

ผลของปริมาณทองแดงต่อความแข็งแรงและการต้านทานการสึกหรอของโลหะผสมไทเทเนียม-  
ทองแดงที่อบเผาผืนึก



นายพร ไพโรพนาพงศ์

ศูนย์วิทยพัทยาการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2553

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

EFFECTS OF COPPER CONTENT ON HARDNESS AND WEAR RESISTANCE OF  
SINTERED TITANIUM-COPPER ALLOY

Mr. Patchara Pripanapong

A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements

for the Degree of Master of Engineering Program in Metallurgical Engineering

Department of Metallurgical Engineering

Faculty of Engineering

Chulalongkorn University

Academic Year 2010

Copyright of Chulalongkorn University

หัวข้อวิทยานิพนธ์ ผลของปริมาณทองแดงต่อความแข็งแรงและการต้านทานการสึกหรอ  
ของโลหะผสมไทเทเนียม-ทองแดงที่อบเผาผืนึก  
โดย นายพชร ไพโรพนาพงศ์  
สาขาวิชา วิศวกรรมโลหการ  
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ธาชาย เหลืองวรานันท์

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้บัณฑิตวิทยาลัยรับนี้เป็นส่วน  
หนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

..... คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์  
(รองศาสตราจารย์ ดร.บุญสม เลิศนรินทร์วงศ์)

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

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

..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก  
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ธาชาย เหลืองวรานันท์)

..... กรรมการ  
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ไสว ต้านชัยวิจิตร)

..... กรรมการภายนอกมหาวิทยาลัย  
(ดร. ศิริพร ลากเกียรติถาวร)

พร ไพรพนาพงศ์ : ผลของปริมาณทองแดงต่อความแข็งและการต้านทานการสึกหรอของโลหะผสมไทเทเนียม-ทองแดงที่อบเผาผืนิก (EFFECTS OF COPPER CONTENT ON HARDNESS AND WEAR RESISTANCE OF SINTERED TITANIUM-COPPER ALLOY) อ. ที่ปริกษาวิทยานิพนธ์หลัก: ผศ. ดร. ธาชาย เหลืองวรานันท์, 102 หน้า.

ไทเทเนียมเป็นโลหะที่มีค่าความแข็งแรงต่อน้ำหนักสูงและมีความต้านทานการกัดกร่อนที่ดีเนื่องจากสามารถเกิดฟิล์มออกไซด์ได้เช่นเดียวกับอะลูมิเนียมและไม่เป็นอันตรายเมื่อนำมาใช้ในร่างกาย จึงสามารถนำมาผลิตเป็นวัสดุทางทันตกรรม เช่น ฟันปลอมได้ ไทเทเนียมบริสุทธิ์อาจมีความต้านทานการสึกหรอที่ยังไม่ดีนัก การนำทองแดงมาผสมกับไทเทเนียมจะช่วยปรับปรุงคุณสมบัติในด้านนี้ได้ โดยงานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาผลของปริมาณทองแดง แรงอัดที่ใช้ในการขึ้นรูปชิ้นงาน อุณหภูมิและเวลาในการเผาผืนิกต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์และคุณสมบัติทางกลอันได้แก่ ความแข็งและการต้านทานการสึกหรอ รวมทั้งศึกษาผลของการทำ Solution treatment ต่อคุณสมบัติทางกลดังกล่าว โดยโลหะผสมไทเทเนียมทองแดงที่ผลิตโดยกรรมวิธีทางผงโลหะที่ใช้ศึกษาในงานวิจัยมี 5 ส่วนผสมได้แก่ 2, 4, 7, 10 และ 15% ทองแดงโดยน้ำหนัก จากการศึกษาพบว่า การเพิ่มปริมาณทองแดงจะทำให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์หลังเผาผืนิกมีแนวโน้มลดลง โดยเฉพาะการเพิ่มปริมาณทองแดงจาก 10 เป็น 15% ส่วนการเพิ่มแรงอัด อุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการเผาผืนิกจะทำให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น จากการศึกษาพบว่า การใช้แรงอัดขึ้นรูป 254 MPa อุณหภูมิในการเผาผืนิก 1100°C ใช้เวลา 4 ชม. ให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์และความแข็งในเกณฑ์สูง โดยโลหะผสม Ti-2Cu และ Ti-10Cu จะให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์และความแข็งสูงสุดที่ 96% และ 375 HV ตามลำดับซึ่งถูกเลือกมาทำ Solution treatment ต่อไป

หลังผ่านการทำ Solution treatment ที่ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. พบว่าความแข็งมีค่าเพิ่มขึ้นและมีค่าสูงสุดที่ 525 HV ในโลหะผสม Ti-10Cu ความต้านทานการสึกหรอซึ่งวัดจากมวลที่สูญหายไปหลังการทดสอบการสึกหรอ พบว่าโลหะผสม Ti-10Cu ซึ่งผ่านการเผาผืนิกที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. มีมวลที่สูญหายไปต่ำที่สุดที่ 36.4 mg ซึ่งเทียบเท่ากับอัตราการสึกหรอจำเพาะเท่ากับ  $1.01 \times 10^{-13} \text{ m}^3/\text{N}\cdot\text{m}$

ภาควิชา.....วิศวกรรมโลหการ.....ลายมือชื่อนิสิต.....พร.....ไพรพนาพงศ์.....  
 สาขาวิชา.....วิศวกรรมโลหการ.....ลายมือชื่อ อ.ที่ปริกษาวิทยานิพนธ์หลัก.....ศ.พ. เนื่ออณน.....  
 ปีการศึกษา.....2553.....



## 5170395921 : MAJOR METALLURGICAL ENGINEERING

KEYWORDS : TITANIUM / COPPER / POWDER METALLURGY/ SOLUTION TREATMENT

PATCHARA PRIPANAPONG: EFFECTS OF COPPER CONTENT ON HARDNESS AND WEAR RESISTANCE OF SINTERED TITANIUM-COPPER ALLOY. THESIS ADVISOR: ASST.PROF. TACHAI LUANGVARANUNT, Ph.D., 102 pp.

Titanium is a metal with high strength to weight ratio. It has a good corrosion resistance because of existence of oxide film similar to aluminum; therefore, it is safe to be used as artificial bones or artificial tooth. However, pure titanium may have insufficient wear resistance. Addition of copper to titanium will improve its wear property. This research studies effect of amount of added copper, compaction pressure, temperature and time during sintering to the relative density and mechanical properties of the alloys which are hardness and wear resistance. In addition, effect of solution treatment to the aforementioned properties will be studied. Titanium-copper alloys compositions to be investigated are 2, 4, 7, 10, 15wt.% copper. From the study, it was found that addition of copper reduces relative density of sintered materials, especially when copper is increased from 10 to 15wt.%. Increase of compaction pressure, temperature and time of sintering increases the relative density. The results show that a compaction pressure of 254 MPa, sintering at 1100°C for 4 hours will give high values of relative density and hardness. The Ti-2Cu and Ti-10Cu alloys have highest relative density and hardness of 96% and 376 HV, respectively. These alloys are chosen to be solution heat treated.

After solution treatment at 1000°C for 0.5 hour, it was found that hardness values are increased. Maximum hardness of 526 HV is obtained in Ti-10Cu alloy. Wear test by measuring loss shows that Ti-10Cu alloy sintered at 1100°C for 4 hours has lowest mass loss of 36.4 mg, which is equivalent to specific wear rate of  $1.01 \times 10^{-13}$  m<sup>3</sup>/N-m.

Department: ...Metallurgical Engineering... Student's Signature: ...Patchara Pripanapong...

Field of Study: Metallurgical Engineering ... Advisor's Signature: ...Tachai Luangvaranunt...

Academic Year: .....2010.....

## กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยฉบับนี้สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี ด้วยความร่วมมือจาก ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ธาชาย เหลืองวรานันท์ ที่กรุณาถ่ายทอดความรู้ อบรมสั่งสอน ให้คำปรึกษา และข้อคิดเห็นต่าง ๆ ในการศึกษาและวิจัย รวมทั้งให้คำปรึกษาด้านจิตใจ รวมถึง รองศาสตราจารย์ ดร.ประสงค์ ศรีเจริญชัย, ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ไสว ด้านชัยจิตร และ ดร.ศิริพร ลามเกียรติถาวร กรรมการสอบวิทยานิพนธ์ ที่กรุณาให้คำปรึกษา คำแนะนำ และข้อคิดเห็นต่าง ๆ ในงานวิจัยนี้ รวมทั้งคณาจารย์ทุกท่านที่ได้อบรมให้ความรู้ในงานด้านโลหะวิทยาต่าง ๆ อีกทั้งคำแนะนำ และข้อคิดเห็นที่เป็นประโยชน์ต่องานวิจัย ขอขอบพระคุณเจ้าหน้าที่ในภาควิชาวิศวกรรมโลหการทุกท่าน ที่ให้การสนับสนุนข้าพเจ้าในทุกด้านด้วยดีตลอดมา

ขอขอบพระคุณสถาบันวิจัยโลหะและวัสดุ และศูนย์เครื่องมือวิจัยวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ที่ให้ความอนุเคราะห์ในการใช้เครื่องมือทดสอบตลอดมาจนเสร็จสิ้นงานวิจัยด้วยดี และขอขอบพระคุณทุนอุดหนุนวิทยานิพนธ์สำหรับนิสิต บัณฑิตวิทยาลัย จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ที่ให้การสนับสนุนข้าพเจ้า

สุดท้ายนี้ข้าพเจ้าขอกราบขอบพระคุณบิดามารดาและบุคคลอันเป็นที่เคารพรักที่คอยให้กำลังใจอีกทั้งการสนับสนุนในด้านการศึกษา และให้โอกาสที่ดีในชีวิตแก่ข้าพเจ้าด้วยดีตลอดมา รวมทั้งเพื่อนในกลุ่มวิจัยที่เป็นกำลังใจให้กับข้าพเจ้า

ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

# สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญ.....	ช
สารบัญตาราง.....	ญ
สารบัญรูป.....	ฎ
บทที่	
1 บทนำ.....	1
1.1 ความสำคัญ.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย.....	2
1.3 ขอบเขตการศึกษาในงานวิจัย.....	2
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	3
2 ปรีทรรศน์วรรณกรรม.....	4
2.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย.....	4
2.1.1 ข้อมูลทั่วไปเกี่ยวกับโลหะไทเทเนียมและโลหะผสมไทเทเนียม.....	4
2.1.2 รายละเอียดของเฟสต่างๆของโลหะไทเทเนียมผสม.....	7
2.1.2.1 โลหะผสม $\alpha$ .....	7
2.1.2.2 โลหะผสม Near $\alpha$ .....	9
2.1.2.3 โลหะผสม $\alpha + \beta$ .....	13
2.1.2.4 โลหะผสม $\beta$ .....	15
2.1.3 กระบวนการเผาผนึก (Sintering).....	17
2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	19

3 วิธีการทดลอง.....	43
3.1 วัสดุอุปกรณ์ที่ใช้ในการทดลอง.....	43
3.1.1 สารเคมีที่ใช้ในการทดลอง.....	43
3.1.2 เครื่องมือที่ใช้ในการทดลอง.....	43
3.1.3 เครื่องมือวิเคราะห์ผลการทดลอง.....	44
3.2 ขั้นตอนการทดลอง.....	45
3.2.1 การเตรียมผงโลหะ.....	45
3.2.2 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงาน.....	45
3.2.3 ขั้นตอนการวิเคราะห์ผลการทดลอง.....	46
4 ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผล.....	49
4.1 ขนาดและรูปร่างของผงโลหะ.....	49
4.2 ความหนาแน่นสัมพัทธ์.....	50
4.3 ผลวิเคราะห์ X-ray diffraction.....	55
4.4 ผลวิเคราะห์ Differential Scanning Calorimeter (DSC).....	57
4.5 โครงสร้างจุลภาค.....	59
4.6 ความแข็ง.....	74
4.7 ความต้านทานการสึกหรอ.....	81
5 สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ.....	90
5.1 สรุปผลการทดลอง.....	90
5.1.1 ความหนาแน่นสัมพัทธ์.....	90
5.1.1.1 ผลของปริมาณทองแดงต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์.....	90
5.1.1.2 ผลของอุณหภูมิการเผาผนึกต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์.....	90
5.1.1.3 ผลของแรงอัดต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์.....	91
5.1.1.4 ผลของเวลาในการเผาผนึกต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์.....	91
5.1.2 ความแข็ง.....	91
5.1.2.1 ผลของปริมาณทองแดงต่อความแข็ง.....	91
5.1.2.2 ผลของอุณหภูมิการเผาผนึกต่อความแข็ง.....	91
5.1.2.3 ผลของแรงอัดต่อความแข็ง.....	92

5.1.2.4 ผลของเวลาในการเผาผนึกต่อความแข็ง.....	92
5.1.2.5 ผลของการทำ Solution treatment ต่อความแข็ง.....	92
5.1.3 ความต้านทานการสึกหรอ.....	92
5.1.3.1 ผลของปริมาณทองแดงต่อความต้านทานการสึกหรอ.....	92
5.1.3.2 ผลของสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน.....	93
5.1.3.3 ความต้านทานการสึกหรอหลังทำ Solution treatment.....	93
5.1.3.4 ปัจจัยอื่นๆต่อความต้านทานการสึกหรอ.....	93
5.2 ข้อเสนอแนะ.....	93
รายการอ้างอิง.....	94
ภาคผนวก.....	96
ภาคผนวก ก.....	97
ภาคผนวก ข.....	101
ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์.....	102



## สารบัญตาราง

	หน้า
ตารางที่ 2.1 สมบัติทางกลและทางกายภาพของโลหะไทเทเนียมบริสุทธิ์.....	5
ตารางที่ 2.2 คุณสมบัติของเฟส $\alpha$ , $\beta$ และ $\alpha+\beta$ ของโลหะผสมไทเทเนียม.....	7
ตารางที่ 2.3 Solid solution strengthening และประสิทธิภาพของธาตุ $\beta$ -stabilizing ที่เติมลงในโลหะผสม.....	13
ตารางที่ 2.4 ปริมาตรที่สูญเสีย, โครงสร้าง, ความแข็งและความหนาแน่นของ ชิ้นงานทดสอบ.....	30
ตารางที่ 2.5 ส่วนผสมของเฟสต่างๆ ที่ผ่านการอบอ่อนที่ 1023K เป็นเวลา 2206 ชม.....	41
ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะไทเทเนียมบริสุทธิ์แบบละเอียด.....	43
ตารางที่ 3.2 ปริมาณของผงต่างๆที่ต้องใช้ในแต่ละส่วนผสม.....	45
ตารางที่ 3.3 ความหนาแน่นที่ได้จากการคำนวณหลังการเผาผนึก.....	47
ตารางที่ 4.6.1 ความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกที่อุณหภูมิ เวลาและแรงอัดแตกต่างกัน.....	74

ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

## สารบัญรูป

	หน้า
รูปที่ 2.1 ผลของธาตุผสมต่อแผนภูมิเฟสของโลหะผสมไทเทเนียม.....	6
รูปที่ 2.2 แผนภูมิเฟสสามมิติสำหรับแบ่งประเภทของโลหะผสมไทเทเนียม.....	6
รูปที่ 2.3 โครงสร้างจุลภาคของ CP titanium: (a) อบอ่อนที่อุณหภูมิ 700 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง แสดงให้เห็นเกรนแบบ equi-axed ของ $\alpha$ (X100); (b) เย็นตัวอย่างรวดเร็วจาก $\beta$ -phase field แสดงให้เห็นเข็มของ $\alpha'$ (X150); (c) เย็นตัวในอากาศ แสดง widmanstätten ของ $\alpha$ (X100); (d) near- $\alpha$ alloy IMI 685 เย็นตัวในอากาศ แสดงให้เห็นการจัดเรียงตัวแบบ basket weave ของ widmanstätten plates ของ $\alpha$ โดยมีเฟส $\beta$ ผสมอยู่เล็กน้อย.....	8
รูปที่ 2.4 (a) IMI 679 alloy เย็นตัวในอากาศจาก $\alpha + \beta$ phase field เฟสสีขาว คือ primary $\alpha$ และส่วนที่เหลือคือ widmanstätten ของเฟส $\alpha$ (X500); (b) IMI 685 alloy เย็นตัวในน้ำมันจาก $\beta$ phase field แสดง martensitic ของเฟส $\alpha'$ และเฟส $\beta$ ที่เหลืออยู่ปริมาณเล็กน้อย (X75); (c) IMI 685 alloy เย็นตัวในน้ำมันจาก $\beta$ phase field และบ่มที่อุณหภูมิ 850 °C แสดงอนุภาคของเฟส $(Ti,Zr)_5Si_3$ (X30000) .....	11
รูปที่ 2.5 แผนภูมิเฟสของโลหะผสม Ti-Cu.....	12
รูปที่ 2.6 แผ่นของเฟส $Ti_2Cu$ ซึ่งได้จากการบ่มโลหะผสม Ti-2.5Cu (IMI230).....	12
รูปที่ 2.7 แผนผังแสดงโครงสร้างจุลภาคแบบต่างๆที่ได้รับหลังจากการทำ double solution treatment ตามด้วยการเย็นตัวในน้ำ (WQ) หรือในอากาศ (AC) แล้วทำการอบคืนตัว หรือ precipitation treatment.....	14
รูปที่ 2.8 Pseudo-binary $\beta$ -isomorphous phase diagram แสดงขอบเขตของ metastable $\beta$ และ stable $\beta$ ของโลหะผสมไทเทเนียม.....	16
รูปที่ 2.9 รูปร่างของอนุภาคทั้งสามในระหว่างการเผาผนึกแสดงการเคลื่อนที่ของอะตอม ซึ่งเกี่ยวข้องกับการเกิดพันธะของอนุภาค.....	17
รูปที่ 2.10 โครงสร้างจุลภาคของโลหะหล่อ (a) CP Ti; (b) 1%Cu; (c) 2%Cu; (d) 5%Cu; (e) 10%Cu; (f) Ti-6Al-4V.....	20
รูปที่ 2.11 Tensile strength, ความเค้นแรงดึง และ elongation ของโลหะที่นำมาทดสอบ.....	21
รูปที่ 2.12 Modulus of elasticity ของโลหะที่นำมาทดสอบ.....	21

รูปที่ 2.13 รูปถ่าย SEM ของโลหะหล่อที่ผ่านการทดสอบแรงดึง Exterior view: (a) 1%Cu; (b) 5%Cu; (c) 10%Cu. Interior view: (d) 1%Cu; (e) 5%Cu; (f) 10%Cu.....	22
รูปที่ 2.14 Bulk hardness ของโลหะหล่อ.....	23
รูปที่ 2.15 ข้อมูลจาก Dilatometry ของชิ้นงาน Ti-5Si ที่แรงอัด 400 MPa อุณหภูมิเผาผืนึก 1310-1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง.....	24
รูปที่ 2.16 รูปตัดขวางของชิ้นงาน Ti-5Si อุณหภูมิเผาผืนึก 1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง.....	25
รูปที่ 2.17 ข้อมูลจาก Dilatometry ของโลหะผสม Ti-4Ni และ Ti-9Ni ที่แรงอัด 400 MPa อุณหภูมิเผาผืนึก 1100-1340°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง.....	25
รูปที่ 2.18 ข้อมูลจาก Dilatometry ของโลหะผสม Ti-5Si ที่แรงอัด 200, 400 และ 600 MPa (green density 63.4%, 73.5% และ 79.9% ตามลำดับ) อุณหภูมิเผาผืนึก 1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง.....	26
รูปที่ 2.19 รูปถ่ายพื้นผิวจากกล้อง SEM ของชิ้นงานทรงกระบอก อุณหภูมิเผาผืนึก 1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง a) 200 และ b) 600 MPa.....	26
รูปที่ 2.20 แผนรูปกลไกการหดตัวและการขยายตัว.....	28
รูปที่ 2.21 ข้อมูลจาก Dilatometry ของชิ้นงาน Ti-7Ni ผลิตโดยกรรมวิธี HDH และ non-HDH.....	28
รูปที่ 2.22 เครื่องมือทดสอบความต้านทานการสึกหรอ.....	29
รูปที่ 2.23 ปริมาตรที่สูญเสียของชิ้นงาน.....	30
รูปที่ 2.24 แผนภูมิสมดุลเฟสของไทเทเนียมและทองแดง.....	31
รูปที่ 2.25 รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 1 ชม. ในบรรยากาศไฮโดรเจน (a) A selected area diffraction (SAD), (b) รูปร่างของรูป (a), (c) Bright field image (BF).....	32

รูปที่ 2.26 รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 12 ชม. ในบรรยากาศไฮโดรเจน (a) Bright field image (BF), (b) รูปขยายของรูป (a) ในบริเวณ I, (c) Dark field image (DF) ถ่ายบริเวณเดียวกับรูป (a).....	33
รูปที่ 2.27 รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 48 ชม. ในบรรยากาศไฮโดรเจน (a) Bright field image (BF), (b) Dark field image (DF) ในบริเวณเดียวกันกับรูป (a) , (c) รูปขยายของรูป (a) และ SAD pattern.....	34
รูปที่ 2.28 รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 48 ชม. ในสุญญากาศ.....	35
รูปที่ 2.29 ปริมาณไทเทเนียมบนเนื้อพื้นโลหะผสม Cu-3Ti ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K ณ เวลาต่างๆ ในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนและสุญญากาศ.....	35
รูปที่ 2.30 ความแข็งของโลหะผสม Cu-3Ti ที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 48 ชม. ในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนและสุญญากาศ.....	36
รูปที่ 2.31 เส้นโค้งความเค้น-ความเครียดของโลหะผสม Cu-3Ti ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K ในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนหรือสุญญากาศที่เวลาต่างกัน (a) 1 ชม. (b) 3 ชม. (c) 12 ชม. (d) 48 ชม.....	37
รูปที่ 2.32 พื้นผิวรอยแตกของโลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็งในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (a) 1 ชม. (b) 2 ชม.....	38
รูปที่ 2.33 วิธีการเตรียมชิ้นงานที่ใช้ในการทดลอง.....	39
รูปที่ 2.34 รูปถ่ายจาก SEM โดยใช้ Backscattered electron (BSE) (a) รูปกำลังขยายต่ำแสดงให้เห็นการแพร่ระหว่างธาตุทั้งสาม, (b)-(d) รูปขยายจากบริเวณต่างๆ ในรูป (a).....	40
รูปที่ 2.35 รูปถ่ายจาก SEM โดยใช้ Backscattered electron (BSE) ของโลหะผสมที่ผ่านการอบอ่อนที่ 1023K เป็นเวลา 2206 ชม. (a) $^{13}\text{Co}-^{18}\text{Cu}-^{69}\text{Ti}$ ( $A_2$ ), (b) $^{17}\text{Co}-^{19}\text{Cu}-^{64}\text{Ti}$ ( $A_3$ ), (c) $^{16}\text{Co}-^{53}\text{Cu}-^{31}\text{Ti}$ ( $A_5$ ) โดยเฟส m คือ $\text{Co}_{10}\text{Cu}_{57}\text{Ti}_{33}$ (d) $^{5}\text{Co}-^{76}\text{Cu}-^{19}\text{Ti}$ ( $A_7$ ).....	41
รูปที่ 2.36 แผนภูมิสมดุลสามเฟสของ Ti-Co-Cu ที่ผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1023K.....	42
รูปที่ 3.1 แม่พิมพ์ทรงกระบอก.....	43
รูปที่ 3.2 เครื่องอัดผงระบบไฮดรอลิก.....	44

รูปที่ 3.3 เตาท่อ (Tube furnace).....	44
รูปที่ 3.4 ชิ้นงานผงโลหะผสมไทเทเนียมและทองแดงที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น.....	46
รูปที่ 3.5 รูปแบบการให้ความร้อนของชิ้นงานในเตาท่อ.....	46
รูปที่ 4.1.1 ลักษณะของผงโลหะ (a) ผงไทเทเนียม (b) ผงทองแดง.....	49
รูปที่ 4.2.1 ความหนาแน่นสัมพัทธ์ของชิ้นงานโลหะผสมหลังเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C.....	50
รูปที่ 4.2.2 ความหนาแน่นสัมพัทธ์ของชิ้นงานโลหะผสมหลังเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1100°C.....	51
รูปที่ 4.2.3 ความหนาแน่นสัมพัทธ์ของชิ้นงานโลหะผสมหลังเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชม.....	52
รูปที่ 4.2.4 ความหนาแน่นสัมพัทธ์ของชิ้นงานโลหะผสมหลังเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม.....	53
รูปที่ 4.3.1 ผลวิเคราะห์ XRD ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และ เผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม.....	55
รูปที่ 4.3.2 ผลวิเคราะห์ XRD ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และ เผาผนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 1 ชม.....	56
รูปที่ 4.3.3 ผลวิเคราะห์ XRD ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และ เผาผนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม.แล้วผ่านการทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม.....	57
รูปที่ 4.4.1 ผลวิเคราะห์จากเครื่อง DSC ของผงโลหะไทเทเนียมบริสุทธิ์.....	57
รูปที่ 4.4.2 ผลวิเคราะห์จากเครื่อง DSC ของผงโลหะผสม Ti-2Cu.....	58
รูปที่ 4.4.3 ผลวิเคราะห์จากเครื่อง DSC ของผงโลหะผสม Ti-10Cu.....	59
รูปที่ 4.5.1 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 200 เท่า ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 127 MPa และ เผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. (a)Ti-2Cu; (b) Ti-4Cu; (c) Ti-7Cu; (d) Ti-10Cu; (e) Ti-15Cu.....	61
รูปที่ 4.5.2 ทองแดงที่ยังหลอมเหลวไม่หมดหลังการเผาผนึก (a) Ti-10Cu; (b) Ti-15Cu.....	61
รูปที่ 4.5.3 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 200 เท่า ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และ เผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. (a)Ti-2Cu; (b) Ti-4Cu; (c) Ti-7Cu; (d) Ti-10Cu; (e) Ti-15Cu.....	62
รูปที่ 4.5.4 ทองแดงที่ยังหลอมเหลวไม่หมดหลังการเผาผนึกชิ้นงาน Ti-15Cu.....	62



รูปที่ 4.5.5	โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 200 เท่า ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และ เผาผืนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. (a)Ti-2Cu; (b) Ti-4Cu; (c) Ti-7Cu; (d) Ti-10Cu; (e) Ti-15Cu.....	63
รูปที่ 4.5.6	โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 200 เท่า ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และ เผาผืนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 1 ชม. (a)Ti-2Cu; (b) Ti-4Cu; (c) Ti-7Cu; (d) Ti-10Cu; (e) Ti-15Cu.....	64
รูปที่ 4.5.7	โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 200 เท่า ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และ เผาผืนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชม. (a)Ti-2Cu; (b) Ti-7Cu; (c) Ti-15C.....	65
รูปที่ 4.5.8	โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 200 เท่า ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และ เผาผืนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. (a)Ti-2Cu; (b) Ti-7Cu; (c) Ti-15Cu.....	65
รูปที่ 4.5.9	รูปถ่าย โครงสร้างจุลภาคจาก SEM ของ Ti-2Cu ที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผืนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 1 ชม. (a) 1000X; (b) 2000X.....	66
รูปที่ 4.5.10	รูปถ่าย โครงสร้างจุลภาคจาก SEM ของ Ti-10Cu ที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผืนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 1 ชม. (a) 1000X; (b) 2000X.....	66
รูปที่ 4.5.11	รูปถ่าย โครงสร้างจุลภาคจาก SEM ของ Ti-15Cu ที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผืนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 1 ชม. (a) 1000X; (b) 2000X.....	67
รูปที่ 4.5.12	รูปถ่ายโหมด Back-scatter จาก SEM (2000X) ของโลหะผสมที่ผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผืนึกที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. (a) Ti-2Cu; (b) Ti-10Cu.....	67
รูปที่ 4.5.13	รูปถ่ายจาก SEM (2000X) ของ Ti-2Cu ที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผืนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม.บริเวณโครงสร้างยูเทคตอยด์ (a) BSE; (b) Mapping ที่ตำแหน่งเดียวกัน.....	68
รูปที่ 4.5.14	รูปถ่าย โครงสร้างจุลภาคจาก SEM ของโลหะผสมที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผืนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 1 ชม. (250X) (a) Ti-2Cu; (b) Ti-10Cu; (c) Ti-15Cu.....	69
รูปที่ 4.5.15	รูปถ่าย โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสง ของโลหะผสม Ti-2Cu ที่ผ่านการทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. (a) 100X; (b) 200X.....	70

รูปที่ 4.5.16 รูปถ่าย โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสง ของโลหะผสม Ti-10Cu ที่ผ่านการทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. (a) 100X; (b) 200X.....	71
รูปที่ 4.5.17 รูปถ่ายโหมด Back-scatter จาก SEM (2000X) ของโลหะผสมที่ผ่านแรงอัด 254 MPa เผาฉีกที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. และทำ Solution treatment ที่ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. (a) Ti-2Cu; (b) Ti-10Cu.....	71
รูปที่ 4.5.18 รูปถ่ายจาก SEM ของ Ti-2Cu ที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาฉีกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม.และทำ Solution treatment ที่ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. (a) BSE; (b) Mapping ที่ตำแหน่งเดียวกัน.....	72
รูปที่ 4.5.19 รูปถ่ายจาก SEM ของ Ti-10Cu ที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาฉีกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม.และทำ Solution treatment ที่ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. (a) BSE; (b) Mapping ที่ตำแหน่งเดียวกัน.....	73
รูปที่ 4.6.1 ความแข็งของโลหะผสมผ่านแรงอัด 254 MPa เผาฉีกเป็นเวลา 1 ชม.....	75
รูปที่ 4.6.2 ความแข็งของโลหะผสมผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาฉีกที่อุณหภูมิ 1000 °C....	76
รูปที่ 4.6.3 ความแข็งของโลหะผสมเผาฉีกที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 1 ชม.....	76
รูปที่ 4.6.4 ความแข็งของชิ้นงานหลังเผาฉีกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชม.....	77
รูปที่ 4.6.5 ความแข็งของชิ้นงานหลังเผาฉีกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม.....	78
รูปที่ 4.6.6 ความแข็งที่บริเวณต่างๆของโลหะผสม Ti-2Cu ผ่านแรงอัด 254 MPa เผาฉีกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม.....	78
รูปที่ 4.6.7 ความแข็งของโลหะผสมซึ่งผลิตด้วยกรรมวิธีทางผงโลหะและงานหล่อ [M. Kikuchi et. al].....	79
รูปที่ 4.6.8 ความแข็งของชิ้นงานในแต่ละเฟสหลังจากการทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม.....	80
รูปที่ 4.7.1 ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของชิ้นงานที่ผ่านแรงอัด 254 MPa เผาฉีกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม.....	82
รูปที่ 4.7.2 รูปถ่าย SEM ของชิ้นงาน Pure Ti , Ti-2Cu และ Ti-10Cu ที่ผ่านการเผาฉีกที่ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม และผ่านการทดสอบความต้านทานการสึกหรอ Pure Ti (a) 100X; (b) 1000X; Ti-2Cu (c) 100X; (d) 1000X; Ti-10Cu (e) 100X; (f) 1000X.....	83

รูปที่ 4.7.3	ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของชิ้นงานที่ผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผืนิก ที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม.....	84
รูปที่ 4.7.4	รูปถ่าย SEM ของชิ้นงาน Ti-2Cu และ Ti-10Cu ที่ผ่านการเผาผืนิกที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม และผ่านการทดสอบความต้านทานการลึกรหรือ Ti-2Cu (a) 100X; (b) 1000X; Ti-10Cu (c) 100X; (d) 1000X. ....	85
รูปที่ 4.7.5	ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของชิ้นงานที่ผ่านการทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม.....	86
รูปที่ 4.7.6	รูปถ่าย SEM ของชิ้นงาน Ti-2Cu และ Ti-10Cu(1000X) ที่ผ่านการเผาผืนิกที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม และทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. และผ่านการทดสอบความต้านทานการลึกรหรือ Ti-2Cu (a) Smooth(b) Rough; Ti-10Cu (c) Smooth (d) Rough.....	87
รูปที่ 4.7.7	ค่า Mass loss หลังทดสอบความต้านทานการลึกรหรือของโลหะผสม Ti-2Cu และ Ti-10Cu ที่ผ่านกระบวนการต่างๆ.....	88
รูปที่ ก.1	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน Pure Ti ที่กำลังขยาย 200 เท่า ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และเผาผืนิกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม.....	97
รูปที่ ก.2	โครงสร้างจุลภาคที่ กำลังขยาย 200 เท่า ของชิ้นงานที่ขึ้นรูป ด้วยแรงอัด 254 MPa และเผาผืนิกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 8 ชม. (a)Ti-2Cu; (b) Ti-10Cu.....	97
รูปที่ ก.3	ภาพถ่ายเศษวัสดุจาก SEM ของชิ้นงานซึ่งผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผืนิกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. หลังทดสอบการต้านทานการลึกรหรือ (a) Pure-Ti; (b) Ti-2Cu; (c) Ti-10Cu.....	98
รูปที่ ก.4	ภาพถ่ายเศษวัสดุจาก SEM ของชิ้นงาน Pure Ti ซึ่งผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผืนิกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. หลังทดสอบการต้านทานการลึกรหรือ (a) 100X; (b) 500X.....	99
รูปที่ ก.5	ภาพถ่ายเศษวัสดุจาก SEM ของชิ้นงาน Ti-10Cu ซึ่งผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผืนิกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. หลังทดสอบการต้านทานการลึกรหรือ (a) 100X; (b) 500X.....	99
รูปที่ ก.6	ภาพถ่ายเศษวัสดุจาก SEM ของชิ้นงาน Ti-10Cu ซึ่งผ่านแรงอัด 254 MPa และทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. หลังทดสอบ การต้านทานการลึกรหรือ (a) 100X; (b) 500X.....	100

# บทที่ 1

## บทนำ

### 1.1 ความสำคัญ

วัสดุที่มีความแข็งแรงสูงและมีน้ำหนักเบาอย่างเช่นไทเทเนียมมีความต้องการในการนำไปใช้งานในด้านวิศวกรรมที่สูงมาก เนื่องจากมีค่าความแข็งแรงต่อน้ำหนักที่สูงกว่าเหล็กจึงนิยมนำมาผลิตเป็นวัสดุที่ใช้เป็นโครงสร้างโดยเฉพาะในอากาศยาน เพราะถ้าน้ำหนักของยานพาหนะเหล่านี้ลดลงจะช่วยในการประหยัดการใช้เชื้อเพลิงอีกทั้งยังช่วยลดมลพิษซึ่งปล่อยออกมาสู่สิ่งแวดล้อมได้อีกด้วย ไทเทเนียมยังเป็นวัสดุที่สามารถคงความแข็งแรงไว้ได้แม้กระทั่งที่อุณหภูมิต่ำจึงได้มีการนำมาใช้ในงาน Cryogenics ซึ่งเกี่ยวข้องกับสภาวะที่มีอุณหภูมิต่ำมากๆ เช่น ใช้ผลิตเป็นภาชนะซึ่งใช้เก็บไฮโดรเจนเหลวที่มีอุณหภูมิต่ำกว่า  $-236\text{ }^{\circ}\text{C}$  ได้

เช่นเดียวกับกับอะลูมิเนียม ไทเทเนียมสามารถที่จะเกิดปฏิกิริยา Oxidation เกิดเป็นฟิล์มออกไซด์ของไทเทเนียมซึ่งมีคุณสมบัติป้องกันการเกิดสนิม และการกัดกร่อนได้ดี จึงสามารถนำไปใช้งานได้หลากหลาย เช่น ท่อซึ่งใช้งานในสภาวะน้ำทะเลหรือวัสดุซึ่งใช้งานในด้านเคมี

ไทเทเนียมสามารถนำมาผสมกับธาตุอื่นๆ ไม่ว่าจะเป็นโดยกรรมวิธีการหลอมและหล่อหรือกรรมวิธีผงโลหะ โดยการนำไปอัดขึ้นรูปแล้วเผาผนึก ด้วยกรรมวิธีเหล่านี้จะสามารถปรับปรุงคุณสมบัติทั้งทางด้านกายภาพและทางกลของโลหะผสมไทเทเนียม โดยยังคงคุณสมบัติทางด้านความแข็งแรงไว้ได้

โลหะผสมระหว่างไทเทเนียมและทองแดงยังสามารถนำมาใช้งานในด้านทันตกรรม เช่น ฟันปลอม เพราะไทเทเนียมมี biocompatibility ที่ดี โลหะไทเทเนียมเพียงอย่างเดียวยังมีค่าความต้านทานการสึกหรอไม่ดีพอที่จะนำมาใช้งาน ดังนั้นทองแดงจึงถูกนำมาใช้ผสมกับไทเทเนียมเพื่อปรับปรุงคุณสมบัติในด้านนี้ ซึ่งการผสมทองแดงไม่เพียงแต่เพิ่มความต้านทานการสึกหรอ ยังเพิ่มความหนาแน่นของผลิตภัณฑ์ได้ด้วย

การขึ้นรูปโดยกรรมวิธีผงโลหะเป็นกรรมวิธีที่นิยมนำมาใช้กันมาก เนื่องจากขึ้นงานที่ผลิตได้จากกระบวนการนี้จะมีรูปร่างใกล้เคียงกับที่ต้องการ (near-net shape) มีอัตราการผลิตที่สูงไม่ต้องผ่านการทำกลึงไส ซึ่งจะช่วยประหยัดเวลาและต้นทุนการผลิต ทำให้ผู้วิจัยมีความสนใจในการศึกษากรรมวิธีทางโลหะผสมของไทเทเนียมและทองแดง ต่อคุณสมบัติกายภาพและทางกล รวมถึงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมไทเทเนียม

## 1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

- 1.2.1 เพื่อศึกษาผลของปริมาณของทองแดงต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์และสมบัติทางกลของโลหะผสมไทเทเนียมและทองแดงที่ผลิตโดยกรรมวิธีทางโลหะผง
- 1.2.2 เพื่อศึกษาผลของอุณหภูมิ แรงอัดและเวลาที่ใช้ในการเผาผนึกต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์และสมบัติทางกลของโลหะผสมไทเทเนียมและทองแดงที่ผลิตโดยกรรมวิธีทางโลหะผง
- 1.2.3 เพื่อศึกษาเฟสของโลหะผสมไทเทเนียมและทองแดงที่เกิดขึ้นหลังผ่านการเผาผนึก และการทำ Solution treatment
- 1.2.4 ศึกษาการเปลี่ยนแปลงของคุณสมบัติทางกล ได้แก่ ความแข็งและการต้านทานการสึกหรอก่อนและหลังการทำ Solution treatment

## 1.3 ขอบเขตของการศึกษาในงานวิจัย

งานวิจัยนี้ ในขั้นแรกจะทำการศึกษาผลของปริมาณของทองแดงโดยน้ำหนัก อุณหภูมิและเวลาในการเผาผนึกต่อความหนาแน่น ซึ่งกำหนดไว้ 5 ส่วนผสมได้แก่ 2, 4, 7, 10 และ 15% โดยน้ำหนัก นำผงไทเทเนียมผสมกับผงทองแดงในสัดส่วนที่ได้คำนวณไว้ นำไปทำการอัดขึ้นรูป (cold compaction) โดยใช้แรงอัดทิศทางเดียวและใช้ความดันอัด 127 และ 254 MPa จากนั้นนำไปทำการเผาผนึก (Sintering) ในเตาท่อซึ่งมีการควบคุมบรรยากาศด้วยแก๊สอาร์กอนที่อุณหภูมิ 1000 และ 1100°C และใช้เวลาในการเผาผนึก 0.5, 1 และ 4 ชม. ผงของสารหล่อลื่นถูกนำมาผสมกับผงโลหะผสมไทเทเนียมกับทองแดง ปริมาณผงของสารหล่อลื่นที่ใช้คือ 0.5% ของน้ำหนักของผงโลหะผสม จากนั้นหาเงื่อนไขที่จะได้รับโลหะผสมไทเทเนียมที่มีค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์และความแข็งสูงสุด

เมื่อได้เงื่อนไขที่รับความหนาแน่นสัมพัทธ์และความแข็งสูงสุดแล้วจึงนำมาทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. โดยผู้วิจัยมีความสนใจที่จะศึกษาและวิเคราะห์คุณสมบัติของโลหะผสมไทเทเนียมก่อนและหลังจากผ่านการทำ Solution treatment ในหัวข้อต่อไปนี้

1. โครงสร้างจุลภาค โดยวิเคราะห์ผ่านกล้องจุลทรรศน์แสง และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวด
2. เฟสที่เกิดขึ้นก่อนและหลังจากการทำ Solution treatment โดยวิเคราะห์ผ่านเครื่อง X-ray diffractometer (XRD) และอุปกรณ์ Energy dispersive spectrometer(EDS)



3. สมบัติทางกล ได้แก่ ความแข็งโดยใช้เครื่องวัดความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์ และความต้านทานการสึกหรอ (Wear resistance) ด้วยการทดสอบแบบ Pin-on-disc

#### 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

- 1.4.1 ทำให้ทราบถึงผลของปริมาณของทองแดง อุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการเผาผนึกต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์ของโลหะผสมไทเทเนียมและทองแดงที่ผลิตโดยกรรมวิธีทางโลหะ'
- 1.4.2 ทำให้ทราบถึงผลของการทำ Solution treatment ต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของโลหะผสมไทเทเนียมและทองแดงที่ผลิตโดยกรรมวิธีทางโลหะผง
- 1.4.3 ฝึกการวางแผนในการทำงานและการแก้ไขปัญหาทางเทคนิคของการทดลอง
- 1.4.4 ทำให้มีประสบการณ์เพื่อที่จะนำไปใช้ประยุกต์ในการพัฒนาคุณสมบัติด้านต่างๆ ของวัสดุผสมผงโลหะ



ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

## บทที่ 2

### ปรีทรรศน์วรรณกรรม

#### 2.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย

##### 2.1.1 ข้อมูลทั่วไปเกี่ยวกับโลหะไทเทเนียมและโลหะผสมไทเทเนียม [1,2]

โลหะไทเทเนียมถูกค้นพบครั้งแรกโดย William Gregor ผู้เชี่ยวชาญด้านแร่วิทยาชาวอังกฤษโดยเรียกแร่ที่พบว่า “ilmenite” ซึ่งมีลักษณะเป็นทรายสีดำ ต่อมา Martin Heinrich Klaproth นักเคมีชาวเยอรมันได้ทำการสกัดแร่ไทเทเนียมซึ่งอยู่ในรูปของออกไซด์รู้จักกันในชื่อ “rutile” ซึ่งต่อมาได้ถูกเปลี่ยนชื่อเป็น Titanium โดยผู้เชี่ยวชาญด้านนิยายชาวกรีก

แร่รูไทล์จะถูกนำมาทำปฏิกิริยาจนเกิดเป็นสารประกอบคลอไรด์ซึ่งก็คือไทเทเนียมเตตระคลอไรด์ ( $TiCl_4$ ) ต่อมา Matthew Albert Hunter ได้คิดค้นวิธีการถลุงแร่ไทเทเนียมบริสุทธิ์โดยผสมไทเทเนียมเตตระคลอไรด์กับโซเดียมแล้วให้ความร้อนใน steel bomb เรียกวิธีการผลิตนี้ว่า “Hunter process” ต่อมา Wilhelm Justin Kroll ได้คิดวิธีการถลุงแบบใหม่โดยนำไทเทเนียมเตตระคลอไรด์มารีดิวซ์ด้วยแมกนีเซียมและเรียกวิธีการผลิตแบบนี้ว่า “Kroll process”

ไทเทเนียมจัดเป็นโลหะเบาซึ่งมีความหนาแน่น  $4.51 \text{ g/cm}^3$  ซึ่งถือว่าเป็นโลหะเบาที่มีความหนาแน่นสูงสุด มีความแข็งแรงสูงและยังรักษาความแข็งแรงไว้ได้ไม่ว่าที่อุณหภูมิสูงหรือต่ำ มีค่ามอดูลัสยืดหยุ่น (Young modulus) 120 GPa หรือประมาณครึ่งหนึ่งของเหล็กกล้า มีค่า creep strength ที่ดีในช่วงอุณหภูมิที่กว้าง โดยสมบัติทางกลและทางกายภาพของโลหะไทเทเนียมบริสุทธิ์แสดงไว้ในตารางที่ 2.1

ศูนย์วิจัยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

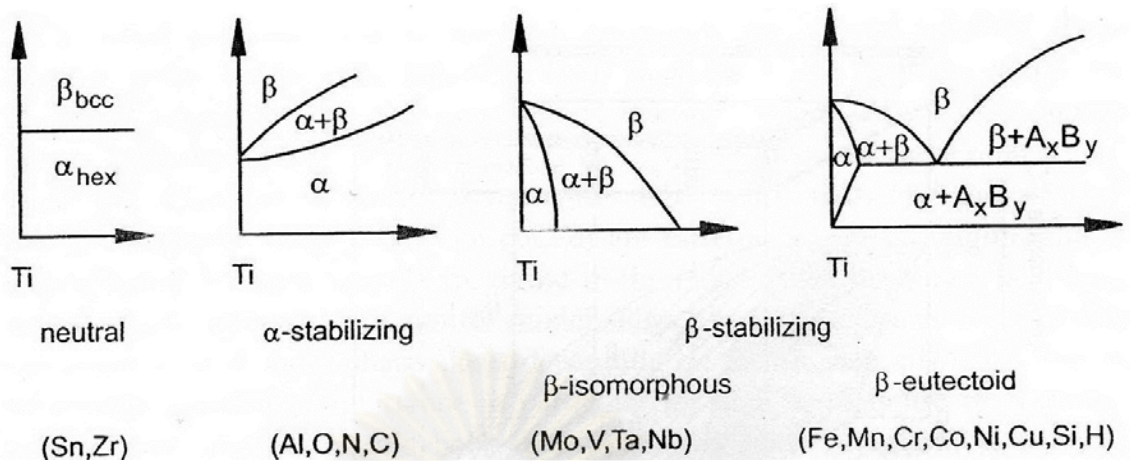
ตารางที่ 2.1 สมบัติทางกลและทางกายภาพของโลหะไทเทเนียมบริสุทธิ์ [3]

