



การปรับปรุงสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมกึ่งของแข็ง 7075 โดยการอบละลายสอง
ขั้นตอนและการเติมธาตุสตรอนเทียม สแกนเดียม และ/หรือ เซอร์โคเนียม
**Improving Mechanical Properties of Semisolid Cast 7075 Aluminum Alloy by
Two-Step Solution Heat Treatment, and Sr, Sc and/or Zr Addition**

เสาวลักษณ์ คงเอียง

Saowalak Kongiang

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญา
วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ
มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

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

2556

ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

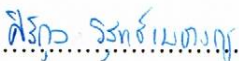
ชื่อวิทยานิพนธ์ การปรับปรุงสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมกึ่งของแข็ง 7075 โดยการอบละลาย
สองขั้นตอนและการเติมธาตุสตรอนเทียม สแกนเดียม และ/หรือ เซอร์โคเนียม

ผู้เขียน นางสาวเสาวลักษณ์ คงเอียง

สาขาวิชา วิศวกรรมวัสดุ

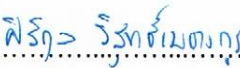
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

คณะกรรมการสอบ


.....
(รองศาสตราจารย์ ดร.ศิริกุล วิสุทธิเมธากุล)


.....ประธานกรรมการ
(รองศาสตราจารย์ ดร.ชาวลิต ลิ้มมณีวิจิตร)

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม


.....กรรมการ
(รองศาสตราจารย์ ดร.ศิริกุล วิสุทธิเมธากุล)


.....
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.วรัชชัย ปลุกผล)


.....กรรมการ
(รองศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์)


.....
(รองศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์)


.....กรรมการ
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.วรัชชัย ปลุกผล)

.....


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

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ อนุมัติให้บัณฑิตวิทยาลัยรับนี้เป็น
ส่วนหนึ่งของการศึกษา ตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ

.....
(รองศาสตราจารย์ ดร.ธีระพล ศรีชนะ)

คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

ขอรับรองว่า ผลงานวิจัยนี้เป็นผลมาจากการศึกษาวิจัยของนักศึกษาเอง และขอแสดงความขอบคุณบุคคลที่มีส่วนเกี่ยวข้องเกี่ยวข้อง

ลงชื่อ..... ศิริกุล วิสุทธิเมธงกูร.....

(รองศาสตราจารย์ ดร.ศิริกุล วิสุทธิเมธงกูร)

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์

ลงชื่อ..... เสงี่ยมลักษณ์ คงเอียง.....

(นางสาวเสวตลักษณ์ คงเอียง)

นักศึกษา

(4)

ข้าพเจ้าขอรับรองว่า ผลงานวิจัยนี้ไม่เคยเป็นส่วนหนึ่งในการอนุมัติปริญญาในระดับใดมาก่อน
และไม่ได้ถูกใช้ในการยื่นขออนุมัติปริญญาในขณะนี้

ลงชื่อ... เสาวลักษณ์ คงเอียง

(นางสาวเสาวลักษณ์ คงเอียง)

นักศึกษา

ชื่อวิทยานิพนธ์	การปรับปรุงสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมกึ่งของแข็ง 7075 โดยการอบละลายสองขั้นตอนและการเติมธาตุสตรอนเทียม สแกนเดียม และ/หรือ เซอร์โคเนียม
ผู้เขียน	นางสาวเสาวลักษณ์ คงเอียง
สาขาวิชา	วิศวกรรมวัสดุ
ปีการศึกษา	2555

บทคัดย่อ

ในงานวิจัยนี้ศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการอบละลายสองขั้นตอนต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสม 7075 ที่ขึ้นรูปด้วยเทคโนโลยีโลหะกึ่งของแข็ง พบว่าอุณหภูมิและเวลาในการอบละลายสองขั้นตอนที่เหมาะสมของอะลูมิเนียมผสม 7075 ที่ขึ้นรูปด้วยเทคโนโลยีโลหะกึ่งของแข็ง คืออุณหภูมิ 400 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 8 ชั่วโมง ตามด้วยอุณหภูมิ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และเมื่อบ่มแข็งเทียมที่อุณหภูมิ 145 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง พบว่าโลหะผสมมีค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยสูงสุดเท่ากับ 448.9 MPa และมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยเท่ากับ 8.74% ซึ่งค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่เพิ่มขึ้นเป็นผลมาจากการที่มีเฟส Mg_2Si ซึ่งมีขนาดใหญ่และเปราะเกิดขึ้นในปริมาณน้อยลง

จากการศึกษาอิทธิพลของปริมาณการเติมธาตุสตรอนเทียม (Sr) ธาตุสแกนเดียม (Sc) และธาตุเซอร์โคเนียม (Zr) ลงในอะลูมิเนียมเกรด 7075 ที่ขึ้นรูปในสภาวะกึ่งของแข็งแบบ GISS พบว่าปริมาณการเติมธาตุสตรอนเทียมและธาตุเซอร์โคเนียมลงในอะลูมิเนียมผสม 7075 ที่เหมาะสม คือ 0.15 wt%Sr และ 0.15 wt%Zr ตามลำดับ แต่อย่างไรก็ตามการเติมธาตุทั้งสองก็ไม่ได้มีผลต่อการปรับปรุงสมบัติทางกลมากนักเมื่อเทียบกับการเติมธาตุสแกนเดียมในปริมาณที่เหมาะสมคือ 0.20 wt%Sc โดยค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยของชิ้นงาน 0.20 wt%Sc หลังจากผ่านการอบละลายที่ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และบ่มแข็งเทียมที่อุณหภูมิ 145 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง มีค่าเท่ากับ 495.37 MPa และ 6.16% ตามลำดับ การเติมธาตุสแกนเดียมในปริมาณที่เหมาะสม ส่งผลให้ขนาดอนุภาค α เล็กลง

การเติมธาตุร่วมกันของสแกนเดียมและสตรอนเทียมที่ปริมาณ 0.20 wt%Sc + 0.15 wt%Sr ส่งผลให้ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 มีค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยสูงที่สุดเท่ากับ 504.67 MPa และ 7.81% ตามลำดับ ดังนั้นการเติมสแกนเดียมร่วมกับสตรอนเทียมทำให้ชิ้นงานมีสมบัติทางกลที่ดียิ่งขึ้น โดยมีขนาดอนุภาค α เล็กลง

(6)

ซึ่งเป็นผลมาจากการเติมธาตุสแกนเดียม และเฟส Mg_2Si มีขนาดและปริมาณลดลงเป็นผลมาจากการเติมธาตุสตรอนเทียม

Thesis Title Improving Mechanical Properties of Semisolid Cast 7075 Aluminum Alloy by Two-Step Solution Heat Treatment, and Sr, Sc and/or Zr Addition

Author Miss Saowalak Kongiang

Major Program Materials Engineering

Academic Year 2012

Abstract

The effects of temperature and time in the two-step solution heat treatment on the microstructure and mechanical properties of semisolid cast 7075 aluminum alloy were studied in this research. It is found that the suitable two-step solution heat treatment of this alloy was 400 °C-8 h, and then 450 °C-4 h in which the maximum average tensile strength and percent elongation of 448.9 MPa and 8.74%, respectively, was achieved after aging at 145 °C for 6 h. An improvement of ductility was due to lesser formation and smaller size of brittle Mg₂Si phase.

Strontium, scandium and zirconium were used to add in the GISS processed semisolid cast 7075 aluminum alloy in order to study the feasibility in enhancing the microstructure and mechanical properties. The proper amount of strontium and zirconium adding to the alloy are 0.15 wt%Sr and 0.15 wt%Zr, respectively. However, both elements do not affect much on the mechanical properties of the alloy compared to the addition of scandium at appropriate amount, 0.20 wt%Sc. After passing T6 heat treatment, the average tensile strength and percent elongation of 0.20 wt%Sc specimen equal to 495.37 MPa and 6.16%, respectively. By adding to the right amount, scandium was observed to refine alpha particle size in this alloy.

When scandium was added together with strontium at the composition of 0.20 wt%Sc + 0.15 wt%Sr, the maximum average tensile strength and percent elongation of 504.67 MPa and 7.81%, respectively, were attained. This is owing to the refine particle size effect from the addition of scandium in corporate with the decrease in both amount and size of Mg₂Si phase by adding strontium.

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์เรื่องการปรับปรุงสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมกึ่งของแข็ง 7075 โดยการอบละลายสองขั้นตอนและการเติมธาตุสตรอนเทียม สแกนเดียม และ/หรือ เซอร์โคเนียม สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี ด้วยความเมตตากรุณาของ รองศาสตราจารย์ ดร.ศิริกุล วิสุทธิ์ เมธางกูร อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ที่กรุณาให้ความรู้ คำแนะนำ คำปรึกษา และเป็นกำลังใจที่ดี มาโดยตลอด รวมทั้งตรวจสอบและแก้ไขวิทยานิพนธ์จนเสร็จสมบูรณ์ ผู้เขียนขอขอบพระคุณเป็นอย่างสูงในความเมตตากรุณาต่อศิษย์คนนี้ ไว้ ณ โอกาสนี้

ขอขอบพระคุณ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ธวัชชัย ปฎกผล และรองศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์ ที่ให้ความรู้และคำแนะนำด้วยดี ตลอดจนกรุณามาเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

ขอขอบพระคุณ รองศาสตราจารย์ ดร.เชาวลิต ถัมมณี วิจิตร และผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ประภาศ เมืองจันทร์บุรี ที่กรุณาสละเวลามาร่วมเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ฉบับนี้

ขอขอบพระคุณ ทุนการศึกษาของ โครงการส่งเสริมการวิจัยอุดมศึกษาและพัฒนา มหาวิทยาลัยวิจัยแห่งชาติ (NRU: No. ENG540551c) ของสำนักงานคณะกรรมการการอุดมศึกษา ทุนบัณฑิตศึกษาวิศวกรรมศาสตร์ และบัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ที่ให้การสนับสนุนค่าใช้จ่ายต่างๆ อันเกี่ยวข้องกับการดำเนินงานวิจัย

ขอขอบพระคุณ คณะอาจารย์และเจ้าหน้าที่ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ และภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ที่ได้ให้ข้อมูลที่เป็นประโยชน์ ให้ความช่วยเหลือและการสนับสนุนเครื่องมือในงานวิจัยครั้งนี้

นอกจากนี้วิทยานิพนธ์เล่มนี้จะสำเร็จไปไม่ได้เลย หากไม่ได้รับความช่วยเหลือจากทีมงาน Heat Treatment and Particulate Materials Research Team (HTPM) ทุกคนรวมถึงเพื่อนๆ น้องๆ ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ที่ให้กำลังใจ คำปรึกษา และให้ความช่วยเหลือในการทำวิจัยครั้งนี้

และสุดท้ายข้าพเจ้าขอขอบพระคุณ คุณพ่อ คุณแม่และพี่น้อง ที่คอยเป็นกำลังใจสนับสนุนและส่งเสริมการศึกษาด้วยดีมาโดยตลอด

เสาวลักษณ์ คงเอียง

สารบัญ

	หน้า
สารบัญ	(9)
รายการตาราง	(13)
รายการรูป	(14)
บทที่	
1. บทนำ	1
1.1 ความสำคัญและที่มาของโครงการวิจัย	1
1.2 วัตถุประสงค์ของโครงการ	3
1.3 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	4
1.4 ขอบเขตของโครงการวิจัย	4
1.5 สถานที่ทำการวิจัย	4
2. ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	5
2.1 ทฤษฎีสัมมติฐาน	5
2.1.1 โลหะผสมอะลูมิเนียม (Aluminum Alloys)	5
2.1.2 อะลูมิเนียมขึ้นรูป (Wrought Aluminum Alloy)	6
2.1.3 กระบวนการทางความร้อนของโลหะผสมอะลูมิเนียม (Heat Treatment of Aluminium Alloy)	10
2.1.4 อะลูมิเนียมผสมสังกะสี 7XXX	12
2.1.5 อะลูมิเนียมผสมเกรด 7075	14
2.1.6 การจัดแบ่งเฟสที่เกิดในวัสดุอะลูมิเนียมผสม	15
2.1.7 การขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็ง (Semi-Solid Metal Forming, SSM)	18
2.1.8 กลไกในการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง	18
2.1.9 กระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง โดยกรรมวิธีการปล่อยฟองแก๊ส (Gas Induced Semi Solid, GISS)	20
2.1.10 การแข็งตัวของโลหะหล่อ (Solidification of Cast Metals)	20
2.1.11 อิทธิพลของธาตุผสมต่อสมบัติของอะลูมิเนียม	25
2.1.12 หลักการปรับสภาพเกรนละเอียด (Principles of Grain Refinement)	28

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
2.1.13 ผลการปรับสภาพเกรนละเอียดงานหล่อ (Effect Grain Refinement on Casting)	29
2.1.14 การทดสอบความแข็ง (Hardness Test)	29
2.1.15 การทดสอบแรงดึง (Tensile Test)	34
2.1.16 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Light Microscope)	43
2.1.17 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกราด (Scanning Electron Microscope, SEM)	46
2.1.18 เครื่องออฟติคอลอิมิตชันสเปคโตรมิเตอร์ (Optical Emission Spectrometer, OES)	49
2.1.19 เครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคชัน (X-Ray Diffractometer, XRD)	50
2.1.20 การวัดขนาดเกรน	52
2.2 การทบทวนวรรณกรรม/สารสนเทศ (Information) ที่เกี่ยวข้อง	54
2.2.1 งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับการอบละลายสองขั้นตอน	54
2.2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับอิทธิพลของธาตุเจือ	58
3. วิธีดำเนินการวิจัย	63
3.1 วิธีดำเนินการ (Method)	63
3.1.1 ลำดับขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย สำหรับการทดลองเพื่อปรับปรุงสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียม 7075 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งแบบ GISS โดยใช้กระบวนการทางความร้อน T6	63
3.1.2 ลำดับขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย สำหรับการทดลองปรับปรุงสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียม 7075 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งแบบ GISS โดยการเติมธาตุเจือ	64
3.2 วัสดุและอุปกรณ์ (Material and Equipment)	64
3.2.1 วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย	64
3.2.2 อุปกรณ์ที่ใช้ทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง	65
3.3 ขั้นตอนการทดลอง	67

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
3.3.1 ขั้นตอนการทดลองอะลูมิเนียม 7075 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยใช้การอบละลายสองขั้นตอน	67
3.3.2 ขั้นตอนการทดลองอะลูมิเนียม 7075 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยการเติมธาตุเจือ	71
3.4 การเตรียมชิ้นงานเพื่อทดสอบความแข็ง	73
3.5 การเตรียมชิ้นงานเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope, OM) และกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope, SEM)	74
3.6 การวิเคราะห์ขนาดของเฟสอัลฟาในชิ้นงานตัวอย่างที่หล่อแบบโลหะกึ่งของแข็ง	75
3.7 การเตรียมชิ้นงานเพื่อทดสอบแรงดึง	76
4. ผลและวิจารณ์ผลการทดลอง	77
4.1 การศึกษาหาสภาวะที่เหมาะสมในการอบละลายสองขั้นตอน	77
4.1.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ	77
4.1.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลาย	78
4.1.3 สมบัติทางกล	82
4.2 การศึกษาหาสภาวะที่เหมาะสมในการเติมธาตุเจือเพื่อปรับปรุงสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมเกรด 7075 ที่ขึ้นรูปในสภาวะกึ่งของแข็งแบบ GISS	85
4.2.1 อิทธิพลของการเติมธาตุสตรอนเทียม (Sr)	85
4.2.2 อิทธิพลของการเติมธาตุสแกนเดียม (Sc)	92
4.2.3 อิทธิพลของการเติมธาตุเซอร์โคเนียม (Zr)	100
4.2.4 อิทธิพลของการเติมธาตุสแกนเดียม (Sc) ร่วมกับธาตุสตรอนเทียม (Sr)	106
4.2.5 อิทธิพลของการเติมธาตุเซอร์โคเนียม (Zr) ร่วมกับธาตุสตรอนเทียม (Sr)	110
5. สรุปผลการทดลอง	116

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า	
5.1	กรณีศึกษาหาสภาวะที่เหมาะสมในการนำชิ้นงานอะลูมิเนียมเกรด 7075 ที่ขึ้นรูปในสภาวะกึ่งของแข็งแบบ GISS มาทำการอบละลายสองขั้นตอน โดยใช้กระบวนการทางความร้อน	116
5.2	กรณีศึกษาหาสภาวะที่เหมาะสมในการเติมธาตุเจือชนิดต่างๆ ลงในอะลูมิเนียมเกรด 7075 ที่ขึ้นรูปในสภาวะกึ่งของแข็งแบบ GISS	116
5.2.1	อิทธิพลของการเติมธาตุสตรอนเทียมลงในอะลูมิเนียมผสม 7075	116
5.2.2	อิทธิพลของการเติมธาตุสแกนเดียมลงในอะลูมิเนียมผสม 7075	117
5.2.3	อิทธิพลของการเติมธาตุเซอร์โคเนียมลงในอะลูมิเนียมผสม 7075	117
5.2.4	อิทธิพลของการเติมธาตุสแกนเดียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมลงในอะลูมิเนียมผสม 7075	118
5.2.5	อิทธิพลของการเติมธาตุเซอร์โคเนียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมลงในอะลูมิเนียมผสม 7075	118
บรรณานุกรม		120
ภาคผนวก ผลงานที่เผยแพร่ในการประชุมวิชาการ		124
ประวัติผู้เขียน		131

รายการตาราง

ตารางที่		หน้า
2.1	แสดงสัญลักษณ์ (ระบบตัวเลข) กลุ่มอะลูมิเนียมขึ้นรูป	8
2.2	แสดงตัวแปรหรือการแทนเปอร์ของโลหะผสมอะลูมิเนียม	11
2.3	แสดงสัญลักษณ์การทำเทมเปอร์	11
2.4	แสดงส่วนผสมทางเคมีของอะลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075	15
2.5	แสดงค่าตัวแปรต่างๆ สำหรับโลหะแต่ละประเภท	23
2.6	แสดงอิทธิพลของธาตุผสมต่อสมบัติของอะลูมิเนียม	26
2.7	แสดงมาตรฐานความแข็งแบบ Rockwell	32
2.8	แสดงภาพการทดสอบความแข็ง Rockwell ด้วยหัวกดบอลสเกล B	33
2.9	ตัวอย่างค่าคงที่ E และ G ของวัสดุชนิดต่างๆ	39
2.10	แสดงค่าขนาดเกรนตามมาตรฐาน ASTM	52
2.11	แสดงตัวคูณกำลังขยาย (Jeffries' multiplier) f สำหรับใช้กับพื้นที่ 5,000 ตร.มม.	54
3.1	ส่วนผสมทางเคมี (Chemical Composition) ของอะลูมิเนียมเกรด 7075 ที่ใช้ในการทดลอง (%โดยน้ำหนัก) สำหรับการทดลองเรื่องการอบละลายสองขั้นตอน	65
3.2	ส่วนผสมทางเคมี (Chemical Composition) ของอะลูมิเนียมเกรด 7075 ที่ใช้ในการทดลอง (%โดยน้ำหนัก) สำหรับการทดลองเรื่องการเติมธาตุเจือ	65
4.1	แสดงค่าความแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของอะลูมิเนียม 7075 ที่ได้จากงานวิจัยนี้ และจากงานวิจัยอื่นๆ	114

รายการรูป

รูปที่		หน้า
2.1	แสดงแผนภาพสมมูลภาคของอะลูมิเนียมผสมสังกะสี	13
2.2	โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม (ก) แสดงโครงสร้างเกรนแบบเดนไดรต์ (ข)-(ค) แสดงโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมและสมบัติการไหลคล้ายไอศกรีมของโลหะกึ่งของแข็ง	19
2.3	เส้นทางวิวัฒนาการการเติบโตของ Solid Particles	19
2.4	การทำงานของกระบวนการ GISS และโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมที่ผลิตได้	20
2.5	การเกิดนิวเคลียสจนกระทั่งเป็นเกรน	20
2.6	(ก) แสดงรูปทรงของนิวเคลียสและ (ข) แสดงพลังงานของนิวเคลียส	22
2.7	แสดงการเกิด Heterogeneous Nucleation บนสิ่งแปลกปลอม	24
2.8	(ก) แสดงโครงสร้างของเกรนของโลหะที่แข็งตัวในแม่แบบที่เย็น (ข) แสดงภาพตัดขวางการเกิดของโลหะผสมอะลูมิเนียม 1100 (99.0% Al)	25
2.9	ผลของพลังงานระหว่างผิวหน้าของนิวเคลียสในรูปแบบของนิวเคลียสเทียม (ก) มีค่าความตึงผิวสูง (ข) มีค่าความตึงผิวที่เหมาะสม (ค) มีค่าความตึงผิวดำมาก	28
2.10	ผลที่เกิดจากการปรับสภาพเกรนละเอียด	29
2.11	หลักการความแข็งรีออคเวลล์ (ASTM E18-08b)	31
2.12	หลักการทดสอบความแข็งรีออคเวลล์สเกล B (ASTM E18-08b)	33
2.13	เส้นโค้งความเค้น-ความเครียด (Stress-Strain Curve) แบบมีจุดคราก (Yield Point)	35
2.14	เส้นโค้งความเค้น-ความเครียดแบบที่ไม่มีจุดคราก	37
2.15	เปรียบเทียบเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดของวัสดุเปราะและวัสดุพลาสติก	37
2.16	การทำงานของเครื่องและอุปกรณ์วัดระยะยืดทดสอบแรงดึง	39
2.17	เครื่องทดสอบแรงดึง	40
2.18	ตัวอย่างชิ้นทดสอบมาตรฐานทั่วไปที่ใช้ในการทดสอบแรงดึง (ก) ชิ้นทดสอบมาตรฐานแบบแท่งทรงกระบอก (ข) ชิ้นทดสอบมาตรฐานแบบแท่งสี่เหลี่ยมผืนผ้า	41
2.19	ตัวอย่างชิ้นทดสอบแรงดึงมาตรฐานแบบต่างๆ	42
2.20	รูปแบบพื้นผิวการแตกหักของชิ้นทดสอบจากการทดสอบแรงดึง	43
2.21	แสดงหลักการทำให้เห็นภาพของกล้องจุลทรรศน์	44

รายการรูป (ต่อ)

รูปที่		หน้า
2.22	แสดงส่วนประกอบต่างๆ ของกล้องจุลทรรศน์	46
2.23	แสดงส่วนประกอบต่างๆ ของเครื่อง SEM	47
2.24	แสดงระดับพลังงานของอิเล็กตรอนที่หลุดออกจากชิ้นงาน	47
2.25	การเปลี่ยนแปลงพลังงานของอะตอม (Atomic Phenomenon)	49
2.26	แผนผังการทำงานของ Spectrometer	50
2.27	แสดงเครื่อง Optical Emission Spectrometer และชิ้นงานที่ได้จากการวิเคราะห์	50
2.28	แสดงเครื่อง X-Ray Diffractometer	51
3.1	แสดงแผนภาพลำดับขั้นตอนการดำเนินงานวิจัยสำหรับการอบละลายแบบสอง ขั้นตอน	63
3.2	แสดงแผนภาพลำดับขั้นตอนการดำเนินงานวิจัยสำหรับการเติมธาตุเจือ	64
3.3	แบบแม่พิมพ์รูปทรงสี่เหลี่ยมขนาด 10×10 เซนติเมตร	68
3.4	(ก) แสดงการติดตั้งแม่พิมพ์บนเครื่องอัดไฮดรอลิก (ข) แสดงการอุ่นแม่พิมพ์ให้ ร้อนด้วย Heater ให้ความร้อน	68
3.5	แสดงการปล่อยฟองแก๊สในน้ำโลหะกึ่งของแข็งผ่านแท่งกราไฟต์พูน	69
3.6	(ก) แสดงแม่พิมพ์ขณะอัดขึ้นรูป (ข) แสดงแผ่นอะลูมิเนียมเกรด 7075 ขนาด $10 \times 10 \times 1.5$ เซนติเมตร	69
3.7	แสดงลักษณะการตัดแบ่งชิ้นงาน	70
3.8	(ก) แสดงเตาเผาอุณหภูมิต่ำสำหรับอบละลายชิ้นงาน (ข) แสดงเตาอบอุณหภูมิต่ำ สำหรับบ่มแข็งเทียมชิ้นงาน	71
3.9	(ก) แสดงการห่อธาตุเจือด้วยฟอยล์ (ข) แสดงแท่งกราไฟต์ที่ใช้ในการกวนน้ำ โลหะเหลว	72
3.10	(ก) แสดงระยะห่างในการวัดค่าความแข็งของชิ้นงานในแต่ละจุด (ข) เครื่องวัด ความแข็งแบบร็อกเวลล์สเกลบี	73
3.11	กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	74
3.12	(ก) แสดงมาตรฐานชิ้นงานที่ใช้ทดสอบแรงดึง (ข) แสดงลักษณะของชิ้นงานที่ เตรียมใช้ในการทดสอบแรงดึง	76

รายการรูป (ต่อ)

รูปที่		หน้า
4.1	แสดงภาพถ่าย SEM ของ (ก)-(ข) อะลูมิเนียมผสม 7075 ที่ผ่านการหล่ออัดแบบ SSM (ค)-(ง) ผลการวิเคราะห์โดยเทคนิค EDS จากบริเวณเฟสสีขาวและดำในรูป (ข) ตามลำดับ	78
4.2	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายขั้นตอนเดียวที่ (ก) 400 °C/4 hr (ข) 450 °C/4 hr (ค) 450 °C/8 hr และ (ง) 480 °C/1 hr	80
4.3	แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายสองขั้นตอนที่สภาวะต่างๆ (ก) 400 °C/4 hr + 450 °C/2 hr (ข) 400 °C/8 hr + 450 °C/2 hr (ค) 400 °C/12 hr + 450 °C/2 hr (ง) 400 °C/4 hr + 450 °C/4 hr (จ) 400 °C/8 hr + 450 °C/4 hr (ฉ) 400 °C/12 hr + 450 °C/4 hr และ (ช) 400 °C/4 hr + 470 °C/4 hr	81
4.4	แสดงผลวิเคราะห์ XRD ของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่สภาวะต่างๆ	82
4.5	กราฟแสดงค่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่สภาวะต่างๆ	83
4.6	กราฟแสดงค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 ที่สภาวะการอบละลายต่างๆ	83
4.7	กราฟแสดงเปอร์เซ็นต์การยึดตัวเฉลี่ยของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 ที่สภาวะการอบละลายต่างๆ	84
4.8	แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ (ก) W/O adding ;SSM (ข) W/O adding ;CLC (ค) 0.15 wt%Sr ;SSM (ง) 0.15 wt%Sr ;CLC (จ) 0.30 wt%Sr ;SSM และ (ฉ) 0.30 wt%Sr ;CLC	86
4.9	แสดงผล Area fraction ของเฟสที่มีลักษณะคล้ายแผ่นในชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM	87
4.10	แสดงอนุภาคคล้ายแผ่นในชิ้นงานหล่อ SSM ที่ 0.30 wt%Sr (ก) ภาพ SEM แสดงอนุภาคคล้ายแผ่น (ข) ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS และ (ค) ผลการวิเคราะห์ Elemental mapping	88
4.11	แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมธาตุสตรอนเทียมหลังจากอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) 0.15 wt%Sr ;SSM (ข) 0.30 wt%Sr ;SSM (ค) 0.15 wt%Sr ;CLC และ (ง) 0.30 wt%Sr ;CLC	89

รายการรูป (ต่อ)

รูปที่		หน้า
4.12	กราฟแสดงค่าความแข็งของชิ้นงานที่ไม่เติมและเติมธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณต่างๆ	90
4.13	แสดงผล Line Scan ของเฟส Al_2Si_2Sr	90
4.14	กราฟแสดงค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยของชิ้นงาน T6 ที่ไม่เติมและเติมธาตุสตรอนเทียมที่สถานะต่างๆ	91
4.15	กราฟแสดงค่าเปอร์เซ็นต์การยึดตัวเฉลี่ยของชิ้นงาน T6 ที่ไม่เติมและเติมธาตุสตรอนเทียมที่สถานะต่างๆ	92
4.16	แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่ (ก) W/O adding ;SSM (ข) W/O adding ;CLC (ค) 0.20 wt%Sc ;SSM (ง) 0.20 wt%Sc ;CLC (จ) 0.35 wt%Sc ;SSM และ (ฉ) 0.35%Sc ;CLC	94
4.17	แสดงอนุภาคสี่เหลี่ยมในชิ้นงานหล่อ SSM ที่ 0.35 wt%Sc (ก) ภาพ SEM แสดงอนุภาคสี่เหลี่ยม (ข) ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS และ (ค) ผลการวิเคราะห์ Elemental mapping	95
4.18	กราฟแสดงขนาดอนุภาค	96
4.19	แสดง โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมธาตุสแกนเดียมหลังจากอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) 0.20 wt%Sc ;SSM (ข) 0.35 wt%Sc ;SSM (ค) 0.20 wt%Sc ;CLC และ (ง) 0.35 wt%Sc ;CLC	97
4.20	กราฟแสดงค่าความแข็งของชิ้นงานที่ไม่เติมและเติมธาตุสแกนเดียมที่ปริมาณต่างๆ	97
4.21	กราฟแสดงค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยของชิ้นงาน T6 ที่ไม่เติมและเติมธาตุสแกนเดียมที่สถานะต่างๆ	99
4.22	กราฟแสดงค่าเปอร์เซ็นต์การยึดตัวเฉลี่ยของชิ้นงาน T6 ที่ไม่เติมและเติมธาตุสแกนเดียมที่สถานะต่างๆ	99
4.23	แสดง โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่ (ก) W/O adding ;SSM (ข) W/O adding ;CLC (ค) 0.15 wt%Zr ;SSM (ง) 0.15 wt%Zr ;CLC (จ) 0.25 wt%Zr ;SSM และ (ฉ) 0.25 wt%Zr ;CLC	101

รายการรูป (ต่อ)

รูปที่		หน้า
4.24	แสดงอนุภาคสี่เทาหายบในชิ้นงานหล่อ SSM ที่ 0.25 wt%Zr (ก) ภาพ SEM แสดงอนุภาคสี่เทาหายบ (ข) ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS และ (ค) ผลการวิเคราะห์ Elemental mapping	102
4.25	แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมธาตุเซอร์โคเนียมหลังจากอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) 0.15 wt%Zr ;SSM (ข) 0.25 wt%Zr ;SSM (ค) 0.15 wt%Zr ;CLC และ (ง) 0.25 wt%Zr ;CLC	103
4.26	กราฟแสดงค่าความแข็งของชิ้นงานที่ไม่เติมและเติมธาตุเซอร์โคเนียมที่ปริมาณต่างๆ	104
4.27	กราฟแสดงค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยของชิ้นงาน T6 ที่ไม่เติมและเติมธาตุเซอร์โคเนียมที่สถานะต่างๆ	105
4.28	กราฟแสดงค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยของชิ้นงาน T6 ที่ไม่เติมและเติมธาตุเซอร์โคเนียมที่สถานะต่างๆ	105
4.29	แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อขึ้นรูปด้วยกระบวนการ SSM และ CLC ที่ (ก) W/O adding ;SSM (ข) 0.20 wt%Sc ;SSM (ค) 0.15 wt%Sr ;SSM (ง) 0.20 wt%Sc + 0.15 wt%Sr ;SSM (จ) W/O adding ;CLC (ฉ) 0.20 wt%Sc ;CLC (ช) 0.15 wt%Sr ;CLC และ (ซ) 0.20 wt%Sc + 0.15 wt%Sr ;CLC	107
4.30	กราฟแสดงขนาดอนุภาค	108
4.31	กราฟแสดงค่าความแข็งของชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC ที่สถานะต่างๆ	108
4.32	กราฟแสดงค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยของชิ้นงาน T6 ที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC ที่สถานะการเติมธาตุชนิดต่างๆ	109
4.33	กราฟแสดงค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยของชิ้นงาน T6 ที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC ที่สถานะการเติมธาตุชนิดต่างๆ	110
4.34	แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อขึ้นรูปด้วยกระบวนการ SSM และ CLC ที่ (ก) W/O adding ;SSM (ข) 0.15 wt%Zr ;SSM (ค) 0.15 wt%Sr ;SSM (ง) 0.15 wt%Zr + 0.15 wt%Sr ;SSM (จ) W/O adding ;CLC (ฉ) 0.15 wt%Zr ;CLC (ช) 0.15 wt%Sr ;CLC และ (ซ) 0.15 wt%Zr + 0.15 wt%Sr ;CLC	111

รายการรูป (ต่อ)

รูปที่		หน้า
4.35	กราฟแสดงค่าความแข็งของชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC ที่สภาวะต่างๆ	112
4.36	กราฟแสดงค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยของชิ้นงาน T6 ที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC ที่สภาวะการเติมธาตุชนิดต่างๆ	113
4.37	กราฟแสดงค่าเปอร์เซ็นต์การยึดตัวเฉลี่ยของชิ้นงาน T6 ที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC ที่สภาวะการเติมธาตุชนิดต่างๆ	113

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญและที่มาของโครงการวิจัย

ในปัจจุบันนี้ปริมาณการใช้อะลูมิเนียมทั่วโลกมีมากขึ้น เนื่องจากอะลูมิเนียมประกอบด้วยสมบัติต่างๆ มากมายที่เป็นประโยชน์ต่องานด้านวิศวกรรมเป็นอย่างมาก อะลูมิเนียมมีน้ำหนักเบาและความหนาแน่นต่ำ (2.70 g/cm^3) ซึ่งมีค่าเป็น 1 ใน 3 ของเหล็กเหนียว (7.86 g/cm^3) อะลูมิเนียมผสมจึงเหมาะสำหรับอุตสาหกรรมทางการขนส่ง เช่น เรือ ยานพาหนะ เครื่องบิน ถึงแม้ว่าอะลูมิเนียมจะมีความแข็งแรงต่ำกว่าเหล็กเหนียวมาก แต่ก็สามารถเพิ่มความแข็งแรงได้โดยการเติมธาตุเจือลงไป เช่น ทองแดง แมงกานีส ซิลิกอน แมกนีเซียม และสังกะสี นอกจากนี้ อะลูมิเนียมผสมยังมีความต้านทานต่อการกัดกร่อนสูง โดยจะสร้างฟิล์มออกไซด์มาเคลือบผิวของมันได้ ซึ่งช่วยป้องกันเนื้ออะลูมิเนียมต่อสภาพการกัดกร่อนหรือสารเคมีต่างๆ อะลูมิเนียมผสมยังนำความร้อนได้ดีจึงมักนำไปทำอุปกรณ์เครื่องปรับอากาศ ตัวระบายความร้อน และยังมีความเหนียวที่ดีที่อุณหภูมิต่ำจึงมีสมบัติป้องกันความเปราะที่อุณหภูมิต่ำ ใช้ทำถังเก็บแก๊สธรรมชาติเหลว (LNG) อีกทั้งอะลูมิเนียมยังเป็นโลหะที่ไม่มีพิษ ดังนั้นจึงมักถูกใช้เป็นภาชนะบรรจุอาหาร จากการใช้ อะลูมิเนียมมีสมบัติต่างๆ เช่นนี้และราคาถูกจึงทำให้อะลูมิเนียมเป็นวัสดุโลหะที่สำคัญอย่างมากต่ออุตสาหกรรม การขึ้นรูปอะลูมิเนียมสามารถทำได้หลายวิธี เช่น การหล่อขึ้นรูป (Casting) การอัดรีดขึ้นรูป (Extrusion) การรีดขึ้นรูป (Rolling) และการทุบขึ้นรูป (Forging) แตกต่างกันไปขึ้นกับการนำไปใช้งาน แต่หลังจากขึ้นรูปอาจต้องนำอะลูมิเนียมไปผ่านกระบวนการทางความร้อน (Heat Treatment) ในการปรับปรุงสมบัติทางกลให้ดียิ่งขึ้น เพื่อเพิ่มประสิทธิภาพในการใช้งาน

งานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 7075 ซึ่งเป็นอะลูมิเนียมผสมที่สามารถปรับปรุงสมบัติได้ด้วยกระบวนการทางความร้อน แต่ทั้งนี้ความสามารถในการให้ความร้อนของวัสดุยังขึ้นอยู่กับกระบวนการผลิตเนื่องจากกระบวนการผลิตหรือกระบวนการขึ้นรูปทำให้ชิ้นงานมีความบกพร่องเกิดขึ้นทำให้ความสามารถในการให้ความร้อนลดลง ในการผลิตชิ้นส่วนอะลูมิเนียมส่วนใหญ่ใช้กระบวนการหล่อฉีด (Die Casting) ซึ่งผลิตได้จำนวนมาก แต่ก็มีข้อเสียหลายอย่างเช่น ชิ้นงานมีโพรงอากาศ ทำให้สมบัติเชิงกลต่ำและไม่สามารถเชื่อมหรือเคลือบผิวได้ นอกจากนี้อายุการใช้งานของแม่พิมพ์สั้นจึงทำให้มีต้นทุนสูง เทคโนโลยีหนึ่งที่สามารถช่วยแก้ปัญหาเหล่านี้ได้คือเทคโนโลยีการหล่อโลหะกึ่งของแข็งกระบวนการขึ้นรูปทำได้โดยการหล่อ

โลหะกึ่งของแข็งที่มีโครงสร้างแบบก้อนกลมลงในแม่พิมพ์แทนการหล่อด้วยน้ำโลหะ สมบัติของโลหะกึ่งของแข็งมีหลายประการ เช่น มีอุณหภูมิที่ต่ำกว่าโลหะเหลว โลหะเริ่มแข็งตัวบางส่วนแล้ว ขณะที่ใส่แม่พิมพ์ มีความหนืดที่สูงกว่าน้ำโลหะ มีความเค้นขณะไหลต่ำกว่าโลหะที่แข็งตัวแล้ว ทำให้ไม่ต้องใช้แรงในการขึ้นรูปมาก สมบัติดังกล่าวมีข้อดีหลายประการที่สามารถนำไปประยุกต์ใช้ได้อย่างหลากหลายในกระบวนการผลิต เช่น ลดการเกิดโพรงหดตัว อีกทั้งยังช่วยยืดอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ด้วย [1] จึงได้มีการนำโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 7075 มาขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งที่เรียกว่า Gas Induced Semi-Solid หรือ GISS ซึ่งโครงสร้างทางจุลภาคที่ได้จากการหล่ออะลูมิเนียมแบบกึ่งของแข็งจะมีลักษณะเป็นเกรนก้อนกลม การขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งเป็นการแก้ไขปัญหาโครงสร้างแบบเดนไดรต์ (Dendritic Structure) ในน้ำโลหะ ซึ่งจะเกิดขึ้นเมื่อนำอะลูมิเนียมไปขึ้นรูปแบบหล่อทั่วไป และเมื่อโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 7075 ผ่านกระบวนการขึ้นรูปแล้วจะถูกนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อนเพื่อปรับปรุงสมบัติทางกล โดยทั่วไปโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 7075 มีสมบัติที่ดีคือ มีความแข็งแรงสูงเทียบเท่ากับเหล็ก โครงสร้างซึ่งจะมีความแข็งแรงถึงต่ำสุดประมาณ 531 MPa โดยมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัวประมาณ 7% [2] มีความต้านทานต่อการกัดกร่อนได้ดี สามารถปรับปรุงคุณภาพผิวได้หลายวิธี ความสามารถในการตัดกลึงดีมากเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 7075 กับโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรดอื่นๆ ที่สามารถนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อนได้เช่น เกรด 2xxx และ 6xxx พบว่าโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 7075 มีสมบัติทางกล เช่น ความแข็งและความแข็งแรงมากกว่าแต่มีความเหนียวต่ำ ซึ่งหากสามารถนำโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 7075 มาปรับปรุงสมบัติทางกลโดยนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อน โดยการอบละลายสองขั้นตอนจะทำให้ความแข็งแรงของวัสดุลดลงเล็กน้อยเมื่อเทียบกับ T6 ที่มีการอบละลายเพียงขั้นตอนเดียว ซึ่งจากงานวิจัยก่อนหน้านี้ของ N. Mahathaninwong และคณะ [3] ได้ทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสม 7075 ที่ขึ้นรูปด้วยเทคโนโลยีโลหะกึ่งของแข็ง โดยการนำชิ้นงานมาอบละลายที่อุณหภูมิ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 145 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง พบว่ามีค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยสูงสุดเท่ากับ 483.67 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยเท่ากับ 5.41%

การปรับปรุงสมบัติขั้นสุดท้ายก่อนเทลงแบบหล่อ เนื่องจากอะลูมิเนียมผสมเป็นโลหะที่มีช่วงการแข็งตัวค่อนข้างกว้างจึงมักจะได้เม็ดเกรนที่มีขนาดโต ทำให้สมบัติทางกลเสียไปมาก โดยเฉพาะงานที่มีความหนาหลายๆ ยิ่งหล่อด้วยแบบทรายแล้วจะได้เม็ดเกรนที่มีขนาดโตมากขึ้น ความประสงค์ในการปรับปรุงสมบัติขั้นสุดท้ายก่อนเทลงแบบหล่อ ก็เพื่อแก้ไขอะลูมิเนียมผสมให้มีขนาดเม็ดเกรนเล็กและสม่ำเสมอ การปรับปรุงสมบัติดังกล่าวมีหลักการที่สำคัญ 2 ประการ คือ

1. การทำให้เย็นตัวลงอย่างรวดเร็ว เป็นการลดช่วงของการเกิดการแข็งตัวให้สั้นที่สุด เพื่อไม่ให้เม็ดเกรนที่เกิดขึ้นมีโอกาสปองโตขึ้น วิธีที่ใช้โดยทั่วไปก็คือใช้โลหะเป็นแบบหล่อ เช่น การหล่อแบบแม่พิมพ์หรือแบบหล่อถาวร เป็นต้น

2. การผสมโลหะช่วยในการทำให้เม็ดเกรนละเอียด ซึ่งโลหะที่ผสมลงไปจะต้องไม่ทำให้ส่วนผสมของอะลูมิเนียมผสมต้องเสียไปหรือเปลี่ยนไป โลหะที่จะเป็นตัวทำให้เม็ดเกรนละเอียดได้แก่ ไทเทเนียม โบรอน หรือ เซอร์โคเนียม การผสมโลหะเหล่านี้มักจะทำการก่อนการเทน้ำโลหะลงไปแบบหล่อเล็กน้อยซึ่งไทเทเนียมหรือโบรอน จะรวมตัวกันกลายเป็นสารประกอบ เช่น ไทเทเนียมโบไรด์ หรือสารประกอบอินเตอร์เมทัลลิกอื่นๆ และสารประกอบเหล่านี้จะอยู่ในสภาพของแข็งลอยอยู่ในน้ำโลหะอะลูมิเนียมผสมซึ่งจะทำหน้าที่ให้กำเนิดนิวเคลียสเทียม (Heterogeneous Nucleous) แก่โลหะอะลูมิเนียมผสมทำให้ได้เม็ดเกรนที่ละเอียดสม่ำเสมอ

นอกจากการทำให้เม็ดเกรนละเอียดแล้วยังมีกรรมวิธีที่เรียกว่าการปรับโครงสร้าง (Modification) เป็นการใส่ธาตุโซเดียม (Na) สตรอนเทียม (Sr) และพลวง (Sb) เป็นต้น ในการปรับโครงสร้างขนาดใหญ่ของซิลิกอนที่อยู่ในรูปเข็มหรือรูปแผ่นที่ผสมอยู่ในอะลูมิเนียมผสมใช้เฉพาะกับอะลูมิเนียม-ซิลิกอน ซึ่งก็เป็นวิธีการทำให้เม็ดเกรนละเอียดอีกวิธีหนึ่งโดยจะใช้โซเดียมประมาณ 0.02% ผสมอยู่ในอะลูมิเนียมที่มีซิลิกอนต่ำกว่าจุดยูเทกติก (Hypo-eutectic, 7-12% Si) และถ้ามีซิลิกอนเกิน 12% จะใช้ฟอสฟอรัส "ปรับโครงสร้าง" แทนโซเดียมซึ่งหลักการใส่ฟอสฟอรัสจะคล้ายคลึงกับการใส่ไทเทเนียมและโบรอนกล่าวคือฟอสฟอรัสจะรวมตัวกับอะลูมิเนียมฟอสไฟด์ (AlF) และทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสเทียมทำให้เกรนที่ได้ละเอียดสม่ำเสมอ

ข้อเสียของการเติมสารที่ทำให้เม็ดเกรนละเอียดก็คือ

1. ทำให้การไหลตัว (Fluidity) ของอะลูมิเนียมผสมลดลง 10%
2. ทำให้การนำไฟฟ้าลดลง
3. ถ้านำอะลูมิเนียมผสมที่ทำให้เม็ดเกรนละเอียดแล้วมาหลอมใหม่ สารที่เติมเพื่อทำหน้าที่ให้เม็ดเกรนละเอียดจะหมดไปจะต้องทำใหม่อีก

ดังนั้นการปรับสภาพเกรน (Grain Refinement) สามารถช่วยปรับปรุงสมบัติเชิงกลของโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075 ให้สูงขึ้นได้ด้วยการปรับโครงสร้างเกรนให้ละเอียดลง

1.2 วัตถุประสงค์ของโครงการ

- 1.2.1 ศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการอบละลายสองขั้นตอนที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสมแบบกึ่งของแข็งเกรด 7075

- 1.2.2 ศึกษาอิทธิพลของธาตุสตรอนเทียม สแกนเดียม และเซอร์โคเนียม ที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสมแบบกึ่งของแข็งเกรด 7075
- 1.2.3 ศึกษากระบวนการที่เหมาะสมในการปรับปรุงสมบัติทางกลของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสมแบบกึ่งของแข็งเกรด 7075

1.3 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

- 1.3.1 ได้รับองค์ความรู้เกี่ยวกับกระบวนการขึ้นรูปอะลูมิเนียมผสมแบบกึ่งของแข็งหรือ GISS และกระบวนการทางความร้อนของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 7075
- 1.3.2 มีความรู้ความเข้าใจพฤติกรรมสมบัติทางการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของโลหะเมื่อผ่านกระบวนการทางความร้อน ซึ่งจะเป็นองค์ความรู้ที่สามารถนำไปใช้ในอุตสาหกรรมได้
- 1.3.3 ได้ชิ้นงานอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075 ที่ผลิตจากการขึ้นรูปด้วยเทคโนโลยีโลหะกึ่งของแข็งและผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ให้สมบัติเชิงกลที่ดี และสามารถนำไปใช้ในงานที่สภาวะเหมาะสมได้
- 1.3.4 สามารถเพิ่มสมบัติด้านการยึดตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสมแบบกึ่งของแข็งเกรด 7075 โดยกระบวนการทางความร้อนและการเติมธาตุเจือ

1.4 ขอบเขตของโครงการวิจัย

โครงการวิจัยนี้เน้นศึกษาการเพิ่มสมบัติทางกล (ความแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัว) ของอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075 ที่หล่ออัดแบบกึ่งของแข็งโดยเทคนิค GISS โดยการปรับกระบวนการทางความร้อน T6 ในขั้นตอนการอบละลายให้เป็นแบบสองขั้นตอนและโดยการเติมธาตุเจือลงไปในช่วงขั้นตอนการหล่อ โดยธาตุเจือที่ใช้ ได้แก่ ธาตุสตรอนเทียม (Sr), ธาตุสแกนเดียม (Sc) และธาตุเซอร์โคเนียม (Zr)

1.5 สถานที่ทำการวิจัย

ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ วิทยาเขตหาดใหญ่ อ.หาดใหญ่ จ.สงขลา 90112

บทที่ 2

ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 ทฤษฎีสถิตฐาน

2.1.1 โลหะผสมอะลูมิเนียม (Aluminum Alloys)

อะลูมิเนียมจัดเป็นโลหะที่มีน้ำหนักเบาที่มีความต้านทานต่อการเกิดสนิมมีความแข็งแรงอยู่ในเกณฑ์ปานกลาง แต่มีความเหนียวสูงสามารถนำไปใช้งานได้กว้างขวางแทนเหล็กและทองแดงทั้งนี้เนื่องจากอะลูมิเนียมมีสมบัติเด่นหลายประการในหลายๆ ด้านของงานวิศวกรรมและอุตสาหกรรม อะลูมิเนียมมีสมบัติทางด้านหล่อหลอมที่ดีโดยมีอุณหภูมิหลอมเหลวต่ำสามารถรวมตัวกับโลหะอื่นๆ เป็นโลหะผสมได้ง่ายมีความสามารถในการไหลอยู่ในเกณฑ์สูงสามารถหล่อหลอมได้ง่ายแต่อะลูมิเนียมมีขอบเขตการยืดหยุ่นต่ำทำให้การใช้งานนั้นต้องถูกจำกัดขอบเขตไป

อะลูมิเนียมเป็นโลหะสำคัญที่ได้รับการใช้งานมากที่สุดในกลุ่มโลหะที่มีน้ำหนักเบา (Light Metals) ทั้งนี้เพราะอะลูมิเนียมมีสมบัติเด่นหลายประการ เช่น มีความหนาแน่นน้อยและมีกำลังวัสดุต่อหน่วยน้ำหนักสูงจึงนิยมใช้ทำเครื่องใช้และชิ้นส่วนบางอย่างในเครื่องบิน จรวด และจรวดนำวิถี สามารถขึ้นรูปด้วยกรรมวิธีต่างๆ ได้ง่าย จุดหลอมเหลวต่ำ หล่อหลอมง่าย และมีอัตราการไหลตัวสูง ค่าการนำไฟฟ้าไม่สูงมากนักแต่เนื่องจากน้ำหนักเบาจึงนิยมใช้เป็นตัวนำไฟฟ้า ไม่เป็นพิษต่อร่างกายมนุษย์ มีดัชนีในการสะท้อนกลับของแสงสูงมาก ทนทานต่อการเกิดสนิมและการกัดกร่อนในบรรยากาศใช้งานทั่วไปได้ดีมากแต่ไม่ทนการกัดกร่อนต่อกรดและด่าง หาซื้อได้ง่ายและราคาไม่สูงเกินไป

อะลูมิเนียมที่ใช้กันอยู่ทั่วไปนั้นสามารถจำแนกได้ 2 ประเภทใหญ่ๆ คือ อะลูมิเนียมบริสุทธิ์และอะลูมิเนียมผสมซึ่งมีข้อแตกต่างกันดังนี้ [4]

1. **อะลูมิเนียมบริสุทธิ์** คือ โลหะที่มีปริมาณอะลูมิเนียมไม่น้อยกว่า 99% โดยน้ำหนักมีสิ่งแปลกปลอมปน (Impurity) อย่างละเล็กละน้อยที่สำคัญได้แก่ ทองแดง ซิลิกอน เหล็ก และแมกนีเซียม อะลูมิเนียมนี้มีกำลังวัสดุไม่สูงมากนักแต่มีความเหนียวมากทั้งนี้เพราะว่าอะลูมิเนียมมีระบบผลึกเป็นแบบ Face Center Cubic (FCC) ซึ่งเหมาะสำหรับใช้ทำภาชนะเครื่องครัวเครื่องใช้สอยต่างๆ ที่ไม่ต้องการกำลังวัสดุสูงมากนัก

2. **อะลูมิเนียมผสม** คือ อะลูมิเนียมสามารถที่จะผสมกับโลหะได้หลายชนิด เช่น ทองแดง แมกนีเซียม สังกะสี ซิลิกอน และแมกนีสิส โลหะที่ผสมกับอะลูมิเนียมเหล่านี้จะทำให้

อะลูมิเนียมมีสมบัติทางกลเปลี่ยนไปตามความต้องการ ด้วยเหตุผลดังกล่าวนี้เองจึงทำให้อะลูมิเนียมผสมถูกนำไปใช้งานอย่างกว้างขวางมากยิ่งขึ้น นอกจากนี้หากนำอะลูมิเนียมผสมไปผ่านกระบวนการทางความร้อนจะทำให้มีสมบัติทางกลดีขึ้น ทั้งนี้การเลือกอะลูมิเนียมเพื่อนำไปใช้งานจะต้องคำนึงถึงความเหมาะสมกับงานที่จะนำไปใช้โดยควรคำนึงถึง

1. รูปร่างลักษณะและสมบัติ
2. กรรมวิธีการหล่อ
3. การปรับปรุงสมบัติโดยวิธีทางความร้อน
4. ความคงทนต่อสภาพแวดล้อมในการใช้งานทางวิศวกรรม

2.1.2 อะลูมิเนียมขึ้นรูป (Wrought Aluminum Alloy)

การจำแนกประเภทของอะลูมิเนียมผสม

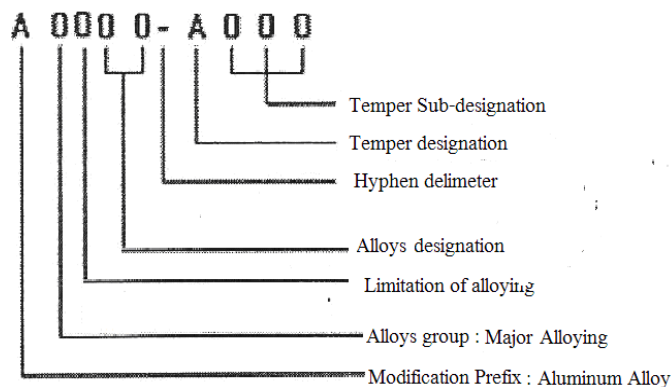
โลหะอะลูมิเนียมสามารถผสมกับโลหะอื่นๆได้หลายชนิด เช่น โลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง อะลูมิเนียม-ซิลิกอน อะลูมิเนียม-แมกนีเซียม อะลูมิเนียม-สังกะสี หรืออาจจะมิโลหะผสมอะลูมิเนียมกับหลายๆ ธาตุรวมกัน ดังเช่น อะลูมิเนียม-ทองแดง-ซิลิกอน และแมกนีเซียมซึ่งโลหะผสมแต่ละประเภทจะมีสมบัติแตกต่างกันสามารถเลือกใช้งานได้อย่างกว้างขวาง

อะลูมิเนียมผสมจำแนกออกได้เป็นสองประเภทคือ

1. อะลูมิเนียมผสมประเภทขึ้นรูป (*Wrought Aluminum Alloys*) เป็นโลหะผสมที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยการรีด การอัดขึ้นรูปออกมาเป็นแผ่นหรือเป็นแท่งซึ่งสามารถอบชุบแข็งด้วยความร้อนได้ (*Heat Treatable*) และที่ไม่สามารถอบชุบแข็งด้วยความร้อนได้ ส่วนใหญ่จะมีทองแดง ซิลิกอน และแมกนีเซียมเป็นธาตุผสม
2. อะลูมิเนียมผสมประเภทหล่อ (*Cast Aluminum Alloys*) เป็นโลหะที่มีสมบัติพิเศษมีความสามารถในการไหลได้ดีช่วยให้การหล่อเป็นรูปพรรณกระทำได้ง่าย ส่วนใหญ่โลหะผสมประเภทนี้สามารถอบชุบแข็งด้วยความร้อนได้ โลหะผสมที่สำคัญได้แก่ อะลูมิเนียมผสมซิลิกอน

การแยกประเภทของอะลูมิเนียมประเภทขึ้นรูปเย็นที่ผลิตขึ้นในรูปของแผ่นบาง (Sheet) แผ่นหนา (Plate) แท่ง (Rod) และเส้นลวด (Wire) ได้แยกตามธาตุผสมหลักที่เติม ใช้สัญลักษณ์ตัวเลขสี่ตัวเพื่อบอกอะลูมิเนียมผสมขึ้นรูปชนิดต่างๆ

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



American Aluminum Association Wrought Alloys ได้กำหนดมาตรฐาน และแยกประเภทอะลูมิเนียมขึ้นรูปตาม (American National Standard Institute) ANSI Standard ได้ ดังนี้

- A: อักษรตัวแรก หมายถึง สมาชิกของ Alloys ที่เหมือนกันอยู่ในกลุ่มเดียวกัน (หมายถึง Aluminum Alloy) แม้ว่าส่วนผสมจะแตกต่างกัน
- O: Alloy Group จะเป็นตัวเลขตัวเดียวจาก 1 ถึง 9 ใช้เป็นตัวกำหนด ชาติหลักของ Alloys หรือ Major Alloying
- O: Alloy Group จะเป็นตัวเลขตัวเดียวจาก 0 ถึง 9 ใช้เป็นตัวกำหนด ข้อจำกัดของ Alloys (Limitation of Minor Alloy)
- OO: Alloys Designation เป็นตัวเลข 2 หลัก กำหนดความแตกต่างของสมาชิกในกลุ่ม Alloys เดียวกัน ความหมายของตัวเลขที่กำหนดเหมือนกับ Major Alloy ในบางครั้งตัวเลข 2 หลัก คือ ปริมาณ % ไม่น้อยกว่าของ Al ที่มีผสมอยู่ เช่น 190.X เท่ากับ Al ผสมอยู่ 99.90%
- A: อักษรตัวหลัง หมายถึง Temper Designation เป็นตัวกำหนดแผนกรรมวิธี Temper ของกระบวนการ Heat Treatment ที่ใช้กับ Heat Treatable Alloys ดังนี้
- O: หมายถึง Major Temper Code เป็นตัวเลขตัวเดียวที่แยกละเอียดไปได้อีก 10 วิธีการจาก T1 ถึง T10 เป็นตัวกำหนด
- OO: หมายถึง Temper Sub-Designation เป็นตัวเลขระบุกรรมวิธีทำ Temper ซึ่งเป็นตัวเลข 2 หลัก ที่กำหนดความแตกต่างของกรรมวิธีที่ชัดเจน โดยระบุอุณหภูมิและช่วงปฏิบัติงาน (เวลา)

การกำกับชื่อชิ้นงานขึ้นรูปของอะลูมิเนียมผสม

ในปี พ.ศ. 2497 American Aluminum Association Wrought Alloys ได้จัดโลหะผสมของอะลูมิเนียมขึ้นรูปเป็นหมวดหมู่ตามส่วนผสมและใช้เลข 4 หลักเป็นสัญลักษณ์ในการกำกับชื่อของโลหะ ในปัจจุบันนี้การกำกับชื่อตามนี้เป็นที่รู้จักและใช้กันอย่างแพร่หลายจนเป็นสากลนิยมความหมายของระบบเลข 4 หลักมีดังนี้

เลขหลักที่หนึ่ง เป็นสัญลักษณ์ที่สำคัญที่สุดในการแสดงกลุ่มของโลหะผสมซึ่งมีอยู่ 8 กลุ่มตารางที่ 2.1 แสดงสัญลักษณ์กลุ่มอะลูมิเนียมขึ้นรูป เช่น 1XXX แทนโลหะที่มีอะลูมิเนียมไม่น้อยกว่า 99.0 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักเป็นต้น

เลขหลักที่สอง ใช้สำหรับกำกับเมื่อมีการดัดแปลงส่วนผสมของโลหะให้ผิดไปจากโลหะผสมดั้งเดิมตัวเลข 0 แสดงว่าเป็นโลหะผสมดั้งเดิมตัวเลข 1-9 แสดงว่าเป็นส่วนที่ได้จากการดัดแปลงให้ผิดไปจากเดิม เช่น 2024 (4.5Cu, 1.5Mg, 0.5Si, 0.1Cr) เทียบกับ 2218 (4.0Cu, 2.0Ni, 1.5Mg, 0.2Si) ซึ่งสังเกตได้ว่าโลหะ 2218 มีนิกเกิลผสมเพิ่มเติมเข้าไป

ตัวเลขหลักที่สามและหลักที่สี่ ใช้แสดงชนิดย่อยๆของโลหะผสมที่อยู่ในกลุ่มเดียวกันความแตกต่างนี้มักจะเป็นส่วนผสมที่แตกต่างกัน เช่น 2014 (4.4Cu, 0.8Si, 0.8Mn, 0.4Mg) และ 2017 (4.0 Cu, 0.8Si, 0.5Mn, 0.5Mg, 0.1Cr) เป็นต้น

เฉพาะอะลูมิเนียมในกลุ่ม 1XXX ตัวหลักที่สามและหลักที่สี่จะแสดงปริมาณของอะลูมิเนียมที่เป็นจุดทศนิยม 2 ตำแหน่งที่ปรากฏภายหลัง 99 เปอร์เซ็นต์ เช่น 1060 และ 1080 หมายถึงอะลูมิเนียมขึ้นรูปที่มีอะลูมิเนียมอยู่ 99.60 เปอร์เซ็นต์ และ 99.80 เปอร์เซ็นต์ตามลำดับ

ตารางที่ 2.1 แสดงสัญลักษณ์ (ระบบตัวเลข) กลุ่มอะลูมิเนียมขึ้นรูป [5]

Series	Alloys element
1XXX	อะลูมิเนียมที่มีความบริสุทธิ์ไม่น้อยกว่า 99.00%
2XXX	ทองแดง (Copper, Cu)
3XXX	แมงกานีส (Manganese, Mn)
4XXX	ซิลิกอน (Silicon, Si)
5XXX	แมกนีเซียม (Magnesium, Mg)
6XXX	แมกนีเซียม (Magnesium, Mg) และซิลิกอน (Silicon, Si)
7XXX	สังกะสี (Zinc, Zn)
8XXX	อื่นๆ
9XXX	Unused series

หมายเหตุ สัญลักษณ์ตัวเลข 4 หลักนี้ไม่มีความเกี่ยวข้องกับสัญลักษณ์ตัวเลข 4 หลักที่ใช้ในโลหะผสมของเหล็กโดยสิ้นเชิง

