

# บทที่ 1

## บทนำ

### 1.1 ที่มาของปัญหา

โลหะผสมจำรูป (Shape memory alloy, SMA) เป็นโลหะผสมที่มีความสามารถกลับคืนรูปร่างเองได้หลังจากถูกทำให้เปลี่ยนรูปไปจากเดิมโดยการเพิ่มหรือลดอุณหภูมิอย่างเหมาะสม ซึ่งโลหะผสมที่ได้รับความนิยมผลิตเป็นโลหะผสมจำรูป ได้แก่ โลหะผสมจำรูปกลุ่มทองแดง (Cu base alloy) และโลหะผสมจำรูประหว่างนิกเกิล - ไทเทเนียม (NiTi) หรือมีชื่อเรียกอีกอย่างหนึ่งว่า นิตินอล (Nitinol) ซึ่งนิตินอลจะมีสมบัติที่คิดว่าโลหะผสมจำรูปชนิดอื่นๆ คือ

1. ปริมาณความเครียดที่สามารถกลับคืนรูปได้ (Recoverable strain) สูงถึง 8%
2. ทนต่อการกัดกร่อนได้ดี
3. ไม่เป็นพิษต่อเนื้อเยื่อมนุษย์

จากสมบัติการเปลี่ยนรูปได้และสมบัติอื่นๆ ของโลหะผสมจำรูปในต่างประเทศได้นำโลหะผสมจำรูปมาประยุกต์ใช้ในหลายๆด้าน และได้มีการพัฒนาอย่างต่อเนื่อง ซึ่งในปี ค.ศ. 1960 ในแคลิฟอร์เนียได้ใช้นิตินอลกับระบบไฮดรอลิกของเครื่องบิน ในประเทศอังกฤษได้นำนิตินอลใช้ทำเป็นหน้าต่างของบานเลื่อนกระจกและนำไปพัฒนาใช้ควบคุมพัดลม เครื่องทำความเย็นและวาล์วเครื่องทำน้ำร้อน เมื่อ ปี ค.ศ. 1985 ในประเทศญี่ปุ่น ได้นำนิตินอลไปใช้ในการออกแบบกระบวนการทำงานของเครื่องจักรโดยสามารถทำงานได้มากกว่า 1 ล้านครั้ง และได้มีการผลิตแขนกลที่ทำมาจากนิตินอลด้วย ในปี ค.ศ. 1989 ในประเทศสหรัฐอเมริกา ได้มีการพัฒนามือหุ่นยนต์ให้มีลักษณะเหมือนมือคนหรือเรียกว่านิ้วมือสะกดคำ (Finger spelling hand) เพื่อช่วยเหลือให้คนตาบอด หูหนวกที่ไม่สามารถอ่านอักษรเบรลล์ได้ และได้มีบริษัท ทินิอัลลอย (TiNi alloy company) ได้ใช้นิตินอลเป็นฟิล์มบางเคลือบบนชิ้นของชิ้นเวเฟอร์ซิลิกอนในการสร้างไอซี ในส่วนของการเชื่อมต่อทางด้านอิเล็กทรอนิกส์ ได้ใช้นิตินอลร่วมกับวงจรวิทยุบังคับ และยังนำนิตินอลมาทำเป็น แทกเตอร์ (Tactor) หรือตัวรับรู้ความรู้สึกที่สัมผัสจริงซึ่งจะใช้ในการผ่าตัดทางไกลของแพทย์อีกด้วย

นอกจากการประยุกต์ใช้ดังที่กล่าวมาแล้วยังมีการนำโลหะผสมมาใช้ในการด้านต่างๆ อีกมากเช่น กรอบแว่นตาจำรูป ข้อต่อข้อจำรูป Cryofit ท่อแบบนี้จะใช้งานกันมากในอุตสาหกรรมอากาศยาน และเรือเดินสมุทร อุปกรณ์ที่เปิด - ปิด โดยความร้อน (Cyclic device to open or release on heating) เช่น อุปกรณ์ที่ป้องกันน้ำร้อนลวกในฝักบัวอาบน้ำ (Shower scald protection device) ใช้ทำอุปกรณ์ปรับสัดส่วนตามปริมาณที่ต้องการ (Proportioning device) เช่น การทำวาล์วควบคุมอัตราการไหลของ

ของเหลวโดยความแม่นยำของการกำหนดตำแหน่งอาจทำได้สูงถึง 0.25 มิลลิเมตร ทำยกทรงจํารูป และนำมาทำเป็นอุปกรณ์ทางการแพทย์ได้หลายอย่างเนื่องจากมีสมบัติที่ไม่เป็นพิษต่อเนื้อเยื่อมนุษย์ เช่น ตัวกรองลิ่มเลือด ลวดจัดฟัน รากฟันเทียม ข้อต่อสะโพกเทียมและ Smart clamp ซึ่งใช้ในการส่งและควบคุมปริมาณยาสำหรับผู้ป่วยที่ต้องการปริมาณยาที่เหมาะสม เป็นต้น

จะเห็นได้ว่าในต่างประเทศได้มีการพัฒนาและนำโลหะผสมจํารูปมาประยุกต์และใช้ประโยชน์ในหลายด้านๆ ซึ่งจะส่งผลให้เกิดเทคโนโลยี เครื่องมืออุปกรณ์ และผลิตภัณฑ์ใหม่ๆ อย่างไรก็ตามในประเทศไทยยังถือเป็นเรื่องใหม่และมีข้อจำกัดเกี่ยวกับเทคโนโลยีการผลิตโลหะผสมจํารูป ดังนั้นหากสามารถผลิตวัสดุชนิดนี้ขึ้นเองได้ จะสามารถนำวัสดุที่ได้ไปประยุกต์ใช้ในด้านต่างๆ และยังสามารถช่วยลดการนำเข้าเครื่องมือและอุปกรณ์จากต่างประเทศได้ ดังนั้นจึงมีแนวความคิดที่จะผลิตโลหะผสมจํารูปขึ้นมา ซึ่งจะเป็พื้นฐานในการพัฒนาในด้านต่างๆ ต่อไปในอนาคต

โลหะผสมจํารูปแต่ละแบบจะมีกรรมวิธีในการผลิตแตกต่างกันขึ้นอยู่กับลักษณะของวัสดุ ลักษณะการนำไปใช้งาน และชนิดของวัสดุที่ทำการผลิต โดยทั่วไปการผลิตโลหะผสมจํารูปมีอยู่ด้วยกัน 3 วิธี คือ วิธีการหลอมโลหะ (Melting) โลหะผงวิทยา (Powder metallurgy) และวิธีพ่นเป็นละอองด้วยความร้อน (Thermal spray) ซึ่งวิธีที่สองยังสามารถแยกวิธีย่อยดังนี้

- การอัดขึ้นรูปทุกทาง (Hot isostatic pressing, HIP)
- การฉีดขึ้นรูปโลหะ (Metal injection molding, MIM)
- โลหะผสมเชิงกล (Mechanical alloying, MA)

การผลิตโลหะผสมจํารูปด้วยวิธี MA นั้นเป็นวิธีการผลิตที่มีความซับซ้อนน้อย มีความปลอดภัยสูง ลดปัญหาเรื่องอุปกรณ์ ใช้เครื่องจักรที่ไม่ซับซ้อน ลงทุนไม่มาก สามารถผลิตได้โลหะหลายชนิดโดยเฉพาะโลหะที่มีจุดหลอมเหลวสูง โดยจะใช้ลูกบอลคดผงโลหะ 2 ชนิด ให้เป็นเนื้อเดียวกัน ซึ่งผงอนุภาคที่ได้จะอยู่ในรูปของสารละลายของแข็ง(Solid solution) ดังนั้นในการทำวิจัยครั้งนี้จึงได้เลือกใช้วิธี MA โดยใช้เครื่องบดแบบสั่น (Vibratory ball mill) ในการทดลอง เนื่องจากเป็นเครื่องบดที่ให้พลังงานสูง และเป็นเครื่องจักรที่มีอยู่แล้ว รวมทั้งเครื่องมืออุปกรณ์สามารถจัดหาภายในประเทศ

## 1.2 วัตถุประสงค์

1. เพื่อศึกษาวิธีการผลิตโลหะผสมระหว่างโลหะนิกเกิล-ไทเทเนียมด้วยวิธีโลหะผสมเชิงกล
2. เพื่อศึกษาตัวแปรของการผลิตโลหะผสมระหว่างนิกเกิล-ไทเทเนียม ด้วยวิธีการผลิตโลหะผสมเชิงกล

### 1.3 ขอบเขตของการวิจัย

การวิจัยนี้มุ่งเน้นไปที่จะเป็นการศึกษาการผลิตโลหะผสมระหว่างนิกเกิล-ไทเทเนียม ด้วยวิธีการผลิตโลหะผสมเชิงกลด้วยเครื่องบดแบบสั่น (Vibratory ball mill) และการอบผนึก โดยโลหะผสมที่ต้องการ เป็นเฟส NiTi ในรูปของผงอนุภาค ตาม Binary phase diagram ของนิกเกิล-ไทเทเนียม (รูปที่ 1.1)

### 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1. วิธีการและขั้นตอนการผลิตของโลหะผสมระหว่างนิกเกิล-ไทเทเนียมด้วยวิธีโลหะผสมเชิงกล
2. สามารถผลิตโลหะผสมระหว่างนิกเกิล-ไทเทเนียม ได้เองในห้องปฏิบัติการ
3. สามารถนำโลหะผสมระหว่างนิกเกิล-ไทเทเนียมที่ได้ไปฝึกสอนให้เกิดการจำรูปร่างเพื่อประยุกต์ใช้ในงาน ในด้าน วิศวกรรม การแพทย์ และด้านอื่น ๆ ได้

### 1.5 ทฤษฎีและการวิจัยที่เกี่ยวข้อง

#### 1.5.1 การตรวจเอกสาร

การผลิตโลหะผสมจำรูปด้วยวิธี MA นั้น ผงอนุภาคจะอยู่ระหว่างลูกบอลเมื่อผงอนุภาคเกิดการชนกันกับลูกบอล ทำให้ผงอนุภาคเกิดการแตกหักแล้วเกิดการเชื่อมเย็น (Cold welding) ทำให้รวมเป็นเนื้อเดียวกัน

Nasu และคณะ (1990) ได้ทดลองศึกษาการเกิดโลหะผสมอสัณฐาน (Amorphous alloy) ของ Ni 50% กับ Ti 50% ด้วยวิธี MA โดยใช้ผงนิกเกิล (99.8%) ขนาด 2-3  $\mu\text{m}$  ผงไทเทเนียม (99.0%) ใช้ลูกบอลขนาด 15 มิลลิเมตร และ 20 มิลลิเมตร บดภายใต้บรรยากาศอาร์กอนโดยมีน้ำหนักของผงรวมกัน 300 กรัม และใช้เวลาในการบดตั้งแต่ 0,  $1.8 \times 10^5$ ,  $3.6 \times 10^5$ ,  $7.2 \times 10^5$ ,  $10.8 \times 10^5$ , และ  $14.4 \times 10^5$  วินาที ตามลำดับ จากการวิเคราะห์ผลจาก X-ray diffraction (XRD) พบว่าความเข้มของ Peak จะลดลงหลังจากเวลาบด  $1.8 \times 10^5$  วินาที และหลังจากเวลาบด  $3.6 \times 10^5$  วินาที Peak ก็หายไปถึงแสดงให้เห็นถึงการเกิดโลหะผสม (Amorphous alloy) และการวิเคราะห์จาก DTA ก็มีลักษณะเช่นเดียวกันซึ่ง Exothermic peak จะปรากฏใน  $1.8 \times 10^5$  วินาที และเฟส ออสัณฐานจะเกิดขึ้นบางส่วนหลังจาก  $3.6 \times 10^5$  วินาที ซึ่งจากการทดลองครั้งนี้จึงสามารถสรุปได้คือ เมื่อบดไปนานๆ หรือเวลาบดเพิ่มมากขึ้น อุณหภูมิของผลึกจะเพิ่มขึ้น และจะมีพลังงานกระตุ้น (Activation energy) เพิ่มขึ้นด้วยจะส่งผลให้เกิดเฟสอสัณฐานขึ้นเมื่อบดเป็นเวลานานขึ้นเรื่อยๆ

Takasaki (1998) ทำการศึกษาความแตกต่างของส่วนผสมระหว่างนิกเกิล-ไทเทเนียมที่  $\text{Ti}_{45}\text{Ni}_{55}$ ,  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50}$  และ  $\text{Ti}_{55}\text{Ni}_{45}$ , โดยใช้เครื่อง Planetary ball mill บด ใช้เวลาบด 10 ชั่วโมง เมื่อเสร็จนำไปผ่าน

กระบวนการ Heat treatment ที่ 1273 K ผลจาก XRD ก่อนการทำ Heat treatment พบว่าที่  $Ti_{55}Ni_{45}$  จะเกิดเฟสอสัณฐานขึ้นที่เวลาอบ 10 ชั่วโมง ที่  $Ti_{50}Ni_{50}$  จะเกิดเฟส bcc NiTi ขึ้น และ  $Ti_{45}Ni_{55}$  ก็เกิดขึ้นเหมือนกัน และเมื่อเพิ่มเวลาขึ้นจะทำให้เกิดเฟสอสัณฐานทั้งหมด หลังจากผ่าน Heat treatment พบว่าเฟส B2-NiTi จะเกิดขึ้นสำหรับส่วนผสม  $Ti_{50}Ni_{50}$  และ  $Ti_{55}Ni_{45}$  แต่ไม่เกิดขึ้นสำหรับส่วนผสม  $Ti_{55}Ni_{45}$  จากการทดลองพบว่าเฟสต่างๆที่เกิดขึ้นจะขึ้นอยู่กับส่วนผสมขณะเริ่มต้น

Li และคณะ (1998) ได้ทำการทดลองผลิต Porous NiTi ด้วยการ Sintering โดยใช้ผง Ti (74  $\mu m$ ), Ni (74  $\mu m$ ) และ  $TiH_2$  (44  $\mu m$ ) ทำการบดผสมกัน 2 ชั่วโมงในบรรยากาศอาร์กอน และอัดขึ้นรูป เป็นชิ้นงาน จากนั้นนำไปอบผืนที่ เวลา 1 ชั่วโมงที่อุณหภูมิต่างๆ และที่อุณหภูมิ 1223 K ที่เวลาต่างๆ หลังจากอบผืนที่อุณหภูมิ 1223 K ที่ 9 ชั่วโมง พบว่าปริมาณของ  $TiH_2$  เพิ่มขึ้น ขนาดและการกระจายตัวของรูพรุนลดลง จึงสรุปได้ว่าการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิ เวลา และปริมาณของ  $TiH_2$  จะมีผลต่อขนาดและการกระจายของรูพรุน และผลการวิเคราะห์ของ XRD ที่อุณหภูมิการอบผืนที่ 1023 K เวลา 1 ชั่วโมง จะปรากฏ Peak ของ Ni, Ti,  $Ni_3Ti$ ,  $Ti_2Ni$  และ NiTi (B2 และ B19) ณ ที่อุณหภูมิสูงกว่า 1023 จะไม่พบ Peak ของ Ni และ Ti และ Peak NiTi จะเพิ่มขึ้น เมื่ออุณหภูมิ 1223 K เฟส Ni กับ Ti จะหายไป

Kobayashi และคณะ (1999) ได้นำผงโลหะระหว่างนิกเกิล(Ni) และไทเทเนียม (Ti) มาบดด้วยเครื่อง Planetary ball mill ที่  $1.8 \times 10^5$ ,  $3.6 \times 10^5$  และ  $5.6 \times 10^5$  วินาที จากการนำผงโลหะไปวิเคราะห์ด้วย XRD พบว่า ที่  $1.8 \times 10^5$  วินาที และ  $3.6 \times 10^5$  วินาที พบเฟสของ Ni และ Ti จากนั้นนำผงโลหะไปหลอมที่อุณหภูมิ 1150 K ด้วยวิธี Self-propagating high temperature synthesis (SHS) สำหรับที่เวลาการอบ 5.6 x 10<sup>5</sup> วินาที จะพบเฟส NiTi แต่พบว่ามีเหล็ก(Fe)เข้ามาปนด้วยและได้เพิ่ม โบรอน (Boron) 2% เข้าไปผสม จากนั้น นำชิ้นงานไปอบผืน (Sintering) เมื่อนำผงโลหะที่ผ่านการอบผืนไปวิเคราะห์ด้วย XRD จะปรากฏเฟส NiTi,  $Ni_3Ti$ ,  $NiTi_2$ ,  $TiB_2$

Dobromyslov และคณะ (1999) ได้ศึกษาการบดของผงโลหะไทเทเนียม (99.96%) กับโลหะนิกเกิล (99.99%) ทั้งคู่มีขนาดอนุภาค 50 ไมครอน เมื่อบดเสร็จ นำผงโลหะที่ได้ไปขึ้นรูปเป็นแผ่นโดยใช้แรงดัน 5 GPa ซึ่งชิ้นงานมีเส้นผ่าศูนย์กลาง 15 มิลลิเมตรหนา 0.3 เซนติเมตร นำชิ้นงานที่ได้ไปวิเคราะห์ด้วย XRD จากการพบเฟสของ  $\alpha$  และ  $\omega$  ที่ส่วนผสม Ti-1-9% Ni ในส่วนผสมของ Ti ที่มากกว่า 13-40 % Ni จะเกิดเฟสอสัณฐานขึ้นพร้อมกับเฟสของ  $\alpha$  และ  $\omega$  และที่ 40-80 % Ni จะเกิดเฟสอสัณฐานขึ้นอย่างชัดเจน และจะเกิดโครงสร้าง fcc จะมีขนาดประมาณ 0.3518 - 0.3550 nm จากนั้นนำผงโลหะของ NiTi ที่มีส่วนสมจาก 0-15 % Ni นำไปทำ Solution treat ที่อุณหภูมิ 1000°C ใช้เวลา 30 นาที แล้วทำให้เย็นตัวในน้ำเย็น จากการวิเคราะห์ด้วย TEM จะพบเฟส  $\alpha$  ที่ Ti-1%Ni และจะ

พบเฟส  $\beta$  กับ  $\alpha$  ใน Ti - 3% Ni และพบเฟส  $\alpha$ - $\beta$ - $\omega$  ใน Ti -7-15 % Ni จะพบโครงสร้าง ยูเทกทอยด์ (Eutectoid) และพบเฟส  $\alpha$ - $\beta$  และ  $Ti_2Ni$

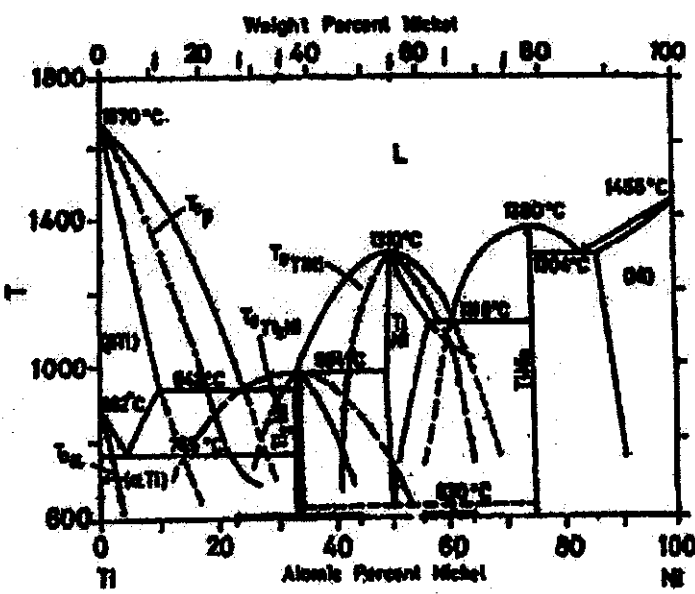
Xu และ Thadhani (2001) ได้ทดลองผลิต NiTi ด้วยวิธี Shock compaction โดยเริ่มจากใช้ผง Ni กับ Ti ขนาด 10-70  $\mu m$  ที่อัตราส่วน  $Ni_{50.88\%}$  ,  $Ti_{49.12\%}$  ใช้เวลาบดผสมกัน ½ - 10 ชั่วโมง ภายใต้บรรยากาศอาร์กอน โดยใช้อัตราส่วนน้ำหนักของลูกบดกับผงโลหะ 3:1 จากการวิเคราะห์ของ XRD ของ Pre alloy nitinol powder พบว่าที่ครึ่งชั่วโมงแรกจะสามารถเห็น Peak ของ NiTi ( $B2(110)$ ) และที่เวลาบด 3-10 ชั่วโมง จะพบเฟสอสัณฐาน และเมื่อนำไปวิเคราะห์กับ TEM ที่การบด 3 ชั่วโมง จะพบ Crystallite size ที่ขนาด < 40 nm และจากการวิเคราะห์ของ DTA อุณหภูมิการเกิดเฟสอสัณฐาน จะอยู่ในช่วงอุณหภูมิ  $347 \pm 4^\circ C$  และชี้ให้เห็นถึงการเปลี่ยนแปลงในขณะที่ยังเพิ่มเวลาบด จะส่งผลให้เกิดเฟสอสัณฐานขึ้น โดยจะเกิดหลังจากการบด ½ ชั่วโมง ผ่านไป และจากการวิเคราะห์ผลด้วย XRD ของการอบอ่อน (Annealing) ที่อุณหภูมิ  $420^\circ C$  เป็นเวลา 30 นาที ของเวลาการบด 3 ชั่วโมง กับ 10 ชั่วโมง จะเกิดเฟส  $B2-NiTi$  และจากการวิเคราะห์ด้วย EDS (Energy dispersive x-ray spectrometer) พบการปนเปื้อนของเหล็ก(Iron) ที่เวลาการบด 3 ชั่วโมง และ 10 ชั่วโมง ที่ประมาณ 0.3 at % และ 1.5 at % ตามลำดับ

Bobet และ Chevalier (2002) ได้ศึกษาปฏิกิริยาการบดผงโลหะระหว่าง ไทเทเนียม (99.5%, 44  $\mu m$ ) กับนิกเกิล (99.5% ,  $\mu m$ ) ใช้ลูกบดขนาด 10 มิลลิเมตร ใช้ความเร็วในการหมุน 250 rpm และทุกๆ 15 นาที จะอัดก๊าซไฮโดรเจน ( $P= 1.1 MPa$ ) ซึ่งจะนำผงโลหะที่ผ่านการบดไปวิเคราะห์ผลด้วย XRD พบว่า หลังจากการบด 1 ชั่วโมง จะพบ Poly crystalline fcc ของ  $TiH_2$  และ Ni แต่ Ti จะเห็นไม่ค่อยชัดเนื่องจากการเกิดปฏิกิริยาระหว่าง Ti กับบรรยากาศไฮโดรเจนเป็น  $TiH_2$  จะมีขนาดประมาณ 4-11 nm และหลังจากการบด 2, 5 และ 10 ชั่วโมง ตามลำดับ ความเข้มของ Peak ของ  $TiH_2$  และ Ni จะลดลง ที่เวลาบด 20 ชั่วโมง Peak  $TiH_2$  จะลดลงมากกว่าของ Ni และที่เวลาบด 45 ชั่วโมง จะไม่พบ Peak ใด ๆ อีก จากนั้นได้นำผงโลหะที่ผ่านการบดไปวิเคราะห์ด้วย DSC พบว่าความเข้มของ Peak ที่เวลาการบดจะมากกว่าเวลาบดอื่นๆ ต่อจากนั้นได้นำผงโลหะที่เวลาบด 45 ชั่วโมง ไปอบที่อุณหภูมิ  $450^\circ C$  ใช้เวลา 2 ชั่วโมง ภายใต้บรรยากาศของก๊าซอาร์กอน 5%  $H_2$  จากการวิเคราะห์ด้วย XRD พบเฟสของ  $TiNiH$

Miyano และคณะ (2002) ได้ทำการผลิตโลหะจำรูป (Shape memory alloy) โดยใช้กระบวนการ LIGA-MA - SPS โดยกระบวนการมี 4 ขั้นตอนคือ เริ่ม จากการผลิตแม่พิมพ์นิกเกิลเป็นรูปสปริงขนาดเล็กขึ้นมาโดยวิธี Lithographie, Galvanoformung, Abformung, (LIGA) ในขั้นตอนต่อมาได้นำผงโลหะ ไทเทเนียม นิกเกิล และทองแดงผสมกัน โดยใช้เครื่อง Planetary ball mill ในการบด บดภายใต้บรรยากาศอาร์กอน และใช้อัตราส่วนระหว่างลูกบดกับผงโลหะเท่ากับ 7.2 ใช้เวลาบด 0,  $3.6 \times 10^5$  ,

10.8 x 10<sup>5</sup> , 18 x 10<sup>5</sup> , 36x 10<sup>5</sup> และ 72 x 10<sup>5</sup> วินาที ตามลำดับ หลังจากนั้นนำไปวิเคราะห์ผลกับ XRD ปรากฏว่าหลังจากการบดไป , 3.6x 10<sup>5</sup> วินาที จะไม่พบเฟสใดๆ ขึ้นตอนต่อมาได้อัดขึ้นรูปในแม่พิมพ์นิกเกิล ซึ่งจะเป็นรูปสปริงที่ความดัน 40 MPa แล้วนำมาอบพนัก (Sintering) ที่อุณหภูมิ 1073 K ใช้เวลา 10 นาที ก็อบพนักนั้นจะใช้วิธี Spark plasma sintering (SPS) จากนั้นในขั้นตอนสุดท้ายนำชิ้นงานไปขัดและนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ และก่อนนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ได้นำไปวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด(Scanning electron microscopy, SEM) จะพบของเกรนของ NiTi อยู่ระหว่างแม่พิมพ์ และพบว่าผิวของชิ้นงานจะไม่ราบเรียบซึ่งเกิดจากผองอนุภาคแยกคนละส่วนกัน

โลหะผสมนิกเกิลไทเทเนียม เป็นโลหะผสมจำรูป Shape memory alloy ที่ถูกคิดค้นขึ้นในปี 1961 โดย William J. Buehler นักวิจัยทางโลหะวิทยาและคณะแห่งห้องทดลองสรรพาวุธกองทัพเรือสหรัฐอเมริกา ในชื่อสามัญว่า นิตินอล (Nitinol) ซึ่งบ่งบอกถึงองค์ประกอบและแหล่งที่มาของโลหะ กล่าวคือ Ni มาจาก Nickel , Ti มาจาก Titanium และ Nol มาจาก Naval ordinance laboratory หรือห้องทดลองสรรพาวุธกองทัพเรือ นิตินอล ประกอบด้วยโลหะนิกเกิลและโลหะไทเทเนียมในปริมาณร้อยละ 50 โดยสัดส่วนจำนวนอะตอมซึ่งแสดงความเป็นสารประกอบระหว่างโลหะและเป็นเส้นตรงในแนวตั้งที่ปรากฏในแนวตามสมมูลเฟส



รูปที่ 1.1 Phase diagram Ni-Ti (www.met.iisc.ernet.in)

โลหะผสมจำรูปที่ค้นพบมีหลายชนิด ดังตารางที่ 1.1 แต่โลหะผสมนิกเกิล-ไทเทเนียม (Ni-Ti alloy) และกลุ่มทองแดง (Cu-based alloys) ได้รับความสนใจมากเนื่องจากมีสมบัติที่เป็นประโยชน์หลายอย่างที่สำคัญคือ โลหะจำรูปในสองกลุ่มนี้สามารถคืนรูปร่างได้ค่อนข้างมากและยืดออกได้มากโดยสามารถคืนสู่รูปเดิมได้ จึงสมบัติสภาพการยืดหยุ่น (Super-elasticity)

ตารางที่ 1.1 กลุ่มโลหะจำรูปที่ค้นพบ

โลหะผสม	ส่วนผสม	อุณหภูมิที่เกิดมาร์เทนไซต์( $M_s, ^\circ\text{C}$ )
AgCd	44~49at.%Cd	-190~ -150
AuCd	46.5~50at.%Cd	30~100
CuAlNi	14~14.5wt%Al 3~4.5wt%Ni	-140~ 100
CuSn	23~28at%Au 45~47at%Zn	-190~ 40
CuZn	~15at%Sn	-120~ 30
CuZnX(X=Si,Sn,AlGa)	8.5~41.5wt%Zn	-180~ 100
InTl	2~3wt%X	-180~ 100
NiAl	18~23at%Al	60~ 100
TiNi	49~51at%Ni	-180~ 100
FePt	~25at%Pt	-50~ 100
FePd	~30at%Pd	~ -100
MnCu	5~35at%Cu	-250~ 180

โลหะผสมจำรูปในกลุ่มทองแดงได้แก่ Lu - Zn-Al, Lu-Al-Ni และทองแดงผสมที่มีธาตุหลักสี่ธาตุคือ Cu Zn X (X = Al, Ga, Si, Sn) เป็นต้น โลหะกลุ่มนี้มีสมบัติดีคือนิกเกิล-ไทเทเนียม เช่น ปริมาณความเครียดที่สามารถกลับคืนได้ประมาณ 4-5 % ทนต่อการกัดกร่อนได้ปานกลาง อย่างไรก็ตามโลหะกลุ่มนี้สามารถหลอมเหลวและจัดขึ้นรูปได้ค่อนข้างง่าย มีอุณหภูมิเปลี่ยนแปลงอยู่ในช่วงกว้าง (180 - 1000  $^\circ\text{C}$ ) และมีราคาต่ำกว่านิกเกิล

ตารางที่ 1.2 สมบัติเชิงกลของ NiTi

Mechanical Properties	NiTi		Stainless Steel	Titanium	Ti-Al-4V
	Austenite	Martensite			
Ultimate tensile strength (MPa)	800-1500	103-1100	483-1850	540-740	920-1140
Tensile yield Strength (MPa)	100-8000	50-300	190-1213	390	830-1020
Modulus of elasticity (GPa)	70-110	21-69	190-200	105-110	100-110
Elongation at failure (%)	1-20	Up to 60	12-40	16	8

## สมบัติทางฟิสิกส์

จุดหลอมเหลว 1300 °C (2370 °F)

ความหนาแน่น 6.45 g/cm<sup>3</sup> (0.233 lb / in<sup>3</sup>)

## การนำความร้อน

ออสทีไนต์ 0.18W / cm<sup>2</sup>°C

มาร์เทนไซต์ 6.6E-61°C

Specific Heat 0.20 cal / °C

## สมบัติทางไฟฟ้าและแม่เหล็ก

## Resistivity

ออสทีไนต์ ประมาณ 100 Micro ohms<sup>2</sup> cmมาร์เทนไซต์ ประมาณ 80 Micro ohms<sup>2</sup> cm

Magnetic susceptibility 3.0e emu/g

## โลหะผสมนิกเกิล-ไทเทเนียม

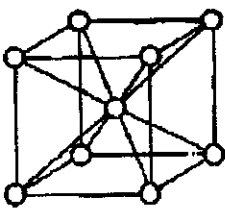
นิตินอล ประกอบด้วยโลหะนิกเกิลและโลหะไทเทเนียม ในปริมาณร้อยละ 50 โดยสัดส่วนจำนวนอะตอม นิตินอลมีสมบัติเด่นหลายประการ คือ ปริมาณความเครียดที่สามารถคืนกลับได้ (Recovery strain) มีค่าสูงถึงร้อยละ 8 ทนทานต่อการสึกกร่อนได้ดี (Corrosion resistance) และไม่เป็นพิษต่อเนื้อเยื่อมนุษย์ ทำให้ได้รับความนิยมในการนำมาทำเป็นวัสดุอุปกรณ์ทางการแพทย์หลายชนิด



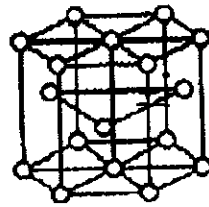
ได้แก่ วัสดุปลูกฝังปลูก (Implant materials) เพื่อยึดกระดูกสันหลังในรายที่มีการคดงอของกระดูก  
ดังก้าว หรือข้อต่อเทียม (Joint prosthesis) เป็นต้น สำหรับการใช้งานทางทันตกรรมจัดฟัน Andreassen  
และ Hilleman ได้นำเสนอเป็นครั้งแรกในรูปของลวดโค้ง (Arch wire) ด้วยสมบัติเฉพาะตัวที่โดดเด่น  
แตกต่างจากวัสดุชนิดอื่น คือ สมบัติจำรูป และพัฒนาจนได้สมบัติความยืดหยุ่นยิ่งยวดในเวลาต่อมา

### การเปลี่ยนแปลงสู่เฟสมาร์เทนไซต์

จากการศึกษาของโลหะวิทยาของโลหะผสมนิกเกิล-ไทเทเนียม พบว่าโลหะผสมดังก้าว  
สามารถแบ่งได้ 2 เฟสตามลักษณะโครงสร้างโมเลกุล คือ เฟสดั้งเดิม (Parent phase) หรือเฟสออสทิไนต์  
ซึ่งมีโครงสร้างโมเลกุลเป็นบอดีเซ็นเตอร์คิวบิกหรือเตตระโกนอล และเฟสมาร์เทนไซต์ ซึ่งมีโครงสร้าง  
โมเลกุลเป็นเฟสเซ็นเตอร์เฮกซะโกนอลโคลสแพ็คแสดงในรูปที่ 1.2



A



B

รูปที่ 1.2 แสดงโครงสร้างโมเลกุลบอดีเซ็นเตอร์คิวบิกหรือเตตระโกนอลในเฟสออสทิไนต์ (A) และ  
โครงสร้างโมเลกุลเฟสเซ็นเตอร์เฮกซะโกนอลโคลสแพ็ค ในเฟสมาร์เทนไซต์ (B) ของโลหะผสม  
นิกเกิล-ไทเทเนียม(ศราวดี ทัศนญาณภักย์, 2541)

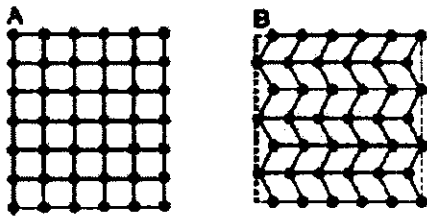
โลหะผสมนิกเกิล-ไทเทเนียม ในแต่ละเฟสจะแสดงสมบัติที่แตกต่างกัน ดังนี้

เฟสออสทิไนต์ มีความแข็งแรงสามารถคงรูปได้ดี มีเสถียรภาพที่อุณหภูมิสูง

เฟสมาร์เทนไซต์ มีลักษณะอ่อนนุ่ม เปลี่ยนรูปได้ง่าย มีเสถียรภาพที่อุณหภูมิต่ำ

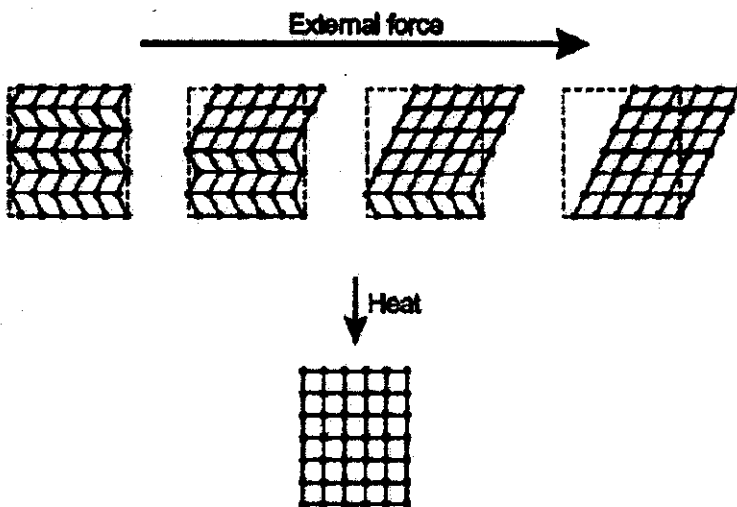
โลหะผสมในเฟสออสทิไนต์สามารถเปลี่ยนแปลงสู่เฟสมาร์เทนไซต์ จากการเปลี่ยนแปลงเหตุ  
ปัจจัย 2 ประการ คือ การลดอุณหภูมิลงต่ำกว่าช่วงอุณหภูมิของการเปลี่ยนเฟส และ หรือ การใช้ความ  
เค้นหรือแรงกระทำสูงถึงระดับที่เหมาะสม จะทำให้โลหะผสมสามารถเปลี่ยนแปลงสู่เฟสมาร์เทนไซต์  
และแสดงสมบัติจำรูปและสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดอันเป็นสมบัติเฉพาะของโลหะผสมนิกเกิล-ไทเทเนียม

ได้ ดังจะกล่าวในรายละเอียดต่อไป การเปลี่ยนแปลงสู่เฟสมาร์เทนไซต์นี้ เกิดจากการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างผลึกที่ปราศจากการแพร่ของอะตอมโลหะ ซึ่งหมายถึง การที่อะตอมภายในเนื้อโลหะเคลื่อนที่ไปจากตำแหน่งเดิมโดยผิวสัมผัสระหว่างผลึกยังคงต่อเนื่องกัน เป็นผลให้รูปร่างโครงสร้างโดยรวมเปลี่ยนแปลงแต่องค์ประกอบโดยรวมคงเดิม อีกนัยหนึ่งคือการที่อะตอมจัดเรียงตัวใหม่ในรูปแบบที่บิดเบี้ยวหรือผิดไปจากเดิมแต่ผิวสัมผัสยังเชื่อมติดกัน ดังแสดงในรูปที่ 1.3 อย่างไรก็ตามเมื่อมีการเพิ่มอุณหภูมิจนถึงช่วงอุณหภูมิของการเปลี่ยนเฟส และหรือปลดปล่อยความเค้นหรือแรงกระทำ อะตอมภายในของโลหะจะเคลื่อนที่กลับสู่ตำแหน่งเดิม ทำให้โลหะสามารถคืนกลับสู่รูปร่างเดิมได้โดยไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างถาวร ดังแสดงในรูปที่ 3 สมบัตินี้จัดเป็นสมบัติเฉพาะที่ไม่ปรากฏในโลหะผสมชนิดอื่น เช่น โลหะเหล็กกล้าไร้สนิม (Stainless steel) ซึ่งมีการเปลี่ยนรูปร่างถาวรในลักษณะลื่นไถลหรือเปลี่ยนตำแหน่งไปจากเดิม (Slip or dislocation) โดยไม่สามารถคืนกลับสู่รูปร่างเดิมได้ ดังแสดงในรูปที่ 1.4

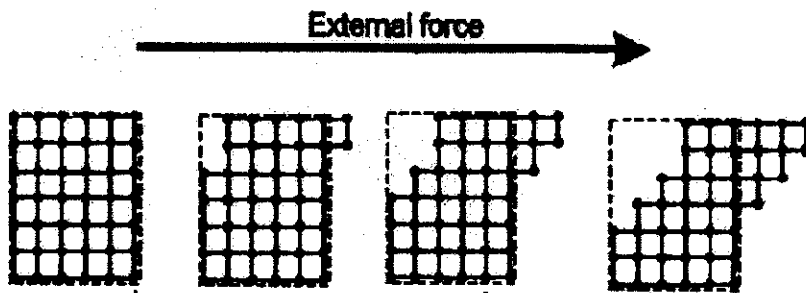


รูปที่ 1.3 ลักษณะ โครงสร้างผลึกในเฟสออสเทนไนต์ (A) และเฟสมาร์เทนไซต์ (B)

ของโลหะผสมนิกเกิล-ไทเทเนียม (ศราวดี กัญญาณภากย์, 2541)



รูปที่ 1.4 แสดงการเปลี่ยนแปลงรูปร่าง โครงสร้างโดยรวมของโลหะผสมนิกเกิล-ไทเทเนียม ในเฟสมาร์เทนไซต์เมื่อได้รับแรงกระทำจากภายนอก (External force) ซึ่ง

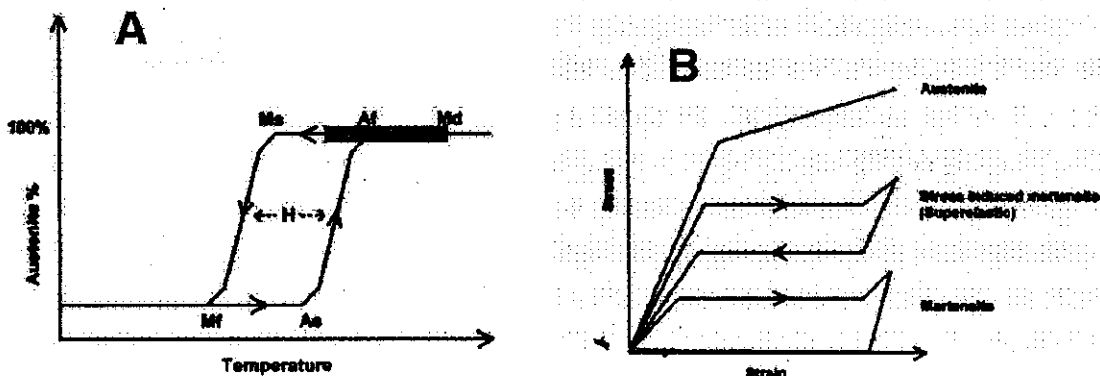


รูปที่ 1.5 แสดงการเปลี่ยนแปลงอย่างถาวรในลักษณะเลื่อนไหลหรือเปลี่ยนตำแหน่งไปจากเดิมของอะตอมภายใน โดยไม่สามารถคืนกลับสู่รูปร่างเดิมได้ของโลหะเหล็กกล้าไร้สนิม เมื่อได้รับแรงกระทำจากภายนอก(ศรวาดิ กัญญาณภักย์, 2541)

### สมบัติจำรูป

หมายถึง สมบัติของโลหะที่สามารถเปลี่ยนกลับสู่รูปร่างและขนาดเดิมได้ เมื่อได้รับความร้อนสูงถึงช่วงอุณหภูมิของการเปลี่ยนเฟส หรือเรียกว่ามีสมบัติยืดหยุ่นตามอุณหภูมิซึ่งเป็นผลจากการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมนิกเกิล-ไทเทเนียมตามการเปลี่ยนอุณหภูมิ โดยที่อุณหภูมิต่ำกว่าช่วงอุณหภูมิของการเปลี่ยนเฟส โลหะผสมจะแสดงเฟสมาร์เทนไซต์ มีลักษณะอ่อนนุ่ม ถูกทำให้เปลี่ยนรูปร่างได้ง่าย แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิสูงขึ้น โลหะผสมจะสามารถคืนกลับสู่รูปร่างเดิม กล่าวคือ สามารถเปลี่ยนกลับสู่เฟสออสเทนไนต์ได้ ดังแสดงในรูปที่ 1.6

ช่วงอุณหภูมิของการเปลี่ยนเฟส จะมีค่าจำเพาะขึ้นกับชนิดและปริมาณของโลหะที่เป็นองค์ประกอบ รวมถึงกระบวนการ ขั้นตอนและกรรมวิธีในการผลิต เนื่องจากโลหะผสมนิกเกิล-ไทเทเนียม อาจปรากฏได้ในหลายรูปแบบ เช่น NiTi, TiNi หรือ TiNi เป็นต้น ทั้งนี้ขึ้นกับบริษัทผู้ผลิต แต่โดยส่วนใหญ่ปริมาณอะตอมของโลหะไทเทเนียมจะอยู่ในช่วงร้อยละ 49.7 – 50.7 เนื่องจากถ้าต่ำกว่าร้อยละ 49.4 โลหะผสมจะอยู่ในรูปของ TiNi ซึ่งขาดความเสถียร และไม่สามารถคงรูปอยู่ได้



รูปที่ 1.6 แสดงผลของอุณหภูมิต่อการเปลี่ยนแปลงเฟสของโลหะผสมนิกเกิล-ไทเทเนียม

โดย  $M_s$  คือ อุณหภูมิเริ่มต้นที่โลหะแสดงเฟสมาร์เทนไซต์ (Martensite start)

$M_f$  คือ อุณหภูมิที่โลหะแสดงเฟสมาร์เทนไซต์ โดยสมบูรณ์ (Martensite finish)

$A_s$  คือ อุณหภูมิเริ่มต้นที่โลหะแสดงเฟสออสทิไนต์ (Austenitic start)

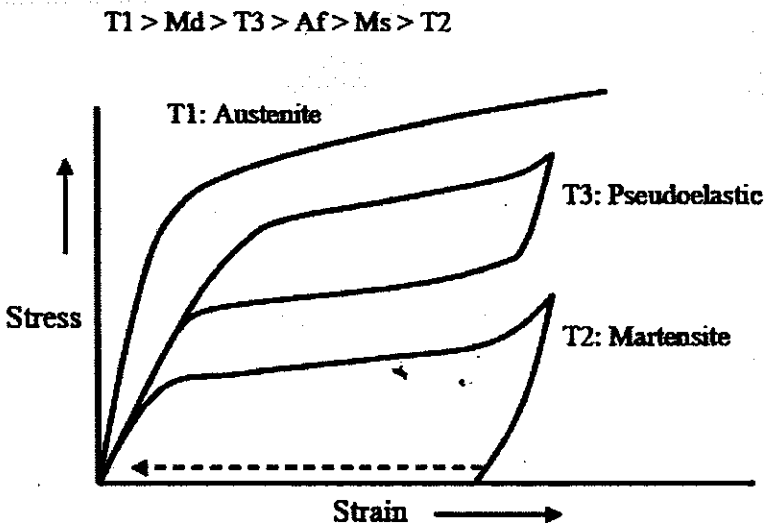
$A_f$  คือ อุณหภูมิที่โลหะแสดงเฟสออสทิไนต์โดยสมบูรณ์ (Austenite finish)

$M_d$  คือ อุณหภูมิสูงสุดที่โลหะสามารถแสดงคุณสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด จากการเปลี่ยนแปลงสู่เฟสมาร์เทนไซต์โดยอาศัยความเค้นได้

(ศราวดี กัญยานภักย์, 2541)

### สมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด

หมายถึง การที่ลวดสามารถให้แรงในปริมาณน้อยและเกือบคงที่อย่างต่อเนื่อง ในขณะที่ลวดคืนกลับสู่รูปร่างเดิม หลังจากถูกทำให้เปลี่ยนรูปร่างหรือมิติไป อันเป็นผลจากการเปลี่ยนแปลงสู่เฟสมาร์เทนไซต์โดยอาศัยความเค้น และการเปลี่ยนกลับสู่เฟสดั้งเดิมหรือเฟสออสทิไนต์ได้เมื่อความเค้นหรือแรงกระทำถูกปลดปล่อย สมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดนี้จะปรากฏในลวดโลหะผสมนิกเกิล-ไทเทเนียม ที่มีค่าอุณหภูมิที่จุด  $A_s$  ต่ำกว่าอุณหภูมิห้อง ซึ่งทำให้โลหะผสมดังกล่าวแสดงโครงสร้างในเฟสออสทิไนต์ขณะนำมาใช้งาน อย่างไรก็ตามการเปลี่ยนแปลงสู่เฟสมาร์เทนไซต์โดยอาศัยความเค้นนี้ จะต้องกระทำที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิจุดค่าหนึ่งซึ่งเรียกว่า  $M_d$  เนื่องจากที่อุณหภูมิสูงกว่านี้ โลหะจะไม่สามารถแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดได้ดังแสดงใน รูปที่ 1.7



รูปที่ 1.7 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น (Stress) และความเครียด (Strain) ของลวดโลหะ

ผสมนิกเกิล-ไทเทเนียม ที่อุณหภูมิแตกต่างกัน (สรวาตี กัญชาณภาคย์, 2541) ดังนี้

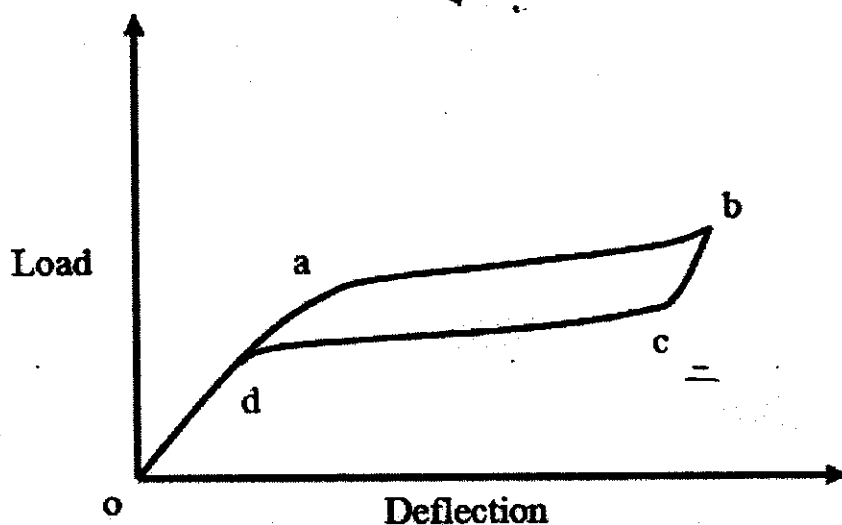
T1 คือ อุณหภูมิที่สูงกว่า  $M_d$  ซึ่งเป็นจุดอุณหภูมิสูงสุดที่โลหะผสมสามารถแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด จากการเปลี่ยนแปลงสู่เฟสมาร์เทนไซต์โดยอาศัยความร้อนได้ ดังนั้นที่อุณหภูมินี้โลหะผสมจึงแสดงเฟสออสทิไนต์โดยสมบูรณ์และไม่สามารถแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดได้

T2 คือ อุณหภูมิที่ต่ำกว่า  $M_s$  ซึ่งเป็นจุดอุณหภูมิเริ่มต้นที่โลหะผสมจะแสดงเฟสมาร์เทนไซต์ ทำให้ที่อุณหภูมินี้โลหะผสมจะแสดงสมบัติเฉพาะในเฟสมาร์เทนไซต์เท่านั้น โดยไม่สามารถเปลี่ยนกลับสู่เฟสออสทิไนต์ และไม่สามารถแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดได้

T3 คือ อุณหภูมิที่สูงกว่า  $A_f$  ซึ่งเป็นจุดอุณหภูมิสูงสุดที่โลหะผสมสามารถแสดงเฟสออสทิไนต์โดยสมบูรณ์ แต่ไม่เกิน  $M_s$  ซึ่งเป็นจุดอุณหภูมิสูงสุดที่โลหะผสมสามารถแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด จากการเปลี่ยนแปลงสู่เฟสมาร์เทนไซต์โดยอาศัยความเค้นได้ ทำให้ที่อุณหภูมินี้โลหะผสมสามารถแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดได้ เมื่อได้รับความเค้นหรือ แรงกระทำในระดับที่เหมาะสม จึงเป็นประโยชน์อย่างมากสำหรับการใช้งานทันตกรรมจัดฟัน

### สมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด

สามารถอธิบายได้ในรูปของความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียด (Stress-strain) จากการทดสอบความยืด (Tensile test) ความสัมพันธ์ระหว่างขนาดแรงกับระยะทางที่ลวดถูกทำให้เปลี่ยนรูปร่างหรือมิติไปจากเดิม (Load-deflection) จากการทดสอบความงอ (Bending test) หรือความสัมพันธ์ระหว่างค่าโมเมนต์คด (Bending moment) กับค่ามุมในการงอของลวด ซึ่งจะปรากฏกราฟในรูปแบบที่คล้ายคลึงกันทั้งสิ้น ดังแสดงในรูปที่ 1.8



รูปที่ 1.8 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างขนาดแรง (Load) กับระยะทาง (Deflection) ที่ลวดถูกทำให้เปลี่ยนรูปร่างหรือมิติไปจากเดิม (ศราวดี กัญญาณภักษ์, 2541)

ลักษณะของกราฟที่แสดงความสัมพันธ์ระหว่างขนาดแรงกับระยะทางที่ลวดถูกทำให้เปลี่ยนรูปร่างหรือมิติไปจากเดิม จะประกอบด้วยส่วนต่าง ๆ ดังต่อไปนี้

#### 1. ระยะ $o - a$

เป็นระยะที่แสดงความสัมพันธ์เชิงเส้น ระหว่างขนาดแรงกับระยะทางที่ลวดถูกทำให้เปลี่ยนรูปร่างหรือมิติไปจากเดิม หรือเรียกว่า ค่าความแข็งแรงแรงเริ่มต้น (Initial stiffness) ซึ่งระยะนี้ของกราฟจะเกิดการเปลี่ยนรูปแบบอิลาสติกของโลหะผสมในเฟส ออสทิไนต์

#### 2. ระยะ $a - b$

เป็นระยะที่เมื่อให้แรงขนาดหนึ่งในปริมาณคงที่หรือเกือบคงที่ โลหะจะสามารถเปลี่ยนรูปร่างหรือมิติไปจากเดิมได้เป็นระยะทางไกล กราฟจะปรากฏเป็นเส้นตรงเกือบ

ขนานกับแกนนอนในแนวระนาบ - ขนาดแรงดึงกล่าวนี้จะทำให้โลหะผสมสามารถเปลี่ยนแปลงสู่เฟสมาร์เทนไซต์โดยอาศัยความเค้นได้

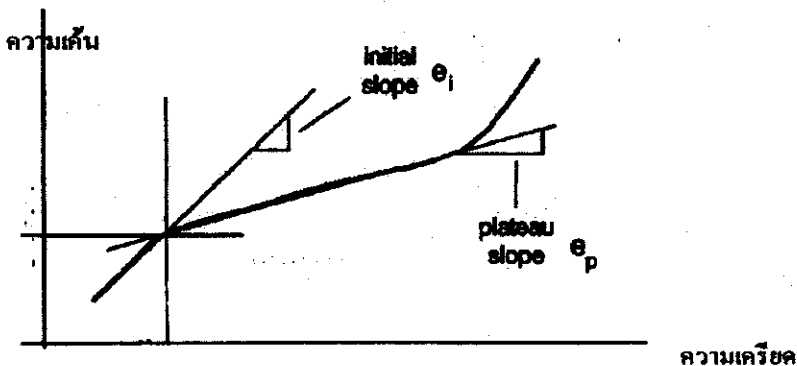
### 3. ระยะ b - c

เป็นระยะที่เส้นกราฟเอียงลงเมื่อความเค้นหรือแรงกระทำถูกปลดปล่อย ทำให้โลหะผสมสามารถเปลี่ยนกลับสู่เฟสดั้งเดิมหรือเฟสออสทิไนต์ได้

### 4. ระยะ c - d

เป็นระยะที่โลหะผสมสามารถแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด จากการเปลี่ยนกลับสู่เฟสออสทิไนต์เมื่อปลดปล่อยความเค้นหรือแรงกระทำ กราฟจะปรากฏเป็นเส้นตรง เกือบขนานกับแกนนอนในแนวระนาบ คล้ายกับระยะ a - b ซึ่งทาง ทันตกรรมจัดฟัน มักจะให้ความสำคัญกับขนาดแรงในระยะนี้ เนื่องจากเป็นขนาดแรงที่ได้จากคืนกลับสู่รูปร่างเดิมของโลหะ เช่นเดียวกันกับการคืนตัวของลวดทางทันตกรรมจัดฟัน

Segner และ Ibe (ศราวดี กัญญาณภักษ์, 2541) ให้นิยามเกี่ยวกับการแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดของโลหะผสมนิกเกิล-ไทเทเนียม จากอัตราส่วนระหว่างค่าความแข็งแรงเริ่มต้นกับค่าความแข็งแรงในช่วงที่กราฟเป็นเส้นตรงในแนวระนาบ ซึ่งค่าความแข็งแรงสามารถคำนวณได้จากค่าความชันของกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียด ดังแสดงในรูปที่ 1.9 ถ้าอัตราส่วนของค่าความแข็งแรงดังกล่าว มีค่ามากกว่า 8 แสดงว่า มีสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด มีค่าอยู่ระหว่าง 2 ถึง 8 แสดงว่า มีแนวโน้มของสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด



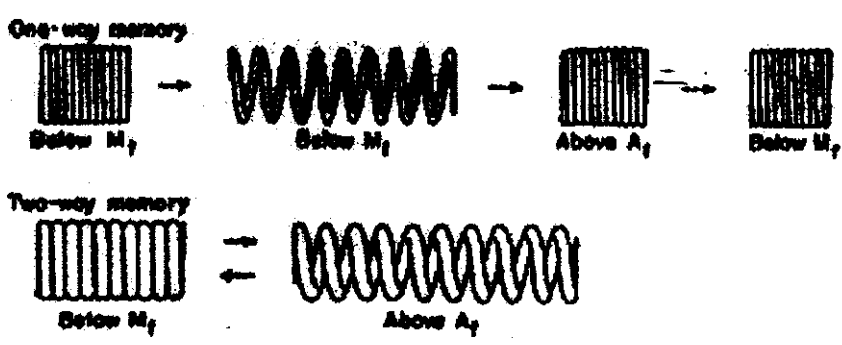
รูปที่ 1.9 แสดงการประเมินสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดของลวดโลหะผสมนิกเกิล-ไทเทเนียม

โดยพิจารณาจากอัตราส่วนระหว่างค่าความแข็งแรงเริ่มต้น (Initial slope) กับค่าความ

แข็งแรงในช่วงที่กราฟเป็นเส้นตรงในแนวระนาบ (Plateau slope) (ศราวดี กัญญาณภักษ์,

จากความสามารถของโลหะผสมจำรูปที่สามารถเปลี่ยนแปลงรูปร่างเมื่ออุณหภูมิเปลี่ยน ดังรูปที่ 1.10 เมื่อนำโลหะจำรูปที่เป็นสปริงเดิมหัดสั้นมาดึงให้ขี้ออกที่อุณหภูมิต่ำจากนั้นทำสปริงให้ร้อนขึ้น สปริงจะหดกลับรูปเดิมหากทำให้สปริงเย็นอีกครั้ง สปริงจะหดอยู่อย่างนั้น ปรากฏการณ์นี้เรียก ปรากฏการณ์จำรูปแบบทางเดียว(One-way shape memory effect) หากดำนนำโลหะจำรูปที่เป็นสปริงเดิมหัดสั้นที่อุณหภูมิต่ำมาทำให้ร้อนขึ้นสปริงจะขี้ออกและถ้าทำให้สปริงเย็นลงอีกครั้งสปริงจะหดกลับเองอัตโนมัติเรียกปรากฏการณ์จำรูปแบบสองทาง เป็นปรากฏการณ์จำรูปแบบทั้งหมด (All – round shape memory effect) ซึ่งเป็นลักษณะพิเศษ

โลหะผสมจำรูปจะยังคงรักษาความนำเอาไว้ได้ดีๆ ได้รับความเครียดไม่สูงมากนักตัวอย่างเช่น ปริมาณความเครียดที่ชิ้นงานทำจากโลหะผสม NiTi และ Cu-Zn-Al อาจรับได้ไม่เกิน 6% และ 2% ตามลำดับ ในระดับที่ต่ำกว่านี้โลหะจำรูปอาจคืนรูปได้นับล้านครั้งแต่ถ้าระดับความเครียดสูงกว่านี้โลหะผสมจำรูปอาจคืนรูปได้เพียงไม่กี่ครั้งเท่านั้น (ความจำเสื่อม)



รูปที่ 1.10 การจำรูปแบบ ทางเดียว (One way memory ) และ การจำรูปแบบ 2 ทาง (Two way memory ) (www.answers.com)

การนำโลหะจำรูปมาใช้งาน

1. การใช้งานคืนตัวทั้งหมด (Free recovery)

การใช้งานโลหะจำรูปลักษณะนี้น่าจะเห็นได้ง่ายที่สุด ตัวอย่างของผลิตภัณฑ์ที่มีวางจำหน่ายแล้วเช่น กรอบแว่นตาจำรูป ซึ่งผลิตโดยบริษัท Beta Plus ตามปกติแล้วขาแว่นตาจะทำจากโลหะจำรูปแข็งแรง พอลและงอได้ยาก แต่ถ้าขาแว่นบิดงอโดยอุบัติเหตุเราก็เพียงแค่นำไปร้อนเพื่อมันคืนรูปร่างเดิม ตัวอย่างที่สำคัญอีกอย่างหนึ่งคือ การใช้โลหะจำรูปทำตัวกรองลิ่มเลือด (Blood-clot filter) ซึ่งเป็นความคิดของ Dr.Morris Simon แห่งเมืองบอสตัน รัฐแมสซาชูเซตส์ ตัวกรองลิ่มเลือดนี้มีลักษณะเป็น “ตะกร้า” เล็ก ๆ ซึ่งเวลาใช้ตัวกรองลิ่มเลือดก็จะถูกหุบลงและถูกทำให้เย็นกว่าอุณหภูมิคืนรูปโดยใช้สารละลายน้ำเกลือ



จากนั้นจึงสอดตัวกรงลิ่มเลือดเข้าไปในเส้นเลือดด้วยท่อน้ำ โดยตลอดช่วงที่สอดเข้าไปนี้ตัวกรงลิ่มเลือดจะถูกทำให้เย็นกว่าอุณหภูมิคตินรูปเมื่อต้องการใช้งาน อุณหภูมิของร่างกายจะทำให้ “ตะกร้า” กางออกเพื่อคัดกรงลิ่มเลือดที่ไหลปนมากับเลือด

## 2. การใช้แรงที่ได้จากการคืนตัวแบบครั้งเดียว (Single cycle-force exerted on recovery)

ตัวอย่างที่สำคัญของการใช้งานในลักษณะนี้ ได้แก่ ข้อต่อท่อจำรูป CryoFit ซึ่งผลิตโดยบริษัท Rachem Corporation ข้อต่อท่อนี้จะมีรูปร่างเป็นทรงกระบอกซึ่งมีเส้นผ่าศูนย์กลางเล็กกว่าขนาดของท่อที่ต้องการเชื่อมต่อเข้าด้วยกันเล็กน้อย เมื่อต้องการใช้งาน ข้อต่อท่อจะถูกดึงออกเพื่อให้มีขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางใหญ่ขึ้นกว่าเดิมเพื่อให้สามารถนำไปสวมเข้ากับท่อที่ต้องการต่อทั้งสองปลาย จากนั้นจะให้ความร้อนกับข้อต่อท่อจำรูปเพื่อให้ข้อต่อจำรูปหดตัวกลับไปรัดท่อที่ต้องการเชื่อมต่อเข้าด้วยกัน การเชื่อมต่อท่อในลักษณะนี้มีการใช้งานมากในอุตสาหกรรมอากาศยาน และเรือเดินสมุทร

## 3. การใช้ทำอุปกรณ์ที่ปิด - เปิดโดยใช้ความร้อน (Cyclic devices to open or release on heating)

อุปกรณ์ที่ใช้โลหะจำรูปบางอย่างที่ได้รับการออกแบบมาเพื่อใช้งานได้หลายครั้ง ตัวอย่างเช่น อุปกรณ์ป้องกันน้ำร้อนลวกในฝักบัวอาบน้ำ (Shower scald protection devices) ซึ่งวางตลาดโดยบริษัท Memory Corporation หลักการง่าย ๆ ก็คือ ถ้าน้ำเย็นไหลมาสปริงจำรูปจะเปิดวาล์วให้น้ำไหลผ่านได้โดยสะดวก แต่ถ้าน้ำร้อนไหลมาสปริงจำรูปก็จะเป็นตัวคอยระวังไม่ให้น้ำที่ร้อนจัดเกินไปไหลผ่าน โดยการเปลี่ยนรูปร่าง ปิดวาล์วเพื่อหยุดการไหลของน้ำร้อนทันที


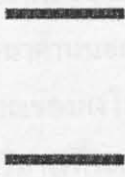



## 4. การใช้ทำอุปกรณ์ปรับสัดส่วนตามปริมาณที่ต้องการ (Proportioning devices)

ในทางปฏิบัติ การคืนรูปของโลหะจำรูปไม่ได้เกิดขึ้นที่อุณหภูมิที่แน่นอนค่าหนึ่ง แต่จะเกิดในช่วงของอุณหภูมิที่ไม่กว้างมากนัก ดังนั้นเราจึงอาจใช้การคืนรูปบางส่วนเพื่อจัดชิ้นส่วนกลไกบางอย่างให้อยู่ในตำแหน่งที่ต้องการได้ ตัวอย่างเช่น การใช้โลหะจำรูปเป็นส่วนประกอบของวาล์วควบคุมอัตราการไหลของของเหลว โดยความแม่นยำของการกำหนดตำแหน่งอาจทำได้สูงถึง 0.25 มิลลิเมตร

## 5. การใช้สภาพการยืดหยุ่นยิ่งยวด (Superelastic uses)

แม้ว่ามองโดยผิวเผินแล้วสภาพการยืดหยุ่นยิ่งยวดจะดูไม่หวือหวาและน่าทึ่งเหมือนปรากฏการณ์จำรูปก็ตาม แต่การใช้งานโลหะจำรูปในสภาพยืดหยุ่นยิ่งยวดก็มีไม่น้อยเช่นกันตัวอย่างผลิตภัณฑ์ที่ออกสู่ตลาดแล้ว เช่น กรอบแว่นตาจำรูปที่บิดงอได้มาก ๆ ซึ่งทางร้านแว่นตาในเมืองไทยเรียกว่า กรอบแว่นไทเทเนียม (ซึ่งน่าจะเป็นกรอบนิกเกิลไทเทเนียมมากกว่า) และยกทรงจำรูปจากบริษัทวาโก้ ประเทศญี่ปุ่น ซึ่งใช้โลหะยืดหยุ่นยิ่งยวดเสริมโครง นอกจากนี้ ลวดจัดฟัน ซึ่งส่วนใหญ่ทำจากเหล็กกล้าไร้สนิม (Stainless steel) ก็อาจใช้โลหะจำรูป Ni-Ti ได้เช่นกัน

## การฝึกสอนวัสดุจำรูป

ชื่อเรียกวิธีการฝึกสอน	ขั้นตอนการปฏิบัติ	แผนภาพ
a) การฝึกสอนโดยการแปรรูปอย่างหนักในขณะที่โลหะจำรูปเป็นมาร์เทนไซต์ (TWSM Training by Overdeformation while in the Martensitic Condition)	1. ทำให้เย็นกว่า $M_f$ 2. แปรรูปอย่างหนัก	
b) การฝึกสอนโดยการใช้วัฏจักรการจำรูป (Training by Shape Memory Cycling : Cool-Deform-Heat etc.)	1. ทำให้เย็นกว่า $M_f$ 2. แปรรูป 3. ทำให้ร้อนกว่า $A_f$ *ทำซ้ำทุกขั้นตอน	
c) การฝึกสอนโดยการใช้วัฏจักรการยืดหยุ่นเทียม (Training by Pseudoelastic (PE) Cycling : Load-Unload-etc.)	1. ทำให้เย็นกว่า $M_d$ แต่ร้อนกว่า $A_f$ 2. แปรรูป 3. ดัดกลับที่เดิม *ทำซ้ำขั้นตอนที่ 2 และ 3	
d) การฝึกสอนโดยการใช้วัฏจักร SME/PE ร่วมกัน (TWSM Training by Combined SME/PE Cycling)	1. ทำให้เย็นกว่า $M_d$ 2. แปรรูปและบังคับรูปร่าง 3. ทำให้เย็นกว่า $M_f$ 4. ปลดปล่อยและทำให้ร้อนกว่า $A_f$ *ทำซ้ำทุกขั้นตอน	
e) การฝึกสอนโดยการใช้วัฏจักรของมาร์เทนไซต์ที่เสียรูป ร่วมกับการบังคับและอุณหภูมิ (TWSM Training by Constrained Temperature Cycling of Deformed Martensite)	1. ทำให้เย็นกว่า $M_f$ 2. แปรรูปและบังคับรูปร่าง 3. บังคับรูปร่างและทำให้ร้อนกว่า $A_f$ 4. ทำให้ร้อนกว่า $A_f$ และเย็นกว่า $M_f$ วนซ้ำกลับไปมาหลาย ๆ ครั้ง	

รูปที่ 1.11 การฝึกสอน (Training) แบบต่างๆ (ปัญญา ธนบุญสมบัติ, 2539)

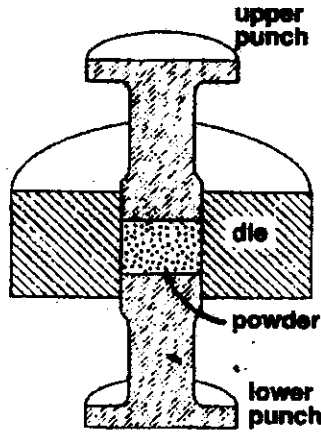
## 1.5.2 ทฤษฎีและหลักการ

### การอัดแน่นแบบดั้งเดิม (Conventional compaction)

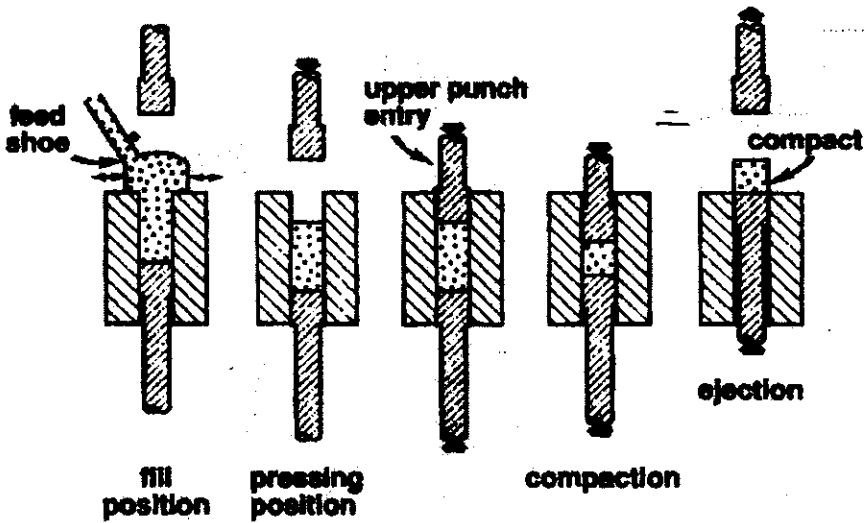
การอัดแบบดั้งเดิมเป็นการอัดในแนวแกนเดียว (Uniaxial compaction) โดยใช้เครื่องมือที่มีความแข็งแรงมากดังแสดงในรูปที่ 1.12 ลำดับขั้นตอนการเคลื่อนที่ของเครื่องมือขณะอัดแน่นแสดงในรูปที่ 1.12 โดยเริ่มต้นจากบรรจุผงโลหะลงในแม่พิมพ์และอัดผ่านพUNCH ซึ่งอาจเป็นพUNCHตัวเดียว (ส่วนใหญ่เป็นตัวบน) หรือพUNCHทั้งสองตัวคือทั้งตัวบน (Upper punch) และตัวล่าง (Lower punch) ทำให้เกิดแรงดันด้านข้าง ก่อนที่จะเทผงโลหะลงในแม่พิมพ์จะต้องเลื่อนพUNCHตัวบนออกมด้านนอกก่อน ส่วนพUNCHตัวล่างอยู่ในตำแหน่งที่เรียกว่าตำแหน่งเดิมในแม่พิมพ์ ถ้ามีการคำนวณปริมาณของผงโลหะจากความสูงของช่องว่างในแม่พิมพ์และความหนาแน่นปรากฏของผงจะทำให้ทราบปริมาณที่จะเติมลงในแม่พิมพ์ ผงโลหะถูกบรรจุลงแม่พิมพ์โดยอุปกรณ์สำหรับเติมผง (Feed shoe) อาจผ่านกระบวนการสั้นและเขย่าลงสู่แม่พิมพ์ ตำแหน่งสำหรับเติมผงของพUNCHตัวล่างแตกต่างจากตำแหน่งที่ใช้ในขณะอัด เพื่อให้การอัดผงเข้าสู่ศูนย์กลางแม่พิมพ์ ตำแหน่งของพUNCHตัวล่างสามารถปรับเปลี่ยนได้เพื่อให้เกิดความสม่ำเสมอของผงทั่วทั้งชิ้น หลังการเติมผงโลหะแล้ว เลื่อนพUNCHตัวล่างให้อยู่ในตำแหน่งที่จะอัด และเลื่อนพUNCHตัวบนเข้าสู่แม่พิมพ์ การเพิ่มความดันให้กับผงโลหะอาจเลื่อนทั้งพUNCHตัวบนและตัวล่างเข้าหากัน หรือเลื่อนเฉพาะพUNCHตัวบนเพียงตัวเดียวในขณะที่พUNCHตัวล่างอยู่กับที่ ขั้นตอนสุดท้ายของการอัดแน่นผงวัสดุมีความดันสูงสุด และเมื่ออัดเสร็จพUNCHตัวบนถูกเลื่อนออกไป ใช้พUNCHตัวล่างเป็นตัวดันเอาชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ และเริ่มวัฏจักรการอัดใหม่โดยการเติมผงโลหะลงแม่พิมพ์ ถึงแม้ว่าการเคลื่อนที่ของพUNCHตัวบนและตัวล่างในรูปที่ 1.12 และ 1.13 จะดูไม่ยุ่งยาก แต่ในการทำงานจริงขั้นตอนการออกแบบแต่ละชิ้นส่วนมีความซับซ้อนมาก โดยปกตินิยมใช้แท่งแกนกลาง (Core rod) เป็นตัวบอกตำแหน่งของพUNCHด้านในหรือทำรูไว้ในชิ้นงาน โดยทั่วไปปัญหาเรื่องการสึกหรอของแม่พิมพ์เกิดขึ้นเมื่อต้องใช้แรงในการอัดสูง และสามารถควบคุมได้ด้วยการเติมสารหล่อลื่นผสมลงในผงวัสดุ เครื่องมือที่ใช้ส่วนใหญ่ทำจากเหล็กกล้าเครื่องมือ หรือซีเมนต์คาร์ไบด์เพื่อให้มีอายุการใช้งานนาน

ในกรณีการอัดแน่นที่ความดันถูกส่งผ่านจากพUNCHตัวเดียวเรียกว่าการอัดแน่นแบบทางเดียว (Single action pressing) ดังรูปที่ 1.12 แต่ถ้าความดันถูกส่งผ่านจากพUNCHทั้งตัวบนและตัวล่าง เราเรียกกระบวนการอัดลักษณะนี้ว่าการอัดแน่นแบบสองทาง (Double action pressing) แสดงดังรูปที่ 1 ส่วนลักษณะการอัดผ่านแม่พิมพ์ในรูปที่เรียกว่าฟลอยิงได (Floating die) เป็นตัวอย่างที่แสดงให้เห็นการเคลื่อนที่ของพUNCHและแม่พิมพ์ที่ดูเสมือนว่าพUNCHทั้งสองเคลื่อนที่เข้าหากันที่ศูนย์กลางของแม่พิมพ์ในเวลาเดียวกัน ทั้ง ๆ ที่มีการส่งความดันมาจากด้านเดียวคือพUNCHตัวบนในที่นี้ แต่การมีสปริงช่วยทำให้แม่พิมพ์มีการเคลื่อนที่ด้วยเล็กน้อย การเคลื่อนที่ของทั้งพUNCHตัวบนและแม่พิมพ์ลักษณะนี้ทำให้ผงวัสดุได้รับแรงอย่างทั่วถึง และการอัดผงโลหะทำได้อย่างสม่ำเสมอเหมือนกับารัดแบบสองทาง ดังรูปที่ 1.13

ฝ่ายหลอม  
คุณหญิงหลง อรรถภระวิชัยพร

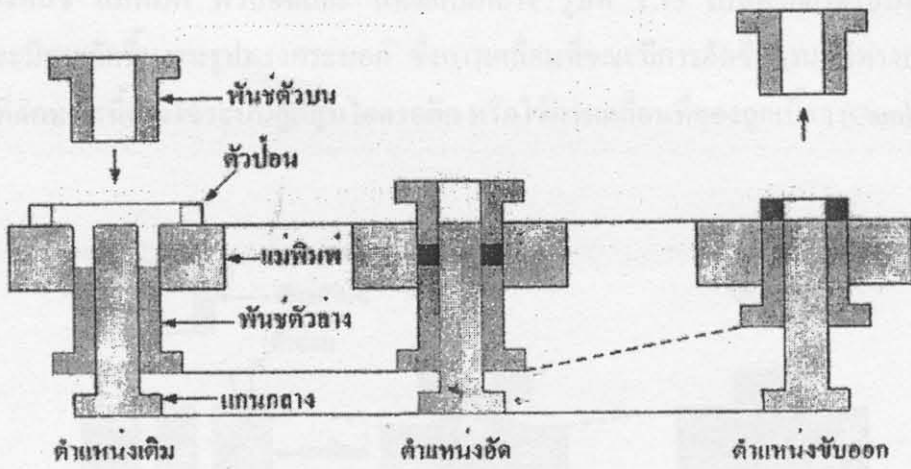


รูปที่ 1.12 ชุดพunchและแม่พิมพ์สำหรับการอัดแบบดั้งเดิม (German, 1994)

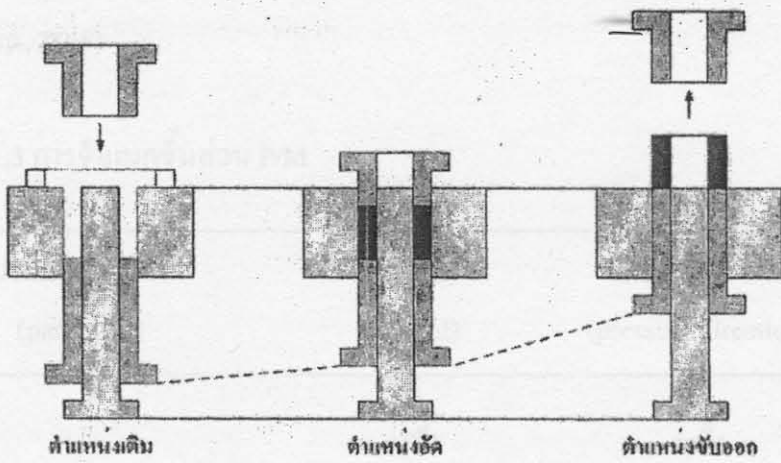


รูปที่ 1.13 ลำดับขั้นตอนการเคลื่อนที่ของเครื่องมือในวัฏจักรการอัดแน่นผง  
(German, 1994)

หลังจากการอัดแน่นต้องนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์แรงที่ใช้ในการผลักชิ้นงานออกเรียกว่าแรงขับออก (Ejection force) สารหล่อลื่นมีความสำคัญมากในขั้นตอนนี้ พลังงานยืดหยุ่นที่สะสมในชิ้นงานทำให้เกิดแรงด้านที่ผนังของแม่พิมพ์ก่อให้เกิดการสึกหรอของแม่พิมพ์ แรงขับลคเมื่อเพิ่มปริมาณสารหล่อลื่น การเอาชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์โดยการดันแม่พิมพ์ลงให้ผ่านชิ้นงานและพunchตัวล่าง ชิ้นงานจะไหลขึ้นมาด้านบน



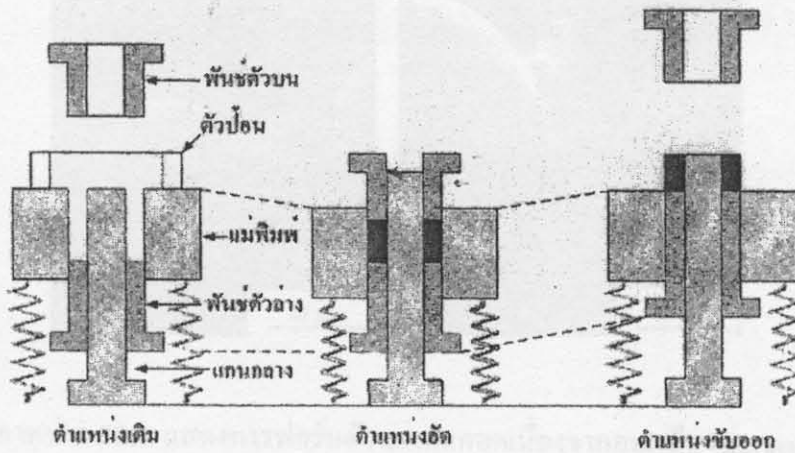
รูปที่ 1.14 เครื่องมืออัดแบบทิศทางเดียว (เส้นประแสดงแนวการเคลื่อนที่ของชิ้นส่วน) (นภิสพร มีมงคล, 2548)



รูปที่ 1.15 เครื่องมืออัดแน่นแบบสองทิศทาง (เส้นประแสดงแนวการเคลื่อนที่ของชิ้นส่วน) (นภิสพร มีมงคล, 2548)

โดยทั่วไประบบการจำแนกชิ้นส่วนแบ่งตามความซับซ้อนของรูปร่างชิ้นงาน การจำแนกชิ้นส่วนเพิ่มขึ้นตามจำนวนระดับการอัดแน่นและความซับซ้อนในทิศทางการอัดที่เพิ่มขึ้นแสดงดังตารางที่ 1.3 วิธีการอัดมีหลายรูปแบบตามลักษณะชิ้นงาน เช่น การอัดไฮดรอลิก (Hydraulic pressing) การอัดเชิงกล (Mechanical pressing) การอัดแบบหมุน (Rotary pressing) การอัดแบบทุกทิศทาง (Isostatic pressing) และการอัดบนทั่ง (Anvil) สำหรับการอัดแน่นแบบดั้งเดิมมีลำดับขั้นตอนดังนี้คือ เริ่มจากการ

เคลื่อนที่ของฟันซ์ แม่พิมพ์ ตัวป้อนและ แท่งแกนกลาง รูปที่ 1.13 เป็นตัวอย่างแบบง่ายแสดงการเคลื่อนที่ขณะมีการอัดขึ้นงานรูปทรงกระบอก ซึ่งการเคลื่อนที่ขณะมีการอัดขึ้นงานรูปทรงกระบอก ซึ่งการเคลื่อนที่ลักษณะนี้อาจใช้ระบบลูกสูบไฮดรอลิก หรือใช้การเคลื่อนที่ของลูกเบี้ยว (Cam)



รูปที่ 1. 16 เครื่องมืออัดแน่นแบบโพลติงคาย (เส้นประแสดงแนวการเคลื่อนที่ของชิ้นส่วน) (นภิสพร มีมงคล, 2548)

### ตารางที่ 1.3 การจำแนกชิ้นส่วน P/M

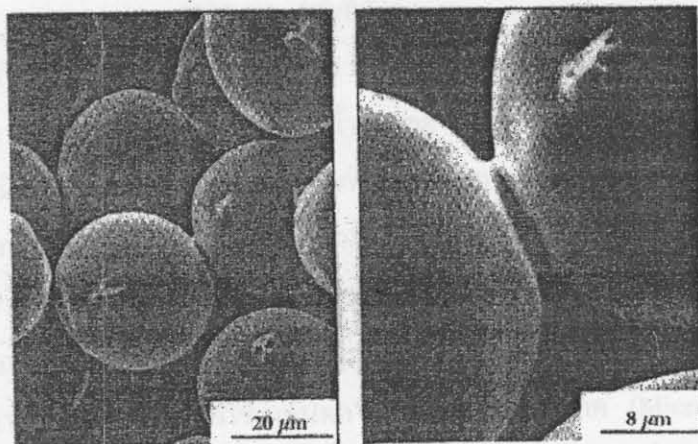
ประเภทชิ้นส่วน (part class)	ระดับ (level)	ทิศทางการอัด (pressing direction)
1	หนึ่ง	หนึ่ง
2	หนึ่ง	สอง
3	สอง	สอง
4	หลาย	สอง

### หลักการอบพินิก (Sintering fundamentals)

การอบพินิกเป็นการทำให้อนุภาคเชื่อมติดกันที่อุณหภูมิสูง อาจเกิดขึ้นที่อุณหภูมิต่ำกว่าจุดหลอมเหลวของวัสดุนั้น ๆ โดยการเคลื่อนที่ของอะตอมในสถานะของแข็ง แต่ในวัสดุหลายชนิดจะเกี่ยวกับการฟอร์มตัวของเฟสของเหลว เมื่อพิจารณาโครงสร้างในระดับจุลภาค การเพิ่มขนาดของคอคอ (Neck growth) ที่เชื่อมต่อกันบริเวณจุดสัมผัสของอนุภาคสองอนุภาค ดังแสดงด้วยรูป SEM ในรูป



ที่ 1.17 เป็นของการเปลี่ยนรูปคอคอดในสถานะของแข็ง (Solid state neck) ระหว่างการอบผนึกอนุภาคทรงกลม การเพิ่มขนาดของคอคอดทำให้สมบัติของชิ้นงานเปลี่ยนไปหลังอบผนึก



รูปที่ 1.17 ภาพถ่าย SEM แสดงการฟอร์มตัวของคอคอดเนื่องจากอบผนึก (German, 1994)

อนุภาคเชื่อมต่อกัน โดยการเคลื่อนที่ของอะตอม การเชื่อมต่อกันของอนุภาคเป็นการกำจัดพลังงานพื้นผิวที่มีอยู่สูงของผงวัสดุ ปริมาณพลังงานพื้นผิวต่อหน่วยปริมาตรขึ้นกับส่วนกลับของขนาดอนุภาค และการประเมินพลังงานพื้นผิวประเมินจากพื้นผิวของอนุภาค ดังนั้นอนุภาคขนาดเล็กมีพื้นที่ผิวมากกว่าจึงมีพลังงานพื้นผิวมากกว่าทำให้อบผนึกได้เร็วกว่า อย่างไรก็ตามไม่ใช่พลังงานพื้นผิวทุกอย่างที่ใช้ได้สำหรับการอบผนึก สำหรับของแข็งที่มีลักษณะเป็นผลึกบริเวณสัมผัสระหว่างอนุภาคทั้งหมดกลายเป็นขอบเกรน ดังนั้นในกรณีนี้จึงเกี่ยวข้องกับพลังงานขอบเกรน ขอบเกรนซึ่งมีความสำคัญต่อการเคลื่อนที่ของอนุภาคจัดเป็นข้อบกพร่องชนิดหนึ่งดังนั้นภายในบริเวณนี้จึงมีการเคลื่อนที่ของอะตอมสูง กลไกของการอบผนึกอธิบายได้ในรูปของเส้นทางการเคลื่อนที่ของอะตอมทำให้เกิดการไหลของมวล สำหรับผงโลหะกลไกการอบผนึกเป็นกระบวนการแพร่ผ่านพื้นผิว แพร่ผ่านขอบเกรน หรือแพร่ผ่านแลตทิซของผลึก ขั้นตอนกระบวนการอบผนึกอธิบายได้โดยวิธีการทางคณิตศาสตร์ที่เกี่ยวข้องกับแรงขับและจลนศาสตร์

การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างขณะอบผนึกมีความสัมพันธ์กับการเพิ่มขนาดของคอคอดที่ขึ้นกับกลไกการเคลื่อนที่ (Transport mechanisms) ที่ส่วนใหญ่เป็นกระบวนการแพร่ และการแพร่เป็นกระบวนการที่กระตุ้นด้วยความร้อนได้ (Thermally activated) และจำเป็นต้องใช้พลังงานสำหรับการเคลื่อนที่ของอะตอม การที่อะตอมจะเคลื่อนที่ได้ขึ้นกับอะตอมนั้นมีพลังงานมากกว่าหรือเท่ากับพลังงานกระตุ้นที่ทำให้อะตอมแยกตัวเป็นอิสระจากตำแหน่งปัจจุบัน และเคลื่อนเข้าไปยังตำแหน่งที่ว่าง

(Vacant site) จำนวนตำแหน่งว่างและจำนวนอะตอมที่มีพลังงานเพียงพอที่จะเคลื่อนที่เข้าไปในตำแหน่งเหล่านั้นแปรตามความสัมพันธ์อาร์เรเนียส (Arrhenius temperature relation) ดังนี้

$$N/N_0 = \exp(-Q/RT) \quad \dots 1.1$$

เมื่อ  $N/N_0$  เป็นอัตราส่วนของจำนวนตำแหน่งว่างหรือจำนวนอะตอมที่ถูกกระตุ้นต่อจำนวนอะตอมทั้งหมด  $Q$  คือพลังงานกระตุ้น  $R$  คือค่าคงที่ของก๊าซ และ  $T$  คือ อุณหภูมิสัมบูรณ์ (หน่วยเคลวิน) ที่อุณหภูมิสูงการอบผนึกเร็วขึ้นเพราะจำนวนอะตอมที่ถูกกระตุ้นและตำแหน่งว่างเพิ่มขึ้น

ขณะอบผนึกพื้นที่ผิวของอนุภาคลดลงอย่างรวดเร็วจากพื้นที่ผิวเริ่มต้น ( $S_0$ ) ปริมาณพื้นที่ผิวที่เปลี่ยนแปลง (ปริมาณพื้นที่ผิวเริ่มต้นลบด้วยปริมาณพื้นที่ผิวสุดท้าย) ส่วนด้วยพื้นที่ผิวเริ่มต้นวัดอยู่ในรูปของพารามิเตอร์แบบไม่มีหน่วย ( $\Delta S/S_0$ ) และพารามิเตอร์นี้เป็นตัวบอกปริมาณการอบผนึก การวัดพื้นที่ผิววัดได้หลายวิธี เช่น วัดโดยใช้เทคนิคการวิเคราะห์ทางจุลภาค (Microscopic analysis) วัดปริมาณการดูดซับก๊าซ (Gas adsorption) หรือวัดความสามารถการซึมผ่านได้ของก๊าซ (Gas permeability)

การวัดปริมาณการอบผนึกวิธีอื่น ๆ เช่น การหาอัตราส่วนขนาดคอคอดสัมผัส  $X/D$  ซึ่งกำหนดจากขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางของคอคอดหารด้วยเส้นผ่าศูนย์กลางของอนุภาค ดังแสดงในรูปที่ 1.18 เมื่อคอคอดมีขนาดใหญ่ขึ้นส่งผลให้ขนาดของชิ้นงานหลังการอบผนึกหดตัวลงมีความหนาแน่นเพิ่มขึ้นและความแข็งแรงเพิ่มขึ้น อย่างไรก็ตามการเพิ่มขนาดของคอคอดระหว่างอนุภาคทำให้พื้นที่ผิวลดลงเกิดขึ้นในชิ้นงานโดยปราศจากการหดตัวขณะปรับปรุงสมบัติให้ดีขึ้น การเปลี่ยนแปลงชนิดอื่นที่เกิดขึ้นพร้อมกับการเพิ่มขนาดของคอคอดแสดงไว้ในรูปที่ 1.19 สำหรับที่อุณหภูมิสองค่า การหดตัว ( $\Delta L/L_0$ ) เป็นการเปลี่ยนแปลงความยาวของชิ้นงานแน่นตัวขึ้นจากความหนาแน่นกรีน ( $\rho_0$ ) ไปเป็นความหนาแน่นหลังอบผนึก ( $\rho_s$ ) ดังความสัมพันธ์

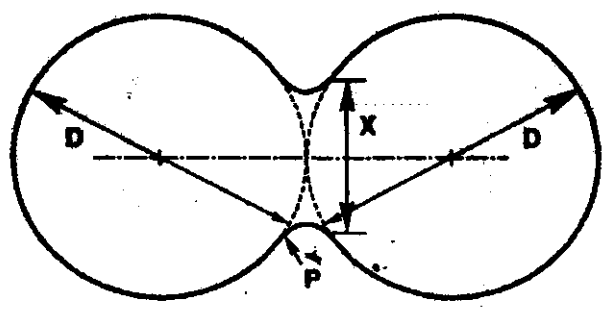
$$\rho_s = \rho_0 / (1 - \Delta L/L_0)^3 \quad \dots 1.2$$

พารามิเตอร์การแน่นตัว (หรือ Densification parameter, แทนด้วย  $\psi$ ) คือการเปลี่ยนแปลงความหนาแน่นเนื่องจากการอบผนึกส่วนด้วยการเปลี่ยนแปลงที่จำเป็นเพื่อให้ได้ชิ้นงานแข็งที่ปราศจากรูพรุน โดยพารามิเตอร์การแน่นตัวมีค่าดังนี้

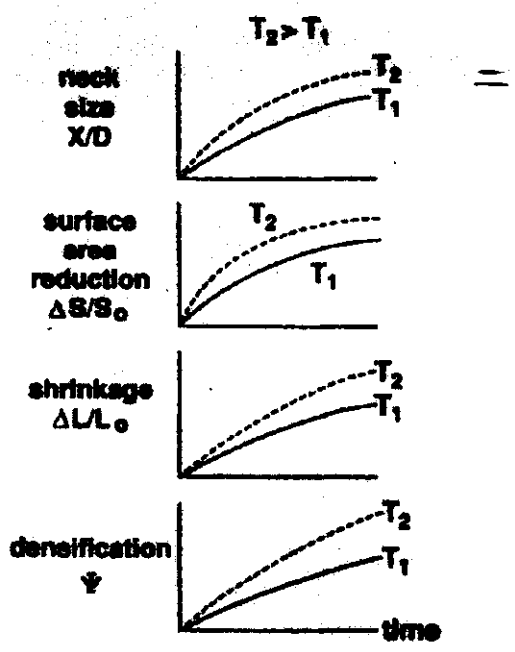
$$\psi = (\rho_s - \rho_0) / (\rho_T - \rho_0) \quad \dots 1.3$$



เมื่อ  $p_T$  คือความหนาแน่นทางทฤษฎี จะเห็นได้ว่าการวัดค่าปริมาณการแน่นตัว ความหนาแน่นสุดท้าย ขนาดคอกอด พื้นที่ผิว และการหดตัว ส่วนเกี่ยวข้องกับกระบวนการกำจัดรูพรุนขณะอบค้อน



รูปที่ 1.18 การอบค้อนอนุภาคทรงกลมขนาดคอกอด X ขนาดอนุภาค D และเส้นรอบคอกอดมีรัศมี p (German, 1994)



รูปที่ 1.19 ผลของเวลาในการอบค้อนต่ออัตราส่วนขนาดคอกอด พื้นที่ผิวลดลง การหดตัว และการแน่นตัว(German, 1994)

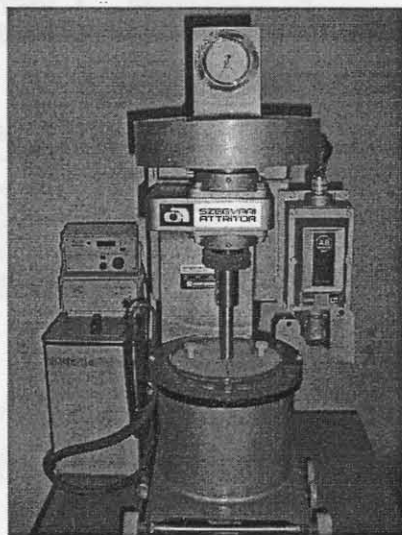
## เมคานิคัลอัลลอยอิง (Mechanical alloying, MA)

กระบวนการเมคานิคัลอัลลอย (MA) ได้รับการพัฒนาในปี ค.ศ. 1966 เพื่อใช้ในการผลิตวัสดุที่มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น โดยการกระจายของออกไซด์ เพื่อนำมาใช้สำหรับงานที่ต้องการความต้านทานการคืบที่อุณหภูมิสูงในวัสดุประเภทนิกเกิลเบสซูเปอร์อัลลอย จริง ๆ แล้วกระบวนการ MA เป็นผลพลอยได้จากการที่วิจัยที่สนใจไปยังอีกอย่างหนึ่ง จากนั้นมีการนำวิธีการ MA เข้ามาใช้เพื่อพัฒนาระบบวัสดุต่าง ๆ เช่น โลหะผสมที่เพิ่มความแข็งแรงโดยการกระจายออกไซด์ (ODS) เพื่อนำไปใช้งานที่อุณหภูมิสูง การพัฒนาวัสดุประเภทไนไตรด์ ( $\text{Fe}_3\text{N}$ ,  $\text{TiN}$ , และ  $\text{NbN}$ ) โดยชดโลหะผงพื้นฐานหลักภายใต้บรรยากาศก๊าซไนโตรเจน วิธีการนี้เรียกว่าการบดด้วยลูกบอลแบบรีแอกทีฟ (Reactive ball milling) หลังจากนั้นมีการนำวัสดุมาใช้ที่มีผลึกเล็กมากขนาดนาโน (Nanocrystalline materials) ที่อุณหภูมิห้อง ซึ่งงานที่ได้จากวิธีนี้มีคุณภาพสูงและมีสมบัติพิเศษเฉพาะทั้งทางด้านกายภาพและเชิงกล การทำให้เกิดการกระจายอย่างสม่ำเสมอของคิสเปอร์ซอยด์ทั่วทั้งวัสดุเป็นสิ่งที่ค่อนข้างยากในการผลิตด้วยวิธีทั่วไปกระบวนการ MA เป็นวิธีที่ได้ผลในการพัฒนาออกไซด์ให้มีขนาดเล็กและกระจายโดยทั่วในเมทริกซ์นอกจากนี้กระบวนการ MA ยังสามารถนำไปพัฒนาวัสดุผสมฐานโลหะให้มีการกระจายเฟสเสริมแรงที่เป็นเซรามิกชนิดอื่น ๆ ให้สม่ำเสมอทั่วทั้งเมทริกซ์ได้ ในปี ค.ศ. 2001 นกิสพร มิมงคล<sup>61</sup> ได้ทำการผลิตวัสดุผสมอะลูมิเนียมและซิลิกอนคาร์ไบด์ชนิดอนุภาค ( $\text{Al-SiC}_p$ ) โดยวิธีการบดผสมผงพื้นฐานเริ่มต้นคือผงอะลูมิเนียม (Al) และผงซิลิกอนคาร์ไบด์ ( $\text{B-SiC}$ ) ด้วยอุปกรณ์บดลูกบอลพลังงานสูง (Szigvari attritor ball mill) จากบริษัทยูนิเวน โปรเซส เป็นที่ทราบกันว่าการผลิตวัสดุผสมชนิดนี้ทำได้ยากด้วยวิธีการผลิตทางโลหกรรมแบบดั้งเดิม เนื่องจากความสามารถในการทำให้เปียกระหว่างอะลูมิเนียมที่หลอมเหลว (หรือโลหะผสมอะลูมิเนียม) กับเฟสเสริมแรงซิลิกอนคาร์ไบด์ไม่ดี นอกจากนี้เมื่อพิจารณาทางโลหะวิทยาของโลหะเหลวจะเกิดปฏิกิริยาที่ไม่พึงประสงค์ระหว่าง  $\text{SiC}$  กับ Al ที่หลอมเหลว เกิดเป็นเฟสที่มีลักษณะเปราะของ  $\text{Al}_4\text{C}_3$  และ Si และเมื่อเร็ว ๆ นี้มีการนำกระบวนการ MA ไปประยุกต์ใช้ในการผลิตวัสดุผสมขนาดนาโนระหว่างเซรามิกและเซรามิก ( $\text{WC-MgO}$ ) เช่นกัน

กระบวนการหลักในการผลิตแบบ MA สำหรับผลิตผงที่มีคุณภาพของโลหะผสมหรือสารประกอบด้วยการควบคุมโครงสร้างจุลภาคและรูปลักษณะ คือการเกิดซ้ำกันของกระบวนการเชื่อมเข็น การแตกหัก และการเชื่อมเข็นอีกของผงที่มีการผสม มีกระบวนการบดหลายกระบวนการที่จัดอยู่ในการบดผสมแบบ MA เช่น การบดด้วยลูกบอลในถังบดกวนหรือการบดด้วยแอตทริเตอร์ (Attritor-type ball mill) การบดด้วยลูกบอลแบบแพลเนต (Planetary-type ball mill) การบดด้วยลูกบอลแบบเหวี่ยง (Centrifugal-type ball mill) การบดด้วยลูกบอลแบบสั่น (Vibratory-type ball mill) การบดแบบเขย่าหรือการบดแบบสเปกซ์ (SPEX shaker mills) และการบดด้วยพลังงานต่ำ (Low-energy tumbling mill) ปัจจุบัน

ที่มีผลต่อการบดแบบ MA เพื่อให้ได้วัสดุที่มีความเป็นเนื้อเดียวกันมีหลายปัจจัยดังต่อไปนี้ เช่น ชนิดของการบด ชนิดของวัสดุอุปกรณ์ในการบด ชนิดของตัวกลางที่ใช้ ชนิดของบรรยากาศ ชนิดของภาวะแวดล้อม (แบบเปียก หรือแบบแห้ง) อัตราส่วนน้ำหนักของตัวกลางต่อผง อุณหภูมิที่ใช้บด และเวลาที่ใช้ในการบด

การบดด้วยลูกบอลในถังบดกวน ใช้การเคลื่อนที่ขัดสีกันระหว่างลูกบอลที่ถูกกวนด้วยแกนและแขนกวนเพื่อทำให้เกิดเป็นอนุภาคผสม กระบวนการเริ่มต้นโดยการใส่ลูกบอลและผงวัสดุในถังสำหรับบด (Stirred mill) จากนั้นส่วนผสมถูกกวนด้วยเพลทที่มีแขนกวนหมุนด้วยความเร็วประมาณ 250 รอบต่อนาที ส่งผลให้ลูกบอลเกิดแรงเฉือนและกระแทกต่อผงวัสดุ เมื่อพิจารณาเหตุการณ์ที่เกิดขึ้น จะเห็นว่ามี การเกิดซ้ำกันหลายครั้งของการกระแทก การเชื่อมเย็นติดกัน และการแตกหักจนได้ผงผสมตามที่ต้องการ ขนาดของผงลดลงเป็นผลจากการกระแทกกระหว่างลูกบอล ระหว่างลูกบอลและผนังถังบดและระหว่างลูกบอลกับแกนกลางและแขนกวน บางครั้งเกิดจากการเลื่อนไถลผ่านกันของลูกบอล การบดในถังบดกวนสามารถบด ได้ปริมาณแตกต่างกันในแต่ละครั้ง มากที่สุดบดได้ถึง 40 กิโลกรัม รูปที่ 1.20 แสดงถังบดกวนหรือเครื่องบดแอตทริเตอร์ ที่ผลิตออกมาในเชิงพาณิชย์ซึ่งมีหลายขนาดแตกต่างกัน วัสดุที่ใช้ทำถังก็มีหลายชนิด เช่น เหล็กกล้าไร้สนิม เหล็กกล้าไร้สนิมเคลือบด้านในด้วยอะลูมินา ซิลิคอนคาร์ไบด์ ซิลิคอนไนไตรด์ เซอร์โคเนีย ยาง และโพลียูรีเทน ส่วนลูกบอลบดก็มีหลายชนิดเช่นกัน เช่น แก้ว ซิลิคอนคาร์ไบด์ ซิลิคอนไนไตรด์ เซอร์โคเนียผสมซิลิเกต เซอร์โคเนีย เหล็กกล้าไร้สนิม เหล็กกล้าคาร์บอน อะลูมินา และทังสเตนคาร์ไบด์

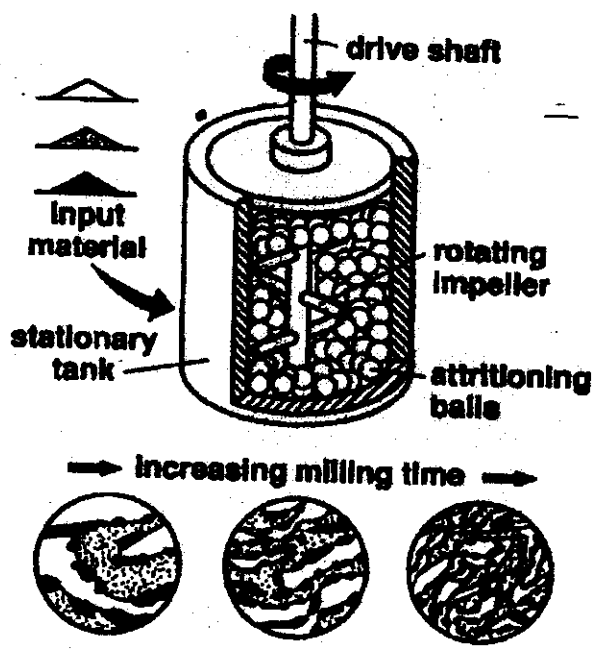


รูปที่ 1.20 ภาพแสดงเครื่องบดแอตทริเตอร์

(<http://www.emcgrath.com/catalog/images/LAB/powered/LBP021.jpg>)

รูปที่ 1.21 แสดงภาพที่ผ่าให้เห็นรายละเอียดข้างในของถังบดกวนและลูกบอลบดชนิดสี่อยู่ภายในที่มีประสิทธิภาพสูง ภาพนี้เป็นแนวคิดที่แสดงลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่มีความผสมผสานเป็นเนื้อเดียวกันทางกล โดยภาพสเก็ทเริ่มจากวัสดุเริ่มต้นตั้งแต่หนึ่งชนิดขึ้นไป หลังจากนั้นจะกลายเป็นแผ่นลามิเนต (Laminated) เพื่อฟอร์มตัวเป็นอนุภาคผสมเนื้อเดียวกันที่มีเฟสที่สองกระจายอย่างสม่ำเสมอ เทคนิคการบดด้วยเครื่องบดแอตทริเตอร์นี้ไม่เหมือนเทคนิคการบดแบบอื่น การเชื่อมเยื้องเนื่องที่เกิดจากการเคลื่อนที่ที่ขัดสีจะเป็นตัวป้องกันขนาดเฉลี่ยของอนุภาคไม่ให้เล็กลงตามเวลาที่ใช้บด เวลาที่ใช้บดละเอียด (t) ของเมคานิคัลอัลลอยอิงเพื่อใดได้ความเป็นเนื้อเดียวกันขึ้นอยู่กับขนาดของเครื่องบดและความเร็วรอบในการหมุน (Rotational speed, N) ที่มีหน่วยเป็นรอบต่อหน่วยเวลาดังนี้

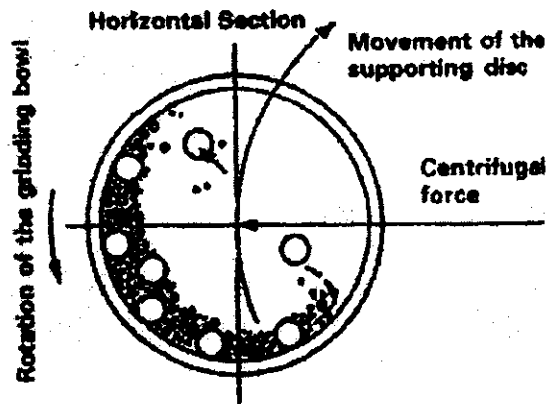
$$t = C d^2 / N^{1/2} \quad \dots\dots 1.4$$



รูปที่ 1.21 ภาพแสดงการทำเมคานิคัลอัลลอยอิง โดยใช้แกนหมุนกวนภายในภาชนะที่บรรจุลูกบอล (การบดด้วยลูกบอลในถังบดกวน) เมื่อสิ้นสุดกระบวนการขัดสี โครงสร้างจุลภาคที่ได้มีความสม่ำเสมอ ดังรูปสเก็ทซ์ด้านล่าง (German, 1994)

เมื่อ (d) เป็นขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางของลูกบอล C เป็นค่าคงที่ที่ขึ้นกับกระบวนการผลิตระดับของการเป็นเนื้อเดียวกัน เวลาที่ใช้ในการบดลดลงเมื่อขนาดของลูกบอลเล็กลง ถ้าพิจารณาในแง่ของการใช้พลังงานเทคนิคนี้ถือว่าไม่มีประสิทธิภาพ อย่างไรก็ตามสิ่งที่ได้จากเทคนิคนี้มีลักษณะพิเศษเฉพาะซึ่งเหมาะกับงานเฉพาะอย่าง การผลิตด้วยเทคนิค MA ภายใต้อิทธิพลของสนามแม่เหล็กสามารถผลิตผงกึ่งเสถียรที่มีขนาดเล็กขนาดสเกลนาโน (ขนาดเกรนเล็กกว่า 100 นาโนเมตร) หรือใช้ในการผลิตผงวัสดุออสเทนไนต์ (มีลักษณะคล้ายแก้วไม่เป็นผลึก)

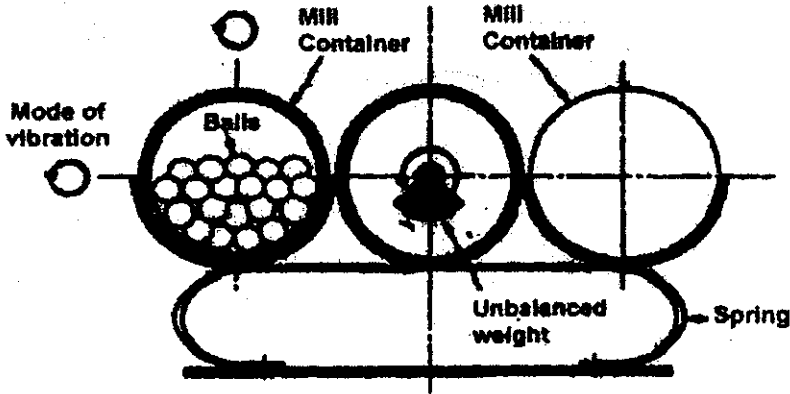
การบดด้วยลูกบอลแบบแพลเน็ต เป็นวิธีที่นิยมใช้มากที่สุดในการสังเคราะห์วัสดุ การเลือกใช้ตัวกลางในการบดวิธีนี้มีความสำคัญมากเพื่อให้ได้พลังงานสูง เพราะวัสดุที่ต้องการบดและลูกบอลทำให้แรงหนีศูนย์กลางมีค่าเพิ่มขึ้นเป็นยี่สิบเท่าของแรงโน้มถ่วงของโลก แรงหนีศูนย์กลางเกิดจากแรงหมุนของถาดรองและการหมุนของขดบรรจุลูกบอลและวัสดุที่ต้องการบดที่เป็นอิสระ เนื่องจากทิศทางการหมุนถาดรองและขดบรรจุมีทิศทางตรงกันข้ามกัน จึงเกิดแรงหนีศูนย์กลางขึ้นในเวลาเดียวกันและมีทิศทางตรงกันข้าม ดังนั้นจึงมีแรงส่งให้ตัวกลางที่ใช้บดและผงกึ่งไปมาบนผนังของขดและตกลงมาอีกด้วยด้วยความเร็วสูง (ประมาณ 360 รอบต่อนาที) ลักษณะการบดแบบแพลเน็ตในรูปที่ 1.22 โดยรูปในข้อ ก เป็นภาพเครื่องมือบด และภาพ ข) เป็นภาพแสดงลักษณะการเคลื่อนที่ของลูกบอลและผงข้างใน ข้อ ค) ของการบดวิธีนี้คือการใส่ขดลงในภาชนะหมุนทำได้ง่าย ความจุของขดที่ใช้ทั่วไป 45 ถึง 500 มิลลิลิตร



รูปที่ 1.22 ภาพก) การบดพลังงานสูงด้วยลูกบอลแบบแพลเน็ตอิมัลชัน และ ข) ลักษณะการเคลื่อนที่ของลูกบอล (Suryanarayana, 2001)

การบดด้วยลูกบอลแบบสั่นเป็นอีกวิธีหนึ่งในการบดด้วยลูกบอลแบบพลังงานสูง มีใช้มากในการเตรียมโลหะผสมชนิดอสเทนไนต์ ความจุของขดในกรณีนี้เมื่อเทียบกับวิธีก่อนหน้า การบดวิธีนี้ใส่

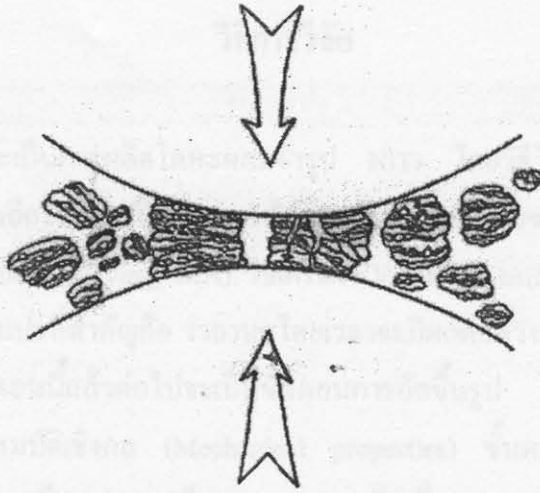
ผงและตัวกลางในการบดถูกควม ผสม และเขย่าให้สามทิศทางที่ตั้งฉากกันด้วยความเร็วสูง บางครั้งสูงถึง 1200 รอบต่อนาที ดังแสดงในรูปที่ 1.23



รูปที่ 1.23 ภาพการบดพลังงานสูงด้วยลูกบอลแบบสั่น (El-Eskandarary, 2001)

กลไกที่สำคัญของเมคานิคัลอัลลอยอิงเพื่อให้ได้ผงที่มีคุณภาพและมีโครงสร้างจุลภาคที่ควบคุมได้ตั้งได้กล่าวมาข้างต้น คือการเกิดการเชื่อมติดกัน การแตกหักและการเชื่อมติดกันอีกของส่วนผสม โคนการแพร่ ดังนั้นสิ่งสำคัญคือต้องรักษาสมดุลระหว่างการแตกหักและการเชื่อมติดกันเพื่อความสำเร็จของเทคนิค MA เทคนิคที่ใช้ในการในการลดการเชื่อมติดกันและเพิ่มการแตกหักเทคนิคแรกคือการเติมสารควบคุมกระบวนการ (Process control agent, PCA) เพื่อไปขัดขวางการเชื่อมติดกันของผิวสัมผัสที่สะอาดของโลหะและโลหะ สารที่ใช้เดิมเป็นสารอินทรีย์ (เช่น เฮพเทน หรือแอลกอฮอล์) เทคนิคที่สองโดยการปรับแบบของการเสียรูปของอนุภาคทำให้อนุภาคเกิดการแตกหักก่อนที่จะเสียรูปตามความเครียดจากการอัดสูงเป็นแผ่นแบนและเกิดการเชื่อมติดกัน การหล่อเย็นให้กับภาชนะบดเป็นการเร่งให้เกิดการแตกหักและช่วยให้กระบวนการเข้าสู่สถานะคงตัว

ผงเริ่มต้นของกระบวนการเมคานิคัลอัลลอยอิงอาจเป็นผงโลหะสองชนิดหรือมากกว่า สารประกอบอินเทอร์เมทัลลิก หรือผงคิสเพอร์ซอยด์ กระบวนการ MA เริ่มโดยการบดผสมผงเริ่มต้นสองชนิดมากกว่า รูปลักษณะการเปลี่ยนแปลงเมื่อถูกลูกบอลกระแทกแสดงดังรูปที่ 1.24



รูปที่ 1.24 ภาพการบดพลังงานสูงด้วยลูกบอลแบบสั้น (Suryanarayana, 2001)

เนื่องจากผงที่ได้มีความแข็งแรงยากเวิร์กฮาร์ดเคนสูงและรูปร่างเป็นเหลี่ยมมุม จึงมีการพัฒนาเทคนิคการทำให้แน่นแบบร้อน (Hot consolidation) ขึ้นมาเพื่อใช้ขึ้นรูปผงที่ได้จากวิธี MA ต่อไป

#### วิธี MA สำหรับวัสดุที่มีความเหนียว (MA with at least one ductile phase)

การชนกันระหว่างลูกบอล โดยมีผงอนุภาคอยู่ตรงกลาง วัสดุเหนียวจะถูกตีแผ่ออกและเกิดการเปลี่ยนแปลงด้วย Plastic deformation เมื่อวัสดุเหนียวเกิดการชนกันจะเกิดการเชื่อมเย็บกัน โดยในกระบวนการต่อเนื่องจะทำให้เกิดชั้นของวัสดุผสมเป็นแผ่นเล็กๆ และถ้ามีวัสดุเปราะ เช่น Oxide-dispersed นำมารวมในวิธี MA กับโลหะและโลหะผสมเหนียว วัสดุเปราะจะกระแทกตัวอยู่ระหว่างวัสดุเหนียวที่เชื่อมติดกัน

#### วิธี MA สำหรับวัสดุที่มีความเปราะ (MA with all brittle phase)

กลไกของวัสดุเปราะในวิธี MA นั้น จะทำให้วัสดุมีขนาดเล็กกลง และมีลักษณะเป็นเม็ดๆ (Granular) อนุภาคที่มีความแข็งกว่าจะเสริมในอนุภาคที่อ่อนกว่า แต่ในกรณีที่วัสดุมีความแข็งเท่าๆ กัน เฟสทั้งสองจะเกาะติดกัน สิ่งที่น่าสนใจอีกประการ ก็คือ วิธี MA สำหรับระบบของวัสดุเปราะต้องได้รับการกระตุ้นทางความร้อน ซึ่งแตกต่างจากระบบของวัสดุเหนียวที่สามารถใช้วิธี MA ทำให้เกิดโลหะผสมได้ทั้งที่อุณหภูมิต่ำและอุณหภูมิสูง