Property	Description or value
Atomic number	22
Atomic weight	47.90
Atomic volume	10.6 <i>W/D</i>
Covalent radius	1.32 Å
Ionization potential	6.8282 V
Thermal neutron absorption cross section	5.6 barns/atom
Crystal structure	
Alpha ( $\leq 882.5$ °C, or 1620 °F)	Close-packed hexagonal
Beta ( $\geq 882.5$ °C, or 1620 °F)	Body-centered cubic
Color	Dark gray
Density	4.51 g/cm <sup>3</sup> (0.163 lb/in. <sup>3</sup> )
Melting point	1668 $\pm$ 10 °C (3035 °F)
Solidus/liquidus	1725 °C (3135 °F)
Boiling point	3260 °C (5900 °F)
Specific heat (at 25 °C)	0.5223 kJ/kg · K
Thermal conductivity	11.4 W/m · K
Heat of fusion	440 kJ/kg (estimated)
Heat of vaporization	9.83 MJ/kg
Specific gravity	4.5
Hardness	70 to 74 HRB
Tensile strength	240 MPa (35 ksi) min
Young's modulus	120 GPa ( $17 \times 10^6$ psi)
Poisson's ratio	0.361
Coefficient of friction	
At 40 m/min (125 ft/min)	0.8
At 300 m/min (1000 ft/min)	0.68
Coefficient of linear thermal expansion	8.41 $\mu\text{m/m} \cdot \text{K}$
Electrical conductivity	3% IACS (where copper = 100% IACS)
Electrical resistivity (at 20 °C)	420 m $\Omega \cdot \text{m}$
Electronegativity	1.5 Pauling's
Temperature coefficient of electrical resistance	0.0026/°C
Magnetic susceptibility (volume, at room temperature)	180 ( $\pm 1.7$ ) $\times 10^{-6}$ mks

คุณลักษณะที่โดดเด่นอีกอย่างของไทเทเนียมคือมีความต้านทานการกัดกร่อนที่ดี เนื่องจากสามารถเกิดฟิล์มออกไซด์ได้เช่นเดียวกับอะลูมิเนียม แต่ฟิล์มออกไซด์จะไม่เสถียรเมื่ออยู่ในสภาวะรีดิวซ์ และไม่ทนทานต่อการกัดกร่อนของสารประกอบฮาไลด์ กรดซัลฟูริก และกรดฟอสฟอริก

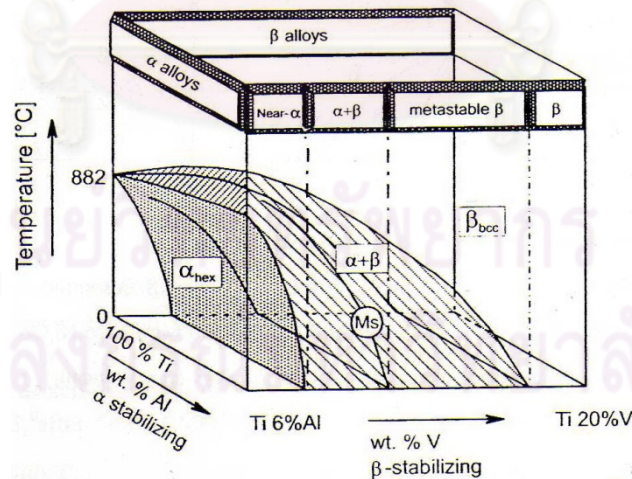
ไทเทเนียมเป็นโลหะทรานซิชันซึ่งมีโครงสร้างของชั้นอิเล็กตรอนที่ไม่สมบูรณ์ทำให้สามารถเกิดสารละลายของแข็งกับ substitutional elements ที่มีขนาดอนุภาคใกล้เคียงส่วนใหญ่นั่น ไทเทเนียมและโลหะผสมไทเทเนียมสามารถเกิดปฏิกิริยากับ interstitial elements ซึ่งรวมไปถึงแก๊สไฮโดรเจน ออกซิเจนและไนโตรเจน

โครงสร้างผลึกของโลหะไทเทเนียมที่อุณหภูมิต่ำกว่า 882.5 °C จะเป็น Hexagonal closed-pack (HCP) หรือแอลฟาไทเทเนียมและที่อุณหภูมิสูงกว่านั้นโครงสร้างจะเป็น Body-centered cubic หรือเบต้าไทเทเนียม ซึ่ง Transus temperature จะเปลี่ยนแปลงตามชนิดและปริมาณของธาตุผสม โดยธาตุผสมที่กล่าวถึงจะแบ่งเป็น 3 ประเภทได้แก่ธาตุผสมที่เติมลงไปเพื่อเพิ่มความเสถียรรูปให้แก่โครงสร้างแอลฟา ได้แก่ Al, O, N, C และ Ga อีกประเภทหนึ่งคือธาตุที่ช่วยเพิ่มความเสถียรรูปให้แก่โครงสร้างเบต้าซึ่งจะแบ่งเป็น 2 ประเภทย่อย คือ Isomorphus ได้แก่ธาตุ Mo, V และ Ta และ Eutectoid ได้แก่ธาตุ Fe, Mn, Cu, Cr, Co, Ni และ H และธาตุที่ไม่ส่งผลต่ออุณหภูมิของการเปลี่ยนโครงสร้างผลึกซึ่งแสดงให้เห็นในรูปที่ 2.1



รูปที่ 2.1 ผลของธาตุผสมต่อแผนภูมิเฟสของโลหะผสมไทเทเนียม [1]

โลหะผสมไทเทเนียมจะถูกแบ่งออกเป็น 3 ประเภทได้แก่  $\alpha$ ,  $\beta$  และ  $\alpha + \beta$  นอกจากนั้นยังมีการแบ่งย่อยลงไปอีก ได้แก่ near- $\alpha$  alloys ซึ่งหมายถึงโลหะผสมที่มีการเติมธาตุ  $\beta$ -stabilizing เพียงเล็กน้อย และ metastable  $\beta$  alloys ซึ่งหมายถึงโลหะผสมที่มีการเติมธาตุ  $\beta$ -stabilizing มากกว่า 40 % จนมีผลทำให้เฟส  $\beta$  ไม่สามารถเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้ในระหว่างที่ทำการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ทำให้เกิดเป็นบริเวณที่มี 2 เฟสขึ้น การจัดประเภทของโลหะผสมไทเทเนียมได้แสดงไว้ในรูปที่ 2.2



รูปที่ 2.2 แผนภูมิเฟสสามมิติสำหรับแบ่งประเภทของโลหะผสมไทเทเนียม [1]

คุณสมบัติของโลหะไทเทเนียมผสมจะขึ้นกับการจัดเรียงตัวของเฟส, สัดส่วนโดยปริมาตรของแต่ละเฟส และคุณสมบัติเฉพาะของเฟสต่างๆเป็นสำคัญ เมื่อเปรียบเทียบกับโครงสร้าง

ผลึกแบบ Body-centered cubic ของเฟส  $\beta$  แล้ว โครงสร้างผลึกแบบ Hexagonal closed-pack จะมีความหนาแน่นสูงกว่าและมีโครงสร้างผลึกแบบ anisotropy ส่วนคุณสมบัติในด้านอื่นๆของเฟส  $\alpha$  เมื่อเทียบกับเฟส  $\beta$  มีดังนี้

1. ความต้านทานการเกิด plastic deformation สูงกว่า
2. ค่า creep resistance สูงกว่า
3. ค่า ductility ต่ำกว่า
4. ค่า diffusion rate ต่ำกว่าเฟส  $\beta$  มาก
5. สมบัติทางกลและคุณสมบัติทางกายรูปเป็นแบบ anisotropic

สมบัติทางกล ทางกายรูป และด้านอื่นๆ ของเฟส  $\alpha$ ,  $\beta$  และ  $\alpha+\beta$  เปรียบเทียบกันแสดงไว้ในตารางที่ 2.2 รายละเอียดของแต่ละเฟสจะได้กล่าวไว้ในส่วนถัดไป

ตารางที่ 2.2 คุณสมบัติของเฟส  $\alpha$ ,  $\beta$  และ  $\alpha+\beta$  ของโลหะผสมไทเทเนียม [1]

	$\alpha$	$\alpha+\beta$	$\beta$
Density	+	+	-
Strength	-	+	++
Ductility	-/+	+	+/-
Fracture toughness	+	-/+	+/-
Creep strength	+	+/-	-
Corrosion behavior	++	+	+/-
Oxidation behavior	++	+/-	-
Weldability	+	+/-	-
Cold formability	--	-	-/+

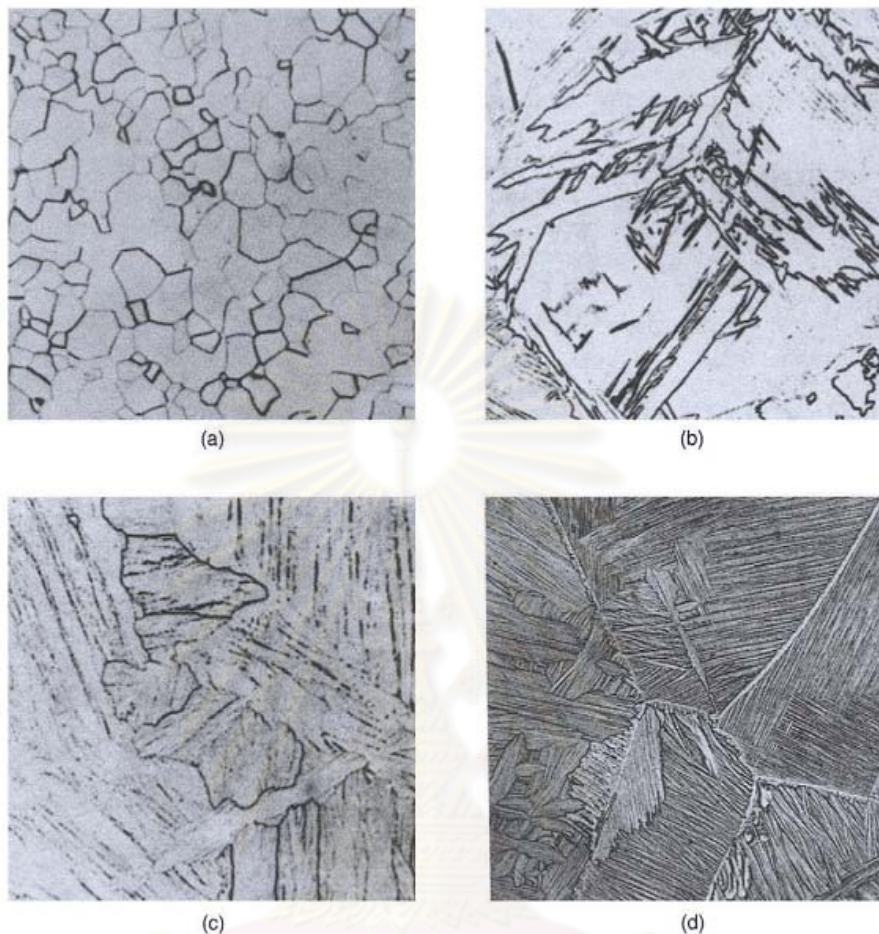
## 2.1.2 รายละเอียดของเฟสต่างๆของโลหะไทเทเนียมผสม

### 2.1.2.1 โลหะผสม $\alpha$

$\alpha$  alloys เป็นโลหะผสมที่มีค่าความแข็งแรงแรงดึงค่อนข้างต่ำแต่มีค่า thermal stability ที่สูงทำให้มีค่า creep strength ที่สูงในช่วงอุณหภูมิที่สูง นอกจากนั้นยังคงรักษาความเหนียวไว้ได้ที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิต้อง แต่เนื่องจากมีโครงสร้างเป็น Hexagonal closed-pack และมีอัตราการเกิด strain hardening ที่สูงจึงทำให้ความสามารถในการขึ้นรูปต่ำ สมบัติทาง



กลของโลหะผสม  $\alpha$  จะไม่ขึ้นกับโครงสร้างจุลภาค แม้ว่าโลหะผสมนี้จะมีโครงสร้างจุลภาคที่หลากหลายก็ตามดังแสดงไว้ในรูปที่ 2.3



รูปที่ 2.3 โครงสร้างจุลภาคของ CP titanium: (a) อบอ่อนที่อุณหภูมิ 700 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง แสดงให้เห็นเกรนแบบ equi-axed ของ  $\alpha$ (X100); (b) เย็นตัวอย่างรวดเร็วจาก  $\beta$ -phase field แสดงให้เห็นเข็มของ  $\alpha$ (X150); (c) เย็นตัวในอากาศ แสดง widmanstatten ของ  $\alpha$ (X100); (d) near- $\alpha$  alloy IMI 685 เย็นตัวในอากาศ แสดงให้เห็นการจัดเรียงตัวแบบ basket weave ของ widmanstatten plates ของ  $\alpha$  โดยมีเฟส  $\beta$  ผสมอยู่เล็กน้อย [2]

เกรนแบบ Equi-axed จะเกิดขึ้นเมื่อโลหะผสมถูกนำไปทำ recrystallization ในรูปที่ 2.3(ก) ขนาดเกรนจะค่อนข้างเล็กเนื่องจากอุณหภูมิในกระบวนการค่อนข้างต่ำและการมีอยู่ของ impurities ซึ่งจะไปยังบริเวณขอบเกรนทำให้เกรนไม่สามารถโตต่อไปได้ ค่าความเค้นแรงดึงที่อุณหภูมิห้องสามารถคำนวณได้จาก Hall-Petch relationship การเย็นตัวอย่างรวดเร็วจาก  $\beta$ -phase field ทำให้เกิดเฟส hexagonal martensitic หรือเรียกว่าเฟส  $\alpha$  ซึ่งจะมีความหนาแน่นของ dislocation มากแต่มีจำนวน twins อยู่เพียงเล็กน้อยหรืออาจจะไม่มีเลย ความแข็งที่เพิ่มขึ้นจากการเกิดเฟส  $\alpha$  นี้สามารถละทิ้งได้เนื่องจากเกรนที่ได้มีขนาดใหญ่และไม่เกิด

สารละลายของแข็งอิมิตัวยิ่งยวดของอะตอมตัวถูกละลาย การเย็นตัวอย่างช้าๆ จาก  $\beta$ -phase field จะทำให้ได้โครงสร้าง widmanstatten plate ของ  $\alpha$  ถ้ามีการเติมธาตุ  $\beta$ -stabilizing หรือ impurities จะทำให้ได้โครงสร้างแบบ basket weave ของ  $\alpha$  plates

$\alpha$  alloys ซึ่งเย็นตัวลงมาจาก  $\beta$ -phase field จะมีค่า tensile strength, ductility และ fatigue strength ที่อุณหภูมิต่ำกว่าโครงสร้างที่มีเกรนแบบ equi-axed แต่การเย็นตัวลงมานี้จะช่วยปรับปรุงค่า fracture toughness และ creep resistance

$\alpha$  alloys ถูกนำมาใช้งานในด้านเคมีและกระบวนการทางวิศวกรรมเป็นหลัก เนื่องจากมีความต้านทานการกัดกร่อนและความสามารถในการเปลี่ยนรูปที่ดี ไทเทเนียมบริสุทธิ์ทางการค้าจะมีส่วนผสมของออกซิเจนที่ต่างกันไป โดยออกซิเจนที่เติมลงไปจะทำให้ค่าความแข็งแรงเพิ่มขึ้นอย่างมากแต่ในขณะเดียวกันก็ทำให้ความเหนียวลดลงเช่นกัน

ไทเทเนียมบริสุทธิ์ทางการค้า (Commercially pure titanium) จะมีตั้งแต่เกรด 1 ถึง 4 โดยจะมีค่า tensile strength อยู่ในช่วง 240-740 MPa เกรดที่ 1 (0.18O-0.2Fe) จะมีค่าความแข็งแรงต่ำสุดแต่จะมีความสามารถในการขึ้นรูปเย็นที่ยอดเยี่ยม นิยมนำไปใช้ในงานขึ้นรูปดัดหรือในงานที่ต้องการความต้านทานการกัดกร่อนสูงแต่ไม่ต้องการความแข็งแรงมากนัก เกรดที่ 2 (0.25O-0.3Fe) มีค่าความแข็งแรงแรงตั้งในช่วง 390-540 MPa เป็นเกรดที่นิยมใช้กันมากที่สุด เกรดที่ 3 (0.35O-0.35Fe) เป็นเกรดที่มีความสามารถในการขึ้นรูปเย็นปานกลางและมีค่าความแข็งแรงสูงถูกนำมาใช้ในการผลิตท่อความดัน เกรดที่ 4 (0.4O-0.5Fe) เป็นเกรดที่มีค่าความแข็งแรงสูงสุดนิยมนำมาใช้ในงานจับยึด

สำหรับการใช้งานที่ต้องการความต้านทานการกัดกร่อนสูงมากจะมีการเติมธาตุ Pd ลงไปประมาณ 0.2% แต่เนื่องจากมีราคาแพงจึงนิยมใช้โลหะผสมเกรดอื่นๆ มากกว่า สำหรับการใช้งานที่ต้องการความแข็งแรงสูงมาก นิยมใช้โลหะผสม Ti-5Al-2.5Sn ซึ่งเป็นเกรดที่มีการใช้งานมานานแล้ว

#### 2.1.2.2 โลหะผสม Near $\alpha$

Near  $\alpha$  alloys เป็นโลหะผสมที่มีธาตุ  $\beta$ -stabilizing อยู่ไม่เกิน 2% ซึ่งจะทำให้เกิดเฟส  $\beta$  ในโครงสร้างเล็กน้อยแต่ยังไม่มากพอที่จะทำให้เกิดการเพิ่มความแข็งแรง เนื่องจากอาจเกิดการสลายตัวของเฟส  $\beta$  ที่เหลืออยู่ได้ Near  $\alpha$  alloys ส่วนใหญ่จะถูกชุบขึ้นรูปและผ่านกระบวนการทางความร้อนใน  $\alpha+\beta$  phase field ซึ่งจะทำให้เกิด primary  $\alpha$  ขึ้นมาก่อน เฟสที่เกิดขึ้นมานี้จะช่วยในการปรับปรุงด้าน creep performance

โลหะผสมประเภทนี้นิยมนำไปใช้งานที่อุณหภูมิสูง เนื่องจากมี creep behavior ที่ดีซึ่งเป็นคุณสมบัติของโลหะผสม  $\alpha$  และมีค่าความแข็งแรงสูงซึ่งเป็นคุณสมบัติของโลหะผสม  $\alpha+\beta$  ผสมผสานกัน ช่วงอุณหภูมิการใช้งานอยู่ที่ 500-550 °C

Ti 8-1-1 เป็นโลหะผสมไทเทเนียมประเภทแรกที่ถูกนำมาใช้งานที่อุณหภูมิสูงโดยมีส่วนผสมของอะลูมิเนียมเป็นหลักแต่เนื่องจากปัญหาการเกิด stress corrosion จึงเติมอะลูมิเนียมได้ไม่เกิน 6% ต่อมาได้มีการค้นพบโลหะผสม Ti-6-2-4-2 ซึ่งพัฒนาโดย Timet จากนั้นได้มีการค้นพบว่าการเติมซิลิกอนเพียง 0.1% โดยน้ำหนักจะช่วยปรับปรุง creep behavior ให้ดีขึ้นเนื่องจากที่อุณหภูมิสูงซิลิกอนจะตกผลึกบน dislocation ซึ่งจะไปขัดขวางการ climb ของ dislocation เรียกโลหะผสมนี้ว่า Ti-6-2-4-2-s

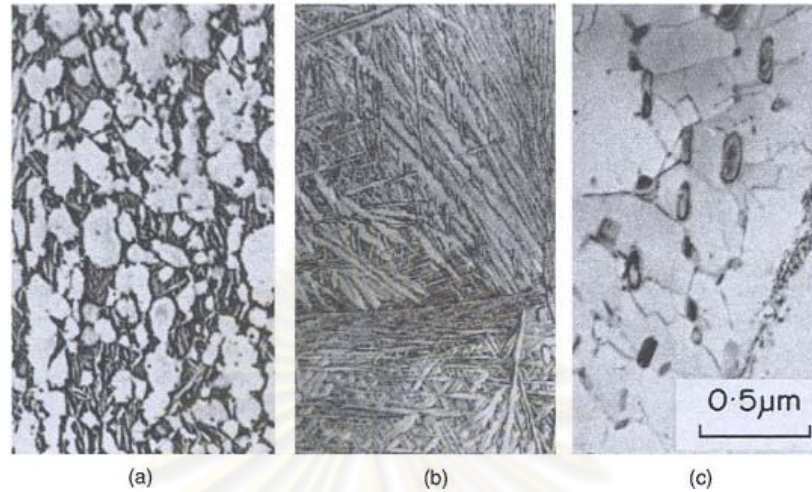
### 1. Heat-treated in $\alpha+\beta$ phase field

โลหะผสม Near  $\alpha$  alloys ส่วนใหญ่จะถูกทุบขึ้นรูป และผ่านกระบวนการทางความร้อนจนถึงบริเวณที่มีเฟส  $\alpha$  และ  $\beta$  ผสมกันหลังจากนั้นจะถูกปล่อยให้เย็นตัวในอากาศเพื่อให้ได้ค่า creep strength สูงสุด โครงสร้างที่ได้เป็นเกรนแบบ equi-axed ของ primary  $\alpha$  และส่วนที่เป็น widmanstätten  $\alpha$  ซึ่งเกิดจากการ nucleation and growth ของ  $\beta$  แสดงไว้ในรูปที่ 2.4 การเย็นตัวอย่างรวดเร็วจะทำให้เกิดเฟส martensitic  $\alpha'$  จากเฟส  $\beta$  ซึ่งจะทำให้ค่าความแข็งแรงเพิ่มขึ้นแต่ค่า creep resistance ลดลง

### 2. Heat-treated in $\beta$ phase field

โลหะผสม Near  $\alpha$  alloys เช่น IMI 685(Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Si) ซึ่งมี  $\alpha/\beta$  transus ที่ 1020 °C ถูกให้ความร้อนขึ้นไปที่อุณหภูมิ 1050 °C และเย็นตัวอย่างรวดเร็วโครงสร้างที่ปรากฏเป็น martensitic  $\alpha'$  ซึ่งมีส่วนที่เป็นฟิล์มบางๆ ของเฟส  $\beta$  ที่เหลืออยู่เล็กน้อยในรูปที่ 2.4b การบ่มต่อที่อุณหภูมิ 500-550 °C จะช่วยลดความเค้นซึ่งเกิดจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็วและทำให้เกิดการเพิ่มความแข็งแรง เฟส  $\alpha'$  จะเปลี่ยนเป็นโครงสร้าง lath ของเฟส  $\alpha$  ซึ่งถูกยึดกับอนุภาคขนาดเล็กซึ่งกระจายตัวอยู่ ซึ่งอนุภาคนี้เกิดจากการ spheroidization ของ inner lath film ถ้าการบ่มกระทำที่อุณหภูมิสูงกว่านี้ เช่น 850 °C จะพบ

อนุภาคที่ตกผลึกออกมาของ  $(\text{Ti,Zr})_5\text{Si}_3$  ซึ่งกระจายอยู่ตามโครงข่ายของ dislocation ดังรูปที่ 2.4c

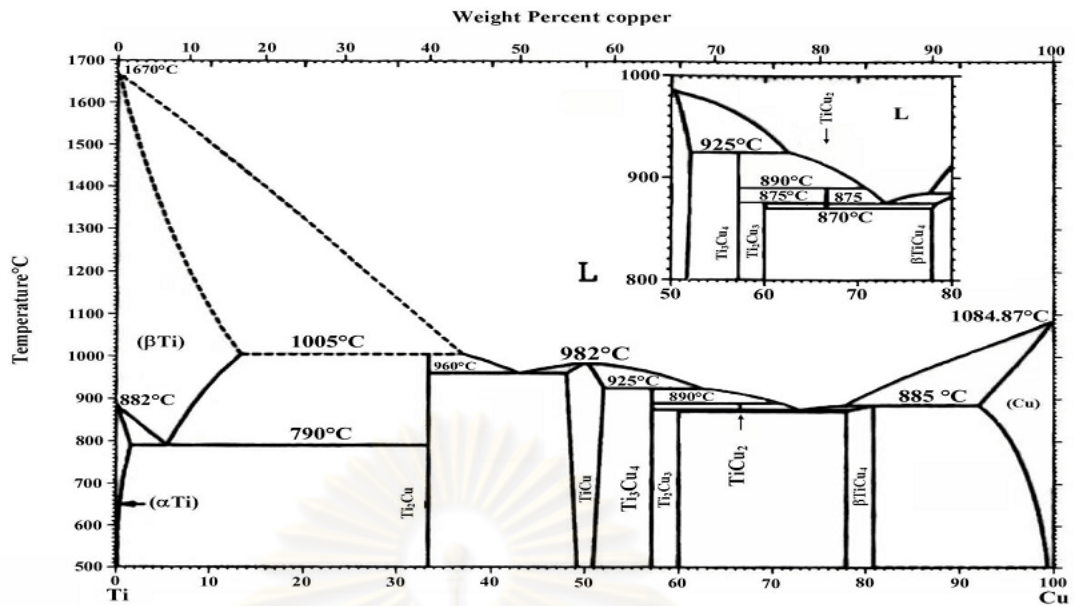


รูปที่ 2.4 (a) IMI 679 alloy เย็นตัวในอากาศจาก  $\alpha + \beta$  phase field เฟสสีขาวคือ primary  $\alpha$  และส่วนที่เหลือนคือ widmanstatten ของเฟส  $\alpha$  (X500); (b) IMI 685 alloy เย็นตัวในน้ำมัน จาก  $\beta$  phase field แสดง martensitic ของเฟส  $\alpha$  และเฟส  $\beta$  ที่เหลืออยู่ปริมาณเล็กน้อย (X75); (c) IMI 685 alloy เย็นตัวในน้ำมันจาก  $\beta$  phase field และบ่มที่อุณหภูมิ 850 °C แสดงอนุภาคของเฟส  $(\text{Ti,Zr})_5\text{Si}_3$  (X30000)[2]

### 3. การบ่มแข็งของโลหะผสม Ti-Cu [2]

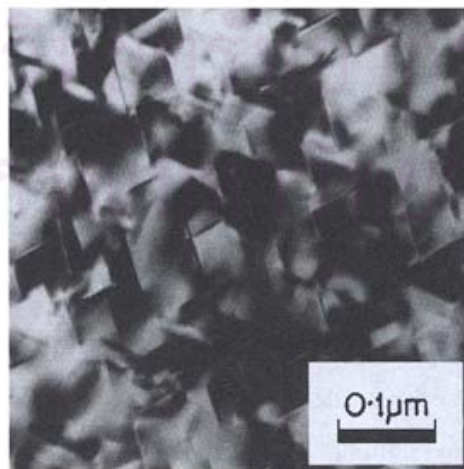
ถึงแม้ว่าโลหะผสมไทเทเนียมกับทองแดงจะไม่ค่อยเป็นที่รู้จักมากนัก ในทางการค้า แต่โลหะผสมไทเทเนียมกับทองแดงซึ่งมีส่วนผสมแบบ Titanium-rich สามารถนำมาพัฒนาใช้ร่วมกับกระบวนการบ่มแข็ง ได้ จากแผนภูมิเฟสของไทเทเนียมและทองแดงในรูปที่ 2.5 พบว่าความสามารถในการละลายของทองแดงสูงสุดใน  $\alpha$  ไทเทเนียมอยู่ที่อุณหภูมิ 798 °C คือ 2.1% และลดลงเหลือ 0.7% ที่อุณหภูมิ 600 °C และละลายได้น้อยมากที่อุณหภูมิห้อง โลหะผสมนี้ยังสามารถขึ้นรูปเย็นหลังการทำ solution treatment แล้วบ่มต่อเพื่อเพิ่มความแข็งแรงได้อีกด้วย





รูปที่ 2.5 แผนภูมิเฟสของโลหะผสม Ti-Cu [7,8]

โลหะผสม IMI230 (Ti-2.5Cu) ถูกนำมาใช้ในรูปของโลหะแผ่นซึ่งสามารถนำมาผ่านกระบวนการทางความร้อนได้และเป็นโลหะผสมไทเทเนียมเพียงไม่กี่ชนิดที่สามารถปรับปรุงความแข็งแรงโดยใช้กรรมวิธี บ่มแข็งได้ โดยการทำให้ solution treatment ที่อุณหภูมิ 805 °C แล้วเย็นตัวในอากาศหรือน้ำมัน จากนั้นทำการบ่มที่อุณหภูมิ 400 และ 475 °C ตามลำดับ เรียกการบ่มแบบนี้ว่า “Duplex aging” ทำให้เกิดการตกผลึกของเฟส  $Ti_2Cu$  ซึ่งไม่เสถียรกระจายตัวบนเฟสพื้น  $\beta$  แบบมีแรงยึดเกาะกับเนื้อพื้นที่ดีดังรูปที่ 2.6



รูปที่ 2.6 แผ่นของเฟส  $Ti_2Cu$  ซึ่งได้จากการบ่มโลหะผสม Ti-2.5Cu (IMI230) [2]



ผลจากการบ่มแข็งทำให้ค่าความแข็งแรงแรงดึงเพิ่มขึ้น 150-170 MPa และสามารถปรับปรุงค่าความแข็งแรงโดยนำโลหะผสมมาผ่านการขึ้นรูปเย็น หลังจากทำ solution treatment ก่อนการบ่มแข็ง การเติมธาตุอื่นๆเพื่อทำให้การบ่มแข็งมีประสิทธิภาพที่ดีขึ้นยังไม่ได้มีการวิจัยเพิ่มเติมมากนัก

### 2.1.2.3 โลหะผสม $\alpha + \beta$

โลหะผสม  $\alpha$  alloy มีขีดจำกัดในด้านความแข็งแรงและการขึ้นรูปร้อนเมื่อปริมาณของตัวถูกละลายมาก จึงได้มีการพัฒนาโลหะผสม  $\alpha + \beta$  ขึ้น โลหะผสมชนิดนี้มีความสำคัญทางการค้ามากที่สุดโดยเฉพาะโลหะผสม Ti-6Al-4V ซึ่งมีการนำไปใช้งานมากกว่าครึ่งหนึ่งของโลหะผสมไทเทเนียมทั้งหมด โลหะผสม Ti-6Al-4V (IMI318) มีความแข็งแรงแรงดึงและมีความสามารถในการขึ้นรูปที่ดี แต่ค่า creep strength จะลดลงเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 400 °C นิยมนำไปใช้ทำชิ้นส่วนที่ต้องผ่านการชุบขึ้นรูป เช่น ใบพัดเครื่องบินเจ็ท

โลหะผสม  $\alpha + \beta$  ส่วนใหญ่จะประกอบด้วยธาตุซึ่งเพิ่มความเสถียรรูปและทำให้เฟส  $\alpha$  มีความแข็งแรงขึ้น นอกจากนั้นยังประกอบด้วยธาตุ  $\beta$ -stabilizing 4-6% ซึ่งทำให้เมื่อเย็นตัวอย่างรวดเร็วจาก  $\beta$  มายัง  $\alpha + \beta$  phase field จะมีเฟส  $\beta$  เหลืออยู่ปริมาณมาก ธาตุ  $\beta$ -stabilizing จะส่งผลให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นจากการเกิดสารละลายของแข็ง แต่จะส่งผลไม่มากนักดังแสดงในตารางที่ 2.3

ตารางที่ 2.3 Solid solution strengthening และประสิทธิภาพของธาตุ  $\beta$ -stabilizing ที่เติมลงในโลหะผสม [2]

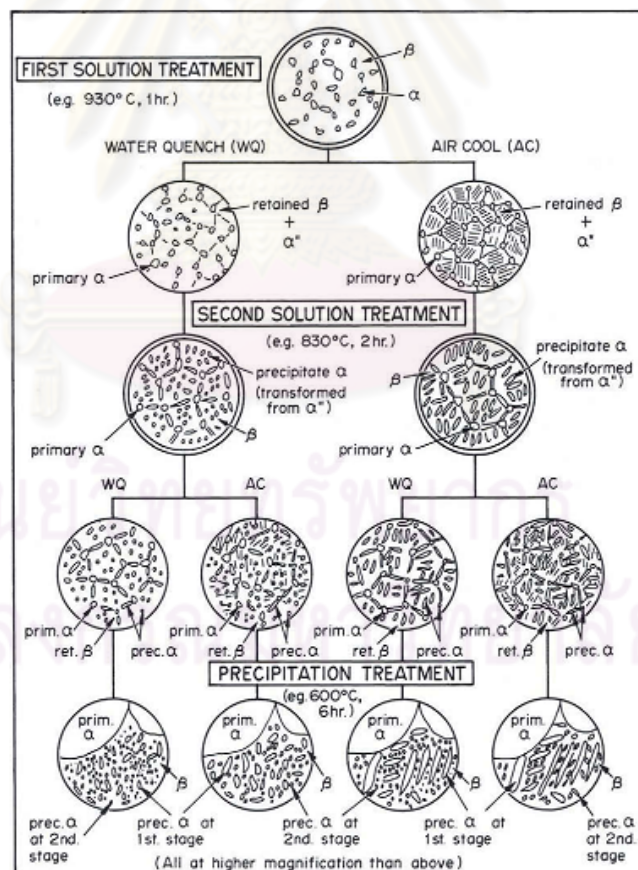
	Element							
	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Mo
Solid solution strengthening (MPa wt <sup>-1</sup> )	19	21	34	46	48	35	14	27
Minimum alloy content to retain $\beta$ on quenching (%)	14.9	6.3	6.4	3.5	7	9	13	10

โลหะผสม  $\alpha + \beta$  สามารถเพิ่มความแข็งแรง ได้อีกจากการทำอบคืนตัวหรือการบ่มอย่างต่อเนื่องโดยค่า ความแข็งแรงแรงดึงที่ได้จะมากกว่า 1400 MPa โลหะผสม  $\alpha + \beta$  นิยมทำ

soft quenching โดยการทำให้ solution treatment ที่อุณหภูมิในช่วง  $\alpha + \beta$  phase field แล้วเย็นตัวลงมาอย่างช้าๆ (50-150 °C ต่อชั่วโมง) ที่อุณหภูมิ 700 °C จากนั้นจึงเย็นตัวในอากาศลงมาที่อุณหภูมิห้อง

โครงสร้างที่ได้จะมี primary  $\alpha$  ปรากฏอยู่เนื่องจากอุณหภูมิที่ใช้ทำ solution treatment อยู่ในช่วง  $\alpha + \beta$  phase field โครงสร้างต่างๆที่จะได้รับแสดงในรูปที่ 2.7 เนื่องจากโครงสร้างที่ได้มีความหลากหลายจึงมีความเป็นไปได้ที่จะสามารถควบคุมสมบัติทางกลของโลหะผสมไทเทเนียมได้

การสลายตัวของเฟส  $\beta$  ซึ่งหลงเหลือจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว จะเกิดขึ้นเมื่อทำการบ่มที่อุณหภูมิสูง ซึ่งเป็นปัจจัยที่สำคัญในการทำกรรมวิธีทางความร้อนของโลหะผสม  $\alpha$  และ  $\alpha + \beta$  เพื่อปรับปรุงค่าความแข็งแรงแรงดึง เนื่องจากการสร้างโครงสร้าง hcp ของเฟส  $\alpha$  จากโครงสร้าง bcc ของเฟส  $\beta$  ซึ่งเป็นเฟสที่ขึ้นได้ยาก ในระหว่างที่เกิดการเปลี่ยนแปลงมักเกิด intermediate products (เฟส  $\omega$ )



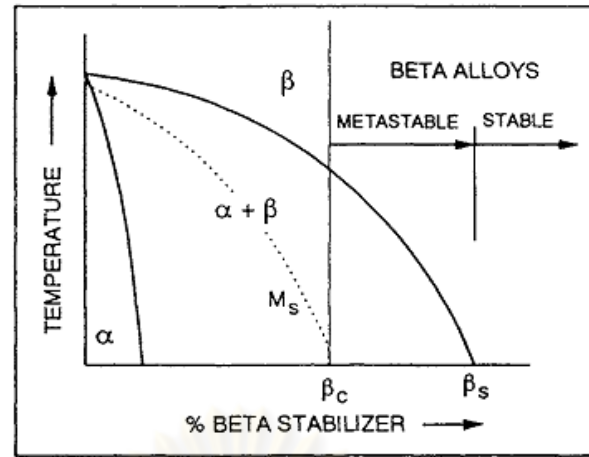
รูปที่ 2.7 แผนผังแสดงโครงสร้างจุลภาคแบบต่างๆที่ได้รับหลังจากการทำ double solution treatment ตามด้วยการเย็นตัวในน้ำ (WQ) หรือในอากาศ (AC) แล้วทำการอบคืนตัว หรือ precipitation treatment [2]

การมีอยู่ของเฟส  $\omega$  ในโลหะผสมจะทำให้เกิดการเปราะอย่างรุนแรงเนื่องจากเฟส  $\omega$  จะขัดขวางการเคลื่อนที่ของ dislocation แต่มีข้อดีเมื่อนำไปใช้งานในด้านตัวนำไฟฟ้าที่ยังยวดการหลีกเลียงหรือลดปริมาณของการเกิดเฟส  $\omega$  ทำได้โดยการควบคุมเงื่อนไขในการบ่มหรือส่วนผสมของโลหะผสม อุณหภูมิสูงสุดที่ทำให้เฟส  $\omega$  มีความเสถียรคือ  $475\text{ }^{\circ}\text{C}$  ใน binary alloys ส่วนใหญ่ช่วงอุณหภูมิที่เสถียรนี้สามารถลดลงได้โดยการเพิ่มปริมาณของตัวถูกละลาย เช่น เฟส  $\omega$  จะปรากฏในโลหะผสม Ti-V แต่จะไม่ปรากฏในโลหะผสม Ti-6Al-4V ซึ่งเป็นเหตุผลที่ทำให้ต้องเติม Al ลงในโลหะผสม  $\alpha + \beta$  และ  $\beta$  อย่างน้อย 3%

การเกิดเฟส  $\alpha$  จากโครงสร้างซึ่งประกอบด้วย  $\beta + \omega$  กลไกการเกิดเฟส  $\alpha$  จะขึ้นกับความไม่เข้ากัน (misfit) ระหว่างเฟสทั้งสอง ถ้ามีความไม่เข้ากันน้อยเฟส  $\alpha$  จะเกิดขึ้นได้ยากและเกิดตามขอบเกรนของเฟส  $\beta$  ถ้ามีความไม่เข้ากันมาก เฟส  $\alpha$  จะเกิดขึ้นตาม interface ของ  $\beta$  และ  $\omega$

#### 2.1.2.4 โลหะผสม $\beta$

โลหะผสม  $\beta$  โทเทเนียมจะต้องมีปริมาณของธาตุผสมซึ่งเพิ่มความเสถียรให้กับเฟส  $\beta$  อย่างเพียงพอเพื่อที่จะทำให้หลงเหลือเฟส  $\beta$  เมื่อเกิดการเย็นตัวในระหว่างการทำการรมวิธีทางความร้อนไม่ว่าจะเป็นเงื่อนไขแบบเสถียรหรือกึ่งเสถียรดังในรูปที่ 2.8 ปริมาณของธาตุผสมจะต้องเพียงพอเพื่อที่จะหลีกเลียงเส้น martensite start ( $M_s$ ) ส่วนผสมของโลหะผสมซึ่งอยู่ในช่วงระหว่าง minimum critical level ( $\beta_c$ ) หรือจุดที่เส้น  $M_s$  ตัดกับเส้นอุณหภูมิห้องกับจุดที่เส้น  $\beta$  transus ตัดกับเส้นอุณหภูมิห้อง ( $\beta_s$ ) ช่วงส่วนผสมนี้สามารถที่จะเกิดการตกผลึกของเฟสที่สองซึ่งส่วนใหญ่คือเฟส  $\alpha$  ในระหว่างการบ่มได้ เรียกช่วงของส่วนผสมนี้ว่า “metastable  $\beta$ ” ถ้าปริมาณของธาตุ  $\beta$ -stabilizing มากกว่าที่จุด  $\beta_s$  จะเรียกว่า “stable  $\beta$  alloys” ซึ่งโลหะผสมนี้ไม่ค่อยมีการนำไปใช้งานมากนัก



รูปที่ 2.8 Pseudo-binary  $\beta$ -isomorphous phase diagram แสดงขอบเขตของ metastable  $\beta$  และ stable  $\beta$  ของโลหะผสมไทเทเนียม [2]

Molybdenum เป็นธาตุที่นิยมใช้ในโลหะผสม  $\beta$  ไทเทเนียม ซึ่งโลหะผสมชนิดนี้จะต้องมีค่า Mo equivalent  $\geq 10$  โดยค่า Mo equivalent สามารถคำนวณได้ดังนี้

$$\% \text{ Mo equivalent} = 1.0(\% \text{ Mo}) + 0.67(\% \text{ V}) + 0.44(\% \text{ W}) + 0.28(\% \text{ Nb}) + 0.22(\% \text{ Ta}) + 2.9(\% \text{ Fe}) + 1.6(\% \text{ Cr}) - 1.0(\% \text{ Al})$$

ธาตุอื่นๆที่นิยมใช้ในโลหะผสม  $\beta$  ไทเทเนียม ได้แก่ Fe, Cr และ V

โลหะผสม  $\beta$  ไทเทเนียมมีคุณสมบัติในการขึ้นรูปที่ดี สามารถขึ้นรูปเย็นใน soft condition และสามารถเพิ่มความแข็งแรงได้ด้วยการบ่มแข็ง นอกจากนี้ยังสามารถทำการเพิ่มความแข็งแรง(hardening) ได้ในชิ้นส่วนที่มีลักษณะหนาเพราะปริมาณของธาตุ  $\beta$ -stabilizing ซึ่งละลายอยู่ปริมาณมากจะช่วยเพิ่ม hardenability ส่วนผสมของโลหะผสมทางการค้าที่ใช้กันในตอนแรกคือ Ti-13V-11Cr-3Al ซึ่งจะนำมาผ่านกระบวนการ solution treated จากนั้นเย็นตัวอย่างรวดเร็วแล้วขึ้นรูปเย็น ทำยที่สุดจึงนำมาทำการบ่ม กลไกการเพิ่มความแข็งแรงที่เกิดขึ้นได้แก่ การเกิดสารละลายของแข็งของเฟส  $\beta$  และการตกผลึกของเฟส  $\alpha$  ซึ่งมีลักษณะละเอียดกระจายอยู่ทั่วเนื้อพื้น  $\beta$  ทำให้โลหะผสมชนิดนี้มีค่าความแข็งแรงสูงถึง 1300 MPa

ส่วนผสมของโลหะผสม  $\beta$  ไทเทเนียมแบบ metastable ที่ใช้กันในปัจจุบันได้มีการปรับเปลี่ยนโดยการเติมธาตุ Al, Zr หรือ Sn เพื่อยับยั้งการเกิดเฟส  $\omega$  ในระหว่างการทำการกรรมวิธีทางความร้อนและทำให้เกิดเฟส  $\alpha$  เพิ่มขึ้น จำกัดปริมาณธาตุที่เพิ่มความเสถียรให้กับเฟส  $\beta$ -eutectoid เช่น Cr เพราะทำให้เกิดการเปราะเนื่องจากการเกิดสารประกอบ  $\text{TiCr}_2$  หรือสารประกอบอื่นๆ นอกจากนี้ยังทำให้การตอบสนองต่อการบ่มแข็งลดลง

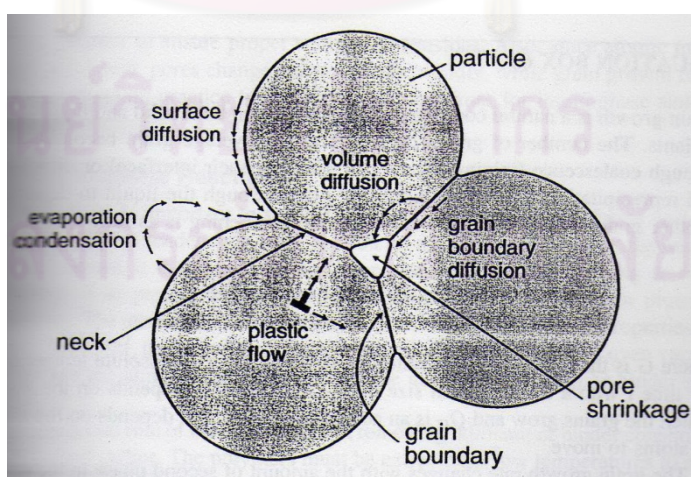


โลหะผสม  $\beta$  ไทเทเนียมมีค่าความแข็งแรงสูงมากและมี hardenability ที่ดีซึ่งสามารถทำให้ทำการรมวิธีทางความร้อนกับวัสดุซึ่งมีขนาดใหญ่ได้ มีค่า toughness และ fatigue resistance ที่ดี นิยมนำไปใช้ทำชิ้นส่วนที่ต้องการความแข็งแรงสูง เช่น landing gear ของเครื่องบิน และในวัสดุแบบแผ่นจะมีความสามารถในการขึ้นรูปเย็นที่ดี

### 2.1.3 กระบวนการเผาผนึก (Sintering) [4]

การเผาผนึกจะทำให้โครงสร้างของชิ้นงานอัดขึ้นรูปแข็งแรงขึ้นโดยทำให้เกิดพันธะระหว่างอนุภาคเรียกว่า “Interparticle neck” ดังแสดงในรูปที่ 2.9 อนุภาคที่เชื่อมติดกันจะเปลี่ยนเป็นเกรน อุณหภูมิในการเผาผนึกที่สูงขึ้นจะทำให้การเคลื่อนที่ของอะตอมดีขึ้นส่งผลให้คุณสมบัติการเผาผนึกดีขึ้น ปัญหาที่เกิดขึ้นหลังจากทำการเผาผนึกคือการเปลี่ยนแปลงขนาดของชิ้นงานอัดขึ้นรูป ซึ่งอาจเกิดการหดตัวหรือขยายตัวจึงจำเป็นต้องมีการควบคุมตัวแปรต่างๆให้ดี

ปัจจัยที่ต้องควบคุมในระหว่างการเผาผนึกได้แก่ อุณหภูมิ, บรรยากาศและเวลาในการให้ความร้อน โดยเริ่มแรกจะให้ความร้อนจนถึงอุณหภูมิที่ทำให้ binder สารหล่อลื่นระเหยออกไปก่อน จากนั้นจะให้ความร้อนขึ้นไปจนถึงอุณหภูมิเผาผนึก ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่ทำให้เกิดพันธะ หากเผาผนึกที่อุณหภูมินี้นานเกินไปจะทำให้คุณสมบัติการเผาผนึกลดลงเรียกว่าการเกิด “Oversintering” เป็นผลมาจากเกรนและรูพรุนซึ่งมีขนาดใหญ่ขึ้น จากนั้นอุณหภูมิของชิ้นงานอัดขึ้นรูปจะลดลงเรื่อยๆจนถึงอุณหภูมิต้อง ค่าความแข็งแรงจะเพิ่มขึ้นเรียกว่าการเกิด “Sinter hardening”



รูปที่ 2.9 รูปร่างของอนุภาคทั้งสามในระหว่างการเผาผนึกแสดงการเคลื่อนที่ของอะตอมซึ่งเกี่ยวข้องกับการเกิดพันธะของอนุภาค [4]



เฟสของเหลวที่เกิดขึ้นในระหว่างการเผาผนึกจะทำให้อัตราการเผาผนึกเพิ่มขึ้นเรียกกรรมวิธีการเผาผนึกแบบนี้ว่า "Liquid phase sintering" ซึ่งทำได้โดยการผสมผงโลหะที่มีจุดหลอมเหลวต่ำกว่าผงโลหะอีกชนิดหนึ่งพอสมควรลงไปทำให้ผงโลหะซึ่งมีจุดหลอมเหลวต่ำกว่าเกิดเป็นเฟสของเหลวขึ้นมาในระหว่างเผาผนึก เฟสของเหลวมักเกิดขึ้นบริเวณที่อนุภาคผงโลหะสัมผัสกันซึ่งเป็นบริเวณที่เหมาะสมในการเพิ่มพันธะระหว่างอนุภาค ผงโลหะผสมของเหล็กมักเติมธาตุที่ทำให้เกิดเฟสของเหลวเช่น ฟอสฟอรัสหรือทองแดง แรงตึงผิวที่เพิ่มขึ้นจากเฟสของเหลวที่เกิดขึ้นจะช่วยให้เกิด capillary force ซึ่งช่วยดึงอนุภาคเข้าหากันนอกจากนั้นยังช่วยให้อะตอมเคลื่อนที่ได้เร็วขึ้น ทำให้อัตราการเผาผนึกเพิ่มขึ้น ข้อดีที่สำคัญของกระบวนการนี้คือทำให้ความหนาแน่นของชิ้นงานอัดขึ้นรูปเพิ่มขึ้นเนื่องจากเฟสของเหลวที่เกิดขึ้นจะไปแทนที่บริเวณที่รูพรุนทำให้ปริมาณรูพรุนลดลง แต่การเกิดเฟสของเหลวซึ่งทำให้อะตอมเคลื่อนที่ได้เร็วขึ้นจะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงขนาดของชิ้นงานอัดขึ้นรูปได้มากเช่นกัน ดังนั้นการควบคุมปริมาณเฟสของเหลวที่เกิดขึ้น, อัตราการให้ความร้อนและเวลาที่คงไว้ในระหว่างการเผาผนึกจึงมีความจำเป็นเพื่อหลีกเลี่ยงปัญหาดังกล่าว การที่อะตอมเคลื่อนที่ได้เร็วขึ้นยังส่งผลให้รูพรุนเกิดการเปลี่ยนแปลงขนาดและรูปร่างและทำให้เกรนโตขึ้นด้วย

โลหะผสมไทเทเนียมกับทองแดงเมื่อผ่านการเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000 °C โดยศึกษาจากแผนภูมิเฟสของไทเทเนียมและทองแดงจากรูปที่ 2.5 พบว่า โลหะผสมที่มีทองแดงผสมอยู่ 2 และ 4% ซึ่งเป็นส่วนผสม hypo-eutectoid เมื่อเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000 °C แล้วเย็นตัวลงมาในช่วงแรกจะมี primary  $\alpha$  เกิดขึ้น จากนั้นเฟส  $\beta$  จะสลายตัวเกิดโครงสร้างระหว่าง  $\alpha$ -Ti และ  $Ti_2Cu$  โครงสร้างสุดท้ายจะเป็นแบบ hypo-eutectoid โลหะผสมที่มีทองแดงผสมอยู่ 7% หรือส่วนผสม eutectoid โครงสร้างหลังการเผาผนึกเกิดจาก เฟส  $\beta$  สลายตัวเป็น  $\alpha$ -Ti และ  $Ti_2Cu$  หรือโครงสร้าง eutectoid สำหรับส่วนผสม 10 และ 15% ซึ่งเป็นส่วนผสม hyper-eutectoid ปริมาณทองแดงที่เพิ่มขึ้นทำให้เกิดสารประกอบ  $Ti_2Cu$  มากขึ้น โครงสร้างแบบ eutectoid มีปริมาณมากขึ้น

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

## 2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

### 2.2.1 “Mechanical Properties and Microstructures of cast Ti-Cu alloys” [5]

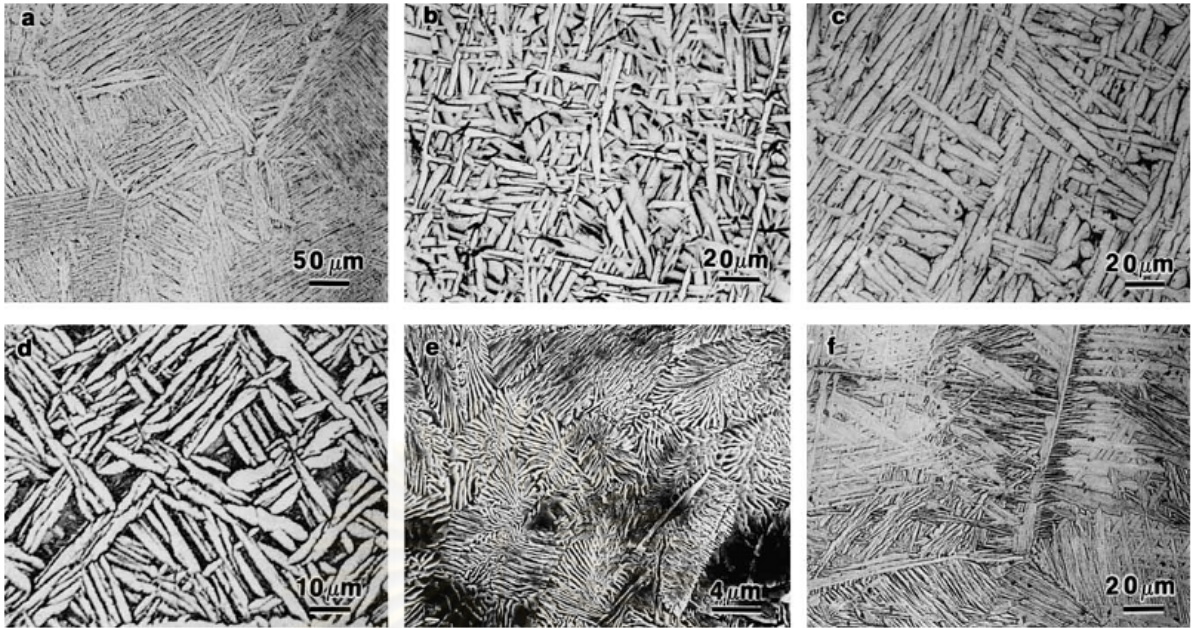
Masafumi Kikuchi<sup>a,\*</sup>, Yokyu Takada<sup>a</sup>, Seigo Kiyosue<sup>b</sup>, Masanobu Yoda<sup>c</sup>, Magaret Woldu<sup>d</sup>, Zhou cai<sup>d</sup>, Osamu Okuno<sup>b</sup>, Toru Okabe<sup>d</sup>: (2003)

คณะวิจัยจากญี่ปุ่นได้ทำการศึกษสมบัติทางกลของโลหะผสมไทเทเนียมกับทองแดงโดยวิธีการหล่อโดยมีวัตถุประสงค์เพื่อปรับปรุงสมบัติทางกลของโลหะผสมไทเทเนียมที่จะนำไปใช้งานในด้านทันตกรรมให้ดีขึ้นกว่าการใช้ไทเทเนียมบริสุทธิ์

โลหะผสมไทเทเนียมกับทองแดง 5 ส่วนผสม (0.5, 1, 2, 5 และ 10% โดยมวล) ถูกหลอมใน argon arc melting furnace และหล่อใน magnesia mold โดยวิธีการหล่อเหวียง จากนั้นได้ทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาค ความแข็งตามแนวรอยตัด คุณสมบัติแรงดึงและการยึดตัว

Scanning electron microscope fractography ได้ถูกนำมาใช้ในการศึกษารอยแตกที่พื้นผิวของชิ้นงานหลังผ่านการทดสอบแรงดึง ชิ้นงานที่ผ่านการขัดละเอียดแล้วจะถูกนำไปวิเคราะห์ด้วย XRD

จากการตรวจสอบด้านโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 2.10 พบว่าโครงสร้างของ CP Ti (commercially pure Ti) จะเป็นแบบ widmanstten และ basket-weave ซึ่งมีลักษณะเป็น acicular ของเฟส  $\alpha$  ที่ส่วนผสม 1% และ 2%Cu จะมีโครงสร้างที่คล้ายคลึงกันคือมีเฟส  $\alpha$  ตรงบริเวณซึ่งเคยเป็นเกรนของเฟส  $\beta$  มาก่อน ส่วนผสม 5%Cu จะประกอบไปด้วย primary  $\alpha$  และโครงสร้างแบบยูเทคตอยด์ซึ่งเป็นแถบของ  $\alpha$ -Ti และ  $Ti_2Cu$  ซึ่งเปลี่ยนแปลงมาจากเฟส  $\beta$  ที่อุณหภูมิยูเทคตอยด์ ส่วนผสม 10%Cu โครงสร้างที่ได้เป็นแบบยูเทคตอยด์ สำหรับรูปที่ 2.10f เป็นโครงสร้างของงานหล่อ Ti-6Al-4V เพื่อเปรียบเทียบกับโครงสร้างก่อนหน้านี้ โดยโครงสร้างของ Ti-6Al-4V เป็นแบบ widmanstten ของเฟส  $\alpha$  ซึ่งแยกตัวออกมาจากเฟส  $\beta$  ในระหว่างการเย็นตัวและมีเฟสพื้นเป็นเฟส  $\beta$



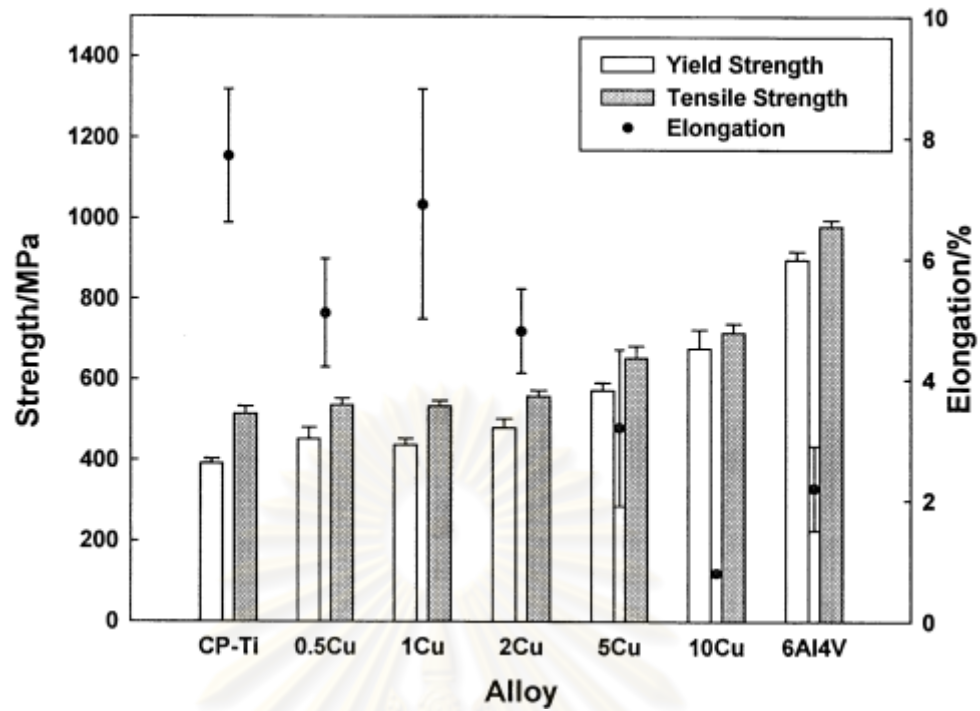
รูปที่ 2.10 โครงสร้างจุลภาคของโลหะหล่อ (a) CP Ti; (b) 1%Cu; (c) 2%Cu; (d) 5%Cu; (e) 10%Cu; (f) Ti-6Al-4V [5]

จากการตรวจสอบด้วย XRD พบว่าที่ส่วนผสม 5% และ 10%Cu พบ peak ของ  $Ti_2Cu$  ซึ่งเลี้ยวเบนออกมาจาก plane 103 และ 110 และ peak อื่นๆซึ่งเกี่ยวข้องกับ  $\alpha$ -Ti โลหะผสมซึ่งมีทองแดงต่ำกว่า 2% จะพบเพียง peak ของ  $\alpha$ -Ti แต่จะไม่พบ peak ของ  $Ti_2Cu$  สำหรับโลหะผสม Ti-6Al-4V จะพบทั้ง peak ของ  $\alpha$ -Ti และ  $\beta$ -Ti

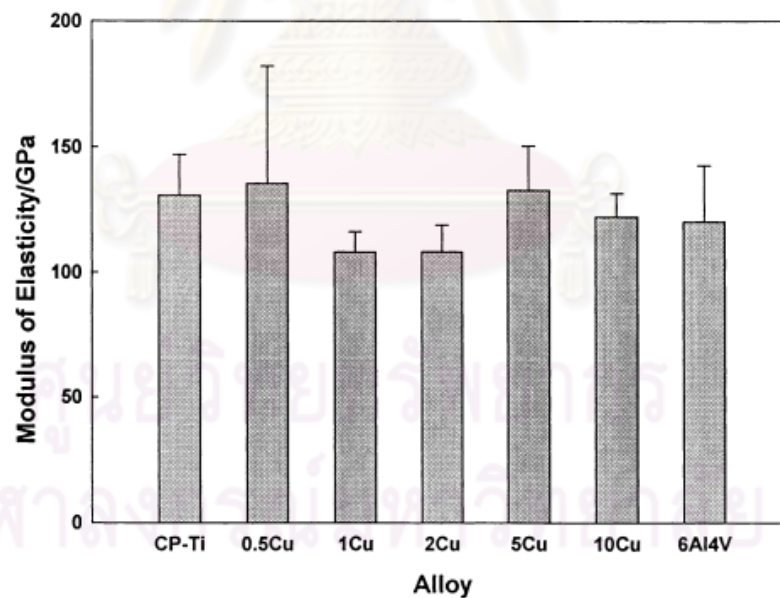
จากการทดสอบสมบัติทางกลค่าความแข็งแรงแรงดึงและการยืดตัวได้ถูกแสดงไว้ในรูปที่ 2.11 ในขณะที่ค่ามอดูลัสยืดหยุ่นแสดงไว้ในรูปที่ 2.12 จากกราฟพบว่าโลหะผสม Ti-6Al-4V ให้ค่าความแข็งแรงแรงดึงสูงสุด และโลหะผสม 10%Cu จะให้ค่าความแข็งแรงแรงดึงสูงกว่า 5%Cu และส่วนผสมที่มีทองแดงน้อยกว่ารวมถึง CP Ti สำหรับค่าความเค้นแรงดึง พบว่าโลหะผสม Ti-6Al-4V จะให้ค่าสูงสุดเมื่อเทียบกับโลหะที่นำมาทดสอบทั้งหมด และโลหะผสม 5% และ 10%Cu จะให้ค่านี้สูงกว่าโลหะผสมที่มีทองแดงต่ำกว่า

จากกราฟจะพบว่าสำหรับโลหะผสม Ti-Cu ค่าความแข็งแรงแรงดึงและ ความเค้นแรงดึง จะแปรผันตรงกับปริมาณของทองแดง ส่วนค่า elongation จะแปรผกผันกับปริมาณทองแดง

จากการตรวจสอบค่า elongation โลหะผสม 10%Cu จะให้ค่านี้ต่ำกว่าโลหะทั้งหมดที่นำมาทดสอบและ CP Ti กับโลหะผสม 1%Cu จะให้ค่านี้สูงกว่าโลหะผสมอื่นทั้งหมด ค่ามอดูลัสยืดหยุ่นที่ได้จากการตรวจสอบพบว่าโลหะแต่ละชนิดให้ค่าใกล้เคียงกันและไม่มีความสัมพันธ์กับปริมาณทองแดง



รูปที่ 2.11 Tensile strength, ความเค้นแรงดึง และ elongation ของโลหะที่นำมาทดสอบ [5]

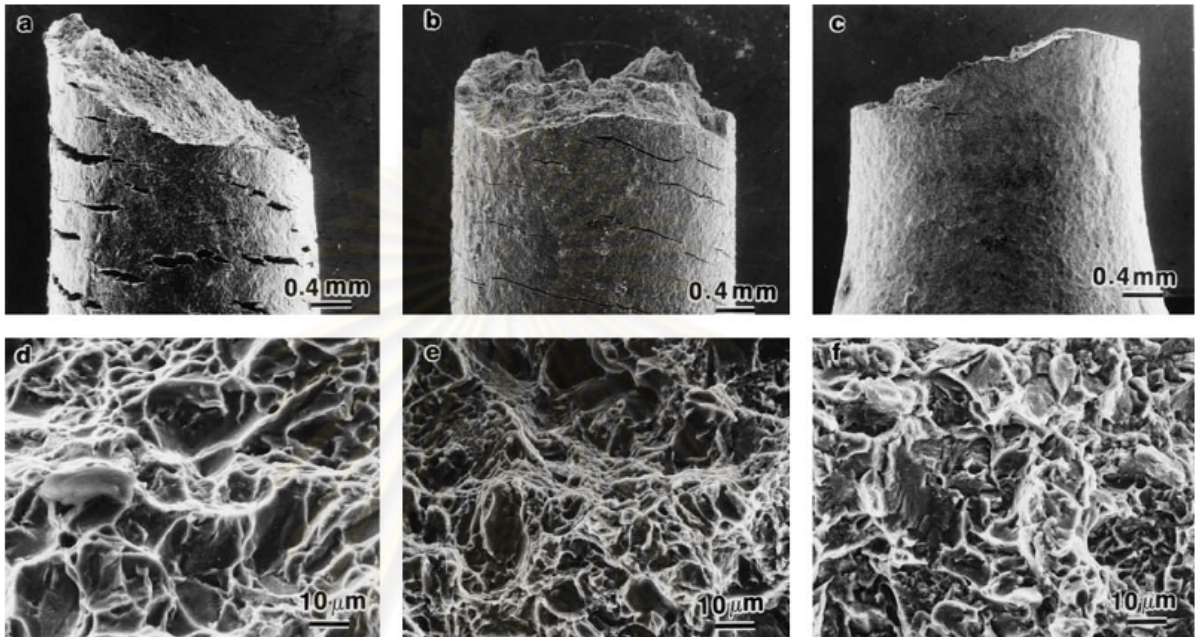


รูปที่ 2.12 Modulus of elasticity ของโลหะที่นำมาทดสอบ [5]

จากการตรวจสอบรอยแตกของชิ้นงานตัวอย่างซึ่งผ่านการทดสอบแรงดึงด้วยกล้อง SEM ซึ่งแสดงไว้ในรูปที่ 2.13 a-f พบว่ารอยแตกตามขวางบนพื้นผิวของชิ้นงานทดสอบส่วนผสม 1%Cu (รูป 2.14a) เมื่อเทียบกับ 5%Cu (รูป 2.14b) พบว่ารอยแตกลดลงและพบรอยแตก



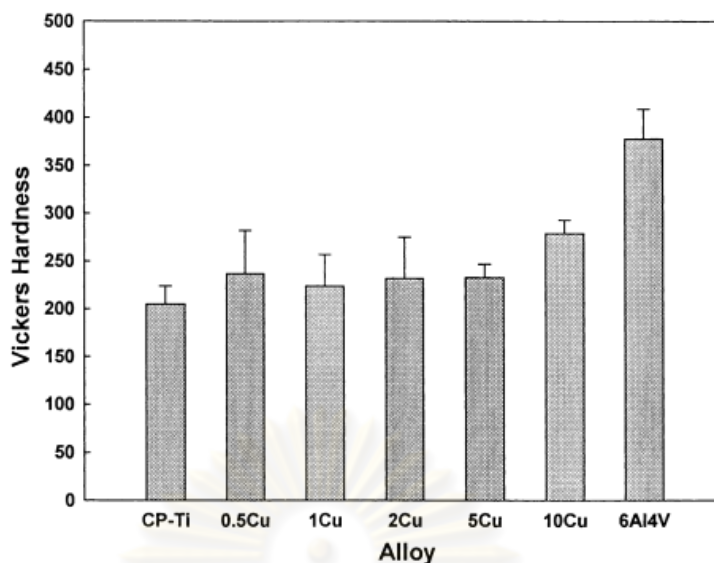
น้อยมากใน 10%Cu (รูป 2.14c) สำหรับรอยแตกภายในชิ้นงานของโลหะผสม 1% และ 5%Cu (รูปที่ 2.14 d และ e) พบว่ามีลักษณะเป็นแฉ่งเล็กและประกอบด้วยรูพรุนเล็กๆ เชื่อมต่อกันตามรอยของการแตก และพบการแตกแบบเปราะในบางเกรนของโลหะผสม 5%Cu ในโลหะผสม 10%Cu (รูปที่ 2.14 f) พบ cleave grain ในบางจุด



รูปที่ 2.13 รูปถ่าย SEM ของโลหะหล่อที่ผ่านการทดสอบแรงดึง Exterior view: (a) 1%Cu; (b) 5%Cu; (c) 10%Cu. Interior view: (d) 1%Cu; (e) 5%Cu; (f) 10%Cu. [5]

จากการตรวจสอบความแข็งแบบ bulk hardness (ความแข็งที่ระยะลึกจากพื้นผิว 300  $\mu\text{m}$ ) รูปที่ 2.14 พบว่าโลหะผสม Ti-6Al-4V ให้ค่าความแข็งสูงสุดในโลหะที่นำมาทดสอบ สำหรับโลหะผสม Ti-Cu ที่ส่วนผสม 10%Cu จะให้ค่าความแข็งมากที่สุดเมื่อเทียบกับส่วนผสมอื่นและ CP Ti ให้ค่าความแข็งต่ำที่สุด จากกราฟพบว่าค่าความแข็งมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณทองแดง





รูปที่ 2.14 Bulk hardness ของโลหะหล่อ [5]

## 2.2.2 “Excessive porosity after liquid-phase sintering of elemental Ti powder blends”[6]

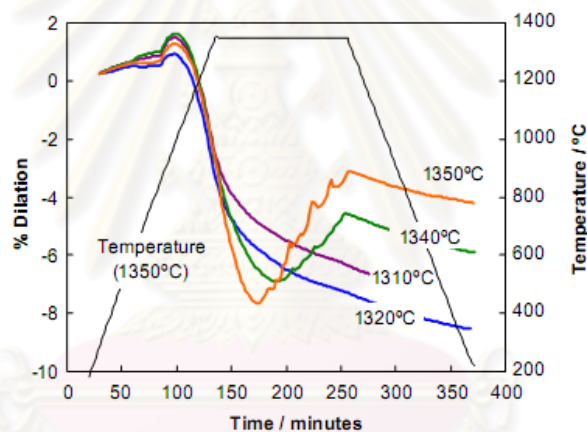
R.J. Low, I.M. Robertson and G.B. Schaffer\*(2007)

งานวิจัยชิ้นนี้ได้ศึกษาการทำการเผาผนึกของ Ti binary alloys โดยใช้ผงแบบ blend elemental ผลิตโดยกรรมวิธีแบบ hydride-dehydride ผสมกับ silicon หรือ nickel จากนั้นทำการเผาผนึกในสุญญากาศ การพองตัว (Swelling) และรูพรุนส่วนเกินจะเกิดขึ้นเมื่อเกิดเฟสของเหลวและมีความหนาแน่นสัมพัทธ์ของชิ้นงานสูงเกิน 90% แก๊สไฮโดรเจนซึ่งถูกปล่อยออกมาจากผงโลหะในระหว่างการเผาผนึกจะเข้าไปอยู่ในรูพรุนแบบปิดทำให้เกิดความแตกต่างของความดันระหว่างชิ้นงานตัวอย่างและสิ่งแวดล้อมทำให้เกิดการขัดขวางการเกิด sintering stress เป็นผลให้ชิ้นงานเกิดการขยายตัว

ผงไทเทเนียมซึ่งผลิตโดยกรรมวิธี Hydride milling dehydride (HDH) ซึ่งมีไฮโดรเจนผสมอยู่ 0.02% โดยน้ำหนัก ถูกนำมาผสมกับผงซิลิกอน 5% โดยน้ำหนักหรือผงนิกเกิล 4-9% โดยน้ำหนัก ผงที่ถูกผสมจะถูกนำมาอัดขึ้นรูปในแม่พิมพ์รูปทรงกระบอกโดยใช้แรงอัด 200-600 MPa ทำให้ได้ชิ้นงานซึ่งมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางและความสูง 1 cm จากนั้นชิ้นงานซึ่งผ่านการอัดขึ้นรูปจะถูกนำไปวางไว้ใน sample holder ของ dilatometer แล้วเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1100-1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมงที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C ต่อนาทีแล้วปล่อยให้เย็นตัวลงในอัตราเดียวกัน

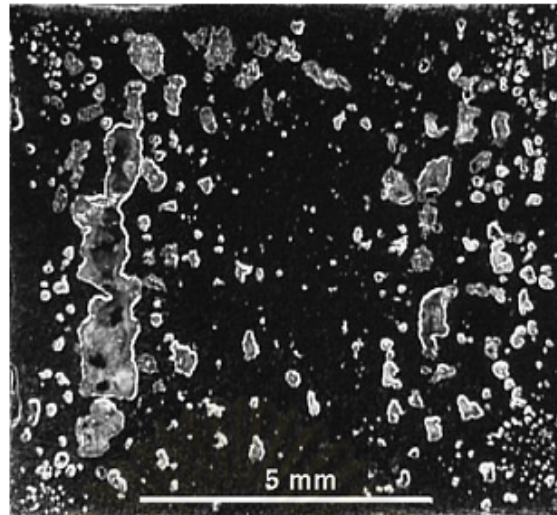
ความหนาแน่นก่อนการทำการเผาผนึกสามารถคำนวณได้จากน้ำหนักและปริมาตรของชิ้นงาน ชิ้นงานซึ่งผ่านการเผาผนึกจะถูกตัดตามขวางแล้วนำไปขัดเพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แสง

ข้อมูลจาก dilatometer แสดงไว้ในรูปที่ 2.15 จากกราฟพบว่าการขยายตัวในช่วงแรกของการเผาผนึกเกิดจากการขยายตัวเนื่องจากได้รับความร้อนและการเกิดโลหะผสมระหว่างไทเทเนียมและซิลิกอน หลังจากนั้นจะเกิดการหดตัวตามแนวแกนซึ่งทำการวัดด้วย dilatometer สำหรับที่อุณหภูมิการเผาผนึกที่ 1310 และ 1320°C ชิ้นงานจะเกิดการหดตัวอย่างต่อเนื่องและอัตราการหดตัวจะลดลงเมื่อเวลาผ่านไป ที่อุณหภูมิการเผาผนึกที่ 1340 และ 1350°C หลังจากทำการเผาผนึกที่อุณหภูมิเผาผนึกไปเป็นเวลา 30-60 นาที ชิ้นงานจะเกิดการขยายตัวและเกิดอย่างต่อเนื่องจนชิ้นงานเย็นตัว

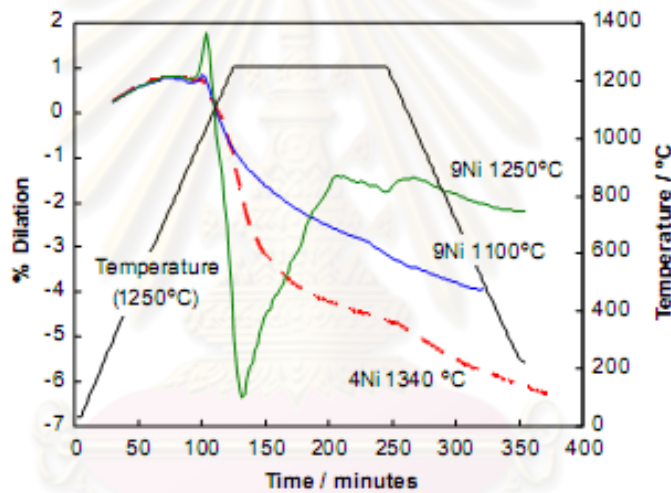


รูปที่ 2.15 ข้อมูลจาก Dilatometry ของชิ้นงาน Ti-5Si ที่แรงอัด 400 MPa อุณหภูมิเผาผนึก 1310-1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง [6]

รูปตัดขวางของชิ้นงานซึ่งผ่านการเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1350°C ในรูปที่ 2.16 แสดงให้เห็นถึงรูพรุนขนาดใหญ่ซึ่งปรากฏในโลหะผสม Ti-Ni เช่นกัน ข้อมูลจาก dilatometer ของโลหะผสม Ti-Ni แสดงไว้ในรูปที่ 2.17 จากกราฟพบว่าการเปลี่ยนแปลงจากการหดตัวเป็นการขยายตัวจะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิและส่วนผสมที่แน่นอน



รูปที่ 2.16 รูปตัดขวางของชิ้นงาน Ti-5Si อุดหนุมิเผาผนึก 1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง [6]

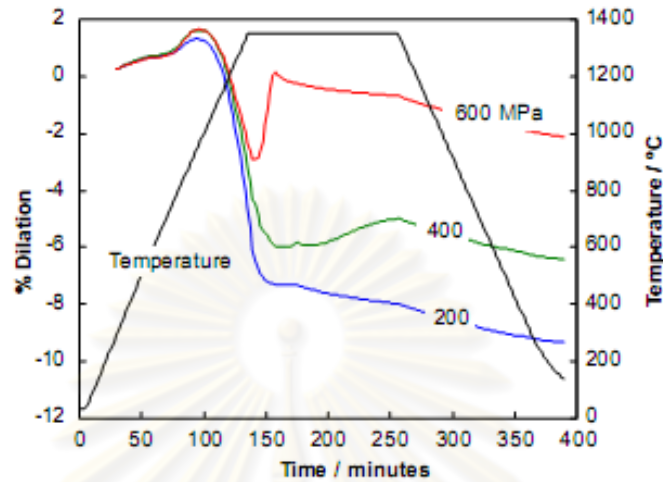


รูปที่ 2.17 ข้อมูลจาก Dilatometry ของโลหะผสม Ti-4Ni และ Ti-9Ni ที่แรงอัด 400 MPa อุดหนุมิเผาผนึก 1100-1340°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง [6]

ผลจาก dilatometer สำหรับส่วนผสม Ti-5wt%Si ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 200, 400 และ 600 MPa (green density 63.4%, 73.5% และ 79.9% ตามลำดับเมื่อเทียบกับความหนาแน่นทางทฤษฎี) และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมงแสดงไว้ในรูปที่ 2.18 เกิดการหดตัวตามแนวแกนซึ่งวัดด้วย dilatometer เพียงอย่างเดียวสำหรับแรงอัด 200 MPa เกิดการหดตัวและขยายตัวเล็กน้อยสำหรับแรงอัด 400 MPa และเกิดการหดตัวและขยายตัวอย่างรวดเร็วสำหรับแรงอัด 600 MPa

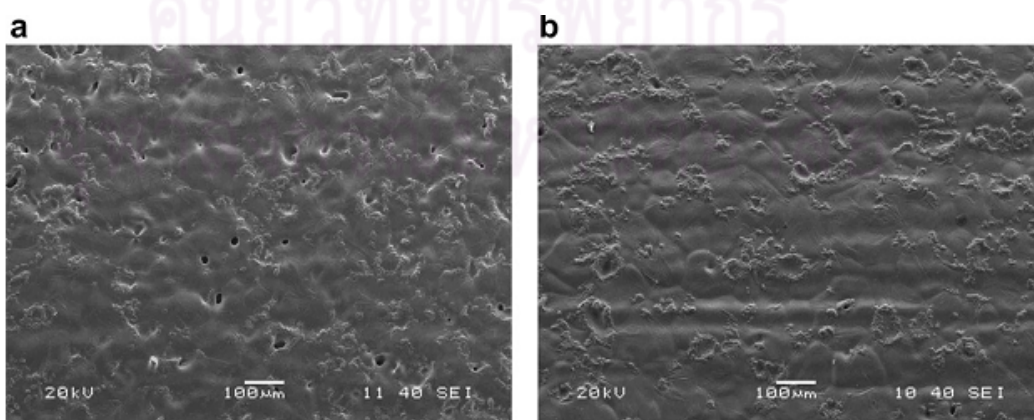
ความหนาแน่นที่เวลาที่เกิดการหดตัวมากที่สุดและหลังจากทำการเผาผนึกไปแล้วเป็นเวลา 2 ชั่วโมงสามารถคำนวณได้จาก green density และจาก dilatometry โดยสมมติว่าการ

หดตัวในแนวรัศมีเท่ากับการหดตัวตามแนวแกนและหักลบการขยายตัวเชิงเส้นตรงซึ่งเกิดจากการรับความร้อนซึ่งคิดเป็น 1.44% สำหรับผงไทเทเนียมบริสุทธิ์



รูปที่ 2.18 ข้อมูลจาก Dilatometry ของโลหะผสม Ti-5Si ที่แรงอัด 200, 400 และ 600 MPa (green density 63.4%, 73.5% และ 79.9% ตามลำดับ) อุณหภูมิเผาหนึ่ง 1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง [6]

จากการคำนวณนี้ทำให้เห็นว่าการขยายตัวของชิ้นงานจะเริ่มเกิดขึ้นเมื่อความหนาแน่นมีค่าสูงกว่า 90% ซึ่งมีความสัมพันธ์กับปริมาณรูพรุนแบบปิดซึ่งเพิ่มขึ้น ชิ้นงานซึ่งใช้แรงอัด 200 MPa มีความหนาแน่นหลังจากการผ่านการเผาหนึ่งเป็นเวลา 2 ชั่วโมงที่ 85% จึงทำให้ไม่เกิดการขยายตัวของชิ้นงานซึ่งรูพรุนส่วนใหญ่เป็นรูพรุนแบบเปิดสู่พื้นผิวดังรูปที่ 2.19a สำหรับชิ้นงานซึ่งขึ้นรูปด้วยแรงอัด 600 MPa จะมีรูพรุนเปิดสู่พื้นผิวน้อยมากดังรูปที่ 2.19b



รูปที่ 2.19 รูปถ่ายพื้นผิวจากกล้อง SEM ของชิ้นงานทรงกระบอก อุณหภูมิเผาหนึ่ง 1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง a) 200 และ b) 600 MPa [6]

เงื่อนไขเปลี่ยนแปลงจากการหดตัวเป็นการขยายตัวมีด้วยกัน 2 เงื่อนไข อย่างแรกคือการเกิดเฟสของเหลว สำหรับชิ้นงาน Ti-5Si อุณหภูมิยูเทคติกทางด้าน Si-rich คือ  $1330^{\circ}\text{C}$  ซึ่งการขยายตัวจะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิสูงกว่านี้ สำหรับโลหะผสม Ti-Ni การขยายตัวจะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิ solidus ( $1150^{\circ}\text{C}$  สำหรับ 9wt%Ni และ  $1400^{\circ}\text{C}$  สำหรับ 4wt%Ni) ประการที่สองที่ทำให้เกิดขยายตัวและรูพรุนขนาดใหญ่คือ รูพรุนแบบปิดที่ความหนาแน่นสัมพัทธ์ของชิ้นงานประมาณ 90%

ความเค้นที่เกิดขึ้นเนื่องจากการเผาผนึกและมีเฟสของเหลวเกิดขึ้นสามารถคำนวณได้จากสมการ

$$\sigma = 2\gamma/r - \Delta P$$

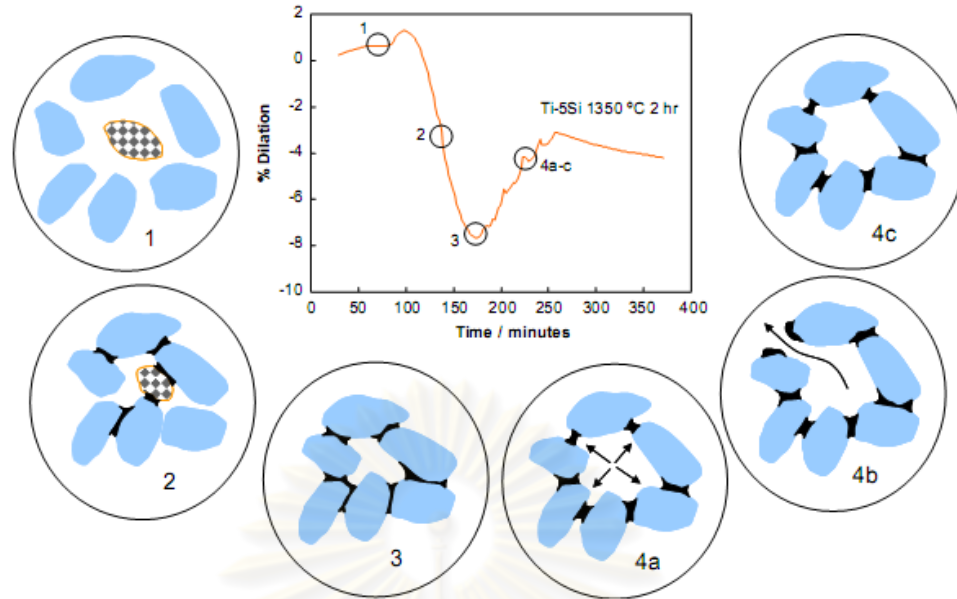
$\gamma$  คือแรงตึงผิวของเฟสของเหลว,  $r$  คือ รัศมีของรูพรุนและ  $\Delta P$  คือความดันในรูพรุนที่เปลี่ยนไป ค่า  $2\gamma/r$  เรียกอีกอย่างหนึ่งว่า Capillary pressure ในระบบ quasi-static การเพิ่มขึ้นของความหนาแน่นจะหยุดลงเมื่อรูพรุนซึ่งหดตัวมีแก๊สอยู่ภายในซึ่งทำให้ความดันภายในรูพรุนเพิ่มขึ้น ความดันที่แตกต่างกันระหว่างบรรยากาศภายนอกและภายในรูพรุนตรงกับ capillary pressure ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงจากการหดตัวเป็นการขยายตัวเนื่องจากมีแก๊สซึ่งเกิดจากปฏิกิริยาภายในรูพรุนเพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นสิ่งที่เกิดขึ้นในระบบที่กำลังศึกษาในงานวิจัยนี้

รูปที่ 2.20 แสดงกลไกการหดและขยายตัวของชิ้นงาน ณ จุดที่ 1 วัสดุผสมระหว่าง Ti และ Si หรือ Ni ยังคงอยู่ในสถานะของแข็ง เฟสของเหลวเกิดขึ้นและเกิดการเพิ่มขึ้นของความหนาแน่นอย่างรวดเร็ว ที่จุดที่ 2 จุดที่ 3 รูพรุนส่วนใหญ่จะเป็นรูพรุนแบบปิดและแก๊สที่เกิดขึ้นภายในรูพรุนจะไม่สามารถออกไปยังพื้นผิวได้ทำให้เกิดการขยายตัวของรูพรุนเนื่องจากความดันภายในรูพรุนสูงกว่า capillary pressure เมื่อความดันภายในรูพรุนเพิ่มขึ้นถึงจุดหนึ่งแก๊สจะถูกผลักดันออกไปยังพื้นผิวและไปยังรูพรุนซึ่งมีความดันต่ำกว่าทำให้เกิดการหดตัวของชิ้นงานอีกครั้งซึ่งแสดงให้เห็นเป็นรูปพื้นเหลี่ยมที่จุดที่ 4

แก๊สที่เกิดขึ้นภายในรูพรุนเป็นแก๊สไฮโดรเจนซึ่งเกิดขึ้นเมื่อผงโลหะผสมไทเทเนียมได้รับความร้อน จากการตรวจสอบด้วยเครื่อง mass spectrometer พบว่าที่อุณหภูมิต่ำกว่า  $300^{\circ}\text{C}$  แก๊สที่เกิดขึ้นจะเป็นไอน้ำ และที่อุณหภูมิ  $500-950^{\circ}\text{C}$  แก๊สที่เกิดขึ้นส่วนใหญ่จะเป็นไฮโดรเจน

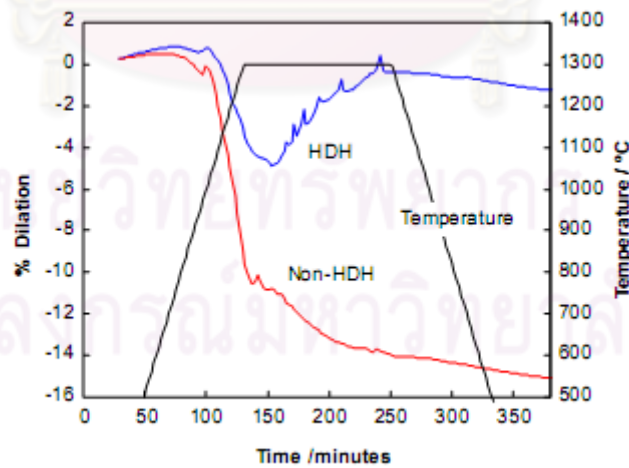
แก๊สไฮโดรเจนจะเป็นสาเหตุซึ่งทำให้เกิดการขยายตัวของชิ้นงานและทำให้เกิดรูพรุนขนาดใหญ่ ซึ่งสามารถตรวจสอบได้จากผลการทดสอบของผงโลหะผสมซึ่งผงไทเทเนียมถูกผลิตโดยกรรมวิธี dehydride ซึ่งทำในสุญญากาศและอุณหภูมิใกล้เคียงกับอุณหภูมิเผาผนึกทำให้มีไฮโดรเจนผสมอยู่เล็กน้อย





รูปที่ 2.20 แผนรูปกลไกการหดตัวและการขยายตัว [6]

จากผลการทดสอบชิ้นงานซึ่งฝังไทเทเนียมผลิตโดยกรรมวิธี HDH (Hydride-mill-dehydride) และ non- HDH ผสมกับผงนิกเกิล 7% ใช้แรงอัด 400 MPa เฝ้าผนึกที่อุณหภูมิ 1300°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมงซึ่งแสดงในรูปที่ 2.21 พบว่า ผงไทเทเนียมซึ่งผลิตโดยกรรมวิธี non-HDH จะเกิดการหดตัวตามแนวแกนมากกว่าผงไทเทเนียมซึ่งผลิตโดยกรรมวิธี HDH และเกิดการขยายตัวน้อยกว่า



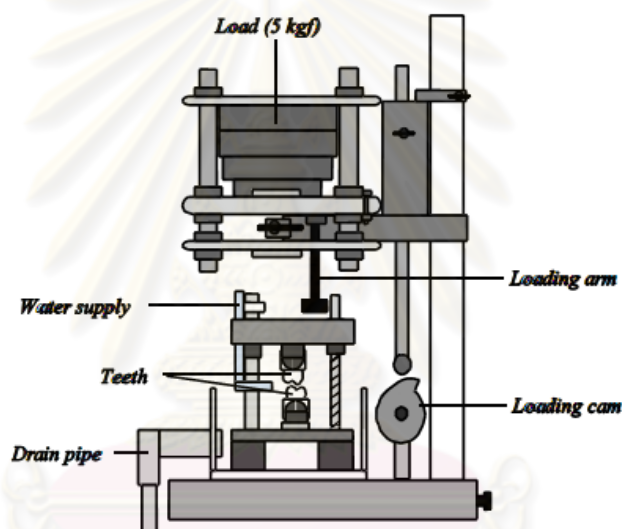
รูปที่ 2.21 ข้อมูลจาก Dilatometry ของชิ้นงาน Ti-7Ni ผลิตโดยกรรมวิธี HDH และ non-HDH [6]

### 2.2.3 “Wear resistance of experimental Ti–Cu alloys” [9]

C. Ohkubo<sup>a,\*</sup>, I. Shimura<sup>a</sup>, T. Aoki<sup>a</sup>, S. Hanatani<sup>a</sup>, T. Hosoi<sup>a</sup>, M. Hattori<sup>b</sup>, Y. Oda<sup>b</sup>, T. Okabe<sup>c</sup> (2003)

คณะวิจัยได้ศึกษาคุณสมบัติความต้านทานการสึกหรอของโลหะผสมไทเทเนียมผลิตโดยกรรมวิธีการหล่อซึ่งถูกนำไปใช้งานในด้านทันตกรรม เช่น ฟันปลอม โดยวัสดุที่ถูกนำมาทดสอบ ได้แก่ commercially pure titanium (CP Ti), CP Ti+3.0wt% Cu, CP Ti+5.0wt% Cu, Ti-6Al-4V, Ti-6Al-4V +1.0wt% Cu, Ti-6Al-4V +4.0wt% Cu และโลหะผสมทองคำ

ชิ้นงานทดสอบซึ่งหล่อเป็นรูปฟันปลอมจะถูกนำไปทดสอบ two body wear testing โดยเครื่องมือที่ใช้ทดสอบแสดงไว้ในรูปที่ 2.22



รูปที่ 2.22 เครื่องมือทดสอบความต้านทานการสึกหรอ [9]

ฟันปลอมจะถูกขัดสีกันไปมาโดยใช้แรงกด 5 Kgf (60 รอบต่อนาที, grinding distance 2 mm) จำนวน 50000 รอบ ความต้านทานการสึกหรอจะวัดจากปริมาตรของชิ้นงานที่หายไป โดยคำนวณได้จากมวลที่หายไปและความหนาแน่นของแต่ละชิ้นงาน

ความต้านทานการสึกหรอจะวัดจากปริมาตรที่สูญเสียไปของฟันปลอมทั้งบนและล่างรวมกัน วัดความแข็งของชิ้นงานแบบวิกเกอร์แรงกด 100 g

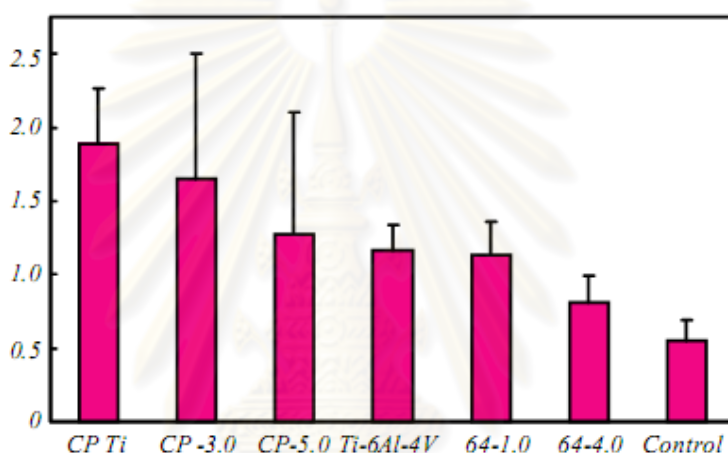
ปริมาตรที่สูญเสียหลังการขัดสี ( $\text{mm}^3$ ) เฟสที่ปรากฏของวัสดุ ความแข็งและความหนาแน่น ( $\text{g/cm}^3$ ) [mean (S.D.)] แสดงไว้ในตารางที่ 2.4 จากรูปที่ 2.23 พบว่าโลหะผสมไทเทเนียมมีความต้านทานการสึกหรอต่ำกว่าโลหะผสมทองคำ CP titanium มีค่าการสูญเสียปริมาตรสูงสุด สำหรับโลหะผสม Ti-6Al-4V-4%Cu มีความต้านทานการสึกหรอดีที่สุดเมื่อ

เปรียบเทียบระหว่างโลหะผสมไทเทเนียมและจากกราฟพบว่าไม่มีความสัมพันธ์กันระหว่าง ปริมาตรที่สูญเสียหลังการขัดสีและความแข็ง

ตารางที่ 2.4 ปริมาตรที่สูญเสีย, โครงสร้าง, ความแข็งและความหนาแน่นของชิ้นงานทดสอบ [9]

	CP Ti	CP-3.0	CP-5.0	Ti-6Al-4V	64-1.0	64-4.0	Control
Wear	1.89 (0.37) <sup>a</sup>	1.65 (0.85) <sup>a,b</sup>	1.27 (0.83) <sup>a,b,c</sup>	1.16 (0.18) <sup>b,d</sup>	1.13 (0.23) <sup>b,d</sup>	0.81 (0.18) <sup>c,d</sup>	0.55 (0.14) <sup>d</sup>
Hardness	306 (33)	262 (21)	307 (14)	338 (30)	379 (15)	447 (16)	295 (53)
Structure	$\alpha$	$\alpha/\text{Ti}_2\text{Cu}$	$\alpha/\text{Ti}_2\text{Cu}$	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta/\text{Ti}_2\text{Cu}$	$\alpha + \beta/\text{Ti}_2\text{Cu}$	—
Density	4.52 (0.05)	4.54 (0.02)	4.57 (0.03)	4.42 (0.04)	4.43 (0.01)	4.47 (0.01)	15.4 (0.7)

Identical letters: no statistical difference.



