

บทที่ 2

ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

การวิจัยครั้งนี้เป็นการปรับปรุงสมบัติทางกลของโลหะผสมอลูมิเนียม A 356 แบบกึ่งของแข็ง โดยกระบวนการทางความร้อนแบบ T5 และ T6 และศึกษาโครงสร้างทางจุลภาคที่เปลี่ยนแปลงซึ่งมีทฤษฎีต่างๆที่เกี่ยวข้องที่ควรทราบดังนี้

2.1 โลหะอลูมิเนียม

อลูมิเนียมเป็นโลหะสำคัญที่ได้รับการใช้งานมากที่สุดในกลุ่มโลหะที่มีน้ำหนักเบา (Light Metals) ทั้งนี้เพราะอลูมิเนียมมีสมบัติเด่นหลายประการ [2] เช่น มีความหนาแน่นน้อยและมีกำลังวัสดุต่อหน่วยน้ำหนักสูงจึงนิยมใช้ทำเครื่องใช้และชิ้นส่วนบางอย่างในเครื่องบิน จรวด และขีปนาวุธ สามารถขึ้นรูปด้วยกรรมวิธีต่างๆ ได้ง่าย จุดหลอมเหลวต่ำ หล่อหลอมง่าย และมีอัตราการไหลตัวสูง การนำไฟฟ้าไม่สูงมากนักแต่เนื่องจากน้ำหนักเบาจึงนิยมใช้เป็นตัวนำไฟฟ้า ไม่เป็นพิษต่อร่างกายมนุษย์ มีดัชนีในการสะท้อนกลับของแสงสูงมาก ทนทานต่อการเกิดสนิมและการกัดกร่อนในบรรยากาศใช้งานทั่วไปได้ดีมาก แต่ไม่ทนการกัดกร่อนต่อกรดและด่าง หาซื้อได้ง่ายและราคาไม่แพงมากนัก

อลูมิเนียมหล่อผสมตามมาตรฐานของ ASTM (American Society of Testing and Materials)

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

ตัวเลขตัวที่สองและสาม เป็นสัญลักษณ์แสดงอลูมิเนียมผสม ที่มีธาตุผสมชนิดอื่นผสมเข้าไปหรือแสดงอลูมิเนียมบริสุทธิ์

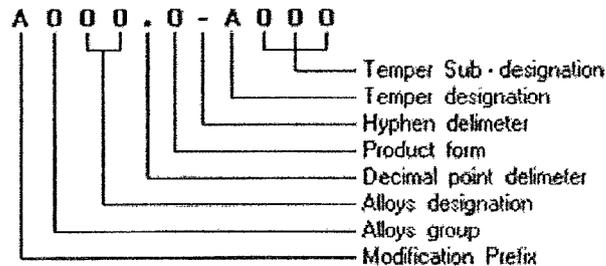
ตัวเลขตัวที่สี่ เป็นสัญลักษณ์ซึ่งเป็นการแบ่งตามการผลิตอย่างอื่น โดยจะใช้จุดทศนิยมแสดงการผลิต เป็นต้น เช่น การหล่อ หรือ จากแท่งอินคอต การปรับปรุงจากธาตุผสมเดิม หรือ จำนวนสิ่งปนเข้าไป แสดงโดยตัวอักษรก่อนตัวเลข ตัวอักษร “X” ใหญ่ ใช้สำหรับธาตุผสมที่ทดลองอยู่ อลูมิเนียมหล่อผสมทั่วไปจะใช้ตัวเลข 3 หลัก

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 เป็นการอบเพื่อเปลี่ยน โครงสร้างให้เป็น สารละลายของแข็ง เฟสเดียวใช้ กับ 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 ที่ชัดเจนโดยระบุอุณหภูมิและ
- 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 ความแข็งจะเกิดขึ้นจากการใช้งานที่อุณหภูมิต่ำ (Cold Worked) โดยธรรมชาติ ความแข็งเพิ่มขึ้นขณะใช้งาน
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

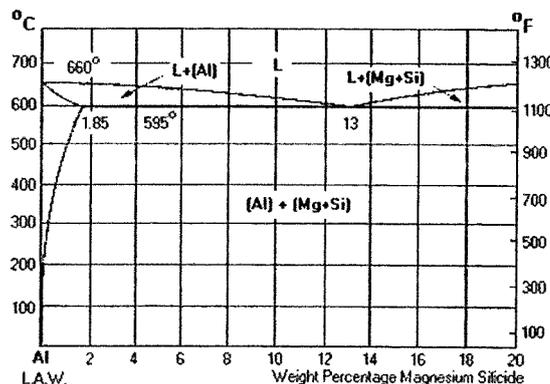
2.1.1 โลหะผสมหล่ออลูมิเนียม (3xx.xx)

โลหะผสมอลูมิเนียม – ซิลิกอนเป็นโลหะผสมที่มีความสามารถในการไหลดี ทำให้งานหล่อเป็นรูปพรรณได้ง่าย และมีสมบัติด้านการกัดกร่อนที่ดีเหมาะสำหรับใช้งานเชื่อมแต่ไม่เหมาะสมกับงานกลึง

จากแผนภูมิสมมูลภาคของอลูมิเนียม – แมกนีเซียมซิลิไซด์ ในรูปที่ 2.1 โดยจะมีลักษณะเด่นชัดที่ซิลิกอนแยกตัวไม่ละลายในอลูมิเนียม โดยเกิดปฏิกิริยาอุทกคิกที่อุณหภูมิ 577 องศาเซลเซียส และมีส่วนผสมของซิลิกอน 11.6% การแยกตัวให้ปฏิกิริยาอุทกคิกจากโลหะหลอมเหลว 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 ซึ่งมีผลทำให้สมบัติการต้านแรงดึงสูงขึ้นและความเหนียวมากขึ้น 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 แต่นิยมใช้มากที่สุด ได้แก่ ชนิด T6 คือ การนำชิ้นงานไปอบละลายแล้วนำไปชุบน้ำ จากนั้นจึงนำไปทำการบ่มเทียม



รูปที่ 2.1 แผนภาพสมมูลภาคโลหะผสมอลูมิเนียม – แมกนีเซียมซิลิไซด์ [24]

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

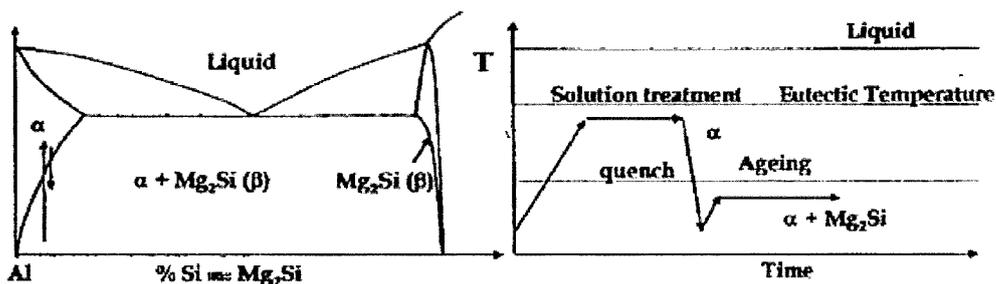
1. การอบละลาย (Solution treatment) เป็นการอบเพื่อละลายเฟสที่สอง เช่น Mg_2Si หรือ $CuAl_2$ ให้อยู่ในรูปสารละลายของแข็งและมีการแพร่อย่างทั่วถึงทั้งชิ้นงาน โดยอุณหภูมิและเวลาของการอบละลายขึ้นอยู่กับหมายเลขและขนาดของโลหะผสมเป็นหลัก

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

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

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

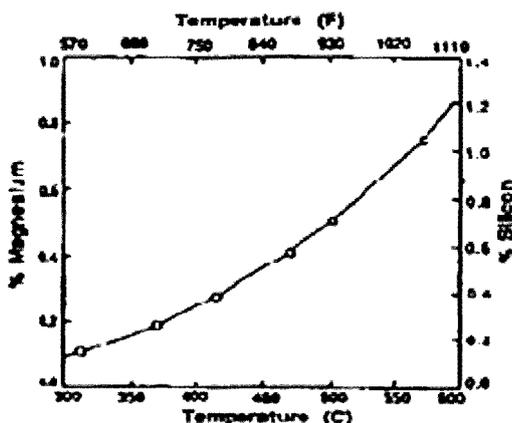


รูปที่ 2.2 ขั้นตอนการบ่มของโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนหล่อเกรด A356 [24]

2.2.1 ขั้นตอน Solution Treatment

โลหะอลูมิเนียมหล่อผสมเกรด A356 จะมีส่วนผสมทางเคมีที่สำคัญคือ อลูมิเนียม, ซิลิกอน และ แมกนีเซียม ซึ่งผลจากอัตราการเย็นตัวขึ้นทดสอบในสภาวะหล่อจะเกิดการ 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 จากเฟสไดอะแกรมพบว่าเมื่อน้ำอลูมิเนียมหลอมไหลผ่านอุณหภูมิ $615^{\circ}C$ จะเริ่มเกิดเฟสของแข็ง ซึ่งเรียกว่าเฟส $\alpha-Al$ ซึ่งจะเริ่มแข็งตัวก่อนและมีลักษณะรูปร่างคล้ายกิ่งไม้ ที่เรียกว่า Dendrite โดยเฟส $\alpha-Al$ ที่เกิดขึ้นมีปริมาณซิลิกอนและแมกนีเซียมที่สามารถละลายได้น้อยมาก เมื่อเฟส $\alpha-Al$ เติบโตขึ้นเรื่อยๆ ทำให้น้ำอลูมิเนียมหลอมเหลวที่มีปริมาณของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมเพิ่มขึ้น ซึ่งอยู่ตามระหว่างแขน Dendrite ทำให้ขึ้นทดสอบจะอยู่ในสภาวะกึ่งของแข็งกึ่งของเหลว จนกระทั่งเมื่อขึ้นทดสอบเย็นตัวผ่านอุณหภูมิ $577^{\circ}C$ จะมีเฟส Eutectic Silicon เกิดขึ้นและเป็นบริเวณที่เย็นตัวสุดท้าย 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 $\text{GP Zone} \longrightarrow \beta'' \text{ Phase} \longrightarrow \beta' \text{ Phase} \longrightarrow \beta \text{ (Stable phase)}$

