียดเกี่ยวกับ โครงสร้างของผลึกของสารตัวอย่างนั้นๆได้ นอกจากนี้ข้อมูลที่ได้ยังสามารถนำมาหาปริมาณของสารประกอบแต่ละชนิดในสารตัวอย่าง ปริมาณความเป็นผลึก ขนาดของผลึก ความสมบูรณ์ของผลึก และความเค้น ของสารประกอบในสารตัวอย่าง อีกทั้งความหนาของฟิล์มได้อีกด้วย

2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

GUO Hong-min และคณะ (2007) [10] ได้ศึกษา โดยการทดลองจะใช้อะลูมิเนียม 2024 ที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็งด้วยเทคนิค Rheo-forming ชนิด LSPSF (low superheat pouring with a shear field) มาทดสอบดูโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกล จากนั้นนำไปปรับปรุงคุณสมบัติด้วยกระบวนการความร้อน T6 แล้วจึงนำมาเปรียบเทียบระหว่างการขึ้นรูปดั้งเดิมแบบ squeeze casting กับการขึ้นรูปแบบ LSPSF rheoforming ซึ่งพบว่าอะลูมิเนียม 2024 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบ LSPSF rheoforming จะมีโครงสร้างจุลภาคที่เป็นเกรนก้อนกลมที่เรียงตัวอย่างหนาแน่น และมีสมบัติเชิงกลที่แข็งแรงกว่าการขึ้นรูปแบบ Squeeze casting แต่ภายในโครงสร้างจุลภาคของเกรนยังมี Micro-segregation เกิดขึ้น จึงต้องมีการนำชิ้นงานไปผ่านกระบวนการทางความร้อน โดยการอบละลายที่อุณหภูมิ 495 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 16 ชั่วโมง ทำให้ Micro-segregation ลดลงและสามารถเพิ่มสมบัติเชิงกลมากกว่าการขึ้นรูปแบบ LSPSF ที่ไม่ผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกด้วย โดยจากกระบวนการขึ้นรูปแบบ LSPSF ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 เมื่อนำมาเปรียบเทียบกับกระบวนการ Wrought T6 พบว่า UTS และ % Elongation มีค่าใกล้เคียงกัน แต่ค่า YS ในกระบวนการ LSPSF -T6 มีค่าต่ำกว่า Wrought-T6 และเมื่อบ่มเทียมนที่อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียส ที่เวลา 36 ชั่วโมง, 165 องศาเซลเซียส ที่เวลา 17 ชั่วโมงและ 180 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 8 ชั่วโมง ซึ่งพบว่าที่อุณหภูมิการบ่มแข็งเทียมนทั้ง 3 ค่า ยังคงให้ค่าความแข็งที่ไม่ดีนัก เนื่องจากสภาวะการบ่มแข็งเทียมนที่ใช้ไม่เหมาะสม อย่างไรก็ตามที่อุณหภูมิ การบ่มแข็ง 165 องศาเซลเซียส เวลา 17 ชั่วโมง ให้ค่า YS, UTS และ %E ของชิ้นงานมีค่าเท่ากับ 325MPa, 430MPa และ 12% ตามลำดับ

GUO Hong-min และคณะ (2008) [11] ได้ทำการศึกษาลักษณะโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลจากการขึ้นรูปอะลูมิเนียม 2024 แบบ Squeeze casting ในสภาวะกึ่งของแข็งและ Rheo-casting แบบ (low superheat pouring with a shear field: LSPSF) ซึ่งอาศัยปัจจัย 3 อย่างในการขึ้นรูปคือ อุณหภูมิในการเทน้ำโลหะ ความเร็วในการหมุนภาชนะใส่อะลูมิเนียม และมุมในการตั้งภาชนะ (Barrel) จากนั้นเป็นการทำกระบวนการทางความร้อน T6 โดยทำการอบละลายที่อุณหภูมิ 495 °C เป็นเวลา 16 ชั่วโมง และบ่มเทียมนที่อุณหภูมิ 170 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง ผลปรากฏว่าเมื่อเปรียบเทียบระหว่างชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 พบว่าชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปแบบ Semisolid squeeze casting แล้วให้ผลที่ดีที่สุดและลดข้อบกพร่องอย่าง การหดตัว (Micro-segregation) ลงได้ จากการทดลองพบว่าที่ความดันระหว่าง 60-90 MPa อุณหภูมิการเทที่ 628°C ส่งผลให้โครงสร้างจุลภาคแน่นขึ้นและให้สมบัติเชิงกลที่ดีขึ้นอย่าง YS,UTSและ % Elongation มีค่าเท่ากับ 198MPa , 306MPa และ 10.4 % ตามลำดับ

W.J.Kim และคณะ (2003) [12] ได้ศึกษาอิทธิพลของกระบวนการ Equal channel angular pressing (ECAP) ที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของ T351 2024 Al โดยกระบวนการ ECAP เป็นการทำให้ชิ้นงานเกิดการแปลงรูปแบบพลาสติกอย่างรุนแรง นำชิ้นงานอะลูมิเนียมผสมดังกล่าวไปผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 773 K (เคลวิน) เป็นเวลา 12 ชั่วโมง ก่อนชุบเย็นในน้ำ แล้วนำไปผ่านกระบวนการ ECAP จากนั้นนำชิ้นงานบางส่วนไปทำการบ่มที่อุณหภูมิ 373 K ซึ่งต่ำกว่าอุณหภูมิที่โซลุ่ม Al 2024 ทั่วไป (443- 453 K.) ที่เวลา 10, 20 และ 30 ชั่วโมง เพื่อทำสภาวะการบ่มที่เหมาะสม จากผลการวัดความแข็งแรงพบว่าเกิดเฟส S' (Al_2CuMg) ที่มีรูปร่างคล้ายเข็มเรียงตัวในทิศทาง $\{100\}$ ภายในเกรนหรือบริเวณใกล้กับดิสโลเคชัน ทั้งนี้ความแข็งแรงของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มจะสูงกว่าชิ้นงานที่ไม่ผ่านการบ่ม โดยความแข็งแรงสูงสุดพบในชิ้นงานที่บ่มนาน 30 ชั่วโมง (= 207 HV) ในขณะที่ค่า (YS~ 630 MPa, UTS ~ 715 MPa) และ %E=16 แสดงให้เห็นว่าการบ่มชิ้นงานส่งผลให้ที่ความแข็งแรงเพิ่มขึ้น ซึ่งมาจากการฟอร์มพีริซิพิเทตขนาดเล็กลงของเฟส S' และ S

B.S. Lee และคณะ (2008) [13] ได้ทำการศึกษาสมบัติเชิงกลของชิ้นงานอะลูมิเนียมผสมทองแดง (Al-4.5%Cu) ที่ผ่านการอัดรีดขึ้นรูปในช่วงกึ่งของแข็ง (Semi-solid state) โดยใช้กระบวนการทางความร้อน T6 ซึ่งทำการอบละลายที่อุณหภูมิ 500 °C ที่เวลา 24 ชั่วโมงและบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C เป็นเวลา 250 ชั่วโมง พบว่าสมบัติเชิงกลของชิ้นงานที่ผ่านการอัดรีดขึ้นรูปมีค่า Tensile Strength และ %Elongation โดยการอัดรีดแบบทั่วไป (HE) มีค่า UTS = 340 MPa แต่การอัดรีดแบบกึ่งของแข็งมีค่า UTS = 290 MPa แต่เมื่อนำชิ้นงานที่อัดรีดแบบทั่วไปมาผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 พบว่าให้ค่า UTS ที่ไม่แตกต่างกันกับการอัดรีดแบบทั่วไป ที่ไม่ผ่านกระบวนการทางความร้อนเลย ทั้งนี้แนวโน้มการขึ้นรูปแบบการอัดรีดแบบกึ่งของแข็งเมื่อนำมาผ่านกระบวนการทางความร้อนจะให้สมบัติเชิงกลที่ดีขึ้น นอกจากนี้ % E ของการอัดรีดแบบทั่วไป=22% และเมื่อผ่านกระบวนการทางความร้อน = 24% ซึ่งไม่แตกต่างกับการขึ้นรูปแบบอัดรีดแบบกึ่งของแข็งมากนัก ทั้งนี้พบว่าการทำงานกระบวนการทางความร้อน T6 กับชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วย Semi-solid ยังคงให้คุณสมบัติที่ยังไม่ดีเท่าที่ควร จึงได้ทำการอบอ่อนอุณหภูมิ 300°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมงพบว่าลักษณะโครงสร้างจุลภาคเป็นเกรนที่มีขนาดใกล้เคียงกันในทุกทิศทาง (Equiaxed grain) และบริเวณ Sub grain เหล่านี้จะเกิดการรีคริสตัลไลเซชัน

Zoqui E.J. และ Robert M.H. (1998) [14] ได้ศึกษาอิทธิพลของกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสม Al-4.5wt.%Cu จากวิธี Rheocasting Semi-Solid แบบ Strain induced melting activation (SIMA) โดยเปรียบเทียบกับ การหล่อแบบธรรมดา ในงานวิจัยชิ้นนี้ใช้กระบวนการทางความร้อน (T6) โดยทำการอบละลาย

ที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1.5 ชั่วโมง และบ่ม ที่ 170 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 7 ชั่วโมง พบว่าการอบละลายอะลูมิเนียมหล่อ แบบ Semi-Solid ต้องใช้อุณหภูมิในการอบละลายที่สูงกว่าอะลูมิเนียมหล่อแบบธรรมดา และโครงสร้างจุลภาคแสดงให้เห็นว่าเฟสยูเท คติกในชิ้นงานถูกกำจัดไปในช่วงของการอบละลาย และเกิดการพรีซิพิตของ CuAl_2 ในเฟสหลัก ในขณะที่ชิ้นงานหล่อแบบ Semi-Solid ไม่แสดงให้เห็นถึงการละลายของเฟสยูเทคติก ใดๆ มากเท่าใดนัก และพบว่า ในช่วงของการอบละลาย และการเกิดเฟส Al_2Cu ของการบ่ม แข็งที่เย็น ก็พบน้อยกว่าชิ้นงานหล่อแบบธรรมดา ที่เป็นเช่นนี้เพราะความสามารถในการละลายของทองแดงในเกรนก่อนกลมของอะลูมิเนียมหล่อแบบ Semi-Solid สูงกว่าในเดนไดรต์ของงานหล่อแบบธรรมดา จึงทำให้การเกิดพรีซิพิตของ Al_2Cu ช้าลง ดังนั้นในการอบละลายชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสมแบบ Semi-Solid จึงต้องการอุณหภูมิหรือเวลาที่มากกว่าแบบธรรมดา และอุณหภูมิที่ใช้ในการบ่มของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสมแบบ Semi-Solid ควรต่ำกว่า การอบละลายที่อุณหภูมิสูงกว่าและเวลานานกว่าส่งผลให้ชิ้นงานหล่อแบบ Semi-Solid เสี่ยงต่อการเติบโตของเกรน แต่ลักษณะเฉพาะที่เป็นเกรนก่อนกลม และมีเฟสยูเท คติกฟอร์มเป็นขอบเขตบริเวณขอบเกรน นั้น ทำให้ชิ้นงานแบบนี้มีความสามารถในการต้านการเติบโตของเกรน ได้เป็นอย่างดี จากผลการทดสอบพบว่าชิ้นงานที่หล่อแบบ Semi-Solid และผ่าน กระบวนการทางความร้อน T6 มีสมบัติการต้านแรงดึงที่เพิ่มขึ้นมาจากเดิม 66-70 MPa เป็น 90-105 MPa และ % E เพิ่มขึ้นจาก 3-6% เป็น 6-11%

R.P. Garrett และคณะ (2005) [15] ได้ศึกษาอิทธิพลของกระบวนการอบละลายต่อสมบัติเชิงกล โดยพบว่าวิวัฒนาการของของเกรนในขั้นตอนการอบละลายมี 3 สถานะดังนี้ สถานะที่ 1 เกิดการบางลงบริเวณของเกรน (Thinning), สถานะที่ 2 เกิดการไม่ต่อเนื่องบริเวณขอบเกรน (Discontinuous) และสุดท้ายที่สถานะที่ 3 เกิดการละลายของขอบเกรน (Dissolve)

S.P. Ringer และคณะ (1996) [16] ได้ศึกษากระบวนการพรีซิพิตขณะเริ่มต้นในขั้นตอนการบ่มในอะลูมิเนียม Al-1.1 at% Cu-1.7 at% Mg โดยพบว่าในขั้นตอนเริ่มต้นส่วนใหญ่จะเริ่มเกิดการฟอร์มจีพีบีโซน (GPB zones) หรือการรวมกลุ่มกันของทองแดงกับแมกนีเซียม (Co-clusters Cu-Mg) โดยในงานวิจัยได้นำชิ้นงานไปอบละลายที่ 550 องศาเซลเซียส ที่เวลา 30 นาที จากนั้นไปบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียสที่เวลาต่างๆ พบว่าช่วงค่าความแข็งมี 3 สถานะโดยสถานะเริ่มต้นหรือสถานะที่หนึ่งมีค่าความแข็งเพิ่มขึ้น เกือบ 50 % ในระยะเวลาเพียง 1 นาทีจากนั้นจะเริ่มคงที่ในสถานะที่ 2 และให้ค่าความแข็งสูงสุดที่สถานะที่ 3 ทั้งนี้ช่วงเริ่มต้นเกิดการฟอร์ม จีพีบีโซน (GPB zones) และได้ใช้ TEM/Atom probe field ion microscopy (APFIM) ในการศึกษาและเสนอถึงลำดับการพรีซิพิตที่อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียส เป็น $\text{SSS} \downarrow \text{GPB zones} + \text{S} \downarrow \text{S}$

H.C. Shih และคณะ (1996) [17] ได้ศึกษาถึงพฤติกรรมการพรีซิพิตในอะลูมิเนียม Al-Cu-Mg และอะลูมิเนียม 2024 โดยผ่านกระบวนการ T351 ก่อนนำไปผ่านกระบวนการบ่มแข็งเทียม โดยเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ไม่นำไปดิ่งและไปผ่านกระบวนการบ่มแข็งเทียมซึ่งพบว่า ค่าความแข็งแรงปรากฏที่อุณหภูมิ 170, 190 และ 240 อยู่ที่เวลา 48, 12 และ 0.25 ชั่วโมง ตามลำดับ พบว่าที่อุณหภูมิต่ำต้องอาศัยเวลานานในการฟอร์มพรีซิพิตเพื่อให้ได้ค่าความแข็งแรงสูงสุดที่อุณหภูมินั้น และได้เสนอว่าค่าความแข็งแรงมาจากเฟส S₁S ในขั้นตอนสถานะ Optimum aging และได้อธิบายที่สภาวะการบ่มแข็งเทียมที่นานเกินไป (Over aging) พบว่าพฤติกรรมการพรีซิพิตแบบระเนงมีการยาวขึ้น (Elongated) ในทิศทาง [100] และรวมตัวซ้อนกัน (Corrugated) ในทิศทาง [110]

A.K. Jena และคณะ (1989) [18] ได้ศึกษากระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อกระบวนการพรีซิพิตใน Al-1.53 wt% Cu-0.79 wt% Mg โดยคำนวณหาจากการ Differential scanning calorimetric (DSC) พบว่าการเกิดพรีซิพิตเป็นรูปร่างแผ่นและระเนงนั้นขึ้นกับอัตราส่วนของทองแดงกับแมกนีเซียม ซึ่งได้เผยว่าถ้าอัตราส่วนของทองแดงกับแมกนีเซียมเท่ากับ 0.4 พรีซิพิตที่สร้างความแข็งแรงจะเป็น Al₆CuMg₄ หรือถ้าอัตราส่วนของทองแดงกับแมกนีเซียมเท่ากับ 2 พรีซิพิตที่สร้างความแข็งแรงจะเป็น Al₂CuMg ซึ่งในงานวิจัยนี้มีรูปร่างพรีซิพิตเป็นระเนง และถ้าอัตราส่วนของอะลูมิเนียมมากกว่าหรือเท่ากับ 8 รูปร่างพรีซิพิตเป็นแผ่น ในงานวิจัยนี้ได้เสนอพลังงานกระตุ้นในการฟอร์มพรีซิพิตมีค่าเท่ากับ 129.9 kJ/mol

S.C. Wang และคณะ (2005) [19] ได้ศึกษากระบวนการพรีซิพิตและเฟสอินเตอร์มีทัลลิกในอะลูมิเนียม Al-Cu-Mg-(Li) จากกระบวนการทางความร้อน T6 สำหรับเฟสอินเตอร์มีทัลลิกที่พบในอะลูมิเนียมดังกล่าว เช่น AlCuFeSi, Mg₂Si, Al₂₀Cu₂Mn₃ (T phase) เป็นต้น สำหรับพรีซิพิตที่ให้ความแข็งแรงกับชิ้นงานดังกล่าวได้มีการเสนอลำดับการพรีซิพิตดังนี้

รูปร่างพรีซิพิตแบบแผ่น : $\zeta_{SSS} \downarrow$ GPZ \downarrow $\chi_1 \downarrow$ $\chi_2 \downarrow$ $\chi(\text{Al}_2\text{Cu})$

รูปร่างพรีซิพิตแบบระเนง: $\zeta_{SSS} \downarrow$ Cu:Mg co-clusters/GPB zones \downarrow S₁S₁ \downarrow S₁S₂ ซึ่งเฟส S₁S₁ และ S₁S₂ ที่สร้างความแข็งแรงให้กับชิ้นงานมีรูปร่างพรีซิพิตเป็นระเนง

S.C. Wang และคณะ (2006) [20] ได้ศึกษากระบวนการพรีซิพิตที่สร้างความแข็งแรงใน Al-2.81 wt% Cu-1.05 wt% Mg โดยผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 495 องศาเซลเซียสก่อนดิ่งภายใต้สภาวะ T351 แล้วนำไปบ่มที่อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียสที่ช่วงเวลา 12 ถึง 72 ชั่วโมง และ 190 องศาเซลเซียสที่ช่วงเวลา 6 ถึง 48 ชั่วโมง พบว่าค่าความแข็งแรงสูงสุดอยู่ที่เวลา 12 ชั่วโมงของอุณหภูมิการบ่มที่ 190 องศาเซลเซียสซึ่งค่าความแข็งแรงมาจากการเกิดขึ้นของเฟส S และความหนาแน่นของเฟส S และจากผล DSC พบว่าเกิดการละลายของเฟส Cu:Mg co-clusters+ S₁S₁ ที่อุณหภูมิ 220 องศาเซลเซียส และเกิดการฟอร์มเฟส S ที่อุณหภูมิ 260 องศาเซลเซียส

I.N. Khan และคณะ (2008) [21] ได้ศึกษาารูปแบบการพริชพิเทตและการสร้าง ความแข็งแรงจากพริชพิเทตในอะลูมิเนียม Al-Cu-Mg ที่ผ่านกระบวนการ T351 พบว่าค่าความแข็งแรงจากการผ่านกระบวนการบ่มแข็งเทียมปรากฏที่อุณหภูมิ 170, 190, 200 และ 220 อยู่ที่เวลา 30, 9, 4 และ 1 ชั่วโมง ตามลำดับ ซึ่งในงานวิจัยนี้มีรูปร่างพริชพิเทตเป็นระแนง ได้เสนอว่า พลังงานกระตุ้นในการฟอร์มพริชพิเทตมีค่าเท่ากับ 133 ± 6 kJ/mol

A. M. Samuel และคณะ (1996) [22] ได้ศึกษาการละลายของเฟส Al_2Cu ในอะลูมิเนียม Al-Si ขณะการอบละลาย โดยใช้อุณหภูมิการอบละลายที่ 480 -545 องศาเซลเซียสที่เวลา 24 ชั่วโมง พบว่าเกิดการละลายของเฟส Al_2Cu ในขณะเดียวกันก็เกิดการฟอร์มเฟสบางชนิดขณะขึ้นตอนอบละลายที่เป็น Incipient melting phase เช่น Mg_2Si นอกจากนี้ $Al(MnSi)$, $Al(FeSi)$, $Al(MgCuSi)$ ซึ่งเป็น Complex phase ที่ตกค้างหรือไม่ละลายซึ่งในงานวิจัยดังกล่าวได้แนะนำอุณหภูมิในการละลายเฟสแต่ละเฟสควรอยู่ในช่วงอุณหภูมิ 507-609 องศาเซลเซียส

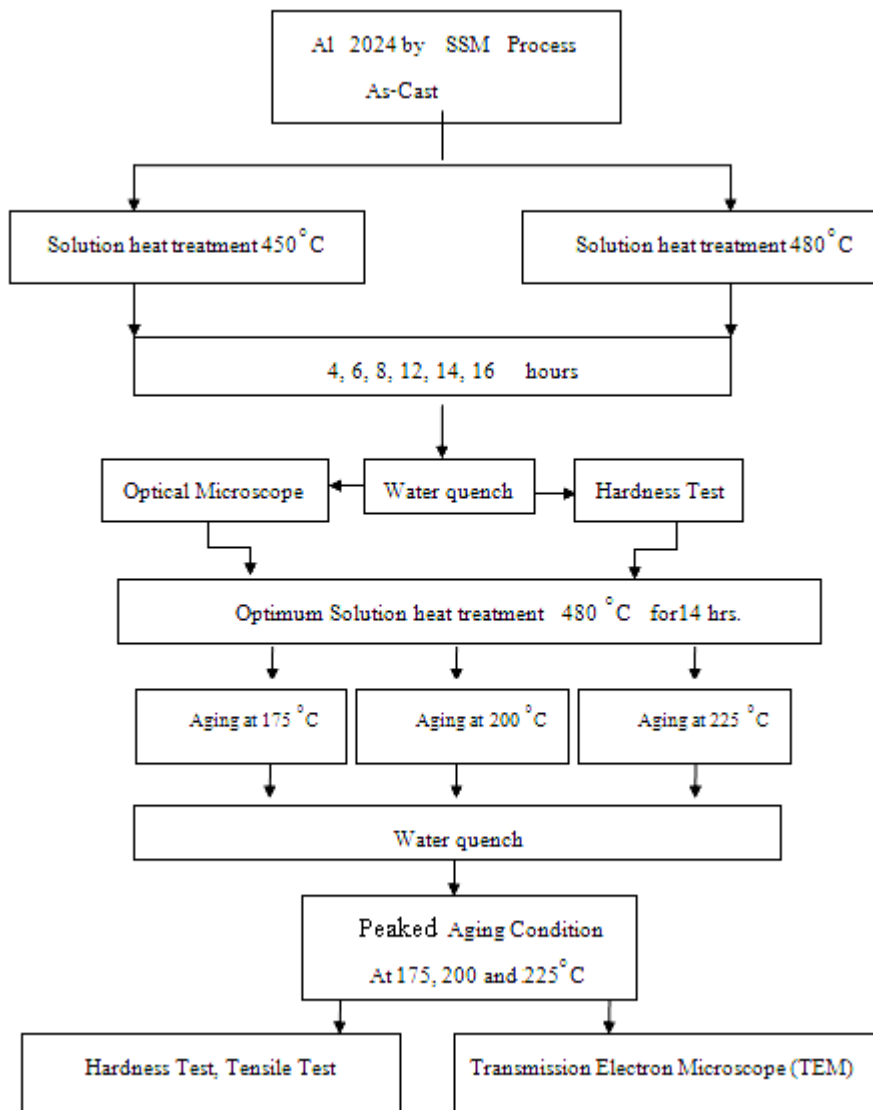
L. Lisa และคณะ (2002) [23] ได้ศึกษาลักษณะของการละลายของเฟส Al_2Cu ในอะลูมิเนียม Al-Si-Cu-Mg โดยใช้ Differential scanning calorimetry (DSC) พบว่าใช้อุณหภูมิในการอบละลายไม่ควรเกิน 500 องศาเซลเซียสเนื่องจากอาจนำไปสู่การเกิด Incipient melting phase ของ Mg_2Si และส่งผลต่อสมบัติเชิงกลที่ต่ำลง