Commercially Pure Aluminium บริสุทธิ์กว่า 99.0% โดยน้ำหนักเหมาะสำหรับการใช้งานที่ต้องทนต่อการเกิดสนิมและขึ้นรูปได้ดีสามารถรีดเป็นแผ่นบางๆ เช่น Aluminium Foil หรือเกรด EC (Electrical Conductivity 7 Grade) ที่บริสุทธิ์มากใช้ทำสายไฟฟ้าเปลือย (สายไฟแรงสูง) และ Bus Bar ชิ้นงานขึ้นรูปของโลหะนี้จัดอยู่ในกลุ่ม 1XXX

Al-Cu alloy (กลุ่ม 2XXX) แข็งแรงมากโดยการทำให้ Precipitation Hardening (มี Cu 2.5-5.5%) อาจเติม Mg ด้วยทำให้เกิดสารประกอบอินเทอร์เมทัลลิก Al_2CuMg ที่มีความแข็งแรง (Tensile Strength) ประมาณ 442 MPa อะลูมิเนียมผสมที่สำคัญในกลุ่มนี้ ได้แก่ เกรด 2024 (4.5Cu, 1.5Mg, 0.6Mn) ที่ใช้ทำโครงสร้างเครื่องบิน

Al-Mn alloy (กลุ่ม 3XXX) ใช้กับงานขึ้นรูปไม่นิยมทำงานหล่อเพราะกำลังวัสดุไม่สูงนัก Mn ช่วยทำให้โลหะมีกำลังวัสดุสูงขึ้นและทนทานต่อการเกิดสนิมและถูกนำมาใช้แทนกลุ่ม 1XXX ที่นิยมมากคือ โลหะ 3003 (1.2Mn) ที่ใช้ทำเครื่องครัวภาชนะอะลูมิเนียมในอุตสาหกรรมอาหารและครัวเรือน

Al-Si alloy (กลุ่ม 4XXX) ซิลิกอนช่วยให้เบาขึ้นสมบัติการไหลขณะหล่อหลอมดีขึ้น หล่อชิ้นส่วนที่ซับซ้อนได้คมชัด การหดตัวหลังการแข็งตัวน้อย กำลังวัสดุสูงมากขึ้นและทนต่อการเกิดสนิมได้ดีมากเหมาะกับงานหล่อ ตัวอย่างการใช้ ได้แก่ อะลูมิเนียม 4032 (12Si, 1Mg, 1Cu, 1Ni) ใช้ตี (Forge) ให้เป็นลูกสูบรถยนต์ (แทนการหล่อ)

Al-Mg alloy (กลุ่ม 5XXX) ได้แก่ 5052 (2.5Mg, 0.2Cr), 5056 (5.2Mg, 0.5Cr, 0.1Mn) และ 5186 (4.5Mg, 0.5Cr, 0.8Mn) มีน้ำหนักเบากำลังวัสดุปานกลางทนการเกิดสนิมในบรรยากาศทั่วไปได้ดีเลิกการใช้งานค่อนข้างกว้าง เช่น ใช้เป็นโลหะแผ่นในงานอุตสาหกรรมรถยนต์รถบรรทุกและโรงงานโครงสร้าง (Building and Construction)

Al-Mg-Si alloy (กลุ่ม 6XXX) เกิดสารประกอบ Mg_2Si ทำให้แข็งแรงขึ้นที่สำคัญ ได้แก่ เกรด 6061 (0.6Si, 1Mg, 0.3Cu, 0.2Cr) ขึ้นรูปง่ายด้วยวิธี Forging และ Extrusion ใช้ทำกรอบประตูหน้าต่างกระจกใช้ในงาน โครงสร้างทั่วไป (Complex Architectural and Structural Parts)

Al-Zn alloy (กลุ่ม 7XXX) ธาตุอัลลอยด์ ได้แก่ Zn, Mg และ Cu เกิดสารประกอบ $MgZn_2$ ทำให้แข็งแรงขึ้นที่สำคัญ ได้แก่ เกรด 7075 (5.6Zn, 2.5Mg, 1.6Cu, 0.5Cr) ที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน T6 มีสมบัติการต้านทานแรงดึงสูงมาก เหมาะสำหรับทำโครงสร้างเครื่องบิน ท่อเจาะกันชนรถยนต์

2.1.3 กระบวนการทางความร้อนของโลหะผสมอะลูมิเนียม (Heat Treatment of Aluminium Alloy)

โลหะผสมอะลูมิเนียมสามารถแบ่งออกเป็น 2 กลุ่มคือ กลุ่มโลหะผสมอะลูมิเนียมที่สามารถผ่านกระบวนการทางความร้อน (Heat Treatable Aluminium Alloys) และกลุ่มโลหะผสมอะลูมิเนียมที่ไม่สามารถผ่านกระบวนการทางความร้อน (Non Heat Treatable Aluminium Alloys)

1. โลหะผสมกลุ่มที่สามารถผ่านกระบวนการทางความร้อน (Heat Treatable Aluminium Alloys)

มีข้อจำกัดของการละลายในสถานะของแข็ง โดยโลหะผสมอะลูมิเนียมกลุ่มนี้สามารถทำการ Precipitation Hardenable ได้ ลักษณะเฉพาะของโลหะผสมอะลูมิเนียมกลุ่มนี้คือ อุณหภูมิ ซึ่งขึ้นอยู่กับสถานะสมดุลของสารละลายของแข็ง โดยสารละลายของแข็งจะเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น นอกจากนี้โครงสร้างของโลหะผสมอะลูมิเนียมหลังจากผ่านการชุบ (Quenching) จะประกอบด้วยสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด (Supersaturated Solid Solution) เมื่อสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวดเกิดการเปลี่ยนรูปจะทำให้พรีซิพิตเกิดการโคเฮชันหรือเกิดเฟสโคเฮชันขึ้นบางส่วน

ตัวอย่างของโลหะผสมอะลูมิเนียมกลุ่มนี้ เช่น

- (i) เกรด 2XXX โลหะผสม Al-Cu และ Al-Cu-Mg (อย่างเช่น 2014, 2024, 2618) ในโลหะผสม RR 58 (2618 T16) ทองแดง และแมกนีเซียมจะช่วยปรับปรุงความแข็งแรง โดยผ่านการบ่มแข็ง นิกเกิลรวมตัวกับเหล็กเกิดเป็นสารประกอบอินเตอร์เมทัลลิก FeNiAl₃ ทำให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้น และนิกเกิลยังช่วยปรับปรุงความต้านทานการคืบของโลหะผสม
- (ii) เกรด 6XXX เกิดจากการรวมกันของโลหะผสม Al-Mg-Si โครงสร้างของโลหะผสมกลุ่มนี้จะมีแข็งแรงปานกลาง เชื่อมได้ง่าย ด้านทานการกัดกร่อนได้ดี และด้านทานการเกิดความเค้นตกค้างเนื่องจากรอยแตก ตัวอย่างของโลหะผสมกลุ่มนี้ เช่น 6061 และ 6063-T6
- (iii) เกรด 7XXX เกิดจากการรวมกันของโลหะผสม Al-Zn, Al-Zn-Mg และ Al-Zn-Mg-Cu โลหะผสมกลุ่มนี้แสดงความสามารถในการบ่มแข็งได้อย่างชัดเจน เมื่อสารละลายของเงินลดลงอย่างรวดเร็ว อุณหภูมิก็จะต่ำลงตามไปด้วย การเติมทองแดงลงในโลหะผสม Al-Zn-Mg ทำให้ความเค้นตกค้างบริเวณรอยแตกลดลง ตัวอย่างของโลหะผสมกลุ่มนี้ เช่น 7076 และ 7075-T8 ซึ่งเป็นเกรดที่ใช้กับงานอากาศยาน

2. โลหะผสมอะลูมิเนียมที่ไม่สามารถผ่านกระบวนการทางความร้อน (Non Heat Treatable Aluminium Alloys)

โลหะผสมกลุ่มนี้ไม่สามารถผ่านกระบวนการทางความร้อนได้ เพราะโลหะผสมกลุ่มนี้ประกอบด้วยสารละลายของแข็งที่เป็นเนื้อเดียวกันหรือโลหะผสมไม่เกิดโคเฮชันเฟสที่พรีซิพิตเทชัน โลหะผสมในกลุ่มนี้มีความแข็งแรงต่ำ และความเหนียวสูงอาจเกิดความเค้นได้ ตัวอย่างโลหะผสมในกลุ่มนี้ เช่น อะลูมิเนียมบริสุทธิ์ (1100), Al-Mn (3003), Al-Mn-Mg และโลหะผสม Al-Si ตัวแปรหรือการเทมเปอร์ (Temper) ของโลหะผสมอะลูมิเนียมแสดงด้วยตัวอักษรในตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.2 แสดงตัวแปรหรือการเทมเปอร์ของโลหะผสมอะลูมิเนียม [6]

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

ตัวอักษร H และ T โดยทั่วไปจะแสดงด้วยตัวเลขบางอย่าง ซึ่งแสดงรายละเอียดเพิ่มเติมเกี่ยวกับกระบวนการทางความร้อนของโลหะผสมโดยเฉพาะ ยกตัวอย่างเช่น

H1	แสดงเฉพาะความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากความเครียด
H2	ความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากความเครียดและการอบอ่อน
H3	ความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากความเครียดมีความสำคัญทำให้โลหะผสมเกิดความเสถียรโดยมีการการอบอ่อนที่เหมาะสม

ตารางที่ 2.3 แสดงสัญลักษณ์การทำเทมเปอร์ [4]

T1	ปล่อยให้งานเย็นตัวลงตามปกติในบรรยากาศปกติ และบ่มแข็งธรรมชาติ (Naturally Aged) โดยธรรมชาติและสภาพงานไม่เปลี่ยนแปลง
T2	ปล่อยให้งานเย็นตัวลงในบรรยากาศปกติ ความแข็งแรงจะเกิดขึ้นจากการใช้งานที่อุณหภูมิปกติ (Cold Worked) โดยธรรมชาติ ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นขณะใช้งาน

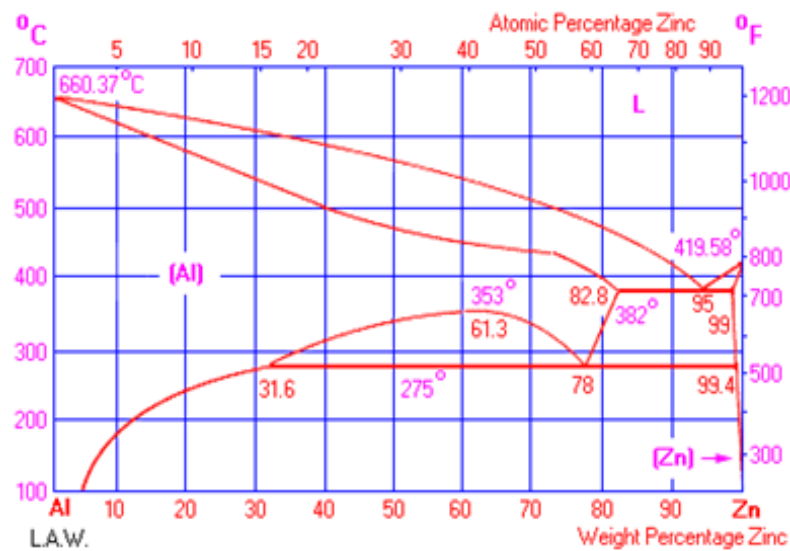
T3	นำงานไปทำการอบละลาย (Solution Heat Treated) แล้วปล่อยให้งานเย็นตัวลง แล้วทำบ่มแข็งธรรมชาติ โดยทิ้งชิ้นงานไว้ในบรรยากาศจะเกิดความแข็งแรงเอง
T4	ทำ Solution Heat Treated และ Naturally Aged เพื่อให้ความแข็งแรงตัว
T5	ปล่อยให้งานค่อยๆ เย็นตัวลงในสภาพเดิม แล้วนำไปทำการบ่มแข็งเทียม (Artificially Aged)
T6	เป็นการทำ Solution Heat Treated, Quenching แล้วทำ Artificially Aged
T7	เป็นการทำ Solution Heat Treatment และ Stabilized
T8	เป็นการทำ Solution Heat Treated ต่อด้วย Cold Worked แล้วนำมาทำ Artificially Aged
T9	เป็นการทำ Solution Heat Treated ต่อด้วย Artificially Aged แล้วนำมาทำ Cold Worked
T10	เป็นการให้งานเย็นตัวตามปกติ แล้วนำไปขึ้นรูป Cold Worked แล้วนำมาทำ Artificially Aged

2.1.4 อะลูมิเนียมผสมสังกะสี 7XXX

อะลูมิเนียมผสม 7XXX ธาตุผสมหลักของกลุ่ม 7XXX คือ สังกะสี แมกนีเซียม และทองแดง สังกะสีและแมกนีเซียมรวมตัวกันเป็นสารประกอบเชิงซ้อน โลหะ $MgZn_2$ ซึ่งเป็นตะกอนหลักที่ทำให้อะลูมิเนียมผสมเหล่านี้แข็งแรงขึ้นเมื่อนำไปอบชุบความร้อน ความสามารถในการละลายที่ค่อนข้างสูงของสังกะสีและแมกนีเซียมในอะลูมิเนียมทำให้เกิดตะกอนที่หนาแน่นมาก จึงให้ความแข็งแรงเพิ่มสูงขึ้นมาก โลหะที่มีกำลังวัสดุสูงที่สุดในบรรดาโลหะผสมของอะลูมิเนียมที่นิยมมากที่สุด ได้แก่ 7075-T6 (5.5 Zn, 2.5Mg, 1.5Cu) และ 7178-T6 (6.8Zn, 2.7Mg, 2.0Cu) ซึ่งมีสมบัติการต้านแรงดึงสูงถึง 572 MPa และเหมาะสำหรับใช้ทำโครงสร้างในอากาศยานแต่จุดอ่อนของโลหะผสมนี้คือโลหะนี้ผุกร่อนแตกเร็ว (Stress Corrosion) ได้ง่ายกว่าอะลูมิเนียมในส่วนผสมอื่นๆ ดังนั้นจะเห็นว่าโลหะพวกนี้มักจะผสมธาตุโครเมียมจำนวนเล็กน้อย ทั้งนี้เพื่อเพิ่มสมบัติการต้านทานต่อการผุกร่อนให้สูงขึ้น รูปที่ 2.1 แสดงแผนภาพสมดุลของอะลูมิเนียมผสมสังกะสี

จากแผนภาพสมดุลพบว่ามีอุณหภูมิหลอมละลายที่ 660 องศาเซลเซียสและสังกะสีมีอุณหภูมิหลอมละลายที่ 419.58 องศาเซลเซียส ซึ่งพบว่าสังกะสีมีอุณหภูมิหลอมละลายต่ำกว่าอะลูมิเนียม ซึ่งสังกะสีสามารถละลายในอะลูมิเนียมได้มากที่สุดที่ 31.6% สามารถเกิดปฏิกิริยาแยกตัวที่ส่วนผสม 78%สังกะสี ที่อุณหภูมิ 275 องศาเซลเซียส และเกิดปฏิกิริยาแยกตัวที่ส่วนผสม 95%สังกะสี ที่อุณหภูมิ 382 องศาเซลเซียส นอกจากนี้แล้วสังกะสี

ยังมีโครงสร้างผลึกแบบ Hexagonal ซึ่งแตกต่างจากอะลูมิเนียม การผสมสังกะสี 4-8% และแมกนีเซียม 1-3% ในอะลูมิเนียม ใช้ในการผลิตอะลูมิเนียมผสมที่แปรรูปเป็นสามารถปฏิบัติการทางความร้อนได้ ในกลุ่ม 7xxx อะลูมิเนียมผสมบางกลุ่มถูกพัฒนาสมบัติ ด้านความแข็งแรงสูงสุด อะลูมิเนียมผสมสังกะสีและแมกนีเซียมทั้งสองธาตุมีความสามารถในการละลายในสถานะสารละลายของแข็งสูง นอกจากนี้การเพิ่มทองแดง 1-2% ลงในกลุ่ม 7xxx ทำให้มีสมบัติด้านความแข็งแรงของอะลูมิเนียมผสมสังกะสีและผสมแมกนีเซียมสูงขึ้น รวมถึงการเติมโครเมียมลงไปซึ่งเป็นการปรับปรุงความต้านทานการกัดกร่อนที่เกิดจากการแตกร้าว (Stress-Corrosion Cracking Resistance) [7]



รูปที่ 2.1 แสดงแผนภาพสมดุลภาคของอะลูมิเนียมผสมสังกะสี [7]

การเพิ่มความแข็งแรงโดยการบ่มหรือการตกตะกอน (Aging or Precipitation Hardening) ของอะลูมิเนียมผสมกลุ่ม 7XXX อะลูมิเนียมผสมสังกะสีและแมกนีเซียมชนิดแปรรูปเย็น สามารถเพิ่มความแข็งแรงโดยการบ่ม ภายหลังจากปฏิบัติการทางความร้อนและการลดอุณหภูมิ ลำดับการเกิดเฟสในการอบชุบได้แก่

สารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด ----- > GP Zone ----- > η' ----- > η (MgZn₂)

ขั้นที่ 1 การอบให้เป็นสารละลายเนื้อเดียว (Solution Treatment)

โลหะอะลูมิเนียมผสมสังกะสีและแมกนีเซียมถูกนำมาให้ความร้อนจนถึงอุณหภูมิประมาณ 480 °C ที่อุณหภูมินี้โลหะผสมจะอยู่ในสถานะสารละลายของแข็งเฟส α

ขั้นที่ 2 การจุ่มชุบ (Quench)

เมื่อนำโลหะผสมมาอบชุบในน้ำทำให้ชิ้นงานเย็นตัวลงมาที่อุณหภูมิห้องอย่างรวดเร็ว ทำให้เกิดโครงสร้างที่เรียกว่าสารละลายของแข็งอ้อมตัวยิ่งยวดหรือ SSS

ขั้นที่ 3 การบ่ม (Aging)

ก่อนนำมาบ่มต่อที่อุณหภูมิ 150 °C โครงสร้าง SSS จะค่อยๆ เปลี่ยนไปเป็นโครงสร้าง GP-Zone ซึ่งมีลักษณะรูปร่างเป็นทรงกลมเกาะยึดกับเมตริกซ์ อินเตอร์เฟสระหว่าง GP-Zone กับเมตริกซ์เป็นแบบโคเฮียเรนต์เต็มที่ พลังงานอินเตอร์เฟสต่ำมาก ภายหลังจากการฟอร์มตัวของ GP-Zone ความแข็งของชิ้นงานจะเพิ่มขึ้น โดยมีแรงต้านการเคลื่อนที่ดิสโลเคชันผ่านโคเฮียเรนต์โซน แต่เมื่อเวลาการบ่มเพิ่มขึ้นจะเกิดการฟอร์มตัวของเฟส η' ซึ่งเป็นพรีซิพิตของ $Mg(Al,Zn)_2$ ที่มีขนาดเล็กกระจายห่างระหว่างพรีซิพิตชิดกันมาก การเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันเป็นไปได้ยากขึ้นในขณะที่ตัดผ่านพรีซิพิตทำให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นจากเดิม ถ้าหากบ่มต่อไปเฟส η' จะเปลี่ยนไปเป็นเฟส η ($MgZn_2$) ระยะห่างระหว่างพรีซิพิตของ η เพิ่มขึ้น ทำให้ดิสโลเคชันสามารถตัดผ่าน พรีซิพิต η ง่ายขึ้น ความแข็งแรงของโลหะผสมจะค่อยๆ ลดลง

2.1.5 อะลูมิเนียมผสมเกรด 7075

อะลูมิเนียม 7075 เป็นอะลูมิเนียมผสมสังกะสี ซึ่งสังกะสีมีความสำคัญมากในการที่จะทำให้เกิดผลทางด้านสมบัติทางกลสูงสุดในสภาพหล่อเสร็จ (As-Cast Condition) จากแผนภูมิการรวมตัวของอะลูมิเนียม-สังกะสีจะเห็นว่าสภาพสารละลายแข็งอะลูมิเนียมสามารถละลายอะลูมิเนียมไว้ได้สูงสุดถึง 82.8% ที่อุณหภูมิ 382 °C และอุณหภูมิ 100 °C อะลูมิเนียมสามารถละลายสังกะสีไว้ได้ประมาณ 4.5% แต่ในทางปฏิบัตินิยมเติมสังกะสีในอะลูมิเนียมไม่เกิน 7.5% อะลูมิเนียมผสมสังกะสีชุบไม่ได้นิยมใช้ในสภาพหล่อเสร็จและหล่อได้ในแบบหล่อทรายและแบบหล่อถาวร แต่นิยมหล่อโดยวิธีแม่พิมพ์ (Die Casting) อะลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075 มีส่วนผสมทางเคมีตามตารางที่ 2.4 ซึ่งมีสังกะสีเป็นธาตุผสมหลัก มีแมกนีเซียมเป็นธาตุผสมรองลงมา ธาตุพวกนี้ช่วยทำให้อะลูมิเนียมเกรดนี้มีความแข็งแรงสูงทนต่อการกัดกร่อน

การนำอะลูมิเนียมผสมสังกะสีไปใช้งาน อะลูมิเนียมหล่อผสมที่สามารถแข็งโดยการตกตะกอนตระกูล 7xxx เช่น อะลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075 ถูกใช้อย่างกว้างขวางในอุตสาหกรรมชิ้นส่วนรถยนต์ เครื่องบิน และอุตสาหกรรมต่อเรือเพราะอะลูมิเนียมชนิดนี้มีน้ำหนักเบาและมีความแข็งแรงสูง

ตารางที่ 2.4 แสดงส่วนผสมทางเคมีของอะลูมิเนียมหล่อผสมเกรด 7075 [7]

Element	Chemistry Data
Zn	5.1 - 6.1
Mg	2.1 - 2.9
Cu	1.2 - 2
Cr	0.18 - 0.28
Fe	0.5 max
Si	0.4 max
Mn	0.3 max
Ti	0.2 max
Al	Bal.

2.1.6 การจัดแบ่งเฟสที่เกิดขึ้นในวัสดุอะลูมิเนียมผสม

เนื่องจากสมบัติความแข็งแรงของอะลูมิเนียมผสมเหล่านี้ขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีของวัสดุ ขนาดรูปร่างและทิศทางการโตของเกรน ลักษณะและปริมาณการขึ้นรูปเป็นต้น แต่ในที่นี้จะกล่าวในเรื่องของผลกระทบของส่วนผสมของอะลูมิเนียมซึ่งทำให้เกิดเฟสชนิดต่างๆ ในเนื้อวัสดุและส่งผลกระทบต่อความแข็งแรงของวัสดุนี้

โดยเฟสที่เกิดขึ้นภายหลังการแข็งตัวของน้ำอะลูมิเนียมเราจะเรียกว่า Constituent Particles และเฟสที่เกิดขึ้นจากการอบที่อุณหภูมิสูงหรือ Solution Heat Treatment เราจะเรียกว่า Dispersoid Particles เนื่องจากเฟสที่เกิดขึ้นทั้ง 2 ชนิดนี้มีขนาดที่ใหญ่เราจึงเรียก Intermetallic Particles

ยิ่งไปกว่านั้นเมื่ออะลูมิเนียมผ่านกระบวนการที่เรียกว่า Solution Treated และ Aging จะส่งผลให้เกิดเฟสขนาดเล็กที่เราเรียกว่า Precipitate Particles ซึ่งเฟสต่างๆ ที่ได้จำแนกจะขอกกล่าวอย่างละเอียดต่อไปซึ่งการทำความเข้าใจในเรื่องของเฟสต่างๆ และหน้าที่ของมันนั้น จะช่วยให้เราสามารถพัฒนาส่วนผสมของอะลูมิเนียม (Alloy Development) เพื่อประโยชน์ในงานวิศวกรรมในอนาคตโดยที่บางเฟสมีหน้าที่ช่วยในการลือกการหมุนของเกรนบางเฟส ช่วยป้องกันการโตของเกรนบางเฟส ช่วยเพิ่มประสิทธิภาพการเกิดการกัดกร่อน บางเฟสมีความแข็งแรงสูงส่งผลช่วยในการเสียดสีเป็นต้น ซึ่งข้อดีและข้อเสียเหล่านี้เป็นสิ่งที่จำเป็นต้องทำการศึกษาและพัฒนา

ต่อไปสำหรับอะลูมิเนียมและรวมถึงวัสดุโลหะในกลุ่มอื่นๆ เช่น Copper Alloys, Zinc Alloys และ Magnesium Alloys เป็นต้น ส่วนเฟสต่างๆ ของอะลูมิเนียมนี้สามารถแบ่งได้มากกว่า 100 เฟส

ชนิดของเฟสต่างๆ ของวัสดุผสมอะลูมิเนียม

1. *Intermetallic Particle* ซึ่งสามารถแบ่งออกได้เป็น 2 ชนิด

1.1) *Constituent Particles* เป็นเฟสที่เกิดขึ้นในวัสดุโลหะภายหลังจากสิ้นสุดการแข็งตัวของเนื้อวัสดุหรือภายหลังจากน้ำโลหะเหลวเปลี่ยนสถานะเป็นของแข็งหรือภายหลังจากสิ้นสุดงานหล่อเท กลไกการเกิดการสร้างเฟสเหล่านี้เนื่องจากส่วนผสมทางเคมีของวัสดุอะลูมิเนียมเหล่านี้มีความสามารถที่จะละลายในปริมาณที่จำกัดโดยขนาดการโตและรูปร่างของเฟสเหล่านี้จะขึ้นอยู่กับความเร็วในการแข็งตัวของน้ำโลหะการหล่อเทเข้าแบบทรายจะมีความเร็วในการแข็งตัวช้ากว่าการหล่อเทเข้าแบบโลหะและการทำให้เฟสเหล่านี้มีขนาดเล็ก โดยการนำชิ้นงานที่หล่อไปทำการขึ้นรูป เช่น การอัดกระแทก (Forging หรือ Extrusion) ซึ่งจะเป็นการเพิ่มการแบ่งตัวของ Constituent Particles ส่งผลให้มีขนาดเล็กทำให้ค่าความแข็งแรงเพิ่มขึ้นด้วยเป็นต้น

1.2) *Dispersoid Particles* เป็นเฟสที่เกิดขึ้นภายในวัสดุโลหะขณะนำชิ้นงานไปทำการอบที่อุณหภูมิสูงตัวอย่าง เช่น ในอะลูมิเนียม 7000 ที่มีธาตุจำพวก Cr, Mn และ Zr ซึ่งมีการละลายที่จำกัด ดังนั้น Mn จะเกิดการไปรวมตัวกับธาตุอื่นๆ เมื่อชิ้นงานเย็นตัวจากการหลอมหรือภายหลังจาก Solidification เปลี่ยนเป็น $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ Constituent Particles และหลังจากนำชิ้นงานไปอบจะเกิดการเปลี่ยนเฟสไปเป็น $Al_{12}Mg_2Cr$, $Al_{20}Cu_2Mn_3$ and Al_3Zr Dispersoid Particles ซึ่งเฟสเหล่านี้จะมีความทนทานและไม่เปลี่ยนรูปร่างง่ายนักเมื่อเจอความร้อนสูงๆ และจะมีขนาดเล็กกว่า Constituent Particles (0.02-0.05 μm)

2. *Precipitate Particles*

เป็นเฟสที่เกิดขึ้นภายหลังจากการละลายของเฟสต่างๆ ในช่วงการทำ Solution Heat Treatment และลดอุณหภูมิชิ้นงานลงอย่างรวดเร็ว โดยการลดอุณหภูมิลงอย่างฉับไวนี้ เรานิยมจุ่มชิ้นงานลงในน้ำเพื่อให้เกิด Supersaturated Solid Solution โดยที่ในชิ้นงานเมื่อทำการส่องดูด้วยกล้องอิเล็กตรอนจะไม่พบเฟสใดๆ อยู่เลยในเนื้อโลหะเราถือว่าธาตุต่างๆ ที่สร้างเฟสต่างๆ ขึ้นในเนื้อโลหะเกิดการละลายอยู่ในเนื้อโลหะจากการลดอุณหภูมิของชิ้นงานลงอย่างรวดเร็ว (แต่อาจจะเป็นไปได้ที่จะเกิดปฏิกิริยาการสร้างของพรีซิพิเตตในเนื้อวัสดุโลหะในช่วงที่ทำการลดอุณหภูมิของวัสดุโลหะลงอย่างรวดเร็ว) และเราสามารถแบ่งประเภทของพรีซิพิเตตได้เป็น 3 ชนิดคือ

2.1) *GP/GPB Zones (Precipitates)* เป็นพรีซิพิเตตช่วงเริ่มต้นหรืออาจเรียกว่าการรวมกลุ่มของอะตอมทองแดงกับแมกนีเซียม (Co-clusters Cu-Mg) ซึ่งมีขนาดเล็กและมีโครงสร้างเหมือนกับโครงสร้างของเนื้อวัสดุโลหะโดยจุดที่จะพบ GP/GPB Zone จะพบมากในบริเวณ

ที่มีช่องว่างของโครงสร้าง (Vacancy) ซึ่งการกระจายตัวของ GP/GPB Zone นี้จะเป็นแบบ Homogeneous หรือแบบ Heterogeneous ขึ้นอยู่กับตำแหน่งของช่องว่างในโครงสร้างที่เกิดขึ้น ขณะทำการชุบแข็งหรือลดอุณหภูมิของวัสดุโลหะลงหลังจากการเสร็จสิ้นการทำ Solution Heat Treatment

2.2) *Other Metastable Precipitates* เป็นพรีซิพิตที่มีโครงสร้างผลึกแตกต่างกับโครงสร้างของเนื้อวัสดุโลหะและมีความเป็น Coherent อย่างน้อย 1 อินเตอร์เฟซ มีดิสโลเคชันบนอินเตอร์เฟซทำให้ Coherent ไม่สมบูรณ์มีการกระจายตัวของ GP/GPB Zones และมีการสร้างดิสโลเคชันขึ้นมาใหม่

2.3) *Equilibrium Particles* เป็นพรีซิพิตที่มีขนาดใหญ่และมีอยู่กว้างขวางโดยจะเติบโตมาจาก Metastable Precipitates มีการสร้างดิสโลเคชันและอินเตอร์เฟซขึ้นบริเวณขอบเกรนและขอบเกรนย่อย โดยอินเตอร์เฟซจะเกิดขึ้นระหว่างอนุภาคขนาดเล็กและโครงสร้างของเนื้อวัสดุ

การสร้างเฟสของพรีซิพิตสามารถสร้างโดยใช้กรรมวิธีดังนี้คือ

- นำชิ้นงานหลังจาก Solution Heat Treatment + Quenching ไปทำการอบที่อุณหภูมิค่าหรือประมาณ 120 °C ซึ่งจะทำให้ได้เฟสที่มีขนาดใหญ่ โดยกรรมวิธีนี้เราเรียกว่า *Artificial Ageing* ซึ่งสามารถเขียนขั้นตอนต่างๆ ได้ดังนี้คือ (T6)

Solution Heat Treatment → Quenching → Artificial Ageing

- นำชิ้นงานหลังจาก Solution Heat Treatment + Quenching ทิ้งไว้ที่อุณหภูมิห้องก่อนที่จะนำไปใช้งานแต่จะมีการระบุระยะเวลาที่แน่นอนว่ากี่วันหรือกี่เดือนเป็นต้น โดยกรรมวิธีนี้เราเรียกว่า *Natural Ageing* ซึ่งสามารถเขียนขั้นตอนต่างๆ ได้ดังนี้คือ (T4)

Solution Heat Treatment → Quenching → Natural Ageing

- ในทางอุตสาหกรรมนั้นเราไม่สามารถที่จะนำชิ้นงานที่อบ Solution Heat Treatment + Quenching ไปทำการอบที่อุณหภูมิค่าๆ ได้ทันทีแต่อาจจะต้องนำชิ้นงานนี้ไปทำการขัดแต่งผิว (Machining + Polishing) ก่อนที่จะนำไปทำการอบที่อุณหภูมิค่าๆ เพื่อสร้างพรีซิพิตโดยปกติระยะเวลาที่รอ Machining + Polishing นั้นจะส่งผลให้วัสดุเกิด Natural Ageing ในทางอุตสาหกรรมนั้นเราสามารถยอมให้เกิดปฏิกิริยา Natural Ageing ไม่เกิน 3 สัปดาห์ก่อนที่ชิ้นงานจะไปทำ Artificial Ageing ต่อไปถ้าเกินระยะเวลาที่กำหนดจะส่งผลให้ชิ้นงานที่ได้เกิดพรีซิพิตที่มีขนาดใหญ่เกินไปส่งผลให้ชิ้นงานที่ได้มีค่าความแข็งแรงต่ำซึ่งสามารถเขียนขั้นตอนต่างๆ ได้ดังนี้คือ

Solution Heat Treatment → Quenching → Machining (Natural Ageing ไม่เกิน 3 สัปดาห์) → Artificial Ageing

ภายหลังจากสิ้นสุดการแข็งตัวของเนื้อวัสดุหรือภายหลังจากสิ้นสุดงานหล่อเทโดย เพลสในวัสดุอะลูมิเนียมผสมนี้จะเป็นตัวควบคุมความแข็งแรงของโลหะ

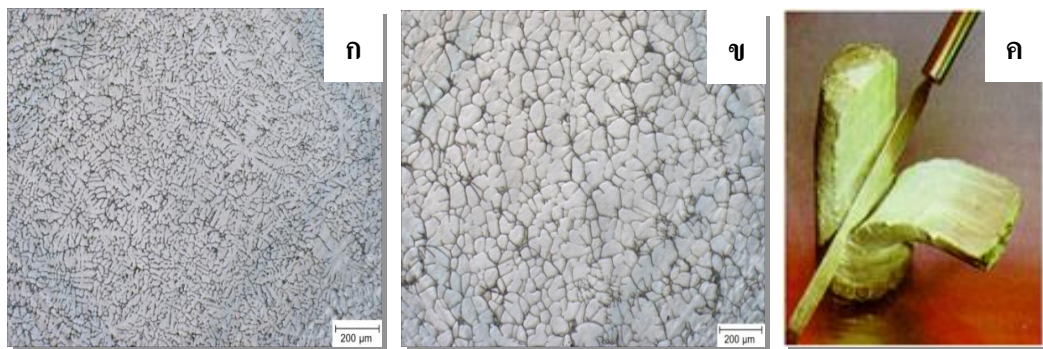
2.1.7 การขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็ง (Semi-Solid Metal Forming, SSM)

กระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งถูกค้นพบเป็นครั้งแรกในช่วงต้นปี 1970 โดย Spencer และ Flemings ที่สถาบันเทคโนโลยีแห่งรัฐแมสซาชูเซตส์ (Massachusetts Institute of Technology) พวกเขาได้พบว่าเมื่อโลหะผสมที่กำลังแข็งตัวถูกรอบกวนในด้านเชิงกลขณะที่มี อุณหภูมิอยู่ในช่วงกึ่งของแข็งกึ่งของเหลว โครงสร้างเกรนที่ได้จะไม่เป็นแบบกิ่งไม้ (Dendrite Grain) แต่จะได้โครงสร้างแบบก้อนกลม (Spheroidal Grain หรือ Globular Grain) แทนซึ่งมี ประโยชน์หลายอย่างในกระบวนการผลิตซึ่งกระบวนการปล่อยฟองแก๊ส (Gas Induce Semi Solid หรือ GISS) ก็เป็นอีกกระบวนการหนึ่งในการขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็ง โดยมีหลักการการทำงานคือใช้ การปล่อยแก๊สเฉื่อยเช่น แก๊สไนโตรเจนผ่านแท่งกราฟไฟต์พูนเพื่อทำการกวนน้ำโลหะในระหว่างที่ กำลังจะแข็งตัวจึงทำให้เกิดการเพิ่มจำนวนเกรนด้วยการแตกสลายของเกรนกิ่งไม้เกิดเป็น โครงสร้างแบบก้อนกลมแทนและการไหลตัวของโลหะเป็นแบบราบเรียบจึงทำให้เกิดโลหะกึ่ง ของแข็งขึ้น

โลหะกึ่งของแข็งคือโลหะที่อยู่ในสถานะกึ่งแข็งกึ่งเหลวโดยที่โลหะส่วนที่แข็งตัว แล้ว มีโครงสร้างเกรนไม่เป็นแบบเดนไดรต์ (Nondendritic Grain) หรือเรียกว่าเกรนแบบก้อนกลม (Spheroidal หรือ Globular Grain) ดังแสดงในรูปที่ 2.2(ข) โดยที่เกรนก้อนกลมที่ลอยอยู่ในน้ำ โลหะนี้ทำให้ SSM มีความหนืดมากกว่าน้ำโลหะหลายเท่า ซึ่งทำให้การไหลเข้าในแม่พิมพ์ ราบเรียบกว่าการเทน้ำโลหะและการที่โลหะอยู่ในสถานะกึ่งแข็งกึ่งเหลวทำให้สามารถขึ้นรูปได้ง่าย กว่าของแข็งหลายเท่า ทำให้ไม่จำเป็นต้องใช้เครื่องจักรกำลังสูงในการผลิต สมบัติเชิงกลของ ชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยการอัดรีดจะสูงใกล้เคียงกับชิ้นงานที่ทุบขึ้นรูป

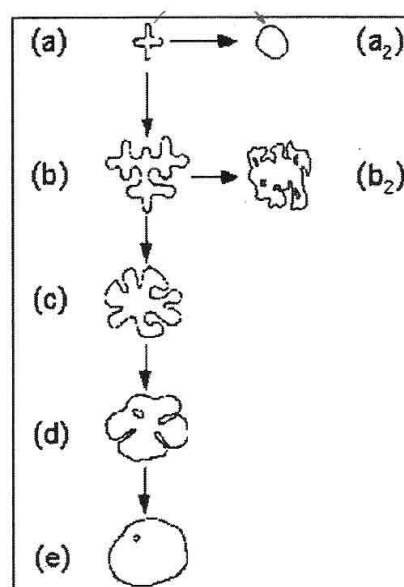
2.1.8 กลไกในการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง

1. การเกิดของอนุภาคของแข็ง (Solid Particles) เล็กๆ ที่มีรูปร่างแบบ Equiaxed จำนวนมากมาย ซึ่งจะเกิดจากกระบวนการนิวเคลียชันและการเติบโต (Nucleation and Growth) หรือกระบวนการแตกตัวของเดนไดรต์ (Dendrite Fragmentation) หรือเป็นผลจากทั้งสอง กระบวนการผสมกัน



รูปที่ 2.2 โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม (ก) แสดงโครงสร้างเกรนแบบเคนไดรต์ (ข)-(ค) แสดงโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมและสมบัติการไหลคล้ายไอศกรีมของโลหะกึ่งของแข็ง [8]

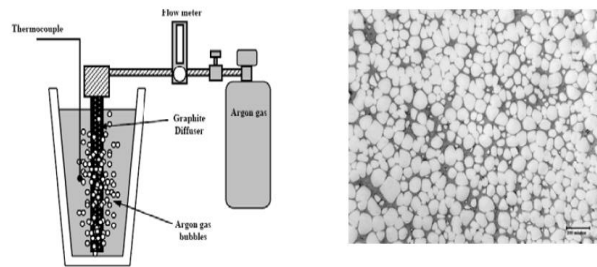
2. จากนั้น Solid Particles เหล่านี้ก็จะเติบโตด้วยการแพร่ของอะตอมหรือ Coarsening ทำให้รูปร่างแบบ Equiaxed ของเกรนเหล่านี้กลายเป็นเกรนแบบก้อนกลม เส้นทางการวิวัฒนาการการเติบโตของ Solid Particles หากอนุภาคของแข็งที่เกิดเริ่มแรกนั้นมีขนาดเล็กมากและมีปริมาณมากเกรนแบบก้อนกลมก็จะเกิดได้โดยตรงจากเกรนแบบ Equiaxed ซึ่งแสดงในรูปที่ 2.3 (a) ไป (a₂) แต่ถ้าอนุภาคใหญ่เกินไปการเกิดเกรนแบบก้อนกลมก็จะเป็นไปตามเส้นทางการวิวัฒนาการจาก (a) ไป (e)



รูปที่ 2.3 เส้นทางการวิวัฒนาการการเติบโตของ Solid Particles [9]

2.1.9 กระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งโดยกรรมวิธีการปล่อยฟองแก๊ส (Gas Induced Semi Solid, GISS)

กระบวนการ GISS ได้ถูกคิดค้นและประดิษฐ์ขึ้น โดยเจษฎา วรรณสินธุ์ และคณะ ซึ่งอยู่ระหว่างการยื่นจดสิทธิบัตรในประเทศไทยและในต่างประเทศ กระบวนการ GISS ทำงานโดยใช้การปล่อยแก๊สเฉื่อยเช่น แก๊สไนโตรเจนผ่านแท่งกราไฟต์พูนในปริมาณที่น้อยมาก เพื่อให้เกิดการเคลื่อนที่ของน้ำโลหะในขณะที่โลหะแข็งตัวทำให้เกิดโลหะกึ่งของแข็งขึ้น รูปที่ 2.4 แสดงการทำงานของกรรมวิธีนี้และโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมที่ผลิตได้กระบวนการ GISS กำลังถูกพัฒนานำไปประยุกต์ใช้ในการผลิตชิ้นส่วนอะลูมิเนียมในอุตสาหกรรมต่างๆ



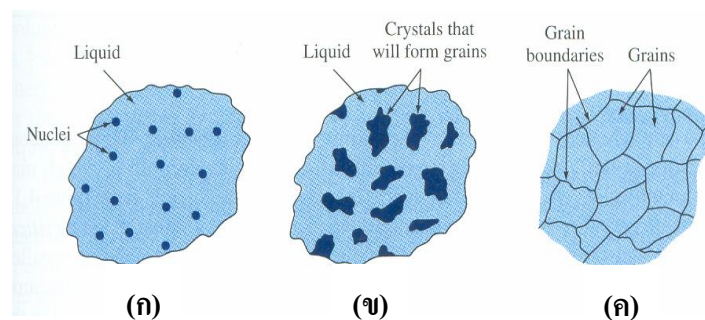
รูปที่ 2.4 การทำงานของกระบวนการ GISS และ โครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมที่ผลิตได้ [8]

2.1.10 การแข็งตัวของโลหะหล่อ (Solidification of Cast Metals)

ถ้าให้โลหะบริสุทธิ์ที่หลอมเหลวปล่อยให้เย็นตัวต่ำกว่าจุดหลอมเหลวก็จะเปลี่ยนจากของเหลวกลายเป็นของแข็งซึ่งเรียกว่า Solidification หรือ Crystallization

โดยทั่วไปการแข็งตัวของโลหะนั้นสามารถแบ่งออกได้เป็น 2 ขั้นตอนคือ

1. การเกิดนิวเคลียส (Nuclei) เล็กๆ ซึ่งเรียกว่า Nucleation (รูปที่ 2.5(ก))
2. การเติบโตของนิวเคลียส โดยนิวเคลียสในโลหะเหลวจะโตขึ้นจนเป็นผลึก (รูปที่ 2.5(ข)) และผลึกเหล่านี้จะต่อกันเป็นโครงสร้างของเกรน (Grain) เรียกบริเวณที่เกรนสัมผัสกันว่าขอบเขตเกรน (Grain Boundaries) (รูปที่ 2.5(ค))



รูปที่ 2.5 การเกิดนิวเคลียสจนกระทั่งเป็นเกรน [10]

นิวคลีเอชัน (Nucleation)

เมื่อน้ำโลหะแข็งตัวลงต่ำกว่าจุดหลอมเหลวตามสมดุลจะพบว่าน้ำโลหะจะกลายเป็นของแข็งทั้งหมดพร้อมๆ กัน (แต่ในทางปฏิบัติแล้วพบว่าจะมีการแข็งตัวที่เร็วกว่าสมดุลมาก) พื้นที่ที่อุณหภูมิ น้ำโลหะแข็งตัวลงมาถึงจุดหลอมเหลวจะเกิดนิวเคลียสของของแข็งมีขนาดนาโนเมตรขึ้นภายในของเหลว ปรากฏการณ์การเกิดการฟอร์มของผลึกของแข็งที่มีขนาดระดับนาโนเมตรในเนื้อของเหลวซึ่งเป็นช่วงเริ่มต้นของการฟอร์มเฟสใหม่จากเฟสเดิมเรียกว่า การเกิดนิวคลีเอชัน โดยนิวเคลียสแต่ละอันเรียกว่า นิวคลีไอ

ที่อุณหภูมิต่ำกว่าจุดหลอมเหลวพลังงานอิสระของของแข็งต่ำกว่าของเหลววัสดุจึงพยายามเปลี่ยนสถานะให้มีพลังงานต่ำกว่า ความแตกต่างระหว่างพลังงานอิสระนี้เองจะเป็นแรงขับเคลื่อนให้เกิดการเปลี่ยนเฟส การเกิดนิวเคลียสใหม่เป็นการสร้างพื้นผิวใหม่ขึ้นระหว่างของแข็งกับของเหลวทำให้พลังงานของระบบเพิ่มขึ้นพลังงานในส่วนที่เพิ่มนี้เรียกว่าพลังงานพื้นผิว (γ) ยังมีของแข็งเพิ่มขึ้นเรื่อยๆ พื้นที่ผิวสัมผัสยิ่งมากพลังงานพื้นผิวก็เพิ่มขึ้นตาม อย่างไรก็ตามไม่ใช่ นิวเคลียสทุกตัวจะโตต่อจนสามารถกลายเป็นเกรนได้จะมีเพียงบางนิวเคลียสเท่านั้นที่สามารถขยายตัวหรือโตต่อไป ส่วนที่โตต่อไม่ได้ก็จะสลายตัวเองคืนกลับไปยังน้ำโลหะ

จากที่กล่าวมาข้างต้นจะเห็นได้ว่าพลังงานที่เกี่ยวข้องในการเกิดนิวเคลียสนั้นประกอบด้วย 2 ส่วน

1. พลังงานที่อะตอมต้องปล่อยออกมาเพื่อรวมกลุ่มกันหรือรวมตัวกันกลายเป็นนิวเคลียส ทั้งนี้จะขึ้นกับปริมาตรของกลุ่มอะตอมซึ่งแปรผันตรงกับรัศมีของนิวเคลียสยกกำลังสาม โดยจะมีค่าพลังงานเป็นลบ
2. พลังงานที่จำเป็นต้องใช้ไปในการสร้างพื้นผิวใหม่ระหว่างของแข็งกับของเหลวซึ่งขึ้นกับขนาดของพื้นที่ผิวหรือรัศมีของนิวเคลียสยกกำลังสอง โดยจะมีค่าพลังงานเป็นบวก

เมื่อน้ำโลหะเย็นตัวต่ำกว่าจุดหลอมเหลว (T_m) ของเหลวเกิดการแข็งตัวเนื่องจากมีแรงขับเคลื่อน ได้แก่ การเกิด Undercooling (ΔT) นิวคลีเอชันแบ่งเป็นสองประเภทคือ

1. Homogeneous Nucleation

นิวเคลียสของแข็งฟอร์มจากของเหลวเหมือนกันทุกจุดภายในของเหลว อะตอมโลหะที่หลอมเหลวจะเกาะกันเป็นอนุภาคเล็กๆ ที่เรียกว่า นิวคลีไอ และโตขึ้นเรื่อยๆ จนกระทั่งอนุภาคมีขนาดเท่ากับขนาดวิกฤติ (Critical Size) และกลายเป็นนิวเคลียส (Nucleus) ซึ่งจะเสถียรและเป็นผลึกต่อไป อย่างไรก็ตามหากอนุภาคที่มีขนาดเท่ากับขนาดวิกฤตินั้นเล็กลง เรียกว่า เอ็มบริโอ (Embryo) อาจหลอมลงไปกลายเป็นโลหะเหลวใหม่ได้ นิวคลีไอก็อาจหลอมกลับไปเป็น

ของเหลวใหม่ได้ เช่นเดียวกัน Homogeneous Nucleation จะเกิดขึ้นในการแข็งตัวของโลหะเดี่ยวบริสุทธิ์ไม่มีสิ่งเจือปน ดังนั้น สมการการเปลี่ยนแปลงพลังงานอิสระ (ΔG) ในการสร้างนิวเคลียสแบบนี้คือ

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_V + 4\pi r^2 \gamma_{SL} \quad (2.1)$$

$$\Delta G_V = \frac{H_f \Delta T}{T_m} \quad (2.2)$$

เมื่อ r = ขนาดของนิวเคลียส

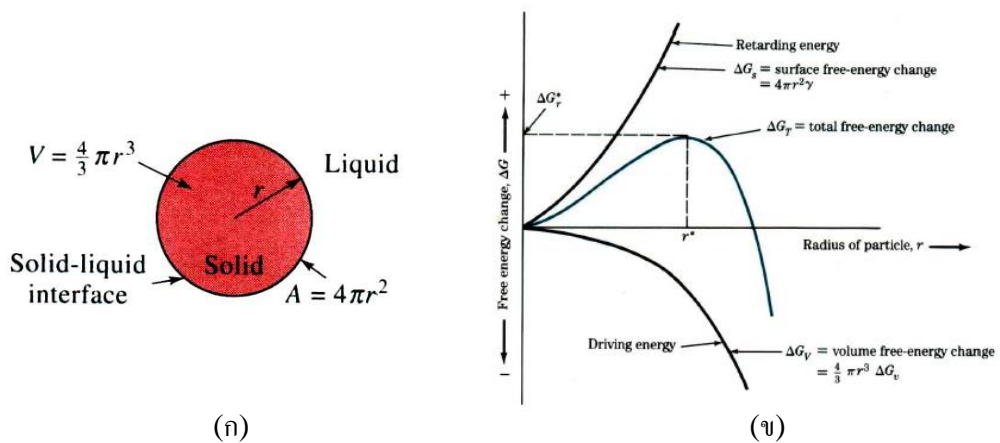
γ_{SL} = พลังงานพื้นผิวระหว่างของเหลวกับนิวเคลียส

ΔT = ผลต่างระหว่างอุณหภูมิจริงของของเหลวกับอุณหภูมิหลอมเหลว (T_m) หรือ $T_m - T$

H_f = พลังงานความร้อนแฝง

จากรูปจะพบว่าเมื่อค่า r^* หรือค่ารัศมีวิกฤติของนิวเคลียสที่สามารถขยายตัวออกไปได้ โดยทำให้พลังงานลดลงนั้นหมายความว่าที่อุณหภูมิที่สนใจนิวเคลียสใดมีค่ารัศมีมากกว่า r^* นิวเคลียสนั้นจะโตต่อไป ส่วนนิวเคลียสที่มีรัศมีเล็กกว่าค่านี้อาจจะละลายกลับคืนสู่ของเหลว

$$r^* = \frac{2\gamma_{SL}T_m}{\Delta H_f \Delta T} \quad (2.3)$$



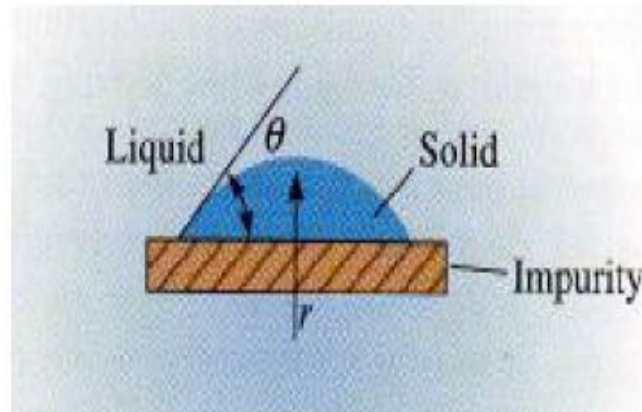
รูปที่ 2.6 (ก) แสดงรูปทรงของนิวเคลียสและ (ข) แสดงพลังงานของนิวเคลียส [11]

ตารางที่ 2.5 แสดงค่าตัวแปรต่างๆ สำหรับโลหะแต่ละประเภท [11]

Metal	Freezing Temperature, T_m ($^{\circ}\text{C}$)	Heat of Fusion, ΔH_f (J/cm^3)	Solid-Liquid Interfacial Energy, σ_{sl} (J/cm^2)	Typical Undercooling for Homogeneous Nucleation, ΔT ($^{\circ}\text{C}$)
Ga	30	488	56×10^{-7}	76
Bi	271	543	54×10^{-7}	90
Pb	327	237	33×10^{-7}	80
Ag	962	965	126×10^{-7}	250
Cu	1085	1628	177×10^{-7}	236
Ni	1453	2756	255×10^{-7}	480
Fe	1538	1737	204×10^{-7}	420
NaCl	801			169
CsCl	645			152
H ₂ O	0			40

2. Heterogeneous Nucleation

เกิดการฟอร์มของแข็งในบางบริเวณก่อนเช่น ผงโมลหรือบนสิ่งแปลกปลอม (Impurity Particle) จะเกิดขึ้นในกระบวนการหล่อโลหะในอุตสาหกรรม ซึ่งมีการผสมสารที่ทำให้เกรนละเอียด (Grain Refiner) ตามที่ต้องการ หรือมีสิ่งเจือปนอื่นๆ หรือการเกิดนิวเคลียสไอบริเวณผิวของแบบหล่อซึ่งเย็นเร็วกว่าบริเวณอื่นเป็นต้น สิ่งแปลกปลอมเหล่านี้จะมีสภาพเป็นผงเล็กๆ (Solid Particles) ลอยตัวอยู่ในโลหะหลอมเหลวและทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสเทียมให้กับโลหะหลอมเหลวได้ ซึ่งเรียกนิวเคลียสเทียมนี้ว่า Heterogeneous Nucleation ซึ่งเกิดขึ้นง่ายกว่าการเกิดแบบ Homogeneous Nucleation เนื่องจากต้องการพลังงานพื้นผิวในการสร้างนิวเคลียสน้อยกว่าค่าพลังงานด้านการนิวเคลียสจะน้อยกว่า Homogeneous มาก กระบวนการนี้จะขึ้นกับมุมสัมผัสระหว่างของแข็งกับผิวของสิ่งเจือปน (θ) ในการเปลี่ยนเฟสในกรณีที่เป็นของแข็งก็คล้ายกัน



รูปที่ 2.7 แสดงการเกิด Heterogeneous Nucleation บนสิ่งแปลกปลอม [11]

ในกระบวนการหล่อโลหะในอุตสาหกรรม เพื่อให้ได้เกรนที่มีขนาดเล็กและละเอียดสามารถกระทำได้โดยการเติม Grain Refiner ลงในโลหะหลอมเหลว ในกระบวนการหล่อโลหะเช่น กระบวนการหล่อโลหะผสมของอะลูมิเนียมมักจะใช้ Ti, B และ Zr เป็น Grain Refiner

การเกิดผลึกในโลหะเหลว

หลังจากที่เกิดนิวคลีโอที่เสถียรขึ้นในกระบวนการแข็งตัวของโลหะแล้วนิวคลีโอจะโตขึ้นเรื่อยๆ จนกระทั่งได้เป็นผลึกภายในผลึกอะตอมจะจัดเรียงตัวเป็นระเบียบที่สม่ำเสมอ แต่ทิศทางของแต่ละผลึกจะแตกต่างกันไปเมื่อการแข็งตัวของโลหะเกิดขึ้นอย่างสมบูรณ์ แต่ละผลึกจะสัมผัสกันในทิศทางที่ต่างกัน โลหะที่ประกอบด้วยผลึกจำนวนมากนี้จะถูกเรียกว่าโลหะหลายผลึก (Polycrystalline) ซึ่งแต่ละผลึกถูกเรียกว่าเกรน และผิวสัมผัสระหว่างผลึกเรียกว่าขอบเขตของเกรน

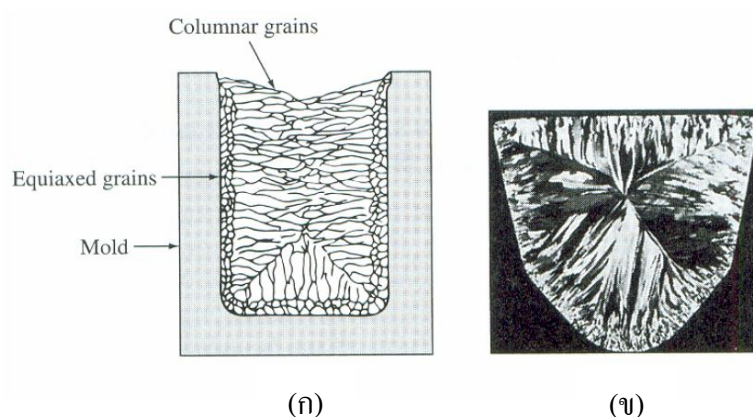
จำนวนของนิวคลีโอที่เกิดขึ้นในกระบวนการแข็งตัวของโลหะจะมีผลต่อโครงสร้างของเกรน กล่าวคือถ้าจำนวนนิวคลีโอที่เกิดขึ้นมีจำนวนน้อยจะทำให้ได้โครงสร้างของเกรนที่มีความหยาบและขนาดใหญ่ (Coarse Grains) แต่ถ้ามีจำนวนนิวคลีโอเกิดขึ้นมากจะทำให้ได้โครงสร้างของเกรนที่ละเอียด (Fine Grain) ซึ่งเป็นความต้องการของวิศวกร เพราะโลหะที่มีความแข็งแรงที่ดีจะต้องประกอบด้วยโครงสร้างของเกรนที่ละเอียดและสม่ำเสมอ จำนวนนิวคลีโอที่เกิดขึ้นมีความสัมพันธ์กับอัตราเร็วในการทำให้โลหะที่หลอมเหลวเย็นลงมาก กล่าวคือถ้าทำให้โลหะเย็นตัวลงอย่างรวดเร็วจะมีผลทำให้เกิดนิวคลีโอจำนวนมากและได้เกรนที่มีขนาดละเอียด ในทางตรงกันข้ามถ้าทำให้เย็นตัวลงอย่างช้าๆ จะทำให้เกิดนิวคลีโอจำนวนน้อยและได้เกรนที่ใหญ่กว่า

นอกจากนี้ยังมีปัจจัยอื่นๆ ที่มีผลต่อจำนวนของการเกิดนิวคลีโอ เช่นการมีสิ่งแปลกปลอม อาทิเช่น อะลูมิเนียมและไทเทเนียมในโลหะหลอมเหลวหรือการคนโลหะที่

หลอมเหลวในกระบวนการทำให้โลหะแข็งตัวเป็นต้น หากผสมโลหะบางชนิดลงไปโลหะเหลวในปริมาณเล็กน้อย เช่น Al, Zr, B และ Ti จะได้จำนวนเกรนมาก เมื่อแข็งตัวแล้วจะได้โลหะเกรนละเอียด เรียกโลหะที่ใช้เติมว่า Grain Refiner เมื่อนำโลหะเหลวไปเทลงในแบบหล่อที่อยู่กับที่โดยไม่เติม Grain Refiner จะมีโครงสร้างเกรนเกิดขึ้น 2 แบบ คือ

1. *Equiaxed Grains* เป็นเกรนที่เกิดจากผลึกที่โตในทุกทิศทางและมักเกิดขึ้นในบริเวณที่ใกล้ผนังของแบบที่ใช้หล่อดังแสดงในรูปที่ 2.8(ก) เพราะบริเวณที่ใกล้ผนังของแบบที่ใช้หล่อจะมีปริมาณ Undercooling สูงหรืออัตราการเย็นตัวสูงทำให้เกิดนิวคลีไอขนาดเล็กจำนวนมากซึ่งเป็นผลก่อให้เกิด Equiaxed Grains ที่ละเอียด

2. *Columnar Grains* เป็นเกรนที่มีลักษณะยาวและหยาบ เกรนชนิดนี้จะเกิดขึ้นในกรณีที่โลหะหลอมเหลวเย็นตัวลงอย่างช้าๆ อาทิเช่น บริเวณตรงกลางของแบบหล่อซึ่งเป็นบริเวณที่โลหะหลอมเหลวเย็นตัวลงช้ากว่าเมื่อเทียบกับบริเวณใกล้ผนังของแบบหล่อ หรือกล่าวอีกนัยหนึ่งคือเป็นบริเวณที่มีปริมาณ Undercooling ที่ต่ำทำให้เกิดปริมาณนิวคลีไอจำนวนน้อยซึ่งเป็นผลก่อให้เกิด Columnar Grains ที่มีลักษณะหยาบดังแสดงในรูปที่ 2.8(ข)



รูปที่ 2.8 (ก) แสดงโครงสร้างของเกรนของโลหะที่แข็งตัวในแม่แบบที่เย็น

(ข) แสดงภาพตัดขวางการเกิดของโลหะผสมอะลูมิเนียม 1100 (99.0% Al) [12]

2.1.11 อิทธิพลของธาตุผสมต่อสมบัติของอะลูมิเนียม

ในปัจจุบันมีการพัฒนาโลหะ เพื่อให้มีสมบัติทางกล สมบัติทางฟิสิกส์ และสมบัติทางเคมีให้ได้ตามความเหมาะสม เพื่อนำไปใช้งาน ในการพัฒนานี้จะนิยมเติมธาตุต่างๆ ลงไปในโลหะแม่ในอัตราส่วนที่เหมาะสม ฉะนั้นเราจะต้องมีการศึกษาผลต่างๆ ที่มีผลต่อโลหะ

ตารางที่ 2.6 แสดงอิทธิพลของธาตุผสมต่อสมบัติของอะลูมิเนียม [13]