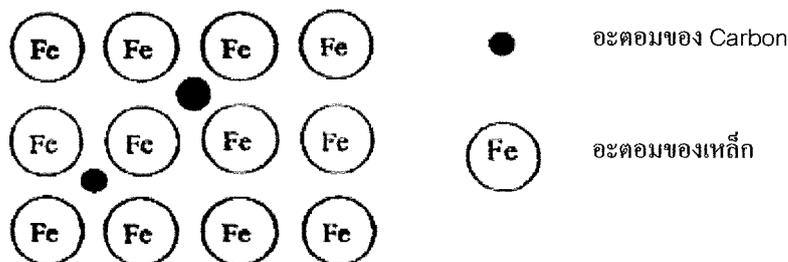
2.3 กลไกการแพร่ของอะตอม (Diffusion Mechanism)

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

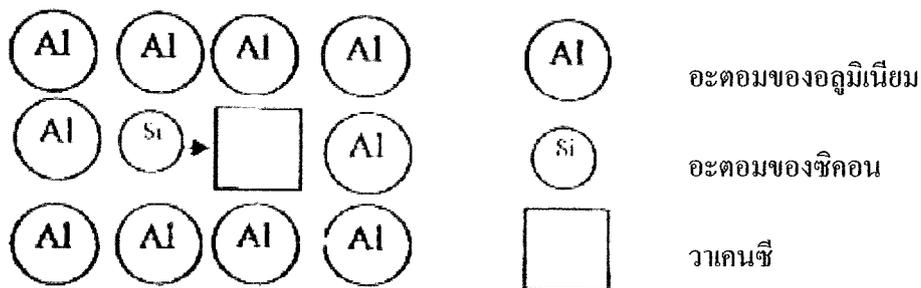
2. ขนาดของอะตอมของตัวทำละลายและตัวถูกละลาย ในกรณีที่มีขนาดแตกต่างกันมาก เช่น อะตอมของเหล็กและคาร์บอนจะมีลักษณะการแพร่แบบแทรก แต่ในกรณีที่อะตอมทั้งสองมีขนาดใกล้เคียงกันจะมีลักษณะการแพร่แบบแทนที่

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

4. จุดบกพร่องในโครงสร้างผลึก ซึ่งจุดบกพร่องที่เกิดขึ้นจะมีหลายลักษณะอาทิเช่น วาเคนซี ดิสโลเคชันและบริเวณขอบเกรน ซึ่งบริเวณเหล่านี้จะอะตอมต่างๆ 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 ดังนั้นจะมีการแพร่ของอะตอมของอะลูมิเนียมในเฟส α และอะตอมซิลิกอนในเฟส Eutectic Silicon จากบริเวณที่มีความเข้มข้นของอะตอมธาตุนั้นสูงไปยังบริเวณที่มีความเข้มข้นต่ำ เพื่อต้องการลดระดับพลังงานของระบบ

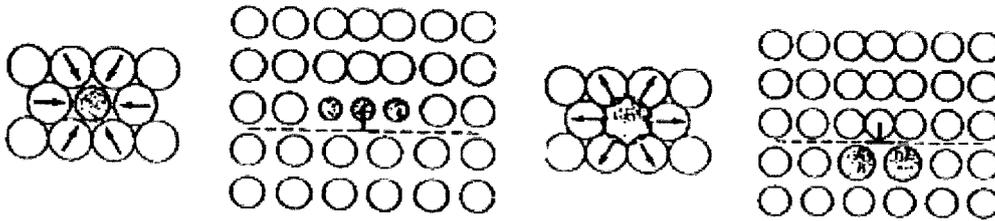


รูปที่ 2.5 ลักษณะการแพร่ของอะตอมซิลิกอนภายในเฟส $\alpha - Al$ เป็นแบบแทนที่ [4]

2.4 การเกิดเฟสใหม่ (Nucleation)

2.4.1 การเกิดเฟสใหม่ชนิดเป็นเนื้อเดียวกัน (Homogenous Nucleation)

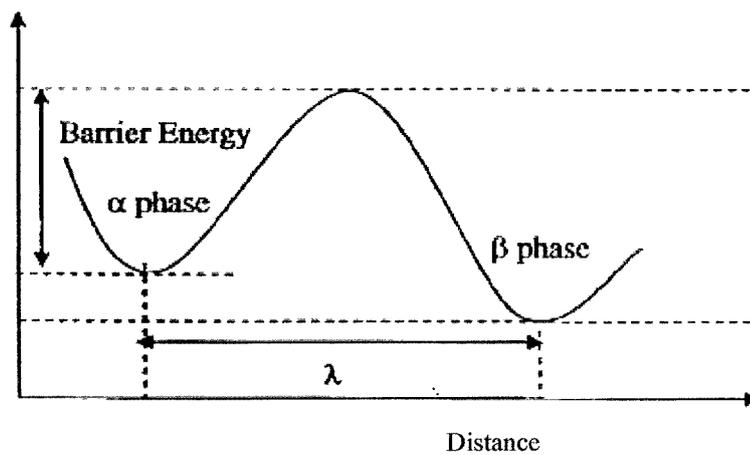
ในระหว่างขั้นตอน Aging นั้นจะเกิดเฟสใหม่คืออนุภาค Mg_2Si (เฟส β) ภายในเนื้อเมตริกซ์ (เฟส $\alpha - Al$) เนื่องจากภายหลังขั้นตอน Quenching เนื้อเมตริกซ์เหล่านั้นอยู่ในสภาวะสารละลายของแข็งที่มีอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมที่ละลายอยู่ในสภาวะอิ่มตัวยิ่งยวด (α') ส่งผลทำให้เกิดพลังงานความเครียดภายใน โครงสร้างผลึกมีค่าเพิ่มขึ้น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



รูปที่ 2.6 ลักษณะพลังงานความเครียดภายใน โครงสร้างผลึกที่เกิดจากอะตอมที่มีขนาดแตกต่างกันภายในโครงสร้างผลึก [4]

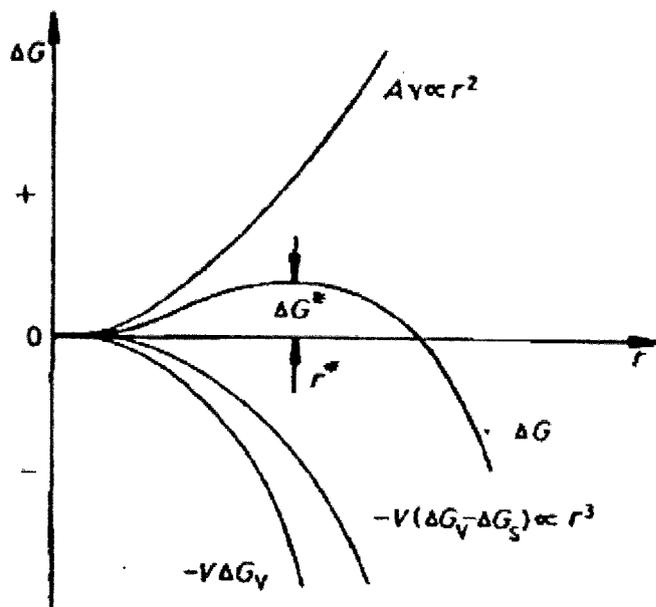
ดังนั้นเนื้อเมตริกซ์ต้องการลดพลังงานอิสระด้วยการเกิดเฟสใหม่ของเฟส β เท่ากับ $V\Delta G_v$ ต้องอาศัยการแพร่ของอะตอมของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมออกจากเนื้อเมตริกซ์เป็นระยะทาง λ ในการฟอร์มเป็นอนุภาค Mg_2Si (β Phase) ดังแสดงในรูปที่ 2.7

Free energy



รูปที่ 2.7 ความแตกต่างพลังงานอิสระภายในเนื้อเมตริกซ์กับอนุภาค Mg_2Si (β Phase) [28]

โดยการเกิดเฟสใหม่ภายในเนื้อเมตริกซ์จะต้องได้รับพลังงานกระตุ้นที่สูงกว่าพลังงานสร้างผิวใหม่ระหว่างเฟส α กับ β เท่ากับ $A\gamma$ และพลังงานความเครียดที่เกิดขึ้น เนื่องจากปริมาตรของเฟสใหม่ไม่พอดีกับปริมาตรของเฟสเดิมที่เปลี่ยนไป ทำให้เกิดพลังงานความเครียดมิสฟิท (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	ค่าพลังงานความเครียดคิสมิพิทที่เกิดจากอนุภาคใหม่ที่เกิดขึ้น (J/m^3)

สำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ

ห้องสมุดงานวิจัย

วันที่ 17 ส.ค. 2555

เลขทะเบียน 243305

เลขเรียกหนังสือ

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 (cluster / m^3)
 C^* คือ จำนวนอะตอมต่อ 1 หน่วยปริมาตรในขณะที่นิวเคลียสที่เกิดขึ้นมีขนาดเท่ากับรัศมีวิกฤต (Cluster / 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

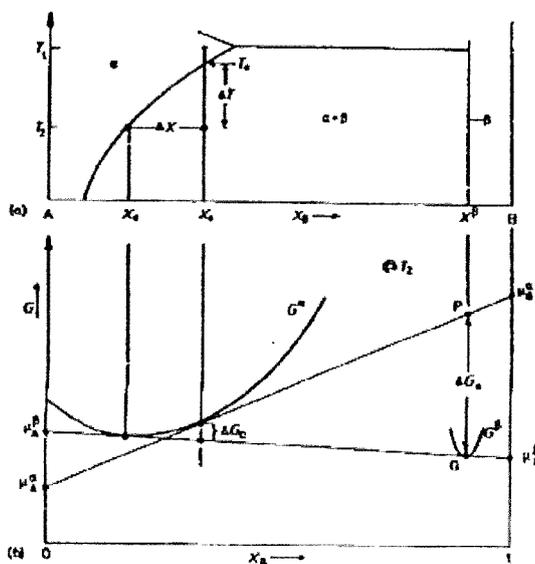
$$N_{\text{homogeneous}} = \omega C_0 \exp\left(\frac{-\Delta G_m}{kT}\right) \exp\left(\frac{-\Delta G^*}{kT}\right) \tag{2.8}$$

