



รายงานการวิจัยฉบับสมบูรณ์

เรื่อง

อิทธิพลของตัวแปรในกระบวนการทางความร้อน
ที่มีผลต่อสมบัติทางกล และโครงสร้างจุลภาค
ของ อลูมิเนียมหล่อแบบอัดกึ่งของแข็ง A356

คณะผู้วิจัย

รศ.ดร.ศิริกุล วิสุทธิ์เมธางกูร

ผศ.ดร.ธวัชชัย ปลุกผล

ผศ.ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์

หัวหน้าโครงการ

ผู้ร่วมโครงการ

ผู้ร่วมโครงการ

งานวิจัยนี้ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัย จากเงินงบประมาณแผ่นดิน

มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

ประจำปีงบประมาณ 2551 และ 2553

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้เป็นการศึกษาอิทธิพลของตัวแปรในกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อสมบัติทางกลและโครงสร้างจุลภาคของอลูมิเนียมหล่อแบบอัดกึ่งของแข็ง A356 โดยกระบวนการที่ใช้ในการเตรียมอลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง โดยกรรมวิธีการอัดขึ้นรูป คือ Gas Induced Semi-Solid Squeezed Casting (GISS-SC) และกระบวนการทางความร้อนที่ใช้คือ T5 และ T6 โดยกระบวนการ T5 กระทำโดยนำชิ้นงานไปต้มโดยไม่ได้อบละลาย และกระบวนการ T6 ประกอบด้วยขั้นตอนการอบละลาย (Solution treatment) ที่อุณหภูมิ 520°C และ 540°C เป็นระยะเวลา 4 และ 8 ชั่วโมง และผ่านขั้นตอนการชุบ (Quenching) ด้วยการชุบขึ้นทดสอบในน้ำและนำชิ้นทดสอบเหล่านั้นผ่านขั้นตอนการบ่ม (Aging) ด้วยการอบขึ้นทดสอบที่อุณหภูมิ 135, 165 และ 195°C เป็นระยะเวลา 4, 8, 12 และ 16 ชั่วโมง ตามลำดับ และตรวจดูลักษณะโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscopy) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (TEM) และทดสอบสมบัติทางกล ได้แก่ การทดสอบความแข็งและความต้านทานแรงดึง

จากผลการทดลองพบว่า ชิ้นทดสอบในสภาวะหล่อแบบ Semisolid โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟส α -Al แบบก้อนกลม (Globular structure) ที่ล้อมรอบด้วยเฟสยูเทคติก (Eutectic Silicon) มีลักษณะเป็นแท่งยาวปลายแหลม แต่เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคภายหลังจากอบละลายในทุกสภาวะพบว่าชิ้นทดสอบมีการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคที่เหมือนกันคือ เฟสยูเทคติกซิลิกอนจะมีความกลมมนมากขึ้น ซึ่งเกิดจากการแพร่ของอะตอมซิลิกอนจากเฟสยูเทคติกละลายเข้าสู่เนื้อเมทริกซ์ จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 โดยใช้ TEM พบว่าชิ้นงานที่ให้ความแข็งสูงสุดประกอบไปด้วยเฟส β' ขนาดเฉลี่ย 10 นาโนเมตรที่อยู่กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอและหนาแน่นในเมทริกซ์ของเฟส α -Al ในขณะที่ชิ้นงานที่สภาวะ Overaging จะพบเฟส β' ที่มีขนาดใหญ่ขึ้นและมีความหนาแน่นลดลง เมื่อพิจารณาความแข็งของชิ้นทดสอบในทุกสภาวะหลังจากการบ่มเทียบ พบว่าค่าความแข็งเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วตามระยะเวลาการบ่มเทียบ และเริ่มลดลงเมื่อผ่านจุดความแข็งสูงสุดที่อุณหภูมิกงที่ ซึ่งสภาวะที่ให้ค่าความแข็งสูงสุดในงานวิจัยนี้เท่ากับ 149.90 Hv เป็นชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 540°C เป็นระยะเวลา 4 ชั่วโมง และบ่ม ที่อุณหภูมิ 135°C เป็นระยะเวลา 12 ชั่วโมง ชิ้นงานขึ้นรูปแบบ Conventional Squeezed Casting (CSC) ที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแบบ T6 มีค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเท่ากับ 236.92 MPa และ 5.90% ในขณะที่ชิ้นงาน GISS-SC ที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแบบ T6 มีค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดของชิ้นงานเท่ากับ 297.07 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวมีค่าเท่ากับ 9.66%

สำหรับชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5 โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟส α -Al ลักษณะแบบก้อนกลมที่ล้อมรอบด้วยเฟสยูเทคติก เมื่อพิจารณาความแข็ง

ของชิ้นทดสอบหลังผ่าน T5 พบว่าค่าความแข็งสูงสุดที่ได้ในงานวิจัยนี้เท่ากับ 109.27 Hv เป็นชิ้นงานที่ผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ 195 °C เป็นระยะเวลา 16 ชั่วโมง เมื่อเปรียบเทียบผลของการทดสอบแรงดึงพบว่าค่าความต้านทานแรงดึงของชิ้นงานในสภาวะหล่อที่ขึ้นรูปแบบ CSC และแบบ GISS-SC นั้นพบว่า ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานแบบ CSC มีค่าเท่ากับ 145 MPa และ 5.66 % ตามลำดับซึ่งมีค่าต่ำกว่าค่าดังกล่าวของชิ้นงานแบบ GISS-SC (172.13 MPa และ 6.61% ตามลำดับ) เมื่อชิ้นงาน GISS-SC ถูกนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T5 ของชิ้นงาน ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดของชิ้นงานเพิ่มขึ้นเป็น 228.35 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวมีค่าเท่ากับ 5.06%

Abstract

The goal of this research was to study the influence of heat treatment processing parameters on the mechanical properties and the microstructure of semi-solid aluminum alloy A356. The process in preparation semi-solid aluminum alloy is called Gas Induced Semi-Solid Squeezed Casting (GISS-SC). The selected heat treatment process was T5 and T6. T5 was done by aging the specimens at various temperature and time of 135, 165 and 195°C for 4, 8, 12 and 16 hrs, respectively while T6 comprises of 3 steps: 1) solution treatment process (at the temperature of 520°C and 540°C for 4 and 8 hrs.), 2) quenching and 3) aging process (at the temperature of 135, 165 and 195°C for 4, 8, 12 and 16 hr, respectively). Microstructure observations were performed on optical microscopy (OM) and transmission electron microscopy (TEM). The measured mechanical properties are hardness and tensile properties.

From the microstructure observation, it was found that the structure of as-cast specimen from GISS process consists of two main phase, globular α -Al phase and rod eutectic Si phase along the grain boundaries. After solution treated process, the structure also consists of α -Al phase. However, and eutectic Si phase; the eutectic Si were clearly fragmented and spheroidized. From TEM observation of the optimum-aged specimen, the β'' phase was found to densely distributed all over the matrix of α -Al with the average size of 10 nm while the β' phase was mainly found in the over-aged specimen with the average size of 50 nm. The optimum condition for the T6 process was solution treated at 540°C for 4 hr and aged at 135°C for 12 hr. which the hardness of 149.90 Hv. The ultimate tensile strength and % elongation of the CSC and GISS-SC specimens after receiving T6 process were 236.92 MPa and 5.90%, and 297.03 MPa and 9.66%, respectively.

The microstructure of a specimen after passing T5 heat treatment process consisted of α -Al phase and eutectic Si phase. The optimum condition was aged at 195°C for 16 hr. which the hardness of 109.27 Hv. After performing T5 process on the GISS-SC specimen, the ultimate tensile strength was increased to 228.35 MPa with the percent elongation of 5.06%.

กิตติกรรมประกาศ

โครงการวิจัยเรื่อง “อิทธิพลของตัวแปร ในกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อสมบัติทางกล และ โครงสร้างจุลภาคของอลูมิเนียมหล่อแบบอัดกึ่งของแข็ง A356” นี้ ได้รับการสนับสนุนทุนวิจัยจาก เงินงบประมาณแผ่นดิน ประจำปีงบประมาณ 2551 และประจำปีงบประมาณ 2553 ส่งผลให้การ ดำเนินงานวิจัยชิ้นนี้สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี

อนึ่งทางคณะผู้วิจัยขอขอบคุณภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล ศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ และศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุ ที่เอื้ออำนวยความสะดวกในการใช้สถานที่ และเครื่องมือ และขอขอบคุณเป็นพิเศษสำหรับ นางสาวศิริพร ชันทองคำ และนางนริศรา มหาชนินวงศ์ ที่ช่วยเหลือในการดำเนินงานวิจัยในครั้งนี้อย่างเต็มที่ จนงานวิจัยสำเร็จไป ได้ด้วยดี

คณะผู้ดำเนินการวิจัย

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อ	(i)
กิตติกรรมประกาศ	(iv)
สารบัญ	(v)
รายการตาราง	(vii)
รายการรูป	(viii)
บทที่	
1 บทนำ	1
1.1 ความสำคัญและที่มาของโครงการวิจัย	2
1.2 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย	2
1.3 ขอบเขตของโครงการวิจัย	2
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	2
2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	3
2.1 โลหะอลูมิเนียม	3
2.2 ขั้นตอนการบ่ม	7
2.3 กลไกการแพร่ของอะตอม	9
2.4 การเกิดเฟสใหม่	11
2.5 การโตของอนุภาคที่เกิดการแยกเฟส	23
2.6 Precipitate Transformations	25
2.7 การเติบโตของอนุภาค ปริซึมพิเทด	27
2.8 กลไกการเพิ่มความแข็งแรงจากอนุภาคที่เกิดขึ้นบนเนื้อเมตริกซ์	28
2.9 ปัจจัยที่มีผลต่อขั้นตอนการบ่ม	30
2.10 การผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีปล่อยฟองแก๊สระหว่างการแข็งตัว	34
2.11 การทดสอบแรงดึง	35
2.12 การทดสอบความแข็ง	38
2.13 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	39
3 การดำเนินงานวิจัย	46
3.1 การขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็งโดยวิธี Squeeze casting เกรด A356	46
3.2 ขั้นตอนทดลองการบ่มขึ้นทดสอบ	47

	หน้า
3.3 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	48
3.4 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (TEM)	49
3.5 การเตรียมชิ้นงานเพื่อทดสอบความแข็ง	50
3.6 การเตรียมชิ้นงานเพื่อทดสอบแรงดึง	50
4 ผลการทดลองและอภิปรายผลการทดลอง	52
4.1 ชิ้นทดสอบในสภาวะหล่อ	52
4.2 ชิ้นทดสอบหลังผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T5	54
4.3 ชิ้นทดสอบหลังผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6	58
5 สรุปผลการทดลอง	72
บรรณานุกรม	74
ภาคผนวก 1 ผลงานที่เผยแพร่ในงานประชุมวิชาการ	78

รายการตาราง

ตารางที่	หน้า	
2.1	ตารางแสดงสัญลักษณ์กลุ่มอลูมิเนียมหล่อผสม	3
2.2	ตารางแสดงสัญลักษณ์การทำเทมเปอร์	5
2.3	ตารางแสดงลักษณะโครงสร้างผลึกของเฟส β'	45
3.1	ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนหล่อเกรด A356 ที่ใช้ในการทดลอง	47
4.1	ตารางแสดงค่าความแข็งของชิ้นทดสอบที่สถานะต่างๆ	66
4.2	ตารางแสดงค่าความต้านทานแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานที่สถานะต่างๆ	71

รายการรูป

รูปที่		หน้า
2.1	แผนภาพสมดุลภาคโลหะผสมอลูมิเนียม – ซิลิกอน – แมกนีเซียม	6
2.2	ขั้นตอนการบ่มของโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนหล่อเกรด A356	7
2.3	ความสามารถในการละลายของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมภายในเนื้อเมตริกซ์กับอุณหภูมิ	8
2.4	ลักษณะการแพร่ของอะตอมแบบแทรกตัว	10
2.5	ลักษณะการแพร่ของอะตอมซิลิกอนภายในเฟส $\alpha - Al$ เป็นแบบแทนที่	11
2.6	ลักษณะพลังงานความเครียดภายในโครงสร้างผลึกที่เกิดจากอะตอมที่มีขนาดแตกต่างกันภายในโครงสร้างผลึก	12
2.7	ความแตกต่างพลังงานอิสระภายในเนื้อเมตริกซ์กับอนุภาค Mg_2Si (β Phase)	12
2.8	การเปลี่ยนแปลงของพลังงานอิสระ (Free Energy) กับการเกิดเฟสใหม่แบบ Homogenous ที่มีรูปร่างทรงกลมมีรัศมีเท่ากับ r	13
2.9	แผนภาพแสดงการเปลี่ยนแปลงพลังงานอิสระกับส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมในขั้นตอน Aging	15
2.10	ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการเกิดเฟสใหม่แบบเนื้อเดียวกันกับอัตราการเย็นตัวของชิ้นทดสอบสำหรับโลหะผสมที่มีความเข้มข้นเท่ากับ X_0	18
2.11	ลักษณะของการเกิดนิวเคลียสแบบ Heterogeneous ที่เกิดขึ้นตามขอบเกรน	19
2.12	ความสัมพันธ์ระหว่าง $(\Delta G^*_{hetero} / \Delta G^*_{homo})$ กับมุม $\cos \theta$	21
2.13	การลดขนาด (ΔG^*) ของอนุภาค ตรีซิฟิเทด มีบริเวณรอยต่อระหว่างเฟสแบบ Coherent	21
2.14	การโตของอนุภาค ตรีซิฟิเทด ด้วยอาศัยการแพร่แบบแทนที่	23
2.15	อัตราการเย็นตัวของชิ้นทดสอบกับความเร็วในการเติบโตของอนุภาคตรีซิฟิเทด	25
2.16	ความสัมพันธ์พลังงานอิสระกับความเข้มข้นของซิลิกอนและแมกนีเซียมอะตอมภายในเนื้อเมตริกซ์ภายหลังจากขั้นตอน Aging	26
2.17	ลำดับการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนเกรด A356 ที่ผ่านการบ่ม	26
2.18	ปรากฏการณ์ Coarsening ของอนุภาคตรีซิฟิเทดส่งผลต่อลักษณะการขัดขวางการ เคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ทำให้ชิ้นทดสอบมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น	28

รายการรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า	
2.19	กลไกการเพิ่มความแข็งแรงของขึ้นทศสอบในขั้นตอนการบ่ม	28
2.20	การเคลื่อนที่ของคิส โลเคชันผ่านอนุภาคด้วยกลไก Particle Cutting	29
2.21	การเคลื่อนที่ของคิส โลเคชันผ่านอนุภาคด้วยกลไก Particle Bowing	30
2.22	อัตราการเย็นตัวของขึ้นทศสอบกับอนุภาค Mg_2Si หลังจากขั้นตอน Aging	31
2.23	ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการเย็นตัวของขึ้นทศสอบกับบริเวณ Precipitate Free Zone (PFZ) ที่เกิดขึ้นของทศสอบที่ผ่านขั้นตอน Aging	32
2.24	Schematic ของกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีการปล่อยฟองแก๊ส	34
2.25	เส้นโค้งความเค้น-ความเครียดแบบที่ไม่มีจุดคราก	36
2.26	เปรียบเทียบเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดของวัสดุเปราะและวัสดุพลาสติก	37
3.1	Mold ที่ใช้ในการอัดขึ้นรูปชิ้นงาน	46
3.2	ชิ้นงานหล่อที่ได้จากการขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็งโดยวิธี Squeeze cast เกรด A356	47
3.3	ขั้นตอนการบ่มชิ้นงานทศสอบด้วยกระบวนการทางความร้อนแบบ T6	48
3.4	ลักษณะรูปร่างของชิ้นงานที่นำไปทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค	49
3.5	ชิ้นงานทศสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM เบอร์ E 8M-04	50
3.6	ชิ้นงานทศสอบแรงดึงภายหลังจากเตรียมตามมาตรฐาน ASTM เบอร์ E 8M-04	50
4.1	โครงสร้างจุลภาคของขึ้นทศสอบก่อนการบ่ม	52
4.2	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า Ultimate Tensile Strength และ Percent Elongation ของขึ้นทศสอบในสภาวะหล่อต่างๆ	54
4.3	โครงสร้างจุลภาคของขึ้นทศสอบที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5 ที่สภาวะต่างๆ	55
4.4	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งแรงกับเวลาที่ใช้ในการบ่มของขึ้น ทศสอบ ที่อุณหภูมิการบ่ม 135, 165 และ 195°C	56
4.5	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานแรงดึงของขึ้นทศสอบกับเวลา ที่ใช้ในการบ่มขึ้นทศสอบ ที่อุณหภูมิ 135 และ 195°C	57
4.6	โครงสร้างจุลภาคของขึ้นทศสอบที่ผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 520 และ 540°C เป็นเวลา 4 และ 8 ชั่วโมง	58

รายการรูป (ต่อ)

รูปที่		หน้า
4.7	โครงสร้างจุลภาคของชั้นทดสอบที่ผ่านการอบละลาย ณ อุณหภูมิ 520°C เป็นระยะเวลา 4 ชั่วโมง และบ่ม ณ อุณหภูมิและเวลาแตกต่างกัน	59
4.8	โครงสร้างจุลภาคของชั้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการอบละลาย ณ อุณหภูมิ 520°C เป็นระยะเวลา 8 ชั่วโมง และบ่ม ณ อุณหภูมิและเวลาแตกต่างกัน	60
4.9	โครงสร้างจุลภาคของชั้นทดสอบที่ผ่านการอบละลาย ณ อุณหภูมิ 540°C เป็นระยะเวลา 4 ชั่วโมง และบ่ม ณ อุณหภูมิและเวลาแตกต่างกัน	61
4.10	โครงสร้างจุลภาคของชั้นทดสอบที่ผ่านการอบละลาย ณ อุณหภูมิ 540°C เป็นระยะเวลา 8 ชั่วโมง และบ่ม ณ อุณหภูมิและเวลาแตกต่างกัน	62
4.11	ภาพถ่าย TEM แสดงโครงสร้างจุลภาคทั่วไปของชิ้นงาน ณ สภาวะ Under-aging	63
4.12	(ก) ภาพถ่าย TEM แสดงให้เห็นเฟส β'' ที่เรียงตัวในทิศทาง $\langle 001 \rangle$ ของเฟส α -Al (ข) อิเล็กตรอนดิฟแฟรคชันแพทเทิร์นของรูปที่ 4.12 (ก) และ (ค) โครงสร้างจุลภาคทั่วไปของชิ้นงาน ณ สภาวะ Optimum-aging	64
4.13	(ก) ภาพถ่าย TEM แสดงให้เห็นเฟส β' ที่เรียงตัวในทิศทาง $\langle 001 \rangle$ ของเฟส α -Al (ข) อิเล็กตรอนดิฟแฟรคชันแพทเทิร์นของรูปที่ 4.13 (ก) และ (ค) โครงสร้างจุลภาคทั่วไปของชิ้นงาน ณ สภาวะ Over-aging	65
4.14	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งกับอุณหภูมิและเวลาในการบ่มที่อุณหภูมิและเวลาในการอบละลายดังนี้ (ก) 520°C, 4 ชั่วโมง (ข) 520°C, 8 ชั่วโมง (ค) 540°C, 4 ชั่วโมง (ง) 540°C, 8 ชั่วโมง	69

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญและที่มาของโครงการวิจัย

ในปัจจุบันนี้ความต้องการของชิ้นส่วนอลูมิเนียมหล่อที่มีสูงมากขึ้น เนื่องจากการขยายตัวของการใช้อลูมิเนียมในอุตสาหกรรมยานยนต์และนับวันจะยิ่งเจริญเติบโตขึ้นทุกวัน วัสดุที่นำมาใช้ในอุตสาหกรรมนี้จึงมีความสำคัญต่อการพัฒนาอุตสาหกรรมให้มีศักยภาพมากขึ้นกล่าวคือ วัสดุที่ใช้ต้องมีสมบัติที่เยี่ยมในด้านต่างๆ เช่น สมบัติทางกล สมบัติทางเคมี และต้องมีราคาถูก

โลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอน-แมกนีเซียมเกรด A356 เป็นโลหะผสมอลูมิเนียมชนิดหนึ่งที่มีความสำคัญมากในงานหล่อและถูกนำมาใช้ในการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ โลหะผสมชนิดนี้เป็นโลหะผสมอลูมิเนียมที่มีซิลิกอนผสมอยู่ในช่วง 6.5-7.5% โดยน้ำหนัก โดยมีธาตุ แมกนีเซียม ทองแดง เหล็ก และแมงกานีส เป็นธาตุผสมรอง หากพิจารณาจากแผนภูมิสมดุลภาคระหว่างธาตุอลูมิเนียมและซิลิกอน จะพบว่าโครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสมกลุ่มนี้ประกอบด้วยโครงสร้างที่มีลักษณะเป็นเดนไดรต์และเฟสยูเทคติก คุณลักษณะเด่นของโลหะกลุ่มนี้ได้แก่ (1) สมบัติการหล่อที่ดี (Castability) (2) กำลังวัสดุ (Strength) สูง (3) ความเหนียว (Ductility) สูง และ (4) สามารถปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อน ด้วยคุณลักษณะที่ดีดังกล่าวโลหะผสม A356 จึงถูกนำมาใช้ในการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ เช่น ล้อรถยนต์ โครงของรถบรรทุก และชิ้นส่วนเครื่องยนต์เพื่อลดน้ำหนักของรถซึ่งเป็นผลดีต่อการประหยัดเชื้อเพลิง นอกจากนี้ยังมีการนำมาใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์และโทรคมนาคม เนื่องจากมีความเหนียวและความแข็งแรงต่อน้ำหนักสูง จึงส่งผลให้การแข่งขันในอุตสาหกรรมการหล่ออลูมิเนียมมีมากขึ้น อลูมิเนียมหล่อผสมเกรด A 356 ที่ใช้โดยส่วนใหญ่นั้นเกิดจากกรรมวิธีการหล่อด้วยแบบหล่อทราย (Sand casting) แต่ปัญหาที่มักเจอบนโดยส่วนใหญ่ที่เกิดจากการหล่อด้วยแบบหล่อทราย คือ ปัญหาการพุกรุน แม้พิมพ์เกิดการโค้งตัวจากการใช้งานที่อุณหภูมิสูง และตัวของแบบหล่อทรายเกิดการไหม้หรือเกิดการแตกร้าวของแบบหล่อ อีกทั้งยังไม่สามารถทำการปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อน (Heat Treatment) ได้ดี ปัจจุบันได้มีการนำเทคโนโลยีการหล่อด้วยแบบหล่อถาวร (Die Casting) โดยการหล่อแบบหล่อถาวร เป็นการหล่อที่สามารถลดการเกิดพุกรุนในชิ้นงานหล่อได้ และสามารถทำการปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อนได้ ซึ่งโครงสร้างทางจุลภาคที่ได้จากการหล่ออลูมิเนียมแบบกึ่งของแข็งนั้นมีลักษณะเป็นก้อนกลม ในขณะที่การหล่อแบบทั่วไปนั้นจะมีโครงสร้างทางจุลภาคเป็นเดนไดรต์ซึ่งการหล่อแบบกึ่งของแข็งจะให้สมบัติทางกลที่ดีกว่า และเมื่อนำไปทำการปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อนนั้น พบว่าชิ้นงานที่ผ่านการหล่อแบบกึ่งของแข็งจะมีความสามารถในการปรับปรุงสมบัติทางกลที่ดีกว่าชิ้นงานที่ผ่านการหล่อแบบธรรมดาและให้สมบัติทางกลที่ดีกว่าด้วย

แต่ในการทดลองนี้กระบวนการที่ใช้ในการขึ้นรูปชิ้นงานคือ การอัดขึ้นรูป (squeeze casting) เมื่อเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานระหว่างการอัดขึ้นรูปและการหล่อด้วยแบบหล่อถาวรและแบบหล่อทรายแล้วพบว่า การอัดขึ้นรูปไม่มีรูและโพรงจากการขึ้นรูป และการหล่อด้วยแบบหล่อทรายจะมีรูและโพรงมากที่สุด

1.2 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย

1.2.1 ศึกษาอิทธิพลของเวลา และอุณหภูมิที่ใช้ในกระบวนการทางความร้อนที่มีผลต่อสมบัติทางกล และโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่ออลูมิเนียมผสมแบบกึ่งของแข็ง A356

1.2.2 หาสภาวะที่เหมาะสมของกระบวนการทางความร้อน ที่จะทำให้ชิ้นงานหล่ออลูมิเนียมผสมแบบกึ่งของแข็ง A356 มีสมบัติทางกลตามที่ต้องการ และโครงสร้างจุลภาคที่เหมาะสม

1.3 ขอบเขตของโครงการวิจัย

1.3.1 ศึกษาอิทธิพลของกระบวนการทางความร้อนแบบ T5 และ T6

1.3.2 ศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการอบละลายชิ้นงาน

1.3.3 ศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการบ่ม

1.3.4 หาอุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการอบละลายและการบ่มที่เหมาะสมเพื่อให้ชิ้นงานมีสมบัติทางกลและโครงสร้างจุลภาคตามที่ต้องการ

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.4.1 ทราบสภาวะที่เหมาะสมในการนำอลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง A356 ไปผ่านกระบวนการทางความร้อน เพื่อให้ได้สมบัติทางกลและโครงสร้างจุลภาคตามที่ต้องการ

1.4.2 สามารถนำองค์ความรู้ที่ได้ไปถ่ายทอดให้กับอุตสาหกรรมที่มีความสนใจเพื่อนำไปใช้ประโยชน์ในเชิงอุตสาหกรรม

บทที่ 2

ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

การวิจัยครั้งนี้เป็นการปรับปรุงสมบัติทางกลของโลหะผสมอลูมิเนียม A 356 แบบกึ่งของแข็ง โดยกระบวนการทางความร้อนแบบ T5 และ T6 และศึกษาโครงสร้างทางจุลภาคที่เปลี่ยนแปลงซึ่งมีทฤษฎีต่างๆที่เกี่ยวข้องที่ควรทราบดังนี้

2.1 โลหะอลูมิเนียม

อลูมิเนียมเป็นโลหะสำคัญที่ได้รับการใช้งานมากที่สุดในกลุ่มโลหะที่มีน้ำหนักเบา (Light Metals) ทั้งนี้เพราะอลูมิเนียมมีสมบัติเด่นหลายประการ [2] เช่น มีความหนาแน่นน้อยและมีกำลังวัสดุต่อหน่วยน้ำหนักสูงจึงนิยมใช้ทำเครื่องใช้และชิ้นส่วนบางอย่างในเครื่องบิน จรวด และชิปนาอวุธ สามารถขึ้นรูปด้วยกรรมวิธีต่างๆ ได้ง่าย จุดหลอมเหลวต่ำ หลอมหลอมง่าย และมีอัตราการไหลตัวสูง ค่าการนำไฟฟ้าไม่สูงมากนักแต่เนื่องจากน้ำหนักเบาจึงนิยมใช้เป็นตัวนำไฟฟ้า ไม่เป็นพิษต่อร่างกายมนุษย์ มีดัชนีในการสะท้อนกลับของแสงสูงมาก ทนทานต่อการเกิดสนิมและการกัดกร่อนในบรรยากาศใช้งานทั่วไปได้ดีมาก แต่ไม่ทนการกัดกร่อนต่อกรดและด่าง หางซื้อได้ง่ายและราคาไม่แพงมากนัก

อลูมิเนียมหล่อผสมตามมาตรฐานของ ASTM (American Society of Testing and Materials)

ตัวเลขตัวที่หนึ่ง เป็นสัญลักษณ์แสดงกลุ่มธาตุที่ผสมธาตุหนึ่งเป็นหลัก ตามตารางที่ 1 เช่น 2XX.X เป็นกลุ่มธาตุผสมของอลูมิเนียม ที่มีทองแดงเป็นธาตุผสมหลัก เป็นต้น

ตัวเลขตัวที่สองและสาม เป็นสัญลักษณ์แสดงอลูมิเนียมผสม ที่มีธาตุผสมชนิดอื่นผสมเข้าไปหรือแสดงอลูมิเนียมบริสุทธิ์

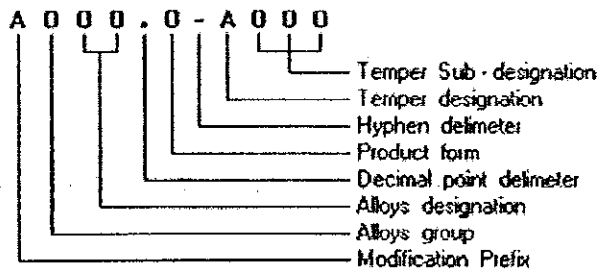
ตัวเลขตัวที่สี่ เป็นสัญลักษณ์ซึ่งเป็นการแบ่งตามการผลิตอย่างอื่น โดยจะใช้จุดทศนิยมแสดงการผลิต เป็นต้น เช่น การหล่อ หรือ จากแท่งอินกอท การปรับปรุงจากธาตุผสมเดิม หรือ จำนวนสิ่งปนเข้าไป แสดงโดยตัวอักษรก่อนตัวเลข ตัวอักษร “X” ใหญ่ ใช้สำหรับธาตุผสมที่ทดลองอยู่ อลูมิเนียมหล่อผสมทั่วไปจะใช้ตัวเลข 3 หลัก

ตารางที่ 2.1 ตารางแสดงสัญลักษณ์กลุ่มอลูมิเนียมหล่อผสม [3]

1XX.X	อลูมิเนียม ที่มีความบริสุทธิ์ ไม่น้อยกว่า 99.00%	3
2XX.X	ทองแดง (Copper , Cu)	
3XX.X	ซิลิกอน (Silicon , Si) – ทองแดง (Copper , Cu) – แมกนีเซียม (Mg) ซิลิกอน (Silicon , Si) – แมกนีเซียม (Magnesium , Mg)	

	ซิลิกอน (Silicon , Si) – ทองแดง (Copper , Cu)
4XX.X	ซิลิกอน (Silicon , Si)
5XX.X	แมกนีเซียม (Magnesium , Mg)
7XX.X	สังกะสี (Zinc , Zn)
8XX.X	ดีบุก (Tin , Sn)
9XX.X	ธาตุอื่นๆ (Other Element)
6XX.X	ยังไม่มีใช้ (Unused Series)

American Aluminum Association ได้กำหนดมาตรฐาน และแยกประเภทอลูมิเนียมหล่อ
 ผสมตาม (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 ธาตุหลักของ Alloys หรือ Major Alloying
- 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%
- .O**: ตัวเลขหลังจุดทศนิยม หมายถึง รูปแบบการผลิต หรือ Product form เป็นตัวเลขหลักเดียว คือ **.O** : เป็น Casting Specification
- .1**: เป็น Ingot Specification
- .2**: เป็น Ingot Specification ที่ควบคุมส่วนผสมน้อยกว่า .1 Ingot Specification
- A**: Temper designation เป็นตัวกำหนดแทนกรรมวิธี Temper ของกระบวนการ Heat Treatment ที่ใช้ กับ Heat Treatable Alloys ดังนี้

F : As Cast Condition หมายถึง งานจากสภาพหล่อ โดยไม่ต้องใช้ กรรมวิธีใดๆ ควบคุมภายหลัง การหล่อขึ้นรูป

H : Strain Hardened หมายถึง สภาพของงานแข็งตัวเอง เนื่องจาก ความเครียด จากการทำ Cold working เช่น งานรีดขึ้นรูปต่างๆ

O : Anneal หมายถึง การอบอ่อน ใช้กับงานหล่อ ที่ต้องนำไปอบ เพื่อปรับปรุงขนาด รูปร่างให้คงที่ (Stability) ขณะใช้งาน หรือเพื่อทำให้เพิ่มความเหนียว (Ductility)

W : Solution Heat Treat เป็นการอบเพื่อเปลี่ยนโครงสร้างให้เป็น สารละลายของแข็ง เฟสเดียว ใช้กับ Alloys ที่สามารถชุบด้วยตนเองได้ในบรรยากาศปกติ

T : เป็นการอบด้วยความร้อน โดยกำหนดกรรมวิธี Temper ที่แน่นอนดีกว่า F หรือ O การกำหนด กรรมวิธี “F” , “O” และ “T” ทุกกระบวนการ สามารถหล่อด้วย แบบทราย และแบบเหล็ก

OO: Temper Sub – designation เป็นตัวเลขระบุกรรมวิธีทำ Temper ที่ชัดเจน โดยระบุอุณหภูมิและ

O : ช่วงเวลาปฏิบัติ การที่แยกละเอียดไปได้อีก 10 วิธีการจาก T1 ถึง T10 และส่วนปลีกย่อยอีกดังตาราง ที่ 2

ตารางที่ 2.2 ตารางแสดงสัญลักษณ์การทำเทมเปอร์ (Tempering) [3]

T1	ปล่อยให้งานเย็นตัวลงตามปกติในบรรยากาศปกติ และบ่มธรรมชาติ (Naturally Aged) โดยธรรมชาติและสภาพงานไม่เปลี่ยนแปลง
T2	ปล่อยให้งานเย็นตัวลงในบรรยากาศปกติ ความแข็งแรงจะเกิดขึ้นจากการใช้งานที่อุณหภูมิต่ำ (Cold Worked) โดยธรรมชาติ ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นขณะใช้งาน
T3	นำงานไปทำการอบละลาย (Solution Heat Treated) แล้วปล่อยให้งานเย็นตัวลง แล้วทำ Naturally Aged โดยทิ้งชิ้นงานไว้ในบรรยากาศจะเกิดความแข็งแรงเอง strain hardening
T4	ทำ Solution Heat Treated และ Naturally Aged เพื่อให้ความแข็งแรงคงตัว
T5	ปล่อยให้งานค่อยๆ เย็นตัวลงในสภาพเดิม แล้วนำไปทำการบ่มเทียม (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

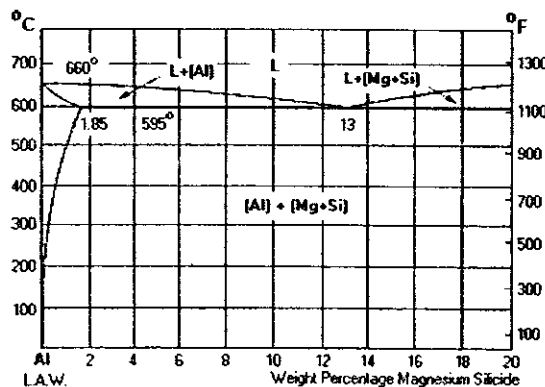
2.1.1 โลหะผสมหล่ออลูมิเนียม (3xx.xx)

โลหะผสมอลูมิเนียม – ซิลิกอนเป็นโลหะผสมที่มีความสามารถในการไหลดี ทำให้งานหล่อเป็นรูปพรรณได้ง่าย และมีสมบัติด้านการกัดกร่อนที่ดีเหมาะสำหรับใช้งานเชื่อมแต่ไม่เหมาะสมกับงานกลึง

จากแผนภูมิสมมูลภาคของอลูมิเนียม – แมกนีเซียมซิลิไซด์ ในรูปที่ 2.1 โดยจะมีลักษณะเด่นชัดที่ซิลิกอนแยกตัวไม่ละลายในอลูมิเนียม โดยเกิดปฏิกิริยายูเทคติกที่อุณหภูมิ 577 องศาเซลเซียส และมีส่วนผสมของซิลิกอน 11.6% การแยกตัวให้ปฏิกิริยายูเทคติกจากโลหะหลอมเหลว 11.6% ซิลิกอนจะให้เฟส α ที่มี 1.65 % ซิลิกอน เฟสซิลิกอนมีสมบัติที่แข็งและเปราะ ถ้าในโครงสร้างมีการตกผลึกของเฟส Si ขนาดใหญ่จะมีลักษณะต่อเนื่อง มีผลทำให้โลหะผสมมีความแข็งแรงต่ำและขาดสมบัติด้านความเหนียว การปรับปรุงสมบัติทางกลของโลหะผสมสามารถกระทำได้หลายวิธี เช่น เพิ่มอัตราการเย็นตัวภายในแบบหล่อให้สูงขึ้น เพิ่มปริมาณนิวเคลียสของการแข็งตัวเพื่อลดขนาดเกรนให้เล็กลง หรือใช้เทคนิคโมดิฟิเคชัน (Modification)

2.1.2 อลูมิเนียมหล่อหมายเลข A356

อลูมิเนียมหล่อผสมหมายเลข A356 เป็นโลหะผสมอลูมิเนียม – ซิลิกอนแบบไฮโปยูเทคติกสามารถหล่อได้ดีทั้งในแบบทรายและแบบโลหะ มีความสามารถในการไหลตัวได้ดีและการหดตัวน้อยมาก มีความแตกต่างจากอลูมิเนียมหล่อหมายเลข 356 ตรงที่มีปริมาณเหล็กที่ลดลง ซึ่งมีผลทำให้สมบัติการต้านแรงดึงสูงขึ้นและมีความเหนียวมากขึ้น การยึดตัวสูง ทนต่อแรงกระแทกได้สูง ส่วนผสมทางเคมีของอลูมิเนียมผสมหมายเลข A356 เป็น Al, 7%Si, 0.35%Mg, 0.20%Fe, 0.20%Cu, 0.10%Mn, 0.10%Zn และ 0.230%Ti การเติมแมกนีเซียมลงไปเล็กน้อย ทำให้สามารถปรับปรุงสมบัติทางกลได้ด้วยกรรมวิธีทางความร้อน โดยการฟอร์มเฟส Mg_2Si ในเมตริกซ์ของอลูมิเนียม กระบวนการทางความร้อนที่ใช้เพื่อปรับปรุงสมบัติทางกลมีอยู่หลายวิธี แต่ที่นิยมใช้มากที่สุด ได้แก่ ชนิด T6 คือ การนำชิ้นงานไปอบละลายแล้วนำไปชุบน้ำ จากนั้นจึงนำไปทำการบ่มเทียม



รูปที่ 2.1 แผนภาพสมมูลภาคโลหะผสมอลูมิเนียม – แมกนีเซียมซิลิไซด์ [24]

โลหะผสมอลูมิเนียม - ซิลิกอน ไม่สามารถเพิ่มความแข็งแรงให้สูงขึ้นได้ด้วยวิธีการอบชุบความร้อน แต่เมื่อเติมแมกนีเซียม หรือทองแดง จะเกิดการรวมตัวให้เฟสกิ่งโลหะ เช่น Mg_2Al_3 หรือ $CuAl_2$ ซึ่งทำให้สามารถปรับปรุงสมบัติทางกลได้โดยนำมาผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T5 ที่ประกอบด้วยกระบวนการบ่มเทียม หรือ T6 ที่ประกอบด้วย 3 กระบวนการ ดังนี้

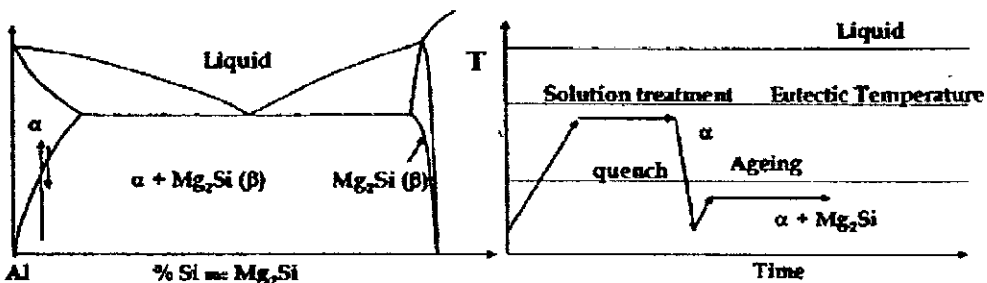
1. การอบละลาย (Solution treatment) เป็นการอบเพื่อละลายเฟสที่สอง เช่น Mg_2Si หรือ $CuAl_2$ ให้อยู่ในรูปสารละลายของแข็งและมีการแพร่อย่างทั่วถึงทั้งชิ้นงาน โดยอุณหภูมิและเวลาของการอบละลายขึ้นอยู่กับหมายเลขและขนาดของโลหะผสมเป็นหลัก

2. การชุบ (Quenching) เพื่อให้ธาตุ Mg และ Cu ที่ละลายเป็นสารละลายของแข็งในกระบวนการแรก ยังคงอยู่ในสภาวะสารละลายของแข็งที่อุณหภูมิต่ำ โดยนำโลหะผสมจากกระบวนการที่ 1. มาทำให้เกิดการเย็นตัวลงอย่างรวดเร็ว ธาตุเหล่านี้จะอยู่ในรูปสารละลายของแข็งที่มีสภาวะอิ่มตัวยิ่งยวด และพร้อมที่จะตกตะกอนออกมาเมื่อนำมาผ่านกระบวนการขั้นที่ 3.