Antimony	0.08-0.15% เพื่อให้ Eutectic Phase จากขนาดใหญ่กลายเป็นรูปเข็มขนาดเล็ก
Beryllium	จะเติมประมาณ 2-3 ppm จะช่วยลดการเกิดออกซิเดชัน นอกจากนี้ยังมีส่วนช่วยในการเพิ่มความแข็งแรง
Boron	จะรวมกับธาตุอื่นเกิดเป็นสารประกอบโบไรด์ เช่น TiB_2 ทำให้เกรนมีขนาดเล็กลง แต่ถ้ามีจำนวนมากเกินไปจะทำให้อายุการใช้งานของชิ้นส่วนลดลงได้
Calcium	จะเติมในปริมาณที่เล็กน้อยเพื่อเปลี่ยนขนาดและรูปร่างของ Al-Si phase
Chromium	จะรวมตัวกับอะลูมิเนียมเป็น $CrAl_7$ ซึ่งจะละลายได้ในอะลูมิเนียมน้อยมาก จึงช่วยลดขนาดเกรน และช่วยเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อน
Sodium	จะช่วยลดขนาดของ Al-Si Eutectic แต่จะลดความเหนียวของ Al-Mg alloy
Copper	เป็นธาตุแรกที่ถูกนำมาผสมกับอะลูมิเนียมเพื่อผลิตโลหะผสม ทองแดงช่วยปรับปรุงสมบัติการกัดกร่อนและสมบัติเชิงกลของโลหะ ส่วนใหญ่จะเติมในปริมาณ 4-10% แต่มีประสิทธิภาพในการเพิ่มความแข็งแรง และความแข็งสูงสุดที่ประมาณ 4-6%Cu ให้กับโลหะหล่อและภายหลังจากกระบวนการอบชุบ แต่ก็มีข้อเสียคือ ลดความต้านทานการกัดกร่อน เกิดการแตกของชิ้นงานในขณะร้อนได้ง่ายขึ้นและลดความสามารถในการหล่อด้วย
Magnesium	เป็นธาตุที่มักรวมกับ Si เป็น Mg_2Si มีประสิทธิภาพในการเพิ่มความแข็งแรงและความแข็งใน Heat-Treated Al-Si และ AlSiCuNi alloys ประมาณ 0.04-0.07% หากผสมแมกนีเซียมในปริมาณ 3-5% จะช่วยปรับปรุงสมบัติการกัดกร่อนและสมบัติเชิงกลของชิ้นงานได้ และหากเพิ่มปริมาณผสมถึง 10% จะช่วยเพิ่มประสิทธิภาพการอบชุบได้ แต่จะทำให้เกิดการแตกของชิ้นงานในขณะร้อนได้ง่ายขึ้น และสมบัติการหล่อไม่ดี แต่จะทำให้สมบัติทนการกัดกร่อนและค่าการยึดตัวดีขึ้น
Manganese	Mn เป็นธาตุที่สำคัญในอะลูมิเนียมรีด แต่จะถือว่าเป็นสารมลทินและต้องจำกัดปริมาณในอะลูมิเนียมหล่อ แมงกานีสในปริมาณ 0.2-0.5% จะช่วยทำให้โครงสร้างรูปเข็มของ $AlFe_3$ ที่เกิดจากธาตุเหล็กกลายเป็นโครงสร้างกลมได้ ซึ่งจะช่วยปรับปรุงสมบัติเชิงกลและสมบัติทนการกัดกร่อนให้ดีขึ้น ซึ่ง

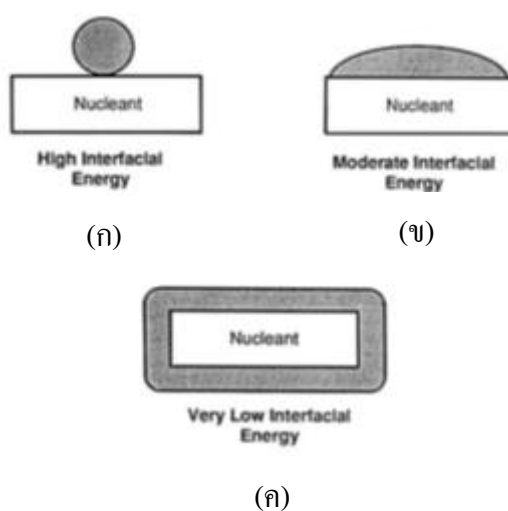
	หากมี Sludge เกิดขึ้นจะทำให้เกิด Hard Spot ของโลหะได้
Nickel	นิยมเติมรวมกันกับทองแดง เพื่อเพิ่มความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง และช่วยลดค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนด้วย เมื่อเติมธาตุนี้เกิดในโลหะผสม Al-Cu-Mg alloy และ Al-Cu-Si-Mg alloy ในปริมาณ 1.5-2.0% จะช่วยทำให้ความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูงไม่ลดน้อยลง มักใช้ในชิ้นงานที่ต้องการการทนความร้อน เช่น ลูกสูบ เป็นต้น
Titanium	จะใช้เป็น Grain Refiner (ลดขนาดเกรน) ของอะลูมิเนียมหล่อและลดความเสี่ยงในการเกิดการแตกร้าวร้อน ไทเทเนียมผสมในปริมาณ 0.1-0.2% จะช่วยปรับสภาพเกรนให้ละเอียดลง ซึ่งจะทำให้สมบัติเชิงกลสูงขึ้น และในโลหะผสม Al-Cu จะช่วยลดการแตกของชิ้นงานได้ แต่หากเติมในปริมาณมากเกินไปจะทำให้สมบัติการไหลตัวต่ำลง
Tin	มีประสิทธิภาพในการลดแรงเสียดทาน จึงนิยมเติมในโลหะที่ต้องใช้ในงานด้าน Bearing อะลูมิเนียมหล่อบางเกรดมีดีบุกสูงถึง 25%
Zinc	สังกะสีจะมีประสิทธิภาพร่วมกับ Cu และ Mg ในการเพิ่มความแข็งแรง แต่หากเป็นสังกะสีที่ผสมอยู่ในฐานของสารมลทินแล้ว จะทำให้สมบัติเชิงกลและสมบัติทนการกัดกร่อนลดต่ำลง
Iron	จะมีประสิทธิภาพในการเพิ่มความต้านทานการร้าวขณะร้อน และลดการบิดเบือนในการหล่อแบบ Die Casting แต่จะส่งผลให้สมบัติเชิงกลโดยเฉพาะค่าการยืดตัว (Elongation) มีค่าต่ำลงไปด้วย เหล็กจะรวมกับธาตุอื่นเกิดเป็นสารประกอบ เช่น FeAl ₃ , FeMnAl ₆ และ α -AlFeSi ซึ่งจะทำให้มีความแข็งแรงสูงขึ้นโดยเฉพาะอย่างยิ่งที่อุณหภูมิสูง แต่ถ้ามีปริมาณมากเกินไปจะลดความเหนียว

ในทางการค้ามีโลหะรวม (Hardener) สำหรับทำหน้าที่ให้เม็ดเกรนละเอียดหลายตัวดังนี้ Al-Ti, Al-B, Al-Ti-B, Al-Ta, Al-Zr และ Al-Zr-B ตัวที่ใช้กันอย่างกว้างขวางที่สุด ได้แก่ Al-Ti และ Al-Ti-B สำหรับส่วนผสมนั้น Al-Ti มีส่วนผสมของไทเทเนียมระหว่าง 5-10% และ Al-Ti-B มีส่วนผสมของไทเทเนียมประมาณ 5% โบรอนประมาณ 0.1-2.5% ปริมาณของสารที่ทำให้เม็ดเกรนละเอียดที่ต้องการสำหรับอะลูมิเนียมผสมต่างๆไปและจะใช้ประมาณ 0.05-0.15% ไทเทเนียม และ 0.04% โบรอน หรือระหว่าง 0.01-0.08 ไทเทเนียม และ 0.03% โบรอน ถ้าใช้ปริมาณของสารที่ทำให้เม็ดเกรนละเอียดมากเกินไปจะเกิดข้อเสียดตรงที่มีการแยกตัว โดยเฉพาะ

ไทเทเนียม-โบไรด์จะมีความหนาแน่นมากกว่าอะลูมิเนียมจะแยกตัวตกตะกอนจมอยู่กันเข้าหรือกัน
เตา นอกจากนี้ไทเทเนียม-โบไรด์ มีความแข็งค่อนข้างสูงจะทำให้อายุการทำงานของแม่พิมพ์
โดยเฉพาะแม่พิมพ์ที่มีอะลูมิเนียมผสม (Extrusion Die) จะสั้นลงมาก

2.1.12 หลักการปรับสภาพเกรนละเอียด (Principles of Grain Refinement)

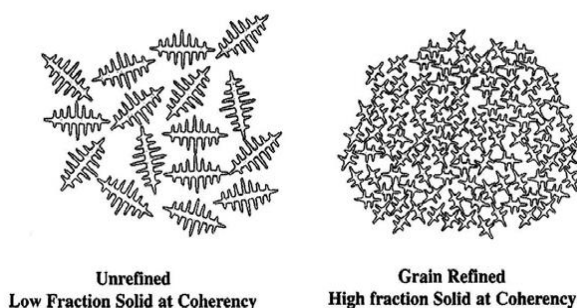
ขนาดเกรนของชิ้นงานที่ได้จากการหล่อมีความสัมพันธ์กับจำนวนการเกิด
นิวเคลียสในโลหะหลอมเหลวที่เกิดขึ้นในระหว่างการแข็งตัว (Solidification) ในกรณีที่นิวเคลียสที่
เป็นอนุภาคแปลกปลอมทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสเทียมหรือที่เรียกว่า Heterogeneous Nucleation การ
ที่มี Nuclei มากทำให้เกิดเกรนเป็นจำนวนมากภายหลังการแข็งตัว เป็นผลให้เนื้อโลหะที่ได้จะมี
ขนาดเกรนที่ละเอียดแต่ถ้านิวเคลียสที่เกิดขึ้นเป็นชนิดเดียวกับเนื้อโลหะที่เรียกว่า Homogeneous
Nucleation เกรนที่ได้ภายหลังการแข็งตัวจะมีขนาดใหญ่หรือหยาบ ยิ่งถ้ามีปัจจัยอื่นสนับสนุน เช่น
อัตราการเย็นตัวทำให้เกรนยิ่งละเอียดขึ้นถ้าอัตราการเย็นตัวเร็วขนาดเกรนที่ได้จะมีขนาดที่ละเอียด
แต่ถ้าอัตราการเย็นตัวช้าจะมีผลทำให้เกรนที่ได้ภายหลังการเย็นตัวมีขนาดใหญ่และหยาบ การ
เติบโตของ Nuclei จะขึ้นอยู่กับพลังงานพื้นผิว (Interfacial Energy) ระหว่าง Nuclei และ Nucleus
ซึ่ง Nucleus สามารถเติบโตเป็นเกรนต่อไปได้เมื่อพลังงานผิวของ Nucleus มีต่ำกว่า Nucleant ทำให้
เกิดการพอกหุ้มอนุภาคของ Nucleant ดังแสดงในรูปที่ 2.9 ถ้าพลังงานผิวไม่เพียงพอที่จะหุ้มพอกจะ
ทำให้เกิดการแยกตัว นอกจากนั้นการเกิดโครงสร้างละเอียดยังขึ้นอยู่กับลักษณะโครงสร้างผลึก
(Crystall Graphic) ที่ต้องคล้ายคลึงกันรวมถึงการเย็นตัวอย่างยิ่งยวด (High Undercooling) ทำให้เกิด
เกรนละเอียดได้สูง



รูปที่ 2.9 ผลของพลังงานระหว่างผิวหน้าของนิวเคลียสในรูปแบบของนิวเคลียสเทียม (ก)
มีค่าความตึงผิวสูง (ข) มีค่าความตึงผิวที่เหมาะสม (ค) มีค่าความตึงผิวต่ำมาก [14]

2.1.13 ผลการปรับสภาพเกรนละเอียดงานหล่อ (Effect Grain Refinement on Casting)

ขนาดเกรนที่ได้จากการหล่อสามารถทำความเข้าใจได้ง่ายโดยการดูรายละเอียดจากการเกิด Dendrite ปกติแล้วเราสามารถดูได้จากภาพตัดจากตัวอย่างและการทดสอบลักษณะโครงสร้างประกอบด้วยรูปแบบที่เป็น 3 มิติดังรูปที่ 2.10 อะลูมิเนียมหล่อเป็นโลหะที่มีขนาดเกรนที่แตกต่างกันออกไป ในกรณีที่มีเกรนหยาบสมบัติทางกลของเนื้อโลหะจะต่ำลง การทำให้เนื้อโลหะมีเกรนละเอียดเป็นเทคนิคที่มีความสำคัญเป็นอย่างมากซึ่งจะช่วยให้สมบัติทางกลของเนื้อโลหะสูงขึ้นช่วยให้การผลิตอะลูมิเนียมมีเนื้อโลหะที่มีความต้านทานต่อการขยายตัวภายในที่ดี



รูปที่ 2.10 ผลที่เกิดจากการปรับสภาพเกรนละเอียด [15]

2.1.14 การทดสอบความแข็ง (Hardness Test)

ความแข็งคือสมบัติของวัสดุที่สามารถต้านทานหรือทนต่อการเสียรูปแบบพลาสติกโดยปกติเกิดจากการทำให้เป็นรอยจากการกด อย่างไรก็ตามความแข็งอาจรวมถึงความต้านทานต่อการตัด การขีด การขัดและการตัด การวัดความแข็งไม่ใช่สมบัติเนื้อแท้ของวัสดุที่กำหนดได้ด้วยค่าจำกัดความที่แน่นอนบนหน่วยพื้นฐานของมวลความยาวและเวลา ค่าสมบัติความแข็งคือผลของกระบวนการวัดที่กำหนดความแข็งของวัสดุได้ถูกประเมินมาอย่างยาวนานโดยความต้านทานต่อการขีดและการตัดตัวอย่างเช่น วัสดุ B ขีดวัสดุ C เป็นรอยแต่ไม่สามารถขีดวัสดุ A เป็นรอยในทางกลับกันวัสดุ A ขีดวัสดุ B เป็นรอยเล็กน้อยและขีดวัสดุ C เป็นรอยมาก

การทดสอบความแข็งโดยการเปรียบเทียบมีข้อจำกัดในการใช้งานและไม่สามารถให้ข้อมูลตัวเลขที่แม่นยำหรือกำหนดสเกลเฉพาะสำหรับวัสดุและโลหะสมัยใหม่ วิธีโดยปกติเพื่อหาค่าความแข็งคือการวัดจากความลึกหรือพื้นที่ของรอยกดที่เหลือทิ้งไว้จากหัวกดที่มีรูปร่างภาระ (Load) และเวลาที่เจาะจง วิธีมาตรฐานหลัก 3 มาตรฐานสำหรับการแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและขนาดของรอยกดคือ ร็อคเวลล์ บริเนลล์ และวิกเกอร์ แต่ละวิธีของมาตรฐานได้ถูก

แบ่งเป็นสเกลกำหนดโดยภาระที่ใช้และลักษณะของหัวกดด้วยเหตุผลของการใช้งานและการสอบเทียบ

ในที่นี้ขอกล่าวถึงการทดสอบความแข็งที่ผู้ทำวิจัยใช้ทดสอบคือการทดสอบความแข็งแบบร็อกเวลล์ (Rockwell Hardness Test)

การทดสอบความแข็งแบบร็อกเวลล์ (Rockwell Hardness Test)

การทดสอบแบบนี้คล้ายกับการทดสอบแบบบริเนลล์ แต่ใช้หัวกดเล็กกว่าและแรงน้อยกว่า ค่าของแรงที่ใช้และชนิดหรือขนาดของหัวกดจะเปลี่ยนได้ขึ้นกับสเกลของความแข็งแบบร็อกเวลล์ที่เราจะเลือกใช้ให้เหมาะสมกับชนิดของวัสดุที่จะทดสอบ การอ่านค่าความแข็งจะอ่านโดยตรงจากเครื่อง กล่าวคือ ถ้าความลึกของรอยกดลงไปตื้นค่าของตัวเลขจะสูงแสดงว่าวัสดุมีความแข็งมาก วิธีการทดสอบจะให้แรงกระทำเล็กน้อยคือ 10 กิโลกรัม จากนั้นจะเพิ่มแรงกระทำขึ้นซึ่งอาจจะมีตั้งแต่ 60-100 กิโลกรัม ขึ้นอยู่กับขนาดและชนิดของหัวกด นอกจากนี้ยังขึ้นอยู่กับชนิดของวัสดุที่จะทดสอบด้วย หัวกดที่ใช้ อาจจะเป็นลูกบอลเหล็กหรือเพชรที่มีรูปกรวย การทดสอบแบบร็อกเวลล์นี้ใช้อย่างกว้างขวางเพราะสามารถใช้วัดความแข็งของวัสดุชนิดต่างๆ ได้มากกว่าสามารถวัดความแข็งของวัสดุที่การทดสอบแบบบริเนลล์วัดไม่ได้ การใช้งานสะดวกอ่านค่าได้รวดเร็ว เพราะอ่านโดยตรงจากเครื่อง และเนื่องจากรอยบุ๋มมีขนาดเล็กจึงไม่ทำลายผิวของชิ้นทดสอบ จึงเป็นวิธีวัดความแข็งของโลหะที่นิยมใช้มากที่สุดโดยจะวัดความแข็งจาก “ความลึก” ระยะกดที่ถูกหัวกดกดด้วยแรงคงที่ ดังนั้นวิธีนี้จึงมีการวัดด้วยกันหลายสเกลเพื่อให้สามารถเลือกใช้วัดความแข็งได้เหมาะสมที่สุดแรงที่ใช้กดมี 2 ส่วนคือ Minor Load และ Major Load

- Minor Load (F_0) เป็นแรงที่ยึดหัวกดลูกบอลเหล็กชุบแข็ง หรือหัวกดเพชรไว้บนผิวโลหะที่จะวัดความแข็ง มีค่า 10 kgf เมื่อกดแรงนี้ลงไป จะเป็นการ Zero Set ที่หน้าปัด (Rockwell Superficial Hardness Test จะใช้ Minor Load = 3 kgf)

- Major Load (F_1) เป็นแรงที่มากกว่า F_0 และจะกดลงอย่างต่อเนื่องภายหลังจากให้ Minor Load กับชิ้นงาน

วิธีทดสอบความแข็งแบบร็อกเวลล์ ประกอบด้วยการกดวัสดุทดสอบด้วยหัวกดเพชรรูปกรวยหรือหัวกดลูกบอลเหล็กชุบแข็ง ให้ภาระหัวกดกดวัสดุทดสอบภายใต้ภาระเริ่มต้น 10 กิโลกรัมแรงเมื่อถึงภาวะคงที่ โดยเข็มชี้จะเคลื่อนที่ตามการเคลื่อนที่ของหัวกดและยังตอบสนองต่อการเปลี่ยนแปลงความลึกของรอยกดจากหัวกดถูกกำหนดให้เป็นตำแหน่งศูนย์ ในขณะที่ให้ภาระเริ่มต้นก็เพิ่มภาระหลักด้วยส่งผลต่อการเพิ่มขนาดของรอยกด เมื่อถึงภาวะคงที่อีกครั้งภาระหลักได้ถูกเอาออกแต่ภาระเริ่มต้นยังคงไว้ การเอาภาระหลักออกส่งผลให้มีการคืนตัวบางส่วนเป็นผลให้

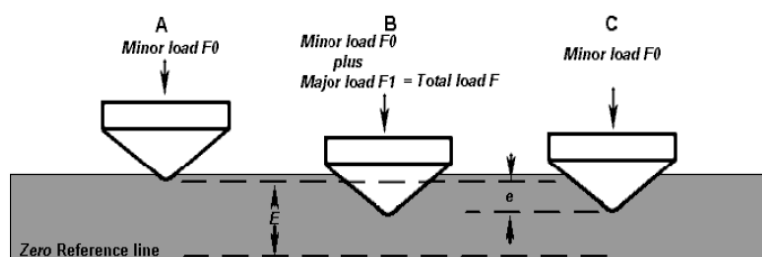
ความลึกของรอยกดลดลง การเพิ่มขึ้นความลึกของรอยกดอย่างถาวรเป็นผลจากการเพิ่มและเอาภาระหลักออกใช้คำนวณค่าความแข็งร็อกเวลล์

$$HR = E - e \quad (2.4)$$

HR = ค่าความแข็งในหน่วย Rockwell (Rockwell Hardness Number)

E = ค่าคงที่ขึ้นอยู่กับรูปร่างของหัวกด: 100 หน่วยสำหรับหัวกดเพชร, 130 หน่วยสำหรับหัวกดลูกบอลเหล็ก

e = การเพิ่มขึ้นถาวรของความลึกจากการภาระหลักหน่วยของ 0.002 มิลลิเมตร (0.002 มิลลิเมตรมีค่าเท่ากับ 1 หน่วย)



รูปที่ 2.11 หลักการความแข็งร็อกเวลล์ (ASTM E18-08b) [16]

สำหรับมาตรฐานความแข็งแบบ Rockwell มีอยู่ 15 สเกล (ไม่รวม Superficial Hardness Scale) ดังแสดงในตารางที่ 2.7

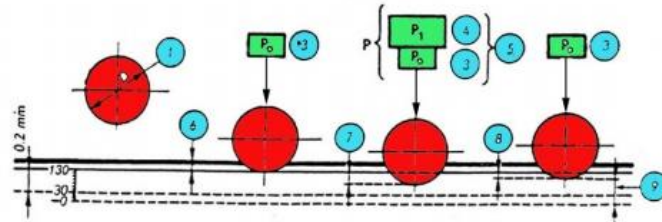
ค่าความแข็งจะแสดงเป็น 2 ส่วนคือ ตัวเลขค่าความแข็งที่วัดได้และสัญลักษณ์ของสเกลที่ใช้วัด (แสดงถึงลักษณะหัวกดที่ใช้วัดค่าและ Major Load) ตัวอย่างเช่น 64.0 HRC หมายความว่าค่าตัวเลขความแข็งที่อ่านได้ เท่ากับ 64.0 ด้วยการวัดแบบ Rockwell สเกล C ที่ใช้หัวกดเพชรและมีค่า Major Load เท่ากับ 100 kgf

การทดสอบความแข็งร็อกเวลล์สเกล B

สเกล B ใช้ในการทดสอบวัสดุความแข็งปานกลางในช่วง 0-100 HRB ถ้าใช้หัวกดบอลวัดค่าความแข็งของวัสดุเกิน 100 HRB อาจทำให้หัวบอลเกิดการยุบตัวทำให้ได้ค่าความแข็งที่คลาดเคลื่อนได้ ส่วนสเกล C มักใช้ทดสอบกับวัสดุที่มีความแข็งมากกว่า 100 HRB ซึ่งปกติแล้วเหล็กกล้าจะมีค่าความแข็งสูงสุดประมาณ 70 HRC และการวัดความแข็งด้วยสเกล C จะอยู่ที่ประมาณ 20 HRC ขึ้นไป เนื่องจากการทดสอบความแข็งต่ำกว่า 20 HRC ได้รอยกดที่เล็กมากทำให้ค่าความแข็งที่ได้ไม่น่าเชื่อถือ ในการทดสอบให้เลือกใช้สเกลที่ใช้หัวกดบอลที่มีขนาดเล็กที่สุดเท่าที่จะเป็นไปได้ทั้งนี้เพราะความว่องไวในการตรวจวัดจะลดลงตามขนาดรอยกดที่เพิ่มขึ้น วิธีนี้ใช้หัวกดทดสอบเป็นทรงกลมเหล็กกล้าแข็งขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1/16 นิ้ว

ตารางที่ 2.7 แสดงมาตรฐานความแข็งแบบ Rockwell [17]

สเกล	ประเภทหัวกด	Major load, kgf	การใช้งานทั่วไป
A	หัวกดเพชร (two scales-carbide and steel)	60	ซีเมนต์คาร์ไบด์, เหล็กกล้าที่มีขนาดบาง และเหล็กกล้าชุบแข็งผิวไม่ลึก (shallow case-hardening steel)
B	ลูกบอลเหล็กกล้าชุบแข็ง 1/16 นิ้ว (1.588 มม.)	100	โลหะผสมของทองแดง (Copper alloys), เหล็กกล้าที่ไม่แข็งมาก (soft steels), โลหะผสมของอะลูมิเนียม (aluminum alloys) และเหล็กหล่ออบเหนียว (malleable iron)
C	หัวกดเพชร	150	เหล็กกล้า, เหล็กหล่อที่มีความแข็งสูง (hard cast irons), เหล็กหล่ออบเหนียว ชนิดเพอร์ริติก, ไทเทเนียม, เหล็กกล้าชุบแข็งที่ผิวลึก และวัสดุอื่นๆ ที่มี ความแข็งมากกว่า 100 HRB
D	หัวกดเพชร	100	เหล็กกล้าที่มีขนาดบาง และเหล็กกล้าชุบแข็งที่ผิว และเหล็กหล่ออบเหนียว ชนิดเพอร์ริติก
E	ลูกบอลเหล็กกล้าชุบแข็ง 1/8 นิ้ว (3.175 มม.)	100	เหล็กหล่อ, โลหะผสมของอะลูมิเนียม โลหะผสมของแมกนีเซียม และ โลหะสำหรับผลิตเบร้ง
F	ลูกบอลเหล็กกล้าชุบแข็ง 1/16 นิ้ว (1.588 มม.)	60	โลหะผสมของทองแดงที่ผ่านการอบอ่อน และ โลหะแผ่นบางที่ไม่แข็ง
G	ลูกบอลเหล็กกล้าชุบแข็ง 1/16 นิ้ว (1.588 มม.)	150	บรอนซ์ผสมฟอสฟอรัส (Phosphor bronze), โลหะผสมทองแดง-เบริลเลียม (beryllium copper), เหล็กหล่ออบเหนียว. โดยความแข็งสูงสุดที่วัดได้ จะต้องไม่เกิน 92 HRG เพื่อป้องกันหัวกดเสียหาย
H	ลูกบอลเหล็กกล้าชุบแข็ง 1/8 นิ้ว (3.175 มม.)	60	อะลูมิเนียม, สังกะสี และตะกั่ว
K	ลูกบอลเหล็กกล้าชุบแข็ง 1/8 นิ้ว (3.175 มม.)	150	โลหะสำหรับผลิตเบร้ง และวัสดุอื่นๆ ที่บางและนุ่ม โดยเลือกใช้ลูกบอล เหล็กกล้าชุบแข็งขนาดเล็กและใช้แรงกดสูงเพื่อป้องกันผลของ anvil effect
L	ลูกบอลเหล็กกล้าชุบแข็ง 1/4 นิ้ว (6.350 มม.)	60	โลหะสำหรับผลิตเบร้ง และวัสดุอื่นๆ ที่บางและนุ่ม โดยเลือกใช้ลูกบอล เหล็กกล้าชุบแข็งขนาดเล็กและใช้แรงกดสูงเพื่อป้องกันผลของ anvil effect
M	ลูกบอลเหล็กกล้าชุบแข็ง 1/4 นิ้ว (6.350 มม.)	100	โลหะสำหรับผลิตเบร้ง และวัสดุอื่นๆ ที่บางและนุ่ม โดยเลือกใช้ลูกบอล เหล็กกล้าชุบแข็งขนาดเล็กและใช้แรงกดสูงเพื่อป้องกันผลของ anvil effect
P	ลูกบอลเหล็กกล้าชุบแข็ง 1/4 นิ้ว (6.350 มม.)	150	โลหะสำหรับผลิตเบร้ง และวัสดุอื่นๆ ที่บางและนุ่ม โดยเลือกใช้ลูกบอล เหล็กกล้าชุบแข็งขนาดเล็กและใช้แรงกดสูงเพื่อป้องกันผลของ anvil effect
R	ลูกบอลเหล็กกล้าชุบแข็ง 1/2 นิ้ว (12.70 มม.)	60	โลหะสำหรับผลิตเบร้ง และวัสดุอื่นๆ ที่บางและนุ่ม โดยเลือกใช้ลูกบอล เหล็กกล้าชุบแข็งขนาดเล็กและใช้แรงกดสูงเพื่อป้องกันผลของ anvil effect
S	ลูกบอลเหล็กกล้าชุบแข็ง 1/2 นิ้ว (12.70 มม.)	100	โลหะสำหรับผลิตเบร้ง และวัสดุอื่นๆ ที่บางและนุ่ม โดยเลือกใช้ลูกบอล เหล็กกล้าชุบแข็งขนาดเล็กและใช้แรงกดสูงเพื่อป้องกันผลของ anvil effect
V	ลูกบอลเหล็กกล้าชุบแข็ง 1/2 นิ้ว (12.70 มม.)	150	โลหะสำหรับผลิตเบร้ง และวัสดุอื่นๆ ที่บางและนุ่ม โดยเลือกใช้ลูกบอล เหล็กกล้าชุบแข็งขนาดเล็กและใช้แรงกดสูงเพื่อป้องกันผลของ anvil effect



รูปที่ 2.12 หลักการทดสอบความแข็งรีดิวซ์สเกล B (ASTM E18-08b) [17]

ข้อดีของการทดสอบ สามารถอ่านค่าตัวเลขความแข็งได้โดยตรงและเวลาทดสอบที่รวดเร็ว

ข้อเสียของการทดสอบ สเกลที่มีไม่มีความสัมพันธ์กันและมีผลกระทบจากแท่นรองตัวอย่าง

ตารางที่ 2.8 แสดงภาพการทดสอบความแข็ง Rockwell ด้วยหัวกดบอลสเกล B [18]

หมายเลข	สัญลักษณ์	ความหมาย
1	D	เส้นผ่านศูนย์กลางหัวบอล 1/16 นิ้ว (1.588 mm.)
3	P_0	น้ำหนักกดเบื้องต้น 10 kgf (98 N)
4	P_1	น้ำหนักกดหลัก 50 90 หรือ 140 kgf
5	P	น้ำหนักกดแท้จริง $P_0 + P_1 = 60$ 100 หรือ 150 kgf (589 981 หรือ 1472 N)
6	---	ความลึกรอยกดที่เกิดจากน้ำหนักกดเบื้องต้น
7	---	ความลึกรอยกดที่เกิดจากน้ำหนักกดแท้จริง
8	e	ความลึกรอยกดถาวรภายใต้ น้ำหนักกดเบื้องต้นหลังนำน้ำหนักกดหลักออก ซึ่งมีค่าสูงสุดเท่ากับ 0.002 mm.
9	xx HRx	ความแข็ง Rockwell สเกล F B และ G = 130 - e

ข้อควรพิจารณาในการทดสอบ การทดสอบความแข็งรีดิวซ์ เป็นวิธีทดสอบที่มาตรฐานและสามารถกำหนดค่าความแข็งของวัสดุเป็นมาตรฐานได้เช่นเดียวกับการทดสอบความ

แข็งบริเนลล์และวิกเกอร์ ดังนั้นเพื่อให้ได้ผลการทดสอบความแข็งรีอคเวลล์สเกลต่างๆ ถูกต้องจึงมีข้อควรพิจารณาดังนี้

1. ผิวของชิ้นทดสอบต้องราบเรียบปราศจากสะเก็ดออกไซด์น้ำมันหรือสิ่งแปลกปลอมอื่นๆ เพื่อป้องกันการลื่นและเคลื่อนที่ของหัวกดทดสอบ ขณะที่เพิ่มแรงกดทดสอบและการเตรียมผิวชิ้นทดสอบควรหลีกเลี่ยงกรรมวิธีทางความร้อน เพราะจะทำให้ความแข็งที่ผิวชิ้นทดสอบเปลี่ยนไป

2. การวัดความแข็งของโลหะชิ้นทดสอบที่ผ่านการชุบผิวแข็งซึ่งจะมีความแข็งที่ผิวบางมาก ดังนั้นการเลือกสเกลความแข็งรีอคเวลล์ควรรู้ทรงกลมเหล็กกล้าแข็งเป็นหัวกดทดสอบและแรงกดรวมขนาดต่างๆ เพื่อป้องกันการกดทะลุชั้นของความแข็งลงไปถึงผิวเนื้อโลหะข้างใต้ซึ่งอ่อนกว่ามากจะทำให้ค่าความแข็งที่ทดสอบได้ผิดพลาด

3. ความหนาของชิ้นทดสอบต้องไม่น้อยกว่า 8 เท่าของความลึกของรอยนูนถาวรและหลังจากการทดสอบแล้วจะต้องไม่มีรอยนูนเกิดขึ้นทางด้านหลังชิ้นทดสอบซึ่งการวัดความลึกรอยกดแบ่งได้เป็น 2 ส่วนดังนี้

- ความลึกรอยกด = $(100 - \text{ค่าความแข็งที่วัดได้}) \times 0.002$ สำหรับหัวกดเพชร

- ความลึกรอยกด = $(130 - \text{ค่าความแข็งที่วัดได้}) \times 0.002$ สำหรับหัวกดบอล

4. ตำแหน่งกดทดสอบควรมีระยะห่างจากจุดศูนย์กลางของรอยนูนที่อยู่ข้างเคียงกัน ไม่น้อยกว่า 4 เท่าของเส้นผ่านศูนย์กลางของรอยนูนและระยะห่างจากจุดศูนย์กลางของรอยนูนจากขอบของชิ้นทดสอบควรห่างเป็นอย่างน้อย 2.5 เท่าของเส้นผ่านศูนย์กลางของรอยนูน

5. การกดทดสอบจะต้องไม่มีแรงกระแทกเกิดขึ้นหรือเกิดการสั่นสะเทือนเนื่องจากแท่นรองรับชิ้นทดสอบไม่มั่นคงแข็งแรงเพราะจะมีผลต่อความลึกของรอยนูน

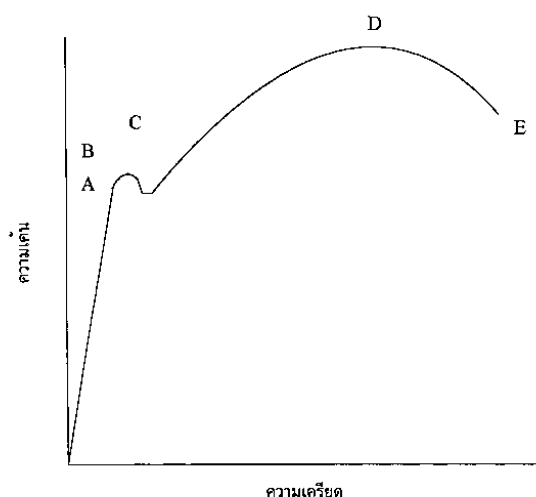
2.1.15 การทดสอบแรงดึง (Tensile Test)

การทดสอบแรงดึงเป็นการทดสอบพื้นฐานที่สุดอย่างหนึ่งที่ใช้ทดสอบสมบัติของวัสดุต่างๆ ปกติการทดสอบแรงดึงจะใช้ชิ้นทดสอบตามแบบมาตรฐาน แต่ขณะเดียวกันก็สามารถใช้ชิ้นทดสอบแบบอื่นที่ทราบค่าพื้นที่หน้าตัดและความยาวเริ่มต้น โดยการทดสอบแรงดึงใช้ในการตรวจวัดพฤติกรรมเชิงกลของวัสดุภายใต้แรงดึงหรือการยืดในแนวแกนข้อมูลและการคำนวณในการทดสอบแรงดึง โดยทั่วไปได้แก่ ชิดจำกัดการยืดหยุ่น (Elastic Limit) ร้อยละการยืด (Percent Elongation) โมดูลัสความยืดหยุ่น (Modulus of Elasticity) ชิดจำกัดแบบสัดส่วน (Proportional Limit) ร้อยละการลดลงของพื้นที่หน้าตัด (Percent Reduction in Area) ความแข็งแรงดึง (Tensile Strength) จุดจำนน (Yield Point) และความแข็งแรงจำนน (Yield Strength) เป็นต้น กระบวนการ

ทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM มีดังนี้ E8 สำหรับวัสดุโลหะ D638 สำหรับวัสดุพลาสติก D2343 สำหรับวัสดุไฟเบอร์ D897 สำหรับวัสดุแก้ว D987 สำหรับวัสดุกระดาษ และ D412 สำหรับวัสดุยาง

การทดสอบแรงดึงเป็นการดึงชิ้นทดสอบซึ่งทำให้ชิ้นทดสอบตกอยู่ได้สภาวะการยืดและเป็นกระบวนการที่ทำให้ชิ้นทดสอบเกิดการเสียรูป โดยการเสียรูปเป็นการเปลี่ยนแปลงรูปทรงของชิ้นทดสอบจากแรงที่กระทำการตรวจวัดการเสียรูปจะวัดจากการเปลี่ยนแปลงขนาดชิ้นทดสอบเทียบกับขนาดเริ่มต้น นั่นคือการเสียรูปจะวัดจากความยาวของระยะทดสอบ (Gauge Length) ที่เปลี่ยนแปลงไปในการทดสอบเทียบกับระยะทดสอบเริ่มต้น ระยะทดสอบเป็นช่วงความยาวมาตรฐานที่ใช้ในการวัดระดับการยืดหรือการเสียรูปที่เกิดขึ้นในระหว่างการทดสอบ โดยความยาวระยะทดสอบมาตรฐานที่ใช้ในการทดสอบแรงดึงปกติเท่ากับ 2 นิ้ว

วิธีการทดสอบนั้นเราจะนำตัวอย่างที่จะทดสอบมาดึงอย่างช้าๆ แล้วบันทึกค่าของความเค้นและความเครียดที่เกิดขึ้นไว้ แล้วมาพล็อตเป็นเส้นโค้งดังรูปที่ 2.13 ขนาดและรูปร่างของชิ้นทดสอบมีต่างๆ กันขึ้นอยู่กับชนิดของวัสดุนั้นๆ มาตรฐานต่างๆ ของการทดสอบ เช่น มาตรฐานของ ASTM (American Society of Testing and Materials), BS (British Standards), JIS (Japanese Industrial Standards) หรือแม้แต่ มอก. (มาตรฐานผลิตภัณฑ์อุตสาหกรรมไทย) ได้กำหนดขนาดและรูปร่างของชิ้นทดสอบไว้ ทั้งนี้เพื่อให้ผลของการทดสอบเชื่อถือได้พร้อมกับกำหนดความเร็วในการเพิ่มแรงกระทำเอาไว้ด้วย



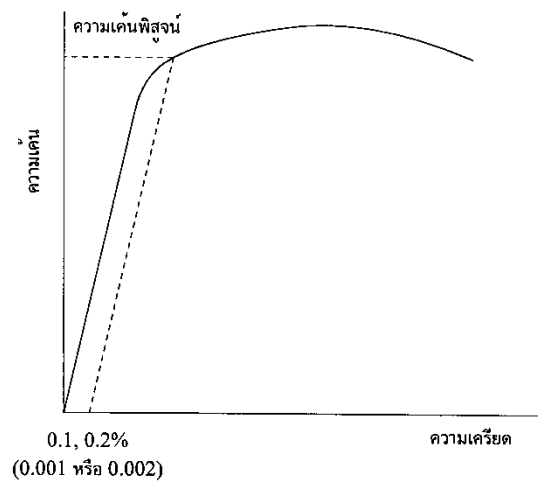
รูปที่ 2.13 เส้นโค้งความเค้น-ความเครียด (Stress-Strain Curve) แบบมีจุดคราก (Yield Point) [19]

จากการศึกษาเส้นโค้งความเค้น-ความเครียด เราพบว่าเมื่อเราเริ่มดึงขึ้นทดสอบอย่างช้าๆ ขึ้นทดสอบจะค่อยๆ ยืดออกจนถึงจุดจุดหนึ่ง (จุด A) ซึ่งในช่วงนี้ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียดจะเป็นสัดส่วนคงที่ทำให้เราได้กราฟที่เป็นเส้นตรงตามกฎของฮุก (Hook's Law) ซึ่งกล่าวว่าการยืดเป็นสัดส่วนโดยตรงกับความเครียดจุด A นี้ เรียกว่าพิสัยสัดส่วน (Proportional Limit) และภายใต้พิสัยสัดส่วนนี้วัสดุจะแสดงพฤติกรรมการคืนรูปแบบยืดหยุ่น (Elastic Behavior) นั่นคือเมื่อปล่อยแรงกระทำขึ้นทดสอบจะกลับไปมีขนาดเท่าเดิม

เมื่อเราเพิ่มแรงกระทำต่อไปจนเกินพิสัยสัดส่วนเส้นกราฟจะค่อยๆ โค้งออกจากเส้นตรงวัสดุหลายชนิดจะยังคงแสดงพฤติกรรมการคืนรูปได้อีกเล็กน้อยจนถึงจุดๆ หนึ่ง (จุด B) เรียกว่า พิกัดยืดหยุ่น (Elastic Limit) ซึ่งจุดนี้จะเป็นจุดกำหนดว่าความเค้นสูงสุดที่จะไม่ทำให้เกิดการแปรรูปถาวร (Permanent Deformation or Offset) กับวัสดุนั้นเมื่อผ่านจุดนี้ไปแล้ววัสดุจะมีการเปลี่ยนรูปร่างอย่างถาวร (Plastic Deformation) ลักษณะการเริ่มต้นของความเครียดแบบพลาสติกนี้เปลี่ยนแปลงไปตามชนิดของวัสดุในโลหะหลายชนิด เช่น พวกเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (Low Carbon Steel) จะเกิดการเปลี่ยนรูปร่างอย่างรวดเร็ว โดยไม่มีการเพิ่มความเค้น (บางครั้งอาจจะลดลงก็มี) ที่จุด C ซึ่งเป็นจุดที่เกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก จุด C นี้เรียกว่าจุดคราก (Yield Point) และค่าของความเค้นที่จุดนี้เรียกว่า ความเค้นจุดคราก (Yield Stress) หรือ Yield Strength ค่า Yield Strength นี้มีประโยชน์กับวิศวกรมาก เพราะเป็นจุดแบ่งระหว่างพฤติกรรมการคืนรูปกับพฤติกรรมการคงรูป และในกรณีของโลหะจะเป็นค่าความแข็งแรงสูงสุดที่เราคงใช้ประโยชน์ได้โดยไม่เกิดการเสียหาย

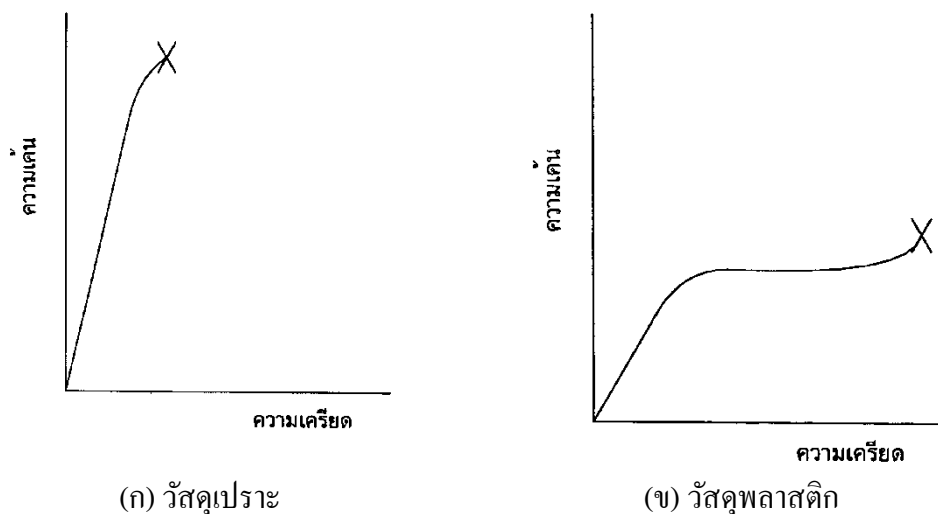
วัสดุหลายชนิดเช่น อะลูมิเนียม ทองแดง จะไม่แสดงจุดครากอย่างชัดเจน แต่เราก็มีวิธีที่จะหาได้โดยกำหนดความเครียดที่ 0.10-0.20% ของความยาวกำหนดเดิม (Original Gage Length) แล้วลากเส้นขนานกับกราฟช่วงแรกไปจนตัดเส้นกราฟที่โค้งไปทางด้านขวาดังรูปที่ 2.14 ค่าความเค้นที่จุดตัดนี้จะนำมาใช้แทนค่าความเค้นจุดครากได้ ความเค้นที่จุดนี้บางครั้งเรียกว่า ความเค้นพิสูจน์ (Proof Stress) หรือความเค้น 0.1 หรือ 0.2% Offset ดังแสดงในรูปที่ 2.14

หลังจากจุดครากแล้ว วัสดุจะเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกโดยความเค้นจะค่อยๆ เพิ่มขึ้นอย่างช้าๆ หรืออาจจะคงที่จนถึงจุดสูงสุด (จุด D) ค่าความเค้นที่จุดนี้เรียกว่า Ultimate Strength หรือความเค้นแรงดึง (Tensile Strength) ซึ่งเป็นค่าความเค้นสูงสุดที่วัสดุจะทนได้ก่อนที่จะขาดหรือแตกออกจากกัน (Fracture) เนื่องจากวัสดุหลายชนิดสามารถเปลี่ยนรูปร่างอย่างพลาสติกได้มากๆ ค่าความเค้นสูงสุดนี้สามารถนำมาคำนวณใช้งานได้ นอกจากนี้ค่านี้ยังใช้เป็นดัชนีเปรียบเทียบสมบัติของวัสดุได้ด้วยคำว่า ความแข็งแรง (Strength) ของวัสดุ หรือ กำลังวัสดุนั้น โดยทั่วไปจะหมายถึงค่าความเค้นสูงสุดที่วัสดุทนได้นี้เอง



รูปที่ 2.14 เส้นโค้งความเค้น-ความเครียดแบบที่ไม่มีจุดคราก [19]

ที่จุดสุดท้าย (จุด E) ของกราฟเป็นจุดที่วัสดุเกิดการแตกหรือขาดออกจากกัน (Fracture) สำหรับโลหะบางชนิด เช่น เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำหรือโลหะเหนียว ค่าความเค้นประลัย (Rupture Strength) นี้จะต่ำกว่าความเค้นสูงสุด เพราะเมื่อเลยจุด D ไปพื้นที่ภาคตัดขวางของตัวอย่างทดสอบลดลง ทำให้พื้นที่ที่ต้านทานแรงดึงลดลงด้วย ในขณะที่เรายังคงคำนวณค่าของความเค้นจากพื้นที่หน้าตัดเดิมของวัสดุก่อนที่จะทำการทดสอบแรงดึง ดังนั้นค่าของความเค้นจึงลดลง ส่วนโลหะอื่นๆ เช่น โลหะที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น (Cold Work) มาแล้ว มันจะแตกหักที่จุดความเค้นสูงสุด โดยไม่มีการลดขนาดพื้นที่ภาคตัดขวาง ดังรูป 2.15(ก) ทำนองเดียวกับพวกวัสดุเปราะ (Brittle Materials) เช่น เซรามิกที่มีการเปลี่ยนรูปอย่างพลาสติกน้อยมากหรือไม่มีเลย ส่วนกรณีของวัสดุที่เป็นพลาสติกจะเกิดแตกหักโดยที่ต้องการความเค้นสูงขึ้น ดังรูป 2.15(ข)



รูปที่ 2.15 เปรียบเทียบเส้น โคง์ความเค้น-ความเครียดของวัสดุเปราะและวัสดุพลาสติก [19]

เส้นโค้งความเค้น-ความเครียดนี้ นอกจากจะใช้บอกค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (Yield Strength) ความเค้นสูงสุดและความเค้นประลัยแล้ว ยังจะใช้บอกค่าต่างๆ ได้อีกดังนี้ คือ

1. ความเหนียว (Ductility) ค่าที่ใช้วัดจะบอกเป็นเปอร์เซ็นต์การยืดตัว (Percentage Elongation) และการลดพื้นที่ภาคตัดขวาง (Reduction of Area) โดยที่

$$\text{เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (\%EI)} = \frac{L_f - L_o}{L_o} \times 100\% \quad (2.5)$$

เมื่อ L_f = ความยาวของเกจหลังจากดึงจนขาด

L_o = ความยาวของเกจเริ่มต้น

$$\text{การลดพื้นที่ภาคตัดขวาง (\%R.A.)} = \frac{A_o - A_f}{A_o} \times 100\% \quad (2.6)$$

เมื่อ A_o = พื้นที่หน้าตัดก่อนดึง

A_f = พื้นที่หน้าตัดหลังจากดึงขาด

ในทางปฏิบัติเรามักใช้ค่า %EI มากกว่าเพราะสะดวกในการวัดความเหนียวของวัสดุนี้จะเป็นตัวบอกความสามารถในการขึ้นรูปของมันคือถ้าวัสดุมีความเหนียวดี (%EI สูง) ก็สามารถนำไปขึ้นรูป เช่น รีด ตีขึ้นรูป ดึงเป็นลวด ฯลฯ ได้ง่ายแต่ถ้ามีความเหนียวต่ำ (เปราะ, Brittle) ก็จะนำไปขึ้นรูปยากหรือทำไม่ได้ เป็นต้น

2. Modulus of Elasticity or Stiffness ภายใต้อิทธิพลของแรงที่กระทำต่อวัสดุที่มีพฤติกรรมเป็นออสติค อัตราส่วนระหว่างความเค้นต่อความเครียดจะเท่ากับค่าคงที่ ค่าคงที่นี้เรียกว่า Modulus of Elasticity (E) หรือ Young's Modulus หรือ Stiffness มักมีหน่วยเป็น ksi (1 ksi = 1000 psi) หรือ kgf/mm² หรือ GPa (สังเกตว่าเป็นหน่วยเดียวกับหน่วยของความเค้น)

$$E = \frac{\sigma}{e} = \frac{PL}{A\Delta L} \quad (2.7)$$

ถ้าแรงที่มากกระทำเป็นแรงเฉือนเราเรียกค่าคงที่นี้ว่า Shear Modulus หรือ Modulus of Rigidity (G)

$$G = \frac{\tau}{\gamma} = \frac{Ph}{Aa} \quad (2.8)$$

ค่า E และ G ของวัสดุแต่ละชนิดจะมีค่าเฉลี่ยคงที่และเป็นตัวบอกความสามารถคงรูป (Stiffness, Rigidity) ของวัสดุ นั่นคือ ถ้า E และ G มีค่าสูงวัสดุจะเปลี่ยนรูปอย่างออสติคได้น้อย แต่ถ้า E และ G ต่ำ มันก็จะเปลี่ยนรูปอย่างออสติคได้มาก ค่า E และ G นี้มีประโยชน์มาก

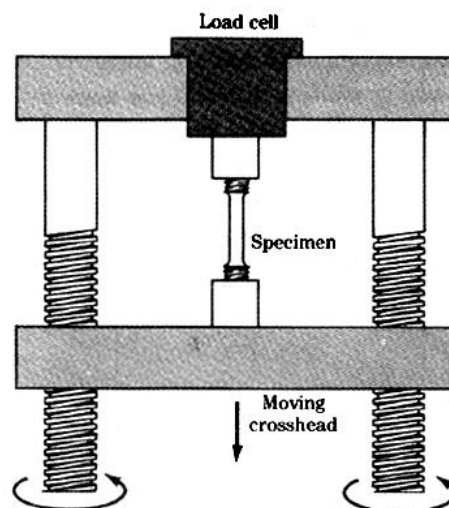
สำหรับงานออกแบบวัสดุที่ต้องรับแรงต่างๆ ตารางที่ 2.9 จะแสดงตัวอย่างค่า E และ G ของวัสดุต่างๆ ไว้

ตารางที่ 2.9 ตัวอย่างค่าคงที่ E และ G ของวัสดุชนิดต่างๆ [19]

วัสดุ	Modulus of Elasticity	Shear Modulus
	10^6 psi	10^6 psi
Aluminium alloy	10.5	4.0
Copper	16.0	6.0
Steel (Plain Carbon and Low Alloys)	29.0	11.0
Stainless Steel (18.8)	28.0	9.5
Titanium	17.0	6.5
Tungsten	58.0	22.8

เครื่องมือทดสอบ (Equipment)

การทดสอบแรงดึงเพื่อหาค่าความแข็งแรงของโลหะและโลหะผสมจะใช้เครื่องทดสอบที่เรียกว่าเครื่องทดสอบอเนกประสงค์ (Universal Tester) ดังแสดงในรูปที่ 2.16 เป็นภาพตัวอย่างแสดงโครงสร้างการทดสอบแรงดึงกับชิ้นทดสอบโลหะ



รูปที่ 2.16 การทำงานของเครื่องและอุปกรณ์วัดระยะยืดทดสอบแรงดึง [20]

การทดสอบแรงดึงด้วยเครื่องทดสอบอเนกประสงค์จำเป็นต้องติดตั้งอุปกรณ์เสริมต่างๆ ประกอบด้วยหัวจับชิ้นทดสอบซึ่งมีหน้าที่หลักในการจับยึดชิ้นทดสอบเข้ากับเครื่องทดสอบ

โดยต้องสามารถรับและถ่ายแรงจากเครื่องผู้ขึ้นทดสอบได้เป็นอย่างดีและประเด็นสำคัญคือ หัวจับต้องสามารถให้แรงผ่านขึ้นทดสอบตามแนวแกนซึ่งต้องตั้งค่าการทดสอบและเลือกหัวจับที่เหมาะสม ทั้งนี้เพื่อขึ้นทดสอบอยู่ในแนวที่ถูกต้องทั้งก่อนและระหว่างดำเนินการทดสอบ สำหรับวัสดุเหนียวให้ใช้หัวจับปากกว้างเพื่อเพิ่มพื้นที่สัมผัสแต่ไม่จำเป็นสำหรับวัสดุเปราะ ทั้งนี้เนื่องจากหัวจับจะบีบวัสดุแล้วทำให้เกิดการแตกหักที่ปลายขึ้นทดสอบแทนที่จะเกิดการแตกหักในช่วงของระยะทดสอบหัวจับ ส่วนใหญ่จะมีช่วงของการเคลื่อนเพื่อจัดระเบียบหัวจับและขึ้นทดสอบให้อยู่ในแนวเดียวกันหัวจับอาจเป็นแบบรูแบบช่อง

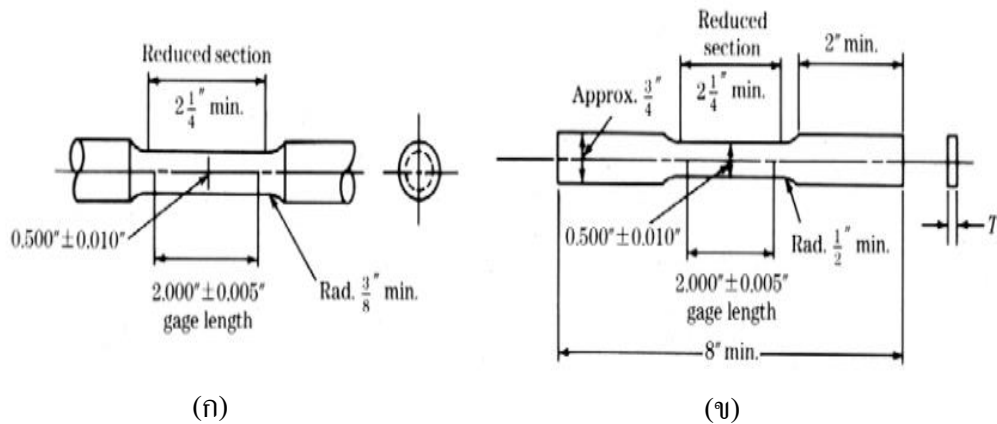
เครื่องทดสอบแรงดึงโดยทั่วไปมีตั้งแต่ขนาดเล็กปานกลางและแบบพกพาซึ่งมีขนาด 2000-5000 ปอนด์ (908-2270 กิโลกรัม) หรือใหญ่กว่านั้น เช่น เครื่องที่ใช้ในห้องปฏิบัติการหรือในอุตสาหกรรมซึ่งมีขนาด 300000 ปอนด์ (136200 กิโลกรัม) หรือมากกว่านั้นเครื่องทดสอบแรงดึงที่เหมาะสมขึ้นอยู่กับแต่ละวัตถุประสงค์ของการทดสอบควรเลือกตามชนิดของวัสดุที่จะทำการทดสอบรูปที่ 2.17 แสดงภาพเครื่องมือทดสอบแรงดึงโดยทั่วไป



รูปที่ 2.17 เครื่องทดสอบแรงดึง [21]

ชิ้นทดสอบแรงดึง (Specimens)

ชิ้นทดสอบที่ใช้สำหรับทดสอบแรงดึงมีอยู่หลายประเภทที่สำคัญสำหรับโลหะที่มีหน้าตัดที่หนา เช่น โลหะท่อนกลมปกติจะใช้ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางรอบขึ้นทดสอบ 0.5 นิ้ว (รูปที่ 2.18(ก)) และสำหรับโลหะที่มีหน้าตัดบางกว่า เช่น โลหะแผ่นจะเตรียมชิ้นทดสอบให้มีลักษณะเป็นแผ่นเรียบ (รูปที่ 2.18(ข)) ในการทดสอบแรงดึงระยะทดสอบที่ใช้มากที่สุดคือ 2 นิ้ว

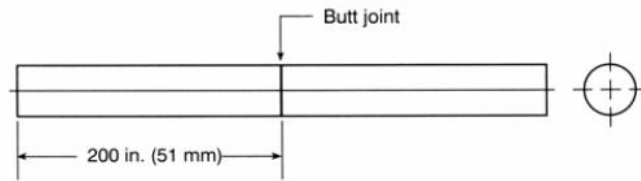


รูปที่ 2.18 ตัวอย่างชิ้นทดสอบมาตรฐานทั่วไปที่ใช้ในการทดสอบแรงดึง (ก) ชิ้นทดสอบมาตรฐานแบบแท่งทรงกระบอก (จ) ชิ้นทดสอบมาตรฐานแบบแท่งสี่เหลี่ยมผืนผ้า [22]

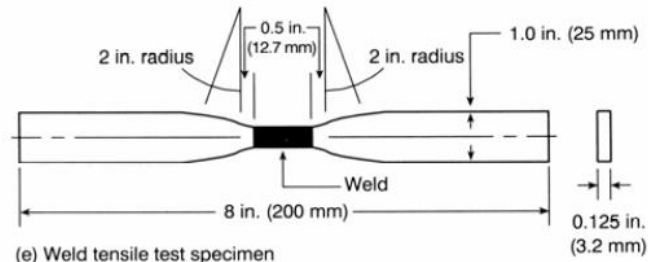
นอกจากนั้นยังมีชิ้นทดสอบอีกหลายแบบ โดยมีรูปทรงของหน้าตัดชิ้นทดสอบที่แตกต่างกัน ได้แก่ หน้าตัดรูปวงกลม สี่เหลี่ยมจัตุรัส และสี่เหลี่ยมผืนผ้า อย่างไรก็ตามชิ้นทดสอบทั้งหมดควรมีรูปแบบของระยะทดสอบแบบเดียวกันตามมาตรฐาน โดยส่วนปลายของชิ้นทดสอบควรมีรูปแบบที่เหมาะสมกับหัวจับมาตรฐาน คือ ชิ้นทดสอบที่เป็นรูปทรงกระบอกควรทำเป็นแบบเรียบรูปปาดสักหรือรูยึกและส่วนปลายของชิ้นทดสอบควรยาวพอที่จะยึดด้วยหัวจับได้พอดี ดังตัวอย่างชิ้นทดสอบแรงดึงมาตรฐานที่นิยมใช้ในรูปที่ 2.19

กระบวนการทดสอบ (Procedure)

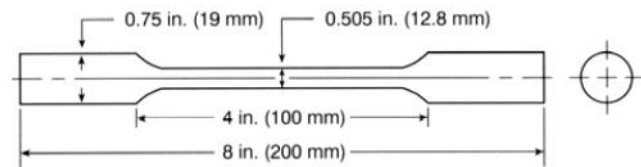
การทดสอบแรงดึงใช้ในการวัดสมบัติการทนแรงดึงรวมถึงความแข็งแรงแรงดึงของวัสดุโดยความแข็งแรงดึง หมายถึง ค่าแรงเค้นดึงสูงสุดที่เกิดขึ้นในวัสดุในการทดสอบแรงดึง ต้องเตรียมชิ้นทดสอบให้ได้ขนาดและรูปทรงที่เหมาะสม หลังชิ้นทดสอบเสียหายหรือแตกหักให้นำชิ้นทดสอบออกจากเครื่องทดสอบและทำการตรวจสอบหาระยะยืด โดยให้นำชิ้นทดสอบทั้งสองส่วนมาประกบกัน จากนั้นทำการวัดระยะทดสอบสุดท้ายรวมทั้งพื้นที่หน้าตัดสุดท้ายของชิ้นทดสอบเพื่อใช้ในการหาค่าร้อยละการลดลงของพื้นที่หน้าตัดจากนั้นแยกชิ้นทดสอบออกจากกันแล้วทำการตรวจสอบลักษณะของรอยแตกที่เกิดขึ้น โดยทั่วไปรอยแตกจากการดึงจะทำการตรวจในเรื่องของรูปแบบการแตก พื้นผิวการแตกและสีของผิวรอยแตก โดยประเภทของการแตกหักสามารถแบ่งออกได้เป็นการแตกแบบผิวเรียบ (Flat) แบบถ้วยกับกรวย (Cup-Cone) แบบไม่แน่นอน (Irregular) และแบบขรุขระ (Ragged) และคำอธิบายประกอบลักษณะของรอยแตก ได้แก่ ลักษณะผิวรอยแตกเป็นมันวาวด้านเป็นเส้นความหยาบความละเอียดของเกรน ลักษณะโครงผลึกหรือแตกออกเป็นชิ้นส่วนเล็กๆ เป็นต้น วัสดุบางอย่างสามารถระบุชนิดได้จากลักษณะของรอยแตก



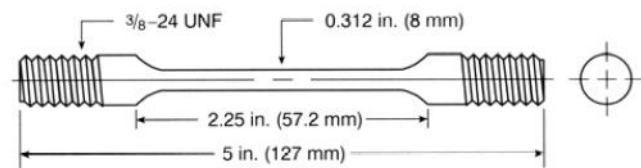
(d) Brazed or silver-soldered tensile test specimen