เมื่อ ω เป็นค่าคงที่และขึ้นอยู่กับความถี่ในการสั่นสะเทือนของอะตอม
 ΔG_m เป็นพลังงานกระตุ้นสำหรับการเคลื่อนที่ของอะตอม (J)

2.4.2 อัตราเร็วการเกิดเฟสใหม่ชนิดเนื้อเดียวกัน (Rate of Homogeneous Nucleation)

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

โดยความสามารถในการเกิดนิวเคลียส ขึ้นอยู่กับ เทอม (ΔG^*) แสดงดังสมการที่ 2.4 โดย (ΔG_v) ซึ่งเป็นแรงผลักดันทำให้มีการตกตะกอน (Precipitate) เกิดขึ้น ขนาดของ (ΔG_v) 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 เมื่อพิจารณาพลังงานอิสระของเนื้อเมตริกซ์ซึ่งอยู่ในสภาวะสลายของแข็งที่อุณหภูมิคงที่ ก่อนการเกิดอนุภาคเฟส β ดังแสดงที่จุด P ในรูปที่ 2.9

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

กำหนดให้

ΔG_1	คือ	ค่าพลังงานอิสระ ณ อุณหภูมิ T_1 (J)
μ_A^a	คือ	Chemical Potential ของอะตอม A ภายในเฟส α (J/mol)
μ_B^a	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 พรีซิพิตีเทต 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

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

ดังนั้นแรงผลักดันในการเกิดนิวเคลียสเอชันของเฟส 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) จะมีสัมพันธ์กับ (ΔG_n) ดังนี้

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

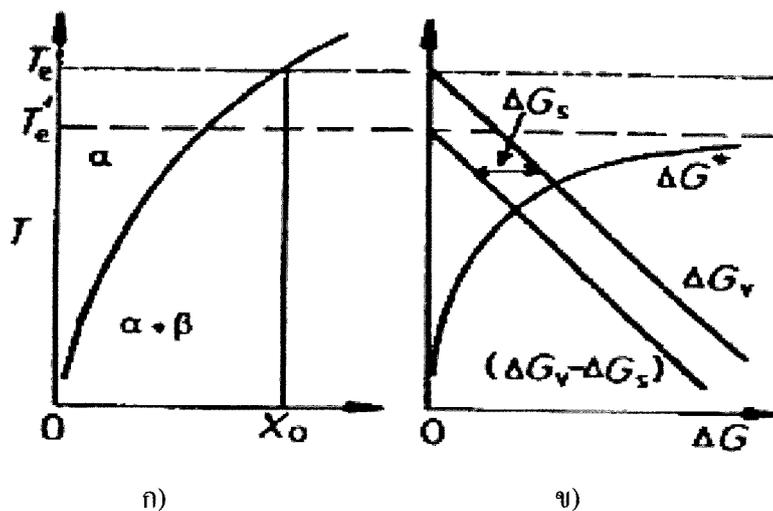
- ΔG_v คือ พลังงานอิสระเชิงปริมาตร (J/m^3)
 ΔG_n คือ พลังงานอิสระที่ใช้ในการเกิดเฟสใหม่ (J)
 V_m คือ ปริมาตรของเฟส β ต่อ 1 โมล (m^3)

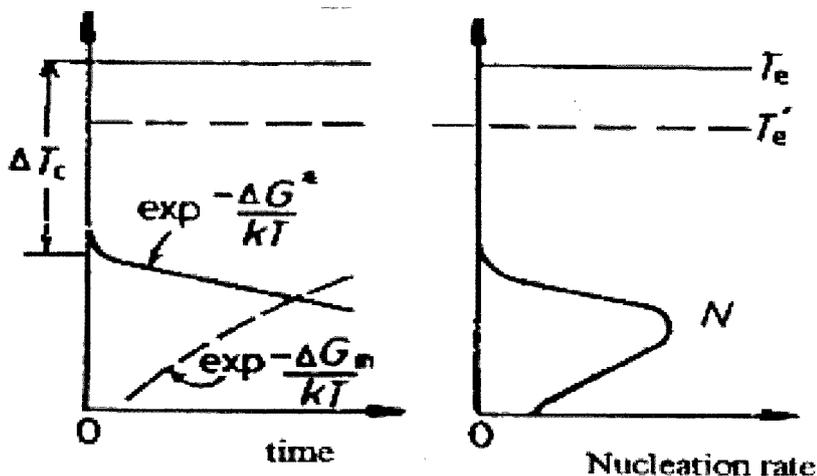
ในกรณีที่อะตอมละลายในเนื้อเมตริกซ์ซึ่งเป็นสารละลายของแข็งที่เจือจางจะได้ว่า

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

- X_o 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 ปริซึมพิเทต 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 เอมแอ็กซ์โพเนนเชียล 2 เอมคือปริมาณอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมที่ละลายอยู่ในเนื้อเมตริกซ์ (potential concentration of nuclei) ซึ่งขึ้นอยู่กับความสามารถในการเกิดเฟสใหม่ ซึ่งมีค่าเท่ากับ $\exp\left(-\frac{\Delta G^*}{kT}\right)$ และ ความสามารถในการแพร่ของอะตอมภายในเนื้อเมตริกซ์ 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 ส่งผลทำให้มีการตกค้างของอะตอมซิลิกอนและอะตอมแมกนีเซียมภายในเนื้อเมตริกซ์มาก และ ในขณะเดียวกันอุณหภูมิของชิ้นทดสอบส่งผลต่อการแพร่ช้า ทำให้อัตราการเกิด Homogenous Nucleation น้อยในทางตรงกันข้ามใน

กรณีขึ้นทศสมมีอัตราการเย็นตัวช้า ส่งผลให้มีการตกค้างของอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมภายในเนื้อเมตริกซ์ลดลง ระยะห่างระหว่างกลุ่มอะตอมของแมกนีเซียมและซิลิกอนเพิ่มขึ้น ทำให้มีอัตราการเกิด Homogenous Nucleation ลดลง

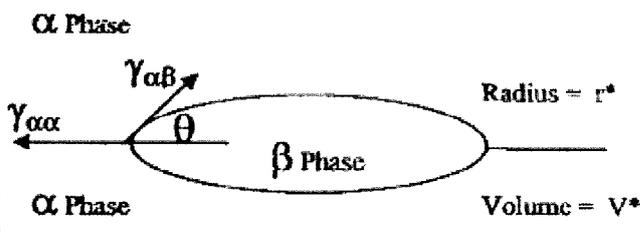
รูปที่ 2.10 ง) แสดงอัตราการเกิดเฟสใหม่จะมีค่าน้อยในช่วงเริ่มต้นและจะเพิ่มขึ้นอย่างช้า ๆ และจะลดลงในที่สุด โดยเริ่มต้นอะตอมเหล่านั้นจะสามารถรวมกลุ่มฟอร์มตัวเป็นนิวเคลียสในกรณีที่กลุ่มอะตอมเหล่านั้นจะต้องมีพลังงานกระตุ้นสูงกว่าเทอมของ (ΔG^*) และจากสมการที่ 2.4 พบว่า (ΔG^*) จะมีค่าลดลงก็ต่อเมื่อการเกิดของนิวเคลียสก่อให้เกิดพลังงานอินเตอร์เฟซต่ำสุด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

2.4.3 การเกิดเฟสใหม่ชนิดไม่เป็นเนื้อเดียวกัน (Heterogeneous Nucleation)

การเกิดของนิวเคลียสในบริเวณจุดบกพร่องต่าง ๆ ในเนื้อโลหะอาทิเช่น ขอบเกรน ดิสโลเคชัน วาเคนซี และจุดบกพร่องอื่น ๆ จัดเป็นนิวเคลียสแบบเนื้อที่แตกต่างกัน 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) เป็นพลังงานอิสระที่ลดลงจากการที่ดิสโลเคชันที่นิวเคลียสถูกฟอร์มตัวและถูกทำลายไปการเกิดเฟสใหม่ตามขอบเกรน (Nucleation on grain boundaries)



รูปที่ 2.11 ลักษณะของการเกิดนิวเคลียสแบบ Heterogeneous ที่เกิดขึ้นตามขอบเกรน [30]

ซึ่งบริเวณรอยต่อระหว่างเฟสทั้งสองที่เกิดขึ้นจะเป็นแบบ Incoherent โดยพบว่า

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

กำหนดให้

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

ถ้าไม่คำนึงถึงพลังงานจากความเครียดภายในที่เกิดขึ้นจากการฟอร์มตัว พลังงานอิสระที่เปลี่ยนแปลงมีค่าดังนี้

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

โดยที่	V	คือ	ปริมาตรของเอ็มบริโอ (m^3)
	$A_{\alpha\beta}$	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 $A_{aa}\gamma_{aa}$

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

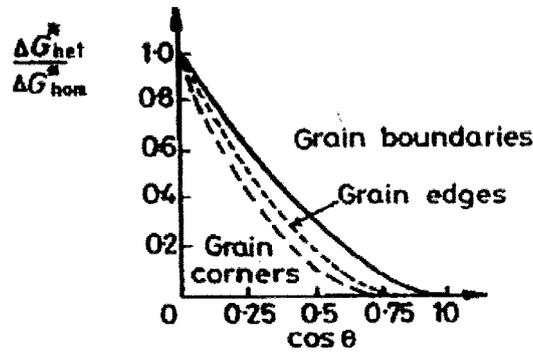
$$\frac{\Delta G^*_{het}}{\Delta G^*_{hom}} = \frac{V^*_{het}}{V^*_{hom}} = S(\theta) \quad 2.18$$