รูปที่ 2.23 ปริมาตรที่สูญเสียของชิ้นงาน [9]

โดยปกติแล้ววัสดุที่มีค่าความแข็งแรงแรงดึงและความแข็งแรงเฉือนต่ำอย่างเช่น Ti จะมีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานสูง โครงสร้างของโลหะผสมไทเทเนียมมีลักษณะที่คล้ายคลึงกัน คือเป็น widmanstatten และทั้ง Ti-Cu และ Ti-6Al-4V-Cu จะมีโครงสร้างยูเทคตอยด์ ( $\alpha$ -Ti/Ti<sub>2</sub>Cu) อยู่เหมือนกัน

แนวโน้มหนึ่งซึ่งพบในงานวิจัยนี้คือ การเพิ่มปริมาณของทองแดงจะช่วยปรับปรุงความต้านทานการสึกหรอเนื่องจากทำให้เกิด inclusion ในโครงสร้างยูเทคตอยด์และการเติมทองแดงยังช่วยเพิ่มค่าความแข็งแรงแรงดึงและความเค้นแรงดึง และทำให้ความเหนียวต่ำลง จากงานวิจัยก่อนหน้านี [10] พบว่า  $\beta$ -Ti ซึ่งมีโครงสร้างแบบ BCC มีความเหนียวสูงกว่า  $\alpha$ -Ti ซึ่งมีโครงสร้างแบบ HCP จะมีความต้านทานการสึกหรอต่ำกว่า

ส่วนผสมทางเคมีซึ่งทำให้เกิดโครงสร้างยูเทคตอยด์ จะช่วยปรับปรุงความต้านทานการสึกหรอ เพราะโครงสร้างยูเทคตอยด์จะช่วยป้องกันการเกิด plastic deformation สำหรับโลหะ

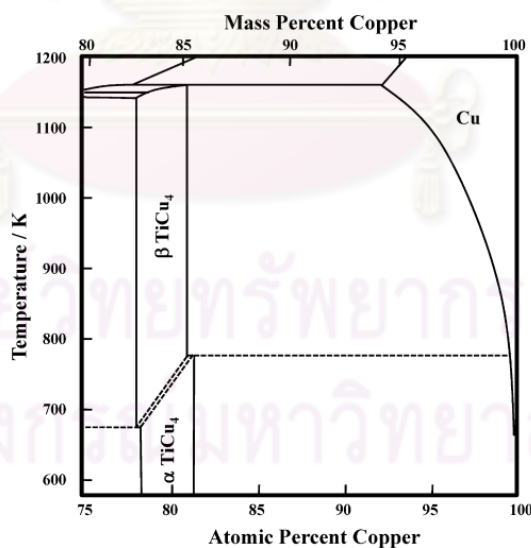
ผสมที่มีโครงสร้างแบบ 2 เฟส ( $\alpha + \beta$ / Ti-6Al-4V-Cu) จะสามารถปรับปรุงความต้านทานการสึกหรอให้ดีขึ้นได้อีก

## 2.24 “Microstructure and mechanical properties of Cu-3 at.% Ti alloy aged in an hydrogen atmosphere”[12]

Satoshi Semboshi<sup>a</sup>, Tomoya Nishida<sup>a</sup>, Hiroshi Numakura<sup>b</sup> (2009)

ทางคณะวิจัยญี่ปุ่นมีความต้องการที่จะศึกษาโครงสร้างจุลภาคและคุณสมบัติทางกล เช่น ความเค้นแรงดึง ความสามารถในการยืดตัว ของโลหะผสม Cu-3Ti โดยผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K ในบรรยากาศที่มีแก๊สไฮโดรเจน ภายหลังจากการบ่มแข็งจะเกิดการตกผลึกของ  $TiCu_4$  และ  $TiH_2$  ออกมาซึ่งส่งผลต่อคุณสมบัติทางกลและกายภาพซึ่งจะถูกศึกษาต่อไปโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน

รูปที่ 2.24 แสดงแผนภูมิสมดุลเฟสของไทเทเนียมและทองแดงพบว่าที่อุณหภูมิ 773K ไทเทเนียมสามารถละลายในทองแดงได้ 0.8% จึงทำให้โลหะผสมนี้สามารถทำบ่มแข็งได้ ความสามารถในการนำไฟฟ้าของโลหะผสมจะลดลงเมื่อเทียบกับทองแดงบริสุทธิ์เนื่องจากอะตอมของธาตุที่ถูกละลายหรือไทเทเนียม

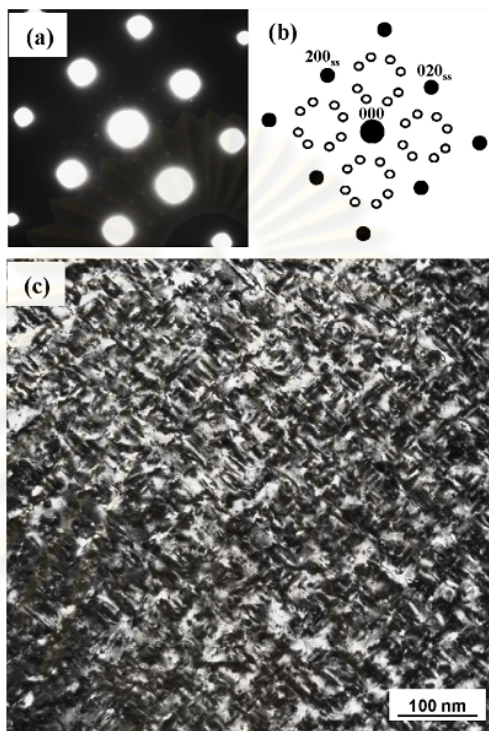


รูปที่ 2.24 แผนภูมิสมดุลเฟสของไทเทเนียมและทองแดง

โลหะผสมถูกผลิตขึ้นโดยใช้ทองแดงและไทเทเนียมบริสุทธิ์ 99.99% ผ่านการหลอมรวมกันในบรรยากาศแก๊สอาร์กอนให้ได้ส่วนผสม Cu-3Ti จากนั้นนำไปอบอ่อนที่อุณหภูมิ

1123K เป็นเวลา 3 วันเพื่อทำให้เป็นเนื้อเดียวกันแล้วนำไปรีดเย็นและตัดเป็นแผ่น จากนั้นนำไปทำ solution treatment ที่อุณหภูมิ 1173K เป็นเวลา 3 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในน้ำ

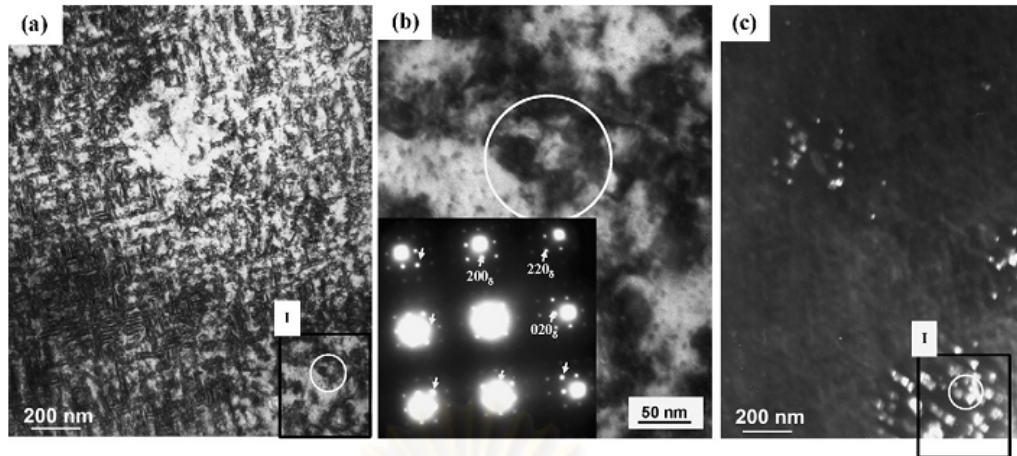
การบ่มแข็งของชิ้นงานมี 2 วิธีได้แก่การบ่มแข็งในสุญญากาศและในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนโดยใช้อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 1 ชม.แล้วเย็นตัวในอากาศ



รูปที่ 2.25 รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 1 ชม. ในบรรยากาศไฮโดรเจน (a) A selected area diffraction (SAD), (b) รูปร่างของรูป (a), (c) Bright field image (BF)

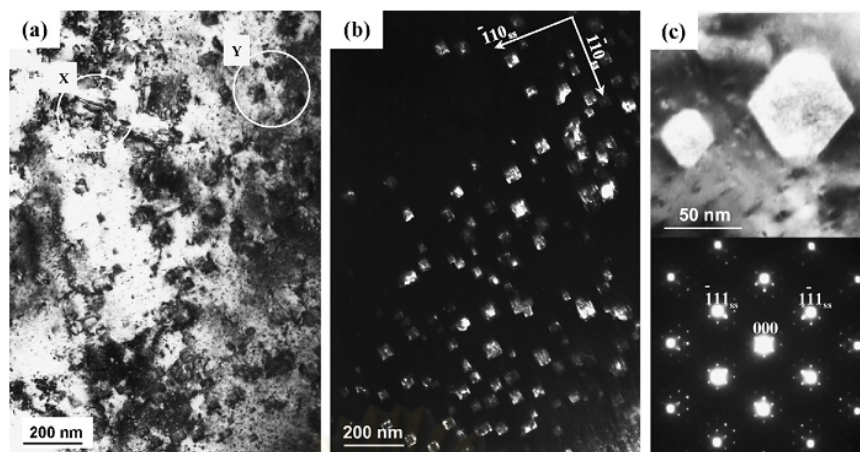
รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านถูกแสดงไว้ในรูปที่ 2.25 รูป (a) แสดงโครงสร้างผลึกของเนื้อพื้นซึ่งเป็นสารละลายของแข็งมีโครงสร้างแบบ fcc ถูกแสดงด้วยวงกลมสีดำในรูป (b) ส่วนวงกลมสีขาวแสดงให้เห็นโครงสร้างของสารประกอบ  $\alpha$ -TiCu<sub>4</sub> มีโครงสร้างแบบ body center tetragonal (bct) ส่วนรูป (c) แสดงรูปของสารประกอบ  $\alpha$ -TiCu<sub>4</sub> มีรูปร่างแบบเข็มซึ่งตกผลึกออกมาหลังการบ่มแข็งมีขนาดประมาณ 30-50 nm





รูปที่ 2.26 รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานที่ผ่านการป้อนแข็งที่อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 12 ชม. ในบรรยากาศไฮโดรเจน (a) Bright field image (BF), (b) รูปขยายของรูป (a) ในบริเวณ I, (c) Dark field image (DF) ถ่ายบริเวณเดียวกับรูป (a)

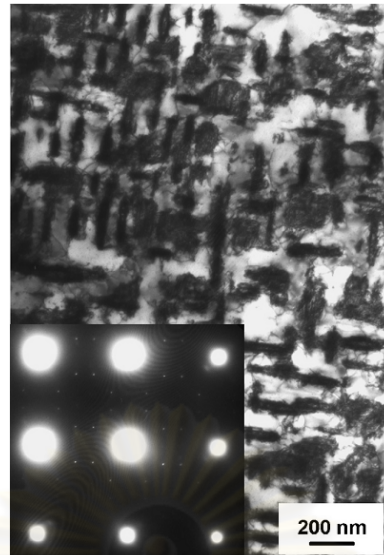
รูปที่ 2.26 แสดงรูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานโลหะผสม Cu-3Ti ที่ผ่านการป้อนแข็งเป็นเวลา 12 ชม. ในรูป (a) แสดงรูป Bright field image (BF) โดยผลึกรูปเข็มในรูปคือ  $\alpha$ -TiCu<sub>4</sub> มีขนาดประมาณ 60-100 nm ซึ่งมีขนาดใหญ่กว่าชิ้นงานที่ผ่านการป้อนแข็งโดยใช้เวลา 1 ชม. รูป (b) แสดงรูปขยายจากรูป (a) โดยในกรอบสี่เหลี่ยมแสดง Selected area diffraction (SAD) วงกลมสีขาวขนาดเล็กซึ่งมีลูกศรกำกับอยู่เกิดจากผลึกของ TiH<sub>2</sub> ที่เกิดขึ้นหลังการป้อนแข็งและมีโครงสร้างแบบ fcc และรูป (c) แสดงรูป Dark field image (DF) ในบริเวณเดียวกันกับรูป (a) โดยจุดสว่างสีขาวแสดงผลึกของ TiH<sub>2</sub>



รูปที่ 2.27 รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 48 ชม. ในบรรยากาศไฮโดรเจน (a) Bright field image (BF), (b) Dark field image (DF) ในบริเวณเดียวกันกับรูป (a) , (c) รูปขยายของรูป (a) และ SAED pattern

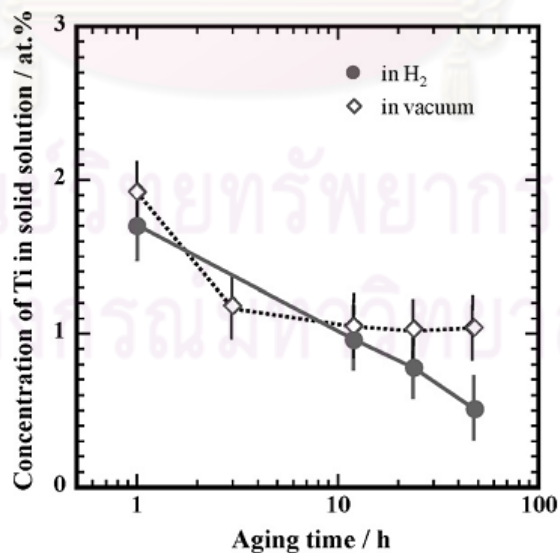
รูปที่ 2.27 แสดงรูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานโลหะผสม Cu-3Ti ที่ผ่านการบ่มแข็งเป็นเวลา 48 ชม. ในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนรูป (a) แสดงรูป Bright field image (BF) ซึ่งในบริเวณ X ผลึกรูปเข็มของ  $\alpha$ -TiCu<sub>4</sub> มีขนาดใหญ่กว่า 100 nm ซึ่งโตกว่าผลึกของชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกที่เวลา 12 ชม. และมีปริมาณลดลงมาก ส่วนบริเวณ Y คือผลึกของ TiH<sub>2</sub> มีขนาดประมาณ 30-60 nm ซึ่งมีขนาดโตขึ้นเช่นกัน รูป (b) แสดงรูป Dark field image (DF) ในบริเวณเดียวกับ (a) แสดงรูปผลึกของ TiH<sub>2</sub> ซึ่งมีปริมาณเพิ่มขึ้นมากเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกที่เวลา 12 ชม. รูป (c) แสดงรูปขยายของรูป (a) แสดงให้เห็นรูปร่างผลึกของ TiH<sub>2</sub>

ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



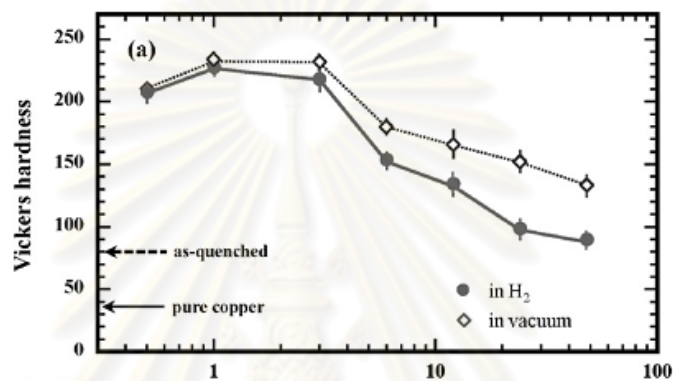
รูปที่ 2.28 รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 48 ชม. ในสุญญากาศ

รูปที่ 2.28 แสดงรูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานโลหะผสม Cu-3Ti ที่ผ่านการบ่มแข็งเป็นเวลา 48 ชม. ในสุญญากาศพบว่าผลึกผลิตภัณฑ์เสริมของ  $\alpha$ -TiCu<sub>4</sub> มีขนาดประมาณ 200-500 nm มีปริมาณมากกว่าชิ้นงานที่บ่มแข็งในสุญญากาศเนื่องจากไทเทเนียมไม่ต้องทำปฏิกิริยากับไฮโดรเจน



รูปที่ 2.29 ปริมาณไทเทเนียมบนเนื้อพื้นโลหะผสม Cu-3Ti ที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K ณ เวลาต่างๆ ในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนและสุญญากาศ

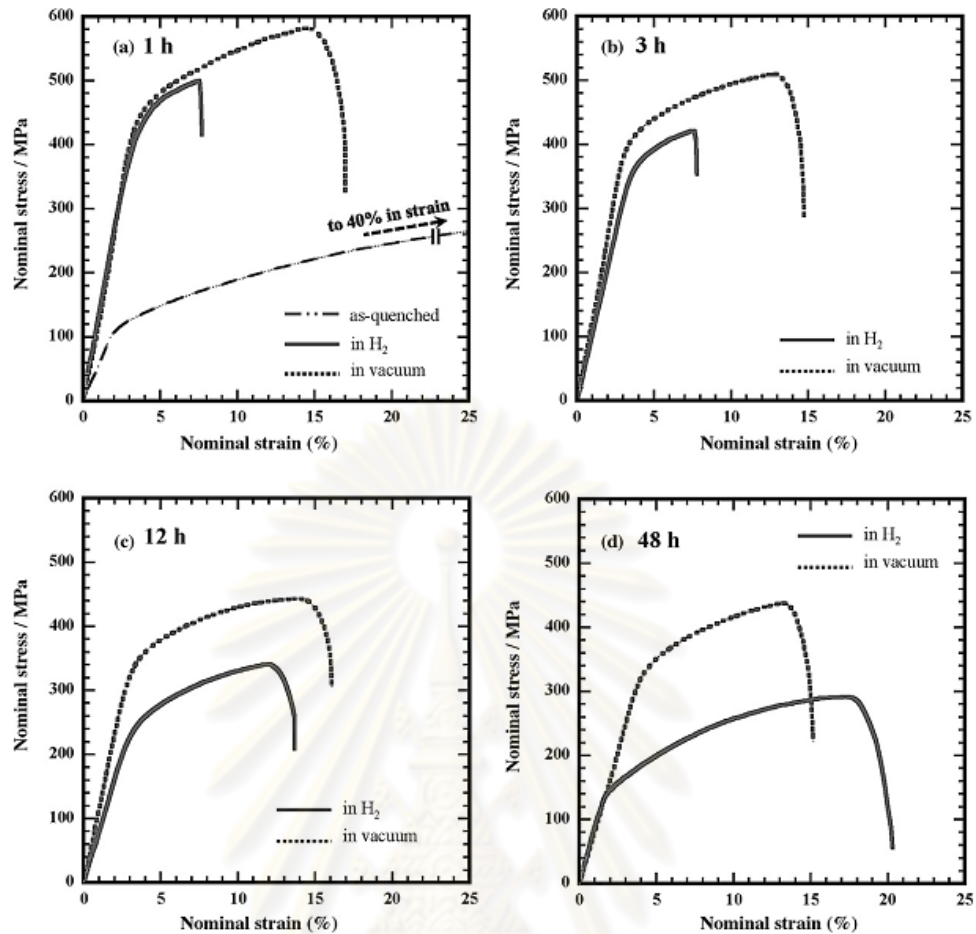
รูปที่ 2.29 แสดงปริมาณไทเทเนียมบนเนื้อพื้นโลหะผสมหลังผ่านการบ่มแข็งเป็นเวลา 48 ชม. ที่อุณหภูมิ 773K ชิ้นงานที่บ่มแข็งในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนปริมาณไทเทเนียมบนเนื้อพื้นจะลดลงมากกว่าเมื่อเทียบกับการบ่มแข็งในสุญญากาศเนื่องจากไทเทเนียมทำปฏิกิริยากับไฮโดรเจนเกิดเป็นสารประกอบ  $TiH_2$  โดยหลังบ่มแข็งเป็นเวลา 48 ชม. พบว่าปริมาณไทเทเนียมบนเนื้อพื้นเหลือเพียง 0.2-0.5% ซึ่งน้อยกว่าปริมาณที่สามารถละลายได้ในทองแดงที่อุณหภูมิ 773K ที่ 0.8%



รูปที่ 2.30 ความแข็งของโลหะผสม Cu-3Ti ที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 48 ชม. ในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนและสุญญากาศ

รูปที่ 2.30 แสดงค่าความแข็งของโลหะผสม Cu-3Ti ซึ่งบ่มแข็งในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนและสุญญากาศพบว่าได้ค่าความแข็งสูงสุดหลังบ่มแข็งในทั้งสองบรรยากาศเมื่อเวลาผ่านไป 1 ชม. และค่าความแข็งเพิ่มขึ้นสูงมากเมื่อเทียบกับความแข็งหลังทำ Solution treatment ซึ่งอยู่ที่ 80 HV

ค่าความแข็งของโลหะผสมที่บ่มแข็งในสุญญากาศมีค่ามากกว่าบ่มแข็งในบรรยากาศไฮโดรเจนแสดงให้เห็นว่าอนุภาคของ  $TiH_2$  ไม่ได้ส่งผลต่อการเพิ่มความแข็ง ความแข็งที่เพิ่มขึ้นเกิดจากการตกผลึกของ  $\alpha-TiCu_4$  ค่าความแข็งลดลงเมื่อบ่มแข็งเป็นเวลานานเนื่องจาก การโตขึ้นของผลึก  $\alpha-TiCu_4$  ทำให้แรงยึดเหนี่ยวกับเนื้อพื้นลดลงและการลดลงของปริมาณผลึก

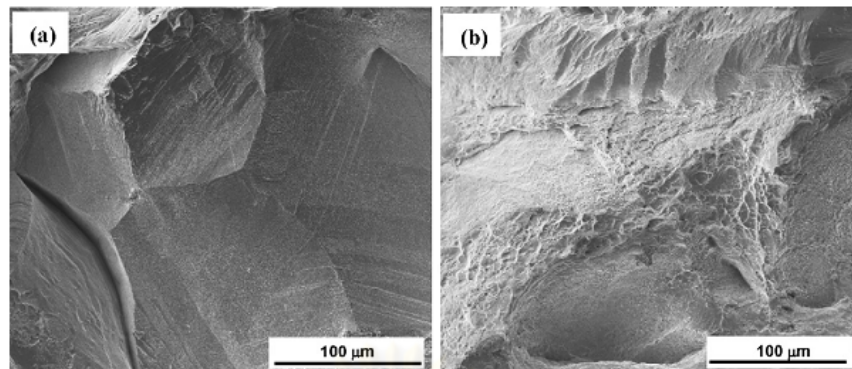


รูปที่ 2.31 เส้นโค้งความเค้น-ความเครียดของโลหะผสม Cu-3Ti ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K ในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนหรือสุญญากาศที่เวลาต่างกัน (a) 1 ชม. (b) 3 ชม. (c) 12 ชม. (d) 48 ชม.

รูปที่ 2.31 แสดงเส้นโค้งความเค้น-ความเครียด ของโลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็งที่เวลาต่าง ๆ กัน ในรูป (a) ค่าความเค้นที่จุดครากและความเค้นแรงดึงของโลหะผสมหลังผ่านการ Solution treatment อยู่ที่ 110 และ 290 MPa และสามารถยืดตัวได้ 40% ก่อนเกิดการแตกหัก สำหรับโลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็งในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนและสุญญากาศเป็นเวลา 1 ชม. พบว่าค่าความเค้นที่จุดครากมีค่าใกล้เคียงกันคือ 420 MPa อย่างไรก็ตามโลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็งในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนจะสามารถยืดตัวได้ 8% และไม่เกิดคอคอดก่อนเกิดการแตกหัก

การเพิ่มเวลาในการบ่มแข็งทำให้ค่าความเค้นที่จุดครากและความเค้นแรงดึงลดลงอย่างรวดเร็ว ในรูป (c) พบว่าโลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็งเป็นเวลา 12 ชม. ในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนเกิดคอคอดก่อนแตกหักและพบว่ามีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อบ่มแข็งที่ 48 ชม.





รูปที่ 2.32 พื้นผิวรอยแตกของโลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็งในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนกล็อง จุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (a) 1 ซม. (b) 2 ซม.

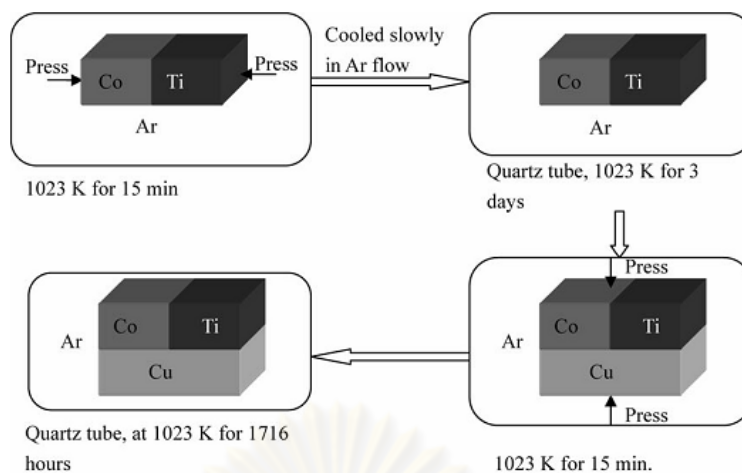
รูปที่ 2.32 แสดงรูปพื้นผิวรอยแตกของโลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็งในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนหลังผ่านการทดสอบแรงดึงในรูป (a) แสดงลักษณะการแตกแบบเปราะเมื่อบ่มแข็ง 1 ซม. และรูป (b) แสดงลักษณะการแตกแบบเหนียวเมื่อบ่มแข็ง 48 ซม. ซึ่งสอดคล้องกับเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดในรูป 2.30

## 2.2.5 “The isothermal section of the Co–Cu–Ti ternary system at 1023K by using diffusion triple technique”[13]

Y.M. Wang, H.S. Liu\*, L.G. Zhang, F. Zheng, Z.P. Jin

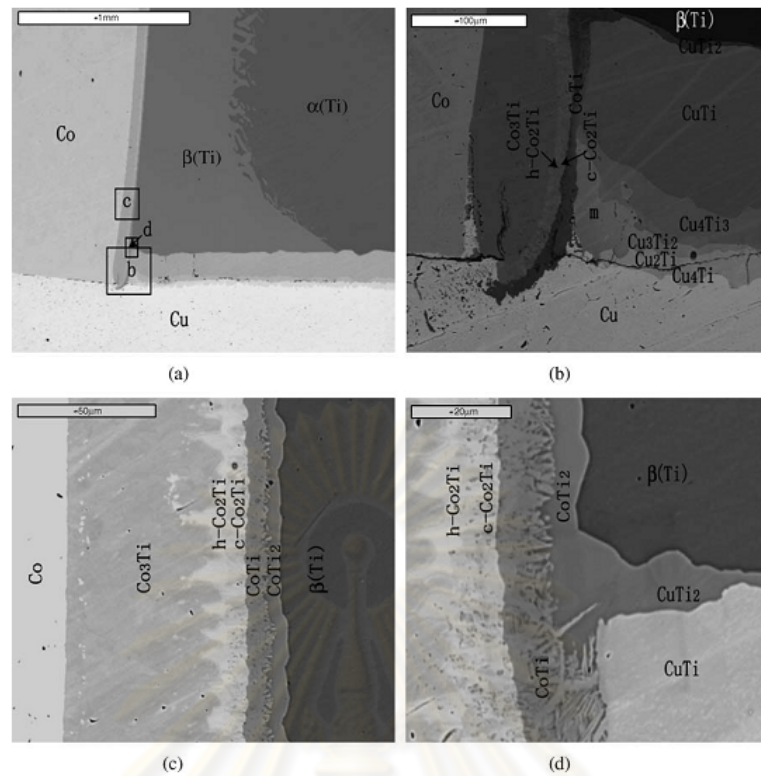
คณะวิจัยมีความสนใจที่จะศึกษาการแพร่ระหว่างธาตุทั้งสามได้แก่ Ti, Co และ Cu ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 1023K หลังจากนั้นจะนำมาวิเคราะห์โดยใช้ Scanning electron microscope (SEM) และ Electron probe microanalysis (EPMA)

ชิ้นงานทดลองถูกเตรียมโดยการนำแท่งทองแดง โคบอลต์และไทเทเนียมความบริสุทธิ์ 99.97, 99.9, 99.5% ตามลำดับมาเชื่อมติดกันโดยเริ่มจากนำไทเทเนียมมาเชื่อมติดกับโคบอลต์ที่อุณหภูมิ 1023K เป็นเวลา 15 นาทีในบรรยากาศอาร์กอนแล้วปล่อยให้เย็นตัวอย่างช้าๆ จากนั้นนำไปบรรจุในหลอดแก้วควอทซ์แล้วอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1023K เป็นเวลา 3 วัน จากนั้นเย็นตัวในอากาศ ชิ้นงานที่ได้จะถูกนำมาเชื่อมติดกับทองแดงที่ 1023K เป็นเวลา 15 นาที จากนั้นนำมาอบอ่อนเป็นเวลา 1716 ชม. แล้วนำมาเย็นตัวในน้ำ ซึ่งวิธีการทั้งหมดแสดงให้เห็นในรูปที่ 2.33



รูปที่ 2.33 วิธีการเตรียมชิ้นงานซึ่งใช้ในการทดลอง

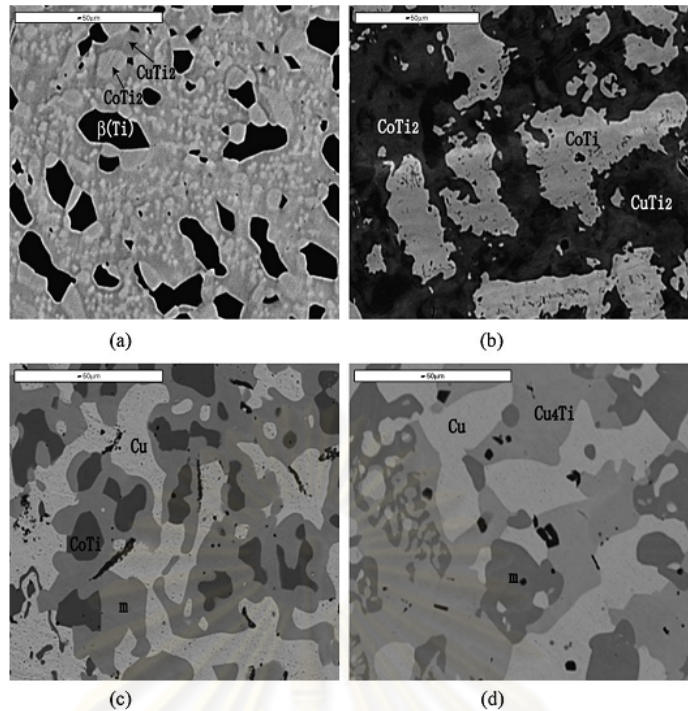
รูปจาก SEM โดยใช้ Backscattered electron (BSE) แสดงไว้ในรูปที่ 2.34 ซึ่งจากรูป 2.34b พบว่าสารประกอบที่เกิดขึ้นระหว่างไทเทเนียมและทองแดงมี 6 แบบ ได้แก่  $Ti_2Cu$ ,  $TiCu$ ,  $Ti_3Cu_4$ ,  $Ti_2Cu_3$ ,  $TiCu_2$  และ  $TiCu_4$  และรูป 2.34c แสดงสารประกอบระหว่างไทเทเนียมและโคบอลต์มี 5 แบบ ได้แก่  $TiCo_3$ ,  $h-TiCo_2$ ,  $c-TiCo_2$ ,  $TiCo$  และ  $Ti_2Co$



รูปที่ 2.34 รูปถ่ายจาก SEM โดยใช้ Backscattered electron (BSE) (a) รูปกำลังขยายต่ำแสดงให้เห็นการแพร่ระหว่างธาตุทั้งสาม, (b)-(d) รูปขยายจากบริเวณต่างๆในรูป (a)

รูปที่ 2.35 และตารางที่ 2.5 แสดงรูปโครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายจาก SEM ของโลหะผสมที่ผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1023K เป็นเวลา 2206 ชม. และส่วนผสมของเฟสต่างๆที่ปรากฏในรูปโครงสร้างจุลภาคตามลำดับ

ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

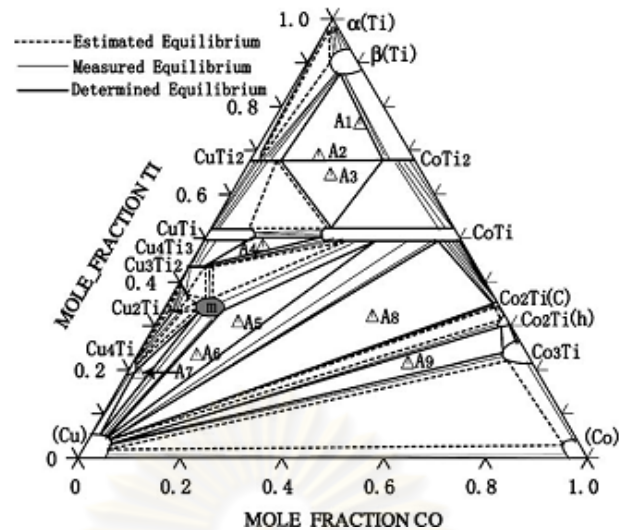


รูปที่ 2.35 รูปถ่ายจาก SEM โดยใช้ Backscattered electron (BSE) ของโลหะผสมที่ผ่านการอบ  
 อ่อนที่ 1023K เป็นเวลา 2206 ชม. (a) 13Co-18Cu-69Ti ( $A_2$ ), (b) 17Co-19Cu-64Ti ( $A_3$ ),  
 (c) 16Co-53Cu-31Ti ( $A_5$ ) โดยเฟส m คือ  $Co_{10}Cu_{57}Ti_{33}$  (d) 5Co-76Cu-19Ti ( $A_7$ )

ตารางที่ 2.5 ส่วนผสมของเฟสต่างๆ ที่ผ่านการอบอ่อนที่ 1023K เป็นเวลา 2206 ชม.

Sign	Compositions (at. %)	Constituent phases
$A_1$	18Co-6Cu-76Ti	$\beta$ -(Ti) + CoTi <sub>2</sub> + CuTi <sub>2</sub>
$A_2$	13Co-18Cu-69Ti	$\beta$ -(Ti) + CoTi <sub>2</sub> + CuTi <sub>2</sub>
$A_3$	17Co-19Cu-64Ti	CoTi <sub>2</sub> + CuTi <sub>2</sub> + CoTi
$A_4$	13Co-40Cu-47Ti	CoTi + CuTi + Cu <sub>4</sub> Ti <sub>3</sub>
$A_5$	16Co-53Cu-31Ti	CoTi + (Cu) + m
$A_6$	12Co-65Cu-23Ti	CoTi + (Cu) + m
$A_7$	5Co-76Cu-19Ti	Cu <sub>4</sub> Ti + (Cu) + m
$A_8$	42Co-26Cu-32Ti	CoTi + c-Co <sub>2</sub> Ti + (Cu)
$A_9$	54Co-26Cu-21Ti	h-Co <sub>2</sub> Ti + (Cu) + Co <sub>3</sub> Ti

เมื่อนำข้อมูลต่างๆมาประกอบกันจะสามารถทำให้สร้างแผนภูมิสมดุสามเฟส (Ternary phase diagram) ที่อุณหภูมิ 1023K ได้โดยแสดงไว้ในรูปที่ 2.36



รูปที่ 2.36 แผนภูมิสมมูลสามเฟสของ Ti-Co-Cu ที่ผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1023K

รูปที่ 2.36 แสดงแผนภูมิสมมูลสามเฟสของ Ti-Co-Cu ที่อุณหภูมิ 1023K โดยเส้นบาง แสดงเส้นสมมูลระหว่างสองเฟสและเส้นหนาแสดงเส้นสมมูลระหว่างเฟสทั้งสามซึ่งประกอบกันเป็นรูปสามเหลี่ยมส่วนเส้นประเป็นเส้นที่ได้จากการคาดการณ์

เป็นที่น่าสังเกตว่าโลหะผสมผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1023K ยังพบสารประกอบ  $TiCu_2$  ซึ่งน่าจะสลายตัวไปเป็น  $Ti_2Cu_3$  และ  $TiCu_4$  ที่อุณหภูมิ 1143K เมื่อดูจากแผนภูมิสมมูลเฟสระหว่างไทเทเนียมและทองแดง

เส้นแบ่งเฟสระหว่าง  $Ti_2Cu$  และ  $Ti_2Co$  ในรูปที่ 2.34 พบว่าไม่ชัดเจนแต่สามารถหาเส้นแบ่งนี้ได้โดยวัดส่วนผสมที่เปลี่ยนไปโดยใช้ EPMA และเฟส m หรือ  $Co_{10}Cu_{57}Ti_{33}$  ซึ่งพบในงานวิจัยก่อนหน้านี้เช่นกัน พบว่าสามารถอยู่ในสมมูลร่วมกับ  $Ti_3Cu_4$ ,  $Ti_2Cu_3$ ,  $TiCu_2$ ,  $TiCu_4$ , Cu และ CoTi ได้

จากงานวิจัยพบว่าทองแดงสามารถเข้าไปแทนที่โคบอลต์ได้ใน  $TiCo$  และ  $Ti_2Co$  และโคบอลต์ก็สามารถแทนที่ทองแดงได้ใน  $TiCu$ ,  $Ti_2Cu$  และ  $Ti_3Cu_4$  และโคบอลต์สามารถแทนที่ไทเทเนียมได้ใน  $Ti_2Cu_3$



## บทที่ 3

### วิธีการทดลอง

#### 3.1 วัสดุอุปกรณ์ที่ใช้ในการทดลอง

##### 3.1.1 สารเคมีที่ใช้ในการทดลอง

1. ผงไทเทเนียมบริสุทธิ์แบบละเอียดความบริสุทธิ์ 99.7% ขนาดเฉลี่ย 29.59 ไมโครเมตร
2. ผงทองแดงความบริสุทธิ์ 99% ขึ้นไป ขนาดเฉลี่ย 75 ไมโครเมตร
3. ผง diowax ชนิด L
4. อะซีโตน
5. แก๊สอาร์กอน
6. สารละลาย HF:HNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O ในอัตราส่วน 2:4:100 (Kroll etchant)

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะไทเทเนียมบริสุทธิ์แบบละเอียด

ธาตุ	Fe	Cl	Mn	Mg	Si	N	C	O	H	Ti
ผงโลหะ										
ผงไทเทเนียม แบบละเอียด	0.003	0.01	<0.01	<0.001	0.003	<0.01	0.02	0.01	0.24	Bal.