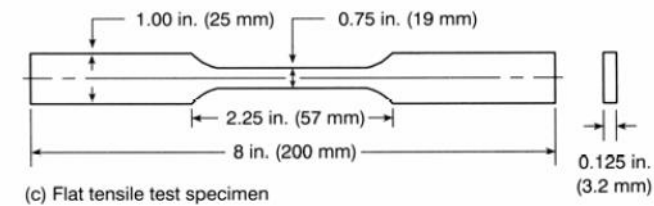
(e) Weld tensile test specimen



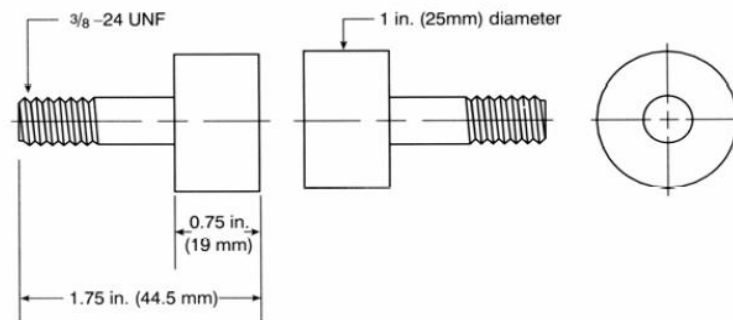
(a) Smooth-end round tensile test specimen



(b) Threaded-end tensile test specimen



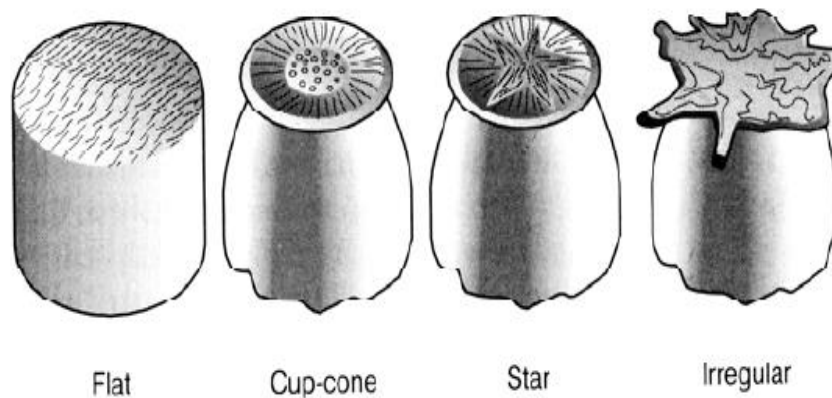
(c) Flat tensile test specimen



(f) Fixture tensile test of adhesives

รูปที่ 2.19 ตัวอย่างชิ้นทดสอบแรงดึงมาตรฐานแบบต่างๆ [22]

เช่น เหล็กกล้ามักมีผิวรอยแตกในลักษณะเป็นเส้นและแตกแบบถ่วงกับกรวย ส่วนเหล็กปกติจะแตกแบบไม่แน่นอนและมีลักษณะรอยแตกเป็นเส้น ส่วนเหล็กหล่อรอยแตกเป็นแบบเรียบสี่เทาและมีลักษณะเป็นเกรนหยาบเป็นต้น การประเมินรอยแตกอาจใช้เป็นเหตุผลประกอบในการอธิบายสาเหตุของการแตกหัก โดยการร่างและแยกประเภทของรอยแตกให้สอดคล้องกับลักษณะรอยแตกในแบบทั่วไปดังที่ได้แสดงในรูปที่ 2.20



รูปที่ 2.20 รูปแบบพื้นผิวการแตกหักของชิ้นทดสอบจากการทดสอบแรงดึง [22]

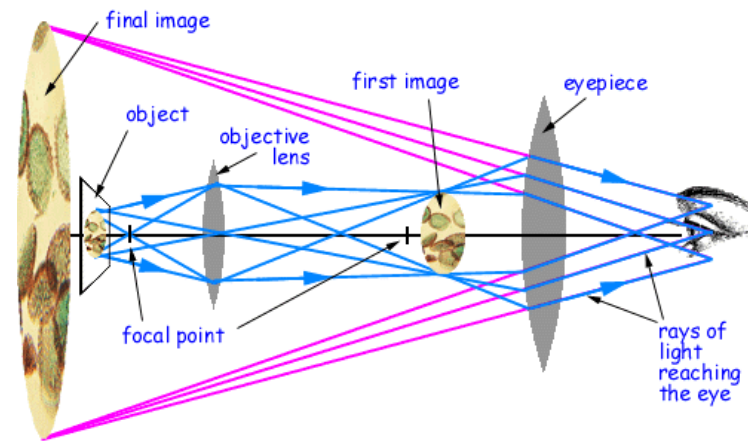
2.1.16 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Light Microscope)

กล้องจุลทรรศน์ใช้แสงแบบเชิงประกอบ (Compound Light Microscope) เป็นกล้องจุลทรรศน์ชนิดที่ใช้เลนส์หลายอันและมีกำลังขยายต่างๆ กันจะเห็นภาพวัตถุได้ โดยมีการสะท้อนแสงจากวัตถุเข้าสู่เลนส์ประกอบด้วยเลนส์ 2 ชุด คือ เลนส์ใกล้วัตถุ (Objective Lens) และเลนส์ใกล้ตา (Ocular Lens หรือ Eyepiece) กำลังขยายของภาพคือผลคูณของกำลังขยายของเลนส์ใกล้วัตถุกับกำลังขยายของเลนส์ใกล้ตา ความสามารถในการแจกแจงรายละเอียดของภาพของกล้องจุลทรรศน์ขึ้นอยู่กับสมบัติของเลนส์และแสงต้นกำเนิดการหาค่ากำลังขยาย

$$\text{กำลังขยายของกล้อง} = \text{กำลังขยายของเลนส์ใกล้ตา} \times \text{กำลังขยายของเลนส์ใกล้วัตถุ}$$

หลักการของกล้องจุลทรรศน์

เลนส์ใกล้วัตถุ (Objective Lens) เป็นเลนส์แรกที่ทำหน้าที่ขยายภาพให้ใหญ่ขึ้น และเป็นเลนส์ที่มีความยาวโฟกัสสั้น ดังนั้นวัตถุที่จะศึกษาจะต้องอยู่ห่างจากเลนส์วัตถุมากกว่าทางยาวโฟกัสเล็กน้อย เลนส์ใกล้วัตถุจะสร้างภาพแรกขึ้นมาเป็นภาพจริงหัวกลับขนาดขยาย โดยที่ตำแหน่งของภาพจะไปตกใกล้เลนส์ใกล้ตา (Ocular Lens หรือ Eyepiece) ซึ่งใกล้เลนส์มากกว่าทางยาวโฟกัสของเลนส์ ทำให้เกิดภาพเสมือนหัวกลับขนาดขยาย ดังรูปที่ 2.21



รูปที่ 2.21 แสดงหลักการทำให้เห็นภาพของกล้องจุลทรรศน์ [23]

ส่วนประกอบต่างๆ ของกล้องจุลทรรศน์

1. ฐาน (Base) ทำหน้าที่รับน้ำหนักทั้งหมดของกล้องจุลทรรศน์มีรูปร่างสี่เหลี่ยมหรือวงกลมที่ฐานจะมีปุ่มสำหรับปิดเปิดไฟฟ้า
2. งานหมุน (Evolving Nosepiece) เป็นส่วนของกล้องที่ใช้สำหรับหมุนเพื่อเปลี่ยนกำลังขยายของเลนส์ใกล้วัตถุ
3. เลนส์ใกล้วัตถุ (Objective Lens) 10X จะติดอยู่เป็นชุดกับงานหมุน ซึ่งเป็นส่วนของกล้องที่ประกอบด้วยเลนส์ ซึ่งรับแสงที่ส่องผ่านมาจากวัตถุที่นำมาศึกษา (Specimen) เมื่อลำแสงผ่านเลนส์ใกล้วัตถุ เลนส์ใกล้วัตถุจะขยายภาพของวัตถุนั้นได้ 10 เท่า จากวัตถุจริงและทำให้ภาพที่ได้เป็นภาพจริงหัวกลับ
4. เลนส์ใกล้วัตถุ (Objective Lens) 40X จะติดอยู่เป็นชุดกับงานหมุน ซึ่งเป็นส่วนของกล้องที่ประกอบด้วยเลนส์ ซึ่งรับแสงที่ส่องผ่านมาจากวัตถุที่นำมาศึกษา (Specimen) เมื่อลำแสงผ่านเลนส์ใกล้วัตถุ เลนส์ใกล้วัตถุจะขยายภาพของวัตถุนั้นได้ 40 เท่า จากวัตถุจริงและทำให้ภาพที่ได้เป็นภาพจริงหัวกลับ
5. เลนส์ใกล้วัตถุ (Objective Lens) 100X จะติดอยู่เป็นชุดกับงานหมุน ซึ่งเป็นส่วนของกล้องที่ประกอบด้วยเลนส์ ซึ่งรับแสงที่ส่องผ่านมาจากวัตถุที่นำมาศึกษา (Specimen) เมื่อลำแสงผ่านเลนส์ใกล้วัตถุ เลนส์ใกล้วัตถุจะขยายภาพของวัตถุนั้นได้ 100 เท่า จากวัตถุจริงและทำให้ภาพที่ได้เป็นภาพจริงหัวกลับ
6. ที่หนีบสไลด์ (Stage Clip) ใช้หนีบสไลด์ให้ติดอยู่กับแท่นวางวัตถุ ในกล้องรุ่นใหม่จะมี Mechanical Stage แทนเพื่อควบคุม การเลื่อนสไลด์ให้สะดวกยิ่งขึ้น

7. คอนเดนเซอร์ (Condenser) จะอยู่ด้านใต้ของแท่นวางวัตถุเป็นเลนส์รวมแสง เพื่อรวมแสงผ่านไปยังวัตถุที่อยู่บนสไลด์ สามารถเลื่อนขึ้นลงได้ โดยมีปุ่มปรับลำกล้อง (Body Tube) เป็นส่วนที่อยู่ต่อจากมือจับ

8. หลอดไฟ เป็นแหล่งกำเนิดแสง

9. เลนส์ใกล้ตา (Eyepiece Lens หรือ Ocular Lens) เลนส์นี้จะสวมอยู่กับลำกล้อง มีตัวเลขแสดงกำลังขยาย อยู่ด้านบน เช่น 5X, 10X หรือ 15X เป็นต้น กล้องที่ใช้ในปฏิบัติการจุลชีววิทยาทั่วไปนั้น มีกำลังขยายของเลนส์ตาที่ 10X รุ่นที่มีเลนส์ใกล้ตาลেনส์เดียว เรียก Monocular Microscope ชนิดที่มีเลนส์ใกล้ตาสองเลนส์ เรียก Binocular Microscope แท่นวางวัตถุ (Stage) เป็นแท่นสำหรับวางสไลด์ตัวอย่างที่ต้องการศึกษา มีลักษณะเป็น แท่นสี่เหลี่ยม หรือวงกลม ตรงกลางมีรูให้แสงจากหลอดไฟส่องผ่านวัตถุแท่นนี้สามารถเลื่อนขึ้นลงได้ ด้านในของแท่นวางวัตถุจะมีครีป สำหรับยึดสไลด์และมีอุปกรณ์ช่วยในการเลื่อนสไลด์ เรียกว่า Mechanical Stage นอกจากนี้ยังมีสเกลบอกตำแหน่งของสไลด์ บนแท่นวางวัตถุ ทำให้สามารถบอกตำแหน่งของภาพบนสไลด์ได้

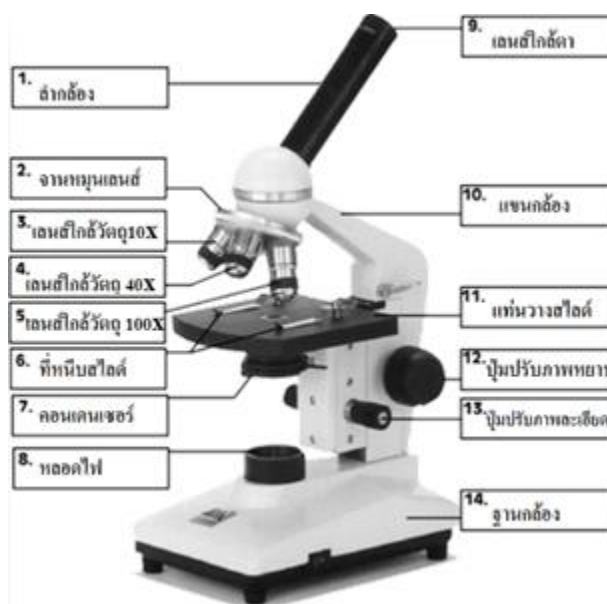
10. แขนกล้อง (Arm) เป็นส่วนที่ทำหน้าที่ยึดระหว่างลำกล้องและฐานกล้องเป็นตำแหน่งที่ใช้จับกล้องในขณะที่เคลื่อนย้ายกล้องจุลทรรศน์

11. แท่นวางสไลด์ (Stage) เป็นแท่นที่ใช้วางสไลด์ (Slide) ตัวอย่างที่ต้องการศึกษาที่ตรงกลางแท่นวางสไลด์

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

13. ปุ่มปรับภาพละเอียด (Fine Adjustment Knob) เป็นปุ่มขนาดเล็กอยู่ถัดจากปุ่มปรับภาพหยาบออกมาทางด้านนอกที่ตำแหน่งเดียวกัน หรือกล้องบางชนิดอาจจะอยู่ใกล้ๆ กัน เมื่อปรับด้วยปุ่มปรับภาพหยาบจน มองเห็นภาพแล้วจึงหมุนปุ่มปรับภาพละเอียดจะทำให้ได้ภาพคมชัดยิ่งขึ้น

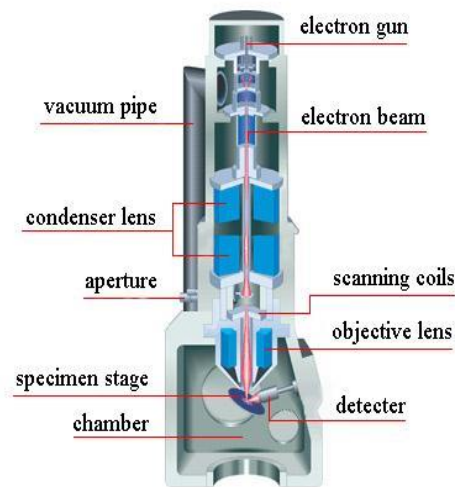
14. ฐาน (Base) เป็นส่วนล่างสุดของกล้องจุลทรรศน์ ทำหน้าที่รับน้ำหนักตัวกล้องทั้งหมด



รูปที่ 2.22 แสดงส่วนประกอบต่างๆ ของกล้องจุลทรรศน์ [23]

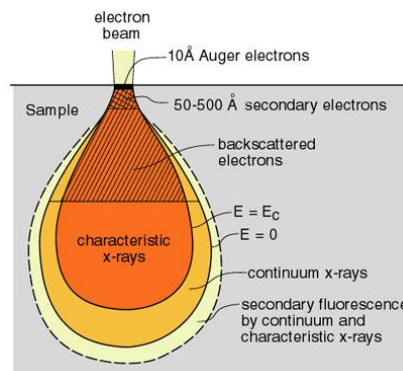
2.1.17 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกราด (Scanning Electron Microscope, SEM)

เป็นกล้องจุลทรรศน์ที่ใช้ Electron เป็นแหล่งกำเนิดแสง เป็นเครื่องมือที่ใช้ศึกษาลักษณะพื้นฐานของวัสดุในระดับจุลภาค ซึ่งเป็นรายละเอียดที่เล็กมาก และเนื่องจากข้อจำกัดของกล้องจุลทรรศน์แบบแสงที่มีความยาวคลื่นแสงขนาดใหญ่กว่าลักษณะพื้นฐานบางชนิดที่ต้องการศึกษา และกำลังความสามารถในการแยกชัดของกล้องจุลทรรศน์แบบแสงธรรมดา มีค่าต่ำ ใช้วัตถุเล็กสุดประมาณ 0.2 ไมโครเมตร และให้กำลังขยายสูงสุดไม่เกิน 3000 เท่า ซึ่งไม่สามารถตรวจสอบรายละเอียดของวัตถุที่มีขนาดเล็กมากๆ ได้ จึงมีความจำเป็นอย่างยิ่งที่จะต้องใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนที่มีกำลังขยายสูง มีความสามารถในการแยกชัดดี เนื่องจากมีความยาวคลื่นสั้น เพื่อช่วยในการวิเคราะห์ลักษณะพื้นฐานของวัสดุ โดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดมีกำลังขยายมากกว่า 3000 เท่าจนถึงระดับมากกว่า 100000 เท่า และสามารถแจกแจงรายละเอียดของภาพ ซึ่งขึ้นกับลักษณะตัวอย่างได้ตั้งแต่ 3 ถึง 100 นาโนเมตร อีกทั้งยังสามารถใช้งานร่วมกับเทคนิคการวิเคราะห์อื่น เช่น Energy Dispersive Spectrometry (EDS) และ Wavelength Dispersive Spectrometry (WDS) ที่เป็นข้อมูลทางเคมี จึงทำให้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดเป็นที่นิยมใช้กันอย่างกว้างขวางในปัจจุบัน



รูปที่ 2.23 แสดงส่วนประกอบต่างๆ ของเครื่อง SEM [24]

กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดมีต้นกำเนิดเป็นอิเล็กตรอนแทนแสง โดยต้นกำเนิดอิเล็กตรอนถูกสร้างจากการจ่ายกระแสไฟฟ้าสูงแก่ขดลวดทั้งสแตน ทำให้อิเล็กตรอนหลุดออกจากขดลวด จากนั้นอิเล็กตรอนที่หลุดออกมาจะถูกควบคุมทิศทางภายใต้สนามแม่เหล็ก ซึ่งอาศัยหลักการการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนในสนามแม่เหล็กหรือที่เรียกว่าเลนส์แม่เหล็กทำให้ลำอิเล็กตรอนปฐมภูมิวิ่งเข้ามากระทบกับชิ้นงาน เกิดอันตรกิริยาของอิเล็กตรอนต่อชิ้นงานหลายแบบ เนื่องจากลำอิเล็กตรอนที่วิ่งมากระทบชิ้นงานมีพลังงานสูง ทำให้อิเล็กตรอนที่หลุดออกจากชิ้นงานมีหลายระดับพลังงาน แบ่งได้เป็น



รูปที่ 2.24 แสดงระดับพลังงานของอิเล็กตรอนที่หลุดออกจากชิ้นงาน [24]

อิเล็กตรอนทุติยภูมิ (*Secondary Electron*) เป็นอิเล็กตรอนที่หลุดออกจากชั้นแถบการนำ (Conduction Band) หรือแถบพลังงานเวเลนซ์ (Valance Band) ซึ่งไม่ต้องใช้พลังงานสูงสามารถหลุดออกจากผิวชิ้นงานได้ง่าย บางครั้งเรียกอิเล็กตรอนอิสระ ซึ่งจะมีช่วงพลังงาน 10 ถึง

50 อิเล็กตรอน โวลต์ อิเล็กตรอนชนิดนี้จะใช้ในการสร้างภาพที่บริเวณพื้นผิวของชิ้นงานสำหรับกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)

อิเล็กตรอนแบบกระเจิงกลับ (Backscattered Electron) เป็นอิเล็กตรอนที่เกิดจากการที่ลำอิเล็กตรอนปฐมภูมิวิ่งเข้าชนกับชิ้นงาน โดยสูญเสียพลังงานให้กับอะตอมในชิ้นงานเพียงบางส่วน แล้วเกิดการกระเจิงกลับออกมาจากชิ้นงาน ซึ่งพลังงานของอิเล็กตรอนชนิดนี้จะมีค่าตั้งแต่พลังงานของอิเล็กตรอนปฐมภูมิไปจนถึงพลังงานอิเล็กตรอนทุติยภูมิ ค่าพลังงานต่างๆที่กระเจิงกลับมานั้นจะขึ้นกับเลขมวลอะตอมของธาตุที่เป็นองค์ประกอบในชิ้นงาน ดังนั้นอิเล็กตรอนชนิดนี้จึงสามารถใช้สร้างภาพที่แสดงความแตกต่างของธาตุได้ โดยแสดงในรูปแบบของความเข้ม และความสว่างของภาพที่เกิดขึ้นในแต่ละบริเวณ ใช้ในการวิเคราะห์การกระจายตัวของธาตุที่เป็นองค์ประกอบในชิ้นงาน

รังสีเอกซ์ (X-Ray) เป็นคลื่นแม่เหล็กไฟฟ้าที่มีความยาวคลื่นสั้น มีความถี่สูงเกิดจากการที่ลำอิเล็กตรอนพลังงานสูงวิ่งเข้าชนชิ้นงาน ทำให้อิเล็กตรอนในระดับชั้น โคจรต่างๆ (K, L, M, ...) ได้รับความเร่งจนหลุดออกจากวงโคจร แล้วอิเล็กตรอนจากชั้น โคจรถัดไปเข้ามาแทนที่ ทำให้มีการปลดปล่อยรังสีเอกซ์ออกมา ซึ่งสเปกตรัมของรังสีเอกซ์ที่ปล่อยออกมานี้สามารถนำไปวิเคราะห์หาองค์ประกอบของธาตุได้ทั้งในเชิงคุณภาพและปริมาณ โดยค่าพลังงานนี้จะขึ้นกับเลขอะตอมของธาตุซึ่งจะใช้หวั้รังสีเอกซ์ (EDS) ในการวิเคราะห์ข้อมูลประกอบกับกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)

ลักษณะตัวอย่าง

เครื่อง SEM สามารถทำการวิเคราะห์ทดสอบตัวอย่างได้ทั้ง แบบของแข็ง แบบผง ฟิล์มเคลือบ ตัวอย่างทางชีวภาพ ตัวอย่างทางวัสดุและอิเล็กทรอนิกส์ โดยมีระบบการวิเคราะห์ 2 ระบบ คือ ระบบ High Vacuum Mode ระบบ Variable Pressure Mode

ระบบ High Vacuum Mode จะให้รายละเอียดสูง กำลังขยายสูง ภาพคมชัดดี โดยตัวอย่างที่สามารถวิเคราะห์ได้ต้องนำไฟฟ้า ไม่มีความชื้น หากตัวอย่างไม่นำไฟฟ้า จะต้องสามารถเคลือบทองหรือคาร์บอนได้ โดยไม่ทำลายลักษณะผิวตัวอย่างที่ต้องการวิเคราะห์ทดสอบ

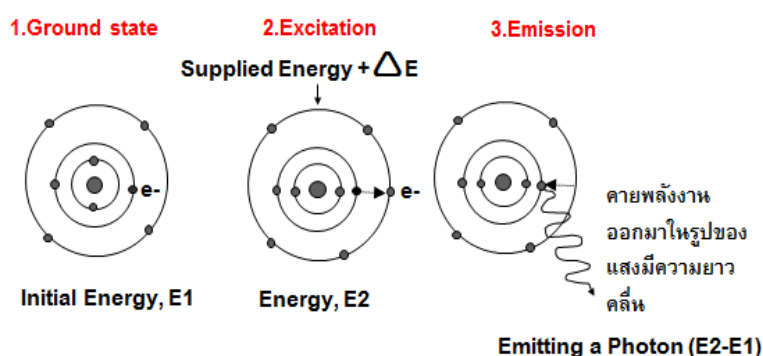
ระบบ Variable Pressure Mode จะให้รายละเอียดที่ต่ำ กำลังขยายต่ำ โดยตัวอย่างต้องไม่มีความชื้น อาจไม่ต้องนำไฟฟ้าก็ได้ ไม่ต้องมีการเคลือบผิวตัวอย่างด้วยทองหรือคาร์บอน

ปริมาณตัวอย่างที่ต้องเตรียมเพื่อทำการวิเคราะห์ หากเป็นแบบผง ใช้เพียงเล็กน้อยเท่านั้น หากเป็นของแข็ง ควรเตรียมมาอย่างน้อย 2 ชิ้น เพื่อป้องกันความผิดพลาดกรณีตัวอย่างเสียหาย โดยมีขนาดไม่เกิน 3 ลูกบาศก์เซนติเมตร (มีขนาดเล็กจะดีกว่า เนื่องจากตัวอย่างจะสามารถถ่ายเทอิเล็กตรอนลงกราวด์ได้ดีกว่า ป้องกันการ Charging Effects)

ตัวอย่างทางชีวภาพที่มีน้ำเป็นองค์ประกอบ เช่นเนื้อเยื่อ ต้องทำการ Dehydrate ด้วย Ethanol หรือ Acetone มาก่อนและต้องมีขนาดไม่เกิน 5 ลูกบาศก์มิลลิเมตร

2.1.18 เครื่องออปติคอลลีมิสชันสเปกโตรมิเตอร์ (Optical Emission Spectrometer, OES)

เป็นการหาชนิดและปริมาณของธาตุ โดยใช้หลักการการกำเนิด X-Ray โดยที่จะเป็นการวิเคราะห์พลังงานของ X-Ray ที่ได้จากผิวชิ้นงาน สามารถวิเคราะห์ 30 ธาตุได้ในเวลา 1-2 นาที เมื่ออิเล็กโทรดได้รับพลังงานไฟฟ้าจะให้กำเนิดลำอิเล็กตรอน ด้วยกำลังประมาณ 800-100 V และตกกระทบผิวชิ้นงานผ่านแก๊สอาร์กอน อิเล็กตรอนในอะตอมของชิ้นงานที่มีระดับพลังงานต่ำสุด (เรียกว่า Ground State) จะถูกกระตุ้นให้มีระดับพลังงานสูงขึ้น (เรียกว่า Excited State) อะตอมที่อยู่ในสภาวะนี้จะไม่เสถียรจึงพยายามลดพลังงานลงมาจึงปลดปล่อยพลังงานส่วนเกินออกมาในรูปของแสง (Light Emission) หรือคลื่นแม่เหล็กไฟฟ้าที่มีความยาวคลื่นเฉพาะตัว แสงที่เกิดขึ้นจะถูกส่งผ่านไปยังระบบแยกความยาวคลื่นแสง ซึ่งเรียกว่า Spectrometer ซึ่งมีลักษณะเป็นเลนส์นูน และปริซึมสามเหลี่ยม (ผลึกของ Silicon or Lithium) เพื่อให้เกิดการหักเหของแสงเป็น Spectrum จากนั้นแสงที่ถูกแยกความยาวคลื่นแล้วจะถูกส่งไปยัง Detector เพื่อเปลี่ยนความเข้มแสงให้เป็นสัญญาณไฟฟ้า และระบบวิเคราะห์สัญญาณไฟฟ้าให้เป็นความเข้มข้นของธาตุ โดยเปรียบเทียบกับสัญญาณของมาตรฐานที่เราทราบความเข้มข้นที่ได้ทำการวิเคราะห์ และบันทึกไว้ก่อนหน้า

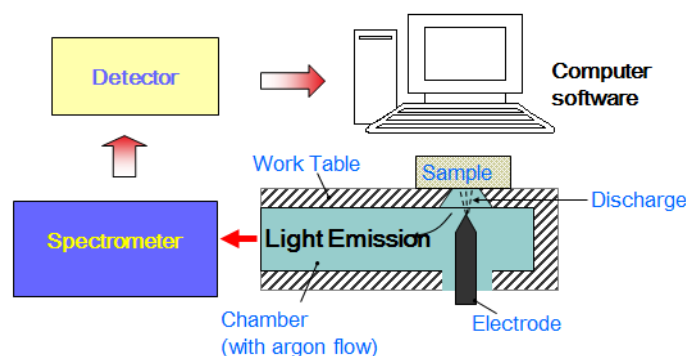


รูปที่ 2.25 การเปลี่ยนแปลงพลังงานของอะตอม (Atomic Phenomenon) [25]

หลักการทำงาน

เมื่อทำการ Spark (ชิ้นงานเป็นขั้วลบ,อิเล็กโทรดเป็นขั้วบวก) ธาตุทุกธาตุจะถูกกระตุ้นให้ปล่อยพลังงานคลื่นแสงออกมาเข้าเครื่องผ่านเลนส์รวมแสงผ่าน Primary Slit เพื่อให้เกิดความคมของแสงบน Grating เพื่อทำการแยกคลื่นแสง คลื่นแสงของธาตุต่างๆ จะเรียงกันตาม

คุณลักษณะเฉพาะของธาตุนั้นๆ ซึ่งเรียกว่า Wavelength หรือความยาวคลื่นแสง ทางบริษัทผู้ผลิต จะรู้ได้โดยทฤษฎีทางฟิสิกส์ ว่าธาตุตัวไหนอยู่ที่ตำแหน่งใดก็จะวาง Secondary Slit ไว้ตรงนั้น เพื่อให้ธาตุที่ต้องการผ่านเท่านั้น



รูปที่ 2.26 แผนผังการทำงานของ Spectrometer [25]

เมื่อแสงผ่าน Secondary Slit แล้วจะเข้าสู่ Photomultiplier Tube (PMT) หลอด (PMT) มีหน้าที่เปลี่ยนความเข้มของคลื่นแสงเป็นกระแสไฟฟ้า ดังนั้นหลอด PMT จะปล่อยกระแสไฟฟ้าออกมาอย่างน้อยตามความเข้มของแสง



รูปที่ 2.27 แสดงเครื่อง Optical Emission Spectrometer และชิ้นงานที่ได้จากการวิเคราะห์ [25]

2.1.19 เครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคชัน (X-Ray Diffractometer, XRD)

XRD ย่อมาจากคำว่า X-Ray Diffractometer มีชื่อภาษาไทยว่า “เครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคชัน” เครื่องมือชนิดนี้อาศัยหลักการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ เมื่อลำรังสีตกกระทบวัตถุหรืออนุภาคจะเกิดการหักเหของลำรังสีสะท้อนออกมาทำมุมกับระนาบของอนุภาคเท่ากับมุมของลำรังสีตกกระทบ จากหลักการเบื้องต้นในปี ค.ศ. 1912 นาย W.L. Bragg ได้นำมาทำการศึกษารูปแบบ

โครงสร้างผลึก ต่อมาได้มีการประดิษฐ์คิดค้น เครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคชันขึ้นในปี 1948 และพัฒนา มาเรื่อย จนกระทั่งมีการนำเอาคอมพิวเตอร์ มาประยุกต์ใช้ในการควบคุมการทำงาน และวิเคราะห์ ประมวลผล เพื่อให้เกิดความรวดเร็วแม่นยำยิ่งขึ้น

เทคนิคเอกซเรย์ดิฟแฟรคชัน หรือ เทคนิค XRD เป็นเทคนิคที่นำรังสีเอกซ์มาใช้ วิเคราะห์สารประกอบที่มีอยู่ในสารตัวอย่างและนำมาใช้ศึกษารายละเอียดเกี่ยวกับโครงสร้างผลึก ของสารตัวอย่าง โดยอาศัยหลักการของการยิงรังสีเอกซ์ที่ทราบความยาวคลื่น (λ) ไปกระทบชิ้นงาน ทำให้เกิดการเลี้ยวเบนของรังสีที่มุมต่างๆ กัน โดยมีหัววัดเป็นตัวรับข้อมูล เนื่องจากองศาในการ เลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์จะขึ้นอยู่กับองค์ประกอบและโครงสร้างของสารที่มีอยู่ในตัวอย่าง ข้อมูลที่ ได้รับจึงสามารถบ่งบอกชนิดของสารประกอบที่มีอยู่ในสารตัวอย่างและสามารถนำมาใช้ศึกษา รายละเอียดเกี่ยวกับโครงสร้างของผลึกของสารตัวอย่างนั้นๆ ได้ นอกจากนี้ข้อมูลที่ได้ยังสามารถ นำมาหาปริมาณของสารประกอบแต่ละชนิดในสารตัวอย่าง ปริมาณความเป็นผลึก ขนาดของผลึก ความสมบูรณ์ของผลึก และความเค้นของสารประกอบในสารตัวอย่าง อีกทั้งความหนาของฟิล์มได้ อีกด้วย



รูปที่ 2.28 แสดงเครื่อง X-Ray Diffractometer [26]

XRD เป็นที่รู้จักกันอย่างแพร่หลาย ในกลุ่มนักวัสดุศาสตร์ ธรณีวิทยา โลหะวิทยา เพราะเป็นเครื่องมือที่ใช้ในการวิเคราะห์โครงสร้างผลึกของสารประกอบและแร่ ทำให้นักวิทยาศาสตร์กลุ่มนี้ สามารถแยกแยะประเภทและชนิดของวัสดุที่พบในธรรมชาติว่ามีรูปแบบ โครงสร้างผลึกแบบใด หรือจำแนกได้ว่าวัสดุที่พบเห็นนั้นเป็นแร่ชนิดใด โดยทำการวัดค่าความเข้ม ของรังสีที่สะท้อนออกมาที่มุมต่างๆ เปรียบเทียบกับข้อมูลมาตรฐานที่ทำการตรวจวัดโดยองค์กร JCPDs (Joint Committee on Powder Diffraction Standard) เนื่องจากสารประกอบแต่ละชนิด มี

รูปแบบโครงสร้างผลึกแตกต่างกัน และระยะห่างระหว่างระนาบของอะตอมที่จัดเรียงกันอย่างเป็นระเบียบก็แตกต่างกันไปด้วย ขึ้นอยู่กับขนาดและประจุของอะตอม สารประกอบแต่ละชนิดจะมีรูปแบบ (XRD Pattern) เฉพาะตัว เปรียบเช่นเดียวกับลายนิ้วมือของคนที่แตกต่างกัน

โดยปกติเครื่อง XRD ใช้วิเคราะห์สารประกอบหรือแร่ที่มีลักษณะเป็นผงละเอียด หากวัสดุที่ต้องการวิเคราะห์ไม่สามารถบดเป็นผงได้ ต้องทำการตัดหรือเตรียมให้มีลักษณะผิวเรียบ ขนาด 1-1.5x2 เซนติเมตร

2.1.20 การวัดขนาดของเกรน

การวัดขนาดของเกรนสามารถทำได้ 3 วิธีตาม ASTM คือ

- วิธีการเปรียบเทียบ (Comparison Method)
- วิธีการอินเตอร์เซป (Intercept Method)
- วิธีการเพลนนิเมตริก (Planimetric Method)

1. **วิธีการเปรียบเทียบ (Comparison Method)** ใช้การตรวจดูโครงสร้างจุลภาคของโลหะโดยใช้กล้องจุลทรรศน์ที่กำลังขยาย 100 เท่า หรือใช้ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์ดังกล่าวก็ได้ นับจำนวนเกรนต่อ 1 ตารางนิ้ว แล้วมาเปรียบเทียบกับตารางมาตรฐานของ ASTM E112-63 เราก็จะได้หมายเลขขนาดเกรนตามที่ต้องการ หรือจะคำนวณจากสมการดังต่อไปนี้ก็ได้ คือ

$$N = 2^{n-1} \quad (2.9)$$

โดย N เท่ากับจำนวนเกรนที่นับได้ต่อตารางนิ้ว, n เท่ากับขนาดเกรนตามมาตรฐาน ASTM

ตารางที่ 2.10 แสดงค่าขนาดเกรนตามมาตรฐาน ASTM [27]

Grain Size No.	Grains per Sq.In. at 100x	
	Mean	Range
n = 1	N = 1	-
2	2	1.5 - 3
3	4	3 - 6
4	8	6 - 12
5	16	12 - 24
6	32	24 - 48
7	64	48 - 96

Grain Size No.	Grains per Sq.In. at 100x	
	Mean	Range
8	128	96 – 192
9	256	192 – 384
10	512	384 – 768

2. **วิธีการอินเตอร์เซป (Intercept Method)** เป็นวิธีการประมาณขนาดของเกรน โดยตรงจากโครงสร้างจุลภาคที่เห็นจากกล้องจุลทรรศน์หรือจากภาพที่ถ่ายได้ การนับจำนวนของเกรนจะใช้เส้นตรงหนึ่งเส้นหรือมากกว่า โดยลากผ่านเกรนจากขอบเกรนด้านหนึ่งไปยังอีกด้านหนึ่ง โดยจะแบ่งเกรนออกเป็นสองส่วนเท่าๆ กัน ทำการลากเส้นแบ่งเกรนอย่างน้อย 3 เกรน จากนั้นวัดความยาวของเส้นที่แบ่งเกรนในหน่วยมิลลิเมตร แล้วหาค่าเฉลี่ยของความยาวเส้นที่แบ่งเกรนเหล่านั้น เราจะได้ค่าเฉลี่ยของความของการตัดแบ่งเกรนหรือก็คือขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของเกรนนั่นเอง

3. **วิธีการเพลนิเมตริก (Planimetric Method)** เป็นวิธีการที่ใช้วงกลมหรือกรอบสี่เหลี่ยมที่ทราบขนาดพื้นที่ ปกติจะประมาณ 5,000 ตารางมิลลิเมตร วางทับบนภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคหรือบนภาพที่ปรากฏบนกล้องจุลทรรศน์ กำลังขยายของภาพโครงสร้างจุลภาคควรใช้กำลังขยายที่จะทำให้เห็นจำนวนเกรนประมาณไม่ต่ำกว่า 50 เกรนในภาพ นับจำนวนเกรนทั้งหมดที่ปรากฏในวงกลมหรือกรอบสี่เหลี่ยมพื้นที่ที่รู้ขนาดแน่นอน นำจำนวนเกรนที่นับได้มาบวกกับจำนวนเท่าครึ่งของจำนวนเกรนที่อยู่ตามแนวเส้นรอบวงของวงกลมหรือกรอบสี่เหลี่ยม (หรือเกรนที่แนวเส้นรอบวงตัดผ่าน) จะได้ผลรวมของเกรนทั้งหมด

$$\text{ผลรวมจำนวนเกรนทั้งหมด} = \text{เกรนทั้งหมดในวงกลมขนาด 5,000 ตร.มม.} + 1.5 \text{ เท่าของเกรนที่อยู่ตามแนวเส้นรอบวงของวงกลม}$$

จำนวนเกรนต่อพื้นที่หนึ่งตารางมิลลิเมตรจะหาได้โดยการคูณผลรวมจำนวนเกรนทั้งหมดกับตัวคูณกำลังขยาย (Jeffries' multiplier) f ในตารางที่ 2.11

$$\text{จำนวนเกรนต่อพื้นที่หนึ่งตารางมิลลิเมตร} = \text{ผลรวมจำนวนเกรนทั้งหมด} \times f$$

ตารางที่ 2.11 แสดงตัวคูณกำลังขยาย (Jeffries' multiplier) f สำหรับใช้กับพื้นที่ 5,000 ตร.มม. [27]

กำลังขยายที่ใช้ (จำนวนเท่า)	ตัวคูณกำลังขยาย (Jeffries' multiplier) f
1	0.002
25	0.125
50	0.5
75	1.125
100	2.0
200	8.0
300	18.0
500	50.0
1000	200.0

2.2 การทบทวนวรรณกรรม/สารสนเทศ (Information) ที่เกี่ยวข้อง งานวิจัยที่เกี่ยวข้องมีรายละเอียดดังนี้

2.2.1 งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับการอบละลายสองขั้นตอน

M. Song และคณะ (2008) [28] ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของการปรับปรุงกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อสมบัติทางกลและพฤติกรรมการกัดกร่อนร่วมกับความเค้นของโลหะผสม Al-Zn-Mg พบว่าการปรับปรุงการอบละลาย (EST) สามารถปรับปรุงสมบัติทางกลของโลหะด้วยสองกลไก กลไกแรกคือความเหนียวและการแตกหักแบบเหนียวซึ่งจะลดสัดส่วนปริมาณขององค์ประกอบ กลไกที่สองคือสัดส่วนปริมาณของฟิสิกส์ที่เพิ่มความแข็งแรงเพิ่มขึ้น หลังจากการปรับปรุงการอบละลาย อุณหภูมิของการปรับปรุงการอบละลายสูงกว่าการอบละลายแบบดั้งเดิม เมื่ออบละลายชิ้นงานที่อุณหภูมิสูงอะตอมของโลหะผสม (รวมทั้งธาตุผสมจากองค์ประกอบที่ละลายได้) จะละลายลงไปในเมตริกซ์เป็นอะตอมของตัวละลาย เมื่อผ่านการชุบน้ำอะตอมยังคงอยู่ในสถานะสารละลายของแข็งอมตัวยังขาดในเมตริกซ์ ดังนั้นจะมีแรงขับเคลื่อนสูงในระหว่างกระบวนการบ่มและมีสัดส่วนของปริมาณฟิสิกส์สูงแต่มีสัดส่วนปริมาณขององค์ประกอบต่ำ ดังนั้นการปรับปรุงการอบละลาย ช่วยปรับปรุงความแข็งแรงคราก ความแข็งแรงดึง การยึดตัวและความต้านทานต่อการแตกร้าวของชิ้นงาน โดยการลดขนาดและปริมาณสัดส่วนขององค์ประกอบ

ต่อมา M. Song และคณะ (2009) [29] ได้ทำการศึกษาแบบจำลองการวัดหลายแบบสำหรับความเหนียวของวัสดุหลายเฟส พบว่าหลังจากให้ความร้อนที่ $450\text{ }^{\circ}\text{C} + 480\text{ }^{\circ}\text{C}$ เกิดการละลายขององค์ประกอบที่ละลายได้และด้วยเหตุนี้สัดส่วนปริมาณขององค์ประกอบจึงลดลงและมีขนาดเล็ก การปรับปรุงการอบละลาย (EST) ช่วยปรับปรุงความเหนียวและลดสัดส่วนปริมาณขององค์ประกอบที่ละลายได้ ซึ่งองค์ประกอบที่หายาจะเปราะและมีความแข็งแรงแตกหักต่ำส่งผลให้ความเหนียวต่ำ โดยปกติองค์ประกอบที่เกิดการปรากฏของเหล็กและซิลิกอนซึ่งเป็นสิ่งเจือปนหรือปริมาณของธาตุเติมหลักมากเกินไป เช่น Mg, Zn และ Cu จะส่งผลให้ความเหนียวต่ำ การปรับปรุงการอบละลาย ช่วยปรับปรุงความเหนียวของโลหะผสมโดยการลดปริมาณสัดส่วนขององค์ประกอบ

M.A. Azmah Hanim และคณะ (2011) [30] ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของการอบละลายสองขั้นตอนที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของโลหะผสมอะลูมิเนียมหล่อซิลิกอน 332 พบว่าการอบละลายขั้นตอนเดียวที่อุณหภูมิ $495\text{ }^{\circ}\text{C}$ เป็นเวลา 6 ชั่วโมง จะให้ค่าความแข็งและความแข็งแรงดึงของโลหะผสมเพิ่มขึ้นเท่ากับ 5.96% และ 20.42% ตามลำดับ และการยึดตัวลดลง 3.97% ส่วนการอบละลายสองขั้นตอนที่อุณหภูมิ $495\text{ }^{\circ}\text{C}$ เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ตามด้วยการให้ความร้อนที่อุณหภูมิ $515\text{ }^{\circ}\text{C}$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง จะช่วยเพิ่มค่าความแข็งและความแข็งแรงดึงขึ้นถึง 6.64% และ 16.01% ตามลำดับ และการยึดตัวเท่ากับ 4.67% ซึ่งมีค่าลดลงเมื่อเทียบกับชิ้นงานหล่อ กระบวนการอบละลายสองขั้นตอนจะช่วยทำให้เกรนละเอียดและเฟสซิลิกอนเป็นก้อนกลม ซึ่งจะแสดงให้เห็นได้อย่างเด่นชัดในชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอบละลายสองขั้นตอน

A.R. Eivani และคณะ (2009) [31] ได้ทำการศึกษาวิวัฒนาการของเฟส GB ในระหว่างการทำให้เป็นเนื้อเดียวกันของโลหะผสมอะลูมิเนียม 7020 พบว่าเมื่อนำโลหะผสมที่หล่อแล้วมาทำให้เป็นเนื้อเดียวกันที่อุณหภูมิต่ำ ($<470\text{ }^{\circ}\text{C}$) พบว่าธาตุผสมเกิดการพรีซิพิเทต การเพิ่มอุณหภูมิ ($>470\text{ }^{\circ}\text{C}$) ทำให้ความสามารถในการละลายของธาตุในเมตริกซ์ $\alpha\text{-Al}$ เพิ่มขึ้นและฟอร์มเฟสใหม่ที่ไม่ต้องการขึ้น ปริมาณของอนุภาคจะเพิ่มขึ้นในระหว่างการทำให้เป็นเนื้อเดียวกันที่อุณหภูมิต่ำ สัดส่วนของอนุภาคอินเตอร์เมทัลลิกจะเพิ่มขึ้นในระหว่างการทำให้เป็นเนื้อเดียวกันที่อุณหภูมิต่ำจะเกิดการฟอร์มของ $\text{MgZn}_2(\eta)$ และ $\text{MgSi}_2(\beta)$ ส่วนที่อุณหภูมิสูงพรีซิพิเทต η และ β จะไม่ฟอร์มและเกิดการละลายของเฟส GB ความกว้างของเฟส GB จะไม่ละลายในระหว่างการทำให้เป็นเนื้อเดียวกันที่อุณหภูมิต่ำ และจะมีขนาดเล็กลงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น วิวัฒนาการของเฟส GB จะขึ้นอยู่กับอุณหภูมิ กลไกวิวัฒนาการของเฟส GB ในระหว่างการทำให้เป็นเนื้อเดียวกันประกอบด้วยทำให้เป็นทรงกลมในระหว่างการทำให้เป็นเนื้อเดียวกันที่อุณหภูมิต่ำและที่อุณหภูมิสูงจะเกิดการละลายที่สมบูรณ์

Y.L. Deng และคณะ (2010) [32] ได้ทำการศึกษาวิวัฒนาการโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Al-Zn-Mg-Cu ในระหว่างการทำให้เป็นเนื้อเดียวกันพบว่าโลหะผสมอะลูมิเนียม 7085 หล่อส่วนใหญ่ประกอบด้วยเฟส α (Al), ยูเทคติก และเฟส Al_2Cu การทำให้เป็นเนื้อเดียวกันขั้นตอนแรก Primary ยูเทคติกบางส่วนจะเปลี่ยนไปเป็นเฟส Al_2CuMg ที่อุณหภูมิ 400 °C และที่อุณหภูมิ 450 °C เฟส Al_2Cu และ Primary ยูเทคติกจะค่อยๆ ละลายลงไปในเมตริกซ์ ในชิ้นงานที่ให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 400 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง + 450 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง จะปรากฏเฟส Al_2CuMg แต่จะไม่ปรากฏเฟส Al_2CuMg และมีขอบเกรนละเอียดในชิ้นงานที่ให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 400 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง + 470 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง อนุภาค Al_2Cu และ $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ จะละลายลงไปในเมตริกซ์หลังจากการทำให้เป็นเนื้อเดียวกันที่ 450 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง หรือ 400 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง + 450 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง แต่จะมีอนุภาคของ Al_2CuMg เหลืออยู่เล็กน้อย การทำให้เป็นเนื้อเดียวกันที่ 470 °C อนุภาค Al_2CuMg สามารถละลายลงไปในเมตริกซ์ได้อย่างรวดเร็ว ซึ่งการทำให้เป็นเนื้อเดียวกันสองขั้นตอน ขั้นตอนแรกจะให้ความร้อนที่อุณหภูมิต่ำ (400 °C) อนุภาค Al_3Zr จะพรีซิพิตที่ตรงกลางของขอบเกรนโดยนิวเคลียสที่เกิดขึ้นเป็นชนิดเดียวกับเนื้อโลหะและอาจเป็นนิวเคลียสที่เกิดขึ้นจากคนละชนิดกับเนื้อโลหะบนอนุภาคเฟสที่สองที่บริเวณขอบเกรน เมื่อให้อุณหภูมิขั้นตอนที่สองสูงขึ้น (470 °C) ดังนั้นการทำให้เป็นเนื้อเดียวกันสองขั้นตอนที่เหมาะสมสำหรับโลหะผสม 7085 คืออุณหภูมิ 400 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง + 470 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง

C. Kanghua และคณะ (2003) [33] ได้ศึกษาการปรับปรุงการละลายขององค์ประกอบและสมบัติทางกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม 7055 โดยกระบวนการทางความร้อนหลายขั้นตอน พบว่าอุณหภูมิหลอมละลายเริ่มต้นเพิ่มขึ้นหลังจากการให้ความร้อนขั้นตอนแรกทำให้อุณหภูมิอบละลายขั้นตอนที่สองสูงซึ่งจะช่วยเพิ่มขอบเขตการละลายขององค์ประกอบที่ละลายได้ การให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 478 °C หรือที่อุณหภูมิสูงองค์ประกอบจะละลายและกระจายตัวต่อเนื่องตามขอบเกรนและปริมาณองค์ประกอบจะเพิ่มขึ้นหลังจากให้ความร้อนที่ 490 °C การอบละลายสองขั้นตอนที่อุณหภูมิลบละลายต่ำช่วยปรับปรุงการละลายขององค์ประกอบ ส่วนที่อุณหภูมิลบละลายสูงจะทำให้การละลายของอนุภาคองค์ประกอบสมบูรณ์ในโลหะผสม 7055 โดยปราศจากความร้อนที่สูงเกินไป การแตกร้าแบบเหนียวและความแข็งแรงดึงเพิ่มขึ้นเท่ากับ 805 MPa และ $41.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ตามลำดับ โดยไม่มีการสูญเสียความเหนียวซึ่งมีค่าการยึดตัวเท่ากับ 9% ดังนั้นการอบละลายสองขั้นตอนจะช่วยปรับปรุงทั้งความแข็งแรงและความเหนียว

N.M. Han และคณะ (2011) [34] ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของการอบละลายซึ่งมีผลต่อความแข็งแรงและความต้านทานต่อการแตกร้าของโลหะผสม 7050 พบว่าเมื่ออุณหภูมิก

อบละลายขั้นตอนแรกเพิ่มขึ้น ปริมาณสัดส่วนของเฟสตกค้างจะลดลง แต่ปริมาณสัดส่วนของเกรนรีคริสตัลไลเซชันและขนาดของเกรนย่อยเพิ่มขึ้น ดังนั้นความแข็งแรงและความต้านทานต่อการแตกร้าวในตัวอย่างที่อบละลายขั้นตอนแรกจะเพิ่มขึ้นแล้วก็ลดลงเมื่ออุณหภูมิการอบละลายเพิ่มขึ้น ในตัวอย่างที่ปรับปรุงการอบละลายส่งผลให้เกิดการปรับปรุงการละลายของเฟสที่เหลือ ปริมาณสัดส่วนของอนุภาคเฟสที่สองและขนาดเกรนลดลง ด้วยเหตุนี้การปรับปรุงจะครอบคลุมความแข็งแรงและความต้านทานต่อการแตกร้าว โครงสร้างเกรนของตัวอย่างที่อบละลายที่อุณหภูมิสูงคล้ายกับตัวอย่างที่ปรับปรุงการอบละลาย อย่างไรก็ตามตัวอย่างที่อบละลายที่อุณหภูมิสูงมีค่าความแข็งแรงและความต้านทานต่อการแตกร้าวต่ำเนื่องจากมีฟิสิกส์พิเศษของเฟส AlZnMgCu จำนวนมากซึ่งมาจากเมตริกซ์

X. Fan และคณะ (2006) [35] ได้ทำการศึกษาวิวัฒนาการโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Al-Zn-Mg-Cu ในระหว่างการทำให้เป็นเนื้อเดียวกัน พบว่าโครงสร้างยูเทคติกมีสัดส่วนประมาณ 5.6% และแสดงรูปร่างเป็นอักษรจีนที่ต่อเนื่อง ในระหว่างการทำให้เป็นเนื้อเดียวกัน โครงสร้างยูเทคติกจะละลายลงไปในเมตริกซ์และสัดส่วนของอนุภาคหายจะลดลงเมื่อเวลาการให้ความร้อนเพิ่มขึ้น วิวัฒนาการของการเกิดโครงสร้างยูเทคติกในระหว่างการทำให้เป็นเนื้อเดียวกันมี 3 กระบวนการ (1) เฟส Mg(Zn,Cu,Al)_2 ละลาย (2) มีการเปลี่ยนรูปเป็นเฟส Al_2CuMg และมีปริมาณเพิ่มขึ้น (3) เฟส Al_2CuMg หายขึ้นและมีปริมาณลดลง ดังนั้นโครงสร้างของยูเทคติกส่วนใหญ่ประกอบด้วย $\alpha(\text{Al}) + \text{Mg(Zn,Cu,Al)}_2$ และอนุภาค $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ หายซึ่งฟอร์มในระหว่างการแข็งตัว

ต่อมา **X. Fan และคณะ (2006) [36]** ได้ทำการศึกษาวิวัฒนาการของโครงสร้างยูเทคติกในโลหะผสม Al-Zn-Mg-Cu ในระหว่างกระบวนการทางความร้อน พบว่าพื้นที่ของยูเทคติกเกือบ 5.7% โครงสร้างของโลหะผสมหล่อประกอบด้วย $\alpha(\text{Al}) + \text{Mg(Zn,Cu,Al)}_2$ และอนุภาค $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ คอปเปอร์มีสัมประสิทธิ์การแพร่ต่ำกว่าเมื่อเทียบกับสังกะสีและแมกนีเซียม ดังนั้นปริมาณคอปเปอร์จะมีผลต่อการละลายของโครงสร้างยูเทคติกและเกิดการฟอร์มของอนุภาค Al_2CuMg ในระหว่างกระบวนการทางความร้อน ปริมาณของเฟสหายลดลงในระหว่างกระบวนการทางความร้อนและปริมาณของเฟสหายเปลี่ยนแปลงน้อยที่ $400\text{ }^\circ\text{C}$ และ $420\text{ }^\circ\text{C}$ ยูเทคติกชั้นบางละลายลงไปในเมตริกซ์หรือแยกเป็นอนุภาคในระหว่างกระบวนการทางความร้อนและยูเทคติกจะหายไปหลังจากให้ความร้อนที่ $460\text{ }^\circ\text{C}$ เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

N. Mahathaninwong และคณะ (2011) [37] ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของการอบละลายต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็ง 7075 พบว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อประกอบด้วยเมตริกซ์ $\alpha\text{-Al}$ และขอบเกรนยูเทคติก ($\alpha\text{-Al} + \text{Mg(Zn,Cu,Al)}_2$) โครงสร้างเกรนไม่เป็นเดนไดรต์เฟสยูเทคติกละลายหลังจากอบละลายที่ $480\text{ }^\circ\text{C}$ เป็นเวลา 1 ชั่วโมง

และที่ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง อนุภาคสีดำหายของ Mg₂Si เริ่มจะปรากฏหลังจากอบละลายที่ 450 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมงและที่ 480 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมงซึ่งจำนวนของอนุภาคสีดำหายจะเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาในการอบละลายเพิ่มขึ้น การฟอร์มของอนุภาค Mg₂Si ส่งผลให้ความเหนียวลดลง เนื่องจากสารละลายของแข็งอิมตัวยิ่งยวดที่ยังเหลืออยู่ในตัวอย่างอบละลายต่ำ เฟสขอบเกรนที่เหลืออยู่คือเฟสของ Mg₂Si ยาวและเฟส Al₇Cu₂Fe ซึ่งพบในโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม หลังจากอบละลายที่อุณหภูมิทั้งสองสำหรับเวลาในการแช่ต่างๆ ดังนั้นสภาวะการอบละลายที่เหมาะสมคือ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง

2.2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับอิทธิพลของธาตุเจอร์เมเนียม

Y.V. Milman (2004) [38] ได้ทำการศึกษาโลหะผสมอะลูมิเนียมความแข็งแรง พบว่าการเติม Sc จะมีการกำจัดโครงสร้างแบบเดนไดรต์และนำไปสู่โครงสร้างเกรนละเอียด ตัวอย่าง Al-12.0Zn-3.3Mg-1.2Cu-0.13Zr-0.4Mn-0.49Sc มีค่าความแข็งแรงคราก 790 MPa และความแข็งแรงดึง 820 MPa ความแข็งแรงสูงนี้เกิดจากการเติมโลหะทรานซิชันรวมกัน เช่น Sc, Zr, Cr และ Mn ซึ่งทำให้การรีคริสตัลไลเซชันช้าในระหว่างกระบวนการทางความร้อนและดิสโลเคชันของโลหะเสียรูป โครงสร้างที่ไม่ได้รีคริสตัลไลเซชันจะเหนียวมาก เพราะการแตกหักแบบเปราะตามขอบเกรน การเติม Sc ร่วมกับ Zr, Mn และ Cr จะช่วยเพิ่มขนาดของอนุภาค η' ทำให้ความเหนียวเพิ่มขึ้น การลดลงของความแข็งแรงมาพร้อมกับการเติบโตและการทำให้แข็งของอนุภาคโคเฮชันขนาดเล็กลงของ Al₃(Sc_{1-x}Zr_x) การเติม Sc ร่วมกับ Zr จะช่วยเพิ่มความเข้มข้นของสังกะสีโดยไม่สูญเสียความเหนียวขนาดของอนุภาค η' เพิ่มขึ้นในโลหะผสมที่มี Sc การเปลี่ยนรูปลดลงและมีการเติบโตของพลาสติก โลหะผสม Al-Zn-Mg-Cu ที่มี Sc สามารถใช้งานได้ที่อุณหภูมิต่ำซึ่งมีทั้งความแข็งแรงและความเหนียว

B.A. Parker และคณะ (1995) [39] ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของการเติม Sc ต่อสมบัติของโลหะผสมอะลูมิเนียมพบว่าโลหะผสมที่ไม่มี Sc จะมีความแข็งสูงสุด 154 Hv หลังจากบ่มที่ 135°C ตามด้วยการอบละลายที่ 475°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมงและชุบในน้ำ โลหะผสมที่มีปริมาณ 1%Sc มีความแข็ง 152 Hv หลังจากการอบละลายที่ 475°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมงและชุบในน้ำ แต่เมื่อนำมาทำการอบละลายที่ 400°C จะมีความแข็ง 164 Hv ซึ่งโลหะที่เติม Sc จะมีความแข็งแรงดึงประมาณ 500 MPa และโลหะผสมที่ไม่เติม Sc จะมีความแข็งแรงดึง 440 MPa กระบวนการทางความร้อนทำให้เกิดฟิสิกส์ Al₃Sc และฟิสิกส์ที่อุณหภูมิต่ำ การอบละลายต้องการฟอร์มเฟสที่อุณหภูมิต่ำที่มีความแข็ง อย่างไรก็ตามการอบละลายทำให้ฟิสิกส์ของ Sc หายและอนุภาคของ Al₃Sc ไม่แข็ง

O.N. Senkov และคณะ [40-41] ได้ทำการศึกษาโลหะผสมที่ไม่เติม Sc จะมีเกรนหยาบมีการเติบโตของเกรนคอลลัมน์าร์จากผิวเข้าไปยังศูนย์กลางและเกิดการหดตัวก่อนการแข็งตัวมีความเหนียว ~15% ในทิศทางตามแนวยาวและไม่มีความเหนียวในทิศทางตามขวาง ไม่มีการปรับปรุงความเหนียวหลังจากการบ่มและการอบละลาย ส่วนการเพิ่ม Sc จาก 0.18 เป็น 0.48 wt% จะได้เกรนที่ละเอียดและการเปลี่ยนรูปของเกรนคอลลัมน์าร์แผดและรอยแตกในการหล่อ Zr จะเซกรีเกชันที่ตรงกลางของเดนไดรต์ (ฟอร์มเป็นของแข็งก่อน) ส่วน Sc จะเซกรีเกชันที่ขอบของเดนไดรต์ (ฟอร์มเป็นของแข็งต่อมา) ทิศทางการเติบโตของเดนไดรต์เปลี่ยนจาก $\langle 110 \rangle$ ในโลหะที่ไม่มี Sc ไปเป็น $\langle 100 \rangle$ ในโลหะที่มี Sc และจะแสดงสมบัติเท่ากันทุกทิศทางในสภาวะหล่อเสร็จเมื่อผ่านกระบวนการทางความร้อนจะมีค่าความแข็งแรงคราก 490 MPa ค่าความแข็งแรงดึง 590 MPa และ plastic strain 15% ที่อุณหภูมิห้องการเติม 0.38 %Sc สมบัติที่ได้จะมากกว่าโลหะผสม 7075-T6 ทูบขึ้นรูป การเติม Sc จะช่วยปรับปรุงทั้งความแข็งแรงครากและความแข็งแรงดึงของการหล่อเสร็จซึ่งจะมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อการเติม Sc มากขึ้นการเติม Sc ปริมาณ 0.18-0.48% จะทำให้โครงสร้างจุลภาคมีเกรนละเอียดและช่วยปรับปรุงความแข็งแรงดึง การเติม Sc ร่วมกับ Zr จะทำให้เกิดการฟอร์มพรีซิพิตเตส $Al_3(Sc,Zr)$ จากสารละลายของแข็งอิมตัวยิ่งยวดในระหว่างได้รับความร้อนหลังจากการหล่อ การให้ความร้อนหลายขั้นตอนช่วยปรับปรุงความแข็งแรงดึงของโลหะหล่อให้ใกล้เคียงกับสมบัติที่ดีของโลหะผสม 7XXX-T6