Moller และคณะ (2008) [24] พบว่าการอบละลายที่อุณหภูมิ 540 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ให้ผลค่าความแข็งที่ดีที่สุด และโครงสร้างจุลภาคขนาดเล็ก สำหรับชิ้นงาน Rheocast อะลูมิเนียมผสมเกรด A356 ในกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 และพบว่าอาจเกิด Natural aging ได้หลังจากการทำบ่มแข็งเทียม และได้กล่าวถึงการทำนายเวลาในการบ่มแข็งเพื่อให้ได้ค่าความแข็งสูงสุด โดยใช้สมการ Arrhenius ซึ่งในงานวิจัยดังกล่าวใช้สมการนี้ในการหาระยะเวลาในการบ่มแข็งเทียมที่อุณหภูมิ 160 ถึง 190 องศาเซลเซียส และเมื่อได้คำนวณหาพลังงานกระตุ้น (Activation energy) พบว่าที่อุณหภูมิในการอบละลาย 540 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ค่าพลังงานกระตุ้นที่ทำให้เกิดการฟอร์มตัวของพริชพิเทตที่สถานะนี้มีค่าเท่ากับ 163000 J/mol

งานวิจัยทั้งหมดแสดงให้เห็นว่า กระบวนการขึ้นรูปอะลูมิเนียม 2024 ด้วยเทคนิคต่างๆ และมีการนำไปปรับปรุงสมบัติเชิงกลด้วยกระบวนการทางความร้อน (T6) เป็นส่วนใหญ่และมีแนวโน้มถึงพัฒนาการที่ดีขึ้นของสมบัติเชิงกล ดังนั้นในโครงการวิจัยชิ้นนี้จะศึกษาถึงผลของตัวแปรคืออุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในกระบวนการทางความร้อน ที่ส่งผลต่อสมบัติเชิงกลและโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียม 2024 เพื่อพัฒนากระบวนการทางความร้อน ที่เหมาะสมโดยศึกษาจากงานวิจัยที่มีมาก่อน

บทที่ 3 วิธีดำเนินการวิจัย

งานวิจัยนี้มีจุดประสงค์คือ ปรับปรุงสมบัติเชิงกลของ อะลูมิเนียม 2024 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งแบบ GISS โดยใช้กระบวนการทางความร้อน สำหรับอะลูมิเนียม 2024 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 มีการใช้งานกันอย่างแพร่หลายในอุตสาหกรรมต่างๆ เช่น ชิ้นส่วนอากาศยาน ซึ่งลำดับขั้นตอนการดำเนินงานวิจัยแสดงไว้ในรูปที่ 3.1



รูปที่ 3.1 แสดงแผนภาพลำดับขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

3.1 วัสดุและอุปกรณ์ที่ใช้ในงานวิจัย

3.1.1 วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย

วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย คือ อะลูมิเนียมเกรด 2024 ที่มีธาตุหลักคือ Al, Cu และ Mg ซึ่งเรียกว่า Ternary alloy ที่ขึ้นรูปด้วยวิธีกึ่งของแข็ง Semi – solid squeeze casting โดยส่วนผสมทางเคมีที่วิเคราะห์ได้จาก Optical Emission Spectrometer (OES) แสดงไว้ในตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3.1 ส่วนประกอบทางเคมี (Chemical composition) ของอะลูมิเนียมเกรด 2024 ที่ใช้ในการทดลอง (% โดยน้ำหนัก)

Sample	Concentration (wt%)					
	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn
Al 2024	5.0905	1.6773	0.6367	0.4057	0.3373	0.0458
Standard deviation	0.2899	0.0160	0.0060	0.0078	0.0037	0.0014
Al 2024	Cr	Pb	Ti	Ni	Sn	
	0.0099	0.0082	0.0062	0.0059	0.0051	
Standard deviation	0.0004	0.0003	0.0022	0.0002	0.0001	

3.1.2 อุปกรณ์ที่ใช้ทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง

อุปกรณ์ที่ใช้ในการเตรียมน้ำโลหะเหลว

- เตาหลอมอะลูมิเนียมเหลวอุณหภูมิสูง
- โลหะผสมอะลูมิเนียม – ทองแดง เกรด 2024 (Ingot)
- ช้อนตักตะกรัน
- ช้อนตวงน้ำโลหะ
- ชุดเครื่องมือตรวจวัดอุณหภูมิ (Thermocouple)
- ชุดป้องกันความปลอดภัย ได้แก่ ถุงมือหนัง หน้ากากกันความร้อน รองเท้าหนัง

และ ชุดกันความร้อน

อุปกรณ์ที่ใช้ในการเตรียมหลอมอะลูมิเนียม

- ชุดเครื่องมือตรวจวัดอุณหภูมิ (Thermocouple)
- แม่พิมพ์รูปทรงสี่เหลี่ยม ขนาด 10 × 10 เซนติเมตร
- เครื่องอัดไฮดรอลิก (Hydraulic press)

- เครื่องขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็งโดยเทคนิค GISS
- แผงแกรไฟต์ (สำหรับปล่อยฟองแก๊ส)
- ที่จับชิ้นงาน

อุปกรณ์ที่ใช้ในขั้นตอนการอบละลายชิ้นงาน

- เครื่องตัดชิ้นงาน
- เตาเผาอุณหภูมิต่ำ
- ตะแกรงสำหรับตั้งชิ้นงาน
- ที่จับชิ้นงาน
- ถังน้ำ
- น้ำอุณหภูมิห้อง (สำหรับชุบเย็นชิ้นงาน)

อุปกรณ์ที่ใช้ในขั้นตอนการบ่มเทียมชิ้นงาน

- เตาอบอุณหภูมิต่ำ
- น้ำอุณหภูมิห้อง (สำหรับชุบเย็นชิ้นงาน)
- ที่จับชิ้นงาน
- ถังน้ำ

อุปกรณ์ที่ใช้ในการขัดชิ้นงานสำหรับกล้องจุลทรรศน์ Optical Microscope (OM)

- เครื่องขัด
- กระดาษทรายเบอร์ 180 , 320 , 600 , 800 , 1200 และ 2500
- ผงอะลูมินาขนาด 5 , 1 และ 0.3 ไมครอน
- ผ้าสักหลาด
- เรซิน
- ฮาร์ดเดนเนออร์
- ท่อ PVC ที่ตัดตามขนาดความสูงชิ้นงาน (สำหรับบดล็อกชิ้นงาน)

อุปกรณ์ที่ใช้ในการขัดชิ้นงานสำหรับกล้องจุลทรรศน์ แบบส่องผ่าน Transmission

Electron microscope (TEM)

- เครื่องตัดชิ้นงาน KV-CUT
- Hot plate
- ที่จับชิ้นงาน (Tweezers)
- อะซิโตนสำหรับล้างกาว
- กาว

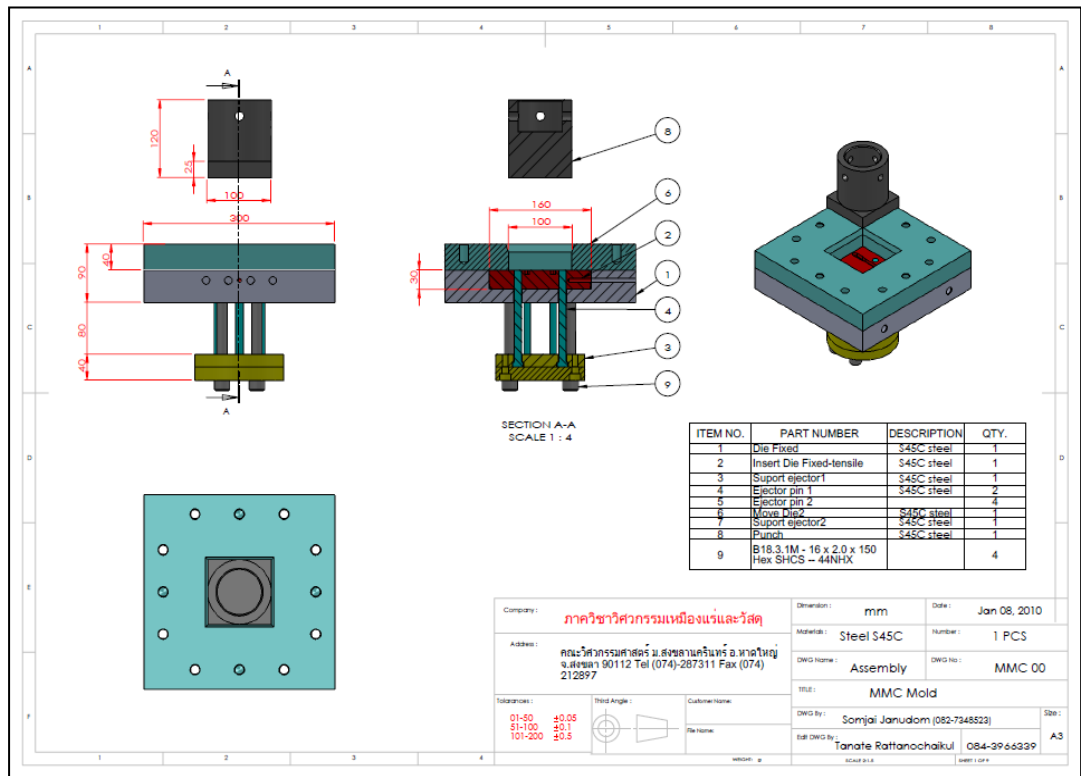
- ที่วางชิ้นงานสำหรับขัด
- เครื่องขัดชิ้นงานพร้อมอะลูมินา 5 ไมครอนและผ้าสักหลาด
- ไมโครมิเตอร์
- Electropolishing Unit
- สารละลายสำหรับ Electropolishing คือ 20% HNO₃ และ 80% methanol

เครื่องมือที่ใช้ในการวิเคราะห์ชิ้นงาน

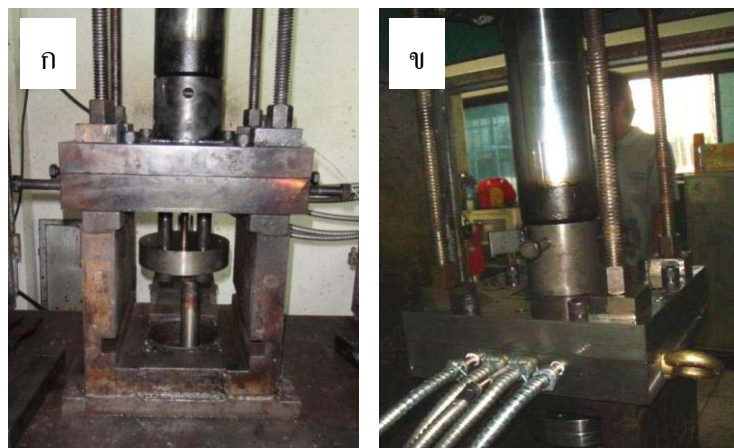
- เครื่อง (Optical Emission Spectrometer, OES)
- กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope, OM)
- กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning electron microscope, SEM)
- กล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน (Transmission Electron microscope, TEM)
- เครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคชัน (X-Ray diffraction, XRD)
- เครื่องทดสอบความแข็งแบบร็อกเวลล์สเกลบี (Hardness Rockwell Scale B, HRB)
- เครื่องทดสอบแรงดึง

3.2 ขั้นตอนการขึ้นรูปชิ้นงาน

- นำแท่งอะลูมิเนียมเกรด 2024 (ingot) มาตัดเพื่อให้ได้ชิ้นงานขนาดพอเหมาะกับเตาหลอม แล้วมาหลอมด้วยเตาหลอมโดยใช้อุณหภูมิในช่วง 750 – 780 องศาเซลเซียส ประมาณ 5-6 ชั่วโมง
- ทำการติดตั้งแม่พิมพ์รูปทรงสี่เหลี่ยม ขนาด 10 × 10 เซนติเมตร ดังแสดงในรูปที่ 3.2 เข้ากับเครื่องอัดไฮดรอลิก และอุ่น (Preheat) แม่พิมพ์ให้ร้อน โดยใช้อุณหภูมิประมาณ 250 – 300 องศาเซลเซียส
- ตักน้ำโลหะอะลูมิเนียมเกรด 2024 ที่อยู่ในเตาหลอม แล้วทำการปล่อยฟองแก๊สให้ไหลผ่านแท่ง แกรไฟต์พูนเป็นเวลา 10 วินาทีในน้ำโลหะ ให้อุณหภูมิสูงกว่าเส้นของเหลว (Liquidus line) ประมาณ 10 องศาเซลเซียส (ประมาณอุณหภูมิช่วง 645-648 องศาเซลเซียส อุณหภูมิจะลดลงเหลือประมาณ 638 องศาเซลเซียส และหลังจากปล่อยฟองแก๊ส จะพักน้ำโลหะไว้ 15 วินาที ก่อนเทลงในแม่พิมพ์เพื่อให้นิวเคลียสของอนุภาคของแข็งเกิดการเจริญเติบโต



รูปที่ 3.2 แบบแม่พิมพ์รูปทรงสี่เหลี่ยมขนาด 10 × 10 เซนติเมตร



รูปที่ 3.3 (ก) แสดงการติดตั้งแม่พิมพ์ บนเครื่องอัดไฮดรอลิก
 (ข) แสดงการอุ่นแม่พิมพ์ให้ร้อนด้วย Heater ให้ความร้อน



รูปที่ 3.4 แสดงการปล่อยฟองแก๊สในน้ำโลหะกึ่งของแข็งผ่านแท่งกราไฟท์พอร์น

- เทน้ำโลหะที่มีสถานะกึ่งของแข็งลงในแม่พิมพ์รูปทรงสี่เหลี่ยม จตุรัส ขนาด 10×10 เซนติเมตร ที่ติดตั้งกับเครื่องอัดไฮดรอลิกไว้แล้ว จากนั้นทำการอัดขึ้นรูปโดยใช้แรงดันประมาณ 80 เมกกะปาสกาล รอให้แข็งตัวในแม่พิมพ์ จะได้แผ่นอะลูมิเนียมเกรด 2024 ขนาด $10 \times 10 \times 1.5$ เซนติเมตร ออกจากแม่พิมพ์



รูปที่ 3.5 (ก) แสดงแม่พิมพ์ขณะอัดขึ้นรูป

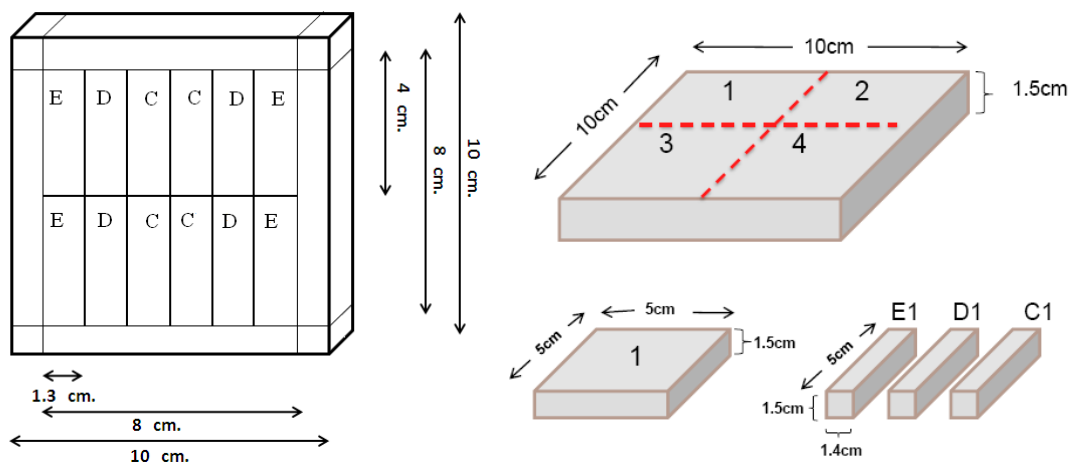
(ข) แสดงแผ่นอะลูมิเนียมเกรด 2024 ขนาด $10 \times 10 \times 1.5$ เซนติเมตร

3.3 ขั้นตอนการปรับสมบัติเชิงกล และโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบโดยกระบวนการทางความร้อน T6

ในการทดลองจะใช้กระบวนการทางความร้อน T6 ที่ประกอบด้วยขั้นตอนหลัก 3 ขั้นตอน คือ การอบละลาย (Solution heat treatment), การชุบเย็น (Quenching) และการบ่มแข็งเทียม (Artificial Aging) โดยมีขั้นตอน และวิธีการทดลอง ดังนี้

- ตัดชิ้นงานอะลูมิเนียมเกรด 2024 จากขนาดชิ้นงาน $10 \times 10 \times 1.5$ เซนติเมตร ให้เหลือ $8 \times 8 \times 1.5$ เซนติเมตร โดยตัดขอบทั้ง 4 ด้าน ด้านละ 1 เซนติเมตร เนื่องจากการเย็นตัวบริเวณขอบของชิ้นงานเกิดการเย็นตัวไม่ทั่วถึง จากนั้นจึงแบ่ง

ชิ้นงาน ให้มีขนาดความกว้าง 1.3 เซนติเมตร และยาว 4 เซนติเมตร จะได้ชิ้นงานที่สามารถนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อนทั้งหมด 12 ชิ้น จากชิ้นงาน 1 แผ่น ดังรูปที่ 3.6



รูปที่ 3.6 แสดงลักษณะการตัดแบ่งชิ้นงาน

- จากนั้นนำไปอบละลายที่อุณหภูมิ 450 องศาเซลเซียส และ 480 องศาเซลเซียส ที่เวลา 4, 6, 8, 12, 14 และ 16 ชั่วโมงในเตาเผาอุณหภูมิต่ำ



รูปที่ 3.7 แสดงเตาเผาอุณหภูมิต่ำสำหรับอบละลายชิ้นงาน

- หลังจากการอบละลายในทุกๆสถานะ ให้ชุบเย็นในน้ำที่อุณหภูมิห้อง เพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ชิ้นงานจะอยู่ในสถานะสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด (Super saturated solid solution)

- พิจารณาสภาวะการอบละลายที่เหมาะสม โดยวิเคราะห์จากโครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical microscope) เพื่อหาปริมาณเฟสยูเทคติกที่ลดลง โดยทำการวัดพื้นที่ที่ลดลงของขอบเกรน (Quantitative area fraction measurement) ประกอบกับการวิเคราะห์เฟสที่ปรากฏด้วย X-ray Diffractometer (XRD) เพื่อดูปริมาณเฟสยูเทคติกที่ละลายหายไป และอีกปัจจัยที่สามารถประกอบการตัดสินใจในการหาสภาวะที่เหมาะสมของการอบละลายคือ ค่าความแข็ง จากการทดลองพบว่าสภาวะการอบละลายที่เหมาะสมที่สุด คือ 480 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 14 ชั่วโมง ดังจะกล่าวรายละเอียดในบทต่อไป
- นำชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่ 480 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 14 ชั่วโมง และชุบแข็งในน้ำ ไปบ่มแข็งเทียมที่อุณหภูมิ 175 , 200 และ 225 องศาเซลเซียส ในช่วงเวลาระหว่าง 15 นาที ถึง 72 ชั่วโมง หลังจากการบ่มเทียมในทุกๆสภาวะ ให้ชุบเย็นในน้ำที่อุณหภูมิห้องอีกครั้ง เพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ขั้นตอนนี้จะเกิดการตกตะกอนของสารละลายของแข็ง (Precipitation)



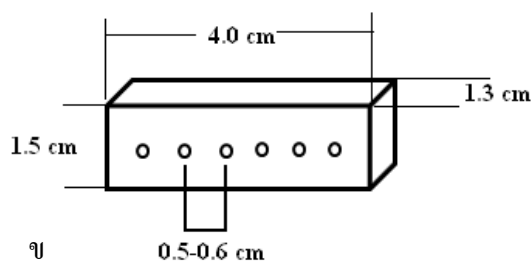
รูปที่ 3.8 แสดงเตาอบอุณหภูมิสำหรับบ่มแข็งเทียมชิ้นงาน

- เมื่อชิ้นงานผ่านกระบวนการอบละลายและการบ่มเทียมแล้ว นำไปขัดด้วยกระดาษทราย เบอร์ 180 หรือ 320 เพื่อให้ผิวหน้าชิ้นงานเรียบแล้วนำไปวัดค่าความแข็งด้วย Hardness Rockwell Scale B (HRB)
- นำชิ้นงานที่มีค่าความแข็งสูงสุดจากการบ่มแข็งเทียมของแต่ละอุณหภูมิไปทดสอบความต้านทานแรงดึง

3.4 การเตรียมชิ้นงานเพื่อทดสอบความแข็ง

การทดสอบความแข็ง จะใช้การทดสอบแบบ Rockwell Scale B (HRB) ซึ่งหัวกดมีขนาด 1/16 นิ้ว โดยมีการเตรียมชิ้นงาน ดังต่อไปนี้

- หลังจากชิ้นงานผ่านกระบวนการ ทางความร้อน T6 แล้ว ให้นำชิ้นงานไป ขัดผิวหน้าให้เรียบ และสม่ำเสมอด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180 หรือ 320
- ทำการตั้งค่าเครื่องวัดความแข็ง โดยให้แรงในการกดขนาด เท่ากับ 100 kgf ตรวจสอบความเรียบร้อยของหน้าจอดีให้ตั้งค่าอยู่ที่ 0 HRB และหมุนให้หัวกดอยู่ที่ R
- วางชิ้นงานบนแท่นทดสอบ จากนั้นหมุนเป็นหมุนให้ชิ้นงาน สัมผัสกับหัวกด แล้วเริ่มการกดชิ้นงานพร้อมทั้งบันทึกค่าความแข็งที่ได้
- ทำการวัดค่าความแข็งชิ้นงานซ้ำ โดยชิ้นงาน 1 ชิ้น จะทำการวัดทั้งหมด 5-6 จุด ซึ่งเปลี่ยนตำแหน่งไปเรื่อย ๆ โดยแต่ละตำแหน่งจะห่างกันประมาณ 3 เท่าของหัวกด หรือประมาณ 0.5-0.6 เซนติเมตร ดังรูปที่ 3.9 พร้อมทั้งวิเคราะห์ข้อมูลที่ได้จากผลการทดลอง



