



รายงานการวิจัย

ความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรง  
ด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ผลิตด้วยกระบวนการโลหวิทยาโลหะผง  
(Wear Resistance in Powder Metallurgy Silicon Carbide-  
Reinforced Aluminium Composites)

ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจาก  
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ผลงานวิจัยเป็นความรับผิดชอบของหัวหน้าโครงการวิจัยแต่เพียงผู้เดียว



## รายงานการวิจัย

ความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรง  
ด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ผลิตด้วยกระบวนการโลหวิทยาโลหะผง  
(Wear Resistance in Powder Metallurgy Silicon Carbide-  
Reinforced Aluminium Composites)

คณะผู้วิจัย

หัวหน้าโครงการ

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ฐาปนี พัทธวิชัย

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ

สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจากมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ปีงบประมาณ พ.ศ. 2557  
ผลงานวิจัยเป็นความรับผิดชอบของหัวหน้าโครงการวิจัยแต่เพียงผู้เดียว

มีนาคม 2561

## บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ ศึกษาสมบัติการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผลิตด้วยวิธีฉีดขึ้นรูปวัสดุผงเพื่อขยายขอบเขตการใช้งานทางวิศวกรรม เช่น ด้านอุตสาหกรรมชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ ยานยนต์และอากาศยาน เป็นต้น โดยศึกษาผลกระทบของปริมาณการเติมอนุภาคเสริมแรงและกระบวนการบ่มแข็งต่อพฤติกรรมหรือกลไกการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบ ในการศึกษาวิจัยได้ทำการฉีดขึ้นรูปผงโดยใช้วัสดุพื้นเป็นโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดงขนาดผงเฉลี่ย 72.61 ไมครอน เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาดเฉลี่ย 21.02 ไมครอน โดยเตรียมส่วนผสมฉีดขึ้นรูปที่ 55 % ของแข็ง ที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 5 10 15 และ 20 % โดยปริมาตร ทำการขึ้นรูปขึ้นงานโดยใช้เครื่องฉีดขึ้นรูปแบบลูกสูบระดับห้องปฏิบัติการที่อุณหภูมิ 170°C จากนั้นเผาพูนที่อุณหภูมิ 645 650 655 และ 660°C สำหรับการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 5 10 15 และ 20 % โดยปริมาตร ตามลำดับ จากผลการศึกษาพบว่า โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบภายหลังการเผาพูนประกอบด้วยเนื้อพื้นโลหะอะลูมิเนียมล้อมรอบด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ พบแนวโน้มการเกิดรูพรุนรวมกับกลุ่มก้อนอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เมื่อเพิ่มอนุภาคเสริมแรง ซึ่งส่งผลให้สมบัติเบื้องต้น คือ ค่าความแข็งแบบมาโครมีแนวโน้มลดลงเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มากกว่า 15 % โดยปริมาตร โดยชิ้นงานมีค่าความแข็งแบบมาโครสูงสุดเท่ากับ 138.9 และ 166.6 Hv ในสภาวะภายหลังการเผาพูนและบ่มแข็ง ตามลำดับ ชิ้นงานได้รับค่าความหนาแน่นสูงสุดที่ 2.86 g.cm<sup>-3</sup> เมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 20 % โดยปริมาตร

จากการศึกษาสมบัติการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบตามมาตรฐาน ASTM G133-95 ที่โหลด 5 25 45 และ 65 นิวตัน ใช้หัวบอลเหล็กกล้าไร้สนิมขนาด 4.76 มิลลิเมตร (3/16 นิ้ว) ความแข็ง 62 HRC พบว่า 1) วัสดุเชิงประกอบมีอัตราการสึกหรอในช่วง 10<sup>-3</sup> – 10<sup>-5</sup> mm<sup>3</sup>/Nm และมีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน (COF) 0.04 ถึง 0.76 ความต้านทานการสึกหรอของชิ้นงานจะเพิ่มขึ้นเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มากขึ้นด้วย โดยมีอัตราการสึกหรอต่ำสุด 9.6 x 10<sup>-5</sup> mm<sup>3</sup>/Nm เมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร โดยกลไกการสึกหรอประกอบไปด้วยการสึกหรอแบบออกซิเดชัน การสึกหรอแบบขัดสี การสึกหรอแบบยึดติด ซึ่งประกอบไปด้วยการเสีรูป/ไหลตัว และการแยกชั้น รวมถึงแบบความล้า 2) กลไกการสึกหรอเปลี่ยนไปตามปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และโหลดทดสอบ ที่ปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์น้อย ๆ 5 ถึง 10 % โดยปริมาตร และทดสอบที่ 5 นิวตัน จะเกิดการสึกหรอแบบขัดสี แล้วเปลี่ยนเป็นการสึกหรอแบบยึดติดที่ 25 นิวตัน ขึ้นไป และหากเพิ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เป็น 15 ถึง 20 % โดยปริมาตร การสึกหรอมีแนวโน้มลดลงและแสดงพฤติกรรมการสึกหรอแบบขัดสีในทุกช่วงโหลด และ 3) การบ่มแข็งจะช่วยลดการสึกหรอแบบความล้าได้โหลดต่ำคือ 5 นิวตัน ที่ปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 5 และ 10 % โดยปริมาตร เนื่องจากการตกตะกอนอนุภาค Al<sub>2</sub>Cu และ Mg<sub>2</sub>Si ที่ช่วยชะลอการเกิดรอยแตกและช่องว่างรอบอนุภาคดังกล่าว

## Abstract

Wear properties of silicon carbide particulate ( $\text{SiC}_p$ ) reinforced aluminium composite fabricated by powder injection have been investigated in this research for the exploration of further engineering applications in electronics, automotive, and aerospace. Effects of  $\text{SiC}_p$  addition and age-hardening on wear behavior/mechanisms were primarily studied. Powder injection moulding technique was employed in this research to fabricate the composite using aluminium-copper powder of  $72.61 \mu\text{m}$  size as the matrix and  $\text{SiC}_p$  of  $21.02 \mu\text{m}$  size as the reinforcement. The feedstocks were prepared at 55% solid loading at 5, 10, 15 and 20 vol.%  $\text{SiC}_p$  addition. A lab-scale plunger-typed powder injection machine was operated at  $170^\circ\text{C}$ , followed by sintering at 645 650 655 and  $660^\circ\text{C}$  for  $\text{SiC}_p$  addition at 5, 10, 15 and 20 vol.% respectively. The results showed that the sintered microstructures consisted of aluminium matrix surrounded by smaller sized  $\text{SiC}_p$  scattering throughout. Porosity found alongside  $\text{SiC}_p$  clusters is visible at higher  $\text{SiC}_p$  addition, giving reduced macro-hardness when  $\text{SiC}_p$  addition is greater than 15 vol.%. The optimum macro-hardness values are 138.90 and 166.60  $\text{H}_v$  for as-sintered and age-hardened composites respectively. The maximum sintered density is  $2.864 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$  at 20 vol.%  $\text{SiC}_p$  addition.

A standard wear test following ASTM G133-95 over 5 25 45 and 65 N load was exercised using a stainless steel ball of 4.76 mm (3/16 inch) and 62 HRC. It was found that i) the composite exhibits specific wear rate of  $10^{-3}$ –  $10^{-5} \text{ mm}^3/\text{Nm}$  and coefficient of friction (COF) of 0.04-0.76. Wear resistance increases with increasing  $\text{SiC}_p$  addition, giving the minimum specific wear rate at  $9.6 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{Nm}$  at 20 vol.%  $\text{SiC}_p$ . Wear mechanisms include oxidation, abrasive and adhesive comprising deformation/ flow, delamination and fatigue wear. ii) The predominant wear mechanisms depend upon  $\text{SiC}_p$  addition and the applied load. At low  $\text{SiC}_p$  addition (5-10 vol.%) and low applied load (5 N), the worn surface appears mainly abrasive wear. As the applied load is greater than 25 N, adhesive wear is then predominated. Further increase in  $\text{SiC}_p$  addition to 15 and 20 vol.% reduces the wear and the wear mechanism appear to be abrasive over the load range. iii) Age-hardening was found to prolong the fatigue wear at low load (5 N) and low  $\text{SiC}_p$  addition (5-10 vol.%), plausibly due to the  $\text{Al}_2\text{Cu}$  and  $\text{Mg}_2\text{Si}$  precipitates to delay crack nucleation and void formation



## กิตติกรรมประกาศ

ขอขอบคุณ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารีที่ให้การสนับสนุนเงินทุนวิจัย และผู้วิจัยขอขอบคุณ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ณัฐริตา ชวนเกริกกุล อาจารย์และนักวิจัยประจำสถาบันวิจัยโลหะและวัสดุ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย (MMRI) ที่ให้การสนับสนุนด้านเครื่องมือชนิดขึ้นรูปวัสดุผง การให้คำปรึกษา และการดำเนินการวิจัยอย่างดียิ่ง และขอขอบคุณ ดร.สิริณี ไทยวัฒนา ผู้เชี่ยวชาญทางด้านเทคโนโลยี พื้นผิว ผู้ร่วมวิจัยที่ให้คำปรึกษาทางด้านโทรโบโลยี นอกจากนี้ ผู้วิจัยขอขอบคุณ ห้องปฏิบัติการ พลังงานชีวภาพ หน่วยวิจัยวัสดุสำหรับพลังงาน ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (MTEC) และ ศูนย์พัฒนาและวิเคราะห์สมบัติของวัสดุ สถาบันวิจัยวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งประเทศไทย (TISTR)

ผู้วิจัยขอขอบคุณ ศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี สำหรับการอำนวยความสะดวกเรื่องสถานที่และอุปกรณ์เครื่องมือในการวิจัย ขอขอบคุณเจ้าหน้าที่ศูนย์ เครื่องมือฯ F6 F4 และ F10 ที่ให้ความร่วมมือช่วยเหลือและสนับสนุนตลอดระยะเวลาการทำวิจัยอย่างต่อเนื่อง สุดท้ายขอขอบคุณคณาจารย์ประจำสาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ คือ อาจารย์ ดร.ณรงค์ อัครพัฒนากุล ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.รัตน์ บริสุทธิ์กุล ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.อุษณีย์ กิตกัธ และ อาจารย์ ดร. สารัมภ์ บุญมี ในการให้คำแนะนำช่วยเหลือทางด้านวิชาการ และโดยเฉพาะอย่างยิ่ง นักศึกษาระดับบัณฑิตศึกษา คือ นางสาวอารดา ึงเกาะ นักศึกษาระดับปริญญาโท ผู้ร่วมดำเนินการวิจัย อย่างมุ่งมั่นและตั้งใจ และนักศึกษาระดับปริญญาตรีสาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ ในการดำเนินการ ศึกษาวิจัยทุกท่าน จนทำให้งานวิจัยนี้สำเร็จลุล่วงไปด้วยดี

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

# 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	5
<b>บทที่ 2 ปรีทรรศน์วรรณกรรม</b>	<b>6</b>
2.1 กระบวนการฉีดยาขึ้นรูปผง	7
2.2 การเผาพริก	11
2.3 วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม	14
2.4 ความต้านทานการสึกหรอ	20
2.5 พฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม	28
<b>บทที่ 3 ระเบียบวิธีวิจัย</b>	<b>32</b>
3.1 วัสดุ สารเคมี อุปกรณ์และเครื่องมือ	32
3.2 ระเบียบวิธีทดลอง	33
<b>บทที่ 4 คุณลักษณะผงวัสดุโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเบื้องต้นของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์</b>	<b>38</b>
4.1 ผลการวิเคราะห์คุณลักษณะผงวัสดุและส่วนผสมผงวัสดุก่อนการฉีดยาขึ้นรูป	38
4.2 ความหนาแน่นและโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการฉีดยาขึ้นรูป	44
4.3 ความหนาแน่น โครงสร้างจุลภาค และการวิเคราะห์เฟสของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบ	45
4.4 สมบัติความแข็งของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบภายหลังการเผาพริกและบ่มแข็ง	54
4.5 ผลกระทบของปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ต่อโครงสร้างจุลภาค ความหนาแน่น และสมบัติความแข็งของวัสดุเชิงประกอบ	54

## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
<b>บทที่ 5 ความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์</b>	<b>56</b>
5.1 ร่องการสึกหรอ	56
5.2 ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียหายของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและการบ่มแข็ง	57
5.3 น้ำหนักที่หายไปและอัตราการสึกหรอของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและการบ่มแข็ง	61
5.4 พื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็ง	63
5.5 สะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็ง	85
5.6 กลไกการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์	98
<b>บทที่ 6 บทสรุปและข้อเสนอแนะ</b>	<b>107</b>
<b>เอกสารอ้างอิง</b>	<b>109</b>
ภาคผนวก ก อุปกรณ์และเครื่องมือ	114
ภาคผนวก ข ประวัติผู้วิจัย	117

## สารบัญตาราง

	หน้า	
ตารางที่ 1.1	เปรียบเทียบอนุภาคเสริมแรงและตะกอนเฟสที่สอง	4
ตารางที่ 2.1	สมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมชนิดต่าง ๆ ที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยวิธีต่าง ๆ	15
ตารางที่ 2.2	การจำแนกประเภทการสึกหรอ	23
ตารางที่ 2.3	ตัวแปรในการทดสอบการสึกหรอแบบ ball-on-flat 2 ประเภท คือ Procedure A และ Procedure B	26
ตารางที่ 3.1	สภาวะการเผาผนึกชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม	35
ตารางที่ 4.1	องค์ประกอบทางเคมีของผงอะลูมิเนียมเกรด Alumix 123 ด้วยเทคนิค XRF (% โดยน้ำหนัก)	38
ตารางที่ 4.2	ผลวิเคราะห์ขนาดผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์	39
ตารางที่ 4.3	ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป	44
ตารางที่ 4.4	ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึก	46
ตารางที่ 4.5	ค่าความแข็งเฉลี่ยแบบมาโครวิกเกอร์สของวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็ง	53
ตารางที่ 5.1	การจำแนกประเภทของการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์	98
ตารางที่ 5.2	พฤติกรรมและกลไกการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบภายหลังการเผาผนึก	103
ตารางที่ 5.3	พฤติกรรมและกลไกการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบภายหลังการบ่มแข็ง	103
ตารางที่ 5.4	ลักษณะสะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบภายหลังการเผาผนึก	104
ตารางที่ 5.5	ลักษณะสะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบภายหลังการบ่มแข็ง	104

## สารบัญรูปภาพ

	หน้า
รูปที่ 2.1 รูปทรงต่าง ๆ ของผงวัสดุ	8
รูปที่ 2.2 การวิเคราะห์การกระจายตัวของขนาดผงอนุภาค	9
รูปที่ 2.3 Feedstock-Embould สำหรับกระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผง	9
รูปที่ 2.4 เครื่องมือฉีดขึ้นรูปโลหะผง	10
รูปที่ 2.5 กระบวนการฉีดขึ้นรูปผง	11
รูปที่ 2.6 sintering schedule	11
รูปที่ 2.7 กลไกของการถ่ายเทมวลสารทั้งหมดที่เกิดขึ้นในขณะกระบวนการเผาพูนึก	12
รูปที่ 2.8 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิกอนคาร์ไบด์ โดยใช้ผงอะลูมิเนียมขนาด 25 ไมครอน (ซ้าย) และ 100 ไมครอน (ขวา) ภายหลังการ hot press ที่ 600 °C	15
รูปที่ 2.9 กระบวนการบ่มแข็งในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง ที่มีปริมาณทองแดง 4 wt.%	19
รูปที่ 2.10 แผนภาพการตกตะกอนของเฟส $\theta'$ และ $\theta$ จากสารละลายของแข็งอิ่มตัวที่ยังยวดย	19
รูปที่ 2.11 กลไกการเพิ่มความแข็งแรงโดยการบ่มแข็งในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง	20
รูปที่ 2.12 พื้นผิวที่เกิดความเสียหายเนื่องจากการสึกหรอ	21
รูปที่ 2.13 จุดสัมผัสระหว่างสองพื้นผิว a) ณ ปลายแหลม b) บริเวณสัมผัสเกิดการเสีรูปร่าง	21
รูปที่ 2.14 Schematic wear modes: (a) abrasive wear by microcutting of ductile bulk surface; (b) adhesive wear by adhesive shear and transfer (c) flow wear by accumulated plastic shear flow; (d) fatigue wear by crack initiation and propagation; (e) corrosive wear by shear fracture of ductile tribofilm; (f) corrosive wear by delamination of brittle tribofilm; (g) corrosive wear by accumulated plastic shear flow of soft tribofilm; (h) corrosive wear by shaving of soft tribofilm; and (i) melt wear by local melting and transfer or scattering	25
รูปที่ 2.15 การทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบ Pin-on-Disk ตามมาตรฐาน ASTM G99	26
รูปที่ 2.16 เครื่องมือทดสอบการสึกหรอแบบ ball-on-flat ตามมาตรฐาน ASTM G133-05	27
รูปที่ 2.17 อัตราการสึกหรอของโลหะ Al 7075 และวัสดุเชิงประกอบไฮบริดเนื้อโลหะพื้น Al 7075 (hybrid composite)	29
รูปที่ 2.18 การทดสอบการสึกหรอแบบ three-body abrasion	30
<b>หน้า</b>	
รูปที่ 2.19 ความต้านทานการสึกหรอที่เปลี่ยนแปลงตามขนาดของอนุภาควัสดุเสริมแรง ซิลิกอนคาร์ไบด์ (ทดสอบที่ 20 % โดยปริมาตร)	30
รูปที่ 2.20 ความต้านทานการสึกหรอที่เปลี่ยนแปลงตามปริมาณการเติมอนุภาควัสดุเสริมแรงซิลิกอนคาร์ไบด์ (ทดสอบที่ขนาด 43 ไมครอน)	31

รูปที่ 3.1	ขั้นตอนระเบียบวิธีวิจัย	37
รูปที่ 4.1	ผลวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของผงอะลูมิเนียมด้วยเทคนิค XRF	38
รูปที่ 4.2	กราฟการกระจายตัวของขนาดอนุภาคของอะลูมิเนียมและซิลิคอนคาร์ไบด์	39
รูปที่ 4.3	ผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน	40
รูปที่ 4.4	ผลวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนของส่วนผสมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูปที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณ a) 10 % โดยปริมาตร b) 20 % โดยปริมาตร c) 30 % โดยปริมาตร และ d) 40 % โดยปริมาตร	42
รูปที่ 4.5	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 20 30 และ 40 % โดยปริมาตร	45
รูปที่ 4.6	โครงสร้างจุลภาคภายหลังการเผาผนึกของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 5-40 % โดยปริมาตร	47
รูปที่ 4.7	ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS แบบแผนที่ (EDS mapping) ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร	49
รูปที่ 4.8	ผลวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS แบบจุด (point analysis) ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังการเผาผนึก	50
รูปที่ 4.9	ผลวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS แบบจุด (point analysis) ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังการบ่มแข็ง	51
รูปที่ 4.10	ผลวิเคราะห์เฟสด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 % โดยปริมาตร a) ภายหลังการเผาผนึก b) ภายหลังการบ่มแข็ง	53
รูปที่ 5.1	ร่องการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบภายหลังการเผาผนึก	56
รูปที่ 5.2	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดความกว้างร่องการสึกหรอและโหลด	57
		<b>หน้า</b>
รูปที่ 5.3	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างแรงกระทำ (Force) ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน (COF) เทียบกับเวลา (time) ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังการบ่มแข็ง	58
รูปที่ 5.4	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างแรงกระทำ (Force) ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน (COF) เทียบกับเวลา (time) ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังการบ่มแข็ง	59
รูปที่ 5.5	ความสัมพันธ์ระหว่างค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานกับโหลดที่กระทำบนชิ้นงาน	60
รูปที่ 5.6	น้ำหนักที่หายไปจากการทดสอบการสึกหรอ ภายใต้โหลด 5 25 45 และ 65 นิวตัน	62
รูปที่ 5.7	อัตราการสึกหรอ (ws) ของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบ ภายใต้โหลด 5 25 45	63

	และ 65 นิวตัน	
รูปที่ 5.8	พื้นผิวร่องการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 5 - 20 % โดยปริมาตร ภายหลังการเผาผนึก	64
รูปที่ 5.9	พฤติกรรมหรือกลไกการสึกหรอที่พบในชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์	65
รูปที่ 5.10	โครงสร้างจุลภาค a) ก่อนทดสอบการสึกหรอ และ b) พื้นผิวของชิ้นงานภายหลังกทดสอบการสึกหรอ ภายใต้อโหลด 25 นิวตัน ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดด้วยโหมด Back Scattered Electron	66
รูปที่ 5.11	การวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS mapping ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ภายหลังการเผาผนึกทดสอบภายใต้อโหลด 5 นิวตัน	68
รูปที่ 5.12	การวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS point analysis ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ภายหลังการเผาผนึกทดสอบภายใต้อโหลด 5 นิวตัน	69
รูปที่ 5.13	การวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS mapping ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ภายหลังการเผาผนึกทดสอบภายใต้อโหลด 45 นิวตัน	70
รูปที่ 5.14	การวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS point analysis ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ภายหลังการเผาผนึก ทดสอบภายใต้อโหลด 45 นิวตัน	71
รูปที่ 5.15	พื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังการเผาผนึก	72
		<b>หน้า</b>
รูปที่ 5.16	พื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังการเผาผนึก	73
รูปที่ 5.17	ผลวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS บนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังการเผาผนึก ทดสอบที่อโหลด 25 นิวตัน	75
รูปที่ 5.18	ผลวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS บนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังการเผาผนึก ทดสอบที่อโหลด 65 นิวตัน	76
รูปที่ 5.19	ผลวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS บนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังการเผาผนึก ทดสอบที่อโหลด 25 นิวตัน	77
รูปที่ 5.20	ผลวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS บนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังการเผาผนึก ทดสอบที่อโหลด 65 นิวตัน	78





รูปที่ 5.34	ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS ของสะเก็ดการสึกหรอชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังจากการป่นแข็ง ภายใต้อุณหภูมิ 65 นิวตัน	95
รูปที่ 5.35	ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS ของสะเก็ดการสึกหรอชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังจากการป่นแข็ง ภายใต้อุณหภูมิ 25 นิวตัน	96
รูปที่ 5.36	สะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 5 % โดยปริมาตร ภายหลังจากการเผาผนึก ทดสอบที่อุณหภูมิ 25 นิวตัน	97
รูปที่ 5.37	กราฟแผนที่แสดงอัตราการสึกหรอจำเพาะในช่วงโหลด 5-65 นิวตัน ของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 5-20 % โดยปริมาตร	100
		<b>หน้า</b>
รูปที่ 5.38	กราฟแผนที่แสดงสัมประสิทธิ์ความเสียหายในช่วงโหลด 5-65 นิวตัน ของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 5-20 % โดยปริมาตร	101
รูปที่ 5.39	กระบวนการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม a) deformation and flow followed by mutual materials transfer b) formation of mechanically mixed layer (MML), and c) fatigue crack and delamination	103



## บทที่ 1 บทนำ

การพัฒนาวัสดุวิศวกรรมเพื่อเพิ่มขอบเขตการใช้งานเป็นพื้นฐานที่สำคัญในการพัฒนาเศรษฐกิจและอุตสาหกรรมภายในประเทศ โดยเฉพาะอย่างยิ่งในกลุ่มเทคโนโลยีและอุตสาหกรรมเป้าหมายต่าง ๆ เพื่อการพัฒนาประเทศไปสู่ Thailand 4.0 ตามแผนพัฒนาเศรษฐกิจและสังคมแห่งชาติ ฉบับที่ 12 ซึ่งได้มีการปรับเปลี่ยนโครงสร้างทางเศรษฐกิจของประเทศไปสู่ ‘value-based economy’ หรือเศรษฐกิจที่ขับเคลื่อนด้วยนวัตกรรมผ่านการใช้เทคโนโลยีและความคิดสร้างสรรค์ อาทิเช่น กลุ่มเครื่องมือ อุปกรณ์อัจฉริยะ หุ่นยนต์ และเทคโนโลยีทางการแพทย์ เป็นต้น โดยนวัตกรรมต่าง ๆ นั้นย่อมต้องเลือกสรรวัสดุวิศวกรรม เช่น โลหะ เซรามิก และพอลิเมอร์ ให้เหมาะสมกับใช้งานทางที่ได้ถูกออกแบบไว้ อย่างไรก็ดี การสร้างสรรค์นวัตกรรมอาจต้องการวัสดุที่มีสมบัติที่กลุ่มวัสดุวิศวกรรมเดิมไม่อาจตอบสนองการใช้งานได้ทั้งหมด ดังนั้น วัสดุเชิงประกอบนั้นถูกพัฒนาขึ้นมาเพื่อเพิ่มสมบัติ ขยายขอบเขตให้สอดคล้องกับความต้องการการใช้งาน ยกตัวอย่างเช่น วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมที่มีคุณสมบัติอันหลากหลาย เนื่องจากเนื้อพื้นโลหะอะลูมิเนียมเองถือว่าเป็นโลหะที่มีน้ำหนักเบา ทนทานต่อการกัดกร่อนที่สภาวะปกติได้ดี และมีสมบัติเชิงกลในระดับปานกลาง และในปัจจุบันนิยมนำมาใช้ทดแทนวัสดุอื่นที่มีน้ำหนักสูงกว่า เช่น โลหะในกลุ่มเหล็ก เป็นต้น อย่างไรก็ตาม อะลูมิเนียมสามารถเพิ่มขอบเขตการใช้งานทางวิศวกรรมได้โดยการนำมาเสริมแรงด้วยอนุภาคหรือเส้นใยเสริมแรง เช่น ซิลิคอนคาร์ไบด์และอะลูมินา เป็นต้น ซึ่งจะส่งผลให้ได้วัสดุเชิงประกอบที่มีความแข็งแรงต่อน้ำหนักสูง สามารถใช้งาน ณ อุณหภูมิที่สูงขึ้น และมีความสามารถในการต้านทานการสึกหรอที่ดี รวมถึงสมบัติด้านความร้อนและการนำไฟฟ้าที่ดี วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมจึงได้ถูกพัฒนาขึ้นสำหรับการใช้งานในอุตสาหกรรมยานยนต์สมัยใหม่ อากาศยาน การแพทย์ และอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ เป็นต้น [1-3]

งานวิจัยเบื้องต้นในสาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสุรนารี โดยความร่วมมือของสถาบันวิจัยโลหะและวัสดุแห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย พบว่าสามารถผลิตวัสดุเชิงประกอบด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง โดยใช้เครื่องมือฉีดขึ้นรูปวัสดุผงแบบลูกสูบขนาดห้องปฏิบัติการ (lab-scale-plunger-type powder injection moulding machine) ที่ถูกพัฒนาขึ้นที่สถาบันวิจัยโลหะและวัสดุ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย โดยผลการวิจัยแสดงให้เห็นว่าวัสดุเชิงประกอบมีโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบไปด้วยเนื้อโลหะพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในเนื้อพื้นมีสมบัติด้านความแข็งแรงที่ตีภายหลังการเผาผนึกและการบ่มแข็ง โดยมีค่าความแข็งแรงเฉลี่ยแบบมาโครวิกเกอร์สที่ 95.5 และ 136.9 Hv ตามลำดับ สำหรับวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร แต่อย่างไรก็ดี ในการใช้งานทางวิศวกรรมบางประเภทที่จำเป็นต้องได้รับการเสียดสี เช่น อุปกรณ์เครื่องมือและชิ้นส่วนยานยนต์ เป็นต้น วัสดุจึงจำเป็นต้องมีความต้านทานต่อการสึกหรอที่ดี (wear resistance) เพื่อสามารถยืดอายุการใช้งานและเป็นการลดของเสียหมุนเวียนที่เกิดขึ้นในปัจจุบัน

และเพื่อเป็นการขยายขอบเขตการศึกษาของโครงการวิจัยที่ผ่านมา โครงการวิจัยนี้จึงมีวัตถุประสงค์ที่จะศึกษาพฤติกรรมต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ทั้งในสภาวะหลังการเผาผนึกและภายหลังการเพิ่มสมบัติเชิงกลด้วยการบ่มแข็ง (age hardening) โดยการศึกษาวิจัยและพัฒนาในโครงการนี้ เป็นความร่วมมือของสาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี และสถาบันวิจัยโลหะและวัสดุแห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

รวมถึงห้องปฏิบัติการวิทยาศาสตร์และวิศวกรรมพื้นผิว ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (MTEC) เพื่อสามารถนำองค์ความรู้ที่ได้มาใช้เป็นแนวทางในการผลิตวัสดุเชิงประกอบที่มีสมบัติเหมาะสม ช่วยลดการพึ่งพาเทคโนโลยีจากต่างประเทศ และสนับสนุนผลักดันให้เกิดเทคโนโลยีสำหรับการพัฒนาอุตสาหกรรม 4.0 ขึ้นภายในประเทศ

### 1.1 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย

- 1.1.1 เพื่อศึกษาสมบัติความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพีนอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผลิตด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง ด้วยวิธีการทดสอบการสึกหรอแบบ ball-on-flat
- 1.1.2 เพื่อศึกษาผลกระทบของปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 5 10 15 และ 20 % โดยปริมาตร ต่อสมบัติความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพีนอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์
- 1.1.3 เพื่อศึกษาผลกระทบของการบ่มแข็งต่อสมบัติความต้านทานการสึกหรอในวัสดุเชิงประกอบพีนอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

### 1.2 ขอบเขตของโครงการวิจัย

ในงานวิจัยนี้มีขอบเขตการวิจัยในการศึกษาผลกระทบของตัวแปรในกระบวนการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบพีนโลหะผสมอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกรรมวิธีโลหะผง ดังนี้ คือ

#### ผงวัสดุพีนและอนุภาคเสริมแรง

- ผงอะลูมิเนียมเกรดทางการค้า Alumix123 ขนาดอนุภาคเล็กกว่า 105 ไมครอน
- อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาดเฉลี่ยประมาณ 20 ไมครอน และมีปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10-40 % โดยปริมาตร

โดยใช้กระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง การเผาผืนึก/กระบวนการทางความร้อน รวมถึงการตรวจสอบวิเคราะห์และทดสอบต่าง ๆ ดังนี้

#### กระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง

- เตรียมส่วนผสมผงวัสดุสำหรับฉีดขึ้นรูปที่ 55 % ของแข็ง (% solid loading)
- ฉีดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 170°C อุณหภูมิแม่พิมพ์ 90°C

#### กระบวนการเผาผนึกและกระบวนการทางความร้อน

- เผาผนึกที่อุณหภูมิ 640-700°C ในบรรยากาศไนโตรเจน เป็นเวลา 3.0 ชั่วโมง
- กระบวนการทางความร้อนโดยอบละลาย (solution treatment) ที่อุณหภูมิ 500°C จากนั้นชุบน้ำที่อุณหภูมิห้อง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 150°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง

#### การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและทดสอบสมบัติเชิงกล

- ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและวิเคราะห์เฟสด้วยเทคนิค Optical Microscope : OM, Scanning Electron Microscope : SEM, Energy Dispersive Spectroscopy : EDS, X-Ray Diffraction : XRD, X-Ray Fluorescence : XRF, Differential Scanning Calorimetry (DSC) และ Differential Thermal Analysis : DTA
- ทดสอบความหนาแน่น (bulk density)
- ทดสอบความแข็งด้วย Vickers hardness test
- ทดสอบสมบัติความต้านทานการสึกหรอด้วยวิธี ball-on-flat
- ศึกษาลักษณะพื้นผิวชิ้นงานภายหลังการทดสอบความต้านทานการสึกหรอเพื่อวิเคราะห์กลไกการสึกหรอด้วยกล้องสเตอริโอ (stereoscope) SEM และ EDS

### 1.3 กรอบแนวความคิดของโครงการวิจัย (Conceptual framework)

งานวิจัยนี้ มีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาการเพิ่มสมบัติการทนต่อการสึกหรอ (wear resistance property) ให้กับโลหะผสมอะลูมิเนียม เนื่องจากเป็นวัสดุวิศวกรรมที่ถูกนำมาใช้งานอย่างแพร่หลายในปัจจุบัน การเพิ่มสมบัติดังกล่าวจะทำให้ขยายขอบเขตการใช้งานได้กว้างขวางมากยิ่งขึ้น โดยกลไกต่าง ๆ ที่สามารถเพิ่มความแข็งแรงให้กับวัสดุพื้นอะลูมิเนียม ซึ่งมีหลายเทคนิควิธีการด้วยกัน เช่น การเพิ่มความแข็งแรงโดยสารละลายของแข็ง (solid solution strengthening) การเสริมแรงด้วยอนุภาค (particulate reinforcement) และการเพิ่มความแข็งแรงด้วยการบ่มแข็ง (age hardening) เป็นต้น

ในการศึกษาวิจัยที่ผ่านมาพบว่า การเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะพื้นอะลูมิเนียมเพียงอย่างเดียวทำให้สามารถเพิ่มความแข็งแรงให้กับวัสดุได้ แต่ประสิทธิภาพในการเสริมแรงนั้นยังไม่ดีเท่าที่ควร เมื่อประเมินผลการทดลองจากค่าความแข็งแรงและความแข็งแรงดึง เนื่องจากอนุภาคเสริมแรงนั้นมีความแข็งที่สูง โดยเมื่อเปรียบเทียบกับพื้นโลหะอะลูมิเนียมที่มีความแข็งค่อนข้างน้อยกว่ามาก จึงทำให้ประสิทธิภาพในการถ่ายโอนแรงกระทำจากโลหะพื้นไปยังอนุภาคเสริมแรงค่อนข้างต่ำ เพราะโลหะพื้นเกิดการเสียรูปแบบถาวรได้ง่ายกว่ามาก ดังนั้นเพื่อเป็นการเพิ่มประสิทธิภาพในการถ่ายโอนแรงกระทำจากโลหะพื้นไปยังวัสดุเสริมแรง จึงจำเป็นต้องมีการเพิ่มความแข็งแรงให้กับเฟสพื้นด้วยกระบวนการทางความร้อนเพื่อให้เกิดการตกตะกอนของเฟสที่สองที่มีความแข็งแรงและกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในโครงสร้างพื้นผ่านกระบวนการบ่มแข็งของเฟสพื้นที่เป็นโลหะอะลูมิเนียม

ในการศึกษาวิจัยนี้ เลือกใช้กระบวนการผลิตวัสดุผงเนื่องจากเป็นกระบวนการที่สามารถผลิตวัสดุเชิงประกอบที่การกระจายตัวที่สม่ำเสมอของเฟสเสริมแรงในโครงสร้างจุลภาค และสามารถควบคุมการผลิตชิ้นงานที่มีขนาดเล็กและผลิตเป็นจำนวนมากได้ดีมีประสิทธิภาพ การเลือกใช้ผงอะลูมิเนียม



เกรดทางการค้า Alumix 123 นี้มีธาตุผสมทองแดงอยู่ประมาณ 4.5 wt.% ทำให้โลหะอะลูมิเนียมชนิดดังกล่าวนอกจากจะสามารถเพิ่มความแข็งแรงในลักษณะที่เป็นสารละลายของแข็งแล้ว ยังสามารถเพิ่มความแข็งแรงด้วยกระบวนการบ่มแข็งให้เกิดการตกตะกอนของเฟสที่สอง คือ  $Al_2Cu$  หรือเฟส  $\theta'$  และ  $\theta''$  โดยหากเฟส  $\theta'$  และ  $\theta''$  นี้มีขนาดเล็กละเอียดและสามารถกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในโครงสร้างจุลภาค จะสามารถเพิ่มความแข็งแรงและความแข็งแรงให้กับวัสดุที่เป็นเนื้อพื้นได้เป็นอย่างดี การปรับการเพิ่มความแข็งแรงด้วยการเติมอนุภาคเสริมแรงก็จะทำให้ประสิทธิภาพในการเสริมแรงนั้นดีขึ้น และคาดว่า การเพิ่มความแข็งแรงด้วยวิธีการเติมอนุภาคเสริมแรงร่วมกับกระบวนการบ่มแข็ง ก็จะสามารถทำให้เกิดประสิทธิภาพในการเสริมแรงที่มากกว่าการเติมอนุภาคเสริมแรงเพียงอย่างเดียวหรือผ่านกระบวนการทางความร้อนเพียงอย่างเดียว ทั้งนี้เนื่องจาก กลไกการเพิ่มความแข็งแรงเนื่องจากอนุภาคเสริมแรงและตะกอนเฟสที่สองนั้นมีความแตกต่างกันในรายละเอียด แม้ว่าทั้งสองเฟสจะทำหน้าที่ขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันเมื่อเกิดการเสียรูปก็ตาม แต่จะส่งผลกระทบต่อการศึกษาสัมพันธ์ที่เกิดขึ้นระหว่างดิสโลเคชัน (dislocation interaction) กับอนุภาคเสริมแรงและตะกอนเฟสที่สองที่แตกต่างกันออกไป เนื่องมาจากปัจจัยดังแสดงในตารางที่ 1.1

**ตารางที่ 1.1** เปรียบเทียบอนุภาคเสริมแรงและตะกอนเฟสที่สอง

รายละเอียดของอนุภาค/เฟส	อนุภาคเสริมแรง	ตะกอนเฟสที่สอง
ขนาด	ขนาดใหญ่ (20 ไมครอน)	ขนาดเล็กกว่าไมครอน
รูปร่าง	เหลี่ยมมุม (Angular)	กลมมน (Globular)
ปริมาณ	ขึ้นอยู่กับปริมาณการเติม	ขึ้นอยู่กับกระบวนการทางความร้อน
Inter-particle spacing	มากกว่า	น้อยกว่า
Coherency	น้อยกว่า	มากกว่า

ดังนั้น กลไกการเพิ่มความแข็งแรงที่จะถูกนำมาศึกษาในงานวิจัยนี้จึงขึ้นอยู่กับ 1) กระบวนการฉีดขึ้นรูปและการเผาเนื้อวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมให้อนุภาคเสริมแรงมีการกระจายตัวที่สม่ำเสมอและมีแรงยึดเหนี่ยวที่ดีกับโลหะพื้น และ 2) กระบวนการบ่มแข็ง ดังนั้น หากสามารถผลิตชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบให้มีความแข็งแรงและความแข็งแรงสูง ก็จะทำให้สมบัติด้านทานต่อการสึกหรอเป็นไปในทิศทางเดียวกัน อย่างไรก็ตาม สมบัติความต้านทานต่อการสึกหรอ ยังขึ้นอยู่กับแรงยึดเหนี่ยวระหว่างอนุภาคเสริมแรงและวัสดุพื้น (interfacial bonding) เป็นสำคัญ รวมถึงขนาดและการกระจายตัวของอนุภาคเสริมแรงด้วย เพราะอาจจะทำให้เกิดการหลุดของอนุภาคเสริมแรงออกจากโลหะพื้นเป็นผลทำให้สมบัติด้านทานต่อการสึกหรอแยลง เมื่อพื้นผิวสัมผัสเกิดการสึกหรอกันในระยะเวลาหนึ่งทำให้เกิดความเสียหายที่พื้นผิวขึ้น โดยหากพิจารณาความเสียหายเนื่องจากการสึกหรอ (wear failure) ในชิ้นส่วนที่ทำจากโลหะหรือวัสดุเชิงประกอบพื้นโลหะนั้นมักจะปรากฏลักษณะของความเสียหายอันเนื่องมาจาก abrasive wear โดยเกิดขึ้นเมื่อพื้นผิววัสดุที่มีความแข็งแรงสูงกว่าทำให้เกิดรอยลงบนพื้นผิวของวัสดุที่มีความแข็งแรงน้อยกว่า ซึ่งจะเกี่ยวข้องกับความแข็งแรงของผิววัสดุเป็นสำคัญ ดังนั้น การเพิ่มสมบัติความแข็งแรงให้กับชิ้นงาน จึงเป็นแนวทางที่จะสามารถปรับปรุงสมบัติความต้านทานการสึกหรอได้ดียิ่งขึ้น ดังนั้นในการศึกษาวิจัยนี้ คาดว่าผลกระทบของปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และการบ่มแข็งที่ทำให้เกิดการตกตะกอนเฟสที่สองจะทำให้พฤติกรรมความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้น

#### 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

- 1.4.1 เพื่อทราบพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผลิตด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง โดยอาศัยวิธีการทดสอบการสึกหรอแบบ ball-on-flat
- 1.4.2 เพื่อทราบถึงผลกระทบของปริมาณการเติมอนุภาคเสริมแรงต่อสมบัติความความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์
- 1.4.3 เพื่อทราบถึงผลกระทบของการบ่มแข็งต่อสมบัติความความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์
- 1.4.4 เพื่อเป็นประโยชน์สำหรับการพัฒนาอุตสาหกรรมในกลุ่มเทคโนโลยีและอุตสาหกรรมเป้าหมายต่าง ๆ เช่น กลุ่มเครื่องมือ อุปกรณ์อัจฉริยะ หุ่นยนต์ และเทคโนโลยีทางการแพทย์ที่ต้องอาศัยวัสดุที่แข็งแรงและมีน้ำหนักเบาเพื่อเป็นการประหยัดพลังงาน
- 1.4.5 สามารถเผยแพร่ผลงานในวารสารวิชาการ ระดับชาติหรือนานาชาติ รวมถึงเผยแพร่ผลงานในการประชุมวิชาการในประเทศหรือต่างประเทศ
- 1.4.6 เพื่อผลิตบุคลากร (ผู้สำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรีและปริญญาโท) ที่มีความรู้ความสามารถทางด้านเทคโนโลยีการขึ้นรูปด้วยกระบวนการโลหวิทยาโลหะผงให้กับภาคอุตสาหกรรม





## บทที่ 2 ปรีทรรศน์วรรณกรรม

ในปัจจุบัน อะลูมิเนียมเป็นหนึ่งในวัสดุวิศวกรรมที่ถูกนำมาพัฒนาเพื่อตอบสนองต่อความต้องการในการใช้งานที่หลากหลาย เนื่องจากมีคุณสมบัติพิเศษหลายประการคือ มีความแข็งแรงต่อน้ำหนักสูง มีสมบัติทางด้าน ไฟฟ้าและความร้อนที่ดี ทนต่อการกัดกร่อนได้ดีในบรรยากาศปกติ สามารถเพิ่มความแข็งแรงด้วยการเติมธาตุผสม เช่น โลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง อะลูมิเนียม-ซิลิคอนและอะลูมิเนียม-แมกนีเซียม เป็นต้น นอกจากนี้ โลหะผสมอะลูมิเนียมบางประเภทยังสามารถนำมาผ่านกระบวนการทางความร้อนเพื่อทำให้เกิดการตกตะกอนของ เฟสที่สองที่มีขนาดเล็กละเอียดและยึดเหนี่ยวกับโลหะเนื้อพื้นได้ดี ที่เรียกว่ากระบวนการบ่มแข็ง age hardening อีกทั้งยังสามารถนำผ่านกระบวนการขึ้นรูปเย็นเพื่อเพิ่มความแข็งแรงได้อีกด้วย [4] นอกจากนี้ การเพิ่มความแข็งแรงให้กับวัสดุพื้นโดยเติมเฟสเสริมแรงเพื่อให้เกิดวัสดุชนิดใหม่ที่เรียกว่าวัสดุเชิงประกอบ (composite materials) เป็นอีกวิธีหนึ่งที่ได้มีการศึกษาวิจัยกันอย่างแพร่หลายเพื่อเป็นการเพิ่มขอบเขตการใช้งานทางวิศวกรรม โดยเฟสที่เสริมแรงนี้อาจเป็นวัสดุเซรามิกที่มีรูปร่างเป็นอนุภาค เส้นใยหรือ เกล็ด เป็นต้น โดยมากจะมีความแข็งที่สูงกว่า เพื่อสร้างกลไกการเพิ่มความแข็งแรงให้กับวัสดุเชิงประกอบและสามารถนำมาใช้งานที่อุณหภูมิที่สูงขึ้น

ในส่วนของการขึ้นรูปนั้นก็มีหลากหลายวิธีการ โดยสามารถแบ่งออกเป็น 3 กลุ่มใหญ่คือ 1) การขึ้นรูปในสถานะของเหลว 2) การขึ้นรูปในสถานะของแข็ง และ 3) การขึ้นรูปในสถานะกึ่งแข็ง โดยในแต่ละวิธีการขึ้นรูปมีข้อดีและข้อจำกัดแตกต่างกันออกไป กล่าวคือ การขึ้นรูปในสถานะของเหลว เช่น การหล่อขึ้นรูปแบบ liquid infiltration นั้น มีต้นทุนต่ำกว่าการขึ้นรูปในสถานะของแข็งสามารถประยุกต์ใช้ในกระบวนการผลิตที่มีอยู่แล้วโดยประยุกต์ใช้ขึ้นส่วนโครงสร้าง pre-form แต่จะให้โครงสร้างจุลภาคที่เป็นโครงสร้างจุลภาคนานหล่อที่มีความหยابกว่าหากแต่สามารถควบคุมได้จากอัตราการเย็นตัว ส่วนการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบในสถานะของแข็ง เช่น การขึ้นรูปโลหะผงนั้นมีข้อดีคือ ใช้อุณหภูมิในการขึ้นรูปต่ำ ให้โครงสร้างจุลภาคที่สม่ำเสมอ เหมาะสำหรับการผลิตชิ้นงานขนาดเล็กจำนวนมาก แต่อาจจะมีต้นทุนที่สูงเนื่องจากโลหะผงนั้นมีราคาแพง แต่ก็สามารถควบคุมปริมาณการใช้วัสดุให้มีอัตราการสิ้นเปลืองต่ำ เพราะสามารถนำส่วนที่ฉีดขึ้นรูปแล้วกลับมาใช้ใหม่ได้อีก เป็นต้น ในส่วนของกระบวนการขึ้นรูปในสถานะกึ่งแข็ง เช่น การขึ้นรูป thixo-forming นั้น มีข้อได้เปรียบอยู่กึ่งกลางระหว่างการขึ้นรูปในสถานะของแข็งและของเหลว เช่น ใช้อุณหภูมิในการขึ้นรูปต่ำกว่าการหล่อขึ้นรูปมีต้นทุนต่ำ โดยประยุกต์ใช้กับเทคโนโลยีการขึ้นรูปแบบกึ่งแข็งในปัจจุบัน เป็นต้น [5]

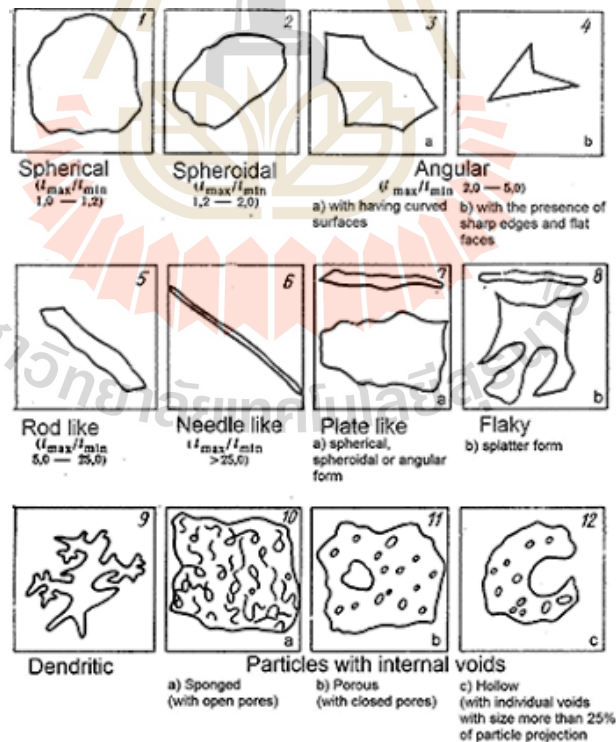
ในการศึกษาวิจัยนี้เลือกโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง เป็นโลหะพื้นเนื่องจากสามารถสร้างกลไกความแข็งแรงได้ด้วยสารละลายของแข็ง (solution strengthening) การบ่มแข็ง (age hardening) และเสริมแรงด้วยอนุภาค (particulate-reinforcement) โดยผลิตขึ้นรูปจากกระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง (powder injection moulding) และผ่านกระบวนการเผาผนึก (sintering) ในบรรยากาศที่เหมาะสม โดยจะกล่าวในทฤษฎีเบื้องต้นในหัวข้อที่เกี่ยวกับกระบวนการฉีดขึ้นรูปผงวัสดุเชิงประกอบกระบวนการเพิ่มความแข็งแรง และการทดสอบสมบัติการสึกหรอ รวมถึงงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง ดังต่อไปนี้

## 2.1 กระบวนการฉีดขึ้นรูปผง (powder injection moulding)

เทคโนโลยีการฉีดขึ้นรูปโลหะผงถูกพัฒนามาจากการฉีดขึ้นรูปเม็ดพลาสติก แต่ใช้อุณหภูมิในการฉีดขึ้นรูป ที่เพียงพอสำหรับทำให้เกิดการไหลตัวของสารยึดประเภทพอลิเมอร์ที่ถูกเติมลงไปในส่วนผสมผงโลหะ เพื่อให้เกิด การไหลตัวที่ดีเข้าสู่ช่องว่างของแม่พิมพ์ในระหว่างการฉีดขึ้นรูป เกิดเป็นชิ้นงานหลังการฉีดขึ้นรูปที่เรียกว่า green part ก่อนนำไปแยกสารยึดออกอาจด้วยวิธีทางสารละลาย (solvent debinding) หรือวิธีทางความร้อน (thermal debinding) เพื่อนำเข้าสู่กระบวนการเผาผนึก (sintering) ให้ได้ชิ้นงานโลหะภายหลังการเผาผนึกที่มีความแข็งแรง เกิดการเชื่อมประสานกันระหว่างอนุภาคผงโลหะ โดยในหัวข้อนี้จะกล่าวถึงกระบวนการฉีดขึ้นรูปผงดังต่อไปนี้

### 2.1.1 การเตรียมส่วนผสมฉีดขึ้นรูป (feedstock preparation)

วัสดุผงจะถูกนำมาเตรียมให้มีความพร้อมสำหรับการฉีดขึ้นรูปผง โดยการผสมด้วยสารยึดที่เป็นพอลิเมอร์ซึ่ง อาจประกอบด้วยโพลีเอทิลีน โพลีเอทิลีน และกรดอะซิติก เป็นต้น โดยผสมในสัดส่วนที่เหมาะสมเพื่ออาศัยเป็นแกนยึดระหว่างผงวัสดุที่ไม่มีความเหนียว และควรมีจุดหลอมตัวต่ำและความหนืดต่ำเพื่อช่วยทำให้เกิดการไหลตัวที่ดีเป็นตัวกลางพาเอาผงวัสดุเข้าสู่แม่พิมพ์เมื่อได้รับอุณหภูมิที่เหมาะสม ทำให้ชิ้นงานหลังฉีดขึ้นรูป (green sample) มีความหนาแน่นและความแข็งแรงเพียงพอที่ช่วยคงรูปร่างของชิ้นงานระหว่างการเผาผนึกและง่ายต่อการกำจัดแยกสารยึด อัตราส่วนระหว่างผงวัสดุและสารยึดที่ใช้เตรียมส่วนผสมสำหรับกระบวนการฉีดขึ้นรูปผง จะคิดเป็นเปอร์เซ็นต์ของแข็ง เรียกว่า % solid loading อยู่ในช่วง 50-60% ขึ้นอยู่กับรูปร่าง ขนาดและพื้นผิวของผงวัสดุ

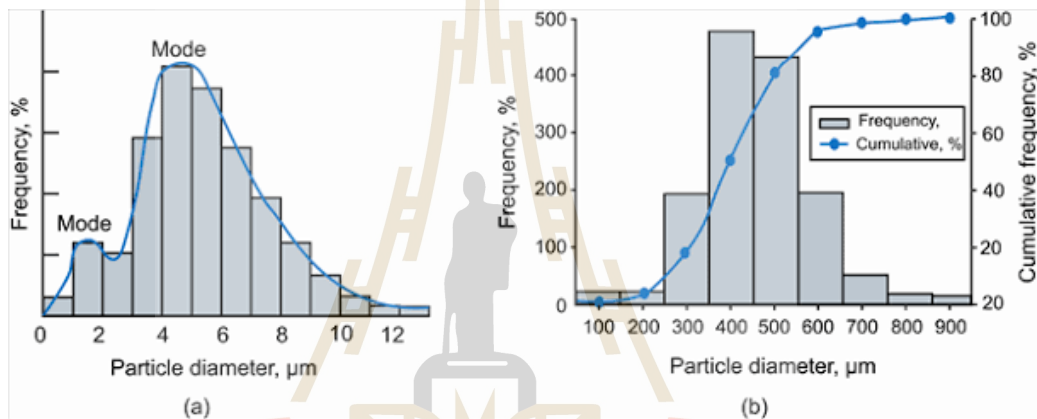


รูปที่ 2.1 รูปทรงต่าง ๆ ของผงวัสดุ [6]

รูปที่ 2.1 แสดงภาพสเก็ตรูปทรงต่าง ๆ ของอนุภาคหรือผงวัสดุ [6] ซึ่งขึ้นอยู่กับกระบวนการผลิตผง ยกตัวอย่างเช่น อะตอมไมเซชัน (atomization) ออกไซด์รีดักชัน (oxide reduction) การบด

(milling) และกระบวนการทางเคมี (chemical technique) เป็นต้น ซึ่งกระบวนการอะตอมไมเซชันจะทำให้ได้รูปทรงที่ค่อนข้างกลม (spherical/spheroidal) ส่วนการบดวัสดุที่ค่อนข้างเปราะจะทำให้ได้รูปทรงที่เป็นเหลี่ยมมุม (angular) เป็นต้น รูปทรงของผงวัสดุนี้ส่งผลกระทบต่อการจัดเรียงอนุภาค (particle packing) และการไหลเข้าสู่แม่พิมพ์

ขนาดผงวัสดุส่งผลต่อการจัดเรียงอนุภาคและการไหลเข้าสู่แม่พิมพ์เช่นเดียวกัน รูปที่ 2.2 a) แสดงการกระจายตัวของขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของผงอนุภาคในรูปแบบของกราฟ normal distribution ที่สามารถวิเคราะห์ค่า mode median และ mean ส่วนรูปที่ 2.2 b) แสดงกราฟแจกแจงการกระจายตัวของขนาดผงอนุภาคสะสม (cumulative particle size distribution) ซึ่งจะสามารถวิเคราะห์ปริมาณของผงอนุภาคที่มีการกระจายตัวของผงอนุภาคที่มีขนาดเล็กกว่าหรือเทียบเท่ากับขนาดที่วิเคราะห์ได้ โดยทั่วไปจะนิยมวิเคราะห์ที่  $D_{10}$   $D_{50}$  และ  $D_{90}$  ซึ่งหมายถึงการกระจายตัวของขนาดอนุภาคสะสมที่ 10 50 และ 90 เปอร์เซ็นต์



รูปที่ 2.2 การวิเคราะห์การกระจายตัวของขนาดผงอนุภาค (www.medicinescomplete.com)

ผงวัสดุที่ได้รับการตรวจสอบขนาดและรูปทรงแล้วจะถูกนำมาผสมกับสารยึด เพื่อเตรียมส่วนผสมสำหรับการฉีดขึ้นรูปเรียกว่า feedstock ซึ่งอาจจะทำการผสมผงวัสดุด้วยถังผสม (mixer) หรือหม้อบด (ball mill) ด้วยอัตราการหมุนและระยะเวลาในการผสมที่เหมาะสม เพื่อให้ผงวัสดุผสมและกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอหากมีการใช้วัสดุตั้งแต่ 2 ชนิดขึ้นไป จากนั้น feedstock จะถูกเตรียมขึ้นด้วยกระบวนการที่เรียกว่า compounding เพื่อผสมผงวัสดุกับสารยึดโดยอาจใช้เครื่องมือที่เรียกว่า twin screw extruder เป็นต้น โดยให้ความร้อนที่เหมาะสม รูปที่ 2.3 แสดงลักษณะของ feedstock ที่พร้อมสำหรับกระบวนการฉีดขึ้นรูปผง



รูปที่ 2.3 Feedstock-Embemould สำหรับกระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผง (www.pim-international.com)

### 2.1.2 การฉีดขึ้นรูปผงวัสดุ (Powder injection moulding)

ส่วนผสมฉีดขึ้นรูปหรือ feedstock ที่เตรียมไว้จะถูกนำมาฉีดขึ้นรูปผงด้วยเครื่องมือฉีดขึ้นรูปผง โดยใช้ตัวแปรในการฉีดขึ้นรูปผงที่เหมาะสม เช่น อุณหภูมิการฉีดขึ้นรูป ความดันการฉีดขึ้นรูป และอุณหภูมิของแม่พิมพ์ เป็นต้น ตัวอย่างเครื่องมือฉีดขึ้นรูปโลหะผงแสดงดังรูปที่ 2.4 โดยที่ส่วนผสมฉีดขึ้นรูปจะถูกเติมเข้าเครื่องมือและอัดผ่าน screw ที่ให้ความร้อนโดยขดลวด ณ อุณหภูมิที่เหมาะสมเพื่อให้เกิดการผสมและไหลตัวได้ดี จากนั้นจะถูกฉีดผ่านหัวฉีด (nozzle) เข้าเติมเต็มในช่องว่างแม่พิมพ์ให้ได้เป็นชิ้นงานที่เรียกว่า green part



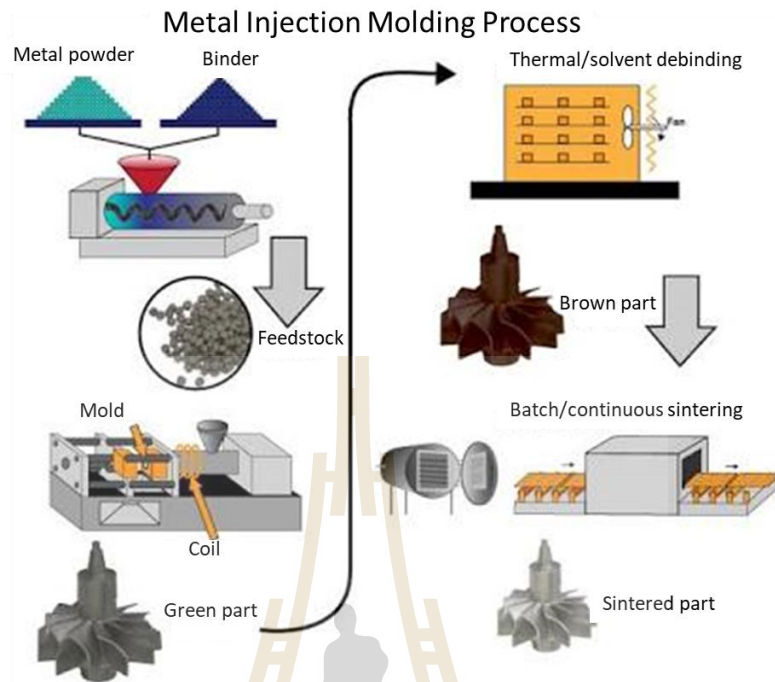
รูปที่ 2.4 เครื่องมือฉีดขึ้นรูปโลหะผง (BOYSX injection moulding machine)

### 2.1.3 การกำจัดสารยึด (Debinding)

ภายหลังจากการฉีดขึ้นรูปชิ้นงานจะนำมากำจัดสารยึดออกโดยอาจใช้สารละลาย (solvent debinding) หรือความร้อน (thermal debinding) โดยการกำจัดสารยึดด้วยสารละลายนั้นจะทำการจุ่มชิ้นงานลงในตัวทำละลายเพื่อเปิดรูพรุนบริเวณผิวของชิ้นงาน สารยึดจะถูกละลายออกบางส่วนโดยส่วนที่เหลือจะยังคงทำหน้าที่ยึดโครงร่างของชิ้นงานเอาไว้เพื่อยังคงความแข็งแรง จากนั้นจะแยกสารยึดในอีกขั้นตอนโดยใช้ความร้อนซึ่งอาศัยการถ่ายเทมวลสารแบบ capillary flow โดยในช่วงแรกเมื่อสารยึดเริ่มกลายเป็นไอจากบริเวณผิวด้านบนสุดก่อน capillary force จะทำให้สารยึดที่อยู่บริเวณถัดไปถูกดึงขึ้นมาแทนที่ ในช่วงนี้อัตราการกำจัดสารเชื่อมประสานจะค่อนข้างคงที่และมีอัตราการกำจัดสูง เมื่อสารยึดถูกกำจัดออกไปจากบริเวณผิวแล้วจึงทำให้หยุดการเกิด capillary flow ดังนั้นสารยึดจะกลายเป็นไอเพียงอย่างเดียว ซึ่งส่งผลทำให้อัตราการกำจัดสารยึดช้าลงจนกระทั่งสารยึดระเหยออกไปจนหมด ชิ้นงานที่ได้จากขั้นตอนนี้เรียกว่า brown part

รูปที่ 2.5 แสดงขั้นตอนต่าง ๆ ในกระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผง ตั้งแต่กระบวนการผสมผงโลหะ การเตรียมส่วนผสมฉีดขึ้นรูป การฉีดขึ้นรูปโลหะผง การกำจัดสารยึดและการเผาผนึก โดยหาก

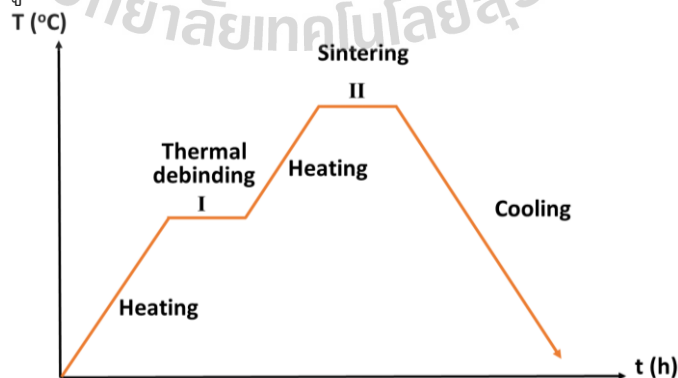
ต้องการผลิตชิ้นรูปขึ้นงานที่เป็นวัสดุเชิงประกอบ สามารถเติมวัสดุเสริมแรงในขั้นตอนการผสมผงก่อนทำการเตรียมส่วนผสมขึ้นรูป



รูปที่ 2.5 กระบวนการฉีดขึ้นรูปผง (<https://www.mpif.org>)

## 2.2 การเผาผนึก (Sintering)

การเผาผนึกเป็นขั้นตอนที่มีความสำคัญมาก ซึ่งเป็นขั้นตอนที่ทำให้ชิ้นงานมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น โดยการให้ความร้อนกับชิ้นงาน เพื่อทำให้ช่องว่างระหว่างอนุภาคของผงวัสดุรวมไปถึงช่องว่างที่สารยึดได้ถูกกำจัดออกไปให้เกิดการเชื่อมประสานติดกัน ชิ้นงานภายหลังจากการเผาผนึก (sintered part) จะมีความแน่นตัวมากขึ้นจากการหดตัวของชิ้นงานและการที่รูพรุนลดลง คุณภาพของชิ้นงานภาพหลังการเผาผนึกจะขึ้นอยู่กับหลายปัจจัย ยกตัวอย่างเช่น ความหนาแน่นเริ่มต้น ชนิด รูปทรงและขนาดของผงวัสดุ บรรยากาศ อุณหภูมิ ระยะเวลาและอัตราการให้ความร้อนในการเผาผนึก เป็นต้น



รูปที่ 2.6 sintering schedule

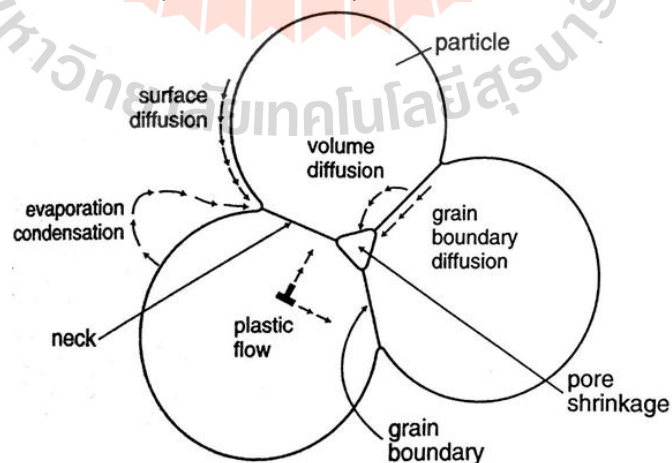


ระยะเวลาหรืออัตราในการให้ความร้อนช่วงเริ่มต้นจะต้องไม่เร็วเกินไปที่จะก่อให้เกิดการสะสมของสารมลทิน (contamination trap) ณ บริเวณที่ผิวของชิ้นงาน รวมถึงต้องใช้ระยะเวลาและอุณหภูมิที่เหมาะสมเพื่อกำจัดสารยึดที่ค้างอยู่ก่อนเข้าสู่การเผาผนึก ช่วงระยะเวลาในการเผาผนึกก็มีความสำคัญโดยที่หากใช้เวลาในการเผาผนึกนานเกินไปจะก่อให้เกิดการบิดเบี้ยว การยุบเสียรูปของชิ้นงานและอาจจะส่งผลให้เกิดเกรนโต เป็นผลทำให้สมบัติเชิงกลลดลง รูปที่ 2.6 แสดงตัวอย่างของตารางเวลาการเผาผนึก (sintering schedule) ส่วนอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาผนึกเป็นปัจจัยที่กำหนดกลไกในการเผาผนึก ซึ่งจะกล่าวถึงดังต่อไปนี้

### 2.2.1 กลไกในการเผาผนึก (Sintering mechanisms)

การแพร่เป็นปัจจัยหลักในกระบวนการเผาผนึก โดยอะตอมจะเกิดการแพร่เนื่องจากความเข้มข้นของอะตอมในแต่ละบริเวณไม่เท่ากัน (gradient of chemical composition) โดยอะตอมจะเคลื่อนที่จากบริเวณที่มี chemical potential สูงไปยังอีกบริเวณหนึ่งที่มี chemical potential ต่ำกว่า กลไกในการเผาผนึกโดยทั่วไป มี 6 กลไกด้วยกัน คือ

- 1) *Surface diffusion* เป็นกลไกการแพร่ที่เกิดจากอะตอมเคลื่อนที่ไปตามบริเวณผิวของอนุภาคผก ดังแสดงในรูปที่ 2.7
- 2) *Vapor transport* เป็นกระบวนการที่เกิดการกลายเป็นไอ (evaporation) ของอะตอมบริเวณหนึ่งแล้วเกิดการควบแน่น (condense) ของอะตอมดังกล่าวในอีกบริเวณพื้นผิวหนึ่ง
- 3) *Lattice diffusion from surface* เกิดจากอะตอมบริเวณพื้นผิว (surface) เคลื่อนที่เข้าสู่บริเวณใจกลางโครงร่าง (lattice)
- 4) *Lattice diffusion from grain boundary* เกิดจากอะตอมบริเวณขอบเกรน (grain boundary atom) เคลื่อนที่เข้าสู่บริเวณใจกลางโครงร่าง (lattice)
- 5) *Grain boundary diffusion* เกิดจากอะตอมเคลื่อนที่ไปตามบริเวณขอบเกรน
- 6) *Plastic deformation* เกิดจากการที่ดิสโลเคชัน (dislocation) เคลื่อนที่ แล้วส่งผลให้เกิดการไหลตัวของสสาร (flow of matter)



รูปที่ 2.7 กลไกของการถ่ายเทมวลสารทั้งหมดที่เกิดขึ้นในขณะกระบวนการเผาผนึก [7]

กลไกที่ 1) - 3) เป็นเพียงการเคลื่อนที่ของอะตอมบริเวณพื้นผิวจากบริเวณหนึ่งไปสู่อีกบริเวณหนึ่ง ส่งเสริมให้เกิดการจัดเรียงตัวของอะตอมใหม่ แต่ไม่ได้สนับสนุนให้เกิดการแน่นตัว (densification)

หรือทำให้เกิดการหดตัวของรูพรุน (pore shrink) ส่วนกลไกที่ 4) – 6) นั้น ส่งเสริมให้เกิดการแน่นตัว เนื่องจากอะตอมเคลื่อนที่จากบริเวณด้านในใจกลางไปยังผิวของรูพรุน ส่งผลทำให้บริเวณรูพรุนลดลง และสนับสนุนให้ความหนาแน่นของชิ้นงานเพิ่มขึ้นภายหลังจากการเผาผนึก

### 2.2.2 การเผาผนึกเฟสของแข็ง/ของเหลว (Solid/liquid phase sintering)

การเผาผนึก เป็นกระบวนการที่เกิดการไหลตัวของเนื้อวัสดุ/โลหะ ไปสู่ช่องว่างหรือรูพรุน (void/pore) โดยสามารถแบ่งออกเป็น solid state และ liquid phase sintering

โดยหากผงโลหะหรือวัสดุที่ยากต่อการเผาผนึก เช่น ในระบบของ Cu-Co, W-Co, W-Ni-Fe, WC-Co หรือ TiC-Ni เป็นต้น นั้นมักนิยมผลิตด้วยกรรมวิธีโลหะผง โดยทำให้มีเฟสของเหลวเกิดขึ้นระหว่างเผาผนึกเพื่อทำให้เกิดการเชื่อมยึดของผงวัสดุพื้นเข้าด้วยกันและจัดเรียงผงอนุภาคใหม่ให้เกิดความแน่นตัว ซึ่งระดับของอุณหภูมิที่ให้กับชิ้นงานนั้นจะทำให้มีเพียงบางเฟสเท่านั้นที่กลายเป็นของเหลวระหว่างการเผาผนึก จะเกิดจากการหลอมตัวเพียงบางส่วนของเฟสหรือส่วนผสมที่มีจุดหลอมตัวต่ำ ยกตัวอย่างเช่น การเติม prealloyed powder ในส่วนผสมจะสามารถทำให้เกิดการหลอมตัวได้เมื่อให้อุณหภูมิกับชิ้นงานในการเผาผนึกเหนือ solidus line เป็นต้น

การเผาผนึกเฟสของเหลว ประกอบด้วย 3 ขั้นตอนด้วยกัน คือ

- 1) *Rearrangement* ซึ่งเป็นกระบวนการที่เฟสของเหลวทำให้เกิด capillary action สามารถดึงเอาเฟสของเหลวไปยังบริเวณที่เป็นรูพรุน และยังทำให้ผงวัสดุเกิดการจัดเรียงตัวใหม่ทำให้เกิดการเรียงตัวที่แน่นขึ้น (favourable packing arrangement)
- 2) *Solution-precipitation* เกิดขึ้นบริเวณที่ผงอนุภาคอยู่ใกล้ชิดกัน ซึ่งจะมีแรงดันแคพิลลารี (capillary pressure) สูง โดยที่อะตอมจะเคลื่อนที่เข้าไปยังสารละลาย (solution) และตกตะกอนออกมา ณ บริเวณที่มี chemical potential ที่ต่ำกว่า (หรือ ณ บริเวณที่อะตอมอยู่ชิดกันน้อยกว่า) เรียกว่าการเกิด 'contact flattening'
- 3) *Final densification* เป็นกระบวนการสุดท้ายที่ทำให้ชิ้นงานมีความแน่นขึ้น โดยของเหลวในระบบจะเคลื่อนที่จากบริเวณที่มีการจัดเรียงของผงอนุภาคที่อัดแน่นไปยังบริเวณที่มีช่องว่างหรือรูพรุน โดยหากเฟสหลักนั้นสามารถละลายได้ในเฟสของเหลวได้บ้าง จะส่งผลทำให้ประสิทธิภาพของการจัดเรียงผงอนุภาคใหม่จะดีขึ้น

ดังนั้นการมีเฟสของเหลวเกิดขึ้นนั้นส่งเสริมให้เกิดประสิทธิภาพในกระบวนการเผาผนึก ซึ่งมีแรงขับ (driving force) หลักมาจาก i) การลดพลังงานพื้นผิว - reduction of surface energy ii) ความสามารถในการละลาย - solubility และ iii) การแพร่ - diffusivity

### 2.3 วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม (Aluminium composite)

วัสดุเชิงประกอบจะประกอบไปด้วย วัสดุเนื้อพื้น (matrix) ที่เป็นเฟสหลักทำหน้าที่ห่อหุ้มหรือยึดจับวัสดุเสริมแรงให้กระจายตัวอยู่ได้ และวัสดุเสริมแรง (reinforcing material) ที่กระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้น ซึ่งจะมีค่าความแข็ง ความแข็งแรง และความแข็งแรงมากกว่าวัสดุที่เป็นเนื้อพื้น โดยการพัฒนาวัสดุเชิงประกอบมีวัตถุประสงค์เพื่อให้ได้สมบัติเฉพาะเหมาะแก่การนำไปใช้งาน เช่น ด้านทานต่อการกัดกร่อนได้ดี มีความแกร่งและความแข็งแรงสูง ซึ่งชนิด รูปทรง ขนาด ปริมาณและการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรงส่งผลโดยตรงต่อสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบ นอกจากนี้กระบวนการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบเป็นอีกปัจจัยหลักที่ส่งผลต่อการกระจายตัวของเฟสเสริมแรง และควบคุมปฏิกิริยาที่พื้นผิว



รอยต่อระหว่างเฟสเนื้อพื้นกับเฟสเสริมแรงซึ่งเป็นส่วนสำคัญในการกำหนดสมบัติเชิงกล โดยกระบวนการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบสามารถแบ่งออกเป็น 3 กลุ่มใหญ่ ๆ คือ 1) กระบวนการขึ้นรูปในสถานะของเหลว เช่น กระบวนการหล่อขึ้นรูป 2) กระบวนการขึ้นรูปในสถานะของแข็ง เช่น กระบวนการโลหะผง และ 3) กระบวนการขึ้นรูปในสถานะกึ่งแข็ง เช่น thixoforming เป็นต้น ในแต่ละวิธีการขึ้นรูปมีข้อดีและข้อจำกัดแตกต่างกันออกไป อนึ่ง กระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผงที่ถูกเลือกใช้ในงานวิจัยนี้เป็นหนึ่งในกระบวนการขึ้นรูปโลหะผง (powder metallurgy) ที่สามารถขึ้นรูปชิ้นงานที่มีขนาดเล็ก ผลิตเป็นจำนวนมากและใช้อุณหภูมิในการขึ้นรูปที่ไม่สูงมาก โดยรายละเอียดของกระบวนการได้ถูกรายงานไว้แล้วในหัวข้อ 2.1

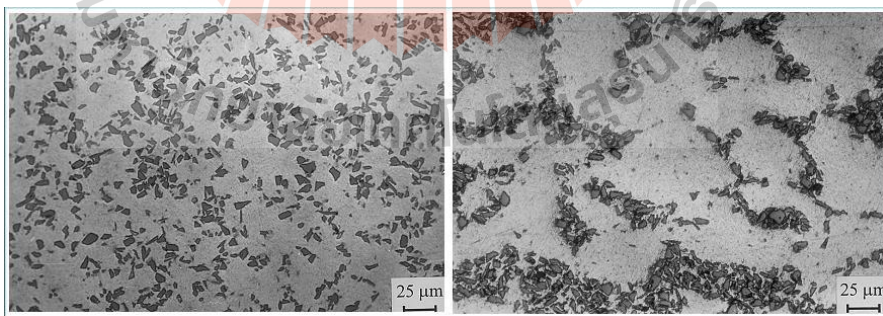
### 2.3.1 สมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม (Mechanical properties of aluminium composite)

วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมได้รับความนิยมนำมาใช้งานทางวิศวกรรมเพิ่มมากขึ้น เช่น การผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ อากาศยาน อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ และการใช้งานทางการแพทย์ เป็นต้น เนื่องจากวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมมีสมบัติที่ดีหลายประการ คือ โลหะเนื้อพื้นที่เป็นอะลูมิเนียม นั้นมีความแข็งแรงต่อน้ำหนักสูง นำไฟฟ้าได้ดี ทนต่อการกัดกร่อนได้ดีในบรรยากาศปกติ และยังสามารถเพิ่มความแข็งแรงด้วยการเติมธาตุผสม เช่น เกรดที่มีส่วนผสม Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg-Cu หรือ Al-Mg-Si เป็นต้น และสามารถนำมาผ่านกระบวนการทางความร้อนทำให้เกิดการตกตะกอนของเฟสที่สอง (precipitation hardening) หรือผ่านกระบวนการขึ้นรูปเย็นเพื่อเพิ่มความแข็งแรง [8] เป็นต้น ตารางที่ 2.1 แสดงสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมชนิดต่าง ๆ ที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยวิธีการต่าง ๆ [9] ซึ่งจะสังเกตเห็นได้ว่าค่ามอดูลัสเพิ่มขึ้นตามปริมาณและชนิดของวัสดุเสริมแรง ส่วนค่าความแข็งแรงก็มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเช่นเดียวกัน

ตารางที่ 2.1 สมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมชนิดต่าง ๆ ที่ขึ้นรูปด้วยวิธีต่าง ๆ [9]

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	-

โลหะผสมอะลูมิเนียมที่นิยมใช้เป็นวัสดุพื้นสำหรับการผลิตวัสดุเชิงประกอบด้วยกระบวนการผลิตขึ้นรูปโลหะผง เป็นเกรดที่สามารถผ่านกระบวนการทางความร้อนด้วยการตกตะกอนของเฟสที่สอง เช่น เกรดที่มีส่วนผสม Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg-Cu หรือ Al-Mg-Si ดังที่ได้กล่าวมาแล้ว เป็นต้น สำหรับวัสดุเสริมแรงที่นิยม คือ อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (SiC particulate) มีการใช้งานมากที่สุด จะส่งเสริมให้ความแข็งแรงดึงและโมดูลัสเพิ่มขึ้น ทั้งนี้งานวิจัยจำนวนหนึ่งได้สนับสนุนว่า [10-14] การเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ยังช่วยส่งเสริมให้สมบัติความต้านทานการสึกหรอ (wear resistance) ดีขึ้นอีกด้วย อย่างไรก็ตาม ปัญหาประการหนึ่งในการผลิตวัสดุเชิงประกอบชนิดนี้ คือ การทำปฏิกิริยาระหว่างเนื้อพื้นโลหะและวัสดุเสริมแรงบริเวณรอยต่อระหว่างพื้นผิว ซึ่งส่งผลทำให้สมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบลดลง รวมถึงได้ส่งผลกระทบต่อความสามารถในการเพิ่มความแข็งแรงจากกระบวนการ precipitation hardening ของโลหะพื้นอีกด้วย [15]



รูปที่ 2.8 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยใช้ผงอะลูมิเนียมขนาด 25 ไมครอน (ซ้าย) และ 100 ไมครอน (ขวา) ภายหลังจาก hot press ที่ 600 °C [15]

สมบัติเชิงกลของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยกระบวนการโลหะผงนั้นขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายประการ [16-18] เช่น ขนาดและรูปร่างของผงอะลูมิเนียมพื้นและวัสดุเสริมแรง ปริมาณการเติมและการกระจายตัวของวัสดุเสริมแรง บรรยากาศในการขึ้นรูป ความอัดแน่น

ของชิ้นงานก่อนการเผาผนึก รวมถึงความดันและอุณหภูมิที่ใช้ในกระบวนการเผาผนึก รูปที่ 2.8 แสดงเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมผลิตโดยกระบวนการอัดขึ้นรูป โดยใช้โลหะผสม Al- 5wt.% Cu เป็นเนื้อพื้นที่มีขนาดผง 25 และ 100  $\mu\text{m}$  เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาด 10  $\mu\text{m}$  พบว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่อัดขึ้นรูปร้อนที่ 600  $^{\circ}\text{C}$  เมื่อใช้ผงอะลูมิเนียมขนาด 25  $\mu\text{m}$  จะมีการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ดีกว่า และมีค่าความแข็งแรง ความแข็งแรงดึงและการยึดตัวของชิ้นงานที่ดีที่สุด นอกจากนี้ พบว่าอุณหภูมิการอัดขึ้นรูปร้อนที่ 600  $^{\circ}\text{C}$  ซึ่งสูงกว่าอุณหภูมิยูเทคติก (548  $^{\circ}\text{C}$ ) ของโลหะผสม Al-Cu ทำให้เกิดเฟสของเหลวและส่งผลทำให้ปริมาณรูพรุนระหว่างผงอะลูมิเนียมลดลงอย่างมากและทำให้สมบัติเชิงกลดีขึ้น

### 2.3.2 ปฏิกริยาระหว่างพื้นผิว (Interfacial reaction)

ปฏิกริยาระหว่างพื้นผิวที่เกิดขึ้นระหว่างวัสดุเสริมแรงและโลหะพื้นเป็นปัจจัยสำคัญที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลของชิ้นงาน [19] หากทำการขึ้นรูปในสภาวะหลอมเหลว เช่น กระบวนการหล่อหรือทำให้เกิดเฟสที่เป็นของเหลว จะมีข้อจำกัดในเรื่องความสามารถในการเปียก (wettability) ระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กับอะลูมิเนียมหลอมเหลว และปัญหาที่สำคัญอีกประการหนึ่งคือ การเกิดปฏิกริยาระหว่างอะลูมิเนียมหลอมเหลวกับซิลิคอนคาร์ไบด์ในระหว่างการขึ้นรูปในสภาวะของเหลว เช่น กระบวนการหล่อ ส่งผลทำให้เกิดสารประกอบอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ ( $\text{Al}_4\text{C}_3$ ) ดังแสดงในสมการที่ 2.1 ซึ่งเป็นสารประกอบที่มีความเปราะสูงและไม่เสถียร อีกทั้งมีความไวต่อการเกิดปฏิกริยากับสิ่งแวดล้อมทำให้เกิดการผุกร่อนได้ง่าย [20] อย่างไรก็ตาม สารประกอบ  $\text{Al}_4\text{C}_3$  ดังกล่าวสามารถป้องกันได้โดยการทำให้เกิดสารประกอบซิลิคอนไดออกไซด์ ( $\text{SiO}_2$ ) ที่ผิวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ [21] ดังสมการที่ 2.2



นอกจากนี้ มีการศึกษาวิจัย [19] พบว่าการเติมธาตุผสม Si Cu Mg และ Ti จะทำให้เกิดการยึดเหนี่ยว (bonding) ที่ดีระหว่างผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และทำให้โลหะพื้นมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น การศึกษาวัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยผงซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เคลือบด้วย Cu ของ H. Wang et.al [19] พบว่า การเคลือบผิวอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยทองแดงทำให้เกิด  $\text{Cu}_2\text{O}$  ที่ผิว ซึ่งเอื้ออำนวยให้เกิดการเปียกของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และทองแดงโดยเกิดเป็นเฟสยูเทคติกของ  $\text{SiO}_2\text{-Cu}_2\text{O}$  ที่อุณหภูมิการเผาผนึก 650  $^{\circ}\text{C}$  แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิการเผาผนึกเป็น 800  $^{\circ}\text{C}$  ทำให้ความสามารถในการเปียกของผงซิลิคอนคาร์ไบด์กับอะลูมิเนียมลดลง และอะลูมิเนียมหลอมเหลวจะทำปฏิกริยากับทองแดงเกิดเป็นสารประกอบ  $\text{Al}_2\text{Cu}$  บริเวณรอยต่อระหว่างเฟสทั้งสอง เป็นผลทำให้สมบัติความแข็งแรงเพิ่มขึ้น

นอกจากนี้ ชั้นฟิล์มออกไซด์  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ที่ผิวของผงอะลูมิเนียมซึ่งเกิดขึ้นระหว่างกระบวนการ gas atomization ส่งผลอย่างมีนัยสำคัญต่อความสามารถในการเผาผนึก โดยปกติแล้วในการผลิตผงอะลูมิเนียมเกรดทางการค้าจะก่อให้เกิดฟิล์มของออกไซด์เพื่อป้องกันการติดไฟหรือการระเบิด เนื่องจากการเสียดสีระหว่างผิวของผงอะลูมิเนียมระหว่างการขนส่งหรือในกระบวนการขึ้นรูป แต่ฟิล์มออกไซด์ดังกล่าวกลับมีผลทำให้เผาผนึกได้ช้าลงหรือทำให้ประสิทธิภาพการเผาผนึกลดลง อย่างไรก็ตาม ฟิล์มออกไซด์เหล่านี้จะถูกลบออกหรือทำให้แตกออกระหว่างกระบวนการขึ้นรูป เช่น การกดอัด (pressing)

หรืออัดขึ้นรูป (extrusion) เป็นต้น ซึ่งจะทำให้เกิดการแพร่ของอะตอมระหว่างผงโลหะได้ดีขึ้น และยังพบว่า การเผาผนึกในสถานะของเหลว นั้นช่วยส่งเสริมทำให้ประสิทธิภาพการเผาผนึกให้ดีขึ้นอีกด้วย

F. Tang และคณะ [22] I.E. Anderson และคณะ [23] และ J.C. Foley และคณะ [24] ได้ศึกษาวิจัยเกี่ยวกับการเผาผนึกในสถานะของแข็ง (Solid state sintering) ของผงอะลูมิเนียมและวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม ปริมาณของออกไซด์ที่ผิวของผงอะลูมิเนียมขึ้นอยู่กับชนิดของบรรยากาศที่ใช้ในการผลิตผงอะลูมิเนียม โดยหากทำการผลิตในบรรยากาศเฉื่อยปกติ (Commercial inert gas atomization: CIGA) ได้ความบริสุทธิ์อยู่ที่ 99.7% และเมื่อทำการผลิตด้วยเทคนิค Gas atomization reaction synthesis: GARS พบว่าจะได้ความบริสุทธิ์อยู่ที่ 99.99% เมื่อทำการขึ้นรูปและเผาผนึกในสุญญากาศ (vacuum sintering) แล้ว ผลการทดลองแสดงให้เห็นว่า เมื่อใช้ผงที่ผลิตด้วยวิธี GARS สามารถทำการเผาผนึกได้ที่ 500 °C โดยที่หากใช้ผงที่ผลิตด้วยวิธี CIGA นั้นไม่สามารถเผาผนึกได้ แต่หากเพิ่มอุณหภูมิการเผาผนึกขึ้นไปที่ 550 °C จะสามารถทำการเผาผนึกได้ดีขึ้น ในการวิจัยได้อธิบายถึงผลกระทบของความหนาของชั้นฟิล์มออกไซด์เปรียบเทียบระหว่างผงที่ผลิตโดยวิธี GARS และ CIGA พบว่า ผงที่ผลิตโดย GARS มีความหนาของชั้นฟิล์มบาง (thin oxide surface) ส่วนผงที่ผลิตด้วยวิธี CIGA มีชั้นฟิล์มออกไซด์ที่หนา (thick oxide surface) และเป็นผลทำให้ในระหว่างการเผาผนึกนั้นผงที่ผลิตโดยวิธี GARS จะเกิดการดูดซับทางเคมี (chemisorption) ของไฮโดรเจนลงบนผิวของออกไซด์ได้น้อยมาก อีกทั้งยังทำให้เกิดคอคอระหว่างรอยต่อของผงโลหะ (sintering neck) ได้ดีกว่าอีกด้วย

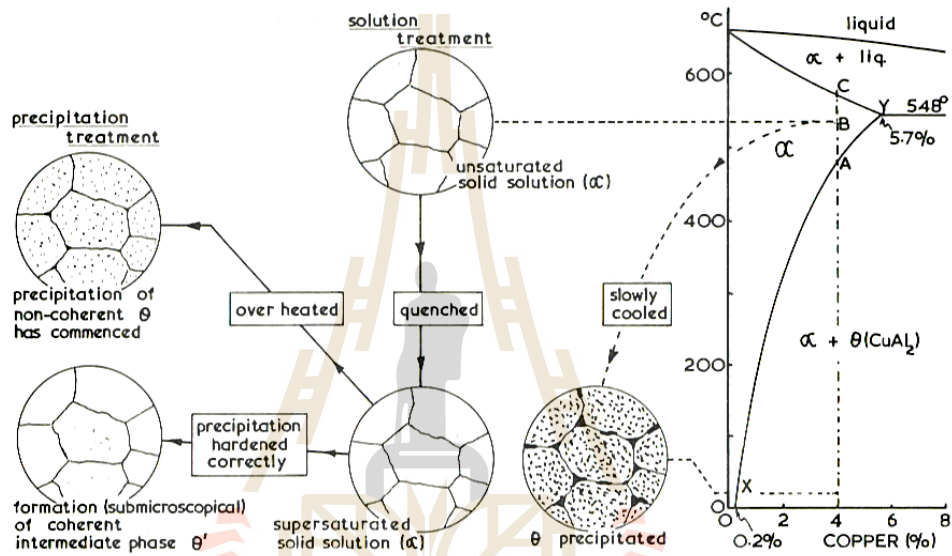
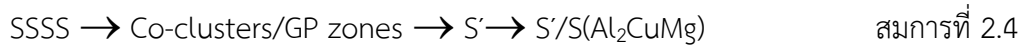
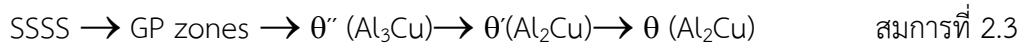
### 2.3.3 การบ่มแข็ง (Age hardening)

การเพิ่มความแข็งแรงสำหรับโลหะผสมอะลูมิเนียมกระทำได้โดยผ่านกระบวนการบ่มแข็ง (age hardening) ซึ่งให้กลไกการเพิ่มความแข็งแรง (strengthening mechanism) ผ่านการตกตะกอนของเฟสที่สองที่มีขนาดเล็กละเอียดเพื่อช่วยเพิ่มความสามารถในการต้านทานการเสียรูปแบบพลาสติก โดยกระบวนการประกอบไปด้วย 1) การอบละลาย - solution treatment 2) การชุบแข็ง - quenching และ 3) การบ่มแข็ง - aging ซึ่งยังแบ่งออกเป็น การบ่มแข็งธรรมชาติ (natural aging) ที่อุณหภูมิห้อง และการบ่มแข็งเทียม (artificial aging) ที่อุณหภูมิประมาณ 130-190°C หรือสูงกว่า แล้วแต่ชนิดของโลหะผสม

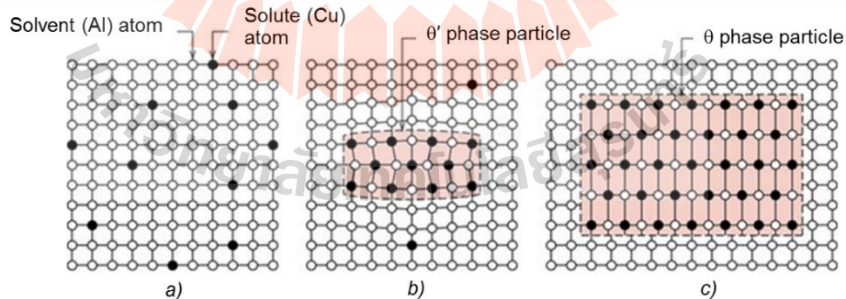
โลหะผสมอะลูมิเนียมที่สามารถนำมาผ่านการบ่มแข็งได้นั้นต้องมีความสามารถในการละลายของธาตุผสมลดลงเมื่ออุณหภูมิลดลง ดังแสดงตัวอย่างในบางส่วนของแผนภูมิสมดุลเฟส Al-Cu ในรูปที่ 2.7 โดยทองแดงจะสามารถละลายอยู่ในอะลูมิเนียมเป็นเฟสเดียวได้สูงสุด 5.7 % โดยน้ำหนัก ที่อุณหภูมิ 548°C ซึ่งเป็นอุณหภูมิยูเทคติก เมื่อพิจารณาปริมาณธาตุผสมทองแดงที่ 4 % โดยน้ำหนัก ชิ้นงานจะถูกนำมาให้ความร้อนละลายใน solvus หรือให้ละลายความสามารถในการละลาย ณ จุด A ขึ้นไป โดยทั่วไปแล้วจะให้ความร้อนกับชิ้นงาน ณ อุณหภูมิใกล้เคียงกับอุณหภูมิยูเทคติก ซึ่งในกรณีนี้คือ 548°C และแช่ทิ้งไว้เพื่อให้เกิดการละลายกลับของเฟสและองค์ประกอบต่าง ๆ ให้กลายเป็นเฟสเดียว ( $\alpha$ ) เรียกว่าการอบละลาย จากนั้นชิ้นงานจะผ่านการชุบแข็งโดยให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วในตัวกลาง เช่น เย็นตัวในน้ำ เป็นต้น โดยจะเกิดเป็นสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด (Super Saturated Solid Solution: SSSS) ซึ่งเกิดจากการบั้งคั้งให้อะตอมของทองแดงยังคงละลายอยู่ในโครงสร้างพื้นอะลูมิเนียมในสถานะกึ่งสมดุล ดังแสดงใน รูปที่ 2.8 และเมื่อนำชิ้นงานมาผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิและระยะเวลาที่เหมาะสม จะทำให้เกิดการตกตะกอนของสารประกอบอะลูมิเนียม-ทองแดง คือ  $Al_2Cu$



ที่มีขนาดเล็กละเอียดและกระจายอยู่ทั่วไป มีการยึดเหนี่ยวกันดีกับเนื้อพื้นโลหะเดิม ผลิตให้เกิดปรากฏการเพิ่มความแข็งแรงให้กับโลหะผสมอะลูมิเนียม เฟสที่ตกตะกอนใหม่นี้มีขนาดเล็กละเอียดมากไม่สามารถตรวจสอบได้โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง แต่สามารถตรวจสอบได้โดยใช้เทคนิค TEM ซึ่งหากพิจารณาโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง และโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง-แมกนีเซียม จะเกิดการบ่มแข็ง 2 ลำดับด้วยกัน ขึ้นอยู่กับอัตราส่วนของทองแดงต่อแมกนีเซียม (Cu/Mg ratio) ดังสมการที่ 2.3 และ 2.4 ตามลำดับ [25, 26]



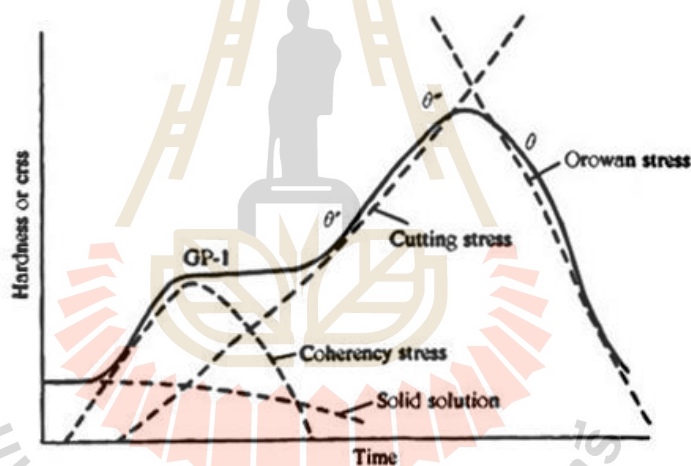
รูปที่ 2.9 กระบวนการบ่มแข็งในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง ที่มีทองแดง 4 wt.% [27]



รูปที่ 2.10 แผนภาพการตกตะกอนของเฟส  $\theta'$  และ  $\theta$  จากสารละลายของแข็งอิมิตัวยิ่งยวด (slideplayer.com)

ในขั้นตอนการตกตะกอนของเฟสที่เสริมความแข็งแรงดังกล่าวนี้ สามารถแสดงรายละเอียดได้จาก รูปที่ 2.9 2.10 และ 2.11 ดังนี้ คือ เมื่อระยะเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้น อะตอมของทองแดงที่ถูกบังคับให้ละลายอยู่ในโลหะพื้นทองแดงภายหลังการชุบแข็งจะแพร่เข้าหากันเกิดเป็นบริเวณที่เรียกว่า Guinier-Preston หรือ GP zone ขึ้นมา และทำให้เกิดการบิดเบี้ยวของโครงร่างผลึก (lattice distortion) ส่งผลให้เกิดสนามความเค้น (stress field) รอบ ๆ บริเวณดังกล่าว ซึ่งจะทำให้โลหะพื้นมี

ความแข็งเพิ่มมากขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.10 b) และ 2.11 ที่แสดงการเพิ่มขึ้นของเส้นกราฟความแข็งในช่วงแรก ต่อมาเมื่อระยะเวลาในการบ่มแข็งนานขึ้นจะเกิดอนุภาคที่ใหญ่ขึ้นและมีองค์ประกอบทางเคมีที่แน่นอนเรียกว่าเฟส  $\theta''$  และ  $\theta'$  ดังแสดงในรูปที่ 2.10 b) ซึ่งเป็น intermediate phase และยังคงมีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสดังกล่าวกับโลหะพื้นทำให้ยังคงมีกลไกเสริมสร้างความแข็งแรง หากพิจารณาในรูปที่ 2.11 จะพบว่าค่าของความแข็งจะเพิ่มขึ้นอีกตามระยะเวลาในการบ่มแข็งจนถึงช่วงระยะเวลาหนึ่งซึ่งให้ค่าความแข็งสูงสุด (peak hardness) ซึ่งเป็นช่วงที่เกิดการตกตะกอนของเฟส  $\theta''$  และ  $\theta'$  โดยเฟสที่ตกตะกอนดังกล่าวนี้จะมีการยึดเหนี่ยวกับเนื้อพื้นได้ดีและทำหน้าที่ต้านทานการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันเมื่อได้รับแรงกระทำ เมื่อเฟส  $\theta''$  และ  $\theta'$  ถูกตัดผ่านโดยดิสโลเคชัน จะทำให้เกิดสลิปที่เป็นระนาบ (planar slip) ส่งผลให้ค่าความแข็งเพิ่มถึงจุดสูงสุด แต่หากระยะเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องจนทำให้เฟสที่ตกตะกอนมีขนาดโตขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.10 c) ซึ่งเป็นเฟสที่มีความเสถียร สภาวะสมดุล คือ  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ) การยึดเหนี่ยวระหว่าง  $\theta$  กับเนื้อพื้นจะสูญเสียไป (loss of coherency) ส่งผลให้ค่าความแข็งลดลง เนื่องจากดิสโลเคชันจะเกิดการเคลื่อนที่อ้อมเฟสที่ตกตะกอน (by pass) เรียกว่าเกิด Orowan mechanism [28] ทำให้เกิดดิสโลเคชันที่เป็นวงล้อมรอบ (loop dislocation) ดังนั้น เฟสที่ตกตะกอนในระยะนี้แม้ว่าจะช่วยเพิ่มจำนวนของดิสโลเคชันแต่จะไม่เพิ่มค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก แต่จะส่งเสริมให้เกิด work hardening แทน



รูปที่ 2.11 กลไกการเพิ่มความแข็งแรงโดยการบ่มแข็งในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง (<http://www.keytometals.com>)

จากข้อมูลข้างต้นจะเห็นได้ว่าในผลิตภัณฑ์งานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม นั้น ควรพิจารณากระบวนการขึ้นรูปที่เหมาะสมที่ทำให้มีการกระจายตัวของอนุภาคเสริมแรงที่อย่างสม่ำเสมอ เพื่อทำให้เกิด การยึดเหนี่ยวที่แข็งแรงระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และเนื้อพื้นอะลูมิเนียมได้ดี รวมถึงการปรับปรุง สมบัติด้วยกระบวนการทางความร้อน ซึ่งเป็นส่วนสำคัญในการควบคุมสมบัติเชิงกลของวัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมดังกล่าว

#### 2.4 ความต้านทานการสึกหรอ (Wear resistance)

การสึกหรอ (wear) เกิดขึ้นเมื่อพื้นผิวของวัสดุเกิดการสัมผัสและขัดสีในช่วงระยะเวลาหนึ่ง ทำให้เกิดการเสีรูปร่างและหลุดออกของพื้นผิว ส่งผลให้เกิดการสูญเสียขนาดเดิมของชิ้นงานและ

ประสิทธิภาพการใช้งาน รูปที่ 2.12 แสดงถึงพื้นผิวด้านในของก้านสูบที่เกิดความเสียหายเนื่องจากการสึกหรอ ทำให้เกิดการหลุดออกของพื้นผิว ส่งผลให้เกิดการเสื่อมสภาพการใช้งาน โดยหากเมื่อเราพิจารณาลักษณะของพื้นผิวในระดับจุลภาค 2 พื้นผิวมาสัมผัสกันดังแสดงในรูปที่ 2.13 จะเห็นได้ว่าความหยาบผิวระหว่างพื้นผิวทั้งสองจะทำให้เกิดการสัมผัสกัน ณ จุดที่มีตำแหน่งสูงสุดของพื้นผิว (asperities) เมื่อการเสียดสีที่พื้นผิวดำเนินต่อไปจึงนำมาสู่ความเสียหายเนื่องจากการสึกหรอ สัมประสิทธิ์ความเสียดทาน ( $\mu$ ) ที่ขึ้นสามารถคำนวณได้จากสมการที่ 2.5 [28]

$$\mu = F/P = \tau_r A_r / (p A_r) = \tau_r / p$$

สมการที่ 2.5

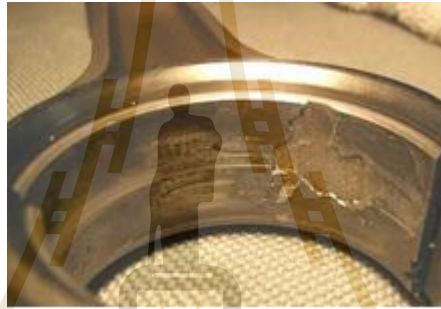
โดยที่ F คือ แรงเสียดทาน

P คือ แรงกดตั้งฉาก

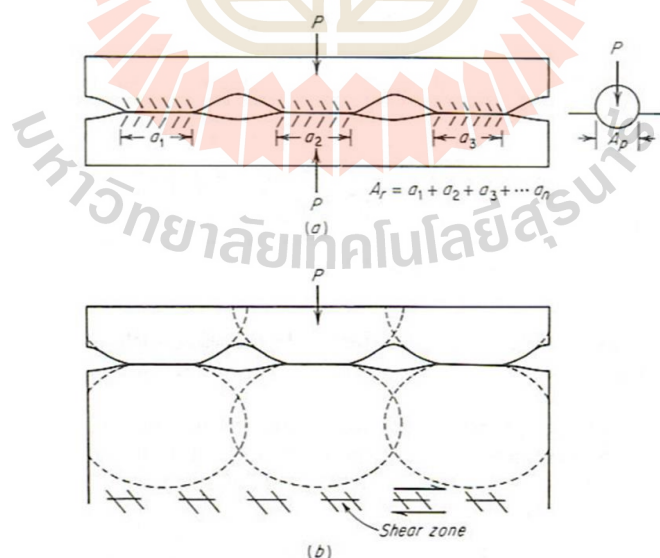
$A_r$  คือ ผลรวมของพื้นที่สัมผัสระหว่างสองพื้นผิว

$\tau_r$  คือ ความเค้นเฉือน ณ ผิวสัมผัส

p คือ ความเค้นตั้งฉาก ณ ผิวสัมผัส



รูปที่ 2.12 พื้นผิวที่เกิดความเสียหายเนื่องจากการสึกหรอ (<http://www.sacskyranch.com>)



รูปที่ 2.13 จุดสัมผัสระหว่างสองพื้นผิว a) ณ ปลายแหลม b) บริเวณสัมผัสเกิดการเสียดสีรูป [28]



### 2.4.1 กลไกการสึกหรอ (wear mechanisms)

กลไกการสึกหรอสามารถแบ่งออกเป็น 3 ประเภทใหญ่ ๆ คือ Mechanical wear, chemical wear และ thermal wear ดังจะอธิบายในหัวข้อต่อไปนี้

1) Mechanical wear ซึ่งเกิดขึ้นเนื่องจากกระบวนการเสีรูปร่างและการแตกหัก (plastic deformation and fracturing) ซึ่งกระบวนการเสีรูปร่างนั้นมีบทบาทอย่างมากต่อพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุที่มีความเหนียว ส่วนกระบวนการแตกหักจะมีบทบาทสูงต่อพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุที่มีความเปราะสูง ซึ่งมักกล่าวถึงประเภทการสึกหรอ (modes of wear) เช่น abrasive wear, adhesive wear, flow wear และ fatigue wear เป็นต้น

- Abrasive wear เกิดขึ้นเมื่อพื้นผิววัสดุที่มีความแข็งสูงกว่าทำให้เกิดรอยลงบนพื้นผิวของวัสดุที่มีความแข็งน้อยกว่า โดยอัตราการสึกหรอ  $w_s$  สามารถคำนวณได้จาก

$$w_s = V_L \times L \quad \text{สมการที่ 2.6}$$

โดยที่  $L$  คือ ระยะทางที่เกิดการสไลด์ (sliding distance)

$V_L$  คือ ปริมาตรการสึกหรอ (wear volume loss) สามารถหาค่าได้จาก

$$V_L = \alpha \beta (WL/H_v) \quad \text{สมการที่ 2.7}$$

โดยที่  $W$  คือ โหลด (load)

$\alpha$  คือ shape factor ของปลายยอดเนื้อวัสดุ (asperity) และ

$\beta$  คือ shape factor ของปริมาณการสึกหรอที่เกิดขึ้นโดย asperity

$H_v$  คือ ค่าความแข็งของวัสดุ

โดยสมการดังกล่าว สามารถนำมาใช้ได้กับการเกิด single-abrasive scratching

- Adhesive wear เกิดขึ้นเมื่อการเสียดสีของพื้นผิวคู่สัมผัสนั้น จนทำให้เกิดการเสีรูปร่างและเกิดเป็นเศษวัสดุ เรียกว่า (wear debris) และโอนถ่ายไปยังอีกพื้นผิวหนึ่งหรืออาจจะเกิดจากการเชื่อมกันบริเวณปลายสุดเล็ก ๆ ของพื้นผิว (welding) เนื่องจากความหยาบของพื้นผิว และจากนั้นส่วนที่เชื่อมกันนี้จะหลุดออกเป็น Wear debris โดยสมการที่เกี่ยวข้องคือ

$$V_L = w_s WL \quad \text{สมการที่ 2.8}$$

หรือ

$$V_L = K(WL/H_v) \quad \text{สมการที่ 2.9}$$

$$K = \alpha \beta \quad \text{สมการที่ 2.10}$$

จากผลการทดลองต่าง ๆ แสดงให้เห็นว่าปริมาตรการสึกหรอในกรณี adhesive wear นั้นจะเพิ่มขึ้นเป็นสัดส่วนกับโหลดและระยะทางที่เกิดการสไลด์ อย่างไรก็ตาม พฤติกรรมที่เกิด adhesive wear นั้นยังขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายประการ เช่น โครงสร้างจุลภาคของวัสดุ ความหยาบพื้นผิว อุณหภูมิจุดประกาย (flash

temperature) สารมลทิน (local contamination) การเคลื่อนย้ายวัสดุ (adhesive transfer) อนุภาคอิสระที่สึกหรอ (free wear particles) และปฏิกิริยาทางเคมีและการเสียดสีในระดับจุลภาคที่พื้นผิวสัมผัส (microscale tribo-chemical reactions on contact surfaces)

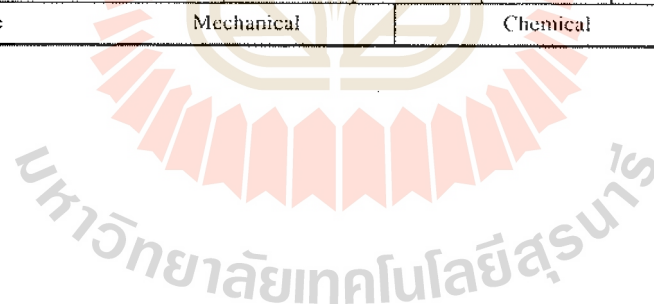
- Flow wear เกิดจากการสะสมของเนื้อวัสดุที่เกิดการเสีयरูปแบบเฉือนไปในทิศทาง การให้แรง
  - Fatigue wear เกิดขึ้นเมื่อพื้นผิวสัมผัสของวัสดุเกิดการอ่อนแอลงเนื่องจากการได้รับแรงแบบวัฏจักร เป็นผลทำให้เกิด fatigue wear ซึ่งนำไปสู่รอยแตกที่ผิวของชิ้นงาน เนื่องจากได้
- 2) Chemical wear นั้นได้รับอิทธิพลหรือถูกขับเคลื่อนด้วยอัตราการเกิดปฏิกิริยาทางเคมีของชั้นฟิล์ม โดยอัตราการโตของชั้นฟิล์มนั้นจะถูกเร่งด้วยกระบวนการขัดสี (friction) ดังนั้น chemical wear มักจะถูกเรียกว่า ‘tribochemical wear’ ยกตัวอย่างเช่น การเกิด corrosive wear จะเกิดการแตกออกหรือแยกชั้นของฟิล์ม (tribofilm) ที่เกิดขึ้นเนื่องจากปฏิกิริยา tribochemical reaction
- 3) Thermal wear จะเกี่ยวข้องกับกระบวนการที่ทำให้เกิดการหลอมในบางตำแหน่งที่พื้นผิวของชิ้นงาน (local surface melting) เนื่องมาจากความร้อนจากการขัดสี (frictional heating) ดังนั้น diffusive wear จึงถูกจัดรวมอยู่ในประเภทเดียวกันกับ thermal wear ด้วยเช่นเดียวกันเนื่องจาก diffusive wear นั้นมักจะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิสูง

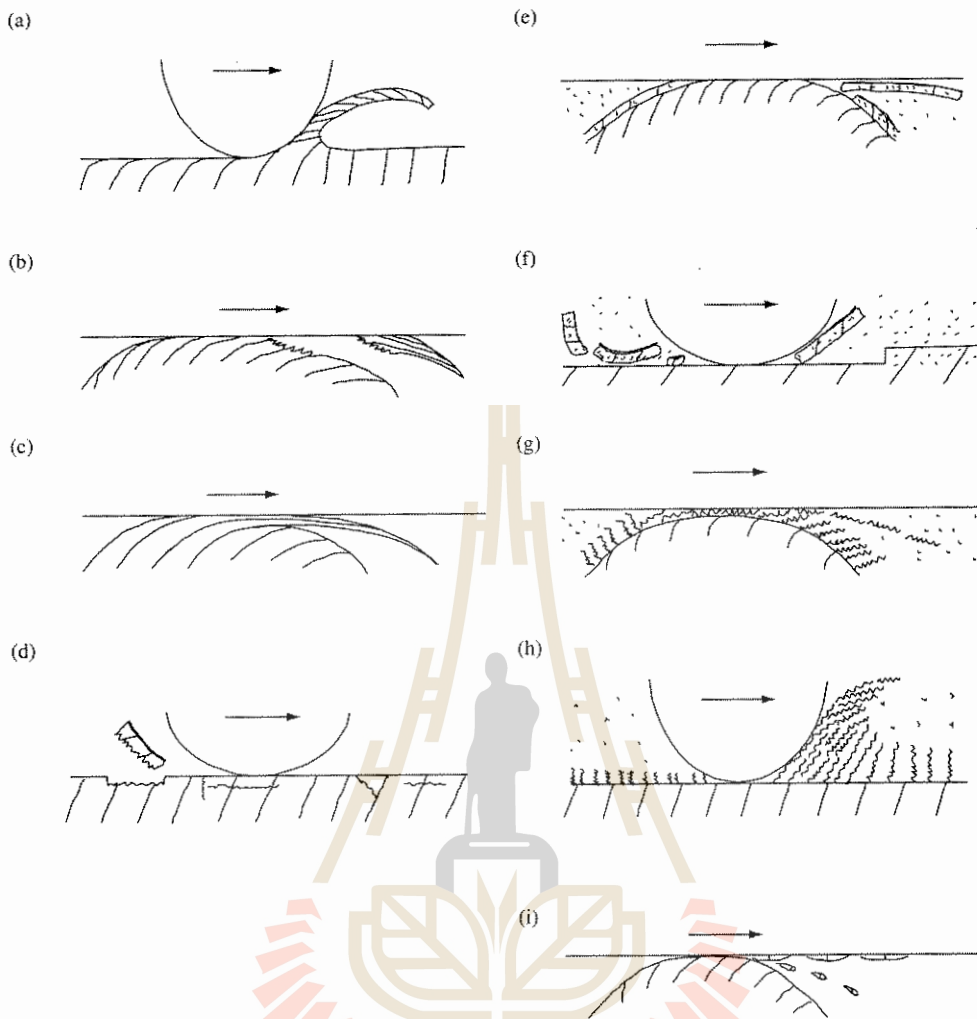
ตารางที่ 2.2 [29] แสดงถึงการจำแนกประเภทการสึกหรอ (classification of wear) โดยแบ่งตามชนิดของการเสียดสี (friction type) เช่น rolling wear, sliding wear, fretting wear และ impact wear เป็นต้น โดยมีกลไกการเกิดในลักษณะต่าง ๆ ดังแสดงในรูปที่ 2.14

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ตารางที่ 2.2 การจำแนกประเภทการสึกหรอ [30]

Class	Parameter						
Friction type	Rolling	Rolling-sliding	Sliding		Fretting	Impact	
Contact shape	Sphere/sphere	Cylinder/cylinder	Flat/flat	Sphere/flat	Cylinder/flat	Punch/Flat	
Contact pressure level	Elastic		Elasto-plastic			Plastic	
Sliding speed or loading speed	Low		Medium			High	
Flash temperature	Low		Medium			High	
Mating contact material	Same	Harder	Softer		Compatible	Incompatible	
Environment	Vacuum		Gas		Liquid		Slurry
Contact cycle	Low (single)		Medium			High	
Contact distance	Short		Medium			Long	
Phase of wear	Solid	Liquid	Gas		Atom	Ion	
Structure of wear particle	Original		Mechanically mixed			Tribochemically formed	
Freedom of wear particle	Free		Trapped		Embedded		Agglomerated
Unit size of wear	mm scale		µm scale			nm scale	
Elemental physics and chemistry in wear	Physical adsorption, chemical adsorption, tribochemical activation and tribofilm formation, oxidation and delamination, oxidation and dissolution, oxidation and gas formation, phase transition, recrystallization, crack nucleation and propagation, adhesive transfer and retransfer						
Elemental system dynamics related to wear	Vertical vibration	Horizontal vibration	Self-excited vibration		Harmonic vibration	Stick-slip motion	
Dominant wear process	Fracture (ductile or brittle)	Plastic flow	Melt flow	Dissolution	Oxidation	Evaporation	
Wear mode	Abrasive	Adhesive	Flow	Fatigue	Corrosive	Melt	Diffusive
Wear type	Mechanical			Chemical		Thermal	





รูปที่ 2.14 Schematic wear modes: (a) abrasive wear by microcutting of ductile bulk surface; (b) adhesive wear by adhesive shear and transfer; (c) flow wear by accumulated plastic shear flow; (d) fatigue wear by crack initiation and propagation; (e) corrosive wear by shear fracture of ductile tribofilm; (f) corrosive wear by delamination of brittle tribofilm; (g) corrosive wear by accumulated plastic shear flow of soft tribofilm; (h) corrosive wear by shaving of soft tribofilm; and (i) melt wear by local melting and transfer or scattering. [30]

#### 2.4.2 การทดสอบการสึกหรอด้วยวิธี Pin-on-Disk

การทดสอบการสึกหรอแบบ Pin-on-Disk ตามมาตรฐาน ASTM D99-05 [31] นั้นเป็นการนำวัสดุสองชนิดมาทำให้เกิดการขัดสีกัน โดยวัสดุแรกถูกจัดเตรียมในรูปแบบของ pin ที่มีรัศมีตามที่กำหนด ซึ่งเป็นวัสดุที่เราต้องการทดสอบการสึกหรอโดยสามารถจัดเตรียมชิ้นงานทดสอบที่มีเส้นผ่านศูนย์กลางตั้งแต่ 2-10 มิลลิเมตร และในขณะที่ทดสอบจะถูกวางให้ตั้งฉากกับอีกวัสดุหนึ่งที่มีรูปทรงเป็นจานกลมเรียกว่า disk ที่มีผิวเรียบ มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางประมาณ 30-100 มิลลิเมตร และหนาประมาณ 2-

10 มิลลิเมตร ตามมาตรฐานการทดสอบของ ASTM G99-05 [31] ดังแสดงในรูปที่ 2.14 โดย pin จะถูกกดลงที่บน disk ด้วยโหลดที่ทราบค่าในหน่วยนิวตัน (newton) ซึ่งการหมุนที่ทำให้เกิดการเสียดสีนั้น อาจจะทำให้ได้โดยการหมุนของ pin หรือ disk ก็ได้ และจะต้องมีเครื่องนับจำนวนรอบเพื่อนำมาคำนวณหาระยะทางในการหมุน โดยความเร็วรอบจะมีหน่วยเป็นเมตรต่อวินาที (m/s)

วัสดุที่ถูกนำมาทดสอบจะต้องรายงานค่าเบื้องต้นต่าง ๆ เช่น ชนิดของวัสดุ ลักษณะพื้นผิว ทดสอบ ความหยาบพื้นผิว องค์ประกอบทางเคมี โครงสร้างจุลภาค กระบวนการผลิต รวมถึงค่าความแข็งของวัสดุ เพื่อใช้เป็นองค์ประกอบในการวิเคราะห์พฤติกรรมความต้านทานการสึกหรอ

โดยจะทำการวัดขนาดและชั่งน้ำหนักของวัสดุก่อนและหลังทดสอบ รายงานผลการทดสอบจาก ปริมาตรที่สูญเสียไปจาก pin (pin volume loss, mm) โดยสมมติในกรณีที่ไม่เกิดการสึกหรอใน disk

$$\text{Pin volume loss} = \pi(\text{wear scar diameter})^2/64(\text{sphere radius}) \quad \text{สมการที่ 2.11}$$

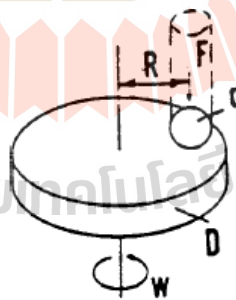
โดยที่ wear scar diameter คือ เส้นผ่านศูนย์กลางของรอยสึกหรอ, มิลลิเมตร  
sphere radius คือ รัศมีของทรงกลม, มิลลิเมตร

หรือในกรณีสมมติไม่เกิดการสึกหรอใน Pin ก็จะสามารถหาค่าปริมาตรที่สูญเสียไปจาก disk ได้ จากสมการ

$$\text{Disk volume loss} = [\pi(\text{wear track radius})(\text{track width})]/6(\text{sphere radius}) \quad \text{สมการที่ 2.12}$$

หรือในกรณีเปลี่ยนค่าจากการวัดน้ำหนักที่สูญเสีย (mass loss, g) ไปให้เป็นปริมาตรที่สูญเสียไป (volume loss, mm<sup>3</sup>) ดังสมการที่ 2.11 หากทราบค่าความหนาแน่นของชิ้นงาน (density, g.cm<sup>-3</sup>)

$$\text{Volume loss} = (\text{mass loss} \times 1000)/\text{density} \quad \text{สมการที่ 2.13}$$



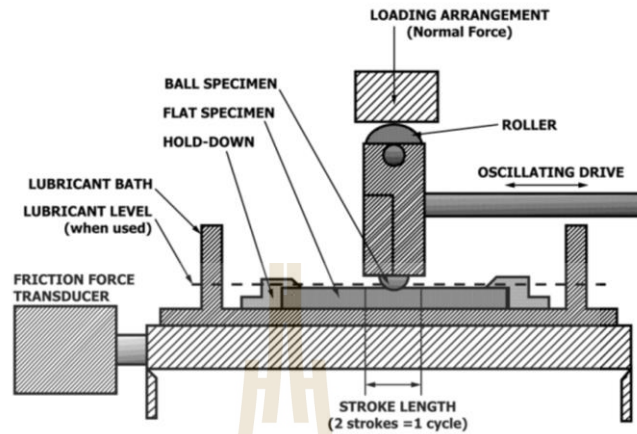
รูปที่ 2.15 การทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบ Pin-on-Disk มาตรฐาน ASTM G99 [31]

#### 2.4.3 การทดสอบการสึกหรอด้วยวิธี Ball-on-Flat

การทดสอบการสึกหรอด้วยวิธี Ball-on-Flat ตามมาตรฐานการทดสอบ ASTM G133-95 Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear [32] เป็นการทดสอบ sliding wear โดยใช้ ชิ้นงานโลหะหรือเซรามิกแผ่นเรียบ โดยใช้หัวกดบอลขนาดมาตรฐานเคลื่อนที่เป็นเส้นตรงในลักษณะ ไป-กลับ บนผิวชิ้นงานทดสอบภายใต้สภาวะการทดลองที่กำหนด เช่น โหลด (normal load) ระยะทาง (stroke length) ความเร็ว (reciprocating velocity) และระยะเวลา (test duration) ในการทดสอบ



รวมถึงอุณหภูมิ (test temperature) สภาวะสารหล่อลื่น(lubrication) และความชื้น (humidity) เป็นต้น รูปที่ 2.16 แสดงรายละเอียดเกี่ยวกับเครื่องมือทดสอบการสึกหรอแบบ ball-on-flat ตามมาตรฐาน ASTM G133-95 โดยตารางที่ 2.3 แสดงรายละเอียดเกี่ยวกับตัวแปรในการทดสอบการสึกหรอแบบ ball-on-flat 2 ประเภท คือ Procedure A และ Procedure B



รูปที่ 2.16 เครื่องมือทดสอบการสึกหรอแบบ ball-on-flat ตามมาตรฐาน ASTM G133-95 [32]

ตารางที่ 2.3 ตัวแปรในการทดสอบการสึกหรอแบบ ball-on-flat 2 ประเภท คือ Procedure A และ Procedure B [32]

Procedure A (unlubricated wear test)	Procedure B (lubricated wear test)
1. Pin tip radius, 4.76 mm (3.16 in.)	1. Pin tip radius, 4.76 mm (3.16 in.)
2. Normal force, 25.0 N	2. Normal force, 200.0 N
3. Stroke length, 10.0 mm	3. Stroke length, 10.0 mm
4. Oscillating frequency, 5.0 Hz	4. Oscillating frequency, 10.0 Hz
5. Test duration, 16 min 40 s (sliding distance 100 m)	5. Test duration, 33 min 20 S (sliding distance 400 m)
6. Ambient temperature, $22 \pm 3^{\circ}\text{C}$	6. Ambient temperature, $150 \pm 2^{\circ}\text{C}$
7. Relative humidity, 40-60%	7. Relative humidity, 40-60%
8. Lubrication, none applied	8. Lubrication, full immersion under the selected lubricant

ผลการทดสอบสามารถรายงานในรูปแบบของปริมาตรการสึกหรอของบอล ( $V_p$ ) และชิ้นงานทดสอบ( $V_f$ ) จากสมการที่ 2.14 - 2.15 และ 2.16 ตามลำดับ

$$V_p = (\pi h/6)[(3D^2/4) + h^2] \quad \text{สมการที่ 2.14}$$

โดยที่ h คือ ความสูงของวัสดุที่ถูกขัดออกไป หน่วยมิลลิเมตร

D คือ เส้นผ่านศูนย์กลางของรอยสึกหรอ (wear scar effective diameter) หน่วยมิลลิเมตร

R คือ รัศมีเริ่มต้นของบอล หน่วยมิลลิเมตร

$$H = R - [R^2 - (D^2/4)]^{1/2}$$

สมการที่ 2.15

และ

$$V_f = A \times L$$

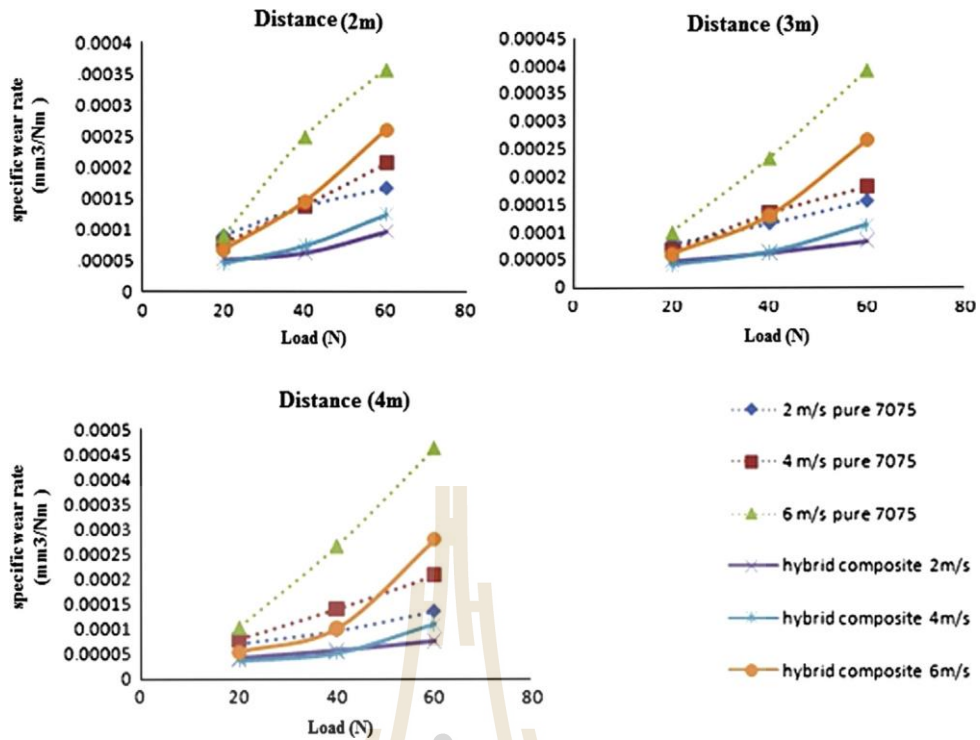
สมการที่ 2.16

โดยที่ A คือ พื้นที่หน้าตัดของรอยสึกหรอบนชิ้นงานทดสอบ หน่วยตารางมิลลิเมตร

L คือ ความยาวของรอยสึกหรอบนชิ้นงานทดสอบหน่วยมิลลิเมตร

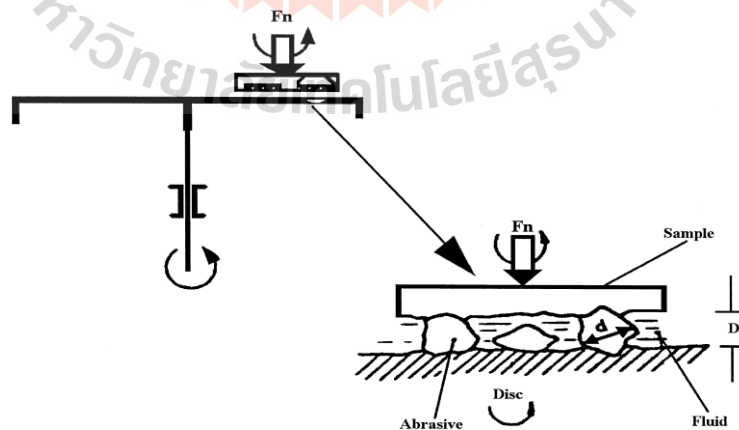
## 2.5 พฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม

สำหรับในการใช้งานทางวิศวกรรมของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม นั้น มักจะเกิดความเสียหายประเภท abrasive wear โดยพบว่าวัสดุเสริมแรงจะทำหน้าที่ปกป้องพื้นผิวของวัสดุพื้นจากการได้รับการเสียดสี [33] โดยทั่วไปความต้านทานการสึกหรอในวัสดุเชิงประกอบจะลดลงเมื่อได้รับโหลดหรือแรงกระทำเพิ่มขึ้น เมื่อรับโหลดในช่วงไม่เกิน 65 นิวตัน วัสดุเชิงประกอบจะมีความต้านทานการสึกหรอที่ดีกว่าวัสดุพื้นเดิม รวมถึงมีสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานหรือ friction coefficient ที่ต่ำกว่า [34] อีกทั้งยังช่วยลดรอยขีดข่วนจากผิวหน้าวัสดุคู่สัมผัส (counterface) อย่างไรก็ดี พบว่าหากเพิ่มโหลดในช่วงเกินกว่า 75 นิวตัน จะทำให้ผิวหน้าของวัสดุเชิงประกอบไม่สามารถคงสมบัติเดิมอยู่ได้ เนื่องจากเกิดการเสียดสีระหว่างการขัดสี เริ่มเกิดช่องว่าง (void) และรอยแตกใต้พื้นผิวสัมผัส (subsurface crack) ต่อมาขยายขนาดจนกระทั่งถึงผิวชิ้นงาน สุดท้ายแล้วทำให้เกิดการสึกหรอแบบแยกชั้น (delamination wear) ดังได้มีรายงานไว้ในงานวิจัยของ V.R. Rajeev และคณะ [35] เกี่ยวกับการศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 15 % โดยปริมาตร โดยพบว่าโหลดที่ค่อนข้างสูงในช่วง 60-120 นิวตัน นั้นจะทำให้ชั้นผิวอะลูมิเนียมเกิดการเปิดออกมาก่อน (เกิด delamination) แล้วทำให้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เผยออกมา ส่วนค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานถูกพบว่าลดลงในช่วงแรกอันเนื่องมาจากการฟอร์มของชั้นฟิล์มไทรโบ (tribofilm) ซึ่งประกอบไปด้วยชั้นฟิล์มที่ถูกถ่ายโอนมวลสารและชั้นฟิล์มออกไซด์ (transfer film+tribofilm) รูปที่ 2.17 แสดงอัตราการสึกหรอ (specific wear rate) เปรียบเทียบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง เกรด 7075 และวัสดุเชิงประกอบไฮบริดของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง เกรด 7075 ในช่วงโหลด 20-60 นิวตัน พบว่าอัตราการสึกหรอเพิ่มขึ้นตามระดับของโหลดเช่นเดียวกัน แต่วัสดุเชิงประกอบไฮบริดจะมีอัตราการสึกหรอน้อยกว่า [36]



รูปที่ 2.17 อัตราการสึกหรอของโลหะ Al 7075 และวัสดุเชิงประกอบไฮบริดเนื้อโลหะพื้น Al 7075 (hybrid composite) [36]

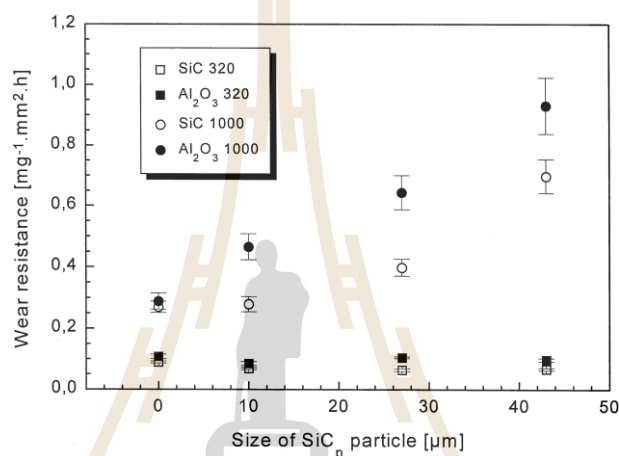
ในการศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบแบบ two body นั้นพบว่าได้รับอิทธิพลจากปัจจัยต่าง ๆ เช่น รูปทรง ขนาด และปริมาณของวัสดุเสริมแรง รวมถึงขนาดและมุมคาย (rake angle) ของวัสดุขัดสี นอกจากนี้ยังพบว่าวัสดุเสริมแรงชนิดอนุภาคจะทำให้เกิดการสะสมของความเค้นที่ค่อนข้างสูงรอบ ๆ อนุภาคทำให้มีผลต่อความเค้นไหล (flow stress) และอัตราการสึกหรอ (wear rate) ของวัสดุ เพื่อให้วัสดุมีความต้านทานการสึกหรอที่ดีนั้นโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบจะต้องประกอบไปด้วยอนุภาคเสริมแรงที่มีขนาดเล็ก กระจายอยู่อย่างสม่ำเสมอและมีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างอนุภาคและโลหะพื้นแบบ semi-coherent



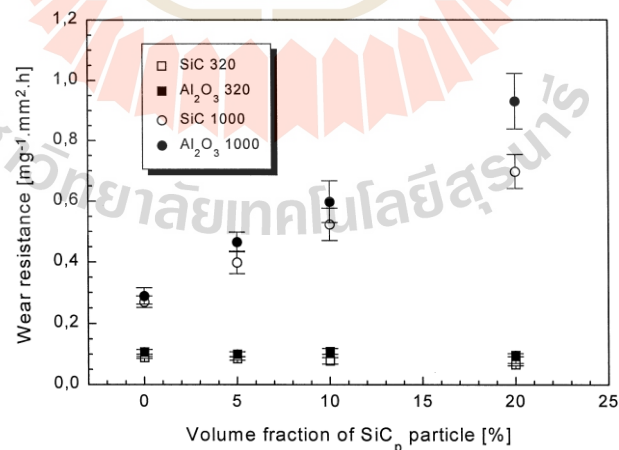
รูปที่ 2.18 การทดสอบการสึกหรอแบบ three-body abrasion [10]

ในการศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณ 5-20 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร แบบ three body ดังแสดงในรูปที่ 2.18 [10]

พบว่า การเติมวัสดุเสริมแรงลงในโลหะพื้นอะลูมิเนียมทำให้ความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบเพิ่มขึ้น และความต้านทานการสึกหรอจะเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มขนาดของวัสดุเสริมแรงจากขนาด 10 เป็น 43 ไมครอน รวมถึงการเพิ่มปริมาณอนุภาคเสริมแรงจาก 5 เป็น 20 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ผลการทดลองแสดงดังรูปที่ 2.19 และ 2.20 ตามลำดับ [10] ผลของการเพิ่มขนาดของวัสดุขัดสี (abrasive grit size) จาก 10 (1000 grit) เป็น 46 (320 grit) ไมครอน สำหรับการทดสอบ three body abrasion นั้น พบว่าจะส่งผลให้วัสดุเชิงประกอบมีสมบัติความต้านทานการสึกหรอลดลง และหากเปรียบเทียบชนิดของวัสดุขัดสีชนิด  $Al_2O_3$  และ SiC พบว่า วัสดุเชิงประกอบจะมีความต้านทานต่อการสึกหรอต่อวัสดุขัดสีชนิด  $Al_2O_3$  มากกว่าชนิด SiC หากพิจารณาที่ขนาดเท่ากัน เนื่องมาจากค่าความแข็งของ  $Al_2O_3$  ( $Hv_{50} = 1600 \text{ kg/mm}^2$ ) น้อยกว่า SiC ( $Hv_{50} = 2800 \text{ kg/mm}^2$ ) รวมถึงรูปทรงของวัสดุขัดสีก็มีส่วนสำคัญเช่นกัน



รูปที่ 2.19 ความต้านทานการสึกหรอที่เปลี่ยนแปลงตามขนาดของอนุภาควัสดุเสริมแรงซิลิคอนคาร์ไบด์ (ทดสอบที่ 20 % โดยปริมาตร) [10]



รูปที่ 2.20 ความต้านทานการสึกหรอที่เปลี่ยนแปลงตามปริมาณการเติมอนุภาควัสดุเสริมแรงซิลิคอนคาร์ไบด์ (ทดสอบที่ขนาด 43 ไมครอน) [10]

นอกจากนี้พฤติกรรมการต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบนั้นขึ้นอยู่กับสมบัติที่พื้นผิวรอยต่อระหว่างวัสดุเสริมแรงและโลหะพื้นเป็นสำคัญ ซึ่งจะถูกควบคุมโดยกระบวนการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบ ดังนั้นในการศึกษาวิจัยครั้งนี้ จึงมีความสนใจที่จะศึกษาพฤติกรรมการต้านทานการสึกหรอ

ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผลิตด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง โดยเน้นการศึกษาผลกระทบของปริมาณวัสดุเสริมแรงและกระบวนการทางความร้อนที่มีต่อสมบัติด้านการสึกหรอของชิ้นงาน เพื่อเป็นการขยายขอบเขตการใช้งานทางวิศวกรรมของวัสดุเชิงประกอบดังกล่าว

ดังนั้น งานวิจัยนี้จึงมีความสนใจที่จะศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผลิตขึ้นรูปโดยใช้เทคนิคการฉีดขึ้นรูปวัสดุผง เพื่อหาแนวทางในการผลิตขึ้นรูปชิ้นงานวัสดุประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ สำหรับการใช้งานในอุตสาหกรรมผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ อิเล็กทรอนิกส์ การแพทย์และอากาศยานในอนาคต โดยเน้นศึกษาผลกระทบของปริมาณการเติมอนุภาคเสริมแรงและการบ่มแข็งต่อพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบในสภาวะการใช้งานทางวิศวกรรมที่เกี่ยวข้องกับการขัดสี





## บทที่ 3 ระเบียบวิธีวิจัย

ระเบียบวิธีการวิจัยประกอบไปด้วยขั้นตอนการเตรียมผงวัสดุสำหรับกระบวนการฉีดขึ้นรูป การเผาผนึก การบ่มแข็งด้วยวิธีการตกตะกอนเฟสที่สอง รวมถึงกระบวนการวิเคราะห์คุณลักษณะของผงวัสดุ การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค ความหนาแน่น และการทดสอบความแข็ง เพื่อนำผลการทดลองมาวิเคราะห์และสรุปผลเบื้องต้น สำหรับการเตรียมชิ้นงานทดสอบความต้านทานการสึกหรอด้วยวิธี ball-on-flat และ scratch test ดังรายละเอียดต่อไปนี้

### 3.1 วัสดุ สารเคมี อุปกรณ์และเครื่องมือ

#### 3.1.1 วัสดุและสารเคมี

- ผงอะลูมิเนียม เกรดทางการค้า Alumix 123
- อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (SiCp)
- สารยึดประกอบไปด้วยโพลีโพรพิลีน พาราฟินแวกซ์ และกรดสเตียริก
- ก๊าซไนโตรเจนความบริสุทธิ์ 99.995 %
- สารละลายเฮกเซน (hexane)

#### 3.1.2 อุปกรณ์และเครื่องมือ

- เครื่องมือวิเคราะห์ขนาดอนุภาคด้วยเลเซอร์ (laser particle size analyser)
- หม้อบด (ball mill)
- เครื่องมือฉีดขึ้นรูปผงระดับห้องปฏิบัติการ (lab-scale powder injection moulding machine)
- เตาอบไฟฟ้า (electric furnace)
- เตาเผาแบบท่อ (tube furnace)
- ชุดอุปกรณ์ตัด-ขัดเตรียมผิวสำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค
- เครื่องวัดความหยาบผิว (SurfTest Formtracer: Mitutoyo)
- กล้องสเตอริโอ (Stereoscope: Leica Microsystems EZ4)
- กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope: OM)
- กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด+อุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุ (SEM: JEOL JSM 6061LV+EDS)
- เครื่องมือวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีด้วยเทคนิคเอ็กซ์เรย์ดิฟแฟรกชัน และเอ็กซ์เรย์ฟลูออเรสเซนส์ (XRD และ XRF)
- เครื่องมือวิเคราะห์ทางความร้อน (Simultaneous Thermal Analyzer – NETZSCH STA 449 F3 Jupiter)
- เครื่องมือทดสอบความแข็งแบบมาโครวิกเกอร์ส (macro-Vickers hardness tester)
- เครื่องมือทดสอบการสึกหรอด้วยวิธี ball-on-flat (Bruker UMT TriboLab Universal Mechanical Tester ณ สถาบันวิจัยวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งประเทศไทย: TISTR)

- เครื่องมือทดสอบความแข็งแบบรอยขีดข่วน (scratch hardness tester: Micro Materials) (หมายเหตุ: เครื่องมือและอุปกรณ์แสดงในภาคผนวก ก)

### 3.2 ระเบียบวิธีทดลอง

#### 3.2.1 การวิเคราะห์ผงวัสดุ (Powder characterization)

- วิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีและสารประกอบของผงอะลูมิเนียมเกรดทางการค้า Alumix 123 ด้วยเทคนิค XRF และ XRD
- วิเคราะห์คุณลักษณะรูปทรงของผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด
- วิเคราะห์ขนาดอนุภาคของผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยเครื่องมือวิเคราะห์ขนาดอนุภาคด้วยเลเซอร์ (Laser particle size analyser)
- เตรียมผิวอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยการเผาในเตาอบไฟฟ้าที่ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง เพื่อให้เกิดผิวของซิลิคอนไดออกไซด์ (SiO<sub>2</sub>) ที่ผิวสำหรับป้องกันการเกิดเฟสอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ (Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>) ที่มีความเปราะสูง และเพิ่มความสามารถในการเปียกระหว่างผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

#### 3.2.2 การเตรียมส่วนผสมวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูป (Feedstock preparation)

- ทำการเตรียมผสมผงวัสดุโดยใช้ผงอะลูมิเนียมเกรดทางการค้า Alumix 123 ขนาดผงเฉลี่ย 83.0 ไมครอน โดยทดลองเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10-40 vol.% โดยนำผสมในหม้อบด (ball mill) ขนาดปริมาตร 250 มิลลิลิตร ด้วยความเร็วรอบ 280 รอบต่อนาที เป็นระยะเวลา 2 ชั่วโมง จากนั้นนำผงวัสดุมาผสมกับสารยึดเพื่อเตรียมส่วนผสมวัสดุสำหรับฉีดขึ้นรูปที่มีปริมาณของแข็ง 55 % โดยปริมาตร ซึ่งหมายความว่ามีความถึงมีปริมาณของผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เป็นของแข็ง 55 % โดยปริมาตร และส่วนที่เหลือคือสารยึดในปริมาณ 45 % โดยปริมาตร
- วิเคราะห์สมบัติทางความร้อนของส่วนผสมวัสดุสำหรับฉีดขึ้นรูปด้วยเครื่องมือวิเคราะห์ทางความร้อน (Simultaneous Thermal Analyzer – NETZSCH STA 449 F3 Jupiter) โดยใช้ส่วนผสมของวัสดุเชิงประกอบที่ 10 20 30 และ 40 % โดยปริมาตร ช่วงอุณหภูมิการวิเคราะห์ที่ 20-900 °C ใช้อัตราการเพิ่มอุณหภูมิที่ 40 K/min และอัตราการ purge ก๊าซไนโตรเจน ช่วงแรกที 50 ml/min และในช่วงที่ 2 ที่ 20 ml/min

#### 3.2.3 การฉีดขึ้นรูปผง (Powder Injection Molding)

- เตรียมแม่พิมพ์เหล็กชุบผิวเคลือบโครเมียมสำหรับฉีดขึ้นงานขนาด 5x5x50 มิลลิเมตร ที่อุณหภูมิ 90°C จากนั้นทำการอุ่นส่วนผสมวัสดุและฉีดขึ้นรูปโดยใช้เครื่องมือฉีดขึ้นรูปขนาดห้องปฏิบัติการที่อุณหภูมิ 170°C แกะชิ้นงานภายหลังฉีดขึ้นรูป (green part) ออกจากแม่พิมพ์ วัดขนาดชิ้นงานด้วยเวอร์เนียคาร์ลิปเปอร์ เพื่อคำนวณปริมาตรและเปอร์เซ็นต์การหดตัวของชิ้นงาน

#### 3.2.4 การเผาผนึก (Sintering)

- ทำการแยกสารยึดออกโดยแช่ชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปแล้วในภาชนะที่มีสารละลายเฮกเซน เป็นระยะเวลา 10 ชั่วโมง นำออกจากภาชนะแล้วปล่อยให้แห้งตัวก่อนทำการเผาผนึกด้วยเตาท่อในบรรยากาศไนโตรเจนที่มีอัตราการไหลของก๊าซ 1.0 ลิตรต่อนาที เผาผนึกที่อุณหภูมิ 645 – 700°C

ขึ้นอยู่กับปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และสภาวะในการเผาตั้งแสดงในตารางที่ 3.1 เพื่อนำไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ความหนาแน่นรวมและความแข็งแบบมาโครวิกเกอร์ส

**ตารางที่ 3.1** สภาวะการเผาผนึกชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม

SiC <sub>p</sub> addition (vol.%)	Sintering temperature (°C)
5	645
10	650
15	655
20	660
30	680
40	700

### 3.2.5 การบ่มแข็ง (Age-hardening)

- นำชิ้นงานที่เผาผนึกแล้วบางส่วนมาผ่านกระบวนการชุบแข็ง (age hardening) โดยทำการอบละลาย (solution treatment) ที่อุณหภูมิ 500°C ชุบน้ำ (quenching) ที่อุณหภูมิห้อง แล้วบ่มแข็งเทียม (artificial aging) ที่อุณหภูมิ 160°C เป็นระยะเวลา 6 ชั่วโมง

### 3.2.6 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค (Microstructural analysis)

- ทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและเฟสที่เกิดขึ้นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงที่ กำลังขยายต่ำ-สูง และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดพร้อมเทคนิค EDS นอกจากนี้ทำการวิเคราะห์เฟสที่เกิดขึ้นก่อนและหลังกระบวนการบ่มแข็งด้วยการตกตะกอนโดยใช้เทคนิควิเคราะห์ XRD

### 3.2.7 การทดสอบความหนาแน่น (Density measurement)

- ทดสอบความหนาแน่นรวม (bulk density) ของชิ้นงานก่อนและหลังทำการเผาผนึก โดยชั่งน้ำหนักชิ้นงาน (m) และวัดขนาดชิ้นงานเพื่อคำนวณหาปริมาตร โดย w b และ l คือ ความกว้าง ความหนาและความยาวชิ้นงานตามลำดับ โดยค่าความหนาแน่นรวม  $\rho_{bulk}$  คำนวณได้จากสมการที่ 3.1

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

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

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

นอกจากนี้ สามารถคำนวณค่าความหนาแน่นทางทฤษฎีของชิ้นงานภายหลังการขึ้นรูป  $\rho_{green, th}$  และภายหลังการเผาผนึก  $\rho_{sintered, th}$  ได้จากสมการที่ 3.2 และ 3.3 ตามลำดับ โดยกำหนดให้  $\rho_{Al}$   $\rho_{SiC}$  และ  $\rho_{binder}$  เป็นความหนาแน่นของอะลูมิเนียมเกรด Alumix 123 อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ และสารยึดตามลำดับ และ  $V_{Al}$ ,  $V_{SiC}$ ,  $V_{binder}$  เป็นสัดส่วนปริมาตร (volume fraction) ของผงอะลูมิเนียม อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ และสารยึด ตามลำดับ

### 3.2.8 การทดสอบความแข็ง (Vickers hardness test)

- ทำการทดสอบความแข็งในชิ้นงานหลังการเผาพูนิกและภายหลังการบ่มแข็งโดยใช้เครื่องทดสอบความแข็งแบบมาโครวิกเกอร์ส (macro-Vickers hardness testing machine) ที่ 100 กรัม แรง (gf) โดยทำการทดสอบอย่างน้อย 3 ตำแหน่ง แล้วคำนวณหาค่าเฉลี่ย

### 3.2.9 การทดสอบความต้านทานการสึกหรอ (Ball-on-flat wear test)

- ทำการเตรียมสภาพผิวชิ้นงานพร้อมสำหรับการทดสอบการสึกหรอโดยกำหนดค่าความหยาบผิว Ra < 0.1  $\mu\text{m}$  ตรวจสอบด้วยเครื่องมือวัดความหยาบผิว (Surftest Formtracer: Mitutoyo) [37]

- ทำการทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบ ball-on-flat ตามมาตรฐานการทดสอบ ASTM G133-05 [32] โดยใช้ชิ้นงานหลังการเผาพูนิกและภายหลังการบ่มแข็ง และมีสภาวะการทดสอบดังนี้

- Pin tip radius of the stainless steel ball, 4.76 mm (3.16 in.) H = 62 HRC
- Normal force, 5, 25, 45, 65 N
- Stroke length, 10.0 mm
- Oscillating frequency, 5.0 Hz
- Test duration, 16 min 40 s (sliding distance 100 m)
- Ambient temperature, 22  $\pm$  3 $^{\circ}\text{C}$
- Relative humidity, 40-60%
- Lubrication, none applied

- บันทึกผลน้ำหนักที่หายไปภายหลังการทดสอบการสึกหรอ (wear weight loss,  $W_L$ ) ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน (COF) และสร้างกราฟความสัมพันธ์แสดงผลกระทบของโหลดต่อ wear weight loss และ COF ที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ต่าง ๆ กัน รวมถึงคำนวณค่าปริมาตรการสึกหรอ (wear volume loss,  $V_L$ ) จากค่า wear weight loss จากสมการที่ 3.4 เพื่อวิเคราะห์ค่าอัตราการสึกหรอ ( $w_s$ ) จากสมการที่ 3.5

$$V_L = W_L / \rho_{\text{composite}} \quad \text{สมการที่ 3.4}$$

โดยที่  $\rho_{\text{composite}}$  คือ ความหนาแน่นของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบ และ

$$w_s = V_L / FS \quad \text{สมการที่ 3.5}$$

โดยที่  $V_L$  คือ ปริมาตรการสึกหรอ,  $\text{mm}^3$

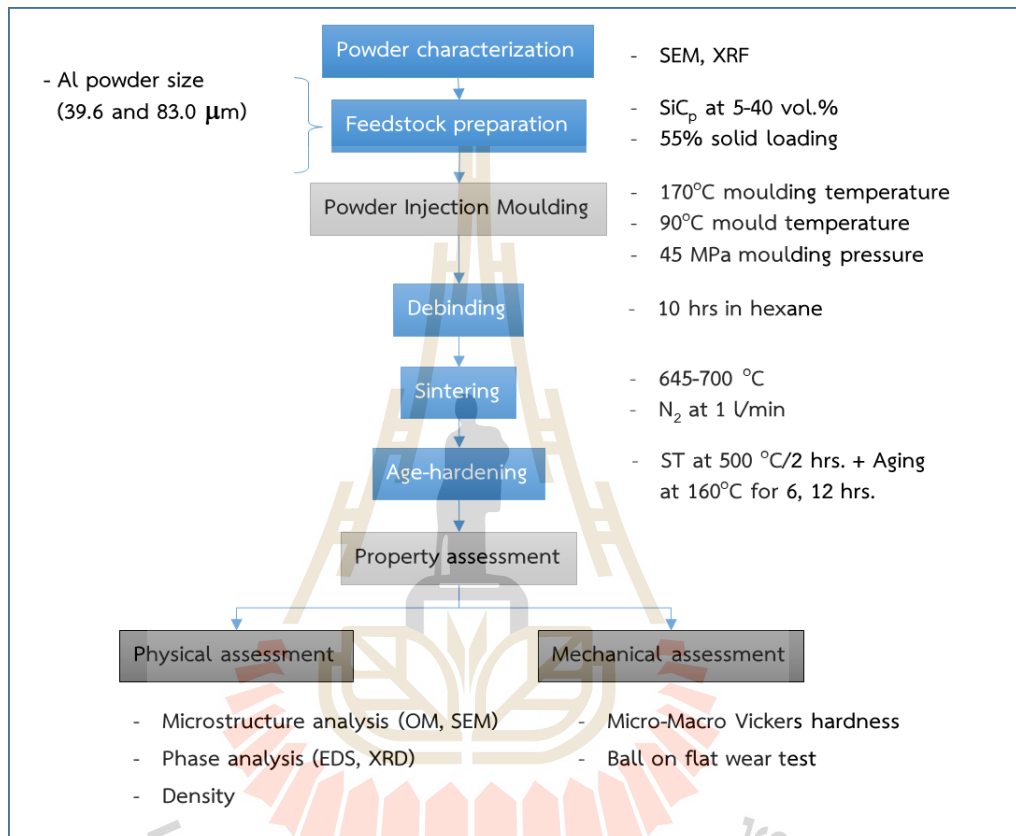
$F$  คือ โหลด, g

$S$  คือ ระยะทาง, m

### 3.2.10 ศึกษาพื้นผิวชิ้นงานทดสอบการสึกหรอและสะเก็ดการสึกหรอ (Investigation of worn surface and wear debris)

- ศึกษาลักษณะพื้นผิวของชิ้นงานภายหลังการทดสอบการสึกหรอ (worn surface) เช่น ลักษณะทั่วไปทางกายภาพ การวัดขนาดของร่องการสึกหรอ (wear groove width) ด้วยเทคนิคต่าง ๆ รวมถึงการศึกษาสะเก็ดการสึกหรอ (wear debris) โดยใช้

- กล้องสเตอริโอ (Stereoscope: Leica Microsystems EZ4)
- กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM: JEOL JSM 6061LV) และวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS



รูปที่ 3.1 ขั้นตอนระเบียบวิธีวิจัย



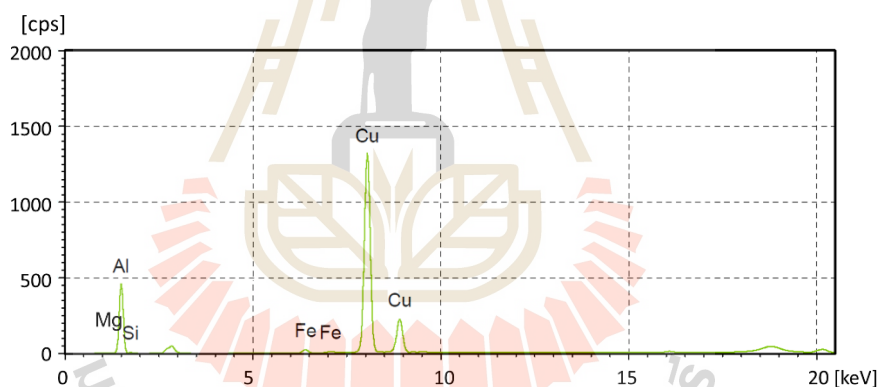
## บทที่ 4 คุณลักษณะผงวัสดุ โครงสร้างจุลภาคและสมบัติเบื้องต้นของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

ในบทนี้จะรายงานผลการทดลองซึ่งประกอบไปด้วย ผลการวิเคราะห์คุณลักษณะของผงวัสดุ โครงสร้างจุลภาคและการวิเคราะห์เฟสในชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกและบ่มแข็ง ของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยมีการวิเคราะห์ผลประกอบตั้งรายละเอียดต่อไปนี้

### 4.1 ผลการวิเคราะห์คุณลักษณะผงวัสดุและส่วนผสมผงวัสดุก่อนการฉีดขึ้นรูป

#### 4.1.1 ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของผงวัสดุ

ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของผงอะลูมิเนียมที่ผ่านการกรองด้วยตะแกรงขนาด 140 เมช (<105 ไมครอน) ด้วยเทคนิค XRF แสดงดังตารางที่ 4.1 โดยพบว่ามีองค์ประกอบของธาตุอะลูมิเนียมเป็นหลักรวมถึงทองแดง แมกนีเซียม ซิลิคอน และเหล็กซึ่งเป็นมลทิน ตามลำดับ ผงอะลูมิเนียมที่เลือกใช้มีองค์ประกอบของทองแดง ซึ่งมีวัตถุประสงค์คือสามารถเพิ่มความแข็งแรงด้วยการตกตะกอนด้วยเฟสที่เล็กละเอียด ( $Al_2Cu$ ) บนเนื้อพื้นโลหะเมื่อผ่านการบ่มแข็ง (age hardening)



รูปที่ 4.1 ผลวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของผงอะลูมิเนียมด้วยเทคนิค XRF

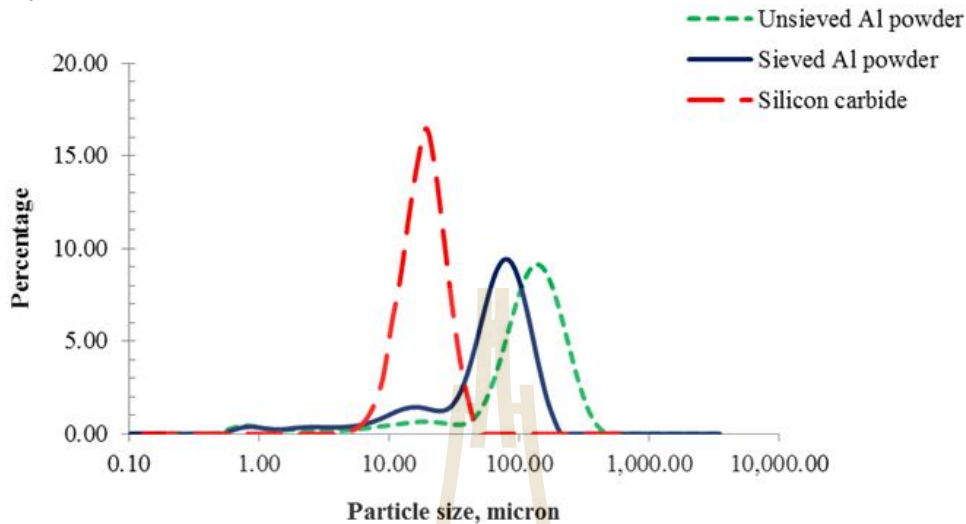
ตารางที่ 4.1 องค์ประกอบทางเคมีของผงอะลูมิเนียมเกรด Aluminix 123 ด้วยเทคนิค XRF (% โดยน้ำหนัก)

Al	Cu	Mg	Si	Fe
Balanced	4.77	1.11	1.01	0.12

#### 4.1.2 ผลการวิเคราะห์ขนาดผงและอนุภาค

ผลการวิเคราะห์ขนาดผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยเครื่อง Laser particle size analyser แสดงดังตารางที่ 4.2 และรูปที่ 4.2 โดยแสดงในรูปกราฟการกระจายตัวของขนาดอนุภาค ซึ่งจะเห็นว่าขนาดของผงอะลูมิเนียมมีขนาดผงเฉลี่ย ( $D_{av}$ ) เท่ากับ 72.6 ไมครอน ขนาดใหญ่กว่าอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาดอนุภาคเฉลี่ย 21.02 ไมครอน ซึ่งทำให้ค่า particle size ratio

( $P_L/P_S$ ) เท่ากับ 3.63 หมายถึง วัสดุเชิงประกอบดังกล่าวจะมีการจัดเรียงอนุภาคที่ให้การอัดแน่น (particle packing) ที่ดีพอสมควร [38] เมื่อเปรียบเทียบกับค่าอัตราส่วนขนาดอนุภาคที่ดีที่สุด (optimum particle size ratio) ที่ 7:1 ซึ่งอนุภาคขนาดเล็กจะสามารถเติมเต็มช่องว่างระหว่างอนุภาคขนาดใหญ่ได้



รูปที่ 4.2 กราฟการกระจายตัวของขนาดอนุภาคของอะลูมิเนียมและซิลิคอนคาร์ไบด์

ตารางที่ 4.2 ผลวิเคราะห์ขนาดผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

Powder/particulate	Particle size (micron)				$S_w$
	$D_{av}$	$D_{10}$	$D_{50}$	$D_{90}$	
Aluminium powder *	72.61	11.90	71.22	131.01	2.46
SiC <sub>p</sub>	21.02	11.81	19.98	31.78	3.60

หมายเหตุ:  $D_{av}$  คือ ขนาดอนุภาคเฉลี่ย

$D_{10}$ ,  $D_{50}$  และ  $D_{90}$  คือ ขนาดอนุภาคเฉลี่ยสะสมที่ 10, 50 และ 90 เปอร์เซ็นต์

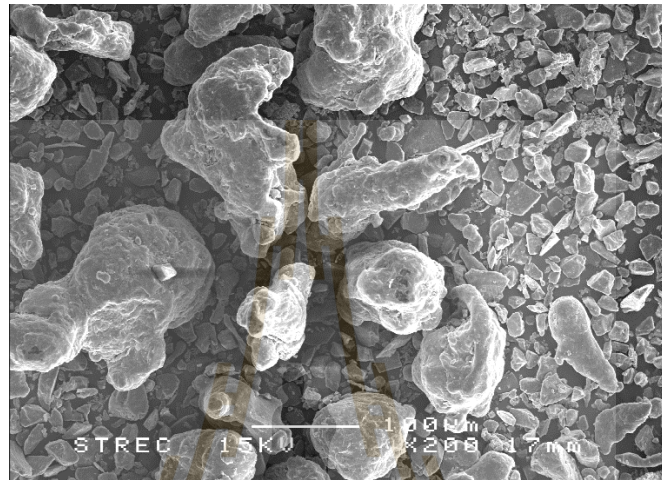
$S_w$  คือ ค่าความชันของกราฟ

\* ผ่านการกรองด้วยตะแกรงเบอร์ 100 เมช (<150 ไมครอน)

ขนาดอนุภาคที่เปอร์เซ็นต์สะสม 10 50 และ 90 หรือ  $D_{10}$   $D_{50}$  และ  $D_{90}$  ตามลำดับนั้น แสดงว่าผงอะลูมิเนียมมีขนาดที่ค่อนข้างใหญ่กว่าอนุภาคเสริมแรงซิลิคอนคาร์ไบด์ ส่วน  $S_w$  คือ ค่าความชันของกราฟเมื่อแสดงกราฟแจกแจงการกระจายตัวของขนาดอนุภาคสะสม (cumulative particle size distribution) ซึ่งหากค่า มีค่าที่มากขึ้นหมายถึงกราฟมีความชันมาก นั่นคืออนุภาคมีช่วงการกระจายตัวที่ค่อนข้างแคบ ดังนั้นค่า  $S_w$  ของผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งมีค่าเท่ากับ 2.46 และ 3.60 ตามลำดับ จึงหมายถึงอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีการกระจายตัวของขนาดอนุภาคที่แคบกว่า นอกจากนี้ จากการวิเคราะห์ขนาดผงพบว่า สามารถพบผงอะลูมิเนียมที่มีขนาดมากกว่า 150 ไมครอน ซึ่งผงอะลูมิเนียมที่มีขนาดใหญ่มากกว่าปกตินี้อาจจะเป็นอุปสรรคในการฉีดขึ้นรูป เนื่องจากอนุภาคที่ขนาดใหญ่มากจะไหลเข้าสู่แม่พิมพ์ได้ยากกว่า ซึ่งในการทดลองนี้ได้กรองผงอะลูมิเนียมผ่านตะแกรง 140 เมช (เส้นกราฟที่บสีน้ำเงิน) เพื่อลดจำนวนอนุภาคที่มีขนาดมากกว่า 105 ไมครอน

#### 4.1.3 ผลการตรวจสอบลักษณะรูปร่างของผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

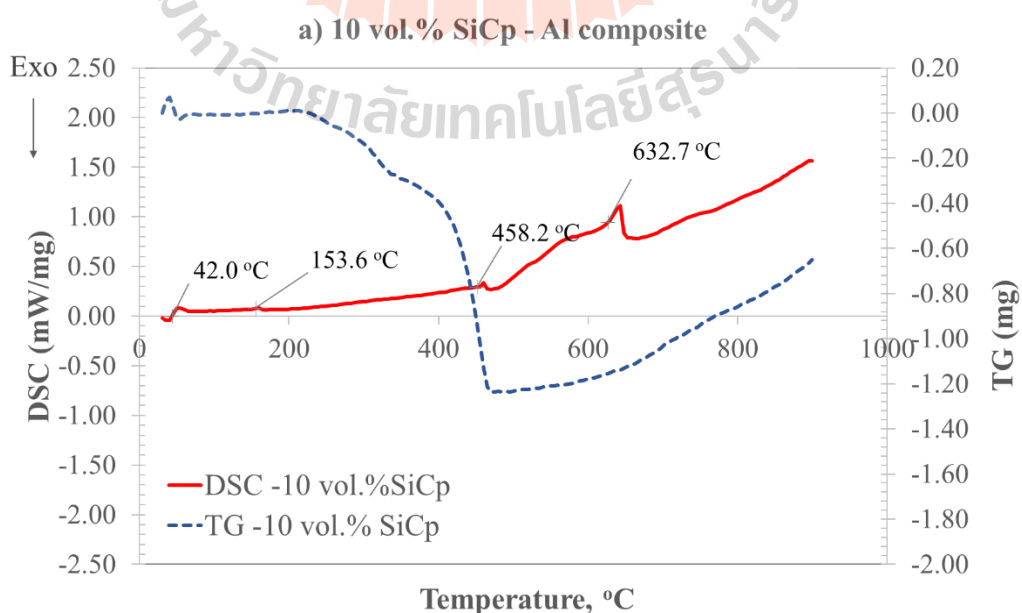
เมื่อนำผงอะลูมิเนียมมาตรวจสอบลักษณะรูปร่างพื้นฐานด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดดังแสดงในรูปที่ 4.3 พบว่า โดยทั่วไปจะมีลักษณะของผงค่อนข้างกลม (globular) ซึ่งเนื่องมาจากกระบวนการผลิตด้วยวิธีอะตอมไมเซชัน (atomization) และผงอะลูมิเนียมบางส่วนจะมีลักษณะรูปร่างค่อนข้างยาว (elongated) ส่วนอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีขนาดเล็กกว่าและใกล้เคียงกัน สอดคล้องกับผลวิเคราะห์การกระจายตัวของอนุภาคที่กล่าวไว้ในหัวข้อ 4.1.2 โดยมีรูปร่างที่เป็นเหลี่ยมมุม (angular) ซึ่งเกิดจากการผลิตโดยวิธีการบด (milling)

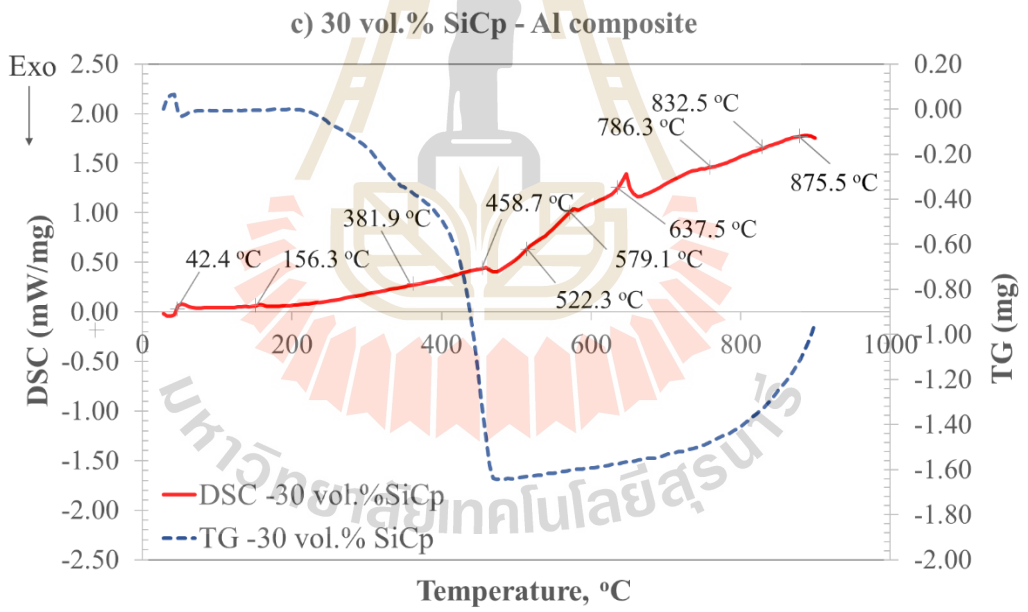
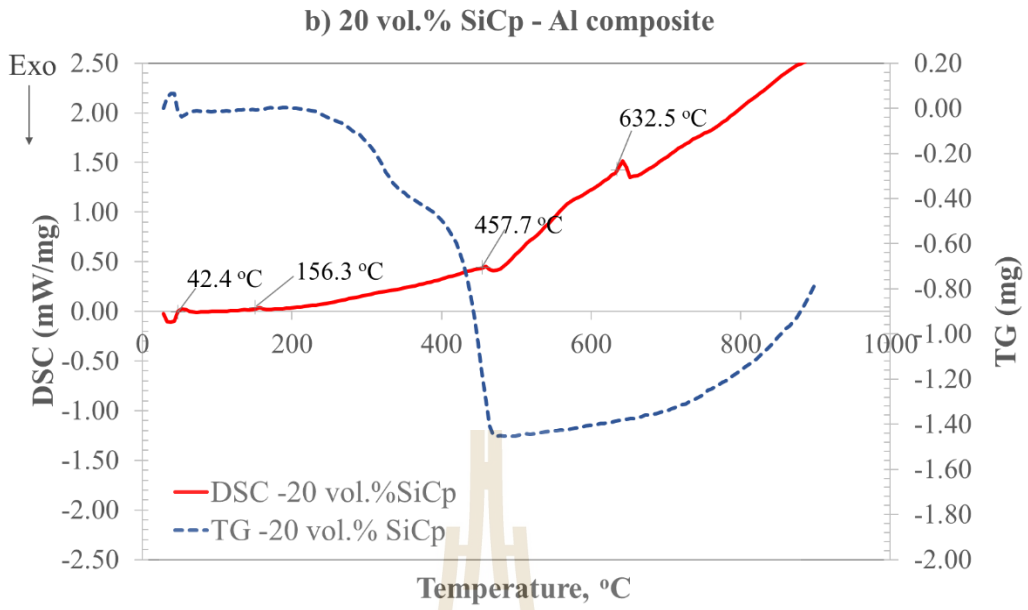


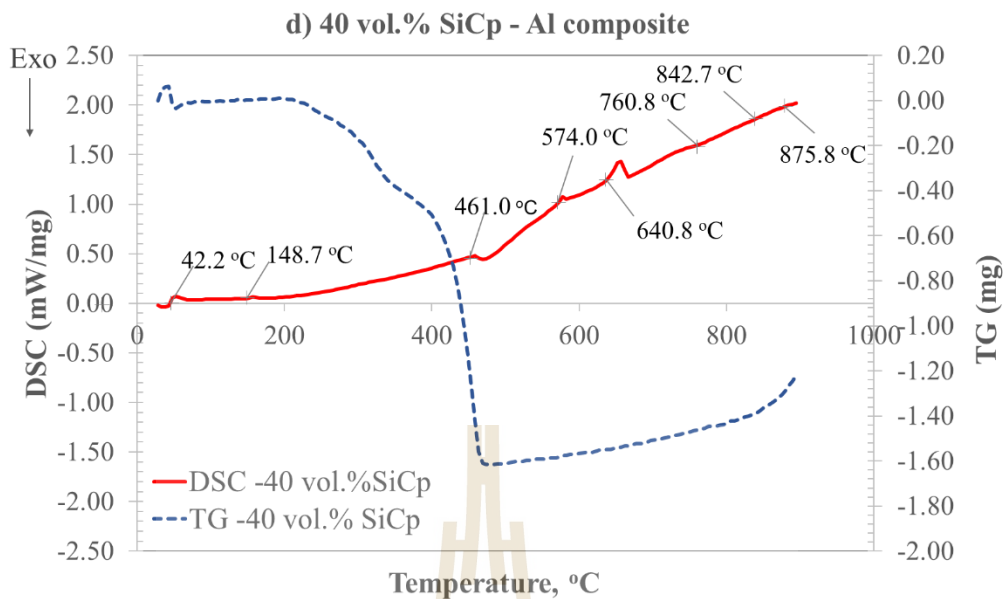
รูปที่ 4.3 ผงอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน

#### 4.1.4 สมบัติทางความร้อนของส่วนผสมวัสดุ (Thermal properties of feedstocks)

ผลการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนของส่วนผสมวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูป (feedstocks) ด้วยเครื่องมือวิเคราะห์ทางความร้อนแสดงดังรูปที่ 4.4 a) - d) โดยมีปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 20 30 และ 40 % โดยปริมาตร ตามลำดับ



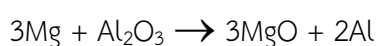




**รูปที่ 4.4** ผลวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนของส่วนผสมวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูปที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณ a) 10 % โดยปริมาตร b) 20 % โดยปริมาตร c) 30 % โดยปริมาตร และ d) 40 % โดยปริมาตร

จากผลการวิเคราะห์ทางความร้อนด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimetry หรือ DSC ของชิ้นงาน feedstock ที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10-40 % โดยปริมาตร พบว่าเกิดปฏิกิริยาคูดความร้อนในช่วงระดับอุณหภูมิประมาณ 42.0-42.4 °C และ 148.7-156.3 °C รวมถึงช่วง 457.7-461.0 °C ซึ่งเป็นช่วงที่เกิดการกลายเป็นไอของกรดสเตียริก พาราฟินแวกซ์ และโพลีพรอพิลีนตามลำดับ และในช่วงขณะเดียวกันกราฟแสดงผลวิเคราะห์ Thermogravimetric Analysis หรือ TA แสดงถึงช่วงที่มีการลดลงของมวลสาร ตั้งแต่เลยช่วงอุณหภูมิที่ 200 °C จนสิ้นสุดที่อุณหภูมิประมาณ 460°C ซึ่งแสดงถึงการที่สารยึดที่เป็น multi-component binder ได้ถูกกำจัดออกไปหมดนั่นเอง

นอกจากนี้ยังพบว่าสำหรับ feedstock ที่เติมปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10-40 % โดยปริมาตร นั้น ในช่วงอุณหภูมิที่มากกว่า 500 °C จะเกิดปฏิกิริยาคูดความร้อนอีกช่วงหนึ่ง โดยเฉพาะอย่างยิ่งส่วนผสม feedstock ที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณที่สูงขึ้นคือที่ 30-40 % โดยปริมาตร ซึ่งคาดว่าน่าจะมีการฟอร์มของสารประกอบแมกนีเซียมออกไซด์ (MgO) [39] จากปฏิกิริยารีดักชันของชั้นฟิล์มอะลูมิเนียมออกไซด์ที่ผิวของผงอะลูมิเนียมดังแสดงในสมการที่ 4.1 และต่อมา MgO ได้เปลี่ยนรูปไปอยู่ในฟอร์มของ  $MgAl_2O_4$  ตามลำดับ เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นโดยทำปฏิกิริยาอย่างต่อเนื่องกับชั้นฟิล์มซิลิคอนไดออกไซด์ ( $SiO_2$ ) และอะลูมิเนียมเหลว (aluminium melt) [40] โดยมีงานวิจัยจำนวนหนึ่งสนับสนุนว่า MgO และ  $MgAl_2O_4$  นี้ทำหน้าที่เป็นชั้นฟิล์มที่ปกป้องผิวอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จากอะลูมิเนียมเหลว (ป้องกันการเกิดสารประกอบ  $Al_4C_3$ )



สมการที่ 4.1



เมื่อพิจารณาผลวิเคราะห์ทางความร้อนของส่วนผสมผงวัสดุสำหรับการฉีดขึ้นรูปที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10-40 % โดยปริมาตร ในที่ช่วงอุณหภูมิ 637-640°C พบว่าเกิดปฏิกิริยาูดความร้อนที่ค่อนข้างชัดเจน ซึ่งน่าจะเกี่ยวข้องกับการเกิดเฟสของเหลวขึ้นในระบบของโลหะผสม Al-Cu โดยหากพิจารณาจากแผนภูมิเฟสที่มีปริมาณทองแดงอยู่ในช่วงประมาณ 4.8 % โดยน้ำหนัก การเผาผนึกขึ้นงานที่ช่วงอุณหภูมิมากกว่า 640°C ขึ้นไป น่าจะเอื้ออำนวยให้เกิดการแน่นตัว (densification) ที่ดีให้กับชิ้นงานภายหลังการเผาผนึก โดยทำให้เกิด capillary action ที่สามารถดึงเอาเฟสของเหลวไปยังบริเวณที่เป็นรูพรุนหรือช่องว่างระหว่างผงอะลูมิเนียมหรืออนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ได้ ดังนั้น ในการทดลองจึงได้เลือกใช้ใช้อุณหภูมิการเผาผนึกที่ 645-700°C สำหรับปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 5-40 % โดยปริมาตรดังแสดงในตารางที่ 3.1

ดังนั้น เมื่อนำ feedstock ที่มีส่วนผสมของผงโลหะอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ปริมาณการเติม 10-40 % โดยปริมาตร และถูกเตรียมที่เปอร์เซ็นต์ของแข็งเท่ากับ 55 % นำเผาให้อุณหภูมิจนถึงอุณหภูมิการเผาผนึกในบรรยากาศไนโตรเจน จะสามารถกำจัดสารยึดออกได้เมื่อเพิ่มอุณหภูมิจนถึงประมาณ 460 °C โดยในการทดลองจะทำการแช่ที่อุณหภูมิ 500 °C เป็นระยะเวลา 0.5 ชั่วโมง เพื่อให้มั่นใจว่าสามารถกำจัดสารยึดได้หมดก่อนที่จะเพิ่มอุณหภูมิจนถึงอุณหภูมิการเผาผนึก ส่วนอุณหภูมิการเผาผนึกที่เลือกใช้จะอยู่ที่ประมาณ 645-700 °C เพื่อให้เกิดการเผาผนึกที่มีเฟสของเหลวร่วมด้วย โดยอุณหภูมิการเผาผนึกจะเพิ่มขึ้นตามปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ทั้งนี้ เนื่องจากอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีจุดหลอมตัวสูง ( $T_m \sim 2730^\circ\text{C}$ ) มีสมบัติ heat sink [19] ทำให้ต้องเพิ่มอุณหภูมิการเผาผนึกมากขึ้นเล็กน้อยตามปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ นอกจากนี้ การเกิดเฟส MgO และ  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  รวมถึง AlN และ  $\text{Mg}_2\text{Si}$  ระหว่างกระบวนการเผาผนึกนั้นล้วนส่งผลในทางบวกต่อประสิทธิภาพการเผาผนึกที่มีเฟสของเหลวในปริมาณเล็กน้อยรวมถึงสมบัติการแน่นตัวตามลำดับ ซึ่งน่าจะทำให้ได้วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ได้มีสมบัติที่ดี

## 4.2 ความหนาแน่นและโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป

### 4.2.1 ความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป (Green density)

ความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปแสดงดังตารางที่ 4.3 โดยพบว่า ค่าความหนาแน่นรวม (bulk density) มีค่าเพิ่มมากขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 5 10 15 20 30 และ 40 % โดยปริมาตร อย่างไรก็ตาม ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปมีค่าน้อยกว่าค่าทางทฤษฎี (theoretical green density) ซึ่งอาจเกิดจากการมีรูพรุนเกิดร่วมกับการรวมกลุ่มของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีปริมาณเพิ่มมากขึ้นดังแสดงในรายละเอียดหัวข้อ 4.2.2

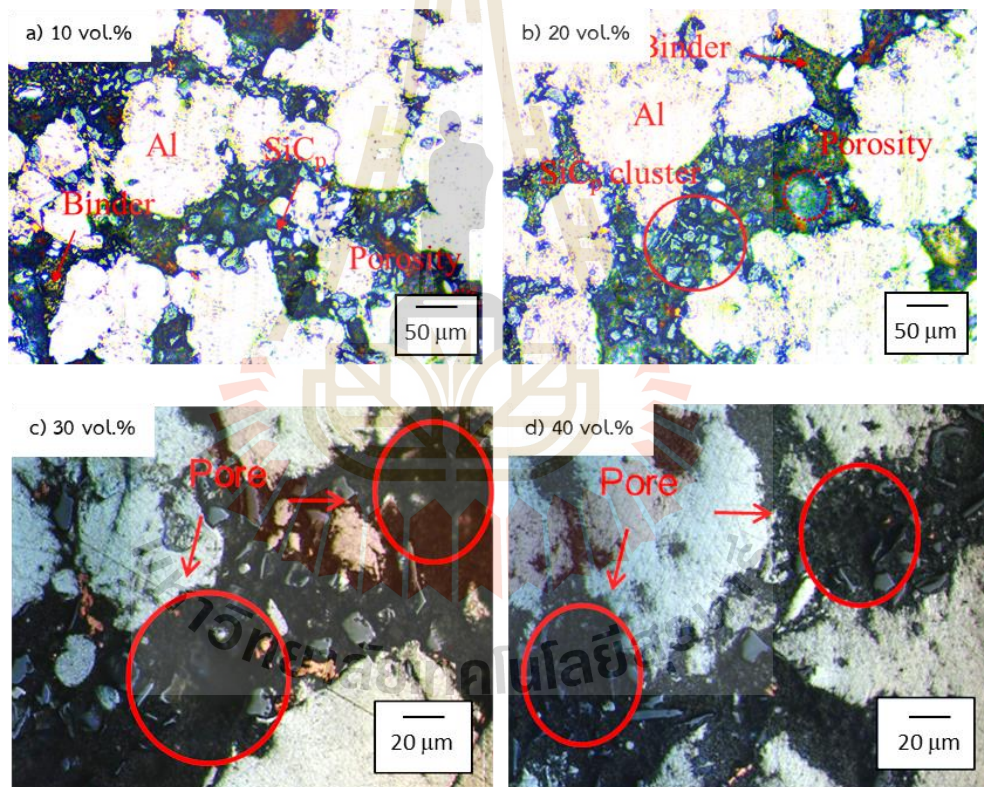
ตารางที่ 4.3 ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป

Green sample	Green density ( $\text{g.cm}^{-3}$ )	Theoretical green density ( $\text{g.cm}^{-3}$ )
Al-5 vol.% $\text{SiC}_p$	1.80	1.95
Al-10 vol.% $\text{SiC}_p$	1.83	1.96
Al-15 vol.% $\text{SiC}_p$	1.81	1.97
Al-20 vol.% $\text{SiC}_p$	1.84	1.98
Al-30 vol.% $\text{SiC}_p$	1.86	2.00

Al-40 vol.% SiC <sub>p</sub>	1.89	2.02
------------------------------	------	------

#### 4.2.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป (Green microstructure)

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปประกอบไปด้วย ผงอะลูมิเนียมที่มีขนาดใหญ่กว่าถูกล้อมรอบด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาดเล็กกว่า และทั้งสองเฟสถูกฝังอยู่ในสารยึด (binder) สังเกตเห็นเป็นพื้นสีดำ รูปที่ 4.5 แสดงตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูป จะสังเกตได้ว่าเมื่อเพิ่มปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะเกิดการรวมกลุ่มกันของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (SiC<sub>p</sub> cluster) กระจายอยู่ตามบริเวณโดยรอบของผงอะลูมิเนียมและมีรูพรุนปรากฏอยู่ในบริเวณกลุ่มก้อนนั้นด้วย โดยเฉพาะอย่างยิ่งในชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 30 และ 40 % โดยปริมาตร เมื่อพิจารณาที่กำลังขยายสูงขึ้น ดังรูปที่ 4.5 c) และ d) รูพรุนดังกล่าวอาจเป็นสาเหตุหนึ่งที่ทำให้ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานที่วัดได้ภายหลังการฉีดขึ้นรูปนั้นมีค่าน้อยกว่าค่าทางทฤษฎี ดังจะกล่าวในหัวข้อถัดไป



รูปที่ 4.5 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการฉีดขึ้นรูปที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 20 30 และ 40 % โดยปริมาตร

### 4.3 ความหนาแน่น โครงสร้างจุลภาค และการวิเคราะห์เฟสของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบ

#### 4.3.1 ความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็ง (Sintered and age-harden microstructures)

ความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกแสดงดังตารางที่ 4.4 โดยพบว่า ค่าความหนาแน่นรวม (bulk density) มีค่าเพิ่มมากขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 5 10 15 % โดยปริมาตร โดยให้ค่าความหนาแน่นสูงสุดที่  $2.678 \text{ g.cm}^{-3}$  ที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 15 % โดยปริมาตร คิดเป็น 94.2 % ของความหนาแน่นทางทฤษฎี (% theoretical sintered density) หลังจากนั้นค่าความหนาแน่นลดลงเมื่อเพิ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เป็น 20 30 และ 40 % โดยปริมาตร และให้ค่าความหนาแน่นต่ำสุดคือ  $1.92 \text{ g.cm}^{-3}$  คิดเป็น 65.1 % ของความหนาแน่นทางทฤษฎี ซึ่งค่อนข้างต่ำมาก จะสังเกตได้ว่าค่าความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกมีค่าน้อยกว่าค่าทางทฤษฎี เช่นเดียวกันกับกรณีชิ้นงานภายหลังการฉีดยึดขึ้นรูป ซึ่งอาจเกิดจากการมีรูพรุนเกิดร่วมกับการรวมกลุ่มของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ตั้งแต่กระบวนการฉีดยึดขึ้นรูปในกรณีปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์สูง ๆ และรูพรุนบางส่วนไม่สามารถถูกกำจัดออกไปได้ภายหลังการเผาผนึก อีกทั้งการรวมกลุ่มของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ยังเป็นอุปสรรคสำคัญต่อการเผาผนึก เนื่องจากการลดพื้นที่สัมผัสระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กับผงอะลูมิเนียม ( $\text{Al-SiC}_p$  interface) แต่เพิ่มพื้นที่สัมผัสระหว่างอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกันเอง ( $\text{SiC}_p\text{-SiC}_p$  interface) อะลูมิเนียมจึงไม่สามารถเปียก (wet) ลงบนอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในช่วงการเผาผนึกเฟสของเหลว (liquid phase sintering) ได้ จึงทำให้กลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เหล่านั้นไม่สามารถเชื่อมยึดติดกันได้ระหว่างการเผาผนึกช่วงอุณหภูมิที่ต่ำกว่าการเผาผนึกของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกันเอง จึงส่งผลให้หลุดออกจากเนื้อพื้นกลายเป็นรูพรุนขนาดใหญ่หลงเหลืออยู่ โดยเฉพาะอย่างยิ่งในกรณีการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 30 และ 40 % โดยปริมาตร และจะส่งผลต่อสมบัติเชิงกล

ตารางที่ 4.4 ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึก

Sintered sample	Sintered density ( $\text{g.cm}^{-3}$ )	Theoretical sintered density ( $\text{g.cm}^{-3}$ )	% Theoretical sintered density
Al-5 vol.% $\text{SiC}_p$	2.472	2.801	88.3
Al-10 vol.% $\text{SiC}_p$	2.627	2.822	93.1
Al-15 vol.% $\text{SiC}_p$	2.678	2.843	94.2
Al-20 vol.% $\text{SiC}_p$	2.433	2.864	85.0
Al-30 vol.% $\text{SiC}_p$	2.020	2.906	69.5
Al-40 vol.% $\text{SiC}_p$	1.920	2.948	65.1

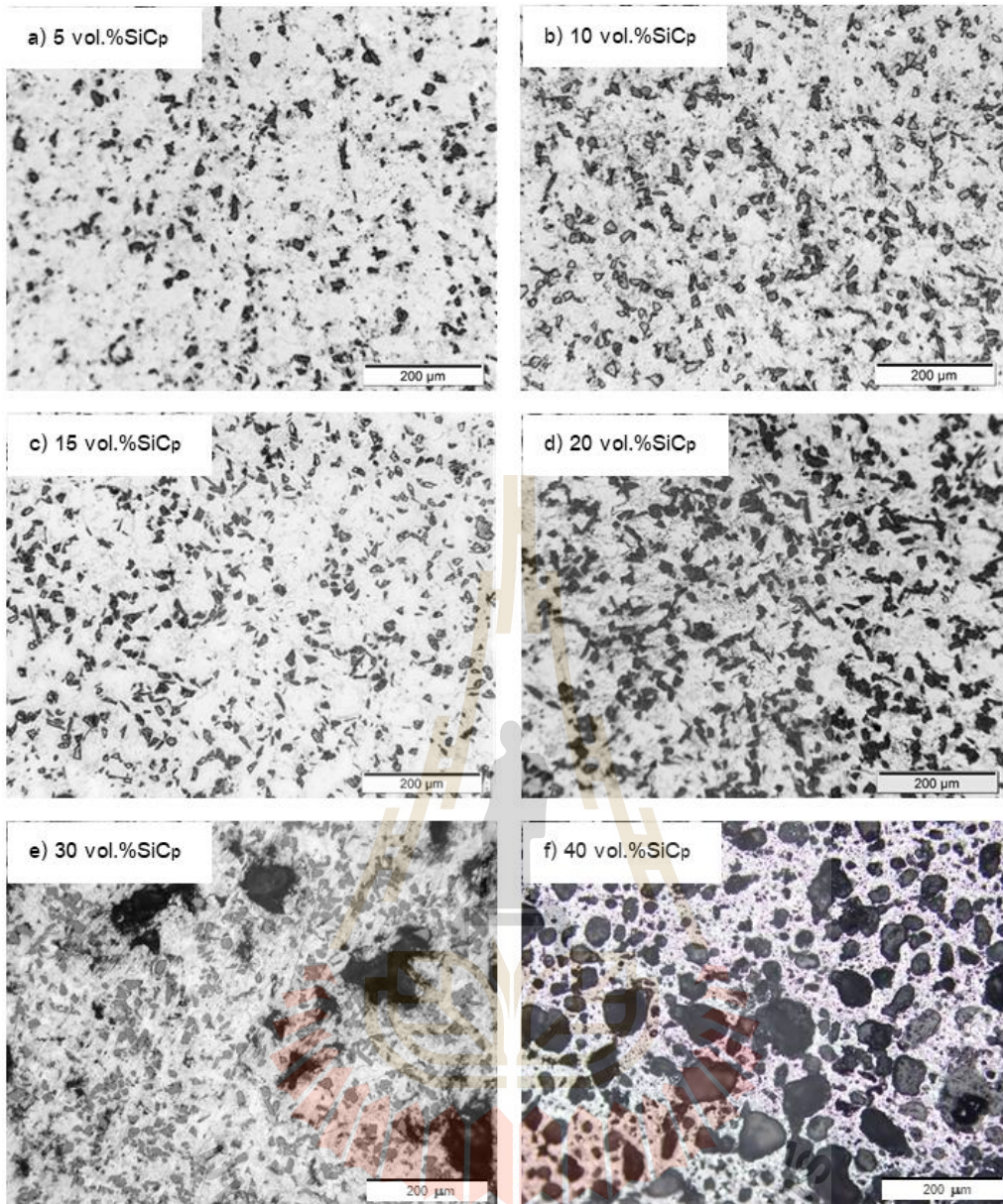
### 4.3.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็ง (Sintered and age-harden microstructures)

#### 4.3.1.1 โครงสร้างจุลภาคและการวิเคราะห์เฟสหลังการเผาผนึก

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ภายหลังการเผาผนึกแสดงดังรูปที่ 4.6 a) - f) ซึ่งจะเห็นได้ว่าสารยึดได้ถูกกำจัดออกไปภายหลังการเผาผนึกหลงเหลือเพียงอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้นอะลูมิเนียม และเมื่อเพิ่มปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะสังเกตเห็นปริมาณของซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มมากขึ้นด้วย โดยเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ปริมาณ 5 % และ 40 % โดยปริมาตร ในรูปที่ 4.6 a) และ 4.6 b) อย่างไรก็ตาม การเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์น้อย (< 20 % โดยปริมาตร) จะส่งผลให้เกิดการกระจายตัวที่ค่อนข้างสม่ำเสมอ ส่วนเมื่อปริมาณของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มากขึ้น (>20 % โดยปริมาตร) จะเกิดการกระจุกตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เป็นกลุ่มก้อน และมักเกิดร่วมกับรูพรุน ซึ่งส่งผลในทางลบต่อสมบัติความหนาแน่น ความแข็งของชิ้นงาน







**รูปที่ 4.6** โครงสร้างจุลภาคภายหลังกการเผาผนึกของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 5-40 % โดยปริมาตร

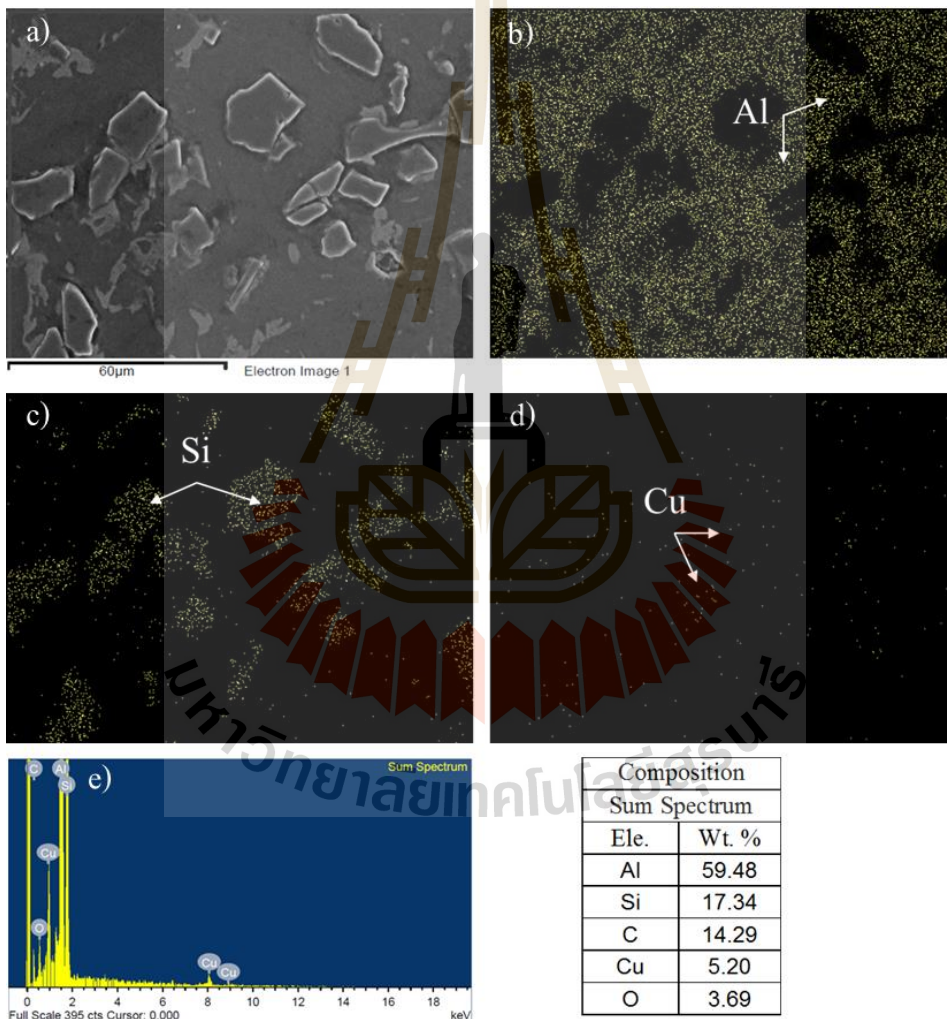
การวิเคราะห์เฟสด้วยเทคนิค EDS ในตัวอย่างชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 20 % โดยปริมาตร ดังรูปที่ 4.7 พบว่าผลการวิเคราะห์แบบแผนที่ (EDS mapping) แสดงให้เห็นถึงบริเวณของเฟสพื้นที่มีการกระจายตัวของธาตุอะลูมิเนียม (Al) เป็นหลัก รองลงมาคือ ทองแดง (Cu) ส่วนบริเวณที่เป็นกลุ่มก้อนแสดงธาตุซิลิคอนเป็นหลักซึ่งสอดคล้องกับบริเวณที่อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวอยู่ นอกจากนี้ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS แบบจุด (point analysis) แสดงดังรูปที่ 4.8 มีองค์ประกอบทางเคมีของ spectrum ที่ 1-5 (sp1-sp5) แสดงดังตารางประกอบ โดยเนื้อพื้น แสดงดัง spectrum 1 ประกอบไปด้วยธาตุอะลูมิเนียมเป็นหลักและมีปริมาณของทองแดงและแมกนีเซียมในปริมาณเล็กน้อย ซึ่งสอดคล้องกับเกรดของผงอะลูมิเนียมที่ใช้ในการศึกษาในครั้งนี้ spectrum 2 และ 5 แสดงธาตุอะลูมิเนียมและทองแดงเป็นหลักซึ่งแสดงถึงเฟสยูเท



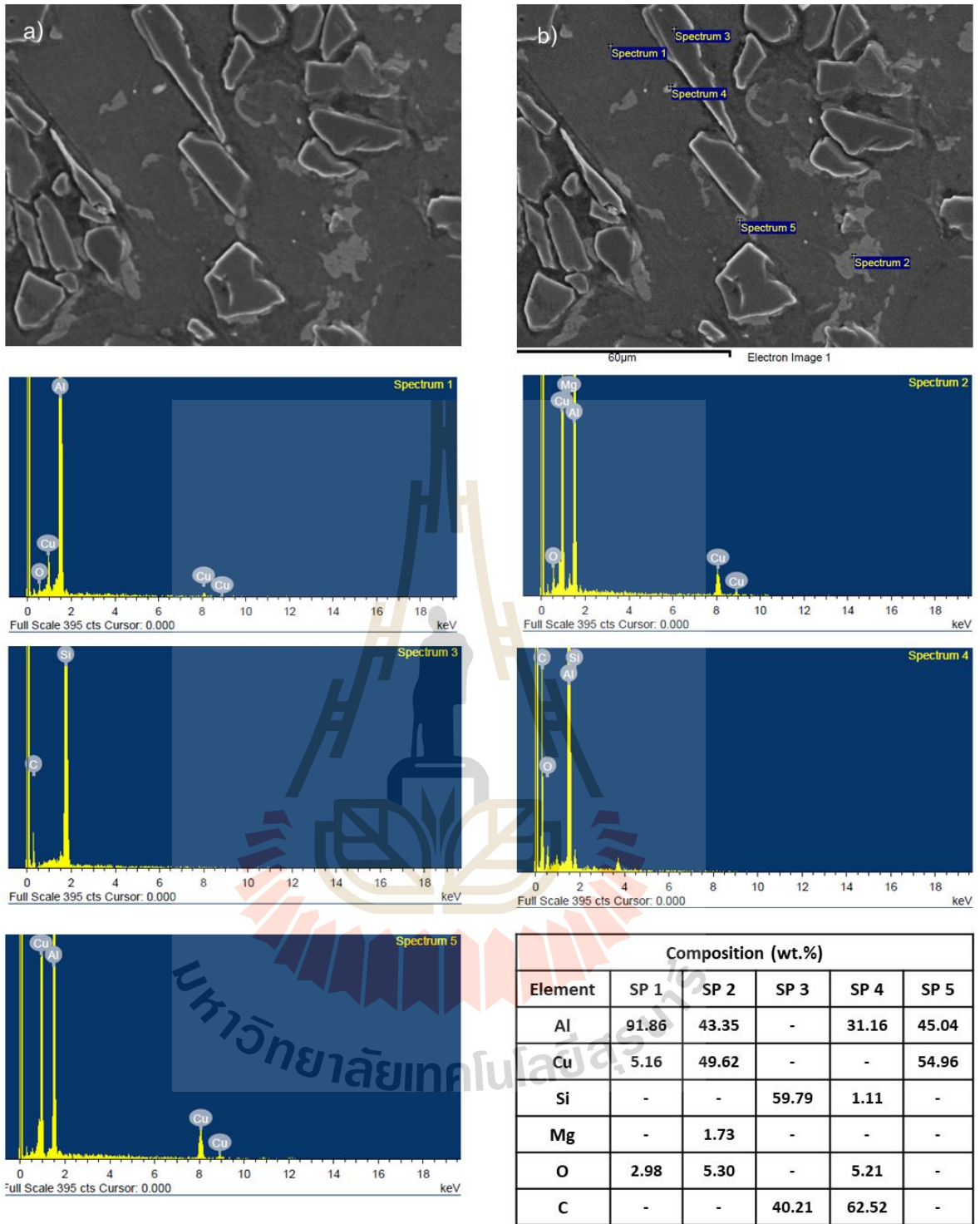
คติก ส่วนบริเวณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ได้ถูกวิเคราะห์ใน spectrum 5 ซึ่งประกอบไปด้วยธาตุซิลิคอนและคาร์บอนเป็นหลัก เป็นต้น

#### 4.3.1.2 โครงสร้างจุลภาคและการวิเคราะห์เฟสภายหลังการบ่มแข็ง

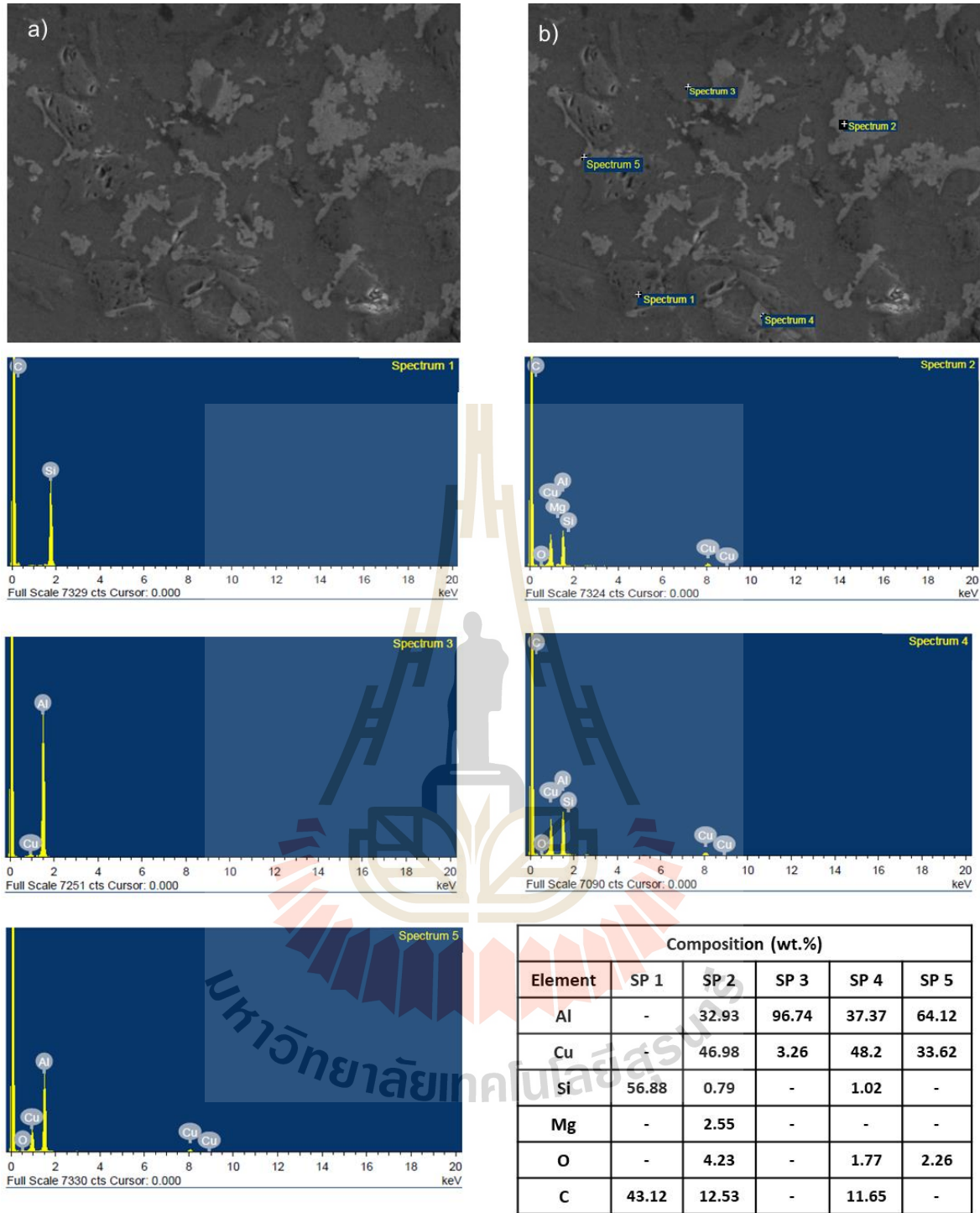
โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมภายหลังการบ่มแข็งเมื่อตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงมีความคล้ายคลึงกับโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึก และเมื่อดำเนินการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดพร้อมด้วยเทคนิค EDS พบการตกตะกอนของเฟส  $Al_2Cu$  ดังแสดงในรูปที่ 4.9 โดยทำการวิเคราะห์แบบจุด พบว่า spectrum 1 มีองค์ประกอบของซิลิคอนและคาร์บอนเป็นหลักซึ่งแสดงถึงเฟสอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ส่วน spectrum 2 แสดงองค์ประกอบของเฟสยูเทคติก และเนื้อโลหะพื้นคือ spectrum 3 ส่วน spectrum 4 และ 5 แสดงองค์ประกอบของเฟสที่ตกตะกอน คือ  $Al_2Cu$



รูปที่ 4.7 ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS แบบแผนที่ (EDS mapping) ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร



รูปที่ 4.8 ผลวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS แบบจุด (point analysis) ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร หลังการเผาผนึก

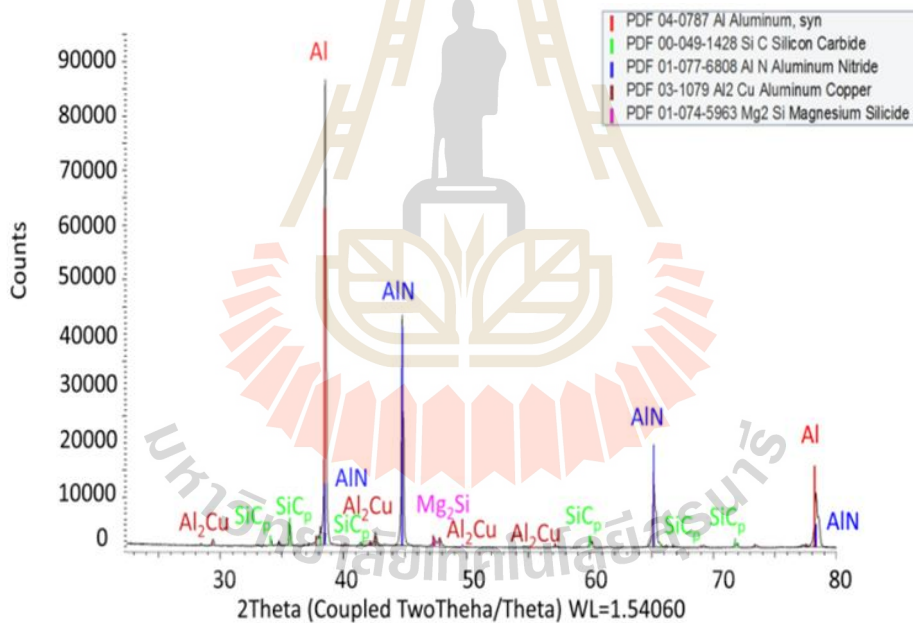


รูปที่ 4.9 ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS แบบจุด (point analysis) ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร หลังการบ่มแข็ง

#### 4.3.2 ผลวิเคราะห์ด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็ง (XRD analysis of sintered and age-hardened microstructures)

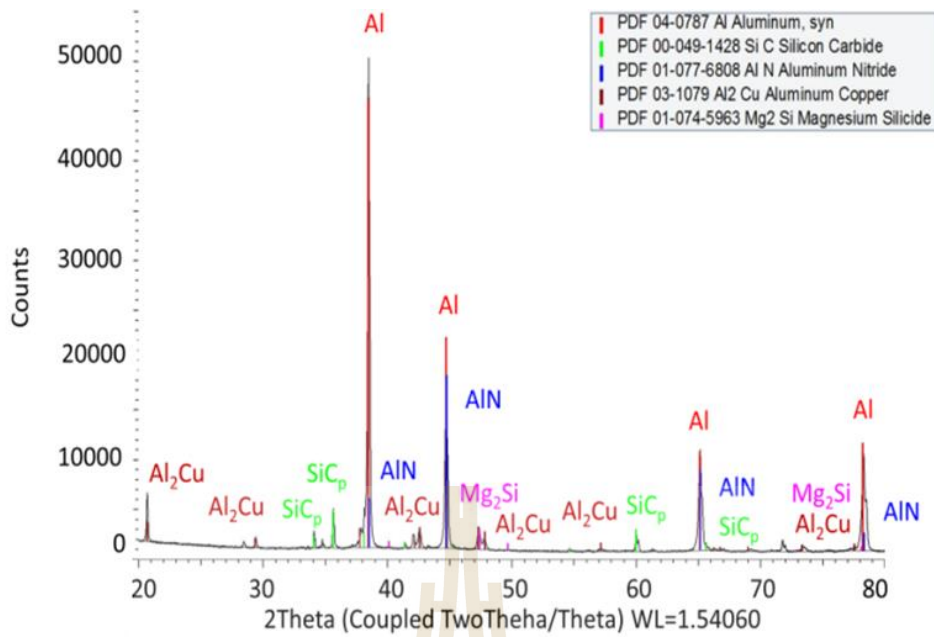
ผลวิเคราะห์เฟสที่เกิดขึ้นในวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยใช้เทคนิค XRD ภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็งแสดงเปรียบเทียบดังรูปที่ 4.10 a) และ b) พบว่า ไม่พบองค์ประกอบของสารยึดภายหลังการเผาผนึก โดยพบอะลูมิเนียม (Al) เป็นเฟสหลัก ส่วนอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ (AlN) นั้นเป็นผลมาจากการเผาผนึกในบรรยากาศที่มีก๊าซไนโตรเจน และพบเฟสเสริมแรงคือ ซิลิคอนคาร์ไบด์ (SiC) นอกจากนี้ พบเฟสอื่น ๆ เช่น  $Al_2Cu$  และ  $Mg_2Si$  ซึ่งเป็นเฟสที่สองกระจายอยู่ในเนื้อพื้นเนื่องจากองค์ประกอบทางเคมีของผงอะลูมิเนียมที่เป็นเนื้อพื้น โดยไม่พบเฟสที่เป็นอะลูมิเนียมคาร์ไบด์

ผลการวิเคราะห์ในวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยเทคนิค XRD ภายหลังการบ่มแข็งดังแสดงในรูปที่ 4.10 b) แสดงเฟสพื้นและเฟสเสริมแรงเช่นเดียวกับที่พบในโครงสร้างจุลภาคภายหลังการเผาผนึก และพบ peak ของ  $Al_2Cu$  และ  $Mg_2Si$  ในปริมาณที่เด่นชัดขึ้น แสดงถึงการตกตะกอนใหม่ของเฟสดังกล่าวภายหลังการบ่มแข็ง และน่าจะส่งผลต่อค่าความแข็งของชิ้นงาน



a) XRD analysis of as-sintered  $SiC_p$ -reinforced aluminium composite

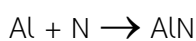




b) XRD analysis of age-hardened SiC<sub>p</sub>-reinforced aluminium composite

**รูปที่ 4.10** ผลวิเคราะห์เฟสด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 % โดยปริมาตร a) หลังการเผาผนึก b) หลังการบ่มแข็ง

ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค XRD พบว่าเกิดการฟอร์มของสารประกอบอะลูมิเนียมไนไตรด์ (AlN) ซึ่งเกิดจากการที่ก๊าซไนโตรเจนที่ถูกเติมเข้าไปในบรรยากาศการเผาผนึก ทำปฏิกิริยากับอะลูมิเนียมภายหลังจากที่ชั้นฟิล์มอะลูมิเนียมออกไซด์ที่ผิวของผงอะลูมิเนียมถูกรีดิวซ์แล้ว สมการที่ 4.2 แสดงการเกิดสารประกอบ AlN ที่แสดงปฏิกิริยาคายความร้อน ดังสมการ  $\Delta_f H^\circ_{\text{AlN}} = -318 \text{ kJ/mol}$  [41] โดยงานวิจัยจำนวนหนึ่งสนับสนุนว่าสารประกอบ AlN นี้ถูกเชื่อว่าจะสามารถเพิ่มสมบัติการแน่นตัว (densification) ให้กับชิ้นงานภายหลังจากการเผาผนึกได้ [42] ด้วยกลไกการเติมเต็มช่องว่าง (pore filling) ซึ่งสามารถอธิบายได้จากสมดุลของแรงดันระหว่างแรงดันก๊าซภายนอกกับแรงดันก๊าซภายในช่องว่างและแรงดันที่เกิดจากแรงตึงผิว (surface tension) ระหว่างเฟสของเหลวและของแข็ง โดยรัศมีของ liquid meniscus radius จะแปรผันไปตามขนาดของเกรน ซึ่งในระหว่างการเพิ่มอุณหภูมิและเกิดเกรนโตนั้น รัศมีของ liquid meniscus radius จะเพิ่มขึ้นและเมื่อมีค่ามากกว่ารัศมีของช่องว่าง (pore radius) จะทำให้แรงดันในช่องว่างลดลง (reduce pressure in closed pores) จึงส่งผลให้เกิดการไหลของของเหลวเข้าสู่ช่องว่าง เกิดกลไก pore filling ซึ่งเป็นการช่วยเพิ่มความแน่นตัวของชิ้นงานนั่นเอง



สมการที่ 4.2

และหากองค์ประกอบทางเคมีของผงอะลูมิเนียมมีปริมาณแมกนีเซียมที่เพียงพอที่จะสามารถทำให้เกิดการฟอร์มของสารประกอบแมกนีเซียมซิลิไซด์ (congruent Mg<sub>2</sub>Si) ได้ โดยในขณะที่ชั้นฟิล์ม SiO<sub>2</sub> ที่อยู่บนผิวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์นั้นถูกใช้ไป [43] ดังในสมการที่ 4.3 และ 4.4 ตามลำดับ ซึ่งการฟอร์มของ Mg<sub>2</sub>Si นี้ถูกพิจารณาว่าช่วยส่งเสริมให้ประสิทธิภาพการเผาผนึกนั้นดียิ่งขึ้น และจาก



ข้อมูลอ้างอิงงานวิจัยของ B. Sun และคณะ [44] พบว่า การเกิด  $Mg_2Si$  มีอุณหภูมิที่เหมาะสมคือ ประมาณ  $545\text{ }^{\circ}C$  หรือ  $818\text{ }K$  โดยมีค่า activation energy =  $377.53\text{ kJ/mol}$  ซึ่งแม้ว่าจะไม่สามารถสังเกตเห็นการปรากฏของพีคที่ชัดเจนในรูปที่ 4.4 a) – b) เนื่องจากเกิดในปริมาณที่น้อย แต่จะสามารถสังเกตได้ผลการวิเคราะห์ XRD



#### 4.4 สมบัติความแข็งของวัสดุเชิงประกอบภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็ง

ค่าความแข็งเฉลี่ยแบบมาโครวิกเกอร์ของวัสดุเชิงประกอบเสริมภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็งแสดงดังตารางที่ 4.5 พบว่าค่าความแข็งเพิ่มขึ้นภายหลังการบ่มแข็ง ส่วนการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะให้แนวโน้มค่าความแข็งที่สูงขึ้นเมื่อเติมในปริมาณ 5-15 % โดยปริมาตร และมีแนวโน้มลดลงเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20-40 % โดยปริมาตร โดยให้ค่าความแข็งสูงสุดที่  $138.9\text{ Hv}$  และ  $166.6\text{ Hv}$  สำหรับชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็งตามลำดับ

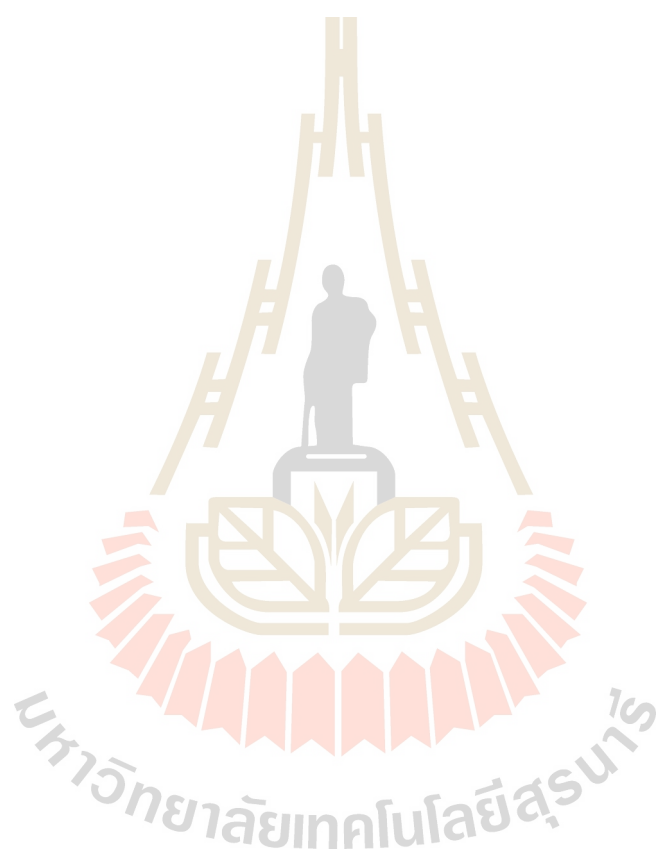
ตารางที่ 4.5 ค่าความแข็งเฉลี่ยแบบมาโครวิกเกอร์ของวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็ง

Sintered sample	Sintered hardness (Hv)	Age-hardened (Hv)
Al-5 vol.% $SiC_p$	123.9	132.9
Al-10 vol.% $SiC_p$	132.6	160.8
Al-15 vol.% $SiC_p$	138.9	166.6
Al-20 vol.% $SiC_p$	125.0	164.2
Al-30 vol.% $SiC_p$	121.3	156.3
Al-40 vol.% $SiC_p$	118.4	148.4

#### 4.5 ผลกระทบของปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ต่อโครงสร้างจุลภาค ความหนาแน่น และสมบัติความแข็งของวัสดุเชิงประกอบ

จากผลการทดลองจะเห็นได้ว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานจะประกอบไปด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวอยู่ล้อมรอบผงอะลูมิเนียม โดยเมื่อเพิ่มปริมาณของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะพบแนวโน้มของการรวมกลุ่ม ( $SiC_p$  cluster) ร่วมกับรูพรุน โดยเฉพาะอย่างยิ่งในชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 30-40 % โดยปริมาตร จะพบรูพรุนในปริมาณมาก ส่งผลให้ชิ้นงานได้รับค่าความหนาแน่นและความแข็งที่ลดลงเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มากกว่า 20 % โดยปริมาตร อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีขนาดเล็กส่งผลให้มีพลังงานพื้นผิว (surface energy) มาก จึงเกิดการรวมกลุ่มกันระหว่างการผสมผงวัสดุทำให้งอมอะลูมิเนียมไม่สามารถเกิดการเผาผนึกกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ได้อย่างมีประสิทธิภาพ ส่งผลให้กลุ่มอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์หลุดร่วงออกมาเกิดเป็นรูพรุนขนาดใหญ่จำนวนมาก และไม่สามารถรับแรงกดได้ดีเท่าวัสดุเชิงประกอบที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณที่น้อยกว่า ซึ่งมีโครงสร้างที่มีความแน่นตัวมากกว่าเนื่องจากมีปริมาณรูพรุนที่น้อยกว่า ดังนั้น จากการผลการทดลองดังกล่าว ในงานวิจัยนี้จึงเลือกใช้ส่วนผสมการเติมอนุภาคซิลิคอน

คาร์ไบด์ที่ปริมาณ 5 10 15 และ 20 % โดยปริมาตร สำหรับศึกษาสมบัติการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุ  
เชิงประกอบ ซึ่งจะกล่าวถึงต่อไปในบทที่ 5

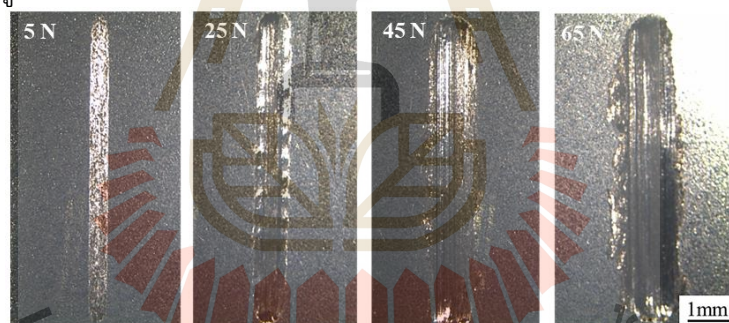


## บทที่ 5 ความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

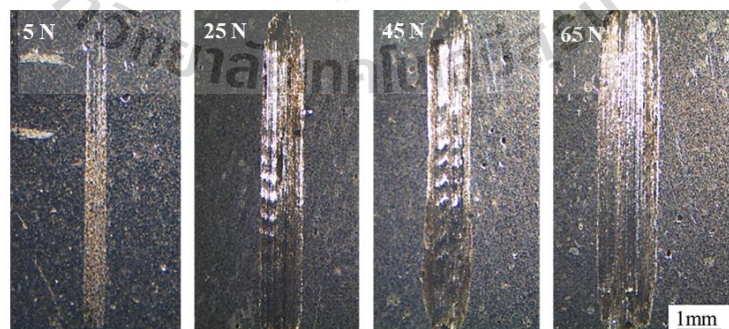
ในบทนี้จะกล่าวถึง ความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 5 10 15 และ 20 % โดยปริมาตร ที่ผ่านการทดสอบการสึกหรอแบบ ball-on-flat ตามมาตรฐาน ASTM G133-05 [32] ในช่วงโหลด 5 25 45 และ 65 นิวตัน ในสถานะไม่มีสารหล่อลื่น โดยมีผลการทดลองประกอบไปด้วยลักษณะทางกายภาพโดยทั่วไปของร่องการสึกหรอ ค่าตัวแปรต่าง ๆ เช่น ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน น้ำหนักที่หายไปจากการสึกหรอ พื้นผิวการสึกหรอและสะเก็ดการสึกหรอ รวมถึงการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS เพื่อนำผลตรวจสอบมาช่วยอธิบายและบ่งชี้พฤติกรรมหรือกลไกการสึกหรอที่เกิดขึ้น ดังรายละเอียดต่อไปนี้

### 5.1 ร่องการสึกหรอ (Wear groove)

ร่องการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบทดสอบในสถานะภายหลังการเผาผนึก มีขนาดความกว้างของร่องการสึกหรอ (Wear groove width) ที่เพิ่มขึ้นตามปริมาณโหลดที่เพิ่มขึ้นจาก 5 ถึง 65 นิวตัน และเมื่อเปรียบเทียบขนาดความกว้างของร่องการสึกหรอของชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณต่าง ๆ พบว่า ขนาดความกว้างของร่องการสึกหรอจะมีแนวโน้มลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังแสดงเปรียบเทียบในรูปที่ 5.1 a) และ b)

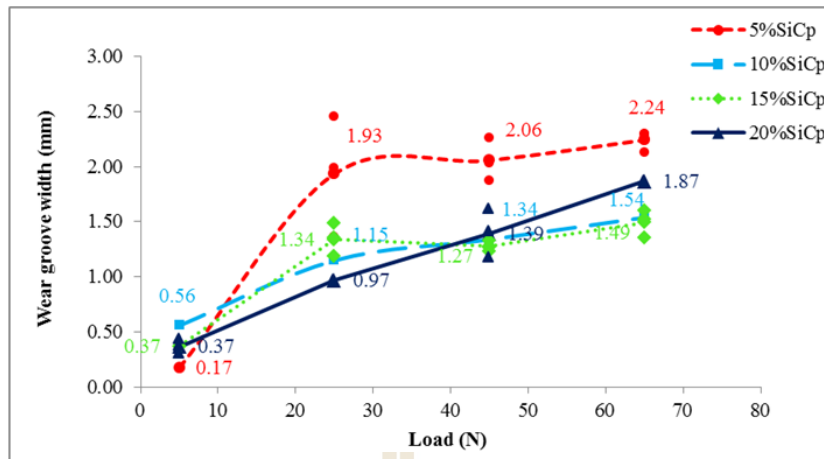


a) เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 % โดยปริมาตร

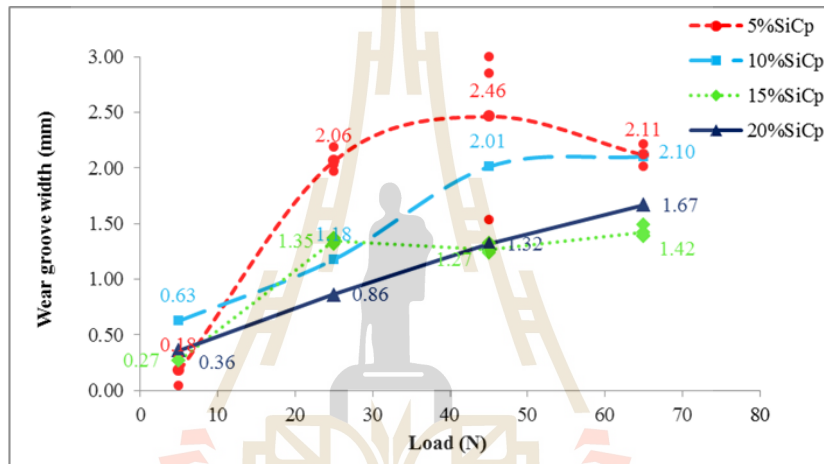


b) เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร

รูปที่ 5.1 ร่องการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบภายหลังการเผาผนึก



a) ภายหลังการเผาผนึก



b) ภายหลังการบ่มแข็ง

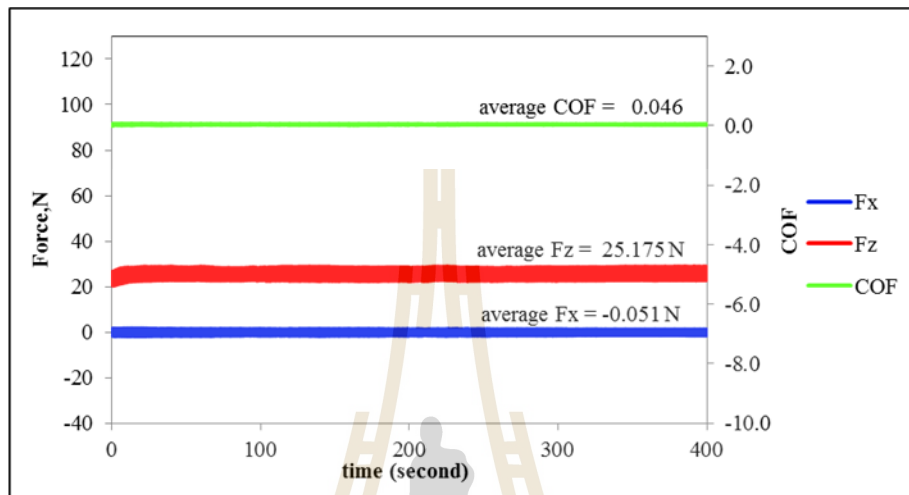
### รูปที่ 5.2 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดความกว้างร่องการสึกหรอและโหลด

กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดความกว้างร่องการสึกหรอและโหลดที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 5-20 % โดยปริมาตร แสดงดังรูปที่ 5.2 โดยความกว้างของร่องการสึกหรอมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มโหลดการทดสอบ โดยผลการทดลองในสภาวะหลังการเผาผนึกและภายหลังการบ่มแข็งมีแนวโน้มที่คล้ายคลึงกัน

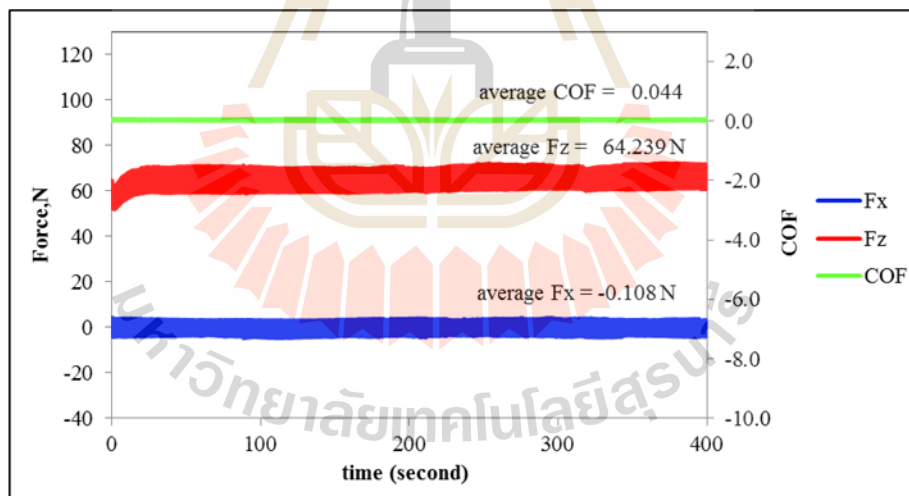
### 5.2 ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและการบ่มแข็ง (Coefficient of friction of as-sintered and age-harden samples)

จากการทดสอบการสึกหรอแบบ Ball on Flat ตามมาตรฐานการทดสอบ ASTM G133-95 ภายใต้โหลด 5 25 45 และ 65 นิวตัน ด้วยเครื่องมือทดสอบการสึกหรอรุ่น UMT tribolab สามารถบันทึกค่าแรงกระทำตั้งฉาก ( $F_z$ ) แรงเสียดทาน ( $F_x$ ) และค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน (COF) แบบ Real time ดังตัวอย่างในรูปที่ 5.3 ซึ่งกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างแรงกระทำ (Forces) ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน (COF) ในช่วงเวลา (time period) 400 วินาที โดยในหัวข้อนี้จะแสดงผลความสัมพันธ์ดังกล่าวเปรียบเทียบกับเฉพาะชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 และ 20 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ภายใต้โหลด 25 และ 65 นิวตัน ดังแสดงในรูปที่ 5.3 และ 5.4 ตามลำดับ

เมื่อพิจารณาชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 % โดยปริมาตร ดังรูป 5.3 พบว่าค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานภายใต้โหลด 25 และ 65 นิวตัน มีค่าค่อนข้างคงที่ ส่วนค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร พบว่ามีค่าอยู่ในช่วงกว้างกว่าดังรูป 5.4 และเมื่อพิจารณาในช่วงโหลดที่สูงขึ้นคือ 65 นิวตัน ยิ่งส่งผลทำให้แรงกระทำไม่สม่ำเสมอเมื่อทดสอบในระยะเวลาขึ้นช่วง 200 ถึง 400 ดังรูป 5.4 b) ซึ่งอาจจะสะท้อนได้จากลักษณะของร่องการสึกหรอที่ค่อนข้างขรุขระบริเวณขอบด้านข้าง



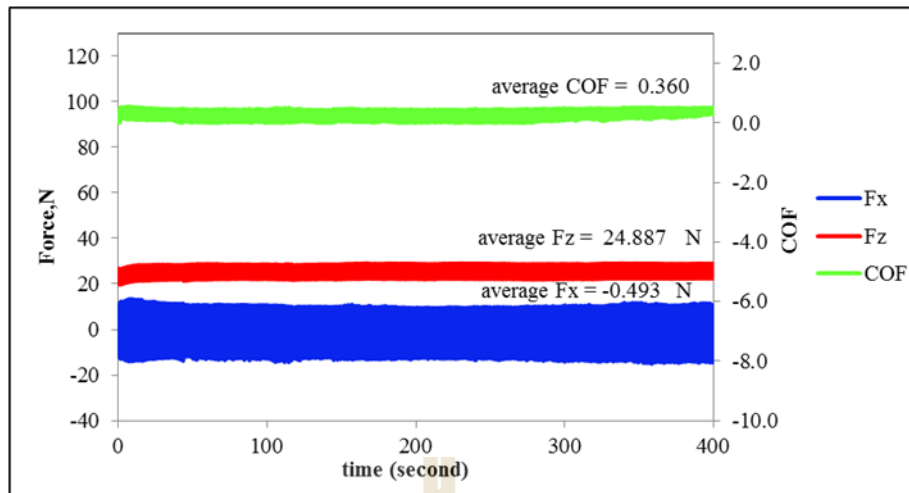
a) 25 นิวตัน



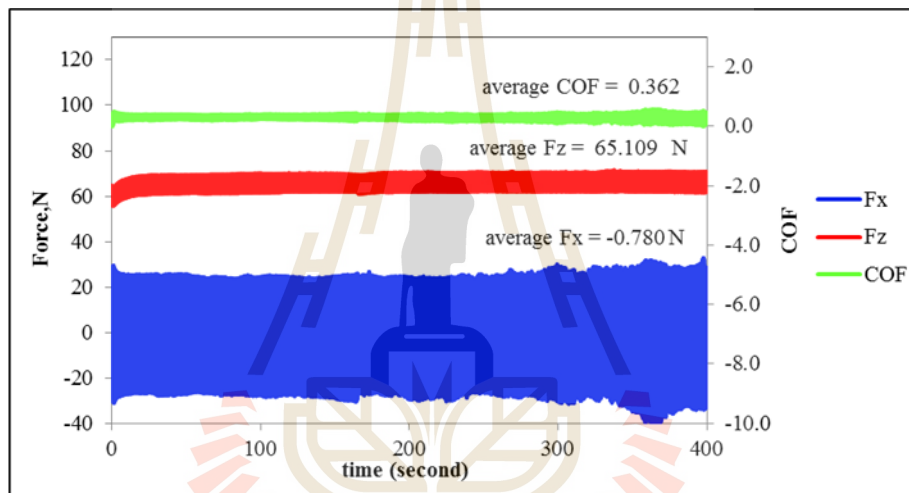
b) 65 นิวตัน

รูปที่ 5.3 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างแรงกระทำ (Force) ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน (COF) เทียบกับเวลา (time) ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังจากการบ่มแข็ง



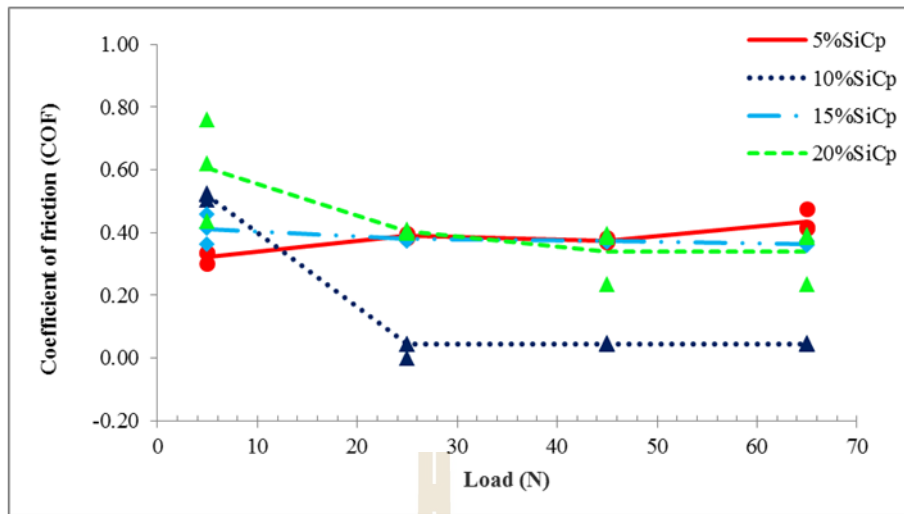


a) 25 นิวตัน

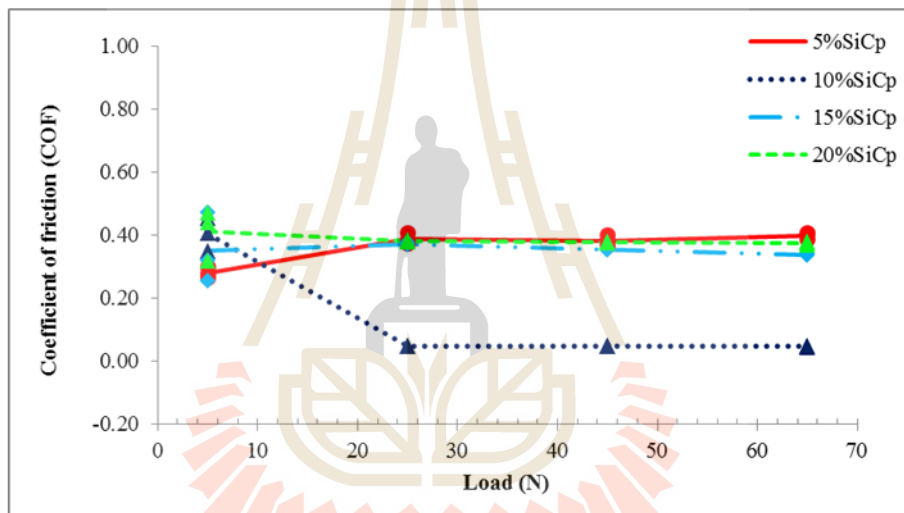


b) 65 นิวตัน

รูปที่ 5.4 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างแรงกระทำ (Force) ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน (COF) เทียบกับเวลา (time) ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังจากการบ่มแข็ง



a) ภายหลังจากการเผาผนีก



b) ภายหลังจากการบ่มแข็ง

**รูปที่ 5.5** ความสัมพันธ์ระหว่างค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานกับโหลดที่กระทำบนชิ้นงาน

เมื่อพิจารณาค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานเทียบกับปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 5 ถึง 20 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ทั้งภายหลังจากการเผาผนีกและภายหลังจากการบ่มแข็งดังแสดงรูปที่ 5.5 a) และ b) พบว่า ภายใต้โหลด 25 45 และ 65 นิวตัน ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานมีแนวโน้มพฤติกรรมเดียวกัน คือ ชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร มีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่ำสุดคือ 0.044 ถึง 0.045 เมื่อเทียบกับชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 5 15 และ 20 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ส่วนผลการทดสอบที่โหลด 5 นิวตัน ให้ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานมีพฤติกรรมที่ต่างออกไป โดยให้ค่าในช่วงค่อนข้างกว้าง ซึ่งการที่ชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร มีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่ำสุดนี้คาดว่าน่าจะสัมพันธ์กับพฤติกรรมการสึกหรอที่เกิดขึ้น โดยจะอภิปรายผลให้หัวข้อ 5.8

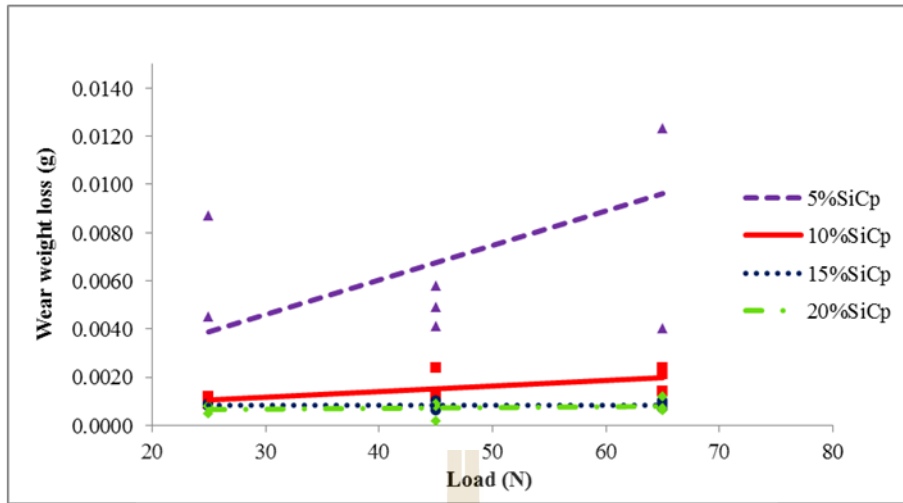
### 5.3 น้ำหนักที่หายไปและอัตราการสึกหรอของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและการบ่มแข็ง (Wear weight loss and wear rate of as-sintered and age-hardened samples)

#### 5.3.1 น้ำหนักที่หายไปหลังทดสอบการสึกหรอ

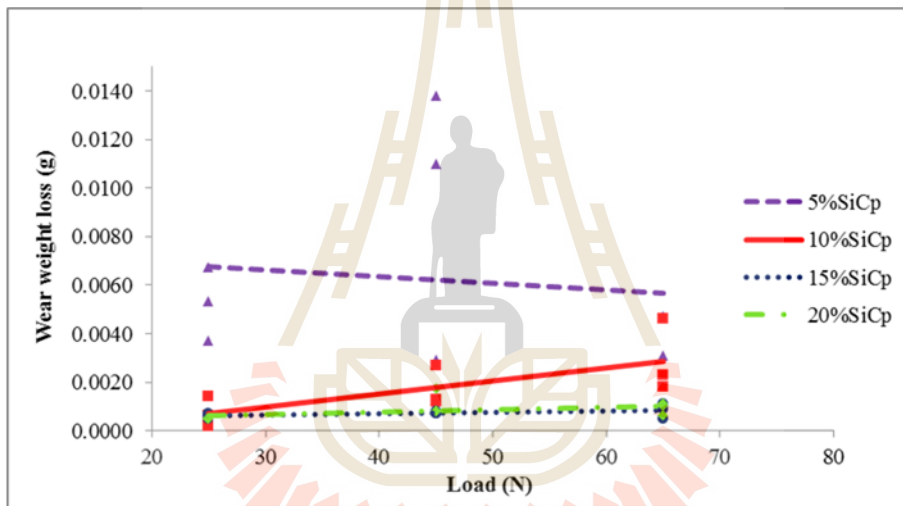
น้ำหนักที่หายไปหลังการทดสอบการสึกหรอ (wear weight loss) ของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็งมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามโหลดที่ใช้ทดสอบ ดังแสดงในรูปที่ 5.6 ซึ่งชิ้นงานที่ทดสอบการสึกหรอภายใต้โหลดต่ำที่สุด คือ 5 นิวตัน เกิดการสึกหรอน้อยที่สุด และไม่สามารถวัดน้ำหนักที่สูญเสียไปได้ เมื่อเปรียบเทียบกับน้ำหนักที่หายไปกับชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณต่าง ๆ พบว่าน้ำหนักที่หายไปมีแนวโน้มลดลงเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มากขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งเมื่อพิจารณาน้ำหนักที่หายไปของชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 5 % โดยปริมาตร ทั้งภายหลังจากการเผาผนึกและภายหลังการบ่มแข็ง พบว่าน้ำหนักที่หายไปมีค่าสูงสุดอย่างเห็นได้ชัด เมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณเพิ่มขึ้นเป็น 10 15 และ 20 % โดยปริมาตร น้ำหนักที่หายไปมีค่าลดลงตามลำดับ ซึ่งชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 15 และ 20 % โดยปริมาตร มีน้ำหนักที่หายไปที่ค่อนข้างใกล้เคียงกัน

#### 5.3.2 อัตราการสึกหรอ

อัตราการสึกหรอ (wear rate:  $w_s$ ) ของชิ้นงาน สามารถคำนวณได้จากปริมาตรการสึกหรอเทียบกับระยะทางและโหลดที่ใช้ทดสอบ โดยสามารถประมาณค่าปริมาตรการสึกหรอได้จากน้ำหนักที่หายไป (wear weight loss,  $g$ ) และความหนาแน่นของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึก และจากการวิเคราะห์ดังกล่าว พบว่าอัตราการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ทั้งภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็งมีแนวโน้มใกล้เคียงกัน มีค่าอยู่ในช่วง  $10^{-3}$  ถึง  $10^{-5}$   $\text{mm}^3/\text{Nm}$  โดยชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 5 % โดยปริมาตร มีอัตราการสึกหรอสูงสุดและอัตราการสึกหรอลดลงอย่างเห็นได้ชัดเมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้นเป็น 10 15 และ 20 % โดยปริมาตร ดังแสดงในรูปที่ 5.7 ซึ่งเมื่อพิจารณาอัตราการสึกหรอของชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 15 และ 20 % โดยปริมาตร พบว่ามีอัตราการสึกหรอที่ค่อนข้างใกล้เคียงกัน

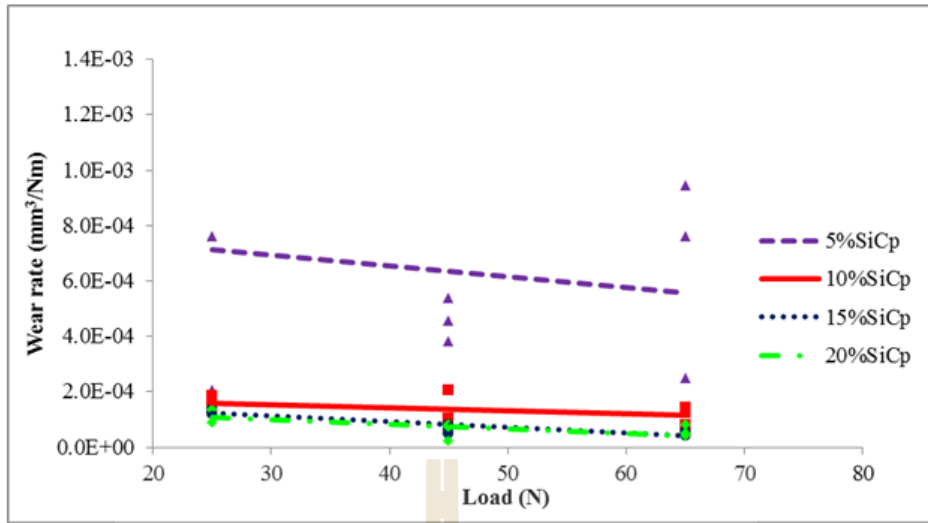


a) ภายหลังจากการเฟาผนึก

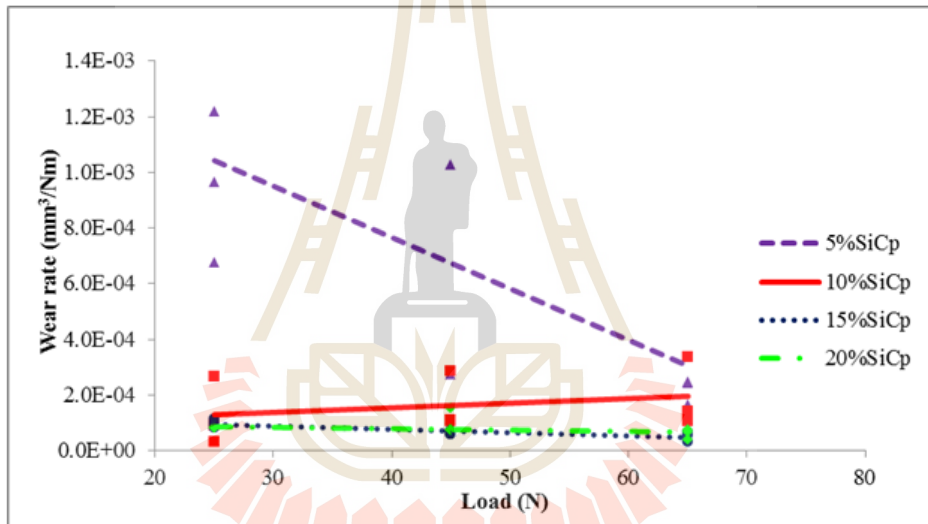


b) ภายหลังจากการบมแข็ง

รูปที่ 5.6 น้ำหนักที่หายไปจากการทดสอบการสึกหรอ ภายใต้อิโหลด 5 25 45 และ 65 นิวตัน



a) ภายหลังการเผาผนึก



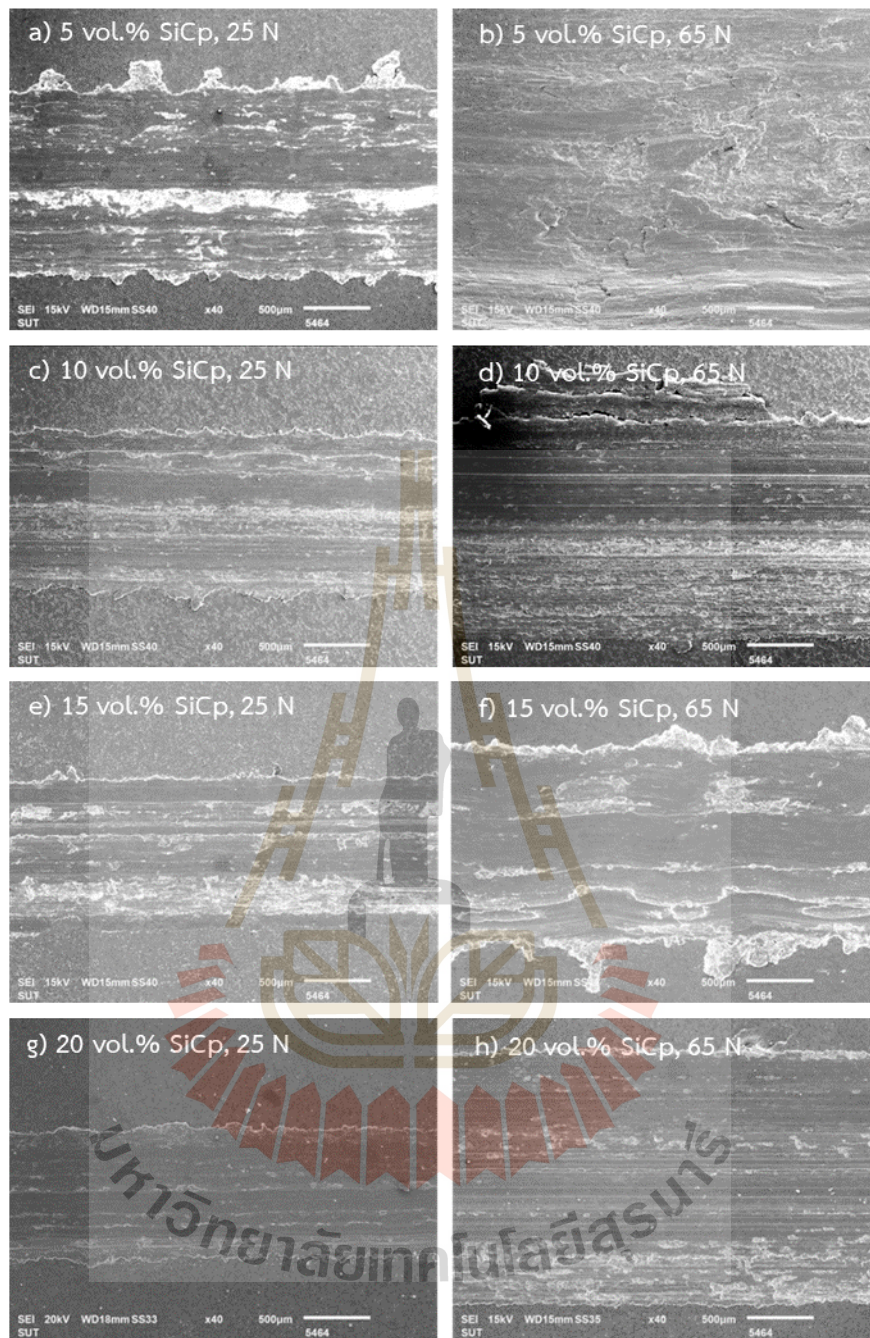
b) ภายหลังการบ่มแข็ง

รูปที่ 5.7 อัตราการสึกหรอ ( $w_s$ ) ของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบ ภายใต้โหลด 5 25 45 และ 65 นิวตัน

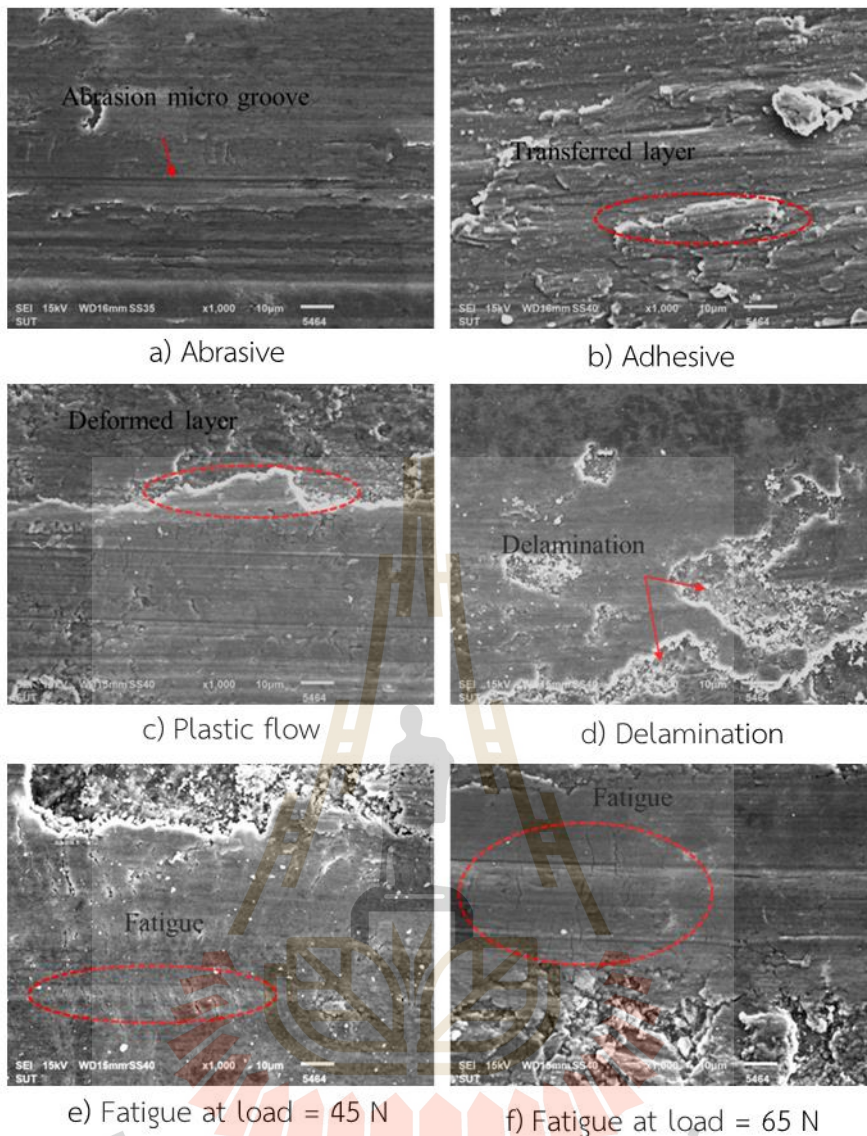
#### 5.4 พื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็ง (Worn surface of as-sintered and age-hardened samples)

จากการตรวจสอบพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณแตกต่างกัน พบว่าแสดงพฤติกรรมหรือกลไกของการสึกหรอที่แตกต่างกันออกไปและขึ้นอยู่กับปริมาณโหลดที่ได้รับ รูปที่ 5.8 a) - h) แสดงถึงพื้นผิวลักษณะทางกายภาพของร่องการสึกหรอที่มีขนาดความกว้างเพิ่มขึ้นเมื่อรับโหลดกระทำเพิ่มขึ้น และเมื่อเพิ่มปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีแนวโน้มทำให้ร่องการสึกหรอมีขนาดความกว้างลดลง





รูปที่ 5.8 พื้นผิวร่องการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 5 - 20 % โดยปริมาตร ภายหลังจากการเผาพูนึก

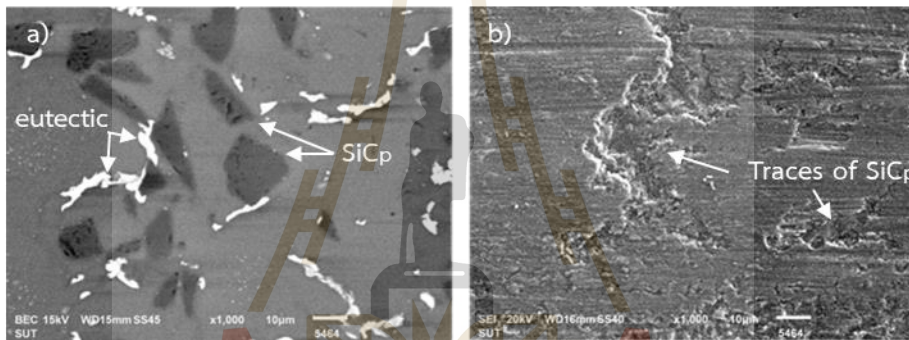


**รูปที่ 5.9** พฤติกรรมหรือกลไกการสึกหรอที่พบในชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

ลักษณะพื้นผิวการสึกหรอที่พบโดยทั่วไป คือ การสึกหรอแบบขัดสี (abrasive) การสึกหรอแบบยึดติด (adhesive) การเสียรูปถาวรและการไหลตัว (deformation and flow) การถ่ายโอนเนื้อวัสดุ (material transfer) การสึกหรอแบบแยกชั้น (delamination) การสึกหรอแบบความล้า (fatigue) และการสึกหรอแบบ (oxidation) ดังแสดงตัวอย่างในรูปที่ 5.9 พฤติกรรมการสึกหรอแบบขัดสี (abrasive wear) มีลักษณะเป็นร่องการขัดสีขนาดเล็กตามแนวยาว (abrasive micro groove) ในทิศทางเดียวกันกับทิศทางทดสอบการสึกหรอ นอกจากนี้ยังพบว่าเนื้อวัสดุที่เกิดการเสียรูป (deformed materials) อยู่ตามบริเวณขอบของร่องการสึกหรอ เมื่อพิจารณาที่กำลังขยายสูงขึ้น พบว่า พื้นผิวส่วนใหญ่มีร่องรอยการหลุดออกของเนื้อวัสดุที่เกิดจากการเสียรูปอย่างถาวรหรือไหลตัว (deformation and flow) แล้วยึดติดไปกับวัสดุขัดสีหรือบริเวณอื่นของวัสดุพื้น เกิดเป็นชั้นผิวที่มีเนื้อวัสดุติดมา (transferred layers) เมื่อการทดสอบดำเนินไปอย่างต่อเนื่อง เนื้อวัสดุของชิ้นงานมีความแข็งแรงน้อยกว่าวัสดุขัดสีซึ่งทำจากเหล็กกล้าไร้สนิมทำให้เนื้อวัสดุหลุดออกกลายเป็นสะเก็ดการสึกหรอ โดยสะเก็ดการสึกหรอที่พบมี 2 ลักษณะคือ ลักษณะเป็นกลุ่มก้อน (agglomerate) และ



เป็นแผ่น (flake) สะเก็ดการสึกหรอเหล่านี้ รวมถึงเนื้อวัสดุที่เสียรูปแล้วหลุดออกมาและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งอาจแตกต่างระหว่างการทดสอบดำเนินไปนั้น จะถูกอัดแน่นลงบนพื้นผิวหน้าของชิ้นงานระหว่างวัสดุคู่สัมผัส และส่งผลให้พื้นผิวบริเวณดังกล่าวมีลักษณะเป็นชั้นผิวที่เรียกว่า ‘mechanically mixed layer’ ซึ่งพื้นผิวดังกล่าวมีความแข็งที่สูงขึ้น และต่อมาอาจเกิดเป็นรอยแตกเล็ก ๆ ในทิศทางตั้งฉากกับแรงกระทำ ส่งผลทำให้เกิดการสึกหรอแบบความล้า (fatigue wear) และหากรอยแตกเหล่านี้ เชื่อมโยงกันก็จะเกิดการแยกชั้น (delamination) ออกมาจากพื้นผิว นอกจากนี้พบว่า เมื่อเพิ่มปริมาณโพลความรุนแรงของพฤติกรรมการสึกหรอแบบต่าง ๆ ก็มากขึ้นด้วย เช่น การสึกหรอแบบความล้าจะพบรอยแตกที่ยาวขึ้นและจำนวนมากเกิดขึ้น หรือการพบพื้นผิวการสึกหรอที่เกิดจากเนื้อวัสดุเกิดการเสียรูปและเป็นแผ่นขนาดใหญ่มากขึ้นเมื่อโพลทดสอบเพิ่มขึ้น เป็นต้น ส่วนการสึกหรอแบบออกซิเดชันนั้นพบว่าเกิดร่วมกับพฤติกรรมการสึกหรอแบบอื่น ๆ ในทุกสภาวะการทดลอง ทั้งนี้เนื่องจากเนื้อพื้นอะลูมิเนียมสามารถเกิดการออกซิไดซ์ได้ง่าย ทำให้เกิดเป็นสารประกอบอะลูมิเนียมออกไซด์ ( $Al_2O_3$ ) ซึ่งสามารถตรวจวิเคราะห์ได้จากพื้นผิวการสึกหรอและสะเก็ดการสึกหรอ อย่างไรก็ตาม การสึกหรอแบบออกซิเดชันนี้ไม่ได้เป็นกลไกการสึกหรอหลักที่ทำให้เกิดความเสียหาย แต่เป็นส่วนหนึ่งในกระบวนการสึกหรอของวัสดุที่ดำเนินไป



**รูปที่ 5.10** โครงสร้างจุลภาค a) ก่อนทดสอบการสึกหรอ และ b) พื้นผิวของชิ้นงานภายหลังทดสอบการสึกหรอ ภายใต้โพล 25 นิวตัน ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดด้วยโหมด Back Scattered Electron

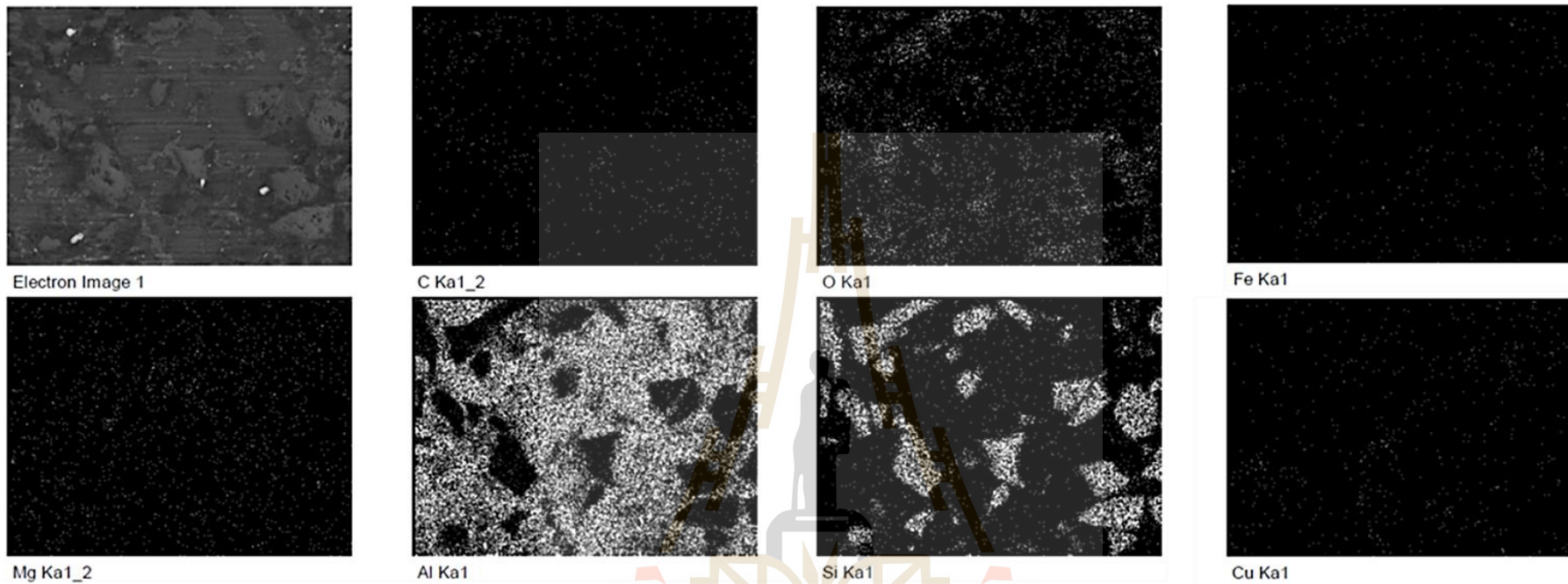
จากการผลวิเคราะห์สะเก็ดการสึกหรอด้วยเทคนิค EDS ในบางบริเวณพบธาตุซิลิคอน และคาร์บอนปริมาณสูง ซึ่งบริเวณดังกล่าวเป็นสะเก็ดการสึกหรอที่มีลักษณะเป็นอนุภาค ที่เกิดจากอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์หลุดออกจากเนื้อพื้นอะลูมิเนียมขณะทดสอบการสึกหรอ ดังนั้นจึงทำการนำผลการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคจากภาพถ่ายโหมด Back Scattered Electron (BSE) ของชิ้นงานก่อนทดสอบการสึกหรอเปรียบเทียบกับหลังทดสอบการสึกหรอ ดังแสดงในรูป 5.10 a) พบว่าโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และเฟสยูเทคติก (eutectic phase) กระจายตัวในเนื้อพื้นอะลูมิเนียม ส่วนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงาน ดังรูป 5.10 b) พบว่าพื้นผิวการสึกหรอบางบริเวณมีเนื้อวัสดุหลุดหายไป เมื่อเปรียบเทียบกับขนาดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์แล้ว มีขนาดใกล้เคียงกับบริเวณที่เนื้อวัสดุหลุดออก ดังนั้นบริเวณดังกล่าวน่าจะเป็นบริเวณที่อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์หลุดออกจากเนื้อพื้นขณะทำการทดสอบการสึกหรอ ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิเคราะห์ธาตุประกอบของสะเก็ดการสึกหรอที่พบซิลิคอนคาร์ไบด์ปะปนอยู่ด้วย

นอกจากนี้ การวิเคราะห์แบบแผนที่ด้วยเทคนิค EDS mapping บนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ภายใต้โพล 5 นิวตัน ดังแสดงในรูปที่ 5.11 พบว่า spectrum 1 แสดงองค์ประกอบโดยทั่วไป คือ อะลูมิเนียมและซิลิคอนเป็นหลัก ณ บริเวณ

เนื้อพื้นและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ตามลำดับ ออกซิเจนพบบริเวณส่วนที่เป็นเนื้อพื้นโลหะโดยทั่วไป เช่นเดียวกันแสดงถึงการเกิดออกซิเดชันของเนื้อพื้นหลังจากการทดสอบการสึกหรอ ส่วนทองแดงและแมกนีเซียมพบกระจายทั่วไปบริเวณเนื้อพื้นแสดงถึงธาตุผสมในโลหะผสมอะลูมิเนียม ส่วนและคาร์บอนพบกระจายอยู่ทั่วไปในปริมาณน้อย รูปที่ 5.12 แสดงผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS แบบจุด (point analysis) ณ พื้นเดียวกัน พบว่า spectrum 1 ประกอบไปด้วยอะลูมิเนียม 86.37 % โดยน้ำหนัก เป็นหลัก และมีทองแดง 3.22 % เป็นโลหะผสมสอดคล้องกับผลการวิเคราะห์แบบแผนที่ ออกซิเจน 2.18 % ส่วนผลวิเคราะห์ spectrum 2 ยืนยันว่าเป็นอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ประกอบไปด้วยซิลิคอนและคาร์บอน 61.69 และ 38.31 % โดยน้ำหนัก ตามลำดับ ผลวิเคราะห์ spectrum 3 แสดงถึงองค์ประกอบคล้ายกับโครงสร้างยูเทคติกจากลักษณะรูปร่างและพบว่ามีทองแดงและซิลิคอนในปริมาณมากขึ้นรวมถึงมีแมกนีเซียมร่วมด้วย

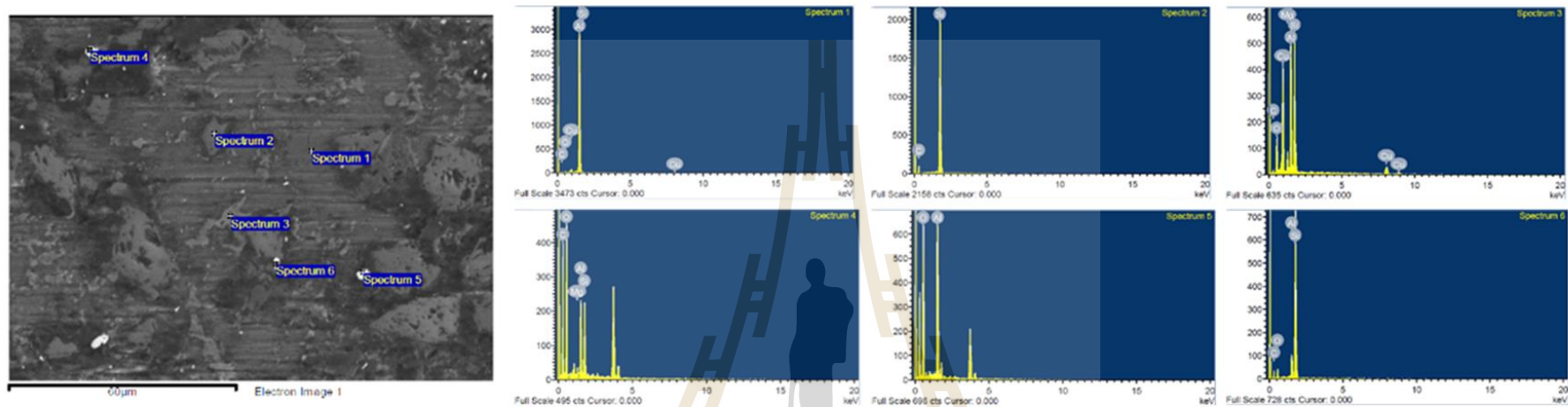
เมื่อเพิ่มโหลทดสอบเป็น 45 นิวตัน พบว่า อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์แต่กระหว่างการทดสอบเห็นปรากฏเป็นก้อนเล็ก ๆ รวมถึงพบปริมาณของออกซิเจนกระจายบนเนื้อพื้นในปริมาณที่มากขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 5.13 เมื่อวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS แบบแผนที่ และเมื่อวิเคราะห์ EDS แบบจุด ดังแสดงในรูป 5.14 พบว่า spectrum 1 2 3 และ 6 แสดงถึงเนื้อพื้นที่ถูกสึกหรอเช่นเดียวกันกับผลวิเคราะห์ในชิ้นงานเดียวกันที่ โหลดต่ำคือ 5 นิวตัน แต่สังเกตพบออกซิเจนในปริมาณที่มากขึ้น รวมถึงพบเหล็กและโครเมียมในปริมาณที่เด่นชัด ซึ่งสามารถสันนิษฐานว่าชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณมากขึ้นและทดสอบ โหลดสูงขึ้นจะทำให้วัสดุขัดสีคือเหล็กกล้าไร้สนิมเกิดการสึกหรอ เกิดเป็นสะเก็ดการสึกหรอมาติดบริเวณผิวของชิ้นงาน ส่วน spectrum 4 และ 5 แสดงผลวิเคราะห์ที่มีองค์ประกอบของซิลิคอนและคาร์บอนเป็นหลัก แสดงถึงบริเวณที่มีอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งแตกละเอียดกระจายอยู่ทั่วไปบนเนื้อพื้น

ในหัวข้อ 5.4 นี้ ผู้วิจัยขอเสนอเปรียบเทียบพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 และ 20 % โดยปริมาตร ภายใต้โหลทดสอบ 25 และ 65 นิวตัน ทั้งในชิ้นงานในสภาวะภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็ง ดังรายละเอียดในหัวข้อย่อยต่อไปนี้



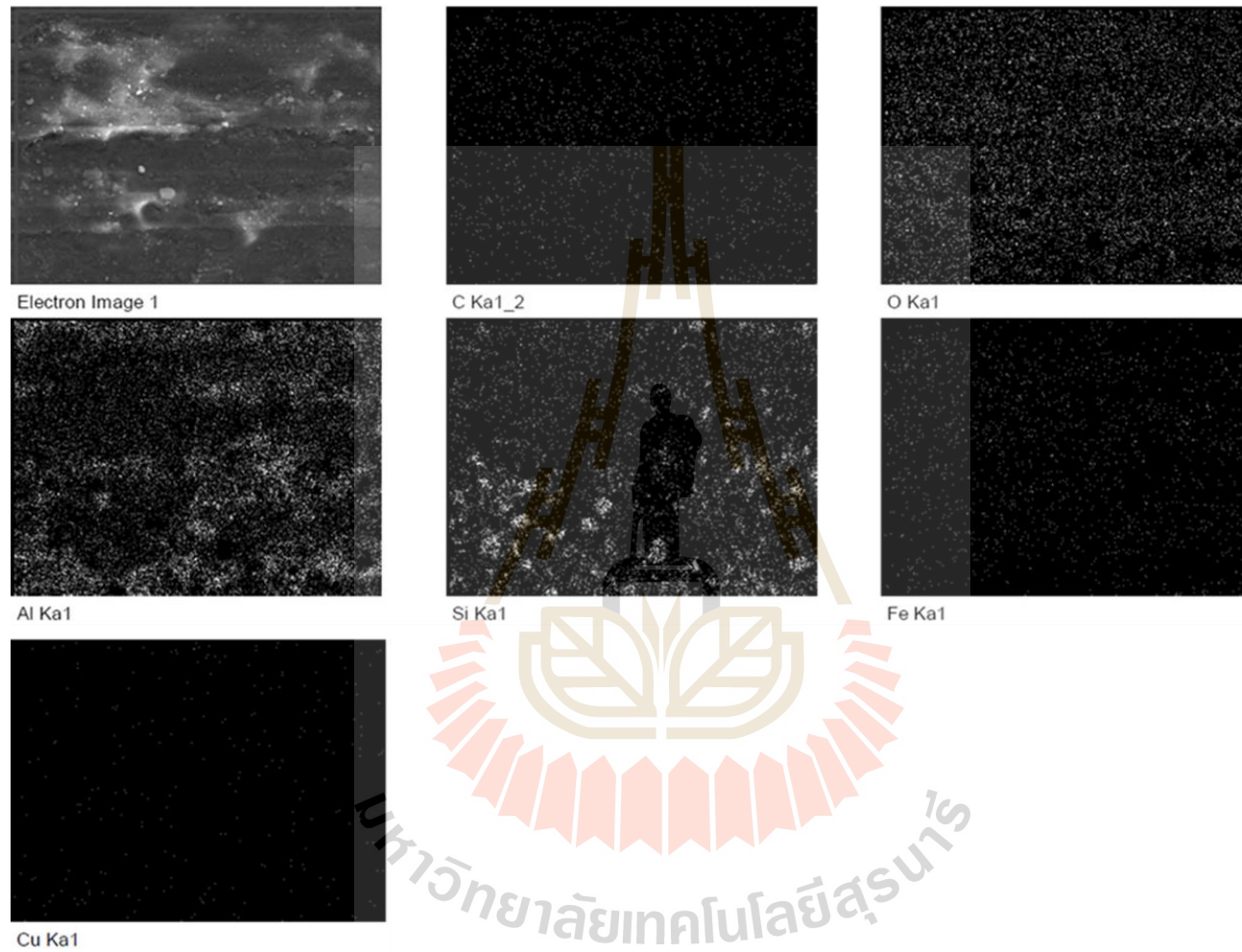
รูปที่ 5.11 การวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS mapping ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ภายหลังจากการเผาผนึก ทดสอบภายใต้โหลด 5 นิวตัน



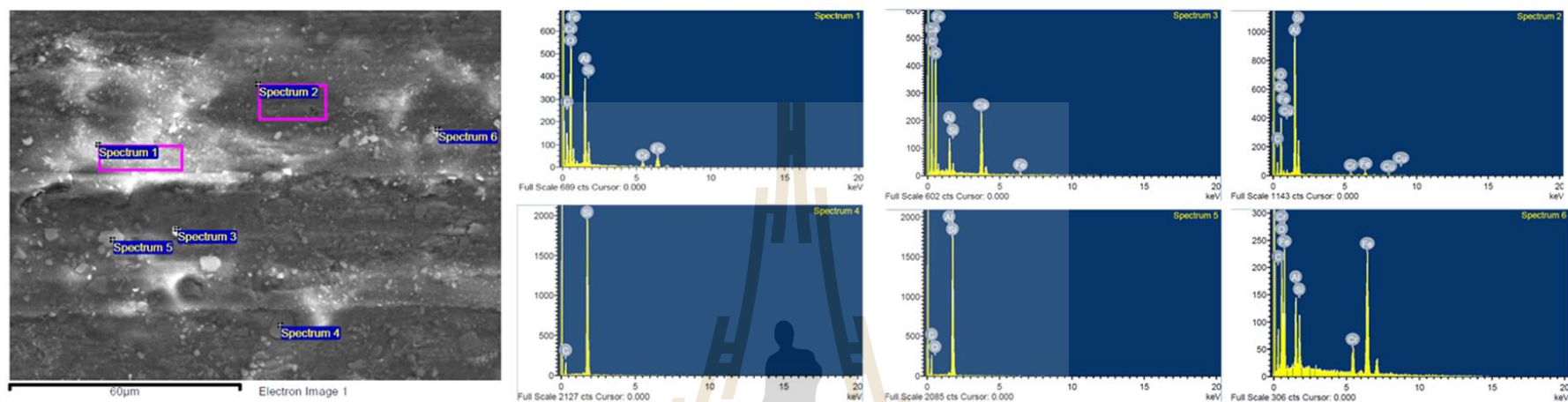


EDS analysis											
Spectrum 1		Spectrum 2		Spectrum 3		Spectrum 4		Spectrum 5		Spectrum 6	
Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %
Al	86.37	Si	61.69	Al	23.21	Al	6.04	Al	37.02	Al	5.75
Cu	3.22	C	38.31	Cu	29.32	-	-	O	62.98	O	12.61
O	2.18			O	13.97	O	44.75			C	29.04
Si	1.22			Si	24.59	Si	6.49			Si	52.60
C	7.01			C	6.04	C	42.25				
				Mg	2.88	Mg	0.48				

รูปที่ 5.12 การวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS point analysis ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ภายหลังจากเผาพูนิก ทดสอบภายใต้โหลด 5 นิวตัน



รูปที่ 5.13 การวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS mapping ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ภายหลังจากการเผาผนึก ทดสอบภายใต้โหลด 45 นิวตัน

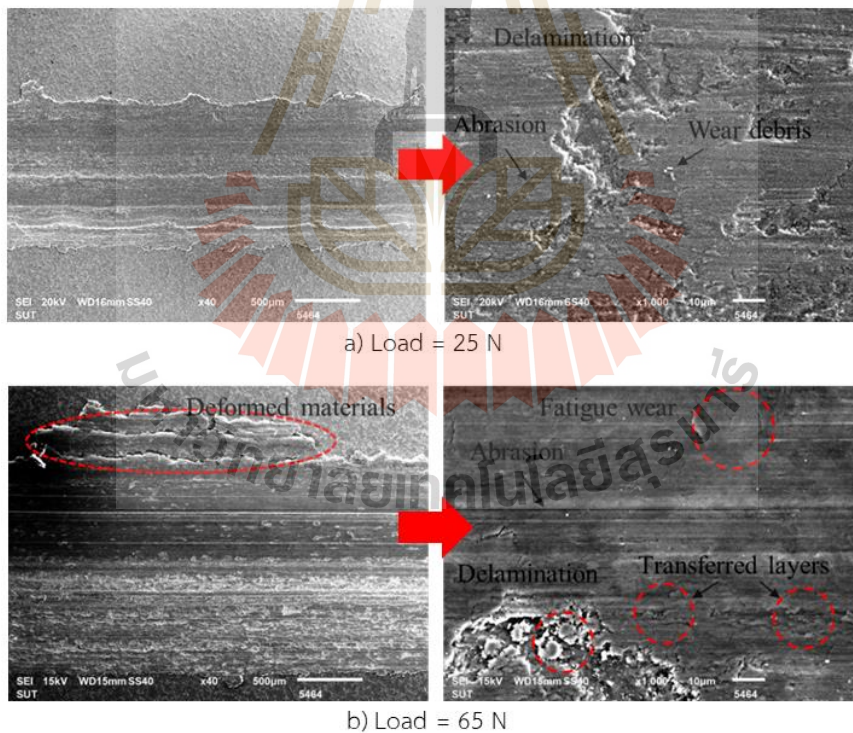


EDS analysis											
Spectrum 1		Spectrum 2		Spectrum 3		Spectrum 4		Spectrum 5		Spectrum 6	
Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %
Al	11.70	Al	28.89	Al	2.48	-	-	Al	0.44	Al	5.01
-	-	Cu	1.78	-	-	-	-	-	-	-	-
O	47.25	O	33.14	O	52.19	-	-	O	1.71	O	11.84
Si	3.56	Si	8.91	Si	0.74	Si	51.80	Si	43.97	Si	3.85
C	22.39	C	21.34	C	31.27	C	48.20	C	53.89	C	14.26
Fe	12.31	Fe	4.66	Fe	0.90					Fe	57.95
Cr	2.79	Cr	1.28	Ca	12.42					Cr	7.09

รูปที่ 5.14 การวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS point analysis ของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ภายหลังจากเผาพูนึก ทดสอบภายใต้โหลด 45 นิวตัน

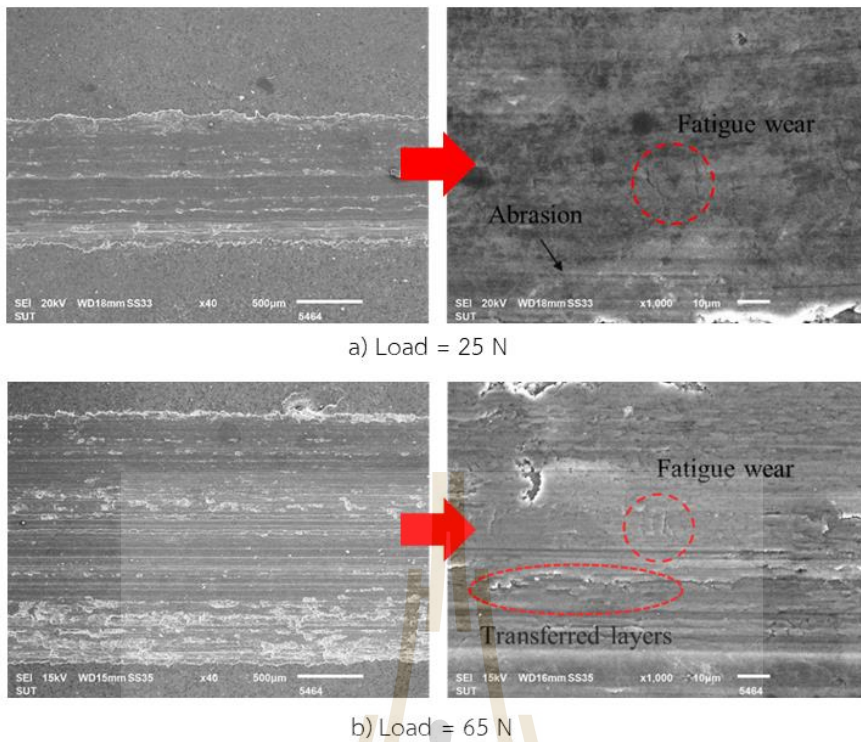
#### 5.4.1 พื้นผิวการสึกหรอและการวิเคราะห์เฟสของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึก

ผลการวิเคราะห์พื้นผิวการสึกหรอด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ภายใต้โหลด 5 25 45 และ 65 นิวตัน ของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณต่าง ๆ ภายหลังการเผาผนึก พบว่าปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และปริมาณโหลดส่งผลต่อพฤติกรรมการสึกหรอ โดยเมื่อพิจารณาที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์น้อยที่สุด คือ 5 % โดยปริมาตร พบว่าพฤติกรรมการสึกหรอเป็นแบบยึดติด (adhesive wear) เป็นหลัก โดยมีการสึกหรอแบบขีดสี ความล้าและออกซิเดชันร่วมด้วย ทั้งนี้เนื่องจากเนื้อวัสดุเชิงประกอบมีความแข็งที่น้อยกว่าวัสดุขีดสีที่เป็นเหล็กกล้าไร้สนิม จึงเกิดการเสีรูปร่างได้ง่ายกว่า และมีเพิ่มปริมาณโหลดทดสอบเป็น 25 45 และ 65 นิวตัน พบว่าความรุนแรงของการสึกหรอแบบยึดติดยิ่งเพิ่มมากขึ้นตามไปด้วย แต่หากพิจารณาการเพิ่มปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เป็น 10 15 และ 20 % โดยปริมาตร พบว่าการสึกหรอแบบขีดสีเข้ามามีบทบาทมากขึ้นกว่าการสึกหรอแบบยึดติด ทั้งนี้เนื่องจากอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งมีความแข็งสูงกว่าเนื้อพื้นอะลูมิเนียม จึงทำให้เกิดการสึกหรอในวัสดุเชิงประกอบลดน้อยลง โดยมีผลการวิเคราะห์เปรียบเทียบกรณีชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 10 และ 20 % โดยปริมาตร ผ่านการทดสอบที่โหลด 25 และ 65 นิวตัน แสดงดังรูปที่ 5.17 และ 5.18 ดังนี้



รูปที่ 5.15 พื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังการเผาผนึก





**รูปที่ 5.16** พื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอน คาร์ไบด์ปริมาณ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังจากเผาพูนิก

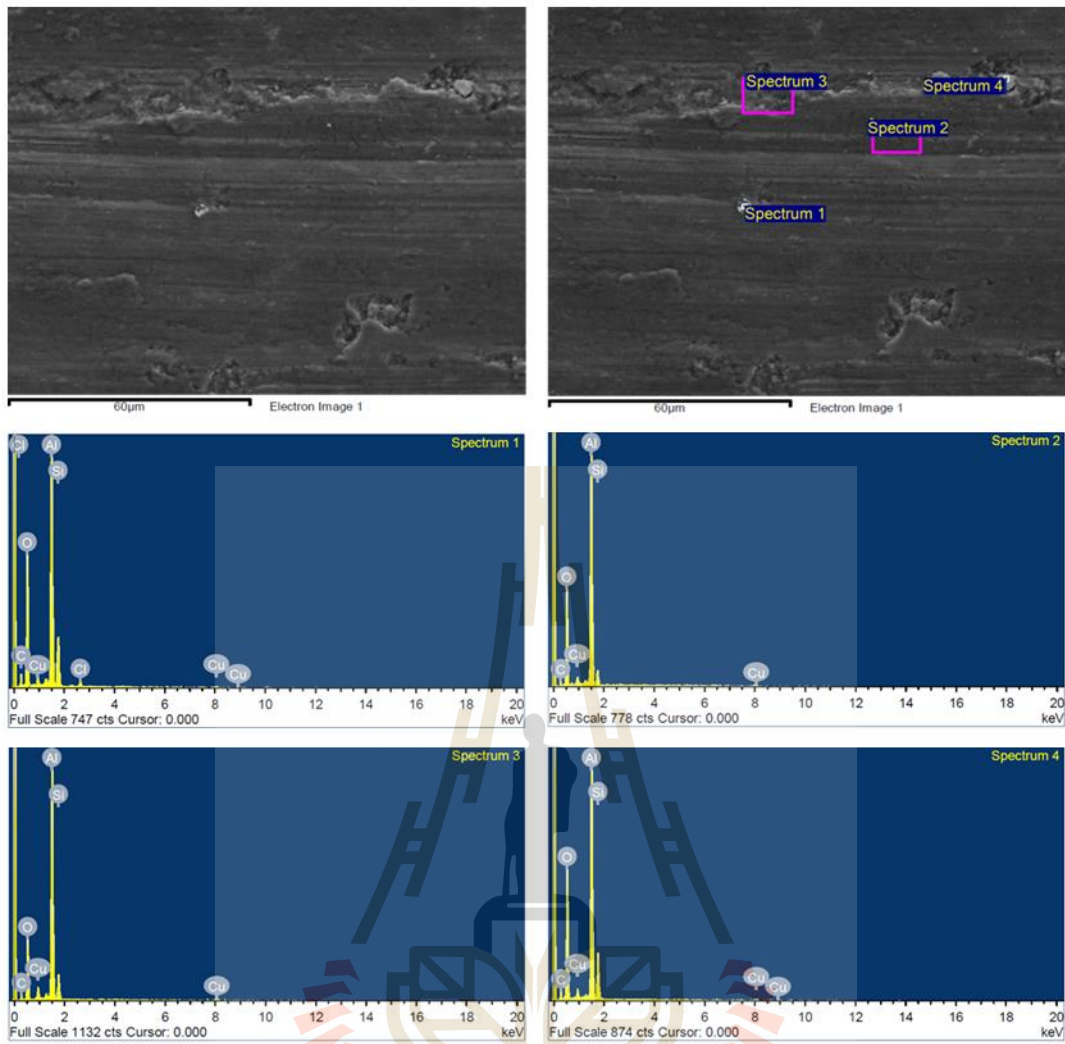
เมื่อพิจารณาตัวอย่างพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 % โดยปริมาตร ภายใต้อโหลด 25 นิวตัน พบว่า มีเนื้อวัสดุที่เกิดการเสีรูปอยู่ตามบริเวณขอบของร่องการสึกหรอ เมื่อพิจารณาที่กึ่งกลางขยายสูงขึ้น พบว่าพื้นผิวส่วนใหญ่มีลักษณะแยกชั้นเนื่องจากเนื้อวัสดุที่เกิดจากการเสีรูปอย่างถาวรแล้วยึดติดไปกับวัสดุขัดสี เมื่อการทดสอบดำเนินไปอย่างต่อเนื่องเนื้อวัสดุได้หลุดออกกลายเป็นสะเก็ดเกิดการสึกหรอ และยังพบเนื้อวัสดุที่หลุดออกจากบริเวณอื่นมาติดอยู่ที่บริเวณใหม่ แสดงถึงพฤติกรรมการสึกหรอแบบยึดติด (adhesive wear) นอกจากนี้ยังพบพฤติกรรมการสึกหรอแบบขัดสี มีลักษณะเป็นร่องการขัดสีขนาดเล็กเป็นแนวยาว (abrasive micro grooves) รวมถึงการสึกหรอแบบความล้า (fatigue wear) เนื่องจากเมื่อวัสดุได้รับแรงกระทำอย่างต่อเนื่อง เมื่อพิจารณาที่อโหลด 65 นิวตัน พบว่ามีพฤติกรรมการสึกหรอแบบเดียวกับที่ทดสอบด้วยอโหลด 25 นิวตัน แต่เกิดการสึกหรอที่รุนแรงกว่า ดังรูปที่ 5.17 b)

เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบกับตัวอย่างพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มากขึ้นเป็น 20 % โดยปริมาตร ภายใต้อโหลด 25 นิวตัน ดังแสดงในรูป 5.18 a) พบพื้นผิวของชิ้นงานเกิดการสึกหรอแบบขัดสีเป็นหลัก นอกจากนี้ชิ้นงานทดสอบยังแสดงพฤติกรรมการสึกหรอแบบยึดติดร่วมด้วย พบพื้นผิวมีการแยกชั้น รวมไปถึงพฤติกรรมการสึกหรอแบบความล้า (fatigue wear) ซึ่งพบเป็นรอยแตกขนาดเล็กมีทิศทางตั้งฉากกับทิศทางแรงกระทำ ส่วนกรณีทดสอบที่อโหลด 65 นิวตัน แสดงพฤติกรรมการสึกหรอเช่นเดียวกันกับชิ้นงานทดสอบที่อโหลด 25 นิวตัน แต่เกิดการสึกหรอที่รุนแรงกว่า ดังแสดงในรูปที่ 5.18 b) ซึ่งสามารถสังเกตเห็นชัดเจนว่ามีร่องการสึกหรอที่เกิดจากพื้นผิวถูกขัดสีด้วยวัสดุขัดสี รวมถึงมีรอยแตกจากความล้าที่รุนแรงกว่าในชิ้นงานทดสอบที่อโหลด 65 นิวตัน เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานทดสอบที่ 25 นิวตัน



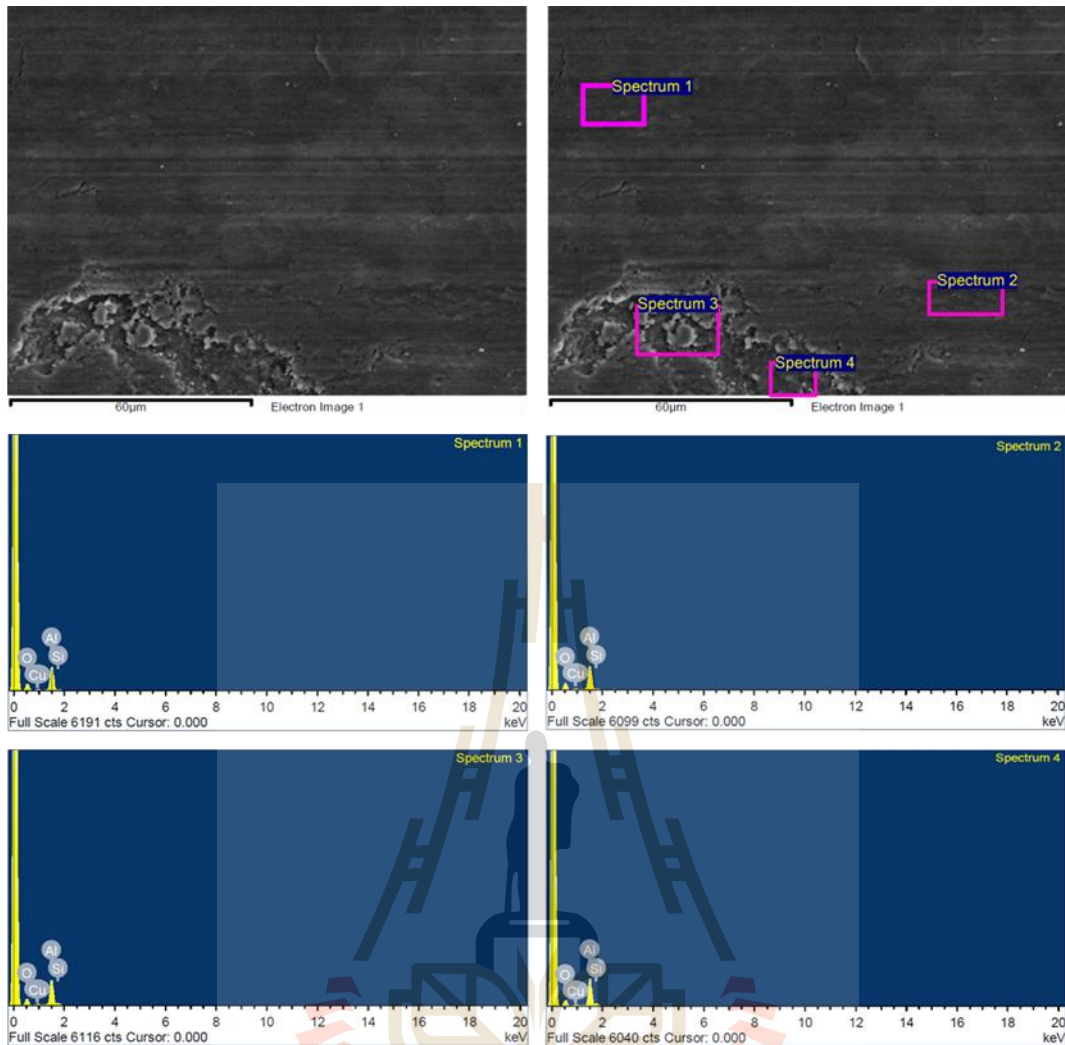
เมื่อวิเคราะห์พื้นผิวการสึกหรอด้วยเทคนิค EDS ของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 % โดยปริมาตร ภายใต้โหลด 25 นิวตัน แสดงผลวิเคราะห์ดังรูปที่ 5.19 พบว่า spectrum 1 มีลักษณะคล้ายสะเก็ดการสึกหรอติดอยู่ที่พื้นผิวการสึกหรอ พบปริมาณธาตุออกซิเจนและอะลูมิเนียมเป็นหลักในปริมาณ 43.99 และ 31.11 % โดยน้ำหนัก ตามลำดับ ส่วนธาตุที่พบรองลงมาคือคาร์บอน ซิลิคอนและทองแดงในปริมาณ 12.47 8.73 และ 2.63 % โดยน้ำหนัก ตามลำดับ ดังแสดงในตารางผลการวิเคราะห์ธาตุประกอบ ซึ่งแสดงให้เห็นถึงองค์ประกอบโดยรวมของสะเก็ดการสึกหรอที่เกิดจากเนื้อพื้นวัสดุ คือ อะลูมิเนียมที่เกิดการออกซิไดซ์และอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ส่วน spectrum 2 – 4 วิเคราะห์ในตำแหน่งที่แตกต่างออกไป เช่น บริเวณที่ถูกขีดสั เป็นร่อง micro groove บริเวณที่เกิดการแยกชั้นหรือเกิดเป็นสะเก็ดการสึกหรอ แต่ก็พบว่าผลวิเคราะห์แสดงองค์ประกอบที่ใกล้เคียงกับ spectrum 1 โดยการสึกหรอแบบออกซิเดชันนั้นน่าจะเกิดจากพื้นผิวของวัสดุเมื่อเกิดการสึกหรอแล้วสูญเสียเนื้อวัสดุออกไป ทำให้พื้นผิวในบริเวณนั้นสร้างชั้นฟิล์มออกไซด์ใหม่ขึ้นมา ซึ่งการสร้างชั้นฟิล์มนี้จะเกิดขึ้นเป็นวัฏจักรในแต่ละรอบการทดสอบการสึกหรอ โดยเนื้อวัสดุได้หลุดออกจากพื้นผิวทำให้พื้นผิวสร้างชั้นฟิล์มออกไซด์ขึ้นมาและถูกทำลายในรอบการรับแรงครั้งถัดไป ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS บนพื้นผิวชิ้นงานทดสอบที่โหลด 65 นิวตัน ให้ผลการวิเคราะห์ที่ใกล้เคียงกัน ดังแสดงในรูปที่ 5.20





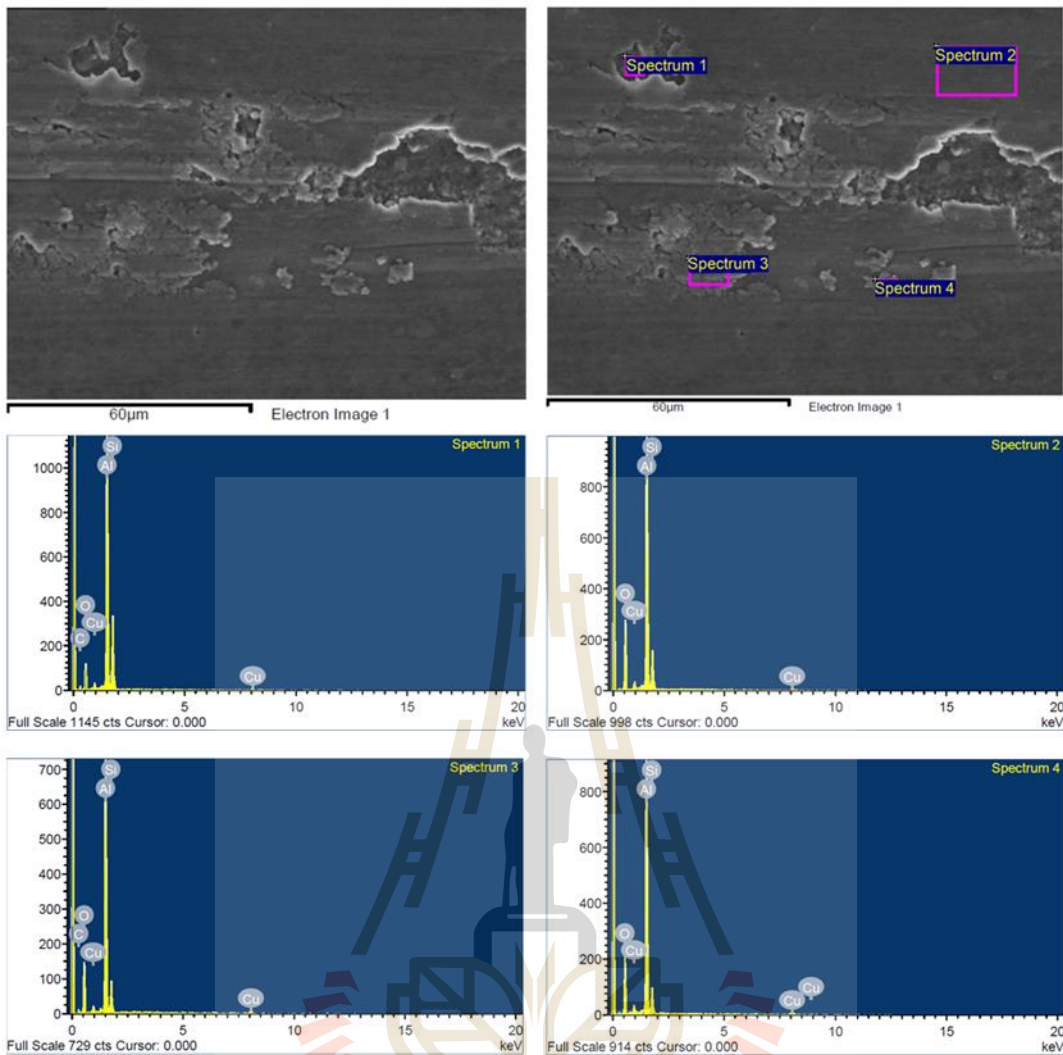
EDS analysis							
Spectrum 1		Spectrum 2		Spectrum 3		Spectrum 4	
Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %
Al	31.11	Al	43.45	Al	45.36	O	45.29
O	43.99	O	42.71	O	32.35	Al	33.01
Cu	2.63	Cu	4.35	Cu	5.64	Cu	3.55
Si	8.73	Si	3.92	Si	6.93	Si	8.71
C	12.47	C	5.57	C	9.72	C	9.44

รูปที่ 5.17 ผลวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS บนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังจากเผาผิวก ทดสอบที่โหลด 25 นิวตัน



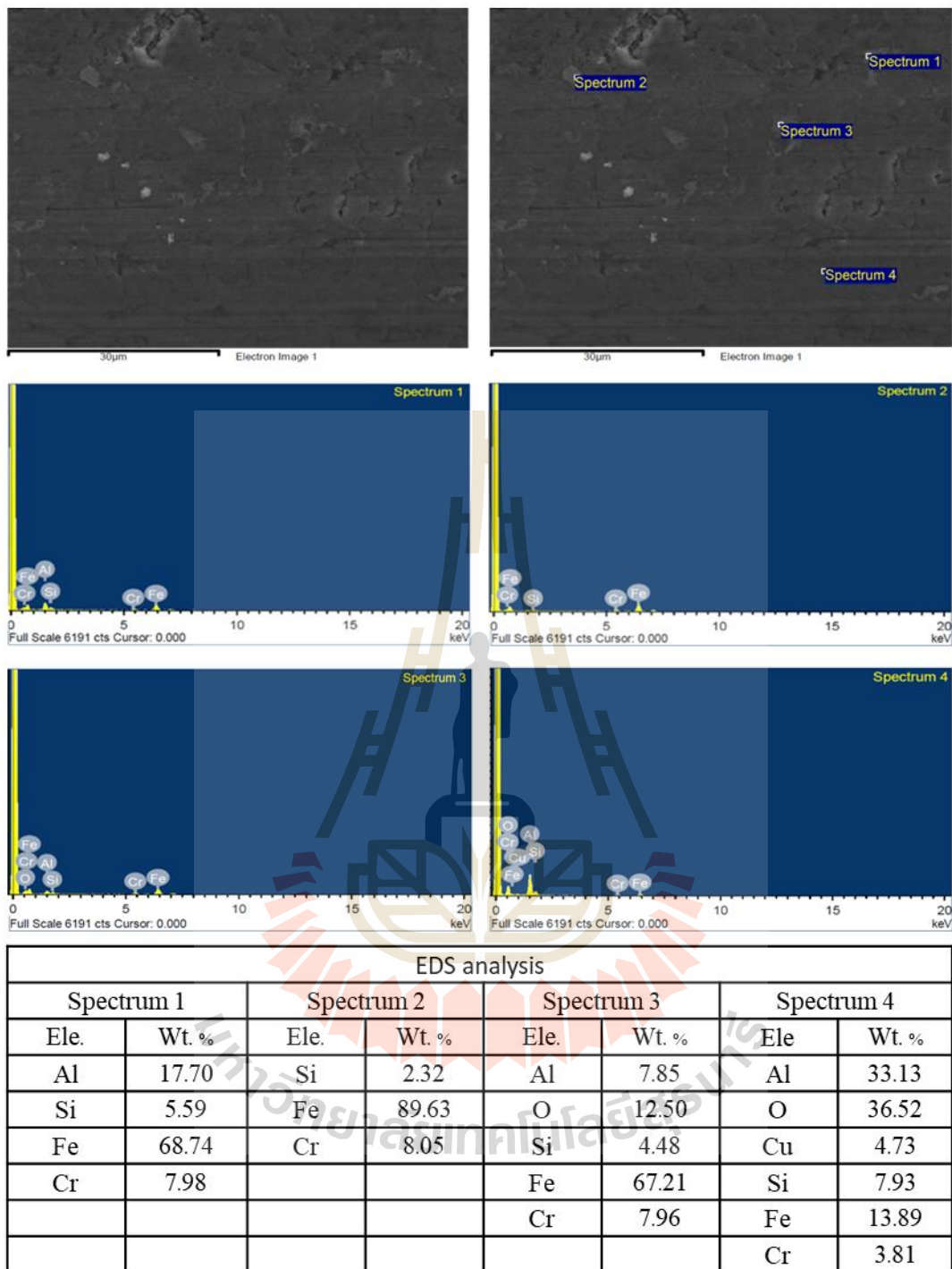
EDS analysis							
Spectrum 1		Spectrum 2		Spectrum 3		Spectrum 4	
Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %
Al	50.59	Al	50.99	Al	50.23	Al	51.68
O	41.93	O	41.17	O	39.17	O	35.04
Cu	4.97	Cu	4.71	Cu	5.46	Cu	6.02
Si	2.52	Si	3.14	Si	5.14	Si	7.26

รูปที่ 5.18 ผลวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS บนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังจากเผาผืนที่ทดสอบที่โหลด 65 นิวตัน



EDS analysis							
Spectrum 1		Spectrum 2		Spectrum 3		Spectrum 4	
Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele	Wt. %
Al	45.17	Al	47.99	Al	47.58	Al	52.77
O	19.95	O	36.28	O	30.86	O	33.99
Cu	2.51	Cu	2.99	Cu	3.08	Cu	4.51
Si	21.24	Si	12.74	Si	9.38	Si	8.73
C	11.13			C	9.11		

รูปที่ 5.19 ผลวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS บนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบ พื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังจากเผาผนึก ทดสอบที่โหลด 25 นิวตัน



รูปที่ 5.20 ผลวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS บนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบ พื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังจากเผาผิวก ทดสอบที่โหลด 65 นิวตัน

ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS บนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร พบว่ามีผลการวิเคราะห์ที่ใกล้เคียงกับทั้ง 2 กรณี ที่กล่าวมาข้างต้น ดังแสดงในรูปที่ 5.21 โดยผลวิเคราะห์ธาตุประกอบไปด้วยอะลูมิเนียม ออกซิเจน เป็น



หลัก รวมถึงซิลิคอน คาร์บอน และทองแดง ตามลำดับ แสดงถึงองค์ประกอบของวัสดุเนื้อพื้นที่ถูก ออกซิไดซ์และอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ อย่างไรก็ตาม ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS บนพื้นผิวของ ชิ้นงานเมื่อทดสอบที่โหลดสูงขึ้น คือ 65 นิวตัน พบว่า ให้ผลการวิเคราะห์ที่แตกต่างออกไป คือ องค์ประกอบของเหล็กและโครเมียมในปริมาณต่าง ๆ จากการวิเคราะห์ ณ ตำแหน่ง spectrum 1-4 ดังแสดงในรูปที่ 5.22 ซึ่ง spectrum 2 พบเหล็กและโครเมียม 89.63 และ 8.05 % โดยน้ำหนัก ตามลำดับ ซึ่งคาดว่าน่าจะเป็นสะเก็ดของเนื้อเหล็กกล้าไร้สนิมที่หลุดออกมาจากหัวบอลเนื่องจากการ ชัดสีของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

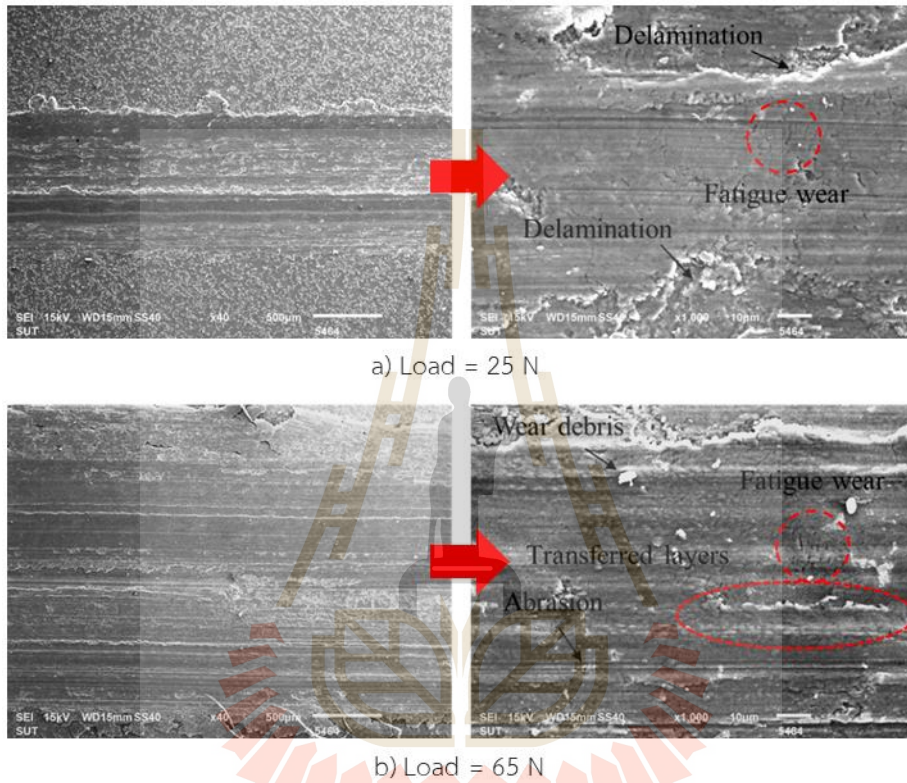
#### 5.4.2 พื้นผิวการสึกหรอและการวิเคราะห์เฟสของชิ้นงานภายหลังการบ่มแข็ง

ผลการวิเคราะห์พื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วย อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณต่าง ๆ ภายหลังการบ่มแข็ง พบว่ามีลักษณะพื้นผิวการสึกหรอที่ ใกล้เคียงกับชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึก คือ มีแนวโน้มการสึกหรอลดลงเมื่อปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มมากขึ้น และการสึกหรอรุนแรงขึ้นเมื่อเพิ่มโหลดในการทดสอบ ดังแสดงในรูปที่ 5.23 - 5.24 โดยมีประเภทของการสึกหรอที่พบ เช่น การสึกหรอแบบขีดสี การสึกหรอแบบยึดติด การเสีรูปร่าง และการไหลตัว การถ่ายโอนเนื้อวัสดุ การเกิดการแยกชั้น การสึกหรอแบบความล้า และการสึกหรอแบบออกซิเดชัน เป็นต้น

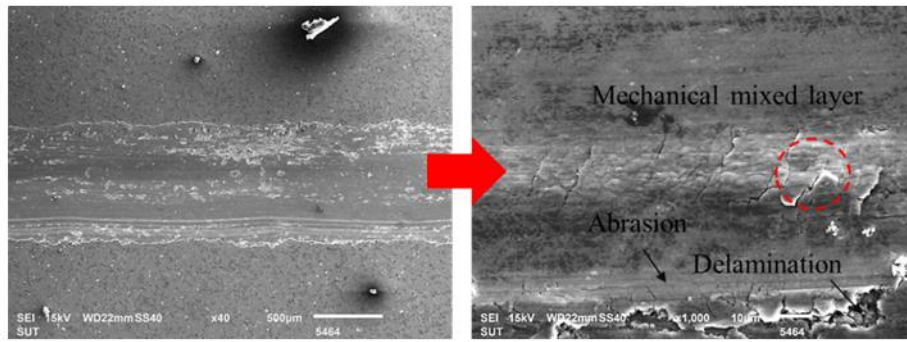
ชิ้นงานแสดงพฤติกรรมการสึกหรอแบบยึดติดเป็นหลักเมื่อปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์น้อย เช่น ที่ 5 % โดยปริมาตร และเกิดความรุนแรงของการสึกหรอแบบยึดติดมากขึ้นเมื่อเพิ่มโหลดจาก 5 นิวตัน เป็น 25 45 และ 65 นิวตัน หากพิจารณาเมื่อเพิ่มปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์พบว่าเกิดการสึกหรอแบบขีดสีมากขึ้น และเกิดเป็นกลไกหลักโดยมีการสึกหรอแบบยึดติดและการสึกหรอแบบความล้าร่วมด้วย รูปที่ 5.24 แสดงให้เห็นถึงพื้นผิวที่มีร่องรอยแตกต่างจากความล้าที่ตั้งฉากกับทิศทางการทดสอบ โดยพื้นผิวดังกล่าวเกิดการแยกชั้นออกมาอย่างชัดเจน พบในชิ้นงานที่เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร ชั้นผิวดังกล่าวน่าจะเป็น 'mechanically mixed layer' ซึ่งได้ถูกอธิบายไว้แล้วใน หัวข้อ 5.4 ในหัวข้อนี้จะขออธิบายเปรียบเทียบชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 และ 20 % โดยปริมาตร ภายใต้โหลด 25 และ 65 นิวตัน ดังรายละเอียดต่อไปนี้

ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบของธาตุด้วยเทคนิค EDS บนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังการบ่มแข็ง ทดสอบที่โหลด 25 นิวตัน แสดงดังรูปที่ 5.25 จากการวิเคราะห์ spectrum 1 - 4 ณ บริเวณ ตำแหน่งต่าง ๆ บนพื้นผิวการสึกหรอ พบว่าประกอบไปด้วยธาตุอะลูมิเนียมและออกซิเจนเป็นหลัก ในช่วงประมาณ 42-50 และ 30-42 % โดยน้ำหนัก ตามลำดับ นอกจากนี้พบซิลิคอน คาร์บอนและทองแดงในลำดับรองลงมา ซึ่งยังคงแสดงองค์ประกอบโดยรวมของเนื้อพื้นอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ เช่นเดียวกับผลวิเคราะห์ที่พบบนพื้นผิวชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกที่สภาวะการทดสอบเดียวกัน อย่างไรก็ตาม เมื่อเพิ่มปริมาณโหลดเป็น 65 นิวตัน ผลการวิเคราะห์ในบางตำแหน่งของพื้นผิวชิ้นงานพบองค์ประกอบของเหล็กในปริมาณ 7.43 % โดยน้ำหนัก ดังแสดงในรูปที่ 5.26 ซึ่งบ่งชี้ให้เห็นถึงว่าเริ่มมีการถ่ายโอนเนื้อวัสดุคู่ผสม (mating material) คือเหล็กกล้าไร้สนิมจากหัวบอลลง มาสู่พื้นผิวของวัสดุเชิงประกอบ และผลการวิเคราะห์ในชิ้นงานเมื่อเพิ่มปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ รวมถึงเพิ่มปริมาณโหลดให้ผลการทดลองที่คล้ายคลึงกันคือ พบปริมาณของเหล็กและโครเมียมบนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงาน ดังแสดงรายละเอียดในรูปที่ 5.27 และ 5.28 ซึ่งหากเปรียบเทียบกับ

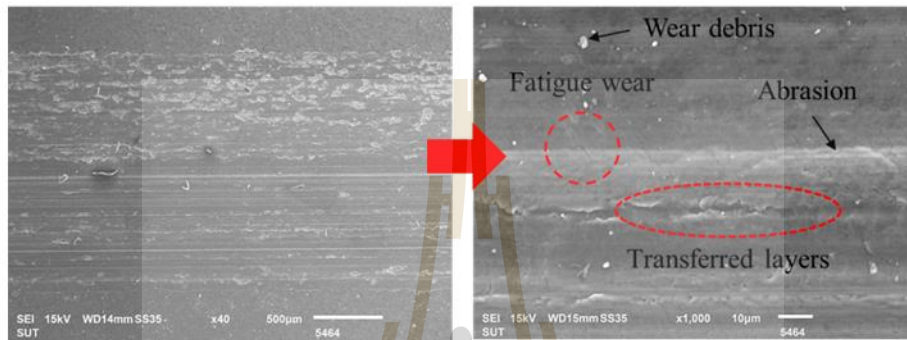
กรณีของชิ้นงานที่ทดสอบในสภาวะภายหลังการเผาผนึกจะพบว่า ผลวิเคราะห์ของเหล็กและโครเมียม จะพบเด่นชัดมากขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และทดสอบภายใต้โหลดที่สูงขึ้น ดังนั้น จะเห็นได้ว่าการบ่มแข็งส่งผลกระทบท่อพฤติกรรมการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบ โดยชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบภายหลังการบ่มแข็งนั้นจะมีค่าความแข็งที่สูงขึ้นกว่าชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เท่า ๆ กัน จึงทำให้มีโอกาสที่เนื้อวัสดุคู่ขัดสีซึ่งเป็นเหล็กกล้าไร้สนิมเกิดการสึกหรอและถ่ายโอนมายังพื้นผิววัสดุเชิงประกอบได้มากกว่า



รูปที่ 5.21 พื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังการบ่มแข็ง



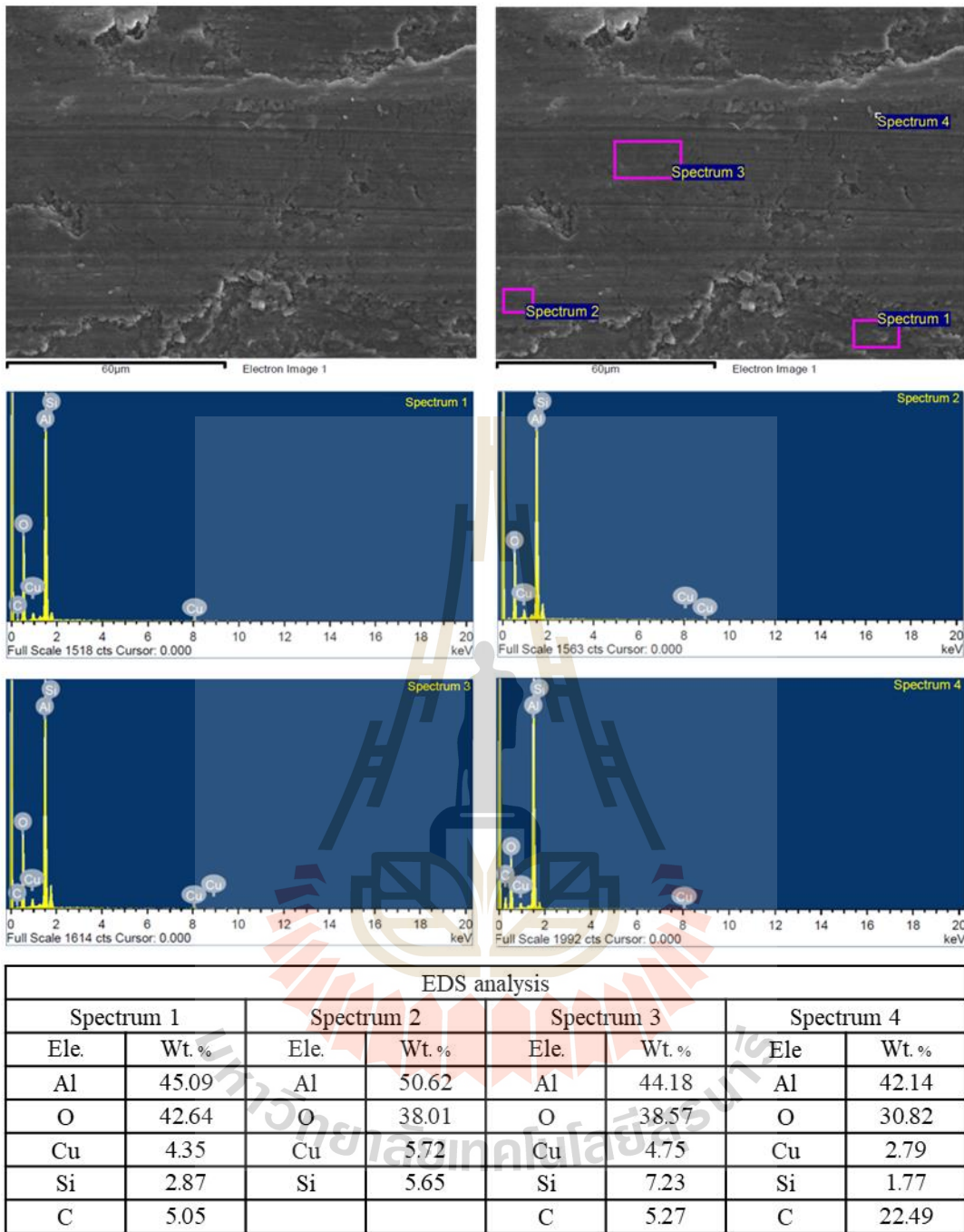
a) Load = 25 N



b) Load = 65 N

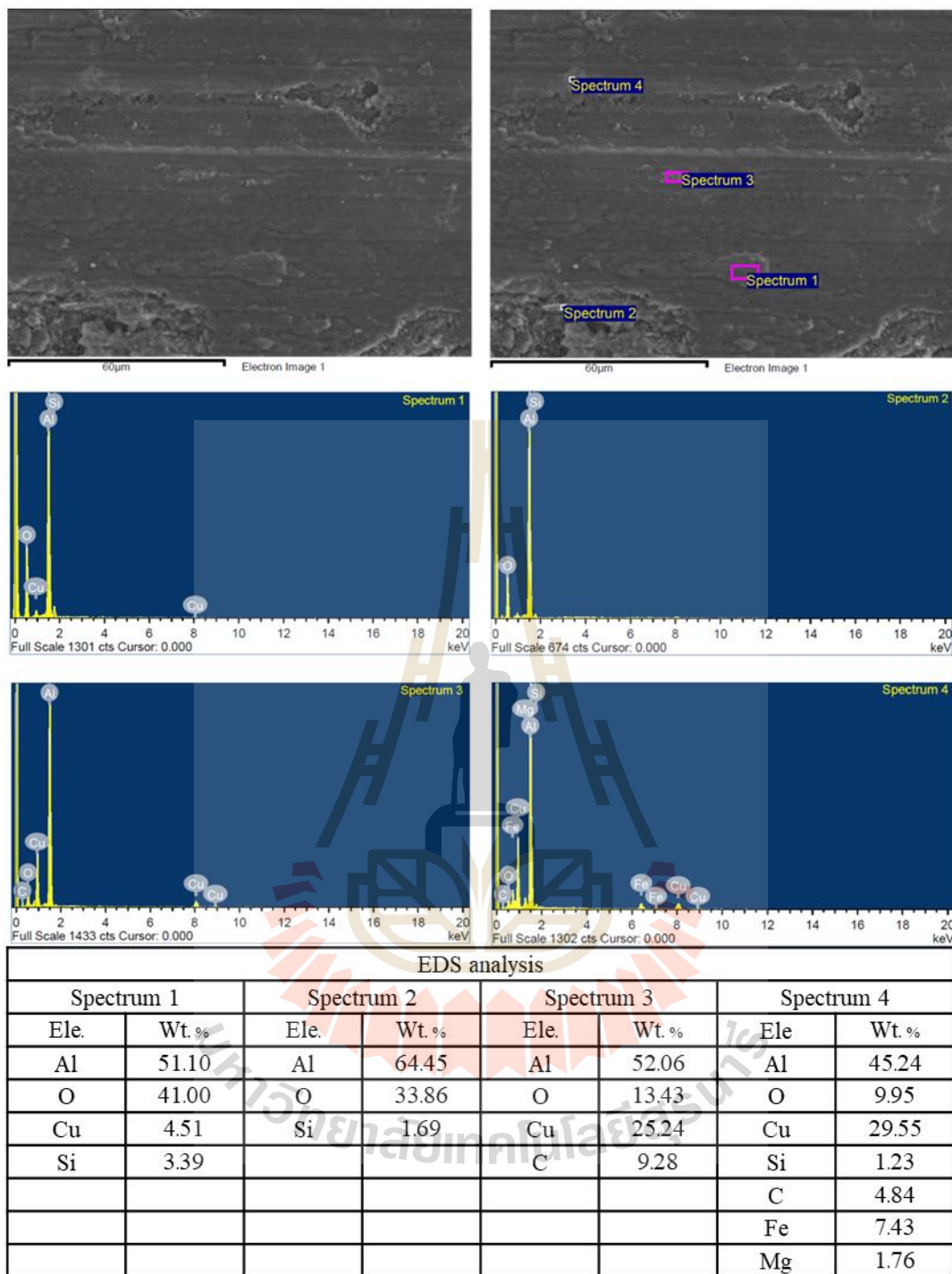
รูปที่ 5.22 พื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอน คาร์ไบด์ปริมาณ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังจากบ่มแข็ง





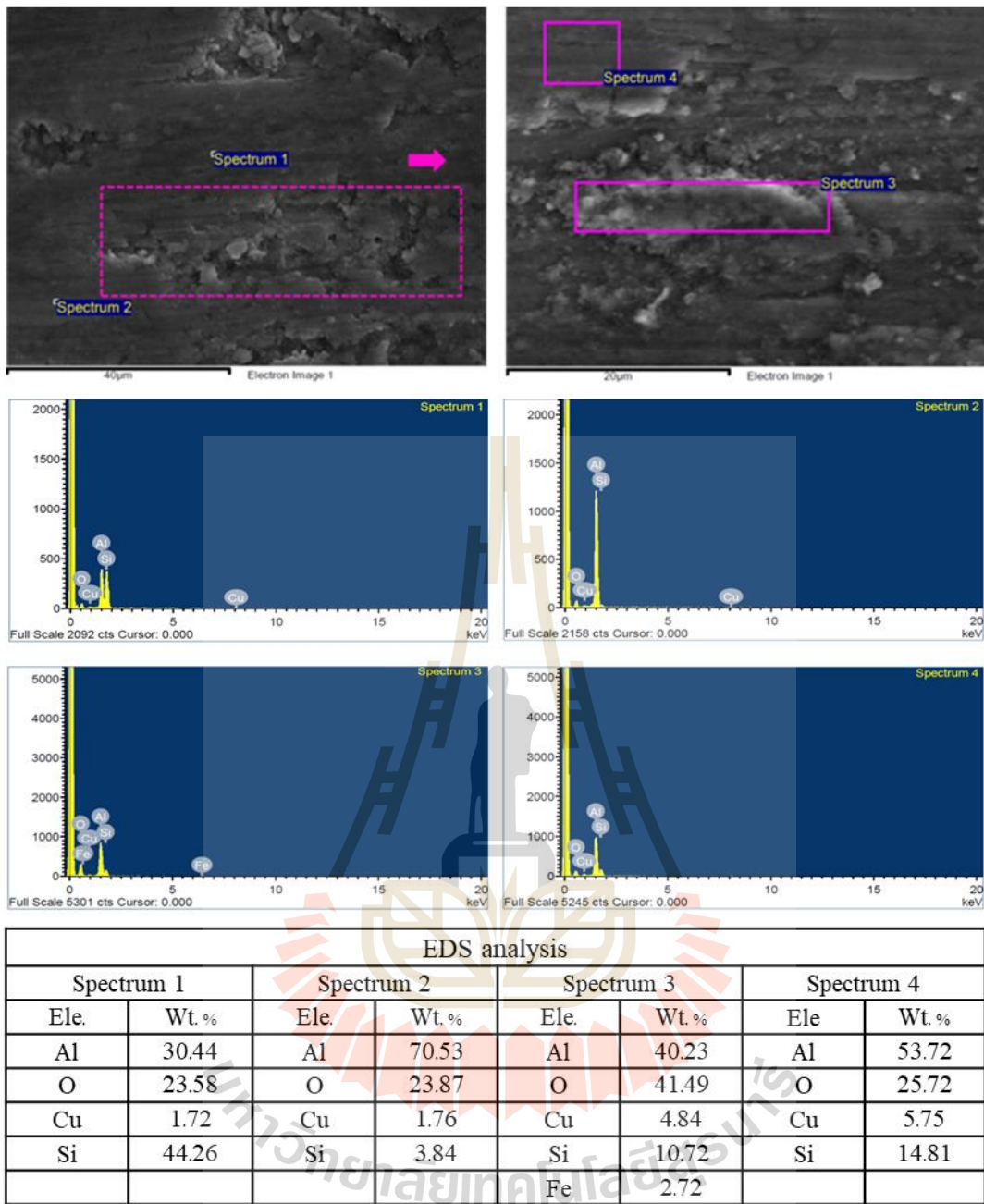
รูปที่ 5.23 ผลวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS บนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังจากบ่มแข็ง ทดสอบที่โหลด 25 นิวตัน



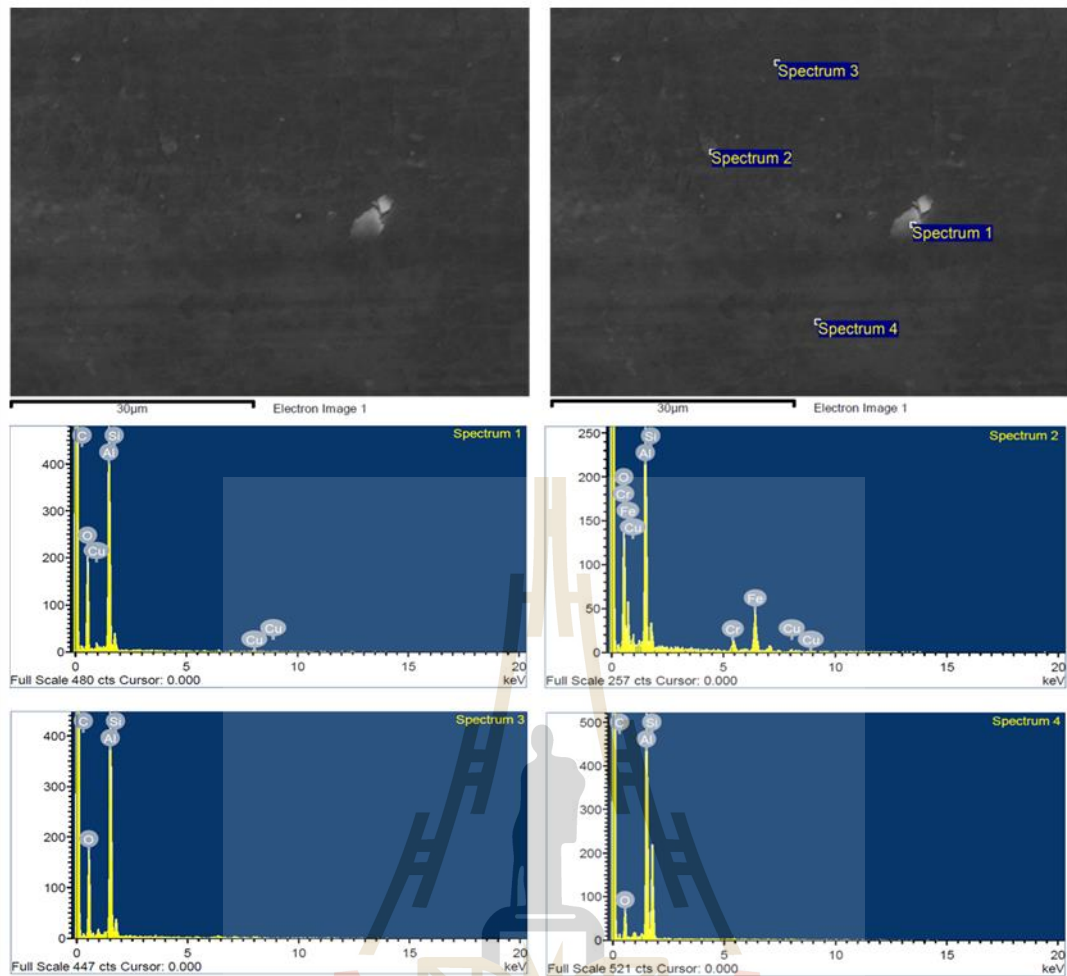


รูปที่ 5.24 ผลวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS บนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบ พื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังจากบ่มแข็ง ทดสอบที่โหลด 65 นิวตัน





รูปที่ 5.25 ผลวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS บนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังจากบ่มแข็ง ทดสอบที่โหลด 25 นิวตัน

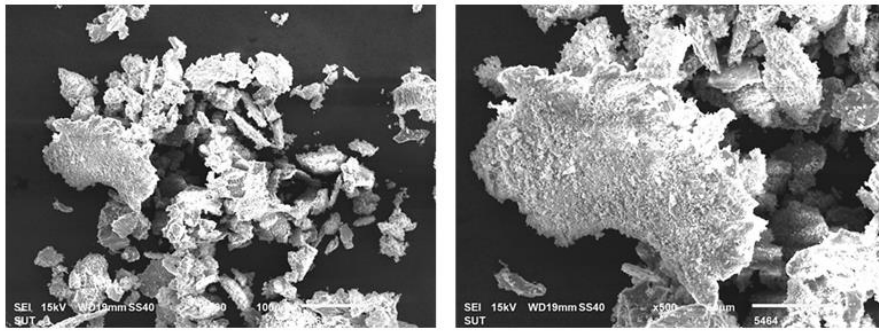


EDS analysis							
Spectrum 1		Spectrum 2		Spectrum 3		Spectrum 4	
Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %
Al	33.69	Al	28.10	Al	34.68	Al	33.12
O	43.51	O	28.15	O	42.55	O	19.87
Si	3.59	Cu	5.96	Si	4.02	Si	20.83
C	16.26	Si	4.20	C	18.75	C	26.18
		Fe	30.16				
		Cr	3.43				

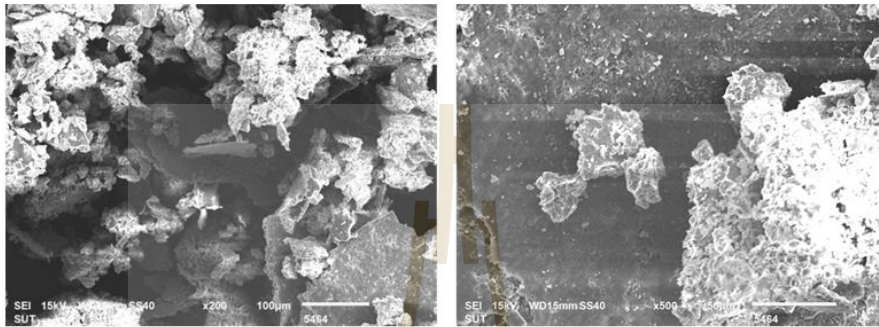
รูปที่ 5.26 ผลวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS บนพื้นผิวการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังจากบ่มแข็ง ทดสอบที่โหลด 65 นิวตัน

### 5.5 สะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็ง (Wear debris of as-sintered and age-hardened samples)

จากการศึกษาวิเคราะห์สะเก็ดการสึกหรอด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในสภาวะภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็ง พบว่า โดยทั่วไปแล้วสะเก็ดการสึกหรอที่พบสามารถแบ่งออกเป็น 2

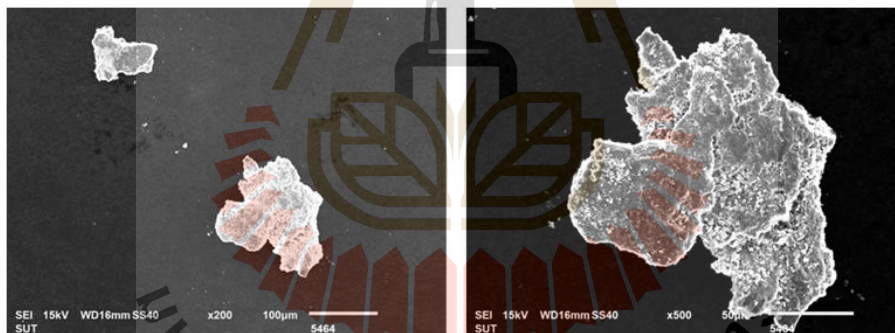


a) Load = 25 N

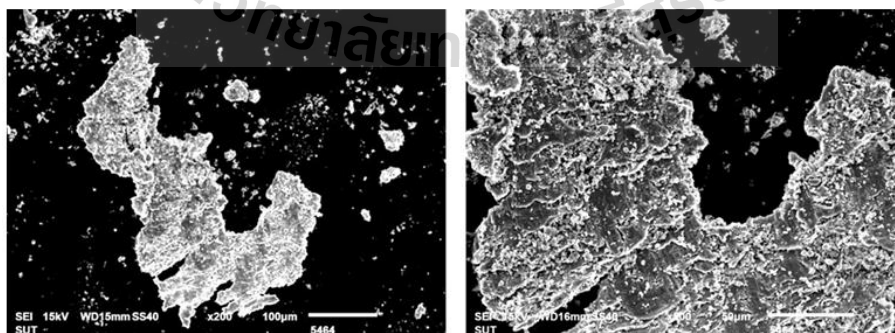


b) Load = 65 N

รูปที่ 5.27 สะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังจากเผาผืนึก



a) Load = 25 N



b) Load = 65 N

รูปที่ 5.28 สะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังจากเผาผืนึก



ลักษณะคือ 1) รูปร่างลักษณะเป็นกลุ่มก้อน หรือเรียกว่า agglomerate 2) มีรูปร่างลักษณะแผ่น หรือ flake liked-shape ที่มีทั้งขนาดเล็กและขนาดใหญ่ปะปนกัน ดังรูปที่ 5.29 นอกจากนี้ พบว่า สะเกิดการสึกหรอของชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์น้อย คือ 5 % โดยปริมาตรจะมีสะเกิดการสึกหรอชนิดแบบแผ่นมีขนาดที่ใหญ่ขึ้น เมื่อเพิ่มปริมาณโหลตการทดสอบจาก 5 เป็น 65 นิวตัน แต่หากพิจารณาที่ปริมาณโหลตเดียวกันแล้วเพิ่มปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะพบสะเกิดการสึกหรอแบบแผ่นที่มีขนาดเล็กลง นอกจากนี้พบว่า โดยทั่วไปจะสัดส่วนของสะเกิดการสึกหรอแบบแบบแผ่นจะมากกว่าแบบกลุ่มก้อน

ในหัวข้อการศึกษาสะเกิดการสึกหรอนี้ จะยกตัวอย่างเปรียบเทียบในกรณีการทดสอบการสึกหรอในชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 10 และ 20 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ที่ปริมาณโหลต 25 และ 65 นิวตัน ดังนี้

#### **5.5.1 สะเกิดการสึกหรอและการวิเคราะห์เฟสของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึก**

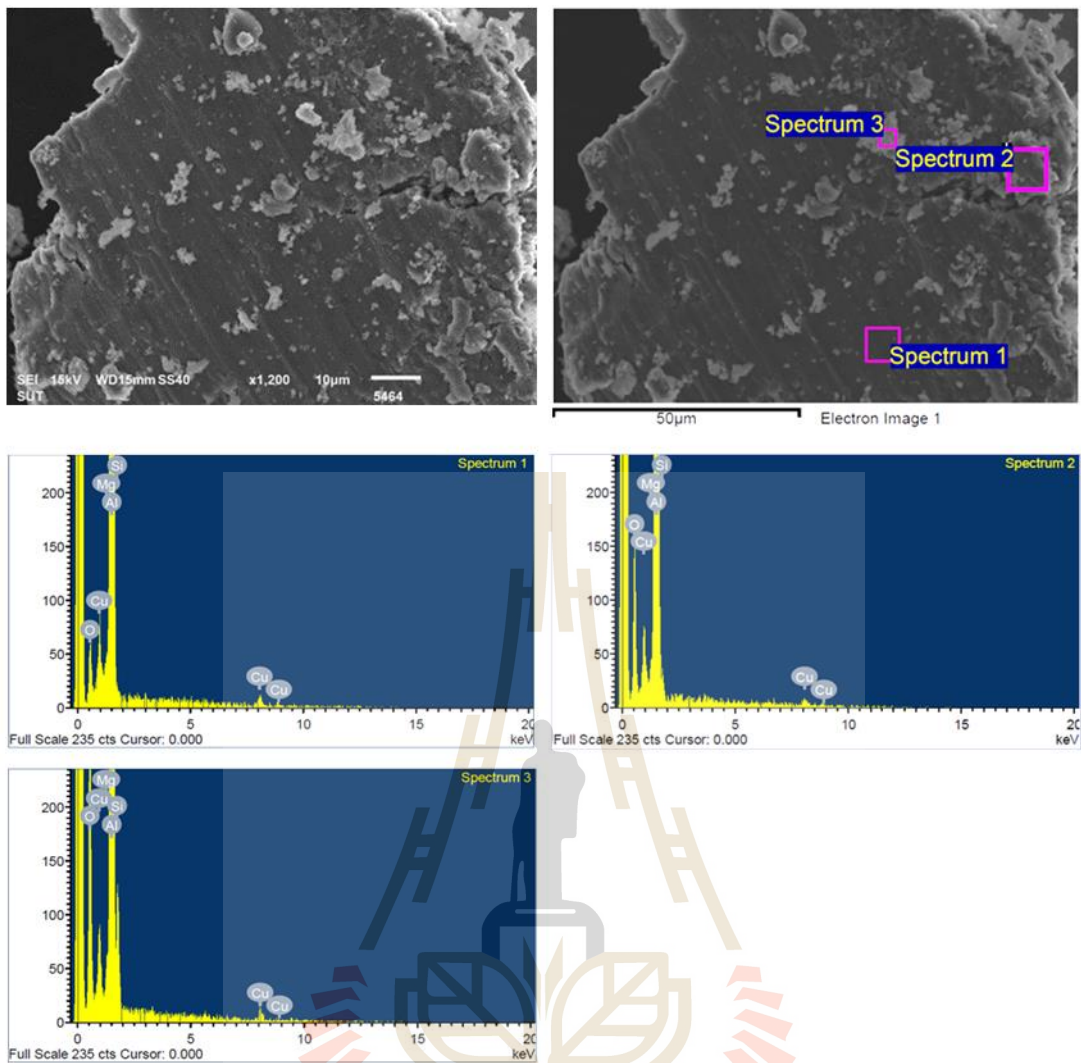
เมื่อพิจารณาสะเกิดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบที่เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังการเผาผนึก ทดสอบการสึกหรอด้วยโหลต 25 นิวตัน ดังแสดงในรูปที่ 5.29 พบว่า สะเกิดการสึกหรอประกอบด้วย ลักษณะเป็นกลุ่มก้อนขนาดเล็กและสะเกิดการสึกหรอแบบแผ่นปะปนอยู่ด้วยกัน โดยสะเกิดการสึกหรอแบบแผ่นมีขนาดประมาณ 150-200 ไมครอน และเมื่อเพิ่มโหลตในการทดสอบเป็น 65 นิวตัน พบว่า มีสะเกิดการสึกหรอลักษณะแผ่นมากขึ้นและมีขนาดใหญ่ขึ้นด้วย

ส่วนสะเกิดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 20 % โดยปริมาตร ทั้งของชิ้นงานทดสอบภายใต้โหลต 25 และ 65 นิวตัน มีรูปร่างลักษณะเป็นแผ่นที่มีผิวขรุขระทั้งขนาดใหญ่และเล็ก บนพื้นผิวของสะเกิดการสึกหรอดังกล่าวจะมีอนุภาคขนาดเล็กติดอยู่ด้วย โดยที่ชิ้นงานทดสอบภายใต้โหลต 65 นิวตัน สะเกิดการสึกหรอจะมีขนาดใหญ่กว่า เช่นเดียวกับในกรณีแรกแต่ขนาดความยาวของสะเกิดการสึกหรอแบบแผ่นนั้นอาจพบได้ถึง 300-400 ไมครอน ดังรูป 5.30

เมื่อนำสะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 10 % โดยปริมาตร ภายใต้โหลด 25 นิวตัน มาทำการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS โดยทำการวิเคราะห์แบบจุด (point analysis) ดังรูป 5.31 พบว่า ที่บริเวณ spectrum 1 พบองค์ประกอบทางเคมีคือ อะลูมิเนียม ออกซิเจน เป็นหลัก ในปริมาณ 84.76 และ 9.84 % โดยน้ำหนัก และพบปริมาณทองแดง แมกนีเซียมและซิลิคอน 4.67 0.53 และ 0.20 % โดยน้ำหนัก ตามลำดับ ซึ่งแสดงถึงองค์ประกอบของเนื้อพื้นอะลูมิเนียม อาจเป็นไปได้ว่าสะเก็ดการสึกหรอดังกล่าวเกิดจากการที่เนื้อพื้นได้รับการเสียรูป (deformed) อย่างต่อเนื่องระหว่างการทดสอบการสึกหรอและสุดท้ายถูกเฉือน (sheared) ออกเป็นแผ่นสะเก็ดการสึกหรอ ซึ่งเมื่อทำการวิเคราะห์ในบางบริเวณ เช่น ที่ spectrum 2 จะพบปริมาณออกซิเจนที่สูงขึ้นเป็น 22.11 % โดยน้ำหนัก ทั้งนี้เนื่องจากพื้นผิวถูกออกซิไดซ์ซ้ำ (re-oxidized) ระหว่างวัฏจักรแรงกระทำที่ได้รับ และกรณีที่ถูกลูกออกซิไดซ์รุนแรง (severely oxidized) เนื่องจากความร้อนสะสมก็จะเกิดสะเก็ดการสึกหรอที่หลุดออกมาเป็นก้อนเล็ก ๆ ปะปนด้วย เมื่อวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS ก็จะมีปริมาณออกซิเจนในปริมาณมากขึ้นด้วย ดังแสดงในตารางผลวิเคราะห์ธาตุประกอบในรูปที่ 5.31 เมื่อพิจารณาเพิ่มโหลดการทดสอบเป็น 65 นิวตัน ดังแสดงในรูปที่ 5.32 พบลักษณะของสะเก็ดการสึกหรอในทำนองเดียวกัน คือ มีทั้งลักษณะแผ่นและกลุ่มก้อน ผลการวิเคราะห์ด้วย EDS ในบริเวณที่เป็นแผ่น (spectrum 1) และลักษณะที่เป็นกลุ่มก้อน (spectrum 2) มีปริมาณออกซิเจนที่ค่อนข้างสูง โดยมีปริมาณออกซิเจนถึง 40.96 และ 45.95 % โดยน้ำหนัก ตามลำดับ แสดงถึงชิ้นงานเกิดการสึกหรอแบบออกซิเดชันร่วมด้วยเช่นเดียวกัน สอดคล้องกับผลวิเคราะห์ธาตุบนพื้นผิวการสึกหรอที่สภาวะการทดสอบเดียวกัน

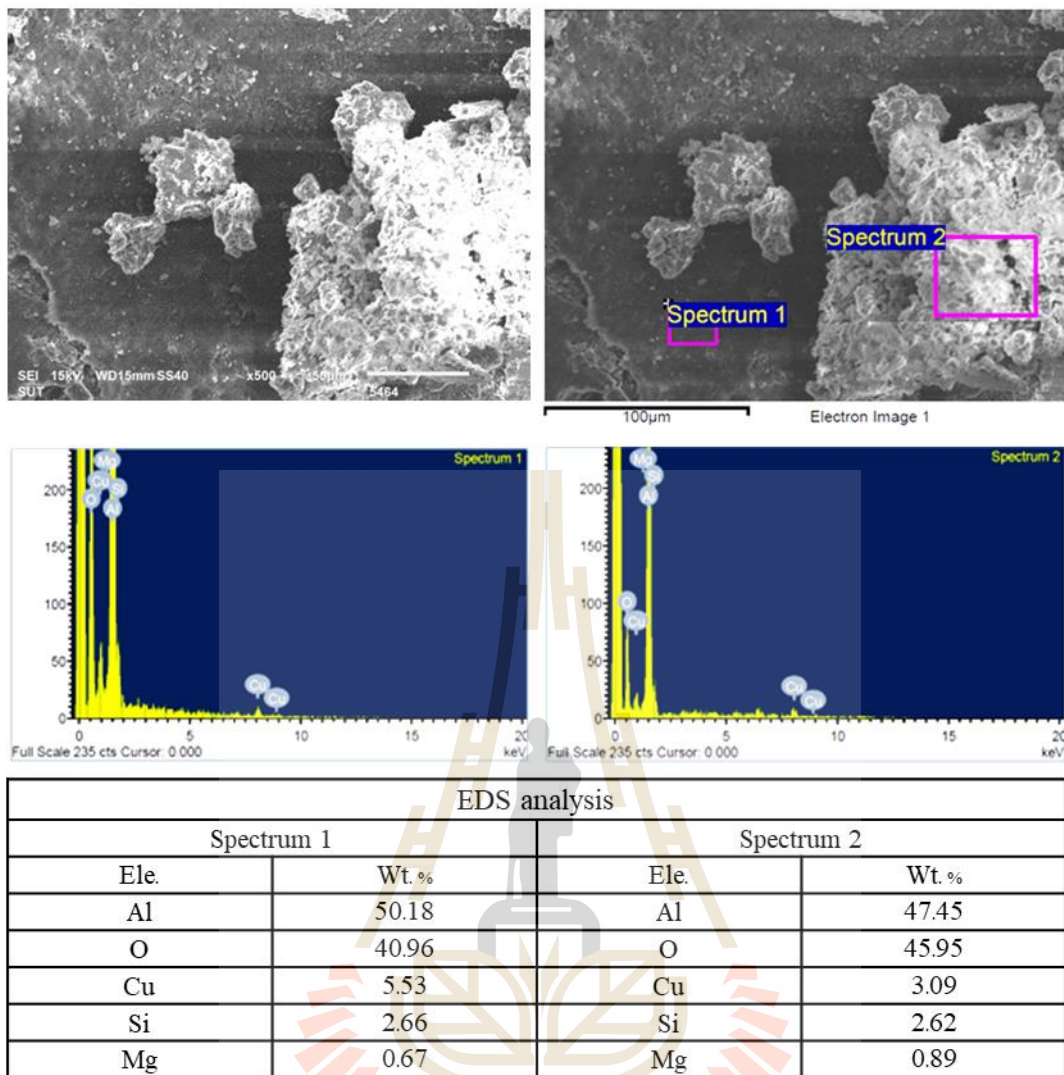
เมื่อพิจารณาผลกระทบของการเพิ่มปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เป็น 20 % โดยปริมาตรต่อลักษณะของสะเก็ดการสึกหรอ ภายใต้โหลด 25 นิวตัน พบว่า จากผลวิเคราะห์ EDS แบบจุด ที่บริเวณ spectrum 3 และ 4 ดังรูปที่ 5.33 พบธาตุอะลูมิเนียม ออกซิเจน ทองแดง ซิลิคอน และคาร์บอน ซึ่งน่าจะเป็นเนื้อพื้นที่ถูกออกซิไดซ์และถูกเฉือนออกมาเป็นสะเก็ดการสึกหรอ นอกจากนี้ในบริเวณ spectrum 1 พบธาตุเหล็กในปริมาณสูงถึง 46.71 และโครเมียม 6.34 % โดยน้ำหนักตามลำดับ ซึ่งน่าจะเป็นผลมาจากวัสดุคู่ขัดสีที่เป็นเหล็กกล้าไร้สนิมเกิดการสึกหรอแล้วหลุดออกมาเป็นสะเก็ดการสึกหรอ ส่วนบริเวณ spectrum 2 มีปริมาณซิลิคอนและคาร์บอนค่อนข้างสูงคือ 57.43 และ 38.18 % โดยน้ำหนัก ซึ่งคาดว่าน่าจะเป็นสะเก็ดการสึกหรอของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่หลุดออกจากเนื้อพื้นขณะทดสอบการสึกหรอ เมื่อพิจารณากรณีการเพิ่มโหลดทดสอบเป็น 65 นิวตัน พบว่าที่บริเวณ spectrum 1 2 และ 3 มีธาตุอะลูมิเนียม ออกซิเจน ทองแดง ซิลิคอน และคาร์บอน นอกจากนี้ยังมีธาตุเหล็กและโครเมียมปรากฏอยู่ในปริมาณใกล้เคียงกัน ดังแสดงในตารางผลวิเคราะห์ธาตุประกอบในรูปที่ 5.34



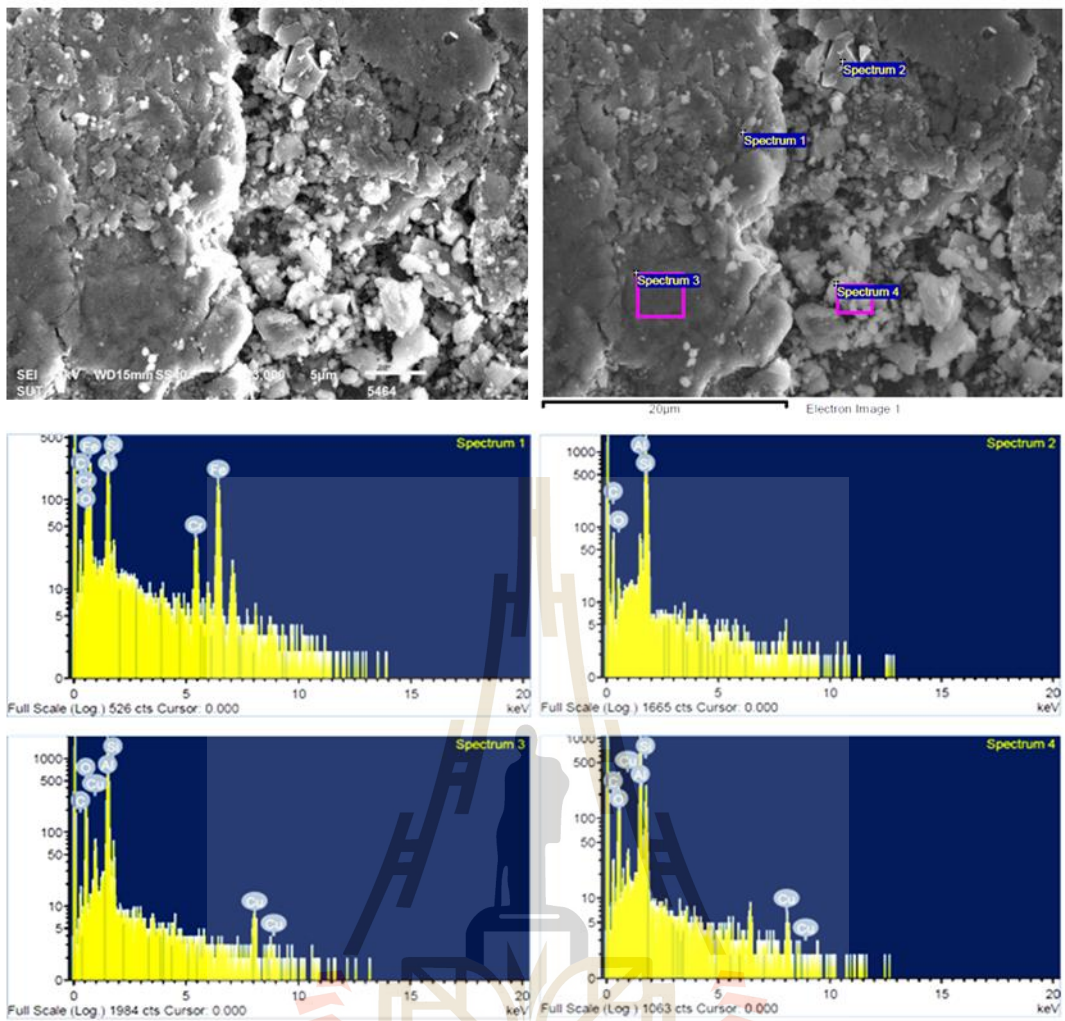


EDS analysis					
Spectrum 1		Spectrum 2		Spectrum 3	
Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %
Al	84.76	Al	70.43	Al	58.49
O	9.84	O	22.11	O	29.45
Cu	4.67	Cu	5.79	Cu	5.45
Si	0.20	Si	0.95	Si	5.37
Mg	0.53	Mg	0.72	Mg	1.24

รูปที่ 5.29 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS ของสะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังจากเผาพูนิก ภายใต้อุณหภูมิ 25 นิวตัน

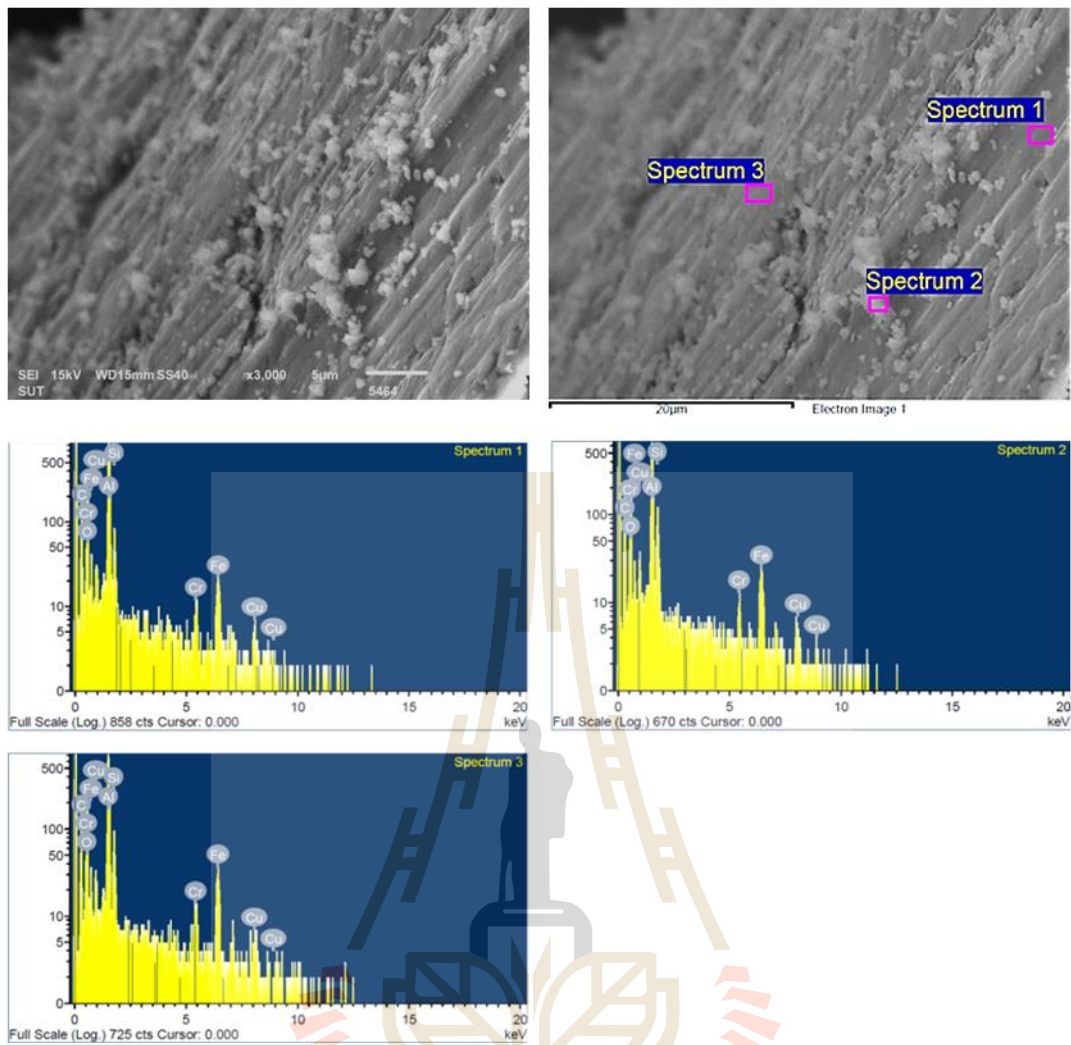


รูปที่ 5.30 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS ของสะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังจากการเผาพูนิก ภายใต้อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส



EDS analysis							
Spectrum 1		Spectrum 2		Spectrum 3		Spectrum 4	
Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele	Wt. %
Al	21.57	Al	1.81	Al	56.13	Al	34.44
O	16.04	O	2.58	O	28.14	O	38.39
Si	1.32	Si	57.43	Si	3.59	Si	12.62
C	8.02	C	38.18	C	6.03	C	11.35
Fe	46.71			Cu	6.10	Cu	3.20
Cr	6.34						

รูปที่ 5.31 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS ของสะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังจากการเผาพูนิก ภายใต้อุณหภูมิ 25 นิวตัน



EDS analysis

Spectrum 1		Spectrum 2		Spectrum 3	
Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %
Al	22.54	Al	19.54	Al	22.00
O	35.62	O	32.58	O	32.46
Cu	1.92	Cu	2.44	Cu	2.68
Si	2.78	Si	4.43	Si	3.43
C	31.21	C	33.21	C	28.31
Fe	4.94	Fe	6.39	Fe	9.19
Cr	0.99	Cr	1.40	Cr	1.93

รูปที่ 5.32 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS ของสะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังจากเผาพูนิก ภายใต้อุณหภูมิ 65 นิวตัน

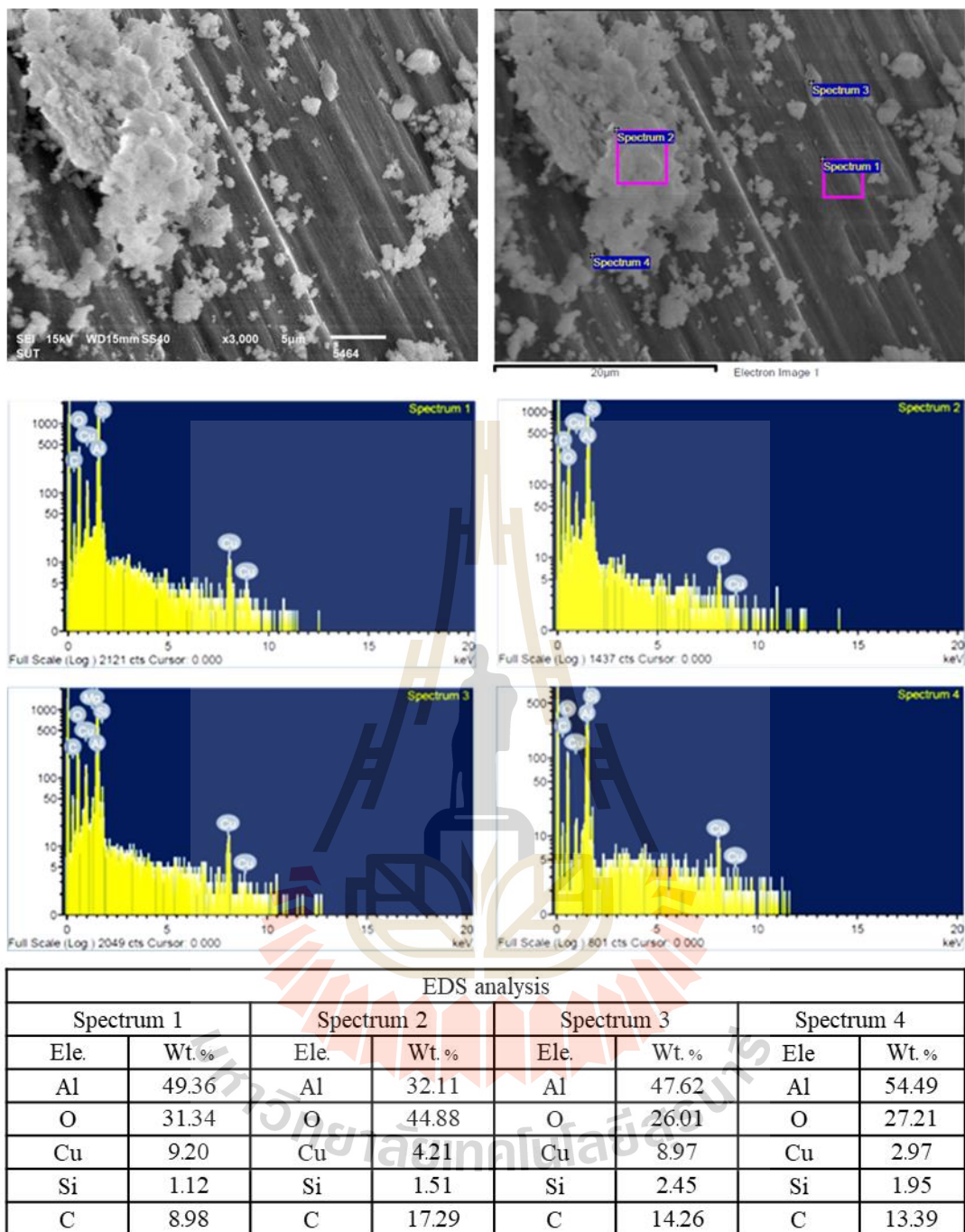


### 5.5.2 สะเก็ดการสึกหรอและการวิเคราะห์เฟสของชิ้นงานภายหลังการบ่มแข็ง

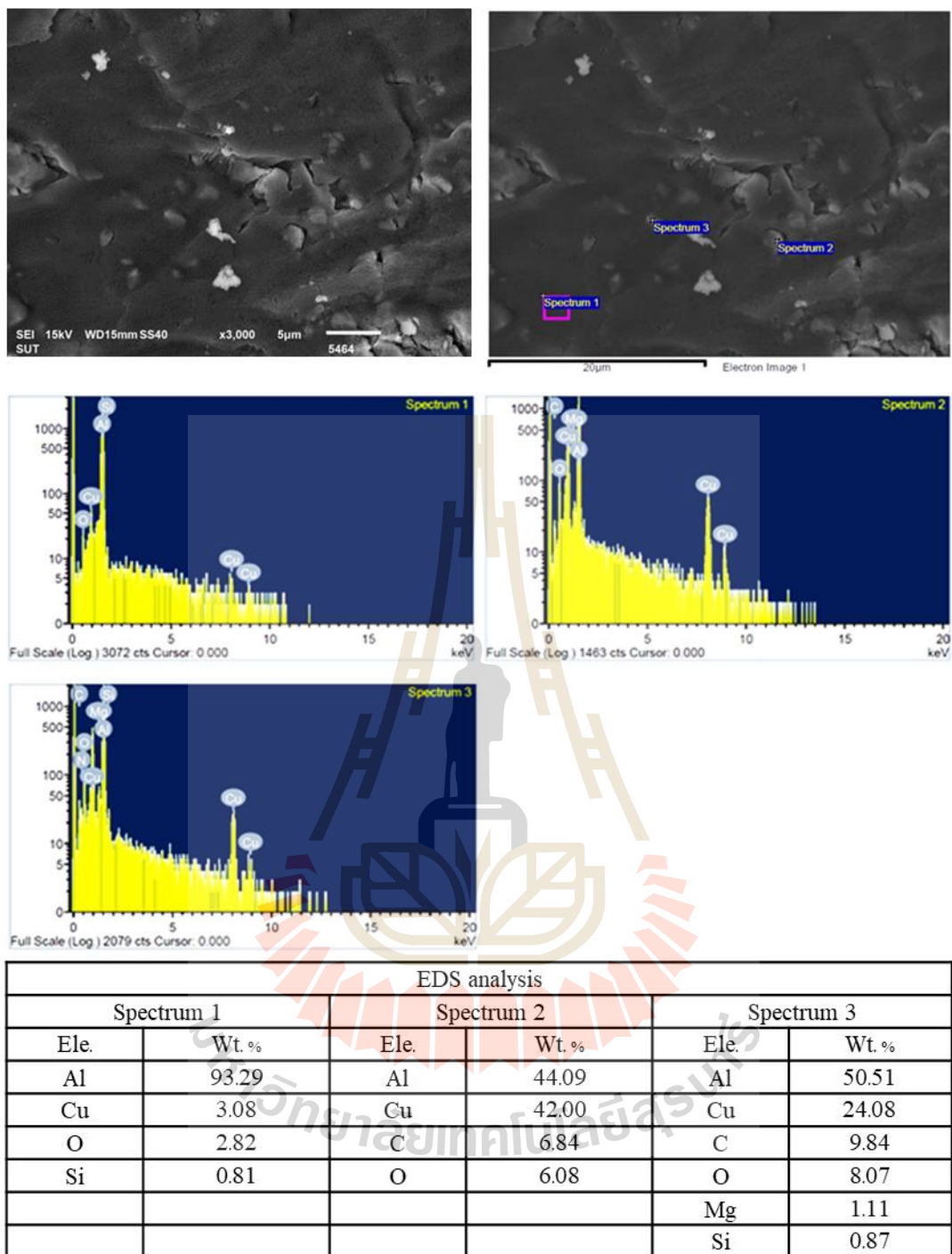
จากการศึกษาและวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS แบบจุด ในสะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณในปริมาณต่าง ๆ ภายหลังการบ่มแข็ง พบว่า สะเก็ดการสึกหรอมีลักษณะแผ่นและกลุ่มก้อน และมีปริมาณออกซิเจนสูง เช่นเดียวกับกับสะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึก ซึ่งเมื่อพิจารณาชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 % โดยปริมาตร ภายใต้โหลด 25 นิวตัน ดังแสดงในรูปที่ 5.34 พบว่าที่บริเวณ spectrum 1 ซึ่งเป็นสะเก็ดการสึกหรอแบบแผ่น ประกอบด้วย อะลูมิเนียม ออกซิเจน ทองแดง ซิลิคอน และคาร์บอน ซึ่งคาดว่าน่าจะเป็นองค์ประกอบของเนื้อพื้นวัสดุเชิงประกอบ เช่นเดียวกับกับ spectrum 2 3 และ 4 โดยเมื่อพิจารณาบริเวณ spectrum 2 ซึ่งเป็นสะเก็ดการสึกหรอแบบกลุ่มก้อน พบว่ามีปริมาณออกซิเจนสูงที่สุดคือ 44.88 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร และเมื่อพิจารณาสะเก็ดการสึกหรอในกรณีที่เพิ่มโหลดทดสอบเป็น 65 นิวตัน พบธาตุ อะลูมิเนียม ออกซิเจน ทองแดง และซิลิคอน ดังแสดงในตารางผลวิเคราะห์ธาตุประกอบในรูปที่ 5.35 ซึ่งเป็นองค์ประกอบของเนื้อพื้นวัสดุเชิงประกอบเช่นเดียวกับกับกรณีโหลด 25 นิวตัน นอกจากนี้เมื่อพิจารณาบริเวณ spectrum 2 และ 3 พบว่ามีธาตุอะลูมิเนียมปริมาณ 44.09 และ 50.51 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ตามลำดับ และมีปริมาณทองแดงค่อนข้างสูงคือ 42.00 และ 24.08 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ตามลำดับ ซึ่งบริเวณดังกล่าวน่าจะเป็นองค์ประกอบของสารประกอบอะลูมิเนียม-ทองแดง ( $Al_2Cu$ ) รวมไปถึงพบธาตุแมกนีเซียมและซิลิคอนปริมาณเล็กน้อยที่บริเวณ spectrum 3 ซึ่งน่าจะเป็นสารประกอบแมกนีเซียมซิลิไซด์ ( $Mg_2Si$ )

เมื่อพิจารณาการเพิ่มปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์เป็น 20 % โดยปริมาตร ภายใต้โหลด 25 นิวตัน พบว่าสะเก็ดการสึกหรอที่บริเวณ spectrum 1 และ 3 ประกอบไปด้วย อะลูมิเนียม ออกซิเจน ทองแดง ซิลิคอน และคาร์บอน แสดงถึงบริเวณที่เป็นเนื้อพื้นวัสดุ โดยในบริเวณ spectrum 3 เป็นบริเวณที่สะเก็ดการสึกหรอมีลักษณะแบบกลุ่มก้อน มีปริมาณออกซิเจน 40.40 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ซึ่งสูงกว่าบริเวณ spectrum อื่นๆ เมื่อพิจารณาในบริเวณ spectrum 2 พบว่ามีปริมาณธาตุซิลิคอนและคาร์บอนค่อนข้างสูงคือ 57.38 และ 21.79 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ดังแสดงในตารางผลวิเคราะห์ธาตุประกอบในรูปที่ 5.36 ซึ่งคาดว่าบริเวณนี้น่าจะเป็นสะเก็ดของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์หลุดออกมาจากเนื้อพื้นอะลูมิเนียมขณะทดสอบการสึกหรอ เมื่อพิจารณากรณีที่เพิ่มโหลดทดสอบเป็น 65 นิวตัน ซึ่งผลวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS โดยทำการวิเคราะห์แบบแผนที่ (map analysis) ดังรูป 5.37 พบว่าสะเก็ดการสึกหรอประกอบด้วย อะลูมิเนียม ออกซิเจน ทองแดง ซิลิคอน คาร์บอน แมกนีเซียม เหล็กและโครเมียมเช่นเดียวกัน ดังนั้นจากการศึกษาผลวิเคราะห์ธาตุของสะเก็ดการสึกหรอ โดยเมื่อเพิ่มปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ปริมาณสูงขึ้นจะพบสะเก็ดการสึกหรอที่ประกอบไปด้วยธาตุเหล็กและโครเมียมทั้งในสภาวะภายหลังการเผาผนึกและบ่มแข็ง

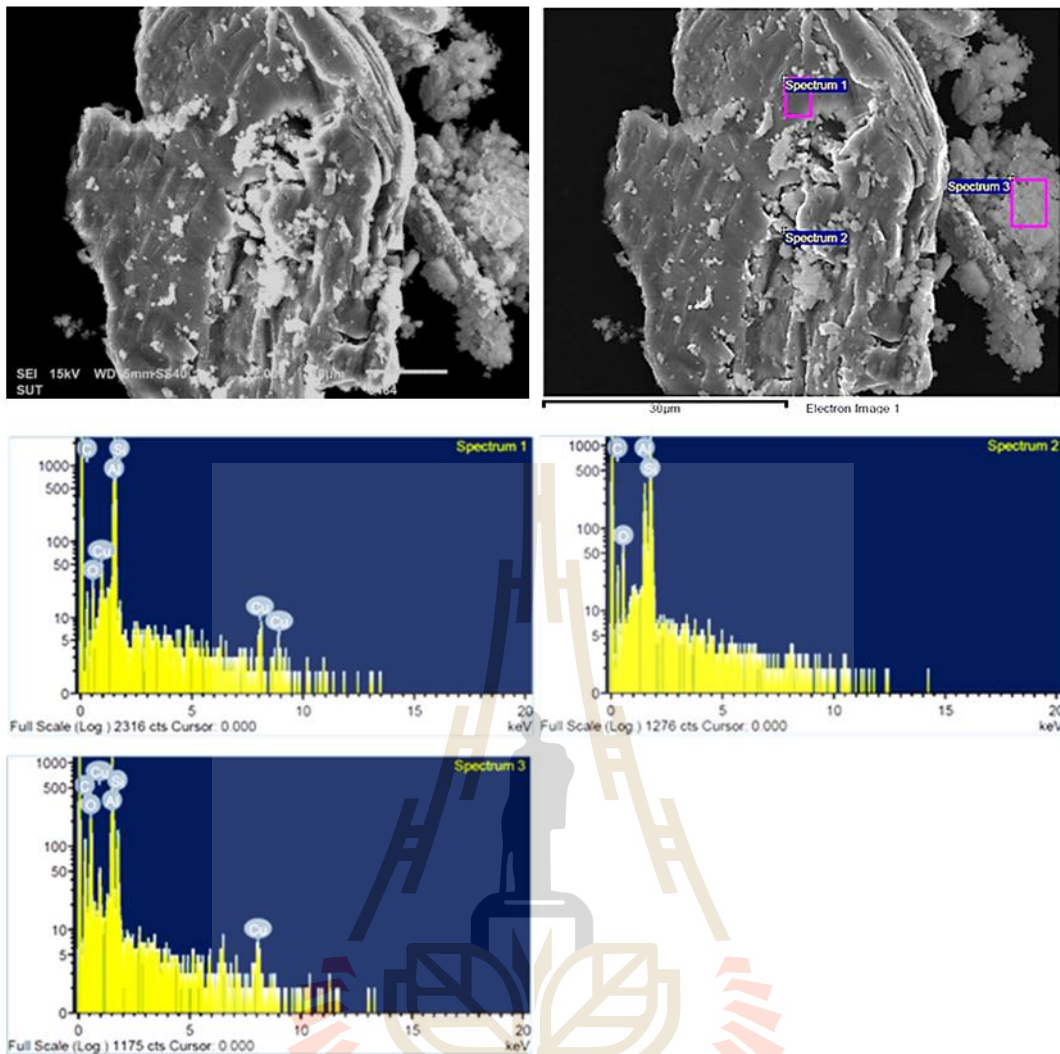




รูปที่ 5.33 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS ของสะเก็ดการสึกหรอชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังจากบ่มแข็ง ภายใต้อุณหภูมิ 25 นิวตัน



รูปที่ 5.34 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS ของสะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 10 % โดยปริมาตร ภายหลังจาก บ่มแข็ง ภายใต้อุณหภูมิ 65 นิวตัน



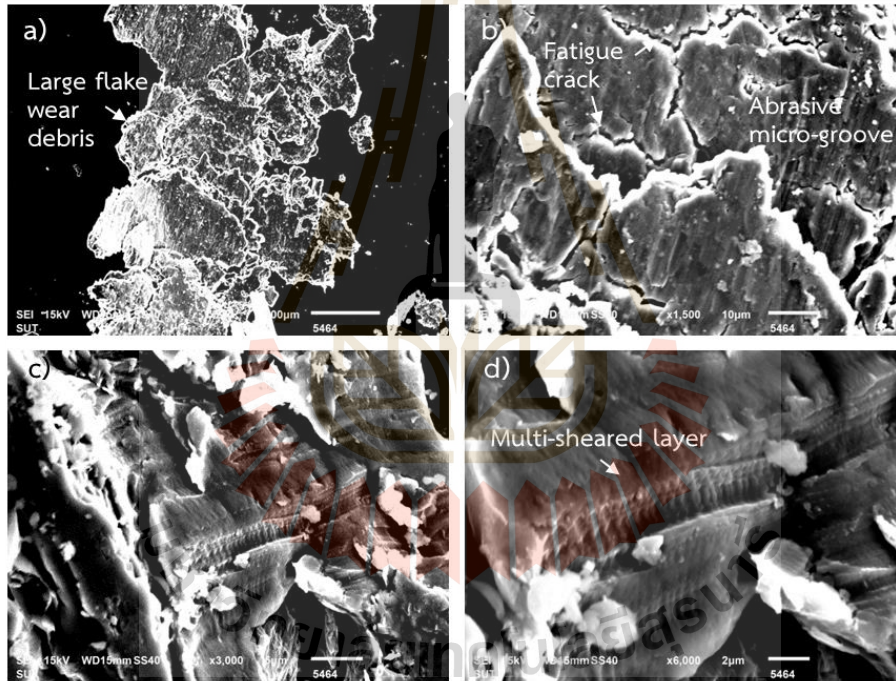
EDS analysis					
Spectrum 1		Spectrum 2		Spectrum 3	
Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %	Ele.	Wt. %
Al	79.73	Al	11.21	Al	28.02
O	3.70	O	9.62	O	40.40
Cu	3.31	C	21.79	Cu	3.84
C	12.45	Si	57.38	C	22.32
Si	0.81			Si	5.42

รูปที่ 5.35 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDS ของสะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 20 % โดยปริมาตร ภายหลังการ บ่มแข็ง ภายใต้อุณหภูมิ 25 นิวตัน

นอกจากนี้ จากผลการตรวจสอบด้วย SEM ยังพบลักษณะการเกิดสะเก็ดการสึกหรอแบบแผ่นที่มีขนาดใหญ่ดังรูปที่ 5.36 a) และ b) โดยเมื่อวิเคราะห์ที่กำลังขยายสูงขึ้นจะพบว่ามีลักษณะเป็นชั้นที่ถูกแยกออกมาจากเนื้อพื้น (delaminated layer) บนแผ่นนั้นปรากฏเป็นร่องการขัดสีขนาดเล็ก (micro-abrasive groove) ในทิศทางเดียวกัน อีกทั้งมีรอยแตกซึ่งคาดว่าเป็นรอยแตกเนื่องจากความล้าที่ตั้งฉากกับทิศทางการเคลื่อนที่ของหัวบอลแล้วรอยแตกนั้นเดินทางมาเชื่อมต่อกัน ดังนั้นสะเก็ดการ



สึกหรอดังกล่าวคาดว่าจะเกิดจากการที่เนื้อพื้นเกิดการเสียรูป/ไหลตัว (deformation/flow) จนเกิดการสึกหรอแบบยึดติด เมื่อได้รับแรงกระทำอย่างต่อเนื่องจึงเกิดชั้นผิวที่ถูกอัดแน่นไปด้วยเนื้อพื้น สะเก็ดการสึกหรอ อนุภาคเสริมแรงที่ถูกบดให้แตกละเอียดเรียกว่าชั้น mechanically mixed layer หรือ MML ที่มีความแข็งสูง และช่วยทำให้ต้านทานต่อการสึกหรอ อย่างไรก็ตามแรงกระทำอย่างต่อเนื่องส่งผลทำให้เกิดรอยแตกเล็ก ๆ จากความล้า และในที่สุดผิวชั้น MML นี้จะหลุดออกจากผิวของชิ้นงาน เมื่อรอยแตกเดินทางมาเชื่อมประสานกันที่สุดในที่สุด เกิดเป็น delamination wear นั่นเอง ส่วนสะเก็ดการสึกหรอแบบแผ่นที่พบในอีกลักษณะหนึ่ง คือ สะเก็ดการสึกหรอที่ปรากฏเป็นแถบของการเสียรูปอย่างต่อเนื่องดังแสดงในรูปที่ 5.36 c) และ d) โดยลักษณะดังกล่าวน่าจะเกิดจากการที่เนื้อพื้นถูกเสียรูปในลักษณะเหมือนจากการที่หีบอัดเคลื่อนที่ไป-กลับ แต่เนื่องจากเนื้อพื้นประกอบไปด้วยโลหะผสม อะลูมิเนียมและอนุภาคเสริมแรงที่ความเป็นเหลี่ยมมุม (angular) รวมถึงอนุภาคมีความแข็งสูง เมื่อได้รับแรงกระทำอาจหลุดออกจากเนื้อพื้นและทำให้อนุภาคดังกล่าวไถครูด (plowing) ลงบนเนื้ออะลูมิเนียมที่อ่อนกว่าเข้าไป-มา จึงเห็นเป็นชั้นของการเสียรูปโดยการเฉือนออก (multi-sheared layer)



รูปที่ 5.36 สะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 5 % โดยปริมาตร ภายหลังจากการเผาผนิก ทดสอบที่โหลด 25 นิวตัน

## 5.6 กลไกการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ (Wear mechanism of silicon carbide reinforced aluminium composite)

สมบัติการสึกหรอของวัสดุนั้นมิได้เป็นเพียงสมบัติของวัสดุนั้นเพียงอย่างเดียว แต่ตัวแปรที่ได้จากการทดสอบการสึกหรอนั้นยังขึ้นอยู่กับสถานะของการทดสอบการสึกหรอเป็นสำคัญด้วย งานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษากลไกการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 5 ถึง 20 % โดยปริมาตร โดยทดสอบแบบ Ball-on-Flat ในช่วงโหลด 5-65

นิวตัน ดังนั้นจึงขอสรุปโดยสังเขปเพื่อจำแนกประเภทของการสึกหรอที่เกี่ยวข้อง ดังรายละเอียดในตารางที่ 5.1 คือ การสึกหรอที่เกิดขึ้นเกิดจากการเคลื่อนที่ของวัสดุสองชนิด คือ หัวบอลทำจากเหล็กกล้าไร้สนิมที่มีความแข็งสูงกว่าเคลื่อนที่สไลด์ผ่านวัสดุแผ่นที่อ่อนกว่าคืออะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์สัมผัสกันแบบสไลด์ (sliding friction) ที่อัตราเร็ว (sliding speed) ในช่วงค่อนข้างต่ำ คือ 0.1 เมตรต่อวินาที เคลื่อนที่ไปกลับในแนวเส้นตรงยาว 10 มิลลิเมตร ใช้เวลาในการทดสอบ 16 นาที 40 วินาที (1000 วินาที) รวมระยะทาง 100 เมตร ในสภาวะปราศจากสารหล่อลื่น ที่อุณหภูมิห้อง ส่งผลทำให้เกิดอัตราการสึกหรอและพฤติกรรมการสึกหรอต่าง ๆ ดังนี้

อัตราการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์อยู่ในช่วง  $10^{-3}$  ถึง  $10^{-5}$   $\text{mm}^3/\text{Nm}$  ดังรูปที่ 5.37 ซึ่งแสดงกราฟแผนที่อัตราการสึกหรอจำเพาะ (specific wear rate map) โดยหากเปรียบเทียบกับวัสดุทั่วไปแล้วพบว่าค่าอัตราการสึกหรอจะอยู่ในช่วง  $10^{-3}$  ถึง  $10^{-10}$   $\text{mm}^3/\text{Nm}$  ส่วนโลหะจำพวกกลุ่มเหล็กหรือวัสดุที่มีการปรับปรุงพื้นผิว (Surface engineering) ที่มีความแข็งสูงกว่าจะพบในช่วง  $10^{-7}$  ถึง  $10^{-10}$   $\text{mm}^3/\text{Nm}$  [45] และหากเปรียบเทียบกับวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ของงานวิจัยอื่นพบว่า มีค่าอยู่ในช่วง  $10^{-3}$  ถึง  $10^{-5}$   $\text{mm}^3/\text{Nm}$  [14, 46, 47] ซึ่งอยู่ในช่วงใกล้เคียงกันกับวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในงานวิจัยครั้งนี้ แต่หากเปรียบเทียบกับโลหะผสมอะลูมิเนียมที่ไม่เติมวัสดุเสริมแรง อัตราการสึกหรอจะอยู่ในช่วง  $10^{-3}$   $\text{mm}^3/\text{Nm}$  ซึ่งมีอัตราการสึกหรอสูงกว่าวัสดุเชิงประกอบที่เสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์อยู่ในช่วง 0.04 ถึง 0.76 ซึ่งมีค่าค่อนข้างกว้าง ขึ้นอยู่กับปริมาณเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ดังรูปที่ 5.38 ซึ่งแสดงกราฟแผนที่ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน โดยค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่ำสุดที่ได้รับคือจากชิ้นงานที่มีการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร และสูงสุดที่ 20 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ซึ่งอาจจะเป็นไปได้ว่าปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้นจะทำให้เพิ่มพื้นที่สัมผัสระหว่างผิวมากขึ้น โดยหากเปรียบเทียบค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานกับงานวิจัยอื่น ๆ พบว่าวัสดุเชิงประกอบที่เติมปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ 15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ผลิตด้วยกระบวนการอัดขึ้นรูปร้อน (Hot-pressed) มีค่าอยู่ในช่วง 0.50 ถึง 0.90 [46] ส่วนวัสดุเชิงประกอบที่ผลิตด้วยการหล่อขึ้นรูป (Stir casting) มีค่าอยู่ในช่วง 0.15 ถึง 0.45 [48]

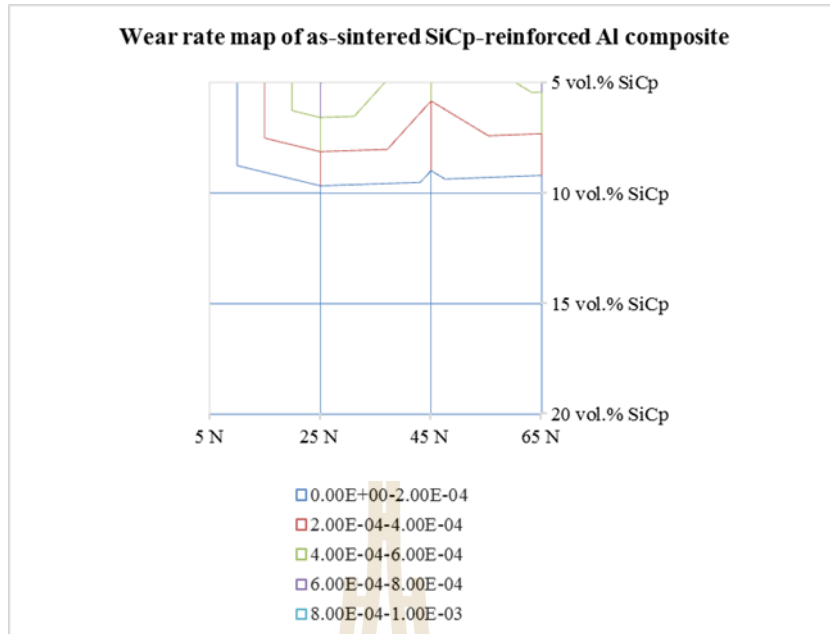
**ตารางที่ 5.1** การจำแนกประเภทของการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์

Class	Parameter
Friction type	Sliding
Contact shape	Sphere/flat
Contact pressure level	Plastic
Sliding speed	Low (0.1 m/s)
Mating contact materials	Harder (Stainless steel) Softer (Al-SiC <sub>p</sub> composite)
Environment	Without lubrication
Contact cycle	Low-medium ( $5 \times 10^3$ cycles)
Contact distance	Low-medium (100 m)

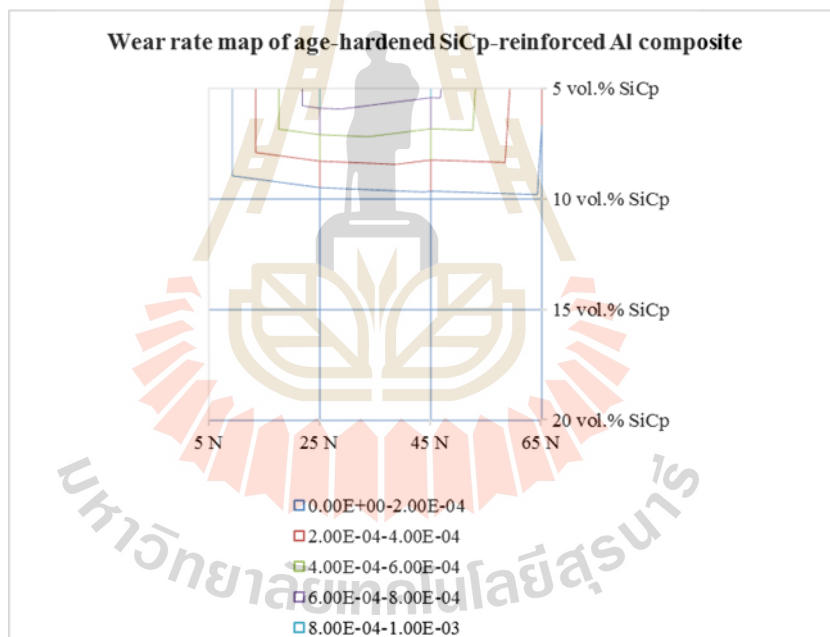


Frequency	5 Hz
Phase of wear	Solid
Structure of wear	Mechanical mixed
Freedom of wear particle	Agglomerated and Flake
Unit size of wear	micron scale
Elemental physics and chemistry in wear	Oxidation Delamination, Adhesive transfer and retransfer, Crack nucleation and propagation
Dominant wear process	Fracture, Plastic flow, Oxidation and Delamination
Wear mode	Abrasive, Adhesive, Flow and Fatigue
Wear type	Mechanical



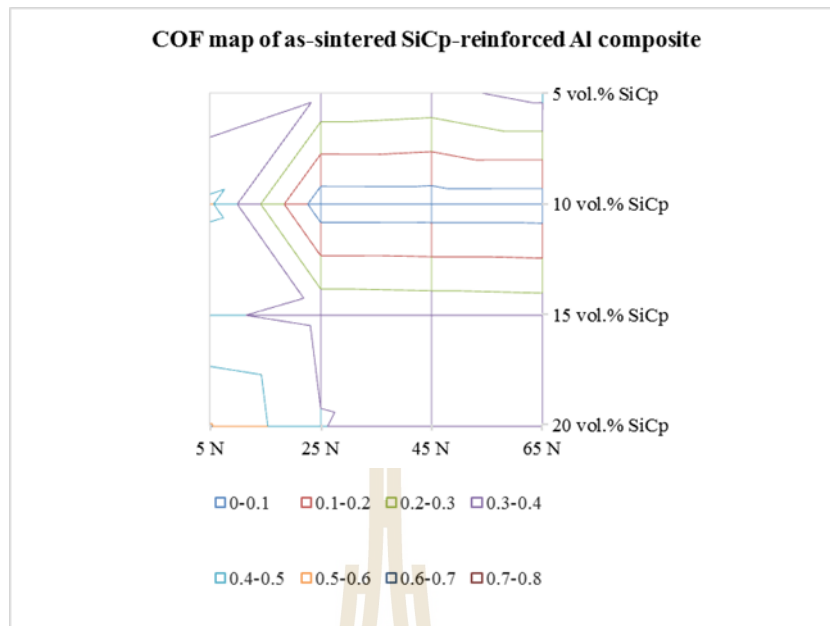


a) ภายหลังกการเผาพูนึก

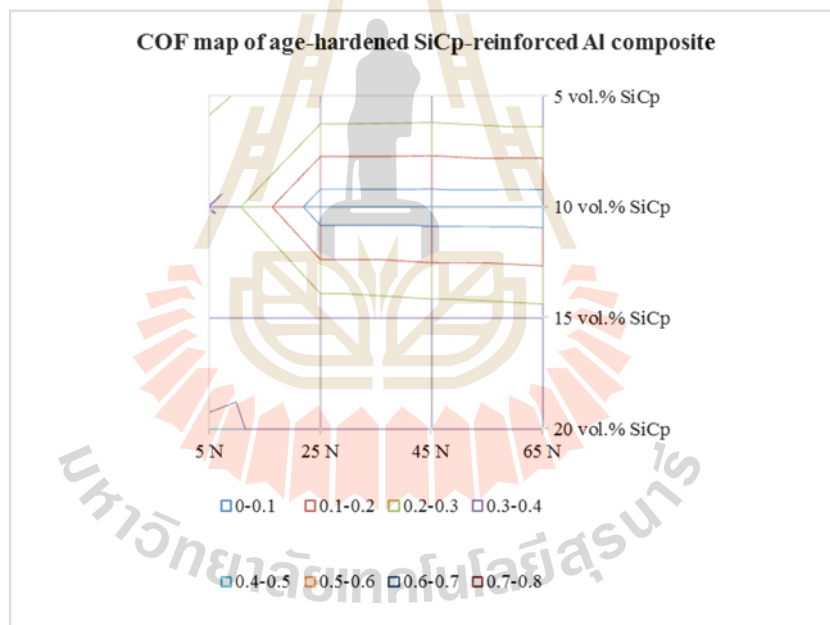


b) ภายหลังกการบ่มแข็ง

รูปที่ 5.37 กราฟแผนที่แสดงอัตราการสึกหรอจำเพาะในช่วงโหลด 5-65 นิวตัน ของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 5-20 % โดยปริมาตร



a) ภายหลังจากการเผาพูนึก



b) ภายหลังจากการบ่มแข็ง

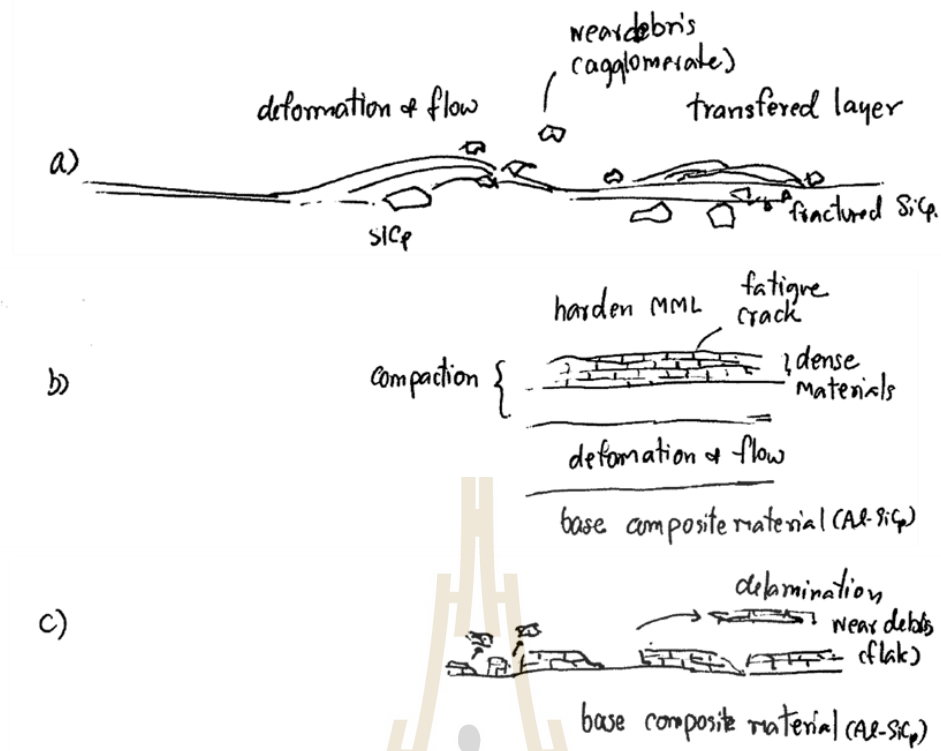
รูปที่ 5.38 กราฟแผนที่แสดงค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานในช่วงโหลด 5-65 นิวตัน ของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 5-20 % โดยปริมาตร

### 5.6.1 กลไกการสึกหรอ

พฤติกรรมหรือกลไกการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบในงานวิจัยที่ศึกษานี้ประกอบไปด้วย การสึกหรอแบบขัดสี (abrasive wear) การสึกหรอแบบยึดติด (adhesive wear) ซึ่งประกอบด้วยการเสียรูปถาวร/ไหลตัว (plastic deformation/flow) การถ่ายโอนเนื้อวัสดุ (material transfer) รวมถึงการ

แยกชั้น (delamination) นอกจากนี้ ยังพบการสึกหรอแบบความล้า (fatigue wear) และการสึกหรอแบบออกซิเดชัน (oxidation) ร่วมด้วย โดยจะมีกลไกการสึกหรอใดเป็นหลักนั้นขึ้นอยู่กับปริมาณการเติมอนุภาคเสริมแรงและปริมาณโพลด์ที่ใช้ ตาราง 5.2 และ 5.3 สรุปแนวโน้มกลไกการสึกหรอ ซึ่งการสึกหรอของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึก พบว่าที่ปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์น้อย ๆ 5 ถึง 10 % โดยปริมาตร ภายใต้โพลด์ 5 นิวตัน จะเกิดการสึกหรอแบบขีดสี และจะเปลี่ยนพฤติกรรมการสึกหรอเป็นการสึกหรอแบบยึดติดเมื่อทดสอบที่โพลด์ 25 นิวตัน ขึ้นไป นอกจากนี้พบว่าเมื่อปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์สูงขึ้นการสึกหรอมีแนวโน้มลดลงและแสดงพฤติกรรมการสึกหรอแบบขีดสี เช่นเดียวกับงานวิจัยของ R.N. Rao และคณะ [49] ซึ่งพบว่าวัสดุเชิงประกอบที่มีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มากขึ้นจะทำให้เกิดการสึกหรอลดลง เนื่องจากอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีความแข็งสูงเมื่อสัมผัสกับวัสดุขีดสีจะทำหน้าที่เป็นตัวขีดสีทำให้วัสดุคู่สัมผัสเกิดการสึกหรอ อีกประการหนึ่งคือพื้นผิวการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบจะมีชั้น Mechanically mixed layer (MML) [45] ที่เกิดจากเนื้อพื้นอะลูมิเนียมที่เกิดการเสียรูปและการแตกออกของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ขณะทดสอบ รวมถึงสะเก็ดจากวัสดุคู่สัมผัสที่เกิดขีดสีหลุดออกมารวมตัวทับถมกันจนเกิดเป็นชั้นดังกล่าวที่มีความแข็งสูงอัดแน่นอยู่บนพื้นผิว จึงช่วยปกป้องและทำให้ช่วยลดการสึกหรอแบบยึดติดลง [49] ดังแสดงในรูป 5.39 ส่วนพฤติกรรมการสึกหรอแบบความล้าและออกซิเดชันจะเกิดรุนแรงขึ้นเมื่อโพลด์ทดสอบเพิ่มขึ้น ทั้งในกรณีการสึกหรอของชิ้นงานภายหลังการบ่มแข็ง

สะเก็ดการสึกหรอที่พบสามารถแบ่งออกเป็น 2 ลักษณะคือ 1) รูปร่างลักษณะเป็นกลุ่มก้อน (agglomerated) และรูปร่างลักษณะแผ่น (flake like-shape) ที่มีขนาดเล็กและขนาดใหญ่ขึ้นกับปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์และปริมาณโพลด์ที่ใช้ทดสอบดังแสดงในตารางที่ 5.4 และ 5.5 การทดสอบด้วยโพลด์สูงขึ้นสะเก็ดการสึกหรอมีแนวโน้มขนาดใหญ่ขึ้น [50] และการเติมปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์น้อย ๆ จะส่งผลให้สะเก็ดการสึกหรอลักษณะแผ่นมีแนวโน้มขนาดใหญ่ด้วยเช่นกัน เนื่องจากพื้นผิวมีการเสียรูปถาวรแล้วหลุดออกเป็นแผ่นขนาดใหญ่ได้ง่ายกว่าชิ้นงานที่มีปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์สูง



รูปที่ 5.39 กระบวนการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียม a) deformation and flow followed by mutual materials transfer b) formation of mechanically mixed layer (MML), and c) fatigue crack and delamination



ตารางที่ 5.2 พฤติกรรมและกลไกการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบภายใต้การเฉือน

SiC <sub>p</sub>	5 N	25 N	45 N	65 N
5 vol.%	Abrasive	Adhesive	Adhesive	Adhesive
	Adhesive	Abrasive	Abrasive	Abrasive
	Fatigue	Fatigue	Fatigue	Fatigue
10 vol.%	Abrasive	Adhesive	Adhesive	Adhesive
	Adhesive	Abrasive	Abrasive	Abrasive
	Fatigue	Fatigue	Fatigue	Fatigue
15 vol.%	Abrasive	Adhesive	Abrasive	Abrasive
		Abrasive	Adhesive	Adhesive
		Fatigue	Fatigue	Fatigue
20 vol.%	Abrasive	Abrasive	Abrasive	Abrasive
		Adhesive	Adhesive	Adhesive
		Fatigue	Fatigue	Fatigue

ตารางที่ 5.3 พฤติกรรมและกลไกการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบภายใต้การบ่มแข็ง

SiC <sub>p</sub>	5 N	25 N	45 N	65 N
5 vol.%	Abrasive	Adhesive	Adhesive	Adhesive
	Adhesive	Abrasive	Abrasive	Abrasive
		Fatigue	Fatigue	Fatigue
10 vol.%	Abrasive	Adhesive	Adhesive	Adhesive
	Adhesive	Abrasive	Abrasive	Abrasive
		Fatigue	Fatigue	Fatigue
15 vol.%	Abrasive	Adhesive	Abrasive	Abrasive
		Abrasive	Adhesive	Adhesive
		Fatigue	Fatigue	Fatigue
20 vol.%	Abrasive	Abrasive	Abrasive	Abrasive
		Adhesive	Adhesive	Adhesive
		Fatigue	Fatigue	Fatigue

ตารางที่ 5.4 ลักษณะสะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบภายหลังการเผาผืนึก

SiC <sub>p</sub>	5 N	25 N	45 N	65 N
5 vol.%	Flake	Bigger flake	Bigger flake	Bigger flake
	Agglomerate	Agglomerate	Agglomerate	Agglomerate
10 vol.%	Agglomerate	Flake	Flake	Bigger flake
	Flake	Agglomerate	Agglomerate	Agglomerate
15 vol.%	Flake	Flake	Flake	Bigger flake
	Agglomerate	Agglomerate	Agglomerate	Agglomerate
20 vol.%	Flake	Flake	Flake	Bigger flake
	Agglomerate	Agglomerate	Agglomerate	Agglomerate

ตารางที่ 5.5 ลักษณะสะเก็ดการสึกหรอของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบภายหลังการบ่มแข็ง

SiC <sub>p</sub>	5 N	25 N	45 N	65 N
5 vol.%	Flake	Bigger flake	Bigger flake	Bigger flake
	Agglomerate	Agglomerate	Agglomerate	Agglomerate
10 vol.%	Flake	Flake	Flake	Bigger flake
	Agglomerate	Agglomerate	Agglomerate	Agglomerate
15 vol.%	Flake	Flake	Flake	Bigger flake
	Agglomerate	Agglomerate	Agglomerate	Agglomerate
20 vol.%	Flake	Flake	Flake	Bigger flake
	Agglomerate	Agglomerate	Agglomerate	Agglomerate

### 5.6.2 ผลกระทบของปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ต่อพฤติกรรมการสึกหรอ

โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบประกอบไปด้วยเฟสเนื้อพื้นอะลูมิเนียม และเฟสเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้น พบว่าวัสดุเชิงประกอบที่มีเฟสพื้นอะลูมิเนียมจำนวนมากหรือมีปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์น้อย จะเกิดการเสียวอย่างถาวรได้ง่ายแล้วหลุดออกหรือถ่ายโอนไปยังวัสดุขัดสีได้ง่ายทำให้พื้นผิวมีลักษณะแยกชั้น ซึ่งแสดงพฤติกรรมการสึกหรอแบบยึดติดที่รุนแรง การเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ลงไปจะช่วยลดการสัมผัสกันของวัสดุคู่สัมผัสและวัสดุที่เป็นเนื้อพื้นที่อ่อนกว่าคืออะลูมิเนียม [49] เนื่องจากทดสอบการสึกหรอวัสดุเชิงประกอบที่มีอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณมากจะเป็นตัวสัมผัสกับวัสดุคู่สัมผัส (เหล็กกล้าไร้สนิม) ทำให้เกิดการสึกหรอลดลงเนื่องจากอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีความแข็งสูงและมีรูปร่างเป็นเหลี่ยมมุม ทำให้มีโอกาสที่จะไปขัดสีทำให้วัสดุคู่สัมผัสเกิดการสึกหรอแล้วเนื้อของวัสดุคู่สัมผัสได้หลุดออก และถ่ายโอนมายังพื้น

ผิวชิ้นงานทำให้เกิดชั้น MML อัดแน่นอยู่บนพื้นผิวของชิ้นงาน เนื่องจากการสะสมของอนุภาควัสดุขีดสี อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่แตกออกบางส่วนและพื้นผิวของชิ้นงานที่สึกหรอแล้วหลุดออก ซึ่งชั้นดังกล่าว มีความแข็งสูงมากพอที่จะช่วยปกป้องพื้นผิวไม่ให้เกิดการสึกหรอที่รุนแรง [49] ดังที่ได้กล่าวมาแล้ว นอกจากนี้ขณะทดสอบการสึกหรอพื้นผิวชิ้นงานจะมีอุณหภูมิค่อนข้างสูงทำให้เกิดการไหลตัว (flow) หรืออาจจะเกิดการหลอม (melt) [51] ของเนื้อวัสดุพื้นได้ ซึ่งการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้นจะ ช่วยให้ชิ้นงานมีความเสถียรทางความร้อน (thermal stability) ได้ดี จึงทำให้เกิดการไหลตัวลดลง [49] นอกจากนี้การที่มีอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณที่สูงขึ้น (20 % โดยปริมาตร) ทำให้เกิดการขีดสี วัสดุคู่สัมผัสคือเหล็กกล้าไร้สนิม เกิดเป็นสะเก็ดการสึกหรอถูกอัดแน่นในชั้น MML ซึ่งน่าจะทำให้ความ แข็งของชั้น MML เพิ่มขึ้น และต้านทานการสึกหรอเพิ่มมากขึ้นอีกทางหนึ่ง

### 5.6.3 ผลกระทบของกระบวนการบ่มแข็งต่อพฤติกรรมการสึกหรอ

ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการเผาผนึกและบ่มแข็งมีอัตราการสึกหรอ สัมประสิทธิ์ความเสียหาย และพฤติกรรมการสึกหรอที่ใกล้เคียงกัน อย่างไรก็ตาม พบว่ากระบวนการบ่มแข็ง (age-hardening) สามารถชะลอการสึกหรอแบบความล้าที่โหลดทดสอบต่ำ ๆ เช่น 5 นิวตัน ของชิ้นงานที่เติมอนุภาค ซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 5 และ 10 % โดยปริมาตร ดังแสดงเปรียบเทียบในตารางที่ 5.2 และ 5.3 เนื่องจากการบ่มแข็งทำให้เกิดการตกตะกอนของสารประกอบอะลูมิเนียม-ทองแดง ( $Al_2Cu$ ) และ แมกนีเซียมซิลิไซด์ ( $Mg_2Si$ ) ที่มีขนาดเล็กละเอียด มีความแข็งแรงและยึดเหนี่ยวกับเนื้อพื้นได้ดี (coherent particle) ซึ่งจะช่วยยับยั้งการเกิดรอยแตก (crack nucleation) หรือเกิดช่องว่าง (void nucleation) รอบ ๆ ตะกอนอนุภาคของเฟสที่สอง ทำให้สามารถชะลอการเกิดรอยแตกและการเติบโต ของรอยแตกได้ดีขึ้น [52] สำหรับการสึกหรอแบบความล้า



## บทที่ 6 สรุปผลการทดลอง

จากการทดสอบการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณ 5 10 15 และ 20 % โดยปริมาตร ขึ้นรูปด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปผง โดยทำการประเมินสมบัติของวัสดุด้วยการทดสอบการสึกหรอแบบ Ball-on-flat ตามมาตรฐาน ASTM G133-95 สามารถสรุปผลการทดลองได้ดังนี้

### 6.1 ความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปผง

6.1.1 วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ มีอัตราการสึกหรออยู่ในช่วง  $10^{-3}$  ถึง  $10^{-5}$  mm<sup>3</sup>/Nm และมีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียหายอยู่ในช่วง 0.04 ถึง 0.76

6.1.2 การสึกหรอของวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ประกอบด้วยกลไกการสึกหรอแบบยึดติด การสึกหรอแบบขีดสี การสึกหรอแบบความล้า และการสึกหรอแบบออกซิเดชัน โดยการสึกหรอจะเกิดรุนแรงขึ้นเมื่อเพิ่มโหลดทดสอบจาก 5 เป็น 25 45 และ 65 นิวตัน

### 6.2 อิทธิพลของปริมาณการเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ 5, 10, 15 และ 20 % โดยปริมาตร

6.2.1 การเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ปริมาณเพิ่มมากขึ้นจาก 5 ถึง 20 % โดยปริมาตรจะช่วยให้ต้านทานต่อการสึกหรอได้ดีขึ้น โดยมีอัตราการสึกหรอต่ำสุด คือ  $9.6 \times 10^{-5}$  mm<sup>3</sup>/Nm

6.2.2 วัสดุเชิงประกอบจะเกิดการสึกหรอแบบยึดติดที่รุนแรง เมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณต่ำคือ 5 และ 10 % โดยปริมาตร และกลไกการสึกหรอจะเปลี่ยนไปเป็นการสึกหรอแบบขีดสี เมื่อเติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้นเป็น 15 และ 20 % โดยปริมาตร

### 6.3 อิทธิพลของกระบวนการทางความร้อนด้วยวิธีตกตะกอนของเฟสที่สอง

6.3.1 วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่สภาวะภายหลังการเผาผนึกและภายหลังการบ่มแข็ง มีอัตราการสึกหรอและค่าสัมประสิทธิ์ความเสียหายที่อยู่ในช่วงใกล้เคียงกัน

6.3.2 วัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่สภาวะภายหลังการเผาผนึกและภายหลังการบ่มแข็งมีกลไกการเกิดการสึกหรอคล้ายคลึงกัน อย่างไรก็ตามพบว่าการบ่มแข็งจะช่วยชะลอการเกิดการสึกหรอแบบความล้าได้ในการทดสอบที่โหลดต่ำ คือ 5 นิวตัน สำหรับชิ้นงานที่เติมอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 5 ถึง 10 % โดยปริมาตร

## ข้อเสนอแนะ

ในการศึกษาวิจัยวัสดุเชิงประกอบพื้นอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วยอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในปริมาณ 5-20 % โดยปริมาตร มีค่าอัตราการสึกหรออยู่ในช่วง  $10^{-3}$  –  $10^{-5}$  mm<sup>3</sup>/Nm โดยพบว่าอัตราการสึกหรอต่ำลงเมื่อเพิ่มปริมาณอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ อย่างไรก็ตาม การเพิ่มปริมาณอนุภาคซิลิคอน

คาร์ไบด์ที่สูงเกินกว่า 20 % โดยปริมาตร ประสบปัญหาพูนจากการฉีดยื่นรูปและการเผาผนึก ซึ่งเกิดขึ้นร่วมกับการรวมกลุ่มของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ ทำให้สมบัติเบื้องต้น เช่น ความหนาแน่นและความแข็งลดลงอย่างเห็นได้ชัด

ดังนั้น หากสามารถปรับปรุงกระบวนการผสมผงวัสดุและฉีดยื่นรูปได้อย่างมีประสิทธิภาพ ทำให้เกิดการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ปริมาณการเติมสูงขึ้นได้ดี วัสดุเชิงประกอบก็จะสามารถต้านทานต่อการสึกหรอได้มากขึ้น โดยอาจพิจารณาจาก 1) สัดส่วนขนาดอนุภาคเสริมแรงต่อผงโลหะพื้น (particle size ratio) เพื่อให้ผงโลหะและอนุภาคเสริมแรงสามารถจัดเรียงตัว (particle packing) ได้ดีขึ้น ลดช่องว่างหรือผิวสัมผัสระหว่างอนุภาคเสริมแรงด้วยตัวเอง 2) ลดพลังงานพื้นผิวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์โดยการเติมสารเติมแต่งพื้นผิว (surfactant) ก่อนทำการผสมผงวัสดุเพื่อลดการรวมกลุ่มกันของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ เป็นต้น





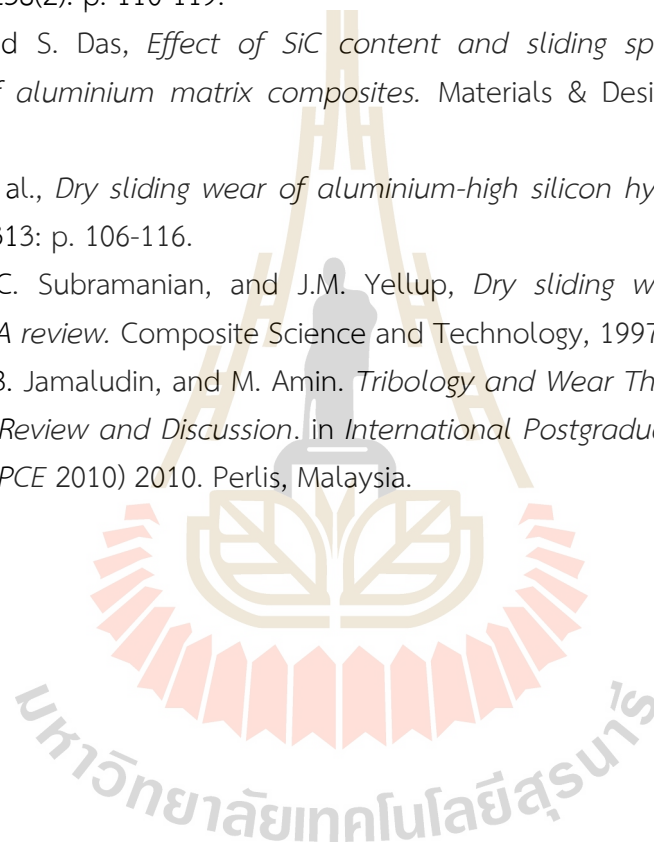
## รายการอ้างอิง (References)

1. Evans, A., C.S. Marchi, and A. Mortensen, *Metal matrix composites in industry: An introduction and a survey*. 2003: Kluwer Academic Publishers. 423.
2. Rawal, S., *Metal-matrix composites for space applications*. Journal of The Minerals, Metals & Materials Society, 2001. 53(4): p. 14-17.
3. Chawla, N. and K.K. Chawla, *Metal-matrix composites in ground transportation*. Journal of the Minerals, Metals & Materials Society 2006. 58(11): p. 67-70.
4. Polmear, I.J., *Light alloys: Metallurgy of the light metals*. 3 ed, ed. R. Honeycombe and P. Hancock. 1995: Arnold. 362.
5. Hashim, J., L. Looney, and M.S.J. Hashmi, *The enhancement of wettability of SiC particles in cast aluminium matrix composites*. Journal of Materials Processing Technology, 2001. 119(1-3): p. 329-335.
6. Popovick, A. and V. Sufiiarov, *Metal Powder Additive Manufacturing in New Trends in 3D Printing*, I.V. Shishkovsky, Editor. 2016, Open access.
7. German, R.M. and A. Bose, *Injection molding of metals and ceramics*. 1 ed. Vol. 1. 1997: Metal Powder Industries Federation. 413.
8. *A basic guide to particle characterization*. p. 13.
9. 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.
10. Al-Rubaie, K.S., H. Goldenstein, and J.D. Biasoli de Mello, *Three-body abrasion of Al-SiC composites*. Wear, 1999. 225-229, Part 1(0): p. 163-173.
11. Hekner, B., et al., *Friction and wear behavior of Al-SiC(n) hybrid composites with carbon addition*. Composites Part B: Engineering, 2017. 108: p. 291-300.
12. Kaushik, N.C. and R.N. Rao, *The effect of wear parameters and heat treatment on two body abrasive wear of Al-SiC-Gr hybrid composites*. Tribology International, 2016. 96: p. 184-190.
13. Natarajan, N., S. Vijayarangan, and I. Rajendran, *Wear behaviour of A356/25SiCp aluminium matrix composites sliding against automobile friction material*. Wear, 2006. 261(7-8): p. 812-822.
14. Singh, J. and A. Chauhan, *Overview of wear performance of aluminium matrix composites reinforced with ceramic materials under the influence of controllable variables*. Ceramics International, 2016. 42: p. 56-81.
15. 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.

16. 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.
17. 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.
18. 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.
19. 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.
20. Lee, J.-C., et al., *Control of the interface in SiC/Al composites*. Scripta Materialia, 1999. 41(8): p. 895-900.
21. 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.
22. Tang, F., I.E. Anderson, and S.B. Biner, *Solid state sintering and consolidation of Al powders and Al matrix composites*. Journal of light metals, 2002. 2(4): p. 201-214.
23. Anderson, I.E. and J.C. Foley, *Determining the role of surfaces and interfaces in the powder metallurgy processing of aluminum alloy powders*. Surface and Interface Analysis, 2001. 31: p. 599-608.
24. Foley, J.C., D.K. Rehbein, and D.J. Barbard. *Investigation of the sintering processing using non-contact electromagnetic acoustic transducer*. in *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials in: Proceedings of the 2001 International Conference on Powder Metallurgy and Particulate Materials*. 2001.
25. 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.
26. 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.
27. Raymond, A.H., *Applied Physical Metallurgy*, in *Engineering Metallurgy*. 1970, The English Universities press LTD.
28. Dieter, G.E., *Mechanical Metallurgy SI Metric Edition*. SI Metric ed. Vol. 1. 1988: McGraw-Hill. 751.
29. Thomas, M.P., J.E. King, and J.M.S. 29, *Journal of Materials Science*, 1994. 29: p. 5272-5278.
30. <http://www.key-to-metals.com/PrintArticle.asp?ID=28>. *Welding of titanium alloys*. [Internet] 2003 [cited 2004 12/10/2004].

31. International, A., *Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus*. 2012, ASTM International. p. 5.
32. International, A., *Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear*. 2016, ASTM International. p. 9.
33. Sawla, S. and S. Das, *Combined effect of reinforcement and heat treatment on the two body abrasive wear of aluminum alloy and aluminum particle composites*. *Wear*, 2004. 257(5-6): p. 555-561.
34. Singh, J. and A. Chauhan, *Overview of wear performance of aluminium matrix composites reinforced with ceramic materials under the influence of controllable variables*. *Ceramics International*, 2016. 42(1, Part A): p. 56-81.
35. V.R. Rajeev, D.K.D., S.Jain., *Effect of experimental parameters on reciprocating wear behaviour of Al-Si-SiCp composites under dry condition*. *Tribology Online*, 2009. 4(5): p. 115-126.
36. Kumar, R. and S.Dhiman, *A study of sliding wear behaviours of Al-7075 and al-7075 hybrid composites by response surface methodology analysis*. *Materials and Design*, 2013. 50: p. 351-359.
37. Mitutoyo, *SurfTest Formtracer: Surface Roughness Measuring System Surface Texture Parameters*. Mitutoyo.
38. Akhlaghi, F., A. Lajevardi, and H.M. Maghanaki, *Effects of casting temperature on the microstructure and wear resistance of compocast A356/SiCp composites: a comparison between SS and SL routes*. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004. 155-156: p. 1874-1880.
39. 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.
40. Zhongliang, S., et al., *Interfacial reaction between the oxidized SiC particles and Al-Mg alloys*. *Chinese Science Bulletin* 2001. 46(23): p. 1984-1952.
41. Schaffer, G.B., et al., *The effect of the atmosphere and the role of pore filling on the sintering of aluminium*. *Acta Materialia*, 2006. 54(1): p. 131-138.
42. Kim, T.W., *Determination of densification behavior of Al-SiC metal matrix composites during consolidation processes*. *Materials Science and Engineering: A*, 2008. 483-484: p. 648-651.
43. 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.
44. Sun, B., et al., *Synthesis kinetics of Mg<sub>2</sub>Si and solid-state formation of Mg-Mg<sub>2</sub>Si composite*. *Powder Technology*, 2012. 217(Supplement C): p. 157-162.

45. Stachowiak, G.W., *Wear: Materials, Mechanisms and Practice*. 2005: John Wiley & Sons, Ltd.
46. Hekner, B., et al., *Friction and wear behavior of Al-SiC(n) hybrid composites with carbon addition*. *Composites Part B*, 2017. 108: p. 291-300.
47. Estrada-Ruiza, R.H., et al., *Wear resistance analysis of the aluminum 7075 alloy and the nanostructured aluminum 7075 – silver nanoparticles composites*. *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*, 2016. 52(2): p. 163 - 170.
48. Chen, R., A. Iwabuchi, and T. Shimizu, *The effect of a T6 heat treatment on the fretting wear of a SiC particle-reinforced A356 aluminum alloy matrix composite*. *Wear*, 2000. 238(2): p. 110-119.
49. Rao, R.N. and S. Das, *Effect of SiC content and sliding speed on the wear behaviour of aluminium matrix composites*. *Materials & Design*, 2011. 32(2): p. 1066-1071.
50. F.Alshmri, et al., *Dry sliding wear of aluminium-high silicon hypereutectic alloys*. *Wear*, 2014. 313: p. 106-116.
51. Deuis, R.L., C. Subramanian, and J.M. Yellup, *Dry sliding wear of aluminium composites- A review*. *Composite Science and Technology*, 1997. 57: p. 415-435.
52. Yusoff, Z., S.B. Jamaludin, and M. Amin. *Tribology and Wear Theory of Aluminium Composites: Review and Discussion*. in *International Postgraduate Conference on Engineering (IPCE 2010)* 2010. Perlis, Malaysia.



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>เครื่องขัดหยาบ-ละเอียด สำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค</p>	<p>เครื่องวัดความหยาบผิว (Surftest Formtracer: Mitutoyo)</p>



	
<p>กล้องสเตอริโอ (Stereoscope: Leica Microsystems EZ4)</p>	<p>กล้องจุลทรรศน์แบบแสง + ซอฟต์แวร์วิเคราะห์ภาพ (Optical Microscope + Image analyzer)</p>
	
<p>กล้องจุลทรรศน์แบบเลเซอร์ (3D laser microscope: OLS4100 อนุเคราะห์โดยบริษัท Olympus)</p>	<p>กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดพร้อม อุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุ (model: JEOL-JSM 6061LV)</p>
	
<p>เครื่องมือวิเคราะห์ XRD (D8)</p>	<p>เครื่องมือวิเคราะห์ XRF</p>



เครื่องมือวิเคราะห์ทางความร้อน  
(Simultaneous Thermal Analyzer – NETZSCH  
STA 449 F3 Jupiter)



เครื่องมือทดสอบความแข็งแบบมาโครวิกเกอร์ส  
(macro Vickers hardness tester)



เครื่องมือทดสอบการสึกหรอแบบ ball-on-flat  
(Bruker UMT TriboLab @ TISTR)



เครื่องชั่งน้ำหนัก 4 ตำแหน่ง



## ภาคผนวก ข

### ประวัติผู้แต่ง

ชื่อ(ภาษาไทย) นางสาวธัญปณีย์ พัชรวชิษฐ์

(ภาษาอังกฤษ) Miss Tapany Patcharawit

ตำแหน่งปัจจุบัน ผู้ช่วยศาสตราจารย์

หน่วยงาน สำนักวิชาวิศวกรรมโลหการ 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. (Metallurgy and Materials) The University of Birmingham, UK

2000-2001 M.Phil. (The Science and Engineering in Materials)  
The University of Birmingham, UK

1993-1996 B.Sc. (Materials Science) Chulalongkorn University, Thailand

สาขาวิชาการที่มีความชำนาญพิเศษ

การทดสอบเชิงกลในวัสดุ กลศาสตร์การแตกหัก กลไกการแตกหัก การศึกษาพื้นผิวการแตกหัก  
การทดสอบการสึกหรอ การวิเคราะห์กลไกการสึกหรอ  
การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค วัสดุเชิงประกอบพ่นอะลูมิเนียม การฉีดขึ้นรูปวัสดุผง

ผลงานการวิจัย

1. **T. Patcharawit**, A. Ngeekoh and N. Chuankrekul, Wear Properties of 10 vol.% Silicon Carbide Particulate-Reinforced Aluminum Composite Fabricated by Powder Injection Molding, The International Conference on Materials and Intelligent Manufacturing (ICMIM 2017), National University of Singapore, Singapore, 21-23 August 2017.
2. **T. Patcharawit**, A. Ngeekoa, W. Tongkerd, S. Takhampom, S. Lapkeaw and N. Chuankrekul, Mechanical Properties of As-Exposed Al-SiC<sub>p</sub> Composite Fabricated by Powder Injection Moulding, Key Engineering Materials, Vol. 751, 2017, p. 60-69.
3. A. Ngeekoh, V. Thongnoppakoon, A. Changlor, T. Jindangam, N. Phongreed, **T. Patcharawit**, N. Chuankrekul, Microstructure and phase analysis of precipitated hardened silicon carbide particulate-reinforced aluminium composite fabricated by PIM, Proceedings of the 41<sup>st</sup> Congress on Science and Technology of Thailand (STT41), 6-8 November, 2015, Suranaree University of Technology, Thailand. P.293-299.
4. **T. Patcharawit**, V. Thongnoppakoon, A. Changlor, T. Jindangam, N. Phongreed and N. Chuankrekul, 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.

5. **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.
6. **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.
7. **T. Patcharawit**, P. Tongkhon, A. Wiangsamut, P. Ausungnoen, 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.
8. 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.
9. **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).
10. **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.
11. M. Bunma, P. Subarnorn, R. Bobuangern, T. Patthannkitdamrong, T.Thuanwong, **T. Patcharawit**, Process Parameter-Microstructure-Mechanical Property Relations of SiC<sub>p</sub>-Reinforced Aluminium Composites Produced by Powder-Injection Casting, *Journal of Metals, Materials and Minerals*, Vol.21, No.2, 2011. p. 85-93.
12. 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.
13. **T. Udomphol**, R. Borisutthekul, U. Kitkamthorn, P. Buahombura, T. Witchanantakul, N. Akkarapattanagoon, 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.
14. 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.

15. 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.
16. **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, PMP III, TMS, August 2009, Thailand.
17. 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.
18. **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.
19. **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.

