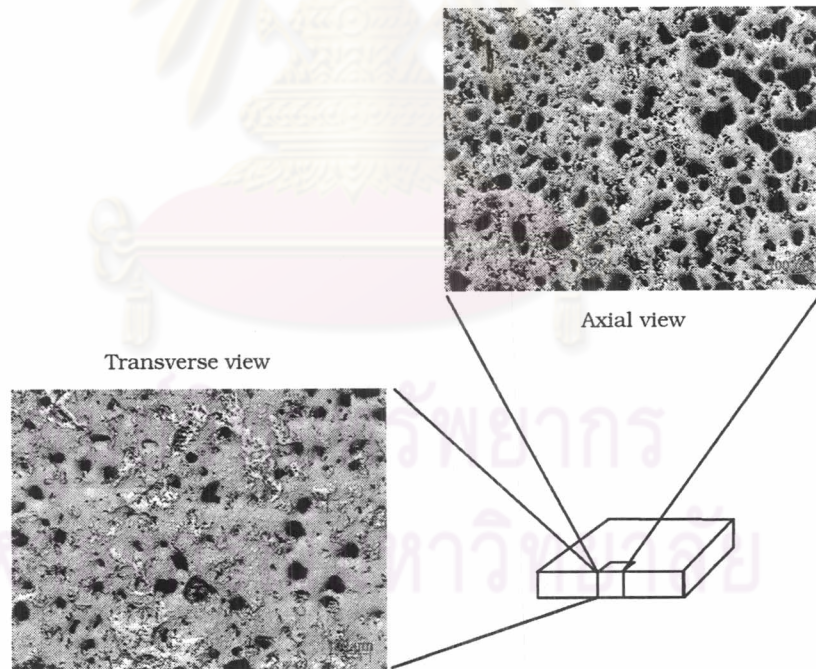


อภิปรายผลการทดลอง

5.1 การยุบตัว

จากการสังเกตปริมาณของรูพรุนในชิ้นงานในทิศทางต่างกัน ได้แก่ ทิศทางตามแนวการอัด และตั้งฉากกับแนวการอัด รูปที่ 5-1 แสดงลักษณะของรูพรุนทิศตามแนวการอัดและตั้งฉากกับแนวการอัดของชิ้นงานที่ผ่านการเผาประสานที่ 1000 °C 2 ชั่วโมง จะเห็นได้ว่ามีความแตกต่างกันคือในทิศตั้งฉากกับแนวการอัดจะมีรูพรุนน้อยกว่าหรือมีความหนาแน่นมากกว่า แสดงให้เห็นว่ารูพรุนในชิ้นงานมีความเป็น anisotropy ขึ้นอยู่กับแนวการอัด จึงได้ทำการศึกษาต่อไปโดยทำการวัดขนาดของชิ้นงานก่อนและหลังการเผาประสานเพื่อหาปริมาณการยุบตัวของชิ้นงานทั้งในทิศตามทิศการอัดและตั้งฉากกับทิศการอัด พบว่าในทิศการอัดมีการยุบตัวมากกว่าในทิศตั้งฉากกับทิศการอัด (รูปที่ 4-3)



รูปที่ 5-1 แสดงลักษณะของรูพรุนในทิศทางตามและตั้งฉากกับแนวการอัด

ในการทดลองขั้นเบื้องต้นพบว่าอัตราการให้ความร้อนแก่ชิ้นงานมีผลต่อการยุบตัวของชิ้นงานอันเนื่องมาจากการปฏิกิริยาคายความร้อนที่เกิดขึ้น โดยเมื่อให้อัตราการให้ความร้อนสูงกว่า

20 °C ต่อหน้าที่จะทำให้ปริมาณเฟสของเหลวที่เกิดขึ้นมีปริมาณมากเกินไปจนทำให้ชิ้นงานเสียรูปร่างไปโดยเฉพาะช่วง 600 – 800 °C ซึ่งเป็นช่วงที่เกิดปฏิกิริยาคายความร้อนในชิ้นงาน จากรูปที่ 4-7 จะเห็นได้ว่าชิ้นงานที่มีอัตราการให้ความร้อนสูงกว่า (20 °C ต่อนาที) เกิดการหลอมตัวและเสียรูปร่างไป ในขณะที่ชิ้นงานที่มีอัตราการให้ความร้อนต่ำกว่า (10 °C ต่อนาที) จะยังคงรูปร่างที่ใกล้เคียงกับก่อนการเผาประสานไว้ได้ ดังนั้นตลอดการทดลองจึงทำการให้ความร้อนแก่ชิ้นงานเท่ากันในอัตรา 10 °C ต่อนาทีจนถึงอุณหภูมิเผาประสานซึ่งจะทำให้โครงสร้างภายในชิ้นงานมีการประสานตัวก่อนที่เฟสของเหลวจะเกิดขึ้นมากเกินไป