รูปที่ 3.9 (ก) เครื่องวัดความแข็งแบบร็อกเวลล์สเกลบี

(ข) แสดงระยะห่างในการวัดค่าความแข็งของชิ้นงานในแต่ละจุด

3.5 การเตรียมชิ้นงานเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical microscope, OM) และกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning electron microscope, SEM)

การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์เป็นการดูโครงสร้างเบื้องต้นในขั้นตอนการอบละลายโดยเตรียมชิ้นงานดังนี้

- นำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ ทางความร้อน T6 และวัดความแข็งแล้ว มาตัดให้มีขนาดครึ่งหนึ่งของชิ้นงานที่วัดความแข็งมาแล้ว หรือพอที่จะใส่ในบล็อกท่อพีวีซีที่ถูกพันด้วยเทปกาวโดยปิดทับหลายๆชั้น เพื่อป้องกันน้ำเรซินไหลออกเวลาหล่อเรซิน
- ตวงเรซินและฮาร์ดเดนเนอร์ ในอัตราส่วน 5:1 ผสมให้เข้ากัน นำชิ้นงานที่ตัดแล้วไปวางในท่อพีวีซี โดยให้มีขนาดความสูงประมาณเดียวกับชิ้นงานที่นำไปวาง
- เทเรซินลงในเบ้าที่วางชิ้นงาน ทิ้งไว้สักพัก รอให้แห้ง และนำชิ้นงานที่หล่อด้วยเรซินแล้วออกจากท่อพีวีซี
- ชัดชิ้นงานด้วยกระดาษทราย เบอร์ 180 , 320 , 600 , 800 , 1200 และ 2500 ตามลำดับ จากนั้นขัดชิ้นงานด้วยผ้าสักหลาดที่ใช้ผงอะลูมินาขนาดอนุภาค 5 , 1 และ 0.3 ตามลำดับนำไปเป่าให้แห้ง
- นำชิ้นงานที่ขัดเรียบร้อยแล้ว มาถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ดังรูปที่ 3.10



รูปที่ 3. 10 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

3.6 การเตรียมชิ้นงานเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน

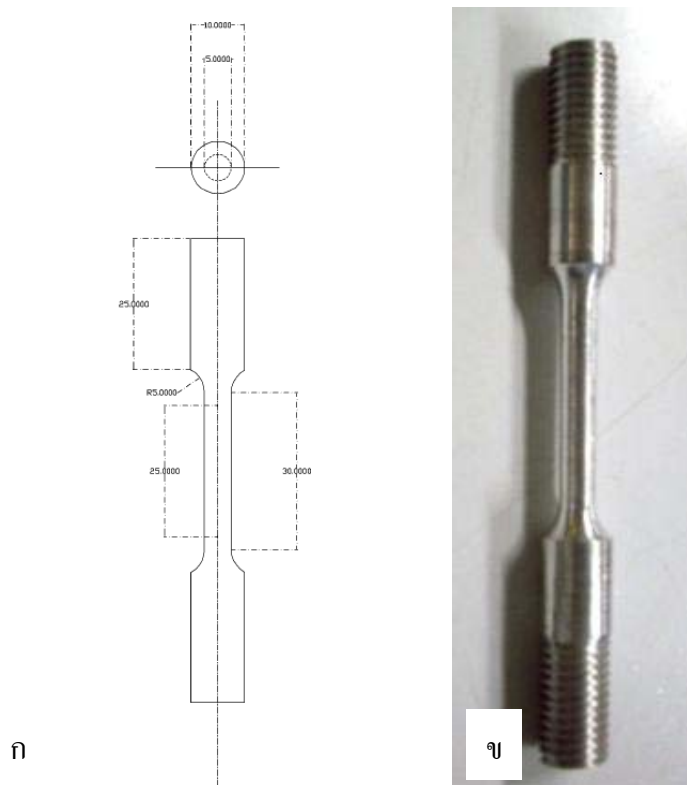
(Transmission Electron microscope, TEM)

การศึกษาโครงสร้างจุลภาคเพื่อคุณลักษณะการตกตะกอนของสารละลายของแข็ง (Precipitation) ของอะลูมิเนียมเกรด 2024 ต้องอาศัยเครื่องมือและวิธีการที่ค่อนข้างมีประสิทธิภาพสูง นั้นหมายถึงบ่งบอกถึงความละเอียดมากขึ้น ซึ่งในที่นี้ คือ TEM สำหรับการเตรียมชิ้นงานสำหรับ TEM มีดังนี้

- นำชิ้นงานที่เราต้องการศึกษาถึงการตกตะกอนของสารละลายของแข็งมาล้างให้มีรูปร่างเป็นทรงกระบอกขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 3 มิลลิเมตร ก่อนนำชิ้นงานไปฝังในแท่งไม้
- นำแท่งไม้ที่มีชิ้นงานฝังด้านในไปตัดสไลด์ด้วยเครื่องตัดใบมีดเพชรความเร็วต่ำ ให้มีความบางประมาณ 1 มิลลิเมตร หรือให้บางที่สุด จากนั้นนำชิ้นงานไปติดกาวบนตัวจับชิ้นงานที่ถูกให้ความร้อนด้วย Hot plate แล้วนำไปแช่น้ำ ทั้งสักพักให้กาวแห้ง
- ขัดชิ้นงานให้เงาด้วยกระดาษทรายเบอร์ 2500 และตามด้วยผ้าสักหลาดที่มีอะลูมินา 5 ไมครอน จากนั้นนำไปวางที่ Hot plate เพื่อขัดอีกด้านหนึ่ง และขัดจนได้ความบางประมาณ 0.03-0.05 ไมครอน โดยวัดจากไมโครมิเตอร์เพื่อเตรียมสำหรับทำ Electro polishing ต่อไป
- สำหรับในขั้นตอนการทำ Electro polishing เริ่มจากการเตรียมสารละลายที่มีส่วนผสมของกรดไนตริก (HNO_3) 20% และ เมทานอล (Methanol) 80% โดยอุณหภูมิของสารละลายอยู่ในช่วง -30 ถึง -20 องศาเซลเซียส ที่กระแสไฟฟ้าประมาณ 3-5 แอมแปร์

3.7 การเตรียมชิ้นงานเพื่อทดสอบแรงดึง

ชิ้นงานที่ใช้ในการทดสอบแรงดึงจะมีลักษณะดังแสดงในรูปที่ 3.1 1 ก่อนทำการทดสอบแรงดึงต้องตรวจสอบชิ้นงานที่ผ่านการกลึงขึ้นรูปก่อนที่จะดึง เพื่อให้แน่ใจว่าชิ้นงานมีความเหมาะสมสำหรับการทดสอบ ในกรณีที่ตรวจพบชิ้นงานมีความผิดปกติ หรือตำหนิ เช่น รอยแตก ต้องทำการเปลี่ยนชิ้นงานใหม่ทันที โดยมีขั้นตอนการทดสอบแรงดึง ดังต่อไปนี้



รูปที่ 3.11 (ก) แสดงมาตรฐานชิ้นงานที่ใช้ทดสอบแรงดึง

- (ข) แสดงลักษณะของชิ้นงานที่เตรียมใช้ในการทดสอบแรงดึง (ASTM – B557M)
- ติดตั้งชิ้นงานทดสอบกับอุปกรณ์จับยึด โดยติดตั้งชิ้นงานเข้ากับปากจับตัวบนก่อน ทั้งนี้เพื่อให้ความเค้นที่เกิดขึ้นในชิ้นงานระหว่างการจับยึดมีค่าน้อยที่สุด จากนั้นเคลื่อนอุปกรณ์จับยึดตัวบนที่มีชิ้นงานติดตั้งอยู่ลงมาให้ได้ระยะพอดีที่ปากจับตัวล่างสามารถจับยึดได้ ในการจับยึดชิ้นงานนั้นไม่ควรให้แน่นหรือหลวมจนเกินไป ถ้าแน่นเกินไปอาจทำให้ชิ้นงานเกิดความเสียหายก่อนเวลาอันควร ในขณะที่ทำการทดสอบแรงดึง ถ้าหลวมเกินไปอาจทำให้ชิ้นงานหลุดออกจากปากจับขณะทำการทดสอบ
 - ระบุขนาดชิ้นงานและอัตราเร็ว ป้อนข้อมูลชิ้นงาน คือ ความยาว และค่าอัตราเร็วในการดึง และเส้นผ่านศูนย์กลางของชิ้นงานที่ใช้ทดสอบ จากนั้นทำการทดสอบแรงดึงด้วย strain rate ($\kappa^{\#}$) ประมาณ 0.001 s^{-1}

บทที่ 4

ผลและวิจารณ์ผลการทดลอง

งานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาหาสภาวะที่เหมาะสมในการนำชิ้นงานอะลูมิเนียมเกรด 2024 ที่ขึ้นรูปด้วยในสภาวะกึ่งของแข็งแบบ GISS ไปผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 และศึกษาถึงความสัมพันธ์ของโครงสร้างจุลภาคกับสมบัติเชิงกล อีกทั้งยังศึกษาถึงความเป็นไปได้ในการปรับสมบัติของชิ้นงานดังกล่าวโดยใช้กระบวนการทางความร้อน T5 แทนที่ โดยการนำเสนอผลการทดลองและวิจารณ์ผล จะเรียงลำดับตามหัวข้อต่อไปนี้

4.1. ชิ้นงานในสภาวะหล่อขึ้นรูป (As-cast)

- 4.1.1. การหาสภาวะที่เหมาะสมในการหล่ออัดขึ้นรูปกึ่งของแข็งของอะลูมิเนียม 2024
- 4.1.2. โครงสร้างจุลภาค ณ ตำแหน่งต่างๆ ของชิ้นงาน As-cast
- 4.1.3. สมบัติทางกล (ค่าความแข็ง และความแข็งแรงดึง)
- 4.1.4. การหาสภาวะสารกัดกรดที่เหมาะสมสำหรับการศึกษาโครงสร้างจุลภาค

4.2. ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6

- 4.2.1. การหาสภาวะอบละลายที่เหมาะสม
 - 4.2.1.1. โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลาย
 - 4.2.1.2. สมบัติทางกล (ค่าความแข็ง และความแข็งแรงดึง)
- 4.2.2. การหาสภาวะบ่มแข็งเทียมที่เหมาะสม
 - 4.2.2.1. สมบัติทางกล (ค่าความแข็ง และความแข็งแรงดึง)
 - 4.2.2.2. โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งเทียม
- 4.2.3. การคำนวณหาพลังงานกระตุ้น

4.3. ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5

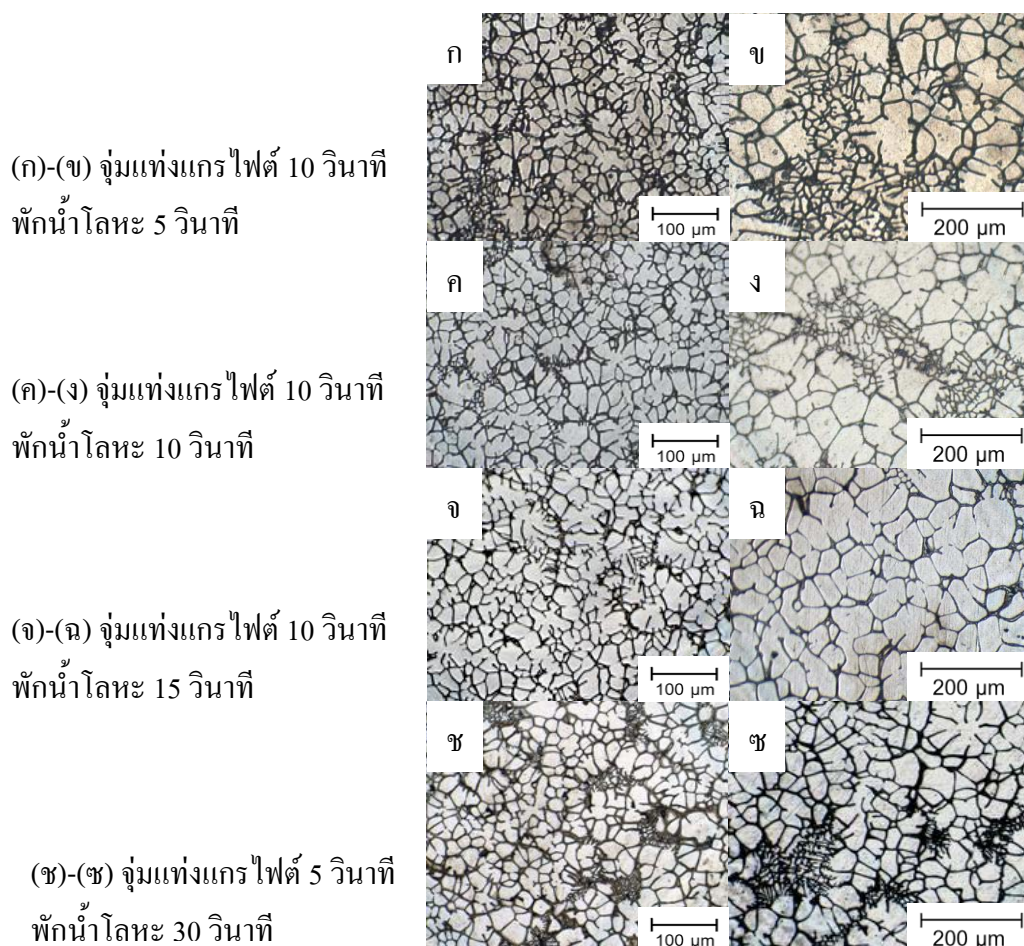
- 4.3.1. โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5
- 4.3.2. สมบัติทางกล (ค่าความแข็ง)

4.1. ชิ้นงานในสถานะหล่อขึ้นรูป (As-cast)

4.1.1. การหาสถานะที่เหมาะสมในการหล่ออัดขึ้นรูปกึ่งของแข็งของอะลูมิเนียม 2024

สถานะที่เหมาะสมของการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งของอะลูมิเนียม 2024 โดยเทคนิค GISS พิจารณาจากเวลาที่เหมาะสมในการจุ่มแท่งแกรไฟต์ และเวลาการพักน้ำโลหะก่อนเทลงแม่พิมพ์ โดยชิ้นงานที่ได้จากการขึ้นรูปควรมีโครงสร้างเป็นแบบเกรนก่อนกลมที่มีลักษณะเป็นเนื้อเดียวกัน และมีขนาดของเกรนที่ใกล้เคียงกัน โดยในการทดลองได้เลือกสถานะขึ้นรูป 4 สถานะ ดังนี้

1. จุ่มแท่งแกรไฟต์ 10 วินาที และพักน้ำโลหะ 5 วินาที
2. จุ่มแท่งแกรไฟต์ 10 วินาที และพักน้ำโลหะ 10 วินาที
3. จุ่มแท่งแกรไฟต์ 10 วินาที และพักน้ำโลหะ 15 วินาที
4. จุ่มแท่งแกรไฟต์ 5 วินาที และพักน้ำโลหะ 30 วินาที



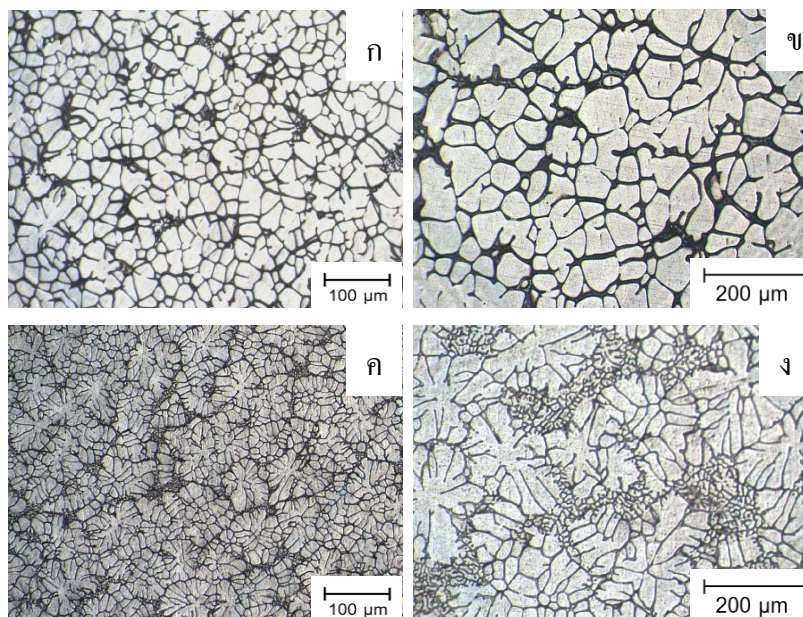
รูปที่ 4.1 แสดงโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการขึ้นรูปที่สถานะแตกต่างกัน

รูปที่ 4.1 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปที่สภาวะ 4 สภาวะแตกต่างกัน จากรูปนี้พบว่าชิ้นงานจะประกอบด้วย Primary ζ phase ที่เป็นเกรนก้อนกลมหลัก และ Secondary ζ phase ที่เป็นเกรนขนาดเล็กรวมกันเป็นกระจุก สำหรับชิ้นงานที่ต้องการจากการขึ้นรูปควรมีลักษณะเกรนก้อนกลมที่มีขนาดเกรนใกล้เคียงกันหรือเป็นเนื้อเดียวกัน (ปริมาณ Secondary ζ phase ต่ำ) และมีความบกพร่องจากการขึ้นรูปน้อย

Primary ζ phase เกิดการฟอร์มตัวขึ้นขณะปล่อยฟองแก๊ส โดยปริมาณสัดส่วนของแข็งที่เกิดขึ้นในช่วงนี้โดยประมาณ 20 % จากนั้น Primary ζ phase เหล่านี้จะเกิดการเติบโตขึ้นเมื่อปล่อยน้ำโลหะค้ำก่อนเทลงเบ้า และเมื่อเทน้ำโลหะกึ่งแข็งดังกล่าวลงในเบ้าที่มีอุณหภูมิต่ำ จะเกิดการนิเวศวิทยาของ Secondary ζ phase ทั้งนี้เนื่องจากเวลาในการเติบโตของเฟสดังกล่าวค่อนข้างสั้น ทำให้ลักษณะ Secondary ζ phase มีขนาดเล็กและกระจุกตัวรวมกัน ส่งผลให้ชิ้นงานไม่เป็นเนื้อเดียวกัน

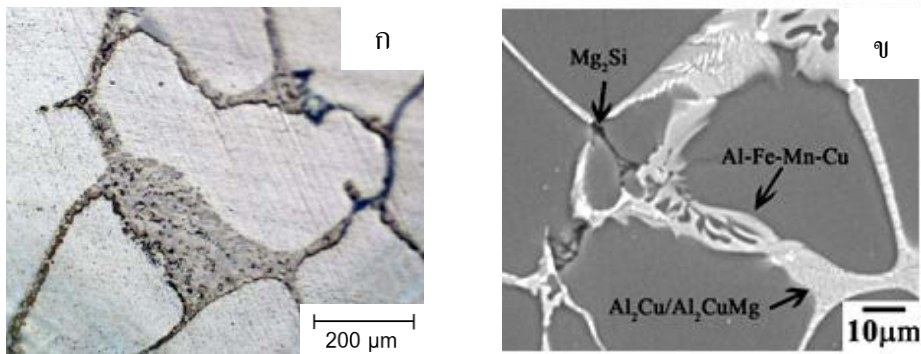
เมื่อพิจารณาจากสภาพชิ้นงานด้วยตาเปล่า และโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 4.1 พบว่าสภาวะการขึ้นรูปที่เหมาะสม ได้แก่ สภาวะที่จุ่มแท่งแกรไฟต์ 10 วินาที-พักน้ำโลหะ 15 วินาที ดังแสดงในรูปที่ 4.1 (จ)-(ค) และสภาวะที่จุ่มแท่งแกรไฟต์ 5 วินาที-พักน้ำโลหะ 30 วินาที ดังแสดงในรูปที่ 4.1 (ข)-(ด) จากนั้นได้ทำการวัดสัดส่วนพื้นที่ (Area fraction) ของ Secondary ζ phase จากชิ้นงานทั้งสองสภาวะนี้ โดยใช้เครื่องมือ Image tool ปรากฏผลดังนี้ Area fraction ของ Secondary ζ phase ในชิ้นงานที่จุ่มแท่งแกรไฟต์ 10 วินาที-พักน้ำโลหะ 15 วินาที และสภาวะที่จุ่มแท่งแกรไฟต์ 5 วินาที-พักน้ำโลหะ 30 วินาที เท่ากับ 3.95% และ 10.52% ตามลำดับ ดังนั้นสภาวะการขึ้นรูปที่เหมาะสม คือ จุ่มแท่งแกรไฟต์ที่ 10 วินาที และพักน้ำโลหะ 15 วินาที

รูปที่ 4.2 แสดงให้เห็นถึงความแตกต่างอย่างชัดเจนของโครงสร้างจุลภาคในชิ้นงานที่หล่ออัดในสภาวะกึ่งของแข็ง (Semi – solid squeeze casting) (รูปที่ 4.2 (ก)-(ข)) กับชิ้นงานที่หล่ออัดแบบดั้งเดิม (Conventional squeeze casting) (รูปที่ 4.2 (ค)-(ง)) โดยพบว่ารูปร่างของเกรนในชิ้นงานที่ได้จากการขึ้นรูปแบบดั้งเดิม มีลักษณะเกรนเป็นแบบกิ่งไม้ (Dendritic structure) ในขณะที่ชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งมีลักษณะเกรนแบบก้อนกลม (Globular structure) ที่มีเฟสเฟสยูเทคติก (Eutectic phase) อยู่บริเวณโดยรอบของขอบเกรน การเกิดโครงสร้างเกรนก้อนกลม (Globular grain structure) ในการขึ้นรูปในสถานะกึ่งของแข็ง เริ่มจาก การเกิดอนุภาคของของแข็งเล็กๆ ที่มีรูปร่างแบบ Equiaxed เป็นจำนวนมาก ซึ่งเกิดจากการแตก หักของกิ่งเดนไดรต์ จากนั้นอนุภาคของแข็งเหล่านี้ก็จะเติบโตด้วยการแพร่ของอะตอม ทำให้รูปร่างของอนุภาคของแข็งที่มีรูปร่างแบบ Equiaxed ของเกรนเหล่านี้กลายเป็นก้อนกลม