นอกจากนี้ **O.N. Senkov และคณะ (2005) [42]** ยังได้ศึกษาโลหะผสม Al-Zn-Mg-Cu ที่ได้จากการหล่อซึ่งมีปริมาณ Zn สูง 10 หรือ 12%, Mg ประมาณ 3% และ Cu ประมาณ 1.2% โลหะผสมที่เติม 0.15 %Zr และโลหะผสมที่เติม 0.38 %Mn, 0.15 %Zr และ 0.49 %Sc หลังจากการหล่อโลหะผสมที่เติม 0.15 %Zr จะไม่เป็นเนื้อเดียวกัน มีโครงสร้างคอลลัมน์าร์ เกรนมีขนาดหลายมิลลิเมตรและเติบโตจากผิวของท่อไปยังศูนย์กลาง การเติม Mn และ Sc ในโลหะผสมที่เติม 0.38 %Mn, 0.15 %Zr และ 0.49 %Sc จะได้เกรนที่ละเอียดและโครงสร้างเป็นเนื้อเดียวกันซึ่งเกรนมีขนาดประมาณ 15-25 μm อนุภาค $Al_3(Sc,Zr)$ ประมาณ 5 μm ในโลหะที่มี Sc การอบละลายทำให้เกรนรีคริสตัลไลเซชันใหญ่ มีการยึดตัวในทิศทางของการอัดรีดในโลหะผสมที่ไม่มี Sc และไม่มีกรีนรีคริสตัลไลเซชัน โครงสร้างคล้ายเส้นใยละเอียดในโลหะผสมที่มี Sc พรีซิพิตเตส η' อนุภาคละเอียดในระหว่างการบ่ม ในโลหะผสมที่มี Sc จะเกิดการฟอร์มอนุภาคที่สองของ $Al_3(Sc,Zr)$ ละเอียดโลหะผสมที่ทำ T6 จะมีค่าความแข็งแรงครากและความแข็งแรงดึงสูงถึง 800 MPa ที่ 298 K และ 1050 MPa ที่ 77 K เปอร์เซ็นต์การยึดตัวประมาณ 5-8% ที่ 298 K จำนวนของ Zn ที่เพิ่มขึ้นจะทำให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นแต่เปอร์เซ็นต์การยึดตัวลดลง โลหะผสมที่มี Sc หลังการบ่มที่ 473 K เป็นเวลา 30 นาที ที่อุณหภูมิต่ำจะมีค่าความแข็งแรงดึง 830 MPa และมีเปอร์เซ็นต์การยึดตัว 8.5%

โครงสร้างจุลภาคและสมบัติแรงดึงของโลหะผสม Al-Zn-Cu-Mg-Zr ที่ผ่านการเติม Sc ได้ถูกศึกษาโดย L. Zou และคณะ (2008) [43] จากผลการศึกษาพบว่า การเติม Sc 0.21% มีผลให้ความแข็งแรงดึงและความแข็งแรงครากเพิ่มขึ้นจาก 94 และ 110 MPa ตามลำดับ และการยืดตัวยังคงสูงถึง 11% ซึ่งการเติม Sc ในปริมาณเล็กน้อยจะทำให้เกรนหลังจากการหล่อละเอียด และช่วยชะลอการรีคริสตัลไลเซชัน อีกทั้งยังทำให้ความเข้มข้นของช่องว่างลดลงเมื่อปริมาณ Sc มากกว่า 0.29%

จากการศึกษาอิทธิพลของ Sc และ Zr ที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของโลหะผสม Al-Zn-Mg-Cu โดย Y-D. He และคณะ [44-45] พบว่าการเติม 0.18 %Zr จะทำให้ได้โครงสร้างเกรนละเอียด ความแข็งแรงดึงและการยืดตัวเพิ่มขึ้นจากเดิมที่ 99 MPa และ 3.6% ตามลำดับ ส่วนการเติม 0.18 %Sc มีผลทำให้ขนาดเกรนละเอียดเล็กน้อย โครงสร้างเกรนเป็นแบบก้อนกลม ความแข็งแรงดึงและการยืดตัวเพิ่มขึ้นจาก 166 MPa และ 9.2% ตามลำดับ ในขณะที่การเติม Sc ร่วมกับ Zr จะได้เกรนที่แข็งและเป็นเกรนก้อนกลม ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นถึง 148.83 MPa และการยืดตัวสูงถึง 7.67% เมื่อปริมาณของ Zr ไม่มีการเปลี่ยนแปลง ความแข็งแรงและการยืดตัวของโลหะผสมจะถูกปรับปรุงเมื่อปริมาณ Sc เพิ่มขึ้น

J.A. Garcia-Hinojosa และคณะ (2003) [46] ได้ทำการศึกษาโครงสร้างและสมบัติของโลหะผสม Al-7Si-Ni และ Al-7Si-Cu ไม่ปรับเปลี่ยนและปรับเปลี่ยน Sr โดยการนำโลหะผสมอะลูมิเนียม A356 มาเติมธาตุคอปเปอร์และนิกเกิลบริสุทธิ์และเติมสตรอนเชียม 0.02 wt% พบว่าในกรณีไม่เติม Sr ภายใต้การศึกษาโลหะผสม Al-7Si-X การเพิ่มทองแดงและนิกเกิลไม่ได้ปรับปรุงสมบัติเชิงกลของโลหะผสมหล่อ A356 เพราะมีองค์ประกอบขนาดเล็กมากกระตุ้นให้เกิดโครงสร้างเฉพาะบนเมทริกซ์ เมื่อเติม Sr ในโลหะผสมทั้ง Al-7Si-Cu และ Al-7Si-Ni จะช่วยปรับปรุงสมบัติทางกลทำให้ลักษณะรูปร่างของยูเทคติกซิลิกอนเปลี่ยนแปลงจากรูปคล้ายเข็มไปเป็นเส้นใย-รูปทรงกลม ในกรณีของโลหะผสม Al-Si-Cu เฟสยูเทคติกทั้ง CuAl_2 และ Si จะเปลี่ยนลักษณะรูปร่างจากกลุ่มใหญ่และรูปคล้ายเข็ม-แผ่นไปเป็นยูเทคติกละเอียด ลักษณะรูปร่างของยูเทคติกที่เปลี่ยนแปลงไปจะทำให้สมบัติทางกลเพิ่มขึ้น เนื่องจากการเติม Sr จะช่วยทำให้อนุภาคละเอียดและทำให้การกระจายตัวของสารละลายของแข็ง α บนเมตริกซ์ดีขึ้นเพื่อให้ได้โครงสร้างและสมบัติเชิงกลที่ดีกว่าของโลหะผสมหล่อและเพื่อให้ได้สมบัติเชิงกลสูงในการหล่อและหลีกเลี่ยงการประยุกต์ใช้กระบวนการทางความร้อนเป็นเวลานาน กลไกที่อธิบายการเปลี่ยนแปลงลักษณะรูปร่างมีความสัมพันธ์กับการเติบโตของเฟสยูเทคติกซิลิกอนและ CuAl_2 กลไกที่แนะนำโดย Hellawell จะนำไปใช้ในการศึกษากับโลหะผสม Al-Si-Cu อย่างไรก็ตามลักษณะรูปร่าง NiAl_3 ของโลหะผสม Al-Si-Ni ไม่ได้รับผลกระทบจากการเติม Sr เนื่องจากจะกระตุ้นให้สมบัติแรงดึง

เพิ่มขึ้นเพียงปรับเปลี่ยนยูเทคติกซิลิกอน โลหะผสม A356 มักจะมีลักษณะรูปร่างของเฟสยูเทคติกเป็นรูปทรงกลมและมีสมบัติทางกลสูง

F.J. Tavitas-Medrano และคณะ (2008) [47] ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของ Mg และการปรับเปลี่ยน Sr ที่มีต่อสมบัติเชิงกลของโลหะผสมอะลูมิเนียมหล่อ 319 ภายใต้การบ่มเทียบ โดยการนำโลหะผสมอะลูมิเนียม 319 มาเติมสตรอนเชียมและแมกนีเซียม จากนั้นนำมาทำการบ่มที่อุณหภูมิ 150 °C, 170 °C, 190 °C, 220 °C และ 240 °C เป็นเวลา 2, 4, 6 และ 8 ชั่วโมง ผลปรากฏว่าการทำ T6 ที่ 155 °C เป็นเวลา 2-5 ชั่วโมงเป็นการเลือกที่ไม่ดีเนื่องจากการทำ T6 ที่ 170 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง จะได้ค่าความแข็งแรงดึงและค่าความแข็งสูง โลหะผสมที่ปรับเปลี่ยน Sr จะมีเปอร์เซ็นต์การยึดตัวและความเหนียวสูง มีการเปลี่ยนรูปร่างของเฟสยูเทคติกซิลิกอนจากรูปเข็มไปเป็นเส้นใย ซึ่งจะช่วยให้เพิ่มความเหนียวของโลหะผสม อย่างไรก็ตามหากมีโลหะผสม Mg น้อยหรือไม่มีเลย การตอบสนองในการบ่มแข็งจะถูกจำกัด การเติม 0.4 wt%Mg ในการบ่มเทียบจะทำให้ค่าความแข็งแรงดึงและความแข็งเพิ่มขึ้น แต่ค่าเปอร์เซ็นต์การยึดตัวและความเหนียวลดลง ในขณะที่การปรับเปลี่ยน Sr ร่วมกับ Mg ในการทำ T6 ที่ 170 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง จะได้ค่าความแข็งแรงดึง 423 MPa ค่าความแข็งแรงคราก 134 VHN เปอร์เซ็นต์การยึดตัว 0.98% และพลังงานรวมการดูดซับแรงกระแทก 3.88 J

D.L. Zhang และคณะ (2002) [48] ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของการอบละลายที่เวลาสั้นที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลในการปรับเปลี่ยนโลหะผสม Al-7 wt%Si-0.3 wt%Mg โดยการนำโลหะผสมอะลูมิเนียมมาเติมสตรอนเชียม 0.015 wt%Sr แล้วนำไปอบละลายในอ่างเกลือที่อุณหภูมิ 540-550 °C เป็นเวลา 2-30 นาที จากนั้นชุบในน้ำร้อนที่อุณหภูมิ 60 °C แล้วทำการบ่มที่อุณหภูมิ 140 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง พบว่าการเปลี่ยนแปลงลักษณะของเฟสยูเทคติกซิลิกอนที่อุณหภูมิ 540 °C หรือ 550 °C เป็นเวลา 10 นาที จะมีแมกนีเซียมและซิลิกอนในเฟส α สูง การอบละลายเป็นเวลา 30 นาที จะทำให้เกรนแบบก้อนกลมเติบโตและระยะห่างระหว่างอนุภาคของยูเทคติกซิลิกอนเพิ่มขึ้นซึ่งจะช่วยปรับปรุงเปอร์เซ็นต์การยึดตัวและความต้านทานแรงกระแทก การอบละลายที่อุณหภูมิ 540 °C เป็นระยะเวลา 1.5 นาที เฟสยูเทคติกซิลิกอนเริ่มแตกออกเป็นส่วนตัว และหลังจาก 5.5 นาทีพบว่าเฟสยูเทคติกซิลิกอนเริ่มกลมขึ้นหลังจาก 19.5 นาทีพบว่าระยะห่างระหว่างเฟสยูเทคติกซิลิกอนเพิ่มขึ้น หลังจากอบชิ้นงานเป็นระยะเวลา 6 ชั่วโมงพบว่าการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของเฟสยูเทคติกเพียงเล็กน้อย การเติมสตรอนเชียม 0.015 wt%Sr ในน้ำอะลูมิเนียมหลอมเหลวของ A356 เกิดการเปลี่ยนแปลงลักษณะ ขนาดและรูปร่างของเฟสยูเทคติกซิลิกอน ทำให้ได้โครงสร้างของเฟสยูเทคติกซิลิกอนที่ละเอียดและกระจายตัวสม่ำเสมอ

S. Emmanuelle และคณะ (2007) [49] พบว่าเป็นการยากที่จะลดอินเทอร์เมทัลลิกเฟสกับเหล็กและซิลิกอนและปรับเปลี่ยนขนาดและลักษณะรูปร่างโดยกระบวนการทางฟิสิกส์ การเติมธาตุทางเคมีจะช่วยปรับเปลี่ยนขนาดและลักษณะรูปร่าง การเติม Na และ/หรือ Sr ในโลหะหล่อชนิด Al-Si จะเกิดการฟอร์มเฟส Si แบบเส้นใยละเอียดแทนการฟอร์มเฟสแบบแท่งปริซึมหยาบ การเติมสตรอนเชียม (Sr) และ/หรือ แบเรียม (Ba) 0.001-2% ลงในโลหะผสมหล่อ Al-Si ซึ่งมีปริมาณซิลิกอนระหว่าง 5-14% จะมีโครงสร้างยูเทคติกละเอียด โลหะผสมที่ชุบแข็งเมื่อเติมสตรอนเชียม (Sr) แอนติโมนี (Sb) และ/หรือแคลเซียม (Ca) ในโลหะผสม Al-Zn-Cu-Mg จะลดขนาดของเฟส Al_7Cu_2Fe , Al_2CuMg และ Mg_2Si การเติม Sr, Sb และ Ca อย่างน้อยหนึ่งจะช่วยปรับเปลี่ยนอินเทอร์เมทัลลิกเฟส ทั้งที่ละลายได้และละลายไม่ได้ขององค์ประกอบที่มี Al-Cu-Fe, Al-Cu-Mg และ Mg-Si ซึ่งประกอบด้วยเฟสหลายเฟส เนื่องจากธาตุของโลหะผสมมีมากมายและเกิดปฏิกิริยาสัมพันธ์กัน

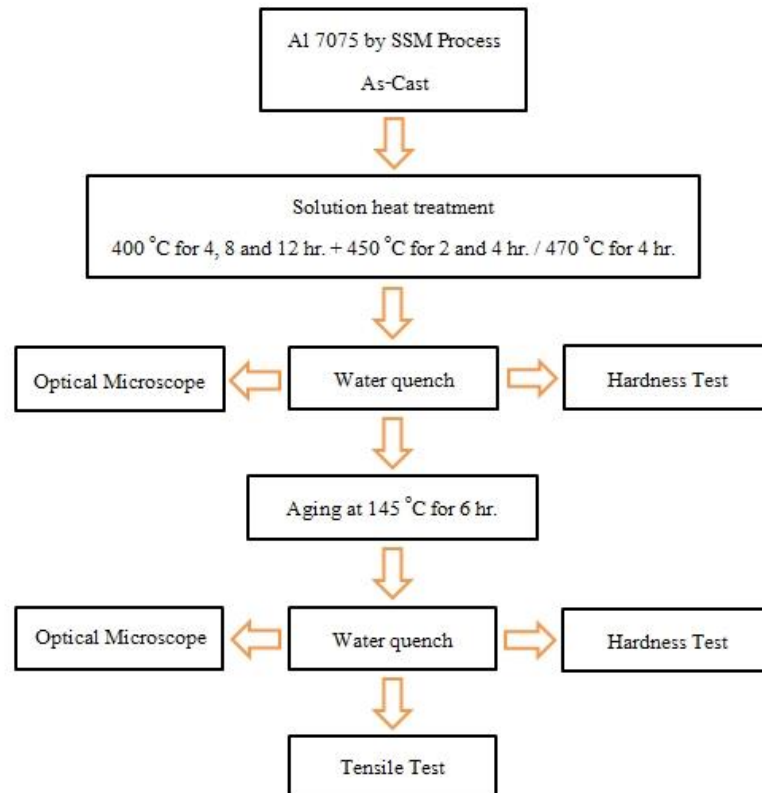
บทที่ 3

วิธีดำเนินการวิจัย

3.1 วิธีดำเนินการ (Method)

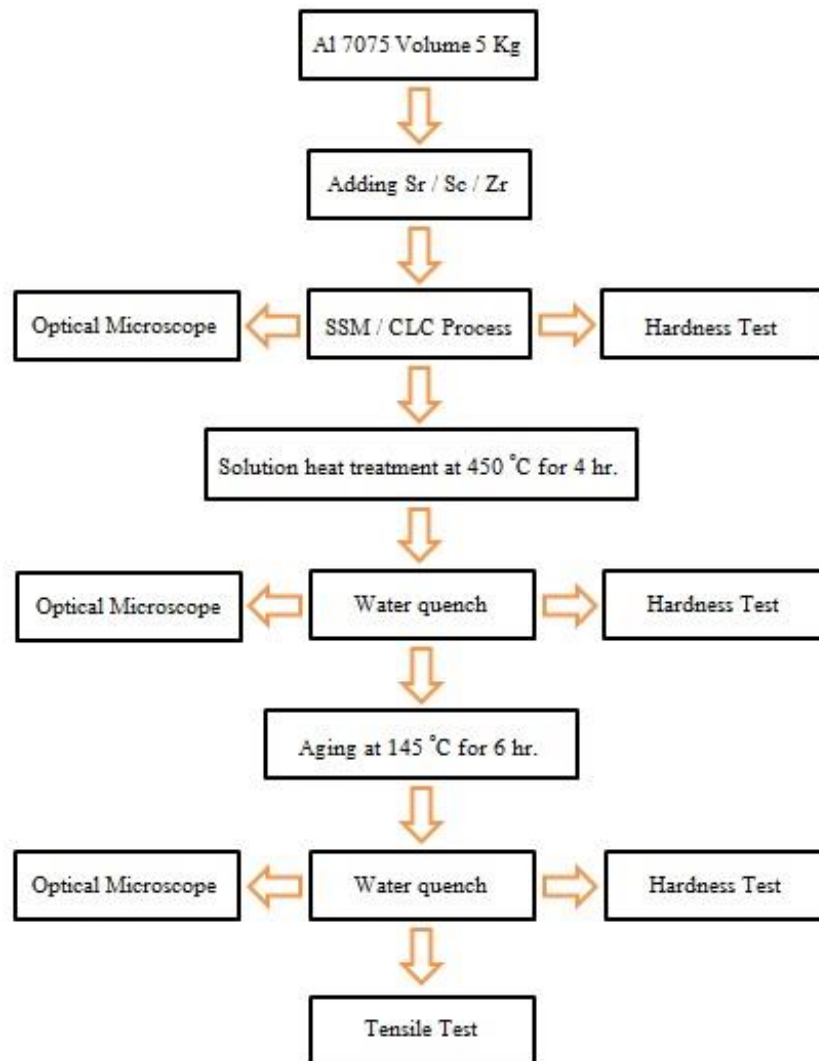
งานวิจัยนี้มีจุดประสงค์คือ ปรับปรุงสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียม 7075 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งแบบ GISS โดยใช้กระบวนการทางความร้อนและการเติมธาตุเจือ สำหรับอะลูมิเนียม 7075 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 มีการใช้งานกันอย่างแพร่หลายในอุตสาหกรรมต่างๆ เช่น ชิ้นส่วนอากาศยาน สำหรับบทนี้จะแบ่งขั้นตอนการวิจัยออกเป็น 2 การทดลอง คือ การใช้กระบวนการทางความร้อน T6 ที่ใช้การอบละลายแบบสองขั้นตอนและการเติมธาตุเจือ ดังนี้

3.1.1 ลำดับขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย สำหรับการทดลองเพื่อปรับปรุงสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียม 7075 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งแบบ GISS โดยใช้กระบวนการทางความร้อน T6



รูปที่ 3.1 แสดงแผนภาพลำดับขั้นตอนการดำเนินงานวิจัยสำหรับการอบละลายแบบสองขั้นตอน

3.1.2 ลำดับขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย สำหรับการทดลองปรับปรุงสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียม 7075 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งแบบ GISS โดยการเติมธาตุเจอร์



รูปที่ 3.2 แสดงแผนภาพลำดับขั้นตอนการดำเนินงานวิจัยสำหรับการเติมธาตุเจอร์

3.2 วัสดุและอุปกรณ์ (Material and Equipment)

3.2.1 วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย

วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย คือ อะลูมิเนียมเกรด 7075 ที่มีธาตุหลัก คือ Al, Zn, Mg และ Cu ซึ่งเรียกว่า Quaternary Alloy ที่ขึ้นรูปด้วยวิธีกึ่งของแข็ง Semi-Solid Squeeze Casting โดยส่วนผสมทางเคมีที่วิเคราะห์ได้จาก Optical Emission Spectrometer (OES) แสดงไว้ในตารางที่ 3.1 และ 3.2

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมี (Chemical Composition) ของอะลูมิเนียมเกรด 7075 ที่ใช้ในการทดลอง (%โดยน้ำหนัก) สำหรับการทดลองเรื่องการอบละลายสองขั้นตอน

Sample	Concentration (wt%)							
	Zn	Mg	Cu	Cr	Fe	Si	Mn	Ti
7075	5.1 - 6.1	2.1 - 2.9	1.2 - 2	0.18 - 0.28	0.5 max	0.4 max	0.3 max	0.2 max
Ingot	6.08	2.5	1.93	0.19	0.46	0.4	0.03	0.02

ตารางที่ 3.2 ส่วนผสมทางเคมี (Chemical Composition) ของอะลูมิเนียมเกรด 7075 ที่ใช้ในการทดลอง (%โดยน้ำหนัก) สำหรับการทดลองเรื่องการเติมธาตุเจือ

Sample	Concentration (wt%)							
	Zn	Mg	Cu	Cr	Fe	Si	Mn	Ti
7075	5.1 - 6.1	2.1 - 2.9	1.2 - 2	0.18 - 0.28	0.5 max	0.4 max	0.3 max	0.2 max
Ingot	5.97	2.32	1.67	0.02	0.11	0.25	0.02	0.02

3.2.2 อุปกรณ์ที่ใช้ทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง

อุปกรณ์ที่ใช้ในการเตรียมน้ำโลหะเหลว

- เตาหลอมอะลูมิเนียมเหลวอุณหภูมิสูง
- โลหะผสมอะลูมิเนียม-สังกะสี เกรด 7075 (Ingot)
- โลหะแม่ (Master Alloy) ได้แก่ Al-10%Sr, Al-2%Sc และ Al-10%Zr
- ฟอยล์อะลูมิเนียม
- ช้อนตักตะกรัน
- ช้อนตวงน้ำโลหะ
- ชุดเครื่องมือตรวจวัดอุณหภูมิ (Thermocouple)
- ชุดป้องกันความปลอดภัย ได้แก่ ถุงมือหนัง หน้ากากกันความร้อน รองเท้าหนัง และชุดกันความร้อน
- แผ่นไฟเบอร์บอร์ดสำหรับปิดเตาหลอม

อุปกรณ์ที่ใช้ในการเตรียมหลอมอะลูมิเนียม

- ชุดเครื่องมือตรวจวัดอุณหภูมิ (Thermocouple)
- แม่พิมพ์รูปทรงสี่เหลี่ยม ขนาด 10×10 เซนติเมตร
- เครื่องอัดไฮดรอลิก (Hydraulic Press)
- เครื่องขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็งโดยเทคนิค GISS
- แท่งกราไฟต์สำหรับปล่อยฟองแก๊ส
- ที่จับชิ้นงาน
- แท่งกราไฟต์สำหรับกวนน้ำโลหะ

อุปกรณ์ที่ใช้ในขั้นตอนการอบละลายชิ้นงาน

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

อุปกรณ์ที่ใช้ในขั้นตอนการบ่มเทียมชิ้นงาน

- เตาอบอุณหภูมิต่ำ
- น้ำอุณหภูมิห้อง (สำหรับชุบเย็นชิ้นงาน)
- ที่จับชิ้นงาน
- ถังน้ำ

อุปกรณ์ที่ใช้ในการจัดชิ้นงานสำหรับกล้องจุลทรรศน์ Optical Microscope (OM)

- เครื่องขัด
- กระดาษทรายเบอร์ 180, 320, 600, 800, 1000 และ 1200
- ผงอะลูมินาขนาด 5 และ 1 ไมครอน
- ผ้าสักหลาด
- เรซิน
- ฮาร์ดเคนเนอร์
- ท่อ PVC ที่ตัดตามขนาดความสูงชิ้นงาน (สำหรับบล็อกชิ้นงาน)

เครื่องมือที่ใช้ในการวิเคราะห์ชิ้นงาน

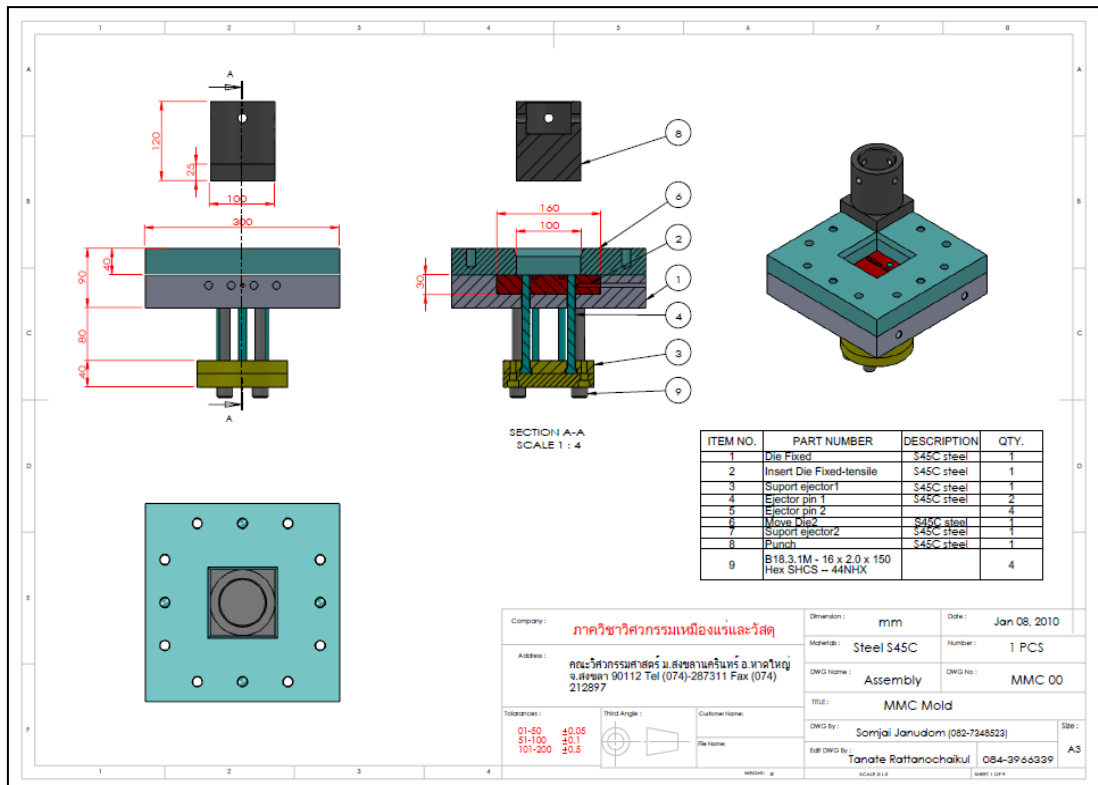
- เครื่องออปติคอลลอิมิสซันสเปกโตรมิเตอร์ (Optical Emission Spectrometer, OES)
- กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope, OM)
- กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope, SEM)
- เครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคชัน (X-Ray Diffraction, XRD)
- เครื่องทดสอบความแข็งแบบร็อกเวลล์สเกลบี (Hardness Rockwell Scale B, HRB)
- เครื่องทดสอบแรงดึง

3.3 ขั้นตอนการทดลอง

3.3.1 ขั้นตอนการทดลองอะลูมิเนียม 7075 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง โดยใช้อุณหภูมิสองขั้นตอน

ขั้นตอนการขึ้นรูป

- นำแท่งอะลูมิเนียมเกรด 7075 (Ingot) ปริมาณ 5 กิโลกรัม มาหลอมในเตาหลอม โดยใช้อุณหภูมิในการหลอมที่ 750 องศาเซลเซียส
- ทำการติดตั้งแม่พิมพ์รูปทรงสี่เหลี่ยม ขนาด 10×10 เซนติเมตร ดังแสดงในรูปที่ 3.3 เข้ากับเครื่องอัดไฮดรอลิก และอุ่น (Preheat) แม่พิมพ์ให้ร้อน โดยใช้อุณหภูมิประมาณ 250-300 องศาเซลเซียส
- ตักน้ำโลหะอะลูมิเนียมเกรด 7075 ที่อยู่ในเตาหลอมขึ้นมาทำการปล่อยฟองแก๊สให้ไหลผ่านแท่งกราฟไฟต์พูนเป็นเวลา 7 วินาทีในน้ำโลหะ ให้อุณหภูมิสูงกว่าเส้นของเหลว (Liquidus Line) ประมาณ 10 องศาเซลเซียส อุณหภูมิจะลดลงเหลือประมาณ 643 องศาเซลเซียส และหลังจากปล่อยฟองแก๊สรอไว้ 30 วินาที ก่อนเทลงในแม่พิมพ์เพื่อให้นิวเคลียสของอนุภาคของแข็งเกิดการเติบโต
- เทน้ำโลหะที่มีสภาวะกึ่งของแข็งลงในแม่พิมพ์รูปทรงสี่เหลี่ยมจัตุรัส ขนาด 10×10 เซนติเมตร ที่ติดตั้งกับเครื่องอัดไฮดรอลิกไว้แล้ว จากนั้นทำการอัดขึ้นรูปโดยใช้แรงดันประมาณ 80 เมกกะปาสกาล รอให้แข็งตัวในแม่พิมพ์ จะได้แผ่นอะลูมิเนียมเกรด 7075 ขนาด $10 \times 10 \times 1.5$ เซนติเมตร ออกมาจากแม่พิมพ์



รูปที่ 3.3 แบบแม่พิมพ์รูปทรงสี่เหลี่ยมขนาด 10 × 10 เซนติเมตร



รูปที่ 3.4 (ก) แสดงการติดตั้งแม่พิมพ์บนเครื่องอัดไฮดรอลิก (ข) แสดงการอุ่นแม่พิมพ์ให้ร้อนด้วย Heater ให้ความร้อน



รูปที่ 3.5 แสดงการปล่อยฟองแก๊สในน้ำโลหะกึ่งของแข็งผ่านแท่งกราไฟต์พอร์น

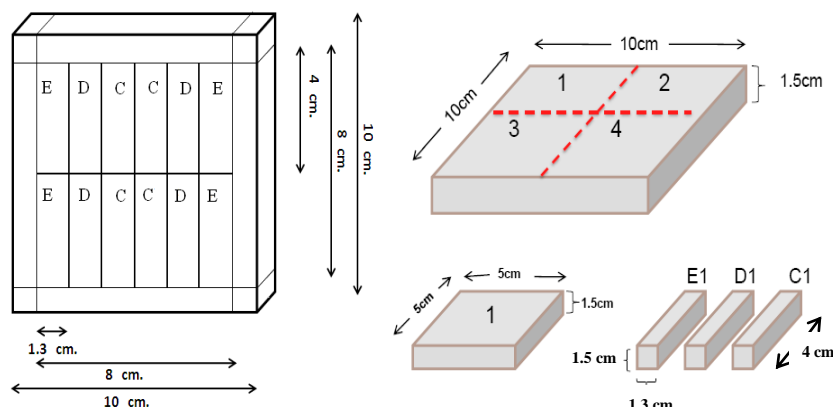


รูปที่ 3.6 (ก) แสดงแม่พิมพ์ขณะอัดขึ้นรูป (ข) แสดงแผ่นอะลูมิเนียมเกรด 7075 ขนาด 10 x 10 x 1.5 เซนติเมตร

ขั้นตอนกระบวนการทางความร้อน T6

ในการทดลองจะใช้กระบวนการทางความร้อน T6 ที่ประกอบด้วยขั้นตอนหลัก 3 ขั้นตอน คือ การอบละลาย (Solution Heat Treatment), การชุบเย็น (Quenching) และการบ่มแข็งเทียม (Artificial Aging) โดยการทดลองนี้จะให้ความสำคัญกับขั้นตอนการอบละลายสองขั้นตอน ดังนี้

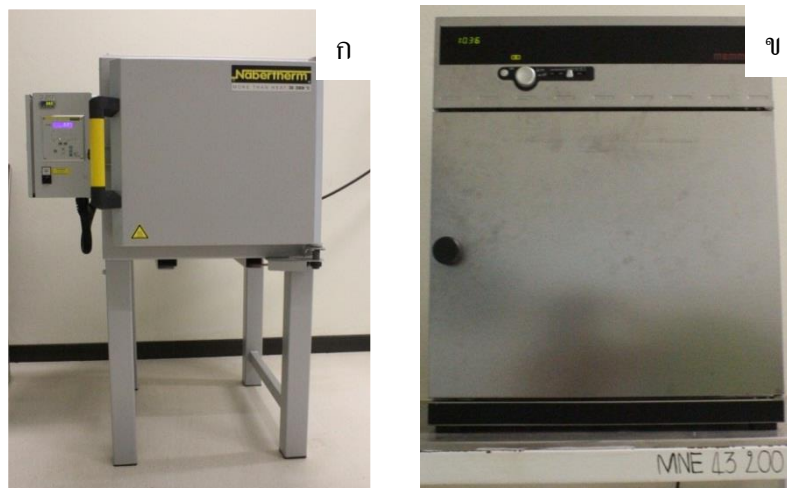
- ตัดชิ้นงานอะลูมิเนียมเกรด 7075 จากขนาดชิ้นงาน $10 \times 10 \times 1.5$ เซนติเมตร ให้เหลือ $8 \times 8 \times 1.5$ เซนติเมตร โดยตัดขอบทั้ง 4 ด้าน ด้านละ 1 เซนติเมตร เนื่องจากการเย็นตัวบริเวณขอบของชิ้นงานเกิดการเย็นตัวไม่ทั่วถึง จากนั้นจึงแบ่งชิ้นงาน ให้มีขนาดความกว้าง 1.3 เซนติเมตร และยาว 4 เซนติเมตร จะได้ชิ้นงานที่สามารถนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อนทั้งหมด 12 ชิ้น จากชิ้นงาน 1 แผ่น ดังรูปที่ 3.7



รูปที่ 3.7 แสดงลักษณะการตัดแบ่งชิ้นงาน

- จากนั้นนำไปอบละลายสองขั้นตอน โดยอบละลาย
 - ขั้นตอนแรกที่อุณหภูมิ 400°C เป็นเวลา 4, 8, และ 12 ชั่วโมง และตามด้วยการอบละลายขั้นตอนที่สองที่อุณหภูมิ 450°C เป็นเวลา 2 และ 4 ชั่วโมงในเตาเผาอุณหภูมิต่ำ
 - และอบละลายที่อุณหภูมิ 400°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ตามด้วยอุณหภูมิ 470°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง
- หลังจากการอบละลายในทุกๆ สภาวะให้ชุบเย็นในน้ำที่อุณหภูมิห้อง เพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ชิ้นงานจะอยู่ในสภาวะสารละลายของแข็งอิ่มตัวยังยวดยิ่ง (Supersaturated Solid Solution)
- พิจารณาสภาวะการอบละลายสองขั้นตอนที่เหมาะสม โดยวิเคราะห์จากโครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope) เพื่อหาปริมาณเฟสยูเทคติกและเฟส Mg_2Si ที่ลดลง โดยการวิเคราะห์เฟสที่ปรากฏด้วย X-Ray Diffractometer (XRD) เพื่อดูปริมาณเฟสยูเทคติกที่ละลายหายไปและเฟส Mg_2Si ที่เกิดขึ้น
- นำชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายมาชุบแข็งในน้ำและนำไปบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 145°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง หลังจากการบ่มแข็งให้ชุบเย็นในน้ำที่อุณหภูมิห้องอีกครั้ง เพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ขั้นตอนนี้จะเกิดการตกตะกอนของสารละลายของแข็ง (Precipitation)
- เมื่อชิ้นงานผ่านกระบวนการอบละลายและการบ่มแข็งแล้ว นำไปขัดด้วยกระดาษทราย เบอร์ 180 หรือ 320 เพื่อให้ผิวหน้าชิ้นงานเรียบแล้วนำไปวัดค่าความแข็งด้วย Hardness Rockwell Scale B (HRB)

- นำชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งเทียบไปทดสอบความต้านทานแรงดึง



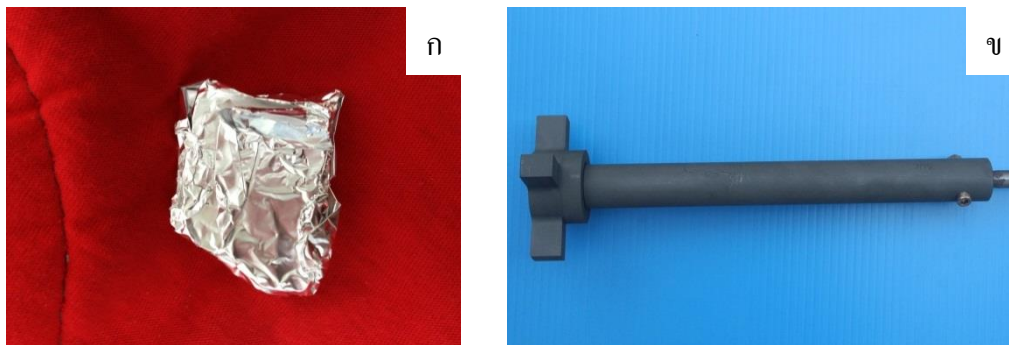
รูปที่ 3.8 (ก) แสดงเตาเผาอุณหภูมิสำหรับอบละลายชิ้นงาน (ข) แสดงเตาอบอุณหภูมิสำหรับบ่มแข็งเทียบชิ้นงาน

3.3.2 ขั้นตอนการทดลองอะลูมิเนียม 7075 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง โดยการเติมธาตุเจือ

ขั้นตอนการขึ้นรูป

- นำแท่งอะลูมิเนียมเกรด 7075 (Ingot) ปริมาณ 5 กิโลกรัม มาหลอมในเตาหลอม โดยใช้อุณหภูมิในการหลอมที่ 750 องศาเซลเซียส
- ทำการติดตั้งแม่พิมพ์รูปทรงสี่เหลี่ยม ขนาด 10×10 เซนติเมตร เข้ากับเครื่องอัดไฮดรอลิกและอุ่น (Preheat) แม่พิมพ์ให้ร้อน โดยใช้อุณหภูมิประมาณ 250-300 องศาเซลเซียส
- นำธาตุเจือในปริมาณที่ต้องการมาห่อด้วยฟอยล์ แล้วจึงนำไปใส่ลงในน้ำโลหะเหลว จากนั้นจึงทำการกวนน้ำโลหะเหลวทุกๆ 10 นาที ด้วยแท่งกราฟต์จนครบ 3 ครั้ง
- ตักน้ำโลหะอะลูมิเนียมเกรด 7075 ที่อยู่ในเตาหลอม ขึ้นมาทำการปล่อยฟองแก๊สให้ไหลผ่านแท่งกราฟต์พูนเป็นเวลา 7 วินาทีในน้ำโลหะ ให้อุณหภูมิสูงกว่าเส้นของเหลว (Liquidus Line) ประมาณ 10 องศาเซลเซียส อุณหภูมิจะลดลงเหลือประมาณ 643 องศาเซลเซียส และหลังจากปล่อยฟองแก๊สรอไว้ 5 วินาที ก่อนเทลงในแม่พิมพ์เพื่อให้นิวเคลียสของอนุภาคของแข็งเกิดการเติบโต

- เหน้ โลหะที่มีสภาวะกึ่งของแข็งลงในแม่พิมพ์รูปทรงสี่เหลี่ยมจัตุรัส ขนาด 10×10 เซนติเมตร ที่ติดตั้งกับเครื่องอัดไฮดรอลิกไว้แล้ว จากนั้นทำการอัดขึ้นรูป โดยใช้แรงดันประมาณ 80 เมกกะปาสคาล รอให้แข็งตัวในแม่พิมพ์ จะได้แผ่นอะลูมิเนียมเกรด 7075 ขนาด $10 \times 10 \times 1.5$ เซนติเมตร ออกมาจากแม่พิมพ์



รูปที่ 3.9 (ก) แสดงการหล่อธาตุเจือด้วยฟอสฟอรัส (ข) แสดงแท่งกราฟไฟต์ที่ใช้ในการกวนน้ำโลหะเหลว

ขั้นตอนกระบวนการทางความร้อน T6

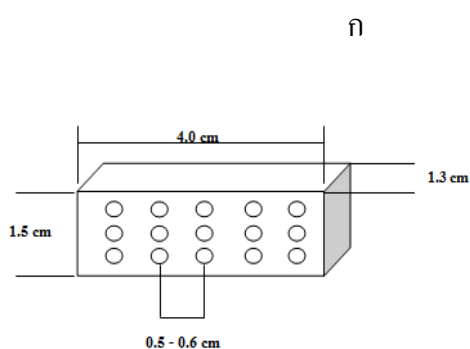
- ตัดชิ้นงานอะลูมิเนียมเกรด 7075 จากขนาดชิ้นงาน $10 \times 10 \times 1.5$ เซนติเมตร ให้เหลือ $8 \times 8 \times 1.5$ เซนติเมตร โดยตัดขอบทั้ง 4 ด้าน ด้านละ 1 เซนติเมตร เนื่องจากการเย็นตัวบริเวณขอบของชิ้นงานเกิดการเย็นตัวไม่ทั่วถึง จากนั้นจึงแบ่งชิ้นงาน ให้มีขนาดความกว้าง 1.3 เซนติเมตร และยาว 4 เซนติเมตร จะได้ชิ้นงานที่สามารถนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อนทั้งหมด 12 ชิ้น จากชิ้นงาน 1 แผ่น
- จากนั้นนำไปอบละลาย โดยอบละลายที่อุณหภูมิ 450°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ในเตาเผาอุณหภูมิต่ำ
- หลังจากการอบละลายในทุกๆ สภาวะให้ชุบเย็นในน้ำที่อุณหภูมิห้อง เพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ชิ้นงานจะอยู่ในสภาวะสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด (Supersaturated Solid Solution)
- นำชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่ 450°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง มาชุบแข็งในน้ำและนำไปบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 145°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง หลังจากการบ่มแข็งในทุกๆ สภาวะให้ชุบเย็นในน้ำที่อุณหภูมิห้องอีกขั้นตอน เพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ขั้นตอนนี้จะเกิดการตกตะกอนของสารละลายของแข็ง (Precipitation)

- เมื่อชิ้นงานผ่านกระบวนการอบละลายและการบ่มเทียมนแล้ว นำไปขัดด้วยกระดาษทราย เบอร์ 180 หรือ 320 เพื่อให้ผิวหน้าชิ้นงานเรียบแล้วนำไปวัดค่าความแข็งด้วย Hardness Rockwell Scale B (HRB)
- นำชิ้นงานที่มีค่าความแข็งสูงสุดจากการบ่มแข็งเทียมนของแต่ละอุณหภูมิไปทดสอบความต้านทานแรงดึง

3.4 การเตรียมชิ้นงานเพื่อทดสอบความแข็ง

การทดสอบความแข็งจะใช้การทดสอบแบบ Hardness Rockwell Scale B (HRB) ซึ่งหัวกดมีขนาด 1/16 นิ้ว โดยมีการเตรียมชิ้นงาน ดังต่อไปนี้

- หลังจากชิ้นงานผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 แล้วให้นำชิ้นงานไปขัดผิวหน้าให้เรียบ และสม่ำเสมอด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180 หรือ 320
- ทำการตั้งค่าเครื่องวัดความแข็ง โดยให้แรงในการกดขนาดเท่ากับ 100 kgf ตรวจสอบความเรียบร้อยของหน้าจอให้ตั้งค่าอยู่ที่ 0 HRB และหมุนให้หัวกดอยู่ที่ R
- วางชิ้นงานบนแท่นทดสอบ จากนั้นหมุนเป็นหมุนให้ชิ้นงานสัมผัสกับหัวกดแล้วเริ่มการกดชิ้นงานพร้อมทั้งบันทึกค่าความแข็งที่ได้
- ทำการวัดค่าความแข็งชิ้นงานซ้ำ โดยชิ้นงาน 1 ชิ้น จะทำการวัดทั้งหมด 30 จุด ซึ่งเปลี่ยนตำแหน่งไปเรื่อยๆ โดยแต่ละตำแหน่งจะห่างกันประมาณ 3 เท่าของหัวกด หรือประมาณ 0.5-0.6 เซนติเมตร ดังรูปที่ 3.10 พร้อมทั้งวิเคราะห์ข้อมูลที่ได้จากผลการทดลอง



รูปที่ 3.10 (ก) แสดงระยะห่างในการวัดค่าความแข็งของชิ้นงานในแต่ละจุด (ข) เครื่องวัดความแข็งแบบร็อกเวลล์สเกลบี

3.5 การเตรียมชิ้นงานเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope, OM) และกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope, SEM)

การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์เป็นการดูโครงสร้างเบื้องต้นในขั้นตอนการอบละลายโดยเตรียมชิ้นงานดังนี้

- นำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 และวัดความแข็งแล้วมาตัดให้มีขนาดครึ่งหนึ่งของชิ้นงานที่วัดความแข็งมาแล้ว หรือพอที่จะใส่ในบล็อกท่อพีวีซีที่ถูกพันด้วยเทปกาวโดยปิดทับหลายๆ ชั้น เพื่อป้องกันน้ำเรซินไหลออกเวลาหล่อเรซิน
- ตวงเรซินและฮาร์ดเดนเนออร์ ในอัตราส่วน 5:1 ผสมให้เข้ากัน นำชิ้นงานที่ตัดแล้วไปวางในท่อพีวีซี โดยให้มีขนาดความสูงประมาณเดียวกันกับชิ้นงานที่นำไปวาง
- เทเรซินลงในเบ้าที่วางชิ้นงาน ทิ้งไว้สักพัก รอให้แห้ง และนำชิ้นงานที่หล่อด้วยเรซินแล้วออกจากท่อพีวีซี
- ชัดชิ้นงานด้วยกระดาษทราย เบอร์ 180, 320, 600, 800, 1000 และ 1200 ตามลำดับ จากนั้นขัดชิ้นงานด้วยผ้าสักหลาดที่ใช้ผงอะลูมินาขนาดอนุภาค 5 และ 1 ตามลำดับ นำไปเป่าให้แห้ง
- นำชิ้นงานที่ขัดเรียบร้อยแล้ว มาถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ดังรูปที่ 3.11



รูปที่ 3.11 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

3.6 การวิเคราะห์ขนาดของเฟสอัลฟาในชิ้นงานตัวอย่างที่หล่อแบบโลหะกึ่งของแข็ง

การวิเคราะห์ขนาดของเฟสอัลฟาในชิ้นงานหล่อทำได้ค่อนข้างยาก เนื่องจากการแยกแยะและระบุส่วนที่เป็นเฟสอัลฟาที่เกิดจากอนุภาคของแข็งเริ่มต้น ดังนั้นการวิเคราะห์ขนาดของเฟสอัลฟาในชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็ง (D_f) จึงใช้วิธีการแบบค่าเฉลี่ยตัดเกรนโดยเส้นตรง (The Mean Lineal Interception) ได้ระบุไว้ดังสมการ [50,51,52]

$$D_f = f_r \cdot \frac{L_T}{I_T \cdot M} \quad (3.1)$$

โดยที่

f_r คือ สัดส่วนของแข็ง

L_T คือ จำนวนความยาวรวมของเส้นตัดแบบสุ่ม

I_T คือ จำนวนจุดตัดทั้งหมดของเฟสอัลฟาเริ่มต้น

M คือ กำลังขยาย

การวิเคราะห์สัดส่วนแข็งของชิ้นงานที่ถูกทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็ว

จากรูปที่ถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่บันทึกเข้าสู่คอมพิวเตอร์สามารถนำมาวิเคราะห์สัดส่วนของแข็งโดยคำนวณจากสมการดังนี้ [50,51,52]

$$f_r = \frac{A_{pf}}{A_T} \times 100 = \frac{\sum_{i=1}^N A_i}{A_T} \times 100 \quad (3.2)$$

โดยที่

A_{pf} คือ พื้นที่อนุภาคของแข็งทั้งหมด

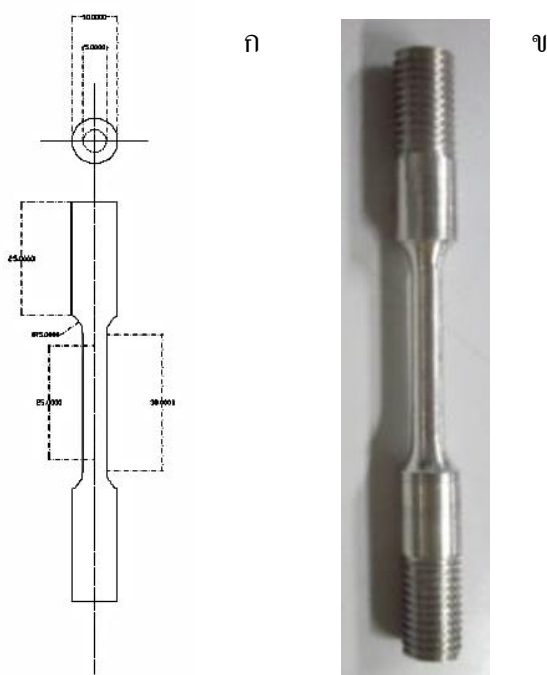
A_T คือ พื้นที่ทั้งหมดที่ทำการวิเคราะห์

A_i คือ พื้นที่ของอนุภาค i

N คือ จำนวนอนุภาคของแข็งทั้งหมดที่ทำการวิเคราะห์

3.7 การเตรียมชิ้นงานเพื่อทดสอบแรงดึง

ชิ้นงานที่ใช้ในการทดสอบแรงดึงจะมีลักษณะดังแสดงในรูปที่ 3.12 ก่อนทำการทดสอบแรงดึงต้องตรวจสอบชิ้นงานที่ผ่านการกลึงขึ้นรูปก่อนที่จะดึง เพื่อให้แน่ใจว่าชิ้นงานมีความเหมาะสมสำหรับการทดสอบ ในกรณีที่ตรวจพบชิ้นงานมีความผิดปกติหรือตำหนิ เช่น รอยแตก ต้องทำการเปลี่ยนชิ้นงานใหม่ทันที โดยมีขั้นตอนการทดสอบแรงดึง ดังต่อไปนี้



รูปที่ 3.12 (ก) แสดงมาตรฐานชิ้นงานที่ใช้ทดสอบแรงดึง (ข) แสดงลักษณะของชิ้นงานที่เตรียมใช้ในการทดสอบแรงดึง

- ติดตั้งชิ้นงานทดสอบกับอุปกรณ์จับยึด โดยติดตั้งชิ้นงานเข้ากับปากจับตัวบนก่อน ทั้งนี้เพื่อให้ความเค้นที่เกิดขึ้นในชิ้นงานระหว่างการจับยึดมีค่าน้อยที่สุด จากนั้นเคลื่อนอุปกรณ์จับยึดตัวบนที่มีชิ้นงานติดตั้งอยู่ลงมาให้ได้ระยะพอดีที่ปากจับตัวล่างสามารถจับยึดได้ ในการจับยึดชิ้นงานนั้นไม่ควรให้แน่นหรือหลวมจนเกินไป ถ้าแน่นเกินไปอาจทำให้ชิ้นงานเกิดความเสียหายก่อนเวลาอันควร ในขณะที่ทำการทดสอบแรงดึง ถ้าหลวมเกินไปอาจทำให้ชิ้นงานหลุดออกจากปากจับขณะทำการทดสอบ
- ระบุขนาดชิ้นงานและอัตราเร็ว ป้อนข้อมูลชิ้นงาน คือ ความยาว และค่าอัตราเร็วในการดึง และเส้นผ่านศูนย์กลางของชิ้นงานที่ใช้ทดสอบ จากนั้นทำการทดสอบแรงดึงด้วย strain rate ($\dot{\epsilon}$) ประมาณ 0.001 s^{-1}

บทที่ 4

ผลและวิจารณ์ผลการทดลอง

ในปัจจุบันอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075 มีการพัฒนาอย่างต่อเนื่องจนได้โลหะผสมที่มีสมบัติทางกลดี โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 7075 มีสมบัติทางกล เช่น ความแข็งและความแข็งแรงสูงแต่มีความเหนียวต่ำ โดยทั่วไปสมบัติทางกลต่ำสุดของอะลูมิเนียมเกรด 7075-T6 มีความแข็งแรงดึงเท่ากับ 531 MPa และมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเท่ากับ 7% [2] ซึ่งจากงานวิจัยก่อนหน้านี้ของ N. Mahathaninwong และคณะ [3] ได้ทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสม 7075 ที่ขึ้นรูปด้วยเทคโนโลยีโลหะกึ่งของแข็ง โดยการนำชิ้นงานมาอบละลายที่อุณหภูมิ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 145 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง พบว่ามีค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยสูงสุดเท่ากับ 483.67 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยเท่ากับ 5.41% จากข้อมูลดังกล่าวจะเห็นได้ว่าค่าความแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวมีค่าต่ำกว่ามาตรฐานของอะลูมิเนียม 7075-T6 ด้วยเหตุนี้จึงได้ทำการศึกษางานวิจัยเพื่อปรับปรุงสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียม 7075 ที่ขึ้นรูปในสภาวะกึ่งของแข็งแบบ GISS ซึ่งประกอบด้วย

4.1 การศึกษาหาสภาวะที่เหมาะสมในการอบละลายสองขั้นตอน

4.2 การศึกษาหาสภาวะที่เหมาะสมในการเติมธาตุเจือเพื่อปรับปรุงสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมเกรด 7075 ที่ขึ้นรูปในสภาวะกึ่งของแข็งแบบ GISS

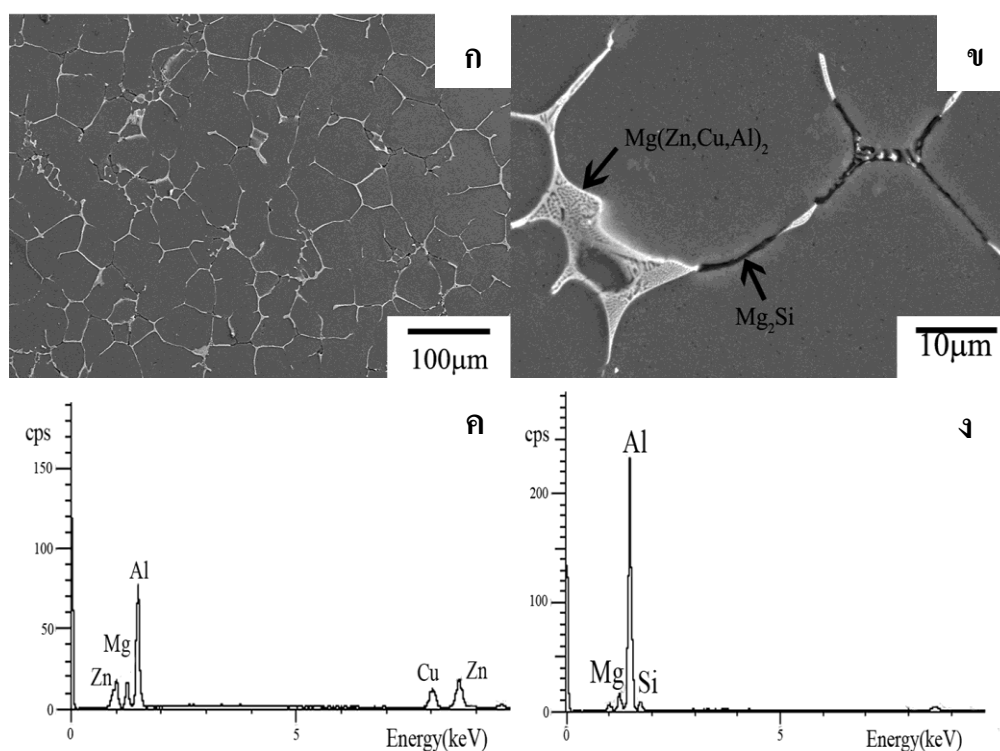
โดยการนำเสนอผลการทดลองและวิจารณ์ผลจะเรียงลำดับดังต่อไปนี้

4.1 การศึกษาหาสภาวะที่เหมาะสมในการอบละลายสองขั้นตอน

4.1.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ

จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075 ที่ผ่านกระบวนการหล่ออัดในสถานะกึ่งของแข็งโดยกระบวนการ GISS ที่ระยะเวลาการปล่อยฟองแก๊ส 7 วินาที และรอ 30 วินาที ก่อนเทลงแม่พิมพ์ พบว่าโครงสร้างมีลักษณะไม่เป็นกิ่งไม้ (Non-Dendritic) และมีเฟสยูเทคติก (Eutectic Phase) อยู่บริเวณขอบของขอบเกรนดังแสดงในรูปที่ 4.1(ก) ในขณะที่รูปที่ 4.1(ข) แสดงภาพขยายของเฟสยูเทคติกของโลหะผสมนี้ จากรูปนี้จะเห็นได้ว่า

บริเวณขอบเกรนประกอบไปด้วย 2 เฟสหลักๆ ได้แก่ บริเวณพื้นที่สีขาวขนาดใหญ่และพื้นที่สีดำ ยาว จากผลการวิเคราะห์ส่วนประกอบทางเคมีโดยเทคนิค EDS พบว่าเฟสสีขาวประกอบไปด้วย ธาตุ Zn, Mg และ Cu ดังแสดงในรูปที่ 4.1(ค) เนื่องจากเกิดการเซกกริเกรชันในขั้นตอนการหล่อ ซึ่งถ้าอะลูมิเนียมผสมในกลุ่ม 7000 มีสัดส่วน Zn/Mg มากกว่า 2.2 เฟสที่สองที่จะเกิดขึ้นจากการแข็งตัวของยูเทคติก คือเฟส $MgZn_2$ ทั้งนี้อะลูมิเนียมผสม 7075 ในงานวิจัยนี้มีสัดส่วน Zn/Mg เท่ากับ 2.4 และจากการศึกษาของ X. Fan และคณะ [35,36] ยืนยันว่าโครงสร้างของเฟสยูเทคติกใน อะลูมิเนียม 7075 ประกอบด้วย $\alpha-Al$ และ $MgZn_2$ ดังนั้นจึงสรุปได้ว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน หล่อที่ได้ประกอบด้วยเฟส $\alpha-Al$ และเฟส $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ ในขณะที่ผลวิเคราะห์จาก EDS ของเฟส สีดำที่ขอบเกรนปรากฏความเข้มข้นของธาตุ Mg และ Si (รูปที่ 4.1(ง)) ดังนั้นเฟสสีดำคือ Mg_2Si



รูปที่ 4.1 แสดงภาพถ่าย SEM ของ (ก)-(ข) อะลูมิเนียมผสม 7075 ที่ผ่านการหล่ออัดแบบ SSM (ค)-(ง) ผลการวิเคราะห์โดยเทคนิค EDS จากบริเวณเฟสสีขาวและดำในรูป (ข) ตามลำดับ (ที่มา: N. Mahathaninwong และคณะ [37])

4.1.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลาย

เบื้องต้นงานวิจัยนี้ได้เลือกทดลองการอบละลายขั้นตอนเดียว เพื่อนำมาเปรียบเทียบกับผลของการอบละลายสองขั้นตอน โดยสภาวะการอบละลายขั้นตอนเดียวมีดังนี้ 400

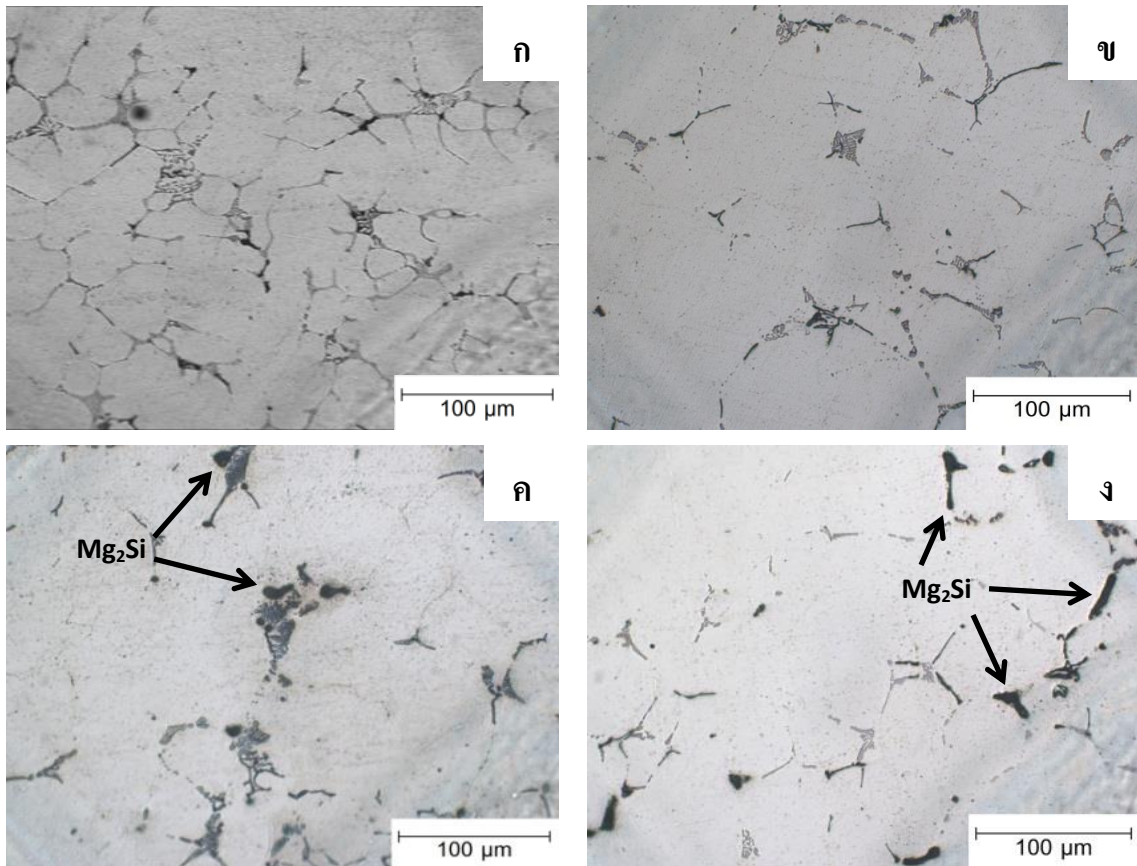
$^{\circ}\text{C}$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ($400\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ hr}$), $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ($450\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ hr}$), $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ เป็นเวลา 8 ชั่วโมง ($450\text{ }^{\circ}\text{C}/8\text{ hr}$) และ $480\text{ }^{\circ}\text{C}$ เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ($480\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ hr}$) ซึ่งอุณหภูมิที่เลือกต่ำกว่า Solidus line ของอะลูมิเนียมเกรด 7075 รูปที่ 4.2 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายขั้นตอนนี้ที่สภาวะต่างๆ ในการพิจารณาหาอุณหภูมิและเวลาที่เหมาะสมในการอบละลายนั้นจะพิจารณาจากโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน โดยสภาวะการอบละลายที่เหมาะสมต้องสามารถละลายเฟสประกอบของยูเทคติกซึ่งในที่นี้คือเฟส MgZn_2 ได้มากที่สุด โดยไม่ก่อให้เกิด Incipient Melting Phase ที่เป็นอนุภาคขนาดใหญ่และเปราะขึ้น เหตุผลที่ต้องการให้เกิดการละลายของเฟสประกอบของยูเทคติกให้มากที่สุดก็เพื่อให้มีปริมาณของสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด (Supersaturated Solid Solution) หลังการชุบแข็งในเมตริกซ์มากที่สุด เพราะสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวดเหล่านี้จะเกิดการตกตะกอนเป็นพรีซิพิตขนาดเล็กที่กระจายอย่างทั่วถึงทั้งชิ้นงานขณะนำชิ้นงานไปบ่มแข็งเทียม ทำให้ชิ้นงานมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นมากจากรูปที่ 4.2 พบว่าการละลายบริเวณขอบเกรนมี 3 ขั้นตอนด้วยกันคือ 1.บางลง (Thinning) 2.ไม่ต่อเนื่อง (Discontinuous) และ 3.ละลาย (Dissolve) นอกจากนี้เมื่อเวลาหรืออุณหภูมิเพิ่มขึ้นจะเกิดการฟอร์มตัวของเฟสที่มีลักษณะสีดำขนาดใหญ่ (Coarse Black Particle) เพิ่มขึ้นซึ่งเฟสดังกล่าวคือ Mg_2Si จากผลการวิเคราะห์โดยเทคนิค XRD ในรูปที่ 4.4 ยืนยันการเพิ่มขึ้นของเฟส Mg_2Si เมื่อนำชิ้นงานไปอบละลายจากสภาวะ As-Cast และการนำไปอบละลายที่อุณหภูมิ ($480\text{ }^{\circ}\text{C}$) แม้เพียงระยะเวลาสั้น (1 ชั่วโมง) สามารถทำให้เกิดเฟสดังกล่าวได้ค่อนข้างมาก

