

คุณลักษณะของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์  
ซึ่งผลิตโดยกระบวนการมิลลิ่งทางกลและสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริง



นางสาวอุษณีย์ กิตกำธร

สถาบันวิทยบริการ

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต  
สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ

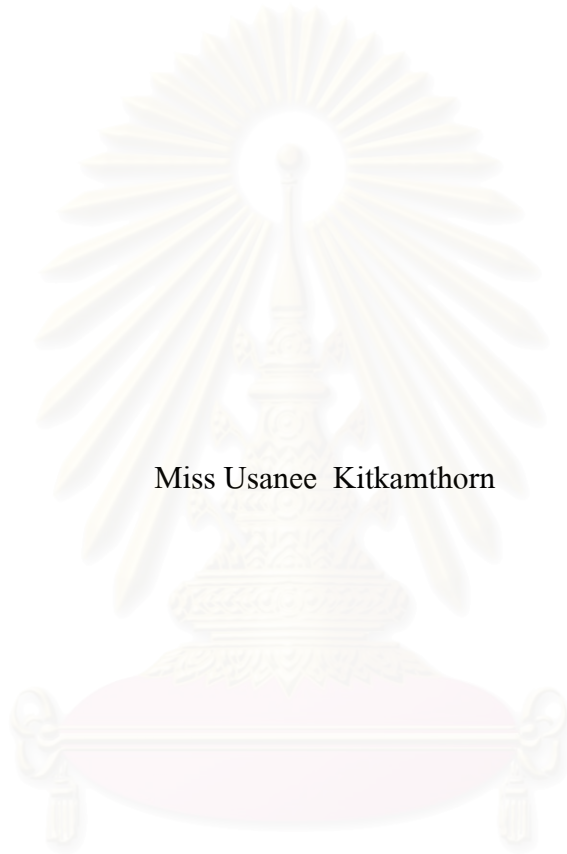
คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2544

ISBN 974-03-0240-8

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

CHARACTERIZATION OF ALUMINUM-LITHIUM/SILICON CARBIDE  
COMPOSITE PREFORM PROCESSED VIA MECHANICAL MILLING  
AND SPARK PLASMA SINTERING



Miss Usanee Kitkamthorn

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย  
A Thesis Submitted in Partial Fullfillment of the Requirements

for the Degree of Master of Engineering Metallurgical Engineering

Department of Metallurgical Engineering

Faculty of Engineering

Academic year 2001

ISBN 974-03-0240-8

หัวข้อวิทยานิพนธ์	คุณลักษณะของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์ ซึ่งผลิตโดยกระบวนการมัลติทางกลและสปาร์กพลาสมาซินเทอริง
โดย	นางสาวอุษณีย์ กิตกำธร
สาขาวิชา	วิศวกรรมโลหการ
อาจารย์ที่ปรึกษา	อาจารย์ ดร. อธิพิล เตี้ยววนิชย์
อาจารย์ที่ปรึกษาร่วม	Professor Takateru Umeda

---

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้นับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วน  
หนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

..... คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์  
(ศาสตราจารย์ ดร. สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว)

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

..... ประธานกรรมการ  
(รองศาสตราจารย์ ดร. ประสงค์ ศรีเจริญชัย)

..... อาจารย์ที่ปรึกษา  
(อาจารย์ ดร. อธิพิล เตี้ยววนิชย์)

..... อาจารย์ที่ปรึกษาร่วม  
(Professor Takateru Umeda)

..... กรรมการ  
(อาจารย์ ดร. ไสว ด่านชัยวิจิตร)

อุษณีย์ กิตคำทร : คุณลักษณะของวัสดุเชิงประกอบชั้นต้นระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งผลิตโดยกระบวนการมิลลิ่งทางกลและสปาร์กพลาสมาซินเทอริง (CHARACTERIZATION OF ALUMINUM-LITHIUM ALLOY REINFORCED WITH SILICON CARBIDE PROCESSED VIA MECHANICAL MILLING AND SPARK PLASMA SINTERING) อาจารย์ที่ปรึกษา : อ. ดร. อธิพิศ เตียววณิชย์ อาจารย์ที่ปรึกษา  
ร่วม : Professor Takateru Umeda, 106 หน้า ISBN 974-03-0240-8

งานวิจัยนี้ศึกษาและประเมินผลของการผลิตวัสดุเชิงประกอบชั้นต้นระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกรด AA8090 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ 0 10 และ 20เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ด้วยกระบวนการมิลลิ่งทางกลและสปาร์กพลาสมาซินเทอริง ผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เตรียมจากกระบวนการมิลลิ่งทางกลถูกนำมาอัดและซินเทอร์เป็นชิ้นงานทรงกระบอก ด้วยกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงที่อุณหภูมิต่างๆ ในช่วง 663 ถึง 803 K และที่ความดัน 62.46 87.44 และ 112.42 MPa. ผลการทดลองพบว่า ผงวัสดุเชิงประกอบที่ผ่านการมิลลิ่งทางกลสะสมพลังงานภายในไว้มากอันเป็นผลจากการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกที่อุณหภูมิต่ำระหว่างการมิลลิ่งทางกลและพบว่าซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวเข้าไปในโลหะผสมได้มากขึ้นเมื่อเวลาในการมิลลิ่งทางกลเพิ่มขึ้นเป็น 120 นาที ส่วนความหนาแน่นของชิ้นงานจากกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงมีค่าใกล้เคียงกับความหนาแน่นทางทฤษฎีในขณะที่คุณสมบัติเชิงกล ได้แก่ โมดูลัสยืดหยุ่นและความเค้นจุดครากมีค่าใกล้เคียงกับวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากกระบวนการอัดร้อนและกระบวนการอัดร้อนแบบทุกทิศทางโดยที่ใช้เวลา อุณหภูมิและความดันในการผลิตต่ำกว่า ส่วนพฤติกรรมของการเปลี่ยนรูปของวัสดุเชิงประกอบพบว่าช่วงแรกเกิดการเปลี่ยนรูปแบบยืดหยุ่นและต่อมาเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกโดยที่ความแข็งแรงของวัสดุเพิ่มขึ้นสูงมากตามความเครียดที่เพิ่มขึ้นหลังจากนั้นวัสดุเชิงประกอบเกิดการเปลี่ยนรูปต่อไปด้วยความเค้นคงที่หรือลดลงเนื่องจากการสูญเสียพันธะยึดเหนี่ยวระหว่างซิลิคอนคาร์ไบด์กับโลหะพื้นและพบการเกิด dynamic recovery ร่วมด้วย

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ภาควิชา .....วิศวกรรมโลหการ..... ลายมือชื่อนิสิต .....  
สาขาวิชา .....วิศวกรรมโลหการ..... ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา .....  
ปีการศึกษา .....2544..... ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษาร่วม.....

4170654121 : MAJOR METALLURGICAL ENGINEERING

KEY WORDS: ALUMINUM-LITHIUM ALLOY REINFORCED WITH SILICON CARBIDE ,  
MECHANICAL MILLING, SPARK PLASMA SINTERING

USANEE KITKAMTHORN : CHARACTERIZATION OF ALUMINUM-LITHIUM  
ALLOY REINFORCED WITH SILICON CARBIDE PROCESSED VIA MECHANICAL  
MILLING AND SPARK PLASMA SINTERING THESIS ADVISOR : DR. ITTIPON  
DIEWWANIT, Sc.D. THESIS COADVISION : PROFESSOR TAKATERU UMEDA,  
Ph. D. 106 p.p. ISBN 974-03-0240-8

Feasibility of spark plasma sintering to fabricate composites perform for subsequent secondary processes was evaluated. Al-Li/SiC<sub>p</sub> composite preforms were fabricated from mixture of aluminum alloy powder and silicon carbide using spark plasma sintering technique. The powder mixture, with up to 20 vol. % reinforcement, was prepared from AA8090 alloy powder and silicon carbide particulate using mechanical milling technique. Thermal analysis and electron microscope analysis were performed to determine the thermo-physical properties and morphology of mechanically milled powder. Cylinder-shaped specimens were sintered from powder mixture at various temperatures ranging from 663 to 803 K and at pressures ranging from 62 to 112 MPa. Densities of sintered specimens were measured using Archimedeian technique while mechanical properties were characterized by compression test. Results indicated that high amount of elastic strain energy was stored in the composites powder and silicon carbide particulates were dispersed uniformly into Al-Li matrix after mechanical milling. Complete consolidation was attained by this technique while elastic moduli and yield stresses were comparable to those of the preforms fabricated by hot pressing or hot-isostatic pressing technique. Processing time was much shorter with implications of lowered sintering temperature and pressure with this technique. Deformation behavior of unreinforced alloy and composites consists of (1) elastic deformation, (2) plastic deformation with high strain-hardening rate, and (3) quasi steady state deformation or strain softening due to debonding of matrix/reinforcement interface and dynamic recovery.

Department...Metallurgical Engineering..... Student's signature.....

Field of study...Metallurgical Engineering... Advisor's signature.....

Academic year.....2001..... Co-advisor's signature.....

## กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยนี้สามารถสำเร็จลุล่วงไปได้ดีด้วยความช่วยเหลือและความอนุเคราะห์ของหลายๆท่าน ผู้เขียนขอขอบพระคุณ อาจารย์ ดร. อธิพิณ เตียววณิชย์เป็นอย่างยิ่งซึ่งเป็นอาจารย์ที่คอยให้คำปรึกษาแนะนำในการค้นคว้าหาความรู้ การทำงานวิจัย และการเอาชนะปัญหาหรืออุปสรรคต่างๆ มาตลอด รวมถึงขอขอบพระคุณ Mr. Yoichi Murakoshi, Dr. Kotaro Kanada และ Mechanical Engineering Laboratory, AIST, MITI, Japan ที่ได้ให้ความอนุเคราะห์สารเคมีและการเตรียมตัวอย่างทั้งหมด และขอขอบพระคุณอาจารย์พิเศษกิตติมศักดิ์ Professor Takateru Umeda ผศ. ดร. วิศิษฐ์ ทวีปริงยีพร อาจารย์สุวันชัย พงษ์สุกิจวัฒน์ อาจารย์ปฐมา วิสุทธิพิทักษ์กุล คุณพงศธร รุ่งเจริญ เจ้าหน้าที่ปฏิบัติการเคมี ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และปิโตรเลียม รวมทั้ง น.ส.อรจิรา ธนุเทพ น.ส.วันทนี พุกกะคุปต์ และเพื่อนร่วมงานภายในกลุ่มวิจัยการแข็งตัวของโลหะ ที่ให้ความช่วยเหลือ คำแนะนำและเป็นกำลังใจในการทำงาน

สุดท้ายนี้ข้าพเจ้าขอขอบพระคุณบิดา มารดา และพี่ชายทั้งสองของข้าพเจ้าเป็นอย่างยิ่ง ถึงแม้ว่าข้าพเจ้าอาจจะไม่ค่อยได้พูดคุยและปรึกษาปัญหาใด ๆ มากนัก แต่ท่านก็เป็นที่รักของข้าพเจ้าเสมอ นอกจากนี้ข้าพเจ้าก็ขอขอบคุณเพื่อนๆ ผู้ที่รัก เป็นกำลังใจและให้อภัยข้าพเจ้าเสมอ

อุษณีย์ กิตกำธร

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

# สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญ .....	ช
สารบัญตาราง.....	ฅ
สารบัญภาพ.....	ฉ
<b>บทที่</b>	
<b>1 บทนำ.....</b>	<b>1</b>
1.1 ความสำคัญของงานวิจัย.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย.....	3
1.3 ขอบเขตของงานวิจัย.....	4
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	5
<b>2 ปรีทรรศน์วรรณกรรม.....</b>	<b>6</b>
2.1 โลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม.....	6
2.2 วัสดุเชิงประกอบที่มีโลหะเป็นวัสดุพื้น.....	7
2.3 กระบวนการผลิตทางกล.....	9
2.4 กระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริง.....	11
2.5 คุณสมบัติของวัสดุเชิงประกอบ.....	13
2.5.1 ความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบ.....	13
2.5.2 มอดูลัสยืดหยุ่นของวัสดุเชิงประกอบ.....	13
2.5.2.1 กฎตัวผสม.....	14
2.5.2.2 แบบจำลอง Reuss Model.....	15
2.5.2.3 แบบจำลอง Hashin-Strikeman.....	15
2.5.3 พฤติกรรมการเปลี่ยนรูปของวัสดุเชิงประกอบ.....	16
<b>3 ระเบียบวิธีการวิจัย.....</b>	<b>19</b>
3.1 การเตรียมชิ้นงาน.....	19
3.1.1 วัสดุและอุปกรณ์การเตรียมชิ้นงาน.....	19

	หน้า
3.1.2 การผสมผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับผงซิลิคอนคาร์ไบด์ ด้วยกระบวนการมิลลิ่งทางกล.....	20
3.1.3 การอัดขึ้นรูปและทำซินเทอร์ริงผงวัสดุเชิงประกอบด้วยกระบวนการ สปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริง.....	20
3.2 การตรวจวัดคุณลักษณะของวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากกระบวนการมิลลิ่งทางกล.....	21
3.2.1 การตรวจวัดคุณลักษณะทางความร้อน.....	21
3.2.2 การตรวจวัดการเปลี่ยนแปลงของรูปทรงลักษณะทางกายภาพและ โครงสร้างภายใน.....	22
3.3 การตรวจวัดคุณลักษณะของวัสดุเชิงประกอบขั้นต้นที่ได้จากกระบวนการสปาร์ก พลาสมาซินเทอร์ริง.....	22
3.3.1 การตรวจวัดปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์และปริมาณเหล็กในวัสดุเชิง ประกอบ....	22
3.3.2 การวัดความหนาแน่น.....	23
3.3.3 การทดสอบแรงอัด.....	24
3.3.4 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค.....	25
3.3.4.1 การเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์ แบบแสง.....	25
3.3.4.2 การเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์ อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านและส่องกวาด.....	26
3.3.5 การตรวจวัดความแข็ง.....	26
3.3.6 การทำนายคุณสมบัติโดยการคำนวณ.....	26
3.3.6.1 การคำนวณค่าความหนาแน่น.....	27
3.3.6.2 การคำนวณค่ามอดูลัสอีลาสติก.....	27
<b>4 ผลการทดลอง.....</b>	<b>28</b>
4.1 คุณลักษณะของผงวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากกระบวนการมิลลิ่งทางกล.....	28
4.1.1 คุณลักษณะทางความร้อน.....	28
4.1.2 การเปลี่ยนแปลงของรูปทรงและ โครงสร้างภายในของผงโลหะผสม อะลูมิเนียม-ลิเทียมและผงวัสดุเชิงประกอบ.....	28



4.2 คุณสมบัติของวัสดุเชิงประกอบขั้นต้นที่ได้จากกระบวนการสปาร์ก พลาสมาซินเทอริง.....	29
4.2.1 ปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์และปริมาณเหล็กในวัสดุเชิงประกอบ.....	29
4.2.2 ความหนาแน่นของภายในผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและวัสดุ เชิงประกอบขั้นต้น.....	29
4.2.3 คุณสมบัติเชิงกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและวัสดุเชิงประกอบขั้น ต้น.....	30
4.2.3.1 คุณสมบัติเชิงกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงเริ่มต้น.....	30
4.2.3.2 คุณสมบัติเชิงกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงที่ผ่าน กระบวนการมิลลิ่งทางกล.....	30
4.2.3.3 คุณสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม- ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร.....	31
4.2.3.3 คุณสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม- ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร.....	32
4.2.4 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและวัสดุเชิงประกอบขั้น ต้น.....	32
4.2.5 การกระจายตัวของค่าความแข็งของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสม อะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ .....	33
4.3 ผลการคำนวณคุณสมบัติของวัสดุเชิงประกอบ.....	34
4.3.1 ความหนาแน่น.....	34
4.3.2 มอดูลัสฮิสตริก.....	34
<b>5 อภิปรายผลการทดลอง.....</b>	<b>35</b>
5.1 คุณสมบัติของผงวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากกระบวนการมิลลิ่งทางกล.....	35
5.2 ความสมบูรณ์ในการเกิดซินเทอริงของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและวัสดุเชิง ประกอบขั้นต้นที่ผลิตจากกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริง.....	36
5.2.1 ความหนาแน่น.....	37
5.2.2 คุณสมบัติเชิงกล.....	38
5.2.2.1 คุณสมบัติเชิงกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงที่ไม่ผ่าน และผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกล.....	38

	หน้า
5.2.2.2 คุณสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสม อะลูมิเนียม- ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร.....	40
5.2.2.3 คุณสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสม อะลูมิเนียม- ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร.....	41
5.2.3 ความสม่ำเสมอของการกระจายตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์.....	42
5.3 ความเป็นไปได้ในการผลิตวัสดุเชิงประกอบขึ้นต้นด้วยกระบวนการผลิตทางกล และกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริง.....	43
<b>6 สรุปผลงานวิจัย.....</b>	<b>45</b>
6.1 สรุปผลงานวิจัย.....	45
6.2 ข้อเสนอแนะสำหรับงานวิจัยในอนาคต.....	46
รายการอ้างอิง.....	47
ภาคผนวก.....	52
ภาคผนวก ก.....	53
ภาคผนวก ข.....	55
ภาคผนวก ค.....	57
ประวัติผู้วิจัย.....	106

## สารบัญตาราง

	หน้า
ตารางที่ 1 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม.....	61
ตารางที่ 2 คุณสมบัติทางกายภาพและคุณสมบัติเชิงกลของโลหะผสมอะลูมิเนียมชนิดต่าง ๆ .....	62
ตารางที่ 3 คุณสมบัติทางกายภาพและคุณสมบัติเชิงกลของของซิลิคอนคาร์ไบด์.....	62
ตารางที่ 4 คุณสมบัติเชิงกลของ Al-Li/SiC <sub>p</sub> ที่ผลิตด้วยกระบวนการต่าง ๆ.....	63
ตารางที่ 5 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกรด AA8090 และซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ใช้ในการทดลอง (จาก Sumitomo Light Metals Co., Japan).....	63
ตารางที่ 6 ชิ้นงานตัวอย่างที่ได้จากกระบวนการ spark plasma sintering ที่อุณหภูมิและความดันต่างๆ.....	63
ตารางที่ 7 ความหนาแน่นของชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ทั้งหมด.....	64
ตารางที่ 8 คุณสมบัติเชิงกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผลิตจากกระบวนการ สปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยสภาวะต่างๆ.....	67
ตารางที่ 9 คุณสมบัติเชิงกลของ Al-Li/10vol%SiC <sub>p</sub> ที่ผลิตด้วยกระบวนการ spark plasma sintering เปรียบเทียบกับกระบวนการอื่นๆ .....	68

## สารบัญภาพ

	หน้า
ภาพที่ 1 อิทธิพลของธาตุผสมต่าง ๆ ที่มีต่อค่าความหนาแน่นของโลหะผสมอะลูมิเนียม...	69
ภาพที่ 2 อิทธิพลของธาตุผสมต่าง ๆ ที่มีต่อค่าออสติคของโลหะผสมอะลูมิเนียม.....	70
ภาพที่ 3 ส่วนประกอบของเครื่องบดที่ผลิตจากโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกรดต่าง ๆ..	71
ภาพที่ 4 Thermal Gravity analysis ของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม AA8090.....	72
ภาพที่ 5 ลักษณะของการบดกระแทกผงวัสดุที่เกิดขึ้นระหว่างกระบวนการมิลลิ่งทาง.....	73
ภาพที่ 6 การเปลี่ยนแปลงลักษณะทางกายภาพของผงวัสดุเหนียวและวัสดุปุระระหว่างกระบวนการมิลลิ่งทางกล.....	74
ภาพที่ 7 กระแสไฟฟ้าที่ใช้ในกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริง.....	75
ภาพที่ 8 กลไกการเกิดซินเทอริงระหว่างกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริง.....	76
ภาพที่ 9 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของวัสดุเชิงประกอบ.....	77
ภาพที่ 10 ขนาดแม่พิมพ์และชิ้นงานในการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริง.....	78
ภาพที่ 11 การเปลี่ยนแปลงของกระแสไฟฟ้า แรงดัน อุณหภูมิและระยะเวลาเคลื่อนที่ของแท่นอัดระหว่างกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเริ่มต้น (เส้นบาง) ที่ความดัน 87.44 MPa และอุณหภูมิ 663 K เทียบกับของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่ผ่านการมิลลิ่งทางกลที่ความดัน 112.42 MPa และอุณหภูมิ 763 K (เส้นหนา) .....	79
ภาพที่ 12 การเปลี่ยนแปลงของกระแสไฟฟ้า แรงดัน อุณหภูมิและระยะเวลาเคลื่อนที่ของแท่นอัดระหว่างกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตรที่ความดัน 112.42 MPa และอุณหภูมิ 763 K) .....	80
ภาพที่ 13 การเปลี่ยนแปลงของกระแสไฟฟ้า แรงดัน อุณหภูมิและระยะเวลาเคลื่อนที่ของแท่นอัดระหว่างกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ด้วยความดัน 112.42 MPa และอุณหภูมิ 723 K) .....	81
ภาพที่ 14 ผลการตรวจวิเคราะห์ด้วย DTA แสดงผลระหว่างการเปลี่ยนแปลงพลังงาน กับอุณหภูมิของผงโลหะอะลูมิเนียม-ลิเทียมและผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ได้จากกระบวนการมิลลิ่งทางกลด้วยเวลาต่างๆ กัน.....	82

ภาพที่ 15 รูปทรงและลักษณะของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่ผ่านกระบวนการ มิลลิ่งทางกลด้วยเวลา 36 นาที.....	83
ภาพที่ 16 รูปทรงและลักษณะของผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม- ลิเทียมซิลิคอนคาร์ไบด์ 20%โดยปริมาตร ที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลด้วย เวลา (a) 36 นาที (b) 66 นาที และ (c) 120 นาที .....	84
ภาพที่ 17 โครงสร้างจุลภาคของผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม ซิลิคอนคาร์ไบด์ 20%โดยปริมาตร ที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลด้วยเวลา 120 นาที .....	85
ภาพที่ 18 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นของโลหะผสมอะลูมิเนียม- ลิเทียมที่มาจากผงเริ่มต้นและผงที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลเทียบกับอุณหภูมิ ที่ใช้ในการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริง (ความดัน 87.44 MPa.) .....	86
ภาพที่ 19 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบระหว่าง โลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมซิลิคอนคาร์ไบด์ 10%โดยปริมาตรที่ผ่านกระบวนการ สปาร์กพลาสมาซินเทอริง ด้วยความดันและอุณหภูมิต่างๆ กัน.....	87
ภาพที่ 20 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบระหว่าง โลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมซิลิคอนคาร์ไบด์ 20%โดยปริมาตรที่ผ่านกระบวนการ สปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยความดันและอุณหภูมิต่างๆ กัน.....	88
ภาพที่ 21 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของโลหะผสม อะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงเริ่มต้นและผงที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลแล้วทำ สปาร์กพลาสมาซินเทอริงที่อุณหภูมิ 683 K และความดัน 87.44 MPa (ภาพ 21(a) ตลอดช่วงความเครียดที่วัดได้ ภาพ 21(b) ขยายจากภาพ 21(a)).....	89
ภาพที่ 22 ชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงเริ่มต้นและผงที่ผ่านกระบวนการมิล ลิ่งทางกลแล้วทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงที่อุณหภูมิ 683 K และความดัน 87.44 MPa. ภายหลังจากทดสอบแรงอัด.....	90
ภาพที่ 23 ชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอน คาร์ไบด์ 10%และ 20%โดยปริมาตร ภายหลังจากทดสอบแรงอัด.....	91
ภาพที่ 24 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง (a) โมดูลัสอีลาสติก (b) ความเค้นจุดคราก (c) ความเค้นแรงอัดสูงสุด และ (d) ความเค้นจุดแตกหักของวัสดุเชิงประกอบ ระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10%โดยปริมาตร ที่ ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยความดันและอุณหภูมิต่างๆ กัน....	92

ภาพที่ 25 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจากการรับแรงอัดของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตรที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยความดัน 112.42 MPa และอุณหภูมิต่างๆ กัน (ภาพ 24(a) ตลอดช่วงความเครียดที่วัดได้ภาพ 24(b) ขยายจากภาพ 24(a)).....	93
ภาพที่ 26 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง (a) มอดุลัสอีลาสติก (b) ความเค้นจุดคราก (c) ความเค้น แรงอัดสูงสุด และ (d) ความเค้นจุดแตกหักของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตรที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยความดัน 112.42 MPa. และอุณหภูมิต่างๆกัน.....	94
ภาพที่ 27 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง (a) มอดุลัสอีลาสติก (b) ความเค้นจุดคราก (c) ความเค้น แรงอัดสูงสุด และ (d) ความเค้นจุดแตกหักของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตรที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยอุณหภูมิ 763 K และความดันต่างๆกัน.....	95
ภาพที่ 28 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจากการรับแรงอัดของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตรที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยความดัน 112.42 MPa. และ อุณหภูมิต่างๆ.....	96
ภาพที่ 29 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงเริ่มต้นซึ่งผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยอุณหภูมิ 763 K และความดัน 87.44 MPa.....	97
ภาพที่ 30 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร ซึ่งผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยอุณหภูมิ 763 K และความดัน 112.42 MPa (a)บริเวณขอบชิ้นงาน (b)บริเวณใจกลางชิ้นงาน.....	98
ภาพที่ 31 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ซึ่งผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยอุณหภูมิ 763 K และความดัน 112.42 MPa (a)บริเวณขอบชิ้นงาน (b)บริเวณใจกลางชิ้นงาน.....	99

ภาพที่ 32	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร ซึ่งผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยอุณหภูมิ 743 K และความดัน 87.44 MPa .....	100
ภาพที่ 33	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร ซึ่งผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยอุณหภูมิ 743 K และความดัน 87.44 MPa แล้วทดสอบแรงอัดจนเกิดความเครียดประมาณ 10%...	101
ภาพที่ 34	(a) ภาพพื้นผิวชิ้นงานตัวอย่างจากการเตรียมตัวอย่างวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร ที่ผ่านทดสอบแรงอัดจนเกิดความเครียด ประมาณ 10% ด้วย twin jet polisher b) orientation mapping ของบริเวณ (a) จาก electron back scattering diffraction...	102
ภาพที่ 35	ภาพแสดงค่าความแข็งในแต่ละบริเวณจากหนึ่งในสี่ส่วนของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร.....	103
ภาพที่ 36	ภาพแสดงค่าความแข็งในแต่ละบริเวณจากหนึ่งในสี่ส่วนของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร.....	104
ภาพที่ 37	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าอิลาสติกของวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับปริมาณของซิลิคอนคาร์ไบด์.....	105

# บทที่ 1

## บทนำ

### 1.1 ความสำคัญของงานวิจัย

ในปัจจุบันการพัฒนาเทคโนโลยีทางด้านอากาศยานและยานยนต์ต่างๆ มีความก้าวหน้าไปอย่างรวดเร็ว นอกจากการพัฒนาด้านระบบเครื่องยนต์และการออกแบบรูปทรงของยานยนต์แล้วยังต้องมีการพัฒนาวัสดุที่มีน้ำหนักเบาขณะเดียวกันก็มีคุณสมบัติทางกลที่ดีทั้งนี้ก็เพื่อเพิ่มประสิทธิภาพของยานยนต์และช่วยประหยัดพลังงานเชื้อเพลิงอันมีอยู่อย่างจำกัดด้วย จากการศึกษาที่ผ่านมาพบว่าโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเป็นโลหะผสมชนิดหนึ่งที่มีคุณลักษณะเด่นเป็นที่น่าสนใจคือ

- (1) ความถ่วงจำเพาะต่ำ (low specific gravity)
- (2) โมดูลัสจำเพาะสูง (high specific modulus)
- (3) ความแข็งแรงจำเพาะสูง (high specific strength)

นอกจากนี้แล้ว การเติมวัสดุเสริมแรง เช่น ซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งเป็นเซรามิกส์ชนิดหนึ่งที่มีค่าโมดูลัสอีลาสติกและความแข็งแรงสูงจะช่วยให้วัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ได้มีค่าโมดูลัสอีลาสติกและความแข็งแรงสูงขึ้นอีก

กระบวนการที่ใช้ในการผลิตวัสดุเชิงประกอบชนิดที่มีโลหะเป็นวัสดุพื้น (Metal Matrix Composites, MMCs) โดยทั่วไปแบ่งออกได้เป็น 2 กระบวนการตามสถานะในการผลิตคือ (1) กระบวนการผลิตในสถานะของเหลว (liquid state processing) เช่น กระบวนการหล่อ เป็นต้น และ (2) กระบวนการผลิตในสถานะของแข็ง (solid state processing) เช่น กระบวนการขึ้นรูปด้วยโลหะผง (powder processing) เป็นต้น สำหรับวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์นั้นไม่นิยมใช้กระบวนการผลิตในสถานะของเหลวเนื่องจากลิเทียมจะทำปฏิกิริยากับออกซิเจนอย่างรวดเร็วโดยเฉพาะเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น และยังเป็นที่ยากที่จะควบคุมการเกิดปฏิกิริยาที่บริเวณรอยต่อระหว่างโลหะอะลูมิเนียมและซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งจะทำให้คุณสมบัติเชิงกลของวัสดุต่ำลง นอกจากนี้แล้วความสามารถในการยึดเกาะของพื้นผิว (wettability) ของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมหลอมเหลวบนซิลิคอนคาร์ไบด์มีค่าต่ำและความถ่วงจำเพาะของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมแตกต่างกันกับซิลิคอนคาร์ไบด์จึงทำให้การกระจายตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมไม่สม่ำเสมออันเป็นสาเหตุทำให้สมบัติเชิงกลของวัสดุต่ำ ดังนั้นการผลิตวัสดุเชิงประกอบชนิดนี้จึงนำเอากระบวนการผลิตในสถานะของแข็งมาใช้ซึ่งกระบวนการที่นิยมกันก็คือกระบวนการผลิตด้วยโลหะผงอันมีขั้นตอนหลักๆ คือ (1) การผสมผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเข้ากับซิลิคอนคาร์ไบด์ และ (2)



การอัดขึ้นรูปและการ ชินเทอร์เป็นแท่งวัสดุเชิงประกอบขั้นต้น (preform) และ (3) การขึ้นรูปขั้นสุดท้าย (secondary processing) เพื่อให้ได้รูปร่างหรือขนาดตามที่ต้องการและมีความหนาแน่นเต็ม (full density) อันจะช่วยปรับปรุงคุณสมบัติเชิงกลให้ดีขึ้นอีกด้วย เช่น การ extrude การตีขึ้นรูป (forging) เป็นต้น ในขั้นตอนการผสมนี้พบว่าการผสมด้วยวิธีต่างๆ ไป เช่น การผสมใน V-blender หรือ tumble mixer เป็นต้น ประสบปัญหาอาทิเช่น (1) ไม่สามารถทำให้ซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวเข้าไปอยู่ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมได้อย่างสม่ำเสมอทั่วถึงทุกจุด (2) ซิลิคอนคาร์ไบด์เกาะกันเป็นก้อน (agglomeration) เนื่องจากความชื้นที่บริเวณผิวของซิลิคอนคาร์ไบด์และแรงดึงดูดทางไฟฟ้าสถิตย์ ผลจากการเกาะกันเป็นก้อนของซิลิคอนคาร์ไบด์นี้ทำให้โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบไม่สม่ำเสมอและพันธะยึดเหนี่ยวที่บริเวณผิวรอยต่อ (interface bonding) ระหว่างซิลิคอนคาร์ไบด์กับโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมไม่ดีส่งผลให้สมบัติเชิงกลของวัสดุต่ำ ดังนั้นสิ่งสำคัญในขั้นตอนการผสมคือการเลือกกระบวนการผสมที่สามารถทำให้ซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวเข้าไปอยู่ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมได้อย่างสม่ำเสมอ

กระบวนการผลิตทางกลสามารถที่จะเอาชนะปัญหาเรื่องการกระจายตัวที่ไม่สม่ำเสมอและการเกาะกันเป็นก้อนของซิลิคอนคาร์ไบด์ได้โดยอาศัยการบดกระแทกของลูกบอลจำนวนมากทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกของผงโลหะผสม, เกิดการแตกหักของซิลิคอนคาร์ไบด์และเกิดการเชื่อมติดกันของผงโลหะผสมโดยมีซิลิคอนคาร์ไบด์ที่แตกหักติดอยู่ที่ระหว่างผิวของผงโลหะผสมที่มาเชื่อมติดกัน การเกิดการเชื่อมติดกันและการแตกหักซ้ำๆกันตลอดกระบวนการผลิตทางกลนี้ทำให้สุดท้ายจะได้ผงวัสดุเชิงประกอบที่มีซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวอยู่ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมสม่ำเสมอมากขึ้น นอกจากนี้แล้วการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกของผงโลหะผสมระหว่างการผลิตทางกลยังมีผลทำให้โครงสร้างภายในของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมมีปริมาณ dislocations สะสมอยู่สูงอันจะช่วยให้ความแข็งแรงของวัสดุสูงขึ้น

ผงวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากขั้นตอนการผสมจะผ่านเข้าสู่ขั้นตอนการอัดขึ้นรูปและชินเทอร์เป็นวัสดุเชิงประกอบขั้นต้น กระบวนการต่างๆ ที่นิยมใช้กันในปัจจุบัน ได้แก่ (1) การอัดขึ้นรูปเย็น (cold compacting) แล้วอบชินเทอร์ที่อุณหภูมิสูง (2) กระบวนการอัดขึ้นรูปร้อน (hot pressing) และ (3) กระบวนการอัดขึ้นรูปร้อนทุกทิศทาง (hot isostatic pressing) เป็นต้น ขั้นตอนการอัดขึ้นรูปและการทำชินเทอร์นั้นมีวัตถุประสงค์หลักคือต้องการให้ได้วัสดุเชิงประกอบที่มีความหนาแน่นสูงสุดใกล้เคียงกับความหนาแน่นทางทฤษฎี (near full density) และโครงสร้างจุลภาคที่สม่ำเสมอรวมถึงมีพันธะยึดเหนี่ยวบริเวณผิวรอยต่อ (interface bonding) ระหว่างซิลิคอนคาร์ไบด์กับโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่ดีอันจะช่วยให้อัดขึ้นรูปขั้นต้นสามารถนำไปผ่านการขึ้นรูปขั้นสุดท้ายได้ง่ายและมีคุณสมบัติเชิงกลที่ดี นอกจากนี้กระบวนการที่ใช้อัดขึ้นรูปและทำชินเทอร์ดังที่กล่าวมาข้างต้นแล้ว กระบวนการ

สปาร์กพลาสมาซินเทอริง (spark plasma sintering) เป็นอีกกระบวนการหนึ่งที่เริ่มนำมาใช้กับการซินเทอริงวัสดุกลุ่มเซรามิกส์ ข้อดีของกระบวนการนี้คือช่วยลดเวลาที่ใช้ในการทำซินเทอริงเนื่องจากการให้กระแสไฟฟ้าโดยตรงกับวัสดุทำให้อุณหภูมิของวัสดุสูงขึ้นอย่างรวดเร็วและพลังงานที่สูญเสียไปจากการให้ความร้อนน้อยกว่ากระบวนการอื่น นอกจากนี้ยังช่วยลดอุณหภูมิในการทำซินเทอริงให้ต่ำลงได้เนื่องจากการเกิดพลาสมาและอิเล็กตรอนที่ช่องว่างระหว่างผงวัสดุส่งผลให้เกิดการหลอมเหลวบางส่วน (micro melting) จึงช่วยกำจัดออกไซด์ที่บริเวณผิวของผงโลหะและช่วยให้การเกิดซินเทอริงเป็นไปได้ง่ายและเร็วขึ้น

จากข้อดีดังกล่าวจึงอาจมีความเป็นไปได้ที่จะนำกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงมาใช้ในการผลิตวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์จากผงวัสดุเชิงประกอบที่ผ่านการผสมด้วยกระบวนการมิลลิ่งทางกลซึ่งจะช่วยให้วัสดุเชิงประกอบที่ได้มีคุณสมบัติเชิงกลที่ดีเนื่องจากเวลาและอุณหภูมิในการซินเทอริงที่ต่ำกว่าจะช่วยรักษาให้ปริมาณ dislocations ในโลหะผสมที่เกิดขึ้นจากกระบวนการมิลลิ่งทางกลยังคงเหลืออยู่มากที่สุดและผลของการหลอมเหลวบางส่วนจะช่วยกำจัดออกไซด์ซึ่งมีอยู่เสมอบนผิวของผงโลหะผสมอะลูมิเนียมโดยไม่ต้องทำการอบผง (baking) ที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานานดังเช่นในกรณีของการอัดขึ้นรูปร้อนหรือการอัดขึ้นรูปร้อนทุกทิศทาง นอกจากนี้แล้วเมื่อเวลาที่ใช้ในการผลิตลดลงก็จะช่วยเพิ่มปริมาณและกำลังการผลิตซึ่งจะเป็นผลดีกับภาคอุตสาหกรรมต่อไปได้

## 1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

1.2.1 เพื่อศึกษาถึงผลของเวลาที่ใช้ในการผสมผงวัสดุเชิงประกอบด้วยกระบวนการมิลลิ่งทางกลต่อการเปลี่ยนแปลงรูปทรง ลักษณะโครงสร้างภายในและความสม่ำเสมอของผงวัสดุเชิงประกอบ

1.2.2 เพื่อศึกษาความเป็นไปได้ในการนำเอากระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงมาใช้สำหรับการอัดขึ้นรูปและทำซินเทอริงผงวัสดุเชิงประกอบเป็นวัสดุเชิงประกอบขั้นต้นเพื่อทดแทนกระบวนการอื่นๆ

1.2.3 เพื่อศึกษาถึงผลของอุณหภูมิและความดันที่ใช้ในการทำซินเทอริงผงวัสดุเชิงประกอบด้วยกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงต่อความสมบูรณ์ในการเกิดซินเทอริง

1.2.4 เพื่อศึกษาถึงความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบขั้นต้นที่ผลิตโดยกระบวนการมิลลิ่งทางกลและกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริง

1.2.5 เพื่อศึกษาถึงพฤติกรรมของการเปลี่ยนรูปของวัสดุเชิงประกอบขั้นต้นที่ผลิตโดยกระบวนการมิลลิ่งทางกลและกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริง

### 1.3 ขอบเขตของงานวิจัย

ในงานวิจัยนี้เลือกใช้ผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกรด AA8090 เป็นวัสดุพื้นและมีอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เป็นวัสดุเสริมแรง โดยทำการผสมผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 0 10 และ 20% โดยปริมาตรด้วยกระบวนการมิลลิ่งทางกลภายในเครื่องบดชนิด planetary ball mill เป็นเวลา 120 นาที ผงที่ได้จากกระบวนการมิลลิ่งทางกลจะผ่านการอัดขึ้นรูปและซินเทอริงด้วยกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยเวลาเท่ากันทั้งหมดคือเวลาในการให้ความร้อนเท่ากับอุณหภูมิซินเทอริง 900 วินาที และคงอุณหภูมิไว้อีก 900 วินาที จากนั้นตรวจวัดคุณลักษณะต่างๆ ได้แก่

1.3.1 ตรวจวัดคุณลักษณะและคุณสมบัติทางความร้อนของผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ได้จากการมิลลิ่งทางกล ด้วย Differential Thermal Analyzer

1.3.2 ตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงรูปทรงและโครงสร้างภายในของผงวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากกระบวนการมิลลิ่งทางกลด้วยกล้องจุลทรรศน์และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวด

1.3.3 ศึกษาผลของอุณหภูมิและความดันอัดที่ใช้ในการทำซินเทอริงด้วยกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงต่อค่าความหนาแน่น โดยการตรวจวัดความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบขั้นต้นซึ่งผ่านการทำซินเทอริงด้วยกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงที่สภาวะอุณหภูมิและความดันต่างๆ กัน

1.3.4 ศึกษาผลของอุณหภูมิและความดันอัดที่ใช้ในการทำซินเทอริงด้วยกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงต่อคุณสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบขั้นต้น โดยการทดสอบแรงอัดวัสดุเชิงประกอบซึ่งผ่านการทำซินเทอริงด้วยกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงที่สภาวะอุณหภูมิและความดันต่างๆ กัน

1.3.5 ศึกษาความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบขั้นต้นภายหลังการทำซินเทอริงด้วยกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงจากภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคและการกระจายตัวของค่าความแข็ง

1.3.6 วิเคราะห์ความเป็นไปได้ในการนำกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงมาใช้สำหรับการ ซินเทอริงวัสดุเชิงประกอบขั้นต้นเพื่อทดแทนกระบวนการอื่นๆ โดยการเปรียบเทียบคุณสมบัติเชิงกลของ

วัสดุเชิงประกอบที่ได้จากกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงกับคุณสมบัติเชิงกลที่ได้จากการทำนาย และจากกระบวนการอื่นๆ ได้แก่ กระบวนการอัดร้อน (hot pressing) และกระบวนการอัดร้อนทุกทิศทาง (hot isostatic pressing)

## 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.4.1 ทราบถึงข้อดีของการผสมผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกระบวนการมิลลิ่งทางกล

1.4.2 ทราบถึงผลของเวลาในการมิลลิ่งทางกลที่มีต่อการกระจายตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์เข้าไปในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม

1.4.3 ทราบถึงข้อดีและความเป็นไปได้ในการนำกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงมาใช้สำหรับผลิตวัสดุเชิงประกอบขั้นต้นเพื่อทดแทนกระบวนการอื่นๆ

1.4.4 ทราบถึงผลของตัวแปรต่างๆ ในการอัดขึ้นรูปและซินเทอริงด้วยกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงอันได้แก่ (1) อุณหภูมิ และ (2) ความดัน ที่มีผลต่อความหนาแน่นและคุณสมบัติทางกลของวัสดุเชิงประกอบ

1.4.5 ทราบถึงพฤติกรรมการเปลี่ยนรูปของวัสดุเชิงประกอบซึ่งจะเป็นข้อมูลที่มีประโยชน์สำหรับการนำไปอัดขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบขั้นสุดท้ายต่อไป

1.4.6 เป็นข้อมูลสำคัญสำหรับการนำไปประยุกต์ใช้จริงในอุตสาหกรรมและการศึกษาหรืองานวิจัยต่อไปสำหรับผู้สนใจ

## บทที่ 2

### ปริทรรศน์วรรณกรรม

#### 2.1 โลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม

โลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมถูกพัฒนาขึ้นและเริ่มนำมาใช้ตั้งแต่เมื่อประมาณปีพุทธศักราช 2510 อันเป็นผลมาจากความต้องการวัสดุที่มีน้ำหนักเบาสำหรับอุตสาหกรรมทางอากาศยาน การศึกษาและวิจัยในอดีต<sup>1-4</sup> พบว่า การเติมลิเทียมลงไปในโลหะอะลูมิเนียมมีผลทำให้ (1) ความถ่วงจำเพาะหรือความหนาแน่นของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมลดลงเนื่องจากลิเทียมมีน้ำหนักอะตอมเป็น 6.94 ในขณะที่อะลูมิเนียมมีน้ำหนักอะตอมเป็น 26.98 (2) ค่ามอดูลัสจำเพาะ (specific modulus) สูงขึ้น และ (3) ความแข็งแรงจำเพาะ (specific strength) ของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมสูงขึ้น การเติมลิเทียมในอะลูมิเนียมในช่วง 0-4% โดยน้ำหนัก พบว่า ทุกๆ 1% โดยน้ำหนักจะช่วยทำให้ค่าความหนาแน่นของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่ลดลงประมาณ 3% และเพิ่มค่ามอดูลัสยืดหยุ่นประมาณ 6% ดังแสดงในภาพที่ 1 และ 2 ตามลำดับ<sup>1-4</sup>

ด้วยคุณลักษณะเด่นเหล่านี้ โลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจึงถูกนำมาใช้งานทางด้านอากาศยานและยานยนต์ เช่น ชิ้นส่วนตัวถังเครื่องบิน ดังแสดงในภาพที่ 3 โลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่มีใช้งานกันในปัจจุบัน ได้แก่ โลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกรด 2090 2091 และ 8090 โดยส่วนผสมทางเคมีทั่วไปของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม 2090 2091 และ 8090 แสดงอยู่ในตารางที่ 1 ในขณะที่คุณสมบัติทางกายภาพและคุณสมบัติเชิงกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเปรียบเทียบกับโลหะผสมอะลูมิเนียมกลุ่มอื่น<sup>1</sup> ที่มีใช้กันอยู่ทั่วไปแสดงในตารางที่ 2

ค่ามอดูลัสยืดหยุ่นของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่เพิ่มขึ้นเป็นผลเนื่องมาจากการละลายของลิเทียมในสารละลายของแข็งของอะลูมิเนียม (solid solutions strengthening) และการตกผลึกของเฟสที่สองในสารละลาย (precipitation) คือเฟส  $\delta'$  ( $Al_3Li$ ) ออกมาจากสารละลายยิ่งยวด เฟส  $\delta'$  นี้มีลักษณะเป็นรูปทรงกลมกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในเนื้อพื้นโลหะผสมซึ่งจะทำหน้าที่ขัดขวางการเคลื่อนที่ของ dislocations ส่งผลทำให้ความแข็งแรงของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมสูงขึ้น อย่างไรก็ตาม เฟส  $\delta'$  นี้มีลักษณะการเกิดขึ้นเป็นแบบ coherent กับเนื้อพื้นโลหะผสมดังนั้นเฟส  $\delta'$  จึงถูก dislocations ที่เคลื่อนที่ผ่านเฉือนขาด (shearing) ได้ง่ายทำให้ความแข็งแรงของวัสดุลดลง การพัฒนาโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมในช่วงต่อมาจึงมีการเติมธาตุผสมอื่นๆ อีกได้แก่ ทองแดง (Cu) แมกนีเซียม (Mg) และ เซอร์โคเนียม (Zr) ซึ่งจะช่วยเพิ่มความแข็งแรงของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเนื่องจากการเกิด

การตกผลึกของเฟสที่เป็น incoherent กับเนื้อพื้นโลหะผสมได้แก่ เฟส  $T_1'$  ( $Al_2CuLi$ )  $T_2'$  ( $Al_6CuLi_3$ ) ( $Al_3Zr$ ) และ  $S'$  ( $Al_2CuMg$ ) โดยที่เฟส  $T_1'$  และ  $T_2'$  จะเกิดขึ้นร่วมกับเฟส  $\delta'$  ในขณะที่เฟส  $T_1'$  บางส่วน และเฟส  $S'$  เกิดขึ้นบน dislocations<sup>1-4</sup>

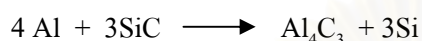
จากลักษณะของการตกผลึกของเฟส  $T_1'$  และ  $S'$  จะเห็นได้ว่า dislocations ทำหน้าที่เป็น nucleation sites ใ้กับการเกิดเฟสดังกล่าวซึ่งจะช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้กับโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม ดังนั้นการมี dislocations จำนวนมากสะสมอยู่ในโลหะผสมนอกจากจะส่งผลให้ความแข็งแรงของโลหะผสมสูงขึ้นเนื่องจากการขัดขวางการเคลื่อนที่ของ dislocations ด้วยตัวเองแล้วยังช่วยส่งเสริมการตกผลึกของเฟสที่สองซึ่งจะทำหน้าที่ขัดขวางการเคลื่อนที่ของ dislocations ได้อีกด้วย

## 2.2 วัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์

วัสดุเชิงประกอบที่มีโลหะเป็นเนื้อพื้น (Metal Matrix Composites หรือ MMCs) ถูกพัฒนาขึ้นและนำมาใช้เมื่อประมาณ 20 กว่าปีมานี้ การเติมวัสดุเสริมแรงที่มีค่ามอดูลัสยืดหยุ่นและความแข็งแรงสูง เช่น ซิลิคอนคาร์ไบด์ ลงในวัสดุพื้นจะช่วยให้อายุการใช้งานของวัสดุเชิงประกอบที่ได้มีคุณสมบัติเชิงกลสูงขึ้น คุณสมบัติทางกายภาพและคุณสมบัติเชิงกลของซิลิคอนคาร์ไบด์ แสดงอยู่ในตารางที่ 3 วัสดุเชิงประกอบที่มีโลหะเป็นเนื้อพื้นที่นิยมใช้กันมากจะเป็นวัสดุเชิงประกอบที่มีวัสดุเสริมแรงแบบไม่ต่อเนื่อง เช่น วัสดุเสริมแรงเป็นแบบอนุภาคและแบบเส้นใยสั้น เป็นต้น ซึ่งมีข้อดีคือราคาถูกและสามารถผลิตได้ขึ้นรูปในสถานะของเหลวและยังสามารถนำไปขึ้นรูปขึ้นรูปขั้นสุดท้ายและทำการกลึงไสตัดเจาะให้ได้รูปทรงตามต้องการได้ง่าย วัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียมกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีคุณลักษณะที่น่าสนใจมากทั้งนี้เนื่องจากมีค่าความถ่วงจำเพาะต่ำในขณะที่มีความแข็งแรงสูง โดยเฉพาะถ้าเนื้อพื้นเป็นโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่มีค่าความถ่วงจำเพาะต่ำกว่าโลหะผสมอะลูมิเนียมกลุ่มอื่นๆ และมีความแข็งแรงจำเพาะสูง จากคุณสมบัติเด่นดังกล่าววัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์จึงกำลังถูกพัฒนาเพื่อนำมาใช้ทดแทนวัสดุอื่นๆที่เคยใช้กันอยู่ในอุตสาหกรรมอากาศยานและยานยนต์ในอนาคต<sup>7-8</sup>

กระบวนการที่ใช้ในการผลิตวัสดุเชิงประกอบที่มีโลหะเป็นเนื้อพื้นโดยทั่วๆ ไปที่นิยมใช้กันอยู่ก็ ได้แก่ (1) กระบวนการขึ้นรูปในสถานะหลอมเหลว ได้แก่ กระบวนการหล่อแบบต่างๆ เช่น compocasting thixocasting เป็นต้น และ (2) กระบวนการขึ้นรูปในสถานะของแข็ง ได้แก่ กระบวนการขึ้นรูปด้วยโลหะผง (powder processing) สำหรับวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียมกับ

ซิลิคอนคาร์ไบด์นั้นไม่นิยมใช้กระบวนการหล่อเนื่องจากความสามารถในการเปียกของโลหะผสม อะลูมิเนียมบนซิลิคอนคาร์ไบด์มีค่าต่ำและค่าความถ่วงจำเพาะที่แตกต่างกันระหว่างโลหะผสม อะลูมิเนียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ทำให้การกระจายตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์ไม่สม่ำเสมอ ดังนั้นสมบัติเชิงกลของวัสดุจะต่ำ นอกจากนี้แล้วจากการศึกษาที่ผ่านมาพบว่า บริเวณผิวรอยต่อของเนื้อพื้นโลหะผสม อะลูมิเนียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์จะเกิดปฏิกิริยาระหว่างอะลูมิเนียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์เกิดเป็นอะลูมิเนียมคาร์ไบด์



อะลูมิเนียมคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นบาง ๆ นี้มีความแข็งแรงสูงและจะช่วยให้ความแข็งแรงของพันธะยึดเหนี่ยวระหว่างอะลูมิเนียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์สูงขึ้น อย่างไรก็ตามถ้าอะลูมิเนียมคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นเป็นชั้นหนาจะส่งผลให้วัสดุเชิงประกอบเปราะ

ในกรณีของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมยังมีอีกสาเหตุผลหนึ่งที่สำคัญมากก็คือลิเทียมจะทำปฏิกิริยากับออกซิเจนอย่างรวดเร็วและรุนแรงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นดังนั้นการผลิตวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์จึงหันมาใช้กระบวนการขึ้นรูปในสถานะของแข็งคือกระบวนการขึ้นรูปด้วยโลหะผงซึ่งประกอบด้วยขั้นตอนหลักๆ คือ (1) การผสมผงวัสดุเชิงประกอบ (powder mixing) (2) การอัดขึ้นรูปและซินเทอริงเป็นแท่งวัสดุเชิงประกอบขั้นต้น (preform) และ (3) การขึ้นรูปขั้นสุดท้าย เช่น การ extrude การตีขึ้นรูป (forging)<sup>7,8,10-11</sup>

จุดมุ่งหมายหลักของการผสมผงโลหะผสมอะลูมิเนียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์คือการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะผสม เป็นที่ทราบกันทั่วไปดีว่าขนาดและการกระจายตัวของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีผลต่อคุณสมบัติเชิงกล เมื่อขนาดของซิลิคอนคาร์ไบด์เล็กลงและมีการกระจายตัวที่สม่ำเสมอคุณสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบจะสูงกว่ากรณีที่ซิลิคอนคาร์ไบด์มีขนาดใหญ่และกระจายตัวไม่สม่ำเสมอ แต่ปัญหาหลักที่พบในการผสมผงวัสดุเชิงประกอบที่มีซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาดเล็กมาก ๆ เป็นวัสดุเสริมแรงด้วยวิธีการผสมต่างๆ ไปก็คือซิลิคอนคาร์ไบด์จะจับตัวกันเป็นก้อนเนื่องจากความชื้นและแรงดึงดูดทางไฟฟ้าสถิตย์<sup>10-11</sup> ดังนั้นแนวทางที่จะแก้ปัญหาดังกล่าวก็คือจะทำการผสมอย่างไรเพื่อให้ซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาดเล็กกระจายตัวเข้าไปในเนื้อโลหะได้สม่ำเสมอมากขึ้น

ผงวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากการผสมจะถูกนำไปอัดขึ้นรูปและทำซินเทอริงเป็นแท่งวัสดุเชิงประกอบขั้นต้นซึ่งกระบวนการที่ใช้ในการอัดขึ้นรูปและทำซินเทอริงกันในปัจจุบันได้แก่ การอัดเย็นแล้วอบ (cold compaction and sintering) กระบวนการอัดร้อน (hot pressing) และกระบวนการอัดร้อนทุก

ทิศทาง (hot isostatic pressing) จากนั้นจึงนำไปขึ้นรูปขั้นสุดท้าย วัตถุประสงค์หลักของการอัดขึ้นรูปและซินเทอริงก็คือเพื่อให้วัสดุเชิงประกอบที่ได้มีความหนาแน่นสูงสุดใกล้เคียงกับความหนาแน่นทางทฤษฎี (near full density) และพันธะยึดเหนี่ยวบริเวณผิวรอยต่อ (interface bonding) ระหว่างซิลิคอนคาร์ไบด์กับโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมมีความแข็งแรงอันจะส่งผลให้ได้คุณสมบัติเชิงกลที่ดีแต่ปัญหาใหญ่ที่พบในการอัดขึ้นรูปและซินเทอริงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมก็คือสารประกอบไฮเดรตและออกไซด์บนผิวของผงอะลูมิเนียมส่งผลให้เกิดรูพรุนและช่องว่างการเกิดซินเทอริง จากงานศึกษาและวิจัยที่ผ่านมา<sup>12</sup> ตรวจวัดการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมดังแสดงในภาพที่ 4 และพบว่าน้ำหนักของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมลดลงเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นจนถึง 507.9 K อันเป็นผลเนื่องมาจากสารประกอบไฮเดรต ได้แก่  $\text{Al}_3\text{O}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$  และ  $\text{MgO} \cdot \text{H}_2\text{O}$  สลายตัวและกลายเป็นไอเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 373 K ดังนั้นน้ำหนักของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจึงลดลงและจากรายงานการศึกษา<sup>12</sup> เกี่ยวกับปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นบริเวณผิวของผงโลหะผสมอะลูมิเนียมพบว่า สารประกอบไฮเดรตเหล่านี้เริ่มสลายตัวและกลายเป็นไอน้ำเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 373 K และเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นเกินกว่า 507.9 K ไอน้ำจะทำปฏิกิริยากับผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกิดเป็นออกไซด์และก๊าซไฮโดรเจนซึ่งเป็นสาเหตุทำให้เกิดรูพรุนและพันธะยึดเหนี่ยวระหว่างผงโลหะผสมอะลูมิเนียมไม่แข็งแรง ดังนั้นจึงต้องอบผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่อุณหภูมิ 573 K เป็นเวลา 1 ชั่วโมงและที่ 773 K อีก 1 ชั่วโมง เพื่อไล่ไอน้ำที่เกิดขึ้นจากปฏิกิริยาการสลายตัวของสารประกอบไฮเดรตระหว่างการให้ความร้อนกับผง

เมื่อทำการอบผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านกระบวนการผลิตทางกลแล้ว งานวิจัยที่ผ่านมา<sup>10-11</sup> ได้อัดขึ้นรูปและซินเทอริงวัสดุเชิงประกอบด้วยกระบวนการอัดร้อนและกระบวนการอัดร้อนทุกทิศทางซึ่งให้ค่าคุณสมบัติเชิงกลดังแสดงในตารางที่ 4

### 2.3 กระบวนการผลิตทางกล (mechanical milling)

จากปัญหาการจับตัวกันเป็นก้อนของซิลิคอนคาร์ไบด์ขนาดเล็กในระหว่างการผสมผงวัสดุเชิงประกอบซึ่งจะส่งผลทำให้คุณสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบต่ำ ดังนั้นจึงมีการนำกระบวนการผลิตทางกลมาใช้สำหรับการผสมผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ กระบวนการผลิตทางกลถูกพัฒนาขึ้นและนำมาใช้ครั้งแรกเมื่อประมาณปีคริสต์ศักราช 1970 โดย Benjamin, J. S.<sup>13</sup> เพื่อใช้สำหรับการผลิตโลหะผสมใช้งานที่อุณหภูมิสูงซึ่งต้องการให้มีการกระจายตัวของออกไซด์สม่ำเสมอ (dispersion strengthening superalloy) นอกจากนี้แล้วในปัจจุบันยังนำมาใช้กับการผลิตวัสดุที่ไม่เป็นไปตามสมมูล เช่น การผสมผงโลหะผสมที่มีปริมาณธาตุผสมสูงกว่าความสามารถในการละลายตามแผนภูมิสมมูล การผลิตวัสดุที่มีโครงสร้างผลึกระดับนาโนเมตร (nanocrystalline



materials) และการผสมผงโลหะที่มีอนุภาคออกไซด์กระจายตัวอยู่เพื่อเพิ่มความแข็งแรง (oxide dispersion strengthening)<sup>13-18</sup>

หลักการของกระบวนการผลิตทางกลอาศัยการถ่ายเทพลังงานสูงจากการกระทบกันของลูกบอลจำนวนมากที่เคลื่อนที่ไปมาด้วยความเร็วสูงภายในหม้อบด (high energy ball mill) ทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก (plastic deformations) การแตกหัก (fragmentation) และการเชื่อมติดกัน (cold welding) ระหว่างการบด ในกรณีของผงวัสดุที่มีความเหนียวเช่น ผงโลหะอะลูมิเนียมจะเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกโดยผงโลหะจะแบนลงเนื่องจากถูกบีบอยู่ระหว่างลูกบอลที่มากกระทบกันและเมื่อผงโลหะที่แบนมาสัมผัสหรือซ้อนทับกันแล้วถูกลูกบอลบดกระแทกอีกครั้งก็จะเกิดการเชื่อมติดกันของผงโลหะ จึงได้ผงโลหะที่มีลักษณะโครงสร้างซ้อนทับกันไปมา (lamellar structure) และมี dislocations ซึ่งเกิดขึ้นจากการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิการตกผลึกใหม่ (cold deformation) สะสมอยู่เป็นจำนวนมาก เมื่อลูกบอลบดกระแทกต่อไปอีกผงโลหะที่มีโครงสร้างซ้อนทับกันไปมาซึ่งมีความเครียดสูงสะสมอยู่แล้วจะเกิดการแตกหักอีกครั้งดังแสดงในภาพที่ 5 การแตกหักและการเชื่อมติดกันซ้ำๆ ตลอดกระบวนการผลิตทางกลจะทำให้ได้ผงโลหะที่มีเกรนละเอียดและมีปริมาณ dislocations อยู่เป็นจำนวนมาก ส่วนในกรณีการผลิตทางกลของผงวัสดุเปราะผสมกับผงโลหะเหนียวนั้นเมื่อลูกบอลกระแทกผงวัสดุเปราะจะเกิดการแตกหักทำให้มีขนาดเล็กลงแล้วติดอยู่ที่ผิวของผงโลหะเหนียว เมื่อผงโลหะเหนียวเกิดการเชื่อมติดกันผงวัสดุเปราะนี้ก็จะตรึงติดอยู่ระหว่างผงโลหะเหนียวที่มาเชื่อมติดกันเกิดเป็นวัสดุเชิงประกอบ จากนั้นผงวัสดุเชิงประกอบนี้ก็จะเกิดการแตกหักเนื่องจากถูกลูกบอลบดกระแทกอีก การเกิดการเชื่อมติดกันและการแตกหักตลอดการทำผลิตทางกล จะทำให้วัสดุเปราะสามารถกระจายตัวเข้าไปในโลหะเหนียวได้สม่ำเสมอมากขึ้นดังแสดงในภาพที่ 6<sup>7,8,14-19</sup>

สำหรับการผสมผงโลหะผสมอะลูมิเนียมซึ่งเป็นวัสดุเหนียวกับซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งเป็นวัสดุเปราะนั้นงานวิจัยที่ผ่านมา<sup>19</sup> ศึกษาการปรับปรุงคุณสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบที่มีโลหะผสมอะลูมิเนียมเป็นวัสดุพื้นด้วยกระบวนการผลิตทางกล พบว่าค่าความเค้นจุดครากและความเค้นแรงดึงสูงสุดสูงขึ้นเมื่อใช้กระบวนการผลิตทางกล ในการผสมผงวัสดุเชิงประกอบ ซึ่งเป็นผลมาจากการกระจายตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์ที่สม่ำเสมอมากขึ้น ความหนาแน่นของ dislocations สูงและโครงสร้างผลึกที่เล็กลง ส่วนในอีกงานวิจัย<sup>20</sup> ซึ่งนำเอากระบวนการผลิตทางกลมาใช้ในการผสมผงโลหะผสมอะลูมิเนียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาดเฉลี่ยเพียง 0.3 ไมโครเมตร พบว่าการจับตัวเป็นก้อนของซิลิคอนคาร์ไบด์ลดน้อยลงและยังช่วยลดขนาดของโครงสร้างภายในให้เล็กลงด้วย

นอกจากการกระจายตัวที่สม่ำเสมอมากขึ้นของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะผสมจากกระบวนการผลิตทางกลแล้ว ผลของการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกของโลหะผสมที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิการเกิด

ผลึกใหม่ยังทำให้มีปริมาณ dislocations สะสมอยู่ในเนื้อโลหะผสมมากขึ้นซึ่งจะช่วยให้ความแข็งแรงของวัสดุสูงขึ้นเนื่องจากความต้านทานการเคลื่อนที่ของ dislocations ด้วยตัวเองและ dislocations เหล่านี้ก็จะช่วยทำหน้าที่เป็น nucleation sites ให้กับกำเนิดเฟสที่ช่วยเพิ่มความแข็งแรง แต่เนื่องจากว่าโลหะผสมอะลูมิเนียมซึ่งมีโครงสร้างผลึกแบบ Face Center Cubic (FCC) ที่มี stacking fault energy สูง ดังนั้นระบบจึงลดพลังงานให้ต่ำลงด้วยการรวมตัวของ dislocations โดยการ cross slip ที่เรียกว่า recovery ซึ่งจะเป็นไปได้ง่าย ส่งผลให้ปริมาณ dislocations จะลดลงอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น<sup>21-22</sup> เพื่อที่จะรักษาปริมาณ dislocations ที่เกิดขึ้นจากการมิลลิ่งทางกลไว้ให้มากที่สุดจึงต้องลดอุณหภูมิและเวลาระหว่างการซินเทอริงให้น้อยที่สุด

## 2.4 กระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริง (spark plasma sintering)

ผงวัสดุเชิงประกอบที่ผ่านการผสมมาจากกระบวนการมิลลิ่งทางกลจะผ่านเข้าสู่การอัดขึ้นรูปและซินเทอริงต่อไป โดยทั่วไปนิยมใช้กระบวนการอัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูง (hot compacting) ได้แก่ กระบวนการอัดร้อน (hot pressing) และกระบวนการอัดร้อนแบบทุกทิศทาง (hot isostatic pressing) หลังจากนั้นอาจทำการปรับปรุงคุณสมบัติเชิงกลต่อไปด้วยกระบวนการอื่น เช่น extrusion เป็นต้น

อย่างไรก็ตามกระบวนการอัดร้อน (hot pressing) และกระบวนการอัดร้อนแบบทุกทิศทาง (hot isostatic pressing) มีข้อเสียก็คืออัตราการให้ความร้อนต่ำจึงต้องใช้เวลาก่อซินเทอริงนานและเนื่องจากการผสมผงวัสดุเชิงประกอบด้วยกระบวนการมิลลิ่งทางกลส่งผลให้มีปริมาณ dislocations สะสมอยู่ในเนื้อโลหะผสมเป็นจำนวนมากซึ่งจะช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้กับวัสดุ แต่ปริมาณ dislocations เหล่านี้จะลดลงมากเมื่อวัสดุสัมผัสอุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน โดยเฉพาะในกรณีที่เป็นโลหะเป็นอะลูมิเนียมซึ่งมี stacking fault energy สูง ดังนั้นเพื่อที่จะรักษาปริมาณ dislocations ให้คงเหลืออยู่มากที่สุดจึงต้องลดอุณหภูมิและเวลาที่จะใช้ในการทำซินเทอริง

ในปัจจุบันกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงซึ่งถูกพัฒนาขึ้นมาโดยบริษัท JPAX Co., Ltd เมื่อปี พ. ศ. 2503 ก็เป็นกระบวนการหนึ่งที่ใช้สำหรับการอัดขึ้นรูปและทำซินเทอริงวัสดุ เช่น เซรามิกส์ และ functional grade material เป็นต้น ซึ่งเป็นการทำซินเทอริงด้วยความดันอัดและอาศัยความร้อนจากการให้กระแสไฟฟ้าโดยตรงกับวัสดุ ดังนั้นวัสดุจะมีอุณหภูมิสูงขึ้นอย่างรวดเร็วเนื่องจากความต้านทานไฟฟ้าของวัสดุเอง ส่วนประกอบหลักของเครื่องสปาร์กพลาสมาซินเทอริงคือแหล่งจ่ายกระแสไฟฟ้าซึ่งจะให้กระแสไฟฟ้าแบบกระแสตรงและกระแสพัลส์ (pulse current) ร่วมกันดังแสดงในภาพที่ 7 และมี actuator ซึ่งจะทำหน้าที่ให้แรงกระทำในการอัดผงวัสดุระหว่างการทำซินเทอริง<sup>23-25</sup>

กลไกการเกิดซินเทอร์ริงในระหว่างการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริงแบ่งได้เป็น 3 กลไกดังแสดงในภาพที่ 8 คือ<sup>24</sup>

กลไกที่ (1) กระแสไฟฟ้าส่วนระหว่างกระแสตรงและกระแสพัลส์ที่ให้กับวัสดุทำให้มีกระแสไฟฟ้าบางส่วนถูกปล่อยออกมาในบริเวณช่องว่างระหว่างผงวัสดุจึงทำให้เกิดพลาสมาและอิเล็กตรอนอันจะแสดงบทบาทสำคัญในขั้นนี้คือ การเกิดการหลอมเหลวบางส่วน “micro melting” ซึ่งเป็นการขจัดออกไซด์บางส่วนที่ผิวออกไปจึงช่วยส่งเสริมให้เกิดปรากฏการณ์ซินเทอร์ริงในขั้นที่ 2 และ 3 เกิดได้ดีขึ้น

กลไกที่ (2) ในขั้นนี้ความร้อนที่ให้กับวัสดุมาจากการให้กระแสตรง (joule heating) เท่านั้น ทั้งนี้ก็เพื่อรักษาพลังงานที่ให้กับวัสดุให้มีอุณหภูมิเท่ากับอุณหภูมิซินเทอร์ริง ความดันที่ทำให้ทำให้วัสดุมีความหนาแน่นเพิ่มขึ้นเนื่องจากเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก

กลไกที่ (3) วัสดุจะได้รับความร้อนจากการให้กระแสตรง (joule heating) เช่นกัน และวัสดุมีความหนาแน่นเพิ่มขึ้นเนื่องจากเกิดการเปลี่ยนรูปแบบ creep deformation ที่อุณหภูมิสูง

ด้วยลักษณะเด่นของกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริงดังนั้นจึงได้มีการศึกษา<sup>26</sup> การทำสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริงของ BaTiO<sub>3</sub> จากผงเริ่มต้นขนาด submicron พบว่าให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์เป็น 97% ซึ่งสูงกว่าที่ได้จากกระบวนการอื่น นอกจากนี้ขนาดเกรนหลังจากผลิตด้วยสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริงก็ไม่ใหญ่ขึ้นไปกว่าขนาดเกรนก่อนการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริงซึ่งก็เนื่องมาจากวัสดุสัมผัสกับอุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลาสั้น ๆ เท่านั้น สำหรับการนำกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริงมาใช้กับโลหะ<sup>23</sup> ได้มีการนำเอามาใช้กับการผลิตโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนชนิดไฮเปอร์ยูเทคติกจากโลหะผง พบว่าอุณหภูมิที่เกิดซินเทอร์ริงต่ำกว่าวิธีการอื่นๆ ทั้งนี้เนื่องจากมีผลของการเกิดการหลอมเหลวบางส่วนทำให้ออกไซด์ที่ผิวของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนถูกกำจัดออกไปและพบว่าค่าความแข็งในแต่ละบริเวณของชิ้นงานมีการกระจายตัวอยู่ในช่วงแคบๆ จึงชี้ให้เห็นถึงความสม่ำเสมอของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริง

จากข้อดีของกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริง ได้แก่ การให้กระแสไฟฟ้าโดยตรงกับวัสดุทำให้วัสดุมีอุณหภูมิสูงขึ้นเร็วจึงช่วยลดเวลาในการทำซินเทอร์ริงให้น้อยลงและเกิดการหลอมเหลวบางส่วน (micro melting) ซึ่งจะช่วยขจัดออกไซด์ที่มีอยู่บนผิวของโลหะอะลูมิเนียมเสมอจึงช่วยส่งเสริมการเกิด ซินเทอร์ริงและช่วยลดอุณหภูมิที่ใช้ในการทำซินเทอร์ริงให้ต่ำกว่ากระบวนการอื่นได้ดังนั้นก็ช่วยรักษาปริมาณ dislocations ที่มีอยู่ในผงโลหะที่ผ่านกระบวนการผลิตทางกลมาได้ จากข้อดีเหล่านี้

เองจึงมีความน่าสนใจที่จะทำการศึกษาถึงความเป็นไปได้ในการนำกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงมาใช้ในการผลิตวัสดุเชิงประกอบที่มีโลหะผสมอะลูมิเนียมเป็นวัสดุพื้น

## 2.5 คุณสมบัติของวัสดุเชิงประกอบ

ผลจากการเติมวัสดุเสริมแรงลงในวัสดุพื้นจะทำให้คุณสมบัติของวัสดุเชิงประกอบที่ได้เปลี่ยนแปลงไปซึ่งคุณสมบัติเด่นของวัสดุเชิงประกอบที่สำคัญได้แก่ ความหนาแน่น, โมดูลัสยืดหยุ่น และพฤติกรรมความเค้นความเครียด คุณสมบัติเหล่านี้สามารถทำนายได้โดยใช้แบบจำลองต่างๆ เพื่อคำนวณหาคุณสมบัติของวัสดุเชิงประกอบ

### 2.5.1 ความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบ

การคำนวณค่าความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบสามารถคำนวณได้ด้วยกฎส่วนผสม (rule of mixture)<sup>27</sup> ซึ่งจะต้องอยู่ในสมมติฐานที่ว่าไม่มีเฟสหรือสารประกอบอื่นนอกจากวัสดุพื้นและวัสดุเสริมแรงเกิดขึ้น สมการที่ใช้ในการคำนวณคือ

$$\rho_c = \rho_f V_f + \rho_m V_m \quad (\text{สมการที่ 2.1})$$

โดยที่	$\rho_c$	= ความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบ
	$\rho_f$	= ความหนาแน่นของวัสดุเสริมแรง
	$V_f$	= สัดส่วนโดยปริมาตรของวัสดุเสริมแรง
	$\rho_m$	= ความหนาแน่นของวัสดุพื้น
	$V_m$	= สัดส่วนโดยปริมาตรของวัสดุพื้น

### 2.5.2 โมดูลัสยืดหยุ่นของวัสดุเชิงประกอบ

แบบจำลองที่ใช้ในการคำนวณค่ามอดูลัสยืดหยุ่นมีอยู่หลายแบบจำลองซึ่งจะอยู่ภายใต้สมมติฐานที่แตกต่างกันออกไป โดยส่วนใหญ่แล้วแบบจำลองที่นิยมใช้กันก็คือ