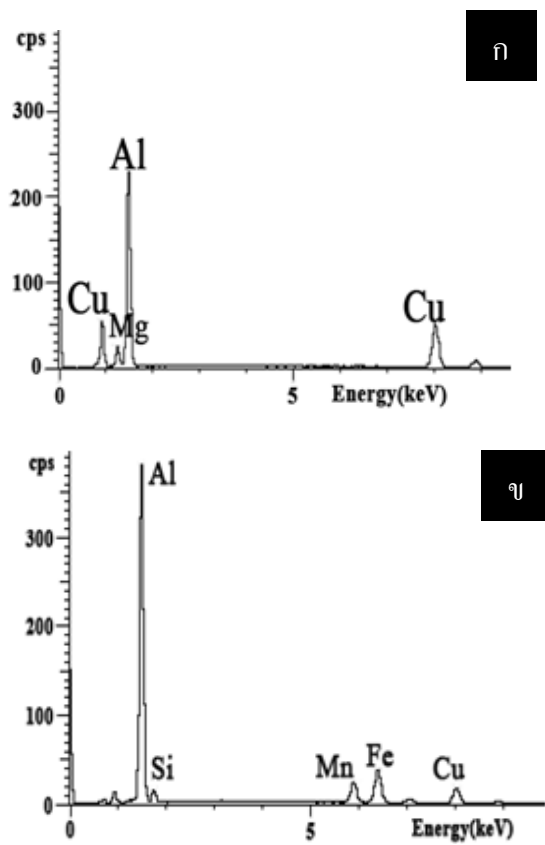


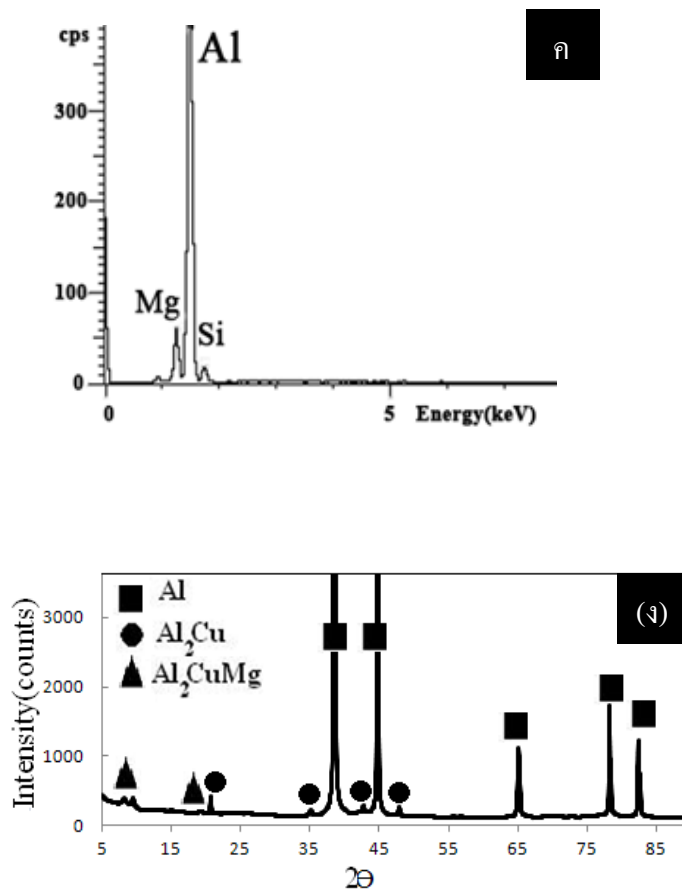
รูปที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ (ก)-(ข) Semi-solid (ค)-(ง) Conventional

จากการหลอมอะลูมิเนียม พบว่าเกิดนิวเคลียสของเฟส ζ - Al ในอะลูมิเนียมเหลว เมื่ออุณหภูมิของอะลูมิเนียมเหลวลดต่ำลงอย่างต่อเนื่อง ทำให้เฟส ζ - Al เกิดการเติบโตขึ้น อย่างไรก็ตาม กระบวนการแข็งตัวยังเกิดขึ้นอย่างต่อเนื่อง เมื่ออุณหภูมิของอะลูมิเนียมเหลวลดต่ำกว่าอุณหภูมิยูเทคติก (Eutectic Temperature) ของเหลวจะแข็งตัวเป็นเฟสยูเทคติก ซึ่งจากการศึกษาอะลูมิเนียม 2024 ในงานวิจัยนี้ พบว่าเฟสยูเทคติกประกอบไปด้วย ζ + Al_2Cu / Al_2CuMg ดังแสดงในรูปที่ 4.3 ผลการวิเคราะห์ส่วนประกอบทางเคมีของเฟสดังกล่าวด้วย Energy dispersive spectrometer (EDS) บนเครื่องมือ SEM แสดงไว้ในรูปที่ 4.4 (ก) อันประกอบไปด้วยธาตุ Al, Mg และ Cu ซึ่งผลการวิเคราะห์เฟสด้วยเทคนิค X-ray diffraction (XRD) (รูปที่ 4.4 (ง)) ก็แสดงให้เห็นถึงการปรากฏของเฟส Al_2Cu และ Al_2CuMg นอกจากนี้ยังมีเฟสอื่นๆที่มักพบในชิ้นงาน As-cast หรือที่มาจาก Ingot solidification ซึ่งเรียกว่า Constituent phases เช่น เฟส Al-Fe-Mn-Cu ที่มีลักษณะสี่เหลี่ยมอักษรจีน (Chinese script shape) รูปร่างไม่ปกติ (Irregular shape) หรือรูปร่างคล้ายโครงกระดูก (Skeleton shape) และเฟส Mg_2Si ที่มีลักษณะเป็นเส้นสีดำ ซึ่งผลการวิเคราะห์ EDS ของเฟสทั้งสองแสดงไว้ในรูปที่ 4.4 (ข) และ (ค) ตามลำดับ



รูปที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคของบริเวณเฟสยูเทคติกที่ถ่ายจาก (ก) OM และ (ข) SEM

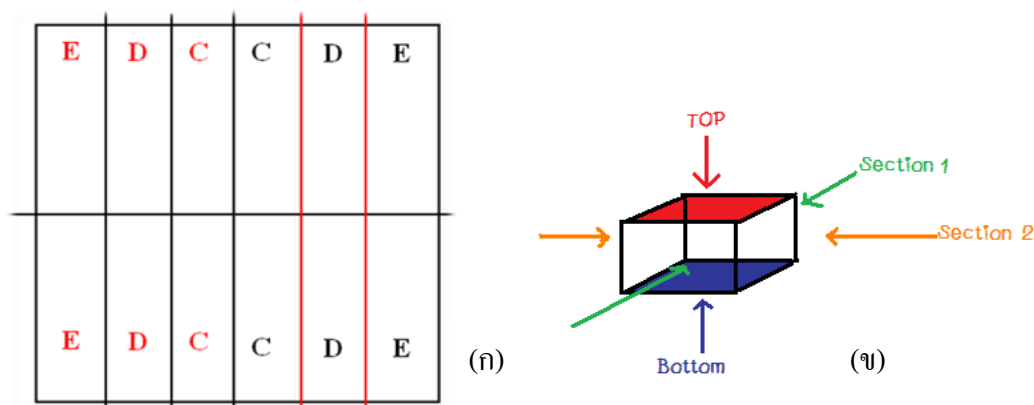




รูปที่ 4.4 ผลการวิเคราะห์ส่วนประกอบทางเคมีด้วย EDS ของเฟส (ก) Al_2Cu และ Al_2CuMg (ข) Al-Fe-Mn-Cu (ค) Mg_2Si และ (ง) ผลวิเคราะห์ XRD ของชิ้นงาน As-Cast

4.1.2. โครงสร้างจุลภาค ณ ตำแหน่งต่างๆ ของชิ้นงาน

ชิ้นงาน As-cast ขนาดกว้าง 10 ซม. x ยาว 10 ซม. x หนา 1.5 ซม. จากบริเวณทั้งสิ้น คือ Top, Bottom, Section 1 และ Section 2 รูปที่ 4.5 (ข) ได้ถูกตัดแบ่งตามรูปที่ 4.5 (ก) และกำหนดให้เป็นตำแหน่ง C, D และ E เพื่อศึกษาว่าโครงสร้างจุลภาคที่ตำแหน่งแตกต่างกันมีความเหมือนหรือแตกต่างกันเช่นไร

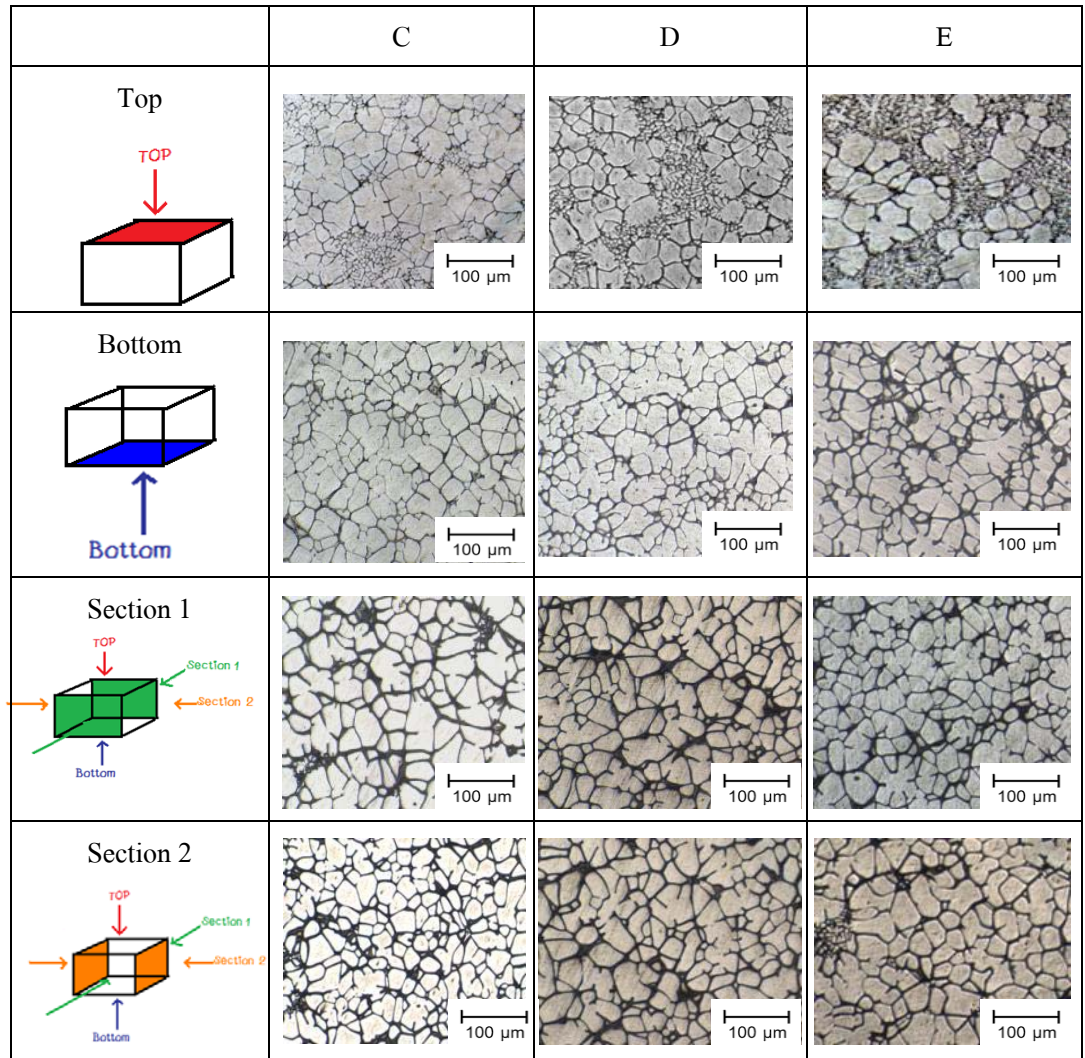


รูปที่ 4.5 (ก) แสดงลักษณะการตัดชิ้นงาน (Top view) (ข) แสดงการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค จากบริเวณต่างๆ

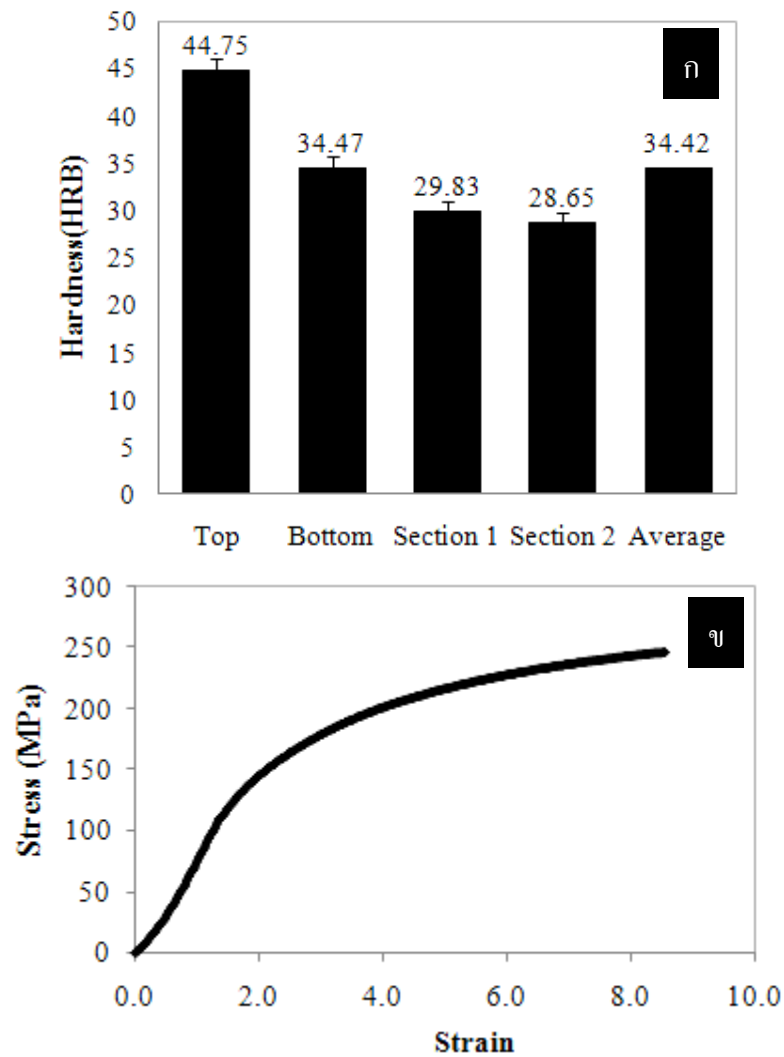
รูปที่ 4.6 แสดงโครงสร้างจุลภาคที่ตำแหน่งต่างๆ ที่กำหนด พบว่า Top ของชิ้นงานมีเฟส Secondary ζ - Al หนาแน่นมากกว่าบริเวณอื่น ทั้งนี้จะเห็นได้วยกเว้นบริเวณ Top แล้ว บริเวณทุกบริเวณของชิ้นงานไม่มีความแตกต่างของโครงสร้างจุลภาคแต่อย่างใด ดังนั้นชิ้นงานที่ทำการศึกษา จึงได้หลีกเลี่ยงบริเวณ Top ของชิ้นงาน เพื่อให้ผลการทดลองมีความเหมือนกันในโครงสร้างจุลภาคเบื้องต้น

4.1.3. สมบัติทางกล (ค่าความแข็ง และความแข็งแรงดึง)

จากการทดสอบวัดค่าความแข็ง (Hardness) ของชิ้นงาน As - Cast จากตำแหน่งต่างๆ ของชิ้นงาน พบว่าค่าความแข็ง ของชิ้นงานในแต่ละบริเวณมีความแตกต่างกันเล็กน้อยดังแสดงในรูปที่ 4.7 (ก) โดยค่าความแข็งเฉลี่ยเท่ากับ 34.42 HRB ในขณะที่ความแข็งแรงดึงสูงสุด (Ultimate tensile stress) และเปอร์เซ็นต์การยืดตัว (%Elongation) ของชิ้นงาน As - Cast มีค่าเป็น 228.8 MPa และ 3.3 % ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 4.7 (ข)



รูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน As-cast ที่ตำแหน่งต่างๆ

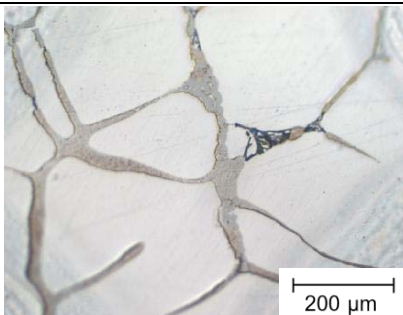
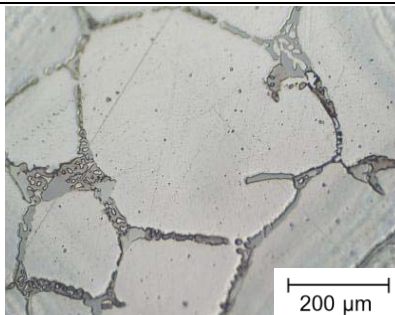
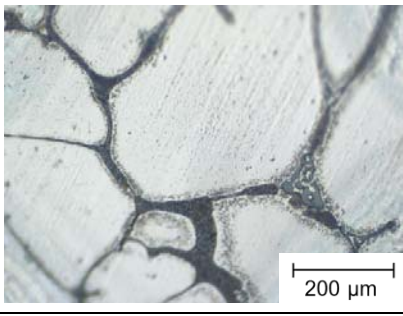
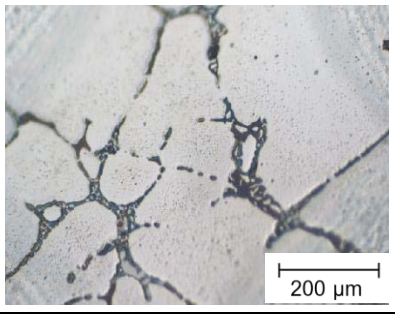
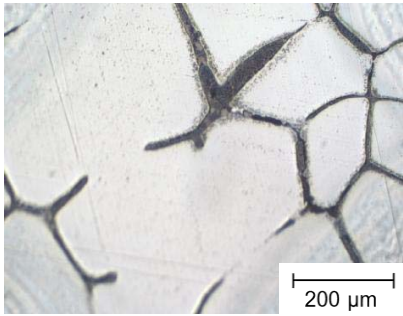
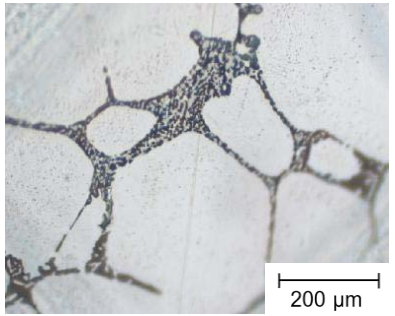
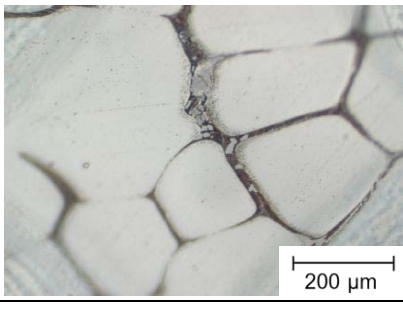
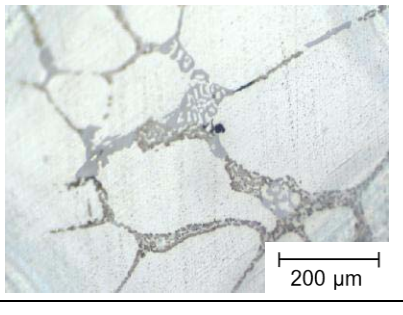


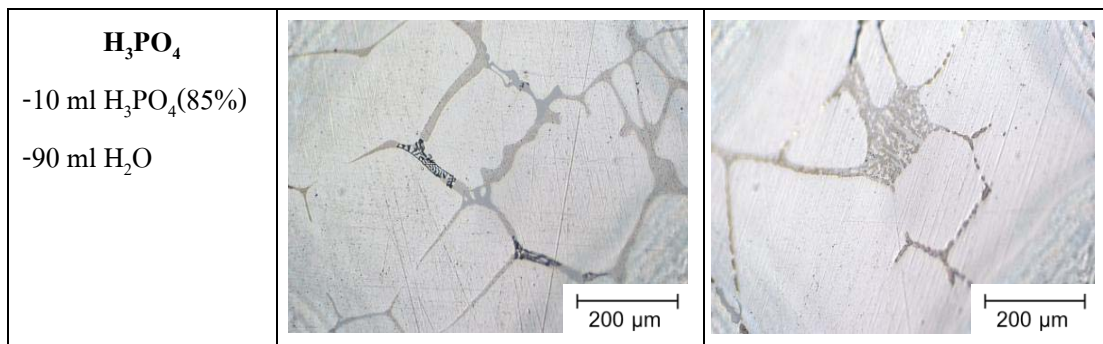
รูปที่ 4.7 (ก) ค่าความแข็งของชิ้นงาน As – Cast (ข) ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น (ω) และความเครียด (κ^v) ของชิ้นงาน As – Cast

4.1.4. การหาสภาวะสารกัดกรดที่เหมาะสมสำหรับการศึกษาโครงสร้างจุลภาค

ในการศึกษาโครงสร้างจุลภาคจะต้องหาสารกัดกรด (Etchant Media) ที่เหมาะสม เพื่อให้เห็นโครงสร้างจุลภาคได้อย่างชัดเจน ทั้งนี้ได้ศึกษาและตรวจสอบสารกัดกรด 4 ชนิด ดังนี้ Poulton's reagent, Keller's reagent, 0.5% HF และ H_3PO_4 เปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ไม่ได้กัดกรด ดังแสดงในรูปที่ 4.8 โดยได้ทำการทดลองกับชิ้นงาน As-cast และชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่ อุณหภูมิ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 8 ชั่วโมง พบว่าการใช้สารละลาย Poulton's reagent และ Keller's reagent ทำให้บริเวณขอบเกรนมีลักษณะเป็นสีดำ แม้จะใช้เวลาในการกัดกรดเพียง 3-5 วินาทีก็ตาม แต่สำหรับการใช้ 0.5% HF และ H_3PO_4 เกิดการเปลี่ยนแปลงบริเวณขอบเกรนเพียง

เล็กน้อยเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่ได้กัดกรด จึงได้เลือกไม่กัดกรดชิ้นงานที่จะนำไปศึกษาโครงสร้างจุลภาค