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

กำหนดให้

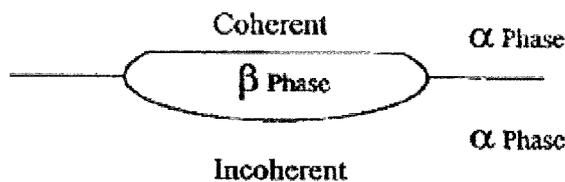
$S(\theta)$	คือ	Shape factor
-------------	-----	--------------

- 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 $(\Delta G_{hetero}^* / \Delta G_{homo}^*)$ กับมุม $\cos \theta$ [30]

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



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

2.4.4 อัตราเร็วการเกิดเฟสใหม่ชนิดไม่เป็นเนื้อเดียวกัน (Rate of Heterogeneous Nucleation)

การเกิดเฟสใหม่บนตำแหน่งจุดบกพร่องภายในเนื้อเมตริกซ์อาทิเช่น ขอบเกรน วาเคนซี ดิสโลเคชัน ซึ่งเป็นแบบ Heterogeneous nucleation จะสามารถเกิดได้เร็วและง่ายกว่าเมื่อเทียบกับ ลักษณะการเกิด nucleation แบบ Homogenous โดยพิจารณาจากสมการที่ 2.14 พบว่าการสร้างเกิดเฟสใหม่แบบ heterogeneous จะมีเทอมที่ลดพลังงานอิสระในเกิดเฟสใหม่ลง (ΔG^*) คือเทอมของ (G_d) ซึ่งเป็นเทอมของพลังงานอิสระที่ลดลงจากการที่จุดบกพร่องที่นิวเคลียสฟอร์มตัวถูกทำลายไป โดยตำแหน่งของการเกิดเฟสใหม่จะมีค่า (G_d) จากน้อยไปมากดังนี้

1. เนื้อเมตริกซ์ซึ่งมีการเกิดนิวเคลียสแบบเนื้อเดียวกัน (Homogenous nucleation)
2. วาเคนซี (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)

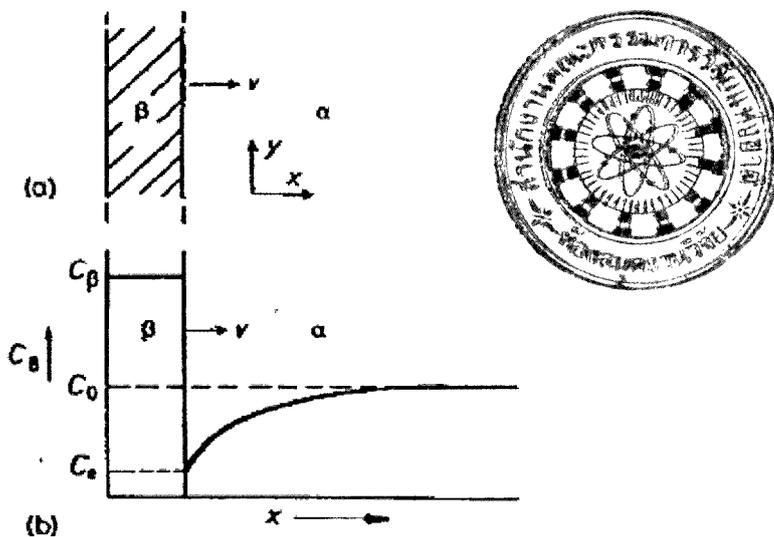
C_0 คือ จำนวนอะตอมต่อ 1 หน่วยปริมาตรภายในเฟส (mol)
 ดังนั้นจะเห็นได้ว่า

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

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_e)



รูปที่ 2.14 การ โตของอนุภาค ปริซึมพิเทต ด้วยอาศัยการแพร่แบบแทนที่ [30]

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

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

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)

อัตราเร็วในการโตของอนุภาคจะขึ้นอยู่กับความแตกต่างความเข้มข้นในบริเวณรอยต่อระหว่างเฟส 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 $\Delta C_o = C_\beta - C_e$

ทำการสมมูลจำนวนอะตอมของบริเวณที่แรเงาทั้ง 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

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

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

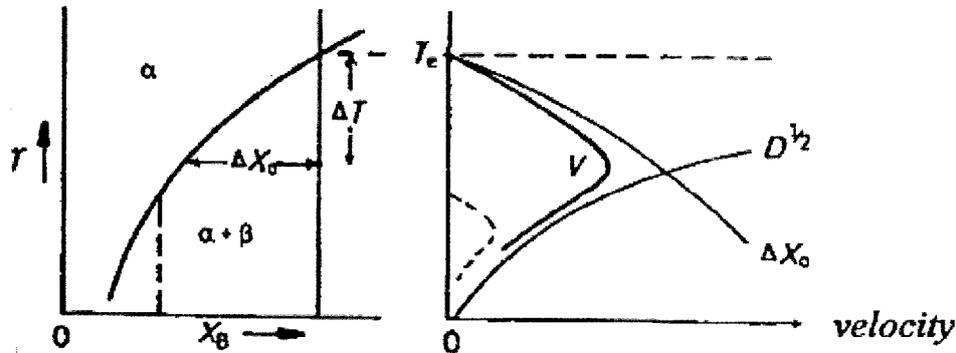
เมื่อแทนค่า $X = CV_m$ และอินทิเกรตสมการที่ 2.23

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

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

โดยที่ $\Delta X_o = X_o - X_e$

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

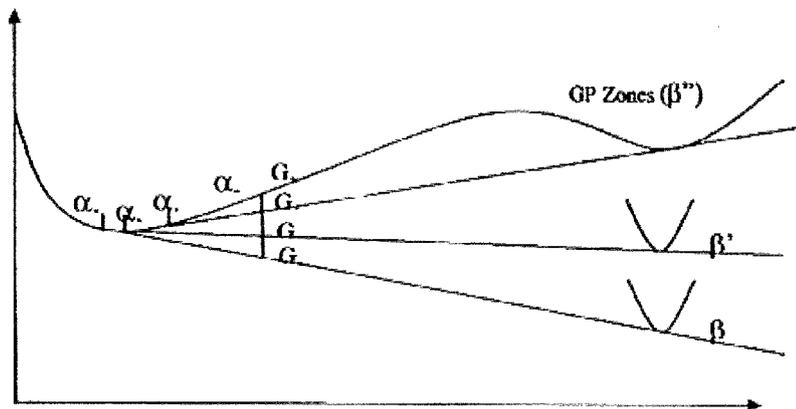
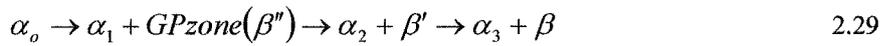


รูปที่ 2.15 อัตราการเป็นตัวของชิ้นทดสอบกับความเร็วในการเติบโตของอนุภาค ปริซึพิเทต [30]

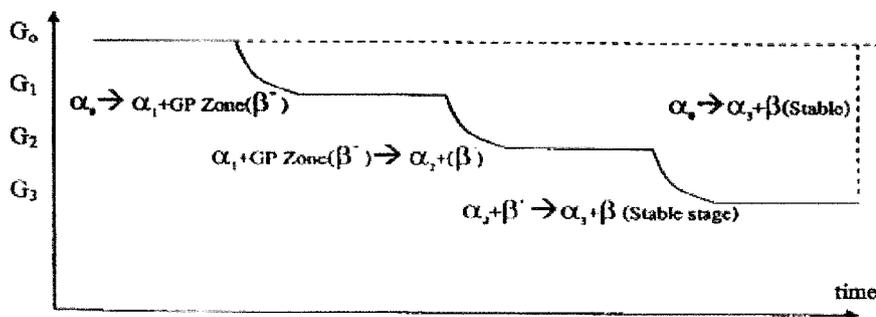
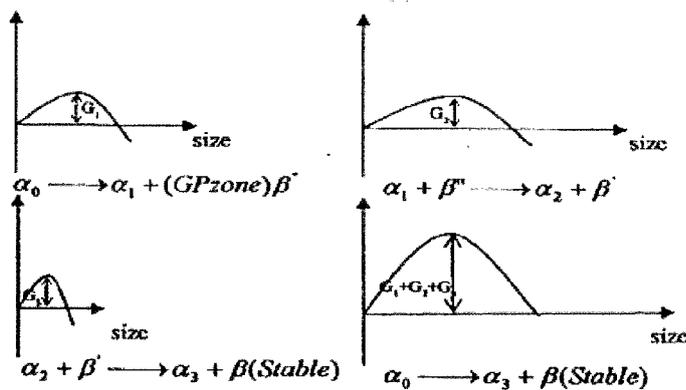
จากรูปที่ 2.15 แสดงให้เห็นถึงอิทธิพลของความเข้มข้นและอุณหภูมิต่ออัตราการเติบโต พบว่าในกรณีที่ขนาดอันเดอร์คูลลิ่งต่ำ (ΔT มีค่าน้อย) ซึ่งส่งผลทำให้ความเร็วในการโตของอนุภาค (v) มีค่าต่ำ เนื่องจากขนาดของ ΔX_0 ต่ำ ส่งผลทำให้อัตราเร็วการแพร่ของอะตอมภายในชิ้นงานลดลง ทำให้ความเร็วในการเติบโตของอนุภาค (v) มีค่าต่ำเช่นเดียวกัน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

2.6 Precipitation Transformations

ในโลหะผสมอลูมิเนียมชนิดสามารถบ่มได้ ภายหลังจากผ่านขั้นตอน Solution Treatment และขั้นตอน Quenching ตัวถูกละลายภายในเนื้อเมตริกซ์อยู่ในสภาวะอิ่มตัว และอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมที่ละลายอยู่ภายในเนื้อเมตริกซ์จะถูกผลักดันออกมาภายนอก ในรูปของกลุ่มอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียม เมื่อกลุ่มอะตอมเหล่านั้นแพร่มาพบกัน 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 พบว่าเนื้อเมตริกซ์อยู่ในสถานะเป็นสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด ซึ่งมีความเข้มข้นของธาตุละลายเข้าในเนื้อเมตริกซ์เท่ากับ α_0 ซึ่งถือว่าอยู่ในสถานะที่ไม่สมดุลเนื่องจากการละลายของซิริคอนแมกนีเซียมตกค้างอยู่ในเนื้อเมตริกซ์ ส่งผลทำให้พลังงานภายในของเนื้อเมตริกซ์มีค่าสูงมาก ดังนั้นเนื้อเมตริกซ์ต้องการลดระดับพลังงานของตัวเองลง ด้วยการผลักดันอะตอมของซิริคอนและแมกนีเซียมออกจากเนื้อเมตริกซ์ โดยอาศัยการแพร่แบบแทนที่ เมื่ออะตอมของซิริคอนและอะตอมแมกนีเซียมมาพบกันจะมีเฟสใหม่เกิดขึ้น ดังนี้ $\alpha_0 \rightarrow \alpha_1 + \beta''(\text{GPZone})$

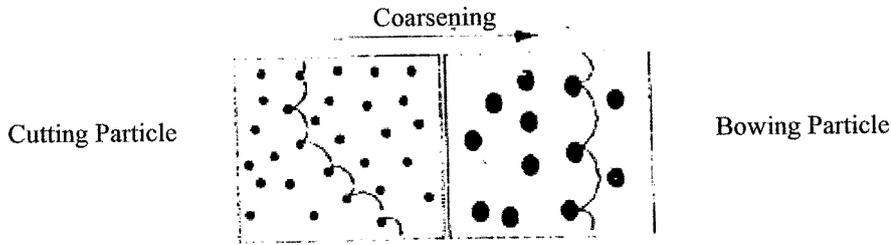
โดยเฟสใหม่จะมีการเกิดแบ่งออกเป็น 2 ลักษณะคือ Homogenous Nucleation และ Heterogeneous Nucleation เกิดกลุ่มอะตอมแมกนีเซียมซิริคอนที่มีรูปร่างเป็นแผ่นบาง ๆ เล็กที่หนาประมาณ 1 หรือ 2 อะตอม เส้นผ่าศูนย์กลางประมาณ 25 อะตอม แผ่นบางเหล่านี้เกิดทุกแห่งในเฟสซึ่งกลุ่มย่อย ๆ เหล่านี้ถูกเรียกว่า GP Zone ซึ่งมีขนาดเล็กมาก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

อย่างไรก็ตามพลังงานภายในของเนื้อเมตริกซ์ยังมีค่ามากกว่า Barrier Energy ของการเปลี่ยนเฟส ดังนั้นจึงเกิดการเปลี่ยนเฟสต่อไปดังสมการ $\alpha_1 + \beta''(\text{GPZone}) \rightarrow \beta' + \alpha_2$ ซึ่งระบบต้องการลดระดับพลังงานลง ด้วยการผลักดันอะตอมซิริคอน 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 $G_0 \rightarrow G_1 \rightarrow G_2 \rightarrow G_3$ ซึ่งผลทำให้ความเข้มข้นของอะตอมซิริคอนและแมกนีเซียมในเนื้อเมตริกซ์ลดลงเป็น $\alpha_0 \rightarrow \alpha_1 \rightarrow \alpha_2 \rightarrow \alpha_3$ ซึ่งการเปลี่ยนเฟสที่เกิดขึ้นนั้นเป็นฟังก์ชันของอุณหภูมิและระยะเวลา

2.7 การเติบโตของอนุภาค พรีซิพิเทต (Coarsening of Precipitates)

ขั้นตอนการบ่มอนุภาคแมกนีเซียมซิริคอนที่เกิดขึ้นอยู่ในสถานะที่ไม่มีเสถียรภาพอนุภาคเหล่านั้นต้องการลดพลังงานในบริเวณรอยต่อระหว่างอนุภาค พรีซิพิเทต กับเนื้อเมตริกซ์ (Interface Energy) โดยอนุภาคขนาดเล็ก กระจายตัวอยู่ในเนื้อเมตริกซ์เหล่านั้นรวมตัวกันเป็นอนุภาคที่มี

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

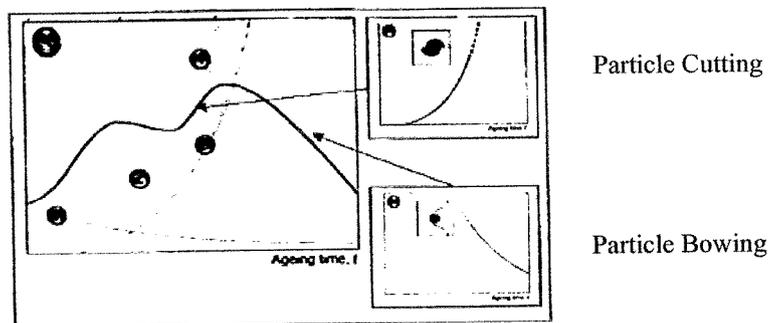


รูปที่ 2.18 ปรากฏการณ์ Coarsening ของอนุภาค ฟริชพิเทต ส่งผลต่อลักษณะการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ทำให้ชิ้นทดสอบมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น [30]

เมื่อพิจารณาอนุภาค ฟริชพิเทต ทรงกลม 2 อนุภาคอยู่ใกล้กัน พบว่ามีการแพร่ของอะตอมจากอนุภาคที่มีขนาดเล็กไปยังอนุภาคที่มีขนาดใหญ่กว่า ทำให้อนุภาคนั้นโตขึ้นส่วนอนุภาคที่มีขนาดเล็กจะหดตัวลงและหายไปในที่สุด ผลลัพธ์ที่ได้คือขนาด โดยเฉลี่ยของอนุภาคมีขนาดใหญ่ขึ้นแต่จำนวนอนุภาคที่กระจายตัวในเนื้อเมทริกซ์ลดลง ส่งผลทำให้ความแข็งแรงของชิ้นงานมีค่าลดลงซึ่งเรียก Overaging

2.8 กลไกการเพิ่มความแข็งแรงจากอนุภาคที่เกิดขึ้นบนเนื้อเมทริกซ์

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



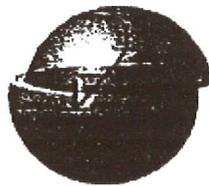
รูปที่ 2.19 กลไกการเพิ่มความแข็งแรงของชิ้นทดสอบในขั้นตอนการบ่ม [30]

2.8.1 กลไก Strain Hardening

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

2.8.2 กลไก Particle Cutting

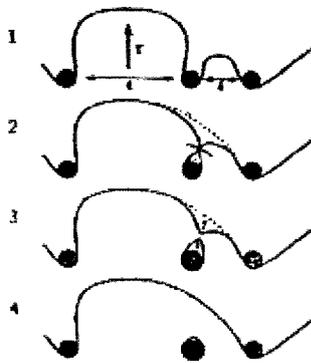
หลังจากกลุ่มอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมที่มีขนาดเล็กเกิด การแพร่มารวมกันทำให้เกิดเป็นอนุภาค Mg_2Si และมีลักษณะบริเวณรอยต่อระหว่างเนื้อเมตริกซ์กับอนุภาค Mg_2Si เป็นแบบ Coherent ซึ่งอนุภาคขนาดเล็กที่เกิดขึ้นเหล่านี้จะมีโครงสร้างเหมือนกับเนื้อเมตริกซ์ เมื่อชิ้นทดสอบได้รับแรงกระทำจากภายนอก ส่งผลให้เกิดการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน โดยอนุภาคเหล่านี้พยายามต้านการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ดังนั้นจะต้องมีการเพิ่มแรงให้กับชิ้นทดสอบเพื่อทำให้ดิสโลเคชันเคลื่อนที่ผ่านอนุภาคเพื่อทำให้เกิดเป็นผิวใหม่ของอนุภาค 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 ทำให้เกิดการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันและเมื่อดิสโลเคชันเหล่านี้เคลื่อนที่มาชนกับอนุภาคเหล่านี้ซึ่งมีความแข็งแรงสูง ทำให้ดิสโลเคชันไม่สามารถตัดผ่านอนุภาคเหล่านี้ได้ ซึ่งเรียกว่า Particle Bowing ดังแสดงในรูปที่ 2.21 หลังจากดิสโลเคชัน เคลื่อนที่ผ่านอนุภาคเหล่านี้พบว่าจะเกิดความเครียดภายในโครงสร้างผลึกรอบ ๆ อนุภาค ซึ่งเรียกว่า Strain Field ซึ่งทำหน้าที่ต้านทานการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันชุดต่อไป ซึ่งกลไกนี้เรียกว่า Orowan mechanism



รูปที่ 2.21 การเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันผ่านอนุภาคด้วยกลไก 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 คือการอบชิ้นทดสอบที่อุณหภูมิสูง ทำให้อะตอมต่าง ๆ ภายในโครงสร้างมีพลังงานเพิ่มขึ้น เมื่ออะตอมเหล่านั้นมีพลังงานสูงกว่า Barrier Energy จะทำให้อะตอมเหล่านั้นหลุดออกจากตำแหน่งในโครงสร้างผลึกซึ่งเรียกว่าวาเคนซี ทำให้การแพร่ของอะตอมภายในโครงสร้างผลึกได้ง่ายขึ้น

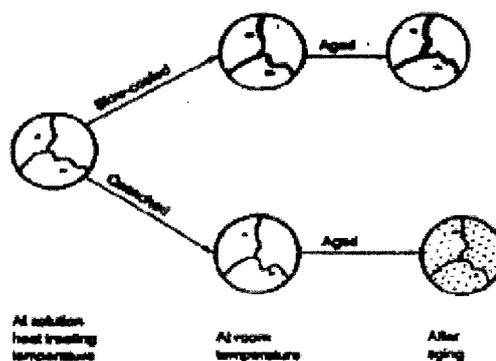
จากเหตุผลที่โครงสร้างของชิ้นทดสอบในสภาวะหล่อมีความแตกต่างของส่วนผสมทางเคมีภายในแต่ละบริเวณ ทำให้อะตอมของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมเกิดการแพร่จากบริเวณที่มีความเข้มข้นสูงไปยังบริเวณที่มีความเข้มข้นต่ำ สำหรับงานวิจัยนี้พบว่าการแพร่ของอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมจากเฟส Mg_2Si และ เฟส Eutectic Silicon ละลายเข้าสู่เนื้อเมตริกซ์นอกจากนั้นยังมีการเปลี่ยนแปลงรูปร่าง 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]

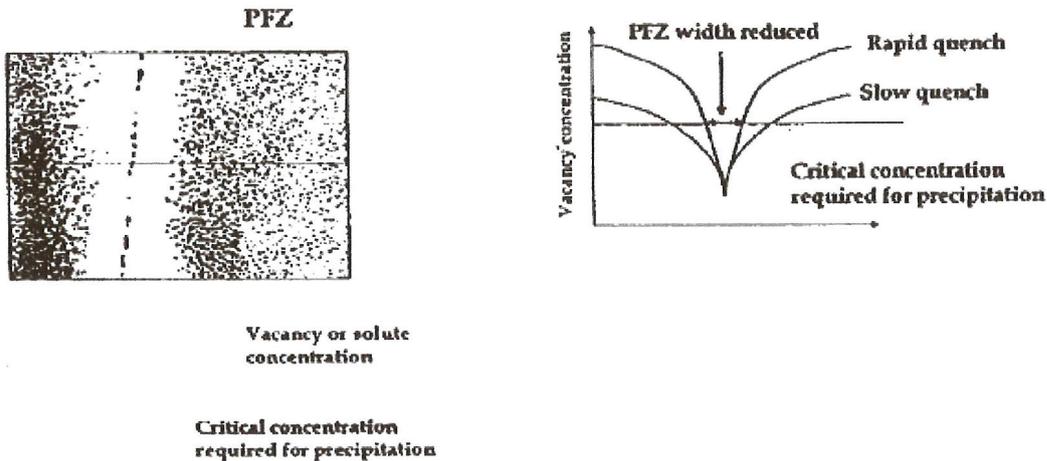
2.9.2.2 อัตราการเย็นตัวของชิ้นทดสอบ โดยพบว่าชนิดของตัวกลางและอุณหภูมิของตัวกลางจะมีผลต่ออัตราการเย็นตัวของชิ้นทดสอบ ตามหนังสือคู่มือ ASM Handbook พบว่านิยมเลือกใช้ตัวกลางคือน้ำอุณหภูมิ $15-65^{\circ}\text{C}$ [12] โดยพบว่าชิ้นทดสอบมีอัตราการเย็นตัวสูง ทำให้มีการตกค้างอะตอมของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมภายในเนื้อเมตริกซ์มากกว่าชิ้นทดสอบที่มีอัตราการเย็นตัวช้า 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 ซึ่งทำให้มีการตกค้างของซิลิกอนและแมกนีเซียมอะตอมในโครงสร้างมีปริมาณที่น้อยทำให้เนื้อเมตริกซ์ไม่อยู่ในสภาวะสลายของแข็งอิมตัวยิ่งยวด

ตัวถูกละลายจะแพร่ออกจากเนื้อเมตริกซ์ออกไปอยู่บริเวณขอบเกรน ส่งผลให้บริเวณที่ใกล้ขอบเกรนมีความเข้มข้นของซิลิกอนและแมกนีเซียมลดลงหลังจากผ่านขั้นตอน 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



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

2.9.2.3 ขนาดและรูปร่างของชิ้นงาน

ในกรณีชิ้นงานมีรูปร่างซับซ้อน หรือ ชิ้นงานที่มีความหนาน้อยควรระมัดระวังในการเลือกชนิดและอุณหภูมิของตัวกลาง เนื่องจากจะมีปัญหาเรื่องการแตกร้าวของชิ้นงาน

2.9.3 ปัจจัยที่มีผลต่อขั้นตอน Aging

2.9.3.1 อุณหภูมิที่ใช้ในขั้นตอน Aging



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

2.9.3.2 ระยะเวลาที่ใช้ในขั้นตอน Aging

โดยระยะเวลาในขั้นตอน Aging มีผลต่อการแพร่ของซิลิกอนและแมกนีเซียมออกจากเนื้อเมตริกซ์มายังอนุภาค Mg_2Si และทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงแบบ Precipitate Hardening โดยเนื้อเมตริกซ์ที่มีปริมาณซิลิกอนและแมกนีเซียมน้อย จะต้องใช้ระยะเวลาในขั้นตอน Aging เพิ่มขึ้น

2.9.3.3 ปริมาณอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมที่ละลายอยู่ในเนื้อเมตริกซ์ก่อนขั้นตอน Aging

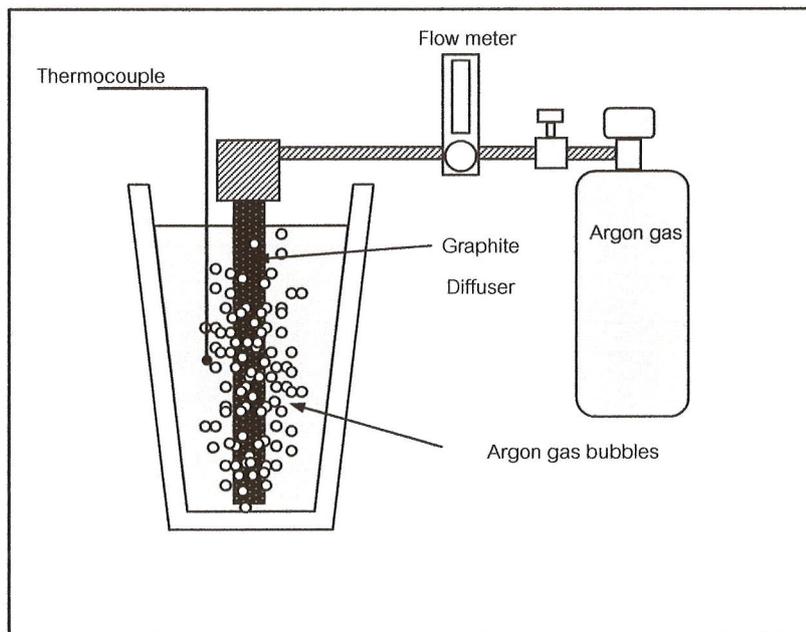
ปริมาณอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมที่ละลายในเนื้อเมตริกซ์ มีผลต่อระยะห่างระหว่างกลุ่มซิลิกอนและกลุ่มแมกนีเซียมที่ละลายอยู่ในเนื้อเมตริกซ์ ในกรณีที่เนื้อเมตริกซ์ที่มีซิลิกอนและแมกนีเซียมน้อย ระยะห่างของกลุ่มอะตอมเหล่านี้มากขึ้น จึงต้องใช้ระยะเวลาในการ Aging ที่มากขึ้น ซึ่งจากปัจจัยข้างต้นพบว่าปริมาณอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมมีผลต่อการเติบโตของอนุภาค Mg_2Si ที่เกิดขึ้น โดยขนาดและปริมาณของอนุภาค Mg_2Si ที่กระจายตัวภายในเนื้อเมตริกซ์ทำให้น้ำที่การขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันที่เกิดขึ้น 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 จากความรู้พื้นฐานของการแพร่ของอะตอมพบว่าเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นหรือบริเวณรอบๆ บกพร่องต่าง ๆ ภายในโครงสร้างผลึกนั้น อาทิเช่น ขอบเกรน หรือวาเคนซี อะตอมต่าง ๆ การแพร่ได้รวดเร็วกว่าอะตอมภายในเนื้อเมตริกซ์ ดังนั้นทำให้เกิดแนวคิดที่ว่าชิ้นงานที่มีขนาดเกรนที่ละเอียด จะมีพื้นที่ของขอบเกรนต่อปริมาตรเพิ่มขึ้น อะตอมต่าง ๆ สามารถเกิดการแพร่ได้ง่ายและรวดเร็วกว่าชิ้นงาน

ที่มีขนาดเกรนใหญ่ ซึ่งช่วยลดระยะเวลาในขั้นตอน Solution Treatment ลั่นลงได้ จึงทำให้มีหัวข้องานวิจัยเรื่องผลกระทบของขนาดเกรนต่อการลดระยะเวลาในการบ่มของโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนหล่อ เกรด A356 เกิดขึ้น

2.10 การผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีปล่อยฟองแก๊สระหว่างการแข็งตัว

กระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งด้วยเทคนิค GISS (Gas induced semi-solid) เจษฎา วรรณสินธุ์ (2006) เป็นกระบวนการสร้างโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีการพ่นฟองแก๊สเหนือผ่านแท่งกราฟไฟต์พอร์น (แก๊สอาร์กอน) ซึ่งเป็นกรรมวิธีแบบใหม่สำหรับการผลิตโลหะกึ่งของแข็งที่มีหลักการคล้ายกับวิธีการหล่อแบบ Rheocasting ที่ให้โครงสร้างเกรนแบบก้อนกลม (Spheroidal grain) คุณสมบัติของโลหะกึ่งของแข็งมีหลายประการเช่น มีอุณหภูมิที่ต่ำกว่าโลหะเหลว โลหะเริ่มแข็งตัวบางส่วนแล้วขณะที่ใส่แม่พิมพ์มีความหนืดที่สูงกว่าน้ำโลหะ มีความเค้นขณะไหลต่ำกว่าโลหะที่แข็งตัวแล้ว เป็นต้น ซึ่งคุณสมบัติดังกล่าวมีข้อดีหลายประการที่สามารถนำไปประยุกต์ใช้ได้อย่างหลากหลายในกระบวนการผลิต เช่น ลดการเกิดของเสียจากปฏิกิริยาระหว่างออกซิเจนในขั้นตอนการหล่อโลหะลงในเบ้าและลดการเกิดโพรงหดตัว (Shrinkage) อีกทั้งยังช่วยยืดอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ ดังแสดงในรูปที่ 2.24



รูปที่ 2.24 Schematic ของกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีการปล่อยฟองแก๊ส [1]

2.11 การทดสอบแรงดึง (Tension Test)

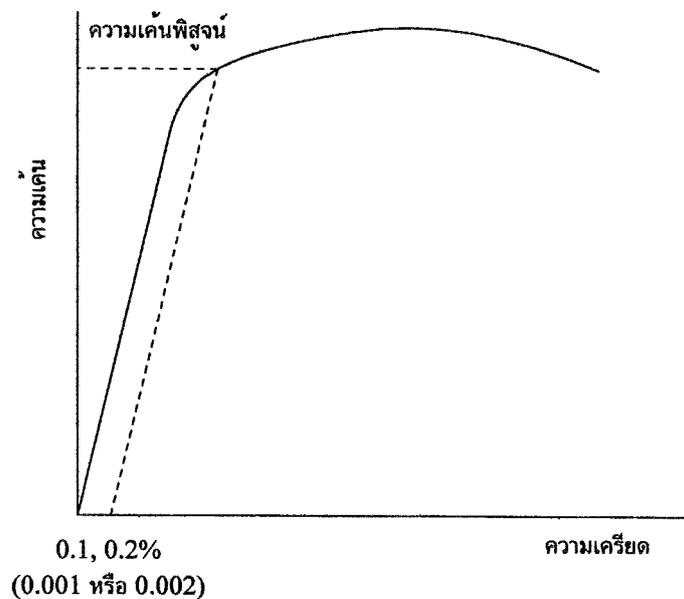
วิธีการทดสอบนั้น เราจะนำตัวอย่างที่จะทดสอบมาดึงอย่างช้า ๆ แล้วบันทึกค่าของความเค้นและความเครียดที่เกิดขึ้นไว้ แล้วมาพล็อตเป็นเส้นโค้งดังรูปที่ 2.25 ขนาดและรูปร่างของชิ้นทดสอบมีต่าง ๆ กัน ขึ้นอยู่กับชนิดของวัสดุนั้น ๆ มาตรฐานต่าง ๆ ของการทดสอบ เช่น มาตรฐานของ ASTM (American Society of Testing and Materials), 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) ซึ่งกล่าวว่าความเค้นเป็นสัดส่วนโดยตรงกับความเครียดเรียกว่าพิภคสัดส่วน (Proportional Limit) และภายใต้พิภคสัดส่วนนี้ วัสดุจะแสดงพฤติกรรมการคืนรูปแบบยืดหยุ่น (Elastic Behavior) นั่นคือเมื่อปล่อยแรงกระทำ ชิ้นทดสอบจะกลับไปมีขนาดเท่าเดิม

เมื่อเราเพิ่มแรงกระทำต่อไปจนเกินพิภคสัดส่วน เส้นกราฟจะค่อย ๆ โค้งออกจากเส้นตรงวัสดุหลายชนิดจะยังคงแสดงพฤติกรรมการคืนรูปแบบยืดหยุ่นได้อีกเล็กน้อยจนถึงจุด ๆ หนึ่งเรียกว่าพิภคยืดหยุ่น (Elastic Limit) ซึ่งจุดนี้จะเป็นจุดกำหนดว่าความเค้นสูงสุดที่จะไม่ทำให้เกิดการแปรรูปถาวร (Permanent Deformation or Offset) กับวัสดุนั้น เมื่อผ่านจุดนี้ไปแล้ววัสดุจะมีการเปลี่ยนรูปร่างอย่างถาวร (Plastic Deformation) ลักษณะการเริ่มต้นของความเครียดแบบพลาสติกนี้เปลี่ยนแปลงไปตามชนิดของวัสดุในโลหะหลายชนิด เช่น พวกเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (Low Carbon Steel) จะเกิดการเปลี่ยนรูปร่างอย่างรวดเร็ว โดยไม่มีการเพิ่มความเค้น (บางครั้งอาจจะลดลงก็มี) ซึ่งเป็นจุดที่เกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกนี้เรียกว่าจุดคราก (Yield Point) และค่าของความเค้นที่จุดนี้เรียกว่า ความเค้นจุดคราก (Yield Stress) หรือ Yield Strength ค่า Yield Strength นี้มีประโยชน์กับวิศวกรมาก เพราะเป็นจุดแบ่งระหว่างพฤติกรรมการคืนรูปแบบยืดหยุ่นกับพฤติกรรมการคงรูป และในกรณีของโลหะจะเป็นค่าความแข็งแรงสูงสุดที่เราจะใช้ประโยชน์ได้โดยไม่เกิดการเสียหาย

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

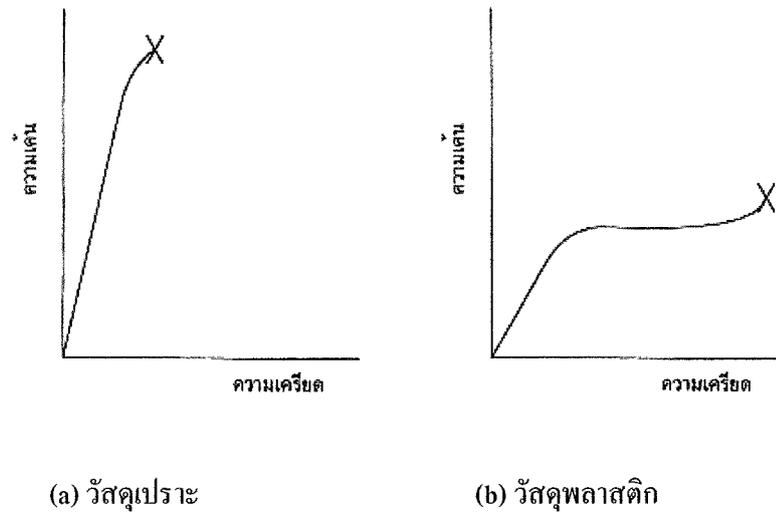
ค่าความเค้นที่จุดตัดนี้จะนำมาใช้แทนค่าความเค้นจุดครากได้ ความเค้นที่จุดนี้บางครั้งเรียกว่า ความเค้นพิสูจน์ (Proof Stress) หรือความเค้น 0.1 หรือ 0.2% offset ดังแสดงในรูปที่ 2.25



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 โดยทั่วไปจะหมายถึงค่าความเค้นสูงสุดที่วัสดุทนได้นั่นเอง

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



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 แต่ถ้ามีความเหนียวต่ำ และเปราะ (Brittle) ก็จะนำไปขึ้นรูปยาก หรือทำไม่ได้ เป็นต้น

- Modulus of Elasticity or Stiffness

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

$$E = \frac{\sigma}{e} = \frac{PL}{A\Delta L}$$

มักมีหน่วยเป็น ksi (1 ksi = 1000 psi) หรือ kgf/mm² หรือ GPa (สังเกตว่าเป็นหน่วยเดียวกับหน่วยของความเค้น)

ถ้าแรงที่มากกระทำเป็นแรงเฉือนเราเรียกค่าคงที่นี้ว่า Shear Modulus หรือ Modulus of Rigidity (G)

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

ค่า E และ G ของวัสดุแต่ละชนิดจะมีค่าเฉลี่ยคงที่ และเป็นตัวบอกความสามารถคงรูป (Stiffness, Rigidity) ของวัสดุ นั่นคือ ถ้า E และ G มีค่าสูง วัสดุจะเปลี่ยนรูปอย่างอิลาสติกได้น้อย แต่ถ้า E และ G ต่ำ มันก็จะเปลี่ยนรูปอย่างอิลาสติกได้มาก ค่า E และ G นี้มีประโยชน์มากสำหรับงานออกแบบวัสดุที่ต้องรับแรงต่าง ๆ

2.12 ความแข็ง (Hardness)

ความแข็งของวัสดุเกี่ยวข้องกับการจับตัวของอะตอมและโมเลกุลภายในเนื้อวัสดุ เช่นเดียวกันกับความแข็งแรง ดังนั้นความแข็งมักจะเพิ่มเมื่อวัสดุมีความแข็งแรงสูงขึ้น นั่นคือ พุก โลหะ และเซรามิกจะแข็งกว่าพอลิเมอร์

การทดสอบความแข็ง มีอยู่หลายวิธี แต่ที่ใช้กันมากที่สุดมี 3 วิธี คือ

1. การทดสอบความแข็งแบบบริเนล (Brinell Hardness Test) วิธีการคือ 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

ชนิดของหัตถ์ นอกจากนี้นี้ยังขึ้นอยู่กับชนิดของวัสดุที่จะทดสอบด้วย หัตถ์ที่ใช้ อาจจะเป็นลูกบอลเหล็กหรือเพชรที่มีรูปกรวย การทดสอบแบบร็อคเวลันี้ ใช้อย่างกว้างขวางเพราะสามารถใช้วัดความแข็งของวัสดุชนิดต่าง ๆ ได้มากกว่า สามารถวัดความแข็งของวัสดุที่การทดสอบแบบบริเนลล์วัดไม่ได้ การใช้งานสะดวกอ่านค่าได้รวดเร็ว เพราะอ่านโดยตรงจากเครื่องและเนื่องจากรอยบ่มมีขนาดเล็กจึงไม่ทำลายผิวของชิ้นทดสอบ

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

2.13 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.13.1 งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับขั้นตอนการทำ Solution Treatment

2.13.1.1 ผลของขั้นตอน Solution Treatment ต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอนหล่อ เกรด A356 แบ่งออกเป็น 3 ประการดังต่อไปนี้คือ

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

2.13.1.1. ก. การละลายของซิลิกอนและแมกนีเซียมเข้าสู่เนื้อเมตริกซ์

Closset และคณะ [11] ทำการศึกษาปริมาณความเข้มข้นของอะตอมซิลิกอน และอะตอมแมกนีเซียมภายในเนื้อเมตริกซ์ ภายหลังจากชิ้นงานโลหะผสมอลูมิเนียม-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 °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 °C นาน 9.5 นาที พบว่าอะตอมของซิลิกอนและแมกนีเซียมเกิดการแพร่เข้าสู่เนื้อเมตริกซ์ เมื่อวิเคราะห์ส่วนผสมด้วยเครื่อง EPMA พบว่าปริมาณของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมมีค่าเพิ่มขึ้น เท่ากับ 1.3% โดยน้ำหนัก และ 0.3% โดยน้ำหนัก ตามลำดับ และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิของขั้นตอน Solution Treatment I ให้สูงขึ้นเป็นที่อุณหภูมิ 550 °C พบว่าจะทำให้ธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมสามารถละลายภายในเฟส $\alpha - Al$ ได้เพิ่มขึ้นเล็กน้อย

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

2.13.1.1. ค. การเปลี่ยนแปลงลักษณะของโครงสร้างของเฟส Eutectic Silicon

โดยทั่วไปโครงสร้างเฟส Eutectic Silicon ที่เย็นตัวในสถานะหล่อ มีลักษณะเป็นแท่งปลายแหลม และอยู่ระหว่างแขน dendrite ซึ่งเป็นจุดกำเนิดในการแตกร้าว ซึ่งพบว่าเมื่อทำ Solution Treatment ในระยะเวลาสั้นส่งผลให้เฟส Eutectic Silicon มีความกลมมากขึ้น ซึ่งสามารถเปลี่ยนขนาดและรูปร่างได้ 2 วิธีดังนี้

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

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

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 ชั่วโมงพบว่าการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของเฟส Eutectic Silicon เพียงเล็กน้อย ซึ่งแสดงให้เห็นว่าการทำ Modification จะส่งผลต่อการทำ Short Solution Heat Treatment และ Zhu et al. [40] ได้สนับสนุนถึงลักษณะการเปลี่ยนแปลงของเฟส Eutectic Silicon คือ โดยเริ่มต้นเฟส Eutectic silicon ที่มีลักษณะแท่งยาวปลายแหลมเริ่มมีการแตกออกเป็นส่วนตัว 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 โดยการอบขึ้นงานที่อุณหภูมิ 540°C นาน 9 ชั่วโมง

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

2.13.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับขั้นตอน Quenching

Tsukuda และคณะ [35] และ Chamberlain และคณะ [10] มีความคิดเห็นตรงกันโดยเสนอแนะให้ quenching ขึ้นทดสอบด้วยน้ำอุณหภูมิ 15°C โดยมีวัตถุประสงค์เพื่อทำให้ขึ้นงานมีอัตราการเย็นรวดเร็วที่สูง ทำให้อะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมตกค้างภายในเนื้อเมตริกซ์มากที่สุด ส่งผลทำให้ขึ้นงานมีความแข็งแรงสูงสุด

Briner และคณะ [7] เสนอแนะว่าระยะเวลาในการนำขึ้นงานออกจากเตาจนกระทั่งหุบน้ำซึ่งเรียกว่า Quench delay ควรใช้เวลาน้อยกว่า 30 วินาที ทำให้ในระหว่าง ขั้นตอน Aging จะเกิดอนุภาค Mg₂Si กระจายตัวสม่ำเสมอ แต่ถ้าลดลงระยะเวลาดังกล่าวให้สั้นลงจะทำให้อนุภาค Mg₂Si มีมากขึ้นและกระจายตัวสม่ำเสมอดีขึ้น ทำให้ขึ้นงานมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น

Zhang และคณะ [39] ศึกษาอัตราการเย็นตัวของขึ้นงานหลังจากขั้นตอน Solution Treatment ต่อสมบัติทางกลในโลหะผสมอลูมิเนียม-ซิลิกอน เกรด A356 พบว่าอัตราการเย็นตัวของขึ้นงานจะมีผลต่อการละลายของปริมาณซิลิกอนและแมกนีเซียม ในกรณีขึ้นงานที่เย็นตัวอย่างรวดเร็ว ทำให้มีระยะเวลาเพียงพอที่จะทำให้อะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมแพร่ออกจากเนื้อเมตริกซ์ ส่งผลทำให้



มีการตกค้างของอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมในเนื้อเมตริกซ์เป็นจำนวนมาก แต่ในทางตรงกันข้าม ชิ้นงานที่เย็นตัวอย่างช้า ทำให้ปริมาณของอะตอมซิลิกอนและแมกนีเซียมที่ตกค้างในเนื้อเมตริกซ์ลดลง ส่งผลทำให้ความแข็งแรงของชิ้นงานหลังจากขั้นตอน Aging ลดลง

2.13.3 งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับขั้นตอน Aging

Chamberlain และคณะ [10] ศึกษาผลของอุณหภูมิในขั้นตอน Aging กับความแข็งแรงในโลหะผสมอลูมิเนียมเกรด A356 โดยเปรียบเทียบชิ้นงานซึ่งเตรียมจากแบบหล่อทรายกับแบบหล่อแม่พิมพ์โลหะ โดยทำการทดลองอบชิ้นงานในขั้นตอน Aging พบว่าชิ้นงานทั้งสองกลุ่มนี้มีแนวโน้มเหมือนกันคือความแข็งแรง σ_y จุดคราก (yield strength) และ ความต้านทานแรงดึงสูงสุด (UTS) ของชิ้นงานเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิที่สูงขึ้น แต่ทางตรงกันข้ามความแข็งแรง σ_y จุดครากจะมีค่าลดลง แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิของชิ้นงานจนถึง 350°C พบว่าความแข็งแรง σ_y จุดคราก และ ความต้านทานแรงดึงสูงสุดของชิ้นงานมีค่าลดลงอย่างรวดเร็ว ซึ่งเรียกว่าเกิดปรากฏการณ์ Over aging

Tsukuda และคณะ [35] ศึกษาหาความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและระยะเวลาในขั้นตอน 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 σ_y จุดครากเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิที่สูงขึ้น ในขณะที่ความทนทานต่อแรงกระแทกและความแข็งจะมีค่าลดลง

Akhter และคณะ [5] ได้ศึกษาอิทธิพลของกระบวนการทางความร้อน T6 ที่มีผลต่อสมบัติทางกลและโครงสร้างจุลภาคของอลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง Rheocasting หมายเลข A356 ที่ผ่านกระบวนการเชื่อม โดยอบละลายที่ 540°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง และชุบในน้ำ ก่อนนำไปอบที่ 160°C นาน 6 ชั่วโมง ผลการศึกษาพบว่าเฟสยูเทคติกเปลี่ยนแปลงรูปร่างจากเดิมซึ่งเป็นแผ่นยาวและรูปร่างไม่แน่นอนไปเป็นอนุภาค Si ที่มีรูปร่างคล้ายทรงกลม ในขณะที่ความแข็งแรงและความแข็งแรง σ_y จุดครากเพิ่มจากเดิม 62 Hv และ 150 MPa ไปเป็น 125 Hv และ 310 MPa โดยลำดับ ทั้งนี้ % Elongation ของชิ้นงานก่อนและหลังผ่านกระบวนการทางความร้อนมีการเปลี่ยนแปลงน้อยมาก คือ จากเดิม 12% ไปเป็น 10%

เช่นเดียวกับ Yu และคณะ [38] ที่ได้ศึกษาการปรับปรุงสมบัติการต้านแรงดึงของอลูมิเนียมหล่อแบบกึ่งของแข็ง A356 โดยนำชิ้นงานไปอบที่อุณหภูมิ 577°C เป็นเวลา 8 นาที และชุบในน้ำทันทีก่อนนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 ซึ่งประกอบด้วยการอบละลายที่ 525°C เป็นเวลา 5 ชั่วโมง และชุบในน้ำ จากนั้นนำไปอบที่ 170°C เป็นเวลา 7 ชั่วโมง ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนดังกล่าวมีความแข็งแรง σ_y จุดครากเพิ่มขึ้นจากเดิม 150 MPa เป็น 320 MPa อย่างไรก็ตาม % Elongation ของชิ้นงานหลังผ่านกระบวนการทางความร้อนมีการเปลี่ยนแปลงลดลงจาก 25% เป็น 7.5%

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

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

การศึกษาอิทธิพลของกระบวนการทางความร้อน 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 ปริซิทเทต ในเนื้อเมตริกซ์โดยการใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบทรานสมิสชัน (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 ปริซิทเทต แบ่งออกเป็น 2 ลักษณะคือ มีกลุ่มอะตอมของแมกนีเซียมเกิดขึ้นในระหว่างขั้นตอน Quenching ของชิ้นทดสอบ Al-0.65wt%Mg-0.72wtSi. 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 ที่เกิดขึ้นเหล่านี้สามารถเกิดขึ้นในบริเวณคิสโตลเคชัน หรือ ขอบเกรนซึ่งมีลักษณะการเกิดเป็นแบบ Heterogeneous Nucleation [19,29] ซึ่งเฟส GP Zone ที่เกิดขึ้นมีการจัดเรียงตัวของอะตอมของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมในทิศทาง $\langle 100 \rangle_\alpha$ 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 ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างที่ซับซ้อนขึ้นจากเป็นแผ่นบางขนาดเล็กเปลี่ยนเป็นแบบแท่งซึ่งเรียกว่า 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 เมื่อวิเคราะห์ชิ้นทดสอบด้วยเครื่อง 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 อะตอมของธาตุซิลิกอนและแมกนีเซียมเกิดการแพร่ออกจากเนื้อเมตริกซ์ 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)

เมื่ออุณหภูมิ 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 $[110]_{\beta} // [100]_{\alpha}$