3. การบ่ม (Aging) กระบวนการนี้ทำให้เกิดการตกตะกอนของเฟสกิ่งโลหะที่มีความละเอียดมาก และช่วยเพิ่มความแข็งแรงได้ การบ่มอาจทำได้โดยการวางชิ้นงานไว้ ณ อุณหภูมิห้อง เรียกว่า การบ่มธรรมชาติ (Natural aging) หรือนำชิ้นงานไปอบที่อุณหภูมิที่เหมาะสมสำหรับการตกตะกอน เรียกว่า การบ่มเทียม (Artificial aging) โดยอุณหภูมิของการบ่มที่ขึ้นอยู่กับหมายเลขของโลหะผสม และเวลาของการบ่มที่ให้ถึงความแข็งแรงสูงสุดขึ้นอยู่กับอุณหภูมิของการบ่ม

2.2 ขั้นตอนการบ่ม (Age Hardening)

โลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดเกรด A356 ถูกนำมาเพิ่มความแข็งแรงจากสภาวะหล่อด้วยกระบวนการบ่มแข็ง (Age Hardening) โดยทำให้เกิดอนุภาคขนาดเล็กของเฟสที่สอง (Secondary Phase) นั่นคือ อนุภาค Mg_2Si กระจายตัวอยู่ในเนื้อเมตริกซ์ (เฟส $\alpha - Al$) โดยอนุภาค Mg_2Si ที่เกิดขึ้นเหล่านี้ทำหน้าที่ต้านทานการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน (Dislocation) ด้วยกลไก Cutting และ Bowing ส่งผลให้ชิ้นงานที่ผ่านการบ่มมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น ซึ่งขั้นตอนการบ่มประกอบด้วยกระบวนการอบชุบ 3 ขั้นตอนดังแสดงในรูปที่ 2.2

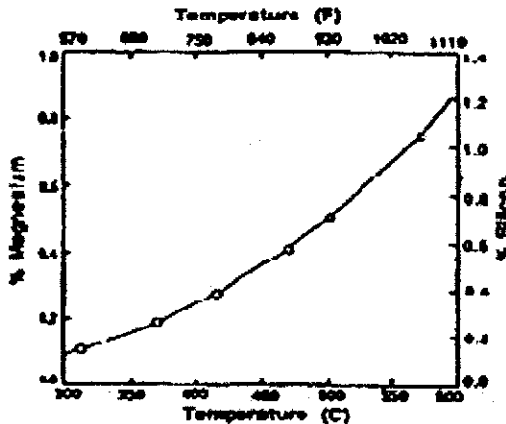


รูปที่ 2.2 ขั้นตอนการบ่มของโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนหล่อเกรด A356 [24]

2.2.1 ขั้นตอน Solution Treatment

โลหะอลูมิเนียมหล่อผสมเกรด A356 จะมีส่วนผสมทางเคมีที่สำคัญคือ อลูมิเนียม, ซิลิกอน และ แมกนีเซียม ซึ่งผลจากอัตราส่วนที่ตัวขึ้นทดสอบในสภาวะหล่อจะเกิดการ Segregation ของแมกนีเซียมและซิลิกอนอยู่ในรูปของเฟส Mg_2Si ที่มีขนาดใหญ่และซิลิกอนที่เหลือจะอยู่ในรูปเฟส Eutectic Silicon เมื่อขึ้นทดสอบผ่านการทำ Solution Heat Treatment ด้วยการอบขึ้นทดสอบที่อุณหภูมิสูงพบว่ามีการละลายของเฟส Mg_2Si ทำให้ซิลิกอนและแมกนีเซียมละลายเข้าสู่ในโครงสร้างอลูมิเนียม เนื่องจากความสามารถในการละลายของซิลิกอนและอลูมิเนียมสูงขึ้นเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น ดังแสดงในรูปที่

2.3



รูปที่ 2.3 ความสามารถในการละลายของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมภายในเนื้อเมตริกซ์กับอุณหภูมิ [24]

เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนหล่อเกรด A356 จากเฟสไดอะแกรมของอลูมิเนียม-ซิลิกอน-แมกนีเซียมซิลิไซด์พบว่าอุณหภูมิในการแข็งตัวของเฟสแต่ละชนิดมีค่าแตกต่างกัน ส่งผลให้เกิดการแยกตัวของธาตุต่างๆ ภายในโครงสร้างของชิ้นงาน ซึ่งเรียกว่าการเกิด Segregation จากเฟสไดอะแกรมพบว่าเมื่อนำอลูมิเนียมหล่อมาหลอมเหลวผ่านอุณหภูมิ $615^{\circ}C$ จะเริ่มเกิดเฟสของแข็ง ซึ่งเรียกว่าเฟส $\alpha-Al$ ซึ่งจะเริ่มแข็งตัวก่อนและมีลักษณะรูปร่างคล้ายกิ่งไม้ ที่เรียกว่า Dendrite โดยเฟส $\alpha-Al$ ที่เกิดขึ้นมีปริมาณซิลิกอนและแมกนีเซียมที่สามารถละลายได้น้อยมาก เมื่อเฟส $\alpha-Al$ เติบโตขึ้นเรื่อยๆ ทำให้อลูมิเนียมหล่อมีปริมาณของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมเพิ่มขึ้น ซึ่งอยู่ตามระหว่างแขน Dendrite ทำให้ขึ้นทดสอบจะอยู่ในสภาวะกึ่งของแข็งกึ่งของเหลว จนกระทั่งเมื่อขึ้นทดสอบเย็นตัวผ่านอุณหภูมิ $577^{\circ}C$ จะมีเฟส Eutectic Silicon เกิดขึ้นและเป็นบริเวณที่เป็นตัวสุดท้าย ส่งผลทำให้เกิดความแตกต่างของส่วนผสมทางเคมีภายในโครงสร้างของชิ้นงาน

โดยขั้นตอน Solution Treatment คือขั้นตอนการอบขึ้นทดสอบที่อุณหภูมิสูง ทำให้อะตอมของธาตุต่างๆ ภายในโครงสร้างผลึกเกิดการแพร่ของอะตอมจากบริเวณที่ความเข้มข้นสูงไปยังบริเวณที่มีความเข้มข้นต่ำได้รวดเร็วขึ้น โดยการให้ความร้อนกับโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนหล่อ

เกรด A356 จนกระทั่งอุณหภูมิของชิ้นงานเท่ากับ $520-550^{\circ}\text{C}$ เป็นระยะเวลา 4-12 ชั่วโมง ทำให้อะตอมของตัวถูกละลายเกิดการละลาย อาทิ เช่น ซิลิกอน แมกนีเซียมละลายเข้าสู่ตัวทำละลายคือเฟส $\alpha - \text{Al}$ เพื่อให้เนื้อเมตริกซ์มีความเป็นเนื้อเดียวกับตัวทำละลาย โดยอาศัยการแพร่ของอะตอมในโครงสร้างซึ่งเป็นการแพร่แบบแทนที่ จากเฟสไดอะแกรมพบว่าเมื่อเพิ่มอุณหภูมิของชิ้นงานให้สูงขึ้นส่งผลทำให้อะตอมต่าง ๆ ภายในโครงสร้างมีพลังงานเพิ่มขึ้น ซึ่งทำให้เกิดโอกาสในการเกิดช่องว่างภายในโครงสร้างของผลึกซึ่งเรียกว่า วาเคนซี (Vacancy) ได้มากขึ้น โดยวาเคนซีที่เกิดขึ้นเหล่านี้ทำให้อะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมสามารถแพร่แบบแทนที่เข้าสู่เนื้อเมตริกซ์ได้รวดเร็วขึ้น

2.2.2 ขั้นตอน Quenching

โดยการชุบชิ้นทดสอบที่ผ่านขั้นตอน Solution Treatment ที่มีอุณหภูมิในช่วง $25-60^{\circ}\text{C}$ ทำให้อะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมที่ละลายเข้าสู่เฟส $\alpha - \text{Al}$ ในระหว่างขั้นตอน Solution Treatment ไม่มีระยะเวลาเพียงพอที่จะแพร่ออกจากเฟส $\alpha - \text{Al}$ จึงตกค้างภายในเนื้อเมตริกซ์ $\alpha - \text{Al}$ ในสถานะสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด (Super saturated solid-solution)

2.2.3 ขั้นตอน Aging

โดยการให้ความร้อนแก่ชิ้นทดสอบที่อุณหภูมิประมาณ $120-200^{\circ}\text{C}$ เป็นระยะเวลา 3-24 ชั่วโมง หลังจากผ่านขั้นตอน Quenching ในขั้นตอน Aging จะเกิดการแพร่ของอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมออกจากเฟส $\alpha - \text{Al}$ ไปรวมตัวกันและเกิดเป็นกลุ่มอนุภาคของเฟสใหม่ที่เรียกว่าอนุภาค Mg_2Si และอนุภาคที่เกิดขึ้นเหล่านี้มีขนาดเล็กในระดับนาโนเมตรและกระจายตัวในเนื้อเมตริกซ์ โดยอุณหภูมิและระยะเวลาในขั้นตอน Aging มีผลต่ออัตราการแพร่ของอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมที่จะฟอร์มตัวกันเป็นอนุภาค Mg_2Si โดยกลไกการเกิดเฟสใหม่เป็นไปตามปฏิกิริยา Precipitation Hardening ดังนี้ $\text{GP Zone} \longrightarrow \beta'' \text{ Phase} \longrightarrow \beta' \text{ Phase} \longrightarrow \beta \text{ (Stable phase)}$

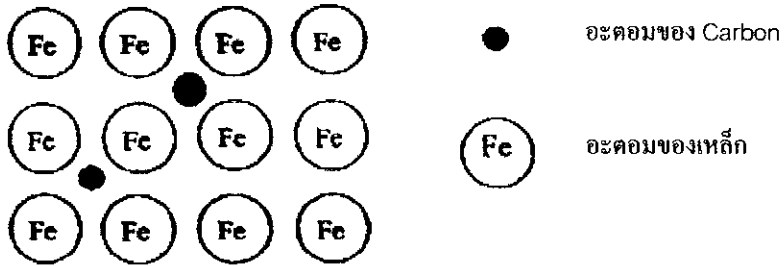
2.3 กลไกการแพร่ของอะตอม (Diffusion Mechanism)

การแพร่ของอะตอมหมายถึงการเคลื่อนที่ของอะตอมจากบริเวณหนึ่งไปยังอีกบริเวณหนึ่ง ซึ่งสามารถแบ่งออกเป็น 2 ลักษณะ คือ การแพร่แบบแทรกตัว (Interstitial Diffusion) และ การแพร่แบบแทนที่ (Substitution Diffusion)

2.3.1 การแพร่แบบแทรกตัว (Interstitial Diffusion)

การแพร่ของอะตอมต่างชนิดกันที่เกิดขึ้นในกรณีที่มีขนาดของอะตอมตัวถูกละลายมีขนาดเล็กกว่าอะตอมของตัวทำละลายมาก ๆ อาทิเช่น อะตอมของคาร์บอนซึ่งมีขนาดเล็กกว่าอะตอมเหล็กมาก

ทำให้อะตอมของคาร์บอนสามารถแทรกตัวในโครงสร้างผลึกได้ ดังนั้นการแพร่ของอะตอมแบบแทรกตัวจึงเกิดขึ้นได้ง่ายและรวดเร็ว ดังแสดงในรูปที่ 2.4



รูปที่ 2.4 ลักษณะการแพร่ของอะตอมแบบแทรกตัว [4]

2.3.2 การแพร่แบบแทนที่ (Substitution Diffusion)

ในกรณีของอะตอมของตัวทำละลายและตัวถูกละลายมีขนาดใกล้เคียงกัน การแพร่ที่เกิดขึ้นจะเป็นการแพร่แบบแทนที่ กล่าวคือการแพร่จะเกิดได้ก็ต่อเมื่อจะต้องมีวาแคนซี คือตำแหน่งช่องว่างในโครงสร้างผลึก (Vacancy) ในตำแหน่งข้างเคียง อะตอมจึงสามารถแพร่ได้ ดังนั้นความเร็วในการแพร่ชนิดนี้ขึ้นอยู่กับปริมาณช่องว่างภายในโครงสร้างผลึก จากความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิกับจำนวนวาแคนซีที่เกิดขึ้นพบว่าเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น อะตอมต่าง ๆ ภายในโครงสร้างมีพลังงานเพิ่มขึ้นสามารถเอาชนะพลังงานยึดเหนี่ยว และหลุดเป็นอะตอมอิสระ ทำให้เกิดวาแคนซีเป็นจำนวนมาก ดังนั้นการแพร่แบบแทนที่ ณ อุณหภูมิสูงจะเกิดขึ้นได้รวดเร็วกว่าการแพร่แบบแทนที่ ณ อุณหภูมิต่ำ

ตัวแปรที่มีผลต่อการแพร่ ได้แก่

1. อุณหภูมิ เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นทำให้อะตอมต่าง ๆ มีพลังงานภายในสูงขึ้น ทำให้เกิดการสั่นมากขึ้น เมื่ออะตอมใด ๆ ที่มีพลังงานมากกว่าพลังงานยึดเหนี่ยวจะหลุดออกจากโครงสร้างผลึกทำให้เกิดเป็นวาแคนซี และอะตอมต่าง ๆ เกิดการแพร่ได้ง่าย

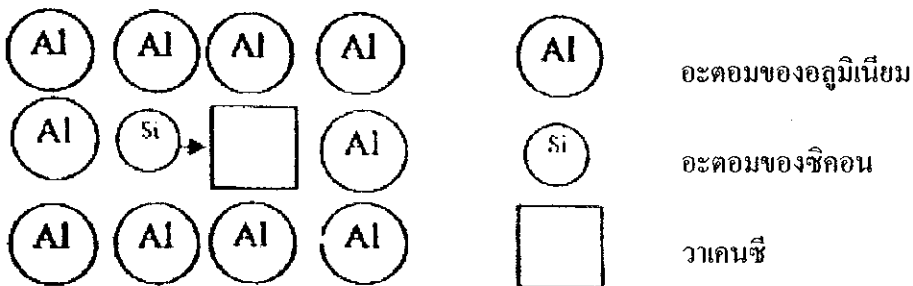
2. ขนาดของอะตอมของตัวทำละลายและตัวถูกละลาย ในกรณีที่ที่มีขนาดแตกต่างกันมาก เช่น อะตอมของเหล็กและคาร์บอนจะมีลักษณะการแพร่แบบแทรก แต่ในกรณีที่อะตอมทั้งสองมีขนาดใกล้เคียงกันจะมีลักษณะการแพร่แบบแทนที่

3. ค่าสัมประสิทธิ์ของการแพร่ (Diffusivity : D_0) โดยวัสดุแต่ละชนิดมีโครงสร้างผลึกและพลังงานยึดเหนี่ยวอะตอมที่แตกต่างกัน ซึ่งส่งผลต่อการแพร่ของอะตอม โดยพบว่าธาตุที่มีจุดหลอมเหลวต่ำมีค่าสัมประสิทธิ์ของการแพร่ของอะตอมสูงกว่าธาตุที่มีจุดหลอมเหลวสูง ซึ่งหมายถึงอะตอมของธาตุที่มีจุดหลอมเหลวต่ำกว่าสามารถแพร่ได้เร็วกว่าธาตุที่มีจุดหลอมเหลวสูง

4. จุดบกพร่องในโครงสร้างผลึก ซึ่งจุดบกพร่องที่เกิดขึ้นจะมีหลายลักษณะอาทิเช่น วาเคนซี ดิสโลเคชันและบริเวณขอบเกรน ซึ่งบริเวณเหล่านี้จะคอมต่างๆ สามารถแพร่ได้ง่าย

2.3.3 การแพร่แบบแทนที่ในโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอน เกรด A356

เมื่อพิจารณาโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนหล่อเกรด A356 พบว่าขนาดอะตอมของอลูมิเนียม ซิลิกอนและแมกนีเซียมมีขนาดใกล้เคียงกันคือ 0.142 nm, 0.118 nm และ 0.160 nm ตามลำดับ ดังนั้นในขั้นตอน Solution Treatment พบว่าเมื่ออุณหภูมิขึ้นทดสอบเพิ่มขึ้นทำให้อะตอมของธาตุต่างๆ ที่อยู่ในโครงสร้างผลึก มีพลังงานสูงขึ้นและเกิดการเคลื่อนที่ของอะตอมโดยอาศัยการแพร่แบบแทนที่แสดงดังในรูปที่ 2.5 เนื่องจากช่องว่างที่เกิดขึ้นในโครงสร้างผลึกของธาตุต่างๆ มีขนาดไม่เท่ากัน และความเร็วในการแพร่ของอะตอมแต่ละชนิดจะขึ้นอยู่กับสัมประสิทธิ์ของการแพร่เฉพาะตัวของธาตุแต่ละชนิดเช่น $D_{\alpha-Al}$ และ $D_{\text{eutectic silicon}}$ โดยทั่วไปแล้วอะตอมที่มีจุดหลอมเหลวต่ำจะมีค่าสัมประสิทธิ์ของการแพร่ที่สูงกว่าอะตอมที่มีจุดหลอมเหลวสูงกว่า ดังนั้นจะมีการแพร่ของอะตอมของอลูมิเนียมในเฟส α และอะตอมซิลิกอนในเฟส Eutectic Silicon จากบริเวณที่มีความเข้มข้นของอะตอมธาตุนั้นสูงไปยังบริเวณที่มีความเข้มข้นต่ำ เพื่อต้องการลดระดับพลังงานของระบบ

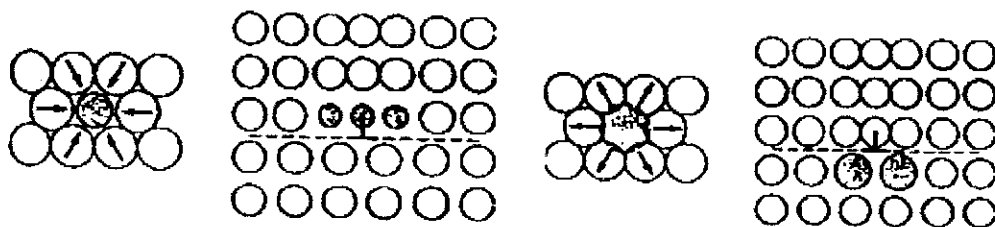


รูปที่ 2.5 ลักษณะการแพร่ของอะตอมซิลิกอนภายในเฟส $\alpha - Al$ เป็นแบบแทนที่ [4]

2.4 การเกิดเฟสใหม่ (Nucleation)

2.4.1 การเกิดเฟสใหม่ชนิดเป็นเนื้อเดียวกัน (Homogenous Nucleation)

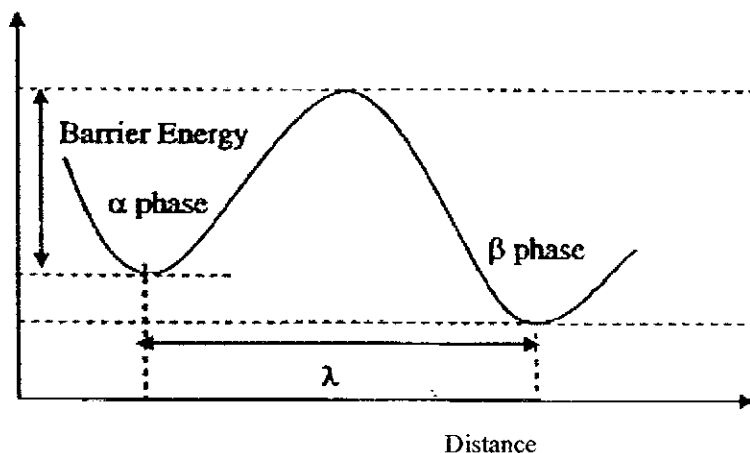
ในระหว่างขั้นตอน Aging นั้นจะเกิดเฟสใหม่คืออนุภาค Mg_2Si (เฟส β) ภายในเนื้อเมตริกซ์ (เฟส $\alpha - Al$) เนื่องจากภายหลังขั้นตอน Quenching เนื้อเมตริกซ์เหล่านั้นอยู่ในสภาวะสารละลายของแข็งที่มีอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมที่ละลายอยู่ในสภาวะอิ่มตัวยิ่งยวด (α') ส่งผลทำให้เกิดพลังงานความเครียดภายในโครงสร้างผลึกมีค่าเพิ่มขึ้น เนื่องจากขนาดของอะตอมที่อยู่ในโครงสร้างมีขนาดแตกต่างกัน ดังแสดงในรูปที่ 2.6



รูปที่ 2.6 ลักษณะพลังงานความเครียดภายในโครงสร้างผลึกที่เกิดจากอะตอมที่มีขนาดแตกต่างกันภายในโครงสร้างผลึก [4]

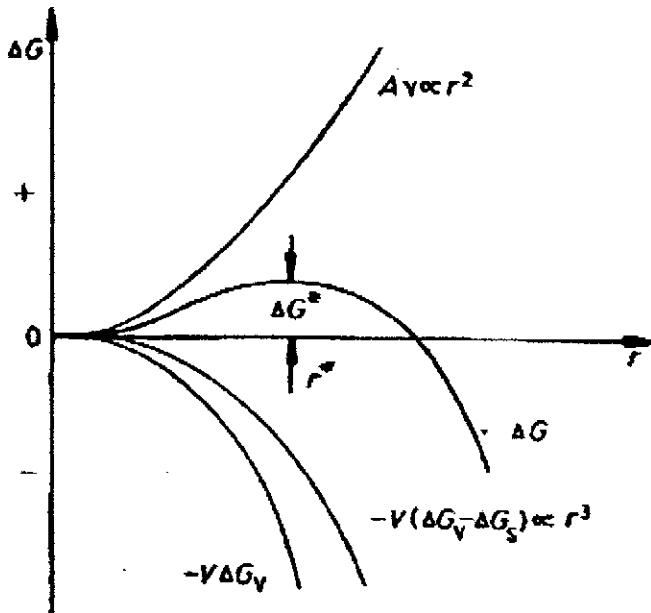
ดังนั้นเนื้อเมตริกซ์ต้องการลดพลังงานอิสระด้วยการเกิดเฟสใหม่ของเฟส β เท่ากับ $V\Delta G_v$ ต้องอาศัยการแพร่ของอะตอมของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมออกจากเนื้อเมตริกซ์เป็นระยะทาง λ ในการฟอร์มเป็นอนุภาค Mg_2Si (β Phase) ดังแสดงในรูปที่ 2.7

Free energy



รูปที่ 2.7 ความแตกต่างพลังงานอิสระภายในเนื้อเมตริกซ์กับอนุภาค Mg_2Si (β Phase) [28]

โดยการเกิดเฟสใหม่ภายในเนื้อเมตริกซ์จะต้องได้รับพลังงานกระตุ้นที่สูงกว่าพลังงานสร้างผิวใหม่ระหว่างเฟส α กับ β เท่ากับ $A\gamma$ และพลังงานความเครียดที่เกิดขึ้น เนื่องจากปริมาตรของเฟสใหม่ไม่พอดีกับปริมาตรของเฟสเดิมที่เปลี่ยนไป ทำให้เกิดพลังงานความเครียดมิตฟิท (Misfit Strain Energy) โดยการเปลี่ยนแปลงพลังงานอิสระในการกระบวนการเกิดเฟสใหม่



รูปที่ 2.8 การเปลี่ยนแปลงของพลังงานอิสระ (Free Energy) กับการเกิดเฟสใหม่แบบ Homogenous ที่มีรูปร่างทรงกลมมีรัศมีเท่ากับ r [30]

การเกิดเฟสใหม่แบบ Homogenous Nucleation ของอนุภาค Mg_2Si ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงพลังงานอิสระดังต่อไปนี้

- การลดลงของพลังงานอิสระขนาด $V\Delta G_v$ จากการฟอร์มตัวของเฟส β ปริมาตร V
- การเพิ่มขึ้นของพลังงานอิสระขนาด $A\gamma$ ที่เกิดขึ้นในบริเวณรอยต่อระหว่าง α กับ β
- การเพิ่มขึ้นของพลังงานอิสระขนาด $V\Delta G_s$ จากความเครียดที่เกิดขึ้นเนื่องจากปริมาตร

ของเฟสใหม่ที่เกิดขึ้น ดังแสดงในสมการที่ 2.1

$$\Delta G = -V\Delta G_v + A\gamma + V\Delta G_s \quad 2.1$$

กำหนดให้

ΔG	คือ	ค่าการเปลี่ยนแปลงพลังงานอิสระ (J)
V	คือ	ปริมาตรของอนุภาคที่ถูกทำลาย (m^3)
ΔG_v	คือ	ค่าพลังงานอิสระเชิงปริมาตร (J/m^3)
A	คือ	พื้นที่ผิวในการสร้างอนุภาค (m^2)
γ	คือ	ค่าพลังงานพื้นผิวจำเพาะ (J/m^2)
ΔG_s	คือ	ค่าพลังงานความเครียดมิลิสพีทที่เกิดจากอนุภาคใหม่ที่เกิดขึ้น (J/m^3)

ในกรณีที่นิวเคลียสมีขนาดรัศมีเท่ากับ r จะได้ว่า

$$\Delta G = -\frac{4}{3}\pi r^3(\Delta G_v - \Delta G_s) + 4\pi r^2\gamma \quad 2.2$$

จากสมการที่ 2.2 เมื่อหาอนุพันธ์และกำหนดให้ (ΔG) เท่ากับศูนย์ จะสามารถคำนวณหาขนาดวิกฤตของอนุภาค Mg_2Si (r^*) ดังแสดงในสมการที่ 2.3 และสามารถคำนวณหาพลังงานอิสระ (ΔG^*) ที่ทำให้อนุภาคมีขนาดรัศมีวิกฤต (r^*) ด้วยการแทนค่า r ด้วย r^* ในสมการที่ 2.2

$$r^* = \frac{2\gamma}{(\Delta G_v - \Delta G_s)} \quad 2.3$$

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\gamma^3}{3(\Delta G_v - \Delta G_s)^2} \quad 2.4$$

ซึ่งจากสมการที่ 2.3 พบว่ากลุ่มอะตอมของอนุภาคแมกนีเซียมซิลิไซด์ที่เกิดขึ้นมีขนาดเล็กกว่าขนาดวิกฤต อนุภาคที่เกิดขึ้นจะละลายกลับเข้าไปในเนื้อเมตริกซ์ แต่ถ้าขนาดอนุภาคมีขนาดใหญ่กว่าขนาดวิกฤต ส่งผลให้อนุภาคเหล่านั้นเกิดการเติบโตต่อไป ดังนั้นจำนวนอะตอมของนิวเคลียสที่มีขนาดเท่ากับขนาดวิกฤตต่อ 1 หน่วยปริมาตร (C^*) หาได้จาก

$$C^* = C_0 \exp\left(\frac{-\Delta G^*}{kT}\right) \quad 2.5$$

เมื่อ C_0 คือ จำนวนอะตอมต่อ 1 หน่วยปริมาตรในขณะเริ่มต้น ($\text{cluster} / \text{m}^3$)

C^* คือ จำนวนอะตอมต่อ 1 หน่วยปริมาตรในขณะที่นิวเคลียสที่เกิดขึ้นมีขนาดเท่ากับรัศมีวิกฤต ($\text{Cluster} / \text{m}^3$)

เมื่อพิจารณาการแพร่ของอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมออกจากเนื้อเมตริกซ์พบว่าขึ้นอยู่กับความถี่ของการสั่นของอะตอม (ω) และความสามารถในการเคลื่อนที่ของอะตอม $\exp\left(-\frac{\Delta G_m}{kT}\right)$ ซึ่งสามารถเขียนได้ดังสมการที่ 2.6

$$f = \omega \exp\left(\frac{-\Delta G_m}{kT}\right) \quad 2.6$$

$$N_{\text{homogeneous}} = fC^* \quad 2.7$$

ดังนั้นจะได้ว่า อัตราเร็วในการเกิดเฟสใหม่ชนิด Homogeneous มีค่าเท่ากับ

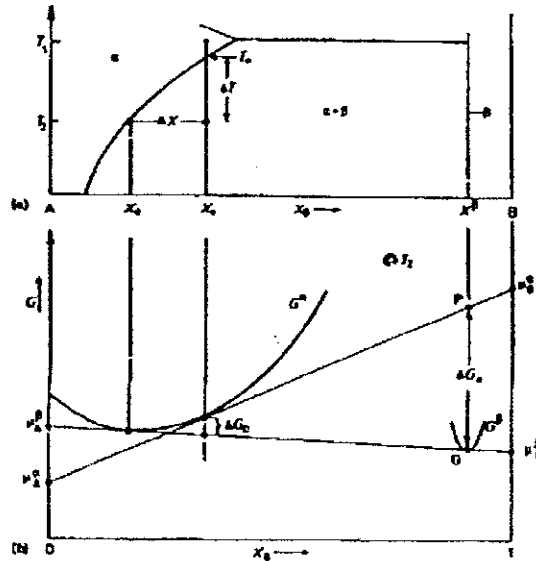
$$N_{\text{homogeneous}} = \omega C_0 \exp\left(\frac{-\Delta G_m}{kT}\right) \exp\left(\frac{-\Delta G^*}{kT}\right) \quad 2.8$$

เมื่อ ω เป็นค่าคงที่และขึ้นอยู่กับความถี่ในการสั่นสะเทือนของอะตอม
 ΔG_m เป็นพลังงานกระตุ้นสำหรับการเคลื่อนที่ของอะตอม (J)

2.4.2 อัตราเร็วการเกิดเฟสใหม่ชนิดเนื้อเดียวกัน (Rate of Homogeneous Nucleation)

อัตราเร็วในการเกิดเฟสใหม่ชนิด Homogeneous ขึ้นอยู่กับ ความสามารถในการเกิดนิวเคลียส ซึ่งอยู่ในเทอมของ $\exp\left(\frac{-\Delta G^*}{kT}\right)$ และความสามารถในการรับอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมของเฟส β ที่เกิดขึ้นภายในเนื้อเมทริกซ์ ซึ่งอยู่ในเทอมของ $\exp\left(\frac{-\Delta G_m}{kT}\right)$

โดยความสามารถในการเกิดนิวเคลียส ขึ้นอยู่กับ เทอม (ΔG^*) แสดงดังสมการที่ 2.4 โดย (ΔG_m) ซึ่งเป็นแรงผลักดันทำให้มีการตกตะกอน (Precipitate) เกิดขึ้น ขนาดของ (ΔG_m) หาได้จากแผนภาพระหว่างพลังงานอิสระกับส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสม



รูปที่ 2.9 แผนภาพแสดงการเปลี่ยนแปลงพลังงานอิสระกับส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมในขั้นตอน Aging [30]

เมื่อขึ้นทดสอบอุณหภูมิตั้งที่อุณหภูมิ T_1 แล้วถูกทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วลงมายังอุณหภูมิ T_2 ดังแสดงในรูปที่ 9 พบว่ามีอุณหภูมิ T_1 ธาตุซิลิกอน (Si) และแมกนีเซียม (Mg) สามารถละลายในเฟส α -Al ได้มากกว่าที่อุณหภูมิ T_2 เท่ากับ X_0 และ X_c ตามลำดับ ซึ่งอัตราการเย็นตัวของขึ้นทดสอบส่งผลต่อปริมาณอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมอะตอมที่ตกค้างภายในเนื้อเมตริกซ์ โดยขึ้นทดสอบที่มีอัตราการเย็นตัวเร็ว (ΔT สูง) จะมีการตกค้างของอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมภายในเนื้อเมตริกซ์มาก ส่งผลทำให้เนื้อเมตริกซ์มีพลังงานภายในสูงขึ้น มีค่าเท่ากับ ΔG_1 แสดงดังสมการที่ 2.9 เมื่อพิจารณาพลังงานอิสระของเนื้อเมตริกซ์ซึ่งอยู่ในสภาวะสารละลายของแข็งที่อ้อมตัวยิ่งยวด ก่อนการเกิดอนุภาคเฟส β ดังแสดงที่จุด P ในรูปที่ 2.9

$$\Delta G_1 = \mu_A^\alpha X_A^\beta + \mu_B^\alpha X_B^\beta \quad 2.9$$

กำหนดให้

ΔG_1	คือ	ค่าพลังงานอิสระ ณ อุณหภูมิ T_1 (J)
μ_A^α	คือ	Chemical Potential ของอะตอม A ภายในเฟส α (J/mol)
μ_B^α	คือ	Chemical Potential ของอะตอม B ภายในเฟส α (J/mol)
X_A^β	คือ	สัดส่วนโมลของอะตอม A ภายในเฟส β (mol)
X_B^β	คือ	สัดส่วนโมลของอะตอม B ภายในเฟส β (mol)

ดังนั้นเนื้อเมตริกซ์จึงทำการลดระดับพลังงานด้วยการ ปริซิพิเทต อนุภาค Mg_2Si (เฟส β) ภายในเนื้อเมตริกซ์ จึงทำให้เกิดเป็นระบบเฟสคือเฟส α กับเฟส β แสดงดังสมการที่ 2.10 ทำให้พลังงานอิสระของระบบมีขนาดลดลงเท่ากับ (ΔG_n) ต่อโมล แสดงในรูปที่ 2.9 และพลังงานอิสระของเนื้อเมตริกซ์หลังจากเกิดอนุภาคใหม่ (เฟส β) บนเนื้อเมตริกซ์ ดังแสดงที่จุด Q ในรูปที่ 2.9

$$\Delta G_2 = \mu_A^\beta X_A^\beta + \mu_B^\beta X_B^\beta \quad 2.10$$

ดังนั้นแรงผลักดันในการเกิดนิวเคลียสของเฟส β เท่ากับ

$$\Delta G_n = \Delta G_2 - \Delta G_1 = \Delta G_v - \Delta G_s \quad 2.11$$

ซึ่งความยาว PQ ในรูปที่ 9 เทอม (ΔG_v) จะมีสัมพันธกับ (ΔG_n) ดังนี้

$$\Delta G_v = \frac{\Delta G_n}{V_m} \quad 2.12$$

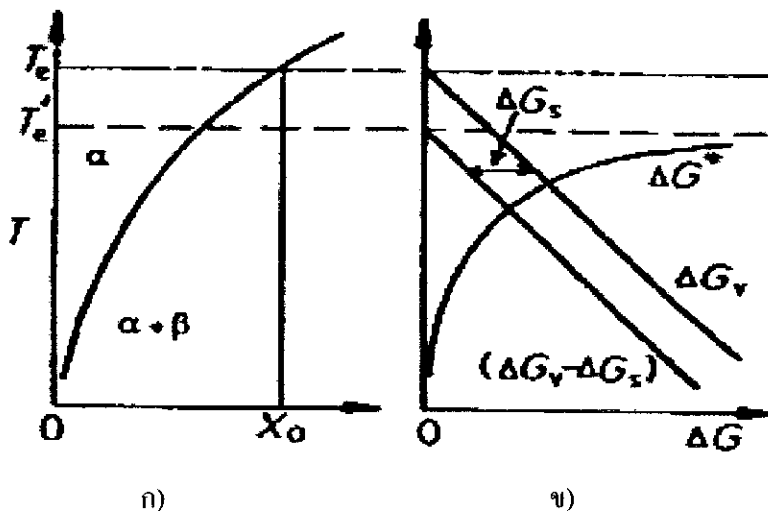
- ΔG_v คือ พลังงานอิสระเชิงปริมาตร (J/m^3)
 ΔG_n คือ พลังงานอิสระที่ใช้ในการเกิดเฟสใหม่ (J)
 V_m คือ ปริมาตรของเฟส β ต่อ 1 โมล (m^3)