	ชิ้นงานสถานะชิ้นรูป (As cast)	ชิ้นงานผ่านการอบละลายที่ 450 องศาเซลเซียส-8 ชม.
ไม่กัดกรด		
Poulton's reagent		
Keller's reagent -2ml HF (48%) -3ml HCl (conc.) - 5ml HNO ₃ (conc.) -190 ml H ₂ O		
0.5% HF		



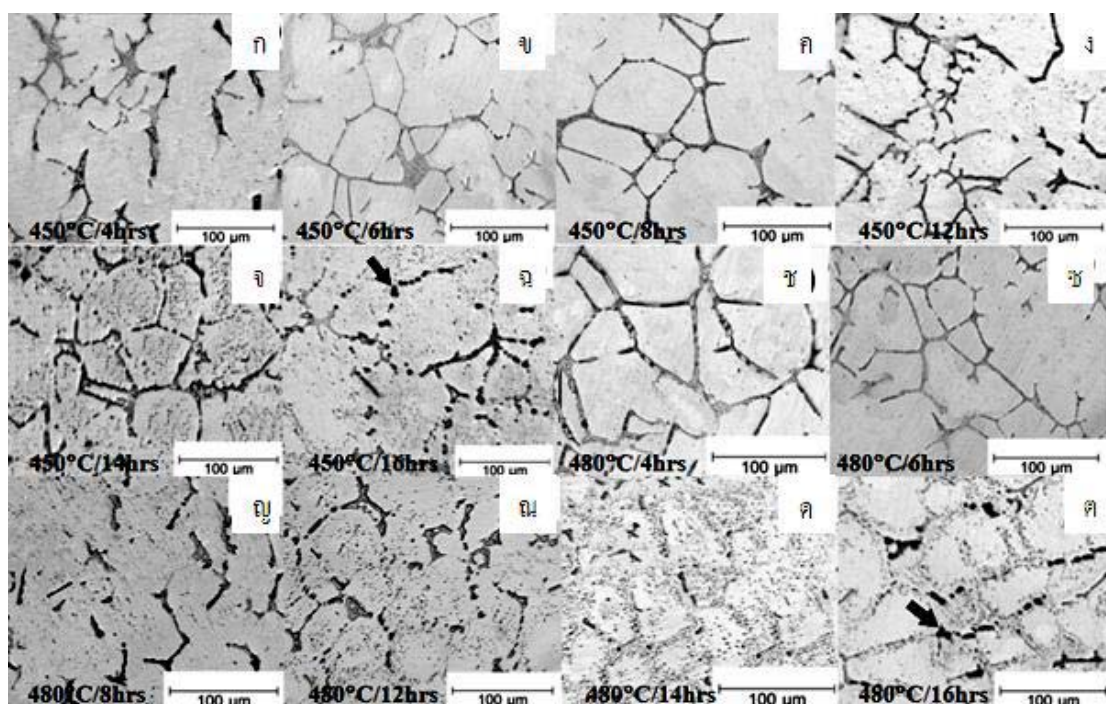
รูปที่ 4.8 แสดงโครงสร้างจุลภาคที่ไม่ผ่าน และผ่านการกัดกรดด้วยสารละลายชนิดต่างๆ

4.2. ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6

4.2.1. การหาสภาวะอบละลายที่เหมาะสม

4.2.1.1. โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลาย

การอบละลายชิ้นงานนั้นขึ้นอยู่กับขนาดของเกรน ถ้าเกรนมีขนาดใหญ่ต้องใช้เวลาในการอบละลายนานขึ้นเนื่องจากมีระยะทางในการแพร่มากขึ้น แต่ถ้าเกรนมีขนาดเล็กก็ใช้เวลาในการแพร่สั้นลง สำหรับความแตกต่างของโครงสร้างที่ ขึ้นรูปแบบดั้งเดิม ที่มีลักษณะเกรนเป็นแบบกิ่งไม้ (Dendritic structure) และที่ขึ้นรูปแบบกิ่งของแข็ง ที่มีลักษณะเกรนแบบก้อนกลม (Globular structure) นั้น การแพร่ในลักษณะเกรนแบบก้อนกลมจะเกิดขึ้นได้ดีกว่า เนื่องจากเกิดการแพร่ได้ทุกทิศทาง ในขณะที่การอบละลายของชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปแบบดั้งเดิมนั้นระยะทางในการแพร่ไม่เท่ากัน อาจต้องใช้เวลาในการอบละลายนานขึ้น ทั้งนี้ในงานวิจัยนี้ได้เลือกอุณหภูมิการอบละลายที่ 450 องศาเซลเซียส และ 480 องศาเซลเซียส ซึ่งต่ำกว่า Solidus line ของอะลูมิเนียมเกรด 2024 (502 องศาเซลเซียส) และอบละลายเป็นเวลา 4, 6, 8, 12, 14 และ 16 ชั่วโมง โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่สภาวะต่างๆ แสดงไว้ในรูปที่ 4.9



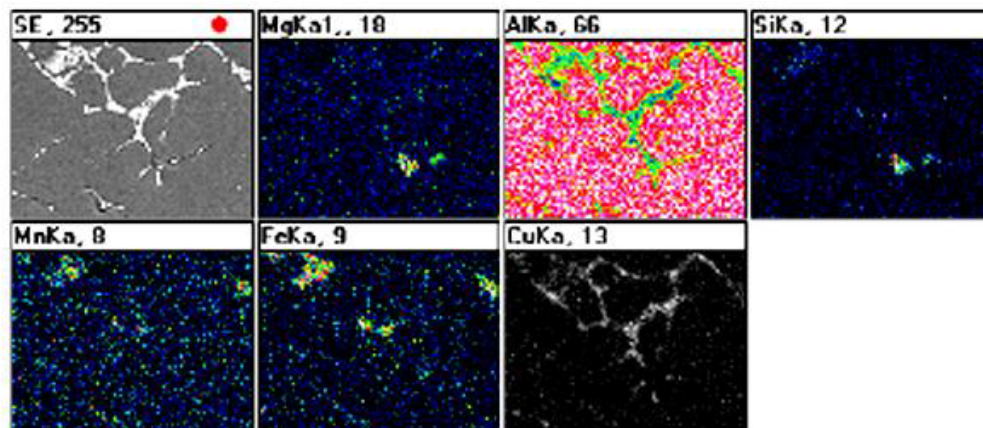
รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 450 องศาเซลเซียส และ 480 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4, 6, 8, 12, 14 และ 16 ชั่วโมง

ในการพิจารณาหาอุณหภูมิและเวลาที่เหมาะสมในการอบละลายนั้น ขั้นตอนแรกจะพิจารณาจากโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน โดยสภาวะการอบละลายที่เหมาะสมต้องสามารถละลายเฟสประกอบของยูเทคติก ซึ่งในที่นี้คือ เฟส Al_2Cu / Al_2CuMg ได้มากที่สุด โดยไม่ก่อให้เกิด Incipient melting phase ที่เป็นอนุภาคขนาดใหญ่และเปราะขึ้น เหตุผลที่ต้องการให้เกิดการละลายของเฟสประกอบของยูเทคติกให้มากที่สุดก็เพื่อให้มีปริมาณของสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด (Super saturated solid solution) หลังการชุบแข็งในเมตริกซ์มากที่สุด เพราะสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวดเหล่านี้ จะเกิดการตกตะกอนเป็นพรีซิพิตขนาดเล็กที่กระจายอย่างทั่วถึงทั้งชิ้นงาน ขณะนำชิ้นงานไปบ่มแข็งเทียม ทำให้ชิ้นงานมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นมาก

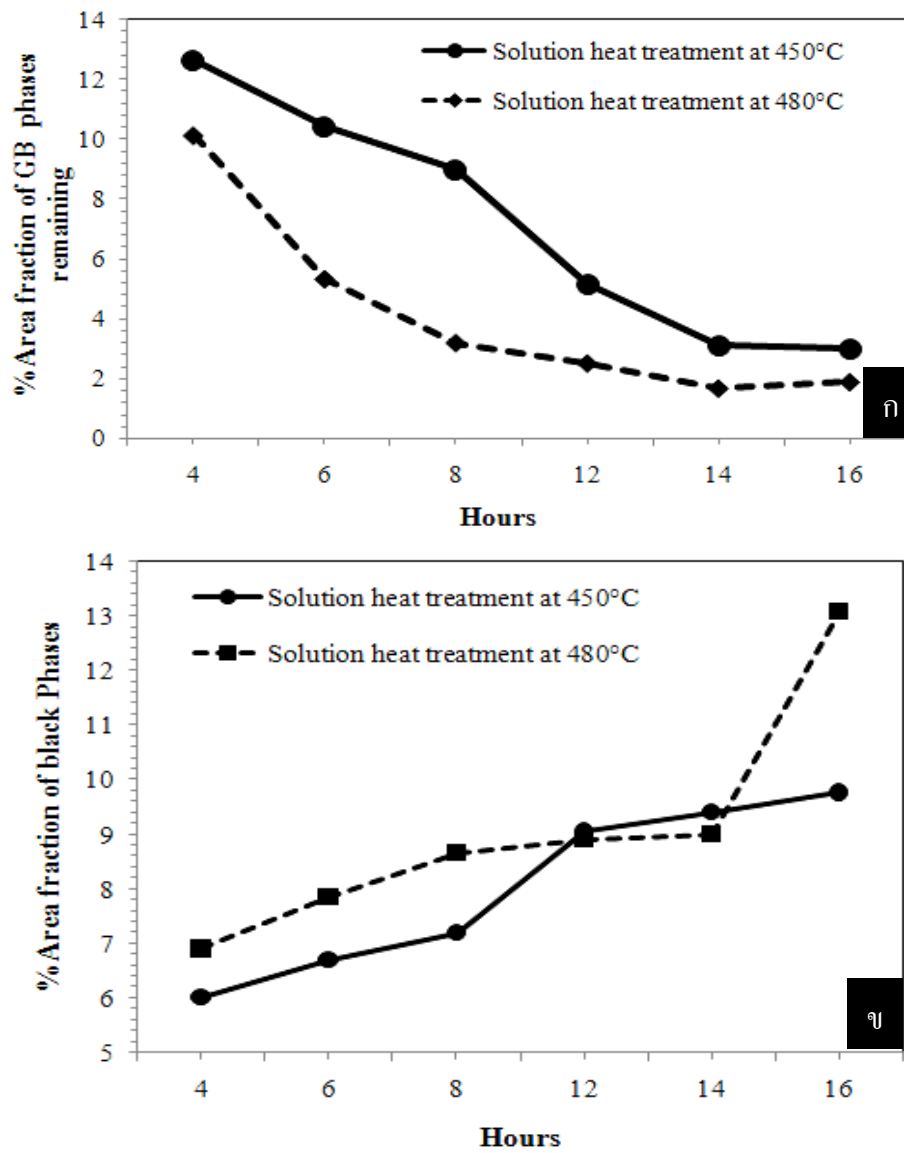
จากรูปที่ 4.9 พบว่าการละลายบริเวณขอบเกรนมี 3 ขั้นตอนด้วยกัน คือ 1.บางลง (Thinning) เช่น รูปที่ 4.9 (ก)-(ค) และ (ข)-(ช) 2.ไม่ต่อเนื่อง (Discontinuous) เช่น รูปที่ 4.9 (ง)-(จ) และ (ฉ)-(ฉฉ) และ 3.ละลาย (Dissolve) ทั้งนี้เมื่อเพิ่มเวลามากขึ้นพบว่าเกิดเฟสที่มีลักษณะสีดำ (Coarse black particle) แทนการหายไปของเฟสยูเทคติก ดังแสดงในรูปที่ 4.9 (ฉ) และ (ต) ทั้งนี้เมื่อนำไปวิเคราะห์ด้วย EDS –SEM พบว่าเฟสดังกล่าว คือ เฟส Mg_2Si ดังแสดงผล Elemental mapping ในรูปที่ 4.10 ของชิ้นงานอบละลายที่อุณหภูมิ 480 องศาเซลเซียส นาน 16 ชั่วโมง

เมื่อทำการวัดสัดส่วนพื้นที่เชิงปริมาณ (Quantitative area-fraction measurement) ของเฟสบริเวณขอบเกรนในชิ้นงานที่ผ่านการอบละลาย พบว่าเมื่อเวลาอบละลายนานขึ้น เฟสบริเวณขอบเกรนมีปริมาณลดลงอย่างต่อเนื่อง และเริ่มคงที่เมื่ออบละลายนานกว่า 14 ชั่วโมง และการลดลงของเฟสบริเวณขอบเกรนเกิดได้เร็วขึ้นเมื่ออุณหภูมิการอบละลายสูงขึ้นดังแสดงในรูปที่ 4.11 (ก) ในขณะที่ปริมาณของเฟส Mg_2Si เพิ่มขึ้นอย่างช้าๆ ที่อุณหภูมิอบละลาย 450 องศาเซลเซียส เมื่อเวลาการอบละลายนานขึ้น แต่จะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วเมื่ออบละลายนานกว่า 14 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ 480 องศาเซลเซียส ดังแสดงในรูปที่ 4.11 (ข) ดังนั้นเมื่อพิจารณาจากโครงสร้างจุลภาค จะได้ว่า สภาวะการอบละลายที่เหมาะสม คือ 480 องศาเซลเซียส - 14 ชั่วโมง

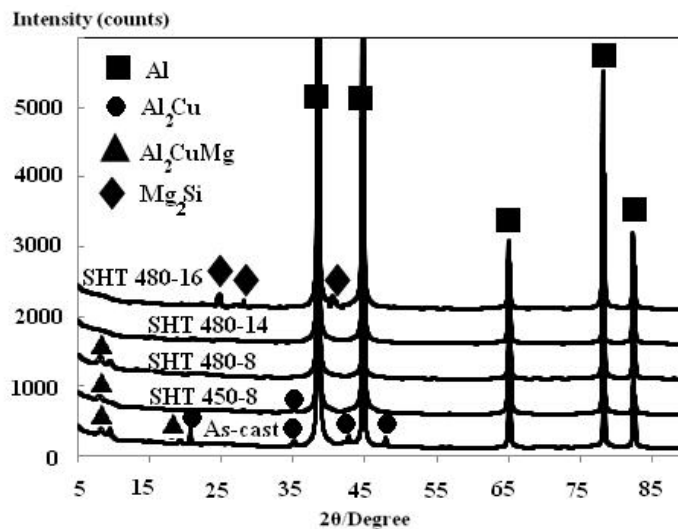
นอกจากนี้ยังได้ทำการวิเคราะห์เฟสในชิ้นงานอบละลายด้วยเทคนิค XRD (รูปที่ 4.12) จากรูปนี้ พบว่าเฟสยูเทคติก (Al_2Cu / Al_2CuMg) หายไปเมื่ออบละลายที่อุณหภูมิ 480 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 14 และ 16 ชั่วโมง แต่ที่ 16 ชั่วโมงพบการปรากฏของเฟส Mg_2Si ในปริมาณที่มากพอที่ XRD สามารถวิเคราะห์ได้ ซึ่งผลวิเคราะห์จาก XRD สนับสนุนผลวิเคราะห์จากโครงสร้างจุลภาคนั้นคือ สภาวะการอบละลายที่เหมาะสมอยู่ที่ 480 องศาเซลเซียส - 14 ชั่วโมง



รูปที่ 4.10 ผล Elemental mapping จากชิ้นงานอบละลายที่อุณหภูมิ 480 องศาเซลเซียส -16 ชั่วโมง



รูปที่ 4.11 แสดงผล Area fraction (ก) บริเวณขอบเกรน (ข) เฟสสีดำ Mg_2Si



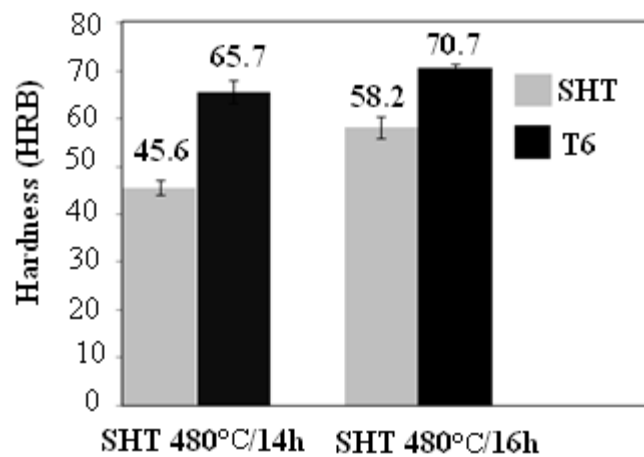
รูปที่ 4.12 แสดงผล XRD ของชิ้นงานที่สภาวะต่างๆ

4.2.1.2. สมบัติทางกล (ค่าความแข็ง และความแข็งแรงดึง)

เพื่อเป็นการพิสูจน์ให้มั่นใจอีกครั้งว่าสภาวะการอบละลายที่เหมาะสมอยู่ที่ 480 องศาเซลเซียส - 14 ชั่วโมง จึงได้ทำการวัดความแข็งที่เพิ่มขึ้นจากสภาวะก่อนการบ่มแข็งเทียบเปรียบเทียบกับความแข็งหลังการบ่มแข็งที่ 200 องศาเซลเซียส - 2.5 ชั่วโมง ของชิ้นงานอบละลายที่อุณหภูมิ 480 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 14 และ 16 ชั่วโมง ดังแสดงในรูปที่ 4.13 พบว่าชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 480 องศาเซลเซียส ที่ 14 ชั่วโมง มีสัดส่วนการเพิ่มขึ้นของค่าความแข็งหลังการบ่มแข็งเทียบสูงกว่าชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 480 องศาเซลเซียส ที่ 16 ชั่วโมง ทั้งนี้เนื่องจากชิ้นงานอบละลายที่ 480 องศาเซลเซียส เวลา 16 ชั่วโมง มีการฟอร์มตัวของเฟส Mg_2Si ขึ้นแทนการหายไปของเฟสยูเทคติก ทำให้ปริมาณสารละลายของแข็งอ้อมตัวยังคงค้างในชิ้นงานอบละลายลดต่ำลง ดังนั้นความหนาแน่นของพรีซิพิเทตที่ตกตะกอนขณะทำการบ่มจึงน้อยกว่าชิ้นงานอบละลายที่ 480 องศาเซลเซียส เวลา 14 ชั่วโมง นอกจากนี้เมื่อพิจารณาจากรูปที่ 4.13 (ก) จะพบว่าค่าความแข็งของชิ้นงานที่อบละลาย 16 ชั่วโมงมีขนาดสูงกว่าชิ้นงานที่อบละลาย 14 ชั่วโมง ที่เป็นเช่นนี้เพราะมีการเกิดขึ้นของเฟส Mg_2Si ที่แข็งแต่เปราะเกิดขึ้น จากผลการศึกษานี้ทำให้เรามั่นใจแน่นอนว่าสภาวะการอบละลายที่เหมาะสมอยู่ที่ 480 องศาเซลเซียส - 14 ชั่วโมง

เมื่อพิจารณาเพิ่มเติมจากตารางที่ 4.1 ในหัวข้อ 4.2.2.1 พบว่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (UTS) ของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่สภาวะเดียวกันแต่อบละลายที่ 480 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 8 และ 14 ชั่วโมง ไม่เท่ากัน โดย UTS ของชิ้นงานที่บ่มนาน 14 ชั่วโมง จะมีค่าสูงกว่า เพราะการละลายของเฟสยูเทคติกที่สภาวะนี้สูงกว่าชิ้นงานที่บ่มนาน 8 ชั่วโมง ส่งผลให้

ปริมาณสารละลายของแข็งอิมตัวยิ่งยวดสูงกว่า และปริมาตรที่ตกตะกอนขณะบ่มแข็งเทียมนี้นับว่ามีจำนวนมากกว่า



รูปที่ 4.13 ความแข็งของชิ้นงานอบละลายที่อุณหภูมิ 480 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 14 และ 16 ชั่วโมง ที่สภาวะก่อนและหลังการบ่มเทียมนี้อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส – 2.5 ชั่วโมง

4.2.2. การหาสภาวะบ่มแข็งที่ที่เหมาะสม

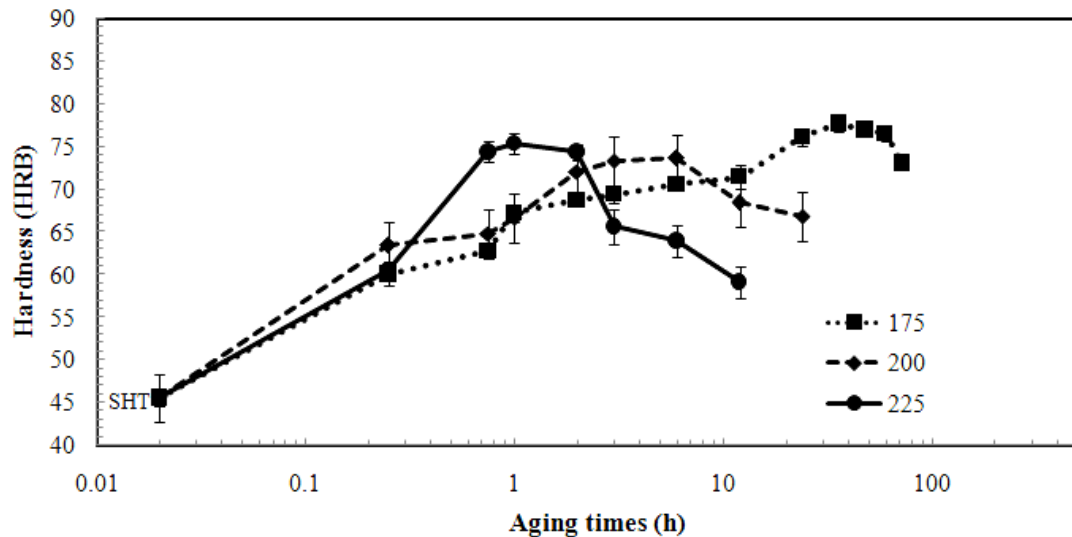
ในงานวิจัยนี้ได้เลือกอุณหภูมิบ่มแข็งที่ 175 200 และ 225 องศาเซลเซียส โดยทำการบ่มแข็งในช่วงเวลาระหว่าง 15 นาที ถึง 72 ชั่วโมง จากนั้นนำชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งทั้งหมดไปวัดความแข็ง และเลือกชิ้นงานที่ให้ค่าความแข็งสูงสุดของแต่ละอุณหภูมิไปทดสอบความต้านทานแรงดึง และทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน (TEM) จากชิ้นงานในสภาวะการบ่มแข็งที่น้อยเกินไป (Under aging), การบ่มแข็งที่ที่เหมาะสม (Peak aging) และการบ่มแข็งที่นานเกินไป (Over aging) ต่อไป

4.2.2.1. สมบัติทางกล (ค่าความแข็ง และความแข็งแรงดึง)