##### 3.1.2 เครื่องมือที่ใช้ในการทดลอง

1. เครื่องชั่งน้ำหนักระบบดิจิตอล 2 ตำแหน่งและ 4 ตำแหน่ง
2. แม่พิมพ์ทรงกระบอกเส้นผ่านศูนย์กลาง 1 cm



รูปที่ 3.1 แม่พิมพ์ทรงกระบอก

### 3. เครื่องอัดไฮดรอลิกขนาด 3 ตัน



รูปที่ 3.2 เครื่องอัดผงระบบไฮดรอลิก

### 4. คาลิเปอร์ เวอร์เนีย

### 5. เตาท่อ (Tube furnace)



รูปที่ 3.3 เตาท่อ (Tube furnace)

### 6. เตา ULVAC รุ่น RHL-P610CP AC 200 V 12 Kw

### 7. เตา Muffle

### 8. อุปกรณ์วัดความหนาแน่นแบบอาร์คิมิดีส

### 3.1.3 เครื่องมือวิเคราะห์ผลการทดลอง

#### 1. กล้องจุลทรรศน์แสง (Optical microscope)

#### 2. Differential Scanning Calorimeter (DSC)

#### 3. X-ray Diffractometer (XRD)

#### 4. Scanning electron microscope (SEM)/ Energy dispersive spectrometer (EDS)

#### 5. เครื่องวัดความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์

## 6. เครื่องทดสอบการสึกหรอ (Tribometer)

## 3.2 ขั้นตอนการทดลอง

## 3.2.1 การเตรียมผงโลหะผสม

ผงโลหะไทเทเนียมและทองแดงจะถูกนำมาผสมกันให้ได้ส่วนผสมที่ต้องการ ได้แก่ 2, 4, 7, 10, 15% ทองแดงโดยน้ำหนัก หลังจากนั้นเติมผงสารหล่อลื่นโดยปริมาณผงของสารหล่อลื่นที่ใช้คือ 0.5% ของน้ำหนักของผงโลหะผสม ปริมาณของผงต่างๆที่ต้องใช้แสดงในตารางที่

## 3.2

ตารางที่ 3.2 ปริมาณของผงต่างๆที่ต้องใช้ในแต่ละส่วนผสม

ปริมาณผง โลหะผสม	Ti (g)	Cu (g)	Diewax ชนิด L (g)
<b>Ti-2Cu</b>	<b>1.75</b>	<b>0.04</b>	<b>0.0089</b>
<b>Ti-4Cu</b>	<b>1.74</b>	<b>0.07</b>	<b>0.0090</b>
<b>Ti-7Cu</b>	<b>1.71</b>	<b>0.12</b>	<b>0.0092</b>
<b>Ti-10Cu</b>	<b>1.68</b>	<b>0.19</b>	<b>0.0093</b>
<b>Ti-15Cu</b>	<b>1.63</b>	<b>0.29</b>	<b>0.0096</b>

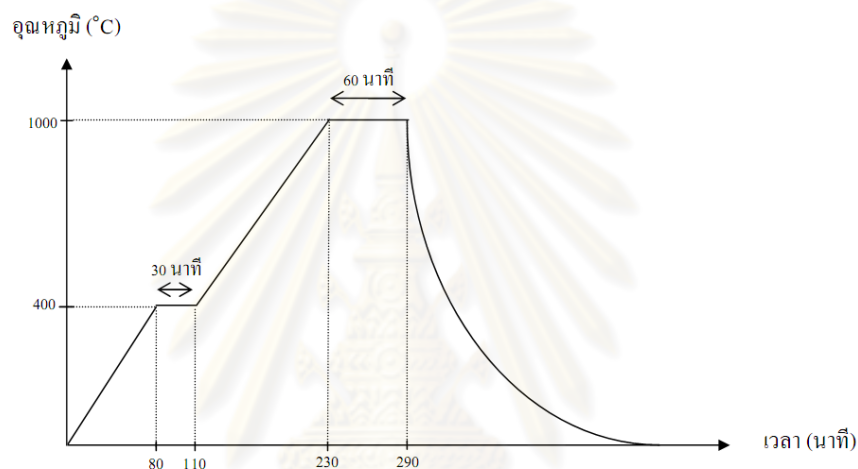
## 3.2.2 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงาน

1. ทาสารหล่อลื่น diewax ชนิด L ซึ่งละลายในอะซิโตนในแม่พิมพ์ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1 cm
2. เทผงโลหะผสมซึ่งมีส่วนผสมตามที่ได้คำนวณไว้ลงในแม่พิมพ์
3. ขึ้นรูปชิ้นงานด้วยเครื่องอัดไฮดรอลิก ให้ได้ชิ้นงานรูปทรงกระบอกเส้นผ่านศูนย์กลาง 1 cm สูง 0.5 cm และ 1 cm สำหรับชิ้นงานที่จะนำไปทดสอบความต้านทานการสึกหรอ โดยใช้แรงอัดที่กำหนดไว้



รูปที่ 3.4 ชิ้นงานผงโลหะผสมไทเทเนียมและทองแดงที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น

4. เผาฉีกชิ้นงานในเตาท่อ ซึ่งมีการควบคุมบรรยากาศด้วยแก๊สอาร์กอนโดยมีตัวอย่างรูปแบบการให้ความร้อนดังนี้



รูปที่ 3.5 รูปแบบการให้ความร้อนของชิ้นงานในเตาท่อ

5. ชิ้นงานเผาฉีกที่มีความหนาแน่นสัมพัทธ์และความแข็งสูงสุดจะถูกนำมาผ่านกระบวนการ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. และบ่มแข็ง (Age-hardening) ที่อุณหภูมิ 400°C เป็นเวลา 24 ชม.

### 3.2.3 ขั้นตอนการวิเคราะห์ผลการทดลอง

#### 3.2.3.1 การวิเคราะห์ความหนาแน่นหลังการเผาฉีก

ชิ้นงานที่ผ่านการเผาฉีกจะถูกนำไปวัดความหนาแน่นด้วยอุปกรณ์วัดความหนาแน่นแบบอาร์คิมิดีส ชิ้นงานจะถูกชั่งน้ำหนักในอากาศและในน้ำ โดยค่าความหนาแน่นสามารถหาได้จากสมการ

$$D = M_{\text{air}} / (M_{\text{air}} - M_{\text{water}})$$

โดย  $D$  = ความหนาแน่นของชิ้นงาน ( $\text{g}/\text{cm}^3$ )

$M_{\text{air}}$  = น้ำหนักของชิ้นงานเมื่อชั่งในอากาศ (g)

$M_{\text{water}}$  = น้ำหนักของชิ้นงานเมื่อชั่งในน้ำ (g)

ความหนาแน่นหลังจากการเผาผนึกสามารถคำนวณได้ โดยสมมติว่าทองแดงสามารถเกิดสารประกอบกับไทเทเนียมเป็น  $\text{Ti}_2\text{Cu}$  ได้ทั้งหมด ค่าความหนาแน่นที่คำนวณได้แสดงไว้ในตารางที่ 3.3

ตารางที่ 3.3 ความหนาแน่นที่ได้จากการคำนวณหลังการเผาผนึก

โลหะผสม	ความหนาแน่นหลังเผาผนึก ( $\text{g}/\text{cm}^3$ )
<b>Ti-2Cu</b>	<b>4.55</b>
<b>Ti-4Cu</b>	<b>4.60</b>
<b>Ti-7Cu</b>	<b>4.68</b>
<b>Ti-10Cu</b>	<b>4.76</b>
<b>Ti-15Cu</b>	<b>4.89</b>

ความหนาแน่นซึ่งได้จากการวัดจะถูกนำมาคิดเป็นเปอร์เซ็นต์เทียบกับความหนาแน่นที่ได้จากการคำนวณออกมาเป็นค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ หรือ Relative density (%)

### 3.2.3.2 การวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี

การตรวจสอบธาตุและสารประกอบสามารถทำได้โดยใช้เครื่อง X-ray Diffractometer (XRD) ใช้เป้าโลหะทองแดง ( $\text{Cu}_{K\alpha}$ ) และอุปกรณ์ Energy dispersive spectrometer (EDS) หลังการเผาผนึกและการทำ Solution treatment



### 3.2.3.3 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค

การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคทำได้โดยการนำชิ้นงานไปขึ้นรูปตัวเว็อน ชัดหยาบ จนถึงกระดาษทรายเบอร์ 2000 และขัดละเอียดด้วยอะลูมินาขนาด 1 ไมครอน จากนั้น etching โดยใช้ Kroll etchant แล้ววิเคราะห์โครงสร้างด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด หลังการเผาผนึกและการทำ Solution treatment

### 3.2.3.4 การวิเคราะห์สมบัติทางกล

การวิเคราะห์สมบัติทางกลแบ่งออกเป็น 2 ประเภทดังนี้

- วิเคราะห์ความแข็งโดยใช้เครื่องวัดความแข็งแบบวิกเกอร์
- วิเคราะห์ความต้านทานการสึกหรอโดยใช้เครื่องทดสอบ Tribometer แบบ Pin-on-disc โดยมีเงื่อนไขดังนี้
  1. วัสดุขัดสี 304 stainless steel
  2. Sliding speed 37.69 m/min
  3. ระยะทาง 5000 m
  4. แรงกด 16 N
  5. ความเร็วรอบ 200 rpm

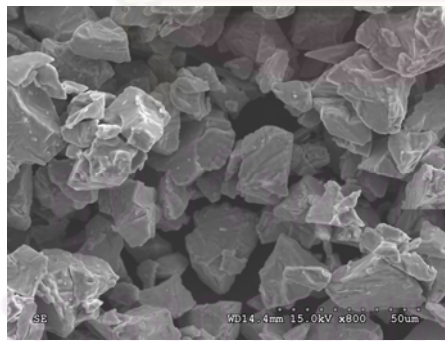
## บทที่ 4

### ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผล

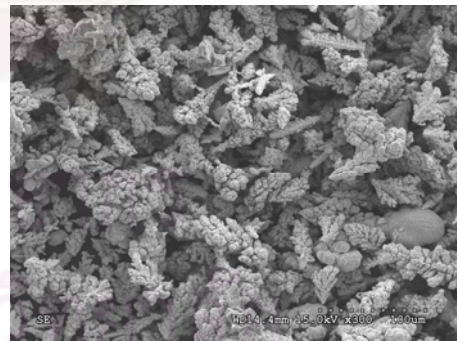
ผลการทดลองแบ่งออกเป็นหัวข้อต่างๆ ได้แก่ ความหนาแน่นสัมพัทธ์ ผลวิเคราะห์ธาตุ และสารประกอบจากเครื่อง X-ray diffractometer (XRD) และอุปกรณ์ Energy dispersive spectrometer (EDS) ผลวิเคราะห์ปฏิกิริยาดูดและคายความร้อนระหว่างการให้ความร้อนในการเผาผนึกด้วย Differential scanning calorimeter (DSC) โครงสร้างจุลภาคโดยใช้ Optical microscope (OM) และ Scanning electron microscope (SEM) และคุณสมบัติทางกลซึ่งแบ่งเป็นความแข็งวัดโดยใช้เครื่องวัดความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์และความต้านทานการสึกหรอซึ่งทดสอบโดยใช้เครื่อง Tribometer โดยมีรายละเอียดดังนี้

#### 4.1 ขนาดและรูปร่างของผงโลหะ

ผงโลหะที่ใช้ในการทดลองมี 2 ชนิดได้แก่ ผงโลหะไทเทเนียมบริสุทธิ์ 99.7% ขนาด 29.59 ไมครอน (รูปที่ 4.1.1a) และผงทองแดงความบริสุทธิ์ 99% ขึ้นไป ขนาด 75 ไมครอน (รูปที่ 4.1.1b) ซึ่งผลิตโดยกรรมวิธี Electro-depositon มีลักษณะผงเป็นแบบ dendrite



(a)



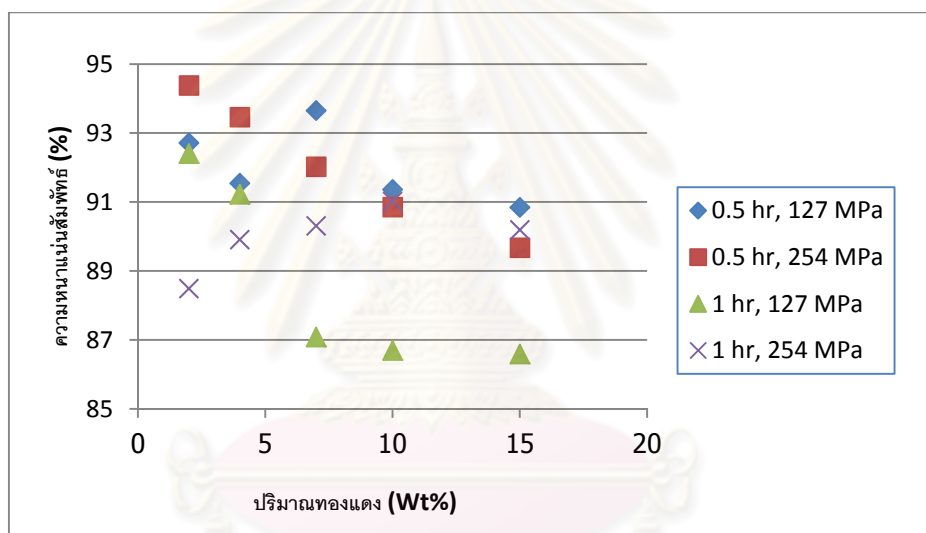
(b)

รูปที่ 4.1.1 ลักษณะของผงโลหะ (a) ผงไทเทเนียม (b) ผงทองแดง

## 4.2 ความหนาแน่นสัมพัทธ์

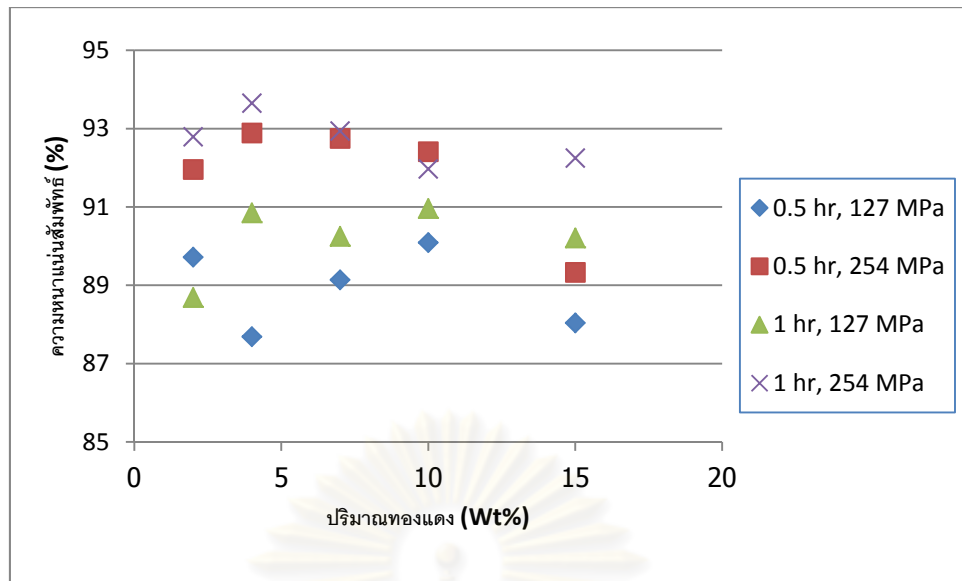
ความหนาแน่นของชิ้นงานถูกวัดโดยใช้วิธีของอาร์คิมิดีส ความหนาแน่นของชิ้นงานที่ผลิตจากผงโลหะไทเทเนียมบริสุทธิ์ซึ่งผ่านการเผาผนึกที่อุณหภูมิ  $1000^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 1 ชั่วโมงมีค่าเท่ากับ  $4.16\text{ g/cm}^3$  ซึ่งต่ำกว่าค่าทางทฤษฎี ( $4.51\text{ g/cm}^3$ ) ชิ้นงานผงโลหะที่ผสมผงทองแดง 2% โดยน้ำหนักและผ่านการขึ้นรูปเย็นโดยใช้แรงอัด 254 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิ  $1100^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 4 ชั่วโมงให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงสุดที่ 96% ( $4.37\text{ g/cm}^3$ )

รูปที่ 4.1.1 และ 4.1.2 แสดงค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ของชิ้นงานหลังเผาผนึกที่อุณหภูมิ  $1000^{\circ}\text{C}$  และ  $1100^{\circ}\text{C}$  ตามลำดับ โดยใช้เวลาในการเผาผนึก 0.5 และ 1 ชม. และแรงอัด 127 และ 254 MPa



รูปที่ 4.2.1 ความหนาแน่นสัมพัทธ์ของชิ้นงานโลหะผสมหลังเผาผนึกที่อุณหภูมิ  $1000^{\circ}\text{C}$

จากรูปที่ 4.2.1 ชิ้นงาน Ti-2Cu ที่เผาผนึกที่  $1000^{\circ}\text{C}$  มีค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงสุดที่ 94.38 % เมื่อผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกเป็นเวลา 0.5 ชม. และพบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณทองแดงจาก 10 เป็น 15% ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์มีค่าลดลงในทุกเงื่อนไขการเผาผนึก



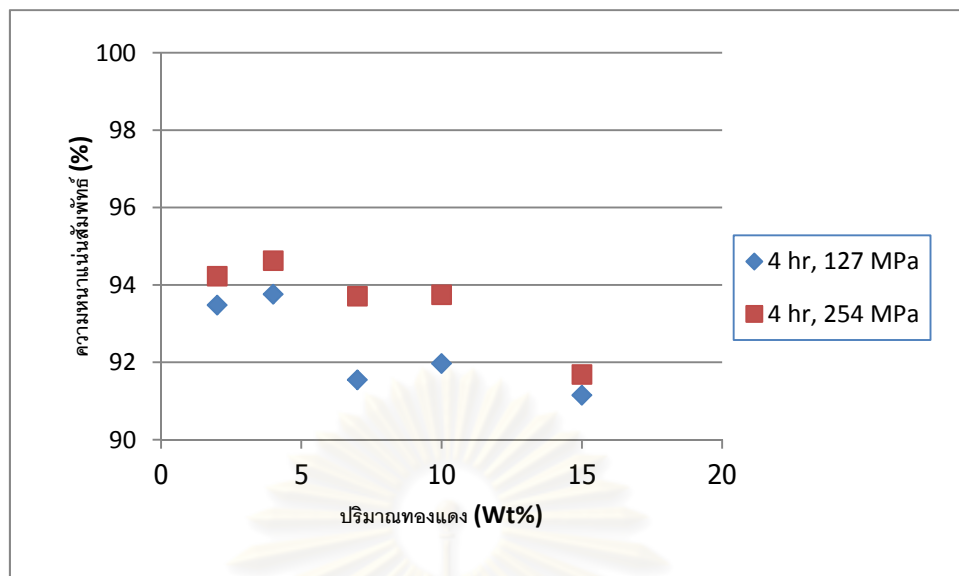
รูปที่ 4.2.2 ความหนาแน่นสัมพัทธ์ของชิ้นงานโลหะผสมหลังเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1100°C

จากรูปที่ 4.2.2 ชิ้นงาน Ti-4Cu ที่เผาผนึกที่ 1100°C มีค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงสุดที่ 93.65 % เมื่อผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกเป็นเวลา 1 ชม. และชิ้นงานที่ผ่านแรงอัด 254 MPa ให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงกว่า 127 MPa เมื่อเผาผนึกที่เวลาเดียวกัน

การเพิ่มปริมาณทองแดงจาก 10 เป็น 15% ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์มีค่าลดลงยกเว้นชิ้นงานที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกเป็นเวลา 1 ชม. และปริมาณทองแดงไม่มีความสัมพันธ์กับค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์

ผู้วิจัยมีความต้องการที่จะศึกษาผลของเวลาในการเผาผนึกต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์เพิ่มเติมเนื่องจากเวลาในการเผาผนึกมีผลมากต่อค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์จึงได้ทดลองทำการเผาผนึกโดยใช้เวลา 4 ชม. และใช้อุณหภูมิในการเผาผนึก 1000°C และ 1100°C ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ที่ได้แสดงไว้ในรูปที่ 4.2.3 และ 4.2.4 ตามลำดับ

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



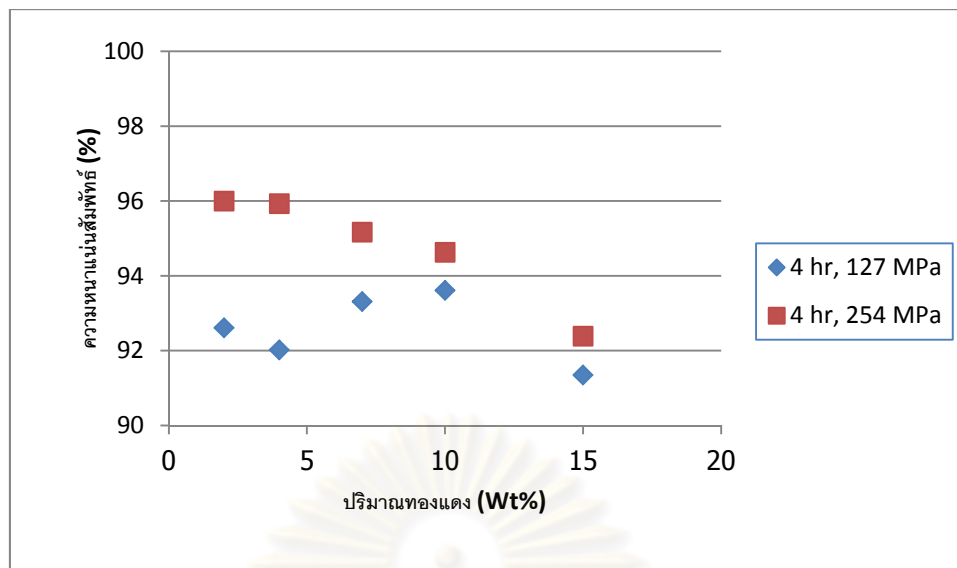
รูปที่ 4.2.3 ความหนาแน่นสัมพัทธ์ของชิ้นงานโลหะผสมหลังเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชม.

จากรูปที่ 4.2.3 ชิ้นงาน Ti-4Cu ที่เผาผนึกที่ 1000°C มีค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงสุดที่ 94.63 % เมื่อผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกเป็นเวลา 4 ชม. และชิ้นงานที่ผ่านแรงอัด 254 MPa ให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงกว่า 127 MPa เมื่อเผาผนึกที่เวลาเดียวกัน นอกจากนี้พบว่ามีค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์มีค่าลดลง

เมื่อเปรียบเทียบค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์กับชิ้นงานที่เผาผนึกที่เวลา 1 ชม. ที่ส่วนผสมและแรงอัดเดียวกันพบว่าค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์มีค่าเพิ่มขึ้น

ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย





รูปที่ 4.2.4 ความหนาแน่นสัมพัทธ์ของชิ้นงานโลหะผสมหลังเผาผนึกที่อุณหภูมิ  $1100^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 4 ชม.

จากรูปที่ 4.2.4 ชิ้นงาน Ti-2Cu ที่เผาผนึกที่  $1100^{\circ}\text{C}$  มีค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงสุดที่ 96 % เมื่อผ่านแรงอัด 254 MPa เป็นและเผาผนึกเวลา 4 ชม. และชิ้นงานที่ผ่านแรงอัด 254 MPa ให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงกว่า 127 MPa เมื่อเผาผนึกที่เวลาเดียวกัน นอกจากนั้นเมื่อเปรียบเทียบกับค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ของชิ้นงานที่เผาผนึกที่ 1 ชม. ที่ส่วนผสมและแรงอัดเดียวกันพบว่ามีความเพิ่มขึ้นและการเพิ่มปริมาณทองแดงจาก 10 เป็น 15% ทำให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์มีค่าลดลง

เมื่อศึกษาจากรูปค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ในทุกๆเงื่อนไขการเผาผนึกพบว่าแนวโน้มโดยส่วนใหญ่จะเป็นไปในทางที่แปรผกผันกันคือถ้าเพิ่มปริมาณทองแดงจะทำให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ลดลงโดยเฉพาะการเพิ่มปริมาณทองแดงจาก 10% เป็น 15%

อุณหภูมิเผาผนึกที่  $1000^{\circ}\text{C}$  การแพร่ระหว่างไทเทเนียมและทองแดงจะอยู่ในสถานะของแข็ง ผงของทองแดงที่มีขนาดใหญ่และผงของไทเทเนียมซึ่งอยู่ติดกันจะเกิดการแพร่เข้าหากันและเกิดเป็นสารละลายของแข็งกับสารประกอบ การแพร่จะสิ้นสุดลงเมื่อส่วนผสมทางเคมีเหมือนกัน ผงทองแดงที่มีขนาดใหญ่จะค่อยๆเล็กลงและผงไทเทเนียมจะค่อยๆมีขนาดใหญ่ขึ้น เกิดเป็นโลหะผสมในระหว่างเผาผนึก ซึ่งบริเวณผิวสัมผัสระหว่างผงทั้งสองจะเกิดเป็นขอบเกรน ผงทองแดงที่ค่อยๆลดขนาดลงจนกลายเป็นโลหะผสมจะทำให้เกิดช่องว่างหรือรูพรุนบริเวณรอบผงทองแดง ซึ่งอาจเป็นสาเหตุที่ทำให้ความหนาแน่นสัมพัทธ์มีค่าลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณทองแดงสำหรับการเผาผนึกที่  $1000^{\circ}\text{C}$

อุณหภูมิเผาผนึกที่  $1100^{\circ}\text{C}$  ทองแดงจะเกิดเป็นเฟสของเหลวและทำปฏิกิริยากับไทเทเนียม แก๊สไฮโดรเจนซึ่งผสมอยู่ในผงโลหะไทเทเนียมจะถูกปล่อยออกมาจากผงโลหะและละลายในเฟสของเหลวช่วงที่ทำการเผาผนึกซึ่งเฟสของเหลวที่เกิดขึ้นจะทำให้ชิ้นงานเกิดการขยายตัว ขณะชิ้นงานเย็นตัวและแข็งตัวจะเกิดการหดตัวของชิ้นงานซึ่งแก๊สไฮโดรเจนจะถูกกักไว้ในชิ้นงานและเกิดเป็นรูพรุน ซึ่งอาจเป็นสาเหตุที่ทำให้ความหนาแน่นสัมพัทธ์มีค่าลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณทองแดงสำหรับการเผาผนึกที่  $1100^{\circ}\text{C}$

การเพิ่มเวลาในการเผาผนึกช่วยให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์เพิ่มขึ้นยกเว้นการเผาผนึกที่อุณหภูมิ  $1000^{\circ}\text{C}$  การเพิ่มเวลาจาก 0.5 ชม. เป็น 1 ชม. ทำให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ต่ำลง

การเพิ่มอุณหภูมิในการเผาผนึกจาก  $1000^{\circ}\text{C}$  เป็น  $1100^{\circ}\text{C}$  จะทำให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงขึ้น ยกเว้นชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกที่เวลา 0.5 ชม. ทั้งสองแรงอัด การเพิ่มอุณหภูมิในการเผาผนึกจะทำให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ลดลง

การขึ้นรูปเย็นโดยใช้แรงอัด 254 MPa ทำให้อุณหภูมิของผงโลหะอยู่ชิดติดกันมากกว่าใช้แรงอัด 127 MPa ซึ่งในขณะที่เผาผนึกจะทำให้เกิดพันธะต่อกันระหว่างผงโลหะได้ง่ายขึ้น ผงทองแดงและผงไทเทเนียมที่อยู่ชิดติดกันมากกว่าจะทำให้เกิดการแพร่ที่ทำให้เกิดเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ (ส่วนผสมยูเทคติก) ได้ง่ายกว่า ทำให้เกิดเฟสของเหลวในระหว่างการเผาผนึกเป็นผลให้ความหนาแน่นสัมพัทธ์หลังเผาผนึกสูงขึ้น

การเพิ่มเวลาในการเผาผนึกจะทำให้การแพร่ระหว่างอนุภาคผงไทเทเนียมและทองแดงเป็นไปได้สมบูรณ์ขึ้น (การเพิ่มเวลาจะทำให้เฟสต่างๆเป็นไปตามแผนภูมิสมดุลเฟสมากขึ้น) เกิดเฟสของเหลวจากเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำมากขึ้นแต่ไม่ถึงกับทำให้ชิ้นงานหลังเผาผนึกเสียรูป

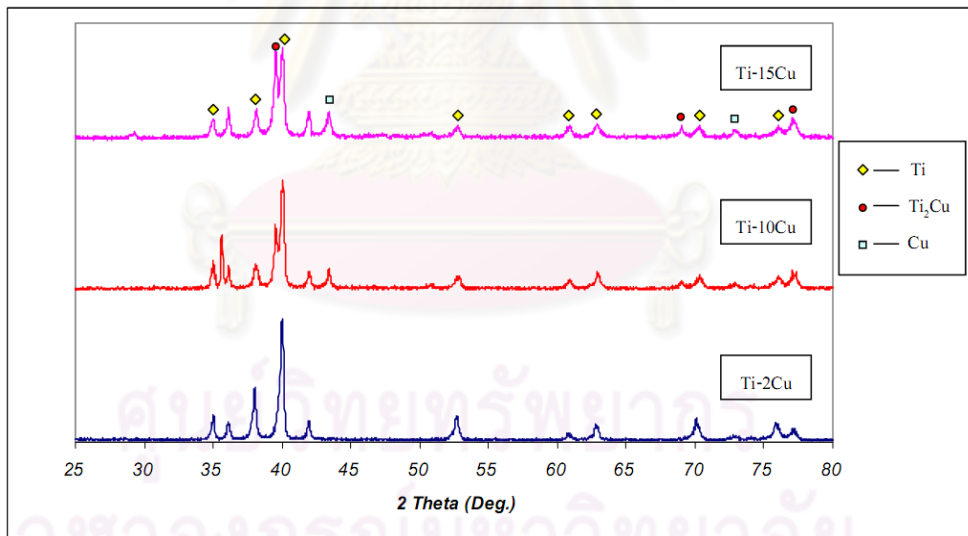
เมื่อดูจากแผนภูมิเฟสในรูปที่ 2.5 พบว่าที่อุณหภูมิ  $1100^{\circ}\text{C}$  การแพร่ระหว่างไทเทเนียมและทองแดงทำให้เกิดเฟสของเหลวได้ปริมาณมากกว่าและเร็วกว่าที่อุณหภูมิ  $1000^{\circ}\text{C}$  เป็นผลให้การเพิ่มอุณหภูมิทำให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์เพิ่มสูงขึ้น

เนื่องจากการเพิ่มเวลาในการเผาผนึกทำให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงขึ้น ทางผู้วิจัยจึงได้เพิ่มเวลาในการเผาผนึกเป็น 8 ชม. โดยใช้อุณหภูมิเผาผนึก  $1000^{\circ}\text{C}$  พบว่าความหนาแน่นสัมพัทธ์หลังเผาผนึกเมื่อเทียบกับการเผาผนึกที่เวลา 4 ชม. เพิ่มขึ้นอย่างไม่มีนัยสำคัญ

### 4.3 ผลวิเคราะห์ X-ray diffraction

ผลการทดสอบด้วยเครื่อง X-ray diffractometer สำหรับชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. แสดงในรูปที่ 4.3.1 พบว่าชิ้นงาน Ti-2Cu หลังผ่านการเผาผนึกไม่ปรากฏพีคของ  $Ti_2Cu$  และเมื่อปริมาณทองแดงในโลหะผสมเพิ่มขึ้นพบว่าหลังการเผาผนึกพีคของ Ti มีความสูงลดลงและพีคของ  $Ti_2Cu$  มีความสูงเพิ่มขึ้น และในชิ้นงาน Ti-15Cu พบพีคของทองแดงที่หลงเหลืออยู่หลังการเผาผนึก

ชิ้นงาน Ti-2Cu มีปริมาณทองแดงผสมอยู่เล็กน้อย ดังนั้นหลังการเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. จึงมีสารประกอบ  $Ti_2Cu$  เกิดขึ้นเพียงเล็กน้อยจึงไม่ปรากฏพีคของ  $Ti_2Cu$  เมื่อปริมาณทองแดงในโลหะผสมเพิ่มขึ้นสารประกอบ  $Ti_2Cu$  จึงเกิดได้มากขึ้นดังนั้น ความสูงของพีค  $Ti_2Cu$  จึงเพิ่มขึ้น ส่วนไทเทเนียมจะทำปฏิกิริยากับทองแดงมากขึ้นความสูงของพีคจึงต่ำลง สำหรับชิ้นงาน Ti-15Cu ซึ่งมีปริมาณทองแดงผสมอยู่มาก หลังการเผาผนึกจึงมีทองแดงบางส่วนซึ่งยังหลอมเหลวหรือเกิดปฏิกิริยากับไทเทเนียมไม่หมดปรากฏให้เห็นในโครงสร้างจุลภาคซึ่งแสดงไว้ในหัวข้อถัดไปในรูป 4.3.1 จึงพบพีคของทองแดงหลังการเผาผนึก

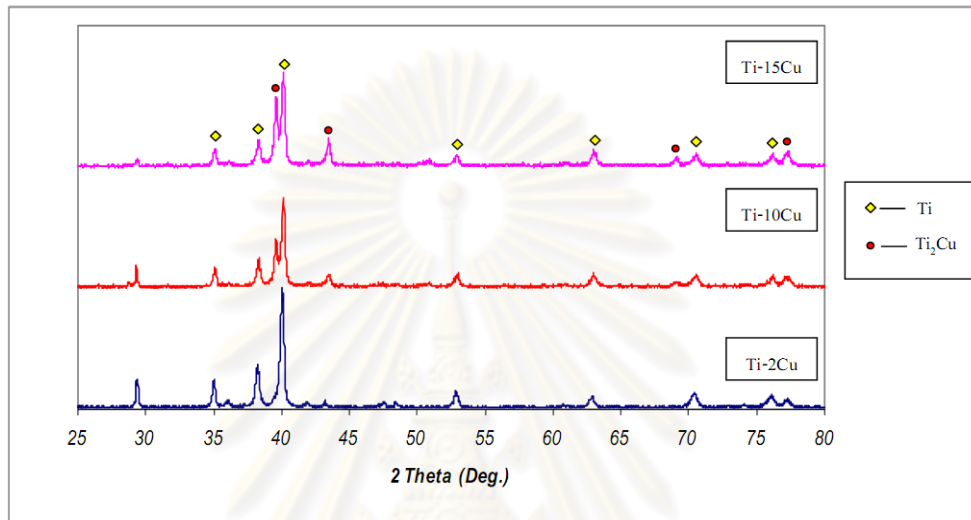


รูปที่ 4.3.1 ผลวิเคราะห์ XRD ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และ เผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม.

ผลวิเคราะห์ XRD ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1100 °C เป็นเวลา 1 ชม. แสดงในรูปที่ 4.3.2 โดยมีความคล้ายคลึงกับชิ้นงานที่เผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C คือชิ้นงาน Ti-2Cu ไม่ปรากฏพีคของ  $Ti_2Cu$  และปริมาณทองแดงที่เพิ่มขึ้นทำให้พีค

ของ  $Ti_2Cu$  สูงขึ้น แต่ชิ้นงาน Ti-15Cu ที่เผาผืนที่อุณหภูมิ  $1100^{\circ}C$  จะไม่พบพีคของทองแดงที่หลงเหลืออยู่หลังการเผาผืน

การที่ไม่พบพีคของทองแดงที่เกิดปฏิกิริยาไม่หมดเนื่องจากการเผาผืนที่อุณหภูมิ  $1100^{\circ}C$  เป็นอุณหภูมิที่สูงกว่าจุดหลอมเหลวของทองแดงที่  $1084^{\circ}C$  ทำให้ปฏิกิริยาเคมีเกิดได้อย่างรวดเร็วและเกิด  $Ti_2Cu$  ได้ดี

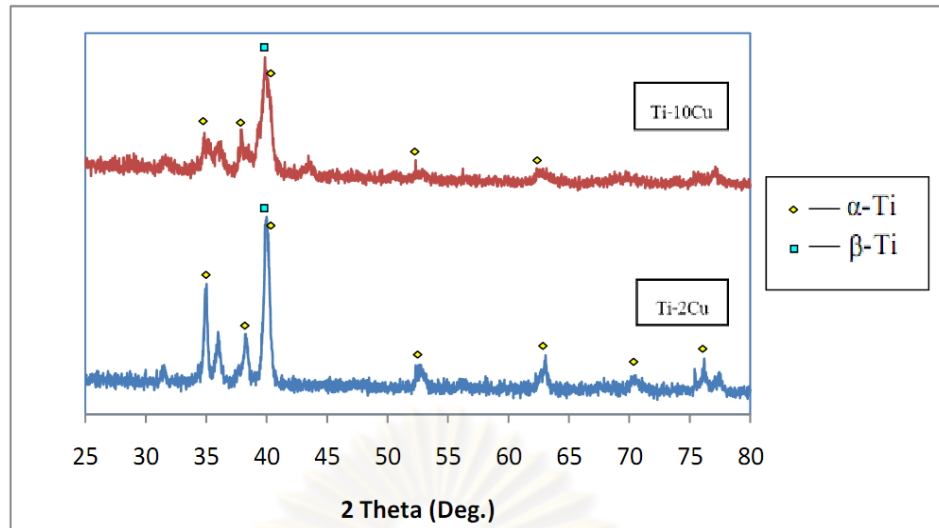


รูปที่ 4.3.2 ผลวิเคราะห์ XRD ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และเผาผืนที่อุณหภูมิ  $1100^{\circ}C$  เป็นเวลา 1 ชม.

ผลวิเคราะห์ XRD ของชิ้นงานซึ่งผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผืนที่อุณหภูมิ  $1100^{\circ}C$  เป็นเวลา 4 ชม. และนำมาผ่านกระบวนการ Solution treatment ที่อุณหภูมิ  $1000^{\circ}C$  เป็นเวลา 0.5 ชม. ในบรรยากาศแก๊สอาร์กอนแล้วทำการเย็นตัวในน้ำ แสดงไว้ในรูปที่ 4.3.2

เฟสซึ่งปรากฏในผลวิเคราะห์รูปที่ 4.3.3 ได้แก่  $\alpha$ -Ti และ  $\beta$ -Ti มีความสอดคล้องกับรูปโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานซึ่งแสดงไว้ในหัวข้อที่ 4.4 โดย  $\beta$ -Ti ซึ่งหลงเหลือหลังจากการทำ Solution treatment มีลักษณะเป็นเฟสพื้นสีเทาอ่อนและ  $\alpha$ -Ti เป็นเฟสซึ่งมีโครงสร้างเข็มปรากฏอยู่

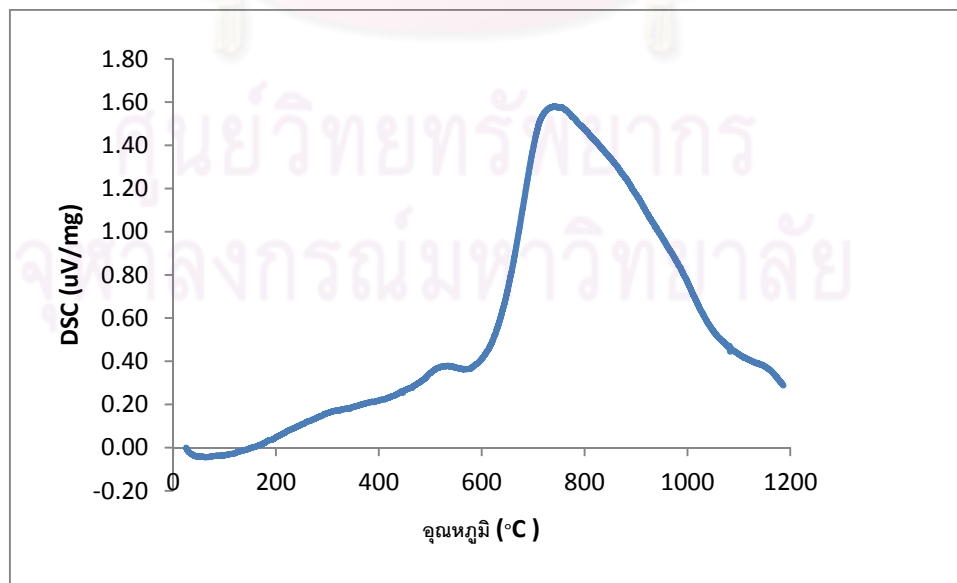
จากรูปที่ 4.3.3 พบว่าไม่พบพีคของสารประกอบ  $Ti_2Cu$  ซึ่งปรากฏในผลวิเคราะห์ของโลหะผสมหลังผ่านการเผาผืน นั่นหมายความว่าหลังผ่านการทำ Solution treatment ทำให้ได้รับสารละลายของแข็งซึ่งอิ่มตัวยิ่งยวดพร้อมที่จะนำไปทำการบ่มแข็งต่อไป



รูปที่ 4.3.3 ผลวิเคราะห์ XRD ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และ เฝ้าฝืนที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม.แล้วผ่านการทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม.

#### 4.4 ผลวิเคราะห์ Differential Scanning Calorimeter (DSC)

ผงโลหะตัวอย่างถูกนำมาวิเคราะห์ปฏิกิริยาคูดและคายความร้อนในระหว่างการเผาฝืนก โดยใช้ Differential Scanning Calorimeter (DSC) โดยการให้ความร้อนจนถึงอุณหภูมิ 1200 °C ในบรรยากาศสุญญากาศและใช้อัตราการให้ความร้อน 10°C ต่อนาที

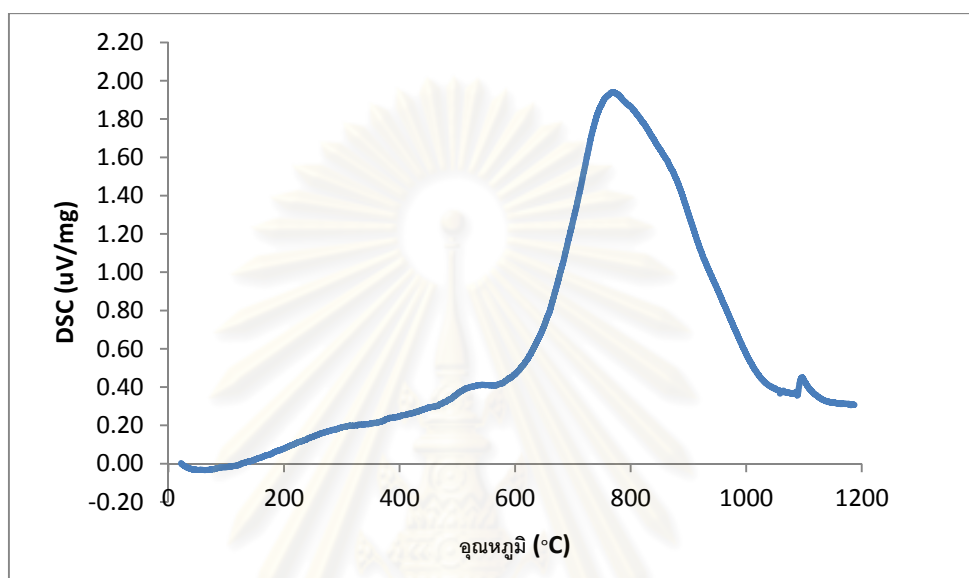


รูปที่ 4.4.1 ผลวิเคราะห์จากเครื่อง DSC ของผงโลหะไทเทเนียมบริสุทธิ์



ผลวิเคราะห์จากเครื่อง DSC ของผงโลหะไทเทเนียมบริสุทธิ์แสดงไว้ในรูปที่ 4.4.1 พบว่าพบพีคของปฏิกิริยาคายความร้อนโดยจุดสูงสุดของพีคอยู่ที่อุณหภูมิ  $741^{\circ}\text{C}$

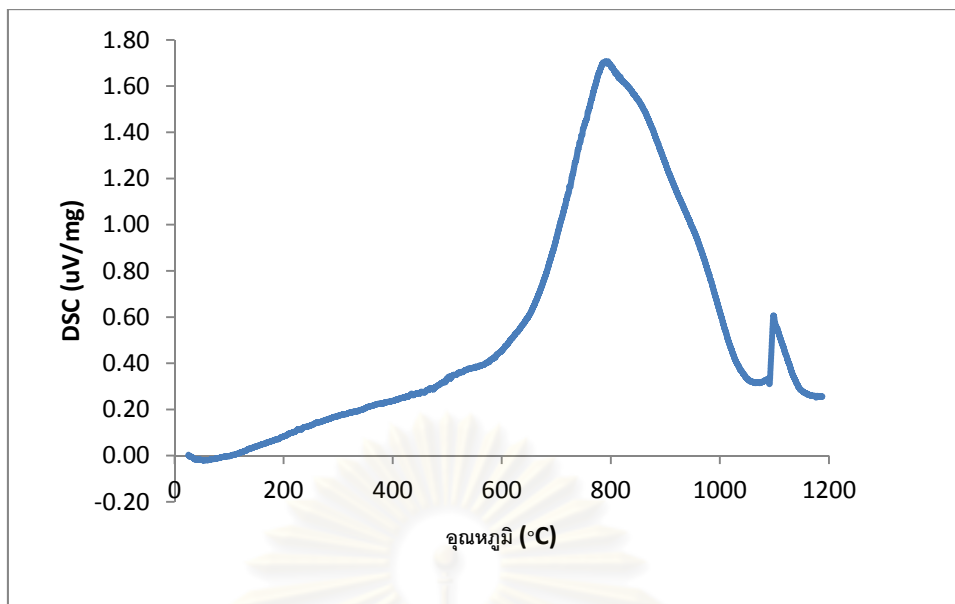
พีคคายความร้อนที่ปรากฏอาจเกิดจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจาก hcp เป็น bcc ( $\alpha$  เปลี่ยนเป็น  $\beta$ ) โดยอุณหภูมิที่เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของไทเทเนียมบริสุทธิ์คือ  $882.5^{\circ}$



รูปที่ 4.4.2 ผลวิเคราะห์จากเครื่อง DSC ของผงโลหะผสม Ti-2Cu

จากรูปที่ 4.4.2 พบว่ามีพีคคายความร้อนปรากฏขึ้นมาสองพีคได้แก่ พีคขนาดใหญ่ที่มีจุดสูงสุดที่อุณหภูมิ  $771.2^{\circ}\text{C}$  ซึ่งใกล้เคียงกับพีคที่เกิดขึ้นในรูปที่ 4.4.1 และพีคขนาดเล็กที่อุณหภูมิ  $1096.5^{\circ}\text{C}$  ซึ่งใกล้เคียงกับจุดหลอมเหลวของทองแดงที่  $1083^{\circ}\text{C}$  และพีคดูดความร้อนขนาดเล็กซึ่งเกิดขึ้นก่อนพีคคายความร้อนที่อุณหภูมิ  $1096.5^{\circ}\text{C}$  เล็กน้อย

พีคที่อุณหภูมิ  $771.2^{\circ}\text{C}$  อาจเกิดจากการเปลี่ยนเฟสจาก  $\alpha$  เป็น  $\beta$  เช่นเดียวกับรูปที่ 4.4.1 ส่วนพีคดูดและคายความร้อนขนาดเล็กเกิดจากการที่ทองแดงหลอมเหลวทำให้เกิดเฟสของเหลวและเฟสของเหลวดังกล่าวจะทำปฏิกิริยากับไทเทเนียมทันทีจึงปรากฏเป็นพีคดูดความร้อนก่อนจากนั้นจึงเกิดพีคคายความร้อนตามมา การที่พีคคายความร้อนมีขนาดเล็กอาจเกิดจากการหักล้างกับพีคดูดความร้อนจากการหลอมเหลวของทองแดง



รูปที่ 4.4.3 ผลวิเคราะห์จากเครื่อง DSC ของผงโลหะผสม Ti-10Cu

รูปที่ 4.4.3 ปรากฏพีคคายความร้อนสองพีคที่อุณหภูมิ 794.6°C และ 1098.5°C และพีคดูดความร้อนขนาดเล็กซึ่งเกิดก่อนพีคคายความร้อนที่อุณหภูมิ 1098.5°C เล็กน้อยใกล้เคียงกับรูปที่ 4.4.2 แต่พีคคายความร้อนที่อุณหภูมิ 1098.5°C มีความสูงเพิ่มขึ้น

พีคคายความร้อนซึ่งเกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 794.6°C อาจเกิดจากการเปลี่ยนเฟสจาก  $\alpha$  เป็น  $\beta$  เช่นเดียวกับรูปที่ 4.4.1 และ 4.4.2 และจากพีคดูดความร้อนและคายความร้อนที่อุณหภูมิใกล้เคียงกันแสดงให้เห็นว่าความร้อนซึ่งเกิดจากการสลายประกอบระหว่างไทเทเนียมและทองแดงมีค่ามากกว่าความร้อนที่ใช้ในการหลอมเหลวทองแดง และความสูงของพีคคายความร้อนที่เพิ่มขึ้นเกิดจากปริมาณทองแดงที่เพิ่มขึ้นทำให้สลายประกอบเกิดได้มากขึ้น

#### 4.5 โครงสร้างจุลภาค

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 127 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. แสดงในรูปที่ 4.5.1 พบว่าปริมาณทองแดงที่เพิ่มขึ้นทำให้ปริมาณของโครงสร้างยูเทคตอยด์ ( $\alpha$ -Ti+ Ti<sub>2</sub>Cu) ซึ่งในกล้องจุลทรรศน์แบบแสงขาวมีลักษณะเป็นแถบสีส้มสลับเทาเพิ่มขึ้น สำหรับชิ้นงาน Ti-10Cu และ Ti-15Cu หลังการเผาผนึกจะพบทองแดงที่ยังหลอมเหลวหรือเกิดปฏิกิริยาไม่หมดในโครงสร้างจุลภาค (รูปที่ 4.5.2) เฟสสีดำที่ปรากฏในรูปคือรูพรุน

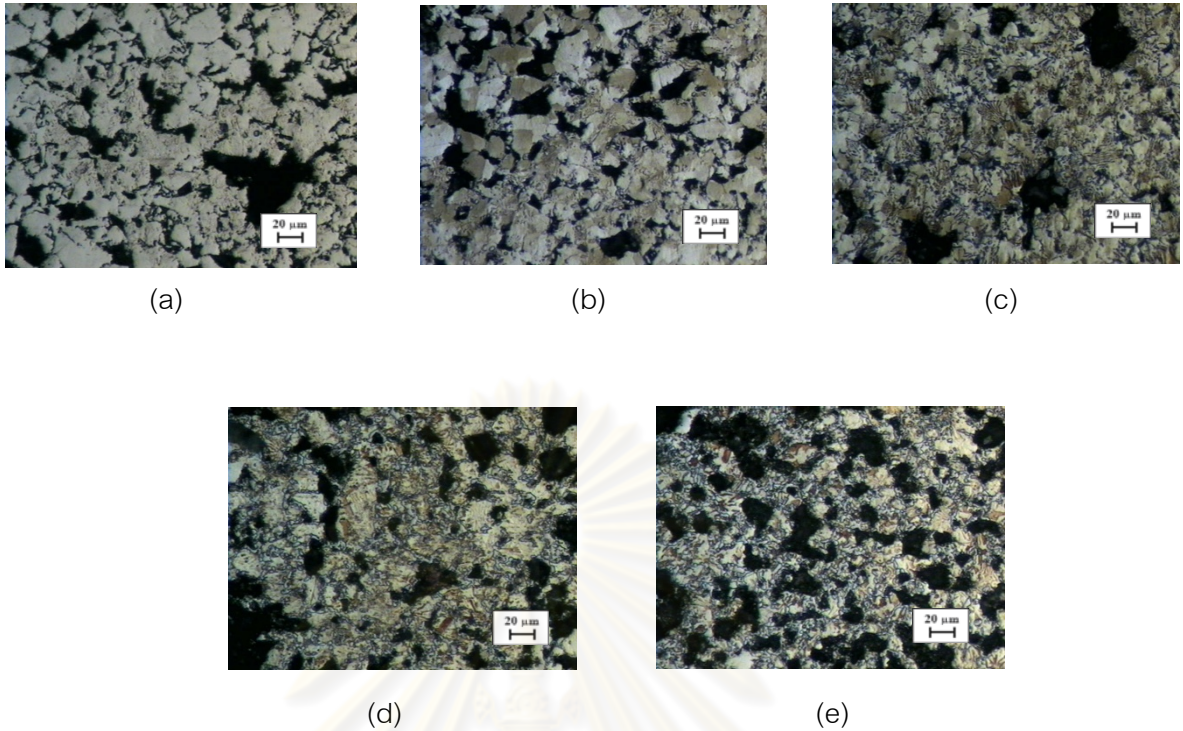
ในระหว่างการให้ความร้อนหรือการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิ ไทเทเนียมและทองแดงจะเกิดการแพร่ (Solid state diffusion) เข้าหากันและกัน ซึ่งงานก่อนเผาผนึกจะประกอบด้วยผงไทเทเนียมและทองแดงบริสุทธิ์สารประกอบที่สามารถเกิดขึ้นได้จึงมีได้หลากหลาย ได้แก่  $Ti_2Cu$ ,  $TiCu$ ,  $Ti_3Cu_4$ ,  $Ti_2Cu_3$ ,  $TiCu_2$  และ  $TiCu_4$  ซึ่งสามารถศึกษาได้จากแผนภูมิสมดุลเฟส

เมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นไทเทเนียมและทองแดงจะแพร่เข้าหากันจนทำให้เกิดเฟสซึ่งมีจุดหลอมเหลวต่ำซึ่งก็คือส่วนผสม ณ จุดยูเทคติก ซึ่งอยู่ที่อุณหภูมิ  $875^{\circ}C$  ( $L \rightarrow TiCu_2 + TiCu_4$ ) และ  $960^{\circ}C$  ( $L \rightarrow Ti_2Cu + TiCu$ ) ในแผนภูมิสมดุลเฟส เฟสของเหลวระหว่างไทเทเนียมและทองแดงจะเข้าไปแทนที่รูพรุนในชิ้นงาน เฟสของเหลวดังกล่าวจะทำปฏิกิริยากับผงไทเทเนียมซึ่งยังไม่เกิดปฏิกิริยากับทองแดงโดยปฏิกิริยาจะเกิดขึ้นที่พื้นผิวของอนุภาคผงโลหะก่อนแล้วจึงค่อยๆ แพร่เข้าไปด้านใน

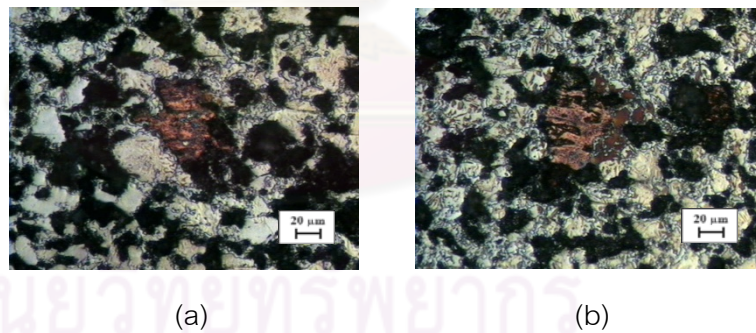
จากแผนภูมิสมดุลเฟสพบว่าชิ้นงานที่เผาผนึกที่  $1000^{\circ}C$  ช่วงที่คงอุณหภูมิไว้ สารประกอบซึ่งยังคงมีความเสถียรที่อุณหภูมิดังกล่าวคือ  $Ti_2Cu$  และเฟสของเหลวสำหรับชิ้นงานที่เผาผนึกที่อุณหภูมิ  $1100^{\circ}C$  ความร้อนที่เกิดจากการเพิ่มอุณหภูมิและปฏิกิริยาคายความร้อนจากการเกิดสารประกอบจะทำให้ เกิดเฟสของเหลวระหว่างไทเทเนียมและทองแดงมากขึ้นและทำให้การเผาผนึกเป็นไปได้สมบูรณ์ขึ้น

ในระหว่างการเย็นตัวในเตาอย่างช้าๆ ส่วนผสมของชิ้นงานโลหะผสมจะค่อยๆ ถูกปรับให้เข้าสู่สมดุล คือจะเกิดสารประกอบ  $Ti_2Cu$  มากขึ้นพร้อมกับ  $\alpha-Ti$  ซึ่งเกิดขึ้นมาในภายหลังซึ่งก็คือโครงสร้างยูเทคตอยด์ที่เห็นในโครงสร้างจุลภาค

ชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยแรงอัด 127 MPa การสัมผัสกันระหว่างอนุภาคผงโลหะไทเทเนียมและทองแดงจะไม่ดีเท่ากับการขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และมีช่องว่างระหว่างอนุภาคผงมากกว่าหลังผ่านการขึ้นรูปเย็น ซึ่งทำให้การแพร่ระหว่างไทเทเนียมและทองแดงไม่ดี เกิดเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ (ณ จุดยูเทคติก) น้อยกว่า ปริมาณเฟสของเหลวที่เข้าไปแทนที่ช่องว่างในชิ้นงานน้อยกว่าและอาจทำให้มีทองแดงบางส่วนไม่ทำปฏิกิริยากับไทเทเนียมและหลงเหลืออยู่หลังการเผาผนึก



รูปที่ 4.5.1 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 200 เท่า ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 127 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. (a)Ti-2Cu; (b) Ti-4Cu; (c) Ti-7Cu; (d) Ti-10Cu; (e) Ti-15Cu

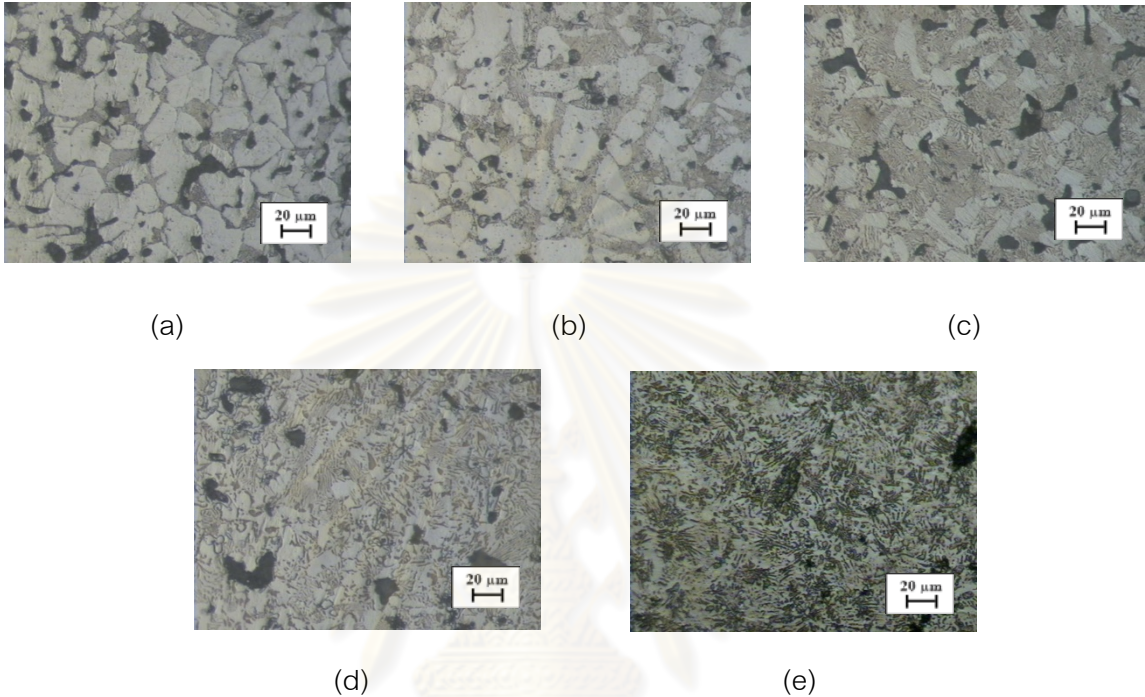


รูปที่ 4.5.2 ทองแดงที่ยังหลอมเหลวไม่หมดหลังการเผาผนึก (a) Ti-10Cu; (b) Ti-15Cu

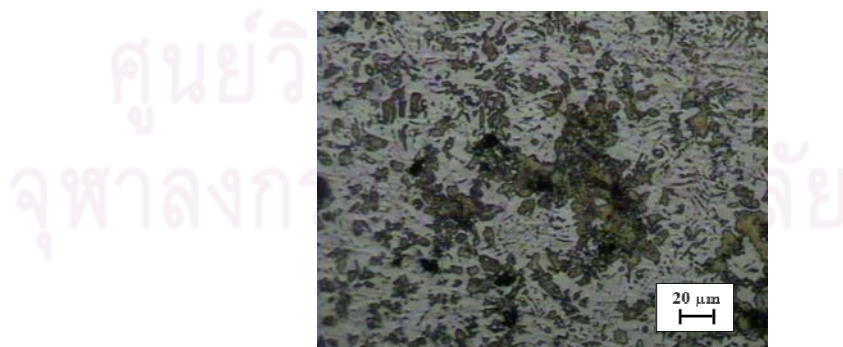
โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. แสดงในรูปที่ 4.5.3 พบว่ารูพรุนซึ่งเห็นเป็นเฟสสีดำมีปริมาณน้อยกว่าชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 127 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิและเวลาเดียวกัน ปริมาณทองแดงที่เพิ่มขึ้นทำให้ปริมาณโครงสร้างยูเทคตอยด์เพิ่มขึ้น สำหรับชิ้นงาน Ti-15Cu พบทองแดงที่ยังหลอมเหลวไม่หมดปริมาณเล็กน้อยแสดงในรูปที่ 4.5.4



จากที่ได้กล่าวไว้แล้วว่าชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยแรงอัด 127 MPa มีช่องว่างระหว่างอนุภาคผงมากกว่าหลังผ่านการขึ้นรูปเย็น อีกทั้งยังมีปริมาณเฟสของเหลวที่เข้าไปแทนที่รูพรุนน้อยกว่า ปริมาณรูพรุนที่หลงเหลือจากการเผาผนึกจึงมากกว่าชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa



รูปที่ 4.5.3 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 200 เท่า ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. (a)Ti-2Cu; (b) Ti-4Cu; (c) Ti-7Cu; (d) Ti-10Cu; (e) Ti-15Cu



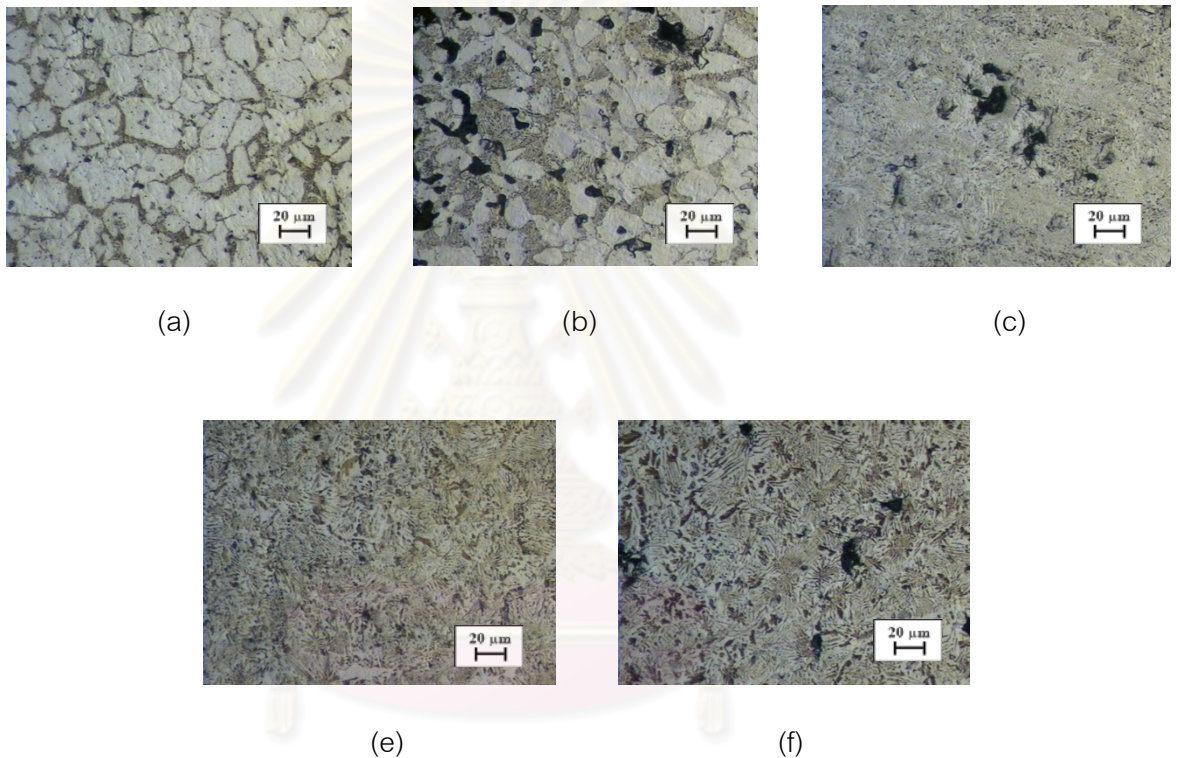
รูปที่ 4.5.4 ทองแดงที่ยังหลอมเหลวไม่หมดหลังการเผาผนึกชิ้นงาน Ti-15Cu

ปริมาณทองแดงที่หลงเหลือจากการเผาผนึกอาจเกิดจากการจับตัวกันของทองแดงหลังการอัดขึ้นรูปเย็น ซึ่งทำให้การแพร่ระหว่างทองแดงและไทเทเนียมในระหว่างการเผาผนึก



เป็นไปได้ไม่ทั่วถึงเนื่องจากผิวสัมผัสระหว่างไทเทเนียมและทองแดงมีน้อยลง บริเวณที่มีทองแดงจับตัวกันจะเกิดการแพร่กับไทเทเนียมไม่หมดและไม่เกิดเป็นเฟสของเหลว ทำให้เหลืออยู่หลังเผาผนึก

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. แสดงไว้ในรูปที่ 4.5.5 พบว่ารูพรุนมีปริมาณน้อยกว่าชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกเป็นเวลา 1 ชม. ที่อุณหภูมิและแรงอัดเดียวกัน อีกทั้งยังไม่พบทองแดงที่ยังหลอมเหลวไม่หมด

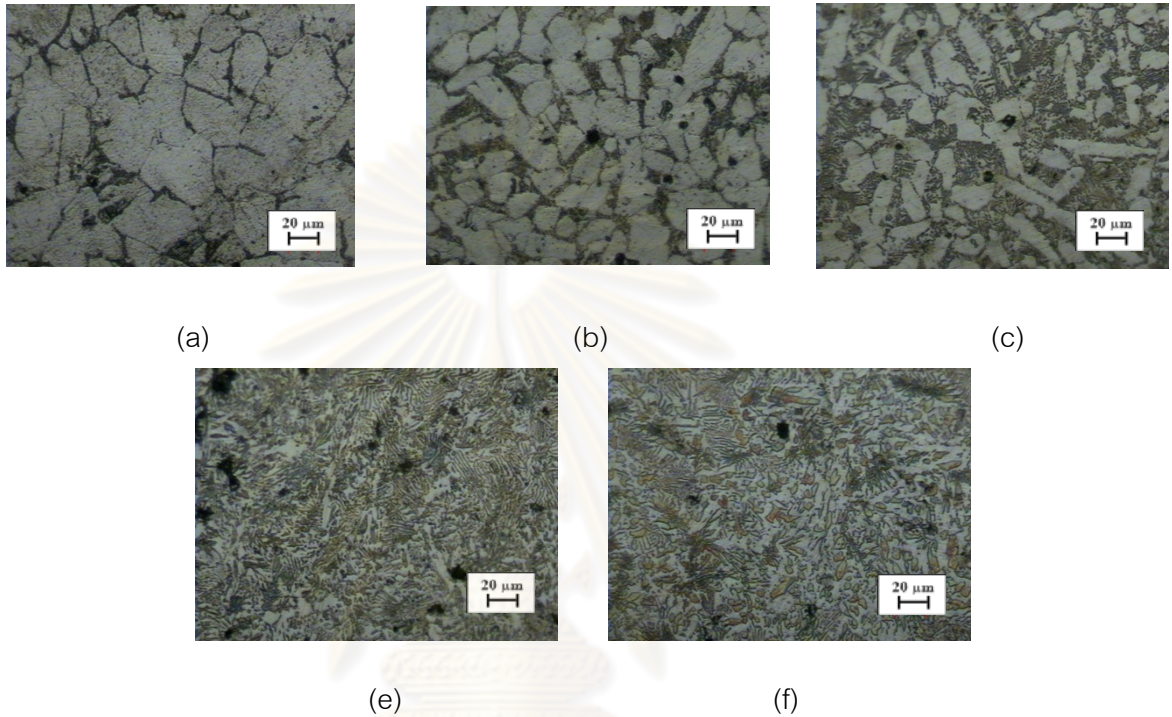


รูปที่ 4.5.5 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 20 เท่า ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. (a)Ti-2Cu; (b) Ti-4Cu; (c) Ti-7Cu; (d) Ti-10Cu; (e) Ti-15Cu

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 1 ชม. แสดงไว้ในรูปที่ 4.5.6 พบว่ารูพรุนมีปริมาณน้อยกว่าชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C ที่เวลาและแรงอัดเดียวกัน อีกทั้งยังไม่พบทองแดงที่ยังหลอมเหลวไม่หมด

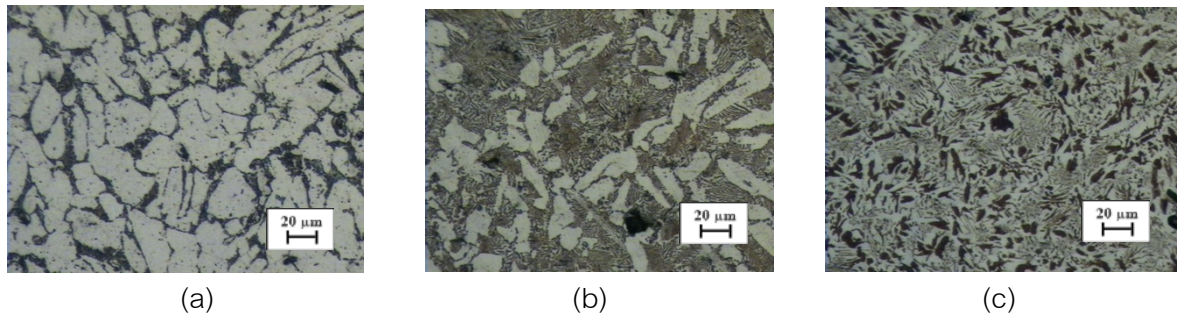
อุณหภูมิในการเผาผนึกที่สูงขึ้นเมื่อดูจากแผนภูมิสมดุลเฟสในระหว่างการแพร่เข้าหากันระหว่างไทเทเนียมและทองแดงพบว่าจะสามารถเกิดเฟสของเหลวได้ง่ายกว่า (ความบริสุทธิ์

ของไทเทเนียมและทองแดงลดลงเพียงเล็กน้อยก็สามารถเกิดเฟสของเหลวได้) ดังนั้นปริมาณรูพรุนจึงน้อยกว่าชิ้นงานที่เผาขึ้นที่  $1000^{\circ}\text{C}$  อีกทั้งการเผาขึ้นที่  $1100^{\circ}\text{C}$  ซึ่งเกินกว่าจุดหลอมเหลวของทองแดง ( $1084^{\circ}\text{C}$ ) ทำให้ไม่พบทองแดงที่ยังหลอมเหลวไม่หมดในโครงสร้างจุลภาค

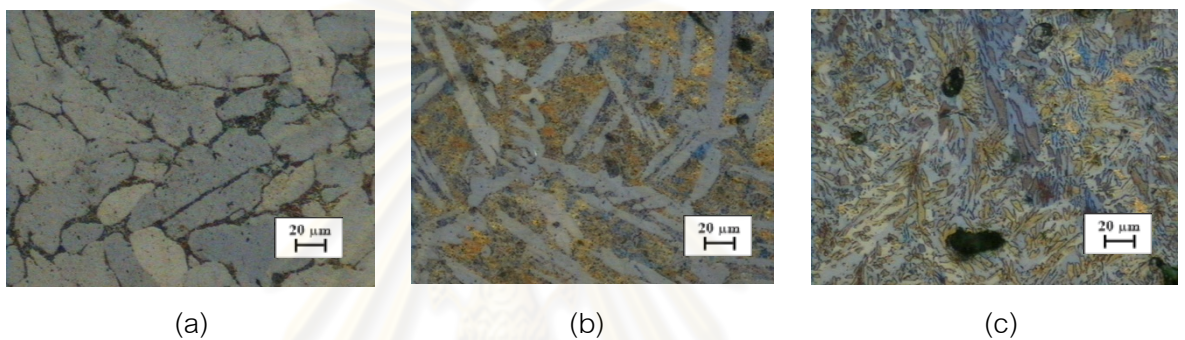


รูปที่ 4.5.6 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 20 เท่า ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และเผาขึ้นที่อุณหภูมิ  $1100^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 1 ชม. (a)Ti-2Cu; (b) Ti-4Cu; (c) Ti-7Cu; (d) Ti-10Cu; (e) Ti-15Cu

เนื่องจากผู้วิจัยสนใจที่จะศึกษาเรื่องผลของเวลาการเผาขึ้นที่ต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์หลังเผาขึ้นเพิ่มเติมจึงได้ทำการเผาขึ้นเพิ่มเติมโดยใช้เวลา 4 ชม. ที่อุณหภูมิ  $1000^{\circ}\text{C}$  และ  $1100^{\circ}\text{C}$  โดยรูปโครงสร้างจุลภาคแสดงไว้ในรูปที่ 4.5.7 และ 4.5.8 ตามลำดับ



รูปที่ 4.5.7 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 200 เท่า ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชม. (a)Ti-2Cu; (b) Ti-7Cu; (c) Ti-15C



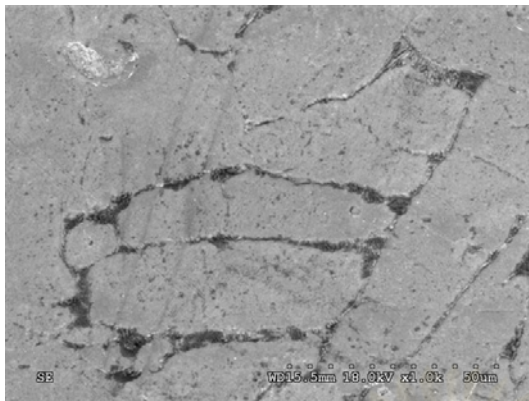
รูปที่ 4.5.8 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 200 เท่า ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. (a)Ti-2Cu; (b) Ti-7Cu; (c) Ti-15Cu

จากรูปที่ 4.5.7 เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่เผาผนึกโดยใช้เวลา 1 ชม. ที่อุณหภูมิและแรงอัดเดียวกันในรูปที่ 4.5.3 พบว่าปริมาณรูพรุนที่ส่วนผสมเดียวกันมีน้อยกว่า ทั้งนี้เป็นการยืนยันว่าการเพิ่มเวลาในการเผาผนึกจะช่วยเพิ่มความหนาแน่นสัมพัทธ์หลังเผาผนึกได้

จากรูปที่ 4.5.8 เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่เผาผนึกโดยใช้เวลา 1 ชม. ที่อุณหภูมิและแรงอัดเดียวกันในรูปที่ 4.5.6 พบว่ารูพรุนมีปริมาณน้อยเช่นเดียวกัน

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย





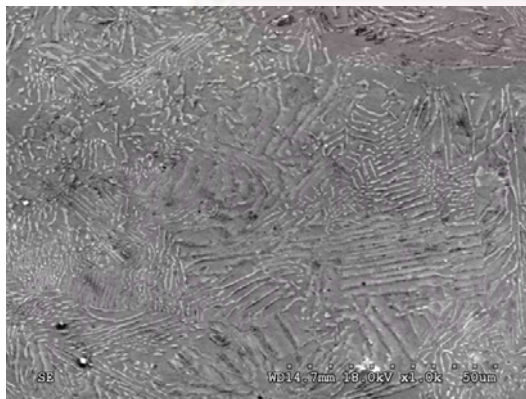
(a)



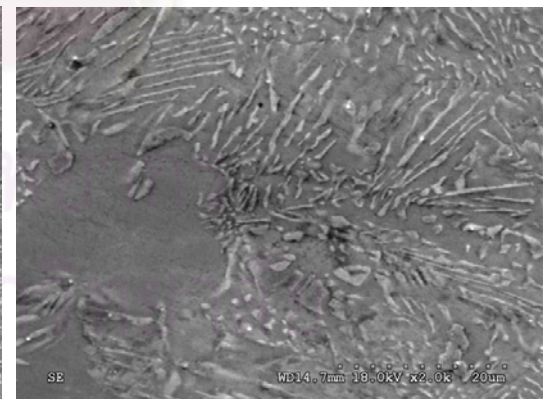
(b)

รูปที่ 4.5.9 รูปถ่าย โครงสร้างจุลภาคจาก SEM ของ Ti-2Cu ที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผืนึก ที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 1 ชม. (a) 1000X; (b) 2000X

รูปที่ 4.5.9 แสดงรูปถ่ายโครงสร้างจุลภาคจาก SEM ของโลหะผสมที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผืนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 1 ชม. แสดงให้เห็นโครงสร้างยูเทคตอยด์ปริมาณเล็กน้อยบนเนื้อพื้น  $\alpha$ -Ti จากรูปที่ 4.5.9(b) พบว่าโครงสร้างยูเทคตอยด์ประกอบด้วยเฟสซึ่งมีลักษณะเป็นเส้นซึ่งอยู่บนเนื้อพื้น  $\alpha$ -Ti



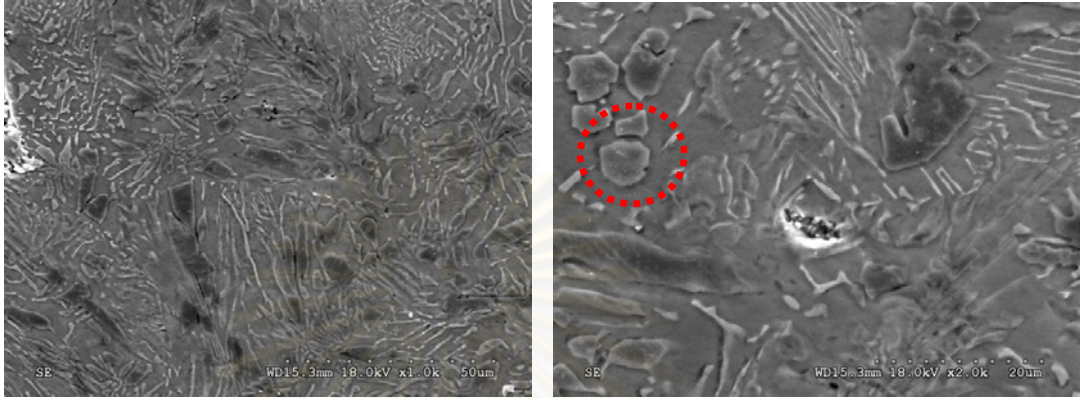
(a)



(b)

รูปที่ 4.5.10 รูปถ่าย โครงสร้างจุลภาคจาก SEM ของ Ti-10Cu ที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผืนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 1 ชม. (a) 1000X; (b) 2000X

รูปที่ 4.5.10 เป็นรูปโครงสร้างของโลหะผสมซึ่งมีปริมาณทองแดงมากกว่าในรูปที่ 4.5.9 ซึ่งจะเห็นเฟสที่มีลักษณะเป็นเส้นสีขาวบนเนื้อพื้นสีเทาชัดเจนขึ้น และในรูปที่ 4.5.10(b) ซึ่งถ่ายที่ กำลังขยาย 2000 เท่าพบว่าในบางบริเวณเฟสที่เป็นเส้นมีลักษณะหนาขึ้นจนเห็นเป็นแผ่นสีขาว

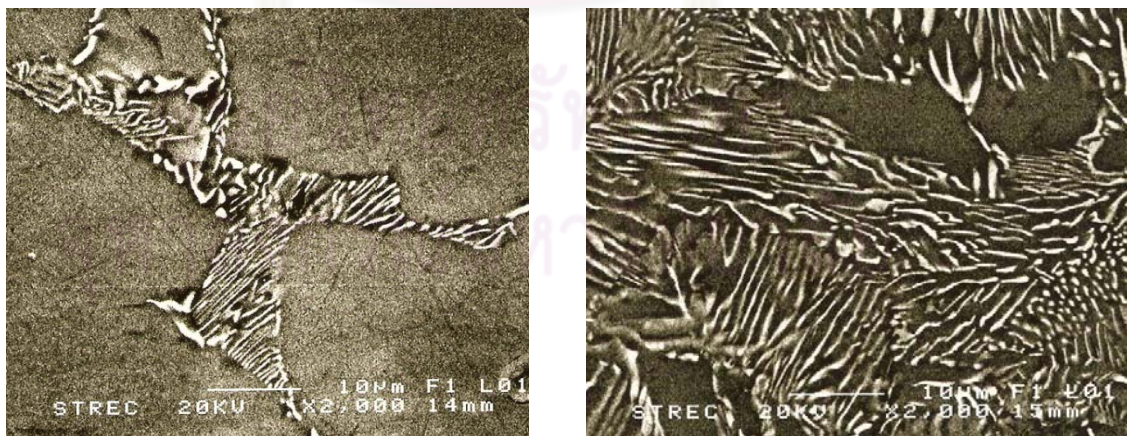


(a)

(b)

รูปที่ 4.5.11 รูปถ่าย โครงสร้างจุลภาคจาก SEM ของ Ti-15Cu ที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผา ผนึ่งที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 1 ชม. (a) 1000X; (b) 2000X

จากรูปที่ 4.5.11 เมื่อเปรียบเทียบกับรูปที่ 4.5.10 พบว่าเฟสที่มีลักษณะเป็นเส้นมีความหนาเพิ่มขึ้นอย่างชัดเจนจนมีลักษณะเป็นแผ่นซึ่งจะมองเห็นได้ชัดเจนขึ้นที่ กำลังขยาย 2000 เท่า



(a)

(b)

รูปที่ 4.5.12 รูปถ่ายโหมด Back-scatter จาก SEM (2000X) ของโลหะผสมที่ผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผนึ่งที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. (a) Ti-2Cu; (b) Ti-10Cu



จากรูปที่ 4.5.12 แสดงรูปถ่ายโหมด Back-scatter จาก SEM ของโลหะผสมที่ผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผนังที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. บริเวณที่เป็นเฟสสีขาวมีลักษณะเป็นเส้นคือ สารประกอบ  $Ti_2Cu$  เนื่องจากบริเวณที่เป็นสารประกอบจะมีอะตอมของทองแดงมากกว่าเมื่อเทียบกับเฟสพื้นและทองแดงมีเลขอะตอม 63.55 ซึ่งมากกว่าไทเทเนียมซึ่งมีเลขอะตอม 47.87 ดังนั้นรูปที่ปรากฏในโหมด Back-scatter บริเวณสารประกอบจึงสว่างกว่าเฟสพื้น

เมื่อเปรียบเทียบรูป 4.5.12(a) และ 4.5.12(b) พบว่าสารประกอบของโลหะผสม Ti-10Cu มีมากกว่า Ti-2Cu และมีขนาดใหญ่กว่าเนื่องจากอะตอมของทองแดงที่ถูกผลักออกจากเนื้อพื้นและเกิดเป็นสารประกอบกับไทเทเนียมมีมากกว่า



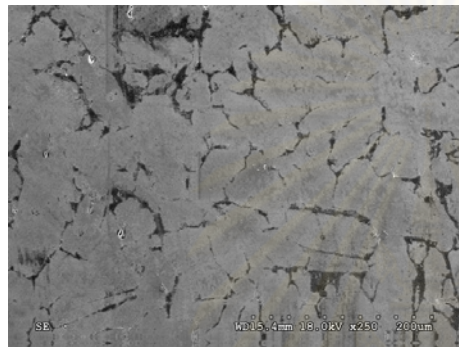
รูปที่ 4.5.13 รูปถ่ายจาก SEM (2000X) ของ Ti-2Cu ที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผนังที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. บริเวณโครงสร้างยูเทคตอยด์ (a) BSE; (b) Mapping ที่ตำแหน่งเดียวกัน

จากรูปที่ 4.5.13 (a) และ 4.5.13 (b) แสดงรูปถ่ายจาก SEM ของ Ti-2Cu ที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผนังที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. บริเวณโครงสร้างยูเทคตอยด์โดยใช้โหมด BSE (Back-scatter Electron) และ Mapping ที่ตำแหน่งเดียวกันโดยใช้อุปกรณ์ EDS (Energy dispersive spectrometer) เพื่อศึกษาปริมาณอะตอมของทองแดงในบริเวณต่างๆ ตามลำดับ

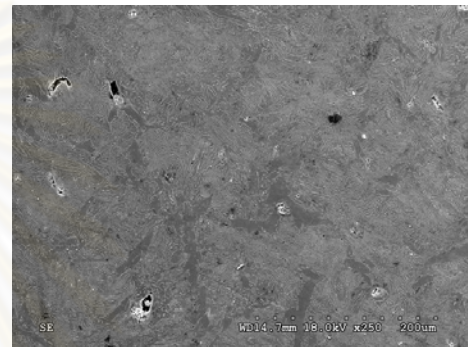
จากรูปที่ 4.5.13 (b) พบว่าบริเวณที่มีอะตอมทองแดงอยู่มากคือบริเวณที่มีโครงสร้างยูเทคตอยด์ เนื่องจากขณะเย็นตัวในเตาหลังเผาผนังปริมาณทองแดงซึ่งสามารถละลายได้ใน

ไทเทเนียมจะค่อยๆลดลง อะตอมทองแดงส่วนเกินจึงถูกผลักออกมาเกิดเป็นสารประกอบกับไทเทเนียมซึ่งปรากฏบริเวณโครงสร้างยูเทคตอยด์บริเวณขอบเกรน

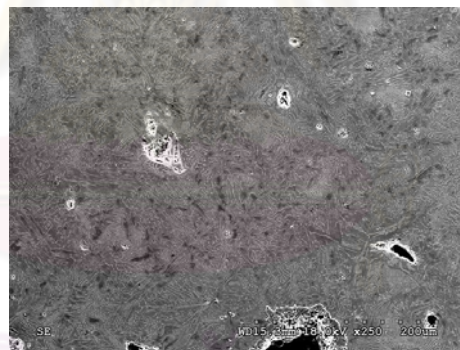
จากผลวิเคราะห์แบบจุดพบว่าโลหะผสม Ti-2Cu และ Ti-10Cu มีปริมาณทองแดงที่ละลายในเนื้อพื้นไทเทเนียม 1.92 และ 1.77% โดยน้ำหนักตามลำดับ แสดงให้เห็นว่าแม้ว่าส่วนผสมจะต่างกันแต่ปริมาณทองแดงที่สามารถละลายในเนื้อพื้นไทเทเนียมได้มีค่าคงที่ ดังนั้นโลหะผสมที่มีปริมาณทองแดงมากยังมีอะตอมของทองแดงที่ถูกผลักออกมาเกิดเป็นสารประกอบ  $Ti_2Cu$  ได้มากซึ่งเห็นได้จากโครงสร้างจุลภาค



(a)



(b)



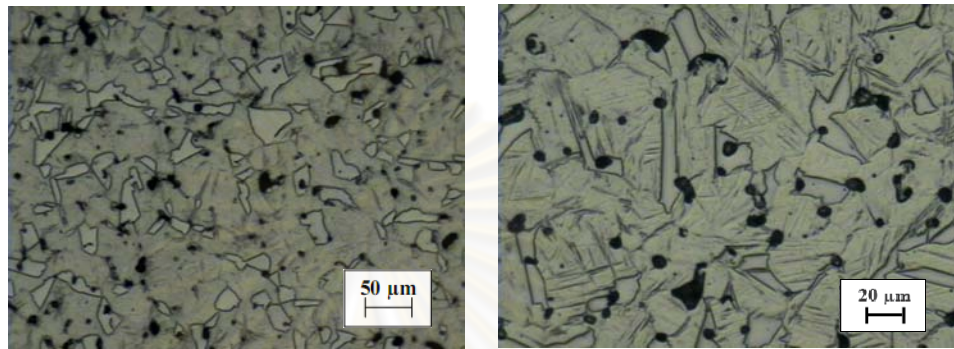
(c)

รูปที่ 4.5.14 รูปถ่าย โครงสร้างจุลภาคจาก SEM ของโลหะผสมที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผืนที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 1 ชม. (250X) (a) Ti-2Cu; (b) Ti-10Cu; (c) Ti-15Cu

จากรูปที่ 4.5.14 เห็นได้ชัดว่าโลหะผสม Ti-2Cu มีปริมาณรูพรุนน้อยที่สุดและ Ti-15Cu มีปริมาณรูพรุนที่มากและมีขนาดใหญ่ที่สุดและเมื่อดูจากแผนภูมิสมดุลเฟสพบว่า Ti-15Cu มีช่วงที่มีเฟส  $\beta$  เพียงอย่างเดียวอยู่ในช่วงอุณหภูมิที่แคบซึ่งเมื่อพิจารณาแล้วไม่เหมาะที่จะนำมาทำการบ่มแข็งเนื่องจากขั้นตอนการทำ Solution treatment หรือการทำให้ชิ้นงานมีเฟสเดียวกันทั้งหมด จะทำได้ยากดังนั้นโลหะผสม Ti-2Cu และ Ti-10Cu ซึ่งผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผืนที่

อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. ซึ่งเป็นตัวแทนของโลหะผสมที่มีความหนาแน่นสัมพัทธ์และความแข็งสูงที่สุดตามลำดับ จะถูกนำมาผ่านกระบวนการ Solution treatment และบ่มแข็งต่อไป

โลหะผสมที่ผ่านการเผาผนึกถูกนำมาผ่านกระบวนการ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. ในบรรยากาศแก๊สอาร์กอนจากนั้นทำการเย็นตัวในน้ำ เป้าหมายของขั้นตอนนี้คือยับยั้งการเกิดสารประกอบ  $Ti_2Cu$  เพื่อให้ได้สารละลายของแข็งซึ่งอิมิตัวยิ่งยวด



(a)

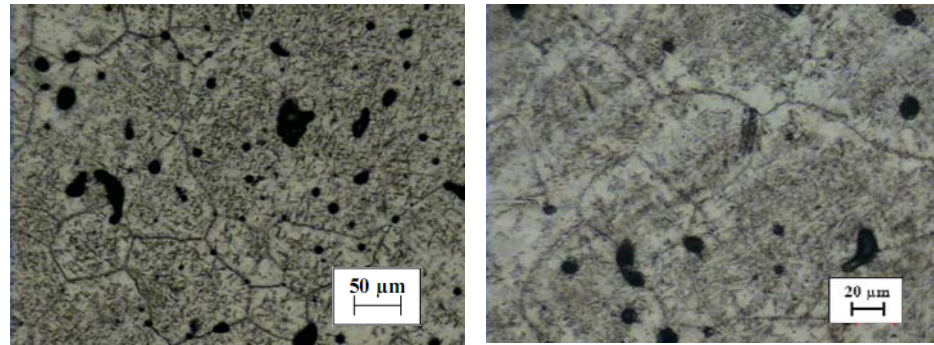
(b)

รูปที่ 4.5.15 รูปถ่าย โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสง ของโลหะผสม Ti-2Cu ที่ผ่านการทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. (a) 100X; (b) 200X

จากรูปที่ 4.5.15 แสดงรูปโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Ti-2Cu ซึ่งผ่านการทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. พบว่าจะพบเฟสสองเฟสปรากฏให้เห็นอย่างชัดเจน ได้แก่ เฟสพื้นสีเทาอ่อนและเฟสซึ่งมีลักษณะเป็นแผ่นสีเทาเข้มซึ่งมีรอยขีดข่วนมีลักษณะคล้ายเข็มบนเฟสนี้ นอกจากนี้ยังไม่พบสารประกอบ  $Ti_2Cu$  ซึ่งปรากฏให้เห็นในรูปโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังผ่านการเผาผนึก

จากการเย็นตัวอย่างรวดเร็วหลังการทำ Solution treatment ทำให้ปรากฏเป็นโครงสร้างที่มีลักษณะคล้ายเข็มของเฟส  $\alpha$  (Martensitic  $\alpha$ ) และเฟสพื้นสีเทาอ่อนซึ่งก็คือเฟส  $\beta$  ซึ่งหลงเหลืออยู่ การที่โครงสร้างสุดท้ายไม่ใช่เฟส  $\beta$  ทั้งหมดอาจเป็นเพราะปริมาณของทองแดงซึ่งเป็นธาตุ  $\beta$ -stabilizing มีไม่เพียงพอ [3] หรือทองแดงอาจไม่ใช่ธาตุ  $\beta$ -stabilizing ที่ดีพอที่จะรักษาเฟส  $\beta$  เอาไว้ได้ทั้งหมดหลังการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว





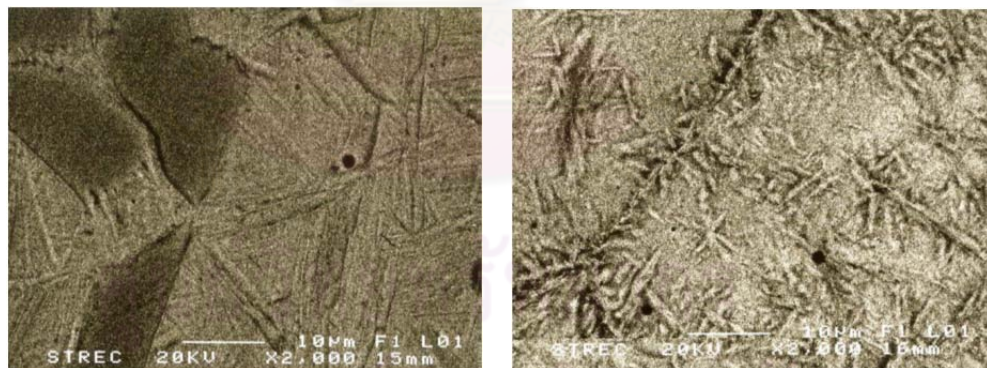
(a)