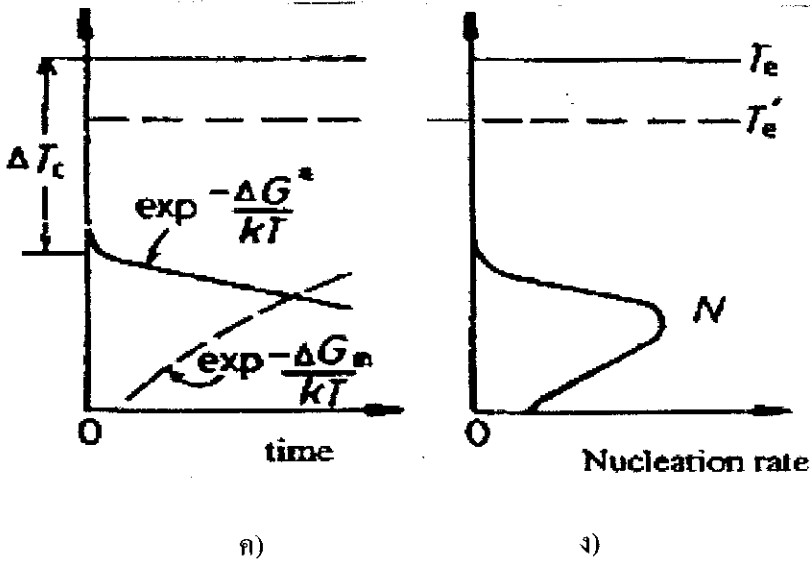
ในกรณีที่จะต่อมละลายในเนื้อเมตริกซ์ซึ่งเป็นสารละลายของแข็งที่เจือจางจะได้ว่า

$$\Delta G_v \propto (X_n - X_e) \quad 2.13$$

- X_n คือ ความสามารถในการละลายของธาตุ B ในเฟส α ที่อุณหภูมิ T_1 (mol)
 X_e คือ ความสามารถในการละลายของธาตุ B ในเฟส α ที่อุณหภูมิ T_2 (mol)

ซึ่งจากสมการที่ 2.13 แสดงให้เห็นถึงการลดอุณหภูมิอย่างรวดเร็วจาก T_1 มายังอุณหภูมิ T_2 ส่งผลทำให้ธาตุ B เป็นการตกค้างจำนวนมากในเฟส α ซึ่งเป็นแรงผลักดันทำให้เป็นแรงผลักดันในการอนุภาค ปริซึมพิเทค ในขั้นตอน Aging





ก)

ง)

รูปที่ 2.10 ก-ง) ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการเกิดเฟสใหม่แบบเนื้อเดียวกันกับอัตราการเย็นตัวของชิ้นทดสอบสำหรับโลหะผสมที่มีความเข้มข้นเท่ากับ X_0 [30]

รูปที่ 2.10 ก) แสดงลักษณะเฟสไดอะแกรมของโลหะผสมชนิดสามารถบ่มได้ และรูปที่ 2.10 ข) แสดงแรงผลักดันในการเกิดเฟสเท่ากับ $(\Delta G_v - \Delta G_s)$ กับพลังงานกีดขวางการเกิดเฟสใหม่ซึ่งเรียกว่า Barrier Energy มีค่าเท่ากับ (ΔG^*)

รูปที่ 2.10 ค) แสดงปัจจัยที่มีผลต่อการเกิดเฟสซึ่งคือ เทอมแอคซ์โพเนนเชียล 2 เทอมคือปริมาณอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมที่ละลายอยู่ในเนื้อเมตริกซ์ (potential concentration of nuclei) ซึ่งขึ้นอยู่กับความสามารถในการเกิดเฟสใหม่ ซึ่งมีค่าเท่ากับ $\exp\left(-\frac{\Delta G^*}{kT}\right)$ และความสามารถในการแพร่ของอะตอมภายในเนื้อเมตริกซ์ ซึ่งมีค่าเท่ากับ $\exp\left(-\frac{\Delta G_m}{kT}\right)$ เมื่อพิจารณาในสมการที่ 2.8 พบว่าเทอมของ $\exp\left(-\frac{\Delta G^*}{kT}\right)$ มีค่าเป็นศูนย์ตลอด จนกระทั่งขนาดของอัตราการเย็นตัวของชิ้นทดสอบมีค่ามากกว่า ΔT_c ทำให้เอ็มบริโอที่เกิดขึ้นมีขนาดโตกว่าขนาดวิกฤต (r^*) ส่งผลทำให้เอ็มบริโอเหล่านั้นสามารถเติบโตเป็นอนุภาคได้ และในกรณีอะตอมภายในเนื้อเมตริกซ์สามารถแพร่ได้รวดเร็วในเทอมของ $\exp\left(-\frac{\Delta G_m}{kT}\right)$ ส่งผลทำให้อะตอมสามารถแพร่ไปรวมตัวกันทำให้จำนวนของนิวเคลียสลดลง ดังนั้นอัตราการเกิด Homogenous Nucleation ที่สูงสุดก็ต่อเมื่ออัตราการเย็นตัวของชิ้นทดสอบที่เหมาะสมดังแสดงในรูปที่ 10 ง) ในกรณีชิ้นทดสอบมีอัตราการเย็นตัวเร็ว ส่งผลทำให้มีการคั่งค้างของอะตอมซิลิกอนและอะตอมแมกนีเซียมภายในเนื้อเมตริกซ์มาก และ ในขณะเดียวกันอุณหภูมิของชิ้นทดสอบส่งผลต่อการแพร่ช้า ทำให้อัตราการเกิด Homogenous Nucleation น้อยในทางตรงกันข้ามใน

กรณีขึ้นทดสอบมีอัตราการเย็นตัวช้า ส่งผลให้มีการตกค้างของอะตอมซลิคอนและแมกนีเซียมภายในเนื้อแมตริกซ์ลดลง ระยะห่างระหว่างกลุ่มอะตอมของแมกนีเซียมและซลิคอนเพิ่มขึ้น ทำให้มีอัตราการเกิด Homogenous Nucleation ลดลง

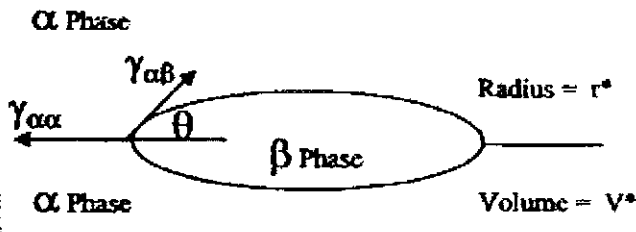
รูปที่ 2.10 ง) แสดงอัตราการเกิดเฟสใหม่จะมีค่าน้อยในช่วงเริ่มต้นและจะเพิ่มขึ้นอย่างช้า ๆ และจะลดลงในที่สุด โดยเริ่มต้นอะตอมเหล่านั้นจะสามารถรวมกลุ่มฟอร์มตัวเป็นนิวเคลียสในกรณีที่กลุ่มอะตอมเหล่านั้นจะต้องมีพลังงานกระตุ้นสูงกว่าเทอมของ (ΔG^*) และจากสมการที่ 2.4 พบว่า (ΔG^*) จะมีค่าลดลงก็ต่อเมื่อการเกิดของนิวเคลียสก่อให้เกิดพลังงานอินเตอร์เฟสต่ำสุด ดังนั้นการเกิดนิวเคลียสจากเนื้อเดียวกันมีโอกาสเป็นไปได้สูงก็ต่อเมื่ออินเตอร์เฟสเป็นแบบ Coherent ซึ่งถูกเรียกว่า GP Zone โดยบริเวณรอยต่อชนิดนี้จะมีโครงสร้างผลึกเหมือนกันแมตริกซ์เดิม เนื่องจากความเร็วของอะตอมในการเข้าร่วมกลุ่มอะตอมมีค่าสูงกว่าความเร็วในการเกิดเฟสใหม่ทำให้บริเวณรอยต่อที่เกิดขึ้นเป็นแบบผสมระหว่าง Coherent และ Incoherent ซึ่งเรียกว่า Semi-Coherent แต่เนื่องจากความเร็วในการโตของอนุภาคช้ากว่าการแพร่ของอะตอมมากทำให้บริเวณรอยต่อมีลักษณะเป็นแบบ Incoherent

2.4.3 การเกิดเฟสใหม่ชนิดไม่เป็นเนื้อเดียวกัน (Heterogeneous Nucleation)

การเกิดของนิวเคลียสในบริเวณจุดบกพร่องต่าง ๆ ในเนื้อโลหะอาทิเช่น ขอบเกรน ดิสโลเคชัน วาเคนซี และจุดบกพร่องอื่น ๆ จัดเป็นนิวเคลือชั้นแบบเนื้อที่แตกต่างกัน โดยจะใช้ค่าพลังงานอิสระน้อยกว่าการเกิดแบบ Homogenous nucleation โดยจะมีการเปลี่ยนแปลงพลังงานอิสระได้เป็นดังนี้

$$\Delta G_m = -V(\Delta G_v - \Delta G_s) + A\gamma - \Delta G_d \quad 2.14$$

โดย (ΔG_d) เป็นพลังงานอิสระที่ลดลงจากการที่ดิสโลเคชันที่นิวเคลียสถูกฟอร์มตัว และถูกทำลายไปการเกิดเฟสใหม่ตามขอบเกรน (Nucleation on grain boundaries)



รูปที่ 2.11 ลักษณะของการเกิดนิวเคลียสแบบ Heterogeneous ที่เกิดขึ้นตามขอบเกรน [30]

ซึ่งบริเวณรอยต่อระหว่างเฟสทั้งสองที่เกิดขึ้นจะเป็นแบบ Incoherent โดยพบว่า

ค่าลักษณะเฉพาะการเจริญหรือการถดถอยของอนุภาค อรรถกถารวบรวม

$$\cos \theta = \frac{\gamma_{aa}}{2\gamma_{a\beta}} \quad 2.15$$

กำหนดให้

θ	คือ	มุมที่เกิดขึ้นระหว่างรอยต่อของเฟส α กับเฟส β
γ_{aa}	คือ	ความตึงผิวบริเวณรอยต่อระหว่างเฟส α กับเฟส α (J/m^2)
$\gamma_{a\beta}$	คือ	ความตึงผิวบริเวณรอยต่อระหว่างเฟส α กับเฟส β (J/m^2)

ถ้าไม่คำนึงถึงพลังงานจากความเครียดภายในที่เกิดขึ้นจากการฟอร์มตัว พลังงานอิสระที่เปลี่ยนแปลงมีค่าดังนี้

$$\Delta G = -V\Delta G_v + A_{a\beta}\gamma_{a\beta} - A_{aa}\gamma_{aa} \quad 2.16$$

โดยที่ V	คือ	ปริมาตรของเอ็มบริโอ (m^3)
$A_{a\beta}$	คือ	พื้นที่ของบริเวณรอยต่อระหว่างเฟส α กับเฟส β (m^2)
A_{aa}	คือ	พื้นที่ขอบเกรนระหว่างเฟส α กับเฟส α ที่ถูกแทนที่ด้วยนิวเคลียส (m^2)

ในกรณีที่ต้องการทราบขนาดวิกฤตของเอ็มบริโอ (r^*) และพลังงานอิสระในการเกิดเอ็มบริโอ (ΔG^*) สามารถหาได้โดยกำหนดให้เทอม ΔG_d มีค่าเท่ากับ $A_{aa}\gamma_{aa}$

$$r^* = \frac{2\gamma_{a\beta}}{(\Delta G_v)} \quad 2.17$$

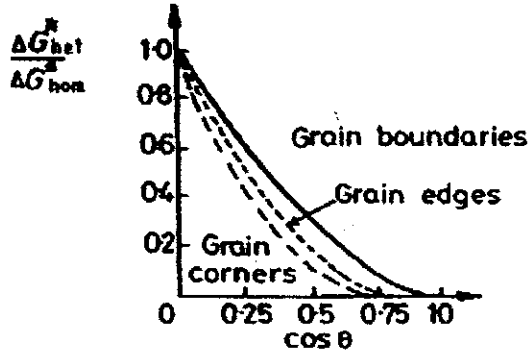
$$\frac{\Delta G^*_{het}}{\Delta G^*_{hom}} = \frac{V^*_{het}}{V^*_{hom}} = S(\theta) \quad 2.18$$

$$S(\theta) = \frac{1}{2}(2 + \cos \theta)(1 - \cos \theta)^2 \quad 2.19$$

กำหนดให้

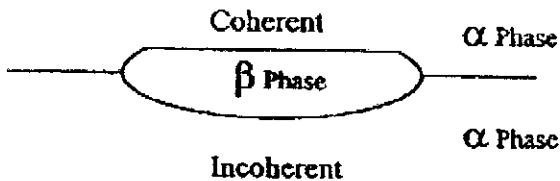
$S(\theta)$ คือ Shape factor

- ΔG_{hom}^* คือ พลังงานอิสระของการเกิดเฟสใหม่แบบ Homogeneous (J)
- ΔG_{het}^* คือ พลังงานอิสระของการเกิดเฟสใหม่แบบ Heterogeneous (J)
- V_{hom}^* คือ ปริมาตรวิกฤตของอนุภาคที่ทำให้เกิดเฟสใหม่แบบ Homogeneous (m^3)
- V_{het}^* คือ ปริมาตรวิกฤตของอนุภาคที่ทำให้เกิดเฟสใหม่แบบ Heterogeneous (m^3)



รูปที่ 2.12 ความสัมพันธ์ระหว่าง $(\Delta G_{\text{hetero}}^* / \Delta G_{\text{homo}}^*)$ กับมุม $\cos \theta$ [30]

จากรูปที่ 2.12 แสดงให้เห็นถึงความสัมพันธ์ความแตกต่างของพลังงานอิสระในการเกิดเอมบริโอของทั้งสองแบบจะขึ้นอยู่กับค่า $\cos \theta$ โดยพบว่าในกรณีที่มีค่าของ $\cos \theta$ มีค่าเพิ่มขึ้นส่งผลทำให้อัตราส่วนของ $\gamma_{\alpha\beta} : \gamma_{\alpha\alpha}$ มีค่าสูงขึ้น และทำให้พลังงานที่ขัดขวางการเกิดนิวคลีเอชันลดลง เมื่อพิจารณาเมื่อ $\theta = 0$ ทำให้ค่า $(\Delta G_{\text{hetero}}^*)$ มีค่าเป็นศูนย์ ดังนั้นขอบเกรนมุมใหญ่จึงเป็นตำแหน่งที่เหมาะสมกับการเกิดเฟสใหม่แบบ heterogeneous ที่มีบริเวณรอยต่อระหว่างเฟสเป็นแบบ Incoherent ที่มีขนาดของ $\gamma_{\alpha\beta}$ มีค่าสูง และขนาดของ (ΔG^*) สามารถลดลงไปได้อีก ถ้าด้านหนึ่งของอนุภาค ฟิลิพิเทค สามารถเรียงตัวเข้ากันได้ดีกับเมตริกซ์ ซึ่งบริเวณรอยต่อระหว่างเฟสแบบ Coherent ทำให้ขนาดของ (ΔG^*) ลดลง ดังแสดงในรูปที่ 2.13



รูปที่ 2.13 การลดขนาด (ΔG^*) ของอนุภาค ฟิลิพิเทค มีบริเวณรอยต่อระหว่างเฟสแบบ Coherent [30]

2.4.4 อัตราเร็วการเกิดเฟสใหม่ชนิดไม่เป็นเนื้อเดียวกัน (Rate of Heterogeneous Nucleation)

การเกิดเฟสใหม่บนตำแหน่งจุดบกพร่องภายในเนื้อเมตริกซ์ อาทิเช่น ขอบเกรน วาکنซี ดิสโลเคชัน ซึ่งเป็นแบบ Heterogeneous nucleation จะสามารถเกิดได้เร็วและง่ายกว่าเมื่อเทียบกับลักษณะการเกิด nucleation แบบ Homogeneous โดยพิจารณาจากสมการที่ 2.14 พบว่าการสร้างเกิดเฟสใหม่แบบ heterogeneous จะมีเทอมที่ลดพลังงานอิสระในเกิดเฟสใหม่ลง (ΔG^*) คือเทอมของ (G_d) ซึ่งเป็นเทอมของพลังงานอิสระที่ลดลงจากการที่จุดบกพร่องที่นิวเคลียสฟอร์มตัวถูกทำลายไป โดยตำแหน่งของการเกิดเฟสใหม่จะมีค่า (G_d) จากน้อยไปมากดังนี้

1. เนื้อเมตริกซ์ซึ่งมีการเกิดนิวคลีเอชันแบบเนื้อเดียวกัน (Homogenous nucleation)
2. วาکنซี (Vacancy)
3. ดิสโลเคชัน (Dislocation)
4. Stacking Faults
5. ขอบเกรน (Grain boundary)
6. พื้นผิวอิสระ (Free surface)

ตำแหน่งที่มีค่า (G_d) สูงสุดจะเป็นตำแหน่งที่เหมาะสมกับการเกิดเฟสใหม่ได้ง่ายที่สุด โดยภายในเนื้อเมตริกซ์จะมีการเกิดเฟสใหม่เป็นแบบเนื้อเดียวกัน ทุก ๆ อะตอมเป็นตำแหน่งที่สามารถเกิดเฟสใหม่ได้เหมือนกันหมด ในขณะที่บริเวณรอยบกพร่องในเนื้อเมตริกซ์จะเป็นตำแหน่งที่สามารถเกิดเฟสใหม่แบบ Heterogeneous

อัตราเร็วในการเกิดเฟสใหม่แบบ Heterogeneous สามารถแทนได้ด้วยสมการ

$$N_{hetero} = \omega C_1 \exp\left(\frac{-\Delta G_m}{kT}\right) \exp\left(\frac{-\Delta G^*}{kT}\right) \quad 2.20$$

$$N_{homo} = \omega C_o \exp\left(\frac{-\Delta G_m}{kT}\right) \exp\left(\frac{-\Delta G^*}{kT}\right) \quad 2.21$$

กำหนดให้

- | | | |
|--------------|-----|--|
| N_{homo} | คือ | อัตราเร็วในการเกิดเฟสใหม่แบบ Homogeneous (nuclei / m ³ .s) |
| N_{hetero} | คือ | อัตราเร็วในการเกิดเฟสใหม่แบบ Heterogeneous (nuclei / m ³ .s) |
| C_1 | คือ | จำนวนอะตอมบริเวณที่เกิดเฟสใหม่แบบ Heterogeneous ต่อ 1 หน่วยปริมาตร (mol) |

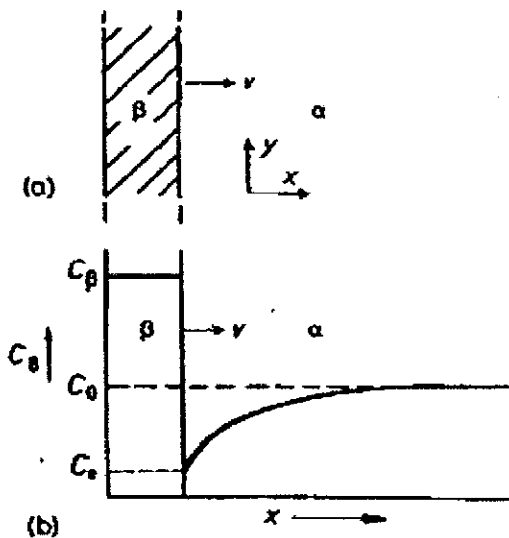
C_0 คือ จำนวนอะตอมต่อ 1 หน่วยปริมาตรภายในเฟส (mol) ดังนั้นจะเห็นได้ว่า

$$\frac{N_{hetero}}{N_{homo}} = \frac{C_1}{C_2} \exp\left(\frac{\Delta G_{homo}^* - \Delta G_{hetero}^*}{kT}\right) \quad 2.22$$

ในที่นี้ถือได้ว่า ω และ ΔG_m ของการเกิดเฟสใหม่ทั้ง 2 แบบมีค่าใกล้เคียงกัน เนื่องจากค่า ΔG_{hetero}^* มีค่าน้อยกว่า ΔG_{homo}^* เสมอ ทำให้ N_{hetero} มากกว่า N_{homo} เสมอ

2.5 การโตของอนุภาคที่เกิดการแยกเฟส

เมื่อพิจารณาอนุภาคที่เกิดจากการแยกเฟสภายในเนื้อเมตริกซ์ ที่มีขนาดหน้าตัด 1 ตารางหน่วยที่ตั้งฉากกับแกน x ซึ่งจะโตจากความหนาจากศูนย์ไปเป็น dx ภายในเวลา t หรือด้วยความเร็ว v เนื่องจากความเข้มข้นของตัวถูกละลายในแผ่นที่แยกเฟส C_β ออกมามีค่าสูงกว่าความเข้มข้นของตัวถูกละลายที่ละลายอยู่ในเมตริกซ์ (C_0) และความเข้มข้นของตัวถูกละลายของเมตริกซ์บริเวณที่ติดกับแผ่นที่แยกเฟสที่มีความเข้มข้น (C_s)



รูปที่ 2.14 การโตของอนุภาค พรีซิพิตเต ด้วยอาศัยการแพร่แบบแทนที่ [30]

แผ่นอนุภาค พรีซิพิตเต ขยายตัวปริมาตร 1. $dx =$ อะตอม B ที่แพร่มาจากเมตริกซ์

$$(C_\beta - C_e) \frac{dx}{dr} = D \frac{dc/dx}{dr} \quad 2.23$$

เมื่อ

D คือ สัมประสิทธิ์การแพร่ของอะตอม (m^2/s)

dc/dx คือ ความแตกต่างของความเข้มข้นของอะตอมต่อระยะทาง

C_β คือ ความเข้มข้นของอะตอม X ภายในเฟส β (mol)

C_e คือ ความเข้มข้นของอะตอม X ภายในเฟส α (mol)

อัตราเร็วในการโตของอนุภาคจะขึ้นอยู่กับความแตกต่างความเข้มข้นในบริเวณรอยต่อ

ระหว่างเฟส โดยสามารถหาได้จากสมการที่ 2.24

$$v = \frac{dx}{dt} = \left(\frac{D}{C_\beta - C_e} \right) \left(\frac{dC}{dx} \right) \quad 2.24$$

โดยที่ $\frac{dC}{dx} = \frac{\Delta C_o}{L}$ และ $\Delta C_o = C_\beta - C_e$

ทำการสมมูลจำนวนอะตอมของบริเวณที่แรงก้างทั้ง 2 พื้นที่จากรูปที่ 2.13 จะได้

$$(C_\beta - C_e)x = \frac{(C_o - C_e)L}{2} = \frac{\Delta C_o L}{2} \quad 2.25$$

จาก $\frac{\Delta C_o}{L} = \frac{dc}{dx} = \frac{\Delta C_o^2}{2(C_\beta - C_e)x}$

จะได้ว่า

$$v = \frac{dx}{dt} = \frac{D \Delta C_o^2}{2(C_\beta - C_e)(C_\beta - C_o)x} \quad 2.26$$

เมื่อสมมุติให้ปริมาตรต่อหน่วยโมล (V_m) มีค่าคงที่ และ $(C_\beta - C_o) \approx (C_\beta - C_e)$

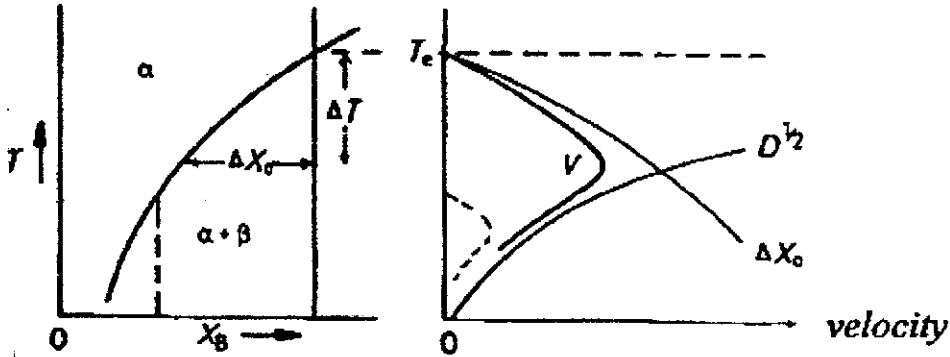
เมื่อแทนค่า $X = CV_m$ และอินทิเกรตสมการที่ 2.23

$$\text{จะได้} \quad x = \frac{\Delta X_o}{(X_\beta - X_e)} \sqrt{(Dt)} \quad 2.27$$

$$\text{และ} \quad v = \frac{\Delta X_o}{2(X_\beta - X_e)} \sqrt{\left(\frac{D}{t} \right)} \quad 2.28$$

โดยที่ $\Delta X_o = X_o - X_e$

ซึ่งจากสมการที่ 2.27 และ 2.28 พบว่าความหนาของแผ่นอนุภาค ปริซิติเทต (x) จะแปรผันตรงกับ $\sqrt{(Dt)}$ และความเร็วในการโตของอนุภาค ปริซิติเทต (v) จะแปรผันตรงกับ ΔX_0 และค่า D มีผลต่อความเร็วในการโตของแผ่นอนุภาค ปริซิติเทต

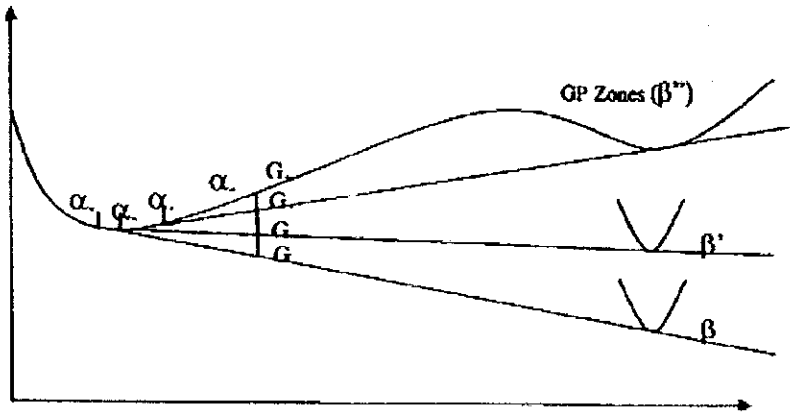
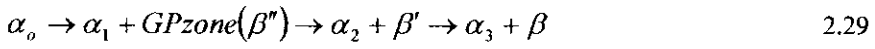


รูปที่ 2.15 อัตราการเย็นตัวของชิ้นทดสอบกับความเร็วในการเติบโตของอนุภาค ปริซิติเทต [30]

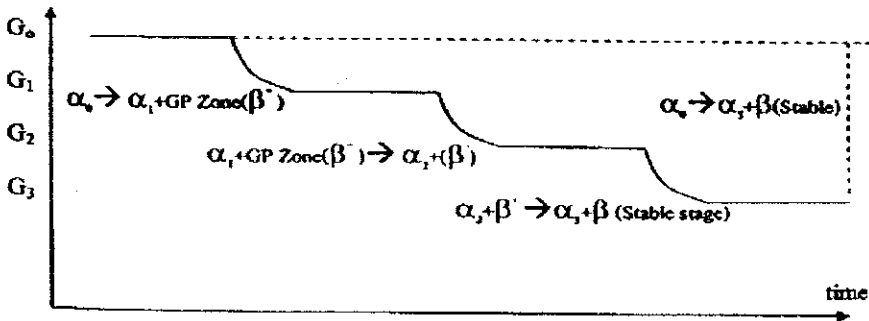
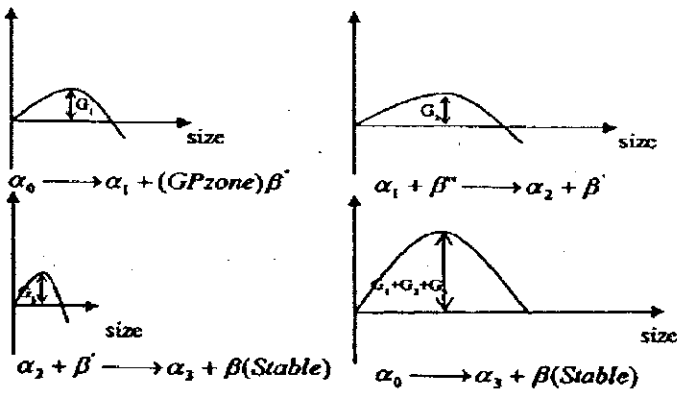
จากรูปที่ 2.15 แสดงให้เห็นถึงอิทธิพลของความเข้มข้นและอุณหภูมิต่ออัตราการเติบโต พบว่าในกรณีที่ขนาดอันเดอร์คูลลิ่งต่ำ (ΔT มีค่าน้อย) ซึ่งส่งผลทำให้ความเร็วในการโตของอนุภาค (v) มีค่าต่ำ เนื่องจากขนาดของ ΔX_0 ต่ำ ส่งผลทำให้อัตราเร็วการแพร่ของอะตอมภายในชิ้นงานลดลง ทำให้ความเร็วในการเติบโตของอนุภาค (v) มีค่าต่ำเช่นเดียวกัน ดังนั้นความเร็วในการเติบโตของอนุภาคที่เหมาะสมก็ต่อเมื่อขนาดของขนาดอันเดอร์คูลลิ่ง (ΔT) มีค่าเหมาะสม

2.6 Precipitation Transformations

ในโลหะผสมอลูมิเนียมชนิดสามารถบ่มได้ ภายหลังจากผ่านขั้นตอน Solution Treatment และขั้นตอน Quenching ตัวถูกละลายภายในเนื้อเมทริกซ์อยู่ในสภาวะอิ่มตัว และอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมที่ละลายอยู่ภายในเนื้อเมทริกซ์จะถูกผลักดันออกมาภายนอก ในรูปของกลุ่มอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียม เมื่อกลุ่มอะตอมเหล่านี้แพร่มาพบกัน โดยเกิดเป็นกลุ่มอะตอมแมกนีเซียมซิลิไซด์ที่มีรูปร่างเป็นแผ่นบาง ๆ เล็กที่หนาประมาณ 1 หรือ 2 อะตอม เส้นผ่าศูนย์กลางประมาณ 25 อะตอม แผ่นบางเหล่านี้เกิดทุกแห่งในเฟส ซึ่งกลุ่มย่อย ๆ เหล่านี้ถูกเรียกว่า GP Zone ซึ่งมีขนาดเล็กมาก แต่เมื่อเวลาผ่านไปอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมจะแพร่มารวมกันทำให้โซนเหล่านี้เกิดการเติบโตกลายเป็นอนุภาคขนาดใหญ่ขึ้น โดยอนุภาคเหล่านี้จะเกิดเป็นเฟสที่ไม่เสถียรภาพ ซึ่งคือ β'' และ β' ก่อนที่จะกลายเป็นเฟสสมดุลคือ β แสดงดังสมการที่ 2.29



รูปที่ 2.16 ความสัมพันธ์พลังงานอิสระกับความเข้มข้นของซิลิกอนและแมกนีเซียมอะตอมภายในเนื้อเมตริกซ์ภายหลังขั้นตอน Aging [30]



รูปที่ 2.17 ลำดับการเปลี่ยนแปลงเฟสของโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนเกรด A356 ที่ผ่านการบ่ม [30]

จากรูปที่ 2.16 และ 2.17 พบว่าขึ้นทดสอบหลังจากผ่านขั้นตอน Solution Treatment และ Quenching พบว่าเนื้อเมตริกซ์อยู่ในสถานะเป็นสารละลายของแข็งอิมคั่วยิ่งยวด ซึ่งมีความเข้มข้นของธาตุละลายเข้าในเนื้อเมตริกซ์เท่ากับ α_0 ซึ่งถือว่าอยู่ในสถานะที่ไม่สมดุลเนื่องจากการละลายของซิลิกอนแมกนีเซียมตกค้างอยู่ในเนื้อเมตริกซ์ ส่งผลทำให้พลังงานภายในของเนื้อเมตริกซ์มีค่าสูงมาก ดังนั้นเนื้อเมตริกซ์ต้องการลดระดับพลังงานของตัวเองลง ด้วยการผลัดกันอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมออกจากเนื้อเมตริกซ์ โดยอาศัยการแพร่แบบแทนที่ เมื่ออะตอมของซิลิกอนและอะตอมแมกนีเซียมมาพบกันจะมีเฟสใหม่เกิดขึ้น ดังนี้ $\alpha_0 \rightarrow \alpha_1 + \beta''(\text{GP Zone})$

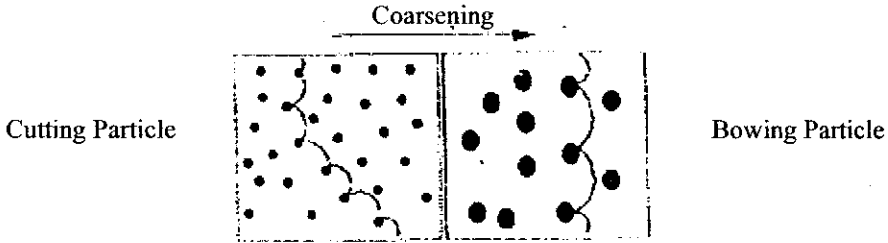
โดยเฟสใหม่จะมีการเกิดแบ่งออกเป็น 2 ลักษณะคือ Homogenous Nucleation และ Heterogeneous Nucleation เกิดกลุ่มอะตอมแมกนีเซียมซิลิไซด์มีรูปร่างเป็นแผ่นบาง ๆ เล็กที่หนาประมาณ 1 หรือ 2 อะตอม เส้นผ่าศูนย์กลางประมาณ 25 อะตอม แผ่นบางเหล่านี้เกิดทุกแห่งในเฟสซึ่งกลุ่มย่อย ๆ เหล่านี้ถูกเรียกว่า GP Zone ซึ่งมีขนาดเล็กมาก โดยมีรูปร่างเป็น needle และลักษณะของ Interface ระหว่าง GP Zone ที่เกิดขึ้นกับเนื้อเมตริกซ์เป็นแบบ Semi-coherent ซึ่งจะมีโครงสร้างผลึกเหมือนกับเนื้อเมตริกซ์ และบริเวณรอยต่อมีการจัดเรียงอะตอมเหมือนกัน ซึ่งจะมี Low Interfacial Energy ซึ่งจะต้องใช้พลังงานอิสระในการเกิดเฟสใหม่ดังแสดงในรูปที่ 2.15 และ 2.16 จะเห็นได้ว่าความเข้มข้นของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมภายในเนื้อเมตริกซ์มีค่าลดลง จาก $\alpha_0 \rightarrow \alpha_1$ ส่งผลทำให้พลังงานภายในระบบมีค่าลดลงจาก $G_0 \rightarrow G_1$ ดังแสดงในรูปที่ 2.15

อย่างไรก็ตามพลังงานภายในของเนื้อเมตริกซ์ยังมีค่ามากกว่า Barrier Energy ของการเปลี่ยนเฟส ดังนั้นจึงเกิดการเปลี่ยนเฟสต่อไปดังสมการ $\alpha_1 + \beta''(\text{GP Zone}) \rightarrow \beta' + \alpha_2$ ซึ่งระบบต้องการลดระดับพลังงานลง ด้วยการผลัดกันอะตอมซิลิกอน แมกนีเซียม ออกจากเนื้อเมตริกซ์ ทำให้เกิดการเติบโตของ GP Zone พัฒนาเป็น เฟส β'' ส่งผลทำให้ความเข้มข้นของธาตุภายในเนื้อเมตริกซ์ลดลงจาก $\alpha_1 \rightarrow \alpha_2$ และพลังงานของระบบลดลงจาก $G_1 \rightarrow G_2$ ดังแสดงในรูปที่ 2.15 และ 2.16 โดยเนื้อเมตริกซ์ต้องการลดพลังงานภายในของระบบเพื่อต้องการทำให้ระบบมีพลังงานภายในต่ำที่สุด ดังนั้นจึงมีการลดระดับพลังงานภายในของเนื้อเมตริกซ์ของจาก $G_0 \rightarrow G_1 \rightarrow G_2 \rightarrow G_3$ ซึ่งผลทำให้ความเข้มข้นของอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมในเนื้อเมตริกซ์ลดลงเป็น $\alpha_0 \rightarrow \alpha_1 \rightarrow \alpha_2 \rightarrow \alpha_3$ ซึ่งการเปลี่ยนเฟสที่เกิดขึ้นนั้นเป็นฟังก์ชันของอุณหภูมิและระยะเวลา

2.7 การเติบโตของอนุภาค พรีซิพิเทต (Coarsening of Precipitates)

ขั้นตอนการบ่มอนุภาคแมกนีเซียมซิลิไซด์ที่เกิดขึ้นอยู่ในสถานะที่ไม่มีเสถียรภาพ อนุภาคเหล่านั้นต้องการลดพลังงานในบริเวณรอยต่อระหว่างอนุภาค พรีซิพิเทต กับเนื้อเมตริกซ์ (Interface Energy) โดยอนุภาคขนาดเล็ก กระจายตัวอยู่ในเนื้อเมตริกซ์เหล่านั้นรวมตัวกันเป็นอนุภาคที่มี

ขนาดใหญ่ ดังแสดงในรูปที่ 18 ซึ่งการเติบโตของอนุภาคเหล่านี้ ส่งผลทำให้กลไกการต้านทานการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันเปลี่ยนจาก Cutting Particle เป็น Bowing Particle แสดง ดังในรูปที่ 2.18

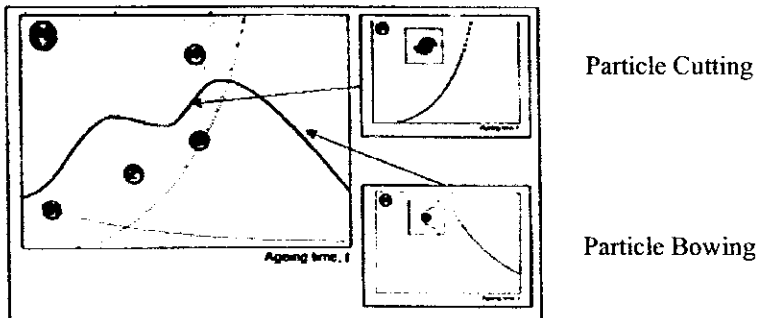


รูปที่ 2.18 ปรากฏการณ์ Coarsening ของอนุภาค ฟริชพิเทต ส่งผลต่อลักษณะการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ทำให้ขึ้นทดสอบมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น [30]

เมื่อพิจารณาอนุภาค ฟริชพิเทต ทรงกลม 2 อนุภาคอยู่ใกล้กัน พบว่ามีการแพร่ของอะตอมจากอนุภาคที่มีขนาดเล็กไปยังอนุภาคที่มีขนาดใหญ่กว่า ทำให้อนุภาคนั้นโตขึ้นส่วนอนุภาคที่มีขนาดเล็กจะหดตัวลงและหายไปที่สุด ผลลัพธ์ที่ได้คือขนาดโดยเฉลี่ยของอนุภาคมีขนาดใหญ่ขึ้นแต่จำนวนอนุภาคที่กระจายตัวในเนื้อเมตริกซ์ลดลง ส่งผลทำให้ความแข็งแรงของชิ้นงานมีค่าลดลงซึ่งเรียก Overaging

2.8 กลไกการเพิ่มความแข็งแรงจากอนุภาคที่เกิดขึ้นบนเนื้อเมตริกซ์

โลหะผสมอลูมิเนียมชนิดสามารถบ่มได้ พบว่าความแข็งแรงหลังจากการบ่มจะมีค่าเพิ่มขึ้นเนื่องจากอนุภาค ฟริชพิเทต ในเนื้อเมตริกซ์จะทำให้ต้านทานการเคลื่อนที่ของ ดิสโลเคชัน และนอกจากนั้นสามารถเพิ่มจำนวนดิสโลเคชันให้มากขึ้น โดยอนุภาคเหล่านั้นขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ด้วยกลไก 2 ชนิดดังต่อไปนี้คือ กลไกการตัดผ่านอนุภาค (Particle Cutting) และ กลไกการโอบล้อมรอบอนุภาค (Particle Bowing)



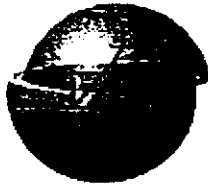
รูปที่ 2.19 กลไกการเพิ่มความแข็งแรงของชิ้นทดสอบในขั้นตอนการบ่ม [30]

2.8.1 กลไก Strain Hardening

ในช่วงเริ่มต้นของขั้นตอน Aging จะเริ่มเกิดกลุ่มอนุภาคของอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียม ซึ่งความหนาเพียง 1-2 อะตอม เท่านั้น เนื่องจากขนาดของอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมมีความแตกต่าง จึงทำให้เกิด Strain Field รอบ ๆ กลุ่มอนุภาคเหล่านี้ เมื่อชิ้นงานได้รับแรงกระทำจากภายนอก ทำให้เกิดการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ซึ่ง Strain Field ที่เกิดขึ้นนี้สามารถต้านทานการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ได้เล็กน้อย ส่งผลทำให้ชิ้นงานความแข็งแรงเพิ่มขึ้นเล็กน้อย

2.8.2 กลไก Particle Cutting

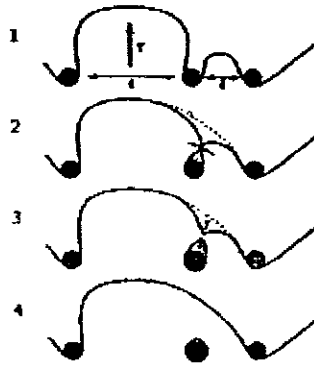
หลังจากกลุ่มอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมที่มีขนาดเล็กเกิด การแพร่มารวมกันทำให้เกิดเป็นอนุภาค Mg_2Si และมีลักษณะบริเวณรอยต่อระหว่างเนื้อเมตริกซ์กับอนุภาค Mg_2Si เป็นแบบ Coherent ซึ่งอนุภาคขนาดเล็กที่เกิดขึ้นเหล่านั้นจะมีโครงสร้างเหมือนกับเนื้อเมตริกซ์ เมื่อชิ้นทดสอบได้รับแรงกระทำจากภายนอก ส่งผลให้เกิดการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน โดยอนุภาคเหล่านี้พยายามต้านการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ดังนั้นจะต้องมีการเพิ่มแรงให้กับชิ้นทดสอบเพื่อให้ดิสโลเคชันเคลื่อนที่ผ่านอนุภาคเพื่อทำให้เกิดเป็นผิวใหม่ของอนุภาค ส่งผลทำให้ความแข็งแรงของชิ้นงานเพิ่มขึ้น แสดงดังในรูปที่ 2.20



รูปที่ 2.20 การเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันผ่านอนุภาคด้วยกลไก Particle Cutting [30]

2.8.3 กลไก Particle Bowing

กลไก Particle Bowing เกิดจากอนุภาค Mg_2Si ที่มีเกิดการเติบโตขึ้น ซึ่งมีลักษณะบริเวณรอยต่อระหว่างเนื้อเมตริกซ์กับอนุภาคเป็นแบบ Incoherent ซึ่งคือ เฟส β โดยเมื่อชิ้นงานรับแรงจากภายนอก ทำให้เกิดการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันและเมื่อดิสโลเคชันเหล่านั้นเคลื่อนที่มาชนกับอนุภาคเหล่านี้ซึ่งมีความแข็งแรงสูง ทำให้ดิสโลเคชันไม่สามารถตัดผ่านอนุภาคเหล่านี้ได้ ซึ่งเรียกว่า Particle Bowing ดังแสดงในรูปที่ 2.21 หลังจากดิสโลเคชัน เคลื่อนที่ผ่านอนุภาคเหล่านั้นพบว่าเกิดความเครียดภายในโครงสร้างผลึกรอบ ๆ อนุภาค ซึ่งเรียกว่า Strain Field ซึ่งทำหน้าที่ต้านทานการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันชุดต่อไป ซึ่งกลไกนี้เรียกว่า Orowan mechanism



รูปที่ 2.21 การเคลื่อนที่ของคิสโตโลคชันผ่านอนุภาคด้วยกลไก Particle Bowing [30]

2.9 ปัจจัยที่มีผลต่อขั้นการบ่ม

2.9.1 ปัจจัยที่มีผลต่อขั้นตอนการทำ Solution Treatment

2.9.1.1 อุณหภูมิที่ใช้ในขั้นตอน Solution Treatment นิยมใช้ที่อุณหภูมิเท่ากับ 540°C

[12]

2.9.1.2 ระยะเวลาที่ใช้ในขั้นตอน Solution Treatment ขึ้นอยู่กับกระบวนการผลิตชิ้นงาน โดยชิ้นงานที่ได้จากการหล่อในแบบหล่อแม่พิมพ์โลหะใช้ระยะเวลาของขั้นตอน Solution Treatment ประมาณ 4-12 ชั่วโมงในขณะที่ชิ้นงานที่ได้จากการหล่อด้วยแบบหล่อทรายระยะเวลาของขั้นตอน Solution Treatment ประมาณ 12 ชั่วโมง [12]

โดยตัวแปรทั้งสองชนิดที่กล่าวมาข้างต้นมีผลต่อการแพร่ของอะตอมต่าง ๆ ภายในโครงสร้างผลึก โดยขั้นตอน Solution Heat Treatment คือการอบขึ้นททดสอบที่อุณหภูมิสูง ทำให้อะตอมต่าง ๆ ภายในโครงสร้างมีพลังงานเพิ่มขึ้น เมื่ออะตอมเหล่านั้นมีพลังงานสูงกว่า Barrier Energy จะทำให้อะตอมเหล่านั้นหลุดออกจากตำแหน่งในโครงสร้างผลึกซึ่งเรียกว่าวาเคนซี ทำให้การแพร่ของอะตอมภายในโครงสร้างผลึกได้ง่ายขึ้น

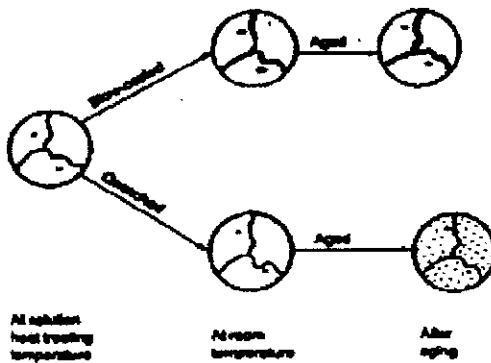
จากเหตุผลที่โครงสร้างของขึ้นททดสอบในสภาวะหล่อมีความแตกต่างของส่วนผสมทางเคมีภายในแต่ละบริเวณ ทำให้อะตอมของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมเกิดการแพร่จากบริเวณที่มีความเข้มข้นสูงไปยังบริเวณที่มีความเข้มข้นต่ำ สำหรับงานวิจัยนี้พบว่ามีการแพร่ของอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมจากเฟส Mg_2Si และ เฟส Eutectic Silicon ละลายเข้าสู่เนื้อเมตริกซ์นอกจากนั้นยังมีการเปลี่ยนรูปร่าง ลักษณะและการกระจายตัวของเฟส Eutectic Silicon จากแท่งยาวปลายแหลมที่มีความต่อเนื่องให้มีลักษณะกลมมนและระยะห่างระหว่างเฟส Eutectic Silicon มากขึ้นส่งผลทำให้เปอร์เซ็นต์การยึดตัวของชิ้นงานเพิ่มขึ้น [35]

แต่อย่างไรก็ตามควรเลือกใช้อุณหภูมิที่ต่ำกว่าอุณหภูมิ Eutectic คือประมาณ 577°C เพื่อหลีกเลี่ยงการหลอมเหลวในบริเวณของเกรน ซึ่งเกิดเป็นรอยบกพร่องตามขอบเกรน ทำให้ความแข็งแรงของชิ้นงานลดลง

2.9.2 ปัจจัยที่มีผลต่อขั้นตอน Quenching

2.9.2.1 ระยะเวลาในการนำชิ้นทดสอบออกจากเตาจนชิ้นงานจุ่มในตัวกลาง ซึ่งเรียกว่า Quenching delay ในกรณีที่มี Quenching delay มาก ทำให้อุณหภูมิชิ้นทดสอบก่อนขั้นตอน Quenching ลดลง ทำให้มีอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมบางส่วนแพร่ออกจากเนื้อเมตริกซ์ ทำให้เนื้อเมตริกซ์ไม่อยู่ในสภาวะละลายของแข็งที่อิ่มตัวยิ่งยวดหลังจากขั้นตอน Quenching ดังนั้นระยะเวลาในการนำชิ้นทดสอบออกจากเตาและผ่านขั้นตอน Quenching ให้รวดเร็วที่สุด ซึ่งจากงานวิจัยที่ผ่านมาพบว่า ชิ้นทดสอบควรมีระยะเวลา Quenching delay น้อยกว่า 30 วินาที [7]

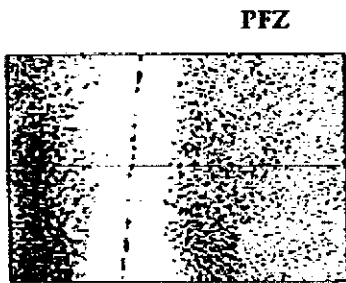
2.9.2.2 อัตราการเย็นตัวของชิ้นทดสอบ โดยพบว่าชนิดของตัวกลางและอุณหภูมิของตัวกลางจะมีผลต่ออัตราการเย็นตัวของชิ้นทดสอบ ตามหนังสือคู่มือ ASM Handbook พบว่านิยมเลือกใช้ตัวกลางคือน้ำอุณหภูมิ $15-65^{\circ}\text{C}$ [12] โดยพบว่าชิ้นทดสอบมีอัตราการเย็นตัวสูง ทำให้มีการตกค้างอะตอมของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมภายในเนื้อเมตริกซ์มากกว่าชิ้นทดสอบที่มีอัตราการเย็นตัวช้า ซึ่งทำให้ชิ้นงานอยู่ในสภาวะสารละลายอิ่มตัวยิ่งยวด แต่ในกรณีชิ้นทดสอบมีอัตราการเย็นตัวช้า พบว่าอะตอมของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมสามารถแพร่ออกจากเนื้อเมตริกซ์ ไปรวมตัวกันเป็นเฟส Mg_2Si ที่มีขนาดใหญ่ตามขอบเกรน ทำให้มีการตกค้างของอะตอมของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมภายในเนื้อเมตริกซ์น้อย เมื่อนำชิ้นงานผ่านในขั้นตอน Aging จะเกิดอนุภาค Mg_2Si ที่น้อย ทำให้ความแข็งแรงของชิ้นงานต่ำกว่ามาตรฐาน ดังแสดงในรูปที่ 2.22



รูปที่ 2.22 อัตราการเย็นตัวของชิ้นทดสอบกับอนุภาค Mg_2Si หลังจากขั้นตอน Aging [17]

จากปัจจัยข้างต้น จะเห็นได้ว่าระยะเวลาของ Quenching delay และอัตราการเย็นของชิ้นทดสอบมีผลต่อการตกค้างของอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมในเนื้อเมตริกซ์ โดยชิ้นทดสอบที่มีระยะเวลา Quenching delay ที่นาน และมีอัตราการเย็นตัวที่ช้า ส่งผลทำให้อะตอมของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมที่ละลายในเนื้อเมตริกซ์มีระยะเวลาในการแพร่ออกจากเนื้อเมตริกซ์ ซึ่งทำให้มีการตกค้างของซิลิกอนและแมกนีเซียมอะตอมในโครงสร้างมีปริมาณที่น้อยทำให้เนื้อเมตริกซ์ไม่อยู่ในสภาพสารละลายของแข็งอัมคัวยิ่งยวด

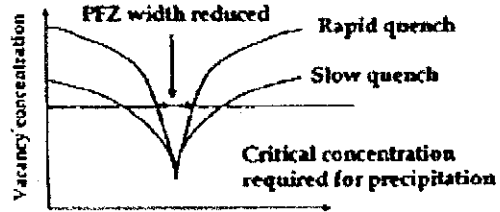
ตัวถูกละลายจะแพร่ออกจากเนื้อเมตริกซ์ออกไปอยู่บริเวณขอบเกรน ส่งผลให้บริเวณที่ใกล้ขอบเกรนมีความเข้มข้นของซิลิกอนและแมกนีเซียมลดลงภายหลังจากผ่านขั้นตอน Aging จึงไม่มีอนุภาค Mg_2Si เกิดขึ้น คือ ซึ่งเรียกว่าบริเวณ Precipitate Free Zone (PFZ) ดังแสดงในรูปที่ 2.23 (บริเวณสีขาวคือ PFZ และจุดสีดำหมายถึงอนุภาค Mg_2Si) โดยขนาดของ PFZ ที่มีขนาดใหญ่ส่งผลทำให้ความแข็งของชิ้นทดสอบลดลง เนื่องจากมีอนุภาค Mg_2Si กระจายในเนื้อเมตริกซ์ลดลง



PFZ

Vacancy or solute concentration

Critical concentration required for precipitation



รูปที่ 2.23 ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการเย็นตัวของชิ้นทดสอบกับบริเวณ Precipitate Free Zone (PFZ) ที่เกิดขึ้นของทดสอบที่ผ่านขั้นตอน Aging [30]

2.9.2.3 ขนาดและรูปร่างของชิ้นงาน

ในกรณีชิ้นงานมีรูปร่างซับซ้อน หรือ ชิ้นงานที่มีความหนาแน่นน้อยควรระมัดระวังในการเลือกชนิดและอุณหภูมิของค้ำกลาง เนื่องจากจะมีปัญหาเรื่องการแตกร้าวของชิ้นงาน

2.9.3 ปัจจัยที่มีผลต่อขั้นตอน Aging

2.9.3.1 อุณหภูมิที่ใช้ในขั้นตอน Aging

โดยอุณหภูมิในขั้นตอน Aging จะมีผลต่อการแพร่ของอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมออกจากเนื้อเมตริกซ์มารวมตัวกัน เป็นกลุ่มอะตอมของธาตุซิลิกอนและกลุ่มอะตอมของธาตุแมกนีเซียมขนาดเล็กหลังจากกลุ่มอะตอมของธาตุทั้งสองชนิดเกิดการแพร่มาพบกันจะรวมตัวกัน เมื่อขนาดของกลุ่มอะตอมเหล่านี้มีขนาดโตกว่าขนาดวิกฤต ทำให้กลุ่มอะตอมเหล่านี้เกิดการเติบโตมีการเปลี่ยนเฟสแบบ Precipitation Hardening จนกลายเป็นอนุภาค Mg_2Si ซึ่งส่วนใหญ่นิยมอุณหภูมิในขั้นตอน Aging คือ $150-170^{\circ}C$ แต่มีข้อควรระวังถ้าเลือกใช้อุณหภูมิในขั้นตอน Aging สูงเกินไป จะทำให้อะตอมต่าง ๆ มีการแพร่ได้ระยะทางที่ไกลขึ้น ส่งผลทำให้เกิดการเติบโต Mg_2Si ที่เกิดขึ้นตามขอบเกรน ทำให้ปริมาณของซิลิกอนและแมกนีเซียมอะตอมที่ละลายในเนื้อเมตริกซ์ลดลง ความแข็งแรงของชิ้นงานจึงลดลง และอาจเกิดความไม่สม่ำเสมอในการโคของอนุภาค Mg_2Si ในแต่ละบริเวณ

2.9.3.2 ระยะเวลาที่ใช้ในขั้นตอน Aging

โดยระยะเวลาในขั้นตอน Aging มีผลต่อการแพร่ของซิลิกอนและแมกนีเซียมออกจากเนื้อเมตริกซ์มายังอนุภาค Mg_2Si และทำให้เกิดการเปลี่ยนเฟสแบบ Precipitate Hardening โดยเนื้อเมตริกซ์มีปริมาณซิลิกอนและแมกนีเซียมน้อย จะต้องใช้ระยะเวลาในขั้นตอน Aging เพิ่มขึ้น

2.9.3.3 ปริมาณอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมที่ละลายอยู่ในเนื้อเมตริกซ์ก่อนขั้นตอน Aging

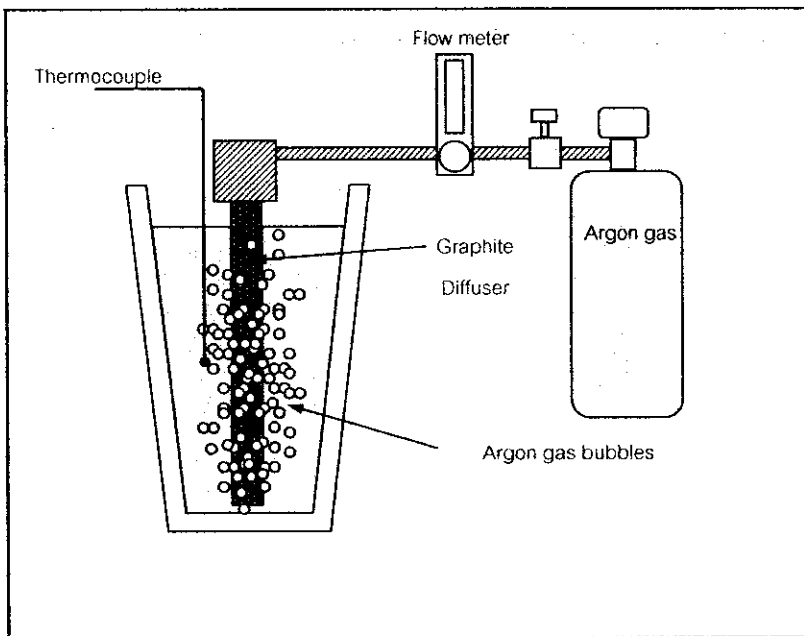
ปริมาณอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมที่ละลายในเนื้อเมตริกซ์ มีผลต่อระยะห่างระหว่างกลุ่มซิลิกอนและกลุ่มแมกนีเซียมที่ละลายอยู่ในเนื้อเมตริกซ์ ในกรณีที่เนื้อเมตริกซ์ที่มีซิลิกอนและแมกนีเซียมน้อย ระยะห่างของกลุ่มอะตอมเหล่านี้มากขึ้น จึงต้องใช้ระยะเวลาในการ Aging ที่มากขึ้น ซึ่งจากปัจจัยข้างต้นพบว่าปริมาณอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมมีผลต่อการเติบโตของอนุภาค Mg_2Si ที่เกิดขึ้น โดยขนาดและปริมาณของอนุภาค Mg_2Si ที่กระจายตัวภายในเนื้อเมตริกซ์ทำให้หน้าทำการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันที่เกิดขึ้น ด้วยกลไก 2 แบบคือ Particle Cutting และ Particle Bowing ส่งผลทำให้ชิ้นทดสอบมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น

จากที่กล่าวมาข้างต้นเห็นได้ว่าปัจจัยที่มีผลต่อขั้นตอนการบ่มของโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนหล่อ เกรด A356 คือ อุณหภูมิและระยะเวลาในขั้นตอนต่าง ๆ ในการบ่มโดยส่วนใหญ่ต้นทุนการผลิตของการบ่มนั้นจะอยู่ในขั้นตอน Solution Treatment เนื่องจากจะต้องอบชิ้นงานที่อุณหภูมิสูง ดังนั้นการลดต้นทุนการบ่มนั้นควรเลือกอุณหภูมิที่ใช้ขั้นตอน Solution Treatment ให้มีค่าใกล้เคียงกับอุณหภูมิที่จุด Eutectic นิยมใช้ที่อุณหภูมิ $540^{\circ}C$ และควรใช้ระยะเวลาให้สั้นที่สุดเพื่อเป็นการลดต้นทุนการผลิต และ จากความรู้พื้นฐานของการแพร่ของอะตอมพบว่าเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นหรือบริเวณรอบบัพพร้อมต่าง ๆ ภายในโครงสร้างผลึกนั้น อาทิเช่น ขอบเกรน หรือวาเคนซี อะตอมต่าง ๆ การแพร่ได้รวดเร็วกว่าอะตอมภายในเนื้อเมตริกซ์ ดังนั้นทำให้เกิดแนวคิดที่ว่าชิ้นงานที่มีขนาดเกรนที่ละเอียด จะมีพื้นที่ของขอบเกรนต่อปริมาตรเพิ่มขึ้น อะตอมต่าง ๆ สามารถเกิดการแพร่ได้ง่ายและรวดเร็วกว่าชิ้นงาน

ที่มีขนาดเกรนใหญ่ ซึ่งช่วยลดระยะเวลาในขั้นตอน Solution Treatment สั้นลงได้ จึงทำให้มีหัวข้องานวิจัยเรื่องผลกระทบของขนาดเกรนต่อการลดระยะเวลาในการบ่มของโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนหล่อ เกรด A356 เกิดขึ้น

2.10 การผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีปล่อยฟองแก๊สระหว่างการแข็งตัว

กระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งด้วยเทคนิค GISS (Gas induced semi-solid) เจษฎาวรรณสินธุ์ (2006) เป็นกระบวนการสร้างโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีการพ่นฟองแก๊สเฉื่อยผ่านแท่งกราฟไฟต์พอรูน (แก๊สอาร์กอน) ซึ่งเป็นกรรมวิธีแบบใหม่สำหรับการผลิตโลหะกึ่งของแข็งที่มีหลักการคล้ายกับวิธีการหล่อแบบ Rheocasting ที่ให้โครงสร้างเกรนแบบก้อนกลม (Spheroidal grain) คุณสมบัติของโลหะกึ่งของแข็งมีหลายประการเช่น มีอุณหภูมิที่ต่ำกว่าโลหะเหลว โลหะเริ่มแข็งตัวบางส่วนแล้วขณะเทใส่แม่พิมพ์มีความหนืดที่สูงกว่าน้ำโลหะ มีความเค้นขณะไหลต่ำกว่าโลหะที่แข็งตัวแล้ว เป็นต้น ซึ่งคุณสมบัติดังกล่าวมีข้อดีหลายประการที่สามารถนำไปประยุกต์ใช้ได้อย่างหลากหลายในกระบวนการผลิต เช่น ลดการเกิดของเสียจากปฏิกิริยาระหว่างออกซิเจนในขั้นตอนการหล่อโลหะลงในแม่พิมพ์และลดการเกิดโพรงหดตัว (Shrinkage) อีกทั้งยังช่วยยืดอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ ดังแสดงในรูปที่ 2.24



รูปที่ 2.24 Schematic ของกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีการปล่อยฟองแก๊ส [1]

2.11 การทดสอบแรงดึง (Tension Test)

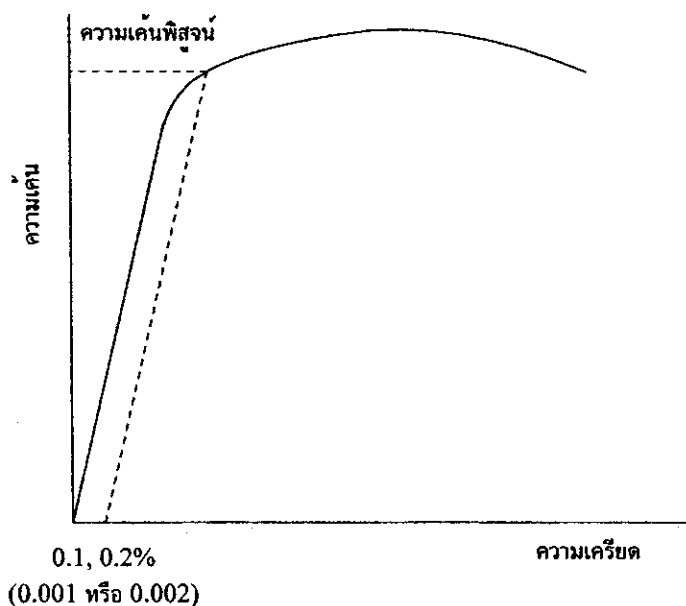
วิธีการทดสอบนั้น เราจะนำตัวอย่างที่จะทดสอบมาดึงอย่างช้า ๆ แล้วบันทึกค่าของความเค้นและความเครียดที่เกิดขึ้นไว้ แล้วมาพล็อตเป็นเส้นโค้งดังรูปที่ 2.25 ขนาดและรูปร่างของชิ้นทดสอบมีต่าง ๆ กัน ขึ้นอยู่กับชนิดของวัสดุนั้น ๆ มาตรฐานต่าง ๆ ของการทดสอบ เช่น มาตรฐานของ ASTM (American Society of Testing and Materials), BS (British Standards), JIS (Japanese Industrial Standards) หรือแม้แต่ มอก. (มาตรฐานผลิตภัณฑ์อุตสาหกรรมไทย) ได้กำหนดขนาดและรูปร่างของชิ้นทดสอบไว้ ทั้งนี้เพื่อให้ผลของการทดสอบเชื่อถือได้ พร้อมกับกำหนดความเร็วในการเพิ่มแรงกระทำเอาไว้ด้วย

จากการศึกษาเส้นโค้งความเค้น-ความเครียด เราพบว่า เมื่อเราดึงชิ้นทดสอบอย่างช้า ๆ ชิ้นทดสอบจะค่อย ๆ ยืดออก จนถึงจุดจุดหนึ่ง ซึ่งในช่วงนี้ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียดจะเป็นสัดส่วนคงที่ ทำให้เราได้กราฟที่เป็นเส้นตรง ตามกฎของฮุก (Hook's law) ซึ่งกล่าวว่าความเค้นเป็นสัดส่วนโดยตรงกับความเครียดเรียกว่าพิสัยสัดส่วน (Proportional Limit) และภายใต้พิสัยสัดส่วนนี้ วัสดุจะแสดงพฤติกรรมการคืนรูปแบบยืดหยุ่น (Elastic Behavior) นั่นคือเมื่อปล่อยแรงกระทำ ชิ้นทดสอบจะกลับไปมีขนาดเท่าเดิม

เมื่อเราเพิ่มแรงกระทำต่อไปจนเกินพิสัยสัดส่วน เส้นกราฟจะค่อย ๆ โค้งออกจากเส้นตรงวัสดุหลายชนิดจะยังคงแสดงพฤติกรรมการคืนรูปได้อีกเล็กน้อยจนถึงจุด ๆ หนึ่งเรียกว่าพิสัยยืดหยุ่น (Elastic Limit) ซึ่งจุดนี้จะเป็นจุดกำหนดว่าความเค้นสูงสุดที่จะไม่ทำให้เกิดการแปรรูปถาวร (Permanent Deformation or Offset) กับวัสดุนั้น เมื่อผ่านจุดนี้ไปแล้ววัสดุจะมีการเปลี่ยนรูปอย่างถาวร (Plastic Deformation) ลักษณะการเริ่มต้นของความเครียดแบบพลาสติกนี้เปลี่ยนแปลงไปตามชนิดของวัสดุในโลหะหลายชนิด เช่น พวกเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (Low Carbon Steel) จะเกิดการเปลี่ยนรูปอย่างรวดเร็ว โดยไม่มีการเพิ่มความเค้น (บางครั้งอาจจะลดลงก็มี) ซึ่งเป็นจุดที่เกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกนี้เรียกว่าจุดคราก (Yield Point) และค่าของความเค้นที่จุดนี้เรียกว่า ความเค้นจุดคราก (Yield Stress) หรือ Yield Strength ค่า Yield Strength นี้มีประโยชน์กับวิศวกรมาก เพราะเป็นจุดแบ่งระหว่างพฤติกรรมการคืนรูปกับพฤติกรรมการคงรูป และในกรณีของโลหะจะเป็นค่าความแข็งแรงสูงสุดที่เราจะใช้ประโยชน์ได้โดยไม่เกิดการเสียหาย

วัสดุหลายชนิดเช่น อลูมิเนียม ทองแดง จะไม่แสดงจุดครากอย่างชัดเจน แต่เราก็มีวิธีที่จะหาได้โดยกำหนดความเครียดที่ 0.10-0.20% ของความยาวกำหนดเดิม (Original Gage Length) แล้วลากเส้นขนานกับกราฟช่วงแรกไปจนตัดเส้นกราฟที่โค้งไปทางด้านขวา ดังรูปที่ 2.25

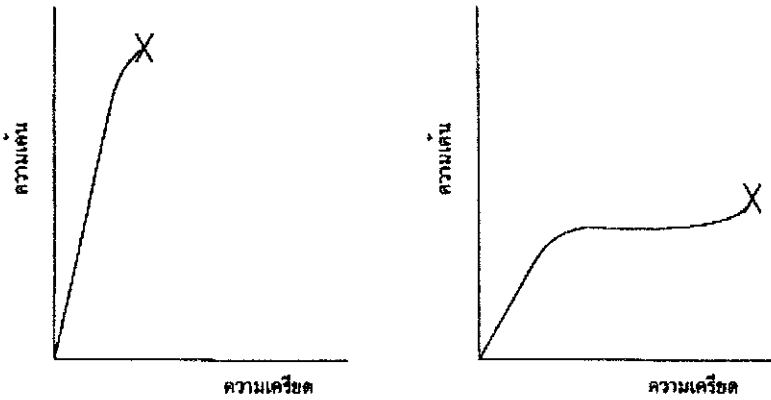
ค่าความเค้นที่จุดตัดนี้จะนำมาใช้แทนค่าความเค้นจุดครากได้ ความเค้นที่จุดนี้บางครั้งเรียกว่า ความเค้นพิสูจน์ (Proof Stress) หรือความเค้น 0.1 หรือ 0.2% offset ดังแสดงในรูปที่ 2.25



รูปที่ 2.25 เส้นโค้งความเค้น-ความเครียดแบบที่ไม่มีจุดคราก [4]

หลังจากจุดครากแล้ว วัสดุจะเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกโดยความเค้นจะค่อย ๆ เพิ่มขึ้นช้า ๆ หรืออาจจะคงที่จนถึงจุดสูงสุดค่าความเค้นที่จุดนี้เรียกว่า Ultimate Strength หรือความเค้นแรงดึง (Tensile Strength) ซึ่งเป็นค่าความเค้นสูงสุดที่วัสดุจะทนได้ก่อนที่จะขาดหรือแตกออกจากกัน (Fracture) เนื่องจากวัสดุหลายชนิดสามารถเปลี่ยนรูปอย่างพลาสติกได้มาก ๆ ค่าความเค้นสูงสุดนี้สามารถนำมาคำนวณใช้งานได้ นอกจากนี้ ค่านี้ยังใช้เป็นดัชนีเปรียบเทียบคุณสมบัติของวัสดุได้ด้วย คำว่า ความแข็งแรงของวัสดุ หรือ กำลังวัสดุนั้น โดยทั่วไปจะหมายถึงค่าความเค้นสูงสุดที่วัสดุทนได้นี้เอง

ที่จุดสุดท้ายของกราฟ เป็นจุดที่วัสดุเกิดการแตกหรือขาดออกจากกัน (Fracture) สำหรับโลหะบางชนิด เช่น เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำหรือโลหะเหนียว ค่าความเค้นประลัย (Rupture Strength) นี้จะต่ำกว่าความเค้นสูงสุด เพราะเมื่อเลยจุดแตกหักไป พื้นที่ภาคตัดขวางของตัวอย่างทดสอบลดลง ทำให้พื้นที่ที่จะต้านทานแรงดึงลดลงด้วย ในขณะที่เรายังคงคำนวณค่าของความเค้นจากพื้นที่หน้าตัดเดิมของวัสดุก่อนที่จะทำการสอบแรงดึง ดังนั้นค่าของความเค้นจึงลดลง ส่วนโลหะอื่น ๆ เช่น โลหะที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น (Cold Work) มาแล้ว มันจะแตกหักที่จุดความเค้นสูงสุด โดยไม่มีการลดขนาดพื้นที่ภาคตัดขวาง ดังรูปที่ 2.26 a ทำนองเดียวกับพวกวัสดุเปราะ (Brittle Materials) เช่น เซรามิก ที่มีการเปลี่ยนรูปอย่างพลาสติกน้อยมากหรือไม่มีเลย ส่วนกรณีของวัสดุที่เป็นพลาสติกจะเกิดแตกหักโดยที่ต้องการความเค้นสูงขึ้น ดังรูปที่ 2.26 b



(a) วัสดุเปราะ

(b) วัสดุพลาสติก

รูปที่ 2.26 เปรียบเทียบเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดของวัสดุเปราะและวัสดุพลาสติก [4]

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

- ความเหนียว (Ductility) คือ ค่าที่ใช้วัดจะบอกเปอร์เซ็นต์ การยืดตัว (Percentage Elongation) และการลดพื้นที่ภาคตัดขวาง (Reduction of Area) โดยที่

$$\text{เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (\%E1)} = \frac{L_f - L_o}{L_o} \times 100\% \quad 2.30$$

เมื่อ L_f = ความยาวของเกจหลังจากดึงจนขาด

L_o = ความยาวของเกจเริ่มต้น

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

เมื่อ A_o = พื้นที่หน้าตัดก่อนดึง

A_f = พื้นที่หน้าตัดหลังจากดึงขาด

ในทางปฏิบัติเรามักใช้ค่า %E1 มากกว่าเพราะสะดวกในการวัด ความเหนียวของวัสดุนี้ จะเป็นตัวบอกความสามารถในการขึ้นรูปของมัน คือถ้าวัสดุมีความเหนียวดี (%E1 สูง) ก็สามารถนำไปขึ้นรูป เช่น รีด ตีขึ้นรูป ดึงเป็นลวด ฯลฯ ได้ง่าย แต่ถ้ามีความเหนียวต่ำและเปราะ (Brittle) ก็จะนำไปขึ้นรูปยาก หรือทำไม่ได้ เป็นต้น

- Modulus of Elasticity or Stiffness

ภายใต้พิภคสัดส่วนซึ่งวัสดุมีพฤติกรรมเป็นอีลาสติก อัตราส่วนระหว่างความเค้นต่อความเครียดจะเท่ากับค่าคงที่ ค่าคงที่นี้เรียกว่า Modulus of Elasticity (E) หรือ Young's Modulus หรือ Stiffness

$$E = \frac{\sigma}{e} = \frac{PL}{A\Delta L} \quad \text{มักมีหน่วยเป็น ksi (1 ksi = 1000 psi) หรือ kgf/mm}^2 \text{ หรือ GPa}$$

(สังเกตว่าเป็นหน่วยเดียวกับหน่วยของความเค้น)

ถ้าแรงที่มากระทำเป็นแรงเฉือนเราเรียกค่าคงที่นี้ว่า Shear Modulus หรือ Modulus of Rigidity (G)

$$G = \frac{\tau}{\gamma} = \frac{Ph}{Aa} \quad 2.31$$

ค่า E และ G ของวัสดุแต่ละชนิดจะมีค่าเฉลี่ยคงที่ และเป็นตัวบอกความสามารถงรูป (Stiffness, Rigidity) ของวัสดุ นั่นคือ ถ้า E และ G มีค่าสูง วัสดุจะเปลี่ยนรูปร่างอย่างอีลาสติกได้น้อย แต่ถ้า E และ G ต่ำ มันก็จะเปลี่ยนรูปร่างอย่างอีลาสติกได้มาก ค่า E และ G นี้มีประโยชน์มากสำหรับงานออกแบบวัสดุที่ต้องรับแรงต่าง ๆ

2.12 ความแข็ง (Hardness)

ความแข็งของวัสดุเกี่ยวข้องกับ การจับตัวของอะตอมและโมเลกุลภายในเนื้อวัสดุ เช่นเดียวกับกับความแข็งแรง ดังนั้นความแข็งมักจะเพิ่มเมื่อวัสดุมีความแข็งแรงสูงขึ้น นั่นคือ พวกโลหะและเซรามิกจะแข็งกว่าพวกโพลีเมอร์

การทดสอบความแข็ง มีอยู่หลายวิธี แต่ที่ใช้กันมากที่สุดมี 3 วิธี คือ

1. การทดสอบความแข็งแบบบริเนล (Brinell Hardness Test) วิธีการ คือ ใช้ลูกบอลเหล็กที่ผ่านการชุบมาอย่างดี ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 10 มม. กดลงบนผิวเรียบของวัสดุที่จะวัด โดยใช้แรง 3000 กก. สำหรับวัสดุแข็ง และ 500 กก. สำหรับวัสดุอ่อน โดยใช้เวลา 30 วินาที เป็นมาตรฐาน จากนั้นวัดเส้นผ่านศูนย์กลางของรอยบุ๋ม (Indentation) นำค่าที่ได้ไปคำนวณ จะได้ค่าความแข็งแบบบริเนล (Brinell hardness number) การทดสอบความแข็งแบบ บริเนลนี้ ไม่เหมาะสมกับวัสดุแข็ง เนื่องจากความแข็งของหัวกดไม่มากนัก นอกจากนี้ยังไม่เหมาะกับชิ้นทดสอบที่บางกว่าขนาดของรอยบุ๋ม

2. การทดสอบความแข็งแบบร็อกเวล (Rockwell Hardness Test) การทดสอบแบบนี้ คล้ายกับการทดสอบแบบบริเนล แต่ใช้หัวกดเล็กกว่าและแรงน้อยกว่า ค่าของแรงที่ใช้และชนิด หรือขนาดของหัวกดจะเปลี่ยนได้ ขึ้นกับสเกลของความแข็งแบบร็อกเวลที่เราจะเลือกใช้ให้เหมาะสมกับชนิดของวัสดุที่จะทดสอบ การอ่านค่าของความแข็งจะอ่านโดยตรงจากเครื่อง กล่าวคือ ถ้าความลึกของรอยกดลงไปตื้น ค่าของตัวเลขจะสูง แสดงว่าวัสดุมีความแข็งมาก วิธีการทดสอบจะให้แรงกระทำเล็กน้อยคือ 10 กก. จากนั้นจะเพิ่มแรงกระทำขึ้น ซึ่งอาจจะมีตั้งแต่ 60-100 กก. ขึ้นอยู่กับขนาดและ

ชนิดของหัวกด นอกจากนี้ยังขึ้นอยู่กับชนิดของวัสดุที่จะทดสอบด้วย หัวกดที่ใช้ อาจจะเป็นลูกบอลเหล็ก หรือเพชรที่มีรูปกรวย การทดสอบแบบร็อคเวลันี่ ใช้อย่างกว้างขวางเพราะสามารถใช้วัดความแข็งของ วัสดุชนิดต่าง ๆ ได้มากกว่า สามารถวัดความแข็งของวัสดุที่การทดสอบแบบบริเนลวัดไม่ได้ การใช้งาน สะดวกอ่านค่าได้รวดเร็ว เพราะอ่านโดยตรงจากเครื่องและเนื่องจากรอยบ่มมีขนาดเล็กจึงไม่ทำลายผิว ของชิ้นทดสอบ

3. การทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ (Vickers Hardness Test) การทดสอบแบบวิกเกอร์นี้คล้ายกับบริเนลในแง่ที่ว่า ค่าที่ได้เป็นอัตราส่วนระหว่างแรงที่ใช้ต่อพื้นที่ของรอยกดแต่ต่างกันที่หัวกดที่ใช้เป็นเพชรรูปปิระมิด แรงที่ใช้มีตั้งแต่ 5-120 กก. ขึ้นอยู่กับความแข็งของวัสดุ

2.13 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.13.1 งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับขั้นตอนการทำ Solution Treatment

2.13.1.1 ผลของขั้นตอน Solution Treatment ต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม อลูมิเนียม-ซิลิกอนหล่อ เกรด A356 แบ่งออกเป็น 3 ประการดังต่อไปนี้คือ

- ก. การละลายอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมเข้าสู่เนื้อเมตริกซ์
- ข. ความเป็นเนื้อเดียวกันของชิ้นงาน Homogenization ของชิ้นงานหล่อ
- ค. เปลี่ยนแปลงลักษณะ ขนาด รูปร่างของเฟส Eutectic Silicon

2.13.1.1. ก. การละลายของซิลิกอนและแมกนีเซียมเข้าสู่เนื้อเมตริกซ์

Closet และคณะ [11] ทำการศึกษาปริมาณความเข้มข้นของอะตอมซิลิกอน และอะตอมแมกนีเซียมภายในเนื้อเมตริกซ์ ภายหลังจากชิ้นงาน โลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนหล่อ เกรด A356 ผ่านขั้นตอนการบ่ม ด้วยเครื่อง Electron Probe Micro Analysis (EPMA) พบว่าปริมาณอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียม จะมีปริมาณสูงสุดบริเวณกลางระหว่างแขน Dendrite ของเฟส $\alpha - Al$ และเมื่อผ่านขั้นตอน Solution Treatment พบว่าเกิดการละลายของอะตอมซิลิกอนเข้าสู่เนื้อเมตริกซ์ และชิ้นงานมีความเป็นเนื้อเมตริกซ์เดียวกันหลังจากผ่านขั้นตอน Solution Treatment ที่อุณหภูมิ $550^{\circ}C$ เป็นระยะเวลา 30 นาที ส่วน Zhang และคณะ [39] ทำการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีชิ้นทดสอบด้วยเครื่อง EPMA พบว่าชิ้นทดสอบในสภาวะหล่อก่อนผ่านขั้นตอนการบ่ม พบว่ามีปริมาณอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมภายในเนื้อเมตริกซ์ เท่ากับ 0.3% โดยน้ำหนัก และ 0.15% โดยน้ำหนัก ตามลำดับ หลังจากชิ้นทดสอบผ่านขั้นตอน Solution Treatment ที่อุณหภูมิ $540^{\circ}C$ นาน 9.5 นาที พบว่าอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมเกิดการแพร่เข้าสู่เนื้อเมตริกซ์ เมื่อวิเคราะห์ส่วนผสมด้วยเครื่อง EPMA พบว่าปริมาณของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมมีค่าเพิ่มขึ้น เท่ากับ 1.3% โดยน้ำหนัก และ 0.3% โดยน้ำหนัก ตามลำดับ และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิของขั้นตอน Solution Treatment ให้สูงขึ้นเป็นที่อุณหภูมิ $550^{\circ}C$ พบว่าจะทำให้ธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมสามารถละลายภายในเฟส $\alpha - Al$ ได้เพิ่มขึ้นเล็กน้อย

ซึ่งไม่เกิดความแตกต่างกัน และ S.Shivkumar [33] ได้ศึกษาผลของการปรับปรุงโครงสร้างของเฟสซิลิกอนในโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนหล่อ เกรด A356 ด้วยการเติมสตรอนเชียม (Sr) กับระยะเวลาของขั้นตอน Solution Treatment ที่เหมาะสม พบว่าขั้นตอนที่ถูกปรับโครงสร้างเฟสซิลิกอนให้ละเอียด สามารถลดระยะเวลาของขั้นตอน Solution Treatment

2.13.1.1. ค. การเปลี่ยนแปลงลักษณะของโครงสร้างของเฟส Eutectic Silicon

โดยทั่วไปโครงสร้างเฟส Eutectic Silicon ที่เย็นตัวในสภาวะหล่อ มีลักษณะเป็นแท่งปลายแหลม และอยู่ระหว่างแขน dendrite ซึ่งเป็นจุดกำเนิดในการแตกร้าว ซึ่งพบว่าเมื่อทำ Solution Treatment ในระยะเวลาอันส่งผลให้เฟส Eutectic Silicon มีความกลมมากขึ้น ซึ่งสามารถเปลี่ยนขนาดและรูปร่างได้ 2 วิธีดังนี้

1. การเติมธาตุ Na หรือ Sr ลงน้ำโลหะอลูมิเนียม-ซิลิกอน โดยธาตุเหล่านี้ขัดขวางการโตของซิลิกอน ทำให้เฟส Eutectic Silicon เปลี่ยนจากแท่งยาวปลายแหลมเป็นแท่งสั้นมีลักษณะค่อนข้างกลม และละเอียดมากขึ้นกว่า As-Cast ซึ่งจากงานวิจัยของ D.L. Zhang และคณะ [39] ทำการเปลี่ยนลักษณะขนาดและรูปร่างของเฟส Eutectic Silicon ด้วยการเติม 0.015% โดยน้ำหนักของสตรอนเชียมในน้ำอลูมิเนียมหล่อเกรด A356 หลอมเหลว ทำให้ได้โครงสร้างของเฟส Eutectic Silicon ที่ละเอียดและกระจายตัวสม่ำเสมอ ส่งต่อการลดระยะเวลาในการทำ Solution Treatment

2. การอบชิ้นงานใกล้อุณหภูมิ Eutectic เป็นเวลานานจะทำให้เฟส Eutectic Silicon มีลักษณะกลมเพิ่มขึ้น และระยะห่างระหว่างเฟส Eutectic Silicon มีค่าเพิ่มขึ้น ส่งผลทำให้ขั้นตอนมีความเหนียวเพิ่มขึ้นกว่าขั้นตอนในสภาวะหล่อ

Zhang และคณะ [33] ทำการศึกษาการเปลี่ยนแปลงลักษณะของเฟส Eutectic Silicon ในขั้นตอน Solution Treatment อุณหภูมิ 540 °C เป็นระยะเวลา 1.5 นาทีพบว่า เฟส Eutectic Silicon เริ่มแตกออกเป็นส่วนตัว และหลังจาก 5.5 นาทีพบว่า เฟส Eutectic Silicon เริ่มกลมมากขึ้นจนกระทั่งหลังจาก 19.5 นาทีพบว่าระยะห่างระหว่างเฟส Eutectic Silicon มีค่าเพิ่มขึ้น หลังจากอบชิ้นงานเป็นระยะเวลา 6 ชั่วโมงพบว่ามีการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของเฟส Eutectic Silicon เพียงเล็กน้อย ซึ่งแสดงให้เห็นว่าการทำ Modification จะส่งต่อการทำ Short Solution Heat Treatment และ Zhu et al. [40] ได้สนับสนุนถึงลักษณะการเปลี่ยนแปลงของเฟส Eutectic Silicon คือ โดยเริ่มต้นเฟส Eutectic silicon ที่มีลักษณะแท่งยาวปลายแหลม เริ่มมีการแตกออกเป็นส่วนตัว และหลังจากนั้นส่วนของเฟส Eutectic Silicon ที่แตกออกเหล่านั้นมีความกลมเพิ่มขึ้น

2.13.1.2 ผลของขั้นตอน Solution Treatment ต่อ สมบัติทางกล

ลักษณะ, รูปร่าง และการกระจายตัวของเฟส Eutectic Silicon จะมีผลต่อสมบัติทางกลมากกว่าระยะระหว่างแขน Dendrite Arm Spacing (DAS) ซึ่ง Tsuluda และคณะ [35] ศึกษาผลของระยะเวลาและอุณหภูมิในขั้นตอน Solution Heat Treatment ต่อสมบัติทางกลในโลหะผสมอลูมิเนียม

ซิลิกอนซึ่งมีส่วนผสมดังนี้ Al-6.85%wt.Si-0.3%wt.Mg-0.2%wt0Fe-0.12%wt.Ti-0.006%wt.Na พบว่าความแข็งแรง, เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (%Elongation) และ ความทนทานต่อแรงกระแทก (Impact Strength) เพิ่มขึ้นตามระยะเวลาการทำ Solution Heat Treatment ซึ่งระยะเวลาในการทำ Solution Heat Treatment ที่นานขึ้นจะเปลี่ยนแปลงลักษณะเฟส Eutectic Silicon จากเป็นแท่งปลายแหลมให้มีลักษณะกลมมนมากขึ้น ส่งผลทำให้เปอร์เซ็นต์การยืดตัวมีค่าเพิ่มขึ้น และความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นเกิดจากการเปลี่ยนจากแท่งปลายแหลมซึ่งเป็นบริเวณที่มี Stress ตกค้างมากกลายเป็นแท่งกลม นอกจากนี้ Calvo et al. [8] ได้ศึกษาผลของความแข็งต่อระยะเวลาที่ระยะเวลาและอุณหภูมิในขั้นตอน Solution Heat Treatment ซึ่งจะได้ข้อสรุปในแนวทางเดียวกับ Tsukuda [35] โดยสามารถหาสภาวะที่เหมาะสมที่สุดของการทำ Solution Heat Treatment โดยการอบชิ้นงานที่อุณหภูมิ 540°C นาน 9 ชั่วโมง

Meyer และคณะ [23] ศึกษาผลของการทำ Solution Treatment ต่อสมบัติทางกลในโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนเกรด A357 ซึ่งได้เปรียบเทียบระหว่างกลุ่มที่หนึ่งคือ ชิ้นงานในสภาวะหล่อและกลุ่มที่สองคือชิ้นงานที่ถูกปรับสภาพเกรนให้ละเอียดด้วยการเติม Al-Ti-B และ ปรับลักษณะเฟส Eutectic Silicon ด้วยการเติมธาตุโซเดียม (Na) และทำการอบชิ้นงานทดสอบทั้งสองกลุ่มที่อุณหภูมิ 540°C และใช้ระยะเวลาในการอบดังต่อไปนี้ 1, 2, 5, 10, 15 และ 20 ชั่วโมง และหลังจาก Quenching และขั้นตอน Aging ซึ่งพบว่าสมบัติทางกลทั้งสองกลุ่มเพิ่มขึ้นกับระยะเวลาในการทำ Solution Treatment ที่เพิ่มขึ้น แต่อย่างไรก็ตามเนื่องจากการเตรียมชิ้นงานที่ใช้ในการทดลองมีอุณหภูมิเทน้ำโลหะของแต่ละกลุ่มไม่เท่ากัน จึงทำให้ไม่สามารถเปรียบเทียบผลการทดลองกันได้

2.13.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับขั้นตอน Quenching

Tsukuda และคณะ [35] และ Chamberlain และคณะ [10] มีความคิดเห็นตรงกันโดยเสนอแนะให้ quenching ชิ้นทดสอบด้วยน้ำอุณหภูมิ 15°C โดยมีวัตถุประสงค์เพื่อให้ชิ้นงานมีอัตราการเย็นรวดเร็วที่สูง ทำให้อะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมตกค้างภายในเนื้อเมตริกซ์มากที่สุด ส่งผลทำให้ชิ้นงานมีความแข็งแรงสูงสุด

Briner และคณะ [7] เสนอแนะว่าระยะเวลาในการนำชิ้นงานออกจากเตาจนกระทั่งชุบน้ำซึ่งเรียกว่า Quench delay ควรใช้เวลาน้อยกว่า 30 วินาที ทำให้ในระหว่าง ขั้นตอน Aging จะเกิดอนุภาค Mg₂Si กระจายตัวสม่ำเสมอ แต่ถ้านลดระยะเวลาดังกล่าวให้สั้นลงจะทำให้อนุภาค Mg₂Si มีมากขึ้นและกระจายตัวสม่ำเสมอดีขึ้น ทำให้ชิ้นงานมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น

Zhang และคณะ [39] ศึกษาอัตราการเย็นตัวของชิ้นงานหลังจากขั้นตอน Solution Treatment ต่อสมบัติทางกลในโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอน เกรด A356 พบว่าอัตราการเย็นตัวของชิ้นงานจะมีผลต่อการละลายของปริมาณซิลิกอนและแมกนีเซียม ในกรณีชิ้นงานที่เย็นตัวอย่างรวดเร็วทำให้มีระยะเวลาเพียงพอที่จะทำให้อะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมแพร่ออกจากเนื้อเมตริกซ์ ส่งผลทำให้

มีการตกค้างของอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมในเนื้อเมตริกซ์เป็นจำนวนมาก แต่ในทางตรงกันข้าม
 ชิ้นงานที่เย็นตัวอย่างช้า ทำให้ปริมาณของอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมที่ตกค้างในเนื้อเมตริกซ์ลดลง
 ส่งผลทำให้ความแข็งแรงของชิ้นงานหลังจากขั้นตอน Aging ลดลง

2.13.3 งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับขั้นตอน Aging

Chamberlain และคณะ [10] ศึกษาผลของอุณหภูมิในขั้นตอน Aging กับความ
 แข็งแรงในโลหะผสมอลูมิเนียมเกรด A356 โดยเปรียบเทียบชิ้นงานซึ่งเตรียมจากแบบหล่อทรายกับแบบ
 หล่อแม่พิมพ์โลหะ โดยทำการทดลองอบชิ้นงานในขั้นตอน Aging พบว่าชิ้นงานทั้งสองกลุ่มนี้มี
 แนวโน้มเหมือนกันคือความแข็งแรง ณ จุดคราก (yield strength) และ ความต้านทานแรงดึงสูงสุด
 (UTS) ของชิ้นงานเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิที่สูงขึ้น แต่ทางตรงกันข้ามความแข็งแรง ณ จุดครากจะมีค่า
 ลดลง แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิของชิ้นงานจนถึง 350°C พบว่าความแข็งแรง ณ จุดคราก และ ความ
 ต้านทานแรงดึงสูงสุดของชิ้นงานมีค่าลดลงอย่างรวดเร็ว ซึ่งเรียกว่าเกิดปรากฏการณ์ Over aging

Tsukuda และคณะ [35] ศึกษาหาความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและระยะเวลาใน
 ขั้นตอน Aging กับความแข็งแรงของโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนเกรด A356 โดยงานวิจัยนี้ทำการ
 Solution Heat Treatment ที่อุณหภูมิ 540°C นาน 9 ชั่วโมงและจุ่มชิ้นทดสอบลงในน้ำอุณหภูมิ 15°C
 และทำการ Aging ที่อุณหภูมิ 120°C , 140°C , 160°C และ 180°C และในระยะเวลา 2, 4, 6, 8
 พบว่า ความต้านทานแรงดึงสูงสุดและความแข็งแรง ณ จุดครากเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิที่สูงขึ้น ในขณะที่
 ที่ความทนทานต่อแรงกระแทกและความแข็งจะมีค่าลดลง

Akhter และคณะ [5] ได้ศึกษาอิทธิพลของกระบวนการทางความร้อน T6 ที่มีผลต่อ
 สมบัติทางกลและ โครงสร้างจุลภาคของอลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง Rheocasting หมายเลข A356 ที่
 ผ่านกระบวนการเชื่อม โดยอบละลายที่ 540°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง และชุบน้ำ ก่อนนำไปอบที่ 160°C
 นาน 6 ชั่วโมง ผลการศึกษาพบว่าเฟสยูเทคติกเปลี่ยนรูปร่างจากเดิมซึ่งเป็นแผ่นยาวและรูปร่างไม่แน่นอน
 ไปเป็นอนุภาค Si ที่มีรูปร่างคล้ายทรงกลม ในขณะที่ความแข็งและความแข็งแรง ณ จุดครากเพิ่มจากเดิม
 62 Hv และ 150 MPa ไปเป็น 125 Hv และ 310 MPa โดยลำดับ ทั้งนี้ % Elongation ของชิ้นงานก่อนและ
 หลังผ่านกระบวนการทางความร้อนมีการเปลี่ยนแปลงน้อยมาก คือ จากเดิม 12% ไปเป็น 10%

เช่นเดียวกับ Yu และคณะ [38] ที่ได้ศึกษาการปรับปรุงสมบัติการต้านแรงดึงของ
 อลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง A356 โดยนำชิ้นงานไปอบที่อุณหภูมิ 577°C เป็นเวลา 8 นาที และชุบน้ำ
 น้ำทันทีก่อนนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 ซึ่งประกอบด้วยการอบละลายที่ 525°C เป็นเวลา 5
 ชั่วโมง และชุบน้ำ จากนั้นนำไปอบที่ 170°C เป็นเวลา 7 ชั่วโมง ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความ
 ร้อนดังกล่าวมีความแข็งแรง ณ จุดครากเพิ่มขึ้นจากเดิม 150 MPa เป็น 320 MPa อย่างไรก็ตาม %
 Elongation ของชิ้นงานหลังผ่านกระบวนการทางความร้อนมีการเปลี่ยนแปลงลดลงจาก 25% เป็น 7.5%

นอกจากกระบวนการทางความร้อน T6 แล้ว งานวิจัยของ Druschitz [13] และงานวิจัยของ Jorstad [20] ได้นำกระบวนการทางความร้อน T5 มาใช้ในการปรับสมบัติทางกลของอลูมิเนียมหล่อถึงของแข็ง A356 Druschitz ได้ทำผ่านกระบวนการ T5 โดยบ่มที่ 167°C เป็นเวลา 11 ชั่วโมงในขณะที่ T6 ต้องทำการอบละลาย 8 ชั่วโมงที่ 500°C และชุบในน้ำ ก่อนนำไปบ่ม 11 ชั่วโมงที่ 166°C ส่วน Jorstad ไม่ได้กล่าวถึงรายละเอียดของกระบวนการทางความร้อนแต่อย่างใด จากผลการวิจัยของทั้งสองพบว่าความแข็งแรง ณ จุดครากของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ T6 สูงกว่าชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5 อย่างไรก็ตามผลการศึกษา % Elongation ของทั้งคู่มีความแตกต่างกัน งานวิจัยแรกได้นำเสนอว่า % Elongation ของชิ้นงานที่ผ่าน T6 (12%) สูงกว่า T5 (7%) แต่งานวิจัยหลังกลับพบว่า % Elongation ของชิ้นงานที่ผ่าน T6 (12%) มีความแตกต่างกับ T5(10%) ก่อนข้างน้อย

จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของ Druschitz พบว่าเฟสซิลิกอนในชิ้นงานที่ผ่าน T5 ไม่มีการกระจายตัวอย่างทั่วถึงและรูปร่างยังไม่เป็นทรงกลม ต่างจากชิ้นงานที่ผ่าน T6 จึงส่งผลให้ชิ้นงานที่ผ่าน T5 มีความเปราะมากกว่า การศึกษาของ Jorstad พบว่า Mg_2Si ในชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ T5 ของอลูมิเนียมหล่อแบบถึงของแข็งมีรูปร่างเป็นทรงกลม ในขณะที่ Mg_2Si ในชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ T5 ของอลูมิเนียมหล่อแบบธรรมดา มีรูปร่างเป็นเข็ม จึงส่งผลให้ชิ้นงานแบบแรกมีความแข็งแรงและความเหนียวเพิ่มขึ้น ความแตกต่างของงานวิจัยทั้งสองนี้อาจเป็นผลมาจากความแตกต่างของอุณหภูมิและเวลาที่งานวิจัยทั้งสองใช้

การศึกษานิทธิพลของกระบวนการทางความร้อน T6 ที่มีผลต่ออลูมิเนียมหมายเลขอื่น เช่น Zoqui E.J. [41] และคณะได้ศึกษากระบวนการทางความร้อน T6 ของ Al-4.5wt.%Cu พบว่าการอบละลายอลูมิเนียมหล่อแบบ Rheocasting ต้องใช้อุณหภูมิที่สูงกว่าการอบละลายอลูมิเนียมหล่อแบบธรรมดา เนื่องจากเฟสยูเทคติกบริเวณขอบเกรนของชิ้นงานหล่อแบบ Rheocast มีขนาดค่อนข้างใหญ่ ลักษณะเช่นนี้ทำให้ชิ้นงานแบบนี้มีความสามารถในการต้านการเติบโตของเกรนขณะนำมาผ่านกระบวนการทางความร้อนได้ดี นอกจากนี้กระบวนการทางความร้อนทำให้สมบัติทางกลของชิ้นงานที่หล่อทั้ง 2 แบบดีขึ้น แต่สัดส่วนการเพิ่มของสมบัติการต้านแรงดึงของชิ้นงานหล่อแบบ Rheocasting จะสูงกว่าชิ้นงานหล่อแบบธรรมดา

Cerri และคณะ [9] ได้ศึกษากระบวนการทางความร้อน T5 และ T6 ของอลูมิเนียมหล่อแบบ Thixocasting เกรด 319 โดยอุณหภูมิที่ใช้บ่มของทั้งสองกระบวนการ คือ $170, 200$ และ 220°C ที่เวลาต่างๆ จากการวิจัยพบว่า T6 เพิ่มความแข็งแรงดึงได้มากกว่า T5 แต่ความเหนียวของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทั้งสองแบบไม่แตกต่างกันมากนัก และได้แนะนำว่าควรใช้ T5 ในการปรับสมบัติทางกลของชิ้นงานเนื่องจากประหยัดเวลาและต้นทุนกว่า T6

2.13.4 ลำดับการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนหล่อเกรด A356

ในปี ค.ศ. 1960 ได้มีศึกษาเกี่ยวกับลำดับของการเปลี่ยนเฟสในโลหะผสมอลูมิเนียมซิลิกอนเป็นจำนวนมาก [6, 14-16, 18-19, 21-22, 25-26, 28-29, 32, 34, 37] ต่อมา Thomas และ Pashley [34, 29] เป็นผู้ค้นพบการเปลี่ยนเฟสของอนุภาค ปริซิติเทค ในเนื้อเมตริกซ์โดยการใช้อิเล็กตรอนกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบทรานสมิซชัน (TEM) โดยมีลำดับการเปลี่ยนเฟสดังต่อไปนี้

Supersaturated Solid Solution (α_0) \rightarrow GP Zone หรือ $\beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$ (Mg_2Si Stable Phase)

A.K. Gupta และคณะ [18], M. Murayama และคณะ [25] ได้ค้นพบขั้นตอนแรกของการเกิดอนุภาค ปริซิติเทค แบ่งออกเป็น 2 ลักษณะคือ มีกลุ่มอะตอมของแมกนีเซียมเกิดขึ้นในระหว่างขั้นตอน Quenching ของชิ้นทดสอบ Al-0.65wt%Mg-0.72wt%Si. และ Dutta และคณะ [14] พบว่าหลังจากขั้นตอน Quenching จะเกิดกลุ่มของซิลิกอนขึ้นอย่างรวดเร็วภายในระยะเวลา 1 นาทีหลังจากขั้นตอน Aging ที่อุณหภูมิ 200°C และ Sagalowicz และคณะ [31] พบว่าชิ้นทดสอบมีปริมาณซิลิกอนมากพอทำให้สามารถอะตอมของธาตุซิลิกอนรวมตัวกับธาตุแมกนีเซียม ทำให้เกิดการเปลี่ยนเฟสเป็นอนุภาค Mg_2Si ที่มีเฟสที่เรียกว่า GP zone ได้ง่ายขึ้น โดย GP Zone ที่เกิดขึ้นเหล่านี้สามารถเกิดขึ้นในบริเวณคิสโตเลชัน หรือ ขอบเกรนซึ่งมีลักษณะการเกิดเป็นแบบ Heterogeneous Nucleation [19,29] ซึ่งเฟส GP Zone ที่เกิดขึ้นมีการจัดเรียงตัวอะตอมของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมในทิศทาง $\langle 100 \rangle_\alpha$ และมีอัตราส่วนผสมทางเคมีของอะตอมแมกนีเซียมกับซิลิกอนเท่ากับ 1 : 1 [22] และมีลักษณะบริเวณรอยต่อระหว่างอนุภาคที่เกิดขึ้นกับเนื้อเมตริกซ์เป็นแบบ Semi-Coherent ซึ่งแตกต่างกับ GP Zone ของโลหะผสมอลูมิเนียมชนิดอื่น ๆ เช่น Al-Cu ซึ่งมีลักษณะบริเวณรอยต่อเป็นแบบ Coherent ส่วนผลทำให้อนุภาคเฟส GP Zone ที่เกิดขึ้นการเปลี่ยนเฟสเป็นเฟส β'' ที่อุณหภูมิสูงขึ้นคือ 260°C [34] เมื่อเพิ่มระยะเวลาหรืออุณหภูมิของขั้นตอน Aging มากขึ้น ทำให้เกิดการรวมกลุ่มของเฟส GP Zone ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างที่ซับซ้อนขึ้นจากเป็นแผ่นบางขนาดเล็กละเอียดเปลี่ยนเป็นแบบแท่งซึ่งเรียกว่า needle-like Shape [22] โดยทิศทางการเติบโตของเฟส GP Zone และเฟส β'' ตามทิศทาง $\langle 100 \rangle_\alpha$ เหมือนกัน และเฟส β'' ที่เกิดขึ้นมีอัตราส่วนผสมทางเคมีของ ซิลิกอน : อลูมิเนียม : แมกนีเซียม เท่ากับ 6:3:1 [27] และโดยการเกิดเฟส β'' นั้นจะมีเกิดขึ้นขนานกับการเกิดเฟส GP Zone เมื่อวิเคราะห์ขั้นตอนของด้วยเครื่อง Differential Scanning Calorimetry ในโลหะผสมอลูมิเนียมเกรด 6061 พบว่าในขั้นตอนของการเปลี่ยนเฟสจาก GP Zone เป็น β'' ไม่เกิดการละลายของเฟส GP Zone ออกมา [28]

ในขณะนั้นมีนักวิจัยจำนวนมากต้องการทราบขนาดและทิศทางของเฟส β'' เป็นจำนวนมาก โดย Shchegolevac และคณะ [32] ค้นพบรูปร่างและลักษณะของเฟส β'' และลำดับการเปลี่ยนเฟสจาก β'' เป็น β ด้วยเทคนิค X-ray ซึ่งพบว่าโครงสร้างของเฟส β'' เป็นแบบ monoclinic มี lattice parameter คือ $a=b=0.616$ nm., $c=0.71$ nm และมุม $\beta = 82^\circ$ และโครงสร้าง β

มีโครงสร้างใกล้เคียงกับ β stable โดยมีโครงสร้างเป็น Tetragonal มี lattice parameter คือ $a=0.642$ nm และ $c=0.646$ nm ซึ่งโครงสร้างนี้ถูกยืนยันผลโดย Wahi และ Von Heimendahl [37] ในปี 1974 ด้วยเทคนิค TEM แต่อย่างไรก็ตามได้มีการพยายามวิเคราะห์โครงสร้างผลึกของเฟส β'' ด้วยวิธี กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบทรานสมิซชัน (TEM) และ การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (XRD) สรุปได้ดังนี้

ตารางที่ 2.3 ลักษณะโครงสร้างผลึกของเฟส β''

นักวิจัย	ลักษณะโครงสร้างผลึก	Lattice Parameter
Lynch[21]	Monoclinic	$A=0.30$ nm, $c=0.33$ nm, $b=0.40$ nm., $\beta=71^\circ$
Edwards[16]	Based centered monoclinic	$A=1.534$ nm, $c=0.689$ nm, $b=0.405$ nm., $\beta=106^\circ$
Murayama[26]	Monoclinic	$A=0.714$ nm, $c=0.658$ nm, $b=0.405$ nm., $\beta=75^\circ$
Naoi[27]	Monoclinic B2/m	$A=0.77$ nm, $c=0.67$ nm, $b=0.40$ nm., $\beta=75^\circ$
Andersen[6]	Monoclinic C2/m	$A=1.51$ nm, $c=0.674$ nm, $b=0.405$ nm., $\beta=105.3^\circ$

Andersen และคณะ [4] พบว่า ทิศทางของเฟส β'' จะมี orientation ดังต่อไปนี้

$$[001]_{\beta} // [310]_{\alpha}, [100]_{\beta} // [230]_{\alpha} \text{ และ } [010]_{\beta} // [001]_{\alpha}$$

เมื่อเพิ่มระยะเวลาหรืออุณหภูมิของขั้นตอน Aging อะคอมของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมเกิดการแพร่ออกจากเนื้อเมตริกซ์ ทำให้เกิดการเติบโตของเฟส β'' เปลี่ยนเป็นเฟส β' และมีการเปลี่ยนแปลงรูปร่างจาก Needle-like เป็น rods-shaped ซึ่งยังมีทิศทางการโตของเฟส β'' เหมือนกับคือทิศทาง $\langle 100 \rangle_{\alpha}$ และในปี ค.ศ. 1972 Jacoba [17] พบว่าเฟส β'' มีโครงสร้างผลึกเป็นแบบ Hexagonal ที่มี lattice parameter คือ $a=0.705$ nm และ $c=0.405$ nm. และมีการศึกษาทิศทางเฟส β'' ด้วยการใช้เทคนิค X-ray Micro Diffraction Pattern และ HREM Image เปรียบเทียบกันพบว่าเฟส β' มี orientation เหมือนกันคือในทิศทาง $(100)_{\beta} // (100)_{\alpha}$ และ $[001]_{\beta} // [001]_{\alpha}$ เฟส β (Stable)

เมื่ออนุภาค Mg_2Si ที่เกิดขึ้นมีขนาดใหญ่ขึ้น ทำให้เกิดการเปลี่ยนเฟสจาก β'' เป็นเฟส β' โดยมีการเปลี่ยนแปลงรูปร่างจาก Rod-Shaped เปลี่ยนเป็น Platelets และยังคงมีทิศทางการเติบโตของอนุภาคในทิศทาง $\langle 100 \rangle_{\alpha}$ และลักษณะบริเวณรอยต่อระหว่างเนื้อเมตริกซ์และอนุภาค Mg_2Si (เฟส β) เป็นแบบ Incoherent และลักษณะของโครงสร้างผลึกของเฟส β เป็นแบบ FCC ซึ่งมีโครงสร้างผลึกเป็นแบบ CaF_2 มี lattice parameter ดังนี้ $a=0.639$ nm. มี Orientation คือ $(001)_{\beta} // (100)_{\alpha}$ และ $[110]_{\beta} // [100]_{\alpha}$

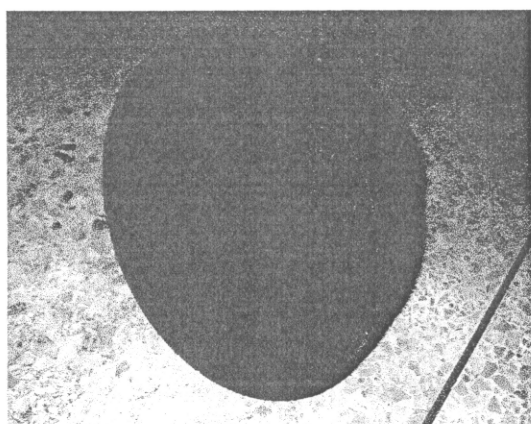
บทที่ 3

การดำเนินงานวิจัย

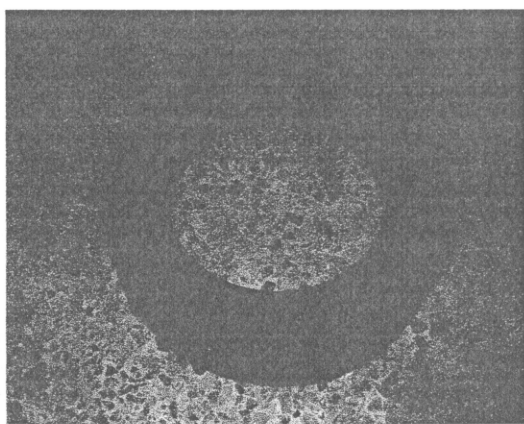
ในบทนี้กล่าวถึงวัสดุและอุปกรณ์ที่ใช้ในงานวิจัย เครื่องมือที่ใช้ในการวิเคราะห์ และวิธีการดำเนินงานวิจัย ซึ่งประกอบด้วยขั้นตอนการเตรียมชิ้นทดสอบ ขั้นตอนการปั๊ม และขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานทดสอบเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค และทดสอบสมบัติทางกลที่ประกอบด้วย การทดสอบความแข็งและการทดสอบแรงดึง

3.1 การขึ้นรูปโลหะแข็งของแข็งโดยวิธี Squeeze casting เกรด A356

การเลือกใช้วัสดุเริ่มต้นในงานวิจัยมีผลต่อการทดลองโดยตรง ดังนั้นในการเลือกใช้อินกอตจึงมาจากกระบวนการผลิตเดียวกัน ซึ่งส่งผลทำให้มีส่วนผสมทางเคมีและโครงสร้างจุลภาคที่เหมือนกัน ทำให้มั่นใจได้ว่าตัวแปรของชนิดอินกอตเริ่มต้นเหมือนกันในทุกชิ้นงาน วัสดุที่นำมาใช้ในการทดลองเป็นวัสดุอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 ซึ่งมีส่วนผสมทางเคมีดังตารางที่ 3.1 ผ่านการหล่อขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งด้วยเทคนิค GISS (Gas induced semi-solid) ซึ่งเทคนิค GISS จะทำการหล่อที่อุณหภูมิประมาณ 700°C เมื่ออุณหภูมิลดลงถึง 650°C จะใช้แก๊สเฉื่อยผ่านแท่งกราฟไฟต์พูน (แก๊สอาร์กอน) เพื่อให้เกิดการไหลวนของน้ำโลหะเกิดการแตกตัวของโครงสร้างเดนไดรต์ เป็นเวลา 20 วินาที จากนั้นนำน้ำโลหะอะลูมิเนียมไปเทลงใน Mold แล้วอัด (Squeeze) ดังรูปที่ 3.1 ที่ความดันไม่น้อยกว่า 2,000 psi ค้างไว้จนโลหะแข็งตัว ได้เป็นชิ้นงานแบบแผ่นกลมที่มีความหนาประมาณ 1-1.5 เซนติเมตร เส้นผ่าศูนย์กลาง 20 เซนติเมตร ดังรูปที่ 3.2

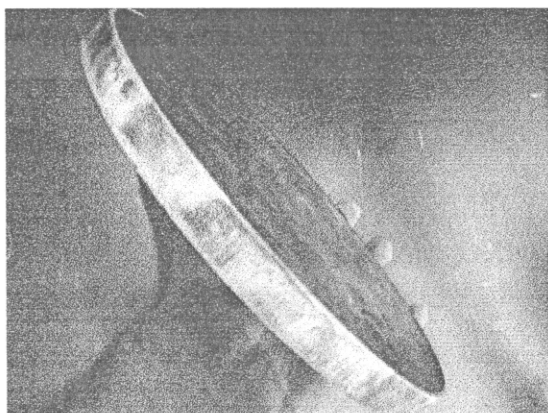


(ก)



(ข)

รูปที่ 3.1 (ก) – (ข) แสดงส่วนประกอบบนและล่างของ Mold ที่ใช้ในการอัดขึ้นรูปชิ้นงาน



รูปที่ 3.2 ชิ้นงานหล่อที่ได้จากการขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็งโดยวิธี Squeeze cast เกรด A356

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนหล่อเกรด A356 ที่ใช้ในการทดลอง

Alloy	Chemical Composition (wt%)							
	Al	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti
A356	bal	7.2453%	0.3985%	0.4458%	0.0424%	0.0433%	0.0081%	0.0893%
	Cr	Ni	Pb	Sr				
	0.006	0.0080	0.0030	0.0003				

3.2 ขั้นตอนทดลองการบ่มขึ้นทดสอบ

3.2.1 ขั้นตอนการทดลองบ่มแบบ T6 ของชิ้นทดสอบ มีขั้นตอนดังต่อไปนี้

ก) นำชิ้นงานใส่ในเตาเผา และเพิ่มอุณหภูมิจากอุณหภูมิห้องจนกระทั่งอุณหภูมิของเตาเท่ากับอุณหภูมิที่ต้องการ 520°C และ 540°C ภายในเวลา 1.05 และ 1.07 ชั่วโมงตามลำดับ เมื่อได้อุณหภูมิที่ต้องการแล้วจึงเริ่มจับเวลาการเผาชิ้นทดสอบในขั้นตอน Solution Treatment เป็นระยะเวลา 4 และ 8 ชั่วโมง ตามลำดับ

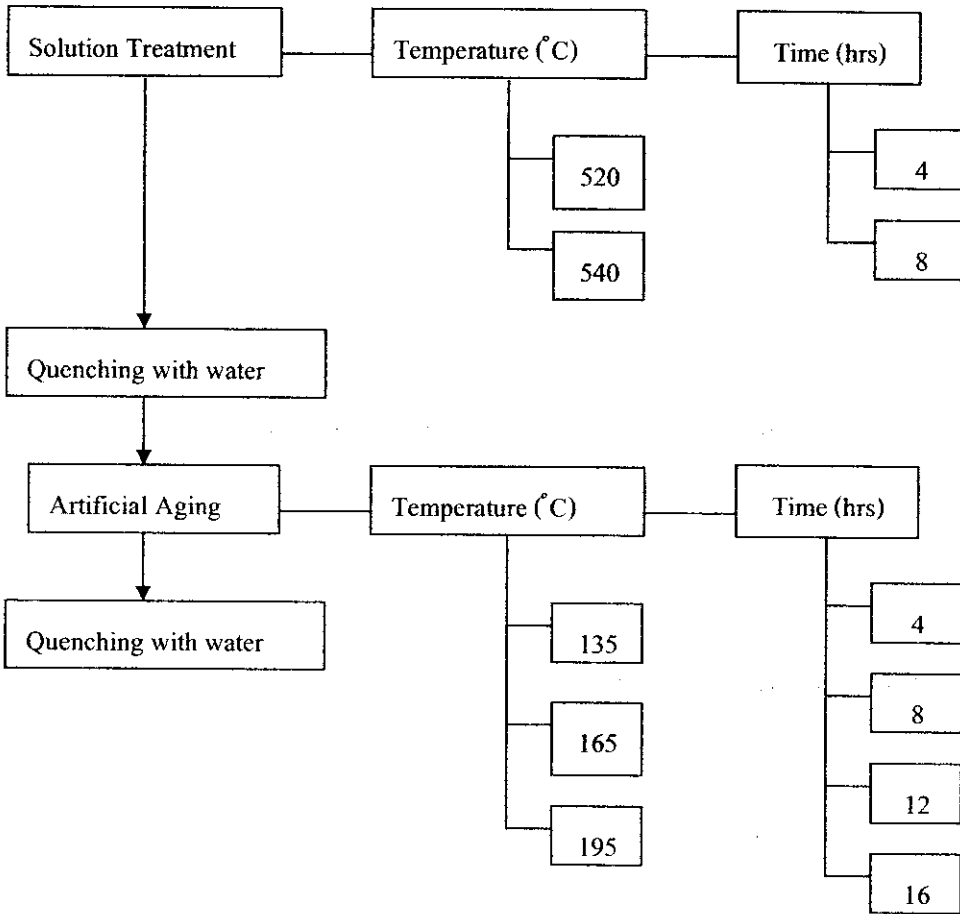
ข) เมื่อทำการเผาชิ้นทดสอบตามระยะเวลาต่างๆตามขั้นตอนการทดลอง และจุ่มชิ้นทดสอบลงในน้ำ

ค) เมื่อผ่านขั้นตอนใน ขั้น ก) และ ข) แล้ว นำชิ้นทดสอบไปบ่มที่อุณหภูมิ 135°C, 165°C และ 195°C เป็นระยะเวลา 4, 8, 12 และ 16 ชั่วโมง ตามลำดับ

โดยแผนภูมิการดำเนินงานแสดงไว้ในรูปที่ 3.3

3.2.2 ขั้นตอนการทดลองบ่มแบบ T5 ของชิ้นทดสอบ มีขั้นตอนดังต่อไปนี้

นำชิ้นทดสอบภายหลังการหล่อไปบ่มที่อุณหภูมิ 135°C, 165°C และ 195°C เป็นระยะเวลา 4, 8, 12 และ 16 ชั่วโมง ตามลำดับ



รูปที่ 3.3 ขั้นตอนการบ่มชิ้นงานทดสอบด้วยกระบวนการทางความร้อนแบบ T6

3.3 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

ขั้นตอนในการเตรียมชิ้นทดสอบสำหรับนำไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค มีดังนี้

- 1) หล่อชิ้นทดสอบที่ผ่านการอบในสภาวะต่างๆ ด้วยเรซิน โดยใช้อัตราส่วนผสมของตัวเรซินและตัวเร่งปฏิกิริยาที่อัตราส่วน 10:1 รอจนกระทั่งเรซินแข็งตัว
- 2) ขัดชิ้นทดสอบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180, 360, 600, 800 และ 1200 ตามลำดับ
- 3) นำชิ้นงานไปทำความสะอาดด้วยเครื่องทำความสะอาดโดยใช้คลื่นอัลตราโซนิคเป็นเวลา 5 นาที
- 4) ขัดชิ้นทดสอบด้วยผ้าสักหลาดที่มีผงอลูมินาขนาดอนุภาค 5, 1 และ 0.3 ไมครอน ตามลำดับ แล้ว นำชิ้นงานไปทำความสะอาดด้วยเครื่องทำความสะอาดโดยใช้คลื่นอัลตราโซนิคเป็นเวลา 5 นาที
- 5) นำชิ้นทดสอบมากัดผิวหน้าด้วยสารละลาย (Keller's reagent) ที่มีส่วนผสมทางเคมีดังนี้

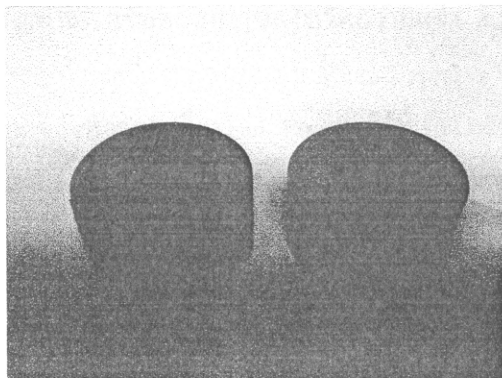
กรดไฮโดรฟลูออริก ความเข้มข้น 48% 2 ml.

กรดไฮโดรคลอริก (เข้มข้น) 3 ml

กรดไนตริก 5 ml และน้ำ 190 ml

เป็นระยะเวลา 5-10 วินาที ล้างด้วยน้ำ และทำให้แห้ง

6) ถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope)



รูปที่ 3.4 แสดงลักษณะรูปร่างของชิ้นงานที่นำไปทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

3.4 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (TEM)

ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานเพื่อนำไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคโดยใช้ TEM มีดังนี้

- 1) นำชิ้นทดสอบขนาด 15 x 15 x 130 มิลลิเมตร ไปกลึงให้เป็นแท่งทรงกระบอกขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางเท่ากับ 3 มิลลิเมตร
- 2) นำแท่งทรงกระบอกดังกล่าวไปตัดด้วยเครื่องตัดความเร็วต่ำ (Low speed diamond saw) ให้เป็นแผ่นดิสก์ที่มีขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 30 มิลลิเมตร และหนาประมาณ 150 ไมครอน
- 3) นำแผ่นดิสก์จากข้อ 2) ไปทำการขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 1200 จนกระทั่งถึงขัดด้วยผงอลูมินา 5 ไมครอน จนกระทั่งความหนาของแผ่นดิสก์เหลือประมาณ 40-80 ไมครอน
- 4) นำแผ่นดิสก์บางจากข้อ 3) ไปผ่านการขัดเงาด้วยเครื่องทวินเจ็ตอิเล็กโตรโพลิชิง (Twin-jet electropolishing) โดยใช้สารละลายที่มีส่วนผสมของกรดไนตริก 20% และเมทานอล 80% ที่มีอุณหภูมิ -15°C to -30°C กระแสที่ใช้เท่ากับ 150-250 mA ในขณะที่อัตราการไหล (Flow rate) และความไว (Sensitivity) ของเครื่องถูกปรับไปที่ 4.4-5.5 และ 3-5
- 5) นำชิ้นงานจากข้อ 4) ไปทำความสะอาดด้วยเอทานอล และน้ำกลั่นตามลำดับ
- 6) นำชิ้นงานไปวางไว้ในตู้ความชื้นอย่างน้อย 1 วัน ก่อนนำชิ้นงานไปศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน

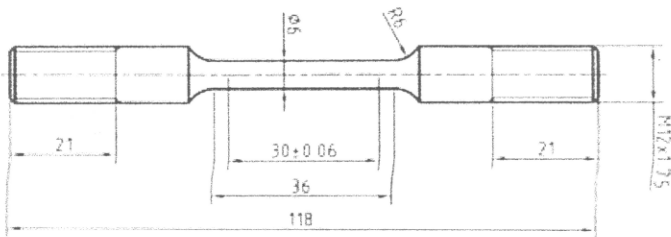
6) กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (TEM) ที่ใช้เป็นเครื่องรุ่น JEOL JEM-2010 ปรับใช้งานที่ความต่างศักย์ เท่ากับ 200 kV.

3.5 การเตรียมชิ้นงานเพื่อการทดสอบความแข็ง

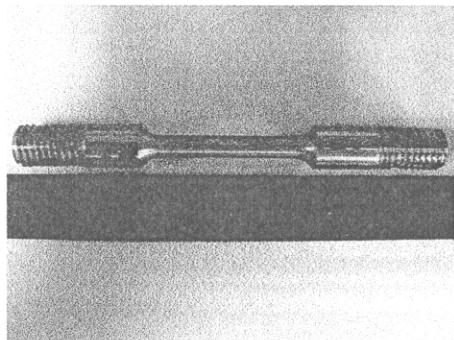
นำชิ้นงานที่ผ่านขั้นตอนการขัดไปวัดความแข็ง ซึ่งในการวัดความแข็งนั้น ใช้วิธีวัดความแข็งในหน่วย Vickers ด้วยเครื่องทดสอบแบบ Micro Hardness Vickers Test รุ่น HWDM-3 Type A และได้กำหนดน้ำหนักกดของหัวกดคงที่ (Load Fixed) ไว้ที่ 100 กรัม กดเป็นเวลา 10 วินาที และหาค่าความแข็งของชิ้นงานในแต่ละสถานะฯ ละ 3 ชิ้น แต่ละชิ้นจะทำการหาค่าความแข็งของชิ้นงานโดยการวัดค่าความแข็ง 9 จุดต่อ 1 ชิ้นงานแล้วคำนวณหาค่าเฉลี่ย

3.6 การเตรียมชิ้นงานเพื่อการทดสอบแรงดึง

ในการทดสอบแรงดึงนั้นนำชิ้นงานที่ผ่านการทำให้เป็นโลหะกึ่งของแข็งแล้วขึ้นรูปโดยวิธี Squeeze casting มาตัดให้ได้ขนาด 14 cm x 13.5 cm แล้วนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อนที่สถานะต่างๆ จากนั้นจึงนำไปกัดด้วยเครื่อง CNC ให้ได้ขนาดตามมาตรฐานที่แสดงไว้ ดังรูปที่ 3.5



รูปที่ 3.5 แสดงชิ้นงานทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM เบอร์ E 8M-04



รูปที่ 3.6 แสดงชิ้นงานทดสอบแรงดึงภายหลังการเตรียมตามมาตรฐาน ASTM เบอร์ E 8M-04

โดยในการทดสอบแรงดึงนั้นทำการทดสอบแรงดึงด้วยเครื่องทดสอบแรงดึง
อเนกประสงค์ รุ่น H 100 KS ซึ่งในการทดสอบนี้ใช้การดึงโดยกำหนดอัตราระยะเคลื่อนที่คงที่
(Displacement Rate Fixed) คือ 1 มิลลิเมตรต่อนาที ซึ่งงานทดสอบมีความยาวช่วง Gauge Length 30
มิลลิเมตร เมื่อคำนวณเป็น Speed Test คือ $30 \times 1 \times 10^{-3} \times 60$ เท่ากับ 1.8 mm/min และเครื่องทดสอบจะหยุด
การทดสอบเมื่อชิ้นทดสอบเกิดการแตกหัก

โดยที่ในการทดสอบนั้น จะต้องทำการวัดช่วง Gauge Length และทำสัญลักษณ์ไว้ ก่อน
ทำการทดสอบ เพื่อความสะดวกในการหาระยะยืดภายหลังการทดสอบ

บทที่ 4

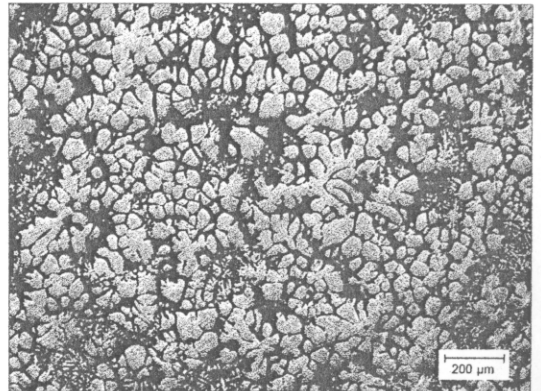
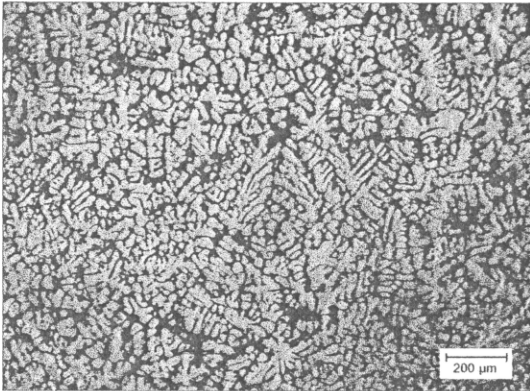
ผลการทดลองและอภิปรายผลการทดลอง

ในบทนี้จะกล่าวถึงผลการทดลองและอภิปรายผลการทดลอง ซึ่งได้แก่ผลการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค และผลการทดสอบความแข็งและความต้านทานแรงดึงของขึ้นทดสอบในสภาวะหล่อและขึ้นทดสอบหลังการบ่มเทียมในสภาวะต่างๆตามขั้นตอนการทดลอง ดังรายละเอียดต่อไปนี้

4.1 ขึ้นทดสอบในสภาวะหล่อ

4.1.1 โครงสร้างจุลภาค

ผลการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของขึ้นทดสอบในสภาวะหล่อแบบ Conventional มีลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบด้วย เฟส α -Al และเฟสยูเทคติกซิลิกอนที่มีลักษณะเป็นแท่งปลายแหลมกระจายตัวบนเนื้อเมตริกซ์ ในขณะที่โครงสร้างจุลภาคของขึ้นทดสอบในสภาวะหล่อแบบ Semi-Solid มีลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบด้วย โครงสร้างแบบก้อนกลม (Globular structure) ที่ล้อมรอบด้วยเฟสยูเทคติก ดังแสดงในรูปที่ 4.1 ก และ ข ตามลำดับ



ก) ขึ้นทดสอบในสภาวะหล่อแบบ CSC ข) ขึ้นทดสอบในสภาวะหล่อแบบ SSM-GISS-SC
รูปที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคของขึ้นทดสอบก่อนการบ่มเทียม

ซึ่งสามารถอธิบายโดยพิจารณาจากแผนภาคสมดุลภาคของโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอน เมื่ออุณหภูมิของอลูมิเนียมเหลวต่ำกว่าอุณหภูมิ ~ 615 °C (จุด Freezing Point) พบว่าเริ่มมีนิวเคลียสของเฟส α -Al เกิดขึ้นในน้ำอลูมิเนียมเหลว และการเกิดเฟส α -Al นั้นเป็นแบบ Homogeneous nucleation และ Heterogeneous nucleation โดยปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นคือ Liquid \rightarrow α -Al + Liquid เมื่ออุณหภูมิของอลูมิเนียมหลอมเหลวลดต่ำลงอย่างต่อเนื่อง ทำให้เกิดการเติบโตของเฟส α -Al ซึ่งมีรูปร่างคล้ายกิ่งไม้

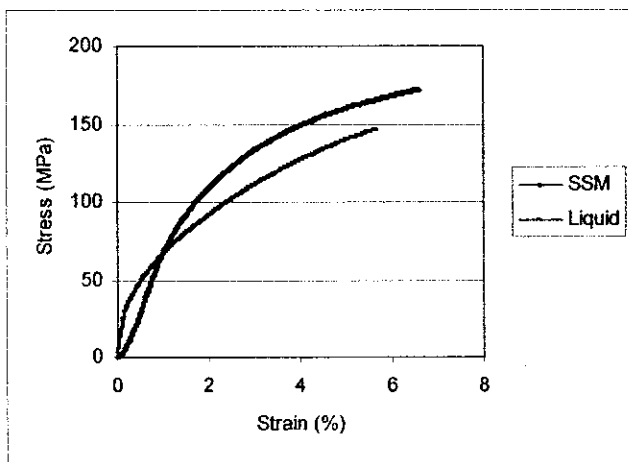
เรียกว่าโครงสร้างเดนไดรต์ (Dendrite) ในขณะที่มีการเติบโตของเฟส α -Al เกิดการผลักดันอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมออกจากเฟส α -Al ส่งผลให้อลูมิเนียมเหลวที่เหลืออยู่ระหว่างแกนเดนไดรต์ มีปริมาณความเข้มข้นอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมค้าง เมื่อเทียบกับเฟส α -Al ที่เกิดขึ้น โดยระหว่างแกนเดนไดรต์ จะอยู่ในสภาวะกึ่งของแข็ง-ของเหลว โดยที่เฟสของแข็งคือเฟส α -Al และส่วนบริเวณของเหลวคือ บริเวณที่มีโลหะอลูมิเนียมที่มีความเข้มข้นของอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมสูง อย่างไรก็ตามกระบวนการของการแข็งตัวยังเกิดขึ้นอย่างต่อเนื่อง เมื่ออุณหภูมิของอลูมิเนียมเหลวกว่า 577°C (Eutectic Temperature) ของเหลวซึ่งอยู่ระหว่างแกนเดนไดรต์ ที่มีความเข้มข้นอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมละลายสูง จะเปลี่ยนเฟสเป็นของแข็ง เรียกว่าเฟสยูเทคติกซิลิกอน (Eutectic Silicon) ซึ่งมีลักษณะเป็นแท่งยาวปลายแหลมกระจายตัวอยู่ในเฟส α -Al ที่เรียกว่าเนื้อเมตริกซ์ เมื่ออุณหภูมิลดลงถึงอุณหภูมิ 555°C ในบริเวณที่มีอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมเริ่มเกิดเฟส Mg_2Si ขนาดใหญ่ภายในโครงสร้าง ทำให้เกิดการแยกตัวของธาตุในแต่ละบริเวณ เรียกว่า Segregation โดยเฟส α -Al เป็นบริเวณที่มีอะตอมของอลูมิเนียมอยู่เป็นจำนวนมาก ส่วนในบริเวณเฟสยูเทคติกซิลิกอนเป็นบริเวณที่มีอะตอมของซิลิกอนอยู่เป็นจำนวนมาก

ซึ่งกลไกในการผลิตโลหะกึ่งของแข็งนั้นคือ การเกิดของอนุภาคของแข็ง (Solid Particles) เล็กๆ ที่มีรูปร่างแบบ Equiaxed จำนวนมากมาย ซึ่งอาจจะเกิดจากกระบวนการนิวคลีเอชันและการเติบโต (Nucleation and Growth) หรือ กระบวนการแตกตัวของเดนไดรต์ (Dendrite Fragmentation) หรือ เป็นผลจากทั้งสองกระบวนการผสมกัน โดยอนุภาคของแข็งเหล่านี้จะเติบโตด้วยการแพร่ของอะตอม หรือ Coarsening ทำให้รูปร่างแบบ Equiaxed ของเกรนเหล่านี้กลายเป็นเกรนแบบก้อนกลม ซึ่งต่างจากเทคนิคการหล่อแบบ Conventional ที่มีจำนวนนิวคลีเอชันที่ค่อนข้างน้อยและการแข็งตัวเป็นแบบต่อเนื่อง ดังนั้นการนิวคลีเอชันและเติบโตจึงเป็นแบบการแข็งตัวของโลหะทั่วไปที่มักจะได้โครงสร้างเป็นแบบเดนไดรต์

4.1.2 สมบัติทางกล

จากการทดสอบความแข็งค่าความแข็งของชิ้นทดสอบในสภาวะหล่อแบบ Conventional / Semisolid พบว่า ค่าความแข็งเฉลี่ยของชิ้นทดสอบที่ใกล้เคียงกันที่ค่าประมาณ 63.5 Hv ในขณะที่ค่าความต้านทานแรงดึงแสดงดังในรูปที่ 4.2 ซึ่งจากกราฟพบว่า ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของอลูมิเนียมหล่อ A356 แบบ Semisolid เท่ากับ 172.13 MPa และ 6.61% ตามลำดับ ซึ่งเมื่อเปรียบเทียบกับค่าดังกล่าวของอลูมิเนียมหล่อ A356 แบบ Conventional (145 MPa และ 5.66% ตามลำดับ) แล้วพบว่าค่าความต้านทานแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของอลูมิเนียมหล่อแบบ Semisolid จะสูงกว่า เนื่องจากโครงสร้างที่ได้จากการหล่อแบบ Conventional นั้นมีลักษณะเป็นแบบเดนไดรต์ และเฟสยูเทคติกซิลิกอนเป็นเฟสที่มีความแข็งสูงแต่เปราะ ซึ่งลักษณะของเฟสซิลิกอนที่ได้จากการหล่อ

แบบธรรมดานั้นจะมีลักษณะยาวต่อๆกันและปลายแหลม เมื่อได้รับแรงดึงจึงส่งผลให้ค่าความต้านทานแรงดึงต่ำกว่าโครงสร้างที่ได้จากการหล่อแบบ Semisolid ที่เป็นแบบเกรนก้อนกลม



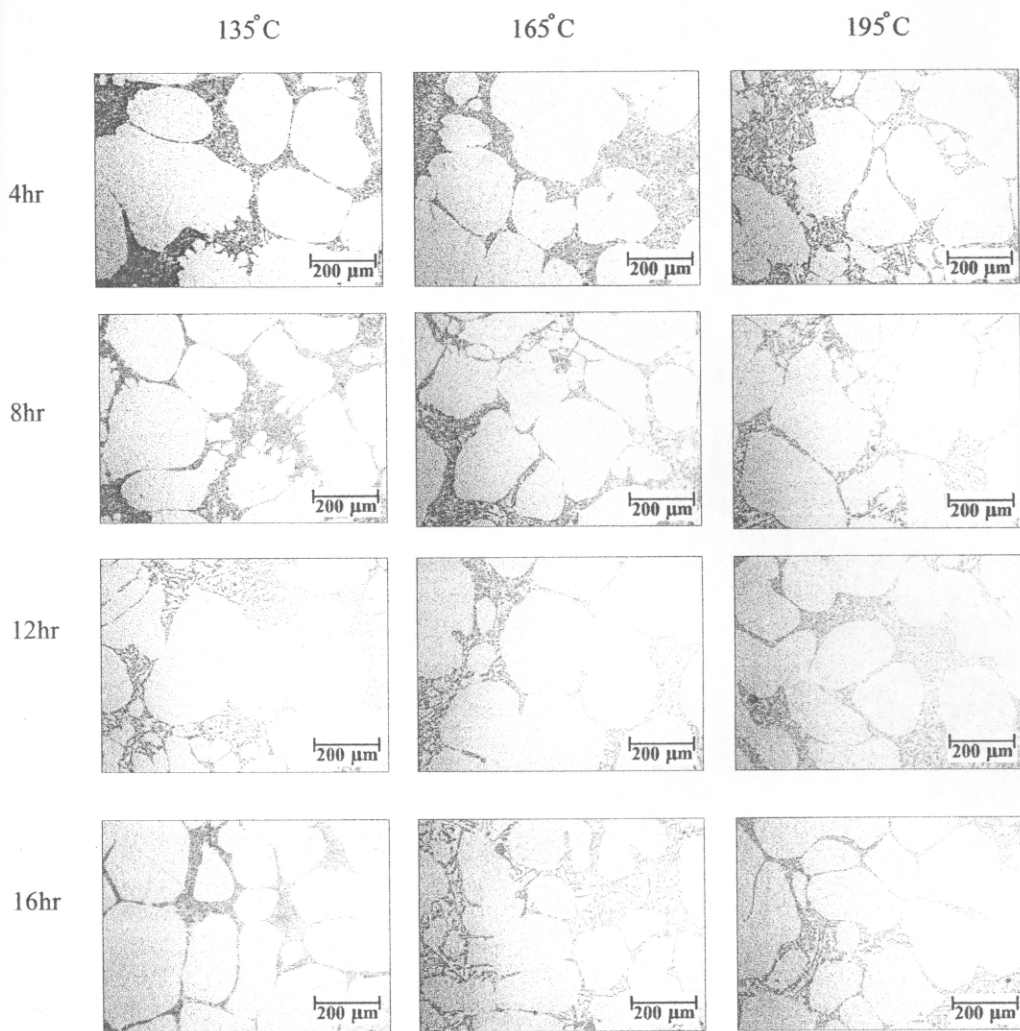
รูปที่ 4.2 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า Ultimate Tensile Strength และ %Elongation ของชิ้นทดสอบในสถานะหล่อ

4.2 ชิ้นทดสอบหลังผ่านกระบวนการทางความร้อน T5

4.2.1 อิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการบ่มเทียมนที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาค

รูปที่ 4.3 แสดงให้เห็นถึงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อแบบ Semisolid ที่นำมาผ่านกระบวนการทางความร้อน T5 ณ อุณหภูมิและเวลาในการบ่มเทียมนที่แตกต่างกันดังนี้ 135, 165 และ 195°C และ 4, 8, 12 และ 16 ชั่วโมง ตามลำดับ

จากรูปที่ 4.3 พบว่า โครงสร้างทางจุลภาคประกอบด้วยเนื้อแมทริกซ์ คือ เฟส α -Al (บริเวณสีขาว) และเฟสยูเทคติกซิลิกอน (บริเวณสีเทาเข้ม) ซึ่งมีรูปร่างเป็นแท่งยาวปลายแหลม เมื่อเปรียบเทียบกับโครงสร้างจุลภาคกับชิ้นทดสอบที่ไม่ผ่านการบ่มเทียมนั้นพบว่ามีโครงสร้างจุลภาคที่คล้ายคลึงกัน เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการบ่มเทียมนแต่เวลาคงที่นั้น พบว่าอนุภาคของซิลิกอนจะมีขนาดเล็กลงและหนาแน่นขึ้นเนื่องจากการแพร่ของอะตอมภายในโครงสร้างผลึกเกิดได้เร็วขึ้นเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น เฟสยูเทคติกจะมีขนาดเล็กลงและมีความหนาแน่นเพิ่มขึ้น และระยะห่างระหว่างอนุภาคของซิลิกอนเพิ่มขึ้น หนึ่ง อุณหภูมิในการบ่มเทียมนั้น ไม่สูงพอที่จะทำให้เฟสยูเทคติกซิลิกอนเกิดการละลายได้ ทำให้โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มเทียมนเพียงอย่างเดียวไม่แตกต่างจากโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อก่อนมากนัก ในขณะที่เดียวกันเมื่ออุณหภูมิคงที่แต่เวลาที่ใช้ในการบ่มเทียมนานขึ้น พบว่าเฟสยูเทคติกจะมีขนาดเล็กลงและมีความหนาแน่นเพิ่มขึ้น และระยะห่างระหว่างอนุภาคของซิลิกอนเพิ่มขึ้น

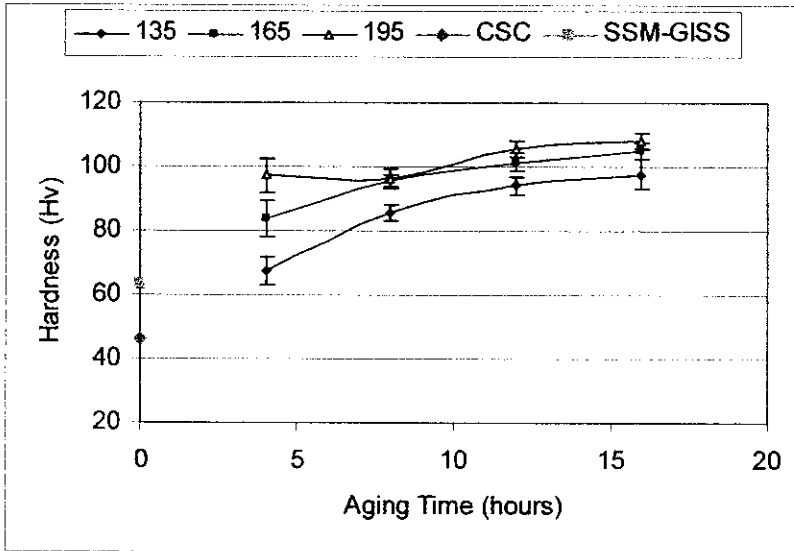


รูปที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคของชั้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T5 ที่สภาวะต่างๆ

4.2.2 สมบัติทางกลของชั้นทดสอบหลังการบ่มเทียม T5

4.2.2.1 อิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการบ่มเทียมที่มีต่อค่าความแข็ง

เมื่อนำชั้นทดสอบในสภาวะหล่อไปผ่านขั้นตอนการบ่มเทียมที่อุณหภูมิ 135, 165 และ 195°C เป็นระยะเวลา 4, 8, 12 และ 16 ชั่วโมง พบว่าค่าความแข็งของชั้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการ T5 มีขนาดสูงกว่าค่าความแข็งของชั้นทดสอบในสภาวะหล่อ (รูปที่ 4.4) โดยค่าความแข็งสูงสุดที่ได้เท่ากับ 112 Hv ที่อุณหภูมิและเวลาในการบ่มเทียมเท่ากับ 195°C และ 16 ชั่วโมง ตามลำดับ

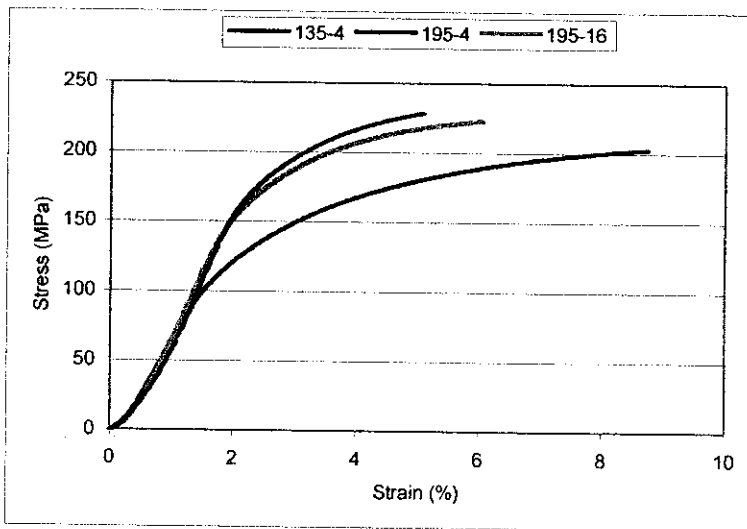


รูปที่ 4.4 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งกับเวลาที่ใช้ในการบ่มเทียมของชิ้นทดสอบ ที่อุณหภูมิการบ่มเทียม 135, 165 และ 195°C

เพราะระยะเวลาการบ่มเทียมที่เท่ากัน แต่อุณหภูมิในการบ่มเทียมสูงขึ้น ค่าความแข็งของชิ้นทดสอบจะเพิ่มขึ้น เนื่องจากพลังงานกระตุ้นของชิ้นทดสอบสูงขึ้นเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น ส่งผลให้เกิดการแพร่และการกระจายตัวของอนุภาคซิลิกอนเพิ่มมากขึ้น เฟสซิลิกอนจึงมีขนาดเล็กลงและกลมมนมากขึ้น ทำให้ค่าความแข็งสูงขึ้น และเมื่อเพิ่มระยะเวลาการบ่มเทียมนานขึ้นที่อุณหภูมิตั้งที่ ความแข็งของชิ้นทดสอบจะสูงขึ้นเพราะระยะเวลาในการแพร่ของอนุภาคซิลิกอนมากขึ้นนั่นเอง

4.2.2.2 อิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการบ่มเทียมที่มีต่อความต้านทานแรงดึง

ในการทดสอบสมบัติการต้านทานแรงดึง เราเลือกบางสภาวะของการบ่มเทียมแบบ T5 เท่านั้น โดยจะทำการเลือกสภาวะที่ให้ค่าความแข็งต่ำสุดและสูงสุด ซึ่งก็คือที่อุณหภูมิและเวลาบ่มเทียมเป็น 135°C, 4 ชั่วโมง และ 195°C, 16 ชั่วโมง นอกจากนี้เรายังเลือกสภาวะการบ่มเทียมที่ 195°C, 4 ชั่วโมง เพิ่มด้วยเนื่องจากค่าความแข็งที่ทั้งสองสภาวะนั้นมีค่าแตกต่างกันเพียงเล็กน้อยเท่านั้น จึงต้องยืนยันผลด้วยการทดสอบความต้านทานแรงดึง ดังแสดงผลในรูปที่ 4.5



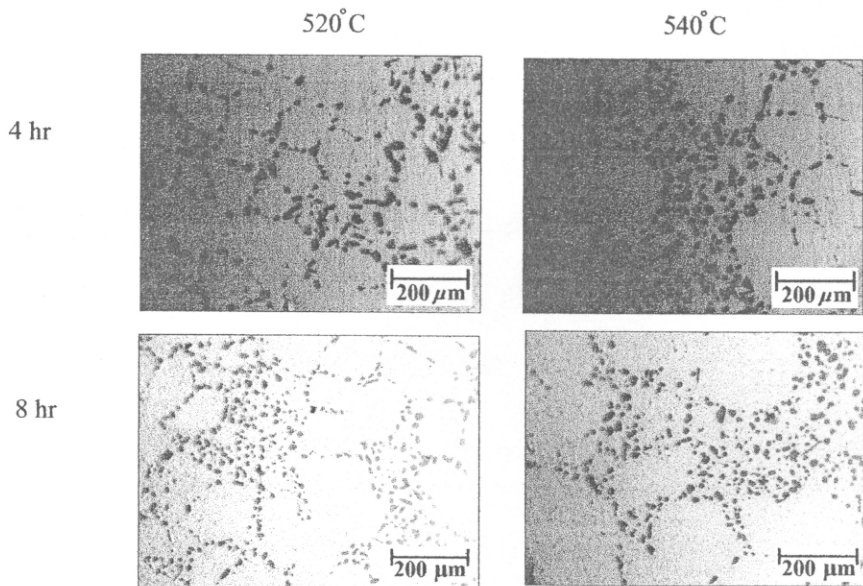
รูปที่ 4.5 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานแรงดึงของชิ้นทดสอบกับเวลาที่ใช้ในการบ่มเทียบเทียบชิ้นทดสอบ ที่อุณหภูมิ 135 และ 195°C

จากรูปที่ 4.5 พบว่าขนาดของความต้านทานแรงดึงสูงสุดที่ได้จากการผ่านกระบวนการทางความร้อน T5 เท่ากับ 228.35 MPa จากชิ้นทดสอบที่ผ่าน T5 ที่ 195°C, 16 ชั่วโมง ทั้งนี้ค่าความต้านทานแรงดึงจะแปรผันตรงกับค่าความแข็ง ซึ่งที่สภาวะที่ค่าความแข็งต่ำ (135°C, 4 ชั่วโมง) เมื่อนำมาทดสอบความต้านทานแรงดึงนั้นก็就会ให้ค่าความต้านทานแรงดึงต่ำ (202.89 MPa) เช่นกัน ในขณะที่สภาวะที่ให้ค่าความแข็งสูง (195°C, 4 ชั่วโมง และ 195°C, 16 ชั่วโมง) เมื่อนำมาทดสอบความต้านทานแรงดึงนั้นก็就会ให้ค่าความต้านทานแรงดึงที่สูงเช่นกัน เพราะการบ่มเทียบที่อุณหภูมิสูงกว่า ทำให้การแพร่และการกระจายตัวของอนุภาคซิลิกอนเกิดขึ้นได้ดี และยังทำให้อนุภาคซิลิกอนมีขนาดเล็กลงด้วย

นอกจากนี้ค่าความต้านทานแรงดึงที่สภาวะ 195°C, 4 ชั่วโมง มีค่าใกล้เคียงกับที่สภาวะ 195°C, 16 ชั่วโมง ซึ่งสอดคล้องกับค่าความแข็งของทั้งสองสภาวะที่มีค่าแตกต่างกันเพียงเล็กน้อยเท่านั้น และเมื่อพิจารณาเปอร์เซ็นต์การยืดตัว พบว่าชิ้นทดสอบที่ผ่าน T5 ที่สภาวะ 135°C, 4 ชั่วโมงให้ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่สูงที่สุด เท่ากับ 8.74%

4.3 ชั้นทดสอบหลังผ่านกระบวนการทางความร้อน T6

4.3.1 อิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการอบละลายที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาค



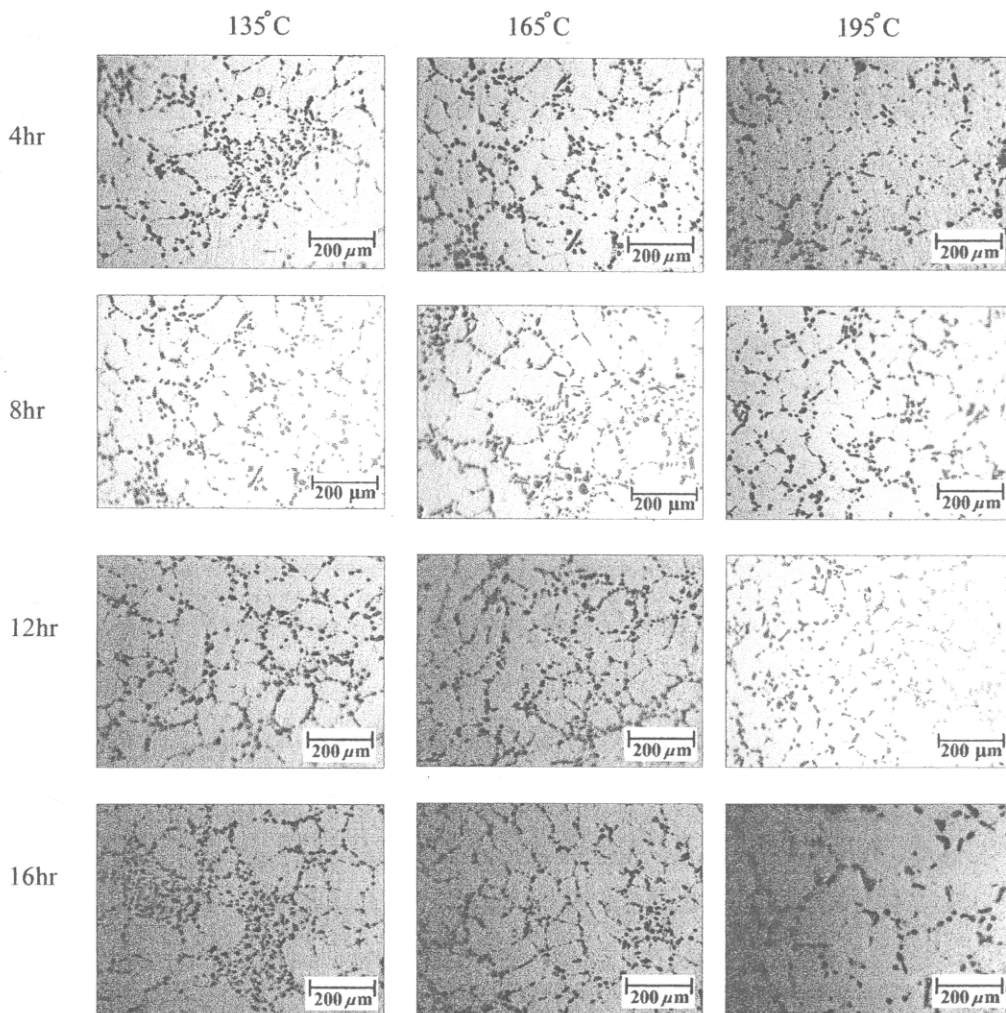
รูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคของชั้นทดสอบที่ผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิ 520 และ 540°C เป็นเวลา 4 และ 8 ชั่วโมง

จากรูปที่ 4.6 พบว่าชั้นทดสอบที่ผ่านการอบละลายในแต่ละสภาวะมีลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่คล้ายคลึงกัน โดยประกอบด้วยเนื้อเมตริกซ์ คือ เฟส α -Al (บริเวณสีขาว) และเฟสยูเทคติกซิลิกอน คือ บริเวณที่มีรูปร่างเป็นแผ่นเล็กๆกระจายตามขอบเกรนของเฟส α -Al การเปลี่ยนแปลงรูปร่างลักษณะของเฟสยูเทคติกซิลิกอนหลังการอบละลายแสดงให้เห็นว่า มีการแพร่ของอะตอมซิลิกอนออกจากเฟสยูเทคติกซิลิกอนและละลายเข้าสู่เมตริกซ์ เมื่อพิจารณาร่วมกับเฟสโคอะเกรมของอลูมิเนียม-ซิลิกอนพบว่าความสามารถในการละลายของซิลิกอนและแมกนีเซียมในอลูมิเนียมเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลอง ที่พบว่าเมื่ออุณหภูมิในการอบละลายสูงขึ้น และ/หรือเวลาในการอบละลายนานขึ้น เฟสยูเทคติกซิลิกอนที่ได้จะมีความกลมและละเอียดมากขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 4.6

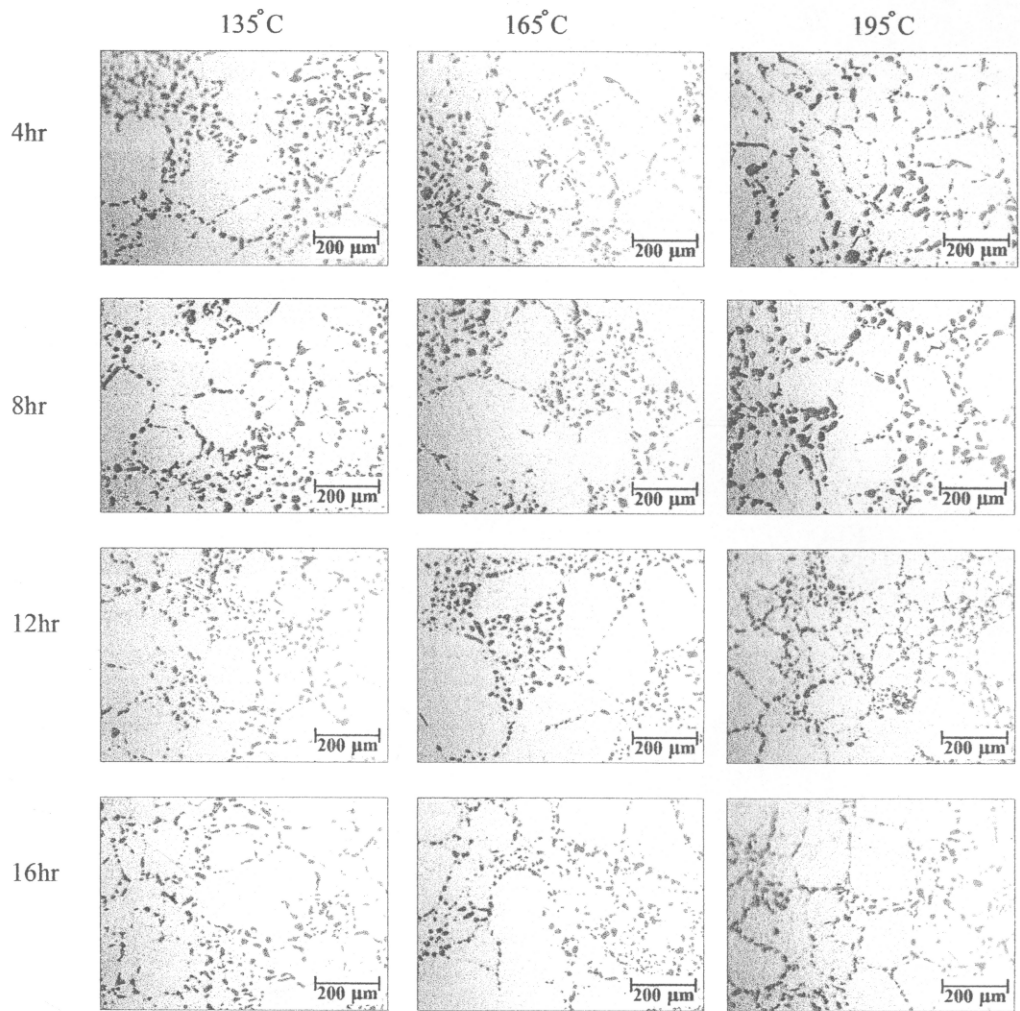
4.3.2 อิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการบ่มเทียมนี่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาค

หลังผ่านขั้นตอนการอบละลายและการชุบเย็นแล้ว ชั้นทดสอบจะถูกนำไปบ่มเทียมนี่ที่อุณหภูมิ 135, 165 และ 195°C ที่เวลาแตกต่างกัน คือ 4, 8, 12 และ 16 ชั่วโมง จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคศึกษาโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงของชั้นทดสอบภายหลังการบ่มเทียมนี่งาน พบว่าอุณหภูมิและเวลาในการบ่มเทียมนี่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคที่ศึกษาโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

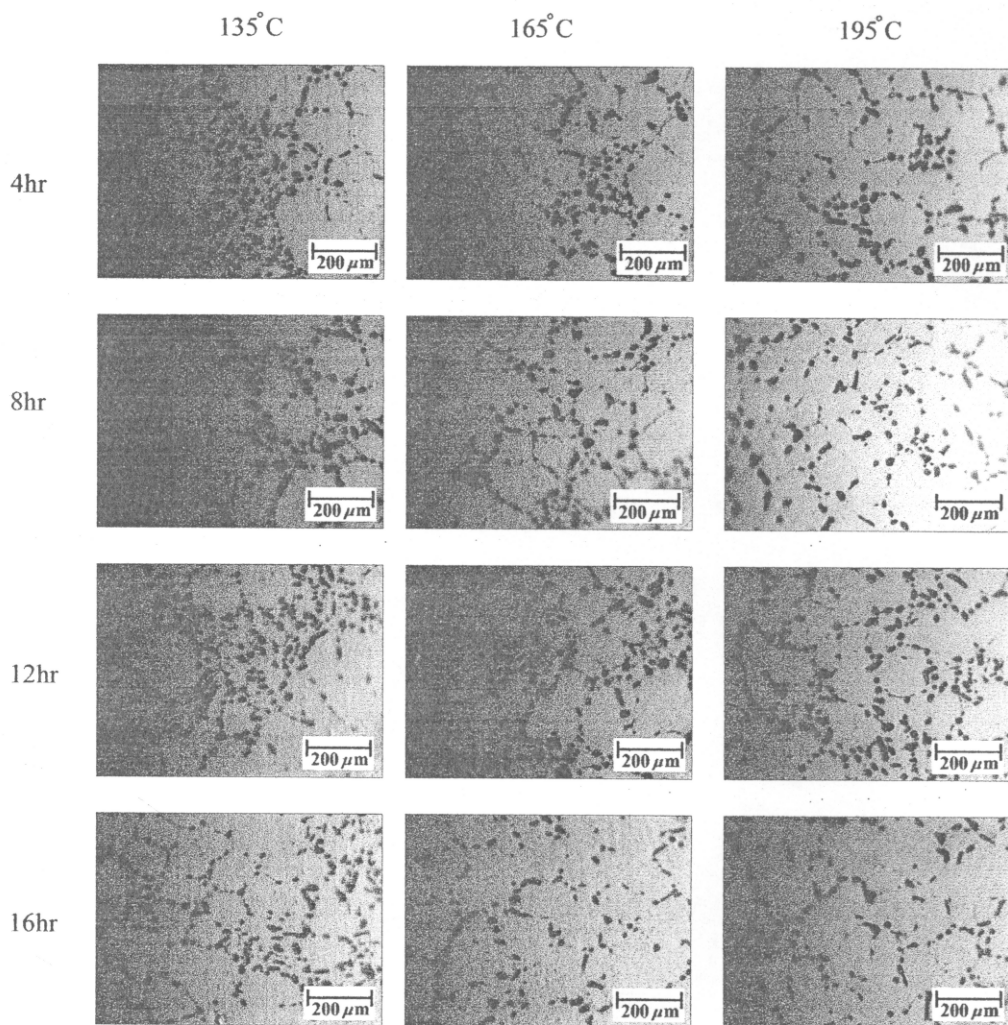
ค่อนข้างน้อยมาก ดังแสดงในรูปที่ 4.7 - 4.10 เนื่องจากอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการบ่มเต็มจะพบได้ในระดับนาโนสเกล ซึ่งจำเป็นต้องใช้กล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน (TEM)



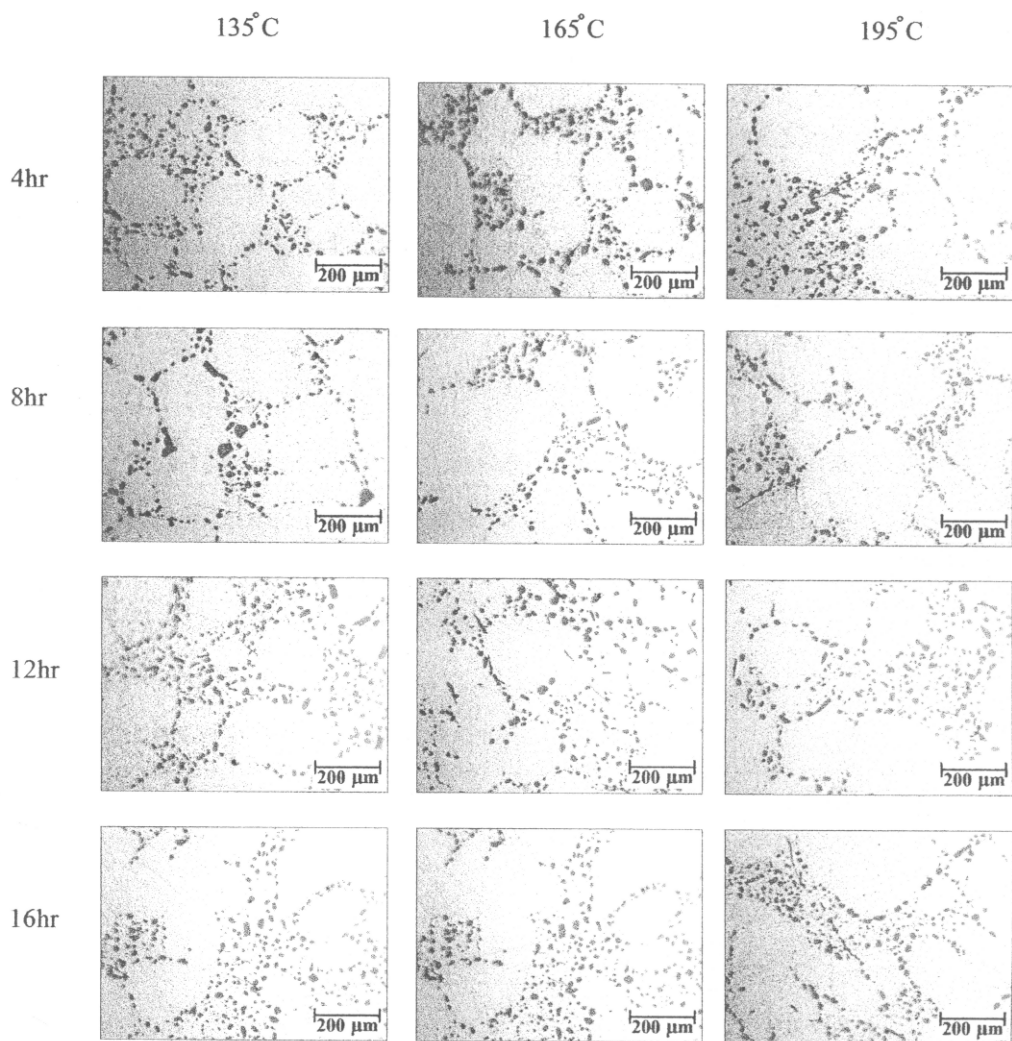
รูปที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคของชั้นทดสอบที่ผ่านการอบละลาย ณ อุณหภูมิ 520°C เป็นระยะเวลา 4 ชั่วโมง และบ่มเต็มเต็ม ณ อุณหภูมิและเวลาแตกต่างกัน



รูปที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคของซิงค์ออกไซด์ที่ผ่านกระบวนการอบละลาย ณ อุณหภูมิ 520°C เป็นระยะเวลา 8 ชั่วโมง และบ่มที่อุณหภูมิ 135°C, 165°C และ 195°C และเวลาแตกต่างกัน



รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบที่ผ่านการอบละลาย ณ อุณหภูมิ 540°C เป็นระยะเวลา 4 ชั่วโมง และบ่มเทียบเทียบ ณ อุณหภูมิและเวลาแตกต่างกัน



รูปที่ 4.10 โครงสร้างจุลภาคของซินทสอปที่ผ่านการอบละลาย ณ อุณหภูมิ 540°C เป็นระยะเวลา 8 ชั่วโมง และบ่มที่อุณหภูมิ 135°C, 165°C และ 195°C และเวลาแตกต่างกัน

ซินทสอปที่นำไปศึกษาโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน ได้แก่ซินงานที่ขึ้นรูปแบบ GISS-SC ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 โดยมีซินงานที่แตกต่างกัน 3 สถานะ ดังนี้

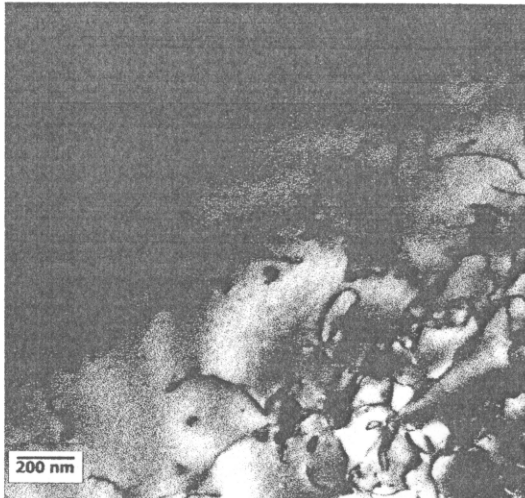
1) Under-aging คือ ซินทสอปที่ผ่านการอบละลายที่ 540°C-4 ชั่วโมง และบ่มที่อุณหภูมิ 165°C-4 ชั่วโมง

2) Optimum-aging คือ ซินทสอปที่ผ่านการอบละลายที่ 540°C-4 ชั่วโมง และบ่มที่อุณหภูมิ 165°C-12 ชั่วโมง

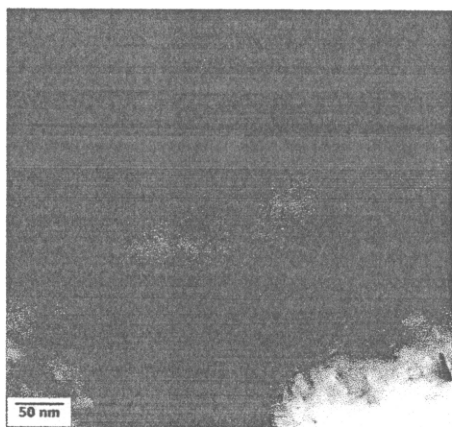
3) Over-aging คือ ชี้นทดสอบที่ผ่านการอบละลายที่ 540°C -4 ชั่วโมง และบ่มที่ 195°C -16 ชั่วโมง

รูปที่ 4.11 เป็นภาพถ่ายจาก TEM แสดงให้เห็นโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในสถานะ Under-aging ซึ่งไม่ปรากฏเฟส GP Zone ในภาพนี้ ตามที่ควรจะเป็นในทฤษฎีแต่อย่างไรก็ตาม ที่เป็นเช่นนี้ เนื่องจาก GP Zone เป็นเฟสที่เล็กมาก มีขนาดเพียง 2-3 นาโนเมตรเท่านั้น ดังนั้นการศึกษาดังกล่าวโดยใช้ TEM จึงเป็นเรื่องที่ยากมาก ต้องอาศัย HRTEM เท่านั้น อย่างไรก็ตาม จากรูปที่ 4.12 เราสามารถพบเฟส β' ในชิ้นทดสอบที่สถานะ Optimum-aging โดยเฟส β' มีรูปร่างเป็นแบบ Needle-like ขนาดเฉลี่ยประมาณ 10 นาโนเมตร เรียงตัวใน 3 ทิศทางที่ตั้งฉากกันของทิศทาง $\langle 001 \rangle$ ของเฟส α -Al ดังแสดงด้วยลูกศรในรูปที่ 4.12 (ก) และภาพถ่ายอิเล็กตรอนดิฟแฟรคชันแพทเทิร์นในรูปที่ 4.12 (ข) โดยเฟส β' นี้กระจายตัวอย่างหนาแน่นในเมตริกซ์ของเฟส α -Al ดังแสดงในรูปที่ 4.12 (ค)

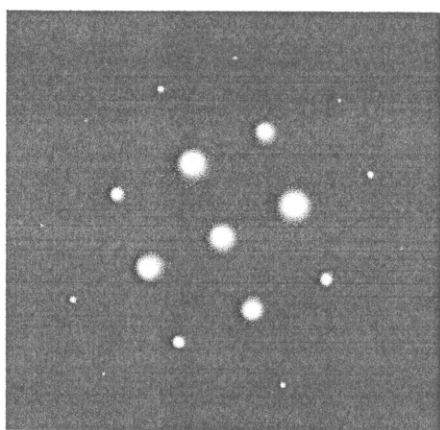
รูปที่ 4.13 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบ ณ สถานะ Over-aging ที่ประกอบด้วยเฟส β' เป็นหลัก โดยเฟส β' นี้มีรูปร่างเป็นแท่ง เรียงตัวในทิศทาง $\langle 001 \rangle$ ของเฟส α -Al เช่นกัน แต่มีขนาดเฉลี่ยที่ใหญ่ขึ้นเป็น 50 นาโนเมตร (รูปที่ 4.13 (ก)-(ข)) เฟส β' กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอภายในเมตริกซ์ของเฟส α -Al แต่มีความหนาแน่นของเฟสน้อยกว่าเฟส β' ในชิ้นทดสอบ ณ สถานะ Optimum-aging ดังแสดงในรูปที่ 4.13(ค)



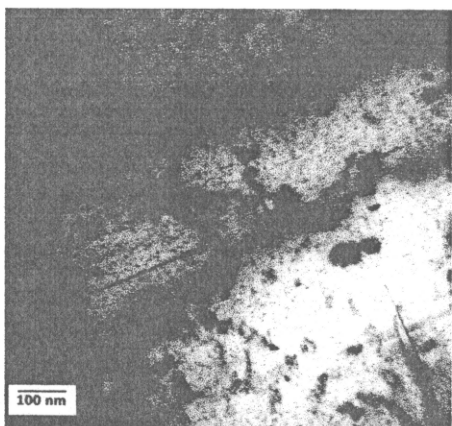
รูปที่ 4.11 ภาพถ่าย TEM แสดงให้เห็นโครงสร้างจุลภาคทั่วไปของชิ้นงาน ณ สถานะ Under-aging



(ก)

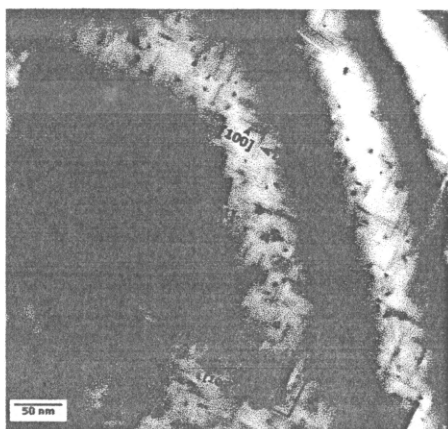


(ข)

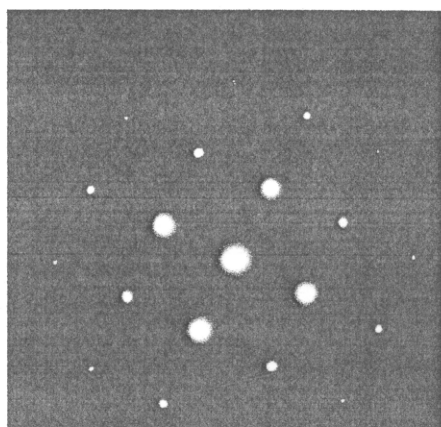


(ค)

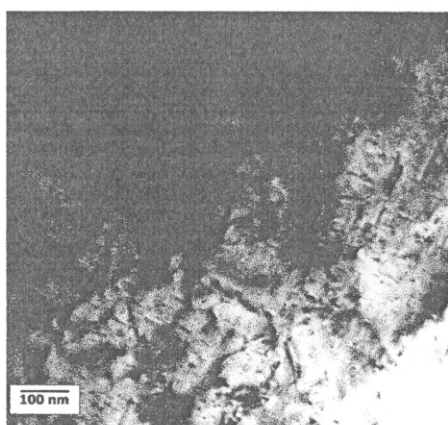
รูปที่ 4.12 (ก) ภาพถ่าย TEM แสดงให้เห็นเฟส β'' ที่เรียงตัวในทิศทาง $\langle 001 \rangle$ ของเฟส α -Al (ข) อิเล็กตรอนดิฟแฟรคชันแพทเทิร์นของรูปที่ 4.12 (ก) และ (ค) โครงสร้างจุลภาคทั่วไปของชิ้นงาน ณ สภาวะ Optimum-aging



(ก)



(ข)



(ค)

รูปที่ 4.13 (ก) ภาพถ่าย TEM แสดงให้เห็นเฟส β' ที่เรียงตัวในทิศทาง $\langle 001 \rangle$ ของเฟส α -Al (ข) อิเล็กตรอนดิฟแฟรคชันแพทเทิร์นของรูปที่ 4.13 (ก) และ (ค) โครงสร้างจุลภาคทั่วไปของชิ้นงาน ณ สภาวะ Over-aging

4.3.3 ความแข็งของชิ้นทดสอบหลังผ่านกระบวนการทางความร้อน T6

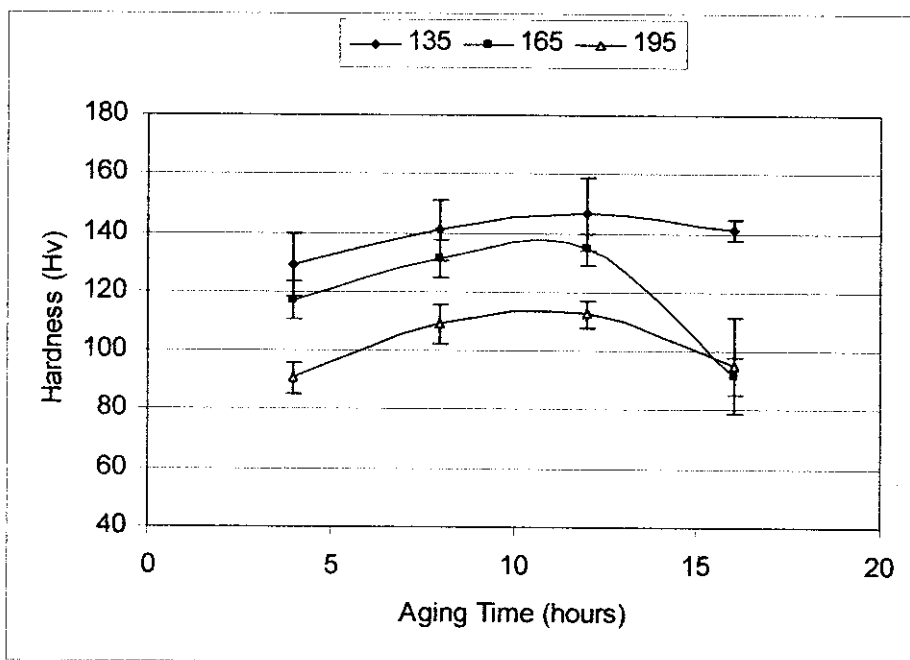
4.3.3.1 อิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการบ่มเทียบกับที่มีต่อค่าความแข็ง

ตารางที่ 4.1 และรูปที่ 4.14 แสดงค่าความแข็งของชิ้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 ที่สภาวะต่างๆ

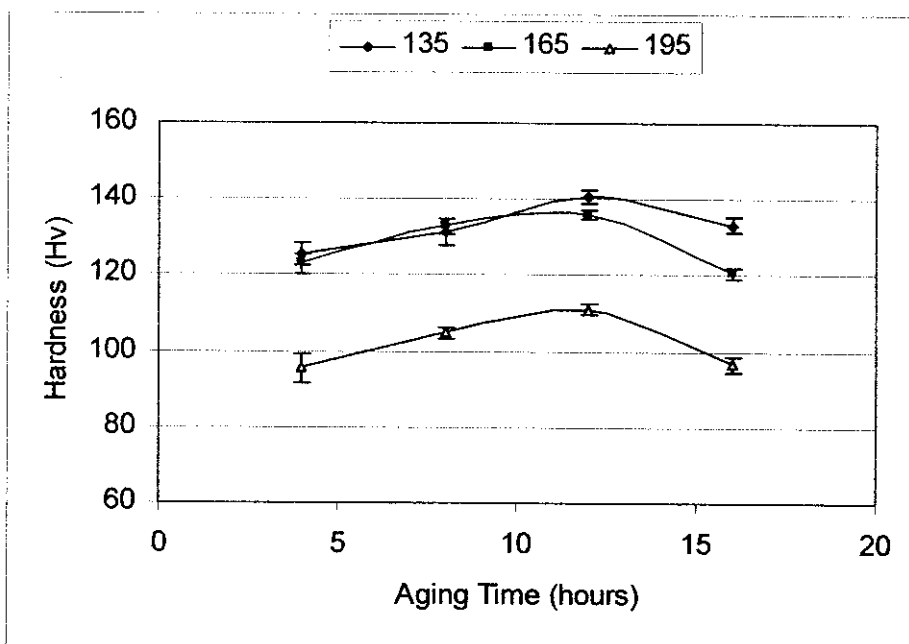
ตารางที่ 4.1 แสดงค่าความแข็งของชิ้นทดสอบที่สภาวะต่างๆ ของกระบวนการทางความร้อน T6

T(°C) Solution treat	t (hrs) Solution treat	T(°C) Aging	t (hrs) Aging	Hardness (Hv)	
520	4	135	4	129.34	
			8	140.76	
			12	146.65	
			16	141.19	
	165	4	135	4	117.21
				8	131.01
				12	134.53
				16	91.40
	195	4	135	4	90.70
				8	109.18
				12	112.54
				16	95.13
	520	8	135	4	125.49
				8	131.35
				12	140.63
				16	133.27
165		8	135	4	122.90
				8	132.93
				12	136.2
				16	120.55
195		8	135	4	95.46
				8	104.96
				12	111.05
				16	96.56

540	4	135	4	129.34
			8	136.06
			12	149.90
			16	146.65
		165	4	122.5
			8	129.34
540	4		12	140.76
			16	134.83
		195	4	117.67
			8	121.32
			12	129.5
			16	113.81
540	8	135	4	131.39
			8	137.84
			12	146.78
			16	139.27
		165	4	124.36
			8	131.05
			12	139.87
			16	130.57
		195	4	120.98
			8	123.57
			12	127.61
			16	115.17

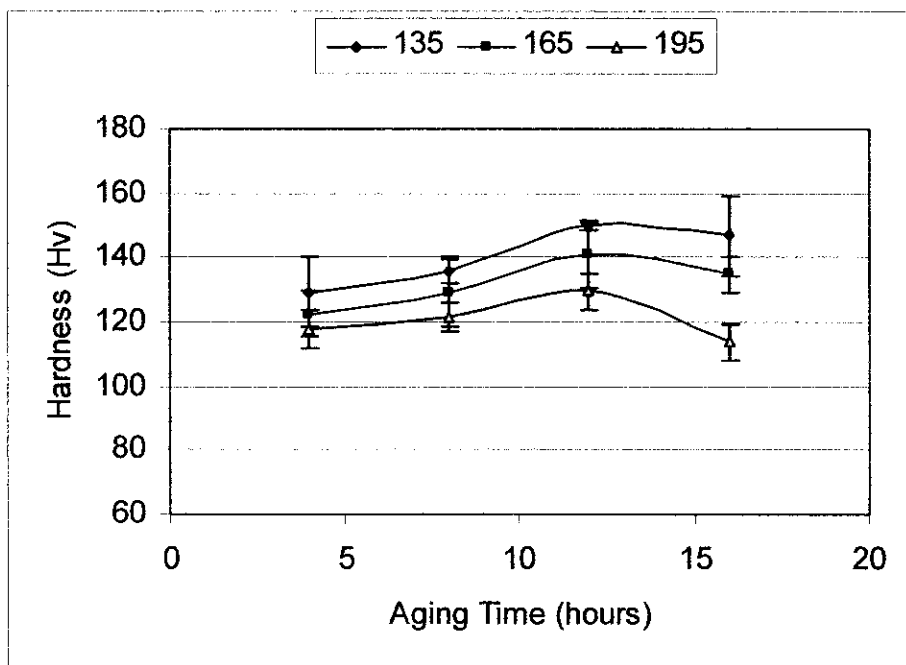


(ก)

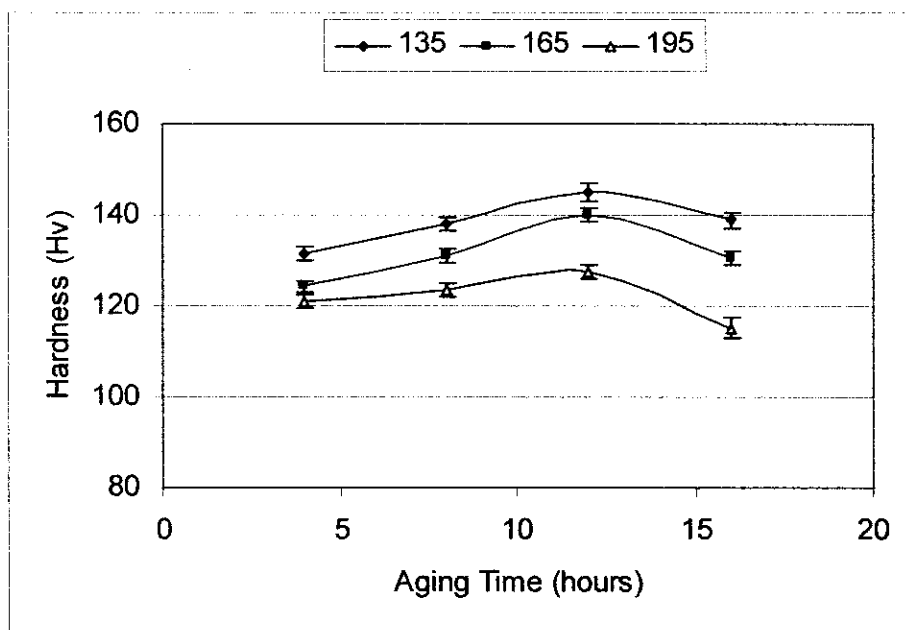


(ข)

รูปที่ 4.14 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งกับอุณหภูมิและเวลาในการบ่มที่อุณหภูมิและเวลาในการอบละลายดังนี้ (ก) 520°C, 4 ชั่วโมง (ข) 520°C, 8 ชั่วโมง (ค) 540°C, 4 ชั่วโมง (ง) 540°C, 8 ชั่วโมง



(ค)



(ง)

รูปที่ 4.14 (ต่อ) แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งกับอุณหภูมิและเวลาในการบ่ม
 เติมที่อุณหภูมิและเวลาในการอบละลายดังนี้ (ก) 520°C, 4 ชั่วโมง (ข) 520°C, 8 ชั่วโมง (ค) 540°C, 4
 ชั่วโมง (ง) 540°C, 8 ชั่วโมง

จากตารางที่ 4.1 และรูปที่ 4.11 พบว่าค่าความแข็งของชิ้นทดสอบหลังจากการอบละลายที่เวลาเท่ากัน ค่าความแข็งของชิ้นทดสอบที่อบละลายที่อุณหภูมิสูงกว่าจะมีค่าความแข็งที่มากกว่า เพราะว่าการอบละลายชิ้นทดสอบที่อุณหภูมิสูงกว่าทำให้เกิดการละลายและการกระจายตัวของเฟสยูเทคติกได้ดีกว่า และที่อุณหภูมิอบละลายเท่ากันเมื่อเพิ่มระยะเวลาในการอบละลายชิ้นทดสอบ ความแข็งของชิ้นทดสอบที่อบละลายนานกว่าจะสูงกว่า เพราะเวลาในการละลายของเฟสซิติคอนเข้าสู่เมตริกซ์นานกว่า ปริมาณแมกนีเซียมและซิติคอนที่อยู่ในสถานะอิมตัวยิ่งขจัดจึงสูงขึ้น ทำให้พรีซิพิตที่ฟอร์มตัวขณะบ่มชิ้นงานมีจำนวนเพิ่มมากขึ้น จากตารางนี้พบว่าค่าความแข็งสูงสุดที่ได้มีค่าเท่ากับ 146.68 Hv ซึ่งได้จากการอบละลายที่ 540°C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง และบ่มที่ 135°C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง และค่าความแข็งต่ำสุดของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนมีค่าเท่ากับ 90.28 Hv ซึ่งได้จากการอบละลายที่ 520°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และบ่มที่ 195°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ที่เป็นเช่นนี้เพราะที่เวลาในการบ่มเทียบเท่ากัน แต่อุณหภูมิในการบ่มเทียบสูงขึ้น ความแข็งของชิ้นทดสอบจะลดลง เนื่องจากเฟสเกรนที่เกิดการพรีซิพิตจากการบ่มที่อุณหภูมิสูงไม่ใช่ GP Zone ทำให้ความหนาแน่นของเฟสกึ่งเสถียรเริ่มต้นมีปริมาณน้อยกว่าชิ้นงานที่บ่มที่อุณหภูมิต่ำ ซึ่งจะเกิด GP Zone ขึ้นเป็นลำดับแรกและมีความหนาแน่นของพรีซิพิตที่มากกว่า เมื่อพิจารณาค่าความแข็งของชิ้นงานที่บ่มที่อุณหภูมิต่ำกว่าแต่เวลาแตกต่างกัน พบว่าชิ้นทดสอบที่ผ่านการบ่มที่เวลานานกว่าจะมีค่าความแข็งที่สูงกว่าชิ้นทดสอบที่ผ่านการบ่มที่เวลาการบ่มน้อยกว่า ที่เป็นเช่นนี้เพราะชิ้นทดสอบที่ผ่านการบ่มที่เวลาน้อยไป (สถานะ Under aging) พรีซิพิตที่ฟอร์มตัวจากการบ่มส่วนใหญ่ยังคงเป็นเฟส GP Zone ที่มีขนาดเล็กมากและมีความสามารถในการต้านการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันที่ต่ำ ทำให้ความแข็งของชิ้นทดสอบมีค่าต่ำ เมื่อบ่มชิ้นทดสอบนานขึ้น เฟส GP Zone จะเปลี่ยนไปเป็นเฟส β'' ที่มีขนาดใหญ่ขึ้น โดยเฟส β'' จะทำหน้าที่ขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันได้ดีและมีความแข็งสูงกว่าเฟส GP Zone ณ จุดนี้ความแข็งของชิ้นงานที่ได้จะสูงสุดที่เรียกว่าสถานะ Optimum aging แต่ถ้าทำการบ่มต่อไปอีก เฟส β'' จะเปลี่ยนไปเป็นเฟส β' และเฟส β ในที่สุด ซึ่งทั้งสองเฟสนี้จะมีขนาดใหญ่ขึ้นตามลำดับ แต่ความหนาแน่นของพรีซิพิตจะลดลงตามลำดับเช่นกัน ส่งผลให้ระยะห่างระหว่างพรีซิพิตเพิ่มมากขึ้น ทำให้ความสามารถในการต้านการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันลดลง ซึ่งสถานะการบ่มที่นานเกินไปนี้เรียกว่า Over aging

เมื่อนำผลของความแข็งและภาพถ่ายจาก TEM ของชิ้นงานที่สถานะ Optimum-aging (อบละลาย 540°C-4 ชั่วโมง และบ่มที่ 165°C-12 ชั่วโมง) และ Over aging (อบละลาย 540°C-4 ชั่วโมง และบ่มที่ 195°C-12 ชั่วโมง) มาทำการวิเคราะห์หาค่าความสัมพันธ์ พบว่าผลจากการวัดความแข็งสอดคล้องกับโครงสร้างจุลภาคที่พบ กล่าวคือ ชิ้นทดสอบที่สถานะ Optimum-aging จะประกอบไปด้วยเฟส β'' ที่มีลักษณะเป็นแบบ Needle-like ขนาดเฉลี่ย 10 นาโนเมตร และมีความหนาแน่นมาก ในขณะที่ชิ้นทดสอบที่สถานะ Over-aging พบเฟส β' ที่มีลักษณะเป็น rod-like ขนาดเฉลี่ย 50 นาโนเมตร แต่มีความหนาแน่นที่น้อยกว่าเฟส β'' ที่พบในสถานะ Optimum aging มาก

4.3.3 สมบัติความต้านทานแรงดึงของชิ้นทดสอบหลังผ่านกระบวนการทางความร้อน T6

ตารางที่ 4.2 แสดงข้อมูลจากการทดสอบแรงดึงของชิ้นทดสอบที่หล่อแบบ Conventional (CSC) และแบบ Semisolid (GISS-SC) ที่นำไปผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 แล้ว จากตารางนี้พบว่า ชิ้นทดสอบ GISS-SC จะมีค่าความต้านทานแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่สูงกว่าชิ้นทดสอบ CSC เนื่องจากชิ้นทดสอบที่ผ่านการขึ้นรูปแบบ GISS-SC จะมีลักษณะโครงสร้างของเกรนก้อนกลมที่ล้อมรอบด้วยเฟสยูเทคติกซิลิกอนในขณะที่ชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปแบบ CSC จะมีลักษณะโครงสร้างเป็นเดนไดรต์ที่ล้อมรอบด้วยยูเทคติกซิลิกอนที่เป็นแท่งยาวต่อเนื่องกัน ทำให้ขาดคุณสมบัติด้านความเหนียวเมื่อได้รับแรงกระทำจากภายนอก

เมื่อพิจารณาเวลาในการอบละลายที่แตกต่างกัน คือ 4 และ 8 ชั่วโมง ที่มีผลต่อความต้านทานแรงดึง พบว่าเวลาในการอบละลายมีผลต่อความต้านทานแรงดึงค่อนข้างน้อย ดังนั้นเมื่อพิจารณาในแง่ของการประหยัดพลังงาน ระยะเวลาในการอบละลาย 4 ชั่วโมงน่าจะเหมาะสมกว่า 8 ชั่วโมง

ตารางที่ 4.2 แสดงค่าความต้านทานแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานที่สภาวะต่างๆ

Condition	Tensile Test	
	Ultimate Tensile Strength (MPa)	% Elongation
T6 GISS-SC		
540°C -4-165°C -12	278.28	4.86
540°C -8-165°C -12	297.03	9.66
T6 CSC		
540°C -4-165°C -12	236.92	5.90
540°C -8-165°C -12	240.11	6.47

บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

จากผลการทดลองของชิ้นทดสอบในสภาวะหล่อและบ่มที่อุณหภูมิและเวลาต่างๆของโลหะผสมอลูมิเนียม- ซิลิกอนแบบอค์กึ่งของแข็ง เกรด A356 ที่ใช้ในงานวิจัยนี้ ซึ่งมีผลโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบไปด้วยภาพจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (TEM) สำหรับผลทดสอบสมบัติทางกลที่ประกอบไปด้วยการทดสอบความแข็งและการทดสอบแรงดึงของชิ้นทดสอบดังต่อไปนี้

5.1 เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบในสภาวะหลังหล่อ พบว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบ GISS-SC นั้นประกอบด้วยเนื้อเมตริกซ์ คือเฟส $\alpha - Al$ และเฟสยูเทคติกซิลิกอนเป็นหลัก และเมื่อพิจารณาผลการทดสอบความแข็งของชิ้นทดสอบพบว่ามีค่าความแข็งเฉลี่ยเท่ากับ 63.34 Hv และค่าความต้านทานแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเท่ากับ 172.13 MPa และ 6.61% ตามลำดับ ส่วนชิ้นทดสอบ CSC นั้นมีค่าความแข็งเท่ากับ 46.55 Hv และค่าความต้านทานแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเท่ากับ 145 MPa และ 5.66% ตามลำดับ จะเห็นว่าชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งจะให้สมบัติทางกลที่ดีกว่าการขึ้นรูปแบบธรรมดา

5.2 เมื่อนำชิ้นทดสอบ GISS-SC ไปผ่านกระบวนการทางความร้อน T5 พบว่าโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเมตริกซ์ คือ เฟส $\alpha - Al$ และ เฟสยูเทคติกซิลิกอน เป็นหลัก ที่เป็นเช่นนี้ เนื่องจากอุณหภูมิในการบ่มเทียมนำไม่สูงพอที่จะละลายเฟสยูเทคติกซิลิกอนเข้าไปในเมตริกซ์ได้ และชิ้นทดสอบ GISS-SC ที่ผ่านการบ่ม ณ อุณหภูมิ 195 °C เป็นเวลา 16 ชั่วโมง มีค่าความแข็งและค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด เท่ากับ 109.27 Hv และ 228.35 MPa ตามลำดับ และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวคือ 5.06%

5.3 ในขณะที่ชิ้นทดสอบ GISS-SC ที่ผ่านขั้นตอนการอบละลายที่อุณหภูมิ 520°C และ 540°C เป็นระยะเวลา 4 และ 8 ชั่วโมง มีโครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นทดสอบที่ประกอบไปด้วยเนื้อเมตริกซ์คือเฟส $\alpha - Al$ และเฟสยูเทคติกซิลิกอนที่มีปริมาณน้อยลง และมีความกลมมนและละเอียดมากขึ้น จากการทดลองพบว่าอุณหภูมิ และระยะเวลาของการอบละลายมีผลต่อโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบไม่มากนัก โดยชิ้นทดสอบที่ผ่านการอบละลายที่อุณหภูมิสูงขึ้น และ/หรือเวลานานขึ้น เฟสยูเทคติกซิลิกอนที่ได้จะมีความกลมและละเอียดมากขึ้นเล็กน้อย

5.4 เมื่อนำชิ้นทดสอบ GISS-SC ที่ผ่านการอบละลาย ไปชุบในน้ำ แล้วนำไปทำการบ่มเทียมนที่อุณหภูมิ 135°C, 165°C และ 195 °C เป็นระยะเวลา 4, 8, 12 และ 16 ชั่วโมง พบว่าชิ้นทดสอบมีโครงสร้างจุลภาค และสมบัติทางกล ดังนี้

- โครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบ GISS-SC ที่สภาวะ Optimum-aging (บ่มที่ 135°C นานกว่า 12 ชั่วโมง , 165°C-12 ชั่วโมง และ 195 °C -12 ชั่วโมง) จะพบเฟส β' ขนาดเฉลี่ย 10 นาโนเมตร

กระจายตัวอย่างหนาแน่นในชิ้นงาน และชิ้นงานนี้จะมีค่าความแข็งสูงสุด ทั้งนี้ค่าความแข็งสูงที่สุดในการทดลองเท่ากับ 149.90 Hv ของชิ้นงาน GISS-SC ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 คือที่สภาวะการอบละลายที่ 540°C เป็นระยะเวลา 4 ชั่วโมง และบ่มที่อุณหภูมิ 135 °C เป็นระยะเวลา 12 ชั่วโมง

- โครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบ GISS-SC ที่สภาวะ Optimum-aging (บ่มที่ 135°C นานกว่า 12 ชั่วโมง ,165°C-12 ชั่วโมง และ 195 °C -12 ชั่วโมง) จะพบเฟส β'' ขนาดเฉลี่ย 10 นาโนเมตร กระจายตัวอย่างหนาแน่นในชิ้นงาน และชิ้นงานนี้จะมีค่าความแข็ง
- ค่าความต้านทานแรงดึงของชิ้นทดสอบ CSC ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบ T6 (อบละลายที่อุณหภูมิ 540°C -8 ชั่วโมง และบ่มที่อุณหภูมิ 165 °C -12 ชั่วโมง) มีค่าความต้านทานแรงดึง เท่ากับ 240.11 MPa และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเท่ากับ 6.47% ซึ่งมีค่าต่ำกว่าชิ้นทดสอบ GISS-SC ที่ผ่าน T6 ที่สภาวะเดียวกันที่มีค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเท่ากับ 297.07 MPa และ 9.66% ตามลำดับ

บรรณานุกรม

1. เจษฎา วรรณสินธุ์ เจษฎา วรรณสินธุ์ “โครงการวิจัยเรื่องเทคโนโลยีการหล่ออลูมิเนียมไดแคสติงแบบกึ่งของแข็ง” ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์
2. พยุร เกตุกราช “การหล่อโลหะ ภาคการผลิต” สมาคมเทคโนโลยี (ไทย – ญี่ปุ่น) กรุงเทพมหานคร 2523.
3. วิจิตร พงษ์บัณฑิต “การหลอมละลาย และการปรับปรุงทางโลหะวิทยาของอะลูมิเนียมผสมกลุ่ม Al-Si-Cu-Mg alloys LM25” เทคโนโลยีการหล่อโลหะ ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ กรุงเทพมหานคร 2542.
4. แม้น อมรสิทธิ์ และ สมชัย อัครทิวา. 2544. แพลท, วัสดุวิศวกรรม. McGraw-Hill. กรุงเทพมหานคร.
5. สุวันชัย พงษ์สุกิจวัฒน์ และ กอบบุญ หล่อทองคำ, 2548, วัสดุและวิศวกรรมวัสดุพื้นฐาน, กรุงเทพฯ: ท้อป, หน้า 79-94.
6. Akhter R., Ivanchev L., and Burger, H.P., “Effect of Pre/Post T6 Heat Treatment on the Mechanical Properties of Laser Welded SSM Cast A356 Aluminum Alloy”, Materials Science and Engineering A 447 , pp. 192-196, 2007.
7. Andersen, S.J., Zandbergen, H.W. Jansen, J., Tr holt, C., Tundal, U. and Reiso, O., 1998, “Quantification of the Mg₂Si β' and β Phase in AlMgSi Alloys by transmission Electron Microscopy” ,Acta Mater., Vol 46, pp. 3283-3287.
8. Bruner, R.W., 1997, Metallurgy of Die Casting Alloys, SDCE, Detroit, MI, pp 25-26.
9. Calvo, F.A., Criado, A.J., Gomez de Salazar, J.M. and Molleda, F., 1985, “Influencia de Los Tratamientos termicos De Esferoidizacion Sobre La Dureza De Las Aleaciones del Sistema Al-Si”, Rev. Metal. Madrid, pp.312-316.
10. Cerri E., et.al., Effects of Thermal Treatments on Microstructure and Mechanical Properties in a Thixocast 319 Aluminum Alloy”, Materials Science and Engineering A 284, pp. 254-260, 2000.
11. Chamberlain B., Wayanabe, S. and Zabek, V.J., 1977, “A natural Aluminum Alloy Designed for Permanent Mold Use ”, AFS Trans., Vol.85, pp.133-142.
12. Closset, B., Drew, R.A.L. and Gruzleski, J.E., 1986, “Eutectic Silicon Shape Control by Situ Measurement Of Resistivity”, AFS Trans., Vol. 94, pp. 9-16.
13. Davis, J.R. ed., 1996, Aluminum and Aluminum Alloys Asm Specialty handbook, ASM

International, pp.290-555.

14. Druschitz A.P., et. al, "Mechanical Properties of High Performance Aluminum Castings", SAE 2001 World Congress, Detroit, Michigan, 2001.
15. Dutta, I. and Allen, S.M., 1991, "A Calorimetric Study of Precipitation in Commercial Aluminum Alloy 6061", *J. Mater. Sci. Let.*, Vol.10, pp.323-326.
16. Edwards, G.A., Dunlop, G.L. and Couper, M.J., 1994, "Fine scale Precipitation in Alloys 6061", 1994 Proceeding of the 4th International Conference of Aluminum Alloys ICAA4, Sanders, T.H. and Starke, E.A., editor, Georgia Institute of Technology, Atlanta, GA, Vol.1, pp.260.
17. Edwards, G.A., Stiller, K., Dunlop, G.L. and Couper, M.J., 1998, "The precipitation Sequence in Al-Mg-Si Alloys", *Acta Mater.*, Vol.46, pp.3893-3904.
18. Gruzleski, J.E. and Benard, J.E., 1990, *The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys*, American Foundrymen's Society, USA, pp.1-142.
19. Gupta, A.K. and Lloyd, D.J., 1992, "The Precipitation in a Superpurity Al-Mg-Si Alloy", ICAA3, pp.21-25.
20. Jacobs, M.H., 1972, "The Structure of the Metastable Precipitate formed During Aging of a Al-Mg-Si Alloy", *Phil. Mag.*, Vol.26, pp.1-13.
21. Jorstad J.L., Pan Q.Y. and Apelian D., "Solidification Microstructure affecting Ductility in Semi-Solid-Cast Products", *Materials Science and Engineering A* 413-414, pp. 186-191, 2005.
22. Lynch, J.P., Brown, L.M. and Jacobs, M.H., 1982, "Microanalysis of Age hardening Precipitates in Aluminum Alloys", *Acta Metallurgica*, Vol.30, pp.1389-1395.
23. Matsuda K., Gamada H., Fujii K., Uetani Y., Sato T., Kamio A. and Ikeno S., 1998, "High Resolution Electron Microscopy on the Structure of Guinier Preston Zones in an Al-1.6 Mass Pct Mg₂Si Alloy", *Metall. Mater. Trans A*, Vol.29, pp.1161-1168.
24. Meyers, C.W., 1985, "Solution Heat Treatment Effects on Ultimate Tensile Strength and Uniform Elongation in A357 Aluminum Alloys", *AFS Trans.*, Vol. 93, pp.511-518.
25. Mohanty, P.S. and Gruzleski, J.E., 1995, "Mechanism of Grain Refinement in Aluminum", *Acta Mater.*, Vol. 43, No.5, pp.2001-2012.

26. Murayama, M., Hono, K., Saga, M. and Kikuchi, M., 1998, "Atom Probe Studies on the Early Stages of Precipitation in Al-Mg-Si Alloys", *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. 250, pp.127-132.
27. Murayama, M. and Hono, K., 1999, "Pre-precipitate Clusters and Precipitation Processes in Al-Mg-Si Alloys", *Acta Mater.*, Vol.47, pp.1537-1545.
28. Naoi, T., Matsuda, K., Sato, T., Kamio, A. and Ikeno, S., 1998, The crystal structure of β' -Phase in Al-1.0 mass% Mg₂Si-0.4 mass%Si Alloys, *Proceeding of the 6th International Conference on Aluminum Alloys ICAA6*, edited by T.Sato and S.kumai, (Toyohashi: The Japan Institute of Light Metals),2, p. 849-854.
29. Ou, B.L. and Shen, C.H., 2005, "Impact of Pre-aging on the tensile and bending properties of AA6061", *Scandinavian J. Metallurgy*, Vol.34, pp.318-325.
30. Pashley D.W., Rhodes J.W. and Sendorek A., 1966, "Delayed Ageing in Aluminum-Magnesium-Silicon Alloys: Effect on Structure and Mechanical Properties", *J.inst. Metals*, Vol. 94, pp. 41-49.
31. Porter, D.A. and Easterling, K.E., 1991, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Great Britain, UK, pp. 186-237.
32. Sagalowicz L., Hug G., Bechet D., Saintfort P. and Lapaas G., 1994, "A Study of the Structure Precipitation in the Al-Mg-Si-Cu System", *ICAA*, pp. 644-651.
33. Shchegoleva, T., 1968, "Ageing Mechanism of the Alloy Al-Mg-Si", *The physics of metals and Metallography*, Vol. 25, pp. 56-64.
34. Shivkumar, S., Ricci Jr, S., Steenhoff, B., Apelian, D. and Sgiworth, G., 1989, "An Experimental Studt to Optimize the Heat Treatment of A356 Alloy", *AFS Trans.*, Vol. 97, pp. 791-810.
35. Thomas, G., 1961, "The Ageing Characteristics of Aluminum Alloya-Electron Transmission Studies of Al-Mg-Si Alloys", *Journal of the Institute of Metals*, Vol. 90, pp. 57-63.
36. Tsukuda, M., Koike, S. and Harada M., 1978 "The Heat Treatment of Al-7%Si-0.3%Mg Alloys", *J. of Japan Inst. Of Light Metals*, pp. 8-14.
37. Verhoeven, J.D., 1975, *Fundamentals of Physical Metallurgy*, John Wiley & Sons, Canada, pp. 190-195.
38. Wahi, R.P. and von Heimendahl, M., 1974, "Hardening Precipitation in AlMgSi Alloys", *Phys. Status Solidi (a)*, Vol. 24, pp. 607-612.

39. Yu Y.B., et.al., "Possibility of Improving Tensile Strength of Semi-Solid Processed A356 Alloy by a Post Heat Treatment at an Extremely High Temperature", *Scripta Materialia*, 40, no.7, pp. 767-771, 1999.
40. Zhang, D.L., Zheng, L.H. and StJohn, D.H., 2002, "Effect of Short Solution Treatment Time on Microstructure and Mechanical Properties of Modified Al-7wt.%Si-0.3wt.%Mg Alloys", *J. Light Metals* 2, pp.27-36.
41. Zhu, P.Y., Liu, Q.Y. and Hou, T.X., 1985, "Spheroidization of eutectic silicon in Al-Si alloys", *AFS Trans.*, Vol. 93, pp.609-614.
42. Zoqui E.J. "Morphological analysis of SSM Al-4.5 wt%Cu measured by the rheocast quality index" *Journal of Materials Processing Technology.*, Vol. 143-144, 20 December 2003, pp. 195-201.

ภาคผนวก 1
ผลงานที่เผยแพร่ในการประชุมวิชาการ

Influence of Heat Treatment Processing Parameters on the Hardness and the Microstructure of Semi-Solid Aluminum Alloy A356

**Siriporn KUNTONGKUM¹, Sirikul WISUTMETHANGOON²,
Thawatchai PLOOKPHOL¹ and Jessada WANNASIN¹**

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

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

Abstract

Received Nov. 17, 2008

Accepted Feb. 10, 2009

The objective of this research is to study the influence of heat treatment parameters on the mechanical properties and the microstructure of semi-solid aluminum alloy A356. The cast specimen were heat treated by using T6 heat treatment processes.

T6 treatment condition was as follows: solubilizing at 520 and 540° C for 4 hr. before quenching and aging at 135°C, 165°C and 195°C for 4,8,12 and 16 hr.

Mechanical properties of semi-solid aluminum alloy A356 were investigated by hardness tests and by using OM.

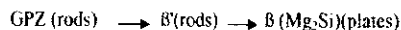
The process in preparation called Gas Induced Semi-Solid (GISS) utilizes the combination of local rapid heat extraction and agitation achieved by the injection of fine gas bubbles through a graphite diffuser to create semi-solid slurry. In the GISS process, the die casting machine and the process cycle remain little changed from those of conventional die casting. The GISS unit creates a low solid fraction of semi-solid slurry in the ladle during the ladle transfer to the shot sleeve. The semi-solid slurry is then poured directly into the shot sleeve.

Key words ; Semi-solid, A356, Heat treatment

Introduction

Aluminum-silicon alloy is known for its good castability and good corrosion resistance. In this alloy series, A356 (Al-7%Si-0.3%Mg) has a very good properties for cast aluminum and was used to produce many important parts which require high strength, elongation and light weight. The automobile industries increase the use of aluminum alloy because of the greater demand for lightweight and high strength materials resulting in reduction of fuel consumption. Magnesium addition makes this alloy heat treatable and hence improves its mechanical properties by forming Mg₂Si phase. During heat treatment process, solution treatment makes large Mg₂Si particles in the aluminum alloy dissolved and diffuse throughout the matrix as solid solution. Upon rapid quenching the solution-treated sample, magnesium

stays in the matrix as the supersaturated solid solution, and ready to precipitate out during aging process. These intermetallic precipitates enhance the mechanical properties by precipitation hardening. Therefore, the mechanical properties of these alloys are significantly influenced by the present of the β (Mg₂Si) phase and distribution of eutectic Si. The precipitation sequences are shown below:



The Gas Induced Semi-Solid (GISS) process applies the knowledge that the semi-solid structure can be efficiently formed by the combination of local rapid heat extraction and agitation.⁽¹⁾ In the GISS process, the local rapid heat extraction occurs at the surfaces of the porous graphite diffuser when it is submerged in liquid aluminum. At the same time, vigorous agitation is

induced at the chill surfaces by the flow of very fine inert gas bubbles out of the porous graphite. Figure 1. shows the schematic of the GISS process.

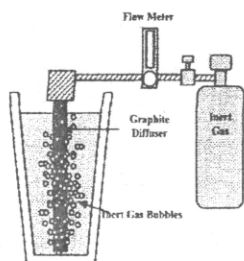


Figure 1. Schematic of the Gas Induced Semi-Solid (GISS) process.

In the GISS die casting process, the die casting equipment and the process cycle remain little changed from those of conventional die casting. The only added step occurs during the ladle transfer when a graphite diffuser is immersed for about 10 seconds to create semi-solid slurry with a low solid fraction of about 10%. The semi-solid slurry is then poured into the shot sleeve for a die casting injection to produce a semi-solid casting part. Figure 2 shows the schematic of the GISS die casting process.

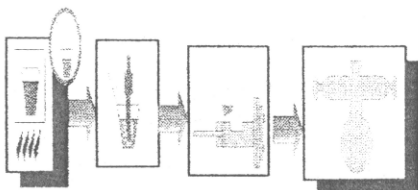


Figure 2. Schematic of the GISS die casting process.

Forming in the semi-solid state may be attractive in this regard as it helps with the porosity and segregation problems inevitable in conventional casting and provides a sound, globular microstructure with relatively higher hardness and ductility values.⁽²⁾

Heat treatment can be used for improving the mechanical properties of SSM. These studies identified the following precipitation sequence: (i) aluminum supersaturated solid solution, (ii) cluster of Si and Mg atoms, (iii) dissolution of Mg cluster and formation of Mg/Si co-cluster (GP-zone), (iv) B' rod precipitates, (vi) B (Mg₂Si) stable plates.⁽³⁾

It has been suggested that the increase in strength of Al-Mg-Si alloy during the early stage of aging is due to the increase in energy required for the dislocations to break the Mg-Si bond as they pass through GP-zone precipitates. As the aging time increases, GP zone transform to larger B' precipitates, and the alloy becomes stronger and harder but less ductile. If aging is continued so that the intermeditated precipitates coalesce and coarsen to form B equilibrium phase, the alloy becomes overaged and weaker than in the peak aged condition. A maximum strength (peak aged condition) is eventually reached if the aging temperature is sufficiently high, and is usually associated with the formation of an intermeditated metastable precipitate.

Materials and Experimental Procedures

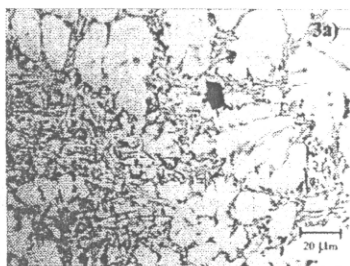
Methodology

The material used in this study was semi-solid aluminum alloy A356 produced by new rheocasting (NRC). Its nominal composition is shown in Table 1.

Table 1. Nominal composition of the A356 alloy

Al	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti
bal	7%	.35	.20	.20	.10	.10	.230
		%	%	%	%	%	%

T6 was used as the heat treatment process with the solution treated temperature and time of 520 and 540°C and 4 hours, respectively. After quenching the specimens were aged at 135°C, 165°C and 195°C. The microstructure of the as-cast and heat-treated specimen was examined using the optical microscopy. The hardness was measured from three specimen for each condition, and from nine different points in each specimen by using Vickers micro-hardness test. The test head load was fixed at 100 grams.



Influence of Heat Treatment Processing Parameters on the Hardness and the Microstructure of Semi-Solid Aluminum Alloy A356

95

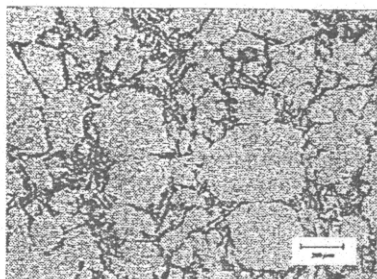


Figure 3. A typical dendritic liquid-cast structure (3a), compared to a semisolid-cast structure of A356 alloy (3b)

Figure 3a. Shows the dendritic structure of conventional cast A356 while Figure 3b illustrates the globular structure of SSM cast A356. Both structures consist of primary phase α -Al and eutectic mixture of Al and Si along the grain boundaries.

Results and Discussion

Figures 4 and 5. Show the microstructure of semi-solid A356 after solution-treated at 520°C and 540°C for 4 hrs. The structure consists of α -Al and Mg_2Si phases in which Mg_2Si phase along the grain boundary becomes discontinuous and round in shape suggesting that solution treatment dissolve Mg_2Si phases into the Al-matrix. However, there is not much difference in the microstructure between the two samples with different solution treated temperatures.

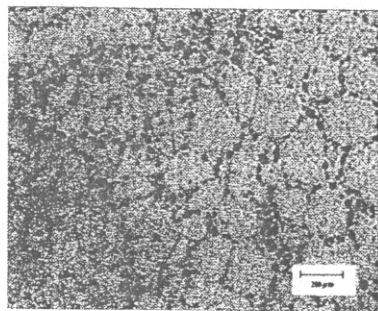


Figure 4. Optical micrograph of semi-solid A356 alloy solution-treated at 520°C for 4 hours.

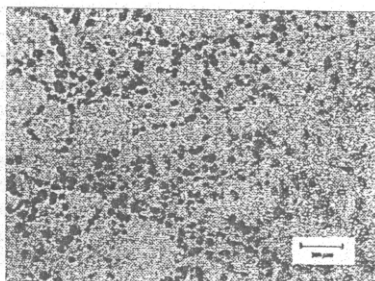


Figure 5. Optical micrograph of semi-solid A356 alloy solution-treated at 540°C for 4 hours

After quenching, the solute atoms in the matrix are in the supersaturated condition and tend to precipitate out during aging. It can be observed from Figures 6 and 7 that as the aging time increases, but less than 12 hours, the numbers of Mg_2Si phase increase. Moreover, the numbers of Mg_2Si phase is highest at the aging temperature of 135°C.

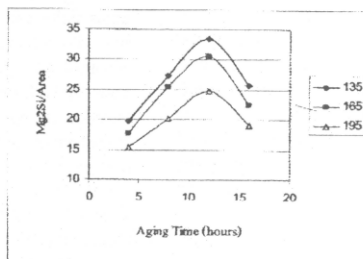


Figure 6. % Mg_2Si of semi-solid A356 alloy solution-treated at 520°C for 4 hours and aged at 135, 165 and 195°C for 4,8,12 and 16 hours.

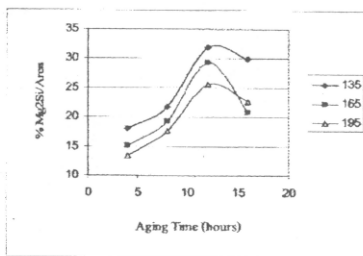


Figure 7. % Mg_2Si of semi-solid A356 alloy solution-treated at 540°C for 4 hours and aged at 135, 165 and 195°C for 4,8,12 and 16 hours.

The variations of hardness when exposed to different aging temperatures for different aging times are shown in Figures 8 and 9. These are correlated with the numbers of Mg_2Si phase in which the hardness increases with increasing the number of Mg_2Si phase. The peak hardness is achieved at the aging time of 12 hours in every condition. Although not including in this study, it is observed from Figure. 8 and 9 that the optimum aging time seems to be shorter at higher aging temperature. The shorter aging time is due to the higher diffusion rate of the solute atoms at higher aging temperature, and hence the peak hardness is achieved after shorter aging time.

It is also found in Figures 8 and 9 that the hardness of the specimen increases with increasing aging time until the peak hardness is attained. Then the hardness tends to decrease upon further aging. This result could be explained by the precipitation hardening process of aged specimen which depends greatly on the aging time and aging temperature. The initial increase in hardness is attributed to the diffusion assisted from second phase particles. At the beginning of aging treatment the solute atoms diffuse and locally cluster to form the GP zone throughout in the matrix. The GP zone form the mechanical properties improve due to the high stress required to force dislocation through the coherent zone. With increase aging time the intermediate B' precipitate will form and replaces the GP zone. It is interesting to note that the size of the B' phase is larger than that of the GP zone. Therefore, dislocation must be forced through highly strain matrix resulting in the increase of hardness. However, aging has effect to the growth of the B' phase and transformation of B' phase to the stable and finally B' phase transformation to B phase incoherent. As the B phase grow its decrease in number of dislocation bowing easier and the hardness is loss.

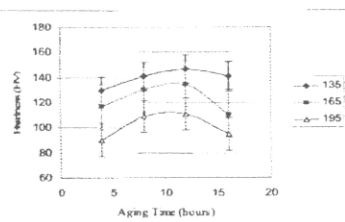


Figure 8. The average hardness of semi-solid A356 alloy solution-treated at 520°C for 4 hours and aged at 135, 165 and 195°C for 4,8,12 and 16 hours.

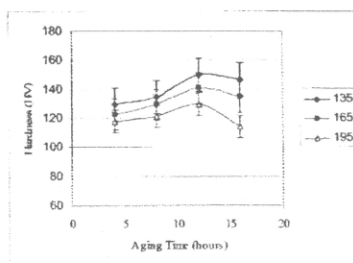


Figure 9. The average hardness of semi-solid A356 alloy solution-treated at 540°C for 4 hours and aged at 135, 165 and 195°C for 4,8,12 and 16 hours

Figures 10 to 12 show the microstructure of semi-solid A356 specimens aging for 12 hours at 135, 165 and 195°C, respectively. Referring to Figure 7 and Figure 9, the maximum hardness and the densest Mg_2Si phase is derived for aging at 135°C. This is due to the change in precipitation sequence at high aging temperature in that the GP zone will not form at the early state of aging. The lack of GP zone formation contributes to lower density of the B' phase because the GP zone is potent to be nucleation site for the B' phase as described in Figures. 10 to 12 in which the numbers of Mg_2Si phase decrease as the aging temperature increases.

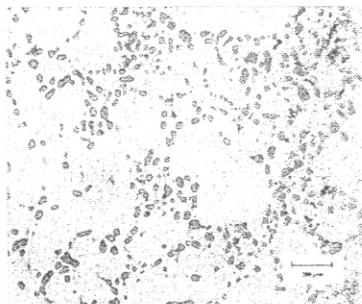


Figure 10. Optical microstructure of semi-solid A356 alloy solution-treated at 540°C for 4 hours and aged at 135°C for 12 hours.

Influence of Heat Treatment Processing Parameters on the Hardness and the Microstructure of Semi-Solid Aluminum Alloy A356

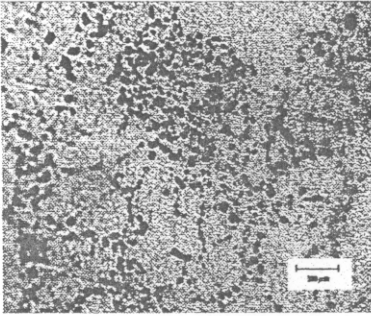


Figure 11. Optical microstructure of semi-solid A356 alloy solution-treated at 540°C for 4 hours and aged at 165°C at 12 hours.

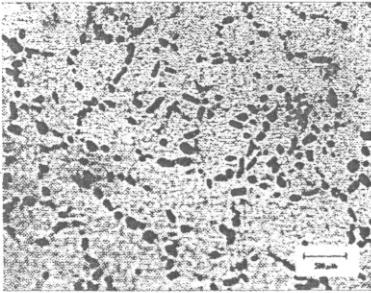


Figure 12. Optical microstructure of semi-solid A356 alloy solution-treated at 540°C for 4 hours and aged at 195°C at 12 hours.

Conclusions

1. As the aging temperature increase the optimum aging time is shorter and the maximum value of hardness decrease.
2. The shorter aging time at higher aging temperature is due to the higher diffusion rate of the solute atoms.
3. As the aging temperature decrease to proper temperature, the numbers of Mg₂Si phase increase.

Acknowledgements

The authors gratefully acknowledge the financial support from the PSU-Research Fund. Equipment and facilities were also provided by the Department of Mining and Materials Engineering,

Prince of Songkla University, Hat Yai, Thailand. We also thank Mr. Somjai Junodom for helping with the casting aluminum alloy A356 in this experiment.

References

1. Flemings, M.C. and Martinez, R.A. 2005. Evolution of particle morphology in semisolid processing Metall. Trans A-Phys. Metall. Mater. Sci. **36A(8)** : 2205-2210.
2. Yucel Birol, 2008. *Semi-solid processing of the primary aluminium die casting alloy A356*. Tubitak, Kocaeli : Materials Institute, Marmara Research Center.
3. Evangelista, E., Cabibbo, M. and Spigarelli, S. 2003. A TEM investigation on the effect of semi-solid forming on precipitation processes in an AL-Mg-Si Alloy. *Mater. Charact.* **49** : 193-202.