รูปที่ 4.14 แสดงค่าความแข็งของชิ้นงานเป็นฟังก์ชันกับเวลาการบ่มแข็งที่ เมื่อพิจารณาจากรูปนี้พบว่าค่าความแข็งสูงสุดที่อุณหภูมิบ่มแข็ง 175 200 และ 225 องศาเซลเซียส มีค่าเท่ากับ 77.7 73.6 HRB และ 75.4 HRB ซึ่งได้จากชิ้นงานที่ทำการบ่มเป็นเวลา 36 6 และ 1 ชั่วโมง ตามลำดับ เป็นที่น่าสังเกตว่าเมื่ออุณหภูมิบ่มแข็งสูงขึ้น ระยะเวลาที่ต้องใช้ในการบ่มให้ได้ความแข็งสูงสุดสั้นลง ที่เป็นเช่นนี้เพราะอัตราการแพร่ของอะตอมที่รวมตัวกันเป็นพรีซิพิตเร็วขึ้นตามอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้นนั่นเอง ซึ่งสภาวะการบ่มแข็งเพื่อให้ได้ความแข็งสูงสุดใกล้เคียงกับงานวิจัยของ I.N. Khan และคณะ [21] ที่รายงานว่าค่าความแข็งสูงสุดของอะลูมิเนียม 2024-T351 ที่อุณหภูมิบ่ม 170 190 200 และ 220 องศาเซลเซียส ได้จากชิ้นงานที่ทำการบ่มเป็นเวลา 30 9 4 และ 1 ชั่วโมง ตามลำดับ และงานวิจัยของ H.C. Shih และคณะ [17] ที่ศึกษาอะลูมิเนียม 2024-T6 พบว่าความแข็งสูงสุดที่อุณหภูมิบ่มแข็ง 170 190 และ 240 องศาเซลเซียส ได้จากชิ้นงานที่ทำการบ่มเป็นเวลา 48 12 และ 0.25 ชั่วโมง ตามลำดับ

เมื่อพิจารณารูปที่ 4.14 พบว่าเราสามารถแยกช่วงการเพิ่มขึ้นของความแข็งได้เป็น 3 ช่วงใหญ่ๆ โดยช่วงที่ 1 เป็นช่วงเริ่มต้น (15 นาทีแรกของการบ่มแข็ง) ที่มีการเพิ่มความแข็งแรงอย่างรวดเร็ว โดยความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นในช่วงนี้คิดเป็นประมาณ 40% ของความแข็งที่เพิ่มขึ้นทั้งหมด (ความแข็งสูงสุด – ความแข็งของชิ้นงานอบละลาย) จากนั้นความแข็งจะเพิ่มขึ้นอย่างช้าๆ ซึ่งเป็นช่วงที่ 2 สำหรับชิ้นงานที่บ่มที่อุณหภูมิ 175 และ 200 องศาเซลเซียส พบว่าช่วงที่ 2 อยู่ในช่วงเวลา 15 นาที-12 ชั่วโมง และ 15 นาที-1 ชั่วโมง ตามลำดับ อย่างไรก็ตามเราไม่พบช่วงที่ 2 ในชิ้นงานบ่มแข็งที่ 225 องศาเซลเซียส สำหรับช่วงที่ 3 ของการเพิ่มความแข็งแรง ความแข็งของชิ้นงานบ่มจะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วจนกระทั่งได้ความแข็งสูงสุด และความแข็งเริ่มลดลงเมื่อเวลาการบ่มแข็งนานขึ้น ปรากฏการณ์ดังกล่าวได้ถูกรายงาน โดย H.C. Shih และคณะ [17] ซึ่งพบว่าค่าความแข็งจะเพิ่มขึ้นถึง 50 เปอร์เซ็นต์ จากชิ้นงานอบละลายภายในระยะเวลาสั้นๆ เพียงแค่ 30 นาทีของการบ่มแข็ง และการศึกษาของ S.P. Ringer และคณะ [16,26,27,28] ที่นำเสนอผลการเพิ่มขึ้น

ของความแข็งในอะลูมิเนียมเกรด Al-1.1Cu-1.7Mg-T6 มีขนาดประมาณ 60% ของความแข็งที่เพิ่มขึ้นทั้งหมด จากการบ่มแข็งเทียม 15 นาทีแรก โดยระบุว่าความแข็งดังกล่าวเกิดจากอัตราปฏิกิริยาระหว่าง Cu:Mg co-clusters กับดิสโลเคชัน



รูปที่ 4.14 ความแข็งที่แปรตามระยะเวลาการบ่มแข็งเทียม

ตารางที่ 4.1 แสดงค่าความแข็งแรงดึง และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของอะลูมิเนียม 2024 ที่ได้จากการขึ้นรูปโดยเทคนิค GISS ในสถานะแตกต่างกัน เปรียบเทียบกับและค่าดังกล่าวจากงานวิจัยอื่น จากตารางนี้พบว่า ความแข็งแรงดึงสูงสุด (Ultimate tensile strength, UTS) ของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 ครบถ้วนแล้วเพิ่มขึ้นจากสถานะ As-cast ประมาณ 37-73% โดย UTS สูงสุดวัดได้จากชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่ 480 องศาเซลเซียส - 14 ชั่วโมง มีขนาดเท่ากับ 395 MPa และมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเท่ากับ 5.8% เมื่อนำมาเปรียบเทียบกับ UTS ต่ำสุดที่ยอมรับได้ของ Wrought 2024-T6 (427 MPa) พบว่าค่า UTS ที่ได้จากงานวิจัยนี้ต่ำกว่าค่าดังกล่าว ถึงแม้ว่าค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวอยู่ในช่วงที่ยอมรับได้ก็ตาม แต่เมื่อนำค่า UTS จากงานวิจัยนี้ไปเปรียบเทียบกับอะลูมิเนียม 2024 ที่ขึ้นรูปแบบ Thixoforging และ SSM-HPDC พบว่าค่า UTS ที่ได้มีขนาดใกล้เคียงกัน

ตารางที่ 4.1 ความแข็งแรงดึงของอะลูมิเนียม 2024 ที่ได้จากงานวิจัยนี้ และจากงานวิจัยอื่นๆ

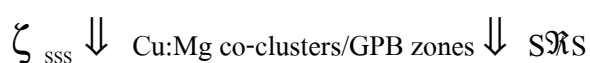
Processing technique (solution treatment/aging conditions)	UTS/MPa	Elongation/%	Ref.
GISS(As-cast)	228.8	3.3	
GISS(SHT480°C-14h)	250.8	6.1	
GISS(SHT480°C-8h/ AA225°C-1h)	313.8	4.4	
GISS(SHT480°C-14h/ AA175°C-36h)	358.8	5.8	
GISS(SHT480°C-14h/ AA200°C-6h)	387.5	5.7	
GISS(SHT480°C-14h/ AA225°C-1h)	395	5.8	
Thixoforging-1(493°C/ 190°C-8h)	366.0	9.2	[29]
Thixoforging-2(500°C-4h/ 170°C-10h)	387.0	21	[30]
SSM-HPDC(480°C-14h/ 190°C-12h)	385.0	5.1	[31]
Wrought Al-T6	Min.427	Min.5	[8]

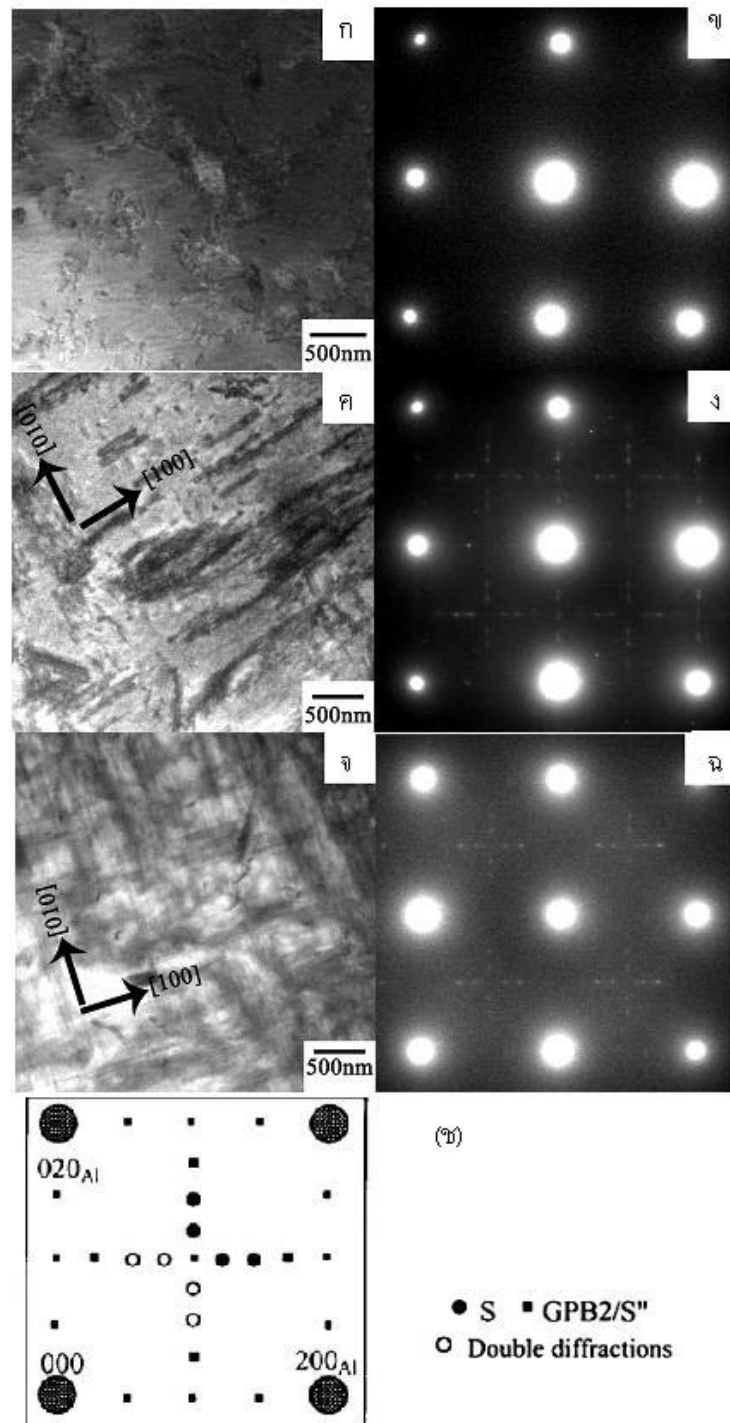
4.2.2.2. โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งเทียม

รูปที่ 4.15 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานบ่มแข็งเทียมที่ 225 องศาเซลเซียส ในสภาวะ Underaging (15 นาที), Peak aging (1 ชั่วโมง) และ Overaging (12 ชั่วโมง) โดยภาพ Bright field imaging (BF) จากชิ้นงาน Under aging (รูปที่ 4.15 (ก)) ไม่ปรากฏพรีซิพิตเกิดขึ้นในชิ้นงานแต่อย่างใด ซึ่งสอดคล้องกับรูปแบบการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอน (Selective area diffraction pattern, SAD) ที่แสดงในรูปที่ 4.15 (ข) ที่ไม่ปรากฏจุด (Spot) ของพรีซิพิต GPB2 และเฟส S'/S แต่อย่างใด ดังนั้นความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงที่ 1 น่าจะมาจากการรวมกลุ่มของอะตอมทองแดงและแมกนีเซียม (Cu:Mg co-clusters) หรือจากการฟอร์มจีพีบีโซน (GPB zone) ในช่วงที่ 2 ตามที่ S.P. Ringer และคณะ [16 ,26,27,28] ได้นำเสนอไว้ เพื่อแสดงผลการเปลี่ยนแปลงในช่วงต้นของชิ้นงานในงานวิจัยนี้ให้ชัดเจนยิ่งขึ้น ควรมีการศึกษาโครงสร้างจุลภาคเพิ่มเติมโดยใช้เครื่องมือที่มีความละเอียดกว่า TEM

เมื่อเพิ่มระยะเวลาในการบ่มแข็งเทียมที่ 225 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง (สภาวะ Peak aging) พบว่าเกิดการตกตะกอนของพรีซิพิตเฟส S'/S ที่มีรูปร่างเป็นระแนง (Lath-shape precipitates) ขนาดความยาวประมาณ 300-500 นาโนเมตรอย่างหนาแน่น ดังแสดงในรูปที่ 4.17 (ค) และภาพ SAD ในทิศ [100] (รูปที่ 4.17 (ง)) แสดงให้เห็นถึงจุดที่เกิดจากการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนจากเฟส S'/S ดังกล่าว ผลที่ได้สอดคล้องกับงานวิจัยของ Stoltz และคณะ [25] ที่รายงานการพบพรีซิพิตรูปร่างเป็นระแนงขนาด 300 นาโนเมตรในชิ้นงานที่บ่มแข็งเทียมสภาวะ Optimum aging ดังนั้นความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงที่ 3 ได้รับมาจากการเกิดขึ้นของเฟส S'/S

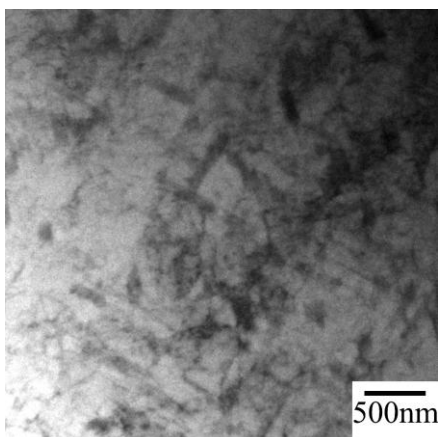
เมื่อทำการการบ่มแข็งเทียมนานขึ้นเป็น 12 ชั่วโมง พบว่าเฟส S'/S ยาวขึ้น (Elongated) ในทิศ [001] และรวมตัวซ้อนกัน (Corrugated) ในทิศ [110] ดังแสดงในรูปที่ 4.17 (จ) โดยความยาวของเฟส S'/S ที่วัดได้ประมาณ 800-1000 นาโนเมตร ซึ่งเมื่อพิจารณา SAD บนระนาบ [001] ของชิ้นงาน Over aging นี้จากรูปที่ 4.17 (ฉ) พบว่าจุดที่เกิดจากเฟส S'/S มีความคมชัดและชัดเจนมากขึ้น เป็นตัวบ่งชี้ว่าเฟสดังกล่าวเกิดการเติบโตขึ้น ซึ่งส่งผลให้ความแข็งแรงของชิ้นงานบ่มลดต่ำลง ดังนั้นเราจึงสามารถสรุปลำดับการตกตะกอนของพรีซิพิตขณะที่ทำการบ่มแข็งเทียมอะลูมิเนียม 2024 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยเทคนิค GISS ได้ดังนี้





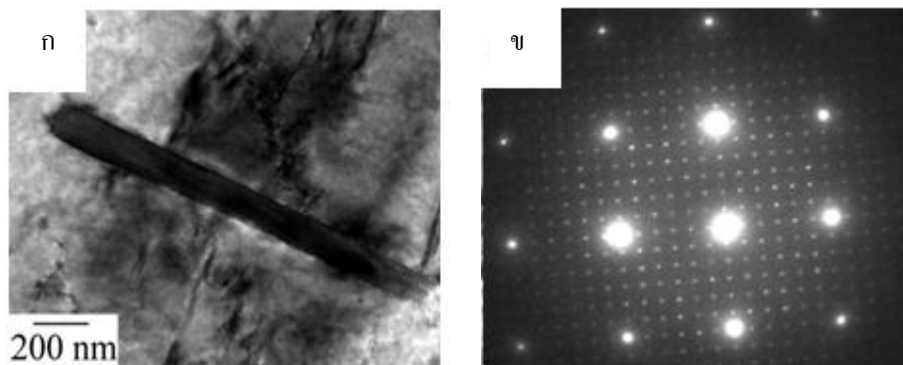
รูปที่ 4.15 ภาพถ่าย BF และ SAD ของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งเทียมที่อุณหภูมิ 225 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (ก)-(ข) 15 นาที, (ค)-(ง) 1 ชั่วโมง, (จ)-(ฉ) 12 ชั่วโมง และภาพสเกตช์แสดงตำแหน่ง SAD ของเฟส S'/S และ GPB2 [19]

เพื่อทำความเข้าใจถึงความแตกต่างในการเพิ่มขึ้นของความแข็งที่อุณหภูมิบ่มแข็ง
 เทียมต่างกัน ซึ่งความแข็งที่เพิ่มขึ้นในช่วงที่ 3 ของชิ้นงานบ่มแข็งที่ 175 องศาเซลเซียสต่ำกว่าใน
 ชิ้นงานบ่มแข็งที่ 225 องศาเซลเซียส จึงได้ทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานบ่มแข็งเทียมที่
 อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียส 36 ชั่วโมง รูปที่ 4.16 เป็นภาพถ่าย BF จากชิ้นงานดังกล่าว แสดงให้
 เห็นเฟส S' /S ในชิ้นงาน ซึ่งมีความหนาแน่นต่ำกว่าเฟส S' /S ที่พบในชิ้นงานบ่มแข็งที่ 225 องศา
 เซลเซียส 1 ชั่วโมง (รูปที่ 4.15 (ค)) ที่เป็นเช่นนี้เพราะว่าสารละลายของแข็งอิ่มตัวยังยวดยในชิ้นงาน
 บ่มแข็งที่ 175 องศาเซลเซียส ถูกนำไปใช้ในการฟอร์ม Cu:Mg co-clusters และ GPB zone ในช่วงที่
 1 และ 2 ของการบ่มแข็งเทียม จึงเหลือปริมาณสารละลายของแข็งที่จะฟอร์มเฟส S' /S ในช่วงที่ 3
 น้อยกว่าชิ้นงานบ่มแข็งที่ 225 องศาเซลเซียส ความหนาแน่นของเฟส S' /S จึงน้อยกว่า



รูปที่ 4.16 ภาพถ่าย BF ของชิ้นงานที่ผ่านบ่มแข็งเทียมที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียส 36 ชั่วโมง

ในงานวิจัยยังพบอนุภาคกระจาย (Dispersoid) ที่ไม่สามารถละลายได้ (Insoluble phase) ในขั้นตอนการอบละลาย ซึ่งก็คือ T-phase ($Al_{20}Cu_2Mn_3$) ที่มีรูปร่างเป็นแท่ง (Rod-shape) ขนาดความยาวประมาณ 800 นาโนเมตร -1 ไมครอน ดังแสดงในรูปที่ 4.17



รูปที่ 4.17 ภาพถ่าย BF แสดง T-phase ($Al_{20}Cu_2Mn_3$) ที่มีรูปร่างเป็นแท่งในงานที่บ่มแข็งเทียมที่ อุณหภูมิ 225 องศาเซลเซียส 12 ชั่วโมง

4.2.3. การคำนวณหาพลังงานกระตุ้น

จากความสัมพันธ์ของสมการอาร์เรเนียส (Arrhenius equation) ที่มีรูปแบบสมการเป็น

$$t = C \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad 4.1$$

โดยที่ C คือ ค่าคงที่ซึ่งอยู่ในรูปของฟังก์ชัน เอ็กซ์โพเนนเชียล

Q คือ พลังงานที่ใช้ในการฟอร์มพรีซิพิต (J/mol)

R คือ ค่าคงที่แก๊ส ซึ่งมีค่าเท่ากับ 8.314 (J/mol.K)

T คือ อุณหภูมิที่ใช้ในการบ่มเทียม ในหน่วยเคลวิน (K)

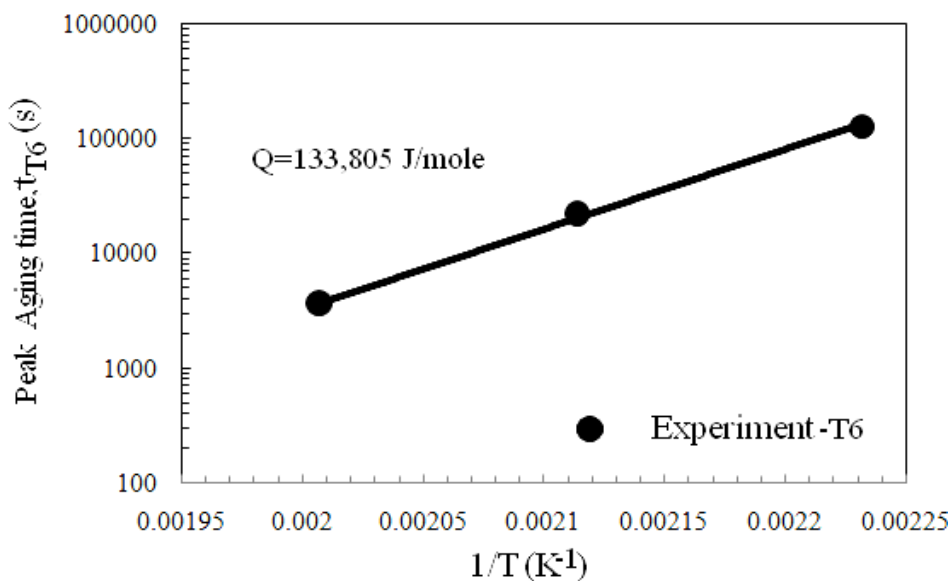
t คือ เวลาที่เหมาะสมที่ใช้ในการบ่มเทียม (seconds)

เราสามารถคำนวณหาพลังงานกระตุ้นในการตกตะกอนของพรีซิพิตจากบ่มแข็งเทียม อะลูมิเนียม 2024 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยเทคนิค GISS ได้โดยการพล็อตกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln t$ กับ $1/T$ ดังแสดงในตาราง ที่ 4.2 และรูปที่ 4.18 โดยพลังงานกระตุ้นที่ได้จากการศึกษานี้มีขนาดเท่ากับ 133,805 J/mol ซึ่งมีค่าใกล้เคียงกับพลังงานการกระตุ้นสำหรับการฟอร์ม S ที่รายงานโดย I.N. Khan และคณะ [21] (133 ± 6 kJ/mol) และ A.K Jena และคณะ [18]

(129.9 kJ/mol) เป็นที่น่าสังเกตว่าพลังงานกระตุ้นดังกล่าวใกล้เคียงกับพลังงานกระตุ้นในการแพร่ของทองแดงและแมกนีเซียมในอะลูมิเนียม เมื่อนำค่าพลังงานกระตุ้นเท่ากับ 133,805 J/mol เราสามารถทำนายระยะเวลาในการบ่มแข็งเทียมที่เหมาะสม สำหรับอุณหภูมิบ่มแข็งเทียมอื่นๆ ได้

ตารางที่ 4.2 แสดงอุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการคำนวณพลังงานกระตุ้น

T(°C)	T(K)	1/T(K ⁻¹)	t (hr)	t (sec)
175	448.15	0.002231	36	129600
200	473.15	0.002113	6	21600
225	498.15	0.002007	1	3600