ดังนั้นเมื่อพิจารณาจากโครงสร้างจุลภาคจะได้ว่าสภาวะการอบละลายขั้นตอนนี้ที่เหมาะสมคือ $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง เนื่องจากเฟส MgZn_2 เกิดการละลายได้ดี และเกิดการฟอร์มเฟส Mg_2Si น้อย ถึงแม้ว่าการอบละลายขั้นตอนนี้ที่ $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมงจะส่งผลให้เกิดเฟส Mg_2Si ในปริมาณน้อย แต่ก็ยังคงทำให้เกิดการละลายของเฟส MgZn_2 ไม่สมบูรณ์ ดังแสดงในรูปที่ 4.2(ข)

จากข้อมูลข้างต้นจึงได้ทำการศึกษาการอบละลายสองขั้นตอน โดยขั้นตอนแรกทำการอบละลายที่อุณหภูมิต่ำ เพื่อหลีกเลี่ยงการเกิดเฟส Mg_2Si และขั้นตอนที่สองทำการอบละลายที่อุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลาสั้นๆ เพื่อลดระยะเวลาการอบละลายโดยรวมเพื่อให้การละลายเฟส MgZn_2 สมบูรณ์ยิ่งขึ้น โดยมีสภาวะการอบละลาย ดังนี้

- 1) $400\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ hr} + 450\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ hr}$
- 2) $400\text{ }^{\circ}\text{C}/8\text{ hr} + 450\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ hr}$
- 3) $400\text{ }^{\circ}\text{C}/12\text{ hr} + 450\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ hr}$
- 4) $400\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ hr} + 450\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ hr}$

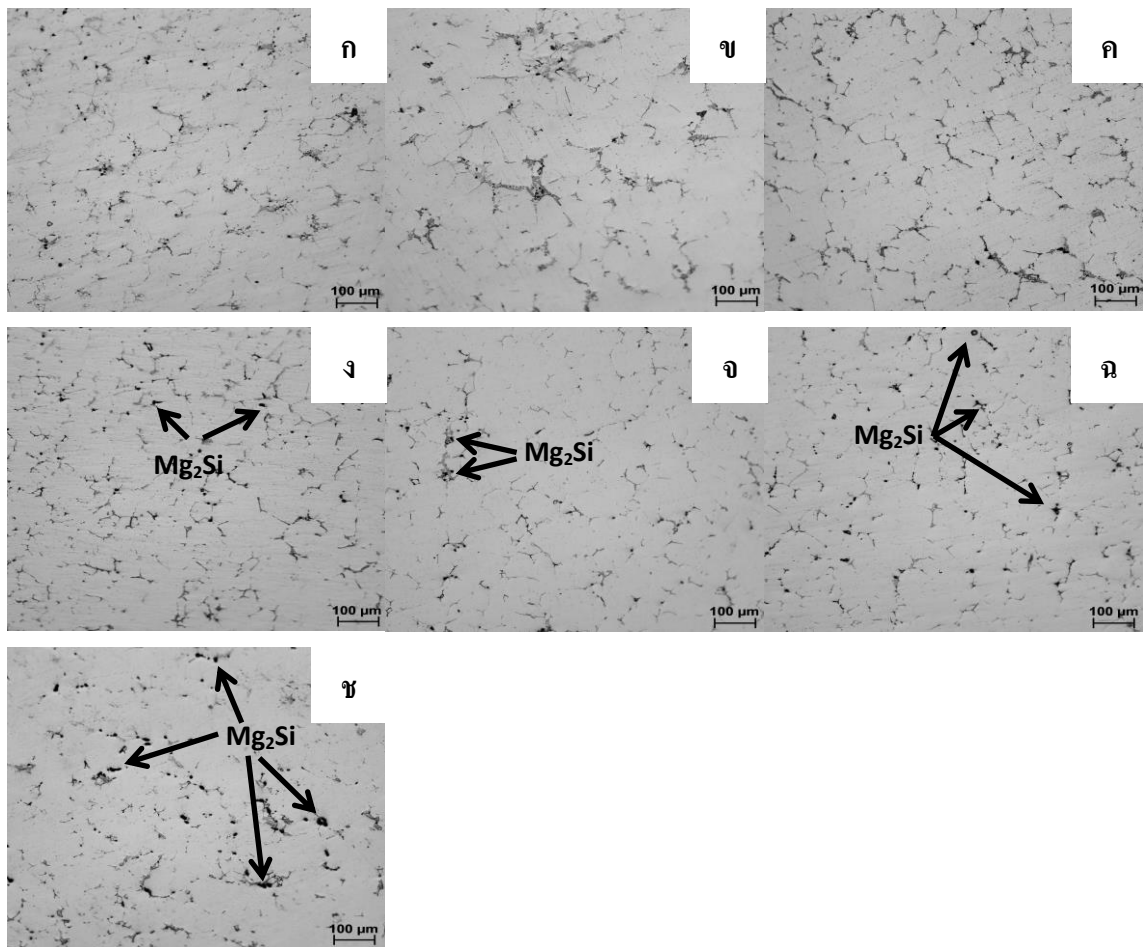
- 5) 400 °C/8 hr + 450 °C/4 hr
 6) 400 °C/12 hr + 450 °C/4 hr
 7) 400 °C/4 hr + 470 °C/4 hr



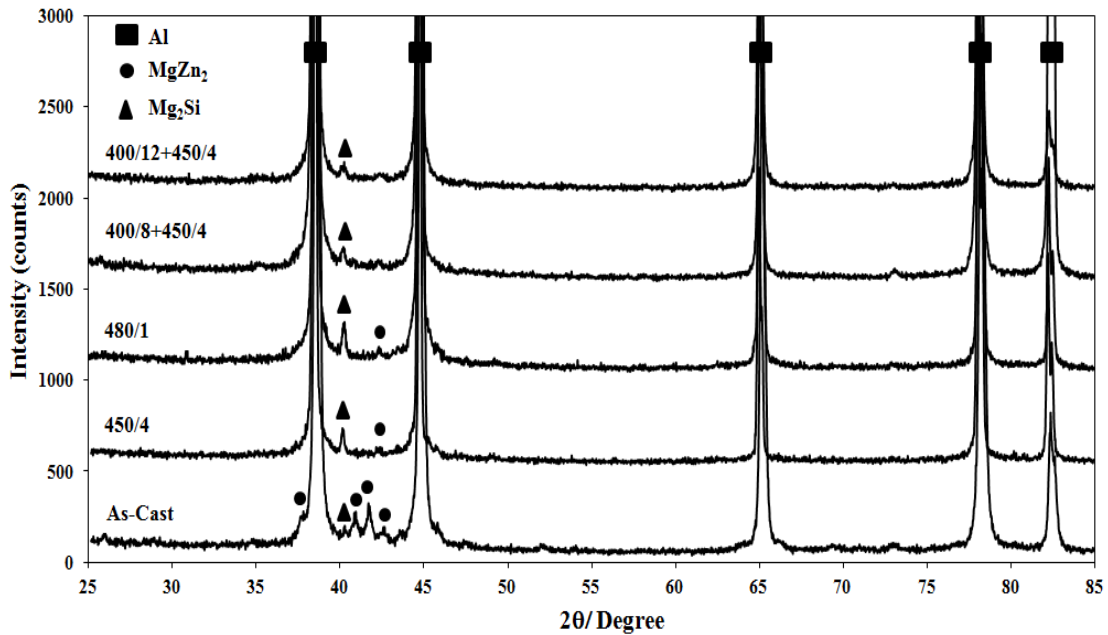
รูปที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายขั้นตอนเดียวที่ (ก) 400 °C/4 hr (ข) 450 °C/4 hr (ค) 450 °C/8 hr และ (ง) 480 °C/1 hr

จากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายสองขั้นตอนตามสภาวะข้างต้น (รูปที่ 4.3(ก)-(ค)) พบว่าเมื่อกำหนดให้อุณหภูมิอบละลายขั้นตอนแรกคงที่ที่ 400 องศาเซลเซียสและเพิ่มเวลาในการอบละลายขั้นตอนแรก ปรากฏว่าเฟสบริเวณขอบเกรนมีปริมาณลดลงอย่างต่อเนื่อง และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบละลายครั้งที่สองให้สูงขึ้นเป็น 450 องศาเซลเซียส โดยให้เวลาการอบละลายเพิ่มขึ้นจาก 2 ชั่วโมงเป็น 4 ชั่วโมง พบว่าเฟสบริเวณขอบเกรนมีปริมาณลดลง โดยที่ไม่ทำให้เกิดการฟอร์มเฟส Mg_2Si เพิ่มมากขึ้น ในขณะที่การเพิ่มอุณหภูมิการอบละลายขั้นตอนที่สองจาก 450 °C ไปเป็น 470 °C พบว่าเกิดการละลายของเฟส $MgZn_2$ มากขึ้นแต่ในทางกลับกันการฟอร์มเฟส Mg_2Si ก็เพิ่มมากขึ้นเช่นเดียวกัน ดังปรากฏในรูปที่ 4.3(ข) จะเห็นได้ว่าชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่ 400 °C/4 hr + 470 °C/4 hr มีการละลายของเฟส $MgZn_2$ และเกิดการ

ฟอร์มเฟส Mg_2Si มากกว่าในชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่ $400\text{ }^{\circ}C/4\text{ hr} + 450\text{ }^{\circ}C/4\text{ hr}$ เนื่องจากอุณหภูมิการอบละลายในขั้นตอนที่สองสูงขึ้น ดังนั้นจึงสรุปได้ว่าการอบละลายสองขั้นตอนที่ $400\text{ }^{\circ}C/8\text{ hr} + 450\text{ }^{\circ}C/4\text{ hr}$ เหมาะสมที่สุดและจากการยืนยันด้วยผล XRD ดังรูปที่ 4.4 ซึ่งให้เห็นว่าการอบละลายสองขั้นตอนที่ $400\text{ }^{\circ}C/8\text{ hr} + 450\text{ }^{\circ}C/4\text{ hr}$ สามารถละลายเฟส $MgZn_2$ ได้ดีกว่าเมื่อเทียบกับการอบละลายขั้นตอนเดียวที่ $450\text{ }^{\circ}C/4\text{ hr}$ หรือ $480\text{ }^{\circ}C/1\text{ hr}$ และเฟส Mg_2Si ไม่ได้เพิ่มขึ้นแต่อย่างใดเมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายขั้นตอนเดียวที่ $450\text{ }^{\circ}C/4\text{ hr}$



รูปที่ 4.3 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายสองขั้นตอนที่สภาวะต่างๆ (ก) $400\text{ }^{\circ}C/4\text{ hr} + 450\text{ }^{\circ}C/2\text{ hr}$ (ข) $400\text{ }^{\circ}C/8\text{ hr} + 450\text{ }^{\circ}C/2\text{ hr}$ (ค) $400\text{ }^{\circ}C/12\text{ hr} + 450\text{ }^{\circ}C/2\text{ hr}$ (ง) $400\text{ }^{\circ}C/4\text{ hr} + 450\text{ }^{\circ}C/4\text{ hr}$ (จ) $400\text{ }^{\circ}C/8\text{ hr} + 450\text{ }^{\circ}C/4\text{ hr}$ (ฉ) $400\text{ }^{\circ}C/12\text{ hr} + 450\text{ }^{\circ}C/4\text{ hr}$ และ (ช) $400\text{ }^{\circ}C/4\text{ hr} + 470\text{ }^{\circ}C/4\text{ hr}$

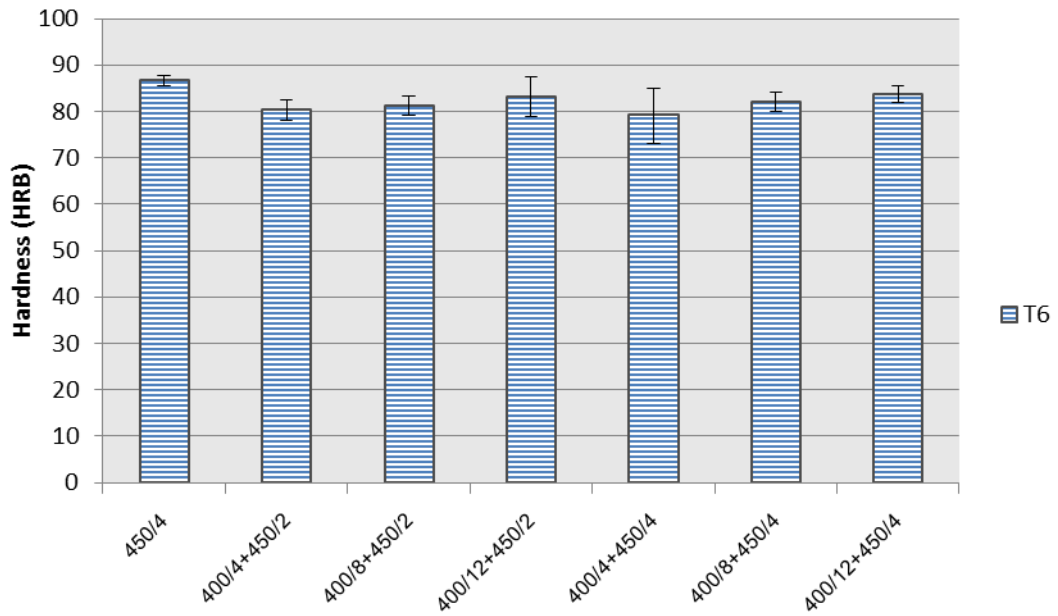


รูปที่ 4.4 แสดงผลวิเคราะห์ XRD ของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่สภาวะต่างๆ

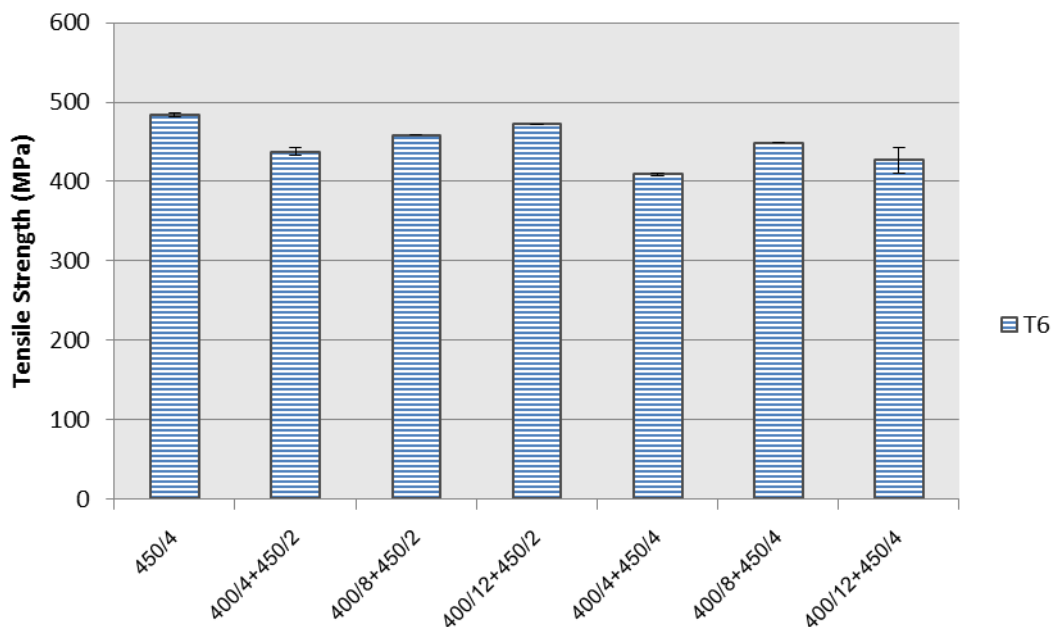
4.1.3 สมบัติทางกล

รูปที่ 4.5 แสดงค่าความแข็งที่ผ่านการอบละลายที่สภาวะแตกต่างกันและนำมาบ่มแข็งเทียมที่ 145 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง จากรูปนี้พบว่าความแข็งของชิ้นงานจากการอบละลายที่สภาวะแตกต่างกันมีค่าใกล้เคียงกัน แต่เมื่อพิจารณาผลของความแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัว ดังแสดงในรูปที่ 4.6 และ 4.7 ตามลำดับ พบว่าชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายขั้นตอนเดียวที่ 450 °C/4 hr มีค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยสูงสุด (483.67 MPa) ซึ่งสูงกว่าชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายแบบสองขั้นตอน ในขณะที่ชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายสองขั้นตอนที่ 400 °C/12 hr + 450 °C/2 hr มีค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยสูงสุดในกลุ่มของชิ้นงานที่อบละลายสองขั้นตอน อย่างไรก็ตามเมื่อพิจารณาค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวพบว่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยสูงสุดได้จากชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายสองขั้นตอนที่ 400 °C/8 hr + 450 °C/4 hr ซึ่งมีค่าประมาณ 8.74% ในขณะที่ค่าดังกล่าวของชิ้นงานอบละลายที่ 450 °C/4 hr และ 400 °C/12 hr + 450 °C/2 hr มีค่าค่อนข้างต่ำเท่ากับ 5.41% และ 4.74% ตามลำดับ จากผลดังกล่าวเราสามารถวิเคราะห์ได้ว่าการอบละลายแบบสองขั้นตอนที่ 400 °C/8 hr + 450 °C/4 hr ก่อให้เกิดปริมาณ Mg_2Si น้อยกว่าการอบละลายแบบขั้นตอนเดียวที่ 450 °C/4 hr เพียงเล็กน้อย ซึ่งสอดคล้องกับผลวิเคราะห์ XRD ในรูปที่ 4.4 ที่เป็นเช่นนี้เพราะการอบละลายขั้นตอนแรกที่อุณหภูมิต่ำ (400 °C) ส่งผลให้เกิดการแพร่ในระยะยาวของ Mg และ Zn ไปในเมตริกซ์ การฟอร์มตัวของ Mg_2Si เกิดได้น้อยลงและถ้าเกิดขึ้นก็จะมีขนาดเล็กและกระจายไปทั่วเมตริกซ์ ดังนั้นชิ้นงานจึงมีความเหนียวมากขึ้น ในขณะที่การอบละลายในขั้นตอนแรกที่ 400 °C

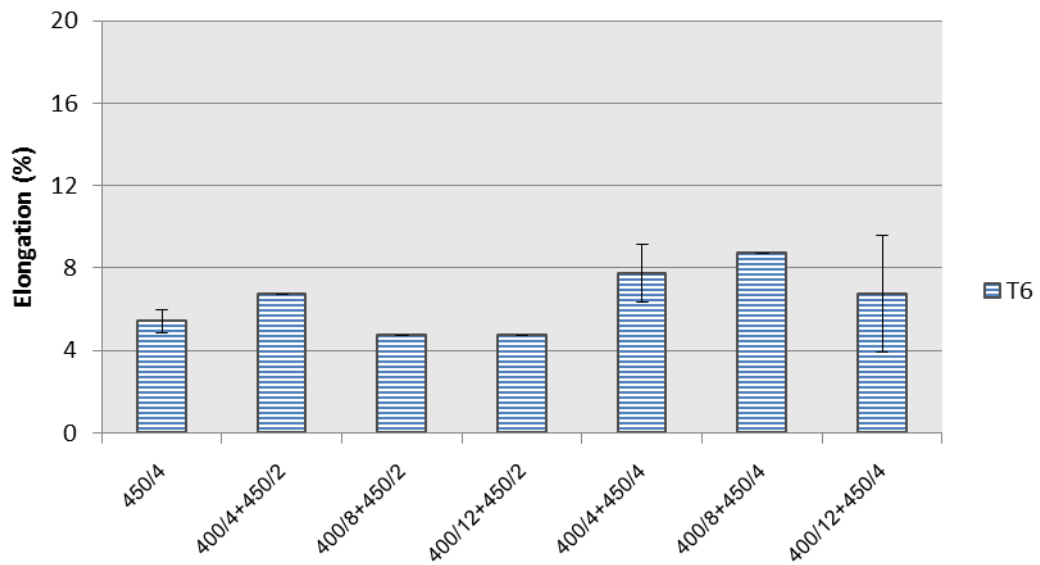
นาน 8 ชั่วโมง อาจจะทำให้เฟสประกอบยูเทคติกเกิดการละลายเกือบสมบูรณ์แล้วเมื่ออบละลายใน
ขั้นตอนนี้เวลานานขึ้น จะส่งผลให้เกิดการฟอร์มตัวของเฟส Mg_2Si เพิ่มขึ้นเล็กน้อยซึ่งงานจึงเพิ่มขึ้น



รูปที่ 4.5 กราฟแสดงค่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่สภาวะต่างๆ



รูปที่ 4.6 กราฟแสดงค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน
T6 ที่สภาวะการอบละลายต่างๆ



รูปที่ 4.7 กราฟแสดงเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 ที่สภาวะการอบละลายต่างๆ

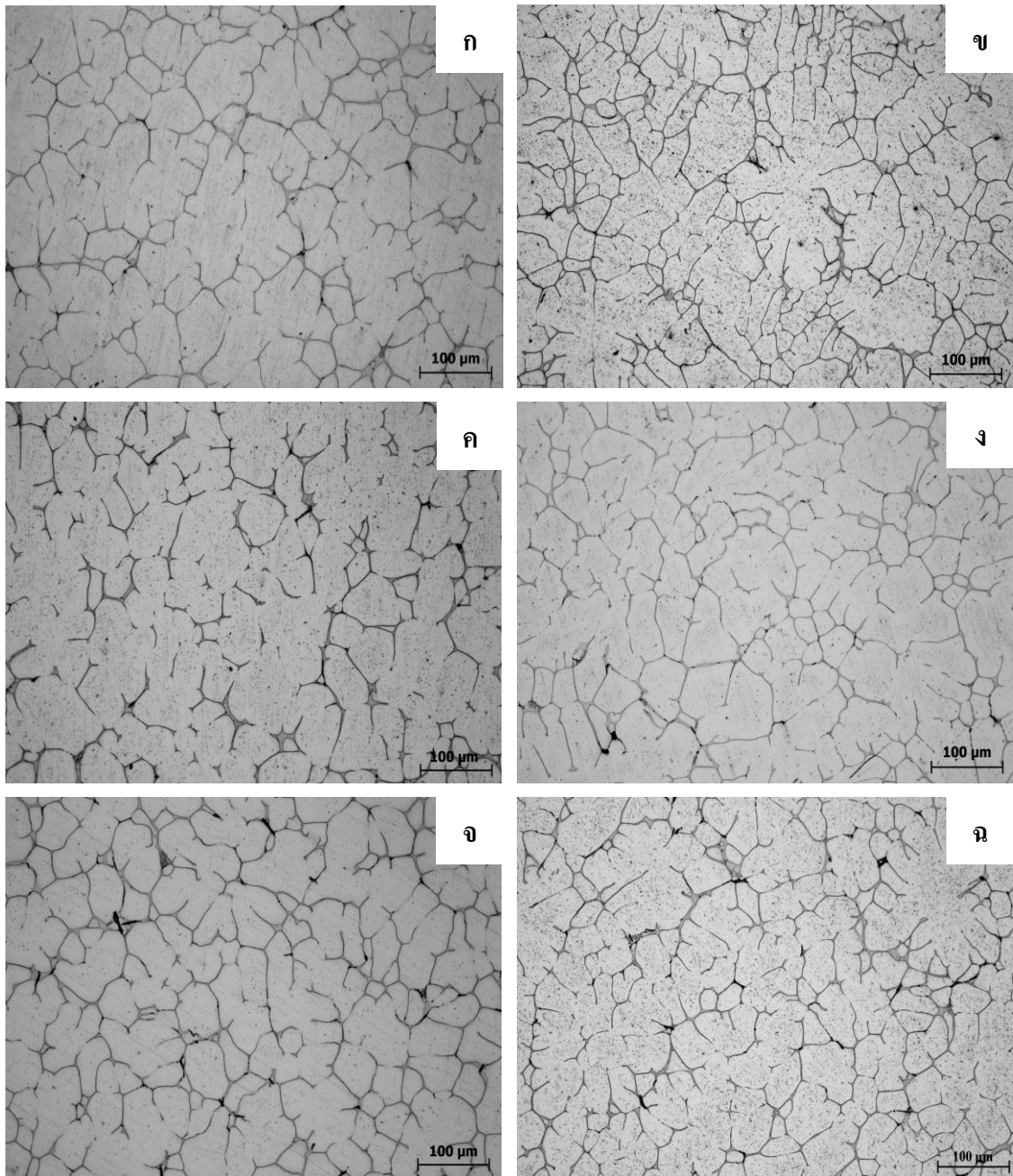
เมื่อพิจารณาจากผลการศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล พบว่า กระบวนการอบละลายแบบสองขั้นตอนไม่ได้ส่งผลในการปรับปรุงสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมหล่อกิ่งของแข็ง 7075 แบบ GISS แต่อย่างใด อีกทั้งการอบละลายขั้นตอนแรกก็ใช้เวลานานเป็นการสิ้นเปลืองพลังงานที่ไม่คุ้มค่ากับการเพิ่มขึ้นของความเหนียวของชิ้นงาน ทางคณะผู้วิจัยจึงได้เลือกใช้สภาวะการอบละลายแบบขั้นตอนเดียวที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง สำหรับการทดลองในหัวข้อถัดไป

4.2 การศึกษาหาสภาวะที่เหมาะสมในการเติมธาตุเจอร์เพื่อปรับปรุงสมบัติทางกลของ อะลูมิเนียมเกรด 7075 ที่ขึ้นรูปในสภาวะกึ่งของแข็งแบบ GISS

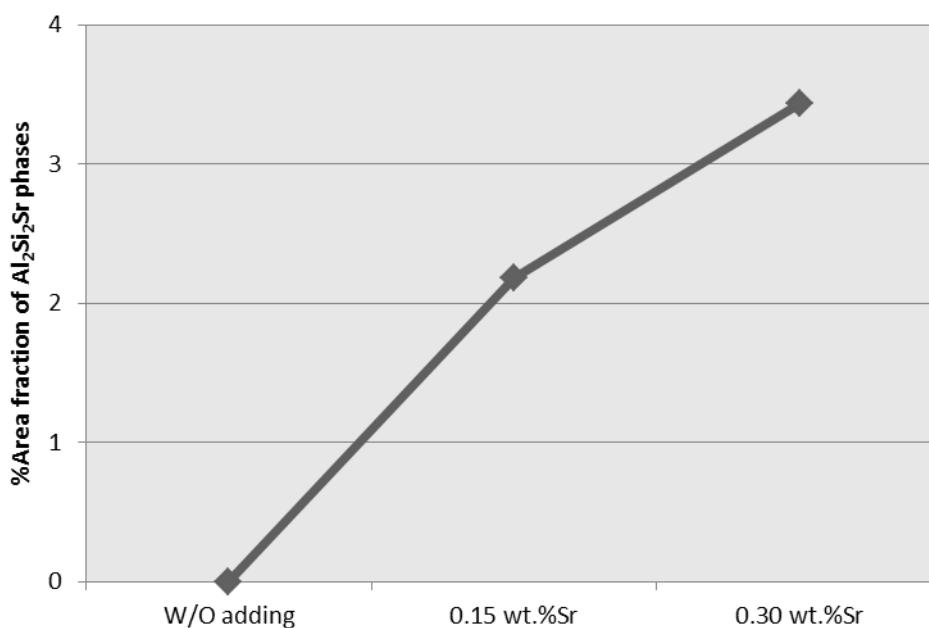
สำหรับธาตุเจอร์ที่เลือกใช้เติมในงานวิจัยนี้ ได้แก่ ธาตุสตรอนเทียม (Sr), ธาตุสแกนเดียม (Sc) และธาตุเซอร์โคเนียม (Zr)

4.2.1 อิทธิพลของการเติมธาตุสตรอนเทียม (Sr)

ในการทดลองนี้ได้ทำการเติมธาตุสตรอนเทียมที่ 2 ปริมาณ ได้แก่ 0.15 wt%Sr และ 0.30 wt%Sr เพื่อศึกษาอิทธิพลของธาตุสตรอนเทียมที่มีต่อ โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสม 7075 รูปที่ 4.8 แสดงให้เห็น โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม 7075 ที่ไม่เติมธาตุเจอร์ใดๆ (Without adding, W/O adding), 0.15 wt%Sr และ 0.30 wt%Sr ของชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม 7075 ที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง (Semisolid, SSM) โดยเทคนิค GISS และขึ้นรูปแบบดั้งเดิม (Conventional, CLC) จากรูปที่ 4.8(ก) และ (ข) พบว่าโครงสร้างหลักของอะลูมิเนียมผสม 7075 ที่ไม่เติมธาตุใดๆ ประกอบไปด้วยเฟส α -Al และเฟสประกอบยูเทคติก $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ บริเวณขอบเกรน นอกจากนี้ยังพบเฟสซิลิไซด์รูปร่างยาวบริเวณขอบเกรนซึ่งเป็นเฟส Mg_2Si ดังที่ได้กล่าวในข้างต้น เมื่อทำการเติมธาตุสตรอนเทียมลงไปปริมาณ 0.15 wt%Sr และ 0.30 wt%Sr จะพบการฟอร์มของเฟสใหม่ที่มีลักษณะเป็นแผ่น (Plate-Like) ในชิ้นงาน และการฟอร์มของอนุภาคที่มีลักษณะคล้ายแผ่นจะเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณการเติมธาตุสตรอนเทียมเพิ่มขึ้นดังแสดงในรูปที่ 4.9 อย่างไรก็ตามการเติมธาตุสตรอนเทียมลงในโลหะอะลูมิเนียมผสม 7075 ไม่ได้แสดงให้เห็นถึงการลดลงของขนาดอนุภาคหรือการปรับปรุงเฟสยูเทคติกอย่างชัดเจน ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัย [53,54] ที่ว่ามาตรฐานอุตสาหกรรมโดยทั่วไปนิยมเติมธาตุสตรอนเทียมในช่วง 0.015-0.05% โดยน้ำหนัก ซึ่งในทางปฏิบัติเป็นที่ยอมรับกันว่าเกิดการปรับเปลี่ยนโครงสร้างในอะลูมิเนียม-ซิลิกอน และการเติมธาตุสตรอนเทียมจะส่งผลต่อเฟส Mg_2Si โดยทำให้เฟส Mg_2Si มีขนาดและปริมาณลดลง ตามที่ S. Emmanuelle และคณะ [49] ได้นำเสนอไว้



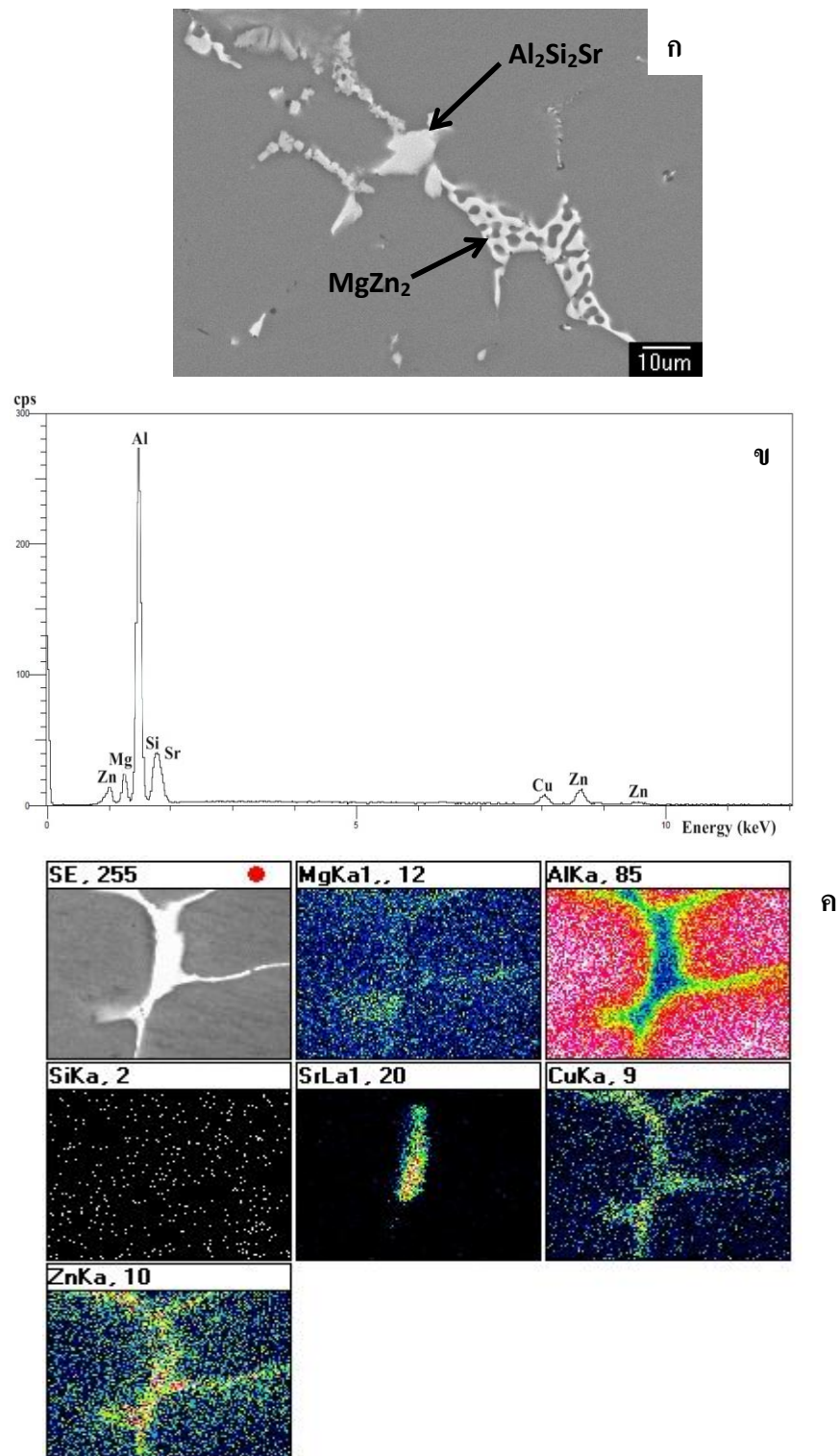
รูปที่ 4.8 แสดงโครงสร้างจุลภาคของซิงงานหล่อ (ก) W/O adding ;SSM (ข) W/O adding ;CLC (ค) 0.15 wt%Sr ;SSM (ง) 0.15 wt%Sr ;CLC (จ) 0.30 wt%Sr ;SSM และ (ฉ) 0.30 wt%Sr ;CLC



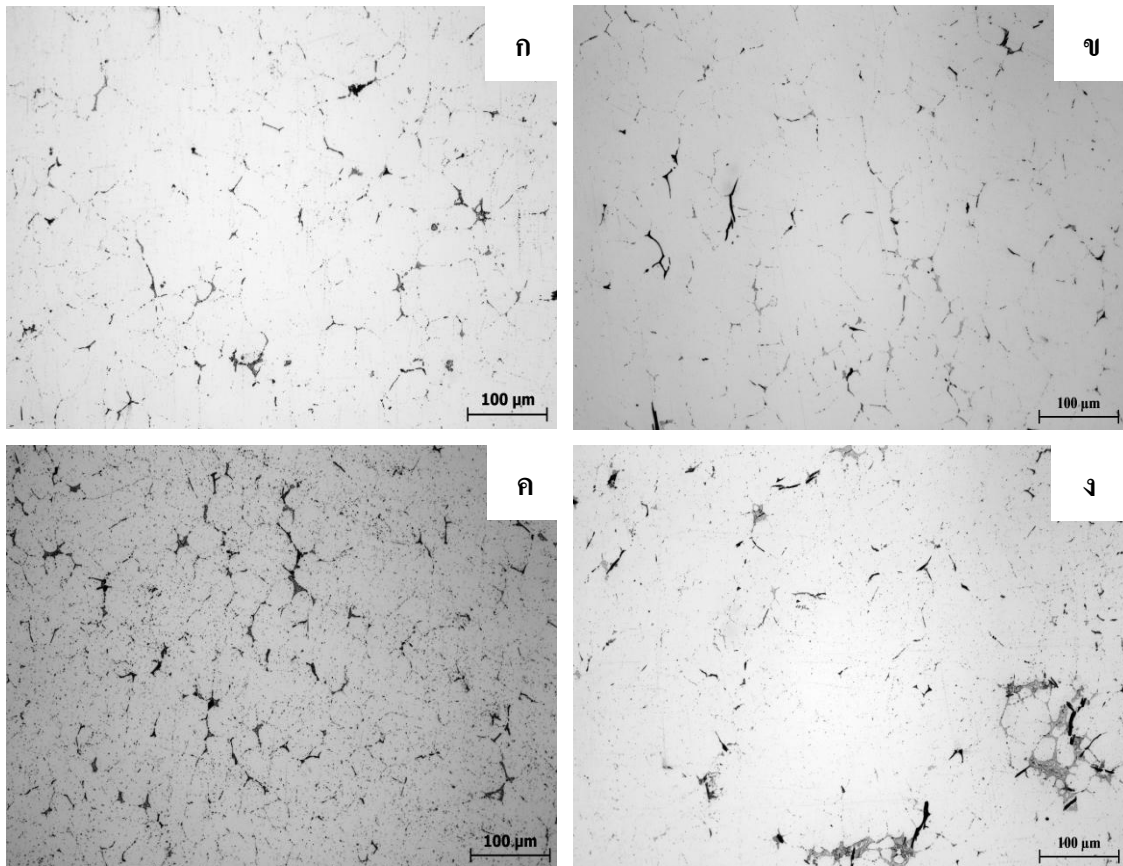
รูปที่ 4.9 แสดงผล Area fraction ของเฟสที่มีลักษณะคล้ายแผ่นในชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM

จากผลการวิเคราะห์ด้วย SEM-EDS ดังแสดงในรูปที่ 4.10 พบว่าผลการวิเคราะห์แบบจุดของอนุภาคที่มีลักษณะคล้ายแผ่นประกอบด้วยธาตุ Al, Sr, Si, Zn, Mg และ Cu ในขณะที่การวิเคราะห์แบบ Elemental mapping (รูปที่ 4.10(ค)) จะไม่ปรากฏธาตุ Si เนื่องจากธาตุ Si และ Sr มีระดับพลังงานใกล้เคียงกัน จึงทำให้เกิดการซ้อนทับกันระหว่างพีคของธาตุ Si และ Sr ดังนั้นอนุภาคที่มีลักษณะคล้ายแผ่นคือเฟส Al_2Si_2Sr ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ S. Nafisi และคณะ [55] จากการศึกษาโลหะผสม Al-Si พบว่าอนุภาค Al_2Si_2Sr เหล่านี้จะถูกพบหลังจากการหล่อเมื่อเติมธาตุสตรอนเทียม โดยอนุภาคเหล่านี้มีสองลักษณะคือเป็นสี่เหลี่ยมลูกบาศก์และลักษณะคล้ายเกล็ด/แผ่น

รูปที่ 4.11 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมธาตุสตรอนเทียมจะเห็นว่าเฟส Al_2Si_2Sr ไม่เกิดการละลายหลังจากอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง เนื่องจากการอบละลายจะทำให้เกิดการละลายหายไปของเฟสยูเทคติก โดยไม่ทำให้เฟส Al_2Si_2Sr เกิดการละลายหายไปส่งผลให้ปริมาณสารละลายของแข็งอิมตัวยังยวดที่ค้างในชิ้นงานอบละลายลดต่ำลง ดังนั้นความหนาแน่นของพรีซิพิตที่ตกตะกอนขณะทำการบ่มในชิ้นงาน 0.15 wt%Sr มากกว่าของชิ้นงาน 0.30 wt%Sr ทั้งในชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC



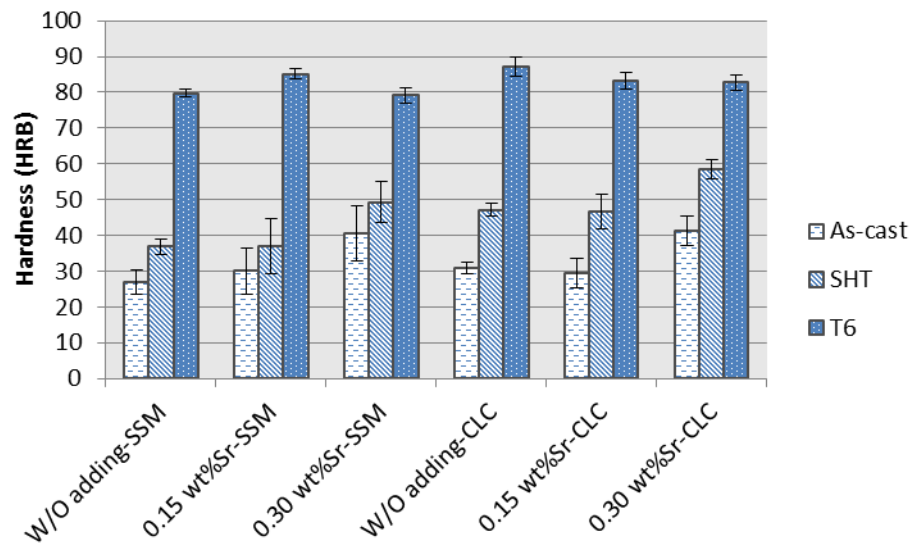
รูปที่ 4.10 แสดงอนุภาคค้ำแผ่นในชิ้นงานหล่อ SSM ที่ 0.30 wt%Sr (ก) ภาพ SEM แสดงอนุภาคค้ำแผ่น (ข) ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS และ (ค) ผลการวิเคราะห์ Elemental mapping



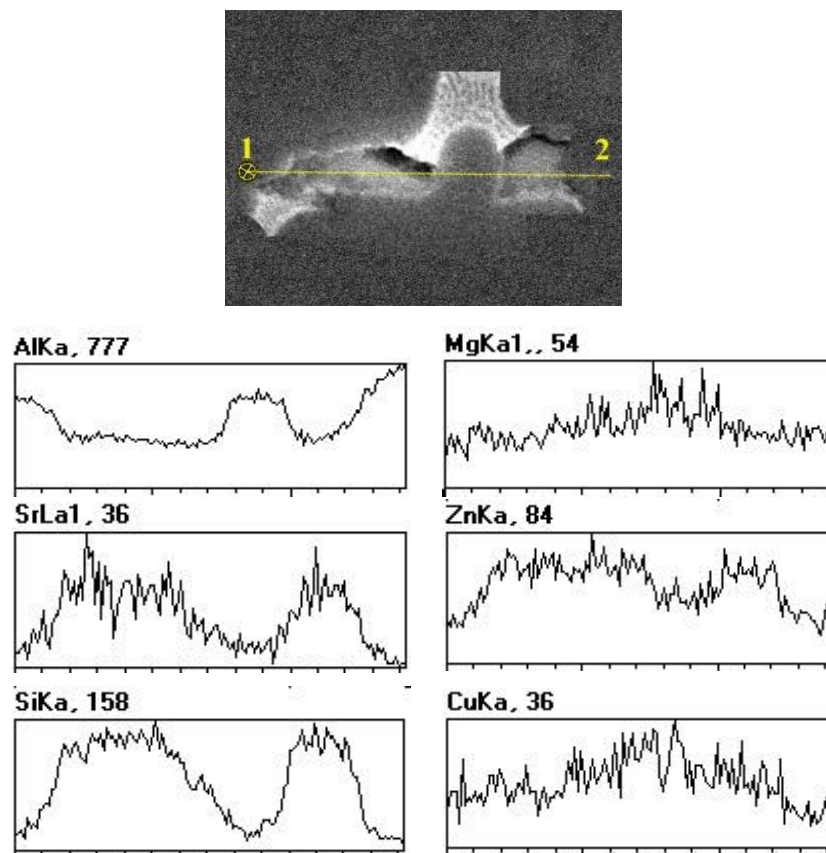
รูปที่ 4.11 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมธาตุสตรอนเทียมหลังจากอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) 0.15 wt% Sr ;SSM (ข) 0.30 wt% Sr ;SSM (ค) 0.15 wt% Sr ;CLC และ (ง) 0.30 wt% Sr ;CLC

จากผลการวัดความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง พบว่าการเติมธาตุสตรอนเทียมในปริมาณ 0.15 wt% จะให้ค่าความแข็งสูงสุดในชิ้นงาน SSM และ CLC โดยมีค่าความแข็งเท่ากับ 85.11 และ 83.26 HRB ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 4.12 การเติมธาตุสตรอนเทียมปริมาณ 0.30 wt% ลงในชิ้นงานที่ขึ้นรูปโดยกระบวนการ SSM และ CLC จะมีค่าความแข็งเท่ากับ 79.22 และ 82.68 HRB ตามลำดับ ซึ่งต่ำกว่าชิ้นงานที่เติมธาตุสตรอนเทียมในปริมาณ 0.15 wt% ความแข็งที่ได้จากชิ้นงานที่เติมสตรอนเทียมได้มาจากการฟอร์มเฟส η' ขณะบ่มแข็งเทียมเป็นหลัก บางส่วนได้มาจากเฟส Al_2Si_2Sr และ Mg_2Si สาเหตุที่ทำให้ชิ้นงานที่เติมสตรอนเทียม 0.30 wt% Sr มีความแข็งต่ำกว่า 0.15 wt% เพราะปริมาณเฟส Mg_2Si ที่มีความแข็งสูงในชิ้นงานที่มีธาตุสตรอนเทียมสูงมีปริมาณน้อยกว่า เนื่องจากธาตุ Si ถูกดึงไปใช้ในการฟอร์มเฟส Al_2Si_2Sr ในปริมาณที่มากกว่า รูปที่ 4.13

แสดงผล Line Scan ผ่านอนุภาค Al_2Si_2Sr ซึ่งแสดงให้เห็นถึงปริมาณ Si ที่มีอยู่สูงในบริเวณอนุภาคดังกล่าว จึงทำให้เกิดการลดโอกาสในการฟอร์มเฟส Mg_2Si ในบริเวณข้างเคียง

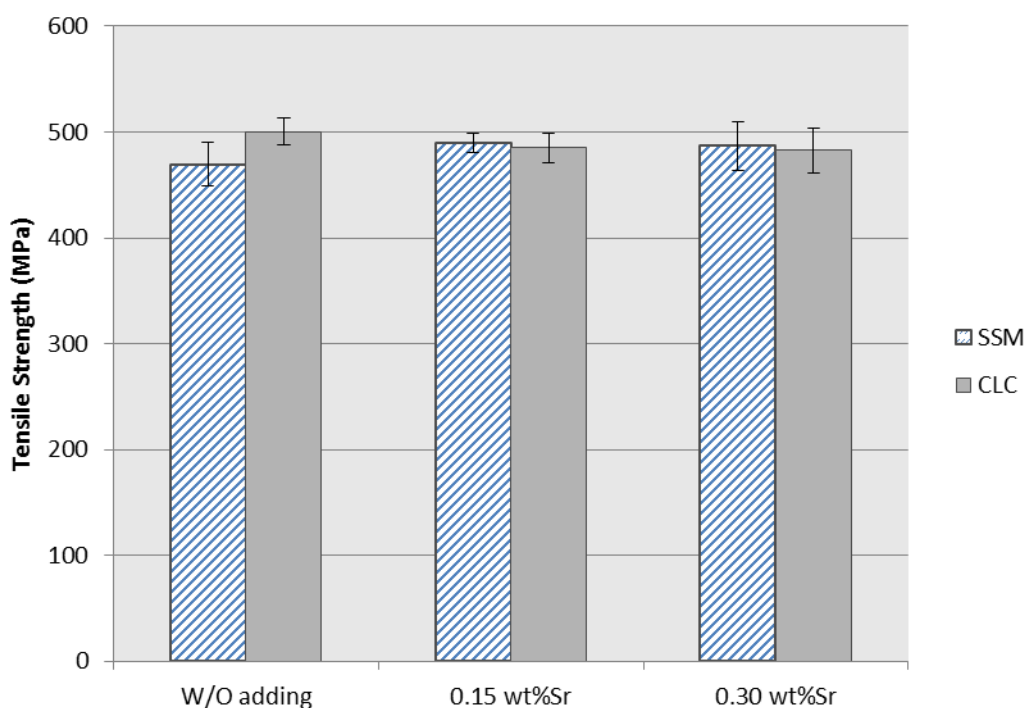


รูปที่ 4.12 กราฟแสดงค่าความแข็งของชิ้นงานที่ไม่เติมและเติมธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณต่างๆ

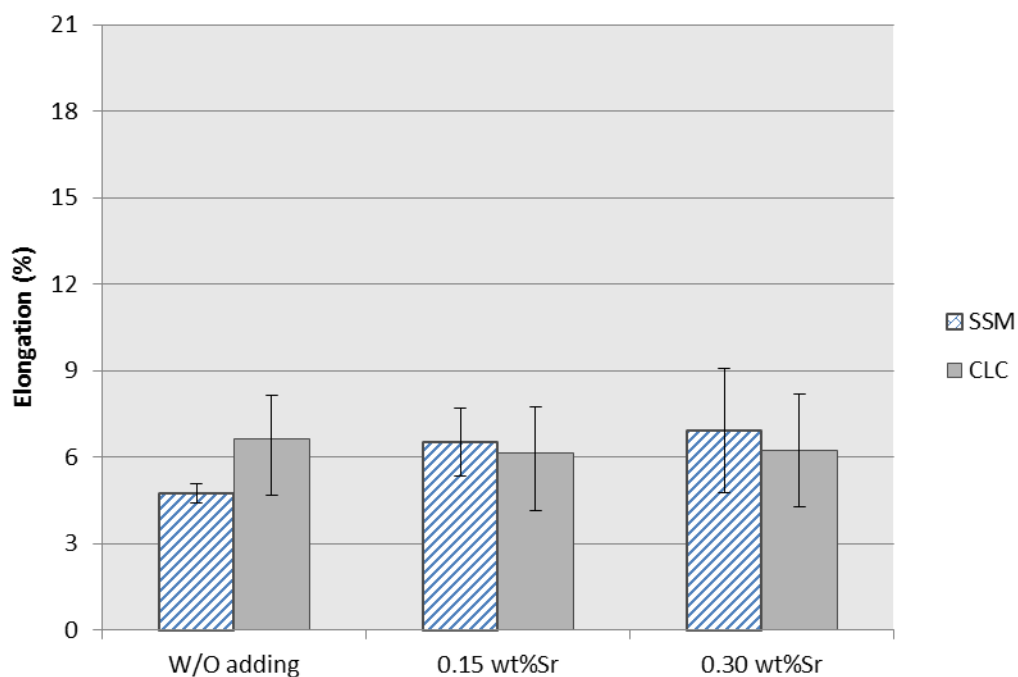


รูปที่ 4.13 แสดงผล Line Scan ของเฟส Al_2Si_2Sr

รูปที่ 4.14 และ 4.15 แสดงให้เห็นค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยและค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยตามลำดับ ของชิ้นงานที่ไม่เติมและเติมธาตุสตรอนเทียม 0.15 wt% และ 0.30 wt% ที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC เป็นที่น่าสังเกตว่าชิ้นงานที่ขึ้นรูปทั้งสองแบบไม่มีความแตกต่างของความแข็งแรงดึงเฉลี่ยและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวอย่างชัดเจน และการเติมธาตุสตรอนเทียมมีผลต่อการเพิ่มขึ้นของความแข็งแรงดึงเฉลี่ยในชิ้นงานหล่อแบบ SSM เล็กน้อยและค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยในชิ้นงาน SSM เพิ่มขึ้นตามปริมาณการเติมธาตุสตรอนเทียม กล่าวคือเพิ่มจาก 4.74% ในชิ้นงานที่ไม่เติมเป็น 6.92% ในชิ้นงานที่เติม 0.30 wt%Sr ที่เป็นเช่นนี้เพราะอะตอมซิลิกอนถูกนำมาใช้ในการฟอร์มเฟส Al_2Si_2Sr ส่งผลให้เกิดเฟส Mg_2Si ที่แข็งแรงแต่เพราะมีปริมาณลดลงชิ้นงานจึงเหนียวขึ้น ในขณะที่ความแข็งแรงไม่เปลี่ยนแปลง ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Q.G. Wang [56] ที่รายงานว่า การเติมสตรอนเทียมใน A356 ช่วยปรับเปลี่ยนขนาดอนุภาคและอนุภาคยูเทคติกซิลิกอน (Mg_2Si) ทำให้ค่าความแข็งแรงดึงและความแข็งแรงครากลดลงเล็กน้อย แต่จะส่งผลให้ความเหนียวเพิ่มขึ้น จากการวิเคราะห์ข้อมูลข้างต้นจึงสรุปได้ว่าการเติมธาตุสตรอนเทียมในปริมาณที่เหมาะสมคือ 0.15 wt% ซึ่งส่งผลให้สมบัติทางกลดีขึ้นและใกล้เคียงกันกับการเติมในปริมาณ 0.30 wt% แต่อย่างไรก็ตามการเติมธาตุสตรอนเทียมก็ไม่ได้ช่วยปรับปรุงสมบัติทางกลแต่อย่างใด



รูปที่ 4.14 กราฟแสดงค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยของชิ้นงาน T6 ที่ไม่เติมและเติมธาตุสตรอนเทียมที่สภาวะต่างๆ



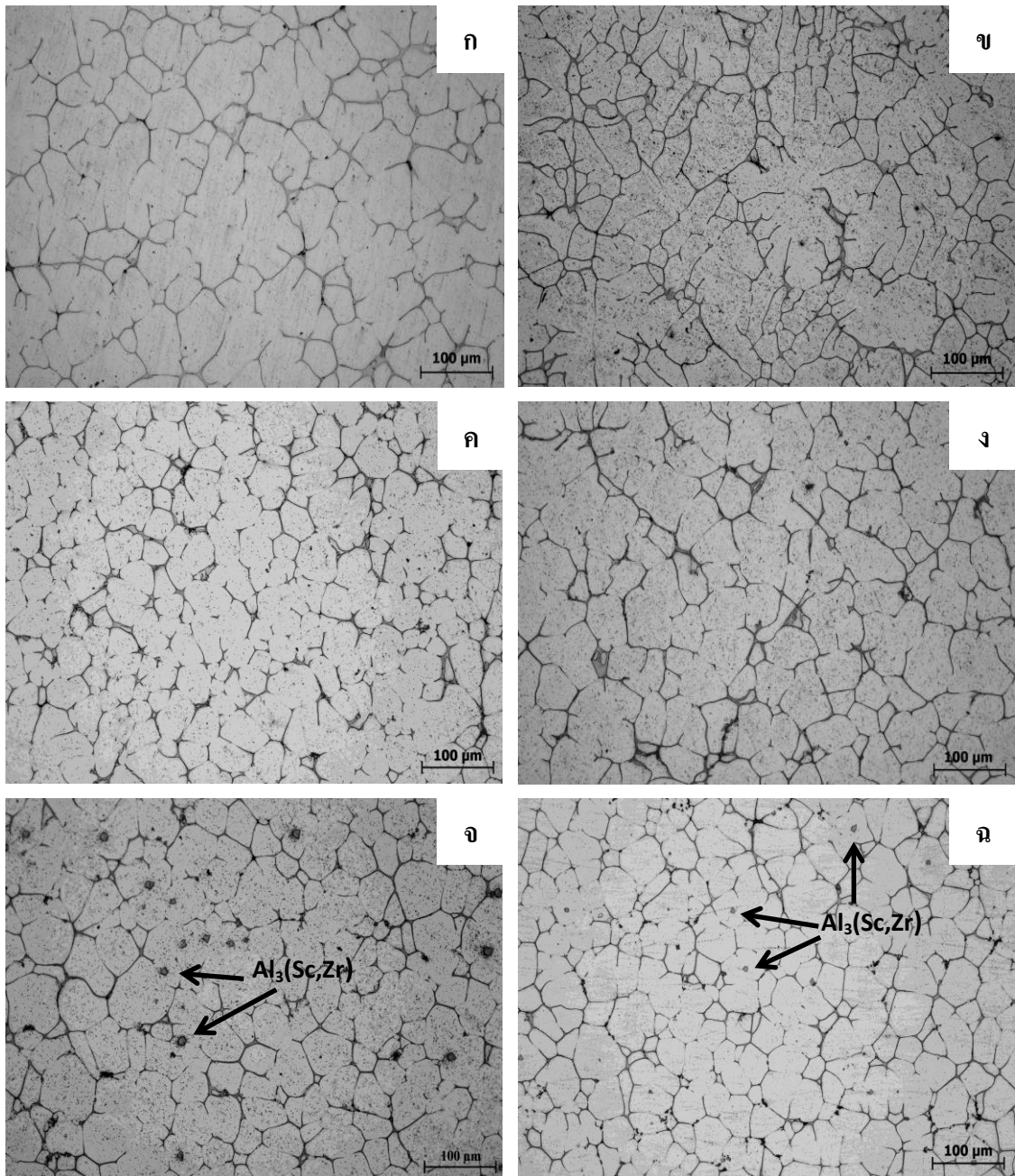
รูปที่ 4.15 กราฟแสดงค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงาน T6 ที่ไม่เติมและเติมธาตุสตรอนเทียมที่สภาวะต่างๆ

4.2.2 อิทธิพลของการเติมธาตุสแกนเดียม (Sc)

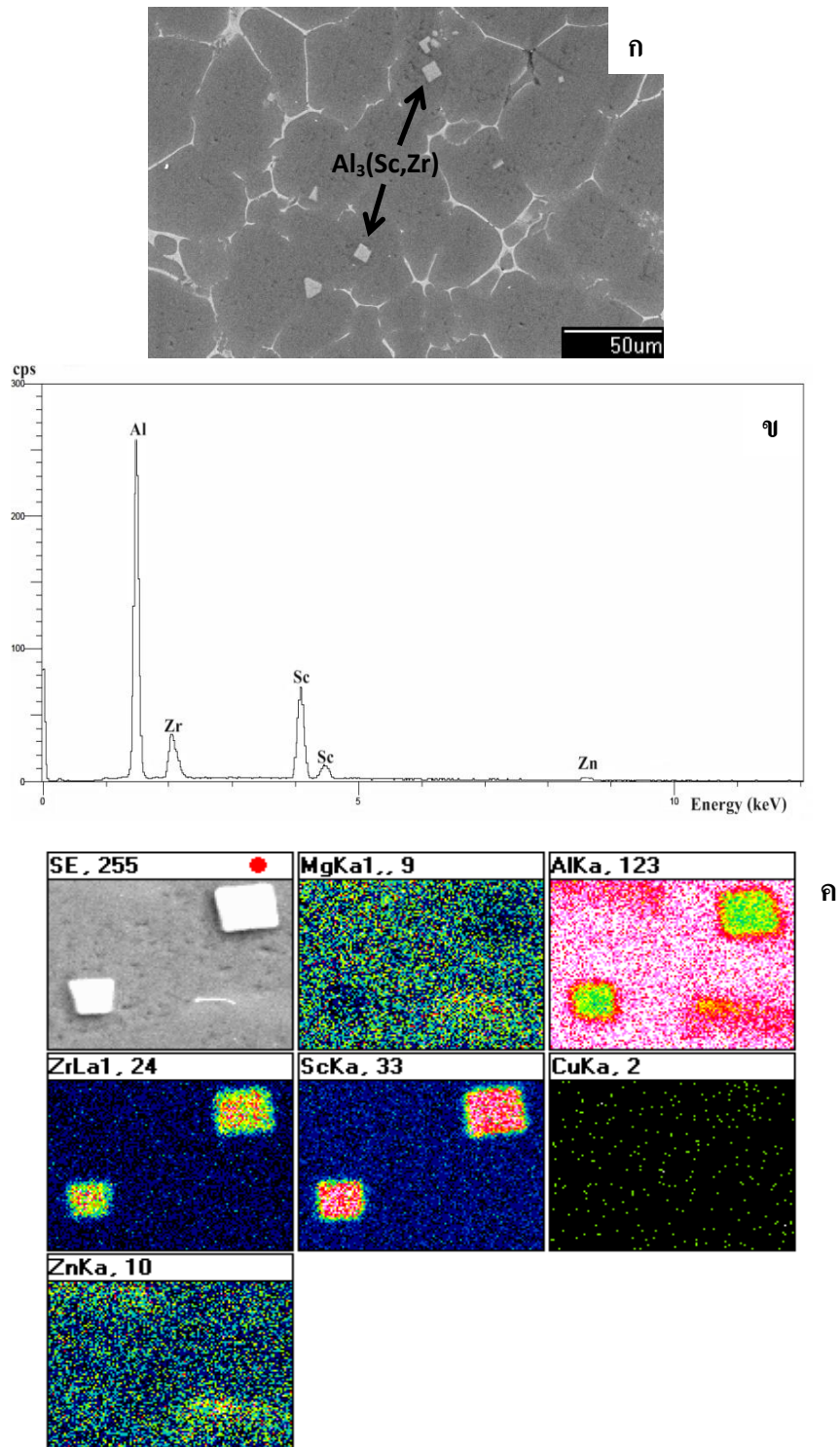
ในการทดลองนี้ได้ทำการศึกษาการเติมธาตุสแกนเดียมใน 2 ปริมาณ ได้แก่ 0.20 wt%Sc และ 0.35 wt%Sc เพื่อศึกษาอิทธิพลของธาตุสแกนเดียมที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสม 7075 จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 4.16 พบว่าชิ้นงานหล่อที่ขึ้นรูปแบบ SSM และเติมธาตุสแกนเดียมปริมาณ 0.20 wt% และ 0.35 wt% มีโครงสร้างจุลภาคเป็นเกรนก่อนกลมและอนุภาค α มีขนาดเล็กลงเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่เติมธาตุเจือใดๆ (W/O adding) การเติมธาตุสแกนเดียมที่ปริมาณ 0.35 wt% จะปรากฏอนุภาคสีเหลืองภายในเกรน จากผลการวิเคราะห์อนุภาคสีเหลืองด้วย SEM-EDS ในรูปที่ 4.17 พบว่าผลการวิเคราะห์แบบจุดของอนุภาคสีเหลืองประกอบด้วยความเข้มข้นของธาตุ Al, Zr, Sc และ Zn ซึ่งความเข้มข้นของธาตุ Zr ที่ปรากฏขึ้นเกิดมาจากการใช้โลหะแม่ (Master Alloy) ที่มีธาตุ Zr ประกอบอยู่ในปริมาณ 0.10 wt% มาใช้ทำการทดลอง และผลการวิเคราะห์แบบ Elemental mapping ยังชี้ให้เห็นว่าบริเวณภายในของอนุภาคสีเหลืองเต็มไปด้วยธาตุ Zr และ Sc ส่วน Al จะอยู่บริเวณขอบของอนุภาคสีเหลือง ดังนั้นจึงกล่าวได้ว่าอนุภาคสีเหลืองคือเฟส $Al_3(Sc,Zr)$ ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Y-D He และคณะ [44,45] ที่ศึกษาการเติม Sc ปริมาณ 0.30 wt% และ Zr ปริมาณ 0.16 wt% ลงในโลหะผสม Al-8.2Zn-2.3Mg-2.3Cu จากการศึกษาพบอนุภาคสีเหลืองอยู่บริเวณตรงกลางภายในเกรนและบริเวณภายในของ

อนุภาคสี่เหลี่ยมจะเต็มไปด้วย Zr และ Sc จึงสรุปว่าอนุภาคสี่เหลี่ยมคือ $Al_3(Sc_xZr_{1-x})$ เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมธาตุสแกนเดียมและขึ้นรูปแบบ CLC พบว่าโครงสร้างจุลภาคมีการเปลี่ยนจากแบบกิ่งไม้ไปเป็นเกรนก้อนกลม เมื่อปริมาณการเติมธาตุสแกนเดียมเพิ่มขึ้นจาก 0.20 wt% เป็น 0.35 wt% และการเติมธาตุสแกนเดียมลงในชิ้นงาน CLC ที่ปริมาณ 0.35 wt% จะปรากฏอนุภาคสี่เหลี่ยมภายในเกรนเช่นเดียวกับในชิ้นงาน 0.35 wt% ที่ขึ้นรูปแบบ SSM ดังแสดงในรูปที่ 4.16(จ) และ (ฉ) เป็นที่น่าสังเกตว่าชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM ที่ปริมาณการเติม 0.35 wt%Sc ปรากฏอนุภาค $Al_3(Sc,Zr)$ ขนาดใหญ่กว่าชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ CLC เนื่องจากที่อุณหภูมิสูงความสามารถในการละลายและค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ของธาตุ Sc มีค่าเพิ่มขึ้น ส่งผลให้ธาตุ Sc ในชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM ที่อุณหภูมิ 643 °C เกิดการละลายและการแพร่ได้น้อยกว่าในชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ CLC ที่อุณหภูมิ 670 °C

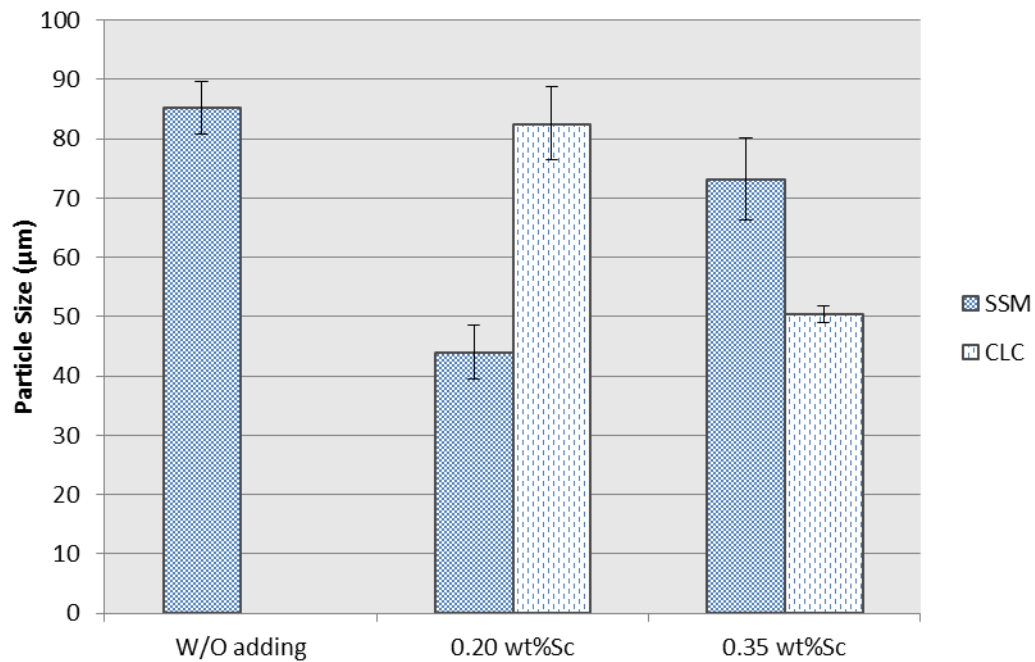
รูปที่ 4.18 แสดงผลการวิเคราะห์ขนาดอนุภาคของชิ้นงานที่ไม่เติมและเติมธาตุสแกนเดียม ปรากฏว่าชิ้นงาน W/O adding, 0.20 wt%Sc และ 0.35 wt%Sc ที่ขึ้นรูปแบบ SSM มีขนาดอนุภาคเฉลี่ยเท่ากับ 85.22, 43.97 และ 73.18 μm ตามลำดับ และเมื่อพิจารณาขนาดอนุภาคของชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ CLC ที่ปริมาณการเติม 0.20 wt%Sc และ 0.35 wt%Sc พบว่าขนาดอนุภาคลดลงจาก 82.54 เป็น 50.44 μm ตามลำดับ สรุปได้ว่าการเติมธาตุสแกนเดียมช่วยให้ขนาดอนุภาคลดลง และเป็นที่น่าสังเกตว่าในชิ้นงาน SSM ที่การเติม 0.35 wt%Sc มีขนาดอนุภาค α ใหญ่กว่าชิ้นงานที่เติม 0.20 wt%Sc เนื่องจากการเติมธาตุสแกนเดียมในปริมาณที่มากเกินไปและใช้อุณหภูมิในการขึ้นรูปต่ำ (643 °C) จะส่งผลให้ความสามารถในการละลายและค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ของธาตุสแกนเดียมมีค่าต่ำ ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ J. Røyset และคณะ [57] ที่รายงานว่าความสามารถในการละลายในสภาพของแข็งของ Sc ในอะลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 655-659 °C อยู่ที่ประมาณ 0.35 wt% ส่งผลให้ธาตุสแกนเดียมในอะลูมิเนียมอยู่ในสภาวะอิ่มตัวยังขาดและเกิดการตกตะกอนออกมาเป็นเฟส $Al_3(Sc,Zr)$ ที่มีจำนวนเพิ่มขึ้นและเฟสเหล่านี้จะเกิดการเติบโตขึ้น ดังรายงานของ X. Qingchun และคณะ [58] ที่ได้นำเสนอไว้ ด้วยเหตุนี้จึงทำให้ชิ้นงาน SSM มีขนาดอนุภาคใหญ่ขึ้นเมื่อปริมาณการเติมธาตุสแกนเดียมเพิ่มขึ้น ดังนั้นจึงกล่าวได้ว่าการเติมธาตุสแกนเดียมช่วยทำให้ขนาดอนุภาคลดลง แต่อย่างไรก็ตามการเติมในปริมาณที่มากเกินไปจะส่งผลให้อนุภาค α มีขนาดใหญ่ขึ้น



รูปที่ 4.16 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่ (ก) W/O adding ;SSM (ข) W/O adding ;CLC (ค) 0.20 wt%Sc ;SSM (ง) 0.20 wt%Sc ;CLC (จ) 0.35 wt%Sc ;SSM และ (ฉ) 0.35%Sc ;CLC



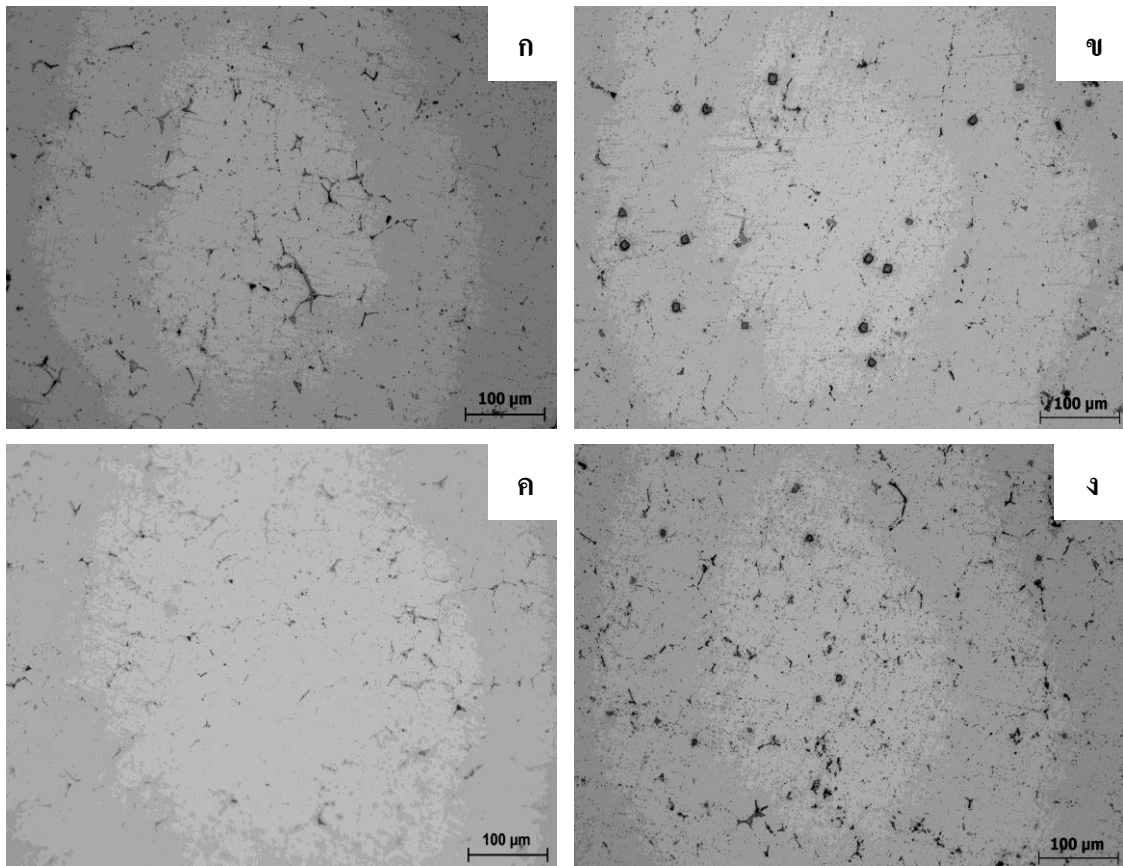
รูปที่ 4.17 แสดงอนุภาคที่เหล็มนในชิ้นงานหล่อ SSM ที่ 0.35 wt%Sc (ก) ภาพ SEM แสดงอนุภาคที่เหล็มน (ข) ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS และ (ค) ผลการวิเคราะห์ Elemental mapping



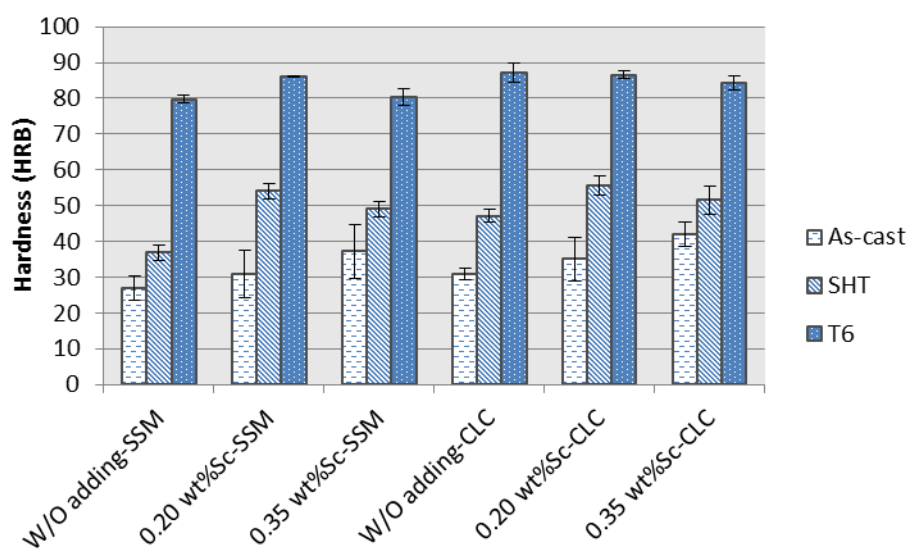
รูปที่ 4.18 กราฟแสดงขนาดอนุภาค

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมธาตุสแกนเดียม หลังจากอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แสดงในรูปที่ 4.19 จากรูปจะเห็นได้ว่าเฟส $Al_3(Sc,Zr)$ ที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน 0.35 wt%Sc จะไม่เกิดการละลาย ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ L. Zou และคณะ [59] ที่ว่าอนุภาค $Al_3(Sc,Zr)$ จะไม่ละลายหลังจากผ่านการอบละลายที่ 465 °C เนื่องจากอนุภาค $Al_3(Sc,Zr)$ มีจุดหลอมเหลวสูง ฉะนั้นการอบละลายจะทำให้เกิดการละลายหายไปของเฟสยูเทคติกโดยไม่ทำให้เฟส $Al_3(Sc,Zr)$ เกิดการละลายหายไป ส่งผลให้ปริมาณสารละลายของแข็งอิมตัวยังยวดยิ่งที่ค้างค้างในชิ้นงานอบละลายลดต่ำลง ดังนั้นความหนาแน่นของปริมาตรที่ตกตะกอนขณะทำการบ่มในชิ้นงาน 0.20 wt%Sc มากกว่าของชิ้นงาน 0.35 wt%Sc

ค่าความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง แสดงในรูปที่ 4.20 พบว่าชิ้นงานที่เติมธาตุสแกนเดียมในปริมาณ 0.20 wt% มีค่าความแข็งเฉลี่ยสูงสุดเท่ากับ 86.09 และ 86.49 HRB ในชิ้นงาน SSM และ CLC ตามลำดับ และพบว่าชิ้นงานที่เติมธาตุสแกนเดียมและขึ้นรูปด้วยกระบวนการ SSM มีค่าความแข็งเฉลี่ยสูงกว่าในชิ้นงานที่ไม่เติมธาตุเจือใดๆ เนื่องจากชิ้นงาน 0.20 wt%Sc มีขนาดอนุภาคเล็กกว่าในชิ้นงานที่ไม่ได้เติมธาตุเจือแต่อย่างใด

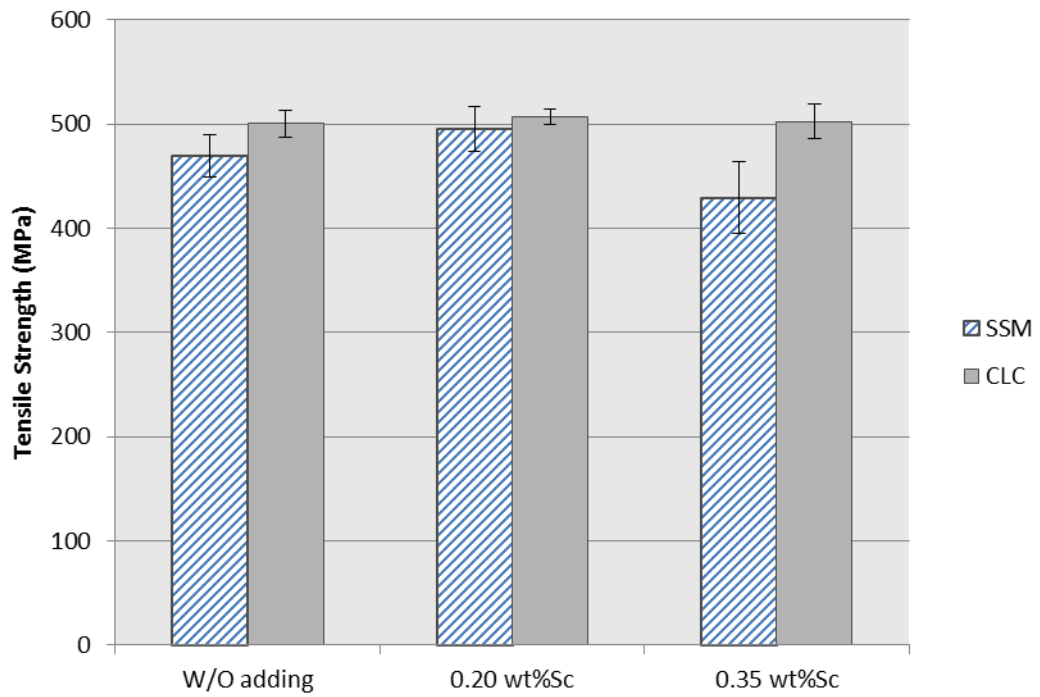


รูปที่ 4.19 แสดง โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมธาตุสแกนเดียมหลังจากอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) 0.20 wt%Sc ;SSM (ข) 0.35 wt%Sc ;SSM (ค) 0.20 wt%Sc ;CLC และ (ง) 0.35 wt%Sc ;CLC

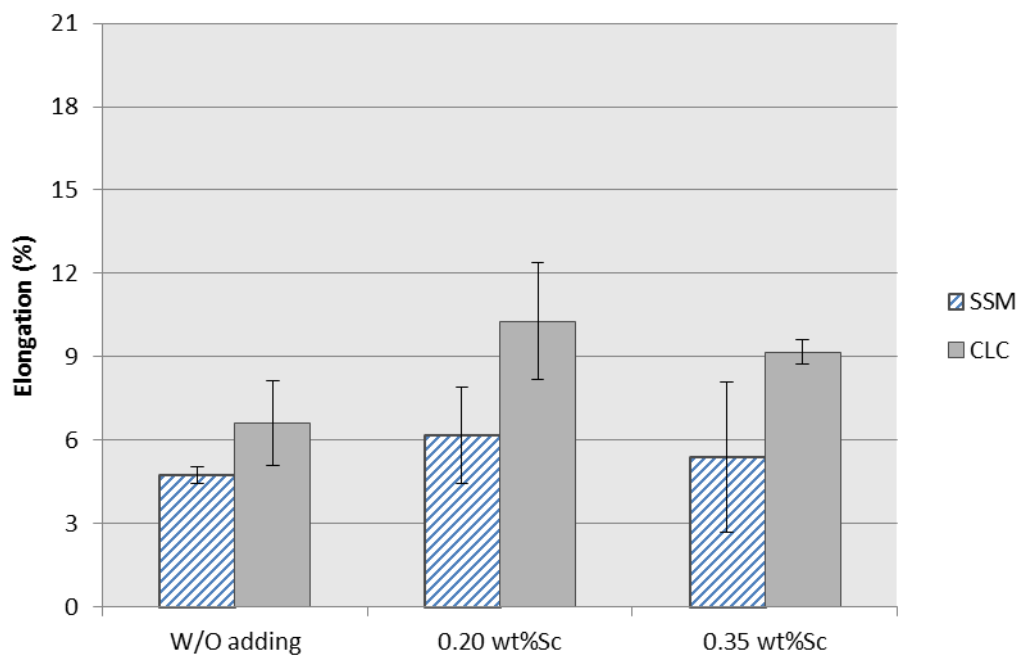


รูปที่ 4.20 กราฟแสดงค่าความแข็งของชิ้นงานที่ไม่เติมและเติมธาตุสแกนเดียมที่ปริมาณต่างๆ

เมื่อพิจารณาค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานดัง แสดงในรูป 4.21 และ 4.22 พบว่าที่ปริมาณการเติม 0.20 wt%Sc ค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยและ เปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานเพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่เติมธาตุเจือใดๆ ทั้งในชิ้นงาน SSM และ CLC ซึ่งค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงาน SSM ที่เติม 0.20 wt%Sc มีค่าเท่ากับ 495.37 MPa และ 6.16% ตามลำดับ และชิ้นงาน CLC ที่เติม 0.20 wt%Sc มี ค่าเท่ากับ 506.67 MPa และ 10.28% ตามลำดับ ในขณะที่ชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM และเติมธาตุ สแกนเดียมปริมาณ 0.35 wt% มีค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวต่ำกว่า ชิ้นงาน W/O adding และ 0.20 wt%Sc เพราะเกิดการฟอรัมของอนุภาคที่หยาบภายในเกรน ที่เป็นเช่นนี้เพราะการเติมธาตุสแกนเดียมในปริมาณที่มากเกินไป ซึ่งจะได้ค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ย และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยมีค่าเท่ากับ 429.5 MPa และ 5.39% ตามลำดับ แต่อย่างไรก็ตามใน ชิ้นงาน CLC ที่ปริมาณการเติม 0.35 wt%Sc ค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ย มีค่าลดลงเล็กน้อย โดยมีค่าเท่ากับ 502.47 MPa และ 9.17% ตามลำดับ เนื่องจากการเติมธาตุ สแกนเดียมช่วยทำให้อนุภาค α มีขนาดลดลงและเกิดการฟอรัมอนุภาค $Al_3(Sc,Zr)$ ที่มีขนาดใหญ่ และหยาบน้อยกว่าในชิ้นงาน SSM ซึ่งเป็นไปตามงานวิจัยของ L. Zou และคณะ [43] ที่รายงานว่า เมื่อเติม Sc มากกว่า 0.21% จะส่งผลให้ความแข็งแรงดึงลดลง เนื่องจากอนุภาค $Al_3(Sc,Zr)$ ที่ หยาบ และยังสอดคล้องกับงานวิจัยของ O.N. Senkov และคณะ [40,41,42,60] ที่รายงานว่า การเติม ธาตุสแกนเดียมในปริมาณมากกว่า 0.38 wt% จะไม่ส่งผลดีต่อความแข็งแรงดึงและยังทำให้ความ เหนียวลดลง สามารถอธิบายได้จากการปรากฏตัวของอนุภาค $Al_3(Sc,Zr)$ ที่หยาบและเปราะ โดยจะ ปรากฏในโลหะผสมที่มีปริมาณ Sc สูง จากการวิเคราะห์ข้อมูลข้างต้นจึงสรุปได้ว่าการเติมธาตุ สแกนเดียมในปริมาณที่เหมาะสมคือ 0.20 wt% ซึ่งจะส่งผลให้อนุภาค α มีขนาดลดลงและ โครงสร้างจุลภาคมีลักษณะเป็นเกรนก่อนกลม โดยที่ไม่ก่อให้เกิดการฟอรัมเฟส $Al_3(Sc,Zr)$ ขึ้น ภายในเกรน



รูปที่ 4.21 กราฟแสดงค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยของชิ้นงาน T6 ที่ไม่เติมและเติมธาตุสแกนเดียมที่สภาวะต่างๆ



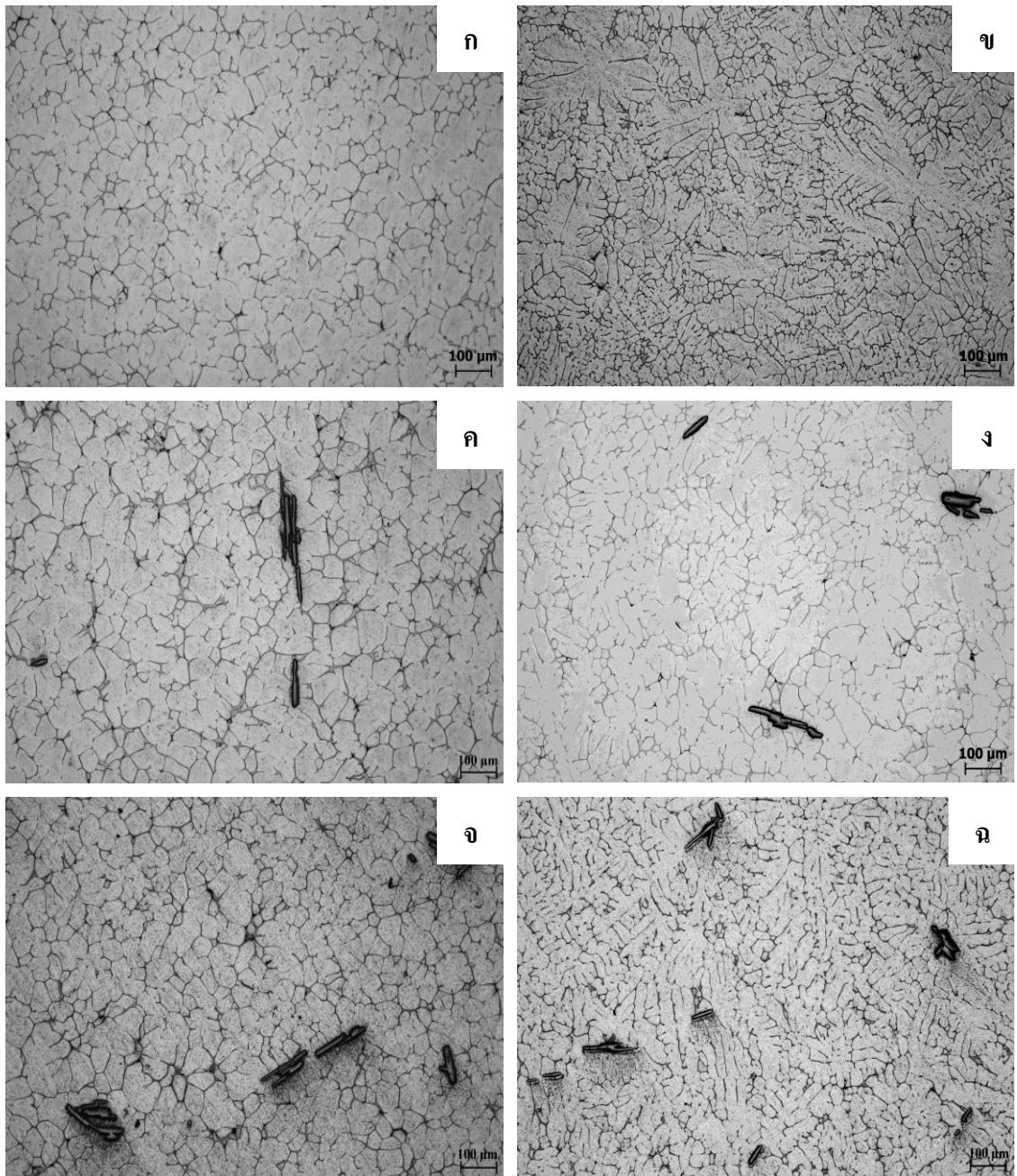
รูปที่ 4.22 กราฟแสดงค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงาน T6 ที่ไม่เติมและเติมธาตุสแกนเดียมที่สภาวะต่างๆ

4.2.3 อิทธิพลของการเติมธาตุเซอร์โคเนียม (Zr)

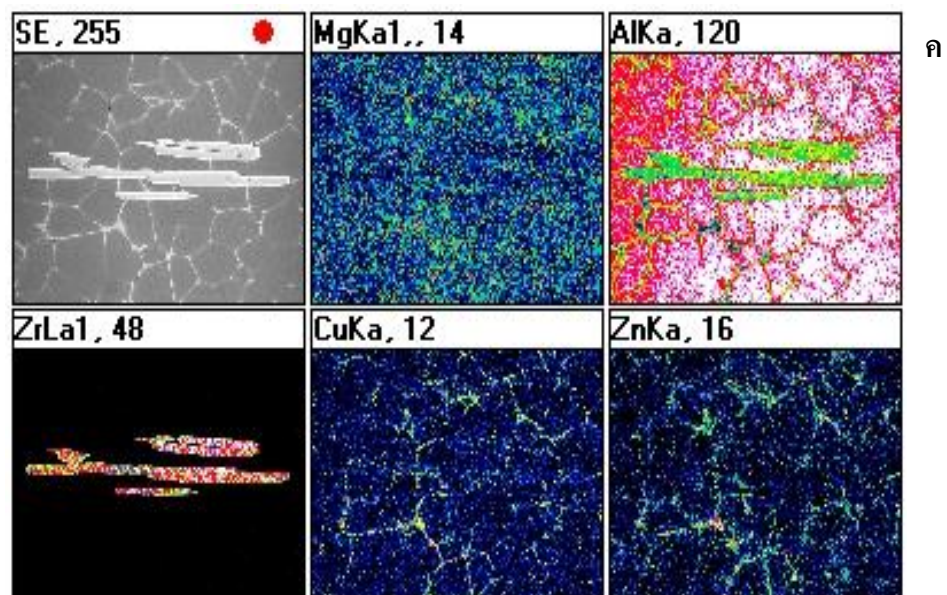
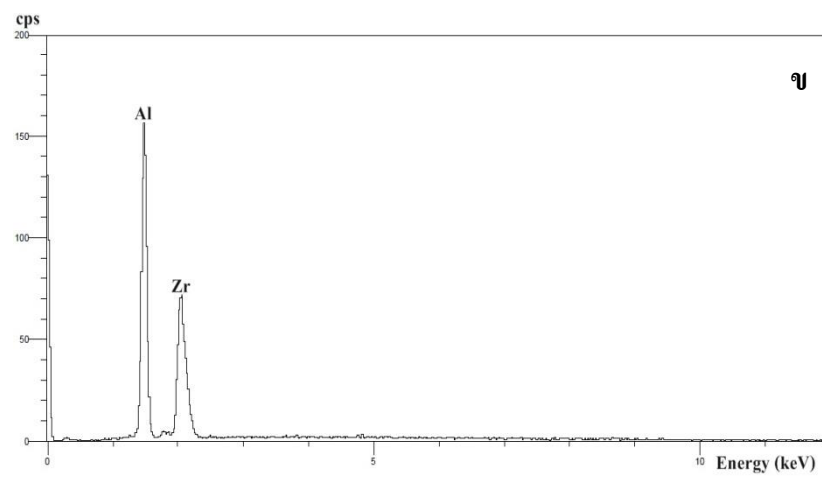
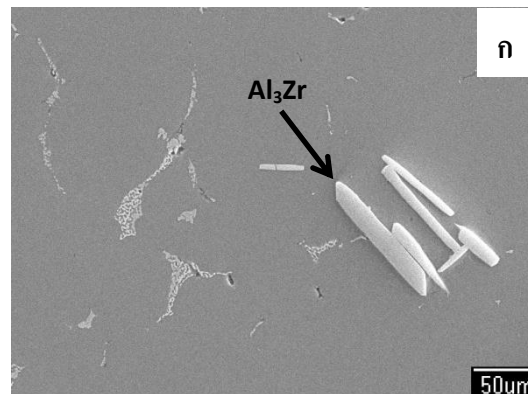
ในการทดลองนี้ได้ทำการศึกษาการเติมธาตุเซอร์โคเนียม 2 ปริมาณ ได้แก่ 0.15 wt%Zr และ 0.25 wt%Zr เพื่อศึกษาอิทธิพลของธาตุเซอร์โคเนียมที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสม 7075 รูปที่ 4.23 แสดงให้เห็นโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม 7075 ที่ไม่เติมธาตุเจือใดๆ (W/O adding), 0.15 wt%Zr และ 0.25 wt%Zr ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC พบว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่เติมธาตุเซอร์โคเนียมปริมาณ 0.15 wt% และ 0.25 wt% ปรากฏอนุภาคสีเทาใหญ่และหยาบ ทั้งในชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC การฟอร์มตัวของอนุภาคสีเทาจะมีปริมาณเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณการเติมธาตุเซอร์โคเนียมเพิ่มขึ้น ดังนั้นการเติมธาตุเซอร์โคเนียมในปริมาณที่มากเกินไปจะทำให้เกิดการฟอร์มตัวของอนุภาคสีเทา ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัย [61,62,63] ที่รายงานว่าความสามารถในการละลายในสภาพของแข็งของ Zr ในอะลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 660 °C มีค่าประมาณ 0.28 wt% และการเติมธาตุเซอร์โคเนียมในชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM จะมีอนุภาคสีเทาใหญ่และหยาบกว่าในชิ้นงาน CLC เพราะกระบวนการ SSM ใช้อุณหภูมิในการขึ้นรูป (643 °C) ต่ำกว่ากระบวนการ CLC (670 °C) ส่งผลให้ความสามารถในการละลายและค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ของธาตุเซอร์โคเนียมในชิ้นงาน SSM มีค่าต่ำ อย่างไรก็ตามการเติมธาตุเซอร์โคเนียมลงในโลหะอะลูมิเนียมผสม 7075 ไม่ได้แสดงให้เห็นถึงการลดลงของขนาดอนุภาคหรือการปรับปรุงเฟสยูเทคติกอย่างชัดเจน

จากผลการวิเคราะห์ SEM-EDS ดังแสดงในรูป 4.24 พบว่าอนุภาคสีเทาหยาบประกอบด้วยความเข้มข้นของธาตุ Al และ Zr จึงสรุปได้ว่าอนุภาคสีเทาหยาบคือเฟส Al_3Zr ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Y-D. He และคณะ [44] ที่รายงานว่าเมื่อปริมาณ Zr มากกว่า 0.16 wt% อินเตอร์เมทัลลิกเฟส Al_3Zr จะตกตะกอนออกมาจากน้ำโลหะเหลว และยังเป็นไปตามการศึกษาของ S.H. Seyed Ebrahimi และคณะ [64] ที่ศึกษาการเติมธาตุ Zr ลงในโลหะผสม Al-12.24Zn-3.25Mg-2.46Cu ปรากฏว่าเกิดอนุภาค Al_3Zr ในชิ้นงานที่เติมธาตุ Zr ปริมาณ 0.30 wt% และผลที่ได้ยังสอดคล้องกับงานวิจัยของ L.L. Rokhlin และคณะ [65]

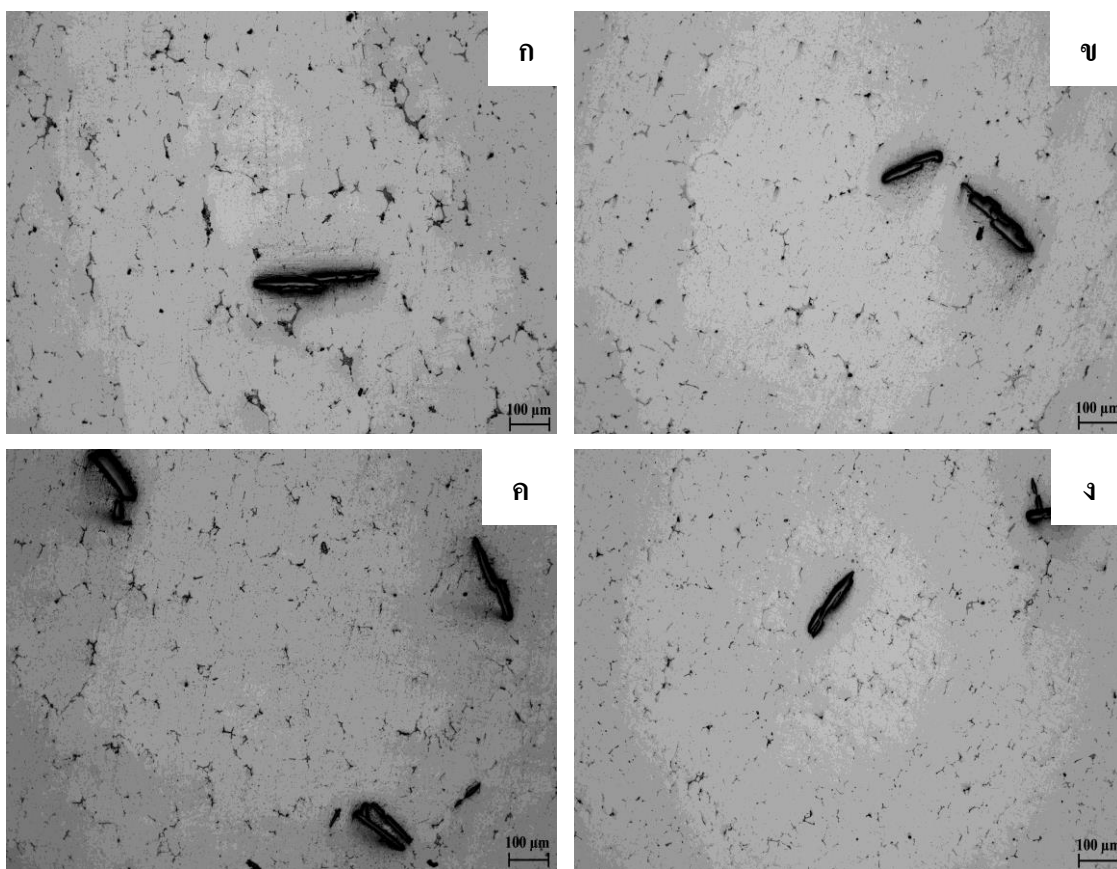
จากรูปที่ 4.25 จะสังเกตเห็นว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมธาตุเซอร์โคเนียมปริมาณ 0.15 wt% และ 0.25 wt% หลังจากผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง จะไม่สามารถละลายเฟส Al_3Zr ได้ เนื่องจากการอบละลายจะทำให้เกิดการละลายหายไปของเฟสยูเทคติก โดยไม่ทำให้เฟส Al_3Zr เกิดการละลายหายไปส่งผลให้ปริมาณสารละลายของแข็งอิมตัวยังยวดที่คงค้างในชิ้นงานอบละลายลดต่ำลง ดังนั้นความหนาแน่นของพรีซิพิตที่ตกตะกอนขณะทำการบ่มในชิ้นงาน 0.15 wt%Zr มากกว่าของชิ้นงาน 0.25 wt%Zr ทั้งในชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC



รูปที่ 4.23 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่ (ก) W/O adding ;SSM (ข) W/O adding ;CLC (ค) 0.15 wt%Zr ;SSM (ง) 0.15 wt%Zr ;CLC (จ) 0.25 wt%Zr ;SSM และ (ฉ) 0.25 wt%Zr ;CLC

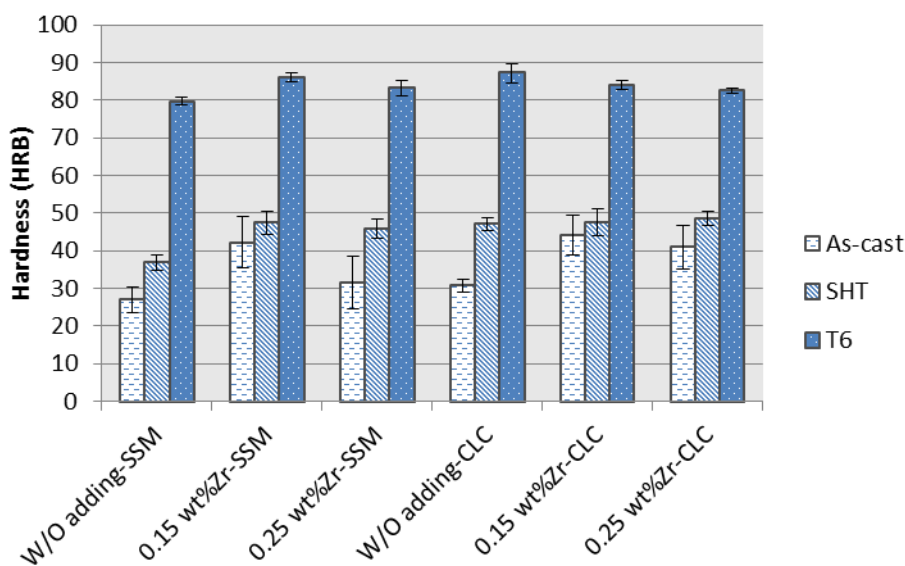


รูปที่ 4.24 แสดงอนุภาคสี่เทาหายาบในชิ้นงานหล่อ SSM ที่ 0.25 wt%Zr (ก) ภาพ SEM แสดงอนุภาคสี่เทาหายาบ (ข) ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS และ (ค) ผลการวิเคราะห์ Elemental mapping



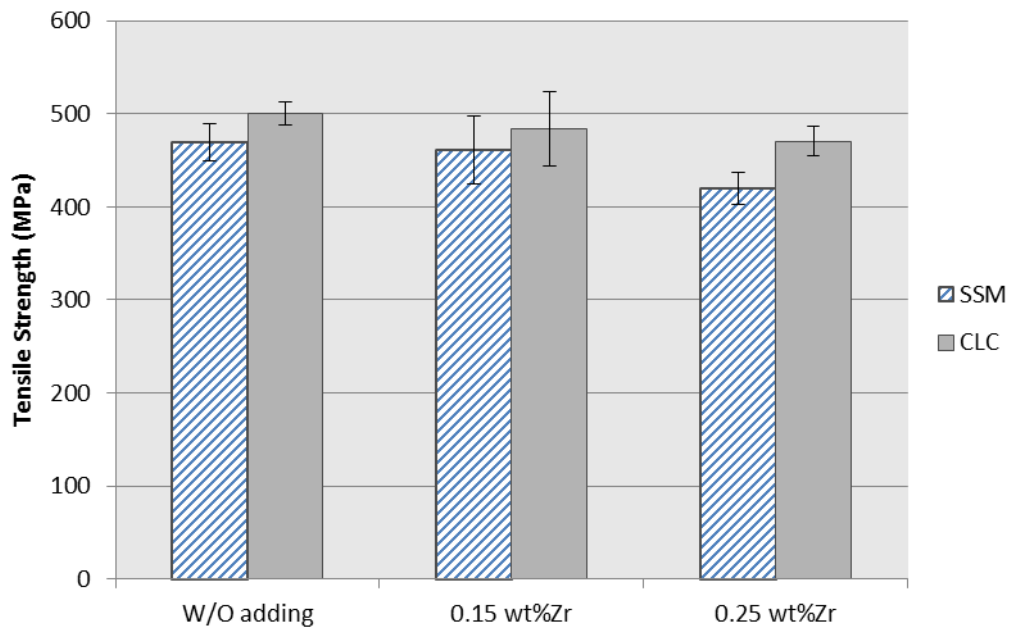
รูปที่ 4.25 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมธาตุเซอร์โคเนียมหลังจากอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) 0.15 wt%Zr ;SSM (ข) 0.25 wt%Zr ;SSM (ค) 0.15 wt%Zr ;CLC และ (ง) 0.25 wt%Zr ;CLC

ค่าความแข็งของชิ้นงานหลังจากผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง แสดงดังรูปที่ 4.26 พบว่าการเติมธาตุเซอร์โคเนียมปริมาณ 0.15 wt% ในชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC จะให้ค่าความแข็งสูงสุด โดยวัดค่าความแข็งได้เท่ากับ 86.03 และ 84.08 HRB ตามลำดับ เมื่อพิจารณาจากกราฟจะเห็นว่าค่าความแข็งในชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC ที่เติมธาตุเซอร์โคเนียมปริมาณ 0.15 wt% และ 0.25 wt% มีค่าความแข็งใกล้เคียงกัน เนื่องจากเกิดการฟอรัมของอนุภาคสี่เหลี่ยมและหยาบขึ้นในชิ้นงาน ผลที่ได้สอดคล้องกับงานวิจัยของ S.H. Seyed Ebrahimi และคณะ [66] ที่นำเสนอว่าค่าความแข็งหลังจากทำ T6 ในชิ้นงานที่เติมธาตุ Zr ปริมาณ 0.30 wt% ใกล้เคียงกับชิ้นงานที่ไม่เติมธาตุ Zr

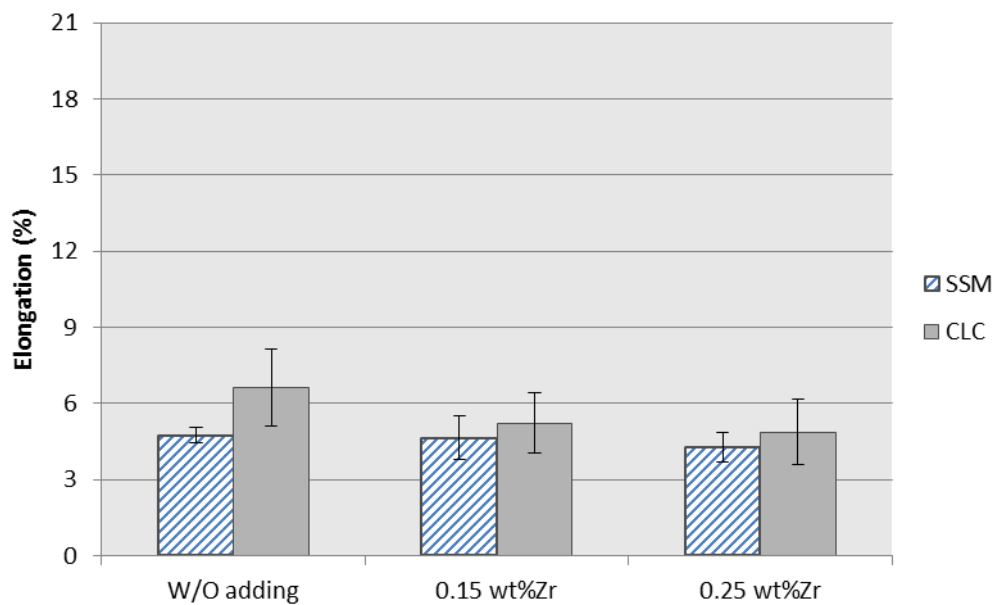


รูปที่ 4.26 กราฟแสดงค่าความแข็งของชิ้นงานที่ไม่เติมและเติมธาตุเซอร์โคเนียมที่ปริมาณต่างๆ

จากผลการทดลองค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยของชิ้นงาน แสดงในรูปที่ 4.27 และ 4.28 พบว่าการเติมธาตุเซอร์โคเนียมในปริมาณ 0.15 wt% จะให้ค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยสูงสุดในชิ้นงาน SSM และ CLC โดยมีค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยเท่ากับ 460.90 และ 483.90 MPa ตามลำดับ และมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยเท่ากับ 4.64% และ 5.23% ตามลำดับ การเติมธาตุเซอร์โคเนียมปริมาณ 0.25 wt% ลงในชิ้นงานที่ขึ้นรูปโดยกระบวนการ SSM และ CLC จะมีค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยเท่ากับ 419.8 และ 470.70 MPa ตามลำดับ และมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยเท่ากับ 4.28% และ 4.87% ตามลำดับ ซึ่งต่ำกว่าชิ้นงานที่เติมธาตุเซอร์โคเนียมในปริมาณ 0.15 wt% เนื่องจากในชิ้นงาน 0.25 wt%Zr มีปริมาณเฟส Al_3Zr ที่แข็งแต่เปราะมากกว่าในชิ้นงาน 0.15 wt%Zr จึงทำให้มีสารละลายของแข็งอ้อมตัวยิ่งยวดที่คงค้างในชิ้นงานอบละลายต่ำ ส่งผลให้ค่าความแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวลดลง จากการศึกษาวิจัยของ S.H. Seyed Ebrahimi และคณะ [64,66] พบว่าค่าความแข็งแรงดึงในชิ้นงาน T6 ที่เติมธาตุ Zr ปริมาณ 0.30 wt% มีค่าเพิ่มขึ้นเล็กน้อย ดังนั้นการเติมธาตุเซอร์โคเนียมในปริมาณที่เหมาะสมคือ 0.15 wt% จะให้สมบัติทางกลดีกว่าการเติมในปริมาณ 0.25 wt%



รูปที่ 4.27 กราฟแสดงค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยของชิ้นงาน T6 ที่ไม่เติมและเติมธาตุเซอร์โคเนียมที่สภาวะต่างๆ



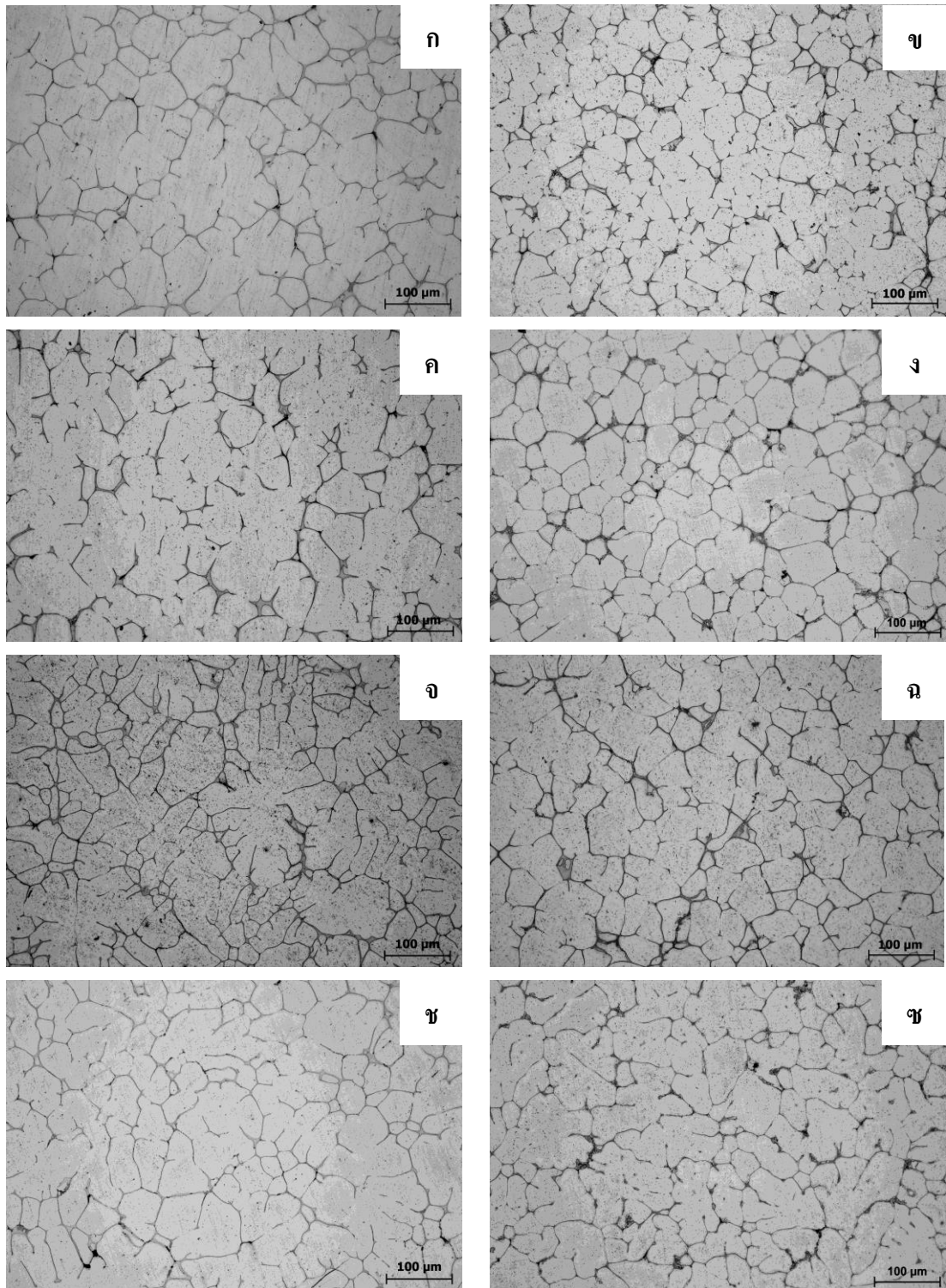
รูปที่ 4.28 กราฟแสดงค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงาน T6 ที่ไม่เติมและเติมธาตุเซอร์โคเนียมที่สภาวะต่างๆ

4.2.4 อิทธิพลของการเติมธาตุสแกนเดียม (Sc) ร่วมกับธาตุสตรอนเทียม (Sr)

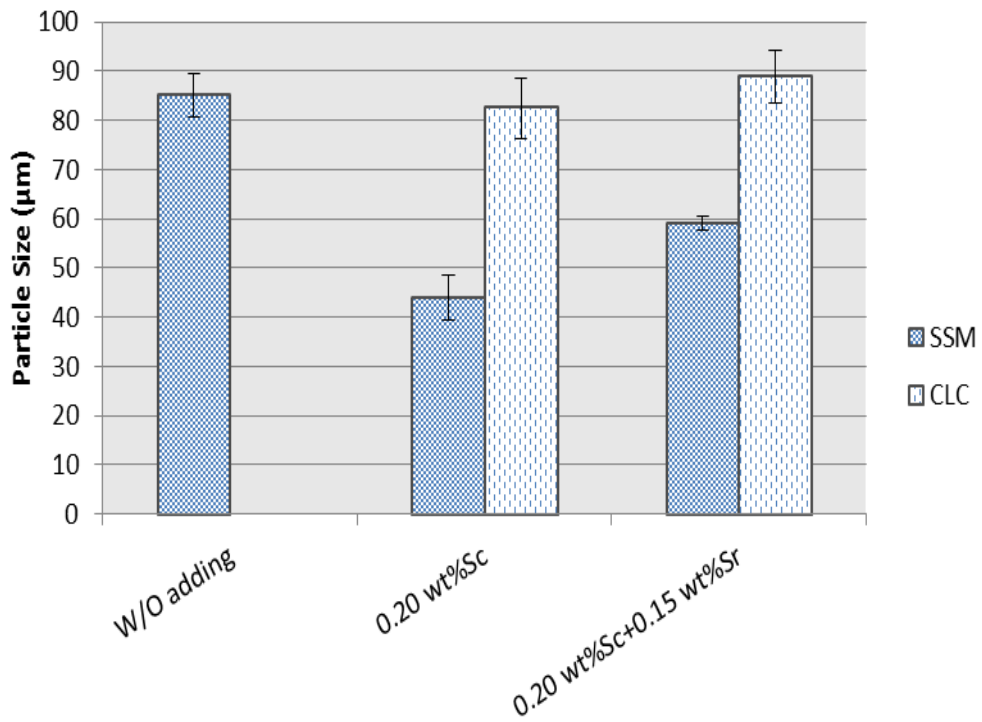
จากข้อมูลการเติมธาตุเจือข้างต้นจึงได้ทำการเลือกปริมาณการเติมธาตุเจือที่เหมาะสมในการเติมธาตุแต่ละชนิดมาทำการเติมร่วมกัน เพื่อให้เกิดประสิทธิภาพในการปรับปรุงสมบัติทางกลให้ดียิ่งขึ้น โดยการศึกษาอิทธิพลของการเติมธาตุสแกนเดียมที่ปริมาณ 0.20 wt% ร่วมกับการเติมธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณ 0.15 wt%

จากผลการศึกษาอิทธิพลของการเติมธาตุสแกนเดียมลงในโลหะอะลูมิเนียมผสม 7075 ที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC พบว่าการเติมธาตุสแกนเดียมที่ปริมาณ 0.20 wt% ลงในอะลูมิเนียมผสม 7075 จะช่วยปรับปรุงขนาดอนุภาคส่งผลให้อนุภาค α มีขนาดเล็กลงและไม่เกิดการฟอร์มตัวของเฟส $Al_3(Sc,Zr)$ ขึ้นภายในเกรน ด้วยเหตุผลนี้จึงทำให้สมบัติทางกลของชิ้นงานดีขึ้น และจากการศึกษาอิทธิพลของการเติมธาตุสตรอนเทียมพบว่าปริมาณการเติมธาตุสตรอนเทียมที่ 0.15 wt% จะทำให้เกิดการฟอร์มตัวของเฟส Al_2Si_2Sr ปริมาณน้อยขึ้นในชิ้นงาน และยังช่วยทำให้เฟส Mg_2Si มีขนาดและปริมาณลดลง แต่การเติมธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณ 0.15 wt% จะไม่ปรากฏให้เห็นการปรับปรุงขนาดอนุภาคอย่างชัดเจน และเมื่อศึกษาอิทธิพลของการเติมธาตุสแกนเดียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณ 0.20 wt%Sc + 0.15 wt%Sr ดังแสดงในรูปที่ 4.29 ทั้งในชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC พบว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมธาตุสแกนเดียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณ 0.20 wt%Sc + 0.15 wt%Sr มีขนาดอนุภาค α ลดลงเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่เติมธาตุเจือใดๆ ซึ่งในชิ้นงานที่เติมธาตุสแกนเดียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมจะมีขนาดอนุภาค α เพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่เติมธาตุสแกนเดียมเพียงอย่างเดียว เนื่องจากการเติมธาตุสตรอนเทียมจะไม่ส่งผลต่อการปรับปรุงขนาดอนุภาค α แต่จะทำให้เกิดการฟอร์มเฟส Al_2Si_2Sr ขึ้นในชิ้นงาน จากผลการวิเคราะห์ขนาดอนุภาคของชิ้นงานที่เติมธาตุสแกนเดียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมพบว่าชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM มีขนาดอนุภาคเท่ากับ 59.02 μm ส่วนชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ CLC มีขนาดอนุภาคเท่ากับ 88.87 μm ดังแสดงในรูปที่ 4.30

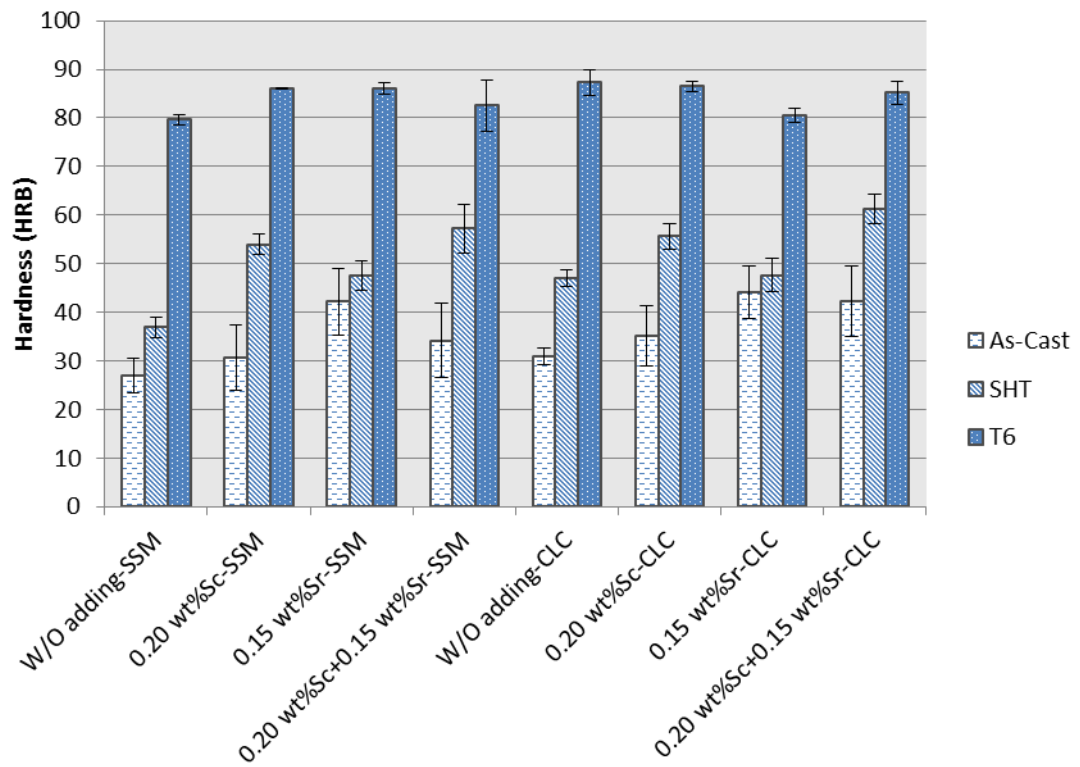
เมื่อพิจารณาค่าความแข็งของชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC พบว่าค่าความแข็งหลังจากการอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมงในชิ้นงานที่เติมธาตุสแกนเดียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณ 0.20 wt%Sc + 0.15 wt%Sr มีค่าเท่ากับ 82.56 และ 85.24 HRB ตามลำดับ ซึ่งใกล้เคียงกับชิ้นงานที่ไม่เติมธาตุเจือใดๆ (W/O adding) หรือเติมธาตุสแกนเดียม (0.20 wt%Sc) หรือเติมธาตุสตรอนเทียม (0.15 wt%Sr) เพียงอย่างเดียวดังแสดงในรูปที่ 4.31



