

การคิดขึ้นรูปผงอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

นางสาวเบญจวรรณ อินทร์ปัญญา

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต  
สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ  
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี  
ปีการศึกษา 2555

**POWDER INJECTION MOLDING OF SILICON CARBIDE  
PARTICULATE-REINFORCED  
ALUMINIUM ALLOY**

**Benchawan Inpanya**

**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 2012**

## การฉีดขึ้นรูปผงอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อนุมัติให้บัณฑิตวิทยาลัยฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษา  
ตามหลักสูตรปริญญาโทบริหารธุรกิจ

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

---

(ผศ. ดร. อุษณีย์ กิตติคำธร)

ประธานกรรมการ

---

(อ. ดร. ฐาปนี พัทธวิชัย)

กรรมการ (อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์)

---

(อ. ดร. ณัฏฐิตา ชวนเกริกกุล)

กรรมการ

---

(อ. ดร. รัตน์ บริสุทธิ์กุล)

กรรมการ

---

(ศ. ดร. ชูกิจ ลิ้มปิจำนงค์)

รองอธิการบดีฝ่ายวิชาการ

---

(รศ. ร.อ. ดร. กนต์ธร ชำนิประศาสน์)

คณบดีสำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

เบญจวรรณ อินทร์ปัญญา : การฉีดขึ้นรูปผงอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (POWDER INJECTION MOLDING OF SILICON CARBIDE PARTICULATE-REINFORCED ALUMINIUM ALLOY) อาจารย์ที่ปรึกษา : อาจารย์ ดร.ฐาปนีย์ พชรวิษญ์, 133 หน้า.

การวิจัยนี้ได้ศึกษาการฉีดขึ้นรูปผงอะลูมิเนียมผสมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยมีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาผลกระทบของตัวแปรในกระบวนการฉีดขึ้นรูปและการเผาผนึก คือ 1) เปอร์เซ็นต์ผงวัสดุที่ใช้ในการฉีดขึ้นรูป (% Solid loading) 2) อุณหภูมิในการเผาผนึก (Sintering temperature) และ 3) อัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจน (Nitrogen gas flow rate) ต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบ โดยวัสดุเชิงประกอบนี้จะประกอบด้วยผงโลหะอะลูมิเนียม 90 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร (เกรดทางการค้า Alumix 123) และอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ที่มีขนาดเฉลี่ย 87.6 และ 19.8 ไมครอน ตามลำดับ กระบวนการฉีดขึ้นรูปผงเริ่มจากการบดผสมระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และผงโลหะอะลูมิเนียมเป็นเวลา 2 ชั่วโมง โดยใช้ความเร็วรอบในการหมุนที่ 280 รอบต่อนาที ก่อนการผสมด้วยสารเชื่อมประสานทั้ง 3 ชนิด (โพลีโพรพิลีน กรดสเตียริก และ พาราฟิน แวกซ์) กระบวนการฉีดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 170 องศาเซลเซียส อุณหภูมิแม่พิมพ์ คือ 90 องศาเซลเซียส โดยใช้เครื่องฉีดขึ้นรูปขนาดเล็กในแนวตั้ง และใช้เปอร์เซ็นต์ผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูปที่ 52 55 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปถูกเผาผนึกในบรรยากาศแก๊สไนโตรเจนที่อุณหภูมิ 660-700 องศาเซลเซียส โดยใช้อัตราการไหลของแก๊สที่ 0.5 และ 1.0 ลิตรต่อนาที ชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปและชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกถูกนำมาตรวจสอบและวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค การวิเคราะห์ธาตุและสารประกอบ ความหนาแน่นรวม และค่าความแข็ง ผลการวิจัยพบว่า การเพิ่มเปอร์เซ็นต์ผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูปทำให้การฉีดขึ้นรูปยากมากขึ้น เปอร์เซ็นต์ผงวัสดุที่เหมาะสมในการฉีดขึ้นรูป คือ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร และกระบวนการฉีดขึ้นรูปผงให้โครงสร้างที่สม่ำเสมอของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในพื้นที่โลหะอะลูมิเนียม ส่วนการเพิ่มอุณหภูมิในการเผาผนึกจะทำให้ชิ้นงานเกิดการแน่นตัว มีความหนาแน่นและค่าความแข็งสูงขึ้น ส่วนรูพรุนมีปริมาณที่ลดลงเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการเผาผนึก พบการเกิดของสารประกอบอะลูมิเนียมไนไตรด์เมื่อเผาผนึกที่อุณหภูมิ 680 และ 700 องศาเซลเซียส นอกจากนี้ พบว่าการลดอัตราการไหลของแก๊สจาก 1.0 ลิตรต่อนาที เป็น 0.5 ลิตรต่อนาที ทำให้โครงสร้างจุลภาคและคุณสมบัติของวัสดุลดต่ำลง

สาขาวิชา วิศวกรรมโลหการ  
ปีการศึกษา 2555

ลายมือชื่อนักศึกษา \_\_\_\_\_  
ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา \_\_\_\_\_  
ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษาร่วม \_\_\_\_\_

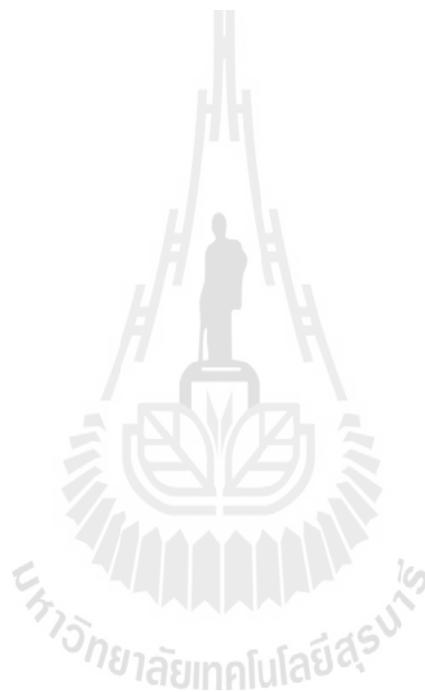
BENCHAWAN INPANYA : POWDER INJECTION MOLDING OF  
SILICON CARBIDE PARTICULATE-REINFORCED ALUMINIUM ALLOY.

THESIS ADVISOR : TAPANY PATCHARAWIT, Ph.D., 133 PP.

POWDER INJECTION MOLDING/ALUMINIUM COMPOSITE /SINTERING

This research studied Powder Injection Molding (PIM) of silicon carbide particulate-reinforced aluminium alloy. The objective of this research is to investigate the effects of powder injection molding and sintering parameters, which are i) % solid loading, ii) sintering temperature iii) nitrogen gas flow rate on microstructure and mechanical properties of the composite. The composite comprised 90 vol.% aluminium powder (commercial grade Alumix 123) and 10 vol.% silicon carbide particulate with average particle sizes of 87.6 and 19.8  $\mu\text{m}$  respectively. The PIM process started with ball mill mixing of silicon carbide particulate and aluminium powder for 2 hrs using a speed of 280 rpm before mixing with multi-component binder (polypropylene, stearic acid and paraffin wax). Powder injection molding was operated via a small vertical injection machine at 170 °C and mold temperature at 90 °C using mixed powder of 52, 55 and 58 vol.% solid loading. The green samples were sintered in a nitrogen atmosphere at 660-700 °C using gas flow rates of 0.5 and 1.0 l/min. The green and sintered samples were assessed via analysis on microstructure, elements and compounds, bulk density and hardness testing. It was found that increasing % solid loading made injection molding more difficult. Critical % solid loading are 55 vol.% to provide uniform composite microstructure, showing good distribution of silicon carbide particulate in the aluminium matrix. Densification of samples, bulk density and hardness increased with increasing sintering temperature

while porosity decreased. Aluminium nitride (AlN) formation was observed when sintering was operated at 680 and 700°C. However the reduction of nitrogen gas flow rate from 1.0 to 0.5 l/min produced inferior microstructure and properties.



School of Metallurgical Engineering

Academic Year 2012

Student's Signature \_\_\_\_\_

Advisor's Signature \_\_\_\_\_

Co-advisor's Signature \_\_\_\_\_

## กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จได้ ด้วยความอนุเคราะห์จากหน่วยงานและบุคคลหลายท่าน ซึ่งได้ให้คำแนะนำ และชี้แนวทางในการแก้ปัญหาในการทำวิทยานิพนธ์ ในโอกาสที่ผู้วิจัยขอขอบพระคุณหน่วยงานและบุคคลต่าง ๆ ได้แก่

อาจารย์ ดร.ฐาปนีย์ พัทธวิษญ์ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ผู้ให้ความรู้ทางวิชาการในด้านต่างๆ และให้คำปรึกษาที่มีประโยชน์อย่างยิ่งตลอดการทำวิทยานิพนธ์ครั้งนี้

อาจารย์ ดร.ณัฐธิดา ชวนเกริกกุล อาจารย์ที่ปรึกษาร่วมวิทยานิพนธ์ ผู้ให้ความรู้ทั้งทางด้านวิชาการ และเอื้ออำนวยเครื่องมือและอุปกรณ์จากสถาบันวิจัยโลหะและวัสดุ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ผศ. ดร.อุษณีย์ กิตติอักษร อาจารย์ ดร.รัตน บริสุทธิกุล และคณาจารย์ประจำสาขาวิศวกรรมโลหการ ทุกท่าน ที่เป็นผู้ให้ความรู้เป็นประโยชน์ต่อการวิจัยครั้งนี้

นางเอมอร ก่อเกียรติสกุล เจ้าหน้าที่บริหารงานทั่วไป สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการที่อำนวยความสะดวกในการติดต่อประสานกับหน่วยงานภายในและภายนอกมหาวิทยาลัย

เจ้าหน้าที่ประจำสถานปฏิบัติการ F1 F5 และ F6 ศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ซึ่งให้คำแนะนำในการใช้เครื่องมือต่างๆ ตลอดการทำวิจัยครั้งนี้เป็นอย่างดี

ขอขอบพระคุณ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ผู้ให้ทุนวิทยานิพนธ์บัณฑิตศึกษา เพื่อเป็นงบประมาณสนับสนุนในการทำวิจัย

สุดท้าย ขอกราบขอบพระคุณบิดา มารดา ที่ให้การส่งเสริมการศึกษาเป็นอย่างดีตลอดมา และเป็นกำลังใจที่ดีในการทำวิทยานิพนธ์ในครั้งนี้ให้สำเร็จลุล่วงไปด้วยดี

เบญจวรรณ อินทร์ปัญญา

# สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อ (ภาษาไทย).....	ก
บทคัดย่อ (ภาษาอังกฤษ).....	ข
กิตติกรรมประกาศ.....	ง
สารบัญ.....	จ
สารบัญตาราง.....	ช
สารบัญรูปภาพ.....	ซ
<b>บทที่</b>	
<b>1 บทนำ.....</b>	<b>1</b>
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย.....	5
1.3 สมมุติฐานของการวิจัย.....	6
1.4 ขอบเขตของการวิจัย.....	7
1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	8
<b>2 ปรัชญ่วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....</b>	<b>9</b>
2.1 วัสดุเชิงประกอบ.....	9
2.1.1 การแบ่งประเภทของวัสดุเชิงประกอบ.....	9
2.1.2 วัสดุเชิงประกอบพื้น โลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วย อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์.....	11
2.2 กระบวนการ โลหวิทยาโลหะผง.....	12
2.2.1 ผงวัสดุ.....	13
2.2.2 สารเชื่อมประสาน.....	20
2.2.3 การกำหนดส่วนผสมของผงวัสดุและสารเชื่อมประสาน.....	23
2.2.4 การฉีดขึ้นรูป.....	24
2.2.5 การแยกสารเชื่อมประสานออก.....	26

## สารบัญ (ต่อ)

หน้า

2.2.6	การเผาผนึก.....	28
2.3	การวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	39
<b>3</b>	<b>วัสดุ อุปกรณ์ และวิธีการทดลอง.....</b>	<b>49</b>
3.1	วัสดุและอุปกรณ์ที่ใช้ในการวิจัย.....	51
3.1.1	วัสดุที่ใช้ในการวิจัย.....	51
3.1.2	เครื่องมือและอุปกรณ์ที่ใช้ในการวิจัย.....	53
3.2	ขั้นตอนและวิธีการดำเนินการวิจัย.....	63
<b>4</b>	<b>ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง.....</b>	<b>75</b>
4.1	ผลการวิเคราะห์ขนาดและรูปทรงอนุภาค.....	75
4.2	ผลการวิเคราะห์สารเชื่อมประสาน.....	79
4.3	ผลการทดสอบและวิเคราะห์ชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป.....	81
4.4	ผลการทดสอบและวิเคราะห์ชิ้นงานหลังการเผาผนึก.....	87
4.5	ผลการทดสอบผลกระทบของอัตราการใช้ของแก๊สไนโตรเจน ต่อสมบัติชิ้นงานหลังการเผาผนึก.....	110
4.6	วิเคราะห์ผลการทดลอง.....	114
<b>5</b>	<b>สรุปการทดลอง.....</b>	<b>118</b>
	รายการอ้างอิง.....	120
	ภาคผนวก.....	123
	ภาคผนวก ก. บทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์ในระหว่างศึกษา.....	123
	ประวัติผู้วิจัย.....	133

## สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
1.1	ตัวแปรในกระบวนการฉีดขึ้นรูปโดยกำหนดให้มีชิลิคอนคาร์ไบด์ 10 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร..... 7
2.1	การเปรียบเทียบเทคนิคในการผลิตผงวัสดุขนาดเล็ก..... 16
2.2	อุณหภูมิการหลอมเหลวของสารเชื่อมประสานชนิดต่างๆ..... 21
2.3	ตัวอย่างของ Feedstock สำหรับกระบวนการฉีดขึ้นรูป..... 22
3.1	ส่วนผสมทางเคมีของผงอะลูมิเนียม..... 51
4.1	ค่า $S_w$ , $D_{10}$ , $D_{50}$ และ $D_{90}$ ของผงโลหะอะลูมิเนียมและอนุภาคชิลิคอนคาร์ไบด์..... 76
4.2	ขนาดเฉลี่ยของเกรนอะลูมิเนียมหลังการเผาผนึกที่อุณหภูมิต่างๆ..... 93
4.3	ค่าเปอร์เซ็นต์การหดตัวของชิ้นงานหลังการเผาผนึก..... 105

## สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
1.1	ชิ้นส่วนของระบบส่งกำลังที่ผลิตขึ้นจากกรรมวิธีทางโลหะผง.....2
1.2	ส่วนแบ่งร้อยละของผลิตภัณฑ์จากกรรมวิธีทางโลหะผง.....3
1.3	เครื่องมือฉีดขึ้นรูปวัสดุผง.....5
2.1	วัสดุเชิงประกอบที่เสริมแรงด้วยเฟสชนิดต่างๆ.....10
2.2	แผนผังขั้นตอนของกระบวนการ โลหะผง.....13
2.3	แผนภาพกลไกการลดขนาดของโลหะผงด้วยกระบวนการบดผสม (Ball milling).....14
2.4	วิธีการอะตอมไมเซชันด้วยก๊าซแนวตั้ง.....15
2.5	รูปร่างของอนุภาคผงวัสดุ ก) Spherical ข) Ligamental ค) Agglomerated cubes ง) Irregular จ) Angular ฉ) Spiky ช) Dendritic และ ซ) Spongy.....17
2.6	ฮิสโทแกรมข้อมูลของขนาดอนุภาคในสเกลล็อก.....19
2.7	กราฟของการแจกแจงขนาดอนุภาคสะสม.....20
2.8	ปริมาณผงโลหะและสารเชื่อมประสานที่ถูกผสมให้เข้ากัน ก) สารเชื่อมประสานมาก, ข) สารเชื่อมประสานที่สมดุล และ ค) สารเชื่อมประสานน้อย.....24
2.9	แนวความคิดของการฉีดขึ้นรูปผงวัสดุ.....25
2.10	ลำดับขั้นตอนของการฉีดขึ้นรูปผงวัสดุ.....26
2.11	กลไกของการแยกสารเชื่อมประสานออกด้วยความร้อน (Thermal debinding).....28
2.12	ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) แสดงการฟอร์มตัวของคอคอดเนื่องจากการเผาผนึก.....29
2.13	แบบจำลองการเผาผนึกอนุภาคทรงกลมสองอนุภาคที่พัฒนาพันธะระหว่างอนุภาค เริ่มต้นจากจุดสัมผัสการเพิ่มขนาดของคอคอดสร้างขอบเกรน ที่รอยต่อระหว่างอนุภาคและในที่สุดรวมเป็นหนึ่งอนุภาคใหญ่.....31
2.14	Three particles in contact with sinter necks growing.....32

## สารบัญญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.15	โครงสร้างจุลภาคของทั้งสเดน.....33
2.16	โครงสร้างที่เปลี่ยนไปของผงวัสดุในการเผาผนึก.....34
2.17	รูปร่างรูพรุนในการเผาผนึกแตกต่างกันตามตำแหน่งของรูพรุน..... 35
2.18	การเปลี่ยนแปลงรูปร่างของรูพรุนตามปริมาณการเผาผนึก.....35
2.19	การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของรูพรุนขณะเผาผนึก เริ่มต้นจากอนุภาคมีจุดสัมผัสกัน ต่อมาปริมาตรของรูพรุนลดลงและมีความราบเรียบขึ้น และเมื่อรูพรุนกลายเป็น ทรงกลมถูกแทนที่ด้วยขอบเกรน ..... 36
2.20	ลำดับการแยกตัวออกของรูพรุนในขั้นตอนสุดท้ายการเผาผนึก ก) รูพรุนบนขอบเกรน แสดงมุมของแข็ง-ไอที่สมดุล ข) และ ค) การโตของเกรนที่ลากรูพรุนไปด้วย และ ง) รูพรุนเดี่ยวเพราะขอบเกรนแยกตัวออก.....37
2.21	ลักษณะที่เป็นไปได้สองแบบของรูพรุนและขอบเกรนในขณะเผาผนึก ก) รูพรุนที่อยู่ตามขอบเกรนทำให้มีการแน่นตัว และ ข) รูพรุนที่แยกตัวออกจากขอบเกรนไม่ทำให้เกิดความหนาแน่น.....38
2.22	มุมในการเป็ยกและความสามารถในการเป็ยก..... 39
2.23	เฟสโคอะแกรมของอะลูมิเนียมและทองแดง .....40
2.24	ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ของผงโลหะ อะลูมิเนียม ขนาด 100 ไมครอน หลังจากการให้ความร้อนที่ 550 องศาเซลเซียส.....41
2.25	ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ของผงโลหะ อะลูมิเนียม ขนาด 100 ไมครอนหลังจากการให้ความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียส.....41
2.26	โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ก) ใช้ผงอะลูมิเนียมขนาด 25 ไมครอน และ ข) 100 ไมครอน ภายหลังจากการอัดขึ้นรูปที่ 600 องศาเซลเซียส.....42
2.27	ผล X-Ray Diffraction (XRD) ของชิ้นงานหลังการเผาผนึกที่อุณหภูมิต่างๆ..... 43
2.28	ค่าความแข็งของวัสดุเชิงประกอบพื้น โลหะอะลูมิเนียมเสริมแรง ด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่อุณหภูมิต่างๆ.....44
2.29	โครงสร้างของวัสดุเชิงประกอบพื้น โลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์ ที่อุณหภูมิต่างๆ ก) 650 ข) 700 ค) 750 และ ง) 800 องศาเซลเซียส.....45

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.30	ค่าความแข็งแรงดัด (Bending strength) ของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ เทียบกับอุณหภูมิในการเผาผนึก..... 46
3.1	ขั้นตอนการฉีดขึ้นรูปผงอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์.....50
3.2	วัสดุที่ใช้ในการวิจัย.....52
3.3	เครื่องมือสำหรับวิเคราะห์วัสดุ.....53
3.4	เครื่องมือและอุปกรณ์สำหรับกระบวนการเตรียมผงวัสดุ.....55
3.4	เครื่องมือและอุปกรณ์สำหรับกระบวนการเตรียมผงวัสดุ (ต่อ).....56
3.5	เครื่องมือและอุปกรณ์สำหรับกระบวนการฉีดขึ้นรูป.....57
3.6	เครื่องมือและอุปกรณ์ในการแยกสารเชื่อมประสานและการเผาผนึก.....58
3.7	เครื่องมือและอุปกรณ์สำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค.....60
3.8	เครื่องมือสำหรับวัดและทดสอบคุณสมบัติเชิงกล..... 62
3.9	แผนภาพกระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผง.....63
3.10	การบดผสมระหว่างผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์.....65
3.11	การแยกผงวัสดุออกจากลูกบดเซอร์โคเนีย..... 66
3.12	ผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านกระบวนการบดผสม (Ball milling)..... 66
3.13	การหลอมของโพลีโพรพิลีน..... 67
3.14	ผงวัสดุที่ใช้ในการฉีดขึ้นรูป.....68
3.15	การฉีดขึ้นรูปของผงวัสดุ.....68
3.16	ชิ้นงานที่ผ่านการฉีดขึ้นรูป.....69
3.17	การทดสอบค่าความต้านทานแรงดัด (Bending test)..... 71
3.18	การแช่ชิ้นงานในเฮกเซน..... 71
3.19	การเตรียมชิ้นงานก่อนทำการเผาผนึก.....72
3.20	ภาพจำลอง อุณหภูมิ และเวลาในกระบวนการเผาผนึก.....73
4.1	กราฟการกระจายตัวของขนาดผงวัสดุ.....76

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.2	กราฟการแจกแจงขนาดผงวัสดุผสมที่ D <sub>10</sub> D <sub>50</sub> และ D <sub>90</sub> .....77
4.3	ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ของผงโลหะอะลูมิเนียม ที่กำลังขยาย 200 เท่า.....78
4.4	ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่กำลังขยาย 200 เท่า.....78
4.5	ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ของผงโลหะอะลูมิเนียม และอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการบดผสม (Ball milling) ที่กำลังขยาย 200 เท่า.....79
4.6	ผลการวิเคราะห์ด้วย Differential Scanning Calorimetry (DSC).....80
4.7	ผลการวิเคราะห์ด้วย Thermogravimetric Analysis (TGA).....81
4.8	ชิ้นงานหลังการฉีดขึ้นรูป (Green samples).....82
4.9	โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียม เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ภายหลังการฉีดขึ้นรูป (Green samples) ที่กำลังขยาย 5 เท่า.....83
4.10	โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วย อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ภายหลังการฉีดขึ้นรูป ที่กำลังขยาย 10 เท่าและ 50 เท่า.....84
4.11	ความหนาแน่นที่ได้จากการทดสอบเปรียบเทียบกับความหนาแน่นทางทฤษฎี.....85
4.12	ค่าความแข็งแบบ Shore D ของชิ้นงานที่ฉีดขึ้นรูปที่ 52 55 และ 58 เปอร์เซนต์โดยปริมาตร.....86
4.13	ค่าความแข็งแรงดัด (Bending strength) ของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป ที่ 52 55 และ 58 เปอร์เซนต์โดยปริมาตร.....87
4.14	โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาค ซิลิคอนคาร์ไบด์ฉีดขึ้นรูปที่ 52 เปอร์เซนต์โดยปริมาตร..... 89
4.15	โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาค ซิลิคอนคาร์ไบด์ฉีดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซนต์โดยปริมาตร.....90
4.16	โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาค ซิลิคอนคาร์ไบด์ฉีดขึ้นรูปที่ 58 เปอร์เซนต์โดยปริมาตร..... 91

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.17	โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ชนิดขึ้นรูปที่ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร กำลังขยาย 100 เท่า.....92
4.18	โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ชนิดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร กำลังขยาย 100 เท่า.....95
4.19	โครงสร้างจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) แสดงโครงสร้างของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์..... 96
4.20	การวิเคราะห์ด้วยเครื่องวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณ (EDX) ของโครงสร้างวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์.....97
4.21	บริเวณที่วิเคราะห์ด้วยเครื่องวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณ (EDX)..... 98
4.22	กราฟของการวิเคราะห์ด้วยเครื่องวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณ (EDX) ของโครงสร้างวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์ ..... 99
4.23	ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค X-Ray Diffraction (XRD) ของชิ้นงานหลังการเผาผนึกที่ 660 องศาเซลเซียส.....101
4.24	ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค X-Ray Diffraction (XRD) ของชิ้นงานหลังการเผาผนึกที่ 680 องศาเซลเซียส.....101
4.25	ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค X-Ray Diffraction (XRD) ของชิ้นงานหลังการเผาผนึกที่ 700 องศาเซลเซียส.....102
4.26	ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค X-Ray Diffraction (XRD) ของชิ้นงานหลังการเผาผนึกที่ 660 680 และ 700 องศาเซลเซียส.....102
4.27	ค่าความหนาแน่นที่ได้จากการทดสอบเปรียบเทียบกับความความหนาแน่นทางทฤษฎีของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกที่ 660 680 และ 700 องศาเซลเซียส.....103
4.28	ชิ้นงานชนิดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ภายหลังการกำจัดสารเชื่อมประสานและภายหลังการเผาผนึกที่ 700 องศาเซลเซียส.....105
4.29	ค่าการหดตัวของชิ้นงานที่อุณหภูมิเผาผนึกต่างกัน.....106
4.30	ค่าความแข็งมหภาคของชิ้นงานแบบวิกเกอร์สที่อุณหภูมิการเผาผนึกต่างกัน.....107

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.31 รอยกดของการทดสอบความแข็งมหภาคแบบวิกเกอร์สที่กำลังขยาย 20 เท่า.....	107
4.32 ค่าความแข็งของชิ้นงานแบบนาโนของชิ้นงานที่ฉีดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ที่อุณหภูมิการเผาผนึกต่างกัน.....	108
4.33 รอยกดของการทดสอบความแข็งแบบนาโนวิกเกอร์ส ที่กำลังขยาย 50 เท่า.....	109
4.34 ค่าความแข็งแบบนาโนและมอดุลัสที่ได้จากการคำนวณ ของชิ้นงานฉีดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตรตามอุณหภูมิการเผาผนึก.....	109
4.35 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ฉีดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร โดยใช้แก๊สไนโตรเจน 0.5 ลิตรต่อนาที.....	112
4.36 ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานที่ฉีดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร โดยใช้อัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจน 1.0 และ 0.5 ลิตรต่อนาที.....	113
4.37 ค่าความแข็งมหัพภาคแบบวิกเกอร์สของชิ้นงานที่ฉีดขึ้นรูปที่ 55%โดยปริมาตร ที่อุณหภูมิการเผาผนึก 660-700 องศาเซลเซียส.....	114



# บทที่ 1

## บทนำ

### 1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

ในปัจจุบันวัสดุเชิงประกอบได้รับความสนใจจากภาคอุตสาหกรรมเป็นอย่างมาก และมีแนวโน้มที่จะถูกนำมาใช้งานเพิ่มสูงขึ้นเรื่อยๆ วัสดุเชิงประกอบเป็นวัสดุทางวิศวกรรมซึ่งประกอบด้วยวัสดุตั้งแต่สองชนิดขึ้นไปโดยจะประกอบด้วยวัสดุพื้น (Matrix) และวัสดุเสริมแรง (Reinforcing material) โดยวัตถุประสงค์ในการพัฒนาวัสดุเชิงประกอบนี้เพื่อทำให้วัสดุมีสมบัติที่เปลี่ยนแปลงตามความต้องการในการใช้งาน เช่น เพิ่มความแข็ง ความแข็งแรง และความแกร่ง เป็นต้น (แม้น อมรสิทธิ์, สมชัย อัครทิวา และ ธรรมนุญ อุคมมัน, 2553)

วัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะ หรือ Metal Matrix Composite (MMCs) ส่วนใหญ่ถูกนำมาใช้เป็นชิ้นส่วนในอุตสาหกรรมอากาศยาน อุตสาหกรรมการต่อเรือ ชิ้นส่วนอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ อุตสาหกรรมรถยนต์ และเมื่อก้าวถึง MMCs วัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมจะได้รับความสนใจและถูกนำมาพัฒนามากขึ้นในปัจจุบัน เนื่องจากมีสมบัติที่ดีหลายประการ เช่น มีความแข็งแรงต่อน้ำหนักสูง มีอายุการใช้งานได้นาน ทนต่ออุณหภูมิสูง ด้านทานการสึกหรอ ทนต่อการกัดกร่อนได้ดี และมีค่าโมดูลัสสูง และเนื่องจากสมบัติที่มีน้ำหนักเบาเมื่อนำมาผลิตชิ้นส่วนในอุตสาหกรรมยานยนต์จะสามารถลดน้ำหนักของยานยนต์ทำให้ลดการใช้น้ำมันเชื้อเพลิง อีกทั้งยังมีแนวโน้มในการใช้งานในรถยนต์ขับเคลื่อนด้วยไฟฟ้า (Electric cars) ที่กำลังได้รับความสนใจอย่างมากในปัจจุบัน

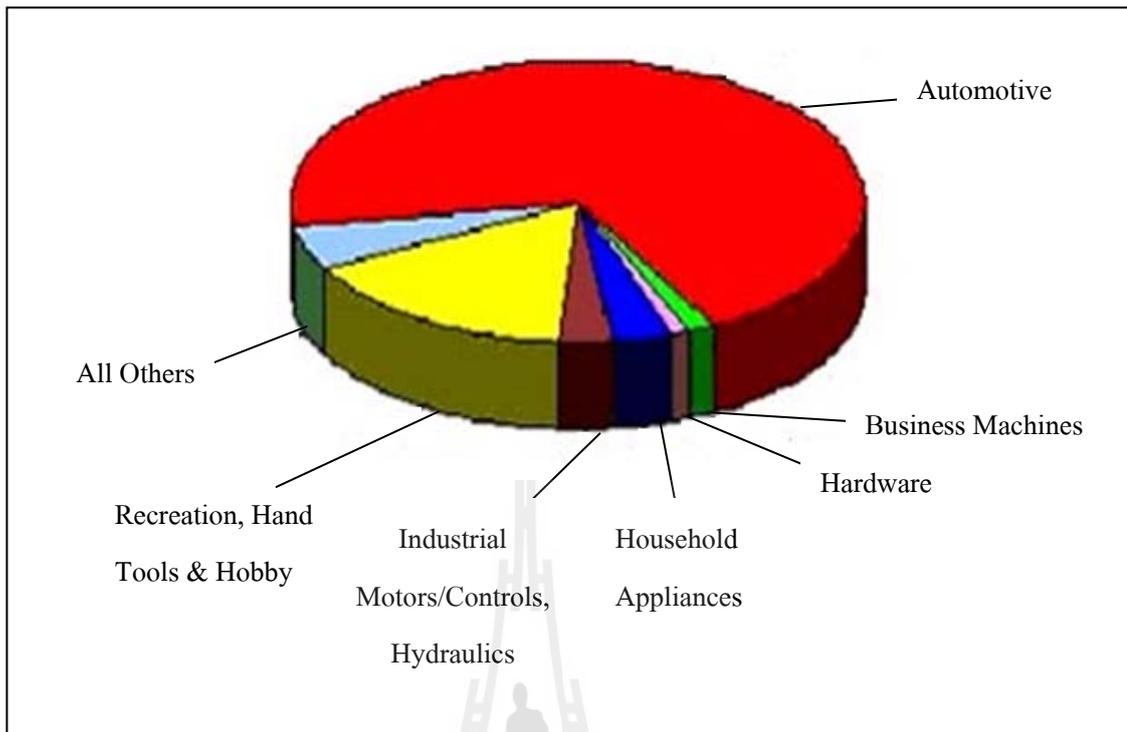
งานศึกษาวิจัยหลากหลาย ได้มีการพัฒนาเทคนิคกระบวนการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมด้วยวิธีการต่างๆ เช่น การกวนผสมหล่อขึ้นรูป (Stir casting) การหล่อขึ้นรูปแบบกึ่งแข็งกึ่งเหลว (Semi-solid casting) Liquid infiltration squeeze casting และ โลหวิทยาโลหะผง (Powder metallurgy) แต่อย่างไรก็ดีการผลิตวัสดุเชิงประกอบดังกล่าวยังประสบปัญหาเรื่องการขึ้นรูปชิ้นงานเพื่อให้ได้โครงสร้างจุลภาคที่สม่ำเสมอ โดยเฉพาะอย่างยิ่งปัญหาการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรง ปัญหาเรื่องความสามารถในการเปียก (Wettability) ระหว่างวัสดุเสริมแรง (อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์) และโลหะพื้นอะลูมิเนียม และปัญหาการเกิดสารประกอบอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ ( $Al_4C_3$ ) ที่มีความเปราะระหว่างรอยต่อพื้นผิว (Interface) ของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และเนื้อพื้นอะลูมิเนียมเมื่อขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูง ซึ่งมีผลกระทบโดยตรงต่อสมบัติเชิงกลเมื่อนำไปใช้งาน

กระบวนการขึ้นรูปด้วยกรรมวิธีโลหวิทยาโลหะผง สามารถผลิตชิ้นงานได้โดยทำให้เกิดการสูญเสียเนื้อวัสดุในอัตราที่ต่ำมาก ชิ้นส่วนที่ผลิตจากกรรมวิธีทางโลหะผงได้ก้าวเข้ามามีบทบาทในอุตสาหกรรมเป็นอย่างมาก เนื่องจากข้อได้เปรียบหลายประการเมื่อเทียบกับกรรมวิธีการผลิตอื่นๆ โดยเฉพาะอย่างยิ่ง ในด้านของต้นทุนการผลิตที่ลดลง รวมถึงน้ำหนักที่ลดลงของชิ้นส่วนด้วย ดังนั้นเมื่อพิจารณาอุตสาหกรรมด้านต่างๆ ในปัจจุบันพบว่าชิ้นส่วนที่ผลิตจากกรรมวิธีโลหะผงได้รับการนำไปใช้อย่างมากในอุตสาหกรรมด้านยานยนต์ และยังมี การนำไปใช้ในด้านอุตสาหกรรมการเกษตร ด้านการแพทย์ เป็นต้น



รูปที่ 1.1 ชิ้นส่วนของระบบส่งกำลังที่ผลิตขึ้นจากกรรมวิธีทางโลหะผง

(Metal Powder Industries Federation: MPIF, www, 2012)



รูปที่ 1.2 ส่วนแบ่งร้อยละของผลิตภัณฑ์จากกรรมวิธีทางโลหะพวง  
(ดร. ไสว คำนชัยจิตร, www, 2012)



สำหรับในประเทศไทย ได้เกิดการขยายตัวของอุตสาหกรรมโลหะผงเป็นอย่างมากเพื่อตอบสนองต่อการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ โดยสามารถพิจารณาได้จากปริมาณการนำเข้าผงโลหะเพื่อการผลิตชิ้นส่วนต่างๆ ที่เพิ่มมากขึ้นทุกปีและจำนวนการผลิตยานยนต์ที่ขยายตัวต่อเนื่อง โดยในปี 2544 มีปริมาณการนำเข้าผงโลหะ จำนวน 4,265 ตัน (Sumitomo Electric Sintered Components, www, 2012) ทั้งนี้ชิ้นงานที่ผลิตขึ้นได้จากกรรมวิธีโลหะผงภายในประเทศไทย ยังมีรูปร่างที่ไม่ซับซ้อน ส่วนใหญ่อยู่ในกลุ่มของชิ้นส่วนยานยนต์และเครื่องใช้ไฟฟ้า อุตสาหกรรมโลหะผงได้รับการคาดหวังว่าจะมีการเติบโตในอัตราที่สูงมากในอนาคต เนื่องมาจากการพัฒนาทางด้านเทคโนโลยีทางด้านกระบวนการของการผลิตโลหะผง เช่น Hot Isostatic Pressing และ Powder Injection Molding เป็นต้น ซึ่งทำให้ชิ้นส่วนที่ผลิตได้มีคุณสมบัติที่เหมาะสมและตอบสนองต่อความต้องการใช้งานที่หลากหลายจากอุตสาหกรรม อุตสาหกรรมโลหะผงจึงนับได้ว่าเป็นอีกหนึ่งอุตสาหกรรมที่สามารถแข่งขันได้ในตลาดและมีศักยภาพอย่างสูงในการแข่งขันในโลกรธุรกิจในปัจจุบัน

งานศึกษาวิจัยเพื่อขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบด้วยวิธีการโลหวิทยาโลหะผงมีการศึกษาเป็นที่แพร่หลาย แต่การศึกษาวิจัยขึ้นรูปด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผงนั้นยังไม่เป็นที่แพร่หลายเนื่องจากมีข้อจำกัดในเรื่องของเครื่องมืออุปกรณ์ฉีดขึ้นรูปที่มีขนาดใหญ่ ซึ่งต้องการใช้ผงโลหะที่มีราคาแพงในปริมาณมาก ในงานวิจัยนี้จึงมีจุดมุ่งหมายที่จะขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง (Powder Injection Molding : PIM) โดยใช้เครื่องฉีดขึ้นรูปผงขนาดเล็ก ดังแสดงในรูปที่ 1.3 ซึ่งเอื้ออำนวยในการศึกษาตัวแปรต่างๆ ในกระบวนการฉีดขึ้นรูปให้ได้ชิ้นงานตามต้องการ โดยที่ใช้ต้นทุนของวัสดุไม่สูงมาก และเพื่อเป็นอีกทางเลือกหนึ่งในการพัฒนาวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์สำหรับใช้งานทางวิศวกรรม เนื่องจากการฉีดขึ้นรูปโลหะผงนี้มีความได้เปรียบในการผลิตชิ้นส่วนที่มีขนาดเล็ก มีความแม่นยำสูง และใช้อุณหภูมิในการขึ้นรูปต่ำ เพื่อลดปัญหาการกระจายตัว ความสามารถในการเปียก และการแยกตัวของวัสดุเสริมแรง

จากเหตุผลที่กล่าวมา งานวิจัยนี้จึงได้มุ่งเน้นการศึกษาเบื้องต้นของตัวแปรที่สำคัญในกระบวนการฉีดขึ้นรูปผงอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งตัวแปรในกระบวนการฉีดขึ้นรูปผงได้แก่ 1) เฟอร์เซ็นต์ผงวัสดุที่ใช้ในการขึ้นรูป (%Solid loading) 2) อุณหภูมิในการเผาผนึก (Sintering temperature) และ 3) อัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจน (Nitrogen gas flow rate) เพื่อสามารถหาตัวแปรในการฉีดขึ้นรูปที่เหมาะสมสำหรับการพัฒนาวัสดุเชิงประกอบให้มีโครงสร้างจุลภาคที่สม่ำเสมอ สมบัติทางกายภาพและเชิงกลที่ต้องการ และเป็น

ข้อมูลพื้นฐานสำหรับการพัฒนาการฉีดขึ้นรูปผงอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์  
ในลำดับต่อไป



รูปที่ 1.3 เครื่องมือฉีดขึ้นรูปวัสดุผง (สถาบันวิจัยโลหะและวัสดุ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย)

## 1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย

1.2.1 เพื่อศึกษาตัวแปรในกระบวนการฉีดขึ้นรูปและเผาผนึกของผงอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งตัวแปรที่ใช้ในกระบวนการฉีดขึ้นรูปและเผาผนึกประกอบด้วย เปอร์เซ็นต์ผงวัสดุที่ใช้ในการขึ้นรูป (%Solid loading) อุณหภูมิในการเผาผนึก (Sintering temperature) และอัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจน (Nitrogen gas flow rate)

1.2.2 เพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของวัสดุที่ได้จากกระบวนการฉีดขึ้นรูปผงอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และการเผาผนึก

### 1.3 สมมุติฐานของการวิจัย

1.3.1 การศึกษาวิจัยครั้งนี้เลือกใช้ผงอะลูมิเนียมผสมขนาดอนุภาคเฉลี่ย 87.6 ไมครอน ซึ่งมีองค์ประกอบทางเคมีคือ ทองแดง (Cu) 4.2-4.8 แมกนีเซียม (Mg) 0.4-0.6 และซิลิคอน (Si) 0.5-0.7 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก มีชื่อทางการค้าคือ Alumix 123 การที่มีปริมาณทองแดงค่อนข้างสูง นอกจากจะทำให้กลไกความแข็งแรงแบบ Solid solution strengthening แล้วการเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาดเฉลี่ย 19.8 ไมครอนจะทำให้สมบัติเชิงกลเพิ่มขึ้น รวมถึงสามารถเพิ่มสมบัติความแข็งแรงและความแข็งแรงด้วยกระบวนการทางความร้อน (Precipitation hardening) ในการศึกษาในขั้นต่อไปได้ โดยการฉีดขึ้นรูปจากผงวัสดุที่ผ่านกระบวนการบดผสม (Ball milling) คาดว่าจะให้โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่มีความสม่ำเสมอ มีการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ดี และยังทำให้ออกไซด์บริเวณผิวของผงอะลูมิเนียมเกิดการแตก นอกจากนี้ การเลือกใช้ผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาดแตกต่างกัน โดยมีสัดส่วนอนุภาคขนาดใหญ่ ( $D_L$ ) ต่ออนุภาคขนาดเล็ก ( $D_S$ ) หรือ particle size ratio ( $D_L/D_S$ ) ประมาณ 4.42 น่าจะส่งผลให้สัดส่วนความหนาแน่น (Fractional density) เพิ่มขึ้นเนื่องจากการจัดเรียงของอนุภาค (Particle packing) ดีขึ้น มีผลทำให้สมบัติเชิงกลเพิ่มขึ้น

1.3.2 การปรับปรุงพื้นผิวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกระบวนการทางความร้อน (Surface treatment) โดยการอบที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง เพื่อทำให้เกิดฟิล์มของซิลิคอนไดออกไซด์ ( $SiO_2$ ) ช่วยในการลดการเกิดอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ ( $Al_4C_3$ ) ที่มีความเปราะสูงและทำให้เกิดการเสื่อมสภาพ (Degradation) ในระหว่างการใช้งาน โดยรวมกับความชื้นเกิดเป็น  $Al(OH)_3$  เป็นผลทำให้สมบัติเชิงกลลดลง

1.3.3 เปอร์เซ็นต์วัสดุผงที่ใช้ในการขึ้นรูป (%Solid loading) มีผลอย่างมากต่อสมบัติภายหลังการฉีดขึ้นรูปและการเผาผนึก การทดลองโดยใช้เปอร์เซ็นต์ผงวัสดุในช่วง 52 55 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร น่าจะเป็นช่วงที่สามารถฉีดขึ้นรูปได้และให้สมบัติทางกายภาพและเชิงกลที่ดี

1.3.4 การเพิ่มอุณหภูมิในการเผาผนึก น่าจะทำให้ปริมาณรูพรุนลดลง และทำให้โครงสร้างของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เกิดการแน่นตัว (Densification) มากขึ้น

1.3.5 การปรับอัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจนจาก 1.0 ลิตรต่อนาที่ เป็น 0.5 ลิตรต่อนาที่ น่าจะส่งผลในเรื่องกระบวนการเผาผนึก เนื่องจากบรรยากาศที่มีแก๊สไนโตรเจนส่งเสริมให้เกิดปฏิกิริยาระหว่างกระบวนการเผาผนึก

## 1.4 ขอบเขตของการวิจัย

1.4.1 ในกระบวนการฉีดขึ้นรูปผงอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ จะใช้เปอร์เซ็นต์ผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูป (%Solid loading) คือ 52 55 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร

1.4.2 ฉีดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 170 องศาเซลเซียส อุณหภูมิแม่พิมพ์ 90 องศาเซลเซียส

1.4.3 อุณหภูมิในการเผาผนึกที่ 660 680 และ 700 องศาเซลเซียส โดยใช้อัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจน 1 และ 0.5 ลิตรต่อนาที

1.4.4 วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วย กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope), กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope: SEM) และทดสอบความหนาแน่นรวม (Bulk density)

1.4.5 ทดสอบสมบัติเชิงกลของวัสดุโดยการทดสอบความต้านทานแรงคด (Bending strength) ความแข็งแบบ Shore D แมคโครวิกเกอร์ส (Macro vickers hardness) และนาโนวิกเกอร์ส (Nano Vickers hardness)

ตารางที่ 1.1 ตัวแปรในกระบวนการฉีดขึ้นรูปโดยกำหนดให้มีซิลิคอนคาร์ไบด์ ( $\text{SiC}_p$ ) 10 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร

สถานะที่	ผงวัสดุ (โดยปริมาตร)	สารเชื่อมประสาน (โดยปริมาตร)	อัตราส่วนระหว่างสารเชื่อมประสาน (โดยปริมาตร)	อุณหภูมิการเผาผนึก (องศาเซลเซียส)	อัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจน (ลิตรต่อนาที)
1	52	48	65 : 30 : 5	660,680,700	1.0
2	55	45	65 : 30 : 5	660,680,700	1.0
3	58	42	65 : 30 : 5	660,680,700	1.0
4	55	45	65: 30 : 5	660,700	0.5

\*\*หมายเหตุ อัตราส่วนระหว่างสารเชื่อมประสานคือ Paraffin wax, PW : Polypropylene, PP : Stearic acid, SA

## 1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.5.1 สามารถหาสภาวะที่เหมาะสมในการฉีดขึ้นรูปและอุณหภูมิในการเผาผนึกของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ได้

1.5.2 สามารถทราบถึงผลกระทบของตัวแปรในการฉีดขึ้นรูป คือเปอร์เซ็นต์ผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูป อุณหภูมิการเผาผนึกและอัตราการไหลของแก๊สใน โตรเจนต่อ โครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ สำหรับใช้ในการพัฒนาสมบัติของวัสดุเชิงประกอบให้ดีขึ้น



## บทที่ 2

### ปรัทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

#### 2.1 วัสดุเชิงประกอบ (Composites materials)

วัสดุเชิงประกอบเกิดจากการนำวัสดุมากกว่าหนึ่งชนิดมาผสมหรือประกอบกัน ซึ่งเป็นการรวมคุณสมบัติของวัสดุแต่ละชนิด เพื่อให้ได้คุณสมบัติใหม่ที่ต้องการเหมาะกับการใช้งาน อาจกล่าวได้ว่าวัสดุเชิงประกอบเป็นวัสดุที่ถูกทำให้มีหลายเฟส (Multiphase material) เพื่อให้ได้วัสดุที่มีสมบัติต่างไปจากวัสดุเดิม

##### 2.1.1 การแบ่งประเภทของวัสดุเชิงประกอบ สามารถแบ่งออกโดยใช้เฟสพื้นเป็นเกณฑ์ หรือใช้เฟสที่กระจายตัวเป็นเกณฑ์ ดังนี้

วัสดุเชิงประกอบใช้เฟสพื้นเป็นเกณฑ์ สามารถจำแนกได้เป็นสามประเภท

คือ วัสดุเชิงประกอบพื้นพอลิเมอร์ (Polymer Matrix Composites, PMCs) มีเนื้อพื้นเป็นพอลิเมอร์ และเฟสที่กระจายหรือเฟสเสริมแรงที่เป็นได้ทั้งพอลิเมอร์ โลหะ และเซรามิก โดยที่เฟสเสริมแรงทำให้เพิ่มสมบัติบางประการให้กับเนื้อพื้น เช่น เพิ่มมอดูลัสยืดหยุ่น (Modulus of elasticity) ความแข็งแรง (Tensile strength) ความเค้นจุดคราก (Yield strength) และความต้านทานความคืบ (Creep resistance) เป็นต้น

วัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะ (Metal Matrix Composites, MMCs) โดยส่วนมากจะมีเฟสกระจายตัวที่เป็นโลหะหรือเซรามิกเพื่อเพิ่มความแข็ง (Hardness) ความแข็งแรง (Tensile strength) และความต้านทานความคืบ (Creep resistance) ให้กับเนื้อพื้นที่เป็นโลหะ

วัสดุเชิงประกอบพื้นเซรามิก (Ceramic Matrix Composites, CMCs) เนื่องจากเนื้อพื้นเซรามิกมีความเปราะสูงเพราะฉะนั้นเฟสกระจายตัวที่เลือกมาผสมกับวัสดุพื้นต้องเพิ่มความแกร่ง (Fracture toughness) ให้กับเนื้อพื้นได้ (Learn online, www, 2012)

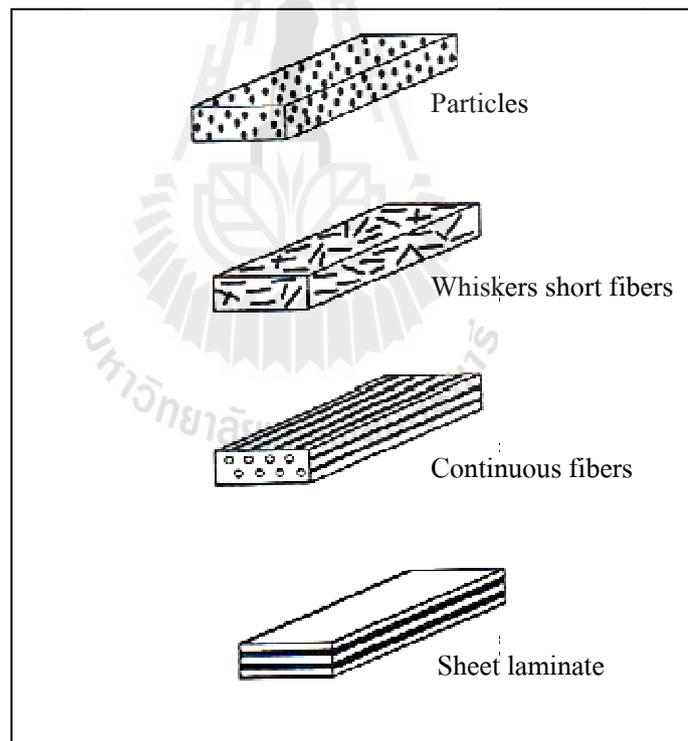
วัสดุเชิงประกอบใช้เฟสที่กระจายตัวเป็นเกณฑ์ สามารถจำแนกได้เป็น

วัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาค (Particle-reinforced composites) ประกอบด้วยเนื้อพื้นที่เป็นเนื้อเดียวกันและมีการเสริมแรงและเพิ่มสมบัติให้กับเนื้อพื้นด้วยการเติมอนุภาคเสริมแรง ตัวอย่างเช่น วัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมินาเสริมแรงด้วยอนุภาคไทเทเนียมคาร์ไบด์ เป็นต้น

วัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยเส้นใยแบบต่อเนื่องและเรียงตัวเป็นระเบียบ (Continuous fiber-reinforced composites) เป็นการผสมเส้นใยให้กระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้น เช่น การผสมเส้นใยของซิลิกอนคาร์ไบด์ในเนื้อพื้นของแก้วเพื่อเพิ่มความแกร่ง เป็นต้น

วัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยเส้นใยสั้น (Short fiber-reinforced composites) ซึ่งวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยเส้นใยสั้นแบบเรียงตัวเป็นระเบียบ มีสมบัติทางกลที่ดีเมื่อต้องรับโหลดในทิศทางการจัดเรียงตัวของเส้นใย และวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยเส้นใยสั้นเรียงตัวแบบสุ่ม เนื่องจากเส้นใยที่ใช้เป็นเฟสที่เรียงตัวแบบสุ่ม ไม่มีการจัดเรียงตัวในทิศทางใดทำให้วัสดุมีสมบัติที่เท่ากันในทุกทิศทาง ไม่ว่าจะได้รับโหลดในทิศทางใดก็ตาม

วัสดุเชิงประกอบแบบโครงสร้าง (Structural composite) เช่น ลามิเนต เป็นวัสดุเชิงประกอบที่ถูกออกแบบให้มีน้ำหนักเบาแต่มีความแข็งแรง (Strength) และความแข็งตึง (Stiffness) สูง



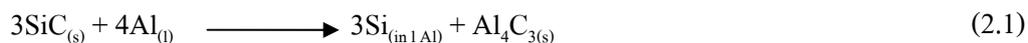
รูปที่ 2.1 วัสดุเชิงประกอบที่เสริมแรงด้วยเฟสชนิดต่างๆ (K.K. Chawla, 2003)

### 2.1.2 วัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

วัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ เกิดจากอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งเป็นวัสดุเสริมแรงกระจายตัวในพื้นที่โลหะอะลูมิเนียม การพัฒนาวัสดุเชิงประกอบนี้เป็นอีกทางเลือกหนึ่งที่สามารถนำไปสู่ การพัฒนาอุปกรณ์ชิ้นส่วนต่างๆที่ต้องการสมบัติที่ดี อะลูมิเนียมเป็นโลหะที่นิยมนำมาใช้เป็นวัสดุพื้นมากที่สุดในกลุ่มโลหะที่มีน้ำหนักเบา (Light metals) (ดร.ชาญวุฒิ ตั้งจิตวิทยา และ สาโรช ฐิติเกียรติพงศ์, 2542) ทั้งนี้เพราะอะลูมิเนียมมีสมบัติที่ดีเด่นหลายประการ คือ น้ำหนักเบา จุดหลอมตัวต่ำ ทนต่อการผุกร่อนในบรรยากาศ โดยทั่วไปได้ดีมาก โดยสมบัติทางกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ขึ้นอยู่กับสมบัติเชิงกลและสัดส่วน โดยปริมาตรของอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ และลักษณะการกระจายตัวของเฟสเสริมแรง นอกจากนี้ โครงสร้างทางจุลภาค เช่น ขนาดเกรน การเกิดสารประกอบเชิงโลหะล้วนมีผลต่อสมบัติเชิงกลของวัสดุ (Villegas, Sierra, Lucas, Fern'andez and Caballero, 2007)

การผลิตวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกรรมวิธีโลหวิทยาโลหะผงได้รับความสนใจเป็นอย่างมาก เนื่องจากมีต้นทุนในการผลิตต่ำ เมื่อเทียบกับกระบวนการผลิตด้วยกรรมวิธีขึ้นรูปชนิดอื่น อีกทั้งอะลูมิเนียมมีจุดหลอมตัวต่ำ (660 องศาเซลเซียส) ซึ่งถูกสร้างโดยกระบวนการที่เกี่ยวข้องกับการหลอมตัวของโลหะ กระบวนการแบบเฟสของเหลว (Liquid phase methods) ใช้สำหรับการผลิตวัสดุเชิงประกอบนี้ โดยทั่วไปแล้วจะใช้แรงดัน (Pressure) แก๊สอัดร่วมในการผลิตด้วยเพื่อให้โลหะหลอมเหลวสามารถแทรกซึมเข้าสู่ช่องว่าง (Pore) ได้ และทำให้วัสดุเชิงประกอบมีสัดส่วนปริมาตร (Volume fractions) การเติมเต็มสูงถึง 70 เปอร์เซ็นต์ โดยที่อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะไม่ถูกเผาผนึก (Sintering) หน้าที่ของสารเชื่อมประสาน (Binder) ในขั้นตอนการอัดและให้ความร้อน คือช่วยไม่ให้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เคลื่อนที่เมื่อเกิดการแทรกซึมของโลหะอะลูมิเนียม และให้ความแข็งแรงต่อแรงอัด (Compressive strength) ที่เพียงพอ กระบวนการขึ้นรูปด้วยวิธีนี้จะให้ชิ้นงานที่มีรูปร่างใกล้เคียงกับชิ้นงานสุดท้าย (Near-net-shape)

แต่อย่างไรก็ดีการผลิตวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกรรมวิธีโลหะผงค่อนข้างยาก เนื่องจากผงอะลูมิเนียมที่ใช้เป็นวัสดุพื้นมีออกไซด์ฟิล์ม (Oxide film) ที่ผิว ซึ่งออกไซด์นี้จะขัดขวางกระบวนการเผาผนึก (Sintering) นอกจากนี้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ยังสามารถทำปฏิกิริยากับโลหะอะลูมิเนียมเกิดเป็นอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ ( $Al_4C_3$ ) ซึ่งมีความเปราะสูง แสดงดังสมการที่ 2.1 เกิดขึ้นบริเวณผิวหน้าระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และพื้นโลหะอะลูมิเนียม (Deborah D.L. Chung, 2010)



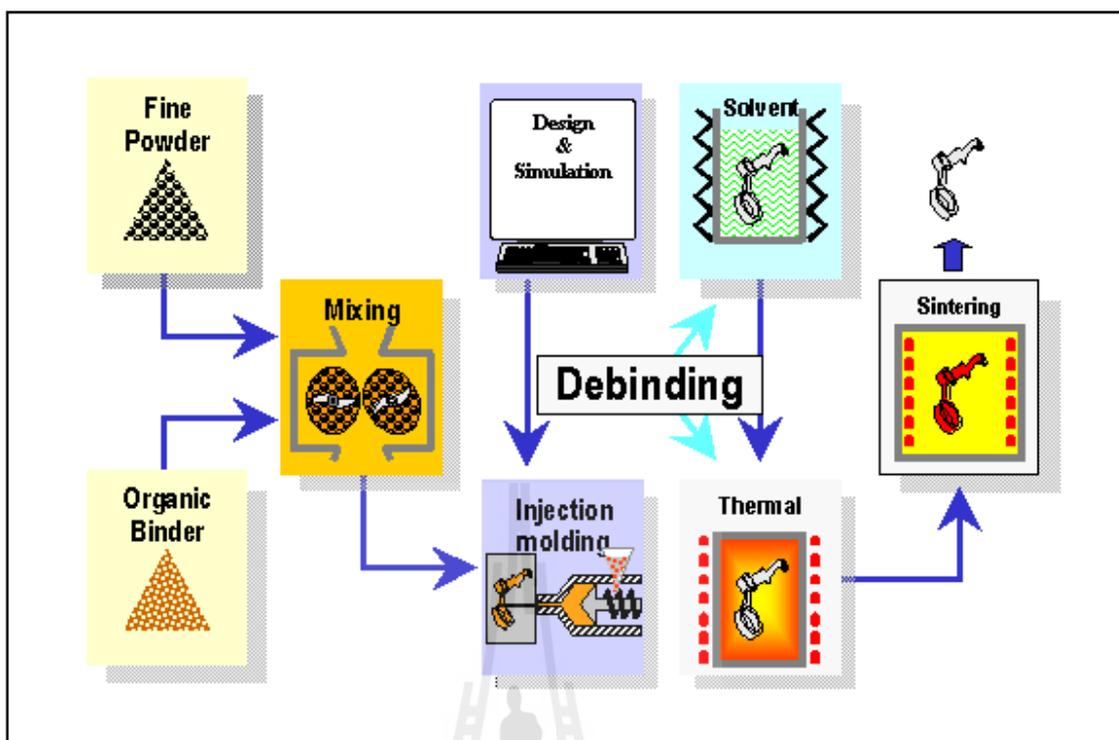
## 2.2 กระบวนการโลหวิทยาโลหะผง (Powder metallurgy process)

ในปัจจุบันโลหวิทยาโลหะผงกำลังเป็นที่ต้องการมากสำหรับงานอุตสาหกรรมด้านโลหะ โดยเฉพาะอุตสาหกรรมการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ ได้นำวิธีผลิตชิ้นงานโดยกรรมวิธีโลหวิทยาโลหะผง (Powder Metallurgy) เข้ามามีบทบาททดแทน การผลิตชิ้นงานโดยกรรมวิธีหล่อโลหะ (Casting) ในชิ้นงานขนาดเล็ก

กระบวนการโลหวิทยาโลหะผงมีข้อดีหลายประการ คือ สามารถผลิตชิ้นส่วนขนาดเล็กให้มีคุณภาพสูงและมีขนาดแน่นอนได้ด้วยต้นทุนที่ไม่สูงเกินไปนัก ใช้อุณหภูมิในการขึ้นรูปต่ำและมีเศษวัสดุที่เหลือจากกระบวนการน้อย ด้วยเหตุผลดังกล่าวทำให้กระบวนการโลหะผงได้รับความสนใจและได้รับการพัฒนาอย่างจริงจัง ซึ่งขั้นตอนหลักของกระบวนการโลหะผงประกอบไปด้วย 3 ขั้นตอน ได้แก่ การผสมผงโลหะ (Mixing) การอัดขึ้นรูปผงโลหะ (Compacting) และการเผาผนึก (Sintering) ตัวแปรในการผสมผงโลหะ ได้แก่ เวลา ความเร็ว ขนาดผงโลหะ และบรรยากาศ ตัวแปรในการอัดขึ้นรูปผงโลหะ ได้แก่ ความดัน และทิศทางในการอัดขึ้นรูป เป็นต้น ตัวแปรในการเผาผนึก ได้แก่ เวลา อุณหภูมิ บรรยากาศ และความดัน เป็นต้น (สารัมภ์ บุญมี) ภาพที่ 2.2 แสดงแผนผังขั้นตอนของกระบวนการโลหะผง

ข้อดีของกรรมวิธีผลิตชิ้นรูปวัสดุผง ได้แก่

- ผลิตชิ้นส่วนที่มีขนาดเล็กและรูปร่างชิ้นส่วนซับซ้อนได้
- ได้ขนาดชิ้นงานที่แม่นยำ ใกล้เคียงกับ โครงสร้างสุดท้าย (Near net shape)
- ลดขั้นตอนและลดค่าใช้จ่ายในการตัดแต่ง
- อุณหภูมิในการผลิตขึ้นรูปต่ำ เมื่อเปรียบเทียบกับ การขึ้นรูปด้วยกรรมวิธีอื่นๆ
- ต้นทุนในการผลิตต่อการผลิตชิ้นงานจำนวนมาก
- ความแข็งแรงของชิ้นงานมีค่าใกล้เคียงกับชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยการตีหรือการรีด



รูปที่ 2.2 แผนผังขั้นตอนของกระบวนการโลหะผง

(Pohang University of Science and Technology, www, 2012)

## 2.2.1 ผงวัสดุ (Powder)

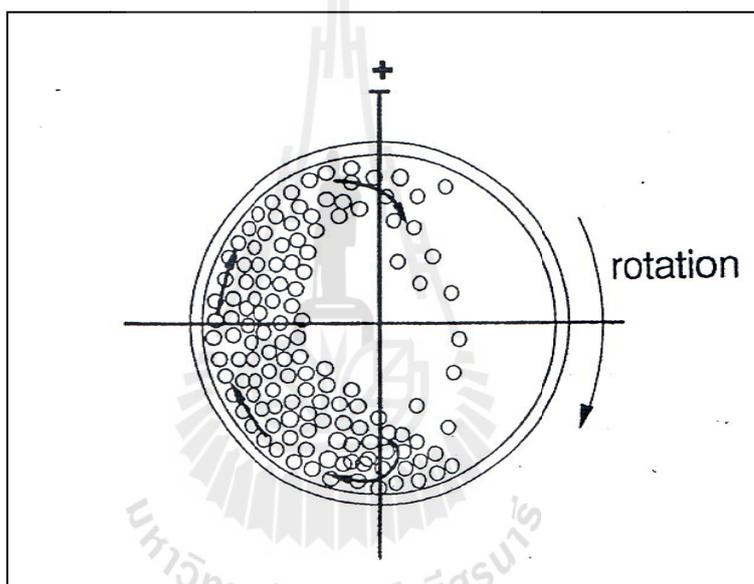
### 2.2.1.1 การผลิตผงวัสดุ (Powder fabrication)

เทคนิคการผลิตผงวัสดุมีหลากหลายวิธีซึ่งส่งผลกระทบต่อขนาด รูปร่าง โครงสร้างจุลภาค และองค์ประกอบทางเคมีของผงวัสดุนั้นๆ รวมทั้งค่าใช้จ่ายในการผลิตด้วย โดยในที่นี่จะกล่าวถึงเทคนิคการผลิตผงวัสดุโดยวิธีการบด (Milling) และวิธีอะตอมไมเซชันด้วยแก๊ส

### 2.2.1.2 การบด (Milling)

การบดเป็นวิธีการผลิตผงโลหะเชิงกลโดยใช้ลูกบดที่มีความแข็งแรงมาก ใช้หลักการกระทบกันของลูกบดกับผงโลหะและการกระทบกันเองระหว่างผงโลหะด้วยกัน การบดจะทำในภาชนะทรงกระบอกดังแสดงในรูปที่ 2.3 ประกอบด้วยภาชนะทรงกระบอกที่บรรจุด้วยลูกบดและวัสดุที่ต้องการบด เมื่อหมุนภาชนะทรงกระบอกจะทำให้เกิดการชนกันอย่างต่อเนื่องของลูกบดกับวัสดุที่ต้องการบด ความเร็วของการหมุนภาชนะทรงกระบอกสามารถปรับเพื่อให้ได้ความเร็วของการกระทบมากที่สุด ซึ่งต้องมีความเร็วเพียงพอที่จะพาลูกบดขึ้นไปสู่ด้านบนสุดของภาชนะทรงกระบอกก่อนที่จะตกลงมาสู่วัสดุที่จะถูกบดที่พื้นล่างของภาชนะ อัตราการหมุนที่ต่ำ

เกินไปทำให้ลูกบดกลิ้งกลับไปมาที่ด้านข้างของภาชนะ ขณะที่การหมุนที่เร็วเกินไปทำให้เกิดแรงหนีศูนย์กลางและกันลูกบดไม่ให้ตกลงมา ความเร็วในการหมุนที่ดีที่สุดสำหรับการบดจะแปรผกผันกับรากที่สองของขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของกระบอก สำหรับการบดที่เหมาะสมที่สุด ลูกบดที่ใช้ควรมีขนาดประมาณ 30 เท่าของวัสดุที่ต้องการบด ปริมาตรของลูกบดประมาณครึ่งหนึ่งของปริมาตรภาชนะทรงกระบอกและควรวัดวัสดุประมาณ 25 เปอร์เซ็นต์ของปริมาตรภาชนะทรงกระบอก เนื่องจากผงวัสดุที่เดิมจะเข้าไปอยู่ในช่องว่างระหว่างลูกบด ดังนั้นปริมาตรที่แท้จริงคือประมาณ 50 เปอร์เซ็นต์ของปริมาตรทรงกระบอก ทำให้เกิดคุณภาพที่ดีระหว่างลูกบดและปริมาณจุดสัมผัสของลูกบด

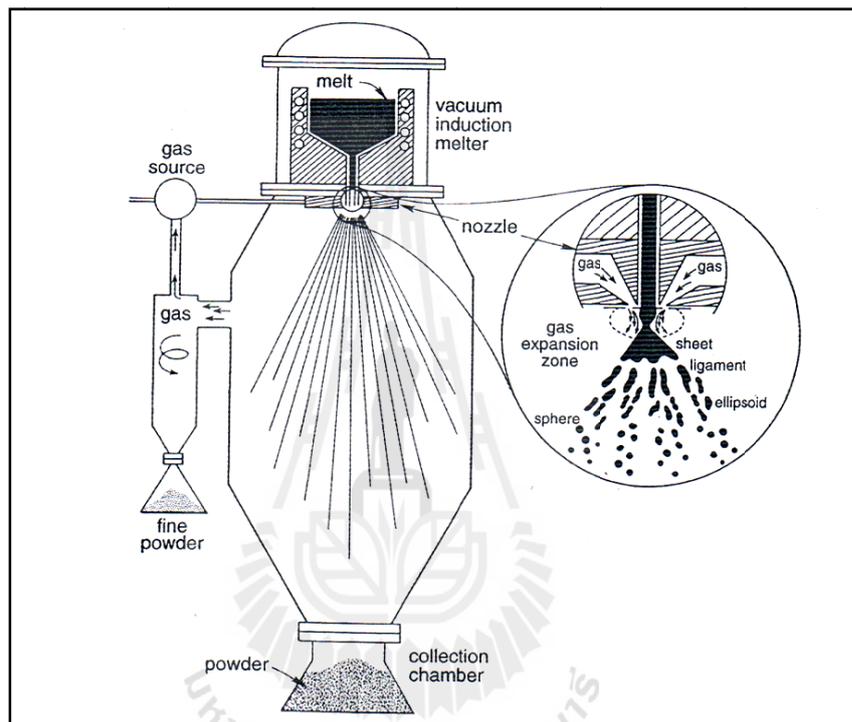


รูปที่ 2.3 แผนภาพกลไกการลดขนาดของโลหะผงด้วยกระบวนการบดผสม (Ball milling)  
(สารัมภ์ บุญมี, ม.ป.ป.)

### 2.2.1.3 การอะตอมไมเซชันด้วยแก๊ส (Gas atomization)

การผลิตผงวัสดุโดยวิธีอะตอมไมเซชันด้วยแก๊สเป็นวิธีที่นิยมใช้ในการผลิตผงโลหะอะลูมิเนียม กระบวนการผลิตวิธีนี้มีแนวคิดหลักคือ การส่งพลังงานจากหัวฉีดแก๊ส โดยจะใช้อากาศ แก๊สไนโตรเจน แก๊สฮีเลียม หรือแก๊สอาร์กอน ไปยังโลหะหลอมเหลวที่ถูกปล่อยลงมาเพื่อทำให้เกิดเป็นละอองเล็กๆและเกิดการแข็งตัวอย่างรวดเร็ว กลายเป็นผงรูปทรงต่างๆ ดังแสดงในรูปที่ 2.4 แสดงวิธีการอะตอมไมเซชันในแนวตั้งโดยใช้แก๊สเฉื่อย การอะตอมไมเซชันด้วยแก๊สเฉื่อยนี้จะช่วยรักษาส่วนผสมของโลหะได้อย่างสมบูรณ์ รูปร่างของอนุภาคเป็นทรงกลมและ

ขนาดมีการกระจายตัวกว้าง ข้อได้เปรียบของวิธีอะตอมไมเซชันด้วยแก๊ส คือ ได้ผงที่มีความสม่ำเสมอเป็นเนื้อเดียวกันและมีสมบัติการจัดเรียงตัวที่ดี วิธีนี้สามารถผลิตผงได้เป็นจำนวนมาก สำหรับโลหะที่มีจุดหลอมตัวสูงมีการใช้ระบบปิดและแก๊สเฉื่อยเพื่อป้องกันการเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชัน เทคนิคการผลิตผงวัสดุด้วยวิธีนี้ใช้ได้กับการผลิตผงอะลูมิเนียม นิกเกิล แมกนีเซียม โคบอลต์ ทองแดง พัลลาเดียม เหล็ก ทอง ดีบุก สังกะสี และเบริลเลียม



รูปที่ 2.4 วิธีการอะตอมไมเซชันด้วยแก๊สแนวตั้ง

(Randall M. German and Animesh Bose, 1997)

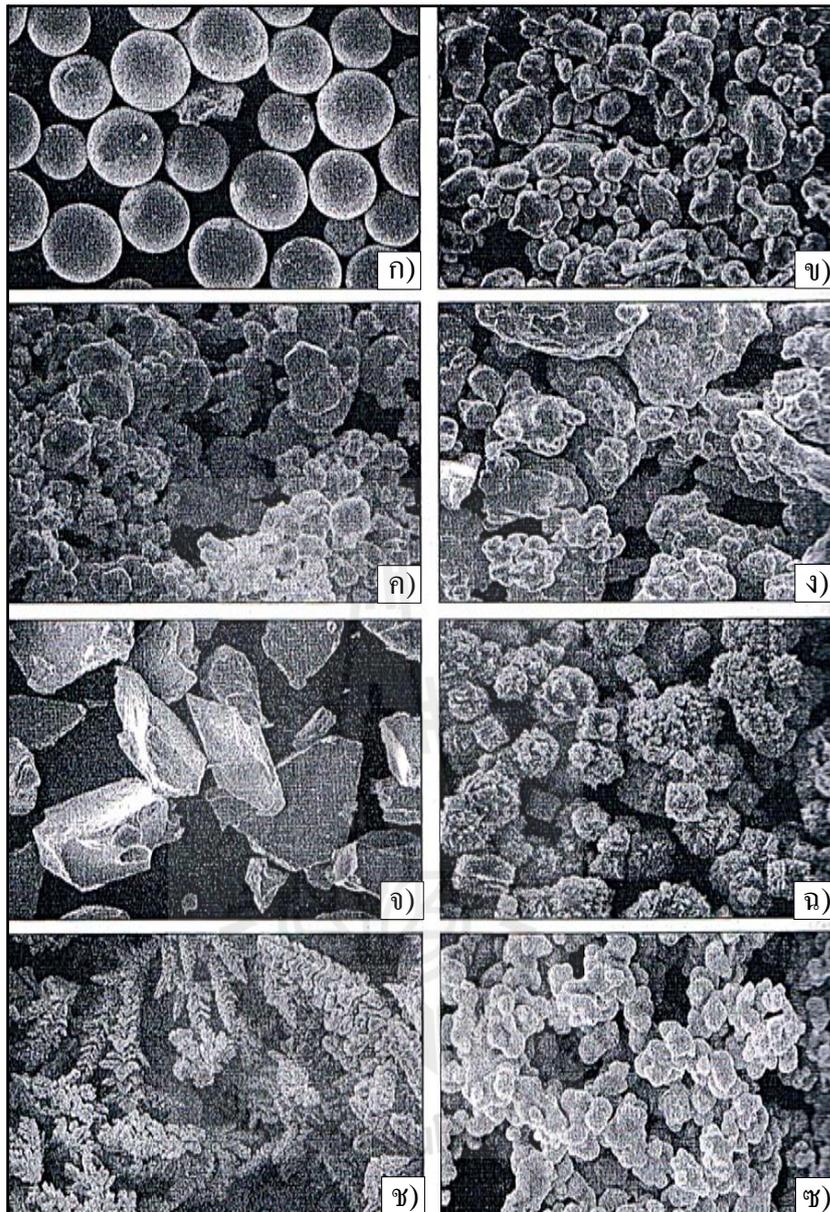
## ตารางที่ 2.1 การเปรียบเทียบเทคนิคในการผลิตผงวัสดุขนาดเล็ก

(Randall M. German and Animesh Bose, 1997)

กระบวนการ	ช่วงขนาด, ไมครอน	รูปร่างอนุภาค	วัสดุ	ต้นทุน
Gas atomization	5-40	ทรงกลม	โลหะ, โลหะผสม	สูง
Water atomization	6-40	ไม่แน่นอน, เป็น ก้อนกลม	โลหะ, โลหะผสม	ปานกลาง
Centrifugal atomization	25-60	ทรงกลม	โลหะ, โลหะผสม	ปานกลาง-สูง
Plasma atomization	2-40	ทรงกลม	โลหะ, โลหะผสม, เซรามิก	สูง
Milling	1-40	เป็นเหลี่ยม, มุม, ไม่สามารถ อธิบายได้	วัสดุที่มีความ เปราะ	ปานกลาง
Fine grinding	0.1-2	ไม่สามารถ อธิบายได้	เซรามิก	ปานกลาง

### 2.2.1.4 รูปทรง

กระบวนการโลหะผงทั้งหมดเริ่มต้นที่ผงโลหะ ดังนั้นการเข้าใจคุณลักษณะของผงโลหะก็จะช่วยให้เข้าใจกระบวนการผลิต โดยทั่วไปผงโลหะมีขนาด 25 – 200 ไมครอน เครื่องมือที่ใช้ในการศึกษาลักษณะของผงโลหะในปัจจุบันคือกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) รูปที่ 2.5 เป็นภาพถ่ายแสดงลักษณะของผงโลหะในหลายรูปแบบแตกต่างกัน โดยรูปร่างและขนาดของอนุภาคมีผลกระทบต่อการจัดเรียงตัว การไหล และความสามารถในการขึ้นรูป



รูปที่ 2.5 รูปร่างของอนุภาคผงวัสดุ ก) Spherical ข) Ligamental ค) Agglomerated cubes

ง) Irregular จ) Angular ฉ) Spiky ช) Dendritic และ ซ) Spongy

(Randall M. German and Animesh Bose, 1997)

### 2.2.1.5 ขนาดผงโลหะ

วิธีการวิเคราะห์ขนาดผงโลหะมีหลายวิธีด้วยกัน โดยแต่ละวิธีอาจจะให้ขนาดผงโลหะที่วัดได้ต่างกัน ขึ้นอยู่กับหลักการของแต่ละวิธี ขนาดผงโลหะเป็นคุณลักษณะที่สำคัญอย่างหนึ่ง เนื่องจากเกี่ยวข้องกับปริมาณพื้นที่ผิวต่อหน่วยมวล ความสามารถในการไหลของผงโลหะ เวลาที่ใช้ในการเผาผนึก รวมถึงแรงที่ต้องใช้ในการขึ้นรูป โดยขนาดผงโลหะสามารถแสดงในรูปของเส้นผ่านศูนย์กลางเทียบเท่ากับทรงกลม โดยเทียบเท่าด้วยตัวแปรต่างๆ เช่น พื้นที่ผิว ( $D_s$ ) ปริมาตร ( $D_v$ ) และพื้นที่ภาพฉาย ( $D_A$ ) เป็นต้น

พื้นที่ผิว (Surface diameter :  $D_s$ ) คือ เส้นผ่านศูนย์กลางทรงกลมที่มีพื้นที่ผิวเท่ากับพื้นที่ผิวของผงโลหะ แสดงดังสมการ

$$S = 4\pi r^2 = \frac{4}{4}\pi D^2$$

$$D_s = \left(\frac{S}{\pi}\right)^{1/2} \quad (2.2)$$

ปริมาตร (Volume diameter :  $D_v$ ) คือ เส้นผ่านศูนย์กลางทรงกลมที่มีปริมาตรเท่ากับปริมาตรของผงโลหะ

$$V = \frac{3}{4}\pi r^3 = \frac{4}{24}\pi D^3 = \frac{\pi}{6}D^3$$

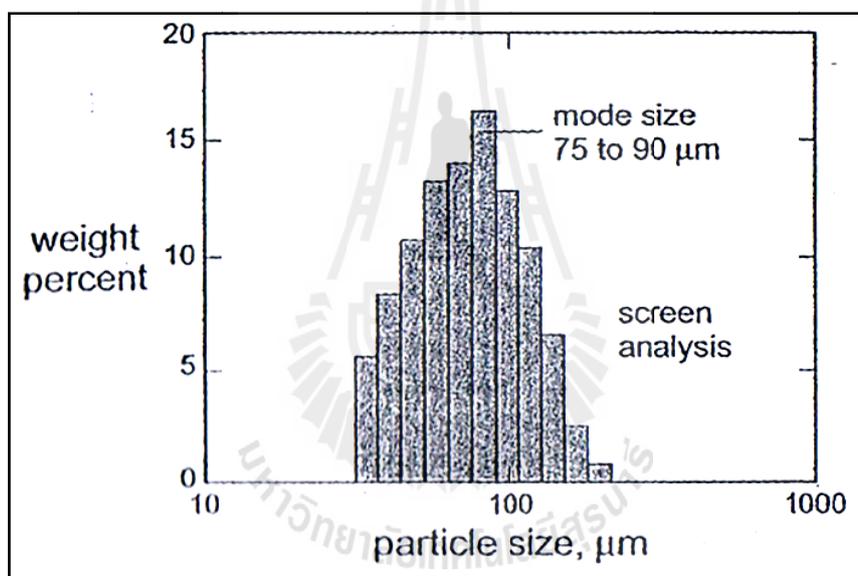
$$D_v = \left(\frac{6V}{\pi}\right)^{1/3} \quad (2.3)$$

พื้นที่ภาพฉาย (Project area diameter :  $D_A$ ) คือ เส้นผ่านศูนย์กลางทรงกลมที่มีพื้นที่ภาพฉายเท่ากับพื้นที่ภาพฉายของผงโลหะ

$$A = \pi r^2 = \frac{\pi}{4}D^2$$

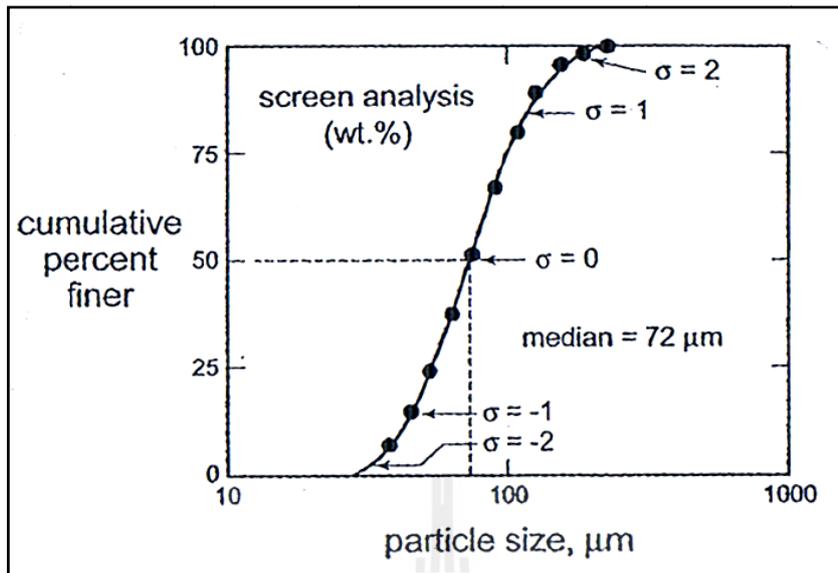
$$D_A = \left(\frac{4A}{\pi}\right)^{1/2} \quad (2.4)$$

การเก็บข้อมูลขนาดอนุภาคเพื่อการวิเคราะห์ลักษณะการแจกแจงของอนุภาคมักเขียนในรูปฮิสโทแกรมหรือกราฟความถี่ที่แสดงจำนวนผงในแต่ละขนาด ค่าฐานนิยม (Mode) คือ ขนาดอนุภาคที่เกิดขึ้นมากที่สุดหรือมีความถี่สูงสุด โดยทั่วไปกราฟของผงโลหะมีลักษณะเป็นเส้นโค้งรูประฆังคว่ำ (Ball shape curve) สร้างกราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดอนุภาคบนสเกลล็อกกับความถี่ ดังแสดงในรูปที่ 2.6 โดยทั่วไปการวิเคราะห์ขนาดอนุภาคจะแสดงค่าข้อมูลลำดับการแจกแจงขนาดอนุภาคออกเป็นสามจุด ดังนี้คือ  $D_{90}$ ,  $D_{50}$  และ  $D_{10}$  ซึ่งหมายถึงขนาดอนุภาคที่มีเปอร์เซ็นต์การแจกแจงสะสมที่ 90 50 และ 10 เปอร์เซ็นต์ ตามลำดับ ส่วนกราฟการแจกแจงขนาดอนุภาคสะสมแสดงดังในรูปที่ 2.7



รูปที่ 2.6 ฮิสโทแกรมข้อมูลของขนาดอนุภาคในสเกลล็อก

(Randall M. German, 2005)



รูปที่ 2.7 กราฟของการแจกแจงขนาดอนุภาคสะสม

(Randall M. German, 2005)

### 2.2.2 สารเชื่อมประสาน (Binder)

สารเชื่อมประสานที่ใช้สำหรับกระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง เป็นองค์ประกอบที่มีความสำคัญ โดยทำหน้าที่นำพาวัสดุผงเข้าไปในแม่พิมพ์ และยึดจับอนุภาคทำให้ชิ้นงานคงรูปอยู่ได้ ก่อนที่จะทำการเผาผนึก สารเชื่อมประสานส่วนใหญ่มีสมบัติเป็นเทอร์โมพลาสติก (Thermoplastic) เช่น ขี้ผึ้ง (Wax) ที่มีจุดหลอมตัวหรือกลายเป็นไอต่างจากผงโลหะมากเพื่อให้สามารถกำจัดได้ง่าย ในขั้นตอนการแยกสารเชื่อมประสานออก (Debinding) สำหรับเทอร์โมพลาสติกที่ใช้ควรมีความยาวของสายโซ่โมเลกุลน้อยเนื่องจากจะทำให้มีความหนืดต่ำช่วยในการฉีดขึ้นรูปได้ง่าย และสารเชื่อมประสานที่ใช้ควรมีความสามารถในการเปียก (Wettability) ที่ดีซึ่งจะทำให้ประสานกับผงโลหะได้ง่าย นอกจากนี้สัมประสิทธิ์การขยายและหดตัวเนื่องจากความร้อนของสารเชื่อมประสานมีผลต่อสมบัติของชิ้นงานภายหลังการขึ้นรูป ถ้าสารเชื่อมประสานมีสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนมากจะทำให้มีโอกาสเกิดการแตกในชิ้นงานได้ง่ายขณะเย็นตัวในขั้นตอนการแยกสารเชื่อมประสาน อย่างไรก็ตามไม่มีสารเชื่อมประสานชนิดใดที่ดีที่สุด ดังนั้นจึงมีการพัฒนาสารเชื่อมประสานผสม (Multi-component binder) เพื่อให้เหมาะกับการฉีดขึ้นรูปผงแต่ละประเภท การใช้สารเชื่อมประสานผสม ซึ่งนอกจากจะช่วยในการควบคุมการไหลตัวหรือความหนืดของวัสดุผง

ระหว่างการฉีดขึ้นรูปแล้ว ยังช่วยในการคงรูปทรงของชิ้นงานในขั้นตอนถัดมาคือ การแยกสารเชื่อมประสานออก เนื่องจากสารเชื่อมประสานจะถูกแยกออกทีละชนิด โดยสารเชื่อมประสานที่เหลือจะช่วยในการยึดโครงสร้างของชิ้นงานให้มีความแข็งแรงเพียงพอ จนกว่าจะถึงกระบวนการเผาพูนึก (Sintering) ตารางที่ 2.2 แสดงถึงอุณหภูมิการหลอมตัวของสารเชื่อมประสานชนิดต่างๆ และตารางที่ 2.3 รวบรวมสารเชื่อมประสานชนิดต่างๆที่ใช้ในการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง รวมถึงตัวแปรในการขึ้นรูป เช่น เปอร์เซ็นต์ผงวัสดุที่ใช้ในการขึ้นรูป (%solid loading) และ อุณหภูมิที่เหมาะสมในกระบวนการขึ้นรูป เป็นต้น

ตารางที่ 2.2 อุณหภูมิการหลอมเหลวของสารเชื่อมประสานชนิดต่างๆ

(Randall M. German and Animesh Bose, 1997)

Material	Approximate melting, °C
Paraffin wax	60
Carnauba wax	84
Polyethylene wax	>100
Polypropylene wax	140-200
Stearic acid	74

ตารางที่ 2.3 ตัวอย่างของ Feedstock สำหรับกระบวนการฉีดขึ้นรูป

(Randall M. German and Animesh Bose, 1997)

Powder	Binder, wt. %	Solid loading, vol. %	Density, g/cm <sup>3</sup>	Molding Temperature, °C	Viscosity, Pa.s
1.6 µm AlN	50PW-45PP-4SA	63	2.41	129	50
0.4 µm Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	PW	60	2.74	75	30000
0.4 µm Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	92PE-8PW	60	2.74	110	2000
0.4 µm Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	65PP-30PW-5SA	60	2.74	130	45
4 µm Fe	94PE-60A	59	4.95	110	90
4 µm Fe	60PW-40PE	58	4.90	120	35
4 µm Fe-2Ni	90PA-10PE	58	4.52	180	190
2.5 µm Mo	60PW-35PP-5SA	58	5.97	113	200
0.4 µm Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	36EVA-27PW-24PMMA-13DBP	60	2.29	140	-
0.5 µm Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	65PEG-35PA	58	2.28	151	3
10 µm stainless	55PW-45PP-5SA	67	5.60	130	14
15 µm stainless	90PA-10PE	62	5.33	190	80
12 µm tool steel	69PW-20PP-10CW-1SA	52	4.46	102	20
8 µm tungsten	65PW-30PP-5SA	56	11.22	142	-

CW = carnauba wax, DBP = dibutyl phthalate, EVA = ethylene vinyl acetate, OA = oelic acid, PA = polyacetal, PE = polyethylene, PMMA = polymethyl methylacrylate, PP = polypropylene, PW = parafin wax, SA = straric acid

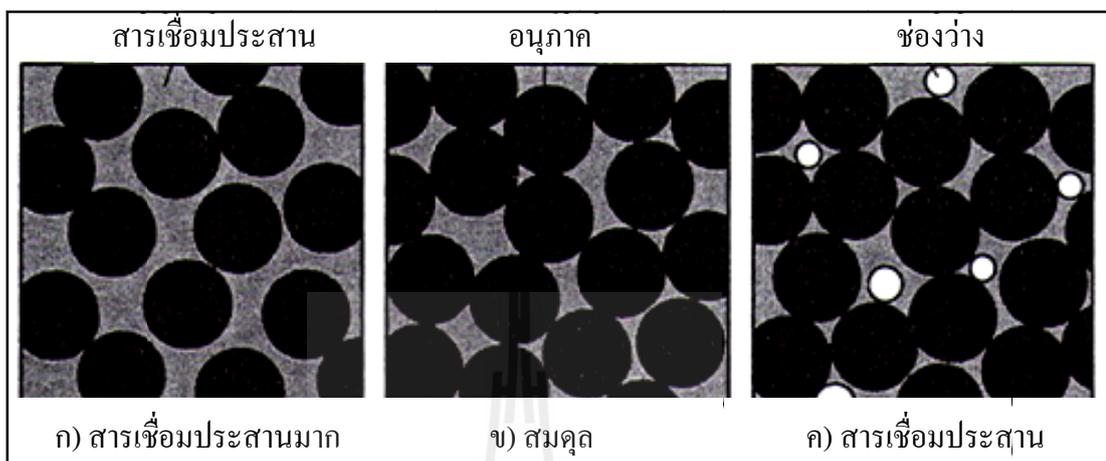
### 2.2.3 การกำหนดส่วนผสมของผงวัสดุและสารเชื่อมประสาน

#### (Formation of a powder-binder)

ในกระบวนการฉีดขึ้นรูปผงวัสดุ (PIM) จำเป็นต้องกำหนดส่วนผสมของผงวัสดุและสารเชื่อมประสานให้เหมาะสมเพื่อที่จะสามารถฉีดขึ้นรูปได้ง่ายและช่วยในกระบวนการเผาผนึก สารเชื่อมประสานที่นิยมใช้เป็นพอลิเมอร์ชนิดเทอร์โมพลาสติก ตัวอย่างเช่น พาราฟิน 70 และ โพลีโพรพิลีน 30 เปอร์เซนต์โดยปริมาตร ซึ่งมีลักษณะเป็นสารหล่อลื่นที่เหมาะสมและช่วยทำให้อนุภาคเปียก ส่งผลให้สารเชื่อมประสานเกาะติดผงวัสดุได้ดี โดยปกติสารเชื่อมประสานหลอมละลายหมดที่อุณหภูมิประมาณ 150 องศาเซลเซียส ปริมาณของสารเชื่อมประสานที่ใช้อยู่ในช่วงประมาณ 40 เปอร์เซนต์โดยปริมาตรของส่วนผสมทั้งหมด ขึ้นอยู่กับลักษณะการจัดเรียงตัวของผงวัสดุ การฉีดขึ้นรูปผงต้องการความหนาแน่นของการจัดเรียงตัวของอนุภาคในสารเชื่อมประสาน แต่ขณะเดียวกันต้องรักษาความหนืดของส่วนผสมให้ต่ำ ปริมาณสารเชื่อมประสานต้องเพียงพอในการเติมช่องว่างระหว่างอนุภาคทั้งหมด และช่วยในการหล่อลื่นเมื่ออนุภาคเคลื่อนผ่านกันระหว่างการขึ้นรูปในแม่พิมพ์

การเตรียมผงวัสดุสำหรับฉีดขึ้นรูปเป็นหัวใจสำคัญในกระบวนการฉีดขึ้นรูปผงโลหะ โดยอัตราส่วนที่เหมาะสมแสดงถึงความสมดุลของอัตราส่วนของผงโลหะและสารเชื่อมประสาน ซึ่งเป็นตัวกำหนดความสำเร็จในกระบวนการฉีดขึ้นรูป เนื่องจากหากปริมาณผงโลหะมากเกินไปจะทำให้ความหนืดของผงวัสดุสูง ขึ้นรูปได้ยากและชิ้นงานอาจไม่สามารถคงสภาพอยู่ได้ก่อนการเผาผนึก แต่หากปริมาณผงโลหะน้อยเกินไปจะทำให้การยุบตัวของชิ้นงานเกิดขึ้นได้สูง ดังนั้นในกระบวนการฉีดขึ้นรูปผงจำเป็นต้องหาอัตราส่วนระหว่างผงโลหะและสารเชื่อมประสานที่เหมาะสม (Critical solid loading) ดังแสดงตัวอย่างในรูปที่ 2.8 ซึ่งได้อธิบายตัวอย่างที่เกิดขึ้นในการผสมผงโลหะและสารเชื่อมประสาน โดยในรูปที่ 2.8 ก) มีปริมาณสารเชื่อมประสานมากเกินไป สารเชื่อมประสานส่วนที่เกินนั้นจะแยกตัวจากผงโลหะในระหว่างการขึ้นรูป ทำให้เกิด Flashing คือเป็นชั้นบางๆ ของสารเชื่อมประสานเกิดขึ้นระหว่างรอยต่อของแม่พิมพ์ และที่สำคัญที่สุด คือ หากมีปริมาณสารเชื่อมประสานที่มากเกินไปจะทำให้ชิ้นงานเกิดการยุบตัวระหว่างการแยกสารเชื่อมประสาน (Debinding) รูปที่ 2.8 ข) แสดงถึงปริมาณผงวัสดุต่อสารเชื่อมประสานในช่วงที่สมดุล (Critical solid loading) ซึ่งอนุภาคบรรจุแน่นโดยปราศจากแรงดันภายนอก พื้นที่ระหว่างอนุภาคของผงโลหะจะเต็มไปด้วยสารเชื่อมประสานและอนุภาคผงโลหะต้องมีจุดสัมผัสกันซึ่งไม่ทำให้เกิดช่องว่างในสารเชื่อมประสาน และในกรณีสุดท้ายถ้าหากปริมาณผงโลหะมาก (สารเชื่อมประสานน้อย) ดังแสดงในรูปที่ 2.8 ค) จะเห็นได้ว่าปริมาณสารเชื่อมประสานที่น้อยเกินไปส่งผลให้

เกิดเป็นช่องอากาศ (Trapped air pockets) และทำให้ความหนืดสูงเป็นปัญหาสำหรับการฉีดขึ้นรูป (Randall M. German and Animesh Bose, 1997)



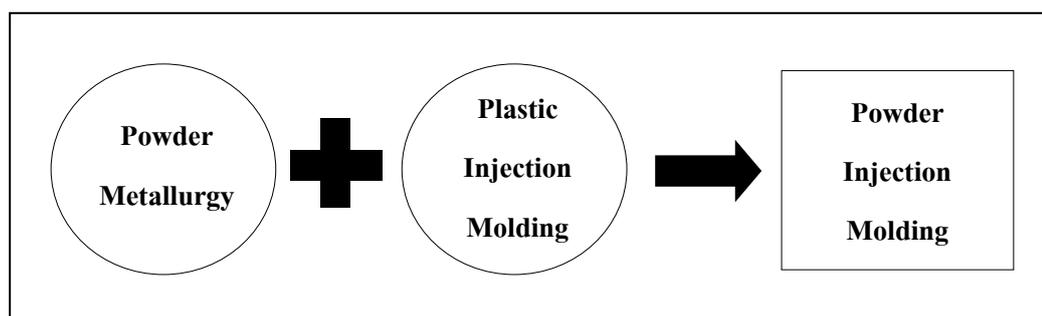
รูปที่ 2.8 ปริมาณผงโลหะและสารเชื่อมประสานที่ถูกผสมให้เข้ากัน

ก) สารเชื่อมประสานมาก, ข) สารเชื่อมประสานที่สมดุล และ  
ค) สารเชื่อมประสานน้อย

(Randall M. German and Animesh Bose, 1997)

#### 2.2.4 การฉีดขึ้นรูป (Injection molding)

การฉีดขึ้นรูปเป็นลักษณะกระบวนการพื้นฐาน (Basic process description) ของการขึ้นรูปพลาสติกและเป็นที่ยอมรับใช้เพราะต้นทุนไม่สูงมากนัก สามารถขึ้นรูปชิ้นงานที่มีความซับซ้อนสูงได้ กรรมวิธีการฉีดขึ้นรูปผงวัสดุ (Powder Injection Molding: PIM) อาศัยแนวความคิดจากการฉีดขึ้นรูปพลาสติกร่วมกับความรู้ทางด้านโลหกรรมวัสดุผง ดังแสดงในรูปที่ 2.9



รูปที่ 2.9 แนวความคิดของการฉีดขึ้นรูปผงวัสดุ

กระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง (Powder Injection Molding : PIM) ประกอบด้วย 4 ขั้นตอนหลัก (N.H. Loh, S.B. Tor, K.A. Khor, 2001) ดังนี้คือ

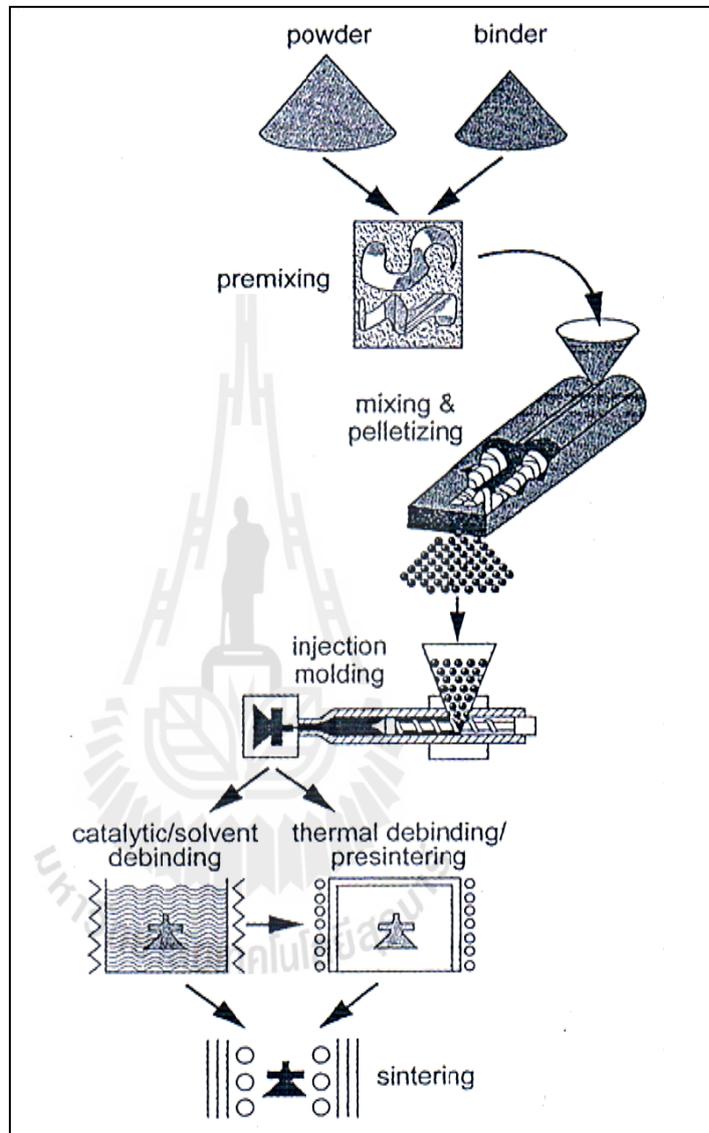
**ขั้นตอนที่ 1** การผสม (Mixing) ผงโลหะหรือผงวัสดุจะถูกเตรียมขึ้นมาให้มีองค์ประกอบทางเคมีที่ต้องการ โดยอาจเติมจากผงที่เป็นธาตุ (Element powder) หรือผงที่ได้รับการปรับส่วนผสมมาแล้ว (Master alloy powder) จากนั้นจะนำมาผสมกับสารเชื่อมประสานในอัตราส่วนที่เหมาะสมสำหรับการฉีดขึ้นรูป หรืออาจผ่านกระบวนการ Compounding เพื่อผลิตเป็น Feedstock

**ขั้นตอนที่ 2** เริ่มต้นจากการให้ความร้อนแก่ผงวัสดุที่เตรียมผสมไว้แล้ว (หรือ Feedstock) โดยจะทำให้เกิดสมบัติการไหลตัวของสารเชื่อมประสาน และอุณหภูมิไม่สูงจนเกินไปทำให้สารเชื่อมประสานเสื่อมสภาพ เครื่องฉีดขึ้นรูปจะให้แรงดัน เพื่อให้ผงวัสดุเคลื่อนที่ไหลเข้าสู่ช่องว่างของแม่พิมพ์ ก่อให้เกิดเป็นรูปทรงของชิ้นงานที่ต้องการ ชิ้นงานที่ฉีดขึ้นรูปเสร็จเรียบร้อยแล้วเรียกว่า Green part

**ขั้นตอนที่ 3** การแยกสารเชื่อมประสาน (Debinding) เทคนิคการแยกสารเชื่อมประสาน มี 2 ประเภทหลักๆ คือ 1) การแยกสารเชื่อมประสานด้วยตัวทำละลาย (Solvent debinding) และ 2) การแยกสารเชื่อมประสานด้วยความร้อน (Thermal debinding) การแยกสารเชื่อมประสานด้วยความร้อนนี้เป็นการแยกด้วยการทำให้กลายเป็นไอ ในขณะที่การแยกสารเชื่อมประสานด้วยตัวทำละลาย เป็นการแช่ชิ้นงานลงในตัวทำละลายที่ละลายเฉพาะสารเชื่อมประสานบางชนิด และไม่ปนเปื้อนกับผงโลหะ ในกระบวนการแยกสารเชื่อมประสานอาจใช้ทั้งสองประเภทรวมกันได้ ชิ้นงานที่แยกสารเชื่อมประสานออกแล้วจะเรียกว่า Brown part

**ขั้นตอนที่ 4** การเผาผนึก (Sintering) ชิ้นงานที่ผ่านการแยกสารเชื่อมประสานออก จะถูกนำมาเข้ากระบวนการเผาผนึก เมื่อชิ้นงานได้รับความร้อนจะเกิดการเชื่อมต่อเป็นเนื้อเดียวกัน

เมื่อให้ความร้อนและแรงดันเพิ่มขึ้นปริมาณรูพรุนในชิ้นงานจะลดน้อยลงและเกิดการหดตัวของชิ้นงาน รายละเอียดของกระบวนการเหล่านี้จะกล่าวในหัวข้อถัดไป



รูปที่ 2.10 ลำดับขั้นตอนของการฉีดขึ้นรูปผงวัสดุ

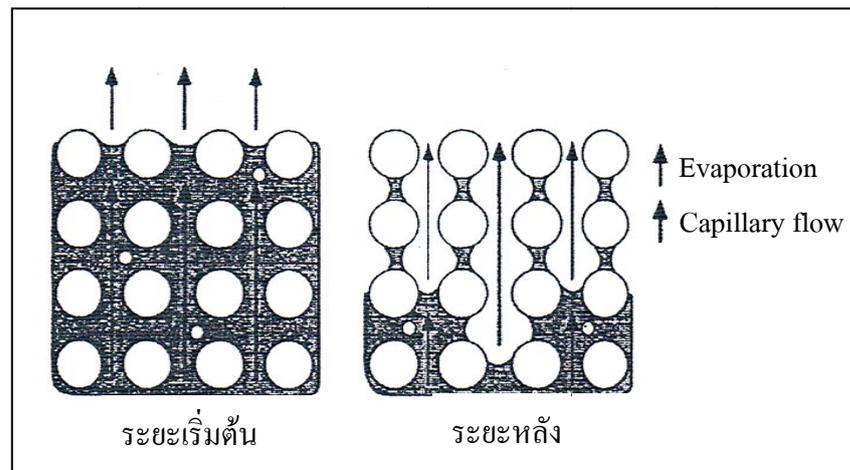
(Randall M. German, 2005)

### 2.2.5 การแยกสารเชื่อมประสานออก (Debinding)

การแยกสารเชื่อมประสานออกมีความจำเป็นอย่างยิ่งเพื่อให้ชิ้นงานสามารถง  
 รูปร่างอยู่ได้ ก่อนนำไปสู่กระบวนการเผาผนึก ภายหลังกระบวนการฉีดขึ้นรูป จะได้ชิ้นงาน Green  
 part ซึ่งสามารถนำชิ้นงานมาทำการแยกสารเชื่อมประสานออก (Debinding) ซึ่งสารเชื่อมประสาน  
 เป็นส่วนประกอบที่นำมาใช้แล้วกำจัดทิ้ง กระบวนการแยกสารเชื่อมประสานที่ไม่เหมาะสม เป็นผล  
 ทำให้ชิ้นงานเกิดการบิดเบี้ยว (Distortion) การแตก (Cracking) และชิ้นงานอาจเกิดการปนเปื้อน  
 (Contamination) ได้ การแยกสารเชื่อมประสานออกโดยไม่ทำลายผงวัสดุเป็นกระบวนการที่  
 ละเอียดอ่อน ซึ่งวิธีที่ดีที่สุดคือ ใช้หลายขั้นตอน (Multiple step) รวมกัน การแยกสารเชื่อมประสาน  
 มีทั้ง การแยกสารเชื่อมประสานด้วยตัวทำละลาย (Solvent debinding) และการใช้ความร้อน  
 (Thermal debinding)

สำหรับการแยกสารเชื่อมประสานด้วยตัวทำละลาย (Solvent debinding) นิยมใช้  
 เป็นขั้นตอนแรกก่อนการแยกสารเชื่อมประสานด้วยความร้อน (Thermal debinding) โดย  
 วัตถุประสงค์คือเพื่อทำให้เกิดรูพรุนแบบเปิด (Open pore) ที่บริเวณผิวของชิ้นงานแล้วจึงทำการ  
 แยกสารเชื่อมประสานต่อด้วยการทำให้กลายเป็นไอ การแยกสารเชื่อมประสานด้วยตัวทำละลายก่อน  
 จะมีส่วนช่วยให้อัตราการแยกสารเชื่อมประสานเร็วขึ้น การกำจัดสารเชื่อมประสานโดยใช้ความ  
 ร้อนเพียงวิธีเดียวจะใช้เวลานานมาก จึงได้มีการใช้ทั้งสองวิธีร่วมกัน โดยสารเชื่อมประสานที่เป็น  
 ขี้ผึ้ง (Wax) สามารถละลายได้ในสารเคมีพวกเฮกเซนหรือเฮปเทน อย่างไรก็ตามเพื่อให้  
 กระบวนการผลิตที่เป็นมิตรต่อสิ่งแวดล้อม ลดปริมาณการใช้สารเคมี ซึ่งจะช่วยลดค่าใช้จ่ายในการ  
 ผลิต จึงมีการพัฒนาสารเชื่อมประสานที่สามารถละลายน้ำได้ เช่น การใช้สารเชื่อมประสานที่มี  
 องค์ประกอบหลักเป็นพอลิเอทิลีน ไกลคอล (Poly ethylene glycol) เป็นต้น

การแยกสารเชื่อมประสานออกด้วยความร้อน (Thermal debinding) อาศัยการ  
 ถ่ายเทมวลสารแบบ Capillary flow โดยในตอนแรกสารเชื่อมประสานจะเริ่มกลายเป็นไอจาก  
 บริเวณผิวด้านบนสุดก่อน และเมื่อสารเชื่อมประสานส่วนหนึ่งระเหยออกไปจะทำให้เกิด Capillary  
 force ทำให้สารเชื่อมประสานที่อยู่ลึกลงไปถูกดึงให้ออกมาทดแทนที่ ในช่วงนี้อัตราการกำจัดสาร  
 เชื่อมประสานจะค่อนข้างคงที่และมีอัตราสูงหลังจากที่ผิวเริ่มปราศจากสารเชื่อมประสาน จะทำให้  
 Capillary flow เกิดขึ้นไม่ได้อีก ทำให้การกำจัดสารเชื่อมประสาน หลังจากนั้นเกิดขึ้นจากการ  
 กลายเป็นไอของสารเชื่อมประสาน และทำให้อัตราการกำจัดสารเชื่อมประสานช้าลงในช่วงหลัง  
 กลไกของการแยกสารเชื่อมประสานออกด้วยความร้อน แสดงดังรูปที่ 2.11



รูปที่ 2.11 กลไกของการแยกสารเชื่อมประสานออกด้วยความร้อน (Thermal debinding)  
(สารัมภ์ บุญมี, ม.ป.ป.)

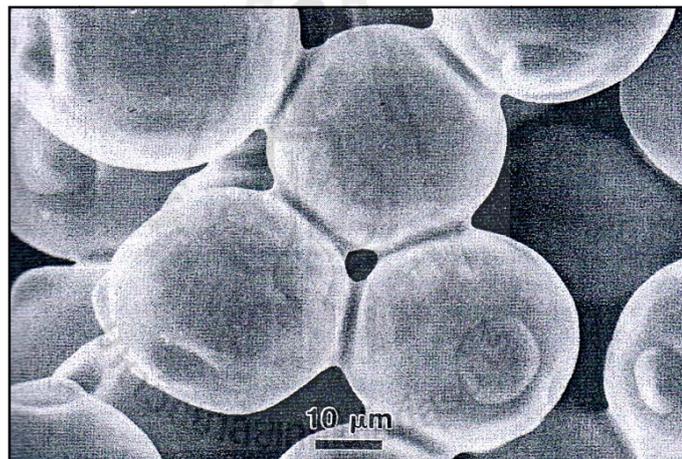
ปริมาณการกำจัดสารเชื่อมประสานจะช้าลงเมื่อเวลาผ่านไปและจะใช้เวลานานมากสำหรับชิ้นงานที่มีขนาดใหญ่ เนื่องจากมีความลึกจากผิวมากกว่า ชิ้นงานที่มีความหนาแน่นของผงโลหะต่ำจะทำให้ การแยกสารเชื่อมประสานได้เร็วกว่าแต่ชิ้นงานหลังการแยกสารเชื่อมประสานออกจะมีความแข็งแรงต่ำ หรืออาจเกิดการเสียรูปร่างระหว่างการแยกสารเชื่อมประสานได้ การแยกสารเชื่อมประสานทำได้ยากขึ้น เมื่อมีส่วนผงโลหะมากกว่า 75 เปอร์เซ็นต์ ขนาดของผงโลหะมีผลต่อการแยกสารเชื่อมประสาน ผงโลหะที่มีขนาดใหญ่กว่าจะทำให้รูพรุนมีขนาดใหญ่และการแยกสารเชื่อมประสานทำได้ง่ายขึ้น อุณหภูมิการแยกสารเชื่อมประสานสูงกว่าจะทำให้อัตราการแยกสารเชื่อมประสานออกสูงไปด้วยแต่ถ้าหากสูงเกินไปอาจทำให้ชิ้นงานพองตัวเนื่องจากแรงดันของไอน้ำในชิ้นงานสูงเกินไป

## 2.2.6 การเผาผนึก (Sintering)

### 2.2.6.1 หลักการพื้นฐานของการเผาผนึก (Sintering fundamentals)

การเผาผนึกเป็นการทำให้อนุภาคเชื่อมติดกันที่อุณหภูมิสูง อาจเกิดขึ้นที่อุณหภูมิต่ำกว่าจุดหลอมเหลวของวัสดุนั้นๆ ได้ โดยการเคลื่อนที่ของอะตอมในสถานะของแข็ง (Solid state sintering) แต่ในวัสดุหลายชนิดจะเกี่ยวกับการฟอर्मตัวของเฟสของเหลว (Liquid phase sintering) เมื่อพิจารณาโครงสร้างในระดับจุลภาคระหว่างการเผาผนึก อุณหภูมิที่ให้กับผงอนุภาคจะทำให้อะตอมเกิดการแพร่เคลื่อนที่ระหว่างรอยต่อของอนุภาคเกิดการเชื่อมติดกันในลักษณะของคอคอด(Neck) ดังแสดงในรูปที่ 2.12 โดยคอคอดนี้จะขยายตัว (Neck growth) เมื่อเพิ่ม

อุณหภูมิหรือเวลาในการเผาผนึก การเพิ่มขนาดของคอลลอยด์ทำให้สมบัติของชิ้นงานเปลี่ยนไปหลังการเผาผนึกวัสดุมีความแน่นขึ้น (Densification) อนุภาคผงวัสดุจะเชื่อมต่อกันโดยการเคลื่อนที่ของอะตอม การเชื่อมต่อกันของอนุภาคเป็นการกำจัดพลังงานพื้นผิวที่มีอยู่สูงของผงวัสดุ ปริมาณพลังงานพื้นผิวต่อหน่วยปริมาตรขึ้นกับส่วนกลับของขนาดอนุภาค และการประเมินพลังงานพื้นผิวจะประเมินจากพื้นที่ผิวของอนุภาค ดังนั้น อนุภาคขนาดเล็กจะมีพื้นที่ผิวมากกว่าจึงมีพลังงานพื้นผิวมากทำให้เผาผนึกได้เร็วกว่า สำหรับของแข็งที่มีลักษณะเป็นผลึกบริเวณสัมผัสระหว่างอนุภาคทั้งหมดกลายเป็นขอบเกรน ดังนั้นในกรณีนี้จึงเกี่ยวข้องกับพลังงานขอบเกรน ขอบเกรนซึ่งมีความสำคัญต่อการเคลื่อนที่ของอนุภาคจัดเป็นข้อบกพร่องชนิดหนึ่ง ดังนั้นภายในบริเวณนี้จึงมีการเคลื่อนที่ของอะตอมสูง กลไกของการเผาผนึกเป็นกระบวนการแพร่ผ่านพื้นผิว แพร่ผ่านขอบเกรน หรือแพร่ผ่านแลตทิซของผลึก ขั้นตอนกระบวนการเผาผนึกอธิบายได้โดยใช้วิธีการทางคณิตศาสตร์ที่เกี่ยวข้องกับแรงขับและจลนศาสตร์



รูปที่ 2.12 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) แสดงการฟอร์มตัวของคอลลอยด์เนื่องจากการเผาผนึก (Randall M. German and Animesh Bose, 1997)

### 2.2.6.2 ทฤษฎีการเผาผนึก (Sintering theory)

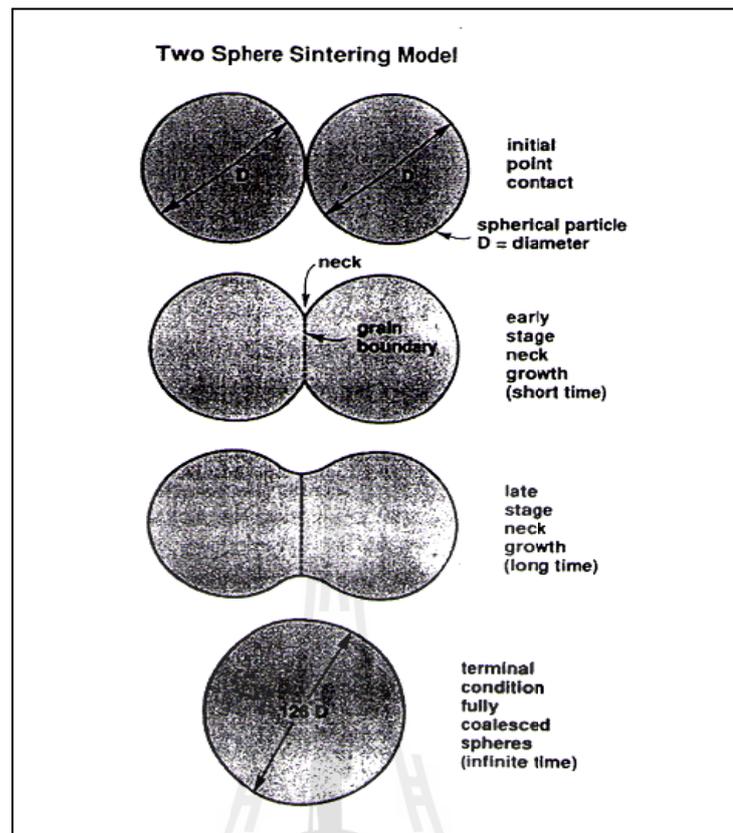
#### แนวความคิดพื้นฐาน

เมื่อพิจารณาบริเวณจุดสัมผัสของอนุภาคทรงกลมสองอนุภาคโดยทั่วไปในการขึ้นรูปผงวัสดุ แต่ละอนุภาคจะมีบริเวณสัมผัสกับอนุภาคอื่นได้หลายบริเวณ พันธะระหว่างอนุภาคที่บริเวณสัมผัสขยายโตขึ้นและรวมตัวกัน เมื่อการเผาผนึกดำเนินไปอย่างต่อเนื่อง แต่ละจุด

สัมผัสของอนุภาคเกิดเป็นขอบเกรนโตขึ้นมาแทนที่บริเวณรอยต่อระหว่างเฟสของแข็งและไอ (Solid-vapor interface) การเผาผลาญเป็นเวลานานทำให้อนุภาคสองอนุภาครวมเป็นหนึ่งอนุภาคขนาดใหญ่ได้

### 2.2.6.3 กลไกการถ่ายเทมวลสารในการเผาผลาญ

กลไกการถ่ายเทมวลสารในการเผาผลาญ คือ การลดลงของพื้นที่ผิว โดยโลหะเมื่ออยู่ในรูปของผงจะมีพื้นที่ผิวต่อหน่วยปริมาตรสูง เมื่อทำการเผาผลาญพื้นที่ผิวผงโลหะจะลดน้อยลงโดยเกิดการเชื่อมประสานกัน ในขณะที่เกิดการเชื่อมประสานจะมีการถ่ายเทมวลสารจากบริเวณต่างๆ ไปยังจุดเชื่อมต่อระหว่างผงโลหะ ทำให้จุดเชื่อมต่อเกิดการโตขึ้น กลไกการถ่ายเทมวลสารอาจเกิดจากการแพร่ในสถานะของแข็ง หรือถ้าในขณะนั้นมีเฟสของเหลวเกิดขึ้น ก็อาจเกิดการถ่ายเทมวลสารแบบการไหลด้วย กลไกการเผาผลาญ ได้แก่ การลดพลังงานพื้นผิวลงด้วยการลดพื้นที่ผิวภายนอกผงโลหะและพื้นที่ผิวบริเวณขอบเกรน (Grain boundary) เมื่อให้ความร้อนกับชิ้นงานต่อไปปริมาณรูพรุนอาจจะลดน้อยลงได้จากการหดตัวของชิ้นงาน จากรูปที่ 2.13 แสดงแบบจำลองของผงโลหะในการเชื่อมประสานกัน ถ้าสมมุติให้ผงโลหะมีรูปร่างทรงกลมสัมผัสกัน เมื่อนำไปเผาผลาญจะเกิดการโตขึ้นของคอคอด (Neck) เมื่อเวลาการเผาผลาญนานขึ้น ผงโลหะจะพยายามลดพื้นที่ผิวต่อไปและคอคอดจะเริ่มโตขึ้น ซึ่งในระหว่างที่ผงโลหะพยายามลดพื้นที่ผิวก็จะเกิดการถ่ายเทมวลสารเกิดขึ้น



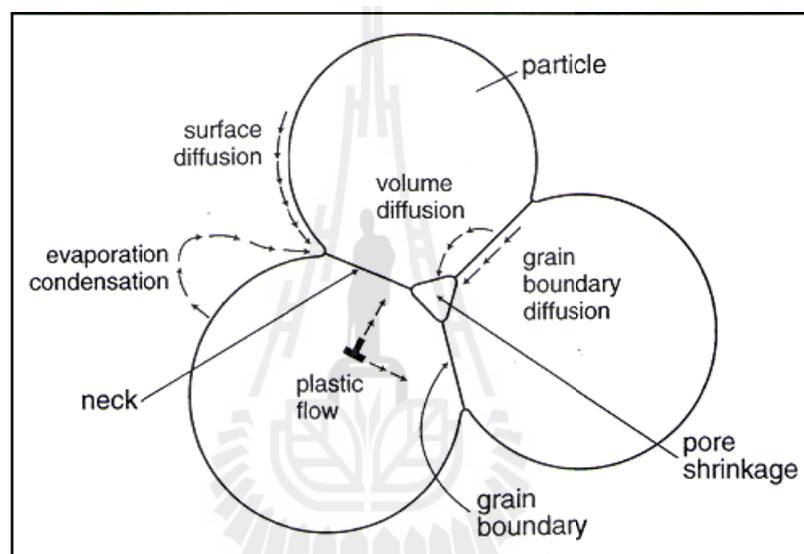
รูปที่ 2.13 แบบจำลองการเผาผนึกอนุภาคทรงกลมสองอนุภาคที่พัฒนาผ่านระหว่างอนุภาคเริ่มต้นจากจุดสัมผัสคือการเพิ่มขนาดของคอคออดสร้างขอบเกรนที่รอยต่อระหว่างอนุภาคและในที่สุดรวมเป็นหนึ่งอนุภาคใหญ่ (Randall M. German, 1994)

แรงขับเคลื่อนที่ทำให้ผงโลหะเกิดการประสานกันคือ พลังงานพื้นผิว แต่กระบวนการถ่ายเทมวลสารมีได้หลายกระบวนการที่เกิดขึ้น ซึ่งอาจเป็นไปได้ดังนี้ คือ

1. การระเหย-ควบแน่น (Evaporation-condensation)
2. การไหลหนืด (Viscous flow)
3. การแพร่ที่ผิว (Surface diffusion)
4. การแพร่ที่ขอบเกรน (Grain boundary diffusion)  
หรือการแพร่ในโครงผลึก (Lattice diffusion)
5. การแปรรูปพลาสติก (Plastic deformation)

ซึ่งจากภาพที่ 2.14 แสดงกลไกการเชื่อมประสานกันของอนุภาคผงโลหะทั้งสาม

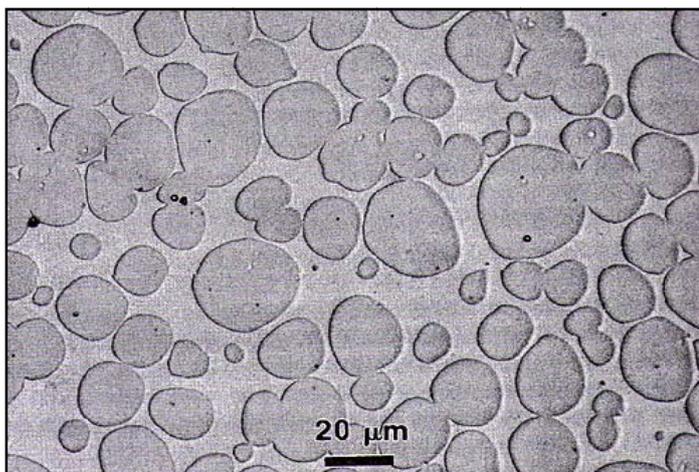
อนุภาค อะตอมของโลหะจะแพร่ผ่านผลึก และแพร่ตามบริเวณขอบเกรน การโตขึ้นของคอคอด (Neck growth) การหดตัว (Shrinkage) และการแน่นตัว (Densification) ทั้งหมดนี้จะขึ้นอยู่กับอัตราการสะสมของอะตอมโลหะที่เคลื่อนที่ตามเส้นทางต่างๆ ดังแสดงในรูป นอกจากนี้ การเคลื่อนที่ของอะตอมจะถูกเร่งได้โดยการสร้างเฟสของเหลวซึ่งมีการละลายเพียงบางส่วนที่อุณหภูมิของการเผาผนึก ในระหว่างการเผาผนึกของกระบวนการฉีดขึ้นรูปผง เริ่มต้นจะเกิดการโตของ Sinter bonds ขอบเกรนจะเกิดการเชื่อมต่อกัน และถ้ารูพรุน (Pore) เกิดที่บริเวณมุมระหว่างเกรนจะมีรูปร่างเป็นพีระมิดฐานสามเหลี่ยม (Tetrahedron)



รูปที่ 2.14 Three particles in contact with sinter necks growing.

(Randall M. German and Animesh Bose, 1997)

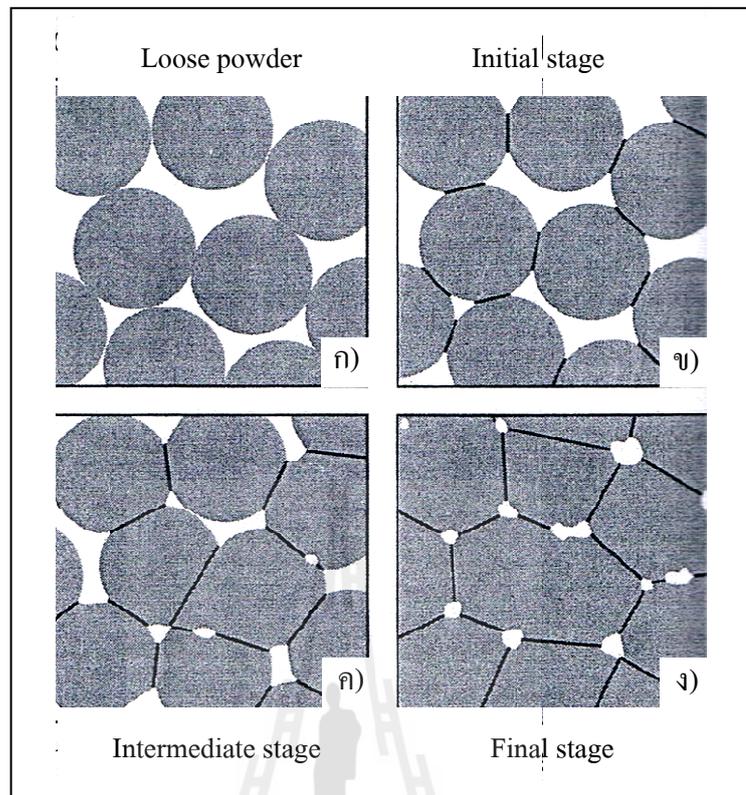
โดยปกติแล้วการเผาผนึกเฟสของเหลว (Liquid-phase sintering) จะเกิดเฟสของเหลวและของแข็งพร้อมกันได้ต้องประกอบไปด้วยผงโลหะสองชนิดที่มีจุดหลอมตัวต่างกัน โดยจะให้ความหนาแน่นสูงกว่า ซึ่งทำให้ได้ชิ้นงานที่มีความแข็งสูงด้วย เมื่อเทียบกับการเผาผนึกในสถานะของแข็ง (Solid-state sintering) จากรูปที่ 2.15 แสดงตัวอย่างของการเผาผนึกเฟสของเหลว ของโลหะผสม ทั้งสแตน นิกเกิล เหล็ก เผาผนึกที่อุณหภูมิ 1,500 องศาเซลเซียส ซึ่งจากรูปจะได้ 2 เฟสโครงสร้าง คือ ทั้งสแตนอยู่ในเนื้อพื้น วัสดุประกอบดังกล่าวมีความแข็งแรงและความเหนียวสูงมาก



รูปที่ 2.15 โครงสร้างจุลภาคของทั้งสเดน (Randall M. German and Animesh Bose, 1997)

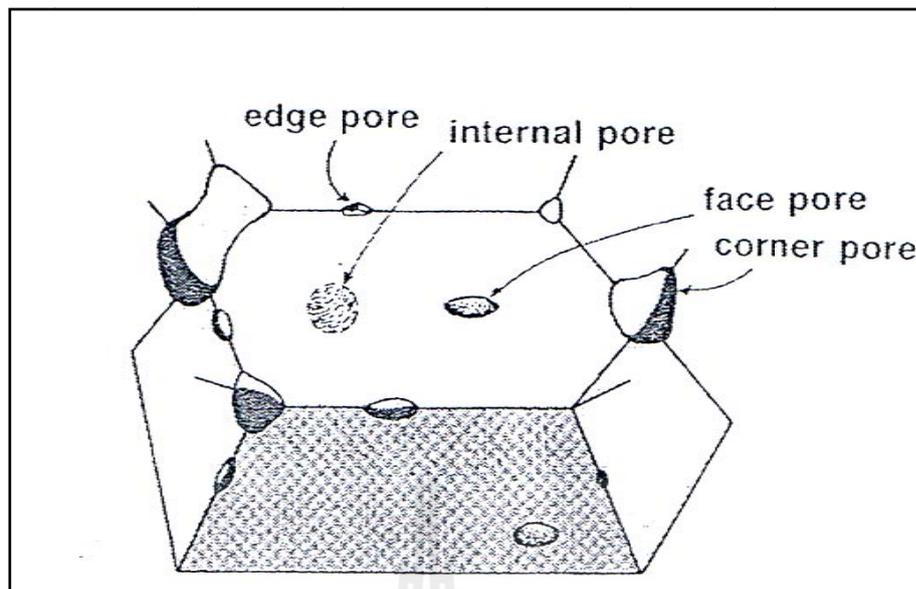
#### 2.2.6.4 ขั้นตอนการเผาผนึก

เมื่อเข้าสู่ขั้นตอนการเผาผนึกจะแบ่งออกเป็นสามขั้นตอน คือ ขั้นตอนแรก (Initial stage) ขั้นตอนกลาง (Intermediate stage) และขั้นตอนสุดท้าย (Final stage) ดังแสดงในรูปที่ 2.16 โดยรูปที่ 2.16 ก) แสดงอนุภาคของผงวัสดุก่อนการเผาผนึก ซึ่งพบว่าอนุภาคอยู่ชิดกันมาก ส่วนในขั้นตอนแรกเมื่อเกิดการเผาผนึก (รูปที่ 2.16 ข)) คอคอดระหว่างอนุภาคและมีการเพิ่มขนาดอย่างรวดเร็ว เมื่อเข้าสู่ขั้นตอนกลาง (Intermediate stage) ลักษณะเด่นที่เกิดขึ้นในขั้นตอนนี้คือความโค้งมนของรูพรุน (Pore rounding) การแน่นตัวและการโตของเกรนส่งผลให้เกรนมีขนาดใหญ่ขึ้นและจำนวนเกรนลดน้อยลง



รูปที่ 2.16 โครงสร้างที่เปลี่ยนไปของผงวัสดุในการเผาผนึก  
(Randall M. German and Animesh Bose, 1997)

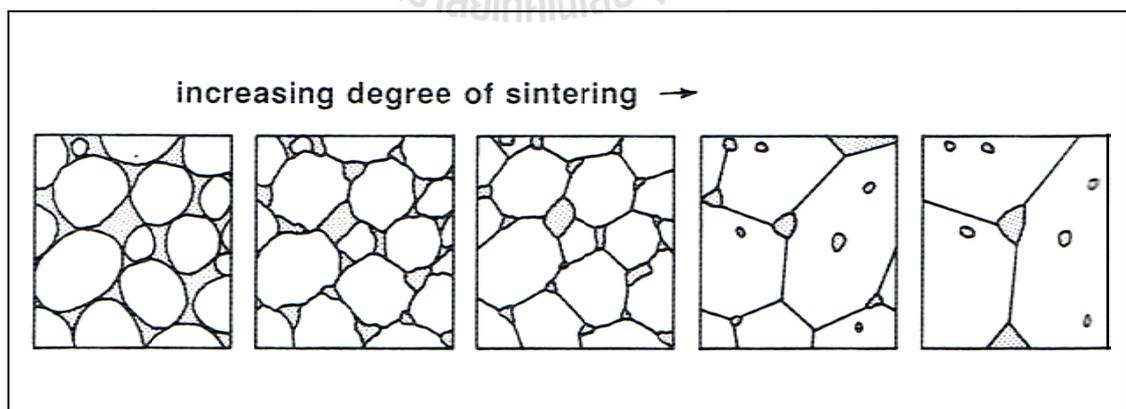
ในขั้นตอนสุดท้าย (Final stage) ของการเผาผนึกนั้นเป็นกระบวนการที่ช้าที่สุดเพราะรูพรุนทรงกลมที่แยกจากกันเกิดการหดตัวด้วยกลไกการแพร่แบบมวลรวม รูพรุนจะแยกกันอยู่ตามมุมของเกรนในขั้นตอนสุดท้ายของการเผาผนึก รูพรุนที่อยู่ตามขอบเกรนจะมีรูปร่างนูนสองด้าน เมื่อรูพรุนแยกตัวออกจากขอบเกรนจะมีรูปร่างเป็นรูปทรงกลม ด้วยเหตุนี้รูพรุนจึงมีรูปร่างแปรตามบริเวณที่อยู่ดังแสดงในรูปที่ 2.17 รูพรุนที่ไม่อยู่ติดกับขอบเกรนมีลักษณะทรงกลม รูพรุนที่อยู่ตามขอบเกรนมีลักษณะนูนสองด้าน และรูพรุนที่อยู่ตามมุมเกรนมีลักษณะมน หลากเหลี่ยม ถ้าให้ความร้อนต่อไปรูพรุนเกิดการรวมตัวกันส่งผลให้ขนาดเฉลี่ยของรูพรุนโตขึ้นและจำนวนรูพรุนลดลง ความแตกต่างระหว่างความโค้งของรูพรุนต่างๆ นำไปสู่การโตของรูพรุนขนาดใหญ่และสูญเสียรูพรุนขนาดเล็กซึ่งเป็นรูพรุนที่มีความเสถียรน้อยกว่า เรียกเหตุการณ์นี้ว่าปรากฏการณ์การออสท์วาลด์ (Ostwald ripening) ดังนั้นจึงต้องกำจัดรูพรุนในขั้นตอนสุดท้ายเพราะการโตของรูพรุนทำให้ความหนาแน่นลดลงและส่งผลให้การเผาผนึกในขั้นตอนสุดท้ายนานขึ้น



รูปที่ 2.17 รูปร่างรูพรุนในการเผาผนึกแตกต่างกันตามตำแหน่งของรูพรุน  
(Randall M. German, 1996)

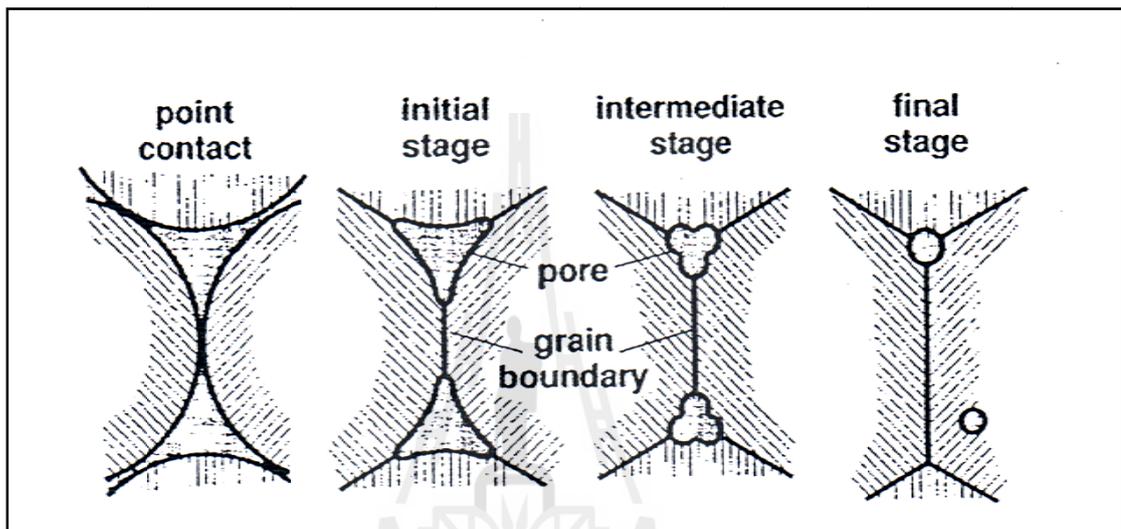
### 2.2.6.5 โครงสร้างของรูพรุนในการเผาผนึก (Pore structure in sintering)

รูปที่ 2.18 เป็นภาพสเกตช์ลักษณะการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคตามปริมาณการเผาผนึก ตั้งแต่เริ่มต้นจนถึงขั้นตอนสุดท้ายของการเผาผนึก มีการเปลี่ยนแปลงขนาดเกรน จำนวนและขนาดของรูพรุน รวมไปถึงความพรุนที่ลดลงขณะอบผนึก



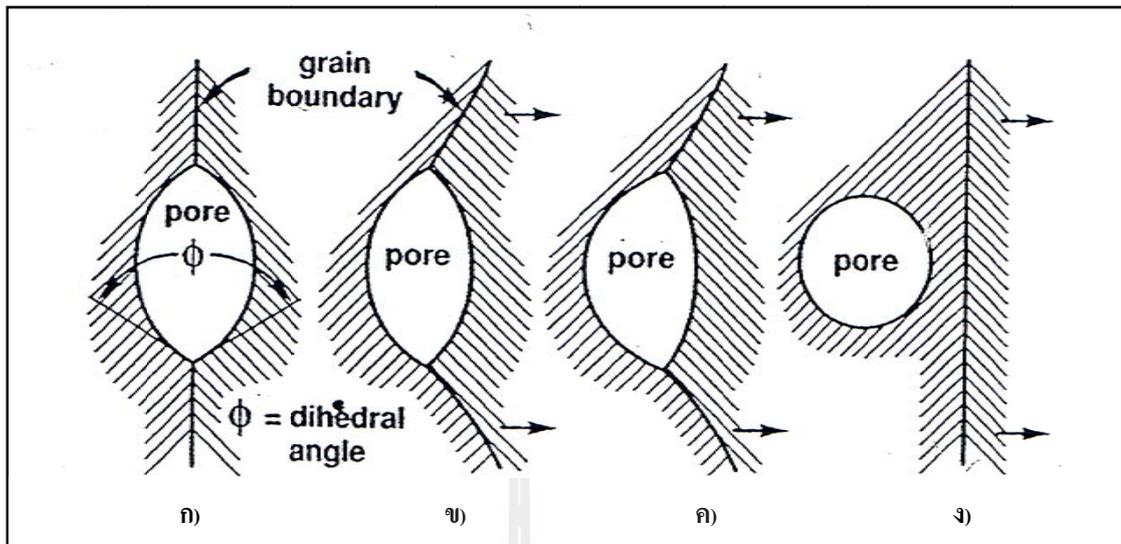
รูปที่ 2.18 การเปลี่ยนแปลงรูปร่างของรูพรุนตามปริมาณการเผาผนึก  
(Randall M. German, 1996)

การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของรูพรุนขณะอบผนึกสามารถแสดงด้วยรูปสเกตซ์อีกแบบดังรูปที่ 2.19 ที่จุดสัมผัสระหว่างอนุภาคกลายเป็นคอคอด เมื่อผ่านขั้นตอนแรกโครงสร้างแบบของขอบเกรนและรูพรุนควบคุมอัตราการเผาผนึก ในตอนเริ่มต้นของขั้นตอนกลางลักษณะรูพรุนมีการขดซ้อนทับกันสูง (Convolute) และรูพรุนอยู่ตามจุดตัดของขอบเกรน เมื่อเผาผนึกต่อไปรูพรุนมีรูปร่างเป็นทรงกระบอกและเกิดการแน่นตัวขึ้นโดยการลดรัศมีของรูพรุน



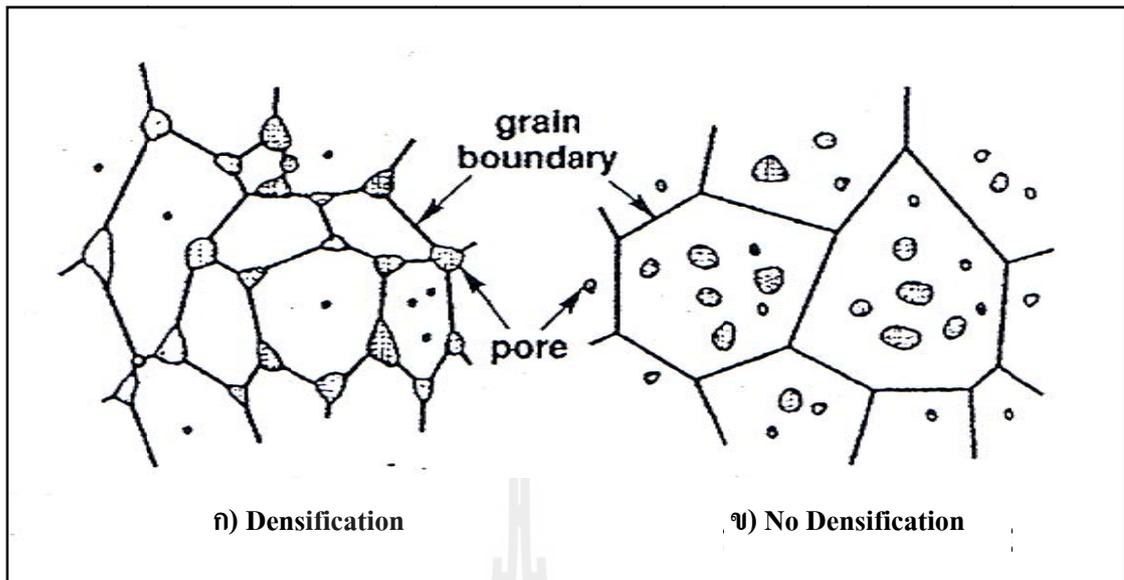
รูปที่ 2.19 การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของรูพรุนขณะเผาผนึก เริ่มต้นจากอนุภาคมีจุดสัมผัสกัน ต่อมาปริมาตรของรูพรุนลดลงและมีความราบเรียบขึ้น และเมื่อรูพรุนกลายเป็นทรงกลมถูกแทนที่ด้วยขอบเกรน (Randall M. German, 2005)

ในขั้นตอนสุดท้ายของการเผาผนึก ปฏิกริยาระหว่างรูพรุนและขอบเกรนเกิดขึ้น 3 ลักษณะ คือ 1) รูพรุนทำให้เกรนโตช้าลง 2) รูพรุนถูกลากไปพร้อมกับการเคลื่อนที่ของขอบเกรนขณะเกิดการโตของเกรน และ 3) ขอบเกรนแยกออกจากรูพรุนทิ้งให้รูพรุนค้างอยู่ภายในเกรน วัสดุส่วนใหญ่แสดงอัตราการโตของเกรนตั้งแต่ปานกลางถึงสูงที่อุณหภูมิต่างๆ เมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นอัตราการเคลื่อนที่ของขอบเกรนเพิ่มขึ้นด้วย เนื่องจากรูพรุนมีการเคลื่อนที่ช้ากว่าขอบเกรน ส่งผลให้ขอบเกรนแยกออกจากรูพรุนดังแสดงในรูปที่ 2.20 ที่อุณหภูมิต่ำอัตราการโตของเกรนต่ำ ดังนั้นรูพรุนยังคงติดอยู่กับขอบเกรนและขัดขวางการโตของเกรนทำให้การเคลื่อนที่ของขอบเกรนอยู่ภายใต้แรงดึงดูด รูพรุนเคลื่อนที่โดยการแพร่ในเนื้อวัสดุ การแพร่ตามพื้นผิว หรือการระเหย การควบแน่นเพื่อข้ามรูพรุนขณะที่อุณหภูมิสูงอัตราการโตของเกรนเพิ่มขึ้นถึงจุดที่ขอบเกรนแยกออกจากรูพรุน



รูปที่ 2.20 ลำดับการแยกตัวของรูพรุนในขั้นตอนสุดท้ายการเผาผนึก ก) รูพรุนบนขอบเกรน แสดงมุมของแข็ง-ไอที่สมดุล ข) และ ค) การโตของเกรนที่ลากรูพรุนไปด้วย และ ง) รูพรุนเดี่ยวเพราะขอบเกรนแยกตัวออก (Randall M. German, 2005)

เมื่อพิจารณารูปลักษณะของรูพรุนและขอบเกรนที่เป็นไปได้สองลักษณะ ดังแสดงในรูปที่ 2.21 คือลักษณะที่หนึ่งรูพรุนอยู่ตามบริเวณรอยต่อเกรน และลักษณะที่สองคือรูพรุนที่อยู่ภายในเกรน รูพรุนที่อยู่บริเวณรอยต่อเกรนทำให้พลังงานของระบบลดต่ำลง เพราะรูพรุนไปลดพื้นที่ทั้งหมดของขอบเกรน (ซึ่งลดพลังงานลงไปด้วย) ถ้ารูพรุนและขอบเกรนแยกกันอยู่ทำให้พลังงานของระบบเพิ่มขึ้นเป็นสัดส่วนกับปริมาณพื้นที่ผิวระหว่างเฟสที่สร้างขึ้นใหม่ ผลที่ตามมาคือรูพรุนจะมีพลังงานเชื่อมต่อกับขอบเกรนเพิ่มขึ้นตามความพรุนขึ้นเพียงเล็กน้อย เมื่อการแน่นตัวดำเนินต่อไปการเคลื่อนที่ช้าลงของรูพรุนบวกกับแรงในการตรึง (Pinning force) กับขอบเกรนที่ลดน้อยลงทำให้เกิดการแยกตัวออกจากกันระหว่างรูพรุนและขอบเกรน



รูปที่ 2.21 ลักษณะที่เป็นไปได้สองแบบของรูพรุนและขอบเกรนในขณะเผาผนึก

ก) รูพรุนที่อยู่ตามขอบเกรนทำให้มีการแน่นตัว และ ข) รูพรุนที่แยกตัวออกจากขอบเกรนไม่ทำให้เกิดความหนาแน่น (Randall M. German, 2005)

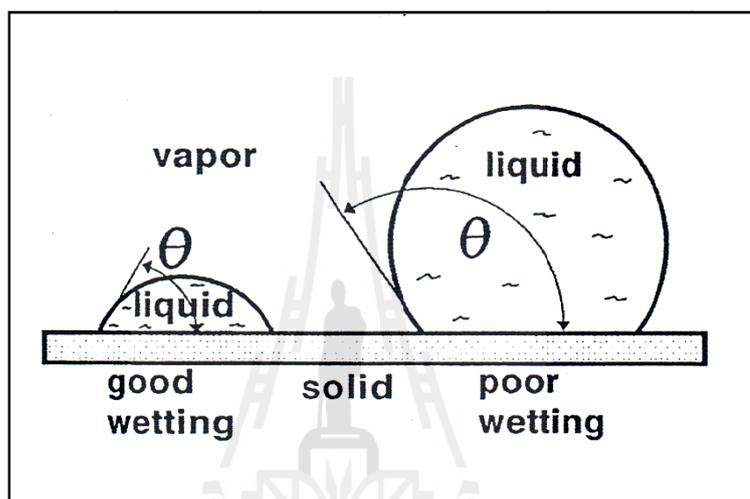
#### 2.2.6.6 การเผาผนึกเฟสของเหลว (Liquid phase sintering)

เทคนิคนี้เป็นเทคนิคในการเผาผนึกที่อาศัยการเกิดเฟสของเหลวในขณะเผาผนึก ซึ่งการถ่ายเทมวลสารผ่านเฟสของเหลวเกิดขึ้นได้เร็วกว่า การแพร่ในสถานะของแข็ง (Solid state diffusion) จึงทำให้ได้อัตราการแน่นตัว (Densification rate) สูง ของเหลวที่เกิดขึ้นจะแพร่ซึมผ่านรูพรุนด้วยแรงดึงน้ำของช่อง (Capillary force) มีรูปร่างเป็นตาข่ายอยู่ล้อมรอบเฟสของแข็ง เปรียบเสมือนทางในการถ่ายเทมวลสาร ข้อได้เปรียบของการเผาผนึกเฟสของเหลว คือ สามารถได้ความหนาแน่นสูงด้วยระยะเวลาอันสั้น ซึ่งทำให้ได้ชิ้นงานที่มีความแข็งแรงสูงด้วย แต่ข้อเสียเปรียบได้แก่ เกิดการเปลี่ยนแปลงมิติมากซึ่งยากต่อการควบคุม และความแข็งแรงของชิ้นงานขณะเผาผนึกต่ำทำให้อาจเกิดการบิดเบี้ยวหรือเสียรูปได้ง่าย

การเผาผนึกในระบบผสมสองเฟสมีความเป็นไปได้ที่เฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำฟอร์มตัวขึ้น การมีเฟสของเหลวช่วยให้มีการเคลื่อนที่เร็ว ส่งผลให้การเผาผนึกเกิดขึ้นเร็วขึ้น หากเฟสของเหลวที่เกิดขึ้นสามารถเปียก (Wet) ลงบนเฟสของแข็งได้ดีจะทำให้การเผาผนึกเฟสของเหลวมีประสิทธิภาพมากขึ้น ของเหลวต้องฟอร์มเป็นแผ่นฟิล์มบางกระจายรอบเฟสของแข็ง โดยมีมุมสัมผัส ( $\theta$ ) แสดงดังรูปที่ 2.22 โดยความสามารถในการเปียกสามารถอธิบายโดยสมมูลพลังงานพื้นผิว ดังสมการ

$$\gamma_{sv} = \gamma_{sl} + \gamma_{lv} \cos(\theta) \quad (2.5)$$

หาค่ามุมสัมผัส ( $\theta$ ) ต่ำหมายถึงเฟสของเหลวมีความสามารถในการเปียกสูง และถ้าค่ามุมสัมผัส ( $\theta$ ) สูงหมายถึงเฟสของเหลวมีความสามารถในการเปียกต่ำ โดยทั่วไปแล้วสภาวะการเปียกจะเกิดขึ้นเมื่อ  $\theta < 90^\circ$  และค่า  $\gamma_{sl}$  หรือ Surface tension ระหว่างของแข็งและของเหลวมีค่าน้อยๆ



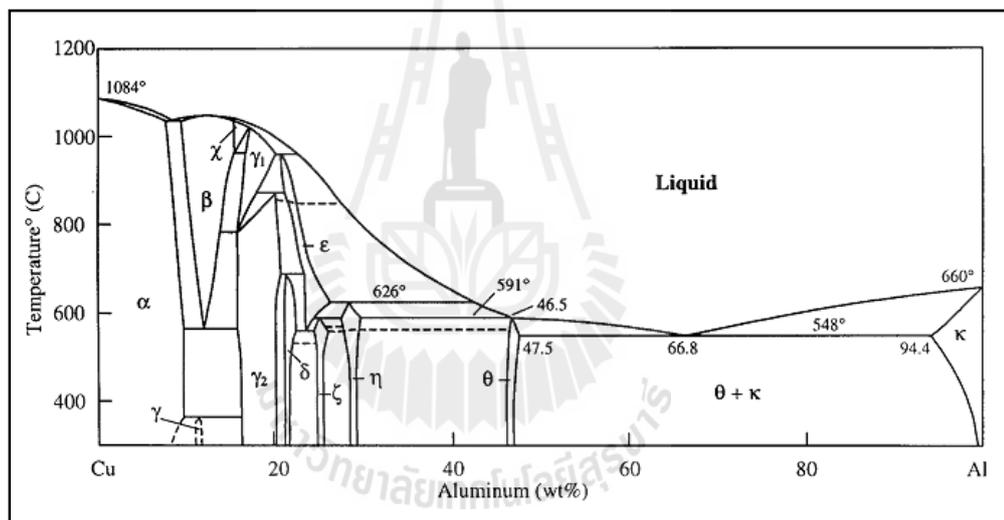
รูปที่ 2.22 มุมในการเปียกและความสามารถในการเปียก (สารัมภ์ บุญมี, ม.ป.ป.)

### 2.3 การวิจัยที่เกี่ยวข้อง

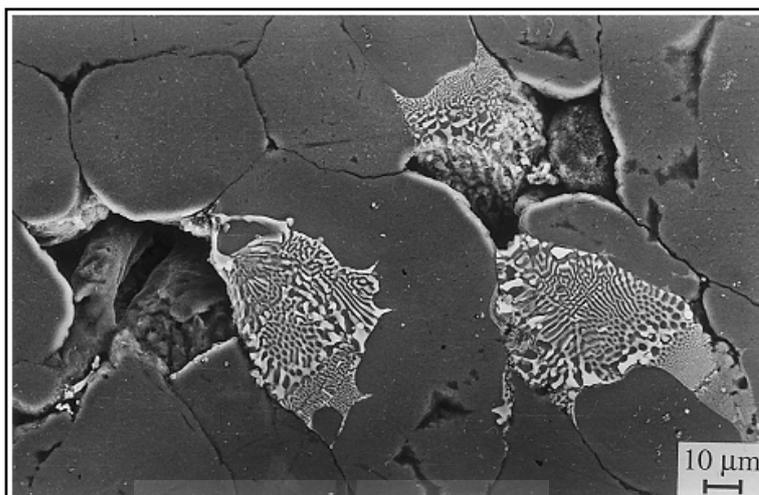
ในปัจจุบันการพัฒนาวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียม ได้รับความสนใจจากผู้ผลิตและใช้งาน เนื่องจากมีคุณสมบัติเชิงกลที่โดดเด่น กระบวนการโลหวิทยาโลหะผงเป็นทางเลือกที่น่าสนใจทางเลือกหนึ่ง เนื่องจาก สามารถควบคุมโครงสร้างทางจุลภาคได้ดี และอุณหภูมิที่ใช้ในกระบวนการผลิตต่ำ เป็นต้น

งานวิจัยที่ผ่านมาได้ทำการศึกษาตัวแปรต่างๆที่เกี่ยวข้องกับกระบวนการขึ้นรูปและเผาผนึก ยกตัวอย่างเช่น จากการทดลองของ B. Ogel และ R. Gurbuz ได้ทำการศึกษาผลกระทบของขนาดผงโลหะต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของวัสดุเชิงประกอบที่ขึ้นรูปโดยใช้วิธีอัดขึ้นรูป (Hot pressing) ภายใต้บรรยากาศแก๊สไนโตรเจน ผงวัสดุที่ใช้ในการศึกษา คือ ผงโลหะอะลูมิเนียม (มีขนาดเฉลี่ย 100 ไมครอน และ 25 ไมครอน) ผสมผงโลหะทองแดง 5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก (มีขนาดเฉลี่ย 63 ไมครอน) เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (มีขนาดเฉลี่ย 10 ไมครอน) ในการ

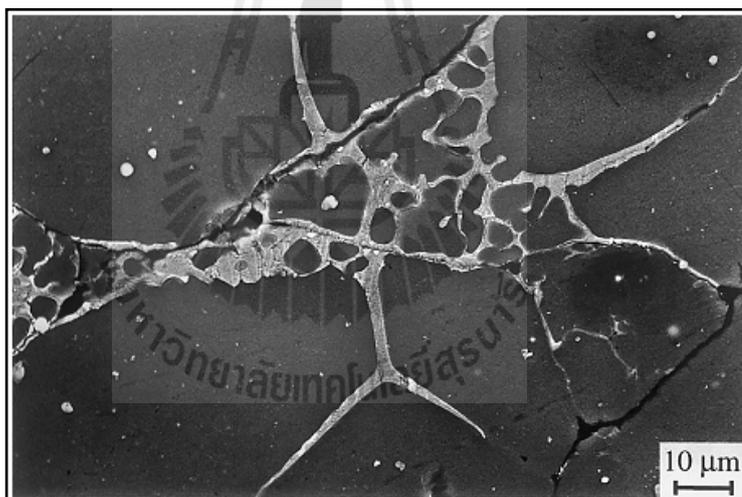
อัดขึ้นรูปนี้ใช้อุณหภูมิ 600 องศาเซลเซียส ซึ่งมากกว่าอุณหภูมิยูเทคติก (548°C) แสดงในเฟสไดอะแกรมของอะลูมิเนียมและทองแดงและช่วงของของผสมเท่ากับ 5-52 เปอร์เซ็นต์ของทองแดง ดังแสดงในรูปที่ 2.23 เมื่อนำชิ้นงานหลังการอัดขึ้นรูปมาให้ความร้อนต่ำกว่าอุณหภูมิยูเทคติกพบว่าผงโลหะทองแดงกระจายอยู่ภายนอกและไม่ทำปฏิกิริยากับพื้นโลหะอะลูมิเนียม เมื่อเพิ่มอุณหภูมิสูงขึ้นเหนือยูเทคติก โดยให้ความร้อนที่ 550 องศาเซลเซียส จะเกิดการฟอร์มตัวของของเหลวภายในผงโลหะอะลูมิเนียม ซึ่งพบเฟสยูเทคติกเกิดขึ้น และเกิดรูพรุนภายในโครงสร้างจุลภาค ดังแสดงในรูปที่ 2.24 และเมื่อให้ความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียส จะเกิดเฟสของเหลว (Liquid phase) เกิดเป็นโครงข่ายตามบริเวณผิวของผงอะลูมิเนียม (Continuous network) ดังแสดงในรูปที่ 2.25 ซึ่งมีผลทำให้ปริมาณรูพรุนระหว่างผงอะลูมิเนียมลดลงอย่างมากทำให้ได้ความแข็งแรงดึงและการยึดตัวดีขึ้น



รูปที่ 2.23 เฟสไดอะแกรมของอะลูมิเนียมและทองแดง  
(Al-Cu equilibrium phase diagram)



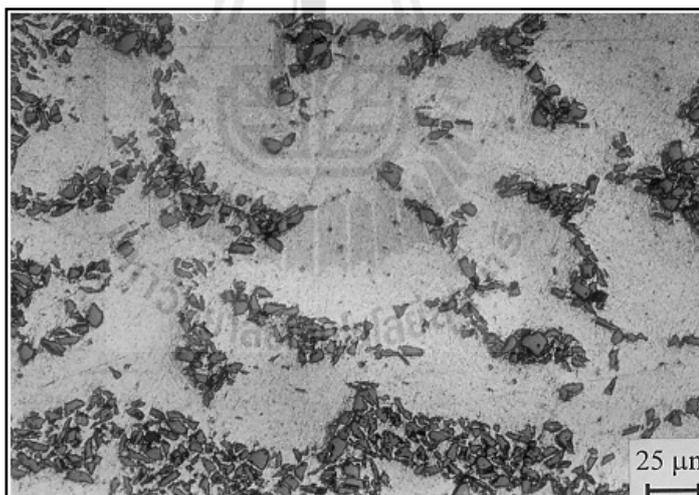
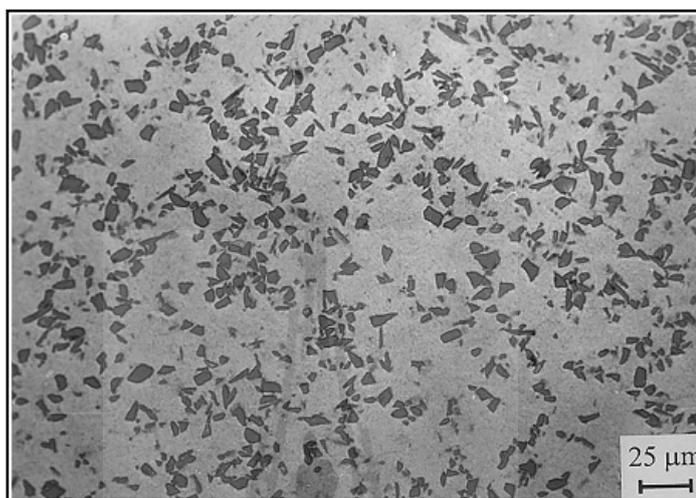
รูปที่ 2.24 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ของผงโลหะอะลูมิเนียม ขนาด 100 ไมครอนหลังจากการให้ความร้อนที่ 550 องศาเซลเซียส



รูปที่ 2.25 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ของผงโลหะ อะลูมิเนียม ขนาด 100 ไมครอนหลังจากการให้ความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียส

เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบการใช้ขนาดของอนุภาคอะลูมิเนียมที่ 25 ไมครอน และ 100 ไมครอน พบว่า ขนาดของผงอะลูมิเนียมที่ 25 ไมครอน ให้ผลของสมบัติเชิงกลที่ดีที่สุด เนื่องจากการใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดละเอียดจะทำให้ความสม่ำเสมอของโครงสร้างและการกระจายตัวของผงซิลิคอนคาร์ไบด์ที่สม่ำเสมอดีกว่า ดังแสดงในรูปที่ 2.26 ก) ซึ่งแสดงโครงสร้างของอะลูมิเนียม

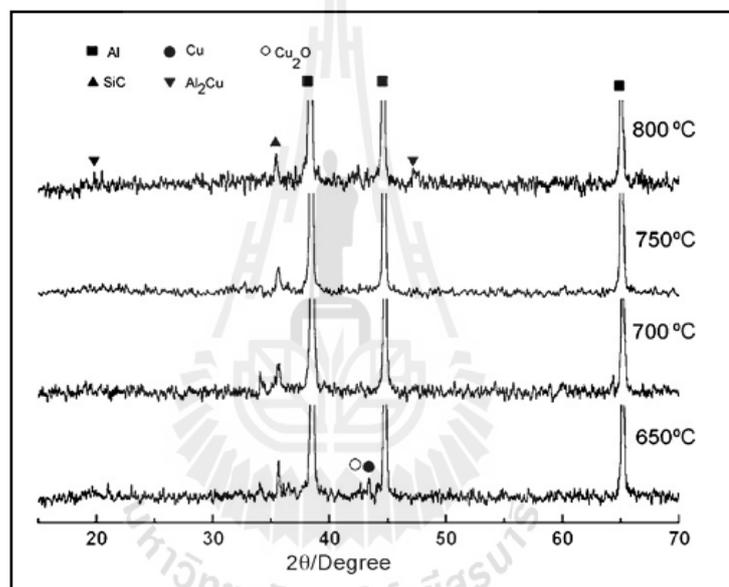
เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 27.2 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ภายหลังจากอัดขึ้นรูปที่ 600 องศาเซลเซียส โดยใช้ขนาดผงอะลูมิเนียม 25 ไมครอน และ ข) ใช้ขนาดผงอะลูมิเนียมขนาด 100 ไมครอน



รูปที่ 2.26 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ก) ใช้ผงอะลูมิเนียมขนาด 25 ไมครอน และ ข) 100 ไมครอน ภายหลังจากอัดขึ้นรูปที่ 600 องศาเซลเซียส

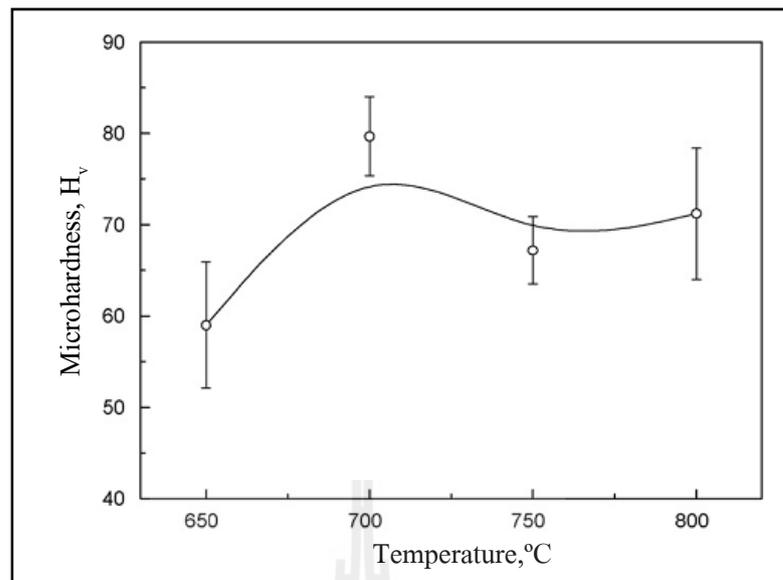
Hailong Wang และคณะ (2008) ได้ทำการศึกษาผลกระทบของการเติมทองแดงต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งกระบวนการได้ถูกเตรียมโดยวิธีการทางโลหวิทยาโลหะผง ประกอบด้วยอนุภาคอะลูมิเนียมและซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ถูกเคลือบด้วยทองแดง โดยมีปริมาณของผงอะลูมิเนียม

และอนุภาคซิลิกอนคาร์ไบด์อย่างละ 50 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ทำการผสมผงวัสดุเข้าด้วยกันโดยการบดผสม (Ball milling) และอัดขึ้นรูป (Compaction) ที่ความดัน 180 MPa และทำการเผาที่อุณหภูมิ 650 700 750 และ 800 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 2 ชั่วโมง ในบรรยากาศอาร์กอน เพื่อศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิต่อความหนาแน่น ความแข็ง ความแข็งแรง และผลการตรวจสอบด้วยเทคนิคเอกซเรย์ดิฟแฟรกชัน (X-Ray Diffraction : XRD) จากผลการทดลองพบว่า ที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส พบทองแดง (Cu) และคอปเปอร์ออกไซด์ ( $\text{Cu}_2\text{O}$ ) ในวัสดุเชิงประกอบ เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นพบว่าคอปเปอร์ออกไซด์เกิดการสลายตัว และเกิดปฏิกิริยาระหว่างทองแดง และอะลูมิเนียม เป็นผลให้เกิดสารประกอบ  $\text{Al}_2\text{Cu}$  ดังแสดงในรูปที่ 2.27



รูปที่ 2.27 ผล X-Ray Diffraction (XRD) ของชิ้นงานหลังการเผาที่อุณหภูมิต่างๆ

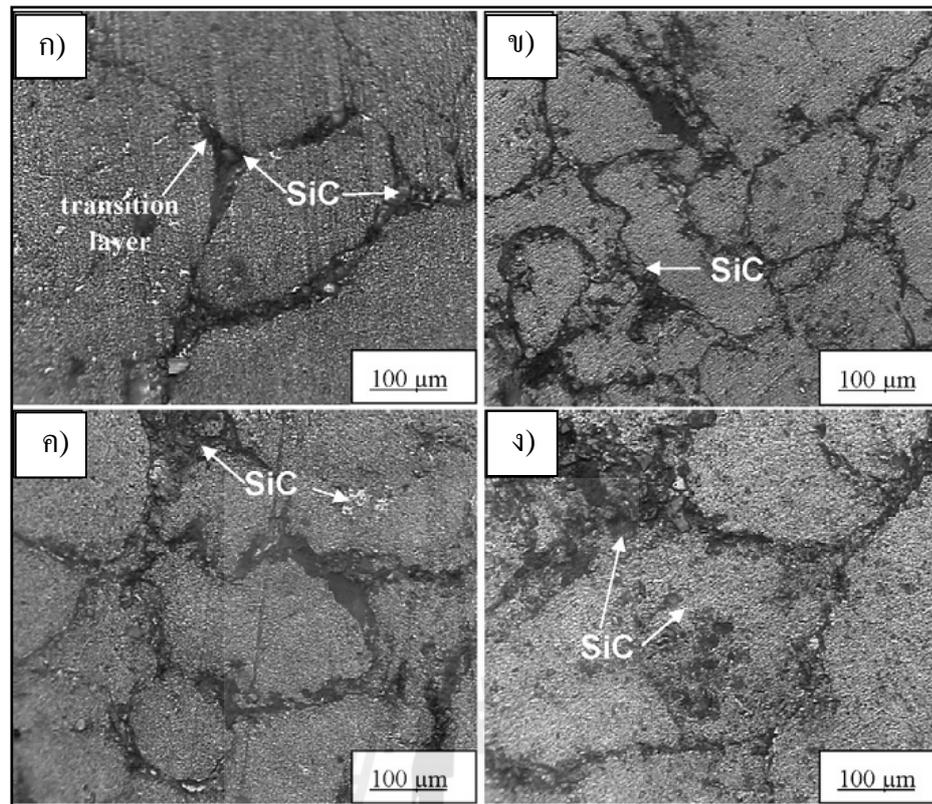
ชิ้นงานภายหลังกระบวนการเผาก็มีแนวโน้มของค่าความหนาแน่นและความแข็งที่เพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิการเผาที่เพิ่มขึ้น ค่าความแข็งของวัสดุเชิงประกอบ แสดงในรูปที่ 2.28



รูปที่ 2.28 ค่าความแข็งของวัสดุเชิงประกอบพื้น โลหะอะลูมิเนียมเสริมแรง  
ด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่อุณหภูมิต่างๆ

จากรูปที่ 2.28 แสดงค่าความแข็งของวัสดุเชิงประกอบเปรียบเทียบกับอุณหภูมิในการเผา  
เผานิกที่เพิ่มสูงขึ้น ซึ่งพบว่าค่าความแข็งมีแนวโน้มเพิ่มตามอุณหภูมิการเผาเผานิก และวัสดุเชิง  
ประกอบนี้ให้ค่าความแข็งสูงสุด  $80 H_v$  ที่อุณหภูมิการเผาเผานิก 700 องศาเซลเซียส

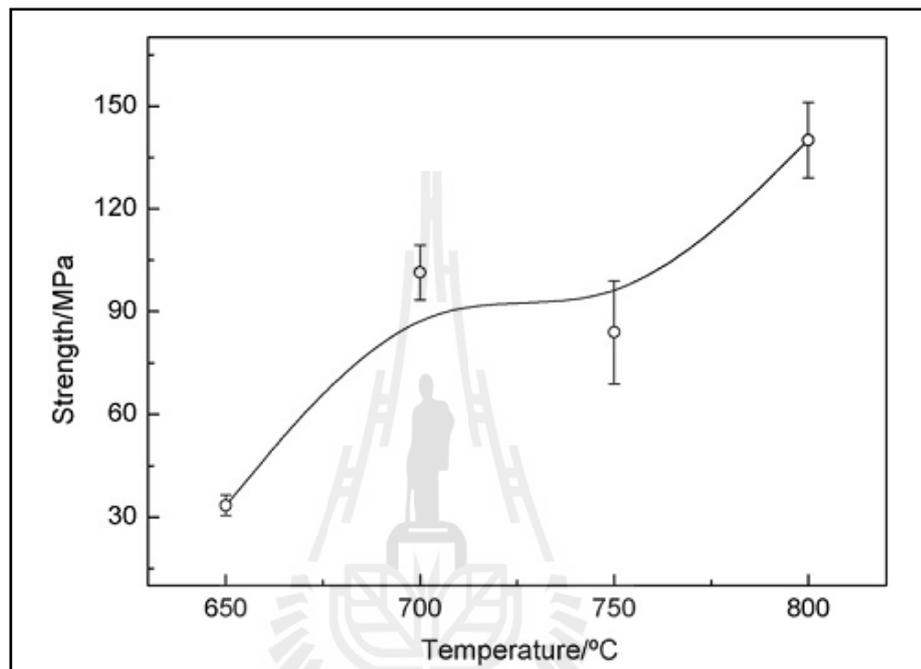
เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบ ดังแสดงในรูปที่ 2.29 พบว่าที่อุณหภูมิ  
650 องศาเซลเซียส ปรากฏเฟสของซิลิคอนคาร์ไบด์อยู่บริเวณขอบเกรน (Grain boundary) และเกิด  
ชั้น (Layer) ระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และพื้นโลหะอะลูมิเนียม ที่อุณหภูมิการเผาเผานิกนี้เกิด  
คอปเปอร์ออกไซด์ ( $Cu_2O$ ) ขึ้นและช่วยให้เกิดการเปียก (Wetting) ระหว่างซิลิคอนคาร์ไบด์และ  
ทองแดงเนื่องมาจากการฟอร์มตัวของ  $SiO_2$  และ  $Cu_2O$  เมื่อเปรียบเทียบกับอนุภาคของอะลูมิเนียม  
ก่อนการเผาเผานิกซึ่งมีขนาด 100 ไมครอน หลังการเผาเผานิกขนาดเกรนมีการโตขึ้นอย่างเห็นได้  
ชัดเจน คือ มีค่าเท่ากับ 400 ไมครอน สังเกตพบว่าอะลูมิเนียมไม่สามารถเกิดการหลอมได้ที่อุณหภูมิ  
650 องศาเซลเซียส



รูปที่ 2.29 โครงสร้างของวัสดุเชิงประกอบพื้น โลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์ ที่อุณหภูมิต่างๆ ก) 650 ข) 700 ค) 750 และ ง) 800 องศาเซลเซียส

เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการเผาที่ 700 องศาเซลเซียส อะลูมิเนียมจะหลอมและแพร่ตามพื้นผิวรอยต่อ (Interface) ระหว่างผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังแสดงในรูปที่ 2.29 ข) พบว่าขอบเกรนมีลักษณะบางมากปรากฏระหว่างเกรนของอะลูมิเนียมสองเกรนที่อยู่ติดกัน ซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ (Homogeneous) ในบริเวณขอบเกรนหรือภายในเกรนของอะลูมิเนียม โครงสร้างจุลภาคแบบดังกล่าวนี้สัมพันธ์กับค่าความแข็งแรงที่ได้กล่าวมาแล้วในรูปที่ 2.28 รูปที่ 2.29 ค) แสดงโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบเผาที่ 750 องศาเซลเซียส พบซิลิคอนคาร์ไบด์บริเวณของขอบเกรนและภายในเกรนของอะลูมิเนียม และมีขนาดเกรนใหญ่กว่า การเผาที่ 700 องศาเซลเซียส อะลูมิเนียมเกิดการหลอมเหลวที่อุณหภูมิ 750 องศาเซลเซียสจะสัมพันธ์กับของแข็งเกิดแรงตึงผิว (Surface tension) สูงอะลูมิเนียมหลอมเหลวเกิดการจับกลุ่มกัน ซึ่งซิลิคอนคาร์ไบด์จะเกิดการแยกตัวออกมาบริเวณขอบเกรน เกิดการแพร่อย่างรวดเร็วของอะลูมิเนียมหลอมเหลว นำไปสู่การฟอร์มตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์แบบ Intra-granular ภายในเกรนของอะลูมิเนียม เมื่ออุณหภูมิในการเผาส่งขึ้นถึง 800 องศาเซลเซียส แรงตึงผิวของอะลูมิเนียม

หลอมเหลวลดลง ซิลิคอนคาร์ไบด์จะแทรกอยู่ในพื้น โลหะอะลูมิเนียม เป็นผลให้ได้โครงสร้างจุลภาคที่สม่ำเสมอ ปฏิกริยาระหว่างอะลูมิเนียมและทองแดง ทำให้เกิดการฟอร์มตัวของ  $Al_2Cu$  และทำให้ความแข็งของวัสดุเชิงประกอบเพิ่มขึ้นด้วย ส่วนค่าความแข็งแรงคด (Bending strength) มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิการเผาผนึกด้วย ดังแสดงในรูปที่ 2.30



รูปที่ 2.30 ค่าความแข็งแรงคด (Bending strength) ของวัสดุเชิงประกอบพื้น โลหะอะลูมิเนียม เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เทียบกับอุณหภูมิในการเผาผนึก

จะเห็นได้ว่าการเพิ่มความสามารถในการเปียกกับอะลูมิเนียมและซิลิคอนคาร์ไบด์จะทำให้สมบัติของวัสดุเชิงประกอบดีขึ้น โดยงานวิจัยของ J. Hashim และคณะ (2001) ได้ทำการศึกษาการเพิ่มความสามารถในการเปียกของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในงานหล่อวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียม ซึ่งมีหลากหลายวิธีในการแก้ปัญหาความสามารถในการเปียกต่ำระหว่างวัสดุเซรามิกที่เป็นอนุภาคเสริมแรงและอะลูมิเนียมหลอมเหลวสำหรับการผลิตวัสดุเชิงประกอบโดยกระบวนการหล่อ ความสามารถในการเปียกของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และโลหะผสมอะลูมิเนียมหลอมเหลวโดยปกติแล้ว มีความสามารถในการเปียกต่ำ ดังนั้นการเสริมแรงของอนุภาคเข้าไปในพื้นโลหะหลอมเหลวจึงเป็นอุปสรรคในการหล่อขึ้นรูป วิธีต่างๆที่ได้รับการแนะนำในการเพิ่มความสามารถในการเปียก (Wetting) ของอนุภาคเซรามิก ซึ่งได้แก่ การเพิ่มอุณหภูมิในการ

หลอมเหลว การปรับปรุงคุณสมบัติของอนุภาค หรือการทำให้เกิดชั้นของสารประกอบซิลิคอนไดออกไซด์ (SiO<sub>2</sub>) ปกคลุมบนอนุภาค และการเติมธาตุ เช่น แมกนีเซียมและลิเทียมลงในพื้นโลหะ ซึ่งในที่นี้จะขอกล่าวถึงการปรับปรุงด้วยวิธีการทำให้เกิดชั้นของสารประกอบซิลิคอนไดออกไซด์ (SiO<sub>2</sub>) เป็นวิธีการที่สะดวกในการปรับปรุงคุณสมบัติของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในงานด้านโลหะวิทยาโลหะผง คุณสมบัติของสารประกอบซิลิคอนไดออกไซด์นอกจากช่วยป้องกันการเกิดสารประกอบอะลูมิเนียมคาร์ไบด์แล้วยังมีคุณสมบัติที่ดีในเรื่องการเพิ่มความสามารถในการเปียกให้กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และลดมุมระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กับอะลูมิเนียมหลอมเหลวอีกด้วย (Urena, Martinez, Rodrigo and Gil, 2004) ซึ่งนอกจากจะเพิ่มความสามารถในการเปียกแล้วยังสามารถป้องกันการเกิดสารประกอบอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ (Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>) ที่ไม่ต้องการเนื่องจากมีความเปราะสูงอีกด้วย

การทดลองของ M. Rodriguez-Reyes และคณะ (2006) ได้ศึกษาการป้องกันการเกิดสารประกอบอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ (Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>) ของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์ ปัญหาที่สำคัญในกระบวนการคือ เกิดสารประกอบอะลูมิเนียมคาร์ไบด์เกิดขึ้น (Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>) ดังสมการที่ 2.6 หากอุณหภูมิการขึ้นรูปทำให้เกิดเฟสของเหลว สารประกอบดังกล่าวมีความเปราะสูงและเป็นสารประกอบที่ไม่มีความเสถียร ซึ่งเกิดขึ้นระหว่างพื้นผิว (Interface) ของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และเนื้อพื้นอะลูมิเนียมหลอมเหลว



อย่างไรก็ตามเราสามารถป้องกันการเกิด Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> ที่ได้โดยการทำให้เกิดสารประกอบซิลิคอนไดออกไซด์บริเวณผิวของผงซิลิคอนคาร์ไบด์ เพื่อเป็นแนวป้องกันการเกิดสารประกอบอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ ดังสมการที่ 2.7



ซึ่งในการทดลองนี้ได้สร้างชั้นฟิล์มของซิลิคอนไดออกไซด์ (SiO<sub>2</sub>) ซึ่งมีความหนา 100 นาโนเมตร โดยการให้ความร้อนกับซิลิคอนคาร์ไบด์ในช่วง 1,100-1,300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 40 ชั่วโมง ยกตัวอย่างเช่น ให้ความร้อนที่ 1,100 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง จะได้ชั้นฟิล์มของซิลิคอนไดออกไซด์มีความหนา 100 นาโนเมตร (Lee JC et al., 2000; Shi Z et al., 2001) ความหนา

ของชั้นฟิล์มจะขึ้นอยู่กับขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วย ในงานวิจัยของ Urena และในงานวิจัยอื่นๆ ที่เกี่ยวข้อง พบว่าเมื่อให้ความร้อนกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 1,500 องศาเซลเซียส ทำให้สร้างชั้นฟิล์มความหนา 50 นาโนเมตรบนอนุภาคขนาด 18 ไมครอน เมื่อเทียบกับขนาดอนุภาค 43 ไมครอน สามารถสร้างชั้นฟิล์มให้มีความหนาได้ถึง 160 ไมครอน และที่อุณหภูมิการอบเท่ากันคือ 1,200 องศาเซลเซียส ที่เวลา 8 และ 2 ชั่วโมง ทำให้ได้ความหนาของชั้นฟิล์ม 93 และ 55 นาโนเมตร ตามลำดับ



## บทที่ 3

### วัสดุ อุปกรณ์ และวิธีการทดลอง

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาตัวแปรในกระบวนการฉีดขึ้นรูปผงอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งตัวแปรในกระบวนการฉีดขึ้นรูปประกอบด้วย เฟอร์เซ็นต์ผงวัสดุที่ใช้ในการขึ้นรูป อุณหภูมิในการเผาผนึก อัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจน และได้ทำการศึกษาโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติเชิงกลของวัสดุที่ได้จากกระบวนการฉีดขึ้นรูป โดยได้ทำการแบ่งขั้นตอนการทำงานออกเป็น 7 ขั้นตอน ดังนี้

ขั้นตอนที่ 1 การวิเคราะห์วัสดุ (Material characterization)

ขั้นตอนที่ 2 การเตรียมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูป (Material preparation)

ขั้นตอนที่ 3 การฉีดขึ้นรูปวัสดุผง (Powder Injection Molding)

ขั้นตอนที่ 4 การตรวจสอบสมบัติของชิ้นงานหลังการฉีดขึ้นรูป

(Green property assessment)

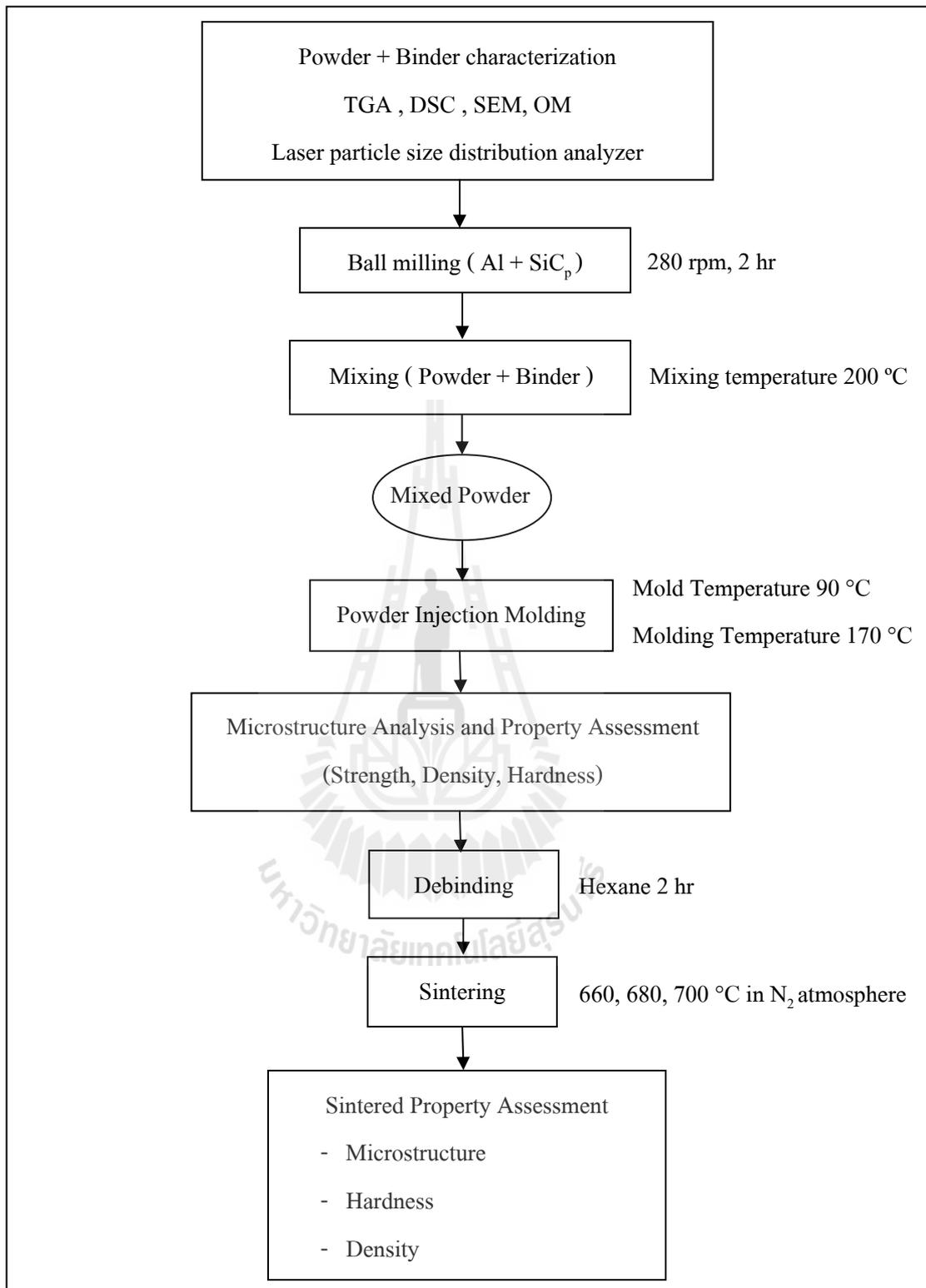
ขั้นตอนที่ 5 การแยกสารเชื่อมประสาน (Debinding)

ขั้นตอนที่ 6 การเผาผนึก (Sintering)

ขั้นตอนที่ 7 การตรวจสอบสมบัติของชิ้นงานหลังการเผาผนึก

(Sintered property assessment)

ซึ่งมีขั้นตอนการดำเนินงานตามแผนภาพ ดังแสดงในรูปที่ 3.1 โดยจะกล่าวในรายละเอียดถึงวัสดุอุปกรณ์ ที่ใช้ในการทดลอง ขั้นตอนและวิธีดำเนินการทดลองดังต่อไปนี้



รูปที่ 3.1 ขั้นตอนการฉีดขึ้นรูปผงอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

### 3.1 วัสดุและอุปกรณ์ที่ใช้ในการวิจัย

#### 3.1.1 วัสดุที่ใช้ในการวิจัย

3.1.1.1 ผงอะลูมิเนียม เกรดทางการค้า (Alumix123) โดยบริษัท Ecka granules metal-powder-technology โดยมีส่วนผสมทางเคมีของวัสดุที่ใช้ในการวิจัย แสดงในตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของผงอะลูมิเนียม มีดังนี้คือ

อะลูมิเนียม	ส่วนผสมทางเคมี		
	ทองแดง	แมกนีเซียม	ซิลิคอน
Al 123	4.2 - 4.8	0.4 - 0.6	0.5 - 0.7

3.1.1.2 อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (-400 mesh) โดยบริษัท เอส.เอ็ม. เคมีคอล ซัพพลาย จำกัด

3.1.1.3 สารเชื่อมประสาน (Binder) โพลีโพรพิลีน (Polypropylene : PP) กรดสเตียริก (Stearic acid : Sa) และพาราฟิน แวกซ์ (Paraffin wax : PW) ที่มีจุดหลอมตัว 140-200 74 และ 60 องศาเซลเซียส ตามลำดับ

3.1.1.4 เฮกเซน (Hexane) นำมาใช้เป็นตัวทำละลายสารเชื่อมประสาน

3.1.1.5 น้ำยาหล่อลื่นแม่พิมพ์ (Super vac MR 501)



ก) ผงอะลูมิเนียม



ข) ซิลิคอนคาร์ไบด์



ค) สารเชื่อมประสาน



ง) เสกเซน



จ) น้ำยาหล่อดินแม่พิมพ์

รูปที่ 3.2 วัสดุที่ใช้ในการวิจัย

### 3.1.2 เครื่องมือและอุปกรณ์ที่ใช้ในการวิจัย

เครื่องมือและอุปกรณ์ที่ใช้ในการวิจัยสามารถแบ่งออกเป็นกลุ่มย่อยได้ดังนี้

#### ก) เครื่องมือสำหรับวิเคราะห์วัสดุ

- เครื่องวัดการกระจายตัวของอนุภาค  
(Laser particle size distribution analyzer)
- เครื่อง Differential Scanning Calorimetry (DSC)
- เครื่อง Thermogravimetric Analysis (TGA)



ก) เครื่อง Laser particle size distribution analyzer ข) เครื่อง Differential Scanning Calorimetry



ค) เครื่อง Thermogravimetric Analysis

รูปที่ 3.3 เครื่องมือสำหรับวิเคราะห์วัสดุ

- ข) เครื่องมือและอุปกรณ์สำหรับกระบวนการเตรียมผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูป
- เครื่องหมุนผสมสาร ยี่ห้อ Retsch ความเร็วรอบ 280 รอบต่อนาที
  - เครื่องชั่งแบบละเอียด 3 ตำแหน่ง
  - เครื่องให้ความร้อน (Hot plate)
  - เตาดอบไฟฟ้า
  - เครื่องแยกผงวัสดุออกจากลูกบด
  - ตะแกรงเบอร์ 18
  - ขวดพลาสติกขนาด 500 มิลลิลิตร
  - ถ้วยสแตนเลส
  - พายสแตนเลส
  - กระดาษชั่งสาร
  - ซ้อนตักสารเคมี
  - จานกระจกนาฬิกา
  - บีกเกอร์
  - ลูกบดเซอร์โคเนีย (Zirconia mill ball) ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 2 มิลลิเมตร



ก) เครื่องหมุนผสมสาร



ข) เครื่องชั่งแบบละเอียด 3 ตำแหน่ง



ค) เครื่องให้ความร้อน



ง) เตาอบไฟฟ้า



จ) เครื่องแยกผงวัสดุออกจากลูกบด



ฉ) ตะแกรงเบอร์ 18

รูปที่ 3.4 เครื่องมือและอุปกรณ์สำหรับกระบวนการเตรียมผงวัสดุ



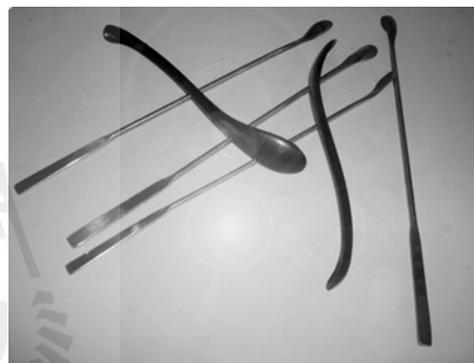
ข) ขวดพลาสติก



ช) ถ้วยสเตนเลสและพายสเตนเลส



ฅ) กระดาษชั่งสาร



ฉ) ช้อนตักสารเคมี



ค) งานกระจกนาฬิกาและบีกเกอร์



ฌ) ลูกบดเซอร์โคเนีย

รูปที่ 3.4 เครื่องมือและอุปกรณ์สำหรับกระบวนการเตรียมผงวัสดุ (ต่อ)

- ค) เครื่องมือและอุปกรณ์สำหรับกระบวนการฉีดขึ้นรูป
- แม่พิมพ์ในการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง
  - ถาดรองสแตนเลส
  - เครื่องฉีดขึ้นรูปวัสดุผง



ก) แม่พิมพ์ในการฉีดขึ้นรูป



ข) ถาดรองสแตนเลส



ค) เครื่องฉีดขึ้นรูปวัสดุผง

รูปที่ 3.5 เครื่องมือและอุปกรณ์สำหรับกระบวนการฉีดขึ้นรูป

- ง) เครื่องมือและอุปกรณ์ในการแยกสารเชื่อมประสาน และอุปกรณ์ในการเผาผนึก
- บีกเกอร์
  - ขวดแก้วฝาปิด
  - เตาเผาแบบท่อ (Tube Furnace) ยี่ห้อ Carbolite พร้อม Argon gas flow meter และอุปกรณ์
  - ภาชนะอะลูมินา (Alumina boat)



ก) บีกเกอร์



ข) ขวดแก้วฝาปิด



ค) เตาเผาแบบท่อ



ง) ภาชนะอะลูมินา

รูปที่ 3.6 เครื่องมือและอุปกรณ์ในการแยกสารเชื่อมประสานและการเผาผนึก

- จ) เครื่องมือและอุปกรณ์สำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค
- เรซินแบบชนิดใส ใช้สำหรับทำตัวเรือนชิ้นงาน เพื่อความสะดวกในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค
  - กระดาษทรายเบอร์ 180 320 400 และ 600
  - ชุดอุปกรณ์ในการขัดชิ้นงาน ประกอบด้วย น้ำมันหล่อลื่น ฝ้าย Polypad 9 ไมครอน ฝ้าย Texpan 3 ไมครอน และฝ้าย Micropad extra 1 ไมครอน พร้อมด้วยผงเพชร 9, 3 และ 1 ไมครอน
  - เครื่องขัดชิ้นงานละเอียดแบบจานหมุน
  - กล้องจุลทรรศน์แบบแสง รุ่น BX51 สำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค
  - กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) รุ่น JSM-6400 พร้อมด้วยเครื่องวิเคราะห์ธาตุด้วยเครื่องกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ (EDX)



ก) เรซิน



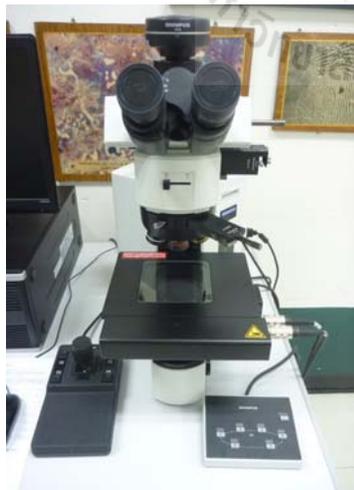
ข) กระดาษทราย



ค) ชุดอุปกรณ์ในการขัดชิ้นงาน



ง) เครื่องขัดชิ้นงาน



จ) กล้องจุลทรรศน์แบบแสง



ฉ) กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

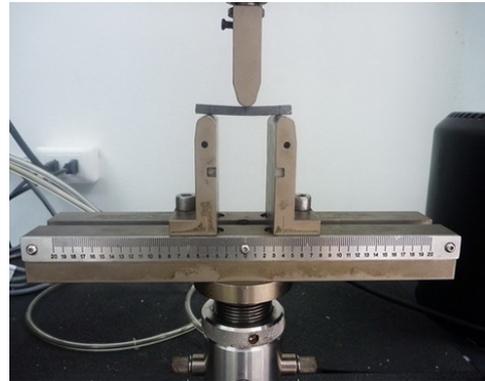
รูปที่ 3.7 เครื่องมือและอุปกรณ์สำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

- ฉ) เครื่องมือสำหรับวัดและทดสอบสมบัติเชิงกล
- เวอร์เนียคาลิปเปอร์
  - เครื่องทดสอบความต้านทานแรงดัด (Bending tester) ยี่ห้อ Instron 5 กิโลนิวตัน
  - เครื่องทดสอบความแข็งแบบ Shore type D (Shore D hardness test ) รุ่น M202
  - เครื่องทดสอบความแข็งมหภาคแบบวิกเกอร์ส (Macro Vickers hardness test) ยี่ห้อ Wilson W Wolpert รุ่น 450SVD
  - เครื่องทดสอบความแข็งแบบนาโน (Nano hardness test) ยี่ห้อ Micro materials





ก) เวอร์เนียคาลิปเปอร์



ข) เครื่องทดสอบความต้านทานแรงดึง



ค) เครื่องทดสอบความแข็งแบบ Shore Type D



ง) เครื่องทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส



จ) เครื่องวัดความแข็งแบบนาโน

รูปที่ 3.8 เครื่องมือสำหรับวัดและทดสอบคุณสมบัติเชิงกล

### 3.2 ขั้นตอนและวิธีการดำเนินการวิจัย

งานวิจัยนี้แบ่งขั้นตอนในการทดลองออกเป็น 7 ขั้นตอนดังต่อไปนี้

ขั้นตอนที่ 1 การวิเคราะห์วัสดุ (Material characterization)

ขั้นตอนที่ 2 การเตรียมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูป (Material preparation)

ขั้นตอนที่ 3 การฉีดขึ้นรูปวัสดุผง (Powder Injection Molding)

ขั้นตอนที่ 4 การตรวจสอบสมบัติของชิ้นงานหลังการฉีดขึ้นรูป

(Green property assessment)

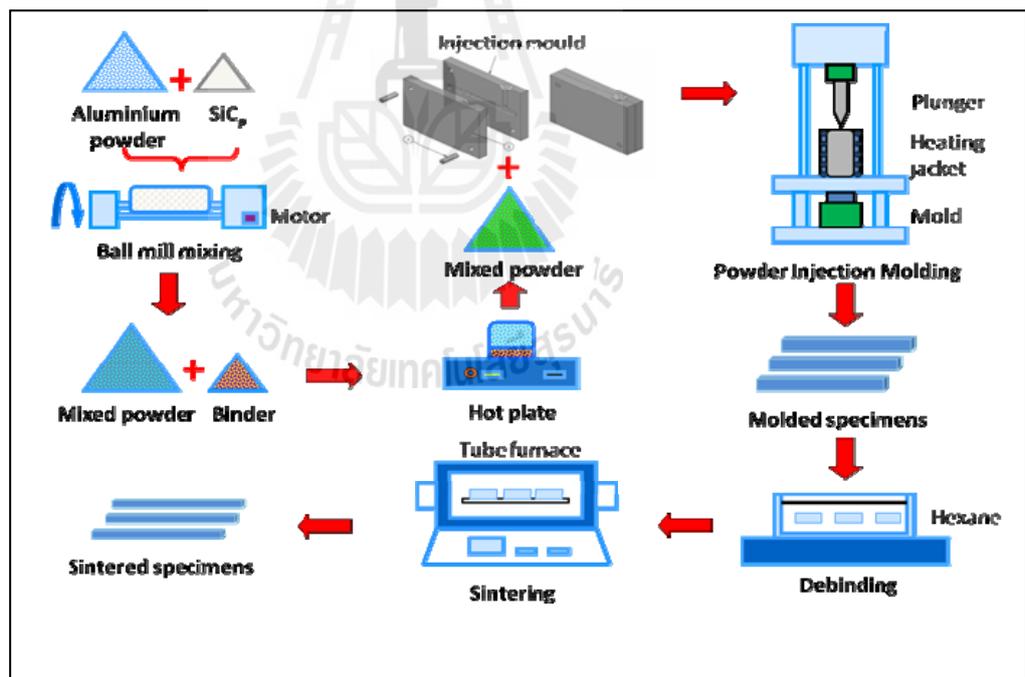
ขั้นตอนที่ 5 การแยกสารเชื่อมประสาน (Debinding)

ขั้นตอนที่ 6 การเผาผนึก (Sintering)

ขั้นตอนที่ 7 การตรวจสอบสมบัติของชิ้นงานหลังการเผาผนึก

(Sintered property assessment)

จากแผนภาพในรูปที่ 3.9 แสดงกระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผง



รูปที่ 3.9 แผนภาพกระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผง

### ขั้นตอนที่ 1 การวิเคราะห์วัสดุ (Material characterization)

- วิเคราะห์ขนาดผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ด้วยเครื่อง Laser particle size distribution analyzer เพื่อวิเคราะห์ลักษณะการกระจายตัวของขนาดผงวัสดุ
- วิเคราะห์ทางกายภาพของสารเชื่อมประสาน ด้วย Thermogravimetric Analysis (TGA) เพื่อวิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อนของสารเชื่อมประสานต่อการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ โดยใช้การวัดการเปลี่ยนแปลงของน้ำหนัก
- วิเคราะห์ Differential Scanning Calorimetry (DSC) เพื่อหาจุดหลอมเหลวของสารเชื่อมประสานซึ่งได้แก่ โพลีโพรพิลีน (PP) กรดสเตียริก (SA) และพาราฟินแว็กซ์ (PW)

### ขั้นตอนที่ 2 การเตรียมผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูป (Material preparation)

- ทำการปรับปรุงคุณสมบัติผิว (Surface treatment) ของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์โดยเผาในเตาอบที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังจากนั้นปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ
- ทำการเตรียมผงวัสดุตามสภาวะที่กำหนดไว้ในตารางที่ 3.2

ตารางที่ 3.2 ตัวแปรในกระบวนการฉีดขึ้นรูป โดยกำหนดให้ซิลิคอนคาร์ไบด์ (SiC<sub>p</sub>) 10 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร

สภาวะที่	ผงวัสดุ (โดยปริมาตร)	สารเชื่อมประสาน (โดยปริมาตร)	อัตราส่วนระหว่างสารเชื่อมประสาน (โดยปริมาตร)	อุณหภูมิการเผาพูนิก (องศาเซลเซียส)	อัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจน (ลิตรต่อนาที)
1	52	48	65 : 30 : 5	660,680,700	1.0
2	55	45	65 : 30 : 5	660,680,700	1.0
3	58	42	65 : 30 : 5	660,680,700	1.0
4	55	45	65 : 30 : 5	660,700	0.5

\*\* หมายเหตุ อัตราส่วนระหว่างสารเชื่อมประสานคือ Paraffin wax, PW : Polypropylene, PP : Stearic acid, SA

- ทำการบดผสม (Ball milling) ผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

กำหนดให้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร โดยเตรียมผงวัสดุที่ 52 55 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ตามลำดับ จากนั้นบดผงวัสดุที่เตรียมไว้ในขวดพลาสติก 77.45 79.49 และ 81.41 กรัมตามลำดับ ใช้ลูกบดเซอร์โคเนียน้ำหนักรวม 265 กรัมในการบด โดยใช้ลูกบดเซอร์โคเนียลงไปใช้เวลาในการบดผสม 2 ชั่วโมง ความเร็วรอบที่ 280 รอบต่อนาที ดังแสดงในรูปที่ 3.10 หลังจากการบดผสมเสร็จแล้วนำมาเข้าเครื่องแยกผงวัสดุออกจากลูกบด โดยใช้ตะแกรงเบอร์ 18 แยกลูกบดเซอร์โคเนียออกจากผงวัสดุ ดังแสดงในรูปที่ 3.11 โดยผงวัสดุที่ผ่านกระบวนการบดผสมแล้ว แสดงในรูปที่ 3.12



รูปที่ 3.10 การบดผสมระหว่างผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์



รูปที่ 3.11 การแยกผงวัสดุออกจากลูกบดเซอร์โคเนีย



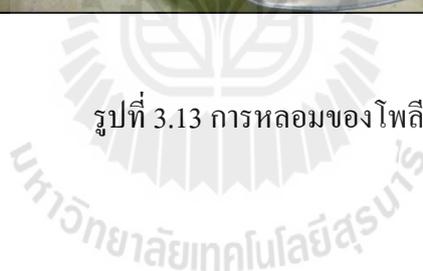
รูปที่ 3.12 ผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านกระบวนการบดผสม (Ball milling)

- เตรียมผงวัสดุที่ได้จากการบดผสม และสารเชื่อมประสานตามที่กำหนดในตารางที่ 3.2 ทำการหลอมโพลีโพรพิลีน ที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส ใช้เวลาอบประมาณ

90 นาที ในเตาอบไฟฟ้า ดังแสดงในรูปที่ 3.13 และผสมกรดสแตียริก พาราฟินแว็กซ์ ตามลำดับ เมื่อสารเชื่อมประสานผสมกันแล้วจากนั้นนำผงวัสดุผสมลงไปในสารเชื่อมประสานที่หลอมแล้ว โดยทำการกวนบนเครื่องให้ความร้อน (Hot plate) จะได้ผงวัสดุที่สามารถนำไปทำการฉีดยึดขึ้นรูปได้ดังแสดงในรูปที่ 3.14



รูปที่ 3.13 การหลอมของโพลีโพรพิลีน





รูปที่ 3.14 ผงวัสดุที่ใช้ในการฉีดขึ้นรูป

### ขั้นตอนที่ 3 การฉีดขึ้นรูปวัสดุผง (Injection molding)

เตรียมผงวัสดุเพื่อทำการฉีดขึ้นรูป โดยใช้เครื่องมือในการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง ทำการขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 170 องศาเซลเซียส และแม่พิมพ์ใช้อุณหภูมิ 90 องศาเซลเซียส รวมถึงใช้น้ำยาหล่อลื่นแม่พิมพ์เพื่อความสะดวกในการแกะชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ ดังแสดงในรูปที่ 3.15



รูปที่ 3.15 การฉีดขึ้นรูปของผงวัสดุ



รูปที่ 3.16 ชิ้นงานที่ผ่านการฉีดขึ้นรูป

#### ขั้นตอนที่ 4 การตรวจสอบสมบัติของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป

##### (Green property assessment)

การตรวจสอบชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปประกอบไปด้วย การตรวจสอบ โครงสร้างจุลภาค ความหนาแน่น การทดสอบความแข็งแบบ Shore Type D และความต้านทานแรง คัด

##### การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค (Microstructure analysis)

- ทำการเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ของชิ้นงานหลังการฉีดขึ้นรูป (Green sample) โดยตัดชิ้นงานตามภาคตัดขวาง (Cross section) แล้วนำไปหล่อตัวเรือนด้วย เรซินเพื่อความสะดวกในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค และนำชิ้นงานไปขัดผิวด้วยกระดาษทรายเริ่มต้นที่เบอร์ 180 320 400 และ 600 ตามลำดับ จากนั้นขัดด้วยผ้า Polypad 9 ไมครอน ผ้า Texpan 3 ไมครอน และผ้า Micropad extra 1 ไมครอน ตามลำดับ ล้างชิ้นงานด้วยน้ำสะอาดและเป่าให้แห้ง

- นำชิ้นงานที่ผ่านการเตรียมผิวมาถ่ายภาพทางโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope) ที่กำลังขยายต่างๆ

##### การทดสอบความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป (Green density)

- นำชิ้นงานที่ได้จากการฉีดขึ้นรูป (Green sample) มาทดสอบความหนาแน่นรวม (Bulk Density) ของแต่ละชิ้น โดยคำนวณได้จากสมการที่ 3.1 และหาค่าเฉลี่ย จะได้ความหนาแน่นของชิ้นงานหลังการฉีดขึ้นรูป (Green Density)

$$\rho = m / v \ ; \text{g/cm}^3 \quad (3.1)$$

$\rho$  = ความหนาแน่นของชิ้นงาน (หน่วยเป็นกรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร)

$m$  = มวล (หน่วยเป็นกรัม)

$v$  = ปริมาตร (หน่วยเป็นลูกบาศก์เซนติเมตร)

- กำหนดค่าความหนาแน่นทางทฤษฎี (Theoretical density) กำหนดได้จากสมการที่ 3.2

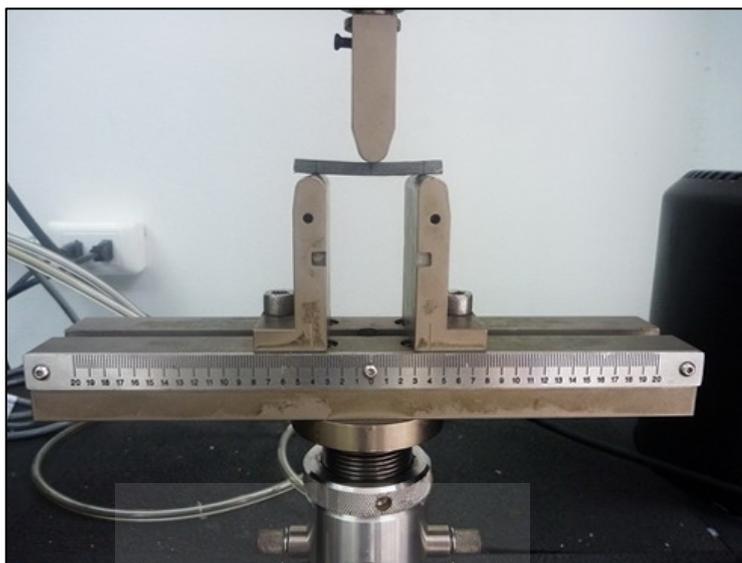
$$\rho_{\text{molede,th}} = V_{\text{Al}}\rho_{\text{Al}} + V_{\text{SiC}}\rho_{\text{SiC}} + V_{\text{binder}}\rho_{\text{binder}} \ ; \text{g/cm}^3 \quad (3.2)$$

การทดสอบความแข็งของชิ้นงาน (*Hardness test*)

- นำชิ้นงานที่ได้จากการฉีดขึ้นรูปมาทำการวัดค่าความแข็งโดยใช้เครื่องวัดความแข็งแบบ Shore Type D

การทดสอบความต้านทานแรงคด (*Bending test*)

- ทดสอบค่าความต้านทานแรงคด (Bending test) ของชิ้นงานหลังการฉีดขึ้นรูปโดยใช้โหลดสูงสุด 5 กิโลนิวตัน ดังแสดงในรูปที่ 3.17



รูปที่ 3.17 การทดสอบค่าความต้านทานแรงดัด (Bending test)

#### ขั้นตอนที่ 5 การแยกสารเชื่อมประสาน (Debinding)

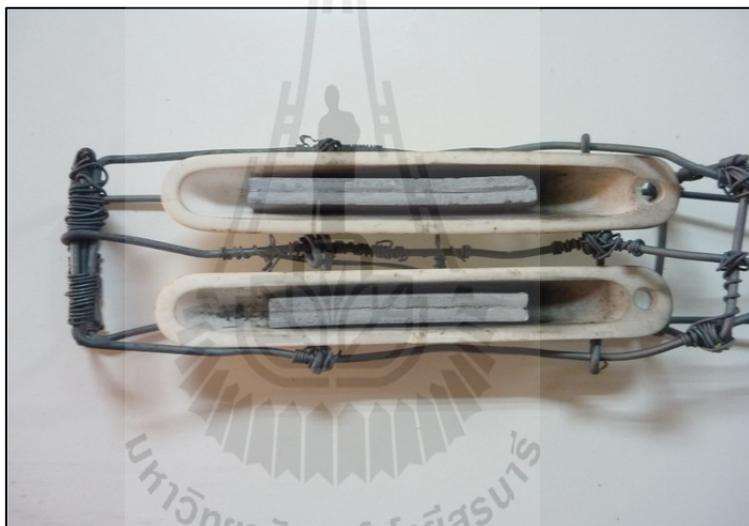
ทำการแยกสารเชื่อมประสานออก (Debinding) โดยใช้เฮกเซน (Hexane) เกลงในขวดแก้ว จากนั้นแช่ชิ้นงานลงไปและปิดฝาให้สนิท เป็นเวลา 20 ชั่วโมง ดังแสดงในรูปที่ 3.18



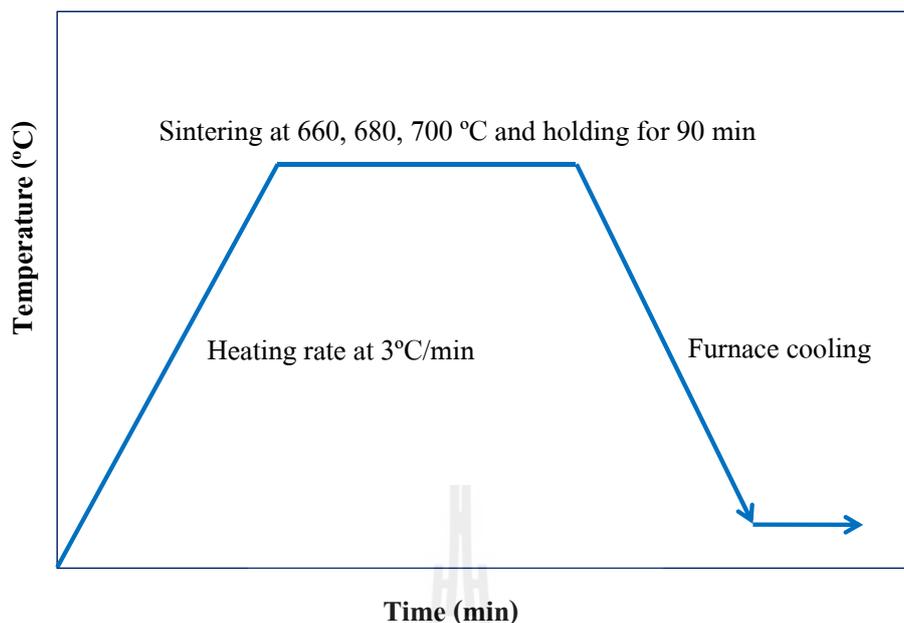
รูปที่ 3.18 การแช่ชิ้นงานในเฮกเซน

### ขั้นตอนที่ 6 การเผาผนึก (Sintering)

นำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการแยกสารเชื่อมประสาน (Debinding) แล้วมาทำการเผาผนึก (Sintering) ในเตาเผาแบบท่อ โดยวางชิ้นงานลงบนภาชนะอะลูมินา ดังแสดงในรูปที่ 3.19 จากนั้นนำชิ้นงานเข้าเตาเผาแบบท่อ โดยใช้อัตราการให้ความร้อน (Heating rate) ที่ 3 องศาเซลเซียส ต่อนาที กระบวนการเผาผนึกจะใช้บรรยากาศแก๊สไนโตรเจน โดยเริ่มให้มีการไหลของแก๊สที่ อุณหภูมิ 120 องศาเซลเซียส ใช้อัตราการไหลของแก๊สที่ 1 ลิตรต่อนาที และ 0.5 ลิตรต่อนาที อุณหภูมิในการเผาผนึกที่ 660 680 และ 700 องศาเซลเซียส และทำการคงอุณหภูมิ (Holding time) ไว้ 90 นาที ปล่อยชิ้นงานเย็นตัวในเตา แสดงในแผนภูมิความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและเวลาใน กระบวนการเผาผนึกดังรูปที่ 3.20



รูปที่ 3.19 การเตรียมชิ้นงานก่อนทำการเผาผนึก



รูปที่ 3.20 ภาพจำลอง อุณหภูมิ และเวลาในกระบวนการเผาผนึก

### ขั้นตอนที่ 7 การตรวจสอบสมบัติของชิ้นงานหลังการเผาผนึก

#### (Sintered property assessment)

การตรวจสอบสมบัติของชิ้นงานหลังการเผาผนึกประกอบไปด้วยการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ความหนาแน่น การทดสอบความแข็งมหภาคแบบวิกเกอร์ส (Macro Vickers hardness test) และความแข็งแบบนาโน (Nano hardness test)

#### การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค (Microstructure analysis)

เตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค จากนั้นถ่ายภาพโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope) กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope; SEM) วิเคราะห์ธาตุด้วยเครื่องกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ (Energy Dispersive X-ray analysis; EDX) และวิเคราะห์สารประกอบด้วยเครื่อง X-Ray Diffraction Analysis (XRD)

#### การทดสอบความหนาแน่นของชิ้นงานหลังการเผาผนึก (Sintered density)

นำชิ้นงานที่ได้จากการเผาผนึก มาทดสอบความหนาแน่นรวม (Bulk density) โดยเมื่อได้ความหนาแน่นหลังจากการเผาผนึกแล้ว นำไปเทียบกับความหนาแน่นของชิ้นงานหลังการฉีดขึ้นรูป (Green density)

*การทดสอบความแข็งของชิ้นงาน (Hardness test)*

นำชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกมาทำการทดสอบความแข็งโดยใช้เครื่องวัดความแข็งมหภาคแบบวิกเกอร์ส์ (Macro Vickers hardness test) ใช้โหลดในการทดสอบ 98 นิวตัน และทดสอบความแข็งแบบนาโน (Nano hardness test) โดยใช้โหลดในการทดสอบ 100 มิลลินิวตัน



## บทที่ 4

### ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง

#### 4.1 ผลการวิเคราะห์ขนาดและรูปร่างอนุภาค (Particle size & morphology)

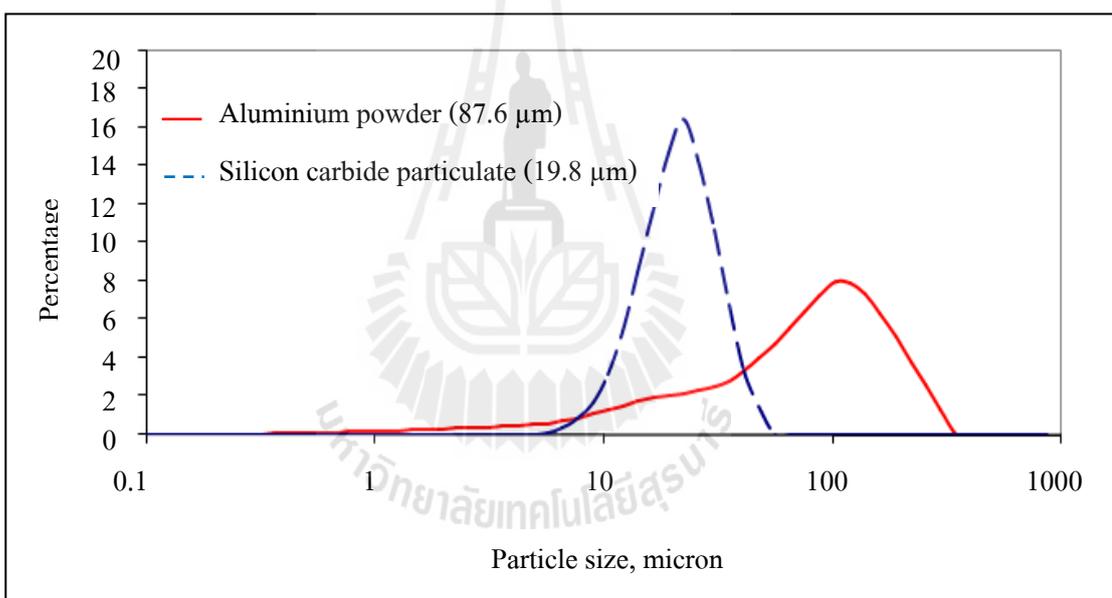
##### 4.1.1 ขนาดอนุภาค (Particle size)

ผลการวิเคราะห์ขนาดผงโลหะอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ด้วยเครื่อง Laser particle size distribution แสดงในตารางที่ 4.1 โดยแบ่งข้อมูลการแจกแจงขนาดอนุภาค ออกเป็นสามจุดคือ  $D_{10}$   $D_{50}$  และ  $D_{90}$  หมายถึง ขนาดผงวัสดุที่มีเปอร์เซ็นต์การแจกแจงสะสมที่ 10 50 และ 90 เปอร์เซ็นต์ ตามลำดับ ผลการวิเคราะห์พบว่าผงโลหะอะลูมิเนียมมีขนาดเฉลี่ย 87.6 ไมครอน และขนาดเฉลี่ยของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์คือ 19.8 ไมครอน เมื่อนำข้อมูลมาสร้างกราฟ ความสัมพันธ์ระหว่างความถี่และขนาดของผงวัสดุแบบล็อกสเกล (Log scale) แสดงผลดังรูปที่ 4.1 พบว่าขนาดของผงโลหะอะลูมิเนียมมีช่วงการกระจายตัวกว้าง ซึ่งทำให้มีขนาดของผงโลหะมี หลากหลายขนาดแตกต่างกัน เมื่อเปรียบเทียบกับขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์แล้ว ผงโลหะ อะลูมิเนียมมีขนาดใหญ่กว่าอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ และการกระจายตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์มีช่วง การกระจายตัวแคบ โดยขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีขนาดใกล้เคียงกัน เมื่อทำการเทียบ สัดส่วนระหว่างอนุภาคขนาดใหญ่ ( $D_L$ ) ต่อนุภาคขนาดเล็ก ( $D_S$ ) หรือ Particle size ratio ( $D_L/D_S$ ) ได้ค่าประมาณ 4.42 ซึ่งการใช้ผงวัสดุที่มีขนาดแตกต่างกันจะทำให้ส่งผลต่อค่าความหนาแน่นที่ เพิ่มขึ้นเนื่องจากการจัดเรียงอนุภาค (Particle packing) และจากการสร้างกราฟระหว่างเปอร์เซ็นต์ การแจกแจงสะสมและขนาดผงวัสดุแบบล็อกสเกล ดังรูปที่ 4.2 แสดงขนาดผงวัสดุที่มีเปอร์เซ็นต์ การแจกแจงสะสมที่ 10 50 และ 90 เปอร์เซ็นต์ตามลำดับ โดยค่าความชัน (Slope) ของกราฟการ แจกแจงสะสมของผงโลหะอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ มีค่าเท่ากับ 2.15 และ 5.95

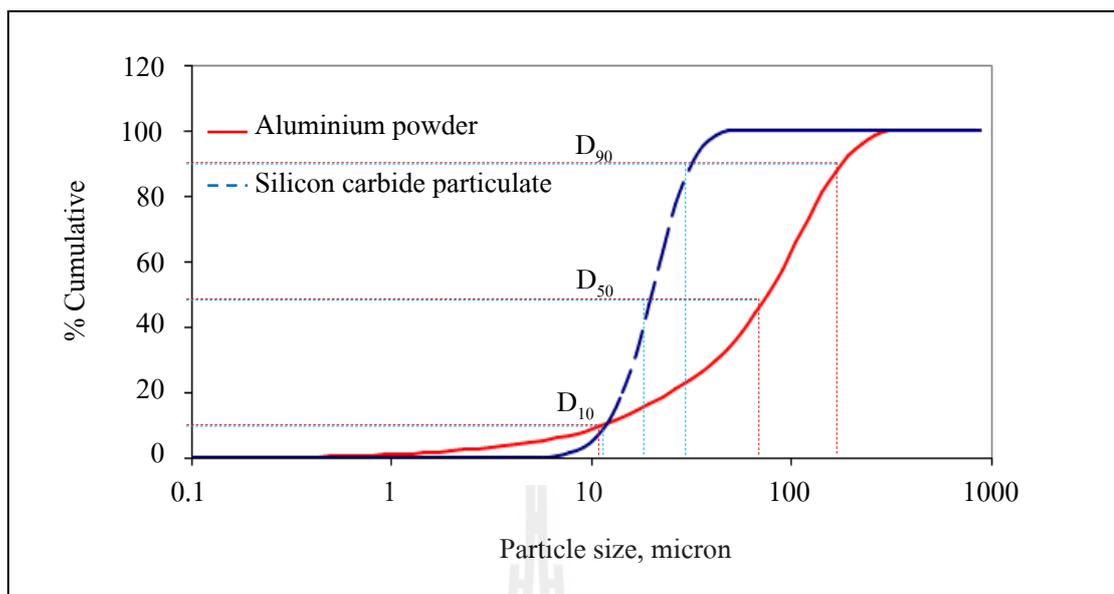
ตารางที่ 4.1 ค่า  $S_w$ ,  $D_{10}$ ,  $D_{50}$  และ  $D_{90}$  ของผงโลหะอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

Materials	$S_w$	$D_{10}$ ( $\mu\text{m}$ )	$D_{50}$ ( $\mu\text{m}$ )	$D_{90}$ ( $\mu\text{m}$ )	Average size ( $\mu\text{m}$ )
Al powder	2.15	11.38	75.66	177.28	87.6
Silicon carbide particulate	5.95	11.77	19.95	31.68	19.8

\*\* หมายถึง  $S_w$  คือ ค่าความชัน (Slop) ของกราฟการแจกแจงสะสมที่  $D_{10}$ ,  $D_{50}$  และ  $D_{90}$   
 $D_{10}$ ,  $D_{50}$  และ  $D_{90}$  คือ ขนาดผงวัสดุที่มีเปอร์เซ็นต์การแจกแจงสะสมที่ 10 50 และ 90 เปอร์เซ็นต์ตามลำดับ



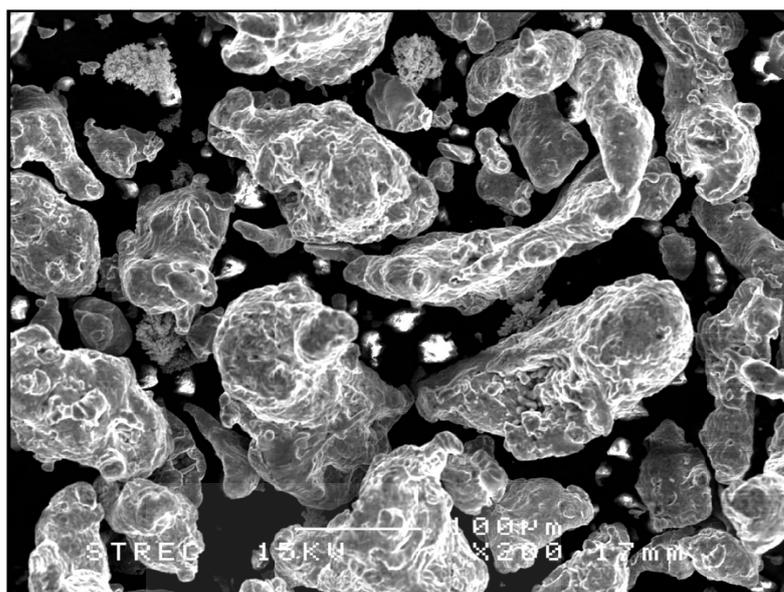
รูปที่ 4.1 กราฟการกระจายตัวของขนาดผงวัสดุ



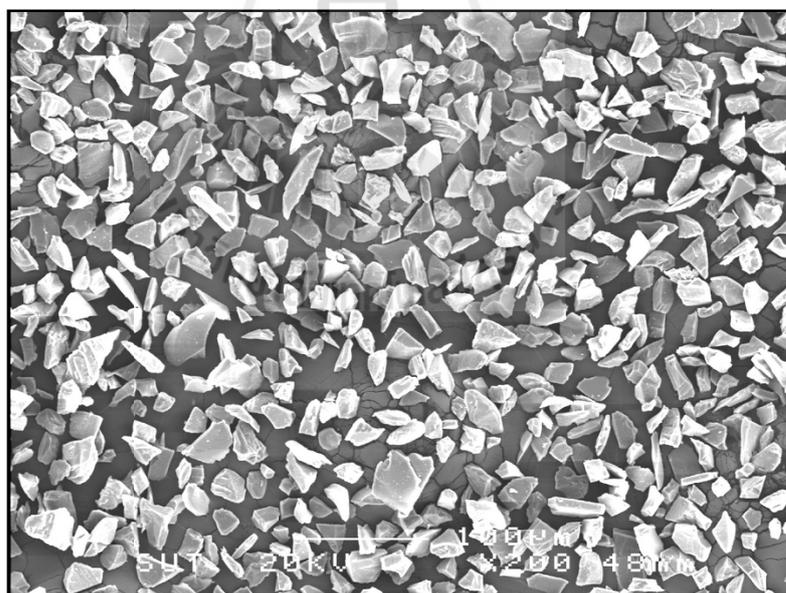
รูปที่ 4.2 กราฟการแจกแจงขนาดผงวัสดุผสมที่  $D_{10}$ ,  $D_{50}$  และ  $D_{90}$

#### 4.1.2 รูปทรงอนุภาค (Particle morphology)

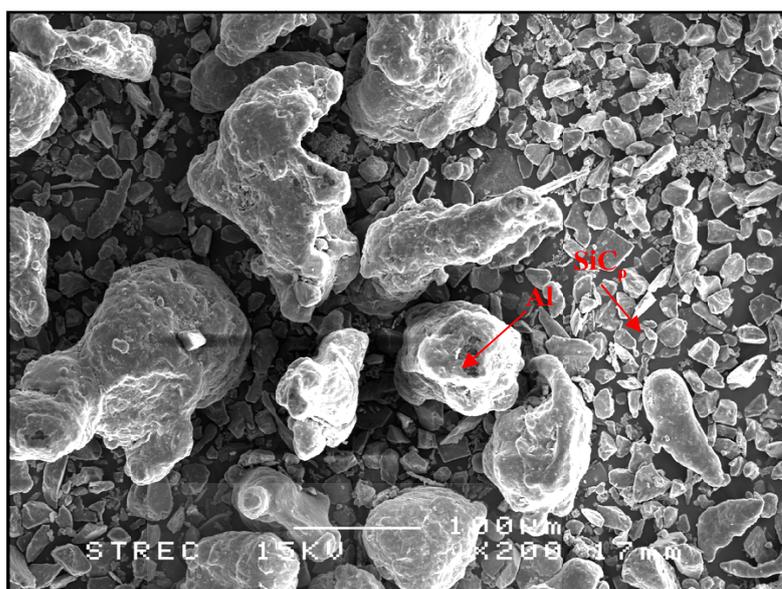
จากการตรวจสอบรูปทรงของผงโลหะอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) พบว่ารูปทรงของผงโลหะอะลูมิเนียมมีลักษณะค่อนข้างกลม (Near-globular shape) และมีบางส่วนแสดงลักษณะรูปทรงยาว (Elongated shape) ซึ่งเกิดจากกระบวนการอะตอมไมเซชัน (Atomization) ส่วนรูปทรงของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีลักษณะเป็นเหลี่ยม (Angular shape) และมีขนาดเล็กกว่าผงโลหะอะลูมิเนียม ดังแสดงในรูปที่ 4.3 และ 4.4 เมื่อนำผงวัสดุทั้งสองที่ผ่านกระบวนการบดผสม (Ball milling) มาทำการตรวจสอบ พบว่า ซิลิคอนคาร์ไบด์สามารถกระจายตัวได้ดีระหว่างผงโลหะอะลูมิเนียม ดังแสดงในรูปที่ 4.5



รูปที่ 4.3 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ของผงโลหะอะลูมิเนียมที่กำลังขยาย 200 เท่า



รูปที่ 4.4 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่กำลังขยาย 200 เท่า

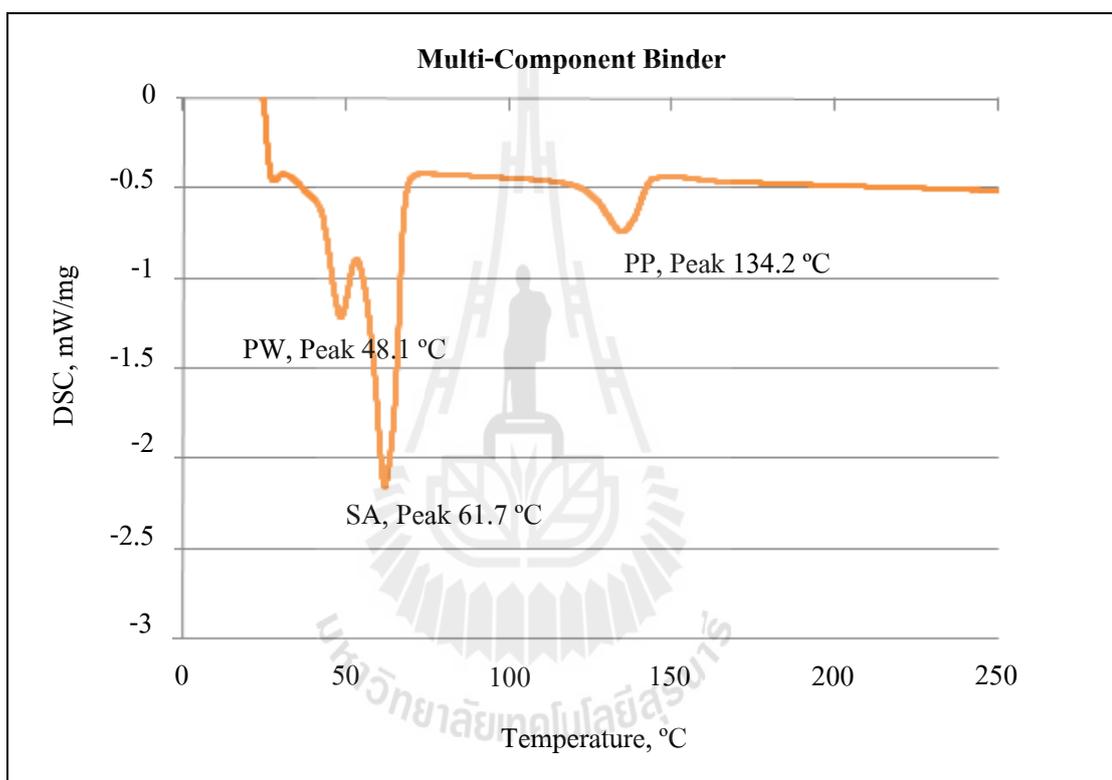


รูปที่ 4.5 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ของผงโลหะอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิกอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการบดผสม (Ball milling) ที่กำลังขยาย 200 เท่า

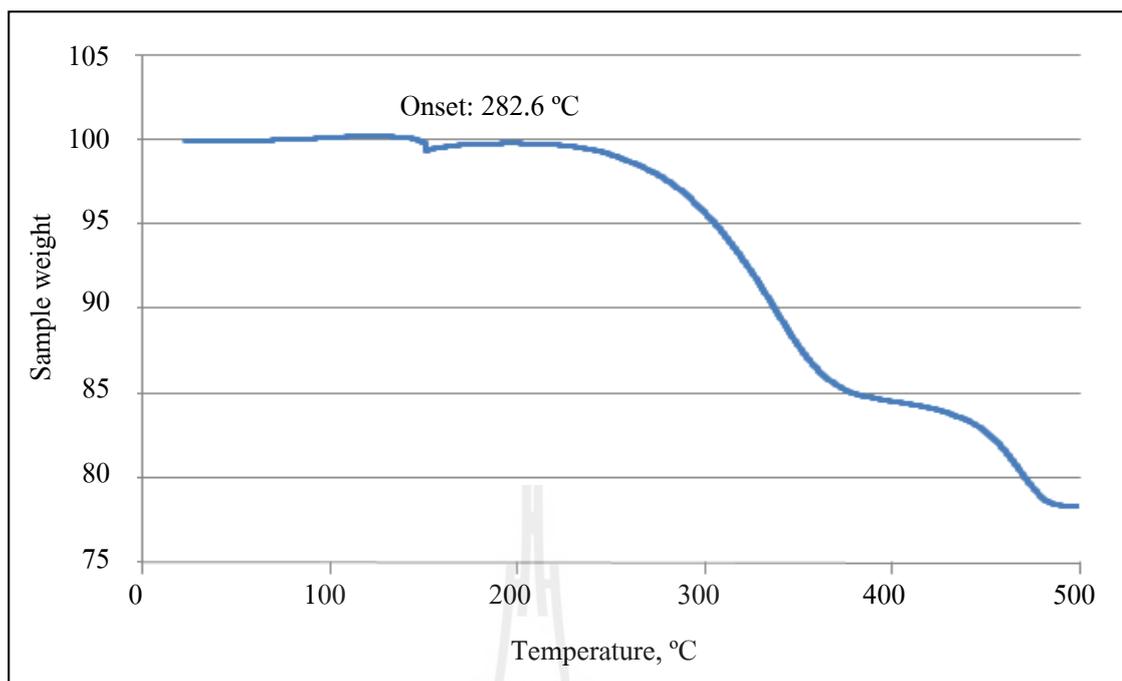
## 4.2 ผลการวิเคราะห์สารเชื่อมประสาน (Binder)

สารเชื่อมประสานที่ใช้ในกระบวนการฉีดขึ้นรูปมีสามชนิดรวมกันเรียกว่า Multi-component binder โดยสารเชื่อมประสานแต่ละชนิดมีจุดหลอมตัวที่แตกต่างกันเพื่อเป็นประโยชน์ต่อการกำจัดสารเชื่อมประสานก่อนการเผาผนึกและยังคงความแข็งแรงของชิ้นงานไว้ได้ จากผลการวิเคราะห์สารเชื่อมประสานด้วยวิธี Differential Scanning Calorimetry (DSC) เพื่อหาจุดหลอมตัวของสารเชื่อมประสานทั้งสามชนิด พบว่าสารเชื่อมประสาน โพลีโพรพิลีน (PP) กรดสเดอริก (SA) และพาราฟินแว็กซ์ (PW) มีจุดหลอมตัวที่ 134.2 61.7 และ 48.1 องศาเซลเซียส ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 4.6 เมื่อทราบถึงจุดหลอมตัวของสารเชื่อมประสานแต่ละชนิด ทำให้สามารถกำหนดสถานะอุณหภูมิในการฉีดขึ้นรูปได้ โดยจากการทดลองได้กำหนดการฉีดขึ้นรูปที่ 170 องศาเซลเซียส ซึ่งอุณหภูมิในการฉีดขึ้นรูปนี้สูงกว่าจุดหลอมตัวของสารเชื่อมประสาน สารเชื่อมประสานจึงสามารถหลอมตัวยึดเหนี่ยวกับผงวัสดุเข้าไว้ด้วยกันและเพื่อให้เกิดสมบัติการไหลตัวของสารเชื่อมประสานที่เหมาะสม และสามารถทำการฉีดขึ้นรูปได้ เมื่อนำชิ้นงานที่ผ่านการฉีดขึ้นรูปมาทำการเผาผนึก ซึ่งสารเชื่อมประสานที่มีจุดหลอมตัวต่ำสุดจะแยกออกจากชิ้นงานก่อน แต่ชิ้นงานยังคงสภาพอยู่ได้ เนื่องจากมีสารเชื่อมประสานที่มีจุดหลอมตัวสูง คือ โพลีโพรพิลีนเป็นตัวช่วยยึดเหนี่ยวกับผงวัสดุ

จากผลของ Thermogravimetric Analysis (TGA) เพื่อวิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อนของสารเชื่อมประสานเมื่อมีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ ทั้งนี้เพื่อกำหนดอุณหภูมิที่จะกำจัดสารเชื่อมประสานออกไปได้หมดด้วยการให้ความร้อนก่อนเริ่มกระบวนการเผาพูนึก โดยวัดการเปลี่ยนแปลงของน้ำหนัก จากผลการวิเคราะห์พบว่าเมื่อเพิ่มอุณหภูมิสารเชื่อมประสานเริ่มสูญเสียน้ำหนัก (Weight loss) ที่อุณหภูมิ 286.6 องศาเซลเซียส และจะถูกกำจัดออกที่อุณหภูมิประมาณ 500 องศาเซลเซียส ก่อนเริ่มกระบวนการเผาพูนึก แสดงดังรูปที่ 4.7



รูปที่ 4.6 ผลการวิเคราะห์ด้วย Differential Scanning Calorimetry (DSC)



รูปที่ 4.7 ผลการวิเคราะห์ด้วย Thermogravimetric Analysis (TGA)

### 4.3 ผลการทดสอบและวิเคราะห์ชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป

#### (Results and analysis of green samples)

##### 4.3.1 ชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป (Green samples)

ในการทดลองฉีดขึ้นรูปโดยใช้เปอร์เซ็นต์ผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูป (%Solid loading) คือ 52 55 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร พบว่าเมื่อปริมาณของผงวัสดุเพิ่มขึ้นทำให้ความยากลำบากในการฉีดขึ้นรูปมากขึ้นด้วย เมื่อพิจารณาจากรูปที่ 4.8 จะพบว่าเมื่อใช้เปอร์เซ็นต์ผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูปที่ 52 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตรจะสามารถฉีดขึ้นรูปได้ง่ายกว่าที่ 55 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตรและทำให้สามารถฉีดผงวัสดุเข้าสู่แม่พิมพ์ได้เต็มแบบ ซึ่งการฉีดขึ้นรูปที่ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร จะฉีดขึ้นรูปยากในบางกรณีฉีดได้ไม่เต็มแบบ เนื่องจากปริมาณสารเชื่อมประสานน้อยกว่าเงื่อนไขอื่น ผงวัสดุมีความหนืดสูงทำให้มีการไหลตัวของผงวัสดุช้าเกินไป ผงวัสดุจึงแข็งตัวก่อนที่จะไหลเข้าสู่แม่พิมพ์ได้เต็มแบบ และหากเพิ่มอุณหภูมิการฉีดขึ้นรูปเพื่อให้ผงวัสดุมีความหนืดต่ำลง จะเกิดการแยกตัวของสารเชื่อมประสานออกจากผงวัสดุนั้น เนื่องจากสารเชื่อมประสานมีจุดหลอมตัวต่ำ เมื่อเกิดการแยกตัวของสารเชื่อมประสานออกจากผงวัสดุแล้วทำให้การฉีดขึ้นรูปมีความยากมากขึ้นด้วย

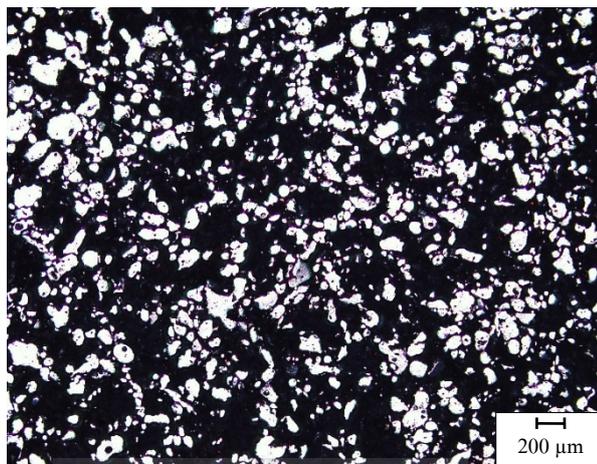


รูปที่ 4.8 ชิ้นงานหลังการฉีดขึ้นรูป (Green samples)

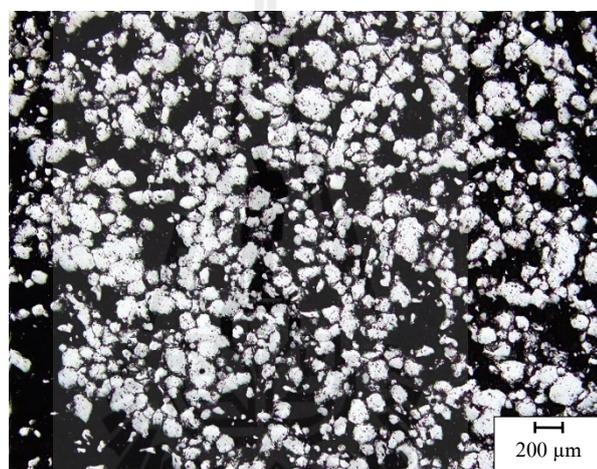
#### 4.3.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป

##### (Microstructure of green samples)

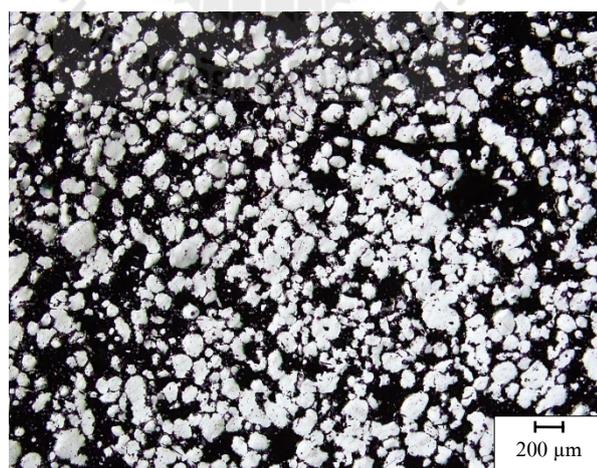
โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์หลังการฉีดขึ้นรูป โดยใช้เปอร์เซ็นต์ผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูป (%Solid loading) 52 55 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร แสดงดังรูปที่ 4.9 จากการตรวจสอบพบว่าโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบภายหลังการฉีดขึ้นรูปประกอบด้วยเฟสของผงอะลูมิเนียมถูกล้อมรอบด้วยสารเชื่อมประสานและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาดเล็ก ซึ่งสังเกตจะเห็นการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในเนื้อพื้นของสารเชื่อมประสาน เมื่อเพิ่มปริมาณผงวัสดุจะทำให้สัดส่วนของผงวัสดุในชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปเพิ่มมากขึ้นด้วย ทำให้เกิดพื้นที่สัมผัสกันมากขึ้นระหว่างผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งน่าจะเป็นผลดีต่อกระบวนการเผาผนึก และเมื่อทำการตรวจสอบที่กำลังขยายสูงขึ้นไปว่ามีรูพรุน (Porosity) เกิดขึ้นภายในชิ้นงานบริเวณเฟสพื้น (สารเชื่อมประสาน) ซึ่งอาจเกิดจากแรงดันในระหว่างการฉีดขึ้นรูปลดต่ำลง ทำให้เกิดรูพรุนในชิ้นงานจากการฉีดขึ้นรูป และที่กำลังขยาย 50 เท่าพบว่าตามบริเวณขอบของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม มีลักษณะขรุขระซึ่งเกิดจากผลของซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีความแข็งสูงและมีสมบัติเป็นวัสดุขัดสีทำให้เกิดการขีดข่วน (Scratching) ลงบนผิวของผงโลหะอะลูมิเนียมระหว่างกระบวนการบดผสม (Ball milling) และกระบวนการฉีดขึ้นรูป (Injection molding) ดังแสดงในรูปที่ 4.10



ก) 52 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร

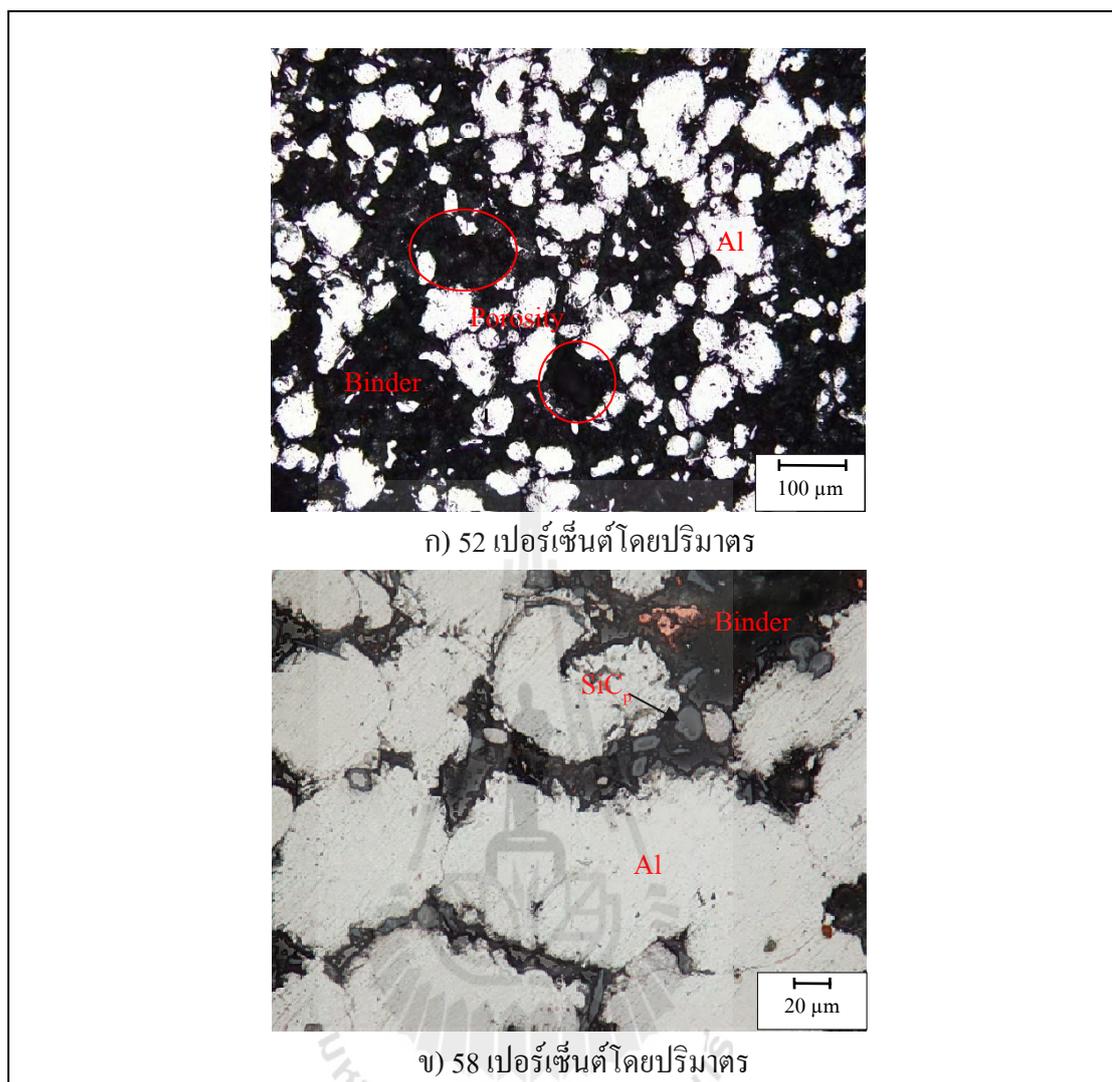


ข) 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร



ค) 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร

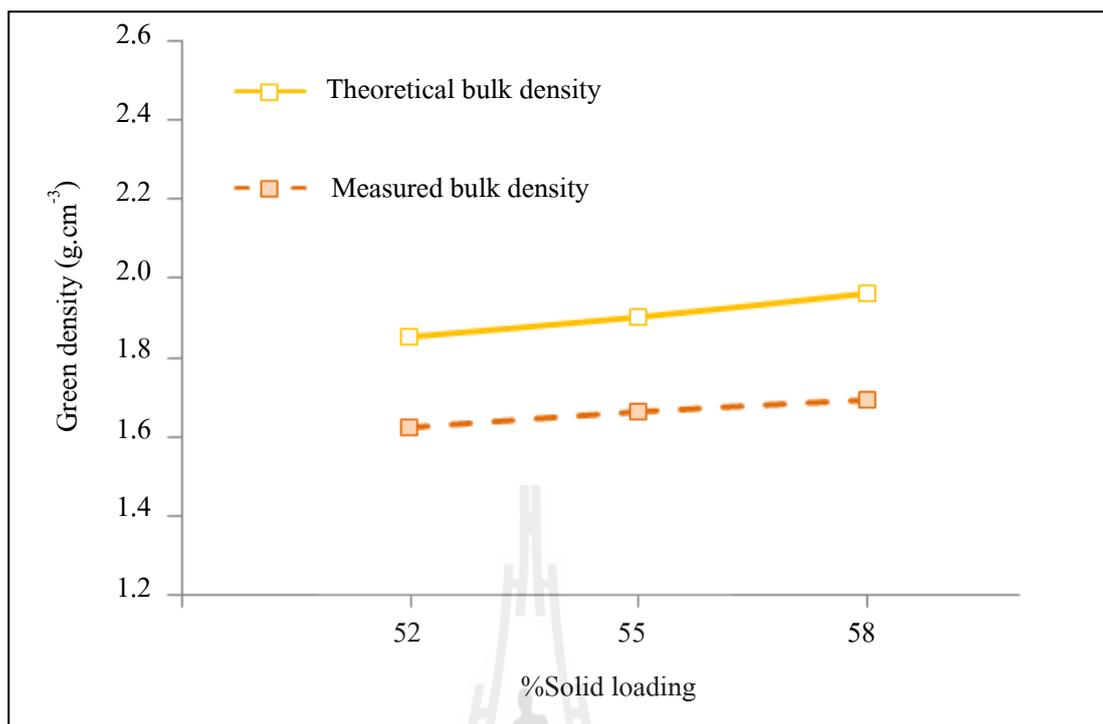
รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ภายหลังจากการฉีดขึ้นรูป (Green samples) ที่กำลังขยาย 5 เท่า



รูปที่ 4.10 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ หลังการฉีดขึ้นรูปที่กำลังขยาย 10 เท่า และ 50 เท่า

#### 4.3.3 ความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป (Green density)

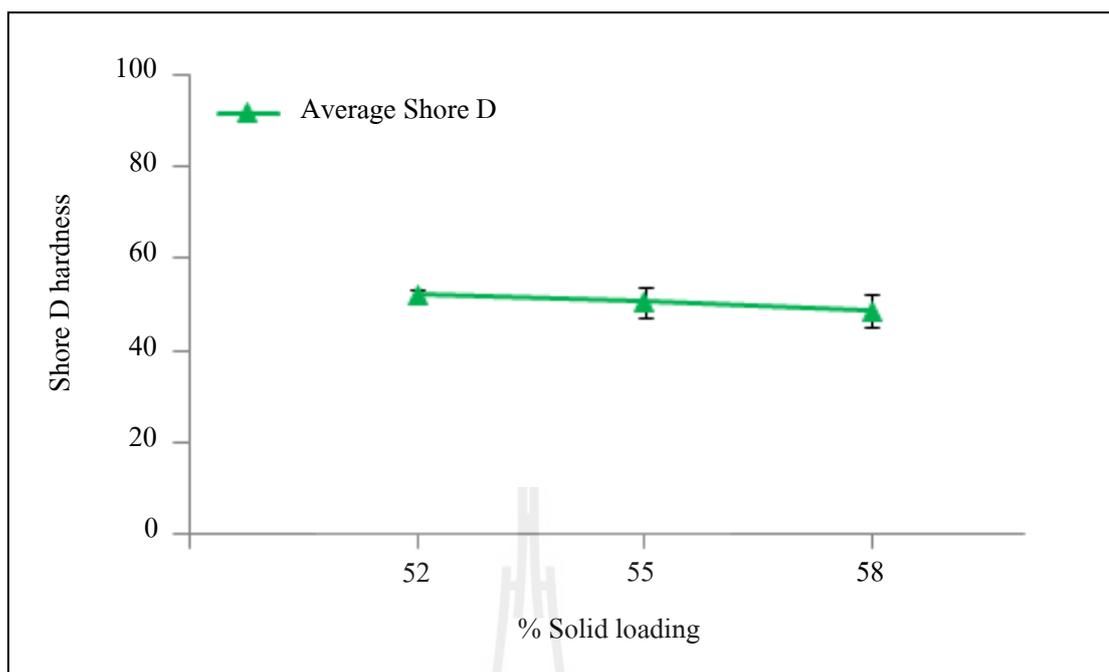
ผลของค่าความหนาแน่นรวม (Bulk density) ของวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์หลังการฉีดขึ้นรูปโดยใช้ปริมาณผงวัสดุที่ 52 55 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร เปรียบเทียบกับความหนาแน่นทางทฤษฎี (Theoretical bulk density) แสดงดังรูปที่ 4.11 โดยค่าความหนาแน่นเฉลี่ยที่ทดสอบได้เท่ากับ 1.62 1.66 และ 1.69 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตรตามลำดับ นอกจากนี้แนวโน้มของค่าความหนาแน่นรวมที่เพิ่มขึ้นนี้เนื่องจากมีปริมาณของผงวัสดุเพิ่มขึ้นนั่นเอง จะเห็นได้ว่าความหนาแน่นที่ได้จากการทดสอบ มีค่าต่ำกว่าค่าความหนาแน่นทางทฤษฎี ซึ่งอาจเนื่องมาจากภายในชิ้นงาน มีรูพรุนเนื่องจากการฉีดขึ้นรูป ดังแสดงในรูปที่ 4.10 ก)



รูปที่ 4.11 ความหนาแน่นที่ได้จากการทดสอบเปรียบเทียบกับความหนาแน่นทางทฤษฎี

#### 4.3.4 ความแข็งของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป (Hardness of green samples)

ผลการทดสอบความแข็งแบบ Shore D ของวัสดุเชิงประกอบภายหลังการฉีดขึ้นรูป แสดงในรูปที่ 4.12 ซึ่งแสดงค่าความแข็งแบบ Shore D ที่เปลี่ยนแปลงตามเปอร์เซ็นต์ผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูปที่ 52 55 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร พบว่าค่าความแข็งเฉลี่ยมีค่าเท่ากับ 52.1 50.5 และ 48.7 Shore D ตามลำดับ ซึ่งค่าความแข็งสูงสุดคือ ชิ้นงานที่ฉีดขึ้นรูปโดยใช้ปริมาณผงวัสดุที่ 52 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ซึ่งเป็นเงื่อนไขการทดลองที่มีสารเชื่อมประสานปริมาณสูงสุด ทั้งนี้ เนื่องจากความแข็งแรงของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปขึ้นอยู่กับปริมาณของสารเชื่อมประสาน เพราะสารเชื่อมประสานจะทำหน้าที่ยึดเหนี่ยวอนุภาคเข้าไว้ด้วยกัน โดยที่อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ และผงโลหะอะลูมิเนียมยังไม่สามารถยึดเหนี่ยวซึ่งกันและกันได้ ในขณะที่ชิ้นงานยังไม่ได้ผ่านการเผาผนึก ดังนั้นค่าความแข็งสูงสุดที่วัดได้ จึงสอดคล้องกับเงื่อนไขในการทดลองซึ่งใช้สารเชื่อมประสานปริมาณมากที่สุด



รูปที่ 4.12 ค่าความแข็งแบบ Shore D ของชิ้นงานที่ฉีดขึ้นรูปที่ 52 55 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร

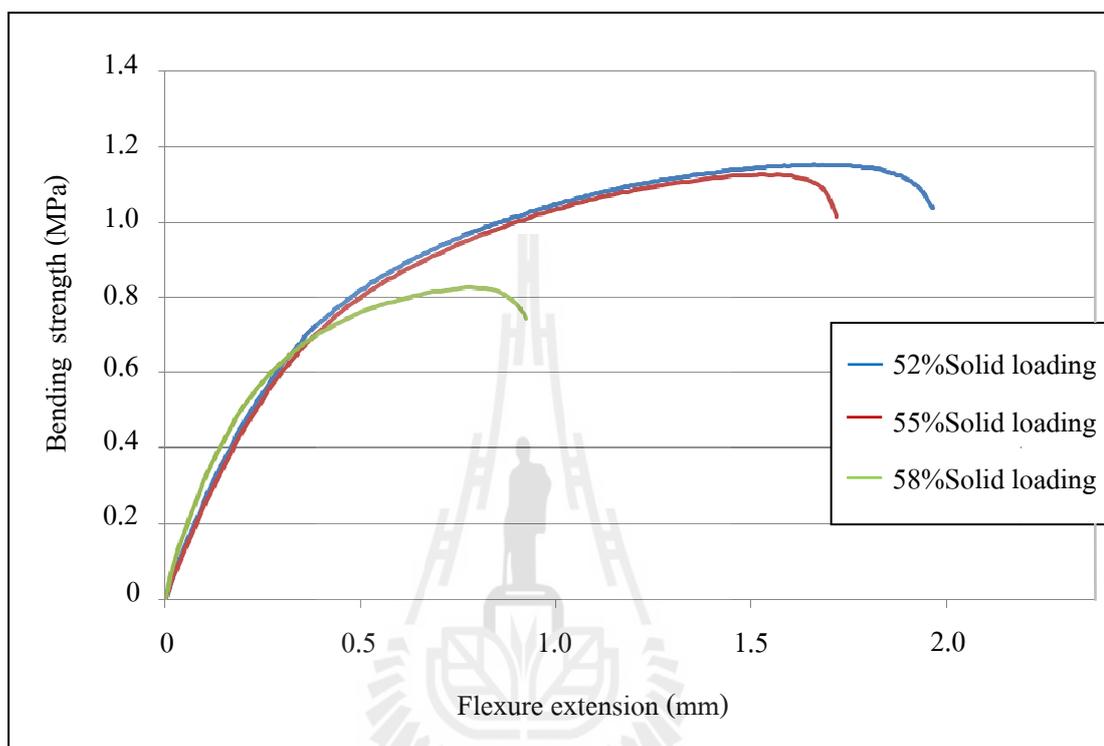
#### 4.3.5 ความแข็งแรงคัตของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป

##### (Bending strength of green samples)

ชิ้นงานหลังการฉีดขึ้นรูป เมื่อนำมาทดสอบความแข็งแรงคัต (Bending strength) พบว่ามีค่าลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูป แสดงในรูปที่ 4.13 ซึ่งแสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่าง Bending strength กับ Flexure extension โดยพบว่าชิ้นงานที่ฉีดขึ้นรูปโดยใช้ปริมาณผงวัสดุ 52 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร สามารถรับแรงและสามารถยืดตัวได้สูงสุดเมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ฉีดขึ้นรูปโดยใช้ปริมาณผงวัสดุ 55 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ซึ่งให้ผลการทดสอบในทิศทางเดียวกับผลการทดสอบค่าความแข็งแรงของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป โดยค่าความแข็งแรงคัตสูงสุด เท่ากับ 1.18 1.16 และ 0.82 MPa สำหรับปริมาณผงวัสดุที่ 52 55 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ตามลำดับ แสดงว่าปริมาณสารเชื่อมประสานที่เพิ่มขึ้น จะทำให้เกิดการยึดเหนี่ยวระหว่างอนุภาคได้ดี สามารถเพิ่มความแข็งแรงหลังการฉีดขึ้นรูป (Green strength) ให้กับชิ้นงานทำให้สามารถเคลื่อนย้ายชิ้นงานได้ง่ายโดยไม่เกิดการแตกหัก ก่อนนำชิ้นงานไปเข้าสู่กระบวนการถัดไป เช่น แยกสารเชื่อมประสาน และการเผาผนึก

แต่อย่างไรก็ดีการที่มีปริมาณสารเชื่อมประสานในปริมาณมากขึ้น ทำให้สมบัติโดยรวมของชิ้นงานหลังการฉีดขึ้นรูปมีสมบัติเข้าใกล้สมบัติของสารเชื่อมประสาน ซึ่งเป็นวัสดุพอลิเมอร์

ลิเมอร์แม้ว่าจะให้ความแข็งแรงกับชิ้นงานในสภาวะดังกล่าวได้ดี แต่ไม่ได้บ่งบอกถึงสมบัติสุดท้ายของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกที่ต้องการ อีกทั้งหากมีในปริมาณที่มากเกินไปอาจจะทำให้พื้นที่สัมผัสระหว่างอนุภาคน้อยลง และส่งผลเสียต่อกระบวนการเผาผนึกได้



รูปที่ 4.13 ค่าความแข็งแรงดัด (Bending strength) ของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปที่ 52 55 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร

#### 4.4 ผลการทดสอบและวิเคราะห์ชิ้นงานหลังการเผาผนึก

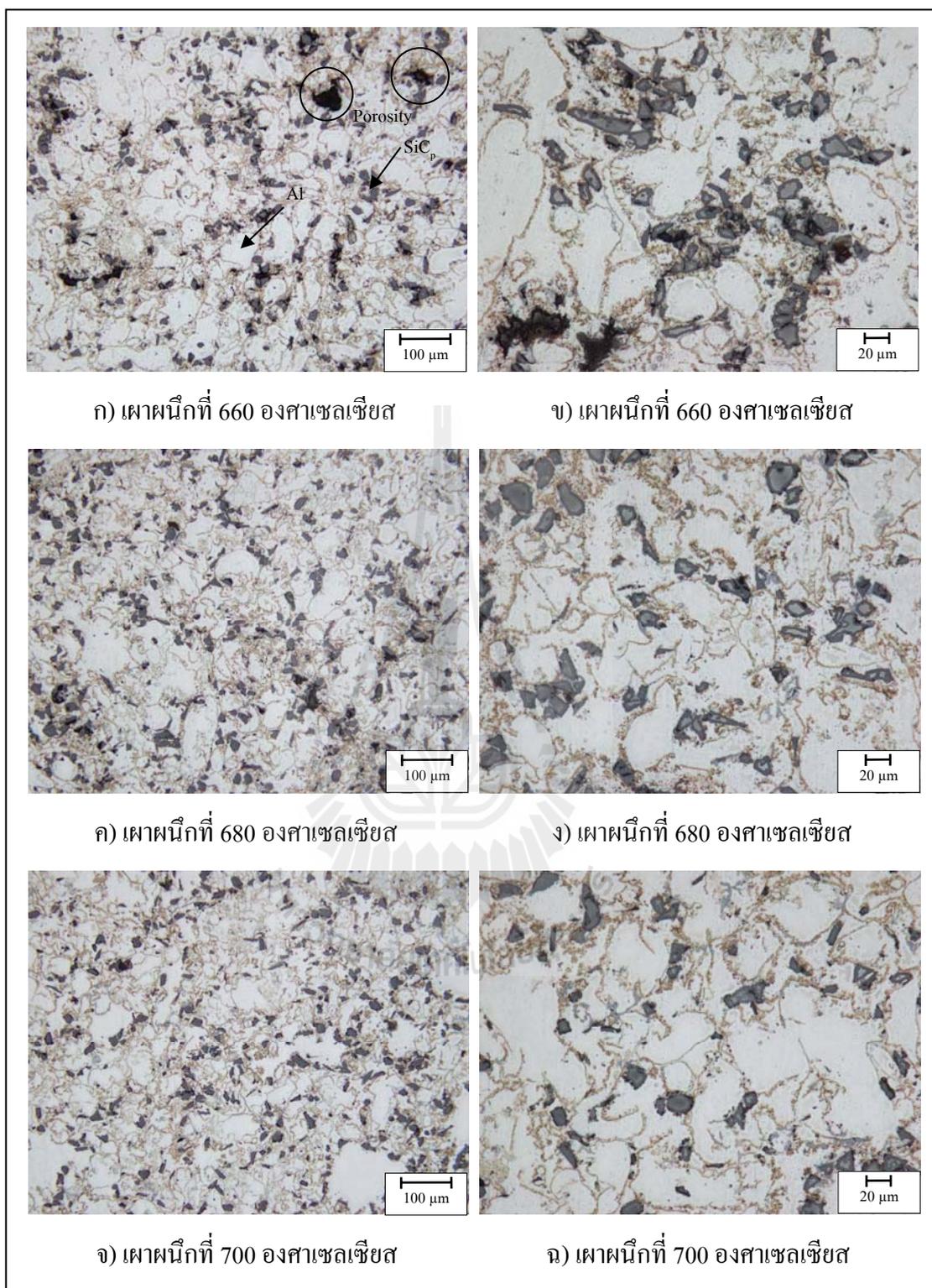
##### (Results and analysis of sintered samples)

##### 4.4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการเผาผนึก

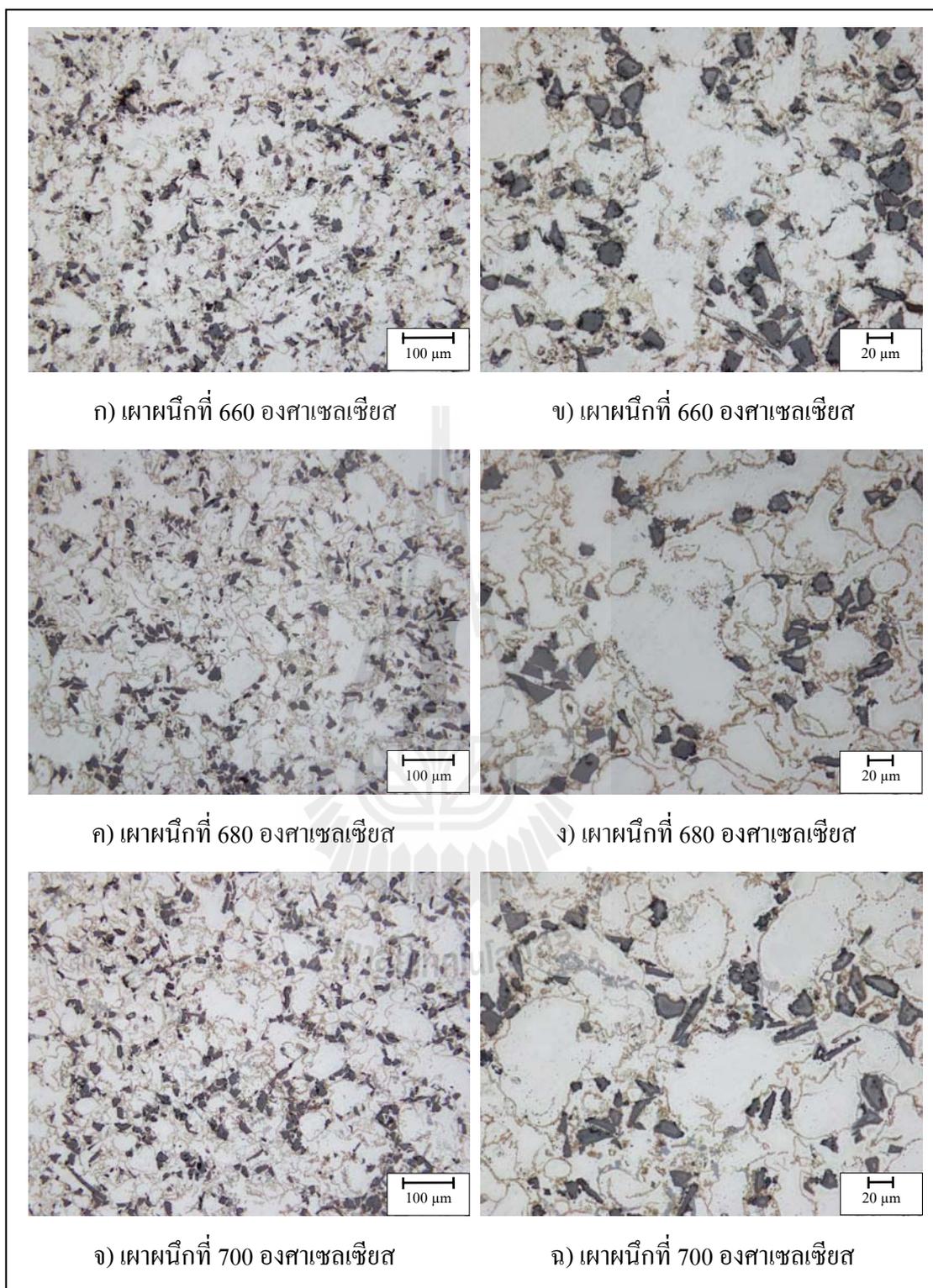
##### (Microstructure of sintered sample)

โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ หลังการเผาผนึกประกอบด้วยเฟสของซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในพื้นที่โลหะผสมอะลูมิเนียม และมีรูพรุน (Porosity) เกิดขึ้นโดยปริมาณของรูพรุนที่เกิดขึ้นขึ้นอยู่กับปริมาณผงวัสดุที่ใช้ในการฉีดขึ้นรูป โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ฉีดขึ้นรูปที่ 52 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร แสดงในรูปที่ 4.14 ซึ่งจากรูป ก) ทำการเผาผนึกที่ 660 องศาเซลเซียส พบว่ามี

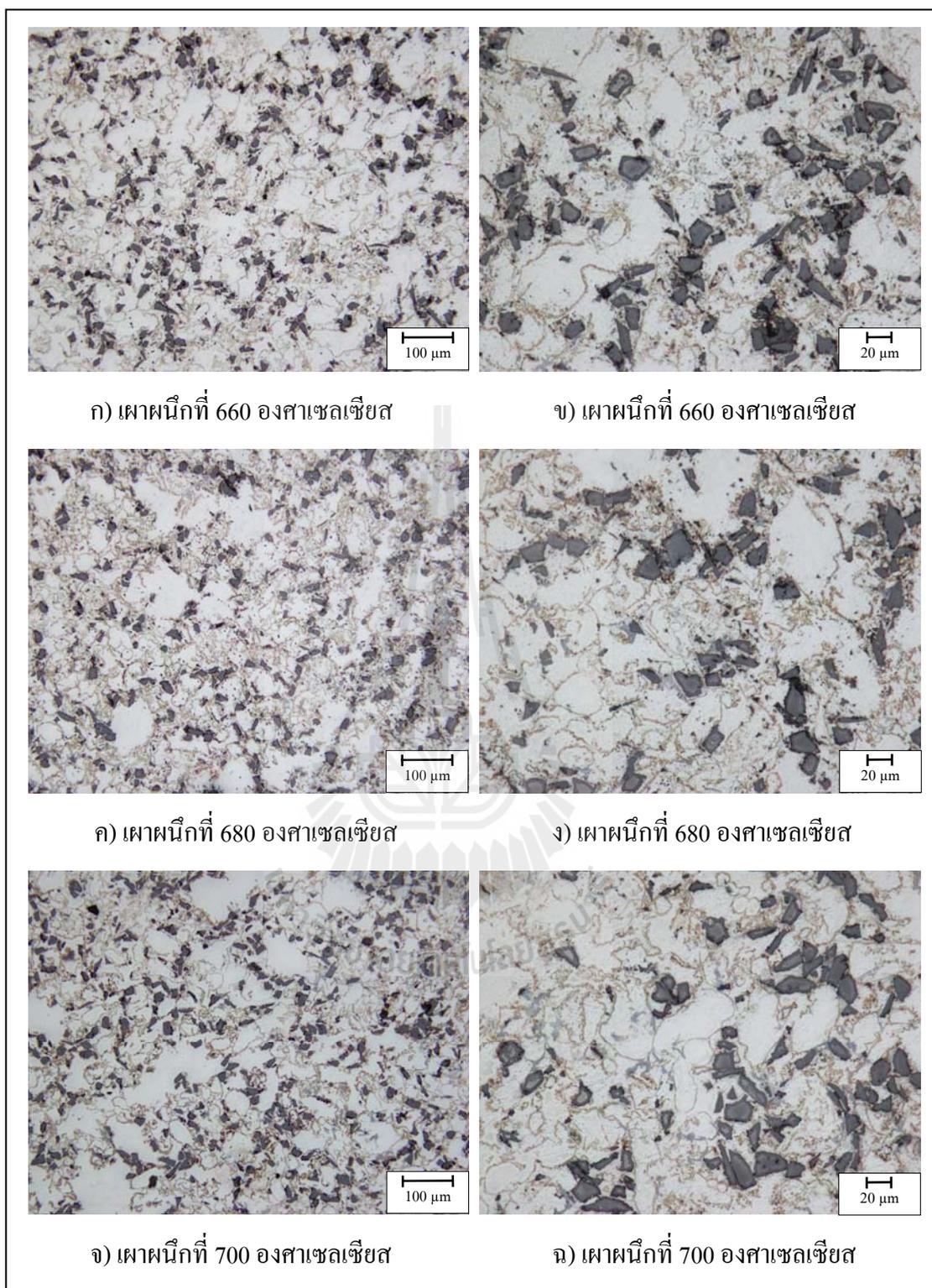
รูพรุนเกิดขึ้นจำนวนมากกระจายตัวใน โครงสร้างจุลภาค ลักษณะของรูพรุนมีขนาดใหญ่ โดยรูพรุน จะเกิดขึ้นบริเวณกลุ่มของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ และเมื่อทำการเผาผนึกที่ 680 องศาเซลเซียส พบว่า ปริมาตรรูพรุนในโครงสร้างลดน้อยลง ดังแสดงในภาพ 4.14 ค) และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิเผาผนึกเป็น 700 องศาเซลเซียส พบว่าปริมาตรรูพรุนมีขนาดเล็กมากเมื่อเทียบกับการเผาผนึกที่ 660 องศาเซลเซียส โดย รูพรุนที่เกิดขึ้นเมื่อเผาผนึกที่อุณหภูมิ 700 องศาเซลเซียส จะเป็นรูพรุนที่เกิดขึ้นระหว่างขอบของ อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และเนื้อพื้นอะลูมิเนียม (Gap porosity) เมื่อเพิ่มปริมาณผงวัสดุที่ทำการฉีดขึ้น รูปที่ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน ภายหลังจากการเผาผนึก แสดงในรูปที่ 4.15 โดยทำการเผาผนึกที่ 660 องศาเซลเซียส ดังแสดงในรูป ก) พบว่าที่เปอร์เซ็นต์การฉีดขึ้นรูปที่ มากขึ้นทำให้ปริมาตรรูพรุนน้อยลงเมื่อเทียบกับการฉีดขึ้นรูปที่ 52 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร เมื่อเพิ่ม อุณหภูมิในการเผาผนึกที่ 680 องศาเซลเซียส ดังแสดงในรูป ค) และรูป จ) เผาผนึกที่ 700 องศา เซลเซียส โครงสร้างจุลภาคมีการยึดกัน (Bonding) ได้ดีขึ้นของเฟสพื้นโลหะอะลูมิเนียม และที่ เปอร์เซ็นต์การฉีดขึ้นรูปสูงสุดที่ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังจาก การเผาผนึกแสดงในรูปที่ 4.16 โดยทำการเผาผนึกที่ 660 องศาเซลเซียส ดังแสดงในรูป ก) เผาผนึกที่ 680 องศาเซลเซียส แสดงในรูป ค) และเผาผนึกที่ 700 องศาเซลเซียส ดังแสดงในรูป จ) พบว่าโครงสร้างที่ ผ่านกระบวนการเผาผนึกที่ได้มีความสมบูรณ์มากกว่าการใช้ผงวัสดุฉีดขึ้นรูปที่ 52 เปอร์เซ็นต์โดย ปริมาตร ปริมาตรรูพรุน (Porosity) ลดลง เมื่อตรวจสอบที่กำลังขยายสูงขึ้นจะพบการเกิดรูพรุนบริเวณ ขอบของซิลิคอนคาร์ไบด์ (Gap porosity) แต่จะเกิดการโตของเกรน (Grain growth) ที่เห็นได้อย่าง ชัดเจนขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 4.17 ซึ่งขนาดของเกรนจะกล่าวในหัวข้อถัดไป



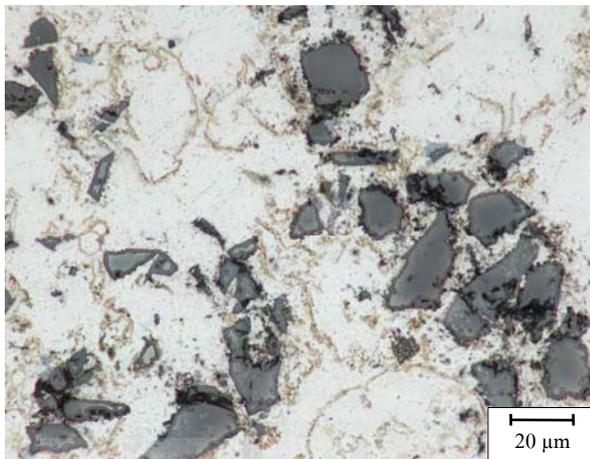
รูปที่ 4.14 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ชนิดขึ้นรูปที่ 52 เปรอร์เซ็นต์โดยปริมาตร



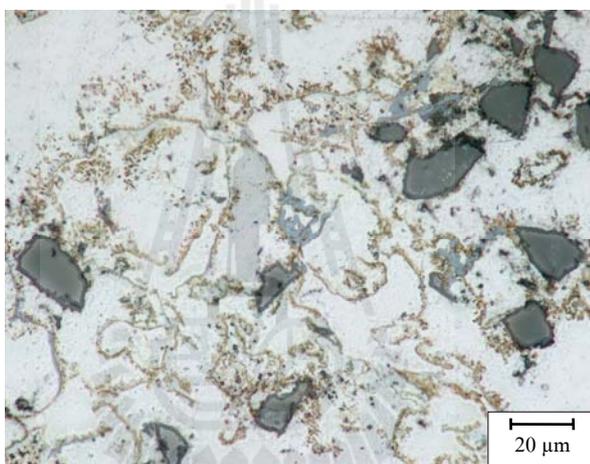
รูปที่ 4.15 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ชนิดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร



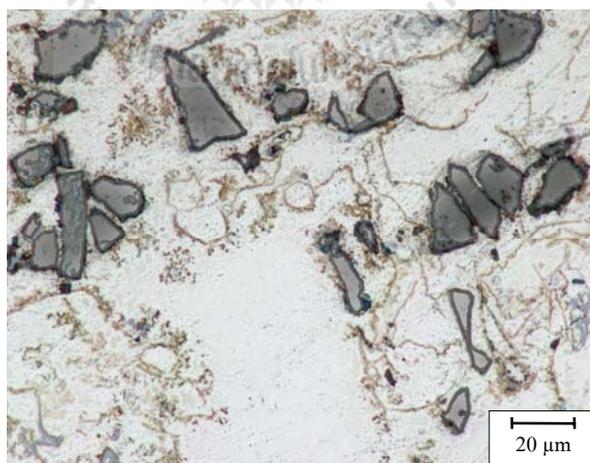
รูปที่ 4.16 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ชนิดขึ้นรูปที่ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร



ก) 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร เผาผณีที่ 660 องศาเซลเซียส



ข) 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร เผาผณีที่ 680 องศาเซลเซียส



ค) 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร เผาผณีที่ 700 องศาเซลเซียส

รูปที่ 4.17 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ชนิดขึ้นรูปที่ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร กำลังขยาย 100 เท่า

#### 4.4.2 การวิเคราะห์ขนาดเกรน (Grain size analysis)

เมื่อนำชิ้นงานที่ผ่านการเผาที่อุณหภูมิ 660 680 และ 700 องศาเซลเซียส มาวิเคราะห์ขนาดเกรนบนภาคตัดขวางของชิ้นงาน พบว่าขนาดเกรนมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิการเผาที่เพิ่มขึ้น แสดงผลดังตารางที่ 4.2 โดยอุณหภูมิในการเผาที่เพิ่มขึ้นจะช่วยทำให้ชิ้นงานมีความหนาแน่นมากขึ้นด้วย แต่จะทำให้เกิดเกรนโต (Grain growth) ในโครงสร้างจุลภาค

ตารางที่ 4.2 ขนาดเฉลี่ยของเกรนอะลูมิเนียมหลังการเผาที่อุณหภูมิต่างๆ

ปริมาณผงวัสดุ (เปอร์เซ็นต์โดย ปริมาตร)	ขนาดของเกรน (ไมครอน)		
	เผาที่ 660 (องศาเซลเซียส)	เผาที่ 680 (องศาเซลเซียส)	เผาที่ 700 (องศาเซลเซียส)
52	139.3	112.4	124.0
55	116.4	120.9	118.2
58	107.4	114.3	124.9

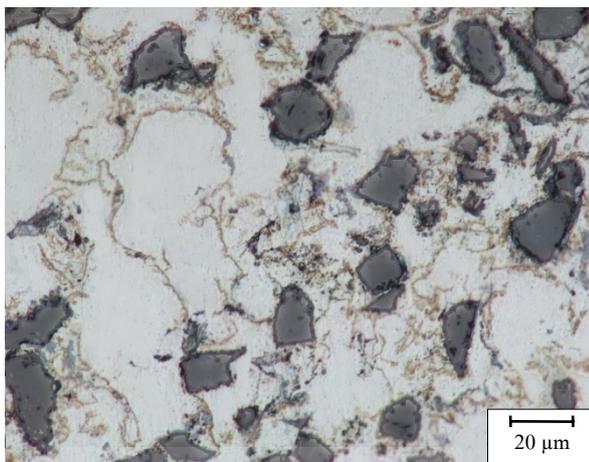
#### 4.4.3 การวิเคราะห์เฟส (Phase analysis)

เมื่อพิจารณาการยึดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตรของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ที่อุณหภูมิการเผาที่ต่างกัน พบว่าเมื่อให้อุณหภูมิในการเผาที่เพิ่มขึ้นเฟสพื้นของอะลูมิเนียมมีการยึดเหนี่ยวกัน (Bonding) ได้ดีขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 4.18 และเมื่อนำชิ้นงานที่ผ่านการเผาที่ 700 องศาเซลเซียส มาทำการวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ดังแสดงในรูปที่ 4.19 พบว่าอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในพื้นที่โลหะผสมอะลูมิเนียม โดยโครงสร้างของวัสดุประกอบไปด้วยเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม ( $\alpha$ -phase aluminium) เฟสยูเทคติก (Eutectic phase) และเฟสของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ( $\text{SiC}_p$ ) แสดงในรูปที่ 4.19 ก) และเมื่อตรวจสอบที่กำลังขยาย 1,000 เท่า พบว่าโลหะพื้นอะลูมิเนียมมีการยึดกัน (Bonding) ของพื้นโลหะที่ดี อย่างไรก็ตามรูพรุนที่เกิดขึ้นในโครงสร้างจุลภาค เป็นรูพรุนที่เป็นช่องว่างระหว่างซิลิคอนคาร์ไบด์และโลหะพื้นอะลูมิเนียม (Gap porosity) ซึ่งเห็นได้อย่างชัดเจน

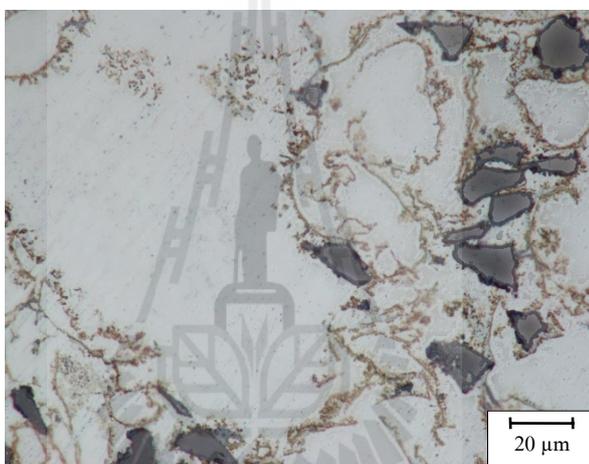
จากรูปที่ 4.19 ข) เมื่อตรวจสอบด้วยเครื่องวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณ (EDX) โดยทำการวิเคราะห์บริเวณเฟสพื้นอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังรูปที่ 4.20 พบว่ามีทองแดงกระจายตัวอยู่ในเฟสพื้นของอะลูมิเนียม ซึ่งสอดคล้องกับส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะซึ่งมีปริมาณ

ทองแดงผสมอยู่และพบกลุ่มของซิลิคอนในบริเวณ โครงสร้างจุลภาคของซิลิคานคาร์ไบด์ ดังแสดง  
ในรูปที่ 4.21 และ 4.22





ก) 55 เปอร์เซนต์โดยปริมาตร เผาผนึกที่ 660 องศาเซลเซียส

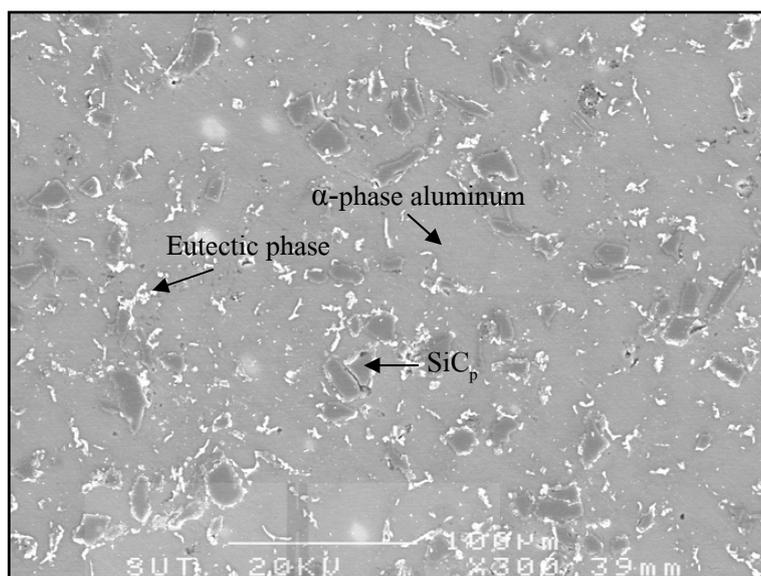


ข) 55 เปอร์เซนต์โดยปริมาตร เผาผนึกที่ 680 องศาเซลเซียส

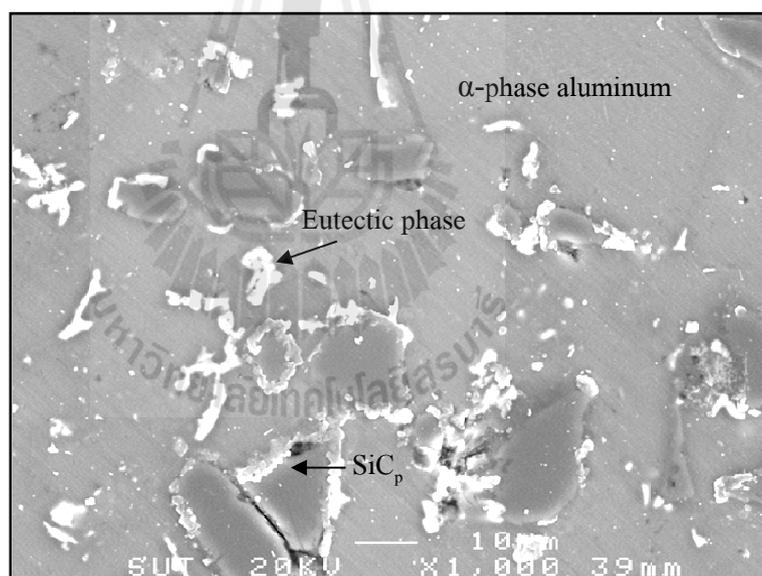


ค) 55 เปอร์เซนต์โดยปริมาตร เผาผนึกที่ 700 องศาเซลเซียส

รูปที่ 4.18 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซนต์โดยปริมาตร กำลังขยาย 100 เท่า

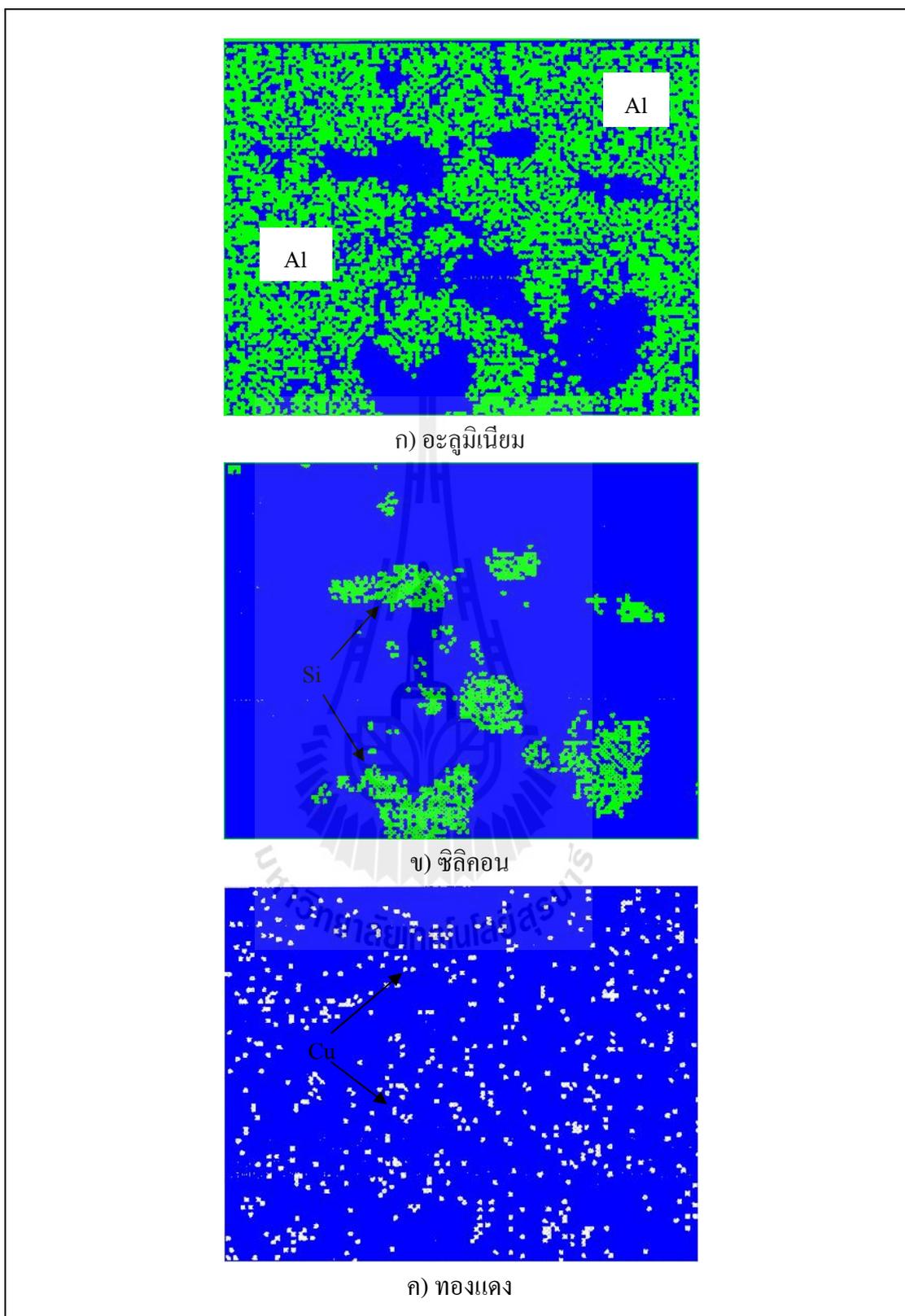


ก) เภาพนิกที่ 700 องศาเซลเซียส

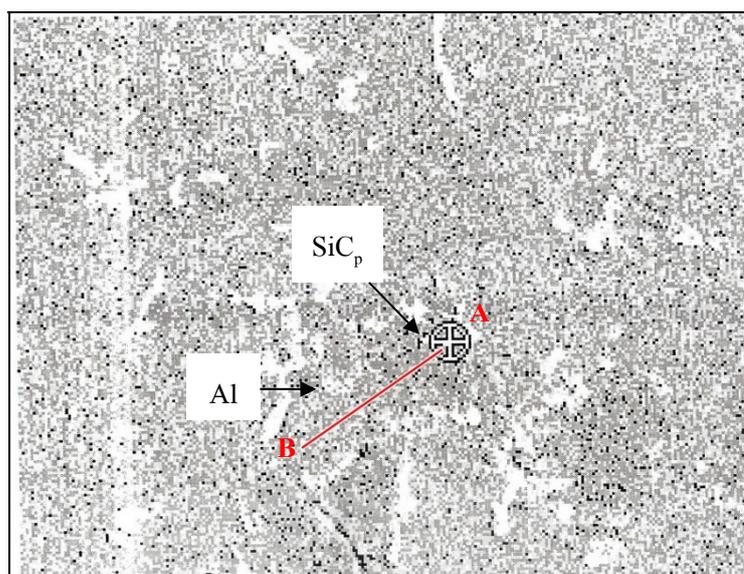


ข) เภาพนิกที่ 700 องศาเซลเซียส

รูปที่ 4.19 โครงสร้างจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) แสดงโครงสร้างของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์

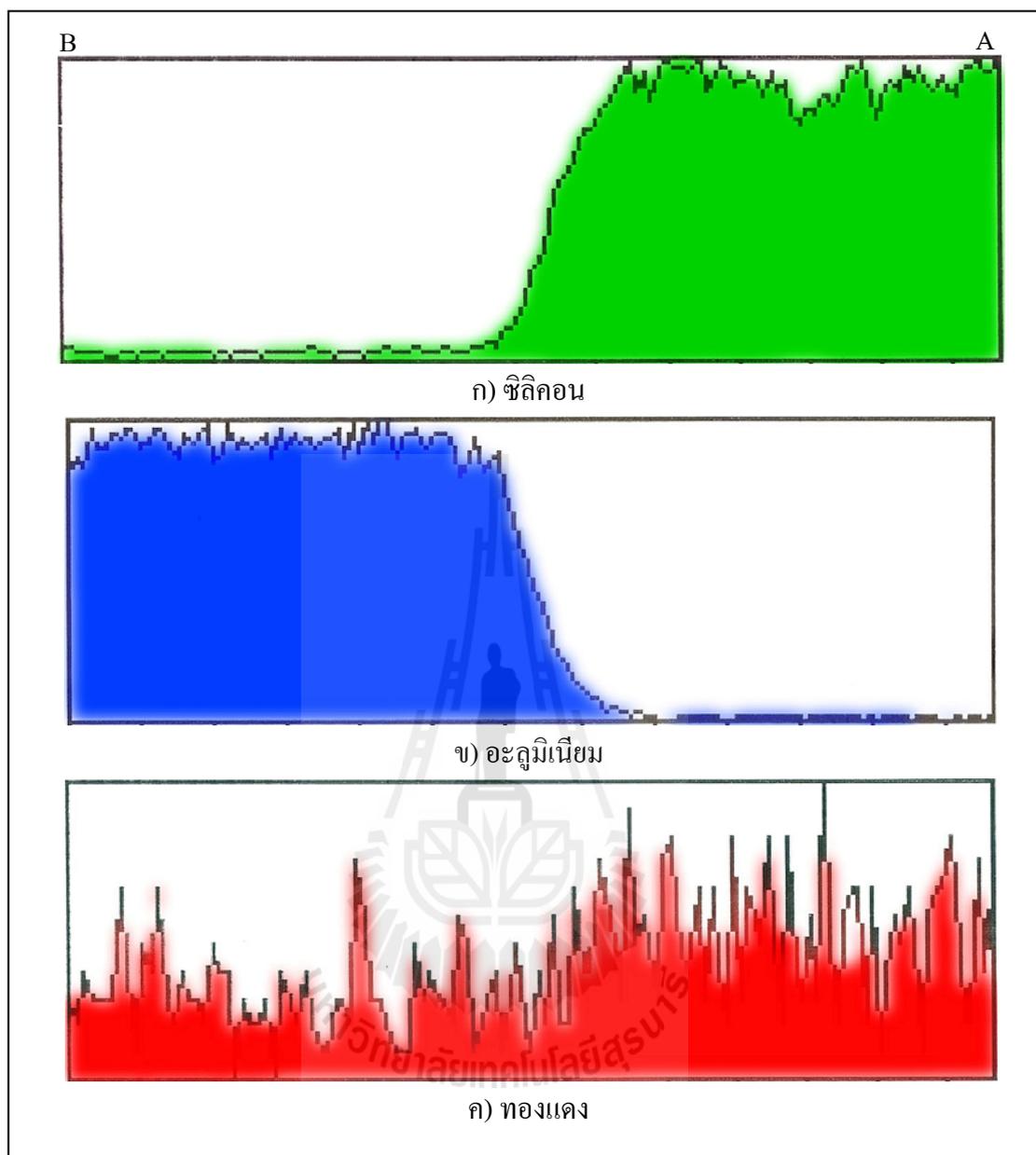


รูปที่ 4.20 การวิเคราะห์ด้วยเครื่องวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณ (EDX) ของโครงสร้าง  
วัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์



รูปที่ 4.21 บริเวณที่วิเคราะห์ด้วยเครื่องวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณ (EDX)



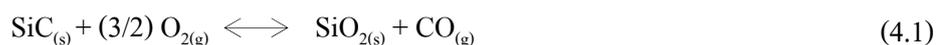


รูปที่ 4.22 กราฟของการวิเคราะห์ด้วยเครื่องวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณ (EDX) ของโครงสร้างวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์

#### 4.4.4 การวิเคราะห์ธาตุและสารประกอบ (Elements and compounds analysis)

ผลการวิเคราะห์ธาตุและสารประกอบ ด้วยเทคนิค X-Ray Diffraction (XRD) โดยทำการวิเคราะห์ชิ้นงานที่ฉีกขึ้นรูปโดยใช้ผงวัสดุ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร และเผาพูนิกที่ 660 680 และ 700 องศาเซลเซียส ตามลำดับ ผลการวิเคราะห์ชิ้นงานหลังการเผาพูนิกที่ 660 องศาเซลเซียส พบธาตุโลหะอะลูมิเนียม (Al) และซิลิคอนคาร์ไบด์ รวมทั้งเกิดสารประกอบซิลิคอนไดออกไซด์

(SiO<sub>2</sub>) อะลูมิเนียมออกไซด์ (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) และสารประกอบ Cu<sub>5</sub>Mg<sub>2</sub>Si ดังแสดงในรูปที่ 4.23 ซึ่งสารประกอบ SiO<sub>2</sub> เกิดจากการให้ความร้อนกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่อุณหภูมิ 1,000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง โดยให้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เย็นตัวในอากาศ ปฏิกิริยาเป็นไปตามสมการที่ 4.1 (Narushima et al., 2003; Tang et al., 2001)

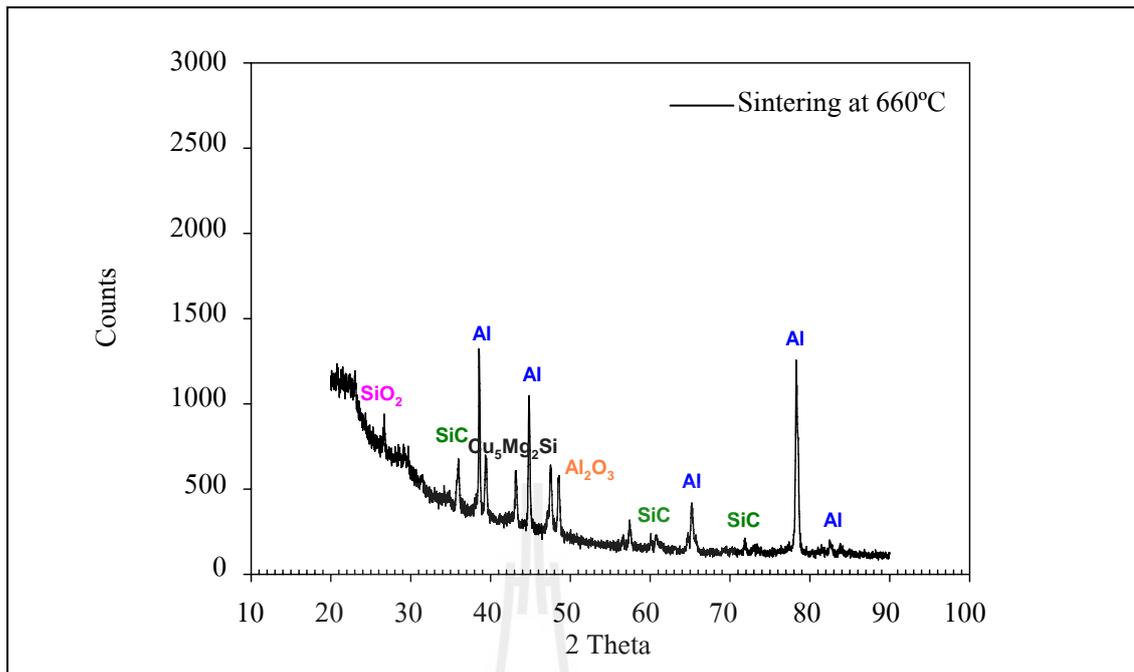


เมื่ออะลูมิเนียมทำปฏิกิริยากับออกซิเจน จะทำให้เกิดอะลูมิเนียมออกไซด์ (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) อยู่ที่ชั้นผิวโดยทั่วไปแล้วโลหะอะลูมิเนียมมีฟิล์มออกไซด์ (Oxide film) ที่ผิวเกิดขึ้นโดยธรรมชาติ ส่วนการเกิดสารประกอบ Cu<sub>5</sub>Mg<sub>2</sub>Si ซึ่งสารประกอบที่เกิดขึ้นสอดคล้องกับส่วนผสมทางเคมีของผงวัสดุประกอบไปด้วย ทองแดง (Cu : 4.2 – 4.8wt%), ซิลิคอน (Si : 0.5-0.7wt%) และแมกนีเซียม (Mg : 0.4-0.6wt%)

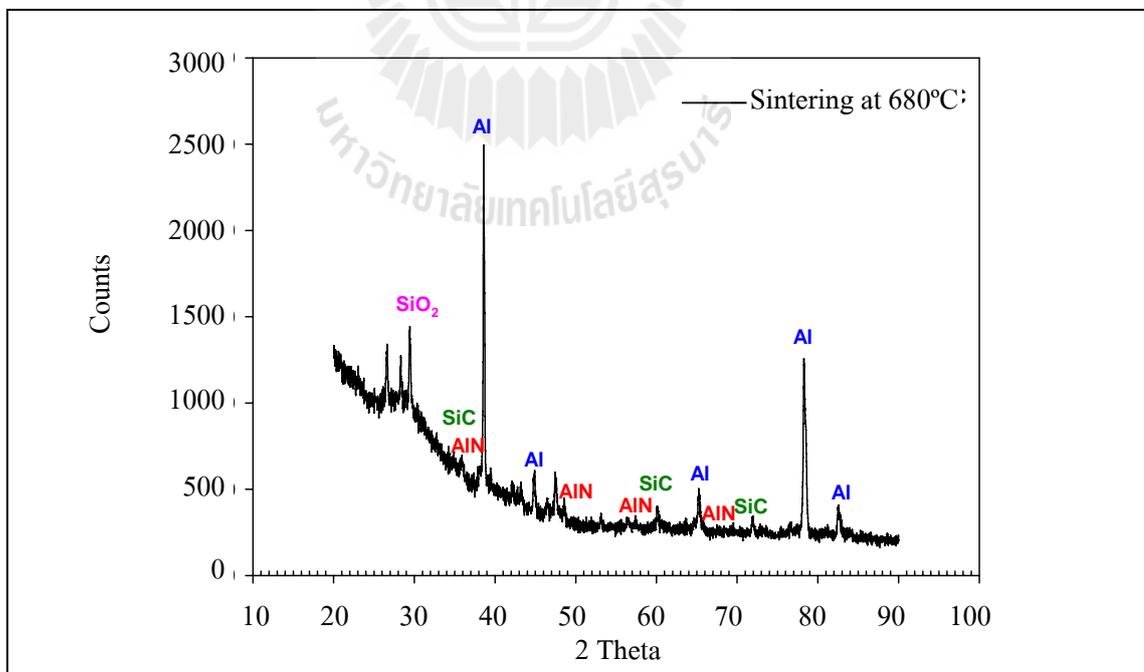
เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการเผาที่ 680 องศาเซลเซียส พบสารประกอบไนไตรด์เพิ่มขึ้น โดยเกิดจากอะลูมิเนียมทำปฏิกิริยากับแก๊สไนโตรเจนจะทำให้เกิดสารประกอบของอะลูมิเนียมไนไตรด์ (AlN) ในชิ้นงาน ดังแสดงในรูปที่ 4.24 ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นเป็นไปตามสมการที่ 4.2 (Qinghua Hou, Raj Mutharasan, Michael Koczak, 1995)



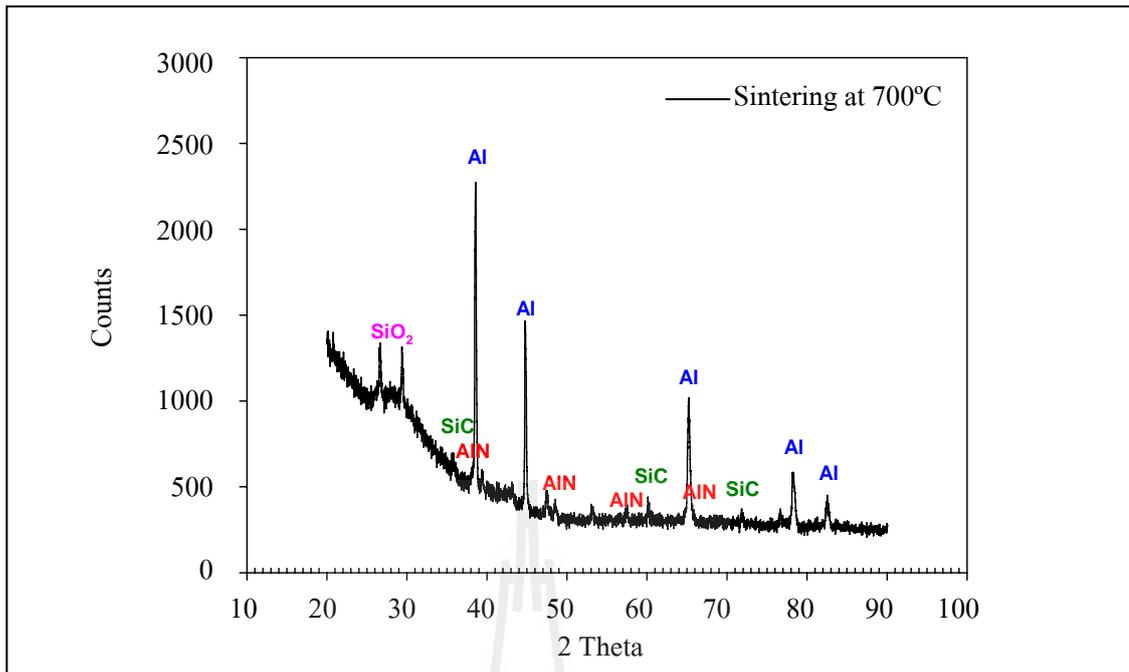
จากการวิจัยแสดงให้เห็นว่า สารประกอบอะลูมิเนียมไนไตรด์ (AlN) นี้สามารถเพิ่มความแน่นตัว (Densification) ความแข็ง (Hardness) ให้กับชิ้นงานได้ ซึ่งสอดคล้องกับผลของค่าความแข็งที่ทดสอบได้มีค่าเท่ากับ 81.3 H<sub>v</sub> และเมื่อทำการตรวจสอบชิ้นงานที่เผาที่ 700 องศาเซลเซียส ผลการทดสอบ XRD แสดงดังรูปที่ 4.25 ซึ่งให้ผลคล้ายกับเผาที่ 680 องศาเซลเซียส โดยเกิดสารประกอบของอะลูมิเนียมไนไตรด์ ทำให้ได้ค่าความแข็งเท่ากับ 83.8 H<sub>v</sub>



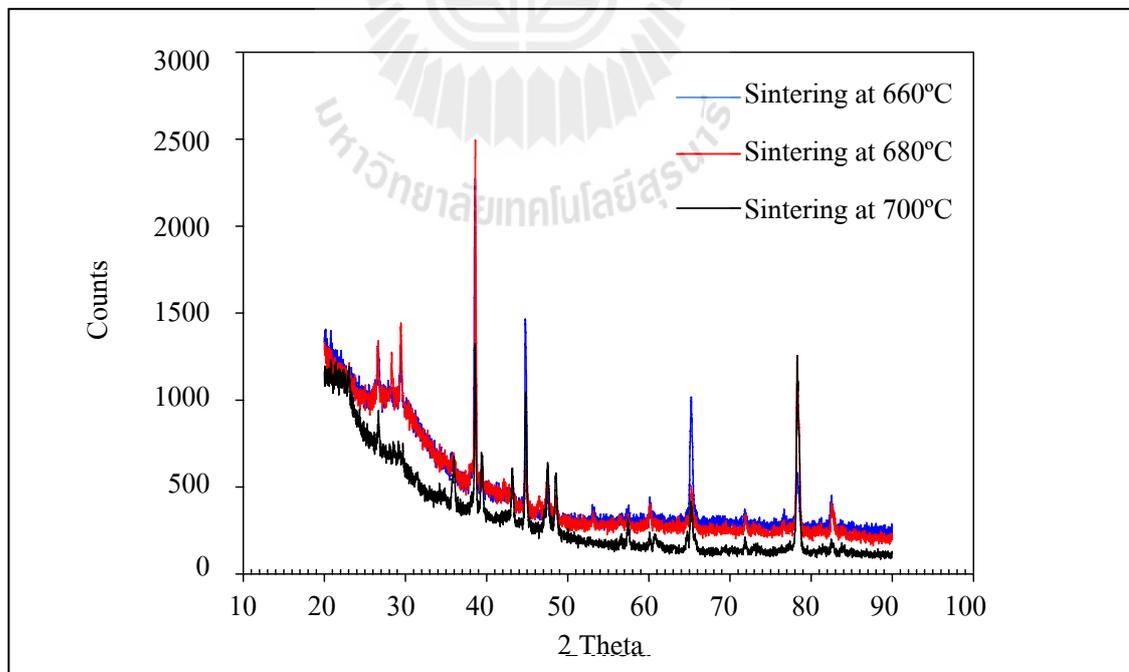
รูปที่ 4.23 ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค X-Ray Diffraction (XRD)  
ของชิ้นงานหลังการเผาผนึกที่ 660 องศาเซลเซียส



รูปที่ 4.24 ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค X-Ray Diffraction (XRD)  
ของชิ้นงานหลังการเผาผนึกที่ 680 องศาเซลเซียส



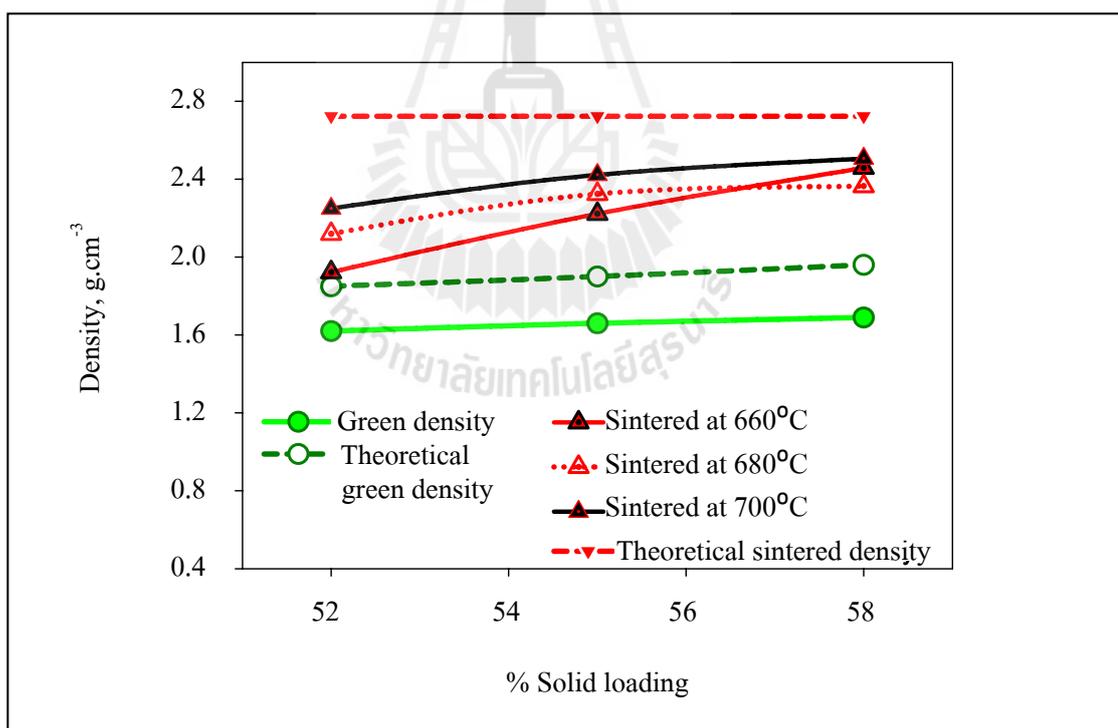
รูปที่ 4.25 ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค X-Ray Diffraction (XRD)  
ของชิ้นงานหลังการเผาผนึกที่ 700 องศาเซลเซียส



รูปที่ 4.26 ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค X-Ray Diffraction (XRD)  
ของชิ้นงานหลังการเผาผนึกที่ 660 680 และ 700 องศาเซลเซียส

#### 4.4.5 ความหนาแน่นของชิ้นงานหลังการเผาผนึก (Sintered Density)

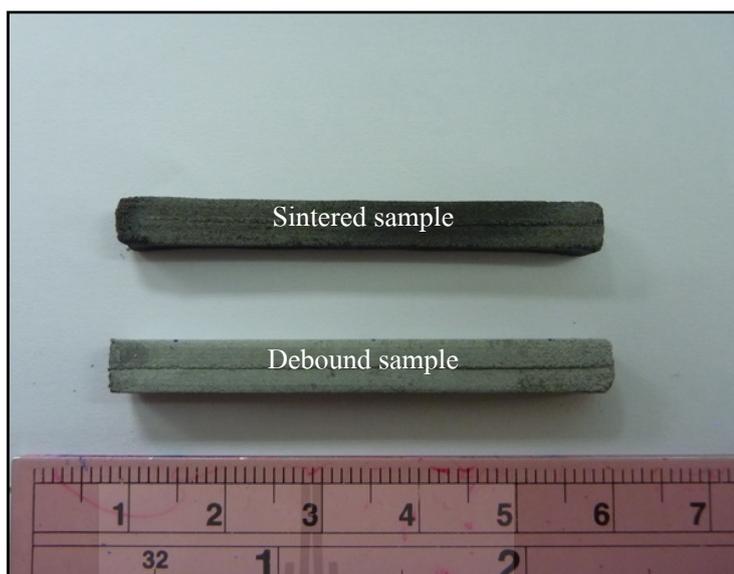
สำหรับผลการทดสอบความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสม อะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ พบว่าชิ้นงานฉีดขึ้นรูปที่ 52 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ความหนาแน่นหลังการเผาผนึกมีค่าเท่ากับ 1.92 2.12 และ 2.25 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร ที่อุณหภูมิการเผาผนึก 660 680 และ 700 องศาเซลเซียส ตามลำดับ เมื่อเพิ่มปริมาณผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ความหนาแน่นของชิ้นงานหลังการเผาผนึกมีค่าเท่ากับ 2.22 2.32 และ 2.42 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร และชิ้นงานที่ฉีดขึ้นรูปที่ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ความหนาแน่นหลังการเผาผนึกมีค่าเท่ากับ 2.46 2.36 และ 2.51 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร ตามลำดับ ซึ่งค่าความหนาแน่นโดยส่วนใหญ่มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิการเผาผนึก (Sintering temperature) และปริมาณผงวัสดุ (Solid loading) ที่ใช้ในการฉีดขึ้นรูป เมื่อเปรียบเทียบกับความหนาแน่นทางทฤษฎีพบว่า ความหนาแน่นทางทฤษฎีมีค่ามากกว่าความหนาแน่นที่ได้จากการทดสอบ แสดงดังรูปที่ 4.27 ซึ่งเป็นผลมาจากรูพรุนที่เกิดขึ้นระหว่างกระบวนการฉีดขึ้นรูปและกระบวนการเผาผนึก



รูปที่ 4.27 ค่าความหนาแน่นที่ได้จากการทดสอบเปรียบเทียบกับความความหนาแน่นทางทฤษฎีของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกที่ 660 680 และ 700 องศาเซลเซียส

#### 4.4.6 การหดตัว (Contraction)

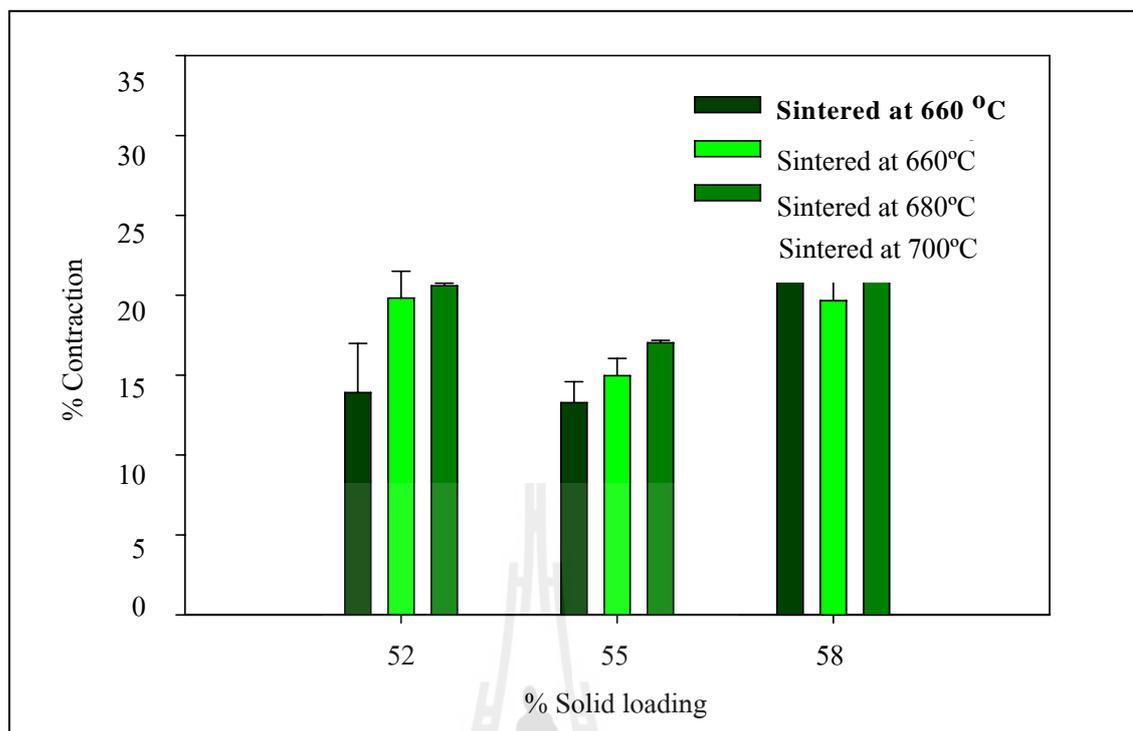
ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการแยกสารเชื่อมประสาน (Debinding) ภายในชิ้นงาน ยังคงเหลือสารเชื่อมประสานอยู่บางส่วน ซึ่งทำให้ชิ้นงานสามารถคงรูปร่างอยู่ได้ โดยมีปริมาตรเท่ากับชิ้นงานหลังการฉีดขึ้นรูป (Green sample) โครงสร้างภายในจะมีลักษณะเป็นรูพรุน และเมื่อนำชิ้นงานมาเผาผนึก ชิ้นงานจะเกิดการหดตัว เนื่องจากสารเชื่อมประสานส่วนที่เหลือค้างอยู่ จะถูกกำจัดออกเมื่อได้รับอุณหภูมิสูง ซึ่งจากผลการตรวจสอบ TGA พบว่าสารเชื่อมประสานจะถูกกำจัดออกไปได้หมดที่อุณหภูมิประมาณ 500 องศาเซลเซียส ภายหลังจากนั้นอนุภาคของผงวัสดุจะเกิดการเชื่อมประสานกัน รูปที่ 4.28 แสดงการเปรียบเทียบชิ้นงานภายหลังจากกำจัดสารเชื่อมประสานและชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกที่ฉีดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ทำการเผาผนึกที่ 700 องศาเซลเซียส พบว่ามีเปอร์เซ็นต์การหดตัวประมาณ 17.01 ตารางที่ 4.3 แสดงค่าเปอร์เซ็นต์การหดตัวของชิ้นงานหลังการเผาผนึกที่อุณหภูมิ 660 680 และ 700 องศาเซลเซียส พบว่าที่ปริมาณผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูปที่ 52 55 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร เปอร์เซ็นต์การหดตัวของชิ้นงานมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิการเผาผนึกสูงขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 4.29 การหดตัวนี้เกิดขึ้นเนื่องจากเมื่อให้ความร้อนกับชิ้นงาน จะเกิดการเชื่อมต่อกันของผงอะลูมิเนียม การเผาผนึกจะดำเนินการไปอย่างต่อเนื่อง แต่แต่ละจุดที่เชื่อมต่อกันเกิดเป็นขอบเกรนโตขึ้นมาแทนที่บริเวณรอยต่อระหว่างเฟส จากผลการทดลองพบว่าที่การฉีดขึ้นรูปที่ 52 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตรพบว่าอัตราการหดตัวของชิ้นงานมีค่าใกล้เคียงกัน แต่การฉีดขึ้นรูปที่ 52 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร และเผาผนึกที่ 660 องศาเซลเซียส อัตราการหดตัวมีค่าน้อยต่างกับสภาวะอื่น อาจเนื่องมาจากปริมาณผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูปและอุณหภูมิในการเผาผนึกที่น้อยเกินไป ทำให้เมื่อทำการเผาผนึกมีอนุภาคบางส่วนไม่สามารถเชื่อมต่อกันได้ ทำให้เกิดรูพรุนในชิ้นงานในปริมาณที่มากซึ่งสอดคล้องกับค่าปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร พบว่ามีเปอร์เซ็นต์การหดตัวน้อยที่สุด ทั้งนี้อาจเกิดขึ้นเนื่องจากปริมาณผงวัสดุสูงมากเพียงพอ ทำให้เมื่อนำมาทำการเผาผนึกอนุภาคของผงวัสดุมีพื้นที่สัมผัสซึ่งกันและกันมาก เมื่อเกิดการเชื่อมประสานกันระหว่างผงวัสดุจึงอาจเกิดการหดตัวได้น้อย เมื่อเปรียบเทียบกับการฉีดขึ้นรูปที่เปอร์เซ็นต์อื่นๆ และที่ปริมาณการฉีดขึ้นรูปสูงสุด 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร จากผลการทดสอบมีอัตราการหดตัวสูง อาจเนื่องมาจากสภาวะการฉีดขึ้นรูปนี้มีปริมาณสารเชื่อมประสานน้อยที่สุด (ปริมาณผงวัสดุมาก) เมื่อชิ้นงานได้รับความร้อนในกระบวนการเผาผนึก สารเชื่อมประสานที่อยู่บริเวณผิวของชิ้นงานถูกกำจัดอย่างรวดเร็ว ทำให้ผงวัสดุบริเวณผิวของชิ้นงานบางส่วนเกิดการหลุดออกมา เมื่อนำชิ้นงานมาตรวจสอบการหดตัว จึงทำให้ปริมาตรของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกลดต่ำลง



รูปที่ 4.28 ชิ้นงานชนิดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซนต์โดยปริมาตร ภายหลังจากการจัดสารเชื่อมประสาน และภายหลังจากเผาที่ 700 องศาเซลเซียส

ตารางที่ 4.3 ค่าเปอร์เซ็นต์การหดตัวของชิ้นงานหลังการเผา

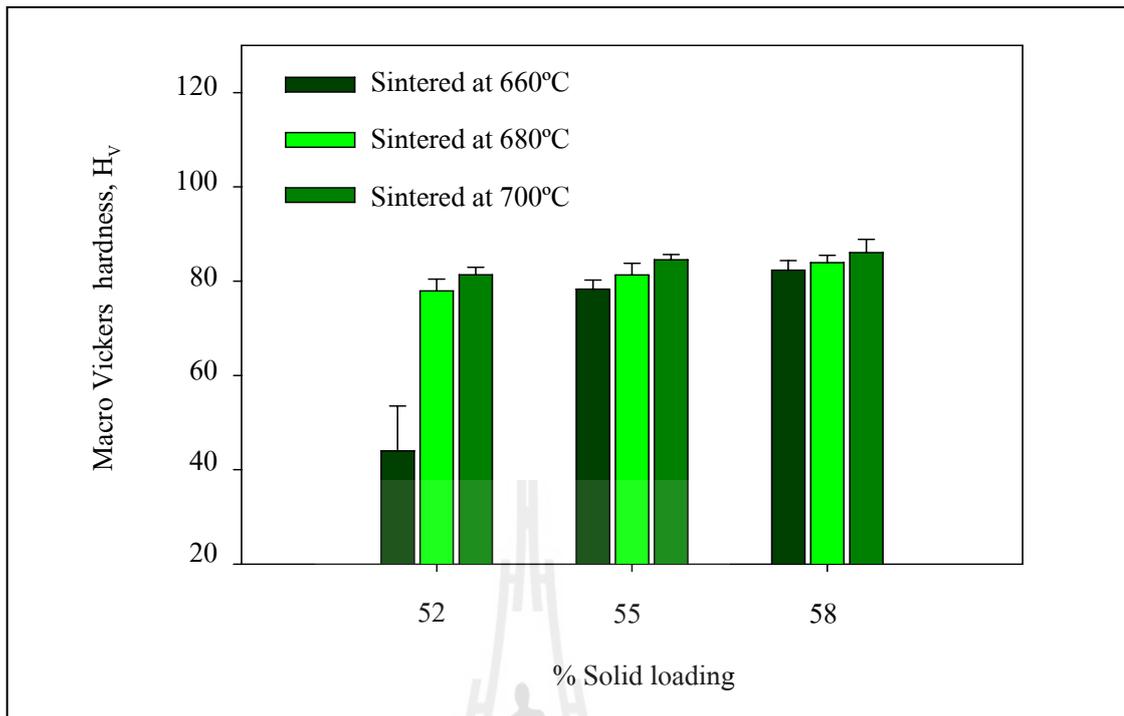
ปริมาณผงวัสดุ (เปอร์เซนต์โดยปริมาตร)	เปอร์เซ็นต์การหดตัว		
	เผาที่ 660 องศาเซลเซียส	เผาที่ 680 องศาเซลเซียส	เผาที่ 700 องศาเซลเซียส
52	16.08	19.82	20.59
55	13.28	14.96	17.01
58	21.62	19.67	20.90



รูปที่ 4.29 ค่าการหดตัวของชิ้นงานที่อุณหภูมิเผาผนึกต่างกัน

#### 4.4.7 ค่าความแข็งของชิ้นงานหลังการเผาผนึก (Hardness of sintered sample)

ผลการทดสอบค่าความแข็งมหภาคแบบวิกเกอร์ส (Macro Vickers hardness) ของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกโดยใช้ปริมาณผงวัสดุในการฉีดยื่นรูปที่ 52 55 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 660-700 องศาเซลเซียส โดยใช้โหลดในการวัดที่ 98 นิวตัน แสดงดังรูปที่ 4.30 ซึ่งวัสดุเชิงประกอบที่มีค่าความแข็งสูงสุด คือ วัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ใช้ปริมาณผงวัสดุในการฉีดยื่นรูปที่ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร และทำการเผาผนึกที่ 700 องศาเซลเซียส พบว่ามีความแข็งเฉลี่ยสูงสุดเท่ากับ 86.1 H<sub>v</sub> เมื่อพิจารณาแนวโน้มของค่าความแข็งกับปริมาณผงวัสดุที่ใช้ในการฉีดยื่นรูปพบว่าค่าความแข็งมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณผงวัสดุในการฉีดยื่นรูป และค่าความแข็งยังมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิในการเผาผนึก เมื่อพิจารณารูปที่ 4.31 แสดงรอยกดของการทดสอบความแข็งมหภาคแบบวิกเกอร์ ค่าความแข็งที่ได้เป็นค่าความแข็งที่ครอบคลุมหลายเฟส ส่วนสภาวะการฉีดยื่นรูปที่ 52 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร และใช้อุณหภูมิในการเผาผนึกที่ 660 องศาเซลเซียส โครงสร้างจุลภาคมีรูพรุนขนาดใหญ่เกิดขึ้นจำนวนมาก จึงทำให้ค่าความแข็งต่ำกว่าเงื่อนไขการทดลองอื่นๆ

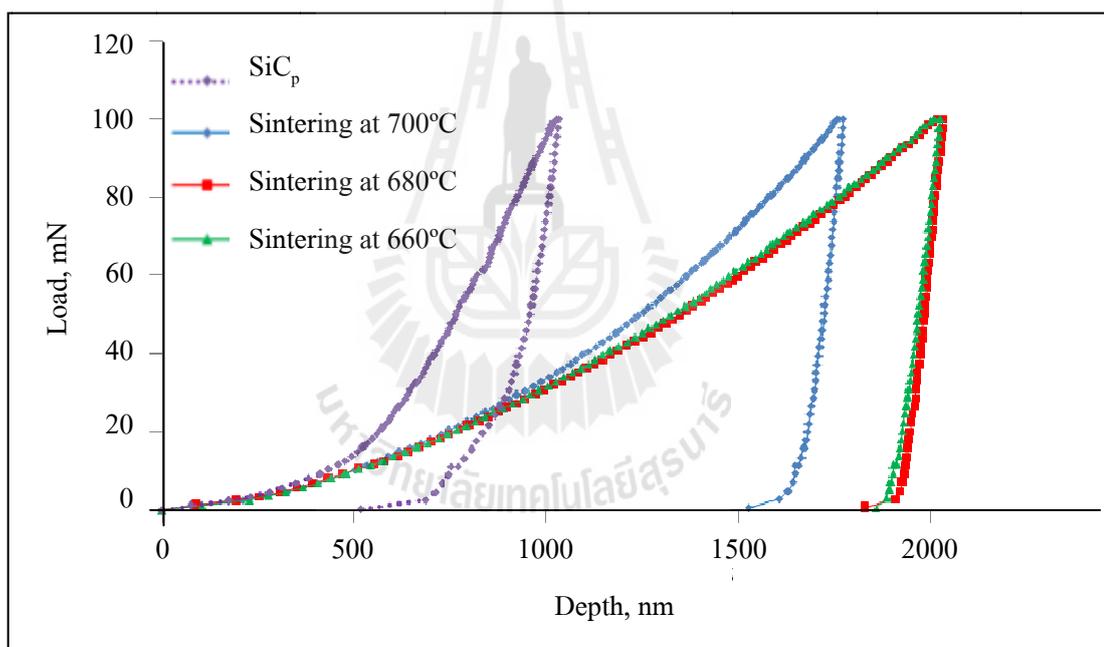


รูปที่ 4.30 ค่าความแข็งมหภาคของชิ้นงานแบบวิกเกอร์สที่อุณหภูมิการเผาผนึกต่างกัน

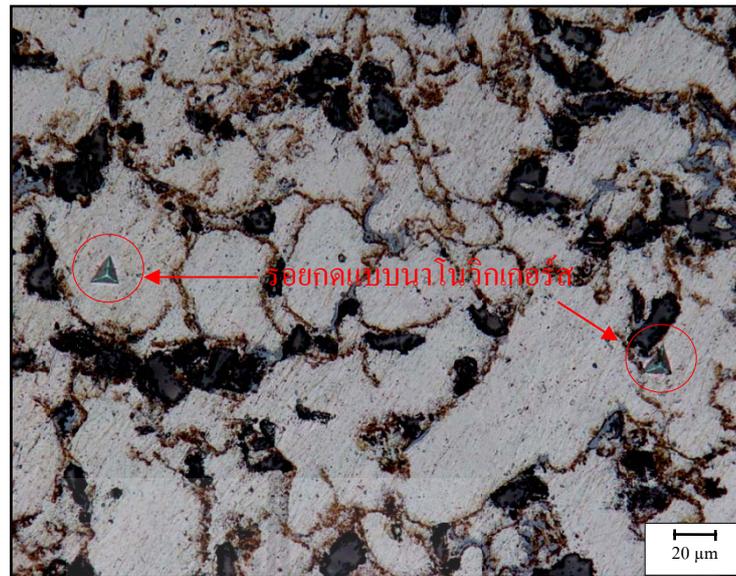


รูปที่ 4.31 รอยกดของการทดสอบความแข็งมหภาคแบบวิกเกอร์สที่กำลังขยาย 20 เท่า

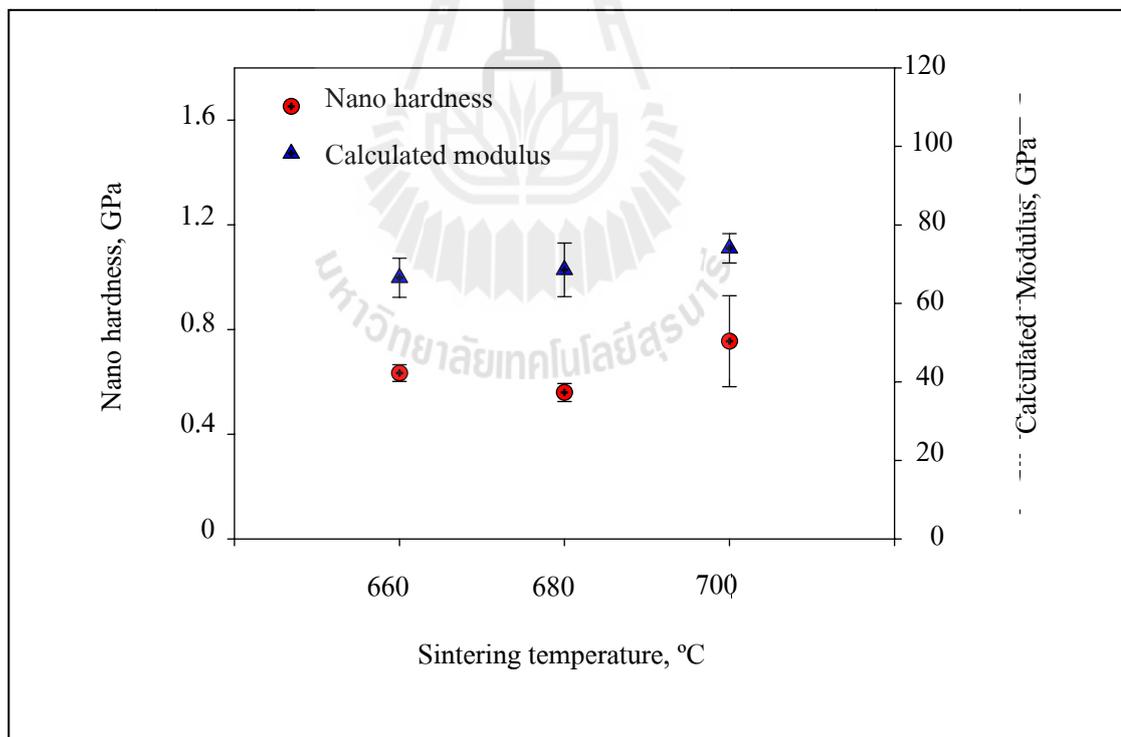
ผลการทดสอบความแข็งแบบนาโน (Nano hardness test) โดยใช้โพลดในการทดสอบสูงสุด 100 มิลลิวัตต์ บนบริเวณเฟสพื้นของโลหะผสมอะลูมิเนียม พบว่าเฟสพื้นของชิ้นงานที่เผาที่ 660 และ 680 องศาเซลเซียส ให้ค่าความลึก (Depth) ใกล้เคียงกันซึ่งมีค่าสูงสุดประมาณ 1800 นาโนเมตร และเมื่ออุณหภูมิการเผาเพิ่มขึ้นเป็น 700 องศาเซลเซียส จะให้ค่าความลึกประมาณ 1500 นาโนเมตร แสดงให้เห็นถึงค่าความแข็งของเฟสพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมสูงขึ้น ส่วนเฟสอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ภายหลังการทดสอบให้ค่าความลึกน้อยที่สุด ซึ่งมีค่าประมาณ 500 นาโนเมตร แสดงถึงค่าความแข็งที่สูงที่สุด เมื่อเปรียบเทียบกับเฟสพื้นโลหะอะลูมิเนียม ดังแสดงรูปที่ 4.32 ซึ่งเป็นกราฟความสัมพันธ์ระหว่างโพลดที่ใช้ในการทดสอบและค่าความลึกของวัสดุ โดยรอยกดของการทดสอบความแข็งแบบนาโนวิกเกอร์สที่ทดสอบบนเฟสพื้นของโลหะผสมอะลูมิเนียม แสดงดังรูปที่ 4.33



รูปที่ 4.32 ค่าความแข็งของชิ้นงานแบบนาโนของชิ้นงานที่ผลิตขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซ็นต์ โดยปริมาตร ที่อุณหภูมิการเผาที่ต่างกัน



รูปที่ 4.33 รอยกดของการทดสอบความแข็งแบบนาโนวิกเกอร์ส ที่กำลังขยาย 50 เท่า



รูปที่ 4.34 ค่าความแข็งแบบนาโนและมอดูลัสที่ได้จากการคำนวณของชิ้นงานชนิดขึ้นรูปที่ 55  
เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตรตามอุณหภูมิกการเผาพูน

โดยที่ค่าความแข็งแบบนาโนนั้นคำนวณจากสมการที่ 4.3

$$H = P_{\max}/A_c \quad (4.3)$$

โดยที่  $A_c = f(h_c^2) = 24.5h_c^2$

สำหรับหัวกดแบบ Berkovich และ  $h_c$  คือค่าความลึก (Contact depth) ณ โหลดสูงสุด หาค่าได้จากสมการ

$$h_c = h_{\max} - \varepsilon(P_{\max}/S) \quad (4.4)$$

โดยที่  $h_{\max}$  คือ ค่าระยะขจัดที่โหลดสูงสุด และ  $S$  คือ Unloading stiffness ที่โหลดสูงสุด

นอกจากนี้ สมการคำนวณหาค่า Reduced modulus,  $E_r$  ได้จากสมการ

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1-\nu_i^2}{E_i} + \frac{1-\nu_s^2}{E_s} \quad (4.5)$$

โดยที่  $E_i$ ,  $\nu_i$  และ  $E_s$ ,  $\nu_s$  แสดงถึงค่ามอดูลัสของยังส์ และ Poisson's ratio ของหัวกดและของชิ้นงาน ตามลำดับ โดยหากกำหนดให้ค่า  $E_i$ ,  $\nu_i$  และ  $\nu_s$  เท่ากับ 1,141 GPa, 0.07 และ 0.30 ตามลำดับ จะสามารถคำนวณค่า Reduced modulus,  $E_r$  ได้ดังกราฟ แสดงในรูปที่ 4.34

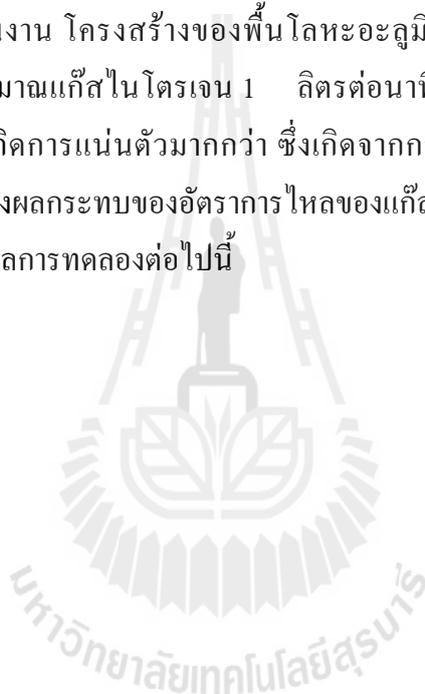
#### 4.5 ผลการทดสอบผลกระทบของอัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจนต่อสมบัติชิ้นงานหลังการเผาผนึก (Effects of $N_2$ gas flow rate on sintered property)

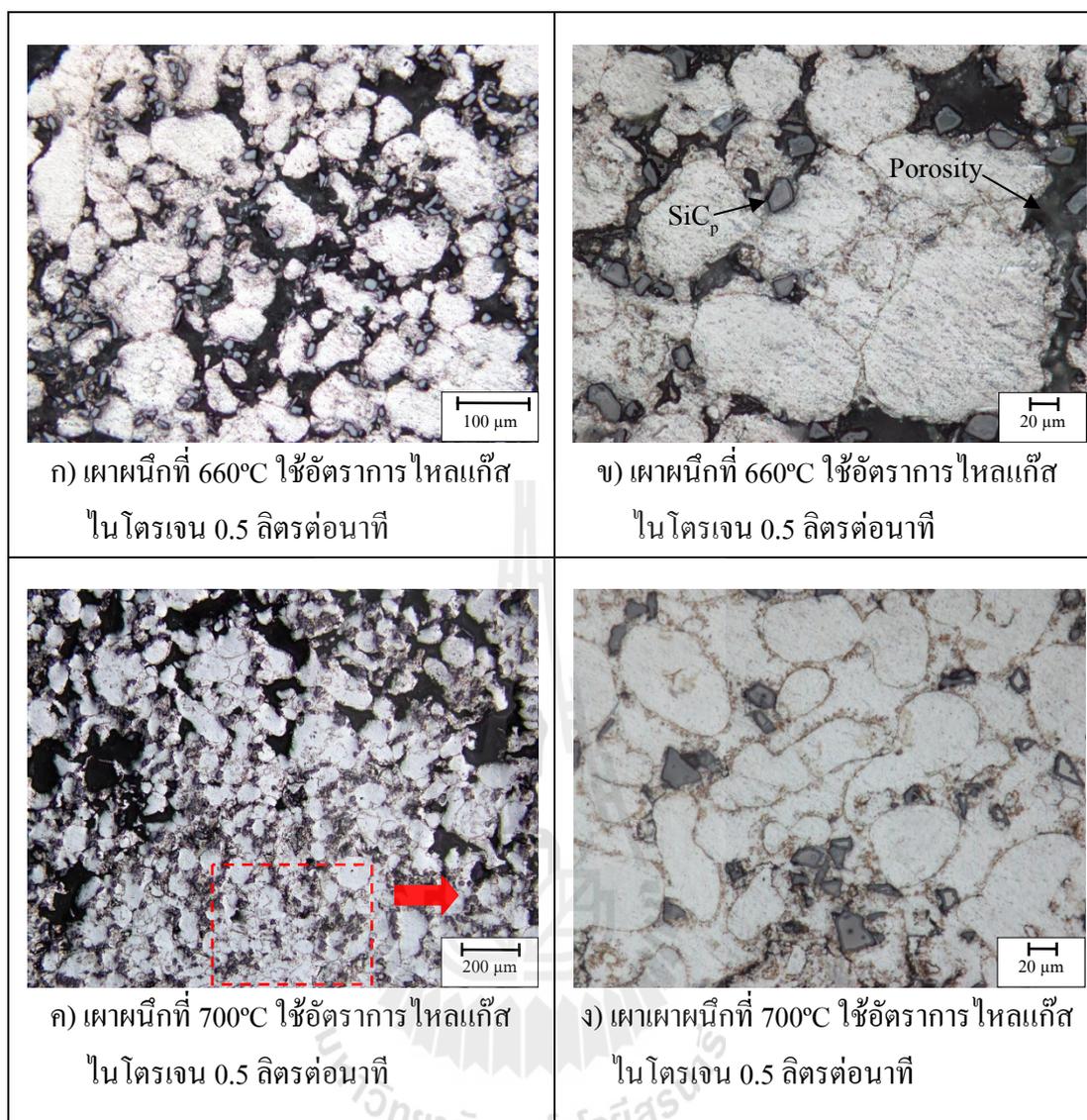
การศึกษาวิจัยในครั้งนี้ได้ทำการเปรียบเทียบผลของอัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจนที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของวัสดุเชิงประกอบระหว่างกระบวนการเผาผนึก โดยเลือกทดลองในชิ้นงานที่ฉีดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร และเปรียบเทียบการใช้ปริมาณแก๊สไนโตรเจนที่ 1.0 ลิตรต่อนาที และ 0.5 ลิตรต่อนาที มีผลการทดลองดังนี้

##### 4.5.1 โครงสร้างจุลภาค (Microstructure)

โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบที่ทำการเผาผนึกโดยใช้อัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจนที่ 0.5 ลิตรต่อนาทีและเผาผนึกที่อุณหภูมิ 660 และ 700 องศาเซลเซียส แสดงในรูปที่ 4.35 โดยจากผลการทดลองเมื่อลดปริมาณแก๊สไนโตรเจนเป็น 0.5 ลิตรต่อนาที โดยทำการเผาผนึกที่

660 องศาเซลเซียส พบว่าเกิดการหลุดของผงโลหะอะลูมิเนียมออกมาจากผิวชิ้นงานในปริมาณมาก และเมื่อนำมาตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ที่กำลังขยาย 20 เท่า พบว่าชิ้นงานมีรูพรุนจำนวนมาก ผงโลหะอะลูมิเนียมเกิดการยึดเหนี่ยวกันได้น้อยมาก เกิดการแน่นตัว (densification) น้อย ดังแสดงในรูปที่ 4.35 ก) และเมื่อตรวจสอบที่กำลังขยายสูงขึ้น พบว่าขอบของโลหะพื้นอะลูมิเนียม มีรูพรุนพร้อมด้วยผลิตภัณฑ์ลักษณะสีดำเกิดขึ้นในโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน แสดงในรูป 4.35 ข) เมื่อทำการเพิ่มอุณหภูมิในการเผาขึ้นไปที่ 700 องศาเซลเซียส พบว่าเกิดการหลุดของผงโลหะอะลูมิเนียมน้อยลง และเกิดการแน่นตัวมากขึ้นบริเวณใจกลางของชิ้นงาน และมีปริมาณรูพรุนน้อยลงด้วย ดังแสดงในรูป 4.35 ค) และเมื่อทำการตรวจสอบที่กำลังขยายสูงขึ้น ณ บริเวณใจกลางของชิ้นงาน โครงสร้างของพื้นโลหะอะลูมิเนียมมีลักษณะค่อนข้างกลม เมื่อเปรียบเทียบกับการใช้ปริมาณแก๊สไนโตรเจน 1 ลิตรต่อนาที ลักษณะเกรนโลหะอะลูมิเนียมมีลักษณะโตขึ้น และเฟสเกิดการแน่นตัวมากกว่า ซึ่งเกิดจากกระบวนการเผาขึ้นเฟสของเหลว (Liquid phase sintering) ซึ่งผลกระทบของอัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจนต่อโครงสร้างจุลภาคจะอธิบายในหัวข้อวิเคราะห์ผลการทดลองต่อไป



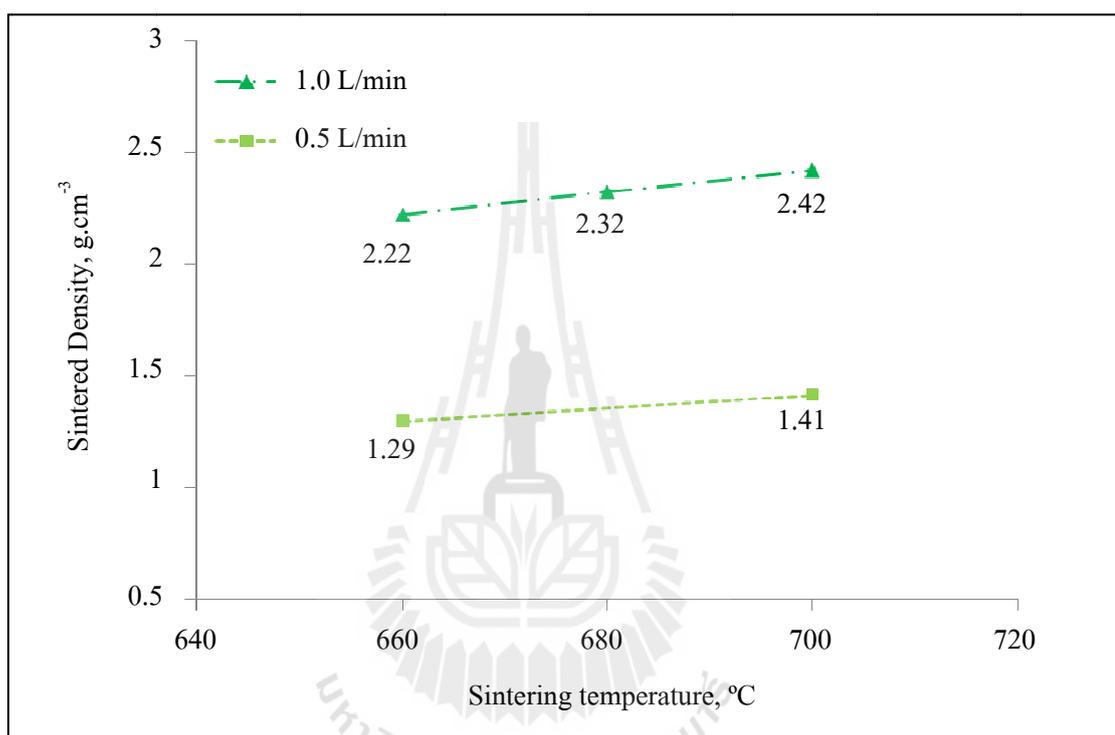


รูปที่ 4.35 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ชนิดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซนต์โดยปริมาตร โดยใช้แก๊สไนโตรเจน 0.5 ลิตรต่อนาที

#### 4.5.2 ความหนาแน่นของชิ้นงานหลังการเผาผนึก (Sintered density)

เมื่อทำการเปรียบเทียบค่าความหนาแน่นของชิ้นงานที่ทำการผลิตขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซนต์โดยปริมาตร หลังการเผาผนึกที่ 660 680 และ 700 องศาเซลเซียส โดยใช้อัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจน 1.0 และ 0.5 ลิตรต่อนาที พบว่าค่าความหนาแน่นที่ได้จากการใช้แก๊สไนโตรเจน 1.0 ลิตรต่อนาที มีค่าเท่ากับ 2.22 2.32 และ 2.42 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตรตามลำดับ พบว่าความหนาแน่นมีค่าเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิการเผาผนึก แต่เมื่อทดลองใช้อัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจนในการเผาผนึก 0.5 ลิตรต่อนาที ผลปรากฏคือ เกิดการหลุดของผงอะลูมิเนียม ชิ้นงานที่ได้ในการเผา

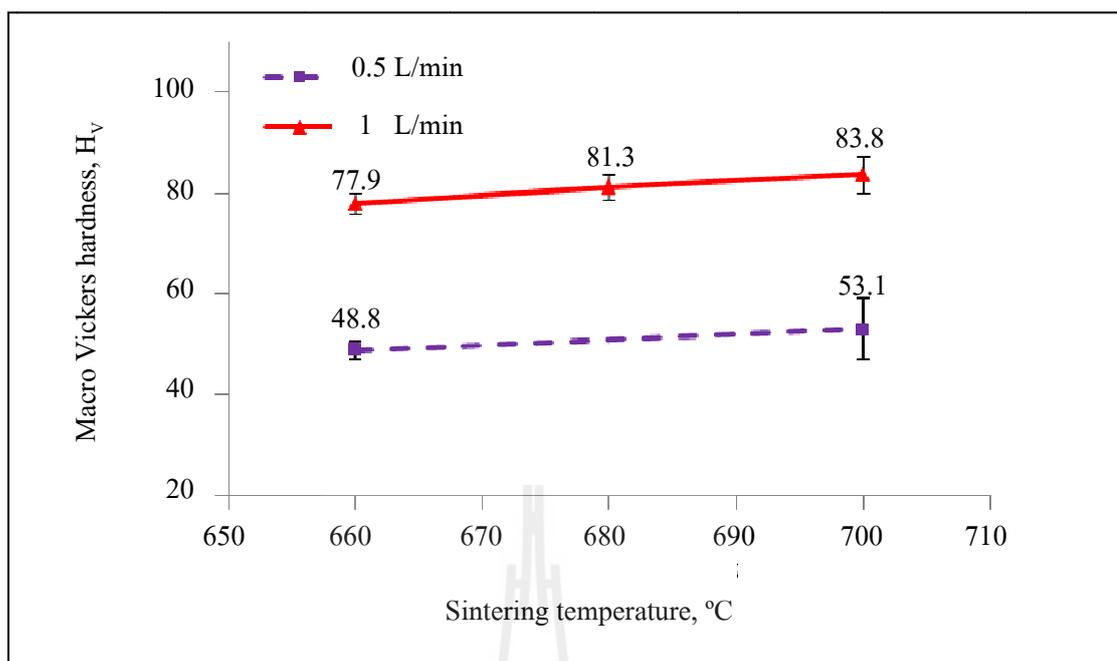
ผนึกไม่สมบูรณ์และเกิดรูพรุนจำนวนมาก ทำให้ได้ค่าความหนาแน่นที่ลดลงอย่างเห็นได้ชัด ซึ่งค่าความหนาแน่นที่ได้จากทดลองคือ 1.29 และ 1.41 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร ที่อุณหภูมิการเผาผนึก 660 และ 700 องศาเซลเซียส ตามลำดับ แสดงในรูปที่ 4.36 เมื่อทำการทดลองโดยเพิ่มอัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจนเป็น 3 ลิตรต่อนาที พบว่ามีอัตราการไหลของแก๊สที่แรงมากเกินไป ทำให้ผิวของชิ้นงานด้านบนเกิดการหลุดของผงวัสดุเป็นจำนวนมาก และยังทำให้ชิ้นงานเกิดการงออีกด้วย



รูปที่ 4.36 ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานที่ผลิตขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซนต์โดยปริมาตร โดยใช้อัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจน 1.0 และ 0.5 ลิตรต่อนาที

#### 4.5.3 ความแข็งของชิ้นงานหลังการเผาผนึก (Hardness of sintered sample)

ผลการทดสอบความแข็งมหภาคแบบวิกเกอร์สของวัสดุเชิงประกอบโดยใช้อัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจน 1.0 และ 0.5 ลิตรต่อนาที พบว่าค่าความแข็งที่ใช้อัตราการไหลของแก๊ส 0.5 ลิตรต่อนาทีมีค่าความแข็งต่ำมากเมื่อเปรียบเทียบกับการใช้อัตราการไหลแก๊สไนโตรเจน 1 ลิตรต่อนาที โดยเผาผนึกที่ 660 และ 700 องศาเซลเซียส ซึ่งความแข็งที่ลดต่ำลงเกิดจากปริมาณรูพรุนในชิ้นงานที่เกิดขึ้นจำนวนมากและชิ้นงานในการเผาผนึกไม่สมบูรณ์ ผงอะลูมิเนียมยึดเหนี่ยวกันได้น้อยทำให้เมื่อทำการเผาผนึกแล้วมีผงอะลูมิเนียมบางส่วนหลุดออกมาส่งผลให้ค่าความแข็งลดลง แสดงในรูปที่ 4.37



รูปที่ 4.37 ค่าความแข็งมหภาคแบบวิกเกอร์สของชิ้นงานที่ฉีดยื่นรูปที่ 55% โดยปริมาตร ที่อุณหภูมิการเผาผนึก 660-700 องศาเซลเซียส

#### 4.6 วิเคราะห์ผลการทดลอง

ในการทดลองนี้ได้ทำการศึกษาตัวแปรในกระบวนการฉีดยื่นรูปและเผาผนึกของผงโลหะ อะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งตัวแปรที่ศึกษาประกอบด้วย เปอร์เซ็นต์ผงวัสดุที่ใช้ในการฉีดยื่นรูป (%Solid loading) อุณหภูมิในการเผาผนึก (Sintering temperature) และอัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจน (Nitrogen gas flow rate) ซึ่งสามารถวิเคราะห์ได้ผลดังต่อไปนี้

##### 4.6.1 ผลของเปอร์เซ็นต์ผงวัสดุที่ใช้ในการฉีดยื่นรูป

ในการทดลองนี้ฉีดยื่นรูปโดยใช้เปอร์เซ็นต์ผงวัสดุในการฉีดยื่นรูป (%Solid loading) คือ 52 55 และ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ซึ่งผลในการทดลองนี้พบว่า เมื่อใช้ปริมาณผงวัสดุในการฉีดยื่นรูปที่ 52 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร สามารถฉีดยื่นรูปชิ้นงานและนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ได้ง่ายโดยไม่เกิดความเสียหาย และเมื่อเพิ่มปริมาณผงวัสดุในการฉีดยื่นรูปเป็น 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร พบว่าสามารถฉีดยื่นรูปได้แต่ผงวัสดุมีความหนืดสูงขึ้น เมื่อเพิ่มปริมาณการฉีดยื่นรูปสูงสุดที่ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร การฉีดยื่นรูปเพื่อให้ได้ชิ้นงานที่เต็มแบบสามารถทำได้ยากและเมื่อนัดผงวัสดุเข้าสู่แม่พิมพ์แล้ว นำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ได้ยากและ

ซึ่งงานมีความเปราะสูง เนื่องจากสารเชื่อมประสานมีปริมาณน้อย ทำให้การยึดกันของผงวัสดุและสารเชื่อมประสานมีความแข็งแรงต่ำ

ดังนั้นจะเห็นได้ว่าการเตรียมผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูปเป็นหัวใจสำคัญในกระบวนการฉีดขึ้นรูปผงโลหะ โดยเฉพาะอัตราส่วนระหว่างผงวัสดุต่อสารเชื่อมประสานที่เหมาะสม แสดงถึงความสมดุลของอัตราส่วนของผงโลหะและสารเชื่อมประสาน ซึ่งเป็นตัวกำหนดความสำเร็จในกระบวนการฉีดขึ้นรูป เนื่องจากหากปริมาณผงโลหะมากเกินไปจะให้ความหนืดของผงวัสดุสูง ขึ้นรูปได้ยาก ซึ่งจากผลการทดสอบความแข็งแรงดัดของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปพบว่าที่เปอร์เซ็นต์ผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูปที่ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ชิ้นงานมีอัตราการยึดตัวได้ต่ำที่สุด มีความเปราะสูงและชิ้นงานอาจไม่สามารถคงสภาพอยู่ได้ก่อนการเผาผนึก แต่หากปริมาณผงโลหะน้อยเกินไปชิ้นงานอาจเกิดการยุบตัวได้สูงหรือผงวัสดุไม่สามารถเชื่อมประสานกันได้อาจเนื่องจากอนุภาคผงโลหะมีจุดสัมผัสกันได้น้อย ดังแสดงในรูปที่ 4.10 ก) ซึ่งจะส่งผลเสียต่อกระบวนการเผาผนึก (Randall M. German and Animesh Bose) และทำให้เกิดรูพรุนในชิ้นงาน ดังนั้นในกระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผงจำเป็นต้องหาเปอร์เซ็นต์ผงวัสดุที่เหมาะสม (Critical % solid loading) โดยในการทดลองนี้เปอร์เซ็นต์ผงวัสดุที่ใช้ในการฉีดขึ้นรูปที่เหมาะสมน่าจะเป็นที่ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ซึ่งสามารถฉีดขึ้นรูปได้ง่ายและสามารถฉีดขึ้นรูปได้เต็มแม่พิมพ์

#### 4.6.2 ผลของอุณหภูมิในการเผาผนึก

การวิเคราะห์ผลของอุณหภูมิในการเผาผนึกของชิ้นงานหลังการฉีดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 660 680 และ 700 องศาเซลเซียส พบว่าอุณหภูมิการเผาผนึกที่สูงขึ้นทำให้ชิ้นงานเกิดการแน่นตัว (Densification) ปริมาตรรูพรุนที่เกิดขึ้นในพื้นที่โลหะผสมอะลูมิเนียมระหว่างกระบวนการเผาผนึกมีแนวโน้มลดลง เนื่องจากการเผาผนึกแบบเฟสของเหลว (Liquid phase sintering) ซึ่งอาศัยเฟสของเหลวในการเผาผนึก โดยการถ่ายเทมวลสารผ่านเฟสของเหลวเกิดขึ้นได้เร็วจึงทำให้เกิดอัตราการแน่นตัวสูง ส่งผลกระทบต่อสมบัติของวัสดุ (Randall M. German and Animesh Bose) ทั้งความหนาแน่นและความแข็งที่สูงขึ้น โดยกลไกการถ่ายเทมวลสารในการเผาผนึก เมื่อชิ้นงานได้รับความร้อนจะเกิดการเชื่อมต่อระหว่างผงโลหะ อะตอมของโลหะจะแพร่ผ่านผลึกและแพร่ตามบริเวณขอบเกรน โดยจะเกิดการโตขึ้นของคอคอด (Neck growth) การหดตัว (Shrinkage) และการแน่นตัว (Densification) เกิดขึ้น

สำหรับกลไกการเผาผนึกได้แก่ การลดพลังงานพื้นผิวลงด้วยการลดพื้นที่ผิวภายนอกผงโลหะและพื้นที่ผิวบริเวณขอบเกรน (Grain boundary) ซึ่งการลดพื้นที่ผิวบริเวณขอบเกรนนี้จะทำให้เกิดการโตของเกรน (Grain growth) เมื่อให้ความร้อนกับชิ้นงานต่อไปปริมาณรูพรุนอาจจะลดน้อยลงได้จากการหดตัวของชิ้นงาน ในขณะที่อะลูมิเนียมอยู่ในสถานะหลอมเหลวจะทำ

ให้เกิดสารประกอบอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ ( $Al_4C_3$ ) ที่มีความเปราะสูง ซึ่งจะเกิดระหว่างพื้นผิวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และเนื้อพื้นอะลูมิเนียม (Jae-Chul, Jae-Pyoung, Jae-Hyeok, Zhongliang and Ho-In, 1999) แต่สามารถป้องกันการเกิดสารประกอบอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ได้ด้วยกระบวนการทางความร้อน (Surface treatment) โดยการให้ความร้อนกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสขึ้นไป เพื่อทำให้เกิดฟิล์มของซิลิคอนไดออกไซด์ ( $SiO_2$ ) บนผิวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ( $SiC_p$ ) ช่วยในการลดการเกิดอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ ( $Al_4C_3$ ) ได้และจากผลการวิเคราะห์ XRD ไม่พบเฟส  $Al_4C_3$  ในช่วงอุณหภูมิการเผา 660-700 องศาเซลเซียส นอกจากนี้ฟิล์มของซิลิคอนไดออกไซด์ ( $SiO_2$ ) ยังเพิ่มความสามารถในการเปียก (Wettability) ให้กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กับอะลูมิเนียมหลอมเหลวได้อีกด้วย (Narushima et al., 2003; Tang et al., 2001)

จากผลการทดลองพบว่า เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการเผา 660 680 และ 700 องศาเซลเซียส ตามลำดับ ให้ความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการเผา (Sintered density) สูงขึ้น ชิ้นงานเกิดความแน่นตัว (Densification) สูงขึ้น รูพรุน (Porosity) ขนาดใหญ่ลดลงอย่างเห็นได้ชัด แสดงดังรูปที่ 4.14 และความแข็งของชิ้นงานเพิ่มสูงขึ้น อุณหภูมิในการเผา 660 องศาเซลเซียส พบการเกิดสารประกอบซิลิคอนไดออกไซด์ ( $SiO_2$ ) อะลูมิเนียมออกไซด์ ( $Al_2O_3$ ) และสารประกอบ  $Cu_5Mg_2Si$  เกิดขึ้น ที่อุณหภูมิในการเผาสูง (680 และ 700 องศาเซลเซียส) พบการเกิดสารประกอบไนไตรด์ ( $AlN$ ) เพิ่มขึ้นมา สารประกอบไนไตรด์นี้สามารถเพิ่มโมดูลัส (Modulus) ความแข็งแรง (Strength) ความแข็ง (Hardness) และความต้านทานการสึกหรอ (Wear resistance) ให้กับวัสดุเชิงประกอบได้ (Qinghua Hou, Raj Mutharasan, Michael Koczak, 1995) ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดสอบความแข็งมหภาคแบบวิกเกอร์ส (Macro Vickers hardness) ค่าความแข็งเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการเผา และเพื่อเป็นการยืนยันผลของอุณหภูมิที่มีผลต่อค่าความแข็ง ผลการทดสอบความแข็งแบบนาโน (Nano hardness test) บนพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียม พบว่าอุณหภูมิเผาเพิ่มขึ้นมีผลทำให้ความแข็งของเฟสพื้นอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้นเล็กน้อย ซึ่งค่าความแข็งอาจเป็นผลมาจากการเกิดสารประกอบไนไตรด์ที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน

#### 4.6.3 ผลของอัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจน

ในกระบวนการเผาของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ต้องมีการป้องกันการทำปฏิกิริยากับออกซิเจน เนื่องจากออกไซด์และตัวปนเปื้อนอื่นๆจะขัดขวางการแพร่ ปริมาณแก๊สไนโตรเจนต้องเพียงพอสำหรับกระบวนการเผา เพื่อให้กระบวนการเผาดำเนินไปได้อย่างสมบูรณ์ และได้สมบัติของชิ้นงานที่เหมาะสม โดยในการวิจัยนี้ได้ทำการทดลองใช้อัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจนที่ 3 ลิตรต่อนาที พบปัญหาในกระบวนการเผา คือ การไหลของแก๊สไนโตรเจนที่แรงมากเกินไป ทำให้เกิดการหลุดออกของ

ผงโลหะอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ก่อนที่ผงวัสดุเหล่านี้จะเกิดการเชื่อมประสานกัน และเมื่อทำการทดลองปรับใช้อัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจนลดลงเป็น 1.0 ลิตรต่อนาที (Z.Y.Liu, D. Kent, G.B. Schaffer, 2009) ทำให้ได้โครงสร้างของวัสดุเชิงประกอบที่เกิดการแน่นตัวได้ดีมากขึ้น และเมื่อทดสอบใช้อัตราการไหลของแก๊สที่ 0.5 ลิตรต่อนาที พบว่าชิ้นงานสามารถคงรูปอยู่ได้ แต่เกิดการแน่นตัวได้น้อยมาก อนุภาคของผงวัสดุเกิดการเชื่อมกันได้เพียงบางส่วน และยังเกิดรูพรุนในโครงสร้างปริมาณมากด้วย ฉะนั้นในกระบวนการเผาผนึกหากใช้อัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจนที่เพียงพอจะทำให้สามารถช่วยให้เกิดการเผาไหม้หรือกำจัดสารเชื่อมประสานของชิ้นเป็นไปได้อย่างสมบูรณ์

นอกจากผลของอัตราการไหลของแก๊สแล้ว การเลือกบรรยากาศในการเผาผนึกมีอิทธิพลต่อการเชื่อมประสานกันของผงโลหะ ซึ่งส่งผลโดยตรงกับสมบัติของวัสดุในการฉีกขึ้นรูป ผงโลหะส่วนใหญ่เมื่อสัมผัสกับอากาศที่อุณหภูมิสูงแล้วจะทำให้เกิดออกไซด์ (Oxide) ขึ้นที่ผิวของผงโลหะ เนื่องจากในอากาศมีออกซิเจนอยู่ และจะทำปฏิกิริยาออกซิเดชัน (Oxidation) กับโลหะให้สารประกอบประเภทออกไซด์ สำหรับออกไซด์ที่เกิดขึ้นจะส่งผลทำให้อัตราการถ่ายเทมวลสารต่ำลง (นภิสพร มีมงคล, 2548; สารัมย์ บุญมี, ม.ป.ป.) และทำให้การเผาผนึกเป็นไปได้อย่างยากหรือไม่เกิดขึ้นเลย ดังนั้นหน้าที่ของบรรยากาศในการเผาผนึกคือป้องกันการเกิดออกซิเดชันให้กับโลหะ สำหรับโลหะอะลูมิเนียมมีฟิล์มออกไซด์ที่ผิวโดยธรรมชาติจึงทำให้การเผาผนึกเป็นไปได้อย่างยากจะต้องทำภายใต้บรรยากาศทำให้เกิดปฏิกิริยารีดักชัน (Reduction) เพื่อที่จะลดออกไซด์ที่ผิวของผงโลหะและให้เผาประสานได้ง่ายขึ้น (สารัมภ์ บุญมี) สำหรับการใช้อุณหภูมิสูงในโตรเจนในการเผาผนึกวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ จะไม่ทำให้เกิดการออกซิเดชัน เนื่องจากปราศจากแก๊สออกซิเจน อีกทั้งสามารถเกิดเป็นสารประกอบไนไตรด์ (Nitride) ได้ที่อุณหภูมิสูง (Qinghua Hou et al., 1995; G.B. Schaffer et al., 2006)

## บทที่ 5

### สรุปการทดลอง

#### 5.1 ผลของเปอร์เซ็นต์ผงวัสดุในการขึ้นรูปในช่วง 52-58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร (%Solid loading)

5.1.1 ผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูปที่ 52 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร สามารถทำการฉีดขึ้นรูปได้ง่าย ชิ้นงานฉีดขึ้นรูปได้เต็มแบบ เมื่อเพิ่มปริมาณผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ผงวัสดุมีความหนืดสูงขึ้นเล็กน้อย สามารถฉีดขึ้นรูปได้ง่ายอีกทั้งยังให้ปริมาณผงวัสดุสูงเพียงพอสำหรับกระบวนการเผาผนึก สำหรับเปอร์เซ็นต์ผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูปสูงสุดที่ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร การฉีดขึ้นรูปสามารถทำได้ยาก เนื่องจากผงวัสดุมีความหนืดสูงและเกิดการแข็งตัวก่อนที่จะไหลเข้าสู่แม่พิมพ์ได้เต็มแบบ

5.1.2 ผงวัสดุในการฉีดขึ้นรูปสูงสุดที่ 58 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ให้สมบัติของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปและภายหลังการเผาผนึกที่ดีที่สุด แต่การฉีดขึ้นรูปสามารถทำได้ยาก ดังนั้นเปอร์เซ็นต์ผงวัสดุที่เหมาะสมให้การฉีดขึ้นรูป คือ 55 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร

#### 5.2 ผลของอุณหภูมิในการเผาผนึกในช่วง 660-700 องศาเซลเซียส (Sintering temperature)

5.2.1 อุณหภูมิในการเผาผนึกสูงขึ้นส่งผลต่อสมบัติของชิ้นงาน คือ ทำให้ชิ้นงานเกิดการแน่นตัว (Densification) ความหนาแน่น (Density) ค่าความแข็ง (Hardness) สูงขึ้นตามอุณหภูมิในการเผาผนึก และปริมาณรูพรุน (Porosity) ลดลง

5.2.2 การเกิดสารประกอบไนไตรด์ (AIN) ส่งผลต่อค่าความแข็งและการแน่นตัวของชิ้นงาน

#### 5.3 ผลของอัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจน (Nitrogen gas flow rate)

5.3.1 อัตราการไหลของแก๊สไนโตรเจน 0.5 ลิตรต่อนาที ส่งผลต่อกระบวนการเผาผนึก (Sintering) ต่ำ ทำให้ผงวัสดุเกิดการเชื่อมประสานกันได้น้อย

5.3.2 อัตราการไหลของแก๊สที่ 1 ลิตรต่อนาที สามารถทำให้ผงวัสดุเกิดการเชื่อมประสานกันได้ดี ทำให้ชิ้นงานมีความแน่นตัวและความแข็งสูง



## รายการอ้างอิง

- นภิสพร มีมงคล. (2548). **โลหะกรรมวัสดุผง**. ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์.
- สารัมภ์ บุญมี. (ม.ป.ป.). **โลหะวิทยาโลหะผง**. สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี.
- สมิทซ์, เอฟ. วิลเลียม (2539). **วัสดุวิศวกรรมเบื้องต้น เล่ม 1**. กรุงเทพฯ. แมคกรอ-ฮิล
- ชาญวุฒิ ตั้งจิตวิทยา และ สาโรช จิตติเกียรติพงศ์ (2541). **วัสดุในงานวิศวกรรม**. กรุงเทพฯ. ซีเอ็ด ยูเคชั่น
- Randall M. German and Animesh Bose. (2003). **Ceramic matrix composites**. 2<sup>nd</sup> ed. Boston. Kluwer Academic Publishers.
- Deborah D.L. Chung. (2010). **Composite Materials Science and Applications**. Springer London Dordrecht Heidelberg New York.
- Randall M. German. (2005). **Powder Metallurgy & Particulate Materials Processing**. Metal Powder Industries Federation.
- Randall M. German. (1996). **Sintering Theory and Practice**. John Wiley & Sons, Inc.
- M. Rodriguez-Reyes, M.I. Pech-Canul, J.C. Rendon-Angeles and Lopez-Cuevas. (2006). Limiting the development of  $Al_4C_3$  to prevent degradation of Al/SiC<sub>p</sub> Composites processes by pressureless infiltration. **Composites Science and Technology**. (66): 1056-1062
- Qinghua Hou, Raj Mutharasan and Michael Koczak. (1995). Feasibility of aluminium nitride formation in aluminum alloys. **Materials Science and Engineering**. (195): 121-129
- Y. Saberi, S.M. Zebarjad and G.H. Akbari. (2009). On the role of nano-size SiC on lattice strain and grain size of Al/SiC nanocomposite. **Journal of Alloys and Compounds**. (484): 637-640
- Zhen Lu, Kaifeng Zhang and Changrui Wang. (2011). Effects of oxidation on the strength of debound SiC parts by powder injection moulding. **Powder Technology**. (208): 49-53
- Shubin Ren, Xuanhui Qu, Jia Guo, Xinbo He, Mingli Qin and Xiaoyu Shen. (2009). Net-shap

- forming and properties of high volume fraction SiCp/Al composites. **Journal of Alloys and Compounds**. (484): 256-262
- Z.Y. Liu, D. Kent and G.B. Schaffer. (2009). Powder injection moulding of an Al-AlN metal matrix composite. **Materials Science and Engineering**. (513-514): 352-356
- H.R. Hafizpour, M. Sanjari and A. Simchi. (2009). Analysis of the effect of reinforcement particles on the compressibility of Al-SiC composite powder using a neural network model. **Materials and Design**. (30): 1518-1523
- T. pieczonka, Th. Schubert, S. Baunack and B. Kieback. (2008). Dimensional behavior of aluminium sintered in different atmospheres. **Materials Science and Engineering**. (478): 251-256
- Zhen Lu, Zhenlong Wang, Kaifeng Zhang and Changrui Wang. (2012). The effects of pre-oxidation on the sintering and mechanical property of powder injection moulded SiC material. **Materials and Design**. (33): 231-235
- D. checot-Moinard , C. Rigollet and P. Lourdin. (2011). Powder injection moulding PIM of feedstock based on hydrosoluble binder and submicronic powder to manufacture parts having micro-details. **Powder Technology**. (208): 472-479
- Z.Y. Liu, N.H. Loh, S.B. Tor, K.A. Khor, Y. Murakoshi, R. Maeda and T. Shimizu. (2002). Micro-powder injection molding. **Journal of Materials Processing Technology**. (127): 165-168
- Rudolf Zauner. (2006). Micro powder injection moulding. **Microelectronic Engineering**. (83): 1442-1444
- Xiao Feng Zhang, Qing Yang and Lutgard C. De Jonghe. (2003). Microstructure development in hot-pressed sklicon carbide: effects of aluminum, boron, and carbon additives. **Acta Materialia**. (51): 3849-3860
- B. Ogel and R. Gurbuz. (2001). Microstructural characterization and tensile properties of hot pressed Al-SiC composite prepared from pure Al and Cu powder. **Materials Science and Engineering**. (301): 213-220
- N.H. Loh, S.B. Tor and K.A. Khor. (2001). Production of metal matrix composite part by powder injection molding. **Journal of Materials Processing Technology**. (108): 398-407
- K. Scott Weil, Eric Nyberg and Kevin Simmons. (2006). A new binder for powder injection

- molding titanium and other reactive metals. **Journal of Materials Processing Technology.** (176): 205-209
- L.A. MacAskill, R.L. Hexemer Jr, I.W. Donaldson and D.P. Bishop. (2010). Effects of magnesium, tin and nitrogen on the sintering reponse of aluminum powder. **Journal of Materials Processing Technology.** (210): 2252-2260
- J.M. Martin and F. Castro. (2003). Liquid phase sintering of P/M aluminium alloys: effect of processing conditions. **Journal of Materials Processing Technology.** (143-144): 814-821
- G.B. Schaffer, B.J. Hall, S.J. Bonner, S.H. Huo and T.B. Sercombe. (2006). The effect of the atmosphere and the role of pore filling on the sintering of aluminium. **Acta Materialia.** (54): 131-138
- Hailong Wang, Rui Zhang, Xing Hu, Chang-An Wang and Yong Huang. (2008). Characterization of powder metallurgy SiC/Cu-Al composite. **Journal of Materials Processing Technology.** (197): 43-48
- J. Hashim, L. Looney and M.S.J. Hashmi. (2001). The enhancement of wettability of SiC particles in cast aluminium matrix composites. **Journal of Materials Processing Technology.** (119): 329-335
- T. Udomphol, B. Inpanya and N. Chuankrerkkul. (2012). Characterization of Feedstocks for Injection Molded SiCp-Reinforced Al-4.5wt.%Cu Composite. **Advanced Materials Research.** (3234-3240): 383-390

The logo of Sakon Nakhon Rajabhat University is a circular emblem. At the top, it features a stylized spire or tower. Below this, a central figure of a person stands on a pedestal. The entire emblem is surrounded by a decorative border. The text 'มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี' is written in Thai script along the bottom curve of the emblem.

ภาคผนวก ก

บทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์ในระหว่างศึกษา

## รายชื่อบทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์ในระหว่างศึกษา

B. Inpanya, T. Patcharawit and N. Chuankrerkkul. **Silicon Carbide-Reinforced Aluminum**

**Matrix Composite Fabricated by Powder Injection Molding.** The 2<sup>nd</sup> International Conference on Process Engineering and Advanced Materials (ICPEAM 2012), June 12-14<sup>th</sup>, 2012, Kuala Lumpur Convention Centre, Malaysia.

Wimolrat Suebpimsunon, Chonthicha Sahunin, Tananya Phattarasittichok, Thidarat Wongin,

Benchawan Inpanya and Tapany Udompol. **Microstructures and Properties of Powder Injection Molded Silicon Carbide-Reinforced Aluminium Composite.** The 5<sup>th</sup> Thailand Metallurgy Conference (TMETC 5), January 19-20, 2012, Miracle Grand Convention Hotel, Bangkok.

Benchawan Inpanya and Tapany Patcharawit. **Effects of % Solid Loading on Microstructure**

**and Hardness of Powder Injection Molded Aluminium Composite.** The 6<sup>th</sup> Thailand Metallurgy Conference (TMETC 6), December 5-7, 2012, Holiday Inn, Chiangmai.

## ICPEAM2012

2012 THE 2<sup>ND</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON PROCESS ENGINEERING AND ADVANCED MATERIALS  
A Conference of WORLD ENGINEERING, SCIENCE & TECHNOLOGY CONGRESS (ESTCON)

AMD-203 1569549003	<b>Optimization of Levulinic Acid Production From Empty Fruit Bunch and Kenaf Using Ionic Liquid in Homogeneous Acid Catalyst</b> NorAishah Saidina Amin; Nur Aainaa Syahirah Ramli; Ya'aini Nazlina
AMD-204 1569549091	<b>Experimental Densities and Volumetric Properties of Binary Mixture of 1-Allyl-3-Methylimidazolium Thiocyanate and Benzene</b> Girma Gonfa; Mohamad Azmi Bustam @ Khalil; Thanabalan Murugesan; Zakaria Man; Mohamed Ibrahim Abdul Mutalib
AMD-205 1569559603	<b>Extraction of Carboxylic Acids From Liquid Hydrocarbon: A Statistical Optimization Using Response Surface Method</b> Hasiah Kamarudin; Mohamed Ibrahim Abdul Mutalib; Zakaria Man; Mohamad Azmi Bustam @ Khalil
AMD-206 1569585835	<b>Ionic Liquid as a Green Solvent for Biomass Dissolution</b> Zakaria Man; Nawshad Muhammad; Mohamed Ibrahim Abdul Mutalib; Mohamad Azmi Bustam @ Khalil; Sikander Rafiq
1100 - 1300 (304)	<b>Track M2B4: Advanced Materials Development 3</b> Chair: Ye Lwin Co-Chair: Anis Suhaila Shuib
AMD-109 1569579111	<b>Kinetics of Thermal Degradation of PMMA/Organoclay Nanocomposites: Effect of Nanoclay Loading</b> Vijay Kumar; Manish Kumar; Gopal Pugazhenth
AMD-110 1569585667	<b>Thermal Stability and Morphology of Room-Temperature Cured PMMA Grafted Natural Rubber Toughened Epoxy Layered Silicate Nanocomposite</b> Nor Yuliana Yuhana
AMD-111 1569548801	<b>Synthesis and Characterization of SBA-15 and Pd/SBA-15</b> Lee Siew-Pei, SP; Anita Ramli; Sharifah Bee Abdul Hamid; Muralithran Govindan Kutty; Vladimir Piven
AMD-112 1569560059	<b>Optimization of Nano Iron (III) Oxide Catalyst Using Taguchi Method for Development of Carbon Nanofiber</b> Nurul Syafiqin Mohamad Shah; Suriati Sufian
AMD-113 1569567729	<b>Silicon Carbide-Reinforced Aluminum Matrix Composite Fabricated by Powder Injection Molding</b> Benchawan Inpanya
AMD-114 1569550881	<b>Corrosion Behavior of X52 Carbon Steel At High CO<sub>2</sub> Pressures in the Absence and Presence of Imidazoline Corrosion Inhibitor</b> A. Hafiz Mustafa Musa

## Silicon Carbide-Reinforced Aluminum Matrix Composite Fabricated by Powder Injection Molding

Benchawan Inpanya<sup>1,a</sup>, Tapany Udomphol<sup>1,b</sup> and Nutthita Chuankrerkkul<sup>2,c</sup>

<sup>1</sup>School of Metallurgical Engineering, Suranaree University of Technology, Thailand

<sup>2</sup> The Metallurgy and Materials Science Research Institute, Thailand

<sup>a</sup>benchawanin@hotmail.com, <sup>b</sup>tapany@sut.ac.th, <sup>c</sup>nutthita.C@chula.ac.th

**Keywords:** Powder Injection Molding; Aluminium Matrix Composites; Sintering; Microstructure.

**Abstract:** A low-cost and near net shape powder injection molding (PIM) process was employed to produce silicon carbide- reinforced aluminum matrix composite in this work. The composite comprised 90 vol.% aluminum (Alumix 123) powder and 10 vol.% silicon carbide particulate with average particle sizes of 86.57  $\mu\text{m}$  and 21.0  $\mu\text{m}$  respectively. The PIM process started from ball mill mixing of silicon carbide particulate and aluminum powder for 2 hrs before mixing with polymeric binder. Powder injection molding was operated at 170°C via a small vertical injection molding machine using mixed powder of 55 vol.% solid loading. The molded samples were sintered in a nitrogen atmosphere at 660-700°C. It was found that the PIM process provided the composite microstructures possessing uniform distribution of silicon carbide particulate in the aluminum matrix. Increasing sintering temperature slightly increased the grain size and hardness of the composite. Porosity however was observed to increase with increasing sintering temperature.

Corresponding author

Name: Benchawan Inpanya

Designation: School of Metallurgical Engineering, Institute of Engineering, Suranaree University of Technology, Nakhon Ratchasima, 30000 Thailand

Email : benchawanin@hotmail.com

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

# Silicon Carbide-Reinforced Aluminum Matrix Composite Fabricated by Powder Injection Molding

B. Inpanya<sup>1</sup>, T. Patcharawit<sup>1\*</sup>, N. Chuankrerkkul<sup>2\*</sup>

<sup>1</sup>School of Metallurgical Engineering, Suranaree University of Technology, 111 University Avenue, Mueng, Nakhon Ratchasima, 30000, Thailand

<sup>2</sup>Metallurgy and Materials Science Research Institute, Chulalongkorn University, Bangkok, 10330, Thailand

Corresponding authors: tapany@sut.ac.th, nutthita.c@chula.ac.th

**Abstract-** A low-cost and near net shape powder injection molding (PIM) process was employed to produce silicon carbide-reinforced aluminum matrix composite in this work. The composite comprised 90 vol.% aluminum (Alumix 123) powder and 10 vol.% silicon carbide particulate with average particle sizes of 86.57  $\mu\text{m}$  and 21.0  $\mu\text{m}$  respectively. The PIM process started from ball mill mixing of silicon carbide particulate and aluminum powder for 2 hrs before mixing with polymeric binder. Powder injection molding was operated at 170°C via a small vertical injection molding machine using mixed powder of 55 vol.% solid loading. The molded samples were sintered in a nitrogen atmosphere at 660-700°C. It was found that the PIM process provided the composite microstructures possessing uniform distribution of silicon carbide particulate in the aluminum matrix. Increasing sintering temperature slightly increased the grain size and hardness of the composite. Porosity however was observed to increase with increasing sintering temperature.

## I. INTRODUCTION

Aluminum matrix composites have been of great interest for engineering applications because of their good properties such as specific strength, wear and corrosion resistance as well as higher modulus [1,2]. In recent years, the composites reinforced with silicon carbide particulate have been recognized by automotive, electrical or medical applications where their properties depend greatly on the fabrication processes. Uniform distribution of the reinforcement and good interfacial bonding are desirable [3, 4].

Powder metallurgy can offer advantages such as low cost for mass production of small parts, good dimensional control with uniform microstructure [5,6]. Moreover, the process is operated at low temperature, which could reduce the undesirable aluminum carbide ( $\text{Al}_4\text{C}_3$ ) by the reaction between the metal matrix and silicon carbide. The composites produced by conventional powder metallurgy process have been widely investigated [7]. However, research on Powder Injection Molding (PIM) process is not prevalently published. The PIM process generally includes four steps; 1) powder mixing, 2) injection molding, 3) debinding and 4) sintering. The mixing process determines microstructure homogeneity whereas the powder injection molding ensures good sample density, dimensional control and handling. Debinding removes some of multi-component binders and retains sample dimension. Sintering helps to densify the samples, providing desirable properties [8, 9].

This research therefore investigated the fabrication of silicon carbide particulate reinforced aluminum composite via the PIM process. Effects of sintering temperatures over 660-700°C on microstructure and hardness of the composite will be discussed.

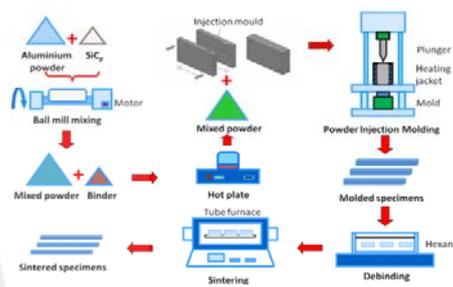


Figure 1. Powder Injection Molding (PIM) process.

## II. EXPERIMENTAL

Aluminum powder (Alumix 123) and silicon carbide particulate were characterized using optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and laser particle size analyzer. Aluminum powder of 90 vol.% and silicon carbide particulate of 10 vol.% were ball milled for 2 hrs using a speed of 280 rpm before mixing with a multi-component polymeric binder. The mixed powders of 55 vol.% solid loading was injection molded at 170°C using a small vertical injection molding machine to produce rectangular specimens of  $5 \times 5 \times 5 \text{ mm}^3$  in dimensions. The die temperature was controlled at 90°C. The as-molded samples were subjected to solvent debinding in hexane for 20 hrs before sintering in  $\text{N}_2$  atmosphere at 660-700°C. The heating rate was 3°C/min and holding for 90 min followed by furnace cooling. Nitrogen gas flow started at 120°C using 1 L/min gas flow rate. Microstructure examination was carried out using OM and SEM. Grain size was measured based on an intercept method while % porosity area was analyzed by means of image analyzer using at least 6 fields of measurement at 20x magnification for each condition. Hardness was evaluated using macro Vickers hardness. Schematic diagram of the PIM process conducted in this research is shown in Fig. 1.

Table 1 Particle size distribution of aluminum powder and silicon carbide

Materials	D <sub>10</sub>	D <sub>50</sub>	D <sub>90</sub>	Average size
Al powder	11.38	75.66	177.28	86.57
Silicon carbide	11.77	19.95	31.68	21.00

### III. RESULTS AND DISCUSSION

#### A. Powder Characterization

SEM micrographs reveals angular shaped silicon carbide particulate and near-globular shaped aluminum powder with some elongated ones as shown in Figs. 2 a) and b) respectively. It should be noted that porosity was observed within the aluminum powder, which might be obtained during atomization process. Table 1 lists particle size distribution parameters for aluminum powder and silicon carbide particulate. The average diameters are 86.57 and 21.0  $\mu\text{m}$  for aluminum powder and silicon carbide particulate respectively. In addition, the bulk densities of the aluminum powder and silicon carbide are 1.15  $\text{g}/\text{cm}^3$  and 3.21  $\text{g}/\text{cm}^3$ , respectively.

#### B. As-Molded Samples

Injection molding of the prepared powders provided sound as-molded samples without cracking, as illustrated in Fig. 3 a). The as-molded microstructure is composed of aluminum powder surrounded by smaller silicon carbide particulate both embedded in the polymeric binder (dark). Aluminum powder surface was significantly worn out due to silicon carbide scratching effect during ball milling and powder injection molding, as comparatively shown in Figs. 2 b) and 4 a). Investigation at higher magnification revealed engulfment of silicon carbide in the aluminum matrix powder, as demonstrated in Fig. 4 b) as a result of ball milling.

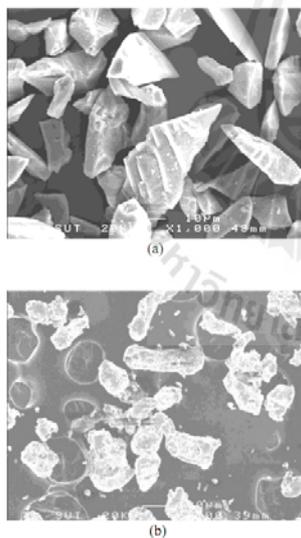


Figure 2. SEM microstructures of a) silicon carbide particulate and b) aluminum powder.



Figure 3. a) Molded sample, b) debound and sintered samples.

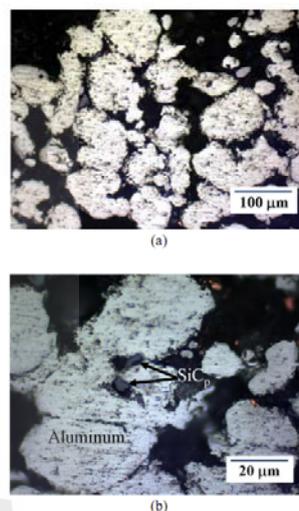


Figure 4. Microstructures of a) powder injection molded sample and b) at higher magnification.

#### C. Sintered samples

Sintered samples provide densified microstructures, giving uniform silicon carbide distribution in the aluminum matrix. It is noted that the average sizes of the matrix grain was observed to be significantly larger that of the initial average size of the aluminum powder, possibly due to the effect of grain growth. Higher sintering temperature resulted in relatively larger grains of the aluminum matrix as illustrated in optical micrographs in Figs. 5 a) and b).

SEM micrograph of the composite sintered at 700°C is shown in Fig. 6. At 1000x magnification, the matrix microstructure is composed of the  $\alpha$  phase aluminum with scattered eutectic phase. Good bonding among  $\alpha$  phase aluminum matrix was generally observed. However, limited amount of gap porosity at the silicon carbide-aluminum interface was found. This gap area will be mentioned in the next section. Further investigation on EDX analysis of the aforementioned microstructure exhibits areas of aluminum with copper scattering in the matrix as demonstrated in Figs 7 a) and b) respectively. Distribution of silicon was detected in the cluster form, corresponding to silicon carbide particulate as shown in Fig. 7 c).

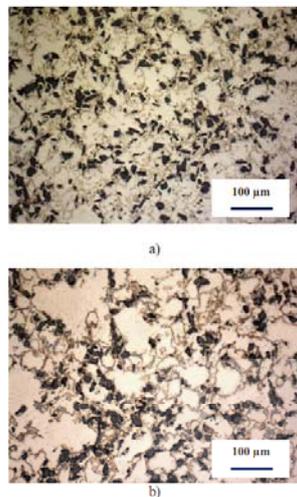


Figure 5. OM microstructures observed at 20x magnification of samples sintered at a) 660°C and b) 700°C.

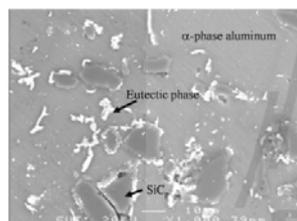


Figure 6. SEM micrograph showing microstructure sintered at 700 °C.

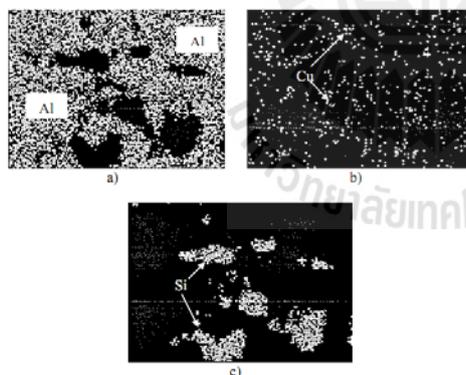


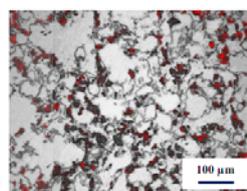
Figure 7. EDX analysis of microstructure sintered at 700 °C, differentiating a) aluminum (light), b) copper and c) silicon.

*D. Porosity Analysis*

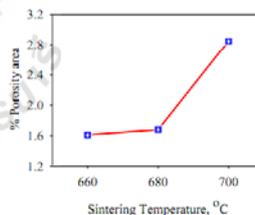
According to porosity analysis, the porosity was observed to be confined along the gap between silicon carbide and aluminum matrix as highlighted in Fig. 8 a). The % porosity area increased as the sintering temperature increased. The maximum value of porosity is 2.85% at 700°C sintering temperature. It might be that during liquid phase sintering over 660-700°C, the aluminum liquid occupied the volume along the grain boundaries between aluminum-aluminum and aluminum-silicon carbide. Following the cooling stage, such liquid phase shrank and left behind the gaps between aluminum matrix grains and silicon carbide. Therefore, the higher the sintering temperature, the higher the degree of shrinkage porosity that have occurred.

*E. Grain size measurement*

Grain size measurement on cross sections of the sintered samples indicated that the aluminum matrix grain size tend to increase with increasing sintering temperature. Moreover, it was noticed that the matrix grain size in the middle area (inside area) of the cross section appeared to be larger than those of the outside area along the edges of the samples, as detailed in Table 2. This result might be due to the influence of higher heat dissipation along specimen edges. Relatively higher heat mass within the interior would drive the sintering process to undergo the grain growth state in to the higher extent.



a) Highlighted porosity area of microstructure sintered at 700°C.



b) % Porosity area vs sintering temperature.

Figure 8. Analysis of % porosity area of sintered samples.

Table 2 Average matrix grain size, macro Vickers hardness and % porosity area of samples sintered at 660-700 °C.

T <sub>sintering</sub> (°C)	Matrix grain size (µm)		Hardness (H <sub>v</sub> )	% Porosity area
	Inside	Outside		
660	123.02	113.74	78.23	1.61
680	149.26	125.21	78.39	1.68
700	149.63	112.58	81.44	2.85

Note: ( ) refers to standard deviation

#### F. Macro Vickers hardness

Macro Vickers hardness values of the sintered samples, as listed in table 2, slightly increased with increasing sintering temperature. The maximum value was measured to be averagely 81.4 H<sub>v</sub> (SD = 3.1). This trend is however opposed to the analyzed porosity result mentioned previously.

#### G. Further Discussion

It can be seen that 10 vol.% silicon carbide reinforced aluminum composite can be fabricated by using powder injection molding process. The injection molding process parameters are 55 vol.% solid loading, 170°C molding temperature, and 90°C mold temperature. Sintering at 660-700°C in nitrogen atmosphere provided uniform distribution of silicon carbide throughout aluminum matrix. It was expected that the ball milling process helped to break down the aluminum oxide layer covering the aluminum powder. Furthermore, the abrasive property of hard silicon carbide resulted in the scratching effect on the softer aluminum oxide layer. Both gave disrupted aluminum oxide layer, allowing the aluminum liquid phase to penetrate through thin boundaries during liquid phase sintering. These therefore facilitated the sintering of these silicon carbide particulate and aluminum powder. The stage of grain growth was also observed as the average aluminum matrix grain is larger than the original size of aluminum powder. Greater extent of grain growth was noticeably obtained at higher sintering temperature. In addition, variation of matrix grain size (groups of small and larger grains) was observed. Smaller grains normally appeared along with silicon carbide clusters whereas larger matrix grains are lack of the reinforcing particles. It might be that the existence of silicon carbide particulate could suppress grain growth resulting in variation of large and smaller aluminum matrix grains observed at higher sintering temperature.

Gaps observed particularly along silicon carbide and aluminum powder are due plausibly to i) shrinkage of aluminum liquid phase during cooling from liquid to solid [10,11], ii) different thermal expansion coefficients of silicon carbide and aluminum during cooling in the solid state [12], and iii) poor wettability between silicon carbide particulate and aluminum powder [13,14]. Thus, increasing sintering temperature might result in increasing shrinkage upon cooling. The macro Vickers hardness however increased with increasing sintering temperature as opposing

to the (shrinkage) porosity observed. Future work is therefore required to identify the occurring effect.

#### IV. CONCLUSIONS

Aluminum composite reinforced with silicon carbide particulate produced by powder injection molding and sintering possessed uniform microstructure. Aluminum matrix experienced grain growth with uniform distribution of silicon carbide particulate. Porosity was observed to be gaps between silicon carbide and aluminum powder, and appeared to increase with increasing sintering temperature. Macro Vickers hardness slightly increased with increasing sintering temperature.

#### ACKNOWLEDGMENTS

This research was performed as part of the final year project under NRCT research grant. Authors would like to thank School of Metallurgical Engineering, Suranaree University of Technology and The Metallurgy and Materials Science Research Institute, Chulalongkorn University, Thailand, for technical supports.

#### REFERENCES

- [1] Z.Y. Liu, D. Kent, and G.B. Schaffer, "Powder injection moulding of an Al-AlN metal matrix composite," *Mater Sci Eng. A* 513-514(2009) 352-356
- [2] Zhen Lu, Kaifeng Zhang, and Changrui Wang, "Effects of oxidation on the strength of debound SiC parts by powder injection moulding," *Powder Technology* 208(2001) 49-53
- [3] H.R. Hafizpour, M. Sanjari, and A. Simchi, "Analysis of the effect of reinforcement particules on the compressibility of Al-SiC composite powders using a neural network model," *Materials and Design* 30(2009) 1518-1523
- [4] Shubin Ren, et al., "Net-shape forming and properties of high volume fraction SiCp/Al composites," *Journal of Alloys and Compounds* 484(2009) 256-262
- [5] Rudolf Zauner, "Micro powder injection moulding," *Microelectronic Engineering* 83 (2006) 1442-1444
- [6] Z.Y. Liu, et al., "Micro-powder injection molding," *J. Mater. Process. Technol.* 127(2002) 165-168
- [7] B. Ogel, R. Gurbuz, "Microstructural characterization and tensile properties of hot pressed Al-SiC composites prepared from pure Al and Cu powders," *Mater Sci Eng. A*301(2001) 213-220
- [8] N.H. Koh, S.B. Tor, and K.A. Khor, "Production of metal matrix composite part by powder injection molding," *J. Mater. Process. Technol.* 108(2001) 398-407
- [9] D. Checot-Moimard, C. Rigollet, and P. Lourdun, "Powder injection moulding PIM of feedstock based on hydrosoluble binder and submicronic powder to manufacture parts having micro-details," *Powder Technol.* 208(2001) 472-479
- [10] Randall M. German, A. Bose, "Injection molding of metals and ceramics," first ed., Metal Powder Industries Federation, USA, 1997.
- [11] Randall M. German, "Powder metallurgy and particulate materials processing," USA.
- [12] Y. Saberi, S.M. Zebarjad, and G.H. Akbari, "On the role of nano-size SiC on lattice strain and grain size of Al/SiC nanocomposite," *J. Alloys ad Compounds* 484(2009) 637-640
- [13] Hailong Wang, et al., "Characterization of a powder metallurgy SiC/Cu-Al composite," *J. Mater. Process. Technol.* 197(2008) 43-48
- [14] J. Hashim, L. Looney, M.S.J. Hashmi, "The enhancement of wettability of SiC particles in cast aluminium matrix composites," *J. Mater. Process. Technol.* 119(2001) 329-335

The 5<sup>th</sup> Thailand Metallurgy Conference (TMETC-5)

PR015

**Microstructures and Properties of Powder Injection Molded Silicon Carbide-Reinforced Aluminium Composite**

*Wimolrat Suebpimsunon\**, *Chonthicha Sahunin*, *Tananya Phattarasittichok*, *Thidarat Wongin*,  
*Benchawan Inpanya and Tapany Udampol*

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

(\* Corresponding author. E-mail address: B5015740@hotmail.com)

*Nutthita Chuankrerkkul*

*Metallurgical and Materials Science Research Institute, Chulalongkorn University, Phayathai Road, Bangkok, Thailand.*

**Abstract**

Powder injection molding (PIM), as a near-net shape and low manufacturing cost process, was employed to produce silicon carbide-reinforced aluminium composite for potential use in automotive and light-weight applications. The composite comprised 90 vol.% aluminium powder of 87.6  $\mu\text{m}$  average size and 10 vol.% silicon carbide particulate of 19.6  $\mu\text{m}$  average size, which produced a bi-modal powder distribution. The PIM process started on powder preparation using 55% solid loading of aluminium and silicon carbide together with 40% polymeric binder. Powder injection molding was performed using a vertical injection molding machine at 170°C molding temperature to produce rectangular bars for microstructure and property assessment. After debinding, the specimens were sintered in a temperature range 650-700°C in a controlled nitrogen atmosphere. Experimental results showed that the PIM provided uniform distribution of silicon carbide throughout the aluminium matrix. Microstructure evolution and properties were observed to be dependent on the sintering temperatures investigated.

**Keywords:** Powder, Injection, Silicon carbide, Aluminium, Composite, Sintering, Microstructure, Property

## Effects of % Solid Loading on Microstructure and Hardness of Powder Injection Molded Aluminium Composite

**Benchawan Inpanya\* and Tapany Patcharawit**

*School of Metallurgical Engineering, Suranaree University of Technology, 111 University Avenue, Mueng, Nakhon Ratchasima, 30000, Thailand*

\* Corresponding author. E-mail address: b4805700@hotmail.com

**Natthita Chuankrerkkul**

*Metallurgy and Materials Science Research Institute, Chulalongkorn University, Bangkok, 10330, Thailand*

### ABSTRACT

Silicon carbide-reinforced aluminium composite fabricated by powder injection moulding (PIM) process, is of potentially use in automotive and electronics applications. The cost effective PIM provides low operating temperature, and almost 100% material utilization. The composite comprised 90 vol.% aluminium powder of 87.6  $\mu\text{m}$  average size and 10 vol.% silicon carbide particulate of 19.6  $\mu\text{m}$  average size. The mixed powder was prepared by ball milling using 52, 55 and 58% solid loading of aluminium and silicon carbide together with polymeric binder. Powder injection molding was performed using a vertical injection molding machine at 170°C molding temperature to produce rectangular bars. The specimens were deboned and sintered over a temperature range 660-700°C in a controlled nitrogen atmosphere. Experimental results showed that the PIM provided uniform composite microstructure with good distribution of silicon carbide throughout the aluminium matrix. Microstructure, bulk density and hardness of the composite were observed to be dependent on the %solid loading and sintering temperature.

**KEYWORDS:** Powder, Injection, Silicon Carbide, Aluminium, Composite, Solid Loading, Sintering, Microstructure

## ประวัติผู้เขียน

นางสาวเบญจวรรณ อินทร์ปัญญา เกิดเมื่อวันที่ 1 กันยายน พุทธศักราช 2529 สำเร็จการศึกษาระดับชั้นมัธยมศึกษาจากโรงเรียนห่มสัถยวิทยาคม จังหวัดเพชรบูรณ์ เมื่อปีพุทธศักราช 2548 และสำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรี สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี จังหวัดนครราชสีมา เมื่อปีพุทธศักราช 2551 หลังจากสำเร็จการศึกษาในระดับปริญญาตรี ได้เข้าศึกษาต่อระดับปริญญาโท สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี จังหวัดนครราชสีมา เมื่อปีพุทธศักราช 2552 โดยได้รับทุนการศึกษาแก่นักศึกษาระดับบัณฑิตศึกษาที่คณาจารย์ได้รับทุนวิจัยจากแหล่งทุนภายนอกจากกองทุนสนับสนุนการวิจัยและพัฒนา มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

โดยมีบทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ดังนี้

1. B. Inpanya, T. Patcharawit and N. Chuankrerkkul. Silicon Carbide-Reinforced Aluminum Matrix Composite Fabricated by Powder Injection Molding. **ICPEAM 2012 The 2<sup>nd</sup> International Conference On Process Engineering and Advanced Materials**; 12-14 June; Kuala Lumpur.
2. Wimolrat Suebpimsunon, Chonthicha Sahunin, Tananya Phattarasittichok, Thidarat Wongin, Benchawan Inpanya and Tapany Udampol. Microstructures and Properties of Powder Injection Molded Silicon Carbide-Reinforced Aluminium Composite. **การประชุมวิชาการทางโลหวิทยาแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 5 19-20 มกราคม 2555**. โรงแรมมิราเคิล แกรนด์ คอนเวนชั่น กรุงเทพมหานคร
3. Benchawan Inpanya and Tapany Patcharawit. Effects of % Solid Loading on Microstructure and Hardness of Powder Injection Molded Aluminium Composite. **การประชุมวิชาการทางโลหวิทยาแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 6 5-7 ธันวาคม**. โรงแรมฮอลิเดย์ อินน์ เชียงใหม่