รูปที่ 4.18 กราฟแสดงสัมพันธ์ระหว่างเวลาที่ทำให้ค่าความแข็งสูงสุด (t_{T6}) กับ $1/T$

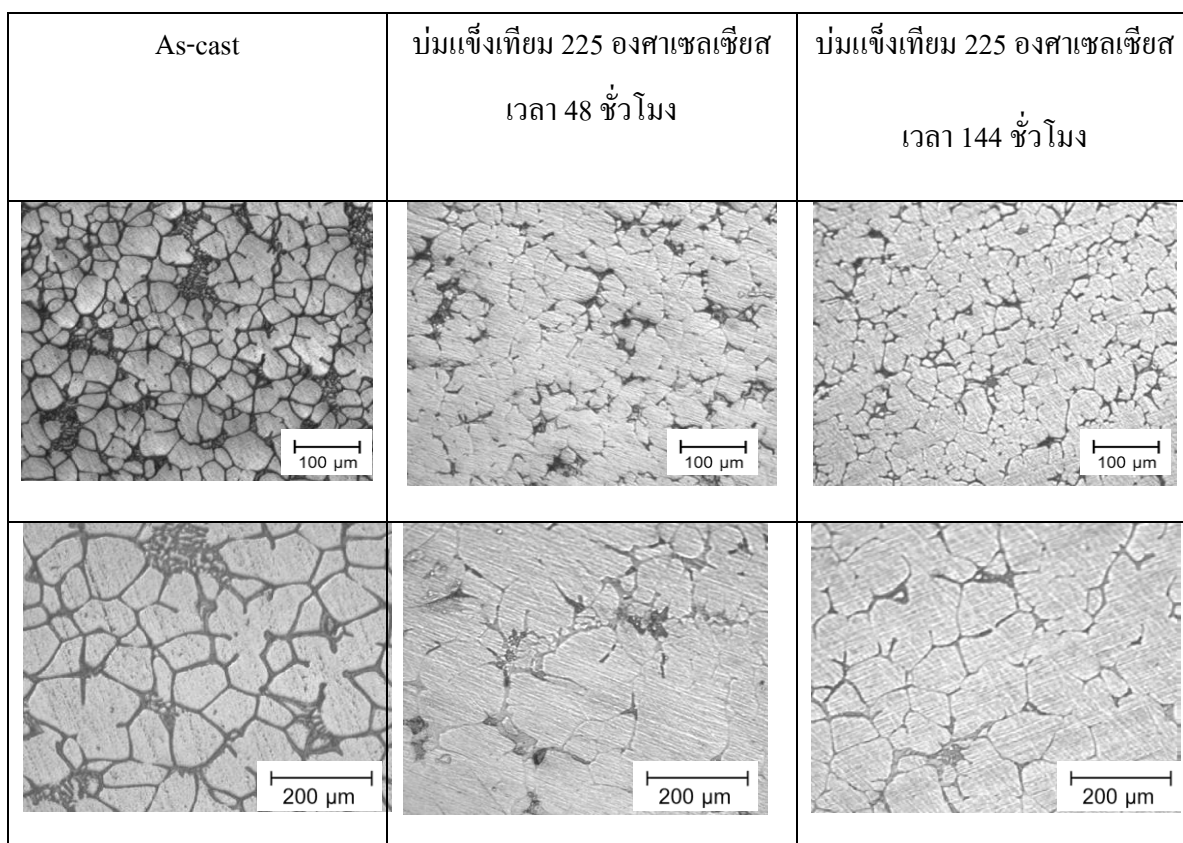
4.3. ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5

กระบวนการทางความร้อนอีกชนิดหนึ่งคือ Temper 5 หรือ T5 เป็นกระบวนการที่มีเพียงขั้นตอนการบ่มแข็งเทียมและชุบเย็นในน้ำเท่านั้น ซึ่งแตกต่างจากกระบวนการทางความร้อน T6 ที่มีขั้นตอนการอบละลายก่อนการบ่มแข็งเทียม งานวิจัยนี้ได้ศึกษาความเป็นไปได้ของการนำ

กระบวนการทางความร้อน T5 มาใช้กับอะลูมิเนียมเกรด 2024 ซึ่งถ้ากระบวนการทางความร้อน T5 สามารถปรับสมบัติเชิงกลของชิ้นงานได้ตามที่ต้องการ เราจะสามารถลดต้นทุนของกระบวนการทางความร้อนที่ต้องทำการอบละลายที่อุณหภูมิสูงลงได้ สำหรับผลการศึกษาโครงสร้างจุลภาค และความแข็งของอะลูมิเนียม 2024 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5 มีดังนี้

4.3.1. โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5

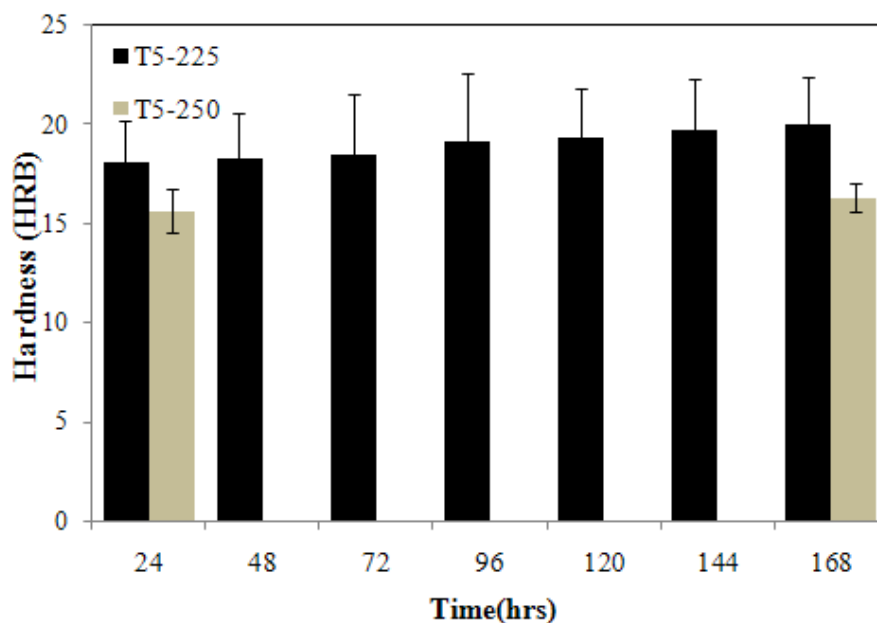
อุณหภูมิการบ่มแข็งที่นิยมที่ใช้คือ 225 องศาเซลเซียส ที่ระยะเวลาตั้งแต่ 24, 48, 72, 96, 120, 144 และ 168 ชั่วโมง เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายจากกล้อง OM ดังแสดงในรูปที่ 4.20 พบว่าเมื่อบ่มแข็งชิ้นงาน As-cast เป็นเวลานาน 48 ชั่วโมง บริเวณขอบเกรน หรือบริเวณที่เป็นเฟสยูเทคติกเกิดการละลายไปเล็กน้อย แต่เมื่อเวลาในการบ่มแข็งนานเป็น 144 ชั่วโมง กลับไม่พบการละลายของเฟสยูเทคติกเพิ่มเติมแต่อย่างใด ดังแสดงในรูปที่ 4.19



รูปที่ 4.19 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน As-cast และชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 225 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 48 ชั่วโมง และ 144 ชั่วโมง

4.3.2. สมบัติทางกล (ค่าความแข็ง)

ค่าความแข็งของชิ้นงาน As-cast ที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 225 องศาเซลเซียส ที่เวลาต่างๆ ดังแสดงไว้ในรูปที่ 4.20 จากรูปนี้พบว่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5 อยู่ในช่วง 18-21 HRB ซึ่งต่ำกว่าความแข็งของชิ้นงาน As-cast (34.42 HRB) และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิบ่มแข็งเป็น 250 องศาเซลเซียส พบว่าความแข็งของชิ้นงานลดต่ำลงไปอยู่ในช่วง 15-17 HRB ที่เป็นเช่นนี้เพราะว่าการบ่มแข็งเพียงอย่างเดียวไม่สามารถทำให้เฟสยูเทคติกเกิดการละลายได้ ปริมาณสารละลายของแข็งที่อยู่ในเมตริกซ์ขณะบ่มแข็งไม่ได้อยู่ในสภาวะอิ่มตัวยังขาด จึงไม่เกิดการตกตะกอนของเฟสยูเทคติกขนาดเล็ก ความแข็งของชิ้นงานจึงไม่ได้เพิ่มขึ้นแต่อย่างใด แต่ที่ค่าความแข็งลดลงมีสาเหตุมาจากการหายไปของเฟสยูเทคติกบางส่วนนั่นเอง จึงสรุปได้ว่ากระบวนการทางความร้อน T5 ไม่เหมาะสมในการประยุกต์ใช้ในการเพิ่มความแข็งแรงของอะลูมิเนียม 2024 ที่ขึ้นรูปโดยเทคนิค GISS



รูปที่ 4.20 แสดงค่าความแข็งของชิ้นงาน As-cast ที่บ่มแข็งที่อุณหภูมิ 225 องศาเซลเซียสและ 250 องศาเซลเซียส ที่เวลาต่างๆ

บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

เราสามารถสรุปผล จากการศึกษาค่าสมบัติของกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อ โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียม 2024 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง โดย เทคนิค GISS ได้ดังต่อไปนี้

5.1. ชิ้นงานในสถานะหล่อขึ้นรูป (As-cast)

- 5.1.1 สถานะที่เหมาะสมในการหล่ออัดขึ้นรูปกึ่งของแข็งของอะลูมิเนียม 2024 โดย เทคนิค GISS คือ การจุ่มแท่งแกรไฟต์ ลงในน้ำโลหะที่มี อุณหภูมิ 648 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 10 วินาที และพักน้ำโลหะ 15 วินาที ก่อนเทลงในแม่พิมพ์และ อัดขึ้นรูปชิ้นงาน
- 5.1.2 อะลูมิเนียม 2024 ที่ผ่านการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ GISS มีโครงสร้างจุลภาคที่ ประกอบไปด้วยเกรนก้อนกลม (Globular grain structure) และเฟสยูเทคติกบริเวณ ขอบเกรนประกอบด้วยเฟส ζ (Al) + Al_2Cu + Al_2CuMg
- 5.1.3 ค่าความแข็ง ความแข็งแรงดึง และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงาน As-cast มีค่า เท่ากับ 34.42 HRB 228.8 MPa และ 3.3% ตามลำดับ
- 5.1.4 โครงสร้างจุลภาค ณ ตำแหน่งต่างๆ ของชิ้นงานไม่แตกต่างกันมาก ยกเว้นบริเวณ ด้านบนของชิ้นงาน และไม่จำเป็นต้องกัดกรดชิ้นงานก่อนนำไปศึกษาโครงสร้าง จุลภาค

5.2. ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6

5.2.1. สถานะอบละลายที่เหมาะสม

- 5.2.1.1 สถานะการอบละลายที่เหมาะสมของอะลูมิเนียม 2024 ที่ผ่านการขึ้นรูปกึ่งของแข็ง แบบ GISS คือ อุณหภูมิ 480 องศาเซลเซียส เวลา 14 ชั่วโมง
- 5.2.1.2 ค่าความแข็ง ความแข็งแรงดึง และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานที่ผ่านการอบ ละลายที่อุณหภูมิ 480 องศาเซลเซียส เวลา 14 ชั่วโมง คือ 45.6 HRB 250.8 MPa และ 6.1% ตามลำดับ
- 5.2.1.3 เมื่อทำการอบละลายที่อุณหภูมิ 480 องศาเซลเซียส เวลา 16 ชั่วโมง จะเกิด Incipient melting และเกิดการฟอร์มตัวของเฟส Mg_2Si ที่มีขนาดใหญ่และเปราะ

5.2.2. สภาวะบ่มแข็งที่ที่เหมาะสม

- 5.2.2.1 ค่าความแข็งสูงสุดได้จากสภาวะการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียส-เวลา 36 ชั่วโมง อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส-เวลา 6 ชั่วโมง และอุณหภูมิ 225 องศาเซลเซียส-เวลา 1 ชั่วโมง ซึ่งค่าความแข็งสูงสุดที่วัดได้เท่ากับ 77.7 HRB 73.6 HRB และ 75.4 HRB ตามลำดับ
- 5.2.2.2 ความแข็งแรงดึง และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่ได้จากการบ่มที่อุณหภูมิ 175 องศาเซลเซียส-เวลา 36 ชั่วโมง อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส-เวลา 6 ชั่วโมง และอุณหภูมิ 225 องศาเซลเซียส-เวลา 1 ชั่วโมง มีค่าเป็น 358.8 MPa - 5.8 % , 387.5 MPa - 5.7 % และ 395 MPa - 5.8 % ตามลำดับ
- 5.2.2.3 ลำดับการพรีซิพิตเคชั่นบ่มแข็งที่ $\zeta_{SSS} \downarrow$ Cu:Mg co-clusters/GPB zones \downarrow SRS
- 5.2.2.4 การเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วของความแข็งในช่วงต้นของการบ่มแข็ง (15 นาทีแรก) เกิดจากการรวมตัวกันของอะตอมทองแดงและแมกนีเซียม (Cu:Mg co-clusters) และการเพิ่มขึ้นของความแข็งอย่างช้าๆ หลังจากช่วงนี้ (ที่พบในชิ้นงานบ่มแข็งที่ 175 และ 200 องศาเซลเซียส) เกิดจากการฟอร์ม GPB zones
- 5.2.2.5 ความแข็งที่เพิ่มขึ้นในช่วงที่ 2 ของการบ่มแข็งเกิดจากการพรีซิพิตเคชั่นของเฟส SRS ที่มีรูปร่างเป็นระแนง (Lath shapes)
- 5.2.2.6 สภาวะการบ่มแข็งที่ที่เหมาะสม คือ การบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 225 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ซึ่งให้ความแข็งแรงดึงสูงสุด โดยเฟส SRS ที่สภาวะบ่มแข็งที่มีความยาวประมาณ 300-500 นาโนเมตร
- 5.2.2.7 การบ่มแข็งที่นานเกินไป (Over Aging) ให้ความแข็งแรงของชิ้นงานลดลง เพราะเฟส SRS เกิดการเติบโตและรวมตัวกันขึ้น โดยความยาวของ เฟส SRS เพิ่มขึ้นเป็น 800 -1000 นาโนเมตร
- 5.2.2.8 พลังงานกระตุ้นในการตกตะกอนของเฟส S₂/S ในอะลูมิเนียมผสม 2024 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 มีขนาดเท่ากับ 133,805 J/mol

5.3. ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5

- 5.3.1 การบ่มแข็งชิ้นงาน As-cast ที่อุณหภูมิ 225 และ 250 องศาเซลเซียส ไม่สามารถละลายเฟสยูเทคติกได้ดี ทำให้ไม่เกิดการตกตะกอนของพรีซิพิตเคชั่นละเอียดที่เพิ่มความแข็งของชิ้นงาน

- 5.3.1 ดังนั้นกระบวนการทางความร้อน T5 ไม่สามารถนำมาประยุกต์ใช้ในการปรับสมบัติเชิงกลของ อะลูมิเนียม 2024 ที่ผ่านการขึ้นรูปกึ่งของแข็งแบบ GISS ได้ เพราะความแข็งของชิ้นงานที่ได้ไม่เพิ่มขึ้น แต่กลับลดลง





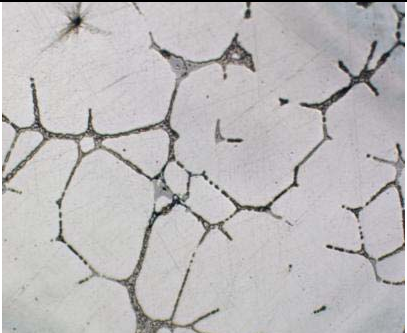
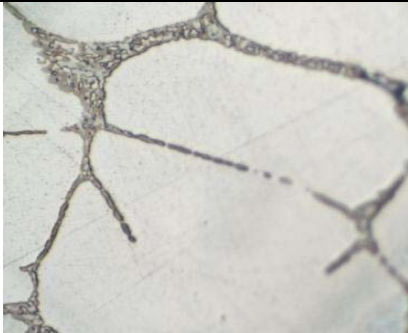


บรรณานุกรม

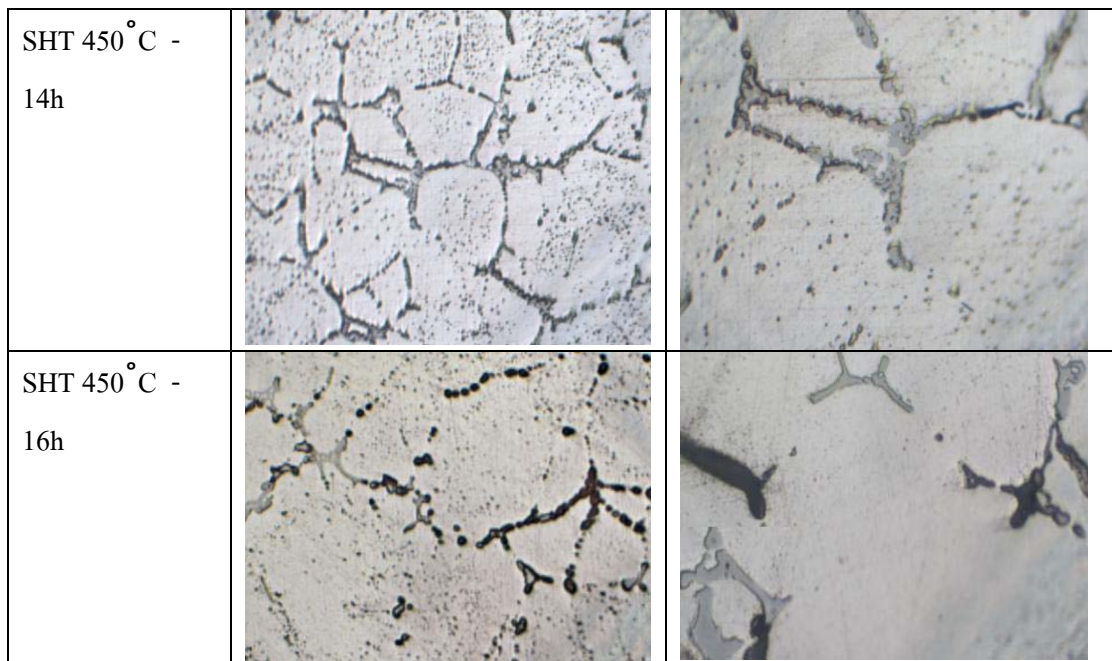
- [1] วิจิตร พงษ์บัณฑิต , เทคโนโลยีการหล่อโลหะ, ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ กรุงเทพมหานคร , 2542.
- [2] มนัส สติรจินดา , โลหะนอกกลุ่มเหล็ก, พิมพ์ครั้งที่ 3 กรุงเทพฯ: ศูนย์หนังสือแห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย , 2541.
- [3] ชาญวุฒิ ตั้งจิตวิทยา และสาโรช ฐิติเกียรติพงศ์, วัสดุในงานวิศวกรรม, กรุงเทพมหานคร: ซีเอ็ดยูเคชั่น , 2541.
- [4] American Foundrymen’s Society, Inc., “Aluminum casting technology”, Des Plaines, Illinois, 1996.
- [5] J. Yan, “Strength Modelling of Al-Cu-Mg Type Alloys”, University of Southampton, 2006.
- [6] เจษฎา วรรณสินธุ์, การหล่อโลหะสำหรับวิศวกร, 1st, สงขลา: ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ , 2553.
- [7] J. Wannasin, S. Janudom, T. Rattanochaikul, R. Canyook, R. Burapa, T.Chucheep, S.Thanabumrungskul, T. Nonferr. Metal. Soc. 20 (2010) 1010-1015.
- [8] ASM handbook: Heat treating, ASM International, USA, vol. 4 (1991) 1876-1878.
- [9] P. L. Mangonon, “ The Principals of Materials Selection for Engineering design”, Prentice-hall International Inc., (1999) 326.
- [10] H. Guo, X. Yang, M. Zhang, T. Nonferr. Metal. Soc. 17(2007) 799-804.
- [11] H. Guo, X. Yang, M. Zhang, T. Nonferr. Metal. Soc. 18 (2008) 555-561.
- [12] W.J. Kim, C.S. Chung, D.S. Ma, S.I. Hong, H.K. Kim. Scripta Mater. 49 (2003) 333-338.
- [13] B.S. Lee, D.H. Joo, Kim MH. J. Mater. Process. Technol. 198 (2008) 366- 371.
- [14] E.J. Zoqui, M.H. Robert. J. Mater. Process. Technol. 78 (1998) 198-203.
- [15] R.P. Garrett, J. Lin, T.A. Dean, Int. J. Plast. 21 (2005) 1640–1657.
- [16] S.P. Ringer, K.Hono, I.J. Polmear, T.Sakurai. Appl. Surf. Sci. 94-95 (1996) 253-260.
- [17] H.C. Shih, N.J. Ho, J.C Huang, Metall. Mater. Trans. A 27 (1996) 2479-2494.
- [18] A.K. Jena, A.K. Gupta, M.C. Chaturvedi, Acta Metall. 37 (1989) 885-895.
- [19] S.C. Wang, M.J. Starink, Int. Mater. Rev. 50 (2005) 193-215.

- [20] S.C. Wang, M.J. Starink, N. Gao, *Scripta Mater.* 54 (2006) 287-291.
- [21] I.N. Khan, M.J. Starink and J.L. Yan, *Mater. Sci. Eng., A* 472(2008) 66-74.
- [22] A. M. Samuel, J. Gauthier , F. H. Samuel, *Metall. Mater. Trans. A* 27A (1996) 1785-1798.
- [23] L. Lisa, J.M. Rodriguez-Ibabe, *Mater. Charact.* 48 (2002) 371-378.
- [24] H. Möller, G. Govender, W.E. Stumpf, *The Open Mater. Sci. J.* 2 (2008) 6-10.
- [25] R.E. Stoltz, R.M. Pelloux, *Metall. Trans. A* 7A (1976) 1295-1306.
- [26] S.P. Ringer, K. Hono, T. Sakurai, I.J. Polmear, *Scripta Mater.* 36 (1997) 517-521.
- [27] S.P. Ringer, T. Sakurai, I.J. Polmear, *Acta Mater.* 45 (1997) 3731-3744.
- [28] S.P. Ringer, K. Hono, *Mater. Charact.* 44 (2000) 101-131.
- [29] A.Tietmann, T. Bremer, G. Hirt, R.Kopp. *Proc. 2nd Int. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites* (1992) 170 -177.
- [30] W.G. Cho, C.G. Kang, *J. Mater. Process. Technol.* 105 (2000) 269-277.
- [31] U.A. Curle, *T. Nonferr. Metal. Soc.* 20 (2010) 1719-1724.