พฤติกรรมนี้อธิบายได้โดยการคายความร้อนของปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นภายในชิ้นงานตัวอย่าง เมื่อมีการเผาประสานปฏิกิริยาหลักได้แก่



เมื่อพิจารณาปฏิกิริยาทั้งสามแล้วล้วนเป็นปฏิกิริยาแบบคายความร้อนดังนั้นเมื่อมีการเกิดปฏิกิริยาในขั้นตอนการเผาประสาน การคายความร้อนจะทำให้อุณหภูมิภายในชิ้นงานขณะเผาประสานสูงกว่าอุณหภูมิเตาซึ่งอาจทำให้บริเวณที่เริ่มมีส่วนผสม 24.5 atom%Ni ซึ่งมีจุดหลอมตัวต่ำ (942 °C) เกิดการหลอมตัวและหากปริมาณของเหลวเกิดขึ้นมากในระดับหนึ่งชิ้นงานจะอยู่ในสภาพกึ่งของแข็งกึ่งของเหลวและทำการลดพลังงานพื้นที่ผิวและเมื่อผนวกกับแรงโน้มถ่วงโลกทำให้ชิ้นงานมีลักษณะคล้ายโดม จากการสังเกตเพิ่มเติมของเหลวที่เกิดขึ้นบางส่วนแพร่ซึมเข้าไปในถาดรองอะลูมินาด้วย

ผลของเวลาในการเผาประสานต่อการยุบตัวของชิ้นงานแสดงในรูปที่ 4-4 และ 4-5 จะเห็นได้ว่าเวลาการเผาประสานที่เพิ่มขึ้นมีส่วนทำให้การยุบตัวของชิ้นงานเพิ่มขึ้นทั้งในทิศทางแนวการอัดและตั้งฉากกับแนวการอัด โดยอิทธิพลของเวลาเผาประสานต่อการยุบตัวของชิ้นงานจะเห็นได้ชัดขึ้นที่อุณหภูมิการเผาประสานสูง เมื่อนำผลปริมาณการยุบตัวของชิ้นในทิศทางแนวการอัดมาเปรียบเทียบกับปริมาณการยุบตัวในทิศตั้งฉากกับแนวการอัด พบว่าการยุบตัวในทิศทางแนวการอัดมีปริมาณมากกว่าในทิศตั้งฉากกับแนวการอัด 4-6 แสดงอิทธิพลของเงื่อนไขการเผาประสานต่ออัตราส่วนระหว่างปริมาณการยุบตัวในทิศตั้งฉากและตามแนวการอัด (T/A ratio) จากภาพจะเห็นได้ว่าค่าอัตราส่วนระหว่างปริมาณการยุบตัวในทิศตั้งฉากและตามแนวการอัด มีค่าน้อยลงเมื่ออุณหภูมิ

การเผาประสานเพิ่มขึ้น ซึ่งแสดงว่าความแตกต่างระหว่างปริมาณการยุบตัวในทิศตั้งฉากและตามแนวการอัดมีค่าเพิ่มมากขึ้น ดังนั้นจึงสรุปได้ว่าชิ้นงานมีการยุบตัวแบบ anisotropy มากขึ้นเมื่ออุณหภูมิเผาประสานเพิ่มขึ้น

5.2 โครงสร้างจุลภาค

5.2.1 อิทธิพลของอุณหภูมิการเผาประสานต่อโครงสร้างจุลภาค

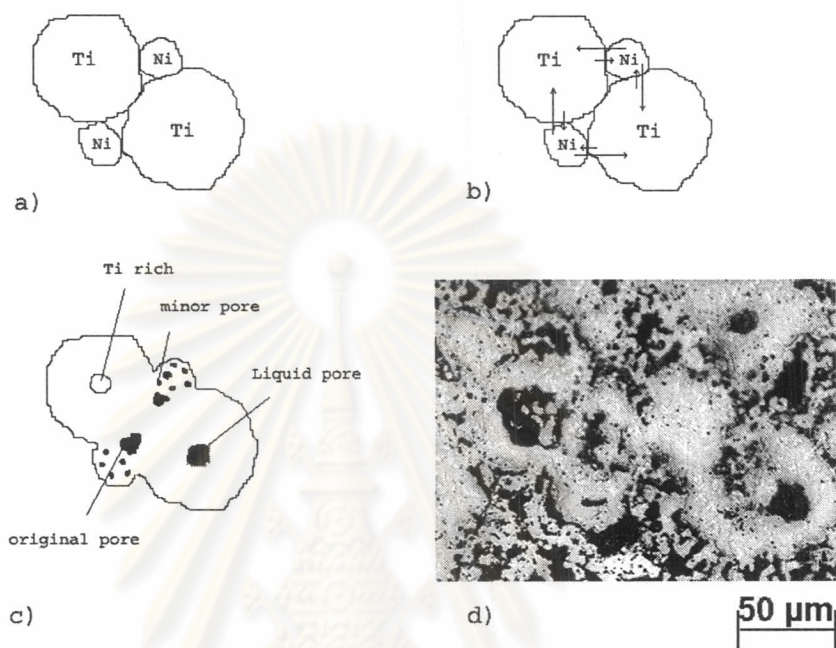
อุณหภูมิการเผาประสานมีผลโดยตรงต่ออัตราการถ่ายเทมวลสารภายในชิ้นงานทดสอบ โดยเมื่ออุณหภูมิเผาประสานสูงขึ้นจะทำให้อัตราการถ่ายเทมวลสารสูงขึ้น ซึ่งมีผลให้กระบวนการเผาประสานเดินไปข้างหน้าด้วยอัตราสูงขึ้น เมื่อพิจารณาภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการเผาประสานที่อุณหภูมิการเผาประสานต่าง ๆ กันด้วยระยะเวลาการเผาประสานเท่ากัน (รูปที่ 4-8) จะเห็นได้ว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการเผาประสานที่อุณหภูมิสูงกว่ามีปริมาณเฟสของผลิตภัณฑ์ของปฏิกิริยา (Ni_3Ti , Ti_2Ni , NiTi) มากกว่า โดยที่อุณหภูมิเผาประสาน 800 และ 900 °C โครงสร้างจุลภาคที่ได้ยังคงไม่เป็นเนื้อเดียวกันตลอดโครงสร้าง ตัวอย่างของโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการเผาประสานที่ 800 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง พบว่าผลิตภัณฑ์ของปฏิกิริยาเกิดขึ้นโดยมีลักษณะเป็นชั้น (รูปที่ 4-10) เมื่อพิจารณาส่วนผสมทางเคมีที่ได้จากการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDX บริเวณ A มีส่วนผสมทางเคมีของ Ti สูงมาก (99.41 atom%Ti) เนื่องจากเป็นบริเวณที่เป็นใจกลางของผงโลหะ Ti ก่อนการเผาประสาน ที่บริเวณ B มีปริมาณ Ti ลดลง (67.04 atom%Ti) ซึ่งสอดคล้องกับสัดส่วนปริมาณ Ti ของเฟส Ti_2Ni ที่บริเวณ C พบว่ามีปริมาณ Ti ต่ำกว่าบริเวณ B (10.12 atom%Ti) และที่บริเวณ D มีปริมาณ Ni สูง (98.2 atom%Ni) เนื่องจากเป็นบริเวณที่เป็นผงโลหะ Ni ก่อนการเผาประสาน จากผลการวิเคราะห์นี้ทำให้เห็นว่าการเปลี่ยนแปลงส่วนผสมทางเคมีจากบริเวณที่เป็นผงโลหะ Ti ไปยังบริเวณที่เป็นผงโลหะ Ni ทั้งนี้เกิดการจากกลไกการแพร่ในขั้นตอนการเผาประสาน ซึ่งอัตราการแพร่ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิเผาประสาน ดังนั้นเมื่ออุณหภูมิเผาประสานสูงขึ้นปริมาณเฟส Ti_2Ni , Ni_3Ti และ NiTi จึงควรเกิดมากขึ้น จากการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีในตัวอย่างที่เผาประสานที่ 800 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง พบว่ายังไม่มีปรากฏเฟส NiTi ซึ่งเป็นที่ต้องการ จึงสามารถสรุปได้ว่าเงื่อนไขการเผาประสานที่ 800 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงยังไม่สามารถทำให้เฟส NiTi เป็นเฟสหลักในโครงสร้างจุลภาคได้ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิเคราะห์ปริมาณเฟส (รูปที่ 4-12) ซึ่งปรากฏยอดของ NiTi น้อยมาก

ที่อุณหภูมิเผาประสาน 1000 °C พบว่าชิ้นงานมีโครงสร้างเป็นเนื้อเดียวกันค่อนข้างมากเมื่อนำชิ้นงานที่เผาประสานที่ 1000 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงไปวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีพบว่าเฟสหลักในชิ้นงานมีส่วนผสมใกล้เคียงกับเฟส NiTi (รูปที่ 4-9) ซึ่งเป็นเฟสที่ต้องการ

อุณหภูมิการเผาประสานก็มีผลต่อลักษณะรูพรุนภายในชิ้นงานทดสอบ โดยเมื่อพิจารณา ลักษณะของรูพรุนในรูปที่ 4-8 พบว่าชิ้นงานที่เผาประสานที่อุณหภูมิ 800, 900 และ 1000 °C พบว่ามีแนวโน้มในทิศทางเดียวกันคือมีความพรุนมากขึ้นเมื่ออุณหภูมิเผาประสานสูงขึ้น โดยที่อุณหภูมิเผาประสานต่ำกว่าจะพบรูพรุนมากกว่าและมีการกระจายตัวสม่ำเสมอ และเมื่ออุณหภูมิเผาประสานสูงขึ้นพบว่ามีจำนวนรูพรุนลดน้อยลงแต่มีขนาดใหญ่ขึ้น และเมื่อนำไปเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่เผาประสานที่ 1100 °C จะพบว่ารูพรุนนั้นมีความแตกต่างกัน ซึ่งเกิดจากการหลอมตัวบางส่วนภายในชิ้นงาน เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ผ่านการเผาประสานที่ 900 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมงกับชิ้นงานที่ผ่านการเผาประสานที่ 1100 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง พบว่าชิ้นงานที่เผาประสานที่ 900 °C มีลักษณะของรูพรุนที่ละเอียดกว่าและกระจายตัวอย่างต่อเนื่องในชิ้นงาน แต่ที่ 1100 °C นั้น รูพรุนมีจำนวนน้อยโครงสร้างจุลภาคโดยรวมมีโครงสร้างที่แน่นกว่า ทั้งนี้เป็นเพราะอุณหภูมิเผาประสานที่สูงกว่ามีผลทำให้สารประกอบ Ti_2Ni บางส่วนเปลี่ยนเป็นของเหลวและไหลไปปิดรูพรุนในส่วนอื่นของชิ้นงานทิ้งให้เห็นเป็นช่องว่างในโครงสร้างจุลภาค ของเหลวที่เกิดขึ้นมีส่วนทำให้อัตราการถ่ายเทมวลสารภายในชิ้นงานรวดเร็วขึ้น ซึ่งเมื่อพิจารณาผลการวิเคราะห์ปริมาณเฟสของด้วย XRD (รูปที่ 4-15)

รูปที่ 5-2 เป็นแบบจำลองที่แสดงให้เห็นการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคเมื่อมีการเผาประสานภายในชิ้นงาน ในขั้นตอนแรกเริ่ม (รูปที่ 5-2a) เมื่อผงโลหะถูกผสมและอัดเข้าด้วยกัน โลหะผง Ni และ Ti จะสัมผัสกันและคงรูปร่างด้วยความเสียดทานและแรงเชิงกลเท่านั้นโลหะผง Ni มีขนาดเล็กกว่า Ti ประมาณ 3 เท่าตัวดังนั้นจึงทำให้เกิดจำนวนรูพรุนจากการเรียงตัวที่ไม่ชิดติดกันบริเวณระหว่างผง Ni ด้วยกันเองมากกว่า เมื่อมีการแพร่เกิดขึ้นจากการเผาประสานจะมีการถ่ายเทมวลสารกันระหว่างผงโลหะทั้งสองชนิด โดยอะตอมของ Ni จะแพร่ได้เร็วกว่าอะตอมของ Ti ซึ่งในรูปที่ 5-2b) แสดงปริมาณการถ่ายเทมวลสารที่มากกว่านั้นด้วยลูกศรขนาดใหญ่กว่า เมื่อการเผาประสานดำเนินไป (รูปที่ 5-2c) การถ่ายเทมวลสารที่ไม่สมดุลย์กันระหว่าง Ni และ Ti จะมีส่วนทำให้มวลสารถูกย้ายเข้าสู่บริเวณที่เคยเป็นผง Ti มากกว่า โดยจะทำให้เกิดรูพรุนบริเวณที่เคยเป็น Ni รูพรุนที่เกิดจากการเรียงตัวที่ไม่ชิดติดกันในขั้นตอนการอัดจะเปลี่ยนรูปร่างลดบริเวณแหลมคมและขนาดลง บริเวณใจกลางของโลหะผง Ti จะเป็นบริเวณที่ Ni สามารถแพร่เข้าไปถึงได้เป็นบริเวณสุดท้ายดังนั้นหากการเผาประสานเป็นไปอย่างไม่มีเพียงพอจะทิ้งให้เห็นบริเวณที่เป็นเฟสที่มีปริมาณ Ti มากกว่า (Ti หรือ Ti_2Ni) ไว้ แต่ที่อุณหภูมิเผาประสานสูงขึ้นเฟส Ti_2Ni ซึ่งมีจุดหลอมตัวต่ำโดยในแผนภูมิสมดุลย์มีจุดหลอมเหลวที่ 942 °C (รูปที่ 2-1) เฟสดังกล่าวจะหลอมตัวกลายเป็น

เป็นของเหลวและไหลออกจากบริเวณดังกล่าวด้วย capillary force ไปปิดรูพรุนขนาดเล็กกว่าที่เห็นเป็นช่องว่างตรงกลางในบริเวณที่เคยเป็นผงโลหะ Ti ก่อนการเผาประสาน รูปที่ 5-2d) แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่เผาประสานที่ 1000 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แสดงให้เห็นโครงสร้างที่มีรูพรุนบริเวณที่เคยเป็นโลหะผง Ni และ Ti ซึ่งช่วยสนับสนุนแบบจำลองที่กล่าวมา



รูปที่ 5-2 ภาพแบบจำลองการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคจากการเผาประสาน

a) ก่อนการเผาประสาน b) การแพร่ระหว่างอนุภาค c) ภายหลังเผา
ประสาน d) โครงสร้างจุลภาคของตัวอย่างที่เผาประสานที่ 1000 °C เป็น
เวลา 4 ชั่วโมง

5.2.2 อิทธิพลของเวลาการเผาประสานต่อโครงสร้างจุลภาค

เวลาการเผาประสานเป็นตัวแปรที่กำหนดปริมาณการถ่ายเทมวลสารภายในชิ้นงาน โดยเมื่อเวลาการเผาประสานมากกว่าจะทำให้กระบวนการแพร่เกิดขึ้นมากกว่า ชิ้นงานที่ผ่านการเผาประสานนานกว่าจะมีปริมาณเฟสของผลิตภัณฑ์มากกว่า ซึ่งมีผลต่อความหนาของแต่ละเฟสที่เกิดขึ้น โดยที่เวลาการเผาประสานสั้นเฟสส่วนใหญ่ที่เกิดขึ้นบริเวณจุดสัมผัสระหว่างผงโลหะ Ni และ Ti คือ Ti_2Ni เนื่องจาก Ni มีความสามารถในการแพร่สูงกว่า Ti เมื่อเวลานานขึ้นจึงปรากฏเฟส Ni_3Ti และ $NiTi$ ตามลำดับ และเมื่อเวลาการเผาประสานนานเกิน 4 ชั่วโมง (ในชิ้นงานที่เผาประสานที่อุณหภูมิ 900 °C) เฟสส่วนใหญ่จะกลายเป็น $NiTi$ แต่ยังคงปรากฏเฟส Ni_3Ti และ Ti_2Ni อยู่ด้วย แม้ว่าจะให้เวลาการเผาประสานนานเกิน 6 ชั่วโมงก็ตาม เฟส Ni_3Ti เป็นเฟสที่มีความเสถียรที่สุด (ตารางที่ 2-1) ดังนั้นจึงเป็นเฟสที่เกิดขึ้นก่อนเฟสอื่น ๆ และเมื่อพิจารณาพลังงานอิสระของทั้ง 3 เฟส

พบว่าเฟส Ni_3Ti และ Ti_2Ni เป็นเฟสที่เสถียรกว่า $NiTi$ ที่อุณหภูมิเผาประสานดั่งนั้นจึงยากที่จะกำจัดไปได้หมด

เฟส Ti_2Ni มีสมบัติเปราะซึ่งแตกได้ง่ายแม้ในขั้นตอนการขัดและเตรียมผิวชิ้นงาน ดั่งนั้นจึงปรากฏรอยแตกในเฟส Ti_2Ni ซึ่งจะเห็นได้ในภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคและเนื่องจากความเปราะนี้ ผิวหน้าของชิ้นงานที่ผ่านการตัดจะพบเห็นช่องว่างซึ่งเกิดจากส่วนที่เป็น Ti หลุดออกจากผิวหน้าของชิ้นงานได้ทั่วไปในโครงสร้างจุลภาค (รูปที่ 4-11)

5.3 ปริมาณเฟส

5.3.1 อิทธิพลของอุณหภูมิการเผาประสานต่อปริมาณเฟส

เมื่อพิจารณาผลการวิเคราะห์ปริมาณเฟสของชิ้นงานที่ผ่านการเผาประสานที่อุณหภูมิต่าง ๆ กันด้วยเวลาการเผาประสานเท่ากัน (รูปที่ 4-17) แล้วจะเห็นได้ว่าอุณหภูมิเผาประสานมีอิทธิพลอย่างมากต่อการเกิดเฟส Ni_3Ti , Ti_2Ni และ $NiTi$ โดยที่อุณหภูมิ $800\text{ }^{\circ}C$ จะพบเฟส Ni และ Ti เป็นส่วนใหญ่แม้จะใช้เวลาการเผาประสาน 6 ชั่วโมง ซึ่งแสดงว่ากระบวนการถ่ายเทมวลสารยังไม่เพียงพอที่จะทำให้เฟส $NiTi$ เป็นเฟสหลักตามที่ต้องการได้ เมื่อเพิ่มอุณหภูมิเผาประสานเป็น $900\text{ }^{\circ}C$ ยอดของ Ni และ Ti ลดต่ำลง และพบว่าเกิดเฟส $NiTi$ บ้าง โดยเฟส Ti_2Ni และ Ni_3Ti มีปริมาณมากขึ้นกว่าตัวอย่างที่เผาประสานที่ $800\text{ }^{\circ}C$ ในขณะที่อุณหภูมิเผาประสาน $1000\text{ }^{\circ}C$ และ $1100\text{ }^{\circ}C$ พบว่าเกิดเฟส $NiTi$ เป็นเฟสหลักแม้จะใช้เวลาเผาประสานเพียง 2 ชั่วโมง สำหรับ Ti_2Ni และ Ni_3Ti มีปริมาณน้อยมากเมื่อเทียบกับในตัวอย่างที่ใช้อุณหภูมิเผาประสานต่ำกว่า

จากรูปที่ 4-18 พบว่าปริมาณสัมพัทธ์ของเฟส $NiTi$ เพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิเผาประสานเพิ่มขึ้นด้วยอัตราคงที่ โดยที่อุณหภูมิเผาประสาน $1100\text{ }^{\circ}C$ ค่าปริมาณสัมพัทธ์ของเฟส $NiTi$ มีค่ามากกว่า 0.5 ซึ่งแสดงว่าเฟส $NiTi$ เป็นเฟสหลักโดยมีปริมาณมากกว่าครึ่งหนึ่งของผลรวมเฟสทั้งหมด

5.3.2 อิทธิพลของเวลาการเผาประสานต่อปริมาณเฟส

จากรูปที่ 4-16 ซึ่งแสดงปริมาณสัมพัทธ์ของเฟส $NiTi$ เมื่อเทียบกับเฟสทั้งหมด พบว่าเวลาการเผาประสานที่ยาวนานขึ้นมีผลทำให้ปริมาณสัมพัทธ์ของเฟส $NiTi$ เพิ่มขึ้น เมื่อพิจารณาอัตราการเพิ่มขึ้นของปริมาณสัมพัทธ์ของเฟส $NiTi$ (ความชันของกราฟ) พบว่าอิทธิพลของเวลาการเผาประสานมีผลน้อยกว่าอิทธิพลของอุณหภูมิเผาประสาน

5.3.3 อิทธิพลของส่วนผสมทางเคมีต่อปริมาณเฟส

เมื่อพิจารณาชิ้นงานที่ผ่านเงื่อนไขการเผาประสานเดียวกัน (อุณหภูมิและเวลาเท่ากัน) จะเห็นว่าเฟส Ni_3Ti และ Ti_2Ni ขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน ชิ้นงานที่มี Ni อยู่มากกว่าจะมีเฟส Ni_3Ti มากกว่า ในทางกลับกันชิ้นงานที่มี Ti อยู่มากกว่าก็จะมีเฟส Ti_2Ni มากกว่า

จากรูปที่ 4-20 พบว่าปริมาณสัมพัทธ์ของเฟส NiTi ต่อเฟสทั้งหมดมีค่าลดลงเมื่อปริมาณ Ni เพิ่มขึ้น เป็นผลมาจากปริมาณ Ni ที่เพิ่มขึ้นทำให้เกิดเฟส Ni_3Ti มากขึ้น โดยปริมาณเฟส NiTi และ Ti_2Ni มีค่าค่อนข้างคงที่ จึงทำให้ปริมาณสัมพัทธ์ของเฟส NiTi ลดลง ด้วยอัตราการลดลงคงที่

5.4 อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส

5.4.1 อิทธิพลของอุณหภูมิการเผาประสานต่ออุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส

ความร้อนแฝงในการเปลี่ยนเฟสแปรผันโดยตรงกับปริมาณเฟส NiTi เนื่องจากเฟส NiTi เป็นเฟสเดียวภายในชิ้นงานที่มีปฏิกิริยาทางความร้อนเมื่อมีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิหรือความดัน (2) ดังนั้นหากชิ้นงานมีปฏิกิริยาต่อการเปลี่ยนแปลงความร้อนแบบ exothermic หรือ endothermic มากหรือน้อยนั้นจึงสัมพันธ์กับปริมาณเฟส NiTi ที่มีอยู่ในชิ้นงาน ความร้อนแฝงในการเปลี่ยนเฟสจากออสเตนไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์ (ΔH_M) จะมีค่าน้อยกว่าค่าความร้อนแฝงในการเปลี่ยนเฟสจากมาร์เทนไซต์ไปเป็นออสเตนไนต์ (ΔH_A) เสมอ ซึ่งสองค่านี้จะมีค่าเท่ากันได้เฉพาะในอุดมคติเท่านั้น ค่าความร้อนแฝงในการเปลี่ยนเฟสแปรผันโดยตรงกับพื้นที่ใต้กราฟของฝั่ง DSC จากรูปที่ 4-22 จะเห็นได้ว่าปริมาณความร้อนแฝงในการเปลี่ยนเฟสทั้งไปและกลับ (ΔH_A และ ΔH_M) มีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิเผาประสาน จึงเป็นดัชนีให้เห็นว่าชิ้นงานที่ผ่านการเผาประสานที่อุณหภูมิเผาประสานสูงกว่ามีปริมาณเฟส NiTi สูงกว่า

อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส A_s , A_f , M_s และ M_f หาได้จากจุดตัดระหว่างเส้นสัมผัสของเส้นพื้นที่กับความชันของยอดการเปลี่ยนเฟสซึ่งแสดงไว้ในรูปที่ 4-23 เมื่อพิจารณาค่าความต่างระหว่างอุณหภูมิ A_s และ A_f จะเห็นได้ว่าความแตกต่างระหว่างสองอุณหภูมินี้มีค่าลดลงเมื่ออุณหภูมิเผาประสานเพิ่มขึ้น พฤติกรรมนี้อธิบายได้โดยความสม่ำเสมอของส่วนผสมเคมีของเฟส NiTi ภายในชิ้นงานตัวอย่าง เมื่อการถ่ายเทมวลสารเกิดมากขึ้น (ที่อุณหภูมิเผาประสานสูงขึ้น) ส่วนผสมเคมีในเฟส NiTi จะมีความสม่ำเสมอขึ้น ความแตกต่างระหว่างส่วนผสมเคมีเล็กน้อยทำให้ช่วงอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสเริ่มต้นและสิ้นสุดการเปลี่ยนห่างกันมากขึ้น โดยสังเกตได้จากฝั่ง DSC ยอดของการ

เปลี่ยนเฟสจะมีลักษณะกว้างกว่าและเมื่อเพิ่มอุณหภูมิเผาประสานจะทำให้ยอดดังกล่าวมีลักษณะแคบและสูงขึ้น ในทำนองเดียวกันอุณหภูมิเริ่มต้นและสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสจากออสเตนไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์ (M_s และ M_f) ก็มีพฤติกรรมเช่นกัน

5.4.2 อิทธิพลของเวลาการเผาประสานต่ออุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส

ค่าความร้อนแฝงในการเปลี่ยนเฟสก็ขึ้นอยู่กับเวลาการเผาประสานด้วยเช่นกัน เนื่องจากเวลาการเผาประสานก็มีผลต่อปริมาณเฟส NiTi ที่เกิดขึ้น เมื่อพิจารณารูปที่ 4-25 พบว่าเมื่อเวลาการเผาประสานเพิ่มขึ้นค่าความร้อนแฝงในการเปลี่ยนเฟสก็สูงขึ้นด้วย ซึ่งยืนยันปริมาณเฟส NiTi ในชิ้นงานว่าเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาการเผาประสานเพิ่มขึ้น

จากรูปที่ 4-26 จะเห็นได้ว่าค่าความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิ A_s และ A_f มีค่าน้อยลง โดยกราฟทั้งสองจะคู่เข้าหากัน นี่เป็นผลมาจากเวลาการเผาประสานมากขึ้นทำให้ส่วนผสมเคมีในเฟส NiTi สม่ำเสมอมากขึ้น และสำหรับ M_s และ M_f ก็มีพฤติกรรมเช่นกัน

5.4.3 อิทธิพลของส่วนผสมทางเคมีต่ออุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส

ส่วนผสมทางเคมีมีผลต่ออุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสอย่างมาก โดยปริมาณ Ni ที่เพิ่มขึ้นมีผลทำให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสลดลง จากรูปที่ 5-26 จะเห็นได้ว่าเมื่อปริมาณ Ni เพิ่มขึ้นทำให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสเกือบทุกค่ามีแนวโน้มลดลง และเมื่อปริมาณ Ni เพิ่มมากขึ้นมีผลทำให้ hysteresis กว้างขึ้น Li B.Y. และคณะ (16) ได้ผลการทดลองที่มีแนวโน้มคล้ายกันนี้และได้อธิบายไว้ว่าเนื่องจากปริมาณ Ni ที่เพิ่มขึ้นทำให้มีเฟส Ni_3Ti มีมากขึ้นซึ่งเป็นเฟสที่ไม่สามารถกำจัดให้หมดไปได้แม้ว่าจะใช้เวลาการเผาประสานที่ยาวนาน เฟส Ni_3Ti นี้ปรากฏเป็นเฟสที่สองในโครงสร้างจุลภาคซึ่งทำหน้าที่ขัดขวางการเปลี่ยนเฟสแบบมาเทนไซต์ของเฟสหลัก NiTi ทำให้การเปลี่ยนเฟสจากมาร์เทนไซต์ไปเป็นออสเตนไนต์ให้เสร็จสิ้นนั้นต้องการแรงขับที่มากขึ้นจึงทำให้อุณหภูมิที่ต้องการเพื่อให้เกิดการเปลี่ยนเฟสเสร็จสิ้นสูงขึ้นด้วยทำให้อุณหภูมิ A_f สูงขึ้น ในทำนองเดียวกันอุณหภูมิ M_f มีค่าลดลงมากเมื่อปริมาณ Ni เพิ่มขึ้น ก็เนื่องมาจากอิทธิพลของเฟส Ni_3Ti ที่มากขึ้นซึ่งทำหน้าที่ขัดขวางการเปลี่ยนเฟสแบบมาร์เทนไซต์ทำให้ต้องการแรงขับมากขึ้น ในการทำให้ออสเตนไนต์เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้หมดจึงเป็นเหตุให้อุณหภูมิ M_f ลดต่ำลงมาก

เมื่อพิจารณาแผนผัง DSC (รูปที่ 4-27) จะเห็นได้ว่าที่กราฟ endothermic และ exothermic มีลักษณะคล้ายยอดสองยอดซ้อนทับกัน ซึ่งผู้เขียนได้ตั้งสมมุติฐานเบื้องต้นว่าอาจเป็นการเกิด R-phase ซึ่งปกติแล้วจะเห็นเป็นสองยอดอย่างชัดเจนในแผนผัง DSC ที่ได้จากกระบวนการหล่อหลอมแต่ว่าแผนผัง DSC ของ NiTi ที่ได้จากกระบวนการโลหะผสมมีลักษณะกว้างและอาจทำให้เกิด

การซ้อนทับระหว่างการเปลี่ยนเฟสของ NiTi กับ R-phase อยู่ ทั้งนี้การมี Ni สูงกว่า 52.0 atom% ก็
เป็นปัจจัยที่เอื้อต่อการเกิด R-phase เช่นกัน (16)



ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย