



รายงานการวิจัย

อิทธิพลของปริมาณทองแดงและคาร์บอนต่อสมบัติเชิงกลและพฤติกรรมการ
เปลี่ยนแปลงมิติในเหล็กกล้าที่ผลิตด้วยกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผง

**Influences of Copper and Carbon on Mechanical Properties
and Dimensional Change Behavior in Powder Metallurgy Steel**

ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจาก
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ผลงานวิจัยเป็นความรับผิดชอบของหัวหน้าโครงการวิจัยแต่เพียงผู้เดียว



รายงานการวิจัย

อิทธิพลของปริมาณทองแดงและคาร์บอนต่อสมบัติเชิงกลและพฤติกรรมการ
เปลี่ยนแปลงมิติในเหล็กกล้าที่ผลิตด้วยกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผง

**Influences of Copper and Carbon on Mechanical Properties
and Dimensional Change Behavior in Powder Metallurgy Steel**

คณะผู้วิจัย

หัวหน้าโครงการ

อาจารย์ สารัมภ์ บุญมี

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ

สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจากมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ปีงบประมาณ พ.ศ. 2549

ผลงานวิจัยเป็นความรับผิดชอบของหัวหน้าโครงการวิจัยแต่เพียงผู้เดียว

สิงหาคม 2551

กิตติกรรมประกาศ

ขอขอบคุณ สถาบันวิจัย มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี สำหรับเงินทุนวิจัยสำหรับนักวิจัย
รุ่นใหม่ ขอขอบคุณศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี
สำหรับการอำนวยความสะดวกสถานที่และอุปกรณ์วิจัย

ผู้วิจัย

8 สิงหาคม 2551

บทคัดย่อ

อิทธิพลของปริมาณทองแดงและคาร์บอนต่อสมบัติเชิงกลและพฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงมิติในเหล็กกล้าที่ได้จากกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงได้ถูกศึกษาในงานวิจัยนี้ โดยชิ้นงานทดสอบแรงดึงและการเปลี่ยนแปลงมิติถูกผลิตขึ้นด้วยส่วนผสมที่มีปริมาณทองแดงและคาร์บอนแตกต่างกัน (0 – 12%Cu และ 0 – 2.0%C) ผลการทดสอบแรงดึงแสดงให้เห็นว่าความแข็งแรงดึงสูงถึง 520 MPa สามารถได้จากเงื่อนไขที่ปริมาณทองแดงคาร์บอนที่เหมาะสม ปริมาณทองแดงและคาร์บอนที่สูงขึ้นส่งผลให้ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวต่ำลง พฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงมิติพบว่าขึ้นอยู่กับทิศทางการอัดขึ้นรูป และพบการพองตัวในเกือบทุกเงื่อนไข โดยเฉพาะในทิศทางขนานกับทิศทางการอัดขึ้นรูป ในขณะที่การหดตัวพบมากกว่าในทิศทางตั้งฉากกับทิศทางการอัดขึ้นรูป แผนภูมิความแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวถูกเสนอในการวิจัยครั้งนี้

Abstract

The influence of copper and carbon contents on the mechanical properties and the dimensional change behavior on powder metallurgy steel had been investigated during this research. Tensile and dimension standard test specimens were produced with various copper and carbon contents. The tensile test data shows that tensile strength as high as 520 MPa could be obtained from appropriate copper and carbon contents. The higher copper and carbon content result in the lower percent elongation. Dimensional change behavior was founded anisotropic depending on pressed direction. Swelling was found in almost every condition especially parallel to the pressed direction while higher shrinkage was found in perpendicular to the pressed direction. Both tensile strength and elongation topography map were proposed in this research.

สารบัญ

	หน้า
กิตติกรรมประกาศ.....	ก
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ข
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	ค
สารบัญ.....	ง
สารบัญตาราง.....	จ
สารบัญภาพ.....	ฉ
บทที่ 1 บทนำ.....	1
ความสำคัญและที่มาของปัญหา	1
วัตถุประสงค์ของ โครงการวิจัย	6
ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	6
บทที่ 2 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง.....	8
ทฤษฎีการเผาผนึกเฟสของเหลว	8
อิทธิพลของทองแดงในเหล็กกล้า	17
บทที่ 3 ระเบียบวิธีการทดลอง.....	19
การผสมผงวัสดุ.....	19
การอัดขึ้นรูป.....	20
การเผาผนึก.....	22
การทดสอบสมบัติเชิงกล.....	23
การตรวจสอบสมบัติทางกายภาพ.....	23
บทที่ 4 ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง.....	24
ผลการทดลอง.....	24
ความแข็งแรงดึง (Ultimate Tensile Strength).....	24
เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (% Elongation).....	25
เปอร์เซ็นต์การหดตัว (% Shrinkage).....	25
วิเคราะห์ผลการทดลอง	26
บทที่ 5 สรุปและข้อเสนอแนะ.....	36
สรุป.....	36
ข้อเสนอแนะ.....	36
บรรณานุกรม.....	37
ประวัติผู้วิจัย.....	38

สารบัญตาราง

หน้า

ตารางที่ 1.1 ปริมาณการผลิตชิ้นส่วนประเภทต่าง ๆ ด้วยกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงภายในประเทศญี่ปุ่น ระหว่างปี ค.ศ. 2002 ถึง ปี ค.ศ. 2004.....	2
ตารางที่ 1.2 น้ำหนักเฉลี่ยต่อรถยนต์หนึ่งคันของชิ้นส่วนยานยนต์ที่ได้จากกระบวนการโลหะผงในปัจจุบันและชิ้นส่วนที่มีศักยภาพที่จะสามารถผลิตได้ในอนาคต.....	4
ตารางที่ 2.1 ตัวอย่างการเผาผนึกเฟสของเหลวและการใช้งาน.....	9
ตารางที่ 2.2 สรุปปัจจัยที่ส่งเสริมให้เกิด Swelling หรือ Shrinkage.....	16
ตารางที่ 4.1 ค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยของชิ้นงานเหล็กกล้าที่ได้จากกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงที่มีปริมาณทองแดง 0 – 12 %Cu และ 0 – 2.0 %C.....	24
ตารางที่ 4.2 ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของชิ้นงานเหล็กกล้าที่ได้จากกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงที่มีปริมาณทองแดง 0 – 12 %Cu และ 0 – 2.0 %C.....	25
ตารางที่ 4.3 เปอร์เซ็นต์การหดตัวของชิ้นงานเหล็กกล้าที่ได้จากกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงที่มีปริมาณทองแดง 0 – 12 %Cu และ 0 – 2.0 %C.....	26

สารบัญภาพ

หน้า

รูปที่ 1.1 แผนภาพแสดงกระบวนการ โลหะวิทยาโลหะผง..... 1

รูปที่ 1.2 ส่วนแบ่งการตลาดของชิ้นส่วนที่ได้จากกระบวนการ โลหะผงในเอเชีย ค.ศ. 2005..... 2

รูปที่ 1.3 น้ำหนักเฉลี่ยของชิ้นส่วนที่ได้จากกระบวนการ โลหะผงต่อรถยนต์ญี่ปุ่นหนึ่งคัน
ค.ศ. 1980 – 2006..... 3

รูปที่ 1.4 แผนภูมิสมมูลของเหล็กและทองแดง..... 5

รูปที่ 1.5 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้า Fe-5Cu-0.8C..... 5

รูปที่ 2.1 ขั้นตอนและแบบจำลองการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในการเผาผนึก
เฟสของเหลว..... 10

รูปที่ 2.2 แผนภาพขั้นตอนของการเผาผนึกเฟสของเหลวที่ขึ้นอยู่กับปริมาณเฟส..... 11

รูปที่ 2.3 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นกับเวลาในการเผาผนึก..... 12

รูปที่ 2.4 ลักษณะแผนภูมิสมมูลที่เหมาะสมต่อการทำการเผาผนึกเฟสของเหลว..... 13

รูปที่ 2.5 ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน W-3.5Ni-1.5Fe เผาผนึกที่ 1470 องศาเซลเซียส
เป็นเวลา 2 ชั่วโมงภายใต้บรรยากาศไฮโดรเจน..... 13

รูปที่ 2.6 Wetting Angle และ Wetability..... 15

รูปที่ 2.7 ถ่ายภาพกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแสดงให้เห็นรอยเชื่อมต่อของเฟสของเหลว
ระหว่างอนุภาค ซึ่งทำให้เกิดแรงดึงอนุภาคให้ใกล้ชิดกันมากขึ้น..... 16

รูปที่ 2.8 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของ 96Mo-4Ni เผาผนึกที่ 1460 องศาเซลเซียสสามครั้ง
ครั้งละ 30 นาที แสดงบริเวณที่เกิดรูพรุนจากการเผาผนึกเฟสของเหลว..... 17

รูปที่ 3.1 ขั้นตอนการทดลอง..... 19

รูปที่ 3.2 ภาพถ่ายกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของวัสดุคิปที่ใช้ในการทดลอง 20

รูปที่ 3.3 รูปร่างและขนาดชิ้นงานทดสอบตามมาตรฐาน ASTM E8 และ ASTM B610..... 21

รูปที่ 3.4 ชุดแม่พิมพ์ที่ใช้ในการอัดขึ้นรูปชิ้นงานมาตรฐาน ASTM E8 และ ASTM B610..... 21

รูปที่ 3.5 เตา Horizontal Tube Furnace ที่ใช้ในการเผาผนึก..... 22

รูปที่ 3.6 อุณหภูมิภายในเตาที่วัดได้ ตามโปรแกรมการเผาผนึกที่กำหนด..... 22

รูปที่ 3.7 เครื่อง Universal Testing Machine (UTM) ที่ใช้สำหรับการทดสอบแรงดึง
ในงานวิจัยนี้..... 23

รูปที่ 4.1 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงดึงและปริมาณคาร์บอนของชิ้นงาน
ที่มีทองแดงต่างกัน..... 27

รูปที่ 4.2 เปรียบเทียบ โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าที่มีคาร์บอน 1.0 %C..... 28

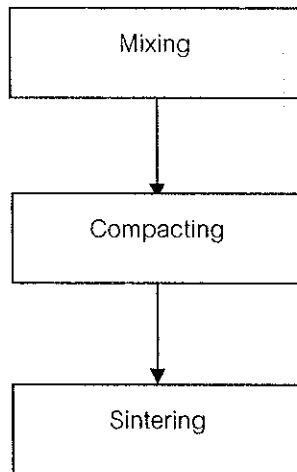
รูปที่ 4.3 Ternary Phase Diagram ของ Fe - Cu - C.....	29
รูปที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคเหล็กกล้าที่ผลิตด้วยกระบวนการ โลหะวิทยาโลหะผสม 0-20% Cu และ 1.0 %C.....	30
รูปที่ 4.5 แผนภูมิของความแข็งแรงดึงสำหรับเหล็กกล้า 0 - 12 %Cu และ 0 - 2.0 %C.....	31
รูปที่ 4.6 ความสัมพันธ์ระหว่าง ความแข็งแรงดึง เฟอร์เซนต์การยืดตัว และปริมาณคาร์บอน....	32
รูปที่ 4.7 แผนภูมิเฟอร์เซนต์การยืดตัวของเหล็กกล้า 0 - 12 %Cu และ 0 - 2.0 %C	32
รูปที่ 4.8 ปริมาณการหดตัวในทิศทางขนานกับทิศทางการอัดขึ้นรูป.....	34
รูปที่ 4.9 รูพรุนขนาดใหญ่ซึ่งเคยเป็นบริเวณผองทองแดงของชิ้นงานเหล็กกล้า 20Cu - 1.0C.....	34
รูปที่ 4.10 ลักษณะของ Precipitate Particle ในชิ้นงานเหล็กกล้า 2Cu - 0.6C.....	34
รูปที่ 4.11 เฟอร์เซนต์การหดตัวที่ขึ้นอยู่กับทิศทางการอัดขึ้นรูปและทองแดง.....	35
รูปที่ 4.12 แบบจำลองการเปลี่ยนรูปร่างของรูพรุนต่อการพองตัวของชิ้นงาน.....	35

บทที่ 1

บทนำ

ความสำคัญและที่มาของปัญหา

กระบวนการโลหะวิทยาโลหะผง (Powder Metallurgy Process) เข้ามามีบทบาทในการขึ้นรูปวัสดุมากขึ้นในยุคปัจจุบัน โดยเฉพาะอย่างยิ่งในการผลิตชิ้นส่วนที่ทำจากวัสดุที่มีจุดหลอมตัวสูง ซึ่งไม่สามารถหล่อหลอมได้โดยง่าย หรือวัสดุที่มีความเหนียวต่ำจนไม่สามารถขึ้นรูปด้วยแรงทางกลได้ โดยกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงเริ่มต้นจากการนำผงโลหะมาผสมให้เข้ากัน นำไปอัดขึ้นรูป แล้วจึงนำไปเผาผนึกเพื่อให้ชิ้นงานมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น จะเห็นได้ว่ากระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงไม่ต้องยุ่งเกี่ยวกับการหล่อหลอม รวมทั้งวัสดุที่นำมาขึ้นรูปไม่จำเป็นต้องมีความเหนียวมาก รูปที่ 1.1 แสดงขั้นตอนของกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผง



รูปที่ 1.1 แผนภาพแสดงกระบวนการ โลหะวิทยาโลหะผง

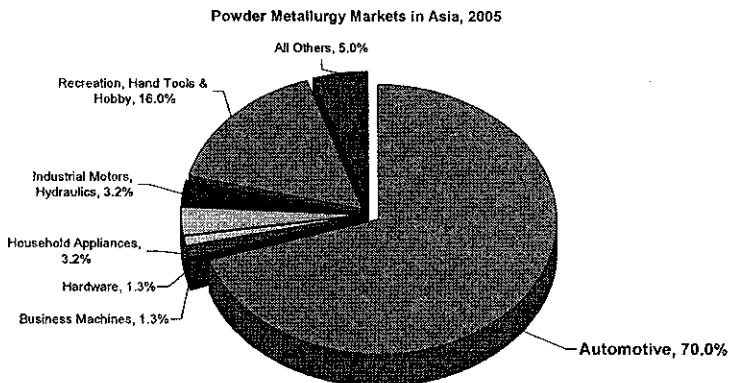
ข้อได้เปรียบของกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงได้แก่ สามารถขึ้นรูปชิ้นงานให้ได้รูปทรงที่ใกล้เคียงกับรูปร่างสุดท้ายได้ดี (German, 1984). กล่าวคือได้ชิ้นงานที่มีความแม่นยำทางด้านมิติสูง ทำให้ลดต้นทุนในส่วนของการกลึง ไส กัด เจาะ เชื่อม ได้ นอกจากนี้กระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงยังสามารถควบคุมส่วนผสมทางเคมีภายในชิ้นงานให้มีความสม่ำเสมอและแม่นยำได้ง่ายกว่าการหล่อหลอม อีกทั้งกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงสามารถให้โครงสร้างจุลภาคที่ไม่ขึ้นอยู่กับการทิศทาง (Isotropic structure) ได้ดีกว่าการขึ้นรูปด้วยแรงทางกลและการหล่อหลอม (German, 1996)

ข้อเสียเปรียบของกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงคือต้องมีการทำแม่พิมพ์สำหรับอัดขึ้นรูป ซึ่งทำให้มีต้นทุนเริ่มต้นสูง รวมทั้งการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีขนาดใหญ่และซับซ้อนมากจะทำได้ยาก ด้วยเหตุนี้จึงทำให้กระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงเหมาะที่จะนำมาใช้ผลิตชิ้นส่วนที่มีขนาดเล็กและผลิตเป็นจำนวนมาก (Ramakrishnan, 1998)

การเติบโตของอุตสาหกรรมผลิตชิ้นส่วนด้วยกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงนั้น มีการเติบโตสูงที่สุดในหมวดการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ ตารางที่ 1.1 แสดงปริมาณการผลิตชิ้นส่วนประเภทต่าง ๆ ด้วยกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงภายในประเทศญี่ปุ่น ระหว่างปี ค.ศ. 2002 ถึงปี ค.ศ. 2004 (Bose, 2005) จะเห็นได้ว่าการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์มีสัดส่วนที่มากที่สุดและมีอัตราการเติบโตสูงที่สุดด้วยเช่น รูปที่ 1.2 แสดงสัดส่วนการผลิตชิ้นส่วนประเภทต่าง ๆ ด้วยกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงในเอเชีย (Bose, 2005)

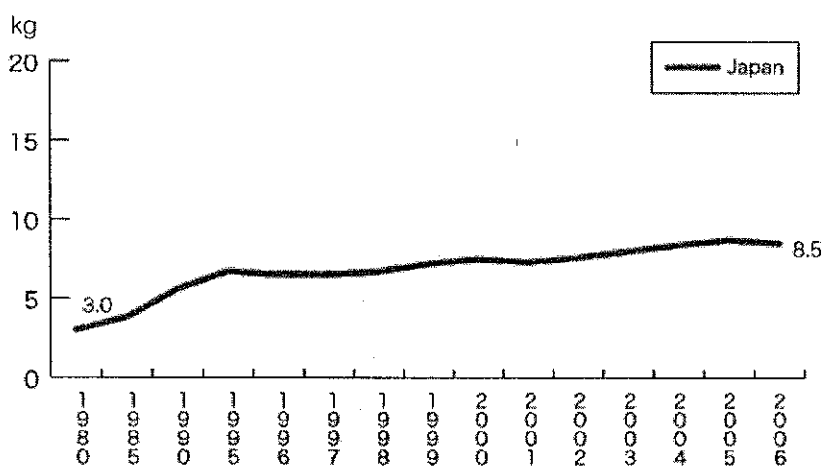
ตารางที่ 1.1 ปริมาณการผลิตชิ้นส่วนประเภทต่าง ๆ ด้วยกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงภายในประเทศญี่ปุ่น ระหว่างปี ค.ศ. 2002 ถึง ปี ค.ศ. 2004 (Bose, 2005)

Kinds of Products	2002	2003	2004	2004/2003 (%)
Bearing	7847	7559	8010	106.0
Automobile Parts	82397	87821	95283	108.5
Friction Materials	688	671	718	107.0
Electrical Contacts	93	99	103	104.0
Miscellaneous	497	591	895	108.5
Total	91522	96741	105009	108.5



รูปที่ 1.2 ส่วนแบ่งการตลาดของชิ้นส่วนที่ได้จากกระบวนการโลหะผงในเอเชีย ค.ศ. 2005 (Bose, 2005)

นอกจากนี้น้ำหนักของชิ้นงานที่ได้จากกระบวนการโลหะผงเฉลี่ยต่อรถยนต์ 1 คันก็มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น (JPMA, 2008) (รูปที่ 1.3) และได้รับการคาดหมายว่าจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นอีกเป็นทวีคูณหากเทคโนโลยีที่เกี่ยวข้องกับกระบวนการโลหะผงได้รับการพัฒนาอย่างเหมาะสม (Narashimhan, 2001) เนื่องจากยังมีชิ้นส่วนในยานยนต์อีกมากที่มีรูปร่างและขนาดที่เอื้ออำนวยต่อการผลิตด้วยกระบวนการโลหะผง แต่ยังไม่สามารถผลิตด้วยกระบวนการโลหะผงได้ทั้งหมดเนื่องจากชิ้นงานที่ได้ยังมีสมบัติไม่เป็นไปตามข้อกำหนดของการใช้งาน และ/หรือ มีต้นทุนการผลิตสูงกว่ากระบวนการดั้งเดิม ปัจจุบันชิ้นส่วนที่ผลิตด้วยกระบวนการโลหะผงในยานยนต์มากกว่า 50% ได้แก่ ชิ้นส่วนในระบบเครื่องยนต์ ยกตัวอย่างเช่น ปลอดภัยวาล์ว บ่าวาล์ว กระเดื่องกดวาล์ว เฟืองปั้มน้ำมันเครื่อง เฟืองสายพานไทม์มิ่ง แบริ่งเพลลาข้อเหวี่ยง เป็นต้น ซึ่งส่วนใหญ่เป็นชิ้นส่วนที่รับภาระทางกลไม่มากนัก (ตารางที่ 1.2)



รูปที่ 1.3 น้ำหนักเฉลี่ยของชิ้นส่วนที่ได้จากกระบวนการโลหะผงต่อรถยนต์ญี่ปุ่นหนึ่งคัน ค.ศ. 1980 – 2006 (JPMA, 2008)

ชิ้นส่วนยานยนต์ส่วนใหญ่ที่ผลิตด้วยกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงทำจากเหล็กกล้า โดยในขั้นตอนผลิตจะเริ่มจากนำผงเหล็กมาผสมกับผงกราไฟต์ซึ่งทำหน้าที่เพิ่มปริมาณคาร์บอนอัดขึ้นรูป แล้วนำไปเผาผนึก ต้นทุนการผลิตส่วนใหญ่จะขึ้นอยู่กับขั้นตอนการเผาผนึก โดยหากต้องทำการเผาผนึกเป็นระยะเวลาานจะทำให้สิ้นเปลืองพลังงาน อัตราการผลิตต่ำ ใช้เตาเผาที่มีความยาวมากขึ้น และเป็นเหตุให้ต้องมีโรงงานขนาดใหญ่ขึ้น แนวคิดหนึ่งในความพยายามที่จะลดเวลาการเผาผนึกคือการทำให้เกิดเฟสของเหลวภายในชิ้นงานที่อุณหภูมิเผาผนึก เฟสของเหลวที่เกิดขึ้นจะทำให้การอัตราการถ่ายมวลสารภายในชิ้นงานสูงขึ้น และทำให้เวลาในการเผาผนึกสั้นลง เทคนิคนี้เรียกว่า การเผาผนึกเฟสของเหลว หรือ “Liquid Phase Sintering” (German, 1985)

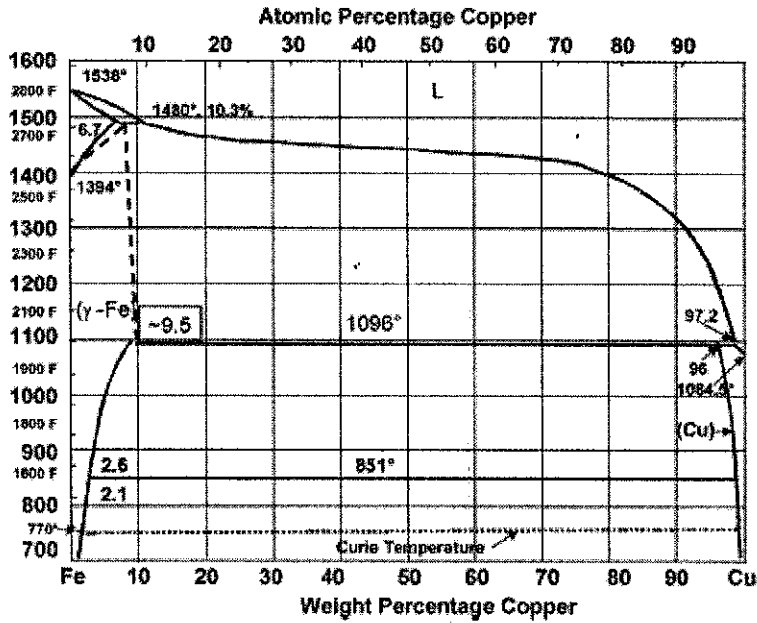
ตารางที่ 1.2 น้ำหนักเฉลี่ยต่อรถยนต์หนึ่งคันของชิ้นส่วนยานยนต์ที่ได้จากกระบวนการโลหะผงในปัจจุบันและชิ้นส่วนที่มีศักยภาพที่จะสามารถผลิตได้ในอนาคต (Lindskog, 2004)

Applications	Current PM Parts ^a	Potential PM Parts
Engine		
Oil Pump	0.18	0.38
Pulleys & Sprockets	2.07	3.20
Rocker Arms	0.20	0.50
Valve Guides	0.40	0.40
Valve Seats	0.15	0.15
Sealing Spacer	0.11	0.11
Spacer for Engine	0.10	0.10
Cylinder Liners	0.00	4.00
Connecting Rods	0.00	1.60
Main Bearing Caps	1.00	1.90
Others	0.20	0.80
Total Engine	4.41	13.14
Transmission		
Synchronizing parts	0.80	1.60
Gears	1.10	4.00
Shift Fork	0.00	0.30
Others	0.30	0.80
Total Transmission	2.20	6.70
Total Shock Absorbers	0.90	0.90
Total Steering	0.20	0.40
Total Others	0.80	1.00
Total Vehicle	8.51	22.14

*ข้อมูลปี 2004

การผสมผงทองแดงบริสุทธิ์เป็นแนวคิดที่ใช้เทคนิคการเผาผนึกเฟสของเหลวโดยที่อุณหภูมิเผาผนึกของชิ้นส่วนที่ทำจากเหล็กกล้าส่วนใหญ่อยู่ที่ประมาณ 1120 องศาเซลเซียสที่อุณหภูมินี้ทองแดงจะกลายเป็นเฟสของเหลว (รูปที่ 1.4 แผนภูมิสมดุลของเหล็กและทองแดง) และแพร่เข้าสู่บริเวณที่เป็นผงเหล็ก ดังนั้นการเติมผงทองแดงจึงช่วยให้เวลาในการเผาผนึกลดลง โดย K.S. Narasimhan สามารถผลิตชิ้นงานที่มีความเค้นแรงดึงสูงสุดได้ประมาณ 450 MPa ด้วยการเผาผนึกเป็นเวลา 30 นาที ที่อุณหภูมิ 1120 องศาเซลเซียส (Fe-2%Cu-0.8) (Narashimhan, 2001) อย่างไรก็ตามการผสมทองแดงมากเกินไปจะทำให้เกิดเฟสของเหลวมากเกินไปและทำให้ชิ้นงานขยายตัว ซึ่งทำให้ความหนาแน่นและความแข็งแรงลดต่ำลง หรืออาจทำให้ชิ้นงานเสียรูปร่างได้ โดย Z. Zhang และคณะ ได้เสนอแบบจำลองทางคณิตศาสตร์สำหรับใช้ในการคำนวณการขยายตัวของ

การเผาผนึกผงเหล็กและทองแดงที่อุณหภูมิสูงกว่าจุดหลอมตัวของทองแดง (Zhang, Sandstorm, and Wang, 2005) รูปที่ 1.5 แสดงตัวอย่างภาพโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้า Fe-5Cu-0.8C ที่ผลิตด้วยกระบวนการโลหวิทยาโลหะผง โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟอร์ไรต์ เฟอร์ไรต์ ไรท์ เฟิร์ลไลท์ รูพรุน และทองแดงตามบริเวณของเกรน (Huppmann and Dalal, 1986)



รูปที่ 1.4 แผนภูมิสมดุลของเหล็กและทองแดง (Amador and Torralba, 2003)



Fe-5Cu-0.8C

picral. LM, 500×

รูปที่ 1.5 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้า Fe-5Cu-0.8C (Huppmann and Dalal, 1986)

การวิจัยครั้งนี้มีวัตถุประสงค์หลักสองประการคือ เพื่อหาปริมาณทองแดงที่ทำให้ได้ความเค้นแรงดึงสูงที่สุดด้วยระยะเวลาและอุณหภูมิการเผาผนึกเท่ากัน ซึ่งจะใช้เวลา 30 นาทีและอุณหภูมิ 1120 องศาเซลเซียสเป็นมาตรฐาน เนื่องจากอุณหภูมิที่สูงกว่านี้วัสดุที่ใช้ทำสายพานเดาเผาผนึกในอุตสาหกรรมจะมีอายุการใช้งานสั้น และอุณหภูมิที่ใช้ต้องสูงกว่าจุดหลอมตัวของทองแดงบริสุทธิ์ (1085 องศาเซลเซียส)

อีกวัตถุประสงค์หนึ่งคือเพื่อหาปริมาณทองแดงที่ต่อพฤติกรรมกรรมการเปลี่ยนแปลงมิติของชิ้นงานภายหลังการเผาผนึก เนื่องจากจะนำไปใช้ในการสามารถควบคุมมิติชิ้นงาน และเอื้ออำนวยต่อการควบคุมคุณภาพในการผลิต ดังนั้นดัชนีชี้วัดความสำเร็จในการวิจัยครั้งนี้คือความเค้นแรงดึงสูงสุด และ การกระจายตัวของขนาดชิ้นงาน โดย R.M. German พบว่าปริมาณการหดหรือขยายตัวชิ้นงานขึ้นอยู่กับปริมาณคาร์บอนในชิ้นงานด้วย โดยยิ่งปริมาณคาร์บอนเข้าใกล้ 0.8% จะมีปริมาณการขยายตัวลดลง (German, 1996)

ที่อุณหภูมิสูงผงเหล็กจะทำปฏิกิริยากับออกซิเจนในบรรยากาศ กลายเป็นเหล็กออกไซด์ ทำให้ต้องมีการควบคุมบรรยากาศ โดยต้องควบคุมให้เกิดปฏิกิริยารีดักชัน เพื่อรีดิวซ์ชั้นฟิล์มออกไซด์ที่ผิวของผงเหล็กและทำให้การถ่ายเทมวลสารระหว่างผงเหล็กเป็นไปได้ดีขึ้น โดย D.R. Amador และ J.M. Torralba ได้เผาผนึกสำเร็จโดยการใช้บรรยากาศ 95%N₂ – 5%H₂ (Amador and Torralba, 2003)

อิทธิพลของทองแดงนอกจากจะทำให้เวลาการเผาผนึกสั้นลงแล้ว ยังเป็นธาตุที่ช่วยให้เกิดเฟิร์สไลต์ ซึ่งมีความแข็งแรงอยู่ในเกณฑ์สูง จึงทำให้สามารถนำไปใช้งานในสภาพหลังการเผาผนึกได้โดย และนอกจากนี้ทองแดงยังช่วยเพิ่มความสามารถในการอบชุบ (Hardenability) ทำให้สามารถนำชิ้นงานไปอบชุบเพื่อเพิ่มความแข็งแรงภายหลังเผาผนึกได้ โดย K.S. Narasimhan ได้ค่าความเค้นแรงดึงสูงสุดของ Fe-2Cu-0.8%C ประมาณ 750 MPa หลังการอบชุบ (Narasimhan, 2001)

วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย

- 1.1 เพื่อทราบส่วนผสมของทองแดงและคาร์บอนในเหล็กกล้าที่ทำให้ได้สมบัติเชิงกลที่ดีที่สุดในการผลิตชิ้นส่วนด้วยกระบวนการ โลหะวิทยา โลหะผง
- 1.2 เพื่อทราบพฤติกรรมกรรมการเปลี่ยนแปลงมิติของชิ้นงานที่ปริมาณทองแดงและคาร์บอนต่างกันในการผลิตชิ้นส่วนด้วยกระบวนการ โลหะวิทยา โลหะผง

ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

ส่วนผสมของทองแดงและคาร์บอนที่ได้จะสามารถนำไปเป็นข้อมูลเบื้องต้นในการวิจัยต่อไป และสามารถนำไปใช้ในการผลิตชิ้นส่วนเหล็กกล้าในอุตสาหกรรมได้ ซึ่งจะสามารถช่วยลดต้นทุนและเวลาในการผลิตโดยที่ได้ผลิตภัณฑ์ที่มีสมบัติเชิงกลดีกว่าเดิม มีมิติของชิ้นงานที่เที่ยงตรง

ขึ้น แต่มีราคาถูกลง กล่าวคือ เป็นการเพิ่มประสิทธิภาพในการผลิต หน่วยงานที่สามารถนำผลการวิจัยไปใช้ประโยชน์ได้แก่

- สถาบันการศึกษาและหน่วยงานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับวัสดุศาสตร์
- สถานประกอบการประเภทผลิตชิ้นส่วนด้วยวิธีโลหะวิทยาโลหะผง

บทที่ 2

ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง

ทฤษฎีการเผาผนึกเฟสของเหลว

การเผาผนึกเฟสของเหลวเป็นเทคนิคในการเผาผนึกที่อาศัยการเกิดเฟสของเหลวในขณะที่เผาผนึก ซึ่งการถ่ายเทมวลสารผ่านเฟสของเหลวเกิดขึ้นได้เร็วกว่าการแพร่ในเฟสของแข็ง จึงทำให้ได้ ความหนาแน่นสูงด้วยระยะเวลาอันสั้น ของเหลวที่เกิดขึ้นนั้นจะแพร่ซึมผ่านรูพรุนด้วย Capillary force และมีรูปร่างเป็น โครงข่ายอยู่ล้อมรอบเฟสของแข็ง ซึ่งเปรียบเสมือนทางด่วนในการถ่ายเทมวลสาร (German, 1985)

เมื่อนำไปเปรียบเทียบกับน้ำแข็งหลอครบรูปของแข็งที่จำหน่ายตามร้านสะดวกซื้อ บางครั้งจะพบว่าน้ำแข็งหลอแต่ละหลอดติดกันเป็นแผ่น ทำให้ก่อนที่จะนำไปใส่ในเครื่องดื่มต้องทุบน้ำแข็งในถุงให้แตกออกเสียก่อน ทั้งนี้เกิดจากขณะขนส่งสินค้าอาจมีช่วงที่อุณหภูมิสูงขึ้นและทำให้น้ำแข็งบางส่วนละลาย เมื่อนำไปแช่เย็นอีกครั้งทำให้น้ำแข็งตัวกลายเป็นน้ำแข็งอีกครั้งและมีการประสานกันเกิดขึ้น ซึ่งก็มีพฤติกรรมเหมือนกับการเผาผนึกเฟสของเหลวนั่นเอง ด้วยความรู้เรื่องนี้ทำให้นักแกะสลักน้ำแข็งใช้น้ำในการเชื่อมก้อนน้ำแข็งเข้าด้วยกัน ในทำนองเดียวกันถ้าบิ่นหิมะเป็นก้อนจนมีความแข็งแรงแล้วใช้น้ำราดลงไปอย่างช้า ๆ แล้วปล่อยให้ น้ำกลายเป็นน้ำแข็งอีกก็จะได้น้ำแข็งที่มีความแข็งแรงมากขึ้นแต่ก็จะมี ความโปร่งแสงน้อยกว่าน้ำแข็งที่แกะสลักจากน้ำแข็งก้อนเดียว ทั้งนี้เนื่องจากช่องว่างภายในทำให้เกิดการหักเหของแสง

ข้อได้เปรียบของการเผาผนึกเฟสของเหลวคือสามารถได้ความหนาแน่นสูงด้วยระยะเวลาอันสั้น ซึ่งทำให้ได้ชิ้นงานที่มีความแข็งแรงสูงด้วย แต่ข้อเสียเปรียบได้แก่ เกิดการเปลี่ยนแปลงมิติมากซึ่งยากต่อการควบคุม ความแข็งแรงของชิ้นงานขณะเผาผนึกต่ำทำให้เกิดการบิดเบี้ยวหรือเสียรูปได้ง่าย นำชิ้นส่วนไปใช้งานที่อุณหภูมิสูงไม่ได้เพราะถ้าสามารถทำการเผาผนึกเฟสของเหลวที่อุณหภูมิเผาผนึกได้ย่อมหมายถึงอาจจะเกิดเฟสของเหลวที่อุณหภูมินั้นด้วยเช่นกัน และการเผาผนึกเฟสของเหลวจะเกิดเฟสของเหลวและของแข็งพร้อมกันได้ต้องประกอบไปด้วยผนังโลหะสองชนิดที่มีจุดหลอมตัวต่างกันเท่านั้น

ตัวอย่างของการเผาผนึกเฟสของเหลวที่เป็นที่รู้จักกัน โดยทั่วไปได้แก่ Cu-Co, W-Cu, W-Ni-Fe, W-Ag, Cu-Sn, Fe-Cu, WC-Co, Ni-Ti และ Cu-P เป็นต้น ตารางที่ 2.1 แสดงตัวอย่างของการเผาผนึกเฟสของเหลวและการใช้งาน (German, 1985)

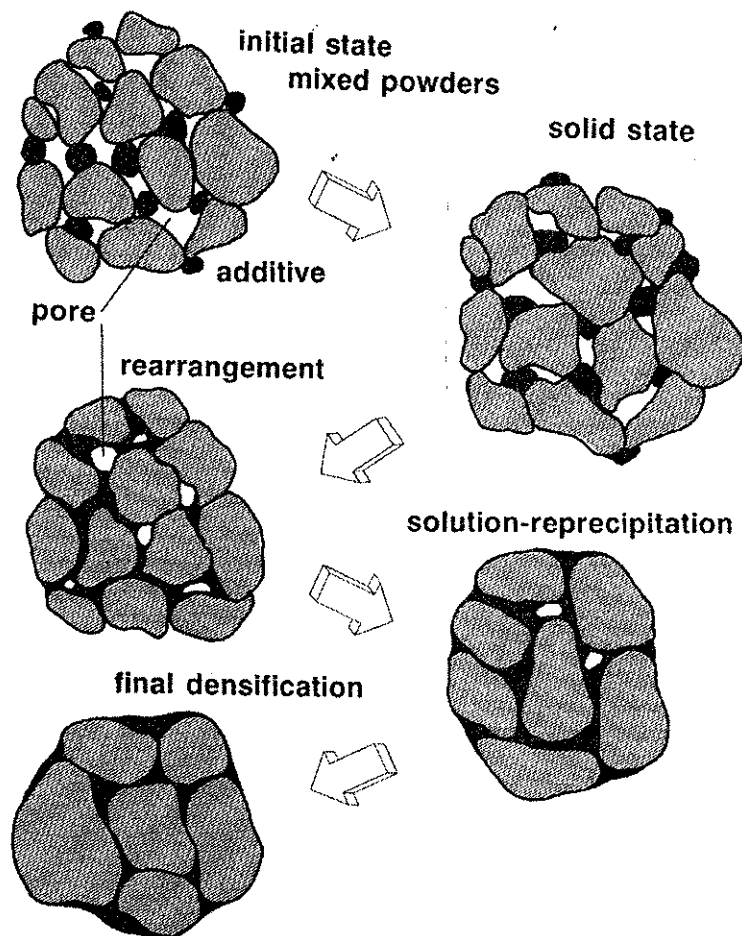
ตารางที่ 2.1 ตัวอย่างการผสมนิกเฟสของเหลวและการใช้งาน

Materials	Applications
Ag-Hg	Dental Amalgam
Al-Cu	Structural Component
Al-Pb	Bearing
Al ₂ O ₃ -MgO	Refractory
Al ₂ O ₃ -SiO ₂	Crucible
Cu-Sn	Oil-less bearing
Fe-Ni-Mo-C	Tool Steel
Fe-Fe ₃ P	Magnetic Sensor
Fe-Cu-Sn-C	Aircraft brake pad
Ni-Ti	Shape memory alloys
Fe-Nd-B	Hard Magnet
Fe-Ni-B	Turbine blade
Fe-Si	Transformer
Mo-Cu	Heat Sink
Mo ₂ FeB ₂ -Fe	Injection molding machine wear component
Ni-Cr-Co-B	Aircraft Engine
Ni ₃ Al-B	Furnace Hardware
Pb-Zr-TiO	Piezoelectric transducer
SiAlON	Cutting tools
SmCo ₅ -Co	Hard Magnet
TiC-Mo-Ni	Cutting Tool
W-Ni-Fe	Anti armor Penetrator
W-Cu	Electrical contact
WC-Co	Cutting Tool, Die, Punch

ขั้นตอนของการผสมนิกเฟสของเหลวมี 3 ขั้นตอนด้วยกันคือ (1) Particle Rearrangement (2) Solution-Recipitation (3) Final Densificaion รูปที่ 2.1 แสดงขั้นตอนและแบบจำลองการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในกระบวนการผสมนิกเฟสของเหลว

เริ่มต้นจากชิ้นงานที่ผ่านการอัดขึ้นรูป เมื่อได้รับความร้อนในช่วงแรกจะทำให้เกิดการแพร่ในเฟสของแข็ง ซึ่งมีอัตราการผสมนิกต่ำ หลังจากนั้นเมื่ออุณหภูมิสูงถึงจุดหลอมตัวของตัวเดิม จะทำให้เกิดเฟสของเหลวขึ้นจำนวนหนึ่ง ซึ่งจะมีปริมาณมากหรือน้อยขึ้นอยู่กับส่วนผสมของผงโลหะและอุณหภูมิผสมนิก ภายหลังจากเกิดเฟสของเหลวแล้ว เฟสของเหลวจะแพร่ผ่านรูพรุนด้วย Capillary force และทำให้อนุภาคเฟสของแข็งเกิดการจัดเรียงตัวใหม่ที่หนาแน่นขึ้น Capillary force มีส่วนช่วยดึงให้อนุภาคเฟสของแข็งเข้าใกล้ชิดกันมากขึ้นหรือผลักให้ห่างกันมากขึ้นก็ได้ ขั้นตอน

นี้เรียกว่า “Particle Rearrangement” หลังจากนั้นจะเกิดการถ่ายเทมวลสารทำให้ส่วนผสมในชิ้นงานมีความสม่ำเสมอมากขึ้น (Homogenization) เมื่อ Homogenization เกิดขึ้นพอสมควรจะทำให้เฟสของเหลวไม่เสถียรที่อุณหภูมิเผาผนึกอีกต่อไปและเปลี่ยนเป็นเฟสของแข็ง ขั้นตอนนี้เรียกว่า “Solution-Recipitation” และเมื่อเฟสของเหลวกลายเป็นของแข็งหมดแล้วก็จะเกิดการถ่ายเทมวลสารต่อไปในสภาพของแข็งทำให้รูพรุนที่เกิดจากเฟสของเหลวลดลงและได้ความหนาแน่นสุดท้าย ขั้นตอนนี้เรียกว่า “Final Densification”

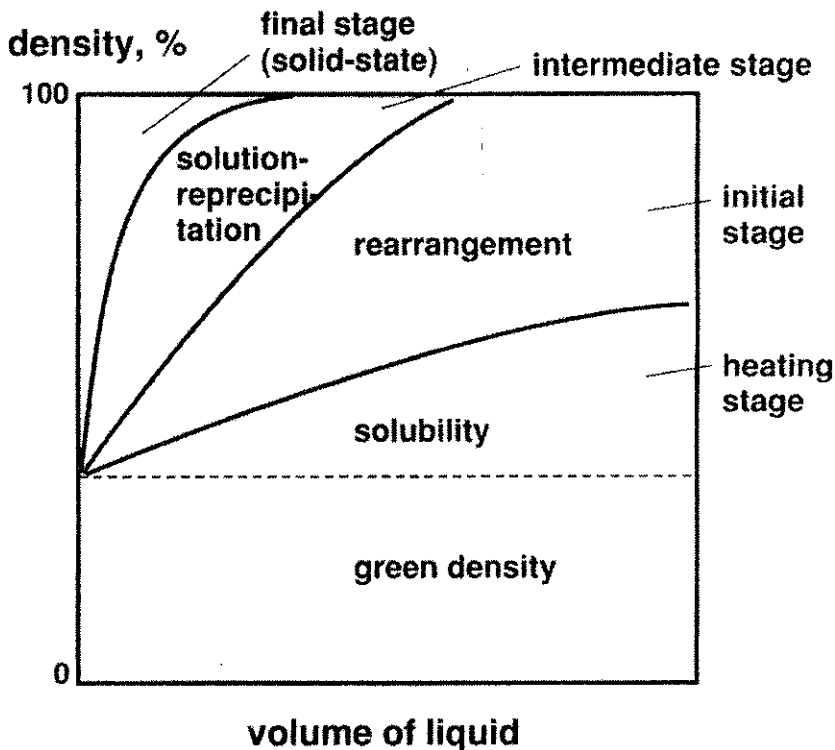


รูปที่ 2.1 ขั้นตอนและแบบจำลองการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในการเผาผนึกเฟสของเหลว (German, 1985)

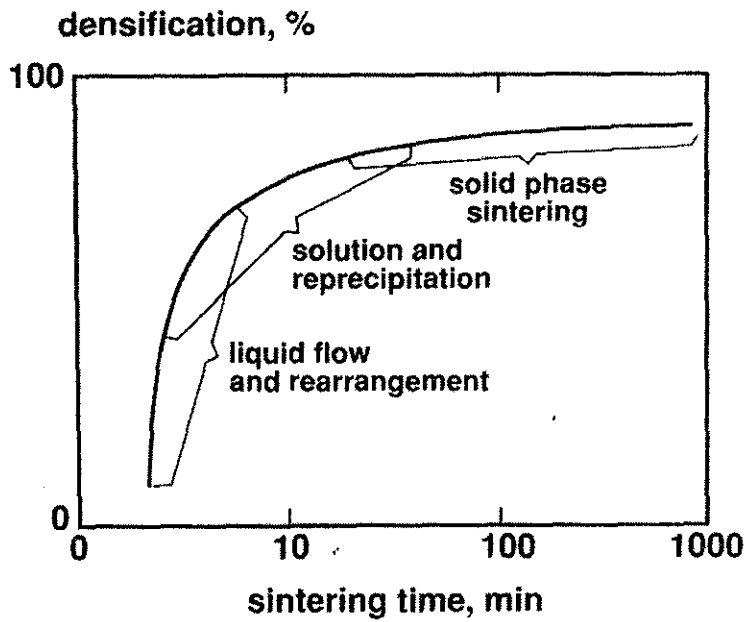
ในกระบวนการการเผาผนึกเฟสของเหลวบางครั้งไม่จำเป็นต้องมีขั้นตอนเหล่านี้ครบทุกขั้นตอน ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับปริมาณเฟสของเหลวที่เกิดขึ้น รูปที่ 2.2 แสดงแผนภาพขั้นตอนของการเผาผนึกเฟสของเหลวที่ขึ้นอยู่กับปริมาณเฟสของเหลว จะเห็นได้ว่าถ้าเฟสของเหลวมีปริมาณน้อยจะมีขั้นตอนครบทุกขั้นตอน คือ Particle Rearrangement - Solution-Recipitation - Final Densification แต่ถ้าเฟสของเหลวมีปริมาณมากจะทำให้เหลือแค่ Particle Rearrangement หรืออาจมี Solution-Recipitation ก็สามารถทำได้ความหนาแน่นสูงสุดได้ โดยไม่ต้องมีขั้นตอน Final

Densification ถ้าตั้งสมมุติฐานว่าผงโลหะทรงกลมขนาดเท่ากันจะเรียงตัวหนาแน่นที่สุดที่ 74% ของค่าความแน่นทางทฤษฎี ผงโลหะจะต้องมีปริมาณเฟสของเหลวอย่างน้อย 26% เพื่อไปแทนที่ช่องว่างจากการเรียงตัวก็จะทำให้ได้ความหนาแน่นสูงสุดได้ อย่างไรก็ตามการที่มีเฟสของเหลวเกิดขึ้นมากก็จะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงมิติของชิ้นงานมาก และชิ้นงานมีโอกาสเสียรูปร่างได้ง่าย เนื่องจากชิ้นงานขณะเผาผนึกมีความแข็งแรงต่ำ

ดังนั้นจะเห็นได้ว่าความหนาแน่นภายในชิ้นงานจะเพิ่มขึ้นเรื่อย ๆ ตามขั้นตอน Particle-Rearrangement, Solution-Recipitation ไปจนถึง Final Densification รูปที่ 2.3 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นกับเวลาในการเผาผนึก จากภาพจะเห็นว่าช่วงที่มี Densification rate สูงที่สุดคือ Particle-Rearrangement และรองลงมาคือ Solution-Recipitation และ Final Densification มี Densification rate ต่ำที่สุด



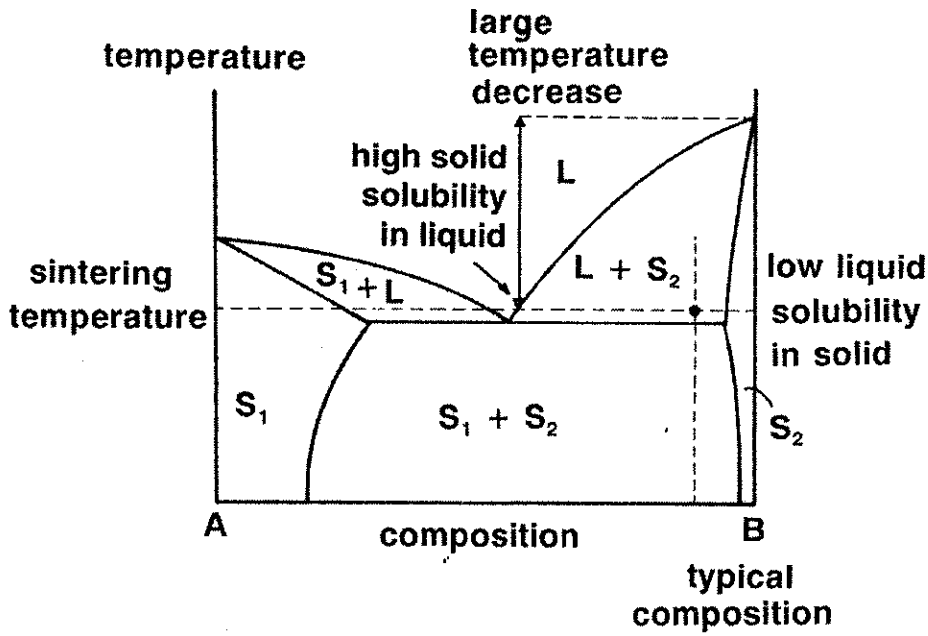
รูปที่ 2.2 แผนภาพขั้นตอนของการเผาผนึกเฟสของเหลวที่ขึ้นอยู่กับปริมาณเฟสของเหลว (German, 1984)



รูปที่ 2.3 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นกับเวลาในการเผาพูนิก (German, 1985)

เมื่อชิ้นงานได้รับความร้อนและเกิดเฟสของเหลวแล้วจะทำให้อัตราการถ่ายเทมวลสารสูงขึ้น นอกจากนี้เฟสของเหลวจะทำให้เกิด Capillary force และทำให้เกิดการจัดเรียงตัวของอนุภาคใหม่ ในที่นี้จะกล่าวถึงประเด็นแรกก่อน คือ พฤติกรรมการถ่ายเทมวลสารขณะที่มีเฟสของเหลวปรากฏในโครงสร้างจุลภาค

พฤติกรรมการถ่ายเทมวลสารในกรณีที่มีเฟสของเหลวขึ้นอยู่กับความสามารถในการละลายของเฟสของแข็งในเฟสของเหลว และความสามารถในการละลายเฟสของเหลวในเฟสของแข็ง ถ้าความสามารถในการละลายของเฟสของแข็งในเฟสของเหลวสูง แต่ความสามารถในการละลายของเฟสของเหลวในเฟสของแข็งต่ำจะทำให้เกิด Densification ขึ้น ชิ้นงานเกิดการหดตัวเฟสของเหลวจะทำหน้าที่เปรียบเสมือนทางด่วนของการถ่ายเทมวลสาร โดยเฟสของแข็งจะละลายลงในเฟสของเหลวและแพร่ไปตามรูพรุน ซึ่งในกรณีนี้เฟสของเหลวจะไม่แพร่เข้าสู่เฟสของแข็ง เพราะมีความสามารถในการละลายต่ำ กรณีนี้จึงเหมาะต่อการทำการเผาพูนิกเฟสของเหลว ดังนั้นลักษณะแผนภูมิสมดุลที่เหมาะสมต่อการทำการเผาพูนิกเฟสของเหลวซึ่งจะทำให้เกิด Densification ขึ้นต้องมีลักษณะดังรูปที่ 2.4 ตัวอย่างของการเผาพูนิกเฟสของเหลวแบบนี้ที่ชัดเจนได้แก่การเผาพูนิก W ร่วมกับ Additive powder ที่มีจุดหลอมตัวต่ำกว่าอุณหภูมิเผาพูนิก รูปที่ 2.5 แสดงตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน W-3.5Ni-1.5Fe เผาพูนิกที่ 1470 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมง ภายใต้บรรยากาศไฮโดรเจน



รูปที่ 2.4 ลักษณะแผนภูมิสมดุลที่เหมาะสมต่อการทำการเผาผนึกเฟสของเหลว (German, 1984)



รูปที่ 2.5 ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน W-3.5Ni-1.5Fe เผาผนึกที่ 1470 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมงภายใต้บรรยากาศไฮโดรเจน (German, 1996)

ในทางตรงกันข้ามหากความสามารถในการละลายของเฟสของเหลวในเฟสของแข็งสูง แต่ความสามารถในการละลายของเฟสของแข็งในเฟสของเหลวต่ำ จะทำให้เกิดการพองตัว เนื่องจากเฟสของแข็งไม่สามารถละลายลงในเฟสของเหลวได้ แต่เฟสของเหลวจะแพร่เข้าสู่เฟสของแข็งและ

ทำให้เกิดรูพรุนจำนวนมากบริเวณที่เคยเป็นเฟสของเหลว พฤติกรรมแบบนี้โดยทั่วไปแล้วไม่เป็นที่ต้องการในการเผาผนึกเพราะทำให้ได้ความหนาแน่นต่ำ ควบคุมรูปร่างชิ้นงานได้ยาก และรูพรุนที่เกิดขึ้นกำจัดได้ยากในขั้นตอน Final Densification ดังนั้นลักษณะแผนภูมิสมดุลที่ไม่เหมาะสมต่อการทำการเผาผนึกเฟสของเหลวจะมีลักษณะตรงกันข้ามกับรูปที่ 2.4 ตัวอย่างการเผาผนึกเฟสของเหลวแบบนี้ได้แก่ Cu-Al ซึ่ง Al ที่มีจุดหลอมตัวต่ำกว่าสามารถละลายใน Cu ได้มาก ในขณะที่ Cu ละลายใน Al น้อยกว่า ดังนั้นจึงทำให้เกิดการพองตัวในการเผาผนึก ยังมีปริมาณ Al มากขึ้นจะทำให้การพองตัวของชิ้นงานมากขึ้นเช่นกัน ถ้าหากความสามารถในการละลายระหว่างเฟสของเหลวและของแข็งต่ำ จะเปรียบเสมือนการทำ Composite Sintering ซึ่งเกิด Densification อย่างจำกัดจากการจัดเรียงตัวใหม่ของอนุภาค และถ้าความสามารถในการละลายระหว่างเฟสของเหลวและของแข็งสูงจะเกิดพฤติกรรมแบบผสมระหว่าง Swelling และ Shrinkage ยกตัวอย่างเช่นการเผาผนึก Cu-Sn เป็นต้น ซึ่งสำหรับการเผาผนึก Fe และ Cu คาดว่าน่าจะจัดอยู่ในกรณีหลังนี้

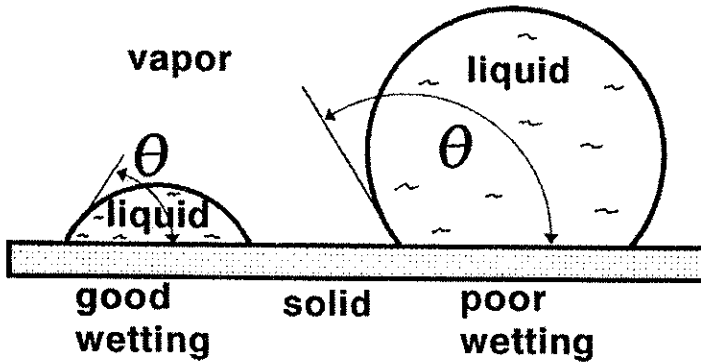
ประเด็นต่อมาเกี่ยวกับการจัดเรียงตัวของอนุภาคเนื่องจาก Capillary force สามารถอธิบายได้ดังนี้ คือ ก่อนการเกิดของเหลวภายในโครงสร้างจุลภาค พลังงานพื้นผิวที่สำคัญคือ γ_{s-v} หรือพลังงานพื้นผิวอิสระระหว่างเฟสของแข็งและไอ แต่เมื่อเกิดเฟสของเหลวขึ้น γ_{s-v} จะถูกทดแทนด้วย γ_{s-l} หรือพลังงานพื้นผิวอิสระระหว่างเฟสของแข็งและของเหลว ซึ่งถ้า

$$\gamma_{s-v} > \gamma_{s-l} + \gamma_{l-v}$$

จะทำให้พลังงานของระบบลดลงเมื่อเฟสของเหลวเข้าไปแทนที่ไอ จึงทำให้ระบบพยายามลดพลังงานด้วยการทำให้เฟสของเหลวแพร่ผ่านรูพรุนไปทดแทนพื้นที่ผิวระหว่างเฟสของแข็งกับไอ หรืออาจเรียกได้ว่ามี Wettability สูง ค่า Wettability วัดด้วย Wetting Angle ดังรูปที่ 2.6 ซึ่งคำนวณ Wetting Angle ได้จากสมการ

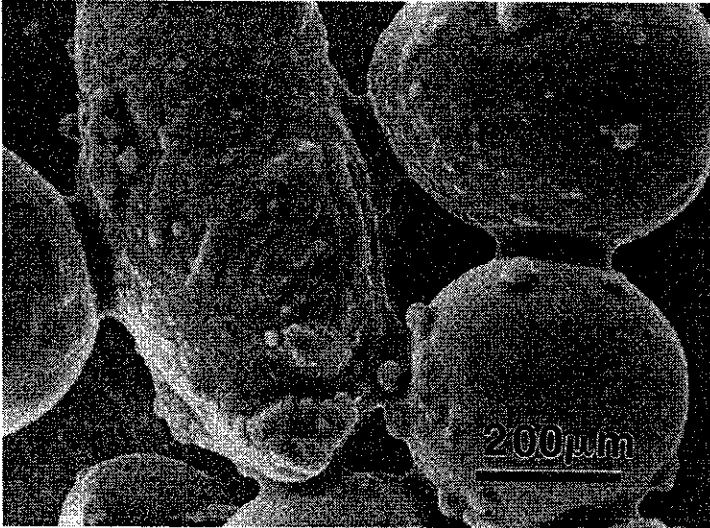
$$\gamma_{s-v} = \gamma_{s-l} + \gamma_{l-v} \cos \theta$$

ดังนั้นจะเห็นได้ว่าถ้าค่า θ ต่ำหมายถึงเฟสของเหลวมี Wettability สูง และถ้าค่า θ สูงหมายถึงเฟสของเหลวมี Wettability ต่ำ



รูปที่ 2.6 Wetting Angle และ Wetability (German, 1984)

ในกรณีที่เฟสของเหลวมี Wetability สูง เฟสของเหลวจะแพร่ไปตามรูพรุนโดยมีแนวโน้มที่จะแพร่ยังบริเวณที่มีรูพรุนเล็กที่สุด เนื่องจากรูพรุนที่เล็กที่สุดใช้ปริมาณเฟสของเหลวน้อยแต่สามารถทดแทนพื้นที่ผิวระหว่างเฟสของแข็งและไอได้มากกว่า ผลจากการที่เฟสของเหลวพยายามแพร่ไปยังบริเวณที่มีรูพรุนขนาดเล็กอาจทำให้เกิดช่องว่างบริเวณที่มีรูพรุนขนาดใหญ่กว่า โดยทั่วไปคนส่วนใหญ่อาจคิดว่าเฟสของเหลวน่าจะไหลไปตามแรงโน้มถ่วงโลกหรือบริเวณด้านล่างของชิ้นงาน แต่ในความเป็นจริงพบว่า ถ้าผงโลหะทั่วไปที่มีขนาดประมาณ 1 ไมครอน ปริมาณเฟสของเหลวประมาณ 5% จะมี Capillary force ที่เกิดขึ้นจากพลังงานพื้นผิวมากกว่าแรงที่เกิดจากอัตราเร่งแรงโน้มถ่วงโลกถึง 10,000 เท่า นอกจากนี้ด้วย Capillary force ที่เกิดขึ้นจะพยายามดึงให้เฟสของแข็งเข้าใกล้ชิดกันมากขึ้นเพื่อลดปริมาตรที่ใช้ในการแทนที่พื้นที่ผิวระหว่างเฟสของแข็งและไอ และมีส่วนทำให้เกิดการเรียงตัวใหม่ของอนุภาค ความหนาแน่นภายในชิ้นงานจึงสูงขึ้น รูปที่ 2.7 แสดงถ่ายภาพกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแสดงให้เห็นรอยเชื่อมต่อของเฟสของเหลวระหว่างอนุภาค ซึ่งทำให้เกิดแรงดึงอนุภาคให้ใกล้ชิดกันมากขึ้น หลักฐานที่ยืนยันทฤษฎีนี้คือถ้าเราลองนำกระดาษเปล่ามาติดกับฝาผนัง กระดาษแผ่นนั้นจะร่วงหล่นลงสู่พื้นทันทีที่ปล่อยมือ แต่ถ้าใช้น้ำเปล่าทาลงบนกระดาษเล็กน้อยจะทำให้กระดาษแผ่นนั้นยึดติดกับฝาผนังได้จาก Capillary force และถ้าปล่อยไว้เช่นนั้นสักพัก เมื่อน้ำเกิดการระเหยจนมีปริมาณน้อยลง จนไม่สามารถทำให้เกิด Capillary force มากพอที่จะรับน้ำหนักของกระดาษแผ่นนั้นไว้ได้ กระดาษก็จะร่วงลงสู่พื้น



รูปที่ 2.7 ถ่ายภาพกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแสดงให้เห็นรอยเชื่อมต่อของเฟสของเหลวระหว่างอนุภาค ซึ่งทำให้เกิดแรงดึงอนุภาคให้ใกล้ชิดกันมากขึ้น (Huppmann and Dalal, 1986)

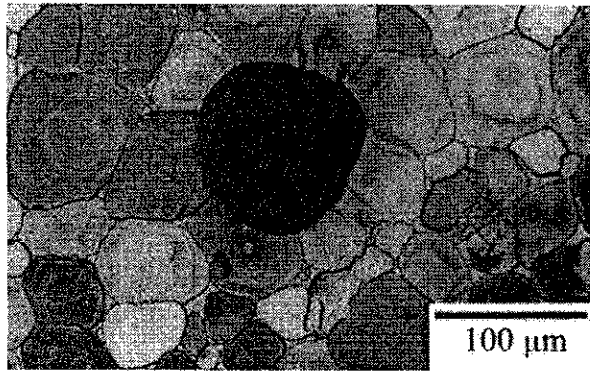
ในทางตรงกันข้ามหากเฟสของเหลวมี Wetability ต่ำ เฟสของเหลวจะไม่แพร่ไปตามรูพรุน เพราะไม่มีส่วนช่วยให้พลังงานของระบบลดลงได้ เนื่องจากมีพลังงานพื้นผิวระหว่างเฟสของเหลวและของแข็งมากกว่าพลังงานพื้นผิวระหว่างเฟสของแข็งและไอ ดังนั้นจึงไม่เกิด Densification นอกจากนี้เฟสของเหลวยังพยายามผลักดันให้ผงโลหะหรือเฟสของแข็งห่างจากกันมากขึ้น เพื่อลดพลังงานพื้นผิวของเฟสของเหลวโดยจะพยายามเปลี่ยนเป็นทรงกลม ทำให้ผลักดันผงโลหะออกจากกัน และเกิดการพองตัว

จากความรู้ทั้งหมดที่ได้กล่าวมาถ้าต้องการสรุปปัจจัยที่ส่งเสริมให้เกิด Swelling หรือ Shrinkage สามารถสรุปได้ดังตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.2 สรุปปัจจัยที่ส่งเสริมให้เกิด Swelling หรือ Shrinkage (German, 1985)

Factor	Swelling	Shrinkage
Solid solubility in liquid	Low	High
Liquid solubility in solid	High	Low
Diffusivity	Unequal	Equal
Additive powder size	Large	Small
Base powder size	Large	Small
Green density	High	Low
Wetability	Low	High
Dihedral Angle	High	Low
Temperature	Low	High
Time	Short	Long

จากที่ได้กล่าวมาแล้วว่าเฟสของเหลวจะพยายามไปแทรกตัวอยู่ในโพรงที่มีขนาดเล็กถ้าหากมี Wetability พอ เนื่องจากจะสามารถลดพลังงานพื้นผิวระหว่างเฟสของแข็งและไอได้มากกว่าด้วยเหตุนี้จึงทำให้รูพรุนขนาดใหญ่ มักจะเป็นบริเวณสุดท้ายที่เฟสของเหลวจะเข้ามาปิด นอกจากนี้แล้วรูพรุนขนาดใหญ่ยังไม่สามารถกำจัดได้ในขั้นตอน Final Densification ด้วย เนื่องจากมีพื้นผิวโค้งเว้า ซึ่งมีแนวโน้มที่จะขยายตัวออกมากกว่าหดหายไป ดังนั้นการเผาผนึกเฟสของเหลวจึงมีลักษณะเด่นอีกประการหนึ่งคือ มักจะพบรูพรุนขนาดใหญ่อยู่ภายในโครงสร้างจุลภาค รูปที่ 2.8 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคบริเวณที่เกิดรูพรุนขนาดใหญ่



รูปที่ 2.8 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของ 96Mo-4Ni เผาผนึกที่ 1460 องศาเซลเซียสสามครั้ง ครั้งละ 30 นาที แสดงบริเวณที่เกิดรูพรุนจากการเผาผนึกเฟสของเหลว(German, 1985)

อิทธิพลของทองแดงในเหล็กกล้า

จากแผนภูมิสมดุลของทองแดงและเหล็ก (รูปที่ 1.4) จะเห็นได้ว่าทองแดงสามารถละลายในออสเทนไนต์ได้ประมาณช่วง 2.0 – 9.0 %Cu ที่อุณหภูมิ 850 – 1100 องศาเซลเซียส และสามารถละลายในเฟอร์ไรต์ได้เพียงเล็กน้อยเท่านั้น จึงทำให้เกิดปรากฏการณ์ Precipitation Hardening โดยเกิดการตกผลึกของทองแดงที่มีมากกว่าความสามารถในการละลายและช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้กับเหล็กได้ อีกเหตุผลหนึ่งที่ช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้กับเหล็กกล้าคือ ทองแดงมีส่วนทำให้อุณหภูมิยูเทคตอยด์ลดลงและทำให้เฟอร์ไรต์ที่ได้จากปฏิกิริยามีความละเอียดมากขึ้น นอกจากนี้ยังพบว่าทองแดงช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้กับเหล็กกล้าภายหลังการทำ Normalizing ได้มากกว่าเหล็กกล้าที่ไม่มีการเติมทองแดง (Bain and Paxton, 1966)

อย่างไรก็ดีทองแดงกลับไม่ใช่ธาตุผสมหลักที่ใช้ผสมในเหล็กกล้าทั่วไป ทั้งนี้มีเหตุผลหลายประการ เช่น ทองแดงเป็น โลหะที่มีราคาสูง ถึงแม้จะสามารถทำการผสมในเหล็กกล้าได้ง่าย (เกิดออกซิเดชันได้ยาก) แต่การผสมนิกเกิลสามารถให้ผลที่ดีกว่า โดยสามารถเพิ่มความแข็งแรงได้

โดยไม่ลดความเหนียวลง นอกจากนี้ความแข็งที่ได้จากการตกผลึกของทองแดงยังมีค่าไม่ค่อนแน่นอนจึงควบคุมในกระบวนการผลิตได้ยากและไม่ค่อยมีการนำมาใช้ในทางอุตสาหกรรมเท่าใดนัก

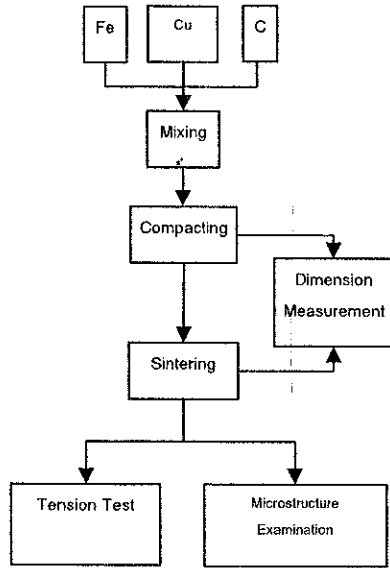
สำหรับการผสมทองแดงลงในเหล็กกล้าที่ได้จากกระบวนการโลหะผงมีแรงบันดาลใจที่ต่างกันออกไป โดยทองแดงเป็นโลหะที่มีจุดหลอมตัว ($1085\text{ }^{\circ}\text{C}$) ต่ำกว่าอุณหภูมิเผาผนึกของเหล็กกล้าในอุตสาหกรรมทั่วไปเพียงเล็กน้อย ($1120\text{ }^{\circ}\text{C}$) ซึ่งจะทำให้กลายเป็นเฟสของเหลวขณะเผาผนึก ช่วยทำให้อัตราการถ่ายเทมวลสารสูงขึ้น เกิดการประสานของเม็ดผงโลหะที่ดี และเพิ่มความแข็งแรงภายหลังเผาผนึกสูง

นอกจากประเด็นเรื่องความแข็งแรงการผสมผงทองแดงอาจส่งผลต่อพฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงมิติของชิ้นงาน ซึ่งเป็นเรื่องสำคัญต่อการผลิตชิ้นส่วนโลหะผงในอุตสาหกรรมเป็นอย่างยิ่ง ซึ่งผลของทองแดงต่อพฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงมิติในเหล็กกล้ายังไม่เป็นที่ชัดเจนนัก โดย K.S. Narasimhan ได้พบว่าทองแดงและคาร์บอนต่างส่งผลต่อการหดหรือพองตัวของชิ้นงาน และต้องพิจารณาร่วมกัน (Narasimhan, 2001)

บทที่ 3

ระเบียบวิธีการทดลอง

ระเบียบวิธีการทดลองประกอบด้วย การเตรียมตัวอย่าง การอัดขึ้นรูปชิ้นงาน การเผาผนึก การทดสอบสมบัติเชิงกล และการวัดขนาดชิ้นงานก่อนและหลังการเผาผนึก รวมทั้งการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค แผนภาพขั้นตอนการทดลองแสดงดังรูปที่ 3.1



รูปที่ 3.1 ขั้นตอนการทดลอง

การผสมผงวัสดุ

วัตถุดิบที่ใช้ในการวิจัยครั้งนี้ได้แก่

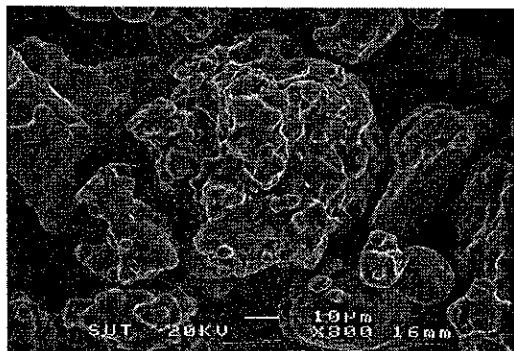
- ผงเหล็กบริสุทธิ์ (99.9%) มี mesh number เท่ากับ -325 (เส้นผ่านศูนย์กลางน้อยกว่า 45 ไมครอน) ทดสอบด้วยวิธี Sieve Analysis ผงเหล็กบริสุทธิ์ที่ใช้การวิจัยนี้ได้จากกระบวนการอะตอมไมเซชันด้วยน้ำซึ่งมีรูปร่างแบบ Irregular (รูปที่ 3.1ก)

- ผงกราฟไฟต์ (99.5%) มีขนาดโดยเฉลี่ย 3 – 5 ไมครอน ทดสอบด้วยเทคนิคการหักเหของแสงเลเซอร์ที่ฉายผ่านสารแขวนลอยของผงกราฟไฟต์ ผงกราฟไฟต์มีรูปร่างค่อนข้างเป็นเกล็ด (รูปที่ 3.1ข)

- ผงทองแดงบริสุทธิ์ (99.9%) มี mesh number เท่ากับ -325 เช่นเดียวกับกับผงเหล็ก ผงทองแดงบริสุทธิ์นี้ผ่านการผลิตด้วยกรรมวิธีอะตอมไมเซชันแบบเหวี่ยง ซึ่งมีรูปร่างค่อนข้างกลมสมบูรณ์ (รูปที่ 3.1ค)

ผงวัสดุทั้งสามชนิดจะถูกนำมาผสมตามส่วนผสมทางเคมีที่ต้องการ คือ ตั้งแต่ 0 – 12 %Cu และ 0 – 2.0 %C โดยมีเหล็กเป็นส่วนผสมหลัก เมื่อผสมผงวัสดุเสร็จแล้วจะถูกนำไปอัดขึ้นรูปทันที