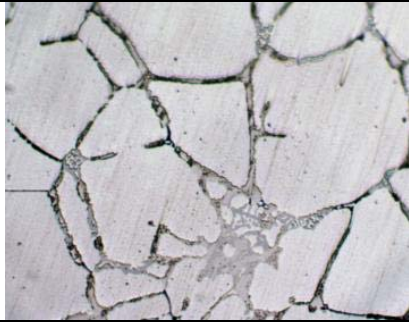
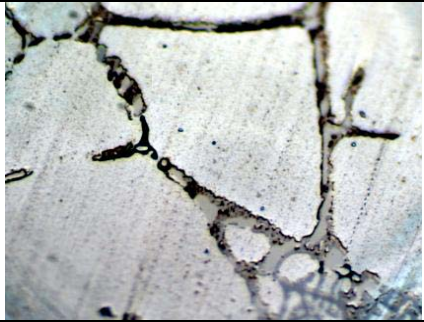
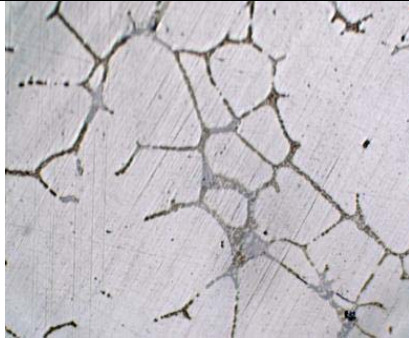



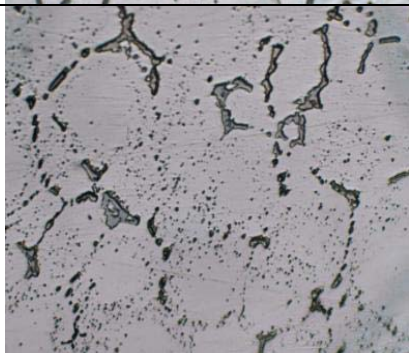

ภาคผนวก 1

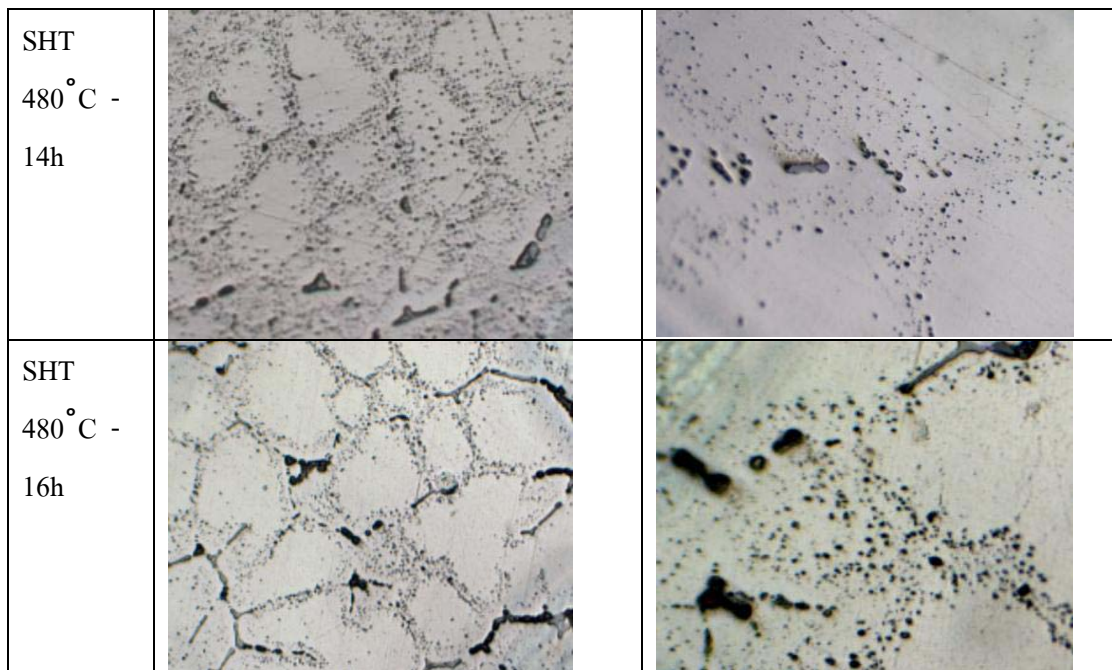
โครงสร้างอุตสาหกรรมของอะลูมิเนียมหลังผ่านขั้นตอนการอบละลาย

เวลา กำลังขยาย	20X	50X
SHT 450°C -4h		
SHT 450°C -6h		
SHT 450°C -8h		
SHT 450°C - 12h		



รูปที่ ผ.1 แสดงชิ้นงานทดสอบหลังผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 450 องศาเซลเซียส

เวลา / กำลังขยาย	20X	50X
SHT 480 °C - 4h		
SHT 480 °C - 6h		
SHT 480 °C - 8h		
SHT 480 °C - 12h		



รูปที่ ผ.2 แสดงชิ้นงานทดสอบหลังผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 480 องศาเซลเซียส

ตารางที่ ผ.1 แสดงค่าความแข็งของชิ้นงานระหว่างอุณหภูมิและเวลาในกระบวนการ T6

เวลา (ชั่วโมง)	ความแข็งที่อุณหภูมิต่างๆ (HRB)		
	175 °C	200 °C	225 °C
0.25	60.1	63.39	60.5
0.75	62.82	64.75	74.36
1	67.2	66.61	75.4
2	68.7	72.03	74.37
3	69.4	73.34	65.63
6	70.58	73.62	63.95
12	71.45	68.45	59.14
24	76.1	66.82	
36	77.7		
48	76.93		
60	76.55		
72	73.06		

ตารางที่ ผ.2 แสดงค่าความแข็งแรงดึงของชิ้นงานที่อุณหภูมิและเวลาต่างๆ

ค่าความแข็งแรงดึง (Tensile Test)			
สถานะ	ชิ้นงาน	ค่าความแข็งแรงดึง Ultimate Tensile Strength (MPa)	เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (% Elongation)
As – Cast	1	236.3	3.3
	2	263.2	3.3
	3	187	3.3
	เฉลี่ย	228.83	3.3
Solution Treatment (480 °C – 14 hr)	1	255.2	5
	2	287.3	6.6
	3	210	6.6
	เฉลี่ย	250.8	6.1
Solution Treatment (480 °C – 8hr) + Aging (225 °C - 1 hr)	1	298.47	4.6
	2	360.15	5.1
	3	282.95	3.34
	เฉลี่ย	313.8	4.4
Solution Treatment (480 °C – 14 hr) + Aging (175 °C - 36 hr)	1	370.7	6
	2	346.8	5.5
	3	267.3	7.4
	เฉลี่ย	358.7	5.8

Solution Treatment (480 °C – 14 hr) + Aging (200 °C - 6 hr)	1	389	6
	2	382.2	5.5
	3	391.4	5.5
	เฉลี่ย	387.5	5.7
Solution Treatment (480 °C – 14 hr) + Aging (225 °C - 1 hr)	1	409.8	5.5
	2	380.2	6
	3	215.6	ข้อบกพร่องในชิ้นงาน
	เฉลี่ย	395	5.8

ภาคผนวก 2
ผลงานที่เผยแพร่ในการประชุมวิชาการ

Microstructure evolution during solution heat treatment of semisolid cast 2024 aluminum alloy

Siriwan Pannaray^{1,a}, Sirikul Wisutmethangoon^{2,b}, Thawatchai Plookphol^{1,c},
 Jessada Wannasin^{1,d}

¹ Department of Mining and Materials Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Songkhla, Thailand 90112

² Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Songkhla, Thailand 90112

^asiriwan_pannaray@hotmail.com, ^bsirikul@me.psu.ac.th, ^cthawatchai.p@psu.ac.th,
^djessada.w@psu.ac.th

Keyword: 2024 aluminum alloy; solution heat treatment; semisolid

Abstract: The aim of this study is to determine the appropriate solution treatment temperature and time of semi solid 2024 Al alloy. Solution heat treatment at 450°C and 480 °C for various times, from 4 hours to 16 hrs, were applied followed by artificial aging at 220 °C for 1 hr. Microstructure of the semi solid cast 2024 aluminum alloy mainly showed globular grain structure which consisted of matrix- α (Al) and grain boundary (GB) - eutectic phases (α +Al₂CuMg/Al₂Cu). Eutectic GB phases was found to completely dissolved after solution heat treatment at 480°C for 14 hrs while sample solution treated at 450°C for the same time showed the existence of remaining GB phases. Prolonging heat treatment after 14 hrs at both temperatures resulted in the formation of coarse black particles at the grain boundaries which were identified as Mg₂Si phases. Therefore the suitable solution treatment of the alloy in this study was at 480°C for 14 hrs.

Introduction

The major alloying element in Al-Cu and Al-Cu-Mg alloys (2000-series) is copper and to some extent is magnesium. Commercial wrought 2024 aluminum alloy was heat treatable and was mainly used in aircraft structures. T6 heat treatment, involving three mainly steps: solution heat treatment, quenching and artificial aging, has been a successful process in improving the mechanical properties of 2024 aluminum alloy. For an alloy with magnesium (Al 2024) typical coarse precipitates are Al₁₂Si[Mn,Fe]₃, Mg₂Si, and for some alloys Al₃[Fe,Mn] or Al₆[Mn,Fe]. During heat treatment the iron containing precipitates transforms to Al₇Cu₂Fe and the manganese containing precipitates form Al₂₀Cu₂Mn₃. The microstructures in the Al-Cu series are highly dependent on the alloy composition. For the Al-Cu-Mg alloys the θ' + θ'' precipitates are replaced by the magnesium containing S'-phase (Al₂CuMg). [1]. In this alloy Al₂CuMg phase in the eutectic would dissolve during solution treatment, and form finely dispersed precipitates in the matrix of α -Al during aging process leading to precipitation strengthening [2]. Density of fine precipitates is affected by the amount of Al₂CuMg dissolution which is directly depending on solution treatment temperature and time [3,4]. The appropriate solution treatment temperature and time would then have to be carefully determined since they result in the degree of mechanical property improvement after T6 process [5]. In general, as cast 2024 aluminum alloy was first solution treated at a temperature range of 480 –500 °C for 4–16 hours and then quenched in water to room-temperature [6,7] and advised that the temperature for the dissolving soluble phase of as-cast 2024 Al alloy should not be over solidus (502 °C). At present, Innovative Metal Technology (IMT) team at Prince of Songkla University has developed a new technique of rheo-casting semi solid process for forming 2024 Al alloy, which is called the Gas Induced Semi-Solid (GISS) technique [8]. It is surely that heat treatment of 2024 Al alloy processed by this technique has never been studied before. The objective of this work is to study the microstructure evolution during solution heat treatment and determine suitable solution treatment condition of semisolid cast 2024 Al alloy.

Experimental Procedure

2024 aluminum alloy was prepared by using the GISS technique [9]. Gas bubble was introduced to molten alloy at temperature of 648 °C for 10 seconds. The melt was then held for 15 seconds before squeeze-casting at a pressure of approximately 80 MPa into a bar with the size of 10cm x 10cm x 1.5cm. Chemical composition of the as-cast samples in wt% were Al-5.09Cu-1.67Mg-0.63Mn-0.4Si- 0.33Fe-0.04Zn. Solution treatment was performed at temperatures of 450°C and 480°C for 4, 6, 8, 12, 14 and 16 hrs, and subsequently quenched in water at temperature of 25°C. Artificial aging was done at 220 °C for 1 hr. Microstructure of as-cast and solution treated specimens were characterized utilizing a combination of optical microscopy (OM), JSM-5800LV JEOL scanning electron microscopy (SEM) equipped with energy dispersive X-ray spectrometry (EDS) and X'Pert MPD Philips X-ray diffraction (XRD). Hardness of the sample was measured using Rockwell scale B (HRB).

Results and Discussion

Microstructure of the as-cast specimens

Optical micrograph in Fig. 1a) illustrates globular grain structures of the as cast specimen while secondary electron micrograph in Fig. 1b) magnifies grain boundary phases of the specimen. It is noted from Fig. 1b) that GB phases of the as-cast specimen consist of three main phases: large grey areas, Chinese-script black areas and skeleton-shape gray area. The SEM-EDS point analysis of the large bright grey areas at grain boundaries shows high concentrations of Cu and Mg elements, as shown in Fig. 1c). This major second phase formed during eutectic solidification was Al_2CuMg/Al_2Cu phases, as supported by the XRD result in Fig. 2. EDS results of the Chinese-script black particle and a skeleton-shape particle are given in Fig. 1d) and Fig. 1e), respectively, and were identified as Mg_2Si phase and Al-Fe-Mn-Cu phase, respectively. However, the existence of the small amounts of these two phases cannot be verified by the XRD test.

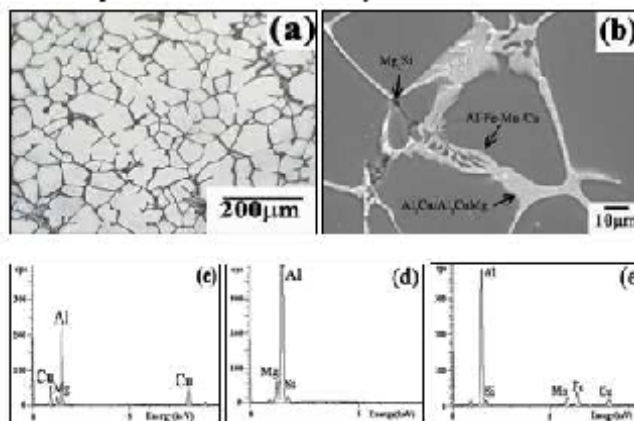


Fig. 1 (a) Optical micrograph (b) SEM micrographs of as-cast semisolid 2024 aluminum alloy; and (c)-(e) EDS results

Microstructure of solution treated specimen

R.P. Garrett [10] reported that the mechanism of GB phases evolution during solution heat treatment consisted of three stages; thinning, discontinuation, and dissolution which corresponded to the present study. Fig. 3 shows the evolution of GB phases after solution heat treated at the temperatures of 450°C and 480°C for 4, 6, 8, 12, 14 and 16 hrs. It is noticed from Fig.3a)-3c) and Fig. 3g)-3h) that GB phases became thinning at the early stage of solution treating at 450°C and 480°C, respectively. With increasing solution treatment time, remaining GB phases were found to be discontinued at both temperatures, as can be seen in Fig. 3d)-3e) and Fig. 3i)-3j). Almost

complete dissolution of eutectic GB phases was found in the sample solution treated for 14 hrs at 480°C (Fig. 3k)), however solution treating at 450°C resulted in partial dissolution of these phases even increasing solution treatment time to 16 hrs (Fig.3f)). XRD result in Fig. 2 confirmed the disappearance of Al_2Cu and Al_2CuMg phases in the sample after solution treating at 480°C for 14 hrs.

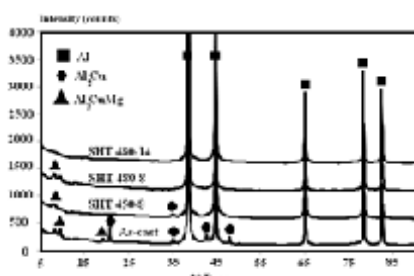


Fig. 2 XRD results of as-cast and solution heat treated (SHT) samples (SHT450-8: 450°C/8 h, SHT 480-8: 480°C/8 h, SHT 480-14: 480°C/14 h).

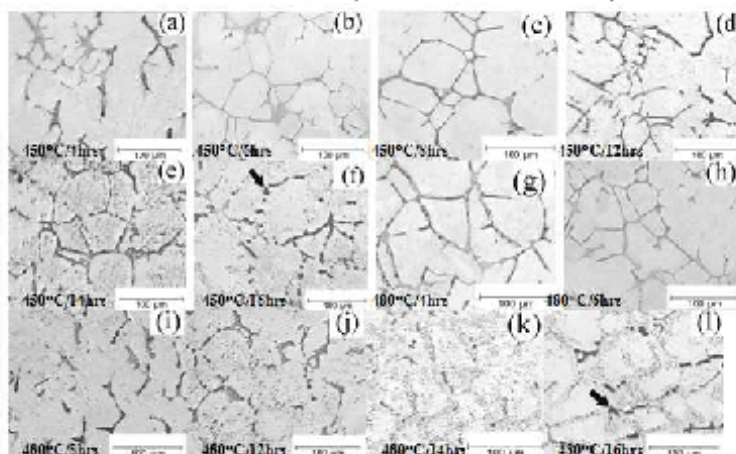


Fig. 3 a-f) Optical micrographs of the specimens solution treated at 450 °C at various holding times and g-l) optical micrographs of the specimens solution treated at 480 °C at various holding times.

In this study, area fractions of remaining GB phases in the solution treated samples were quantitatively analyzed and illustrated in Fig. 5. Fig. 5 indicated that solution treated at higher temperature would take shorter solution treatment time in order to reduce the area fraction of GB phase at the same amount. It is also observed from Fig. 5 that remaining GB phases were sharply decreased for the first 14 hours of solution treated at 450°C and 480°C. However, the area fraction of GB phases in the sample solution treated at both temperatures remained almost constant when increasing solution treatment time to 16 hrs. This result was supported by the observation of coarse black particles at grain boundaries of the samples solution heat treated to 16 hrs at 450°C and 480°C as pointed out by black arrows in Fig. 3f) and Fig.3l), respectively. As these newly formed coarse black particles were counted as GB phases in which they would compensate for the loss of area fraction from the dissolution of former eutectic GB phases. These black constituents were identified as Mg_2Si phase by the SEM micrograph and EDS result as shown in Fig. 4a) and 4b), respectively. The formation of Mg_2Si phase was undesirable as it would reduce toughness as the hardness of the sample solution treated at 480°C-16 hrs was higher than that of the 14 hrs solution treated sample as observed in Fig. 6 indicating the existing of the hard brittle Mg_2Si phase in the prolong heat treated

sample. In addition, the formation of Mg_2Si phase would reduce the aging response due to lower supersaturated solid solution in the solution treated sample as can be observed in Fig. 6 that sample solution heat treated at $480^\circ C$ -16 hrs yielded in lower increment in the hardness after artificial aging compared to the other sample solution treated at $480^\circ C$ -14 hrs.

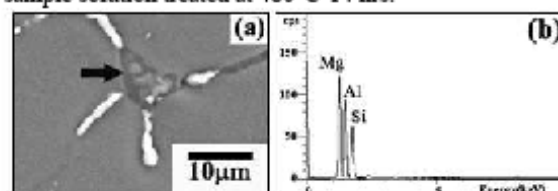


Fig. 4a) SEM micrograph and b) EDS result of coarse black particle in the solution treated sample at $480^\circ C$ -16 hrs.

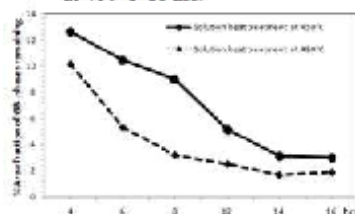


Fig.5 Area fraction of GB phases

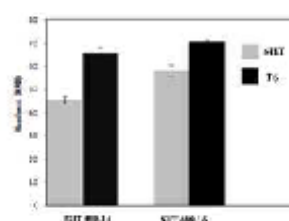


Fig. 6 Hardness (HRB) of samples solution heat treated and (T6) artificially aged

Conclusions

Semisolid cast sample showed globular grain structure and mainly consisted of α -Al, eutectic grain boundary phases (Al_2CuMg / Al_2Cu). Eutectic grain boundary phases (Al_2CuMg / Al_2Cu) were completely dissolved after solution treatment at $480^\circ C$ for 14 hrs. Coarse black particles formed in samples after solution heat treated for 16 hrs at $450^\circ C$ and $480^\circ C$ and were analyzed as Mg_2Si particles. Optimum solution treatment condition derived from this study was at $480^\circ C$ for 14 hrs.

Acknowledgement

The authors would like to thank the National Research University (NRU) Project of Thailand's Office of the Higher Education Commission (Grant No. ENG540551c) for financial support.

References

- [1] J. Zander, R. Sandström: *Mater. Design* Vol. 1540–1548 (2008), p.29.
- [2] T.V.Rajan, C.P. Sharma, A. Sharma, *Heat treatment: Principles and Techniques*, Prentice Hall India, New Delhi, 341-344(2003).
- [3] U.A. Curle: *T. Nonferr. Metal Soc.* Vol. 20 (2010), p.s1719.
- [4] H.MoLler, U.A. Curle, and E.P. Masuhu: *T. Nonferr. Metal Soc.* Vol. 20(2010), p.s847.
- [5] D.L. Zhang, L.H. Zheng, D.H. StJohn, E.J. Light Met. Vol 2(2002), p27.
- [6] ASM handbook: *Heat treating*(ASM International, USA, Vol.4 p. 1876-1878(1991).
- [7] G. Hong-min, Y. Xiang-jie, Z. Meng, : *T. Nonferr. Metal Soc.* Vol. 18, (2008) p555-561.
- [8] J. Wannasin, S. Janudom, T. Rattanochaikul, R. Canyook, R. Burapa, T. Chucheeep and S. Thanabumrungrkul: *T. Nonferr. Metal Soc.* Vol. 20 (2010), p. s1010.
- [9] L.B. Ber, *Mater. Sci. Forum* Vol. 83-87 (200), p. 280.
- [10] R.P. Garrett, J. Lin, T.A. Dean, *Int. J. Plast.* 21(2005) 1640–1657.

ประวัติผู้เขียน

ชื่อ สกุล นางสาวศิริวรรณ พรรณราย

รหัสประจำตัวนักศึกษา 5210120152

วุฒิการศึกษา

วุฒิ ชื่อสถาบัน ปีที่สำเร็จการศึกษา

วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ 2552

(วิศวกรรมวัสดุ)

ทุนการศึกษาที่ได้รับในระหว่างการศึกษา

โครงการส่งเสริมการวิจัยในอุดมศึกษาและการพัฒนามหาวิทยาลัยวิจัยแห่งชาติของ
สำนักงานคณะกรรมการการอุดมศึกษา

การตีพิมพ์เผยแพร่ผลงาน

S. Pannaray, S. Wisutmethangoon, T. Plookphol, J. Wannasin, *Microstructure evolution during solution heat treatment of semisolid cast 2024 aluminum alloy*, Adv.

Mater. Res. 339 (2011) 714–717. ในการประชุมวิชาการระดับนานาชาติ

The 2011 International Conference on Materials and Products Manufacturing Technology จัดโดย Hong Kong Industrial Technology Research Centre

ณ สาธารณรัฐประชาชนจีน ระหว่างวันที่ 28-30 ตุลาคม 2554