



รายงานการวิจัย

พฤติกรรมที่อุณหภูมิห้อง-สูงของวัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรง  
ด้วยผงซิลิคอนคาร์ไบด์ผลิตด้วยวิธีฉีดขึ้นรูปวัสดุผงและเผาผนึก  
สำหรับอุตสาหกรรมชิ้นส่วนยานยนต์

(Room-High Temperature Performance of SiCp- Reinforced  
Aluminium Composite Fabricated by Powder Injection Moulding  
and Sintering for Automotive Applications)



ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจาก  
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ผลงานวิจัยเป็นความรับผิดชอบของหัวหน้าโครงการวิจัยแต่เพียงผู้เดียว



## รายงานการวิจัย

พฤติกรรมที่อุณหภูมิห้อง-สูงของวัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรง  
ด้วยผงซิลิคอนคาร์ไบด์ผลิตด้วยวิธีฉีดขึ้นรูปวัสดุผงและเผาผนึก  
สำหรับอุตสาหกรรมชิ้นส่วนยานยนต์  
(Room-High Temperature Performance of SiCp- Reinforced  
Aluminium Composite Fabricated by Powder Injection Moulding  
and Sintering for Automotive Applications)

คณะผู้วิจัย

หัวหน้าโครงการ

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ฐาปนี พัทธวิชัย

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ

สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจากมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ปีงบประมาณ พ.ศ. 2555-2556

ผลงานวิจัยเป็นความรับผิดชอบของหัวหน้าโครงการวิจัยแต่เพียงผู้เดียว

กุมภาพันธ์ 2560

## กิตติกรรมประกาศ

ขอขอบคุณ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารีที่ให้การสนับสนุนเงินทุนวิจัย และผู้วิจัยขอขอบคุณ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ณัฐฐิตา ชวนเกริกกุล อาจารย์และนักวิจัยประจำสถาบันวิจัยโลหะและวัสดุ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัยที่ให้การสนับสนุนด้านเครื่องมือชนิดขึ้นรูปวัสดุผง การให้คำปรึกษาและการดำเนินงานวิจัยอย่างดียิ่ง

ผู้วิจัยขอขอบคุณ ศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี สำหรับการอำนวยความสะดวกเรื่องสถานที่และอุปกรณ์เครื่องมือในการวิจัย ขอขอบคุณเจ้าหน้าที่ศูนย์ เครื่องมือฯ F6 F4 และ F10 ที่ให้ความร่วมมือช่วยเหลือและสนับสนุนตลอดระยะเวลาการทำวิจัยอย่างต่อเนื่อง สุดท้ายขอขอบคุณคณาจารย์ของสาขาวิชา ในการแนะนำช่วยเหลือทางด้านวิชาการ และ โดยเฉพาะอย่างยิ่งนักศึกษาวิศวกรรมโลหการทั้งในระดับบัณฑิตศึกษาและระดับปริญญาตรีในการ ดำเนินการศึกษาวิจัยด้วยความมุ่งมั่นและตั้งใจทุกท่าน จนทำให้งานวิจัยนี้สำเร็จลุล่วงไปด้วยดี



## บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ ศึกษาการพัฒนาวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผลิตด้วยวิธีฉีดขึ้นรูปวัสดุผงเพื่อขยายขอบเขตการใช้งานทางวิศวกรรม เช่น ด้านอุตสาหกรรมขึ้นส่วนยานยนต์ โดยศึกษาผลกระทบของปริมาณการเติมอนุภาคเสริมแรง ขนาดผงอะลูมิเนียมและวิธีการเตรียมส่วนผสมผงวัสดุต่อสมบัติของวัสดุเชิงประกอบ เพื่อเลือกสภาวะการเตรียมวัสดุที่เหมาะสมสำหรับการทดสอบสมบัติความแข็งแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบ ในการศึกษาวิจัยได้ทำการฉีดขึ้นรูปผงโดยใช้วัสดุพื้นเป็นโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง ขนาดผง 36-130 ไมครอน และเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาดอนุภาคเฉลี่ย 18-21 ไมครอน ที่ปริมาณ 10 – 40 vol.% ขึ้นรูปขึ้นงานโดยใช้เครื่องฉีดขึ้นรูปแบบลูกสูบระดับห้องปฏิบัติการที่อุณหภูมิ 170°C จากนั้นเผาขึ้นที่อุณหภูมิ 700-780°C จากผลการศึกษาวิจัยพบว่า โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบภายหลังการเผาขึ้นประกอบไปด้วยเนื้อพื้นโลหะอะลูมิเนียมล้อมรอบด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาดเล็กกว่ากระจายตัวอยู่โดยรอบ และพบรูพรุนเกิดร่วมกับกลุ่มของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ เมื่อเพิ่มปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะมีแนวโน้มทำให้เกิดการรวมกลุ่มของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มากขึ้นรวมถึงเกิดรูพรุนมากขึ้นด้วย ซึ่งส่งผลให้ค่าความหนาแน่นและความแข็งแรงมีแนวโน้มลดลงเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มากกว่า 20 vol.% นอกจากนี้พบว่า การเตรียมส่วนผสมวัสดุโดยใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดเล็กโดยกรองด้วยตะแกรงจะทำให้ผงวัสดุมีทองแดง แมกนีเซียมและออกซิเจนมากกว่าการใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่ ส่งผลให้เกิดเฟสของ  $MgAl_2O_4$ ,  $Mg_2Si$  และ  $Al_2Cu$  ภายหลังการบ่มแข็งในปริมาณที่เด่นชัดกว่า แต่พบปัญหาการบิดเบี้ยวของชิ้นงาน ส่วนการเตรียมส่วนผสมวัสดุโดยการบดผสมเชิงกลจะช่วยลดอุณหภูมิการเผาขึ้น แต่ให้ค่าความหนาแน่นและความแข็งแรงลดลงเนื่องจากผงวัสดุมีขนาดใหญ่ขึ้น

จากการศึกษาผลกระทบของการให้อุณหภูมิในระดับปานกลาง คือ 100 200 และ 300°C เป็นเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง ต่อสมบัติความแข็งแรงและความแข็งแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์พบว่า สมบัติความแข็งแรงหลังผ่านการได้รับอุณหภูมิในช่วงระยะเวลาสั้นคือ 10 ชั่วโมง จะให้แนวโน้มค่าความแข็งแรงเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มระดับอุณหภูมิเนื่องจากการตกตะกอนของเฟสที่สองเพิ่มเติม มีค่าความแข็งแรงเฉลี่ยสูงสุด 182.2 Hv และเมื่อวัสดุเชิงประกอบได้รับอุณหภูมิเป็นเวลานาน คือ 100 ชั่วโมง จะให้ค่าความแข็งแรงที่มีแนวโน้มลดลงเมื่อเพิ่มระดับของอุณหภูมิเนื่องจากเกิด over-aging และมีความแข็งแรงเฉลี่ยต่ำสุด 70.9 Hv นอกจากนี้เมื่อผ่านการได้รับอุณหภูมิ วัสดุเชิงประกอบมีค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยในช่วง 108-192 MPa และมีแนวโน้มลดลงเมื่อเพิ่มระดับอุณหภูมิเนื่องจากเกิดการหลุดหลวมของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ออกจากเนื้อพื้นโลหะอะลูมิเนียม มีจุดเริ่มต้นของการแตกหักเนื่องจากกลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่อยู่ร่วมกับรูพรุนในบริเวณใกล้ผิวของชิ้นงาน พบอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เกิดการหลุดหลวมออกจากเนื้อพื้น ทำให้เกิด microvoid ล้อมรอบอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์บนพื้นผิวแตกหัก

## Abstract

This research investigated advances on silicon carbide particulate (SiCp) reinforced- aluminium composite fabricated by powder injection moulding for extended engineering applications in automotive for example. Effects of SiCp addition, aluminium powder size and feedstock preparation on composite properties were primarily studied prior to subsequent tensile testing of the pre-designated composites. Powder injection moulding was employed in this research using 36- 130 micron sized aluminium-copper powder and 18-21 micron sized SiCp as the reinforcing material at 10-40 vol.% addition. A lab-scale plunger-typed powder injection machine was operated at 170°C, followed by sintering over 700-780°C. The results showed that the sintered microstructures consisted of aluminium matrix surrounded by smaller sized SiCp scattering throughout, with porosity found alongside SiCp clusters. At higher silicon carbide addition, in excess of 20 vol.%, the observed microstructures were prone to porosity-SiCp clusters, leading to detrimental density and hardness properties. Moreover, the composite prepared by smaller sized aluminium powder rendered the sieved aluminium powder to have higher contents of copper and magnesium than that of the larger sized one. The resulting  $MgAl_2O_4$ ,  $Mg_2Si$  and  $Al_2Cu$  phases were therefore more pronounced after sintering in this case and specimen distortion was observed. Feedstock preparation by using mechanical alloying although aided sintering at lower temperature, reduced density and hardness were unfortunately obtained as a result of feedstock agglomeration into a larger size.

Investigation on the effects of moderate temperature exposures at 100, 200 and 300°C over 10 and 100 hrs. on hardness and tensile properties revealed that an increasing hardness trend with increasing exposure temperature was achieved after short-term exposures for 10 hrs., due to further precipitation of the second phases, offering the maximum hardness of 182.2 Hv. For long-term exposures at 100°C, hardness reduction was inversely observed due to over-aging, giving the minimum hardness of 70.9 Hv. Moreover, the tensile strength was 108-192 MPa after moderate temperature exposure. The tensile strength however became deleterious with increasing exposure temperature, resulting from decoherence of SiCp from aluminium matrix. Porosity-SiCp clusters acted as tensile crack initiations found on specimen's sub-surfaces. Microvoids were typically found initiated by SiCp on the tensile fracture surfaces.

## สารบัญ

	หน้า
กิตติกรรมประกาศ	ก
บทคัดย่อภาษาไทย	ข
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ	ค
สารบัญ	ง
สารบัญตาราง	จ
สารบัญภาพ	ฉ
<b>บทที่ 1 บทนำ</b>	<b>1</b>
1.1 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย	2
1.2 ขอบเขตของโครงการวิจัย	2
1.3 กรอบแนวความคิดของโครงการวิจัย	3
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	4
รายการอ้างอิง	4
<b>บทที่ 2 ปรีทรรศน์วรรณกรรม</b>	<b>6</b>
2.1 โลหะวิทยาโลหะผง	6
2.2 วัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมขึ้นรูปด้วยกระบวนการโลหวิทยาโลหะผง	10
2.3 กระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง	13
2.4 ปฏิกริยาระหว่างพื้นผิว	14
2.5 การบ่มแข็ง	15
รายการอ้างอิง	20
<b>บทที่ 3 ผลกระทบของการเตรียมผงวัสดุต่อสมบัติของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม</b>	<b>22</b>
3.1 วัสดุ อุปกรณ์และเครื่องมือ	22
3.2 ระเบียบวิธีทดลอง	23
3.2.1 การวิเคราะห์ผงวัสดุ	23
3.2.2 การเตรียมส่วนผสมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูป	23
3.2.3 การฉีดขึ้นรูป	23
3.2.4 การเผาพูน	24
3.2.5 การบ่มแข็ง	24
3.2.6 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค	24
3.2.7 การทดสอบความหนาแน่น	24
3.2.8 การทดสอบความแข็ง	25

3.3 ผลการทดลอง	25
3.3.1 คุณลักษณะผงวัสดุ	25
3.3.2 โครงสร้างจุลภาค	29
3.3.3 สมบัติความหนาแน่น	36
3.3.4 สมบัติความแข็ง	38
3.4 วิเคราะห์ผลการทดลอง	39
3.4.1 ผลกระทบของการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติความแข็ง	39
3.4.2 ผลกระทบของขนาดผงอะลูมิเนียมต่อโครงสร้างจุลภาค และสมบัติความแข็ง	41
3.4.3 ผลกระทบของวิธีการเตรียมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูป ต่อโครงสร้างจุลภาค และสมบัติความแข็ง	42
3.5 สรุปผลการทดลอง	43
รายการอ้างอิง	44
<b>บทที่ 4 สมบัติแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม</b>	<b>46</b>
4.1 วัสดุ อุปกรณ์และเครื่องมือ	46
4.2 ระเบียบวิธีทดลอง	47
4.2.1 การเตรียมส่วนผสมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูป	47
4.2.2 การฉีดขึ้นรูป	47
4.2.3 การเผาพูน	47
4.2.4 การบ่มแข็ง	47
4.2.5 การให้อุณหภูมิ	47
4.2.6 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค	48
4.2.7 การทดสอบความแข็ง	48
4.2.8 การทดสอบแรงดึง	48
4.2.9 การตรวจสอบพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึง	48
4.3 ผลการทดลอง	49
4.3.1 โครงสร้างจุลภาค	49
4.3.2 สมบัติความแข็ง	55
4.3.3 สมบัติแรงดึง	57
4.3.4 พื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึง	60
4.3.5 สมบัติแรงตัด	63

4.4 วิเคราะห์ผลการทดลอง	65
4.4.1 ผลกระทบของการได้รับอุณหภูมิในระดับปานกลางต่อสมบัติเชิงกล	65
4.4.2 ผลกระทบของการได้รับอุณหภูมิในระดับปานกลางต่อสมบัติแรงดึง	67
4.5 สรุปผลการทดลอง	70
รายการอ้างอิง	71
<b>บทที่ 5 บทสรุปและข้อเสนอแนะ</b>	
ภาคผนวก	ก 1-3
ประวัติผู้วิจัย	ป 1-2





## สารบัญตาราง

	หน้า
ตารางที่ 2.1 การเปรียบเทียบข้อดี-ข้อเสียของแต่ละวิธีการผลิต	8
ตารางที่ 2.2 แนวโน้มของต้นทุนกระบวนการผลิตและวัสดุเสริมแรง	8
ตารางที่ 2.3 สมบัติกายภาพและทางกลของอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์	10
ตารางที่ 2.4 สมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมชนิดต่าง ๆ	12
ตารางที่ 3.1 สภาวะการเผาผนึกชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม	24
ตารางที่ 3.2 ผลวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของผงอะลูมิเนียมด้วยเทคนิค XRF	26
ตารางที่ 3.3 ความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการขึ้นรูป (green density) และภายหลังการเผาผนึก(sintered density)	37
ตารางที่ 3.4 ค่าเฉลี่ยความแข็งแบบมาโครวิกเกอร์สของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึก (as-sintered) และการบ่มแข็ง (age-hardened)	39
ตารางที่ 4.1 สภาวะการเผาผนึกชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม	47
ตารางที่ 4.2 สมบัติความแข็งแบบมาโครและไมโครวิกเกอร์สของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและการบ่มแข็งของชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 15 และ 20 vol.%	56
ตารางที่ 4.3 สมบัติความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์สของชิ้นงานภายหลังการได้รับอุณหภูมิ ที่ 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง	56

## สารบัญญรูปภาพ

	หน้า
รูปที่ 2.1 การใช้งานชิ้นส่วนที่ผลิตด้วยกระบวนการโลหะผง	7
รูปที่ 2.2 ชิ้นงานขึ้นรูปด้วยกระบวนการ metal powder injection moulding	7
รูปที่ 2.3 การวิเคราะห์ด้านการตลาดของโลหะผงจำแนกตามกลุ่มประเทศและทวีป ในปี ค.ศ. 2014 และการทำนายในปี ค.ศ. 2020 สำหรับในกลุ่มผลิตภัณฑ์ ชิ้นส่วนยานยนต์	9
รูปที่ 2.4 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยใช้ผงอะลูมิเนียมขนาด 25 ไมครอน (ซ้าย) และ 100 ไมครอน (ขวา) ภายหลังการอัดขึ้นรูปร้อนที่ 600°C	11
รูปที่ 2.5 แสดงขั้นตอนในการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง (powder injection moulding)	13
รูปที่ 2.6 กลไกการบดผสมเชิงกลของวัสดุเหนียวและวัสดุเปราะร่วมกันเพื่อให้ได้ส่วนผสม ผงวัสดุประกอบสำหรับการขึ้นรูปในขั้นตอนต่อไป	15
รูปที่ 2.7 กระบวนการบ่มแข็งในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง ที่มีปริมาณทองแดง 4 wt.%	16
รูปที่ 2.8 แผนภาพการตกตะกอนของเฟส $\theta'$ และ $\theta$ จากสารละลายของแข็งอิมิตัวยิ่งยวด	17
รูปที่ 2.9 กลไกการเพิ่มความแข็งแรงโดยการบ่มแข็งในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง	18
รูปที่ 2.10 แผนภูมิเฟสของอะลูมิเนียม-ทองแดง (ส่วนที่มีปริมาณอะลูมิเนียมสูง) แสดงเส้น solvus ของเฟสที่ตกตะกอนต่าง ๆ	18
รูปที่ 2.11 ความสัมพันธ์ระหว่างระยะเวลาการบ่มแข็งและค่าความแข็งแรงของ โลหะผสมอะลูมิเนียม- 1.7 wt.% ทองแดง	18
รูปที่ 2.12 เครื่องมือฉีดขึ้นรูปวัสดุผง (สถาบันวิจัยโลหะและวัสดุ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย)	19
รูปที่ 3.1 แผนภาพขั้นตอนการดำเนินงานวิจัยผลกระทบของการเตรียมผงวัสดุ ต่อสมบัติของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม	25
รูปที่ 3.2 ผลการวิเคราะห์ธาตุและสารประกอบของผงอะลูมิเนียมด้วยเทคนิค XRD	26
รูปที่ 3.3 การกระจายตัวของขนาดผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์	27
รูปที่ 3.4 ภาพโครงสร้างจุลภาคของ a) อะลูมิเนียมขนาดผงเฉลี่ย 83.0 ไมครอน และ b) อะลูมิเนียมขนาดผงเฉลี่ย 39.6 ไมครอน และ c) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาด อนุภาคเฉลี่ย 19.8 ไมครอน ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด	27
รูปที่ 3.5 ภาพโครงสร้างจุลภาคของ a) ผงอะลูมิเนียมก่อนผสมและ b) ผงอะลูมิเนียม ภายหลังการผสมกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยหม้อบด	28
รูปที่ 3.6 ภาพโครงสร้างจุลภาคของผงอะลูมิเนียมบดผสมเชิงกลกับอนุภาคซิลิคอน คาร์ไบด์ที่ 30 vol.% โดยใช้เวลา 2-12 ชั่วโมง	28

	หน้า
รูปที่ 3.7 ภาพโครงสร้างจุลภาคแสดงภาคตัดขวางของผงอะลูมิเนียมบดผสมเชิงกลกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 30 vol.% โดยใช้เวลา 2-12 ชั่วโมง	29
รูปที่ 3.8 ภาพโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปโดยมีปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ a) 10 vol.% b) 20 vol.% c) 30 vol.% และ d) 40 vol.%	30
รูปที่ 3.9 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปเปรียบเทียบการใช้อะลูมิเนียมขนาดผงเฉลี่ย a) 83.0 และ b) 39.6 ไมครอน ที่มีปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.%	30
รูปที่ 3.10 ภาพโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปโดยเตรียมผงวัสดุด้วยการบดผสมเชิงกลที่มีปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 30 vol.% ที่กำลังขยาย a) 200 เท่า และ b) 1,000 เท่า	31
รูปที่ 3.11 ภาพโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกที่มีปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 vol.% a) ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง และ b) กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด	31
รูปที่ 3.12 โครงสร้างจุลภาคของ a) ชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกที่มีปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 vol.% และผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX แสดง b) อะลูมิเนียมเป็นโลหะพื้น c) ทองแดงเป็นธาตุผสม และ d) ซิลิคอนในบริเวณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์	32
รูปที่ 3.13 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ a) 20 vol.% b) 30 vol.% และ c) 40 vol.%	32
รูปที่ 3.14 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 20 vol.% เตรียมโดยใช้ผงอะลูมิเนียม a) AA80 powder และ b) AA40 powder ภายหลังการเผาผนึก และ c) AA80 powder และ d) AA40 powder ภายหลังการบ่มแข็ง	33
รูปที่ 3.15 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกเตรียมโดยใช้ผงอะลูมิเนียมที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 30 vol.% ด้วยการบดผสมเชิงกล a) ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง b) ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด และ c) ผลวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX	34
รูปที่ 3.16 ผลวิเคราะห์ธาตุและสารประกอบด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงานที่เตรียมด้วยผงอะลูมิเนียม AA80 powder a) ภายหลังการเผาผนึก และ b) ภายหลังการบ่มแข็งและชิ้นงานที่เตรียมด้วยผงอะลูมิเนียม AA40 powder c) ภายหลังการเผาผนึกและ d) ภายหลังการบ่มแข็ง	35

	หน้า
รูปที่ 3.17 การจัดเรียงตัวของผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยสมมติ การจัดเรียงตัวแบบโครงสร้างผลึก HCP ในกรณี a) ผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่ ที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์น้อย b) ผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่ที่มีปริมาณ อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มาก และ c) ผงอะลูมิเนียมขนาดเล็กที่มีปริมาณอนุภาค ซิลิคอนคาร์ไบด์มาก	40
รูปที่ 3.18 แผนภาพกลไกการบดผสมเชิงกลระหว่างผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์	43
รูปที่ 4.1 แผนภาพแสดงขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย	49
รูปที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคภายหลังการฉีดขึ้นรูปของชิ้นงานที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอน คาร์ไบด์ที่ a) 10 vol.% b) 15 vol.% และ c) 20 vol.%	50
รูปที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคภายหลังการเผาผนึกของชิ้นงานที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอน คาร์ไบด์ที่ a) 10 vol.% b) 15 vol.% และ c) 20 vol.%	50
รูปที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคภายหลังการบ่มแข็งของชิ้นงานที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอน คาร์ไบด์ที่ a) 10 vol.% b) 15 vol.% และ c) 20 vol.%	51
รูปที่ 4.5 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ภายหลังการได้รับอุณหภูมิที่ a) 100°C/10 ชั่วโมง b) 200°C/10 ชั่วโมง c) 300°C/10 ชั่วโมง d) 100°C/100 ชั่วโมง e) 200°C/100 ชั่วโมง และ f) 300°C/100 ชั่วโมง	51
รูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ภายหลังการได้รับอุณหภูมิที่ 100°C/10 ชั่วโมง	51
รูปที่ 4.7 ผลวิเคราะห์ธาตุและสารประกอบด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงานที่มีปริมาณ อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ภายหลังการได้รับอุณหภูมิที่ 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง	55
รูปที่ 4.8 สมบัติความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์สของชิ้นงานภายหลังการได้รับอุณหภูมิที่ 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง	57
รูปที่ 4.9 ค่าความแข็งแรงดึงทดสอบที่อุณหภูมิห้องของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเสริมแรง ด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 15 และ 20 vol.% เปรียบเทียบชิ้นงาน ที่ผ่านการเผาผนึกและบ่มแข็ง	58
รูปที่ 4.10 ค่าความแข็งแรงดึงที่อุณหภูมิห้องของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วย อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ผ่านการให้อุณหภูมิที่ 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง	58

	หน้า
รูปที่ 4.11 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียดของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิห้อง	59
รูปที่ 4.12 ค่าความเครียดแรงดึงที่อุณหภูมิห้องของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ผ่านการให้อุณหภูมิที่ 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง	59
รูปที่ 4.13 พื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ผ่านการทดสอบแรงดึง	61
รูปที่ 4.14 พื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึง แสดงจุดเริ่มต้นการแตกหักที่บริเวณใต้ผิวของชิ้นงาน	61
รูปที่ 4.15 พื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึงภายหลังการให้อุณหภูมิที่ a) 100°C b) 200°C และ C) 300°C เป็นระยะเวลา 10 ชั่วโมง	62
รูปที่ 4.16 พื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึงภายหลังการให้อุณหภูมิที่ a) 100°C b) 200°C และ C) 300°C เป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง	62
รูปที่ 4.17 พื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึงแสดงกลุ่มก้อนของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ อยู่ในหลุม microvoid ซึ่งล้อมรอบด้วยเนื้อพื้นอะลูมิเนียมที่เกิดการเสียรูป และในบางบริเวณแสดงลักษณะของการเกิด ductile tearing	63
รูปที่ 4.18 พื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึงแสดงจุดเริ่มต้นของการแตกหักบริเวณผิวของชิ้นงาน มีลักษณะประกอบไปด้วยกลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวอยู่ร่วมกับรูพรุนในบริเวณกว้าง	63
รูปที่ 4.19 ความแข็งแรงดัดของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 15 และ 20 vol.% ภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็ง	64
รูปที่ 4.20 แผนภูมิเฟสของอะลูมิเนียม-ทองแดง (ส่วนที่มีปริมาณอะลูมิเนียมสูง) แสดงเส้น solvus ของเฟสที่ตกตะกอนต่าง ๆ ที่ส่วนผสมของทองแดง 0.89 mole% ณ อุณหภูมิ 100 200 และ 300°C	65
รูปที่ 4.21 ความสัมพันธ์ระหว่างระยะเวลาการบ่มแข็งและค่าความแข็งของโลหะผสมอะลูมิเนียม- 1.7 wt.% ทองแดง ที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 130 และ 190°C โดยพิจารณาในช่วงระยะเวลาบ่มแข็งที่ 10 และ 100 ชั่วโมง	66
รูปที่ 4.22 ความสัมพันธ์ระหว่างระยะเวลาการบ่มแข็งและค่าความแข็งของโลหะผสมอะลูมิเนียม- 2.55 wt.% ทองแดง 1.49% แมกนีเซียม ที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 150°C	66

## บทที่ 1 บทนำ

การพัฒนาวัสดุวิศวกรรมเป็นรากฐานสำคัญในการพัฒนาเทคโนโลยีในทุก ๆ ด้าน เพื่อนำไปสู่การใช้งานวัสดุอย่างเต็มประสิทธิภาพ เพิ่มขอบเขตการใช้งาน และลดปริมาณของเสียที่เกิดขึ้นระหว่างกระบวนการผลิต เพื่อลดผลกระทบต่อสภาพแวดล้อมซึ่งทวีความรุนแรงขึ้นเรื่อย ๆ ดังนั้น ทางเลือกหนึ่งที่จำเป็น คือ การพัฒนาเทคโนโลยีพื้นฐานสำหรับกระบวนการผลิตที่จำเป็นต่อการพัฒนาประเทศอย่างมีประสิทธิภาพ คณะผู้วิจัยมีความสนใจในการพัฒนาวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ทำการผลิตด้วยกรรมวิธีการฉีดขึ้นรูปผงและเผาผนึก วัสดุดังกล่าวสามารถนำมาผลิตชิ้นส่วนชิ้นส่วนยานยนต์ เครื่องจักรกล หรืออุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ซึ่งมีอัตราการผลิตภายในประเทศสูงมากขึ้นตามลำดับ ตามการพัฒนาประเทศเข้าสู่ยุคดิจิทัล หรือ ไทยแลนด์ 4.0 อย่างไรก็ดี ในส่วนของภาคอุตสาหกรรมชิ้นส่วนยานยนต์นั้น การจัดเก็บพลังงานยังเป็นปัญหาใหญ่ในการพัฒนารถยนต์ขับเคลื่อนด้วยไฟฟ้า (electric car) จึงทำให้มีข้อจำกัดในเรื่องขนาดและน้ำหนักของรถยนต์ที่ขับเคลื่อนด้วยพลังงานไฟฟ้า ดังนั้น การพัฒนาวัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จึงเป็นอีกทางเลือกหนึ่งที่สามารถนำไปสู่การพัฒนารถยนต์ขับเคลื่อนด้วยไฟฟ้า และอุปกรณ์ชิ้นส่วนต่าง ๆ ที่ต้องการสมบัติ เช่น มีความแข็งแรงต่อน้ำหนักที่ดี สามารถใช้งานที่อุณหภูมิที่สูงขึ้นและมีความสามารถในการต้านทานการสึกหรอที่ดี เป็นต้น

การศึกษาวิจัยการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์โดยทั่วไป มักนิยมขึ้นรูปด้วยวิธีการหล่อ เช่น การหล่อแบบกึ่งแข็งกึ่งเหลว (semi-solid casting) การหล่อแบบ liquid infiltration หรือกรรมวิธีโลหวิทยาโลหะผง (powder metallurgy) เป็นส่วนใหญ่ [1-4] ส่วนข้อดีของกระบวนการขึ้นรูปด้วยโลหะผง คือ ต้นทุนการผลิตต่ำเมื่อเปรียบเทียบกับเทคโนโลยีการขึ้นรูปประเภทอื่นเนื่องจากการใช้วัสดุอย่างมีประสิทธิภาพ มีการใช้อุณหภูมิขึ้นรูปต่ำทำให้ลดการเกิดปฏิกิริยาที่ไม่ต้องการระหว่างโลหะพื้นและวัสดุเสริมแรง รวมถึงให้ความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาคของโลหะพื้นและการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรงที่ส่งผลกระทบต่อสมบัติเชิงกลที่ต้องการ นอกจากนี้ การฉีดขึ้นรูปผง (Powder Injection Moulding: PIM) ซึ่งเป็นกระบวนการขึ้นรูปโดยใช้ผงวัสดุอีกวิธีหนึ่ง เหมาะสมสำหรับใช้ในการผลิตวัสดุเชิงประกอบ อีกทั้งยังสามารถผลิตชิ้นส่วนที่มีรูปทรงซับซ้อนและมีขนาดเล็กได้จำนวนมาก [5, 6]

โดยในการศึกษาวิจัยนี้ จะมุ่งเน้นการศึกษาตัวแปรในกระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผงและเผาผนึก โดยตัวแปรที่สนใจคือ ปริมาณของวัสดุเสริมแรงอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ขนาดของผงโลหะอะลูมิเนียมวิธีการเตรียมส่วนผสมของผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูป (feedstock preparation) ซึ่งตัวแปรเหล่านี้จะส่งผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกล เช่น สมบัติความแข็ง และสมบัติแรงดึง เป็นต้น และเนื่องจากการผลิตขึ้นรูปด้วยวิธีการดังกล่าวนั้นยังต้องพึ่งพาเทคโนโลยีจากต่างประเทศเป็นหลัก ดังนั้นทางคณะผู้วิจัยจึงต้องการประยุกต์ใช้เครื่องฉีดขึ้นรูปขนาดเล็กที่ถูกพัฒนาขึ้นที่สถาบันวิจัยโลหะและ

วัสดุ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย เพื่อพัฒนาวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมดังกล่าวให้มีคุณภาพและสมบัติเชิงกลที่ดี และเพื่อเป็นแนวทางในการลดต้นทุนการผลิต ลดการพึ่งพาเทคโนโลยีและการนำเข้าเครื่องจักรจากต่างประเทศ อีกทั้งเป็นการสนับสนุนการผลักดันให้เกิดเทคโนโลยีที่มีต้นทุนต่ำขึ้นภายในประเทศได้อีกประการหนึ่งด้วย

### 1.1 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย

- 1.1.1 เพื่อศึกษาผลกระทบของปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10-40 vol.% ที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติความแข็งของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์
- 1.1.2 เพื่อศึกษาผลกระทบของขนาดผงอะลูมิเนียมที่มีขนาดผงเฉลี่ย 39.6 และ 83.0 ไมครอน ต่อโครงสร้างจุลภาค และสมบัติความแข็งของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์
- 1.1.3 เพื่อศึกษาผลกระทบของวิธีการเตรียมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูป คือ การบดผสมด้วยหม้อบด (ball milling) และการบดผสมเชิงกล (mechanical alloying) ที่มีต่อโครงสร้างจุลภาค และสมบัติความแข็งของวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์
- 1.1.4 เพื่อศึกษาสมบัติเชิงกลทางด้านความแข็ง และสมบัติแรงดึง รวมถึงพฤติกรรมการแตกหักเมื่อวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ผ่านการได้รับอุณหภูมิในระดับปานกลาง คือ 100 200 และ 300°C เป็นเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง

### 1.2 ขอบเขตของโครงการวิจัย

ในงานวิจัยนี้มีขอบเขตการวิจัยในการศึกษาผลกระทบของตัวแปรในกระบวนการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกรรมวิธีโลหวิทยาโลหะผง ดังนี้ คือ

- 1.2.1 ขนาดของผงอะลูมิเนียมที่มีขนาดผงเฉลี่ย 39.6 และ 83.0 ไมครอน
  - 1.2.2 วิธีการเตรียมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูปโดยการบดผสมด้วยหม้อบด (ball milling) และการบดผสมเชิงกล (mechanical alloying)
  - 1.2.3 ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10-40 vol.%
- โดยใช้กระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง การเผาผืนิก/กระบวนการทางความร้อน รวมถึงการตรวจสอบวิเคราะห์และทดสอบต่าง ๆ ดังนี้

#### กระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง

- เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาดอนุภาคเฉลี่ย 19.8 ไมครอน ผ่านการเตรียมผิวโดยเผาที่อุณหภูมิ 1,000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง โดยเติมที่ปริมาณ 10 20 30 และ 40 vol.%
- ผงอะลูมิเนียม (Alumix 123) ขนาดผงเฉลี่ย 39.6 และ 83.0 ไมครอน

- เตรียมผงวัสดุสำหรับฉีดขึ้นรูปที่ 55 เปอร์เซ็นต์ของแข็ง
- ฉีดขึ้นรูปวัสดุผงที่อุณหภูมิ 170°C อุณหภูมิแม่พิมพ์ 90°C

#### กระบวนการเผาผนึกและกระบวนการทางความร้อน

- เผาผนึกที่อุณหภูมิ 640-800°C ในบรรยากาศไนโตรเจน เป็นเวลา 1.5 ชั่วโมง
- กระบวนการทางความร้อนโดยอบละลาย (solution treatment) ที่อุณหภูมิ 500°C จากนั้นชุบน้ำที่อุณหภูมิห้อง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 150°C เป็นเวลา 6-12 ชั่วโมง
- ได้รับความร้อน (exposure) ที่อุณหภูมิ 100 200 และ 300°C เป็นเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง

#### ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและทดสอบสมบัติเชิงกล

- ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและวิเคราะห์เฟส
- ทดสอบความหนาแน่น
- ทดสอบความแข็งด้วย Vickers hardness test
- ทดสอบสมบัติแรงดึงและตรวจสอบพื้นผิวการแตกหัก

### 1.3 กรอบแนวความคิดของโครงการวิจัย (Conceptual framework)

การขึ้นรูปวัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ มีการพัฒนาอย่างแพร่หลายเพื่อนำมาแทนที่วัสดุวิศวกรรมอื่น ๆ อย่างไรก็ตาม สมบัติเชิงกลที่ต้องการขึ้นอยู่กับเทคโนโลยีการผลิตขึ้นรูปเป็นอย่างมากและกระบวนการขึ้นรูปที่มีต้นทุนการผลิตต่ำ เป็นสิ่งจำเป็นในการผลักดันให้เกิดเทคโนโลยีการผลิตที่สามารถประยุกต์ใช้ได้กับเทคโนโลยีเดิมที่มีอยู่ ดังนั้น กระบวนการขึ้นรูปโลหะวิทยาโลหะผงจึงเป็นทางเลือกที่ดี การขึ้นรูปโดยใช้กระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผงนอกจากจะทำให้เกิดการกระจายตัวที่ดีของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในเนื้อโลหะพื้นอะลูมิเนียมแล้ว อุณหภูมิที่ใช้ในการอัดขึ้นรูปและเผาผนึกจะช่วยส่งเสริมให้เกิดชั้นงานที่มีความหนาแน่นสูงมากขึ้น ซึ่งเป็นผลดีต่อสมบัติเชิงกล อีกทั้งอุณหภูมิดังกล่าวนี้ไม่สูงเกินไปที่จะทำให้เกิดสารประกอบที่ไม่ต้องการระหว่างเฟสของโลหะพื้นและวัสดุเสริมแรงซึ่งเป็นผลเสียต่อสมบัติเชิงกลของชิ้นงานในระหว่างการใช้งาน

สมบัติเชิงกลของวัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ นอกจากจะขึ้นอยู่กับความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาคแล้ว ยังขึ้นอยู่กับความยึดเหนี่ยวระหว่างพื้นผิวรอยต่อ (interfacial bonding) ระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และโลหะพื้นอะลูมิเนียม โดยเฉพาะอย่างยิ่งการใช้งานที่อุณหภูมิที่สูงกว่าอุณหภูมิใช้งานปกติ ซึ่งอาจมีการเสื่อมสภาพของพื้นผิวรอยต่อดังกล่าว ดังนั้น การศึกษาพฤติกรรมเชิงกลของวัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จึงจำเป็นต้องศึกษาผลกระทบของการเตรียมผงวัสดุสำหรับฉีดขึ้นรูป เช่น การเตรียมผิวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ให้เกิดชั้นฟิล์มของซิลิคอนไดออกไซด์ ( $\text{SiO}_2$ ) เพื่อช่วยให้เกิดปฏิกิริยาที่ชั้นผิวอนุภาคให้เกิดการยึดเหนี่ยวที่ดีกับเนื้อพื้นโลหะ รวมถึงขั้นตอนการผสมผงวัสดุฉีดขึ้นรูปโดยการบดผสมผงวัสดุด้วยหม้อบดหรือการบดผสมเชิงกล ซึ่งก็จะเกี่ยวข้องกับการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ใน



โลหะพื้นอะลูมิเนียม [7] นอกจากนี้ ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ รวมถึงขนาดของผงวัสดุซึ่งอาจจะพิจารณาจากอัตราส่วนระหว่างขนาดผงวัสดุใหญ่ต่อขนาดผงวัสดุเล็ก หรือ particle size ratio ก็ส่งผลอย่างมากต่อการจัดเรียงตัวของอนุภาคและผงในระหว่างการขึ้นรูป (particle packing) ซึ่งทั้งหมดนี้จะส่งผลโดยตรงต่อประสิทธิภาพในกระบวนการเผาผนึกในขั้นตอนต่อมาและเชื่อมโยงไปถึงโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบ นอกจากนี้ การใช้งานอุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิห้องเป็นระยะเวลายาวนาน อาจจะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงขึ้นในโครงสร้างและโดยเฉพาะอย่างยิ่งที่บริเวณรอยต่อระหว่างเฟสทั้งสองและส่งผลให้สมบัติเชิงกลเปลี่ยนไป ดังนั้น ในการศึกษาวิจัยนี้ จึงมุ่งเน้นที่จะศึกษาผลของตัวแปรที่เกี่ยวข้องในการฉีดขึ้นรูปต่อโครงสร้างและสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ รวมถึงศึกษาพฤติกรรมการเสื่อมสภาพของวัสดุเชิงประกอบทางด้านสมบัติความแข็งและความแข็งแรงดึง เมื่อได้รับอุณหภูมิในระดับปานกลางเพื่อเป็นส่วนสำคัญในการศึกษาขอบเขตการใช้งานทางวิศวกรรมของวัสดุเชิงประกอบ

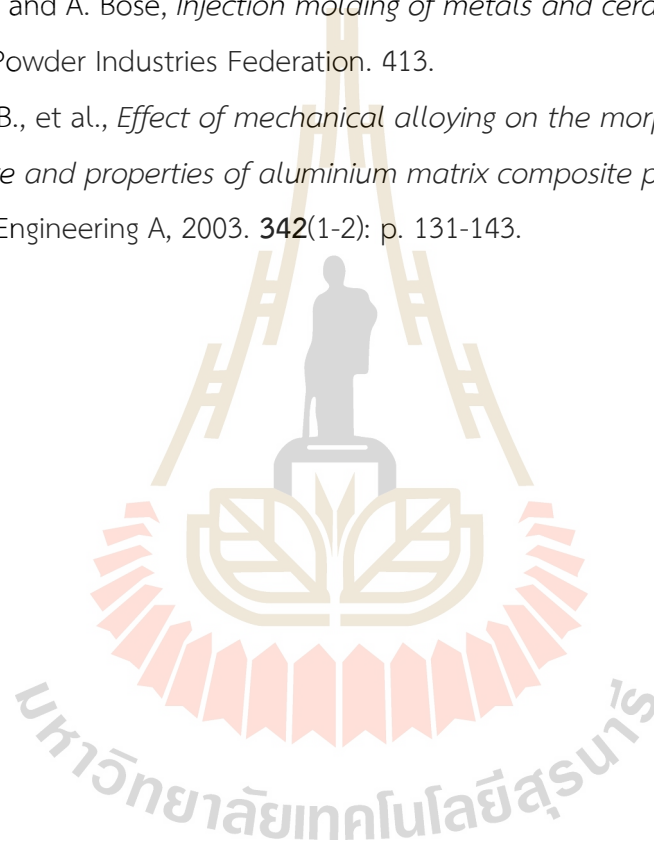
#### 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

- 1.4.1 สามารถทราบขอบเขตการใช้งานของวัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมด้วยกระบวนการขึ้นรูปด้วยวิธีการโลหวิทยาโลหะผง จากการศึกษาตัวแปรสำคัญที่เกี่ยวข้องกับกระบวนการฉีดขึ้นรูปและผลกระทบของอุณหภูมิที่มีต่อสมบัติเชิงกล เพื่อเป็นประโยชน์สำหรับการพัฒนาอุตสาหกรรมผลิตขึ้นโลหะในอนาคตที่ต้องอาศัยวัสดุที่แข็งแรงและมีน้ำหนักเบาเพื่อประหยัดพลังงาน
- 1.4.2 สามารถเผยแพร่ผลงานในวารสารวิชาการ ระดับชาติหรือนานาชาติ รวมถึงเผยแพร่ผลงานในการประชุมวิชาการในประเทศหรือต่างประเทศ
- 1.4.3 สามารถผลิตบุคลากรที่เป็นผู้สำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรีและปริญญาโท ที่มีความรู้ความสามารถทางด้านเทคโนโลยีการขึ้นรูปด้วยกระบวนการโลหวิทยาโลหะผงให้กับภาคอุตสาหกรรมผลิตขึ้นส่วนโลหะภายในประเทศที่ต้องการบุคลากรที่มีคุณภาพและยกระดับคุณภาพการผลิต

#### รายการอ้างอิง

1. Lin, Y.C., et al., *Mechanism of plastic deformation of powder metallurgy metal matrix composites of Cu-Sn/SiC and 6061/SiC under compressive stress*. Materials Science and Engineering A, 2004. **373**(1-2): p. 363-369.
2. Ogel, B. and R. Gurbuz, *Microstructural characterization and tensile properties of hot pressed Al-SiC composites prepared from pure Al and Cu powders*. Materials Science and Engineering A, 2001. **301**(2): p. 213-220.

3. Hashim, J., L. Looney, and M.S.J. Hashmi, *Metal matrix composites: production by stir casting method*. Journal of Materials Processing Technology, 1999. **92-93**(1999): p. 1-7.
4. Rodríguez-Reyes, M., et al., *Limiting the development of Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> to prevent degradation of Al/SiCp composites processed by pressureless infiltration*. Composites Science and Technology, 2006. **66**(7-8): p. 1056-1062.
5. German, R.M., *Powder metallurgy and particulate materials processing*. 2005: Metal Powder Industries Federation. 528.
6. German, R.M. and A. Bose, *Injection molding of metals and ceramics*. 1 ed. Vol. 1. 1997: Metal Powder Industries Federation. 413.
7. Fogagnolo, J.B., et al., *Effect of mechanical alloying on the morphology, microstructure and properties of aluminium matrix composite powders*. Materials Science and Engineering A, 2003. **342**(1-2): p. 131-143.



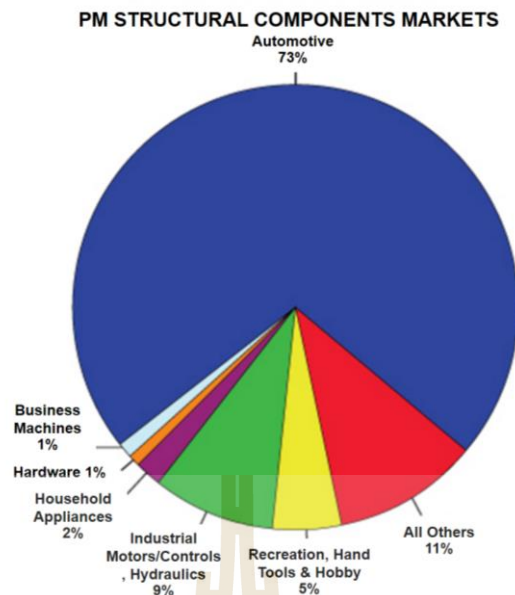
## บทที่ 2 บริหารศึนวรรณกรรม

การเลือกใช้วัสดุให้ตรงกับความต้องการใช้งานได้อย่างเต็มประสิทธิภาพนั้น นำมาซึ่งการพัฒนาวัสดุชนิดต่าง ๆ ในปัจจุบัน อะลูมิเนียมเป็นอีกหนึ่งวัสดุที่ถูกนำมาพัฒนาเพื่อตอบสนองต่อความต้องการในการใช้งานที่หลากหลาย เนื่องจากอะลูมิเนียมมีคุณสมบัติพิเศษหลายประการคือ มีน้ำหนักเบา มีความแข็งแรงอยู่ในเกณฑ์ปานกลาง มีการนำไฟฟ้าดี นอกจากนี้อะลูมิเนียมยังมีคุณสมบัติทนต่อการกัดกร่อนได้ดีในบรรยากาศทั่วไป สมบัติที่ดีอีกประการหนึ่งคือ เมื่อเติมธาตุผสม เช่น ทองแดง แมกนีเซียม หรือซิลิคอนลงในอะลูมิเนียมจะเกิดเป็นโลหะผสมอะลูมิเนียม (aluminium alloy) ที่ให้สมบัติเชิงกลที่ดีกว่าอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ เช่น โลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง อะลูมิเนียม-ซิลิคอนและอะลูมิเนียม-แมกนีเซียม โดยโลหะผสมแต่ละประเภทจะมีคุณสมบัติที่แตกต่างกันเพื่อตอบสนองการใช้งานทางวิศวกรรมหลากหลายประเภท

อย่างไรก็ดี การใช้งานของโลหะผสมอะลูมิเนียมยังมีข้อจำกัดในการใช้งานที่ต้องการสมบัติด้านโมดูลัสที่สูงขึ้น การใช้งานที่มีสภาวะการใช้งานรุนแรงหรืออุณหภูมิการใช้งานสูงกว่าปกติหรือต้องการวัสดุที่มีความแข็งแรง และต้องรับการเสียดสีมากเป็นพิเศษ ซึ่งโลหะผสมอะลูมิเนียมไม่สามารถตอบสนองต่อการใช้งานได้ดี จึงมีการพัฒนาวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะ (Metal Matrix Composites: MMCs) ขึ้น โดยการเติมวัสดุเสริมแรงชนิดที่เป็นเส้นใย (fibre) หรืออนุภาค (particulate) ซึ่งส่วนใหญ่เป็นสารประกอบอยู่ในรูปของคาร์ไบด์ (carbide) ไนไตรด์ (nitride) ออกไซด์ (oxide) หรือโบไรด์ (boride) เพื่อให้ได้วัสดุเชิงประกอบที่มีความแข็งแรงมากขึ้นและสามารถเพิ่มขอบเขตการใช้งานได้กว้างขวางมากยิ่งขึ้น วัสดุเชิงประกอบได้รับความสนใจอย่างมากในการใช้งานทางด้านวิศวกรรม โดยเฉพาะอย่างยิ่งวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมที่ทำการเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ( $\text{SiC}_p$  reinforced aluminium composite) ซึ่งสามารถทำการขึ้นรูปขึ้นงานได้ง่ายกว่าและถูกใช้งานอย่างกว้างขวางในอุตสาหกรรมยานยนต์ อากาศยาน อิเล็กทรอนิกส์และทางการแพทย์ เนื่องจากอะลูมิเนียมที่ทำการเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีคุณสมบัติที่ดีหลายประการ เช่น มีความแข็งแรงอยู่ในเกณฑ์สูงเมื่อเทียบกับน้ำหนักที่เบา มีค่าการนำความร้อนสูงและมีอัตราการขยายตัวเนื่องจากความร้อนต่ำ

### 2.1 โลหะวิทยาโลหะผง

โลหะวิทยาโลหะผง (Powder Metallurgy, P/M) เป็นอีกหนึ่งทางเลือกที่มีประสิทธิภาพสำหรับการขึ้นรูปชิ้นส่วนโลหะและรวมถึงในการผลิตวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะ สำหรับอุตสาหกรรมผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ อากาศยาน การขนส่งและการแพทย์ อีกทั้งยังมีส่วนแบ่งในการตลาดสำหรับการผลิตชิ้นส่วนเครื่องจักรกล อุปกรณ์ภายในบ้าน มอเตอร์และอุปกรณ์ควบคุมอุตสาหกรรม เป็นต้น ดังแสดงการใช้งานชิ้นส่วนที่ผลิตด้วยกระบวนการโลหะผงในรูปที่ 2.1 [1] ส่วนในรูปที่ 2.2 แสดงตัวอย่างการผลิตชิ้นส่วนของก้านสูบที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการโลหะผงโดยใช้วิธีการฉีดขึ้นรูป (metal powder injection moulding) [2]



รูปที่ 2.1 การใช้งานชิ้นส่วนที่ผลิตด้วยกระบวนการโลหะผง [1]



รูปที่ 2.2 ชิ้นงานขึ้นรูปด้วยกระบวนการ metal powder injection moulding [2]

ในการผลิตชิ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะนั้น เมื่อพิจารณาแล้วพบว่ากระบวนการโลหะผงมีข้อดีเมื่อเปรียบเทียบกับกระบวนการขึ้นรูปในสถานะของเหลวตั้งเช่นในกระบวนการหล่อ ดังนี้ คือ [3, 4]

- สามารถขึ้นรูปชิ้นงานที่มีรูปร่างสมมาตร และมีขนาดที่แม่นยำ ลดส่วนเกินของเศษวัสดุ ซึ่งเหมาะสำหรับกระบวนการผลิตในปัจจุบันที่มีการคำนึงถึงการใช้พลังงานและการใช้วัตถุดิบได้อย่างมีประสิทธิภาพ
- ปฏิกริยาระหว่างวัสดุพื้น (metal matrix) และวัสดุที่เสริมแรง (reinforcing material) จะเกิดน้อยกว่า เพราะใช้อุณหภูมิในการขึ้นรูปไม่สูงมากนักทำให้สามารถหลีกเลี่ยงการเกิดโครงสร้างที่ไม่พึงประสงค์ และการเกิดข้อบกพร่องภายในชิ้นงานได้
- มีการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรงดีกว่า
- ไม่มีการสูญเสียวัสดุที่เติมเพื่อเสริมแรงในระหว่างกระบวนการขึ้นรูป
- สามารถควบคุมการผสมธาตุเจือต่าง ๆ ได้อย่างหลากหลายตามความต้องการ
- ชิ้นงานที่ได้มีสภาพผิวที่ดี

ตารางที่ 2.1 แสดงการเปรียบเทียบข้อดีและข้อจำกัดของแต่ละวิธีการผลิตขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบ ด้วยวิธีการต่าง ๆ กันคือ powder metallurgy, co-spray, rheo-casting และ liquid infiltration เมื่อพิจารณาในด้านความหลากหลายด้านโครงสร้างจุลภาค (microstructural versatility) ความต่อเนื่องของกระบวนการ (semi-continuous process) ศักยภาพการผลิตด้วยต้นทุนต่ำ (low potential cost) และสถานะความพร้อมในภาคอุตสาหกรรม (industrial maturity) โดยตัวเลข 1 หมายถึง 'ดีที่สุด' [5] แม้ว่าแนวโน้มของต้นทุนกระบวนการผลิตและวัสดุเสริมแรง ของกระบวนการโลหะผงจะค่อนข้างสูงกว่า กระบวนการสเปรย์และกระบวนการหล่อดังแสดงในตารางที่ 2.2 แต่หากพิจารณาในภาพรวมจะเห็นได้ว่า กระบวนการโลหะผงนั้นเป็นทางเลือกที่ดีทางเลือกหนึ่ง และมีแนวโน้มในการประยุกต์ใช้ในงานวิศวกรรม ประเภทต่าง ๆ ทั้งในปัจจุบันและอนาคตมากขึ้นโดยเฉพาะอย่างยิ่งในภูมิภาคเอเชีย

ตารางที่ 2.1 การเปรียบเทียบข้อดี-ข้อเสียของแต่ละวิธีการผลิต [5]

Attribute	Powder Metallurgy	Co-Spray	Rheocasting	Liquid infiltration
Microstructural versatility	1	2	2	2
Semi-continuous process	3	1	1	4
Low potential cost	4	2	1	2
Industrial maturity	1	2	2	4

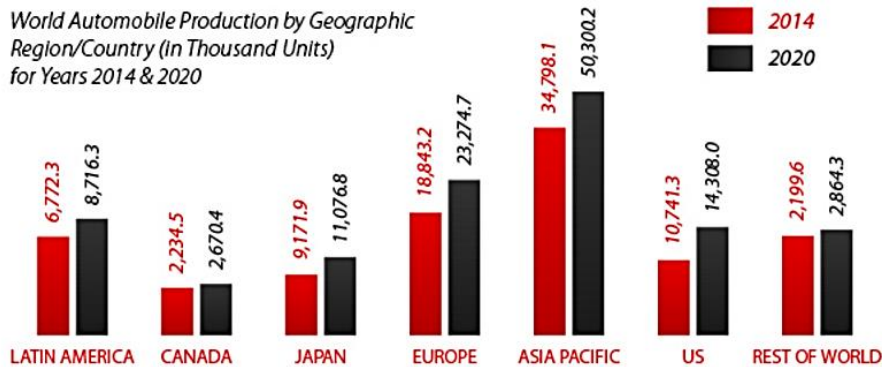
Remark: 1 = best

ตารางที่ 2.2 แนวโน้มของต้นทุนกระบวนการผลิตและวัสดุเสริมแรง [5]

Process	Cost	Reinforcement
Diffusion joining	↑	Monofilaments
Powder metallurgy		Whiskers
Spray methods		Short fibers
Melting process		Particles

อุตสาหกรรมโลหะผงได้รับการคาดหวังว่าจะมีการเติบโตในอัตราที่สูงมากในอนาคต ทั้งนี้ เนื่องจากการพัฒนาทางด้านเทคโนโลยีทางด้านกระบวนการของการผลิตโลหะผง เช่น กระบวนการอัดขึ้นรูป (conventional pressing), hot isostatic pressing, press-sinter-repress และ powder injection molding ซึ่งทำให้การขึ้นส่วนที่ผลิตได้ยังมีคุณสมบัติที่เหมาะสม และตอบสนองได้ดียิ่งต่อความต้องการใช้งานที่หลากหลายจากอุตสาหกรรมต่อเนื่องอื่น ๆ ในขณะที่กรรมวิธีอื่น ๆ ไม่สามารถตอบสนองได้ หรือสามารถตอบสนองได้ในเชิงคุณสมบัติแต่ก็ไม่เหมาะสมในเชิงเศรษฐศาสตร์ดังกล่าวมาแล้วข้างต้น อุตสาหกรรมโลหะผงจึงนับได้ว่าเป็นอีกหนึ่งอุตสาหกรรมที่สามารถแข่งขันได้ในตลาดและมีศักยภาพอย่างสูงในการแข่งขันในโลกธุรกิจปัจจุบัน [6] รูปที่ 2.3 แสดงการวิเคราะห์ด้านการตลาดของโลหะผงจำแนกตามกลุ่มประเทศและทวีป โดยมีข้อมูลตั้งแต่ปี ค.ศ. 2014 และข้อมูลการทำนายจนถึงปี ค.ศ. 2020 [7] โดยยกตัวอย่างกลุ่มผลิตภัณฑ์ทางด้านชิ้นส่วนยานยนต์

World Automobile Production by Geographic Region/Country (In Thousand Units) for Years 2014 & 2020



รูปที่ 2.3 การวิเคราะห์ด้านการตลาดของโลหะผงจำแนกตามกลุ่มประเทศและทวีป ในปี ค.ศ. 2014 และการทำนายในปี ค.ศ. 2020 สำหรับในกลุ่มผลิตภัณฑ์ชิ้นส่วนยานยนต์ [7]

สำหรับเทคโนโลยีโลหวิทยาโลหะผงอะลูมิเนียมโดยทั่วไปนั้นจะประกอบไปด้วย 3 ขั้นตอน คือ

- การผลิตโลหะผง (powder production) เช่น atomization ซึ่งเป็นกระบวนการทำให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว (rapid solidification) หรือ splat quenching ทำให้เกิดการฟอร์มตัวเป็นผลึกขนาดเล็ก เป็นต้น
- กรรมวิธีผง (powder processing) เป็นกระบวนการกวนผสมหรือปรับปรุงสมบัติของผงโลหะ ก่อนทำการอัดขึ้นรูปและให้ความร้อน เช่น การบดผสมผงโลหะในหม้อบด (ball mill mixing) เพื่อปรับขนาดและรูปร่างของผงโลหะ หรืออาจมีการเติมวัสดุอื่นผสมรวมด้วย เช่น วัสดุเสริมแรงที่เป็นเส้นใย เป็นผง หรือ เป็นอนุภาค เป็นต้น
- การกำจัดก๊าซและการทำให้แข็งแรง (degassing and consolidation) เนื่องจากอะลูมิเนียมผงมีความไวต่อความชื้นเป็นอย่างมาก โดยอาจทำให้หลงเหลือเป็นรูพรุนอันเนื่องมาจากก๊าซไฮโดรเจน จึงจำเป็นต้องมีการกำจัดก๊าซก่อนกระบวนการทำให้แข็งขึ้น (consolidation) เพื่อไม่ให้เกิดปัญหาหากนำชิ้นงานที่ผ่านการ consolidation แล้วไปรีดหรืออัดขึ้นรูปต่อไป ส่วนการ consolidation ทำได้โดยการอัดขึ้นรูปและเผาผนึก (pressing and sintering) โดยเทคโนโลยีในปัจจุบันสามารถทำการอัดขึ้นรูปร้อน (hot pressing) ได้ รวมถึงสามารถทำได้ในสุญญากาศเพื่อไม่ให้เกิดปัญหาการปนเปื้อนของออกซิเจน (oxygen contamination)

ในขั้นตอนการอัดขึ้นรูปชิ้นส่วนโลหะผงอะลูมิเนียม นั้น ผงอะลูมิเนียมจะถูกอัดขึ้นรูปที่ความดันไม่สูงมากนักขึ้นอยู่กับเครื่องมือในการอัดขึ้นรูป โดยสามารถอัดขึ้นรูปได้ง่ายกว่าโลหะผงเหล็กและทองแดง ใช้แรงในการอัดน้อยกว่าและสามารถทำให้เกิดรูปร่างที่ซับซ้อนได้ดีกว่า ส่วนการเผาผนึกนั้นควรกระทำในบรรยากาศที่มีก๊าซเฉื่อยปกคลุม เช่น ไนโตรเจน อาร์กอน หรือในสุญญากาศ โดยกระทำที่อุณหภูมิในช่วง 595-625°C ที่ระยะเวลาประมาณ 10-30 นาที (หรือที่อุณหภูมิและเวลาที่สูงและมากกว่า ขึ้นอยู่กับการผลิตวัสดุอื่นเพื่อเสริมแรงและเพื่อให้เกิดเฟสที่ต้องการ) ชิ้นงานสามารถให้ค่าความหนาแน่นทางทฤษฎี (theoretical

density) เพิ่มขึ้นมากกว่า 80% การอัดขึ้นรูปและเผาผนึกซ้ำ (repressing and re-sintering) สามารถทำให้ค่าความหนาแน่นทางทฤษฎีเพิ่มขึ้นมากกว่า 90%

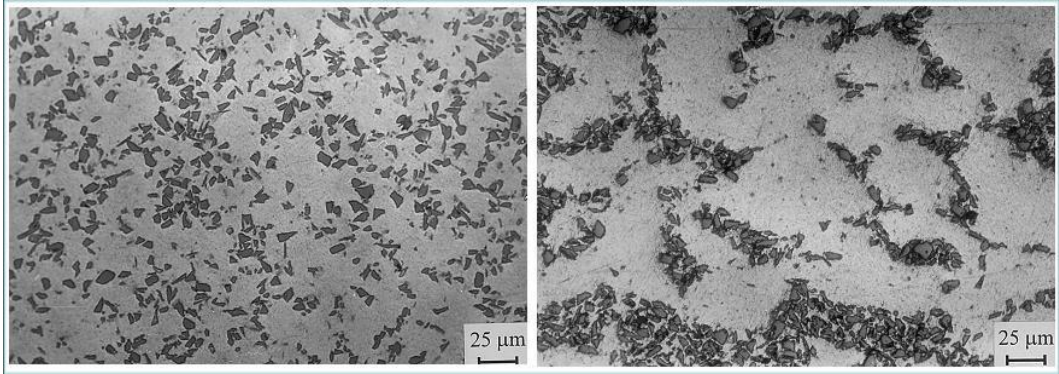
## 2.2 วัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมขึ้นรูปด้วยกระบวนการโลหวิทยาโลหะผง

วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะมีสมบัติเชิงกลที่ผสมผสานระหว่างโลหะพื้นและวัสดุเสริมแรง โดยขึ้นอยู่กับตัวแปรต่าง ๆ ซึ่งรวมถึงตัวแปรทั้งทางด้านวัสดุและตัวแปรที่ใช้ในกระบวนการผลิตขึ้นรูปด้วยเช่นเดียวกัน ตารางที่ 2.3 แสดงสมบัติกายภาพและทางกลของอะลูมิเนียมเกรดที่ใช้ในงานวิจัยและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

ตารางที่ 2.3 สมบัติกายภาพและทางกลของอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ [8]

Property	Aluminium	SiC <sub>p</sub>
Crystal structure	FCC	polymorph
Density, g.cm <sup>-3</sup>	2.70	3.21
Melting point	660.32	2730
Coefficient of thermal expansion, μm/(m·K) (at 25 °C)	23.6	8.6
Coefficient of thermal conductivity, W/(m·K)	237	360-490
Vickers Hardness, GPa	0.160–0.350	20 – 30
Young's modulus, GPa	72.1	431
Shear modulus, GPa	26.9	181.1
Poisson's ratio	0.34	0.19

อะลูมิเนียมที่นิยมใช้เป็นวัสดุพื้นในกระบวนการผลิตขึ้นรูปโลหะผง จะเป็นเกรดที่สามารถผ่านกระบวนการทางความร้อนด้วยวิธีการตกตะกอนที่เรียกว่า precipitation hardening หรืออาจเรียกว่าการบ่มแข็ง (age-hardening) เพื่อให้ได้ความแข็งและความแข็งแรงที่สูงขึ้น เช่น เกรดที่มีส่วนผสม Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg-Cu หรือ Al-Mg-Si เป็นต้น สำหรับวัสดุเสริมแรงที่นิยม คือ อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (SiC particulate) มีการใช้งานมากที่สุด ซึ่งจะส่งเสริมให้ความแข็งแรงดึงและโมดูลัสของยังส์เพิ่มขึ้น อีกทั้งยังทำให้ความต้านทานการสึกหรอ (wear resistance) ดีขึ้นอีกด้วย ส่วนผงอะลูมินา (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> powder) นั้นมีเกรดที่หลากหลายกว่าและมีความเสถียรค่อนข้างสูง และมีความต้านทานต่อการกัดกร่อนและทนอุณหภูมิสูงได้ดี อย่างไรก็ตาม ปัญหาประการหนึ่งในการผลิตวัสดุเชิงประกอบชนิดนี้ คือ การทำปฏิกิริยาระหว่างโลหะพื้นและวัสดุเสริมแรงซึ่งมีผลทำให้สมบัติเชิงกลลดลง รวมถึงลดความสามารถในการบ่มแข็งด้วยการตกตะกอนของโลหะพื้น [4]



รูปที่ 2.4 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเซรามิกประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์โดยใช้ผงอะลูมิเนียมขนาด 25 ไมครอน (ซ้าย) และ 100 ไมครอน (ขวา) ภายหลังจากอัดขึ้นรูปร้อนที่ 600°C [9]

สมบัติเชิงกลของชิ้นงานวัสดุเซรามิกประกอบพื้นอะลูมิเนียมที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยกระบวนการโลหะผงนั้นขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายประการ [10-12] เช่น ขนาดและรูปร่างของผงอะลูมิเนียมพื้นและวัสดุเสริมแรง ปริมาณการเติมและการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรง บรรยากาศในการขึ้นรูป ความอัดแน่นของชิ้นงานก่อนการเผาผนึก รวมถึงความดันและอุณหภูมิที่ใช้ในกระบวนการเผาผนึก ตัวอย่างเช่น ในรูปที่ 2.4 แสดงถึงโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเซรามิกประกอบพื้นอะลูมิเนียม-5wt% ทองแดง เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาด 10 ไมครอน ซึ่งค่าความแข็งแรงดึงและการยึดตัวของชิ้นงานนั้นขึ้นอยู่กับขนาดของผงอะลูมิเนียมและอุณหภูมิที่ใช้ในการอัดขึ้นรูปร้อน โดยจากการทดลองพบว่า ขนาดของผงอะลูมิเนียมที่ 25 ไมครอน และอุณหภูมิอัดขึ้นรูปร้อนที่ 600°C จะให้ผลของสมบัติเชิงกลที่ดีที่สุด เนื่องจากการใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดละเอียดจะให้ความสม่ำเสมอของโครงสร้างและการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ดีกว่า ส่วนอุณหภูมิการอัดขึ้นรูปร้อนที่ 600°C ซึ่งสูงกว่าอุณหภูมิยูเทคติก (548°C) ของอะลูมิเนียม-ทองแดงนั้น ทำให้เกิดเฟสที่เป็นของเหลว (liquid phase) เป็นผลทำให้ปริมาณรูพรุนระหว่างผงอะลูมิเนียมลดลงอย่างมากทำให้ทั้งความแข็งแรงดึงและการยึดตัวดีขึ้น

นอกจากนี้ยังพบว่า อัตราส่วนของขนาดอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เปรียบเทียบกับขนาดผงอะลูมิเนียมมีความสำคัญต่อความสามารถในการอัดของชิ้นงาน [12] โดยหากเลือกใช้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาดเล็กในปริมาณการเติมไม่มากจะทำให้ได้ค่าความหนาแน่นที่ดีที่สุด เนื่องจากได้รับอิทธิพลจากกลไกการจัดเรียงตัวใหม่ของผงวัสดุเสริมแรง (particle rearrangement) ระหว่างการอัดขึ้นรูปที่ความดันอัดระดับต่ำคือ 35 MPa แต่หากเลือกใช้ความดันอัดเพิ่มมากขึ้นที่ระดับ 400 MPa ความสามารถในการอัดจะถูกควบคุมด้วยกลไกการเสียรูปของวัสดุพื้นที่มีความอ่อนกว่า



## ตารางที่ 2.4 สมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมชนิดต่าง ๆ [13]

Mechanical properties for different Al MMCs

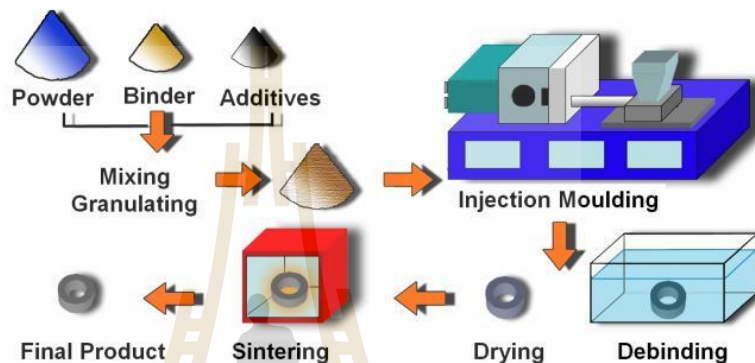
Materials	Manufacturing method	Young's modulus (GPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\sigma_{max}$ (MPa)	Elongation (%)	Fracture toughness (MPa $\sqrt{m}$ )
Al-Cu	Squeeze cast	70.5	174	261	14.0	-
Al-Cu + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (Vf = 0.2 fiber)	Squeeze cast	95.4	238	374	2.2	-
Al-Cu-Mg (T6), 2014	Spray (sheet)	73.8	432	482	10.2	-
Al-Cu-Mg + SiC (T6), Vf = 0.1-10 m part	Spray (sheet)	93.8	437	484	6.9	-
Al-Cu-Mg (T4), 2124	Powder rolling (sheet)	72.4	360	525	11.0	-
Al-Cu-Mg + SiC (T4), Vf = 0.17-3 $\mu$ m part	Powder rolling (sheet)	99.3	420	610	8.0	18
Al-Cu-Mg (T6), 2124	Powder rolling (sheet)	73.1	425	474	8.0	26
Al-Cu-Mg + SiC (T6), Vf = 0.17-3 $\mu$ m part	Powder rolling (sheet)	99.6	510	590	4.0	17
Al-Si-Mg (T6), 6061	Spray + rolling (sheet)	69.0	240	264	12.3	-
Al-Si-Mg + SiC (T6), Vf = 0.1-10 $\mu$ m part	Spray + rolling (sheet)	91.9	321	343	3.8	-
Al-Zn-Mg-Cu (T6), 7075	Spray + extrusion	71.1	617	659	11.3	-
Al-Zn-Mg-Cu + SiC (T6), Vf = 0.12-10 $\mu$ m part	Spray + extrusion	92.2	597	646	2.6	-
Al-Li-Cu-Mg (T6), 8090	Spray (sheet)	70.5	420	505	6.5	38
Al-Li-Cu-Mg + SiC (T6), Vf = 0.17-3 $\mu$ m part	Spray (sheet)	104.5	510	550	2.0	-

นอกจากกระบวนการเผาผนึกให้เกิดเฟสของเหลวแล้ว สามารถปรับปรุงสมบัติเชิงกลให้เพิ่มขึ้นได้ด้วยการให้แรงทางกล เช่น การตี รีด หรืออัดขึ้นรูป เป็นต้น รวมถึงการใช้กระบวนการทางความร้อนเพื่อเพิ่มความแข็งแรงเช่นการบ่มแข็ง โดยทำให้เกิดการตกตะกอนของเฟสที่สองที่มีขนาดเล็กละเอียดในโลหะพื้นซึ่งขั้นตอนการบ่มแข็งดังกล่าวขึ้นอยู่กับชนิดของโลหะพื้นและวัสดุเสริมแรงนั้น ๆ โดยพบว่าทำให้สามารถเพิ่มสมบัติแรงดึงที่อุณหภูมิสูงได้ถึง 200 MPa ที่อุณหภูมิ 300°C แต่อย่างไรก็ดี การใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลายาวนานจะทำให้เกิดความไม่เสถียรของรูปทรงชิ้นงาน ซึ่งเป็นสิ่งที่จะต้องคำนึงถึงในการใช้งานทางวิศวกรรมอย่างปลอดภัย ตารางที่ 2.3 [13] แสดงสมบัติเชิงกลของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมที่ผลิตขึ้นรูปจากกระบวนการโลหะผงเปรียบเทียบกับวิธีการขึ้นรูปประเภทอื่น ๆ

งานวิจัยที่ผ่านมาเกี่ยวกับวัสดุเชิงประกอบที่ขึ้นรูปด้วยการฉีดขึ้นรูปผงยังมีค่อนข้างอยู่ในวงจำกัด โดยงานวิจัยที่เกิดขึ้นที่สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ร่วมกับสถาบันวิจัยโลหะและวัสดุ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัยนั้นได้พัฒนาการฉีดขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณ 10 vol.% โดยที่ผ่านมา [14] ได้ศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติด้านความแข็งแรงของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม (ทองแดง 4.5 wt.%) เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาดอนุภาคเฉลี่ย 18.9 ไมครอน ทำการผลิตด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง พบว่า การผสมผงวัสดุด้วยหม้อบดสำหรับการฉีดขึ้นรูปผงและการเผาผนึกที่ช่วงอุณหภูมิ 660-700°C สามารถทำให้ได้โครงสร้างวัสดุเชิงประกอบภายหลังการเผาผนึกที่มีการกระจายของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์อย่างความสม่ำเสมอในโลหะพื้นอะลูมิเนียม โดยวัสดุเชิงประกอบที่ได้มีค่าความแข็งแรงเฉลี่ยประมาณ 78-82 Hv แต่อย่างไรก็ดี การวิจัยที่ผ่านมายังมิได้ศึกษาถึงสมบัติแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบดังกล่าว รวมถึงผลกระทบจากการใช้งานในสภาวะที่ผ่านการได้รับอุณหภูมิในระดับปานกลาง ซึ่งก็อาจจะส่งผลทำให้วัสดุเชิงประกอบที่ผ่านกระบวนการบ่มแข็งมาแล้วเกิดการเสื่อมสภาพ ซึ่งงานวิจัยนี้จึงได้จัดทำขึ้นเพื่อศึกษาผลกระทบดังกล่าว

### 2.3 กระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง (Powder injection)

การขึ้นรูปวัสดุประกอบด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง [15, 16] เป็นอีกวิธีหนึ่งที่มีความนิยม โดยมีการดัดแปลงและพัฒนาจากการฉีดเม็ดพลาสติก ซึ่งเหมาะกับการขึ้นรูปชิ้นงานขนาดเล็ก มีรูปร่างซับซ้อน ผลิตในปริมาณมากสำหรับชิ้นงานที่มีราคาสูง แต่การฉีดขึ้นรูปผงโลหะนั้นมีข้อจำกัดมากกว่าในเรื่องของรูปทรงรวมถึงการสึกหรอของแม่พิมพ์และอุปกรณ์การขึ้นรูป ทั้งนี้เนื่องจากธรรมชาติของผงโลหะที่มีความแข็งและต้องการอุณหภูมิในการขึ้นรูปมากกว่าเม็ดพลาสติก การฉีดขึ้นรูปวัสดุผงประกอบไปด้วยขั้นตอนต่าง ๆ ดังในรูปที่ 2.5 [17]



รูปที่ 2.5 แสดงขั้นตอนในการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง (powder injection moulding) [17]

- การผสมผงโลหะและวัสดุเสริมแรง (powder mixing) สามารถทำได้ในภาชนะผสม เช่น หม้อบด (ball milling) หรืออาจเป็นถังผสม (planetary mixer) เพื่อให้ผงวัสดุเข้ากันได้ดี สำหรับโลหะผงอะลูมิเนียมนั้นจะมีชั้นผิวออกไซด์ที่ค่อนข้างเสถียร ซึ่งอาจทำให้การเผาผนึกจะเกิด Bonding ระหว่างผงโลหะได้ไม่แข็งแรงนัก ซึ่งในบางกรณีจะมีการเติมธาตุบางชนิด เช่น ทองแดง เพื่อทำให้เกิดเป็นเฟสของเหลว ณ อุณหภูมิการเผาผนึก ให้อะลูมิเนียมเปียกกลบนวัสดุเสริมแรง หรือเติมแมกนีเซียมเพื่อเพิ่มความสามารถในการเปียก (wettability)
- การผสมสารยึดเพื่อเตรียมส่วนผสมฉีดขึ้นรูป (feedstock preparation) เป็นขั้นตอนที่สำคัญอย่างยิ่ง เนื่องจากการใช้สารยึดที่ดีในและในปริมาณที่เหมาะสมจะทำให้ชิ้นงานมีความสามารถในการอัดสูง และก่อให้เกิดการไหลตัวที่ดี (good flowability) ระหว่างการฉีดขึ้นรูป เป็นผลทำให้ชิ้นงานก่อนการเผาผนึกมีความแข็งแรง (green strength) ที่ดี และมีความหนาแน่นสูง
- การฉีดขึ้นรูป (injection moulding) จำเป็นต้องใช้อุณหภูมิและระยะเวลาที่เหมาะสมในการทำให้สารยึดค่อยๆ สร้างความแข็งแรงให้กับชิ้นงานในระหว่างทำการฉีดขึ้นรูป โดยอุณหภูมิที่เหมาะสมในการฉีดขึ้นรูปนั้นจะต้องไม่เกินอุณหภูมิที่เกิดการเสื่อมสภาพ (degradation) ของสารยึด

- การแยกสารยึดออก (debinding) ต้องใช้อุณหภูมิ อัตราการให้ความร้อน และระยะเวลาที่เหมาะสม โดยจะทำให้สารยึดค่อยๆ เสื่อมสภาพ เพื่อให้ได้ชิ้นงานที่มีความแข็งแรงพอ และไม่ทำให้เกิดการบวมพอง (flaking/blistering) เนื่องจากก๊าซ
- การเผาผนึก (sintering) ขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายประการ เช่น ความหนาแน่นเริ่มต้น (Initial density) ชนิดและขนาดของผงวัสดุ บรรยากาศ อุณหภูมิ ระยะเวลาและอัตราการให้ความร้อนในการเผาผนึก และระยะเวลาในการเผาผนึกจะต้องไม่เร็วเกินไปที่จะก่อให้เกิดการสะสมของสารมลทิน (contamination) ณ บริเวณที่ผิวของชิ้นงาน อย่างไรก็ตาม หากใช้เวลาในการเผาผนึกนานเกินไป จะก่อให้เกิดการบิดเบี้ยว การยุบเสียรูปของชิ้นงานและอาจก่อให้เกิดเกรนโต เป็นผลทำให้สมบัติเชิงกลลดลง

## 2.4 ปฏิกริยาระหว่างพื้นผิว (Interfacial reaction)

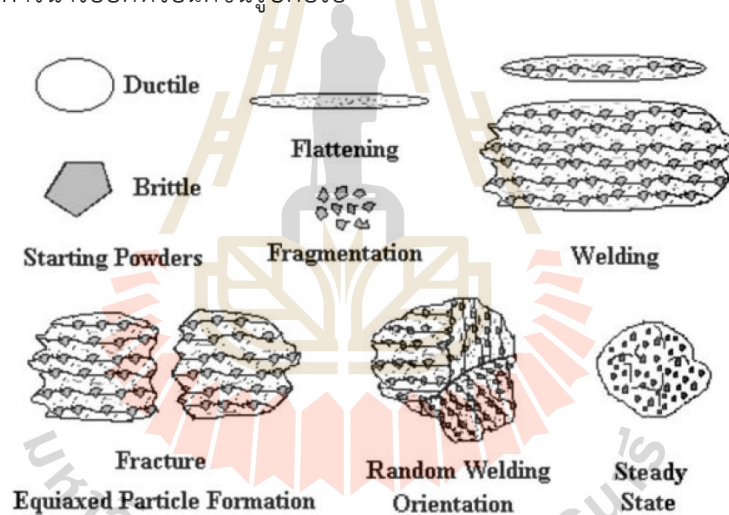
สมบัติเชิงกลของวัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมนั้นนอกจากจะขึ้นอยู่กับกระบวนการขึ้นรูปแล้ว ยังจำเป็นต้องศึกษาเกี่ยวกับปฏิกริยาระหว่างพื้นผิว (interfacial reaction) ที่เกิดขึ้นระหว่างวัสดุเสริมแรงและโลหะพื้นอีกด้วย [18] ความสามารถในการเปียกของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ในอะลูมิเนียมเป็นข้อจำกัดที่สำคัญหากทำการขึ้นรูปในสภาวะหลอมเหลว เช่น กระบวนการหล่อ หรือทำให้เกิดเฟสที่เป็นของเหลว และปัญหาที่สำคัญอีกประการหนึ่งคือ การเกิดปฏิกริยาระหว่างอะลูมิเนียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ ในขณะที่มีสถานะเป็นของเหลว ทำให้เกิดสารประกอบอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ ( $Al_4C_3$ ) ดังแสดงในสมการที่ 2.1 ซึ่งเป็นสารประกอบที่มีความเปราะสูงและไม่เสถียร มีความไวกับการเกิดปฏิกริยากับสิ่งแวดล้อมและทำให้เกิดการกัดกร่อนได้ง่าย [19] การเกิดสารประกอบ  $Al_4C_3$  ในระหว่างการหล่อขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมสามารถป้องกันได้ โดยทำให้เกิดสารประกอบซิลิคอนไดออกไซด์ ( $SiO_2$ ) ที่บริเวณผิวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ เพื่อเป็นแนวป้องกันการเกิดสารประกอบ  $Al_4C_3$  [20] ดังสมการที่ 2.2



นอกจากนี้ มีการศึกษาวิจัย [18] พบว่าการเติมธาตุผสม ซิลิคอน ทองแดง แมกนีเซียม และไทเทเนียม ไม่เพียงแต่จะทำให้เกิดการยึดเกาะ (Bonding) ที่ดีระหว่างผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์แล้ว ยังทำให้โลหะพื้นมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นอีกด้วย การศึกษาวัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เคลือบด้วยทองแดง ของ H. Wang et.al [18] พบว่า การเคลือบผิวอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ด้วยทองแดงทำให้เกิดสารประกอบ  $Cu_2O$  ที่ผิว ซึ่งเอื้ออำนวยให้เกิดการเปียกของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ และทองแดงโดยเกิดเป็นเฟสยูเทคติกของ  $SiO_2-Cu_2O$  ที่อุณหภูมิการเผาผนึก  $650^\circ C$  แต่เมื่ออุณหภูมิการเผาผนึกสูงขึ้น เช่นที่  $800^\circ C$  อะลูมิเนียมที่หลอมเหลวจะทำให้ความสามารถในการเปียกของ

อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กับอะลูมิเนียมผลดลง และอะลูมิเนียมหลอมเหลวจะทำปฏิกิริยากับทองแดงเกิดเป็นสารประกอบ  $Al_2Cu$  บริเวณรอยต่อระหว่างเฟสทั้งสอง เป็นผลทำให้สมบัติความแข็งแรงเพิ่มขึ้น

การบดผสมเชิงกล หรือ mechanical alloying เป็นอีกวิธีหนึ่งซึ่งช่วยทำให้เกิดความสม่ำเสมอของโครงสร้างและการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรงในวัสดุพื้น เนื่องจากเกิดการถ่ายโอนมวลสารของวัสดุ (material transfer) ในระหว่างการบดผสม โดยอาจทำการการบดผสมผงโลหะในหม้อบดที่มีความเร็วระดับปานกลาง-สูง โดยงานวิจัยของ Fogagnolo, J.B., et al. [21] ได้นำเสนอกลไกของการบดผสมวัสดุเหนียวและวัสดุเปราะจากการศึกษาการบดผสมผงอะลูมิเนียมเกรด 6061 กับอนุภาค  $AlN$  และ  $Si_3N_4$  ดังในรูปที่ 2.6 ดังนี้ คือ ในลำดับแรกผงอะลูมิเนียมจะเกิดการเสีรूपส่วนอนุภาควัสดุเสริมแรงจะเกิดการแตกหัก จากนั้นจะเกิดการเชื่อมติด (welding) กันระหว่างเนื้ออะลูมิเนียมกับวัสดุเสริมแรง ทำให้เกิดเป็นผงที่เป็นวัสดุประกอบ (composite powder) การเพิ่มระยะเวลาในการบดจะเป็นการเพิ่มความแข็งแรง (hardening) ให้กับผงวัสดุประกอบนี้จนนำไปสู่กลไกการแตกหัก จนสุดท้ายทำให้ผงวัสดุประกอบที่มีรูปร่างกลมมนขึ้น รูปที่ 2.6 แสดงกลไกการบดผสมเชิงกลโดยเริ่มต้นใช้วัสดุเหนียวและวัสดุเปราะ และสุดท้ายจะได้ผงวัสดุประกอบรูปร่างกลมมนเหมาะสมสำหรับการนำไปอัดหรือฉีดขึ้นรูปต่อไป

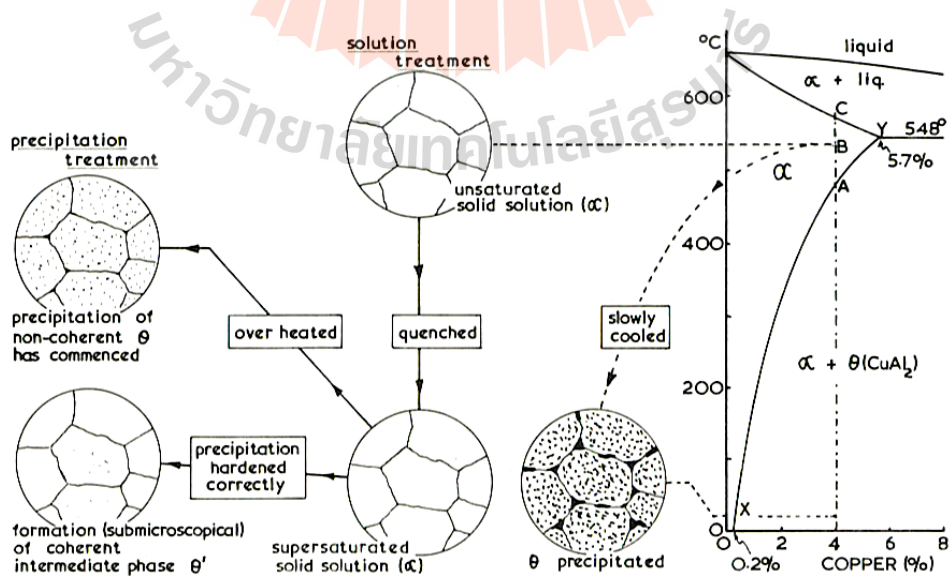


รูปที่ 2.6 กลไกการบดผสมเชิงกลของวัสดุเหนียวและวัสดุเปราะร่วมกันเพื่อให้ได้ส่วนผสมผงวัสดุเชิงประกอบสำหรับการขึ้นรูปในขั้นตอนต่อไป [21]

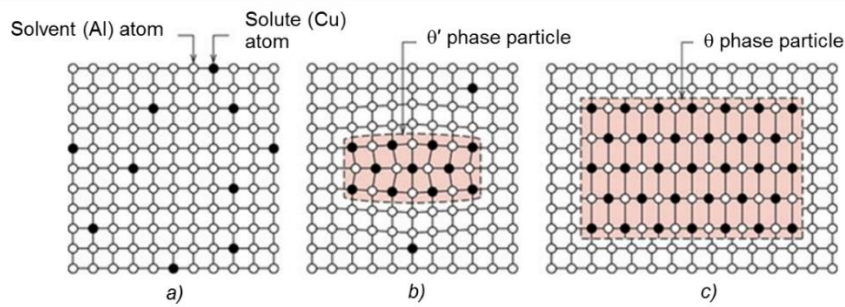
## 2.5 การบ่มแข็ง (Age hardening)

โลหะผสมอะลูมิเนียมสามารถเพิ่มความแข็งแรงและความแข็งได้โดยผ่านกระบวนการทางความร้อนที่เรียกว่าการบ่มแข็ง (age hardening) ซึ่งเป็นกลไกการเพิ่มความแข็งแรงโดยทำให้เกิดการตกตะกอนของเฟสที่เล็กละเอียดเพื่อช่วยเพิ่มความสามารถในการต้านทานการเสีรूपแบบพลาสติก โดยกระบวนการประกอบไปด้วย 1) การอบละลาย หรือ solution treatment 2) การชุบแข็ง หรือ quenching และ 3) การบ่มแข็ง หรือ Aging ซึ่งยังแบ่งออกเป็น การบ่มแข็งธรรมชาติ (natural aging) ที่อุณหภูมิห้อง และการบ่มแข็งเทียม (artificial aging) ที่อุณหภูมิประมาณ  $130-190^{\circ}C$  หรือสูงกว่า แล้วแต่ชนิดของโลหะผสม

โลหะผสมอะลูมิเนียมที่สามารถนำผ่านการบ่มแข็งได้นั้นต้องมีลักษณะดังนี้ คือ มีความสามารถในการละลายของธาตุผสมลดลงเมื่ออุณหภูมิลดลง ดังแสดงตัวอย่างในบางส่วนของแผนภูมิสมดุลเฟส Al-Cu ในรูปที่ 2.7 โดยทองแดงจะสามารถละลายอยู่ในอะลูมิเนียมเป็นเฟสเดียวได้สูงสุด 5.7 wt.% ที่อุณหภูมิ 548°C ซึ่งเป็นอุณหภูมิยูเทคติก เมื่อพิจารณาปริมาณธาตุผสมทองแดงที่ 4 wt.% ชิ้นงานจะถูกนำมาให้ความร้อนละลายเส้น solvus หรือให้เลยเส้นความสามารถในการละลาย ณ จุด A ขึ้นไป โดยทั่วไปแล้วจะให้ความร้อนกับชิ้นงาน ณ อุณหภูมิใกล้เคียงกับอุณหภูมิยูเทคติก ซึ่งในกรณีนี้ คือ 548°C และแช่ทิ้งไว้เพื่อให้เกิดการละลายกลับของเฟสและองค์ประกอบต่าง ๆ ให้กลายเป็นเฟสเดียว ( $\alpha$ ) เรียกว่าการอบละลาย จากนั้น ชิ้นงานจะผ่านการชุบแข็งโดยให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วในตัวอย่าง เช่น เย็นตัวในน้ำ เป็นต้น โดยจะเกิดเป็นสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด (Super Saturated Solid Solution: SSSS) ซึ่งเกิดจากการบังคับให้อะตอมของทองแดงยังคงละลายอยู่ในโครงสร้างพื้นอะลูมิเนียมในสภาวะกึ่งสมดุล ดังแสดงในรูปที่ 2.7 และเมื่อนำชิ้นงานมาผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิและระยะเวลาที่เหมาะสม จะทำให้เกิดการตกตะกอนของสารประกอบอะลูมิเนียม-ทองแดง คือ  $Al_2Cu$  ที่มีขนาดเล็กละเอียดและกระจายอยู่ทั่วไป มีการยึดเหนี่ยวกันดีกับเนื้อพื้นโลหะเดิม ส่งผลให้เกิดปรากฏการณ์เพิ่มความแข็งแรงให้กับโลหะผสมอะลูมิเนียม เฟสที่ตกตะกอนใหม่นี้มีขนาดเล็กละเอียดมากไม่สามารถตรวจสอบได้โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง แต่สามารถตรวจสอบได้โดยใช้เทคนิค TEM ซึ่งหากพิจารณาโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง และโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง-แมกนีเซียม จะเกิดการบ่มแข็ง 2 ลำดับด้วยกัน ขึ้นอยู่กับอัตราส่วนของทองแดงต่อแมกนีเซียม (Cu/Mg ratio) ดังสมการที่ 2.3 และ 2.4 ตามลำดับ [22, 23]



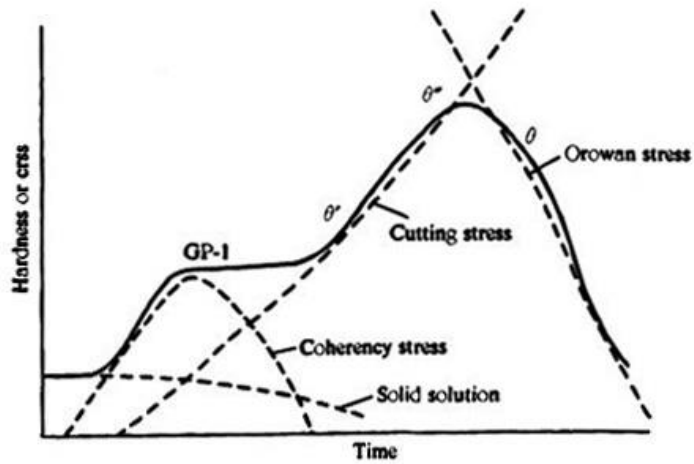
รูปที่ 2.7 กระบวนการบ่มแข็งในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง ที่มีปริมาณทองแดง 4 wt.% [24]



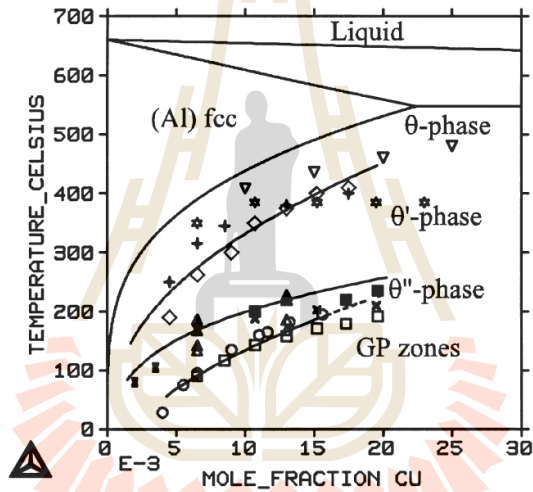
รูปที่ 2.8 แผนภาพการตกตะกอนของเฟส  $\theta'$  และ  $\theta$  จากสารละลายของแข็งอิมัวยงวด

(slideplayer.com)

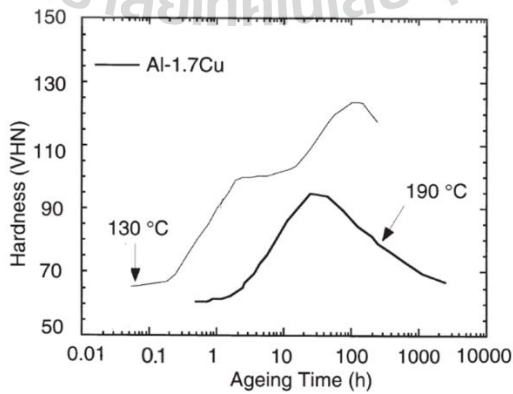
ในขั้นตอนการตกตะกอนของเฟสที่เสริมความแข็งแรงดังกล่าวนี้ สามารถแสดงรายละเอียดได้จาก รูปที่ 2.8 2.9 และ 2.10 ดังนี้ คือ เมื่อระยะเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้น อะตอมของทองแดงที่ถูกบังคับให้ละลายอยู่ในโลหะพื้นทองแดงจะแพร่เข้าหากันเกิดเป็น Guinier-Preston หรือ GP zone ขึ้นมา และทำให้เกิดการบิดเบี้ยวของโครงร่างผลึก (lattice) ส่งผลให้เกิดสนามความเค้นหรือ stress field รอบ ๆ บริเวณดังกล่าว ซึ่งจะทำให้โลหะพื้นมีความแข็งแรงเพิ่มมากขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.9 และต่อมาเมื่อระยะเวลาในการบ่มแข็งนานขึ้นจะเกิดอนุภาคที่ใหญ่ขึ้นและมีองค์ประกอบทางเคมีที่แน่นอนเรียกว่า  $\theta''$  และ  $\theta'$  ดังแสดงในรูปที่ 2.8 b) ซึ่งเป็น intermediate phase และยังคงมีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสดังกล่าวกับโลหะพื้นทำให้เกิดกลไกเสริมสร้างความแข็งแรงขึ้นมา หากพิจารณาในรูปที่ 2.9 จะพบว่า ค่าของความแข็งแรงจะเพิ่มขึ้นอีกตามระยะเวลาในการบ่มแข็งจนถึงช่วงระยะเวลาหนึ่งซึ่งให้ค่าความแข็งแรงสูงสุดเรียกว่า peak hardness ซึ่งเป็นช่วงที่เกิดการตกตะกอนของเฟส  $\theta''$  และ  $\theta'$  โดยเฟสที่ตกตะกอนดังกล่าวนี้จะมีการยึดเหนี่ยวกับเนื้อพื้นได้ดีและทำหน้าที่ต้านทานการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันเมื่อได้รับแรงกระทำ เมื่อเฟส  $\theta''$  และ  $\theta'$  ถูกตัดผ่านโดยดิสโลเคชัน จะทำให้เกิดสลิปที่เป็นระนาบ (planar slip) โดย cutting stress ที่ใช้ในการตัดผ่านโดยดิสโลเคชันนั้นส่งผลให้ค่าความแข็งแรงเพิ่มถึงจุดสูงสุด จากนั้นเมื่อระยะเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องจะทำให้เฟสที่ตกตะกอนมีขนาดโตขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.8 c) ซึ่งเป็นเฟสที่มีความเสถียรเมื่อเข้าสู่สภาวะสมดุล คือ  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ) และสูญเสียการยึดเหนี่ยวระหว่าง  $\theta$  กับเนื้อพื้น (loss of coherency) ส่งผลทำให้ค่าความแข็งแรงลดลงเนื่องจากดิสโลเคชันนั้นไม่สามารถเคลื่อนที่ตัดผ่านเฟสที่ตกตะกอนได้ แต่จะเกิดการเคลื่อนที่อ้อมเฟสที่ตกตะกอน (by pass) แทน เรียกว่าเกิด Orowan mechanism [25] กล่าวคือ ดิสโลเคชันจะเคลื่อนที่ผ่านเฟสที่ตกตะกอนและทำให้เกิดดิสโลเคชันที่เป็นวงล้อมรอบ (loop dislocation) เฟสที่ตกตะกอน ซึ่งเป็นการช่วยเพิ่มจำนวนของดิสโลเคชัน โดยกลไกดังกล่าวจะไม่เพิ่มค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก แต่จะส่งเสริมให้เกิด work hardening แทน นอกจากนี้ ความเสถียรของเฟสต่าง ๆ ที่ตกตะกอนออกมาในเนื้อพื้นนั้นจะขึ้นอยู่กับอุณหภูมิและปริมาณธาตุผสมดังแสดงในแผนภูมิเฟสของอะลูมิเนียม-ทองแดง (ส่วนที่มีปริมาณอะลูมิเนียมสูง) ดังรูปที่ 2.10 ซึ่งแสดงเส้น solvus ของเฟสที่  $\theta''$   $\theta'$  และ  $\theta$



รูปที่ 2.9 กลไกการเพิ่มความแข็งแรงโดยการบ่มแข็งในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง (<http://www.keytometals.com>)



รูปที่ 2.10 แผนภูมิเฟสของอะลูมิเนียม-ทองแดง (ส่วนที่มีปริมาณอะลูมิเนียมสูง) แสดงเส้น solvus ของเฟสที่ตกตะกอนต่าง ๆ [26, 27]



รูปที่ 2.11 ความสัมพันธ์ระหว่างระยะเวลาการบ่มแข็งและค่าความแข็งแรงของโลหะผสมอะลูมิเนียม- 1.7 wt.% ทองแดง [28]

ตัวอย่างการเปลี่ยนแปลงค่าความแข็งของโลหะผสมอะลูมิเนียม- 1.7 wt.% ทองแดง ตามระยะเวลาการบ่มแข็งแสดงดังรูปที่ 2.11 [28] ซึ่งจะเห็นได้ว่าการเปลี่ยนแปลงค่าความแข็งขึ้นอยู่กับอุณหภูมิและระยะเวลาการบ่มแข็ง โดยการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 130°C จะทำให้ค่าความแข็งเพิ่มขึ้นจนถึงระดับหนึ่งเนื่องจากการเกิด GP zone จากนั้นเกิดการละลายกลับ (dissolution) ของ GP zone เมื่อระยะเวลาเพิ่มขึ้น และค่าความแข็งเพิ่มขึ้นอีกครั้งหนึ่ง (second hardening) เมื่อเกิดการตกตะกอนของเฟส  $\theta''$  และ  $\theta'$  ส่วนการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 190°C ค่าความแข็งจะเพิ่มขึ้นจนถึงจุดสูงสุดเพียงครั้งเดียวและเกิดขึ้นที่ระยะเวลาการบ่มแข็งที่แตกต่างจากการบ่มแข็งที่อุณหภูมิต่ำกว่า

จากข้อมูลข้างต้นจะเห็นได้ว่าในผลิตภัณฑ์งานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม นั้น ควรพิจารณากระบวนการขึ้นรูปที่เหมาะสมที่ทำให้มีการกระจายตัวของอนุภาคเสริมแรงที่อย่างสม่ำเสมอ เพื่อทำให้เกิดการยึดเหนี่ยวที่แข็งแรงระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และเนื้อพื้นอะลูมิเนียมได้ดี รวมถึงการปรับปรุงสมบัติด้วยกระบวนการทางความร้อน ซึ่งเป็นส่วนสำคัญในการควบคุมสมบัติเชิงกลที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิห้องของวัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมดังกล่าว ดังนั้น งานวิจัยครั้งนี้ จึงมีความสนใจที่จะศึกษากระบวนการขึ้นรูปวัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์โดยใช้เทคนิคการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง และศึกษาพฤติกรรมเชิงกลที่อุณหภูมิห้องของวัสดุเชิงประกอบที่ผ่านการได้รับอุณหภูมิระดับปานกลาง คือ 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง โดยเตรียมวัสดุฉีดขึ้นรูปที่แตกต่างกัน คือ ใช้วิธีการบดผสมด้วยหม้อบดและการบดผสมเชิงกล เพื่อหาแนวทางที่เป็นไปได้ในการผลิตขึ้นรูปชิ้นงานวัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ สำหรับการใช้งานในอุตสาหกรรมผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ อิเล็กทรอนิกส์ และอากาศยานในอนาคต จากการพัฒนากระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผงโดยใช้เครื่องมือฉีดขึ้นรูปวัสดุผงที่ถูกพัฒนาขึ้น ณ สถาบันวิจัยโลหะและวัสดุ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ดังแสดงในรูปที่ 2.12



รูปที่ 2.12 เครื่องมือฉีดขึ้นรูปวัสดุผง (สถาบันวิจัยโลหะและวัสดุ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย)



## รายการอ้างอิง (References)

1. Federation, M.P.I. *The powder metallurgy industry*. 2016 [cited 2016 29 December 2016].
2. Vučković, M. and K. Delijić, *Some new directions in aluminium-based PM materials for automotive applications*. *Material Technology*, 2002. 36(3-4): p. 101-105.
3. Upadhyaya, G.S., *Sintered metallic and ceramic materials, preparation, properties and applications*. 1999: John Wiley & Sons, Ltd. 670.
4. German, R.M., *Powder metallurgy and particulate materials processing*. 2005: Metal Powder Industries Federation. 528.
5. *Solidification processing of metal matrix composites: Rohatgi Honorary Symposium*. The Minerals, Metals and Materials Society. 366.
6. in *Green Network*. 2015, Technology Media, Ltd. p. 49.
7. Analysts, G.I. *The global powder metallurgy market: Trends, drivers and projections*. 2015 [cited 2016 20 December 2016].
8. Mital, S.K., P.L.N. Murthy, and R.K. Goldberg, *Micromechanics for particulate reinforced composites*. 1996, NASA p. 1-19.
9. Ogel, B. and R. Gurbuz, *Microstructural characterization and tensile properties of hot pressed Al-SiC composites prepared from pure Al and Cu powders*. *Materials Science and Engineering A*, 2001. 301(2): p. 213-220.
10. Tokaj, K., H. Shiota, and K. Kobayashi, *Effect of particle size on fatigue behaviour in Si-C particulate-reinforced aluminium alloy composites*. 1999: p. 281.
11. Rahimian, M., et al., *The effect of particle size, sintering temperature and sintering time on the properties of Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites, made by powder metallurgy*. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009. 209(14): p. 5387-5393.
12. Hafizpour, H.R., M. Sanjari, and A. Simchi, *Analysis of the effect of reinforcement particles on the compressibility of Al-SiC composite powders using a neural network model*. *Materials & Design*, 2009. 30(5): p. 1518-1523.
13. Torralba, J.M., C.E. da Costa, and F. Velasco, *P/M aluminum matrix composites: an overview*. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003. 133(1-2): p. 203-206.
14. Ahmad, Z. and B.J. Abdul Aleem, *Degradation of aluminum metal matrix composites in salt water and its control*. *Materials & Design*, 2002. 23(2): p. 173-180.

15. Liu, Z.Y., D. Kent, and G.B. Schaffer, *Powder injection moulding of an Al-AlN metal matrix composite*. *Materials Science and Engineering: A*, 2009. 513-514: p. 352-356.
16. Loh, N.H., S.B. Tor, and K.A. Khor, *Production of metal matrix composite part by powder injection molding*. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001. 108(3): p. 398-407.
17. <http://www.zmp.fau.eu/research/metal-powder-injection-moulding.shtml>. *Metal Powder Injection Moulding*. 2016.
18. Wang, H., et al., *Characterization of a powder metallurgy SiC/Cu-Al composite*. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008. 197(1-3): p. 43-48.
19. Lee, J.-C., et al., *Control of the interface in SiC/Al composites*. *Scripta Materialia*, 1999. 41(8): p. 895-900.
20. Ureña, A., et al., *Oxidation treatments for SiC particles used as reinforcement in aluminium matrix composites*. *Composites Science and Technology*, 2004. 64(12): p. 1843-1854.
21. Fogagnolo, J.B., et al., *Effect of mechanical alloying on the morphology, microstructure and properties of aluminium matrix composite powders*. *Materials Science and Engineering A*, 2003. 342(1-2): p. 131-143.
22. Gouma, P.I., D.J. Lloyd, and M.J. Mills, *Precipitation processes in Al-Mg-Cu alloys*. *Materials Science and Engineering: A*, 2001. 319-321(0): p. 439-442.
23. Wang, S.C. and M.J. Starink, *Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al-Cu-Mg-(Li) based alloys*. *International Materials Reviews*, 2005. 50: p. 193-215.
24. Raymond, A.H., *Applied Physical Metallurgy*, in *Engineering Metallurgy*. 1970, The English Universities press LTD.
25. Dieter, G.E., *Mechanical Metallurgy SI Metric Edition*. SI Metric ed. Vol. 1. 1988: McGraw-Hill. 751.
26. Beton, R.H. and E.C. Rollason, *J. Inst. Metals*, 1957-1958. 86: p. 77.
27. Löchte, L., et al., *Simulation of the evolution of GP zones in Al-Cu alloys: an extended Cahn-Hilliard approach*. *Acta Materialia*, 2000. 48(11): p. 2969-2984.
28. Hardy, H.K., *The ageing characteristics of ternary aluminium-copper alloys with cadmium indium or tin*. 1951-52. 80: p. 483-492.

## บทที่ 3

### ผลกระทบของการเตรียมผงวัสดุต่อสมบัติของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม

ในบทนี้จะกล่าวถึงการศึกษาผลกระทบของการเตรียมส่วนผสมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูป (feedstock preparation) ต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติความแข็งแรงของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยมีวัตถุประสงค์ คือ 1) ศึกษาเปรียบเทียบการเตรียมผงวัสดุโดยใช้ผงอะลูมิเนียมที่มีขนาดผงเฉลี่ย 39.6 และ 83.0 ไมครอน และ 2) ศึกษาเปรียบเทียบการเตรียมผงวัสดุโดยการผสมด้วยหม้อบด (ball milling) เพียงอย่างเดียว กับการเตรียมผงวัสดุด้วยกรรมวิธีบดผสมเชิงกล (mechanical alloying) ตามด้วยการผสมด้วยหม้อบด

ระเบียบวิธีการวิจัยประกอบไปด้วยขั้นตอนการเตรียมผงวัสดุ กระบวนการฉีดขึ้นรูป การเผาผนึก การบ่มแข็งด้วยวิธีการตกตะกอน รวมถึงกระบวนการตรวจสอบวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค ความหนาแน่น และการทดสอบความแข็งแรง เพื่อนำผลการทดลองมาวิเคราะห์และสรุปผล ดังรายละเอียดต่อไปนี้

#### 3.1 วัสดุ อุปกรณ์และเครื่องมือ

- ผงอะลูมิเนียม เกรดทางการค้า Alumix 123
- อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ( $\text{SiC}_p$ )
- สารยึดประกอบไปด้วยโพลีโพรพิลีน พาราฟินแวกซ์ และกรดสเตียริก
- ก๊าซไนโตรเจน
- สารละลายเฮกเซน (hexane)
- เครื่องมือวิเคราะห์ขนาดอนุภาค (laser particle size analyser)
- หม้อบด (ball mill)
- เครื่องบดผสม (attrition mill)
- เครื่องมือฉีดขึ้นรูปผงระดับห้องปฏิบัติการ (lab-scale powder injection moulding machine)
- เตาอบไฟฟ้า (electric furnace)
- เตาเผาแบบท่อ (tube furnace)
- ชุดอุปกรณ์ตัด-ขัดเตรียมผิวสำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค
- กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope: OM)
- กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดพร้อมอุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุ (SEM + EDX)
- เครื่องมือวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีด้วยเทคนิคเอ็กซ์เรย์ดิฟแฟรกชัน และเอ็กซ์เรย์ฟลูออเรสเซนส์ (XRD และ XRF)
- เครื่องมือทดสอบความแข็งแรงแบบมาโครวิกเกอร์ส (Vickers hardness tester)

(หมายเหตุ: เครื่องมือและอุปกรณ์แสดงในภาคผนวก ก)

## 3.2 ระเบียบวิธีทดลอง

### 3.2.1 การวิเคราะห์ผงวัสดุ (Powder characterization)

- ทำการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของผงอะลูมิเนียมเกรดทางการค้า Alumix 123 ด้วยเทคนิค XRF วิเคราะห์คุณลักษณะรูปทรงของผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดแบบส่องกราด และวิเคราะห์ขนาดอนุภาคของผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยเครื่องมือวิเคราะห์ขนาดอนุภาค

- เตรียมผิวอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยการเผาในเตาอบไฟฟ้าที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง เพื่อให้เกิดผิวของซิลิคอนไดออกไซด์ที่ผิวสำหรับป้องกันการเกิดเฟส  $Al_4C_3$  ที่มีความเปราะสูง และเพิ่มความสามารถในการเปียกระหว่างผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

### 3.2.2 การเตรียมส่วนผสมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูป (Feedstock preparation)

กรณีที่ 1 ทำการทดลองเตรียมผงวัสดุโดยใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดขนาดผงเฉลี่ย 83.0 ไมครอน โดยทดลองเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10-40 vol.% เตรียมส่วนผสมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูปโดยบดผสมด้วยหม้อบดเพียงอย่างเดียว ใช้หม้อบดขนาดปริมาตร 250 มิลลิลิตร ด้วยความเร็วรอบ 280 รอบต่อนาที เป็นระยะเวลา 2 ชั่วโมง จากนั้นนำผงวัสดุมาผสมกับสารยึดเพื่อเตรียมส่วนผสมผงวัสดุสำหรับฉีดขึ้นรูปที่มีปริมาณของแข็ง 55 vol.% ซึ่งหมายความถึงมีปริมาณของผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เป็นของแข็ง 55 vol.% และส่วนที่เหลือคือสารยึดในปริมาณ 45 vol.%

กรณีที่ 2 ทำการศึกษาเปรียบเทียบการเตรียมผงวัสดุด้วยกรรมวิธีบดผสมเชิงกล โดยบดผสมผงอะลูมิเนียมขนาดผงเฉลี่ย 83.0 ไมครอน ผสมกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 30 vol.% ใช้เครื่องบดผสม attrition mill ที่ความเร็ว 800 รอบต่อนาที เป็นระยะเวลา 2 4 6 8 10 และ 12 ชั่วโมง เพื่อหาระยะเวลาที่เหมาะสมสำหรับให้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์สามารถเข้าไปอยู่ในเนื้อพื้นอะลูมิเนียม โดยตรวจสอบผงวัสดุภายหลังการบดผสมโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดแบบส่องกราดและเลือกสภาวะการบดผสมที่เหมาะสมมาเตรียมส่วนผสมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูปด้วยหม้อบดเหมือนกับในกรณีแรก

กรณีที่ 3 ทำการทดลองเปรียบเทียบผลกระทบของขนาดผงอะลูมิเนียมต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติความแข็งของวัสดุเชิงประกอบภายหลังการเผาผนึกและการบ่มแข็ง โดยเปรียบเทียบการใช้ผงอะลูมิเนียมที่มีขนาดผงเฉลี่ย 39.6 ไมครอน (AA40 powder) และขนาดผงเฉลี่ย 83.0 ไมครอน (AA80 powder) โดยเลือกการทดลองที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% เตรียมส่วนผสมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูปโดยบดผสมด้วยหม้อบดเพียงอย่างเดียว

### 3.2.3 การฉีดขึ้นรูป (Powder Injection Molding)

- เตรียมแม่พิมพ์เหล็กชุบผิวเคลือบโครเมียมสำหรับฉีดขึ้นงานขนาด 5x5x50 มิลลิเมตร ที่อุณหภูมิ 90°C จากนั้นทำการอุ่นส่วนผสมผงวัสดุและฉีดขึ้นรูปโดยใช้เครื่องมือฉีดขึ้นรูปขนาดห้องปฏิบัติการที่อุณหภูมิ

170°C แกะชิ้นงานภายหลังฉีดขึ้นรูป (green part) ออกจากแม่พิมพ์ วัดขนาดชิ้นงานด้วยเวอร์เนียคาร์ลิปเปอร์ส เพื่อคำนวณปริมาตรและเปอร์เซ็นต์การหดตัวของชิ้นงาน

### 3.2.4 การเผาผนึก (Sintering)

- ทำการแยกสารยึดออกโดยแช่ชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปแล้วในภาชนะที่มีสารละลายเฮกเซน เป็นระยะเวลา 10 ชั่วโมง นำออกจากภาชนะแล้วปล่อยให้แห้งตัวก่อนทำการเผาผนึกด้วยเตาท่อในบรรยากาศไนโตรเจนที่มีอัตราการไหลของก๊าซ 1.0 ลิตรต่อนาที เผาผนึกที่อุณหภูมิ 700 – 820°C ขึ้นอยู่กับปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และสภาวะในการเผาดังแสดงในตารางที่ 3.1 เพื่อนำไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ความหนาแน่นรวมและความแข็งแรงแบบมาโครวิกเกอร์ส

ตารางที่ 3.1 สภาวะการเผาผนึกชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม

SiC <sub>p</sub> addition (vol.%)	Sintering temperature (°C)
10	700
15	720
20	740
30	780
40	820

### 3.2.5 การบ่มแข็ง (Age hardening)

- นำชิ้นงานที่เผาผนึกแล้วบางส่วนมาผ่านกระบวนการชุบแข็ง (age hardening) โดยทำการอบละลาย (solution treatment) ที่อุณหภูมิ 500°C ชุบน้ำ (quenching) ที่อุณหภูมิห้อง แล้วบ่มแข็งเทียม (artificial aging) ที่อุณหภูมิ 150°C เป็นระยะเวลา 6 และ 12 ชั่วโมง ปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวนอกเตา

### 3.2.6 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค (Microstructural analysis)

- ทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและเฟสที่เกิดขึ้นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยายต่ำ-สูง และวิเคราะห์เฟสที่เกิดขึ้นก่อนและหลังกระบวนการบ่มแข็งด้วยการตกตะกอน (T6) โดยใช้เทคนิควิเคราะห์ XRD

### 3.2.7 การทดสอบความหนาแน่น (Density measurement)

- ทดสอบความหนาแน่นรวม (bulk density) ของชิ้นงานก่อนและหลังทำการเผาผนึก โดยชั่งน้ำหนักชิ้นงาน (m) และวัดขนาดชิ้นงานเพื่อคำนวณหาปริมาตร โดย w b และ l คือ ความกว้าง ความหนาและความยาวชิ้นงานตามลำดับ โดยค่าความหนาแน่นรวม  $\rho_{\text{bulk}}$  สามารถคำนวณได้จากสมการ

$$\rho_{\text{bulk}} = \frac{m}{w \times b \times l} \quad \text{สมการที่ 3.1}$$

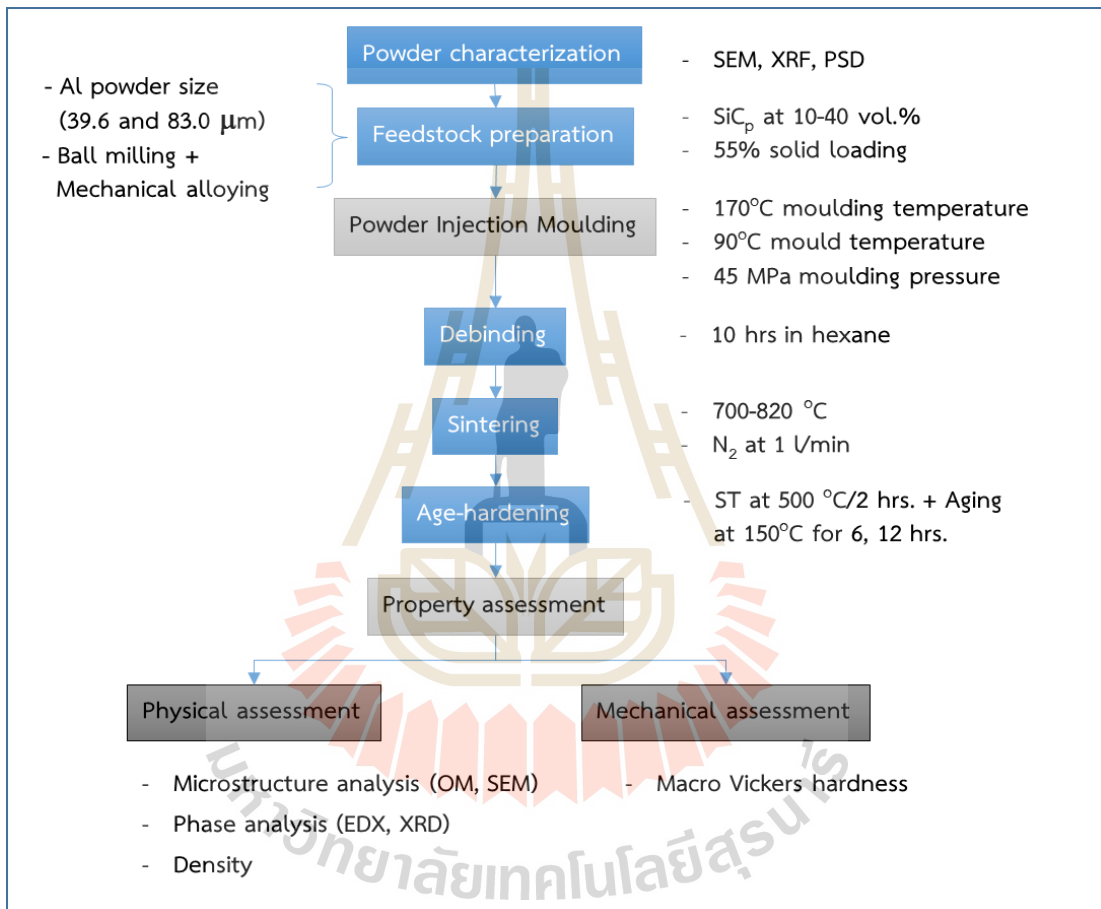
$$\rho_{\text{green, th}} = \rho_{\text{Al}} V_{\text{Al}} + \rho_{\text{SiC}} V_{\text{SiC}} + \rho_{\text{binder}} V_{\text{binder}} \quad \text{สมการที่ 3.2}$$

$$\rho_{\text{sintered, th}} = \rho_{\text{Al}} V_{\text{Al}} + \rho_{\text{SiC}} V_{\text{SiC}} \quad \text{สมการที่ 3.3}$$

นอกจากนี้ สามารถคำนวณค่าความหนาแน่นทางทฤษฎีของชิ้นงานภายหลังการขึ้นรูป  $\rho_{\text{green,th}}$  และ ภายหลังการเผาผนึก  $\rho_{\text{sintered,th}}$  ได้จากสมการที่ 3.2 และ 3.3 ตามลำดับ โดยกำหนดให้  $\rho_{\text{Al}}$   $\rho_{\text{SiC}}$  และ  $\rho_{\text{binder}}$  เป็นความหนาแน่นของอะลูมิเนียมเกรด Alumix 123 อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ และสารยึดตามลำดับ

### 3.2.8 การทดสอบความแข็ง (Vickers hardness test)

- ทำการทดสอบความแข็งในชิ้นงานหลังการเผาผนึกและภายหลังการบ่มแข็งโดยใช้เครื่องทดสอบความแข็งแบบมาโครวิกเกอร์ส (Macro Vickers hardness testing machine) ที่ 100 กรัมแรง (gf) โดยทำการทดสอบอย่างน้อย 3 ตำแหน่ง แล้วคำนวณหาค่าเฉลี่ย



รูปที่ 3.1 แผนภาพขั้นตอนการดำเนินงานวิจัยผลกระทบของการเตรียมผงวัสดุต่อสมบัติของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม

รูปที่ 3.1 แสดงขั้นตอนการดำเนินงานวิจัยเกี่ยวกับผลกระทบของการเตรียมผงวัสดุต่อสมบัติของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมตั้งแต่การวิเคราะห์คุณลักษณะของผง การเตรียมส่วนผสมผงวัสดุ การฉีดขึ้นรูป การเผาผนึกจนถึงการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและทดสอบความแข็ง

### 3.3 ผลการทดลอง

ผลการศึกษาผลกระทบของการเตรียมส่วนผสมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูปต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ แสดงดังต่อไปนี้

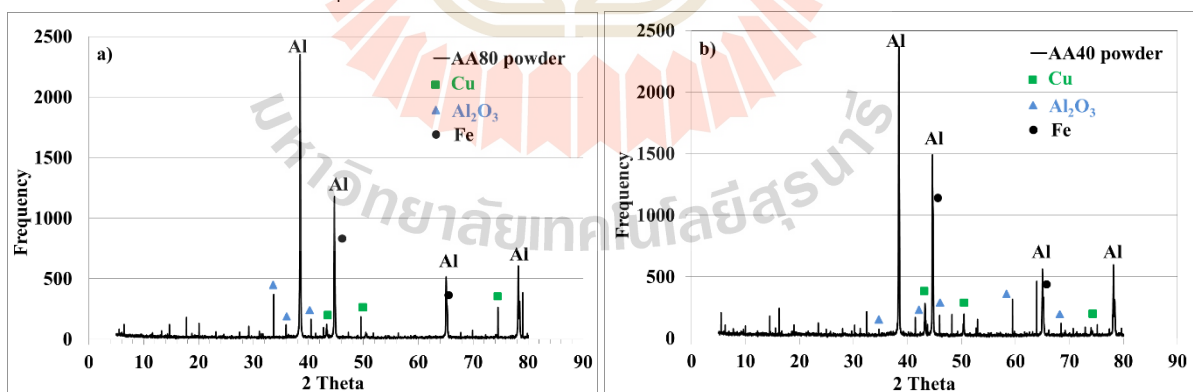
### 3.3.1 คุณสมบัติของผงวัสดุ (Powder characteristics)

3.3.1.1 องค์ประกอบทางเคมีของผงอะลูมิเนียม (Chemical composition of aluminium powder) ได้มีการวิเคราะห์โดยใช้เทคนิค XRF ได้ผลแสดงดังตารางที่ 3.2 พบว่า อะลูมิเนียมที่มีขนาดผงเฉลี่ย 83.0 และ 39.6 ไมครอน มีองค์ประกอบทางเคมีที่แตกต่างกัน โดยที่ผงอะลูมิเนียมที่มีขนาดเล็กกว่าซึ่งได้จากการกรองผงโลหะด้วยตะแกรงขนาด 325 mesh นั้นมีปริมาณของทองแดงมากกว่าในกรณีผงอะลูมิเนียมที่มีขนาดใหญ่กว่า อีกทั้งมีปริมาณของออกซิเจนที่มากกว่า แสดงให้เห็นถึงโอกาสที่จะเกิดชั้นฟิล์มอะลูมิเนียมออกไซด์ที่ผิวของผงอะลูมิเนียม ซึ่งทั้งสองกรณีจะส่งผลกระทบต่อประสิทธิภาพในการเผาพูนิก

ตารางที่ 3.2 ผลวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของผงอะลูมิเนียมด้วยเทคนิค XRF

Al powder	Al	O	Cu	Mg	Si	Fe	Balanced
AA80 powder	64.57	32.06	2.08	0.498	0.425	0.093	0.269
AA40 powder	36.53	50.67	10.80	1.061	0.602	0.047	0.292

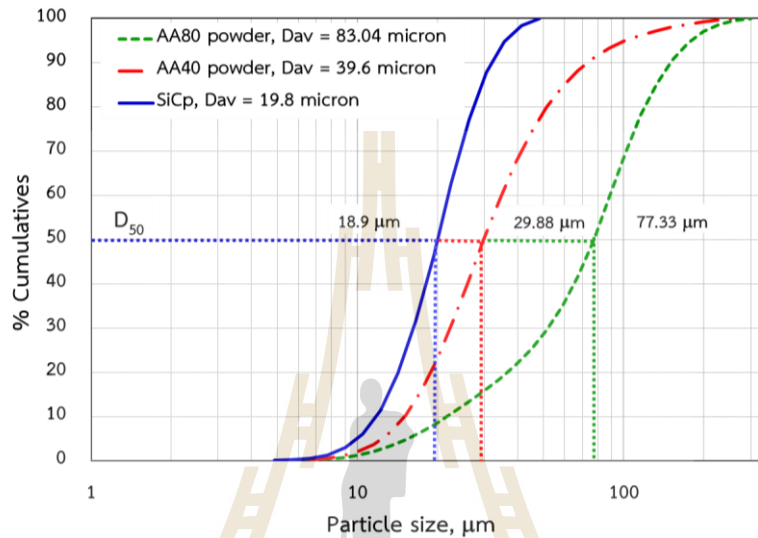
3.3.1.2 ผลวิเคราะห์ธาตุและสารประกอบของผงอะลูมิเนียม (Elemental and compound analysis of aluminium powders) ได้มีการวิเคราะห์โดยใช้เทคนิค XRD ได้ผลแสดงดังในรูปที่ 3.2 พบว่า ผงอะลูมิเนียมทั้งสองขนาดมีองค์ประกอบของธาตุ คือ โลหะอะลูมิเนียมเป็นธาตุหลัก นอกจากนี้ มีการตรวจพบทองแดงซึ่งเป็นธาตุผสมหลัก และเหล็กซึ่งเป็นธาตุมลทิน ส่วนสารประกอบอะลูมิเนียมออกไซด์นั้นเป็นชั้นฟิล์มตามธรรมชาติที่กำหนดที่ผิวของผงอะลูมิเนียม อย่างไรก็ตามจะสังเกตเห็น peak ของทองแดงปรากฏอย่างเห็นได้ชัดมากกว่าในกรณีที่เป็นผงอะลูมิเนียมขนาดเล็กกว่า (AA40 powder) ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิเคราะห์องค์ประกอบของธาตุด้วยเทคนิค XRF ดังที่ได้กล่าวมาแล้ว



รูปที่ 3.2 ผลการวิเคราะห์ธาตุและสารประกอบของผงอะลูมิเนียมด้วยเทคนิค XRD

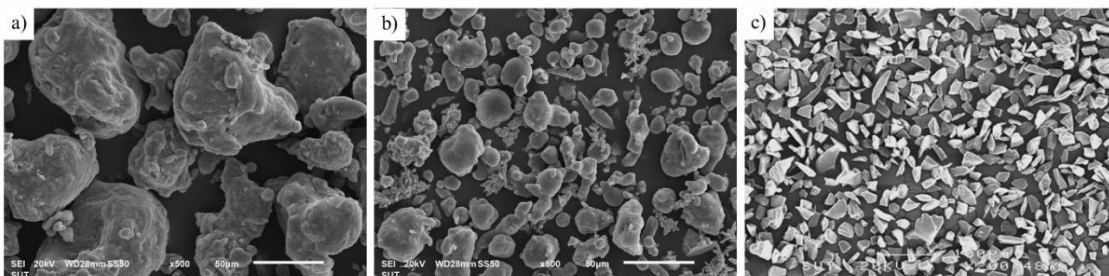
3.3.1.3 ขนาดของผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (Particle size of aluminium powder and silicon carbide particulate) ได้มีการวิเคราะห์โดยใช้เทคนิค Laser particle size analyser ได้ผลแสดงดังในรูปที่ 3.3 พบว่า อะลูมิเนียมที่มีขนาดใหญ่กว่ามีขนาดผงเฉลี่ย 83.0 ไมครอน และอะลูมิเนียมที่มีขนาดเล็กกว่ามีขนาดผงเฉลี่ย 39.6 ไมครอน นอกจากนี้พบว่าผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่มีการ

กระจายตัวของขนาดอนุภาคที่กว้างกว่าผงอะลูมิเนียมขนาดเล็กโดยมีค่า  $S_w$  ซึ่งแสดงถึงค่าความชันของเส้นกราฟการกระจายตัวแบบลอการิทึมที่ 2.80 และ 3.72 สำหรับผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่และเล็กตามลำดับ ส่วนอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีขนาดอนุภาคเฉลี่ยเท่ากับ 19.8 ไมครอน และมีค่า  $S_w$  เท่ากับ 5.95 นอกจากนี้ ผลวิเคราะห์ค่า  $D_{50}$  ซึ่งแสดงถึงขนาดอนุภาคเฉลี่ยที่ 50 %บนกราฟการกระจายตัวขนาดอนุภาคแบบสะสมนั้นมีค่าเท่ากับ 77.33 29.88 และ 18.9 ไมครอน สำหรับผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่ ขนาดเล็กและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ตามลำดับ



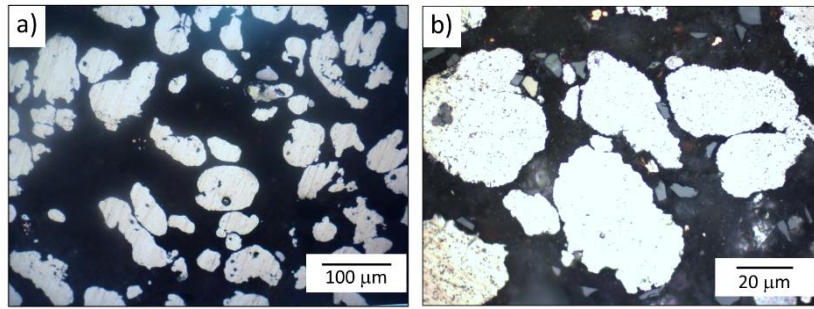
รูปที่ 3.3 การกระจายตัวของขนาดผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

3.3.1.4 โครงสร้างจุลภาคของผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (Microstructures of aluminium powder and silicon carbide particulate) ได้มีการวิเคราะห์โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและกล้องจุลทรรศน์แบบแสง พบว่าผงอะลูมิเนียมส่วนใหญ่มีรูปร่างค่อนข้างกลม (near globular) บางส่วนมีรูปร่างยาว (elongated) อันเนื่องมาจากกระบวนการผลิตด้วยวิธีอะตอมไมเซชัน (atomization) และมีขนาดที่แตกต่างกันตามวัตถุประสงค์ที่ใช้ในการทดลอง แสดงดังรูปที่ 3.4 a) - b) ส่วนอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีขนาดเล็กกว่าและมีรูปร่างเป็นเหลี่ยมมุม (angular) ดังรูปที่ 3.4 c)



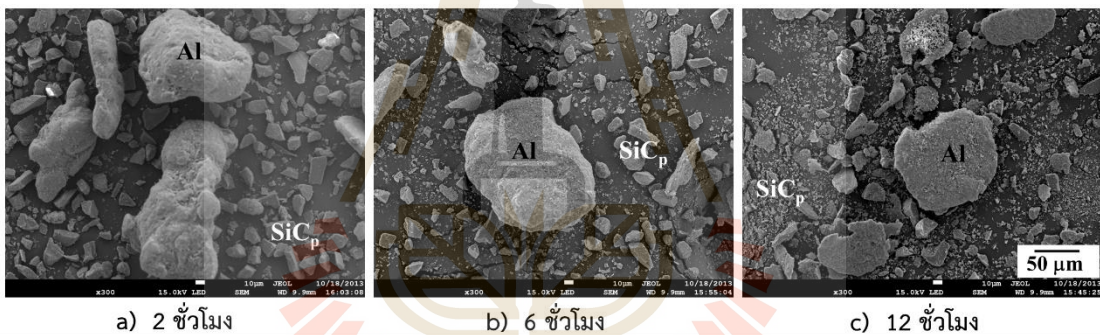
รูปที่ 3.4 ภาพโครงสร้างจุลภาคของ a) อะลูมิเนียมขนาดผงเฉลี่ย 83.0 ไมครอน และ b) อะลูมิเนียมขนาดผงเฉลี่ย 39.6 ไมครอน และ c) อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาดอนุภาคเฉลี่ย 19.8 ไมครอน ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด





**รูปที่ 3.5** ภาพโครงสร้างจุลภาคของ a) ผงอะลูมิเนียมก่อนผสมและ b) ผงอะลูมิเนียมภายหลังการผสมกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยหม้อบด ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

ในกรณีที่เตรียมผงวัสดุเพื่อการฉีดขึ้นรูปโดยการนำผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มาผสมกันด้วยหม้อบด (ball mill) จะทำให้พื้นผิวของผงอะลูมิเนียมเกิดการขีดข่วนดังแสดงในรูปภาคตัดขวางเมื่อถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงในรูปที่ 3.5 b) โดยแสดงเปรียบเทียบกับกรณีของผงอะลูมิเนียมที่ยังไม่ผ่านการบดผสมดังแสดงในรูปที่ 3.5 a) ซึ่งในกรณีดังกล่าวจะช่วยส่งผลดีต่อกระบวนการเผาผนึกเนื่องจากเป็นการทำลายชั้นฟิล์มอะลูมิเนียมออกไซด์ที่อยู่บนผิวของผงอะลูมิเนียม



a) 2 ชั่วโมง

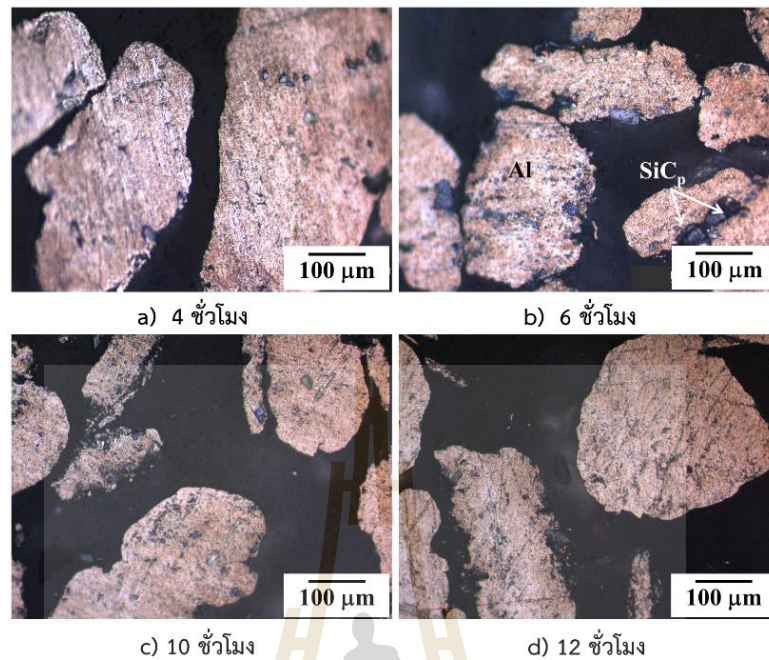
b) 6 ชั่วโมง

c) 12 ชั่วโมง

**รูปที่ 3.6** ภาพโครงสร้างจุลภาคของผงอะลูมิเนียมบดผสมเชิงกลกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 30 vol.% โดยใช้เวลา 2-12 ชั่วโมง ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

ส่วนกรณีที่ทำการเตรียมบดผสมผงอะลูมิเนียมกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยการบดผสมเชิงกลพบว่า การเพิ่มระยะเวลาการบดผสมจาก 2 4 6 8 เป็น 12 ชั่วโมง จะทำให้เกิดการเสียรูปของผงอะลูมิเนียมดังแสดงในรูปที่ 3.6 a) - c) ผงอะลูมิเนียมถูกบดให้แบนลงและมีส่วนอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์บางส่วนเข้าไปซึ่งวัตถุประสงค์ของการบดผสมเชิงกลจะทำให้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เข้าไปอยู่ในผงอะลูมิเนียมที่ถูกเสียรูปให้มากที่สุด ทั้งนี้เพื่อเป็นการเพิ่มผิวสัมผัสระหว่างกันและกัน จากการวิเคราะห์พบว่า การบดผสมเชิงกลโดยใช้เวลา 6 ชั่วโมง จะทำให้เกิดการผสมที่ดีระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ แต่เมื่อเพิ่มเวลาการบดเชิงกลเป็น 8 และ 12 ชั่วโมง จะทำให้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ถูกบดละเอียดเป็นฝุ่นผงมากจนเกินไปและแยกตัวออกมาจากผงอะลูมิเนียม ไม่เหมาะสมสำหรับการนำไปเตรียมส่วนผสมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูป รูปที่ 3.7 a) - d) แสดงภาคโครงสร้างจุลภาคตัดขวางของผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านการบดผสมเชิงกลซึ่งเป็นการยืนยันว่าการบดผสมเป็นระยะเวลา 6 ชั่วโมง จะทำให้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ถูกนำเข้าไปอยู่ในหรือ

ระหว่างผงอะลูมิเนียมได้มากที่สุด ดังนั้น ในกรณีการเตรียมผงวัสดุด้วยการบดผสมเชิงกลจึงได้เลือกสภาวะการบดผสมเชิงกลที่เวลา 6 ชั่วโมง



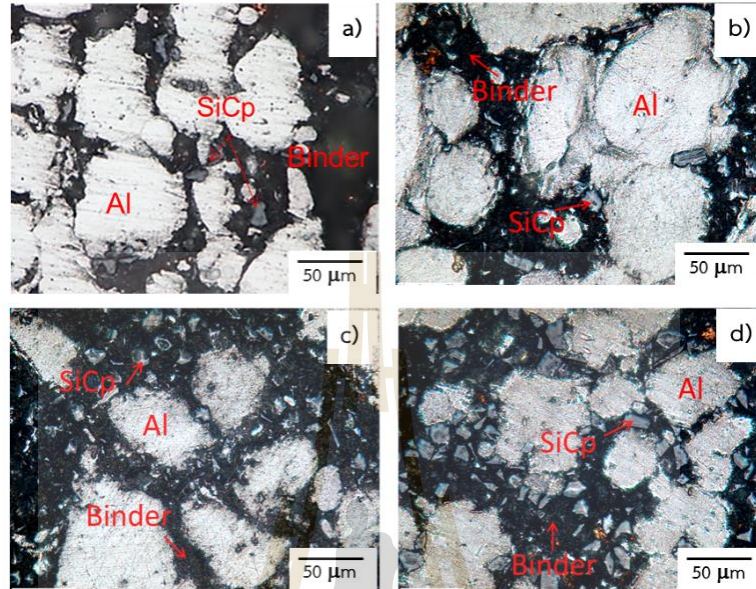
รูปที่ 3.7 ภาพโครงสร้างจุลภาคแสดงภาคตัดขวางของผงอะลูมิเนียมบดผสมเชิงกลกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 30 vol.% โดยใช้เวลา 2-12 ชั่วโมง ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

### 3.3.2 โครงสร้างจุลภาค (Microstructures)

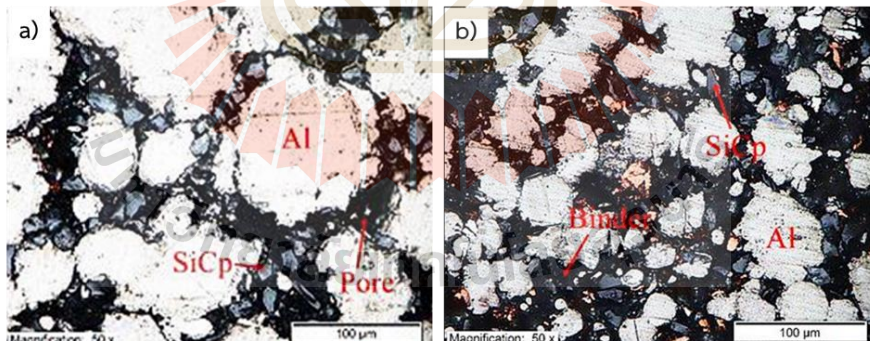
3.3.2.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการขึ้นรูป (Green microstructure) ประกอบไปด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาดเล็กกระจายล้อมรอบผงอะลูมิเนียมที่มีขนาดใหญ่กว่า โดยทั้งสองเฟสนั้นฝังตัวอยู่ในเนื้อพื้นที่เป็นสารยึดที่มองเห็นเป็นสีดำ กรณีที่เตรียมผงวัสดุเพื่อการฉีดขึ้นรูปโดยการนำผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มาผสมกันด้วยหม้อบดจะเห็นได้ว่าในกรณีการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณ 10 20 30 และ 40 vol.% ลงในผงอะลูมิเนียมขนาดเฉลี่ย 83.0 ไมครอน (AA80 powder) นั้นจะสังเกตเห็นปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เพิ่มขึ้นสอดคล้องกับปริมาณที่เติมลงไป ดังแสดงในรูปที่ 3.8 a) – d) ใดๆก็ดี จะสังเกตเห็นปริมาณรูพรุนเล็กน้อยซึ่งจะพบอยู่ระหว่างกลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และผงอะลูมิเนียม รวมถึงบางบริเวณที่ฝังตัวอยู่ในเนื้อสารยึด ซึ่งรูพรุนที่เกิดจากการขึ้นรูปนี้บางส่วนจะถูกกำจัดออกไประหว่างกระบวนการเผาพูนิก

เมื่อเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปที่เตรียมโดยใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่ (AA80 powder) และขนาดเล็ก (AA40 powder) ด้วยปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 20 vol.% พบว่ามีอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวอยู่ล้อมรอบผงอะลูมิเนียม แต่จะสังเกตเห็นว่าอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะกระจายตัวได้ดีกว่าในกรณีใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดเล็ก เนื่องจากมีพื้นที่รอบผงอะลูมิเนียมในปริมาณที่มากกว่า ดังแสดงในรูปที่ 3.9 a) – b)

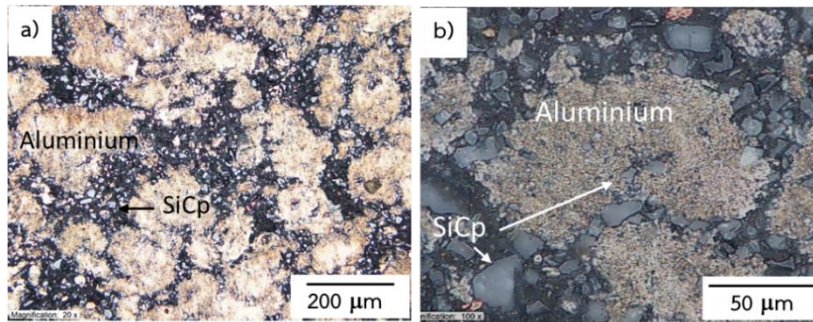
ในกรณีการเตรียมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูปด้วยการบดผสมเชิงกล โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน ภายหลังจากการฉีดขึ้นรูปจะประกอบไปด้วยผงอะลูมิเนียมล้อมรอบด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณการ เต็ม 30 vol.% และมีอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์บางส่วนอยู่ในผงอะลูมิเนียมซึ่งเป็นผลมาจากการบดผสม เชิงกล แสดงในรูปที่ 3.10 a) – b)



รูปที่ 3.8 ภาพโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังจากการฉีดขึ้นรูปโดยมีปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอน คาร์ไบด์ที่ a) 10 vol.% b) 20 vol.% c) 30 vol.% และ d) 40 vol.% ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบ แสง

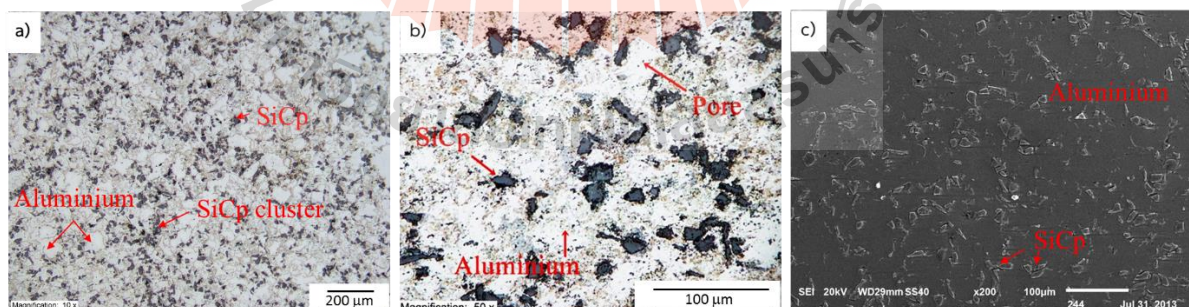


รูปที่ 3.9 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังจากการฉีดขึ้นรูปเปรียบเทียบการใช้อะลูมิเนียมขนาดผ งเฉลี่ย a) 83.0 และ b) 39.6 ไมครอน ที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ถ่ายด้วย กล้องจุลทรรศน์แบบแสง

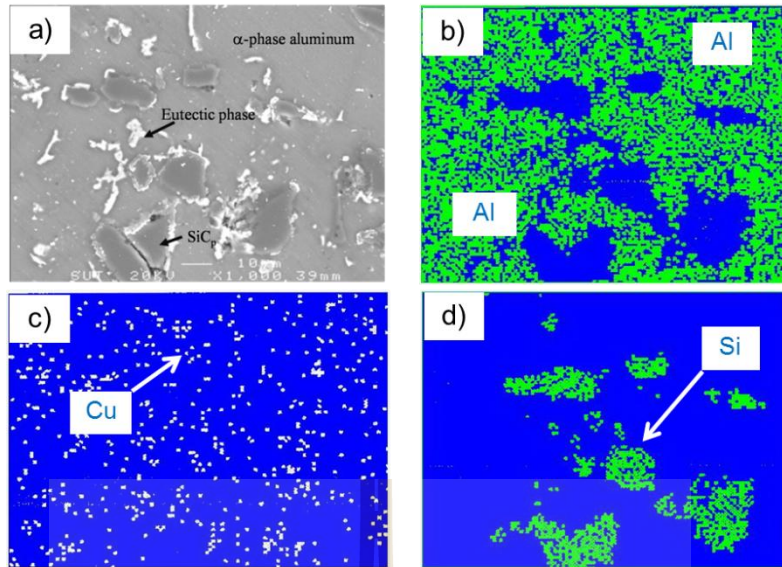


รูปที่ 3.10 ภาพโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปโดยเตรียมผงวัสดุด้วยการบดผสมเชิงกลที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 30 vol.% ที่กำลังขยาย a) 200 เท่า และ b) 1,000 เท่า ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

3.3.2.2 โครงสร้างจุลภาคภายหลังการเผาผนึก (Sintered microstructures) ประกอบไปด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ล้อมรอบด้วยผงอะลูมิเนียมเป็นโลหะเนื้อพื้น โดยที่สารยึดได้ถูกกำจัดออกไปในขั้นตอนการเผาผนึกแล้ว ดังรูปที่ 3.11 a) - c) ซึ่งแสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 vol.% ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 100 และ 500 เท่า และถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดตามลำดับ จะสังเกตเห็นได้ว่าโครงสร้างจุลภาคมีความสม่ำเสมอ โดยพบการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ตามขอบของผงอะลูมิเนียมซึ่งเป็นเนื้อพื้นโลหะ บางกรณีจะสามารถพบซิลิคอนคาร์ไบด์รวมตัวเป็นกลุ่มก้อนเรียกว่า SiCp cluster ทั้งนี้เนื่องมาจากอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีขนาดเล็กมากและมีแนวโน้มที่จะรวมตัวกันเป็นกลุ่มก้อน เนื่องจากผิวสัมผัสจำนวนมากเอื้ออำนวยให้เกิดไฟฟ้าสถิตระหว่างอนุภาค ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX ในชิ้นงานดังกล่าวพบธาตุอะลูมิเนียมเป็นโลหะพื้น ทองแดงเป็นธาตุผสม และซิลิคอนในบริเวณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังรูป 3.12 a) - d)

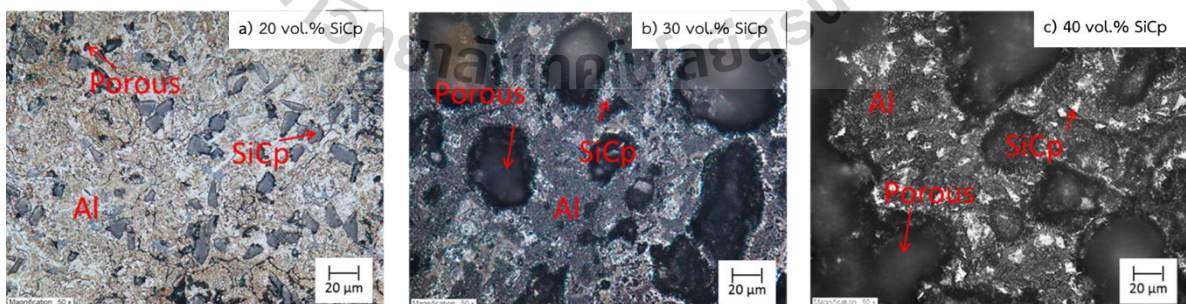


รูปที่ 3.11 ภาพโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 vol.% a) ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง และ b) กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด



รูปที่ 3.12 โครงสร้างจุลภาคของ a) ชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 vol.% และผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX แสดง b) อะลูมิเนียมเป็นโลหะพื้น c) ทองแดงเป็นธาตุผสม และ d) ซิลิคอนในบริเวณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

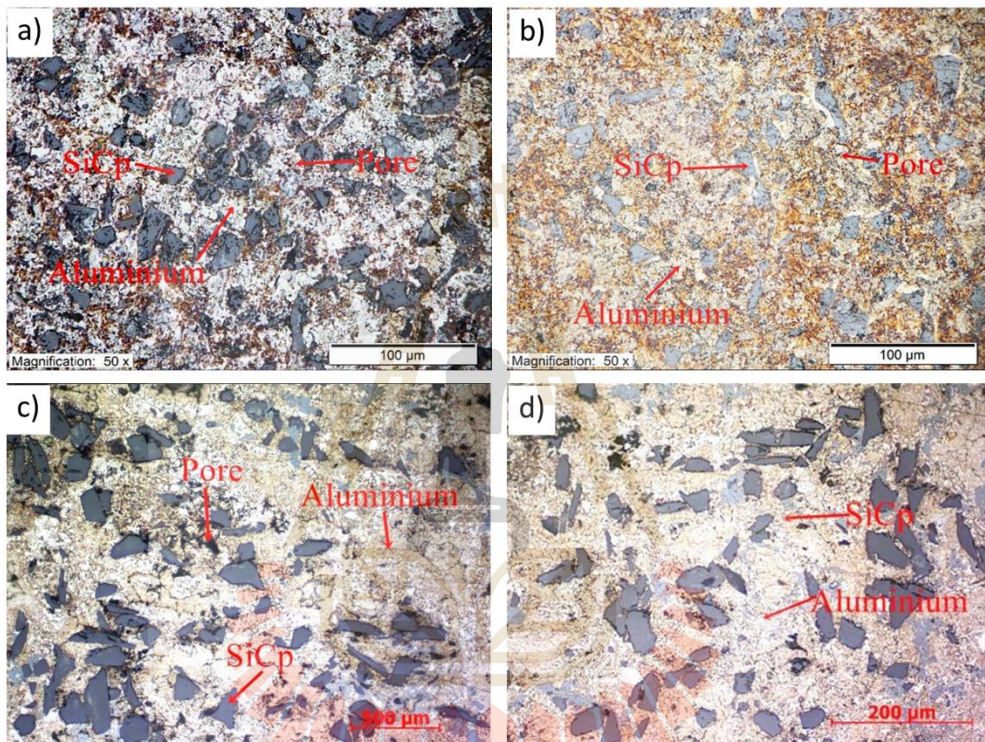
เมื่อเพิ่มปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เป็น 20 30 และ 40 vol.% พบว่าโครงสร้างจุลภาคมีความสม่ำเสมอขึ้นเรื่อยๆ เนื่องมาจากการรวมกลุ่มก้อนของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มมากขึ้น และพบปริมาณรูพรุนเพิ่มมากขึ้นตามไปด้วย ทั้งนี้เนื่องจากเมื่ออนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีแนวโน้มในการรวมกันเป็นกลุ่มก้อนเมื่อมีปริมาณการเติมที่มากขึ้น กลุ่มก้อนของซิลิคอนคาร์ไบด์นี้เป็นอุปสรรคต่อการเผาผนึกเนื่องจากอุณหภูมิที่ใช้เผาผนึกนั้นเพียงเอื้ออำนวยให้เกิดการเชื่อมติดกันระหว่างผงอะลูมิเนียม แต่อุณหภูมิดังกล่าวต่ำเกินกว่าที่จะทำให้เกิดการเผาผนึกระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เองได้ ดังนั้น จึงปรากฏเห็นเป็นโครงสร้างของรูพรุนกระจายอยู่ทั่วไปร่วมกับกลุ่มก้อนอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังแสดงในรูปที่ 3.13 a) - c) ซึ่งรูพรุนเหล่านี้จะส่งผลกระทบต่อสมบัติความหนาแน่นและความแข็งแรงซึ่งจะกล่าวในหัวข้อ 3.3.3



รูปที่ 3.13 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ a) 20 vol.% b) 30 vol.% และ c) 40 vol.% ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

เมื่อเปรียบเทียบกรณีโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกเตรียมโดยใช้ผงอะลูมิเนียมที่มีขนาดแตกต่างกัน พบว่าเมื่อเตรียมชิ้นงานโดยใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่ (AA80 powder) จะพบปริมาณรู

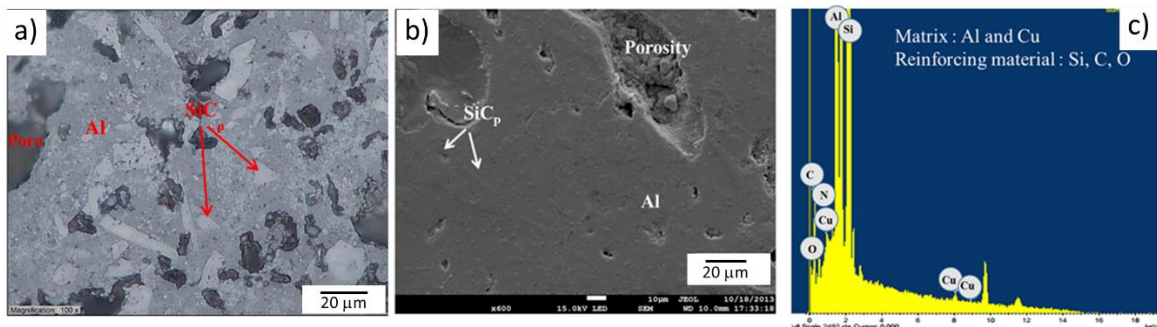
พูนอยู่ตามบริเวณกลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ และเมื่อลดขนาดของผงอะลูมิเนียม (AA40 powder) ลงมา ดังแสดงในรูปที่ 3.14 a) - d) พบว่ามีการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่สม่ำเสมอกว่า ทั้งนี้ เนื่องจากเมื่อลดขนาดผงอะลูมิเนียมจะทำให้เพิ่มพื้นผิวรอยต่อระหว่างผงอะลูมิเนียมกับผงอะลูมิเนียม (Al-Al interface) รวมถึงพื้นผิวรอยต่อระหว่างผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (Al-SiC<sub>p</sub> interface) ลดพื้นผิวรอยต่อระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกัน (SiC<sub>p</sub>-SiC<sub>p</sub> interface) จึงส่งผลทำให้ปริมาณรูพรุนหรือช่องว่างที่เกิดระหว่างผงอนุภาคลดลง รวมถึงการจัดเรียงตัวของอนุภาคที่สม่ำเสมอกว่า มีการรวมตัวเป็นกลุ่มก้อนของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์น้อยลง



รูปที่ 3.14 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 20 vol.% เตรียมโดยใช้ผงอะลูมิเนียม a) AA80 powder และ b) AA40 powder ภายหลังการเผาผนึก และ c) AA80 powder และ d) AA40 powder ภายหลังการบ่มแข็ง ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

เมื่อเปรียบเทียบกรณีโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกเตรียมโดยใช้ผงอะลูมิเนียมที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 30 vol.% ด้วยการบดผสมเชิงกล พบว่าโครงสร้างจุลภาคประกอบไปด้วยเนื้อพื้นที่เป็นโลหะอะลูมิเนียมและมีอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายอยู่ทั่วไป ยังสามารถพบรูพรุนกระจายอยู่ทั่วไปดังแสดงดังรูปที่ อย่างไรก็ตามในกรณีดังกล่าวสามารถเผาผนึกชิ้นงานที่อุณหภูมิต่ำกว่าการเตรียมผงวัสดุด้วยหม้อบดเพียงอย่างเดียว โดยสามารถลดอุณหภูมิการเผาผนึกลงได้ประมาณ 20°C รูปที่ 3.15 a) - b) แสดงถึงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง และถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดตามลำดับ นอกจากนี้ได้ทำการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX โดยปรากฏธาตุอะลูมิเนียมและทองแดงซึ่งเป็นเนื้อพื้น รวมถึงธาตุซิลิคอนและคาร์บอนซึ่งแสดงถึงอนุภาคซิลิคอน

คาร์ไบด์ นอกจากนี้ยังพบไนโตรเจน ออกซิเจน ซึ่งเป็นธาตุที่เป็นองค์ประกอบในอะลูมิเนียมไนไตรด์ และ อะลูมิเนียมออกไซด์ ตามลำดับ

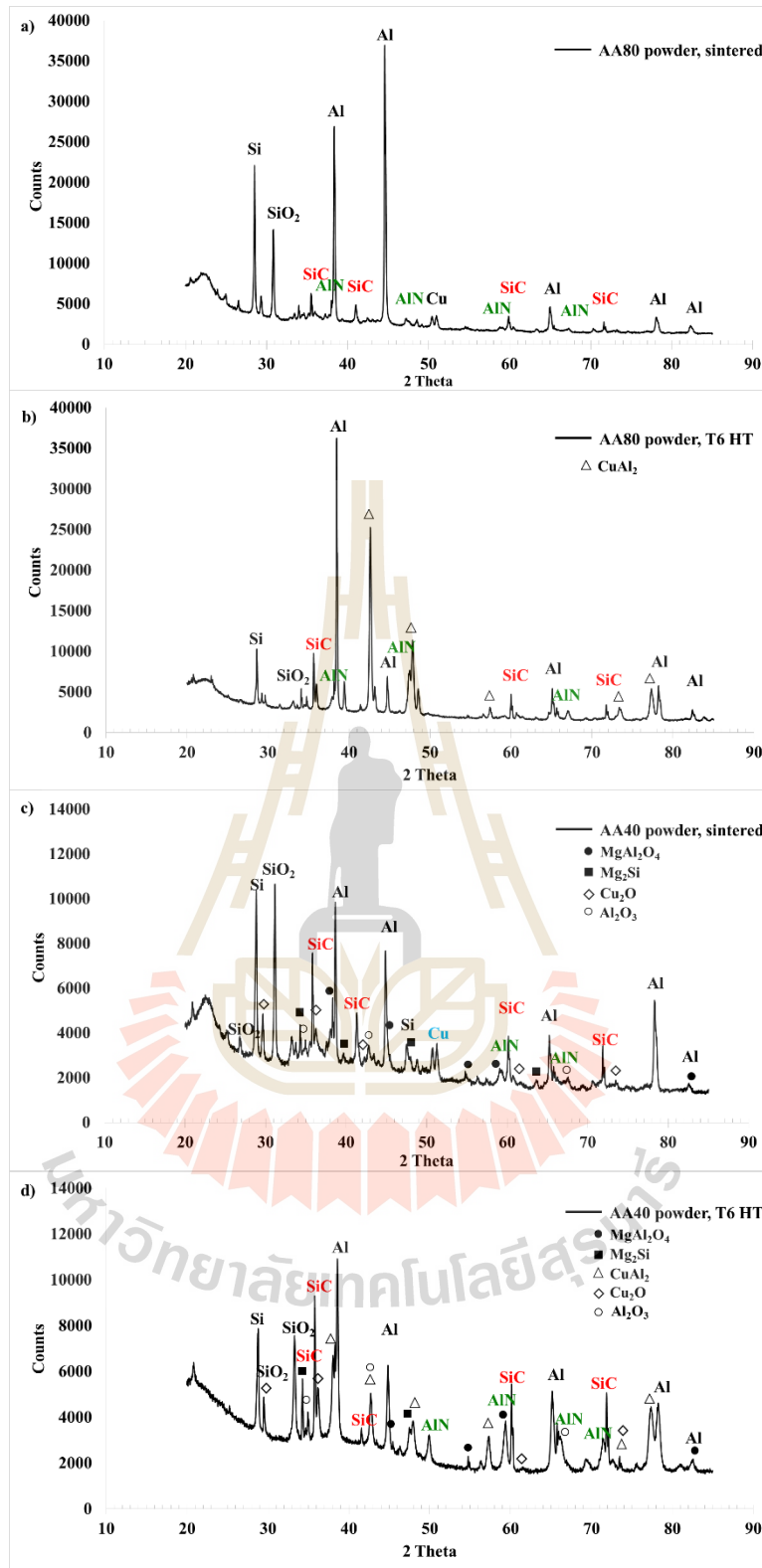


รูปที่ 3.15 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกเตรียมโดยใช้ผงอะลูมิเนียมที่เติมอนุภาค ซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 30 vol.% ด้วยการบดผสมเชิงกล a) ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง b) ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด และ c) ผลวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX

3.3.2.3 ผลการวิเคราะห์ธาตุและสารประกอบด้วยเทคนิค XRD (XRD analyses) ในชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกเปรียบเทียบกับกรณีชิ้นงานภายหลังการบ่มแข็งแสดงดังรูปที่ 3.16 a) – d) ซึ่งจากการวิเคราะห์พบว่าชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกที่เตรียมด้วยผงอะลูมิเนียม AA80 powder พบ peak ของโลหะอะลูมิเนียม (Al) เป็นเนื้อพื้นหลักและทองแดงเป็นธาตุผสมหลัก และ peak ของสารประกอบซิลิคอนคาร์ไบด์ (SiC) ซึ่งเป็นวัสดุเสริมแรงแสดงดังรูปที่ 3.16 a) ผลการวิเคราะห์ปรากฏสารประกอบซิลิคอนไดออกไซด์ (SiO<sub>2</sub>) ซึ่งเป็นชั้นฟิล์มที่เคลือบอยู่บนผิวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จากขั้นตอนการอบเพื่อป้องกันการเกิดสารประกอบอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ (Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>) ที่มีความเปราะ นอกจากนี้ยังพบ peak ของสารประกอบอะลูมิเนียมไนไตรด์ (AlN) ช่วยในการเผาผนึกและทำให้เกิดการแน่นตัว (densification) มากขึ้นซึ่งเป็นผลมาจากการเผาในบรรยากาศที่มีไนโตรเจน [1] โดยสามารถอธิบายได้จากสมการที่ 3.4 และ 3.5



เมื่อวิเคราะห์ธาตุและสารประกอบในชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการบ่มแข็งดังแสดงในรูปที่ 3.16 b) ปรากฏ peak ของสารประกอบ Al<sub>2</sub>Cu เพิ่มเติม ซึ่งเป็นผลจากการบ่มแข็งให้เกิดเฟสที่เป็นตะกอนขนาดเล็ก ละเอียดในโครงสร้างพื้นโลหะเพื่อเพิ่มความแข็งแรงให้กับชิ้นงาน



รูปที่ 3.16 ผลวิเคราะห์ธาตุและสารประกอบด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงานที่เตรียมด้วยผงอะลูมิเนียม AA80 powder a) ภายหลังจากเผาพูนิก และ b) ภายหลังจากบ่มแข็ง และชิ้นงานที่เตรียมด้วยผงอะลูมิเนียม AA40 powder c) ภายหลังจากเผาพูนิก และ d) ภายหลังจากบ่มแข็ง



ชิ้นงานภายหลังจากการเผาผนึกที่เตรียมด้วยผงอะลูมิเนียมที่มีขนาดเล็กกว่าคือ AA40 powder พบของโลหะอะลูมิเนียม ทองแดง ซิลิคอนคาร์ไบด์เช่นเดียวกัน แสดงดังรูปที่ 3.16 c) อย่างไรก็ตาม ปรากฏ peak ของสารประกอบชนิดอื่น ๆ เช่น  $MgAl_2O_4$   $Mg_2Si$   $Cu_2O$  และ  $Al_2O_3$  ซึ่งสารประกอบ  $Al_2O_3$  นั้นคือชั้นฟิล์มออกไซด์ที่อยู่บนผิวของผิวของผงอะลูมิเนียมที่น่าจะมีปริมาณมากขึ้นเมื่อผ่านการกรองให้มีขนาดเล็ก ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิเคราะห์ XRF ในหัวข้อ 3.1.1.1 เนื่องจากปริมาณของแมกนีเซียมที่มากพอในกรณีดังกล่าวจึงทำให้เกิดสารประกอบ  $Mg_2Si$  และ  $MgAl_2O_4$  ตามลำดับ แมกนีเซียมเป็นธาตุที่ไวต่อการเกิดปฏิกิริยาและยังพบว่าหากมีในปริมาณ  $\sim 1\%$  จะช่วยทำให้เกิดการเปียก (wettability) ระหว่างอะลูมิเนียมหลอมเหลวและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ [2-4] นอกจากนี้ งานวิจัยของ S. Kimura และ M. Shibata [5] ได้สนับสนุนว่าหากที่อุณหภูมิสูงกว่า 773 K หรือที่  $500^\circ C$  แมกนีเซียมจะสามารถรีดิวซ์ชั้นฟิล์มออกไซด์ที่อยู่บนผิวของผงอะลูมิเนียมได้ดังสมการที่ 3.4 และ 3.6



ดังนั้นในชิ้นงานที่เตรียมด้วยผงอะลูมิเนียมที่มีขนาดเล็กกว่าจึงสามารถพบสารประกอบ  $MgAl_2O_4$  ซึ่งส่งผลดีต่อกระบวนการเผาผนึกที่มีเฟสของเหลวเกิดขึ้น (Liquid phase sintering) ทำให้ชิ้นงานมีความแน่นตัวมากขึ้น นอกจากนี้ ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค XRD ปรากฏ peak ของ  $Mg_2Si$  ซึ่งอธิบายได้จากสมการที่ 3.7 และ 3.8



โดยจากผลวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยเทคนิค XRF พบปริมาณของแมกนีเซียมและซิลิคอนในอัตราส่วน 1.778:1 ซึ่งสอดคล้องกับผลงานวิจัยของ Asensio-Lozano J. [6] ซึ่งได้สนับสนุนว่าการเกิดสารประกอบ  $Mg_2Si$  นั้นควรมีอัตราส่วนของ Mg:Si เท่ากับ 1.73:1 อ้างอิงจากแผนภูมิเฟส pseudo-binary Al- $Mg_2Si$  อย่างไรก็ตาม สารประกอบ  $Mg_2Si$  ดังกล่าวนี้นี้ได้รับความสนใจจากผู้วิจัยพัฒนาวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเนื่องจากถือว่าเป็นวัสดุเสริมแรงเช่นเดียวกัน [6, 7]

### 3.3.3 สมบัติความหนาแน่น (Green and sintered densities)

3.3.3.1 ความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังจากขึ้นรูป (green density) แสดงในตารางที่ 3.2 ซึ่งจะเห็นได้ว่าเมื่อเพิ่มปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จาก 10 เป็น 40 vol.% จะทำให้ค่าความหนาแน่นภายหลังจากขึ้นรูปสูงขึ้นตามไปด้วย เนื่องจากอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีความหนาแน่นมากกว่าผงอะลูมิเนียมเกรด Alumix 123 ( $\rho_{Al} = 2.78 \text{ g.cm}^{-3}$ ,  $\rho_{SiC} = 3.21 \text{ g.cm}^{-3}$ ) แต่ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานดังกล่าวยังมีค่าน้อยกว่าค่าทางทฤษฎี (theoretical green density) ในทุกกรณี ทั้งนี้เนื่องมาจากรูพรุนที่พบในโครงสร้างภายหลังจากขึ้นรูปที่แทรกอยู่ตามกลุ่มของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

เมื่อพิจารณาค่าความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการขึ้นรูปที่เตรียมโดยใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดเล็ก (AA40 powder) พบว่ามีค่าที่ใกล้เคียงกับค่าความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการขึ้นรูปที่เตรียมโดยใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่ (AA80 powder) ที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เท่ากับที่ 20 vol.%

ส่วนค่าความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการขึ้นรูปที่เตรียมโดยใช้การบดผสมเชิงกล พบว่ามีค่าน้อยกว่าค่าความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการขึ้นรูปที่เตรียมโดยใช้การผสมในหม้อบดที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เท่ากับที่ 30 vol.% ทั้งนี้เนื่องมาจากการเตรียมส่วนผสมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูปด้วยวิธีบดผสมเชิงกลนั้นทำให้ผงอะลูมิเนียมมีขนาดและรูปร่างที่เปลี่ยนไป ซึ่งการบดผสมเชิงกลทำให้ผงอะลูมิเนียมเสียรูปแล้วรวมเอาอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เข้าไปไว้ด้านใน และมีโอกาสที่ผงอะลูมิเนียมจะรวมกันเป็นกลุ่มก้อนที่ใหญ่ขึ้น จึงอาจจะส่งผลต่อการไหลเข้าสู่ช่องว่างในแม่พิมพ์ระหว่างการฉีดขึ้นรูป เป็นผลทำให้ค่าความหนาแน่นภายหลังการขึ้นรูปมีค่าลดลง

**ตารางที่ 3.3** ความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการขึ้นรูป (green density) และภายหลังการเผาผนึก (sintered density)

Composite	Green density (g.cm <sup>-3</sup> )	Theoretical Green density (g.cm <sup>-3</sup> )	Sintered density (g.cm <sup>-3</sup> )	Theoretical sintered density (g.cm <sup>-3</sup> )
10 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA80 composite	1.58	1.97	2.50	2.82
15 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA80 composite	1.75	1.98	2.51	2.84
20 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA80 composite	1.83	1.99	2.52	2.86
30 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA80 composite	1.85	2.02	2.02	2.91
40 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA80 composite	1.90	2.04	1.92	2.95
20 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA40 composite	1.84	1.99	2.48	2.86
30 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA80 MA composite	1.70	2.02	1.69	2.91

Note : MA – Mechanical alloying

3.3.3.2 ความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึก (sintered density) รวบรวมไว้ในตารางที่ 3.2 หากเปรียบเทียบค่าความหนาแน่นทางทฤษฎีก่อนและหลังการเผาผนึกพบว่า ค่าความหนาแน่นทางทฤษฎีของชิ้นงานหลังการเผาผนึกจะมีค่าที่สูงกว่าเนื่องจากได้กำจัดสารยึดที่มีความหนาแน่นต่ำที่สุด ( $\rho_{\text{binder}} = 0.941 \text{ g.cm}^{-3}$ ) ออกไป ส่วนค่าที่วัดได้จากชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกนั้นมีค่าที่ต่ำกว่าค่าทางทฤษฎีในทุกกรณี การเพิ่มปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จาก 20 เป็น 30 และ 40 vol.% จะทำให้ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานหลังการเผาผนึกมีแนวโน้มที่ลดลงตามลำดับจาก 2.52 เป็น 2.02 และ 1.92  $\text{g.cm}^{-3}$  ตามลำดับ ส่วนทางกับค่าความหนาแน่นทางทฤษฎีปรากฏในตารางที่ 3.2 แต่สอดคล้องกับปริมาณรูพรุนที่เพิ่มมากขึ้นพบใน

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกดังได้กล่าวไว้ในหัวข้อ 3.3.2.2 และรูปที่ 3.13 เนื่องมาจากการเกาะเป็นกลุ่มก้อนของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เมื่อเติมในปริมาณที่เพิ่มขึ้นนั่นเอง

เมื่อเปรียบเทียบค่าความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกที่เตรียมโดยใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดเล็กกว่า (AA40 powder) พบว่ามีค่าความหนาแน่นไม่ต่างกันเมื่อเปรียบเทียบที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 20 vol.% อย่างไรก็ตามค่าความหนาแน่นที่ได้ อาจจะมีผลจากความผิดพลาดอันเนื่องมาจากชิ้นงานดังกล่าวเกิดการบิดเบี้ยวเล็กน้อยภายหลังการเผาผนึก ซึ่งอาจจะส่งผลต่อค่าความหนาแน่นที่วัดได้เล็กน้อย เนื่องจากใช้อุณหภูมิการเผาผนึกที่เท่ากันคือ 740°C

เมื่อเปรียบเทียบค่าความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึก ที่เตรียมโดยการบดผสมเชิงกล พบว่า มีค่าความหนาแน่นที่ต่ำกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 30 vol.% ซึ่งอธิบายได้จากค่าความหนาแน่นภายหลังการฉีดขึ้นรูปที่มีค่าต่ำกว่าชิ้นงานที่เตรียมผงวัสดุด้วยหม้อบด เนื่องจากผงวัสดุมีขนาดใหญ่ทำให้ไหลเข้าสู่ช่องว่างแม่พิมพ์ได้ยากกว่า และส่งผลต่อเนื้อมายังสภาวะภายหลังการเผาผนึก

### 3.3.4 สมบัติความแข็ง (Hardness property)

3.3.4.1 สมบัติความแข็งแบบมาโครวิกเกอร์สของชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึก (Macro Vickers hardness of sintered samples) แสดงสรุปเป็นค่าเฉลี่ยในตารางที่ 3.4 จะเห็นได้ว่าผลการทดสอบความแข็งแปรผันตามปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นในโครงสร้างจุลภาค เมื่อพิจารณาค่าความแข็งของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกพบว่ามีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 - 30 vol.% ซึ่งอาจเนื่องมาจากมีปริมาณของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีค่าความแข็งสูงเพิ่มมากขึ้นจาก 71.9 เป็น 169.2 Hv ซึ่งอาจเนื่องจากการเพิ่มโอกาสที่หัวกดจะกดลงบนบริเวณที่มีกลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ แต่เมื่อเพิ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขึ้นเป็น 40 vol.% ค่าความแข็งกลับลดลงเป็น 137.1 Hv อย่างไรก็ตามจากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคพบว่า ปริมาณรูพรุนนั้นเพิ่มขึ้นตามปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เติมเข้าไปเช่นเดียวกัน เนื่องจากมีแนวโน้มรวมกันเป็นกลุ่มก้อน ดังนั้นจึงอาจเป็นไปได้ว่าปริมาณรูพรุนนั้นเริ่มมีอิทธิพลมากกว่าปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เติมเข้าไปโดยทำให้ค่าความแข็งลดลงเมื่อเติมในปริมาณมากกว่า 30 vol.% และเมื่อพิจารณาประกอบกับค่าความหนาแน่นของชิ้นงานที่ลดลงเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณมากกว่า 20 vol.% ซึ่งอาจเนื่องมาจากปริมาณรูพรุนที่เพิ่มมากขึ้น ดังนั้น ในงานวิจัยนี้จึงได้เลือกการเติมปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 15 และ 20 vol.% สำหรับการทดสอบสมบัติแรงดึงที่จะรายงานในบทที่ 4

3.3.4.2 สมบัติความแข็งแบบมาโครวิกเกอร์สของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็ง (Macro Vickers hardness of age-hardened samples) โดยเลือกทดสอบในชิ้นงานที่มีปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 15 และ 20 vol.% พบว่าชิ้นงานภายหลังการบ่มแข็งมีค่าความแข็งเพิ่มขึ้นในทุกกรณี คิดเป็นค่าความแข็งที่เพิ่มขึ้นอยู่ในช่วง 26-43 % ชิ้นงานภายหลังการบ่มแข็งที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 vol.% มี

ค่าความแข็ง 103.3 Hv และเพิ่มเป็น 136.9 Hv เมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มเป็น 20 vol.% ดังแสดงในตารางที่ 3.4 ซึ่งค่าความแข็งที่เพิ่มขึ้นนี้เนื่องมาจากการตกตะกอนของเฟสที่เล็กละเอียดของ  $Al_2Cu$  ภายหลังจากการบ่มแข็งดังแสดงจากผลวิเคราะห์ XRD ในรูปที่ 3.16 a) และ b)

**ตารางที่ 3.4** ค่าเฉลี่ยความแข็งแบบมาโครวิกเกอร์สของชิ้นงานภายหลังจากการเผาพูนิก (as-sintered) และการบ่มแข็ง (age-hardened)

Composite	Macro Vickers Hardness (Hv)	
	As-sintered	Age-hardened
10 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA80 composite	71.9	103.3
15 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA80 composite	85.8	108.6
20 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA80 composite	95.5	136.9
30 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA80 composite	169.2	-
40 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA80 composite	137.1	-
20 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA40 composite	69.4	140.6
30 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA80 MA composite	31.1	-

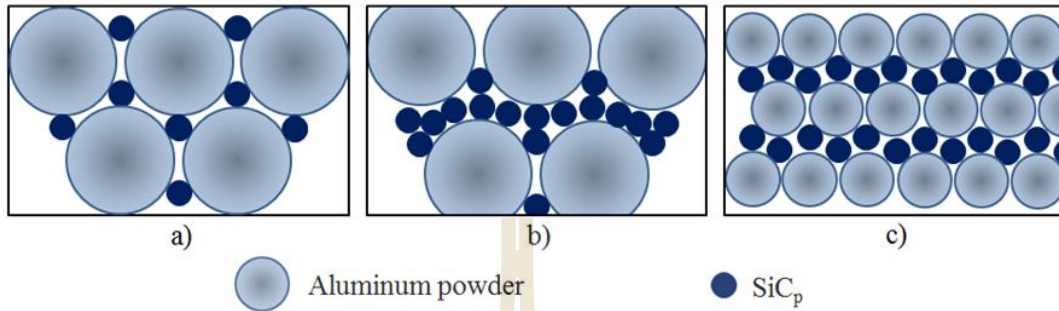
Note: MA – Mechanical alloying

### 3.4 วิเคราะห์ผลการทดลอง

#### 3.4.1 ผลกระทบของการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติความแข็ง (Effects of SiC<sub>p</sub> addition on microstructure and hardness)

เมื่อพิจารณาถึงผลกระทบของการเติมวัสดุเสริมแรงคืออนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณ 10 20 30 และ 40 vol.% ต่อโครงสร้างจุลภาคของของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม พบว่าโครงสร้างจุลภาคและเฟสที่ปรากฏในชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบภายหลังจากการเผาพูนิก หลังการบ่มแข็งด้วยการตกตะกอนและหลังการให้อุณหภูมิ ชิ้นงานโครงสร้างจุลภาคประกอบไปด้วยเนื้อพื้นโลหะอะลูมิเนียมที่มีกลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กระจุกกระจายอยู่ในโครงสร้าง และในบางโอกาสพบอยู่ร่วมกับรูพรุน ซึ่งส่งผลกระทบต่อสมบัติความแข็งและความแข็งแรงดึง การเพิ่มปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ทำให้เกิดการรวมเป็นกลุ่มก้อนมากขึ้นส่งผลให้สมบัติเชิงกลมีแนวโน้มลดลง การบ่มแข็งส่งเสริมให้เกิดการตกตะกอนของอนุภาค  $Al_2Cu$  และ  $Mg_2Si$  ที่เล็กละเอียดเพิ่มความแข็งและความแข็งแรงให้กับชิ้นงาน ค่าความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์สสูงสุดที่ได้รับภายหลังจากการบ่มแข็งที่ 150°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง คือ 171.6 Hv จากชิ้นงานที่เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ซึ่งค่อนข้างใกล้เคียงหรือสูงกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับผลการศึกษาวิจัยอื่น ๆ ดังเช่นในงานวิจัยของ S.Pal และคณะ [3] เกี่ยวกับพฤติกรรมบ่มแข็งของอะลูมิเนียม Al-5.4Cu-1.5Mg ที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณ 5 15 และ 25 vol.% พบว่า ได้รับค่าความแข็งสูงสุดที่ 110 และ 105 Hv เมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 15 และ 25 vol.% และภายหลังจากการบ่มแข็งที่ 177°C [4] เป็นเวลา

ประมาณ 5 ชั่วโมง เป็นต้น อย่างไรก็ตาม ผลงานวิจัยดังกล่าวได้แสดงถึงค่าความแข็งสูงสุดที่ได้รับนั้นลดลงเล็กน้อยเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ลงในเนื้อพื้นโลหะ โดยได้ให้เหตุผลว่าเกิดจากการที่มี vacancy concentration และ dislocation density ที่น้อยลง รวมถึงเกิดการแยกตัวของธาตุผสมที่บริเวณพื้นผิวรอยต่อระหว่างเฟสค่อนข้างมาก (large-scale interfacial segregation of alloying elements) เป็นต้น



**รูปที่ 3.17** การจัดเรียงตัวของผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยสมมติการจัดเรียงตัวแบบโครงสร้างผลึก HCP ในกรณี a) ผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่ที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์น้อย b) ผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่ที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มาก และ c) ผงอะลูมิเนียมขนาดเล็กที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มาก [12]

นอกจากนี้ หากพิจารณาจากกฎการผสม (rule of mixture) ดังปรากฏในสมการที่ 3.3 โดยพิจารณาค่าความหนาแน่นของอะลูมิเนียมเกรด Alumix 123 ( $\rho_{Al}$ ) และอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ( $\rho_{SiC}$ ) เท่ากับ  $2.78 \text{ g.cm}^{-3}$  [9] และ  $3.21 \text{ g.cm}^{-3}$  ตามลำดับ จากข้อมูลปรากฏในตารางที่ 3.3 ดังนั้นชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 20 vol.% ที่มีค่าความหนาแน่นที่ได้จากการทดสอบเท่ากับ  $2.52 \text{ g.cm}^{-3}$  จะมีค่าความหนาแน่นคิดเป็น 88.11 เปอร์เซ็นต์ของค่าความหนาแน่นทางทฤษฎี (% theoretical density) จะเห็นได้ว่าชิ้นงานมีค่าเปอร์เซ็นต์ความหนาแน่นทางทฤษฎีค่อนข้างต่ำ (< 90%) ซึ่งเป็นผลเนื่องมาจากรูพรุนที่เกิดขึ้นระหว่างการฉีดขึ้นรูป

เมื่อพิจารณาศึกษาวิเคราะห์เกี่ยวกับผลกระทบของการจัดเรียงตัวของอนุภาค (particle packing) ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ตามแผนภาพการจัดเรียงตัวของอนุภาคในรูปที่ 3.17 a) – b) โดยสมมติการเรียงตัวของผงอะลูมิเนียมดังโครงสร้างผลึก HCP และมีอัตราส่วนอนุภาคขนาดใหญ่ต่ออนุภาคขนาดเล็ก  $D_L/D_S$  เท่ากับ 4.19 จากข้อมูลในตารางที่ 3.2 จะเห็นได้ว่าผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะสามารถเรียงตัวหรืออัดตัวกันได้แน่นก็ต่อเมื่อ อนุภาคที่เล็กกว่านั้นสามารถเข้าไปอยู่ในช่องว่างระหว่างผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่ได้ ดังรูปที่ 3.17 a) ซึ่งทำให้มีพื้นที่รอยต่อระหว่างผงอะลูมิเนียมด้วยตัวเอง (Al-Al interface) หรือพื้นที่รอยต่อระหว่างผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (Al-SiC interface) มากช่วยทำให้เกิดการเผาผนึกได้ดีและเกิดการแน่นตัว แต่เมื่อเพิ่มปริมาณอนุภาคขนาดเล็กซึ่งในที่นี้คือ อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะทำให้เกิดการรวมกลุ่มกันของอนุภาค [8] ดังรูปที่ 3.17 b) และมีสมบัติความเป็นอิลาสติกสูงเมื่อเปรียบเทียบกับผงอะลูมิเนียมที่มีความอ่อนตัวและเสีย

รูปแบบพลาสติก ดังนั้นอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จึงไม่สามารถกระจายตัวได้ง่าย [9] และไม่สามารถไปเติมเต็มในส่วนที่เป็นช่องว่างได้ทั้งหมด ส่งผลให้พื้นที่รอยต่อระหว่างผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เกิดขึ้นได้น้อย แต่กลับมีพื้นผิวรอยต่อระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ( $\text{SiC}_p\text{-SiC}_p$  interface) ด้วยกันเองมากขึ้น ซึ่งเป็นอุปสรรคต่อการเผาผนึกจึงส่งผลทำให้เกิดการแน่นตัวได้ยาก อีกทั้งภายหลังการเผาผนึกเกิดการหลุดออกของกลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ระหว่างการเตรียมผิวชิ้นงานเพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาค นอกจากนี้งานวิจัยของ A. Slipenyuk และคณะ [10] พบว่าการอัดขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียมสามารถกระทำได้อย่างหากมีปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มากกว่า 10 vol.% รวมถึงงานวิจัยของ Y. Shim และคณะ [11] ได้สนับสนุนว่าปริมาณของอนุภาคเสริมแรงที่เหมาะสมสามารถเติมเพื่อให้ได้เกิดสมบัติที่ได้อยู่ระหว่าง 5-18 vol.% นอกจากนี้ การเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณมาก คือ 20 vol.% สนับสนุนให้เกิดการรวมกลุ่มกันของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เพื่อลดพลังงานพื้นผิว [10] เนื่องจากไฟฟ้าสถิต (Electrostatic charge) ระหว่างผงอนุภาคขนาดเล็กที่มีพื้นที่ผิวมากนั่นเอง ซึ่งแม้ว่าการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จาก 10 เพิ่มเป็น 15 และ 20 vol.% จะทำให้ค่าความหนาแน่นหลังการเผาผนึกและค่าความแข็งเพิ่มขึ้นก็ตาม (เนื่องจากการเพิ่มปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีความหนาแน่นและความแข็งที่มากกว่าผงอะลูมิเนียม) นอกจากนี้ งานวิจัยบางส่วนได้ระบุผลกระทบของอัตราส่วนอนุภาคขนาดใหญ่ต่ออนุภาคขนาดเล็กต่อความแน่นตัวของชิ้นงาน [8, 13] พบว่าอัตราส่วนอนุภาคขนาดใหญ่ต่ออนุภาคขนาดเล็ก (particle size ratio,  $D_L/D_S$ ) ควรมีค่าเข้าใกล้ 1 แต่อย่างไรก็ดี อัตราส่วนดังกล่าวก็น่าจะขึ้นอยู่กับสัดส่วนปริมาณของอนุภาคขนาดใหญ่และขนาดเล็กเป็นสำคัญด้วย ดังนั้นในงานศึกษาวิจัยนี้ จึงได้เลือกใช้การเติมปริมาณอนุภาคเสริมแรงซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 15 และ 20 vol.% ในการทดสอบสมบัติแรงดึงซึ่งจะกล่าวถึงในบทที่ 4

#### 3.4.2 ผลกระทบของขนาดผงอะลูมิเนียมต่อโครงสร้างจุลภาค และสมบัติความแข็ง (Effects of aluminium powder sizes on microstructure and hardness)

เมื่อพิจารณาถึงผลกระทบของขนาดผงอะลูมิเนียมที่มีขนาดผงเฉลี่ย 39.6 และ 83.0 ไมครอน ต่อโครงสร้างจุลภาคของของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม พบว่าการเตรียมชิ้นงานโดยใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดเล็ก (AA40 powder) ให้ค่าความแข็งที่เพิ่มสูงประมาณ 2 เท่า โดยเพิ่มขึ้นจาก 69.4 Hv เป็น 140.6 Hv ภายหลังจากบ่มแข็งเมื่อเปรียบเทียบกับกรณีการเตรียมชิ้นงานโดยใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่กว่า นอกจากนี้เมื่อทำการวิเคราะห์เพิ่มเติมเกี่ยวกับการจัดเรียงตัวของผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่และขนาดเล็กที่มีการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณมาก ดังรูปที่ 3.17 b) และ c) จะพบว่าผงอะลูมิเนียมที่มีขนาดเล็กจะช่วยเพิ่มพื้นที่หรือช่องว่างที่จะทำให้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์สามารถเข้าไปอยู่ระหว่างผงอะลูมิเนียมได้ง่ายขึ้นเกิด  $\text{Al-SiC}_p$  interface ที่เอื้ออำนวยต่อการเผาผนึกและลดปริมาณ  $\text{SiC}_p\text{-SiC}_p$  interface ที่เป็นอุปสรรคต่อการเผาผนึก ดังนั้นจะเห็นได้ว่าการลดขนาดผงอะลูมิเนียมลงจะทำให้อัตราส่วนระหว่างอนุภาคขนาดใหญ่และขนาดเล็ก  $D_L/D_S$  ลดลงจาก 4.19 เป็น 2.00 กรณีวัสดุเสริมแรงในปริมาณที่มากขึ้น สอดคล้องกับงานวิจัยส่วนหนึ่ง [8, 13] ที่ได้สนับสนุนว่าการจัดเรียงตัวของอนุภาคที่มีค่าเข้าใกล้ 1 จะลดการเกาะเป็นกลุ่มก้อนของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ( $\text{SiC}_p$  agglomeration) ได้

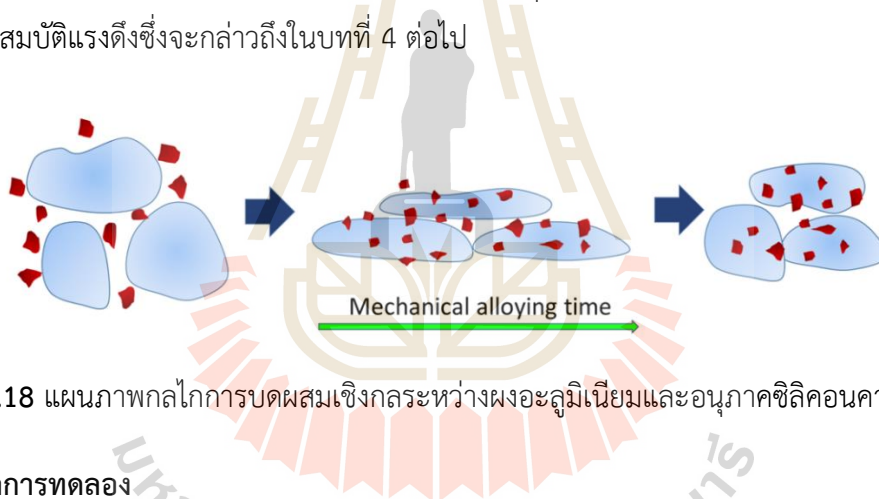
อย่างไรก็ดี แม้ว่าการใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดเล็กจะเอื้ออำนวยต่อการจัดเรียงตัวของผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ดีขึ้นเอื้ออำนวยต่อการเผาผนึก แต่ชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกให้ค่าความหนาแน่นใกล้เคียงกับกรณีใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่ อีกทั้งยังได้รับค่าความแข็งที่น้อยกว่า ถึง 27 % แม้ว่าผลการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคแสดงให้เห็นถึงการแน่นตัวที่มากกว่าก็ตาม ซึ่งอาจจะอธิบายได้ดังนี้คือ ผงอะลูมิเนียมขนาดเล็กได้จากการกรองผงผ่านตะแกรงขนาด 140 mesh จึงทำให้องค์ประกอบทางเคมีไม่เหมือนกับกรณีผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่ (ตารางที่ 3.2) โดยจะพบทองแดง แมกนีเซียมและออกซิเจนในปริมาณที่สูงกว่า ซึ่งส่งผลต่อการเกิดเฟสหรือสารประกอบต่าง ๆ เช่น  $MgAl_2O_4$   $Cu_2O$  และ  $Al_2O_3$  สารประกอบ  $MgAl_2O_4$  นั้นอาจส่งผลต่อการแน่นตัวของชิ้นงาน แต่ปริมาณของทองแดงที่ค่อนข้างสูงนั้นส่งผลทำให้เกิดการฟอร์มของสารประกอบ  $Cu_2O$  หรือ Cuprite หรือปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นระหว่างอะลูมิเนียมและทองแดงเชื่อว่าอาจจะทำให้การแน่นตัวลดลง [17] แม้ว่าจะส่งผลที่ต่อการเกิด  $Al_2Cu$  ที่เพิ่มความแข็งแรงได้ดี นอกจากนี้ การที่พบปริมาณสารประกอบ  $Al_2O_3$  ในปริมาณค่อนข้างมากในผงอะลูมิเนียมขนาดเล็ก รวมถึงภายหลังการเผาผนึกอาจจะมีส่วนทำให้ลดประสิทธิภาพในการเผาผนึก เนื่องจากชั้นฟิล์มของ  $Al_2O_3$  จะขัดขวางการเปียกของอะลูมิเนียมหลอมเหลวลงบนอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

ดังนั้น จากผลการวิเคราะห์ผลกระทบของขนาดผงอะลูมิเนียมดังกล่าว แม้ว่าผงอะลูมิเนียมขนาดเล็กจะสามารถให้ค่าความแข็งภายหลังจากการบ่มแข็งที่ค่อนข้างสูงกว่าก็ตาม แต่ในการเตรียมผงอะลูมิเนียมด้วยการกรองด้วยตะแกรงอาจจะทำให้สูญเสียปริมาณผงจำนวนมาก (มากกว่า 50 %) ทั้งอาจจะไม่สามารถควบคุมองค์ประกอบทางเคมีได้แม่นยำ ในงานศึกษาวิจัยสำหรับการทดสอบสมบัติแรงดึงที่จะกล่าวในบทที่ 4 จึงไม่ได้เลือกใช้ผงอะลูมิเนียมที่มีขนาดเล็ก แต่จะเตรียมผงอะลูมิเนียมด้วยการกรองผ่านตะแกรงขนาด 140 mesh (105 ไมครอน) เพื่อควบคุมขนาดอนุภาคไม่ให้ใหญ่จนเกินไปเพื่อลดผลกระทบต่อการจัดเรียงตัวของผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

### 3.4.3 ผลกระทบของวิธีการเตรียมผงวัสดุสำหรับการฉีดยิ่งรูปต่อโครงสร้างจุลภาค และสมบัติความแข็ง (Effects of $SiC_p$ addition on microstructure and hardness)

เมื่อพิจารณาถึงผลกระทบของวิธีการเตรียมผงวัสดุสำหรับการฉีดยิ่งรูป คือ การบดผสมด้วยหม้อบดและการบดผสมเชิงกลต่อโครงสร้างจุลภาคของของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม พบว่ามีสมบัติความแข็งค่อนข้างต่ำดังแสดงในตารางที่ 3.4 สอดคล้องกับผลทดสอบค่าความหนาแน่นภายหลังการฉีดยิ่งรูปและภายหลังการเผาผนึก ซึ่งเกิดจากผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กลายเป็นผงวัสดุเชิงประกอบที่มีขนาดใหญ่ขึ้นจากเดิมภายหลังการบดผสมเชิงกล แม้ว่าการเตรียมผงวัสดุด้วยการบดผสมเชิงกลจะให้ผลการทดลองค่าความหนาแน่นและค่าความแข็งที่ต่ำลงค่อนข้างมาก แต่จะสามารถลดอุณหภูมิการเผาผนึกได้ 20 – 40°C ที่เริ่มทำให้เกิดการติดกันของผงอะลูมิเนียม ซึ่งสามารถอธิบายได้จากแผนภาพในรูปที่ 3.18 การบดผสมเชิงกลทำให้เกิดการแตกของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และการเสีรูปร่างของผงอะลูมิเนียมโดยมีลักษณะที่แบนลง และเมื่อเพิ่มเวลาในการบดผสมเชิงกลจะทำให้ผงอะลูมิเนียมห่อหุ้มเอาอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่แตกออก

เข้าไปด้านใน เป็นการเชื่อมต่อระหว่างพื้นผิวของผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ระหว่างการบดผสมเชิงกลเรียกว่า cold-welding ส่งผลช่วยให้เพิ่มปริมาณ Al-SiC<sub>p</sub> interface นั้นเอง เมื่อการบดผสมเชิงกลดำเนินต่อไปจะทำให้ผงอะลูมิเนียมแข็งขึ้นและนำไปสู่การแตกหักอีกครั้ง ซึ่งงานวิจัยของ Fogagnolo, J.B. และคณะ [15] ได้อธิบายลำดับของกลไกดังกล่าว คือ เกิดกลไกการเสียรูป/เชื่อมแบบเย็น/การแตก (deformation/cold welding/fracture mechanisms) อย่างไรก็ดี ในงานวิจัยที่ศึกษานี้ พบว่าเกิดเพียงกลไกการเสียรูปและเชื่อมแบบเย็นเท่านั้น โดยไม่ได้เกิดการแตกตามมาซึ่งอาจเนื่องมาจากขนาดอุปกรณ์หม้อบดที่ใช้ในการบดผสมเชิงกลคือ attrition mill ในระดับความเร็วรอบสูงสุดที่ใช้คือ 800 รอบต่อนาที ไม่สามารถทำให้ผงอะลูมิเนียมแข็งขึ้นและเกิดกลไกการแตกหักได้ แต่กลับได้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เป็นลักษณะฝุ่นผงแทนที่ ดังเช่นเมื่อทำการบดผสมเชิงกลเป็นระยะเวลา 12 ชั่วโมง ซึ่งเป็นอันตรายต่อระบบทางเดินหายใจของผู้ดำเนินการทดลองเมื่อทำการเปิดฝาม้อบดออก จากเหตุผลดังกล่าวจึงทำให้ผงวัสดุเชิงประกอบมีขนาดใหญ่เกินไปที่จะไหลเข้าสู่ช่องว่างของแม่พิมพ์ในขณะที่ฉีดขึ้นรูปผงวัสดุ จึงส่งผลให้ค่าความหนาแน่นและค่าความแข็งต่ำภายหลังจากขึ้นงานมาเผื่อนึก ดังนั้น ในงานศึกษาวิจัยนี้จึงไม่ได้เลือกการเตรียมผงวัสดุด้วยการบดผสมเชิงกล แต่เลือกใช้การเตรียมผงวัสดุโดยบดผสมในหม้อบดสำหรับการเตรียมชิ้นงานเพื่อทดสอบสมบัติแรงดึงซึ่งจะกล่าวถึงในบทที่ 4 ต่อไป



รูปที่ 3.18 แผนภาพกลไกการบดผสมเชิงกลระหว่างผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ [16]

### 3.5 สรุปผลการทดลอง

จากผลการทดลองและวิเคราะห์ผลกระทบของการเตรียมผงวัสดุต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ สามารถสรุปเป็นผลการทดลองได้ดังต่อไปนี้

- 3.5.1 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบภายหลังจากการเผื่อนึกจะประกอบไปด้วยเนื้อพื้นโลหะอะลูมิเนียมล้อมรอบด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาดเล็กกว่ากระจายตัวอยู่โดยรอบ รวมถึงมีปริมาณของรูพรุนเกิดร่วมกับกลุ่มของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์
- 3.5.2 ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 – 40 vol.% ส่งผลต่อโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานคือ เมื่อเพิ่มปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะมีแนวโน้มทำให้เกิดการรวมกลุ่มของอนุภาค



ซิลิคอนคาร์ไบด์มากขึ้นและมีแนวโน้มการเกิดรูพรุนมากขึ้นด้วยเช่นเดียวกัน ซึ่งส่งผลให้ค่าความหนาแน่นและความแข็งแรงมีแนวโน้มลดลงเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มากกว่า 20 vol.%

- 3.5.3 การเตรียมผงวัสดุโดยใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดเล็กลง (AA40 powder) ทำให้ผงวัสดุมีโลหะทองแดง แมกนีเซียมและออกซิเจนมากกว่าในกรณีการใช้ผงอะลูมิเนียมขนาดใหญ่ (AA40 powder) ส่งผลทำให้เกิดเฟสของสารประกอบ  $MgAl_2O_4$   $Mg_2Si$  และ  $Al_2Cu$  ในปริมาณที่เด่นชัดกว่า ภายหลังการบ่มแข็ง และพบปัญหาการบิดเบี้ยวของชิ้นงาน
- 3.5.4 การเตรียมผงวัสดุด้วยการบดผสมเชิงกลที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 30 vol.% นั้นจะทำให้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีขนาดเล็กลงและถูกม้วนเข้าไปอยู่ในโครงสร้างของผงอะลูมิเนียมที่ถูกทำให้เสียรูป แต่เนื่องจากการบดผสมเชิงกลด้วยเครื่อง attrition mill ทำให้ผงอะลูมิเนียมมีขนาดใหญ่ขึ้น การไหลเข้าสู่ช่องว่างแม่พิมพ์ระหว่างการฉีดขึ้นรูปผงจึงเกิดได้ยากลำบาก จึงทำให้เกิดช่องว่างหรือรูพรุนในปริมาณมากและส่งผลให้ค่าความหนาแน่นและความแข็งแรงภายหลังการขึ้นรูปและเผาผนึกที่น้อยกว่าในกรณีที่เตรียมผงวัสดุด้วยหม้อบด
- 3.5.5 วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณ 10 15 และ 20 vol.% มีค่าความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นภายหลังการบ่มแข็ง 26-43 % ได้รับค่าความแข็งแรงสูงสุด 136.6 Hv เมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณ 20 vol.%

#### รายการอ้างอิง

1. Pieczonka, T., et al., *Dimensional behaviour of aluminium sintered in different atmospheres*. Materials Science and Engineering: A, 2008. 478(1-2): p. 251-256.
2. MacAskill, I.A., et al., *Effects of magnesium, tin and nitrogen on the sintering response of aluminum powder*. Journal of Materials Processing Technology, 2010. 210(15): p. 2252-2260.
3. Sukumaran, K., et al., *The effects of magnesium additions on the structure and properties of Al-7Si-10SiC<sub>p</sub> composites*. Journal of Materials Science, 1995. 30 p. 1469-1472.
4. Hashim, J., L. L., and M.S.J. Hashmi, *The wettability of SiC particles by molten aluminium alloy*. Journal of Materials Processing Technology, 2001. 119: p. 324-328.
5. Kimura, A., et al., *Reduction mechanism of surface oxide in aluminium alloy powders containing magnesium studied by X-ray photoelectron spectroscopy using synchrotron radiation*. Applied Physics Letter, 1997. 70(26): p. 3615-3617.
6. Asensio-Lozano, J., B. Suárez-Peña, and G.F.V. Voort, *Effect of Processing Steps on the Mechanical Properties and Surface Appearance of 6063 Aluminium Extruded Products*. Materials, 2014(7): p. 4224-4242.
7. Zhang, J., et al., *Effect of cooling rate on the microstructure of hypereutectic Al-Mg<sub>2</sub>Si alloys*. Journal of Materials Science Letters, 2000. 19: p. 1825-1828.

8. Sun, C., M. Song, and Z.H. Wang, Y., *Effect of particle size on the microstructures and mechanical properties of SiC-reinforced pure aluminum composites*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2011. 20(9): p. 1606-1612.
9. Lin, Y.C., et al., *Mechanism of plastic deformation of powder metallurgy metal matrix composites of Cu-Sn/SiC and 6061/SiC under compressive stress*. Materials Science and Engineering A, 2004. 373(1-2): p. 363-369.
10. Slipenyuk, A., et al., *Properties of P/M processed particle reinforced metal matrix composites specified by reinforcement concentration and matrix-to-reinforcement particle size ratio*. Acta Materialia, 2006. 54(1): p. 157-166.
11. Shim, Y., L.E. Levine, and R.J. Fields, *Optimal concentration of SiC in SiC/Al composites: experiment and percolation theory prediction of lower and upper bounds*. Physica A: Statistical Mechanics and its Applications, 2005. 348: p. 1-15.
12. Patcharawit, T., et al., *Powder Injection Molding of 20-40 Vol.% Silicon Carbide Particulate-Reinforced Aluminum Composites*. Applied Mechanics and Materials, 2013. 376: p. 17-22.
13. Hafizpour, H.R., M. Sanjari, and A. Simchi, *Analysis of the effect of reinforcement particles on the compressibility of Al-SiC composite powders using a neural network model*. Materials & Design, 2009. 30(5): p. 1518-1523.
14. Wang, H., et al., *Characterization of a powder metallurgy SiC/Cu-Al composite*. Journal of Materials Processing Technology, 2008. 197(1-3): p. 43-48.
15. Fogagnolo, J.B., et al., *Effect of mechanical alloying on the morphology, microstructure and properties of aluminium matrix composite powders*. Materials Science and Engineering A, 2003. 342(1-2): p. 131-143.
16. Patcharawit, T., et al., *Effects of Mechanical Alloying on Microstructure and Properties of Powder Injection Moulded SiC<sub>p</sub>-Reinforced Aluminium Composite*. Applied Mechanics and Materials 2014. 597: p. 103-108.
17. Hang, C.J., et al., *Growth behavior of Cu/Al intermetallic compounds and cracks in copper ball bonds during isothermal aging*. Microelectronics Reliability, 2008. 48(3): p. 416-424.

## บทที่ 4 สมบัติแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม

ในบทนี้จะกล่าวถึงการศึกษาสมบัติแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณ 10 15 และ 20 vol.% ที่ผลิตด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปผงโดยมีวัตถุประสงค์เพื่อทราบขอบเขตการใช้งานของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเมื่อได้รับแรงดึงกระทำในสภาวะภายหลังการเผาผนึก การบ่มแข็ง และภายหลังการให้อุณหภูมิช่วง 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง เพื่อศึกษาการเสื่อมสภาพของชิ้นงานเมื่อได้รับสภาวะดังกล่าวเมื่อนำไปใช้งาน

ระเบียบวิธีการวิจัยประกอบไปด้วยขั้นตอนการเตรียมผงวัสดุ กระบวนการฉีดขึ้นรูป การเผาผนึก การบ่มแข็ง การให้อุณหภูมิ รวมถึงกระบวนการตรวจสอบวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค การทดสอบความแข็งแรง สมบัติแรงดึง และการตรวจสอบพื้นผิวการแตกหัก เพื่อนำผลการทดลองมาวิเคราะห์และสรุปผล ดังรายละเอียดต่อไปนี้

### 4.1 วัสดุ อุปกรณ์และเครื่องมือ

- ผงอะลูมิเนียม เกรดทางการค้า Alumix 123
- อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ( $\text{SiC}_p$ )
- สารยึดประกอบไปด้วยโพลีโพรพิลีน พาราฟินแวกซ์ และกรดสเตียริก
- ก๊าซไนโตรเจน
- สารละลายเฮกเซน (hexane)
- หม้อบด (ball mill)
- เครื่องมือฉีดขึ้นรูปผงระดับห้องปฏิบัติการ (lab-scale powder injection moulding machine)
- เตาอบไฟฟ้า (electric furnace)
- เตาเผาแบบท่อ (tube furnace)
- ชุดอุปกรณ์ตัด-ขัดเตรียมผิวสำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค
- กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope: OM)
- กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)
- เครื่องมือทดสอบความแข็งแรงแบบมาโครและไมโครวิกเกอร์ส (macro and micro Vickers hardness testers)
- เครื่องมือทดสอบแรงดึง
- เครื่องมือทดสอบแรงดัด

(หมายเหตุ: เครื่องมือและอุปกรณ์แสดงในภาคผนวก ก)

## 4.2 ระเบียบวิธีทดลอง

### 4.2.1 การเตรียมส่วนผสมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูป (Feedstock preparation)

เตรียมส่วนผสมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูป โดยนำผงอะลูมิเนียมผสมเข้ากับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ที่ปริมาณการเติม 10 15 และ 20 vol.% บดผสมในหม้อบดขนาดปริมาตร 250 มิลลิลิตร ด้วยความเร็วรอบ 280 รอบต่อนาที เป็นระยะเวลา 2 ชั่วโมง จากนั้นนำผงวัสดุมาผสมกับสารยึดเพื่อเตรียมส่วนผสมผงวัสดุ สำหรับฉีดขึ้นรูปที่มีปริมาณของแข็ง 55 vol.%

### 4.2.2 การฉีดขึ้นรูป (Powder Injection Molding)

- เตรียมแม่พิมพ์เหล็กชุบผิวเคลือบโครเมียมขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 6 มิลลิเมตร ยาว 60 มิลลิเมตร สำหรับการทดสอบแรงดึง และใช้แม่พิมพ์ ขึ้นงานแท่งเหลี่ยมขนาด 5x5x50 มิลลิเมตร ทำการฉีดขึ้นรูปโดยใช้ อุณหภูมิแม่พิมพ์ที่ 90°C จากนั้น อุณหภูมิส่วนผสมวัสดุและฉีดขึ้นรูปโดยใช้เครื่องมือฉีดขึ้นรูประดับ ห้องปฏิบัติการที่อุณหภูมิ 170°C จากนั้นแกะชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปออกจากแม่พิมพ์ วัดขนาดชิ้นงาน ด้วยเวอร์เนียคาร์ลิปเปอร์ส

### 4.2.3 การเผาผนึก (Sintering)

- ทำการแยกสารยึดออกโดยแช่ชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปแล้วในสถานะที่มีสารละลายเฮกเซน เป็น ระยะเวลา 10 ชั่วโมง นำออกจากภาชนะแล้วปล่อยให้แห้งตัวก่อนทำการเผาผนึกด้วยเตาท่อในบรรยากาศ ไนโตรเจนที่มีอัตราการไหลของก๊าซ 1.0 ลิตรต่อนาที เผาผนึกที่อุณหภูมิ 700 – 740°C ขึ้นอยู่กับปริมาณการ เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และสภาวะในการเผา ดังแสดงในตารางที่ 4.1 เพื่อนำไปตรวจสอบโครงสร้าง จุลภาค ความหนาแน่นรวมและความแข็งแบบมาโครและไมโครวิกเกอร์ส

ตารางที่ 4.1 สภาวะการเผาผนึกชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม

SiC <sub>p</sub> addition (%Vol.)	Sintering temperature (°C)
10	700
15	720
20	740

### 4.2.4 การบ่มแข็ง (Age-hardening)

- นำชิ้นงานที่เผาผนึกแล้วบางส่วนมาผ่านการบ่มแข็ง โดยทำการอบละลายที่อุณหภูมิ 500°C ชุบน้ำ ที่อุณหภูมิห้อง แล้วบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 150°C เป็นระยะเวลา 6 ชั่วโมง ปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวนอกเตา

### 4.2.5 การให้อุณหภูมิ (Exposure)

- นำเฉพาะชิ้นงานที่มีปริมาณของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ที่ผ่านการเผาผนึกและชุบแข็ง ด้วยวิธีการตกตะกอนแล้วมาให้อุณหภูมิสูงปานกลาง (moderate temperature exposure) ที่ 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง ปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวในเตา

#### 4.2.6 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค (Microstructural analysis)

- ทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและเฟสที่เกิดขึ้นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยายต่ำ-สูง และวิเคราะห์เฟสที่เกิดขึ้นก่อนและหลังการบ่มแข็งและการให้อุณหภูมิโดยใช้เทคนิควิเคราะห์ XRD

#### 4.2.7 การทดสอบความแข็ง (Vickers hardness test)

- ทำการทดสอบความแข็งในชิ้นงานหลังการเผาผนึกและบ่มแข็งโดยใช้เครื่องทดสอบความแข็งแบบมาโครและไมโครวิกเกอร์ส (macro and micro Vickers hardness testers) ที่ 10 กิโลกรัมแรง (kgf.) และ 100 กรัมแรง (gf) ตามลำดับ โดยทำการวัดอย่างน้อย 3 ตำแหน่ง แล้วคำนวณหาค่าเฉลี่ย

#### 4.2.8 การทดสอบแรงดึง (Tensile test)

- ทำการทดสอบสมบัติแรงดึงที่อุณหภูมิห้องโดยใช้เครื่องมือทดสอบแรงดึง (universal testing machine - model: Instron 5500) โดยใช้ชิ้นงานแท่งกลมขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางประมาณ 4 มิลลิเมตร ยาว 40 มิลลิเมตร โดยกำหนดให้มีระยะเกจ 20 มิลลิเมตร ทดสอบโดยใช้อัตราความเครียด (strain rate) ที่  $4.17 \times 10^{-4}$  ต่อวินาที บันทึกผลการทดลองในรูปโพลดและระยะยืด เพื่อนำมาสร้างกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียด

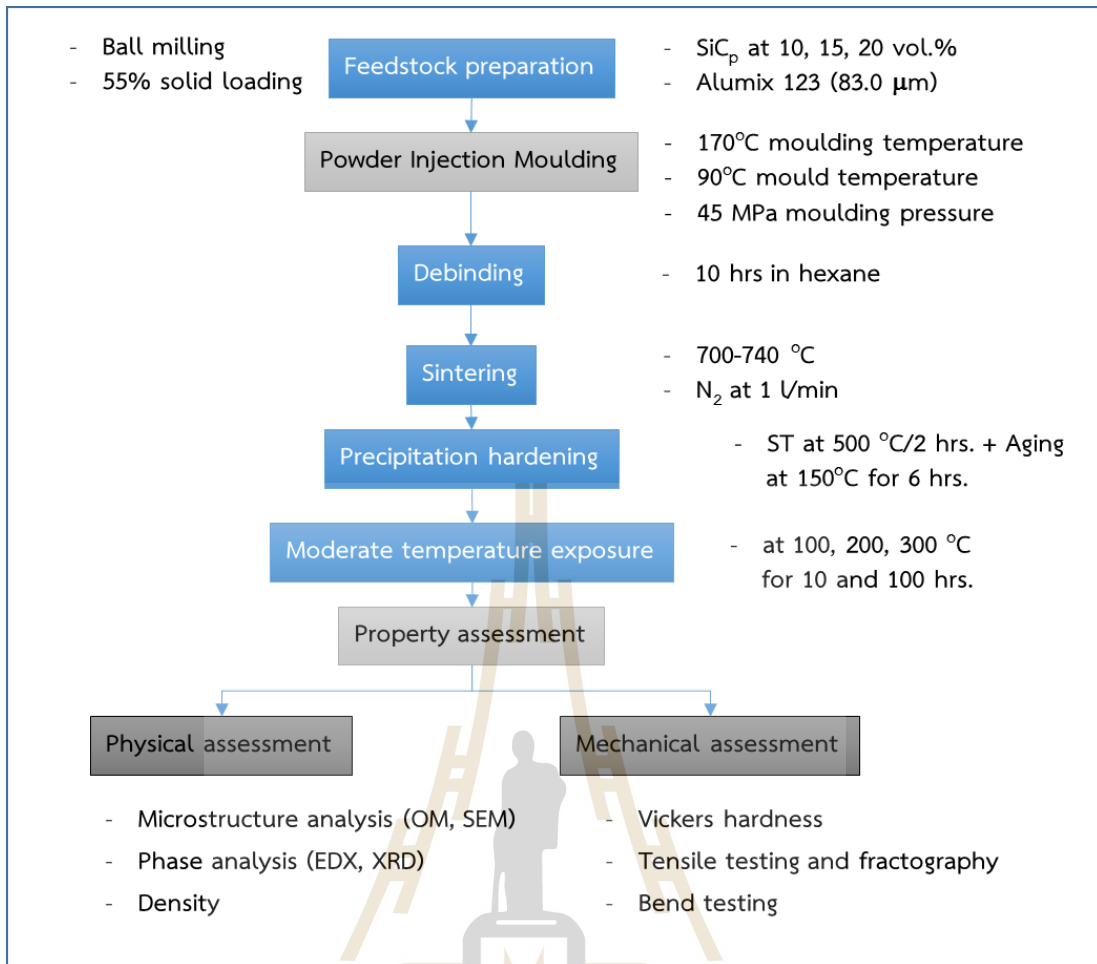
#### 4.2.9 การตรวจสอบพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึง (Tensile fractography)

- ทำการตรวจสอบพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานภายหลังทดสอบสมบัติแรงดึง ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดแบบส่องกราด โดยใช้เครื่องมือรุ่น Neoscope Jeol-5000 เพื่อวิเคราะห์หาสาเหตุการแตกหัก

#### 4.2.10 การทดสอบแรงดัด (Bend test)

- ทำการทดสอบสมบัติแรงดัดที่อุณหภูมิห้องโดยใช้เครื่องมือทดสอบ universal testing machine โดยใช้ชิ้นงานแท่งเหลี่ยมขนาด 4x4x40 มิลลิเมตร โดยกำหนดให้มีระยะเกจ 25 มิลลิเมตร ทดสอบโดยใช้อัตราการเคลื่อนที่ของหัวกด 0.5 มิลลิเมตรต่อนาที บันทึกผลการทดลองในรูปโพลดและระยะแอ่น (deflection) เพื่อนำมาคำนวณค่าความเค้นแรงดัด

จากนั้นทำการวิเคราะห์ผลการทดลองเพื่อเชื่อมโยงความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างจุลภาค เฟสของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และสมบัติเชิงกล เช่น ความแข็งแบบวิกเกอร์ส สมบัติแรงดึงและสมบัติแรงดัดของชิ้นงาน ทั้งในสภาวะหลังการเผาผนึกและการให้อุณหภูมิ และเพื่ออธิบายพฤติกรรมของวัสดุเชิงประกอบเมื่อได้รับแรงดึง และอธิบายผลกระทบของปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ต่อสมบัติแรงดึงของชิ้นงาน จัดทำรายงานและเผยแพร่ผลงาน



รูปที่ 4.1 แผนภาพแสดงขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

### 4.3 ผลการทดลองและวิเคราะห์ผล

ผลการศึกษาสมบัติแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ภายหลังจากการเผาผนึก (sintered) บ่มแข็ง (age-hardened) และภายหลังจากได้รับอุณหภูมิ (temperature exposure) แสดงดังต่อไปนี้

#### 4.3.1 โครงสร้างจุลภาค (Microstructures)

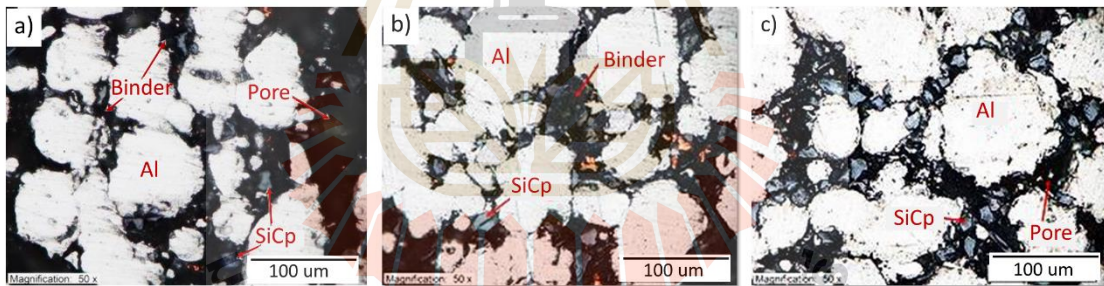
4.3.1.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังจากการฉีดขึ้นรูป (Green microstructure) แสดงดังในรูปที่ 4.2 a) - c) ซึ่งประกอบไปด้วยเนื้อพื้นอะลูมิเนียมล้อมรอบด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีรูปทรงเป็นเหลี่ยมมุมและมีขนาดอนุภาคที่เล็กกว่า ทั้งสองเฟสฝังตัวอยู่ในพื้นที่ที่เป็นสารยึด เมื่อเพิ่มปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จาก 10 เป็น 15 และ 20 vol.% จะสังเกตเห็นปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มมากขึ้นในโครงสร้างจุลภาค รวมถึงมีแนวโน้มการรวมกันเป็นกลุ่มก้อนของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ พร้อมปริมาณรูพรุนพบอยู่ในบริเวณเดียวกัน ดังรูปที่ 4.2 c)

4.3.1.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังจากการเผาผนึก (Sintered microstructure) แสดงดังในรูปที่ 4.3 a) - c) สารยึดถูกเผากำจัดออกไปเหลือเพียงเนื้อพื้นโลหะอะลูมิเนียมและมีอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

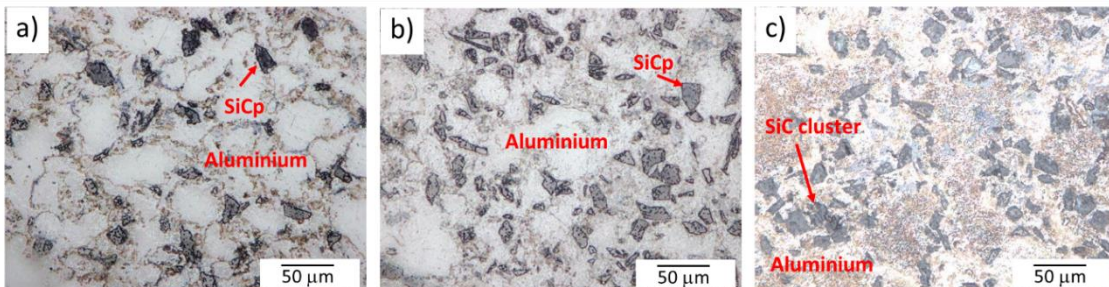
ที่มีขนาดเล็กกว่าและมีรูปร่างเป็นเหลี่ยมมุมกระจายตัวอยู่ทั่วไปในโครงสร้างจุลภาค โดยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์นี้เพิ่มขึ้นตามปริมาณที่เติมเข้าไป คือ 10 15 และ 20 vol.% และสังเกตเห็นกลุ่มก้อนของซิลิคอนคาร์ไบด์ ( $\text{SiC}_p$  cluster) อยู่ร่วมกับรูพรุนในชิ้นงานที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่สูงขึ้น

4.3.1.3 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการบ่มแข็ง (Aged hardened microstructure) แสดงดังในรูปที่ 4.4 a) – c) แสดงโครงสร้างเนื้อพื้นอะลูมิเนียมล้อมและมีอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวอยู่ทั่วไป ซึ่งเมื่อถ่ายภาพด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงจะไม่เห็นความแตกต่างระหว่างโครงสร้างจุลภาคหลังการเผาผนึกและบ่มแข็ง

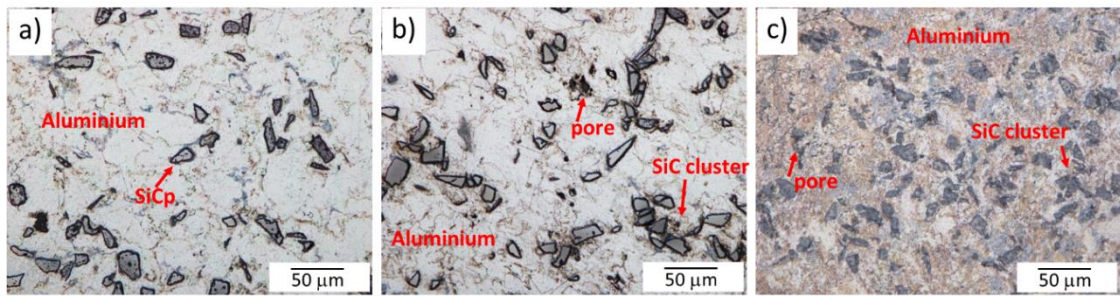
4.3.1.4 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการได้รับอุณหภูมิ (Temperature exposure microstructure) แสดงดังในรูปที่ 4.5 a) – f) โดยเป็นชิ้นงานที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ผ่านการได้รับอุณหภูมิที่ 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลาสั้น (short-term exposure) คือ 10 ชั่วโมง และระยะเวลายาว (long-term exposure) คือ 100 ชั่วโมง โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเนื้อพื้นอะลูมิเนียมล้อมและมีอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวอยู่ทั่วไป ซึ่งเมื่อถ่ายภาพด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงจะไม่เห็นความแตกต่างของโครงสร้างจุลภาคเมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็ง รูปที่ 4.6 a) – b) แสดงภาพโครงสร้างจุลภาคถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของชิ้นงานที่ได้รับอุณหภูมิ พบการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์



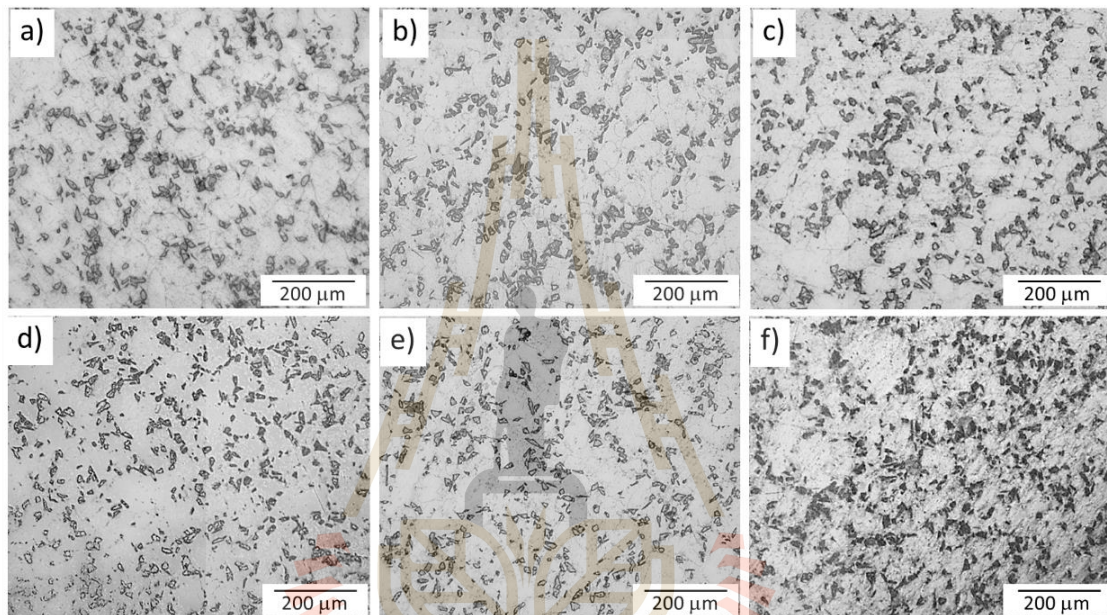
รูปที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคภายหลังการฉีดขึ้นรูปของชิ้นงานที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ a) 10 vol.% b) 15 vol.% และ c) 20 vol.% ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง



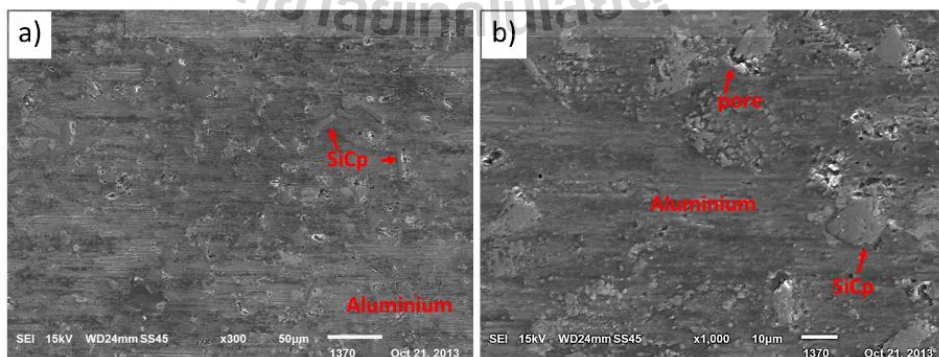
รูปที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคภายหลังการเผาผนึกของชิ้นงานที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ a) 10 vol.% b) 15 vol.% และ c) 20 vol.% ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง



รูปที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคภายหลังกการบ่มแข็งของชิ้นงานที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ a) 10 vol.% b) 15 vol.% และ c) 20 vol.% ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง



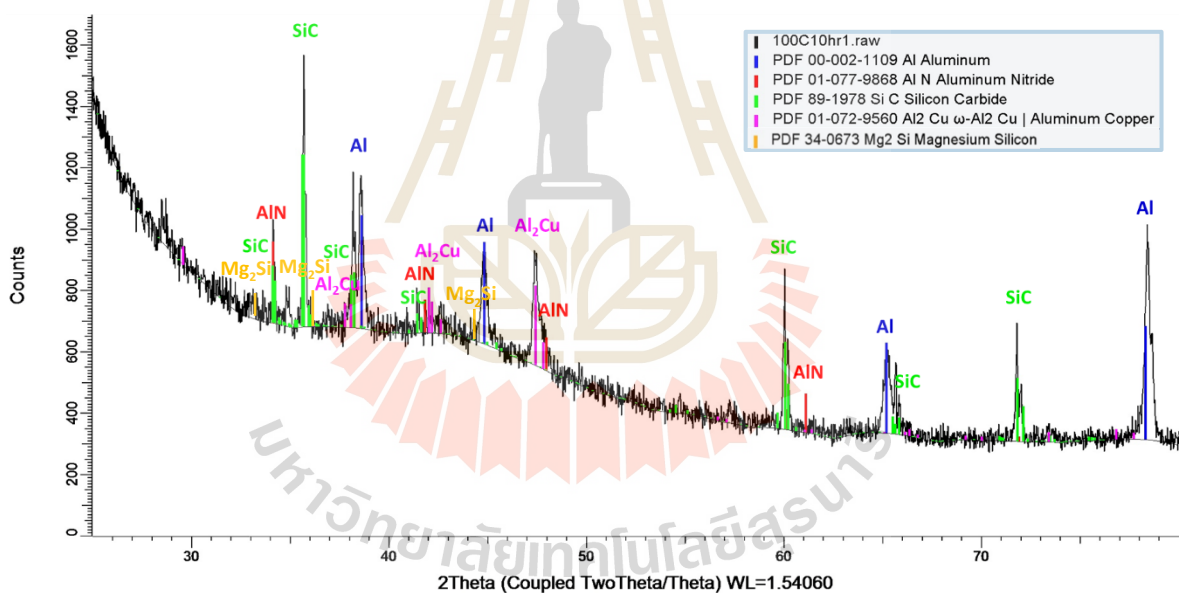
รูปที่ 4.5 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ภายหลังกการได้รับอุณหภูมิที่ a) 100°C/10 ชั่วโมง b) 200°C/10 ชั่วโมง c) 300°C/10 ชั่วโมง d) 100°C/100 ชั่วโมง e) 200°C/100 ชั่วโมง และ f) 300 °C/100 ชั่วโมง ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง



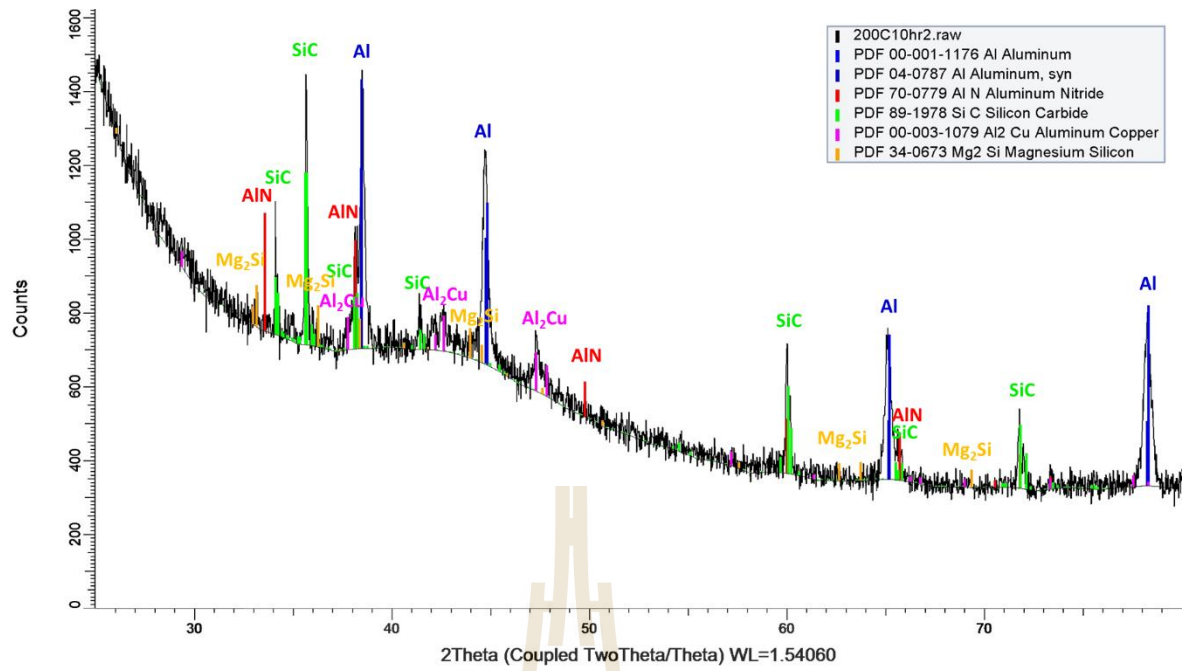
รูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ภายหลังกการได้รับอุณหภูมิที่ 100°C/10 ชั่วโมง ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด



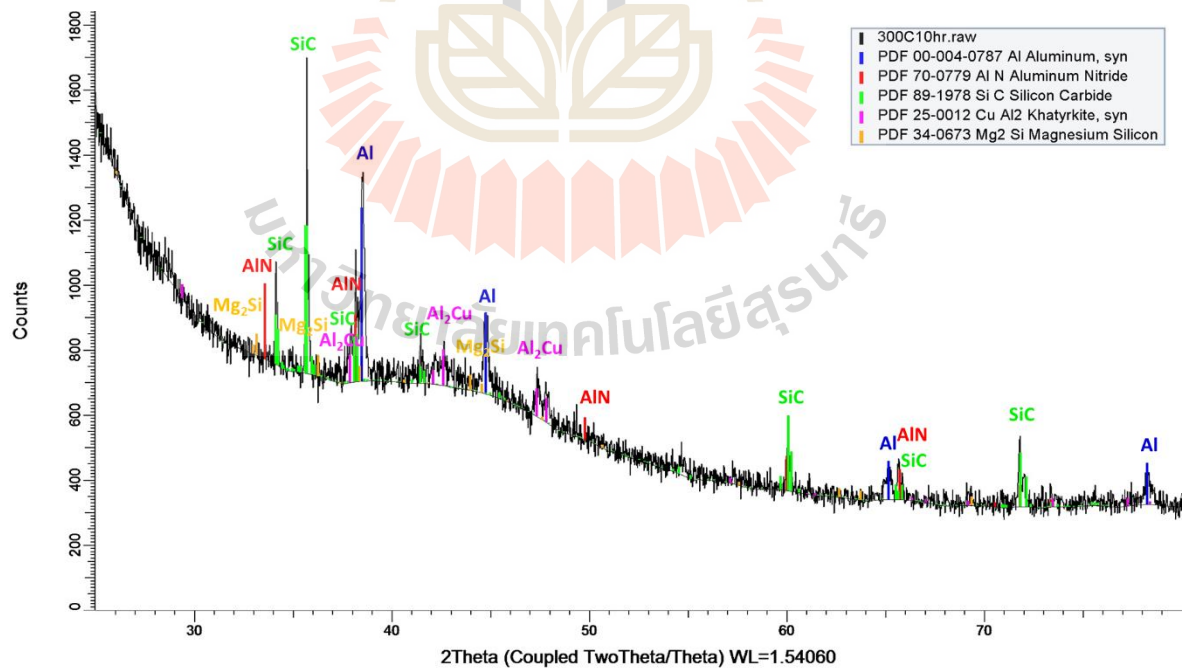
4.3.1.5 ผลการวิเคราะห์ธาตุและสารประกอบด้วยเทคนิค XRD (XRD analyses) ของชิ้นงานที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ภายหลังจากได้รับอุณหภูมิที่ 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง แสดงดังรูปที่ 4.7 a) – f) พบว่า โดยรวมเมื่อภายหลังจากชิ้นงานได้รับอุณหภูมิ จะปรากฏเฟสหลักของอะลูมิเนียม (Al) ซึ่งเป็นโลหะเนื้อพื้นและสารประกอบ SiC ซึ่งเป็นวัสดุเสริมแรง มีสารประกอบ AlN เกิดขึ้นเนื่องจากกระบวนการเผาผนึกในบรรยากาศที่มีไนโตรเจน นอกจากนี้พบสารประกอบ  $\text{CuAl}_2$  หรือ  $\text{Al}_2\text{Cu}$  และ  $\text{Mg}_2\text{Si}$  อันเนื่องมาจากชิ้นงานได้ผ่านการบ่มแข็งมาแล้ว ซึ่งเฟสที่ได้กล่าวมานี้ได้ถูกวิเคราะห์ไว้แล้วในบทที่ 3 หัวข้อ 3.3.2.3 ซึ่งจากการวิเคราะห์เพิ่มเติมจะเห็นได้ว่า เฟสที่พบในชิ้นงานภายหลังจากได้รับอุณหภูมิไม่มีความแตกต่างจากเฟสที่พบในชิ้นงานภายหลังจากการบ่มแข็ง แต่จะมีข้อสังเกตคือ มีเฟส  $\text{Al}_2\text{Cu}$  ปรากฏเด่นชัดมากขึ้นภายหลังจากให้อุณหภูมิระยะสั้นคือ 10 ชั่วโมง ซึ่งอาจเป็นผลมาจากความร้อนที่ได้รับเป็นระยะเวลานานโดยที่เฟสดังกล่าวอาจจะมีปริมาณเพิ่มมากขึ้น หรือหากใช้ระยะเวลาที่นานหรืออุณหภูมิที่สูงจนเกินไปจะทำให้เกิดการสูญเสียการยึดเหนี่ยวระหว่างตะกอนเหล่านี้กับเนื้อพื้น (loss of coherency) อย่างไรก็ดีในงานวิจัยนี้ มิได้ครอบคลุมถึงการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคและเฟสด้วยเทคนิค TEM จึงไม่ได้ทำการวิเคราะห์ผลดังกล่าว



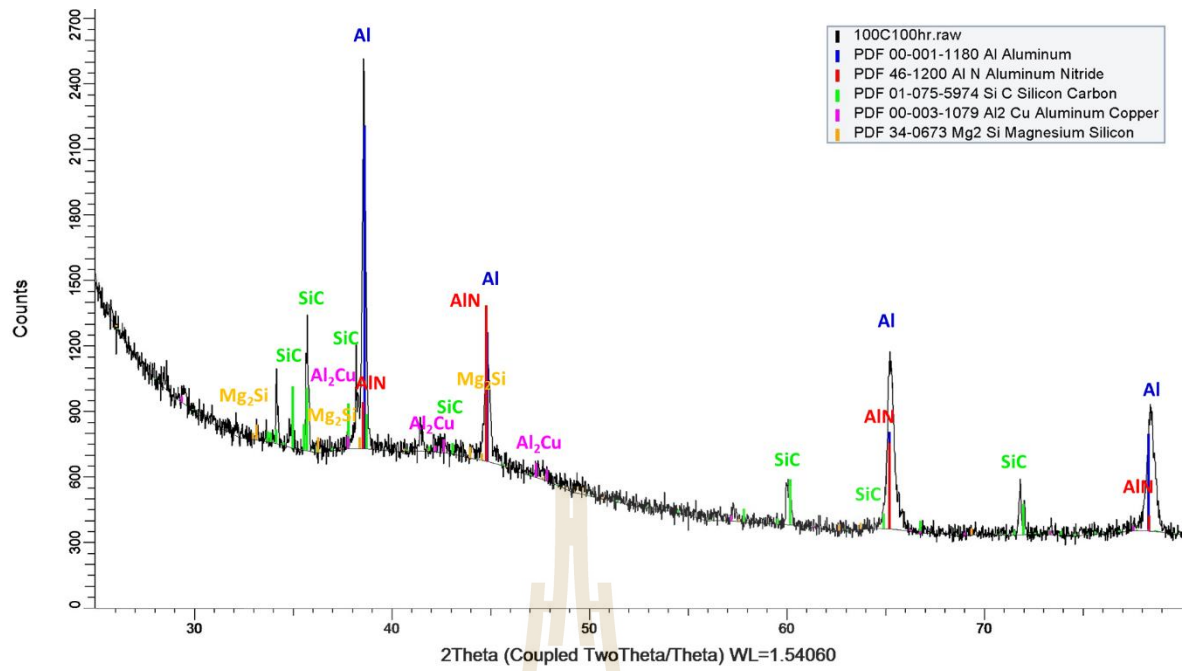
a) Temperature exposure at 100°C/ 10 hours



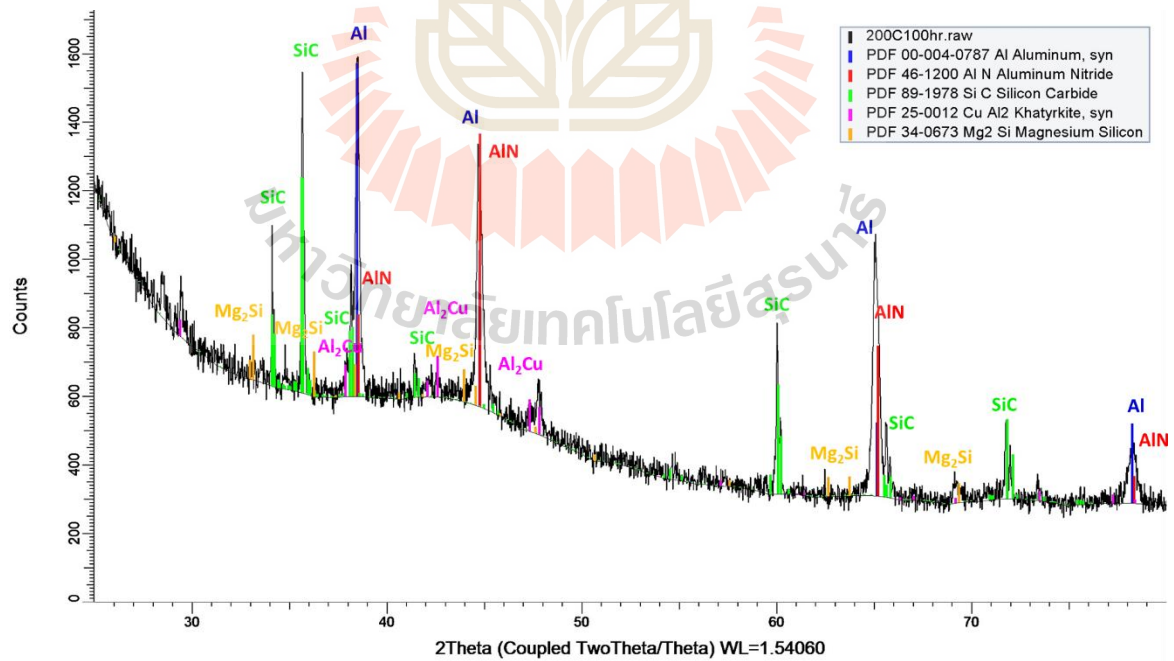
b) Temperature exposure at 200°C/ 10 hours



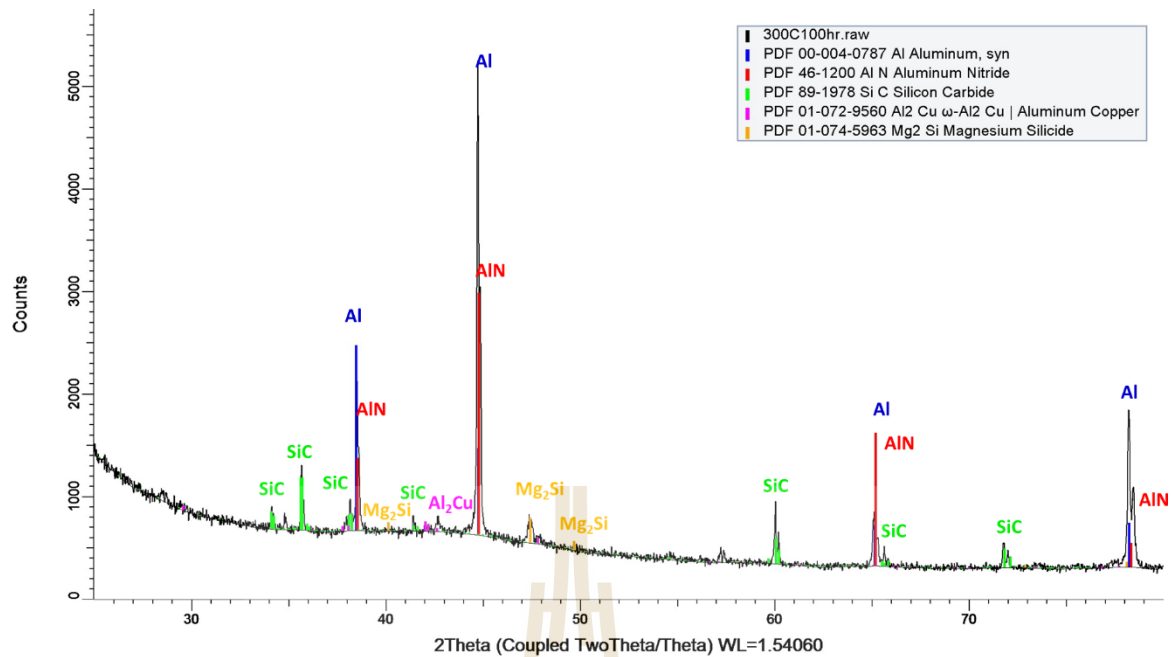
c) Temperature exposure at 300°C/ 10 hours



d) Temperature exposure at 100°C/ 100 hours



e) Temperature exposure at 200°C/ 100 hours



f) Temperature exposure at 300°C/ 100 hours

รูปที่ 4.7 ผลวิเคราะห์ธาตุและสารประกอบด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงานที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ภายหลังจากได้รับอุณหภูมิที่ 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง

#### 4.3.2 สมบัติความแข็ง (Hardness property)

สมบัติความแข็งแบบมาโครวิกเกอร์สของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและการบ่มแข็งนั้นได้ถูก รายงานไว้ในบทที่ 3 หัวข้อ 3.3.4 และตารางที่ 3.4 ซึ่งพบว่าค่าความแข็งเพิ่มขึ้นตามปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เติมเข้าไปจาก 10 15 และ 20 vol.% และชิ้นงานจะมีความแข็งเพิ่มมากขึ้นทุกกรณีเมื่อผ่านการบ่มแข็ง หากเปรียบเทียบสมบัติความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์สกับสมบัติความแข็งแบบมาโครวิกเกอร์สของ ชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและการบ่มแข็งด้วยการตกตะกอนแสดงดังตารางที่ 4.2 พบว่า โดยทั่วไปแล้ว ชิ้นงานจะมีค่าความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์สมากกว่าทั้งในกรณีภายหลังการเผาผนึกและการบ่มแข็ง ซึ่งอาจ เนื่องมาจากการทดสอบความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์สนั้นใช้หัวกดที่มีขนาดเล็ก จึงอาจทำให้มีโอกาสกดลง บนกลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งจะได้รับค่าเฉลี่ยของความแข็งที่มากกว่าเมื่อหัวกดกดลงบนบริเวณเนื้อพื้น โลหะอะลูมิเนียม โดยสามารถอธิบายได้จากการกระจายของข้อมูลค่าความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์สที่มากกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับค่าความแข็งแบบมาโครวิกเกอร์ส

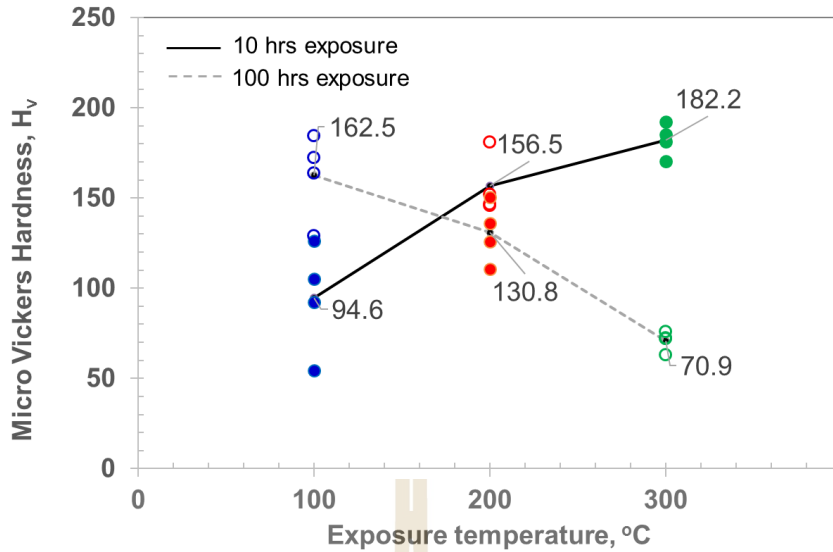
**ตารางที่ 4.2** สมบัติความแข็งแบบมาโครและไมโครวิกเกอร์สของชิ้นงานภายหลังการเผาพูนิกและการบ่มแข็งของชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 15 และ 20 vol.%

Composite	Macro Vickers Hardness		Micro Vickers Hardness	
	As-sintered	Precipitation hardened	As-sintered	Precipitation hardened
10 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA80 composite	71.9	103.3	71.6	136.7
15 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA80 composite	85.8	108.6	107.1	147.2
20 Vol.%SiC <sub>p</sub> -AA80 composite	95.5	136.9	143.0	171.6

**ตารางที่ 4.3** สมบัติความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์สของชิ้นงานภายหลังการได้รับอุณหภูมิที่ 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง

Composite	Temperature exposure		Micro hardness (Hv)
	Temp (°C)	Time (hr)	
20 vol.% SiC <sub>p</sub>	100	10	94.6
	200	10	156.5
	300	10	182.2
	100	100	162.5
	200	100	130.8
	300	100	70.9

เมื่อพิจารณาสมบัติความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์สเฉพาะในชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณ 20 vol.% ภายหลังจากการบ่มแข็งและการได้รับอุณหภูมิที่ 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง ดังแสดงในตารางที่ 4.3 พบว่า เมื่อเพิ่มอุณหภูมิจาก 100 เป็น 200 และ 300°C เป็นระยะเวลาเท่ากันคือ 10 ชั่วโมง ชิ้นงานจะมีค่าความแข็งเฉลี่ยที่เพิ่มขึ้นจาก 94.6 เป็น 156.5 และ 182.2 Hv ตามลำดับ อย่างไรก็ตาม เมื่อเพิ่มระยะเวลาการให้อุณหภูมิจาก 10 เป็น 100 ชั่วโมง ชิ้นงานจะได้รับค่าความแข็งเฉลี่ยที่มีแนวโน้มลดลงจาก 162.5 เป็น 130.8 และ 70.9 Hv เมื่อชิ้นงานได้รับอุณหภูมิ 100 200 และ 300°C ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 4.8 อย่างไรก็ตามค่าความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์สที่ได้จากการทดสอบมีแนวโน้มค่อนข้างกระจายตัว ทั้งนี้อาจจะเนื่องมาจากการได้รับอิทธิพลจากการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เติมในปริมาณ 20 vol.% ที่อาจจะมีการเกาะเป็นกลุ่มก้อน ดังที่ได้กล่าวมาแล้วจากรายงานข้างต้น

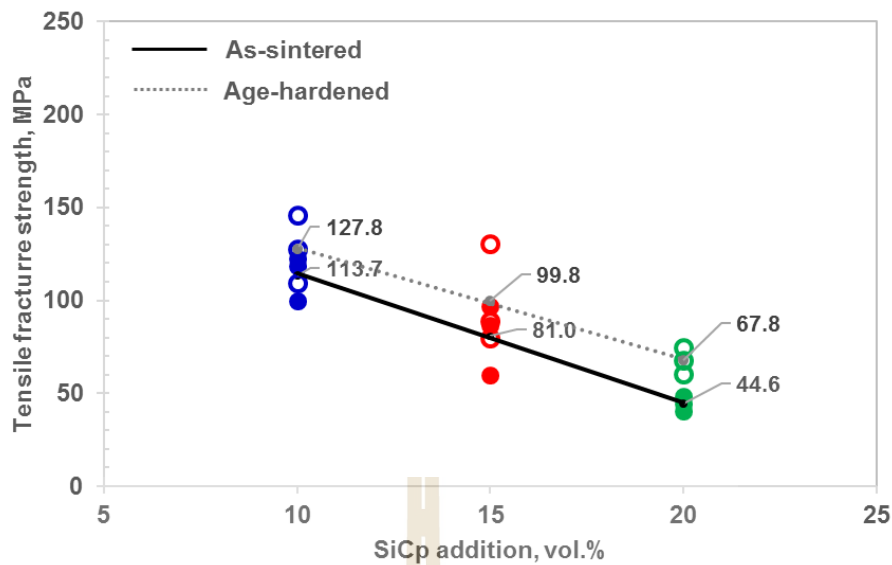


รูปที่ 4.8 สมบัติความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์สของชิ้นงานภายหลังการได้รับอุณหภูมิที่ 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง

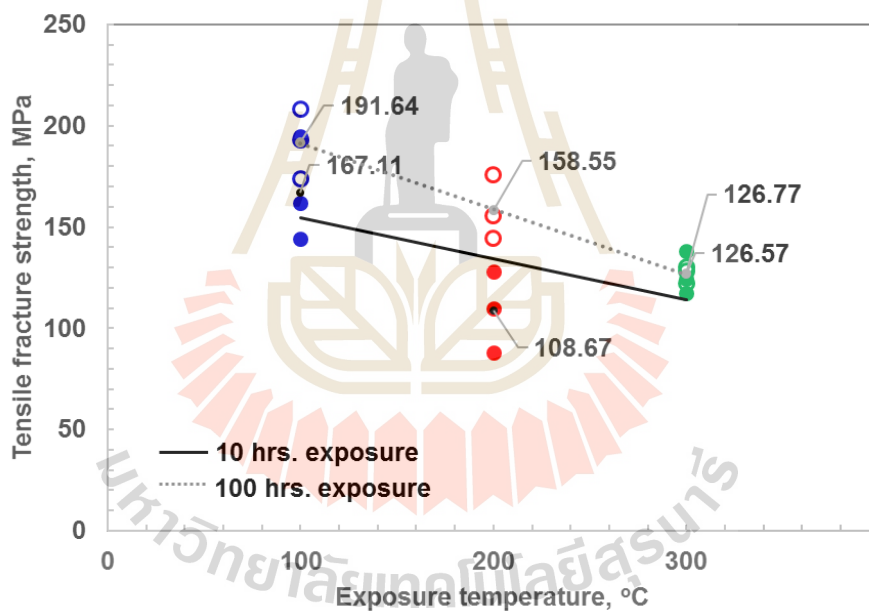
#### 4.3.3 สมบัติแรงดึง (Tensile property)

4.3.3.1 สมบัติแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมภายหลังการเผาผนึกและการบ่มแข็ง (Tensile properties of sintered and age-hardened samples) ได้ทำการศึกษาในชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมที่เติมปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 15 และ 20 vol.% โดยมีผลการทดสอบแสดงดังรูปที่ 4.9 ซึ่งจะสังเกตเห็นได้ว่าค่าความแข็งแรงดึงของชิ้นงานทดสอบที่อุณหภูมิห้องนั้นมีค่าค่อนข้างต่ำ โดยค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยที่ได้มีแนวโน้มลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ เมื่อพิจารณาชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 vol.% พบว่ามีค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยอยู่ที่ 113.7 MPa และลดลงเป็น 44.6 MPa เมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% อย่างไรก็ตาม เมื่อนำชิ้นงานมาผ่านการบ่มแข็งพบว่ามีค่าความแข็งแรงดึงสูงขึ้นกว่ากรณีชิ้นงานผ่านการเผาผนึกเพียงอย่างเดียว โดยค่าความแข็งแรงดึงของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งด้วยการตกตะกอนเพิ่มขึ้นเป็น 127.8 MPa และ 67.8 MPa ในกรณีการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 และ 20 vol.% ตามลำดับ

4.3.3.2 สมบัติแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมภายหลังการได้รับอุณหภูมิ (Tensile properties of temperature-exposure samples) โดยทำการทดสอบที่อุณหภูมิห้อง พบว่า ชิ้นงานมีค่าความแข็งแรงดึงลดลงเมื่อเพิ่มระดับของอุณหภูมิและระยะเวลาในการให้อุณหภูมิกับชิ้นงานทดสอบ ดังแสดงในรูปที่ 4.10 หากพิจารณาการได้รับอุณหภูมิเป็นระยะเวลา 10 ชั่วโมง ชิ้นงานจะมีค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยลดลงจาก 167.1 MPa เป็น 126.6 MPa เมื่อเพิ่มอุณหภูมิจาก 100°C ขึ้นเป็น 300°C และหากพิจารณาเมื่อชิ้นงานได้รับอุณหภูมิเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง พบว่ามีค่าความแข็งแรงดึงมีแนวโน้มลดลงเช่นกัน โดยลดลงจากค่าเฉลี่ยที่ 191.6 MPa เป็น 109.6 MPa เมื่อเพิ่มอุณหภูมิจาก 100°C ขึ้นเป็น 300°C ตามลำดับ



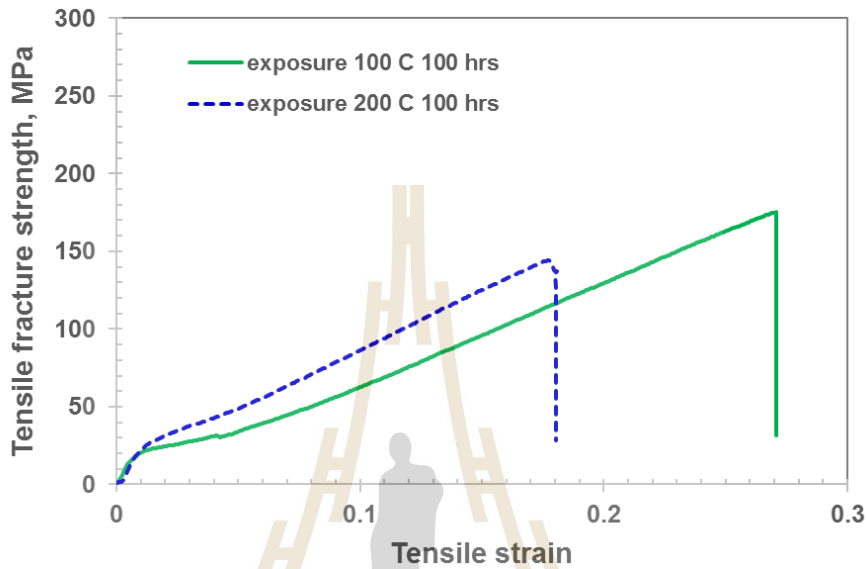
รูปที่ 4.9 ค่าความแข็งแรงดึงทดสอบที่อุณหภูมิห้องของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 15 และ 20 vol.% เปรียบเทียบชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกและบ่มแข็ง



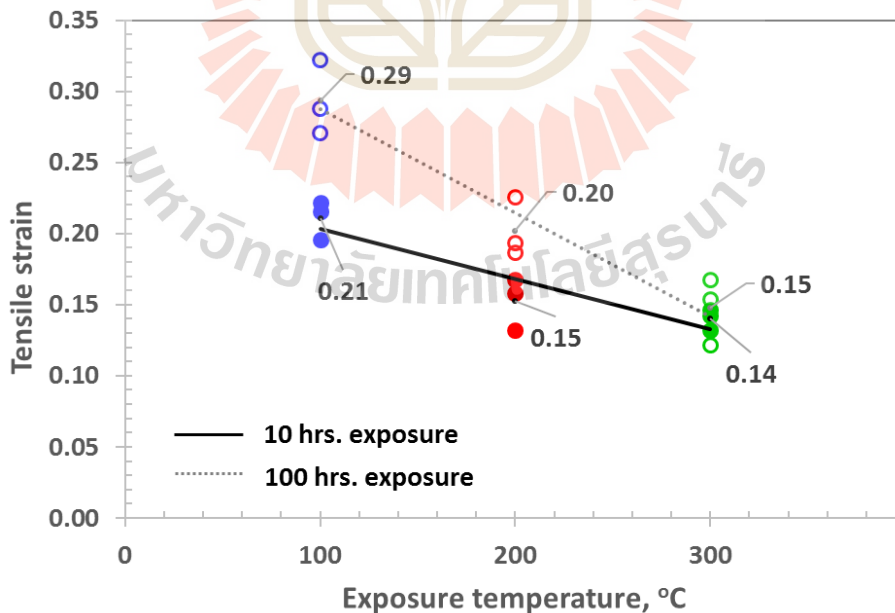
รูปที่ 4.10 ค่าความแข็งแรงดึงที่อุณหภูมิห้องของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ผ่านการให้อุณหภูมิที่ 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง

เมื่อวิเคราะห์ลักษณะของกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของชิ้นงานทดสอบแรงดึงพบว่า ชิ้นงานเกือบทั้งหมดเกิดการแตกหักในช่วงที่แสดงพฤติกรรมแบบอิลาสติก โดยไม่แสดงพฤติกรรมการเกิด strain hardening หรือเกิดน้อยมากในช่วงพฤติกรรมการเสียรูปแบบพลาสติก ซึ่งชิ้นงานทดสอบเป็นลักษณะของการแตกหักแบบเปราะดังแสดงตัวอย่างกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียดดังรูปที่ 4.11 โดยพบว่าเมื่อชิ้นงานแตกหักจะมีค่าความเครียดอยู่ในช่วง 0.15-0.32 และมีการกระจายตัวของข้อมูลค่อนข้างสูงเช่นกัน ซึ่งแสดงถึงการแตกหักแบบเปราะ ดังรูปที่ 4.12 อย่างไรก็ตาม ในการ

ทดสอบมิได้ทำการวิเคราะห์ค่าอิลาสติกมอดูลัสเนื่องจากไม่มีเครื่องมือวัด (extensometer) อย่างไรก็ตาม หากพิจารณาจากความชันของเส้นกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียดในช่วงที่วัสดุแสดงพฤติกรรมแบบอิลาสติกจะพบว่า เมื่อเพิ่มปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จาก 10 เป็น 15 และ 20 vol.% และเมื่อชิ้นงานได้รับอุณหภูมิในช่วง 100 – 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง ไม่พบแนวโน้มการเปลี่ยนแปลงของความชันของกราฟอย่างมีนัยสำคัญ



รูปที่ 4.11 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียดของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิห้อง



รูปที่ 4.12 ค่าความเครียดแรงดึงที่อุณหภูมิห้องของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ผ่านการให้อุณหภูมิที่ 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง



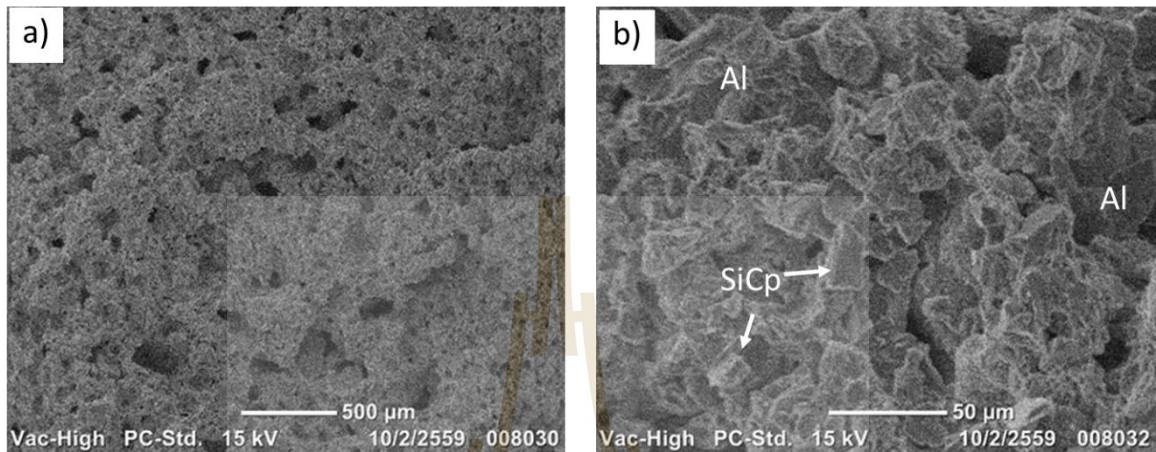
เมื่อพิจารณาค่าความแข็งแรงดึงของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบภายหลังการบ่มแข็งพบว่ามีความแข็งแรงเพียง 45-128 MPa ซึ่งเมื่อทำการเปรียบเทียบกับชิ้นงานทดสอบแรงดึงจากงานวิจัยอื่น ๆ พบว่ามีค่าที่ต่ำกว่า เช่น ในกรณีเมื่อเปรียบเทียบค่าทดสอบแรงดึงในชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมเกรด A356 เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 4 – 20.5 vol.% ในงานวิจัยของ M. Emamy และคณะ [1] ในสภาวะบ่มแข็ง ซึ่งจะมีค่าประมาณ 170-240 MPa และเมื่อเปรียบเทียบในกรณีการขึ้นรูปโดยใช้กรรมวิธีโลหะผง เช่น ในงานศึกษาของ X. Yao และคณะ [2] ซึ่งได้ศึกษาชิ้นงานอัดขึ้นรูปร้อนที่อุณหภูมิ 500°C ด้วยผงอะลูมิเนียมเกรด AA6063 ขนาดอนุภาคระดับนาโน เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 5 vol.% ซึ่งพบว่า ได้รับค่าความแข็งแรง ณ จุดครากเท่ากับ 449 MPa และมีค่าความแข็งแรงดึงที่ 526 MPa ซึ่งค่อนข้างสูงกว่ามาก ทั้งนี้ผู้วิจัยได้อธิบายว่าเนื่องจากชิ้นงานเกิดการตกผลึกใหม่แบบไดนามิก (dynamic recrystallization) ที่มีประสิทธิภาพ เป็นผลจากขนาดผงที่เล็กระดับนาโนจะเอื้ออำนวยให้เกิดการลดขนาดระหว่างการอัดขึ้นรูปร้อนได้ดี หรือทำให้เกิดการเสียรูปแบบพลาสติกได้ในปริมาณความเครียดที่สูง รวมถึงขอบเกรนที่มีปริมาณมากจะทำให้เป็นแรงขับเคลื่อนทางเทอร์โมไดนามิกส์ให้เกิดการตกผลึกใหม่แบบไดนามิก ดังนั้น จึงทำให้เกิดกลไกการเพิ่มความแข็งแรงเนื่องจาก 3 กรณี คือ 1) จากขอบเกรน : Hall-Petch relation, 2) จากอนุภาคระดับนาโน และ 3) จากดิสโลเคชัน [2] ดังนั้น ชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบที่ผลิตด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปผง จึงจำเป็นต้องมีกระบวนการทุติยภูมิหรือมีกระบวนการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคเพื่อลดปริมาณรูพรุนที่อยู่ในชิ้นงานให้ลดน้อยลง ดังจะอภิปรายในหัวข้อ 4.4.2

#### 4.3.4 พื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึง (Tensile fractography)

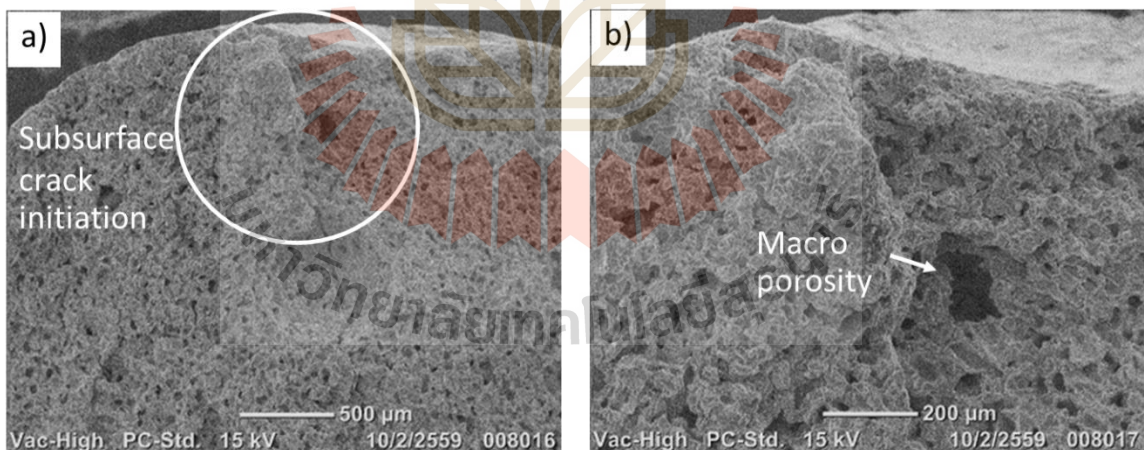
4.3.4.1 ผลการตรวจสอบพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึงภายหลังการเผาผนึกและการบ่มแข็ง (Tensile fractography of as-sintered and age-hardened samples) พบว่า ชิ้นงานแตกหักโดยเกิดการเสียรูปแบบพลาสติกในปริมาณที่น้อยมาก สังเกตได้จากลักษณะการแตกหักของชิ้นงานที่ไม่แสดงการเสียรูปโดยมีขนาดพื้นที่หน้าตัดของพื้นผิวการแตกหักใกล้เคียงกับก่อนการทดสอบเมื่อสังเกตด้วยตาเปล่า สอดคล้องกับกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของชิ้นงานซึ่งแสดงพฤติกรรมการแตกหักเลยช่วงการเสียรูปแบบพลาสติกเพียงเล็กน้อย และเมื่อทำการตรวจสอบพื้นผิวการแตกหักด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด พบว่าชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 15 และ 20 vol.% ทั้งในสภาวะภายหลังการเผาผนึกมีพื้นผิวการแตกหักโดยทั่วไปประกอบไปด้วย กลุ่มก้อนของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งกระจุกกระจายอยู่บนเนื้อพื้นโลหะอะลูมิเนียมที่ถูกทำให้เสียรูประหว่างกระบวนการแตกหัก นอกจากนี้ พื้นผิวของชิ้นงานจะปรากฏรูพรุนขนาดเล็ก (micro porosity) กระจายตัวอยู่ทั่วไปทั่วทั้งชิ้นงาน โดยในบางบริเวณพบรูพรุนขนาดใหญ่ (macro porosity) รูปที่ 4.13 แสดงตัวอย่างพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึงวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.%

จากการวิเคราะห์สาเหตุของการแตกหักในชิ้นงานส่วนใหญ่ พบว่าเกิดจากรูพรุนที่เกิดขึ้นในขั้นตอนการฉีดขึ้นรูป และหลงเหลืออยู่ไม่สามารถถูกกำจัดออกไปได้ภายหลังกระบวนการเผาผนึก และรูพรุนดังกล่าว

หากมีขนาดใหญ่และอยู่ใกล้บริเวณพื้นผิวของชิ้นงานก็จะส่งเสริมให้เกิดศูนย์รวมความเค้นเมื่อได้รับแรงดึงกระทำ ซึ่งนำไปสู่จุดเริ่มต้นของรอยแตกและการแตกหักของชิ้นงานในที่สุด ดังแสดงในรูปที่ 4.13 a)-b) จากการตรวจสอบและวิเคราะห์ที่ไม่ปรากฏลักษณะของ microvoid หรือ ductile tearing บนพื้นผิวการแตกหัก เป็นไปได้ว่ามีการแตกหักระหว่างเกรน (intergranular fracture) หรือตามบริเวณขอบของผงอะลูมิเนียมหรือตามรูพรุนที่มักพบปรากฏอยู่ร่วมกับกลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และระหว่างผงอะลูมิเนียม



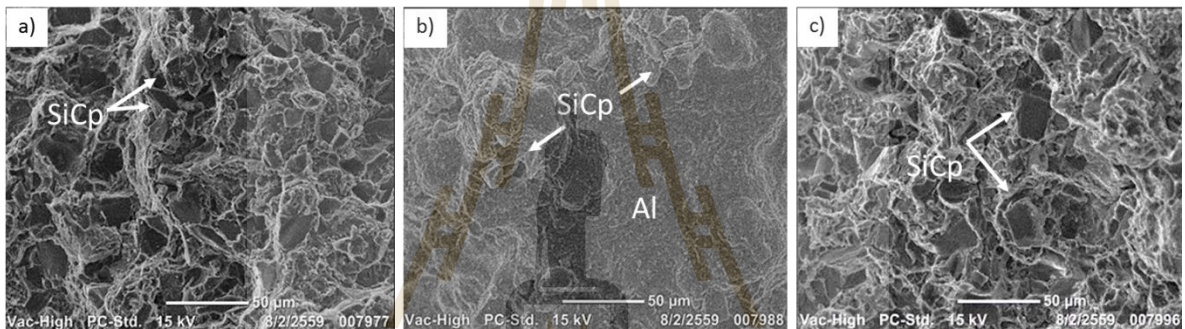
รูปที่ 4.13 พื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ผ่านการทดสอบแรงดึง ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด



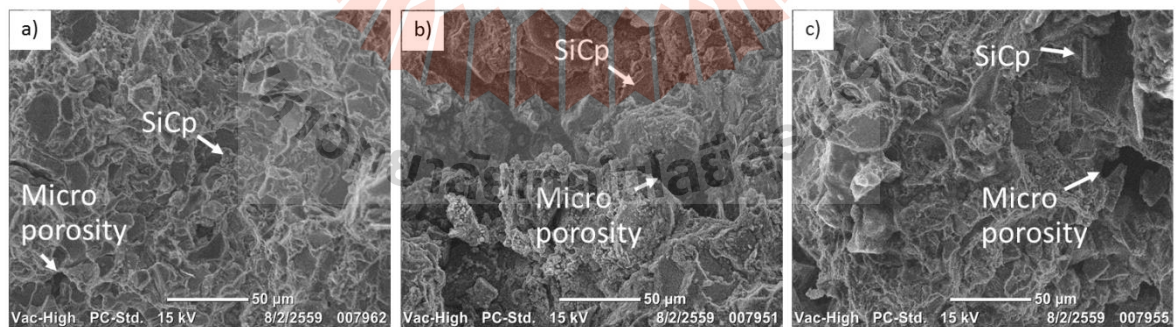
รูปที่ 4.14 พื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึง แสดงจุดเริ่มต้นการแตกหักที่บริเวณใต้ผิวของชิ้นงาน ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

4.3.4.2 ผลการตรวจสอบพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึงภายหลังการได้รับอุณหภูมิ (Tensile fractography of temperature exposure samples) พบว่า พื้นผิวการแตกหักเมื่อพิจารณาด้วยตาเปล่า จะแสดงการแตกหักแบบเปราะ กล่าวคือ แสดงการเสียรูปของพื้นที่หน้าตัดของชิ้นงานระหว่างการแตกหักที่น้อยมาก สอดคล้องกับลักษณะของกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียดของชิ้นงาน

ทดสอบ ดังเช่นได้กล่าวมาแล้วข้างต้น กลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ถูกพบกระจายตัวอยู่ทั่วไปในเนื้อพื้น อะลูมิเนียมที่เกิดการเสียรูประหว่างกระบวนการแตกหักเมื่อได้รับแรงดึงกระทำ อย่างไรก็ตาม จะสามารถสังเกตเห็นได้ว่าอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์นี้เป็นจุดกำเนิดของ microvoid ที่พบบนพื้นผิวการแตกหักของ ชิ้นงาน ดังแสดงในรูปที่ 4.15 และ 4.16 ซึ่งเปรียบเทียบพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานที่ได้รับอุณหภูมิ 100-300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง ตามลำดับ เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบชิ้นงานที่ผ่านการให้อุณหภูมิ กับชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งด้วยการตกตะกอนจากการวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด จะพบว่าชิ้นงานที่ผ่านการให้อุณหภูมิจะพบบางบริเวณของเนื้อพื้นโลหะอะลูมิเนียมเกิดลักษณะของการเสียรูปในปริมาณที่มากกว่า ดังแสดงเปรียบเทียบในรูปที่ 4.13 และ 4.15 นอกจากนี้ ชิ้นงานที่ผ่านการให้อุณหภูมิจะพบการเกิด microvoid ล้อมรอบอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ แสดงถึงอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เกิดการหลุดหลวมออกจากเนื้อพื้นโลหะระหว่างการเสียรูป รวมถึงในบางบริเวณที่แสดงลักษณะการเสียรูปแบบ ductile tearing ดังรูปที่ 4.17 a)



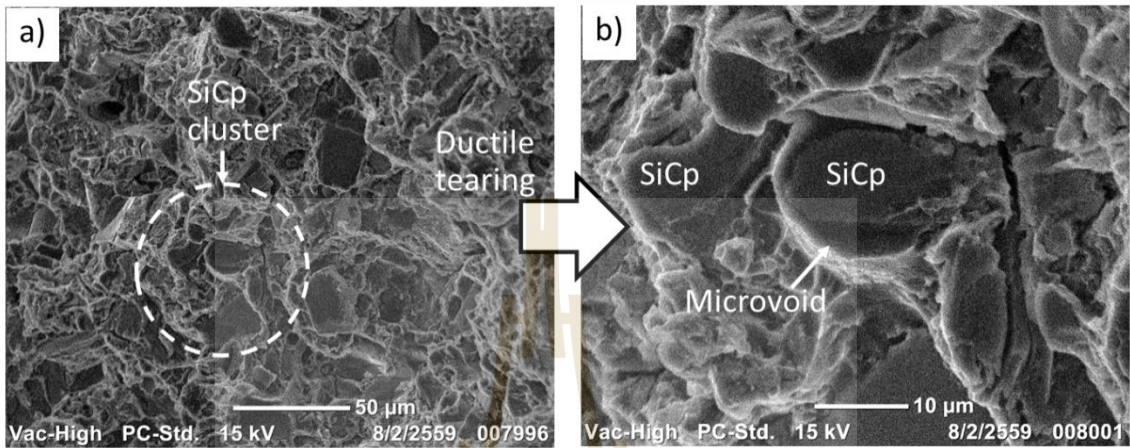
รูปที่ 4.15 พื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึงภายหลังการให้อุณหภูมิที่ a) 100°C b) 200°C และ C) 300°C เป็นระยะเวลา 10 ชั่วโมง ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด



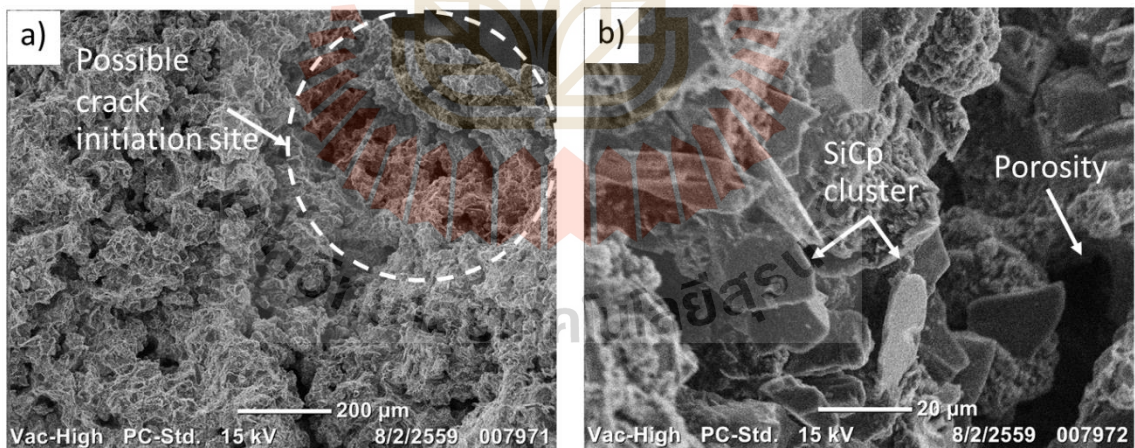
รูปที่ 4.16 พื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึงภายหลังการให้อุณหภูมิที่ a) 100°C b) 200°C และ C) 300°C เป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

จากการวิเคราะห์เพิ่มเติมถึงสาเหตุของการแตกหักในชิ้นงานทดสอบแรงดึงภายหลังการได้รับ อุณหภูมิพบว่า มีจุดกำเนิดของรอยแตกอยู่ที่บริเวณใกล้กับผิวของชิ้นงานทดสอบดังแสดงในรูปที่ 4.18 a) - b) โดยปรากฏเห็นเป็นกลุ่มของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ร่วมกับรูพรุนในบริเวณกว้างประมาณ 500-600 ไมครอน ซึ่งกลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และรูพรุนที่อยู่ร่วมกันนี้เปรียบเสมือนรอยตำหนิ (defect) ที่มีขนาดใหญ่ โดย

พื้นผิวรอยต่อระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์นั้นมีความอ่อนแอสูง ทั้งนี้เนื่องจากกลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะถูกห่อหุ้มยึดติดกันได้อย่างมากในระหว่างกระบวนการเผาไหม้หากไม่มีเนื้อพื้นของอะลูมิเนียมประสานโดยรอบไว้ และเมื่อถูกพบอยู่ใกล้ผิวของชิ้นงานจะเป็นจุดศูนย์รวมของความเค้นเมื่อได้รับแรงดึงกระทำและนำไปสู่การแตกหักของชิ้นงานทดสอบในที่สุด



รูปที่ 4.17 พื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึงแสดงกลุ่มก้อนของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ อยู่ในหลุม microvoid ซึ่งล้อมรอบด้วยเนื้อพื้นอะลูมิเนียมที่เกิดการเสียรูป และในบางบริเวณแสดงลักษณะของการเกิด ductile tearing



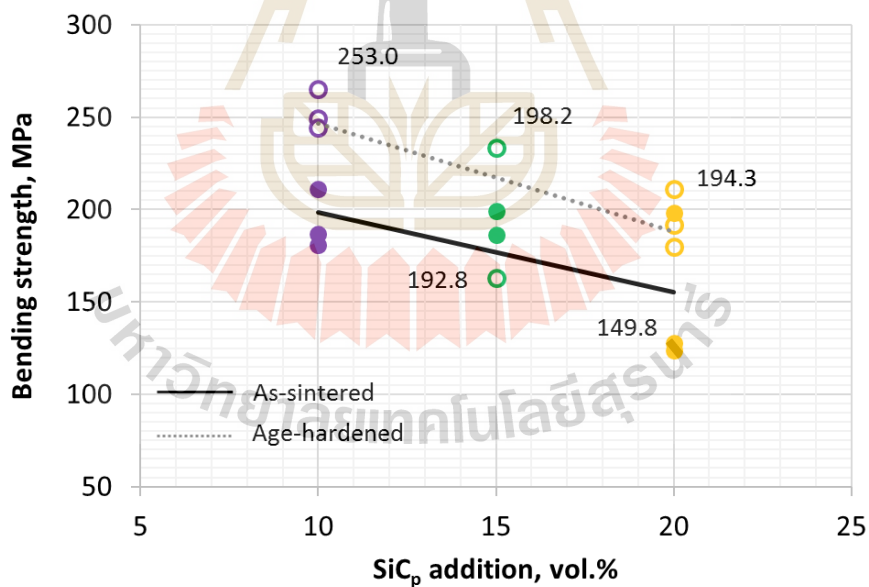
รูปที่ 4.18 พื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึงแสดงจุดเริ่มต้นของการแตกหักบริเวณผิวของชิ้นงาน มีลักษณะประกอบไปด้วยกลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวอยู่ร่วมกับรูพรุนในบริเวณกว้าง

#### 4.3.5 สมบัติแรงดัด (Bending property)

การทดสอบสมบัติแรงดัดนั้นชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 15 และ 20 vol.% ในสภาวะที่ผ่านการเผาไหม้และบ่มแข็ง โดยจากผลการทดลองพบว่า ค่าความแข็งแรงดัด (bending strength) ลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ดังแสดงในรูปที่ 4.19 โดยชิ้นงาน

วัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 vol.% ได้รับค่าความแข็งแรงดัดเฉลี่ยสูงสุดที่ 253.0 MPa ในสภาวะภายหลังการบ่มแข็ง และได้รับค่าความแข็งแรงดัดเฉลี่ยต่ำสุดที่ 149.8 MPa จากชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 20 vol.% ในสภาวะภายหลังการเผาพูนึก

เมื่อพิจารณาความแข็งแรงดัดของชิ้นงานทดสอบพบว่า มีแนวโน้มเหมือนกับค่าความแข็งแรงดัดดังแสดงเปรียบเทียบในรูปที่ 4.9 และ 4.19 ดังนั้นจึงสามารถยืนยันผลการทดลองถึงผลกระทบของการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ต่อสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบทั้งในสภาวะการรับแรงดึงและแรงดัด อย่างไรก็ตามพบว่าค่าเฉลี่ยของความแข็งแรงดัดนั้นมีค่ามากกว่าค่าเฉลี่ยของความแข็งแรงดัดในแต่ละสภาวะการทดลอง ซึ่งสามารถอธิบายได้จากการกระจายตัวของความเค้นในแต่ละตำแหน่งของชิ้นงาน เมื่อชิ้นงานเกิดการเสียหายระหว่างการทดสอบแรงดัด ซึ่งแท้จริงเนื่องมาจากอิทธิพลของแรงดัดที่กระทำบนผิวของชิ้นงานระหว่างการจัดวางชิ้นงานทดสอบแบบ 3 จุด (three point bend arrangement) ดังนั้น หากชิ้นงานที่มีข้อตำหนิหรือรูพรุนต่าง ๆ กระจายอยู่ที่ผิวชิ้นงานซึ่งมีค่าของความเค้นที่สูงกว่า ณ ตำแหน่งกึ่งกลางของชิ้นงานก็จะทำให้เกิดความเสียหายได้ง่ายกว่าชิ้นงานที่มีข้อตำหนิอยู่ที่กึ่งกลางหรือใจกลางของชิ้นงาน ซึ่งแตกต่างจากชิ้นงานทดสอบแรงดึง โดยในสภาวะที่ได้รับแรงดัดกระทำนั้นการกระจายตัวของความเค้นจะเท่ากันตลอดพื้นที่หน้าตัดของชิ้นงาน ทำให้โอกาสที่จะพบข้อตำหนิซึ่งมีขนาดวิกฤตพอที่จะทำให้เกิดการแตกหักนั้นมีมากกว่า จึงส่งผลทำให้ค่าความแข็งแรงดัดของชิ้นงานมีแนวโน้มที่มากกว่าค่าความแข็งแรงดัด



รูปที่ 4.19 ความแข็งแรงดัดของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 15 และ 20 vol.% ภายหลังการเผาพูนึกและบ่มแข็ง

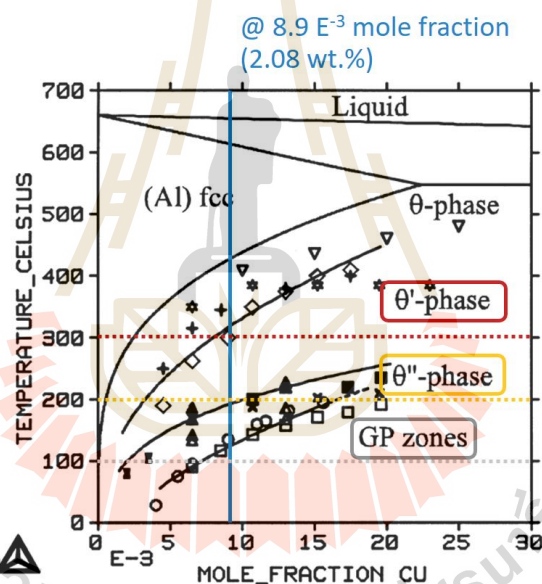
#### 4.4 วิเคราะห์ผลการทดลอง

##### 4.4.1 ผลกระทบของการได้รับอุณหภูมิในระดับปานกลางต่อสมบัติเชิงกล (Effects of moderate temperature exposures on mechanical properties)

ในหัวข้อนี้จะอภิปรายถึงผลกระทบของการได้รับอุณหภูมิในระดับปานกลางคือช่วง 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง ต่อสมบัติเชิงกล เช่น ความแข็ง ความแข็งแรงดึง และพฤติกรรมการเสียรูปเมื่อได้รับแรงดึงกระทำบนชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% ผลิตด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปผง ดังต่อไปนี้

##### 4.4.1 ผลกระทบของการได้รับอุณหภูมิในระดับปานกลางต่อสมบัติความแข็ง (Effects of moderate temperature exposures on hardness property)

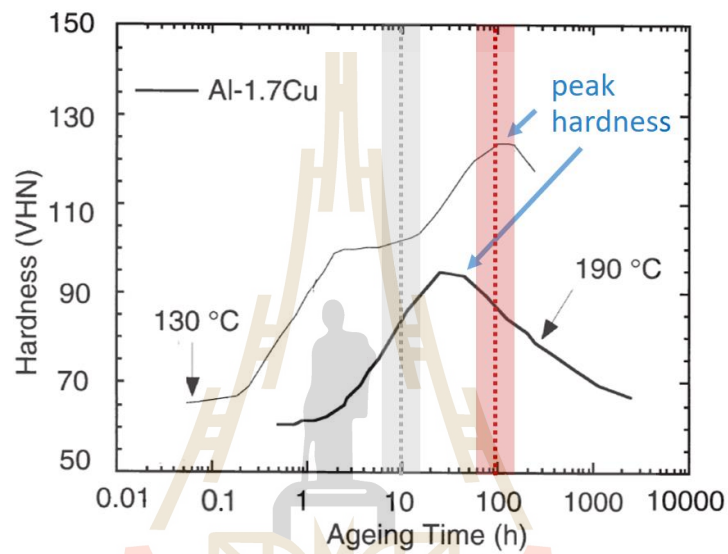
เมื่อพิจารณาการได้รับอุณหภูมิในระดับปานกลาง คือ 100 200 และ 300°C เป็นเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง ต่อโครงสร้างจุลภาค พบว่า



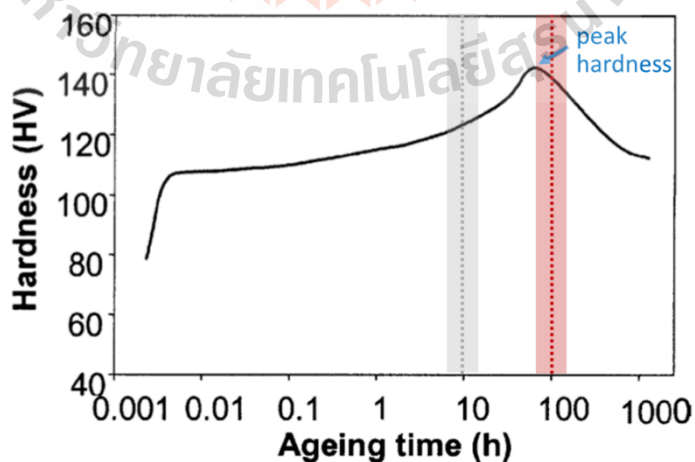
รูปที่ 4.20 แผนภูมิเฟสของอะลูมิเนียม-ทองแดง (ส่วนที่มีปริมาณอะลูมิเนียมสูง) แสดงเส้น solvus ของเฟสที่ตกตะกอนต่าง ๆ ที่ส่วนผสมของทองแดง 0.89 mole% ณ อุณหภูมิ 100 200 และ 300°C [3, 4]

หากพิจารณาการเปลี่ยนแปลงค่าความแข็งเมื่อขึ้นงานผ่านการให้อุณหภูมิที่ 100 200 และ 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง นั้นสามารถอธิบายได้จากผลกระทบของอุณหภูมิและเวลาที่ขึ้นงานได้รับ โดยพิจารณาจากรูปที่ 4.20 ซึ่งแสดงเส้น solvus ของเฟสต่าง ๆ เช่น GP zone θ'' θ' และ θ ในแผนภูมิเฟสของอะลูมิเนียม-ทองแดง (ส่วนที่มีปริมาณอะลูมิเนียมสูง) [3, 4] จะเห็นได้ว่า เมื่อพิจารณาผลวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีเทคนิค XRF ในตารางที่ 3.2 ผงอะลูมิเนียมด้วยมีปริมาณของทองแดง 2.08 wt.% หรือคิดเป็น 0.89 mole% การให้อุณหภูมิที่ 100°C จะส่งเสริมทำให้เกิด GP zone ซึ่งเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบมีปริมาณธาตุผสมสูงและมีการยึดเหนี่ยวที่ตึกกับเนื้อพื้นส่งผลให้ค่าความแข็งเพิ่มขึ้นตามลำดับ และ

หากเพิ่มอุณหภูมิให้กับชิ้นงานขึ้นมาในช่วง 200 และ 300°C จะช่วยส่งเสริมให้เกิดการตกตะกอนของ intermediate phases คือ  $\theta''$  และ  $\theta'$  ตามลำดับ การตกตะกอนของเฟสดังกล่าวนี้จะส่งเสริมให้ค่าความแข็งเพิ่มขึ้นเข้าใกล้ค่าสูงสุด (peak hardness) ดังนั้น หากพิจารณาชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 150°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง มาแล้ว และเมื่อมาได้รับอุณหภูมิในช่วงระยะเวลาสั้น (short-term exposure) คือ 10 ชั่วโมง ก็ยังสามารถเกิดการตกตะกอนของเฟสดังกล่าวเพิ่มเติมได้อีก ซึ่งช่วยส่งเสริมทำให้ค่าความแข็งเพิ่มขึ้นเมื่อชิ้นงานได้รับอุณหภูมิเพิ่มขึ้นจาก 100 เป็น 200 และ 300°C ดังแสดงในกราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งและอุณหภูมิในรูปที่ 4.8 ซึ่งชิ้นงานได้รับค่าความแข็งเฉลี่ยเพิ่มจาก 94.6 เป็น 182.2 Hv



รูปที่ 4.21 ความสัมพันธ์ระหว่างระยะเวลาการบ่มแข็งและค่าความแข็งของโลหะผสมอะลูมิเนียม- 1.7 wt.% ทองแดง ที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 130 และ 190°C โดยพิจารณาในช่วงระยะเวลาบ่มแข็งที่ 10 และ 100 ชั่วโมง [5]



รูปที่ 4.22 ความสัมพันธ์ระหว่างระยะเวลาการบ่มแข็งและค่าความแข็งของโลหะผสมอะลูมิเนียม- 2.55 wt.% ทองแดง 1.49% แมกนีเซียม ที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 150°C [6]

หากพิจารณาชิ้นงานที่ได้รับอุณหภูมิในระยะยาว (long-term exposure) คือ 100 ชั่วโมง จะพบว่า ค่าความแข็งกลับลดลงเมื่ออุณหภูมิที่ให้กับชิ้นงานสูงขึ้นจาก 100 เป็น 200 และ 300°C ซึ่งอาจจะอธิบายได้จากกราฟความสัมพันธ์ระหว่างระยะเวลาการบ่มแข็งและค่าความแข็งของโลหะผสมอะลูมิเนียม- 1.7 wt.% ทองแดง (ที่มีส่วนผสมใกล้เคียงกับปริมาณทองแดงที่ใช้ในงานวิจัย) ที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 130 และ 190°C ในช่วงระยะเวลาการบ่มแข็งที่ 10 และ 100 ชั่วโมง ดังแสดงในรูปที่ 4.21 จะพบว่า ชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งแล้วที่ 150°C เป็นระยะเวลา 6 ชั่วโมง เมื่อนำมาให้อุณหภูมิต่ำในระยะเวลาประมาณ 10 ชั่วโมง จะยังคงมีโอกาสที่ความแข็งจะเพิ่มขึ้นอีกครั้งหนึ่ง เรียกว่าการเกิด secondary hardening (ดังแสดงตัวอย่างในรูปที่ 4.21 เปรียบเทียบในสถานะที่ใกล้เคียงกันจากบทความวรรณกรรมของ S. C. Wang และ M. J. Starink [6]) แต่การให้อุณหภูมิกับชิ้นงานสูงชันเป็นระยะเวลายาวนาน คือ 100 ชั่วโมง และจะทำให้ตะกอนที่ตกผลึกออกมานั้นสูญเสียการยึดเหนี่ยวกับเนื้อพื้น ซึ่งเป็นช่วงที่ค่าความแข็งนั้นเลยผ่านจุดสูงสุด (peak hardness) ไปแล้ว หรือเรียกว่าการเกิด over aging ดังแสดงในรูปที่ 4.20 และ 4.21

#### 4.4.2 ผลกระทบของการได้รับอุณหภูมิในระดับปานกลางต่อสมบัติแรงดึง (Effects of moderate temperature exposures on tensile property)

เมื่อพิจารณาผลกระทบของการให้อุณหภูมิในระดับปานกลางต่อสมบัติแรงดึงของชิ้นงานทดสอบที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 vol.% พบว่ามีค่าที่สูงกว่าความแข็งแรงดึงของชิ้นงานภายหลังการบ่มแข็ง ดังแสดงเปรียบเทียบในรูปที่ 4.10 และ 4.9 ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากการตกตะกอนเพิ่มเติมของเฟส  $Al_2Cu$  ในระหว่างการได้รับอุณหภูมิ อย่างไรก็ตาม เมื่อระยะเวลาและอุณหภูมิที่ให้กับชิ้นงานเพิ่มขึ้นทำให้ค่าความแข็งแรงดึงและความเครียด ณ จุดแตกหักกลับมีค่าลดลงในทุกกรณี รวมถึงมีพฤติกรรมการเสียรูประหว่างที่ชิ้นงานได้รับแรงดึงกระทำที่แตกต่างกัน กล่าวคือ ชิ้นงานภายหลังการบ่มแข็ง (age-hardening) จะเกิดการแตกหัก ณ ความเครียดที่ต่ำกว่า ชิ้นงานที่ได้รับอุณหภูมิ (short-long term exposures) และพบว่าพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานภายหลังการบ่มแข็งมีแนวโน้มที่จะพบการเสียรูปของโลหะพื้นอะลูมิเนียมที่น้อยมากเมื่อเปรียบเทียบกับพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานภายหลังการได้รับอุณหภูมิดังแสดงเปรียบเทียบในรูปที่ 4.13 และ 4.15 พื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานภายหลังการบ่มแข็งพบลักษณะการแตกหัก

ในลำดับแรก เมื่อพิจารณาถึงผลกระทบเกี่ยวกับการให้อุณหภูมิกับชิ้นงานในช่วง 100-300°C (นอกเหนือจากการพิจารณาผลกระทบการตกตะกอนของเฟส  $Al_2Cu$ ) ระดับอุณหภูมิที่แตกต่างกันนั้นน่าจะส่งผลให้เกิดการขยายตัวเนื่องจากความร้อน (thermal expansion) ที่แตกต่างกันไปด้วย เนื่องจากอะลูมิเนียมมีสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนที่สูงกว่าซิลิคอนคาร์ไบด์ ( $CTE_{Al} = 23.1 \mu m/(m \cdot K)$ ,  $CTE_{SiC} = 4.7 \mu m/m \cdot K$  ดังแสดงในตารางที่ 2.3 [7]) ดังนั้น จึงอาจทำให้เกิดความเค้นตกค้างจากความร้อน (thermal residual stress) ซึ่งอาจจะส่งผลกระทบต่อในเชิงพฤติกรรมการเสียรูปของชิ้นงานเมื่อได้รับแรงดึงกระทำในเวลาต่อมา กล่าวคือ เมื่อชิ้นงานได้รับอุณหภูมิในช่วง 100 - 300°C เป็นระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง แล้วถูกทำให้เย็นตัวในเตา (furnace cooling) การขยายและหดตัวเนื่องจากความร้อนของอะลูมิเนียม



และซิลิคอนคาร์ไบด์ที่แตกต่างกันจะทำให้เกิดความเค้นตกค้างรอบบริเวณพื้นผิวรอยต่อของทั้งสองเฟส เมื่อพิจารณาในระหว่างที่ชิ้นงานได้รับอุณหภูมิสูงจนถึง 300°C สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของโลหะอะลูมิเนียมที่มากกว่าซิลิคอนคาร์ไบด์อาจทำให้เกิดการคราก (yielding) ในโลหะพื้นอะลูมิเนียม และยังอาจทำให้เกิดการหลุดหลวมของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ออกจากเนื้อพื้นอะลูมิเนียม ณ บริเวณพื้นผิวรอยต่อ (debonding of SiC<sub>p</sub>-Al interface) [7] ดังนั้นหากชิ้นงานได้รับอุณหภูมิในช่วงที่สูงกว่า ก็ทำให้มีโอกาสเกิดการ debonding ของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ได้มากกว่า และหากพิจารณาภายหลังจากชิ้นงานที่ผ่านการได้รับอุณหภูมิถูกทำให้เย็นตัวลงมาที่อุณหภูมิห้อง ปริมาณความเค้นตกค้างเนื่องจากความร้อนที่เกิดขึ้นนั้นจะขึ้นอยู่กับช่วงอุณหภูมิและอัตราการเย็นตัวจากกระบวนการทางความร้อน ดังนั้น ชิ้นงานที่ผ่านการให้อุณหภูมิในช่วง 100-300°C เมื่อถูกทำให้เย็นตัวในเตาจะเกิดความเค้นตกค้างเนื่องจากความร้อนแต่อาจเกิดในปริมาณที่ไม่สูงมากนัก โดยจะเกิดความเค้นตกค้างแรงกด (compressive residual stress) ในอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และเกิดความเค้นตกค้างแรงดึงในโลหะพื้นอะลูมิเนียม (tensile residual stress) [7] อย่างไรก็ตาม ความเค้นตกค้างทางความร้อนดังกล่าวจะถูกทำให้คลายลง (relaxation) ด้วยการเสีรูบในเนื้อพื้นที่เป็นโลหะ และสนับสนุนให้เกิด strain hardening ในเนื้อพื้นโลหะ [8]

ดังนั้น ถึงแม้ว่าชิ้นงานที่ผ่านการให้อุณหภูมิและเย็นตัวในเตานั้นอาจทำให้เกิดความเค้นตกค้างทางความร้อนในปริมาณเพียงเล็กน้อย แต่การ debonding ของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ออกจากเนื้อพื้นโลหะระหว่างการให้อุณหภูมินั้นจะเป็นกลไกสำคัญที่ทำให้พฤติกรรมการเสีรูบของชิ้นงานเมื่อได้รับแรงดึงกระทำเปลี่ยนแปลงไปจากเดิมหากเปรียบเทียบกับชิ้นงานภายหลังการเผาผนึก นั่นคือ การ debonding ของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จากเนื้อพื้นอะลูมิเนียมจะทำให้ดิสโลเคชันเกิดการ by pass รอบอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งส่งผลให้ค่าความแข็งแรง ณ จุดครากของชิ้นงานต่ำลง เนื่องจากไม่เกิดกลไกการถ่ายโอนภาระแรง (load transfer) โดยตรงระหว่างอนุภาคเสริมแรงและโลหะพื้น แต่จะเกิดการเสีรูบในเนื้อพื้นโลหะแทน โดยสังเกตได้จากพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานที่ผ่านการให้อุณหภูมิจะเกิดการเสีรูบของโลหะเนื้อพื้นในปริมาณที่มากกว่าชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกเพียงอย่างเดียว ดังแสดงในรูปที่ 4.13 และ 4.15 และค่าความแข็งแรงดึงของชิ้นงานที่ลดลงเมื่ออุณหภูมิที่ชิ้นงานได้รับเพิ่มขึ้น

ในลำดับที่สอง เมื่อพิจารณาถึงผลของการตกตะกอนของ Al<sub>2</sub>Cu ร่วมด้วยในชิ้นงานที่ผ่านการให้อุณหภูมิจะพบว่า การให้อุณหภูมิในระยะเวลาสั้น 10 ชั่วโมง (short term exposure) จะส่งผลให้เกิดการตกตะกอนเพิ่มเติมของ Al<sub>2</sub>Cu อย่างต่อเนื่อง จะยังคงเป็นปัจจัยส่งเสริมให้เกิดความแข็งแรง โดยสังเกตได้จากชิ้นงานได้รับค่าความแข็งแรง ณ จุดแตกหักของชิ้นงานสูงสุดเมื่อชิ้นงานได้รับอุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 10 ชั่วโมง แต่เมื่อระยะเวลาในการให้อุณหภูมิยาวนานขึ้นเป็น 100 ชั่วโมง (long term exposure) ทำให้เกิด over-aging เนื่องจากตะกอนมีขนาดใหญ่เกินกว่าจะให้ความแข็งแรงและสูญเสียแรงยึดเหนี่ยวกับโลหะพื้นไม่ส่งเสริมให้เกิดการถ่ายโอนภาระแรงระหว่างตะกอนขนาดเล็กและโลหะพื้น กลไกการเพิ่มความแข็งแรงจึงลดประสิทธิภาพลง

ดังนั้นจะเห็นได้ว่าการขึ้นรูปด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปผงและการเผาผนึกนั้น แม้ว่าจะมีข้อดีคือสามารถขึ้นรูปชิ้นงานที่ขนาดเล็กได้ง่าย แต่ยังคงมีข้อจำกัดคือมีปริมาณรูพรุนคงค้างที่อยู่รายล้อมผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ภายหลังจากการเผาผนึก จึงทำให้สมบัติแรงดึงนั้นย่อมต่ำกว่าชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยกรรมวิธีอื่น ๆ ที่กล่าวมา เช่น กรรมวิธีโลหะผงและตามด้วยการอัดขึ้นรูปร้อน ซึ่งวิธีการหลังนี้จะช่วยทำให้เกิดการปิดลงของรูพรุนที่เกิดเนื่องจากช่องว่างของผงโลหะและวัสดุเสริมแรง เป็นต้น ดังนั้น รูพรุนที่ยังคงค้างอยู่ในชิ้นงานที่ศึกษาวิจัยนี้เป็นสาเหตุให้นำไปสู่จุดกำเนิดของการแตกหักเมื่อได้รับแรงดึงกระทำได้อย่างง่ายดาย ดังแสดงในการตรวจสอบพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงาน ทั้งในสภาพภายหลังจากบ่มแข็งและการให้อุณหภูมิกับชิ้นงาน

ส่วนสำคัญอีกประการหนึ่งของการผลิตวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปผงวัสดุคือ กระบวนการเผาผนึกที่ทำให้เกิดเฟสของเหลว (liquid phase sintering) ขึ้นเพียงบางส่วน เพื่อทำให้เกิดการเปียกของอะลูมิเนียมหลอมเหลวลงบนอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยในงานวิจัยนี้ได้เลือกอุณหภูมิการเผาผนึกที่ 700-740°C สำหรับการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10-20 vol.% ซึ่งสูงกว่าอุณหภูมิที่จะทำให้โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรดที่ใช้ในงานวิจัยนี้เริ่มเกิดเป็นเฟสของเหลว โดยอยู่ที่ประมาณ 632.5°C (จากผลการตรวจสอบคุณสมบัติด้านความร้อนด้วยเทคนิค STA ของวัสดุเชิงประกอบที่มีปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 20 vol.% [9]) ทั้งนี้เนื่องจากการเผาผนึกที่อุณหภูมิเริ่มเกิดเป็นเฟสของเหลวดังกล่าวนี้ไม่สามารถทำให้ชิ้นงานเกิดความแน่นตัวได้ดีเท่าที่ควร ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานมีค่าต่ำกว่าค่าทางทฤษฎี (< 80 % theoretical density) และส่วนหนึ่งอาจเกิดจากการควบคุมบรรยากาศในเตาเผาที่ปริมาณของออกซิเจนมีส่วนสำคัญอย่างยิ่งต่อประสิทธิภาพของกระบวนการเผาผนึกในเตาเผาแบบท่อที่ใช้ในงานวิจัย อย่างไรก็ตาม ปริมาณเฟสของเหลวที่เกิดขึ้นอาจจะน้อยเกินไปที่จะทำให้เกิดการแน่นตัวที่ดี โดยเมื่อเพิ่มอุณหภูมิการเผาผนึกเป็น 700-740°C จะทำให้ชิ้นงานเกิดการแน่นตัวมากขึ้น สังเกตได้จากการหดตัวของชิ้นงานภายหลังจากการเผาผนึกซึ่งอยู่ที่ประมาณ 16%

แต่หากพิจารณาผลกระทบของการเติมอนุภาคเสริมแรงต่อสมบัติแรงดึงของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมแล้วจะพบว่า การเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่สูงถึง 20 vol.% มิได้ทำให้เกิดกลไก interlocking ระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และผงอะลูมิเนียมอย่างมีประสิทธิภาพ แต่การรวมกลุ่มกันของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์นั้นกลับส่งผลลบต่อสมบัติแรงดึงเนื่องจากการยึดเหนี่ยวกันที่อ่อนแอระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกันเอง เนื่องจากอุณหภูมิการเผาผนึกต่ำเกินกว่าที่จะสามารถทำให้เกิดการเชื่อมยึดกันระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกันได้ ซึ่งในระหว่างกระบวนการเผาผนึกของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมดังกล่าวนี้ อุณหภูมิที่ใช้ในกระบวนการเผาผนึก (700-740°C) เพียงแค่สามารถทำให้เกิดการเปียกของอะลูมิเนียมหลอมเหลวลงบนอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เท่านั้นหากอนุภาคอยู่กันอย่างกระจัดกระจายระหว่างผงอะลูมิเนียมทั่วทั้งเนื้อพื้น ดังนั้นการหลุดหลวมออก (decoherence) ของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จากเนื้อพื้นโลหะอะลูมิเนียมระหว่างการได้รับแรงดึงจึงเกิดขึ้นได้ง่าย ดังสังเกตเห็นอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ถูกพบอยู่ในหลุม microvoid รวมถึงบริเวณจุดกำเนิดรอยแตกของชิ้นงานทดสอบแรงดึงซึ่งพบกลุ่มก้อนของ

อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จำนวนมาก ดังแสดงในรูปที่ 4.17 – 4.18 ตามลำดับ การพบกลุ่มก้อนของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เกิดร่วมกับรูพรุนเป็นจุดกำเนิดการแตกหักในชิ้นงานทดสอบแรงดึงเป็นเครื่องบ่งชี้ว่าพันธะยึดเหนี่ยวระหว่างพื้นผิวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และโลหะพื้นและการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เป็นส่วนสำคัญที่ส่งผลกระทบต่อสมบัติแรงดึง ซึ่งก็ขึ้นอยู่กับปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งมีความสัมพันธ์กับอัตราส่วนระหว่างผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์รวมถึงกรรมวิธีการขึ้นรูป เป็นต้น

ดังนั้น ข้อเสนอแนะในการศึกษาวิจัยในอนาคตเพื่อผลิตวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เพื่อปรับปรุงสมบัติเชิงกล คือ การปรับปรุงพื้นผิวระหว่างผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยการเติมผงแมกนีเซียมในปริมาณเล็กน้อย (ประมาณ 0.5-1.0%) เพื่อเพิ่มความสามารถในการเปียกระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และผงอะลูมิเนียม [10-12]

#### 4.5 สรุปผลการทดลอง

จากผลการทดลองและวิเคราะห์เพื่อศึกษาสมบัติเชิงกลทางด้านความแข็ง และสมบัติแรงดึง รวมถึงพฤติกรรมการแตกหักเมื่อวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ผ่านการได้รับอุณหภูมิในระดับปานกลาง คือ 100 200 และ 300°C เป็นเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง สามารถสรุปเป็นผลการทดลองได้ดังต่อไปนี้

- 4.5.1 สมบัติความแข็งของวัสดุเชิงประกอบภายหลังผ่านการได้รับอุณหภูมิในช่วงระยะเวลาสั้น คือ 10 ชั่วโมง โดยได้รับระดับอุณหภูมิในช่วง 100 200 และ 300°C จะให้แนวโน้มค่าความแข็งที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากการตกผลึกของเฟสที่สองเพิ่มเติม ได้รับค่าความแข็งเฉลี่ยสูงสุด คือ 182.2 Hv
- 4.5.2 สมบัติความแข็งของวัสดุเชิงประกอบภายหลังผ่านการได้รับอุณหภูมิในช่วงระยะเวลายาว คือ 100 ชั่วโมง โดยได้รับระดับอุณหภูมิในช่วง 100 200 และ 300°C จะให้แนวโน้มค่าความแข็งที่ลดลง เนื่องจากเกิด over-aging ได้รับค่าความแข็งเฉลี่ยต่ำสุด คือ 70.9 Hv
- 4.5.3 สมบัติความแข็งแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบภายหลังผ่านการได้รับอุณหภูมิในช่วงระยะเวลายาว มีค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยอยู่ในช่วง 108-192 MPa และมีแนวโน้มลดลงเมื่อเพิ่มระดับอุณหภูมิจาก 100°C เป็น 200 และ 300°C เนื่องจากเกิดการหลุดหลวมของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ออกจากเนื้อพื้นโลหะอะลูมิเนียม
- 4.5.4 พื้นผิวการแตกหักเนื่องจากการได้รับแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมที่ผ่านการได้รับอุณหภูมิระดับปานกลาง พบจุดเริ่มต้นของกระบวนการแตกหักจากกลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่อยู่ร่วมกับรูพรุนในบริเวณใกล้ผิวของชิ้นงาน และอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เกิดการหลุดหลวมออกจากเนื้อพื้นทำให้เกิด microvoid ล้อมรอบอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

## รายการอ้างอิง

1. Emamy, M., et al., *The effect of Al-5Ti-1B on the microstructure, hardness and tensile properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and SiC-containing metal-matrix composites*. Materials Science and Engineering: A, 2008. 485(1-2): p. 210-217.
2. Yao, X., et al., *Microstructures and tensile mechanical properties of an ultrafine grained AA6063-5 vol% SiC metal matrix nanocomposite synthesized by powder metallurgy*. Materials Science and Engineering: A, 2015. 648: p. 225-234.
3. Beton, R.H. and E.C. Rollason, J. Inst. Metals, 1957-1958. 86: p. 77.
4. Löchte, L., et al., *Simulation of the evolution of GP zones in Al-Cu alloys: an extended Cahn-Hilliard approach*. Acta Materialia, 2000. 48(11): p. 2969-2984.
5. Hardy, H. K. , *The ageing characteristics of ternary aluminium-copper alloys with cadmium indium or tin*. 1951-52. 80: p. 483-492.
6. Wang, S.C. and M.J. Starink, *Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al-Cu-Mg-(Li) based alloys*. International Materials Reviews, 2005. 50: p. 193-215.
7. Kim, B.G., S.L. Dong, and S.D. Park, *Effects of thermal processing on thermal expansion coefficient of a 50 vol. % SiCp/Al composite*. Materials Chemistry and Physics, 2001. 72(1): p. 42-47.
8. Chawla, N. and Y.L. Shen, *Mechanical behavior of particle reinforced metal matrix composites*. Advanced Engineering Materials, 2001. 3(6): p. 357-370.
9. Patcharawit, T. and A. Ngeekoh, *STA analysis of 10-40 vol.% SiCp-reinforced aluminium composites*. 2016, School of Metallurgical Engineering, Suranaree University of Technology. p. 4.
10. Udomphol, T., R. Buntan, and M. Boonma, *The fabrication of aluminium composites via stir-mixed and particulate injection casting*. Advanced Science Letters, June 2012. 12: p. 223-229.
11. Sukumaran, K. , et al. , *The effects of magnesium additions on the structure and properties of Al-7Si-10SiC<sub>p</sub> composites*. Journal of Materials Science, 1995. 30 p. 1469-1472.
12. MacAskill, I.A., et al., *Effects of magnesium, tin and nitrogen on the sintering response of aluminum powder*. Journal of Materials Processing Technology, 2010. 210(15): p. 2252-2260.

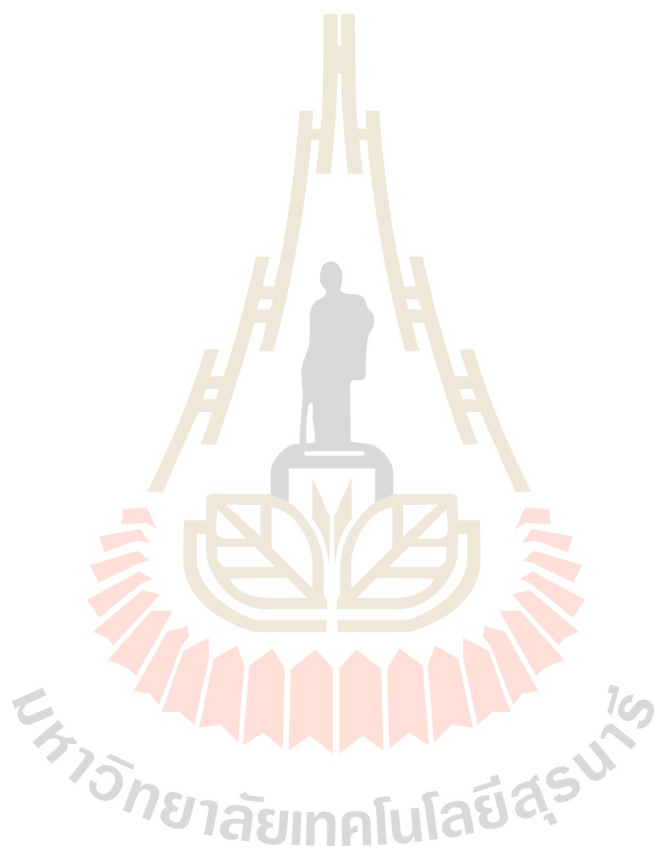
## บทที่ 5 บทสรุปและข้อเสนอแนะ

จากผลการทดลองและวิเคราะห์ผลเกี่ยวกับปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ขนาดของผงอะลูมิเนียม และวิธีการเตรียมส่วนผสมขึ้นรูปวัสดุ พบว่าการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณไม่เกิน 20 vol.% ด้วยการใช้ผงอะลูมิเนียมที่ควบคุมขนาดไม่เกิน 140 mesh เตรียมด้วยการบดผสมในหม้อบดสามารถผลิตชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม-ทองแดงเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีความหนาแน่นสูงสุด  $2.52 \text{ g.cm}^{-3}$  คิดเป็น 88.1 % ของค่าความหนาแน่นทางทฤษฎี และชิ้นงานมีค่าความแข็งสูงสุดเท่ากับ 136.9 Hv ภายหลังการบ่มแข็ง ซึ่งพบว่ามีสมบัติอยู่ในช่วงที่เหมาะสมเมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบที่ขึ้นรูปที่กระบวนการใกล้เคียงกัน อย่างไรก็ตามชิ้นงานมีค่าความแข็งแรงดัดค่อนข้างต่ำโดยมีค่าสูงสุดอยู่ที่ 127.8 MPa ภายหลังการบ่มแข็งและเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณน้อยเนื่องจากลดผลกระทบของปริมาณรูพรุนในโครงสร้างจุลภาค

เมื่อชิ้นงานได้รับอุณหภูมิในระดับปานกลาง คือ 100 200 และ  $300^{\circ}\text{C}$  ในระยะเวลา 10 และ 100 ชั่วโมง ทำให้ชิ้นงานมีแนวโน้มค่าความแข็งที่เปลี่ยนแปลงไป กล่าวคือ เมื่อชิ้นงานได้รับอุณหภูมิในระยะเวลาสั้น คือ 10 ชั่วโมง จะให้ค่าความแข็งที่มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มระดับการให้อุณหภูมิ ได้รับค่าความแข็งสูงสุดที่ 182.2 Hv เนื่องจากการตกตะกอนของเฟสที่สองเพิ่มเติม แต่เมื่อชิ้นงานได้รับอุณหภูมิในระยะเวลาสั้นขึ้นคือ 100 ชั่วโมง จะให้ค่าความแข็งที่มีแนวโน้มลดลงเมื่อเพิ่มระดับการให้อุณหภูมิ ได้รับค่าความแข็งต่ำสุดที่ 70.9 Hv เนื่องจากการเกิด over aging นอกจากนี้ ค่าความแข็งแรงดัดมีแนวโน้มลดลงเมื่อได้รับอุณหภูมิเพิ่มขึ้นจาก 100 เป็น  $300^{\circ}\text{C}$  ทั้งกรณีการได้รับอุณหภูมิในระยะสั้นและระยะยาว ซึ่งเกิดจากหลุดหลวมออกของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จากเนื้อพื้นอะลูมิเนียม สังเกตเห็นเป็นหลุม microvoid ล้อมรอบเนื้อพื้นอะลูมิเนียมที่เสียรูปเมื่อตรวจสอบพื้นผิวการแตกหักของชิ้นงานเนื่องจากได้รับแรงดัด กลุ่มก้อนของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์อยู่ร่วมกับรูพรุนถูกพบเป็นสาเหตุของการแตกหักในชิ้นงานทดสอบแรงดัด

ทั้งนี้ เมื่อทำการเปรียบเทียบสมบัติความแข็งแรงดัดของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมสำหรับการใช้งานในอุตสาหกรรมชิ้นส่วนยานยนต์ เช่น ชิ้นส่วนฝาครอบวาล์ว ฝาสูบ วาล์ว หรือก้านสูบที่ได้มีการรายงานไว้ในงานวิจัยอื่น ๆ เพื่อพิจารณาความเป็นไปได้ในการใช้งานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผลิตด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผงจากงานวิจัยในครั้งนี้ พบว่ายังคงต้องมีการปรับปรุงสมบัติเชิงกลทางด้านความแข็งแรงดัดให้ดีขึ้นอีก เนื่องจากมีค่าที่ได้รับต่ำกว่าที่คาดหวังไว้ และเมื่อใช้งานที่ได้รับอุณหภูมิเป็นเวลายาวนานก็จะทำให้สมบัติเชิงกลมีแนวโน้มลดลง ซึ่งเป็นผลเนื่องมาจากปริมาณรูพรุนที่พบในโครงสร้างจุลภาค รวมถึงพื้นผิวรอยต่อระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และเนื้อพื้นอะลูมิเนียมอันเนื่องมาจากตัวแปรและปัจจัยต่าง ๆ ในกระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผงและสภาวะในการเผาผนึก ดังนั้น การปรับปรุงพื้นผิวรอยต่อระหว่างเฟสพื้นและเฟสเสริมแรง เช่น การเติมแมกนีเซียมในปริมาณไม่เกิน 1.0 % เพื่อเพิ่มความสามารถในการ

เปียกของเนื้อพื้นโลหะอะลูมิเนียมลงบนวัสดุเสริมแรงน่าจะช่วยให้เกิดการยึดเหนี่ยวที่ีระหว่างทั้งสองเฟส และนอกจากนี้ การศึกษาสมบัติเชิงกลในด้านอื่น ๆ เช่น สมบัติการทนต่อการสึกหรอ จึงเป็นอีกแนวทางหนึ่งที่น่าสนใจศึกษา เพื่อขยายขอบเขตการใช้งานวัสดุเชิงประกอบในอุตสาหกรรมชิ้นส่วนยานยนต์ ซึ่งทั้งสองกรณีจะใช้เป็นแนวทางในงานศึกษาวิจัยในอนาคต



## ประวัติผู้แต่ง

ชื่อ(ภาษาไทย) นางสาวธัญปณีย์ พัชรวีชนม์

(ภาษาอังกฤษ) Miss Tapany Patcharawit

ตำแหน่งปัจจุบัน ผู้ช่วยศาสตราจารย์

หน่วยงาน สำนักบริหารวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

111 ถนนมหาวิทยาลัย ต.สุรนารี อ.เมือง จ.นครราชสีมา 30000

โทรศัพท์ (044)-224483 โทรสาร (044)-224482 E-mail [tapany@sut.ac.th](mailto:tapany@sut.ac.th)

ประวัติการศึกษา

2001-2005 Ph.D. in Metallurgy and Materials (The University of Birmingham, UK)

2000-2001 MRes in Metallurgy and Materials (The University of Birmingham, UK)

1993-1996 BSc in Materials Science (Chulalongkorn University, Thailand)

สาขาวิชาการที่มีความชำนาญพิเศษ

การทดสอบเชิงกลในวัสดุ กลศาสตร์การแตกหัก กลไกการแตกหัก การศึกษาพื้นผิวการแตกหัก งานหล่ออะลูมิเนียม การกำจัดก๊าซไฮโดรเจนในอะลูมิเนียมหล่อมหวมเหลว การตรวจสอบตำหนิในชิ้นงานหล่อ การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม การฉีดยูวีวัสดุผง

ผลงานการวิจัย

1. A. Ngeekoh, V. Thongnoppakoon, A. Changlor, T. Jindangam, N. Phongreed, **T. Patcharawit**, N. Chuankrerkkul, Microstructure and phase analysis of precipitatin hardened silicon carbide particulate-reinforced aluminium composite fabricated by PIM, Proceedings of the 41st Congress on Science and Technology of Thailand (STT41), 6-8 November, 2015, Suranaree University of Technology, Thailand. P.293-299.
2. **T. Patcharawit**, V. Thongnoppakoon, A. Changlor, T. Jindangam, N. Phongreed and N. Chuankrerkkul, Effects of Aluminium Alloy Powder Sizes on Aluminium Composites Fabricated by Powder Injection Moulding, Hong Kong International Conference on Engineering and Applied Science (HKICEAS2014), 29<sup>th</sup> -31<sup>st</sup> December 2014, Hong Kong.
3. **T. Patcharawit**, S. Klahan, P. Rupkrathok, N. Chuankrerkkul, Effects of Mechanical Alloying on Microstructure and Properties of Powder Injection Moulded SiC<sub>p</sub>-Reinforced Aluminium Composite, Applied Mechanics and Materials: Advance Materials Development and Applied Mechanics, Vol. 597, 2014, p. 103-108.
4. **T. Patcharawit**, B. Inpanya and N. Chuankrerkkul, Effects of Sintering on Microstructure and Hardness of Powder Injection Moulded Aluminium Composites, Int. J. Materials Engineering Innovation, Vol. 5, No.2, 2014, p. 151-158.
5. **T. Patcharawit**, P. Tongkhon, A. Wiangsamut, P. Auisungnoen, N. Chuankrerkkul, Powder Injection Molding of 20-40 Vol.% Silicon Carbide Particulate-Reinforced Aluminum Composites, Applied Mechanics and Materials, Vol. 376, 2013, p. 17-22.

6. B. Inpanya, **T. Patcharawit**, 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 (ICPEAM2012), 12<sup>th</sup> - 14<sup>th</sup> June 2012, Kuala Lumpur, Malaysia.
7. **T. Udomphol**, M. Bunma, R. Buntan, The Fabrication of Aluminium Composites via Stir-Mixed and Particulate-Injection Casting, Advanced Science Letters, Vol. 12, No. 1, June 2012 , p. 223-229(7).
8. **T. Udomphol**, B. Inpanya, N. Chuankrerkkul, Characterization of Feedstocks for Injection Molded SiC<sub>p</sub>-Reinforced Al-4.5%Cu Composite, Advanced Materials Research, Vols. 383-390, 2012, p. 3234-3240.
9. M. Bunma, P. Subarpon, R. Bobuangern, T. Patthannkitdamrong, T.Thuanwong, **T. Patcharawit**, Process Parameter-Microstructure-Mechanical Property Relations of SiC<sub>p</sub>-Reinforced Aluminum Composites Produced by Powder-Injection Casting, Journal of Metals, Materials and Minerals, Vol.21, No.2, 2011. p. 85-93.
10. R. Buntan, D. Phuenchomphu, P. Sukmoung, K. Doomao, O. Anunapiwat, **T. Patcharawit**, Mechanical Properties of Stir-Mixed SiC<sub>p</sub>-Reinforced Aluminium Composites, Journal of Metals, Materials and Minerals, Vol.21, No.2, 2011. p. 73-83.
11. **T. Udomphol**, R. Borisutthekul, U. Kitkamthorn, P. Buahombura, T. Witchanantakul, N. Akkarapattanaoogon, Effects of %CE on microstructure and hardness of cast irons, The 5<sup>th</sup> PSU-UNS International Conference on Engineering and Technology (ICET- 2011), May 2011, Phuket, Thailand.
12. M. Kaewnopparat, and **T. Udomphol**, Investigation of Leak Problems in Automotive Aluminium Alloy Die Casting Via Metallurgical Analysis, 6<sup>th</sup> MSAT, Miracle Hotel, Bangkok, August 2010.
13. K. Thongbai, P. Wichai, P. Mujalin, T. Somsan, P. Buahombura, R. Borrisutthekul, and **T. Udomphol**, Microstructure-mechanical property relations of compacted graphite cast iron The 3<sup>rd</sup> TMETC, Century Park Hotel, Bangkok, October 2009.
14. **T. Udomphol**, and P. Bowen, Microstructure and mechanical properties of electron beam and tungsten inert gas welded burn resistant (BuRTi) Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C alloy, PMPIII, TMS, August 2009, Thailand.
15. T. Kumma, K. Teeratatpong, A. Sritong, N. Liamdee, **T. Udomphol**, On the relationship between specimen thickness and graphite morphology of compacted graphite cast iron (CGI), 2<sup>nd</sup> TMETC, Century Park Hotel, October 2008.
16. **T. Udomphol**, and P. Bowen, Micromechanisms of fracture in burn resistant Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C alloy, Ti-2003 Science and Technology: 10<sup>th</sup> World Conference on Titanium, 2003, Hamburg, Germany, Lutjering, G., Abrecht, J., WILEY-VCH, Vol.5, p. 2829-2836.
17. **T. Udomphol**, M. Wenman, W. Voice, and P. Bowen, Mechanical properties and fracture mechanisms of burn resistant Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C alloys, digital edition, ICF:11th International Conference on Fracture, Carpinteri, A., Mai, Y.W., Ritchie, R.O., Ferro, G. Turino, Italy, 2005.





ภาคผนวก ก

อุปกรณ์และเครื่องมือ

<p>หม้อบด (ball mill)</p>	<p>เครื่องบดผสมเชิงกล (attrition mill)</p>
	
<p>เตาอบไฟฟ้า (electric furnace)</p>	<p>เตาเผาท่อ (tube furnace)</p>
	
<p>เครื่องมือฉีดขึ้นรูปผง (powder injection moulding machine)</p>	<p>เครื่องมือวิเคราะห์ขนาดอนุภาค (laser particle size analyzer)</p>
	

<p>เครื่องขีดหยาบ-ละเอียด สำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค</p>	<p>กล้องจุลทรรศน์แบบแสง + ซอฟต์แวร์วิเคราะห์ภาพ (Optical Microscope + Image analyzer)</p>
	
<p>กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดพร้อม อุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุ (model: Jeol-JSM 6061LV)</p>	<p>กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (model: Neoscope Jeol-5000)</p>
	
<p>เครื่องมือวิเคราะห์ XRD</p>	<p>เครื่องมือวิเคราะห์ XRF</p>
	

<p>เครื่องมือทดสอบความแข็งแบบมาโครวิกเกอร์ส (macro Vickers hardness tester)</p>	<p>เครื่องมือทดสอบความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์ส (micro Vickers hardness tester)</p>
	
<p>เครื่องมือทดสอบแรงดึง รุ่น Instron 5500</p>	<p>เครื่องมือทดสอบแรงดัด</p>