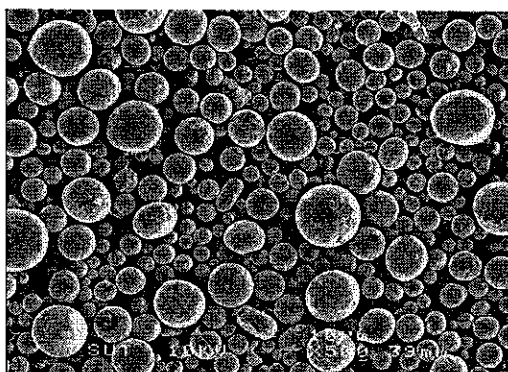
ด้วยความระมัดระวังไม่ให้ได้รับการสั่นสะเทือน เพื่อป้องกันการเกิดออกซิเดชันและเกิดการแยกตัวของผงวัสดุระหว่างเคลื่อนย้าย ซึ่งจะทำให้ส่วนผสมทางเคมีภายในชิ้นงานไม่สม่ำเสมอภายหลังการเผาผนึกแล้ว



(ก)



(ข)



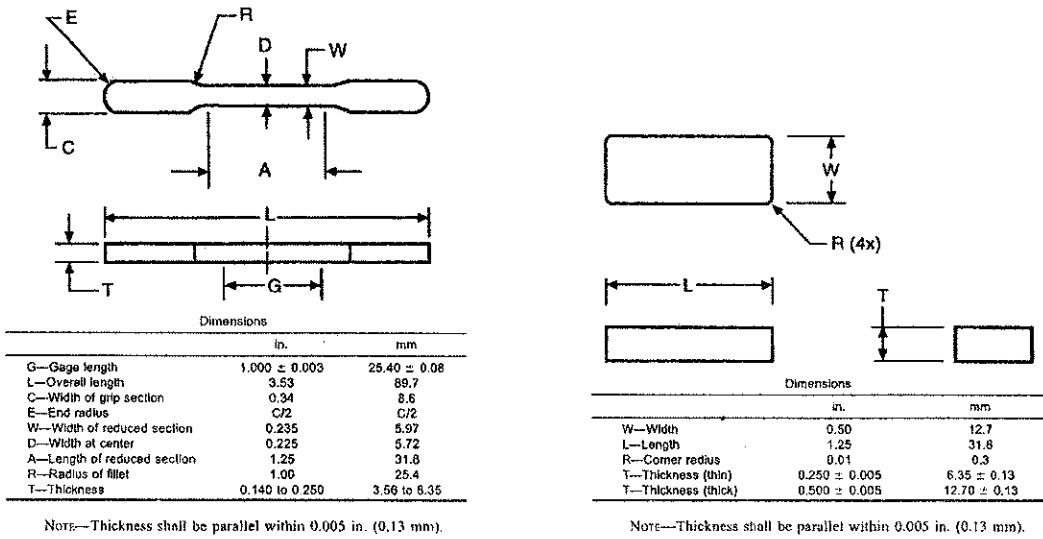
(ค)

รูปที่ 3.2 ภาพถ่ายกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของวัสดุที่ใช้ในการทดลอง

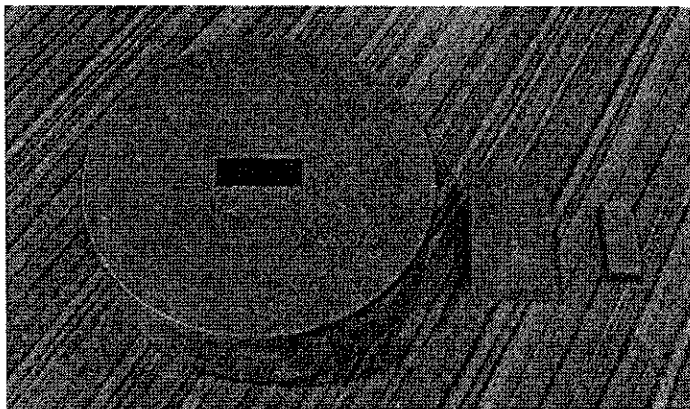
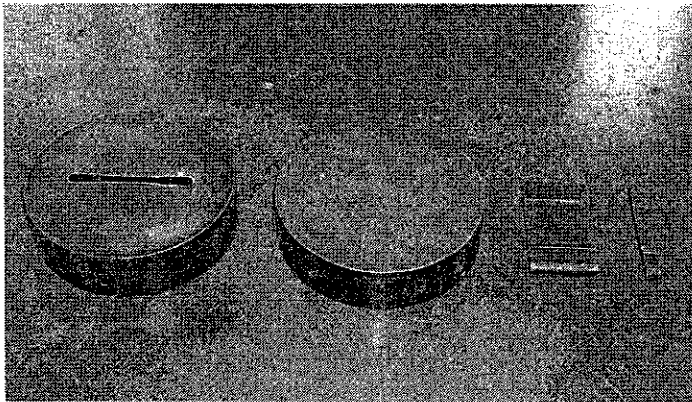
ก) ผงเหล็ก ข) ผงกราไฟต์ ค) ผงทองแดง

การอัดขึ้นรูป

ผงวัสดุที่ถูกผสมจนเป็นเนื้อเดียวกันเป็นอย่างดีแล้วจะถูกนำไปอัดขึ้นรูปเป็นชิ้นงาน โดยกำหนดให้มีรูปร่างตามมาตรฐาน ASTM E8 สำหรับการทดสอบแรงดึง และ ASTM B10 สำหรับการวัดการเปลี่ยนแปลงมิติของชิ้นงาน (รูปที่ 3.2) เครื่องอัดขึ้นรูปที่ใช้ ได้แก่ เครื่องอัดไฮดรอลิก โดยชิ้นงานทุกเงื่อนไขใช้แรงดันในการอัดเท่ากัน คือ 600 MPa และใช้ Zinc Stearate เป็นสารหล่อลื่นเพื่อลดความเสียดทานที่ผิวของแม่พิมพ์ เพื่อให้ได้ความหนาแน่นภายในชิ้นงานที่สม่ำเสมอมากขึ้น



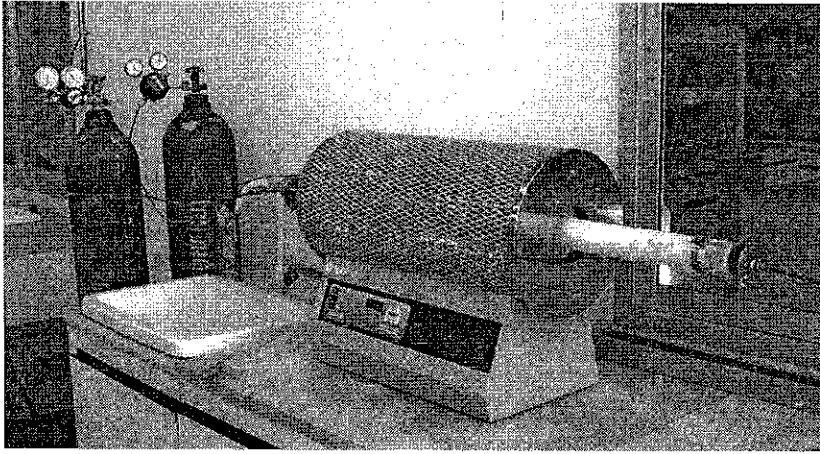
รูปที่ 3.3 รูปร่างและขนาดชิ้นงานทดสอบตามมาตรฐาน ASTM E8 (ซ้าย) และ ASTM B610 (ขวา)



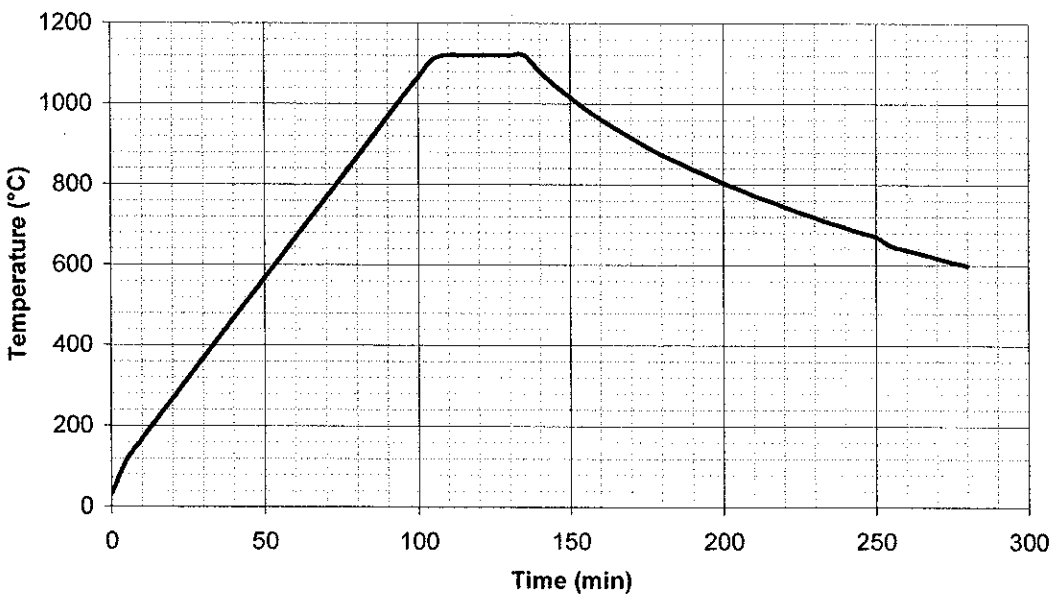
รูปที่ 3.4 ชุดแม่พิมพ์ที่ใช้ในการอัดขึ้นรูปชิ้นงานมาตรฐาน ASTM E8 (บน) และ ASTM B610 (ล่าง)

การเผาผนึก

ชิ้นงานที่ผ่านการอัดขึ้นรูปแล้วจะถูกนำไปเผาผนึกในเตา Horizontal Tube Furnace ที่อุณหภูมิ 1120 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 60 นาที ภายใต้บรรยากาศ 75%N₂-25%H₂ โดยก๊าซไนโตรเจนทำหน้าที่เป็นก๊าซเฉื่อยและก๊าซไฮโดรเจนเป็นรีดิวเซอร์ ป้องกันไม่ให้เกิดปฏิกิริยาออกซิเดชัน ในการเผาผนึกกำหนดให้มีอัตราการเพิ่มอุณหภูมิคือ 10 °C/min เพื่อป้องกันไม่ให้ชิ้นงานแตก หากถูกทำให้ร้อนเร็วเกินไป และเมื่อชิ้นงานผ่านการเผาผนึกตามโปรแกรมแล้วจะถูกปล่อยให้เย็นตัวภายในเตาจนถึงอุณหภูมิประมาณ 200 °C จึงจะนำชิ้นงานออกจากเตา การวัดอุณหภูมิภายในเตาทำโดยเทอร์โมคัปเปิล ชนิด K ในการสอบเทียบค่าที่อ่านได้จากคอนโทรลเลอร์และบันทึกอุณหภูมิตลอดระยะเวลาเผาผนึก รูปที่ 3.5 แสดงตัวอย่างค่าอุณหภูมิที่วัดได้ตามโปรแกรมการเผาผนึกที่กำหนดไว้ในการวิจัยครั้งนี้



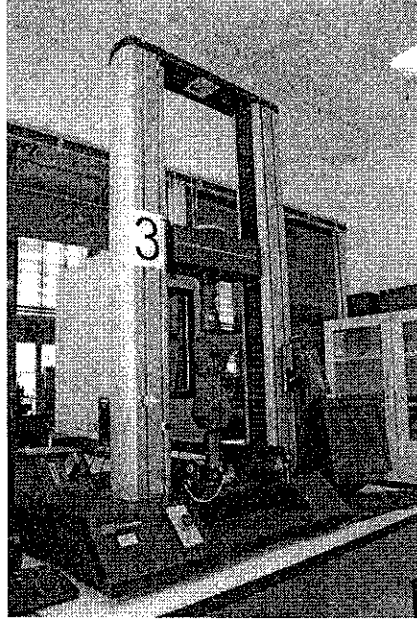
รูปที่ 3.5 เตา Horizontal Tube Furnace ที่ใช้ในการเผาผนึก



รูปที่ 3.6 อุณหภูมิภายในเตาที่วัดได้ ตามโปรแกรมการเผาผนึกที่กำหนด

การทดสอบสมบัติเชิงกล

ชิ้นงานทดสอบแรงดึงที่ได้จากการเผาผนึกจะถูกนำไปทดสอบแรงดึง ด้วยเครื่อง Universal Testing Machine (UTM) ด้วยอัตราความเร็ว 0.5 mm/min โดยในแต่ละเงื่อนไขจะใช้ชิ้นงานจำนวน 3 ชิ้นแล้วนำค่าที่ได้จากการทดสอบมาหาค่าเฉลี่ยและค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานต่อไป การวัดความเครียดทำโดย Extensometer ที่มีระยะวัดไม่เกิน 25 mm ติดที่ชิ้นงานภายในระยะ gage length



รูปที่ 3.7 เครื่อง Universal Testing Machine (UTM) ที่ใช้
สำหรับการทดสอบแรงดึงในงานวิจัยนี้

การตรวจสอบสมบัติทางกายภาพ

การตรวจสอบสมบัติทางกายภาพ ได้แก่ การวัดมิติของชิ้นงานก่อนและหลังเผาผนึก โดยวัดความหนา ความกว้างและความยาวของชิ้นงาน การเปลี่ยนแปลงมิติด้านความหนาแสดงถึงการเปลี่ยนแปลงมิติตามแนวขนานกับทิศทางการอัดขึ้นรูปชิ้นงาน ในขณะที่การเปลี่ยนแปลงมิติด้านความกว้างและความยาวของชิ้นงานแสดงถึง การเปลี่ยนแปลงมิติด้านตั้งฉากกับทิศทางการอัดขึ้นรูป

การตรวจสอบสมบัติการภาพอีกอย่างหนึ่ง ได้แก่ การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน ซึ่งทำโดยการตัดส่วนของชิ้นงานด้วยเครื่อง CNC Wire Cut แล้วนำไปขัดหยาบด้วยกระดาษทรายถึงเบอร์ 1000 นำชิ้นงานไปจุ่มกรด Nital 4% เป็นเวลา 1 นาที เพิ่มเปิดรูพรุนภายในชิ้นงานที่ถูกปิดในขั้นตอนการขัดหยาบ แล้วจึงนำไปขัดละเอียดด้วยผงอะลูมินาบนผ้าขัดล็กหลอดขนยาวและกัดกรดด้วย Nital 4% อีกครั้ง การถ่ายภาพทำโดยถ่ายภาพทั้งในทิศทางตั้งฉากและขนานกับทิศทางการอัดสำหรับทุกส่วนผสมเพื่อเปรียบเทียบปริมาณเฟสและรูพรุนภายในชิ้นงาน

บทที่ 4

ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง

ผลการทดลอง

ความแข็งแรงดึง (Ultimate Tensile Strength)

ค่าความแข็งแรงดึงที่ได้จากการทดลองพบว่ามีความสัมพันธ์กับปริมาณทองแดงและคาร์บอน ดังแสดงในตารางที่ 4.1 ซึ่งจะเห็นได้ว่าความแข็งแรงดึงที่ได้มีค่าอยู่ในช่วง 160 - 550 MPa จากการสังเกตพบว่าความแข็งแรงดึงนั้นขึ้นอยู่กับปริมาณคาร์บอนมากกว่าทองแดง

นอกจากนี้ยังพบว่าความแข็งแรงดึงมีค่าสูงขึ้นเมื่อปริมาณคาร์บอนมากขึ้น และมีค่าสูงสุดที่ 1.0 %C เมื่อมีคาร์บอนเพิ่มมากขึ้นไปกว่านี้ค่าความแข็งแรงดึงจะลดลง

ในทำนองเดียวกันค่าความแข็งแรงดึงนั้นมีแนวโน้มสูงขึ้นเมื่อปริมาณทองแดงมากขึ้น และพบว่ามีความแข็งแรงดึงที่ปริมาณทองแดงในช่วง 8 - 10 %Cu และมีแนวโน้มลดลงที่ปริมาณทองแดงสูงกว่านี้

จากอิทธิพลของทั้งทองแดงและคาร์บอนที่ได้กล่าวมาข้างต้น พบว่าค่าความแข็งแรงดึงมีค่ามากที่สุดที่ 8 %Cu และ 1.0 %C โดยมีค่าประมาณ 522 MPa และเมื่อนำไปเทียบกับที่ 0 %Cu และ 1.0 %C พบว่าความแข็งแรงดึงเมื่อเติมทองแดง 8 %Cu มีค่ามากกว่าประมาณ 30% จากจุดนี้จึงพออนุมานได้ว่าการเติมทองแดงมีส่วนช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้กับชิ้นงานเหล็กกล้าที่ได้จากกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผง

ตารางที่ 4.1 ค่าความแข็งแรงดึงเฉลี่ยของชิ้นงานเหล็กกล้าที่ได้จากกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผงที่มีปริมาณทองแดง 0 - 12 %Cu และ 0 - 2.0 %C

UTS (MPa)		%C					
		0	0.6	0.8	1.0	1.4	2.0
%Cu	0	168.21	230.96	324.43	365.00	283.60	264.19
	2	228.52	328.90	386.63	408.49	403.57	353.30
	4	246.83	358.08	404.76	450.04	463.16	369.02
	6	246.56	401.05	459.48	473.45	416.14	402.16
	8	249.67	408.34	448.55	514.81	452.90	380.20
	10	254.75	396.68	423.59	522.06	391.10	393.07
	12	246.42	336.93	406.73	484.82	366.81	348.44

เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (% Elongation)

ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่ได้จากการทดลองแสดงในตารางที่ 4.2 ซึ่งมีค่าขึ้นอยู่กับปริมาณทองแดงและคาร์บอน โดยรวมพบว่าคาร์บอนมีอิทธิพลมากกว่าทองแดง

สำหรับเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวอยู่ในช่วง 6 – 10% ซึ่งจัดว่าอยู่ในเกณฑ์ที่สูง แสดงให้เห็นว่าชิ้นงานผ่านการเผาผนึกมาเป็นอย่างดี โดยผงโลหะถูกเชื่อมประสานกันในระดับที่ดี

เมื่อมีคาร์บอนในชิ้นงานมากขึ้น เปอร์เซ็นต์การยืดตัวจะลดลงอย่างรวดเร็ว เนื่องจากอะตอมของคาร์บอนจะไปแทรกตัวอยู่ในโครงสร้างผลึกของเหล็กทำให้เกิดการบิดเบี้ยว และทำให้ดิสโลเคชันเคลื่อนที่ได้ลำบากขึ้น ด้วยเหตุผลนี้จึงทำให้ค่าความแข็งแรงดึงสูงขึ้นและ เปอร์เซ็นต์การยืดตัวต่ำลง และที่ปริมาณคาร์บอนมากกว่า 0.8 %C จะเกิดเฟสซีเมนไตต์ซึ่งเป็นเฟสที่ค่อนข้างเปราะส่งผลให้เปอร์เซ็นต์การยืดตัวลดต่ำลงมาก

ปริมาณทองแดงก็มีผลต่อการยืดตัวเช่นกัน โดยปริมาณทองแดงที่มากขึ้น จะลดเปอร์เซ็นต์การยืดตัว แต่พบว่ามีผลไม่มากเท่ากับคาร์บอน

ตารางที่ 4.2 ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ยของชิ้นงานเหล็กกล้าที่ได้จากกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผสมที่มีปริมาณทองแดง 0 – 12 %Cu และ 0 – 2.0 %C

Elongation (%)		%C					
		0	0.6	0.8	1.0	1.4	2.0
%Cu	0	9.95	4.10	4.17	3.10	1.90	1.55
	2	5.53	3.03	2.14	2.18	1.95	1.17
	4	4.97	2.07	2.08	1.92	1.97	1.73
	6	3.95	2.25	2.60	1.93	1.27	1.00
	10	6.55	2.80	1.54	2.50	1.16	1.19
	12	4.60	1.25	1.36	1.88	1.20	1.03

เปอร์เซ็นต์การหดตัว (% Shrinkage)

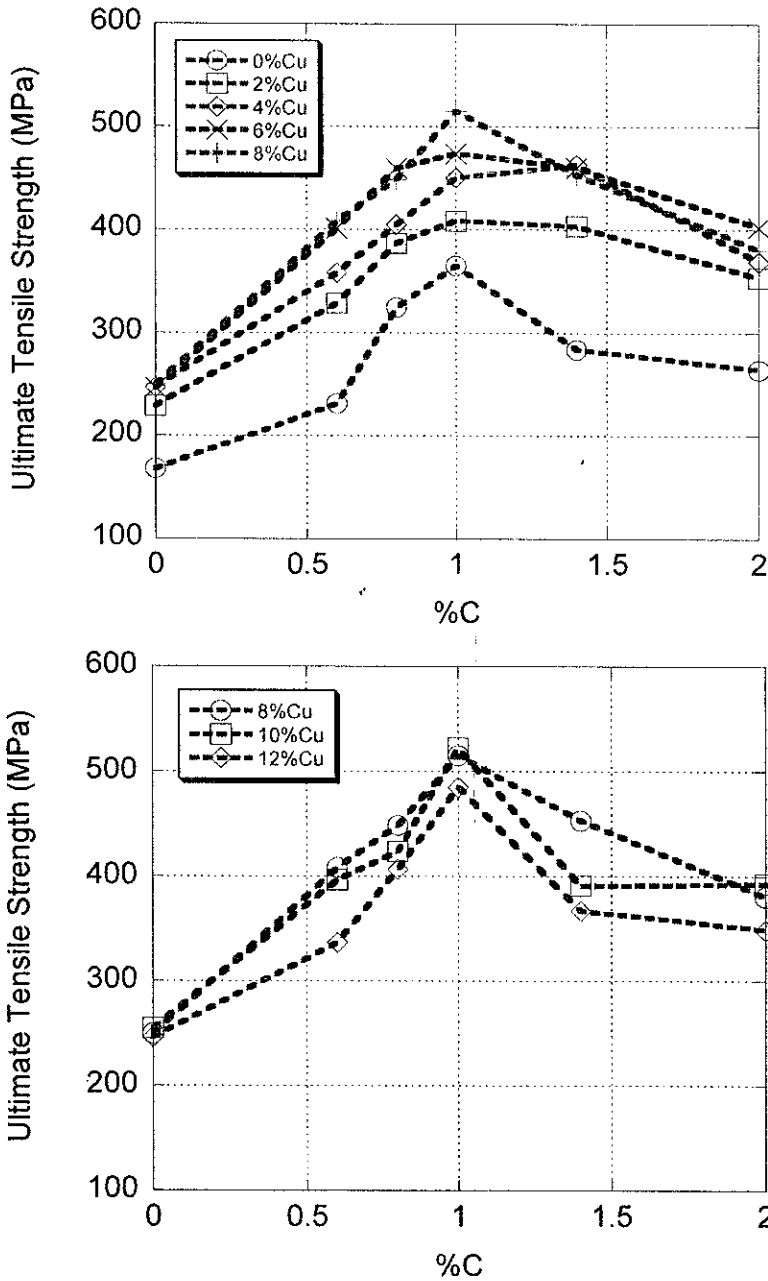
ค่าเปอร์เซ็นต์การหดตัวที่ได้จากการทดลองพบว่า มีค่าขึ้นอยู่กับปริมาณทองแดงและคาร์บอน ดังแสดงในตารางที่ 4.3 โดยพบพฤติกรรมที่น่าสนใจคือเงื่อนไขส่วนใหญ่ให้อัตราการหดตัวดีกลับ กล่าวคือเกิดการพองตัวภายหลังการเผาผนึก ในขณะที่การเผาผนึกโดยทั่วไปจะทำให้เกิดการหดตัวมากกว่าการพองตัว โดยภาพรวมพบว่ายังมีการเติมทองแดงเข้าไปมากเท่าใด อัตราการพองตัวยิ่งมากขึ้นเท่านั้น

ตารางที่ 4.3 เปรอ์เซ็นต์การหดตัวเฉลี่ยของชิ้นงานเหล็กกล้าที่ได้จากกระบวนการ โลหะวิทยาโลหะผสมที่มีปริมาณ ทองแดง 0 – 12 %Cu และ 0 – 2.0 %C

Shrinkage (%)		%C					
		0	0.6	0.8	1.0	1.4	2.0
%Cu	0	0.00	0.02	0.07	0.05	-0.02	-0.02
	2	-0.30	-0.22	-0.20	-0.15	-0.08	-0.47
	4	-0.63	-0.58	-0.78	-0.49	-0.38	-0.55
	6	-0.95	-0.81	-1.06	-0.68	-0.98	-0.98
	8	-1.23	-1.06	-1.11	-0.79	-0.58	-0.66
	10	-1.25	-1.06	-1.13	-1.01	-1.09	-0.65
	12	-1.26	-1.14	-1.13	-1.02	-1.06	-1.03

วิเคราะห์ผลการทดลอง

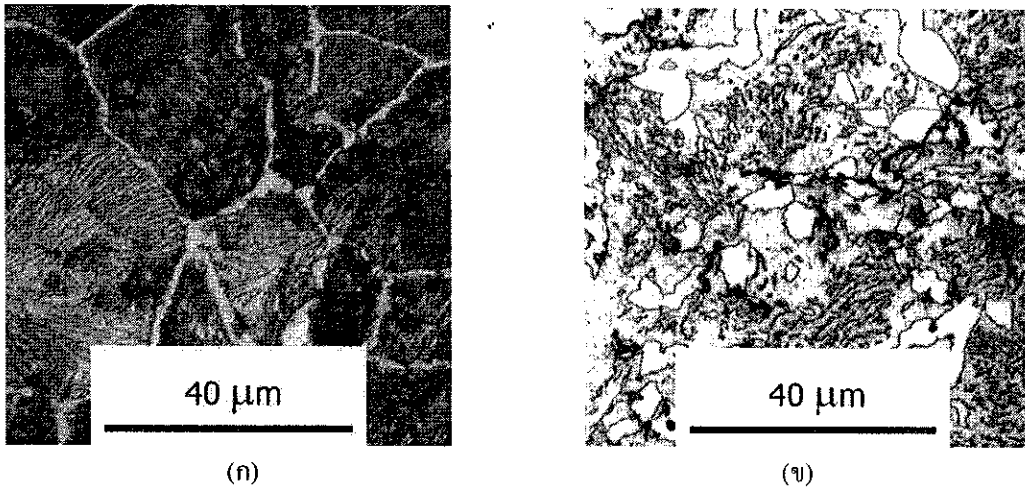
จากรูปที่ 4.1 จะเห็นได้ว่า เมื่อปริมาณคาร์บอนมากขึ้น ความแข็งแรงดึงจะมีค่าสูงขึ้น และมีค่าสูงสุดที่ 1.0 %C โดยเมื่อมีปริมาณคาร์บอนมากไปกว่านี้ ค่าความเค้นสูงสุดจะมีค่าลดลง ทั้งนี้เนื่องจากอะตอมของคาร์บอนจะเข้าไปแทรกตัวอยู่ในโครงสร้างผลึกของเหล็ก และทำให้เกิดการบิดเบี้ยวของโครงสร้างผลึกจึงทำให้ความแข็งแรงดึงเพิ่มขึ้น โดยทั่วไปแล้วสำหรับเหล็กกล้าที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยแรงทางกล หรือการหล่อ จะมีค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดที่คาร์บอน 0.8 %C เพราะที่เกินกว่า 0.8 %C นั้น จะรวมตัวกับเหล็กเป็นสารประกอบเชิงโลหะ Fe_3C (Cementite) และจัดเรียงตัวอยู่ในรูปโครงข่าย จึงทำให้เหล็กกล้าที่มีคาร์บอนเกิน 0.8 %C มีพฤติกรรมแตกแบบเปราะและมีค่าความแข็งแรงดึงต่ำ (Bain and Paxton, 1966) แต่สำหรับชิ้นงานเหล็กกล้าที่ได้จากกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผสม โครงสร้างจุลภาคจะประกอบไปด้วยรูพรุน ซึ่งทำให้โครงข่ายของซีเมนไตท์แยกออกจากกันและขาดความต่อเนื่อง การที่ซีเมนไตท์ไม่อยู่ในรูปของโครงข่ายส่งผลให้ชิ้นงานมีความเปราะลดลง อีกทั้งอนุภาคของซีเมนไตท์ยังทำตัวเหมือนอนุภาคที่มีความแข็งแรงสูงและช่วยยับยั้งการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ด้วยเหตุผลนี้ จึงเป็นไปได้ที่ค่าความแข็งแรงดึงจะมีค่าสูงสุดที่ปริมาณคาร์บอนสูงกว่า 0.8 %C ซึ่งในการศึกษาครั้งนี้ พบว่ามีค่าสูงสุดที่ 1.0 %C ซึ่งผลการทดลองนี้ สอดคล้องกับผลการทดลองของ D.R. Amador และ J.M. Torralba (Amador and Torralba, 2003) รูปที่ 4.2 แสดงการเปรียบเทียบลักษณะของซีเมนไตท์ที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยแรงทางกลและผ่านการขึ้นรูปด้วยกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผสม



รูปที่ 4.1 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงดึง และ ปริมาณคาร์บอนของชิ้นงานที่มีทองแดงต่างกัน

จากรูปที่ 4.1 จะเห็นว่าค่าความแข็งแรงดึงขึ้นอยู่กับปริมาณทองแดงด้วยเช่นกัน โดยเมื่อปริมาณทองแดงมากขึ้น จะส่งผลให้ค่าความแข็งแรงดึงเพิ่มขึ้น ทั้งนี้ เนื่องจากทองแดงมีจุดหลอมตัวที่ 1085 องศาเซลเซียส ซึ่งจะกลายเป็นของเหลวที่อุณหภูมิเผาพูนิก (1120 °C) เมื่อทองแดงกลายเป็นของเหลว จะช่วยให้อัตราการถ่ายเทมวลสารภายในชิ้นงานสูงขึ้น (Zhang, Sandstorm and Wang, 2004) ซึ่งจะมีผลให้ผงโลหะเชื่อมประสานกันได้รวดเร็วขึ้น หรือกล่าวคือใช้เวลาในการเผาพูนิกน้อยลง ดังนั้นเมื่อปริมาณทองแดงเพิ่มขึ้น ย่อมหมายถึงว่า จะมีเฟสของเหลวภายในชิ้นงานที่อุณหภูมิเผาพูนิกมากขึ้นและช่วยให้ความแข็งแรงดึงเพิ่มขึ้นด้วยระยะเวลาเผาพูนิกที่เท่ากัน โดยพบว่าค่าความแข็งแรงดึงมีค่ามากที่สุดที่ 8%Cu – 1.0%C โดยมีค่าเท่ากับ 522 MPa

อีกกลไกหนึ่งที่ทำให้ความแข็งแรงดึงเพิ่มขึ้นตามปริมาณทองแดงคือ ทองแดงมีความสามารถในการละลายในเหล็กน้อยลงที่อุณหภูมิต่ำลง หากนำแผนภูมิสมดุลสามธาตุมาประกอบการพิจารณา (รูปที่ 4.3) จากภาพจะเห็นได้ว่าที่อุณหภูมิใกล้เคียงกับอุณหภูมิเผาผนึก (1170°C) ทองแดงจะสามารถละลายในออสเตนไนท์ได้ประมาณ 10%Cu และที่อุณหภูมิ 1050 925 850 $^{\circ}\text{C}$ พบว่าความสามารถในการละลายลดลงเหลือประมาณ 7.0 5.5 และ 3.5 %Cu ตามลำดับ ทองแดงส่วนเกินความสามารถในการละลายนั้นจะตกผลึกแยกตัวออกมาจากออสเตนไนท์และทำตัวเป็นนิวเคลียสเทียมให้กับปฏิกิริยาอุเทคตอยด์ จึงทำให้ได้เฟิร์ลไลต์ที่มีความละเอียดมากกว่าปกติ จึงทำให้ได้ความแข็งแรงดึงสูงขึ้น อย่างไรก็ตาม อนุภาคเฟสทองแดงที่ตกผลึกออกมานั้นเป็นเฟสที่มีความแข็งแรงต่ำ ผล Precipitation Hardening จึงเห็นได้ไม่ชัดเจนเท่าใดนัก



รูปที่ 4.2 เปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าที่มีคาร์บอน 1.0 %C

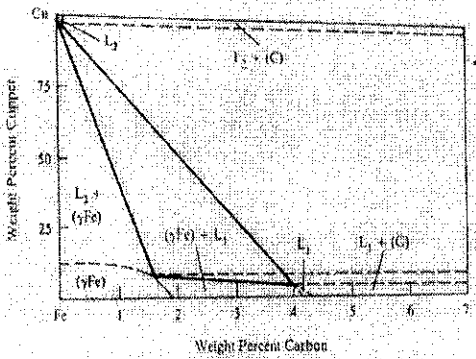
- ก) เหล็กกล้าที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยแรงทางกล
ข) เหล็กกล้าที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผสม

เมื่อเพิ่มปริมาณทองแดงให้สูงกว่า 8 % Cu พบว่าค่าความแข็งแรงดึงลดต่ำลง ทั้งนี้เนื่องจากทองแดงนั้นมีมากเกินความสามารถในการละลายของเหล็กที่อุณหภูมิเผาผนึกจึงทำให้ทองแดงหลอมเหลวภายในโครงสร้างจุลภาคไม่แพร่ซึม และหายไปขณะเผาผนึก และยังคงเป็นของเหลวตลอดขั้นตอนเผาผนึก เฟสของเหลวนี้นอกจากจะช่วยให้อัตราการถ่ายเทมวลสารสูงขึ้นแล้ว แต่จะออกแรง Capillary Force ต่อบริเวณผงเหล็ก ซึ่งจะออกแรงดึงให้ผงเหล็กเคลื่อนที่เข้าใกล้ชิดกัน เพื่อให้เฟสของเหลวมียึดเกาะบางและแพร่เป็ยพื้นที่ผิวของอนุภาคมากที่สุด ทำให้เกิดการจัดเรียงอนุภาคผงเหล็กใหม่และทิ้งให้เกิดรูพรุนขนาดใหญ่ขึ้นในบางบริเวณ (รูปที่ 4.4) หลักฐานของปริมาณทองแดงที่มากเกินความสามารถในการละลายจะปรากฏในโครงสร้างจุลภาคในรูปของเฟสทองแดงบริสุทธิ์ ซึ่งสังเกตเห็นได้ง่ายผ่านกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงเนื่องจากปรากฏเป็นเฟสที่มีสีส้ม ในขณะที่ บริเวณที่ทองแดงสามารถละลายเข้าไปได้จะปรากฏเป็นบริเวณที่มีสีน้ำตาลอ่อน รู

พรมขนาดใหญ่มักเกิดขึ้นส่งผลเสียต่อความแข็งแรงดึง เนื่องจากพรมนั้นเปรียบเสมือนรอยแตกภายในชิ้นงาน และยังรอยแตกมีขนาดใหญ่จะยิ่งทำให้ค่า Fracture Toughness ต่ำลง จึงเป็นเหตุให้ความแข็งแรงดึงลดลงที่ปริมาณทองแดงสูงเกินไป

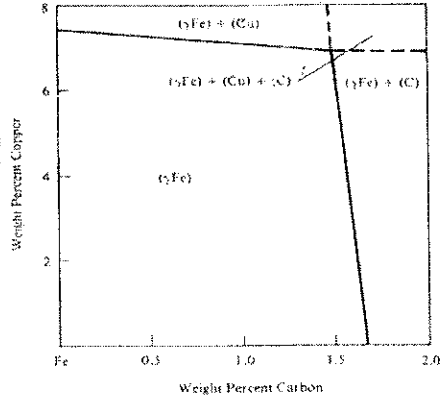
นอกจากนี้จากรูปที่ 4.4 จะเห็นได้ว่าเมื่อมีทองแดงมากขึ้นจนเกินความสามารถในการละลายของทองแดงในเหล็กจะปรากฏเฟสสี่ส่วนตามขอบเกรน ซึ่งได้แก่เฟสทองแดงบริสุทธิ์ การปรากฏเฟสทองแดงบริสุทธิ์นี้ก็จะส่งผลเสียต่อความแข็งแรงดึงด้วยเช่นกัน เนื่องจากเป็นเฟสที่มีความแข็งต่ำ จึงเป็นอีกเหตุผลที่หนึ่งที่ไม่ควรเติมทองแดงในปริมาณที่สูงเกินไป

C-Cu-Fe isothermal section at 1172 °C [88Ray]



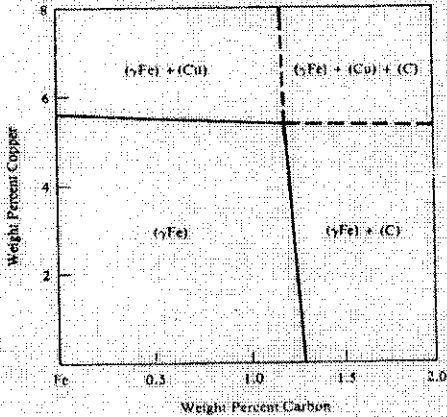
(ก)

C-Cu-Fe isothermal section at 1050 °C [88Ray]



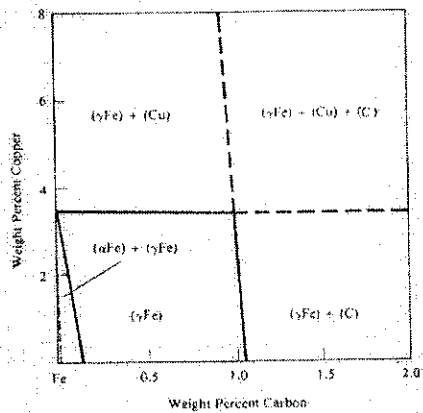
(ข)

Cu-Fe isothermal section at 925 °C [88Ray]



(ค)

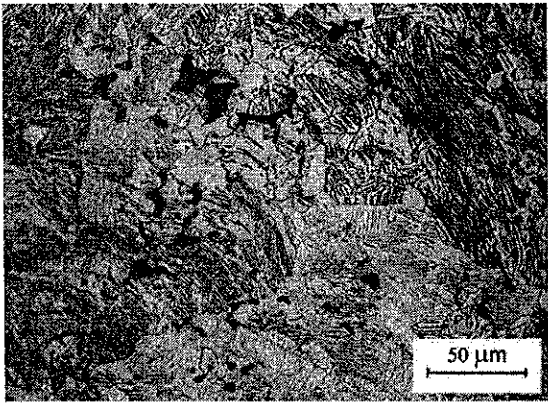
Cu-Fe isothermal section at 850 °C [88Ray]



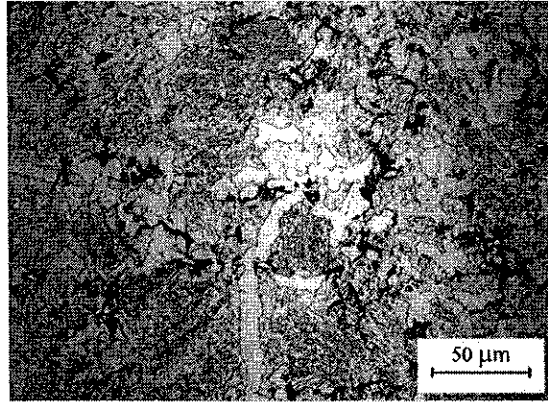
(ง)

รูปที่ 4.3 Ternary Phase Diagram ของ Fe - Cu - C (ASM Handbook Vol.3, 2004)

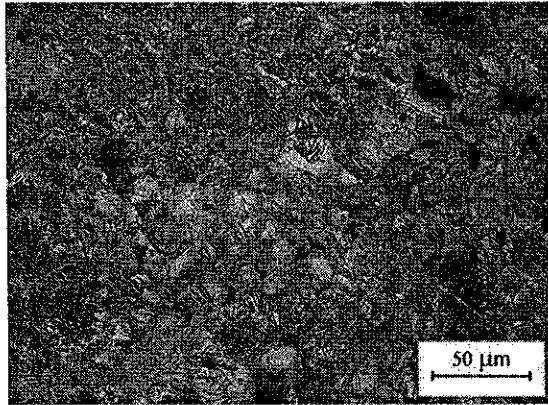
- ก) ที่ 1172 องศาเซลเซียส
- ข) ที่ 1050 องศาเซลเซียส
- ค) ที่ 925 องศาเซลเซียส
- ง) ที่ 850 องศาเซลเซียส



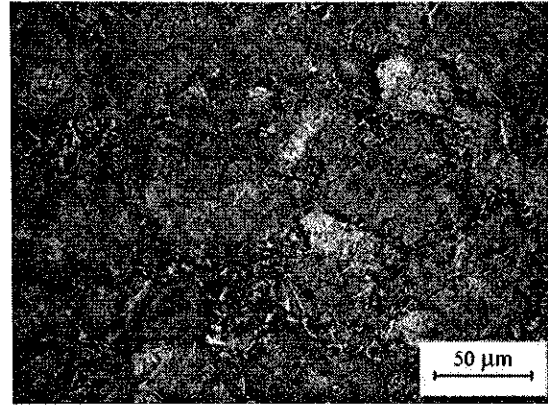
0%Cu 1.0 %C



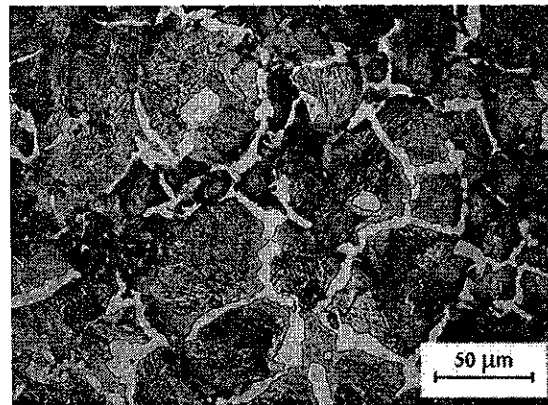
2 %Cu 1.0%C



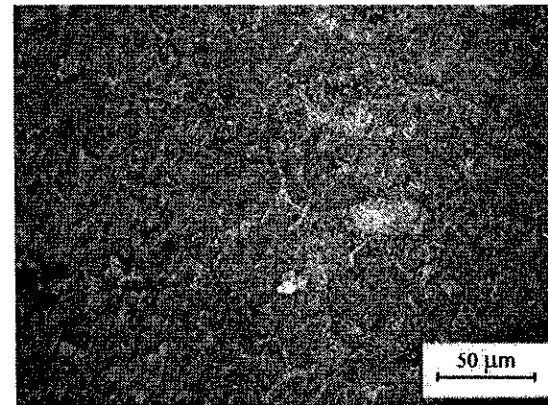
4%Cu 1.0 %C



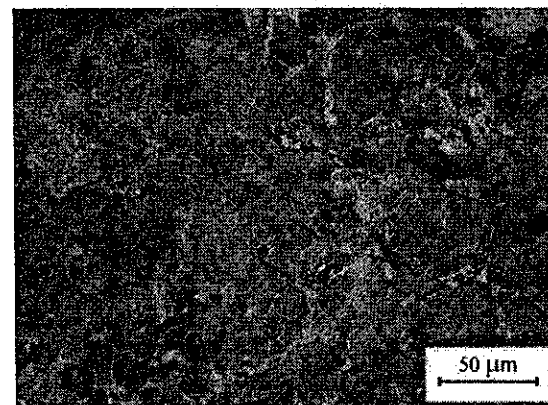
6 %Cu 1.0%C



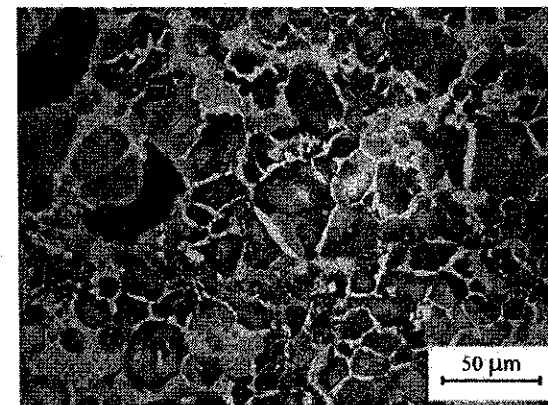
8%Cu 1.0 %C



10%Cu 1.0%C



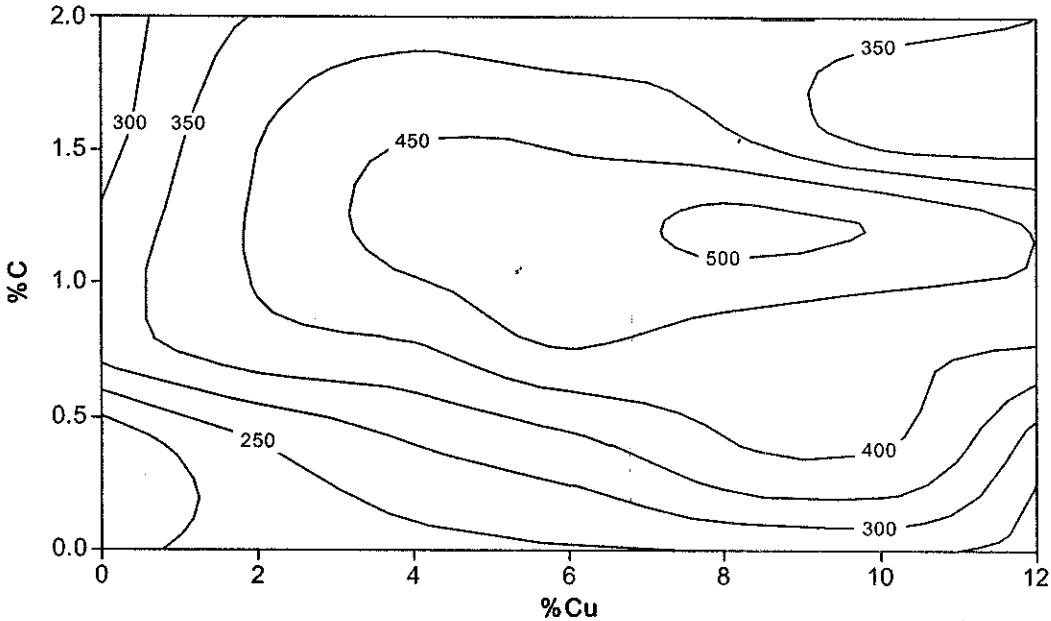
12%Cu 1.0 %C



20 %Cu 1.0%C

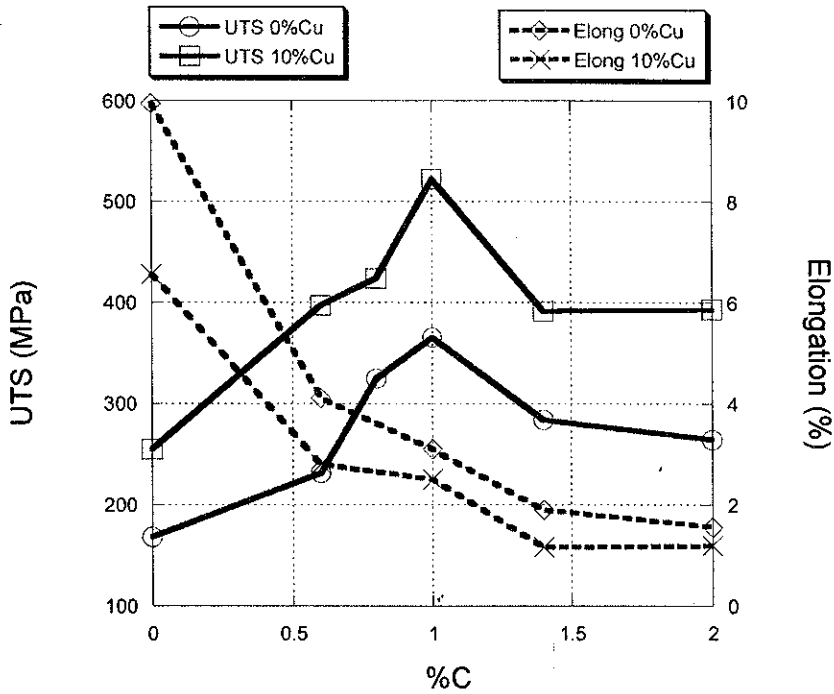
รูปที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคเหล็กกล้าที่ผลิตด้วยกระบวนการโลหะวิทยาโลหะผสม 0-20% Cu และ 1.0 %C

ด้วยเหตุผลทั้งหมดที่กล่าวมานี้ จึงสรุปได้ว่าถ้ามีทองแดงน้อยเกินไปหรือมากเกินไป จะทำให้มีความแข็งแรงดิ่งต่ำ ในทำนองเดียวกันถ้ามีคาร์บอนน้อยเกินไปหรือมากเกินไปจะทำให้มีความแข็งแรงดิ่งต่ำเช่นกัน ดังนั้นในการศึกษาครั้งนี้จึงได้รวบรวมข้อมูลความแข็งแรงดิ่ง ของเหล็กกล้า 0 - 12 %Cu และ 0 - 2.0 %C แสดงในรูปแบบแผนภูมิ (รูปที่ 4.5) ซึ่งจะสามารถนำไปใช้ประโยชน์ในการเลือกส่วนผสมที่ให้ความแข็งแรงดิ่งเป็นไปตามข้อกำหนดของการผลิตได้

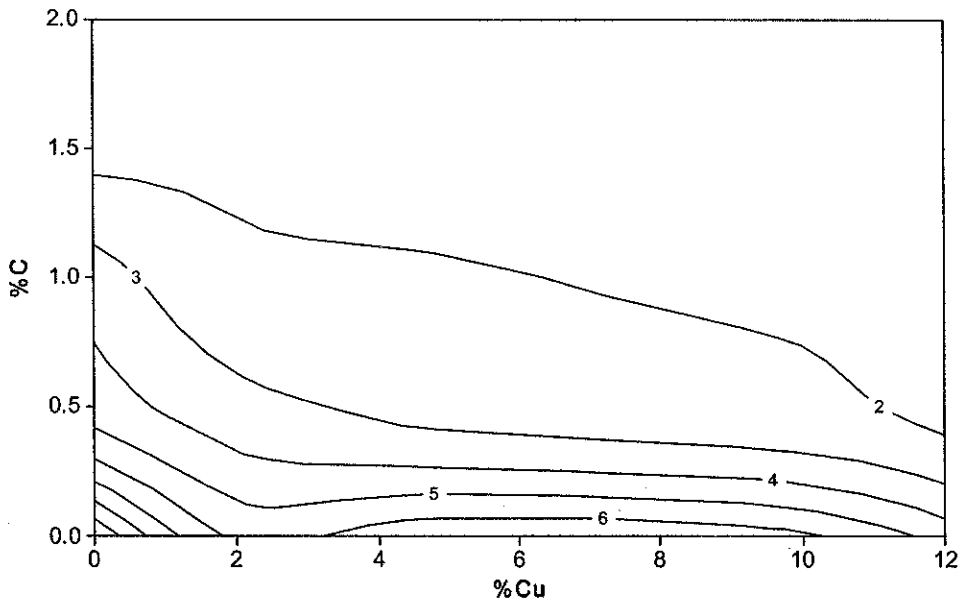


รูปที่ 4.5 แผนภูมิของความแข็งแรงดิ่งสำหรับเหล็กกล้า 0 - 12 %Cu และ 0 - 2.0 %C
(ตัวเลขบนเส้นแสดงถึงความแข็งแรงดิ่งมีหน่วยเป็น MPa)

สำหรับค่าเปอร์เซ็นต์การยึดตัวนั้น พบว่ามีแนวโน้มต่างจากความแข็งแรงดิ่ง โดยที่ทุกเปอร์เซ็นต์ทองแดงพบว่ามีคาร์บอนสูงขึ้นเปอร์เซ็นต์การยึดตัวก็จะลดลง ในทำนองเดียวกันสำหรับอิทธิพลของทองแดงต่อเปอร์เซ็นต์การยึดตัวพบว่ามีทองแดงมาก เปอร์เซ็นต์การยึดตัวก็จะมีค่าลดลงซึ่งคาร์บอนมีอิทธิพลต่อเปอร์เซ็นต์การยึดตัวของชิ้นงานมากกว่าทองแดง รูปที่ 4.6 แสดงความแข็งแรงดิ่งและเปอร์เซ็นต์การยึดตัวของเงื่อนไขที่ไม่มีการเติมทองแดงเทียบกับเงื่อนไขที่มีการเติม 10%Cu และเมื่อนำผลทดสอบมาสรุปเป็นแผนภูมิจะยังเห็นผลได้ชัดเจนขึ้น ดังรูปที่ 4.7



รูปที่ 4.6 ความสัมพันธ์ระหว่าง ความแข็งแรงดึง เปรอ์เซ็นต์การยืดตัว และปริมาณคาร์บอน



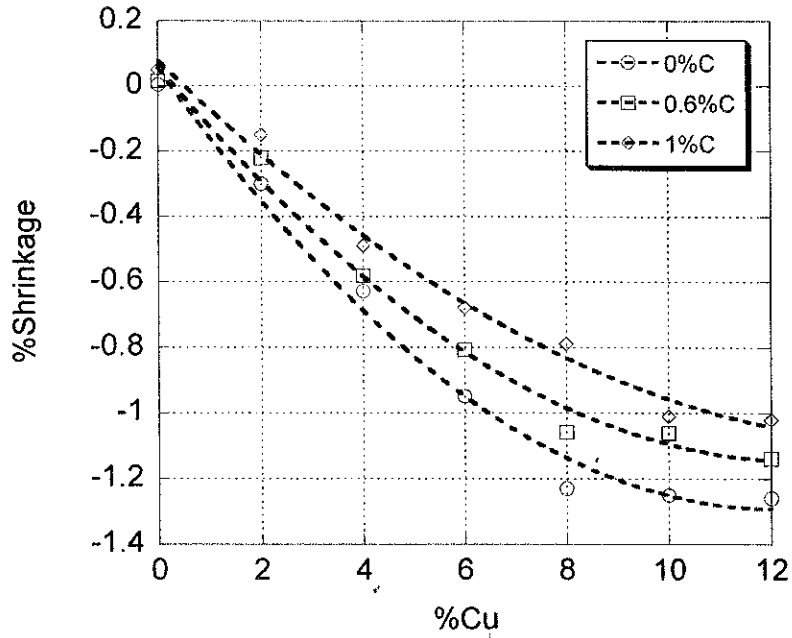
รูปที่ 4.7 แผนภูมิเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของเหล็กกล้า 0-12 %Cu และ 0-2.0 %C (ตัวเลขบนเส้นแสดงถึงเปอร์เซ็นต์การยืดตัวมีหน่วยเป็น %)

นอกจากเฟสของเหลวจะช่วยเพิ่มอัตราการถ่ายเทมวลสารในขั้นตอนการเผาเหล็กแล้ว เฟสของเหลวที่เกิดขึ้นนี้ยังมีบทบาททำให้ชิ้นงานเกิดการพองตัวด้วย เนื่องจากภายหลังที่ผงโลหะถูกอัดภายในแม่พิมพ์ รูพรุนจะมีลักษณะแบนยาวตั้งฉากกับทิศทางการอัดขึ้นรูป แต่ที่อุณหภูมิเผาเหล็กซึ่งปรากฏเฟสของเหลวขึ้นนั้น รูพรุนจะพยายามลดพื้นที่ผิวของตนเอง โดยจะพยายามปรับรูปร่างให้

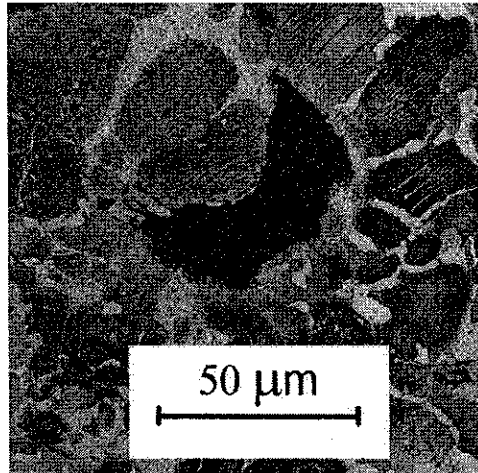
เป็นทรงกลมซึ่งเป็นรูปทรงที่มีพื้นที่ผิวน้อยที่สุด และดันตัวให้ชิ้นงานพองขึ้นในทิศทางที่ขนานกับแรงอัด

จากรูปที่ 4.8 จะเห็นได้ว่าการพองตัวของชิ้นงานจะขึ้นอยู่กับปริมาณทองแดงและคาร์บอน โดยยังมีทองแดงมากจะมีแนวโน้มทำให้การพองตัวมากขึ้น (% Shrinkage ตีกลับ) โดยที่อุณหภูมิเผาผนึก ทองแดงจะกลายเป็นเฟสของเหลว และแพร่ซึมไปตามช่องว่างของผงเหล็ก ออกแรง Capillary Force ทำให้เกิดแรงดึงอนุภาคผงเหล็กให้มาชิดติดกันและทิ้งช่องว่างในบริเวณที่เคยเป็นผงทองแดง (รูปที่ 4.9) ซึ่งที่อุณหภูมิเผาผนึกเหล็กจะเป็นเฟสออสเตนไนท์ ซึ่งมีความสามารถในการละลายของทองแดงในเหล็กประมาณ 10 %Cu หากปริมาณทองแดงมีค่าน้อยกว่านี้ ทองแดงทั้งหมดจะสามารถละลายและแพร่ซึมเข้าสู่บริเวณที่เป็นผงเหล็ก ดังนั้นเฟสของเหลวจะเกิดขึ้นเพียงชั่วขณะ โดยเมื่อแพร่ซึมเข้าไปในเหล็กแล้วจะกลายเป็นเฟสของแข็ง และเมื่อตรวจสอบ โครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิห้องจะไม่ปรากฏเฟสทองแดงให้เห็นอย่างชัดเจน แม้ว่าความสามารถในการละลายของทองแดงในเฟอร์ไรท์ที่อุณหภูมิห้อง จะมีค่าต่ำมากก็ตาม เนื่องจากเมื่ออุณหภูมิลดลงจากอุณหภูมิเผาผนึก ทองแดงที่ละลายในออสเตนไนท์จะตกผลึกออกมาในรูปแบบ Precipitate Particle ซึ่งมีขนาดเล็กและละเอียดและจะปรากฏในโครงสร้างจุลภาคเป็นบริเวณที่มีสีน้ำตาลอ่อน (รูปที่ 4.10) แต่ถ้าหากว่าภายในชิ้นงานมีปริมาณมากกว่า 10 %Cu ทองแดงทั้งหมดจะไม่สามารถแพร่ซึมเข้าสู่ออสเตนไนท์ได้เนื่องจากมีปริมาณมากเกินไปความสามารถในการละลาย ดังนั้นปริมาณทองแดงส่วนเกินจะเป็นเฟสของเหลวตลอดเวลาการเผาผนึกและเมื่อเย็นตัวลงมาที่อุณหภูมิห้องจะปรากฏเป็นเฟสทองแดงขนาดใหญ่ในโครงสร้างจุลภาค (รูปที่ 4.4) จากทั้งหมดที่กล่าวมาจะเห็นได้ว่าทองแดงที่เป็นเฟสของเหลวที่เป็นอุณหภูมิเผาผนึกจะเป็นตัวการที่ทำให้เกิดการพองตัวของชิ้นงาน โดยยังมีทองแดงมาก การพองตัวก็จะมากขึ้น นอกจากนี้ จากรูปที่ 4.4 จะพบว่าอัตราการพองตัวจะเพิ่มขึ้นมากในช่วงที่มีทองแดงน้อย แต่อัตราการเพิ่มขึ้นของการพองตัวจะลดลงในช่วงที่มีทองแดงมาก (8 – 12%Cu)

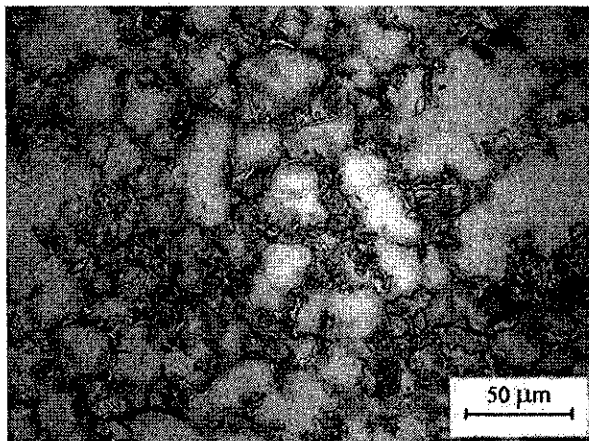
คาร์บอนมีบทบาทต่อการพองตัวของชิ้นงานในทิศทางตรงกันข้ามกับทองแดง โดยคาร์บอนเป็นธาตุที่สามารถแพร่ได้เร็วโดยไม่เกิดเฟสของเหลว ดังนั้นการมีคาร์บอนมากจึงช่วยให้การเผาผนึกเกิดมากขึ้นและทำให้เกิดการหดตัวมากขึ้น จากรูปที่ 4.8 จะเห็นได้ว่าชิ้นงานที่มีคาร์บอนมากกว่าจะมีอัตราการพองตัวต่ำกว่า ทั้งนี้เนื่องจากผลของคาร์บอนมีส่วนด้านการพองตัวดังที่ได้กล่าวมาแล้ว และด้วยพฤติกรรมของการพองตัวของชิ้นงานร่วมกับการเกิดรูพรุนขนาดใหญ่จาก Capillary Force จึงทำให้ชิ้นงานที่มีปริมาณทองแดงสูงกว่า 8 %Cu มีความแข็งแรงดึงลดลง



รูปที่ 4.8 ปริมาณการหดตัวในทิศทางขนานกับทิศทางการอัดขึ้นรูป

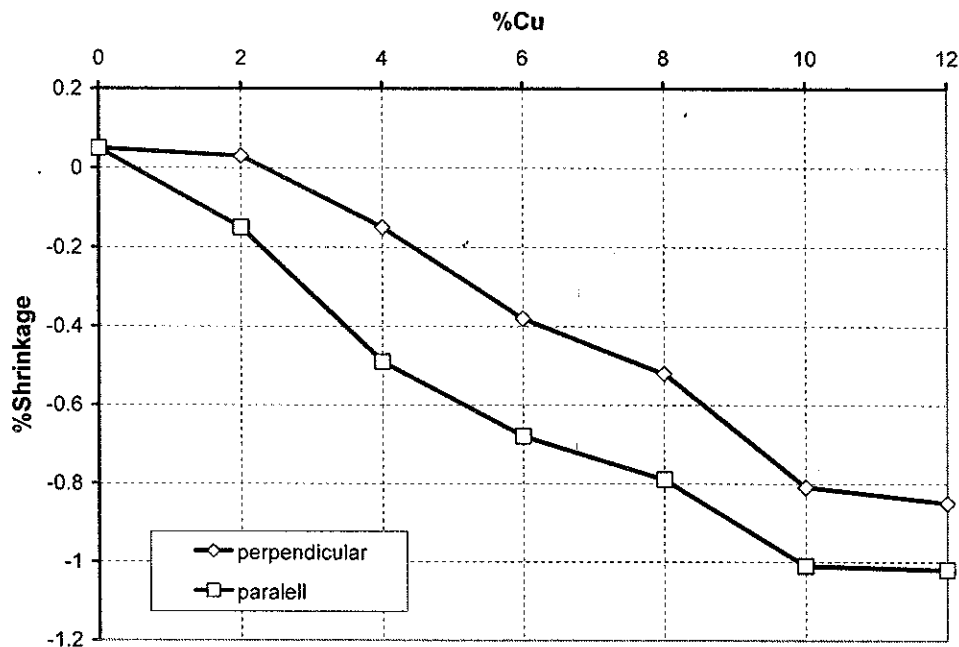


รูปที่ 4.9 รูปร่างขนาดใหญ่ซึ่งเคยเป็นบริเวณผองแดงของชิ้นงานเหล็กกล้า 20Cu - 1.0C

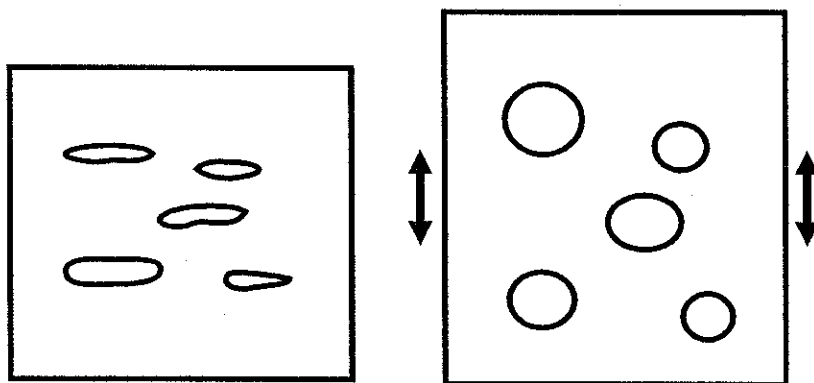


รูปที่ 4.10 ลักษณะของ Precipitate Particle ในชิ้นงานเหล็กกล้า 2Cu - 0.6C

นอกจากนี้ยังพบว่าพฤติกรรมของการเปลี่ยนแปลงมิติของชิ้นงานขึ้นอยู่กับทิศทางการอัดขึ้นรูป โดยในทิศทางขนานกับทิศทางการอัดขึ้นรูปจะมีอัตราการพองตัวมากกว่าในทิศทางตั้งฉาก (รูปที่ 4.11) ทั้งนี้เป็นผลมาจากการเปลี่ยนรูปร่างของรูพรุนขณะเผาผนึก โดยภายหลังจากการอัดขึ้นรูปรูพรุนจะมีรูปร่างแบน เมื่อถูกเผาผนึกจะเปลี่ยนรูปทรงเป็นทรงกลมและพองตัวออกในทิศทางขนานกับทิศทางการอัดขึ้นรูป รูปที่ 4.12 แสดงแบบจำลองการเปลี่ยนรูปร่างของรูพรุนต่อการพองตัวของชิ้นงาน



รูปที่ 4.11 เปอร์เซนต์การหดตัวที่ขึ้นอยู่กับทิศทางการอัดขึ้นรูปและทองแดง



รูปที่ 4.12 แบบจำลองการเปลี่ยนรูปร่างของรูพรุนต่อการพองตัวของชิ้นงาน
(ซ้าย) ก่อนเผาผนึก (ขวา) หลังเผาผนึก

บทที่ 5

สรุปและข้อเสนอแนะ

สรุป

งานวิจัยนี้ได้ทดลองใช้การเติมทองแดงลงในส่วนผสมเหล็กกล้าที่ได้จากกระบวนการโลหวิทยาโลหะผง โดยมีจุดมุ่งหมายเพื่อให้ได้ความแข็งแรงดึงที่สูงขึ้น โดยใช้เวลาและพลังงานในการเผาผนึกเท่าเดิม ในขณะที่เดียวกันก็ได้ทำการตรวจสอบพฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงมิติของชิ้นงานซึ่งเป็นสิ่งสำคัญต่อการนำไปผลิตในระดับอุตสาหกรรม จากการวิจัยพบข้อสรุปสำคัญหลายประการได้แก่

- ความแข็งแรงดึงของเหล็กกล้าที่ได้จากกระบวนการโลหวิทยาโลหะผง 0 – 12 %Cu และ 0 – 2.0 %C พบว่ามีค่าสูงสุดที่ 8 %Cu และ 1.0 %C โดยมีค่าเท่ากับ 520 MPa
- เปอร์เซนต์การยืดตัวของเหล็กกล้าที่ได้จากกระบวนการโลหวิทยาโลหะผง 0 – 12 %Cu และ 0 – 2.0 %C พบว่ามีค่าลดลงเมื่อมีคาร์บอนและทองแดงมากขึ้น
- พฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงมิติของชิ้นงานภายหลังเผาประสานขึ้นอยู่กับปริมาณทองแดงและคาร์บอน โดยยังมีทองแดงมาก ชิ้นงานจะมีการพองตัวมาก ยังมีคาร์บอนมาก อัตราการพองตัวจะลดลง โดยมีค่าอยู่ในช่วง 0.07 ถึง -1.26 %
- พฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงมิติของชิ้นงานขึ้นอยู่กับทิศทางการอัดขึ้นรูป โดยการพองตัวเกิดขึ้นมากในทิศทางขนานกับทิศทางการอัดขึ้นรูป แต่ในทิศทางตั้งฉากกับการอัดขึ้นรูปชิ้นงานเกิดการพองตัวน้อยกว่าหรือหดตัวขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมี

ข้อเสนอแนะ

จากงานวิจัยนี้ได้พบว่ามีความเป็นไปได้ที่จะนำวิธีการเติมทองแดงไปใช้ในผลิตระดับอุตสาหกรรมเนื่องจากสามารถให้ความแข็งแรงดึงสูงขึ้น 20 – 30% เมื่อเทียบกับเงื่อนไขที่ไม่ได้เติมทองแดง อย่างไรก็ตามก็ตีพฤติกรรมพองตัวของชิ้นงานเมื่อมีการเติมทองแดง ซึ่งมีค่าค่อนข้างสูงถึงประมาณ 1.0% โดยเฉลี่ย อาจเป็นอุปสรรคต่อการควบคุม และทำให้ต้องมีการออกแบบแม่พิมพ์ใหม่เพื่อคำนวณเผื่อขนาดของชิ้นงานที่จะเปลี่ยนแปลงไปก่อนและภายหลังการเผาผนึก จึงควรที่จะต้องศึกษาหาส่วนผสมที่สามารถควบคุมและผลิตซ้ำได้ง่ายต่อไป

บรรณานุกรม

- Amodor, D.R., Torralba, J.M. (2003). **Study of PM alloyed steels with Ni – Cu prealloyed powders**, Journal of Materials Processing Technology, vol.143: 781-785.
- ASM Handbook (2004), **Alloy Phase Diagrams**, American Society of Metals, Vol. 3
- ASTM (2005). **E8 Standard Test Methods of Tension Testing of Metallic Materials**, Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing Materials, Vol. 03.01
- ASTM (2005). **B610 Measuring Dimensional Change of Metal Powder Specimens**, Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing Materials, Vol. 02.05
- ASTM (2005). **B925 Standard Practices for Production and Preparation of Powder Metallurgy (P/M) Test Specimens**, Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing Materials, Vol. 02.05
- Bain, E.C., Paxton, H.W. (1966). **Alloying Elements in Steel**, American Society for Metals, 2nd edition, Metal Park, Ohio.
- Bose, A. (2005). **Japanese P/M show three years' growth as automotive parts make steady gains**, Metal Powder Report 2: 10 – 13.
- Fujiki, A. (2001). **Present State and Future Propects of Powder Metallurgy Parts for Automotive Applications**, Materials Chemistry and Physics, vol. 67: 298 – 306.
- German, R.M. (1984). **Powder Metallurgy Science**, Metal Powder Industries Federation, 1st edition, New Jersey.
- German, R.M. (1985). **Liquid Phase Sintering**, Plenum Press, USA
- German, R.M. (1996). **Powder Metallurgy of Iron and Steel**, Metal Powder Industries Federation, 1st edition, New Jersey.
- Huppmann, W.J., Dalal, K. (1986). **Metallographic Atlas of Powder Metallurgy**, Verlag Schmid GMBH, West Germany
- Japan Metal Powder Association: **Statistics, Production of Machine Parts and Weight (unit consumption) of Sintered Part used for one car**. <http://www.jpma.gr.jp/en/stat.html> (accessed June 20th 2008)

- Lindskog, P. (2004). **Hope and Potential for PM in Europe East and West**, Metal Powder Report 59: 10 – 11.
- MPIF, **Materials Standards for P/M Structural Parts**, Metal Powder Industries Federation, 2003 edition, 2003.
- Narasimhan, K.S. (2001). **Sintering of Powder Mixtures and The Growth of Ferrous Powder Metallurgy**, Materials Chemistry and Physics, 67: 56 – 65.
- Ramakrishnan, P. (1998). **Powder Metallurgy in Automotive Applications**, Science Publisher Inc., India.
- Rama Mohan, T.R., Ramakrishnan, P. (2002). **Powder Metallurgy in Automotive Applications II**, Science Publisher Inc., India.
- Sundaram, S.R. (2001). **Sintered Component Production in Asia-Oceania**, Materials Chemistry and Physics 67: 307 – 310.
- Zhang, Z., Sandstrom, R., Wang, L. (2004) **Modelling of swelling of Fe – Cu compacts sintered at temperatures above the copper melting point**, Journal of Materials Processing Technology, vol. 152: 131 – 135.

ประวัติผู้วิจัย

อาจารย์ สารัมภ์ บุญมี สำเร็จการศึกษา วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วิศวกรรมโลหการ) จากมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี เมื่อปี พ.ศ. 2541 และสำเร็จการศึกษา วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต (วิศวกรรมโลหการ) จากจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย เมื่อปี พ.ศ. 2547 ปัจจุบันเป็นอาจารย์ประจำสาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี มีความชำนาญพิเศษด้านโลหะวิทยา โลหะผสม การหล่อโลหะ และเทคโนโลยีการถ่ายภาพ มีผลงานหนังสือและตำรา 3 รายการ