### 2.5.2.1 กฎส่วนผสม (Rule of Mixtures)

แบบจำลองนี้ใช้คำนวณค่ามอดูลัสยืดหยุ่นภายใต้สมมติฐานที่ว่า (1) แรงกระทำที่ให้กับวัสดุเชิงประกอบ ( $P_c$ ) มีค่าเท่ากับผลรวมของแรงกระทำที่เกิดขึ้นกับวัสดุเสริมแรง ( $P_f$ ) และวัสดุพื้น ( $P_m$ ) และ (2) ความเครียดที่เกิดขึ้นกับวัสดุเชิงประกอบ ( $\epsilon_c$ ) วัสดุเสริมแรง ( $\epsilon_f$ ) และวัสดุพื้น ( $\epsilon_m$ ) มีค่าเท่ากัน ซึ่งจากสมมติฐานดังกล่าวนี้จะเกิดขึ้นจริงเมื่อพิจารณาการรับแรงกระทำตามแนวการเรียงตัวของเส้นใยในวัสดุเชิงประกอบแบบเส้นใย และเขียนเป็นสมการได้ว่า<sup>27-29</sup>

$$P_c = P_f + P_m \quad (\text{สมการที่ 2.2})$$

ซึ่ง  $\sigma = \frac{P}{A}$  เมื่อ A คือ สัดส่วนพื้นที่รับแรงกระทำซึ่งจะมีค่าเทียบเท่ากับสัดส่วนโดยปริมาตร

$$\text{ดังนั้น} \quad \sigma_{c1} V_c = \sigma_{f1} V_f + \sigma_m V_m \quad (\text{สมการที่ 2.3})$$

โดย  $\sigma_{c1}$  = ความเค้นที่เกิดขึ้นกับวัสดุเชิงประกอบตามแนวการเรียงตัวของเส้นใย  
 $\sigma_{f1}$  = ความเค้นที่เกิดขึ้นกับเส้นใยตามแนวการเรียงตัวของเส้นใย  
 $\sigma_m$  = ความเค้นที่เกิดขึ้นกับวัสดุพื้น

$$\text{และเนื่องจาก} \quad \sigma_{c1} = E_c \epsilon_{c1} \quad ; \quad \sigma_{f1} = E_f \epsilon_{f1} \quad ; \quad \sigma = E_m \epsilon_m$$

$$\text{ในขณะที่สมมติฐานที่ 2} \quad \epsilon_{c1} = \epsilon_{f1} = \epsilon_m$$

$$\therefore \quad E_{c1} = E_f V_f + E_m V_m \quad (\text{สมการที่ 2.4})$$

เมื่อ  $E_c$  = มอดูลัสยืดหยุ่นของวัสดุเชิงประกอบ  
 $E_f$  = มอดูลัสยืดหยุ่นของวัสดุเสริมแรง  
 $E_m$  = มอดูลัสยืดหยุ่นของวัสดุพื้น

### 2.5.2.2 แบบจำลอง Reuss Model

การคำนวณมอดูลัสอีลาสติกในทิศทางตั้งฉากกับการเรียงตัวของวัสดุเสริมแรงหรือ Reuss's model พัฒนามาจากกฎส่วนผสม โดยพิจารณาว่า เมื่อมีแรงกระทำในทิศทางตั้งฉากกับแนวการเรียงตัวของเส้นใย (1)ระยะการเปลี่ยนแปลงความยาวของวัสดุเชิงประกอบ ( $\Delta l_c$ ) มีค่าเท่ากับผลรวมของระยะการเปลี่ยนแปลงความยาวของเส้นใย ( $\Delta l_f$ ) และวัสดุพื้น ( $\Delta l_m$ ) และ (2) ความเค้นที่เกิดขึ้นกับวัสดุเชิงประกอบ เส้นใยและวัสดุพื้นมีค่าเท่ากันดังนั้นจะเขียนเป็นสมการได้ว่า<sup>26-27</sup>

$$\frac{\Delta l_c}{l} = \frac{\Delta l_f}{l} + \frac{\Delta l_m}{l} \quad (\text{สมการที่ 2.5})$$

$$\varepsilon_{c2} = \varepsilon_{f2} V_f + \varepsilon_m V_m \quad (\text{สมการที่ 2.6})$$

และเนื่องจาก  $\varepsilon_{c2} = \frac{\sigma_{c2}}{E_{c2}}$ ;  $\varepsilon_{f2} = \frac{\sigma_{f2}}{E_f}$  และ  $\varepsilon_{m2} = \frac{\sigma_{m2}}{E_m}$

ในขณะที่  $\sigma_{c2} = \sigma_{f2} = \sigma_{m2}$ ;

$$\therefore \frac{1}{E_{c2}} = \frac{V_f}{E_f} + \frac{V_m}{E_m} \quad (\text{สมการที่ 2.7})$$

### 2.5.2.3 แบบจำลอง Hashin-Strikman (Hashin-Strikman Model)

การคำนวณมอดูลัสอีลาสติกด้วยแบบจำลอง Hashin-Strikman จะพิจารณาถึงคุณสมบัติของวัสดุในทุกทิศทาง (isotropic materials) ดังนั้นสมการที่ใช้ในการคำนวณคือ<sup>28-29</sup>

$$K_{\pm} = K_m + \frac{V_f (K_f - K_m)(K_m + G_{\pm})}{(K_f + G_{\pm}) - V_f (K_f - K_m)} \quad (\text{สมการที่ 2.8})$$

โดยที่  $G_+ = \max\{G_f, G_m\}$

$$G_- = \min\{G_f, G_m\}$$

และ 
$$G_{f,m} = \frac{E_{f,m}}{2(1 + \nu_{f,m})} \quad (\text{สมการที่ 2.9})$$

ดังนั้น 
$$E_{\pm} = \frac{9K_{\pm}G_{\pm}}{(3K_{\pm} + G_{\pm})} \quad (\text{สมการที่ 2.10})$$

เมื่อ	$E$	=	มอดุลัสอีลาสติกของวัสดุเชิงประกอบ
	$K$	=	bulk modulus
	$G$	=	มอดุลัสเฉือน (shear modulus)
	$f$		หมายถึงวัสดุเสริมแรง
	$m$		หมายถึงวัสดุพื้น
	$+, -$		หมายถึงขอบเขตบนและล่างตามลำดับ

### 2.5.3 พฤติกรรมการเปลี่ยนรูปของวัสดุเชิงประกอบ

พฤติกรรมความเค้น-ความเครียดของวัสดุเชิงประกอบแบ่งออกได้เป็น 4 ช่วงด้วยกันคือ<sup>22</sup>

(1) ทั้งวัสดุพื้นและวัสดุเสริมแรงเกิดการเปลี่ยนรูปแบบอีลาสติกซึ่งค่ามอดุลัสอีลาสติกของวัสดุเชิงประกอบสามารถทำนายได้ดังในหัวข้อที่ 2.5.2

(2) วัสดุพื้นเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกในขณะที่วัสดุเสริมแรงยังเกิดการเปลี่ยนรูปแบบอีลาสติก พฤติกรรมในช่วงนี้จะขึ้นกับพฤติกรรมการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกของวัสดุพื้น เช่น การเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกโดยสมบูรณ์ (perfectly plastic) หรือการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกที่แสดงการเกิดความแข็งแรงเพิ่มขึ้นตามความเครียด (strain hardening)

(3) ทั้งวัสดุพื้นและวัสดุเสริมแรงเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก

(4) วัสดุเสริมแรงเกิดการแตกหัก การเปลี่ยนรูปของวัสดุเชิงประกอบเกิดขึ้นต่อไปตรานเท่าที่วัสดุพื้นจะรับแรงกระทำต่อไปได้จนเกิดการแตกหักของวัสดุเชิงประกอบ โดยทั่วไปแล้วการเปลี่ยนรูปช่วงนี้จะไม่แสดงให้เห็นเนื่องจากวัสดุเชิงประกอบส่วนใหญ่มักจะเกิดการแตกหักเมื่อเข้าสู่การเปลี่ยนรูปในช่วงนี้

สำหรับพฤติกรรมความเค้น-ความเครียดของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียมกับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ดังแสดงในภาพที่ 9 นั้น ในช่วงที่ 1 ซึ่งเป็นช่วงของการเปลี่ยนรูปแบบอีลาสติกเมื่อวัสดุเชิงประกอบได้รับแรงกระทำ ทั้งโลหะผสมอะลูมิเนียมและอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เกิดการเปลี่ยนรูปแบบอีลาสติก แต่เนื่องจากค่ามอดุลัสอีลาสติกที่แตกต่างกันระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียมและ

ซิลิคอนคาร์ไบด์จึงมีความเค้นภายใน (internal stress) เกิดขึ้น ส่งผลทำให้ค่ามอดูลัสอีลาสติกของวัสดุเชิงประกอบสูงขึ้นกว่าค่ามอดูลัสอีลาสติกของโลหะผสมอะลูมิเนียม เมื่อเข้าสู่ช่วงที่ 2 ซึ่งเป็นช่วงที่โลหะผสมอะลูมิเนียมเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก ในขณะที่ซิลิคอนคาร์ไบด์ยังอยู่ในช่วงของการเปลี่ยนรูปแบบอีลาสติกอยู่จึงทำให้เกิดความเค้นภายในขึ้นอีก ดังนั้นในช่วงที่ 2 นี้จะเห็นลักษณะของการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกที่มีอัตราการเกิดความแข็งแรงเพิ่มขึ้นตามความเครียดที่เพิ่มขึ้น (strain hardening rate) สูง โดยจะเกิดขึ้นในช่วงเริ่มต้นของการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกเท่านั้น จากการศึกษาการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกในช่วงความเครียดต่ำของวัสดุเชิงประกอบ<sup>29</sup> ซึ่งเลือกวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด A356 กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ พบว่าในช่วงความเครียดเริ่มต้นของการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกจนถึงค่าความเครียดประมาณ 2% อัตราการเกิดความแข็งแรงเพิ่มขึ้นตามความเครียดที่เพิ่มขึ้นของวัสดุเชิงประกอบมีค่าสูงกว่าของโลหะผสมอะลูมิเนียมมากอันเป็นผลมาจากความเค้นภายในที่เกิดขึ้นนั่นเอง หลังจากนั้นเมื่อเข้าสู่ช่วงที่ 3 ผลของการเกิดความแข็งแรงเพิ่มขึ้นมีค่าลดลงเมื่อความเครียดเพิ่มขึ้นเนื่องจากความเค้นภายในที่เกิดขึ้นถูกปลดปล่อยออกเนื่องจากการสูญเสียพันธะยึดเหนี่ยวระหว่างวัสดุพื้นกับวัสดุเสริมแรงหรือเกิดการแตกหักของซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งเป็นวัสดุเซรามิกส์ที่เกิดการเปลี่ยนรูปแบบอีลาสติกเท่านั้น<sup>28</sup> ดังนั้นวัสดุเชิงประกอบจึงเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกต่อไปโดยมีแนวโน้มตามพฤติกรรมของการเปลี่ยนรูปของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่เป็นวัสดุพื้น

สำหรับแนวโน้มตามพฤติกรรมของการเปลี่ยนรูปของโลหะผสมอะลูมิเนียมนั้นโดยส่วนใหญ่แล้วจะประกอบไปด้วยการเปลี่ยนรูปแบบอีลาสติก การเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกที่เพิ่มความแข็งแรงเพิ่มขึ้นตามความเครียดที่เพิ่มขึ้นจากนั้นก็เกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกต่อไปโดยที่ความเค้นมีค่าค่อนข้างคงที่หรือลดลงตามความเครียดที่เพิ่มขึ้น (strain softening) ซึ่งมีสาเหตุเนื่องมาจากโลหะอะลูมิเนียมซึ่งมีโครงสร้างผลึกแบบ face center cubic ที่มี stacking fault energy สูง ดังนั้นจึงเกิดการรวมตัวของ dislocations โดยการ cross slip ระหว่างการรับแรงกระทำ ที่เรียกว่า dynamic recovery ได้ง่าย จากงานวิจัย<sup>31</sup> ที่ศึกษาพฤติกรรมของการเปลี่ยนรูปของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีลิเทียมอยู่ร้อยละ 3.37 โดยน้ำหนัก และพบว่าในช่วงแรกของการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกแสดงการเกิดความแข็งแรงเพิ่มขึ้นตามความเครียดที่เพิ่มขึ้น จากนั้นก็เกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกที่ความเค้นเท่ากันหรือลดลง และการศึกษา<sup>32</sup> ความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีการกระจายตัวของเฟสที่สอง โดยใช้โลหะผสม 8009 (Al-8.31Fe-1.48V-1.81Si) แล้วทดสอบแรงอัดก็พบว่าในช่วงการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกความเค้นแรงอัดเพิ่มขึ้นสูงสุดที่ความเครียดระหว่าง 2-3% จากนั้นเกิดการเปลี่ยนรูปต่อไปโดยที่ความเค้นคงที่หรือลดลง ลักษณะการเกิดการเปลี่ยนรูปต่อไปโดยที่ความเค้นคงที่หรือลดลงนั้นมีสาเหตุเนื่องมาจากอัตราการเกิด dislocations ระหว่างการเปลี่ยนรูปมีค่าใกล้เคียงหรือต่ำกว่าอัตราการรวมตัวของ dislocations หรือที่เรียกว่า dynamic recovery นั่นเอง นอกจากนี้ก็ได้มีการศึกษา<sup>33</sup> พฤติกรรมและคุณสมบัติเชิงกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม 9052 และ 905XL ที่ได้จากระบวนการ mechanical alloying



ซึ่งพฤติกรรมของการเกิดความแข็งแรงเพิ่มขึ้นตามความเครียดประกอบด้วย (1) การขัดขวางการเคลื่อนที่ของ dislocations (2) การเปลี่ยนรูปจากการ slip และ (3) การรวมตัวของ dislocations เกิดเป็น subgrains เช่นเดียวกัน ในงานวิจัยที่ผ่านมา<sup>34</sup> ก็ศึกษาการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 1100 ที่ผ่านการทดสอบแรงอัด ณ อุณหภูมิ 293 – 773 K ด้วยอัตราการเกิดความเครียดต่างๆ ตั้งแต่ 0.1 ถึง 220 ต่อวินาที จนกระทั่งเกิดความเครียดประมาณ 50% พบว่าโครงสร้างที่เกิดขึ้นจากการเปลี่ยนรูปประกอบไปด้วย dislocation cells และ subgrains.

จากลักษณะของความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นและพฤติกรรมการเปลี่ยนรูปของวัสดุเชิงประกอบซึ่งแสดงให้เห็นเด่นชัดในช่วงของการเปลี่ยนรูปแบบอีลาสติกและช่วงแรกของการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก ดังนั้นคุณสมบัติสำคัญที่สนใจในวัสดุเชิงประกอบจึงเป็นค่ามอดูลัสอีลาสติกและความเค้นจุดคราก การทำนายค่ามอดูลัสอีลาสติกของวัสดุเชิงประกอบสามารถทำนายได้ดังในหัวข้อที่ 2.5.2 ส่วนค่าความเค้นจุดครากของวัสดุเชิงประกอบนั้น การทำนายมีความซับซ้อนและยุ่งยากมากเนื่องจากเป็นช่วงที่วัสดุพื้นเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกและวัสดุเสริมเกิดการเปลี่ยนรูปแบบอีลาสติก นอกจากนี้ยังมีปัจจัยอื่นอีกหลายอย่างที่ส่งผลต่อค่าความเค้นจุดคราก ได้แก่ ความเค้นภายในตกค้างที่เกิดขึ้นจากสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนที่แตกต่างกันระหว่างวัสดุพื้นและวัสดุเสริมแรงและความไม่สม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาค เช่น การกระจายตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์ และจากงานวิจัย<sup>30, 34</sup> พบว่าค่าความเค้นจุดครากของวัสดุเชิงประกอบจากการทดสอบแรงอัดมีค่าต่ำกว่าจากการทดสอบแรงดึงซึ่งเป็นผลสืบเนื่องมาจากความเค้นภายในที่เกิดขึ้นจากการขยายตัวทางความร้อนที่แตกต่างกัน เนื้อวัสดุพื้นบริเวณใกล้ขอบมุมของวัสดุเสริมแรงจะเกิดความเค้นแรงอัดมาก ในขณะที่เดียวกันวัสดุพื้นที่อยู่บริเวณด้านข้างก็เกิดความเค้นแรงดึงจึงมีผลทำให้ความเค้นจุดครากของวัสดุเชิงประกอบจากการทดสอบแรงอัดมีค่าต่ำกว่าจากการทดสอบแรงดึง ส่วนผลของการกระจายตัวที่ไม่สม่ำเสมอของซิลิคอนคาร์ไบด์ต่อความเค้นจุดครากนั้น ในงานวิจัย<sup>30</sup> ได้ทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบที่ผ่านการทดสอบแรงอัดจนกระทั่งเกิดความเครียดแบบพลาสติกประมาณ 0.05% และ 0.1% (คิดเป็นความเครียดโดยรวมประมาณ 0.15%) พบว่าไม่เกิด slip ในชิ้นงานที่เกิดความเครียดแบบพลาสติกประมาณ 0.05% และเมื่อความเครียดแบบพลาสติกเป็น 0.1% สังเกตเห็น slip บ้างเล็กน้อยในบริเวณที่เป็นวัสดุพื้นซึ่งไม่มีอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์อยู่ จึงชี้ให้เห็นว่าการเปลี่ยนรูปในช่วงที่วัสดุพื้นเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกแต่วัสดุเสริมแรงเกิดการเปลี่ยนรูปแบบอีลาสติกนั้นมีความซับซ้อนและมีผลมาจากความไม่สม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาคด้วย

## บทที่ 3

### ระเบียบวิธีการวิจัย

ระเบียบวิธีการวิจัยนี้จะแบ่งออกเป็น 3 ส่วนด้วยกันคือ ในส่วนแรกจะเป็นการเตรียมตัวอย่างวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 0% ถึง 20% โดยปริมาตร โดยมีตัวอย่างเป็นผงที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลด้วยเวลาต่าง ๆ กันและเป็นชิ้นงานที่ได้จากกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงที่อุณหภูมิและความดันต่างๆ ในส่วนที่สองเป็นการตรวจวัดคุณลักษณะของผงที่ได้จากกระบวนการมิลลิ่งทางกลเพื่อที่จะศึกษาผลของกระบวนการมิลลิ่งทางกลต่อการเปลี่ยนแปลงลักษณะทางกายภาพ โครงสร้างภายในและการกระจายตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์ในเนื้อพื้นโลหะ ส่วนที่สามก็เป็นการตรวจวัดคุณลักษณะของชิ้นงานที่ได้จากกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงเพื่อที่จะประเมินความเป็นไปได้ของการนำกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงมาใช้ทดแทนกระบวนการอื่นและศึกษาผลของตัวแปรของการซินเทอริงอันได้แก่ อุณหภูมิและความดันด้วย

#### 3.1 การเตรียมชิ้นงาน

ในขั้นตอนนี้ชิ้นงานตัวอย่างทั้งหมดถูกเตรียมขึ้นจากกระบวนการสองกระบวนการที่ต่อเนื่องกัน คือกระบวนการที่ 1 เป็นการผสมผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเข้ากับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกระบวนการมิลลิ่งทางกล และกระบวนการที่ 2 คือการอัดขึ้นรูปและทำซินเทอริงผงวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากขั้นตอนที่ 1 ด้วยกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริง

##### 3.1.1 วัสดุและอุปกรณ์ในการเตรียมชิ้นงาน

- 1) ผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกรด AA8090 ซึ่งผลิตโดยวิธี gas atomized จากบริษัท Sumitomo Light Metal, Co., Ltd, Japan. มีส่วนผสมทางเคมีดังแสดงในตารางที่ 5 และมีค่าความหนาแน่นปรากฏเป็น 2,560 กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร
- 2) ผงซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาดเฉลี่ยเท่ากับ 0.5 ไมโครเมตร จากบริษัท Showa Denko, Co., Ltd โดยมีส่วนผสมทางเคมีดังแสดงในตารางที่ 5 และค่าความหนาแน่นปรากฏเป็น 3,200 กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร
- 3) หม้อบดเหล็กกล้าไร้สนิม (stainless steel) ขนาด 0.5 ลิตร และลูกบอลเหล็กกล้าไร้สนิมขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.01 เมตร จำนวน 100 ลูก
- 4) เครื่องบดชนิด planetary ball mill รุ่น Pullverisette 5 (P5) ผลิตโดยบริษัท Fritsch GmbH, Germany

- 5) แม่พิมพ์รูปทรงกระบอก (mold) ผลิตจากเหล็กกล้าเครื่องมืองานร้อนเกรด SKD 11 ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางภายในเป็น 0.01 เมตร สูง 0.1 เมตร และแท่งอัด (punch) ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.01 เมตร ดังแสดงในภาพที่ 10
- 6) ชุดอุปกรณ์สปาร์กพลาสมาซินเทอริง DR SINTER LAB™ รุ่น SPS-510S ของบริษัท Sumitomo Light Metal, Co., Ltd, Japan. ซึ่งประกอบไปด้วยตู้สุญญากาศ (vacuum chamber) และ actuator สำหรับการให้แรงอัดผ่านแท่งอัด (punch) พร้อมกับชุดจ่ายไฟฟ้าที่สามารถให้กระแสได้สูงสุด 1500 A

### 3.1.2 การผสมผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับผงซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วยกระบวนการมิลลิ่งทางกล

- 1) คัดขนาดของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกรด AA8090 ให้อยู่ในช่วง 38-100 ไมโครเมตร
- 2) ชั่งผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกรด AA8090 กับผงซิลิคอนคาร์ไบด์น้ำหนักรวมทั้งหมด 200 กรัม โดยให้มีปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ 0% 10% และ 20% โดยปริมาตร แล้วบรรจุลงหม้อบดเหล็กกล้าไร้สนิมขนาด 0.5 ลิตรที่มีลูกบอลเหล็กกล้าไร้สนิมขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.01 เมตร จำนวน 100 ลูก
- 3) ทำการผสมด้วยเครื่องบดชนิด planetary ball mill (pulverisette P5) ภายใต้บรรยากาศก๊าซอาร์กอน โดยใช้ความเร็วในการบด 350 รอบต่อนาที เป็นเวลา 120 นาที
- 4) เก็บผงตัวอย่างที่เวลา 12 นาที 36 นาที 66 นาที และ 120 นาที

### 3.1.3 การอัดขึ้นรูปและทำซินเทอริงผงวัสดุเชิงประกอบด้วยกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริง

ผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเริ่มต้น (as-received powder) ผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลและผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ได้จากกระบวนการมิลลิ่งทางกลถูกนำมาอัดขึ้นรูปและซินเทอริงด้วยกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงที่อุณหภูมิและความดันต่างๆ ดังแสดงในตารางที่ 6 ให้เป็นชิ้นงานทรงกระบอกขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.01 เมตร สูง 0.015 เมตร โดยมีขั้นตอนคือ

- 1) บรรจุผงวัสดุลงในแม่พิมพ์จากด้านบนของแม่พิมพ์
- 2) เปิดปั๊มสุญญากาศให้ความดันอากาศเหลือเพียง  $10^{-3}$  torr

- 3) ตั้งอุณหภูมิที่ใช้ในการทำซินเทอร์ริงและเวลาในการคงอุณหภูมิไว้ที่อุณหภูมิในการทำซินเทอร์ริง 900 วินาที อัตราการให้ความร้อนควบคุมให้ความร้อนเพิ่มขึ้นจนถึงอุณหภูมิในการทำซินเทอร์ริงภายในเวลา 900 วินาที
- 4) ตั้งค่าแรงดันที่ใช้ในการทำซินเทอร์ริงโดยในช่วงเริ่มต้นตั้งค่าแรงดันเป็น 0.5 ตัน (เทียบเท่ากับความเค้นแรงอัด 62.46 MPa) เป็นเวลา 5 นาที จากนั้นเพิ่มเป็น 0.7 ตัน (เทียบเท่ากับความเค้นแรงอัด 87.44 MPa) แล้วเพิ่มเป็น 0.9 ตัน (เทียบเท่ากับความเค้นแรงอัด 112.42 MPa) เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นเท่ากับอุณหภูมิซินเทอร์ริง
- 5) เริ่มการทำซินเทอร์ริงโดยระหว่างการทำซินเทอร์ริงได้สร้างเส้นกราฟแสดงการเปลี่ยนแปลงของกระแสไฟฟ้า อุณหภูมิ แรงอัด และระยะการเคลื่อนที่ของแท่นอัดดังแสดงในภาพที่ 11 ถึง 13

## 3.2 การตรวจวัดคุณลักษณะของผงวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากกระบวนการผลิตทางกล

เพื่อศึกษาผลของเวลาที่ใช้ในการผลิตทางกลต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างภายในและความสม่ำเสมอในการกระจายตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์ดังนั้นจึงทำการตรวจวัดคุณลักษณะทางความร้อนและการเปลี่ยนแปลงรูปทรงลักษณะทางกายภาพและโครงสร้างภายในของผงโลหะผสมอะลูมิเนียมและผงวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากกระบวนการเชิงกลด้วยเวลาต่าง ๆ กัน

### 3.2.1 การตรวจวัดคุณลักษณะทางความร้อน

ผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกรด AA8090 และผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกรด AA8090 กับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ที่ผ่านการผสมด้วยกระบวนการผลิตทางกล เป็นเวลา 12 36 66 และ 120 นาที ถูกนำมาตรวจวัดคุณสมบัติทางความร้อนด้วย Differential Thermal Analyzer รุ่น NETZSCH 409C โดยมีขั้นตอนคือ

- 1) ชั่งผงตัวอย่างใส่ด้วยอะลูมินา  $100 \pm 0.5$  มิลลิกรัม
- 2) ชั่งผงอะลูมินาซึ่งใช้เป็นตัวอย่างอิง  $100 \pm 0.5$  มิลลิกรัม ใส่ลงในถ้วยอะลูมินา
- 3) วางถ้วยตัวอย่างและถ้วยอ้างอิงลงแล้วเปิดปั๊มสุญญากาศ
- 4) ควบคุมบรรยากาศด้วยก๊าซอาร์กอน
- 5) อัตราการให้ความร้อน (heating rate) เป็น 25 K ต่อ นาที

### 3.2.2 การตรวจวัดการเปลี่ยนแปลงของรูปร่างลักษณะทางกายภาพและโครงสร้างภายใน

ผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลด้วยเวลา 36 นาที 66 นาที และ 120 นาที ถูกนำมาตรวจสอบรูปร่างลักษณะทางกายภาพด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด JEOL รุ่น JSM-5400 ที่ 20 กิโลโวลต์

ผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลด้วยเวลา 120 นาที ถูกนำมาตรวจสอบโครงสร้างภายในด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (optical microscope) โดยมีขั้นตอนการเตรียมคือ

- 1) นำผงตัวอย่างไปทำ cold mounting ด้วย epoxy
- 2) ขัดหยาบตัวอย่างด้วยกระดาษทรายซิลิคอนคาร์ไบด์ความละเอียด 1200 และ 4000 grit ตามลำดับ
- 3) ขัดละเอียดด้วยผงเพชรขนาด 3 1 และ 0.25 ไมโครเมตร ตามลำดับ

### 3.3 การตรวจวัดคุณลักษณะวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริง

เพื่อศึกษาถึงความสมบูรณ์ในการเกิดซินเทอริงของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ จึงตรวจวัดคุณลักษณะของชิ้นงานที่ได้จากกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริง ซึ่งจะบอกถึงความสมบูรณ์ในการเกิดซินเทอริงอันได้แก่ ความหนาแน่น คุณสมบัติเชิงกล พฤติกรรม การเปลี่ยนแปลงรูปและความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาค นอกจากนี้แล้วยังตรวจสอบปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์และปริมาณเหล็กซึ่งอาจมีค่าคลาดเคลื่อนไปจากเดิมที่ต้องการจะเตรียมให้ได้ ทั้งนี้เป็นผลมาจากขั้นตอนการผสมด้วยกระบวนการมิลลิ่งทางกล

#### 3.3.1 การตรวจวัดปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์และเหล็กในวัสดุเชิงประกอบ

ชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 และ 20% โดยปริมาตร ถูกนำมาตรวจวัดปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์โดยมีขั้นตอนคือ

- 1) ตัดชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบให้มีน้ำหนักประมาณ 1.5 กรัม แล้วชั่งน้ำหนักชิ้นงาน

- 2) ละลายโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมด้วยสารละลายที่มีส่วนผสมของกรดไนตริก (HNO<sub>3</sub>) 30 % และน้ำกลั่น 70% โดยทำที่อุณหภูมิประมาณ 353 K เป็นเวลาประมาณ 360 นาที จนกระทั่งละลายหมดแล้วทิ้งไว้ให้เย็น
- 3) เติมน้ำกลั่นแล้วปล่อยให้ซิลิโคนคาร์ไบด์ตกตะกอน
- 4) อบให้แห้ง
- 5) ชั่งน้ำหนักกากส่วนที่เหลือ

สำหรับการตรวจวัดปริมาณเหล็กมีขั้นตอนคือ

- 1) ตัดชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบให้มีน้ำหนักประมาณ 0.5-1.0 กรัม แล้วชั่งน้ำหนักชิ้นงาน
- 2) ละลายโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมด้วยสารละลายที่มีส่วนผสมของกรดไนตริก (HNO<sub>3</sub>) 30 % และน้ำกลั่น 70% เป็นเวลาประมาณ 1 ชั่วโมง
- 3) เติมน้ำกลั่นแล้วกรองสารละลายด้วยกระดาษกรองเบอร์ 41
- 4) เติมน้ำกลั่นให้สารละลายทั้งหมดมีปริมาตรเป็น 0.001 ลูกบาศก์เมตร
- 5) วิเคราะห์ปริมาณธาตุเหล็กด้วย atomic absorption

### 3.3.2 การวัดความหนาแน่น

วัดความหนาแน่นชิ้นงานที่ได้จากสปาร์กพลาสมาซินเทอริงโดยอาศัยหลักการแทนที่น้ำและแรงลอยตัว (Archimedes method) คือ

- (1) ชั่งน้ำหนักของชิ้นงานในอากาศ
- (2) ชั่งน้ำหนักของชิ้นงานในน้ำกลั่นบริสุทธิ์

การชั่งน้ำหนักอาศัยเครื่องชั่งน้ำหนัก Explorer Balance รุ่น E02140 และชุดตรวจวัดความหนาแน่น Density Kit รุ่น P/N 470007-010 ซึ่งผลิตโดยบริษัท OHAUS แล้วคำนวณหาค่าความหนาแน่นได้จาก<sup>36</sup>

$$\rho = \frac{w_{air}}{(w_{air} - w_{water})} \times \rho_{water}$$

$\rho$  = ความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบ  
 $w_{air}$  = น้ำหนักของชิ้นงานในอากาศ

$$w_{water} = \text{น้ำหนักของชิ้นงานในน้ำ}$$

$$\rho_{water} = \text{ความหนาแน่นของน้ำที่อุณหภูมิที่ตรวจวัด}$$

### 3.3.3 การทดสอบแรงอัด

ชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่มาจากผงเริ่มต้นและผงที่ผ่านกระบวนการผลิตทางกลและชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% และ 20% โดยปริมาตร ถูกนำมาทดสอบแรงอัดเพื่อหาคุณสมบัติเชิงกลอันได้แก่ ค่ามอดูลัสอีลาสติก ค่าความเค้นจุดครากโดยใช้ค่าความเค้นพิสูจน์ที่ความเครียด 0.2% ความเค้นแรงอัดสูงสุด และความเครียดจุดแตกหัก การทดสอบแรงอัดกระทำขึ้นโดยใช้เครื่องทดสอบ Universal Testing Machine รุ่น AG-10TE ขนาด 10 ตัน ผลิตโดยบริษัท Shimadzu และใช้เครื่องเก็บข้อมูลรุ่น DA100 ผลิตโดยบริษัท YOKOGAWA เพื่อบันทึกสัญญาณความเครียดจาก strain gage ขึ้นตอนในการทดสอบคือ

- 1) เตรียมชิ้นงานที่จะทดสอบให้มีพื้นผิวที่รับแรงอัดเรียบและตั้งฉากกับแนวแรงอัด โดยใช้ปลอกจับชิ้นงานแล้วขัดผิวหน้าตัดของชิ้นงานด้วยเครื่องขัดอัตโนมัติแล้วสุ่มวัดความสูงของชิ้นงานด้วยไมโครมิเตอร์ 5 ครั้ง ค่าความแม่นยำ  $\pm 5$  ไมโครเมตร<sup>37</sup> จากนั้นจึงหาค่าเฉลี่ย
- 2) วัดขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของชิ้นงาน 5 ครั้งแล้วหาค่าเฉลี่ย
- 3) ใช้กระดาษทรายเบอร์ 1200 ขัดผิวด้านข้างเล็กน้อยแล้วเช็ดทำความสะอาดด้วยอะซิโตน
- 4) ติด strain gage ของบริษัท KYOWA รุ่น KFG5-120-C1-11 LIM2R จำนวน 2 ตัว ที่ด้านข้างชิ้นงานในแนวตรงข้ามกันแล้วทิ้งไว้ไม่ต่ำกว่า 24 ชม.
- 5) ติดตั้งชุดทดสอบแรงอัดและชุดสอบเทียบของเครื่องทดสอบ Universal Testing Machine ของบริษัท Shimadzu รุ่น AG-10TE เพื่อสอบเทียบสัญญาณแรงกระทำ
- 6) ป้อนค่าสภาวะในการทดสอบคือ
  - ความเร็วการอัด 2 มม./นาที
  - แรงกระทำสูงสุด 10,000 กิโลกรัม
- 7) ต่อสายสัญญาณแรงกระทำจากเครื่องทดสอบ Universal Testing Machine เข้ากับเครื่องเก็บข้อมูล
- 8) หยคน้ำมันหล่อลื่นและวางแผ่นเทฟลอนที่แท่นอัดด้านบนและด้านล่างแล้ววางชิ้นงานที่จะทดสอบลงบนแท่นอัดด้านล่าง
- 9) ตั้งค่าแรงกระทำให้เริ่มต้นเป็นศูนย์
- 10) เลื่อนแท่นอัดด้านบนลงมาจนสัมผัสกับชิ้นงานและอ่านแรงกระทำได้เป็น 1 กิโลกรัม
- 11) ต่อสายสัญญาณ strain gage เข้ากับเครื่องเก็บข้อมูลแล้วตั้งค่า strain เริ่มต้นเป็นศูนย์
- 12) ตั้งค่าความถี่ในการเก็บข้อมูล (sampling rate) เป็น 2 Hz.

- 13) เริ่มเก็บข้อมูลจากเครื่องเก็บข้อมูล
- 14) เริ่มการทดสอบแรงอัดจากเครื่อง Universal Testing Machine

### 3.3.4 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคในงานวิจัยนี้จะแบ่งออกเป็น 2 ส่วนคือ ในส่วนที่ 1 เป็นการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง เพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคโดยรวมและลักษณะการกระจายตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์ภายในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม ในส่วนที่ 2 จะเป็นการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน รุ่น JEOL JEM-200CX โดยใช้ความต่างศักย์ในการเร่งอิเล็กตรอนเท่ากับ 160 กิโลโวลต์ เพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบทั้งที่ไม้ได้ทำการทดสอบแรงอัดและที่ทำการทดสอบแรงอัด นอกจากนี้ยังตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบแรงอัดด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope) JEOL-JSM 5800 ด้วยเช่นกัน

#### 3.3.4.1 การเตรียมชิ้นงานเพื่อการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์

ชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่ได้จากผงเริ่มต้นแล้วทำขึ้นเทอริงด้วยกระบวนการสปาร์กพลาสมาขึ้นเทอริง ที่อุณหภูมิ 723 K และความดัน 87.44 MPa และชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร ที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาขึ้นเทอริง ที่อุณหภูมิ 763 K และความดัน 112.42 MPa และ 20% โดยปริมาตรที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาขึ้นเทอริง ที่อุณหภูมิ 763 K และความดัน 112.42 MPa ถูกนำมาตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์ (optical microscope) โดยมีขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานดังต่อไปนี้

- 1) ตัดครึ่งชิ้นงานตามแนวยาว
- 2) นำชิ้นงานที่ตัดแล้วไปทำ cold mounting ด้วย epoxy
- 3) ขัดชิ้นงานด้วยกระดาษทรายซิลิคอนคาร์ไบด์จนถึงความละเอียด 4000 grit
- 4) ขัดละเอียดต่อด้วยผงเพชรความละเอียด 3 1 และ 0.25 ไมโครเมตร

นำชิ้นงานที่เตรียมเสร็จเรียบร้อยแล้วไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง โดยตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในบริเวณขอบที่ติดกับแม่พิมพ์และแท่นอัดและบริเวณใจกลางชิ้นงาน



### 3.3.4.2 การเตรียมชิ้นงานเพื่อการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านและแบบส่องกวาด

ตัวอย่างที่ 1 และ 2 เป็นวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร ที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงที่อุณหภูมิ 773 K และความดัน 87.44 MPa โดยตัวอย่างที่ 2 ถูกนำไปทดสอบแรงอัดจนเกิดค่าความเครียดประมาณ 10% จากนั้นนำมาเตรียมเป็นแผ่นบาง (foil) โดยมีขั้นตอนการเตรียมดังนี้

- 1) ตัดชิ้นงานด้วยเครื่องตัดความเร็วต่ำ (low speed cutter) ให้ชิ้นงานมีความหนาประมาณ 100-200 ไมโครเมตร
- 2) ตัดชิ้นงานกับแผ่นกระจกด้วยกาว ขัดชิ้นงานด้วยกระดาษทรายความละเอียด 1200 grit จนชิ้นงานมีความหนาลดลงเป็น 70 ไมโครเมตร นำชิ้นงานออกจากแผ่นกระจก
- 3) ตัดชิ้นงานให้มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 3 มิลลิเมตร ด้วย ultrasonic cutting
- 4) นำชิ้นงานไปผ่าน twin jet polisher โดยใช้ electrolyte ที่มีส่วนผสมของเอทานอล 70% และกรดไนตริก 30% ที่อุณหภูมิ 253 K (-20 องศาเซลเซียส) ความต่างศักย์เป็น 18 โวลต์ กระแสไฟฟ้าอยู่ในช่วง 300 ถึง 400 มิลลิแอมป์ จนกระทั่งเกิดรูทะลุบนชิ้นงาน

### 3.3.5 การตรวจวัดความแข็ง

นำชิ้นงานที่ผ่านการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคแล้วมาวัดความแข็งด้วยเครื่องวัดความแข็งแบบ vickers microhardness การวัดจะวัดจากหนึ่งในสี่ส่วนของชิ้นงาน โดยเริ่มจากจุดที่ห่างจากขอบด้านที่ติดกับแม่พิมพ์และแท่งอัด 0.5 มิลลิเมตร แล้วเว้นระยะต่อไป 0.5 มิลลิเมตรตามแนวเส้นผ่านศูนย์กลางและ 1.0 มิลลิเมตรตามแนวยาวของชิ้นงาน

### 3.3.6 การทำนายคุณสมบัติโดยการคำนวณ

คุณลักษณะของวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากการตรวจวัดจะนำมาเปรียบเทียบกับที่ได้จากการคำนวณซึ่งคุณสมบัติที่สำคัญที่สามารถทำนายได้โดยไม่ซับซ้อนมากเกินไป ได้แก่ ความหนาแน่นและมอดุลัสอีลาสติก

### 3.3.6.1 การคำนวณค่าความหนาแน่น

คำนวณหาค่าความหนาแน่นด้วยกฎส่วนผสม โดยค่าความหนาแน่นของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเท่ากับ 2,560 กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร และ 3,200 กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร สำหรับซิลิคอนคาร์ไบด์

### 3.3.6.2 การคำนวณค่ามอดูลัสอีลาสติก

การคำนวณค่ามอดูลัสอีลาสติกของวัสดุเชิงประกอบเพื่อเปรียบเทียบกับค่ามอดูลัสอีลาสติกของวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากการทดสอบแรงอัดจะเลือกใช้แบบจำลองในการคำนวณ 3 แบบจำลองคือ (1) กฎส่วนผสม (rule of mixtures) (2) Reuss model และ (3) Hashin-Strikman model โดยกำหนดให้ค่ามอดูลัสอีลาสติกของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกรด AA8090 และซิลิคอนคาร์ไบด์มีค่าเท่ากับ  $77 \text{ GPa}^1$  และ  $440^5 \text{ GPa}$  ตามลำดับ ส่วนค่า poisson's ratio ของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกรด AA8090 และซิลิคอนคาร์ไบด์ให้มีค่าเท่ากับ  $0.33^1$  และ  $0.193^6$  ตามลำดับ

## บทที่ 4

### ผลการทดลอง

#### 4.1 คุณลักษณะของผงวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากกระบวนการผลิตทางกล

##### 4.1.1 คุณลักษณะทางความร้อน

ผลการตรวจวัดคุณสมบัติทางความร้อนของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตรที่ได้จากการผลิตทางกลด้วยเวลา 12 นาที 36 นาที 66 นาที และ 120 นาที แสดงอยู่ในภาพที่ 14 ซึ่งพบว่าผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมปลดปล่อยพลังงานออกมามากขึ้นเมื่อเวลาที่ใช้ในการผลิตทางกลเพิ่มขึ้นจาก 12 นาที เป็น 36 นาที และเมื่อเวลาเพิ่มขึ้นเป็น 66 นาที พบว่า ผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมปลดปล่อยพลังงานในช่วงเริ่มต้นน้อยกว่าที่เวลา 36 นาที และผงวัสดุเชิงประกอบที่ผ่านกระบวนการผลิตทางกลเป็นเวลา 36 นาที 66 นาที และ 120 นาที นั้นแสดงการปลดปล่อยพลังงานออกมาในระดับที่ใกล้เคียงกัน

##### 4.1.2 การเปลี่ยนแปลงรูปทรงและโครงสร้างภายในของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและผงวัสดุเชิงประกอบ

รูปทรงและลักษณะของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่ผ่านกระบวนการผลิตทางกลด้วยเวลา 12 นาที โดยส่วนใหญ่ยังคงเห็นเป็นรูปทรงกลม เมื่อเวลาในการผลิตทางกลเป็น 36 นาที พบว่าผงที่มีลักษณะแบนลงมีจำนวนมากขึ้นดังแสดงในภาพที่ 15 ในขณะที่ผงวัสดุเชิงประกอบที่ผ่านกระบวนการผลิตทางกลด้วยเวลา 36 นาที ก็แสดงให้เห็นผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่มีลักษณะแบนลงและมีอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จำนวนมากที่เห็นเป็นสีขาวละเอียดกระจุกตัวเกาะอยู่บนผิวของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม เมื่อเวลาในการผลิตทางกลเพิ่มขึ้นเป็น 66 นาที ผงวัสดุเชิงประกอบมีรูปร่างแบนและมีลักษณะเป็นชั้นๆ โดยที่ปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ที่อยู่บริเวณผิวของผงวัสดุเชิงประกอบมีจำนวนลดน้อยลง และเมื่อเวลาที่ใช้ในการผลิตทางกลเป็น 120 นาที ผงวัสดุเชิงประกอบมีรูปทรงค่อนข้างกลมและเห็นลักษณะเป็นชั้นๆ มากขึ้นในขณะที่อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เกาะอยู่บนผิวลดน้อยลงแต่ยังคงมีเหลืออยู่บ้างเล็กน้อยดังแสดงในภาพที่ 16

โครงสร้างจุลภาคของผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร แสดงให้เห็นลักษณะของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเป็นชั้นสีขาวสลับกับซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เห็นเป็นสีดำดังแสดงในภาพที่ 17 โดยที่มีขนาดของผงประมาณ 80 ไมโครเมตร

## 4.2 คุณลักษณะของวัสดุเชิงประกอบขั้นต้นที่ผลิตจากกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริง

### 4.2.1 ปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์และปริมาณเหล็กในวัสดุเชิงประกอบขั้นต้น

ผลการตรวจวิเคราะห์ปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ในวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% และ 20% โดยปริมาตร พบว่ามีปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์เท่ากับ 11.47% และ 21.98% โดยปริมาตร ตามลำดับ ส่วนผลวิเคราะห์ปริมาณธาตุเหล็กในวัสดุเชิงประกอบที่ผลิตจากกระบวนการมิลลิ่งทางกลและสปาร์กพลาสมาซินเทอริงพบว่า ในวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตรน้ำหนัก 0.6453 กรัม มีปริมาณเหล็กเพิ่มสูงขึ้นเล็กน้อยเพียงแค่  $0.1175 \times 10^{-3}$  กรัม เท่านั้น ซึ่งรายละเอียดของผลการวัดปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์และปริมาณเหล็กแสดงอยู่ในภาคผนวก ก

### 4.2.2 ความหนาแน่นของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและวัสดุเชิงประกอบขั้นต้น

ความหนาแน่นของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและวัสดุเชิงประกอบขั้นต้นทั้งหมดแสดงอยู่ในตารางที่ 7 และพบว่าความหนาแน่นของชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่มาจากผงเริ่มต้นและผงที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลมีค่าเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิที่ใช้ในการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงและพบว่าค่าความหนาแน่นของชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่มาจากผงที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลนั้นมีค่าเท่ากับและสูงกว่าค่าความหนาแน่นปรากฏของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเมื่ออุณหภูมิในการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงสูงกว่า 683 K ขึ้นไป ดังแสดงในภาพที่ 18

เมื่อเปรียบเทียบค่าความหนาแน่นของชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่มาจากผงเริ่มต้นและผงที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลแล้วทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงที่อุณหภูมิและความดันอัดเท่ากันพบว่า ชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลทั้งหมดมีค่าความหนาแน่นสูงกว่าชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่มาจากผงเริ่มต้น

ส่วนความหนาแน่นของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% และ 20% โดยปริมาตร พบว่ามีค่าเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิและความดันที่ใช้ในการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงดังแสดงในภาพที่ 19 โดยชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบที่มีซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร ที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยอุณหภูมิ 763 K และความดัน 112.42 MPa ให้ค่าความหนาแน่นสูงสุดเป็น 2,662 กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร ส่วนชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบที่มีซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยอุณหภูมิ 803 K และความดัน 87.44 หรือ 112.42 MPa ให้ค่าความหนาแน่นสูงสุดเป็น 2,734 กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร ดังแสดงในภาพที่ 20

### 4.2.3 คุณสมบัติเชิงกลโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและวัสดุเชิงประกอบขั้นต้น

#### 4.2.3.1 คุณสมบัติเชิงกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงเริ่มต้น

ค่ามอดูลัสยืดหยุ่นของชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงเริ่มต้นแล้วทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยความดัน 87.44 MPa และอุณหภูมิ 683 K มีค่าเท่ากับ 69.46 GPa ค่าความเค้นจุดครากและความเค้นแรงอัดสูงสุดเท่ากับ 159.71 MPa และ 276.99 MPa ตามลำดับ ส่วนความเครียดจุดแตกหักเป็น 31.62% พฤติกรรมการเปลี่ยนรูปจากการทดสอบแรงอัดในภาพที่ 21 แสดงให้เห็นช่วงการเปลี่ยนรูปแบบยืดหยุ่นในช่วงแรก จากนั้นเข้าสู่ช่วงที่สองซึ่งความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นเพิ่มขึ้นตามความเครียดที่เพิ่มขึ้น (strain hardening) อย่างไรก็ตามลักษณะความสัมพันธ์ของความเค้น-ความเครียดมีลักษณะที่ไม่ต่อเนื่องกันคือความเค้นเพิ่มขึ้นบ้างและลดลงบ้างตามความเครียดที่เพิ่มขึ้น จนกระทั่งเกิดการแตกหักของชิ้นงานที่มีลักษณะเป็นผงร่วนออกมาดังแสดงในภาพที่ 22

#### 4.2.3.2 คุณสมบัติเชิงกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกล

ชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลแล้วทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยความดัน 87.44 MPa และอุณหภูมิ 683 K มีค่ามอดูลัสยืดหยุ่น ค่าความเค้นจุดครากและค่าความเค้นแรงดึงสูงสุดเท่ากับ 70.51 GPa 171.58 MPa และ 353.72 MPa ตามลำดับ พฤติกรรมการเปลี่ยนรูปจากการรับแรงอัดแสดงให้เห็นช่วงที่แตกต่างกันสามช่วงดังในภาพที่ 21 ในช่วงแรกเกิดการเปลี่ยนรูปแบบยืดหยุ่นแต่ลักษณะความสัมพันธ์ของความเค้น-ความเครียดที่ไม่เป็นแบบเส้นตรงแล้วเข้าสู่ช่วงที่สองซึ่งเป็นการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกที่แสดงลักษณะความเค้นที่สูงขึ้นตามความเครียดที่เพิ่มขึ้น จากนั้นเข้าสู่ช่วงที่สามซึ่งวัสดุเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกต่อไปโดยที่ความเค้น

สูงขึ้นเพียงเล็กน้อยเท่านั้น เมื่อขึ้นงานเกิดการเปลี่ยนรูปไปจนกระทั่งความเครียดเป็น 60.43% แล้วขึ้นงานก็ยังไม่เกิดการแตกหัก

เมื่ออุณหภูมิที่ใช้ในการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงสูงขึ้นเป็น 87.44 MPa ค่ามอดูลัสอีลาสติก ค่าความเค้นจุดครากและค่าความเค้นแรงดึงสูงสุดเพิ่มขึ้นเป็น 79.95 GPa 183.16 MPa และ 322.55 MPa ตามลำดับ พฤติกรรมการเปลี่ยนรูปจากการรับแรงอัดแสดงให้เห็นช่วงที่แตกต่างกันสามช่วงเช่นกันแต่ในช่วงการเปลี่ยนรูปแบบอีลาสติคนั้นความสัมพันธ์ของความเค้น-ความเครียดเป็นแบบเส้นตรงและขึ้นงานเกิดการแตกหักเป็นแนวเอียงจากระนาบพื้นผิวรับแรงอัดเมื่อความเครียดเป็น 42.20%

#### 4.2.3.3 คุณสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร

คุณสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร แสดงอยู่ในตารางที่ 8 และพบว่าค่ามอดูลัสอีลาสติกและความเค้นครากของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร มีค่าเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิและความดันที่ใช้ในการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงดังแสดงในภาพที่ 23 โดยเมื่ออุณหภูมิเป็น 763 K และความดันเท่ากับ 112.42 MPa ให้ค่ามอดูลัสอีลาสติกและความเค้นจุดครากสูงสุดเท่ากับ 92.56 GPa และ 213.63 MPa ตามลำดับ ส่วนผลของอุณหภูมิและความดันต่อค่าความเค้นแรงอัดสูงสุดนั้นมีผลน้อยมาก ค่าความเค้นแรงอัดสูงสุดทั้งหมดมีค่าอยู่ในช่วงประมาณ 360-390 MPa ในขณะที่ความเครียดจุดแตกหักนั้นมีค่าลดลงตามอุณหภูมิและความดันที่เพิ่มขึ้นในการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริง

พฤติกรรมการรับแรงอัดในช่วงแรกแสดงให้เห็นการเปลี่ยนรูปแบบอีลาสติก จากนั้นในช่วงที่สองแสดงลักษณะของความแข็งแรงที่สูงขึ้นเมื่อความเครียดเพิ่มขึ้น เมื่อเข้าสู่ช่วงที่สามพบว่าขึ้นงานเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกต่อไปโดยที่ความเค้นมีค่าค่อนข้างคงที่ (quasi-steady state deformation) หรือลดลงตามความเครียดที่เพิ่มขึ้น (strain softening) ดังแสดงในภาพที่ 24 จนเกิดการแตกหักซึ่งลักษณะการแตกเป็นแนวเอียงจากระนาบพื้นผิวรับแรงอัดและพบว่าขึ้นงานหลังการทดสอบแรงอัดมีลักษณะของการโก่งเล็กน้อยดังแสดงในภาพที่ 25

#### 4.2.3.4 คุณสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20%โดยปริมาตร

คุณสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20%โดยปริมาตร แสดงอยู่ในตารางที่ 7 โดยพบว่าวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20%โดยปริมาตร ที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยความดัน 112.42 MPa มีค่ามอดูลัสอีลาสติกและความเค้นครากสูงขึ้นตามอุณหภูมิที่ใช้ในการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงดังแสดงในภาพที่ 26 จนกระทั่งเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นจาก 763 K เป็น 803 K นั้นไม่ทำให้ค่ามอดูลัสอีลาสติกและค่าความเค้นจุดครากสูงขึ้น ในขณะที่วัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20%โดยปริมาตร ที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยอุณหภูมิ 763 K และความดันต่างๆ กัน แสดงให้เห็นว่าเมื่อความดันเพิ่มขึ้นค่ามอดูลัสอีลาสติกและความเค้นครากสูงขึ้นอย่างชัดเจนดังในภาพที่ 27 ค่ามอดูลัสอีลาสติกและความเค้นจุดครากของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20%โดยปริมาตร มีค่าสูงสุดเท่ากับ 101.79 GPa และ 255.54 MPa เมื่ออุณหภูมิและความดันในการทำซินเทอริง เป็น 763 K และ 112.42 MPa ส่วนผลของอุณหภูมิและความดันต่อความเค้นแรงอัดสูงสุดและความเค้นจุดแตกหักนั้นมีผลน้อยมากดังในภาพที่ 26 และ 27

พฤติกรรมการรับแรงอัดในภาพที่ 28 แสดงให้เห็นการเปลี่ยนรูปแบบอีลาสติกในช่วงแรก จากนั้นในช่วงที่สองก็เกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกที่แสดงพฤติกรรมการเกิดความแข็งแรงเพิ่มขึ้นตามความเครียดที่เพิ่มขึ้น เมื่อเข้าสู่ช่วงที่สามเพียงเล็กน้อยซึ่งพฤติกรรมการเกิดความแข็งแรงเพิ่มขึ้นตามความเครียดที่เพิ่มขึ้นนั้นลดน้อยลงซึ่งงานก็เกิดการแตกหักโดยมีลักษณะเป็นแนวเอียงจากพื้นผิวรับแรงอัดเช่นเดียวกับวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร

#### 4.2.4 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและวัสดุเชิงประกอบขั้นต้น

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เป็นโลหะผสมจากผงเริ่มต้นแล้วผ่านการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงที่อุณหภูมิ 723 K และความดัน 87.44 MPa แสดงอยู่ในรูปที่ 29 โดยในรูป 29(a) เป็นโครงสร้างจุลภาคบริเวณขอบของชิ้นงานที่ติดกับผนังแม่พิมพ์และแท่นอัดซึ่งแสดงให้เห็นว่าที่บริเวณขอบนั้นโลหะมีลักษณะเป็นเนื้อเดียวกันมากกว่าบริเวณตรงกลางถัดเข้ามาที่เห็นรูพรุนและขอบของผงโลหะเป็นจำนวนมากดังในภาพ 29(b)

โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% และ 20% โดยปริมาตร ที่ผ่านการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงที่อุณหภูมิ 763 K และความดัน 112.42 MPa แสดงอยู่ในภาพที่ 30 และ 31 ตามลำดับ ซึ่งเห็นบริเวณสีเข้มสลับกับสีขาวทั่วทั้งชิ้นงาน ในวัสดุเชิงประกอบที่มีซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตรนั้นมีส่วนเล็กน้อยที่เห็นเป็นสีขาวรูปร่างค่อนข้างกลมและโครงสร้างจุลภาคบริเวณขอบของชิ้นงานที่ติดกับผนังแม่พิมพ์และแท่งอัดแสดงให้เห็นลักษณะการไหลของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่ไม่สม่ำเสมอ ส่วนวัสดุเชิงประกอบที่มีซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตรสังเกตเห็นลักษณะการไหลของโลหะอะลูมิเนียม-ลิเทียมเพียงเล็กน้อย

โครงสร้างจุลภาคจากการสังเกตด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร แสดงในภาพที่ 32(a) ซึ่งพบว่า มี dislocations กระจายตัวอยู่ทั่วไปในเนื้อพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม โดยเฉพาะที่บริเวณ ใกล้กับอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์จะเห็นปริมาณ dislocation เป็นจำนวนมาก ส่วนในภาพที่ 32(b) แสดงให้เห็นว่ามีซิลิคอนคาร์ไบด์บางส่วนกระจายตัวอยู่ใกล้ ๆ บริเวณขอบเกรน ส่วนโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% ปริมาตรที่ผ่านการทดสอบแรงอัดจนกระทั่งเกิดความเครียด 10.4% แสดงอยู่ในภาพที่ 33 ซึ่งแสดงให้เห็นลักษณะของ dislocations ที่กระจายตัวอยู่และที่รวมกันเป็นกลุ่ม ส่วนในภาพที่ 34 แสดงการจัดเรียงตัว (orientation mapping) ของแต่ละเกรนในชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบแรงอัดจาก electron back scattering diffraction ซึ่งเห็นลักษณะไม่ต่อเนื่องในบางเกรน (ลูกศรชี้)

#### 4.2.5 การกระจายตัวของค่าความแข็งของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ขั้นต้น

ค่าความแข็ง ณ จุดต่างๆ ของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร ที่ผ่านการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงที่อุณหภูมิ 763 K และความดัน 112.42 MPa มีการกระจายตัวอยู่ในช่วง Hv 110-Hv 140 โดยรายละเอียดค่าความแข็ง ณ จุดต่าง ๆ แสดงอยู่ในภาคผนวก ข ส่วนการกระจายตัวค่าความแข็งของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงที่อุณหภูมิ 763 K และความดัน 112.42 MPa อยู่ในช่วง Hv 130-Hv 190 ดังแสดงอยู่ในภาพที่ 35 และ 36



### 4.3 ผลการคำนวณคุณสมบัติของวัสดุเชิงประกอบขั้นต้น

#### 4.3.1 ความหนาแน่น

ผลการคำนวณค่าความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 0% โดยปริมาตรมีค่าเท่ากับ 2,560 กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร ส่วน 10% โดยปริมาตร มีค่าเท่ากับ 2,624 กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร และ 20% โดยปริมาตร มีค่าเท่ากับ 2,688 กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร

#### 4.3.2 มอดูลัสยืดหยุ่น

ค่ามอดูลัสยืดหยุ่นของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 0% -20% โดยปริมาตร ที่ได้จากการคำนวณตาม (1) กฎส่วนผสม (2) แบบจำลองของ Ruess และ (3) แบบจำลองของ Hashin-Strikeman แสดงอยู่ในภาพที่ 37

## บทที่ 5

### อภิปรายผลการทดลอง

#### 5.1 คุณสมบัติของผงวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากกระบวนการผลิตทางกล

จากผลการตรวจวัดคุณลักษณะทางความร้อนของผงโลหะผสมอะลูมิเนียมและผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมในภาพที่ 14 ผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและผงวัสดุเชิงประกอบปลดปล่อยพลังงานออกมามากขึ้นเมื่อเวลาที่ใช้ในการทำมิลลิ่งทางกลเพิ่มขึ้นจาก 12 นาที เป็น 36 นาที แสดงให้เห็นว่าในช่วงเริ่มต้นของกระบวนการผลิตทางกลผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกเป็นส่วนใหญ่ พลังงานที่เกิดจากการบดทับของลูกบอลถ่ายเทสู่ผงโลหะและเปลี่ยนไปสะสมอยู่ในรูปของความร้อนที่สังเกตได้จากอุณหภูมิที่สูงขึ้นระหว่างการมิลลิ่งทางกลและยังเปลี่ยนไปอยู่ในรูปของ dislocations ที่เกิดขึ้นระหว่างการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิการตกผลึกใหม่ (recrystallization temperature) ดังนั้นเมื่อผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่ผ่านกระบวนการผลิตทางกลถูกทำให้อุณหภูมิสูงขึ้น ความสามารถในการเคลื่อนที่ของอะตอมและ dislocations จะสูงขึ้นและผงโลหะก็จะพยายามลดพลังงานภายในลงด้วยการรวมตัวของ dislocations ที่เรียกว่า recovery ซึ่งสามารถเกิดขึ้นได้ง่ายในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มี stacking fault energy สูง<sup>21-22</sup> เมื่อเวลาในการทำมิลลิ่งทางกลเพิ่มขึ้นจาก 36 นาที เป็น 66 นาที พลังงานที่ปลดปล่อยออกมามากขึ้นน้อยลงซึ่งชี้ให้เห็นว่าผงโลหะที่ถูกบดกระแทกและเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกมากๆ เกิดการแตกหักเพื่อที่จะลดพลังงานที่สะสมไว้ให้น้อยลง เมื่อพิจารณาผงวัสดุเชิงประกอบก็จะเห็นเช่นกันว่า เมื่อเวลาเพิ่มขึ้นจาก 36 นาที เป็น 66 และ 120 นาที พลังงานที่ปลดปล่อยออกมาอยู่ในระดับใกล้เคียงกันซึ่งมีสาเหตุมาจากเข้าสู่ภาวะสมดุลของการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก การเชื่อมติดกันและการแตกหักระหว่างการมิลลิ่งทางกล

รูปร่างและลักษณะของผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์เปลี่ยนแปลงไปตามเวลาที่ใช้ในการทำมิลลิ่งทางกล โดยที่เวลา 36 นาที ผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมบางส่วนถูกบดทับทำให้มีลักษณะแบนลงและบางส่วนก็ยังไม่ถูกลูกบอลบดทับจึงยังคงเห็นเป็นรูปทรงกลมอยู่ในขณะที่อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์สีขาวละเอียดจำนวนมากก็ยังคงกระจุกตัวอยู่ที่บริเวณผิวของโลหะผสมแสดงให้เห็นว่า ในช่วงแรกของการมิลลิ่งทางกลเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกเป็นส่วนใหญ่ เมื่อเวลาเป็น 66 นาที ผงมีลักษณะแบนและเป็นชั้นๆ ซึ่งเกิดขึ้นจากการเชื่อมติดกันระหว่างผงโลหะผสม อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เริ่มกระจายตัวเข้าไปในโลหะผสมบ้าง โดยติดอยู่ระหว่างผงที่เชื่อมติดกันนั่นเองจึงเห็นอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่บริเวณผิวน้อยลงแต่ก็ยังเห็นเกาะอยู่ที่บริเวณผิวโลหะค่อนข้างมาก และเมื่อเวลาเป็น 120 นาที ผงส่วนใหญ่มีรูปร่างค่อนข้างกลมมากกว่าที่

เวลา 66 นาทีและเห็นลักษณะเป็นชั้นๆ อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์มีลักษณะฝังติดเข้าไปในเนื้อโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมแต่ยังอยู่ในบริเวณใกล้ๆ ผิวของผงโลหะจึงชี้ให้เห็นว่า ณ ช่วงเวลานี้เป็นช่วงเวลาที่เข้าสู่สมดุของการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก การเชื่อมติดกันและการแตกหักของผงวัสดุเชิงประกอบ

จากภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร แสดงให้เห็นว่าอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เห็นเป็นสีดำสามารถกระจายตัวเข้าไปอยู่ในโลหะผสมได้แต่ก็ยังมีลักษณะการกระจายที่เป็นกลุ่มก้อนบ้างซึ่งก็เนื่องมาจากแรงดึงดูดทางไฟฟ้าสถิตย์ของอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์<sup>10-11</sup> และลักษณะวิถีการกลิ้งของลูกบอลภายในหม้อบดชนิด planetary ball mill ที่ทำให้ผงโลหะบางส่วนยังไม่ถูกลูกบอลบดทับหรือถูกลบดทับน้อย

## 5.2 ความสมบูรณ์ในการเกิดซินเทอร์ริงของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและวัสดุเชิงประกอบขั้นต้นที่ผลิตจากกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริง

ความสมบูรณ์ในการเกิดซินเทอร์ริงนั้นสามารถประมวลได้จากการเปลี่ยนแปลงของระยะการเคลื่อนที่ของแท่นอัดระหว่างการทำซินเทอร์ริงและคุณลักษณะที่สำคัญของชิ้นงานอันได้แก่ ความหนาแน่น คุณสมบัติเชิงกล พฤติกรรมการเปลี่ยนรูปในช่วงการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก ลักษณะพื้นผิวการแตกหัก รวมถึงโครงสร้างจุลภาค

จากภาพที่ 11 ถึง 13 ซึ่งเป็นกราฟแสดงการเปลี่ยนแปลงของกระแสไฟฟ้า ความดัน อุณหภูมิ และระยะเคลื่อนที่ของแท่นอัดระหว่างการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริงของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ซึ่งแสดงให้เห็นว่าในช่วง 1-2 นาทีแรกหลังจากให้แรงอัด 0.5 ตัน แท่นอัดเคลื่อนที่ลงเล็กน้อยซึ่งเป็นผลเนื่องมาจากการขยายตัวทางความร้อนของผงวัสดุเชิงประกอบ หลังจากนั้นแท่นอัดเคลื่อนที่ขึ้นด้วยความรวดเร็วโดยเฉพาะเมื่อเพิ่มแรงอัดเป็น 0.7 ตัน และเพิ่มขึ้นต่อไปจนเมื่อเวลาเข้าใกล้ 15 นาที แท่นอัดเคลื่อนที่ขึ้นช้าๆ ซึ่งชี้ให้เห็นว่าวัสดุเกิดการแน่นตัว (densification) อย่างรวดเร็วในช่วง 15 นาทีแรกของกระบวนการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริง สำหรับวัสดุเชิงประกอบที่ผ่านการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริงที่อุณหภูมิ 763 K ความดัน 112.42 MPa (เทียบเท่ากับแรงอัด 0.9 ตัน) ในภาพที่ 12 นั้นจะเห็นว่าระยะการเคลื่อนที่เพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วและเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นถึง 763 K แท่นอัดแทบจะไม่เคลื่อนที่อีกเลยแสดงให้เห็นว่าการเกิดซินเทอร์ริงเกือบจะสมบูรณ์แล้ว ในขณะที่ระยะการเคลื่อนที่ของแท่นอัดระหว่างการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริงวัสดุเชิงประกอบที่อุณหภูมิ 723 K ความดัน 112.42 MPa.

ในภาพที่ 13 ยังคงเคลื่อนที่ต่อไปแม้ว่าอุณหภูมิจะเพิ่มขึ้นถึง 723 แสดงให้เห็นว่าการเกิดซินเทอร์ริงยังไม่สมบูรณ์

### 5.2.1 ความหนาแน่น

ความหนาแน่นของชิ้นงาน โลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์มีค่าเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิและความดันที่ใช้ในการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริงเนื่องจากอุณหภูมิที่สูงขึ้นมีผลทำให้ค่าความเค้นครากของผงวัสดุมีค่าน้อยลง ส่งผลทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกซึ่งเป็นกลไกหนึ่งในการเพิ่มความหนาแน่น (densification) ระหว่างการทำซินเทอร์ริงได้ง่ายและอุณหภูมิที่สูงขึ้นก็ยิ่งเพิ่มความสามารถในการเคลื่อนที่ของอะตอม ช่องว่าง (vacancies) และ dislocations ให้สูงขึ้นด้วยจึงช่วยส่งเสริมการเกิด creep deformations ซึ่งเป็นอีกกลไกหนึ่งที่เกิดขึ้นระหว่างการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริง ส่วนความดันช่วยให้ความเค้นที่เกิดขึ้นกับวัสดุสูงขึ้นเพื่อให้เกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก และช่วยผลักดันการเคลื่อนที่ของช่องว่างและ dislocations<sup>38</sup>

เมื่อเปรียบเทียบระหว่างค่าความหนาแน่นของชิ้นงาน โลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงเริ่มต้นกับผงที่ผ่านกระบวนการผลิตทางกลแล้วทำสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริงที่อุณหภูมิและความดันอัดเท่ากันพบว่า ชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงที่ผ่านกระบวนการผลิตทางกลมีค่าความหนาแน่นสูงกว่าชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงเริ่มต้น ทั้งนี้มีสาเหตุจากผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเริ่มต้นจะมีออกไซด์เช่น อะลูมินา ( $Al_2O_3$ ) แมกนีเซียมออกไซด์ ( $MgO$ ) เป็นต้น<sup>11,39</sup> และสารประกอบไฮดรต เช่น  $Al_2O_3 \cdot H_2O$ ,  $MgO \cdot H_2O$  และ  $Li_2O \cdot H_2O$  ปกคลุมอยู่ที่ผิวของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมซึ่งจะขัดขวางการเกิดซินเทอร์ริงและเป็นสาเหตุของการมีรูพรุน ดังที่พบในภาพที่ 28 ซึ่งแสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่มาจากผงเริ่มต้น และเมื่อพิจารณาปริมาณกระแสไฟฟ้าที่ให้กับผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเริ่มต้นระหว่างการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริงเปรียบเทียบกับผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่ผ่านการผลิตทางกลในภาพที่ 11 ก็จะพบว่าต้องให้กระแสไฟฟ้าให้กับผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเริ่มต้นมากกว่าเพื่อที่จะทำให้อุณหภูมิในการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอร์ริงเท่าๆ กัน ทั้งนี้เนื่องมาจาก (1) ผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่ผ่านการผลิตทางกลจะมีปริมาณออกไซด์ปกคลุมอยู่ที่ผิวน้อยกว่า ในช่วงระหว่างการผลิตทางกลออกไซด์ที่คลุมอยู่บนผิวของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจะถูกถูกลบออกด้วยแปรงขัดจากผิวและหลังจากนั้นผงโลหะผสมอะลูมิเนียมก็ถูกเก็บไว้ในบรรยากาศด้วยก๊าซอาร์กอนดังนั้นปริมาณออกไซด์ที่ผิวจึงมีน้อยอันเป็นการช่วยให้การเกิดซินเทอร์ริงเป็นไปได้ง่ายกว่า และ (2) ผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่ผ่านการผลิตทางกลนั้นมีพลังงานภายในสะสมอยู่สูงในรูปของ dislocations จำนวนมากซึ่ง

ส่งผลช่วยให้มีแรงผลักดันในการถ่ายเทมวลสารระหว่างการซินเทอริง ดังนั้นผงที่มีลึงทางกลจึงใช้กระแสไฟฟ้าในการซินเทอริงน้อยกว่าผงเริ่มต้น นอกจากนี้แล้วระหว่างการผลิตลึงทางกล ออกไซด์ที่ถูกถูบลดทอนจนแตกหักก็จะกระจายตัวเข้าไปอยู่ในเนื้อโลหะเนื่องจากการเชื่อมติดกันซึ่งออกไซด์เหล่านี้มีค่าความหนาแน่นสูงกว่าความหนาแน่นของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม (ความหนาแน่นของอะลูมินาและแมกนีเซียมออกไซด์เท่ากับ 3,900 และ 3,600 กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร ตามลำดับ) ดังนั้นจึงมีผลทำให้ค่าความหนาแน่นของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงที่ผ่านกระบวนการผลิตลึงทางกลมีค่าสูงกว่าค่าความหนาแน่นปรากฏของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและก็ยังผลทำให้ค่าความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์มีค่าสูงกว่าค่าความหนาแน่นที่คำนวณได้จากกฎส่วนผสมอีกด้วย

นอกจากผลของออกไซด์ที่ทำให้ความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์มีค่าสูงขึ้นแล้ว จากผลการตรวจวัดปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ก็พบว่าปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์เป็น 11.47% และ 21.98% โดยปริมาตร ซึ่งเมื่อคำนวณค่าความหนาแน่นด้วยกฎส่วนผสมก็จะพบว่าความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% และ 20% โดยปริมาตร เพิ่มขึ้นเป็น 2,633 กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร และ 2,701 กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร ตามลำดับ

ส่วนผลของปริมาณเหล็กที่เพิ่มขึ้นเนื่องมาจากการสึกหรอของลูกบอลเหล็กกล้าสแตนเลส นั้นมีผลน้อยมาก เมื่อคำนวณเป็นค่าความหนาแน่นก็พบว่าผลทำให้ค่าความหนาแน่นเพิ่มขึ้นเพียงแค่ 0.4890 กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร เท่านั้น

## 5.2.2 คุณสมบัติเชิงกล

### 5.2.2.1 คุณสมบัติเชิงกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงที่ไม่ผ่านและผ่านกระบวนการผลิตลึงทางกล

เมื่อเปรียบเทียบคุณสมบัติเชิงกลระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงที่ไม่ผ่านและผ่านกระบวนการผลิตลึงทางกลแล้วทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยความดัน 87.44 MPa. และอุณหภูมิ 683 K จะเห็นได้ว่า ค่ามอดูลัสยืดหยุ่น ความเค้นคราก ความเค้นแรงอัด และความเครียดจุดแตกหักของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงเริ่มต้นมีค่าต่ำกว่า นอกจากนี้แล้วลักษณะการแตกหักก็เห็นเป็นฟรอนออกมาในขณะที่ขึ้นงาน โลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงที่ผ่านกระบวนการผลิตลึงทางกลยังไม่เกิดการแตกหักแม้ว่าจะเกิดการเปลี่ยนรูปไปจนกระทั่งความเครียดเป็น 60.43% แล้วก็ตาม เมื่อพิจารณา

พฤติกรรมของการเปลี่ยนรูปจากการรับแรงอัดของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่มาจากผงเริ่มต้นในช่วงของการเปลี่ยนรูปแบบอิลาสติกมีลักษณะไม่เป็นเส้นตรงและในช่วงการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกก็มีลักษณะไม่ต่อเนื่องคือความเค้นลดลงและเพิ่มขึ้น โดยไม่มีความสัมพันธ์ที่แน่นอนกับค่าความเครียดแสดงให้เห็นว่าการเกิดชินเทอริงของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเริ่มต้นนั้นเกิดขึ้นน้อยมากเมื่อเทียบกับโลหะผสมที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกล อย่างไรก็ตามค่ามอดูลัสอิลาสติกของชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลก็ยังมีค่าต่ำกว่าค่ามอดูลัสอิลาสติกตามทฤษฎีของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและพฤติกรรมของการเปลี่ยนรูปจากการรับแรงอัดของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลก็ยังคงแสดงความสัมพันธ์ของความเค้น-ความเครียดในช่วงการเปลี่ยนรูปแบบอิลาสติกที่ไม่เป็นแบบเส้นตรงจึงชี้ให้เห็นว่าการเกิดชินเทอริงของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลด้วยอุณหภูมิในการทำสปาร์กพลาสมาชินเทอริงเท่ากับ 683 K นั้นยังเกิดขึ้นไม่สมบูรณ์

เมื่ออุณหภูมิการทำสปาร์กพลาสมาชินเทอริงเพิ่มขึ้นเป็น 743 K พบว่าค่ามอดูลัสอิลาสติกของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงที่ผ่านกระบวนการเชิงกลมีค่าเพิ่มขึ้นเป็น 79.9 MPa. ซึ่งใกล้เคียงกับทางทฤษฎีมาก (ค่ามอดูลัสอิลาสติกของ AA8090 มีค่าเท่ากับ 78 GPa. ดังแสดงในตารางที่ 1) และความสัมพันธ์ของความเค้น-ความเครียดจากการรับแรงอัดในช่วงอิลาสติกเป็นแบบเส้นตรงจึงชี้ให้เห็นว่าการเกิดชินเทอริงของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาชินเทอริงด้วยอุณหภูมิ 743 K นั้นเกิดขึ้นสมบูรณ์

พฤติกรรมของการเปลี่ยนรูปจากการรับแรงอัดของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลแสดงช่วงการเปลี่ยนรูปแบบอิลาสติกในช่วงแรก แล้วเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกที่มีพฤติกรรมเกิดการเพิ่มความแข็งแรงเพิ่มขึ้นตามความเครียดที่เพิ่มขึ้นซึ่งก็เนื่องมาจาก dislocations ที่เกิดขึ้นระหว่างการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกและปริมาณ dislocations ที่มีสะสมอยู่ในโลหะผสมที่ผ่านกระบวนการมิลลิ่งทางกลทำหน้าที่ขัดขวางการเคลื่อนที่ของ dislocations ด้วยตัวเอง จากนั้นชิ้นงานทดสอบเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกต่อไปโดยความเค้นเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อยเท่านั้นซึ่งลักษณะพฤติกรรมดังกล่าวสอดคล้องกันกับงานวิจัยที่ผ่านมา<sup>31-34</sup> ที่อธิบายไว้ว่าเป็นผลเนื่องมาจากอัตราการเกิด dislocations ระหว่างการเปลี่ยนรูปมีค่าใกล้เคียงหรือต่ำกว่าอัตราการรวมตัวของ dislocations หรือที่เรียกว่า dynamic recovery

### 5.2.2.2 คุณสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10%โดยปริมาตร

ค่ามอดูลัสอีลาสติกและความเค้นครากของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10%โดยปริมาตร มีค่าสูงขึ้นตามอุณหภูมิและความดันที่ใช้ในการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงเนื่องมาจากความสามารถในการเกิดซินเทอริงที่เพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิและความดันดังที่ได้กล่าวไปแล้วในหัวข้อที่ 5.2.2.1 ในขณะที่อุณหภูมิและความดันมีผลน้อยมากต่อค่าความแข็งแรงอัดสูงสุดเนื่องจากในการทดสอบแรงอัดนั้น ไม่มีผลของรูพรุนที่จะทำให้พื้นที่รับแรงกระทำจริงมีค่าน้อยกว่าพื้นที่หน้าตัดของชิ้นงานและทำให้วัสดุเกิดการแตกหักเนื่องจากการรวมตัวของรูพรุน (void coalescence)<sup>22, 40</sup> ส่วนความเครียดจุดแตกหักมีค่าลดลงตามอุณหภูมิและความดันที่เพิ่มขึ้นซึ่งมีสาเหตุที่เป็นไปได้มาจาก (1) ที่อุณหภูมิและความดันในการทำซินเทอริงค่อนข้างต่ำนั้นจะมีผลให้เกิดซินเทอริงยังไม่สมบูรณ์ และมีรูพรุนหลงเหลืออยู่ภายในชิ้นงาน เมื่อวัสดุรับแรงอัดและค่าความเค้นภายในที่เกิดขึ้นกับเนื้อโลหะมีค่าสูงกว่าความเค้นจุดครากก็จะเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกไหลเติมลงไปตามรูพรุนดังนั้นระยะที่สามารถอัดชิ้นงานจึงมากกว่าชิ้นงานที่มีปริมาณรูพรุนน้อยกว่า<sup>41</sup> (2) ในการศึกษาที่ผ่านมา<sup>42</sup> พบว่าเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นมากกว่า 723 K จะเกิดการตกผลึกของเฟส  $\delta'$  ซึ่งจะช่วยให้ความแข็งแรงสูงขึ้น ส่วนความเครียดที่ทำให้แตกหักลดลงเนื่องจากเฟส  $\delta'$  ที่เกิดขึ้นนี้เป็น coherent กับเนื้อพื้นอะลูมิเนียมจึงถูก dislocations เลื่อนขาดได้ง่ายยังผลให้เกิดความเค้นสะสมสูงบริเวณขอบเกรน วัสดุจึงเกิดการแตกหักที่ความเครียดต่ำ อย่างไรก็ตามถ้าอุณหภูมิและความดันต่ำมาก ความเครียดจุดแตกหักก็จะมีค่าต่ำเนื่องจากความแข็งแรงของพันธะบริเวณขอบของผงโลหะต่ำดังนั้นชิ้นงานไม่สามารถคงรูปทรงอยู่ได้ก็จะเกิดการแตกหักเร็วดังที่พบในชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงที่ได้ผงเริ่มต้นแล้วทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยความดัน 87.44 MPa และอุณหภูมิ 683 K ส่วนการเกิดสารประกอบได้แก่  $Al_4C_3$  ที่บริเวณพันธะยึดเหนี่ยว (interface bonding) ระหว่างเนื้อพื้นโลหะผสมอะลูมิเนียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งจะมีผลให้วัสดุประะนั้น จากการศึกษานออดิตพบ่า  $Al_4C_3$  จะเกิดขึ้นเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 923 K ขึ้นไป แต่ในงานวิจัยนี้อุณหภูมิการซินเทอริงทั้งหมดอยู่ในช่วง 683 -803 K ซึ่งต่ำกว่า 923 K มาก จึงไม่มี  $Al_4C_3$

พฤติกรรมการเปลี่ยนรูปจากการรับแรงอัดของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10%โดยปริมาตร แสดงให้เห็นช่วงของการเปลี่ยนรูปแบบอีลาสติกที่ให้ค่ามอดูลัสอีลาสติกสูงกว่าเมื่อเทียบกับโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม จากนั้นเริ่มเข้าสู่ช่วงการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกที่มีพฤติกรรมเกิดการเพิ่มความแข็งแรงเพิ่มขึ้นเมื่อความเครียดเพิ่มขึ้นซึ่งเมื่อเทียบกับโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมแล้วพฤติกรรมเกิดการเพิ่มความแข็งแรงเพิ่มขึ้นเมื่อความเครียดเพิ่มขึ้นของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10%โดยปริมาตร มีค่าสูงกว่าดังที่

เห็นได้จากภาพที่ 24 ซึ่งก็เนื่องมาจากเป็นช่วงที่โลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกในขณะที่ซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งเป็นวัสดุที่มีความอดุลล์พลาสติกสูงเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกจึงทำให้เกิดความเค้นภายในด้านทานการเปลี่ยนรูปของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม จนเมื่อค่าความเค้นเพิ่มขึ้นสูงสุดซึ่งในทุกๆ ชิ้นงานจะเกิดขึ้นที่ความเครียดประมาณ 5 % จากนั้นค่าความเค้นที่ทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกต่อไปมีค่าค่อนข้างคงที่หรือลดลง ลักษณะพฤติกรรมการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกในช่วงหลังนี้นอกจากจะเป็นไปตามแนวโน้มของพฤติกรรมเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมซึ่งเกิดขึ้นเนื่องจากการรวมตัวของ dislocations (dynamic recovery) ทั้งที่เกิดขึ้นระหว่างการเปลี่ยนรูปและที่มีสะสมอยู่ในชิ้นงานก่อนการทดสอบแล้วยังมีสาเหตุมาจากความเค้นภายในที่เกิดขึ้นถูกปลดปล่อยออกเนื่องจากการสูญเสียพันธะยึดเหนี่ยวระหว่างวัสดุพื้นกับวัสดุเสริมแรง (debonding) หรือเกิดการแตกหักของซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งเป็นวัสดุเซรามิกส์ที่เกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกเท่านั้น<sup>29-30</sup> อีกสาเหตุหนึ่งที่มีผลต่อความเค้นที่ลดลงก็คือความไม่สม่ำเสมอของการเปลี่ยนรูป (nonuniform deformation) ที่เกิดขึ้นจากการทดสอบแรงอัดเนื่องจากพบว่าเกิดการโก่งของชิ้นงานแบบ sliding buckling<sup>37</sup> เล็กน้อยอันเป็นผลมาจากการจัดวางชิ้นงานรับแรงอัดและความสูงที่ต่างกันเล็กน้อยตลอดชิ้นงานซึ่งไม่อาจหลีกเลี่ยงได้แม้ว่าจะมีการเตรียมชิ้นงานที่ดีแล้วก็ตาม สำหรับลักษณะการแตกหักนั้นมีลักษณะเป็นแนวเฉียงกับทิศทางของแรงอัดเนื่องจากแรงอัดที่ให้กับวัสดุมีผลทำให้เกิดความเค้นเฉือนสูงสุดในทิศทางดังกล่าว<sup>22</sup>

### 5.2.2.3 คุณสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร

ค่ามอดุลล์พลาสติกและความเค้นครากของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร สูงขึ้นตามอุณหภูมิและความดันที่ใช้ในการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงจนเมื่อความดันเพิ่มขึ้นเป็น 112.42 MPa อุณหภูมิที่เพิ่มสูงขึ้นจาก 763 K เป็น 803 K ไม่ทำให้ค่ามอดุลล์พลาสติกและความเค้นครากสูงขึ้นเนื่องจากการเกิดซินเทอริง เกิดขึ้นสมบูรณ์แล้วเมื่ออุณหภูมิเป็น 763 K และเมื่อเปรียบเทียบระหว่างผลของอุณหภูมิกับความดันที่ใช้ในการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริง จะเห็นได้ว่าถึงแม้อุณหภูมิจะสูงขึ้นจนเป็น 763 K แล้วก็ตาม ค่ามอดุลล์พลาสติกและความเค้นครากก็ยังสูงขึ้นมากตามความดันที่เพิ่มขึ้น ซึ่งให้เห็นได้ว่าวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ต้องใช้ความดันในการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงไม่ต่ำกว่า 112.42 MPa. ส่วนผลของอุณหภูมิและความดันต่อค่าความเค้นแรงอัดสูงสุดนั้นมีผลน้อยมากซึ่งก็เนื่องจากการทดสอบแรงอัดนั่นเอง ในขณะที่อุณหภูมิและความดันที่แทบจะไม่มีผลต่อความเครียดจุดแตกหักเลยทั้งนี้ก็เนื่องมาจากปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เพิ่มขึ้นเป็น 20% โดยปริมาตรนั้นทำให้วัสดุเชิงประกอบเกิดการแตกหักได้ง่ายเมื่อซิลิคอนคาร์ไบด์เกิดการแตกหัก



พฤติกรรมของการเปลี่ยนรูปจากการรับแรงอัดของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตรนั้น ในช่วงของการเปลี่ยนรูปแบบอิลาสติกและช่วงแรกของการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกคล้ายคลึงกันกับวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร แต่ให้ค่ามอดูลัสอิลาสติกสูงกว่าและการเกิดความแข็งแรงเพิ่มขึ้นตามความเครียดมีค่าสูงกว่าดังที่เห็นได้จากภาพที่ 28 ทั้งนี้ก็เนื่องมาจากมีปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มากกว่า ส่วนช่วงของการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกต่อไปโดยค่าความเค้นคงที่หรือลดลงนั้นแสดงให้เห็นเพียงเล็กน้อยเนื่องมาจากปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มากกว่า ดังนั้นวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตรจึงเกิดการแตกหักที่ค่าความเครียดต่ำกว่า

### 5.2.3 ความสม่ำเสมอของการกระจายตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เป็นโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงเริ่มต้นแล้วผ่านการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงที่อุณหภูมิ 723 K และความดัน 87.44 MPa มีรูพรุนอยู่เป็นจำนวนมากซึ่งเกิดขึ้นเนื่องจากการสลายตัวของน้ำในสารประกอบไฮเดรตที่ปกคลุมอยู่บนผิวของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมระหว่างการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริง

โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร และ 20% โดยปริมาตร และค่าความแข็งแรงในแต่ละบริเวณของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ แสดงให้เห็นว่าซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวอยู่ทั่วไปแต่ยังมีลักษณะเป็นกลุ่มก้อนและอยู่บริเวณใกล้ขอบของผงโลหะบ้าง นอกจากนี้ยังพบโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่เห็นเป็นสีขาวมีรูปร่างค่อนข้างกลมเนื่องจากถูกบดบดทับน้อระหว่างการผลิตทางกลอันเป็นผลมาจากวิถีและลักษณะการกลิ้งของลูกบอลภายในหม้อบดชนิด planetary ball mill ในบริเวณมุมของชิ้นงานที่ติดกับผนังแม่พิมพ์และแท่งอัดเห็นลักษณะการไหลของโลหะผสมอะลูมิเนียมซึ่งเป็นผลจากแรงเสียดทานระหว่างผนังแม่พิมพ์กับแท่งอัดระหว่างการทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริง

ภาพโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร จากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน แสดงให้เห็นว่ามีปริมาณ dislocations อยู่ในเนื้อโลหะ โดยเฉพาะที่บริเวณใกล้กับซิลิคอนคาร์ไบด์ซึ่งเกิดขึ้นเนื่องจากความแตกต่างของสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนระหว่างซิลิคอนคาร์ไบด์และโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมนั่นเองและลักษณะดังกล่าวนี้ชี้ให้เห็นว่ามีความเค้นภายในตกค้างอยู่ภายในเนื้อโลหะ ส่วนชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบแรงอัดจนเกิดความเครียดประมาณ 10% แสดงให้เห็นว่า dislocations จัดเรียงตัวกันเป็นกลุ่ม ในขณะที่ภาพที่ 34 ที่แสดงการจัดเรียงตัวของแต่ละเกรนก็แสดงให้เห็นว่าในบางเกรนมีลักษณะไม่

ต่อเนื่องคล้ายกับมี cell wall ที่เกิดขึ้นจากการรวมตัวของ dislocations และเป็นสาเหตุให้การเกิดการเปลี่ยนรูปต่อไปด้วยความเค้นคงที่หรือลดลง<sup>31-33</sup>

### 5.3 ความเป็นไปได้ในการผลิตวัสดุเชิงประกอบขั้นต้นด้วยกระบวนการผลิตทางกลและกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริง

จากคุณลักษณะทางความร้อนการเปลี่ยนแปลงรูปทรงและโครงสร้างภายในของผงวัสดุเชิงประกอบรวมถึงค่าความหนาแน่น คุณสมบัติเชิงกล โครงสร้างจุลภาคและการกระจายตัวของซิลิคอนคาร์ไบด์ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมแสดงให้เห็นว่า กระบวนการผลิตทางกลสามารถช่วยให้ซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวเข้าไปอยู่ในเนื้อโลหะผสมได้แต่ยังกระจายตัวอยู่บริเวณใกล้ผิวของผงโลหะเป็นส่วนใหญ่ นอกจากนี้แล้วการผลิตทางกลยังมีผลทำให้มีพลังงานสะสมอยู่ในผงวัสดุเชิงประกอบในรูปของ dislocations ที่เกิดขึ้นเนื่องจากการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกระหว่างการผลิตทางกล ซึ่งจากการศึกษาที่ผ่านมาพบว่า เมื่อทำการอบชุบทางความร้อนให้กับโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม dislocations จะทำหน้าที่เป็น nucleation sites ให้กับการตกผลึกของเฟสที่ช่วยให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้น

เมื่อผงวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากกระบวนการผลิตทางกลถูกนำมาอัดขึ้นรูปและทำซินเทอริงด้วยกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริง ค่าความหนาแน่นสูงสุดของวัสดุเชิงประกอบมีค่าเทียบเท่ากับค่าความหนาแน่นที่คำนวณได้จากกฎส่วนผสม ในขณะที่ค่ามอดูลัสอีลาสติกของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ได้จากการทดลองเมื่อเทียบกับที่ได้จากการคำนวณดังในภาพที่ 37 จะเห็นได้ว่า มีค่าใกล้เคียงกับแบบจำลองของ Hashin-Strikeman ที่พิจารณาคุณสมบัติของวัสดุเสริมแรงในทุกทิศทางซึ่งเหมาะสมกับการทำนายค่ามอดูลัสอีลาสติกของวัสดุเชิงประกอบที่มีวัสดุเสริมแรงเป็นอนุภาคมากกว่าและเมื่อเปรียบเทียบคุณสมบัติเชิงกลอันได้แก่ค่ามอดูลัสอีลาสติก ค่าความเค้นจุดคราก ค่าความเค้นแรงอัดสูงสุด และความเครียดจุดแตกหักของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร ที่ได้จากกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงกับกระบวนการอัดร้อน (hot pressing) แล้ว extrude<sup>10</sup> และกระบวนการอัดร้อนทุกทิศทาง (hot isostatic pressing)<sup>11</sup> ดังในตารางที่ 9 จะเห็นได้ว่า ค่ามอดูลัสอีลาสติกที่ได้จากกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงมีค่าเทียบเท่ากับที่ได้จากกระบวนการอัดร้อนแล้ว extrude และมีค่าสูงกว่าที่ได้จากกระบวนการอัดร้อนทุกทิศทาง จึงชี้ให้เห็นว่ากระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงสามารถที่จะทำให้เกิดซินเทอริงเกิดขึ้นอย่างสมบูรณ์ได้โดยใช้เวลา อุณหภูมิและความดันในการซินเทอริงต่ำกว่ากระบวนการอื่น ๆ

ส่วนค่าความเค้นจุดครากของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ได้จากการทดสอบแรงอัดในงานวิจัยนี้พบว่ามีค่าต่ำกว่าค่าความเค้นจุดครากที่ได้จากการทดสอบแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผลิตจากกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริง<sup>24</sup> กระบวนการอัดรีดแล้ว extrude<sup>10</sup> และกระบวนการอัดรีดทุกทิศทาง<sup>11</sup> เล็กน้อยซึ่งเป็นผลมาจากความเค้นภายในที่เกิดขึ้นจากการขยายตัวทางความร้อนที่แตกต่างกันของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ดังที่สังเกตพบ dislocations เป็นจำนวนมากในเนื้อโลหะผสมอะลูมิเนียมบริเวณใกล้เคียงกับซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยเนื้อวัสดุพื้นบริเวณใกล้เคียงขอบมุมของวัสดุเสริมแรงจะเกิดความเค้นแรงอัดมาก ในขณะที่เดียวกันวัสดุพื้นที่อยู่บริเวณด้านข้างก็เกิดความเค้นแรงดึง จึงมีผลทำให้ความเค้นจุดครากของวัสดุเชิงประกอบจากการทดสอบแรงอัดมีค่าต่ำกว่าจากการทดสอบแรงดึงดังที่พบในงานวิจัยที่ผ่านมา<sup>31, 36</sup>



สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

## บทที่ 6

### สรุปผลงานวิจัย

#### 6.1 สรุปผลงานวิจัย

1. กระบวนการผลิตทางกลส่งผลให้อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวเข้าไปในโลหะผสมได้ โดยเมื่อเวลาที่ใช้ในการผลิตทางกลเพิ่มขึ้นเป็น 120 นาที ซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวได้สม่ำเสมอมากขึ้นและผงวัสดุเชิงประกอบที่ได้มีพลังงานสะสมอยู่ภายในสูงอันเป็นผลเนื่องมาจากการบดกระแทกของลูกบอลที่ใช้ในการบดส่งผลทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก
2. กระบวนการผลิตทางกลช่วยส่งเสริมปรากฏการณ์ซินเทอริงได้เนื่องจากผงวัสดุเชิงประกอบที่ได้มีพลังงานสะสมอยู่ภายในสูงและออกไซด์ที่ผิวของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมลดลงอันเป็นผลจากการแตกหักและกระจายตัวไปอยู่ในเนื้อโลหะผสมระหว่างการผลิตทางกล
3. อุณหภูมิและความดันในกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงที่สูงขึ้นส่งผลให้ค่ามอดูลัสอีลาสติกและความเค้นจุดครากสูงขึ้นเนื่องจากความสมบูรณ์ของปรากฏการณ์ซินเทอริงที่สูงขึ้น ส่วนค่าความเครียดจุดแตกหักลดลงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นอันมีสาเหตุจากการตกผลึกของเฟส  $\delta'$  ที่อุณหภูมิสูงกว่า 723 K ซึ่งช่วยให้ความแข็งแรงของวัสดุสูงขึ้นเล็กน้อยแต่ลดความเครียดจุดแตกหักเนื่องจากเฟส  $\delta'$  ถูก dislocations ที่เคลื่อนที่ผ่านเฉือนขาดได้ง่ายจึงเกิดความเค้นสะสมสูงที่ขอบเกรน
4. ด้วยเวลาในการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงเท่ากับ 900 วินาที วัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10 และ 20% โดยปริมาตร มีคุณสมบัติเชิงกลสูงที่สุดเมื่ออุณหภูมิและความดันในการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงเท่ากับ 763 K และ 112.42 MPa ตามลำดับ
5. กระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงมีความเป็นไปได้ในการนำมาใช้ผลิตวัสดุเชิงประกอบขั้นต้นทดแทนกระบวนการอื่นที่นิยมใช้กันอยู่ เช่น กระบวนการอัดร้อน (hot pressing) และกระบวนการอัดร้อนทุกทิศทาง (hot isostatic pressing) โดยที่ใช้เวลา อุณหภูมิและความดันในการซินเทอริงต่ำกว่า
6. เวลาในการซินเทอริงที่ลดลงด้วยการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงจึงช่วยให้ dislocations ที่เกิดขึ้นระหว่างการผลิตทางกลยังคงเหลืออยู่ในเนื้อพื้นโลหะภายหลังจากการซินเทอริง จึงมีความเป็นไปได้ที่จะนำเอากระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงไปใช้ผลิตชิ้นส่วนวัสดุเชิงประกอบที่มีขนาดเล็กโดยไม่ต้องผ่านกระบวนการขึ้นรูปอื่นอีก

7. พฤติกรรมการเปลี่ยนรูปของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ประกอบไปด้วย (1) การเปลี่ยนรูปแบบอิลาสติก (2) การเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกที่แสดงการเกิดความเค้นสูงขึ้นมากเมื่อความเครียดเพิ่มขึ้นและ (3) การเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกต่อไปโดยที่ความเค้นคงที่หรือลดลงอันเนื่องมาจากสูญเสียพันธะยึดเหนี่ยว (debonding) ระหว่างซิลิคอนคาร์ไบด์กับเนื้อพื้นโลหะผสม และเกิด dynamic recovery ร่วมด้วย

## 6.2 ข้อเสนอแนะสำหรับงานวิจัยในอนาคต

1. เพื่อให้วัสดุเชิงประกอบขั้นต้นมีคุณสมบัติเชิงกลที่ดีที่สุดควรศึกษาถึงสภาวะในการผลิตทางกลที่สามารถทำให้ซิลิคอนคาร์ไบด์กระจายตัวอยู่ในโลหะผสมได้สม่ำเสมอมากที่สุดซึ่งจะขึ้นอยู่กับชนิดของหม้อบดที่ใช้ด้วย
2. ศึกษาพฤติกรรมการเปลี่ยนรูปของวัสดุเชิงประกอบขั้นต้นที่อุณหภูมิสูงซึ่งจะเป็นข้อมูลที่ประโยชน์ต่อการอัดขึ้นรูปขั้นสุดท้าย
3. ทำการปรับปรุงคุณสมบัติของวัสดุเชิงประกอบที่ได้จากกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยการอบชุบทางความร้อนเพื่อศึกษาความเป็นไปได้ที่จะใช้กระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงในการผลิตวัสดุเชิงประกอบที่สามารถนำไปอบชุบทางความร้อนแล้วนำไปใช้งานได้เลย

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

## รายการอ้างอิง

1. Davis, J. R., et al. Metal Handbook. Vol. 2. 10 th ed. : Properties and Selection:Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. United States of America: ASM International, 1996
2. Starke, E. A., Jr.; Sanders, T. H., Jr.; and Palmer, I. G. New approaches to alloy development in Al-Li system. Journal of Metal (August 1981): 24-32.
3. Lavernia, E. J.; Srivatsan, T. S.; and Mohamed, F. A. Review strength, deformation, fracture behaviour and ductility of aluminium-lithium alloys. Journal of Materials Science vol. 25, 1990: 1137-1158.
4. Srivatsan, T. S.; and Alan Place, T. Microstructure, tensile properties and fracture behaviour of an Al-Cu-Li-Mg-Zr alloy 8090. Journal of Materials Science vol. 24, 1989: 1543-1551.
5. Ibrahim, I. A.; Mohamed. F. A.; and Lavernia, E. J. Particulate reinforced metal matrix composites – a review. Journal of Materials Science vol. 26, 1991: 1137-1156.
6. Barsoum, M. W. Fundamental of ceramics. Singapore: McGraw-Hill, 1997.
7. Boey, F. Y. C.; Khor, K. A.; Yuan, Z. Processing solutions to mechanical property problems for MMC: mechanical alloying for the effective dispersion o sub-micron reinforcements. 2<sup>nd</sup> International Symposium on High Performance Metal Matrix Composites, Japan, 1997: pp. 48-76.
8. Hanada, K.; Khor, K. A., et al. Aluminium-Lithium/SiC<sub>p</sub> composites produced by mechanically milled powders. 2<sup>nd</sup> International Symposium on High Performance Metal Matrix Composites, Japan, 1997: pp. 77-81

9. Han, N.; Pollard, G.; and Stevens, R. Interfacial structure and fracture of aluminium alloy A356-SiC particle metal matrix composite. Materials Science and Technology, Vol. 8 1992: pp. 184-187
10. Hanada, K.; Murakoshi, Y., et al. Microstructures and mechanical properties of Al-Li/SiC<sub>p</sub> composite produced by extrusion processing. 2<sup>nd</sup> International Symposium on High Performance Metal Matrix Composites, Japan, 1997: pp. 91-96
11. Hanada, K.; Murakoshi, Y., et al. A study of particulates reinforced Al-Li composites consolidated by Hot Isostatic Pressing. APEC/ITIT Symposium on High Performance Metal Matrix Composites for Manufacturing Technology of Advanced Materials, Japan, 1999: pp. 93-97
12. Shibue, K.; and Inumaru, Report of the Japan Institute of Materials Vol. 28 1995: pp. 902
13. Benjamin, J. S. Dispersion strengthened superalloys by Mechanical Alloying. Metallurgical Transactions Vol. 1 (October) 1970: 2943-2951
14. Benjamin, J. S.; and Volin, T. E. The mechanism of mechanical alloying Metallurgical Transactions Vol. 5 (August) 1974: 1929-1934
15. Benjamin, J. S.; and Bomford, M. J. Dispersion strengthened aluminum made by mechanical alloying Metallurgical Transactions vol. 8A (August) 1977: 1301-1305
16. Sundaresan, R.; and Froes, F. H. Mechanical alloying. Journal of Metals August (1987): 22-27.
17. Kuschke, W.-M., et al. Mechanisms of powder milling investigated by X-ray diffraction and quantitative metallography. Zeitschrift fur Metallkunde vol. 86 1995: 804-813.
18. Froes, F. H., et al. Synthesis of advanced lightweight metals by powder metallurgy techniques. Powder Metallurgy 39 (1996): 63-65.

19. Lu, L.; Lai, M.O.; and Ng, C.W. Enhanced mechanical properties of an Al based metal matrix composite prepared using mechanical alloying. Materials Science & Engineering A 252, 1998: 203-211.
20. Hong, S. J.; and Kao, P. W. Mechanical properties of Al-SiC composites made by resistance sintering of mechanical alloyed powders Materials Science and Engineering A 148, 1991: 189-195.
21. Venhoeven, J. D. Fundamental of Physical Metallurgy. Singapore: John Wiley & Sons, Inc., 1975.
22. Dieter, G. E. Mechanical Metallurgy. Singapore: McGraw-Hill, 1988.
23. Nagae, T.; Yokota, M.; and Nose, M. Sintering process and mechanical properties of high-Si-Al alloy powder by Spark Plasma Sintering. Powder and powder metallurgy 10 (1997): 945-950.
24. Murakoshi, Y.; Sano, T.; Takatsu, S.; Hanada, K.; and Diewwanit, I. New sintering process of aluminium alloy composites Journal of Mechanical Engineering Laboratory (Reprinted from Mechanical Engineering Laboratory, Namiki Tsukuba-shi, Ibaraki, Japan)
25. Kimura, H., and Toda, K. Design and development of functional graded Material by pulse discharge resistance consolidation with temperature gradient control. Powder Metallurgy Vol. 39 No. 1, 1996: 59-62
26. Takeuchi, T., et al. Dielectric properties of spark-plasma-sintered BaTiO<sub>3</sub>. Journal of materials science vol. 34, 1999: 917-924.
27. Matthews, F. L. and Rawlings R. D. Composite Materials: Engineering and Science. Great Britain: Chapman & Hall, 1994.



28. Gibson, R. F. Principle of Composite Material Mechanics. Singapore: McGraw-Hill, 1994
29. Suresh, S.; Mortensen, A.; and Needleman, A. Fundamentals of Metal-Matrix Composites. United State of America: Butterworth-Heineman
30. Corbin, S. F., and Wilkinson, D.S. Low strain plasticity in a particulate metal matrix composite. Acta Metallurgica & Materials vol. 42 no. 4, 1994: 1319-1327.
31. Thakur, A.; Kashyap, B. P.; and Malik M. K. Deformation Behavior of an Al-3.37 Wt Pct Li Alloy. Metallurgical and Materials Transactions vol. 27A (August), 1996: 2274-2284
32. Reynolds, A. P.; and Lyons J. S. Isotropic and Kinematic Hardening in a Dispersion Strengthened Aluminum Alloy. Metallurgical Transactions vol. 12A (May), 1997: 1205-1211
33. Last, H. R.; and Garrett, Jr. Mechanical Behavior and Properties of Mechanically Alloyed Aluminum Alloys. Metallurgical and Materials Transactions vol. 27A (March), 1996: 737-745
34. McQueen, H. J. and Hockett, J. E. Microstructures of Aluminum Compresses at Various Rates and Temperatures. Metallurgical Transactions vol. 1(November), 1970: 2997-3004
35. Levy, A., and Papazian, M. Acta Metallurgica & Materials vol. 39, 1991: 2255.
36. ASTM B328-94. Annual Book of ASTM Standards. vol. 5.01, 1995: 102-105
37. ASTM E 9-89a. Annual Book of ASTM Standards. vol. 3.01, 1995: 97-105
38. Thummler, F., and Oberacker, R. An Introduction to Powder Metallurgy. Great Britain: The University Press, 1993

39. Kim, Y. W.; Griffith, W. M.; and Froes, F. H. Surface Oxides in P/M Aluminum Alloys. Journal of Metals August, 1985: 27-33
40. Kizer, M. T.; Zok, F. W.; and Wilkinson, D. S. Plastic Flow and Fracture of Particulate Metal Matrix Composite. Acta Metallurgica & Materials vol. 44 no. 9, 1996: 3465-3476
41. Inigoraj, A. J. R.; Narayanasamy; and Pendey, K. S. Strain-Hardening Behaviours in Sintered Aluminum-3.5%Alumina Composite Preforms During Axial Compression with and without Annealing. Journal of Materials Processing Technology vol. 84, 1998: 143-148
42. Hanada, K.; Tan, M. J.; Murakoshi, Y.; and Sano, T. Improvement of mechanical properties of HIPed AA8090 by extrusion. 2<sup>nd</sup> International Symposium on High Performance Metal Matrix Composites, pp. 162-165. Japan, 1997



สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาคผนวก

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

### ภาคผนวก ก

การคำนวณปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ในวัสดุเชิงประกอบและผลของปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ต่อความหนาแน่น

$$\text{น้ำหนัก Al-Li/10vol\%SiC ก่อนละลาย} = 1.7612 \times 10^{-3} \quad \text{กิโลกรัม}$$

$$\text{น้ำหนักกากที่เหลือ} = 0.2453 \times 10^{-3} \quad \text{กิโลกรัม}$$

$$\therefore \text{ปริมาตร SiC} = \frac{0.2453 \times 10^{-3}}{3200} = 0.0767 \times 10^{-6} \text{ ลูกบาศก์เมตร}$$

$$\text{ปริมาตร Al-Li} = \frac{(1.7612 - 0.2453) \times 10^{-3}}{2560} = 0.5921 \times 10^{-6} \text{ ลูกบาศก์เมตร}$$

$$\therefore \text{สัดส่วนโดยปริมาตรของ SiC} = \frac{0.0767 \times 10^{-6}}{(0.0767 + 0.5921) \times 10^{-6}} = \mathbf{0.1147}$$

$$\begin{aligned} \therefore \text{ความหนาแน่นตามกฎส่วนผสม} &= 0.1147 \times 3200 + (1 - 0.1147) \times 2560 \\ &= \mathbf{2,633} \quad \text{กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร} \end{aligned}$$

$$\text{น้ำหนัก Al-Li/20vol\%SiC ก่อนละลาย} = 1.4348 \times 10^{-3} \quad \text{กิโลกรัม}$$

$$\text{น้ำหนักกากที่เหลือ} = 0.3737 \times 10^{-3} \quad \text{กิโลกรัม}$$

$$\therefore \text{ปริมาตร SiC} = \frac{0.3737 \times 10^{-3}}{3200} = 0.1168 \times 10^{-6} \text{ ลูกบาศก์เมตร}$$

$$\text{ปริมาตร Al-Li} = \frac{(1.438 - 0.3737) \times 10^{-3}}{2560} = 0.4145 \times 10^{-6} \text{ ลูกบาศก์เมตร}$$

$$\therefore \text{สัดส่วนโดยปริมาตรของ SiC} = \frac{0.1168 \times 10^{-6}}{(0.1168 + 0.4145) \times 10^{-6}} = \mathbf{0.2198}$$

$$\begin{aligned} \therefore \text{ความหนาแน่นตามกฎส่วนผสม} &= 0.2198 \times 3200 + (1 - 0.2198) \times 2560 \\ &= \mathbf{2,701} \quad \text{กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร} \end{aligned}$$

### ปริมาณเหล็กในวัสดุเชิงประกอบที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากกระบวนการบดเชิงกล

$$\begin{aligned} \text{Al-Li/20vol\%SiC ก่อนละลาย} &= 0.6453 \times 10^{-3} \text{ กิโลกรัม} \\ &= \frac{0.6453 \times 10^{-3}}{2688} = 0.2401 \times 10^{-6} \text{ ลูกบาศก์เมตร} \end{aligned}$$

$$\text{คิดเป็นน้ำหนัก Al-Li} = \frac{0.6453 \times 10^{-3}}{2688} \times 0.8 \times 2560 = 0.4916 \times 10^{-3} \text{ กิโลกรัม}$$

$$\text{คิดเป็นน้ำหนัก SiC} = (0.6453 - 0.4916) \times 10^{-3} = 0.1537 \times 10^{-3} \text{ กิโลกรัม}$$

$$\begin{aligned} \text{ปริมาณเหล็กในผง Al-Li/20vol\%SiC} &= \left(0.4916 \times 10^{-3} \times \frac{0.07}{100}\right) + \left(0.1537 \times 10^{-3} \times \frac{0.01}{100}\right) \\ &= 0.3595 \times 10^{-6} \text{ กิโลกรัม} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{ผลวิเคราะห์ปริมาณเหล็กใน Al-Li/20vol\%SiC} &= 0.4770 \times 10^{-6} \text{ กิโลกรัม} \\ \text{ที่ผ่านกระบวนการบดเชิงกล} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \therefore \text{ปริมาณเหล็กที่เพิ่มขึ้น} &= (0.4770 - 0.3595) \times 10^{-6} = 0.1175 \times 10^{-6} \text{ กิโลกรัม} \\ &= \frac{0.1175 \times 10^{-6}}{7880} \text{ ลูกบาศก์เมตร} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} &= 1.4911 \times 10^{-11} \text{ ลูกบาศก์เมตร} \\ \therefore \text{ปริมาณเหล็กที่เพิ่มขึ้นมีความหนาแน่นเพิ่มขึ้นประมาณ} &= \frac{1.4911 \times 10^{-11}}{0.2401 \times 10^{-6}} \times 7880 \end{aligned}$$

$$= 0.4890 \text{ กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร}$$

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

## ภาคผนวก ข

ผลการตรวจวัดความแข็ง ณ จุดต่างๆจากหนึ่งในสี่ส่วนของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร ที่ผ่านกระบวนการ spark plasma sintering ด้วยอุณหภูมิและความดันเท่ากับ 763 K และ 112.42 MPa. ตามลำดับ

		ระยะห่างจากขอบของชิ้นงานตามแนวเส้นผ่านศูนย์กลาง, มิลลิเมตร									
		0.5	1.0	1.5	2.0	2.5	3.0	3.5	4.0	4.5	5.0
ระยะห่างจากขอบของชิ้นงานตามแนวยาว, มิลลิเมตร	0.5	126.9	136.2	125.5	126.4	137.1	136.8	133.3	113.7	115.5	121.1
	1.5	137.4	121.7	141.7	134.7	113.3	122.4	125.5	124.2	126.7	125.1
	2.5	130.6	110.5	123.9	100.1	142.0	115.8	143.6	115.0	136.0	129.0
	3.5	103.6	122.7	119.5	105.9	137.7	114.8	107.4	126.7	131.9	136.4
	4.5	103.4	111.0	130.3	127.4	132.2	102.1	131.3	140.2	127.0	121.1
	5.5	100.6	129.5	134.2	125.5	105.2	128.7	120.2	127.9	125.7	127.8
	6.5	139.1	120.2	102.1	119.9	119.3	115.8	115.0	127.1	121.7	126.4
	7.5	113.8	134.2	112.8	108.8	124.7	111.4	116.6	123.6	125.5	104.3

\* ค่าความแข็งในตารางมีหน่วยเป็น Hv

ผลการตรวจวัดความแข็ง ณ จุดต่างๆจากหนึ่งในสี่ส่วนของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ที่ผ่านกระบวนการ spark plasma sintering ด้วยอุณหภูมิและความดันเท่ากับ 763 K และ 112.42 MPa. ตามลำดับ

		ระยะห่างจากขอบของชิ้นงานตามแนวเส้นผ่านศูนย์กลาง, มิลลิเมตร									
		0.5	1.0	1.5	2.0	2.5	3.0	3.5	4.0	4.5	5.0
ระยะห่างจากขอบของชิ้นงานตามแนวยาว, มิลลิเมตร	0.5	166.6	153.1	138.1	126.6	180.1	159.7	175.6	158.1	147.9	158.1
	1.5	137.3	142.3	140.9	173.9	157.0	141.1	175.5	179.8	149.4	165.9
	2.5	157.5	158.2	185.5	153.9	147.5	149.8	152.0	167.2	163.1	161.7
	3.5	145.6	165.4	163.2	175.9	136.7	152.7	185.5	162.5	164.6	153.2
	4.5	157.9	159.2	129.0	145.2	137.6	140.8	173.7	153.0	148.7	175.5
	5.5	166.8	166.8	162.2	145.1	133.6	156.5	190.1	157.2	130.1	140.7
	6.5	152.1	166.2	125.5	162.4	163.9	166.8	177.0	127.9	152.6	194.1
	7.5	174.7	150.4	181.3	691.1	159.0	146.2	166.4	143.1	144.3	145.2

\* ค่าความแข็งในตารางมีหน่วยเป็น Hv

## ภาคผนวก ค

ผลการชั่งน้ำหนักของชิ้นงานในอากาศและน้ำและค่าความหนาแน่นของชิ้นงานทั้งหมดในการทดลอง

Specimen	sintering conditions		W <sub>air</sub> <sup>g</sup>	W <sub>water</sub> <sup>g</sup>	temp <sub>water</sub> <sup>°K</sup>	density, kg.m <sup>-3</sup>
	pressure, MPa	temperature, K				
as-received Al-Li	87.44	643	3.046	1.82	27.3	2.4751
	87.44	663	2.998	1.811	27.3	2.5156
	87.44	683	3.027	1.836	27.3	2.5333
	87.44	703	3.024	1.841	27.3	2.5455
	87.44	723	3.05	1.858	27.3	2.5490
Al-Li mechanical milled	87.44	623	3.059	1.843	27.3	2.5049
	87.44	643	3.059	1.857	27.3	2.5362
	87.44	663	3.042	1.856	27.3	2.5564
	87.44	683	3.038	1.858	27.3	2.5643
	87.44	743	3.068	1.878	27.3	2.5678
Al-Li/10 vol%SiC	87.44	663	3.252	1.993	28.2	2.5731
	87.44	683	3.2190	1.9872	27.3	2.6039
	87.44	683	3.2328	1.9954	25.8	2.6043
	87.44	703	3.1711	1.9667	27.3	2.6235
	87.44	723	3.0936	1.9244	27.3	2.6365
	87.44	723	3.133	1.951	28.2	2.6394
	87.44	723	3.1323	1.9498	26.6	2.6399
	87.44	723	3.129	1.949	28.2	2.6410
	87.44	723	3.144	1.958	28.2	2.6405
	87.44	723	3.1955	1.9897	26.6	2.6412
	87.44	743	3.0875	1.9245	25.8	2.6464
	87.44	743	3.1071	1.9364	26.6	2.6451
	87.44	743	3.082	1.922	26.6	2.6490
	87.44	743	3.0880	1.9254	28.2	2.6475
	87.44	743	3.0947	1.9301	26.6	2.6472
	87.44	743	3.1017	1.9338	26.6	2.6483
	87.44	743	3.0960	1.9344	26.6	2.6468
	87.44	763	3.0960	1.9344	27.3	2.6558
	87.44	763	3.093	1.931	28.2	2.6523
	87.44	763	3.1610	1.9763	26.6	2.6592
87.44	763	3.1019	1.9385	26.6	2.6572	
87.44	763	3.1041	1.9402	26.6	2.6580	
87.44	763	3.1145	1.9472	26.6	2.6591	
87.44	763	3.2013	2.0008	26.6	2.6576	



Specimen	sintering conditions		w <sub>air</sub> <sup>a</sup> g.	w <sub>water</sub> <sup>a</sup> g	temp <sub>water</sub> <sup>a</sup> K	density, kg.m <sup>-3</sup>
	pressure, MPa	temperature, K				
Al-Li/10 vol%SiC	62.46	683	3.2690	1.9896	25.8	2.5470
	112.42	683	3.1718	1.9677	25.8	2.6258
	62.46	723	3.2132	1.9865	25.8	2.6111
	112.42	723	3.1659	1.9741	25.8	2.6480
	112.42	763	3.1909	1.9963	26.6	2.6621
	112.42	763	3.1866	1.9934	26.6	2.6616
	112.42	763	3.2382	2.0255	26.6	2.6612
	112.42	763	3.1845	1.9913	26.6	2.6599
	112.42	763	3.1700	1.9813	26.6	2.6578
	112.42	763	3.2616	2.0396	26.6	2.6601
Al-Li/20 vol%SiC	62.46	683	3.3700	2.0484	25.8	2.5419
	62.46	683	3.309	2.048	28.2	2.6151
	87.44	683	3.3124	2.0778	25.8	2.6745
	87.44	683	3.2929	2.0675	25.8	2.6787
	112.42	683	3.2507	2.0445	25.8	2.6865
	112.42	683	3.3344	2.0969	25.8	2.6859
	62.46	723	3.3303	2.0809	26.3	2.6567
	62.46	723	3.317	2.084	28.2	2.6793
	87.44	723	3.2938	2.0789	26.3	2.7022
	87.44	723	3.3162	2.0956	26.3	2.7079
	112.42	723	3.3194	2.0974	26.1	2.7076
	112.42	723	3.3055	2.0899	26.1	2.7104
	112.42	723	3.3507	2.1196	26.3	2.7127
	112.42	723	3.3092	2.0925	26.3	2.7109
	112.42	723	3.2797	2.0736	26.1	2.7105
	112.42	723	3.3215	2.0986	26.1	2.7073
	112.42	723	3.3352	2.1077	26.1	2.7083
	112.42	723	3.291	2.082	28.2	2.7113
	62.46	763	3.2417	2.0527	26.6	2.7172
	62.46	763	3.1598	1.981	28.2	2.6701
	87.44	763	3.0807	1.9489	28.2	2.7115
	87.44	763	3.2910	2.0818	26.6	2.7125
	112.42	763	3.2400	2.0532	26.1	2.7212
	112.42	763	3.2529	2.0621	26.6	2.7225
112.42	763	3.2067	2.0332	26.1	2.7237	
112.42	763	3.3127	2.1013	26.6	2.7254	
112.42	763	3.2777	2.0773	26.1	2.7217	

Specimen	sintering conditions		W <sub>air</sub> , g.	W <sub>water</sub> , g	temp <sub>water</sub> ,K	density, kg.m <sup>-3</sup>
	pressure, MPa	temperature, K				
Al-Li/20 vol%SiC	112.42	763	3.2694	2.0724	26.1	2.7225
	112.42	763	3.2664	2.0704	26.1	2.7223
	62.46	803	3.2963	2.0732	26.6	2.6859
	62.46	803	3.271	2.077	28.2	2.7294
	87.44	803	3.2998	2.0947	28.2	2.7277
	112.42	803	3.3390	2.1207	26.1	2.7318
	112.42	803	3.2978	2.0958	26.6	2.7343
	112.42	803	3.3158	2.1060	26.6	2.7315
	112.42	803	3.3460	2.1247	26.1	2.7308
	112.42	803	3.2438	2.0603	26.1	2.7320
	112.42	803	3.2874	2.0887	26.1	2.7336

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

## STANDARD DENSITY OF WATER

This table gives the density  $\rho$  of standard mean ocean water (SMOW), free from dissolved salts and gases, at a pressure of 101325 Pa. SMOW is a standard water sample of high purity and known isotopic composition. Methods of correcting for different isotopic compositions are discussed in the reference. The table below is reprinted with the permission of IUPAC. Note that the temperature scale is IPTS-68.

## REFERENCE

Marsh, K. N., Ed., *Recommended Reference Materials for the Realization of Physicochemical Properties*, Blackwell Scientific Publications, Oxford, 1987.

$t_{68}^{\circ}\text{C}$	$\rho/\text{kg m}^{-3}$									
	0.0	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7	0.8	0.9
0	999.8426	8493	8558	8622	8683	8743	8801	8857	8912	8964
1	999.9015	9065	9112	9158	9202	9244	9284	9323	9360	9395
2	999.9429	9461	9491	9519	9546	9571	9595	9616	9636	9655
3	999.9672	9687	9700	9712	9722	9731	9738	9743	9747	9749
4	999.9750	9748	9746	9742	9736	9728	9719	9709	9696	9683
5	999.9668	9651	9632	9612	9591	9568	9544	9518	9490	9461
6	999.9430	9398	9365	9330	9293	9255	9216	9175	9132	9088
7	999.9043	8996	8948	8898	8847	8794	8740	8684	8627	8569
8	999.8509	8448	8385	8321	8256	8189	8121	8051	7980	7908
9	999.7834	7759	7682	7604	7525	7444	7362	7279	7194	7108
10	999.7021	6932	6842	6751	6658	6564	6468	6372	6274	6174
11	999.6074	5972	5869	5764	5658	5551	5443	5333	5222	5110
12	999.4996	4882	4766	4648	4530	4410	4289	4167	4043	3918
13	999.3792	3665	3536	3407	3276	3143	3010	2875	2740	2602
14	999.2464	2325	2184	2042	1899	1755	1609	1463	1315	1166
15	999.1016	0864	0712	0558	0403	0247	0090	9932*	9772*	9612*
16	998.9450	9287	9123	8957	8791	8623	8455	8285	8114	7942
17	998.7769	7595	7419	7243	7065	6886	6706	6525	6343	6160
18	998.5976	5790	5604	5416	5228	5038	4847	4655	4462	4268
19	998.4073	3877	3680	3481	3282	3081	2880	2677	2474	2269
20	998.2063	1856	1649	1440	1230	1019	0807	0594	0380	0164
21	997.9948	9731	9513	9294	9073	8852	8630	8406	8182	7957
22	997.7730	7503	7275	7045	6815	6584	6351	6118	5883	5648
23	997.5412	5174	4936	4697	4456	4215	3973	3730	3485	3240
24	997.2994	2747	2499	2250	2000	1749	1497	1244	0990	0735
25	997.0480	0223	9965*	9707*	9447*	9186*	8925*	8663*	8399*	8135*
26	996.7870	7604	7337	7069	6800	6530	6259	5987	5714	5441
27	996.5166	4891	4615	4337	4059	3780	3500	3219	2938	2655
28	996.2371	2087	1801	1515	1228	0940	0651	0361	0070	9778*
29	995.9486	9192	8898	8603	8306	8009	7712	7413	7113	6813
30	995.6511	6209	5906	5602	5297	4991	4685	4377	4069	3760
31	995.3450	3139	2827	2514	2201	1887	1572	1255	0939	0621
32	995.0302	9983*	9663*	9342*	9020*	8697*	8373*	8049*	7724*	7397*
33	994.7071	6743	6414	6085	5755	5423	5092	4759	4425	4091
34	994.3756	3420	3083	2745	2407	2068	1728	1387	1045	0703
35	994.0359	0015	9671*	9325*	8978*	8631*	8283*	7934*	7585*	7234*
36	993.6883	6531	6178	5825	5470	5115	4759	4403	4045	3687
37	993.3328	2968	2607	2246	1884	1521	1157	0793	0428	0062
38	992.9695	9328	8960	8591	8221	7850	7479	7107	6735	6361
39	992.5987	5612	5236	4860	4483	4105	3726	3347	2966	2586
40	992.2204									

\* The leading figure decreases by 1.

ตารางที่ 1 : ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม

element	Composition,wt%		
	2090	2091	8090
Si	0.10	0.20	0.20
Fe	0.12	0.30	0.30
Cu	2.4-3.0	1.8-2.5	1.0-1.6
Mg	0.05	0.10	0.10
Mn	0.25	1.1-1.9	0.6-1.3
Cr	0.05	0.10	0.10
Zn	0.10	0.25	0.25
Li	1.9-2.6	1.7-2.3	2.2-2.7
Zr	0.08-0.15	0.04-0.16	0.04-0.16
Ti	0.15	0.10	0.10
Other, each	0.05	0.05	0.05
Other, total	0.15	0.15	0.15
Al	bal	bal	bal

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ตารางที่ 2 : คุณสมบัติทางกายภาพและคุณสมบัติเชิงกลของโลหะผสมอะลูมิเนียมชนิดต่าง ๆ

Alloys	density, kg.m <sup>-3</sup>	poisson's ratio	thermal expansion, 10 <sup>6</sup> × K <sup>-1</sup>	elastic modulus, GPa	yield strength (σ <sub>0.2%</sub> ), MPa	tensile strength, MPa
356 (Al-7Si-0.3Mg)	2,685	0.33	23.5	72.4	185	230
390 (17Si-4.5Cu-0.6Mg)	2,730	0.33	18.0	81.2	180	180
6061-T651 (1.0Mg-0.6Si-0.3Cu- 0.2Cr)	2,700	0.33	23.6	68.9	255	290
7075-T651 (5.6Zn-2.5Mg-1.6Cu- 0.23Cr)	2,800	0.33	25.2	71.0	462	524
8090-T8511 (Al-2.5Li-1.3Cu- 0.9Mg-0.1Zr)	2,550	0.33	21.4	77.0	395	460

ตารางที่ 3 : คุณสมบัติทางกายภาพและคุณสมบัติเชิงกลของซิลิคอนคาร์ไบด์

density, kg.m <sup>-3</sup>	3,200
thermal expansion, K <sup>-1</sup> × 10 <sup>6</sup>	4.3-4.8
elastic modulus, GPa	440
poisson's ratio	0.193

ตารางที่ 4 : คุณสมบัติเชิงกลของ Al-Li/SiC<sub>p</sub> ที่ผลิตด้วยกระบวนการต่าง ๆ

	young's modulus GPa	Yield strength ( $\sigma_{0.2\%}$ ) MPa	ultimate tensile strength, MPa	elongation %
Al-Li/10vol%SiC <sub>p</sub> HIP at 196 MPa 773K	88	267	311	0.91
Al-Li/10vol%SiC <sub>p</sub> Extruded at 773 K reduction ratio 20:1	86	235	373	2.8

ตารางที่ 5 : ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกรด AA8090 และซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ใช้ในการทดลอง (จาก Sumitomo Light Metals Co., Japan)

	Li	Cu	Mg	Zr	Si	Fe	Al	C	SiO <sub>2</sub>	SiC
AA8090	2.19	1.29	0.77	0.12	0.07	0.07	Bal.	-	-	-
SiC	-	-	-	-	-	0.01	0.01	1.4	0.7	Bal

ตารางที่ 6 : ชิ้นงานตัวอย่างที่ได้จากกระบวนการ spark plasma sintering ที่อุณหภูมิและความดันต่างๆ

	pressure MPa	temperature, K								
		623	643	663	683	703	723	743	763	803
Al-Li unmilled	87.44		✓	✓	✓	✓	✓			
Al-Li milled	87.44	✓	✓	✓	✓		✓			
10 vol%SiC	62.46				✓		✓			
	87.44			✓	✓	✓	✓	✓	✓	
	112.42				✓		✓		✓	
20 vol%SiC	62.46				✓		✓		✓	✓
	87.44				✓		✓		✓	✓
	112.42				✓		✓		✓	✓

ตารางที่ 7 : ความหนาแน่นของชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ทั้งหมด

Specimen	sintering conditions		density, kg.m <sup>-3</sup>
	pressure, MPa	temperature, K	
as-received Al-Li	87.44	643	2.4751
	87.44	663	2.5156
	87.44	683	2.5333
	87.44	703	2.5455
	87.44	723	2.5490
Al-Li mechanical milled	87.44	623	2.5049
	87.44	643	2.5362
	87.44	663	2.5564
	87.44	683	2.5643
	87.44	743	2.5678
Al-Li/10 vol%SiC	87.44	663	2.5731
	87.44	683	2.6039
	87.44	683	2.6043
	87.44	703	2.6235
	87.44	723	2.6365
	87.44	723	2.6394
	87.44	723	2.6399
	87.44	723	2.6410
	87.44	723	2.6405
	87.44	723	2.6412
	87.44	743	2.6464
	87.44	743	2.6451
	87.44	743	2.6490
	87.44	743	2.6475
	87.44	743	2.6472
	87.44	743	2.6483
	87.44	743	2.6468
	87.44	763	2.6558
	87.44	763	2.6523
	87.44	763	2.6592
87.44	763	2.6572	
87.44	763	2.6580	
87.44	763	2.6591	
87.44	763	2.6576	

Specimen	sintering conditions		density, kg.m <sup>-3</sup>
	pressure, MPa	temperature, K	
Al-Li/10 vol%SiC	62.46	683	2.5470
	112.42	683	2.6258
	62.46	723	2.6111
	112.42	723	2.6480
	112.42	763	2.6621
	112.42	763	2.6616
	112.42	763	2.6612
	112.42	763	2.6599
	112.42	763	2.6578
	112.42	763	2.6601
Al-Li/20 vol%SiC	62.46	683	2.5419
	62.46	683	2.6151
	87.44	683	2.6745
	87.44	683	2.6787
	112.42	683	2.6865
	112.42	683	2.6859
	62.46	723	2.6567
	62.46	723	2.6793
	87.44	723	2.7022
	87.44	723	2.7079
	112.42	723	2.7076
	112.42	723	2.7104
	112.42	723	2.7127
	112.42	723	2.7109
	112.42	723	2.7105
	112.42	723	2.7073
	112.42	723	2.7083
	112.42	723	2.7113
	62.46	763	2.7172
	62.46	763	2.6701
	87.44	763	2.7115
	87.44	763	2.7125
	112.42	763	2.7212
112.42	763	2.7225	
112.42	763	2.7237	
112.42	763	2.7254	



Specimen	sintering conditions		density, kg.m <sup>-3</sup>
	pressure, MPa	temperature, K	
Al-Li/20 vol%SiC	112.42	763	2.7217
	112.42	763	2.7225
	62.46	803	2.6859
	62.46	803	2.7294
	87.44	803	2.7277
	112.42	803	2.7318
	112.42	803	2.7343
	112.42	803	2.7315
	112.42	803	2.7308
	112.42	803	2.7320
	112.42	803	2.7336



สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ตารางที่ 8 : คุณสมบัติเชิงกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมและวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผลิตจากกระบวนการ สปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยสภาวะต่างๆ

	spark plasma sintering condition		Compressive properties			
	pressure, MPa	temperature, K	elastic modulus, Gpa	yield stress, MPa (0.2%proofstress)	compressive stress, MPa	Strain to failure % $\epsilon_f$
Al-Li as received	87.44	683	69.46	159.71	276.99	31.62
Al-Li mechanical milled	87.44	683	70.51	171.58	353.72	-
	87.44	743	79.95	183.16	322.55	42.20
Al-Li/10 vol%SiC <sub>p</sub>	62.46	723	69.30	169.53	361.50	40.02
Al-Li/10 vol%SiC <sub>p</sub>	87.44	723	71.12	168.91	370.26	23.73
		743	85.01	176.52	371.04	18.18
		763	91.02	184.45	386.16	18.32
Al-Li/10 vol%SiC <sub>p</sub>	112.42	683	69.47	173.76	359.74	52.56
		723	89.02	192.61	373.83	25.92
		763	92.56	213.63	386.92	15.17
Al-Li/20 vol%SiC <sub>p</sub>	62.46	763	78.36	223.65	500.1	4.85
Al-Li/20 vol%SiC <sub>p</sub>	87.44	763	94.37	240.10	487.40	3.61
Al-Li/20 vol%SiC <sub>p</sub>	112.42	723	95.13	229.32	473.10	3.15
		763	101.79	255.54	490.76	3.43
		803	101.73	244.19	489.55	3.49

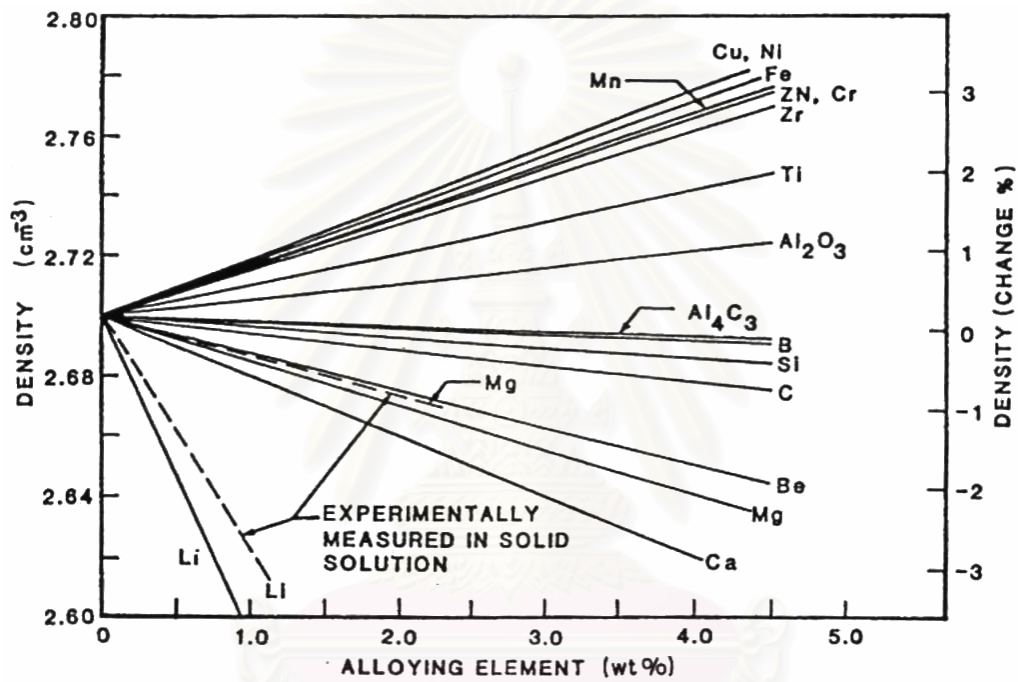
ตารางที่ 9 : คุณสมบัติเชิงกลของ Al-Li/10vol%SiC<sub>p</sub> ที่ผลิตด้วยกระบวนการ spark plasma sintering เปรียบเทียบกับกระบวนการอื่นๆ

Fabrication Technique	Young's modulus,GPa	Yield stress ( $\sigma_{0.2\%}$ , MPa)	Maximum stress, MPa	Strain to failure, % $\epsilon_f$
HIP at 196 MPa 773K *	88	267	311	0.91
Extruded at 773 K Reduction ratio 20:1 *	86	235	373	2.8
Spark plasma sintering At 743 K 125 MPa *	89	245	299	0.9
Spark plasma sintering At 763 K 112.42 MPa. **	92.	214	383	15.17

\* Tensile testing

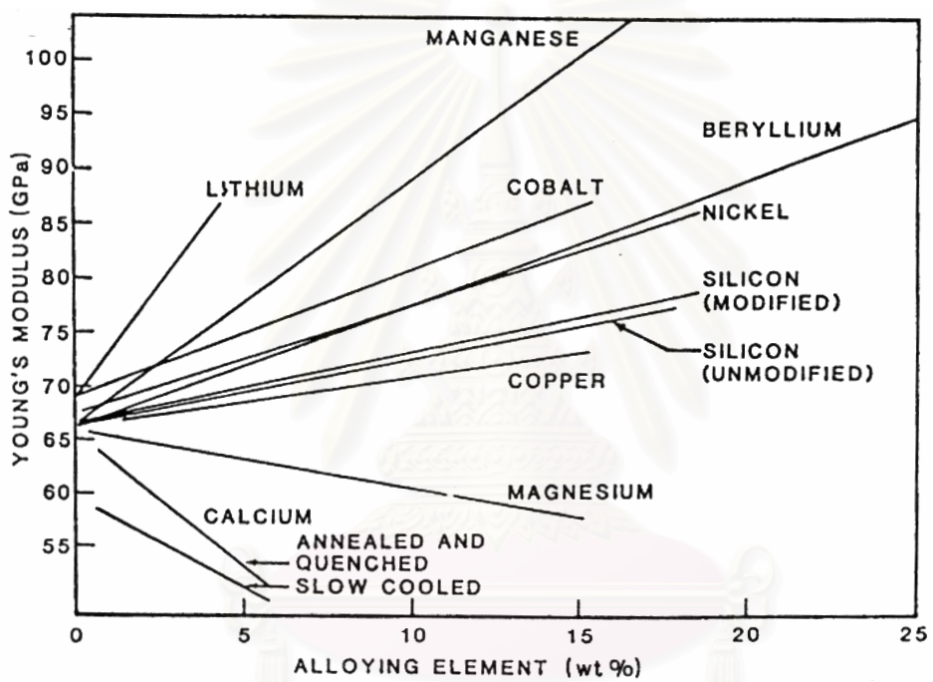
\*\* Compressive testing

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

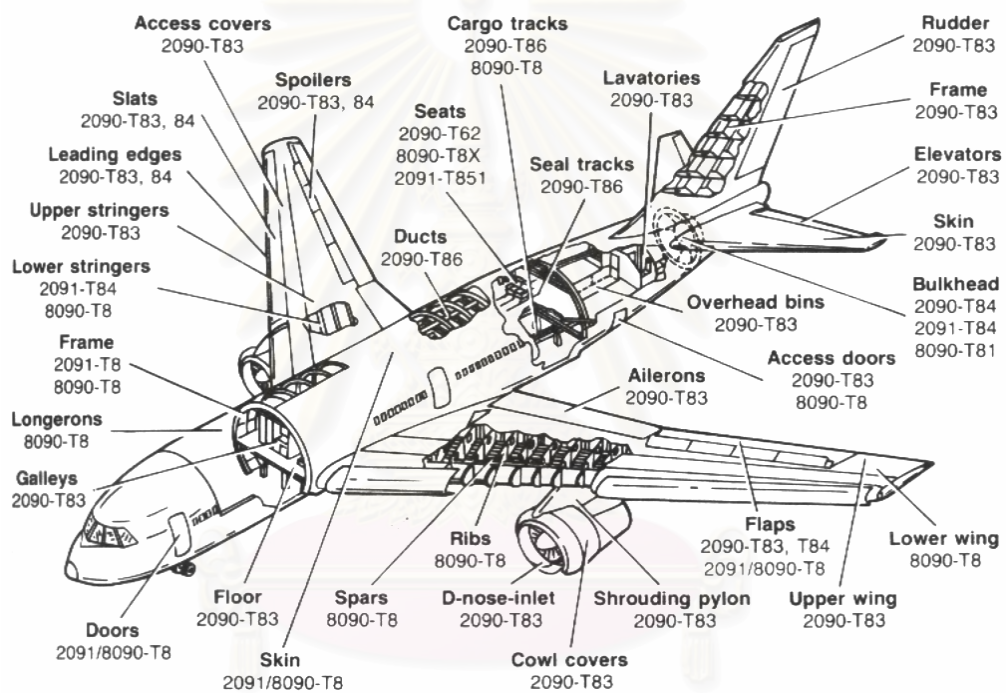


ภาพที่ 1 : อิทธิพลของธาตุผสมต่างๆ ที่มีต่อค่าความหนาแน่นของโลหะผสมอะลูมิเนียม<sup>2</sup>

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

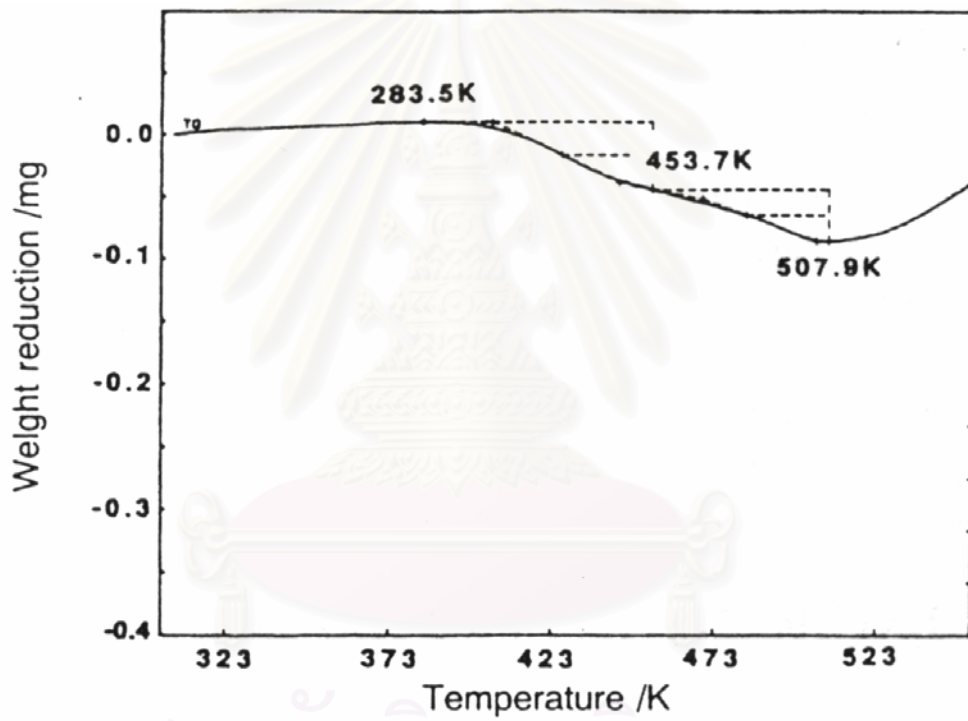


ภาพที่ 2 : อิทธิพลของธาตุผสมต่าง ๆ ที่มีต่อค่ามอดูลัสยืดหยุ่นของโลหะผสมอะลูมิเนียม<sup>2</sup>



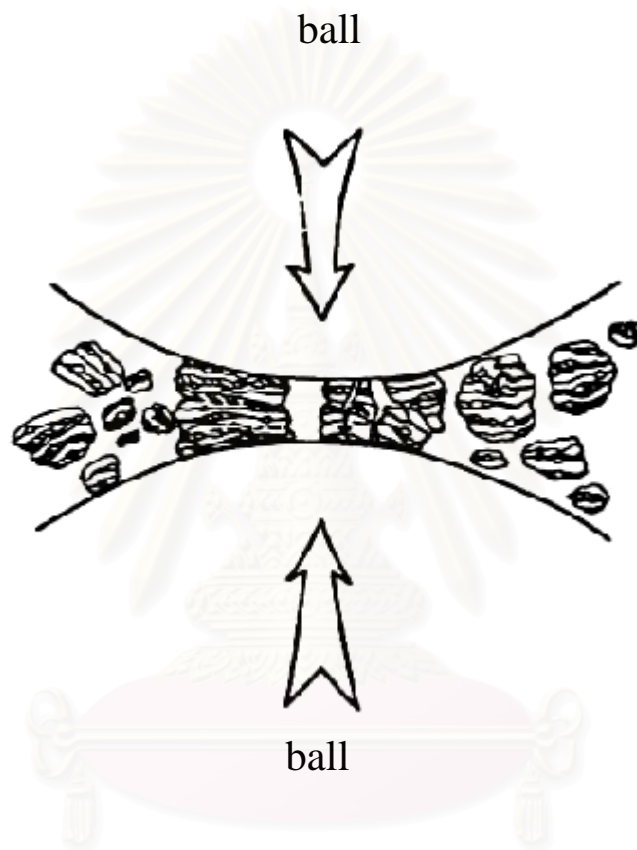
ภาพที่ 3 : ส่วนประกอบของเครื่องบินที่ผลิตจากโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเกรดต่าง ๆ

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาพที่ 4 : Thermal Gravity analysis ของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม AA8090

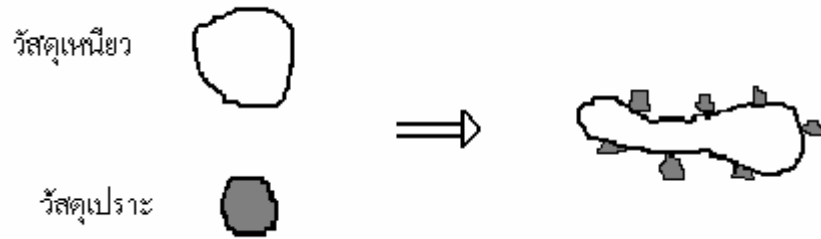
สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาพที่ 5 : ลักษณะของการบดกระแทกผงวัสดุระหว่างกระบวนการบดเชิงกล (mechanical milling)

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย





a) การเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกของผงวัสดุเหนียวและการแตกหักของวัสดุเปราะ

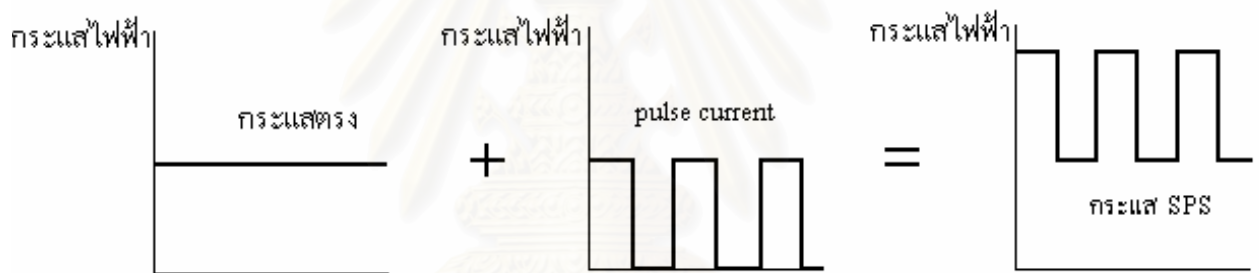


b) การเชื่อมติดกันของผงวัสดุเหนียวโดยที่มีวัสดุเปราะติดอยู่บริเวณผิวที่เชื่อมติดกันเกิดเป็นวัสดุเชิงประกอบที่มีโครงสร้างซ้อนทับกันไปมาหรือแบบ lamellar



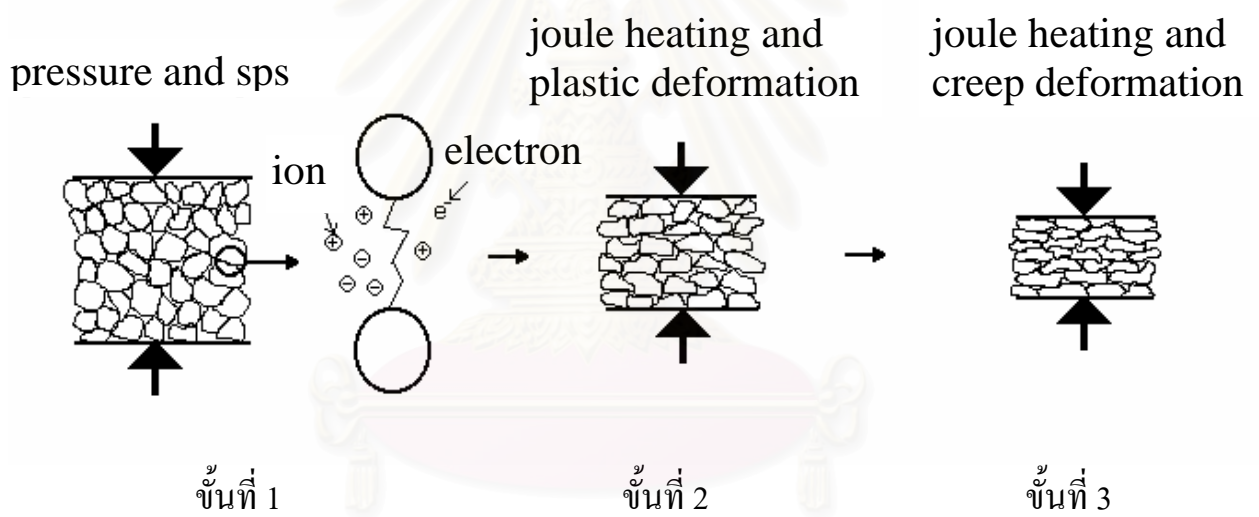
c) การแตกหักของผงวัสดุเชิงประกอบ

ภาพที่ 6 : การเปลี่ยนแปลงลักษณะทางกายภาพของผงวัสดุเหนียวและวัสดุเปราะระหว่างกระบวนการบดเชิงกล



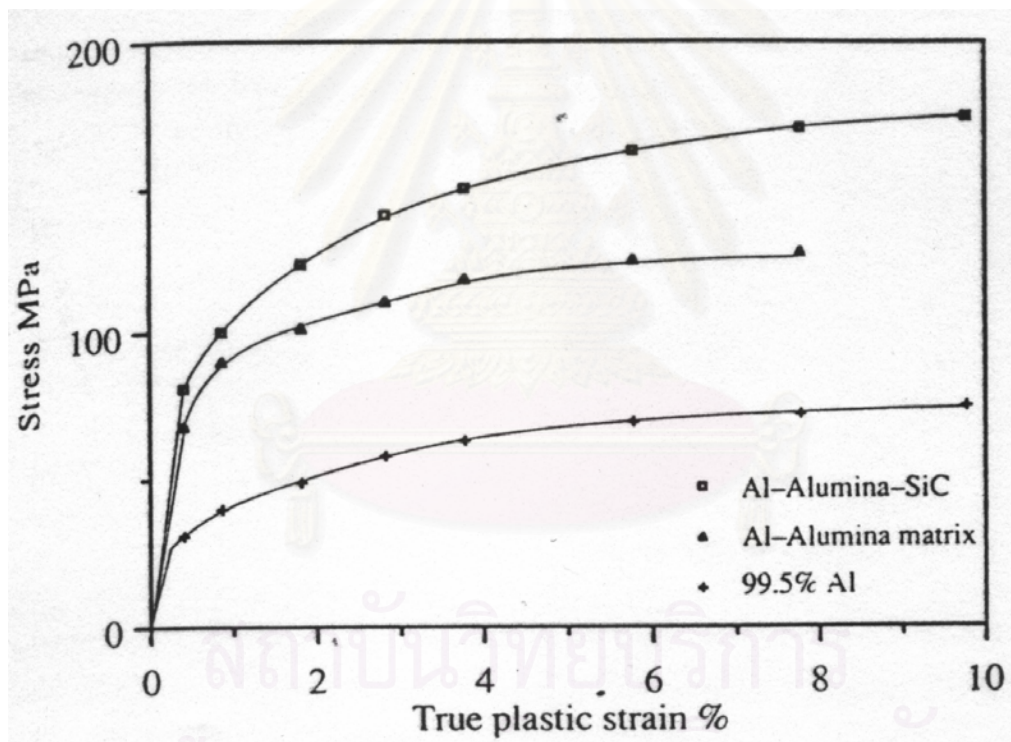
ภาพที่ 7 : กระแสไฟฟ้าที่ใช้ในกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริง

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

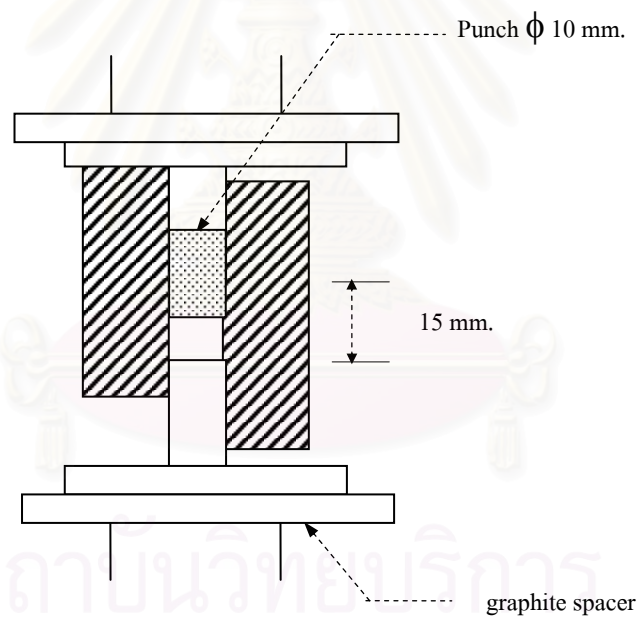


ภาพที่ 8 : กลไกการเกิดซินเตอร์ริงระหว่างกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริง

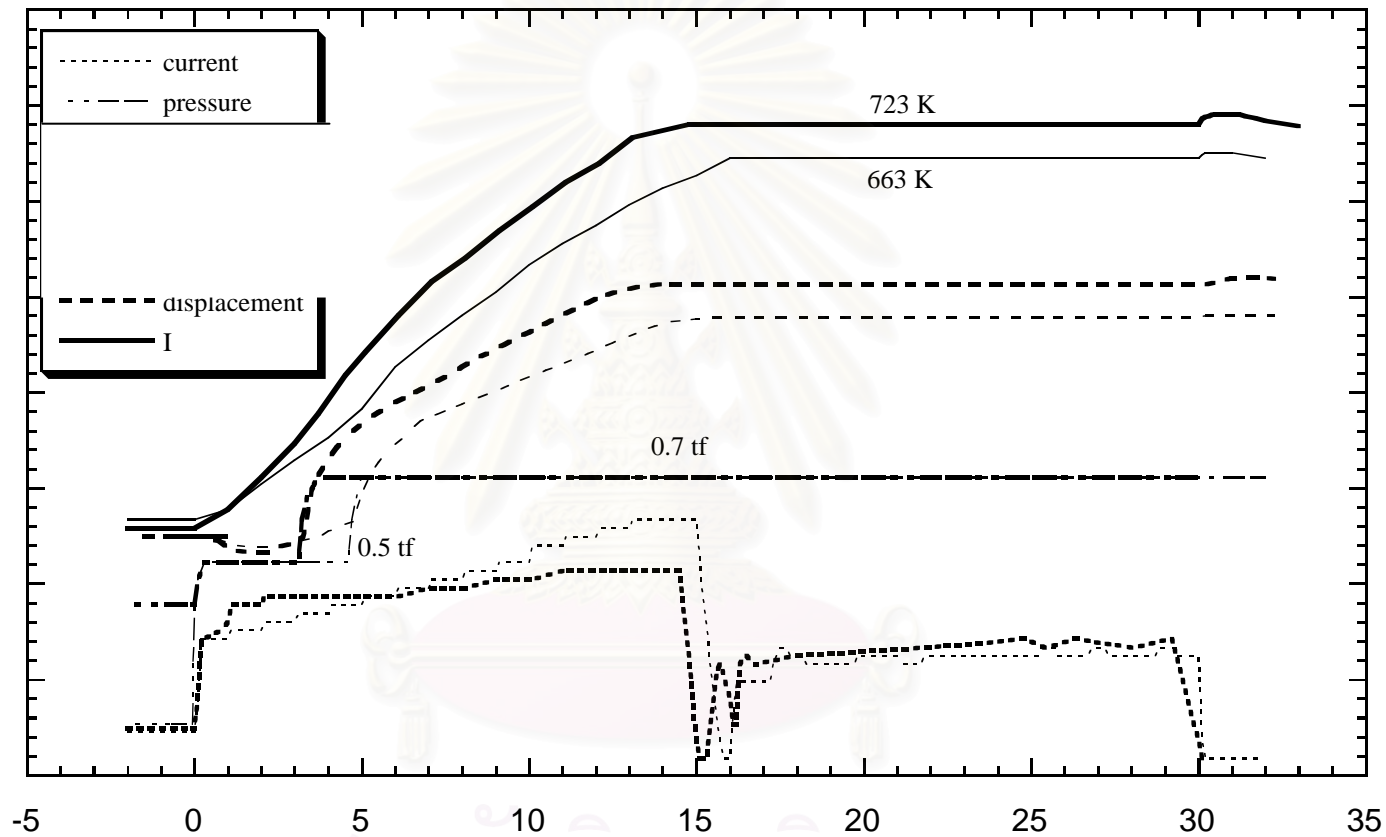
สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



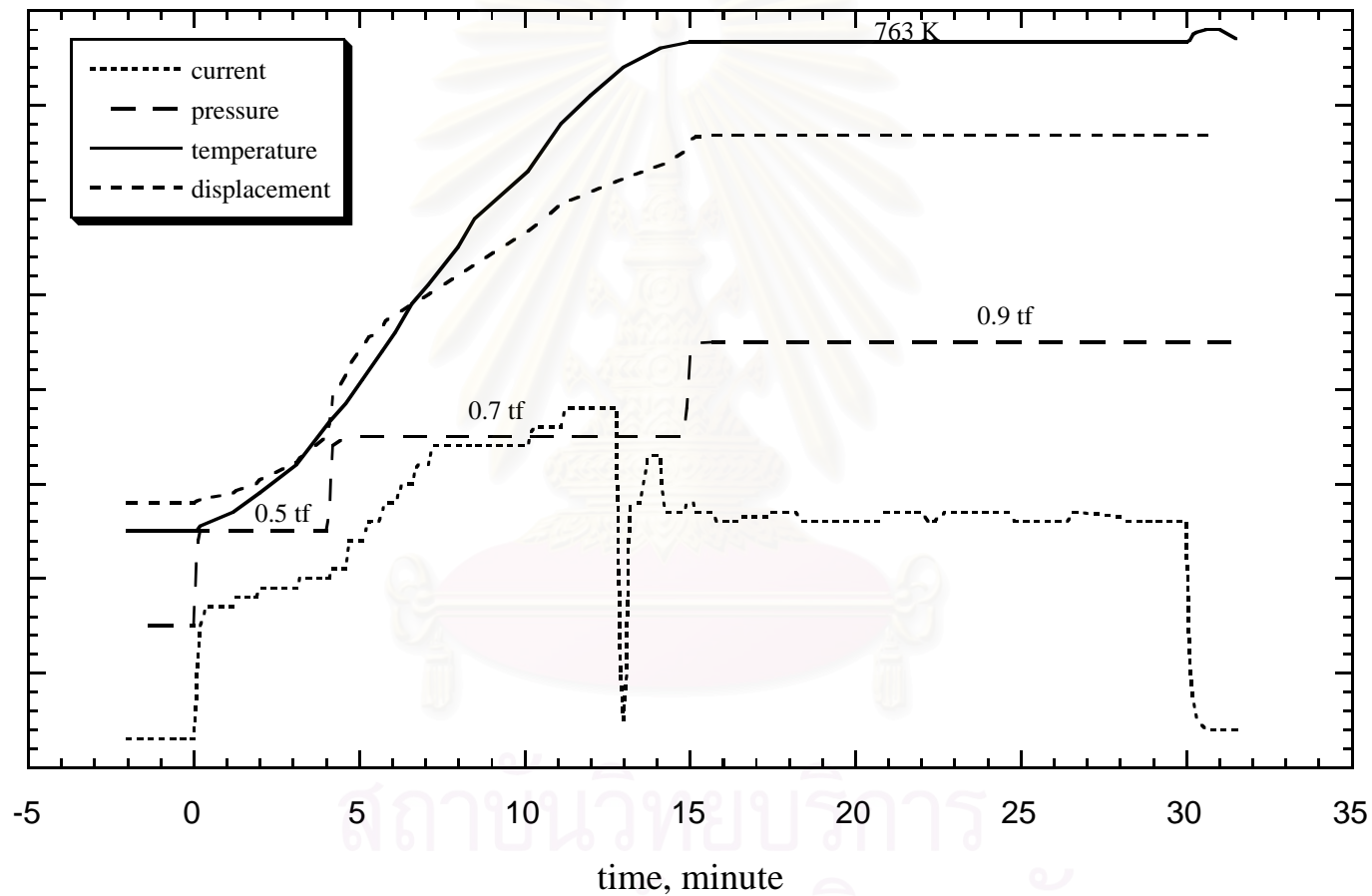
ภาพที่ 9 : ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของวัสดุเชิงประกอบ<sup>27</sup>



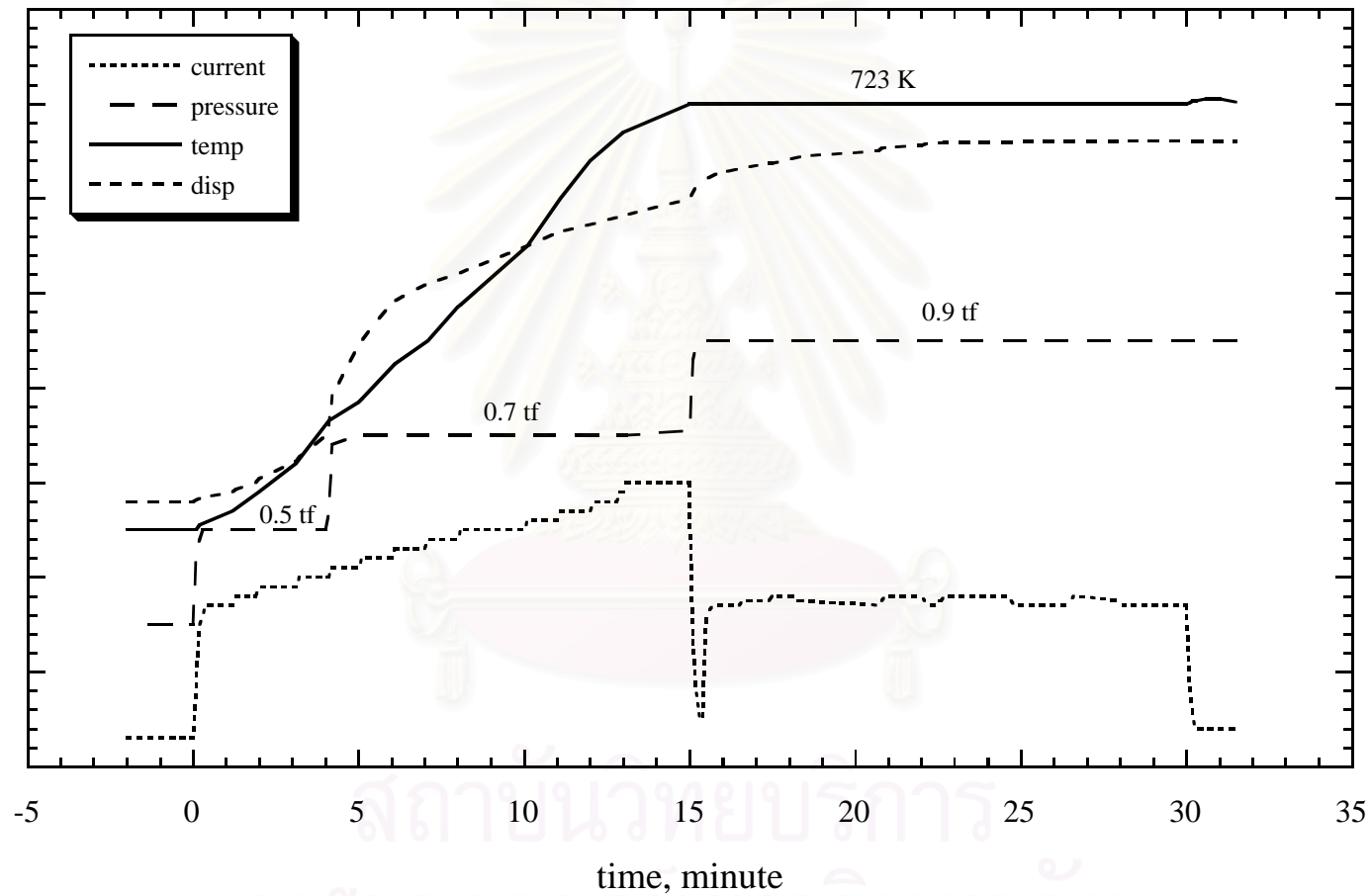
ภาพที่ 10 : มิติของแม่พิมพ์และชิ้นงานในการทำสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริง



ภาพที่ 11 : การเปลี่ยนแปลงของกระแสไฟฟ้า แรงดัน อุณหภูมิและระยะการเคลื่อนที่ของแท่นอัตรระหว่างกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมเริ่มต้น (เส้นบาง) ที่ความดัน 87.44 MPa และอุณหภูมิ 663 K เทียบกับของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่ผ่านการบดเชิงกล ด้วยความดัน 112.42 MPa และอุณหภูมิ 763 K (เส้นหนา)

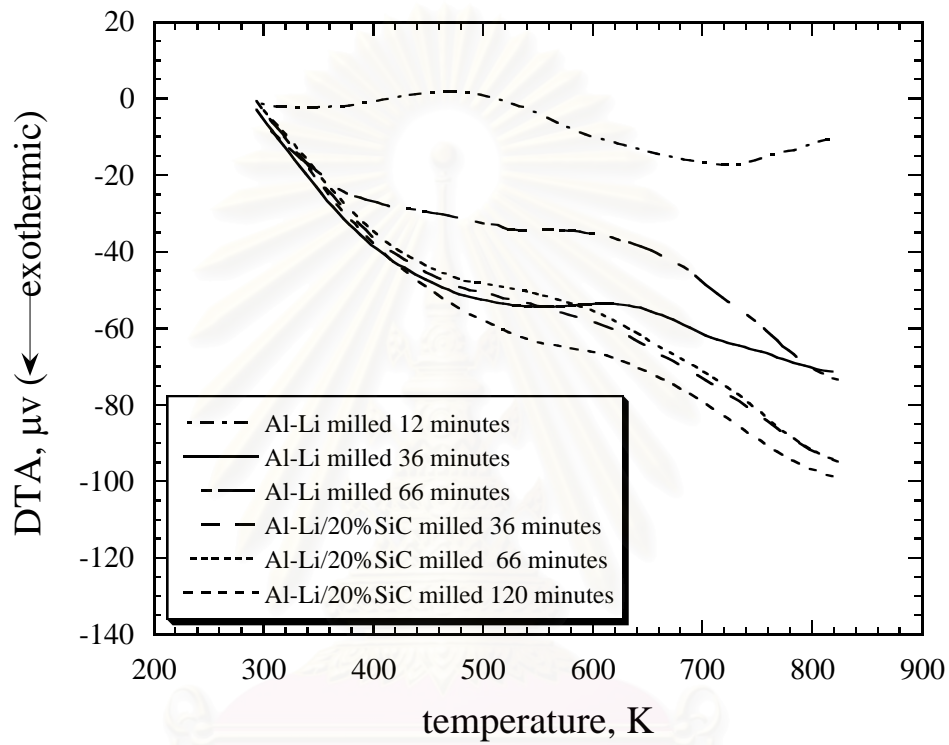


ภาพที่ 12 : การเปลี่ยนแปลงของกระแสไฟฟ้า แรงดัน อุณหภูมิและระยะการเคลื่อนที่ของแท่นอัดระหว่างกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเดอริงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ที่ความดัน 112.42 MPa และอุณหภูมิ 763 K



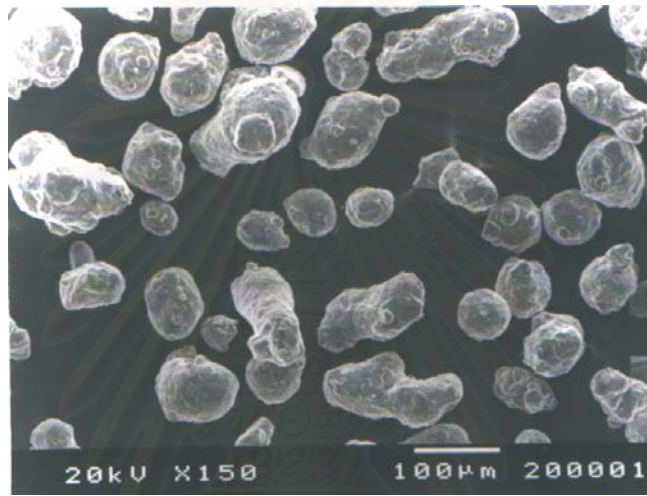
ภาพที่ 13 : การเปลี่ยนแปลงของกระแสไฟฟ้า แรงดัน อุณหภูมิและระยะการเคลื่อนที่ของแท่งอิเล็กโทรดระหว่างกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ที่ความดัน 112.42 MPa และอุณหภูมิ 723 K





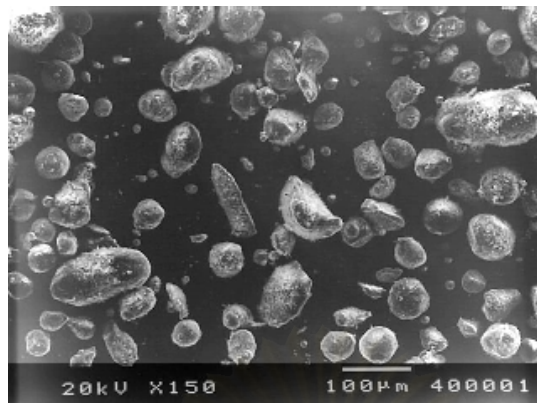
ภาพที่ 14 : ผลการตรวจวิเคราะห์ด้วย DTA แสดงผลระหว่างการเปลี่ยนแปลงพลังงานกับอุณหภูมิของผงโลหะอะลูมิเนียม-ลิเทียมและผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ได้จากการบดเชิงกลด้วยเวลาต่างๆ กัน

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

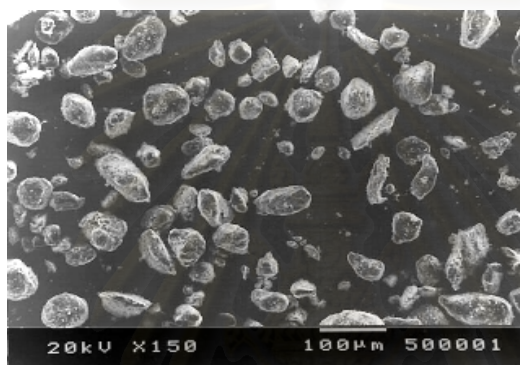


ภาพที่ 15 : รูปทรงและลักษณะทางกายภาพของผงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมหลังผ่านกระบวนการบดเชิงกลเป็นเวลา 36 นาที

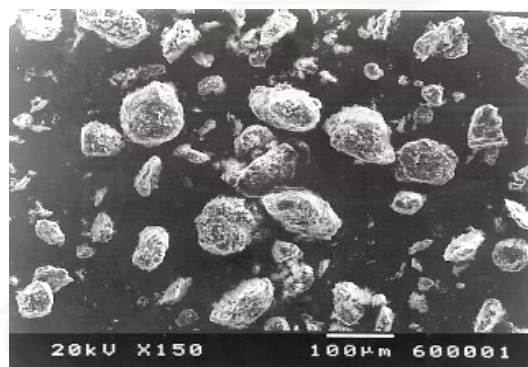
สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



(a)

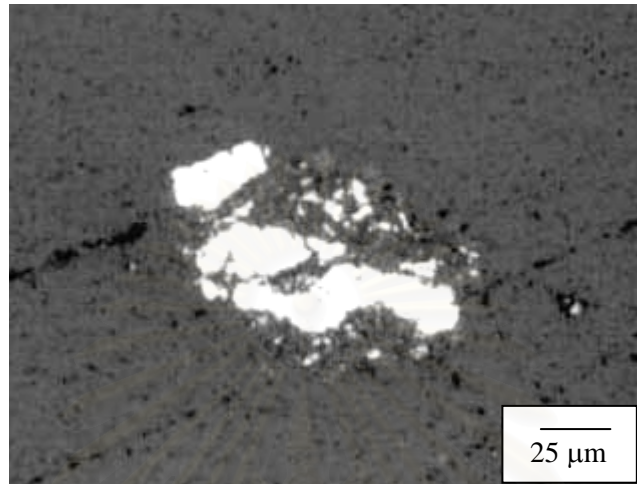


(b)



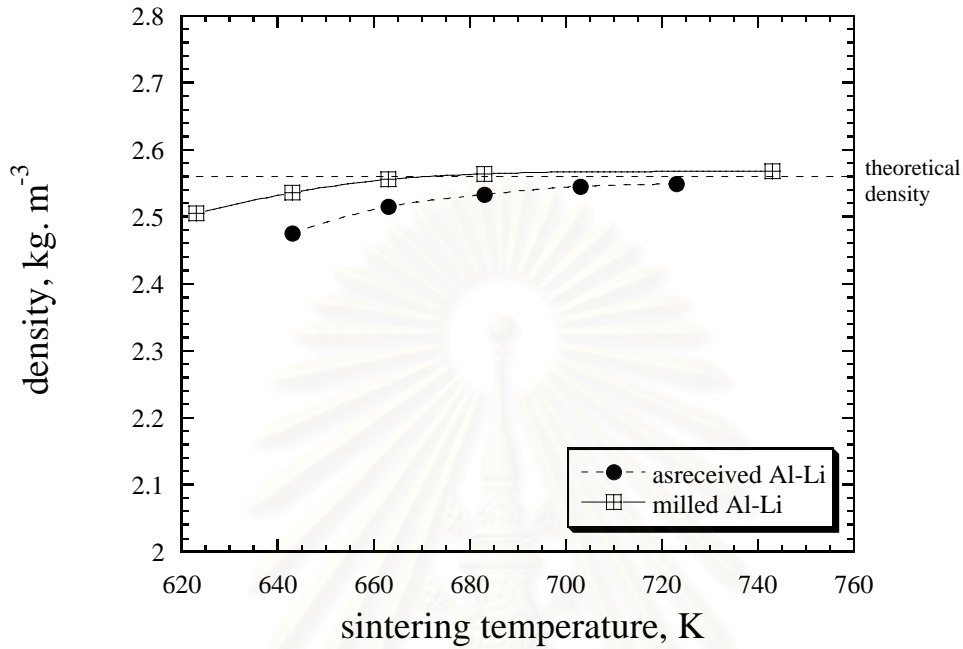
(c)

ภาพที่ 16 : รูปทรงและลักษณะทางกายภาพของผงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม ซิลิโคนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร หลังผ่านกระบวนการบดเชิงกลเป็นเวลา (a) 36 นาที (b) 66 นาที และ (c) 120 นาที



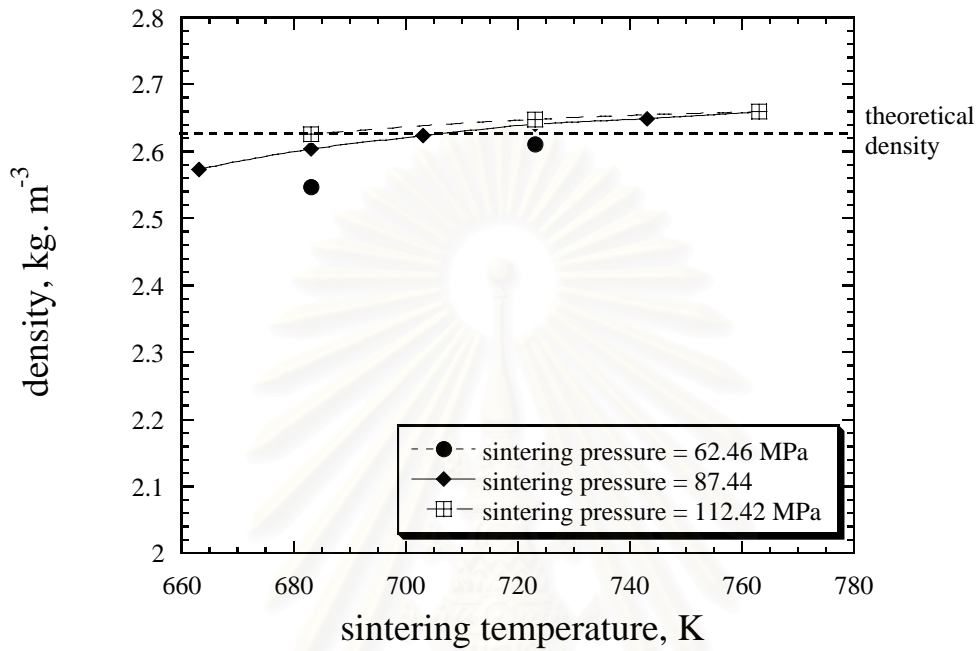
ภาพที่ 17 : ภาพถ่ายพวงวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมซิลิคอน คาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ที่ผ่านกระบวนการบดเชิงกลด้วยเวลา 120 นาที

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



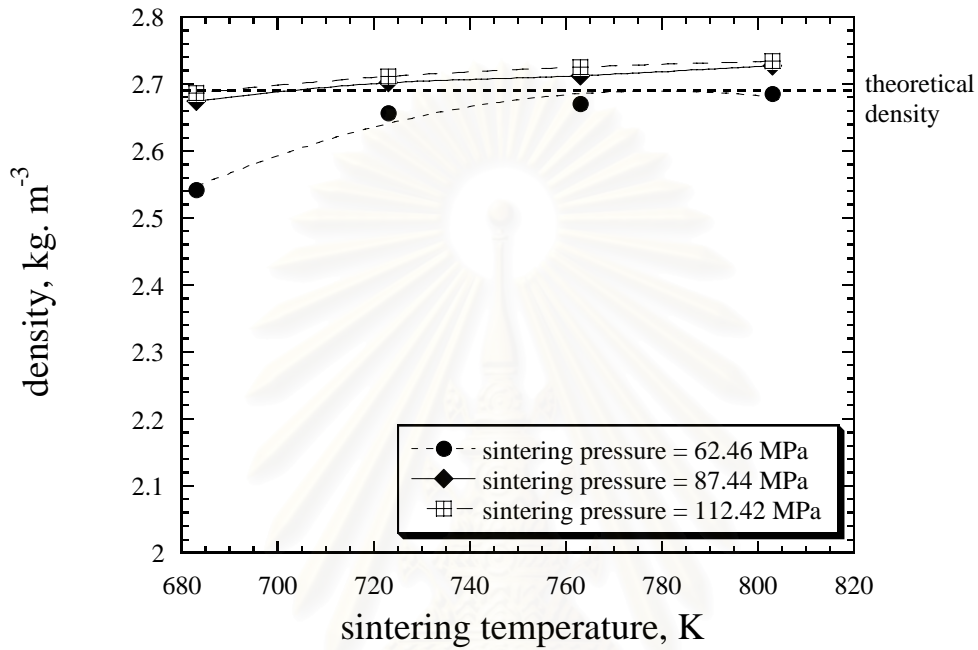
ภาพที่ 18 : กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมที่เตรียมจากผงเริ่มต้นและผงที่ผ่านกระบวนการบดเชิงกลเทียบกับอุณหภูมิที่ใช้ในการทำสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริง (ความดัน 87.44 MPa.)

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



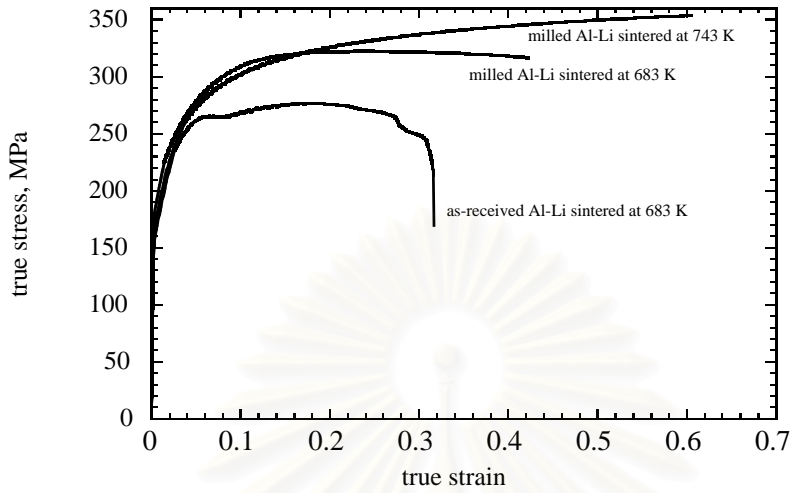
ภาพที่ 19 : กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสม อะลูมิเนียม-ลิเทียมซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตรที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริง ด้วยความดันและอุณหภูมิต่างๆ กัน

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



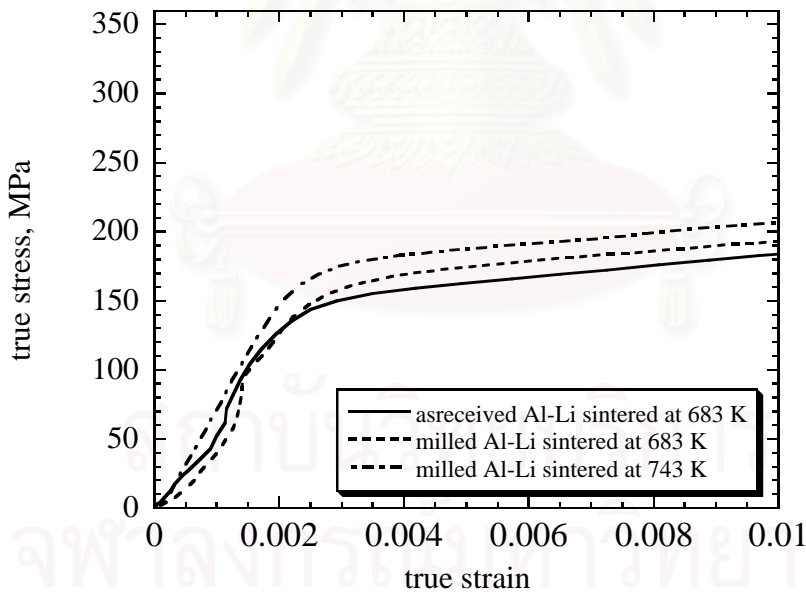
ภาพที่ 20 : กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสม อะลูมิเนียม-ลิเทียมซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตรที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริง ด้วยความดันและอุณหภูมิต่างๆ กัน

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



\*compressive testing

(a)

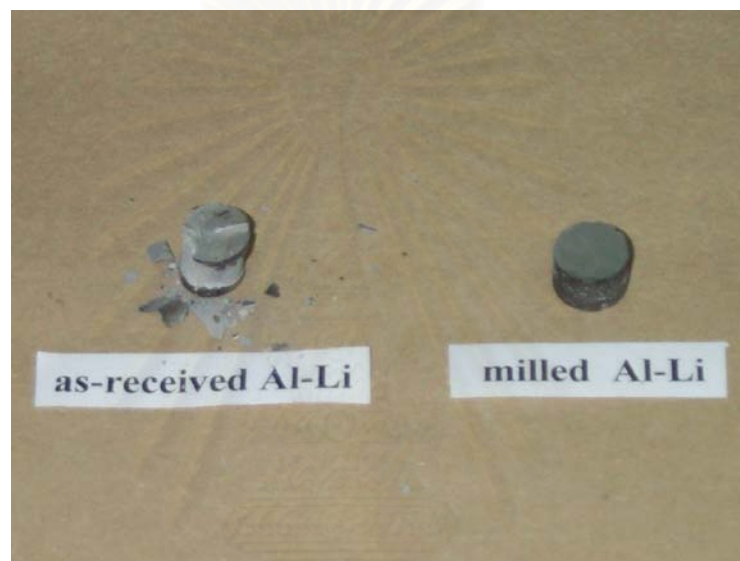


\*compressive testing

(b)

ภาพที่ 21 : กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม จากผงเริ่มต้นและผงที่ผ่านกระบวนการบดเชิงกลแล้วทำสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริงที่อุณหภูมิ 683 K และ ความดัน 87.44 MPa (ภาพ 21(a) ตลอดช่วงความเครียดที่วัดได้ ภาพ 21(b) ขยายจากภาพ 21(a))





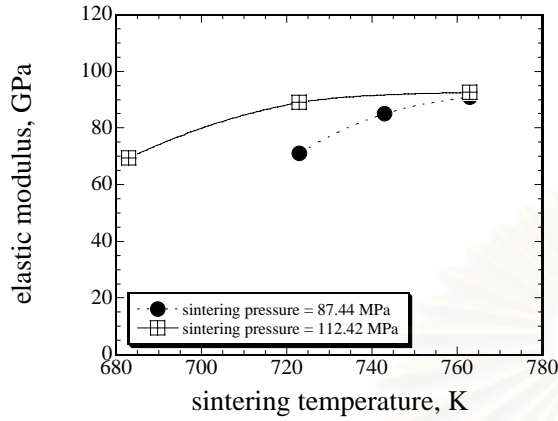
ภาพที่ 22 : ชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงเริ่มต้นและผงที่ผ่านกระบวนการบดเชิงกลแล้ว ทำสปาร์กพลาสมาซินเทอริงที่อุณหภูมิ 683 K และความดัน 87.44 MPa. ภายหลังจากทดสอบแรงอัด

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

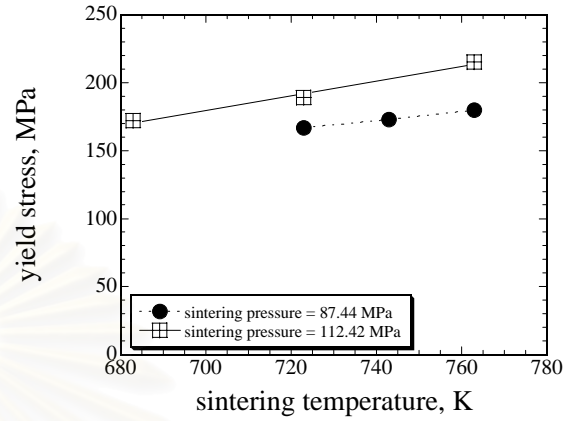


ภาพที่ 23 :ชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% และ 20% โดยปริมาตร ภายหลังจากทดสอบแรงอัด

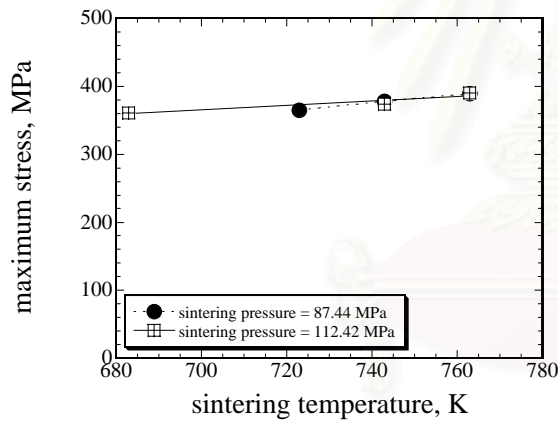
สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



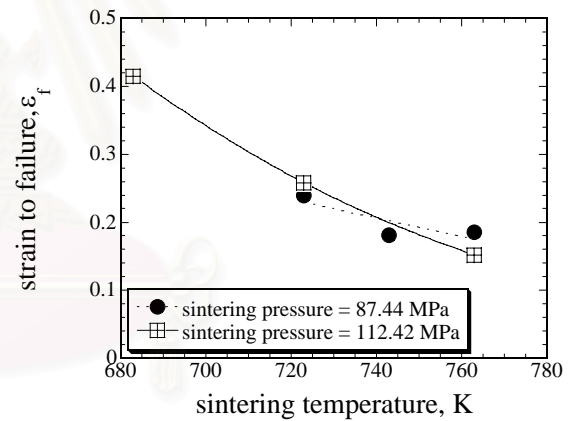
(a)



(b)

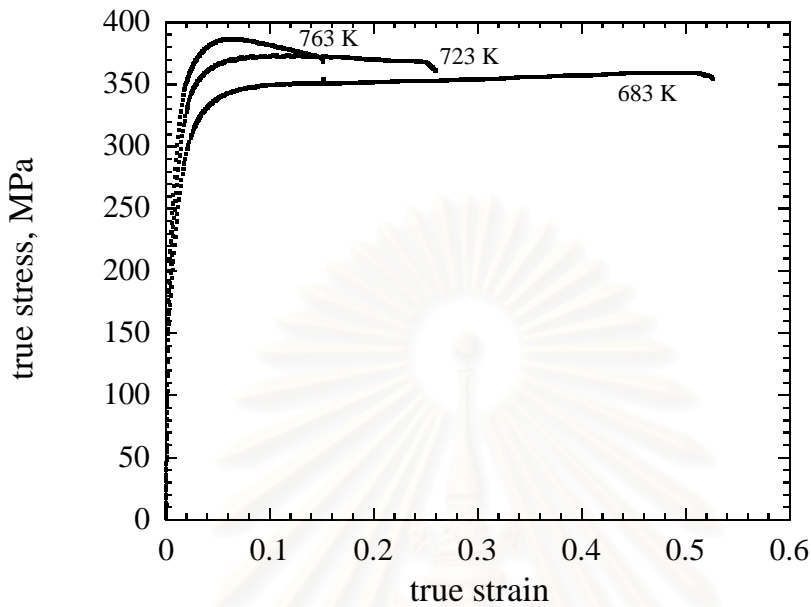


(c)



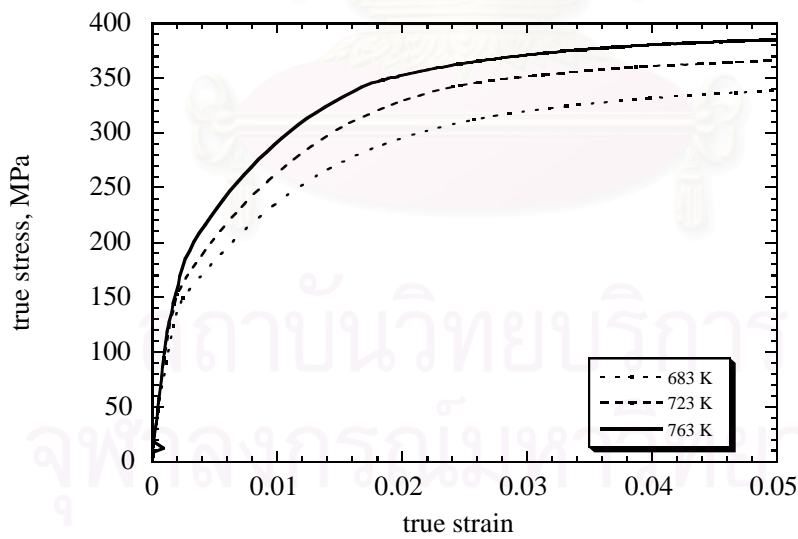
(d)

ภาพที่ 24: กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง (a) โมดูลัสยืดหยุ่น (b) ความเค้นจุดคราก (c) ความเค้นแรงอัดสูงสุด และ (d) ความเค้นจุดแตกหักของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร ที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริงด้วยความดันและอุณหภูมิต่างๆ กัน



\*compressive testing

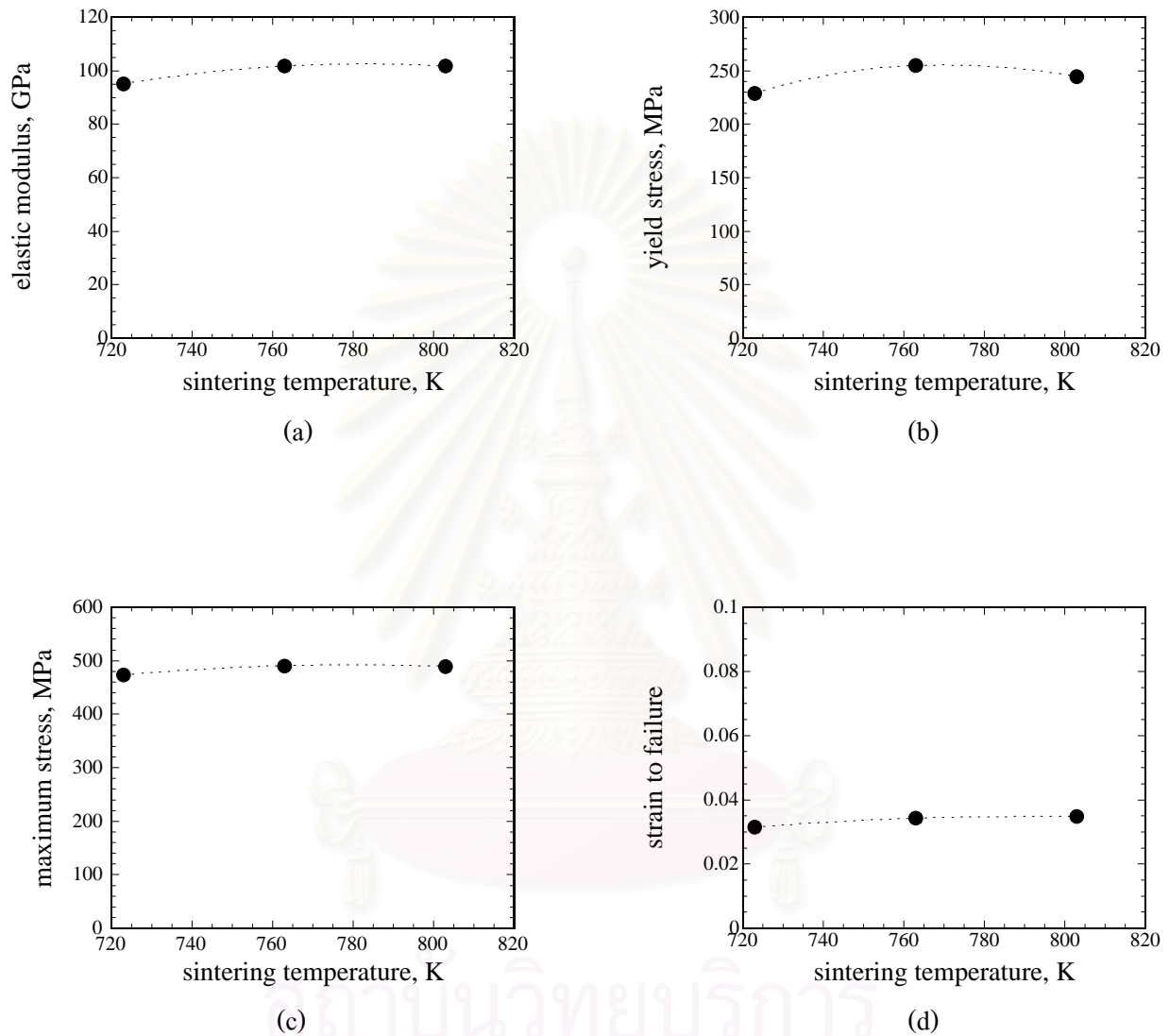
(a)



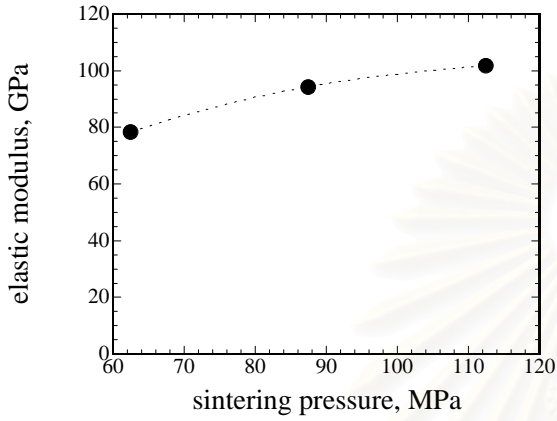
\*compressive testing

(b)

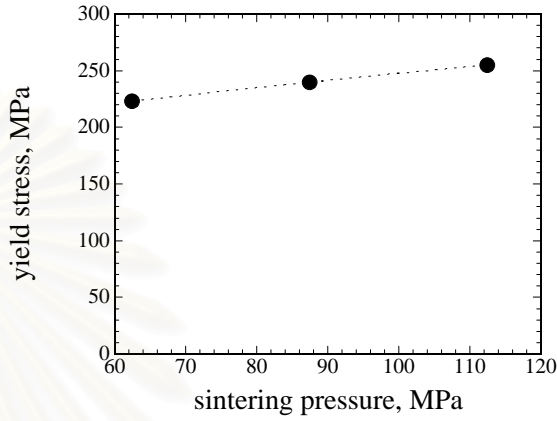
ภาพที่ 25 : กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจากการรับแรงอัดของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตรที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริงด้วยความดัน 112.42 MPa และอุณหภูมิต่างๆ กัน (ภาพ 24(a) ตลอดช่วงความเครียดที่วัดได้ ภาพ 24(b) ขยายจากภาพ 24(a))



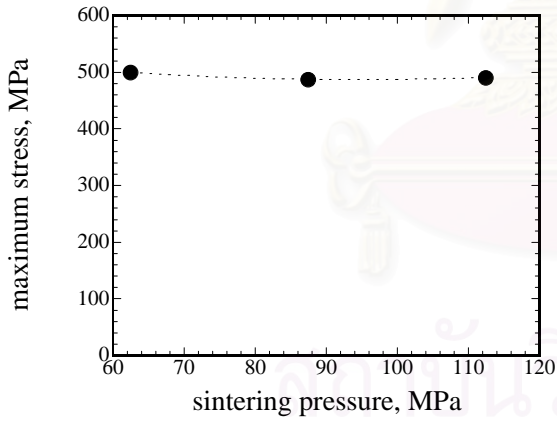
ภาพที่ 26 : กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง (a) อีลาสติคโมดูลัส (b) ความเค้นจุดคราก (c) ความเค้นแรงอัดสูงสุด และ (d) ความเค้นจุดแตกหักของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตรที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริงด้วยความดัน 112.42 MPa. และอุณหภูมิต่างๆกัน



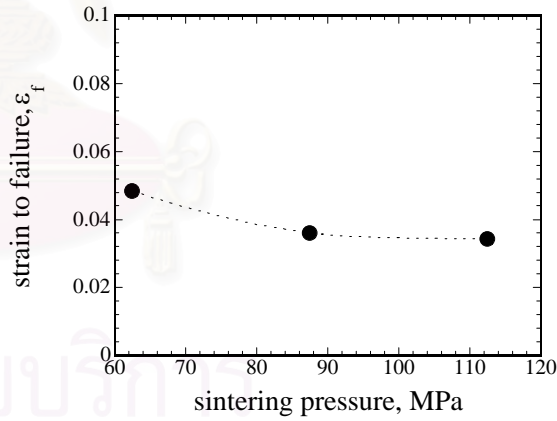
(a)



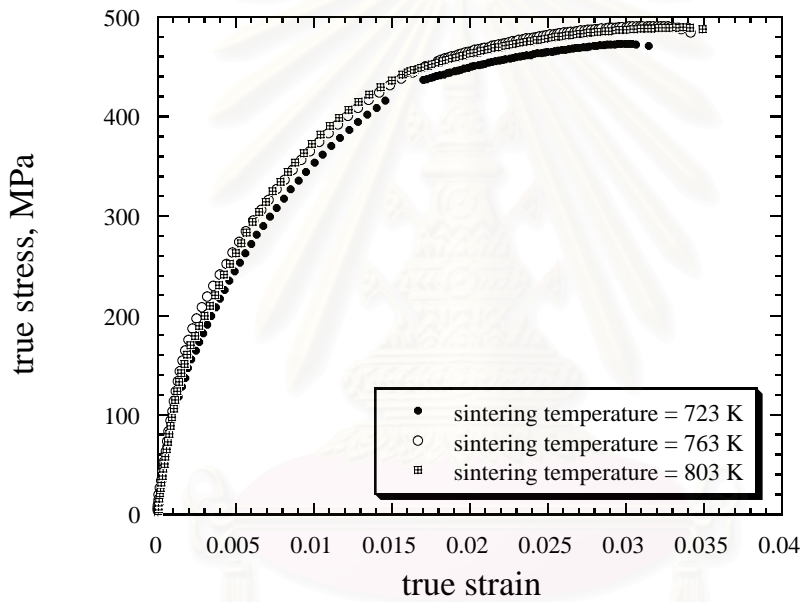
(b)



(c)

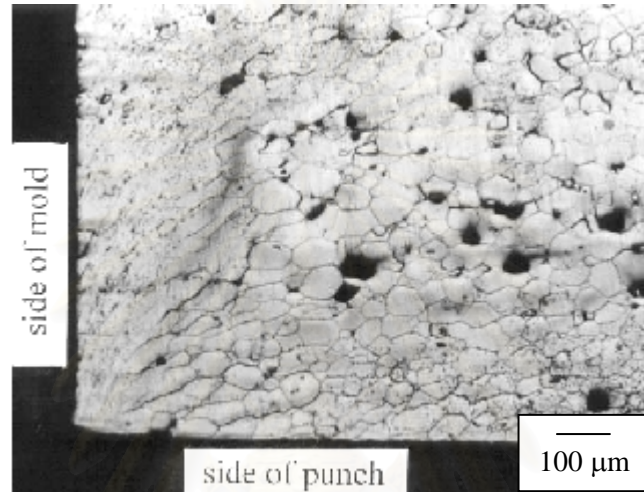


ภาพที่ 27 : กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง (a) อีลาสติคโมดูลัส (b) ความเค้นจุดคราก (c) ความเค้นแรงอัดสูงสุด และ (d) ความเค้นจุดแตกหักของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตรที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริงด้วยอุณหภูมิ 763 K และ ความดัน ต่างๆกัน

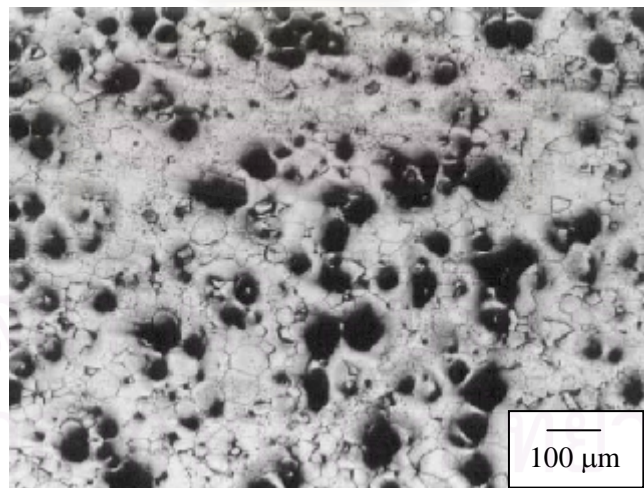


\*compressive testing

ภาพที่ 28 : กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจากการรับแรงอัดของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ที่ผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริงด้วยความดัน 112.42 MPa. และ อุณหภูมิต่างๆ



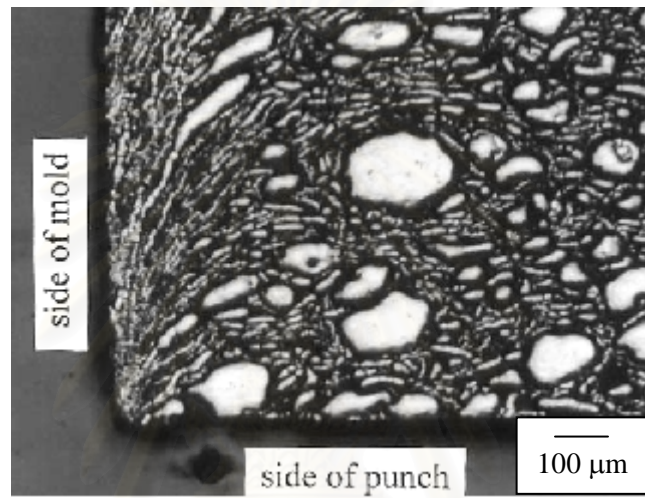
(a)



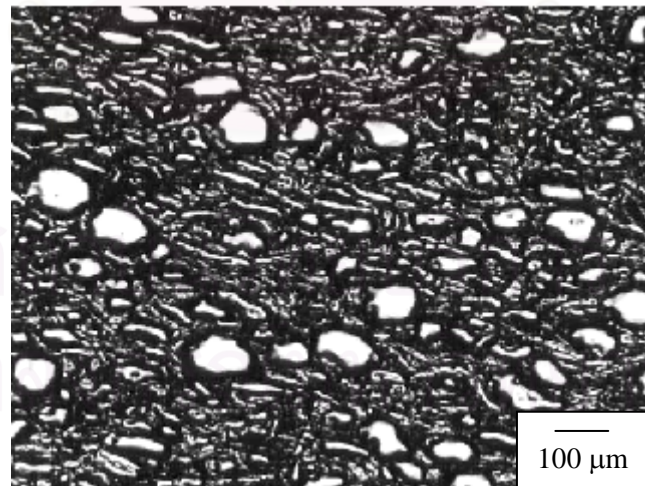
(b)

ภาพที่ 29 : ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมจากผงเริ่มต้นซึ่งผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริงด้วยอุณหภูมิ 763 K และความดัน 87.44 MPa



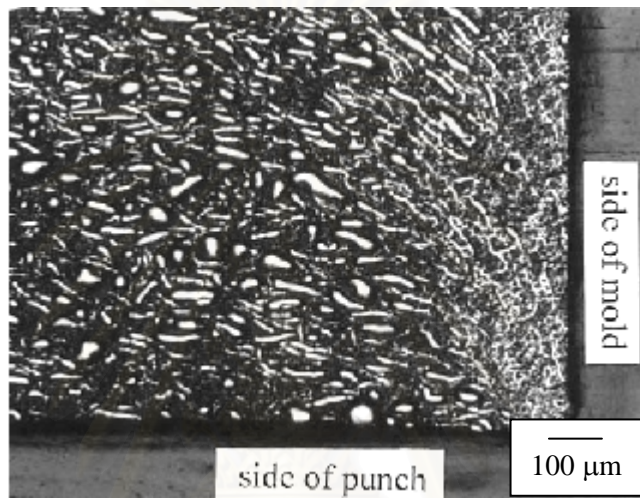


(a)

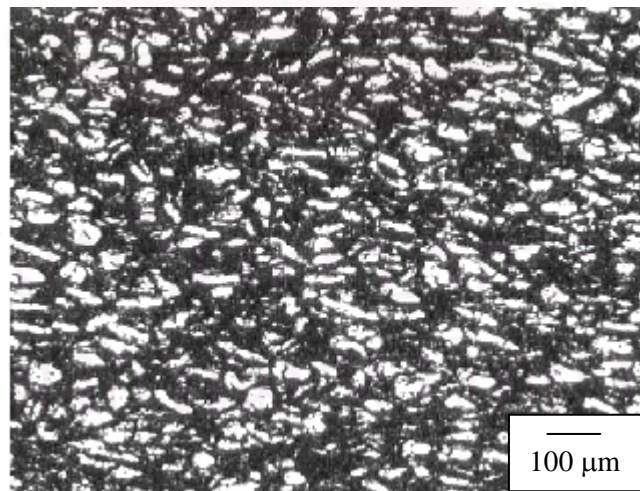


(b)

ภาพที่ 30 : ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับ ซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร ซึ่งผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริงด้วยอุณหภูมิ 763 K และความดัน 112.42 MPa (a)บริเวณขอบชิ้นงาน (b)บริเวณใจกลางชิ้นงาน

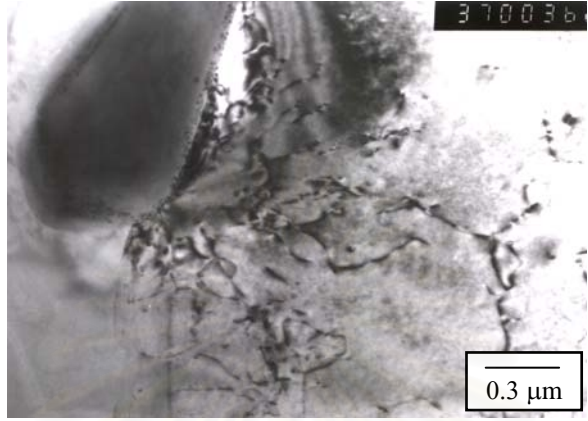


(a)

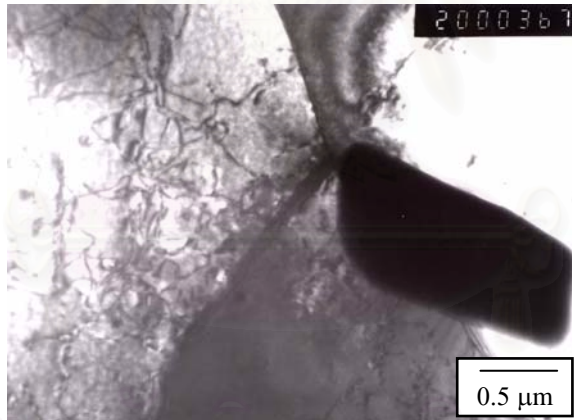


(b)

ภาพที่ 31 : โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร ซึ่งผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริงด้วยอุณหภูมิ 763 K และความดัน 112.42 MPa (a)บริเวณขอบชิ้นงาน (b)บริเวณใจกลางชิ้นงาน

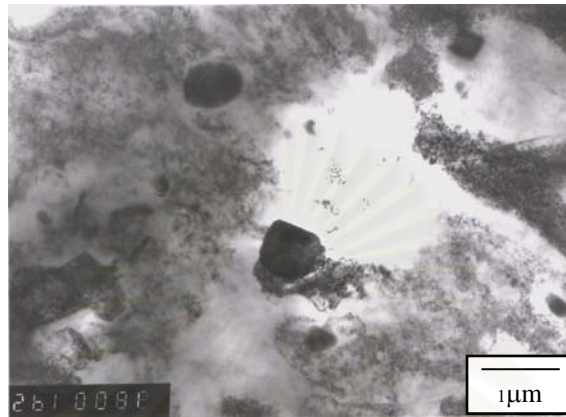


(a)

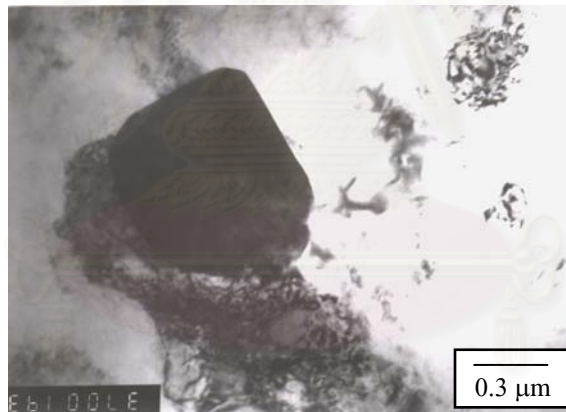


(b)

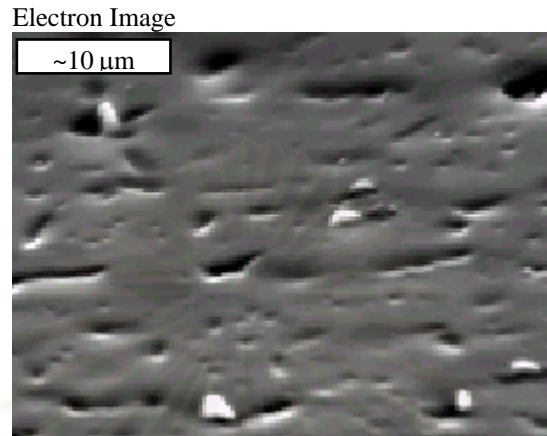
ภาพที่ 32 : ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร ซึ่งผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเตอร์ริงด้วยอุณหภูมิ 743 K และความดัน 87.44 MPa



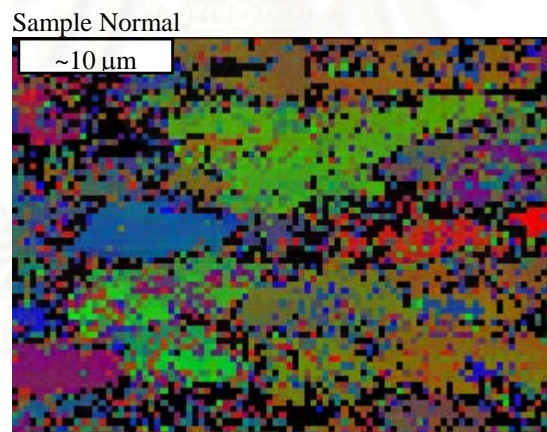
(a)



ภาพที่ 32 : ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร ซึ่งผ่านกระบวนการสปาร์กพลาสมาซินเทอริงด้วยอุณหภูมิ 743 K และความดัน 87.44 MPa แล้วทดสอบแรงอัดจนเกิดความเครียดประมาณ 10%

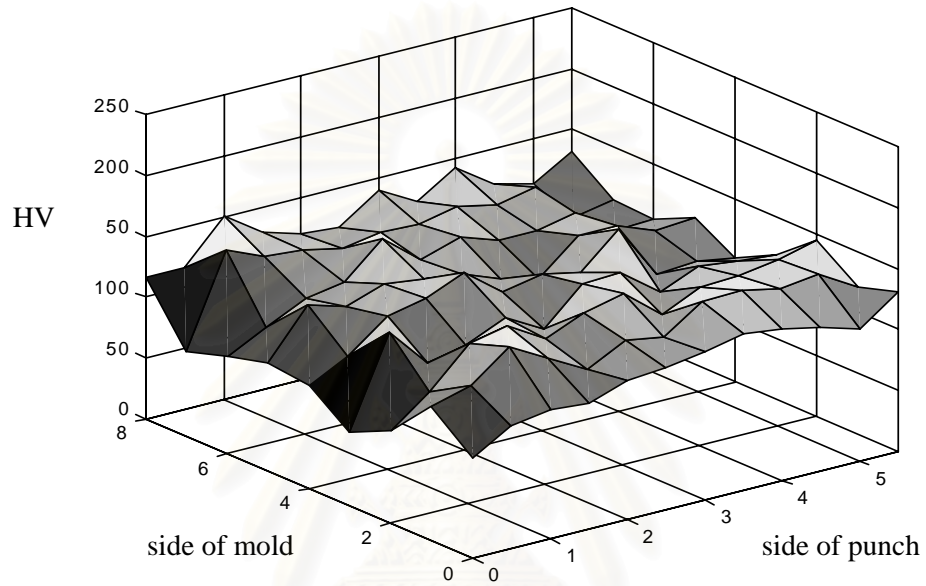


(a)



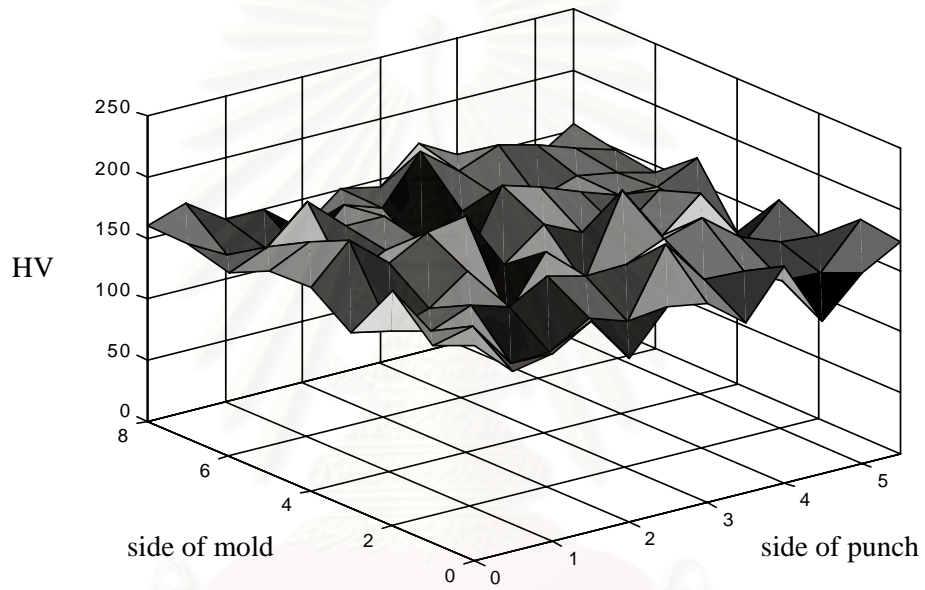
(b)

ภาพที่ 34 : (a) ภาพพื้นผิวชิ้นงานตัวอย่างจากการเตรียมตัวอย่างวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสม อะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร ที่ผ่านทดสอบแรงอัดจนเกิดความเครียด ประมาณ 10% ด้วย twin jet polisher (b) orientation mapping ของบริเวณ (a) จาก electron back scattering diffraction



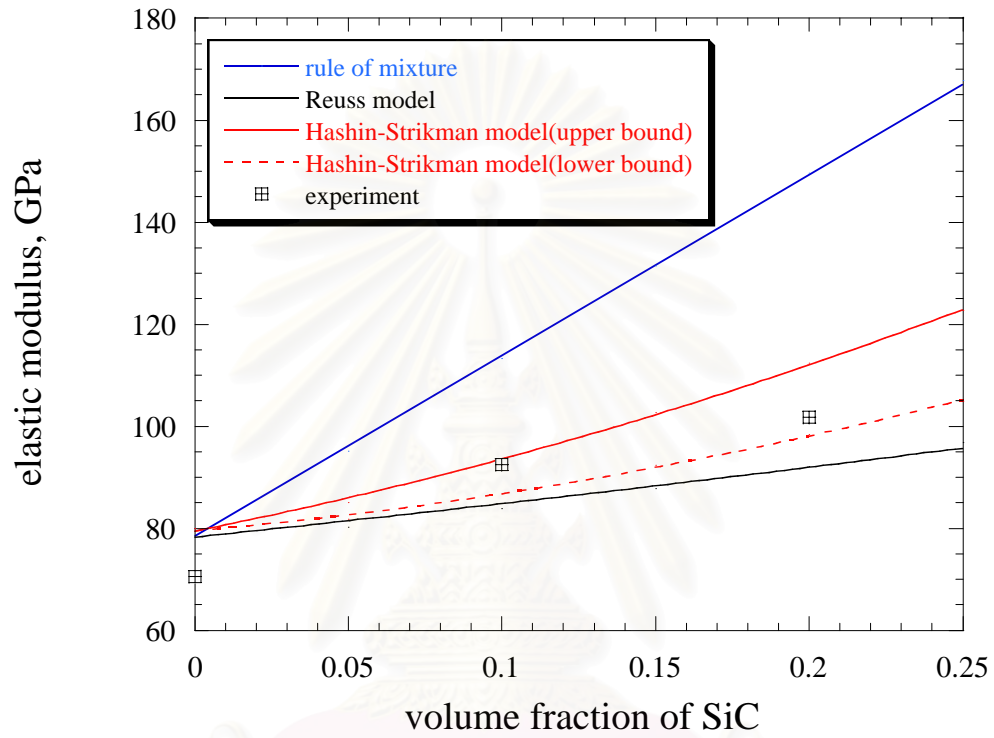
ภาพที่ 35 : ภาพแสดงค่าความแข็งในแต่ละบริเวณจากหนึ่งในสี่ส่วนของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 10% โดยปริมาตร

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาพที่ 36: ภาพแสดงค่าความแข็งในแต่ละบริเวณจากหนึ่งในสี่ส่วนของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบระหว่างโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ 20% โดยปริมาตร

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาพที่ 37 : กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าออสติกของวัสดุเชิงประกอบอะลูมิเนียม-ลิเทียมกับปริมาณของซิลิคอนคาร์ไบด์



## ประวัติผู้เขียน

ชื่อ	นางสาวอุษณีย์ กิตกำจร
วัน/เดือน/ปี เกิด	27 ตุลาคม 2520
ที่อยู่	2 ถนนเศรษฐสุมนบุรณ ตำบลหนองแคว อำเภอหนองแคว จังหวัดสระบุรี
การศึกษา	ปีการศึกษา 2531 ประถมศึกษา โรงเรียนวัดสระแก้ว อำเภอเมือง จังหวัด นครราชสีมา  ปีการศึกษา 2536 มัธยมศึกษาตอนปลาย โรงเรียนสุนารีวิทยา อำเภอเมือง จังหวัด นครราชสีมา  ปีการศึกษา 2540 ปริญญาวิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วิศวกรรมโลหการ) คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี  ปัจจุบัน กำลังศึกษาในระดับปริญญาโทบัณฑิต ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
สถานที่ทำงาน	สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ สำนักวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี
โทรศัพท์	01-8245310