รูปที่ 4.29 แสดงโครงสร้างจุลภาคของซิงงานหล่อขึ้นรูปด้วยกระบวนการ SSM และ CLC ที่ (ก) W/O adding ;SSM (ข) 0.20 wt%Sc ;SSM (ค) 0.15 wt%Sr ;SSM (ง) 0.20 wt%Sc + 0.15 wt%Sr ;SSM (จ) W/O adding ;CLC (ฉ) 0.20 wt%Sc ;CLC (ช) 0.15 wt%Sr ;CLC และ (ซ) 0.20 wt%Sc + 0.15 wt%Sr ;CLC

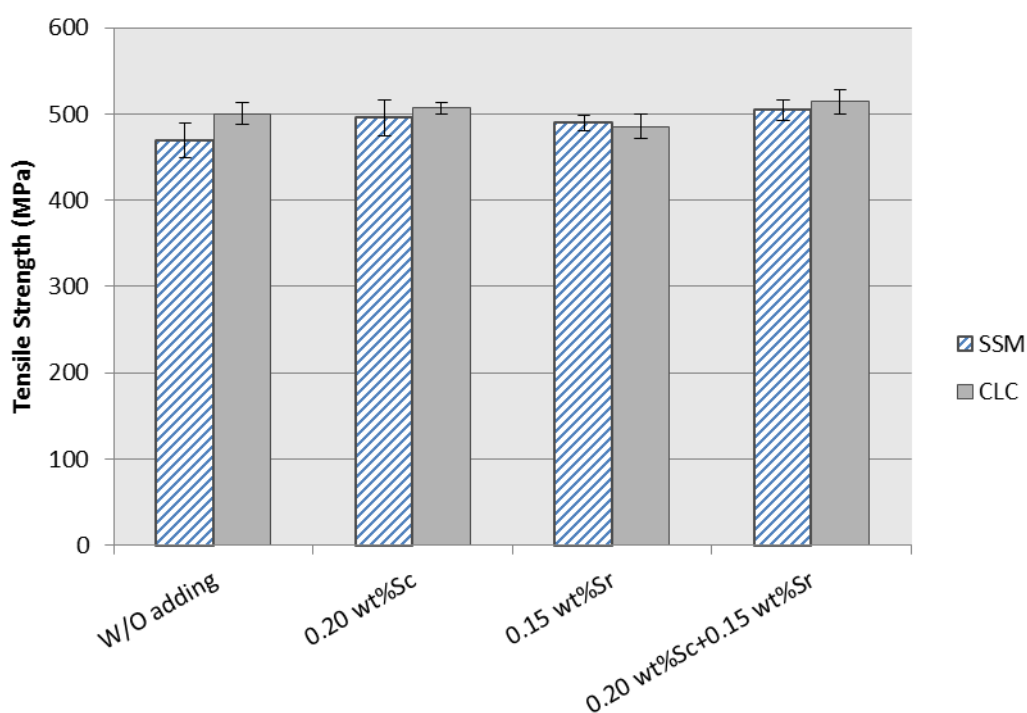


รูปที่ 4.30 กราฟแสดงขนาดอนุภาค

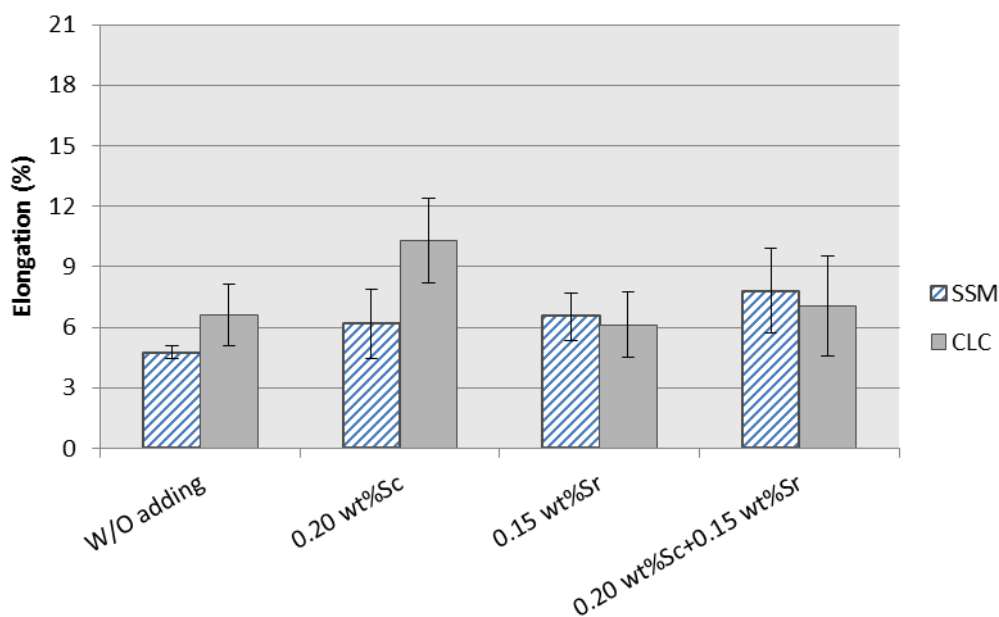


รูปที่ 4.31 กราฟแสดงค่าความแข็งของชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC ที่สถานะต่างๆ

รูปที่ 4.32 และ 4.33 แสดงผลการวัดค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานหลังจากการอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง จะเห็นได้ว่าชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC มีความแข็งแรงดึงเฉลี่ยสูงสุดถึง 504.67 และ 514.3 MPa ตามลำดับ เนื่องจากอนุภาค α มีขนาดเล็กและมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยสูงสุดเท่ากับ 7.81% และ 7.05% ตามลำดับ ซึ่งค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวจะถูกควบคุม โดยอินเตอร์เมทัลลิกเฟสที่ไม่สามารถละลายได้ซึ่งก็คือเฟส Mg_2Si และเฟส Al_2Si_2Sr ดังนั้นการเติมธาตุสแกนเดียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณ 0.20 wt%Sc + 0.15 wt%Sr จะช่วยปรับปรุงค่าความแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานให้เพิ่มสูงขึ้นเนื่องจากอนุภาค α มีขนาดลดลงซึ่งเป็นผลมาจากการเติมธาตุสแกนเดียม และผลจากการเติมธาตุสตรอนเทียมจะทำให้เฟส Mg_2Si ที่แข็งแต่เปราะมีขนาดและปริมาณลดลง เนื่องจากธาตุ Si ถูกดึงไปใช้ในการฟอร์มเฟส Al_2Si_2Sr



รูปที่ 4.32 กราฟแสดงค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยของชิ้นงาน T6 ที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC ที่สภาวะการเติมธาตุชนิดต่างๆ

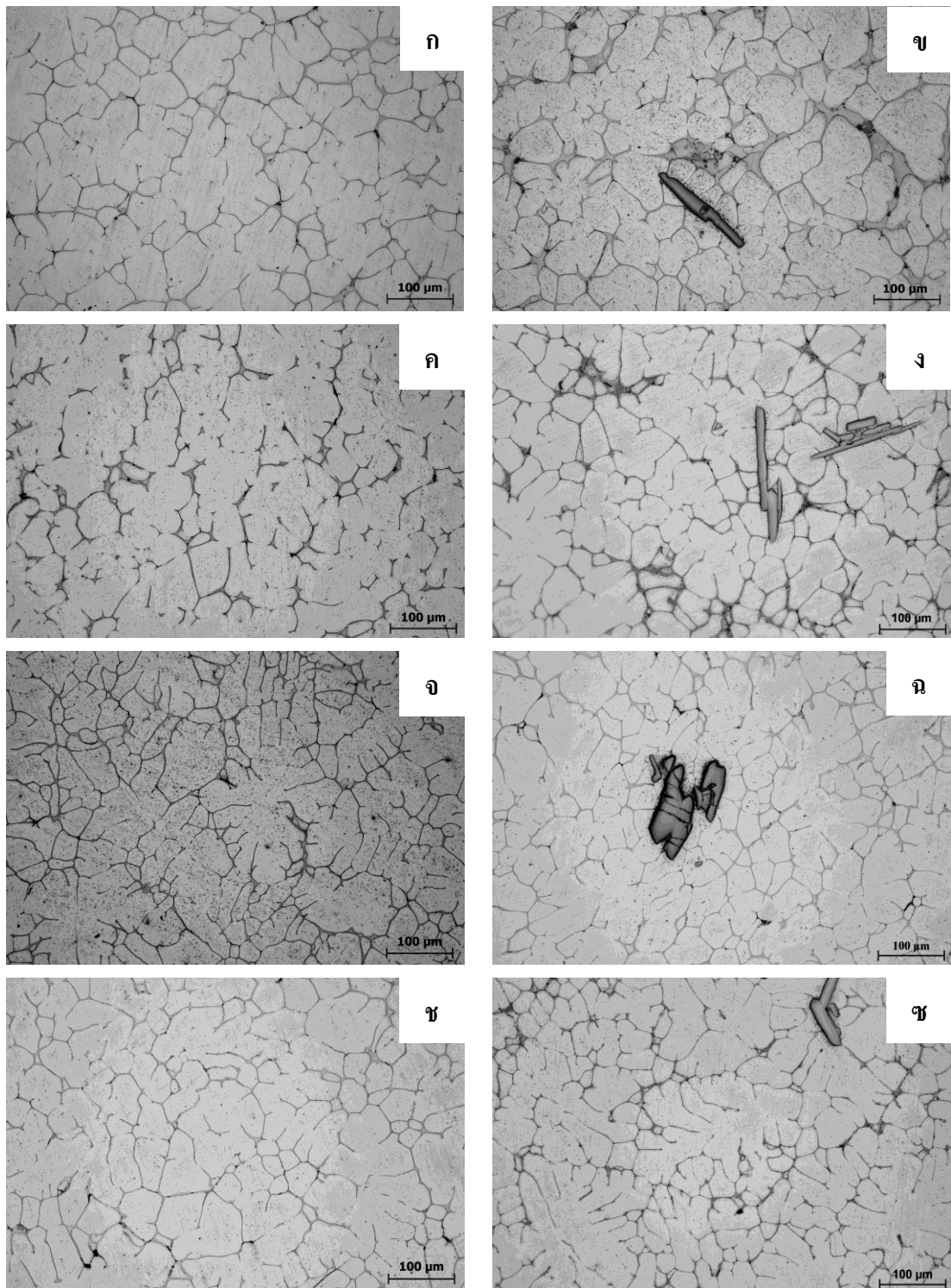


รูปที่ 4.33 กราฟแสดงค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงาน T6 ที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC ที่สภาวะการเติมธาตุชนิดต่างๆ

4.2.5 อิทธิพลของการเติมธาตุเซอร์โคเนียม (Zr) ร่วมกับธาตุสตรอนเทียม (Sr)

จากข้อมูลข้างต้นจึงได้ทำการเลือกปริมาณการเติมธาตุที่ที่เหมาะสม ในการเติมธาตุแต่ละชนิดมาทำการเติมร่วมกัน เพื่อให้เกิดประสิทธิภาพในการปรับปรุงสมบัติทางกลให้ดียิ่งขึ้น โดยทำการศึกษาอิทธิพลของการเติมธาตุเซอร์โคเนียมที่ปริมาณ 0.15 wt% ร่วมกับการเติมธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณ 0.15 wt%

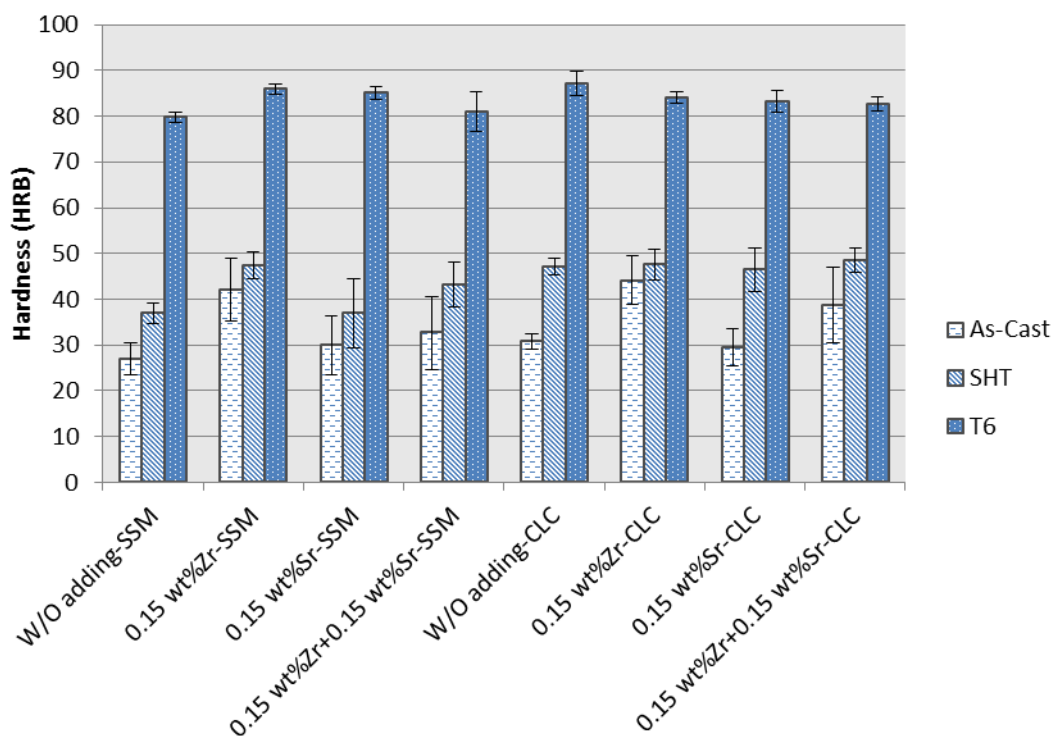
จากการศึกษาอิทธิพลของการเติมธาตุเซอร์โคเนียมลงในโลหะอะลูมิเนียมผสม 7075 ด้วยกระบวนการขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC พบว่าการเติมธาตุเซอร์โคเนียมที่ปริมาณ 0.15 wt% ลงในอะลูมิเนียมผสม 7075 จะทำให้เกิดการฟอร์มตัวของเฟส Al_3Zr ส่วนการศึกษาอิทธิพลของการเติมธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณการเติม 0.15 wt%Sr พบว่าเกิดการฟอร์มตัวของเฟส Al_2Si_2Sr ในชิ้นงาน ซึ่งเฟสเหล่านี้จะช่วยทำให้เฟส Mg_2Si มีขนาดและปริมาณลดลง การเติมธาตุเซอร์โคเนียมที่ปริมาณ 0.15 wt% และการเติมธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณ 0.15 wt% จะไม่ปรากฏการปรับปรุงขนาดอนุภาคให้เห็นอย่างชัดเจน จากการศึกษาอิทธิพลของการเติมธาตุเซอร์โคเนียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณ 0.15 wt%Zr + 0.15 wt%Sr ปรากฏว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมธาตุเซอร์โคเนียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมเกิดการฟอร์มตัวของเฟส Al_3Zr และเฟส Al_2Si_2Sr เมื่อเติมธาตุในปริมาณ 0.15 wt%Zr + 0.15 wt%Sr และจากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคจะไม่ปรากฏให้เห็นการปรับปรุงขนาดอนุภาคอย่างชัดเจนเช่นเดียวกันดังแสดงในรูปที่ 4.34



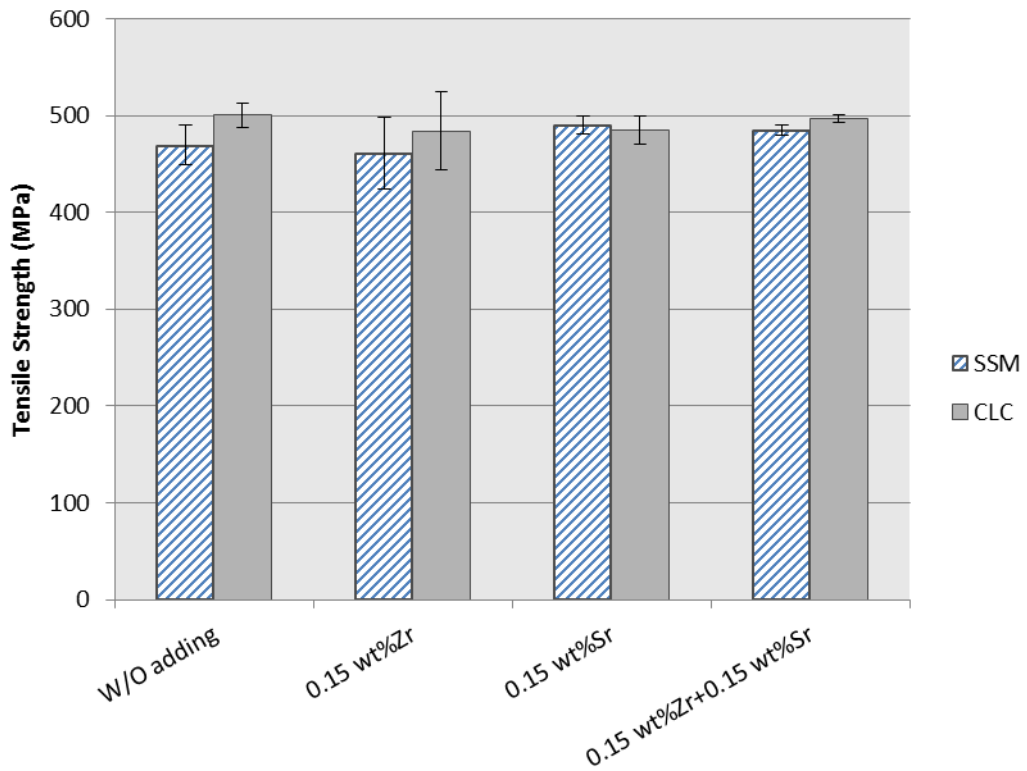
รูปที่ 4.34 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อขึ้นรูปด้วยกระบวนการ SSM และ CLC ที่ (ก) W/O adding ;SSM (ข) 0.15 wt%Zr ;SSM (ค) 0.15 wt%Sr ;SSM (ง) 0.15 wt%Zr + 0.15 wt%Sr ;SSM (จ) W/O adding ;CLC (ฉ) 0.15 wt%Zr ;CLC (ช) 0.15 wt%Sr ;CLC และ (ซ) 0.15 wt%Zr + 0.15 wt%Sr ;CLC

เมื่อพิจารณาค่าความแข็งของชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC พบว่าค่าความแข็งหลังจากการอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง ในชิ้นงานที่เติมธาตุเซอร์โคเนียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณ 0.15 wt%Zr + 0.15 wt%Sr มีค่าเท่ากับ 80.98 และ 82.78 HRB ตามลำดับ ซึ่งใกล้เคียงกับชิ้นงานที่ไม่เติมธาตุเจือใดๆ (W/O adding) หรือเติมธาตุเซอร์โคเนียม (0.15 wt%Zr) หรือเติมธาตุสตรอนเทียม (0.15 wt%Sr) เพียงอย่างเดียวดังแสดงในกราฟรูปที่ 4.35

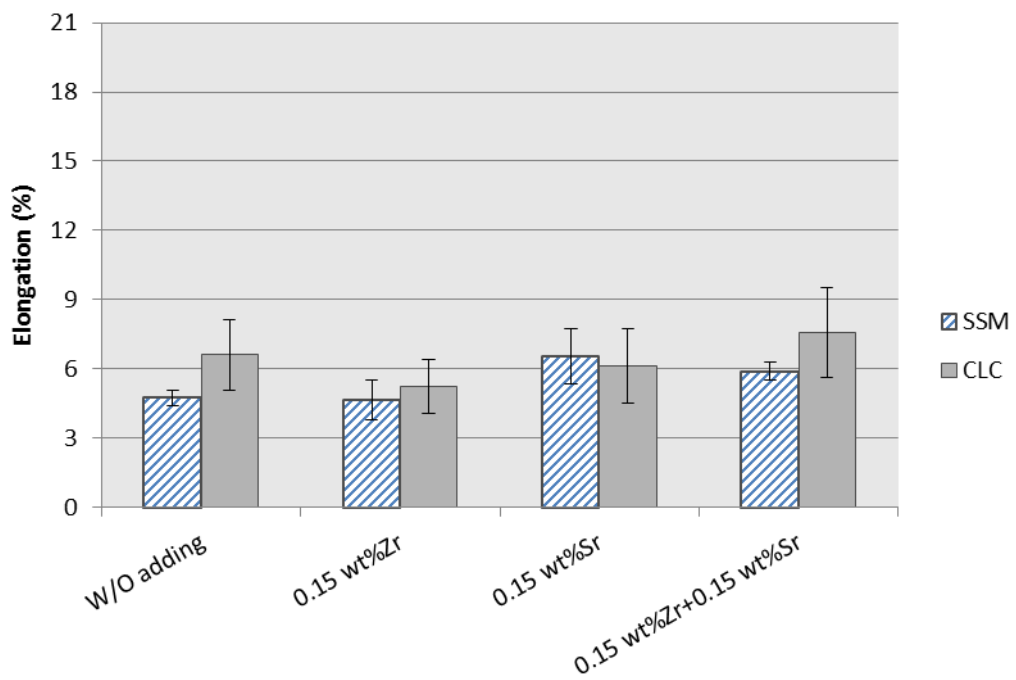
ค่าความแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของอะลูมิเนียมผสม 7075 หลังจากการอบละลายที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 145 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมงแสดงในกราฟรูปที่ 4.36 และ 4.37 จะเห็นว่าชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC ที่เติมธาตุเซอร์โคเนียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณ 0.15 wt%Zr + 0.15 wt%Sr จะให้ค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยเท่ากับ 485.03 และ 496.73 MPa ตามลำดับ และมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยเท่ากับ 5.89% และ 7.59% ตามลำดับ ค่าความแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่เติมธาตุเจือใดๆ (W/O adding) เนื่องจากอินเตอร์เมทัลลิกเฟส Mg_2Si ที่แข็งแต่เปราะมีขนาดและปริมาณลดลง แต่อย่างไรก็ตามการฟอร์มตัวของเฟส Al_3Zr และ Al_2Si_2Sr จะส่งผลให้เปอร์เซ็นต์การยืดตัวลดลง



รูปที่ 4.35 กราฟแสดงค่าความแข็งของชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC ที่สภาวะต่างๆ



รูปที่ 4.36 กราฟแสดงค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยของชิ้นงาน T6 ที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC ที่สภาวะการเติมธาตุชนิดต่างๆ



รูปที่ 4.37 กราฟแสดงค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยของชิ้นงาน T6 ที่ขึ้นรูปแบบ SSM และ CLC ที่สภาวะการเติมธาตุชนิดต่างๆ

ตารางที่ 4.1 แสดงค่าความแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของอะลูมิเนียม 7075 ที่ได้จากงานวิจัยนี้ และจากงานวิจัยอื่นๆ

เงื่อนไข	ความแข็งแรงดึงสูงสุด (MPa)	เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (%)	อ้างอิง
GISS	469.57 ± 20.15	4.74 ± 0.31	-
0.15 wt%Sr (GISS)	490.03 ± 8.91	6.54 ± 1.18	-
0.20 wt%Sc (GISS)	495.37 ± 21.43	6.16 ± 1.74	-
0.15 wt%Zr (GISS)	460.90 ± 36.77	4.64 ± 0.87	-
0.20 wt%Sc + 0.15 wt%Sr (GISS)	504.67 ± 11.60	7.81 ± 2.09	-
0.15 wt%Zr + 0.15 wt%Sr (GISS)	485.03 ± 5.73	5.89 ± 0.39	-
Wrought Al-T6	531	7	[2]
Rheocast (<i>Squeeze casting</i>) (470 °C-12h/125 °C-24h)	453	4	[67]
Die cast	290 - 350	2 - 4	[67]
Semisolid forged	496	7	[63]
Rheocast (<i>HPDC</i> , Al-5Ti-1B) (475 °C-4h/120 °C-24h)	513	3.2	[68,69]

ตารางที่ 4.1 แสดงค่าความแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของอะลูมิเนียม 7075 ที่ได้จากการเติมธาตุเจือที่ปริมาณต่างๆ และขึ้นรูปโดยเทคนิค GISS เปรียบเทียบกับงานวิจัยอื่นๆ จากตารางนี้พบว่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (Ultimate Tensile Strength, UTS) หลังจากผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 ของชิ้นงานที่เติมธาตุสแกนเดียมปริมาณ 0.20 wt% ร่วมกับธาตุสตรอนเทียมปริมาณ 0.15 wt% (0.20 wt%Sc + 0.15 wt%Sr) มีค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด 504.67 MPa และมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเท่ากับ 7.81% เมื่อนำมาเปรียบเทียบกับ UTS ต่ำสุดที่ยอมรับได้ของ Wrought 7075-T6 (531 MPa) พบว่าค่า UTS ที่ได้จากงานวิจัยนี้ต่ำกว่าค่าดังกล่าว ถึงแม้ว่าค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวจะอยู่ในช่วงที่ยอมรับได้ก็ตาม เมื่อนำค่า UTS และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวจาก

งานวิจัยนี้ไปเปรียบเทียบกับอะลูมิเนียม 7075 ที่ขึ้นรูปแบบ Rheocast, Semisolid forged และ Die cast พบว่าค่า UTS และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่ได้มีค่าสูงกว่า และเมื่อเปรียบเทียบกับอะลูมิเนียม 7075 ที่เติม Al-5Ti-1B โดยใช้การขึ้นรูปแบบ Rheocast พบว่าค่า UTS ใกล้เคียงกัน แต่ในชิ้นงานที่เติมธาตุสแกนเดียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมจะมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัวสูงกว่า

บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

จากการทดลองสามารถสรุปผลการทดลองที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียม 7075 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งโดยเทคนิค GISS ได้ดังต่อไปนี้

5.1 กรณีศึกษาหาสภาวะที่เหมาะสมในการนำชิ้นงานอะลูมิเนียมเกรด 7075 ที่ขึ้นรูปในสภาวะกึ่งของแข็งแบบ GISS มาทำการอบละลายสองขั้นตอนโดยใช้กระบวนการทางความร้อน

- 5.1.1 สภาวะการอบละลายสองขั้นตอนที่เหมาะสมของอะลูมิเนียม 7075 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งแบบ GISS คือ 400 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 8 ชั่วโมง และ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง
- 5.1.2 เมื่อทำการอบละลายที่อุณหภูมิ 400 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 8 ชั่วโมง และ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง จะเกิดการฟอร์มตัวของเฟส Mg_2Si ที่มีขนาดใหญ่และเปราะน้อยกว่าเมื่อเทียบกับการอบละลายขั้นตอนเดียวที่อุณหภูมิ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง
- 5.1.3 ค่าความแข็ง ความแข็งแรงดึง และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานหลังจากการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 145 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง วัดได้เท่ากับ 82.05 HRB, 448.9 MPa และ 8.74% ตามลำดับ

5.2 กรณีศึกษาหาสภาวะที่เหมาะสมในการเติมธาตุเจือชนิดต่างๆ ลงในอะลูมิเนียมเกรด 7075 ที่ขึ้นรูปในสภาวะกึ่งของแข็งแบบ GISS

- 5.2.1 อิทธิพลของการเติมธาตุสตรอนเทียมลงในอะลูมิเนียมผสม 7075
 - 5.2.1.1 การเติมธาตุสตรอนเทียมลงในโลหะอะลูมิเนียมผสม 7075 ไม่ได้แสดงให้เห็นถึงการปรับปรุงขนาดอนุภาคหรือการปรับปรุงเฟสยูเทคติกอย่างชัดเจน แต่การเติมสตรอนเทียมจะส่งผลต่อเฟส Mg_2Si โดยทำให้เฟส Mg_2Si มีขนาดและปริมาณลดลง

- 5.2.1.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่เติมธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณ 0.15 wt%Sr และ 0.30 wt%Sr จะเกิดการฟอร์มเฟส Al_2Si_2Sr และเมื่อปริมาณการเติมธาตุสตรอนเทียมเพิ่มขึ้นการฟอร์มเฟส Al_2Si_2Sr เพิ่มขึ้น
- 5.2.1.3 ปริมาณการเติมธาตุสตรอนเทียมที่เหมาะสมในอะลูมิเนียม 7075 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง คือ 0.15 wt%Sr
- 5.2.1.4 ค่าความแข็ง ความแข็งแรงดึง และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงาน 0.15 wt%Sr หลังจากผ่านการอบละลายที่ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 145 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง มีค่าเท่ากับ 85.11 HRB, 490.03 MPa และ 6.54% ตามลำดับ
- 5.2.2 อิทธิพลของการเติมธาตุแกนเดียมลงในอะลูมิเนียมผสม 7075**
- 5.2.2.1 การเติมธาตุแกนเดียมลงในโลหะอะลูมิเนียมผสม 7075 ส่งผลให้โครงสร้างจุลภาคมีลักษณะเป็นเกรนก่อนกลมและอนุภาค α มีขนาดเล็กลงเมื่อปริมาณการเติมธาตุแกนเดียมเพิ่มขึ้น ดังนั้นการเติมธาตุแกนเดียมช่วยปรับปรุงขนาดอนุภาค
- 5.2.2.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่เติมธาตุแกนเดียมที่ปริมาณ 0.35 wt%Sc จะปรากฏเฟส $Al_3(Sc,Zr)$
- 5.2.2.3 ปริมาณการเติมธาตุแกนเดียมที่เหมาะสมในอะลูมิเนียม 7075 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง คือ 0.20 wt%Sc
- 5.2.2.4 ค่าความแข็ง ความแข็งแรงดึง และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงาน 0.20 wt%Sc หลังจากผ่านการอบละลายที่ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 145 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง มีค่าเท่ากับ 86.09 HRB, 495.37 MPa และ 6.16% ตามลำดับ
- 5.2.3 อิทธิพลของการเติมธาตุเซอร์โคเนียมลงในอะลูมิเนียมผสม 7075**
- 5.2.3.1 การเติมธาตุเซอร์โคเนียมลงในโลหะอะลูมิเนียมผสม 7075 ไม่ปรากฏการปรับปรุงขนาดอนุภาคหรือการปรับปรุงเฟสยูเทคติกอย่างชัดเจน
- 5.2.3.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่เติมธาตุเซอร์โคเนียมที่ปริมาณ 0.15 wt%Zr และ 0.25 wt%Zr จะเกิดการฟอร์มเฟส Al_3Zr และเมื่อปริมาณการเติมธาตุเซอร์โคเนียมเพิ่มขึ้นการฟอร์มเฟส Al_3Zr เพิ่มขึ้น

- 5.2.3.3 ปริมาณการเติมธาตุเซอร์โคเนียมที่เหมาะสมในอะลูมิเนียม 7075 ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง คือ 0.15 wt%Zr
- 5.2.3.4 ค่าความแข็ง ความแข็งแรงดึง และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงาน 0.15 wt%Zr หลังจากผ่านการอบละลายที่ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและบ่มแข็งเทียมที่อุณหภูมิ 145 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง มีค่าเท่ากับ 86.03 HRB, 460.90 MPa และ 4.64% ตามลำดับ
- 5.2.4 อิทธิพลของการเติมธาตุสแกนเดียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมลงในอะลูมิเนียมผสม 7075**
- 5.2.4.1 การเติมธาตุสแกนเดียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมลงในโลหะอะลูมิเนียมผสม 7075 จะทำให้อนุภาค α มีขนาดเล็กลงเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่ได้เติมธาตุสแกนเดียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียม ซึ่งขนาดอนุภาคที่ลดลงเป็นผลมาจากการเติมธาตุสแกนเดียม ดังนั้นการเติมธาตุสแกนเดียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมจะช่วยปรับปรุงขนาดอนุภาค
- 5.2.4.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่เติมธาตุสแกนเดียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณ 0.20 wt%Sc + 0.15 wt%Sr จะปรากฏเฟส Al_2Si_2Sr
- 5.2.4.3 ค่าความแข็ง ความแข็งแรงดึง และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงาน 0.20 wt%Sc + 0.15 wt%Sr หลังจากผ่านการอบละลายที่ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและบ่มแข็งเทียมที่อุณหภูมิ 145 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง มีค่าเท่ากับ 82.56 HRB, 504.67 MPa และ 7.81% ตามลำดับ
- 5.2.5 อิทธิพลของการเติมธาตุเซอร์โคเนียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมลงในอะลูมิเนียมผสม 7075**
- 5.2.5.1 การเติมธาตุเซอร์โคเนียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมลงในโลหะอะลูมิเนียมผสม 7075 ไม่ปรากฏการปรับปรุงขนาดอนุภาคหรือการปรับปรุงเฟสยูเทคติกอย่างชัดเจน
- 5.2.5.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่เติมธาตุเซอร์โคเนียมร่วมกับธาตุสตรอนเทียมที่ปริมาณ 0.15 wt%Zr + 0.15 wt%Sr จะเกิดการฟอร์มตัวของเฟส Al_3Zr และ Al_2Si_2Sr

- 5.2.5.3 ค่าความแข็ง ความแข็งแรงดึง และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงาน 0.15 wt%Zr + 0.15 wt%Sr หลังจากผ่านการอบละลายที่ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 145 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง มีค่าเท่ากับ 80.98 HRB, 485.03 MPa และ 5.89% ตามลำดับ

บรรณานุกรม

- [1] www.docstoc.com/docs/15925603/Book-Tecnology-Award-52_ve12indd
- [2] ALCOA ALLOY 7075[EB/OL].http://www.alcoa.com/gcftp/catalog/pdf/alcoa_alloy_7075.pdf.3/18/2010.
- [3] N. Mahathaninwong, T. Plookphol, J. Wannasin, S. Wisutmethangoon, Mater. Sci. Eng. A 532 (2012) 91-99.
- [4] วิจิตร พงษ์บัณฑิต, เทคโนโลยีการหล่อโลหะ, ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ กรุงเทพมหานคร, 2542.
- [5] ชาญวุฒิ ตั้งจิตวิทยา และสาโรช ฐิติเกียรติพงศ์, วัสดุในงานวิศวกรรม, กรุงเทพมหานคร: ซีเอ็ดยูเคชั่น, 2541.
- [6] “Heat Treatment of Non-Ferrous Metals and Alloys”
- [7] The webpage Assisted Instruction for Aluminum (2000) “อะลูมิเนียมผสมตั้งกะตีแมกนีเซียม” ภาควิชาครุศาสตร์อุตสาหกรรม คณะครุศาสตร์อุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี
- [8] เจษฎา วรรณสินธุ์ “โครงการวิจัยเรื่องเทคโนโลยีการหล่ออะลูมิเนียมไดแคสติงแบบกึ่งของแข็ง” ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์
- [9] J. Wannasin. Semi-Solid Die Casting Technology. Proceeding of the Third Thai Foundry Conference, Bitec Bangna Bangkok, Thailand. 2006 November 23.
- [10] http://www.rmutphysics.com/charud/PDF-learning/2/material/ie2302_ch4.pdf
- [11] ณรงค์ศักดิ์ ธรรมโชติ, วัสดุวิศวกรรม, การแพร่ของอะตอมและการแข็งตัวของโลหะ, กรุงเทพมหานคร: ซีเอ็ดยูเคชั่น, 2549
- [12] http://www.coe.or.th/_coe/_download/training/P_Materials.pdf
- [13] [http://e-book.ram.edu/e-book/m/MY318\(51\)/MY318-6.pdf](http://e-book.ram.edu/e-book/m/MY318(51)/MY318-6.pdf)
- [14] Gruzleski, J.E. and Bernard, C.M., 1990, The Treatment of Liquid Aluminium-Silicon Alloys, American Foundrymen,s Society, USA, pp. 1-94, 108-142.
- [15] Pearce, J.T.H., 2543, เทคโนโลยีและโลหะวิทยาของอะลูมิเนียมหล่อ, ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุ, pp. 56-58.
- [16] http://www.tonanasia.com/knowledge_detail.php?id=9

- [17] http://www.rmutphysics.com/charud/PDF-learning/2/material/1Material_Properties.pdf
- [18] http://www.tonanasia.com/technical_detail.php?id_tech=70
- [19] http://www.tonanasia.com/technical_detail.php?id_tech=84
- [20] http://www.electron.rmutphysics.com/news/index.php?option=com_content&task=view&id=2692&Itemid=5&limit=1&limitstart=176
- [21] <http://www.be2hand.com>
- [22] [http://e-book.ram.edu/e-book/m/MY318\(51\)/MY318-6.pdf](http://e-book.ram.edu/e-book/m/MY318(51)/MY318-6.pdf)
- [23] <http://www.rw.ac.th/~kruchon/lesson/light/topic5-serm2.htm>
- [24] <http://www.mfu.ac.th/center/stic/index.php/micro-analysis-instrumentmenu/itemlist/tag/SEM.html>
- [25] <http://app.eng.ubu.ac.th/~edocs/f20090909sukangkanal28.pdf>
- [26] <http://share.psu.ac.th/blog/hs9ocb-service/25539>
- [27] http://www.ptonline.org/img-lib/staff/file/komson_000196.pdf
- [28] M. Song, K. Chen, J. Mater. Sci. 43 (2008) 5265-5273.
- [29] M. Song, Y-H He, Z-G Wu, B-Y Huang, Mech. Mat. 41 (2009) 622-633.
- [30] M.A. Azmah Hanim, S. Chang Chung, O. Khang Chuan, Mater. Des. 32 (2011) 2334-2338.
- [31] A.R. Eivani, H. Ahmed, J. Zhou, J. Duszczky, Metall. Mater. Trans. A. 40A (2009) 717-728.
- [32] Y-L. Deng, L. Wan, L-H. Wu, Y-Y. Zhang, X-M. Zhang, J. Mater. Sci. 46 (2010) 875.
- [33] K. Chen, H. Liu, Z. Zhang, S. Li and R. I. Todd, J. Mater. Proc. Technol. 142 (2003) 190-196.
- [34] N.M. Han, X.M. Zhang, S.D. Liu, D.G. He, R. Zhang, J. Alloys. Compd. 509 (2011) 4138-4145.
- [35] X. Fan, D. Jiang, Q. Meng, L. Zhong, Mater. Lett. 60 (2006) 1475-1479.
- [36] X. Fan, D. Jiang, Q. Meng, B. Zhang, T. Wang, Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 16 (2006) 577-581.
- [37] N. Mahathaninwong, S. Wisutmethangoon, T. Plookphol and J. Wannasin, Adv. Mat. Res. 339 (2011) 371-374.
- [38] Y.V. Milman, Kluwer Acad. Publ. 146 (2004) 139-150.

- [39] B.A. Parker, Z.F. Zhou, P. Nolle, *J. Mater. Sci.* 30 (1995) 452-458.
- [40] O.N. Senkov, D.B. Miracle, Y.V. Milman, J.M. Scott, D.V. Lotsko, A.I. Sirko, *Mater. Sci. Forum.* 396-402 (2002) 1127-1132.
- [41] O.N. Senkov, R.B. Bhat, S.V. Senkova, J. Tatalovich, *Int. Conf. on Aluminum Alloys* (2004).
- [42] O.N. Senkov, R.B. Bhat, S.V. Senkova, J.D. Schloz, *Metall. Mater. Trans. A.* 36A (2005) 2115-2126.
- [43] L. Zou, Q. Pan, Y. He, W. Liang, C. Wang, *Mat. Sci.* 44 (2008) 120-124.
- [44] Y-D. He, X-M. Zhang, J-H. You, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 16 (2006) 1228-1235.
- [45] Y-D. He, X-M. Zhang, J-M. Chen, J-G. Tang, *J. Central South Univ. Technol.* 36(6) (2005) 919-923.
- [46] J.A. Garcia-Hinojosa, C.R. González, G.M. González, Y. Houbaert, *J. Mater. Proc. Technol.* 143-144 (2003) 306-3.
- [47] F.J. Tavitias-Medrano, J.E. Gruzleski, F.H. Samuel, S. Valtierra, H.W. Doty, *Mater. Sci. Eng. A.* 480 (2008) 356-364.
- [48] D.L. Zhang, L.H. Zheng, D.H. John, *J. Light Met.* 2 (2002) 27-36.
- [49] S. Emmanuelle, P. Jarry, US 2007/0243097 A1. (2007).
- [50] A.W. Thompson, W.A. Backofen, *Acta Metall.* 19 (1971) 597.
- [51] D.H. Kirkwood, M. Suery, P. Kapranos, H.V. Atkinson, K.P. Young, Springer Verlag, 2009.
- [52] R. Canyook, J. Wannasin, S. Wisuthmethangkul, M.C. Flemings, *Acta Mater.* 60 (2012) 3501.
- [53] R. Cook, *Metallurgy of aluminum*, London & Scandinavian Metallurgical Co. Limited, 1998.
- [54] *Aluminum Casting Technology*, Des Plaines, AFS, 2nd. ed. USA: Illinois; (2001) 28-323.
- [55] S. Nafisi, R. Ghomashchi, *Mat. Sci. Eng. A.* 415 (2006) 273-285.
- [56] Q.G. Wang, *Metall. Mater. Trans. A.* 34A (2003) 2887-2899.
- [57] J. Røyset, N. Ryum, *Intern. Mater. Rev.* 50 (2005) 19-44.

- [58] X. Qingchun, Z. Jing, P. Haicheng, H. Lina, L. Rongde, *China Foundry* 8 (2011) 137-140.
- [59] L. Zou, Q. Pan, Y. He, W. Liang, C. Wang, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 17 (2007) 340-345.
- [60] O.N. Senkov, M.R. Shagiev, S.V. Senkova, D.B. Miracle, *Acta Materialia* 56 (2008) 3723-3738.
- [61] K.E. Knipling, D.C. Dunand, D.N. Seidman, *Metall. Mater. Trans. A.* 38A (2007) 2552-2563.
- [62] H. Okamoto, *J. Phase Equilibria*, 23(5) (2002) 455-456.
- [63] ASM Specialty Handbook, Vol. 5, ASM Inter., 1993.
- [64] S.H. Seyed Ebrahimi, M. Emamy, N. Pourkia, H.R. Lashgari, *Mater. Des.* 31 (2010) 4450-4456.
- [65] L.L. Rokhlin, T.V. Dobatkina, N.R. Bochvar, E.V. Lysova, *J. Alloys Compd.* 367 (2004) 10-16.
- [66] S.H. Seyed Ebrahimi, M. Emamy, *Mater. Des.* 31 (2010) 200-209.
- [67] N. Li, S. Xing, P. Bao, S. Yao, *Int. Conf. on Com. Eng. Techno.* 5 (2010) 442-446.
- [68] U. A. Curle, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20 (2010) 1719-1724.
- [69] U. A. Curle, G. Govender, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20 (2010) s832-s836.

ภาคผนวก

ผลงานที่เผยแพร่ในการประชุมวิชาการ

Effect of the Two-Step Solution Heat Treatment on the Microstructure Of Semisolid Cast 7075 Aluminum Alloy

Saowalak Kongiang^{1, a}, Thawatchai Plookphol^{1, b},
 Jessada Wannasin^{1, c}, Sirikul Wisutmethangoon^{2, 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

^aaeh_swl@hotmail.com, ^bthawatchai.p@psu.ac.th, ^cjessada.w@psu.ac.th, ^dsirikul@me.psu.ac.th

Keyword: 7075 aluminum alloy; Gas Induced Semi Solid (GISS) technique; Two-step solution heat treatment; Solution heat treatment

Abstract. Effect of the two-step solution heat treatment on the microstructure of semisolid cast 7075 aluminium alloy has been studied. The microstructure of the as-cast specimens mainly consisted of matrix- α (Al) and grain boundary (GB)-eutectic phase (α -Al + Mg(Zn,Cu,Al)₂). After solution treating, coarse black particles were found to form in the single-step solution treated specimens at the condition of 450 °C for 8 h and 480 °C for 1 h, respectively. Two-step solution heat treatment resulted in the reduction of coarse black particle formation while maintaining the same amount of eutectic MgZn₂ phase dissolution as the high temperature single-step solution treatment. Therefore, the two-step solution heat treatment enables alloying elements dissolved into the matrix without overheating and hence decreases coarse black particles. The optimum two-step solution heat treatment condition derived from this study was 400 °C for 8 h + 450 °C for 4 h.

Introduction

7xxx (Al-Zn-Mg-Cu) alloys with low density and high strength properties have been widely used for upper wing skin in aerospace industries. T6-type heat treatment process consisted of three following steps: solution heat treatment, quenching, and artificial aging, are commonly used industrially to improve the mechanical properties of aluminium alloys. The main purpose of solution heat treatment is to dissolve the soluble phases and take into solid solution leading to lower segregation. The temperature of solution heat treatment for wrought 7075 Al alloy were recommended to be in the range of 465-490 °C. The extent of the dissolution depends on solution heat treatment temperature and time [1]. From a study by Mukhopadhyay [2], it was found that the maximum temperature of solution treated should not be exceeded 465 °C for as-cast 7075 Al alloy and high Zn alloys, and the use of multi-step solution treatments became necessary. Since the traditional single-step solution heat treatment always performed at high temperature and prolonging time in order to completely dissolve a coarse eutectic phase, however, this would lead to overheating and incipient melting of eutectic phase which would cause degradation of mechanical properties such as tensile strength, ductility and fracture toughness. On the other hand, underheated solution treatment could not dissolve as much soluble constituents as possible and strength values after T6 process would then be lower than expected [3]. D.K. Xu et al. [4] reported that solution treatment was unable to eliminate Al₇Cu₂Fe and Mg₂Si particles, and overheated of specimen led to local melting. Therefore, a solution treatment temperature was limited not to exceed the eutectic melting temperature. K.H. Chen et al. [5] stated that the two-step solution heat treatment with gradually increase in temperature could be used to completely dissolve constituents without overheating. Y-L. Deng et al. [6] suggested that an optimum two-stage solution heat treatment condition of Al 7085 was at 400 °C for 12 h + 470 °C for 12 h. It was also found that the temperature of the multi-stage solution treatment of 7B04 high strength aluminum alloy could reach 500 °C without overheating [7]. In this study, a novel solution heat treatment procedure was

proposed in supplement of the study of Mahathaninwong et al. [8]. It was reported from her work [8] that the optimum condition for a single-step solution treatment GISS processed 7075 aluminum alloy was at 450 °C for 4 h. The aim of this work is to study the effect of the two-step solution heat treatment on the microstructure of 7075 aluminum alloy produced by GISS technique [9].

Experimental

The alloy used in this study was 7075 Al alloy preparing by GISS technique [9]. Gas bubble was introduced to molten alloy at temperature of 643 °C for 7 s. The melt was then held for 30 s before squeeze-casting at a pressure of approximately 80 MPa. Specimens obtained from the casting had the dimensions of 10 x 10 x 1.5 cm. The chemical compositions of the as-cast 7075 alloy in wt% were Al-6.08Zn-2.5Mg-1.93Cu-0.46Fe-0.4Si. The as-cast specimens were treated with single-step solution heat treatment at 450 °C for 4 and 8 h, and at 480 °C for 1 h before quenching in water at temperature of 25 °C. While two-step solution treatment specimens were firstly heated to 400 °C for 4, 8 and 12 h and then followed by heating to 450 °C for 4 h before quenching. Artificial aging at 145 °C for 6 h was performed on the as-quenched specimens. To prepare specimens for microstructural observation, grinding and polishing of specimens using standard method were done before etching them with a 0.5% HF reagent. Microstructure of the as-cast and solution treated specimens were examined utilizing the combination of optical microscopy (OM), JSM-5800LV JEOL scanning electron microscopy (SEM) equipped with energy dispersive X-ray spectrometry (EDS) and Bruker AXS Model D8 Discover X-ray diffraction (XRD). Tensile specimens were machined into dumbbell shape with a gauge length of 25 mm and a diameter of 5 mm. Tension test was performed under a strain rate of 0.001 s⁻¹.

Results and Discussion

Microstructure of the as-cast specimens. Microstructure of the as-cast specimen processed by GISS technique showed globular grain structures as observed in Fig. 1(a) while Fig. 1(b) magnifies the GB phases of this alloy. It was shown in Fig. 1(b) that GB phases comprised of large white areas of Mg₂(Zn,Cu,Al)₂ phase and elongated black areas of Mg₂(Al,Si) phase as indicated by SEM-EDS point analysis result in Fig. 1(c) and Fig. 1(d), respectively. X. Fan [10] confirmed that the eutectic structures of 7075 aluminum alloy consisted of α-Al and MgZn₂. In this study, the XRD results as shown in Fig. 2 also indicated that the as-cast sample consisted of two main phases of α-Al and MgZn₂ phases. Hence the white areas shown in Fig. 1(b) can be identified as MgZn₂. Elongated black areas at grain boundary in Fig. 1(b) was confirmed to be Mg₂Si phase by the presence of small Mg₂Si peak in the Mg₂Si phase XRD result in Fig. 2.

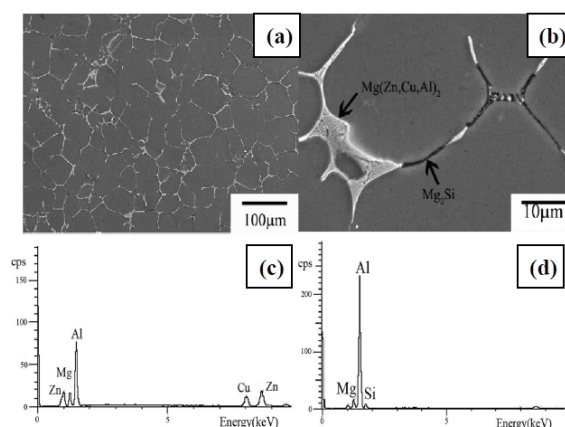


Fig. 1 (a)-(b) SEM micrographs of the as-cast semisolid 7075 aluminum alloy; and (c)-(d) EDS results from large white areas and elongated black areas, respectively [8].

Microstructure of solution treated specimen. Fig. 3 shows microstructures of the alloy after single-step and two-step solution treatments. The evolution mechanisms of the GB phases during solution heat treatment consist of three stages: thinning, discontinuation, and dissolution [11]. For a single-step solution treatment, it can be seen that the remaining GB phases decreased with increasing solutionising time as shown in Fig. 3(a)-3(b). However, prolonging solution treated time from 4 h to 8 h at 450 °C of the single-step solution treatment resulted in an increase of unwanted coarse black particles. These particles were also found in a sample solution treating at a high temperature of 480 °C for only 1 h as shown in Fig. 3(c). These coarse particles were identified as Mg_2Si phase by XRD analysis in Fig. 2.

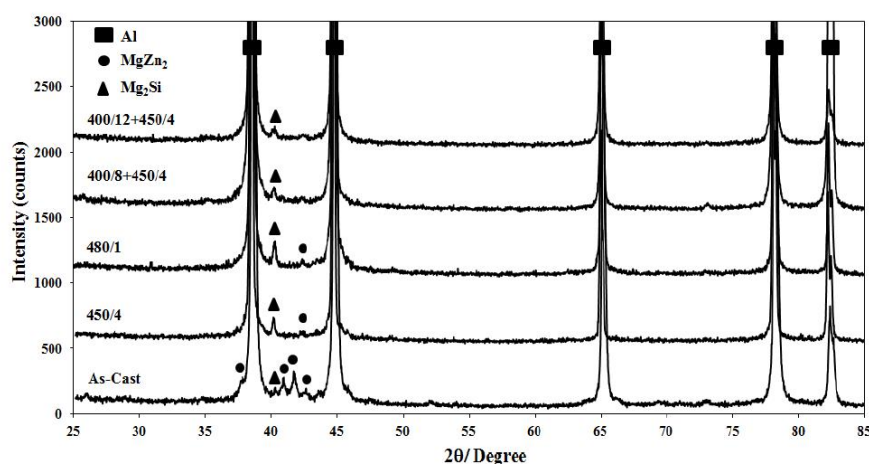


Fig. 2 X-ray diffraction patterns of the as-cast and solution treated specimens (450 °C/4 h, 480 °C/1 h, 400 °C/8 h + 450 °C/4 h, and 400 °C/12 h + 450 °C/4 h).

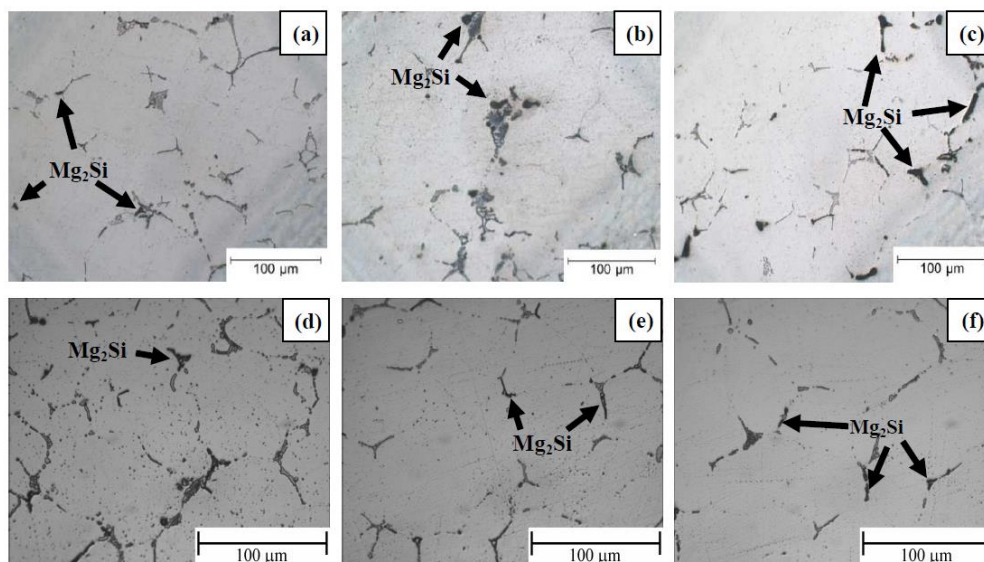


Fig. 3 Optical micrographs of specimens after single-step and two-step solution treatment at (a)450°C/4 h, (b) 450 °C/8 h, (c) 480 °C/1 h, (d) 400 °C/4 h + 450 °C/4 h, (e) 400 °C/8 h + 450°C/4h, and (f) 400 °C/12 h + 450 °C/4 h.

The two-step solution heat treatment also showed the reduction of GB phase with increasing solution treatment time as illustrated in Fig. 3(d)-3(f). The satisfied GB phase dissolution was found in the sample under the first step solution treated at 400 °C for at least 8 h. Temperature of two-step solution treated, when heated at 400 °C the MgZn₂ eutectic phase begins to dissolve into solid solution and if to heat high at 450 °C is carried out as close as possible to the eutectic melting temperature in order to obtain dissolution much of the MgZn₂ phase remains. However for single step-solution treated, when heated to 450 °C will cause the phase Mg₂Si in small amounts as possible and MgZn₂ phase not complete dissolution as observed in Fig. 3(a). XRD results in Fig. 2 indicated that the dissolution of MgZn₂ eutectic phase was even better in the sample applying two-step solution treatment at 400 °C for 8 h + 450 °C for 4 h compared to that in the samples applying single-step solution treatment at 450 °C for 4 h or 480 °C for 1 h. However, if the solution treated time at low temperature of two-step solution treatment (400 °C for 4 h + 450 °C for 4 h) was too short, the eutectic phase was not clearly dissolved as observed in Fig. 3(d). This would yield in lower amount of supersaturated solid solution to form fine precipitates during aging. Thus the density of fine precipitates in the aged specimen solution treated at 400 °C for 4 h + 450 °C for 4 h should be lower than that of the aged specimen solution treated at 400 °C for 8 h + 450 °C for 4 h. This results in lower strength in the former specimen as illustrated in Table 1. While prolonging solution treatment at low temperature of two-step solution treatment (400 °C for 12 h + 450 °C for 4 h) would not further dissolve the eutectic phase as illustrated in Fig. 3(f) but it would rather increase the amount of Mg₂Si phase which makes the specimen brittle resulting lower elongation as shown in Table 1. It is noted also from Table 1 that elongation of the aged specimen solution treated at 450 °C for 4 h, 2.67%, was very low owing to the higher amount of Mg₂Si. The tensile strength and elongation derived from the aged specimen solution treating at the optimum condition, 400 °C for 8 h + 450 °C for 4 h were 448.90 MPa and 6%, respectively. Hence by applying the initial dissolution temperature at the first-step of solution treatment enables a final high temperature solution treatment to be used which enhances complete dissolution of the constituent particles without overheating due to the increased concentration of elements dissolved into the matrix and then decreased coarse black particles [1]. Thus enhanced solution treatment certainly enables the improvement in yield strength, tensile strength, elongation, and fracture toughness of the alloy [12,13].

Table 1. Tensile strength and elongation of the aged specimens at different solution treated conditions.

Solution treated conditions	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
450 °C/4 h	483.67	2.67
400 °C/4 h + 450 °C/4 h	408.65	5
400 °C/8 h + 450 °C/4 h	448.90	6
400 °C/12 h + 450 °C/4 h	426.55	4

Conclusions

Microstructure of the as-cast 7075 aluminium alloy prepared by GISS technique mainly consisted of non dendritic α -Al and grain boundary eutectic phase (α -Al + MgZn₂). The optimum two-step solution heat treatment condition of this alloy was 400 °C for 8 h + 450 °C for 4 h. Under this condition MgZn₂ phase was almost completely dissolved into Al matrix while the formation of coarse Mg₂Si was found to be minimized.

Acknowledgement

This work was supported by the Higher Education Research Promotion and National Research University Project of Thailand, Office of the Higher Education Commission, the Graduate School, and the Office of National Research Council of Thailand through Development of High-Quality and Low-Cost below Knee Prosthesis project for financial support. In addition, we would like to also thank the Department of Mining and Materials Engineering, Prince of Songkla University for laboratory facilities.

References

- [1] ASM handbook: Heat treating (ASM International, USA, Vol. 4 1991)
- [2] A.K. Mukhopadhyay: Trans. IIM Vol. 62 (2009), p. 113.
- [3] ASM handbook: Aluminum and aluminum alloys (ASM International, USA, Vol. 5 1993)
- [4] D.K. Xu, N. Birbilis, D. Lashansky, P.A. Rometsch and B.C. Muddle: Corros. Sci. Vol. 53 (2011), p. 217–225.
- [5] K.H. Chen and L.P. Huang: Trans. Nonferrous Met. Soc. China. Vol. 13(2003), p. 484-490.
- [6] Y-L. Deng, L. Wan, L-H. Wu, Y-Y. Zhang and X-M. Zhang: J. Mater. Sci. Vol. 46 (2010), p. 875.
- [7] G. Feng-hua, L. Nian-kui, T. Ni, S. Qiang, L. Xian-dong and Z. Gang: Trans. Nonferrous Met. Soc. China. Vol. 18(2008), p. 321-326.
- [8] N. Mahathaninwong, S. Wisutmethangoon, T. Plookphol and J. Wannasin: Advanced Materials Research. Vol. 339 (2011), p. 371-374.
- [9] S. Thanabumrungskul, S. Janudom, R. Burapa, P. Dulyapraphant and J. Wannasin: Trans. Nonferrous Met. Soc. China. Vol. 20 (2010), p. s1016-s1021.
- [10] X. Fan, D. Jiang, Q. Meng and L. Zhong: Mater. Lett. Vol. 60 (2006), p. 1475-1479.
- [11] A.R. Eivani, H. Ahmed, J. Zhou and J. Duszczuk: Metall. Mater. Trans. A. 40A (2009), p. 717.
- [12] M. Song, and K. Chen: J Mater Sci. Vol. 43 (2008), p. 5265-5273.
- [13] K. Chen, H. Liu, Z. Zhang, S. Li and R. I. Todd: J. Mater. Proc. Technol. Vol. 142 (2003), p. 190-196.

Key Engineering Materials II

10.4028/www.scientific.net/AMR.488-489

**Effect of the Two-Step Solution Heat Treatment on the Microstructure of Semisolid
Cast 7075 Aluminum Alloy**

10.4028/www.scientific.net/AMR.488-489.243

ประวัติผู้เขียน

ชื่อ สกุล	นางสาวเสาวลักษณ์ คงเอียง		
รหัสประจำตัวนักศึกษา	5310120086		
วุฒิการศึกษา			
	วุฒิ	ชื่อสถาบัน	ปีที่สำเร็จการศึกษา
	วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วิศวกรรมวัสดุ)	มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์	2553

ทุนการศึกษา

- ทุนบัณฑิตศึกษาวิศวกรรมศาสตร์ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์
- ทุนอุดหนุนการวิจัยเพื่อวิทยานิพนธ์ บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

การตีพิมพ์เผยแพร่ผลงาน

S. Kongiang, T. Plookphol, J. Wannasin, S. Wisutmethangoon, Effect of the two-step solution heat treatment on the microstructure of semisolid cast 7075 aluminum alloy, Adv. Mater. Res. 488-489 (2012) 243-247. ในการประชุมวิชาการระดับนานาชาติ 2012 2nd International Conference on Key Engineering Materials จัดโดย International Association of Computer Science and Information Technology ณ ประเทศสิงคโปร์ ระหว่างวันที่ 26-28 กุมภาพันธ์ 2555