(b)

รูปที่ 4.5.16 รูปถ่าย โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสง ของโลหะผสม Ti-10Cu ที่ผ่านการ  
ทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. (a) 100X; (b) 200X

จากรูปที่ 4.5.16 พบว่าไม่ปรากฏเฟสพื้นที่เป็นสัเทออ่อนหรือเฟส  $\beta$  ซึ่งหลงเหลืออยู่หรือ  
หรืออาจพบในปริมาณเล็กน้อยปริมาณเล็กน้อย นอกจากนี้โครงสร้างที่มีลักษณะเป็นเข็มที่ปรากฏ  
มีความละเอียดมากกว่าในรูปที่ 4.5.15

ปริมาณทองแดงซึ่งเพิ่มขึ้นน่าจะทำให้เหลือเฟส  $\beta$  ซึ่งเป็นเฟสพื้นสัเทออ่อนเพิ่มขึ้นซึ่งใน  
รูปที่ปรากฏจะขัดกับความเป็น  $\beta$ - stabilizer ของทองแดง



(a)

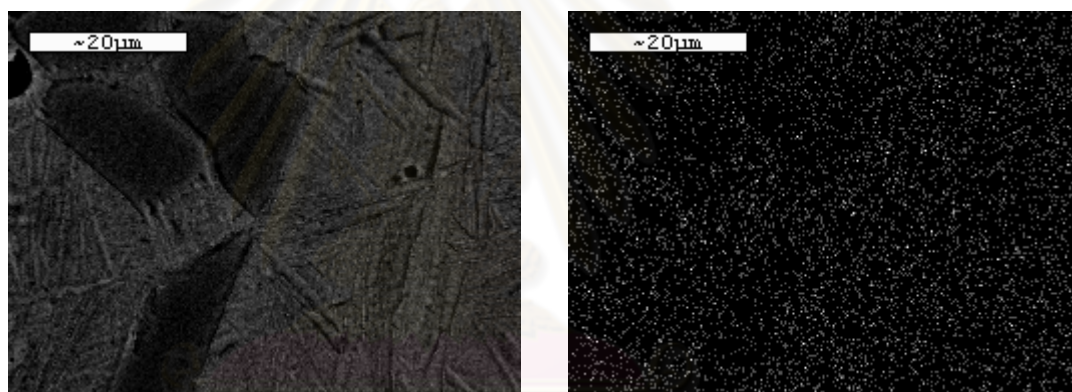
(b)

รูปที่ 4.5.17 รูปถ่ายโหมด Back-scatter จาก SEM (2000X) ของโลหะผสมที่ผ่านแรงอัด 254  
MPa เผาฉีกที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. และทำ Solution treatment ที่ 1000°C เป็นเวลา 0.5  
ชม. (a) Ti-2Cu; (b) Ti-10Cu

จากรูปที่ 4.5.17 แสดงรูปถ่ายจาก SEM ในโหมด Back-scatter ของโลหะผสมไทเทเนียม  
และทองแดงที่ผ่านแรงอัด 254 MPa เผาฉีกที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. และทำ Solution

treatment ที่  $1000^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 0.5 ชม. รูปที่ 4.5.17 (a) บริเวณที่เป็นเฟสสีดำคือเฟส  $\beta$  ซึ่งมีทองแดงละลายอยู่ 0.69% โดยน้ำหนัก บริเวณที่สว่างคือโครงสร้างแบบเข็มของ  $\alpha$  ซึ่งมีทองแดงละลายอยู่ 2.62% โดยน้ำหนักจากการวิเคราะห์โดยใช้อุปกรณ์ EDS ส่วนรูปที่ 4.5.17(b) แสดงโครงสร้างแบบเข็มของ  $\alpha$  ซึ่งปรากฏอยู่ที่ชิ้นงานโดยมีทองแดงละลายอยู่ 9.55% โดยน้ำหนักซึ่งใกล้เคียงกับปริมาณทองแดงที่ผสมลงไปและโครงสร้างแบบเข็มในรูป 4.5.17 (b) มีความละเอียดมากกว่ารูป (a)

จากรูปที่ 4.5.17 (a) และ (b) พบว่าไม่ปรากฏเฟส  $\text{Ti}_2\text{Cu}$  ซึ่งมีความสว่างมากดังรูปที่ 4.5.13 ซึ่งแสดงให้เห็นว่าไม่มีสารประกอบหลงเหลืออยู่หลังการทำ Solution treatment จากรูปที่ 4.5.17 (a) โครงสร้างแบบเข็มของ  $\alpha$  มีความสว่างกว่าเฟส  $\beta$  เนื่องจากมีปริมาณทองแดงละลายอยู่มากกว่าเช่นเดียวกับโครงสร้างแบบเข็มของรูปที่ 4.5.17 (b) มีความสว่างมากกว่า 4.5.17 (a)



(a)

(b)

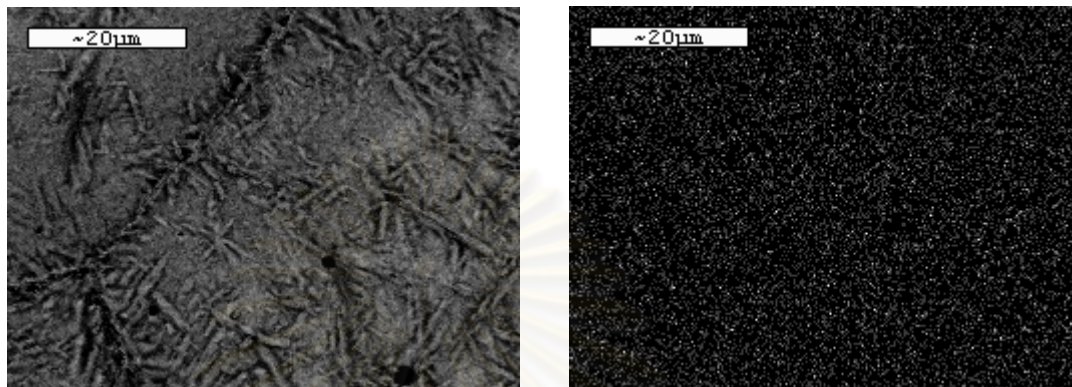
รูปที่ 4.5.18 รูปถ่ายจาก SEM ของ Ti-2Cu ที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิ  $1100^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 4 ชม. และทำ Solution treatment ที่  $1000^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 0.5 ชม. (a) BSE; (b) Mapping ที่ตำแหน่งเดียวกัน

จากรูปที่ 4.5.18 (a) แสดงรูปถ่ายจาก SEM ในโหมด Back-scatter ของโลหะผสม Ti-2Cu ที่ผ่านการทำ Solution treatment ที่  $1000^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 0.5 ชม. บริเวณเฟสสีดำคือเฟส  $\beta$  และบริเวณที่สว่างกว่าคือโครงสร้างแบบเข็มของ  $\alpha$  เช่นเดียวกับรูป 4.5.17 (a) และจากรูป 4.5.18 (b) แสดงรูป Mapping ที่ตำแหน่งเดียวกันโดยจุดสีขาวคืออะตอมของทองแดงซึ่งจะเห็นได้ว่าการกระจายตัวบนเนื้อพื้นอย่างสม่ำเสมอ

จากรูปที่ 4.5.18 เมื่อศึกษาจากแผนภูมิสมมูลเฟสระหว่างไทเทเนียมและทองแดงพบว่ามีความเป็นไปได้ที่ทองแดงจะละลายใน  $\beta$  ได้น้อยกว่าใน  $\alpha$  (ทองแดงละลายในเฟส  $\alpha$  และ  $\beta$



ของไทเทเนียมได้มากที่สุดที่ 2.1 และ 17% โดยน้ำหนักตามลำดับ) และจากผลวิเคราะห์จาก EDS ระบุว่าทองแดงที่ละลายใน  $\beta$  และโครงสร้างแบบเข็มของ  $\alpha$  มีค่าไม่ต่างกันมากนัก รูป Mapping ที่ปรากฏจึงมีอะตอมทองแดงกระจายอยู่อย่างสม่ำเสมอ



(a)

(b)

รูปที่ 4.5.19 รูปถ่ายจาก SEM ของ Ti-10Cu ที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1100 °C เป็นเวลา 4 ชม. และทำ Solution treatment ที่ 1000 °C เป็นเวลา 0.5 ชม. (a) BSE; (b) Mapping ที่ตำแหน่งเดียวกัน

จากรูปที่ 4.5.19 (a) แสดงรูปถ่ายจาก SEM ในโหมด Back-scatter ของโลหะผสม Ti-10Cu ที่ผ่านการทำ Solution treatment ที่ 1000 °C เป็นเวลา 0.5 ชม. ซึ่งพบโครงสร้างแบบเข็มของ  $\alpha$  ทั่วทั้งเนื้อพื้นและอาจพบเฟสสีดำหรือเฟส  $\beta$  เล็กน้อยบริเวณขอบเกรน ส่วนรูปที่ 4.5.19 (b) แสดงให้เห็นจุดสีขาวหรืออะตอมของทองแดงซึ่งกระจายอยู่ทั่วโครงสร้างแบบเข็ม และมีปริมาณมากกว่าเมื่อเทียบกับรูปที่ 4.5.18 (b)

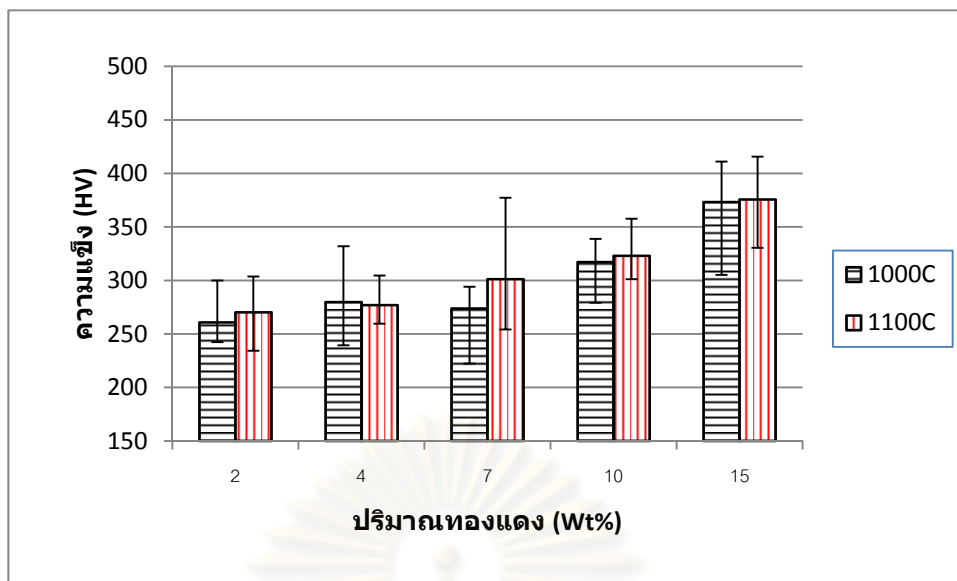
ศูนย์วิจัยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

#### 4.6 ความแข็ง

ตารางที่ 4.6.1 ความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกที่อุณหภูมิ เวลาและแรงอัดแตกต่างกัน

โลหะผสม	อุณหภูมิ (°C)	เวลา (hr)	แรงอัด (MPa)	ความแข็งเฉลี่ย (HV 0.1)
<b>Ti-2Cu</b>	<b>1000</b>	<b>1</b>	<b>127</b>	<b>230.6</b>
			<b>254</b>	<b>260.82</b>
		<b>0.5</b>	<b>254</b>	<b>254.94</b>
	<b>1100</b>	<b>1</b>	<b>254</b>	<b>270.12</b>
<b>Ti-4Cu</b>	<b>1000</b>	<b>1</b>	<b>127</b>	<b>257.48</b>
			<b>254</b>	<b>279.72</b>
		<b>0.5</b>	<b>254</b>	<b>272.7</b>
	<b>1100</b>	<b>1</b>	<b>254</b>	<b>276.9</b>
<b>Ti-7Cu</b>	<b>1000</b>	<b>1</b>	<b>127</b>	<b>273.7</b>
			<b>254</b>	<b>273.8</b>
		<b>0.5</b>	<b>254</b>	<b>274.04</b>
	<b>1100</b>	<b>1</b>	<b>254</b>	<b>301.16</b>
<b>Ti-10Cu</b>	<b>1000</b>	<b>1</b>	<b>127</b>	<b>330.84</b>
			<b>254</b>	<b>317.2</b>
		<b>0.5</b>	<b>254</b>	<b>289.94</b>
	<b>1100</b>	<b>1</b>	<b>254</b>	<b>323.04</b>
<b>Ti-15Cu</b>	<b>1000</b>	<b>1</b>	<b>127</b>	<b>358.68</b>
			<b>254</b>	<b>373.2</b>
		<b>0.5</b>	<b>254</b>	<b>310.44</b>
	<b>1100</b>	<b>1</b>	<b>254</b>	<b>375.66</b>

ความแข็งของชิ้นงานซึ่งผ่านการเผาผนึกด้วยเงื่อนไขต่างๆแสดงไว้ในตารางที่ 4.6.1 ชิ้นงาน Ti-15Cu ที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งสูงสุดที่ 375 HV ค่าความแข็งจะมีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณทองแดงที่เพิ่มขึ้น อุณหภูมิในการเผาผนึกที่เพิ่มขึ้นทำให้ความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้นเล็กน้อย (รูปที่ 4.6.1) เวลาในการเผาผนึกที่เพิ่มขึ้นทำให้ความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้นอย่างชัดเจนเมื่อปริมาณทองแดงในโลหะผสมมากกว่า 10% โดยมวลขึ้นไป (รูปที่ 4.6.2) และค่าความแข็งมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามแรงอัดที่เพิ่มขึ้น (รูปที่ 4.6.3)

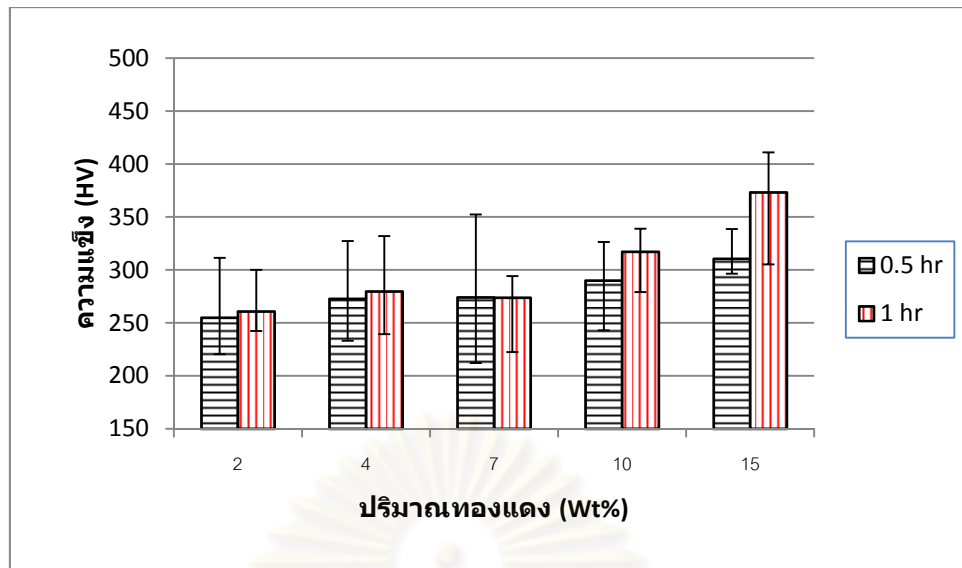


รูปที่ 4.6.1 ความแข็งของโลหะผสมผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผนึกเป็นเวลา 1 ชม.

ปริมาณทองแดงที่เพิ่มขึ้นนั้นจะทำให้เกิดสารประกอบ  $Ti_2Cu$  ในโครงสร้างยูเทคตอยด์เพิ่มขึ้นซึ่งเป็นผลให้ความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้นเนื่องจากเป็นเฟสที่มีแรงยึดเหนี่ยวกับเฟสพื้นอีกทั้งผลของกลไกการเพิ่มความแข็งแบบ Solid solution strengthening ซึ่งเพิ่มขึ้นตามปริมาณทองแดงอีกด้วย

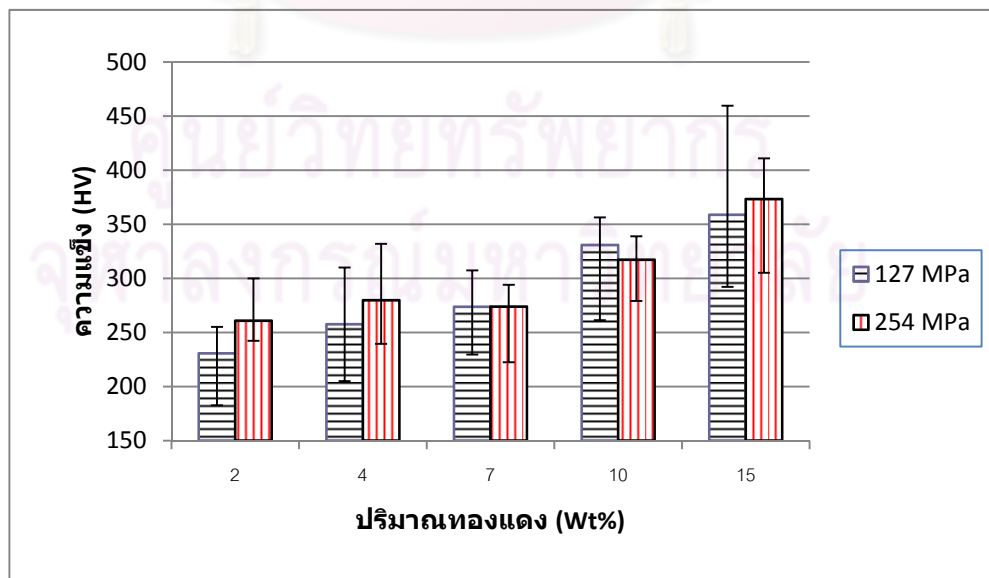
ผลของอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้นจาก  $1000^{\circ}C$  เป็น  $1100^{\circ}C$  ซึ่งสูงกว่าจุดหลอมเหลวของทองแดง ทำให้ไม่พบทองแดงที่ยังทำปฏิกิริยาไม่หมดในโครงสร้างจุลภาค เป็นผลให้ทองแดงสามารถแพร่และเกิดเป็นสารประกอบ  $Ti_2Cu$  ได้ทั้งหมด ทำให้ปริมาณโครงสร้างยูเทคตอยด์เพิ่มขึ้น ความแข็งจึงเพิ่มขึ้น แต่ปริมาณทองแดงที่ยังหลอมเหลวไม่หมดที่พบในโครงสร้างจุลภาคมีปริมาณไม่มากนัก ผลของการเพิ่มอุณหภูมิจึงทำให้ค่าความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้นเล็กน้อย

ศูนย์วิจัยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



รูปที่ 4.6.2 ความแข็งของโลหะผสมผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผืนที่อุณหภูมิ 1000 °C

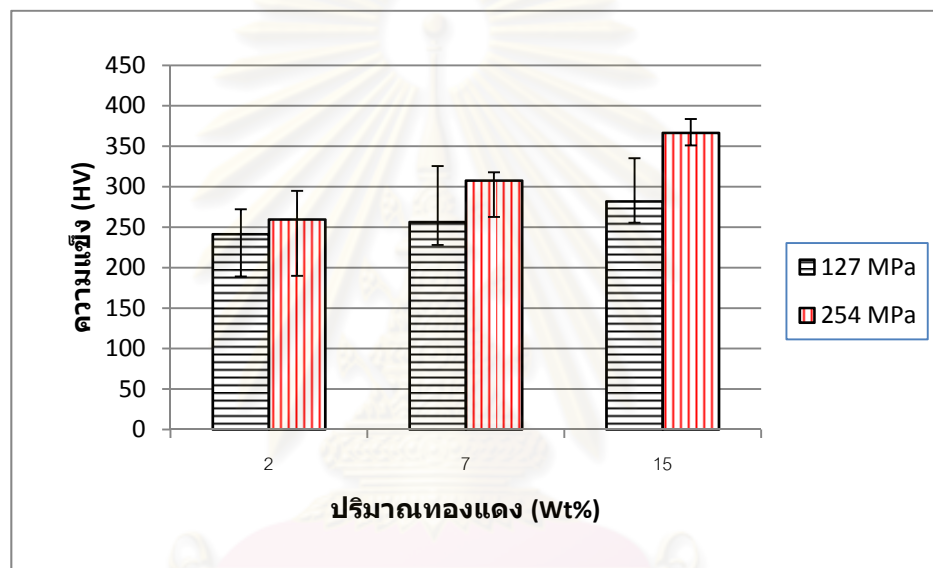
ผลของเวลาในการเผาผืนต่อความแข็งที่ได้รับแสดงไว้ในรูปที่ 4.6.2 เวลาในการเผาผืนที่เพิ่มขึ้นจะส่งผลให้ค่าความแข็งเพิ่มขึ้นเฉพาะชิ้นงานที่มีปริมาณทองแดง 10% โดยมวลขึ้นไป เนื่องจากปริมาณทองแดงที่มากจึงจำเป็นต้องใช้เวลาในการเผาที่มากกว่าชิ้นงานที่มีปริมาณทองแดงต่ำ เพื่อให้เกิดสารประกอบ  $Ti_2Cu$  ได้เพิ่มขึ้น ดังนั้นเมื่อเพิ่มเวลาในการเผาผืนในชิ้นงานที่มีทองแดงต่ำกว่า 10% โดยมวลค่าความแข็งจะไม่เปลี่ยนแปลงมากนัก แต่จะเปลี่ยนแปลงมากในชิ้นงานที่มีปริมาณทองแดง 10% โดยมวลขึ้นไป



รูปที่ 4.6.3 ความแข็งของโลหะผสมเผาผืนที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 1 ชม.

จากรูปที่ 4.6.3 การเพิ่มขึ้นของแรงอัดทำให้อนุภาคผงโลหะทั้งสองชนิดอยู่ใกล้ชิดติดกันมากยิ่งขึ้น ซึ่งสามารถเห็นได้จากโครงสร้างจุลภาคที่ขึ้นงานซึ่งผ่านแรงอัด 254 MPa มีปริมาณรูพรุนน้อยกว่าที่แรงอัด 127 MPa เป็นผลให้การแพร่ในระหว่างการเผาผนึกเป็นไปได้ดีกว่า เกิดโครงสร้างยูเทคตอยด์ที่ดีกว่าค่าความแข็งจึงเพิ่มขึ้น

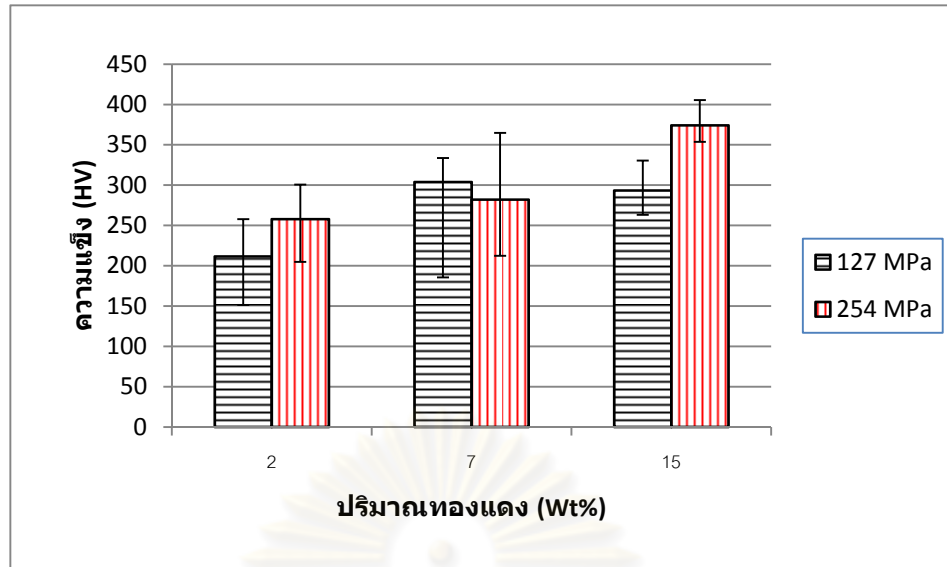
ผู้วิจัยมีความสนใจที่จะศึกษาผลของเวลาในการเผาผนึกต่อความแข็งของชิ้นงานเพิ่มเติม โดยทำการเผาผนึกที่เวลา 4 ชม. ด้วยอุณหภูมิ 1000°C และ 1100°C ความแข็งที่วัดได้แสดงไว้ในรูปที่ 4.6.4 และ 4.6.5



รูปที่ 4.6.4 ความแข็งของชิ้นงานหลังเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชม.

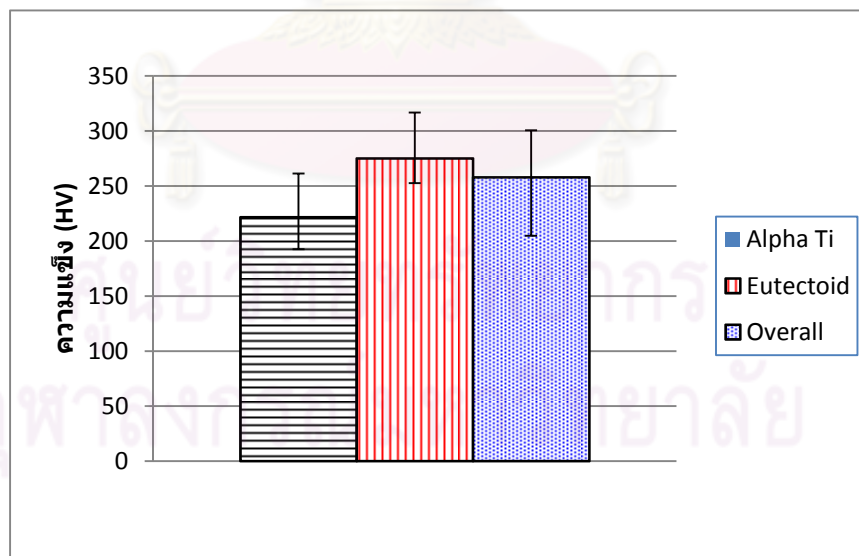
ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย





รูปที่ 4.6.5 ความแข็งของชิ้นงานหลังเผาผืนิกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม.

จากรูปที่ 4.6.4 และ 4.6.5 พบว่าชิ้นงาน Ti-15Cu ผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผืนิกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. ให้ค่าความแข็งสูงสุดที่ 374.06 HV การเผาผืนิกที่ทั้งสองอุณหภูมิค่าความแข็งจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามปริมาณทองแดงและแรงอัดที่เพิ่มขึ้นและเมื่อเปรียบเทียบกันระหว่างการเผาผืนิกที่อุณหภูมิทั้งสองพบว่าค่าความแข็งมีค่าใกล้เคียงกัน

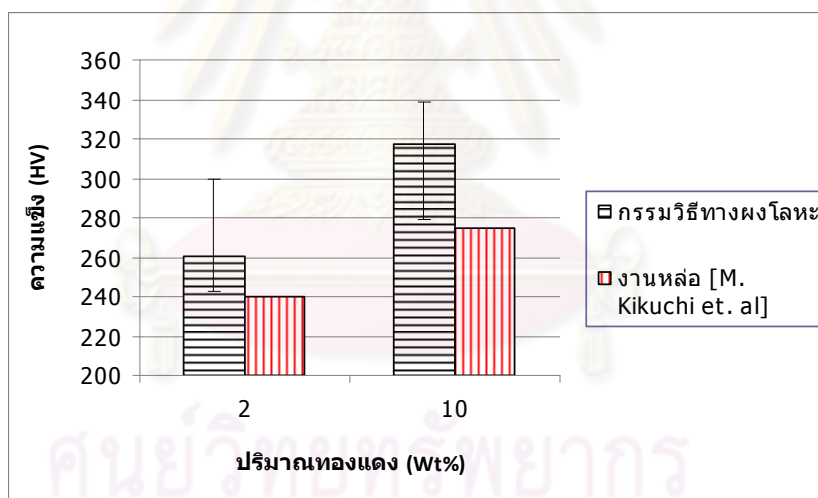


รูปที่ 4.6.6 ความแข็งที่บริเวณต่างๆของโลหะผสม Ti-2Cu ผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผืนิกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม.

รูปที่ 4.6.6 แสดงความแข็งที่ตำแหน่งต่างๆของโลหะผสม Ti-2Cu ผ่านแรงอัด 254 MPa เฝامنึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. โดยความแข็งบริเวณเฟสพื้น  $\alpha$ -Ti และโครงสร้างยูเทคตอยด์ซึ่งใช้แรงกด 25 กรัมวัดได้ 221.52 และ 275 HV ตามลำดับ และความแข็งโดยรวมซึ่งใช้แรงกด 100 กรัมวัดได้ 257.8 HV

ความแข็งบริเวณโครงสร้างยูเทคตอยด์มีค่าสูงกว่าเฟสพื้น  $\alpha$ -Ti เนื่องจากโครงสร้างยูเทคตอยด์ประกอบด้วยสารประกอบ  $Ti_2Cu$  ซึ่งมีแรงยึดเหนี่ยวกับเฟสพื้น  $\alpha$ -Ti สำหรับความแข็งโดยรวมจะมีค่าระหว่างความแข็งของทั้งสองบริเวณ

Kikuchi และคณะวิจัยจากประเทศญี่ปุ่น [5] ได้ผลิตโลหะผสมไทเทเนียมและทองแดง โดยกรรมวิธีการหล่อโดยโลหะผสมซึ่งถูกนำไปวัดความแข็งแบบวิกเกอร์มีส่วนผสมที่เหมือนกับโลหะผสมที่ผลิตในงานวิจัยนี้ได้แก่ Ti-2Cu และ Ti-10Cu โดยความแข็งของ Ti-2Cu และ Ti-10Cu ที่ผลิตโดยการหล่อวัดได้ 240 และ 275 HV ตามลำดับ สำหรับความแข็งของชิ้นงานโลหะผสม Ti-2Cu และ Ti-10Cu ที่ผลิตโดยกรรมวิธีทางผงโลหะเท่ากับ 260.8 และ 317.2 HV ตามลำดับ โดยความแข็งของชิ้นที่ผลิตโดยวิธีทั้งสองแสดงในไว้รูปที่ 4.6.7

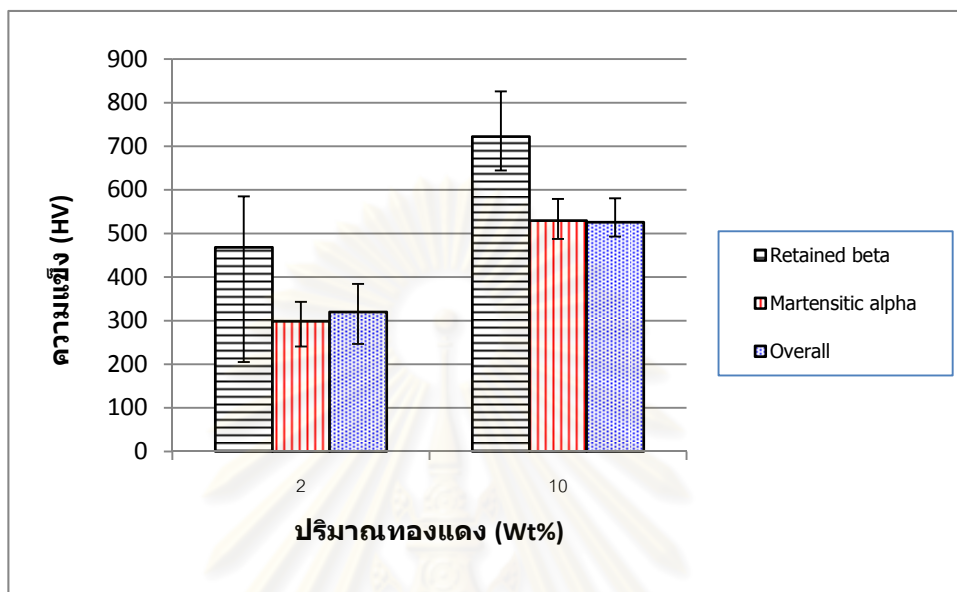


รูปที่ 4.6.7 ความแข็งของโลหะผสมซึ่งผลิตด้วยกรรมวิธีทางผงโลหะและงานหล่อ [M. Kikuchi et. al]

ความแข็งของโลหะผสมซึ่งผลิตโดยกรรมวิธีทางผงโลหะมีค่ามากกว่าโลหะผสมที่ผลิตโดยการหล่อทั้งสองส่วนผสมเนื่องจากโครงสร้างของโลหะผสมซึ่งผลิตโดยกรรมวิธีทางผงโลหะมีความละเอียดมากกว่า

โลหะผสม Ti-2Cu และ Ti-10Cu ซึ่งผ่านแรงอัด 254 MPa และเฝامنึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. ถูกเลือกมาเพื่อนำมาทำ Solution treatment ต่อไป โดยความแข็งของ

ชิ้นงานหลังจากการทำ Solution treatment ที่วัดได้จะแบ่งเป็น 3 ส่วนได้แก่ เฟสพื้นสีเทาอ่อน เฟสสีเทาเข้มซึ่งมีเข็มอยู่บนเฟสนี้โดยใช้แรงกด 25 กรัม (HV0.025) และความแข็งโดยรวมที่ใช้แรงกด 100 กรัม (HV0.1)



รูปที่ 4.6.8 ความแข็งของชิ้นงานในแต่ละเฟสหลังจากการทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ  $1000^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 0.5 ชม.

ความแข็งของเฟสต่างๆของชิ้นงานที่ผ่านการทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ  $1000^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 0.5 ชม. แสดงในรูปที่ 4.6.8 พบว่าความแข็งของเฟสพื้นสีเทาอ่อนซึ่งเป็นเฟส  $\beta$  ที่หลงเหลืออยู่มีความแข็งมากกว่าโครงสร้างแบบเข็มของ  $\alpha$  มากและความแข็งโดยรวมมีค่าใกล้เคียงกับความแข็งของโครงสร้างแบบเข็มซึ่งมีอยู่ปริมาณมากกว่ามาก เมื่อเปรียบเทียบความแข็งที่ได้หลังการเผาผนึกที่  $1100^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 4 ชม. กับความแข็งที่ได้หลังการทำ Solution treatment พบว่าเพิ่มขึ้นมาก

การที่เฟสพื้นสีเทาอ่อนของ  $\beta$  มีความแข็งมากกว่าโครงสร้างแบบเข็มของ  $\alpha$  เนื่องจากเมื่อศึกษาจากแผนภูมิสมดุลเฟสพบว่าทองแดงสามารถละลายในโครงสร้างแบบ hcp ของ  $\alpha$  ได้น้อยกว่าในโครงสร้าง bcc ของ  $\beta$  มากเพราะว่าการจัดเรียงตัวของอะตอมในโครงสร้าง  $\beta$  มีความหนาแน่นน้อยกว่าใน  $\alpha$  เป็นผลให้อะตอมของทองแดงแทรกตัวเข้าไปได้มากกว่า ทำให้ให้กลไกการเพิ่มความแข็งแบบ Solid solution strengthening มีผลมากกว่า

ความแข็งที่เพิ่มขึ้นหลังจากการทำ Solution treatment เกิดจากโครงสร้างแบบเข็มของ  $\alpha$  ซึ่งเกิดจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็วหลังการทำ Solution treatment และพื้นสีเทาอ่อนของ

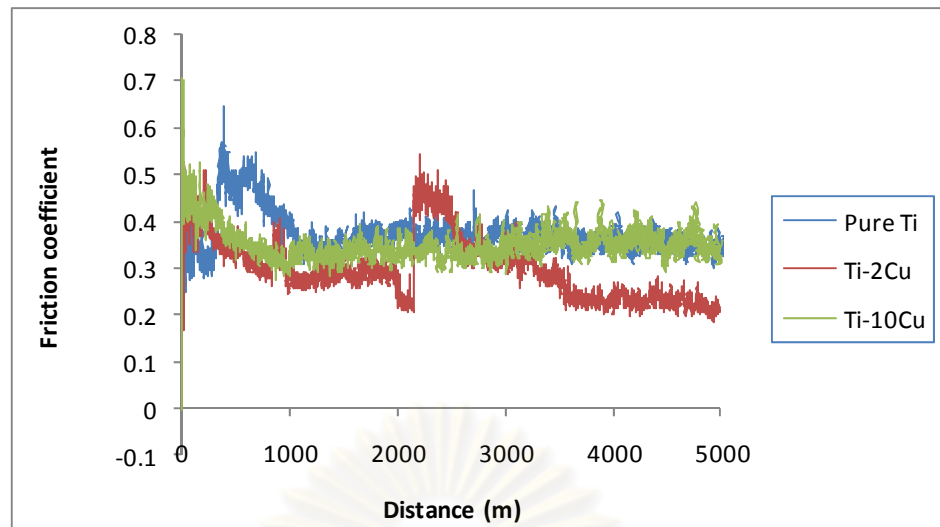
$\beta$  ซึ่งหลงเหลืออยู่ หลังการเผาผนึกจะพบว่ามีสารประกอบ  $Ti_2Cu$  ที่มีลักษณะเป็นแผ่นมีแรงยึดเหนี่ยวกับเฟสพื้นแต่หลังจากการทำ Solution treatment พบว่าไม่พบสารประกอบดังกล่าว แสดงว่าอะตอมของทองแดงได้ละลายเข้าไปในโครงสร้างของ  $\alpha$  และ  $\beta$  ซึ่งกลไกการเพิ่มความแข็งแรงแบบ Solid solution strengthening ทำให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นได้มากกว่าการยึดเหนี่ยวกันระหว่างสารประกอบและเฟสพื้น

#### 4.7 ความต้านทานการสึกหรอ

โลหะผสมไทเทเนียมและทองแดง Ti-2Cu และ Ti-10Cu ซึ่งผ่านแรงอัด 254 MPa เเผาผนึกที่ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. และที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. จากนั้นขึ้นงานเผาผนึกที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. จะถูกนำมาทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. การทดสอบความต้านทานการสึกหรอจะทำหลังจากการเผาผนึกทั้งสองเงื่อนไข และการทำ Solution treatment โดยใช้จาน 304 Stainless steel เป็นวัสดุในการขัดสีและมีเงื่อนไขในการทดสอบดังนี้

- ความเร็วรอบ 200 rpm
- แรงกด 16 N
- รัศมีในการขัดสี 30 mm
- ระยะขัดสี 5000 m

ค่าที่ได้หลังการทดสอบได้แก่น้ำหนักที่สูญหายหลังการทดสอบ (Mass loss) และค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน (Friction coefficient) ในระหว่างการทดสอบ



รูปที่ 4.7.1 ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของชิ้นงานที่ผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผนิก ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม.

ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานในระหว่างทดสอบความต้านทานการสึกหรอของชิ้นงานซึ่งผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผนิก ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. แสดงในรูปที่ 4.7.1 พบว่าค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของ Ti-2Cu ในช่วงที่คงที่มีค่าอยู่ในช่วง 0.2-0.3 และ Pure Ti กับ Ti-10Cu มีค่าอยู่ในช่วง 0.3-0.4 ซึ่งสูงกว่า Ti-2Cu เล็กน้อย

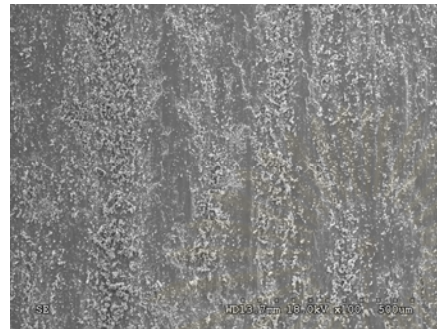
การเติมธาตุผสมในโลหะบริสุทธิ์จะทำให้ค่าความแข็งแรงของวัสดุมีค่าเพิ่มขึ้นแต่มีผลต่อค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานไม่มากนัก

ในช่วงแรกของการทดสอบค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานจะมีค่าสูงเนื่องจากเป็นช่วงที่เริ่มเกิดแนวการขีดสี (Wear track) ในทั้งวัสดุที่ใช้ทดสอบและแผ่น 304 Stainless steel นอกจากนี้ยังเกิดจากการที่ฟิล์มออกไซด์ที่มีความหนาในระดับนาโนเมตรถูกทำลายเมื่อเริ่มการทดสอบทำให้อัตราการเกิดการขีดสีกันโดยตรงและทำให้กลไกการขีดสีในช่วงแรกเป็นแบบ Adhesive wear

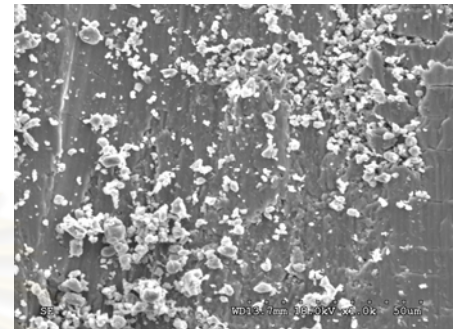
เมื่อทำการทดสอบไปเรื่อยๆ อุณหภูมิบริเวณผิวสัมผัสของชิ้นงานทดสอบและแผ่นดิสก์ stainless steel จะค่อยๆ เพิ่มขึ้นเรื่อยๆ ทำให้เริ่มเกิดฟิล์มออกไซด์อย่างรวดเร็วและชั้นฟิล์มออกไซด์ซึ่งมีลักษณะเป็นแผ่นนี้จะค่อยหลุดออกจากพื้นผิวในระหว่างการทดสอบและบางส่วนจะกลับมาพอกบริเวณพื้นผิวของชิ้นงานทำให้เกิดเป็น "Oxide island" ขึ้นมา โดยฟิล์มออกไซด์ที่พอกที่ผิวดังกล่าวจะทำให้ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานมีค่าลดลงซึ่งเมื่อทดสอบไปได้ระยะทางหนึ่ง (1000m จากรูปที่ 4.7.1) ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานจะมีค่าคงที่ ซึ่งเป็นอีกคุณลักษณะหนึ่งของการสึกหรอแบบ Oxidative-Abrasive wear



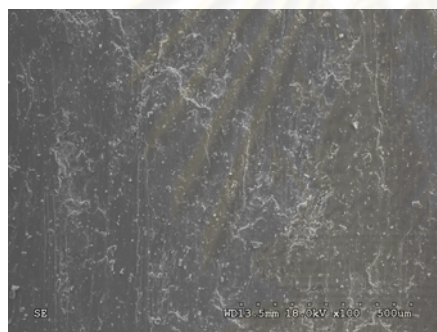
ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของกลไกการสึกหรอแบบ Oxidative-Abrasive wear จะอยู่ในช่วง 0.1-0.5 ในสภาวะที่ไม่มีสารหล่อลื่นซึ่งค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานในช่วงที่คงที่ได้หลังการทดสอบจากรูปที่ 4.7.1 พบว่ามีค่าอยู่ในช่วง 0.2-0.4 ซึ่งตรงกับช่วงที่เกิดการสึกหรอแบบ Oxidative-Abrasive wear



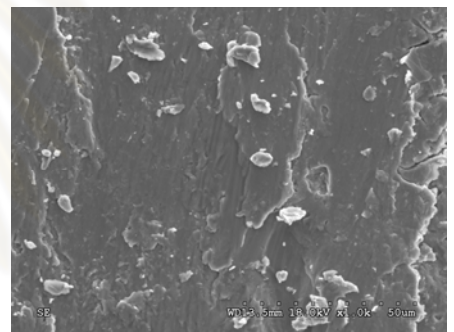
(a)



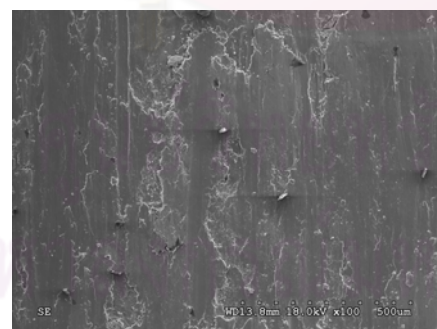
(b)



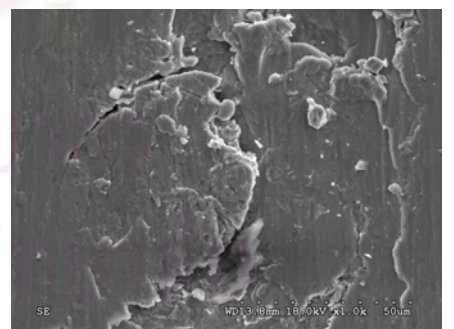
(c)



(d)



(e)

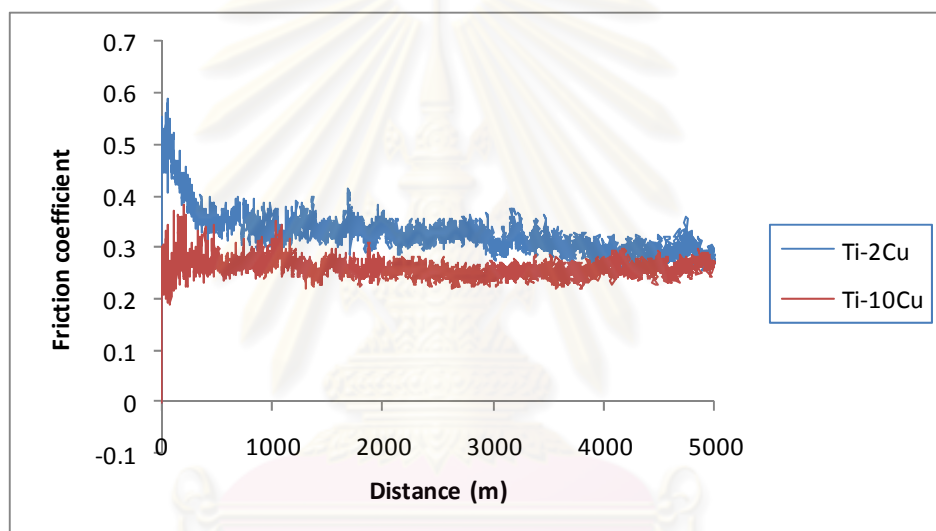


(f)

รูปที่ 4.7.2 รูปถ่าย SEM ของชิ้นงาน Pure Ti , Ti-2Cu และ Ti-10Cu ที่ผ่านการเผาขึ้นที่ 1000° C เป็นเวลา 1 ชม และผ่านการทดสอบความต้านทานการสึกหรอ Pure Ti (a) 100X; (b) 1000X; Ti-2Cu (c) 100X; (d) 1000X; Ti-10Cu (e) 100X; (f) 1000X.

