



รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการ การผลิตอะลูมิเนียมคอมโพสิตโดยการหล่อแบบรีโอ
ร่วมกับการหล่อแบบกดอัด

โดย นางสาวนุชธนา พูลทอง และคณะ

กันยายน 2554

สัญญาเลขที่ MRG5280232

รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการ การผลิตอะลูมิเนียมคอมโพสิตโดยการหล่อแบบรีโอ ร่วมกับการหล่อแบบกดอัด

คณะผู้วิจัย

1. นางสาวนุชชนา พูลทอง
2. นางสาวกฤษณา พูลสวัสดิ์
3. นางสาวสุวรรณา ยุพา
4. Dr. John T. H. Pearce

สังกัด

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี
ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ

สนับสนุนโดยสำนักงานคณะกรรมการการอุดมศึกษา และสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย
(ความเห็นในรายงานนี้เป็นของผู้วิจัย สกอ. และ สกว. ไม่จำเป็นต้องเห็นด้วยเสมอไป)

กิตติกรรมประกาศ

คณะผู้วิจัยขอขอบคุณสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย และสำนักงานคณะกรรมการการอุดมศึกษา ที่ให้ทุนอุดหนุนการวิจัยประจำปีงบประมาณ 2552 สำหรับการดำเนินงานในครั้งนี้อย่างดียิ่ง ขอขอบคุณสายวิชาเทคโนโลยีวัสดุ คณะพลังงานสิ่งแวดล้อมและวัสดุ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี ที่เอื้อเฟื้อสถานที่ในการดำเนินงานวิจัย ขอขอบคุณบุคลากร เจ้าหน้าที่ และผู้ช่วยนักวิจัย ที่ช่วยสนับสนุนการดำเนินงานในด้านต่างๆ ให้โครงการวิจัยนี้ลุล่วงไปได้ด้วยดี

คณะผู้วิจัย

บทคัดย่อ

Project Code : MRG5280232

Project Title : การผลิตอะลูมิเนียมคอมโพสิตโดยการหล่อแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด

Investigator :

- | | |
|---------------------------|---------------------------------------|
| 1. นางสาวนุชธนา พูลทอง | มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี |
| 2. นางสาวกฤษณา พูลสวัสดิ์ | มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี |
| 3. นางสาวสุวรรณา ยุพา | มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี |
| 4. Dr. John T. H. Pearce | ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ |

E-mail Address : nuchthana.poo@kmutt.ac.th

Project Period : 16 กันยายน 2552 – 16 กันยายน 2554

กระบวนการขึ้นรูปโลหะในสภาวะกึ่งของแข็ง (รีโอคาสติ้ง) โดยการรวมการกวนทางกลและเทคนิครางเทหล่อเย็นถูกนำมาใช้ในการผลิตตามด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 และวัสดุเสริมแรงคืออนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ งานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรง และปัจจัยในการผลิต ได้แก่ อุณหภูมิเท อุณหภูมิแม่พิมพ์ และแรงดัน การใช้เทคนิครางเทหล่อเย็นสามารถเปลี่ยนโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน รูปร่างของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมเปลี่ยนจากลักษณะเดนไดรต์ไปเป็นลักษณะคล้ายดอกกุหลาบและลักษณะกลมมากขึ้นเมื่ออุณหภูมิเทต่ำลง การกระจายตัวของอนุภาคเสริมแรงมีความสม่ำเสมอดีที่สุดเมื่อเติมวัสดุเสริมแรงขนาด 45-63 ไมครอน ปริมาณการเติมร้อยละ 10 และความเร็วในการกวนน้ำโลหะอยู่ในช่วง 180-260 รอบต่อนาที เมื่อทำการผลิตโดยการหล่อแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัดอุณหภูมิเทน้ำโลหะที่เหมาะสมคือ 650 องศาเซลเซียส ทำให้ชิ้นงานมีสมบัติทางกลดีที่สุด เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีขนาดเฉลี่ยลดลงเมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์ลดต่ำลง จากการศึกษาอิทธิพลของแรงกดอัดพบว่าโครงสร้างจุลภาคที่พบในแต่ละบริเวณต่างกัน เมื่อเพิ่มแรงกดอัดขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมลดลงแต่ความหนาแน่นของชิ้นงานเพิ่มสูงขึ้น

Keywords : กระบวนการขึ้นรูปโลหะในสภาวะกึ่งของแข็ง รีโอคาสติ้ง การหล่อแบบกดอัด เทคนิครางเทหล่อเย็น วัสดุเชิงประกอบของอะลูมิเนียมซิลิคอนคาร์ไบด์

Abstract

Project Code : MRG5280232

Project Title : Fabrication of Aluminum Matrix Composite by Rheocasting Combined with Squeeze Casting

Investigator :

- | | |
|---------------------------|--|
| 1. Ms.Nuchthana Poolthong | King Mongkut's University of Technology Thonburi |
| 2. Ms.Krisana Poolsawat | King Mongkut's University of Technology Thonburi |
| 3. Ms.Suwanna Yupha | King Mongkut's University of Technology Thonburi |
| 4. Dr.John T. H. Pearce | National Metal and Materials Technology Center |

E-mail Address : nuchthana.poo@kmutt.ac.th

Project Period : September 16, 2009 - September 16, 2011

The semi-solid metal processing (rheocasting), which combines mechanical stirring and cooling plate technique, was employed and followed by squeeze casting. Commercial A356 alloys and SiC particles were used as metal matrix and reinforcement, respectively. This research aimed to study the distribution of reinforcement particles and process parameters, such as pouring temperature, mold temperature and pressure. The application of cooling plate technique could modify the microstructure. The morphology of α -Al phase changes from dendritic to rosette-like and globular-like with decreasing pouring temperature. The optimum distribution was obtained for the composite reinforced with particles of size 45-63 μm , and 10% by volume, and the most appropriate stirring rate was 180-260 rpm. The most appropriate pouring temperature for combined cooling plate technique and squeeze casting was 650 $^{\circ}\text{C}$, at which the best mechanical properties were obtained. The average size of α -Al phase was decreased at lower mold temperatures. The effect of applied pressure showed that the microstructure appeared differently at different part of the specimen. The average size of α -Al phase was decreased but the density of specimens was increased with increasing the applied pressure.

Keywords : Semi-Solid Metal Processing, Rheocasting, Squeeze Casting, Cooling Plate Technique, Aluminum-Silicon Carbide Composites

บทนำ

ความสำคัญและที่มาของงานวิจัย

จากความก้าวหน้าของเทคโนโลยีในด้านต่าง ๆ ของโลกในปัจจุบัน ไม่ว่าจะเป็นอุตสาหกรรมยานยนต์ ยานอวกาศ ระบบการคมนาคมขนส่ง วัสดุอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ หรืออุตสาหกรรมอื่นๆ นำไปสู่การพัฒนาวัสดุที่มีสมบัติหลากหลายเพิ่มมากขึ้นเพื่อให้ทันต่อความต้องการในการพัฒนาอุตสาหกรรม เหล่านั้น วัสดุกลุ่มหนึ่งที่มีการพัฒนามาอย่างต่อเนื่องคือวัสดุในกลุ่ม metal matrix composites (MMCs) วัสดุกลุ่มนี้มีสมบัติโดดเด่นจากการนำเอาสมบัติที่ดีของโลหะพื้น (matrix) มารวมเข้ากับสมบัติของวัสดุเสริมแรง (reinforcement) โดยทั่วไปโลหะพื้นจะมีความเหนียว (ductility), toughness, การนำความร้อน และการนำไฟฟ้าที่ดี ในขณะที่วัสดุเสริมแรงซึ่งส่วนใหญ่เป็นวัสดุกลุ่มเซรามิก มีข้อดีคือความแข็งแรง และ elastic modulus สูง ทนความล้า (fatigue) ได้ดี และมีความต้านทานการสึกหรอ (wear resistance) สูง การที่จะผลิต MMCs ให้มีสมบัติที่ดีมีปัจจัยที่ต้องคำนึงถึงหลายประการ เช่น ชนิดและโครงสร้างของโลหะพื้น ชนิด ขนาด และปริมาณของวัสดุเสริมแรงที่เติม การยึดติดระหว่างโลหะพื้นและวัสดุเสริมแรง รวมทั้งการเลือกกระบวนการผลิต MMCs ซึ่งเป็นสิ่งที่มีความสำคัญเป็นลำดับต้น ๆ

กระบวนการขึ้นรูปโลหะกึ่งแข็ง (semi-solid metal processing) เป็นกระบวนการหนึ่งที่เหมาะสมกับการผลิต MMCs ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการผลิตแบบนี้จะได้โครงสร้างพื้นที่มีลักษณะเกรนกลมไม่เป็นโครงสร้างกิ่งไม้ (non-dendritic) ซึ่งทำให้ความต้านทานแรงดึง (strength) และ การยืดตัว (elongation) สูงขึ้น จากการที่ผู้วิจัยได้รับทุนพัฒนาศักยภาพในการทำงานวิจัยของอาจารย์รุ่นใหม่ปี 2549 ในหัวข้อเรื่อง “การพัฒนากระบวนการผลิตอะลูมิเนียมคอมโพสิตกึ่งแข็งโดยเทคนิคคูลลิ่งเพลท” ซึ่งเป็นงานวิจัยที่มีวัตถุประสงค์เพื่อพัฒนาอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่มีโครงสร้างจุลภาค สมบัติทางกลและความต้านทานการสึกหรอที่ดีขึ้น โดยการนำเอาข้อดีของคอมโพสิตและกระบวนการขึ้นรูปโลหะกึ่งแข็งด้วยวิธีการหล่อแบบรีโอ (rheocasting) มารวมเข้าด้วยกัน โดยใช้วัสดุพื้นเป็นอะลูมิเนียมและซิลิกอนคาร์ไบด์ (SiC) เป็นวัสดุเสริมแรง กระบวนการหล่อแบบรีโอใช้สองเทคนิคประกอบกันคือการกวนด้วยแรงทางกล (mechanical stirring) และเทคนิคคูลลิ่งเพลท (cooling plate) ขั้นตอนในการผลิตอะลูมิเนียมคอมโพสิตเริ่มจากการกวนน้ำโลหะหลอมเหลวและอนุภาคผง SiC เข้าด้วยกันโดยแรงทางกลที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวเล็กน้อยเพื่อให้อนุภาคผง SiC กระจายตัวในน้ำโลหะได้ดี จากนั้นเทน้ำโลหะลงแบบหล่อโลหะผ่านคูลลิ่งเพลท อุณหภูมิของน้ำโลหะบนคูลลิ่งเพลทอยู่ในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลว ผลจากการวิจัยที่ผ่านมาทำให้ทราบถึง 1) วิธีที่เหมาะสมในการเตรียมผิวอนุภาคผง SiC สามารถเพิ่มการยึดติดระหว่างอนุภาคผง SiC กับอะลูมิเนียม 2) อิทธิพลของปริมาณ ขนาด ของอนุภาคผง SiC และปัจจัยในการผลิตคืออัตราเร็วในการกวน อุณหภูมิเท มุมของคูลลิ่งสโลป ต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมคอมโพสิต และ 3) ข้อดีของกระบวนการหล่อแบบรีโอเมื่อเทียบกับการหล่อทั่วไปซึ่งมักจะเกิด Al_4C_3 ขึ้นบริเวณระหว่างอนุภาค SiC และอะลูมิเนียมที่อุณหภูมิสูง Al_4C_3 มีความเปราะ (brittle) และส่งผลให้สมบัติทางกลของคอมโพสิตลดลง กระบวนการหล่อแบบรีโอสามารถป้องกันการเกิด Al_4C_3

เนื่องจากอุณหภูมิการทำงานต่ำกว่าอุณหภูมิการเกิดของ Al_4C_3 ทำให้ในงานวิจัยที่ผ่านมาไม่พบเฟสของ Al_4C_3 ในโครงสร้างของอะลูมิเนียมคอมโพสิตอย่างไรก็ตามยังพบปัญหาที่เกิดขึ้นกับอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่ผ่านกระบวนการหล่อแบบรีโอคือรูพรุนที่เกิดขึ้นจากการดึงเอาอากาศเข้าไปในเนื้องานหลอระหว่างที่เทชิ้นงานผ่านคูลลิ่งสโลปและปัญหาการไหลของอะลูมิเนียมกึ่งแข็งซึ่งมีความหนืดสูงกว่าอะลูมิเนียมหลอมเหลวเข้าไปยังแม่พิมพ์หล่อ ปัญหานี้ส่งผลให้สมบัติทางกลไม่ดีเท่าที่ควร และยังทำให้ไม่สามารถผลิตชิ้นงานที่มีรูปร่างซับซ้อนได้

สำหรับงานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อสร้างองค์ความรู้ในการผลิตอะลูมิเนียมคอมโพสิตให้มีสมบัติทางกลและความต้านทานการสึกหรอที่สูงขึ้น โดยหาวิธีในการแก้ปัญหาการเกิดรูพรุนและการไหลของอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่ผ่านกระบวนการหล่อแบบรีโอ โดยประยุกต์การหล่อแบบรีโอเข้ากับการหล่อแบบกดอัด (squeeze casting) ซึ่งเป็นการใช้แรงดัน (pressure) เข้ามาช่วย จากนั้นศึกษาอิทธิพลของปัจจัยการผลิต คือ อุณหภูมิแม่พิมพ์ อุณหภูมิเท และแรงในการกดอัด ต่อโครงสร้างจุลภาคและปริมาณรูพรุน ต่อสมบัติทางกลและความต้านทานการสึกหรอของอะลูมิเนียมคอมโพสิตเปรียบเทียบกับชิ้นงานในสภาพหล่อ

วัตถุประสงค์

1. เพื่อสร้างองค์ความรู้ในกระบวนการผลิตอะลูมิเนียมคอมโพสิตโดยการหล่อแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด
2. เพื่อศึกษาอิทธิพลของปัจจัยการผลิต คือ อุณหภูมิเท อุณหภูมิแม่พิมพ์ และแรงในการกดอัด ต่อโครงสร้างจุลภาค และปริมาณรูพรุน

แผนการดำเนินงานวิจัย

โครงการวิจัยนี้เป็นโครงการวิจัยที่ดำเนินการต่อเนื่องจากโครงการทุนพัฒนาศักยภาพในการทำงานวิจัยของอาจารย์รุ่นใหม่ประจำปี 2550 เรื่อง “การพัฒนากระบวนการผลิตอะลูมิเนียมคอมโพสิตกึ่งแข็งโดยเทคนิคคูลลิ่งเพลท” สัญญาเลขที่ MRG5080069 ซึ่งได้ดำเนินการวิจัยในหัวข้อที่ 1 – 4 ไปแล้ว ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงได้ดำเนินการในหัวข้อที่ 5 – 13 ของแผนการดำเนินงานวิจัย แสดงตามลำดับขั้นตอนดังต่อไปนี้

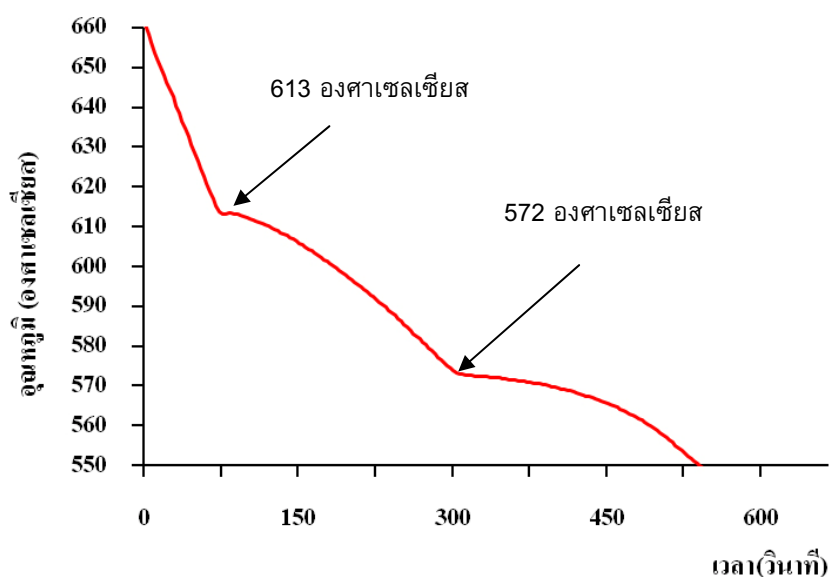
1. ศึกษาลักษณะพื้นฐานโดยทั่วไปของโลหะพื้น และวัสดุเสริมแรง เช่น ลักษณะทางสัณฐานวิทยา องค์ประกอบทางเคมี และโครงสร้างผลึก
2. ศึกษาปัจจัยที่มีผลต่อการหลอมโลหะพื้น ซึ่งได้แก่ อุณหภูมิกึ่งแข็งของโลหะพื้น และความเร็วในการกวนน้ำโลหะ
3. ศึกษาวิธีการเพิ่มการเปียกผิวของโลหะพื้น และวัสดุเสริมแรง โดยวิธีการเตรียมผิวของวัสดุเสริมแรง ด้วยวิธีการเตรียมที่แตกต่างกัน

4. ศึกษาอุณหภูมิที่แข็งแรง และการเกิดเฟสระหว่างรอยต่อของโลหะพื้น และวัสดุเสริมแรงของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบ
5. ศึกษาการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรงในโลหะพื้น โดยปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะ ขนาด และปริมาณการเติมของอนุภาคเสริมแรง
6. ศึกษาโครงสร้างทางจุลภาค วิเคราะห์ปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อ ของวัสดุเชิงประกอบ
7. ทดสอบสมบัติทางกลทางด้านความแข็งแรง และความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบ
8. สรุปปัจจัยในการผลิตที่เหมาะสมสำหรับผลิตวัสดุเชิงประกอบในสภาวะที่แข็งแรง
9. หล่ออะลูมิเนียมในสภาวะที่แข็งแรงแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด โดยศึกษาอิทธิพลของปัจจัยการผลิต คือ อุณหภูมิเท อุณหภูมิแม่พิมพ์ และแรงในการกดอัด
10. ทดสอบสมบัติทางกลทางด้านความแข็งแรง และความต้านทานแรงดึง
11. สรุปปัจจัยในการผลิตที่เหมาะสมสำหรับกระบวนการหล่ออะลูมิเนียมในสภาวะที่แข็งแรงแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด
12. นำปัจจัยที่ได้จากการทดลองในข้อ 8 และ 11 มาดำเนินการหล่ออะลูมิเนียมคอมโพสิตโดยการหล่อแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด
13. วิเคราะห์ และสรุปผลการทดลอง

วิธีการทดลอง

1. ศึกษาการเย็นตัวของอะลูมิเนียมผสมที่ใช้ในงานวิจัย

ทำการทดลองเพื่อหาช่วงอุณหภูมิในสภาวะกึ่งของแข็งของแข็งของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 โดยนำอินกอตไปหลอมที่อุณหภูมิ 700 องศาเซลเซียส จากนั้นปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ จุ่มเทอร์โมคัปเปิลลงในน้ำอะลูมิเนียมหลอมเหลวเพื่อวัดอุณหภูมิและเก็บข้อมูล โดยใช้โปรแกรม PLC Recorder จัดเก็บข้อมูลบันทึกการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิและเวลา นำค่าที่ได้มาสร้างกราฟการเย็นตัว (Cooling Curve) ดังรูปที่ 1 จากกราฟการเย็นตัวพบว่าช่วงอุณหภูมิกึ่งของแข็งของโลหะนี้อยู่ในช่วงอุณหภูมิประมาณ 572-613 องศาเซลเซียส



รูปที่ 1 กราฟการเย็นตัวของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356

2. วัสดุ และอุปกรณ์

2.1 วัสดุที่ใช้ในการทดลอง

2.1.1. อะลูมิเนียมผสมเกรด A356

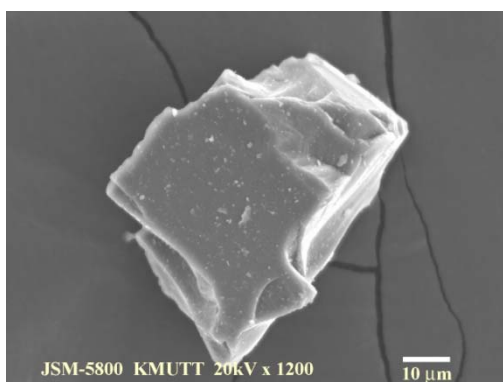
อะลูมิเนียมผสม เกรด A356 ตามมาตรฐาน ASTM B-179 มีองค์ประกอบทางเคมี ดัง

ตารางที่ 1 องค์ประกอบทางเคมีของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 ที่ใช้ในการทดลอง แสดงร้อยละโดยน้ำหนัก (%wt)

ซิลิคอน (Silicon)	แมกนีเซียม (Magnesium)	ไทเทเนียม (Titanium)	เหล็ก (Iron)	ทองแดง (Copper)
7.0	0.34	0.12	0.11	0.01

2.1.2 วัสดุเสริมแรง

วัสดุเสริมแรงที่ใช้ในการทดลองครั้งนี้ ได้แก่ อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ จากบริษัท SIGMA-ALDRICH ที่มีขนาดอยู่ใน 3 ช่วง ได้แก่ คือ 20-38, 38-45 และ 45-63 ไมครอน ซึ่งเมื่อสังเกตด้วยตาเปล่าพบว่ามีลักษณะเป็นผงขนาดเล็กคล้ายฝุ่น มีสีเทา จากนั้นจึงนำมาตรวจสอบลักษณะทางสัณฐานวิทยาพบว่าลักษณะของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ มีรูปร่างเป็นเหลี่ยมมุม (Angular Shape) ซึ่งแสดงดังรูปที่ 2 โดยโครงสร้างผลึกของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ เป็นโครงสร้างผลึกแบบ เฮกซะโกนอล



รูปที่ 2 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ที่กำลังขยาย 1,200 เท่า

2.2 อุปกรณ์สำหรับการทดลอง

2.2.1 เตาหลอมโลหะ

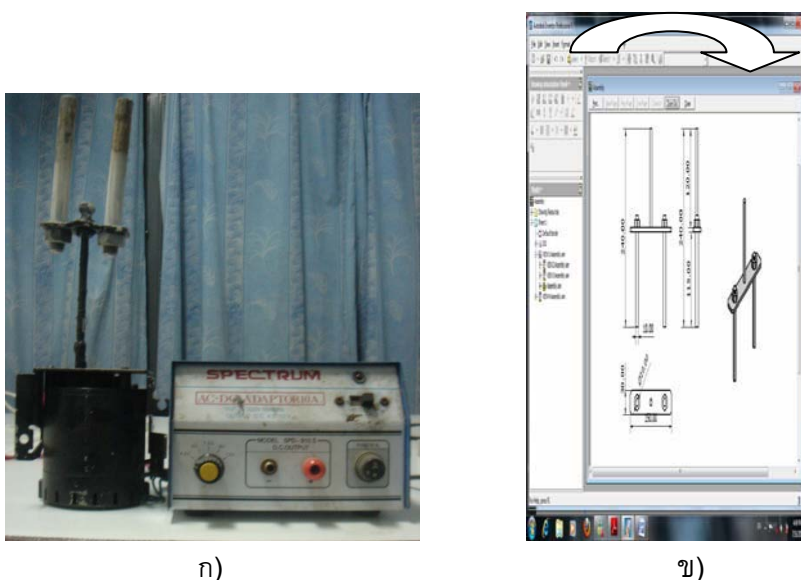
เตาหลอมโลหะของบริษัท ดีไลท์ โปรดักส์ รุ่น DE-1A ใช้ในการหาอุณหภูมิแข็งของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 และเตาหลอมโลหะของบริษัท Honey Well รุ่น DC 1040 ที่สามารถรักษาระดับอุณหภูมิขณะทำการกวนน้ำโลหะได้ ใช้ในการหลอมชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบ

2.2.2 เตาอบความร้อนสูง

เตาอบความร้อนสูงของบริษัท Linn รุ่น Elektro Therm ใช้อบเพื่อเตรียมผิวอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

2.2.3 ชุดกวนน้ำโลหะ

ชุดกวนน้ำโลหะ แท่งกวนทำจากเหล็กกล้าไร้สนิม (Stainless Steel) เคลือบผิวด้วยสารเคลือบโบรอนไนไตรด์ (Boron Nitride) แท่งกวนสามารถปรับความเร็วรอบในการกวนได้ที่ 100 180 260 340 430 และ 530 รอบต่อนาที ขณะกวนหมุนในทิศทางเข็มนาฬิกาโดยชุดกวนน้ำโลหะแสดงดังรูปที่ 3



รูปที่ 3 ลักษณะของชุดกวนน้ำโลหะ ก) ชุดกวนน้ำโลหะ และ ข) ขนาดของแท่งกวนน้ำโลหะ

2.2.4 ชุดรางเทหล่อเย็น

ชุดรางเทหล่อเย็น รางเทเป็นท่อเหล็ก ขนาดความยาว 250 มิลลิเมตร มุม 60 องศา กับแนวระนาบระบายความร้อนด้วยน้ำตลอดเวลา โดยชุดรางเทแสดงดังรูปที่ 4



รูปที่ 4 ชุดรางเทหล่อเย็น

2.2.5 ชุดวัดอุณหภูมิ และชุดเก็บข้อมูล

ชุดวัดอุณหภูมิ รุ่น 307 Thermometer และสายเทอร์มอคัปเปิลประเภท K (Thermocouple Type K) ใช้วัดอุณหภูมิขณะหลอม และทำการเทน้ำโลหะ โดยชุดวัดอุณหภูมิ

ชุดเก็บข้อมูลด้านอุณหภูมิของบริษัท Pico รุ่น TC08 โดยใช้โปรแกรม PLC Recorder เป็นวัดอุณหภูมิ และจัดเก็บข้อมูลของโลหะหลอมเหลวขณะที่เกิดการแข็งตัว

2.2.6 เบ้าหลอม

เบ้าหลอมประเภท Metal-Clay มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 80 มิลลิเมตร สูง 120 มิลลิเมตร ใช้สำหรับหลอมอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 และอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 ผสมกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

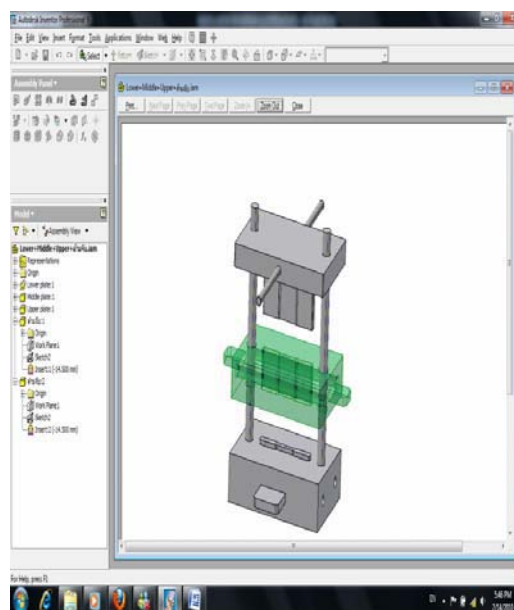
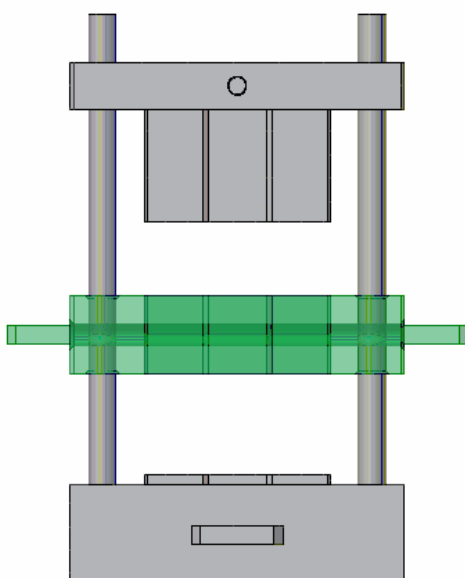
2.2.7 แม่พิมพ์

แม่พิมพ์ชุดที่ 1 สำหรับการหล่อแบบรีโอ ทำด้วยเหล็ก โดยแบบหล่อมีขนาดกว้าง 60 มิลลิเมตร ยาว 80 มิลลิเมตร และสูง 150 มิลลิเมตร ชิ้นงานมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 25 มิลลิเมตร และยาว 90 มิลลิเมตร โดยลักษณะของแบบหล่อแสดงดังรูปที่ 5



รูปที่ 5 แม่พิมพ์สำหรับการหล่อแบบรีโอ

แม่พิมพ์ชุดที่ 2 สำหรับการหล่อแบบรีโอรวมกับการหล่อแบบกดอัด วัสดุที่ใช้ขึ้นรูปแม่พิมพ์ คือ เหล็กกล้าเครื่องมือ เกรด SKD 61 ส่วนประกอบของแม่พิมพ์แบ่งออกเป็น 3 ชั้นหลักๆ ได้แก่ เฟลทบน (Upper Plate) เฟลทกลาง (Middle Plate) และ เฟลทล่าง (Lower Plate) ดังรูปที่ 6 โดยที่แม่พิมพ์เฟลทบนและเฟลทกลางมีการฝังตัวทำความร้อน (Heater) ซึ่งเป็นตัวให้ความร้อนในการอุ่นแม่พิมพ์ เพื่อใช้ในการศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของชิ้นงาน ตัวทำความร้อนมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางเท่ากับ 12 มิลลิเมตร ยาว 180 มิลลิเมตร กำลังไฟฟ้า 500 วัตต์ ความต่างศักย์ไฟฟ้า 220 โวลต์ จำนวน 4 ตัว



รูปที่ 6 แม่พิมพ์สำหรับการหล่อแบบรีโอรวมกับการหล่อแบบกดอัด

2.2.8 ชุตเอียงเท

ชุตเอียงเทสำหรับวางแม่พิมพ์สามารถปรับมุมเพื่อรองรับน้ำโลหะจากชุดรางเทหล่อเย็น โดยชุตเอียงเทแสดงดังรูปที่ 7



รูปที่ 7 ชุตเอียงเท

2.2.9 แท่นอัดไฮดรอลิก (Hydraulic Press)

อุปกรณ์ให้แรงกดอัดชิ้นงาน คือแท่นอัดไฮดรอลิกของบริษัท P&P Chonburi จำกัด ขนาด 10 ตัน ลักษณะของแท่นอัดไฮดรอลิกแสดงดัง

รูปที่ 8



รูปที่ 8 แท่นอัดไฮดรอลิก

2.3 การติดตั้งชุดอุปกรณ์งานวิจัย

ขั้นตอนการติดตั้งชุดอุปกรณ์ในงานวิจัยนี้ เริ่มจากการยัดแม่พิมพ์เข้ากับแท่นอัดไฮดรอลิก จากนั้นติดตั้งรางหล่อเย็นเข้ากับฐาน ซึ่งปรับระดับของรางหล่อเย็นให้พอดีเพื่อให้ น้ำโลหะไหลเข้าสู่แม่พิมพ์ได้ จากนั้นติดตั้งตัวควบคุมอุณหภูมิกับแม่พิมพ์เพื่อจ่ายไฟให้กับตัวทำความร้อนในการอุ่นแม่พิมพ์ อุปกรณ์พร้อมทำการทดลองแสดงดังรูปที่ 9



รูปที่ 9 ชุดอุปกรณ์ที่ติดตั้งพร้อมที่จะทำการทดลอง

2.4 เครื่องมือที่ใช้ในการตรวจสอบและวิเคราะห์

2.4.1 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope)

กล้องจุลทรรศน์แบบแสงยี่ห้อ Olympus รุ่น BHM-112KL ปรับกำลังขยายได้ 50 100 200 และ 500 เท่า และบันทึกภาพด้วยระบบดิจิทัล เพื่อศึกษาโครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงาน

2.4.2 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope)

กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของบริษัท Jeol รุ่น JSM-5800 เพื่อศึกษาลักษณะทางสัณฐานวิทยาของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีต่าง ๆ และศึกษาการเกิดเฟสระหว่างรอยต่อของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

2.4.3 เครื่อง X-Ray Diffractometer

เครื่อง X-Ray Diffractometer ของบริษัท Bruker AXS รุ่น D8 Discover เพื่อศึกษาองค์ประกอบทางเคมีของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 และอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ศึกษาสารประกอบที่เกิดขึ้นหลังจากทำการหล่อชิ้นงานเชิงประกอบ และศึกษาออกไซด์ที่เกิดขึ้นบนผิวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

2.4.4 เครื่องเอกซเรย์ฟลูออเรสเซนส์ (X- Ray Fluorescence Spectrometer)

เครื่องเอกซเรย์ฟลูออเรสเซนส์ ของบริษัท Bruker AXS รุ่น S4 Explorer เพื่อศึกษาสารประกอบที่เกิดขึ้นของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมด้วยวิธีโซลเจล และสารละลายที่ผ่านการเตรียมด้วยวิธีโซลเจล

2.4.5 เครื่องทดสอบความแข็ง

เครื่องทดสอบความแข็งของบริษัท Galileo

2.4.6 เครื่องทดสอบความต้านทานการสึกหรอ

เครื่องทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบล้อยาง (Rubber Wheel Abrasion Test) ตามมาตรฐาน ASTM G 65

2.4.7 โปรแกรมวิเคราะห์ภาพ

โปรแกรม Sigma Scan Pro 5 เพื่อใช้ศึกษาหาค่าความกลมของเกรน และโปรแกรม MSQ Plus Version 6.51 เพื่อใช้ศึกษาปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในชิ้นงานหล่อ

2.5 สารเคมี

2.5.1 สารเคมีสำหรับทำความสะอาดผิวชิ้นงาน

สารละลายที่ใช้ในการทำความสะอาดผิวชิ้นงานหลังจากการขัดชิ้นงาน และหลังทำการทดสอบความต้านทานการสึกหรอ คือ อะซีโตน (CH_3COCH_3)

2.5.2 สารเคมีสำหรับการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน

สารละลายที่ใช้สำหรับกัดผิวหน้าชิ้นงานเพื่อทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง คือ กรดไฮโดรฟลูออริก (HF) ความเข้มข้นร้อยละ 0.5 โดยปริมาตร

3. ขั้นตอนในการดำเนินการทดลอง

3.1 เตรียมผิวอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์

การเตรียมผิวด้วยวิธีนี้เป็นการสร้างฟิล์มออกไซด์บนผิวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยใช้เตาอบความร้อนสูงของบริษัท Linn รุ่น Elektro Therm อบที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 8 ชั่วโมง ที่บรรยากาศปกติ จากนั้นปล่อยให้เย็นตัวในเตา

3.2 ศึกษาการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรงในโลหะพื้น โดยปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะ ขนาด และปริมาณการเติมของอนุภาคเสริมแรง

3.2.1 ศึกษาอิทธิพลของความเร็วในการกวนน้ำโลหะ

- ใช้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ขนาด 38-45 ไมครอน ที่ผ่านการเตรียมด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ปริมาณร้อยละ 5 โดยปริมาตร หลอมเข้ากับอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 โดยปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะเป็น 100, 180, 260, 340 และ 430 รอบต่อนาที ระยะเวลาในการกวน 10 นาที จากนั้นเทผ่านรางเทหล่อเย็น ลงสู่แบบหล่อ ที่อุณหภูมิเท 620 องศาเซลเซียส
- ใช้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ขนาด 38-45 ไมครอน ที่ผ่านการเตรียมด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ปริมาณร้อยละ 5 โดยปริมาตร หลอมเข้ากับอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 และแมกนีเซียม ร้อยละ 1 โดยปริมาตร เพื่อเพิ่มการเปียกผิวของชิ้นงาน โดยปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะเป็น 180, 260 และ 340 รอบต่อนาที ระยะเวลาในการกวน 10 นาที

3.2.2 ศึกษาการปรับเปลี่ยนร้อยละโดยปริมาตรของวัสดุเสริมแรง

ทำการศึกษางานหล่อเชิงประกอบระหว่างอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยปรับเปลี่ยนร้อยละโดยปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังต่อไปนี้ ร้อยละ 5, 10 และ 15 โดยปริมาตร

3.2.3 ศึกษาการปรับเปลี่ยนขนาดของอนุภาคของวัสดุเสริมแรง

ทำการศึกษางานหล่อเชิงประกอบระหว่างอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยปรับเปลี่ยนขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังต่อไปนี้ 20-38 และ 45-63 ไมครอน

3.3 ศึกษาอิทธิพลของปัจจัยการผลิตในการหล่อแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด คือ อุณหภูมิ เท อุณหภูมิแม่พิมพ์ และแรงในการกดอัด

3.3.1 ขั้นตอนการหล่อแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด

1. หลอมโลหะ
2. ตักน้ำโลหะออกจากเบ้าหลอม จากนั้นทำการวัดอุณหภูมิ
3. เมื่ออุณหภูมิน้ำโลหะลดลงถึงค่าอุณหภูมิที่กำหนด 650 องศาเซลเซียส ตามการทดลองที่ได้ออกแบบไว้ จึงเทน้ำโลหะเข้าสู่แม่พิมพ์ โดยแบ่งการทดลองเป็น 2 วิธี คือ การขึ้นรูปด้วยการเทผ่านรางหล่อเย็น และเทเข้าสู่แม่พิมพ์โดยตรง ตั้งค่าอุณหภูมิของแม่พิมพ์ที่ 100 องศาเซลเซียส

4. ให้แรงกดอัด ที่ค่าแรงดันบนชิ้นงานเท่ากับ 50 เมกะพาสคัล ความเร็วของแท่งกดอัด 20 มิลลิเมตร ต่อวินาที โดยกำหนดระยะห่างระหว่างแรมกับเพลทบน 10 มิลลิเมตร
5. ปลอ่ยให้น้ำโลหะเย็นตัวจนแข็งตัวหมด และนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ เพื่อนำไปตรวจสอบและวิเคราะห์ผลต่อไป

จากนั้น ทำการทดลองลักษณะเดิมโดยปรับเปลี่ยนปัจจัยการผลิตตามตารางที่ 2 คือ อุณหภูมิเทเป็น 640 องศาเซลเซียส 630 องศาเซลเซียส ตามลำดับ และทำการทดลองที่อุณหภูมิเดิม แต่ทำการปรับเปลี่ยนอุณหภูมิแม่พิมพ์เป็น 250 องศาเซลเซียส นอกจากนี้ มีการปรับเปลี่ยนแรงกดอัด 0 (ไม่มีแรงกดอัด) และ 100 เมกะพาสคัล ตามลำดับ

ตารางที่ 2 ปัจจัยการผลิตในการหล่อแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด

อุณหภูมิเท (องศาเซลเซียส)	อุณหภูมิแม่พิมพ์ (องศาเซลเซียส)	แรงในการกดอัด (เมกะพาสคัล)
630, 640, 650	100, 250	0, 50, 100

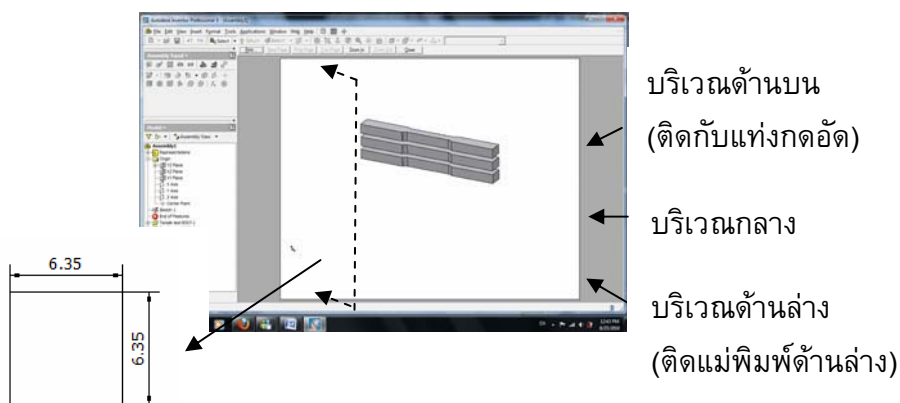
3.3.2 การตรวจสอบและวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค

3.3.2.1 การเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

นำชิ้นงานที่ได้จากการหล่อแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัดมาตัดด้วยใบตัดอะแบเรซีฟ ชนิดซิลิคอนคาร์ไบด์ (Siliconcarbide Abrasive Cutoff Wheel) ด้วยเครื่องตัดชิ้นงานที่มีความเที่ยงตรงสูง ยี่ห้อ ATM Brilliant รุ่น 221 ดังรูปที่ 10 ตรงตำแหน่งในรูปที่ 11 จากนั้นตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคที่บริเวณหน้าตัดกลางชิ้นงาน



รูปที่ 10 เครื่องตัดชิ้นงานที่มีความเที่ยงตรงสูง ยี่ห้อ ATM Brilliant รุ่น 221



รูปที่ 11 ตำแหน่งชิ้นงานที่ใช้ศึกษาโครงสร้างจุลภาค (หน่วยมิลลิเมตร)

3.3.2.2 การวัดขนาดและวัดค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม

เมื่อเตรียมชิ้นงานตามหัวข้อ 3.2.2.1 แล้ว ชิ้นงานจะถูกถ่ายภาพ ด้วยกล้องถ่ายภาพระบบดิจิทัล ยี่ห้อ Motic รุ่น Moticom 2300 ตำแหน่งการถ่ายภาพของทุกชิ้นงาน ดังรูปที่ 12 จากนั้น นำภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบดังกล่าวมาวิเคราะห์ วัดขนาดและวัดค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม ด้วยโปรแกรม Sigma Scan Pro 5 และหาค่าได้จากสมการที่ 1

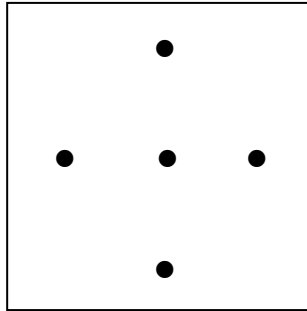
$$Equivalent \ Diameter = \sqrt{\frac{4A}{\pi}} \quad (1)$$

และค่าความกลมหาได้จากสมการที่ 2

$$Shape \ Factor = \frac{4\pi A}{P^2} \quad (2)$$

เมื่อ

- P คือ เส้นรอบรูปของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม, ไมครอน
A คือ พื้นที่หน้าตัดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม, ตารางไมครอน



รูปที่ 12 ตำแหน่งการถ่ายภาพของชิ้นงานเพื่อการตรวจสอบและวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค

3.4 การทดสอบสมบัติทางกล

3.4.1 ความแข็ง

- การทดสอบแบบวิกเกอร์ ใช้แรงกด 30 kgF
- การทดสอบแบบบริเนล ใช้หัวกดเป็นลูกเหล็กทรงกลมขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางหัวกด 2.5 มิลลิเมตร ใช้แรงกดทดสอบ 62.5 กิโลกรัม ซึ่งค่า Load Ratio สำหรับโลหะอะลูมิเนียมเท่ากับ 10

3.4.2 ความต้านทานการสึกหรอ

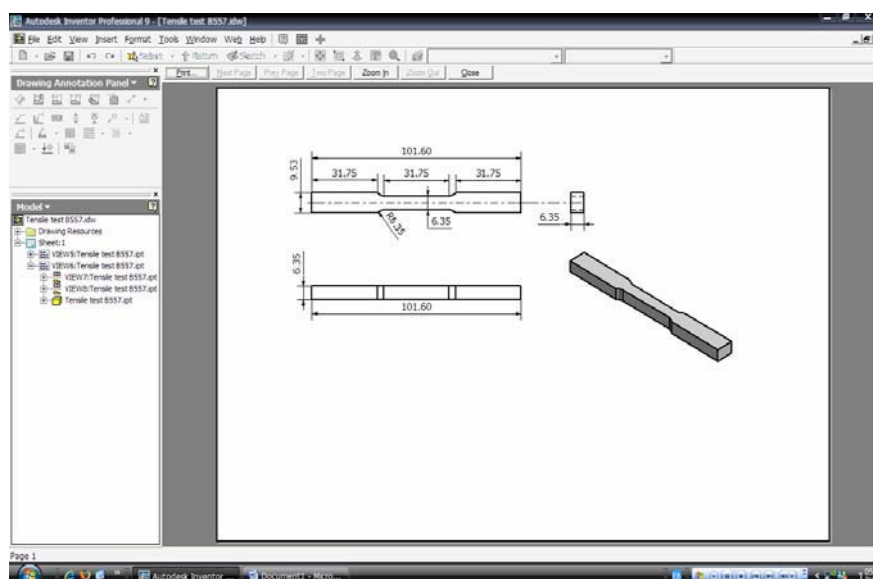
ศึกษาสมบัติทางด้านความต้านทานการสึกหรอ ด้วยเครื่องทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบล้อยาง (Rubber Wheel Abrasion Test) โดยเตรียมผิวชิ้นงานทดสอบ ด้วยการขัดกระดาษทรายเบอร์ 800 1000 และ 1200 ตามลำดับ จากนั้นล้างด้วยน้ำสะอาด เป่าให้แห้ง โดยในการทดลองใช้ค่าปัจจัยในการทดสอบ แสดงดังตารางที่ 3 ทำการทดลองจำนวน 500 รอบ (ระยะทาง 337.86 เมตร) โดยแบ่งเก็บข้อมูลที่ทุกๆ 50 รอบ (ระยะทาง 33.79 เมตร) จากนั้นนำมาสร้างกราฟระหว่างมวลที่หายไป (Mass Loss) กับ ระยะทางที่ใช้ในการทดสอบ (Sliding Distance)

ตารางที่ 3 ปัจจัยที่ใช้ในการทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบล้อยาง

อนุภาคขัดถู	ทรายซิลิคอนคาร์ไบด์
ขนาดอนุภาค	400-500 ไมครอน
อัตราการไหล	270 กรัมต่อนาที (g/min)
ความเร็วล้อยาง	200 ± 10 รอบต่อนาที (rpm)
เส้นผ่านศูนย์กลางของล้อยาง	215 มิลลิเมตร (mm)
น้ำหนักกดทับ	15 นิวตัน (N)

3.4.3 การทดสอบความต้านแรงดึง

เนื่องจากชิ้นงานที่ได้จากแม่พิมพ์สำหรับงานหล่อแบบรีโอร่วมกับแบบกดอัดมีความหนามากกว่าขนาดชิ้นงานมาตรฐาน ในขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานสำหรับการทดสอบนี้ จึงทำการตัดแบ่งชิ้นงานทดสอบเป็น 3 ส่วน ได้แก่ บริเวณด้านบน บริเวณกลาง และบริเวณด้านล่าง จากนั้นนำชิ้นงานมาขัดหยาบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 600 และ 800 ตามลำดับ เพื่อปรับความหนาของงานให้ได้ขนาดตามมาตรฐาน ASTM B557M-94 ดังรูปที่ 13 การทดสอบสมบัติความต้านแรงดึง ใช้เครื่อง Universal Testing ยี่ห้อ Shimuzu รุ่น Autograph (AG-25TB) ขนาด 25 ตัน อัตราการดึง 3 มิลลิเมตรต่อนาที โดยทำการทดสอบ 3 ชิ้นงานต่อ 1 เงื่อนไขการทดลอง



รูปที่ 13 ชิ้นงานทดสอบการต้านแรงดึง มาตรฐาน ASTM B557M-94 (หน่วยมิลลิเมตร)

ผลการทดลอง

ส่วนที่ 1 ศึกษาการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรงในโลหะพื้น โดยปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะ ขนาด และปริมาณการเติมของอนุภาคเสริมแรง

1.1 ผลการศึกษาการปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะ

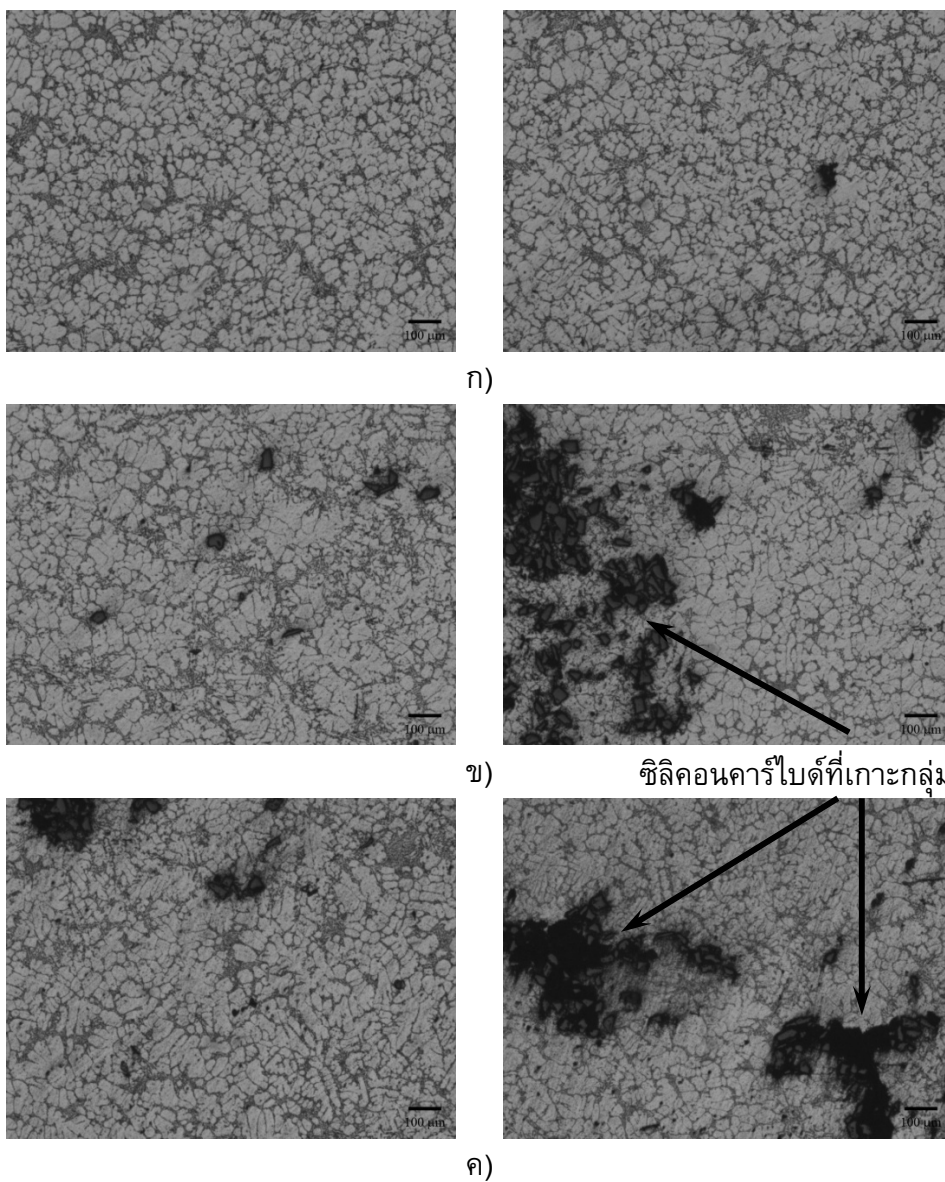
การศึกษากการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ทำการทดลองโดยรักษาอุณหภูมิขณะทำการกวนน้ำโลหะ เป็นเวลา 10 นาที จากนั้นทำการปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะ โดยในการทดลองจะใช้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันทรีตเมนต์ ขนาด 38-45 ไมครอน ร้อยละ 5 โดยปริมาตร กับอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 และในขณะหลอมให้ทำการกวนด้วยแรงทางกล ขนาด 100, 180, 260, 340 และ 430 รอบต่อนาที เป็นเวลา 10 นาที แล้วทำการเทผ่านรางเทหล่อเย็นที่อุณหภูมิ 620 องศาเซลเซียส จากนั้นทำการตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาค ณ ตำแหน่งต่างๆของชิ้นงาน แสดงดัง

รูปที่ 14

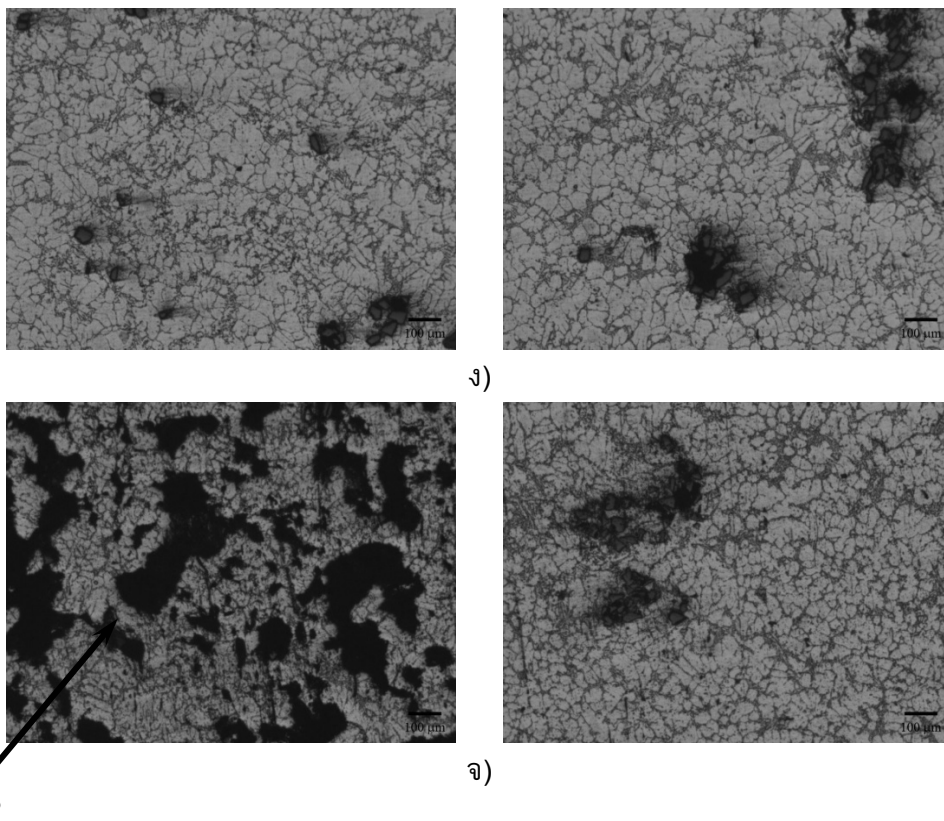
1A	1B	1C	1D	1E	ด้านบนชิ้นงาน
2A	2B	2C	2D	2E	
3A	3B	3C	3D	3E	
4A	4B	4C	4D	4E	
5A	5B	5C	5D	5E	ด้านล่างชิ้นงาน

รูปที่ 14 ตำแหน่งของการถ่ายภาพการทดสอบโครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานหล่อเชิงประกอบ

ผลการทดลองแสดงดังรูปที่ 15 หรือ ตารางที่ ก.1-ก.5 ในภาคผนวก ซึ่งจากผลการทดลองดังกล่าวแสดงการปรับเปลี่ยนความเร็วรอบในการกวนน้ำโลหะที่ 100, 180, 260, 340 และ 430 รอบต่อนาที



รูปที่ 15 โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่าน
การเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ขนาด 38-45 ไมครอน ร้อยละ 5 โดยปริมาตร
ก) 100 รอบต่อนาที
ข) 180 รอบต่อนาที
ค) 260 รอบต่อนาที



รูปที่ 15 (ต่อ) โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันทรีดเมนต์ ขนาด 38-45 ไมครอน ร้อยละ 5 โดยปริมาตร

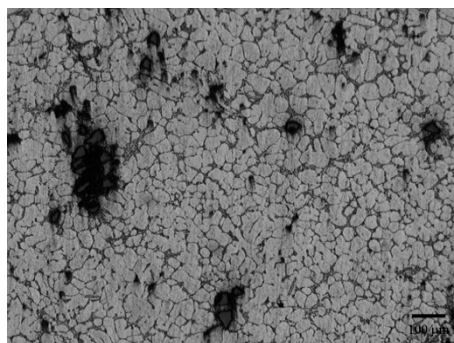
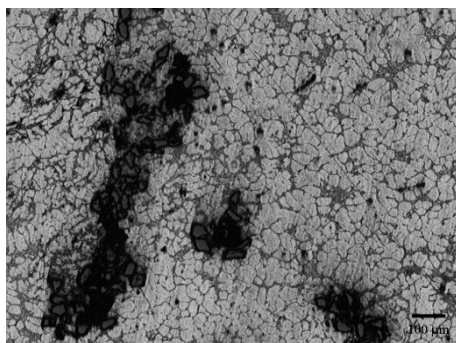
ง) 340 รอบต่อนาที

จ) 340 รอบต่อนาที

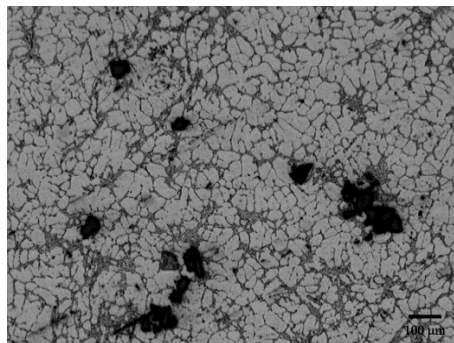
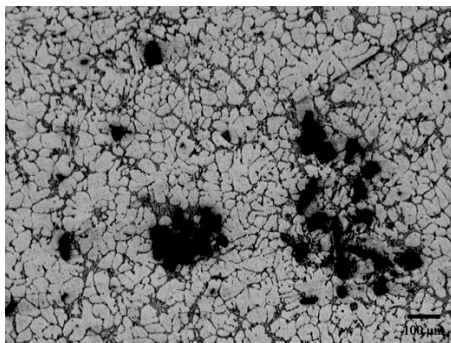
ซึ่งผลการทดลองที่ได้พบว่าที่ความเร็วรอบ 100 รอบต่อนาที แทบจะไม่พบอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์อยู่ในโลหะพื้นเลย ที่เป็นดังกล่าวนี้นั้นเนื่องจากความเร็วรอบในการกวนนั้นมีค่าน้อยเกินไป ไม่ส่งผลต่อการเพิ่มความสามารถในการเปียกผิวระหว่างโลหะพื้นและวัสดุเสริมแรงได้ โดยในขณะทำการทดลองจะสังเกตเห็นว่าขณะที่ทำการหลอมวัสดุเชิงประกอบอยู่นั้นจะพบลักษณะของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ลอยอยู่ด้านบนของผิวหน้าโลหะหลอมเหลวโดยไม่ผสมลงไปในตัวโลหะ และเมื่อเพิ่มความเร็วรอบเป็น 180 รอบต่อนาที พบว่าอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์มีความสามารถในการเปียกผิวระหว่างโลหะพื้นและวัสดุเสริมแรงที่เพิ่มขึ้น แต่ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นยังมีลักษณะที่เกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนในบริเวณตรงกลางของชิ้นงาน และที่ความเร็วรอบ 260 และ 340 รอบต่อนาที พบว่าลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นเพิ่มขึ้นเล็กน้อยและยังพบลักษณะการเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนหลงเหลืออยู่ และเมื่อทำการทดลองกวนที่ความเร็วรอบ 430 รอบต่อนาที พบว่าลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นลดลงอย่างมาก อีกทั้งยังมีรูปพรุนเกิดขึ้นกับชิ้นงานเป็นจำนวนมากอีกด้วยเช่นกัน ทั้งนี้เนื่องมาจากความเร็วจากการกวนที่มากเกินไป จึง

ทำให้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เกาะกันเป็นกลุ่มก้อน และเกิดรูปทรงบนชิ้นงาน เมื่อให้ความเร็วในการกวนมากขึ้น

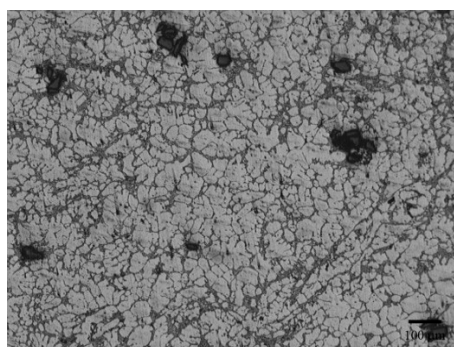
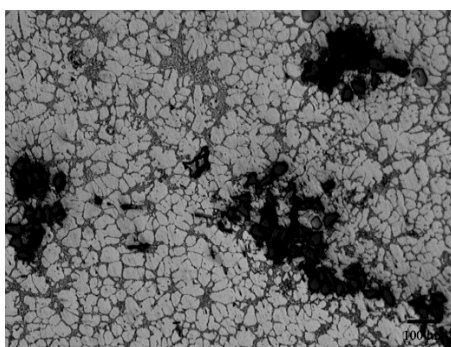
อีกวิธีหนึ่งที่เพิ่มค่าความสามารถในการเปียกผิวระหว่างโลหะพื้นและวัสดุเสริมแรง คือการเติมแมกนีเซียม ซึ่งในการทดลองจะใช้แมกนีเซียมเติมลงไปในปริมาณร้อยละ 1 โดยปริมาตร เพื่อช่วยเพิ่มความสามารถในการเปียกผิวระหว่างโลหะพื้นและอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยแมกนีเซียมเป็นธาตุที่มีแรงตึงผิว (Surface Tension) ต่ำ (0.599 Nm^{-1}) เมื่อเทียบกับแรงตึงผิวของอะลูมิเนียม (0.760 Nm^{-1}) ดังนั้นเมื่อเติมแมกนีเซียมในปริมาณร้อยละ 1 โดยปริมาตร ลงในอะลูมิเนียมหลอมเหลวจะทำให้พลังงานพื้นผิว (Surface Energy) ลดลงจาก 860 dyn cm^{-1} เป็น 650 dyn cm^{-1} นอกจากนั้นแมกนีเซียมยังช่วยป้องกันการเกิดเฟสอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ด้วย โดยในการทดลองใช้อนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ขนาด 38-45 ไมครอน ในปริมาณร้อยละ 5 โดยปริมาตร กับอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 และในขณะที่หลอมทำการกวนด้วยแรงทางกล ขนาด 180, 260 และ 340 รอบต่อนาที เป็นเวลา 10 นาที เนื่องจากในการทดลองที่ผ่านมา พบว่าที่ความเร็วรอบดังกล่าวให้ลักษณะการกระจายตัวที่ค่อนข้างดีว่าการกวนที่ความเร็วรอบ 100 (ไม่พบซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้น) และ 430 รอบต่อนาที (พบรูปทรงจำนวนมาก) จากนั้นทำการเทผ่านรางเทหล่อเย็นที่อุณหภูมิ 620 องศาเซลเซียส โดยผลการศึกษาโครงสร้างทางจุลภาค ของชิ้นงานที่ได้แสดงดังรูปที่ 16 หรือ ตารางที่ ก.6-ก.8 ในภาคผนวก จากผลที่ได้พบว่าที่ความเร็วรอบ 180 รอบต่อนาที การกระจายตัวยังคงเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนในบริเวณตรงกลางของชิ้นงานอยู่ และไม่เปลี่ยนแปลงไปจากเดิมมากนัก เมื่อเพิ่มความเร็วรอบเป็น 260 รอบต่อนาที พบว่าอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นมีลักษณะการกระจายตัวที่เพิ่มขึ้นเล็กน้อย และเมื่อเพิ่มความเร็วรอบเป็น 340 รอบต่อนาที พบว่าลักษณะการกระจายของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นไม่เปลี่ยนแปลงมากนัก ส่วนการเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนก็ยังพบอยู่ในบริเวณตรงกลางของชิ้นงาน



ก)



ข)



ค)

รูปที่ 16 โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ขนาด 38-45 ไมครอน ร้อยละ 5 โดยปริมาตร แมกนีเซียมร้อยละ 1 โดยปริมาตร

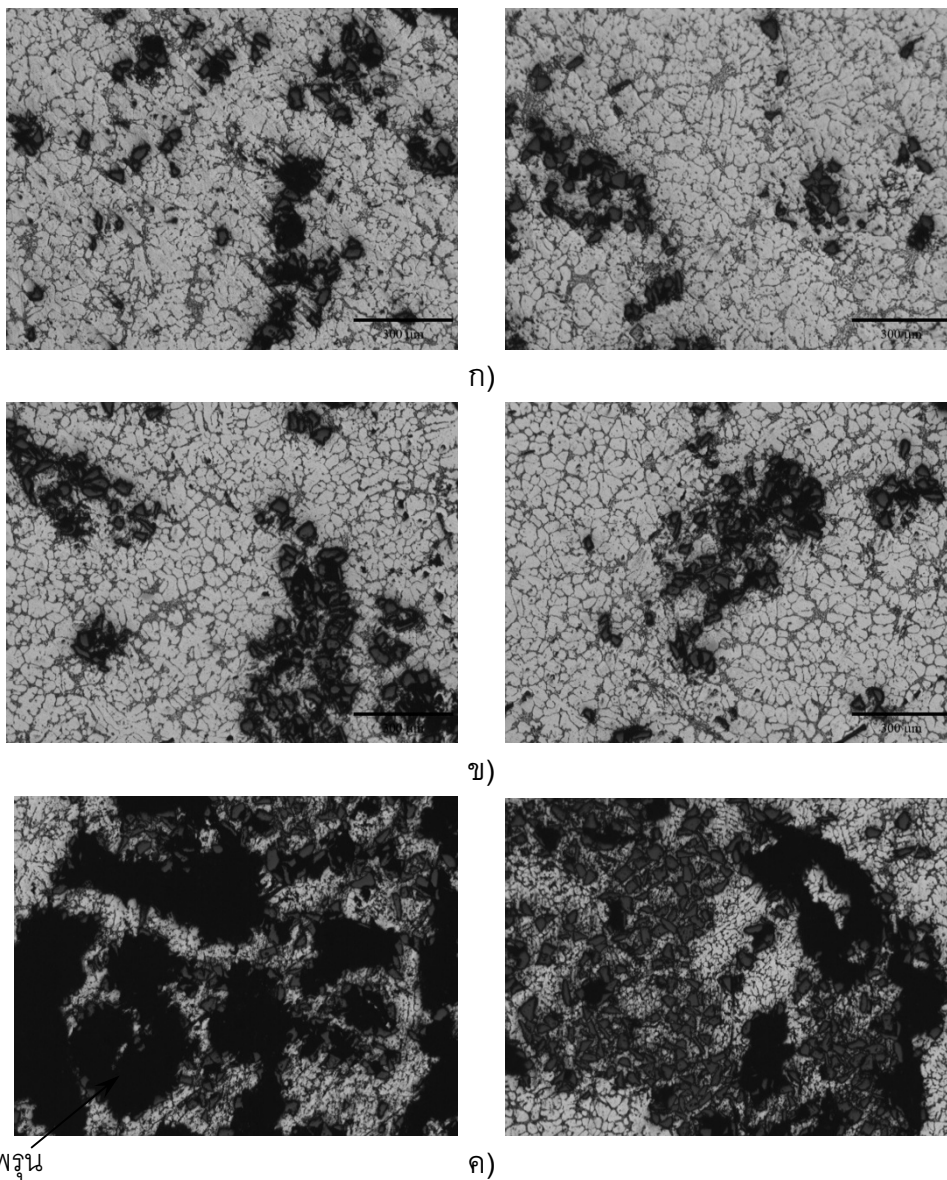
ก) 180 รอบต่อนาที

ข) 260 รอบต่อนาที

ค) 340 รอบต่อนาที

1.2 ผลการศึกษาการปรับเปลี่ยนร้อยละโดยปริมาตรของวัสดุเสริมแรง

ศึกษาการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรง โดยการปรับเปลี่ยนร้อยละโดยปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งเตรียมผิวอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ขนาด 38-45 ไมครอน ปริมาณร้อยละ 10 และ 15 โดยปริมาตร และแมกนีเซียร้อยละ 1 โดยปริมาตร ในขณะที่หลอมทำการ กวนด้วยแรงทางกล ขนาด 180, 260 และ 340 รอบต่อนาที 10 นาที จากนั้นทำการเทผ่านรางเทหล่อ เย็น อุณหภูมิเท 620 องศาเซลเซียส ทำการตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาค ณ ตำแหน่งต่างๆของ ชิ้นงาน โดยผลการผลการศึกษาโครงสร้างทางจุลภาค ณ ตำแหน่งต่างๆ ของชิ้นงานที่ได้แสดงดังรูปที่ 17 และ รูปที่ 18 หรือ ตารางที่ ก.9-ก.13 ในภาคผนวก จากผลที่ได้พบว่าที่ปริมาณร้อยละ 10 โดย ปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังรูปที่ 17 อนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นมีลักษณะการ กระจายตัวที่ดีกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับปริมาณร้อยละ 15 โดยปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังรูปที่ 18 แต่ในรูปที่ 17 ค) เกิดรูพรุนขึ้นในชิ้นงานจำนวนมาก จึงเป็นที่มาในการศึกษา ที่ปริมาณร้อยละ 15 โดยปริมาตรที่ความเร็วในการกวนเพียง 180 และ 260 รอบต่อนาที ดังรูปที่ 18 พบว่าที่ปริมาณ อนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์มากเกินไปจะทำให้มีการเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนเพิ่มมากขึ้น โดยเฉพาะ ในบริเวณตรงกลางของชิ้นงาน

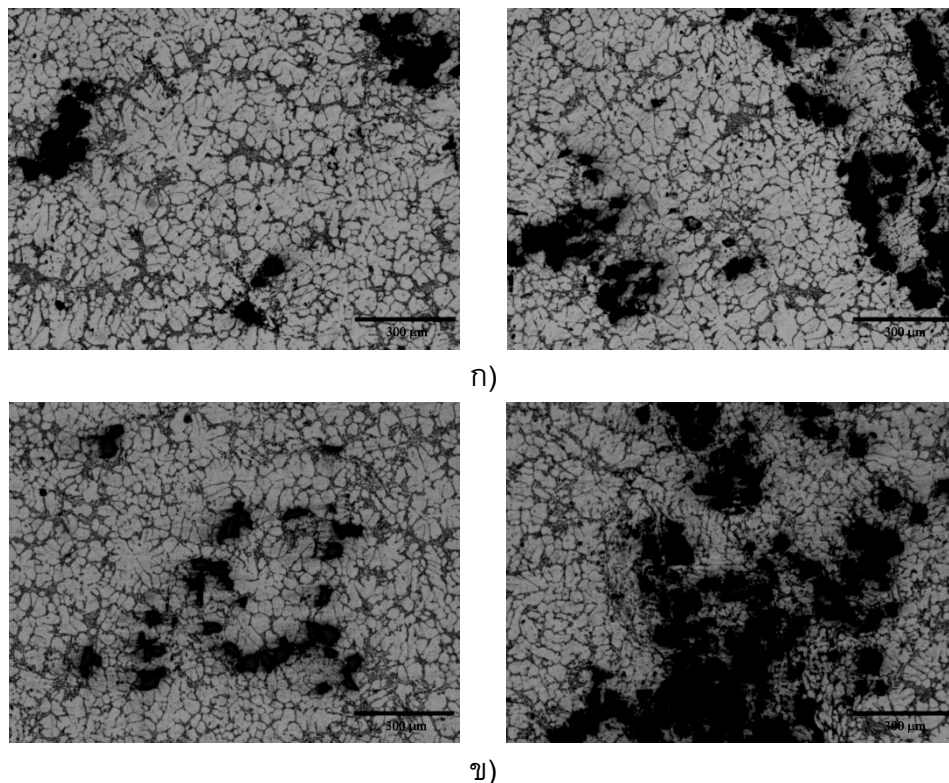


รูปที่ 17 โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ขนาด 38-45 ไมครอน ร้อยละ 10 โดยปริมาตร แมกนีเซียมร้อยละ 1 โดยปริมาตร

ก) 180 รอบต่อนาที

ข) 260 รอบต่อนาที

ค) 340 รอบต่อนาที

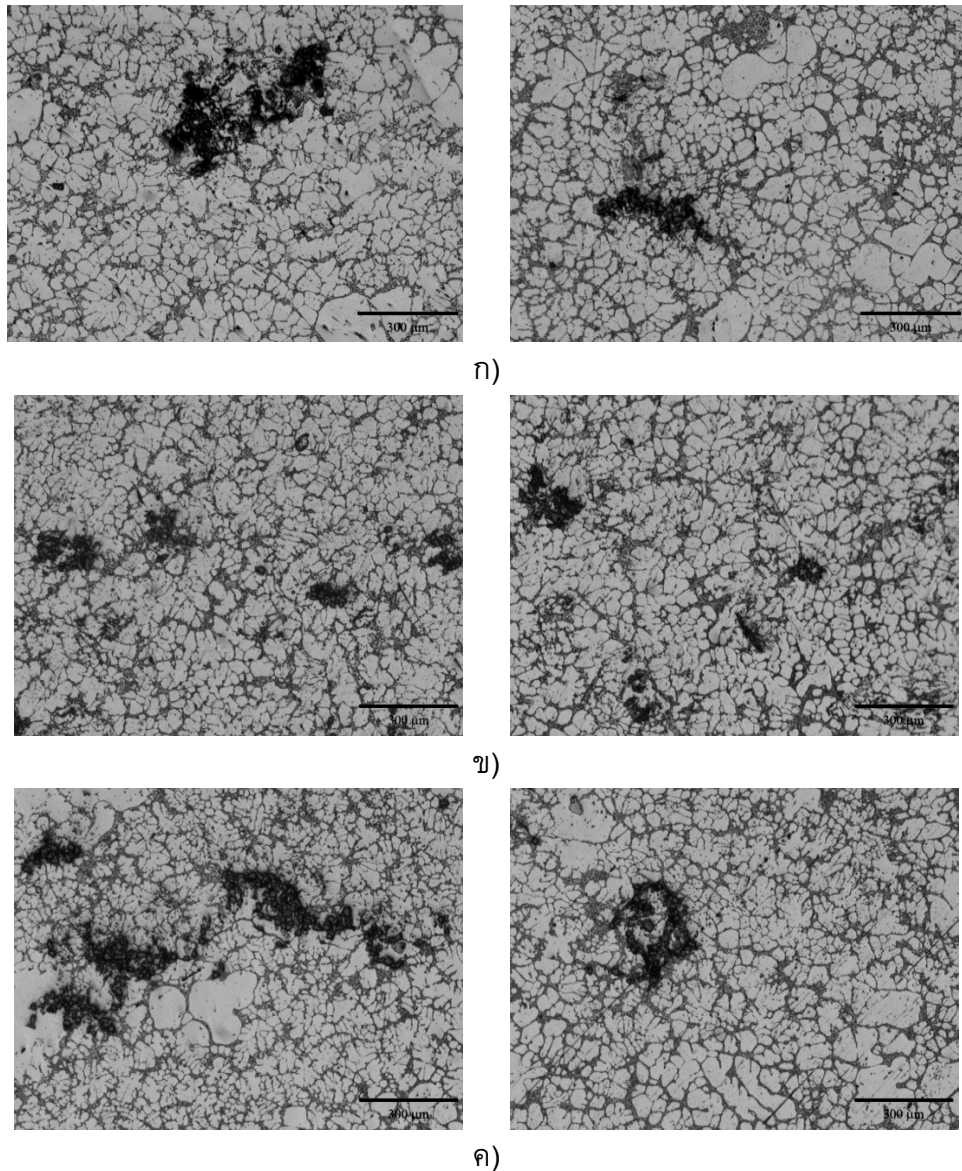


รูปที่ 18 โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันทรีตเมนต์ ขนาด 38-45 ไมครอน ร้อยละ 15 โดยปริมาตร แมกนีเซียมร้อยละ 1 โดยปริมาตร
 ก) 180 รอบต่อนาที
 ข) 260 รอบต่อนาที

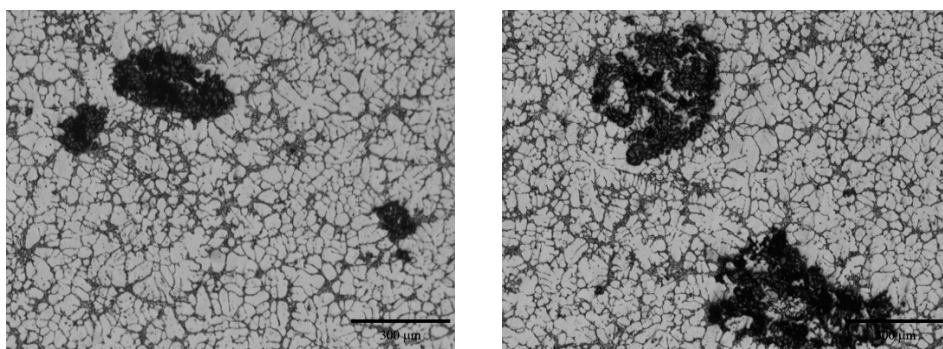
1.3 ผลการศึกษาการปรับเปลี่ยนขนาดของอนุภาคของวัสดุเสริมแรง

โดยจะศึกษาการปรับเปลี่ยนขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งในการทดลองครั้งนี้จะใช้อุณหภูมิของซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมด้วยวิธีออกซิเดชันทรีตเมนต์ 2 ขนาด คือ 20-38 และ 45-63 ไมครอน ในปริมาณร้อยละ 5, 10 และ 15 โดยปริมาตร และเติมผงแมกนีเซียมลงไป ในปริมาณร้อยละ 1 โดยปริมาตร ในขณะที่หลอมทำการกวนด้วยแรงทางกล ขนาด 180 และ 260 รอบต่อนาที เป็นเวลา 10 นาที เมื่อครบกำหนดเวลา ทำการเทผ่านรางเทหล่อเย็นที่อุณหภูมิ 620 องศาเซลเซียส จากนั้นทำการตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาค ณ ตำแหน่งต่างๆของชิ้นงาน โดยผลการศึกษาโครงสร้างทางจุลภาค ณ ตำแหน่งต่างๆ ของชิ้นงานที่ได้แสดงดังรูปที่ 19 และ รูปที่ 20 หรือ ตารางที่ ก.14-ก.25 ในภาคผนวก โดยผลที่ได้พบว่าอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาด 20-38 ไมครอน ให้ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นลดลง เนื่องจากอนุภาคขนาดเล็ก และมีค่าพลังงานพื้นผิวสูงมาก จึงทำให้การเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนเกิดขึ้นได้ง่ายและเมื่อผสมในปริมาณที่เพิ่มขึ้นก็จะพบลักษณะเป็นกลุ่มก้อนชัดเจนในปริมาณที่มากขึ้นด้วย ส่วนความเร็วรอบที่ใช้พบว่าที่ความเร็วรอบ 180 และ 260

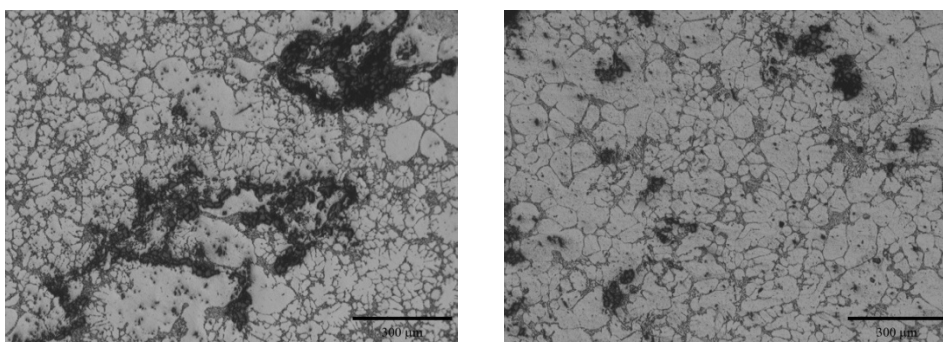
รอบต่อหน้าที่ ไม่ส่งผลต่อลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์มากนัก แต่เมื่อเปลี่ยนขนาดของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์เป็น 45-63 ไมครอน จะให้ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นเพิ่มมากขึ้น โดยจะเห็นได้ดังรูปที่ 20 เนื่องจากอนุภาคขนาดใหญ่มีค่าพลังงานพื้นผิวที่ต่ำกว่าการใช้อนุภาคขนาดเล็ก ทำให้การเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนเกิดขึ้นยากกว่าและเมื่อผสมในปริมาณที่เพิ่มขึ้นก็จะพบว่ามีแนวโน้มการเกิดลักษณะเป็นกลุ่มก้อนในปริมาณที่มากขึ้นเช่นกัน



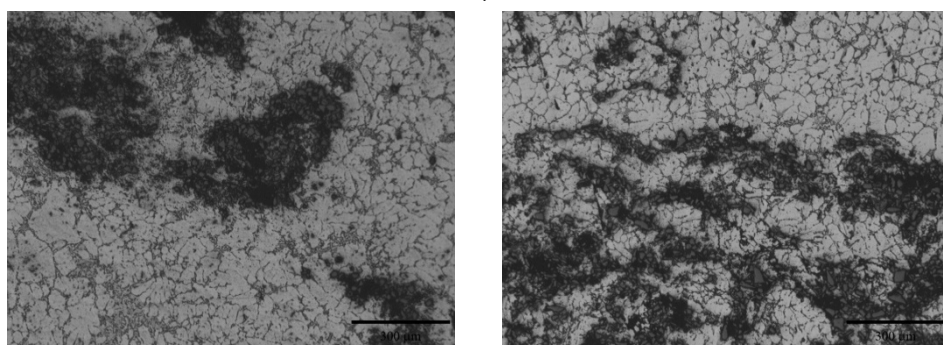
รูปที่ 19 โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ขนาด 20-38 ไมครอน ร้อยละ 5, 10 และ 15 โดยปริมาตร แมกนีเซียมร้อยละ 1 โดยปริมาตร
 ก) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 5 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 180 รอบต่อนาที
 ข) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 5 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 260 รอบต่อนาที
 ค) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 10 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 180 รอบต่อนาที



ง)

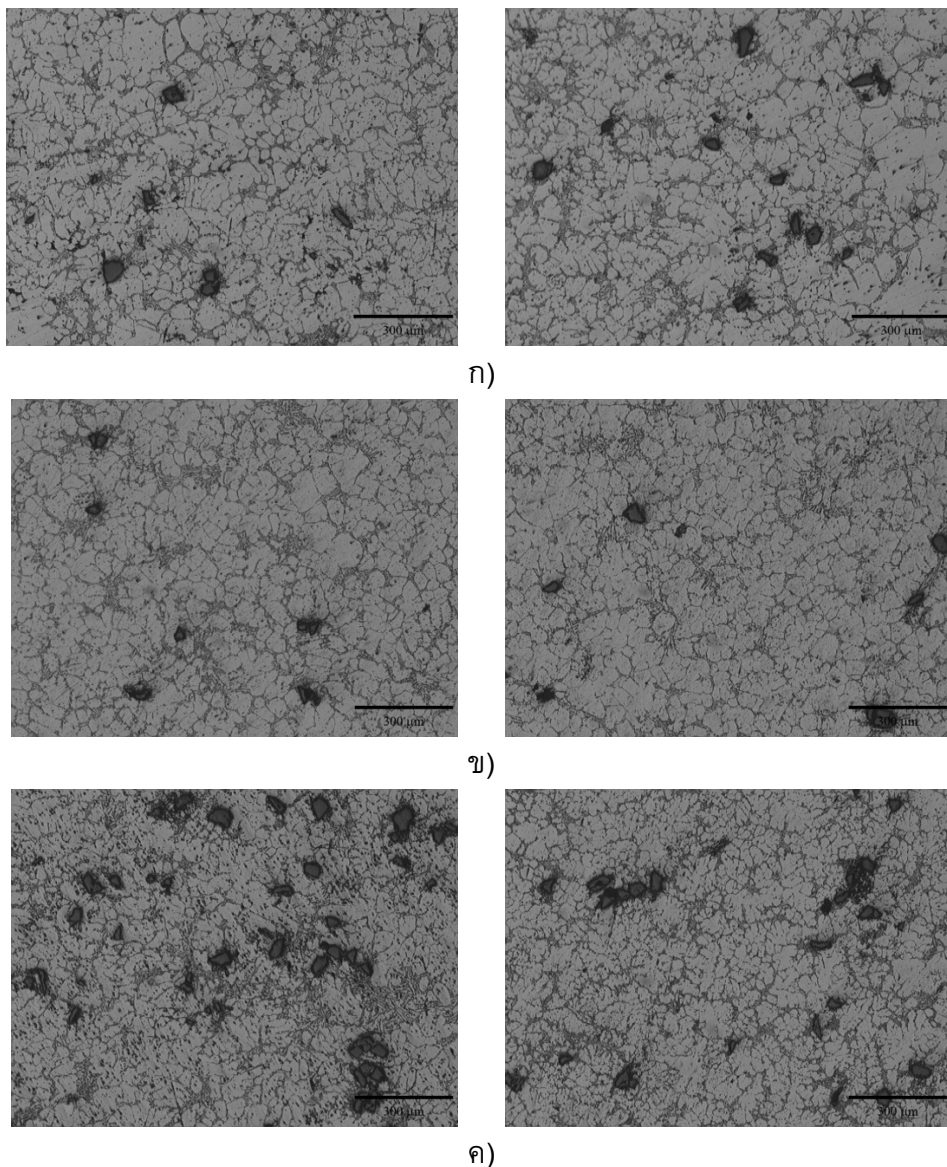


จ)



ฉ)

- รูปที่ 19 (ต่อ) โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันทรีตเมนต์ ขนาด 20-38 ไมครอน ร้อยละ 5, 10 และ 15 โดยปริมาตร แมกนีเซียมร้อยละ 1 โดยปริมาตร
- ง) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 10 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 260 รอบต่อนาที
- จ) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 15 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 180 รอบต่อนาที
- ฉ) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 15 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 260 รอบต่อนาที

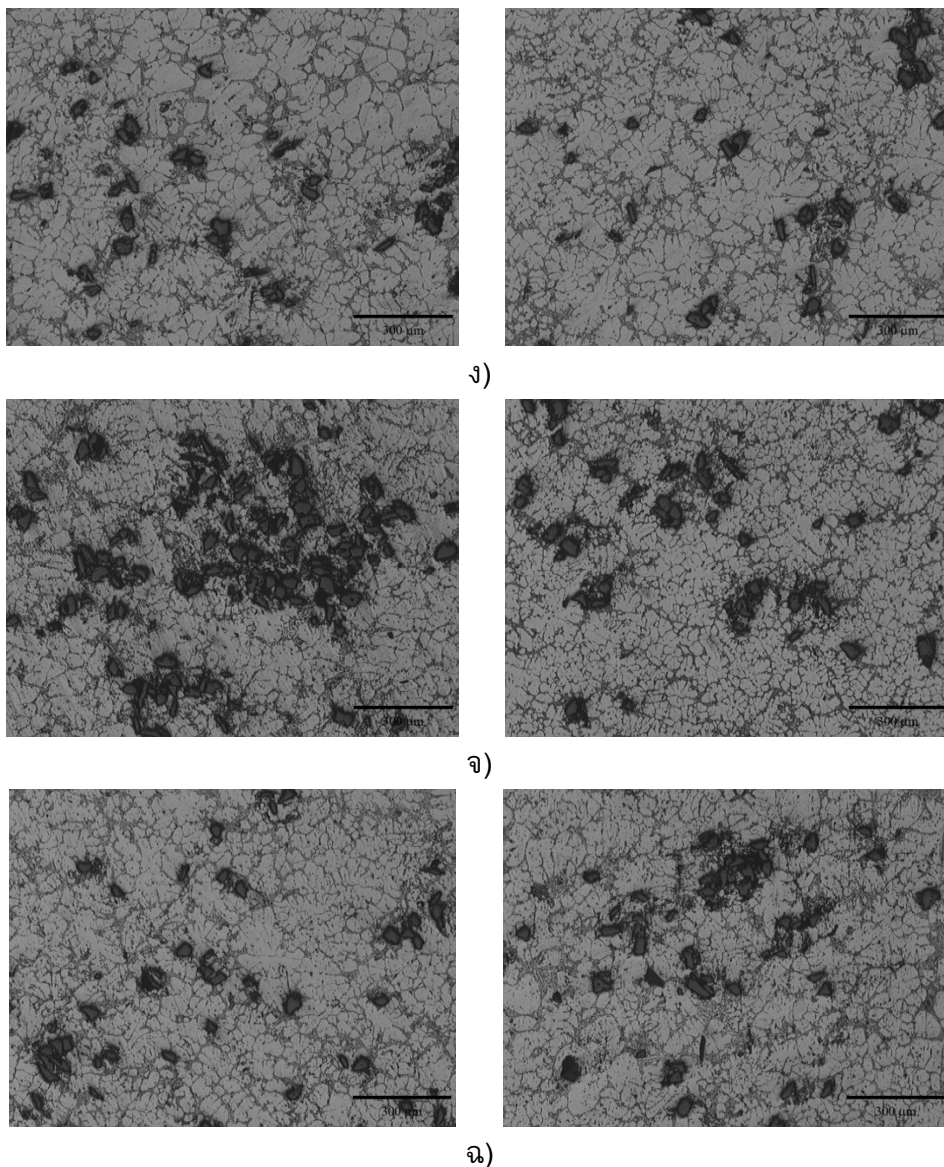


รูปที่ 20 โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ขนาด 45-63 ไมครอน ร้อยละ 5, 10 และ 15 โดยปริมาตร แมกนีเซียมร้อยละ 1 โดยปริมาตร

ก) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 5 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 180 รอบต่อนาที

ข) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 5 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 260 รอบต่อนาที

ค) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 10 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 180 รอบต่อนาที



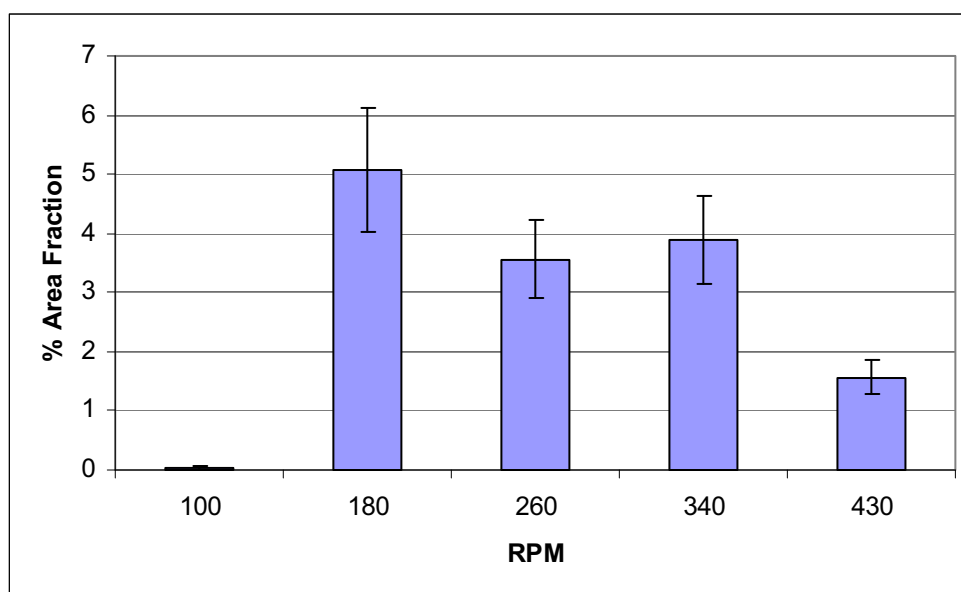
รูปที่ 20 (ต่อ) โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ขนาด 45-63 ไมครอน ร้อยละ 5, 10 และ 15 โดยปริมาตร แมกนีเซียมร้อยละ 1 โดยปริมาตร
 ง) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 10 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 260 รอบต่อนาที
 จ) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 15 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 180 รอบต่อนาที
 ฉ) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 15 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 260 รอบต่อนาที

จากผลการทดลองการปรับเปลี่ยนปัจจัยต่างๆที่ส่งผลต่อการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้น เช่น ความเร็วในการกวนน้ำโลหะ ร้อยละโดยปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ และขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ผลที่ได้พบว่าความเร็วในการกวนน้ำโลหะที่เหมาะสมควรอยู่ในช่วงกลางคือ ไม่เร็วหรือช้าจนเกินไป ซึ่งเมื่อพิจารณาจากผลการทดลองพบว่าความเร็วในการกวนน้ำโลหะที่เหมาะสมจะอยู่ระหว่าง 180-260 รอบต่อนาที โดยถ้าใช้ความเร็วที่น้อยกว่านี้จะส่งผลให้อนุภาคของ

ซิลิคอนคาร์ไบด์ยึดติดกับโลหะพื้นได้น้อยลง ส่วนการใช้ความเร็วที่มากกว่านี้จะส่งผลให้โลหะพื้นเกิดรูพรุน และการใช้ร้อยละโดยปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ที่เหมาะสมจะให้ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เพิ่มขึ้นด้วย โดยจากผลการทดลองที่ได้พบว่าที่ร้อยละ 10 โดยปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ จะให้ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เหมาะสม ซึ่งปริมาณของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ไ้ใช้ยังต้องพิจารณาปัจจัยขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยโดยพบว่า การใช้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาด 45-63 ไมครอน ที่ร้อยละ 10 โดยปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ จะให้ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นที่เหมาะสมที่สุด

1.4 ผลการวิเคราะห์ปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อ (Area Fraction)

ผลการวิเคราะห์ปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อ โดยโปรแกรม MSQ Version 6.51 จำนวน 25 ตำแหน่งบนชิ้นงานพบว่า เมื่อทำการปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะ ที่อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 38-45 ไมครอน ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันทรีตเมนต์ ปริมาณร้อยละ 5 โดยปริมาตร แสดงผลการทดลองดังรูปที่ 21

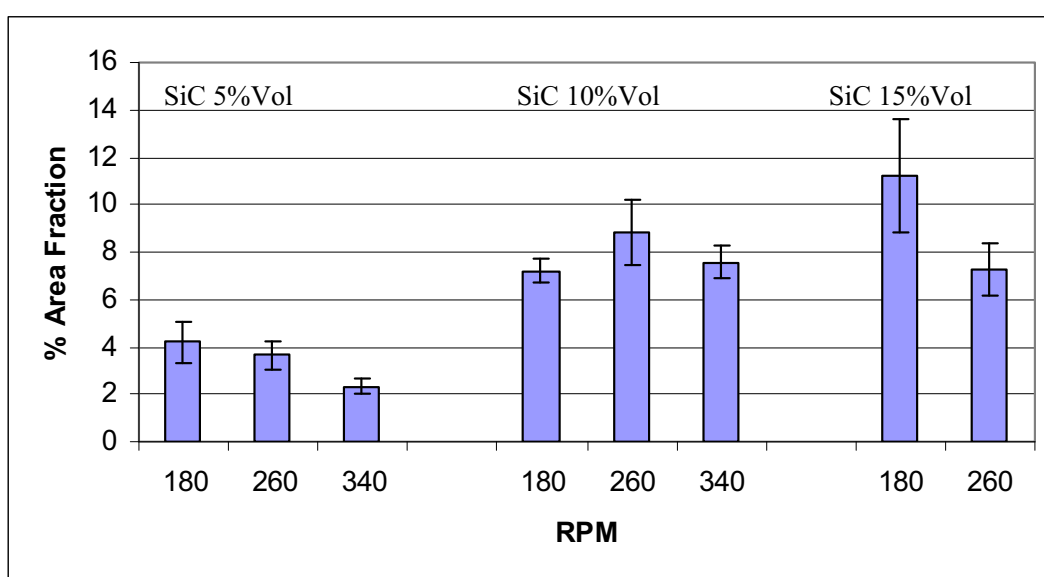


รูปที่ 21 ปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อ เมื่อทำการปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะ ที่ใช้วัสดุเสริมแรง 38-45 ไมครอน ร้อยละ 5 โดยปริมาตร

โดยผลการทดลองพบว่าที่การกวนด้วยความเร็วรอบ 100 รอบต่อนาทีนั้น จะมีค่าปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อที่ต่ำมาก (ร้อยละ 0.044 ± 0.136 โดยพื้นที่) ซึ่งสอดคล้องกับโครงสร้างทางจุลภาค ตารางที่ ก.1 ในภาคผนวก คือไม่พบอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวในชิ้นงาน เนื่องจากความเร็วในการกวน

มีค่าต่ำ และในระหว่างทำการทดลองพบว่าขณะทำการหลอมนั้น อนุภาคจับกลุ่มและลอยตัวอยู่บริเวณด้านบนของน้ำโลหะ ส่วนการกว่นที่ความเร็วรอบ 430 รอบต่อนาที จะมีค่าปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อที่ต่ำเช่นกัน (ร้อยละ 1.568 ± 1.406) เนื่องจากตารางที่ ก.5 พบแต่รูปพูนภายในชิ้นงาน ส่วนที่การกว่นด้วยความเร็วระหว่าง 180-340 รอบต่อนาทีนั้น จะพบปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อที่ใกล้เคียงกัน

จากนั้นทำการตรวจสอบปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อเมื่อปรับเปลี่ยนร้อยละโดยปริมาตรของวัสดุเสริมแรง ที่อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาด 38-45 ไมครอน ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันทรีด-เมนต์ ร้อยละ 5, 10 และ 15 โดยปริมาตร และเติมแมกนีเซียม ร้อยละ 1 โดยปริมาตร เพื่อเพิ่มความสามารถในการเปียกผิว แสดงผลการทดลองดังรูปที่ 22

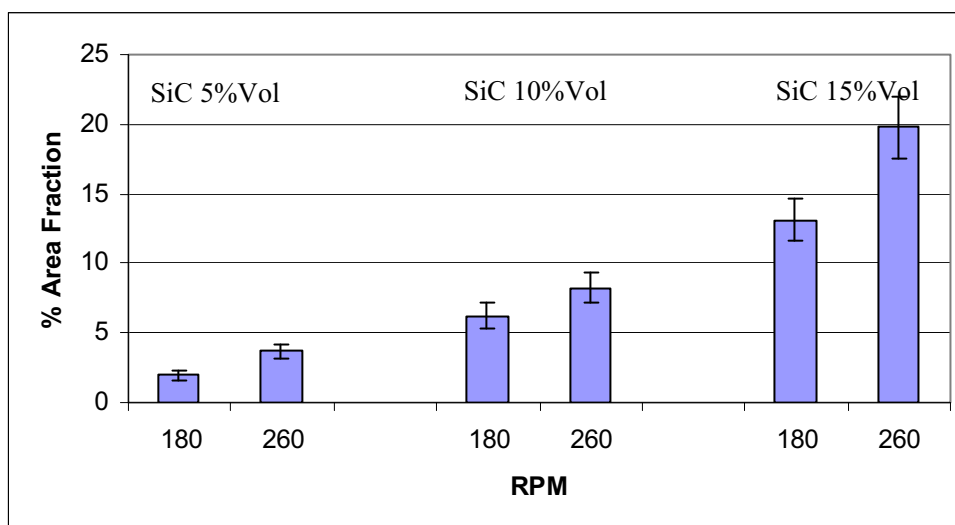


รูปที่ 22 ปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อ เมื่อทำการปรับเปลี่ยนร้อยละโดยปริมาตรของวัสดุเสริมแรงขนาด 38-45 ไมครอน ร้อยละ 5, 10 และ 15 แมกนีเซียม ร้อยละ 1 โดยปริมาตร

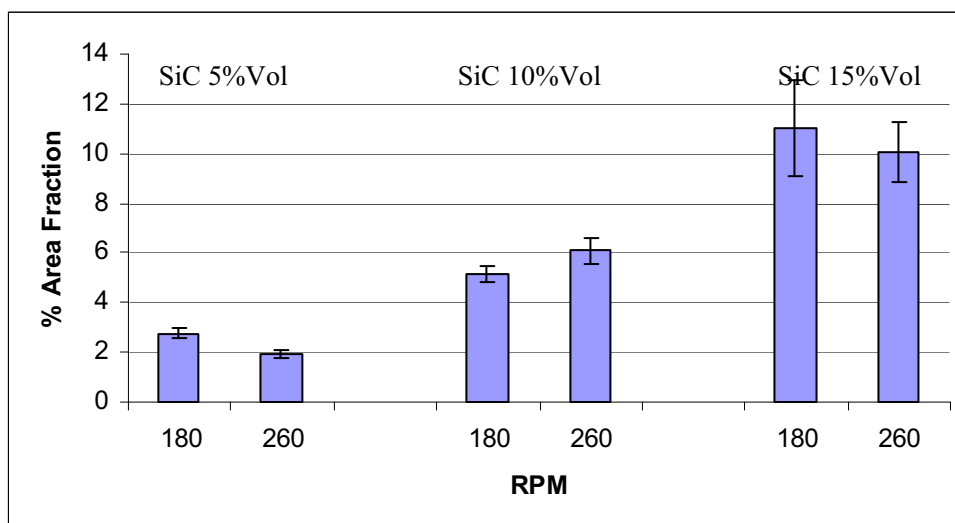
จากผลการทดลองพบว่า เมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ลงในชิ้นงานในปริมาณที่มากขึ้น เมื่อทำการวัดปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อ ก็จะได้ค่าที่เพิ่มมากขึ้นเช่นกัน ส่วนค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานนั้น ถ้ามีค่ามากจะหมายถึงการกระจายที่ไม่สม่ำเสมอ ถ้ามีค่าน้อยจะหมายถึงการกระจายตัวที่สม่ำเสมอมากขึ้น โดยพบว่าที่การเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ลงในชิ้นงานในปริมาณที่มาก ชิ้นงานจะมีลักษณะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนสูง

จากนั้นทำการตรวจสอบปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อเมื่อปรับเปลี่ยนขนาดของอนุภาคของวัสดุเสริมแรง ที่อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาด 20-38 และ 45-63 ไมครอน ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธี

ออกซิเดชันทรีดเมนต์ ร้อยละ 5, 10 และ 15 โดยปริมาตร และเติมแมกนีเซียม ร้อยละ 1 โดยปริมาตร แสดงผลการทดลองดังรูปที่ 23 และ รูปที่ 24



รูปที่ 23 ปริมาณอนุภาคในชั้นงานหล่อ เมื่อทำการปรับเปลี่ยนขนาดของอนุภาคของวัสดุเสริมแรง ขนาด 20-38 ไมครอน ร้อยละ 5, 10 และ 15 แมกนีเซียม ร้อยละ 1 โดยปริมาตร



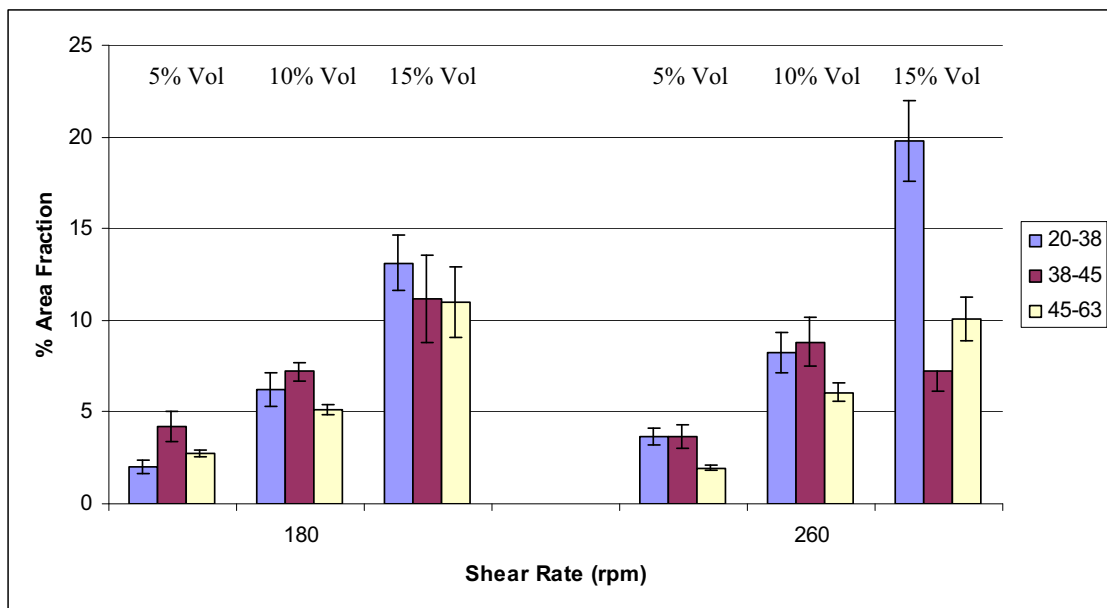
รูปที่ 24 ปริมาณอนุภาคในชั้นงานหล่อ เมื่อทำการปรับเปลี่ยนขนาดของอนุภาคของวัสดุเสริมแรง ขนาด 45-63 ไมครอน ร้อยละ 5, 10 และ 15 แมกนีเซียม ร้อยละ 1 โดยปริมาตร

จากการทดลองพบว่า เมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ลงในชิ้นงานในปริมาณที่มากขึ้น เมื่อทำการวัดปริมาณอนุภาคในชั้นงานหล่อ ก็จะได้ค่าที่เพิ่มมากขึ้นเช่นกัน ส่วนที่อนุภาคขนาด 20-38 ไมครอน จะมีค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานที่สูง ของปริมาณการเติมที่ร้อยละ 10 และ 15 โดยปริมาตร ซึ่งแสดงว่ามีการจับ

ตัวเป็นกลุ่มก้อนของอนุภาคที่สูง ส่วนปริมาณการเติมที่ร้อยละ 5 โดยปริมาตร มีค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานต่ำ แสดงว่าอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จับกลุ่มกันต่ำ

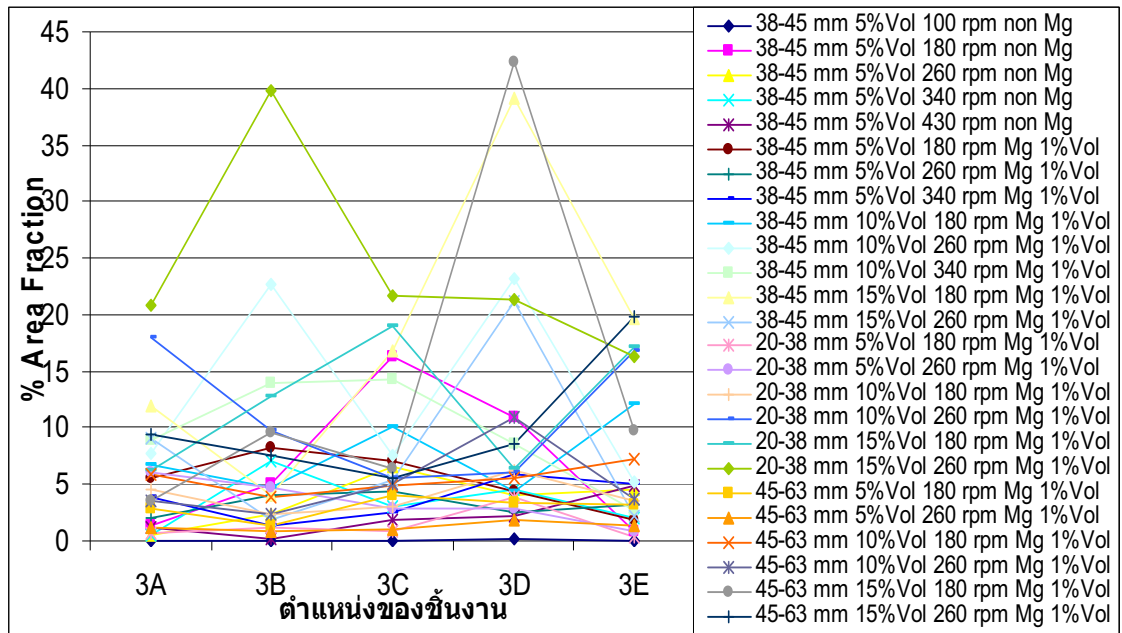
อนุภาคขนาด 45-63 ไมครอน จะมีค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานที่ต่ำเมื่อเทียบกับทั้ง ของอนุภาคขนาด 20-38 และ 38-45 ไมครอน ซึ่งแสดงการกระจายของอนุภาคขนาด 45-63 ไมครอน นั้นดีที่สุด ยกเว้นปริมาณการเติมร้อยละ 15 โดยปริมาตร ที่ยังมีลักษณะจับตัวกันเป็นกลุ่มก้อนสูงอยู่

โดยทำการสรุปความสัมพันธ์ของค่าปริมาณอนุภาคในชั้นงานหล่อของแต่ละปัจจัยในการทดลองที่ความเร็วในการกวาดอยู่ในช่วง 180-260 รอบต่อนาที แสดงดังรูปที่ 25

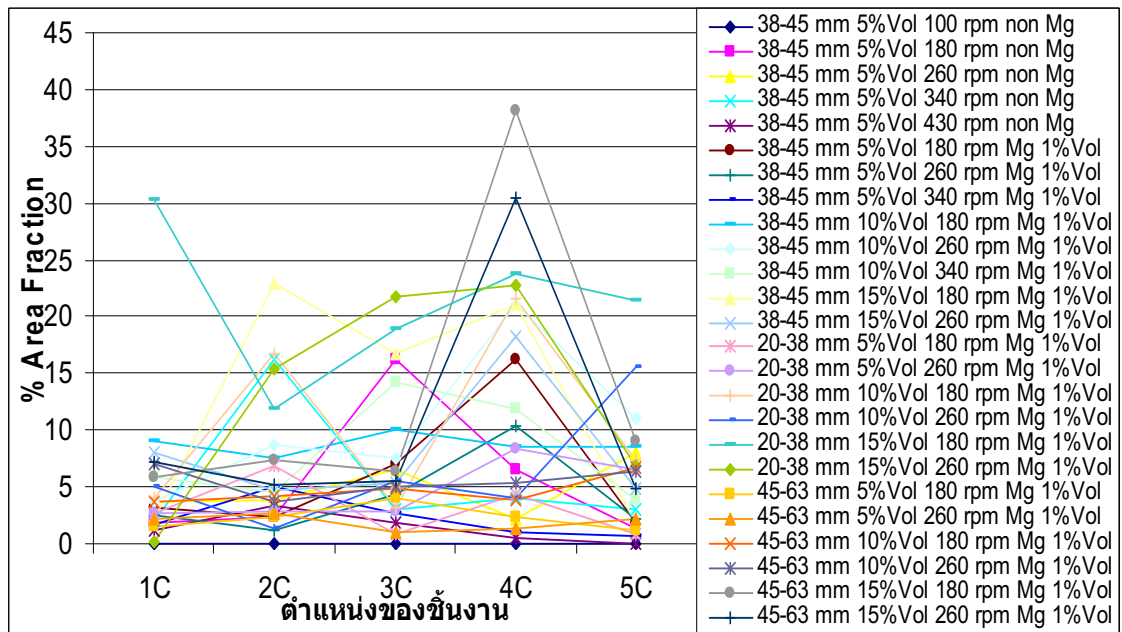


รูปที่ 25 ปริมาณอนุภาคในชั้นงานหล่อของแต่ละปัจจัยในการทดลอง

โดยจากรูปที่ 25 พบว่า เมื่อเติมอนุภาคเสริมแรงที่มากขึ้นจะเห็นปริมาณของอนุภาคในชั้นงานหล่อที่สูงขึ้นเช่นกัน อีกทั้งอนุภาคที่มีขนาดเล็กจะเห็นปริมาณของอนุภาคในชั้นงานหล่อที่มาก เนื่องจากอนุภาคมีการเกาะกลุ่มกันสูง จากนั้นทำการศึกษาค่าปริมาณอนุภาค ณ ที่ตำแหน่ง 3A, 3B, 3C, 3D และ 3E (แนวบนของชั้นงาน) แสดงดังรูปที่ 26 และค่าปริมาณอนุภาค ณ ที่ตำแหน่ง 1C, 2C, 3C, 4C และ 5E (แนวตั้งของชั้นงาน) แสดงดังรูปที่ 27 พบว่าปริมาณอนุภาคในชั้นงานหล่อมีการกระจายตัวแบบสุ่ม และมีการรวมกลุ่มของอนุภาค ณ บริเวณ 4A-4E ในปริมาณที่มากกว่าตำแหน่งอื่น ทั้งนี้เกิดขึ้นเนื่องจากความหนาแน่นของอนุภาคดังกล่าวมีค่ามากกว่าอะลูมิเนียมหลอมเหลวจึงทำให้อนุภาคจมอยู่ด้านล่างของชั้นงาน



รูปที่ 26 ปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อ ณ ที่ตำแหน่ง 3A, 3B, 3C, 3D และ 3E



รูปที่ 27 ปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อ ณ ที่ตำแหน่ง 1C, 2C, 3C, 4C และ 5E

ส่วนที่ 2 เพื่อศึกษาอิทธิพลของปัจจัยการผลิต คือ อุณหภูมิเท อุณหภูมิแม่พิมพ์ และแรงในการกดอัด ต่อโครงสร้างจุลภาค และปริมาณรพูน

2.1 โครงสร้างจุลภาค

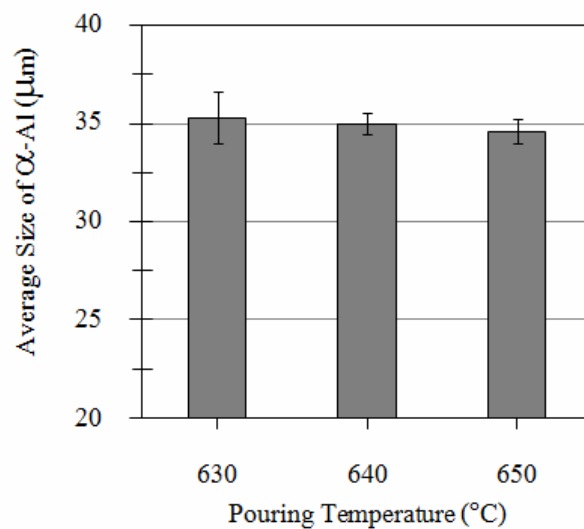
ทดลองขึ้นรูปชิ้นงานด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติ เทียบกับ กระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็นลงในแม่พิมพ์ โดยเทน้ำโลหะที่อุณหภูมิ 630, 640 และ 650 องศาเซลเซียส จากนั้นให้แรงกดอัดกับโลหะในสภาวะกึ่งของแข็งด้วยแท่นอัดไฮดรอลิกที่มีความดัน 50 เมกะพาสคัล จากการทดลอง พบว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทั้ง 2 กระบวนการ ประกอบด้วย 2 เฟสเหมือนกัน ได้แก่ เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมและเฟสยูเทคติก แสดงดังตารางที่ 4

ลักษณะของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้มีความแตกต่างกัน นั่นคือ เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมของชิ้นงานจากกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติไม่ผ่านรางหล่อเย็น โดยมากมีลักษณะเป็นเดนไดรต์ และพบกิ่งเล็กๆ ของเดนไดรต์ที่เกิดจากการแตกหักของแขนเดนไดรต์บางส่วน เมื่อใช้เทคนิครางหล่อเย็นทั้ง 3 อุณหภูมิเทพบเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม มีลักษณะกลมและลักษณะคล้ายดอกกุหลาบ พิจารณาลักษณะการกระจายตัวของโครงสร้างจุลภาค พบว่า ทั้งกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติ และกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น มีการกระจายตัวคล้ายกัน คือ เฟสอัลฟาอะลูมิเนียม มีการกระจายตัวสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน นอกจากนี้ลักษณะของเฟสยูเทคติกที่พบ มีลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบ เหมือนกัน

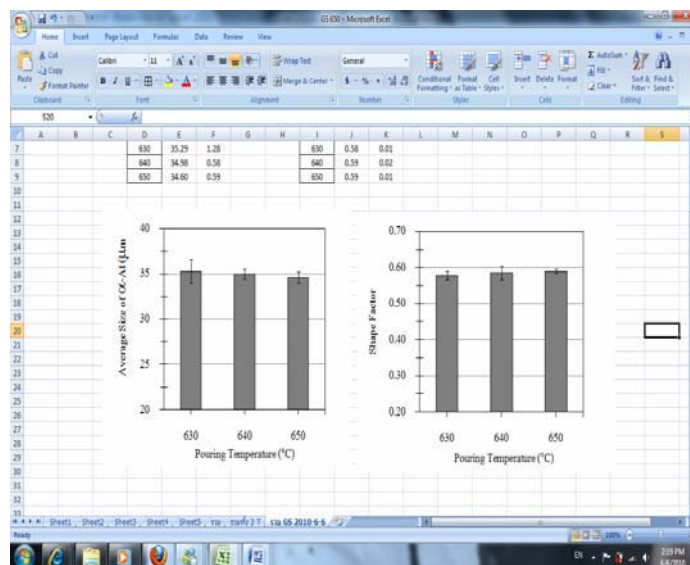
จากตารางที่ 4 เมื่อทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคโดยเปรียบเทียบอิทธิพลของอุณหภูมิเทของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยการเทผ่านรางหล่อเย็น พบว่า เมื่อมีการปรับเปลี่ยนอุณหภูมิเทน้ำโลหะ ลักษณะของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้มีความแตกต่างกัน โดยชิ้นงานที่ขึ้นรูปที่อุณหภูมิเท 650 องศาเซลเซียส พบเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีลักษณะคล้ายดอกกุหลาบเป็นจำนวนมาก และพบโครงสร้างที่มีลักษณะกลมขนาดเล็กบางส่วนปะปนอยู่ด้วย เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่พบในชิ้นงาน ที่ขึ้นรูปด้วยอุณหภูมิเท 640 องศาเซลเซียส มีลักษณะดอกกุหลาบและลักษณะกลม โดยขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมค่อนข้างสม่ำเสมอกัน นอกจากนี้โครงสร้างลักษณะกลมที่พบในอุณหภูมิดังกล่าวมีขนาดใหญ่กว่าโครงสร้างลักษณะกลมที่พบจากอุณหภูมิเท 630 และ 650 องศาเซลเซียส เมื่อเทน้ำโลหะที่อุณหภูมิ 630 องศาเซลเซียส พบโครงสร้างที่มีลักษณะแบบดอกกุหลาบขนาดใหญ่ ร่วมกับโครงสร้างลักษณะกลมขนาดเล็ก เมื่อพิจารณาลักษณะของเฟสยูเทคติกที่เกิดขึ้นของชิ้นงานที่มีการปรับเปลี่ยนอุณหภูมิเท พบว่าเฟสยูเทคติกมีลักษณะคล้ายคลึงกันคือลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบ และกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอตลอดทั่วทั้งชิ้นงาน นอกจากนี้

โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายของชิ้นงานทุกอุณหภูมิเท พบปริมาณของเฟสของแข็ง อยู่ในช่วงร้อยละ 60-64 ของปริมาณเฟสทั้งหมด

จากนั้น เปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยอุณหภูมิแตกต่างกันที่ตำแหน่งต่างๆ บนชิ้นงาน เพื่อศึกษาผลของอุณหภูมิเทต่อขนาดเฉลี่ยและค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม พบว่า การปรับเปลี่ยนอุณหภูมิเท มีผลน้อยต่อขนาดเฉลี่ยและค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้รับ โดยเมื่อวัดขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมแต่ละอุณหภูมิเท พบว่า มีค่าใกล้เคียงกัน นั่นคือ มีขนาดเฉลี่ยอยู่ในช่วงประมาณ 34.60-35.29 ไมครอน ค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม มีค่าใกล้เคียงกัน คือช่วงประมาณ 0.58-0.59 ดังรูปที่ 28 และ รูปที่ 29

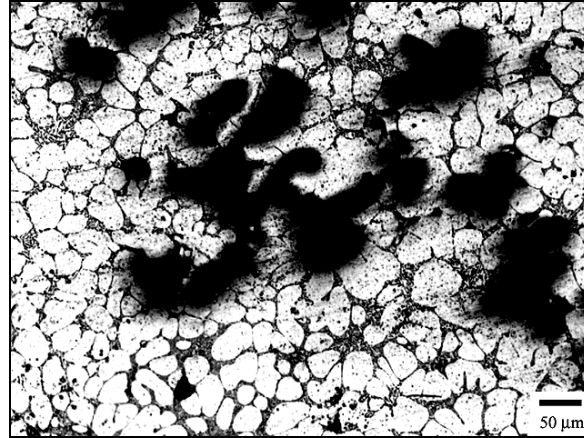


รูปที่ 28 ขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมหล่อผ่านรางที่อุณหภูมิเทต่างๆ



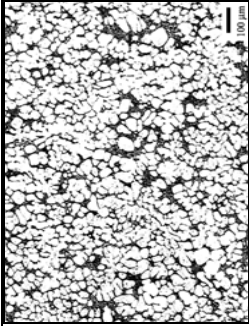
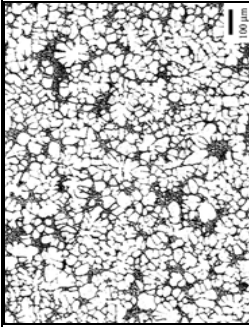
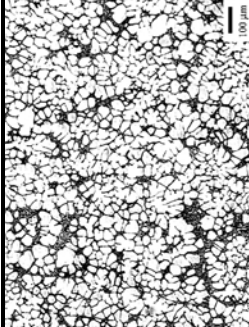
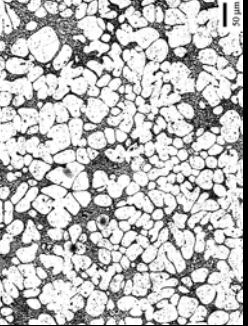
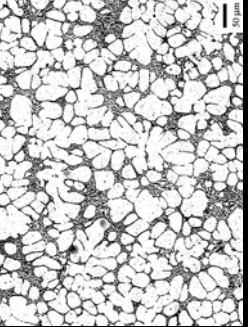
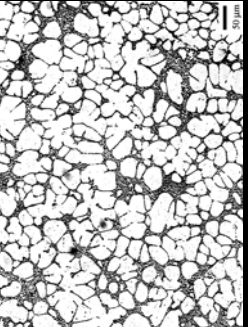
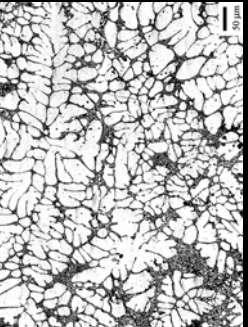
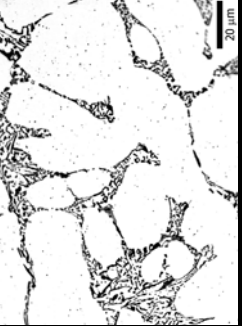
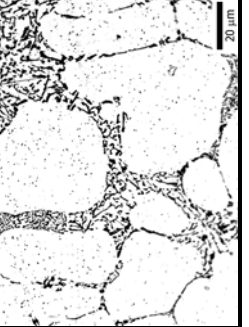
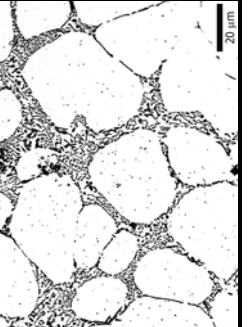
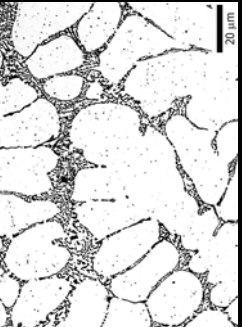
รูปที่ 29 ค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมหล่อผ่านรางที่อุณหภูมิเทต่างๆ

นอกจากนี้ ชี้นงานที่อุณหภูมิ 630 และ 640 องศาเซลเซียส พบโพรงหดตัวระดับจุลภาค (Micro-Shrinkage) ที่บริเวณกลางชี้นงาน ดังรูปที่ 30 ในขณะที่ชี้นงานที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส ไม่มีโพรงหดตัวระดับจุลภาคเกิดขึ้น



รูปที่ 30 โพรงหดตัวระดับจุลภาค บริเวณกลางชี้นงานที่อุณหภูมิ 630 และ 640 องศาเซลเซียส

ตารางที่ 4 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ขึ้นรูปที่อุณหภูมิแตกต่าง ๆ ทั้งเทผ่านรางหล่อเย็นและไม่ผ่านรางหล่อเย็น

ผ่านรางหล่อเย็น		ไม่ผ่านรางหล่อเย็น		
อุณหภูมิเท (°C)	630	640	650	650
5x				
10x				
50x				

เมื่อขึ้นรูปชิ้นงานด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น โดยมีการปรับเปลี่ยนอุณหภูมิแม่พิมพ์เริ่มต้นที่ 100 และ 250 องศาเซลเซียส ตามลำดับ เทน้ำโลหะที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส ผ่านรางหล่อเย็นลงในแม่พิมพ์ จากนั้นศึกษาผลของแรงกดอัด โดยทำการทดลองในลักษณะเดียวกัน แต่มีการให้แรงกดอัดกับโลหะในสภาวะกึ่งของแข็ง หลังจากเทผ่านรางหล่อเย็นเข้าสู่แม่พิมพ์แล้ว ที่ความดัน 50 และ 100 เมกะพาสคัล โครงสร้างจุลภาคแสดงดังตารางที่ 5 และ ตารางที่ 6 โดยผลการทดลองสามารถแบ่งออกได้เป็น 2 ช่วง ดังนี้

ช่วงที่ 1 ที่ 0 เมกะพาสคัล (ไม่มีแรงกดอัด) เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ พบว่า โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ มีความสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน โดยที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ต่างกัน โครงสร้างจุลภาคที่ได้รับมีความแตกต่างกัน คือ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมโดยมากที่พบ มีลักษณะโครงสร้างเป็นกิ่งเล็กๆ ของเดนไดรต์ที่เกิดจากการแตกหักของแขนเดนไดรต์ และพบโครงสร้างที่มีลักษณะกลมร่วมด้วย ส่วนแม่พิมพ์อุณหภูมิ 250 องศาเซลเซียส เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่พบมีโครงสร้างเป็นกิ่งเล็กๆ ของแขนเดนไดรต์เช่นเดียวกับที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส และพบโครงสร้างที่มีลักษณะคล้ายดอกกุหลาบปะปนอยู่ นอกจากนี้ ยังพบโครงสร้างที่มีลักษณะกลมร่วมด้วยเล็กน้อย จากการศึกษาผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ต่อลักษณะของเฟสยูเทคติกที่เกิดขึ้นดังตารางที่ 5 พบว่าที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส เฟสยูเทคติกมีลักษณะสั้นและละเอียดกว่าที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส

ช่วงที่ 2 เมื่อเพิ่มแรงกดอัด 50 และ 100 เมกะพาสคัล พบว่า เมื่อปรับเปลี่ยนแรงกด มีผลทำให้ โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานของทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ มีความแตกต่างกัน ทั้งลักษณะและการกระจายตัวของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม รวมทั้ง ลักษณะ การกระจายตัวและปริมาณของเฟสยูเทคติกที่พบ นั่นคือเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้ ในแต่ละบริเวณของชิ้นงานไม่มีความสม่ำเสมอ บริเวณด้านบนซึ่งสัมผัสกับแท่งกดอัดโดยตรง เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมจะมีลักษณะกลมและเล็ก และในบางเฟสมีลักษณะแบนและเชื่อมติดกันอยู่ บริเวณกลาง พบเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีลักษณะกลมและลักษณะดอกกุหลาบขนาดใหญ่ร่วมด้วย นอกจากนี้ บางเฟสที่พบมีการเชื่อมต่อกัน บริเวณด้านล่างซึ่งไม่สัมผัสกับแท่งกดอัด โดยมากพบโครงสร้างที่มีลักษณะคล้ายกิ่งของแขนเดนไดรต์ ปะปนกับเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่มีลักษณะคล้ายดอกกุหลาบ

ที่แรงกดอัดเดียวกัน เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์เพิ่มขึ้น ลักษณะเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมบริเวณด้านบน และบริเวณกลางมีลักษณะแบนและเชื่อมติดกันมากขึ้น โดยพบลักษณะการเชื่อมติดกันของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมดังกล่าวที่บริเวณด้านบนของชิ้นงานที่แรงกดอัด 50 และ 100 เมกะพาสคัล โดยเมื่อเพิ่มอุณหภูมิแม่พิมพ์จาก 100 องศาเซลเซียสเป็น 250 องศาเซลเซียส จะพบปริมาณเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมในบริเวณดังกล่าวมากขึ้น

เมื่อพิจารณาการกระจายตัว ลักษณะและปริมาณของเฟสยูเทคติกที่พบในชิ้นงานที่แรงกดอัด 50 และ 100 เมกะพาสคัล ทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ พบว่า มีความคล้ายคลึงกัน นั่นคือ การกระจายตัวของเฟสยูเทคติกที่พบในแต่ละบริเวณ ไม่สม่ำเสมอกัน บริเวณด้านบนและบริเวณกลางชิ้นงานมีการกระจายตัวที่ดี ส่วนที่บริเวณด้านล่างพบการกระจายตัวไม่สม่ำเสมอทั่วทั้งบริเวณ นอกจากนี้ ปริมาณเฟสยูเทคติกที่พบในแต่ละบริเวณแตกต่างกัน คือ ปริมาณเฟสยูเทคติกพบมากที่บริเวณด้านล่างของชิ้นงาน ส่วนบริเวณด้านบนมีปริมาณเฟสยูเทคติกน้อยที่สุด ดังแสดงในตารางที่ 6

ลักษณะของเฟสยูเทคติกที่เกิดขึ้นในแต่ละบริเวณมีความแตกต่างกัน คือ ที่บริเวณด้านบนมีลักษณะสั้นและละเอียดที่สุด ส่วนบริเวณด้านล่างเฟสยูเทคติกที่พบมีลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบแต่ละบริเวณมีลักษณะเฟสยูเทคติกดังนี้ ที่แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล บริเวณด้านบนของชิ้นงานทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ พบเฟสยูเทคติกมีลักษณะละเอียดมากที่สุด เมื่อเพิ่มแรงกดอัดสูงขึ้นเป็น 100 เมกะพาสคัล บริเวณด้านบนและบริเวณตรงกลางของชิ้นงานทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ รวมทั้งบริเวณด้านล่างที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส เฟสยูเทคติกที่พบมีความละเอียดมากขึ้น ส่วนบริเวณด้านล่างของชิ้นงานที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส คือ ลักษณะของเฟสยูเทคติกคล้ายกับบริเวณด้านล่างของชิ้นงานที่แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล

จากการศึกษาขนาดเฉลี่ยและค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้รับ ดังรูปที่ 31 พบว่า ที่แรงกดอัด 0 เมกะพาสคัล ขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมในแต่ละบริเวณ ได้แก่ บริเวณด้านบน บริเวณกลาง และบริเวณด้านล่าง มีค่าใกล้เคียงกัน นั่นคือ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีขนาดเฉลี่ยช่วงประมาณ 23.59-24.48 ไมครอน ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่าประมาณ 26.99-28.07 ไมครอน จะเห็นว่า ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ต่างกัน เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีขนาดเฉลี่ยต่างกันด้วย คือ ขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์สูงขึ้น

พิจารณาขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมของชิ้นงานทุกๆ แรงกดอัด พบว่า ในแต่ละบริเวณมีขนาดที่แตกต่างกัน คือ โดยมากบริเวณด้านบน มีขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมเล็กที่สุดในขณะที่บริเวณกลางชิ้นงานมีขนาดเฉลี่ยสูงที่สุด นอกจากนี้ เมื่อพิจารณาที่แรงกดอัด 50 และ 100 เมกะพาสคัล ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์เดียวกัน พบว่าขนาดเฉลี่ยมีค่าใกล้เคียงกัน และมีแนวโน้มว่าเมื่อเพิ่มขนาดแรงกดอัดจาก 50 เมกะพาสคัลเป็น 100 เมกะพาสคัล เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่พบมีขนาดลดลง

ผลการวัดค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมของชิ้นงาน ดังรูปที่ 32 พบว่า ค่าความกลมของชิ้นงานทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ มีค่าใกล้เคียงกัน คือ ที่อุณหภูมิ 100 องศาเซลเซียส มีค่าความกลมช่วงประมาณ 0.53-0.54 และอุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่าความกลมอยู่ในช่วง 0.51-0.53 แต่จะเห็นว่า เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์เพิ่มสูงขึ้น ค่าความกลมมีแนวโน้มลดลง

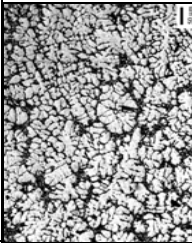
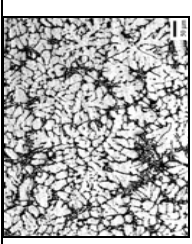
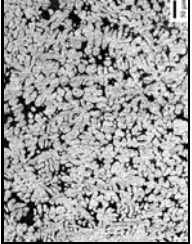
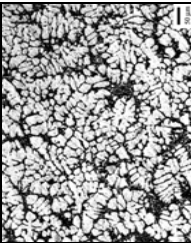
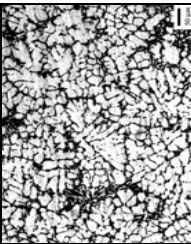
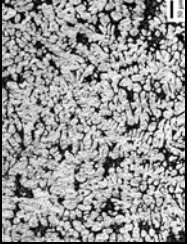
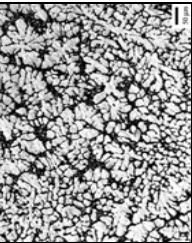
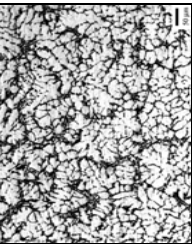
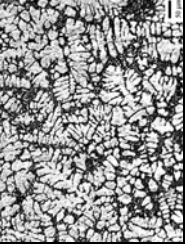
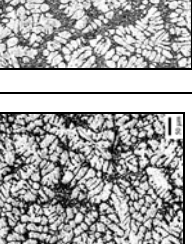
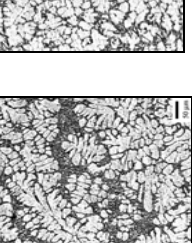
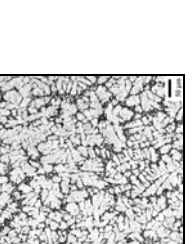
นอกจากนี้ เมื่อเพิ่มแรงกดอัดให้กับชิ้นงาน ค่าความกลมของทุกบริเวณมีค่าใกล้เคียงกัน นั่นคือ ค่าความกลมของชิ้นงานบริเวณด้านบน กลางและด้านล่างมีค่าอยู่ในช่วง 0.46-0.55 นอกจากนี้พบว่าที่บริเวณด้านล่างของชิ้นงานที่แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัลของทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ มีค่าความกลมน้อยที่สุด คือ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส มีค่าความกลมเท่ากับ 0.48 และ 0.46 ตามลำดับ ส่วนค่าความกลมที่มีค่ามากที่สุดเท่ากับ 0.55 ซึ่งวัดได้จากบริเวณด้านบนและด้านล่างของชิ้นงานที่แรงกดอัด 100 เมกะพาสคัล อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส และวัดได้จากบริเวณด้านบนของชิ้นงานที่แรงกดอัด 100 เมกะพาสคัล ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส

แต่ทั้งนี้ บริเวณด้านบนของชิ้นงานที่แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส ไม่สามารถวัดขนาดเฉลี่ยและค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมได้ด้วยโปรแกรม Sigma Scan Pro 5 เนื่องจาก ลักษณะของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่พบจากชิ้นงานดังกล่าวมีลักษณะแบนและเชื่อมติดกัน

เมื่อพิจารณาความหนาแน่นของชิ้นงาน พบว่า ชิ้นงาน มีค่าความหนาแน่นของใกล้เคียงกัน คืออยู่ในช่วงประมาณ 2.648-2.669 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร รูปที่ 34 เมื่อพิจารณาผลของแรงกดอัดต่อความหนาแน่น พบว่า ชิ้นงานที่ไม่ได้รับแรงกดอัด ค่าความหนาแน่นในแต่ละตำแหน่ง มีค่าใกล้เคียงกัน คือ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส มีค่าความหนาแน่นอยู่ในช่วง 2.652-2.661 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่า 2.648-2.659 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร ตามลำดับ

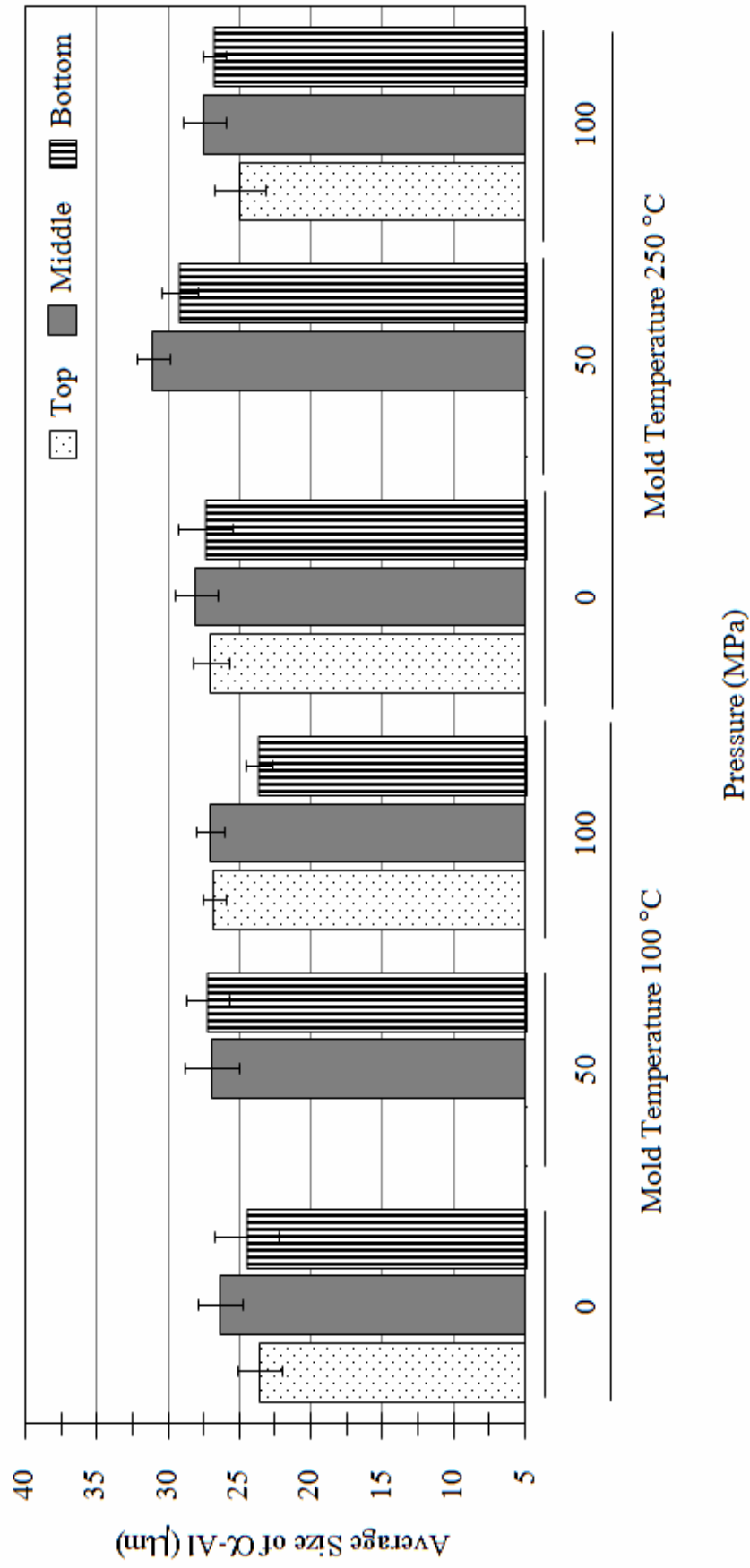
เมื่อให้แรงกดอัดกับชิ้นงานที่ 50 และ 100 เมกะพาสคัล ความหนาแน่นที่ได้ในแต่ละบริเวณมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เมื่อแรงกดอัดเพิ่มขึ้น นอกจากนี้ ความหนาแน่นของบริเวณด้านล่างของแรงกดอัด 100 เมกะพาสคัล ทั้งอุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส มีค่าความหนาแน่นมากที่สุด คือ ชิ้นงานมีความหนาแน่นเท่ากับ 2.669 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร

ตารางที่ 5 ลักษณะเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม บริเวณต่างๆ เมื่อรับแรงกดอัดต่างกัน ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส อุณหภูมิเท 650 องศาเซลเซียส

แรงกดอัด (MPa)	0 (ไม่มีแรงกดอัด)				50				100			
อุณหภูมิแม่พิมพ์ (°C)	100				250				100			
บริเวณด้านบน												
												
บริเวณกลาง												
												

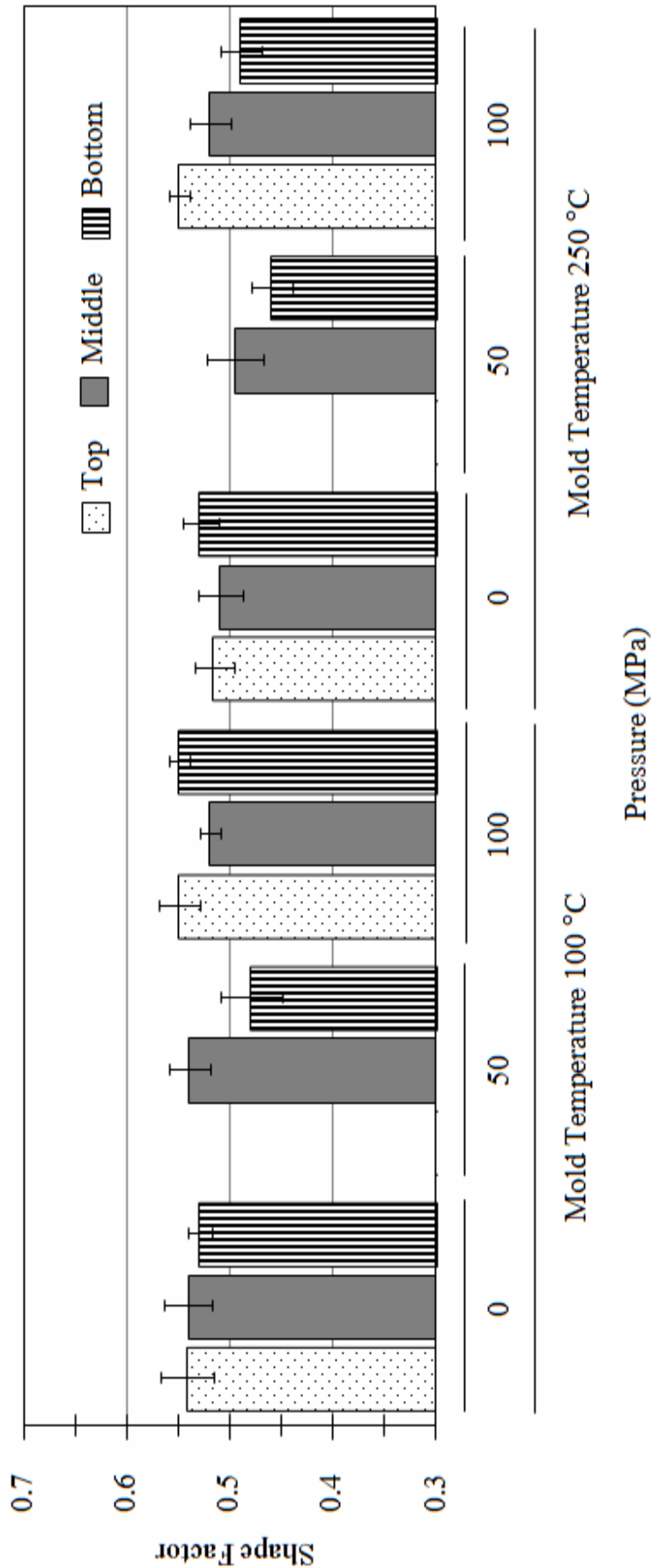
ตารางที่ 6 ลักษณะเฟสจุลทรรศน์ บริเวณต่างๆ เมื่อรับแรงกดอัดต่างกัน ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส อุณหภูมิเท 650 องศาเซลเซียส

แรงกดอัด (MPa)	0 (ไม่มีแรงกดอัด)				50				100			
อุณหภูมิแม่พิมพ์ (°C)	100				250				100			
บริเวณด้านบน												
บริเวณกลาง												
บริเวณด้านล่าง												



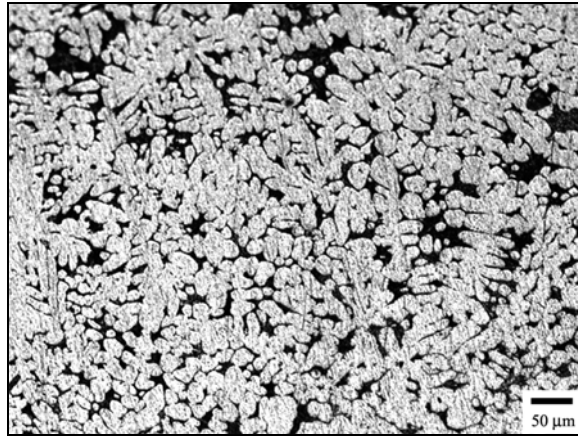
* หมายเหตุ บริเวณด้านบนชิ้นงานที่แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส ไม่สามารถวัดค่าได้

รูปที่ 31 ขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่แรงกดอัดต่างๆ อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส

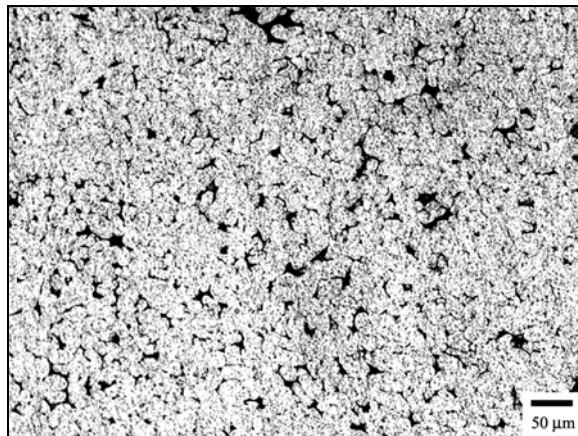


* หมายถึง บริเวณด้านบนชิ้นงานที่แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส ไม่สามารถวัดค่าได้

รูปที่ 32 ค่าความกลมของเฟลล์ฟลูออรีนที่แรงกดอัดต่างๆ อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส

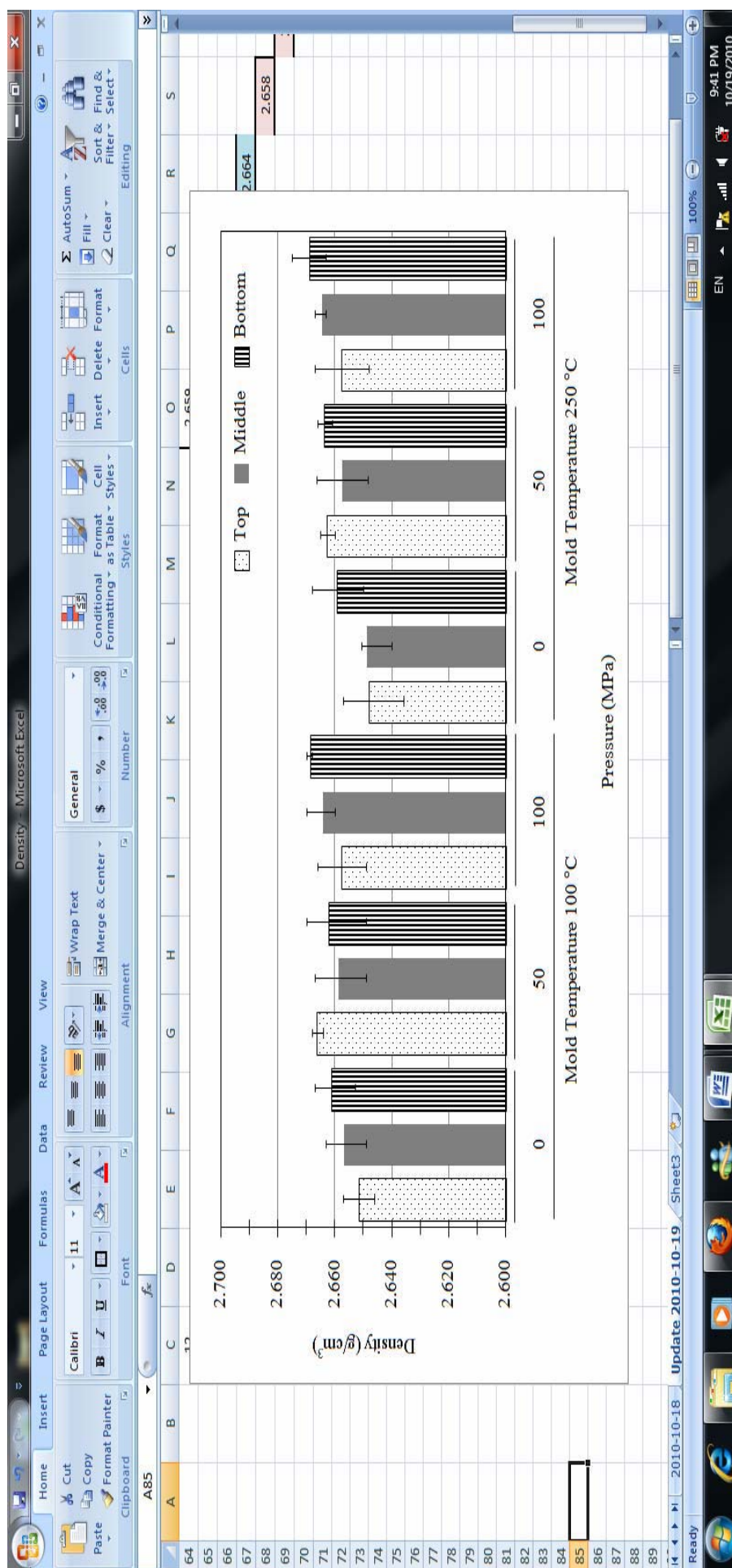


(ก) อุดหนุนแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส



(ข) อุดหนุนแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส

รูปที่ 33 ลักษณะของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมแบบเชื่อมติดกัน บริเวณด้านบนของชิ้นงาน
ที่แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล กรณีใช้อุดหนุนแม่พิมพ์ต่างกัน

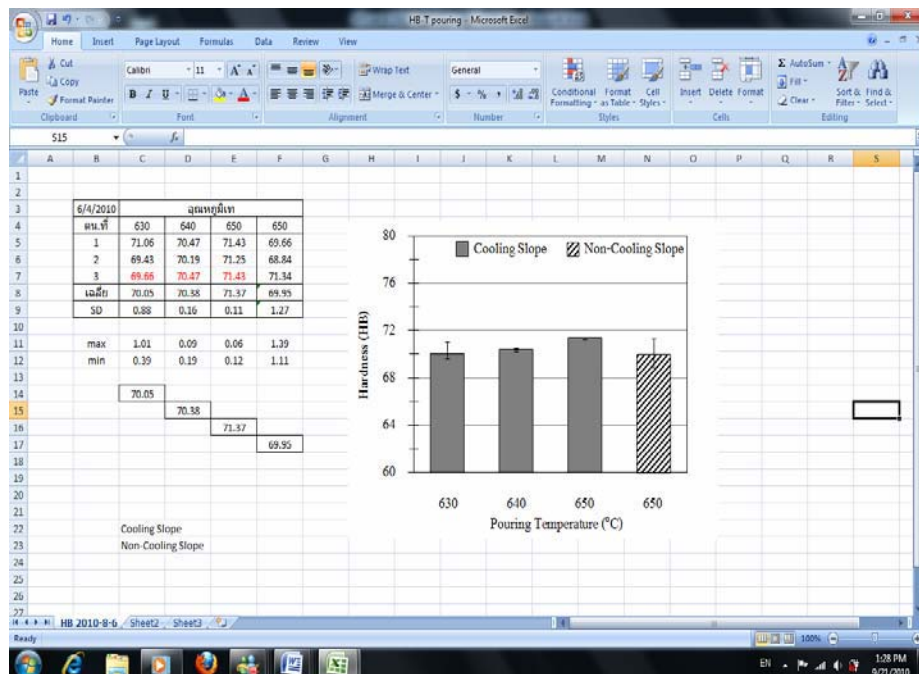


รูปที่ 34 ความหนาแน่นชิ้นงานที่แรงกดอัดต่างๆ อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส

2.2 สมบัติทางกล

2.2.1 ความแข็ง

เมื่อทดสอบหาค่าความแข็งของชิ้นงาน พบว่า ชิ้นงานที่ได้รับจากกระบวนการหล่อแบบกดอัด ร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น มีค่าความแข็งสูงกว่าชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติ ดังรูปที่ 35 กล่าวคือ ชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการเทผ่านรางหล่อเย็น มีค่าความแข็งประมาณ 71 HB ส่วนชิ้นงานจากการหล่อแบบกดอัดปกติมีค่าความแข็ง 69 HB จากการทดสอบสมบัติทางกลด้านความแข็งของชิ้นงานในแต่ละอุณหภูมิเท พบว่า ความแข็งที่ได้รับจากชิ้นงานทุกอุณหภูมิเท คือ 630, 640 และ 650 องศาเซลเซียส มีค่าใกล้เคียงกัน คืออยู่ในช่วงประมาณ 70-71 HB



รูปที่ 35 ความแข็งของชิ้นงานที่อุณหภูมิเทต่างๆ ทั้งเทผ่านรางหล่อเย็นและไม่ผ่านรางหล่อเย็นที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล

เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ต่อสมบัติทางกลทางด้านความแข็งของชิ้นงาน พบว่า ชิ้นงานทุกแรงกดอัด มีค่าความแข็งลดลง เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์เพิ่มสูงขึ้น ดังรูปที่ 36 ผลของแรงกดอัดต่อค่าความแข็ง แบ่งได้เป็น 2 ช่วง คือ ช่วงแรก ชิ้นงานไม่ได้รับแรงกดอัด พบว่า ค่าความแข็งในแต่ละตำแหน่งของชิ้นงาน บริเวณด้านบน บริเวณกลางและบริเวณด้านล่าง มีค่าความแข็งใกล้เคียงกัน คือความแข็งบริเวณด้านบน กลางและด้านล่าง ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100

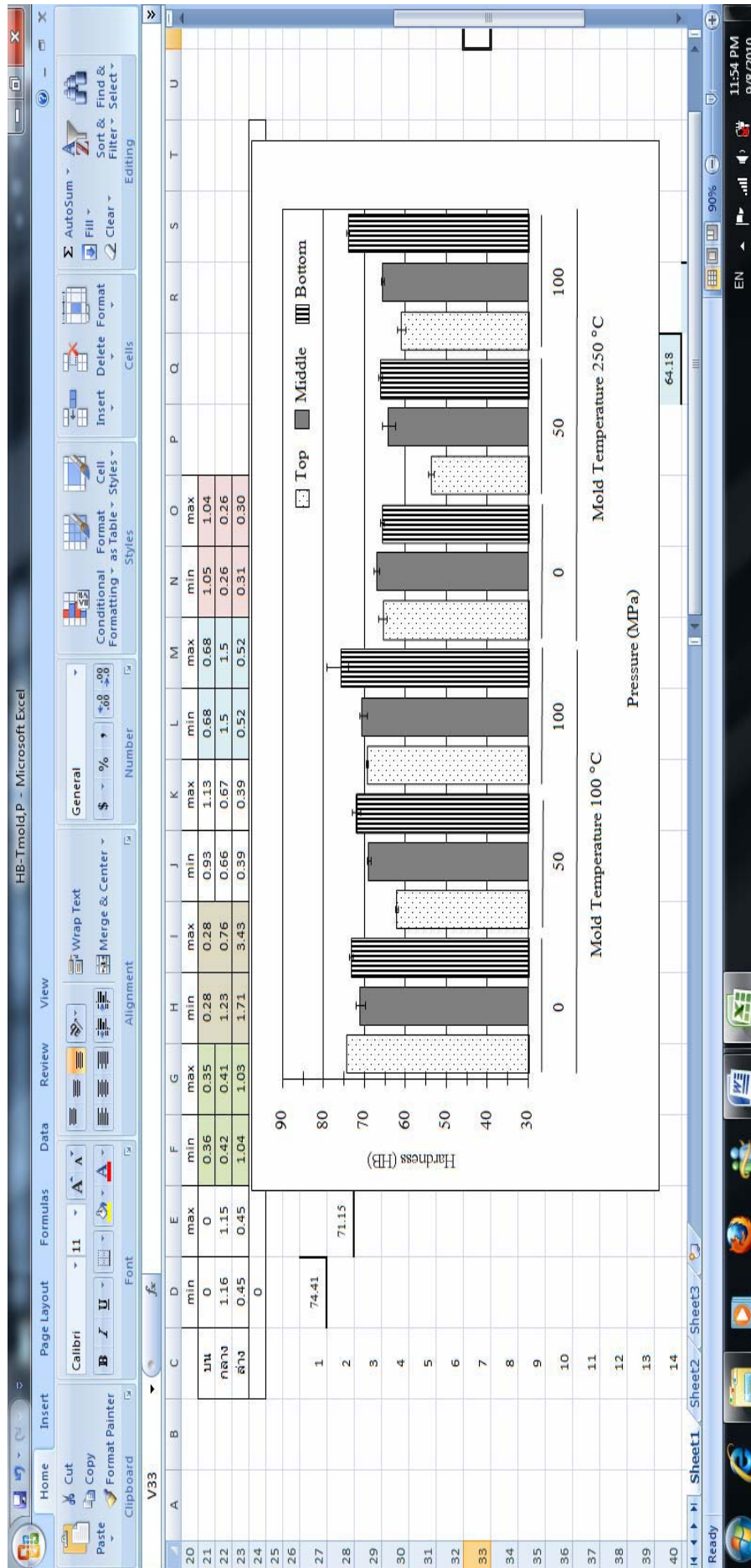
องศาเซลเซียส มีค่าความแข็ง 74, 71 และ 73 HB ตามลำดับ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่า 66, 67 และ 66 HB ตามลำดับ

ช่วงที่สอง เมื่อให้แรงกดอัดกับชิ้นงานที่ 50 และ 100 เมกะพาสคัล พบว่า ค่าความแข็งที่ได้ในแต่ละบริเวณมีความแตกต่างกัน ค่าความแข็งเรียงลำดับจากน้อยไปมากได้คือ บริเวณด้านบน บริเวณกลาง และด้านล่าง ตามลำดับ โดยที่บริเวณด้านบน เมื่อแรงกดอัดเพิ่มขึ้น ค่าความแข็งที่ได้รับมีแนวโน้มเพิ่มมากขึ้น แต่มีค่าน้อยกว่าเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่ได้รับแรงกดอัด กล่าวคือ แรงกดอัดที่ 0, 50 และ 100 เมกะพาสคัล อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส ความแข็งที่ได้มีค่า 74, 62 และ 69 HB ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส ชิ้นงานมีความแข็ง 66, 54 และ 61 HB ตามลำดับ

บริเวณกลาง เมื่อแรงกดอัดเพิ่มขึ้น ค่าความแข็งที่ได้รับมีแนวโน้มเพิ่มมากขึ้น แต่มีค่าน้อยกว่าเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่ได้รับแรงกดอัด เช่นเดียวกับบริเวณด้านบน กล่าวคือ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส ที่แรงกดอัด 0, 50 และ 100 เมกะพาสคัล ค่าความแข็งที่ได้รับมีค่า 71, 69 และ 71 HB ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส ชิ้นงานมีความแข็ง 67, 64 และ 66 HB ตามลำดับ

บริเวณด้านล่าง พบว่า เมื่อเพิ่มแรงกดอัด ค่าความแข็งที่ได้รับเพิ่มขึ้น คือ เมื่อแรงกดอัดมีค่า 0, 50 และ 100 เมกะพาสคัล ชิ้นงานที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส มีความแข็ง 73, 72 และ 76 HB อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส ค่าความแข็งที่ได้รับ 66, 66 และ 74 HB ตามลำดับ

จากรูปที่ 36 ยังพบว่า บริเวณด้านล่าง ของแรงกดอัด 100 เมกะพาสคัล มีค่าความแข็งสูงที่สุดในแต่ละอุณหภูมิแม่พิมพ์ด้วย คือ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส มีค่าความแข็งสูงสุด 76 HB ส่วนที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่าความแข็ง 74 HB

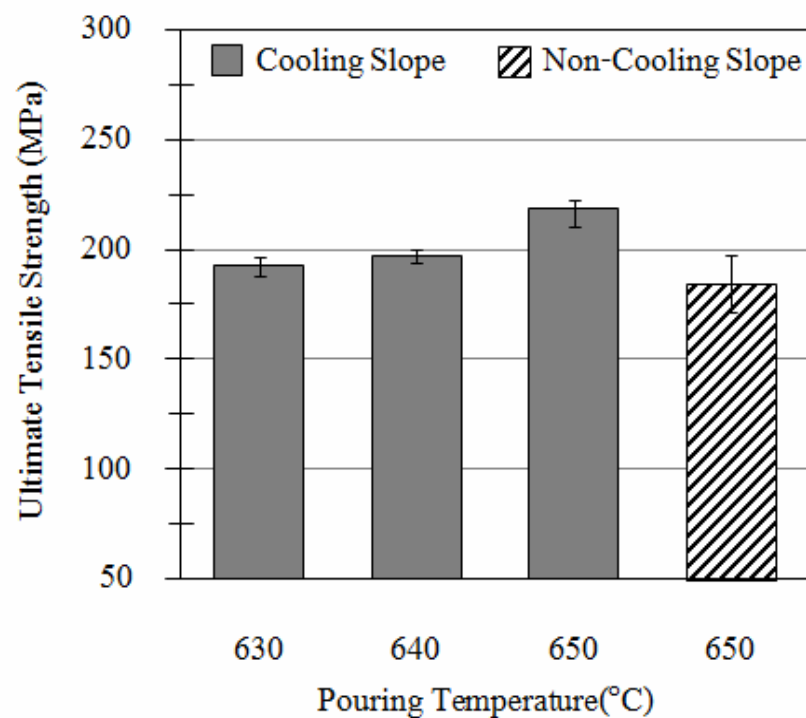


รูปที่ 36 ความแข็งของชิ้นงาน ที่แรงกดอัดต่างๆ อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส

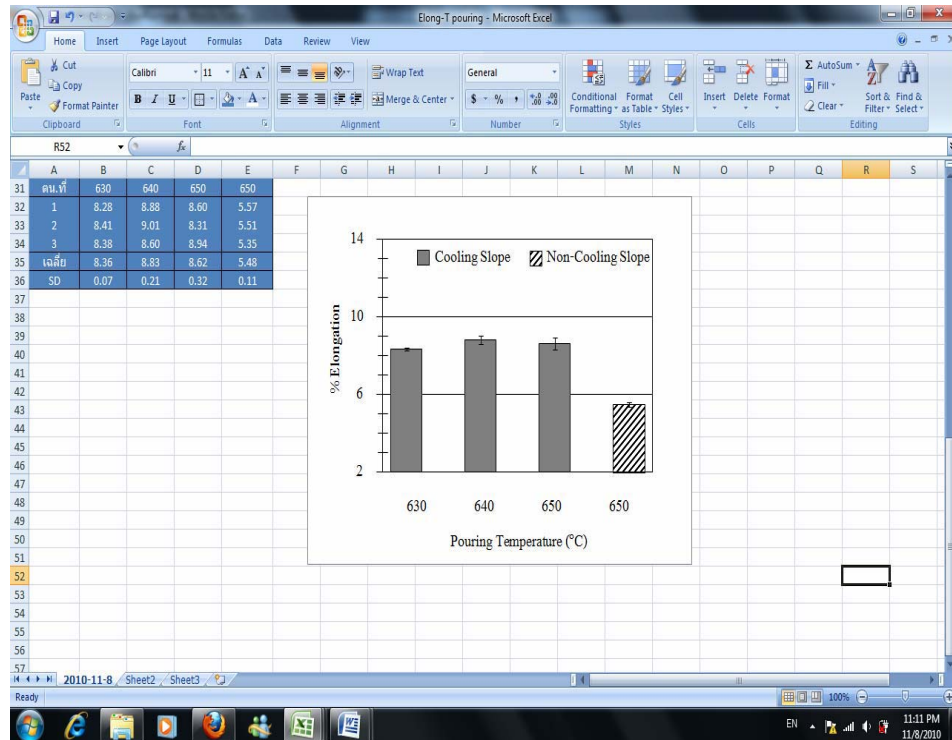
2.2.2 ความต้านแรงดึงสูงสุด

ผลการทดสอบสมบัติทางกล ด้านความต้านแรงดึง ดังรูปที่ 37 พบว่า ชิ้นงานขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติ มีค่าความต้านแรงดึงสูงสุดน้อยกว่าชิ้นงานกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น นั่นคือ เมื่อใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็นร่วมด้วย ชิ้นงานมีค่าความต้านแรงดึงสูงสุดเพิ่มขึ้น 34 เมกะพาสคัล จากเดิมชิ้นงานหล่อแบบกดอัดปกติ 184 เมกะพาสคัล เพิ่มเป็น 218 เมกะพาสคัล

เมื่อพิจารณาชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อกดอัดแบบปกติร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น ผลการทดลองพบว่า เมื่อปรับเปลี่ยนอุณหภูมิเท ชิ้นงานมีค่าสมบัติทางกลด้านความต้านแรงดึงสูงสุดใกล้เคียงกัน ดังรูปที่ 37 นั่นคือ ที่อุณหภูมิเท 630, 640 และ 650 องศาเซลเซียส ชิ้นงานมีค่าความต้านแรงดึงสูงสุดเท่ากับ 192, 196 และ 218 เมกะพาสคัล ตามลำดับ



รูปที่ 37 ค่าความต้านแรงดึงสูงสุดของชิ้นงานที่อุณหภูมิเทต่างๆ ทั้งเทผ่านรางหล่อเย็นและไม่ผ่านรางหล่อเย็น อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล



รูปที่ 38 ค่าการยืดตัวของชิ้นงานที่อุณหภูมิแตกต่างๆ ทั้งเทผ่านรางหล่อเย็นและไม่ผ่านรางหล่อเย็นอุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล

ผลการวัดค่าการยืดตัวของชิ้นงานดังรูปที่ 38 พบว่า ชิ้นงานจากกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติ มีค่าการยืดตัวน้อยกว่าชิ้นงานจากกระบวนการหล่อแบบกดอัดรวมกับการเทผ่านรางหล่อเย็น โดยค่าการยืดตัวเพิ่มขึ้นจากปกติอยู่ที่ร้อยละ 5 เป็นร้อยละ 8 – 9 เมื่อมีการนำเทคนิคการเทผ่านรางเทหล่อเย็นมาใช้

เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ต่อสมบัติทางกลทางด้านความต้านแรงดึงสูงสุดของชิ้นงาน พบว่า ชิ้นงานทุกอุณหภูมิแม่พิมพ์ มีค่าความต้านแรงดึงใกล้เคียงกัน คืออยู่ในช่วงประมาณ 130-168 เมกะพาสคัล ดังรูปที่ 39

ผลของแรงกดอัดต่อค่าความต้านแรงดึงสูงสุด พบว่า ชิ้นงานที่ไม่ได้รับแรงกดอัด ค่าความต้านแรงดึงสูงสุดในแต่ละตำแหน่งได้แก่ บริเวณด้านบน บริเวณกลางและบริเวณด้านล่าง มีค่าใกล้เคียงกัน คือ ความต้านแรงดึงสูงสุด ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส มีค่าอยู่ในช่วง 132-163 เมกะพาสคัล อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่า 140-152 เมกะพาสคัล ตามลำดับ

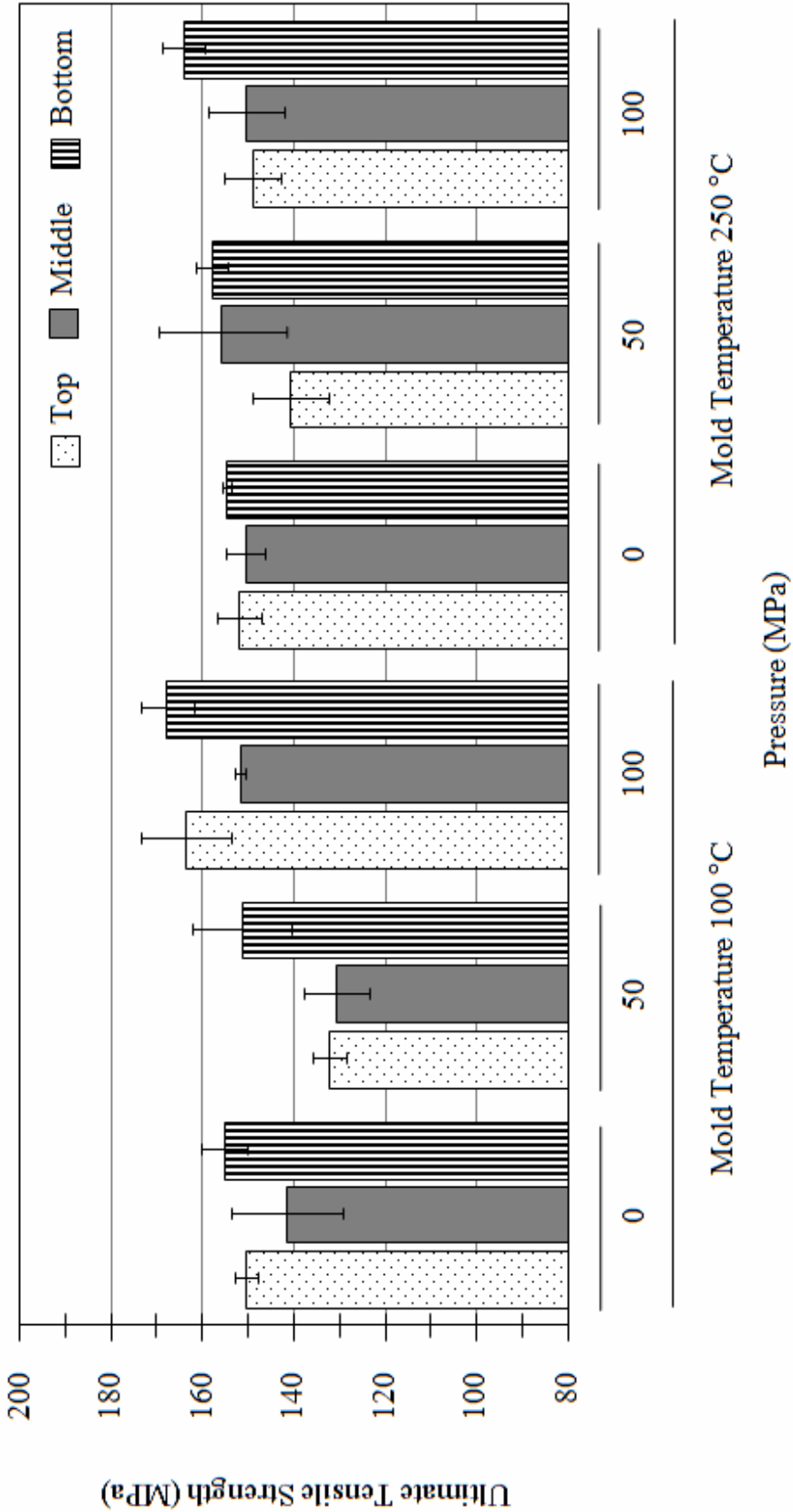
เมื่อให้แรงกดอัดกับชิ้นงานที่ 50 และ 100 เมกะพาสคัล ค่าความต้านแรงดึงที่ได้ในแต่ละบริเวณ แตกต่างกัน คือ เมื่อแรงกดอัดเพิ่มขึ้น ค่าความต้านแรงดึงมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น โดยจะเห็นได้จาก ชิ้นงานที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส คือที่แรงกดอัด 0, 50 และ 100 เมกะพาสคัล

บริเวณด้านบนมีความต้านแรงดึงสูงสุด 150, 132 และ 163 เมกะพาสคัล บริเวณกลางชิ้นงาน มีค่า 142, 131 และ 152 เมกะพาสคัล บริเวณด้านล่าง มีค่าความต้านแรงดึง 155, 138 และ 168 เมกะพาสคัล ตามลำดับ

ส่วนที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส เมื่อมีการปรับเปลี่ยนแรงกดอัดคือชิ้นงานที่แรงกดอัด 0, 50 และ 100 เมกะพาสคัล มีค่าความต้านแรงดึงสูงสุดบริเวณด้านบนเท่ากับ 152, 140 และ 149 เมกะพาสคัล บริเวณกลาง 151, 156 และ 142 เมกะพาสคัล บริเวณด้านล่าง 155, 158 และ 164 เมกะพาสคัล ตามลำดับ

จากรูปที่ 39 ยังพบว่า ค่าความต้านแรงดึงสูงสุดของบริเวณด้านล่างของแรงกดอัด 100 เมกะพาสคัล มีค่ามากที่สุด ในแต่ละอุณหภูมิแม่พิมพ์ด้วย คือ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส มีค่าความต้านแรงดึงสูงสุด 168 เมกะพาสคัล ส่วนที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่า 164 เมกะพาสคัล

ผลการวัดค่าการยืดตัวของชิ้นงานพบว่า ชิ้นงานมีค่าการยืดตัวใกล้เคียงกัน คืออยู่ในช่วงประมาณ ร้อยละ 2.84-5.83 ดังรูปที่ 40 เมื่อพิจารณาผลของแรงกดอัดต่อค่าการยืดตัว พบว่า ค่าการยืดตัวแต่ละตำแหน่งมีค่าใกล้เคียงกัน โดยเมื่อเพิ่มแรงกดอัดจาก 50 เป็น 100 เมกะพาสคัล ค่าการยืดตัวของชิ้นงาน มีแนวโน้มลดลง คือ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส มีค่าการยืดตัวช่วง ร้อยละ 2.84-5.20 ส่วนที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่าประมาณ 3.16-5.83 ตามลำดับ



รูปที่ 39 ความต้านแรงดึงสูงสุดของชิ้นงาน ที่แรงกดอัดต่างๆ อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส



รูปที่ 40 ค่าการยืดตัวของชิ้นงาน ที่แรงกดอัดต่างๆ อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส

ส่วนที่ 3 การศึกษากระบวนการผลิตอะลูมิเนียมคอมโพสิตโดยการหล่อแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด

จากผลการดำเนินการทดลองในส่วนที่ 1 และ ส่วนที่ 2 สรุปปัจจัยในการผลิตที่เหมาะสมของแต่ละกระบวนการได้ดังนี้

กระบวนการหล่อวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมซิลิคอนคาร์ไบด์ในสภาวะกึ่งของแข็ง

- ปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เหมาะสมคือร้อยละ 10 – 15
- การกวนน้ำโลหะ 260 รอบ/นาที
- อุณหภูมิเท 630 องศาเซลเซียส

กระบวนการหล่ออะลูมิเนียมในสภาวะกึ่งของแข็งแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด

- อุณหภูมิเท 650 องศาเซลเซียส
- อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส
- แรงกดอัดบนชิ้นงาน 100 เมกะพาสคัล

ในส่วนที่ 3 เป็นการทดลองขึ้นรูปชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางเทหล่อเย็น โดยนำปัจจัยการผลิตที่ได้จากการทดลองในส่วนที่ 1 และ 2 ดังนี้

- ปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 15
- การกวนน้ำโลหะ 260 รอบ/นาที
- อุณหภูมิเท 650 องศาเซลเซียส
- อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส
- แรงกดอัดบนชิ้นงาน 100 เมกะพาสคัล

โดยทดลองผลิตชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมซิลิคอนคาร์ไบด์ ผสมซิลิคอนคาร์ไบด์ 3 ขนาด ได้แก่ 20-32, 32-45 และ 45-63 ไมครอน แสดงดังรูปที่ 41 ถึง รูปที่ 43 ตามลำดับ

ลักษณะเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมของทุกชิ้นงานพบว่าในแต่ละบริเวณมีลักษณะเฟสที่ต่างกัน บริเวณด้านบนที่รับแรงกดอัดมีลักษณะกลมเล็กและในบางส่วนมีลักษณะของเดนไดรต์แทรกอยู่ ส่วนกลางมีลักษณะค่อนข้างกลม บริเวณส่วนล่างที่ไม่สัมผัสกับแท่งกดอัดจะมีลักษณะเป็นโครงสร้างเดนไดรต์

ปริมาณและการกระจายตัวของเฟสยูเทคติกที่พบในแต่ละบริเวณไม่สม่ำเสมอ บริเวณด้านบนและกลางชิ้นงานเฟสยูเทคติกมีปริมาณน้อยแต่กระจายตัวได้ดีกว่า ส่วนด้านล่างที่ไม่ได้รับแรงกดอัดพบปริมาณของเฟสยูเทคติกที่มากกว่าการกระจายตัวไม่คอยดีนัก

ลักษณะการกระจายตัวของซิลิโคนคาร์ไบด์ ชั้นงานขนาด 20-32 ไมครอน พบซิลิโคนคาร์ไบด์จับตัวอยู่เป็นกลุ่มก้อน ไม่กระจายตัวทั่วทั้งชั้นงาน ชั้นงานที่ขนาด 32-45 ไมครอน การกระจายตัวของซิลิโคนคาร์ไบด์จะกระจายทั่วทั้งชั้นงานแต่มีปริมาณซิลิโคนคาร์ไบด์น้อย ส่วนชั้นงานขนาด 45-63 ไมครอน พบซิลิโคนคาร์ไบด์กระจายทั่วทั้งชั้นงานแต่มีปริมาณน้อยมาก



ก) บน



ข) กลาง



ค) ล่าง

รูปที่ 41 โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมซิลิโคนคาร์ไบด์ขนาด 20-32 ไมครอน



ก) ปน



ข) กลาง



ค) ล่าง

รูปที่ 42 โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนคาร์ไบด์ขนาด 32-45 ไมครอน



ก) บน



ข) กลาง



ค) ล่าง

รูปที่ 43 โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนคาร์ไบด์ขนาด 45-63 ไมครอน

สรุปและวิจารณ์ผลการทดลอง

วิเคราะห์ผลการทดลอง

1. อิทธิพลของปัจจัยในการผลิตที่มีผลต่อการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในอะลูมิเนียมผสม เกรด A356

1.1 ขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

จากการศึกษาการปรับเปลี่ยนขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีผลต่อการกระจายตัวในอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 ในปริมาณการเติมที่เท่ากันอนุภาคที่มีขนาดเล็กจะมีปริมาณที่มากกว่าอนุภาคที่มีขนาดใหญ่ โดยอนุภาคที่มีขนาดเล็กจะมีลักษณะการกระจายตัวในโลหะพื้นที่ต่ำ เนื่องจากอนุภาคที่มีขนาดเล็กมีปริมาณมากจะมีค่าพลังงานพื้นผิวสูง จึงทำให้เกิดการเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนเพื่อลดระดับพลังงานพื้นผิวของอนุภาคให้ต่ำลงⁱⁱⁱ ส่วนอนุภาคขนาดใหญ่จะมีจำนวนอนุภาคที่น้อยกว่าทำให้มีค่าพลังงานพื้นผิวที่ต่ำกว่า จึงพบอนุภาคขนาดใหญ่มีการกระจายตัวในโลหะพื้นที่ต่ำกว่าอนุภาคขนาดเล็ก

1.2 ปริมาณของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

จากการศึกษาการปรับเปลี่ยนปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีผลต่อการกระจายตัวในอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 จากผลการทดลองพบว่า การกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ปริมาณร้อยละ 5 และ 10 โดยปริมาตร มีลักษณะการกระจายตัวที่ดีกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับปริมาณการเติมร้อยละ 15 โดยปริมาตร โดยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ปริมาณการเติมร้อยละ 15 โดยปริมาตรนั้น จะพบอนุภาคบางส่วนลอยอยู่ด้านบนของโลหะหลอมเหลวขณะทำการหลอม ซึ่งมีลักษณะคล้ายคลึงกับงานวิจัยอื่นๆ^{iv, v} อีกทั้งภายในชิ้นงานยังพบว่าที่ปริมาณอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์มากเกินไปจะทำให้เกิดการเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนเพิ่มมากขึ้น โดยเฉพาะในบริเวณตรงกลางของชิ้นงาน

1.3 ความเร็วในการกวนน้ำโลหะ

ผลการทดลอง พบว่าที่ความเร็วในการกวนน้ำโลหะ 100 รอบต่อนาที ไม่พบอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์อยู่ในโลหะพื้นเลย ที่เป็นดังกล่าวนี้อาจมาจากความเร็วรอบในการกวนน้ำโลหะนั้นมีค่าน้อยเกินไป ไม่ส่งผลต่อการเพิ่มความสามารถในการเปียกผิวระหว่างโลหะพื้นและวัสดุเสริมแรงได้ ซึ่งการใช้แรงทางกลในการกวนน้ำโลหะ เป็นอีกวิธีหนึ่งที่จะช่วยเพิ่มการเปียกผิวระหว่างทั้ง 2 วัสดุ^{vi, vii, viii} โดยวิธีนี้จะเป็นตัวช่วยลดแรงตึงผิวของอะลูมิเนียมหลอมเหลว และเพิ่มการกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยในขณะที่ทำการทดลองสังเกตพบว่าขณะที่ทำการหลอมวัสดุเชิงประกอบอยู่นั้นจะพบลักษณะของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ลอยอยู่ด้านบนของน้ำโลหะหลอมเหลวโดยไม่ผสมลงไปใต้น้ำโลหะ และเมื่อเพิ่มความเร็วรอบเป็น 340-430 รอบต่อนาที พบว่าลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นลดลงอย่างมาก อีกทั้งยังมีรูพรุนเกิดขึ้นกับชิ้นงานเป็นจำนวนมากอีกด้วยเช่นกัน ทั้งนี้เนื่องมาจากความเร็วจากการกวนน้ำโลหะที่ค่ามากเกินไป จึงทำให้เกิดรูพรุนบนชิ้นงาน

2. สมบัติทางกลของชิ้นงานหล่อวัสดุเชิงประกอบ

2.1 ความแข็ง

จากผลการทดสอบความแข็ง พบว่ามีความสัมพันธ์โดยตรงกับปัจจัย เรื่องรูปพรุนที่เกิดขึ้นบนชิ้นงาน การกระจายตัว ขนาด และปริมาณการเติมของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 โดยถ้าชิ้นงานพบรูปพรุนจำนวนมาก จะทำให้มีค่าความแข็งต่ำ เนื่องจากรูปพรุนที่เกิดขึ้นนั้นไม่สามารถรับแรงได้

การกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ พบว่าถ้ามีการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์สม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน จะทำให้สมบัติทางด้านความแข็งมีค่าใกล้เคียงกันในทุกบริเวณของชิ้นงาน ขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาดเล็กจะให้ค่าความแข็งของชิ้นงานที่สูงกว่า อนุภาคที่มีขนาดใหญ่เมื่อปริมาณการเติมของวัสดุเสริมแรงที่เท่ากัน เนื่องจากมีอนุภาคจำนวนมาก^x อีกทั้งยังพบว่าเมื่อปริมาณการเติมของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มากขึ้นจะทำให้ค่าความแข็งสูงขึ้นเนื่องจากซิลิคอนคาร์ไบด์เป็นเซรามิก และมีค่าความแข็งมากกว่าโลหะพื้นจึงทำให้ชิ้นงานมีความแข็งที่สูงขึ้น

2.2 ความต้านทานการสึกหรอ

จากผลการทดสอบความต้านทานการสึกหรอ พบว่าชิ้นงานที่เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะสามารถต้านทานการสึกหรอได้ดีกว่าชิ้นงานที่ไม่เสริมแรง^x เมื่อปริมาณของอนุภาคเสริมแรงเพิ่มขึ้นจะสามารถต้านทานการสึกหรอได้ดีขึ้น และที่อนุภาคเสริมแรงมีขนาดใหญ่จะต้านทานการสึกหรอได้ดีขึ้นเช่นกัน เนื่องจากอนุภาคเสริมแรงเป็นวัสดุที่อยู่ในกลุ่มเซรามิก ซึ่งวัสดุในกลุ่มนี้ มีสมบัติที่ดีในเรื่องความสามารถในการต้านทานการสึกหรอ จึงทำให้ชิ้นงานมีความสามารถในการต้านทานการสึกหรอที่สูงขึ้น

3. อิทธิพลของปัจจัยในการผลิตสำหรับกระบวนการหล่ออะลูมิเนียมในสภาวะกึ่งของแข็งแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกตอดต่อโครงสร้างจุลภาค

3.1 ผลของการใช้รางหล่อเย็น

จากการทดลองขึ้นรูปชิ้นงานด้วยกระบวนการหล่อแบบกตอดปกติเทียบกับกระบวนการหล่อแบบกตอดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็นพบว่าการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น สามารถปรับเปลี่ยนโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อแบบกตอดได้ นั่นคือ การใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็นมีผลให้ลักษณะของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมเปลี่ยนแปลงไปจากลักษณะเดนไดรต์กลายเป็นลักษณะกลมไม่เป็นเดนไดรต์ ทั้งนี้เนื่องจาก กลไกการเกิดโครงสร้างลักษณะกลมบนรางหล่อเย็น ซึ่งมีการเกิดนิวเคลียสที่บริเวณผนังของรางหล่อเย็นและหลุดเข้าไปปะปนกับน้ำโลหะอีกครั้ง และสามารถเติบโตกลายเป็นผลึกต่อไปได้

แต่การใช้เทคนิครางหล่อเย็น ไม่มีผลต่อลักษณะของเฟสยูเทคติกและการกระจายตัวของโครงสร้างจุลภาค นั่นคือ พบลักษณะของเฟสยูเทคติกที่คล้ายคลึงกัน ทั้งกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติและกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น คือ มีลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบ นอกจากนี้ การกระจายตัวของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน

3.2 ผลของอุณหภูมิเท

เมื่ออุณหภูมิเทน้ำโลหะลดลง โครงสร้างจุลภาคที่ได้รับจากชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น มีการเปลี่ยนแปลงลักษณะโครงสร้างของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม จากลักษณะรูปร่างคล้ายดอกกุหลาบเปลี่ยนไปเป็นโครงสร้างที่มีลักษณะกลมมากขึ้น ทั้งนี้ เพราะการเทน้ำโลหะที่อุณหภูมิสูง เมื่อน้ำโลหะสัมผัสกับรางหล่อเย็นที่มีอุณหภูมิต่ำกว่า จะเกิดความแตกต่างของอุณหภูมิขึ้น มีการสูญเสียความร้อนจากน้ำโลหะไปตามผนังรางหล่อเย็น ส่งผลให้เกิดนิวเคลียสที่บริเวณผิวสัมผัสของผิวหน้าระหว่างน้ำโลหะกับรางหล่อเย็น นอกจากนี้ ผลของน้ำโลหะที่ไหลผ่านรางหล่อเย็น สามารถดึงผลึกนิวเคลียสที่เกิดขึ้นดังกล่าวข้างต้น กลับเข้าไปปะปนอยู่ในน้ำโลหะอีกครั้งเนื่องจากเกิดแรงเฉือนถ้าน้ำโลหะที่ไหลผ่าน มีอุณหภูมิสูงนิวเคลียสที่เกิดขึ้นจะสามารถละลายกลับเข้าไปในน้ำโลหะได้ จำนวนนิวเคลียสที่เกิดขึ้นมีน้อย ส่งผลให้โครงสร้างที่พบโดยมากมีลักษณะคล้ายดอกกุหลาบ^{xi} เมื่อเทน้ำโลหะที่อุณหภูมิต่ำเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้รับมีลักษณะกลมมากขึ้น เพราะมีโอกาสที่นิวเคลียสขนาดเล็ก ที่หลุดจากผนังรางหล่อเย็น จะยังคงอยู่และถูกพาเข้าไปในน้ำโลหะได้มีมากกว่า ดังนั้น การเทน้ำโลหะที่อุณหภูมิต่ำจึงพบเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่มีลักษณะคล้ายดอกกุหลาบไม่มาก

นอกจากนี้ พบว่า อุณหภูมิเทไม่มีผลต่อลักษณะของเฟสยูเทคติกที่เกิดขึ้น โดยเฟสยูเทคติกที่พบทุกอุณหภูมิเทมีลักษณะคล้ายกัน คือ มีลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบ กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วตลอดทั้งชิ้นงาน เนื่องจาก เฟสยูเทคติกเกิดขึ้นขณะที่น้ำโลหะเกิดการแข็งตัวในแม่พิมพ์ ซึ่งปัจจัยที่ส่งผลต่อน้ำโลหะในช่วงเวลาดังกล่าว คือ อุณหภูมิแม่พิมพ์ และเวลาในการแข็งตัวของโลหะผสม จากกฎของ Chvorinov พบว่า เวลาการแข็งตัวของโลหะขึ้นกับปริมาตรของชิ้นงาน พื้นที่ผิวของชิ้นงานที่มีการถ่ายเทความร้อน และค่าคงที่ซึ่งขึ้นกับชนิดของโลหะ โดยงานวิจัยครั้งนี้ได้ควบคุมตัวแปรต่างๆ ดังที่ได้กล่าวข้างต้นเหมือนกัน ดังนั้น ลักษณะของเฟสยูเทคติกที่เกิดขึ้นของชิ้นงานทั้ง 3 อุณหภูมิเท จึงมีลักษณะที่ไม่แตกต่างกัน

จากการศึกษาผลของอุณหภูมิเทต่อขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม พบว่าอุณหภูมิเทมีผลน้อยต่อขนาดเฉลี่ยและค่าความกลม โดยที่เมื่อปรับเปลี่ยนค่าอุณหภูมิเท ขนาดเฉลี่ยและค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม มีค่าใกล้เคียงกัน เนื่องจากปริมาณสัดส่วนของของแข็งที่เกิดขึ้นในโลหะในสภาวะกึ่งของแข็ง ก่อนไหลเข้าสู่แม่พิมพ์ มีปริมาณใกล้เคียงกัน โดยที่โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายของชิ้นงานทุก

อุณหภูมิที่พบปริมาณของเฟสของแข็ง อยู่ในช่วงร้อยละ 60-64 ของปริมาณเฟสทั้งหมด ส่งผลให้จำนวนนิวเคลียสที่เกิดขึ้นใกล้เคียงกัน ดังนั้น ขนาดเฉลี่ยและค่าความกลมที่ได้รับจึงมีค่าใกล้เคียงกัน

3.3 ผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์

ผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ต่อโครงสร้างจุลภาค พบว่าเมื่อเพิ่มอุณหภูมิแม่พิมพ์จาก 100 เป็น 250 องศาเซลเซียส ลักษณะโครงสร้างจากที่เป็นกิ่งของแขนเดนไดรต์จะเปลี่ยนไปเป็นลักษณะคล้ายดอกกุหลาบมากขึ้นและมีขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้น

ลักษณะเฟสยูเทคติกที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส มีลักษณะสั้นและละเอียดกว่าเฟสยูเทคติกที่อุณหภูมิ 250 องศาเซลเซียส เนื่องจาก อุณหภูมิแม่พิมพ์เพิ่มสูงขึ้น อัตราการลดอุณหภูมิของโลหะ ^{xii} นั่นคือ โลหะมีเวลาในการเย็นตัวมากขึ้น ดังนั้น อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส ชีงงานมีเวลาในการเย็นตัวสั้นกว่า ขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมจึงมีขนาดเล็กกว่าที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส ส่งผลให้ลักษณะของเฟสยูเทคติกที่แยกตัวออกมาอยู่ระหว่างเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม มีความละเอียดมากขึ้น ^{xiii}

เมื่อพิจารณาขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม พบว่า ขนาดเฉลี่ยเพิ่มขึ้น เมื่ออุณหภูมิของแม่พิมพ์ที่ใช้ขึ้นรูปเพิ่มขึ้น เนื่องจาก ขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมขึ้นกับจำนวนการเกิดนิวเคลียสใหม่หรือนิวเคลียสขึ้น ซึ่งสามารถควบคุมโดยเวลาและอุณหภูมิในการเย็นตัวของโลหะ ^{xiv} โดยอุณหภูมิของแม่พิมพ์เป็นปัจจัยที่สำคัญตัวหนึ่ง ที่สามารถควบคุมลักษณะของโครงสร้างจุลภาคที่ได้รับ คือเป็นตัวกำหนดอัตราการเย็นตัวของชิ้นงานนั่นเอง เมื่ออุณหภูมิของแม่พิมพ์ต่ำ อัตราการดึงความร้อนจะเพิ่มขึ้น อัตราการเย็นตัวสูง ส่งผลให้จำนวนการเกิดนิวเคลียสในแม่พิมพ์เพิ่มขึ้นและสามารถป้องกันผลึกที่แยกตัวออกมาจากผนังแม่พิมพ์ ละลายกลับเข้าไปสู่โลหะเหลวอีกครั้งหนึ่งได้ ^{xv} นิวเคลียสเริ่มต้นที่เกิดจึงมีจำนวนมากกว่า ดังนั้นขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้รับจากชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์ที่มีอุณหภูมิต่ำ จึงมีขนาดเล็กกว่า เมื่อเทียบกับอุณหภูมิแม่พิมพ์สูง

จากการวัดค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมพบว่าค่าความกลมที่ได้รับของชิ้นงานทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ มีค่าใกล้เคียงกัน คือ ที่อุณหภูมิ 100 องศาเซลเซียส มีค่าความกลมช่วงประมาณ 0.53-0.54 และอุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่าความกลมอยู่ในช่วง 0.51-0.53 จะเห็นว่าเมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์เพิ่มสูงขึ้น ค่าความกลมมีแนวโน้มลดลง ทั้งนี้เนื่องจาก ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์สูง อัตราการถ่ายเทความร้อนจากน้ำโลหะไปสู่แม่พิมพ์ลดลง ส่งผลให้อัตราการเย็นตัวลดลง กล่าวคือ น้ำโลหะมีเวลาในการแข็งตัวเพิ่มมากขึ้น มีเวลาทำให้โครงสร้างที่มีลักษณะเป็นกิ่งของแขนเดนไดรต์เปลี่ยนแปลงเป็นโครงสร้างที่มีลักษณะคล้ายดอกกุหลาบ ^{xvi}

3.4 ผลของแรงกดอัด

เมื่อให้แรงกดอัดกับชิ้นงาน พบว่า เมื่อปรับเปลี่ยนแรงกด มีผลทำให้โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานของทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ มีความแตกต่างกัน ทั้งลักษณะและการกระจายตัวของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม รวมทั้ง ลักษณะ การกระจายตัวและปริมาณของเฟสยูเทคติกที่พบ นั่นคือ เฟสอัลฟาอะลูมิเนียม ในแต่ละบริเวณของชิ้นงานไม่มีความสม่ำเสมอกัน บริเวณด้านบน เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมจะมีลักษณะ กลมและเล็ก และในบางเฟสมีลักษณะแบนและเชื่อมติดกันอยู่ บริเวณกลาง พบเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมี ลักษณะกลม และลักษณะดอกกุหลาบขนาดใหญ่ร่วมด้วย บริเวณด้านล่าง ซึ่งไม่สัมผัสกับแท่งกดอัด โดยมากพบโครงสร้างที่มีลักษณะคล้ายกิ่งของแซนเดนไดรต์ ปะปนกับเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่มีลักษณะ คล้ายดอกกุหลาบ

ลักษณะการกระจายตัวของเฟสยูเทคติกที่พบในแต่ละบริเวณไม่สม่ำเสมอกัน บริเวณด้านบนและบริเวณ กลางชิ้นงานมีการกระจายตัวที่ดี ส่วนที่บริเวณด้านล่างพบการกระจายตัวไม่สม่ำเสมอทั่วทั้งบริเวณ ปริมาณเฟสยูเทคติกที่พบในแต่ละบริเวณมีต่างกัน คือ ปริมาณเฟสยูเทคติกพบมากที่บริเวณด้านล่าง ของชิ้นงาน ส่วนบริเวณด้านบนมีปริมาณเฟสยูเทคติกน้อยที่สุด เนื่องจาก น้ำโลหะด้านบนสัมผัส โดยตรงกับแท่งกดอัดที่มีอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิแม่พิมพ์ เกิดการถ่ายเทความร้อนขึ้น น้ำโลหะมีอัตราการ เย็นตัวมากกว่าบริเวณอื่น เกิดเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมขึ้น เฟสของเหลวที่เหลือถูกขับให้ไปอยู่บริเวณ ด้านล่างเป็นผลจากแรงกด เมื่อเย็นตัวจึงเกิดเป็นเฟสยูเทคติกขึ้น ดังนั้นการกระจายตัวของเฟส ยูเทคติกในแต่ละบริเวณจึงแตกต่างกัน

นอกจากนี้ ลักษณะของเฟสยูเทคติกที่เกิดขึ้นในแต่ละบริเวณยังมีความแตกต่างกันด้วย คือ ที่บริเวณ ด้านบน มีลักษณะสั้นและละเอียดที่สุด ส่วนบริเวณด้านล่างเฟสยูเทคติกมีลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบ เป็นเพราะ ด้านบนได้รับแรงกดอัดมากที่สุด เมื่อเพิ่มแรงกดอัด เฟสยูเทคติกมีลักษณะละเอียดมากขึ้น เนื่องจากอัตราการเย็นตัวของชิ้นงานสูงขึ้น ^{xvii} จากผลการทดลองดังกล่าวสรุปได้ว่า เมื่อเพิ่มแรงกดอัด ลักษณะของเฟสยูเทคติกมีความละเอียดมากขึ้น ยกเว้นที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียสบริเวณด้านล่าง พบลักษณะของเฟสยูเทคติกคล้ายกัน แม้มีการปรับเปลี่ยนแรงกดอัด ซึ่ง เป็นสาเหตุจากการมีผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์เข้ามาเกี่ยวข้อง

จากการศึกษาขนาดเฉลี่ยและค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้ของชิ้นงานทุกๆ แรงกดอัดใน แต่ละบริเวณมีขนาดที่แตกต่างกัน คือ บริเวณด้านบน มีขนาดเฉลี่ยเล็กที่สุดในขณะที่บริเวณกลาง ชิ้นงานมีค่าขนาดเฉลี่ยสูงที่สุด นอกจากนี้ มีแนวโน้มว่าเมื่อเพิ่มขนาดแรงกดอัดจาก 50 เมกะพาสคัล เป็น 100 เมกะพาสคัล เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่พบมีขนาดลดลง เนื่องจากการให้แรงกดอัด จะช่วยทำให้ โลหะในสภาวะกึ่งของแข็งสัมผัสติดกับผนังแม่พิมพ์เพิ่มมากขึ้น ทำให้อัตราการเย็นตัวเพิ่ม ส่งเสริมให้ค่า สัมประสิทธิ์การถ่ายเทความร้อนของวัสดุเพิ่มมากขึ้น ^{xviii} นอกจากนี้การเพิ่มอัตราการเย็นตัวภายใต้ แรงดัน เป็นผลให้เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีความละเอียดมากขึ้น เนื่องจากมีเวลาในการโตน้อย ดังนั้น

ขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่บริเวณด้านบนจึงมีขนาดเล็กที่สุด ในขณะที่บริเวณกลางชิ้นงานมีขนาดเฉลี่ยใหญ่ที่สุด เพราะบริเวณดังกล่าวมีการแข็งตัวช้าที่สุด เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมใช้เวลาในการโตบริเวณที่มีค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมากที่สุด คือ บริเวณด้านบนของชิ้นงานและบริเวณที่มีค่าความกลมน้อยที่สุดคือบริเวณด้านล่าง เนื่องจากที่บริเวณด้านล่างเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่พบโดยมากมีลักษณะเป็นกิ่งของแขนเดนไดรต์ ปะปนกับเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่มีลักษณะคล้ายดอกกุหลาบ

เมื่อเพิ่มแรงกดอัด ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานในแต่ละบริเวณมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้น เนื่องจากแรงกดอัดสามารถช่วยลดรูพรุนในชิ้นงาน นั่นคือ เมื่อใช้แรงดันสูง ความสามารถในการละลายของแก๊สในน้ำโลหะลดลง และแรงกดอัดช่วยให้น้ำโลหะไหลเข้าเต็มเต็มช่องว่างของแม่พิมพ์ได้ดี ส่งผลให้ชิ้นงานสุดท้ายที่ได้มีความหนาแน่นมากขึ้น^{xix}

4. อิทธิพลของปัจจัยในการผลิตสำหรับกระบวนการหล่ออะลูมิเนียมในสภาวะกึ่งของแข็งแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัดต่อสมบัติทางกล

4.1 ความแข็ง

จากการทดสอบหาค่าความแข็งของชิ้นงานพบว่าชิ้นงานที่ได้รับจากกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น มีค่าความแข็งสูงกว่าชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติ ทั้งนี้เพราะผลของการใช้รางหล่อเย็นที่สามารถปรับเปลี่ยนโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อได้ นั่นคือ ลักษณะโครงสร้างของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมจากลักษณะเดนไดรต์กลายเป็นลักษณะกลมได้ เนื่องจาก กลไกการแตกหักของเดนไดรต์เมื่อได้รับแรงเฉือนบนรางหล่อเย็นแล้วหลุดไหลปะปนเข้ากับน้ำโลหะ ส่งผลให้โครงสร้างสุดท้ายมีลักษณะกลมซึ่งลักษณะกลมนี้ช่วยส่งเสริมความแข็งของชิ้นงานให้เพิ่มสูงขึ้น

จากการทดสอบความแข็งของชิ้นงานในแต่ละอุณหภูมิพบว่าความแข็งที่ได้รับจากชิ้นงานทุกอุณหภูมิเท มีค่าใกล้เคียงกัน คืออยู่ในช่วงประมาณ 70-71 HB เนื่องจาก ขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมในแต่ละอุณหภูมิมีค่าใกล้เคียงกันและมีลักษณะเฟสยูเทคติกคล้ายคลึงกัน

เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ต่อความแข็งของชิ้นงานพบว่าชิ้นงานทุกแรงกดอัดมีค่าความแข็งลดลง เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์เพิ่มสูงขึ้น ผลการทดลองดังกล่าวเป็นผลจากขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้รับในชิ้นงานที่อุณหภูมิแม่พิมพ์สูงมีขนาดใหญ่กว่าที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ต่ำนั่นเอง และลักษณะของเฟสยูเทคติกที่แม่พิมพ์อุณหภูมิสูงมีลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบ ส่งผลให้ความแข็งของชิ้นงานด้อยลง

แรงกดอัดส่งผลให้ความแข็งในแต่ละบริเวณของชิ้นงานแตกต่างกัน โดยความแข็งของชิ้นงานในแต่ละบริเวณเรียงจากน้อยไปมากคือ บริเวณด้านบน บริเวณกลาง และบริเวณด้านล่าง เนื่องจาก ผลจาก

ความแตกต่างของโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นในแต่ละบริเวณ คือ ปริมาณเฟสยูเทคติกพบมากที่บริเวณด้านล่างของชิ้นงาน ส่วนบริเวณด้านบนมีปริมาณเฟสยูเทคติกน้อยที่สุด ทั้งนี้เพราะ เมื่อให้แรงกด โลหะในสภาวะกึ่งของแข็งที่ประกอบด้วยเฟสของแข็ง (อัลฟาอะลูมิเนียม) และของเหลว (น้ำโลหะ) อยู่ร่วมกัน ซึ่งทั้งสองเฟสมีความหนาแน่นแตกต่างกัน ดังนั้น เมื่อโลหะในสภาวะกึ่งของแข็งได้รับแรงกดอัดระหว่างการขึ้นรูป ของเหลวเคลื่อนที่ได้เร็วกว่าที่จะไหลลงสู่ด้านล่าง เมื่อเย็นตัวจึงเกิดเป็นเฟสยูเทคติกขึ้น เมื่อเพิ่มแรงกดอัด สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้รับเพิ่มขึ้น ส่งผลให้ บริเวณด้านบนซึ่งเป็นบริเวณที่ได้รับแรงกดอัดมากที่สุด พบเฟสยูเทคติกน้อยที่สุด แต่พบเฟสยูเทคติกมากที่สุดในบริเวณด้านล่าง โดยที่ลักษณะของเฟสยูเทคติกจะมีค่าความแข็งมากกว่าเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมซึ่งมีลักษณะอ่อน ส่งผลให้บริเวณด้านล่างมีค่าความแข็งมากกว่าบริเวณด้านบนนั่นเอง นอกจากนี้ แรงกดอัดส่งผลให้ความหนาแน่นของชิ้นงานในแต่ละบริเวณมีความแตกต่างกันพบว่าเมื่อให้แรงกดอัด ความหนาแน่นของชิ้นงานมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นโดยเรียงตามลำดับจากน้อยไปมากคือ บริเวณด้านบน บริเวณกลาง และบริเวณด้านล่างชิ้นงาน จะเห็นว่าที่บริเวณด้านล่างชิ้นงานมีความหนาแน่นมากที่สุดและความหนาแน่นน้อยที่บริเวณด้านบน ดังนั้น บริเวณที่มีความหนาแน่นของชิ้นงานมาก ค่าความแข็งที่วัดได้จะมากตามด้วย

4.2 ความต้านแรงดึงสูงสุด

ผลการทดสอบความต้านแรงดึงและค่าการยืดตัว พบว่า ความต้านแรงดึงสูงสุดและค่าการยืดตัวของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติ มีค่าน้อยกว่ากระบวนการหล่อขึ้นรูปที่มีการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็นร่วมด้วย เนื่องจากโครงสร้างที่มีลักษณะไม่เป็นเดนไดรต์แต่เป็นโครงสร้างลักษณะกลมที่พบในชิ้นงานได้จากกระบวนการหล่อขึ้นรูปรวมกับการเทผ่านรางหล่อเย็น สามารถส่งเสริมสมบัติทางกลของชิ้นงานให้ดีขึ้น^{xx}

นอกจากนี้ ความต้านแรงดึงของชิ้นงานที่อุณหภูมิ 630, 640 และ 650 องศาเซลเซียส มีค่า 192, 196 และ 218 เมกะพาสคัล ตามลำดับ จะเห็นว่า ชิ้นงานที่ได้รับมีความต้านแรงดึงใกล้เคียงกัน เนื่องจากขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีค่าใกล้เคียงกันและมีลักษณะเฟสยูเทคติกคล้ายคลึงกัน

เมื่อพิจารณาชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยอุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส พบว่า สมบัติทางกลของชิ้นงานที่ได้รับมีค่ามากที่สุด นั่นคือ ค่าความแข็งเท่ากับ 71 HB และมีค่าความต้านแรงดึงสูงสุด 218 เมกะพาสคัล เนื่องจาก ชิ้นงานที่อุณหภูมิ 630 และ 640 องศาเซลเซียส ชิ้นงานแข็งตัวก่อนที่เฟสของเหลวไหลเข้าเติมเต็มช่องว่างระหว่างเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมพบโพรงหดตัวระดับจุลภาคที่บริเวณกลางชิ้นงาน มีสาเหตุเกิดจากแก๊สหรืออากาศที่ถูกดักจับอยู่ในชิ้นงานขณะทำการหล่อ เนื่องจากอุณหภูมิต่ำและความปั่นป่วนของโลหะระหว่างการเท นอกจากสมบัติทางกลของชิ้นงานจะขึ้นกับโครงสร้างจุลภาคที่ได้รับแล้ว ยังขึ้นกับข้อบกพร่องที่เกิดขึ้นในชิ้นงานด้วย เป็นที่ยอมรับโดยทั่วไปว่าโพรงหดตัวระดับจุลภาคที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน มีผลเสียต่อสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสม นั่นคือ ส่งผลให้สมบัติทางกล

ด้อยลง ดังนั้น ชิ้นงานที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส จึงมีสมบัติทางกลดีที่สุด เนื่องจากไม่พบโพรงหดตัวระดับจุลภาคในชิ้นงานนั่นเอง

เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ต่อความต้านแรงดึงสูงสุดมีแนวโน้มลดลง เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์สูงขึ้น เนื่องจากที่อุณหภูมิแม่พิมพ์สูง ขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมในชิ้นงานมีขนาดใหญ่กว่าที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ต่ำและพบเฟสยูเทคติกมีลักษณะที่เป็นเส้นยาวและหยาบ ส่งผลให้ความต้านแรงดึงสูงสุดของชิ้นงานลดลง

นอกจากนี้ เมื่อแรงกดอัดสูง ความต้านแรงดึงของชิ้นงานแต่ละบริเวณเพิ่มขึ้น เนื่องจากแรงกดอัดสามารถลดขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมและเฟสยูเทคติกได้ เป็นเพราะ อัตราการเย็นตัวที่เพิ่มขึ้นจากการเพิ่มพื้นที่ผิวสัมผัสระหว่างชิ้นงานกับแม่พิมพ์ เป็นผลให้โครงสร้างที่ได้ละเอียด ซึ่งสอดคล้องกับผลของความต้านแรงดึงของชิ้นงานที่มีค่าเพิ่มสูงขึ้น แต่อย่างไรก็ตามค่าการยืดตัวของชิ้นงานมีค่าใกล้เคียงกัน โดยเมื่อแรงกดอัดเพิ่มสูงขึ้น ค่าการยืดตัวมีแนวโน้มลดลง ทั้งนี้เพราะ ขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีขนาดเล็ก ค่าความต้านแรงดึงสูงขึ้นส่งผลให้ค่าการยืดตัวของชิ้นงานลดลง

5. การผลิตวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมซิลิคอนคาร์ไบด์ในสภาวะกึ่งของแข็งแบบบริโอร่วมกับ การหล่อแบบกดอัด

จากการทดลองขึ้นรูปชิ้นงานด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางเทหล่อเย็น โดยผสมซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาด 20-32, 32-45 และ 45-63 ไมครอน พบว่าโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยอัลฟาอะลูมิเนียมในลักษณะค่อนข้างกลม เนื่องจากขึ้นรูปโดยเทผ่านรางหล่อเย็น มีผลให้ลักษณะของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมเปลี่ยนจากลักษณะเดนไดรต์กลายเป็นลักษณะกลม ร่วมกับการให้แรงกดอัดกับชิ้นงานส่งผลให้ทั้งลักษณะและการกระจายตัวของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่พบในแต่ละบริเวณของชิ้นงานไม่สม่ำเสมอ โดยบริเวณด้านบนเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมจะมีลักษณะกลมและเล็ก ส่วนบริเวณด้านล่างซึ่งไม่สัมผัสกับแท่งกดอัดพบโครงสร้างที่มีลักษณะคล้ายกิ่งของแขนเดนไดรต์และลักษณะค่อนข้างกลมปะปนกัน

สำหรับเฟสยูเทคติกในแต่ละบริเวณของชิ้นงานมีปริมาณและการกระจายตัวที่ไม่สม่ำเสมอเช่นเดียวกัน คือ บริเวณส่วนบนที่ได้รับแรงกดอัด และบริเวณกลางชิ้นงานมีการกระจายตัวที่ดี บริเวณส่วนด้านล่างพบการกระจายตัวไม่สม่ำเสมอ ปริมาณเฟสยูเทคติกที่พบในแต่ละบริเวณมีต่างกัน คือบริเวณด้านล่างพบปริมาณเฟสยูเทคติกมาก ในขณะที่บริเวณด้านบนมีปริมาณเฟสยูเทคติกน้อยที่สุด เนื่องจากน้ำโลหะด้านบนสัมผัสโดยตรงกับแท่งกดอัดที่มีอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิแม่พิมพ์ เกิดการถ่ายเทความร้อนขึ้น ทำให้น้ำโลหะด้านบนมีอัตราการเย็นตัวสูงกว่าบริเวณอื่นทำให้เกิดการแข็งตัวเป็นเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมขึ้นและ

แรงดันทำให้เฟสของเหลวที่เหลือถูกขับให้ไปอยู่บริเวณด้านล่าง เมื่อเย็นตัวจึงเกิดเป็นเฟสยูเทคติกขึ้น ดังนั้นการกระจายตัวของเฟสยูเทคติกในแต่ละบริเวณจึงแตกต่างกัน

ลักษณะการกระจายตัวและปริมาณของซิลิคอนคาร์ไบด์พบว่าชิ้นงานส่วนใหญ่มีการกระจายตัวทั่วทั้งชิ้นงาน จะมีบางส่วนจับตัวกันเป็นกลุ่มก้อน ซึ่งชิ้นงานที่เติมซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาด 20-32 ไมครอน ซิลิคอนคาร์ไบด์จับตัวเป็นกลุ่มก้อน เนื่องจากอนุภาคเล็กพลังงานที่ผิวสูงจึงเกาะกลุ่มกันเพื่อที่จะลดพลังงานที่ผิวของอนุภาคให้ต่ำลง ซึ่งอนุภาคขนาดใหญ่พลังงานพื้นผิวดำ จึงทำให้มีการกระจายตัวได้ดี ส่วนปริมาณของซิลิคอนคาร์ไบด์พบว่าซิลิคอนคาร์ไบด์น้อยที่กระจายอยู่บนโครงสร้างพื้น เนื่องจากซิลิคอนคาร์ไบด์ส่วนใหญ่จะอยู่ในเบ้าหลอมและโดยอาจเกิดจากระยะเวลาการกวนน้ำโลหะที่สั้น

สรุปผลการทดลอง

1. ผลการศึกษาขนาดของวัสดุเสริมแรงที่มีต่อการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรงในโลหะพื้น

จากผลการทดลองในปริมาณการเติมที่เท่ากัน พบว่าอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาด 20-38 ไมครอน จะเกิดการรวมตัวและจับกลุ่มก้อนเป็นจำนวนมาก ซึ่งการจับกลุ่มก้อนนี้ส่งผลต่อการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ให้มีค่าต่ำ เมื่อเทียบกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาด 45-63 ไมครอนมีลักษณะการกระจายตัวที่สม่ำเสมอมากกว่า

2. ผลการศึกษาปริมาณของวัสดุเสริมแรงที่มีต่อการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรงในโลหะพื้น

จากผลการทดลองพบว่าการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ปริมาณร้อยละ 10 โดยปริมาตรมีลักษณะการกระจายตัวที่ดีกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับปริมาณการเติมร้อยละ 15 โดยปริมาตร โดยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ปริมาณการเติมร้อยละ 15 โดยปริมาตรนั้น จะพบอนุภาคบางส่วนลอยอยู่ด้านบนของโลหะหลอมเหลว อีกทั้งภายในชิ้นงานยังพบว่าที่ปริมาณอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์มากเกินไปจะทำให้มีการเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนเพิ่มมากขึ้น โดยเฉพาะในบริเวณตรงกลางของชิ้นงาน

3. ผลการศึกษาความเร็วในการกวนน้ำโลหะที่มีต่อการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรงในโลหะพื้น

จากผลการทดลองหล่อวัสดุเชิงประกอบ พบว่าความเร็วในการกวนน้ำโลหะที่เหมาะสมจะอยู่ระหว่าง 180-260 รอบต่อนาที โดยถ้าใช้ความเร็วที่ต่ำกว่านี้ส่งผลให้อนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ยึดติดกับโลหะพื้นได้น้อยลง ทำให้การกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ต่ำด้วย ส่วนการใช้ความเร็วที่มากกว่านี้ส่งผลให้เกิดรูพรุนขึ้นกับชิ้นงาน ซึ่งปัญหานี้จะส่งผลกระทบต่อสมบัติทางกลของชิ้นงานอย่างยิ่ง

4. ผลการศึกษาสมบัติทางกลของวัสดุเชิงประกอบ

จากผลการทดสอบความแข็งแรง และความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบ พบว่ามีความสัมพันธ์โดยตรงกับปัจจัยจาก รูปพรุนที่เกิดขึ้นบนชิ้นงานเนื่องจากกระบวนการหล่อ การกระจายตัว ขนาด และปริมาณของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้น ซึ่งขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 45-63 ไมครอน ร้อยละ 10 และ 15 โดยปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ จะให้ค่าความแข็งแรง และความต้านทานการสึกหรอที่สูงที่สุดในการทดลองครั้งนี้

5. ผลของการใช้รางหล่อเย็นต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล

การเทน้ำโลหะผ่านรางหล่อเย็น มีผลให้เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่มีลักษณะเด่นไตรต์เปลี่ยนไปเป็นลักษณะคล้ายดอกกุหลาบหรือลักษณะกลมได้ แต่ไม่มีผลต่อลักษณะของเฟสยูเทคติกและการกระจายตัวของโครงสร้างจุลภาค เมื่อนำเทคนิครางหล่อเย็นมาขึ้นรูปชิ้นงานร่วมกับการหล่อแบบกดอัดสามารถลดการเกิดรูพรุนและเพิ่มสมบัติทางกลของชิ้นงานได้

6. ผลของอุณหภูมิเทต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล

เมื่ออุณหภูมิเทลดต่ำลง เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้มีลักษณะกลมมากขึ้น แต่อุณหภูมิเทไม่ส่งผลต่อลักษณะของเฟสยูเทคติก โดยเฟสยูเทคติกที่พบทุกอุณหภูมิเทมีลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบ กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั้งชิ้นงาน และอุณหภูมิเทมีผลน้อยต่อขนาดเฉลี่ยและค่าความกลม คือทุกอุณหภูมิเทขนาดเฉลี่ยและค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีค่าใกล้เคียงกัน

7. ผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล

ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียสเฟสยูเทคติกมีลักษณะสั้นและละเอียดกว่าที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส อุณหภูมิแม่พิมพ์มีผลน้อยต่อการกระจายตัวและค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม คือชิ้นงานทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ การกระจายตัวสม่ำเสมอทั้งชิ้นงานและมีค่าความกลมใกล้เคียงกัน เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์เพิ่มขึ้น ขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้น สมบัติทางกลของชิ้นงานที่ได้รับลดลง

8. ผลของแรงกดอัดต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล

เมื่อให้แรงกดอัด พบว่าปริมาณและลักษณะของเฟสยูเทคติกในโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในแต่ละบริเวณมีความแตกต่างกัน คือบริเวณด้านบนมีปริมาณน้อยกว่าด้านล่าง และเฟสยูเทคติกบริเวณด้านบนมีลักษณะสั้นและละเอียดที่สุด ส่วนที่ด้านล่างเฟสยูเทคติกที่พบมีลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบ

เมื่อเพิ่มแรงกดอัด ลักษณะของเฟสยูเทคติกมีความละเอียดมากขึ้นในทุกบริเวณ ยกเว้นบริเวณด้านล่างของชิ้นงานที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส ที่มีลักษณะของเฟสยูเทคติกคล้ายกัน เมื่อแรงกดอัดเพิ่มขึ้น สมบัติทางกลมีแนวโน้มเพิ่มมากขึ้น และรูพรุนที่เกิดขึ้นลดลงเนื่องจากความหนาแน่นที่ได้มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น

9. ผลการผลิตวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมซิลิคอนคาร์ไบด์ในสภาวะกึ่งของแข็งแบบบริโอ ร่วมกับการหล่อแบบกดอัด

อนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์เล็กพลังงานที่ผิวจะสูง จึงเกาะกลุ่มกันเพื่อที่จะลดพลังงานที่ผิวของอนุภาคให้ต่ำลง อนุภาคขนาดใหญ่พลังงานพื้นผิวดำ จึงทำให้มีการกระจายตัวได้ดีกว่า

ข้อเสนอแนะสำหรับงานวิจัยในอนาคต

1. จากผลการทดลองพบว่าการผลิตวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมซิลิคอนคาร์ไบด์ในสภาวะกึ่งของแข็งแบบบริโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด สามารถลดปัญหาเรื่องการเกิดรูพรุนในชิ้นงานได้ แต่ยังพบปัญหาเรื่องการกระจายตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์ เนื่องจากแรงดันอัดที่ให้ส่งผลให้โครงสร้างมีความแตกต่างกันในแต่ละบริเวณของชิ้นงาน ดังนั้นจึงส่งผลให้สมบัติทางกลจึงมีความแตกต่างกันในแต่ละบริเวณเช่นเดียวกัน ดังนั้นงานวิจัยในอนาคตควรนำความรู้ที่ได้มาประยุกต์เข้ากับการผลิตชิ้นงานในกลุ่มที่เป็น Functionally Graded Material (FGM) หรือ Metal Matrix Composites by Pressure Infiltrated Casting
2. งานวิจัยนี้ ใช้เครื่องอัดไฮดรอลิกที่สามารถให้แรงกดอัดได้สูงสุดเพียง 100 เมกะพาสคัล ดังนั้น จึงไม่สามารถเพิ่มแรงกดอัดให้กับชิ้นงานที่ค่าสูงมากกว่านี้ได้ จากผลการทดลอง พบว่า สมบัติทางกลของชิ้นงานมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้น เมื่อแรงกดอัดเพิ่มขึ้น ดังนั้น หากต้องการพัฒนางานวิจัยในหัวข้อนี้ต่อไป ควรนำไปประยุกต์ใช้กับเครื่องอัดไฮดรอลิกที่มีกำลังแรงกดอัดที่สูงกว่านี้

เอกสารอ้างอิง

- ⁱ Hashim, J., Looney, L. and Hashmi, M.S.J., 2001, "The Wettability of SiC Particles by Molten Aluminium Alloy", *Materials Processing Technology*, Vol. 119, No. 1-3, pp. 324-328.
- ⁱⁱ Sukumaran, K., Pillai, S.G.K., Pillai, R.M., Kelukutty, V.S., Pai, B.C., Satyanarayana, K.G. and Ravikumar, K.K., 1995, "The Effects of Magnesium Additions on the Structure and Properties of Al-7Si-10SiC_p Composites", *Journal of Materials Science*, Vol. 30, No. 6, pp. 1469-1472.
- ⁱⁱⁱ German, R.M., 1994, *Powder metallurgy science*, 2nd ed., Metal Powder Industries Federation, U.S.A.
- ^{iv} Zhou, W. and Xu, Z.M., 1997, "Casting of SiC Reinforced Metal Matrix Composites", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 63, No. 1-3, pp. 358-363.
- ^v Aigbodion, V.S. and Hassan, S.B., 2007, "Effects of Silicon Carbide Reinforcement on Microstructure and Properties of Cast Al-Si-Fe/SiC Particulate Composites", *Materials Science and Engineering*, Vol. 447, No. 1-2, pp. 355-360.
- ^{vi} Naher, S., Brabazon, D. and Looney, L., 2004, "Development and Assessment of a New Quick Quench Stir Caster Design for the Production of Metal Matrix Composites", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 166, No. 3, pp. 430-439.
- ^{vii} Balasivanandha, P.S., Karunamoorthy L., Kathiresan, S. and Mohan, B., 2006, "Influence of Stirring Speed and Stirring Time on Distribution of Particles in Cast Metal Matrix Composite", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 171, No. 2, pp. 268-273.
- ^{viii} Hashim, J., Looney, L. and Hashmi, M.S.J., 2001, "The Wettability of SiC Particles by Molten Aluminium Alloy", *Materials Processing Technology*, Vol. 119, No. 1-3, pp. 324-328.
- ^{ix} Sahin, Y., 2003, "Preparation and Some Properties of SiC Particle Reinforced Aluminium Alloy Composites", *Materials and Design*, Vol. 24, No. 8, pp. 671-679.
- ^x Dasgupta, R. and Meenai, H., 2005, "SiC Particulate Dispersed Composites of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy: Property Comparison with Parent Alloy", *Materials Characterization*, Vol. 54, No. 4-5, pp. 438-445.
- ^{xi} Motegi, T. and Tanabe, F., 2004, "New Semi-Solid Casting of Copper Alloys Using an Inclined Cooling Plate", *Proceeding of the Eighth S2P International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composite*, September 21-23, Limassol, Cyprus, Session 16-04.
- ^{xii} Porter, D.A. and Easterling, K.E., 1991, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, 7th ed., Great Britain, UK, pp. 186-237.

-
- ^{xiii} Pearce, J.T.H., 2543, เทคโนโลยีและโลหะวิทยาของอะลูมิเนียมหล่อ, ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (MTEC) สวทช, กรุงเทพมหานคร.
- ^{xiv} Maleki, A., Niroumand, B. and Shafyei, A., 2006, "Effects of Squeeze Casting Parameters on Density, Macrostructure and Hardness of LM13 Alloy", Materials Science and Engineering: A, Vol. 428, No. 1-2, pp. 135-140.
- ^{xv} Ohno, A. and Motegi, T., 1980, Grain Size Control in Castings, The Metals Society, University of Warwick, Coventry, UK, pp. 171-175.
- ^{xvi} Flemings M.C., 1991, Materials Science and Technology A Comprehensive Treatment Processing of Metals and Alloys, The Federal Republic of Germany, Germany, pp. 45-47
- ^{xvii} Guo, H.-M., Yang, X.-J. and Wang, J.-X., 2009, "Pressurized Solidification of Semi-Solid Aluminum Die Casting Alloy A356", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 485, No. 1-2, pp. 812-816.
- ^{xviii} Ghomashchi, M.R. and Vikhrov, A., 2000, "Squeeze Casting: An Overview", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 101, No. 1-3, pp. 1-9.
- ^{xix} Yang, L.J., 2003, "The Effect of Casting Temperature on the Properties of Squeeze Cast Aluminium and Zinc Alloys", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 140, No. 1-3, pp. 391-396.
- ^{xx} Govender, G and Ivanchev, L.H., 2005, "Near Net Shape Forming Using Semi-Solid Metal Forming", 6th Annual International Conference on Rapid Product Development, CSIR International Convention Centre, Pretoria, South Africa, 25-28 October, p. 35.

บทนำ

ความสำคัญและที่มาของงานวิจัย

จากความก้าวหน้าของเทคโนโลยีในด้านต่าง ๆ ของโลกในปัจจุบัน ไม่ว่าจะเป็นอุตสาหกรรมยานยนต์ ยานอวกาศ ระบบการคมนาคมขนส่ง วัสดุอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ หรืออุตสาหกรรมอื่นๆ นำไปสู่การพัฒนาวัสดุที่มีสมบัติหลากหลายเพิ่มมากขึ้นเพื่อให้ทันต่อความต้องการในการพัฒนาอุตสาหกรรม เหล่านั้น วัสดุกลุ่มหนึ่งที่มีการพัฒนามาอย่างต่อเนื่องคือวัสดุในกลุ่ม metal matrix composites (MMCs) วัสดุกลุ่มนี้มีสมบัติโดดเด่นจากการนำเอาสมบัติที่ดีของโลหะพื้น (matrix) มารวมเข้ากับสมบัติของวัสดุเสริมแรง (reinforcement) โดยทั่วไปโลหะพื้นจะมีความเหนียว (ductility), toughness, การนำความร้อน และการนำไฟฟ้าที่ดี ในขณะที่วัสดุเสริมแรงซึ่งส่วนใหญ่เป็นวัสดุกลุ่มเซรามิก มีข้อดีคือความแข็งแรง และ elastic modulus สูง ทนความล้า (fatigue) ได้ดี และมีความต้านทานการสึกหรอ (wear resistance) สูง การที่จะผลิต MMCs ให้มีสมบัติที่ดีมีปัจจัยที่ต้องคำนึงถึงหลายประการ เช่น ชนิดและโครงสร้างของโลหะพื้น ชนิด ขนาด และปริมาณของวัสดุเสริมแรงที่เติม การยึดติดระหว่างโลหะพื้นและวัสดุเสริมแรง รวมทั้งการเลือกกระบวนการผลิต MMCs ซึ่งเป็นสิ่งที่มีความสำคัญเป็นลำดับต้น ๆ

กระบวนการขึ้นรูปโลหะกึ่งแข็ง (semi-solid metal processing) เป็นกระบวนการหนึ่งที่เหมาะสมกับการผลิต MMCs ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการผลิตแบบนี้จะได้โครงสร้างพื้นที่มีลักษณะเกรนกลมไม่เป็นโครงสร้างกิ่งไม้ (non-dendritic) ซึ่งทำให้ความต้านทานแรงดึง (strength) และ การยืดตัว (elongation) สูงขึ้น จากการที่ผู้วิจัยได้รับทุนพัฒนาศักยภาพในการทำงานวิจัยของอาจารย์รุ่นใหม่ปี 2549 ในหัวข้อเรื่อง “การพัฒนากระบวนการผลิตอะลูมิเนียมคอมโพสิตกึ่งแข็งโดยเทคนิคคูลลิ่งเพลท” ซึ่งเป็นงานวิจัยที่มีวัตถุประสงค์เพื่อพัฒนาอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่มีโครงสร้างจุลภาค สมบัติทางกลและความต้านทานการสึกหรอที่ดีขึ้น โดยการนำเอาข้อดีของคอมโพสิตและกระบวนการขึ้นรูปโลหะกึ่งแข็งด้วยวิธีการหล่อแบบรีโอ (rheocasting) มารวมเข้าด้วยกัน โดยใช้วัสดุพื้นเป็นอะลูมิเนียมและซิลิกอนคาร์ไบด์ (SiC) เป็นวัสดุเสริมแรง กระบวนการหล่อแบบรีโอใช้สองเทคนิคประกอบกันคือการกวนด้วยแรงทางกล (mechanical stirring) และเทคนิคคูลลิ่งเพลท (cooling plate) ขั้นตอนในการผลิตอะลูมิเนียมคอมโพสิตเริ่มจากการกวนน้ำโลหะหลอมเหลวและอนุภาคผง SiC เข้าด้วยกันโดยแรงทางกลที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวเล็กน้อยเพื่อให้อนุภาคผง SiC กระจายตัวในน้ำโลหะได้ดี จากนั้นเทน้ำโลหะลงแบบหล่อโลหะผ่านคูลลิ่งเพลท อุณหภูมิของน้ำโลหะบนคูลลิ่งเพลทอยู่ในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลว ผลจากการวิจัยที่ผ่านมาทำให้ทราบถึง 1) วิธีที่เหมาะสมในการเตรียมผิวอนุภาคผง SiC สามารถเพิ่มการยึดติดระหว่างอนุภาคผง SiC กับอะลูมิเนียม 2) อิทธิพลของปริมาณ ขนาด ของอนุภาคผง SiC และปัจจัยในการผลิตคืออัตราเร็วในการกวน อุณหภูมิเท มุมของคูลลิ่งสโลป ต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมคอมโพสิต และ 3) ข้อดีของกระบวนการหล่อแบบรีโอเมื่อเทียบกับการหล่อทั่วไปซึ่งมักจะเกิด Al_4C_3 ขึ้นบริเวณระหว่างอนุภาค SiC และอะลูมิเนียมที่อุณหภูมิสูง Al_4C_3 มีความเปราะ (brittle) และส่งผลให้สมบัติทางกลของคอมโพสิตลดลง กระบวนการหล่อแบบรีโอสามารถป้องกันการเกิด Al_4C_3

เนื่องจากอุณหภูมิการทำงานต่ำกว่าอุณหภูมิการเกิดของ Al_4C_3 ทำให้ในงานวิจัยที่ผ่านมาไม่พบเฟสของ Al_4C_3 ในโครงสร้างของอะลูมิเนียมคอมโพสิตอย่างไรก็ตามยังพบปัญหาที่เกิดขึ้นกับอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่ผ่านกระบวนการหล่อแบบรีโอคือรูพรุนที่เกิดขึ้นจากการดึงเอาอากาศเข้าไปในเนื้องานหลอระหว่างที่เทขึ้นงานผ่านคูลลิ่งสโลปและปัญหาการไหลของอะลูมิเนียมกึ่งแข็งซึ่งมีความหนืดสูงกว่าอะลูมิเนียมหลอมเหลวเข้าไปยังแม่พิมพ์หล่อ ปัญหานี้ส่งผลให้สมบัติทางกลไม่ดีเท่าที่ควร และยังทำให้ไม่สามารถผลิตชิ้นงานที่มีรูปร่างซับซ้อนได้

สำหรับงานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อสร้างองค์ความรู้ในการผลิตอะลูมิเนียมคอมโพสิตให้มีสมบัติทางกลและความต้านทานการสึกหรอที่สูงขึ้น โดยหาวิธีในการแก้ปัญหาการเกิดรูพรุนและการไหลของอะลูมิเนียมคอมโพสิตที่ผ่านกระบวนการหล่อแบบรีโอ โดยประยุกต์การหล่อแบบรีโอเข้ากับการหล่อแบบกดอัด (squeeze casting) ซึ่งเป็นการใช้แรงดัน (pressure) เข้ามาช่วย จากนั้นศึกษาอิทธิพลของปัจจัยการผลิต คือ อุณหภูมิแม่พิมพ์ อุณหภูมิเท และแรงในการกดอัด ต่อโครงสร้างจุลภาคและปริมาณรูพรุน ต่อสมบัติทางกลและความต้านทานการสึกหรอของอะลูมิเนียมคอมโพสิตเปรียบเทียบกับชิ้นงานในสภาพหล่อ

วัตถุประสงค์

1. เพื่อสร้างองค์ความรู้ในกระบวนการผลิตอะลูมิเนียมคอมโพสิตโดยการหล่อแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด
2. เพื่อศึกษาอิทธิพลของปัจจัยการผลิต คือ อุณหภูมิเท อุณหภูมิแม่พิมพ์ และแรงในการกดอัด ต่อโครงสร้างจุลภาค และปริมาณรูพรุน

แผนการดำเนินงานวิจัย

โครงการวิจัยนี้เป็นโครงการวิจัยที่ดำเนินการต่อเนื่องจากโครงการทุนพัฒนาศักยภาพในการทำงานวิจัยของอาจารย์รุ่นใหม่ประจำปี 2550 เรื่อง “การพัฒนากระบวนการผลิตอะลูมิเนียมคอมโพสิตกึ่งแข็งโดยเทคนิคคูลลิ่งเพลท” สัญญาเลขที่ MRG5080069 ซึ่งได้ดำเนินการวิจัยในหัวข้อที่ 1 – 4 ไปแล้ว ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงได้ดำเนินการในหัวข้อที่ 5 – 13 ของแผนการดำเนินงานวิจัย แสดงตามลำดับขั้นตอนดังต่อไปนี้

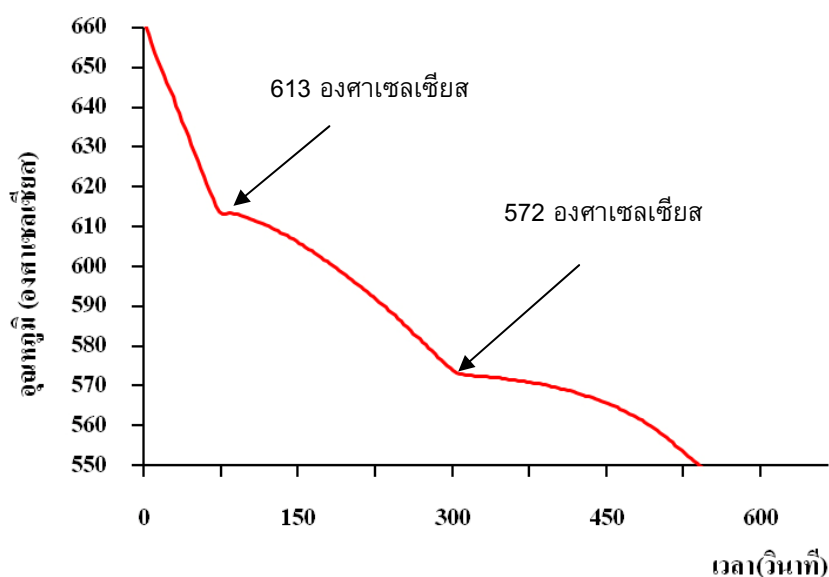
1. ศึกษาลักษณะพื้นฐานโดยทั่วไปของโลหะพื้น และวัสดุเสริมแรง เช่น ลักษณะทางสัณฐานวิทยา องค์ประกอบทางเคมี และโครงสร้างผลึก
2. ศึกษาปัจจัยที่มีผลต่อการหลอมโลหะพื้น ซึ่งได้แก่ อุณหภูมิกึ่งแข็งของโลหะพื้น และความเร็วในการกวนน้ำโลหะ
3. ศึกษาวิธีการเพิ่มการเปียกผิวของโลหะพื้น และวัสดุเสริมแรง โดยวิธีการเตรียมผิวของวัสดุเสริมแรง ด้วยวิธีการเตรียมที่แตกต่างกัน

4. ศึกษาอุณหภูมิที่แข็งแรง และการเกิดเฟสระหว่างรอยต่อของโลหะพื้น และวัสดุเสริมแรงของชิ้นงาน วัสดุเชิงประกอบ
5. ศึกษาการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรงในโลหะพื้น โดยปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะ ขนาด และปริมาณการเติมของอนุภาคเสริมแรง
6. ศึกษาโครงสร้างทางจุลภาค วิเคราะห์ปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อ ของวัสดุเชิงประกอบ
7. ทดสอบสมบัติทางกลทางด้านความแข็งแรง และความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบ
8. สรุปปัจจัยในการผลิตที่เหมาะสมสำหรับผลิตวัสดุเชิงประกอบในสภาวะที่แข็งแรง
9. หล่ออะลูมิเนียมในสภาวะที่แข็งแรงแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด โดยศึกษาอิทธิพลของปัจจัย การผลิต คือ อุณหภูมิเท อุณหภูมิแม่พิมพ์ และแรงในการกดอัด
10. ทดสอบสมบัติทางกลทางด้านความแข็งแรง และความต้านทานแรงดึง
11. สรุปปัจจัยในการผลิตที่เหมาะสมสำหรับกระบวนการหล่ออะลูมิเนียมในสภาวะที่แข็งแรงแบบรีโอ ร่วมกับการหล่อแบบกดอัด
12. นำปัจจัยที่ได้จากการทดลองในข้อ 8 และ 11 มาดำเนินการหล่ออะลูมิเนียมคอมโพสิตโดยการหล่อ แบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด
13. วิเคราะห์ และสรุปผลการทดลอง

วิธีการทดลอง

1. ศึกษาการเย็นตัวของอะลูมิเนียมผสมที่ใช้ในงานวิจัย

ทำการทดลองเพื่อหาช่วงอุณหภูมิในสภาวะกึ่งของแข็งของแข็งของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 โดยนำอินกอตไปหลอมที่อุณหภูมิ 700 องศาเซลเซียส จากนั้นปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ จุ่มเทอร์โมคัปเปิลลงในน้ำอะลูมิเนียมหลอมเหลวเพื่อวัดอุณหภูมิและเก็บข้อมูล โดยใช้โปรแกรม PLC Recorder จัดเก็บข้อมูลบันทึกการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิและเวลา นำค่าที่ได้มาสร้างกราฟการเย็นตัว (Cooling Curve) ดังรูปที่ 1 จากกราฟการเย็นตัวพบว่าช่วงอุณหภูมิกึ่งของแข็งของโลหะนี้อยู่ในช่วงอุณหภูมิประมาณ 572-613 องศาเซลเซียส



รูปที่ 1 กราฟการเย็นตัวของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356

2. วัสดุ และอุปกรณ์

2.1 วัสดุที่ใช้ในการทดลอง

2.1.1. อะลูมิเนียมผสมเกรด A356

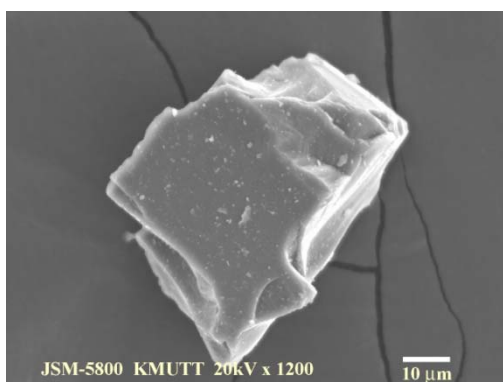
อะลูมิเนียมผสม เกรด A356 ตามมาตรฐาน ASTM B-179 มีองค์ประกอบทางเคมี ดัง

ตารางที่ 1 องค์ประกอบทางเคมีของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 ที่ใช้ในการทดลอง แสดงร้อยละโดยน้ำหนัก (%wt)

ซิลิคอน (Silicon)	แมกนีเซียม (Magnesium)	ไทเทเนียม (Titanium)	เหล็ก (Iron)	ทองแดง (Copper)
7.0	0.34	0.12	0.11	0.01

2.1.2 วัสดุเสริมแรง

วัสดุเสริมแรงที่ใช้ในการทดลองครั้งนี้ ได้แก่ อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ จากบริษัท SIGMA-ALDRICH ที่มีขนาดอยู่ใน 3 ช่วง ได้แก่ คือ 20-38, 38-45 และ 45-63 ไมครอน ซึ่งเมื่อสังเกตด้วยตาเปล่าพบว่ามีลักษณะเป็นผงขนาดเล็กคล้ายฝุ่น มีสีเทา จากนั้นจึงนำมาตรวจสอบลักษณะทางสัณฐานวิทยาพบว่าลักษณะของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ มีรูปร่างเป็นเหลี่ยมมุม (Angular Shape) ซึ่งแสดงดังรูปที่ 2 โดยโครงสร้างผลึกของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ เป็นโครงสร้างผลึกแบบ เฮกซะโกนอล



รูปที่ 2 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ที่กำลังขยาย 1,200 เท่า

2.2 อุปกรณ์สำหรับการทดลอง

2.2.1 เตาหลอมโลหะ

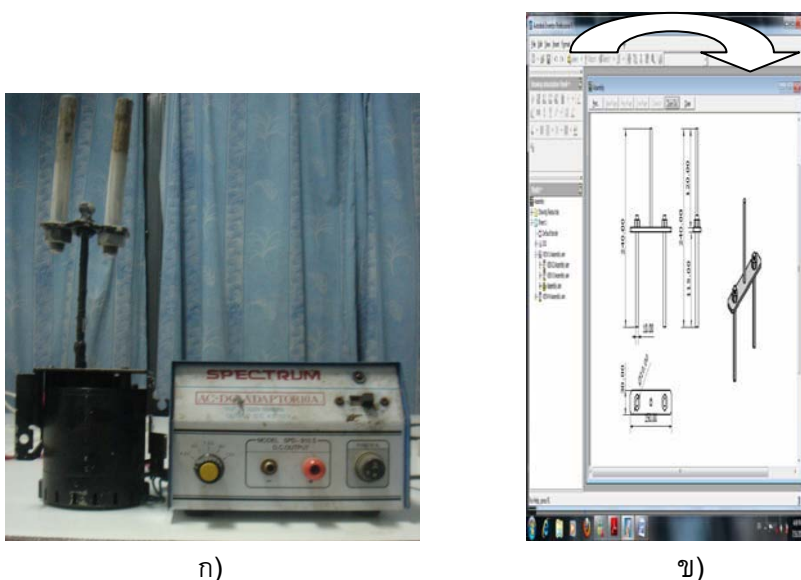
เตาหลอมโลหะของบริษัท ดีไลท์ โปรดักส์ รุ่น DE-1A ใช้ในการหาอุณหภูมิแข็งของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 และเตาหลอมโลหะของบริษัท Honey Well รุ่น DC 1040 ที่สามารถรักษาระดับอุณหภูมิขณะทำการกวนน้ำโลหะได้ ใช้ในการหลอมชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบ

2.2.2 เตาอบความร้อนสูง

เตาอบความร้อนสูงของบริษัท Linn รุ่น Elektro Therm ใช้อบเพื่อเตรียมผิวอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

2.2.3 ชุดกวนน้ำโลหะ

ชุดกวนน้ำโลหะ แท่งกวนทำจากเหล็กกล้าไร้สนิม (Stainless Steel) เคลือบผิวด้วยสารเคลือบโบรอนไนไตรด์ (Boron Nitride) แท่งกวนสามารถปรับความเร็วรอบในการกวนได้ที่ 100 180 260 340 430 และ 530 รอบต่อนาที ขณะกวนหมุนในทิศทางเข็มนาฬิกาโดยชุดกวนน้ำโลหะแสดงดังรูปที่ 3



รูปที่ 3 ลักษณะของชุดกวนน้ำโลหะ ก) ชุดกวนน้ำโลหะ และ ข) ขนาดของแท่งกวนน้ำโลหะ

2.2.4 ชุดรางเทหล่อเย็น

ชุดรางเทหล่อเย็น รางเทเป็นท่อเหล็ก ขนาดความยาว 250 มิลลิเมตร มุม 60 องศา กับแนวระนาบระบายความร้อนด้วยน้ำตลอดเวลา โดยชุดรางเทแสดงดังรูปที่ 4



รูปที่ 4 ชุดรางเทหล่อเย็น

2.2.5 ชุดวัดอุณหภูมิ และชุดเก็บข้อมูล

ชุดวัดอุณหภูมิ รุ่น 307 Thermometer และสายเทอร์มอคัปเปิลประเภท K (Thermocouple Type K) ใช้วัดอุณหภูมิขณะหลอม และทำการเทน้ำโลหะ โดยชุดวัดอุณหภูมิ

ชุดเก็บข้อมูลด้านอุณหภูมิของบริษัท Pico รุ่น TC08 โดยใช้โปรแกรม PLC Recorder เป็นวัดอุณหภูมิ และจัดเก็บข้อมูลของโลหะหลอมเหลวขณะที่เกิดการแข็งตัว

2.2.6 เบ้าหลอม

เบ้าหลอมประเภท Metal-Clay มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 80 มิลลิเมตร สูง 120 มิลลิเมตร ใช้สำหรับหลอมอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 และอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 ผสมกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

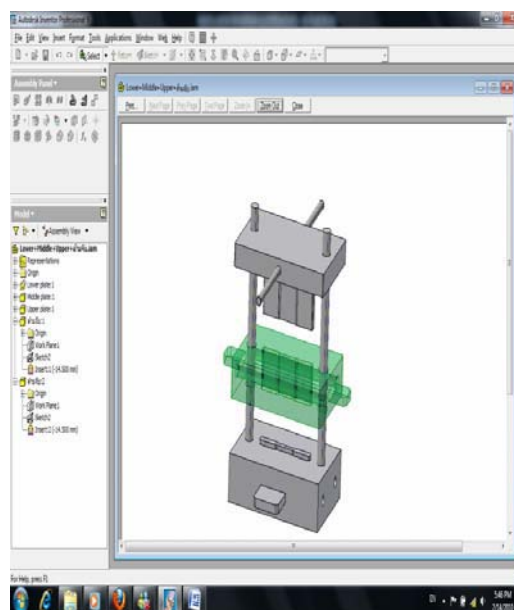
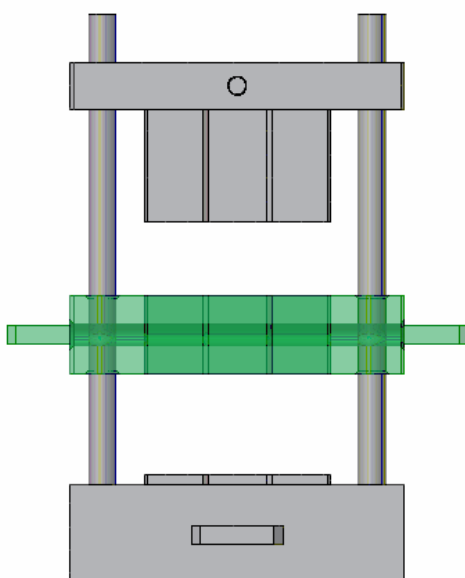
2.2.7 แม่พิมพ์

แม่พิมพ์ชุดที่ 1 สำหรับการหล่อแบบรีโอ ทำด้วยเหล็ก โดยแบบหล่อมีขนาดกว้าง 60 มิลลิเมตร ยาว 80 มิลลิเมตร และสูง 150 มิลลิเมตร ชิ้นงานมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 25 มิลลิเมตร และยาว 90 มิลลิเมตร โดยลักษณะของแบบหล่อแสดงดังรูปที่ 5



รูปที่ 5 แม่พิมพ์สำหรับการหล่อแบบรีโอ

แม่พิมพ์ชุดที่ 2 สำหรับการหล่อแบบรีโอรวมกับการหล่อแบบกดอัด วัสดุที่ใช้ขึ้นรูปแม่พิมพ์ คือ เหล็กกล้าเครื่องมือ เกรด SKD 61 ส่วนประกอบของแม่พิมพ์แบ่งออกเป็น 3 ชั้นหลักๆ ได้แก่ เฟลทบน (Upper Plate) เฟลทกลาง (Middle Plate) และ เฟลทล่าง (Lower Plate) ดังรูปที่ 6 โดยที่แม่พิมพ์เฟลทบนและเฟลทกลางมีการฝังตัวทำความร้อน (Heater) ซึ่งเป็นตัวให้ความร้อนในการอุ่นแม่พิมพ์ เพื่อใช้ในการศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของชิ้นงาน ตัวทำความร้อนมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางเท่ากับ 12 มิลลิเมตร ยาว 180 มิลลิเมตร กำลังไฟฟ้า 500 วัตต์ ความต่างศักย์ไฟฟ้า 220 โวลต์ จำนวน 4 ตัว



รูปที่ 6 แม่พิมพ์สำหรับการหล่อแบบรีโอรวมกับการหล่อแบบกดอัด

2.2.8 ชุตเอียงเท

ชุตเอียงเทสำหรับวางแม่พิมพ์สามารถปรับมุมเพื่อรองรับน้ำโลหะจากชุดรางเทหล่อเย็น โดยชุตเอียงเทแสดงดังรูปที่ 7



รูปที่ 7 ชุตเอียงเท

2.2.9 แท่นอัดไฮดรอลิก (Hydraulic Press)

อุปกรณ์ให้แรงกดอัดชิ้นงาน คือแท่นอัดไฮดรอลิกของบริษัท P&P Chonburi จำกัด ขนาด 10 ตัน ลักษณะของแท่นอัดไฮดรอลิกแสดงดัง

รูปที่ 8



รูปที่ 8 แท่นอัดไฮดรอลิก

2.3 การติดตั้งชุดอุปกรณ์งานวิจัย

ขั้นตอนการติดตั้งชุดอุปกรณ์ในงานวิจัยนี้ เริ่มจากการยัดแม่พิมพ์เข้ากับแท่นอัดไฮดรอลิก จากนั้นติดตั้งรางหล่อเย็นเข้ากับฐาน ซึ่งปรับระดับของรางหล่อเย็นให้พอดีเพื่อให้ น้ำโลหะไหลเข้าสู่แม่พิมพ์ได้ จากนั้นติดตั้งตัวควบคุมอุณหภูมิกับแม่พิมพ์เพื่อจ่ายไฟให้กับตัวทำความร้อนในการอุ่นแม่พิมพ์ อุปกรณ์พร้อมทำการทดลองแสดงดังรูปที่ 9



รูปที่ 9 ชุดอุปกรณ์ที่ติดตั้งพร้อมที่จะทำการทดลอง

2.4 เครื่องมือที่ใช้ในการตรวจสอบและวิเคราะห์

2.4.1 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope)

กล้องจุลทรรศน์แบบแสงยี่ห้อ Olympus รุ่น BHM-112KL ปรับกำลังขยายได้ 50 100 200 และ 500 เท่า และบันทึกภาพด้วยระบบดิจิทัล เพื่อศึกษาโครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงาน

2.4.2 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope)

กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของบริษัท Jeol รุ่น JSM-5800 เพื่อศึกษาลักษณะทางสัณฐานวิทยาของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีต่าง ๆ และศึกษาการเกิดเฟสระหว่างรอยต่อของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

2.4.3 เครื่อง X-Ray Diffractometer

เครื่อง X-Ray Diffractometer ของบริษัท Bruker AXS รุ่น D8 Discover เพื่อศึกษาองค์ประกอบทางเคมีของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 และอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ศึกษาสารประกอบที่เกิดขึ้นหลังจากทำการหล่อชิ้นงานเชิงประกอบ และศึกษาอวกาศที่ที่เกิดขึ้นบนผิวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

2.4.4 เครื่องเอกซเรย์ฟลูออเรสเซนส์ (X- Ray Fluorescence Spectrometer)

เครื่องเอกซเรย์ฟลูออเรสเซนส์ ของบริษัท Bruker AXS รุ่น S4 Explorer เพื่อศึกษาสารประกอบที่เกิดขึ้นของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมด้วยวิธีโซลเจล และสารละลายที่ผ่านการเตรียมด้วยวิธีโซลเจล

2.4.5 เครื่องทดสอบความแข็ง

เครื่องทดสอบความแข็งของบริษัท Galileo

2.4.6 เครื่องทดสอบความต้านทานการสึกหรอ

เครื่องทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบล้อยาง (Rubber Wheel Abrasion Test) ตามมาตรฐาน ASTM G 65

2.4.7 โปรแกรมวิเคราะห์ภาพ

โปรแกรม Sigma Scan Pro 5 เพื่อใช้ศึกษาหาค่าความกลมของเกรน และโปรแกรม MSQ Plus Version 6.51 เพื่อใช้ศึกษาปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในชิ้นงานหล่อ

2.5 สารเคมี

2.5.1 สารเคมีสำหรับทำความสะอาดผิวชิ้นงาน

สารละลายที่ใช้ในการทำความสะอาดผิวชิ้นงานหลังจากการขัดชิ้นงาน และหลังทำการทดสอบความต้านทานการสึกหรอ คือ อะซีโตน (CH_3COCH_3)

2.5.2 สารเคมีสำหรับการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน

สารละลายที่ใช้สำหรับกัดผิวหน้าชิ้นงานเพื่อทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง คือ กรดไฮโดรฟลูออริก (HF) ความเข้มข้นร้อยละ 0.5 โดยปริมาตร

3. ขั้นตอนในการดำเนินการทดลอง

3.1 เตรียมผิวอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์

การเตรียมผิวด้วยวิธีนี้เป็นการสร้างฟิล์มออกไซด์บนผิวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยใช้เตาอบความร้อนสูงของบริษัท Linn รุ่น Elektro Therm อบที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 8 ชั่วโมง ที่บรรยากาศปกติ จากนั้นปล่อยให้เย็นตัวในเตา

3.2 ศึกษาการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรงในโลหะพื้น โดยปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะ ขนาด และปริมาณการเติมของอนุภาคเสริมแรง

3.2.1 ศึกษาอิทธิพลของความเร็วในการกวนน้ำโลหะ

- ใช้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ขนาด 38-45 ไมครอน ที่ผ่านการเตรียมด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ปริมาณร้อยละ 5 โดยปริมาตร หลอมเข้ากับอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 โดยปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะเป็น 100, 180, 260, 340 และ 430 รอบต่อนาที ระยะเวลาในการกวน 10 นาที จากนั้นเทผ่านรางเทหล่อเย็น ลงสู่แบบหล่อ ที่อุณหภูมิเท 620 องศาเซลเซียส
- ใช้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ขนาด 38-45 ไมครอน ที่ผ่านการเตรียมด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ปริมาณร้อยละ 5 โดยปริมาตร หลอมเข้ากับอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 และแมกนีเซียม ร้อยละ 1 โดยปริมาตร เพื่อเพิ่มการเปียกผิวของชิ้นงาน โดยปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะเป็น 180, 260 และ 340 รอบต่อนาที ระยะเวลาในการกวน 10 นาที

3.2.2 ศึกษาการปรับเปลี่ยนร้อยละโดยปริมาตรของวัสดุเสริมแรง

ทำการศึกษางานหล่อเชิงประกอบระหว่างอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยปรับเปลี่ยนร้อยละโดยปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังต่อไปนี้ ร้อยละ 5, 10 และ 15 โดยปริมาตร

3.2.3 ศึกษาการปรับเปลี่ยนขนาดของอนุภาคของวัสดุเสริมแรง

ทำการศึกษางานหล่อเชิงประกอบระหว่างอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยปรับเปลี่ยนขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังต่อไปนี้ 20-38 และ 45-63 ไมครอน

3.3 ศึกษาอิทธิพลของปัจจัยการผลิตในการหล่อแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด คือ อุณหภูมิเท อุณหภูมิแม่พิมพ์ และแรงในการกดอัด

3.3.1 ขั้นตอนการหล่อแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด

1. หลอมโลหะ
2. ตักน้ำโลหะออกจากเบ้าหลอม จากนั้นทำการวัดอุณหภูมิ
3. เมื่ออุณหภูมิน้ำโลหะลดลงถึงค่าอุณหภูมิที่กำหนด 650 องศาเซลเซียส ตามการทดลองที่ได้ออกแบบไว้ จึงเทน้ำโลหะเข้าสู่แม่พิมพ์ โดยแบ่งการทดลองเป็น 2 วิธี คือ การขึ้นรูปด้วยการเทผ่านรางหล่อเย็น และเทเข้าสู่แม่พิมพ์โดยตรง ตั้งค่าอุณหภูมิของแม่พิมพ์ที่ 100 องศาเซลเซียส

4. ให้แรงกดอัด ที่ค่าแรงดันบนชิ้นงานเท่ากับ 50 เมกะพาสคัล ความเร็วของแท่งกดอัด 20 มิลลิเมตร ต่อวินาที โดยกำหนดระยะห่างระหว่างแรมกับเพลทบน 10 มิลลิเมตร
5. ปลอ่ยให้น้ำโลหะเย็นตัวจนแข็งตัวหมด และนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ เพื่อนำไปตรวจสอบและวิเคราะห์ผลต่อไป

จากนั้น ทำการทดลองลักษณะเดิมโดยปรับเปลี่ยนปัจจัยการผลิตตามตารางที่ 2 คือ อุณหภูมิเทเป็น 640 องศาเซลเซียส 630 องศาเซลเซียส ตามลำดับ และทำการทดลองที่อุณหภูมิเดิม แต่ทำการปรับเปลี่ยนอุณหภูมิแม่พิมพ์เป็น 250 องศาเซลเซียส นอกจากนี้ มีการปรับเปลี่ยนแรงกดอัด 0 (ไม่มีแรงกดอัด) และ 100 เมกะพาสคัล ตามลำดับ

ตารางที่ 2 ปัจจัยการผลิตในการหล่อแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด

อุณหภูมิเท (องศาเซลเซียส)	อุณหภูมิแม่พิมพ์ (องศาเซลเซียส)	แรงในการกดอัด (เมกะพาสคัล)
630, 640, 650	100, 250	0, 50, 100

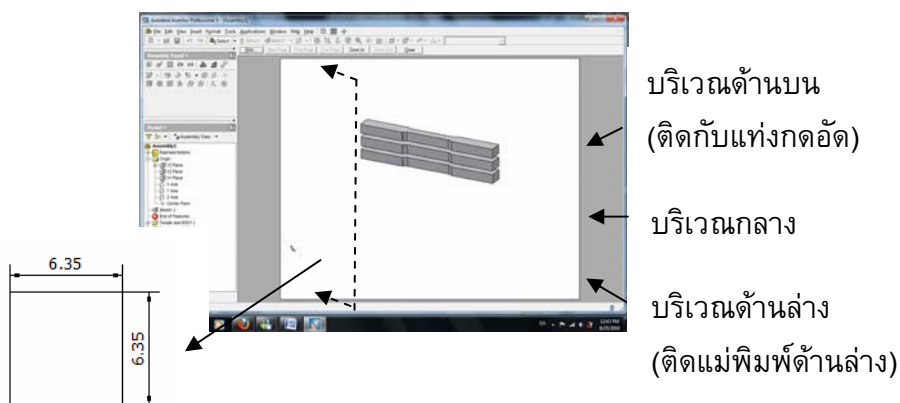
3.3.2 การตรวจสอบและวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค

3.3.2.1 การเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

นำชิ้นงานที่ได้จากการหล่อแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัดมาตัดด้วยใบตัดอะแบเรซีฟ ชนิดซิลิคอนคาร์ไบด์ (Siliconcarbide Abrasive Cutoff Wheel) ด้วยเครื่องตัดชิ้นงานที่มีความเที่ยงตรงสูง ยี่ห้อ ATM Brilliant รุ่น 221 ดังรูปที่ 10 ตรงตำแหน่งในรูปที่ 11 จากนั้นตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคที่บริเวณหน้าตัดกลางชิ้นงาน



รูปที่ 10 เครื่องตัดชิ้นงานที่มีความเที่ยงตรงสูง ยี่ห้อ ATM Brilliant รุ่น 221



รูปที่ 11 ตำแหน่งชิ้นงานที่ใช้ศึกษาโครงสร้างจุลภาค (หน่วยมิลลิเมตร)

3.3.2.2 การวัดขนาดและวัดค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม

เมื่อเตรียมชิ้นงานตามหัวข้อ 3.2.2.1 แล้ว ชิ้นงานจะถูกถ่ายภาพ ด้วยกล้องถ่ายภาพระบบดิจิทัล ยี่ห้อ Motic รุ่น Moticom 2300 ตำแหน่งการถ่ายภาพของทุกชิ้นงาน ดังรูปที่ 12 จากนั้น นำภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบดังกล่าวมาวิเคราะห์ วัดขนาดและวัดค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม ด้วยโปรแกรม Sigma Scan Pro 5 และหาค่าได้จากสมการที่ 1

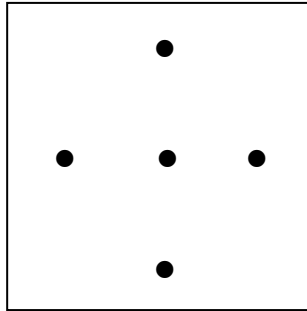
$$Equivalent \ Diameter = \sqrt{\frac{4A}{\pi}} \quad (1)$$

และค่าความกลมหาได้จากสมการที่ 2

$$Shape \ Factor = \frac{4\pi A}{P^2} \quad (2)$$

เมื่อ

- P คือ เส้นรอบรูปของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม, ไมครอน
A คือ พื้นที่หน้าตัดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม, ตารางไมครอน



รูปที่ 12 ตำแหน่งการถ่ายภาพของชิ้นงานเพื่อการตรวจสอบและวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค

3.4 การทดสอบสมบัติทางกล

3.4.1 ความแข็ง

- การทดสอบแบบวิกเกอร์ ใช้แรงกด 30 kgF
- การทดสอบแบบบริเนล ใช้หัวกดเป็นลูกเหล็กทรงกลมขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางหัวกด 2.5 มิลลิเมตร ใช้แรงกดทดสอบ 62.5 กิโลกรัม ซึ่งค่า Load Ratio สำหรับโลหะอะลูมิเนียมเท่ากับ 10

3.4.2 ความต้านทานการสึกหรอ

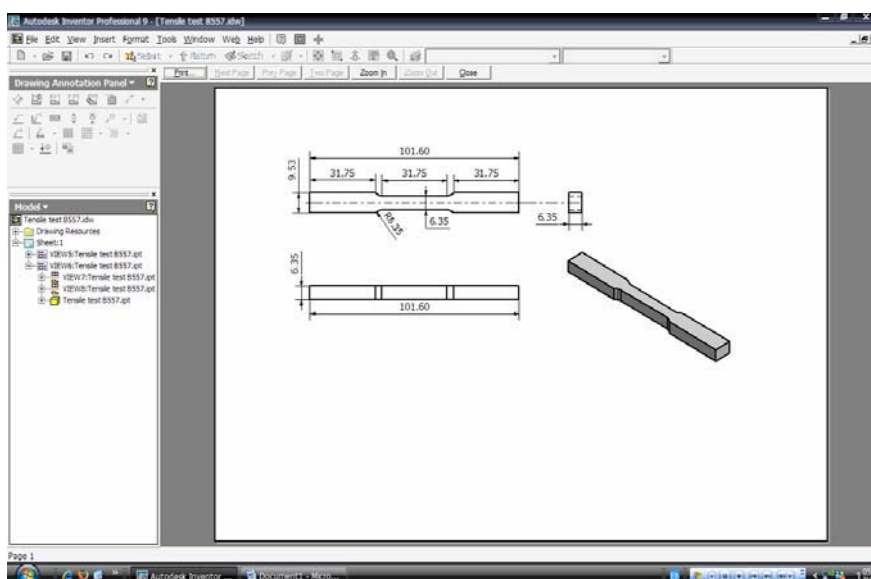
ศึกษาสมบัติทางด้านความต้านทานการสึกหรอ ด้วยเครื่องทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบล้อยาง (Rubber Wheel Abrasion Test) โดยเตรียมผิวชิ้นงานทดสอบ ด้วยการขัดกระดาษทรายเบอร์ 800 1000 และ 1200 ตามลำดับ จากนั้นล้างด้วยน้ำสะอาด เป่าให้แห้ง โดยในการทดลองใช้ค่าปัจจัยในการทดสอบ แสดงดังตารางที่ 3 ทำการทดลองจำนวน 500 รอบ (ระยะทาง 337.86 เมตร) โดยแบ่งเก็บข้อมูลที่ทุกๆ 50 รอบ (ระยะทาง 33.79 เมตร) จากนั้นนำมาสร้างกราฟระหว่างมวลที่หายไป (Mass Loss) กับ ระยะทางที่ใช้ในการทดสอบ (Sliding Distance)

ตารางที่ 3 ปัจจัยที่ใช้ในการทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบล้อยาง

อนุภาคขัดถู	ทรายซิลิคอนคาร์ไบด์
ขนาดอนุภาค	400-500 ไมครอน
อัตราการไหล	270 กรัมต่อนาที (g/min)
ความเร็วล้อยาง	200 ± 10 รอบต่อนาที (rpm)
เส้นผ่านศูนย์กลางของล้อยาง	215 มิลลิเมตร (mm)
น้ำหนักกดทับ	15 นิวตัน (N)

3.4.3 การทดสอบความต้านแรงดึง

เนื่องจากชิ้นงานที่ได้จากแม่พิมพ์สำหรับงานหล่อแบบรีโอร่วมกับแบบกดอัดมีความหนามากกว่าขนาดชิ้นงานมาตรฐาน ในขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานสำหรับการทดสอบนี้ จึงทำการตัดแบ่งชิ้นงานทดสอบเป็น 3 ส่วน ได้แก่ บริเวณด้านบน บริเวณกลาง และบริเวณด้านล่าง จากนั้นนำชิ้นงานมาขัดหยาบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 600 และ 800 ตามลำดับ เพื่อปรับความหนาของงานให้ได้ขนาดตามมาตรฐาน ASTM B557M-94 ดังรูปที่ 13 การทดสอบสมบัติความต้านแรงดึง ใช้เครื่อง Universal Testing ยี่ห้อ Shimuzu รุ่น Autograph (AG-25TB) ขนาด 25 ตัน อัตราการดึง 3 มิลลิเมตรต่อนาที โดยทำการทดสอบ 3 ชิ้นงานต่อ 1 เงื่อนไขการทดลอง



รูปที่ 13 ชิ้นงานทดสอบการต้านแรงดึง มาตรฐาน ASTM B557M-94 (หน่วยมิลลิเมตร)

ผลการทดลอง

ส่วนที่ 1 ศึกษาการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรงในโลหะพื้น โดยปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะ ขนาด และปริมาณการเติมของอนุภาคเสริมแรง

1.1 ผลการศึกษาการปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะ

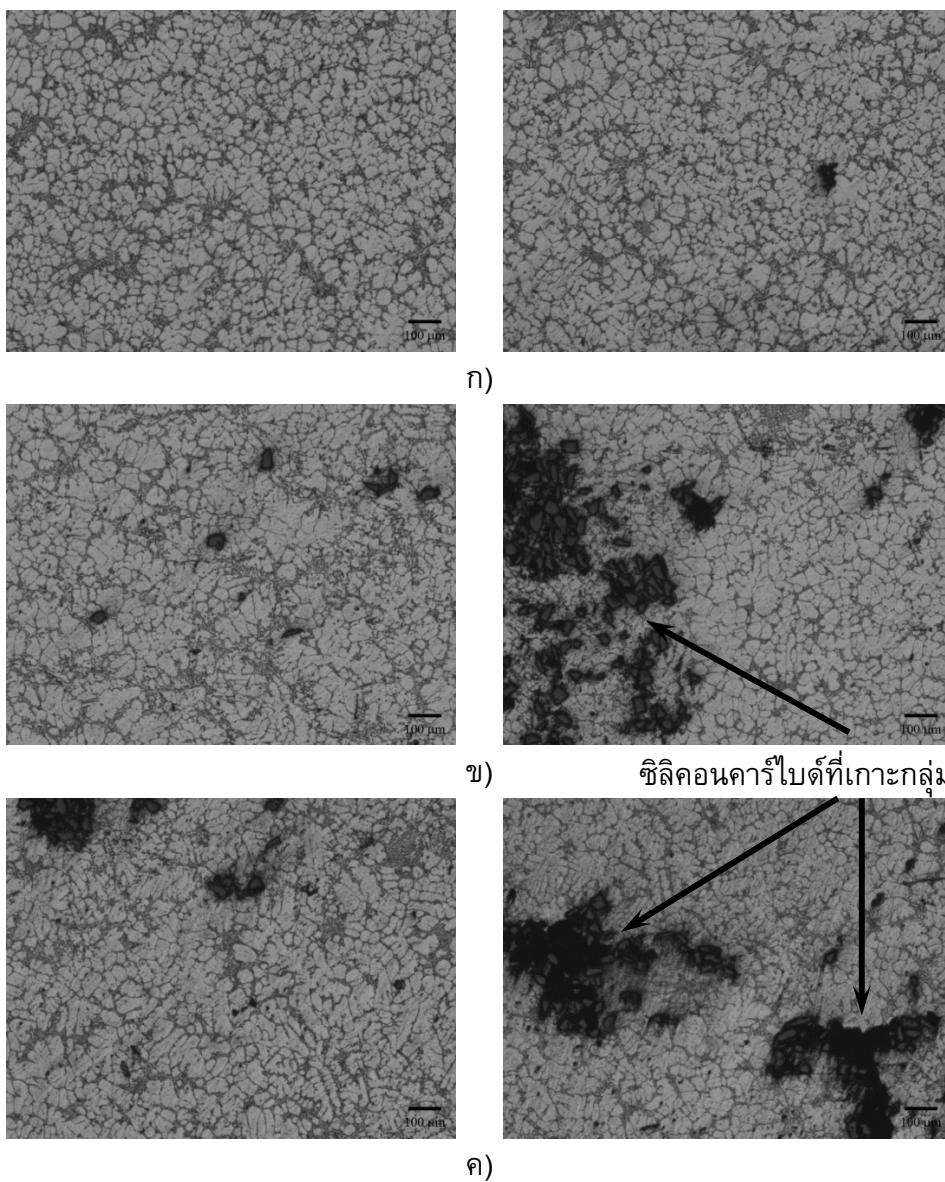
การศึกษากการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ทำการทดลองโดยรักษาอุณหภูมิขณะทำการกวนน้ำโลหะ เป็นเวลา 10 นาที จากนั้นทำการปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะ โดยในการทดลองจะใช้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันทรีตเมนต์ ขนาด 38-45 ไมครอน ร้อยละ 5 โดยปริมาตร กับอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 และในขณะหลอมให้ทำการกวนด้วยแรงทางกล ขนาด 100, 180, 260, 340 และ 430 รอบต่อนาที เป็นเวลา 10 นาที แล้วทำการเทผ่านรางเทหล่อเย็นที่อุณหภูมิ 620 องศาเซลเซียส จากนั้นทำการตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาค ณ ตำแหน่งต่างๆของชิ้นงาน แสดงดัง

รูปที่ 14

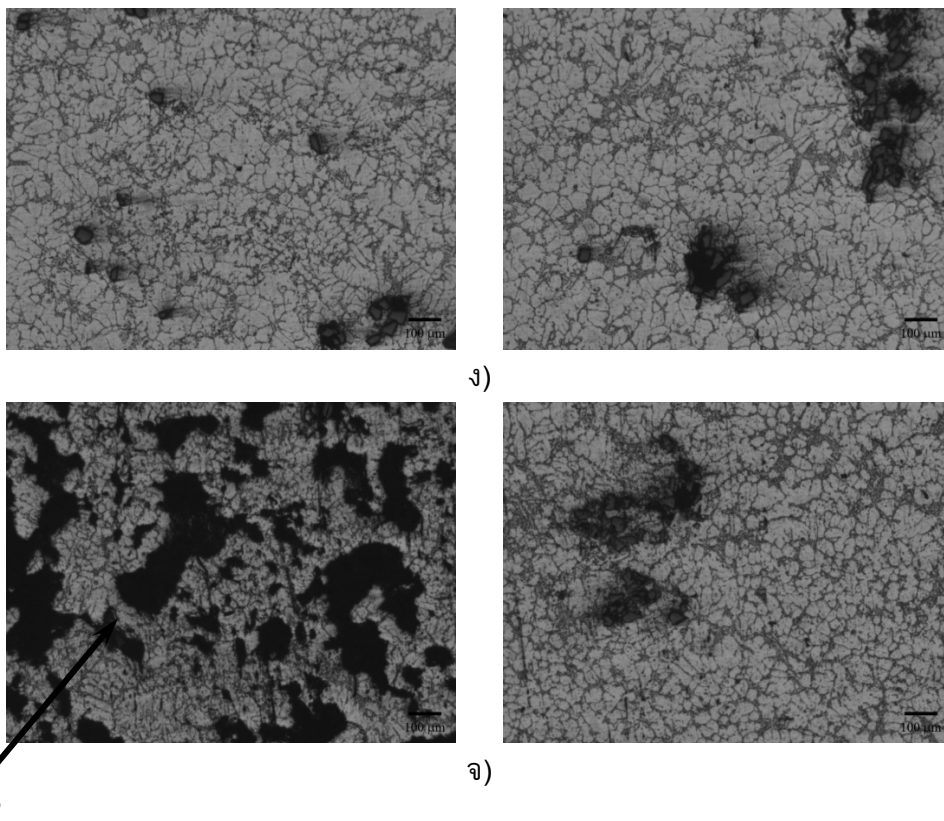
1A	1B	1C	1D	1E	ด้านบนชิ้นงาน
2A	2B	2C	2D	2E	
3A	3B	3C	3D	3E	
4A	4B	4C	4D	4E	
5A	5B	5C	5D	5E	ด้านล่างชิ้นงาน

รูปที่ 14 ตำแหน่งของการถ่ายภาพการทดสอบโครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานหล่อเชิงประกอบ

ผลการทดลองแสดงดังรูปที่ 15 หรือ ตารางที่ ก.1-ก.5 ในภาคผนวก ซึ่งจากผลการทดลองดังกล่าวแสดงการปรับเปลี่ยนความเร็วรอบในการกวนน้ำโลหะที่ 100, 180, 260, 340 และ 430 รอบต่อนาที



รูปที่ 15 โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่าน
การเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ขนาด 38-45 ไมครอน ร้อยละ 5 โดยปริมาตร
ก) 100 รอบต่อนาที
ข) 180 รอบต่อนาที
ค) 260 รอบต่อนาที



รูปที่ 15 (ต่อ) โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ขนาด 38-45 ไมครอน ร้อยละ 5 โดยปริมาตร

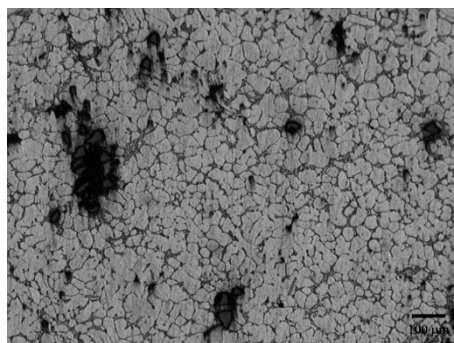
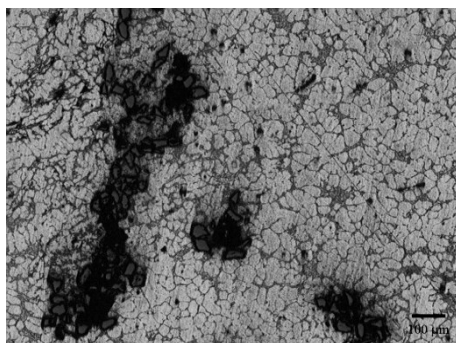
ง) 340 รอบต่อนาที

จ) 340 รอบต่อนาที

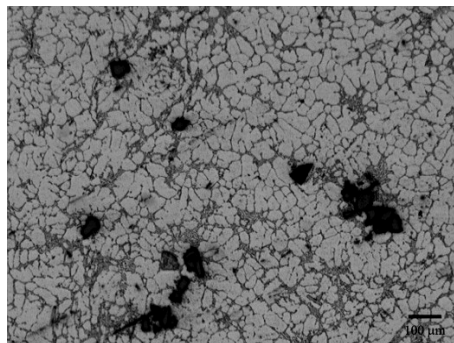
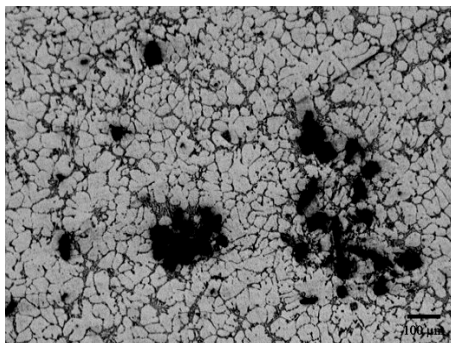
ซึ่งผลการทดลองที่ได้พบว่าที่ความเร็วรอบ 100 รอบต่อนาที แทบจะไม่พบอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์อยู่ในโลหะพื้นเลย ที่เป็นดังกล่าวนี้อาจมาจากความเร็วรอบในการกวนนั้นมีค่าน้อยเกินไป ไม่ส่งผลต่อการเพิ่มความสามารถในการเปียกผิวระหว่างโลหะพื้นและวัสดุเสริมแรงได้ โดยในขณะทำการทดลองจะสังเกตเห็นว่าขณะที่ทำการหลอมวัสดุเชิงประกอบอยู่นั้นจะพบลักษณะของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ลอยอยู่ด้านบนของผิวหน้าโลหะหลอมเหลวโดยไม่ผสมลงไปในตัวโลหะ และเมื่อเพิ่มความเร็วรอบเป็น 180 รอบต่อนาที พบว่าอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์มีความสามารถในการเปียกผิวระหว่างโลหะพื้นและวัสดุเสริมแรงที่เพิ่มขึ้น แต่ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นยังมีลักษณะที่เกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนในบริเวณตรงกลางของชิ้นงาน และที่ความเร็วรอบ 260 และ 340 รอบต่อนาที พบว่าลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นเพิ่มขึ้นเล็กน้อยและยังพบลักษณะการเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนหลงเหลืออยู่ และเมื่อทำการทดลองกวนที่ความเร็วรอบ 430 รอบต่อนาที พบว่าลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นลดลงอย่างมาก อีกทั้งยังมีรูปพรุณเกิดขึ้นกับชิ้นงานเป็นจำนวนมากอีกด้วยเช่นกัน ทั้งนี้เนื่องจากความเร็วจากการกวนที่มากเกินไป จึง

ทำให้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เกาะกันเป็นกลุ่มก้อน และเกิดรูปทรงบนชิ้นงาน เมื่อให้ความเร็วในการกวนมากขึ้น

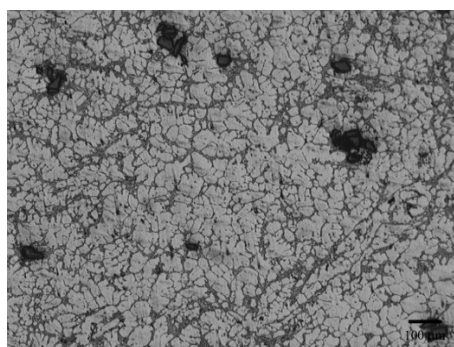
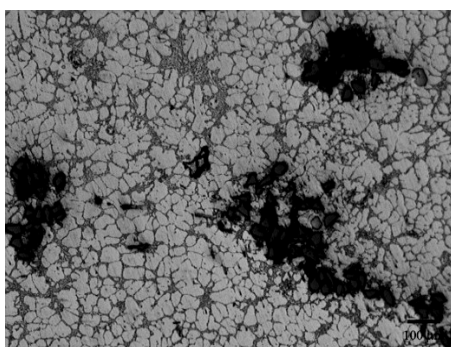
อีกวิธีหนึ่งที่เพิ่มค่าความสามารถในการเปียกผิวระหว่างโลหะพื้นและวัสดุเสริมแรง คือการเติมแมกนีเซียม ซึ่งในการทดลองจะใช้แมกนีเซียมเติมลงไปในปริมาณร้อยละ 1 โดยปริมาตร เพื่อช่วยเพิ่มความสามารถในการเปียกผิวระหว่างโลหะพื้นและอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยแมกนีเซียมเป็นธาตุที่มีแรงตึงผิว (Surface Tension) ต่ำ (0.599 Nm^{-1}) เมื่อเทียบกับแรงตึงผิวของอะลูมิเนียม (0.760 Nm^{-1}) ดังนั้นเมื่อเติมแมกนีเซียมในปริมาณร้อยละ 1 โดยปริมาตร ลงในอะลูมิเนียมหลอมเหลวจะทำให้พลังงานพื้นผิว (Surface Energy) ลดลงจาก 860 dyn cm^{-1} เป็น 650 dyn cm^{-1} นอกจากนั้นแมกนีเซียมยังช่วยป้องกันการเกิดเฟสอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ด้วย โดยในการทดลองใช้อนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดิวซ์ขนาด 38-45 ไมครอน ในปริมาณร้อยละ 5 โดยปริมาตร กับอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 และในขณะที่หลอมทำการกวนด้วยแรงทางกล ขนาด 180, 260 และ 340 รอบต่อนาที เป็นเวลา 10 นาที เนื่องจากในการทดลองที่ผ่านมา พบว่าที่ความเร็วรอบดังกล่าวให้ลักษณะการกระจายตัวที่ค่อนข้างดีกว่าการกวนที่ความเร็วรอบ 100 (ไม่พบซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้น) และ 430 รอบต่อนาที (พบรูปทรงจำนวนมาก) จากนั้นทำการเทผ่านรางเทหล่อเย็นที่อุณหภูมิ 620 องศาเซลเซียส โดยผลการศึกษาโครงสร้างทางจุลภาค ของชิ้นงานที่ได้แสดงดังรูปที่ 16 หรือ ตารางที่ ก.6-ก.8 ในภาคผนวก จากผลที่ได้พบว่าที่ความเร็วรอบ 180 รอบต่อนาที การกระจายตัวยังคงเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนในบริเวณตรงกลางของชิ้นงานอยู่ และไม่เปลี่ยนแปลงไปจากเดิมมากนัก เมื่อเพิ่มความเร็วรอบเป็น 260 รอบต่อนาที พบว่าอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นมีลักษณะการกระจายตัวที่เพิ่มขึ้นเล็กน้อย และเมื่อเพิ่มความเร็วรอบเป็น 340 รอบต่อนาที พบว่าลักษณะการกระจายของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นไม่เปลี่ยนแปลงมากนัก ส่วนการเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนก็ยังพบอยู่ในบริเวณตรงกลางของชิ้นงาน



ก)



ข)



ค)

รูปที่ 16 โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ขนาด 38-45 ไมครอน ร้อยละ 5 โดยปริมาตร แมกนีเซียมร้อยละ 1 โดยปริมาตร

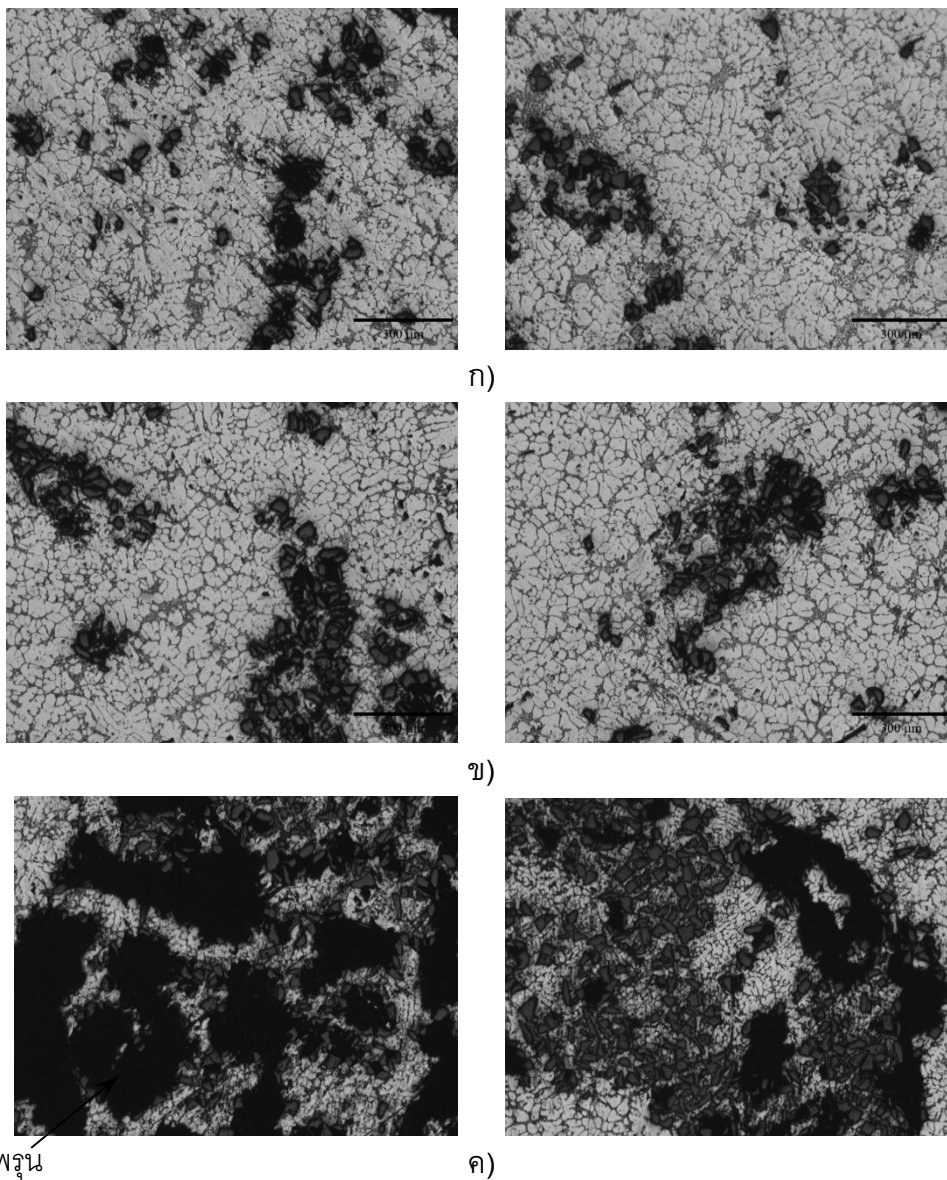
ก) 180 รอบต่อนาที

ข) 260 รอบต่อนาที

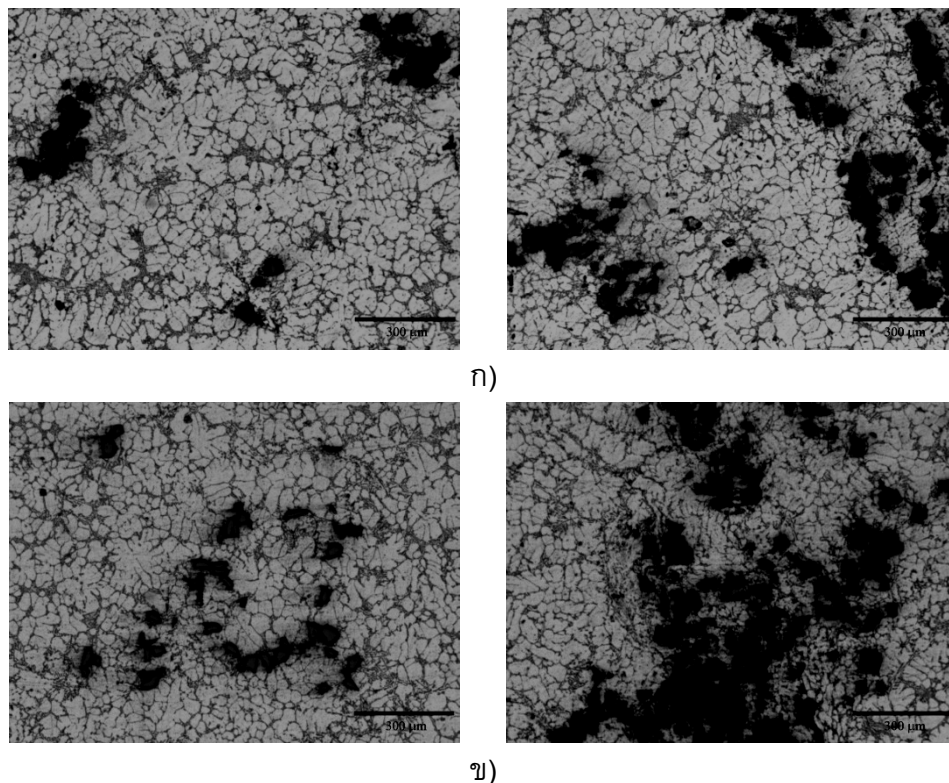
ค) 340 รอบต่อนาที

1.2 ผลการศึกษาการปรับเปลี่ยนร้อยละโดยปริมาตรของวัสดุเสริมแรง

ศึกษาการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรง โดยการปรับเปลี่ยนร้อยละโดยปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งเตรียมผิวอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ขนาด 38-45 ไมครอน ปริมาณร้อยละ 10 และ 15 โดยปริมาตร และแมกนีเซียร้อยละ 1 โดยปริมาตร ในขณะที่หลอมทำการ กวนด้วยแรงทางกล ขนาด 180, 260 และ 340 รอบต่อนาที 10 นาที จากนั้นทำการเทผ่านรางเทหล่อ เย็น อุณหภูมิเท 620 องศาเซลเซียส ทำการตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาค ณ ตำแหน่งต่างๆของ ชิ้นงาน โดยผลการผลการศึกษาโครงสร้างทางจุลภาค ณ ตำแหน่งต่างๆ ของชิ้นงานที่ได้แสดงดังรูปที่ 17 และ รูปที่ 18 หรือ ตารางที่ ก.9-ก.13 ในภาคผนวก จากผลที่ได้พบว่าที่ปริมาณร้อยละ 10 โดย ปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังรูปที่ 17 อนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นมีลักษณะการ กระจายตัวที่ดีกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับปริมาณร้อยละ 15 โดยปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังรูปที่ 18 แต่ในรูปที่ 17 ค) เกิดรูพรุนขึ้นในชิ้นงานจำนวนมาก จึงเป็นที่มาในการศึกษา ที่ปริมาณร้อยละ 15 โดยปริมาตรที่ความเร็วในการกวนเพียง 180 และ 260 รอบต่อนาที ดังรูปที่ 18 พบว่าที่ปริมาณ อนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์มากเกินไปจะทำให้มีการเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนเพิ่มมากขึ้น โดยเฉพาะ ในบริเวณตรงกลางของชิ้นงาน



รูปที่ 17 โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่าน
การเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันทรีตเมนต์ ขนาด 38-45 ไมครอน ร้อยละ 10 โดย
ปริมาตร แมกนีเซียมร้อยละ 1 โดยปริมาตร
ก) 180 รอบต่อนาที
ข) 260 รอบต่อนาที
ค) 340 รอบต่อนาที

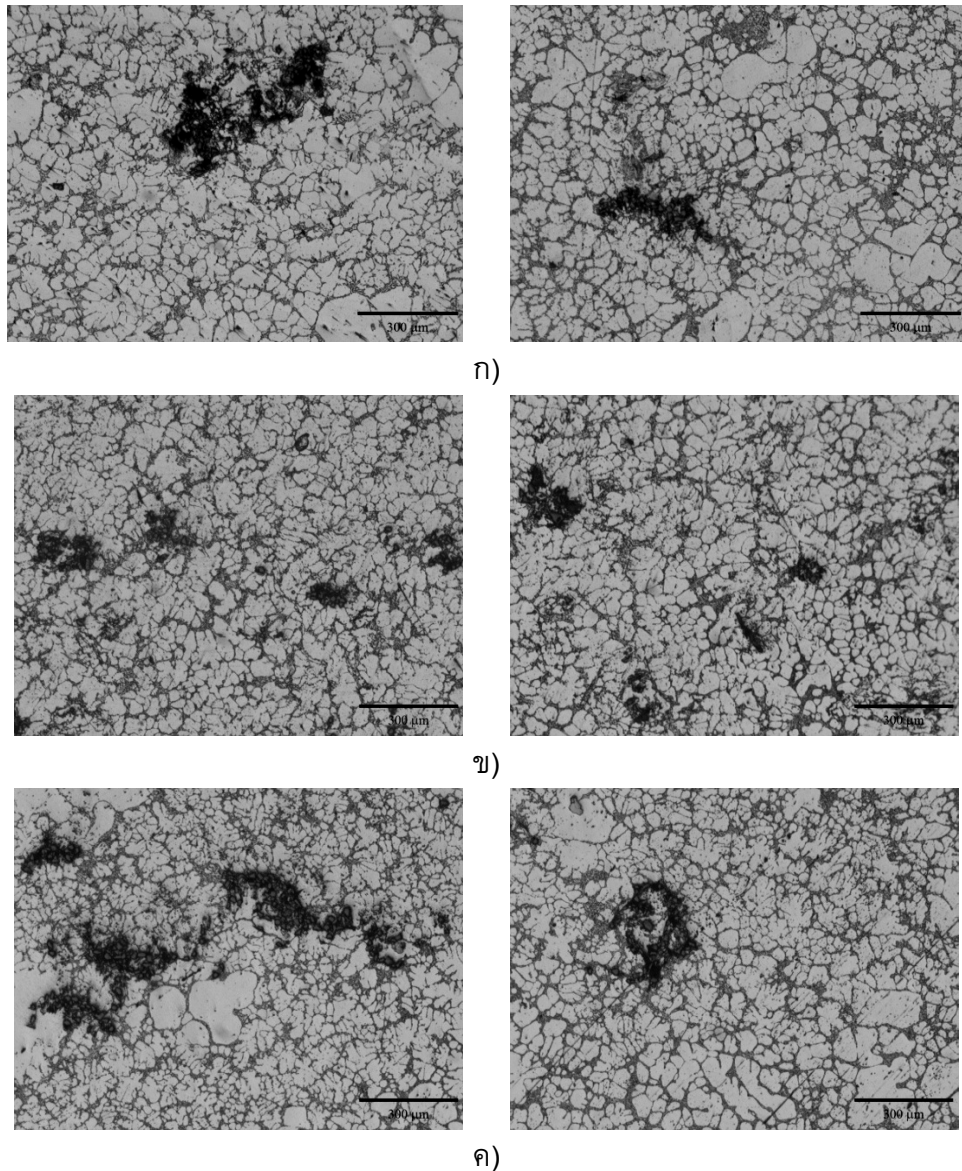


รูปที่ 18 โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันทรีตเมนต์ ขนาด 38-45 ไมครอน ร้อยละ 15 โดยปริมาตร แมกนีเซียมร้อยละ 1 โดยปริมาตร
 ก) 180 รอบต่อนาที
 ข) 260 รอบต่อนาที

1.3 ผลการศึกษาการปรับเปลี่ยนขนาดของอนุภาคของวัสดุเสริมแรง

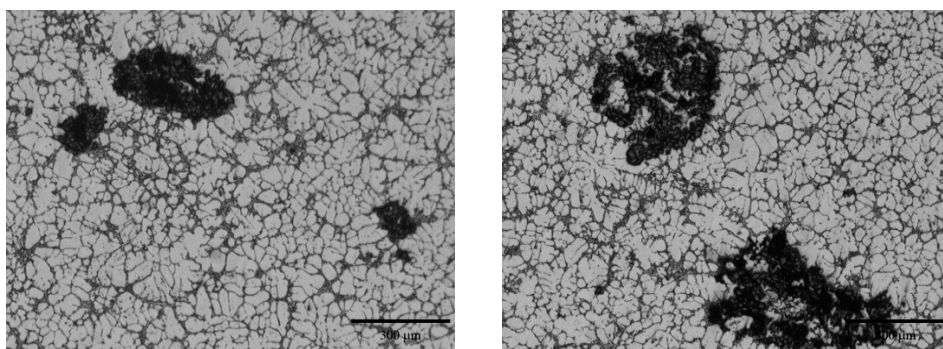
โดยจะศึกษาการปรับเปลี่ยนขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งในการทดลองครั้งนี้จะใช้อุณหภูมิของซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมด้วยวิธีออกซิเดชันทรีตเมนต์ 2 ขนาด คือ 20-38 และ 45-63 ไมครอน ในปริมาณร้อยละ 5, 10 และ 15 โดยปริมาตร และเติมผงแมกนีเซียมลงไปเป็นปริมาณร้อยละ 1 โดยปริมาตร ในขณะที่หลอมทำการกวนด้วยแรงทางกล ขนาด 180 และ 260 รอบต่อนาที เป็นเวลา 10 นาที เมื่อครบกำหนดเวลา ทำการเทผ่านรางเทหล่อเย็นที่อุณหภูมิ 620 องศาเซลเซียส จากนั้นทำการตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาค ณ ตำแหน่งต่างๆของชิ้นงาน โดยผลการศึกษาโครงสร้างทางจุลภาค ณ ตำแหน่งต่างๆ ของชิ้นงานที่ได้แสดงดังรูปที่ 19 และ รูปที่ 20 หรือ ตารางที่ ก.14-ก.25 ในภาคผนวก โดยผลที่ได้พบว่าอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาด 20-38 ไมครอน ให้ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นลดลง เนื่องจากอนุภาคขนาดเล็ก และมีค่าพลังงานพื้นผิวสูงมาก จึงทำให้การเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนเกิดขึ้นได้ง่ายและเมื่อผสมในปริมาณที่เพิ่มขึ้นก็จะพบลักษณะเป็นกลุ่มก้อนชัดเจนในปริมาณที่มากขึ้นด้วย ส่วนความเร็วรอบที่ใช้พบว่าที่ความเร็วรอบ 180 และ 260

รอบต่อหน้าที่ ไม่ส่งผลต่อลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์มากนัก แต่เมื่อเปลี่ยนขนาดของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์เป็น 45-63 ไมครอน จะให้ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นเพิ่มมากขึ้น โดยจะเห็นได้ดังรูปที่ 20 เนื่องจากอนุภาคขนาดใหญ่มีค่าพลังงานพื้นผิวที่ต่ำกว่าการใช้อนุภาคขนาดเล็ก ทำให้การเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนเกิดขึ้นยากกว่าและเมื่อผสมในปริมาณที่เพิ่มขึ้นก็จะพบว่ามีแนวโน้มการเกิดลักษณะเป็นกลุ่มก้อนในปริมาณที่มากขึ้นเช่นกัน

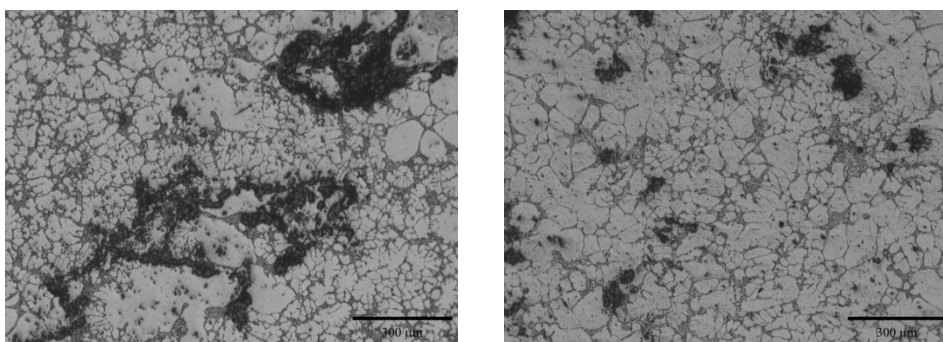


รูปที่ 19 โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ขนาด 20-38 ไมครอน ร้อยละ 5, 10 และ 15 โดยปริมาตร แมกนีเซียมร้อยละ 1 โดยปริมาตร

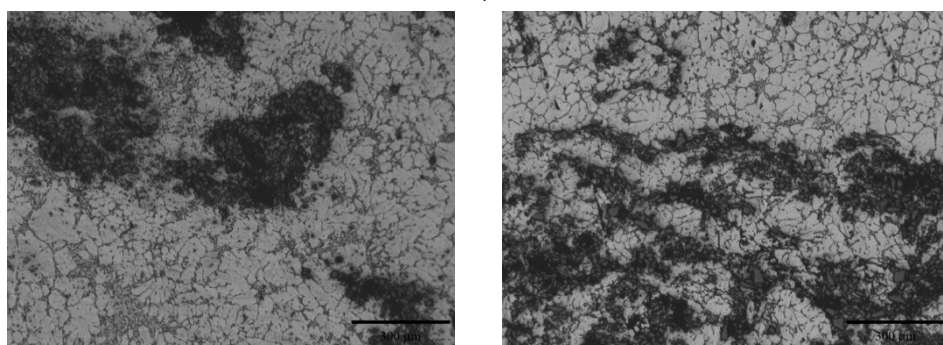
- ก) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 5 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 180 รอบต่อนาที
- ข) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 5 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 260 รอบต่อนาที
- ค) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 10 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 180 รอบต่อนาที



ง)



จ)



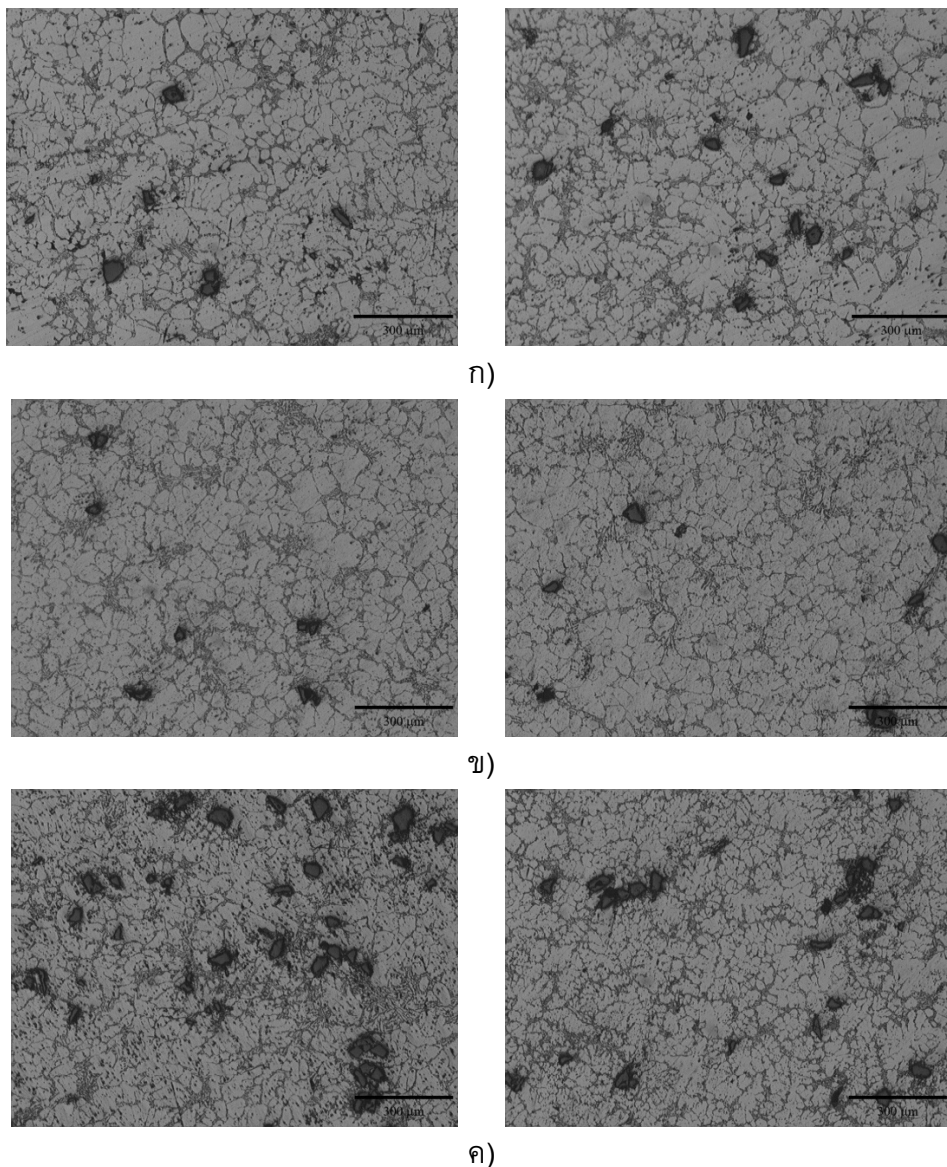
ฉ)

รูปที่ 19 (ต่อ) โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันทรีตเมนต์ ขนาด 20-38 ไมครอน ร้อยละ 5, 10 และ 15 โดยปริมาตร แมกนีเซียมร้อยละ 1 โดยปริมาตร

ง) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 10 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 260 รอบต่อนาที

จ) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 15 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 180 รอบต่อนาที

ฉ) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 15 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 260 รอบต่อนาที

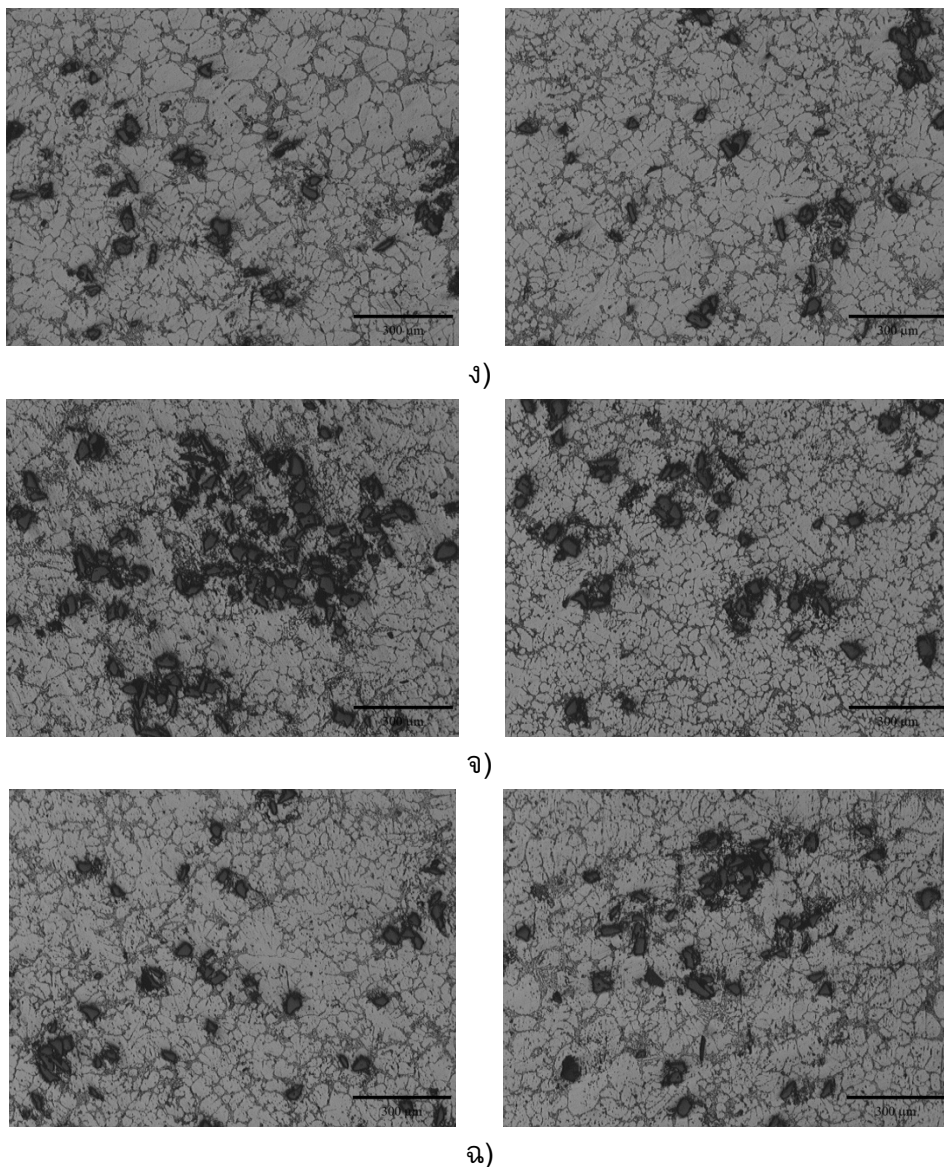


รูปที่ 20 โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ขนาด 45-63 ไมครอน ร้อยละ 5, 10 และ 15 โดยปริมาตร แมกนีเซียมร้อยละ 1 โดยปริมาตร

ก) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 5 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 180 รอบต่อนาที

ข) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 5 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 260 รอบต่อนาที

ค) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 10 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 180 รอบต่อนาที



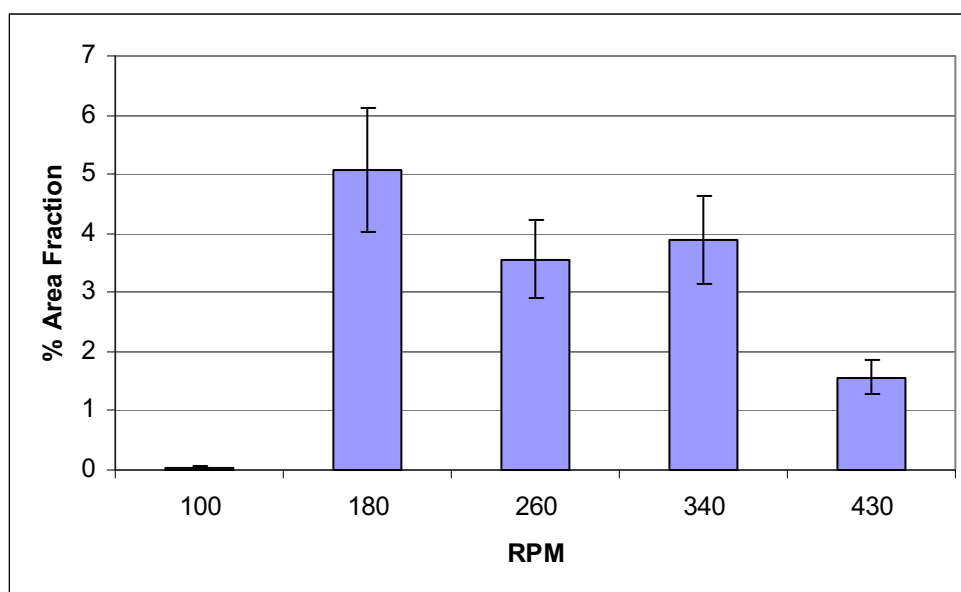
รูปที่ 20 (ต่อ) โครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันที่รีดเมนต์ ขนาด 45-63 ไมครอน ร้อยละ 5, 10 และ 15 โดยปริมาตร แมกนีเซียมร้อยละ 1 โดยปริมาตร
 ง) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 10 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 260 รอบต่อนาที
 จ) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 15 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 180 รอบต่อนาที
 ฉ) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 15 โดยปริมาตร กวนน้ำโลหะ 260 รอบต่อนาที

จากผลการทดลองการปรับเปลี่ยนปัจจัยต่างๆที่ส่งผลต่อการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้น เช่น ความเร็วในการกวนน้ำโลหะ ร้อยละโดยปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ และขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ผลที่ได้พบว่าความเร็วในการกวนน้ำโลหะที่เหมาะสมควรอยู่ในช่วงกลางคือ ไม่เร็วหรือช้าจนเกินไป ซึ่งเมื่อพิจารณาจากผลการทดลองพบว่าความเร็วในการกวนน้ำโลหะที่เหมาะสมจะอยู่ระหว่าง 180-260 รอบต่อนาที โดยถ้าใช้ความเร็วที่น้อยกว่านี้จะส่งผลให้อนุภาคของ

ซิลิคอนคาร์ไบด์ยึดติดกับโลหะพื้นได้น้อยลง ส่วนการใช้ความเร็วที่มากกว่านี้จะส่งผลให้โลหะพื้นเกิดรูพรุน และการใช้ร้อยละโดยปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ที่เหมาะสมจะให้ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เพิ่มขึ้นด้วย โดยจากผลการทดลองที่ได้พบว่าที่ร้อยละ 10 โดยปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ จะให้ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เหมาะสม ซึ่งปริมาณของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ไ้ใช้ยังต้องพิจารณาปัจจัยขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยโดยพบว่า การใช้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาด 45-63 ไมครอน ที่ร้อยละ 10 โดยปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ จะให้ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นที่เหมาะสมที่สุด

1.4 ผลการวิเคราะห์ปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อ (Area Fraction)

ผลการวิเคราะห์ปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อ โดยโปรแกรม MSQ Version 6.51 จำนวน 25 ตำแหน่งบนชิ้นงานพบว่า เมื่อทำการปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะ ที่อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 38-45 ไมครอน ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันทรีตเมนต์ ปริมาณร้อยละ 5 โดยปริมาตร แสดงผลการทดลองดังรูปที่ 21

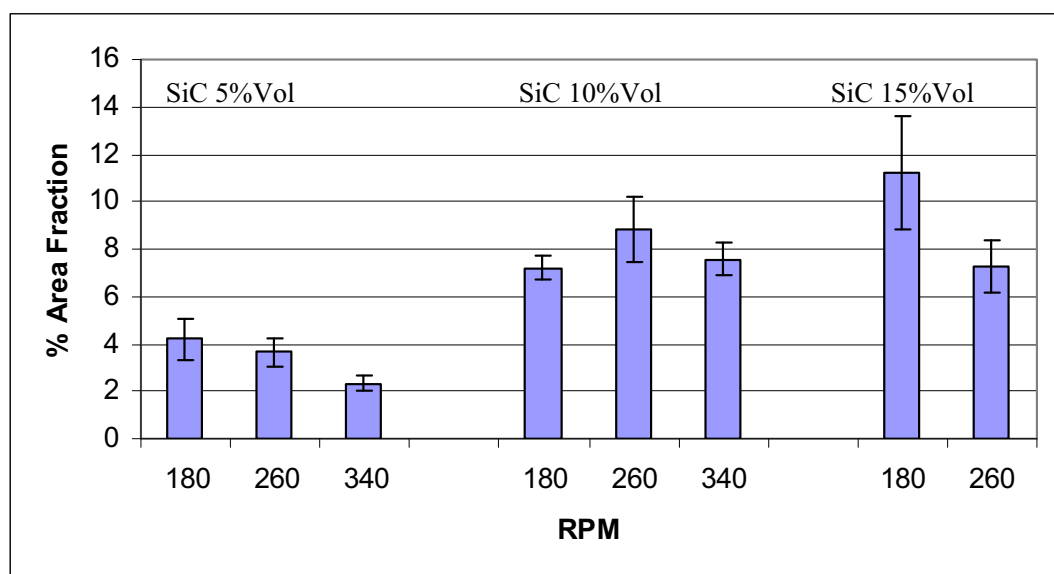


รูปที่ 21 ปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อ เมื่อทำการปรับเปลี่ยนความเร็วในการกวนน้ำโลหะ ที่ใช้วัสดุเสริมแรง 38-45 ไมครอน ร้อยละ 5 โดยปริมาตร

โดยผลการทดลองพบว่าที่การกวนด้วยความเร็วรอบ 100 รอบต่อนาทีนั้น จะมีค่าปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อที่ต่ำมาก (ร้อยละ 0.044 ± 0.136 โดยพื้นที่) ซึ่งสอดคล้องกับโครงสร้างทางจุลภาค ตารางที่ ก.1 ในภาคผนวก คือไม่พบอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวในชิ้นงาน เนื่องจากความเร็วในการกวน

มีค่าต่ำ และในระหว่างทำการทดลองพบว่าขณะทำการหลอมนั้น อนุภาคจับกลุ่มและลอยตัวอยู่บริเวณด้านบนของน้ำโลหะ ส่วนการกว่นที่ความเร็วรอบ 430 รอบต่อนาที จะมีค่าปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อที่ต่ำเช่นกัน (ร้อยละ 1.568 ± 1.406) เนื่องจากตารางที่ ก.5 พบแต่รูปพูนภายในชิ้นงาน ส่วนที่การกว่นด้วยความเร็วระหว่าง 180-340 รอบต่อนาทีนั้น จะพบปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อที่ใกล้เคียงกัน

จากนั้นทำการตรวจสอบปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อเมื่อปรับเปลี่ยนร้อยละโดยปริมาตรของวัสดุเสริมแรง ที่อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาด 38-45 ไมครอน ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธีออกซิเดชันทรีด-เมนต์ ร้อยละ 5, 10 และ 15 โดยปริมาตร และเติมแมกนีเซียม ร้อยละ 1 โดยปริมาตร เพื่อเพิ่มความสามารถในการเปียกผิว แสดงผลการทดลองดังรูปที่ 22

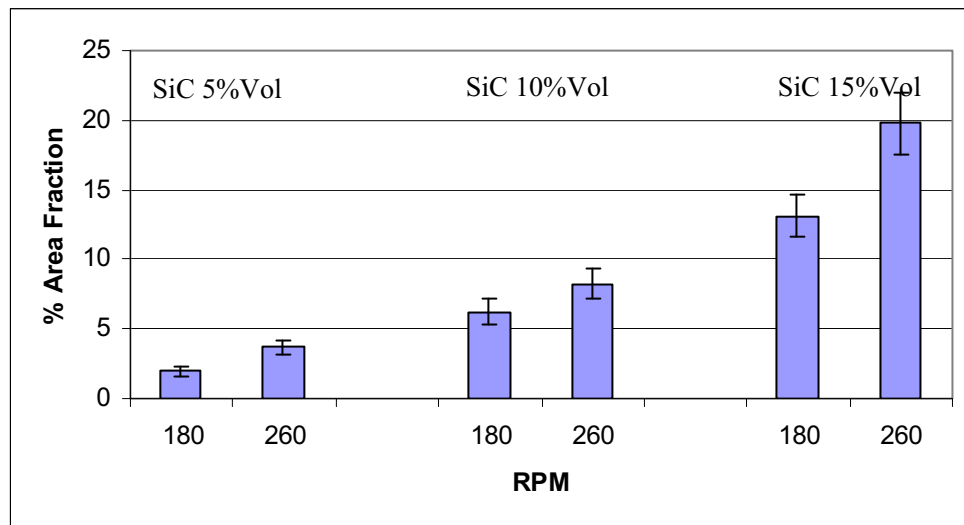


รูปที่ 22 ปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อ เมื่อทำการปรับเปลี่ยนร้อยละโดยปริมาตรของวัสดุเสริมแรงขนาด 38-45 ไมครอน ร้อยละ 5, 10 และ 15 แมกนีเซียม ร้อยละ 1 โดยปริมาตร

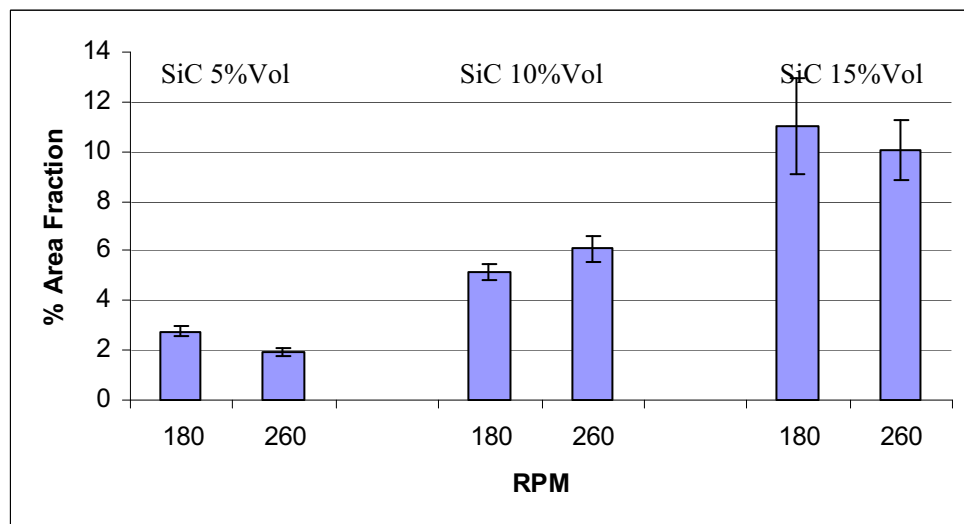
จากผลการทดลองพบว่า เมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ลงในชิ้นงานในปริมาณที่มากขึ้น เมื่อทำการวัดปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อ ก็จะได้ค่าที่เพิ่มมากขึ้นเช่นกัน ส่วนค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานนั้น ถ้ามีค่ามากจะหมายถึงการกระจายที่ไม่สม่ำเสมอ ถ้ามีค่าน้อยจะหมายถึงการกระจายตัวที่สม่ำเสมอมากขึ้น โดยพบว่าที่การเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ลงในชิ้นงานในปริมาณที่มาก ชิ้นงานจะมีลักษณะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนสูง

จากนั้นทำการตรวจสอบปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อเมื่อปรับเปลี่ยนขนาดของอนุภาคของวัสดุเสริมแรง ที่อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาด 20-38 และ 45-63 ไมครอน ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยวิธี

ออกซิเดชันทรีดเมนต์ ร้อยละ 5, 10 และ 15 โดยปริมาตร และเติมแมกนีเซียม ร้อยละ 1 โดยปริมาตร แสดงผลการทดลองดังรูปที่ 23 และ รูปที่ 24



รูปที่ 23 ปริมาณอนุภาคในชั้นงานหล่อ เมื่อทำการปรับเปลี่ยนขนาดของอนุภาคของวัสดุเสริมแรง ขนาด 20-38 ไมครอน ร้อยละ 5, 10 และ 15 แมกนีเซียม ร้อยละ 1 โดยปริมาตร



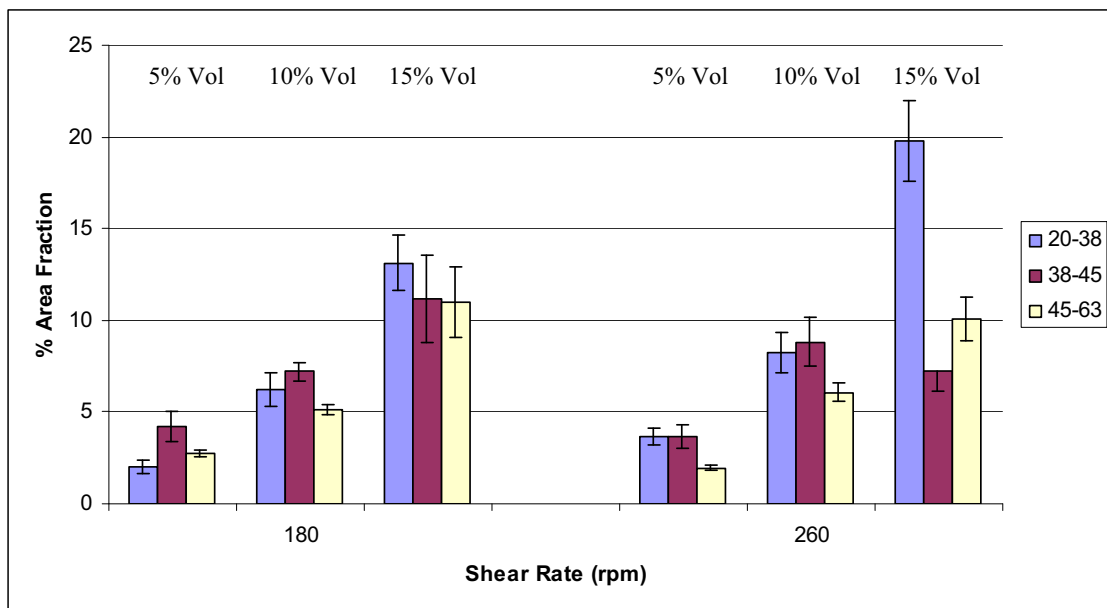
รูปที่ 24 ปริมาณอนุภาคในชั้นงานหล่อ เมื่อทำการปรับเปลี่ยนขนาดของอนุภาคของวัสดุเสริมแรง ขนาด 45-63 ไมครอน ร้อยละ 5, 10 และ 15 แมกนีเซียม ร้อยละ 1 โดยปริมาตร

จากการทดลองพบว่า เมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ลงในชิ้นงานในปริมาณที่มากขึ้น เมื่อทำการวัดปริมาณอนุภาคในชั้นงานหล่อ ก็จะได้ค่าที่เพิ่มมากขึ้นเช่นกัน ส่วนที่อนุภาคขนาด 20-38 ไมครอน จะมีค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานที่สูง ของปริมาณการเติมที่ร้อยละ 10 และ 15 โดยปริมาตร ซึ่งแสดงว่ามีการจับ

ตัวเป็นกลุ่มก้อนของอนุภาคที่สูง ส่วนปริมาณการเติมที่ร้อยละ 5 โดยปริมาตร มีค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานต่ำ แสดงว่าอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จับกลุ่มกันต่ำ

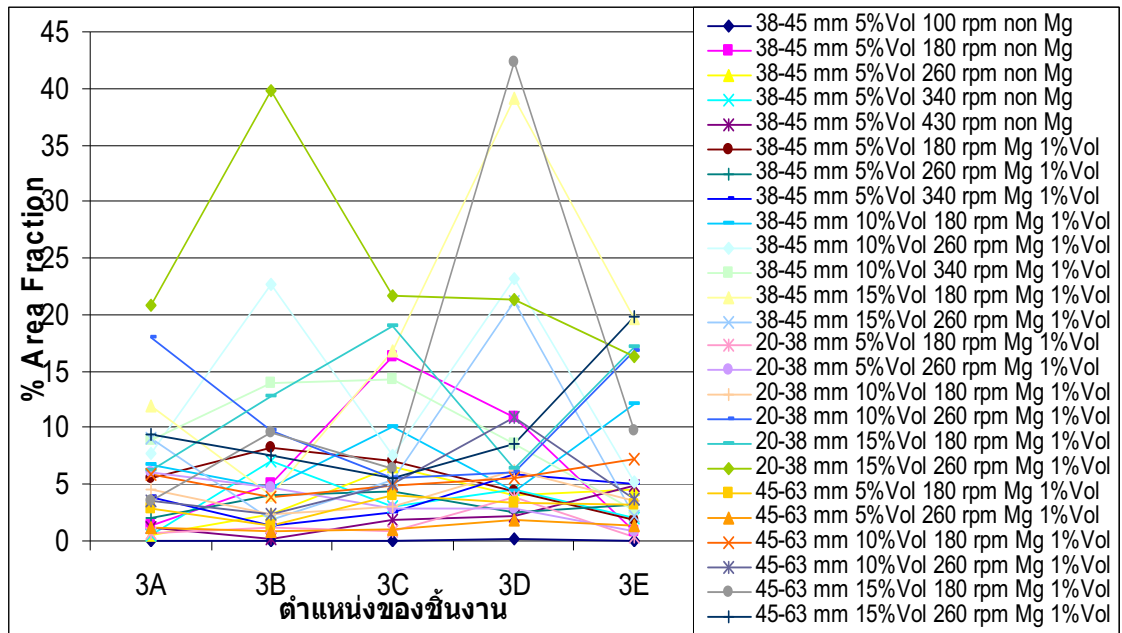
อนุภาคขนาด 45-63 ไมครอน จะมีค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานที่ต่ำเมื่อเทียบกับทั้ง ของอนุภาคขนาด 20-38 และ 38-45 ไมครอน ซึ่งแสดงการกระจายของอนุภาคขนาด 45-63 ไมครอน นั้นดีที่สุด ยกเว้นปริมาณการเติมร้อยละ 15 โดยปริมาตร ที่ยังมีลักษณะจับตัวกันเป็นกลุ่มก้อนสูงอยู่

โดยทำการสรุปความสัมพันธ์ของค่าปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อของแต่ละปัจจัยในการทดลองที่ความเร็วในการกวนอยู่ในช่วง 180-260 รอบต่อนาที แสดงดังรูปที่ 25

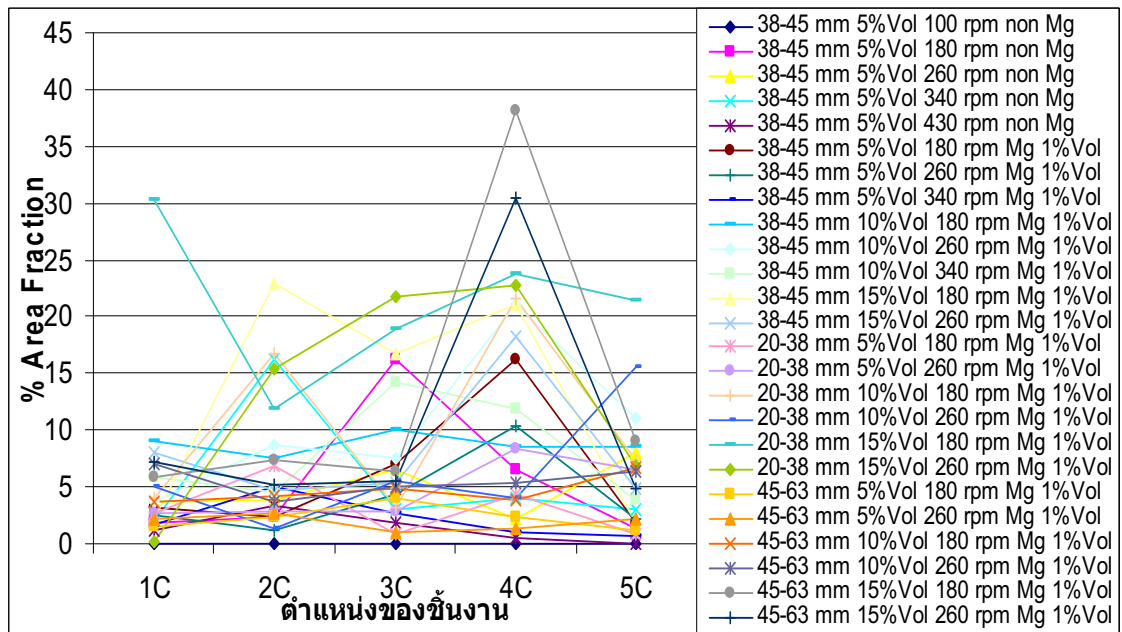


รูปที่ 25 ปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อของแต่ละปัจจัยในการทดลอง

โดยจากรูปที่ 25 พบว่า เมื่อเติมอนุภาคเสริมแรงที่มากขึ้นจะเห็นปริมาณของอนุภาคในชิ้นงานหล่อที่สูงขึ้นเช่นกัน อีกทั้งอนุภาคที่มีขนาดเล็กจะเห็นปริมาณของอนุภาคในชิ้นงานหล่อที่มาก เนื่องจากอนุภาคมีการเกาะกลุ่มกันสูง จากนั้นทำการศึกษาค่าปริมาณอนุภาค ณ ที่ตำแหน่ง 3A, 3B, 3C, 3D และ 3E (แนวบนของชิ้นงาน) แสดงดังรูปที่ 26 และค่าปริมาณอนุภาค ณ ที่ตำแหน่ง 1C, 2C, 3C, 4C และ 5E (แนวตั้งของชิ้นงาน) แสดงดังรูปที่ 27 พบว่าปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อมีการกระจายตัวแบบสุ่ม และมีการรวมกลุ่มของอนุภาค ณ บริเวณ 4A-4E ในปริมาณที่มากกว่าตำแหน่งอื่น ทั้งนี้เกิดขึ้นเนื่องจากความหนาแน่นของอนุภาคดังกล่าวมีค่ามากกว่าอะลูมิเนียมหลอมเหลวจึงทำให้อนุภาคจมอยู่ด้านล่างของชิ้นงาน



รูปที่ 26 ปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อ ณ ที่ตำแหน่ง 3A, 3B, 3C, 3D และ 3E



รูปที่ 27 ปริมาณอนุภาคในชิ้นงานหล่อ ณ ที่ตำแหน่ง 1C, 2C, 3C, 4C และ 5E

ส่วนที่ 2 เพื่อศึกษาอิทธิพลของปัจจัยการผลิต คือ อุณหภูมิเท อุณหภูมิแม่พิมพ์ และแรงในการกดอัด ต่อโครงสร้างจุลภาค และปริมาณรพูน

2.1 โครงสร้างจุลภาค

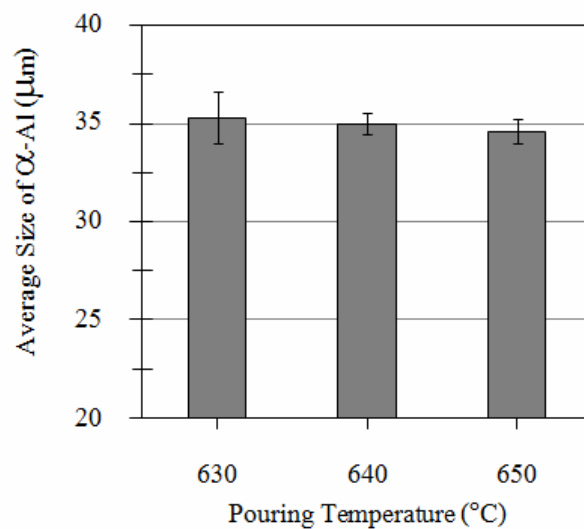
ทดลองขึ้นรูปชิ้นงานด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติ เทียบกับ กระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็นลงในแม่พิมพ์ โดยเทน้ำโลหะที่อุณหภูมิ 630, 640 และ 650 องศาเซลเซียส จากนั้นให้แรงกดอัดกับโลหะในสภาวะกึ่งของแข็งด้วยแท่นอัดไฮดรอลิกที่มีความดัน 50 เมกะพาสคัล จากการทดลอง พบว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทั้ง 2 กระบวนการ ประกอบด้วย 2 เฟสเหมือนกัน ได้แก่ เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมและเฟสยูเทคติก แสดงดังตารางที่ 4

ลักษณะของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้มีความแตกต่างกัน นั่นคือ เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมของชิ้นงานจากกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติไม่ผ่านรางหล่อเย็น โดยมากมีลักษณะเป็นเดนไดรต์ และพบกิ่งเล็กๆ ของเดนไดรต์ที่เกิดจากการแตกหักของแขนเดนไดรต์บางส่วน เมื่อใช้เทคนิครางหล่อเย็นทั้ง 3 อุณหภูมิเทพบเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม มีลักษณะกลมและลักษณะคล้ายดอกกุหลาบ พิจารณาลักษณะการกระจายตัวของโครงสร้างจุลภาค พบว่า ทั้งกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติ และกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น มีการกระจายตัวคล้ายกัน คือ เฟสอัลฟาอะลูมิเนียม มีการกระจายตัวสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน นอกจากนี้ลักษณะของเฟสยูเทคติกที่พบ มีลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบ เหมือนกัน

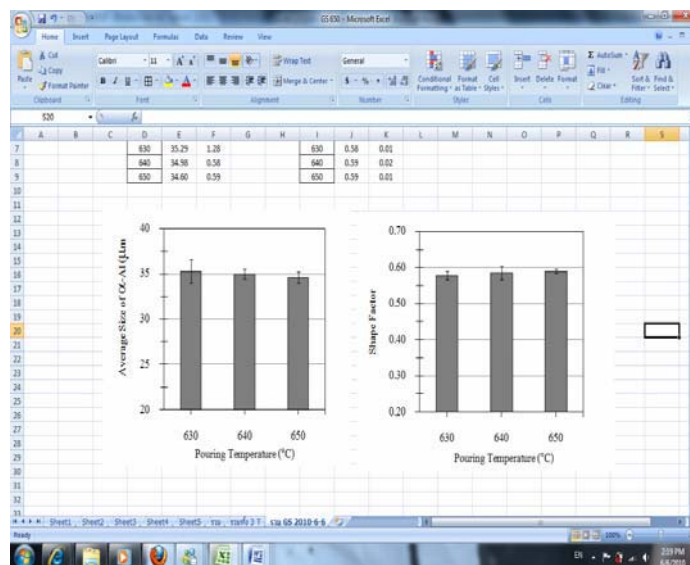
จากตารางที่ 4 เมื่อทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคโดยเปรียบเทียบอิทธิพลของอุณหภูมิเทของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยการเทผ่านรางหล่อเย็น พบว่า เมื่อมีการปรับเปลี่ยนอุณหภูมิเทน้ำโลหะ ลักษณะของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้มีความแตกต่างกัน โดยชิ้นงานที่ขึ้นรูปที่อุณหภูมิเท 650 องศาเซลเซียส พบเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีลักษณะคล้ายดอกกุหลาบเป็นจำนวนมาก และพบโครงสร้างที่มีลักษณะกลมขนาดเล็กบางส่วนปะปนอยู่ด้วย เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่พบในชิ้นงาน ที่ขึ้นรูปด้วยอุณหภูมิเท 640 องศาเซลเซียส มีลักษณะดอกกุหลาบและลักษณะกลม โดยขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมค่อนข้างสม่ำเสมอกัน นอกจากนี้โครงสร้างลักษณะกลมที่พบในอุณหภูมิดังกล่าวมีขนาดใหญ่กว่าโครงสร้างลักษณะกลมที่พบจากอุณหภูมิเท 630 และ 650 องศาเซลเซียส เมื่อเทน้ำโลหะที่อุณหภูมิ 630 องศาเซลเซียส พบโครงสร้างที่มีลักษณะแบบดอกกุหลาบขนาดใหญ่ ร่วมกับโครงสร้างลักษณะกลมขนาดเล็ก เมื่อพิจารณาลักษณะของเฟสยูเทคติกที่เกิดขึ้นของชิ้นงานที่มีการปรับเปลี่ยนอุณหภูมิเท พบว่าเฟสยูเทคติกมีลักษณะคล้ายคลึงกันคือลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบ และกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอตลอดทั่วทั้งชิ้นงาน นอกจากนี้

โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายของชิ้นงานทุกอุณหภูมิเท พบปริมาณของเฟสของแข็ง อยู่ในช่วงร้อยละ 60-64 ของปริมาณเฟสทั้งหมด

จากนั้น เปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยอุณหภูมิแตกต่างกันที่ตำแหน่งต่างๆ บนชิ้นงาน เพื่อศึกษาผลของอุณหภูมิเทต่อขนาดเฉลี่ยและค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม พบว่า การปรับเปลี่ยนอุณหภูมิเท มีผลน้อยต่อขนาดเฉลี่ยและค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้รับ โดยเมื่อวัดขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมแต่ละอุณหภูมิเท พบว่า มีค่าใกล้เคียงกัน นั่นคือ มีขนาดเฉลี่ยอยู่ในช่วงประมาณ 34.60-35.29 ไมครอน ค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม มีค่าใกล้เคียงกัน คือช่วงประมาณ 0.58-0.59 ดังรูปที่ 28 และ รูปที่ 29

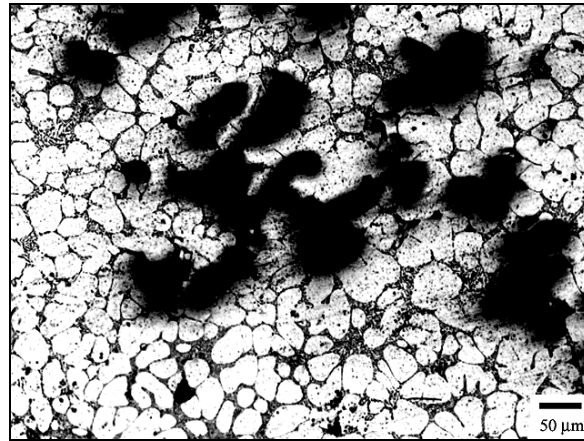


รูปที่ 28 ขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมหล่อผ่านรางที่อุณหภูมิเทต่างๆ



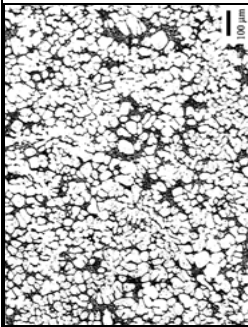
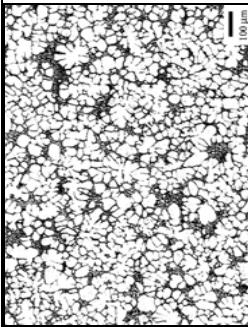
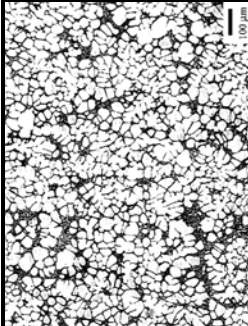
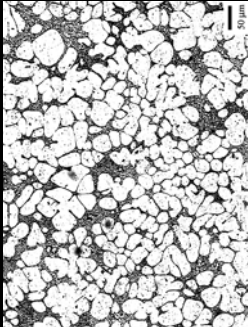
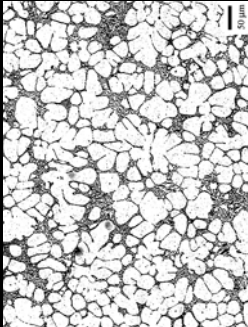
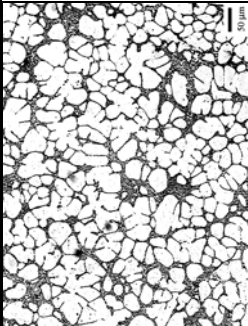
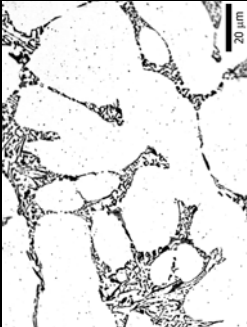
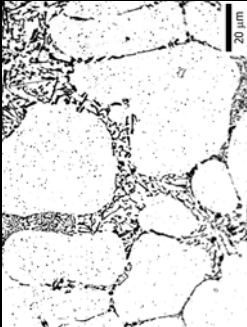
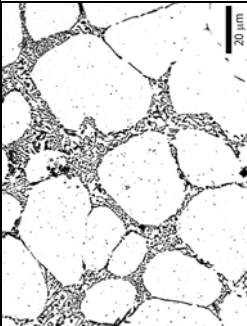
รูปที่ 29 ค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมหล่อผ่านรางที่อุณหภูมิเทต่างๆ

นอกจากนี้ ชี้นงานที่อุณหภูมิ 630 และ 640 องศาเซลเซียส พบโพรงหดตัวระดับจุลภาค (Micro-Shrinkage) ที่บริเวณกลางชี้นงาน ดังรูปที่ 30 ในขณะที่ชี้นงานที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส ไม่มีโพรงหดตัวระดับจุลภาคเกิดขึ้น



รูปที่ 30 โพรงหดตัวระดับจุลภาค บริเวณกลางชี้นงานที่อุณหภูมิ 630 และ 640 องศาเซลเซียส

ตารางที่ 4 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ขึ้นรูปที่อุณหภูมิแตกต่าง ๆ ที่ผ่านการวางหล่อเย็นและผ่านการวางหล่อเย็น

ผ่านวางหล่อเย็น		ไม่ผ่านวางหล่อเย็น	
อุณหภูมิเท (°C)	630	640	650
5x			
10x			
50x			

เมื่อขึ้นรูปชิ้นงานด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น โดยมีการปรับเปลี่ยนอุณหภูมิแม่พิมพ์เริ่มต้นที่ 100 และ 250 องศาเซลเซียส ตามลำดับ เทน้ำโลหะที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส ผ่านรางหล่อเย็นลงในแม่พิมพ์ จากนั้นศึกษาผลของแรงกดอัด โดยทำการทดลองในลักษณะเดียวกัน แต่มีการให้แรงกดอัดกับโลหะในสภาวะกึ่งของแข็ง หลังจากเทผ่านรางหล่อเย็นเข้าสู่แม่พิมพ์แล้ว ที่ความดัน 50 และ 100 เมกะพาสคัล โครงสร้างจุลภาคแสดงดังตารางที่ 5 และ ตารางที่ 6 โดยผลการทดลองสามารถแบ่งออกได้เป็น 2 ช่วง ดังนี้

ช่วงที่ 1 ที่ 0 เมกะพาสคัล (ไม่มีแรงกดอัด) เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ พบว่า โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ มีความสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน โดยที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ต่างกัน โครงสร้างจุลภาคที่ได้รับมีความแตกต่างกัน คือ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมโดยมากที่พบ มีลักษณะโครงสร้างเป็นกิ่งเล็กๆ ของเดนไดรต์ที่เกิดจากการแตกหักของแขนเดนไดรต์ และพบโครงสร้างที่มีลักษณะกลมร่วมด้วย ส่วนแม่พิมพ์อุณหภูมิ 250 องศาเซลเซียส เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่พบมีโครงสร้างเป็นกิ่งเล็กๆ ของแขนเดนไดรต์เช่นเดียวกับที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส และพบโครงสร้างที่มีลักษณะคล้ายดอกกุหลาบปะปนอยู่ นอกจากนี้ ยังพบโครงสร้างที่มีลักษณะกลมร่วมด้วยเล็กน้อย จากการศึกษาผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ต่อลักษณะของเฟสยูเทคติกที่เกิดขึ้นดังตารางที่ 5 พบว่าที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส เฟสยูเทคติกมีลักษณะสั้นและละเอียดกว่าที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส

ช่วงที่ 2 เมื่อเพิ่มแรงกดอัด 50 และ 100 เมกะพาสคัล พบว่า เมื่อปรับเปลี่ยนแรงกด มีผลทำให้โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานของทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ มีความแตกต่างกัน ทั้งลักษณะและการกระจายตัวของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม รวมทั้ง ลักษณะ การกระจายตัวและปริมาณของเฟสยูเทคติกที่พบ นั่นคือเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้ ในแต่ละบริเวณของชิ้นงานไม่มีความสม่ำเสมอ บริเวณด้านบนซึ่งสัมผัสกับแท่งกดอัดโดยตรง เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมจะมีลักษณะกลมและเล็ก และในบางเฟสมีลักษณะแบนและเชื่อมติดกันอยู่ บริเวณกลาง พบเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีลักษณะกลมและลักษณะดอกกุหลาบขนาดใหญ่ร่วมด้วย นอกจากนี้ บางเฟสที่พบมีการเชื่อมต่อกัน บริเวณด้านล่างซึ่งไม่สัมผัสกับแท่งกดอัด โดยมากพบโครงสร้างที่มีลักษณะคล้ายกิ่งของแขนเดนไดรต์ ปะปนกับเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่มีลักษณะคล้ายดอกกุหลาบ

ที่แรงกดอัดเดียวกัน เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์เพิ่มขึ้น ลักษณะเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมบริเวณด้านบนและบริเวณกลางมีลักษณะแบนและเชื่อมติดกันมากขึ้น โดยพบลักษณะการเชื่อมติดกันของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมดังกล่าวที่บริเวณด้านบนของชิ้นงานที่แรงกดอัด 50 และ 100 เมกะพาสคัล โดยเมื่อเพิ่มอุณหภูมิแม่พิมพ์จาก 100 องศาเซลเซียสเป็น 250 องศาเซลเซียส จะพบปริมาณเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมในบริเวณดังกล่าวมากขึ้น

เมื่อพิจารณาการกระจายตัว ลักษณะและปริมาณของเฟสยูเทคติกที่พบในชิ้นงานที่แรงกดอัด 50 และ 100 เมกะพาสคัล ทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ พบว่า มีความคล้ายคลึงกัน นั่นคือ การกระจายตัวของเฟสยูเทคติกที่พบในแต่ละบริเวณ ไม่สม่ำเสมอกัน บริเวณด้านบนและบริเวณกลางชิ้นงานมีการกระจายตัวที่ดี ส่วนที่บริเวณด้านล่างพบการกระจายตัวไม่สม่ำเสมอทั่วทั้งบริเวณ นอกจากนี้ ปริมาณเฟสยูเทคติกที่พบในแต่ละบริเวณแตกต่างกัน คือ ปริมาณเฟสยูเทคติกพบมากที่บริเวณด้านล่างของชิ้นงาน ส่วนบริเวณด้านบนมีปริมาณเฟสยูเทคติกน้อยที่สุด ดังแสดงในตารางที่ 6

ลักษณะของเฟสยูเทคติกที่เกิดขึ้นในแต่ละบริเวณมีความแตกต่างกัน คือ ที่บริเวณด้านบนมีลักษณะสั้นและละเอียดที่สุด ส่วนบริเวณด้านล่างเฟสยูเทคติกที่พบมีลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบแต่ละบริเวณมีลักษณะเฟสยูเทคติกดังนี้ ที่แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล บริเวณด้านบนของชิ้นงานทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ พบเฟสยูเทคติกมีลักษณะละเอียดมากที่สุด เมื่อเพิ่มแรงกดอัดสูงขึ้นเป็น 100 เมกะพาสคัล บริเวณด้านบนและบริเวณตรงกลางของชิ้นงานทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ รวมทั้งบริเวณด้านล่างที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส เฟสยูเทคติกที่พบมีความละเอียดมากขึ้น ส่วนบริเวณด้านล่างของชิ้นงานที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส คือ ลักษณะของเฟสยูเทคติกคล้ายกับบริเวณด้านล่างของชิ้นงานที่แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล

จากการศึกษาขนาดเฉลี่ยและค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้รับ ดังรูปที่ 31 พบว่า ที่แรงกดอัด 0 เมกะพาสคัล ขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมในแต่ละบริเวณ ได้แก่ บริเวณด้านบน บริเวณกลาง และบริเวณด้านล่าง มีค่าใกล้เคียงกัน นั่นคือ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีขนาดเฉลี่ยช่วงประมาณ 23.59-24.48 ไมครอน ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่าประมาณ 26.99-28.07 ไมครอน จะเห็นว่า ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ต่างกัน เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีขนาดเฉลี่ยต่างกันด้วย คือ ขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์สูงขึ้น

พิจารณาขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมของชิ้นงานทุกๆ แรงกดอัด พบว่า ในแต่ละบริเวณมีขนาดที่แตกต่างกัน คือ โดยมากบริเวณด้านบน มีขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมเล็กที่สุดในขณะที่บริเวณกลางชิ้นงานมีขนาดเฉลี่ยสูงที่สุด นอกจากนี้ เมื่อพิจารณาที่แรงกดอัด 50 และ 100 เมกะพาสคัล ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์เดียวกัน พบว่าขนาดเฉลี่ยมีค่าใกล้เคียงกัน และมีแนวโน้มว่าเมื่อเพิ่มขนาดแรงกดอัดจาก 50 เมกะพาสคัลเป็น 100 เมกะพาสคัล เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่พบมีขนาดลดลง

ผลการวัดค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมของชิ้นงาน ดังรูปที่ 32 พบว่า ค่าความกลมของชิ้นงานทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ มีค่าใกล้เคียงกัน คือ ที่อุณหภูมิ 100 องศาเซลเซียส มีค่าความกลมช่วงประมาณ 0.53-0.54 และอุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่าความกลมอยู่ในช่วง 0.51-0.53 แต่จะเห็นว่า เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์เพิ่มสูงขึ้น ค่าความกลมมีแนวโน้มลดลง

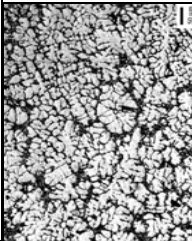
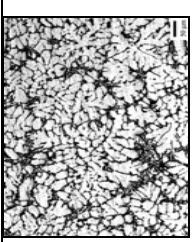
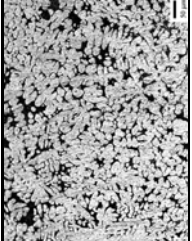
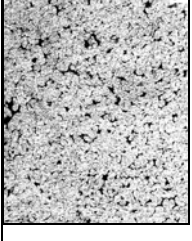
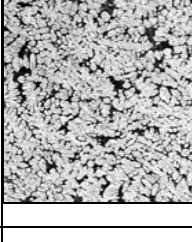
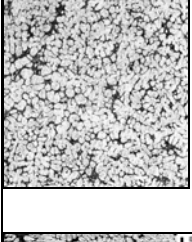
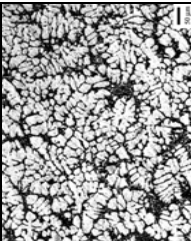
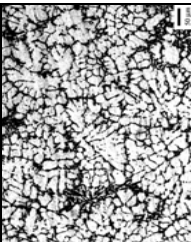
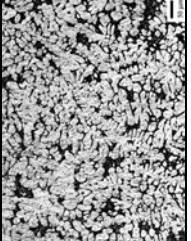
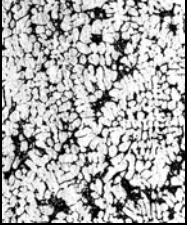
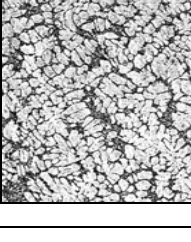
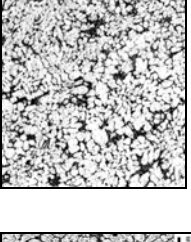
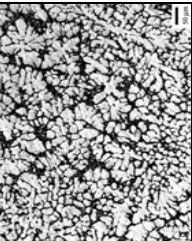
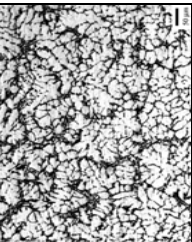
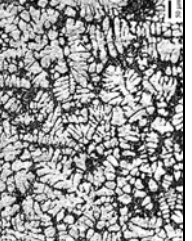
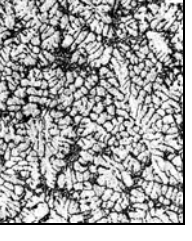
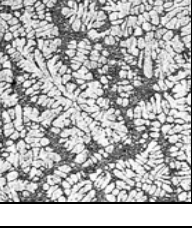
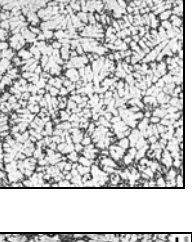
นอกจากนี้ เมื่อเพิ่มแรงกดอัดให้กับชิ้นงาน ค่าความกลมของทุกบริเวณมีค่าใกล้เคียงกัน นั่นคือ ค่าความกลมของชิ้นงานบริเวณด้านบน กลางและด้านล่างมีค่าอยู่ในช่วง 0.46-0.55 นอกจากนี้พบว่าที่บริเวณด้านล่างของชิ้นงานที่แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัลของทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ มีค่าความกลมน้อยที่สุด คือ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส มีค่าความกลมเท่ากับ 0.48 และ 0.46 ตามลำดับ ส่วนค่าความกลมที่มีค่ามากที่สุดเท่ากับ 0.55 ซึ่งวัดได้จากบริเวณด้านบนและด้านล่างของชิ้นงานที่แรงกดอัด 100 เมกะพาสคัล อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส และวัดได้จากบริเวณด้านบนของชิ้นงานที่แรงกดอัด 100 เมกะพาสคัล ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส

แต่ทั้งนี้ บริเวณด้านบนของชิ้นงานที่แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส ไม่สามารถวัดขนาดเฉลี่ยและค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมได้ด้วยโปรแกรม Sigma Scan Pro 5 เนื่องจาก ลักษณะของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่พบจากชิ้นงานดังกล่าวมีลักษณะแบนและเชื่อมติดกัน

เมื่อพิจารณาความหนาแน่นของชิ้นงาน พบว่า ชิ้นงาน มีค่าความหนาแน่นของใกล้เคียงกัน คืออยู่ในช่วงประมาณ 2.648-2.669 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร รูปที่ 34 เมื่อพิจารณาผลของแรงกดอัดต่อความหนาแน่น พบว่า ชิ้นงานที่ไม่ได้รับแรงกดอัด ค่าความหนาแน่นในแต่ละตำแหน่ง มีค่าใกล้เคียงกัน คือ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส มีค่าความหนาแน่นอยู่ในช่วง 2.652-2.661 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่า 2.648-2.659 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร ตามลำดับ

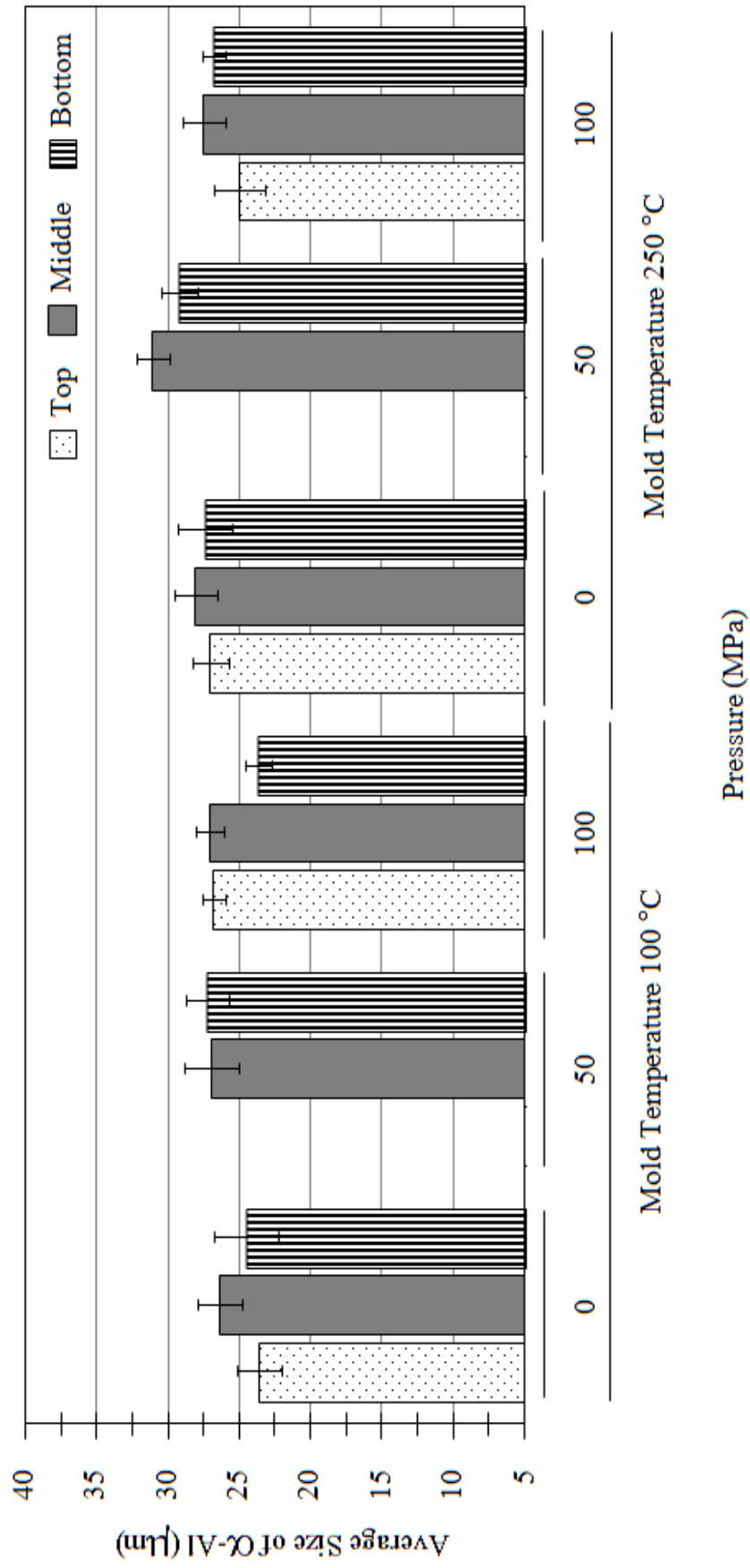
เมื่อให้แรงกดอัดกับชิ้นงานที่ 50 และ 100 เมกะพาสคัล ความหนาแน่นที่ได้ในแต่ละบริเวณมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เมื่อแรงกดอัดเพิ่มขึ้น นอกจากนี้ ความหนาแน่นของบริเวณด้านล่างของแรงกดอัด 100 เมกะพาสคัล ทั้งอุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส มีค่าความหนาแน่นมากที่สุด คือ ชิ้นงานมีความหนาแน่นเท่ากับ 2.669 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร

ตารางที่ 5 ลักษณะเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม บริเวณต่างๆ เมื่อรับแรงกดอัดต่างกัน ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส อุณหภูมิเท 650 องศาเซลเซียส

แรงกดอัด (MPa)	0 (ไม่มีแรงกดอัด)				50				100			
อุณหภูมิแม่พิมพ์ (°C)	100				250				100			
บริเวณด้านบน												
												
บริเวณกลาง												
												
บริเวณด้านล่าง												
												

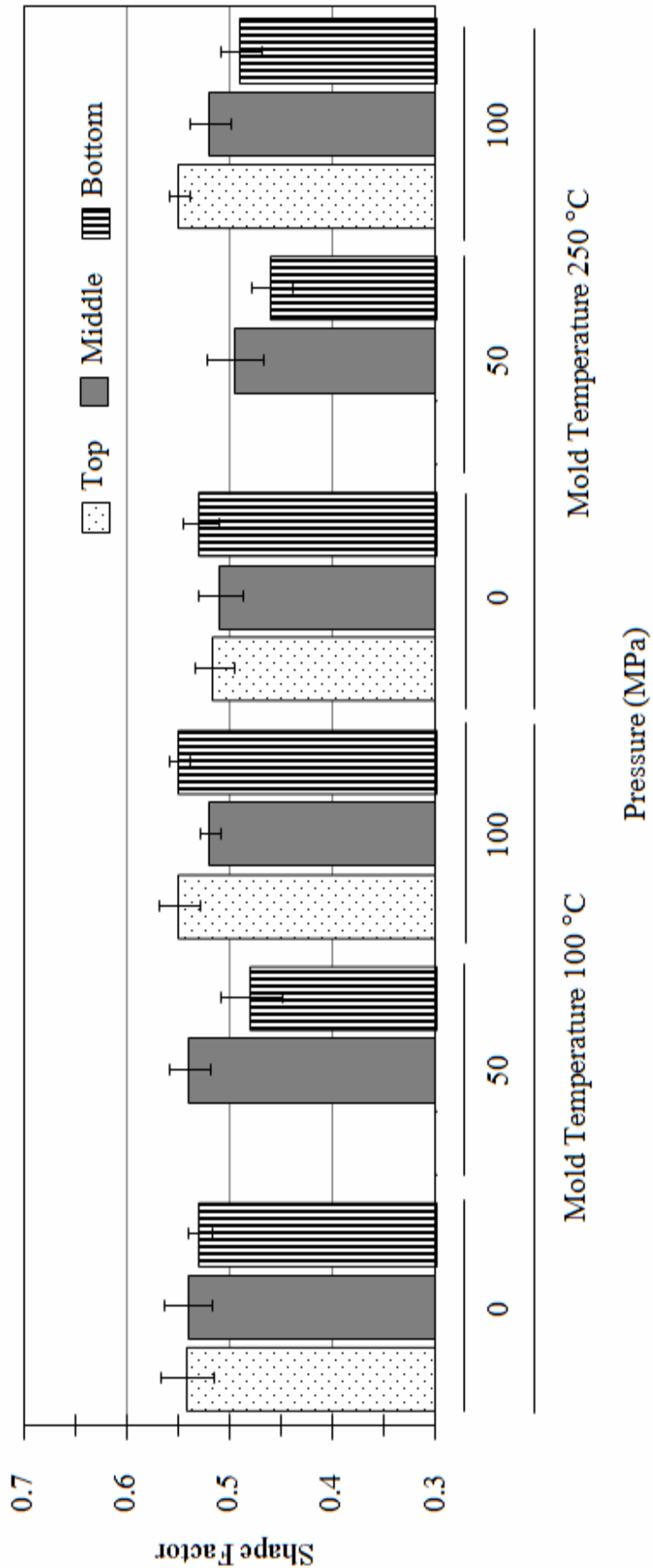
ตารางที่ 6 ลักษณะเฟสจุลทรรศน์ บริเวณต่างๆ เมื่อรับแรงกดอัดต่างกัน ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส อุณหภูมิเท 650 องศาเซลเซียส

แรงกดอัด (MPa)	0 (ไม่มีแรงกดอัด)				50				100			
อุณหภูมิแม่พิมพ์ (°C)	100				250				100			
บริเวณด้านบน												
บริเวณกลาง												
บริเวณด้านล่าง												



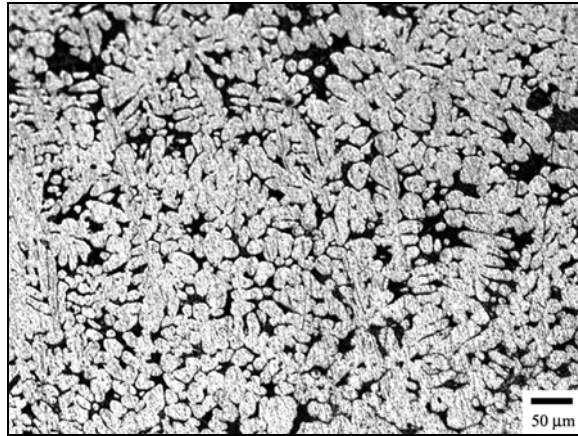
* หมายถึง บริเวณชั้นงานที่แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส ไม่สามารถวัดค่าได้

รูปที่ 31 ขนาดเฉลี่ยของเฟสอลฟาอะลูมิเนียมที่แรงกดอัดต่างๆ อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส

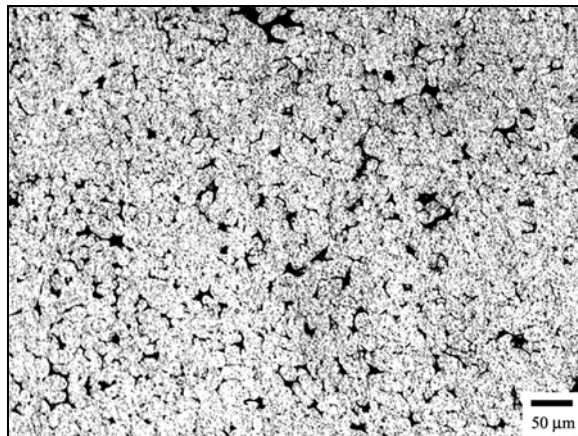


* หมายถึง บริเวณด้านบนชิ้นงานที่แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส ไม่สามารถวัดค่าได้

รูปที่ 32 ค่าความกลมของเฟลล์ฟลูออรีนที่แรงกดอัดต่างๆ อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส



(ก) อุดหนุนแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส



(ข) อุดหนุนแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส

รูปที่ 33 ลักษณะของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมแบบเชื่อมติดกัน บริเวณด้านบนของชิ้นงาน
ที่แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล กรณีใช้อุดหนุนแม่พิมพ์ต่างกัน

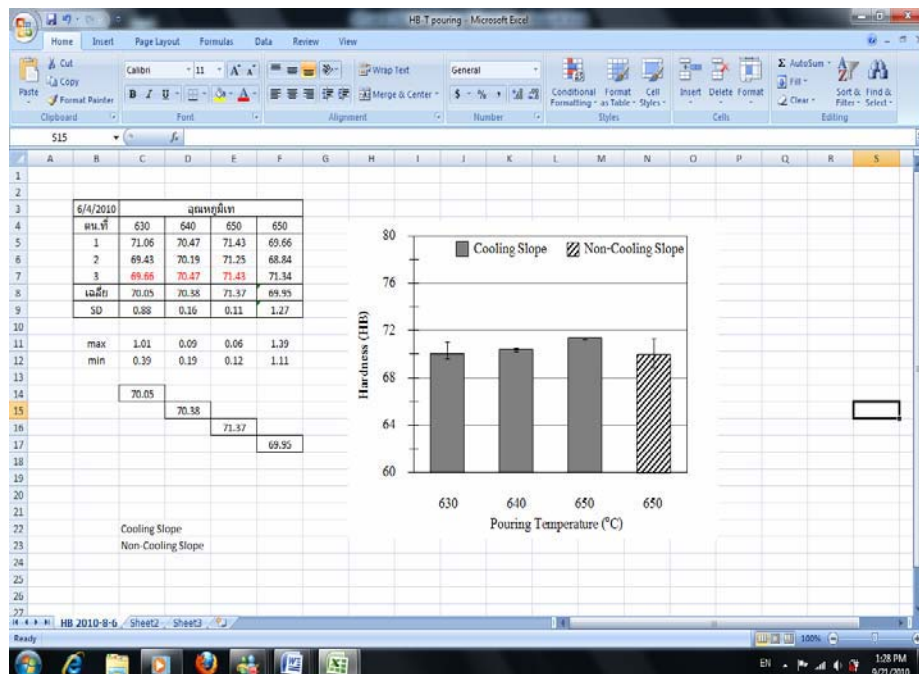


รูปที่ 34 ความหนาแน่นชิ้นงานที่แรงกดอัดต่างๆ อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส

2.2 สมบัติทางกล

2.2.1 ความแข็ง

เมื่อทดสอบหาค่าความแข็งของชิ้นงาน พบว่า ชิ้นงานที่ได้รับจากกระบวนการหล่อแบบกดอัด ร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น มีค่าความแข็งสูงกว่าชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติ ดังรูปที่ 35 กล่าวคือ ชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการเทผ่านรางหล่อเย็น มีค่าความแข็งประมาณ 71 HB ส่วนชิ้นงานจากการหล่อแบบกดอัดปกติมีค่าความแข็ง 69 HB จากการทดสอบสมบัติทางกลด้านความแข็งของชิ้นงานในแต่ละอุณหภูมิเท พบว่า ความแข็งที่ได้รับจากชิ้นงานทุกอุณหภูมิเท คือ 630, 640 และ 650 องศาเซลเซียส มีค่าใกล้เคียงกัน คืออยู่ในช่วงประมาณ 70-71 HB



รูปที่ 35 ความแข็งของชิ้นงานที่อุณหภูมิเทต่างๆ ทั้งเทผ่านรางหล่อเย็นและไม่ผ่านรางหล่อเย็นที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล

เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ต่อสมบัติทางกลทางด้านความแข็งของชิ้นงาน พบว่า ชิ้นงานทุกแรงกดอัด มีค่าความแข็งลดลง เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์เพิ่มสูงขึ้น ดังรูปที่ 36 ผลของแรงกดอัดต่อค่าความแข็ง แบ่งได้เป็น 2 ช่วง คือ ช่วงแรก ชิ้นงานไม่ได้รับแรงกดอัด พบว่า ค่าความแข็งในแต่ละตำแหน่งของชิ้นงาน บริเวณด้านบน บริเวณกลางและบริเวณด้านล่าง มีค่าความแข็งใกล้เคียงกัน คือความแข็งบริเวณด้านบน กลางและด้านล่าง ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100

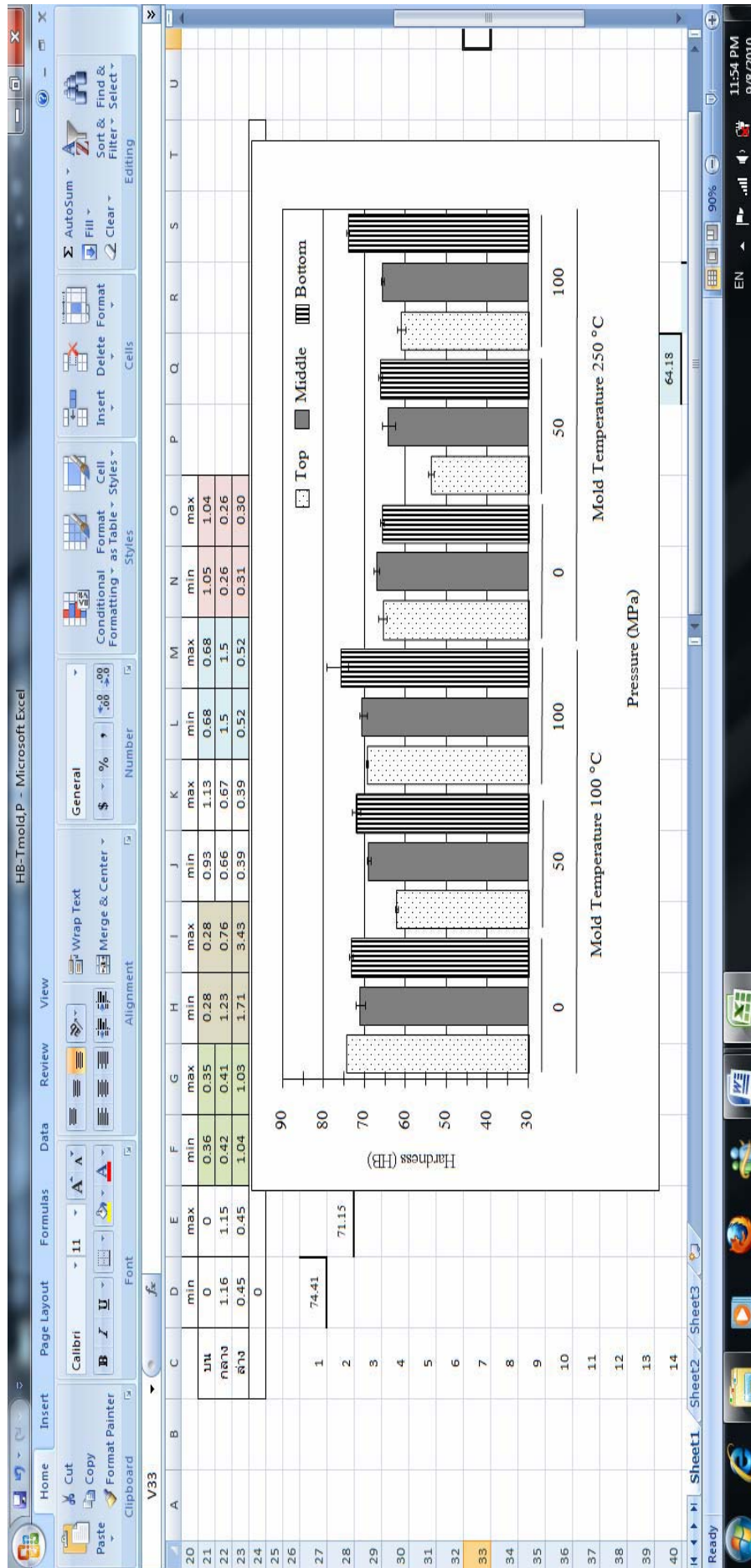
องศาเซลเซียส มีค่าความแข็ง 74, 71 และ 73 HB ตามลำดับ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่า 66, 67 และ 66 HB ตามลำดับ

ช่วงที่สอง เมื่อให้แรงกดอัดกับชิ้นงานที่ 50 และ 100 เมกะพาสคัล พบว่า ค่าความแข็งที่ได้ในแต่ละบริเวณมีความแตกต่างกัน ค่าความแข็งเรียงลำดับจากน้อยไปมากได้คือ บริเวณด้านบน บริเวณกลาง และด้านล่าง ตามลำดับ โดยที่บริเวณด้านบน เมื่อแรงกดอัดเพิ่มขึ้น ค่าความแข็งที่ได้รับมีแนวโน้มเพิ่มมากขึ้น แต่มีค่าน้อยกว่าเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่ได้รับแรงกดอัด กล่าวคือ แรงกดอัดที่ 0, 50 และ 100 เมกะพาสคัล อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส ความแข็งที่ได้มีค่า 74, 62 และ 69 HB ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส ชิ้นงานมีความแข็ง 66, 54 และ 61 HB ตามลำดับ

บริเวณกลาง เมื่อแรงกดอัดเพิ่มขึ้น ค่าความแข็งที่ได้รับมีแนวโน้มเพิ่มมากขึ้น แต่มีค่าน้อยกว่าเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่ได้รับแรงกดอัด เช่นเดียวกับบริเวณด้านบน กล่าวคือ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส ที่แรงกดอัด 0, 50 และ 100 เมกะพาสคัล ค่าความแข็งที่ได้รับมีค่า 71, 69 และ 71 HB ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส ชิ้นงานมีความแข็ง 67, 64 และ 66 HB ตามลำดับ

บริเวณด้านล่าง พบว่า เมื่อเพิ่มแรงกดอัด ค่าความแข็งที่ได้รับเพิ่มขึ้น คือ เมื่อแรงกดอัดมีค่า 0, 50 และ 100 เมกะพาสคัล ชิ้นงานที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส มีความแข็ง 73, 72 และ 76 HB อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส ค่าความแข็งที่ได้รับ 66, 66 และ 74 HB ตามลำดับ

จากรูปที่ 36 ยังพบว่า บริเวณด้านล่าง ของแรงกดอัด 100 เมกะพาสคัล มีค่าความแข็งสูงที่สุดในแต่ละอุณหภูมิแม่พิมพ์ด้วย คือ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส มีค่าความแข็งสูงสุด 76 HB ส่วนที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่าความแข็ง 74 HB

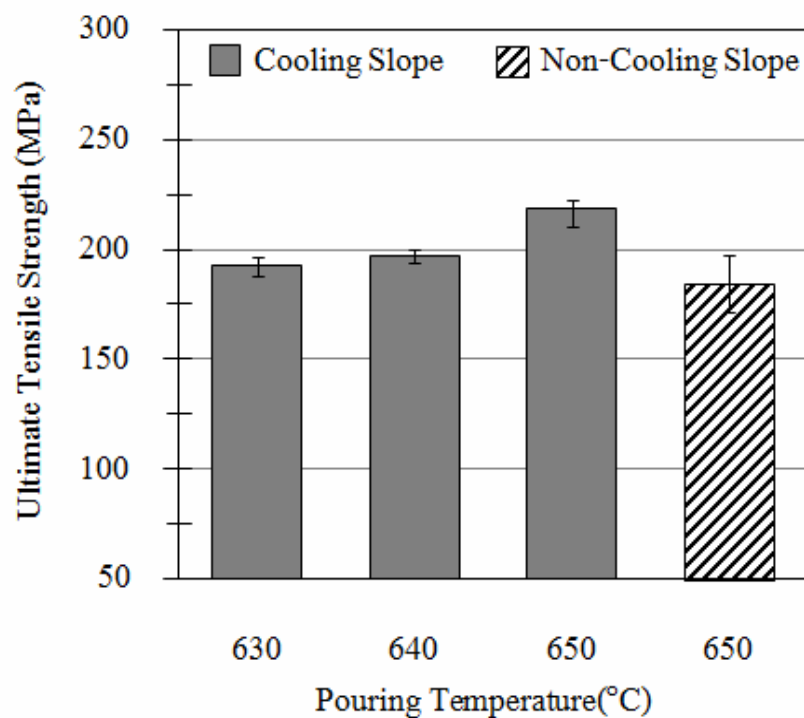


รูปที่ 36 ความแข็งของชิ้นงาน ที่แรงกดอัดต่างๆ อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส

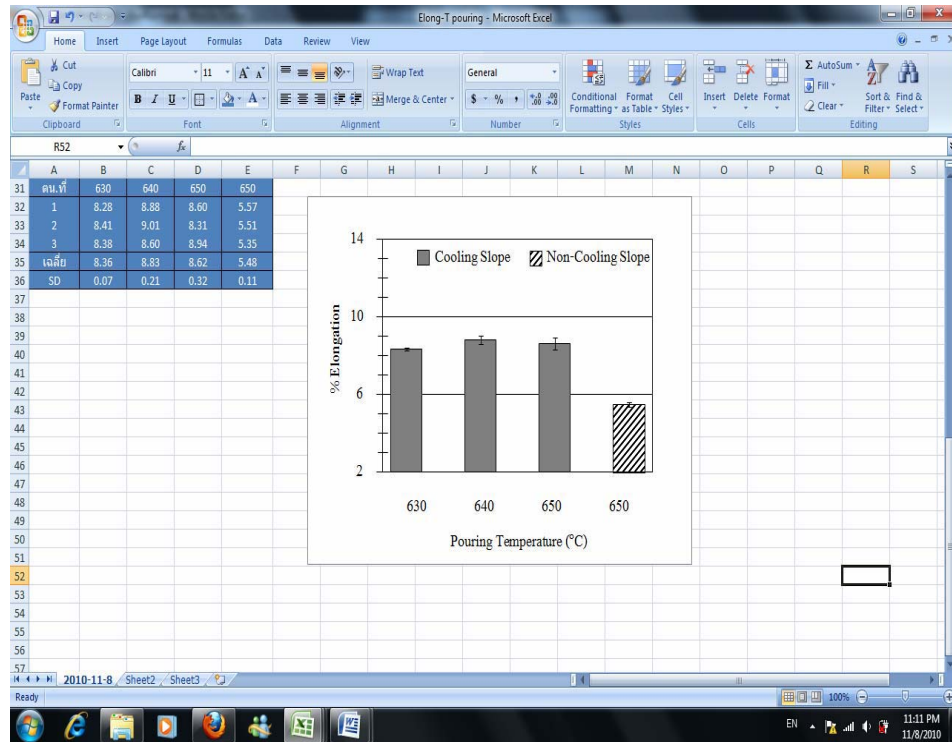
2.2.2 ความต้านแรงดึงสูงสุด

ผลการทดสอบสมบัติทางกล ด้านความต้านแรงดึง ดังรูปที่ 37 พบว่า ชิ้นงานขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติ มีค่าความต้านแรงดึงสูงสุดน้อยกว่าชิ้นงานกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น นั่นคือ เมื่อใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็นร่วมด้วย ชิ้นงานมีค่าความต้านแรงดึงสูงสุดเพิ่มขึ้น 34 เมกะพาสคัล จากเดิมชิ้นงานหล่อแบบกดอัดปกติ 184 เมกะพาสคัล เพิ่มเป็น 218 เมกะพาสคัล

เมื่อพิจารณาชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อกดอัดแบบปกติร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น ผลการทดลองพบว่า เมื่อปรับเปลี่ยนอุณหภูมิเท ชิ้นงานมีค่าสมบัติทางกลด้านความต้านแรงดึงสูงสุดใกล้เคียงกัน ดังรูปที่ 37 นั่นคือ ที่อุณหภูมิเท 630, 640 และ 650 องศาเซลเซียส ชิ้นงานมีค่าความต้านแรงดึงสูงสุดเท่ากับ 192, 196 และ 218 เมกะพาสคัล ตามลำดับ



รูปที่ 37 ค่าความต้านแรงดึงสูงสุดของชิ้นงานที่อุณหภูมิเทต่างๆ ทั้งเทผ่านรางหล่อเย็นและไม่ผ่านรางหล่อเย็น อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล



รูปที่ 38 ค่าการยืดตัวของชิ้นงานที่อุณหภูมิแตกต่างๆ ทั้งเทผ่านรางหล่อเย็นและไม่ผ่านรางหล่อเย็นอุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส แรงกดอัด 50 เมกะพาสคัล

ผลการวัดค่าการยืดตัวของชิ้นงานดังรูปที่ 38 พบว่า ชิ้นงานจากกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติ มีค่าการยืดตัวน้อยกว่าชิ้นงานจากกระบวนการหล่อแบบกดอัดรวมกับการเทผ่านรางหล่อเย็น โดยค่าการยืดตัวเพิ่มขึ้นจากปกติอยู่ที่ร้อยละ 5 เป็นร้อยละ 8 – 9 เมื่อมีการนำเทคนิคการเทผ่านรางเทหล่อเย็นมาใช้

เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ต่อสมบัติทางกลทางด้านความต้านแรงดึงสูงสุดของชิ้นงาน พบว่า ชิ้นงานทุกอุณหภูมิแม่พิมพ์ มีค่าความต้านแรงดึงใกล้เคียงกัน คืออยู่ในช่วงประมาณ 130-168 เมกะพาสคัล ดังรูปที่ 39

ผลของแรงกดอัดต่อค่าความต้านแรงดึงสูงสุด พบว่า ชิ้นงานที่ไม่ได้รับแรงกดอัด ค่าความต้านแรงดึงสูงสุดในแต่ละตำแหน่งได้แก่ บริเวณด้านบน บริเวณกลางและบริเวณด้านล่าง มีค่าใกล้เคียงกัน คือ ความต้านแรงดึงสูงสุด ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส มีค่าอยู่ในช่วง 132-163 เมกะพาสคัล อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่า 140-152 เมกะพาสคัล ตามลำดับ

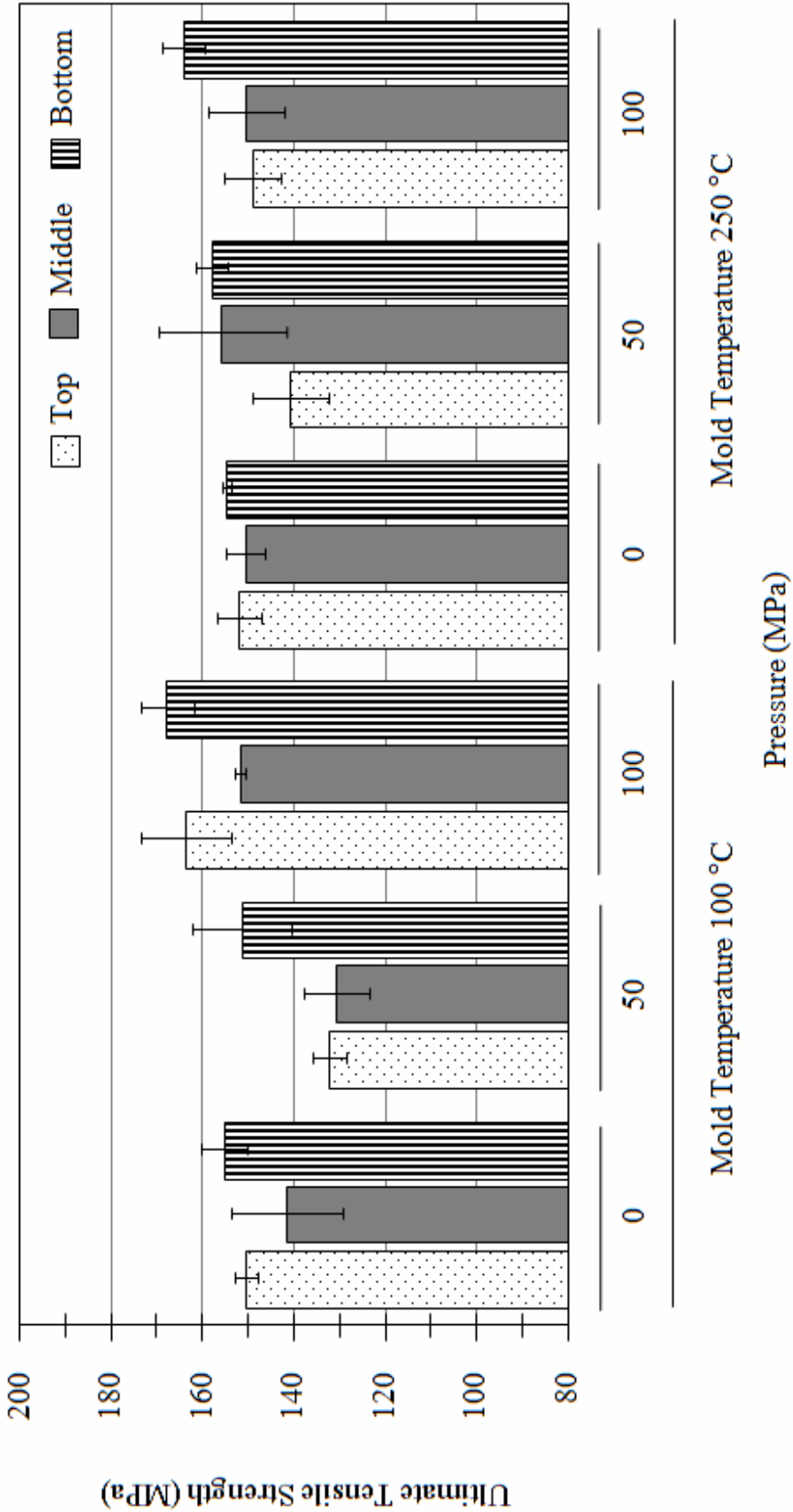
เมื่อให้แรงกดอัดกับชิ้นงานที่ 50 และ 100 เมกะพาสคัล ค่าความต้านแรงดึงที่ได้ในแต่ละบริเวณ แตกต่างกัน คือ เมื่อแรงกดอัดเพิ่มขึ้น ค่าความต้านแรงดึงมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น โดยจะเห็นได้จาก ชิ้นงานที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส คือที่แรงกดอัด 0, 50 และ 100 เมกะพาสคัล

บริเวณด้านบนมีความต้านแรงดึงสูงสุด 150, 132 และ 163 เมกะพาสคัล บริเวณกลางชิ้นงาน มีค่า 142, 131 และ 152 เมกะพาสคัล บริเวณด้านล่าง มีค่าความต้านแรงดึง 155, 138 และ 168 เมกะพาสคัล ตามลำดับ

ส่วนที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส เมื่อมีการปรับเปลี่ยนแรงกดอัดคือชิ้นงานที่แรงกดอัด 0, 50 และ 100 เมกะพาสคัล มีค่าความต้านแรงดึงสูงสุดบริเวณด้านบนเท่ากับ 152, 140 และ 149 เมกะพาสคัล บริเวณกลาง 151, 156 และ 142 เมกะพาสคัล บริเวณด้านล่าง 155, 158 และ 164 เมกะพาสคัล ตามลำดับ

จากรูปที่ 39 ยังพบว่า ค่าความต้านแรงดึงสูงสุดของบริเวณด้านล่างของแรงกดอัด 100 เมกะพาสคัล มีค่ามากที่สุด ในแต่ละอุณหภูมิแม่พิมพ์ด้วย คือ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส มีค่าความต้านแรงดึงสูงสุด 168 เมกะพาสคัล ส่วนที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่า 164 เมกะพาสคัล

ผลการวัดค่าการยืดตัวของชิ้นงานพบว่า ชิ้นงานมีค่าการยืดตัวใกล้เคียงกัน คืออยู่ในช่วงประมาณ ร้อยละ 2.84-5.83 ดังรูปที่ 40 เมื่อพิจารณาผลของแรงกดอัดต่อค่าการยืดตัว พบว่า ค่าการยืดตัวแต่ละตำแหน่งมีค่าใกล้เคียงกัน โดยเมื่อเพิ่มแรงกดอัดจาก 50 เป็น 100 เมกะพาสคัล ค่าการยืดตัวของชิ้นงาน มีแนวโน้มลดลง คือ ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส มีค่าการยืดตัวช่วง ร้อยละ 2.84-5.20 ส่วนที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่าประมาณ 3.16-5.83 ตามลำดับ



รูปที่ 39 ความต้านแรงดึงสูงสุดของชิ้นงาน ที่แรงกดอัดต่างๆ อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส



รูปที่ 40 ค่าการยืดตัวของชิ้นงาน ที่แรงกดอัดต่างๆ อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 และ 250 องศาเซลเซียส

ส่วนที่ 3 การศึกษากระบวนการผลิตอะลูมิเนียมคอมโพสิตโดยการหล่อแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด

จากผลการดำเนินการทดลองในส่วนที่ 1 และ ส่วนที่ 2 สรุปปัจจัยในการผลิตที่เหมาะสมของแต่ละกระบวนการได้ดังนี้

กระบวนการหล่อวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมซิลิคอนคาร์ไบด์ในสภาวะกึ่งของแข็ง

- ปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เหมาะสมคือร้อยละ 10 – 15
- การกวนน้ำโลหะ 260 รอบ/นาที
- อุณหภูมิเท 630 องศาเซลเซียส

กระบวนการหล่ออะลูมิเนียมในสภาวะกึ่งของแข็งแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด

- อุณหภูมิเท 650 องศาเซลเซียส
- อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส
- แรงกดอัดบนชิ้นงาน 100 เมกะพาสคัล

ในส่วนที่ 3 เป็นการทดลองขึ้นรูปชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางเทหล่อเย็น โดยนำปัจจัยการผลิตที่ได้จากการทดลองในส่วนที่ 1 และ 2 ดังนี้

- ปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 15
- การกวนน้ำโลหะ 260 รอบ/นาที
- อุณหภูมิเท 650 องศาเซลเซียส
- อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส
- แรงกดอัดบนชิ้นงาน 100 เมกะพาสคัล

โดยทดลองผลิตชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมซิลิคอนคาร์ไบด์ ผสมซิลิคอนคาร์ไบด์ 3 ขนาด ได้แก่ 20-32, 32-45 และ 45-63 ไมครอน แสดงดังรูปที่ 41 ถึง รูปที่ 43 ตามลำดับ

ลักษณะเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมของทุกชิ้นงานพบว่าในแต่ละบริเวณมีลักษณะเฟสที่ต่างกัน บริเวณด้านบนที่รับแรงกดอัดมีลักษณะกลมเล็กและในบางส่วนมีลักษณะของเดนไดรต์แทรกอยู่ ส่วนกลางมีลักษณะค่อนข้างกลม บริเวณส่วนล่างที่ไม่สัมผัสกับแท่งกดอัดจะมีลักษณะเป็นโครงสร้างเดนไดรต์

ปริมาณและการกระจายตัวของเฟสยูเทคติกที่พบในแต่ละบริเวณไม่สม่ำเสมอ บริเวณด้านบนและกลางชิ้นงานเฟสยูเทคติกมีปริมาณน้อยแต่กระจายตัวได้ดีกว่า ส่วนด้านล่างที่ไม่ได้รับแรงกดอัดพบปริมาณของเฟสยูเทคติกที่มากกว่าการกระจายตัวไม่ค่อยดีนัก

ลักษณะการกระจายตัวของซิลิโคนคาร์ไบด์ ขึ้นงานขนาด 20-32 ไมครอน พบซิลิโคนคาร์ไบด์จับตัวอยู่เป็นกลุ่มก้อน ไม่กระจายตัวทั่วทั้งชิ้นงาน ชิ้นงานที่ขนาด 32-45 ไมครอน การกระจายตัวของซิลิโคนคาร์ไบด์จะกระจายทั่วทั้งชิ้นงานแต่มีปริมาณซิลิโคนคาร์ไบด์น้อย ส่วนชิ้นงานขนาด 45-63 ไมครอน พบซิลิโคนคาร์ไบด์กระจายทั่วทั้งชิ้นงานแต่มีปริมาณน้อยมาก



ก) บน



ข) กลาง



ค) ล่าง

รูปที่ 41 โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมซิลิโคนคาร์ไบด์ขนาด 20-32 ไมครอน



ก) ปน



ข) กลาง



ค) ล่าง

รูปที่ 42 โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนคาร์ไบด์ขนาด 32-45 ไมครอน



ก) บน



ข) กลาง



ค) ล่าง

รูปที่ 43 โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนคาร์ไบด์ขนาด 45-63 ไมครอน

สรุปและวิจารณ์ผลการทดลอง

วิเคราะห์ผลการทดลอง

1. อิทธิพลของปัจจัยในการผลิตที่มีผลต่อการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในอะลูมิเนียมผสม เกรด A356

1.1 ขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

จากการศึกษาการปรับเปลี่ยนขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีผลต่อการกระจายตัวในอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 ในปริมาณการเติมที่เท่ากันอนุภาคที่มีขนาดเล็กจะมีปริมาณที่มากกว่าอนุภาคที่มีขนาดใหญ่ โดยอนุภาคที่มีขนาดเล็กจะมีลักษณะการกระจายตัวในโลหะพื้นที่ต่ำ เนื่องจากอนุภาคที่มีขนาดเล็กมีปริมาณมากจะมีค่าพลังงานพื้นผิวสูง จึงทำให้เกิดการเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนเพื่อลดระดับพลังงานพื้นผิวของอนุภาคให้ต่ำลงⁱⁱⁱ ส่วนอนุภาคขนาดใหญ่จะมีจำนวนอนุภาคที่น้อยกว่าทำให้มีค่าพลังงานพื้นผิวที่ต่ำกว่า จึงพบอนุภาคขนาดใหญ่มีการกระจายตัวในโลหะพื้นที่ต่ำกว่าอนุภาคขนาดเล็ก

1.2 ปริมาณของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

จากการศึกษาการปรับเปลี่ยนปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีผลต่อการกระจายตัวในอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 จากผลการทดลองพบว่า การกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ปริมาณร้อยละ 5 และ 10 โดยปริมาตร มีลักษณะการกระจายตัวที่ดีกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับปริมาณการเติมร้อยละ 15 โดยปริมาตร โดยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ปริมาณการเติมร้อยละ 15 โดยปริมาตรนั้นจะพบอนุภาคบางส่วนลอยอยู่ด้านบนของโลหะหลอมเหลวขณะทำการหลอม ซึ่งมีลักษณะคล้ายคลึงกับงานวิจัยอื่นๆ^{iv, v} อีกทั้งภายในชิ้นงานยังพบว่าที่ปริมาณอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์มากเกินไปจะทำให้เกิดการเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนเพิ่มมากขึ้น โดยเฉพาะในบริเวณตรงกลางของชิ้นงาน

1.3 ความเร็วในการกวนน้ำโลหะ

ผลการทดลอง พบว่าที่ความเร็วในการกวนน้ำโลหะ 100 รอบต่อนาที ไม่พบอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์อยู่ในโลหะพื้นเลย ที่เป็นดังกล่าวนี้อาจมาจากความเร็วรอบในการกวนน้ำโลหะนั้นมีค่าน้อยเกินไปไม่ส่งผลต่อการเพิ่มความสามารถในการเปียกผิวระหว่างโลหะพื้นและวัสดุเสริมแรงได้ ซึ่งการใช้แรงทางกลในการกวนน้ำโลหะ เป็นอีกวิธีหนึ่งที่จะช่วยเพิ่มการเปียกผิวระหว่างทั้ง 2 วัสดุ^{vi, vii, viii} โดยวิธีนี้จะเป็นตัวช่วยลดแรงตึงผิวของอะลูมิเนียมหลอมเหลว และเพิ่มการกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยในขณะที่ทำการทดลองสังเกตพบว่าขณะที่ทำการหลอมวัสดุเชิงประกอบอยู่นั้นจะพบลักษณะของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ลอยอยู่ด้านบนของน้ำโลหะหลอมเหลวโดยไม่ผสมลงไปใต้น้ำโลหะ และเมื่อเพิ่มความเร็วยังเป็น 340-430 รอบต่อนาที พบว่าลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นลดลงอย่างมาก อีกทั้งยังมีรูพรุนเกิดขึ้นกับชิ้นงานเป็นจำนวนมากอีกด้วยเช่นกัน ทั้งนี้เนื่องมาจากความเร็วจากการกวนน้ำโลหะที่ค่ามากเกินไป จึงทำให้เกิดรูพรุนบนชิ้นงาน

2. สมบัติทางกลของชิ้นงานหล่อวัสดุเชิงประกอบ

2.1 ความแข็ง

จากผลการทดสอบความแข็ง พบว่ามีความสัมพันธ์โดยตรงกับปัจจัย เรื่องรูปพรุนที่เกิดขึ้นบนชิ้นงาน การกระจายตัว ขนาด และปริมาณการเติมของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในอะลูมิเนียมผสม เกรด A356 โดยถ้าชิ้นงานพบรูปพรุนจำนวนมาก จะทำให้มีค่าความแข็งต่ำ เนื่องจากรูปพรุนที่เกิดขึ้นนั้นไม่สามารถรับแรงได้

การกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ พบว่าถ้ามีการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์สม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน จะทำให้สมบัติทางด้านความแข็งมีค่าใกล้เคียงกันในทุกบริเวณของชิ้นงาน ขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาดเล็กจะให้ค่าความแข็งของชิ้นงานที่สูงกว่า อนุภาคที่มีขนาดใหญ่เมื่อปริมาณการเติมของวัสดุเสริมแรงที่เท่ากัน เนื่องจากมีอนุภาคจำนวนมาก^x อีกทั้งยังพบว่าเมื่อปริมาณการเติมของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มากขึ้นจะทำให้ค่าความแข็งสูงขึ้นเนื่องจากซิลิคอนคาร์ไบด์เป็นเซรามิก และมีค่าความแข็งมากกว่าโลหะพื้นจึงทำให้ชิ้นงานมีความแข็งที่สูงขึ้น

2.2 ความต้านทานการสึกหรอ

จากผลการทดสอบความต้านทานการสึกหรอ พบว่าชิ้นงานที่เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะสามารถต้านทานการสึกหรอได้ดีกว่าชิ้นงานที่ไม่เสริมแรง^x เมื่อปริมาณของอนุภาคเสริมแรงเพิ่มขึ้นจะสามารถต้านทานการสึกหรอได้ดีขึ้น และที่อนุภาคเสริมแรงมีขนาดใหญ่จะต้านทานการสึกหรอได้ดีขึ้นเช่นกัน เนื่องจากอนุภาคเสริมแรงเป็นวัสดุที่อยู่ในกลุ่มเซรามิก ซึ่งวัสดุในกลุ่มนี้ มีสมบัติที่ดีในเรื่องความสามารถในการต้านทานการสึกหรอ จึงทำให้ชิ้นงานมีความสามารถในการต้านทานการสึกหรอที่สูงขึ้น

3. อิทธิพลของปัจจัยในการผลิตสำหรับกระบวนการหล่ออะลูมิเนียมในสภาวะกึ่งของแข็งแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัดต่อโครงสร้างจุลภาค

3.1 ผลของการใช้รางหล่อเย็น

จากการทดลองขึ้นรูปชิ้นงานด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติเทียบกับกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็นพบว่าการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น สามารถปรับเปลี่ยนโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อแบบกดอัดได้ นั่นคือ การใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็นมีผลให้ลักษณะของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมเปลี่ยนแปลงไปจากลักษณะเดนไดรต์กลายเป็นลักษณะกลมไม่เป็นเดนไดรต์ ทั้งนี้เนื่องจาก กลไกการเกิดโครงสร้างลักษณะกลมบนรางหล่อเย็น ซึ่งมีการเกิดนิวเคลียสที่บริเวณผนังของรางหล่อเย็นและหลุดเข้าไปปะปนกับน้ำโลหะอีกครั้ง และสามารถเติบโตกลายเป็นผลึกต่อไปได้

แต่การใช้เทคนิครางหล่อเย็น ไม่มีผลต่อลักษณะของเฟสยูเทคติกและการกระจายตัวของโครงสร้างจุลภาค นั่นคือ พบลักษณะของเฟสยูเทคติกที่คล้ายคลึงกัน ทั้งกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติและกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น คือ มีลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบ นอกจากนี้ การกระจายตัวของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน

3.2 ผลของอุณหภูมิเท

เมื่ออุณหภูมิเทน้ำโลหะลดลง โครงสร้างจุลภาคที่ได้รับจากชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น มีการเปลี่ยนแปลงลักษณะโครงสร้างของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม จากลักษณะรูปร่างคล้ายดอกกุหลาบเปลี่ยนไปเป็นโครงสร้างที่มีลักษณะกลมมากขึ้น ทั้งนี้ เพราะการเทน้ำโลหะที่อุณหภูมิสูง เมื่อน้ำโลหะสัมผัสกับรางหล่อเย็นที่มีอุณหภูมิต่ำกว่า จะเกิดความแตกต่างของอุณหภูมิขึ้น มีการสูญเสียความร้อนจากน้ำโลหะไปตามผนังรางหล่อเย็น ส่งผลให้เกิดนิวเคลียสที่บริเวณผิวสัมผัสของผิวหน้าระหว่างน้ำโลหะกับรางหล่อเย็น นอกจากนี้ ผลของน้ำโลหะที่ไหลผ่านรางหล่อเย็น สามารถดึงผลึกนิวเคลียสที่เกิดขึ้นดังกล่าวข้างต้น กลับเข้าไปปะปนอยู่ในน้ำโลหะอีกครั้งเนื่องจากเกิดแรงเฉือนถ้าน้ำโลหะที่ไหลผ่าน มีอุณหภูมิสูงนิวเคลียสไอที่เกิดขึ้นจะสามารถละลายกลับเข้าไปในน้ำโลหะได้ จำนวนนิวเคลียสที่เกิดขึ้นมีน้อย ส่งผลให้โครงสร้างที่พบโดยมากมีลักษณะคล้ายดอกกุหลาบ^{xi} เมื่อเทน้ำโลหะที่อุณหภูมิต่ำเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้รับมีลักษณะกลมมากขึ้น เพราะมีโอกาสที่นิวเคลียสขนาดเล็ก ที่หลุดจากผนังรางหล่อเย็น จะยังคงอยู่และถูกพาเข้าไปในน้ำโลหะได้มีมากกว่า ดังนั้น การเทน้ำโลหะที่อุณหภูมิต่ำจึงพบเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่มีลักษณะคล้ายดอกกุหลาบไม่มาก

นอกจากนี้ พบว่า อุณหภูมิเทไม่มีผลต่อลักษณะของเฟสยูเทคติกที่เกิดขึ้น โดยเฟสยูเทคติกที่พบทุกอุณหภูมิเทมีลักษณะคล้ายกัน คือมีลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบ กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วตลอดทั้งชิ้นงาน เนื่องจาก เฟสยูเทคติกเกิดขึ้นขณะที่น้ำโลหะเกิดการแข็งตัวในแม่พิมพ์ ซึ่งปัจจัยที่ส่งผลต่อน้ำโลหะในช่วงเวลาดังกล่าว คือ อุณหภูมิแม่พิมพ์ และเวลาในการแข็งตัวของโลหะผสม จากกฎของ Chvorinov พบว่า เวลาการแข็งตัวของโลหะขึ้นกับปริมาตรของชิ้นงาน พื้นที่ผิวของชิ้นงานที่มีการถ่ายเทความร้อน และค่าคงที่ซึ่งขึ้นกับชนิดของโลหะ โดยงานวิจัยครั้งนี้ได้ควบคุมตัวแปรต่างๆ ดังที่ได้กล่าวข้างต้นเหมือนกัน ดังนั้น ลักษณะของเฟสยูเทคติกที่เกิดขึ้นของชิ้นงานทั้ง 3 อุณหภูมิเท จึงมีลักษณะที่ไม่แตกต่างกัน

จากการศึกษาผลของอุณหภูมิเทต่อขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม พบว่าอุณหภูมิเทมีผลน้อยต่อขนาดเฉลี่ยและค่าความกลม โดยที่เมื่อปรับเปลี่ยนค่าอุณหภูมิเท ขนาดเฉลี่ยและค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม มีค่าใกล้เคียงกัน เนื่องจากปริมาณสัดส่วนของของแข็งที่เกิดในโลหะในสภาวะกึ่งของแข็ง ก่อนไหลเข้าสู่แม่พิมพ์ มีปริมาณใกล้เคียงกัน โดยที่โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายของชิ้นงานทุก

อุณหภูมิที่พบปริมาณของเฟสของแข็ง อยู่ในช่วงร้อยละ 60-64 ของปริมาณเฟสทั้งหมด ส่งผลให้จำนวนนิวเคลียสที่เกิดขึ้นใกล้เคียงกัน ดังนั้น ขนาดเฉลี่ยและค่าความกลมที่ได้รับจึงมีค่าใกล้เคียงกัน

3.3 ผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์

ผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ต่อโครงสร้างจุลภาค พบว่าเมื่อเพิ่มอุณหภูมิแม่พิมพ์จาก 100 เป็น 250 องศาเซลเซียส ลักษณะโครงสร้างจากที่เป็นกิ่งของแขนเดนไดรต์จะเปลี่ยนไปเป็นลักษณะคล้ายดอกกุหลาบมากขึ้นและมีขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้น

ลักษณะเฟสยูเทคติกที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส มีลักษณะสั้นและละเอียดกว่าเฟสยูเทคติกที่อุณหภูมิ 250 องศาเซลเซียส เนื่องจาก อุณหภูมิแม่พิมพ์เพิ่มสูงขึ้น อัตราการลดอุณหภูมิของโลหะ ^{xii} นั่นคือ โลหะมีเวลาในการเย็นตัวมากขึ้น ดังนั้น อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียส ชีงงานมีเวลาในการเย็นตัวสั้นกว่า ขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมจึงมีขนาดเล็กกว่าที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส ส่งผลให้ลักษณะของเฟสยูเทคติกที่แยกตัวออกมาอยู่ระหว่างเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม มีความละเอียดมากขึ้น ^{xiii}

เมื่อพิจารณาขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม พบว่า ขนาดเฉลี่ยเพิ่มขึ้น เมื่ออุณหภูมิของแม่พิมพ์ที่ใช้ขึ้นรูปเพิ่มขึ้น เนื่องจาก ขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมขึ้นกับจำนวนการเกิดนิวเคลียสใหม่หรือนิวเคลียสขึ้น ซึ่งสามารถควบคุมโดยเวลาและอุณหภูมิในการเย็นตัวของโลหะ ^{xiv} โดยอุณหภูมิของแม่พิมพ์เป็นปัจจัยที่สำคัญตัวหนึ่ง ที่สามารถควบคุมลักษณะของโครงสร้างจุลภาคที่ได้รับ คือเป็นตัวกำหนดอัตราการเย็นตัวของชิ้นงานนั่นเอง เมื่ออุณหภูมิของแม่พิมพ์ต่ำ อัตราการดึงความร้อนจะเพิ่มขึ้น อัตราการเย็นตัวสูง ส่งผลให้จำนวนการเกิดนิวเคลียสในแม่พิมพ์เพิ่มขึ้นและสามารถป้องกันผลึกที่แยกตัวออกมาจากผนังแม่พิมพ์ ละลายกลับเข้าไปสู่โลหะเหลวอีกครั้งหนึ่งได้ ^{xv} นิวเคลียสเริ่มต้นที่เกิดจึงมีจำนวนมากกว่า ดังนั้นขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้รับจากชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์ที่มีอุณหภูมิต่ำ จึงมีขนาดเล็กกว่า เมื่อเทียบกับอุณหภูมิแม่พิมพ์สูง

จากการวัดค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมพบว่าค่าความกลมที่ได้รับของชิ้นงานทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ มีค่าใกล้เคียงกัน คือ ที่อุณหภูมิ 100 องศาเซลเซียส มีค่าความกลมช่วงประมาณ 0.53-0.54 และอุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส มีค่าความกลมอยู่ในช่วง 0.51-0.53 จะเห็นว่าเมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์เพิ่มสูงขึ้น ค่าความกลมมีแนวโน้มลดลง ทั้งนี้เนื่องจาก ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์สูง อัตราการถ่ายเทความร้อนจากน้ำโลหะไปสู่แม่พิมพ์ลดลง ส่งผลให้อัตราการเย็นตัวลดลง กล่าวคือ น้ำโลหะมีเวลาในการแข็งตัวเพิ่มมากขึ้น มีเวลาทำให้โครงสร้างที่มีลักษณะเป็นกิ่งของแขนเดนไดรต์เปลี่ยนแปลงเป็นโครงสร้างที่มีลักษณะคล้ายดอกกุหลาบ ^{xvi}

3.4 ผลของแรงกดอัด

เมื่อให้แรงกดอัดกับชิ้นงาน พบว่า เมื่อปรับเปลี่ยนแรงกด มีผลทำให้โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานของทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ มีความแตกต่างกัน ทั้งลักษณะและการกระจายตัวของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม รวมทั้ง ลักษณะ การกระจายตัวและปริมาณของเฟสยูเทคติกที่พบ นั่นคือ เฟสอัลฟาอะลูมิเนียม ในแต่ละบริเวณของชิ้นงานไม่มีความสม่ำเสมอกัน บริเวณด้านบน เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมจะมีลักษณะ กลมและเล็ก และในบางเฟสมีลักษณะแบนและเชื่อมติดกันอยู่ บริเวณกลาง พบเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมี ลักษณะกลม และลักษณะดอกกุหลาบขนาดใหญ่ร่วมด้วย บริเวณด้านล่าง ซึ่งไม่สัมผัสกับแท่งกดอัด โดยมากพบโครงสร้างที่มีลักษณะคล้ายกิ่งของแซนเดนไดรต์ ปะปนกับเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่มีลักษณะ คล้ายดอกกุหลาบ

ลักษณะการกระจายตัวของเฟสยูเทคติกที่พบในแต่ละบริเวณไม่สม่ำเสมอกัน บริเวณด้านบนและบริเวณ กลางชิ้นงานมีการกระจายตัวที่ดี ส่วนที่บริเวณด้านล่างพบการกระจายตัวไม่สม่ำเสมอทั่วทั้งบริเวณ ปริมาณเฟสยูเทคติกที่พบในแต่ละบริเวณมีต่างกัน คือ ปริมาณเฟสยูเทคติกพบมากที่บริเวณด้านล่าง ของชิ้นงาน ส่วนบริเวณด้านบนมีปริมาณเฟสยูเทคติกน้อยที่สุด เนื่องจาก น้ำโลหะด้านบนสัมผัส โดยตรงกับแท่งกดอัดที่มีอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิแม่พิมพ์ เกิดการถ่ายเทความร้อนขึ้น น้ำโลหะมีอัตราการ เย็นตัวมากกว่าบริเวณอื่น เกิดเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมขึ้น เฟสของเหลวที่เหลือถูกขับให้ไปอยู่บริเวณ ด้านล่างเป็นผลจากแรงกด เมื่อเย็นตัวจึงเกิดเป็นเฟสยูเทคติกขึ้น ดังนั้นการกระจายตัวของเฟส ยูเทคติกในแต่ละบริเวณจึงแตกต่างกัน

นอกจากนี้ ลักษณะของเฟสยูเทคติกที่เกิดขึ้นในแต่ละบริเวณยังมีความแตกต่างกันด้วย คือ ที่บริเวณ ด้านบน มีลักษณะสั้นและละเอียดที่สุด ส่วนบริเวณด้านล่างเฟสยูเทคติกมีลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบ เป็นเพราะ ด้านบนได้รับแรงกดอัดมากที่สุด เมื่อเพิ่มแรงกดอัด เฟสยูเทคติกมีลักษณะละเอียดมากขึ้น เนื่องจากอัตราการเย็นตัวของชิ้นงานสูงขึ้น ^{xvii} จากผลการทดลองดังกล่าวสรุปได้ว่า เมื่อเพิ่มแรงกดอัด ลักษณะของเฟสยูเทคติกมีความละเอียดมากขึ้น ยกเว้นที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียสบริเวณด้านล่าง พบลักษณะของเฟสยูเทคติกคล้ายกัน แม้มีการปรับเปลี่ยนแรงกดอัด ซึ่ง เป็นสาเหตุจากการมีผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์เข้ามาเกี่ยวข้อง

จากการศึกษาขนาดเฉลี่ยและค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้ของชิ้นงานทุกๆ แรงกดอัดใน แต่ละบริเวณมีขนาดที่แตกต่างกัน คือ บริเวณด้านบน มีขนาดเฉลี่ยเล็กที่สุดในขณะที่บริเวณกลาง ชิ้นงานมีค่าขนาดเฉลี่ยสูงที่สุด นอกจากนี้ มีแนวโน้มว่าเมื่อเพิ่มขนาดแรงกดอัดจาก 50 เมกะพาสคัล เป็น 100 เมกะพาสคัล เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่พบมีขนาดลดลง เนื่องจากการให้แรงกดอัด จะช่วยทำให้ โลหะในสภาวะกึ่งของแข็งสัมผัสติดกับผนังแม่พิมพ์เพิ่มมากขึ้น ทำให้อัตราการเย็นตัวเพิ่ม ส่งเสริมให้ค่า สัมประสิทธิ์การถ่ายเทความร้อนของวัสดุเพิ่มมากขึ้น ^{xviii} นอกจากนี้การเพิ่มอัตราการเย็นตัวภายใต้ แรงดัน เป็นผลให้เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีความละเอียดมากขึ้น เนื่องจากมีเวลาในการโตน้อย ดังนั้น

ขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่บริเวณด้านบนจึงมีขนาดเล็กที่สุด ในขณะที่บริเวณกลางชิ้นงานมีขนาดเฉลี่ยใหญ่ที่สุด เพราะบริเวณดังกล่าวมีการแข็งตัวช้าที่สุด เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมใช้เวลาในการโตบริเวณที่มีค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมากที่สุด คือ บริเวณด้านบนของชิ้นงานและบริเวณที่มีค่าความกลมน้อยที่สุดคือบริเวณด้านล่าง เนื่องจากที่บริเวณด้านล่างเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่พบโดยมากมีลักษณะเป็นกิ่งของแขนเดนไดรต์ ปะปนกับเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่มีลักษณะคล้ายดอกกุหลาบ

เมื่อเพิ่มแรงกดอัด ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานในแต่ละบริเวณมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้น เนื่องจากแรงกดอัดสามารถช่วยลดรูพรุนในชิ้นงาน นั่นคือ เมื่อใช้แรงดันสูง ความสามารถในการละลายของแก๊สในน้ำโลหะลดลง และแรงกดอัดช่วยให้น้ำโลหะไหลเข้าเต็มเต็มช่องว่างของแม่พิมพ์ได้ดี ส่งผลให้ชิ้นงานสุดท้ายที่ได้มีความหนาแน่นมากขึ้น^{xix}

4. อิทธิพลของปัจจัยในการผลิตสำหรับกระบวนการหล่ออะลูมิเนียมในสภาวะกึ่งของแข็งแบบรีโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัดต่อสมบัติทางกล

4.1 ความแข็ง

จากการทดสอบหาค่าความแข็งของชิ้นงานพบว่าชิ้นงานที่ได้รับจากกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็น มีค่าความแข็งสูงกว่าชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติ ทั้งนี้เพราะผลของการใช้รางหล่อเย็นที่สามารถปรับเปลี่ยนโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อได้ นั่นคือ ลักษณะโครงสร้างของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมจากลักษณะเดนไดรต์กลายเป็นลักษณะกลมได้ เนื่องจาก กลไกการแตกหักของเดนไดรต์เมื่อได้รับแรงเฉือนบนรางหล่อเย็นแล้วหลุดไหลปะปนเข้ากับน้ำโลหะ ส่งผลให้โครงสร้างสุดท้ายมีลักษณะกลมซึ่งลักษณะกลมนี้ช่วยส่งเสริมความแข็งของชิ้นงานให้เพิ่มสูงขึ้น

จากการทดสอบความแข็งของชิ้นงานในแต่ละอุณหภูมิพบว่าความแข็งที่ได้รับจากชิ้นงานทุกอุณหภูมิเท่า มีค่าใกล้เคียงกัน คืออยู่ในช่วงประมาณ 70-71 HB เนื่องจาก ขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมในแต่ละอุณหภูมิมีค่าใกล้เคียงกันและมีลักษณะเฟสยูเทคติกคล้ายคลึงกัน

เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ต่อความแข็งของชิ้นงานพบว่าชิ้นงานทุกแรงกดอัดมีค่าความแข็งลดลง เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์เพิ่มสูงขึ้น ผลการทดลองดังกล่าวเป็นผลจากขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้รับในชิ้นงานที่อุณหภูมิแม่พิมพ์สูงมีขนาดใหญ่กว่าที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ต่ำนั่นเอง และลักษณะของเฟสยูเทคติกที่แม่พิมพ์อุณหภูมิสูงมีลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบ ส่งผลให้ความแข็งของชิ้นงานด้อยลง

แรงกดอัดส่งผลให้ความแข็งในแต่ละบริเวณของชิ้นงานแตกต่างกัน โดยความแข็งของชิ้นงานในแต่ละบริเวณเรียงจากน้อยไปมากคือ บริเวณด้านบน บริเวณกลาง และบริเวณด้านล่าง เนื่องจาก ผลจาก

ความแตกต่างของโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นในแต่ละบริเวณ คือ ปริมาณเฟสยูเทคติกพบมากที่บริเวณด้านล่างของชิ้นงาน ส่วนบริเวณด้านบนมีปริมาณเฟสยูเทคติกน้อยที่สุด ทั้งนี้เพราะ เมื่อให้แรงกด โลหะในสภาวะกึ่งของแข็งที่ประกอบด้วยเฟสของแข็ง (อัลฟาอะลูมิเนียม) และของเหลว (น้ำโลหะ) อยู่ร่วมกัน ซึ่งทั้งสองเฟสมีความหนาแน่นแตกต่างกัน ดังนั้น เมื่อโลหะในสภาวะกึ่งของแข็งได้รับแรงกดอัดระหว่างการขึ้นรูป ของเหลวเคลื่อนที่ได้เร็วกว่าที่จะไหลลงสู่ด้านล่าง เมื่อเย็นตัวจึงเกิดเป็นเฟสยูเทคติกขึ้น เมื่อเพิ่มแรงกดอัด สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้รับเพิ่มขึ้น ส่งผลให้ บริเวณด้านบนซึ่งเป็นบริเวณที่ได้รับแรงกดอัดมากที่สุด พบเฟสยูเทคติกน้อยที่สุด แต่พบเฟสยูเทคติกมากที่สุดในบริเวณด้านล่าง โดยที่ลักษณะของเฟสยูเทคติกจะมีค่าความแข็งมากกว่าเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมซึ่งมีลักษณะอ่อน ส่งผลให้บริเวณด้านล่างมีค่าความแข็งมากกว่าบริเวณด้านบนนั่นเอง นอกจากนี้ แรงกดอัดส่งผลให้ความหนาแน่นของชิ้นงานในแต่ละบริเวณมีความแตกต่างกันพบว่าเมื่อให้แรงกดอัด ความหนาแน่นของชิ้นงานมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นโดยเรียงตามลำดับจากน้อยไปมากคือ บริเวณด้านบน บริเวณกลาง และบริเวณด้านล่างชิ้นงาน จะเห็นว่าที่บริเวณด้านล่างชิ้นงานมีความหนาแน่นมากที่สุดและความหนาแน่นน้อยที่บริเวณด้านบน ดังนั้น บริเวณที่มีความหนาแน่นของชิ้นงานมาก ค่าความแข็งที่วัดได้จะมากตามด้วย

4.2 ความต้านแรงดึงสูงสุด

ผลการทดสอบความต้านแรงดึงและค่าการยืดตัว พบว่า ความต้านแรงดึงสูงสุดและค่าการยืดตัวของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดปกติ มีค่าน้อยกว่ากระบวนการหล่อขึ้นรูปที่มีการใช้เทคนิคการเทผ่านรางหล่อเย็นร่วมด้วย เนื่องจากโครงสร้างที่มีลักษณะไม่เป็นเดนไดรต์แต่เป็นโครงสร้างลักษณะกลมที่พบในชิ้นงานได้จากกระบวนการหล่อขึ้นรูปรวมกับการเทผ่านรางหล่อเย็น สามารถส่งเสริมสมบัติทางกลของชิ้นงานให้ดีขึ้น^{xx}

นอกจากนี้ ความต้านแรงดึงของชิ้นงานที่อุณหภูมิ 630, 640 และ 650 องศาเซลเซียส มีค่า 192, 196 และ 218 เมกะพาสคัล ตามลำดับ จะเห็นว่า ชิ้นงานที่ได้รับมีความต้านแรงดึงใกล้เคียงกัน เนื่องจากขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีค่าใกล้เคียงกันและมีลักษณะเฟสยูเทคติกคล้ายคลึงกัน

เมื่อพิจารณาชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยอุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส พบว่า สมบัติทางกลของชิ้นงานที่ได้รับมีค่ามากที่สุด นั่นคือ ค่าความแข็งเท่ากับ 71 HB และมีค่าความต้านแรงดึงสูงสุด 218 เมกะพาสคัล เนื่องจาก ชิ้นงานที่อุณหภูมิ 630 และ 640 องศาเซลเซียส ชิ้นงานแข็งตัวก่อนที่เฟสของเหลวไหลเข้าเติมเต็มช่องว่างระหว่างเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมพบโพรงหดตัวระดับจุลภาคที่บริเวณกลางชิ้นงาน มีสาเหตุเกิดจากแก๊สหรืออากาศที่ถูกดักจับอยู่ในชิ้นงานขณะทำการหล่อ เนื่องจากอุณหภูมิต่ำและความปั่นป่วนของโลหะระหว่างการเท นอกจากสมบัติทางกลของชิ้นงานจะขึ้นกับโครงสร้างจุลภาคที่ได้รับแล้ว ยังขึ้นกับข้อบกพร่องที่เกิดขึ้นในชิ้นงานด้วย เป็นที่ยอมรับโดยทั่วไปว่าโพรงหดตัวระดับจุลภาคที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน มีผลเสียต่อสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสม นั่นคือ ส่งผลให้สมบัติทางกล

ด้อยลง ดังนั้น ชิ้นงานที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส จึงมีสมบัติทางกลดีที่สุด เนื่องจากไม่พบโพรงหดตัวระดับจุลภาคในชิ้นงานนั่นเอง

เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ต่อความต้านแรงดึงสูงสุดมีแนวโน้มลดลง เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์สูงขึ้น เนื่องจากที่อุณหภูมิแม่พิมพ์สูง ขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมในชิ้นงานมีขนาดใหญ่กว่าที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ต่ำและพบเฟสยูเทคติกมีลักษณะที่เป็นเส้นยาวและหยาบ ส่งผลให้ความต้านแรงดึงสูงสุดของชิ้นงานลดลง

นอกจากนี้ เมื่อแรงกดอัดสูง ความต้านแรงดึงของชิ้นงานแต่ละบริเวณเพิ่มขึ้น เนื่องจากแรงกดอัดสามารถลดขนาดของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมและเฟสยูเทคติกได้ เป็นเพราะ อัตราการเย็นตัวที่เพิ่มขึ้นจากการเพิ่มพื้นที่ผิวสัมผัสระหว่างชิ้นงานกับแม่พิมพ์ เป็นผลให้โครงสร้างที่ได้ละเอียด ซึ่งสอดคล้องกับผลของความต้านแรงดึงของชิ้นงานที่มีค่าเพิ่มสูงขึ้น แต่อย่างไรก็ตามค่าการยืดตัวของชิ้นงานมีค่าใกล้เคียงกัน โดยเมื่อแรงกดอัดเพิ่มสูงขึ้น ค่าการยืดตัวมีแนวโน้มลดลง ทั้งนี้เพราะ ขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีขนาดเล็ก ค่าความต้านแรงดึงสูงขึ้นส่งผลให้ค่าการยืดตัวของชิ้นงานลดลง

5. การผลิตวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมซิลิคอนคาร์ไบด์ในสภาวะกึ่งของแข็งแบบบริโอร่วมกับ การหล่อแบบกดอัด

จากการทดลองขึ้นรูปชิ้นงานด้วยกระบวนการหล่อแบบกดอัดร่วมกับการใช้เทคนิคการเทผ่านรางเทหล่อเย็น โดยผสมซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาด 20-32, 32-45 และ 45-63 ไมครอน พบว่าโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยอัลฟาอะลูมิเนียมในลักษณะค่อนข้างกลม เนื่องจากขึ้นรูปโดยเทผ่านรางหล่อเย็น มีผลให้ลักษณะของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมเปลี่ยนจากลักษณะเดนไดรต์กลายเป็นลักษณะกลม ร่วมกับการให้แรงกดอัดกับชิ้นงานส่งผลให้ทั้งลักษณะและการกระจายตัวของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่พบในแต่ละบริเวณของชิ้นงานไม่สม่ำเสมอ โดยบริเวณด้านบนเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมจะมีลักษณะกลมและเล็ก ส่วนบริเวณด้านล่างซึ่งไม่สัมผัสกับแท่งกดอัดพบโครงสร้างที่มีลักษณะคล้ายกิ่งของแขนเดนไดรต์และลักษณะค่อนข้างกลมปะปนกัน

สำหรับเฟสยูเทคติกในแต่ละบริเวณของชิ้นงานมีปริมาณและการกระจายตัวที่ไม่สม่ำเสมอเช่นเดียวกัน คือ บริเวณส่วนบนที่ได้รับแรงกดอัด และบริเวณกลางชิ้นงานมีการกระจายตัวที่ดี บริเวณส่วนด้านล่างพบการกระจายตัวไม่สม่ำเสมอ ปริมาณเฟสยูเทคติกที่พบในแต่ละบริเวณมีต่างกัน คือบริเวณด้านล่างพบปริมาณเฟสยูเทคติกมาก ในขณะที่บริเวณด้านบนมีปริมาณเฟสยูเทคติกน้อยที่สุด เนื่องจากน้ำโลหะด้านบนสัมผัสโดยตรงกับแท่งกดอัดที่มีอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิแม่พิมพ์ เกิดการถ่ายเทความร้อนขึ้น ทำให้น้ำโลหะด้านบนมีอัตราการเย็นตัวสูงกว่าบริเวณอื่นทำให้เกิดการแข็งตัวเป็นเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมขึ้นและ

แรงดันทำให้เฟสของเหลวที่เหลือถูกขับให้ไปอยู่บริเวณด้านล่าง เมื่อเย็นตัวจึงเกิดเป็นเฟสยูเทคติกขึ้น ดังนั้นการกระจายตัวของเฟสยูเทคติกในแต่ละบริเวณจึงแตกต่างกัน

ลักษณะการกระจายตัวและปริมาณของซิลิคอนคาร์ไบด์พบว่าชิ้นงานส่วนใหญ่มีการกระจายตัวทั่วทั้งชิ้นงาน จะมีบางส่วนจับตัวกันเป็นกลุ่มก้อน ซึ่งชิ้นงานที่เติมซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาด 20-32 ไมครอน ซิลิคอนคาร์ไบด์จับตัวเป็นกลุ่มก้อน เนื่องจากอนุภาคเล็กพลังงานที่ผิวสูงจึงเกาะกลุ่มกันเพื่อที่จะลดพลังงานที่ผิวของอนุภาคให้ต่ำลง ซึ่งอนุภาคขนาดใหญ่พลังงานพื้นผิวดำ จึงทำให้มีการกระจายตัวได้ดี ส่วนปริมาณของซิลิคอนคาร์ไบด์พบว่าซิลิคอนคาร์ไบด์น้อยที่กระจายอยู่บนโครงสร้างพื้น เนื่องจากซิลิคอนคาร์ไบด์ส่วนใหญ่จะอยู่ในเบ้าหลอมและโดยอาจเกิดจากระยะเวลาการกวนน้ำโลหะที่สั้น

สรุปผลการทดลอง

1. ผลการศึกษาขนาดของวัสดุเสริมแรงที่มีต่อการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรงในโลหะพื้น

จากผลการทดลองในปริมาณการเติมที่เท่ากัน พบว่าอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาด 20-38 ไมครอน จะเกิดการรวมตัวและจับกลุ่มก้อนเป็นจำนวนมาก ซึ่งการจับกลุ่มก้อนนี้ส่งผลต่อการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ให้มีค่าต่ำ เมื่อเทียบกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาด 45-63 ไมครอนมีลักษณะการกระจายตัวที่สม่ำเสมอมากกว่า

2. ผลการศึกษาปริมาณของวัสดุเสริมแรงที่มีต่อการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรงในโลหะพื้น

จากผลการทดลองพบว่าการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ปริมาณร้อยละ 10 โดยปริมาตรมีลักษณะการกระจายตัวที่ดีกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับปริมาณการเติมร้อยละ 15 โดยปริมาตร โดยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ปริมาณการเติมร้อยละ 15 โดยปริมาตรนั้น จะพบอนุภาคบางส่วนลอยอยู่ด้านบนของโลหะหลอมเหลว อีกทั้งภายในชิ้นงานยังพบว่าที่ปริมาณอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์มากเกินไปจะทำให้มีการเกาะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนเพิ่มมากขึ้น โดยเฉพาะในบริเวณตรงกลางของชิ้นงาน

3. ผลการศึกษาความเร็วในการกวนน้ำโลหะที่มีต่อการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรงในโลหะพื้น

จากผลการทดลองหล่อวัสดุเชิงประกอบ พบว่าความเร็วในการกวนน้ำโลหะที่เหมาะสมจะอยู่ระหว่าง 180-260 รอบต่อนาที โดยถ้าใช้ความเร็วที่ต่ำกว่านี้ส่งผลให้อนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ยึดติดกับโลหะพื้นได้น้อยลง ทำให้การกระจายตัวของอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ต่ำด้วย ส่วนการใช้ความเร็วที่มากกว่านี้ส่งผลให้เกิดฟุ้งขึ้นกับชิ้นงาน ซึ่งปัญหานี้จะส่งผลกระทบต่อสมบัติทางกลของชิ้นงานอย่างยิ่ง

4. ผลการศึกษาสมบัติทางกลของวัสดุเชิงประกอบ

จากผลการทดสอบความแข็งแรง และความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบ พบว่ามีความสัมพันธ์โดยตรงกับปัจจัยจาก รูปพรุนที่เกิดขึ้นบนชิ้นงานเนื่องจากกระบวนการหล่อ การกระจายตัว ขนาด และปริมาณของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้น ซึ่งขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 45-63 ไมครอน ร้อยละ 10 และ 15 โดยปริมาตรของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ จะให้ค่าความแข็งแรง และความต้านทานการสึกหรอที่สูงที่สุดในการทดลองครั้งนี้

5. ผลของการใช้รางหล่อเย็นต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล

การเทน้ำโลหะผ่านรางหล่อเย็น มีผลให้เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่มีลักษณะเด่นไตรต์เปลี่ยนไปเป็นลักษณะคล้ายดอกกุหลาบหรือลักษณะกลมได้ แต่ไม่มีผลต่อลักษณะของเฟสยูเทคติกและการกระจายตัวของโครงสร้างจุลภาค เมื่อนำเทคนิครางหล่อเย็นมาขึ้นรูปชิ้นงานร่วมกับการหล่อแบบกดอัดสามารถลดการเกิดรูพรุนและเพิ่มสมบัติทางกลของชิ้นงานได้

6. ผลของอุณหภูมิเทต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล

เมื่ออุณหภูมิเทลดต่ำลง เฟสอัลฟาอะลูมิเนียมที่ได้มีลักษณะกลมมากขึ้น แต่อุณหภูมิเทไม่ส่งผลต่อลักษณะของเฟสยูเทคติก โดยเฟสยูเทคติกที่พบทุกอุณหภูมิเทมีลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบ กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั้งชิ้นงาน และอุณหภูมิเทมีผลน้อยต่อขนาดเฉลี่ยและค่าความกลม คือทุกอุณหภูมิเทขนาดเฉลี่ยและค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมมีค่าใกล้เคียงกัน

7. ผลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล

ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 องศาเซลเซียสเฟสยูเทคติกมีลักษณะสั้นและละเอียดกว่าที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส อุณหภูมิแม่พิมพ์มีผลน้อยต่อการกระจายตัวและค่าความกลมของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม คือชิ้นงานทั้ง 2 อุณหภูมิแม่พิมพ์ การกระจายตัวสม่ำเสมอทั้งชิ้นงานและมีค่าความกลมใกล้เคียงกัน เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์เพิ่มขึ้น ขนาดเฉลี่ยของเฟสอัลฟาอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้น สมบัติทางกลของชิ้นงานที่ได้รับลดลง

8. ผลของแรงกดอัดต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล

เมื่อให้แรงกดอัด พบว่าปริมาณและลักษณะของเฟสยูเทคติกในโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในแต่ละบริเวณมีความแตกต่างกัน คือบริเวณด้านบนมีปริมาณน้อยกว่าด้านล่าง และเฟสยูเทคติกบริเวณด้านบนมีลักษณะสั้นและละเอียดที่สุด ส่วนที่ด้านล่างเฟสยูเทคติกที่พบมีลักษณะเป็นเส้นยาวและหยาบ

เมื่อเพิ่มแรงกดอัด ลักษณะของเฟสยูเทคติกมีความละเอียดมากขึ้นในทุกบริเวณ ยกเว้นบริเวณด้านล่างของชิ้นงานที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 250 องศาเซลเซียส ที่มีลักษณะของเฟสยูเทคติกคล้ายกัน เมื่อแรงกดอัดเพิ่มขึ้น สมบัติทางกลมีแนวโน้มเพิ่มมากขึ้น และรูพรุนที่เกิดขึ้นลดลงเนื่องจากความหนาแน่นที่ได้มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น

9. ผลการผลิตวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมซิลิคอนคาร์ไบด์ในสภาวะกึ่งของแข็งแบบบริโอ ร่วมกับการหล่อแบบกดอัด

อนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์เล็กพลังงานที่ผิวจะสูง จึงเกาะกลุ่มกันเพื่อที่จะลดพลังงานที่ผิวของอนุภาคให้ต่ำลง อนุภาคขนาดใหญ่พลังงานพื้นผิวดำ จึงทำให้มีการกระจายตัวได้ดีกว่า

ข้อเสนอแนะสำหรับงานวิจัยในอนาคต

1. จากผลการทดลองพบว่าการผลิตวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมซิลิคอนคาร์ไบด์ในสภาวะกึ่งของแข็งแบบบริโอร่วมกับการหล่อแบบกดอัด สามารถลดปัญหาเรื่องการเกิดรูพรุนในชิ้นงานได้ แต่ยังพบปัญหาเรื่องการกระจายตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์ เนื่องจากแรงดันอัดที่ให้ส่งผลให้โครงสร้างมีความแตกต่างกันในแต่ละบริเวณของชิ้นงาน ดังนั้นจึงส่งผลให้สมบัติทางกลจึงมีความแตกต่างกันในแต่ละบริเวณเช่นเดียวกัน ดังนั้นงานวิจัยในอนาคตควรนำความรู้ที่ได้มาประยุกต์เข้ากับการผลิตชิ้นงานในกลุ่มที่เป็น Functionally Graded Material (FGM) หรือ Metal Matrix Composites by Pressure Infiltrated Casting
2. งานวิจัยนี้ ใช้เครื่องอัดไฮดรอลิกที่สามารถให้แรงกดอัดได้สูงสุดเพียง 100 เมกะพาสคัล ดังนั้น จึงไม่สามารถเพิ่มแรงกดอัดให้กับชิ้นงานที่ค่าสูงมากกว่านี้ได้ จากผลการทดลอง พบว่า สมบัติทางกลของชิ้นงานมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้น เมื่อแรงกดอัดเพิ่มขึ้น ดังนั้น หากต้องการพัฒนางานวิจัยในหัวข้อนี้ต่อไป ควรนำไปประยุกต์ใช้กับเครื่องอัดไฮดรอลิกที่มีกำลังแรงกดอัดที่สูงกว่านี้

เอกสารอ้างอิง

- ⁱ Hashim, J., Looney, L. and Hashmi, M.S.J., 2001, "The Wettability of SiC Particles by Molten Aluminium Alloy", *Materials Processing Technology*, Vol. 119, No. 1-3, pp. 324-328.
- ⁱⁱ Sukumaran, K., Pillai, S.G.K., Pillai, R.M., Kelukutty, V.S., Pai, B.C., Satyanarayana, K.G. and Ravikumar, K.K., 1995, "The Effects of Magnesium Additions on the Structure and Properties of Al-7Si-10SiC_p Composites", *Journal of Materials Science*, Vol. 30, No. 6, pp. 1469-1472.
- ⁱⁱⁱ German, R.M., 1994, *Powder metallurgy science*, 2nd ed., Metal Powder Industries Federation, U.S.A.
- ^{iv} Zhou, W. and Xu, Z.M., 1997, "Casting of SiC Reinforced Metal Matrix Composites", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 63, No. 1-3, pp. 358-363.
- ^v Aigbodion, V.S. and Hassan, S.B., 2007, "Effects of Silicon Carbide Reinforcement on Microstructure and Properties of Cast Al-Si-Fe/SiC Particulate Composites", *Materials Science and Engineering*, Vol. 447, No. 1-2, pp. 355-360.
- ^{vi} Naher, S., Brabazon, D. and Looney, L., 2004, "Development and Assessment of a New Quick Quench Stir Caster Design for the Production of Metal Matrix Composites", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 166, No. 3, pp. 430-439.
- ^{vii} Balasivanandha, P.S., Karunamoorthy L., Kathiresan, S. and Mohan, B., 2006, "Influence of Stirring Speed and Stirring Time on Distribution of Particles in Cast Metal Matrix Composite", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 171, No. 2, pp. 268-273.
- ^{viii} Hashim, J., Looney, L. and Hashmi, M.S.J., 2001, "The Wettability of SiC Particles by Molten Aluminium Alloy", *Materials Processing Technology*, Vol. 119, No. 1-3, pp. 324-328.
- ^{ix} Sahin, Y., 2003, "Preparation and Some Properties of SiC Particle Reinforced Aluminium Alloy Composites", *Materials and Design*, Vol. 24, No. 8, pp. 671-679.
- ^x Dasgupta, R. and Meenai, H., 2005, "SiC Particulate Dispersed Composites of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy: Property Comparison with Parent Alloy", *Materials Characterization*, Vol. 54, No. 4-5, pp. 438-445.
- ^{xi} Motegi, T. and Tanabe, F., 2004, "New Semi-Solid Casting of Copper Alloys Using an Inclined Cooling Plate", *Proceeding of the Eighth S2P International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composite*, September 21-23, Limassol, Cyprus, Session 16-04.
- ^{xii} Porter, D.A. and Easterling, K.E., 1991, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, 7th ed., Great Britain, UK, pp. 186-237.

-
- ^{xiii} Pearce, J.T.H., 2543, เทคโนโลยีและโลหะวิทยาของอะลูมิเนียมหล่อ, ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (MTEC) สวทช, กรุงเทพมหานคร.
- ^{xiv} Maleki, A., Niroumand, B. and Shafyei, A., 2006, "Effects of Squeeze Casting Parameters on Density, Macrostructure and Hardness of LM13 Alloy", Materials Science and Engineering: A, Vol. 428, No. 1-2, pp. 135-140.
- ^{xv} Ohno, A. and Motegi, T., 1980, Grain Size Control in Castings, The Metals Society, University of Warwick, Coventry, UK, pp. 171-175.
- ^{xvi} Flemings M.C., 1991, Materials Science and Technology A Comprehensive Treatment Processing of Metals and Alloys, The Federal Republic of Germany, Germany, pp. 45-47
- ^{xvii} Guo, H.-M., Yang, X.-J. and Wang, J.-X., 2009, "Pressurized Solidification of Semi-Solid Aluminum Die Casting Alloy A356", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 485, No. 1-2, pp. 812-816.
- ^{xviii} Ghomashchi, M.R. and Vikhrov, A., 2000, "Squeeze Casting: An Overview", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 101, No. 1-3, pp. 1-9.
- ^{xix} Yang, L.J., 2003, "The Effect of Casting Temperature on the Properties of Squeeze Cast Aluminium and Zinc Alloys", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 140, No. 1-3, pp. 391-396.
- ^{xx} Govender, G and Ivanchev, L.H., 2005, "Near Net Shape Forming Using Semi-Solid Metal Forming", 6th Annual International Conference on Rapid Product Development, CSIR International Convention Centre, Pretoria, South Africa, 25-28 October, p. 35.