

ผลของตัวแปรในกระบวนการฉีดผสมหล่อขึ้นรูปต่อสมบัติเชิงกลของ
วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

นางสาวมัตติกา บุญมา

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี
ปีการศึกษา 2554

**EFFECTS OF PARTICULATE-INJECTION CASTING
PROCESS PARAMETERS ON MECHANICAL
PROPERTIES OF SiC_p-REINFORCED
ALUMINIUM COMPOSITES**

Mattika Bunma

**A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements for the
Degree of Master of Engineering in Metallurgical Engineering
Suranaree University of Technology**

Academic Year 2011

ผลของตัวแปรในกระบวนการฉีดผสมหล่อขึ้นรูปต่อสมบัติเชิงกลของ
วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อนุมัติให้บัณฑิตวิทยาลัยฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษา
ตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

(อ. ดร. อุษณีย์ กิตกัธกร)

ประธานกรรมการ

(อ. ดร. ฐาปนีย์ พัชรวิชญ์)

กรรมการ (อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์)

(อ. ดร. รัตน์ ปริสุทติกุล)

กรรมการ

(ผศ. ดร. สุขเกษม กังวานตระกูล)

กรรมการ

(ศ. ดร. ชูกิจ ลิ้มปีจันทร์)

รองอธิการบดีฝ่ายวิชาการ

(รศ. ร.อ. ดร. กนต์ธร ชำนิประศาสน์)

คณบดีสำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

มัตติกา บุญมา : ผลของตัวแปรในกระบวนการฉีดผสมหล่อขึ้นรูปต่อสมบัติเชิงกลของ
วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (EFFECTS OF
PARTICULATE-INJECTION CASTING PROCESS PARAMETERS ON
MECHANICAL PROPERTIES OF SiC_p-REINFORCED ALUMINIUM
COMPOSITES) อาจารย์ที่ปรึกษา : อาจารย์ ดร.ฐาปนีย์ พชรวิชัย, 103 หน้า

การวิจัยนี้ได้ศึกษาการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ด้วยกระบวนการฉีดผสมหล่อขึ้นรูป ซึ่งเครื่องกำจัดก๊าซไฮโดรเจนเคลื่อนที่พร้อมอุปกรณ์ฉีดพ่นถูกนำมาใช้ในการฉีดผสมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ลงในโลหะผสมอะลูมิเนียมหล่อที่อุณหภูมิ 590 องศาเซลเซียส โดยใช้ความเร็วรอบในการปั่นผสมที่ 1000 รอบต่อนาที เป็นเวลา 20 นาที งานวิจัยนี้ได้ศึกษาตัวแปรการขึ้นรูปที่สำคัญ คือ 1) อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ 5 และ 10 ลิตรต่อนาที และ 2) อุณหภูมิการเทหล่อขึ้นรูปที่ 620 และ 680 องศาเซลเซียส โดยขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบที่มีการเติมปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 0 10 และ 15 เปอร์เซ็นต์ โดยน้ำหนัก ชิ้นงานที่ได้จากการขึ้นรูปด้วยกระบวนการดังกล่าวถูกนำมาตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง ตรวจสอบค่าความหนาแน่นโดยใช้หลักการของอาร์คิมิดีส ทดสอบความแข็งแรงแบบบริเนล สมบัติแรงดึง และศึกษาพื้นผิวการแตกหักด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ผลการวิจัยพบว่าอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนและอุณหภูมิการเทขึ้นรูป เป็นปัจจัยที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบ เมื่ออัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนเพิ่มขึ้นจาก 5 ลิตรต่อนาที เป็น 10 ลิตรต่อนาที ส่งผลให้เกิดการปั่นป่วนระหว่างการฉีดผสม ดังนั้นการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จึงไม่สม่ำเสมอและปริมาณรูพรุนในชิ้นงานเพิ่มขึ้น ลักษณะดังกล่าวทำให้สมบัติเชิงกลของชิ้นงานลดลงเมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ไม่มีการเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ส่วนกรณีของอุณหภูมิเทขึ้นรูปนั้น พบว่าการเทขึ้นรูปภายใต้สภาวะกึ่งแข็งที่อุณหภูมิ 620 องศาเซลเซียส ซึ่งมีความหนืดสูงทำให้ชิ้นงานมีปริมาณรูพรุนเพิ่มขึ้นและการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ไม่สม่ำเสมอ ส่งผลให้สมบัติเชิงกลลดลง อย่างไรก็ตามเมื่อเพิ่มอุณหภูมิเทขึ้นรูปให้โลหะผสมอะลูมิเนียมอยู่ในสภาวะของเหลวที่อุณหภูมิ 680 องศาเซลเซียส ทำให้ความหนืดของส่วนผสมลดลง สามารถกำจัดก๊าซได้มีประสิทธิภาพเพิ่มขึ้น ส่งผลให้วัสดุเชิงประกอบมีสมบัติเชิงกลที่ดีขึ้น

สาขาวิชา วิศวกรรมโลหการ
ปีการศึกษา 2554

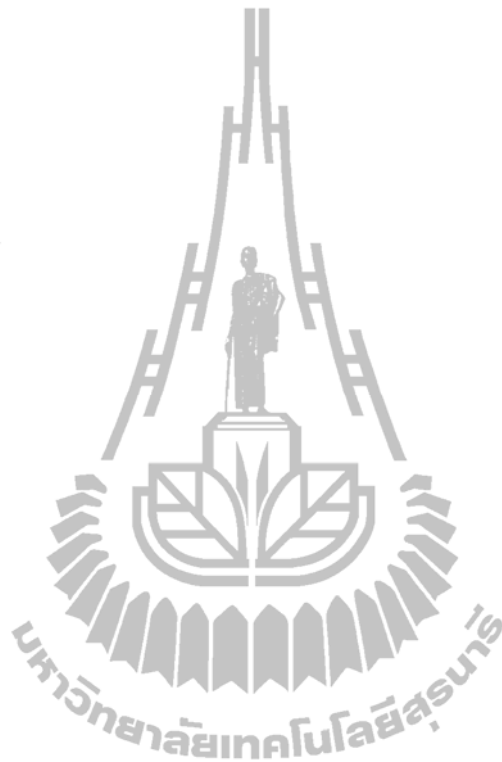
ลายมือชื่อนักศึกษา _____
ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา _____

MATTIKA BUNMA : EFFECTS OF PARTICULATE-INJECTION
CASTING PROCESS PARAMETERS ON MECHANICAL PROPERTIES
OF SiC_p-REINFORCED ALUMINIUM COMPOSITES
THESIS ADVISOR : TAPANY PATCHARAWIT, Ph.D., 103 PP.

SiC_p-Al COMPOSITE/PARTICULATE-INJECTION CASTING

This research studied the fabrication of SiC_p-reinforced 356 aluminium composites by particulate-injection casting. A hydrogen degassing machine was modified for SiC_p injection into the aluminium melt at 590°C via argon gas for 20 minutes at a stirring speed of 1000 rpm. The process parameters of this study are i) argon gas flow rates at 5 and 10 l/min, and ii) casting temperatures at 620 and 680°C. The composites were prepared by using 0, 10 and 15 wt.% SiC_p additions. The obtained specimens were assessed via microstructure analysis by using optical microscope, density by Archimedes's method, Brinell hardness test, tensile test, and fractography by using SEM. It was found that argon gas flow rates and casting temperatures are significant parameters affecting microstructures and mechanical properties of the composites. Increasing the argon gas flow rate from 5 l/min to 10 l/min caused melt turbulence during SiC_p injection, leading to non-uniform distribution of SiC_p and higher porosity in the castings. Inferior mechanical properties of the composites will result in this case, as compared to those without SiC_p reinforcement. In the case of casting temperature, semisolid casting at 620°C, giving high mixture viscosity, caused higher porosity and non uniform distribution of SiC_p. This resulted in reduction of mechanical properties. However, as the casting temperature was raised up to 680°C in the liquid state, the mixture viscosity was

lower and facilitated more effective hydrogen degassing, yielding higher mechanical properties of the composites.



School of Metallurgical Engineering

Academic Year 2011

Student's Signature _____

Advisor's Signature _____

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงได้ด้วยดี ผู้วิจัยขอกราบขอบพระคุณบุคคล และกลุ่มบุคคลต่าง ๆ ที่ได้กรุณาให้คำปรึกษา แนะนำ ช่วยเหลือ และให้กำลังใจอย่างดียิ่ง ทั้งในด้านวิชาการและการดำเนินงานวิจัย

อาจารย์ ดร.ฐาปนีย์ พัชรวิษุทธิ์ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ และกรรมการ ผู้ให้ความรู้ทางวิชาการ ให้คำแนะนำและคำปรึกษา ตลอดจนตรวจทานเนื้อหาวิทยานิพนธ์จนเสร็จสมบูรณ์

อาจารย์ ดร.อุษณีย์ กิตติอักษร อาจารย์ ดร.รัตน บิริสุทธิกุล และอาจารย์ประจำสาขาวิชาวิศวกรรมโลหการทุกท่าน สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ผู้ให้ความรู้ทางวิชาการอันเป็นประโยชน์ต่องานวิจัยในครั้งนี้

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สุขเกษม กิ่งวานตระกุล อาจารย์ประจำสาขาวิชาวิศวกรรมเซรามิก สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี กรรมการผู้ให้คำแนะนำทางวิชาการอันเป็นประโยชน์ต่องานวิจัยในครั้งนี้

เจ้าหน้าที่สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ เจ้าหน้าที่สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ เจ้าหน้าที่ศูนย์เครื่องมือและเทคโนโลยี (อาคารเครื่องมือ 1 และ อาคารเครื่องมือ 6) ที่อำนวยความสะดวกการใช้เครื่องมือ การให้คำแนะนำงานวิจัยและวิทยานิพนธ์เสร็จสมบูรณ์

ขอขอบคุณ เพื่อน ๆ พี่ ๆ น้อง ๆ ทุกคนที่ให้ความช่วยเหลือในงานวิจัยครั้งนี้

ท้ายสุดนี้ขอกราบขอบพระคุณ บิดา มารดา และผู้มีพระคุณ ที่ให้การอบรมเลี้ยงดู ส่งเสริมการศึกษาและให้กำลังใจอย่างดีเสมอมา

มัตติกา บุญมา

สารบัญ

| | หน้า |
|---|----------|
| บทคัดย่อ (ภาษาไทย) | ก |
| บทคัดย่อ (ภาษาอังกฤษ) | ข |
| กิตติกรรมประกาศ | ง |
| สารบัญ | จ |
| สารบัญตาราง | ฉ |
| สารบัญรูป | ญ |
| บทที่ | |
| 1 บทนำ | 1 |
| 1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา | 1 |
| 1.2 วัตถุประสงค์การวิจัย | 3 |
| 1.3 สมมติฐานของงานวิจัย | 3 |
| 1.4 ขอบเขตของงานวิจัย | 3 |
| 1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ | 4 |
| 2 ทฤษฎี ทัศนั้วรรณกรรม และงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง | 5 |
| 2.1 วัสดุเชิงประกอบ | 5 |
| 2.2 วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ | 6 |
| 2.3 กระบวนการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วย อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ | 10 |
| 2.4 ปัจจัยที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม | 11 |
| 2.4.1 ก๊าซไฮโดรเจน | 11 |
| 2.4.2 ลักษณะโครงสร้างพื้นโลหะและการปรับปรุงโครงสร้าง (Grain Refinement & Modification) | 14 |
| 2.4.3 สภาพพื้นผิวของซิลิคอนคาร์ไบด์ (Surface condition of SiC _p) และความสามารถในการเปียก (Wettability) | 15 |
| 2.4.3.1 การเติมธาตุผสม | 17 |

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

| | | |
|---------|---|----|
| 2.4.3.2 | การอบให้ความร้อนแก่อนุภาคเสริมแรง | 18 |
| 2.4.4 | ปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ | 19 |
| 2.4.5 | ความเร็วและระยะเวลาที่ใช้ในการกวนผสม (Stirring speed and Stirring time) | 19 |
| 2.4.6 | อุณหภูมิการขึ้นรูป (อุณหภูมิการผสมและอุณหภูมิเทขึ้นรูป) | 20 |
| 2.5 | การแข็งตัวของน้ำโลหะและลักษณะข้อบกพร่องที่เกิดขึ้นในชิ้นงานที่มีผล ต่อสมบัติเชิงกล | 21 |
| 2.5.1 | การแข็งตัวของน้ำโลหะ | 21 |
| 2.5.1.1 | การเกิดนิวคลีเอชัน (Nucleation) | 21 |
| 2.5.1.2 | การโตของนิวคลีโอและเกิดเป็นโครงสร้างของเกรน | 24 |
| 2.5.2 | ลักษณะข้อบกพร่องที่เกิดขึ้นในชิ้นงานที่มีผลต่อสมบัติเชิงกล | 26 |
| 2.6 | สมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วย อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ | 29 |
| 2.7 | กฎของการผสม (Rule of mixture) และการหาค่าโดยประมาณของสมบัติ ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ | 32 |
| 2.7.1 | ค่าความหนาแน่น (Density) | 32 |
| 2.7.2 | ค่าทางความร้อน (Thermal properties) | 32 |
| 2.7.3 | ค่าความแข็ง (Hardness) | 34 |
| 2.7.4 | ค่าความแข็งแรง (Strength) | 34 |
| 2.7.1 | ค่าความแข็งเกร็ง (Stiffness) | 34 |
| 2.8 | กลไกการเพิ่มความแข็งแรงด้วยอนุภาคเสริมแรง (Strengthening mechanism by particle reinforced composite) | 36 |
| 3 | วัสดุ อุปกรณ์ เครื่องมือ และวิธีการทดลอง | 39 |
| 3.1 | วัสดุ อุปกรณ์ และเครื่องมือในการทดลอง | 39 |
| 3.1.1 | วัสดุที่ใช้ในการวิจัย | 39 |
| 3.1.2 | อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในการวิจัย | 40 |
| 3.2 | ขั้นตอนการทดลอง | 45 |

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

| | | |
|-------|---|----|
| 3.2.1 | ขั้นตอนการปรับปรุงผิวอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยความร้อน | 45 |
| 3.2.2 | ขั้นตอนการหล่อขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ | 45 |
| 3.2.3 | ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานทดสอบ และการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาค | 48 |
| 3.2.4 | ขั้นตอนการตรวจสอบค่าความหนาแน่น | 49 |
| 3.2.5 | ขั้นตอนการทดสอบความแข็งแบบบริเนล | 50 |
| 3.2.6 | ขั้นตอนการทดสอบสมบัติแรงดึงของวัสดุ | 51 |
| 3.2.7 | การตรวจสอบลักษณะพื้นผิวการแตกหักภายหลังจากการทดสอบความต้านทานแรงดึง | 51 |
| 3.2.8 | การคำนวณปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นภายในวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ | 53 |
| 4 | ผลการทดลอง และวิเคราะห์ผลการทดลอง | 54 |
| 4.1 | องค์ประกอบทางเคมี และลักษณะโครงสร้างจุลภาค | 54 |
| 4.2 | สมบัติวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ | 60 |
| 4.2.1 | ความหนาแน่น | 60 |
| 4.2.2 | ปริมาณรูพรุน | 62 |
| 4.2.3 | ความแข็งแบบบริเนล | 64 |
| 4.2.4 | สมบัติแรงดึง | 66 |
| 4.2.5 | ลักษณะพื้นผิวการแตกหักเนื่องจากผลการทดสอบแรงดึง | 70 |
| 4.3 | การเปรียบเทียบสมบัติวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จากการทดลองกับค่าทางทฤษฎี | 79 |
| 4.3.1 | สมบัติความแข็งของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมจากการทดลองกับค่าทางทฤษฎี | 79 |
| 4.3.2 | ค่ามอดูลัสยืดหยุ่นของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมจากการทดลองกับค่าทางทฤษฎี | 80 |
| 4.4 | ผลกระทบของตัวแปรจากกระบวนการขึ้นรูปต่อปริมาณรูพรุนในชิ้นงาน | 84 |

สารบัญ (ต่อ)

| | หน้า |
|---|-----------|
| 4.4.1 ผลกระทบจากอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน..... | 84 |
| 4.4.2 ผลกระทบจากอุณหภูมิการเพิ่มขึ้นรูป..... | 84 |
| 4.4.3 ผลกระทบจากปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์..... | 87 |
| 5 บทสรุป..... | 92 |
| 5.1 สรุปผลงานวิจัย..... | 92 |
| รายการอ้างอิง..... | 93 |
| ภาคผนวก | |
| ภาคผนวก ก. ตารางแสดงค่าความหนาแน่นของน้ำ..... | 98 |
| ภาคผนวก ข. บทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่..... | 100 |
| ประวัติผู้เขียน..... | 103 |



สารบัญตาราง

| ตารางที่ | | หน้า |
|----------|---|------|
| 2.1 | อะลูมิเนียม-ซิลิกอนที่นิยมในอุตสาหกรรมหล่อโลหะ (คิดเป็นร้อยละโดยน้ำหนัก)..... | 8 |
| 2.2 | เปรียบเทียบกระบวนการผลิตวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะ | 11 |
| 2.3 | ปริมาณการละลายของไฮโดรเจนในอะลูมิเนียมที่แปรผันกับอุณหภูมิ..... | 13 |
| 2.4 | แสดงมุมสัมผัสค่าต่างๆและปฏิสัมพันธ์ที่เกี่ยวข้อง | 16 |
| 2.5 | สมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียม | 30 |
| 2.6 | สมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะ | 31 |
| 3.1 | สมบัติทางกายภาพของวัสดุ..... | 46 |
| 3.2 | แสดงเงื่อนไขการทดลอง | 46 |
| 4.1 | องค์ประกอบทางเคมีของโลหะอะลูมิเนียมผสม | 55 |
| ก.1 | ค่าความหนาแน่นของน้ำ..... | 98 |

สารบัญรูป

| รูปที่ | | หน้า |
|--------|---|------|
| 1.1 | แสดงการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้น โลหะ (Metal matrix composites)..... | 1 |
| 1.2 | เครื่องกำจัดก๊าซไฮโดรเจนเคลื่อนที่พร้อมอุปกรณ์ฉีดฟลักซ์..... | 2 |
| 2.1 | ลักษณะของวัสดุเสริมแรงในกระบวนการผลิตวัสดุเชิงประกอบ..... | 6 |
| 2.2 | แผนภาพสมดุลของอะลูมิเนียม-ซิลิคอน..... | 7 |
| 2.3 | ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน..... | 8 |
| 2.4 | ลักษณะโครงสร้างของซิลิคอนคาร์ไบด์..... | 9 |
| 2.5 | แผนภาพสมดุลของซิลิคอน-คาร์บอน..... | 10 |
| 2.6 | ปริมาณการละลายของไฮโดรเจนในอะลูมิเนียมที่แปรผันกับอุณหภูมิ..... | 12 |
| 2.7 | แผนภาพกลไกการกำจัดก๊าซด้วย Rotary degassing..... | 13 |
| 2.8 | Sessile drop test for contact angle measurement..... | 16 |
| 2.9 | แสดงพื้นที่แรงาบริเวณที่อุณหภูมิอยู่ในช่วงของสถานะกึ่งของแข็ง ของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 356..... | 21 |
| 2.10 | กระบวนการเกิดนิวเคลียสแบบ Homogeneous nucleation..... | 23 |
| 2.11 | กระบวนการเกิดนิวเคลียสแบบ Heterogeneous nucleation..... | 24 |
| 2.12 | การเติบโตแบบระนาบ (Planar growth)..... | 25 |
| 2.13 | การเติบโตแบบเดนไดรต์ (Dendrite growth)..... | 25 |
| 2.14 | ประเภทของรูพรุนที่เกิดขึ้นกับวัสดุเชิงประกอบพื้น โลหะ..... | 28 |
| 2.15 | ค่าสัมประสิทธิ์ทางความร้อน..... | 33 |
| 2.16 | ค่าความแข็งเกร็งวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์..... | 36 |
| 2.17 | แสดงกลไกการเคลื่อนของดิสโลเคชันผ่านอนุภาค..... | 37 |
| 3.1 | วัสดุในงานวิจัย..... | 39 |
| 3.2 | อุปกรณ์และเครื่องมือสำหรับการหล่อขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม..... | 42 |
| 3.3 | อุปกรณ์ตรวจสอบ โครงสร้างจุลภาคและสมบัติของวัสดุเชิงประกอบ พื้นโลหะอะลูมิเนียม..... | 43 |
| 3.4 | แผนผังแสดงขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย..... | 44 |

สารบัญรูป (ต่อ)

| รูปที่ | หน้า |
|--------|--|
| 3.5 | แสดงขั้นตอนการหล่อขึ้นรูปด้วยกระบวนการฉีดผสม..... 47 |
| 3.6 | ชิ้นงานตรวจสอบลักษณะ โครงสร้างจุลภาค..... 48 |
| 3.7 | ชั่งน้ำหนักชิ้นงานในอากาศและในน้ำ..... 50 |
| 3.8 | การหาค่าความแข็งแบบบริเนล..... 51 |
| 3.9 | ชิ้นงานทดสอบแรงดึงรูปทรงกระบอก มาตรฐาน ASTM B557M-02a..... 52 |
| 3.10 | ลักษณะชิ้นงานสำหรับการทดสอบแรงดึง..... 52 |
| 4.1 | โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ (กำลังขยาย 10 เท่า) ที่อุณหภูมิเทขึ้นรูป 620 องศาเซลเซียส..... 56 |
| 4.2 | โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ (กำลังขยาย 10 เท่า) ที่อุณหภูมิเทขึ้นรูป 680 องศาเซลเซียส..... 57 |
| 4.3 | โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ (กำลังขยาย 50 เท่า) ที่อุณหภูมิเทขึ้นรูป 620 องศาเซลเซียส..... 58 |
| 4.4 | โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ (กำลังขยาย 50 เท่า) ที่อุณหภูมิเทขึ้นรูป 680 องศาเซลเซียส..... 59 |
| 4.5 | ค่าความหนาแน่นของวัสดุ..... 61 |
| 4.6 | ความสัมพันธ์ของอุณหภูมิเทขึ้นรูปและเปอร์เซ็นต์ปริมาณรูพรุน..... 63 |
| 4.7 | ค่าความแข็งแบบบริเนล..... 65 |
| 4.8 | ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด..... 67 |
| 4.9 | ค่ามอดูลัสยืดหยุ่น..... 68 |
| 4.10 | แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียด (Stress-Strain curve)..... 69 |
| 4.11 | ลักษณะพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงาน..... 73 |
| 4.12 | ลักษณะพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานภายหลังการทดสอบแรงดึง..... 74 |
| 4.13 | ลักษณะพื้นผิวการแตกหัก ที่ภาพถ่ายกำลังขยาย 200 เท่า..... 75 |
| 4.14 | ภาพถ่ายลักษณะพื้นผิวการแตกหักด้วยกล้อง SEM..... 76 |
| 4.15 | ภาพถ่ายลักษณะพื้นผิวการแตกหักด้วยกล้อง SEM..... 77 |
| 4.16 | ภาพถ่ายลักษณะพื้นผิวการแตกหักด้วยกล้อง SEM..... 78 |
| 4.17 | ค่าความแข็งแบบบริเนลจากการคำนวณทางทฤษฎี และจากการทดลอง..... 82 |

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่

หน้า

4.20 คำมอดูลีสภาพยืดหยุ่นจากการคำนวณทางทฤษฎี และจากการทดลอง..... 83

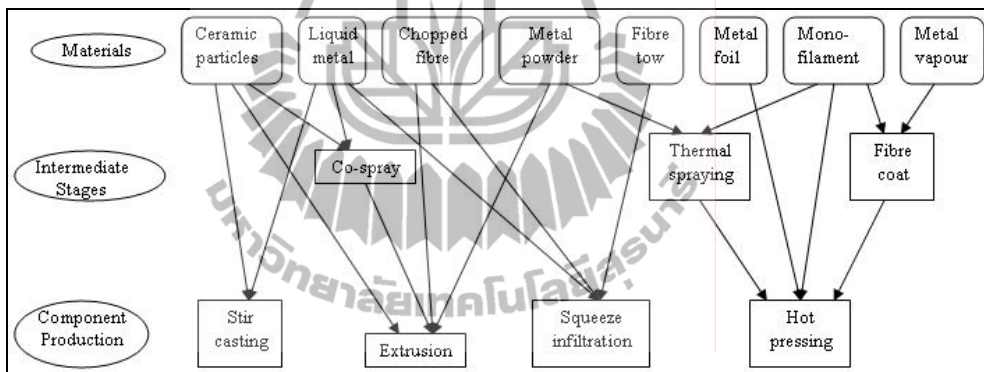


บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

หลายสิบปีที่ผ่านมาวัสดุเชิงประกอบได้มีการพัฒนาและมีบทบาทสูงมากขึ้นตามลำดับในการใช้งานทางวิศวกรรม โดยวัสดุเชิงประกอบจะประกอบไปด้วยวัสดุเสริมแรง (Reinforcing material) และวัสดุพื้น (Matrix) ซึ่งการออกแบบวัสดุเชิงประกอบแต่ละชนิดนั้นมีจุดประสงค์การออกแบบเพื่อให้ได้วัสดุใหม่ที่มีสมบัติที่ดีกว่าวัสดุเดิม เช่น สมบัติทางกลที่ดีขึ้น มีความแข็งแรงและความแข็งแรงสูง น้ำหนักเบา เป็นต้น



รูปที่ 1.1 แสดงการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะ (Metal matrix composites) (Hull, 1996)

วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์ เป็นวัสดุเชิงประกอบที่ได้รับความนิยมเป็นอย่างมากและมีการพัฒนากันอย่างกว้างขวาง โดยสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบนั้นส่วนหนึ่งขึ้นอยู่กับเทคนิคกระบวนการขึ้นรูป โดยในกระบวนการผลิตมีหลายเทคนิคที่สามารถใช้ขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะ เช่น การขึ้นรูปด้วยวิธีการกวนผสมซึ่งข้อดีของวิธีนี้คือ ต้นทุนในการผลิตต่ำ การขึ้นรูปด้วยวิธีการอัดขึ้นรูป (Extrusion) ซึ่งเป็นกระบวนการที่ใช้ได้ดีกับโลหะนอกกลุ่มเหล็ก แต่ลักษณะชิ้นงานในการขึ้นรูปค่อนข้างถูกจำกัด และการขึ้นรูปด้วยวิธี Squeeze infiltration ซึ่งข้อดีของการขึ้นรูปด้วยกระบวนการนี้คือ โครงสร้างชิ้นงานมีความละเอียดและเกิดรูพรุนน้อย แต่ต้นทุนในการผลิตค่อนข้างสูง เป็นต้น (Hull, 1996) ซึ่งรูปที่ 1.1 ได้แสดงแผนภาพกระบวนการขึ้นรูปวัสดุประกอบพื้นโลหะ

กระบวนการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้น โลหะ มีหลากหลายเทคนิคที่ถูกพัฒนาขึ้นมา เพื่อให้ได้โครงสร้างของวัสดุเชิงประกอบมีการกระจายตัวอนุภาคของวัสดุเสริมแรงที่สม่ำเสมอใน โลหะพื้น และทำให้สมบัติเชิงกลดีขึ้น การฉีดผสมโดยใช้ก๊าซเป็นเทคนิคหนึ่งที่สามารถใช้ร่วมกับ เทคนิคการขึ้นรูปด้วยวิธีการถนอมผสม และเนื่องจากยังมีตัวแปรที่เกี่ยวข้องกับกระบวนการขึ้นรูป ดังกล่าวที่ต้องทำการควบคุมให้เหมาะสม เช่น อุณหภูมิหน้าโลหะลงในแบบหล่อ ปริมาณซิลิคอน คาร์ไบด์ ความเร็วในการปั่น/ฉีด และอัตราการไหลของก๊าซ เป็นต้น และเนื่องจากเทคนิคการขึ้น รูปแบบฉีดผสมอนุภาคเสริมแรงในอะลูมิเนียมหล่อเหลวโดยใช้ก๊าซยังเป็นเทคนิคการขึ้นรูปที่มี การศึกษาวิจัยไม่มากนักในการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม ดังนั้นงานวิจัยในครั้งนี้จึง มุ่งเน้นเพื่อศึกษาตัวแปรที่เกี่ยวข้องกับกระบวนการขึ้นรูปดังกล่าว ที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลของวัสดุ เชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขึ้นรูปด้วยวิธีฉีดผสมหล่อขึ้นรูป



รูปที่ 1.2 เครื่องกำจัดก๊าซไฮโดรเจนเคลื่อนที่พร้อมอุปกรณ์ฉีดฟลักซ์

โดยในการวิจัยครั้งนี้มีแนวทางที่ปรับใช้เครื่องกำจัดก๊าซไฮโดรเจนเคลื่อนที่พร้อมอุปกรณ์ ฉีดฟลักซ์ (Flux Injection Mobile Degassing Unit, FIMDU) ที่มีอยู่ในห้องปฏิบัติการอาคาร เครื่องมือ 6 ดังแสดงในรูปที่ 1.2 ในกระบวนการฉีดผสมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยทำการฉีดปั่น ผสมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยก๊าซอาร์กอนผ่านท่อแกรไฟต์ลงในโลหะอะลูมิเนียมหล่อเหลว โดยกระบวนการฉีดผสมหล่อขึ้นรูปนี้จะศึกษาและควบคุมตัวแปรที่สำคัญ คือ 1) อัตราการไหลของ ก๊าซอาร์กอนที่ใช้ในการฉีดผสมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 2) อุณหภูมิในการหล่อขึ้นรูป โดยควบคุม ความเร็วรอบในการปั่นแท่งแกรไฟต์ที่ 1000 รอบต่อนาที อุณหภูมิในการฉีดที่ 590 องศาเซลเซียส และเวลาที่ใช้ในการฉีดปั่นผสม 20 นาที เพื่อให้เกิดประสิทธิภาพในการหล่อขึ้นรูปชิ้นงาน และ สมบัติเชิงกลของชิ้นงานหล่อที่ดีที่สุด

1.2 วัตถุประสงค์การวิจัย

เพื่อศึกษาอิทธิพลของอัตราการใช้ของก๊าซอาร์กอน และอุณหภูมิในการขึ้นรูปที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

1.3 สมมติฐานของงานวิจัย

การขึ้นรูปวัสดุประกอบพื้น โลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์โดยกระบวนการฉีดผสมหล่อขึ้นรูป การใช้อัตราการใช้ของก๊าซอาร์กอนที่ต่างกัน และขึ้นรูปที่อุณหภูมิที่แตกต่างกัน จะส่งผลต่อลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ภายในเนื้อโลหะพื้น การเกิดขึ้นของรูพรุนภายในชิ้นงานและมีผลต่อสมบัติเชิงกลของวัสดุด้วย

1.4 ขอบเขตของงานวิจัย

ขอบเขตของงานวิจัยนี้จะแบ่งกล่าวเป็น 3 หัวข้อ ดังนี้

1. เงื่อนไขที่กำหนดให้คงที่ (Fixed condition)

งานวิจัยนี้จะศึกษาการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยวิธีการฉีดผสมหล่อขึ้นรูป โดยวัสดุพื้น คือ อะลูมิเนียมผสม เกรด 356 และวัสดุเสริมแรง คือ ซิลิคอนคาร์ไบด์ ขนาดอนุภาคเฉลี่ยเท่ากับ 10.5 ไมครอน ซึ่งอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ จะผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง นอกจากนี้ได้กำหนดตัวแปรคงที่ในกระบวนการขึ้นรูป ดังนี้

- อุณหภูมิการกวนผสม (Mixing temperature) คือ 590 องศาเซลเซียส
- เวลาที่ใช้ในการฉีดกวนผสม (Stirring time) คือ 20 นาที
- ความเร็วการกวนผสม (Stirring speed) คือ 1000 รอบ/นาที

2. ตัวแปรที่ควบคุม (Controlled parameters)

ตัวแปรควบคุมที่ถูกกำหนดในงานวิจัยนี้ เป็นสิ่งที่ถูกควบคุมเพื่อศึกษาเกี่ยวกับอิทธิพลของตัวแปรที่ส่งผลต่อสมบัติของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยมีตัวแปรควบคุมที่ต้องการศึกษา ดังนี้

- อัตราการใช้ของก๊าซอาร์กอนที่ใช้ในกระบวนการฉีดผสม (5 และ 10 ลิตร/นาที)
- อุณหภูมิหล่อโลหะขณะทำการเทลงในแบบหล่อ (620 และ 680 องศาเซลเซียส)
- ปริมาณการเติมซิลิคอนคาร์ไบด์ (0, 10 และ 15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

3. การประเมินผล (Assessment)

สำหรับขั้นตอนการประเมินผลจะศึกษาลักษณะ โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานและสมบัติของวัสดุเชิงประกอบภายหลังจากการขึ้นรูป ดังนี้

- ตรวจสอบลักษณะ โครงสร้างจุลภาค โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง
- ตรวจสอบค่าความหนาแน่นของชิ้นงาน โดยใช้หลักการของอาร์คิมิดีส
- คำนวณหาปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน
- ทดสอบความแข็ง โดยใช้เครื่องมือทดสอบความแข็งแบบบริเนล
- ทดสอบสมบัติแรงดึงของชิ้นงานที่อุณหภูมิห้อง
- ตรวจสอบพื้นผิวการแตกหัก โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)

1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

มีความเข้าใจอิทธิพลของอัตรากรไหลของก๊าซอาร์กอนในการฉีดผสมซิลิคอนคาร์ไบด์ และอุณหภูมิเทลงในแบบหล่อ ที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์



บทที่ 2

ทฤษฎี ปรีทัศน์วรรณกรรม และงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

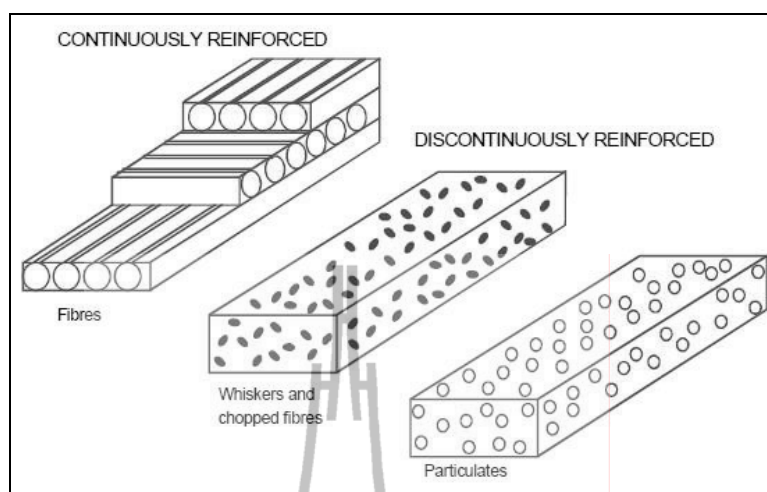
เนื้อหาบทนี้ได้ทำการกล่าวถึงทฤษฎีเบื้องต้นที่เกี่ยวข้องและทำการศึกษาทบทวนเกี่ยวกับสมบัติโดยทั่วไปของอะลูมิเนียม สมบัติโดยทั่วไปของซิลิคอนคาร์ไบด์ และกระบวนการหล่อขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม และได้แสดงแนวคิดและสมมติฐานจากงานวิจัยที่เกี่ยวข้องซึ่งจะกล่าวในแต่ละหัวข้อต่อไป ดังนี้

2.1 วัสดุเชิงประกอบ

วัสดุเชิงประกอบ (Composite materials) เป็นวัสดุทางวิศวกรรมที่ประกอบด้วยวัสดุตั้งแต่สองชนิดขึ้นไปหรือมากกว่า วัสดุมีคุณสมบัติที่แตกต่างกัน ถูกนำมาสร้างเป็นวัสดุที่มีโครงสร้างใหม่ซึ่งมีคุณสมบัติทางด้านวัสดุศาสตร์ที่เด่นกว่าคุณสมบัติเดิมของวัสดุที่นำมาประกอบ เช่น ค่าความแข็งที่สูงขึ้น ความถ่วงจำเพาะต่ำ ซึ่งทำให้ผลิตภัณฑ์มีน้ำหนักเบา ทนต่อการกัดกร่อน มีความยืดหยุ่นสูง และมีสมบัติเชิงกลที่ดี คุณสมบัติที่เด่นหลายอย่างทำให้วัสดุเชิงประกอบมีความน่าสนใจ ส่วนประกอบหลักของวัสดุเชิงประกอบ คือ วัสดุพื้นหลัก (Matrix materials) และวัสดุเสริมแรง (Reinforcing materials) ดังแสดงในรูป 2.1 ด้วยคุณสมบัติตามที่กล่าวมาของวัสดุเชิงประกอบ ทำให้วัสดุเชิงประกอบถูกนำมาใช้อย่างแพร่หลายในอุตสาหกรรมต่างๆ เช่น อุตสาหกรรมยานยนต์ อุตสาหกรรมผลิตอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ อุตสาหกรรมงานโครงสร้าง และทางการแพทย์ เป็นต้น

วัสดุพื้นหลัก (Matrix Materials) คือ วัสดุที่ทำหน้าที่พุงและรักษาวัสดุเสริมแรงให้อยู่ในตำแหน่งที่เหมาะสม นอกจากนี้จะทำหน้าที่ควบคุมสมบัติการนำไฟฟ้า ลักษณะทางเคมีและการใช้งานที่อุณหภูมิสูง วัสดุพื้นหลักมีหลายประเภท เช่น วัสดุพื้นหลักเซรามิก วัสดุพื้นหลักโพลีเมอร์ และวัสดุพื้นหลักโลหะ เป็นต้น สำหรับวัสดุพื้นหลักโลหะที่นิยมใช้กันมาก ได้แก่ อะลูมิเนียม แมกนีเซียม และไทเทเนียม เป็นต้น

วัสดุเสริมแรง (Reinforcing materials) คือ วัสดุที่ช่วยเพิ่มและปรับปรุงคุณสมบัติเชิงกลของวัสดุพื้นหลักให้มีคุณสมบัติที่ดีขึ้น วัสดุเสริมแรงส่วนใหญ่เป็นวัสดุเซรามิกในรูปแบบต่างๆ ไม่ว่าจะเป็นสารประกอบในรูปของเส้นใยคาร์บอน (Carbon fibres), เส้นใยแก้ว (Glass fibres), เส้นใยออร์แกนิก (Organic fibres), อะลูมินา (Al_2O_3), และซิลิคอนคาร์ไบด์ (SiC) ที่อยู่ในรูปแบบของเส้นใย และในรูปของผงอนุภาค (Hull and Clyne, 1996)



รูปที่ 2.1 ลักษณะของวัสดุเสริมแรงในกระบวนการผลิตวัสดุเชิงประกอบ (TALAT Lecture 1402: Aluminium Matrix Composite Materials, online, 2009)

2.2 วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

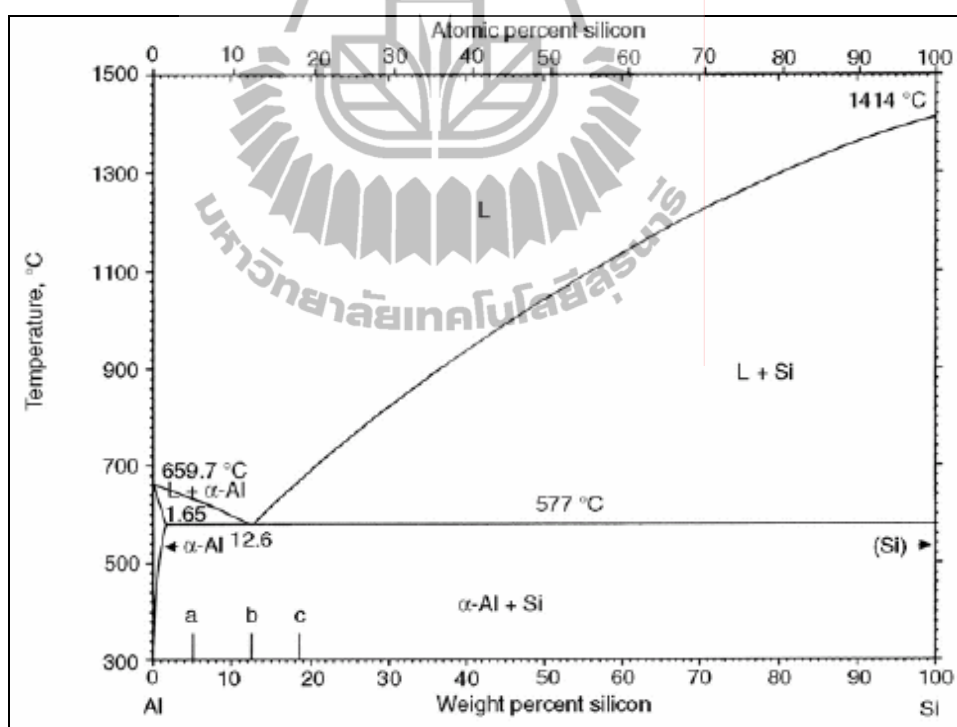
ปัจจุบันโลหะผสมอะลูมิเนียมมีบทบาทสำคัญในอุตสาหกรรมการผลิต เนื่องจากมีคุณสมบัติเด่นหลายประการ เช่น ความสามารถในการหล่อ การทนทานต่อการกัดกร่อน ความสามารถในการขึ้นรูปด้วยวิธีทางกลได้ดี ซึ่งปัจจุบันนี้อุตสาหกรรมงานหล่อมีการแข่งขันกันมากขึ้น จึงทำให้ต้นทุนในการผลิต และคุณภาพของสินค้าเป็นปัจจัยหนึ่งที่มีความสำคัญต่อการแข่งขันทางธุรกิจ ดังนั้นจึงมีการพัฒนากระบวนการผลิตและปรับปรุงคุณสมบัติของอะลูมิเนียมเพื่อให้ได้มาซึ่งคุณภาพของสินค้าที่ดีขึ้น และเพื่อลดต้นทุนในการผลิต

อย่างไรก็ตามในการนำไปใช้งานยังพบว่าอะลูมิเนียมมีข้อจำกัดหลายประการ โดยเฉพาะสมบัติด้านความเหนียว ดังนั้นจึงมีงานวิจัยจำนวนมากที่พยายามศึกษาและพัฒนาปรับปรุงคุณสมบัติดังกล่าวโดยการเติมธาตุผสม หรือวัสดุต่างๆผสมกับอะลูมิเนียม เพื่อทำให้อยู่ในรูปของวัสดุเชิงประกอบ โดยวัสดุเสริมแรงที่ได้รับความสนใจ ส่วนมากจะเป็นวัสดุเซรามิกจำพวก ออกไซด์ คาร์ไบด์และจำพวกแก้ว สำหรับในภาคอุตสาหกรรมของประเทศไทยการผลิตวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม ยังไม่เป็นที่แพร่หลายมากนัก เนื่องจากมีกระบวนการผลิตค่อนข้างซับซ้อน และกระบวนการผลิตมีข้อจำกัดในบางเรื่อง เช่น การกระจายตัวที่ไม่สม่ำเสมอของวัสดุเสริมแรง และปัญหาเรื่องความสามารถในการเป็ยระหว่างวัสดุพื้นหลักและวัสดุเสริมแรง

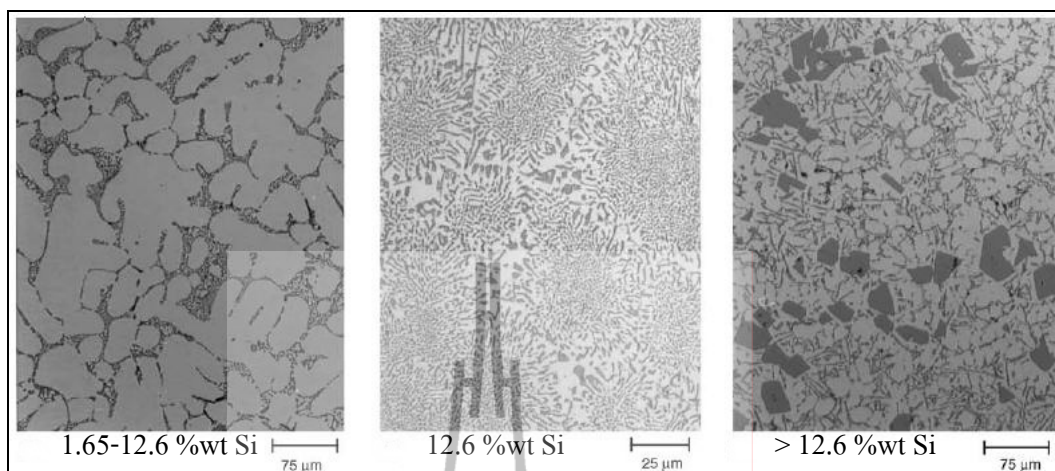
ลักษณะทั่วไปของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน

โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรดที่มีส่วนประกอบของซิลิคอน หรือที่เรียกว่า โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน (Al-Si alloy) เช่น อะลูมิเนียมเกรด 356 และอะลูมิเนียมเกรด 390 เป็นต้น โดย

แผนภาพรูปที่ 2.2 แสดงแผนภาพสมดุลของอะลูมิเนียม-ซิลิกอน ธาตุซิลิกอนมีสมบัติเพิ่มความสามารถในการไหลของน้ำโลหะ ถ้าปราศจากซิลิกอน ทำให้ความสามารถในการหล่อขึ้นรูปและการฉีดขึ้นรูปลดลง นอกจากนี้ซิลิกอนยังช่วยเพิ่มความต้านทานในการสึกกร่อนและลดสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน ด้วยเหตุนี้เองในภาคอุตสาหกรรมจึงนิยมใช้โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนในการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ อย่างไรก็ตามเนื่องจากเฟสซิลิกอนมีความต้านทานการสึกกร่อนดี แต่มีข้อเสีย คือ เฟสซิลิกอนส่งผลให้ชิ้นงานหล่อมีความเปราะและแตกหักได้ง่าย เมื่อมีแรงภายนอกมากกระทำกับชิ้นงาน นอกจากนั้น โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนมีคุณสมบัติเชิงกลที่ไม่สูงมากนัก โดยเฉพาะความเหนียว (เซวาลิต ลีมนฉวีจิตร, ม.ป.ป.) สำหรับอะลูมิเนียมที่ใช้ในงานหล่อในภาคอุตสาหกรรมมีหลายเกรดซึ่งได้สรุปเกรดที่นิยมใช้และส่วนผสมทางเคมีดังแสดงไว้ในตารางที่ 2.1 และในรูปที่ 2.3 แสดงลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอน



รูปที่ 2.2 แผนภาพสมดุลของอะลูมิเนียม-ซิลิกอน (ASM International, www, 2004)



รูปที่ 2.3 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอน
(ASM International, www, 2004)

ตารางที่ 2.1 อะลูมิเนียม-ซิลิกอนที่นิยมในอุตสาหกรรมหล่อโลหะ (คิดเป็นร้อยละโดยน้ำหนัก)

| มาตรฐาน AA | มาตรฐาน JIS | Si | Cu | Mg | Fe | Zn | Mn |
|------------|-------------|-----------|---------|-----------|----------|------|-----------|
| A319.1 | AC2A | 5.0-7.0 | 3.0-5.0 | 0.55 | 0.90 | 2.0 | 0.20-0.65 |
| A332.2 | AC8A | 10.5-13.5 | 0.8-1.5 | 0.9-1.5 | 0.60 | 0.35 | 0.35 |
| A356.0 | AC4C | 6.5-7.5 | 0.02 | 0.30-0.45 | 0.15 | 0.07 | 0.10 |
| 380.2 | ADC10 | 8.0-11.0 | 2.0-4.0 | 0.15-0.55 | 0.6-0.11 | 1.20 | 0.55 |
| A360.2 | AC4A | 9.0-11.0 | 0.03 | 0.25-0.45 | 0.40 | 0.10 | 0.45 |
| 333.1 | AC4B | 7.5-9.5 | 2.0-3.5 | 0.15-0.65 | 0.7 | 1.2 | 0.15-0.65 |
| 413.2 | AC3A | 10.5-13.5 | 0.03 | - | 0.40 | 0.10 | 0.35 |
| - | ADC12 | 10.5-12.0 | 1.5-3.5 | - | 1.3 | 1.0 | 0.5 |

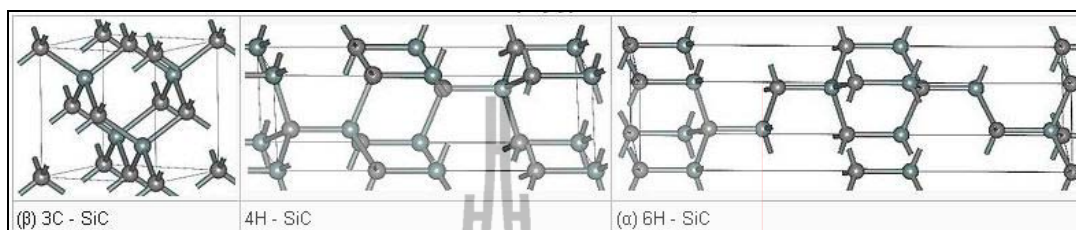
หมายเหตุ : กลุ่ม 3XX.X โดยประกอบด้วย Al-Si-(Cu/Mg) และกลุ่ม 4XX.X ที่ประกอบด้วย Al-Si

หมายเหตุ จาก โลหะวิทยาของอะลูมิเนียม-ซิลิกอนในอุตสาหกรรมหล่อโลหะ,
เชาวลิต ลิ้มฉวีจิตร, ม.ป.ป.

ลักษณะทั่วไปของซิลิกอนคาร์ไบด์

ซิลิกอนคาร์ไบด์เป็นสารประกอบของธาตุซิลิกอน (Si) และธาตุคาร์บอน (C) สารประกอบซิลิกอนคาร์ไบด์ซึ่งมีลักษณะ โครงสร้างคล้ายกับเพชรและสามารถเผาไหม้ได้ในบรรยากาศแบบออกซิเดชัน (Oxidation atmosphere) มีค่าการนำความร้อนสูง การขยายตัวทางความร้อนต่ำ ทนต่อ

ความร้อนสูง ทนต่อการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิอย่างรวดเร็วได้ดี (Thermal shock resistance) ทนทานต่อการกัดกร่อนและมีค่าความแข็งแรงค่อนข้างสูง เป็นต้น

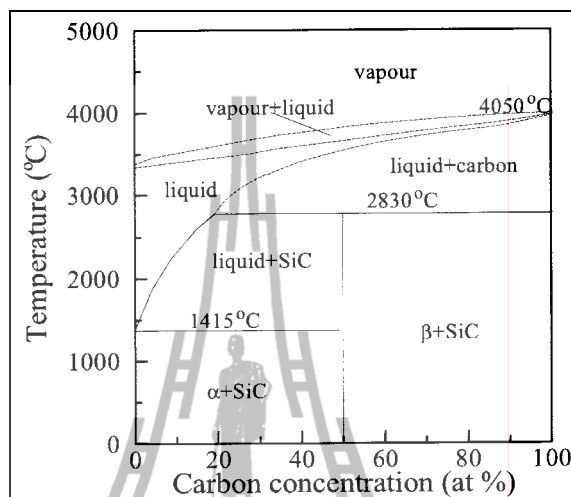


รูปที่ 2.4 ลักษณะ โครงสร้างของซิลิคอนคาร์ไบด์ (Park, 1998)

ซิลิคอนคาร์ไบด์เป็นสารประกอบที่ถูกสังเคราะห์ขึ้น ลักษณะโครงสร้างผลึกที่ได้จากการสังเคราะห์ขึ้นมามีอยู่สองแบบ ได้แก่ แบบลูกบาศก์ (Cubic) หรือที่เรียกว่า เบต้าซิลิคอนคาร์ไบด์ (β -SiC) ซึ่งสามารถสังเคราะห์ได้ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 2000 องศาเซลเซียส และแบบทรงหกเหลี่ยม (Hexagonal) หรือแอลฟาซิลิคอนคาร์ไบด์ (α -SiC) ซึ่งสามารถสังเคราะห์ได้ในช่วงอุณหภูมิ 2400-2500 องศาเซลเซียส ซึ่งรูปที่ 2.4 ได้แสดงลักษณะ โครงสร้างของซิลิคอนคาร์ไบด์ทั้งสองชนิด และรูปที่ 2.5 ได้แสดงแผนภาพสมมูลของซิลิคอน-คาร์บอน

ซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ถูกสังเคราะห์ขึ้นมามีหลากหลายรูปแบบ ทั้งแบบไฟเบอร์ แบบเส้นใย และรูปแบบผงอนุภาค ข้อดีของซิลิคอนคาร์ไบด์ในรูปแบบผง คือ ง่ายต่อการเติมและราคาไม่แพงมากเมื่อเทียบกับซิลิคอนคาร์ไบด์ที่อยู่ในรูปแบบอื่น เนื่องจากซิลิคอนคาร์ไบด์เป็นวัสดุที่มีขนาดเล็ก และมีแนวโน้มการทำให้คุณสมบัติทางด้านความต้านทานแรงดึง (Tensile) และความต้านทานการล้า (Fatigue) ดีขึ้น เพราะวัสดุที่มีขนาดเล็กละเอียดมีแนวโน้มที่จะทำให้วัสดุมีค่าความแข็งแรง (Strength) สูงกว่าวัสดุเสริมแรงที่มีขนาดใหญ่ เพราะทำให้การโอกาสเกิดตำหนิหรือรอยแตกในวัสดุมีน้อยกว่า นอกจากนี้วัสดุเสริมแรงที่มีขนาดใหญ่จะทำให้วัสดุมีโอกาสเกิดการแตกหักได้ง่ายเมื่อมีแรงภายนอกมากระทำ หากเปรียบเทียบขนาดของวัสดุเสริมแรงในวัสดุพื้นหลัก พบว่าวัสดุเสริมแรงที่มีขนาดเล็กรวมถึงระยะห่างระหว่างอนุภาคมีน้อยกว่า ทำให้วัสดุเสริมแรงและวัสดุหลักสามารถยึดเกาะกันได้ดี ส่งผลให้ระยะระหว่างระนาบของสลิป (Slip distance) ลดลง ส่งผลเกิดกระบวนการเพิ่มความแข็งแรง (Strengthening) ในส่วนของสมบัติของวัสดุที่ทนต่อการเสียดสี พบว่า วัสดุเสริมแรงที่มีขนาดใหญ่อาจมีคุณสมบัติทนต่อการเสียดสีมากกว่าวัสดุเสริมแรงที่มีขนาดเล็ก เพราะวัสดุเสริมแรงที่มีขนาดเล็ก อนุภาคมีโอกาสที่จะหลุดออกจากวัสดุพื้นได้ง่ายกว่า ดังนั้นในการนำไปใช้งานต้องพิจารณาถึงขนาดที่เหมาะสม (อาร์กัย กลิ่นบำรุง, 2548) ดังนั้น

วัตถุประสงค์ในการนำไปใช้งานจึงเป็นตัวกำหนดการออกแบบวัสดุเชิงประกอบให้มีโครงสร้างจุลภาคที่ต้องการโดยขึ้นอยู่กับกระบวนการขึ้นรูปนั่นเอง



รูปที่ 2.5 แผนภาพสมดุลของซิลิคอน-คาร์บอน (อาร์ักษ์ กลิ่นบำรุง, 2548)

2.3 กระบวนการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

เทคโนโลยีการผลิตขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะเป็นสิ่งที่สำคัญมาก ซึ่งในภาคอุตสาหกรรมมีหลากหลายกระบวนการที่ถูกคิดค้นและพัฒนาขึ้นมาสำหรับการขึ้นรูปวัสดุเหล่านี้ โดยแต่ละกระบวนการก็มีข้อจำกัดที่แตกต่างกัน กระบวนการผลิตวัสดุเชิงประกอบแต่ละกระบวนการจะต้องมีการพิจารณาให้มีความเหมาะสมกับประเภทและลักษณะของวัสดุพื้นหลักและวัสดุเสริมแรงที่ใช้ สำหรับกระบวนการผลิตวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะ (MMCs) ที่ใช้วัสดุเสริมแรงแบบไม่ต่อเนื่อง (Discontinuous) เช่น อยู่ในรูปแบบของอนุภาค (Particle) และเส้นใยสั้น (Short fiber) หรือที่เรียกว่า DRMMC (Discontinuously reinforced metal matrix composites) ซึ่งกระบวนการขึ้นรูปด้วยวิธีกวนผสมหล่อขึ้นรูปเป็นกระบวนการหนึ่งที่น่าสนใจในการขึ้นรูป DRMMC เนื่องจากเป็นกระบวนการที่ง่ายต่อการผลิต เหมาะต่อการผลิตชิ้นงานปริมาณมาก และใช้ต้นทุนในการผลิตต่ำ ดังแสดงในตารางที่ 2.2 ซึ่งเป็นการประเมินเปรียบเทียบข้อแตกต่างของกระบวนการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะ แต่อย่างไรก็ตามก็ยังพบข้อจำกัดเรื่องตัวแปรในกระบวนการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะด้วยกระบวนการกวนผสมหล่อขึ้นรูป ยกตัวอย่างเช่น การทำให้วัสดุเสริมแรงกระจายตัวสม่ำเสมอในวัสดุพื้นก่อนข้างทำได้ยาก ความสามารถในการเป็ยระหว่างวัสดุพื้นและวัสดุเสริมแรง รูปทรงที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน และปฏิกิริยาเคมีที่เกิดขึ้น

ระหว่างวัสดุเสริมแรง และวัสดุพื้น เป็นต้น ดังนั้นจึงทำให้มีการพัฒนาเทคนิคอื่นมาใช้ร่วมกับกระบวนการทอผสมหล่อขึ้นรูป เช่นการใช้เทคนิคการฉีดผสมวัสดุเสริมแรงโดยใช้ก๊าซเฉื่อยเป็นตัวช่วยในการฉีดอนุภาคเสริมแรงลงสู่หน้าโลหะ ดังที่ได้กล่าวมาแล้วในบทที่ 1 ซึ่งในส่วนของงานวิจัยที่ได้มีการศึกษาพบว่า การใช้ก๊าซช่วยในการฉีดผสมอนุภาค จะช่วยให้การกระจายตัวของอนุภาคดีขึ้น อีกทั้งการใช้ทั้งเทคนิคนี้ยังเป็นการกำจัดก๊าซไฮโดรเจนไปด้วย ซึ่งช่วยกำจัดก๊าซในน้ำโลหะที่เกิดขึ้นในกระบวนการหล่อวัสดุเชิงประกอบ ซึ่งจะส่งผลทำให้ปริมาณรูพรุนในชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบลดลง และส่งผลต่อสมบัติทางกลที่ดีขึ้นของวัสดุเชิงประกอบ (Huashun, Hongmei, Rendian, and Guanghui, 2006)

ตารางที่ 2.2 เปรียบเทียบกระบวนการผลิตวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะ

| Method | Range of shape and size | Metal yield | Range of volume fraction | Damage to reinforcement | Cost |
|----------------------------------|---|-----------------|--------------------------|-------------------------|----------------------|
| Liquid metallurgy (stir casting) | Wide range of shapes; larger size; up to 500 kg | Very high, >90% | Up to 0.3 | No damage | Least expensive |
| Squeeze casting | Limited by perform shape; up to 2 cm height | Low | Up to 0.45 | Severe damage | Moderately expensive |
| Powder metallurgy | Wide range; restricted size | High | - | Reinforcement fracture | Expensive |
| Spray casting | Limited shape; large size | Medium | 0.3-0.7 | - | Expensive |
| Lanxide technique | Limited by pre-form shape; restricted size | - | - | - | Expensive |

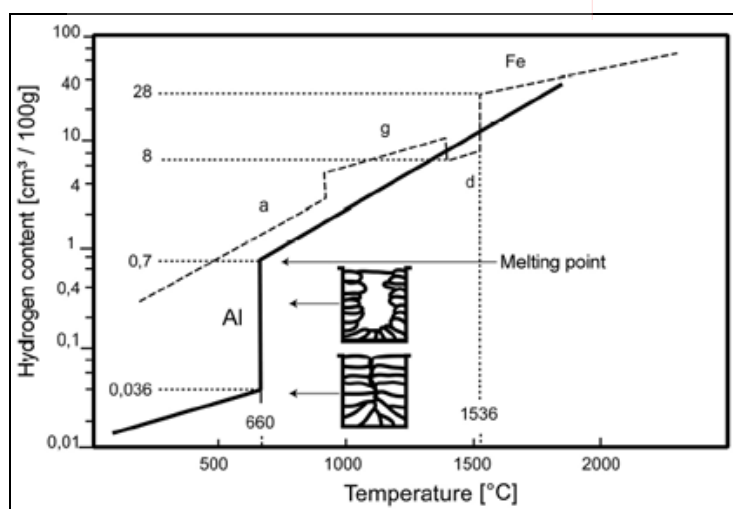
หมายเหตุ จาก “Metal matrix composites production by stir casting method,” โดย Hashim, Looney, and Hashmi, 1999, *Journal of Materials Processing Technology*, 92-93: 1-7

2.4 ปัจจัยที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม

2.4.1 ก๊าซไฮโดรเจน

ในกระบวนการหล่อหลอมโลหะผสมอะลูมิเนียม ไฮโดรเจนเป็นหนึ่งในสาเหตุหลักที่ทำให้คุณภาพและสมบัติทางกลของชิ้นงานหล่อลดลง เนื่องจากการมีก๊าซไฮโดรเจนและสารมลทินปนเปื้อนอยู่ในน้ำโลหะซึ่งมีในปริมาณที่สูงเกินไปหรือยังไม่ได้กำจัดออกไป เป็นสาเหตุให้

เกิดจุดบกพร่องภายในชิ้นงานหล่อ ซึ่งพบว่าขณะทำการหลอมโลหะอะลูมิเนียมนั้น เมื่ออะลูมิเนียมได้รับความร้อนและเกิดการหลอมซึ่งถูกล้อมรอบด้วยบรรยากาศของก๊าซต่างๆ และความชื้นในบรรยากาศ อะตอมของไฮโดรเจนจะแพร่เข้าไปในน้ำโลหะ เนื่องจากไฮโดรเจนมีความสามารถในการละลายได้ดีในน้ำโลหะอะลูมิเนียม เมื่อทำการเทน้ำโลหะลงในแบบหล่อและน้ำโลหะเริ่มแข็งตัว ความสามารถในการละลายได้ของไฮโดรเจนจะลดลงและจะรวมตัวเป็นกลุ่มโมเลกุลของไฮโดรเจนกลายเป็นฟองก๊าซกระจายตัวอยู่ที่ชิ้นงานหล่อ นอกจากนี้ในงานหล่อจะพบว่าปริมาณการละลายของก๊าซไฮโดรเจนจะเพิ่มขึ้นเมื่อระดับอุณหภูมิการหลอมละลายโลหะสูงขึ้น ดังแสดงในตารางที่ 2.3 และรูปที่ 2.6 ดังนั้นการเตรียมน้ำโลหะสำหรับงานหล่อต้องหลีกเลี่ยงการหลอมน้ำโลหะที่อุณหภูมิสูง สำหรับออกซิเจนที่ปนเปื้อนในน้ำโลหะจะเกิดการออกซิไดซ์ทำให้เกิด Dross ในรูปของอะลูมิเนียมออกไซด์ (Al_2O_3) และหากมีปนเปื้อนในปริมาณที่มาก จะทำให้คุณภาพและคุณสมบัติของชิ้นงานหล่อไม่ดี (Zalensas, 2001) โดยทั่วไปในกระบวนการหลอมน้ำโลหะจำเป็นต้องมีการกำจัดก๊าซไฮโดรเจน (Hydrogen degassing) เพื่อกำจัดหรือลดปริมาณก๊าซไฮโดรเจนในน้ำโลหะหลอมเหลว ซึ่งสามารถทำได้โดยการใช้ก๊าซเฉื่อย เช่น ก๊าซคลอรีน ก๊าซไนโตรเจน หรือก๊าซอาร์กอน ปล่อยผ่านท่อแกรไฟต์ลงสู่น้ำโลหะหลอมเหลว ทำให้เกิดฟองก๊าซขึ้น และฟองก๊าซที่เกิดขึ้นนี้จะทำให้ไฮโดรเจนอะตอมที่ละลายอยู่ในน้ำโลหะอะลูมิเนียมหลอมเหลวแพร่เข้าสู่ฟองก๊าซเฉื่อยดังกล่าว รวมถึงสิ่งปนเปื้อนจะรวมตัวกับฟองก๊าซเฉื่อยลอยขึ้นสู่ผิวน้ำโลหะและถูกกำจัดออกไป ดังรูปที่ 2.7



รูปที่ 2.6 ปริมาณการละลายของไฮโดรเจนในอะลูมิเนียมที่แปรผันกับอุณหภูมิ

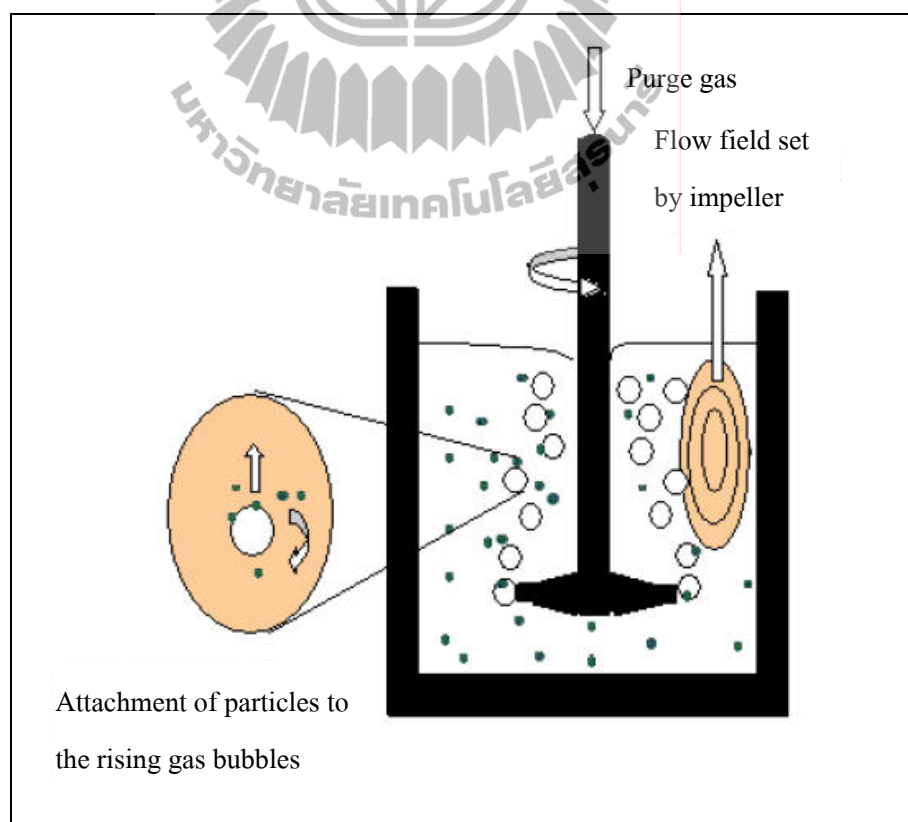
(Migweld GmbH International, www, n.d.)

ตารางที่ 2.3 ปริมาณการละลายของไฮโดรเจนในอะลูมิเนียมที่แปรผันกับอุณหภูมิ

| Temperature | | Hydrogen Solubility (cc/100 g)* |
|-------------|------|------------------------------------|
| °C | °F | |
| 0 | 32 | 0.0000001 |
| 400 | 752 | 0.005 |
| 660 Solid | 1220 | 0.036 |
| 660 Liquid | 1220 | 0.69 |
| 700 | 1292 | 0.92 |
| 750 | 1382 | 1.23 |
| 800 | 1472 | 1.67 |
| 850 | 1562 | 2.15 |

*Measured at a pressure of one atmosphere and a temperature of 68°F (20°C)

หมายเหตุ จาก Aluminum Casting Technology (p.21), โดย Zalensas, 2001, United States of America: American Foundry Society Des Plaines, Illinois.



รูปที่ 2.7 แผนภาพกลไกการกำจัดก๊าซด้วย Rotary degassing (Warke, 2003)

2.4.2 ลักษณะโครงสร้างพื้นโลหะและการปรับปรุงโครงสร้าง

(Grain Refinement & Modification)

ในกรณีการหล่อขึ้นรูปโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนเกรดไฮโปยูเทคติก โดยเฉพาะเกรดที่มีส่วนประกอบของซิลิกอนมากกว่า 5 เปอร์เซ็นต์ มีความจำเป็นอย่างยิ่งที่ต้องทำการปรับสภาพเฟสยูเทคติกซิลิกอนให้มีความละเอียด เพื่อให้ได้สมบัติเชิงกลที่ดีโดยเฉพาะอย่างยิ่งสมบัติความเหนียว ซึ่งเรียกกระบวนการปรับรูปทรงสัณฐานของเฟสยูเทคติกซิลิกอนนี้ว่า เทคนิคการทำโมดิฟิเคชัน (Modification) นอกจากนี้การปรับโครงสร้างให้มีสภาพเกรนละเอียด (Grain refinement) ก็เป็นสิ่งที่จำเป็นเช่นกันในกรณีของอะลูมิเนียม-ซิลิกอนเกรดไฮโปยูเทคติก เนื่องจากจะช่วยให้โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนมีความเหมาะสมต่อการนำไปหล่อหลอมและลดโอกาสเกิดการแตกร้าวในขณะร้อน ลดการเกิดการหดตัว และเพิ่มความสามารถในการไหลและป้อนเติมน้ำโลหะ เป็นต้น ทั้งนี้การปรับสภาพเกรนให้ละเอียดนั้นเป็นการลดขนาดเกรนของเฟสอะลูมิเนียม (α -aluminum) ซึ่งเป็นเฟสที่เกิดการแข็งตัวก่อน กรณีที่เป็นอะลูมิเนียม-ซิลิกอนเกรดไฮโปยูเทคติกเท่านั้น (เขาวลิต ลิมมณีวิจิตร, ม.ป.ป.)

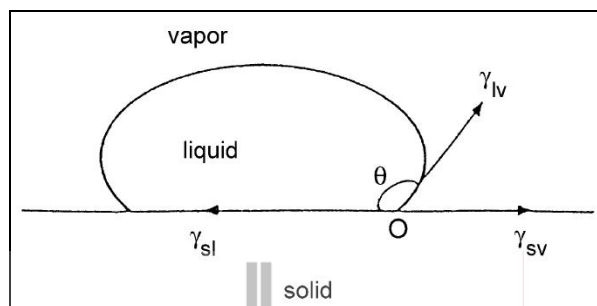
ขนาดของเกรนมีความสำคัญต่อสมบัติของงานหล่อ เช่น เพิ่มความแข็งแรง ลดการเกิดรูพรุนและลดโอกาสการเกิดจุดบกพร่องในงานหล่อ เช่น การแตกร้าว เป็นต้น การลดขนาดเกรน (Grain refinement) ในงานหล่ออะลูมิเนียม-ซิลิกอนผสม โดยการใช้โลหะผสมหลัก (Master alloy) ที่มีส่วนผสมของอะลูมิเนียม-ไทเทเนียม-โบรอน ซึ่งเป็นวิธีการหนึ่งที่ยอมรับใช้อย่างแพร่หลายในอุตสาหกรรมงานหล่ออะลูมิเนียม โดยสารปรับสภาพเกรนที่นิยมใช้ ได้แก่ Al-5Ti-1B และ Al-3Ti-1B เป็นต้น เพื่อให้ได้อนุภาค $TiAl_3$ และ TiB_2 อยู่ในอะลูมิเนียมหลอมเหลว โดยอนุภาคทั้งสองมีบทบาทในการเกิดจุดกำเนิดเกรนที่เป็นอนุภาคต่างชนิดกัน (Heterogeneous nucleation) ด้วยจำนวนที่มากพอ เพื่อให้มีจุดเริ่มต้นของการเกิดเกรนของอะลูมิเนียม แต่ถ้าหากเติมอนุภาคเพื่อทำการปรับสภาพเกรนให้ละเอียดมากเกินไปอาจก่อให้เกิดปัญหาด้านอื่นแทน เช่น คุณภาพผิวที่ได้จากการกลึงตัดที่ต่ำ เป็นต้น แต่หากมีอนุภาคในการปรับสภาพเกรนให้ละเอียดที่น้อยเกินไปก็อาจทำให้ขนาดเกรนที่ได้หยาบ และอาจเกิดปัญหาในกระบวนการผลิตอื่นๆ ตามมา เช่น ความสามารถในการไหลตัว (Fluidity) ลดลง การกระจายตัวของรูพรุนไม่เหมาะสม ทำให้มีโอกาสเกิดรูพรุนที่มีขนาดใหญ่ในงานหล่อ เป็นต้น สำหรับปริมาณซิลิกอนที่ละลายอยู่ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนในระดับที่ต่างกันส่งผลต่อประสิทธิภาพในการปรับสภาพเกรนให้ละเอียดที่แตกต่างกัน เมื่อเติมซิลิกอนในปริมาณมากขึ้นทำให้ประสิทธิภาพในการปรับสภาพเกรนให้ละเอียดลดลง ดังนั้นเมื่อมีซิลิกอนในปริมาณมากขึ้น จำเป็นต้องใช้สารปรับสภาพเกรนให้ละเอียดในปริมาณที่มากกว่า Emamy, Razaghian, Lashgari, and Abbasi (2008) ได้ทำการศึกษาผลของ Al-5Ti-1B ที่ส่งผลต่อลักษณะ โครงสร้างจุลภาคและสมบัติความแข็งและความต้านทานแรงดึงของวัสดุเชิง

ประกอบอะลูมิเนียมเกรด 356 เสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์และอะลูมินาขึ้นรูปด้วยวิธีการกวนผสม ทั้งนี้ผลการทดลองพบว่า การปรับสภาพเกรนโดยการเติม 0.2 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ของ Al-5Ti-B จะทำให้ค่าความต้านทานแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบเพิ่มขึ้น

การทำโมดิฟิเคชัน (Modification) (เซาวลิต ลีम्मณีวิจิตร, ม.ป.ป.) เป็นการปรับรูปทรงพื้นฐานของโครงสร้างยูเทคติกซิลิคอนให้มีความโค้งมนและมีขนาดที่เล็กละเอียด (Fibrous structure) และกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ ซึ่งมักใช้กับกรณีของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนชนิดไฮโปยูเทคติกเพื่อให้ได้สมบัติเชิงกลที่ดีขึ้น โดยเฉพาะจะทำให้ค่าความเหนียว (Ductility) เพิ่มขึ้น การทำโมดิฟิเคชันสามารถทำได้โดยการเติมโซเดียม (Na) หรือสตรอนเทียม (Sr) ลงในอะลูมิเนียม-ซิลิคอนหลอมเหลวในรูปแบบของเกลือหรือโลหะผสมหลัก (Master alloy) ทั้งนี้การเติมสตรอนเทียม (Sr) เพื่อการปรับโครงสร้างนั้น สตรอนเทียมจะทนต่อการเสื่อมประสิทธิภาพ (Fading) ได้ดีกว่าการเติมโซเดียม (Na) แต่การทำโมดิฟิเคชันโดยใช้สตรอนเทียมจะมีประสิทธิภาพต่ำหากอัตราการเย็นตัวของชิ้นงานหล่อต่ำ เช่น ในกรณีของการหล่อในแบบหล่อทราย และเพื่อป้องกันการสูญเสียสตรอนเทียมไม่ควรใช้ก๊าซคลอรีน หรือฟลักซ์ที่ทำให้เกิดก๊าซคลอรีนในการกำจัดไฮโดรเจน เพราะอาจทำให้เกิดการสูญเสียสตรอนเทียมในปริมาณมาก นอกจากนั้นแล้ว การทำโมดิฟิเคชันด้วยโซเดียมและสตรอนเทียมทำให้มีแนวโน้มในการละลายก๊าซได้มากขึ้นทำให้อาจมีโอกาสเกิดรูพรุนจากก๊าซได้ Razaghian, Emamy, Najimi, and Seyed Ebrahimi (2009) ได้ทำการศึกษาผลของสตรอนเทียมที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติแรงดึงของวัสดุผสมอะลูมิเนียมเกรด 357 เสริมแรงด้วยอะลูมินาและซิลิคอนคาร์ไบด์ขึ้นรูปด้วยวิธีการกวนผสม จากการทดลองพบว่า การเติมสตรอนเทียม 0.03 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักของสตรอนเทียม ทำให้ได้สมบัติเชิงกลดีที่สุด เช่น ความต้านทานแรงดึงเพิ่มขึ้น เปอร์เซ็นต์การยืดตัวดี เป็นต้น

2.4.3 สภาพพื้นผิวของซิลิคอนคาร์ไบด์ (Surface condition of SiC_p) และความสามารถในการเปียก (Wettability)

ความสามารถในการเปียก คือ ความสามารถของของเหลวที่แผ่กระจายบนพื้นผิวของของแข็งหรือเป็นความสามารถของของเหลวในการรักษาน้ำสัมผัสกับพื้นผิวของแข็ง เป็นผลมาจากปฏิสัมพันธ์ระหว่างโมเลกุล ซึ่งขึ้นอยู่กับสมดุลแรงระหว่างแรงดึงดูดระหว่างโมเลกุลชนิดเดียวกัน (Cohesion force) และแรงดึงดูดระหว่างโมเลกุลต่างชนิดกัน (Adhesion force) ความสามารถในการเปียกนี้สามารถอธิบายได้ด้วยมุมสัมผัส (Contact angle, θ) ระหว่างหยดของเหลวที่เกาะอยู่บนพื้นผิวของแข็ง ดังแสดงในรูป 2.8 แสดงมุมสัมผัส (θ) มุมสัมผัสเป็นมุมระหว่างระนาบของปฏิสัมพันธ์ของของเหลวและก๊าซ กับระนาบของปฏิสัมพันธ์ของเหลว และของแข็ง มุมสัมผัสนี้เป็นผลมาจากสมดุลระหว่าง Adhesion force กับ Cohesion force



รูปที่ 2.8 Sessile drop test for contact angle measurement (Hashim, Looney, and Hashmi, 2001)

ที่สมดุล ค่ามุม θ หาได้จากสมการที่ 2.1 (Hashim et al., 2001):

$$\gamma_{sv} = \gamma_{sl} + \gamma_{lv} \cos \theta \quad (2.1)$$

โดยที่

γ_{sv} คือ แรงตึงผิวระหว่างผิวสัมผัสของแข็งกับก๊าซ

γ_{sl} คือ แรงตึงผิวระหว่างผิวสัมผัสของแข็งกับของเหลว

γ_{lv} คือ แรงตึงผิวระหว่างผิวสัมผัสของเหลวกับก๊าซ

ตารางที่ 2.4 แสดงมุมสัมผัสค่าต่างๆและปฏิสัมพันธ์ที่เกี่ยวข้อง

| Contact angle | Degree of wetting | Strength of solid/liquid interactions | Strength of liquid /liquid interactions |
|---------------------------------------|-------------------|---------------------------------------|---|
| $\theta = 0$ | Perfect wetting | Strong | Weak |
| $0^\circ < \theta < 90^\circ$ | High wettability | Strong | Strong |
| | | Weak | Weak |
| $90^\circ \leq \theta \leq 180^\circ$ | Low wettability | Weak | Strong |
| $\theta = 180^\circ$ | No wetting | Weak | Strong |

หมายเหตุ จาก “Constitutive relations in the wetting of low energy surfaces and the theory of the retraction method,” โดย Sharfrin, Zisman, and William, 1960, The Journal of Physical Chemistry, 64: 519-524

ซึ่งมุมสัมผัสนี้จะบอกแนวโน้มของของเหลวที่จะกระจายตัวบนพื้นผิวของของแข็ง โดยมุมสัมผัสนี้จะแปรผกผันกับความสามารถในการเปียก ในตารางที่ 2.4 มุมสัมผัสที่น้อยกว่า 90° โดยทั่วไปจะหมายถึง ความสามารถในการกระจายตัวหรือความสามารถในการเปียกของพื้นผิวอยู่ในระดับดีมาก และของเหลวจะกระจายออกไปเป็นบริเวณกว้าง มุมสัมผัสที่มากกว่า 90° โดยทั่วไปจะหมายถึง ความสามารถในการกระจายตัวหรือความสามารถในการเปียกของพื้นผิวอยู่ในระดับไม่ดี และของเหลวจะสัมผัสกับพื้นผิวของเหลวเพียงเล็กน้อย (Sharfrin, Zisman, and William, 1960)

สำหรับกระบวนการหล่อขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเกรด 356 เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์นั้น ขั้นตอนการทำให้วัสดุเสริมแรงเข้ากันได้ดีกับวัสดุพื้นเป็นสิ่งที่จะต้องพิจารณา โดยทั่วไปความสามารถในการเปียกระหว่างวัสดุเสริมแรงและวัสดุเนื้อพื้นเป็นสิ่งที่ยากทำได้ยาก เนื่องจากในกระบวนการหลอมมีหลายปัจจัยที่ทำให้ความสามารถในการเปียกของอนุภาคเสริมแรงและวัสดุพื้นลดลง เช่น ฟิล์มออกไซด์ที่เกิดขึ้นบริเวณผิวหน้าของน้ำอะลูมิเนียมหลอมเหลว นอกจากนี้ยังพบว่าที่บริเวณผิวของอนุภาคเสริมแรงจะมีชั้นของฟิล์มก๊าซปกคลุมอยู่ ซึ่งชั้นฟิล์มดังกล่าวอาจจะเป็นสาเหตุหลักที่ทำให้ความสามารถในการเปียกลดลง เนื่องจากชั้นฟิล์มดังกล่าวจะทำหน้าที่ป้องกันการสัมผัสระหว่างน้ำอะลูมิเนียมหลอมเหลวกับผิวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (Hashim et al.) สำหรับการเพิ่มความสามารถในการเปียกของวัสดุเสริมแรงและวัสดุเชิงประกอบพื้น สามารถทำได้หลายวิธี แต่เทคนิคที่นิยมใช้ มีขั้นตอนในการทำไม่ซับซ้อนมากและต้นทุนในการทำค่อนข้างต่ำ ได้แก่

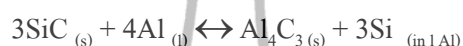
2.4.3.1 การเติมธาตุผสม

ในกระบวนการผลิตวัสดุเชิงประกอบ วิธีหนึ่งที่ช่วยในเรื่องการยึดเหนี่ยวพันธะระหว่างอนุภาคเสริมแรงและวัสดุเชิงประกอบพื้นคือการเติมธาตุบางตัวลงไปทำปฏิกิริยาเพื่อเพิ่มความสามารถในการเปียก (Wettability) ระหว่างอนุภาคเสริมแรงและวัสดุเชิงประกอบพื้น เช่น การเติมแมกนีเซียม แคลเซียม ไทเทเนียม หรือ เซอร์โคเนียม เป็นต้น ซึ่งธาตุผสมที่กล่าวมานี้จะทำให้แรงตึงผิว (Surface tension) ของน้ำโลหะหลอมเหลวลดลง และพลังงานระหว่างผิวสัมผัสของของแข็งและของเหลวลดลง สำหรับในกระบวนการหล่ออะลูมิเนียมพบว่าการเติมธาตุแมกนีเซียมจะช่วยเพิ่มความสามารถในการเปียกได้ค่อนข้างดี เพราะว่า แมกนีเซียมมีแรงตึงผิว (0.599 Nm^{-1}) น้อยกว่าแรงตึงผิวของอะลูมิเนียม (0.760 Nm^{-1}) การเติมแมกนีเซียมเท่ากับ 3 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักในน้ำอะลูมิเนียมหลอมเหลว ที่อุณหภูมิ 720 องศาเซลเซียส จะช่วยทำให้แรงตึงผิวของอะลูมิเนียมลดลงจาก 0.76 Nm^{-1} เหลือ 0.62 Nm^{-1} และการเติมแมกนีเซียมในปริมาณ 1 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักจะช่วยลดพลังงานพื้นผิวของอะลูมิเนียมจาก $860 \text{ dyn}\cdot\text{cm}^{-1}$ เหลือ $650 \text{ dyn}\cdot\text{cm}^{-1}$ ดังนั้นการเติมธาตุแมกนีเซียมจึงเป็นสิ่งจำเป็นในการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบ A356-SiC_p ด้วยกระบวนการกวนผสม

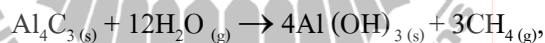
(Stir casting) และรายงานการวิจัยโดย Hashim et al. (2001) พบว่าปริมาณของแมกนีเซียมที่เหมาะสมที่สุด ที่ทำให้อนุภาควัสดุเสริมแรงกระจายตัวได้ดีและมีสมบัติเชิงกลที่ดี คือประมาณ 1 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก

2.4.3.2 การอบให้ความร้อนแก่อนุภาคเสริมแรง

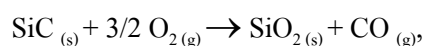
ในกระบวนการผลิตวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งในระหว่างกระบวนการผลิตพบว่าจะมีอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ (Al_4C_3) เกิดขึ้น ซึ่งสามารถอธิบายได้ดังสมการทางเคมี (Peach-Canul, Ortega-Celaya, and Peach-Canul, 2006)

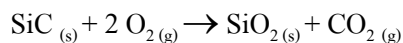


ซึ่งการเกิดอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ (Al_4C_3) จะเพิ่มโอกาสการเกิดปฏิกิริยาทางเคมีระหว่างอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ (Al_4C_3) และไอน้ำหรือความชื้นในบรรยากาศ ซึ่งสุดท้ายแล้วจะส่งผลให้เกิดอะลูมิเนียมไฮดรอกไซด์ ($Al(OH)_3$) และส่งผลเสียต่อวัสดุเชิงประกอบ ด้วยสาเหตุนี้จึงทำให้เฟสของอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ (Al_4C_3) เป็นเฟสที่ไม่ต้องการในโครงสร้างของวัสดุเชิงประกอบ



ปัจจุบันจึงมีการใช้กระบวนการเผา/อบอนุภาคเสริมแรงเพื่อให้เกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันขึ้นบริเวณผิวของซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งข้อดีของกระบวนการนี้คือ ค่าใช้จ่ายในกระบวนการไม่สูงมากและเป็นกระบวนการที่ทำได้ง่ายไม่ซับซ้อน แต่ข้อเสียของการใช้วิธีการนี้คือ 1) การควบคุมความหนาของชั้นฟิล์ม (SiO_2) ที่เกิดขึ้นบนผิวของซิลิคอนคาร์ไบด์ทำได้ยาก 2) วิธีการนี้ต้องทำที่อุณหภูมิสูงและต้องใช้เวลาในการอบนาน จึงอาจทำให้ค่าใช้จ่ายในกระบวนการเพิ่มสูงขึ้น และ 3) ทำให้เกิดก๊าซ (CO_2 และ CO) ที่ส่งผลให้เกิดมลภาวะทางอากาศ (Peach-Canul and others, 2006)





การเผา/อบซิลิคอนคาร์ไบด์ที่อุณหภูมิสูง (อุณหภูมิ 900-1100 องศาเซลเซียส) ก่อนที่จะเติมลงใน อะลูมิเนียมหลอมเหลว จะช่วยกำจัดสิ่งเจือปนและก๊าซที่ผิวของซิลิคอนคาร์ไบด์ เนื่องจากการอบ ให้ความร้อนแก่ซิลิคอนคาร์ไบด์จะเป็นการสร้างชั้นออกไซด์ฟิล์มหรือที่เรียกว่าซิลิคอนออกไซด์ (SiO_2) ขึ้นที่ผิวของซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยซิลิคอนออกไซด์ที่เกิดขึ้นบริเวณผิวของซิลิคอนคาร์ไบด์นี้ จะทำหน้าที่ คือ 1) ทำหน้าที่ปกป้องอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จากการเกิดอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ (Al_4C_3) และ 2) ทำหน้าที่ช่วยปรับปรุงความสามารถในการเปียกของซิลิคอนคาร์ไบด์ให้ดีขึ้น ดังนั้นความ สะอาดที่ผิวของอนุภาคเสริมแรงเป็นสิ่งจำเป็น เนื่องจากอนุภาคเสริมแรงจะทำปฏิกิริยาและทำให้ เปียกได้ดีกว่า (Hashim et al., 2001)

2.4.4 ปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์

ปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ก็เป็นตัวแปรหนึ่งที่มีความสำคัญ ซึ่งพบว่าเมื่อเติม ซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มมากขึ้นจะทำให้สมบัติเชิงกลดีขึ้นทั้งค่าความต้านทานแรงดึงและค่าความแข็ง ของวัสดุ ในปี 2008 Kalkanli and Yilmaz ได้ศึกษาสมบัติของอะลูมิเนียมเกรด 7075 ที่เสริมแรงด้วย อนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เติมในปริมาณที่แตกต่างกัน คือ 10, 15, 20 และ 30 เปอร์เซ็นต์โดย น้ำหนัก และทำการขึ้นรูปด้วยวิธีการ Squeeze casting ซึ่งพบว่าการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ทำให้ได้ค่าความแข็งและค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด ต่อมาในปี 2009 Singla, Dwivedi, Singh, and Chawla ได้ทำการทดลองเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณที่ แตกต่างกัน คือ 5, 10, 15, 20, 25 และ 30 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ลงในวัสดุพื้น โลหะอะลูมิเนียมที่มี ส่วนผสมหลักของซิลิคอนประมาณ 7.147-7.186 เปอร์เซ็นต์ซิลิคอน และ 0.425-0.436 เปอร์เซ็นต์ แมกนีเซียม และทำการขึ้นรูปด้วยกระบวนการ Squeeze casting จากผลการศึกษาพบว่าการเพิ่ม ปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ทำให้ค่าความแข็งของวัสดุเพิ่มสูงขึ้น โดยที่เติมซิลิคอนคาร์ไบด์ 25 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ให้ค่าความแข็งที่ดีที่สุด การเพิ่มปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ทำให้คุณสมบัติ เชิงกล เช่น ความแข็งของวัสดุเพิ่มขึ้น แต่อย่างไรก็ตามการที่จะได้คุณสมบัติเชิงกลที่ดีทั้งค่าความ แข็ง และความต้านทานแรงดึงที่ดี จะขึ้นอยู่กับลักษณะการกระจายตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์ในวัสดุ พื้นโลหะอะลูมิเนียมด้วย ซึ่งการทำให้ซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในวัสดุพื้น อะลูมิเนียมจะทำให้วัสดุเชิงประกอบมีคุณสมบัติทางกลดีขึ้น

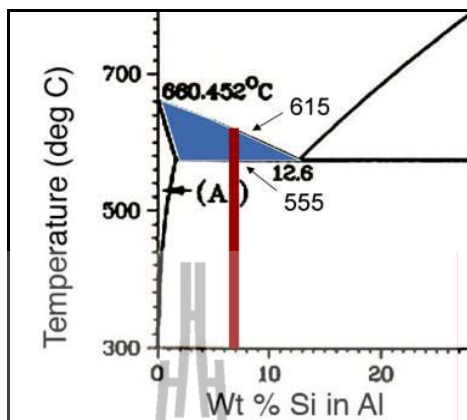
2.4.5 ความเร็วและระยะเวลาที่ใช้ในการกวนผสม (Stirring speed and Stirring time)

ความเร็วและเวลาที่ใช้ในการกวนผสมวัสดุเสริมแรงในน้ำโลหะหลอมเหลวเป็น ตัวแปรสำคัญที่มีผลต่อคุณสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาค ซิลิคอนคาร์ไบด์ขึ้นรูปด้วยวิธีการกวนผสมเช่นกัน ในปี 2006 (Prabu, Karunamoorthy, Kathiresan,

and Mohan) ได้มีการศึกษาคุณสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมที่เสริมแรงด้วยอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ที่ได้รับอิทธิพลจากการใช้ความเร็วและระยะเวลาในการกวนผสมที่แตกต่างกัน ซึ่งพบว่าการใช้ความเร็วในการกวนน้ำโลหะอย่างช้าๆ และใช้เวลาในการกวนผสมน้อยเกินไป จะทำให้อนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์จับกลุ่มกันในบางตำแหน่ง การกระจายตัวของอนุภาคไม่สม่ำเสมอในเนื้อวัสดุพื้นอะลูมิเนียม แต่เมื่อเพิ่มระยะเวลาในการกวนผสมและเพิ่มความเร็วในการกวนผสม ทำให้อนุภาคเกิดการกระจายตัวดีขึ้น แต่อย่างไรก็ตามพบว่าการใช้ความเร็วสูงเกินไปในการกวนผสมและระยะเวลาที่ใช้ในการกวนนานเกินไปจะทำให้เกิดรูพรุนขึ้นในชิ้นงาน ซึ่งทำให้คุณสมบัติทางกลแย่ง ดังนั้นการเลือกใช้ระยะเวลาในการกวนผสม และความเร็วในการกวนผสมที่เหมาะสมจะทำให้ได้วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยผงซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีสมบัติทางกลที่ดี

2.4.6 อุณหภูมิการขึ้นรูป (อุณหภูมิการกวนผสมและอุณหภูมิเทขึ้นรูป)

ปัญหาที่มักพบในกระบวนการหล่อวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม คือความสามารถในการเปียกระหว่างอนุภาคเสริมแรงและวัสดุพื้น ทั้งนี้อุณหภูมิการกวนผสมเป็นตัวแปรหนึ่งที่มีผลต่อความสามารถในการเปียกของวัสดุพื้นและวัสดุเสริมแรง Hashim et al. (2001) ได้เสนอเทคนิคการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยผงซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งในการทดลองจะมีการกำหนดเงื่อนไขที่แตกต่างกันไป โดยเน้นไปที่ตัวแปรที่ส่งผลกระทบต่อความสามารถในการเปียก และได้แบ่งเงื่อนไขในการทดสอบเป็น 5 กลุ่ม คือ 1) การอบให้ความร้อนแก่ซิลิคอนคาร์ไบด์ แต่ไม่มีการกวนผสม 2) กวนผสมในสถานะของเหลว 3) กวนผสมในสถานะกึ่งของแข็ง 4) ปริมาณแมกนีเซียม 5) อุณหภูมิการกวนผสม เงื่อนไขการกวนผสมและสัดส่วนปริมาตรของซิลิคอนคาร์ไบด์ ผลการทดลองพบว่าเงื่อนไขที่ 3 ของตัวอย่างให้ผลดีที่สุด คือ ความสามารถในการเปียกของซิลิคอนคาร์ไบด์และวัสดุพื้นอะลูมิเนียมค่อนข้างดี ที่ทำการกวนผสมในสถานะกึ่งของแข็ง อุณหภูมิการกวนผสมอยู่ระหว่าง Liquidus Temperature และ Solidus Temperature ดังแสดงในรูปที่ 2.9 นอกจากนี้ Akhlaghi, Lajevardi, and Maghanaki (2004) ได้ทำการศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิที่ส่งผลกระทบต่อลักษณะโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขึ้นรูปโดยกระบวนการ Compocast ซึ่งผลการทดลองที่ได้พบว่าตัวอย่างที่ผ่านการขึ้นรูปแบบ SL (Semisolid-Liquid) คือกระบวนการที่ทำการกวนผสมอนุภาคเสริมแรงที่น้ำโลหะอยู่ในสถานะกึ่งแข็งกึ่งเหลว และทำการเทขึ้นรูปน้ำโลหะสถานะของเหลว จะให้ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นสม่ำเสมอมากกว่า และปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นภายในชิ้นงานมีปริมาณน้อยเมื่อเปรียบเทียบกับตัวอย่างที่ขึ้นรูปแบบ SS (Semisolid-Semisolid)



รูปที่ 2.9 แสดงพื้นที่แรงบริเวณที่อุณหภูมิอยู่ในช่วงของสถานะกึ่งของแข็งของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 356 (Kipouros, online, n.d)

2.5 การแข็งตัวของน้ำโลหะและลักษณะข้อบกพร่องที่เกิดขึ้นในชิ้นงานที่มีผลต่อสมบัติเชิงกล

2.5.1 การแข็งตัวของน้ำโลหะ

การแข็งตัว (Solidification) คือ ปรากฏการณ์หนึ่งที่สามารถเกิดการเปลี่ยนแปลงสถานะจากของเหลวเป็นของแข็งเนื่องจากการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ ความดัน หรือปัจจัยอื่น กระบวนการแข็งตัวของน้ำโลหะในกระบวนการหล่อโลหะนั้นเป็นกระบวนการหนึ่งที่มีความสำคัญต่อกระบวนการผลิตในอุตสาหกรรม โดยทั่วไปแล้วการแข็งตัวจะแบ่งออกเป็น 2 ขั้นตอน คือ

2.5.1.1 การเกิดนิวเคลียส (Nucleation) ซึ่งเป็นขั้นตอนการเกิดนิวเคลียส (Nuclei) ซึ่งกลไกการเกิดนิวเคลียสมี 2 แบบ ดังนี้

ก) การเกิดนิวเคลียสแบบ Homogeneous Nucleation คือ กลไกที่เกิดขึ้นในกระบวนการแข็งตัวในโลหะบริสุทธิ์ที่มีอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิจุดเยือกแข็งสมดุล นิวเคลียสที่เกิดจากกลไกนี้จะเกิดจากการเคลื่อนตัวของอะตอมโลหะและเกิดพันธะระหว่างกันจนกระทั่งได้ขนาดที่มีเสถียรภาพ เรียกว่า ขนาดวิกฤต (r^*) ซึ่งสามารถโตต่อไปเป็นผลึกได้ สำหรับนิวเคลียสที่เล็กกว่าขนาดวิกฤต เรียกว่า เอมบริโอ ซึ่งไม่เสถียรภาพจะสลายตัวกลายเป็นโลหะหลอมเหลว ส่วนนิวเคลียสที่มีขนาดโตกว่าขนาดวิกฤต เรียกว่า นิวเคลียส ซึ่งจะสามารถโตต่อไปเป็นผลึก ซึ่งพลังงานที่เกี่ยวข้องกับการแข็งตัวลักษณะการเกิดนิวเคลียสแบบ Homogeneous nucleation จะมีการเปลี่ยนแปลงพลังงาน 3 ประเภท คือ

- พลังงานอิสระเชิงปริมาตร (Bulk free energy, ΔG_V) ซึ่งแสดงความสัมพันธ์ดังสมการที่ 2.2

$$\Delta G_V = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v \quad (2.2)$$

โดยที่ ΔG_v คือ การเปลี่ยนแปลงระหว่างพลังงานอิสระระหว่างของเหลวและของแข็งต่อหนึ่งหน่วยปริมาตรของโลหะ

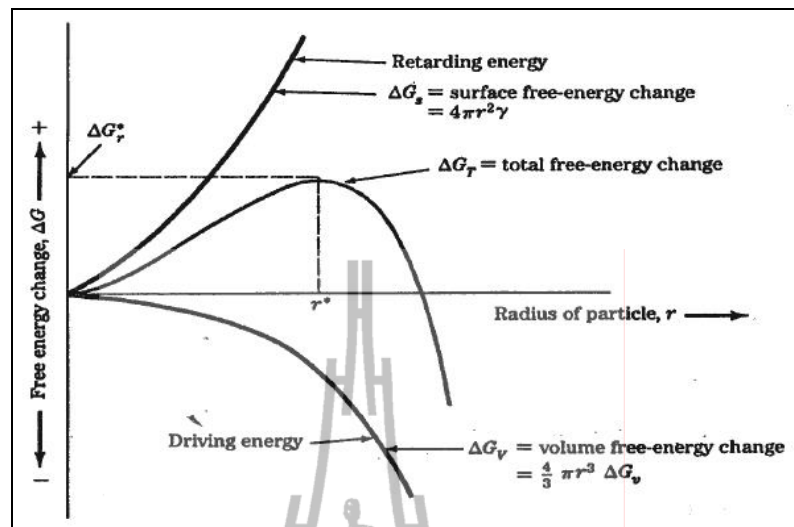
- พลังงานอิสระเชิงพื้นผิว (Surface free energy, ΔG_S) ซึ่งแสดงความสัมพันธ์ดังสมการที่ 2.3

$$\Delta G_S = 4\pi r^2 \gamma_S \quad (2.3)$$

โดยที่ γ_S คือ พลังงานอิสระเชิงพื้นผิว

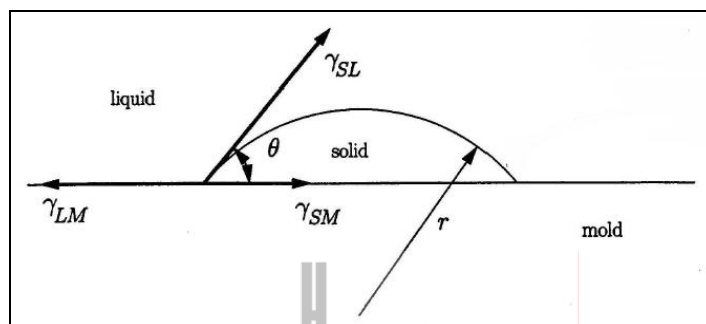
- พลังงานที่เกิดจากการเปลี่ยนแปลงปริมาตร จากสภาพหลอมเหลวไปเป็นของแข็ง เนื่องจากมีการเปลี่ยนแปลงพลังงานที่น้อยมาก ดังนั้นจึงไม่นำมาคำนวณ

ดังนั้น ผลที่ได้จากองค์ประกอบทั้ง 2 พลังงานนี้ เมื่อนำมาสร้างความสัมพันธ์จะได้กราฟดังแสดงในรูปที่ 2.10 ซึ่งจะทำให้พลังงานรวมของอนุภาคถึงระดับสูงสุดที่ขนาดวิกฤตของอนุภาค ซึ่งขนาดวิกฤตนี้หมายถึงขนาดที่อนุภาค หรือนิวเคลียสจะเสถียรและเติบโตต่อไปได้ที่ระดับการเย็นตัวนั้นๆ เมื่ออัตราการเย็นตัวเพิ่มขึ้น พลังงานอิสระจากการเปลี่ยนแปลงของเหลว-ของแข็งจะเพิ่มขึ้น ขนาดวิกฤตของอนุภาคจะน้อยลง และอัตราการเกิดนิวเคลียสจะเพิ่มขึ้น (แม้น อมรสิทธิ์, สมชัย อัครทิวา และ ธรรมนุญ อุดมมัน, ผู้แปล, 2551)



รูปที่ 2.10 กระบวนการเกิดนิวเคลียสแบบ Homogeneous nucleation
(แม่น้ำ อมรสิทธิ์ และ คณะ, 2551)

ข) กระบวนการเกิดนิวเคลียสแบบ Heterogeneous nucleation เป็นกลไกการเกิดนิวเคลียสที่พบได้บ่อยที่สุดในอุตสาหกรรมการหล่อโลหะ เนื่องจากในทางปฏิบัติการเกิดนิวเคลียสแบบ Heterogeneous nucleation มักเกิดขึ้นได้ง่าย หากมีสิ่งแปลกปลอมหรือสารมลทินแขวนลอยอยู่ในน้ำโลหะหรือเกาะอยู่บนผิวภาชนะบรรจุน้ำโลหะ ซึ่งอนุภาคแปลกปลอมที่กล่าวนี้จะทำหน้าที่เป็น Nucleating agent หรือที่เรียกว่า สารก่อเกิดนิวเคลียส ซึ่งในรูปที่ 2.11 จะแสดงกลไกการเกิดนิวเคลียสแบบ Heterogeneous ซึ่งสารก่อเกิดนิวเคลียสจะถูกทำให้เปียกด้วยน้ำโลหะ หลอมเหลวที่กำลังจะเข้าสู่สถานะการแข็งตัว ซึ่งการเกิดมุมสัมผัสระหว่างของแข็งและสารก่อเกิดนิวเคลียสที่ค่ามุมสัมผัส (θ) น้อยๆ ซึ่งจะส่งผลให้พลังงานพื้นผิวที่จะเกิดนิวเคลียสที่เสถียรบนสารก่อเกิดนิวเคลียสไอนี้ต่ำกว่าพลังงานพื้นผิวที่กระบวนการเกิดนิวเคลียสแบบ Homogeneous nucleation ดังนั้นการเปลี่ยนแปลงพลังงานอิสระสำหรับการเกิดนิวเคลียสที่เสถียรจึงมีค่าต่ำกว่าและขนาดวิกฤตของนิวเคลียสก็จะเล็กกว่า ซึ่งจะทำให้ปริมาณ Under cooling ที่ใช้ในการเกิดนิวเคลียสในกระบวนการเกิดนิวเคลียสแบบ Heterogeneous nucleation จึงมีค่าน้อยกว่า (แม่น้ำ อมรสิทธิ์ และ คณะ, 2551)

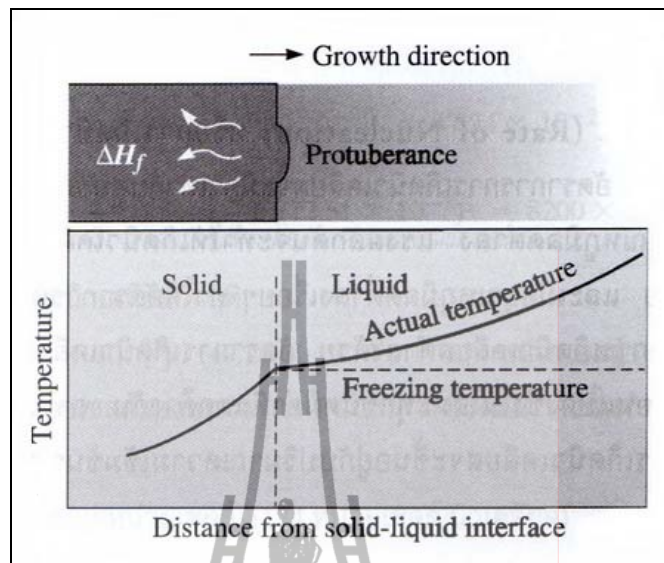


รูปที่ 2.11 กระบวนการเกิดนิวเคลียสแบบ Heterogeneous nucleation
(แม่ีน อมรสิทธิ์ และ คณะ, 2551)

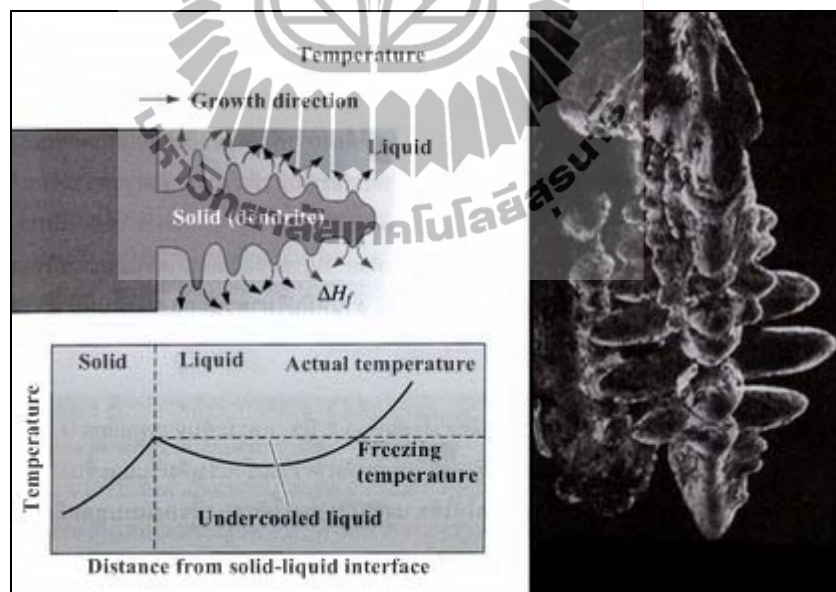
2.5.1.2 การโตของนิวเคลียสและเกิดเป็นโครงสร้างของเกรน

ตัวแปรที่ทำให้เกิดนิวเคลียสเกิดการเติบโต คือ โลหะหลอมเหลวเกิดการสูญเสียความร้อน สำหรับการแข็งตัวของโลหะบริสุทธิ์ในแบบหล่อเกิดการสูญเสียความร้อน 2 ชนิด ซึ่งได้แก่ ความร้อนจำเพาะ (Specific heat) ของของเหลวซึ่งเป็นความร้อนที่ต้องการในการเปลี่ยนอุณหภูมิของวัสดุ 1 หน่วยไป 1 องศาเซลเซียส หรือเป็นการนำความร้อนผ่านผนังแม่พิมพ์ จนกระทั่งโลหะเกิดการแข็งตัวและอุณหภูมิลดลงเข้าสู่อุณหภูมิจุดตกผลึก และความร้อนอีกชนิดหนึ่งที่เกิดการสูญเสีย คือ ความร้อนแฝง (Latent heat) ของการหลอมละลาย หรือความร้อนที่เกิดขึ้นและสูญเสียไปเมื่อของเหลวเปลี่ยนสถานะเป็นของแข็ง ดังนั้นการอธิบายกลไกการเติบโตของของแข็งสามารถแบ่งได้ดังนี้

1) การเติบโตแบบระนาบ (Planar growth) เมื่อน้ำโลหะหลอมเหลวที่มีสารก่อเกิดนิวเคลียสละลายอยู่เกิดการเย็นตัวลงภายใต้สภาวะสมดุล ลักษณะการเกิดนิวเคลียสจะเป็นแบบ Heterogeneous nucleation ซึ่งสามารถเกิดขึ้นได้โดยไม่ต้องผ่าน Under cooling ซึ่งจะช่วยให้อุณหภูมิของของเหลวบริเวณ Inter phase ระหว่างของแข็งและของเหลวจะมีค่ามากกว่าอุณหภูมิการแข็งตัว ความร้อนแฝงจะทำการถ่ายเทจากของเหลวผ่านบริเวณ Inter phase ระหว่างของแข็งและของเหลวเข้าไปในของแข็งทำให้เกิดเฟสของแข็งขนาดเล็กเริ่มก่อตัวและขึ้นจาก Inter phase ซึ่งอุณหภูมิของเหลวที่มีค่าสูงกว่าของแข็ง ซึ่งการถ่ายเทความร้อนแฝงจากน้ำโลหะหลอมเหลวเข้าสู่ผนังแม่พิมพ์โลหะจะทำให้ของแข็งเกิดขึ้นบริเวณ Inter phase เพิ่มมากขึ้น โดยการเติบโตของแข็งที่ยื่นออกมาจะหยุดการเติบโตลงเมื่ออุณหภูมิจากของเหลวและของแข็งที่ค่าเท่ากัน (กิตติพงษ์ กิมะพงศ์, สิริชัย ต่อสกุล, อนินท์ มีมนต์ และ นรพร กลั่นประชา, ผู้แปล, 2553)



รูปที่ 2.12 การเติบโตแบบระนาบ (Planar growth) (กิตติพงษ์ กิมะพงศ์ และ คณะ, 2553)



รูปที่ 2.13 การเติบโตแบบเดนไดรต์ (Dendrite growth) (กิตติพงษ์ กิมะพงศ์ และ คณะ, 2553)

2) การเติบโตแบบเดนไดรต์ (Dendrite growth) จะเกิดขึ้นเมื่อน้ำโลหะหลอมเหลวไม่มีสารก่อกวนเคลือบผสมปนอยู่ และการแข็งตัวจำเป็นต้องผ่าน Under cooling เพื่อให้ของแข็งก่อตัวขึ้น ซึ่งของแข็งขนาดเล็กจะก่อตัวขึ้นจาก Inter phase ที่มีลักษณะคล้ายกิ่งก้านของต้นไม้ หรือที่เรียกว่า เดนไดรต์ (Dendrite) เมื่อของแข็งเดนไดรต์โตขึ้น ความร้อนแฝงในของแข็งจะ

ถ่ายเทของเหลวที่ผ่าน Under cooling ทำให้อุณหภูมิของเหลวมีค่าเพิ่มขึ้นและกิ่งก้านของเดนไดรต์จะเกิดขึ้นเรื่อยๆ จนกระทั่งการถ่ายความร้อนจากของแข็งที่เกิดขึ้นสู่ของเหลวที่ผ่าน Under cooling มีอุณหภูมิเท่ากับอุณหภูมิการแข็งตัว ความแตกต่างระหว่างการแข็งตัวแบบ Planar growth และ Dendrite growth คือ รูปแบบความร้อนแฝงที่สูญเสีย ซึ่งการแข็งตัวแบบระนาบ ผงแม่พิมพ์ จะทำการดูดซับความร้อนแฝงจากการแข็งตัว ขณะที่การแข็งตัวแบบเดนไดรต์ ความร้อนแฝงจะถูกดูดซับด้วยของเหลวที่ผ่าน Under cooling ซึ่งสัดส่วนของการเกิดเดนไดรต์สามารถหาได้จากสมการที่ 2.4 (กิตติพงษ์ กิมะพงศ์ และ คณะ, 2553)

$$\text{Dendrite fraction} = \frac{c\Delta T}{\Delta H_f} \quad (2.4)$$

โดยที่ c คือ ความร้อนจำเพาะของของเหลว และ ΔH_f คือ ค่าความร้อนแฝงที่สูญเสียไปขณะเกิดการแข็งตัว เมื่อค่า Under cooling (ΔT) เพิ่มขึ้นการเติบโตของเดนไดรต์จะเพิ่มขึ้น ถ้าหากของเหลวนั้นมีสารก่อเกิดนิวเคลียส และเมื่อค่า ΔT เท่ากับศูนย์ กลไกการเติบโตของของแข็งจะกลายเป็นแบบ Planar Growth

การแข็งตัวของน้ำโลหะซึ่งเกิดโครงสร้างแบบเดนไดรต์ จะก่อให้เกิดจุดบกพร่องภายในชิ้นงานที่เรียกว่า Micro shrinkage หรือ Shrinkage porosity ซึ่งเกิดจากการหดตัวขั้นสุดท้ายของโลหะหลอมเหลวที่อยู่ระหว่างเดนไดรต์ และไม่มีทางที่โลหะหลอมเหลวภายนอกจะเข้ามาถึง ดังนั้นจะทำให้เกิดช่องว่างเล็กๆ ภายในเดนไดรต์ โดยช่องว่างเล็กๆ เหล่านี้เปรียบเสมือนเป็นจุดบกพร่องภายในชิ้นงาน ซึ่งมีผลต่อสมบัติเชิงกลของวัสดุ

2.5.2 ลักษณะข้อบกพร่องที่เกิดขึ้นในชิ้นงานที่มีผลต่อสมบัติเชิงกล

ในกระบวนการหล่อขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม เสริมแรงด้วยผงซิลิคอนคาร์ไบด์โดยเฉพาะอย่างยิ่งการขึ้นรูปด้วยวิธีการฉีดผสมหล่อขึ้นรูปที่สนใจศึกษานั้น การควบคุมตัวแปรต่างๆ ที่ส่งผลต่อคุณสมบัติเชิงกลของวัสดุเป็นสิ่งที่จะต้องให้ความสำคัญ ถ้ากระบวนการหล่อหลอมมีการควบคุมตัวแปรให้เหมาะสม ปัญหาและจุดบกพร่องที่เกิดขึ้นในชิ้นงานก็จะลดลง เช่น รูพรุนและสิ่งปนเปื้อนภายในชิ้นงาน ซึ่งลักษณะรูพรุนที่เกิดขึ้นภายในงานหล่อวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะมีหลายประเภท แต่ประเภทของรูพรุนที่มักเกิดขึ้นภายในชิ้นงานหลักๆ มี 2 รูปแบบ คือ รูพรุนที่เกิดเนื่องจากการหดตัวระหว่างการแข็งตัวของน้ำโลหะ (Shrinkage porosity) และรูพรุนที่เกิดเนื่องมาจากก๊าซ (Gas porosity)

รูพรุนเนื่องจากการหดตัว (Shrinkage porosity) เกิดขึ้นเนื่องจากวัสดุในสถานะของแข็งจะมีค่าความหนาแน่นมากกว่าของเหลว ดังนั้นขณะเกิดการแข็งตัววัสดุมักจะเกิดการหดตัว

ซึ่งวัสดุแต่ละชนิดก็จะมีค่าการหดตัวที่ไม่เท่ากัน โดยปกติแล้วการหดตัวของวัสดุมักทำให้เกิดช่องว่างขึ้น ถ้าชิ้นงานหล่อเกิดการแข็งตัวพร้อมๆกันที่บริเวณพื้นผิวรอบๆชิ้นงานซึ่งจะทำให้เกิดการหดตัวแบบ Cavity แต่ถ้ามีพื้นผิวด้านหนึ่งเย็นตัวช้ากว่าด้านอื่นๆ จะทำให้เกิดการหดตัวแบบ Pipe สำหรับการควบคุมการเกิดช่องว่างในการหดตัวสามารถทำได้โดยการออกแบบให้มีรูสัน (กิตติพงษ์ กิมะพงศ์ และ คณะ, ผู้แปล, 2553)

รูพรุนเนื่องจากการหดตัวระหว่างเดนไดรต์ (Interdendritic shrinkage) เป็นรูพรุนขนาดเล็กที่เกิดขึ้นระหว่างเดนไดรต์ หรือเรียกว่า Shrinkage porosity หรือ Micro shrinkage ซึ่งเป็นการหดตัวระดับจุลภาค การหดตัวลักษณะนี้ป้องกันได้ค่อนข้างยาก แต่การแก้ปัญหานี้อาจทำได้โดยการเพิ่มอัตราการเย็นตัวของน้ำโลหะให้เร็วขึ้นซึ่งจะทำให้แขนของเดนไดรต์สั้นลงและทำให้โลหะหลอมเหลวสามารถไหลเต็มเข้าสู่ระหว่างเดนไดรต์ได้ หรือถ้าหากยังมีส่วนของรูพรุนเหลืออยู่ก็จะมีขนาดเล็กกว่าปกติและการกระจายของรูพรุนภายในโครงสร้างก็จะมีลักษณะการกระจายตัวที่สม่ำเสมอมากกว่า (กิตติพงษ์ กิมะพงศ์ และ คณะ, ผู้แปล, 2553)

รูพรุนเนื่องจากก๊าซ (Gas porosity) โลหะหลอมเหลวโดยส่วนมากมักมีการละลายรวมตัวเข้ากับก๊าซ เช่น การละลายของก๊าซไฮโดรเจนในอะลูมิเนียมหลอมเหลว เมื่ออะลูมิเนียมเข้าสู่สภาวะแข็งตัวก็จะทำให้ปริมาณของก๊าซไฮโดรเจนถูกกักไว้ภายในโครงสร้างของอะลูมิเนียม ทำให้ส่งผลต่อการเกิดรูพรุนภายในโครงสร้าง (Gruzleski and Closset, 1999)

การเกิดขึ้นของรูพรุนเนื่องจากการหดตัวและรูพรุนที่เกิดขึ้นเนื่องจากก๊าซ ซึ่งการโตของรูพรุนหรือช่องว่างสามารถอธิบายได้ด้วยสมการสมดุลของแรงดัน ดังสมการ 2.5 (Gruzleski and Closset, 1999)

$$P_g + P_s \geq P_{atm} + P_H + P_{s-t} \quad (2.5)$$

โดยที่

- P_g คือ แรงดันสมดุลการละลายก๊าซ
- P_s คือ แรงดันที่ลดลงเนื่องจากการหดตัวเนื่องจากการแข็งตัว
- P_{atm} คือ แรงดันบรรยากาศ
- P_H คือ แรงดันน้ำโลหะหลอมเหลว (Metallostatic pressure head)
- P_{s-t} คือ แรงดันเนื่องจากแรงดึงผิวระหว่าง Pore-liquid

จากสมการที่ 2.5 สามารถนำมาใช้อธิบายเกี่ยวกับการเกิดรูพรุนได้ว่าสิ่งแปลกปลอมหรือธาตุผสมอาจจะส่งผลต่อการเกิดรูพรุน ซึ่งสิ่งแปลกปลอม (เช่น อนุภาค

เสริมแรง) หรือธาตุผสมในน้ำโลหะหลอมเหลวอาจทำให้ค่าแรงดึงผิวเกิดการเปลี่ยนแปลง ดังนั้นจึงทำให้พจน์ของ P_{s-l} เกิดการเปลี่ยนแปลงด้วย ค่าแรงดึงผิวลดลงจะทำให้โอกาสการเกิดรูพรุนง่ายขึ้น สำหรับการเปลี่ยนแปลงในเทอมของ P_g ซึ่งจะพบว่าเมื่อกรณีที่ P_g และ P_s ลดลง จะทำให้โอกาสการเกิดรูพรุนเพิ่มมากขึ้น



รูปที่ 2.14 ประเภทของรูพรุนที่เกิดขึ้นกับวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะ
(Prabu, Karunamoorthy, Kathiresan, and Mohan, 2006)

ในรูปที่ 2.14 แสดงลักษณะของรูพรุนที่เกิดขึ้นภายในชิ้นงาน ได้แก่ รูพรุนที่อยู่ร่วมกับอนุภาคเดี่ยวๆ รูพรุนที่อยู่ร่วมกับกลุ่มของซิลิโคนคาร์ไบด์ รูพรุนที่ปนมากับโลหะพื้น และรูพรุนที่เกิดจากก๊าซ ทั้งนี้รูพรุนดังกล่าวที่เกิดขึ้นกับตัวอย่างงานหล่อวัสดุเชิงประกอบเชื่อว่าอาจเกิดจาก 1) การหดตัวของชิ้นงานเมื่อน้ำโลหะเริ่มแข็งตัว 2) เกิดจากการรวมตัวของก๊าซที่ละลายในโลหะหลอมเหลว 3) เกิดจากก๊าซที่ถูกกักไว้ภายในชิ้นงานเนื่องจากการถ่ายเทออกมาไม่สมบูรณ์ และ 4) รูพรุนที่เกิดก่อนเนื่องจากการเติมน้ำโลหะ หรือการแทรกของน้ำโลหะที่ไม่สมบูรณ์ (Prabu, Karunamoorthy, Kathiresan, and Mohan, 2006) รูพรุนและสิ่งปนเปื้อนภายในชิ้นงานที่เกิดขึ้นเป็นสาเหตุหนึ่งที่เป็นจุดเริ่มต้นทำให้ชิ้นงานเกิดการแตกหักได้ง่าย ดังนั้นถ้าหากสามารถทำการควบคุมตัวแปรในกระบวนการผลิตให้เหมาะสมก็จะทำให้ลดจุดบกพร่องภายในชิ้นงานหล่อ ทำให้ได้ชิ้นงานที่มีคุณภาพและสมบัติที่ดี

สำหรับวิธีการคำนวณหาปริมาณช่องว่างในวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะสามารถคำนวณได้จากค่าความหนาแน่นของอัตราส่วน โดยปริมาตรของช่องว่างในวัสดุเชิงประกอบ ดังสมการที่ 2.6 และ 2.7 (Adams, Carlsson, and Pipes, 2003) ดังนี้

$$W_c = W_m + W_p \quad (2.6)$$

$$V_{\text{void}} = 1 - \left(\frac{W_m}{\rho_m} + \frac{W_p}{\rho_p} \right) \cdot \frac{\rho_c}{W_c} \quad (2.7)$$

โดยที่

W_c, W_m และ W_p คือ น้ำหนักของวัสดุเชิงประกอบ น้ำหนักของโลหะพื้นหลัก และ น้ำหนักของอนุภาคเสริมแรงตามลำดับ

ρ_c, ρ_m และ ρ_p คือ ความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบ ความหนาแน่นของโลหะพื้นหลัก และความหนาแน่นของอนุภาคเสริมแรง

2.6 สมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาค

ซิลิคอนคาร์ไบด์

คุณสมบัติเชิงกลเป็นสิ่งที่แสดงให้เห็นว่าวัสดุนั้นๆ สามารถที่จะรับแรงจากภายนอกที่มากระทำได้มากน้อยเพียงใด เช่น ค่าความแข็ง (Hardness) ความแข็งแรง (Strength) และความเหนียว (Ductility) ฯลฯ คุณสมบัติเชิงกลมีความสำคัญมากในงานทางด้านวิศวกรรม เพราะในการเลือกใช้งานสิ่งๆ ที่คำนึงถึงเป็นสิ่งแรกคือ คุณสมบัติเชิงกลของวัสดุ เพื่อสามารถนำไปใช้งานได้อย่างปลอดภัย

- ความแข็ง (Hardness) เป็นคุณสมบัติเชิงกลที่แสดงความต้านทานหรือทนต่อการเสียรูปของวัสดุ และการเสียดสีของวัสดุ

- ค่าความต้านทานแรงดึง (Tensile Strength) คือ ค่าดัชนีที่ใช้บอกความแข็งแรงของวัสดุเมื่อได้รับแรงดึงจากภายนอกหรือกล่าวอีกอย่างหนึ่งก็คือ ค่าความเค้น (Stress) สูงสุดที่โลหะหรือวัสดุสามารถรับได้โดยไม่เกิดความเสียหายกับชิ้นงาน ซึ่งหาค่าได้จากการทดสอบแรงดึง (Tension Test)

จากการค้นคว้าพบว่ามีอีกหลายงานวิจัยได้ทำการศึกษาพัฒนาและปรับปรุงคุณสมบัติเชิงกลทางด้านความแข็ง (Hardness) และสมบัติแรงดึง (Tensile properties) ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยการขึ้นรูปที่แตกต่างกัน ดังแสดงในตารางที่ 2.5 และตารางที่ 2.6 ซึ่งแสดงการเปรียบเทียบค่า และแนวโน้มของคุณสมบัติเชิงกลที่ได้เมื่อมีการเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะผสมอะลูมิเนียม จากตารางจะแสดงให้เห็นว่าเมื่อปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้นสมบัติความแข็งแรงของวัสดุมีแนวโน้มที่จะเพิ่มขึ้นด้วย แต่สำหรับความต้านทานแรงดึงที่ให้ค่าที่ดีที่สุด ทั้งนี้จะขึ้นอยู่กับความเหมาะสมของปริมาณของซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เติมเข้าไป

ตารางที่ 2.5 สมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียม

| Matrix material and process | Content of reinforcing material | Tensile strength | Hardness |
|---|---------------------------------|------------------|-------------------|
| Al-Si alloy (melt-stirring and squeeze-cast) ⁽¹⁾ | 15 vol%SiC _p | 480-490 MPa | 50-60 HR |
| A359 Al alloy (centrifugal casting) ⁽²⁾ | 20 vol.%SiC _p | 300-370 MPa | 75-97 HR |
| Al alloy (powder metallurgy) ⁽³⁾ | 10 wt.% SiC _p | 110-150 MPa | 80 H _v |

หมายเหตุ ⁽¹⁾ จาก “The effect of applied pressure on particle- dispersion characteristics and mechanical properties in melt-stirring squeeze-cast SiC_p/Al composites”, โดย Seo and Kang, 1995, Journal of Materials Processing Technology, 55: 370-379

⁽²⁾ จาก “Microstructure and mechanical behavior of functionally graded Al A359/SiC_p composite”, โดย Rodriguez-Castro, Wetherhold, and Kelestemur, 2002, Materials Science and Engineering, 445-456

⁽³⁾ จาก “Characterization of a powder metallurgy SiC/Cu-Al composite”, โดย Wang, Zhang, Hu, Wang, and Huang, 2008, Journal of materials processing of technology, 43-48



ตารางที่ 2.6 สมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะ

| Matrix | Reinforcement | | | Process | Property | | | |
|-------------------|--|---------------------|----------|--|------------|-----------|----------|-----------|
| | Type | Shape | Amount | | UTS MPa | YS MPa | El. % | E. GPa |
| Al-12Si-Ni-Cu | - | - | 0 | squeeze casting | 297 | 210 | N.A. | 71.9 |
| | Al ₂ O ₃ (saffil) | short fibers | 20 vol.% | | 312 | 283 | N.A. | 95.2 |
| | SiC (tokai) | whiskers | 20 vol.% | | 384 | 293 | N.A. | 111 |
| Al-3Mg | Graphite | part 75- 125 μm | 1.5 wt.% | gravity casting | 72 | 48 | 4.8 | N.A. |
| | | | 4.5 wt.% | | 49 | 40 | 4.5 | N.A. |
| | | part 180- 250 μm | 1.5 wt.% | | 85 | 64 | 5.3 | N.A. |
| Al-3Mg | zircon ^a | part 125- 180 μm | 10 wt.% | gravity casting | 78 | 68 | 5.5 | N.A. |
| | | part 180- 250 μm | 30 wt.% | | 68 | 62 | 2.6 | N.A. |
| | | part 180- 250 μm | 10 wt.% | | 86 | 70 | 9.3 | N.A. |
| Al-7Si-Mg-Fe | - | | 0 | gravity casting | 121 | 73 | 2.9 | N.A. |
| | SiC (Alcan) | part 50 μm | 12 wt.% | | 81 | 65 | 0.4 | N.A. |
| | SiC | part 50 μm | 12 wt.% | | 190 | 96 | 5.8 | N.A. |
| Al-7Si-Mg-Fe | SiC (Alcan) | | 0 | squeeze casting + aging-T6 | 163 | 61 | 2.2 | N.A. |
| | | part 5-10 μm | 15 vol.% | | 302 | 148 | 16 | 77 |
| Al-7Si-Mg-Fe | SiC (Alcan) | | 0 | squeeze casting + aging-T6 | 280 | 183 | 1 | 98 |
| | | part 5-10 μm | 15 vol.% | | 214 | 106 | 10.3 | 77 |
| | | part 5-10 μm | 20 vol.% | | 195 | 127 | 1.5 | N.A. |
| | | part 5-10 μm | 20 vol.% | | 216 | 148 | 1.3 | N.A. |
| | | part 5-10 μm | 20 vol.% | | 359 | 302 | 9.6 | 70 |
| Al-4,4Cu-Si-Mn-Mg | SiC (Alcan) | part 5-10 μm | 15 vol.% | gravity casting + extrusion + aging-T6 | 195 | 127 | 1.5 | N.A. |
| | | | | | 408 | 377 | 1.4 | 105 |
| | | | | | 450 | 342 | 1.6 | 107 |

^a65.9%ZrO₂, 32.2%SiO₂, 0.3%TiO₂, 0.07% Fe₂O₃, 1.53% volatiles.

หมายเหตุ จาก "Practicalization of cast metal matrix composite (MMCCs)", โดย Taha, 2001,

Materials and Design, 22, 431-441

2.7 กฎของการผสม (Rule of mixture) และการหาค่าโดยประมาณของสมบัติของวัสดุเชิงประกอบพื่นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

การพัฒนาวัสดุเชิงประกอบพื่นอะลูมิเนียมเพื่อให้วัสดุมีสมบัติเด่นเฉพาะตัว ได้แก่ ความแข็งแรงของวัสดุเพิ่มขึ้น น้ำหนักเบา ทนต่อการใช้งานที่อุณหภูมิสูง ทนต่อการสึกกร่อน ฯลฯ เป็นต้นซึ่งวิธีการที่ใช้ในการหาค่าโดยประมาณของสมบัติของวัสดุเชิงประกอบ สามารถหาได้ด้วยการใช้กฎของการผสม (Rule of mixture) โดยจะใช้การถ่วงน้ำหนักของปริมาตรโดยเฉลี่ยของสมบัติแต่ละเฟส (ได้แก่ วัสดุพื่นและวัสดุเสริมแรง) ดังสมการ 2.8

$$P_c = P_m V_m + P_r V_r \quad (2.8)$$

โดยที่

P คือ สมบัติ (Property)

V คือ สัดส่วนเชิงปริมาตร (Volume fraction)

c, m, r คือ วัสดุเชิงประกอบ (Composite material) วัสดุพื่น (Matrix) และวัสดุเสริมแรง (Reinforcing material) ตามลำดับ

2.7.1 ค่าความหนาแน่น (Density)

ค่าความหนาแน่น (ρ_c) ของวัสดุเชิงประกอบหาได้จากสมการ 2.9

$$\rho_c = \rho_m V_m + \rho_r V_r \quad (2.9)$$

โดยที่

ρ คือ ค่าความหนาแน่น (Density)

V คือ สัดส่วนเชิงปริมาตร (Volume fraction)

c, m, r คือ วัสดุเชิงประกอบ (Composite material) วัสดุพื่น (Matrix) และวัสดุเสริมแรง (Reinforcing material) ตามลำดับ

2.7.2 ค่าทางความร้อน (Thermal properties)

สัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน (Coefficient of Thermal Expansion, CTE หรือ α_c) ของวัสดุเชิงประกอบสามารถหาได้จากสมการ 2.10 จากการศึกษาพบว่าค่าสัมประสิทธิ์

ทางความร้อน (CTE) ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์จะมีค่าลดลง เมื่อเพิ่มสัดส่วนเชิงปริมาตรของวัสดุเสริมแรง ซึ่งแสดงดังรูปที่ 2.15

$$\alpha_c = \frac{\alpha_m V_m K_m + \alpha_r V_r K_r}{V_m K_m + V_r K_r} \quad (2.10)$$

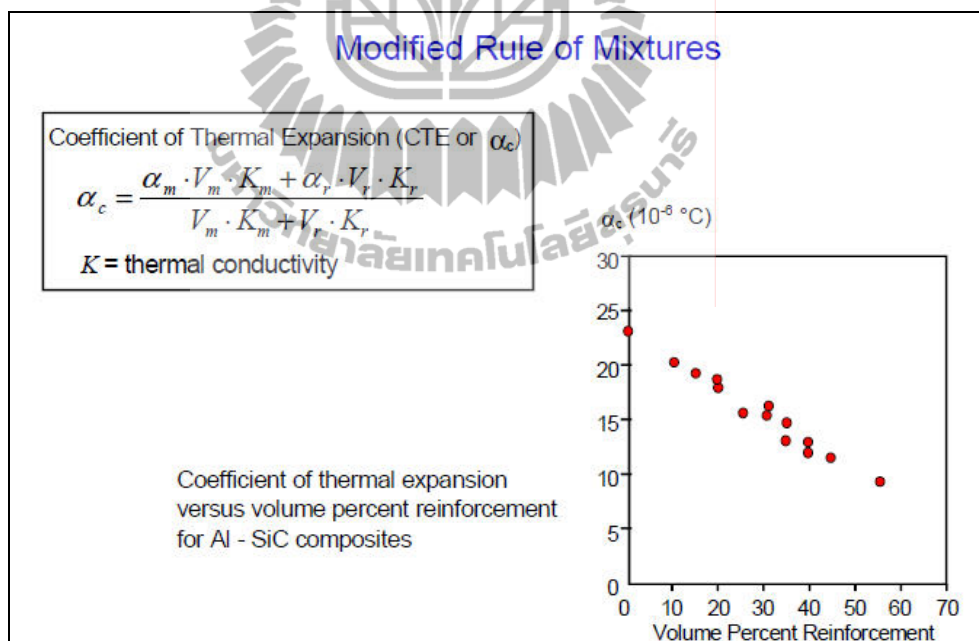
โดยที่

α คือ ค่าสัมประสิทธิ์ทางความร้อน (CTE หรือ α_c)

V คือ สัดส่วนเชิงปริมาตร (Volume fraction)

K คือ ค่าการนำความร้อน (Thermal conductivity)

c, m, r คือ วัสดุเชิงประกอบ (Composite material) วัสดุพื้น (Matrix) และวัสดุเสริมแรง (Reinforcing material) ตามลำดับ



รูปที่ 2.15 ค่าสัมประสิทธิ์ทางความร้อน (TALAT Lecture 1402: Aluminium Matrix Composite Materials, online, 2009)

2.7.3 ค่าความแข็ง (Hardness)

ค่าความแข็งของวัสดุเชิงประกอบจะคำนวณหาจากความสัมพันธ์ดังสมการ 2.11 และ 2.12 (Kim, 2000)

$$\bar{H}_{up} = V_h H_h + V_s H_s \quad (2.11)$$

$$\bar{H}_{low} = (V_h / H_h + V_s / H_s)^{-1} \quad (2.12)$$

โดยที่

H_h และ H_s คือ ค่าความแข็งของเฟสแข็ง (Hard value of hard phase) และ ค่าความแข็งของเฟสอ่อน (Hard value of soft phase)

V_h และ V_s คือ สัดส่วนเชิงปริมาตรของเฟสแข็ง (Hard value of hard phase) และ สัดส่วนเชิงปริมาตรของเฟสอ่อน (Hard value of soft phase)

\bar{H}_{up} คือ ขอบเขตของค่าความแข็งที่สูงที่สุดของวัสดุเชิงประกอบ

\bar{H}_{low} คือ ขอบเขตของค่าความแข็งที่ต่ำที่สุดของวัสดุเชิงประกอบ

2.7.4 ค่าความแข็งแรง (Strength)

ค่าความแข็งแรงของวัสดุเชิงประกอบจะประเมินจากค่าความต้านทานแรงดึงของวัสดุซึ่งคำนวณได้จากสมการ 2.13

$$\sigma_c = \sigma_m V_m + \sigma_r V_r \quad (2.13)$$

โดยที่

σ คือ ค่าความต้านทานแรงดึง (Tensile strength)

V คือ สัดส่วนเชิงปริมาตร (Volume fraction)

c, m, r คือ วัสดุเชิงประกอบ (Composite material) วัสดุพื้น (Matrix) และวัสดุเสริมแรง (Reinforcing material) ตามลำดับ

2.7.5 ค่าความแข็งเกร็ง (Stiffness)

ค่ามอดูลัสของยัง (Young's modulus, E) หรือมอดูลัสของสภาพยืดหยุ่น (Elastic modulus) สามารถบอกถึงระดับความแข็งแรงของวัสดุ โดยค่ามอดูลัสของสภาพยืดหยุ่นนี้เป็นค่าคงที่ซึ่งหาได้จากอัตราส่วนระหว่างความเค้น (Stress) ต่อความเครียด (Strain) ในรูปที่ 2.16 ได้แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่ามอดูลัสของยังและปริมาตรของวัสดุเสริมแรง ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์ พบว่าค่าความแข็งแรงของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาตรของวัสดุเสริมแรงเพิ่มขึ้น สำหรับค่า Young's modulus ของวัสดุเชิงประกอบ จะคำนวณจากสมการ 2.14 (กรณีวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยเสริมใยแบบยาว) และสมการ 2.15 (กรณีวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงแบบชั้นเลเยอร์) (Kainer, 2006)

$$E_c = E_m V_m + E_r V_r \quad (2.14)$$

$$E_c = \left[\frac{V_r}{E_r} + \frac{1-V_r}{E_m} \right]^{-1} \quad (2.15)$$

การหาค่า Young's modulus กรณีที่วัสดุเสริมแรงเป็นแบบไม่ต่อเนื่อง (Discontinuously) เช่น วัสดุเสริมแรงที่อยู่ในรูปของ particle และ whisker จะคำนวณจากสมการทางคณิตศาสตร์ของ Tsai Halpin ดังสมการ 2.16 และ 2.17 (Kainer, 2006)

$$E_c = \frac{E_m (1 + 2SqV_r)}{1 - qV_r} \quad (2.16)$$

$$q = \frac{(E_r / E_m) - 1}{(E_r / E_m) + 2S} \quad (2.17)$$

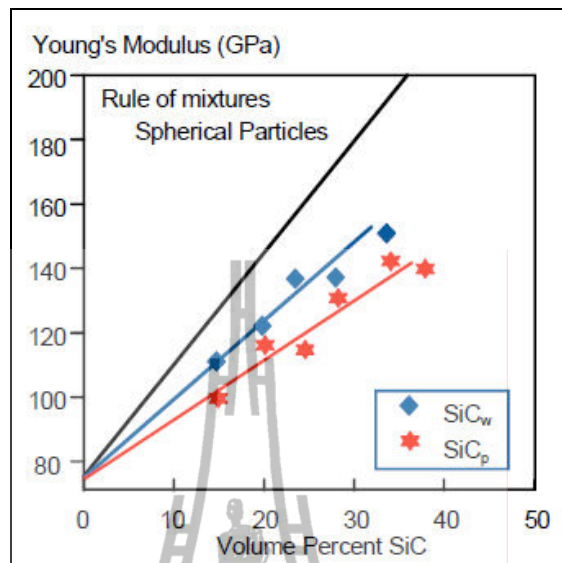
โดยที่

E คือ ค่ามอดูลัสของยัง

V คือ สัดส่วนเชิงปริมาตร (Volume fraction)

S คือ ค่าแฟกเตอร์ทางเรขาคณิต (อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ค่า $S = 2$)

c, m, r คือ วัสดุเชิงประกอบ (Composite material) วัสดุพื้น (Matrix) และวัสดุเสริมแรง (Reinforcing material) ตามลำดับ



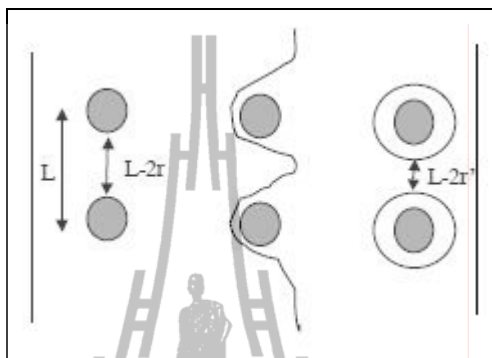
รูปที่ 2.16 ค่าความแข็งเกร็งวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์
(TALAT Lecture 1402: Aluminium Matrix Composite Materials, online, 2009)

2.8 กลไกการเพิ่มความแข็งแรงด้วยอนุภาคเสริมแรง (Strengthening mechanism by particle reinforced composite)

คุณลักษณะของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะจะถูกกำหนดและขึ้นอยู่กับลักษณะโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบและผิวสัมผัสระหว่างวัสดุพื้นหลักและวัสดุเสริมแรง โดยลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่กล่าวนี้จะครอบคลุมถึงโครงสร้างของวัสดุพื้นหลัก เช่น ส่วนประกอบทางเคมี ขนาด/รูปร่างของเกรน จุดบกพร่องของโครงสร้างผลึก การตกตะกอนของเฟสที่สอง (Precipitation) และโครงสร้างของเฟสที่สองหรือที่เรียกว่า Second phase เช่น เฟอร์ไรต์โดยปริมาตร ชนิด ขนาด รูปทรง การกระจายตัว และทิศทางการเรียงตัวของอนุภาค เป็นต้น

การเพิ่มความแข็งแรงจากอนุภาค (Strengthening from particles) ซึ่งโดยทั่วไปอนุภาคเสริมแรงที่กล่าวถึงนี้จะแบ่งออกเป็น 2 ประเภท คือ การเพิ่มความแข็งแรงด้วยอนุภาคขนาดใหญ่ (Large-particle composite) และการเพิ่มความแข็งแรงด้วยอนุภาคขนาดเล็ก (Dispersion-strengthened composite) ซึ่งปฏิสัมพันธ์ระหว่างวัสดุพื้นหลักและวัสดุเสริมจะเกิดขึ้นในระดับอะตอมหรือโมเลกุล นอกจากนี้ขนาดของอนุภาคเสริมแรงที่จัดเป็นอนุภาคขนาดเล็ก จะต้องมีความหนาแน่นผ่านศูนย์กลางระหว่าง 0.01-0.1 ไมครอน (Fischer, 2004) สำหรับกลไกการเพิ่มความแข็งแรงด้วยอนุภาคจะเกิดขึ้นจากอนุภาคทำปฏิกิริยากับดิสโลเคชัน โดยอาศัยกลไกดิสโลเคชันตัดผ่านอนุภาค (Dislocation cutting a particle) หรือกลไกการโอบของดิสโลเคชันรอบๆ อนุภาค (Particle looping)

แต่ในงานวิจัยนี้จะเน้นกล่าวถึงเฉพาะการเพิ่มความแข็งแรงด้วยอนุภาคเสริมแรงขนาดใหญ่ (Large-particle reinforcing material) ที่เติมเข้าไป ซึ่งกลไกหลักที่ใช้อธิบายเกี่ยวกับการเพิ่มความแข็งแรงจะถูกอธิบายโดยกลไกการโอบของดิสโลเคชันรอบๆ อนุภาค



รูปที่ 2.17 แสดงกลไกการเคลื่อนของดิสโลเคชันผ่านอนุภาค

การเพิ่มความแข็งแรงด้วยกลไกการโอบรอบอนุภาคของดิสโลเคชัน หรือที่เรียกว่า Orowan mechanism ซึ่งเป็นกลไกที่ใช้ในการอธิบายความแข็งแรงที่อนุภาคขนาดใหญ่มีการจัดเรียงตัวแบบ Incoherent กับวัสดุพื้นหลัก (Matrix) โดยดิสโลเคชันที่เกิดขึ้นจะมีลักษณะแบบ Bow และความเค้นแรงเฉือน จะทำให้เกิดดิสโลเคชัน Bow cut ดังแสดงในรูปที่ 2.17 ซึ่งแรงเฉือนที่ใช้ในการเคลื่อนของดิสโลเคชัน สามารถคำนวณได้จากสมการ 2.18 (Fischer, 2004)

$$\tau_B = \frac{Gb}{L-2r} \quad (2.18)$$

โดยที่

สัดส่วนปริมาตร (f) มีค่าคงที่

τ คือ แรงเฉือน

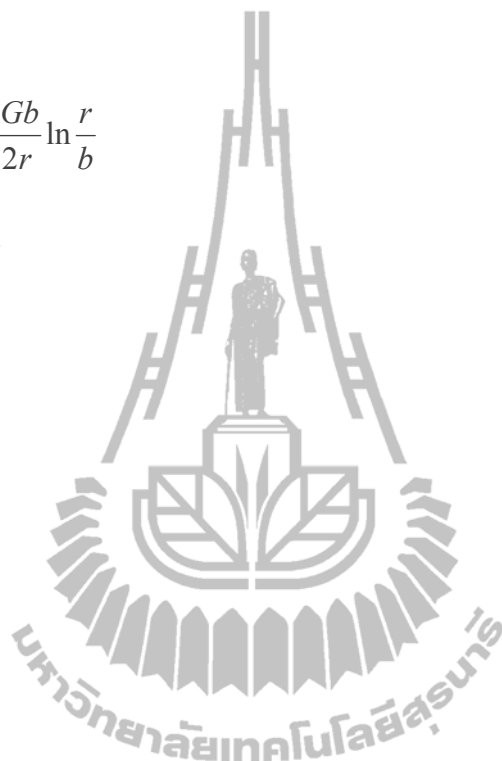
G คือ มอดูลัสแรงเฉือน

b คือ ขนาดของ Berger's vector

r คือ รัศมีของอนุภาค

จากความสัมพันธ์ของสมการ 2.18 พบว่า L เพิ่มขึ้น จะทำให้พจน์ของ $L - 2r$ เพิ่มขึ้น และค่าแรงเฉือนที่ใช้ในการเลื่อนดิสโลเคชัน (τ_B) ลดลง ดังนั้นความแข็งแรงของโลหะจะลดลง นอกจากนี้ ความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นได้จากการที่อนุภาคด้านการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันยังหาได้จากความเค้นที่ใช้ในการเลื่อนดิสโลเคชัน โดยใช้สมการของ Orowan-Ashby ดังแสดงสมการที่ 2.19 (Dieter, 1988)

$$\Delta\sigma = \frac{0.13Gb}{L - 2r} \ln \frac{r}{b} \quad (2.19)$$



บทที่ 3

วัสดุ อุปกรณ์ เครื่องมือ และวิธีการทดลอง

3.1 วัสดุ อุปกรณ์ และเครื่องมือในการทดลอง

3.1.1 วัสดุที่ใช้ในการวิจัย

วัสดุที่ใช้ในการวิจัยครั้งนี้ ถูกแสดงในรูปที่ 3.1 ซึ่งประกอบด้วย

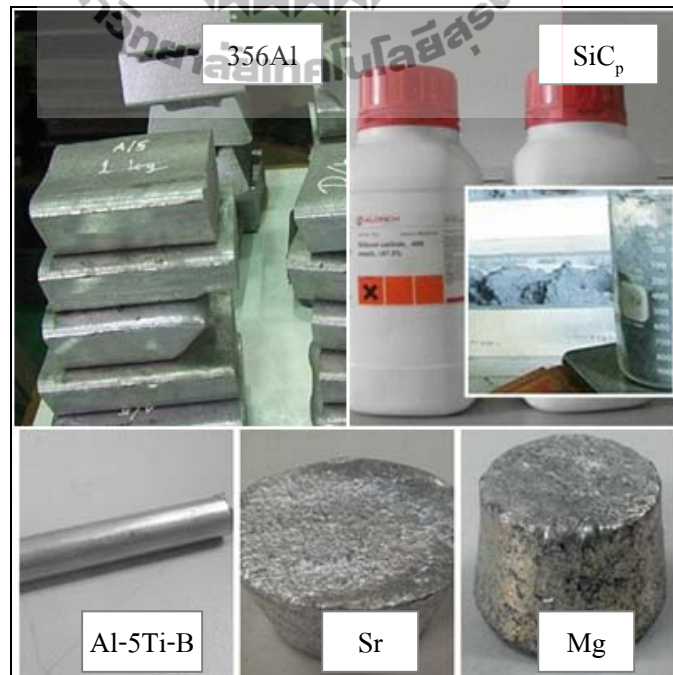
- อะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ซึ่งใช้เป็นโลหะพื้นหลัก ซึ่งมีสมบัติทางกายภาพดังแสดงในตาราง 3.1

- อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งใช้เป็นอนุภาคเสริมแรง มีขนาดอนุภาคเฉลี่ยเท่ากับ 10.5 ไมครอน ผลิตโดยบริษัท SIGMA-ALDRICH

- สารลดขนาดเกรน ได้แก่ อะลูมิเนียม-ไทเทเนียม-โบรอน (Al-5Ti-B)

- สารปรับรูปทรงสัณฐานของโครงสร้างยูเทคติกซิลิคอน ได้แก่ สตรอนเทียม

- แมกนีเซียม (99.99 เปอร์เซ็นต์)



รูปที่ 3.1 วัสดุในงานวิจัย

3.1.2 อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในการวิจัย

อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในการวิจัยนี้สามารถแบ่งตามกลุ่มการใช้งานได้ ดังนี้

ก) อุปกรณ์และเครื่องมือสำหรับเตรียมส่วนผสมและใช้ในกระบวนการหล่อขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม

- เตาหลอมไฟฟ้ากระแสเหนี่ยวนำ (Electric Induction Furnaces) พร้อมชุดควบคุมอุณหภูมิ (ประกอบด้วย เตาให้ความร้อนต่อเข้ากับตู้ควบคุมสามารถปรับกำลังไฟฟ้าได้ เบล้อหลอมที่ทำมาจากแกรไฟต์ และเทอร์โมคอปเปิลสำหรับใช้วัดอุณหภูมิในน้ำโลหะ) ทำหน้าที่เป็นแหล่งให้ความร้อนเพื่อทำการหลอมน้ำโลหะอะลูมิเนียมผสม ดังรูปที่ 3.2 (a)

- เตาอบไฟฟ้าพร้อมอุปกรณ์ควบคุมอุณหภูมิ ใช้สำหรับอบอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ ในกระบวนการทำ Surface treatment ดังรูปที่ 3.2 (b)

- เครื่องกำจัดก๊าซไฮโดรเจนเคลื่อนที่พร้อมอุปกรณ์ฉีด (Injection Mobile Degassing Unit, IMDU) ประกอบด้วยแท่งแกรไฟต์ ถึงก๊าซอาร์กอนพร้อมอุปกรณ์หัววัด ชุดอุปกรณ์ควบคุมความเร็วรอบในการปั่น และถังสำหรับบรรจุซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งเครื่องกำจัดก๊าซไฮโดรเจนเคลื่อนที่พร้อมอุปกรณ์ฉีดนี้จะใช้สำหรับฉีดอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ลงสู่น้ำโลหะ ดังรูปที่ 3.2 (c)

- แม่พิมพ์โลหะ (Cylindrical permanent mold) พร้อมอุปกรณ์ตักเทน้ำโลหะ ใช้ในกระบวนการหล่อขึ้นรูปชิ้นงานเป็นรูปทรงกระบอก (Cylindrical shape)

- เครื่องชั่งสาร ใช้สำหรับชั่ง ตวง ส่วนผสมต่างๆ

ข) อุปกรณ์สำหรับการเตรียมชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและทดสอบสมบัติเชิงกล

- เครื่องเลื่อยวงเดือนตัดโลหะ ใช้สำหรับตัดชิ้นงานโลหะ

- เครื่องเลื่อยโลหะแบบคั่นชัก ชื่อรุ่น Hacksawing Machine (Ercole 280A) ใช้สำหรับตัดชิ้นงานโลหะ

- เครื่องกลึงละเอียดเอนกประสงค์ ชื่อรุ่น Universal Centre Lathe (SUI 45A) ใช้สำหรับกลึงหน้าแปลน และกลึงผิวชิ้นงาน

- เครื่องกลึง CNC (Turning) ชื่อรุ่น MAZAK (Super Quick Turn 200M) ใช้สำหรับกลึงชิ้นงานเพื่อทดสอบแรงดึง

- เครื่องหล่อเรซินด้วยความร้อน ชื่อรุ่น Struers LaboPress-1 และเรซินเม็ดสีดำสำหรับหล่อแบบ ชนิด Phenolic ซึ่งทนความร้อนสูงและไม่ทำปฏิกิริยากับก๊าซ ใช้สำหรับทำเรือนจับชิ้นงานเพื่ออำนวยความสะดวกการจับชิ้นงานขณะขัดผิวหน้าก่อนนำไปตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาค

- นาฬิกาจับเวลา ใช้สำหรับจับเวลาระหว่างทำการฉีด/ปั่นอนุภาคซิลิโคนคาร์ไบด์ในน้ำโลหะอะลูมิเนียมผสม

- เครื่องขัดผิว ชื่อรุ่น BUEHLER พร้อมชุดจานหมุน ใช้สำหรับขัดเตรียมผิวชิ้นงาน

- กระดาษทราย เบอร์ 180, 400, 600 และ 800

- อุปกรณ์ขัดพร้อมผงขัดชนิดเพชร ประกอบด้วย แผ่นคาร์มิโอติสสำหรับปรับผิวชิ้นงานให้เรียบ ผ้าโพลิแพค (สำหรับผงเพชรขนาด 9 ไมครอน) ผ้าเทกแพค (สำหรับผงเพชรขนาด 3 ไมครอน) และผ้าไมโครแพค (สำหรับผงเพชรขนาด 1 ไมครอน)

ค) อุปกรณ์สำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียม

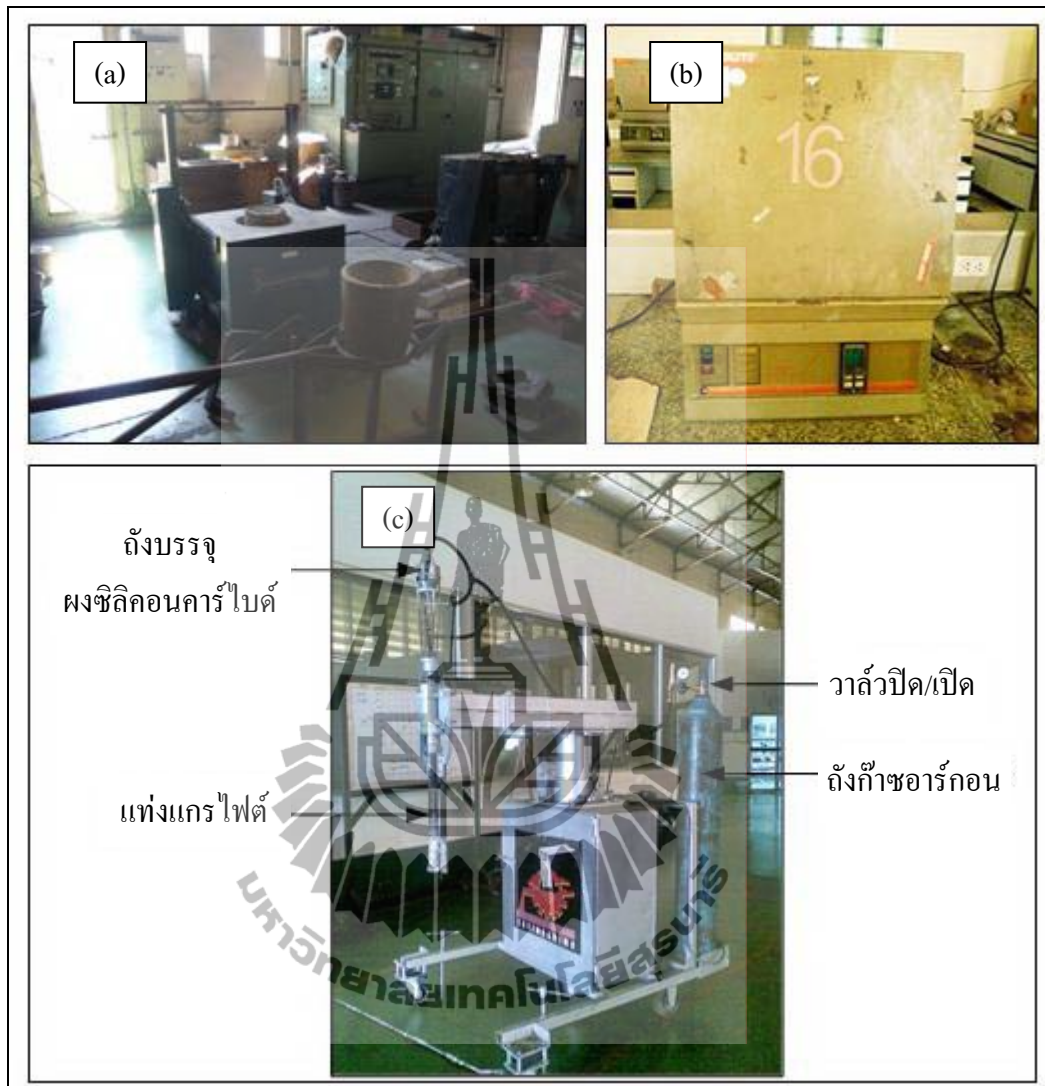
- ชุดอุปกรณ์วัดค่าความหนาแน่นแบบแทนที่น้ำ ใช้สำหรับวัดค่าความหนาแน่นของชิ้นงาน

- กล้องจุลทรรศน์แบบแสงพร้อมชุดอุปกรณ์ถ่ายภาพ ใช้สำหรับการตรวจสอบและบันทึกภาพลักษณะโครงสร้างจุลภาค ดังรูปที่ 3.3 (a)

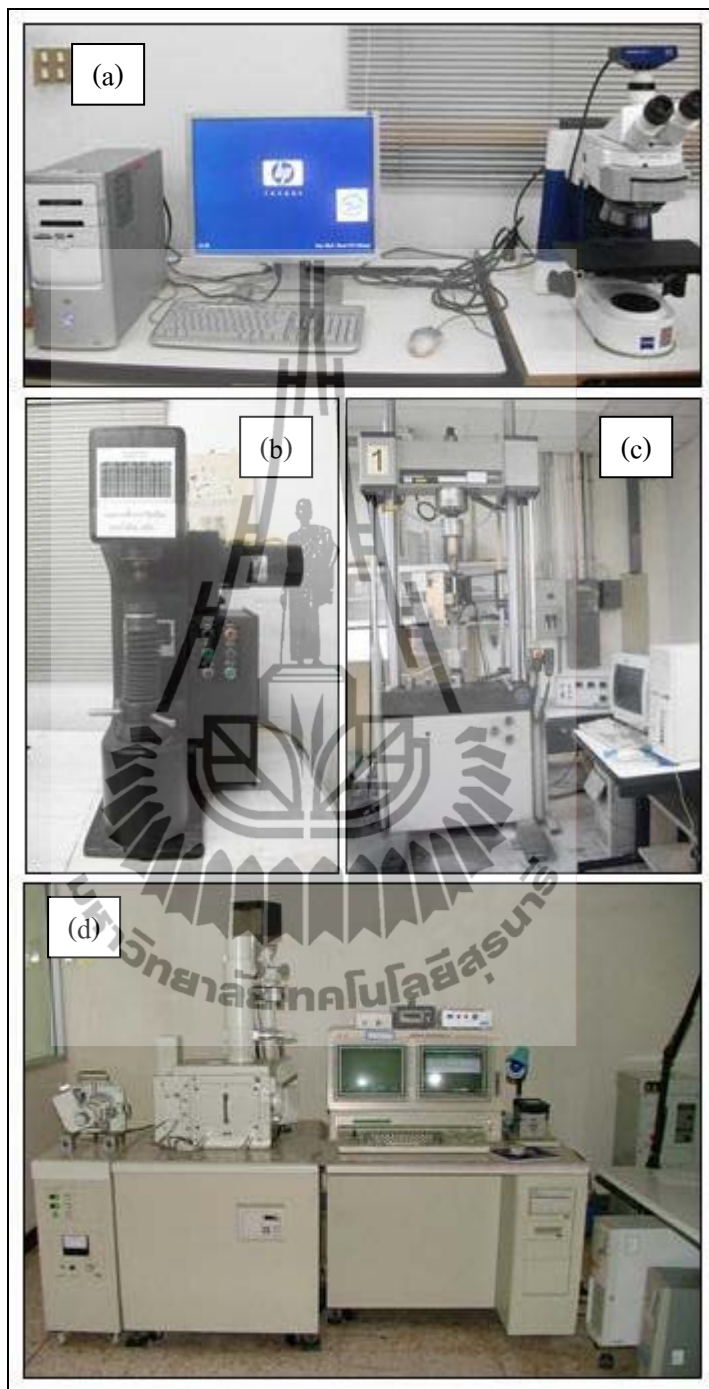
- เครื่องทดสอบความแข็งแบบบริเนลล์ ชื่อรุ่น Wilson Brinell Hardness Tester ใช้สำหรับวัดค่าความแข็งของชิ้นงาน ดังรูปที่ 3.3 (b)

- เครื่องทดสอบแรงดึง (Universal Testing Machine) รุ่น Instron ใช้สำหรับการทดสอบชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบ ดังรูปที่ 3.3 (c)

- กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope, SEM) รุ่น JSM-5800LV ใช้สำหรับตรวจสอบลักษณะพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานภายหลังการทดสอบสมบัติแรงดึง ดังรูปที่ 3.3 (d)



รูปที่ 3.2 อุปกรณ์และเครื่องมือสำหรับการหล่อขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม



รูปที่ 3.3 อุปกรณ์ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียม



รูปที่ 3.4 แผนผังแสดงขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

3.2 ขั้นตอนการทดลอง

ขั้นตอนการวิจัยนี้จะอธิบายตั้งแต่การเตรียมวัสดุและกระบวนการหล่อขึ้นรูปวัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ การเตรียมชิ้นงานเพื่อทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของวัสดุเชิงประกอบ ซึ่งในรูปที่ 3.4 ได้แสดงแผนผังขั้นตอนการดำเนินงานวิจัยเพื่อให้เข้าใจง่ายขึ้น โดยในส่วนของรายละเอียดจะทำการอธิบายดังนี้

3.2.1 ขั้นตอนการปรับปรุงผิวอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยความร้อน

กระบวนการปรับปรุงผิวด้วยความร้อน (Surface treatment) เป็นการอบให้ความร้อนแก่อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ เพื่อเพิ่มฟิล์มออกไซด์ที่บริเวณผิวของอนุภาค เป็นการป้องกันการเกิดสารประกอบคาร์ไบด์และเพิ่มความสามารถในการเปียกระหว่างน้ำโลหะอะลูมิเนียมและอนุภาคของผงซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยในงานวิจัยนี้จะทำการอบซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยเตาอบไฟฟ้าที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลานาน 4 ชั่วโมง จากนั้นจะปล่อยให้เย็นตัวลงที่อุณหภูมิห้อง ก่อนนำไปใช้ในขั้นตอนการฉีดผสม

3.2.2 ขั้นตอนการหล่อขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

1. เลือกใช้อะลูมิเนียมผสมเกรด 356 เป็นโลหะพื้น และอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (SiC_p) เป็นวัสดุเสริมแรง ที่ผ่านการปรับปรุงสภาพพื้นผิว (Surface treatment)
2. หลอมอะลูมิเนียม 5 กิโลกรัม ในบิวาหลอมแก๊ส ไฟต์ ที่อุณหภูมิ 700 องศาเซลเซียส ณ สภาวะบรรยากาศปกติ จนกระทั่งอะลูมิเนียมอยู่ในสถานะของเหลวทั้งหมด พร้อมทั้งเติม Al-5Ti-B (0.2 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) Sr (0.03 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) และ Mg (1 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) รอจนกระทั่งส่วนผสมกลายเป็นเนื้อเดียวกัน ดังรูปที่ 3.5 (a) จากนั้นทำการลดอุณหภูมิน้ำโลหะให้ใกล้กับ Liquidus temperature ที่อุณหภูมิ 590 องศาเซลเซียส
3. ทำการฉีดผสมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยตัดแปลงใช้อุปกรณ์ฉีดพลาซมาโดยใช้แรงดันของก๊าซอาร์กอนช่วยในการฉีดอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ผสมในน้ำโลหะอะลูมิเนียมหลอมเหลว ขั้นตอนการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ จะทดลองเติมในปริมาณที่แตกต่างกัน คือ 0, 10 และ 15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก จากนั้นจะทำการฉีดผสมด้วยความเร็วในการปั่นแท่งแก๊สไฟต์ที่ 1000 รอบต่อนาที ใช้เวลาในการปั่นและฉีดผสม 20 นาที ที่อุณหภูมิ 590 องศาเซลเซียส ดังรูปที่ 3.5 (b) จากนั้นทำการเทน้ำโลหะลงในแม่พิมพ์โลหะ (Permanent Mold) ที่อุณหภูมิเท่ากับ 620 และ 680 องศาเซลเซียส ดังรูปที่ 3.5 (c) ซึ่งเงื่อนไขการทดลองในการวิจัยนี้จะแสดงไว้ ดังตารางที่ 3.2 จากนั้นปล่อยให้ชิ้นงานตัวอย่างเย็นตัวที่อุณหภูมิห้อง เพื่อนำไปทดสอบสมบัติของวัสดุต่อไป

ตารางที่ 3.1 สมบัติทางกายภาพของวัสดุ

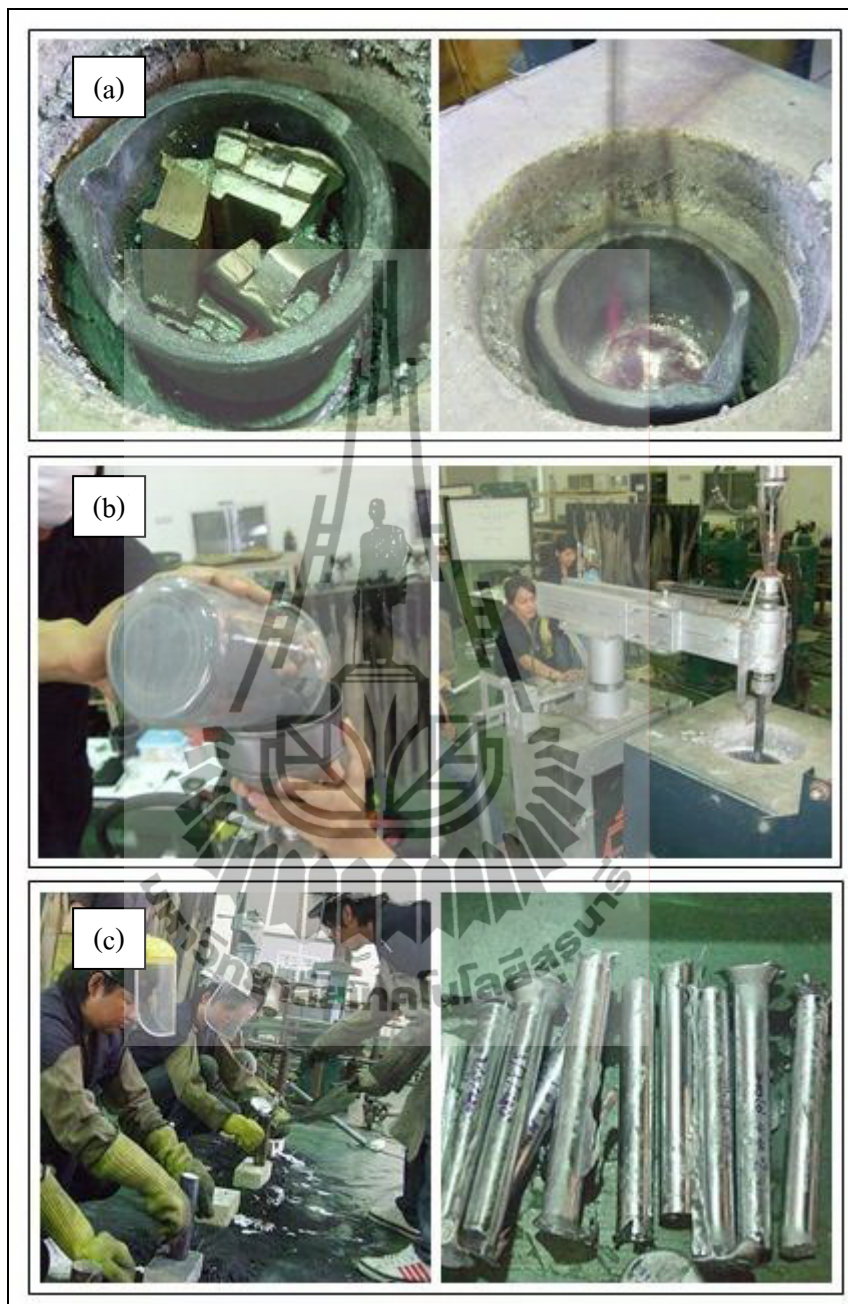
| Materials | Density, ρ (g/cm ³) | Hardness (kg/mm ²) | Young's modulus, E (GPa) | Poisson's ratio, ν | Strength, σ (GPa) | Failure strain, ϵ (%) | Thermal expansivity (10 ⁻⁶ K ⁻¹) |
|------------------------------------|--|-----------------------------------|--------------------------------|---------------------------|-----------------------------|--------------------------------------|---|
| SiC ⁽¹⁾ | 3.2 | 2800 | 410 | 0.17 | 3.9 | 1.2 | 4.0 |
| Al 356 ⁽²⁾ (as cast) | 2.68 | 60 | 71 | 0.33 | 0.16-0.2 | 3 | 24 |

หมายเหตุ⁽¹⁾ จาก Accuratus Ceramic Corporation, www, 2010.

⁽²⁾ จาก MRT Casting, www, 2011.

ตารางที่ 3.2 แสดงเงื่อนไขการทดลอง

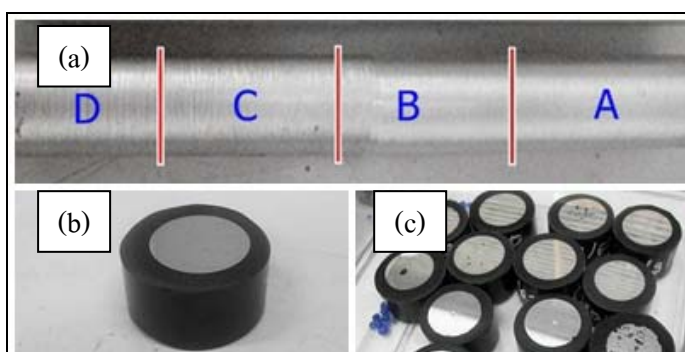
| Sample | Ar gas flow rate (l/min) | SiC _p content (wt. % SiC _p) | Temperature casting (° C) | Assessment | Remark |
|--------|--------------------------------|---|---------------------------------|------------------|--|
| 1 | 5 | 0 | 620 | - Microstructure | <ul style="list-style-type: none"> • Grain Refinement (0.2% of Al-5Ti-B) • Modification (0.03%Sr) • 1%Mg • Stirring speed 1000 rpm • Stirring time 20 minutes |
| 2 | 5 | 0 | 680 | - Density | |
| 3 | 5 | 10 | 620 | - % Porosity | |
| 4 | 5 | 10 | 680 | - Hardness | |
| 5 | 5 | 15 | 620 | - Tensile | |
| 6 | 5 | 15 | 680 | | |
| 7 | 10 | 0 | 620 | | |
| 8 | 10 | 0 | 680 | | |
| 9 | 10 | 10 | 620 | | |
| 10 | 10 | 10 | 680 | | |
| 11 | 10 | 15 | 620 | | |
| 12 | 10 | 15 | 680 | | |



รูปที่ 3.5 แสดงขั้นตอนการหล่อขึ้นรูปด้วยกระบวนการฉีดผสม

3.2.3 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานทดสอบและการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาค

- นำชิ้นงานที่ได้จากขั้นตอนกระบวนการขึ้นรูป มาทำการกลึงปรับผิวหน้าและปอกผิวชิ้นงานให้เรียบโดยให้ได้ขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางประมาณ 24 ± 0.5 มิลลิเมตร
- ตัดชิ้นงานออกเป็นทั้งหมด 4 ส่วน ดังแสดงในรูป 3.6 (a) ซึ่งแต่ละส่วนจะถูกเตรียมไว้เพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค และตรวจสอบหาค่าความหนาแน่น สำหรับชิ้นงานตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคแต่ละตัวอย่าง จะถูกนำไปทำตัวเรือนจับชิ้นงานก่อน เพื่อให้จับง่ายและสะดวกขณะทำการขัดเตรียมผิวชิ้นงานก่อนนำไปตรวจสอบ โครงสร้าง ดังแสดงในรูปที่ 3.6 (b)
- การเตรียมชิ้นงานขัด การขัดแบ่งออกเป็น 3 ขั้นตอน คือ (ก) การขัดระนาบ (Plan Grinding) โดยใช้กระดาษทรายหรือแผ่นขัดชนิดคาร์มิโอคิสในการขัดระนาบ และใช้ความเร็วในการขัดประมาณ 100 รอบต่อนาที (ข) การขัดละเอียด (Fine Grinding) ในขั้นตอนนี้จะใช้ผ้าขัดละเอียด ซึ่งประกอบด้วยผ้าขัดชนิดโพลีแพคและผ้าขัดชนิดเทกแพค เป็นผ้าขัดที่เนื้อฝ้ายค่อนข้างแข็ง ซึ่งใช้ร่วมกับผงขัดเพชรขนาดอนุภาคเท่ากับ 9 ไมครอน และ 3 ไมครอน ตามลำดับ สำหรับความเร็วรอบที่ใช้ในการขัดจะเท่ากับ 100-120 รอบต่อวินาที (ค) การเตรียมชิ้นงานขัดมัน (Polishing) โดยใช้วิธีการขัดมันด้วยผงเพชร (Diamond polishing, DP) ขนาด 1 ไมครอน คู่กับผ้าขัดชนิดไมโครแพค จากนั้นทำการล้างชิ้นงานให้สะอาดและเป่าให้แห้ง ซึ่งจะได้ชิ้นงานเพื่อนำไปตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาค ดังรูปที่ 3.6 (c)
- นำชิ้นงานที่ได้ภายหลังจากการเตรียมผิวชิ้นงานไปทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงที่ก้ำลิ่งขยายต่าง ๆ กัน จากนั้นทำเก็บบันทึกภาพเพื่อนำข้อมูลไปวิเคราะห์ผลการทดลอง



รูปที่ 3.6 ชิ้นงานตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาค

3.2.4 ขั้นตอนการตรวจสอบค่าความหนาแน่น

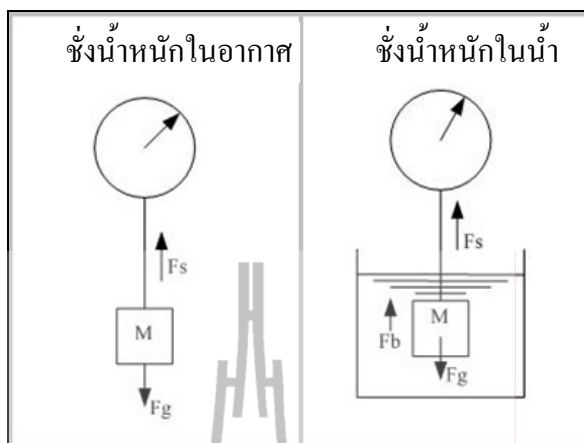
ความหนาแน่นของชิ้นงานทดสอบแต่ละเงื่อนไข จะวัดค่าด้วยวิธีการแทนที่น้ำ ตามหลักการของอาร์คิมิดีส ซึ่งจะทำการชั่งน้ำหนักชิ้นงานทั้งในอากาศ และในน้ำ ดังรูปที่ 3.7 โดยมีขั้นตอน ดังนี้

1. เตรียมชิ้นงานทดสอบหาค่าความหนาแน่น โดยตัดชิ้นงานให้มีรูปร่างเป็นลักษณะทรงกระบอกและทำการกลึงหน้าแปลนและผิวชิ้นงานเรียบร้อย
2. ชั่งน้ำหนักชิ้นงานแต่ละเงื่อนไขในอากาศ และทำการบันทึกค่า
3. ชั่งน้ำหนักชิ้นงานแต่ละเงื่อนไขในน้ำ วัดค่าอุณหภูมิของน้ำขณะทำการทดลองโดยใช้เทอร์โมมิเตอร์ และทำการบันทึกค่าน้ำหนักของชิ้นงานและอุณหภูมิของน้ำ
4. ทำการชั่งน้ำหนักชิ้นงานแต่ละเงื่อนไขทั้งในน้ำและในอากาศซ้ำอีก 2 ครั้ง
5. จากนั้นนำข้อมูลน้ำหนักของชิ้นงานทดสอบที่วัดได้ในอากาศและในน้ำ มาคำนวณหาค่าความหนาแน่น โดยใช้สูตรการคำนวณ สมการ 3.1 ดังนี้
6. นำข้อมูลค่าความหนาแน่นเฉลี่ยที่ได้มาสร้างความสัมพันธ์ในรูปของกราฟ และทำการวิเคราะห์ผลการทดลอง

$$\text{Sample density} = \frac{\text{Sample weight}_{\text{in air}}}{\text{Sample weight}_{\text{in air}} - \text{Sample weight}_{\text{in water}}} \times \text{Density of distilled water} \quad (3.1)$$

โดยที่

| | |
|-----------------------------------|--|
| Sample density | คือ ความหนาแน่นของวัตถุ (กรัม/มิลลิลิตร) |
| Sample weight _{in air} | คือ น้ำหนักของวัตถุในอากาศ (กรัม) |
| Sample weight _{in water} | คือ น้ำหนักของวัตถุในน้ำ (กรัม) |
| Density of distilled water | คือ ความหนาแน่นของน้ำที่อุณหภูมิใดๆ ดังตาราง ภาคผนวก ก |



รูปที่ 3.7 ชั่งน้ำหนักชิ้นงานในอากาศและในน้ำ

3.2.5 ขั้นตอนการทดสอบค่าความแข็งแบบบริเนล

1. ทำการเตรียมชิ้นงานทดสอบโดยจะแบ่งชิ้นงานเป็น 4 ส่วน ดังรูปที่ 3.6 (a) ซึ่งมีขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางประมาณ 25 มิลลิเมตร และชิ้นงานมีความสูงประมาณ 10-30 มิลลิเมตร
2. ทำการปรับผิวหน้าของชิ้นงานให้ได้ระนาบใกล้เคียงกันโดยการขัดระนาบ
3. จากนั้นนำชิ้นงานมาทำการทดสอบหาค่าความแข็งแบบบริเนล โดยวิธีการ คือ ใช้ลูกบอลเหล็กที่ผ่านการชุบแข็งมาอย่างดี ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 10 มม. กดลงบนผิวเรียบของวัสดุที่จะวัด ดังรูปที่ 3.8 โดยใช้แรง 4.90 กิโลนิวตัน (หรือ 500 kgf) สำหรับวัสดุอ่อน โดยใช้เวลา 30 วินาที เป็นมาตรฐาน จากนั้นวัดเส้นผ่านศูนย์กลางของรอยกด (Indentation) และทำการเทียบค่าความแข็ง จากมาตรฐานการทดสอบความแข็งแบบบริเนล (ASTM E10-01) หรือหาค่าความแข็งแรงแบบบริเนล (Brinell hardness number) โดยใช้สูตรคำนวณดังนี้คือ

$$\text{BHN} = \text{แรงที่ใช้กด} / \text{พื้นที่รอยกด} = \frac{P}{(\pi D/2) \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)} \quad (3.2)$$

โดยที่

BHN คือ Brinell hardness number ซึ่งมีหน่วยเป็นแรงต่อหน่วยพื้นที่

P คือ แรงที่ใช้กด

D,d คือ เส้นผ่าศูนย์กลางของหัวกดแบบลูกบอล และรอยกด ตามลำดับ

4. ชี้นำงานทดสอบแต่ละชิ้นจะทำการทดสอบค่าความแข็งทั้งหมด 3 ตำแหน่ง และจะนำค่าที่ได้มาทำการหาค่าเฉลี่ยความแข็งของวัสดุ

5. ทำการเก็บบันทึกข้อมูล และสร้างความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งแต่ละเงื่อนไข และแสดงในรูปแบบของกราฟเพื่อนำไปวิเคราะห์ผลการทดลอง



รูปที่ 3.8 การหาค่าความแข็งแบบบริเนล

3.2.6 ขั้นตอนการทดสอบสมบัติแรงดึงของวัสดุ

1. ทำการออกแบบและเตรียมชิ้นงานทดสอบแรงดึงซึ่งอ้างอิงตามมาตรฐาน ASTM B557M-02a ดังรูป 3.9 โดยการเตรียมชิ้นงานทดสอบแรงดึงในงานวิจัยนี้จะนำชิ้นงานที่ได้หลังจากการขึ้นรูปมาทำการตัดกลึงด้วยเครื่อง CNC Turning ให้มีขนาดและลักษณะดังรูปที่ 3.10

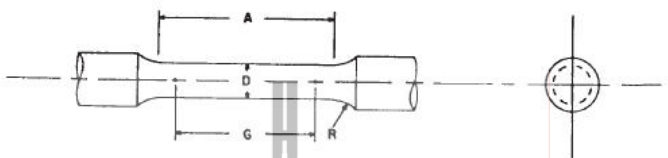
2. วัดขนาดชิ้นงานทดสอบแรงดึง พร้อมทำเครื่องหมายแสดงระยะความยาวของเกจ (Gage length) และทำการบันทึกข้อมูล

3. นำชิ้นงานทดสอบแรงดึงโดยใช้เครื่องมือทดสอบ Universal Testing Machine (UTM) และทำการบันทึกข้อมูล Load และ Extension เพื่อแสดงในรูปแบบ stress-strain curve เพื่อนำไปวิเคราะห์และเปรียบเทียบผลการทดลอง

3.2.7 การตรวจสอบลักษณะพื้นผิวการแตกหักภายหลังการทดสอบความต้านทานแรงดึง

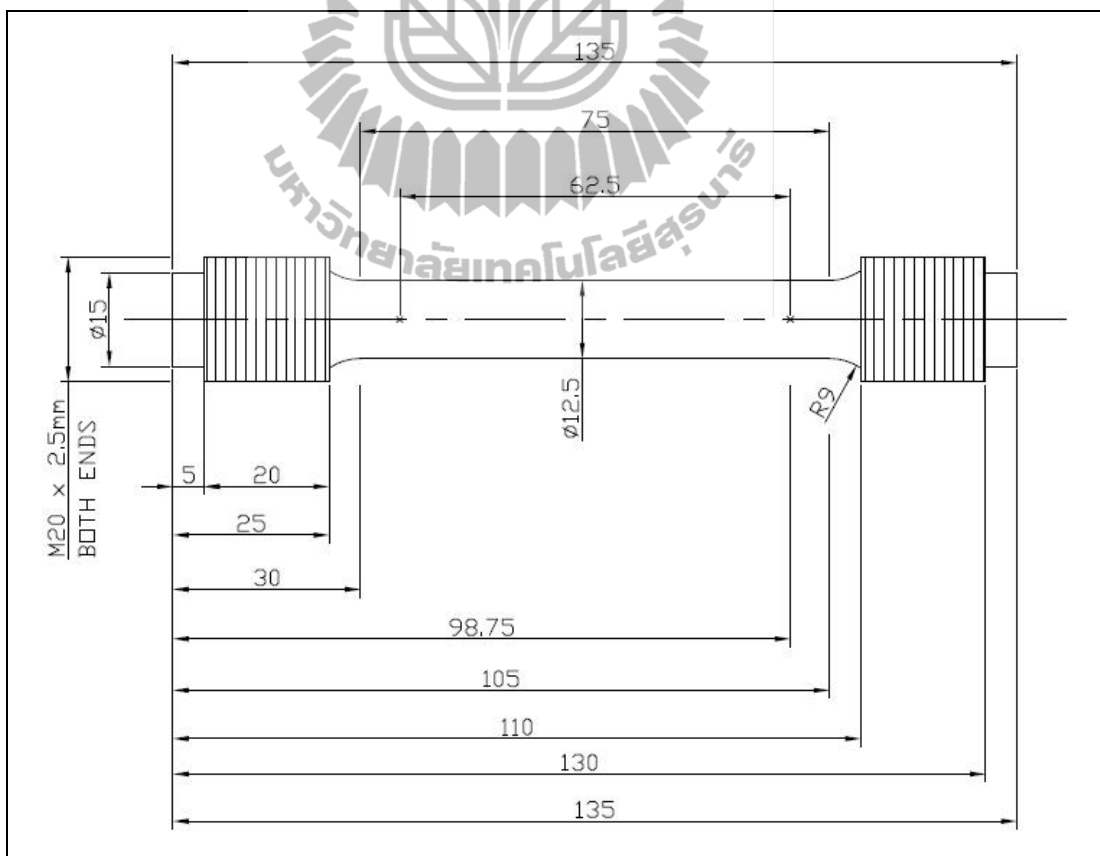
การตรวจสอบความเสียหายของชิ้นงานจะทำการตรวจสอบภายหลังการทดสอบความต้านทานแรงดึง ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron

Microscope รุ่น JSM-5800LV) โดยจะทำการตรวจสอบบริเวณพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงาน เนื่องจากทดสอบแรงดึง



| Nominal Diameter | Dimensions, mm | | | |
|---|-------------------|---|--------------|--------------|
| | Standard Specimen | Small-Size Specimens Proportional to Standard | | |
| | 12.5 | 9 | 6 | 4 |
| G—Gage length | 62.50 ± 0.10 | 45.00 ± 0.09 | 30.00 ± 0.06 | 20.00 ± 0.04 |
| D—Diameter (Note 1) | 12.50 ± 0.25 | 9.00 ± 0.10 | 6.00 ± 0.10 | 4.00 ± 0.05 |
| R—Radius of fillet, min | 9 | 8 | 6 | 4 |
| A—Length of reduced section, min (Note 2) | 75 | 54 | 36 | 24 |

รูปที่ 3.9 ชิ้นงานทดสอบแรงดึงรูปทรงกระบอก มาตรฐาน ASTM B557M-02a



รูปที่ 3.10 ลักษณะชิ้นงานสำหรับการทดสอบแรงดึง

3.2.8 การคำนวณปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นภายในวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียม เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

สำหรับการคำนวณหาปริมาณรูพรุนในวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียม เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในแต่ละเงื่อนไข สามารถคำนวณได้โดยใช้สมการที่ 3.3 (Adams, Carlsson, and Pipes, 2003) ดังนี้

$$V_{void} = 1 - \left(\frac{W_m}{\rho_m} + \frac{W_p}{\rho_p} \right) \cdot \frac{\rho_c}{W_c} \quad (3.3)$$

โดยที่

W_c, W_m และ W_p คือ น้ำหนักของวัสดุเชิงประกอบ น้ำหนักของโลหะพื้นหลัก และ น้ำหนักของอนุภาคเสริมแรงตามลำดับ

ρ_c, ρ_m และ ρ_p คือ ความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบ ความหนาแน่นของโลหะพื้นหลัก และความหนาแน่นของอนุภาคเสริมแรง

จากนั้นทำการเปรียบเทียบค่าปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน และสร้างความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงานและเงื่อนไขที่ใช้ในการทดลอง เพื่อทำการวิเคราะห์ผลการทดลอง

บทที่ 4

ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง

4.1 องค์ประกอบทางเคมีและลักษณะโครงสร้างจุลภาค

ผลจากการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีของน้ำโลหะอะลูมิเนียมสตรอนเทียม (Sr) เพื่อทำโมดิไฟเคชัน และการเติมธาตุแมกนีเซียม (Mg) เพื่อลดแรงตึงผิวของน้ำโลหะอะลูมิเนียมและเพิ่มความสามารถในการเปียกระหว่างน้ำโลหะและผงซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยใช้เครื่องมือวิเคราะห์ส่วนผสม แสดงดังตารางผสมที่ผ่านการเติมสารลดขนาดเกรน (Al-5Ti-B) การเติมธาตุที่ 4.1 พบว่ามีปริมาณของซิลิคอนอยู่ในเกณฑ์ตามส่วนผสมของอะลูมิเนียมผสม เกรด 356 แต่พบว่ามีปริมาณของธาตุแมกนีเซียมสูงขึ้นเล็กน้อย เนื่องจากผลของการเติมธาตุแมกนีเซียม

การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical microscope) เพื่อตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมและชิ้นงานหล่อวัสดุเชิงประกอบ พบว่าในกรณีแรกเมื่อพิจารณาที่อุณหภูมิการหล่อที่ 620 องศาเซลเซียส ดังแสดงในรูปที่ 4.1 (a)-(f) พบว่าในชิ้นงานตัวอย่างที่ไม่มีการเติมซิลิคอนคาร์ไบด์จะมีลักษณะโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียม 356 ที่ประกอบไปด้วยเฟสแอลฟาหรือเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิที่มีลักษณะค่อนข้างกลมมน (Near-globular primary α phase) และถูกล้อมรอบด้วยเฟสยูเทคติกซิลิคอน ดังแสดงในรูปที่ 4.1 (a), (d) และเมื่อชิ้นงานตัวอย่างมีการเติมซิลิคอนคาร์ไบด์เท่ากับ 10 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ดังรูปที่ 4.1 (b) และ (e) ซึ่งเป็นตัวอย่างที่ผลิตผสมด้วยอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนเท่ากับ 5 และ 10 ลิตร/นาที ตามลำดับ พบว่าอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เติมลงไปมีลักษณะการกระจายตัวไม่สม่ำเสมอในโลหะพื้นอะลูมิเนียมผสม และบางบริเวณจะพบกลุ่มของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (SiC_p cluster)

ในตัวอย่างที่ใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนเท่ากับ 10 ลิตร/นาที ดังแสดงในรูป 4.1 (e) จะพบการจับกลุ่มของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นมากกว่าและมีรูพรุนปรากฏขึ้นในชิ้นงานตัวอย่าง ซึ่งอาจเป็นเพราะว่าการใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่สูงขึ้นในขั้นตอนการฉีดผสมจะทำให้ระบบในงานหล่อถูกรบกวนและเกิดการปั่นป่วน (Turbulence) ในของผสม

สำหรับตัวอย่างที่มีการเพิ่มปริมาณการเติมอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์เท่ากับ 15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ดังรูปที่ 4.1 (c) และ (f) ซึ่งพบว่าการกระจายตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์จะมีลักษณะการกระจายตัวที่ไม่สม่ำเสมอเช่นเดียวกัน และบางบริเวณจะพบการจับกลุ่มของอนุภาค

ซิลิคอนคาร์ไบด์ และพบว่าปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงานจะมีขนาดค่อนข้างใหญ่ และมีปริมาณการกระจายตัวในชิ้นงานสูงกว่าในขั้นตอนที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก

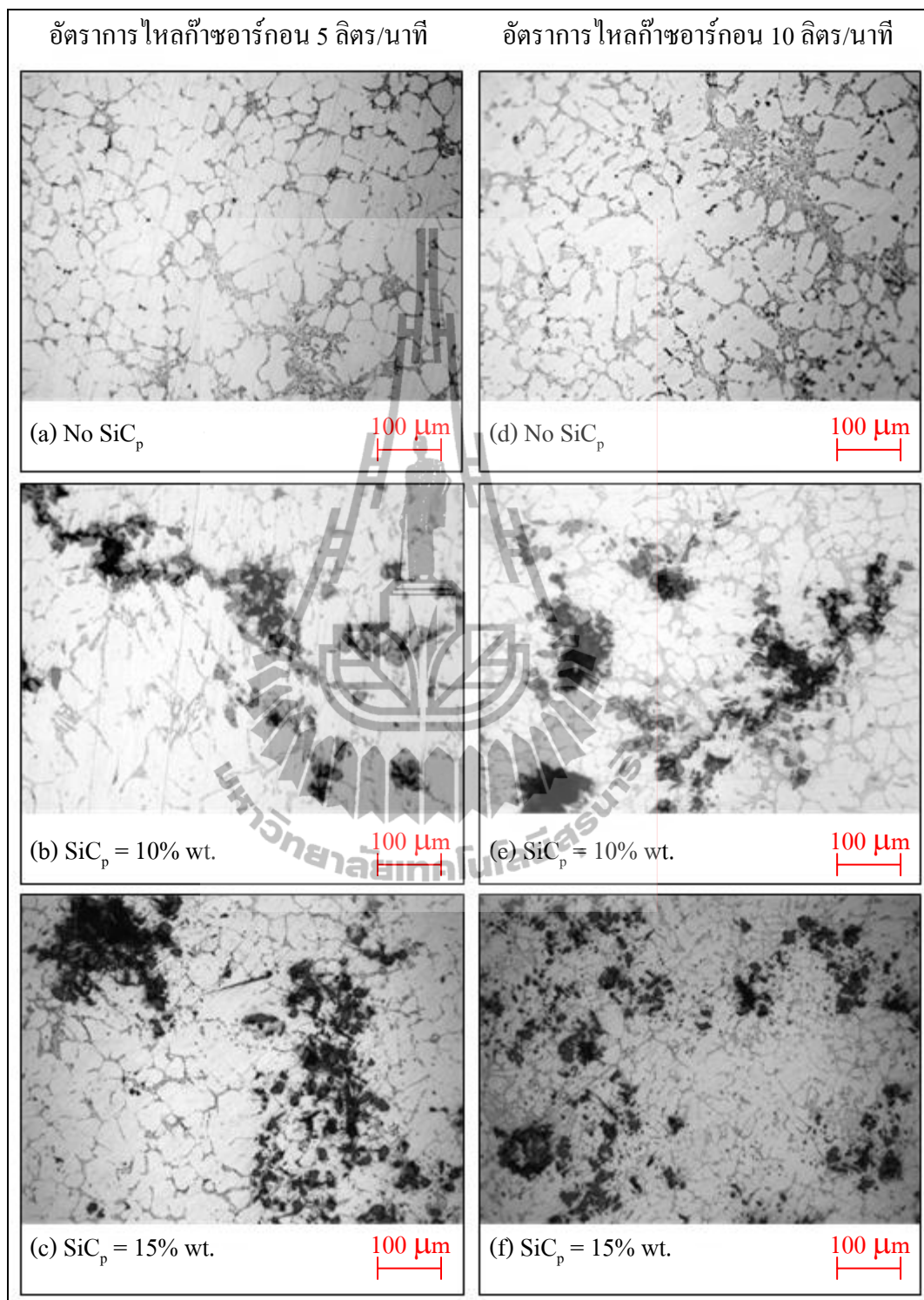
ในกรณีที่ 2 เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน โดยใช้อุณหภูมิการเทขึ้นรูปที่ 680 องศาเซลเซียส ดังแสดงในรูปที่ 4.2 พบว่าในตัวอย่างที่ไม่มีการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ รูปที่ 4.2 (a) และ (d) ลักษณะโครงสร้างจะประกอบด้วยเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมปฐมภูมิ (Dendritic primary α phase) และล้อมรอบด้วยเฟสยูเทคติกซิลิคอน

เมื่อมีการเติมอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 และ 15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก และใช้อัตราการฉีดผสมด้วยก๊าซอาร์กอนเท่ากับ 5 ลิตร/นาที ดังแสดงในรูปที่ 4.2 (b) จะให้ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นอะลูมิเนียมสม่ำเสมอมากกว่า และพบการจับกลุ่มรวมตัวของรูพรุนและอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในวัสดุเชิงประกอบน้อยกว่าตัวอย่างที่ฉีดผสมด้วยอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนเท่ากับ 10 ลิตร/นาที อย่างไรก็ตามเมื่อเปรียบเทียบปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 และ 15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก พบว่าปริมาณของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เพิ่มขึ้นกลับทำให้มีปริมาณรูพรุนมากยิ่งขึ้นและมีแนวโน้มการจับตัวกันเป็นกลุ่มก้อนเพิ่มมากขึ้น ดังแสดงในรูป 4.2 (c)

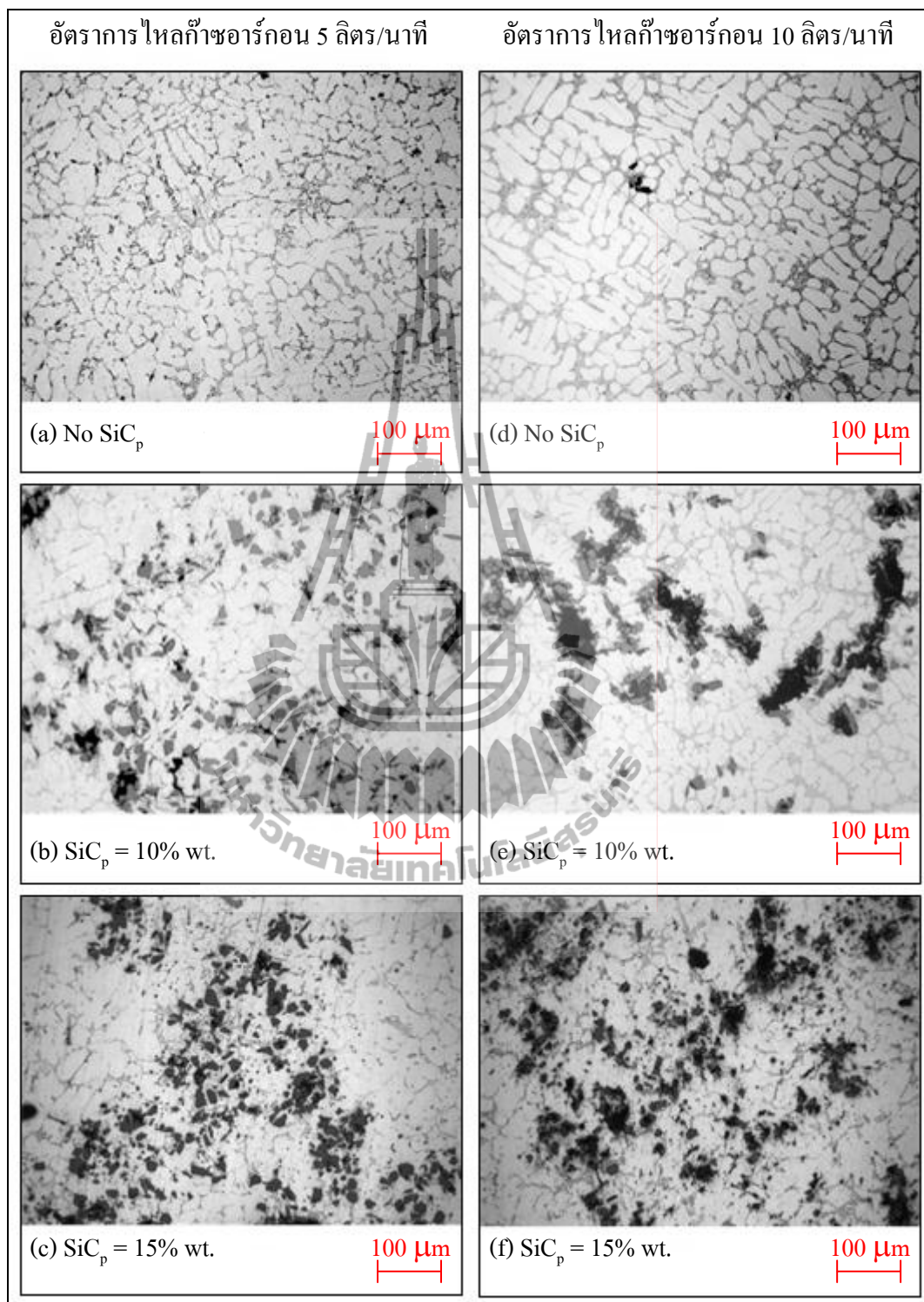
หากทำการเพิ่มอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนเป็น 10 ลิตร/นาที พบว่าการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 และ 15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก จะให้ลักษณะโครงสร้างที่ไม่สม่ำเสมอทั่วชิ้นงาน ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากอัตราการไหลของก๊าซที่มากเกินไป อาจทำให้เกิดแรงดันอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มากจึงทำให้เกิดการพุ่งของอนุภาค (SiC_p jetting) และเกิดเป็นกลุ่มก้อนของอนุภาคพร้อมกับรูพรุนขนาดใหญ่ค่อนข้างมาก ในรูปที่ 4.3 และ 4.4 เป็นภาพขยายแสดงลักษณะกลุ่มของซิลิคอน (SiC_p cluster) และกลุ่มรูพรุนที่ปรากฏในตัวอย่างชิ้นงาน

ตารางที่ 4.1 องค์ประกอบทางเคมีของโลหะอะลูมิเนียมผสม

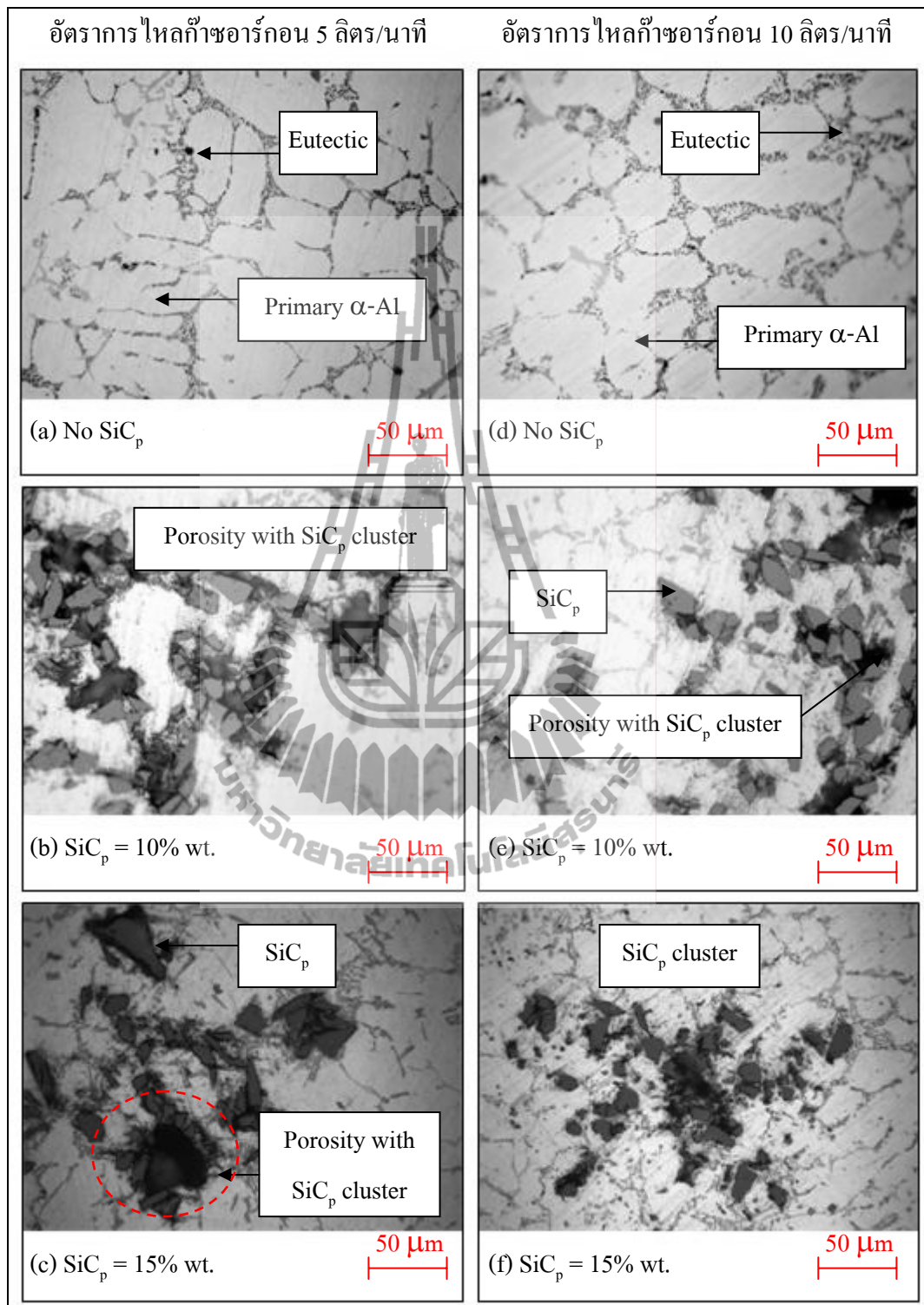
| Materials | Content (%) | | | | | | | | | |
|---|-------------|-------|-------|--------|-------|--------|------|-------|-------|-------|
| | Si | Cu | Fe | Zn | Ni | Mg | Cr | Mn | Pb | Sn |
| Al 356 + 1%Al-5Ti-B + 0.02%Sr + 1%Mg | 7.35 | 1.685 | 0.517 | >3.012 | 0.259 | >0.552 | 0.04 | 0.161 | 0.087 | 0.017 |



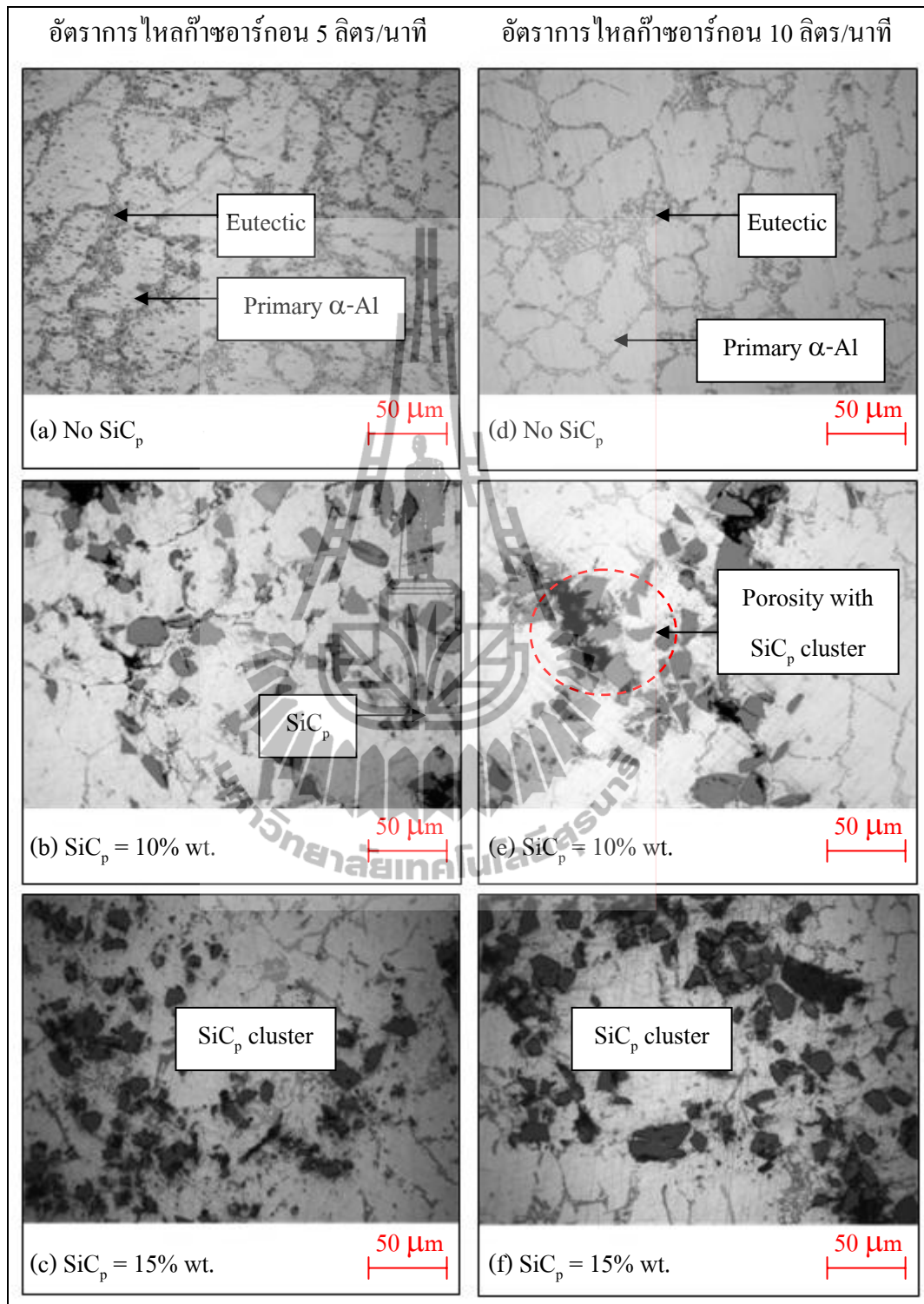
รูปที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ (กำลังขยาย 10 เท่า) ที่อุณหภูมิเพิ่มขึ้นรูป
620 องศาเซลเซียส



รูปที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ (กำลังขยาย 10 เท่า) ที่อุณหภูมิเทขึ้นรูป 680 องศาเซลเซียส



รูปที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ (กำลังขยาย 50 เท่า) ที่อุณหภูมิเทขึ้นรูป 620 องศาเซลเซียส



รูปที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ (กำลังขยาย 50 เท่า) ที่อุณหภูมิเทขึ้นรูป 680 องศาเซลเซียส

4.2 สมบัติวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

4.2.1 ความหนาแน่น

รูปที่ 4.5 แสดงกราฟเปรียบเทียบผลของค่าความหนาแน่นของชิ้นงานที่ผ่านการหล่อขึ้นรูป ภายใต้เงื่อนไขต่างๆ กับค่าความหนาแน่นทางทฤษฎี โดยค่าความหนาแน่นของชิ้นงานตัวอย่างตรวจสอบได้โดยใช้หลักการของอาร์คิมิดีส (Archimedes's principle) และค่าความหนาแน่นทางทฤษฎีคำนวณค่าได้จากการใช้กฎการผสม (Rule of mixture) แสดงดังสมการที่ 4.1 และ 4.2 ดังนี้

$$\rho_{matrix} = V_{Al}\rho_{Al} + V_{Mg}\rho_{Mg} + V_{AlTiB}\rho_{AlTiB} + V_{Sr}\rho_{Sr} \quad (4.1)$$

$$\rho_{composite} = V_{matrix}\rho_{matrix} + V_{particle}\rho_{particle} \quad (4.2)$$

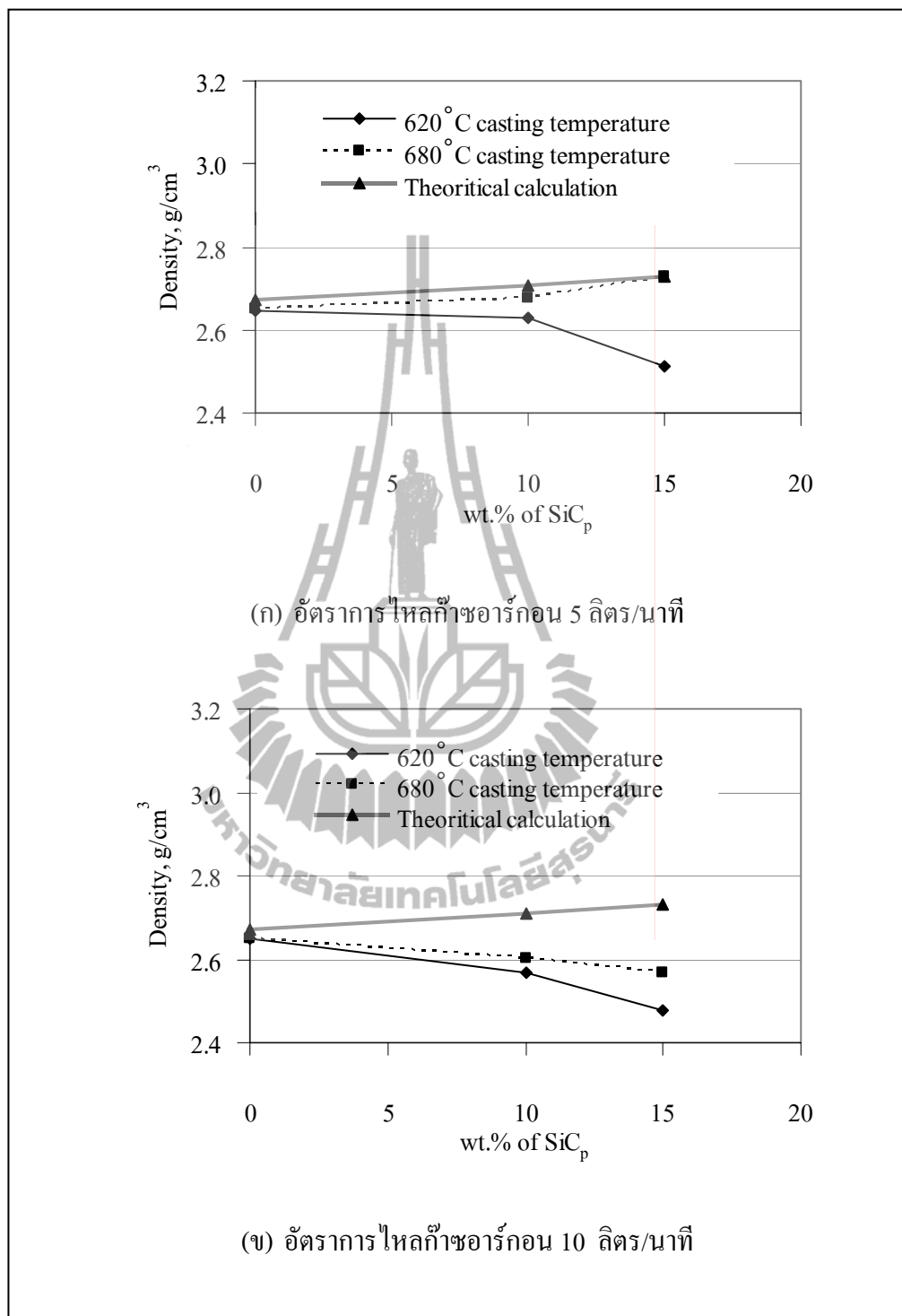
โดยที่

V คือ สัดส่วนโดยปริมาตร

ρ คือ ความหนาแน่น (g/cm^3)

ซึ่งพบว่าค่าความหนาแน่นจากการทดลองมีค่าน้อยกว่าค่าความหนาแน่นทางทฤษฎี เนื่องจากการคำนวณค่าความหนาแน่นทางทฤษฎีจะสมมุติให้ในชิ้นงานปราศจากช่องว่างหรือรูพรุน จากกราฟหากพิจารณาการใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ 5 ลิตร/นาที และอุณหภูมิเทขึ้นรูปที่ 620 และ 680 องศาเซลเซียส เมื่อเปรียบเทียบค่าความหนาแน่นพบว่าเส้นกราฟมีแนวโน้มแตกต่างกัน ซึ่งที่อุณหภูมิเทน้ำโลหะ 680 องศาเซลเซียส จะให้แนวโน้มของเส้นกราฟเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น แต่ที่อุณหภูมิเทน้ำโลหะ 620 องศาเซลเซียส เส้นกราฟจะมีแนวโน้มลดลงเมื่อปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น โดยค่าความหนาแน่นสูงสุดเท่ากับ 2.728 กรัม/ซม³ ซึ่งได้จากชิ้นงานที่เติมปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ 15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ฉีด/ปั่นผสมโดยใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน 5 ลิตร/นาที และอุณหภูมิเทขึ้นรูป 680 องศาเซลเซียส

แต่เมื่อเพิ่มอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนเป็น 10 ลิตร/นาที พบว่าเส้นกราฟมีแนวโน้มเหมือนกัน คือ ทั้งอุณหภูมิเทที่ 620 และ 680 องศาเซลเซียส จะให้เส้นกราฟมีแนวโน้มลดลงเมื่อปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น ลักษณะของกราฟที่ลดลงส่วนหนึ่งน่าเป็นผลมาจากรูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน ซึ่งจะทำการอธิบายในส่วนต่อไป



รูปที่ 4.5 ค่าความหนาแน่นของวัสดุ

4.2.2 ปริมาตรรูพรุน

การวิเคราะห์หาปริมาณรูพรุนในชิ้นงานของงานวิจัยนี้ จะคำนวณโดยใช้ค่าความหนาแน่นและน้ำหนักของส่วนผสม มาคิดคำนวณหาค่าเปอร์เซ็นต์ของปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยผงซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งสามารถคำนวณได้โดยใช้สมการซึ่งถูกอ้างอิงไว้ในบทที่ 3 ดังนี้

$$V_{void} = 1 - \left(\frac{W_m}{\rho_m} + \frac{W_p}{\rho_p} \right) \cdot \frac{\rho_c}{W_c} \quad (4.3)$$

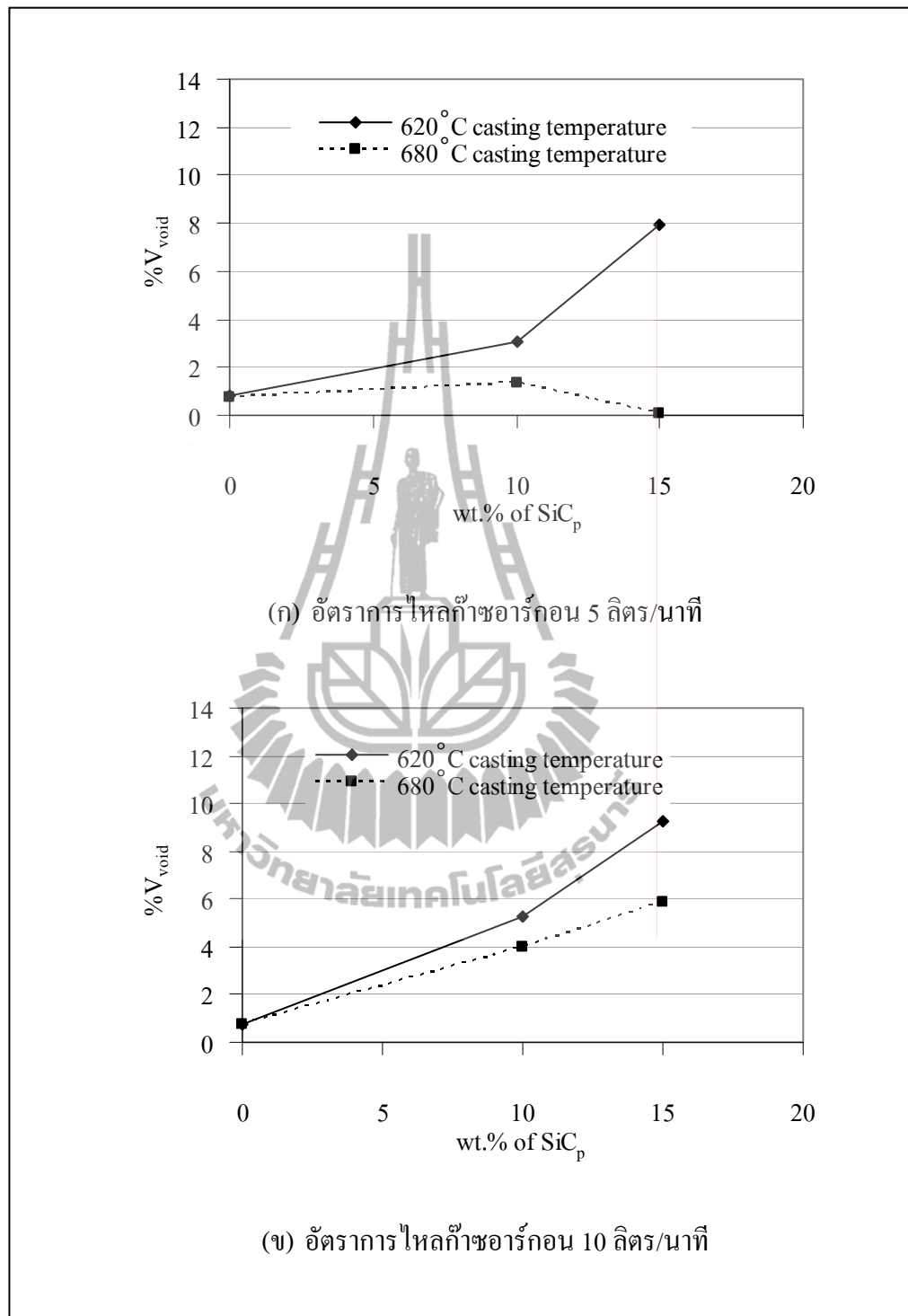
โดยที่

W_c, W_m และ W_p คือ น้ำหนักของวัสดุเชิงประกอบ น้ำหนักของโลหะพื้นหลัก และน้ำหนักของอนุภาคเสริมแรงตามลำดับ

ρ_c, ρ_m และ ρ_p คือ ความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบ ความหนาแน่นของโลหะพื้นหลัก และความหนาแน่นของอนุภาคเสริมแรง

ผลจากการหาปริมาณรูพรุนในชิ้นงาน ดังแสดงในรูปที่ 4.6 พบว่าการใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ 5 ลิตร/นาทีก และอุณหภูมิเทขึ้นรูปที่ 620 องศาเซลเซียส จะให้แนวโน้มเส้นกราฟเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิเทขึ้นรูปเป็น 680 องศาเซลเซียส จะพบว่าลักษณะแนวโน้มของเส้นกราฟลดลงเมื่อเทียบกับอุณหภูมิเทขึ้นรูปที่ 620 องศาเซลเซียส โดยปริมาณรูพรุนต่ำที่สุดมีค่าเท่ากับ 0.0696 เปอร์เซ็นต์ ซึ่งได้จากชิ้นงานที่เติมปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ 15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ผิด/ปั่นผสมโดยใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนเท่ากับ 5 ลิตร/นาทีก และอุณหภูมิเทขึ้นรูป 680 องศาเซลเซียส

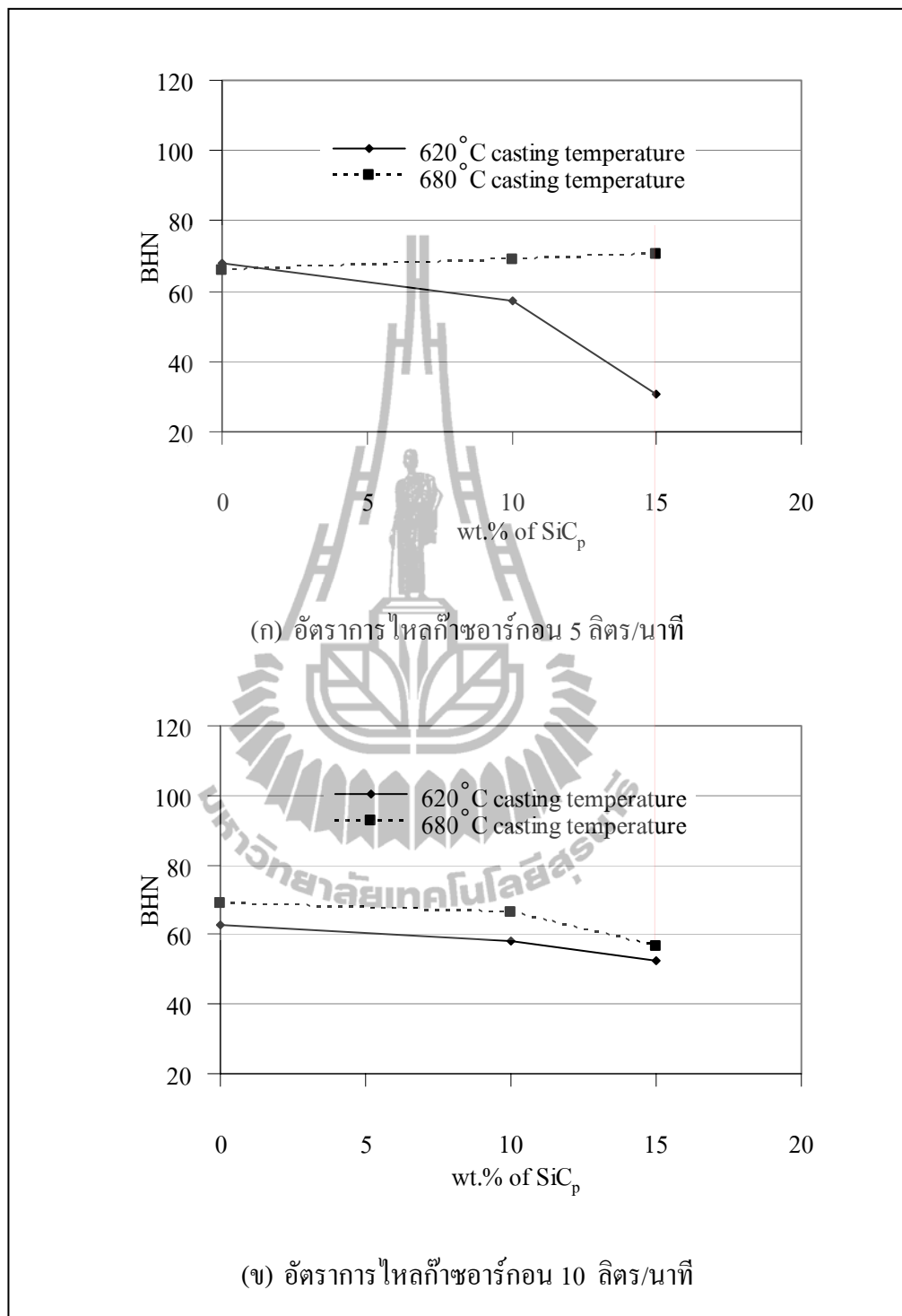
เมื่อเพิ่มอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนเป็น 10 ลิตร/นาทีก พบว่าเส้นกราฟมีแนวโน้มเหมือนกัน คือ ทั้งอุณหภูมิเทขึ้นรูปที่ 620 และ 680 องศาเซลเซียส จะให้เส้นกราฟแสดงเปอร์เซ็นต์ปริมาณรูพรุนมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น โดยปริมาณรูพรุนสูงสุดมีค่าเท่ากับ 9.2547 เปอร์เซ็นต์ ซึ่งได้จากชิ้นงานที่เติมปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ 15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ผิด/ปั่นผสมโดยใช้อัตราการไหลของก๊าซ 10 ลิตร/นาทีก และอุณหภูมิเทขึ้นรูป 620 องศาเซลเซียส



รูปที่ 4.6 ความสัมพันธ์ของอุณหภูมิเทขึ้นรูปและเปอร์เซ็นต์ปริมาณรูพรุน

4.2.3 ความแข็งแรงแบบบริเนล

จากผลการทดสอบความแข็งแรงแบบบริเนลของชิ้นงานตัวอย่างพบว่ามีลักษณะแนวโน้มเหมือนกับผลการทดลองของค่าความหนาแน่นดังแสดงในรูปที่ 4.7 ซึ่งค่าที่ปรากฏจะเป็นผลมาจากอิทธิพลของตัวแปรต่างๆในการขึ้นรูป เช่น อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน และอุณหภูมิในการเทขึ้นรูป ซึ่งมีอิทธิพลต่อการกระจายตัวและการเกิดรูพรุนในชิ้นงาน โดยพบว่าหากใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ 5 ลิตร/นาทีก และเปรียบเทียบอุณหภูมิการเทขึ้นรูปที่ 620 และ 680 องศาเซลเซียส แนวโน้มของเส้นกราฟที่ได้จะเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้นเมื่อหน้าโลหะที่ 680 องศาเซลเซียส แต่เมื่อลดอุณหภูมิการเทขึ้นรูปเป็น 620 องศาเซลเซียส พบว่าเส้นกราฟมีแนวโน้มนลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ จากนั้นเมื่อเพิ่มอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนเป็น 10 ลิตร/นาทีก พบว่าเส้นกราฟมีแนวโน้มเหมือนกัน คือ ทั้งอุณหภูมิเทขึ้นรูปที่ 620 และ 680 องศาเซลเซียส จะให้เส้นกราฟมีแนวโน้มนลดลงเมื่อปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น จากผลการทดลองพบว่า แนวโน้มของค่าความแข็งแรงที่ทดสอบได้นี้มีความสอดคล้องกับผลการตรวจสอบความหนาแน่นของชิ้นงานหล่อที่ได้กล่าวไปแล้วข้างต้นในหัวข้อ 4.2.1 ชิ้นงานทดสอบมีค่าความแข็งแรงสูงสุดมีค่าเท่ากับ 70.3 BHN ซึ่งได้จากชิ้นงานที่เติมปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ 15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ฉีด/ปั่นผสมโดยใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน 5 ลิตร/นาทีก และอุณหภูมิเทขึ้นรูป 680 องศาเซลเซียส



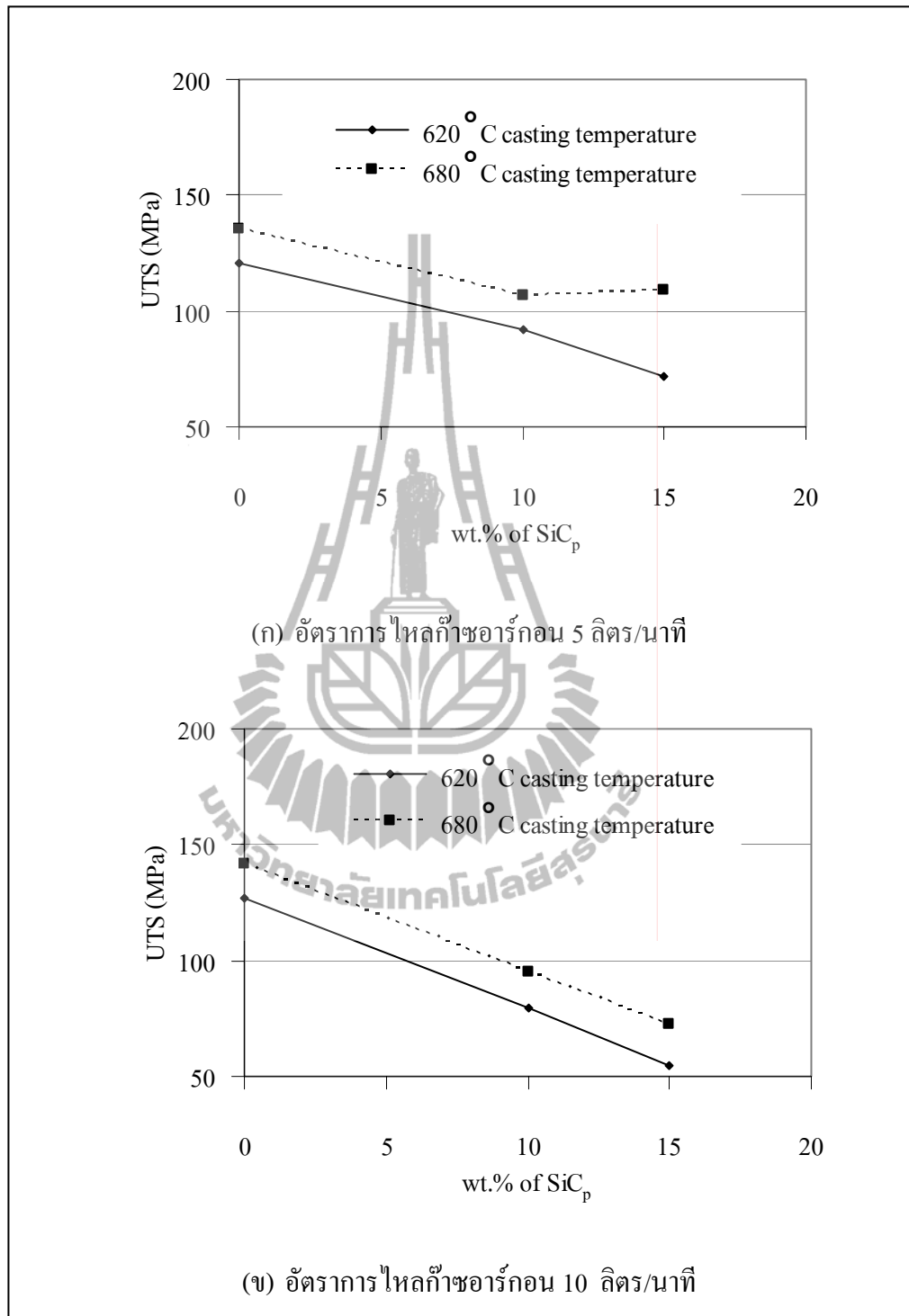
รูปที่ 4.7 ค่าความแข็งแบบบริเนล

4.2.4 สมบัติแรงดึง

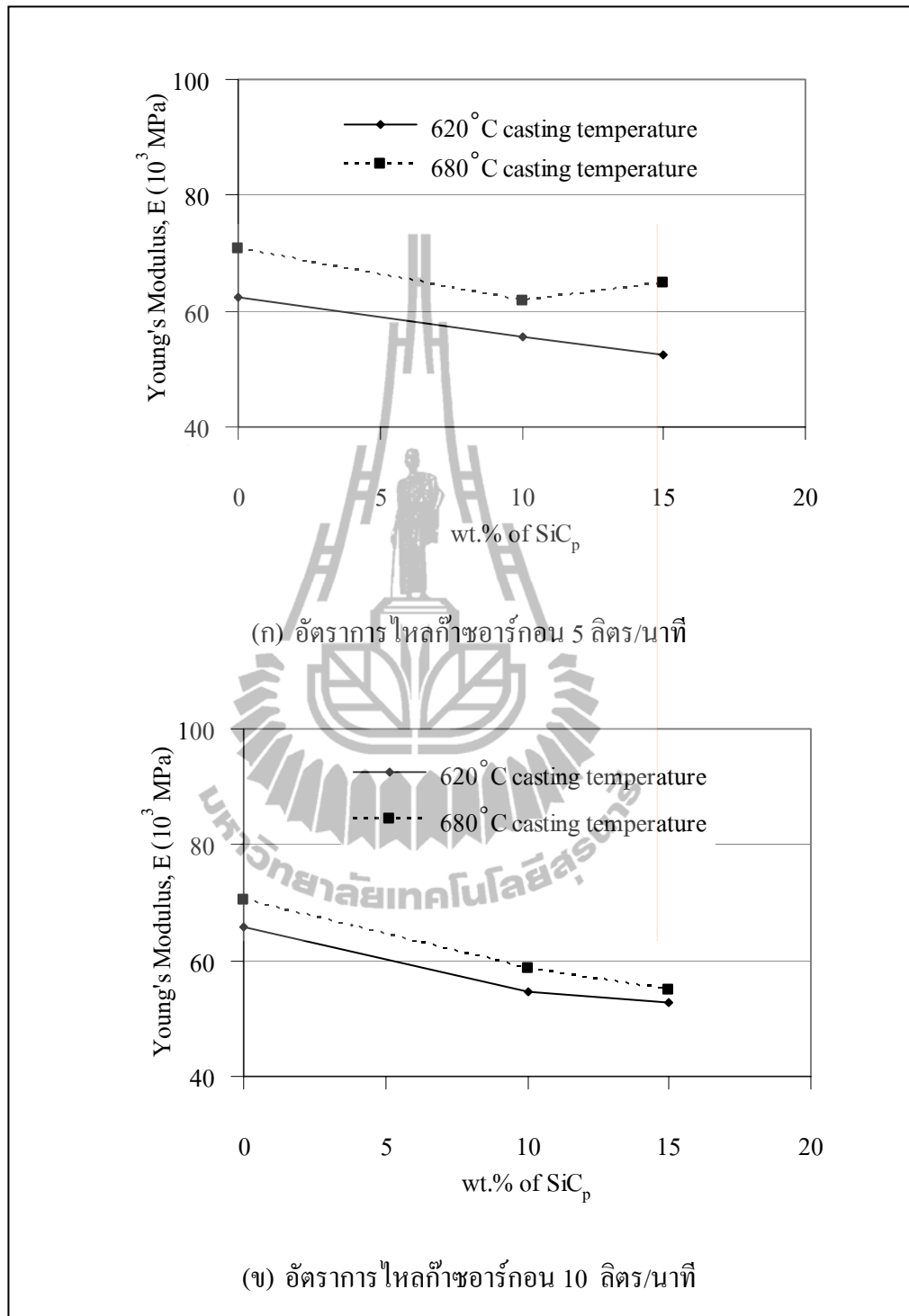
จากผลการทดสอบสมบัติแรงดึงของชิ้นงานพบว่า การเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ทำให้ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด มีแนวโน้มลดลง ซึ่งลักษณะแนวโน้มของกราฟจะแตกต่างกับลักษณะของกราฟแสดงค่าความหนาแน่นและค่าความแข็ง ดังแสดงในรูปที่ 4.8 ซึ่งปัญหาส่วนหนึ่งที่ทำให้ค่าสมบัติแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ อาจเนื่องมาจากการปรากฏอยู่ของรูพรุนในชิ้นงานทำให้เกิดการสะสมความเค้น (Stress concentration) เมื่อวัสดุได้รับแรงดึงจึงส่งผลทำให้ชิ้นงานเกิดการแตกหักได้ง่าย จึงทำให้สมบัติแรงดึงที่ทดลองได้มีค่าลดลง นอกจากนี้ปัญหา Interfacial bonding ที่ไม่ดีพอ ระหว่างวัสดุเสริมแรงและโลหะพื้นทำให้ประสิทธิภาพการถ่ายโอนแรง (Load transfer) ลดลง อีกทั้งการรวมตัวเป็นกลุ่มก้อนของผงซิลิคอนคาร์ไบด์ ทำให้โลหะพื้นไม่สามารถทำหน้าที่ห่อหุ้มวัสดุเสริมแรงได้อย่างสมบูรณ์ ซึ่งอาจทำให้เกิดความเครียดที่โลหะพื้น (Strain localization) ในบริเวณดังกล่าว แล้วนำไปสู่ความเสียหายของวัสดุในที่สุด

เมื่อพิจารณาค่ามอดูลัสยืดหยุ่นที่คำนวณได้จากความชันของกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นความเครียด (Stress-Strain curve) พบว่าค่ามอดูลัสยืดหยุ่นของชิ้นงานตัวอย่างทดสอบมีแนวโน้มลดลงในเงื่อนไขที่มีการเติมซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังแสดงในรูปที่ 4.9 สำหรับค่ามอดูลัสยืดหยุ่นของวัสดุแต่ละชนิดจะสัมพันธ์กับแรงยึดเหนี่ยวระหว่างอะตอม (Binding force between atom) ดังนั้น การที่ค่ามอดูลัสจากการทดสอบมีค่าลดลงเมื่อมีการเติมซิลิคอนคาร์ไบด์ อาจมีส่วนเกี่ยวข้องกับปัญหาของ Interfacial bonding ระหว่างวัสดุพื้นหลักและวัสดุเสริมแรง และรวมทั้งปัญหาของรูพรุนที่เกิดขึ้นภายในชิ้นงานตัวอย่างด้วย

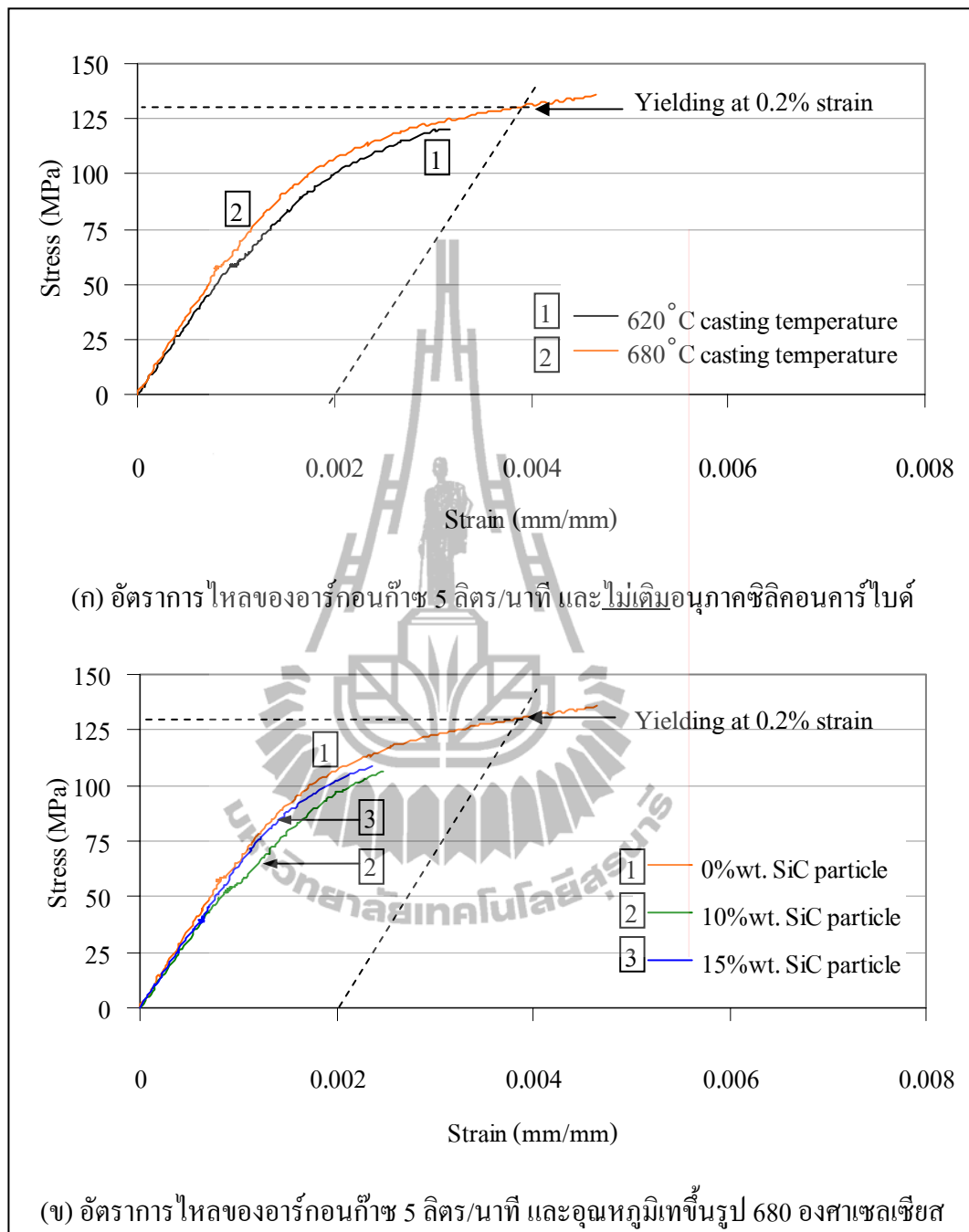
เมื่อพิจารณากราฟความสัมพันธ์ของความเค้นและความเครียด ดังแสดงในรูปที่ 4.10 พบว่าหากชิ้นงานไม่ได้เสริมแรงด้วยผงซิลิคอนคาร์ไบด์ จะเกิดการแตกหักภายหลังชิ้นงานเกิดการคราก (Yielding) และเกิด Work hardening เพียงเล็กน้อย ก่อนเส้นกราฟถึงจุดสูงสุด แสดงว่าชิ้นงานเกิดการเสียรูปถาวรและมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นเล็กน้อยก่อนการแตกหัก แต่เมื่อพิจารณาชิ้นงานที่เสริมแรงด้วยผงซิลิคอนคาร์ไบด์แล้วพบว่า กราฟความสัมพันธ์ความเค้นความเครียดไม่แสดงผลการเสียรูปถาวร หรือเกิดการเสียรูปถาวรน้อยมาก โดยเส้นกราฟแสดงการแตกหักโดยไม่เกิดการคราก (Yielding) โดยคิดที่ 0.2 เปอร์เซ็นต์ความเครียด ลักษณะดังกล่าวแสดงพฤติกรรมการแตกหักแบบเปราะ ซึ่งจะอธิบายในหัวข้อถัดไป



รูปที่ 4.8 ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด



รูปที่ 4.9 ค่ามอดูลัสยืดหยุ่น



รูปที่ 4.10 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียด (Stress-Strain curve)

4.2.5 ลักษณะพื้นผิวการแตกหักเนื่องจากผลการทดสอบแรงดึง

ลักษณะพื้นผิวการแตกหักของวัสดุเป็นสิ่งที่บ่งชี้ถึงพฤติกรรมทางกลของวัสดุ เมื่อวัสดุได้รับแรงกระทำภายนอก และทำให้วัสดุเกิดการเสียรูป (Deformation) ความสัมพันธ์ระหว่างแรงกระทำภายนอกต่อการเสียรูป โดยเฉพาะการเสียรูปอย่างถาวร (Plastic deformation) ที่ทำให้เกิดการแตกหักของชิ้นงานจะเป็นสิ่งที่บ่งชี้ถึงความเหนียว (Ductility) หรือความเปราะ (Brittleness) ของวัสดุ ในกรณีที่วัสดุมีความสามารถในการเสียรูปต่ำ เช่น วัสดุที่มีความเปราะมาก หากมีความเค้นเกิดขึ้นสูงในวัสดุ โดยเฉพาะบริเวณที่เกิดคานาหรือบริเวณช่องว่างภายในชิ้นงาน เมื่อชิ้นงานได้รับภาระกรรมภายนอกมากจะทำให้วัสดุเกิดความเสียหายได้ง่าย ซึ่งโดยทั่วไปแล้วความเสียหายที่เกิดขึ้นกับวัสดุจะขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายอย่าง เช่น สมบัติเฉพาะของวัสดุ วิธีการขึ้นรูปวัสดุ ลักษณะโครงสร้างของวัสดุ และการนำไปใช้งาน เป็นต้น

จากผลการทดสอบสมบัติของชิ้นงานเมื่อนำชิ้นงานที่เกิดความเสียหายเนื่องจากการทดสอบแรงดึงมาตรวจสอบลักษณะทางมหภาคของพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงาน ดังแสดงในรูปที่ 4.11 และ 4.12 ซึ่งจะปรากฏร่องรอยการแตกของพื้นผิว และช่องว่างหรือรูพรุนกระจายทั่วไปภายในพื้นผิว สำหรับตัวอย่างชิ้นงานที่มีการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะพบการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร่วมอยู่ด้วย ซึ่งทั้งบริเวณที่มีการรวมกลุ่มของอนุภาคเสริมแรงและบริเวณที่เป็นช่องว่างนี้ เป็นสิ่งที่ทำให้ความแข็งแรงของการยึดเหนี่ยวระหว่างพื้นผิวสัมผัสของวัสดุพื้นหลักและอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ลดลง และเป็นจุดที่ทำให้วัสดุเกิดความเสียหายได้ง่าย

จากนั้นเมื่อนำชิ้นงานตัวอย่างที่ผ่านการทดสอบแรงดึงมาตรวจสอบพื้นผิวการแตกหัก โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ดังรูปที่ 4.13 - 4.16 สำหรับตัวอย่างชิ้นงานที่นำมาทำการตรวจสอบจะใช้ชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปโดยมีเงื่อนไขการขึ้นรูป คือ อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ 5 ลิตร/นาที่ และ อุณหภูมิการเทขึ้นรูปที่ 680 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็นเงื่อนไขการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมที่แสดงสมบัติของวัสดุเพิ่มขึ้น โดยในรูปที่ 4.13 จะแสดงลักษณะพื้นผิวการแตกหักโดยทั่วไป พบว่าในกรณีที่ไม่มีอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังรูปที่ 4.13 (a) ลักษณะพื้นผิวการแตกหักของวัสดุจะพบ Microvoids กระจายตัวอยู่ทั่วไปบนพื้นผิวการแตกหักซึ่งเป็นลักษณะของการแตกแบบเหนียว (Ductile fracture) ลักษณะดังกล่าวสอดคล้องกับกราฟความสัมพันธ์ความเค้นความเครียดซึ่งแสดงการเสียรูปแบบถาวรก่อนการแตกหัก อย่างไรก็ตามพบบริเวณที่เกิดการแตกหักแบบผ่าเกรน (Transgranular fracture) ร่วมด้วย หรือเรียกว่า แบบผสม หรือ Mixture mode และพบบริเวณที่เกิดรูพรุนจากการหดตัว จากลักษณะดังกล่าวจึงทำให้เกิด work hardening เพียงเล็กน้อยก่อนเกิดการแตกหักในที่สุด

เมื่อมีการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังรูปที่ 4.13 (b) และ (c) จะพบว่ารูปแบบการแตกหักของวัสดุเป็นแบบเปราะมากขึ้น คือ จะพบโดยพบ Cleavage facets ซึ่งเป็นลักษณะทาง

จุลภาคของผิวการแตกหักแบบเปราะปรากฏอยู่ร่วมกับ Microvoids โดยจะพบปริมาณการแตกหักแบบผ่าเกรนที่มากกว่า และจะปรากฏลักษณะผิวแตกแบบผ่าเกรน (Cleavage facets) เพิ่มขึ้นเมื่อเติมอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้นเป็น 15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก

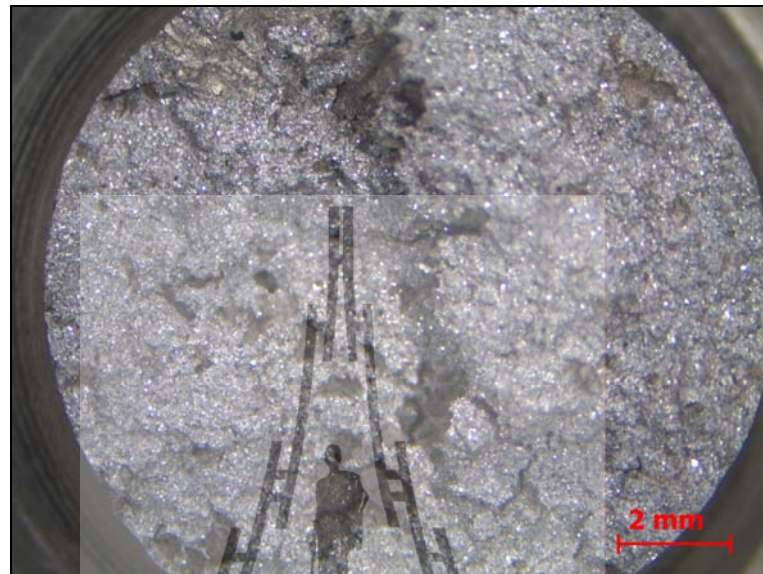
ในรูปที่ 4.14 แสดงลักษณะพื้นผิวการแตกหักของวัสดุเชิงประกอบที่มีการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ที่ภาพถ่ายกำลังขยายต่างๆ ซึ่งลักษณะที่ปรากฏโดยทั่วไปดังรูป 4.14 (a) จะพบ Brittle facets ซึ่งเป็นลักษณะพื้นผิวการแตกแบบเปราะล้อมรอบด้วย Microvoids นอกจากนี้ยังพบรูพรุนขนาดเล็กที่เกิดจากการหดตัวของน้ำโลหะ (Small shrinkage porosity) และกลุ่มของซิลิคอนคาร์ไบด์ (SiC_p cluster) กระจายอยู่ทั่วไป จากนั้นเมื่อทำการเพิ่มกำลังขยายเพื่อตรวจสอบบริเวณ “A” ซึ่งเป็นบริเวณของช่องว่างระหว่างเดนไดรต์ที่เกิดขึ้นเนื่องจากการหดตัวของน้ำโลหะ จะพบแขนของเดนไดรต์มีลักษณะค่อนข้างยาว ซึ่งเป็นผลมาจากช่วงการแข็งตัวของน้ำโลหะ นอกจากนี้ยังพบเฟสที่มีลักษณะคล้ายกับเฟสของยูเทคติกซิลิคอนปรากฏร่วมอยู่ด้วยเมื่อทำการตรวจสอบด้วยภาพถ่ายกำลังขยายสูงขึ้น

จากนั้นเมื่อทำการตรวจสอบพื้นผิวรอยแตกของชิ้นงานตัวอย่างที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น (15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) ดังรูป 4.15 ลักษณะโดยทั่วไปจะพบ Brittle facets เพิ่มจำนวนมากขึ้น และมีรูพรุนขนาดเล็กที่เกิดจากการหดตัวของน้ำโลหะ (Small shrinkage porosity) รวมถึงมีการรวมกลุ่มขนาดใหญ่ของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (Large SiC_p cluster) กระจายอยู่ร่วมกันภายในชิ้นงาน ดังรูป 4.15 (a) จากนั้นเมื่อพิจารณาที่ภาพถ่ายกำลังขยายสูงขึ้นจะพบเฟสที่มีลักษณะคล้ายกับเฟสของยูเทคติกซิลิคอน และเฟสที่มีลักษณะเป็นลูกบาศก์ (Cubic phase) ปะปนอยู่

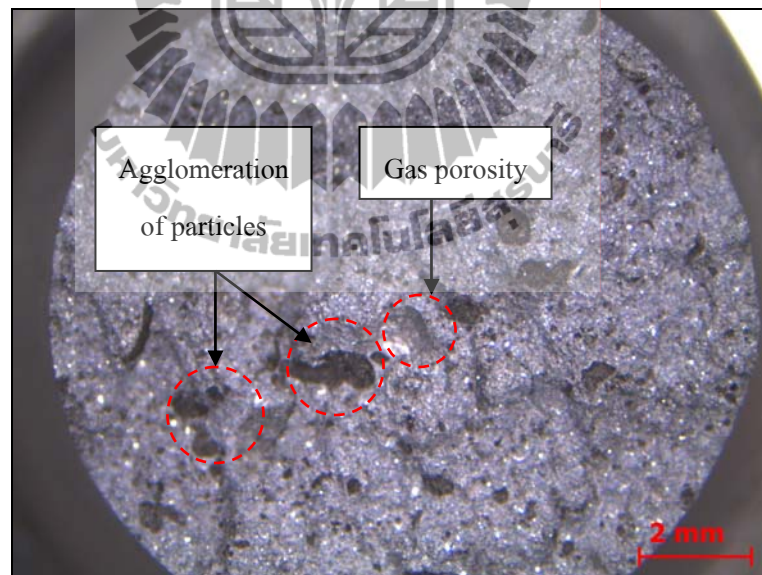
เมื่อทำการพิจารณาลักษณะร่องรอยพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานตัวอย่างภายหลังจากการทดสอบแรงดึง ในกรณีของชิ้นงานตัวอย่างที่แสดงสมบัติแข็งที่สุด ซึ่งชิ้นงานดังกล่าวเป็นตัวอย่างที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยเงื่อนไขที่มีการเติมปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ 15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ 10 ลิตร/นาที ในการฉีด/ปั่นผสมซิลิคอนคาร์ไบด์ และทำการเทขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 620 องศาเซลเซียส ดังแสดงในรูป 4.16 ซึ่งพบว่าลักษณะพื้นผิวการแตกหักโดยทั่วไปที่กำลังขยายต่ำจะพบรูพรุนเนื่องจากการหดตัวกระจายตัวร่วมอยู่กับกลุ่มของเฟสที่มีลักษณะเป็นแผ่น (Plate-like structure) จากนั้นเมื่อเพิ่มกำลังขยายของภาพถ่ายจะปรากฏเห็นกลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีการกระจุกตัวจับกลุ่มกันเป็นกลุ่มขนาดใหญ่ภายในชิ้นงานมีขนาดประมาณ 600 ไมครอน นอกจากนี้ขนาดของเดนไดรต์ที่พบจะมีขนาดสั้นกว่าที่พบในชิ้นงานมากกว่าที่เทหล่อขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 680 องศาเซลเซียส แต่พบรูพรุนจากการหดตัวกระจายอยู่ทั่วไปในปริมาณที่มากกว่า ซึ่งแสดงให้เห็นถึงการเติมน้ำโลหะ (Metal feeding) ที่ไม่สมบูรณ์ เนื่องจากอุณหภูมิเทน้ำโลหะต่ำเกินไปรวมถึงปัญหาความหนืดของส่วนผสม ณ อุณหภูมิการเทขึ้นรูป

จากข้อมูลดังกล่าวจะเห็นได้ว่าการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ จะทำให้วัสดุเชิงประกอบมีความเปราะมากขึ้น ซึ่งลักษณะพื้นผิวการแตกหักที่พบมีการสอดคล้องกับกราฟความสัมพันธ์ความเค้นความเครียด ที่เกิดการแตกหักก่อนเกิดคราก ซึ่งเนื่องมาจากความไม่สม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบ รวมถึงข้อตำหนิประเภทรูพรุนจากการหดตัวและรูพรุนจากก๊าซที่พบกระจายอยู่ทั่วไป ลักษณะดังกล่าวขึ้นอยู่กับตัวแปรที่ใช้ในการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบที่ทำการศึกษา คือ อุณหภูมิการเทขึ้นรูป อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน และปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งจะอธิบายในหัวข้อ 4.4





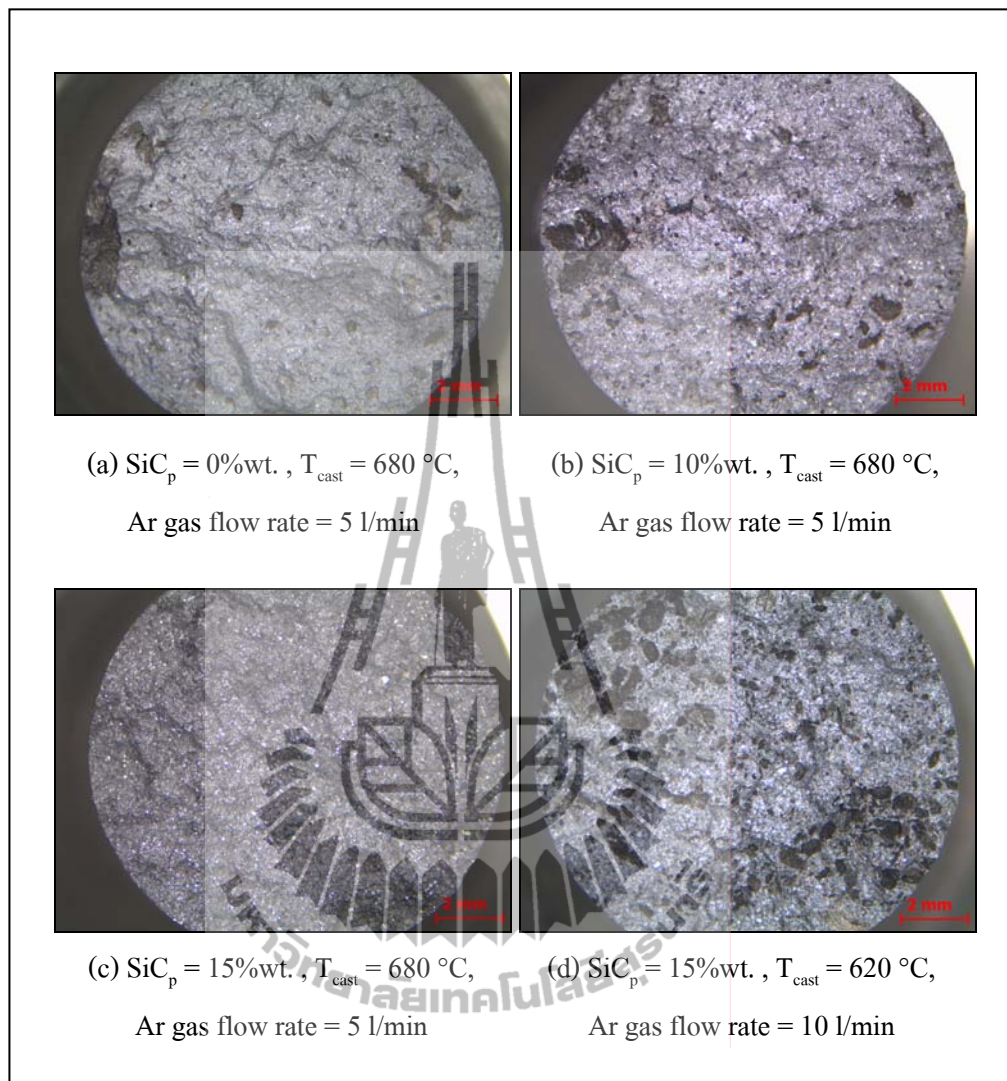
a) ไม่เติมอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ **



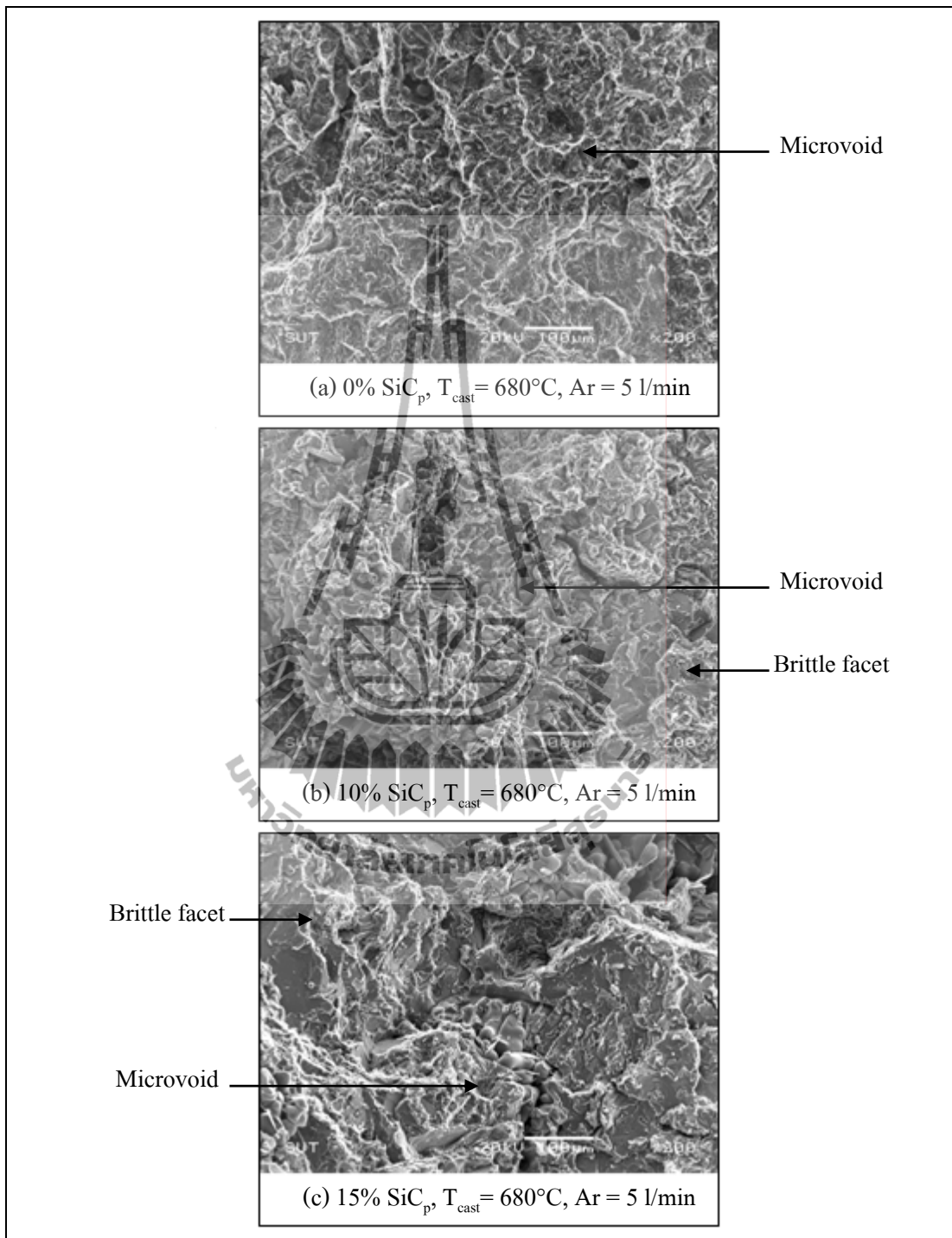
b) เติมอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก **

** อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน 5 ลิตร/นาที และอุณหภูมิเทขึ้นรูป 620 องศาเซลเซียส

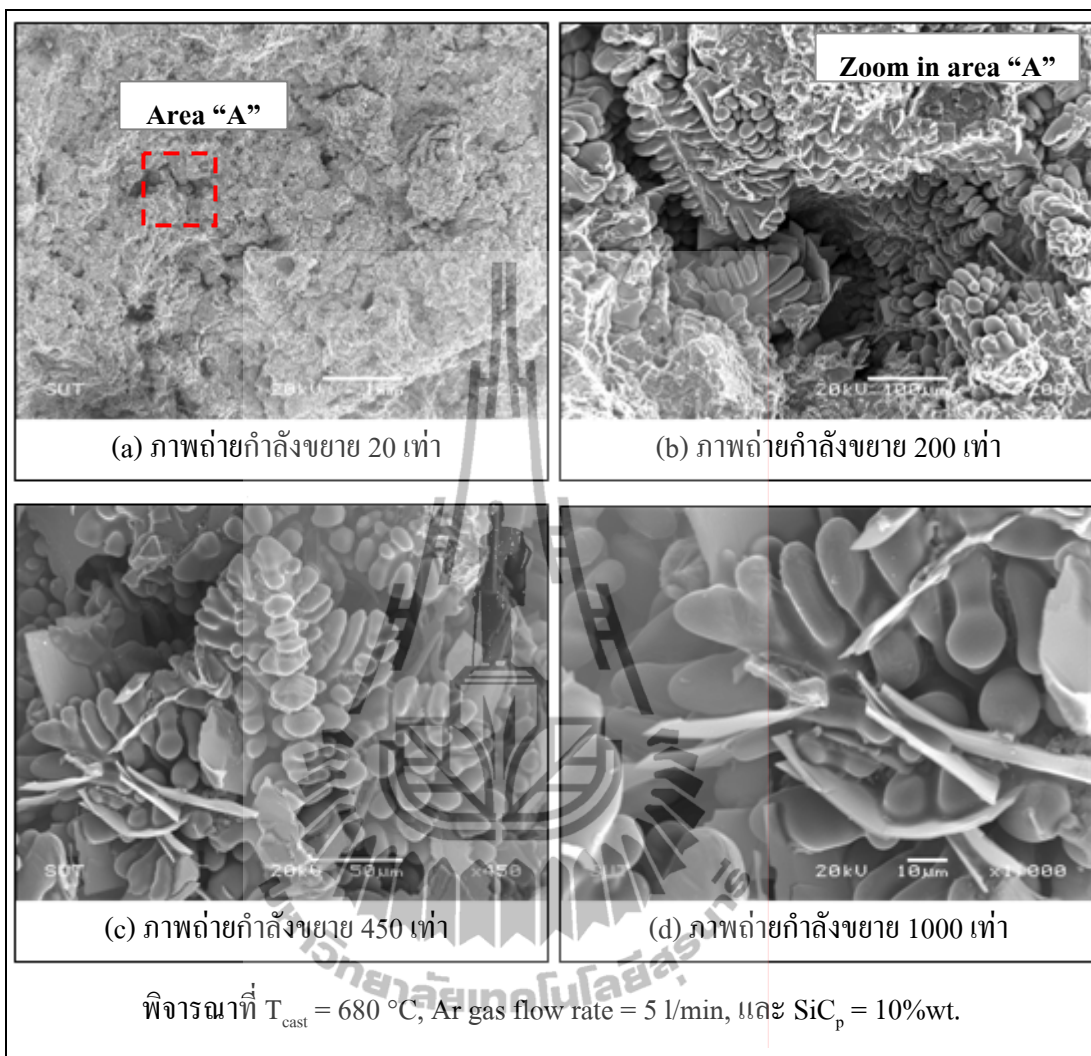
รูปที่ 4.11 ลักษณะพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงาน



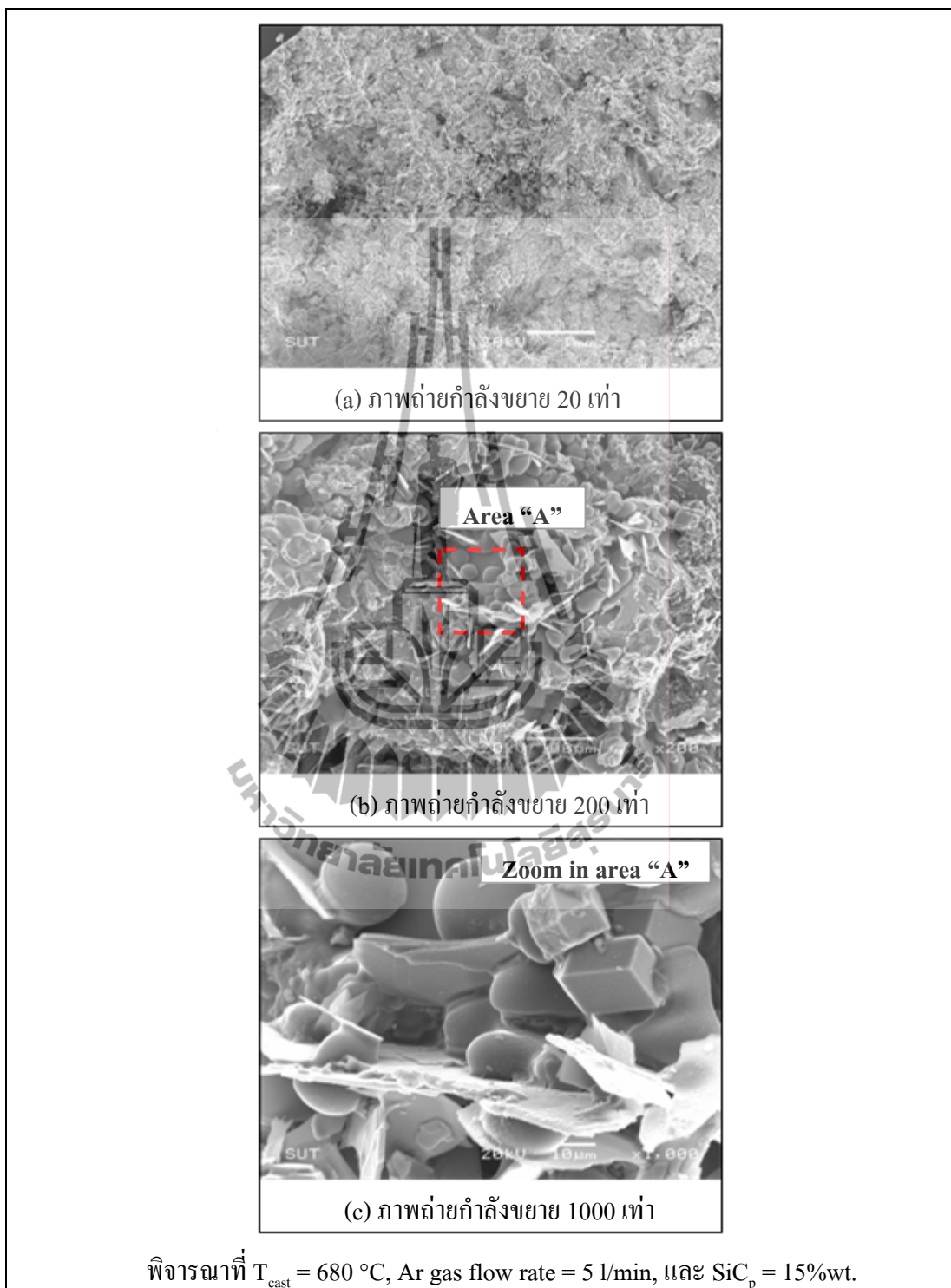
รูปที่ 4.12 ลักษณะพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานภายหลังจากทดสอบแรงดึง



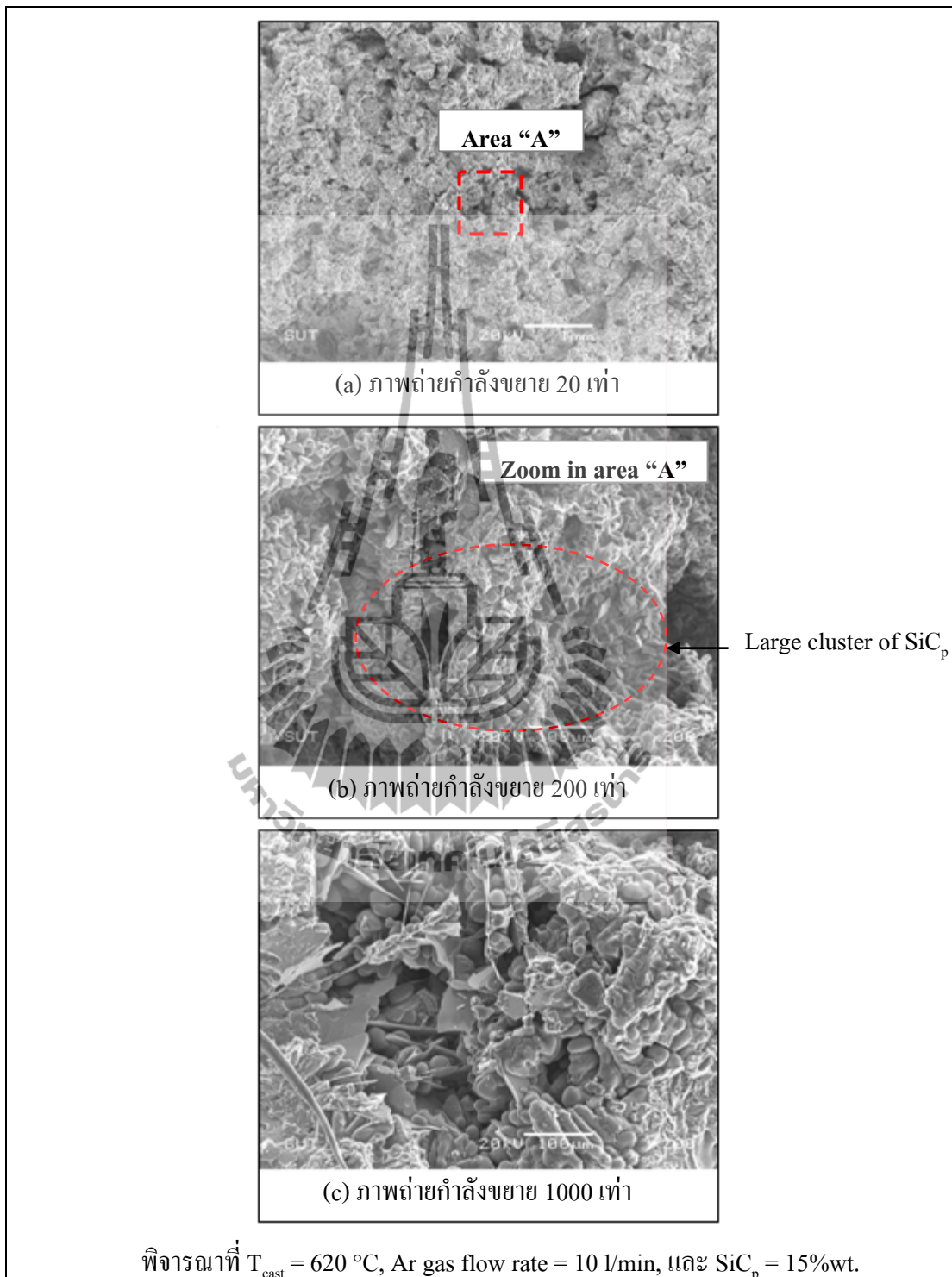
รูปที่ 4.13 ลักษณะพื้นผิวการแตกหัก ที่ภาพถ่ายกำลังขยาย 200 เท่า



รูปที่ 4.14 ภาพถ่ายลักษณะพื้นผิวการแตกหักด้วยกล้อง SEM



รูปที่ 4.15 ภาพถ่ายลักษณะพื้นผิวการแตกหักด้วยกล้อง SEM



รูปที่ 4.16 ภาพถ่ายลักษณะพื้นผิวการแตกหักด้วยกล้อง SEM

4.3 การเปรียบเทียบสมบัติวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จากการทดลองกับค่าทางทฤษฎี

ในหัวข้อนี้จะแสดงสมบัติของวัสดุเชิงประกอบทางทฤษฎีในกรณีที่วัสดุเชิงประกอบเป็นวัสดุเชิงประกอบในอุดมคติ (Ideal composite materials) ซึ่งจะไม่คำนึงถึงรูพรุนที่เกิดขึ้นภายในชิ้นงานเปรียบเทียบกับสมบัติของวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากการทดลองจริง เนื่องจากในความเป็นจริงชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมที่ผ่านการขึ้นรูปนั้นไม่ได้เป็นชิ้นงานที่สมบูรณ์ปราศจากข้อบกพร่อง (ส่วนหนึ่งเป็นช่องว่างหรือรูพรุนภายในชิ้นงาน) ดังนั้นจะพบว่าค่าที่ได้จริงจากการทดลองจะมีความคลาดเคลื่อนจากค่าทางทฤษฎีค่อนข้างมาก ดังจะกล่าวในหัวข้อย่อยต่อไป

4.3.1 สมบัติความแข็งของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมจากการทดลองกับค่าทางทฤษฎี

ค่าความแข็งทางทฤษฎีของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ได้จากการคำนวณโดยใช้กฎการผสม (Rule of mixture) ดังสมการที่อ้างอิงในบทที่ 2 ดังนี้ (Kim, 2000)

$$\bar{H}_{up} = V_h H_h + V_s H_s \quad (4.4)$$

$$\bar{H}_{low} = (V_h / H_h + V_s / H_s)^{-1} \quad (4.5)$$

โดยที่

H_h และ H_s คือ ค่าความแข็งของเฟสแข็ง (Hard value of hard phase) และ ค่าความแข็งของเฟสอ่อน (Hard value of soft phase)

V_h และ V_s คือ สัดส่วนเชิงปริมาตรของเฟสแข็ง (Hard value of hard phase) และ สัดส่วนเชิงปริมาตรของเฟสอ่อน (Hard value of soft phase)

\bar{H}_{up} คือ ขอบเขตของค่าความแข็งที่สูงที่สุดของวัสดุเชิงประกอบ

\bar{H}_{low} คือ ขอบเขตของค่าความแข็งที่ต่ำที่สุดของวัสดุเชิงประกอบ

ในรูปที่ 4.17 จะแสดงค่าขอบเขตความแข็งสูงสุด และขอบเขตค่าความแข็งต่ำสุดของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมที่ได้จากการคำนวณทางทฤษฎีเปรียบเทียบกับตัวอย่างค่าความแข็งที่ได้จากการทดสอบ โดยค่าความแข็งทางทฤษฎีจะคิดในกรณีที่ชิ้นงานเป็นวัสดุที่สมบูรณ์ไม่มีรูพรุนเกิดขึ้นภายในชิ้นงาน ซึ่งพบว่าขอบเขตของค่าความแข็งสูงสุดของวัสดุเชิงประกอบจากการ

คำนวณทางทฤษฎีจะมีค่าสูงกว่าค่าความแข็งที่ได้จากการทดสอบเมื่อเติมซิลิคอนคาร์ไบด์ แต่เส้นกราฟแสดงขอบเขตค่าความแข็งต่ำสุดของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมค่อนข้างมีค่าใกล้เคียงกับค่าที่ได้จากการทดสอบชิ้นงาน เนื่องจากค่าความแข็งที่ได้ส่วนมากใกล้เคียงกับค่าความแข็งของวัสดุพื้นหลัก ทั้งนี้ส่วนหนึ่งเป็นผลจากการปรากฏอยู่ของรูพรุนในชิ้นงาน ซึ่งการปรากฏอยู่ของรูพรุนนี้เองทำให้เกิดผลกระทบต่อพฤติกรรมการเสียรูปของวัสดุเชิงประกอบอย่างมาก เนื่องจากค่าความแข็งของวัสดุพื้นและวัสดุเสริมแรงมีความแตกต่างกันมากจึงทำให้การเสียรูปได้รับอิทธิพลจากวัสดุพื้น

4.3.2 ค่ามอดูลัสยืดหยุ่นของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมจากการทดลองกับค่าทางทฤษฎี

การพิจารณาค่ามอดูลัสสภาพยืดหยุ่นสามารถหาได้จากผลการทดสอบแรงดึง ซึ่งจะพิจารณาจากกราฟความเค้นความเครียด (Stress-Strain curve) ซึ่งค่าจากการทดลองหากนำมาเปรียบเทียบกับค่ามอดูลัสสภาพยืดหยุ่นทางทฤษฎีจะพบว่าค่าที่ได้จริงจะมีค่าน้อยกว่าค่าทางทฤษฎี ซึ่งปัจจัยที่เป็นสาเหตุส่วนหนึ่งอาจเกิดจากช่องว่างหรือรูพรุนในชิ้นงานทดลอง ดังนั้นในหัวข้อนี้จึงแสดงค่ามอดูลัสสภาพยืดหยุ่นจากการคำนวณทางทฤษฎี โดยขั้นแรกจะคำนวณอ้างอิงจาก

สมการในบทที่ 2 ดังสมการที่ 4.6 และ 4.7 ซึ่งเป็นการคำนวณค่ามอดูลัสสภาพยืดหยุ่นในอุดมคติ คือไม่มีการพิจารณาในส่วนของปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นภายในชิ้นงาน แต่ในชิ้นงานจริงที่ได้จากการขึ้นรูปจะปรากฏรูพรุนในชิ้นงานด้วย ซึ่งเป็นผลมาจากกระบวนการขึ้นรูปหล่อวัสดุเชิงประกอบ เป็นต้น

$$E_c = \frac{E_m (1 + 2SqV_r)}{1 - qV_r} \quad (4.6)$$

$$q = \frac{(E_r / E_m) - 1}{(E_r / E_m) + 2S} \quad (4.7)$$

โดยที่

E คือ ค่ามอดูลัสสภาพยืดหยุ่น

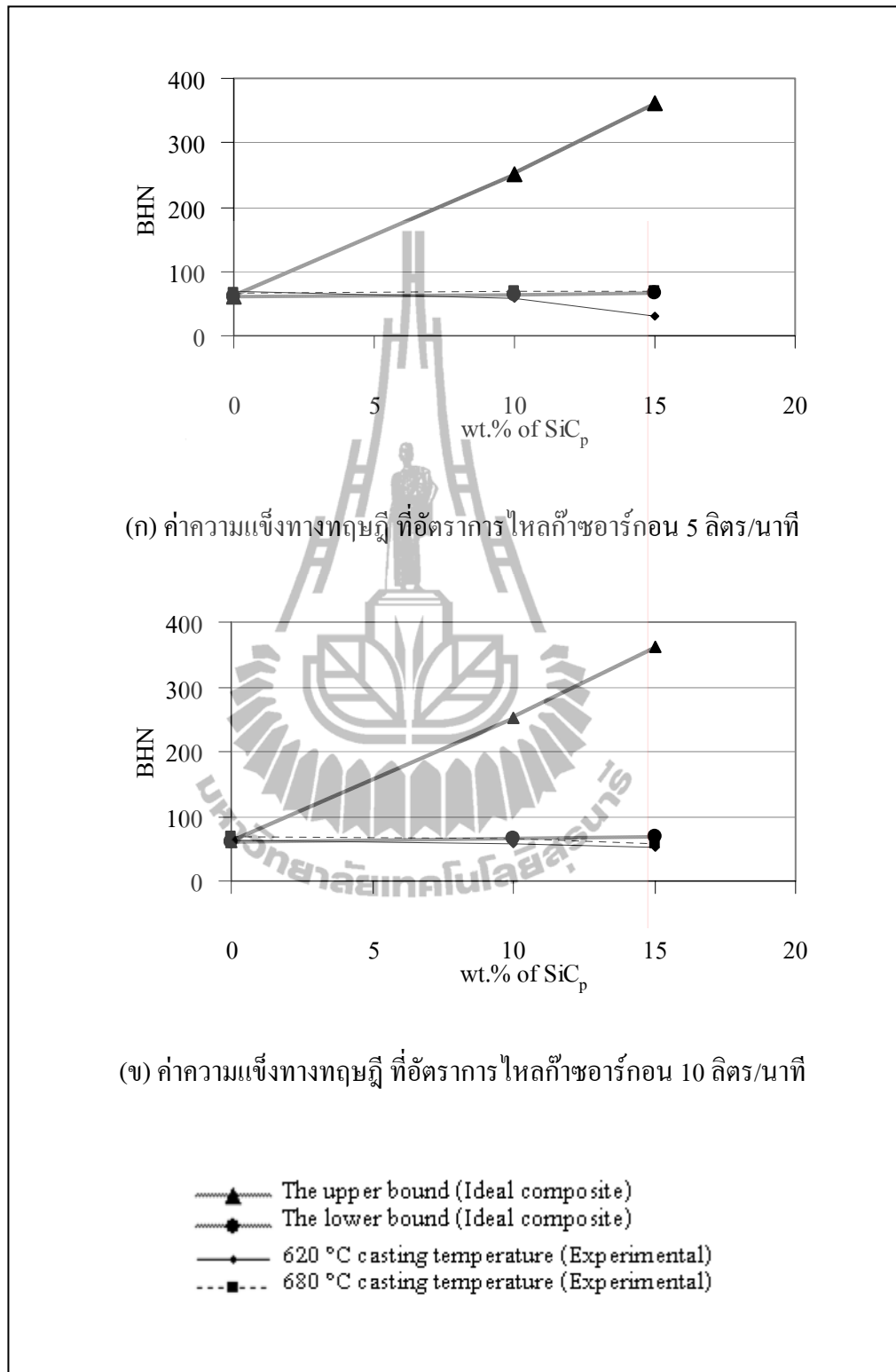
V คือ สัดส่วนเชิงปริมาตร (Volume fraction)

S คือ ค่าแฟกเตอร์ทางเรขาคณิต (อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ค่า $S = 2$)

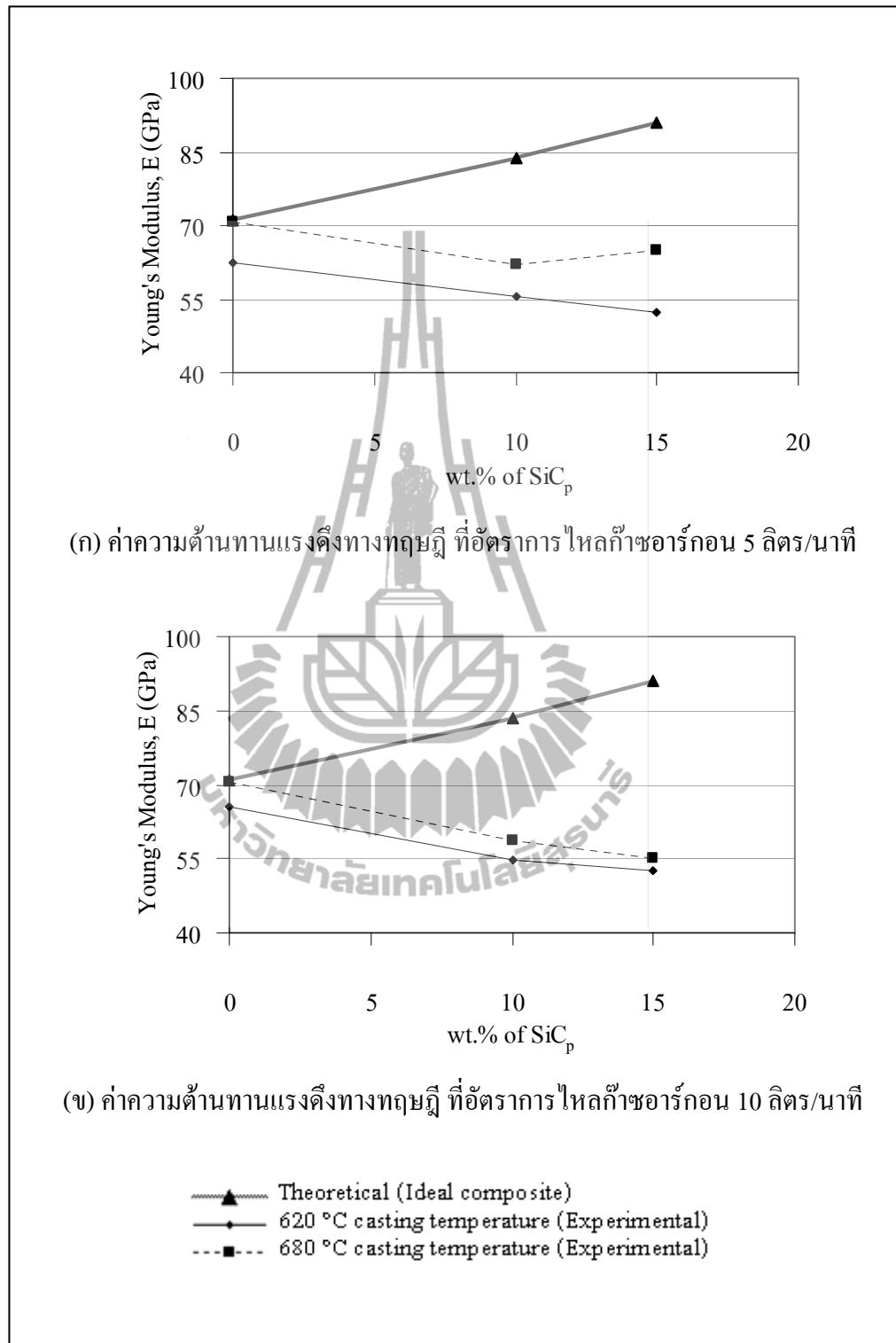
c, m, r คือ วัสดุเชิงประกอบ (Composite material) วัสดุพื้น (Matrix) และวัสดุเสริมแรง (Reinforcing material) ตามลำดับ

จากผลการคำนวณค่ามอดูลัสสภาพยืดหยุ่นทางทฤษฎีจะแสดงค่าดังรูปที่ 4.18 พบว่า ค่าทางทฤษฎีที่มีการคำนวณในส่วนของปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นร่วมด้วย จะมีแนวโน้มเส้นกราฟต่ำกว่าค่าทางทฤษฎีที่ไม่มีการคิดคำนวณในส่วนของรูพรุนในชิ้นงาน และเมื่อเปรียบเทียบกับผลการทดลองจริงพบว่าค่ามอดูลัสสภาพยืดหยุ่นของชิ้นงานทดสอบลดลง เมื่อปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น ซึ่งอาจสันนิษฐานว่าสาเหตุส่วนหนึ่งที่ทำให้ค่ามอดูลัสสภาพยืดหยุ่นของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมมีค่าลดลง อาจเนื่องมาจากการควบคุมตัวแปรในกระบวนการขึ้นรูปไม่ดีพอจึงทำให้ประสิทธิภาพและคุณภาพของวัสดุเชิงประกอบที่มีการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ลดลง จึงทำให้ค่ามอดูลัสสภาพยืดหยุ่นของวัสดุเชิงประกอบมีค่าลดลง ซึ่งปัญหาที่เกิดขึ้นเนื่องจากการควบคุมตัวแปรในกระบวนการขึ้นรูปยังไม่เหมาะสม อาจส่งผลให้เกิดปัญหาการรูพรุนและ Interface bonding ระหว่างเฟสพื้นและวัสดุเสริมแรง





รูปที่ 4.17 ค่าความแข็งแบบบริเนลจากการคำนวณทางทฤษฎีและจากการทดลอง



รูปที่ 4.18 ค่ามอดูลัสสภาพยืดหยุ่นจากการคำนวณทางทฤษฎีและจากการทดลอง

4.4 ผลกระทบของตัวแปรจากกระบวนการขึ้นรูปต่อปริมาณรูพรุนในชิ้นงาน

4.4.1 ผลกระทบจากอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน

จากผลการทดลอง หากพิจารณาเฉพาะตัวแปรของอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ใช้ในกระบวนการฉีดผสมโดยไม่คำนึงถึงอุณหภูมิการขึ้นรูปพบว่า

การใช้อัตราการฉีดผสมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนเท่ากับ 5 ลิตร/นาทิจจะทำให้การฉีดอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ลงสู่ น้ำโลหะอะลูมิเนียมเป็นไปในลักษณะที่สม่ำเสมอและมีความต่อเนื่องมากกว่า แต่เมื่อทำการเพิ่มอัตราการฉีดผสมด้วยอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน 10 ลิตร/นาทิจพบว่าจะทำให้การกวนผสมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในน้ำโลหะอะลูมิเนียมเกิดการปั่นป่วนและอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์เกิดการฉีดผสมไม่ต่อเนื่องซึ่งส่งผลให้เกิดการกระจุกตัวของกลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และกลุ่มของรูพรุนขนาดใหญ่ นอกจากนี้ยังพบว่าอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์มีลักษณะการกระจายตัวที่ไม่สม่ำเสมอด้วย

ดังนั้นอาจเป็นไปได้ว่าการใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ 10 ลิตร/นาทิจระหว่างกระบวนการฉีดผสมผงซิลิคอนคาร์ไบด์ลงสู่ น้ำโลหะอะลูมิเนียมผสม เป็นการใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่สูงไปสำหรับงานวิจัยนี้จึงส่งผลให้ในระบบน้ำโลหะอะลูมิเนียมเกิดการปั่นป่วนมาก นอกจากนี้การใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่สูงเกินไปยังทำให้อัตราการฉีดปั่นผสมผงซิลิคอนคาร์ไบด์เป็นไปในลักษณะที่อนุภาคพุ่งลงสู่ น้ำโลหะอะลูมิเนียมอย่างรวดเร็วและไม่มีความต่อเนื่องกันระหว่างขั้นตอนการฉีด ซึ่งผลที่ปรากฏจะพบกลุ่มของรูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงานอยู่ร่วมกับกลุ่มของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

แต่ในทางตรงกันข้ามเมื่อใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ 5 ลิตร/นาทิจในขั้นตอนการฉีดผสมซิลิคอนคาร์ไบด์ สังเกตได้ว่าอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะถูกฉีดลงสู่ น้ำโลหะอะลูมิเนียมอย่างต่อเนื่องมากกว่ากรณีการใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ 10 ลิตร/นาทิจ ซึ่งผลที่ได้พบว่ารูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงานมีปริมาณน้อยกว่า และลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในชิ้นงาน มีลักษณะการกระจายตัวที่สม่ำเสมอมากกว่า ซึ่งการเกิดรูพรุนในชิ้นงานจะส่งผลต่อสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบ

4.4.2 ผลกระทบจากอุณหภูมิการขึ้นรูป

จากผลการทดลองพบว่าเมื่อพิจารณาเฉพาะตัวแปรของอุณหภูมิการขึ้นรูป อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ 5 ลิตร/นาทิจ พบว่าอุณหภูมิขึ้นรูปที่ 680 องศาเซลเซียส เปอร์เซ็นต์ของปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงานมีแนวโน้มลดลงเมื่อเทียบกับอุณหภูมิขึ้นรูปที่ 620 องศาเซลเซียส ซึ่งการเทหล่อ น้ำโลหะที่อุณหภูมิสูงกว่าน่าจะให้ผลดี 2 ประการ เนื่องจากความสามารถในการไหลตัวที่ดีกว่า คือ ทำให้เพิ่มความสามารถในการเติมเต็ม น้ำโลหะระหว่างการแข็งตัวและเพิ่มประสิทธิภาพในการกำจัดก๊าซ

ประการแรกน้ำโลหะที่อุณหภูมิ 680 องศาเซลเซียส จะมีปริมาณของเหลวที่มากกว่าเมื่อเทียบกับน้ำโลหะที่อุณหภูมิ 620 องศาเซลเซียส ซึ่งทำให้การเติมเติมน้ำโลหะเป็นไปได้ง่ายกว่า เนื่องจากมีความหนืดต่ำ ซึ่งสังเกตได้จากการศึกษาพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึง พบว่าชิ้นงานที่เทหล่อด้วยน้ำโลหะที่อุณหภูมิ 620 องศาเซลเซียส จะพบรูพรุนจากการหดตัวกระจายอยู่อย่างต่อเนื่องเป็นโครงข่าย (Network) พื้นผิวการแตกหักในส่วนของชิ้นงานที่เทหล่อขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 680 องศาเซลเซียส จะพบเค้นโครงสร้างขนาดใหญ่กว่าแต่ปริมาณรูพรุนที่พบจะน้อยกว่าและไม่พบเป็นโครงข่าย (Network) และจากการตรวจสอบพื้นผิวการแตกหักพบว่า การเทหล่อด้วยแรงโน้มถ่วงนั้นไม่เพียงพอที่จะทำให้เกิดการเติมเต็มช่องว่างได้

ประการที่สอง เมื่อน้ำโลหะอุณหภูมิ 680 องศาเซลเซียส จะทำให้ประสิทธิภาพในการกำจัดก๊าซได้ดีกว่า ซึ่งในกระบวนการหล่อหลอมโลหะไฮโดรเจนเป็นสาเหตุหนึ่งที่ทำให้เกิดรูพรุนเนื่องจากก๊าซโดยขณะทำการหลอมโลหะอะลูมิเนียม เมื่ออะลูมิเนียมได้รับความร้อนและเกิดการหลอมซึ่งถูกล้อมรอบด้วยบรรยากาศของก๊าซต่างๆ และความชื้นในบรรยากาศ เมื่อความชื้นสัมผัสกับน้ำโลหะอะลูมิเนียมก็จะทำให้เกิดก๊าซและซีโลหะ (Dross) ในกระบวนการหลอม ดังนี้



ซึ่งก๊าซไฮโดรเจนมีความสามารถในการละลายได้ในน้ำโลหะ อะตอมของไฮโดรเจนจะแพร่เข้าไปในน้ำโลหะ เมื่อทำการเทน้ำโลหะลงในแบบหล่อและน้ำโลหะเริ่มแข็งตัวความสามารถในการละลายได้ของไฮโดรเจนจะลดลงและจะรวมตัวเป็นกลุ่มโมเลกุลของไฮโดรเจนกลายเป็นฟองก๊าซกระจายตัวอยู่ทั่วชิ้นงานหล่อ ดังนั้นการกำจัดก๊าซไฮโดรเจนในงานหล่ออะลูมิเนียมโดยใช้ก๊าซคลอรีน ไนโตรเจน หรือ อาร์กอน ปล่อยผ่านท่อลงสู่น้ำโลหะจะทำให้เกิดฟองก๊าซขึ้นมาที่ผิวน้ำโลหะ โดยฟองของก๊าซที่ปล่อยลงไป จะทำหน้าที่พาก๊าซไฮโดรเจนลอยขึ้นสู่ผิวน้ำโลหะด้วย โดยกลไกในการกำจัดก๊าซไฮโดรเจนเริ่มจาก 1) การเคลื่อนที่ของไฮโดรเจนที่ละลายในอะลูมิเนียมหลอมเหลวไปสู่ผิวของฟองก๊าซอาร์กอนโดยการพา (Convection) และการแพร่ (Diffusion) 2) การแพร่ของอะตอมไฮโดรเจนผ่านขอบบางๆ (Thin bonding) ของน้ำโลหะหลอมเหลวที่ผิวของฟองก๊าซ 3) การดูดซับทางเคมี (Chemical absorption) ของอะตอมไฮโดรเจนลงบนผิวของฟองก๊าซ 4) การฟอร์มตัวของโมเลกุลไฮโดรเจน ($\text{H} + \text{H} \rightarrow \text{H}_2$) 5) การแพร่ของก๊าซไฮโดรเจน (H_2) ไปยังปริมาตรภายในฟองก๊าซ และสุดท้าย 6) เป็นการกำจัดฟองก๊าซที่มี H_2 พ้นจากผิวน้ำโลหะ (Gruzleski and Closset, 1990) ดังนั้นจะเห็นได้ว่าประสิทธิภาพกำจัดก๊าซนั้นขึ้นอยู่กับกระบวนการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอของฟองก๊าซอาร์กอนที่เสถียรและยืดหยุ่นซึ่งถูกควบคุมโดยความเร็วรอบในการปั่นแท่งแกรไฟต์และอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน ส่วนการกำจัดก๊าซ

ไฮโดรเจนที่อุณหภูมิสูงกว่า (อุณหภูมิ 680 องศาเซลเซียส) จะทำให้มีระยะเวลา รวมถึงมีปริมาณน้ำ โลหะที่เพียงพอเพื่อดำเนินการกำจัดก๊าซได้อย่างมีประสิทธิภาพ จึงทำให้ชิ้นงานหล่อมีความแข็ง และความหนาแน่นที่ดีกว่า

แต่เมื่อทำการพิจารณาอุณหภูมิการเพิ่มขึ้นรูปที่ 620 องศาเซลเซียส ซึ่งวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมจะอยู่ในสถานะกึ่งแข็งกึ่งเหลว และมีความหนืดเพิ่มขึ้น ซึ่งทำให้ความสามารถในการไหลตัวของลดลงและส่งผลให้การปรับใช้กระบวนการกำจัดก๊าซไฮโดรเจนที่อุณหภูมินี้ทำได้ยากกว่า ซึ่งจะทำให้ฟองก๊าซที่เกิดขึ้นในงานหล่อถูกกักไว้ภายในชิ้นงานหลังจากน้ำโลหะของวัสดุเชิงประกอบแข็งตัวและปรากฏเป็นช่องว่างหรือรูพรุนภายในชิ้นงาน ซึ่งส่งผลทำให้คุณภาพงานหล่อและสมบัติของวัสดุลดลง

ก่อนหน้านี้ Ravi, Pillai, Amaranathan, Pai, and Chakraborty (2008) ได้ทำการศึกษาเกี่ยวกับปัจจัยที่มีผลต่อความสามารถในการไหลตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสมวัสดุเชิงประกอบ ซึ่งได้กล่าวเกี่ยวกับความสัมพันธ์ของอุณหภูมิกับความสามารถในการไหลตัว คือความสามารถการไหลตัวของน้ำโลหะผสมเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น แต่ในกรณีที่เป็นวัสดุเชิงประกอบความสามารถในการไหลตัวลดลงและความหนืดเพิ่มขึ้นเมื่อมีการเติมอนุภาคเสริมแรง ดังนั้นในระบบการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบอุณหภูมิการขึ้นรูปจึงเป็นปัจจัยที่มีความสำคัญ นอกจากนี้ยังมีการศึกษางานวิจัยอื่นโดย Akhlaghi, Lajevardi, and Maghanaki (2004) ได้ศึกษาเกี่ยวกับผลกระทบของอุณหภูมิการเพิ่มขึ้นรูปที่มีผลต่อลักษณะโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ พบว่าการกวนผสมอนุภาคเสริมแรงในน้ำโลหะอะลูมิเนียมผสมสถานะกึ่งแข็งกึ่งเหลว และทำการเพิ่มขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบในสถานะของเหลวหรือที่เรียกว่า การขึ้นรูปแบบ SL (Semisolid-Liquid route) จากการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานพบว่าการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นหลักมีความสม่ำเสมอมากกว่าและพบรูพรุนเกิดขึ้นในชิ้นงานน้อยกว่า การขึ้นรูปแบบ SS (Semisolid- Semisolid route) คือ ทั้งอุณหภูมิการกวนผสมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ และอุณหภูมิการเพิ่มขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมอยู่ในสถานะกึ่งแข็งกึ่งเหลว เช่นเดียวกับ Lai and Chung (1994) ที่ทำการศึกษาเกี่ยวกับการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสม ซึ่งพบว่าจากการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมที่ทำกรขึ้นรูป โดยใช้อุณหภูมิการขึ้นรูปที่สูงขึ้นจะพบปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบน้อยกว่าเมื่อเทียบกับการขึ้นรูปด้วยอุณหภูมิที่ต่ำกว่า เนื่องจากการใช้อุณหภูมิการขึ้นรูปต่ำ จะทำให้ประสิทธิภาพการไหลเติมของน้ำโลหะลดลงเมื่อเข้าสู่กระบวนการแข็งตัว ซึ่งมีผลต่อรูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงานหล่อวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยผงซิลิคอนคาร์ไบด์

4.4.3 ผลกระทบจากปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์

จากผลการทดลองเมื่อพิจารณาเฉพาะตัวแปรของปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เติมลงไปนั้น พบว่าการเพิ่มปริมาณของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ส่งผลให้สมบัติบางอย่างของวัสดุ (เช่น ค่าความแข็งของวัสดุ) เพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อยเท่านั้น เนื่องจากมีผลของรูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงานเข้ามาเกี่ยวข้องด้วย

จากงานวิจัยครั้งนี้พบว่าวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ที่ขึ้นรูปโดยใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ 5 ลิตร/นาที ขณะฉีด/ปั่นผสมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ และเทขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 680 องศาเซลเซียส แสดงสมบัติความแข็งของวัสดุเพิ่มขึ้นเมื่อมีการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ แต่สมบัติความต้านทานแรงดึงของวัสดุมีแนวโน้มลดลงเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ แต่หากพิจารณาเฉพาะวัสดุเชิงประกอบที่มีการเติมอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์จะพบว่าสมบัติความต้านทานแรงดึงของวัสดุ(ความแข็งแรง)มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เติมเข้าไปในโลหะพื้นอะลูมิเนียม

ความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสม มีผลมาจากการเติมอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งโดยทั่วไปกลไกความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นในวัสดุเชิงประกอบจะถูกจำแนกเป็น ความแข็งแรงของวัสดุที่เพิ่มขึ้นโดยตรง (Direct strengthening) กับความแข็งแรงของวัสดุที่เกิดเนื่องจากกลไกทางอ้อม (Indirect strengthening) โดยความแข็งแรงที่ถูกเพิ่มขึ้นด้วยกลไกทางตรงนี้จะเกี่ยวข้องกับการถ่ายเทแรงภายใน (Load transfer) จากวัสดุโลหะพื้นไปยังวัสดุเสริมแรงที่มีความแข็งแรงมากกว่า ส่วนความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากกลไกทางอ้อม จะเกี่ยวข้องกับความหนาแน่นของดิสโลเคชันที่เกิดขึ้น กลไกความแข็งแรงแบบอโรวัน (Orowan strengthening) และขนาดของเกรน (Grain size) เป็นต้น (Rauber, Lohmüller, Opel and Singer, 2011)

กลไกการเพิ่มความแข็งแรงของวัสดุเชิงประกอบที่กล่าวมานี้ ซึ่งความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้น จะเกี่ยวข้องกันบางส่วน โดยปริมาตรของอนุภาคเสริมแรงที่เติม ขนาดของอนุภาคเสริมแรงซึ่งมีส่วนทำให้ความหนาแน่นของดิสโลเคชันเพิ่มขึ้น นอกจากนี้การเติมอนุภาคเสริมแรงยังทำให้เกรนมีขนาดเล็กลง เมื่อเทียบกับโลหะผสมที่ไม่มีการเติมอนุภาคเสริมแรง ซึ่งตัวแปรทั้งหมดที่กล่าวมานี้เป็นปัจจัยที่ทำให้วัสดุเชิงประกอบมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น (Alizadeh, 2011)

อย่างไรก็ตามจากผลการวิจัยครั้งนี้พบว่า การขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ได้แสดงสมบัติของวัสดุเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเท่านั้น ซึ่งสาเหตุดังกล่าวน่าจะเป็นผลมาจากปัญหาหรือคำหนึ่ที่เกิดขึ้นกับชิ้นงานหล่อขึ้นรูปสำหรับวัสดุเชิงประกอบโดยทั่วไปแล้วโอกาสการเกิดรูพรุนมักเกิดขึ้นพร้อมกับการเติมอนุภาคเสริมแรง ดังนั้นการเติมปริมาณอนุภาคเสริมแรงในปริมาณที่เพิ่มขึ้น จึงทำให้มีโอกาสเกิดปริมาณ

รูปทรงเพิ่มขึ้นด้วย ถึงแม้ว่าในกระบวนการผลิตขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบจะทำควบคู่กับกระบวนการกำจัดก๊าซ (Hydrogen degassing) เพื่อลดโอกาสการเกิดรูพรุนในชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบก็ตาม คุณภาพของชิ้นงานที่ได้ก็ยังไม่ดีเท่าที่ควร เนื่องจากการปรับใช้กระบวนการกำจัดก๊าซไฮโดรเจนในงานหล่อวัสดุเชิงประกอบนั้นทำค่อนข้างยากกว่าการกำจัดก๊าซในน้ำโลหะผสมอะลูมิเนียมโดยทั่วไป ซึ่งอาจจะมีผลเกี่ยวเนื่องมาจากอนุภาคเสริมแรงที่เติมเข้าไป

จากการศึกษา (A.M. Samuel, Gotmare and F.H. Samuel, 1995) พบว่าการเติมอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ นอกจากมีผลต่อการเกิดรูพรุนในชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบแล้ว ยังมีผลต่อรูปร่างและขนาดของรูพรุนด้วย เนื่องจากอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เติมเข้าไปนั้นมีแนวโน้มที่จะเป็นตัวกั้นการไหล (Feeding) ของน้ำโลหะ เมื่อเข้าสู่กลไกการแข็งตัวตั้งแต่ขั้นตอนแรกตลอดจนเข้าสู่ขั้นตอนสุดท้าย นอกจากนี้การเพิ่มอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในน้ำโลหะนั้นจะเปรียบเสมือนการทำให้ปริมาณเฟสของแข็งในน้ำโลหะหลอมเหลวเพิ่มมากขึ้น ซึ่งส่งผลให้ความหนืดของน้ำโลหะเพิ่มขึ้น

ตัวแปรสำคัญที่ส่งผลต่อความสามารถในการไหลของน้ำโลหะของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม ได้แก่ สมบัติของโลหะ (เช่น ส่วนผสมทางเคมี, อุณหภูมิการหลอมเหลว, ความหนืด และแรงตึงผิว) ลักษณะทั่วไปของวัสดุเสริมแรง (เช่น ขนาดของอนุภาค, รูปร่าง และการรวมกลุ่มของอนุภาค) และกลไกการแข็งตัวของวัสดุเชิงประกอบ ซึ่งตัวแปรที่ได้กล่าวมานี้จะมีส่งผลต่อการเกิดรูพรุนและส่งผลกระทบต่อสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม

ในบทความวิจัยอื่นๆ (Ravi et al., 2008) ก่อนหน้าได้ศึกษาการเกิดขึ้นและการโตของช่องว่างระหว่างกลไกการแข็งตัวของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยผงซิลิคอนคาร์ไบด์และอธิบายว่า เมื่อวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเริ่มเข้าสู่กลไกการแข็งตัว และเริ่มมีการเกิดขึ้นของโครงข่ายเดนไดรต์ของแอลฟาอะลูมิเนียม (α -Al) ซึ่งในระหว่างนี้อนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ในน้ำโลหะจะถูกผลักออกมาอยู่บริเวณระหว่างแขนของเดนไดรต์ และในขั้นตอนนี้เองจะเริ่มเกิดการสะสมของก๊าซไฮโดรเจนบริเวณนี้ด้วย จากนั้นเมื่อน้ำโลหะของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเริ่มเข้าใกล้อุณหภูมิจุดยูเทกติก จะทำให้ความสามารถในการโตและการขยายตัวของรูพรุนถูกจำกัด และกลายเป็นช่องว่างหรือรูพรุนในชิ้นงาน ในกลไกการแข็งตัวของน้ำโลหะเมื่อน้ำโลหะเริ่มใกล้สู่สถานะของแข็ง ความหนืดของน้ำโลหะเพิ่มขึ้น ดังนั้นจะทำให้การเคลื่อนที่ของฟองก๊าซในน้ำโลหะของวัสดุเชิงประกอบเคลื่อนที่ขึ้นสู่บริเวณผิวน้ำโลหะเคลื่อนที่ได้ยากกว่าฟองก๊าซที่เกิดขึ้นในน้ำโลหะผสมโดยทั่วไป เนื่องจากฟองก๊าซเหล่านั้นจะถูกดูดและกักไว้โดยอนุภาคของวัสดุเสริมแรงหรืออนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์นั่นเอง

สาเหตุการเกิดรูพรุนและช่องว่างในชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยผงซิลิคอนคาร์ไบด์ สามารถอธิบายได้จากอิทธิพลของตัวแปรในกระบวนการขึ้นรูปที่

ส่งผลต่อสมบัติเชิงกลและการเกิดรูพรุนในชิ้นงาน โดยรูพรุนที่เกิดขึ้นในงานหล่อโดยทั่วไปมี 2 ประเภท คือ รูพรุนที่เกิดขึ้นเนื่องจากการหดตัวของน้ำโลหะระหว่างกลไกการแข็งตัว และรูพรุนที่เกิดขึ้นเนื่องจากก๊าซไฮโดรเจน อย่างไรก็ตามพบว่าวัสดุเสริมแรงเกี่ยวข้องกับการเกิดขึ้นและการโตของรูพรุนในชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบอย่างมีนัยสำคัญ Gruzleski and Closset (1990) ได้เสนอว่าอนุภาคแปลกปลอม (Foreign particles) เช่นในกรณีของการเติมผงซิลิคอนคาร์ไบด์นี้จะช่วยส่งเสริมให้เกิดรูพรุนในช่วงสุดท้ายของกระบวนการแข็งตัว โดยในงานวิจัยนี้การเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เปรียบเสมือนการเติมอนุภาคแปลกปลอมเข้าไปทำให้เกิดจุดกำเนิดของรูพรุน (Heterogeneous nucleation of pore)

Akhlaghi, Lajevardi, and Maghanaki (2004) พบว่าในกระบวนการหล่อขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคผงซิลิคอนคาร์ไบด์ การเพิ่มอนุภาคเสริมแรงจะส่งเสริมการเพิ่มขึ้นของปริมาณรูพรุนในชิ้นงาน ซึ่งได้กล่าวถึงกลไกที่เกี่ยวข้อง 3 กลไก ได้แก่

1. การเกิดขึ้นของชั้นก๊าซบริเวณผิวรอบของอนุภาคเสริมแรง
2. ความหนืดของวัสดุเชิงประกอบที่เพิ่มขึ้นจะส่งผลต่อการเกิดขึ้นของก๊าซในน้ำโลหะหลอมเหลวและจะทำให้การไหลเติมของน้ำโลหะเข้าสู่ช่องว่างระหว่างอนุภาคเสริมแรงถูกจำกัด
3. พื้นที่ของปริมาณช่องว่างเพิ่มมากขึ้นเนื่องจากการเติมอนุภาคเสริมแรง

นอกจากนี้ยังมีปัญหาเรื่องความสามารถในเปียกระหว่างโลหะพื้นและวัสดุเสริมแรง ดังนั้นพันธะการยึดเหนี่ยวหรือความสามารถในการเปียกที่แยกระหว่างโลหะพื้นอะลูมิเนียมและอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ จะมีผลต่อการเกิดขึ้นของรูพรุนที่เกิดเนื่องจากการหดตัวของน้ำโลหะระหว่างเกิดกลไกการแข็งตัวและรูพรุนเนื่องจากก๊าซ จากนั้นเมื่อก๊าซถูกสะสมเพิ่มมากขึ้น ก็จะกลายเป็นรูพรุนขนาดใหญ่ขึ้นในวัสดุเชิงประกอบ

ความแข็งแรงของแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุลที่ต่างชนิดกันสามารถอธิบายได้ด้วย Wetting angle ซึ่งสามารถอธิบายด้วยสมการที่อ้างอิงไว้ในบทที่ 2 ดังนี้

$$\gamma_{sv} = \gamma_{sl} + \gamma_{lv} \cos \theta \quad (4.8)$$

จากสมการหาค่ามุม (θ) มีค่าน้อย ความแข็งแรงของแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุลจะมีมาก ซึ่งหากชิ้นงานเกิดความเสียหายมักถูกกระทำด้วยแรงเฉือน แต่หากค่ามุม (θ) มีค่ามาก แสดงว่าความแข็งแรงของแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุลมีน้อย ความเสียหายที่เกิดขึ้นกับชิ้นงานจะเกิดขึ้นภายใต้แรงดึง กรณีที่ในระบบของวัสดุเชิงประกอบมีความสามารถในการเปียกระหว่างวัสดุค่อนข้างดี จะทำให้แรงยึดเหนี่ยวระหว่างอนุภาคเสริมแรงและโลหะพื้นหลักคิดด้วย ซึ่ง

แสดงให้เห็นว่าการเสริมแรงแก้วสตุพื้นหลักด้วยอนุภาคเสริมแรงค่อนข้างให้ผลดี อย่างไรก็ตามในบางกรณีพบว่า การเสริมแรงด้วยอนุภาคเสริมแรงไม่ช่วยให้แก้วสตุพื้นหลักมีสมบัติดีขึ้นเท่าที่ควรและประสิทธิภาพของการเสริมแรงลดลงด้วย

บริเวณที่มีการแตกหัก ไม่ว่าจะเป็นการแตกหักบริเวณโลหะพื้นหลัก หรือบริเวณอนุภาคเสริมแรงก็ตาม รวมทั้งบริเวณที่เกิดช่องว่างหรือรูพรุนด้วย ก็เป็นสาเหตุทำให้แรงยึดเหนี่ยวระหว่างโลหะพื้นหลักและแก้วสตุเสริมแรงลดลงเช่นกัน (Kainer, 2006)

การศึกษาตัวแปรที่เกี่ยวข้องกับการขึ้นรูปที่กล่าวมาข้างต้นซึ่งมีผลต่อข้อบกพร่องและสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบ โดยพบว่าวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมมีค่าความแข็งและค่าความต้านทานแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบที่ลดลง ค่าความแข็งของวัสดุเชิงประกอบซึ่งบ่งชี้ถึงค่าความต้านทานของผิววัสดุต่อการเกิดรอยขีด หรือกล่าวได้ว่าเป็นความต้านทานต่อแรงเสียดทานที่ทำให้เกิดรอยขีดบนพื้นผิววัสดุ อย่างไรก็ตามค่าความแข็งที่ได้มักขึ้นอยู่กับลักษณะและขนาดของรอยขีด บางครั้งอาจไม่ใช่ค่าที่ใช้อธิบายปัญหาที่เกิดขึ้นได้ชัดเจน สำหรับงานวิจัยนี้พบว่าค่าความแข็งของวัสดุเชิงประกอบมีค่าเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อย ทั้งนี้อาจเกิดเนื่องจากการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ยังไม่ดีเท่าที่ควร ซึ่งจะเห็นได้จากภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่ได้แสดงก่อนหน้านี้ ซึ่งจะพบกลุ่มของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ กลุ่มของรูพรุนขนาดใหญ่กระจายอยู่ทั่วไป และเนื่องจากค่าความแข็งที่ได้นี้เป็นค่าที่ได้จากการทดสอบกับชิ้นงานตัวอย่างบางส่วน และค่าความความแข็งที่ได้เป็นเพียงค่าเฉพาะตำแหน่ง หรือเฉพาะบริเวณที่มีการสุ่มทดสอบเท่านั้น เป็นไปได้ว่าค่าความแข็งที่ได้จากการวิจัยครั้งนี้โดยส่วนมากเป็นค่าเฉลี่ยความแข็งของเฟสแก้วสตุพื้นหลัก (เฟสอ่อน) ซึ่งบางบริเวณมีส่วนของช่องว่างรูพรุนปรากฏร่วมด้วย จากการศึกษาบทความวิจัยอื่นๆ Alogbodon and Hassan (2007) กล่าวว่าค่าความแข็งของวัสดุเชิงประกอบเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณเฟสของอนุภาคเสริมแรง เช่นเดียวกับ Singla et al. (2009) กล่าวว่าค่าความแข็งของวัสดุทั่วไปรวมทั้งวัสดุเชิงประกอบโดยส่วนมากค่าความแข็งจะเป็นค่าตามตำแหน่งหรือบริเวณใด บริเวณหนึ่งเท่านั้น และความแข็งของวัสดุเชิงประกอบที่เพิ่มขึ้นโดยส่วนมากจะถูกควบคุมโดยสัดส่วนของอนุภาคเสริมแรงที่เติมเข้าไป แต่อย่างไรก็ดีค่าความแข็งของวัสดุเชิงประกอบที่ได้จะขึ้นอยู่กับหลายๆปัจจัย เช่น ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคเสริมแรง เป็นต้น

ปัญหาที่เกิดขึ้นกับวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมจะปรากฏชัดเจนมากขึ้นเมื่อชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเกิดความเสียหายเนื่องจากมีแรงดึงมากกระทำกับชิ้นงาน สำหรับงานวิจัยนี้พบว่ากรณีที่วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะแสดงสมบัติความแข็งแรงลดลงเมื่อมีการเติมอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ นอกจากนี้จากการตรวจสอบลักษณะพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบจะพบลักษณะการแตกทั้งแบบเหนียวและแบบเปราะปรากฏอยู่ร่วมกัน ซึ่งจะพบพื้นผิวที่ปรากฏ Microvoids และ Brittle

facet ตามลำดับ และพื้นผิว Brittle facets จะปรากฏเพิ่มขึ้นเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น ซึ่ง Min (2009) กล่าวว่าไว้ว่าบริเวณที่ปรากฏ Microvoids หรือ Dimples ส่วนมากจะพบบริเวณที่เป็นโลหะพื้นหลัก โดย Microvoid ที่ปรากฏน่าจะเป็นส่วนหนึ่งที่เป็นผลของการเกิดช่องว่าง (Void nucleation) ในวัสดุเชิงประกอบ นอกจากนี้ยังพบว่าลักษณะพื้นผิวการแตกแห้นิว (บริเวณพื้นผิวที่ปรากฏ Microvoid) จะลดลงเมื่อมีการเติมปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มมากขึ้น สำหรับค่าความแข็งแรงที่ลดลงของวัสดุเชิงประกอบนี้ Aqida, Ghazali, and Hashim (2004) กล่าวว่าน่าจะเกี่ยวข้องกับการเกิดขึ้นและการโตของรูพรุนและช่องว่างที่เกิดขึ้นในชิ้นงานของวัสดุเชิงประกอบ ในระบบของวัสดุเสริมแรงแบบไม่ต่อเนื่องความเสียหายที่เกิดขึ้นกับชิ้นงานจะสัมพันธ์กับการเกิดช่องว่างที่ปรากฏในชิ้นงาน ซึ่งบริเวณที่มีกลุ่มของรูพรุนบริเวณนี้จะเป็นจุดเริ่มต้นของการเกิดความเสียหาย และเป็นจุดเริ่มต้นของการแตกหักได้ การเติมวัสดุเสริมแรงจะมีผลต่อความเค้นตกค้างภายในชิ้นงานและส่งผลกระทบต่อพฤติกรรมการเคลื่อนตัวของระนาบ (Slip plane) บริเวณที่เป็นช่องว่าง และอนุภาคของซิลิคอนคาร์ไบด์ หรือบริเวณที่โครงสร้างภายในมีความไม่ต่อเนื่อง การเกิดช่องว่างหรือรูพรุนขนาดใหญ่บริเวณผิวสัมผัสระหว่างอนุภาคของวัสดุเสริมแรงและโลหะพื้นซึ่งบริเวณนี้จะเป็นจุดที่อ่อนแอมากที่สุดและมีความเค้นตกค้างเกิดขึ้นบริเวณนี้ ซึ่งส่งผลให้เป็นจุดที่เกิดความเสียหายได้ง่ายเมื่อมีแรงดึงมากกระทำกับชิ้นงาน เช่นเดียวกับการวิจัยในครั้งนี้พบว่าปัญหาเนื่องจากรูพรุนที่เกิดขึ้นและปัญหาของ Interface bonding ระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และวัสดุพื้นหลักน่าจะเป็นปัจจัยที่ทำให้สมบัติของวัสดุเชิงประกอบไม่ดีเท่าที่ควร สำหรับรูพรุนที่เกิดขึ้นและเป็นปัจจัยหลักน่าจะเป็นรูพรุนเกิดเนื่องจากก๊าซ (ระหว่างขั้นตอนการผลิตผสมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์โดยใช้ก๊าซอาร์กอนเป็นตัวฉีดผ่านท่อแอร์ไฟต์ลงสู่น้ำโลหะอะลูมิเนียมผสม) ซึ่งอยู่ร่วมกับกลุ่มของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังนั้นจะเห็นได้ว่าตัวแปรต่างๆในกระบวนการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยผงซิลิคอนคาร์ไบด์ (อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนในการผลิตผสมอนุภาคเสริมแรง และอุณหภูมิในการเทขึ้นรูป) มีผลต่อขนาดและการกระจายตัวของรูพรุนในชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบ นอกจากนี้ยังพบว่าวิธีการเลือกใช้รูปแบบแม่พิมพ์ก็เป็นปัจจัยหนึ่งที่มีผลต่อการปรากฏรูพรุนในชิ้นงาน กล่าวคือหารูปแบบของแม่พิมพ์ที่ออกแบบการระบายฟองอากาศมีประสิทธิภาพต่ำ ก็จะส่งผลให้โอกาสการเพิ่มปริมาณรูพรุนในชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบมีสูงขึ้น เนื่องจากอากาศอาจถูกกักไว้ภายในชิ้นงาน ซึ่งเป็นผลจากฟองอากาศมีการถ่ายเทออกจากชิ้นงานไม่สมบูรณ์ระหว่างขั้นตอนการแข็งตัว ซึ่งปัญหารูพรุนต่างๆที่เกิดขึ้นในชิ้นงานนี้จะทำให้ค่าความต้านทานแรงดึงในทุกกรณีของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีแนวโน้มลดลง

บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

จากการศึกษาหาผลกระทบของตัวแปรในการขึ้นรูปด้วยกระบวนการฉีดผสมหล่อขึ้นรูปที่มีต่อสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยผงซิลิคอนคาร์ไบด์ สามารถสรุปผลการทดลองได้ดังนี้

อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ 5 ลิตร/นาที่ มีผลทำให้ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในวัสดุพื้นโลหะอะลูมิเนียมผสม มีการกระจายตัวสม่ำเสมอมากกว่า และปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมผสมมีน้อยกว่า กรณีที่ใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ 10 ลิตร/นาที่ เนื่องจากการฉีดผสมด้วยอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ 10 ลิตร/นาที่ อาจเป็นอัตราการฉีดผสมที่สูงเกินไป จึงส่งผลให้ระบบน้ำโลหะระหว่างการกวนผสมเกิดการปั่นป่วนมากเกินไป จึงเป็นสาเหตุหนึ่งที่ทำให้การกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์แยกตัว

การขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 680 องศาเซลเซียส วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมมีสมบัติเชิงกลอยู่ในเกณฑ์ดีกว่า ปริมาณรูพรุนในชิ้นงานตัวอย่างมีน้อย และลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีลักษณะการกระจายตัวที่สม่ำเสมอมากกว่ากรณีการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมผสมที่ 620 องศาเซลเซียส นอกจากนี้พบว่า การขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูงกว่า (680 องศาเซลเซียส) ส่งผลดีต่อความสามารถในการไหลตัว ซึ่งเพิ่มความสามารถในการไหลเติมน้ำโลหะระหว่างการแข็งตัวและเพิ่มประสิทธิภาพการกำจัดก๊าซ จึงทำให้ได้ชิ้นงานหล่อที่มีคุณภาพดีกว่า

ดังนั้นเงื่อนไขการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยการใช้อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ 5 ลิตร/นาที่ และอุณหภูมิที่ขึ้นรูปที่ 680 องศาเซลเซียส เป็นเงื่อนไขที่เหมาะสมที่สุดในงานวิจัยนี้ที่ทำให้วัสดุเชิงประกอบมีสมบัติความแข็งแรงดี

รายการอ้างอิง

- กิตติพงษ์ กิมะพงศ์, ศิริชัย ต่อสกุล, อนันท์ มีมนต์ และ นรพร กลิ่นประชา, ผู้แปล. **วัสดุวิศวกรรม (The Science and Engineering of Materials)**. กรุงเทพฯ: บริษัทพจนานุกรมการพิมพ์ จำกัด สมุทร, ดับบลิว., และ ฮาเซมิ, เจ. **วัสดุวิศวกรรม**. แปลโดย รศ.แมน อมรสิทธิ์, รศ.ดร.สมชัย อัคร ทิวา และ อ.ธรรมนุญ อุดมมัน. กรุงเทพฯ: สำนักพิมพ์แมคกรอ-ฮิล
- เซาวลิต ลีมนณีวิจิตร. โลหะวิทยาของอะลูมิเนียม-ซิลิคอนในอุตสาหกรรมหล่อโลหะ [On-line]. Available: <http://www.cemct.net/web/images/stories//alsi001.pdf>
- อารักษ์ กลิ่นบำรุง. (2548). สมบัติและโครงสร้างจุลภาคของผิวเคลือบวัสดุผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ร้อยละ 12 โดยน้ำหนัก เสริมแรงด้วยเส้นใยนาโนซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เตรียมโดยการ พันเคลือบด้วยความร้อน. วิทยานิพนธ์ปริญญาโท สาขาวิชาวัสดุศาสตร์ บัณฑิต วิทยาลัย มหาวิทยาลัยเชียงใหม่.
- Accuratus Ceramic Corporation. (2010). **Silicon Carbide Material Properties** [On-line]. Available: <http://accuratus.com/pdf/sicprops.pdf>
- Adams, D. F., Carlsson, L. A., and Pipes, R. B. (2003). **Experimental Characterization of Advanced Composite Materials**. Third Edition. Florida: CRC Press LLC.
- 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**. A 447: 355-360
- Akhlaghi, F., Lajevardi, A., and Maghanaki, H.M. (2004). Effects of casting temperature on the microstructure and wear resistance of compocast A356/SiC_p composites. **Journal of Materials Processing Technology**. 155-156: 1874-1880
- Alizadeh, M. (2011). Strengthening mechanisms in particulate Al/B₄C composites produced by repeated roll bonding process. **Journal of Alloys and Compounds**. 509: 2243-2247
- Aqida, S.N., Ghazali, M.I., and Hashim, J. (2004). Effects of porosity on mechanical properties of metal matrix composite: an overview. **Jurnal Teknologi**. 40(A): 17-32
- Arrak Klinbumrung. **Properties and Microstructure of Thermally Sprayed Aluminum – 12 Weight Percent Silicon Composite Coating Reinforced by Silicon Carbide Nanofiber**. M.S. thesis, Chiang Mai University, Thailand

- ASM International. (2004). **Aluminum-Silicon Casting Alloys** [on-line]. Available: http://www.asminternational.org/content/ASM/StoreFiles/06993G_Chapter_1.pdf
- Dieter, G.E. (1988). **MECHANICAL METALLURGY SI Metric Edition**. UK: McGraw-Hill Book Company.
- Emamy, M., Razaghian, A., Lashgari, H.R., and Abbasi, R. (2008). The effect of Al-5Ti-1B on the microstructure, hardness and tensile properties of Al₂O₃ and SiC-containing metal-matrix composite. **Materials Science and Engineering**, A 485: 210-217
- Fischer, L. (2004). **Literature Survey Report: Nano-Dispersion Strengthening of Aluminum** [on-line]. Available: <http://docs.exdat.com>
- Gruzleski, J.E., and Closset, B.M. (1999). **The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys**. United States of America: American Foundrymen's Society Des Plaines, Illinois.
- Hashim, J., Looney, L., and Hashmi, M.S.J. (1999). Metal matrix composites production by stir casting method. **Journal of Materials Processing Technology**, 92-93: 1-7
- Hashim, J., Looney, L., and Hashmi, M.S.J. (2001). The wettability of SiC particles by molten aluminum alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, 119: 324-328
- Hashim, J., Looney, L., and Hashmi, M.S.J. (2001). The enhancement of wettability of SiC particles in cast aluminum matrix composites. **Journal of Materials Processing Technology**, 119: 329-335
- Huashun, Y., Hongmei, C., Rendian, MA., and Guanghui, MIN. (2006). Frabrication of AlN-TiC/Al composites by gas injection processing. **Rare Metals**, 25 (6): 659
- Hull, D., and Clyne, T.W. (1996). **An Introduction to Composite Materials**. Second Edition. New York: Cambridge University Press.
- Kainer, K. U. (2006). **Metal matrix composites: Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering**. Germany: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA. Weinheim.
- Kalkanli, A., and Yilmaz, S. (2008) Synthesis and characterization of aluminum alloy 7075 reinforced with silicon carbide particulates. **Materials and Design**, 29: 775-780
- Kant Wirunphan. (2004). **A Study to Melting Parameters in Quality Control of Aluminum Alloy Casting**. M.S. thesis, Chiang Mai University, Thailand
- Kim, H. S. (2000). On the rule of mixtures for the hardness of particle reinforced composites. **Materials Science & Engineer**, A 289: 30-33

- Kipouros, G.J. (n.d.) **Rheology of Slags and Alloys Introduction** [On-line]. Available: <http://myweb.dal.ca/kipourgj/ferrous.htm#>
- Lai, S.W., Chung, D.D.L. (1994). Phase distribution and associated mechanical property distribution in silicon carbide particle-reinforced aluminium fabricated by liquid metal infiltration. **Journal of Materials Science**. 29: 2998-3016
- Migweld GmbH International. (n.d.) **Calculation of dew point** [On-line]. Available: <http://www.migweld.de/english/service/dew-point-calculator.html>
- Min, S. (2009). Effects of volume fraction of SiC particles on mechanical properties of SiC/Al composites. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**. 19: 1400-1404
- MRT casting. (2011). **Aluminum Casting Alloy LM25** [On-line]. Available: <http://www.mrt-castings.co.uk/aluminium-alloy-lm25.html>
- Paisarn Doungjak na Ayutthaya. (2004). **Mechanical Properties of Silicon Carbide-Aluminium Tetroxycarbide Nanofibers-Reinforced Aluminum Matrix Composite**. M.S. thesis, Chiang Mai University, Thailand
- Park, Y.S. (1998). **SEMICONDUCTORS AND SEMIMETALS: SiC Materials and Devices**. Volume 52. United States of America: Academic Press.
- Peach-Canul, M. I., Ortega-Celaya, F., and Peach-Canul, M.A. (2006) Influence of SiO₂ in SiC_p on microstructure and impact strength of Al/SiC_p composites fabricated by pressureless infiltration. **Mechanics of Composite Materials**. 42 (No.3) : 401-418
- Prabu, S. B., Karunamoorthy, L., Kathiresan, S., and Mohan, B. (2006) Influence of stirring time on distribution of particles in cast metal matrix composite. **Journal of Materials Processing Technology**. 171: 268-273
- Rauber, C., Lohmüller, A., Opel, S., and Singer, R.F. (2011). Microstructure and mechanical properties of SiC particle reinforced magnesium composites processed by injection molding. **Materials Science and Engineering A**. 528: 6313-6323
- Ravi, K.R., Pillai, R.M., Amaranathan, K.R., Pai, B.C. and Chakraborty, M. (2008). Fluidity of aluminum alloys and composites: A review. **Journal of Alloys and Compounds**. 456: 201-210
- Razaghian, A., Emamy, M., Najimi, A.A., and Seyed Ebrahimi, S.H. (2009). Sr effect on the microstructure and tensile properties of A357 aluminum alloy and Al₂O₃ / SiC-A357 cast composites. **Materials Characterization**. 60: 1361-1369

- Rodriguez-Castro, R., Wetherhold, R.C., and Kelestemur, M.H. (2002) Microstructure and mechanical behavior of functionally graded Al A359/SiCp composite. **Materials Science and Engineering**. A323: 445-456
- Seo, Y.H. and Kang, C.G. (1995). The effect of applied pressure on particle-dispersion characteristics and mechanical properties in melt-stirring squeeze-cast SiC_p/Al composites. **Journal of Materials Processing Technology**. 55: 370-379
- Sharfrin, E., Zisman, and William, A. (1960). Constitutive relations in the wetting of low energy surfaces and the theory of the retraction method. **The Journal of Physical Chemistry**. 64: 519-524
- Singla, M., Dwivedi, D.D., Singh, L., and Chawla, V. (2009). Development of Aluminium Based Silicon Carbide Particulate Metal Matrix Composite. **Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering**. 455-467
- Taha, M.A. (2001). Practicalization of cast metal matrix composite (MMCCs). **Materials and Design**. 22: 431-441
- Training in Aluminium Application Technologies. (2009). **TALAT Lecture 1402: Aluminium Matrix Composite Materials** [on-line]. Available: <http://core.materials.ac.uk>
- Wang, H., Zhang, R., Hu, X., Wang, C.A., and Huang, Y. (2008). Characterization of a powder metallurgy SiC/Cu-Al composite. **Journal of materials processing of technology**. 197: 43-48
- Warke V.S. (2003). **Removal of Hydrogen and Solid Particles from Molten Aluminum Alloys in the Rotating Impeller Degasser: Mathematical Models and Computer Simulations**. M.S. thesis, Worcester Polytechnic Institute, USA.
- Zalensas, D.L. (2001). **Aluminum Casting Technology**. 2nd Edition. United States of America: American Foundry Society Des Plaines, Illinois.



ตารางที่ ก.1 ค่าความหนาแน่นของน้ำ (Relative density of water)

| Temperature, °C | Relative density | Temperature, °C | Relative density |
|-----------------|------------------|-----------------|------------------|
| 4 | 1.000000 | 25 | 0.997074 |
| 5 | 0.999992 | 26 | 0.996813 |
| 6 | 0.999968 | 27 | 0.996542 |
| 7 | 0.999930 | 28 | 0.996262 |
| 8 | 0.999876 | 29 | 0.995974 |
| 9 | 0.999809 | 30 | 0.995676 |
| 10 | 0.999728 | 31 | 0.995369 |
| 11 | 0.999633 | 32 | 0.995054 |
| 12 | 0.999525 | 33 | 0.994731 |
| 13 | 0.999404 | 34 | 0.994399 |
| 14 | 0.999271 | 35 | 0.994059 |
| 15 | 0.999127 | 36 | 0.993712 |
| 16 | 0.998970 | 37 | 0.993357 |
| 17 | 0.998802 | 38 | 0.992994 |
| 18 | 0.998623 | 39 | 0.992623 |
| 19 | 0.998433 | 40 | 0.992246 |
| 20 | 0.998232 | 41 | 0.99186 |
| 21 | 0.998021 | 42 | 0.99147 |
| 22 | 0.997799 | 43 | 0.99107 |
| 23 | 0.997567 | 44 | 0.99066 |
| 24 | 0.997326 | 45 | 0.99024 |



บทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่

รายชื่อบทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่

Bunma M., Subporn P., Bobuangern R., Patthankitdamrong T., and Udomphol T. (2010). Effect of Powder-Injection Casting Process Parameters on Mechanical Properties of SiC_p-Reinforced Aluminum Composite. การประชุมวิชาการทางโลหะวิทยาแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 4, ณ อำเภอปากช่อง จังหวัดนครราชสีมา. วันที่ 17-19 พฤศจิกายน 2553

Bunma M. and Udomphol T. (2012). Process Parameter-Microstructure-Mechanical Property Relations of SiC_p-Reinforced Aluminum composites Produced by Powder-Injection Casting. การประชุมวิชาการทางโลหะวิทยาแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 5, ณ โรงแรมมิราเคิล แกรนด์ คอนเวนชั่น กรุงเทพมหานคร. วันที่ 19-20 มกราคม 2555



Effects of Powder-Injection Casting Process Parameters on Mechanical Properties of SiC_p-Reinforced Aluminum Composites

Mattika Bunma^{*}, Pornpan Subarpor^{}, Rattanaporn Dobuanger^{**}, Thanapon Patthankitdamrong^{**}, Thatsana Thuanwong^{**}, Tapany Udomphon^{***}**
^{}Graduate Program in Metallurgical Engineering (MEng), ^{**}Undergraduate Program in Metallurgical Engineering (BEng), ^{***}Lecturer at Metallurgical Engineering, Suranaree University of Technology*
E-mail: matt_bun@yahoo.com, Tel: 08-1966-3036, Fax: 0-4422-4836

This research studied effects of powder-injection casting parameters on mechanical properties of SiC_p-reinforced 356 aluminum composites. SiC_p with an average size of 10.5 micron was surface treated at 1000°C/4h prior to injecting into to the aluminum melt at 615°C. The injection was carried out via argon gas for 10 minutes at stirring speed of 1000 rpm by using a modified hydrogen degassing machine prior to pouring into cylindrical permanent moulds. The studied process parameters are i) SiC_p additions (0, 10, 15 wt %), ii) argon gas flow rate (5 and 10 l/min), and iii) casting temperatures (620 and 680°C). Microstructure examination was carried out using a digitized optical microscope. Brinell hardness was investigated to reveal the effects of powder-injection casting parameters on mechanical properties of aluminum composites.

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

Process Parameter-Microstructure-Mechanical Property Relations of SiC_p-Reinforced Aluminum Composites Produced by Powder-Injection Casting.

Mattika Bunma and Tapany Udomphon*

School of Metallurgical Engineering, Institute of Engineering, Suranaree University of Technology, Nakhon Ratchasima, Thailand

(Corresponding author. E-mail address: matt_bun@yahoo.co.th)*

Abstract

Aluminium composites are of interest for engineering applications such as electrical, and especially automotive applications and their final physical and mechanical properties are usually determined by fabrication techniques. This research aims to study effects of production parameters, which are i) SiC_p addition (0, 10, 15 wt. %), ii) argon gas flow rate (5 and 10 l/min), and iii) casting temperature (620 and 680°C), on integrity of the SiC_p-reinforced 356 aluminium composites fabricated by powder-injection casting using the modified flux injection degassing machine. Microstructure - mechanical property relations were constructed based on the predetermined process parameters. Aluminium 356 alloy was melted at 700°C and injected with pre-heat-treated SiC_p at 390°C. The injection was carried out via the argon gas for 15 minutes at a stirring speed of 1000 rpm using the modified flux injection degassing machine prior to pouring into cylindrical permanent moulds for microstructure and mechanical investigation. Experimental results showed that hydrogen degassing at 5 l/min of argon gas flow rate helped to produce good distribution of the SiC_p and decreased porosity in aluminum composite. Casting temperature at 650°C was found to be a key factor in improving hardness and tensile properties.

Keywords: *Aluminium composites, SiC_p-reinforced, Powder-injection casting, and Mechanical properties*

ประวัติผู้เขียน

นางสาวมัตติกา บุญมา เกิดเมื่อวันที่ 15 พฤษภาคม พ.ศ.2528 ที่จังหวัดลำปาง สำเร็จการศึกษาระดับชั้นประถมศึกษาจากโรงเรียนวิชานารี ตำบลเวียงเหนือ อำเภอเมือง จังหวัดลำปาง เมื่อปีพุทธศักราช 2539 ต่อมาได้สำเร็จการศึกษาระดับชั้นมัธยมศึกษาตอนต้นและตอนปลายจากโรงเรียนลำปางกัลยาณี ตำบลสวนดอก อำเภอเมือง จังหวัดลำปาง เมื่อปีพุทธศักราช 2545 และสำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรี สาขาวิชาวิศวกรรมขนส่ง จากมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี เมื่อปีพุทธศักราช 2550 เมื่อสำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรีได้เข้าทำงานในตำแหน่งผู้ช่วยนักวิจัยและวิศวกรเขียนแบบงานโยธา ที่หน่วยวิจัยพัฒนาทางด้านวิศวกรรมโยธา มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี (เมษายน พ.ศ. 2550–มีนาคม พ.ศ. 2551) จากนั้นได้เข้าศึกษาต่อในระดับบัณฑิตศึกษา สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ในปีพุทธศักราช 2551 นอกจากนี้มีงานวิจัยซึ่งได้เข้าร่วมนำเสนอผลงานในการประชุมวิชาการทางโลหะวิทยาแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 4 หัวข้อวิจัยเรื่อง “*Effects of Powder-Injection Casting Process Parameters on Mechanical Properties of SiC_p-Reinforced Aluminum Composites*” และได้เข้าร่วมนำเสนอผลงานในการประชุมวิชาการทางโลหะวิทยาแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 5 หัวข้อวิจัยเรื่อง “*Process Parameter-Microstructure-Mechanical Property Relations of SiC_p-Reinforced Aluminum composites Produced by Powder-Injection Casting*”