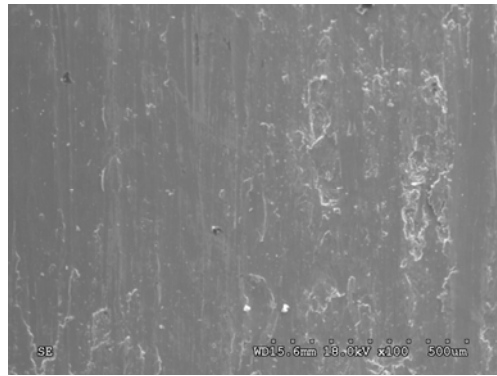
รูปถ่ายพื้นผิวของชิ้นงานหลังผ่านการทดสอบความต้านทานการสึกหรอ Pure-Ti, Ti-2Cu และ Ti-10Cu ผ่านการเผาผืนที่  $1000^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 1 ชม. แสดงในรูปที่ 4.7.2 จากรูปที่ 4.7.2 (a) และ (b) พบว่ามีเศษวัสดุ (Debris) มีลักษณะเป็นแผ่นสีขาวหลุดออกมาในระหว่างการทดสอบและเกาะติดกับพื้นผิวเป็นจำนวนมากซึ่งก็คือออกไซด์ของโลหะและแสดงให้เห็นความเสียหายหลังการทดสอบซึ่งมากกว่าเมื่อเทียบกับ Ti-2Cu ในรูปที่ 4.27 (c) และ (d) และ Ti-10Cu ในรูปที่ 4.27 (e) และ (f)

ความเสียหายหลังการทดสอบจากรูป 4.7.2 พบว่า Pure Ti มีความเสียหายมากที่สุด รองลงมาเป็น Ti-10Cu และ Ti-2Cu ตามลำดับซึ่งสอดคล้องกับค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน วัสดุที่มีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานมากจะเกิดความเสียหายหลังทดสอบมาก

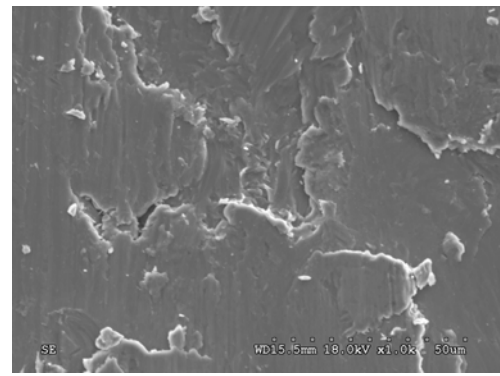


รูปที่ 4.7.3 ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของชิ้นงานที่ผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผืนที่อุณหภูมิ  $1100^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 4 ชม.

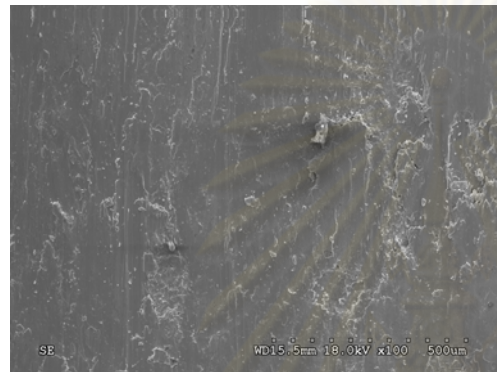
รูปที่ 4.7.3 แสดงค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานในระหว่างทดสอบความต้านทานการสึกหรอของชิ้นงานซึ่งผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผืนที่อุณหภูมิ  $1100^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 4 ชม. พบว่าค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของ Ti-2Cu มีค่าอยู่ในช่วง 0.3-0.4 และ Ti-10Cu มีค่าอยู่ในช่วง 0.2-0.3



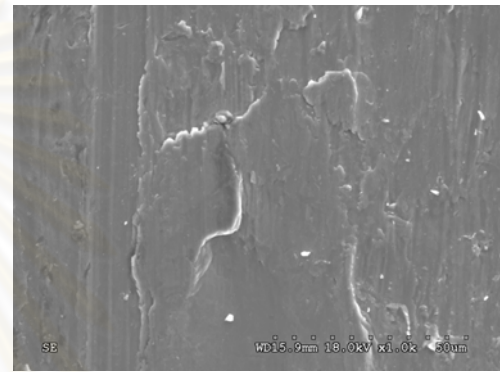
(a)



(b)



(c)

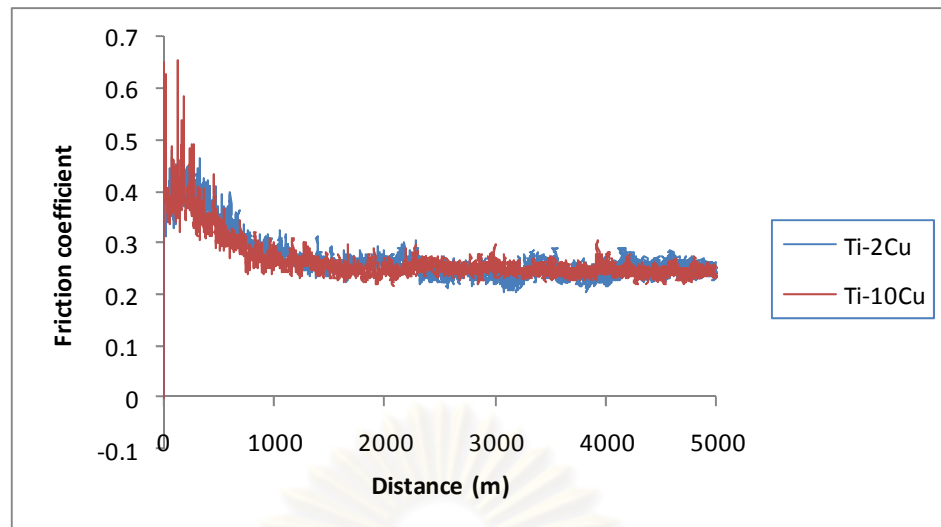


(d)

รูปที่ 4.7.4 รูปถ่าย SEM ของชิ้นงาน Ti-2Cu และ Ti-10Cu ที่ผ่านการเผาผนึกที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. และผ่านการทดสอบความต้านทานการสึกหรอ Ti-2Cu (a) 100X; (b) 1000X; Ti-10Cu (c) 100X; (d) 1000X.

รูปถ่ายพื้นผิวของชิ้นงานหลังผ่านการทดสอบความต้านทานการสึกหรอ Ti-2Cu และ Ti-10Cu ผ่านการเผาผนึกที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. แสดงในรูปที่ 4.7.4 พบว่าเศษวัสดุที่เกาะติดบนพื้นผิวของชิ้นงานมีปริมาณลดลงเมื่อเทียบกับรูปที่ 4.7.2 และความเรียบผิวมากกว่า เมื่อเปรียบเทียบระหว่าง Ti-2Cu และ Ti-10Cu พบว่า Ti-10Cu ซึ่งมีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานน้อยกว่า Ti-2Cu มีความเรียบผิวมากกว่า [รูปที่ 4.7.4 (b) และ (d)] ซึ่งมีแนวโน้มซึ่งคล้ายคลึงกันกับชิ้นงานที่เผาผนึกที่ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม.

เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานเผาผนึกที่ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. พบว่า Ti-2Cu เผาผนึกที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. มีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานมากกว่าความเสียหายของพื้นผิวจึงมีมากกว่าเมื่อเทียบกับรูป 4.7.2 (d) ส่วน Ti-10Cu ซึ่งมีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานน้อยกว่าจะมีความเรียบผิวที่มากกว่าเมื่อเทียบกับรูป 4.7.3 (f)

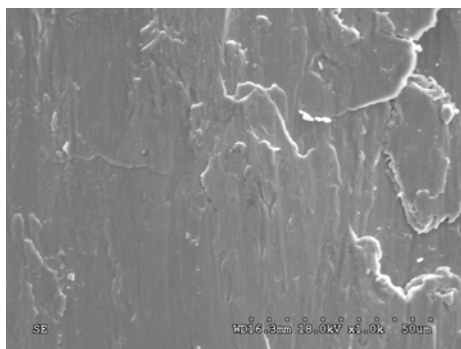


รูปที่ 4.7.5 ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของชิ้นงานที่ผ่านการทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ  $1000^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 0.5 ชม.

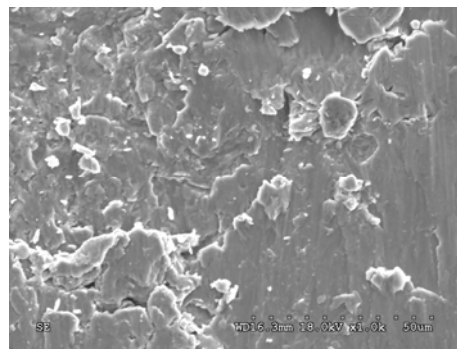
โลหะผสม Ti-6Al-4V เป็นเกรดที่นิยมใช้มากที่สุด ซึ่งเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะผสมไทเทเนียมและทองแดงซึ่งผลิตโดยกรรมวิธีการหล่อพบว่ามีความต้านทานการสึกหรอที่ดีกว่าโดยวัดจากมวลที่สูญหายไปหลังทดสอบความต้านทานการสึกหรอ การทำ Solution treatment จะทำให้ความแข็งของวัสดุมีค่าเพิ่มขึ้น ซึ่งผู้วิจัยคาดว่าจะสามารถช่วยปรับปรุงคุณสมบัติด้านการต้านทานการสึกหรอของโลหะผสมไทเทเนียมและทองแดงให้ดีกว่าโลหะผสม Ti-6Al-4V ได้

รูปที่ 4.7.5 แสดงค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานในระหว่างทดสอบความต้านทานการสึกหรอของชิ้นงานซึ่งผ่านการทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ  $1000^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 0.5 ชม. โลหะผสม Ti-2Cu และ Ti-10Cu มีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานใกล้เคียงกันซึ่งอยู่ในช่วง 0.2-0.3 ถึงแม้โครงสร้างจุลภาคและความแข็งจะมีความแตกต่างกัน

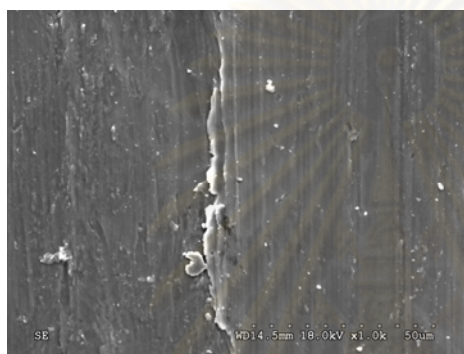




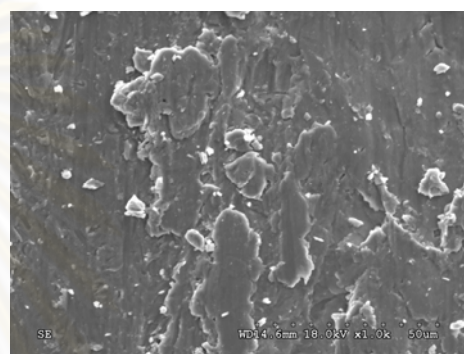
(a)



(b)



(c)



(d)

รูปที่ 4.7.6 รูปถ่าย SEM ของชิ้นงาน Ti-2Cu และ Ti-10Cu(1000X) ที่ผ่านการเผาขึ้นที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. และทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. และผ่านการทดสอบความต้านทานการสึกหรอ Ti-2Cu

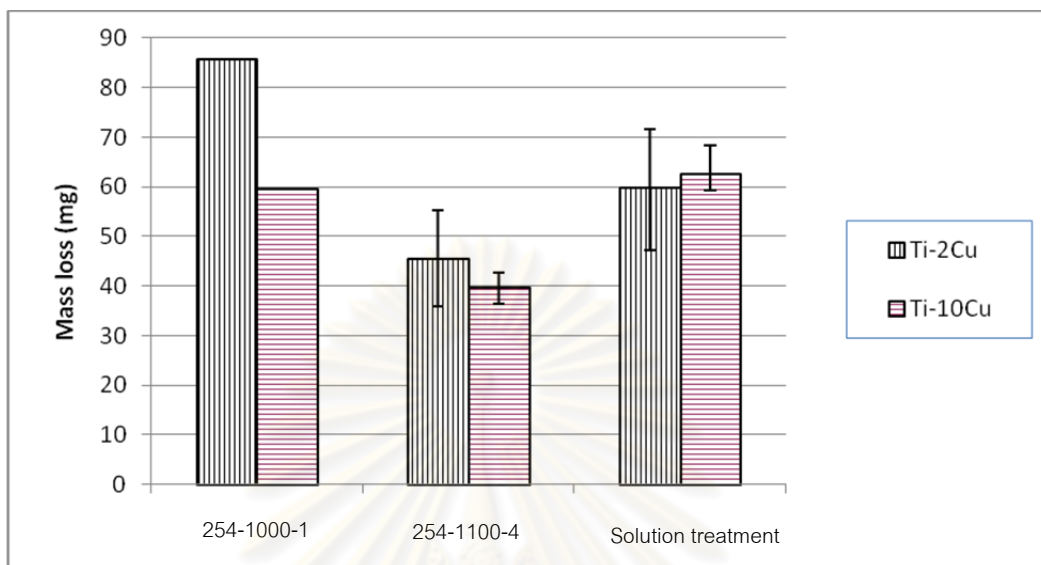
(a) Smooth (b) Rough; Ti-10Cu (c) Smooth (d) Rough.

รูปถ่ายพื้นผิวของชิ้นงานหลังผ่านการทดสอบความต้านทานการสึกหรอ Ti-2Cu และ Ti-10Cu เผาขึ้นที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. และ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. แสดงในรูปที่ 4.7.6 พบว่าจะมีทั้งบริเวณเรียบและบริเวณที่หยาบกว่า ในทั้งสองส่วนผสมซึ่งในบริเวณที่หยาบพบได้ตรงบริเวณกึ่งกลางของชิ้นงานและพบในชิ้นงานที่ผ่านการเผาขึ้นอย่างเดียวเช่นเดียวกัน

เมื่อเปรียบเทียบบริเวณที่เรียบและหยาบของทั้งสองส่วนผสมพบว่า Ti-10Cu มีความเรียบมากกว่าเล็กน้อย เนื่องจากค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานในช่วงที่คงที่ของทั้งสองส่วนผสมมีค่าใกล้เคียงกัน และเมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ผ่านการเผาขึ้นที่ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. เพียงอย่างเดียวในบริเวณที่เรียบพบว่า Ti-2Cu ที่ผ่านการทำ Solution treatment มีความ



เรียบผิวมากกว่าและมีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานที่ต่ำกว่าแต่สำหรับ Ti-10Cu จะมีความเรียบผิวใกล้เคียงกันเนื่องจากมีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานที่ใกล้เคียงกัน



รูปที่ 4.7.7 ค่า Mass loss หลังทดสอบความต้านทานการสึกหรอของโลหะผสม Ti-2Cu และ Ti-10Cu ที่ผ่านกระบวนการต่างๆ

ค่ามวลที่สูญเสียไปหลังผ่านการทดสอบความต้านทานการสึกหรอของโลหะผสมที่ผ่านแรงอัด 254 MPa และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. และ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. และโลหะผสมที่ผ่านการทำ Solution treatment ที่ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. แสดงในรูปที่ 4.7.7

โลหะผสมที่สูญเสียมวลหลังทดสอบมากที่สุดคือ Ti-2Cu เผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. โดยมวลที่สูญเสียไปเท่ากับ 85.6 มิลลิกรัม และโลหะผสมซึ่งสูญเสียมวลน้อยที่สุดคือ Ti-10Cu เผาผนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. โดยมวลที่สูญเสียไปเท่ากับ 38 มิลลิกรัม

จากรูปที่ 4.7.7 พบว่าปริมาณทองแดงที่เพิ่มขึ้นทำให้ค่าความแข็งเพิ่มขึ้น เป็นผลให้มวลที่สูญเสียบนหลังการทดสอบลดลงยกเว้นชิ้นงานที่ผ่านการทำ Solution treatment

มวลที่สูญหายของชิ้นงานที่เผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. มีค่ามากกว่าชิ้นงานที่เผาผนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. แม้ว่าค่าความแข็งของชิ้นงานที่ส่วนผสมเดียวกันจะมีค่าใกล้เคียงกันซึ่งสิ่งที่แตกต่างกันอีกสิ่งหนึ่งระหว่างการเผาผนึกทั้งสองเงื่อนไขนี้คือชิ้นงานที่เผาผนึกที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. จะมีปริมาณรูพรุนน้อยกว่าและมีความสมบูรณ์ของโครงสร้างยูเทคตอยด์มากกว่าเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม.

มวลที่สูญหายของชิ้นงานที่ผ่านการทำ Solution treatment มีค่ามากกว่าชิ้นงานที่เผาผืนที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. ในทั้งสองส่วนผสมถึงแม้จะมีค่าความแข็งที่มากกว่า อาจเกิดจากผลของโครงสร้างจุลภาคซึ่งชิ้นงานที่ผ่านการเผาผืนจะมีเฟส  $\alpha$ -Ti และ  $Ti_2Cu$  ซึ่งการมีอยู่ร่วมกันของทั้งสองเฟสนี้ อาจทำให้ค่า plastic deformation resistance ดีกว่าเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ผ่านการทำ Solution treatment มาโดยมีเฟส  $\alpha$ -Ti และ  $\beta$ -Ti

ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานจะบ่งบอกถึงความเสียหายของพื้นผิวหลังจากการทดสอบความต้านทานการสึกหรอ ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานที่มากจะทำให้พื้นผิวหลังการทดสอบเสียหายมาก ส่วนมวลที่สูญเสียหลังการทดสอบจะขึ้นกับค่าความแข็งเป็นหลัก ความแข็งมากจะทำให้มวลที่สูญเสียไปลดลง แต่อาจมีปัจจัยอื่นมาเกี่ยวข้องด้วยเช่น ปริมาณรูพรุน ความสมบูรณ์ของโครงสร้างยูเทคตอยด์ และเฟสที่ปรากฏในโครงสร้างจุลภาค ปริมาณรูพรุนที่น้อยและการมีอยู่ของโครงสร้างยูเทคตอยด์ซึ่งช่วยป้องกันการเกิด plastic deformation ซึ่งเป็นสาเหตุที่ทำให้ความต้านทานการสึกหรอลดลง[9] ทำให้มวลที่สูญเสียหลังการทดสอบลดลง



ศูนย์วิทยพัทยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

## บทที่ 5

### สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

#### 5.1 สรุปผลการทดลอง

งานวิจัยนี้มุ่งศึกษาผลของปริมาณทองแดง แรงอัดที่ใช้ขึ้นรูปชิ้นงาน อุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการเผาผนึกต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์และคุณสมบัติทางกลอันได้แก่ ความแข็งและการต้านทานการสึกหรอ รวมทั้งศึกษาผลของการทำ Solution treatment ต่อคุณสมบัติทางกลดังกล่าว ซึ่งสามารถสรุปเป็นหัวข้อย่อยๆได้ดังต่อไปนี้

##### 5.1.1 ความหนาแน่นสัมพัทธ์

###### 5.1.1.1 ผลของปริมาณทองแดงต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์

สำหรับการเผาผนึกที่อุณหภูมิ  $1000^{\circ}\text{C}$  การลดลงของความหนาแน่นสัมพัทธ์เมื่อเพิ่มปริมาณทองแดงเกิดจากการหดตัวของผงทองแดงในระหว่างการแพร่ทำให้บริเวณรอบข้างเกิดเป็นรูพรุนขึ้นมา ซึ่งการเพิ่มปริมาณทองแดงจะทำให้รูพรุนเพิ่มขึ้น

สำหรับการเผาผนึกที่อุณหภูมิ  $1100^{\circ}\text{C}$  การลดลงของความหนาแน่นสัมพัทธ์เมื่อเพิ่มปริมาณทองแดงเกิดจากแก๊สไฮโดรเจนที่ถูกปล่อยออกมาจากผงไทเทเนียมละลายเข้าไปในเฟสของเหลวของทองแดงในระหว่างเผาผนึกทำให้ช่วงที่เย็นตัวในบริเวณที่มีแก๊สถูกกักอยู่จะเกิดเป็นรูพรุนขึ้นมา ซึ่งการเพิ่มปริมาณทองแดงจะทำให้รูพรุนเพิ่มขึ้น และเมื่อศึกษาจากรูปโครงสร้างจุลภาคจะพบว่าการเพิ่มปริมาณทองแดงจะทำให้ปริมาณรูพรุนเพิ่มขึ้น

###### 5.1.1.2 ผลของอุณหภูมิการเผาผนึกต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์

การเพิ่มอุณหภูมิการเผาผนึกจาก  $1000^{\circ}\text{C}$  เป็น  $1100^{\circ}\text{C}$  จะทำให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงขึ้นเนื่องจากที่อุณหภูมิ  $1100^{\circ}\text{C}$  ทองแดงเกิดการหลอมเหลวทำให้การแพร่ของทองแดงอยู่ในสถานะของเหลวซึ่งการแพร่จะเป็นไปได้ดีกว่าการแพร่ในสถานะของแข็ง (Solid state diffusion) การแพร่ที่ดีกว่าทำให้เกิดเฟสของเหลวได้มากกว่าในระหว่างการเผาผนึก ซึ่งเฟสของเหลวจะเข้าไปแทนที่รูพรุนทำให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงขึ้น

### 5.1.1.3 ผลของแรงอัดต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์

แรงอัดจะส่งผลต่อค่าความหนาแน่นหลังขึ้นรูปเย็น (Green density) การเพิ่มแรงอัดจาก 127 เป็น 254 MPa จะทำให้ความหนาแน่นหลังขึ้นรูปเย็นเพิ่มขึ้นและทำให้ผงโลหะอยู่ชิดติดกันมากขึ้น (เกิดการแพร่ได้ง่ายกว่า) ดังนั้นหลังการเผาผนึกชิ้นงานที่ใช้แรงอัดสูงกว่าจึงมีค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงกว่าและเมื่อศึกษาจากโครงสร้างจุลภาคจะพบว่าแรงอัดที่เพิ่มขึ้นทำให้ปริมาณรูพรุนลดลง

### 5.1.1.4 ผลของเวลาในการเผาผนึกต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์

เวลาในการเผาผนึกที่เพิ่มขึ้นทำให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงขึ้นยกเว้นในบางเงื่อนไข การเผาผนึก การเพิ่มเวลาทำให้การแพร่ระหว่างไทเทเนียมและทองแดงในระหว่างการเผาผนึกเป็นไปได้สมบูรณ์ขึ้น เกิดเฟสของเหลวได้มากกว่าทำให้ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์เพิ่มขึ้น และเมื่อศึกษาจากรูปโครงสร้างจุลภาคพบว่าโครงสร้างยูเทคตอยด์มีความสมบูรณ์ขึ้น

## 5.1.2 ความแข็ง

### 5.1.2.1 ผลของปริมาณทองแดงต่อความแข็ง

การผสมทองแดงในไทเทเนียมบริสุทธิ์จะทำให้ไทเทเนียมมีความแข็งเพิ่มขึ้นจากผลของ Solid solution strengthening ซึ่งอะตอมของทองแดงจะเข้าไปแทนที่อะตอมของไทเทเนียม (อะตอมของแดงมีขนาดใกล้เคียงกับอะตอมของไทเทเนียม) ในโครงสร้างผลึก นอกจากนั้นไทเทเนียมยังสามารถเกิดสารประกอบกับทองแดงเป็น  $Ti_2Cu$  ซึ่งมีแรงยึดเหนี่ยวกับเฟสพื้น (โครงสร้างยูเทคตอยด์) ดังนั้นการเพิ่มปริมาณทองแดงจะทำให้ความแข็งของโลหะผสมเพิ่มขึ้นในทุกๆเงื่อนไขการเผาผนึก

### 5.1.2.2 ผลของอุณหภูมิการเผาผนึกต่อความแข็ง

การเพิ่มอุณหภูมิการเผาผนึกจาก  $1000^{\circ}C$  เป็น  $1100^{\circ}C$  จะช่วยขจัดปัญหาการหลอมเหลวไม่หมดของทองแดงในส่วนผสมที่มีทองแดงมาก ได้แก่ Ti-10Cu และ Ti-15Cu ซึ่งทองแดงดังกล่าวจะสามารถไปทำปฏิกิริยากับไทเทเนียมและเกิดเป็นสารประกอบได้เพิ่มขึ้น

ซึ่ง  $Ti_2Cu$  ซึ่งมีแรงยึดเหนี่ยวกับเฟสพื้นที่เกิดเพิ่มจะทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้น แต่เนื่องจากทองแดงที่เกิดปฏิกิริยาไม่หมดมีปริมาณไม่มากนักค่าความแข็งจึงเพิ่มเพียงเล็กน้อย

#### 5.1.2.3 ผลของแรงอัดต่อความแข็ง

เมื่อศึกษาจากรูปโครงสร้างจุลภาคพบว่าแรงอัดที่เพิ่มขึ้นจะทำให้ปริมาณรูพรุนลดลงและทำให้ผองโลหะอัดตัวกันแน่นซึ่งจะทำให้การแพร่ระหว่างเฟสนี้ก็เป็นไปได้ดีขึ้น โครงสร้างยูเทคตอยด์เกิดได้มากขึ้น เป็นผลให้ความแข็งสูงขึ้น

#### 5.1.2.4 ผลของเวลาในการเผาผนึกต่อความแข็ง

การเพิ่มเวลาในการเผาผนึกจาก 0.5 ชม. เป็น 1 ชม. ค่าความแข็งจะเพิ่มขึ้นอย่างชัดเจนในโลหะผสม  $Ti-10Cu$  และ  $Ti-15Cu$  เนื่องจากปริมาณทองแดงในโลหะผสมมีมากจึงจำเป็นต้องใช้เวลาในการแพร่ในระหว่างเผาผนึกนานกว่าโลหะผสมที่มีปริมาณทองแดงต่ำเพื่อที่จะทำให้เกิดโครงสร้างยูเทคตอยด์ได้ทั้งหมด

#### 5.1.2.5 ผลของการทำ Solution treatment ต่อความแข็ง

หลังจากทำ Solution treatment ทองแดงที่เกิดเป็นสารประกอบกับไทเทเนียมจะละลายกลับเข้าไปในเนื้อพื้นไทเทเนียม จากรูปโครงสร้างจุลภาคจะพบโครงสร้างแบบเข็มของ  $\alpha$  เกิดจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็วซึ่งมีความแข็งสูงกว่าพื้น  $\alpha$  ในโครงสร้างยูเทคตอยด์และเฟส  $\beta$  ซึ่งมีความแข็งสูงกว่าโครงสร้างแบบเข็มดังนั้นความแข็งโดยรวมจึงเพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับชิ้นงานหลังเผาผนึกที่ส่วนผสมเดียวกัน

### 5.1.3 ความต้านทานการสึกหรอ

#### 5.1.3.1 ผลของปริมาณทองแดงต่อความต้านทานการสึกหรอ

ปริมาณทองแดงที่เพิ่มขึ้นจาก 2 เป็น 10% โดยน้ำหนักจะทำให้ค่าความแข็งเพิ่มขึ้นซึ่งส่งผลโดยตรงต่อกลไกการสึกหรอแบบ Oxidative-Abrasive wear ซึ่งทำให้มวลที่สูญหายหลังทดสอบลดลง แต่ปริมาณทองแดงจะไม่มีความสัมพันธ์กับค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน



### 5.1.3.2 ผลของสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน

ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานที่มากจะก่อให้เกิดความเสียหายบนพื้นผิวหลังทดสอบมาก แต่ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานจะไม่มีความสัมพันธ์กับปริมาณทองแดงและมวลที่สูญเสียของชิ้นงานหลังการทดสอบ

### 5.1.3.3 ความต้านทานการสึกหรอหลังทำ Solution treatment

หลังผ่านการทำ Solution treatment ค่าความแข็งเพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับหลังเผาผืนิกที่  $1100^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 4 ชม. แต่มวลที่สูญเสียหลังทดสอบกลับเพิ่มขึ้นทั้งสองส่วนผสม เนื่องจาก การมีอยู่ร่วมกันของเฟส  $\alpha\text{-Ti}$  และ  $\text{Ti}_2\text{Cu}$  หลังเผาผืนิกทำให้ค่า plastic deformation resistance ต่ำกว่าเมื่อเทียบกับการอยู่ร่วมกันของเฟส  $\alpha\text{-Ti}$  และ  $\beta\text{-Ti}$  หลังทำ Solution treatment

### 5.1.3.4 ปัจจัยอื่นๆต่อความต้านทานการสึกหรอ

ปริมาณรูพรุนและโครงสร้างยูเทคตอยด์อาจส่งผลต่อความต้านทานการสึกหรอ จากการที่โลหะผสม  $\text{Ti-2Cu}$  และ  $\text{Ti-10Cu}$  ที่ผ่านการเผาผืนิกที่  $1000^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 1 ชม. และที่  $1100^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 4 ชม. มีความแข็งใกล้เคียงกันที่ส่วนผสมเดียวกันแม้เผาผืนิกที่เงื่อนไขต่างกัน แต่กลับพบว่าชิ้นงานเผาผืนิกที่  $1100^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 4 ชม. มีมวลที่สูญเสียหลังทดสอบน้อยกว่า อาจเกิดจากปริมาณรูพรุนที่น้อยกว่าและความสมบูรณ์ของโครงสร้างยูเทคตอยด์ที่มากกว่า ซึ่งโครงสร้างยูเทคตอยด์จะช่วยป้องกันการเกิด plastic deformation ซึ่งเป็นสาเหตุที่ทำให้ความต้านทานการสึกหรอลดลง

## 5.2 ข้อเสนอแนะ

โลหะผสมไทเทเนียมและทองแดงสามารถปรับปรุงค่าความแข็งได้อีกโดยการนำมาพัฒนาใช้ร่วมกับกระบวนการบ่มแข็ง (Aging) ซึ่งจะก่อให้เกิดการตกผลึกขนาดเล็กของ  $\text{Ti}_2\text{Cu}$  และความแข็งที่เพิ่มขึ้นจะส่งผลให้ความต้านทานการสึกหรอของโลหะผสมชนิดนี้เพิ่มขึ้นอีก

## รายการอ้างอิง

- [1] Peters, M., Hemptenmacher, J., Kumpfert, J. and Leyens, C. Titanium and Titanium alloys. Wienheim, German: Wiley-VCH Verlag GmbH, 2003.
- [2] Polmear I.J. Light Alloy. 4<sup>th</sup> Edition. Oxford, United Kingdom: Butterworth-Heinemann, 2006.
- [3] ASM International. Introduction to Selection of Titanium Alloys, Titanium: A Technical Guide. 2<sup>nd</sup> Edition. USA: ASM International, 2000.
- [4] Randall M. German. Powder Metallurgy of Iron and Steel. The Pennsylvania State University: 1998.
- [5] Kikuchi, M., Takada, Y., Kiyosue, S., Yoda M., Woldu, M., Zhou cai, Okuno, O., Okabe, T. Mechanical Properties and Microstructures of cast Ti-Cu alloys. Dental material 19(2003): 174-181.
- [6] Low, R.J., Robertson, I.M. and Schaffer, G.B. Excessive porosity after liquid-phase sintering of elemental titanium powder blends. Scripta Materialia 56 (2007): 895–898.
- [7] Murray, J.L. Binary Alloy Phase Diagrams. 2<sup>nd</sup> Edition. Materials park, OH, USA: ASM International, 1990.
- [8] Murray, J.L. The Ti-Cu system. Metals park, OH, USA: ASM International, 1983.
- [9] Ohkubo, C., Shimura, I., Aoki, T., Hanatani, S., Hosoi, T., Hattori, M., Oda, Y., Okabe, T., Wear resistance of experimental Ti–Cu alloys. Biomaterials 24 (2003): 3377–3381.
- [10] Ohkubo, C., Shimura, I., Aoki, T., Hanatani, S., Hosoi, T., Okabe, T., In vitro wear assessment of titanium alloy teeth. J Prosthodont 11(2002): 263–9.
- [11] ASM International. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. USA: ASM International, 1992.
- [12] Semboshi, S., Nishida, T., Numakura, H. Microstructure and mechanical properties of Cu–3 at.% Ti alloy aged in an hydrogen atmosphere. Material Science and Engineering A517(2009): 105-113.

- [13] Wang, Y.M., Liu, H.S., Zhang, L.G., Zheng, F., Jin, Z.P. The isothermal section of the Co–Cu–Ti ternary system at 1023K by using diffusion triple technique. Material Science and Engineering A431(2006): 184-190.



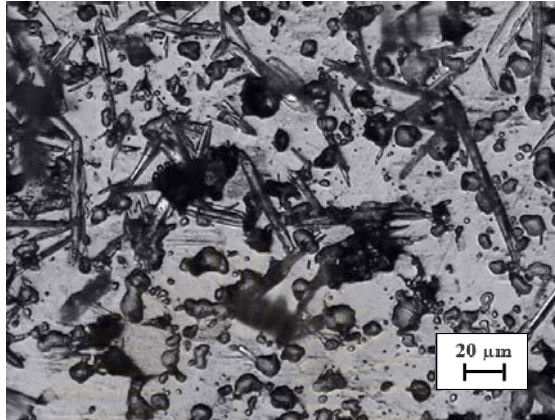
ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



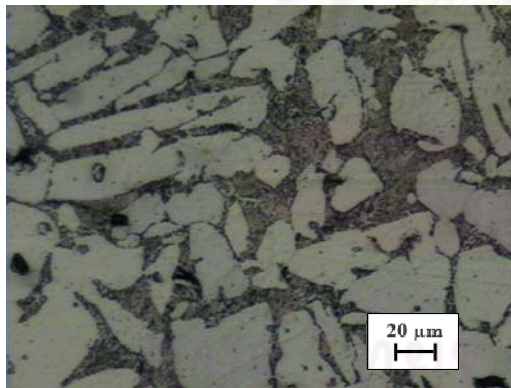
ภาคผนวก

ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

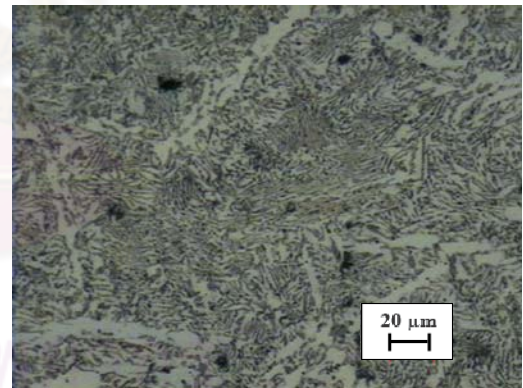
## ภาคผนวก ก



รูปที่ ก.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน Pure Ti ที่กำลังขยาย 200 เท่า ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และ เผาผืนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม.



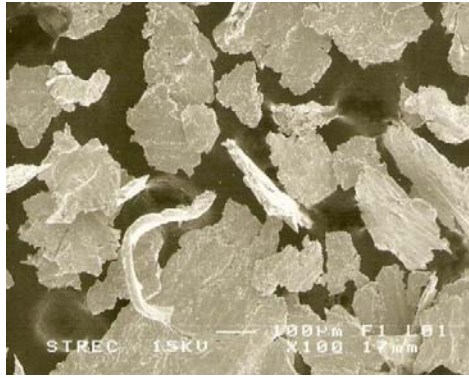
(a)



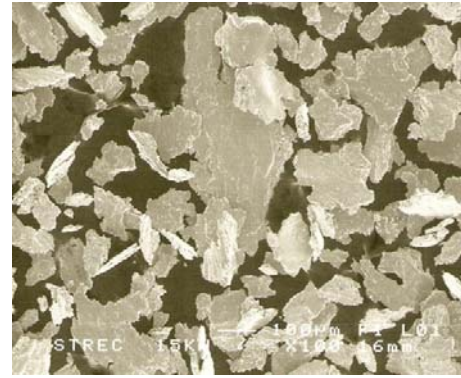
(b)

รูปที่ ก.2 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 200 เท่า ของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 254 MPa และ เผาผืนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 8 ชม. (a)Ti-2Cu; (b) Ti-10Cu

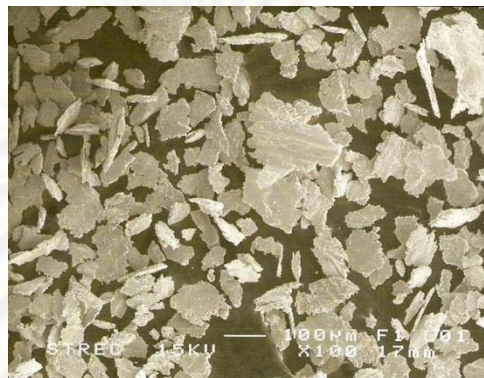




(a)



(b)



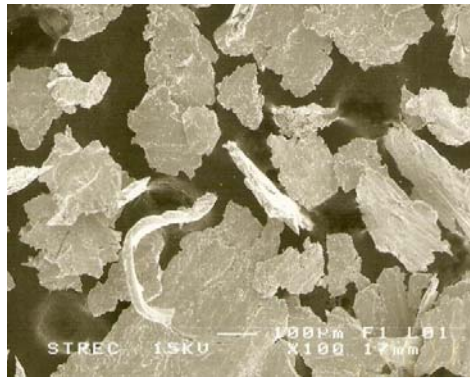
(c)

รูปที่ ก.3 ภาพถ่ายเศษวัสดุจาก SEM ของชิ้นงานซึ่งผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผืนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. หลังทดสอบการต้านทานการสึกหรอ (a) Pure-Ti; (b) Ti-2Cu; (c) Ti-

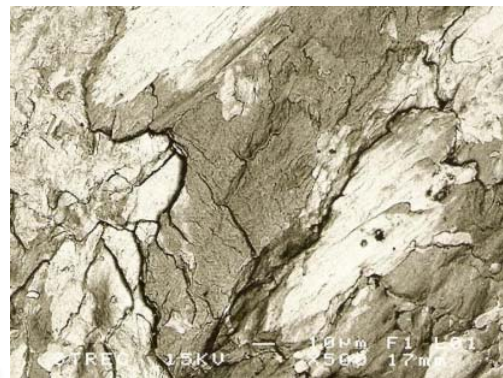
10Cu

การเพิ่มปริมาณทองแดงทำให้ขนาดของเศษวัสดุ (Debris) ที่ได้หลังการทดสอบการต้านทานการสึกหรอมีขนาดเล็กลงซึ่งแสดงไว้ในรูปที่ ก.3

ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



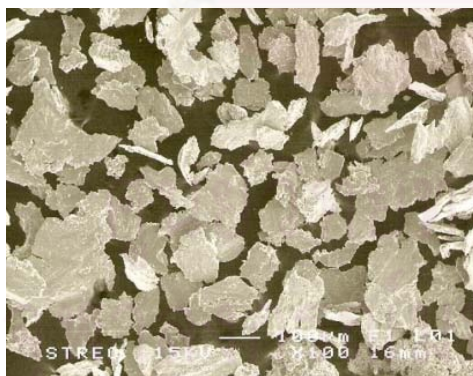
(a)



(b)

รูปที่ ก.4 ภาพถ่ายเศษวัสดุจาก SEM ของชิ้นงาน Pure Ti ซึ่งผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผนังที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชม. หลังทดสอบการต้านทานการลึกรอ (a) 100X; (b) 500X

ลักษณะของเศษวัสดุที่ได้หลังการทดสอบการต้านทานการลึกรอมีลักษณะเป็นแผ่นแสดงไว้ในรูป ก.4(a) และจากภาพถ่ายในโหมด Back-scatter พบว่ามีทั้งบริเวณที่สว่างและที่มืด โดยเมื่อทำการวิเคราะห์แบบจุด พบว่าในบริเวณที่มืดจะมีปริมาณไทเทเนียมอยู่มาก และในบริเวณที่สว่างจะพบธาตุซึ่งเป็นส่วนผสมใน stainless steel ได้แก่ Fe Cr และ Ni



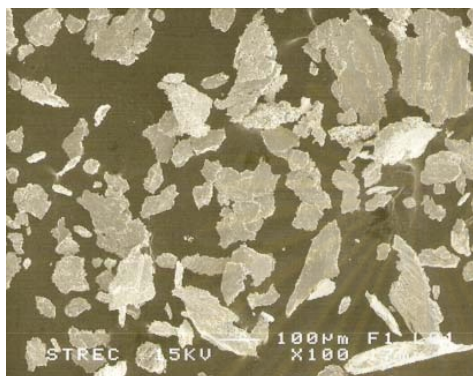
(a)



(b)

รูปที่ ก.5 ภาพถ่ายเศษวัสดุจาก SEM ของชิ้นงาน Ti-10Cu ซึ่งผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผนังที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. หลังทดสอบการต้านทานการลึกรอ (a) 100X; (b) 500X

ภาพถ่ายเศษวัสดุจาก SEM ของชิ้นงาน Ti-10Cu ซึ่งผ่านแรงอัด 254 MPa เผาผนังที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 4 ชม. แสดงไว้ในรูป ก.5 ซึ่งมีการผสมทองแดงในชิ้นงานพบว่าภาพถ่ายจากโหมด Back-scatter ในรูป ก.5(b) มีความสว่างมากกว่ารูป ก.4(b) ซึ่งไม่มีการผสมทองแดง เนื่องจากทองแดงเป็นธาตุที่มีมวลอะตอมมาก ภาพที่ปรากฏในโหมด Back-scatter จึงสว่างกว่า



(a)



(b)

รูปที่ ก.6 ภาพถ่ายเศษวัสดุจาก SEM ของชิ้นงาน Ti-10Cu ซึ่งผ่านแรงอัด 254 MPa และทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 0.5 ชม. หลังทดสอบการต้านทานการสึกหรอ

(a) 100X; (b) 500X

ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



## ภาคผนวก ข

## วิธีการคำนวณค่าความหนาแน่นของโลหะผสมไทเทเนียมและทองแดงหลังเผา ผืนึก

ความหนาแน่นหลังเผาผืนึกของโลหะผสมไทเทเนียมและทองแดง

ความหนาแน่นหลังเผาผืนึกสามารถคำนวณได้โดยกำหนดให้ผงโลหะไทเทเนียมและทองแดงเกิดปฏิกิริยาเคมีซึ่งกันและกันและทองแดงสามารถเกิดปฏิกิริยากับไทเทเนียมได้ทั้งหมด

ตัวอย่างการคำนวณของโลหะผสม Ti-7Cu

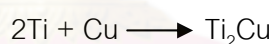
สมมติให้ผงโลหะผสมมีน้ำหนัก 100 g

โดยมวลอะตอมของ Ti = 47.9 g/mol และ Cu = 63.5 g/mol

ซึ่งประกอบด้วย Ti = 93 g หรือคิดเป็น  $\frac{93}{47.9} = 1.94$  mol

Cu = 7 g หรือคิดเป็น  $\frac{7}{63.5} = 0.11$  mol

จากปฏิกิริยาเคมี



พบว่า Ti จะถูกใช้ 2 mol Cu จะถูกใช้ 1 mol และเกิด  $\text{Ti}_2\text{Cu}$  ขึ้นมา 1 mol

เมื่อสิ้นสุดปฏิกิริยาเคมีและทองแดงถูกใช้ทั้งหมด จะเหลือ Ti =  $1.94 - 0.11 = 1.72$  mol

และเกิด  $\text{Ti}_2\text{Cu}$  ขึ้นมา = 0.11 mol โดยความหนาแน่นของ  $\text{Ti}_2\text{Cu} = 5.66$  g/cm<sup>3</sup>

ดังนั้นหลังเผาผืนึกจะมี Ti เหลืออยู่  $1.72 \times 47.9 = 82.4$  g

คิดเป็นปริมาตร =  $\frac{82.4}{4.51} = 18.3$  cm<sup>3</sup>

มี  $\text{Ti}_2\text{Cu}$  เหลืออยู่

$0.11 \times 159.3 = 17.5$  g

คิดเป็นปริมาตร =  $\frac{17.5}{5.66} = 3.09$  cm<sup>3</sup>

น้ำหนักทั้งหมดหลังเผาผืนึก =  $82.4 + 17.5 = 99.9$  g

ปริมาตรทั้งหมดหลังเผาผืนึก =  $18.3 + 3.09 = 21.4$  cm<sup>3</sup>

ดังนั้นความหนาแน่นหลังเผาผืนึกของโลหะผสม Ti-7Cu มีค่าเท่ากับ

$$D_{\text{Ti-7Cu}} = \frac{99.9}{21.4} = 4.67 \text{ g/cm}^3$$

## ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

ชื่อ – นามสกุล	นายพชร ไพรพนาพงศ์
วัน – เดือน – ปีเกิด	12 พฤษภาคม 2529
ที่อยู่	64 หมู่บ้านเดชา ซอย 26/1 ถนนรามคำแหง แขวงหัวหมาก เขตบางกะปิ กทม. 10240
วุฒิการศึกษา	วิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ปี 2550
โทรศัพท์ติดต่อ	081-131-9995

ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย