



รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการ การศึกษาเงื่อนไขที่เหมาะสมในกระบวนการดึงลวดโลหะผสมจำรูป

โดย

ผศ.ดร. อนรรฆ ชันระชวณะ

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี

ผศ.ดร. อธิธิพล เตียวณิชย์

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

รศ.ดร. คิม ฮี ยอง

มหาวิทยาลัยทสึคุบะ ประเทศญี่ปุ่น

ธันวาคม 2551

สัญญาเลขที่ MRG4880196

รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการ การศึกษาเงื่อนไขที่เหมาะสมในกระบวนการดึงลวดโลหะผสมจำรูป

ผศ.ดร. อนรรฆ ชันธะชวันะ

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี

ผศ.ดร. อิทธิพล เตียววณิชย์

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

รศ.ดร. ทิม ฮี ยอง

มหาวิทยาลัยทสึคุบะ ประเทศญี่ปุ่น

สนับสนุนโดยสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย

(ความเห็นในรายงานนี้เป็นของผู้วิจัย สกว.ไม่จำเป็นต้องเห็นด้วยเสมอไป)

กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยนี้เป็นงานวิจัยเกี่ยวกับการนำโลหะผสมจำรูปซึ่งเป็นวัสดุฉลาดที่มีสมบัติพิเศษ มาผ่านกระบวนการดัดแปลงเพื่อลดขนาดหน้าตัด ซึ่งมุ่งหวังให้สามารถเป็นการลดต้นทุนในการนำโลหะผสมจำรูปจากต่างประเทศ งานนี้สำเร็จลุล่วงได้เนื่องจากได้รับการสนับสนุนจากสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัยและสำนักงานคณะกรรมการการอุดมศึกษาในเรื่องของทุนวิจัยที่ครอบคลุมตั้งแต่ค่าวัสดุ ค่าจ้างผู้เก็บข้อมูล ค่าเดินทางและทดสอบต่างๆ จึงขอขอบคุณทั้งสององค์กรที่เป็นผู้ให้ทุนครั้งนี้เป็นอย่างมาก นอกจากนี้ต้องขอขอบคุณนักวิจัยพี่เลี้ยงทั้งสองท่าน คือ ผศ.ดร. อิทธิพล เตียววณิชย์ และ รศ.ดร. คิม ฮี ยอง ที่ได้ช่วยให้ข้อเสนอแนะและข้อควรปรับปรุงแก้ไขเกี่ยวกับงานวิจัยนี้มาโดยตลอด ซึ่งจะสามารถช่วยให้ผู้วิจัยได้ประสบการณ์ และสามารถทำวิจัยในระดับที่สูงต่อไปได้

Project Code : MRG4880196

Project Title : การศึกษาเงื่อนไขที่เหมาะสมในกระบวนการดิ่งลวดโลหะผสมจำรูป

Investigator : ผศ.ดร. อนรรฆ ชันชะวณะ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี

ผศ.ดร. อธิพิณ เตียววณิชย์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

รศ.ดร. คิม ฮี ยอง มหาวิทยาลัยทสึคุบะ ประเทศญี่ปุ่น

E-mail Address : anak.kha@kmutt.ac.th

Project Period : มิถุนายน 2548 ถึง ธันวาคม 2551

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาเงื่อนไขที่เหมาะสมของกระบวนการดิ่งลวดโลหะผสมจำรูปหน้าตัดกลม เพื่อลดต้นทุนในการส่งชิ้นงานเข้ามาใช้จากต่างประเทศ โดยได้เตรียมชิ้นงานทั้งหมด 4 ชนิดคือ $Ti_{49}Ni_{51}$ (at.%), $Ti_{50}Ni_{47}Cu_3$ (at.%), $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ (at.%) ซึ่งมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1 mm. และ $Ti_{50}Ni_{43}Cu_7$ (at.%) ซึ่งมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.5 mm. ได้นำเอาวัสดุที่เตรียมไว้มาทำการทดสอบคุณสมบัติทางกลโดยการทำ Tensile test เมื่อทราบคุณสมบัติทางกลของวัสดุแล้ว หลังจากนั้น เพื่อให้กระบวนการดิ่งทำได้ง่ายขึ้นจึงได้นำเอาวัสดุทุกชนิดมาทำการอบที่อุณหภูมิในช่วงตั้งแต่ 300 – 800 องศาเซลเซียส แล้วทำการทดสอบคุณสมบัติอย่างละเอียดอีกครั้งคือ คุณสมบัติทางกล ความแข็ง อุณหภูมิเปลี่ยนเฟส โครงสร้างจุลภาคและส่วนผสมทางเคมี เพื่อให้ได้เงื่อนไขของกระบวนการทางความร้อนที่ดีที่สุดก่อนทำการดิ่ง

หลังจากที่ได้ทำการศึกษาคูณสมบัติต่างๆหลังทำการอบแล้ว ทำให้ทราบอุณหภูมิการอบที่มีความเหมาะสมที่สุดในการดิ่ง ซึ่งมองได้จากค่าเปอร์เซ็นต์การยึดตัวของวัสดุที่มีค่ามากที่สุด และส่วนผสมทางเคมีที่มีการเปลี่ยนแปลงไม่มาก ซึ่งสามารถสรุปได้ว่าอุณหภูมิที่เหมาะสมที่สุดของการอบเพื่อทำการดิ่งลวดนั้นจะอยู่ที่ประมาณ 550-600 องศาเซลเซียส โดยไม่ขึ้นกับชนิดหรือส่วนผสมของวัสดุ

สำหรับกระบวนการดิ่ง ได้ทำการออกแบบแม่พิมพ์ที่เหมาะสมในการดิ่งลวด โดยเปลี่ยนอัตราการลดขนาดหน้าตัดและมุมไหลเข้าของแม่พิมพ์ที่มีค่าต่าง ๆ กัน โดยผลที่ได้พบว่าควรออกแบบแม่พิมพ์ให้มีมุมไหลเข้า 28 องศา จะทำให้ใช้แรงในการดิ่งน้อยที่สุดโดยไม่ขึ้นกับอัตราส่วนการลดขนาดหน้าตัด นอกจากนี้ได้พบว่ากระบวนการลดขนาดหน้าตัดของชิ้นงานเพื่อสอดใส่ก่อนที่จะทำการดิ่งผ่านแม่พิมพ์นั้นเป็นปัจจัยที่สำคัญยิ่งต่อประสิทธิภาพของการดิ่งลวด จึงได้ศึกษาวิธีและทำการลดขนาดหน้าตัดชิ้นงานด้วยวิธีการเจียรระไน การกัดด้วยกรด และการทำ Swaging สำหรับสารหล่อลื่นนั้น ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของสารหล่อลื่นที่มีผลต่อแรงที่ใช้ในกระบวนการดิ่งลวดและความสามารถในการดิ่งลวด โดยได้ศึกษาสารหล่อลื่น 2 ชนิดคือ ISOCUT 570-A ซึ่งเป็นสารหล่อลื่นชนิดของเหลว และ Sodium Stearate ซึ่งเป็นสารหล่อลื่นชนิดแวกซ์ของแข็ง โดยเงื่อนไขที่ดีที่สุดก็คือเลือกใช้สารหล่อลื่นชนิด Sodium stearate และลดขนาดหน้าตัดโดยวิธีการ Swaging ซึ่งทำให้การดิ่งนั้นประสบความสำเร็จสูงที่สุด หลังผ่าน

กระบวนการดึงลวดแล้วสังเกตเห็นความสัมพันธ์ของอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสและค่าความแข็งของชิ้นงานที่อัตราส่วนการลดขนาดต่างๆกันได้อย่างชัดเจน และได้นำเอาลวดที่ผ่านการดึงมาทดสอบสมบัติการเปลี่ยนเฟส และการจำรูป ซึ่งทำให้ทราบว่าที่เปอร์เซ็นต์การลดขนาดของลวดที่ 15 % นั้น มีการเปลี่ยนเฟสเกิดขึ้นให้เห็นหลังกระบวนการดึงบ้าง แต่ไม่ชัดเจนนัก ในขณะที่เปอร์เซ็นต์การลดขนาดของลวดที่ 25 % นั้น ไม่สามารถพบการเปลี่ยนเฟสในลวดหลังกระบวนการดึงได้ ซึ่งในการที่จะทำให้อลวดมีสมบัติการจำรูปตามที่ต้องการได้นั้น ต้องมีการนำมาผ่านกระบวนการความร้อนที่ 350 องศาเซลเซียสอีกครั้งหนึ่ง

Keywords : โลหะผสมจำรูป, TiNi, กระบวนการดึงลวด

Abstract

The purpose of this research is to study the optimum condition for wire drawing of circular shape memory alloy wires. 4 types of specimens were prepared ; $Ti_{49}Ni_{51}$ (at.%), $Ti_{50}Ni_{47}Cu_3$ (at.%), $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ (at.%) wire with diameter of 1 mm and $Ti_{50}Ni_{43}Cu_7$ (at.%) wire with diameter of 0.5 mm. Mechanical properties of each specimen were evaluated by tensile test. In order to clarify the effect of heat-treatment temperature on draw ability, the heat-treatment was carried out at temperature ranging from 300 to 800 °C. After heat-treatment, tensile properties, hardness, transformation temperatures, microstructure and chemical compositions were investigated. It is obviously shown that heat-treatment temperature at 550 to 600 °C reveals the most effective condition for wire drawing due to a large percentage of elongation and homogeneity of chemical composition.

For wire-drawing process, the dies were designed with various reduction ratio and approached angles. It is seen that die with approached angle of 28 degree was the optimum because the lowest drawing force was obtained irrespective of reduction ratio. Moreover, it is found that the method of reducing cross-sectional area before inserting into the die is very important to the efficiency of wire-drawing process. Thus, the milling process, chemical etching process and swaging process were compared with two types of lubricant; ISOCUT 570-A oil and Sodium Stearate soap. The results showed that the swaging process with Sodium Stearate soap is the best condition. After wire-drawing, the clear relationship between transformation temperatures and hardness of the wire was seen. The shape memory properties of each drawn wire were anew evaluated. The martensite transformation can be partially confirmed in a 15% reduction specimen while almost none of martensitic transformation can be confirmed in a 25%

reduction specimen. In order to increase the transformation temperatures of all specimens, on the other word, in order to reveal the shape memory effect and pseudoelasticity of a drawn wire, the post heat-treatment at temperature of 350 °C was carried out.

Keywords : Shape memory alloys. TiNi, Wire drawing

วัตถุประสงค์ของโครงการ

1. ศึกษาการเลือกใช้แม่พิมพ์ที่เหมาะสมในการดัดโลหะผสมจำรูป Ti-Ni และ Ti-Ni-Cu
2. ศึกษาเงื่อนไขของการอบความร้อนที่เหมาะสมในการเตรียมชิ้นงานดัดโลหะผสมจำรูปชนิดต่างๆ
3. ศึกษาความสามารถในการดัดโลหะผสมจำรูปที่มีส่วนผสมของ Ni และ Cu ต่างๆกัน
4. ตรวจสอบสมบัติการจำรูปของโลหะผสมจำรูปที่ผ่านกระบวนการดัดเรียบร้อยแล้ว

ขั้นตอนการทดลอง

งานวิจัยแบ่งออกเป็นลำดับขั้นตอนดังนี้

1. เตรียมความพร้อมก่อนการทดลอง

ศึกษาข้อมูลเพิ่มเติมเกี่ยวกับงานวิจัย ออกแบบการทดลอง จัดเตรียมความพร้อมด้านวัสดุทั้ง Ti-Ni และ Ti-Ni-Cu ที่มีส่วนผสมต่างๆกัน และจัดเตรียมอุปกรณ์และเครื่องมือที่จำเป็นต้องใช้ในงานวิจัย

2. ทดสอบคุณสมบัติทางกลและการจำรูปของโลหะผสมที่จะใช้ในการดัด โดยจะมีการศึกษา

- (1) ปริมาณการยืดของวัสดุ (%Elongation)
- (2) แรงที่ใช้ในการเปลี่ยนรูปแบบถาวร (Yield stress & Ultimate tensile stress)
- (3) ความแข็ง (Hardness)
- (4) อุณหภูมิเปลี่ยนเฟส (Transformation temperature)

3. ศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิการอบที่มีต่อคุณสมบัติที่กล่าวไว้ข้างต้น เพื่อให้สามารถหาเงื่อนไขที่เหมาะสมกับการดัดได้

4. ออกแบบแม่พิมพ์ที่ต้องใช้ในการดัด โดยมีพารามิเตอร์ดังต่อไปนี้

- (1) อัตราการลดขนาดพื้นที่หน้าตัด
- (2) รูปร่างของโลหะที่ต้องการเช่น วงกลม สี่เหลี่ยม ฯลฯ

(3) ขนาดมุมของแม่พิมพ์ที่ใช้

(4) วัสดุทำแม่พิมพ์

5. ดึงลวดผ่านแม่พิมพ์ ศึกษาแม่พิมพ์ที่เหมาะสมกับโลหะผสมจํารูปส่วนผสมต่างๆ
6. ศึกษาชนิดของสารหล่อลื่นที่เหมาะสมในการดึงลวด และค่าแรงเสียดทาน
7. ศึกษาความเรียบของผิวลวดที่ผ่านการดึง
8. เก็บผลและทำการศึกษาคูณสมบัติทางกลและการจํารูปของลวดที่ผ่านการดึงมาแล้ว
9. ศึกษาอัตราการคืนตัวกลับของลวดที่ผ่านการดึงแล้ว โดยวัดขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางหลังการดึงลวดแล้วเทียบกับขนาดรัศมีตายหรือแม่พิมพ์ แล้วสร้างฐานข้อมูลของโลหะผสมต่างๆกัน และอุณหภูมิอบต่างๆ

ผลการทดลอง

1. อิทธิพลของอุณหภูมิที่มีผลต่อองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสมจํารูป

การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีโดยใช้เครื่องมือ EDS นั้น ใช้โลหะผสมจํารูป 4 ชนิด คือ $Ti_{49}Ni_{51}$ (at.%) $\varnothing$ 1 mm. (SE), $Ti_{50}Ni_{47}Cu_3$ (at.%) $\varnothing$ 1 mm.(SME) , $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ (at.%) $\varnothing$ 1 mm.(SME) , $Ti_{50}Ni_{43}Cu_7$ (at.%) $\varnothing$ 0.5 mm.(SME) ซึ่งโลหะผสมจํารูปแต่ละชนิดจะมีคุณสมบัติที่แตกต่างกัน โดยข้อมูลที่เป็นตัวอ้างอิงขององค์ประกอบทางเคมี คือส่วนประกอบที่กล่าวไว้ข้างต้น ซึ่งเป็นข้อมูลที่ได้จากบริษัทผู้ผลิต เนื่องจากชิ้นงานที่ต้องการศึกษานั้นเป็นชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีขึ้นรูปเย็นมาแล้วนำมาอบที่อุณหภูมิดังต่อไปนี้ คือ 300, 400, 500, 520, 600, 700 และ 800 °C เพื่อศึกษาถึงอิทธิพลของอุณหภูมิที่มีผลต่อองค์ประกอบของโลหะผสมจํารูป นอกจากนี้แล้วในการเปรียบเทียบคุณสมบัติของโลหะผสมจํารูปนั้น ยังได้นำโลหะผสมจํารูปที่ไม่ผ่านการอบมาเปรียบเทียบกับเพื่อให้เข้าใจถึงอิทธิพลของอุณหภูมิมากยิ่งขึ้น

เนื่องจากส่วนผสมทางเคมีของเฟส matrix TiNi ในโลหะผสมจํารูปนั้นเป็นตัวการสำคัญมากต่อการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส ดังนั้นเมื่อมีการเกิดตะกอนหรือมีบริเวณที่ค่าความเข้มข้นไม่เท่ากัน ก็จะทำให้อุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะจํารูปนั้นเปลี่ยนไปอย่างมาก ดังนั้นการศึกษากการเปลี่ยนแปลงขององค์ประกอบทางเคมีที่ส่งผลมาจากการเปลี่ยนอุณหภูมิอบนั้นจึงถือเป็นสิ่งสำคัญมาก ตัวอย่างของการทดสอบได้แสดงไว้ในตารางที่ 1 ตารางนี้ได้แสดงค่าองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสมจํารูป $Ti_{49}Ni_{51}$ $\varnothing$ 1 mm. ที่วัดได้จากเครื่อง EDS โดยในการวัดได้พยายามกำหนดให้ electron beam นั้นส่องผ่านไปที่บริเวณ matrix ของวัสดุ เพื่อหลีกเลี่ยงการวัดองค์ประกอบทางเคมีของบริเวณที่มีตะกอนอยู่ โดยจะแสดงค่าองค์ประกอบของ

Ti, Ni ที่ อุณหภูมิอบต่างๆ จากตารางจะพบว่า ข้อมูลจะมีความแตกต่างจากค่า Nominal composition โดยจะพบว่าโลหะผสมจำรูปที่ไม่ผ่านการอบ และอบที่ 300 °C นั้น มีค่าองค์ประกอบของ Ni ต่างจาก Nominal composition มาก คือ 51.84 และ 52.88 ตามลำดับ สาเหตุที่ค่าองค์ประกอบของ Ni มีความแตกต่างจาก Nominal composition นั้น น่าจะมาจากการเกิดตะกอนของ Ni-rich ที่เกิดจากกระบวนการความร้อนจากผู้ผลิต

ตารางที่ 1 ผลการทดสอบหาองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสมจำรูปTi₄₉Ni₅₁ Ø 1 mm.

อุณหภูมิอบ(°C)	Ti (at.%)	Ni(at.%)
ไม่ผ่านการอบ	48.16	51.84
300	47.12	52.88
400	49.25	50.75
500	49.49	50.51
520	46.65	53.35
600	51.07	48.93
700	49.5	50.5
800	49.84	50.16
สรุป	48.89	51.11

เนื่องจากว่าโลหะผสมจำรูปชิ้นนี้ได้ผ่านการขึ้นรูปเย็นมาก่อนที่จะทำการทดลอง จึงสามารถอธิบายได้ว่าโครงสร้างจุลภาคนั้นประกอบไปด้วยเกรนที่ถูกขึ้นรูปเย็นมา และมีความหนาแน่นของ Dislocation อยู่เป็นจำนวนมาก ผลของเกรนที่ถูกขึ้นรูปมาและ Dislocation นั้นจะทำให้โอกาสที่ Electron beam สำหรับวัดองค์ประกอบทางเคมี มีพื้นที่ครอบคลุมขอบเกรนและ Dislocation ทำให้องค์ประกอบทางเคมีที่วัดได้ คลาดเคลื่อนไปจาก Matrix นอกจากนี้ การที่เราไม่ทราบประวัติการอบความร้อนของชิ้นทดสอบ ที่อาจทำให้มีตะกอนอยู่ในโครงสร้างภายใน ซึ่งองค์ประกอบทางเคมีที่วัดได้อาจเป็นส่วนผสมของตะกอนนั้นๆ ก็ได้ อย่างไรก็ตามเมื่ออบที่อุณหภูมิสูงขึ้น คือ 400 °C จะเห็นการเปลี่ยนแปลงของข้อมูลว่ามีค่าใกล้เคียงกับ Matrix มากขึ้น คือ Ti-49.25 และ Ni-50.75 สามารถอธิบายได้ว่า ในอุณหภูมิอบดังกล่าวนั้น เป็นผลของ Recovery ที่ทำให้ Dislocation เบาบางลง ทำให้โอกาสที่ Electron beam จะมีพื้นที่ครอบคลุมขอบเกรนและ Dislocation น้อยลง ผลคือการวัดค่าองค์ประกอบทางเคมีได้ใกล้เคียงกับ Matrix มากขึ้น และเมื่ออบที่สูงกว่าอุณหภูมิ 500 °C จะเห็นว่าข้อมูลมีแนวโน้มใกล้เคียงกับค่า Matrix มากขึ้นตามลำดับ สาเหตุที่เกิดการเปลี่ยนแปลงนี้คือ การเกิดผลึกใหม่(Recrystallization) ซึ่งจากข้อมูลของโลหะผสมจำรูป Ti-Ni จะมี Recrystallization temperature อยู่ที่ประมาณ 520 °C ดังนั้นเมื่ออบชิ้นงานที่อุณหภูมิสูงกว่า 500 °C จะทำให้เกิด Recrystallization ซึ่งจะมีผลทำให้ Dislocation และ

การที่ถูกขึ้นรูปเย็นมานั้นหายไปและมีการเกิดเกรนใหม่ขึ้นด้วย ซึ่งจะช่วยให้ Electron beam สามารถวัดองค์ประกอบทางเคมีโดยค่าที่วัดได้ก็จะมีค่าใกล้เคียงกับค่า Matrix จริงมากยิ่งขึ้น สำหรับชิ้นงานอีกสามชนิดก็มีแนวโน้มเดียวกันกับชิ้นงานชนิดนี้ โดยได้แสดงผลไว้ดังตารางที่ 2-4 แล้ว

ตารางที่ 2 ผลการทดสอบหาองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{47}\text{Cu}_3$ Ø 1 mm.

อุณหภูมิอบ(°C)	Ti (at.%)	Ni(at.%)	Cu(at.%)
ไม่ผ่านการอบ	56.3	40.4	3.3
300	56.27	40.44	3.29
400	56.58	40.4	3.02
500	49.76	46.54	3.7
520	49.75	47.2	3.05
600	50.64	45.39	3.97
700	50	46.18	3.82
800	50.34	45.42	4.24
สรุป	50.04	46.33	3.63

ตารางที่ 3 ผลการทดสอบหาองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{40}\text{Cu}_{10}$ Ø 1 mm.

อุณหภูมิอบ(°C)	Ti (at.%)	Ni(at.%)	Cu(at.%)
ไม่ผ่านการอบ	56.89	35.09	8.03
300	56.25	35.97	7.78
400	56.95	35.09	7.96
500	50.26	40.57	9.17
520	50.4	40.56	9.04
600	50.98	39.9	9.12
700	50.42	38.95	10.63
800	50.03	38.84	11.13
สรุป	50.42	39.76	9.82

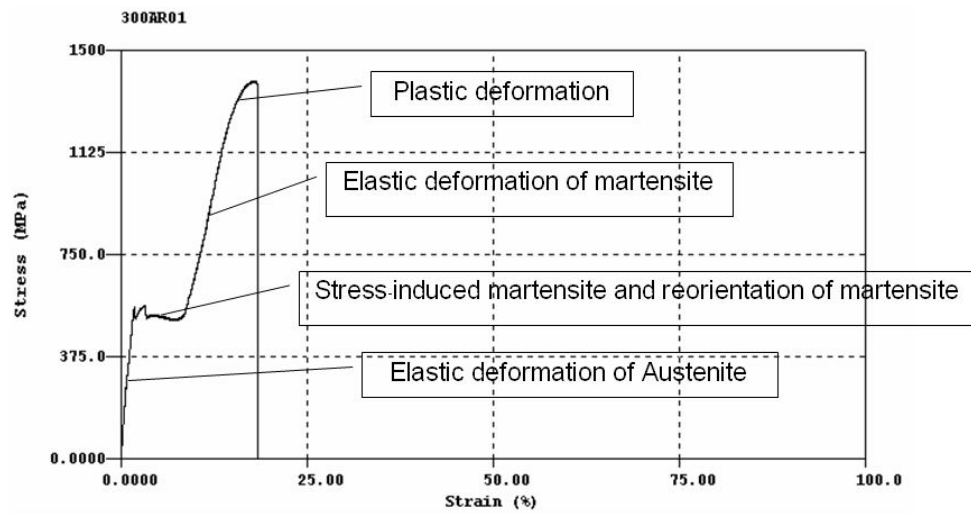
ตารางที่ 4 ผลการทดสอบหาองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{43}\text{Cu}_7$ Ø 0.5 mm.

อุณหภูมิอบ (°C)	Ti (at.%)	Ni(at.%)	Cu(at.%)
ไม่ผ่านการอบ	56.47	37.28	6.25
300	56.52	37.2	6.28
400	56.27	37.25	6.48
500	50.77	41.96	7.27
520	50.67	41.71	7.62
600	50	42.42	7.58
700	50.43	41.59	7.98
800	51.05	41.17	7.78
สรุป	50.58	41.77	7.65

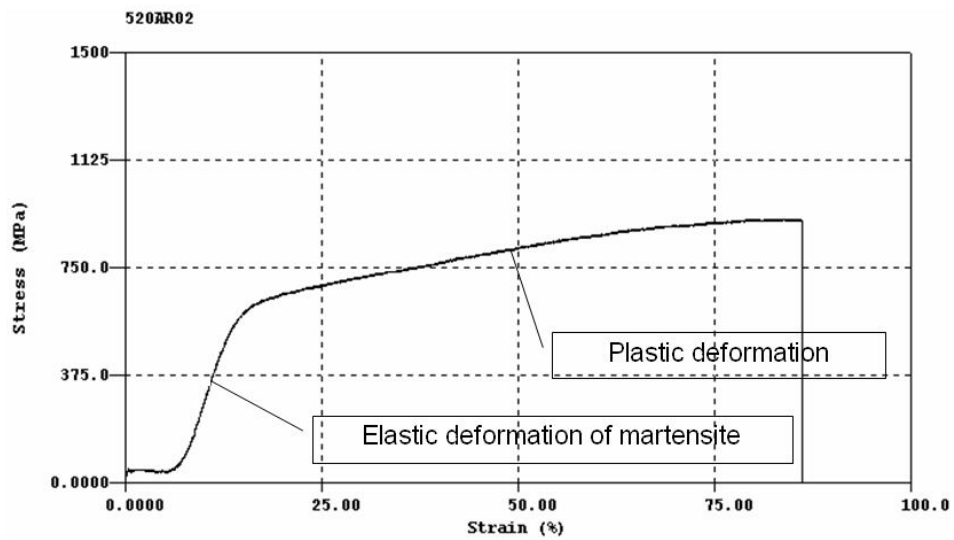
2. อิทธิพลของอุณหภูมิอบที่มีผลต่อคุณสมบัติทางกลของโลหะผสมจำรูป

การวิเคราะห์ผลของคุณสมบัติทางกล แบ่งออกเป็น 2 ประเภท คือ การวิเคราะห์ผลของ Tensile property และการวิเคราะห์ผลของ Micro hardness

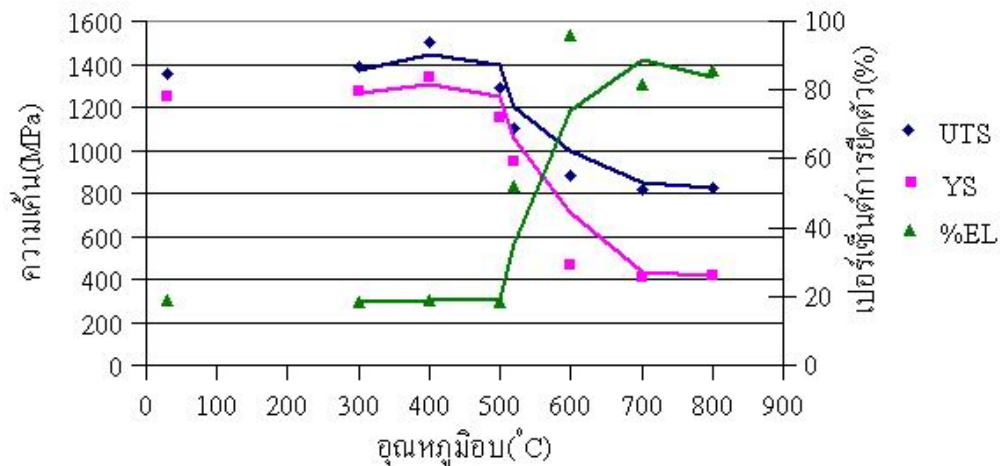
รูปที่ 1 และ 2 แสดงกราฟความเค้น-ความเครียดที่ได้จากการทำ Tensile test ของโลหะผสมจำรูปที่มีความแตกต่างของคุณสมบัติของการจำรูป ที่อุณหภูมิห้อง กล่าวคือ รูปที่ 1 แสดงกราฟความเค้น-ความเครียดของโลหะผสมจำรูปที่เป็นเฟสออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิห้อง รูปที่ 2 แสดงกราฟความเค้น-ความเครียดของโลหะผสมจำรูปที่เป็นเฟสมาร์เทนไซต์ ที่อุณหภูมิห้อง โดยจะแสดงปรากฏการณ์ที่เกิดขึ้นในแต่ละขั้นตอนของการดึง เพื่อให้เข้าใจถึงปรากฏการณ์ที่เกิดขึ้นของโลหะผสมจำรูปที่เป็นเฟสออสเทนไนต์และโลหะผสมจำรูปที่เป็นเฟสมาร์เทนไซต์ได้ดียิ่งขึ้น นอกจากนี้จะทำให้เข้าใจความแตกต่างของโลหะผสมจำรูปทั้งสองชนิดได้อีกด้วย



รูปที่ 1 แสดงกราฟความเค้นและความเครียด ของโลหะผสมจำรูปที่เป็นเฟสออสเทนไนต์ ณ อุณหภูมิห้อง



รูปที่ 2 ตัวอย่างกราฟความเค้นและความเครียด ของโลหะผสมจำรูปที่เฟสมาร์เทนไซต์ ณ อุณหภูมิห้อง



รูปที่ 3 กราฟความเค้นและความเครียด และเปอร์เซ็นต์การยืดตัว ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{49}Ni_{51}$ Ø 1 มิลลิเมตร

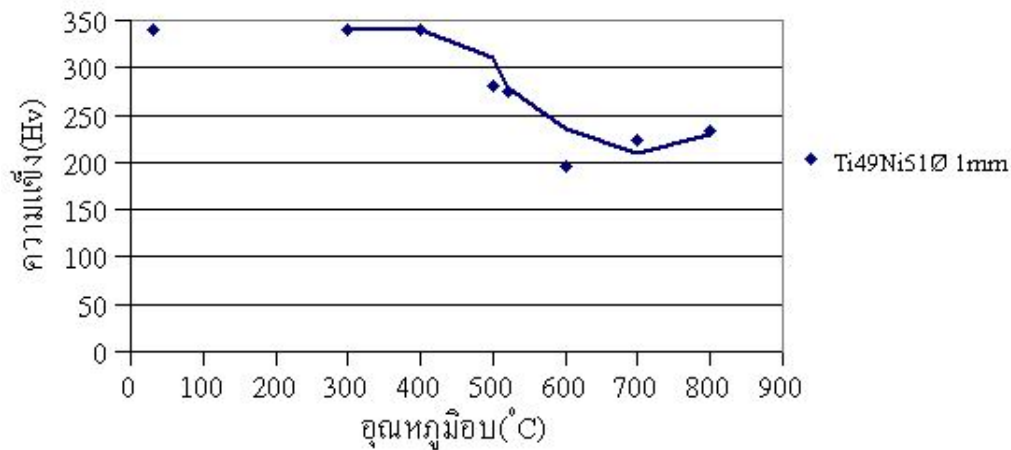
รูปที่ 3 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Ultimate tensile strength, Yield strength, % Elongation และอุณหภูมิอบต่างๆ ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{49}Ni_{51}$ Ø 1 mm. ทั้งนี้ในการเปรียบเทียบข้อมูลของโลหะผสมจำรูปที่ยังไม่ได้ผ่านการอบกับอุณหภูมิอบต่างๆ นั้น จะใช้อุณหภูมิบรรยากาศแทนในการเปรียบเทียบ ณ ที่นี้ใช้อุณหภูมิบรรยากาศเท่ากับ 30 °C นำมาแทนลงในกราฟ จากรูปพบว่า ข้อมูลมีความแตกต่างที่เห็นได้ชัดเจน แบ่งออกเป็น 2 ช่วง คือ ช่วงที่อุณหภูมิอบต่ำกว่า 500 °C และ สูงกว่า 500 °C

สำหรับข้อมูลในช่วงที่อุณหภูมิอบต่ำกว่า 500 °C จะสังเกตเห็นว่า ค่า %Elongation ของวัสดุนั้นมีค่าน้อยมาก และแทบจะคงที่อยู่ที่ประมาณ 20 % โดยไม่ขึ้นกับอุณหภูมิในการอบ สำหรับค่า Ultimate tensile strength และ Yield strength นั้นมีแนวโน้มที่ใกล้เคียงกัน คือ มีค่าสูงและคงที่อยู่ในช่วง 1200 ~ 1400 MPa โดยไม่ขึ้นกับอุณหภูมิอบ สาเหตุที่ %Elongation มีค่าน้อย และ Ultimate tensile strength , Yield strength มีค่ามากนั้นสามารถอธิบายได้ โดยโครงสร้างจุลภาคของวัสดุ ที่อบที่อุณหภูมิต่างๆ เนื่องจากวัสดุชิ้นนี้ได้ผ่านการขึ้นรูปเย็นมา ก่อนที่จะทำการทดลอง จึงสามารถบอกได้ว่า โครงสร้างจุลภาคนั้นประกอบไปด้วยเกรนที่ถูกขึ้นรูปมา และ Dislocation ที่มีความหนาแน่นสูง ผลของเกรนที่ถูกขึ้นรูปมาและ Dislocation นั้น จะทำให้กลไกของการเปลี่ยนรูปถาวร(Slip deformation) เกิดขึ้นได้ยาก กล่าวคือทั้งผลของการขึ้นรูปเย็นและ Dislocation จะทำหน้าที่ขัดขวางการเคลื่อนที่ของเกรน ผลที่ได้ก็คือ วัสดุจะมีค่า Ultimate tensile strength และ Yield strength ที่สูง ในขณะที่ %Elongation มีค่าต่ำ กรณีที่อบที่อุณหภูมิ 300 ~ 500 °C จะยังไม่ค่อยเห็นการเปลี่ยนแปลงของข้อมูลนั้น น่าจะมีสาเหตุมาจากความหนาแน่นของ Dislocation จากการขึ้นรูปเย็นนั้นมีค่ามาก และมีผลทำให้ Recovery เกิดขึ้นยากด้วย เมื่อ Recovery เกิดขึ้นยากแล้ว จะทำให้ไม่เห็นการเปลี่ยนแปลงของค่า Ultimate tensile strength, Yield strength และ %Elongation อย่างไรก็ตามเมื่ออบชิ้นงานที่อุณหภูมิสูงกว่า

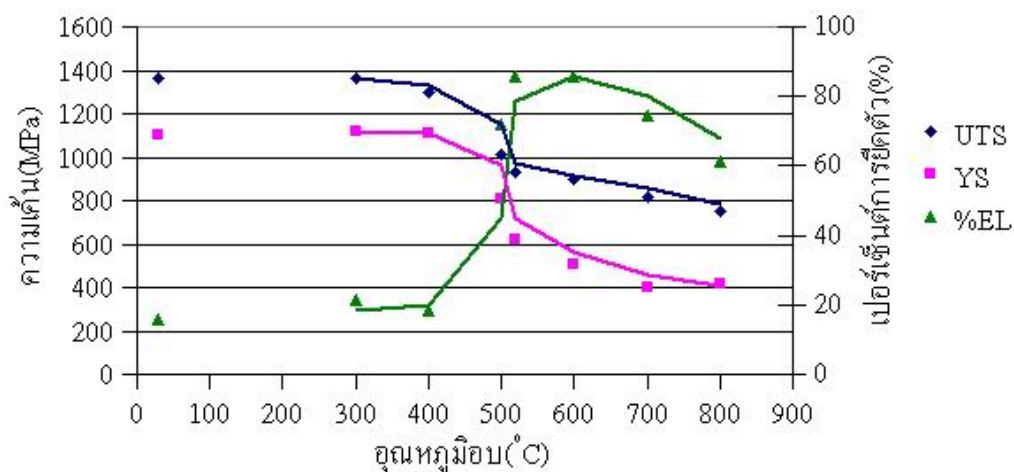
500 °C จะเห็นการเปลี่ยนแปลงของข้อมูลอย่างชัดเจน กล่าวคือค่า %Elongation จะมีค่าสูงมาก จาก 20 % จนถึงประมาณ 90 % สำหรับค่า Ultimate tensile strength และค่า Yield strength นั้นจะมีค่าลดลงอย่างเห็นได้ชัด คือลดลงเหลือประมาณ 800 MPa และ 400 MPa ตามลำดับ สาเหตุที่เห็นการเปลี่ยนแปลงอย่างได้ชัดเจนนี้อาจเกิดผลึกใหม่ หรือ Recrystallization ซึ่งจากเอกสารอ้างอิงนั้นโลหะผสมจำรูป Ti-Ni จะมี Recrystallization temperature อยู่ที่ ประมาณ 520 °C [S.Miyazaki, A.Khantachawana, et.al., 1996] ดังนั้นเมื่อขึ้นงานที่อุณหภูมิสูงกว่า 500 °C การเกิด Recrystallization จะมีผลทำให้ Dislocation ที่อยู่ในโครงสร้างนั้นหายไป และเกิดเกรนใหม่ด้วย เมื่อ Dislocation และเกรนที่ถูกขึ้นรูปมานั้นหายไปจากโครงสร้างจุลภาคของวัสดุแล้ว การเปลี่ยนรูปถาวร (Slip deformation) ก็จะได้โดยใช้เวลาเพียงน้อยลง เพราะฉะนั้นค่า Ultimate tensile strength และ Yield strength จึงมีค่าลดลงอย่างเห็นได้ชัด สำหรับค่า %Elongation นั้น เนื่องจากเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรได้ง่ายขึ้น จึงส่งผลให้เกรนสามารถเคลื่อนที่ได้ง่ายขึ้น ทำให้ค่า %Elongation มีค่าสูงขึ้นอย่างเห็นได้ชัด สำหรับ %Elongation ในช่วง 700 ~ 800 °C ที่มีแนวโน้มลดลง มีสาเหตุอยู่ 2 ประการคือ 1) โลหะผสมจำรูป $Ti_{49}Ni_{51}$ เมื่ออบที่อุณหภูมิอบสูง จะทำให้เกิด Solution treatment แต่เนื่องจากส่วนผสมของ Ni ที่มีมากกว่า Ti จึงมีแนวโน้มที่จะเกิดตะกอนของ Ni-rich ได้ง่ายระหว่างทำการจุ่มขึ้นงานจากเตาอบลงในน้ำ ซึ่งตะกอนที่อุณหภูมิอบสูงๆนั้น มีโอกาสที่จะต้านการเคลื่อนที่ของเกรนในโครงสร้าง เป็นผลให้ %Elongation ลดลง 2) สาเหตุอีกประการก็คือ ผลของการเกิดออกไซด์ ซึ่งออกไซด์ จะไปแทรกในโครงสร้างของโลหะผสมจำรูป ทำให้โลหะมีความเปราะ ซึ่งก็จะทำให้ %Elongation ลดลงได้เช่นเดียวกัน และมีค่า Ultimate tensile strength และ Yield strength มีค่าเพิ่มขึ้นเล็กน้อย

รูปที่ 4 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็ง และอุณหภูมิอบ ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{49}Ni_{51}$ Ø 1 mm. ซึ่งจะมีแนวโน้มเดียวกับค่า Ultimate tensile strength โดยจะเห็นความแตกต่างของข้อมูลได้ชัดเจน แบ่งออกเป็น 2 ช่วง คือ ช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า 500 °C และ สูงกว่า 500 °C สำหรับข้อมูลที่อุณหภูมิต่ำกว่า 500 °C จะมีค่าความแข็งสูง ประมาณ 345 ~ 350 Hv และแทบจะคงที่ สาเหตุดังกล่าวนี้ เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมจำรูป ที่ประกอบไปด้วยเกรนที่ผ่านการขึ้นรูปเย็นมา และ Dislocation ที่มีความหนาแน่นสูง เป็นสาเหตุทำให้ Slip deformation เกิดขึ้นได้ยาก และเมื่ออบที่อุณหภูมิสูงกว่า 500 °C จะมีผลของการเกิดผลึกใหม่ หรือ Recrystallization ทำให้ Dislocation หายไป ทำให้เกิด Slip deformation ได้ง่ายขึ้น ทำให้ค่าความแข็งมีค่าลดลง โดยจะอยู่ในช่วง 200 ~ 220 Hv

เมื่ออบที่อุณหภูมิ 700 ~ 800 °C นั้น แนวโน้มของความแข็งจะมีค่า เพิ่มขึ้นเล็กน้อย เนื่องจากเกิดออกไซด์ไปแทรกในโครงสร้างของโลหะผสมจำรูป ทำให้เกิด Slip deformation ได้ยากขึ้น



รูปที่ 4 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและอุณหภูมิอบของโลหะผสมจำรูป Ti₄₉Ni₅₁ Ø 1 มิลลิเมตร

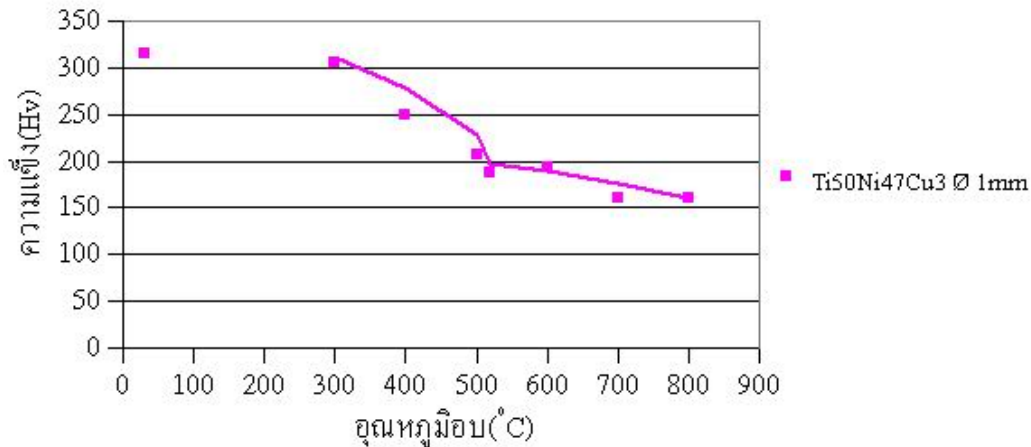


รูปที่ 5 กราฟความเค้นความเครียดและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของโลหะผสมจำรูป Ti₅₀Ni₄₇Cu₃ Ø 1 มิลลิเมตร

รูปที่ 5 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Ultimate tensile strength, Yield strength, %Elongation และ อุณหภูมิอบของโลหะผสมจำรูป Ti₅₀Ni₄₇Cu₃ Ø 1 mm. จากรูปจะพบความแตกต่างอย่างชัดเจนของข้อมูล สามารถแบ่งออกได้ 2 ช่วง คือ ช่วงอุณหภูมิอบต่ำกว่า 500 °C และสูงกว่า 500 °C โดยสังเกตข้อมูลในช่วงอุณหภูมิอบต่ำกว่า 500 °C จะเห็นว่าค่า %Elongation ของวัสดุนั้นมีค่าน้อยมาก อยู่ในช่วงประมาณ 20 % โดยค่าดังกล่าวจะไม่ขึ้นอยู่กับการอบ สำหรับค่า Ultimate tensile strength และ Yield strength จะมีแนวโน้มใกล้เคียงกัน คือ มีค่าสูงและคงที่ ประมาณ 1350 MPa และ 1100 MPa ตามลำดับ โดยจะพบว่าค่า Ultimate tensile strength และ Yield strength ในช่วงดังกล่าวจะไม่ขึ้นอยู่กับการอบ สาเหตุที่ %Elongation มีค่าน้อย และ Ultimate tensile strength, Yield strength มีค่ามากนั้น สามารถอธิบายได้โดย โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมจำรูปที่อบที่อุณหภูมิต่างๆ เนื่องจากวัสดุชิ้นนี้ได้ผ่านการขึ้นรูปเย็นมาก่อนที่จะทำการ

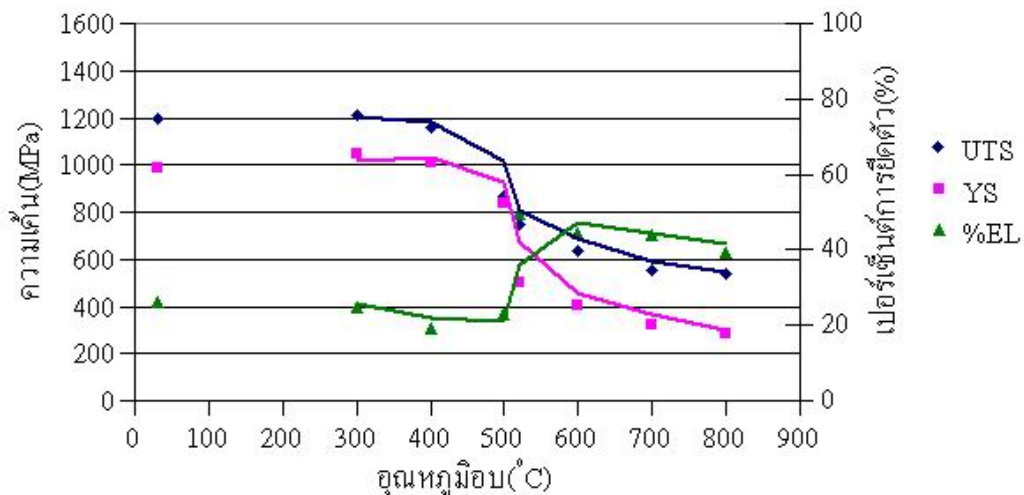
ทดลอง จึงสามารถบอกได้ว่าโครงสร้างจุลภาคนั้นประกอบไปด้วยเกรนที่ถูกขึ้นรูปมา และมีความหนาแน่นของ Dislocation สูง ผลของเกรนที่ถูกขึ้นรูปมาและ Dislocation นั้นจะทำให้กลไกของการเกิดการเปลี่ยนรูปถาวร(Slip deformation) เป็นไปได้ยาก เนื่องจากทั้งเกรนและ Dislocation จะทำหน้าที่ขัดขวางการเคลื่อนที่ของเกรน ผลที่ได้ก็คือ วัสดุจะมีค่า Ultimate tensile strength และ Yield strength ที่สูง ในขณะที่ %Elongation มีค่าต่ำ กรณีที่ทำการอบที่อุณหภูมิ 300 – 500 °C แล้วยังไม่ค่อยเห็นการเปลี่ยนแปลงของข้อมูลนั้น น่าจะมีสาเหตุมาจากมีความหนาแน่นของ Dislocation จากการขึ้นรูปเป็นอยู่มาก และมีผลทำให้ Recovery เกิดขึ้นได้ยากด้วย เมื่อ Recovery เกิดขึ้นได้ยากแล้ว จะมีผลทำให้ไม่เห็นการเปลี่ยนแปลงของข้อมูลทั้ง 3 สิ่งนี้ แต่เมื่ออบที่อุณหภูมิสูงกว่า 500 °C จะเห็นการเปลี่ยนแปลงของข้อมูลอย่างชัดเจน กล่าวคือ ค่า%Elongation จะมีค่าเพิ่มขึ้นจากเดิม 20 % เป็น 90 % สำหรับค่า Ultimate tensile strength และ Yield strength นั้นจะมีค่าลดลงอย่างเห็นได้ชัดเจน คือลดลงเหลือประมาณ 800 MPa และ 400 MPa ตามลำดับ สาเหตุที่เห็นการเปลี่ยนแปลงอย่างเห็นได้ชัดนี้ คือ การเกิดผลึกใหม่ หรือ Recrystallization ดังนั้นเมื่ออบชิ้นงานที่อุณหภูมิสูงกว่า 500 °C ผลของการเกิด Recrystallization จะทำให้ Dislocation ที่อยู่ภายในโครงสร้างนั้นหายไปและเกิดเกรนใหม่ขึ้นมาด้วย เมื่อ Dislocation และเกรนที่ถูกขึ้นรูปมานั้นหายไปจากโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมจํารูป จะทำให้การเปลี่ยนรูปถาวร(Slip deformation)เกิดขึ้นโดยใช้แรงที่น้อยลง เพราะฉะนั้นค่า Ultimate tensile และ Yield strength จึงมีค่าลดลงอย่างเห็นได้ชัด สำหรับค่า %Elongation นั้น เนื่องจากเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรได้ง่ายขึ้น จึงส่งผลให้เกรนสามารถเคลื่อนที่ได้ง่ายขึ้น ทำให้ค่า %Elongation มีค่าสูงขึ้น

สำหรับค่า %Elongation ในช่วงอุณหภูมิอบ 700 ~ 800 °C นั้นจะพบว่ามีความโน้มลดลง สาเหตุดังกล่าวสามารถอธิบายได้ เนื่องจาก 2 สาเหตุด้วยกัน คือ 1) ที่อุณหภูมิอบสูงๆ จะมีผลทำให้ออกไซด์สามารถเข้าไปทำปฏิกิริยากับไททาเนียมที่เป็นส่วนผสมของโลหะผสมจํารูปได้ง่ายขึ้น ทำให้ออกไซด์เข้าไปแทรกตัวภายในโครงสร้างของโลหะผสมจํารูป ซึ่งจะทำให้%Elongation มีค่าลดลง 2) โลหะผสมจํารูป $Ti_{50}Ni_{47}Cu_3$ มีส่วนผสมของทองแดง ผลของทองแดงเมื่ออบที่อุณหภูมิสูงๆจะเกิดการแพร่ไปที่ขอบเกรนและไปขัดขวางการเคลื่อนที่ของเกรนทำให้ชิ้นงานมีความเปราะ ซึ่งจะทำให้ค่า %Elongation มีค่าลดลงเช่นเดียวกัน และผลของทองแดงนั้น สามารถสังเกตได้จากโลหะผสมจํารูปชนิดอื่นดังจะกล่าวต่อไป



รูปที่ 6 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและอุณหภูมิอบของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{47}\text{Cu}_3$ Ø 1 มิลลิเมตร

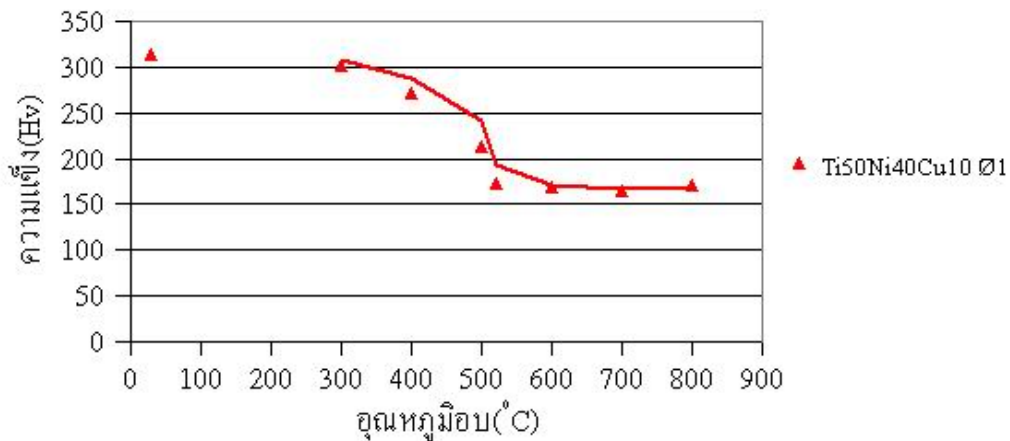
รูปที่ 6 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง ค่าความแข็ง และอุณหภูมิอบของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{47}\text{Cu}_3$ Ø 1 mm. โดยจะพบว่าแนวโน้มของค่าความแข็งจะมีแนวโน้มเดียวกับค่า Ultimate tensile strength ซึ่งสามารถแบ่งความแตกต่างออกได้เป็น 2 ช่วง คือ ช่วงอุณหภูมิอบต่ำกว่า 500 °C และ สูงกว่า 500 °C จะเห็นว่าช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า 500 °C นั้น จะมีความแข็งสูง คือประมาณ 320 Hv สาเหตุดังกล่าวสามารถอธิบายได้จากโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมจำรูป เนื่องจากโลหะผสมจำรูปได้ผ่านการขึ้นรูปมาก่อนการทดลอง ดังนั้นผลของการขึ้นรูปและ Dislocation จะเป็นตัวขัดขวางการเคลื่อนที่ของเกรน มีผลทำให้ความแข็งมีค่าสูง แต่เมื่อผ่านการอบที่อุณหภูมิสูงขึ้น คือในช่วง 400 °C ค่าความแข็งจะมีค่าลดลงเหลือประมาณ 250 Hv โดยมีสาเหตุมาจากผลของ Recovery ที่ทำให้ Dislocation เบาบางลง แต่ก็ยังมีค่าความแข็งที่สูงอยู่ อย่างไรก็ตามเมื่ออบที่อุณหภูมิสูงกว่า 500 °C จะพบว่าค่าความแข็งจะลดลงอย่างชัดเจน ซึ่งสาเหตุดังกล่าวนั้น เนื่องจากเกิด Recrystallization ทำให้ Dislocation และผลของการขึ้นรูปเย็นหมดไป อีกทั้งยังมีการเกิดเกรนใหม่ขึ้นและมีการเติบโตของเกรนด้วย ซึ่งผลก็คือจะทำให้เกิด Slip deformation ได้ง่าย ทำให้ค่าความแข็งลดลง



รูปที่ 7 กราฟความเค้นความเครียดและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ Ø 1 มิลลิเมตร

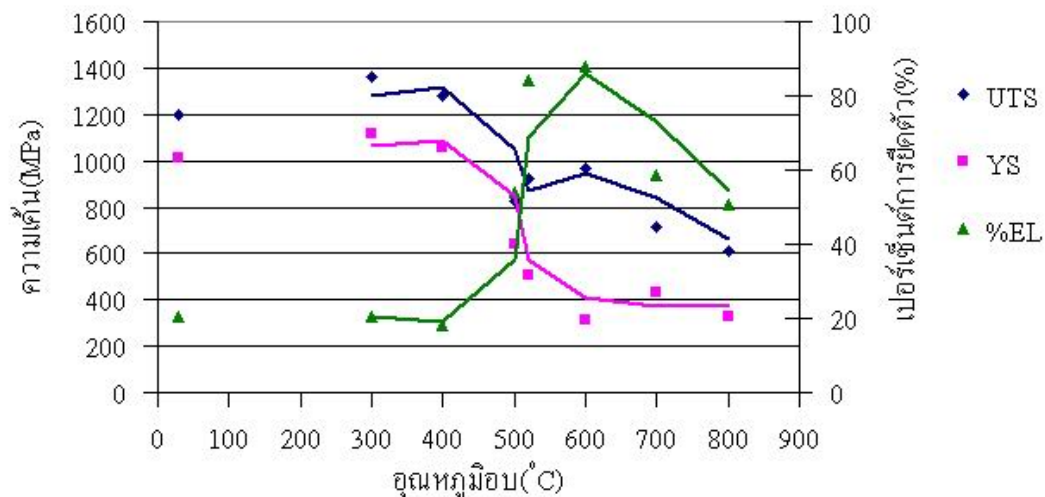
รูปที่ 7 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่าง Ultimate tensile strength, Yield Strength, %Elongation และอุณหภูมิอบของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ Ø 1 mm. จากรูปสามารถแบ่งความแตกต่างของข้อมูลได้เป็น 2 ช่วง คือ ช่วงอุณหภูมิอบต่ำกว่า $500^{\circ}C$ และสูงกว่า $500^{\circ}C$ สำหรับข้อมูลในช่วงอุณหภูมิอบต่ำกว่า $500^{\circ}C$ จะเห็นว่าค่า %Elongation ของวัสดุนั้นมีค่าน้อยมาก อยู่ที่ประมาณ 20% ~ 25% และจะมีแนวโน้มลดลงเมื่ออุณหภูมิอบสูงขึ้น สาเหตุที่แนวโน้มของ %Elongation ลดลงเมื่ออุณหภูมิอบสูงขึ้นนั้นสามารถอธิบายได้จากโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมจำรูป เนื่องจากว่าส่วนผสมของทองแดงที่อยู่ในโลหะผสมจำรูปนั้นเมื่อได้รับความร้อน จะเกิดการแพร่ขึ้นและแพร่ไปอยู่ตามขอบเกรน โดยที่ทองแดงนั้นจะมีขนาดอะตอมเล็กเมื่อไปอยู่ตามขอบเกรนจะทำให้หน้าที่ยึดเหนี่ยว Dislocation ซึ่งจะไปขัดขวางการเคลื่อนที่ของเกรน ทำให้โลหะผสมจำรูปมีค่า %Elongation ลดลง สำหรับค่า Ultimate tensile strength และ Yield strength นั้นมีแนวโน้มที่ใกล้เคียงกัน คือ มีค่าสูงและคงที่ในช่วง 1200 MPa โดยไม่ขึ้นกับอุณหภูมิอบ สาเหตุที่ %Elongation มีค่าน้อย และค่า Ultimate tensile strength, Yield strength มีค่ามากนั้นสามารถอธิบายได้โดยโครงสร้างจุลภาคของวัสดุที่อบที่อุณหภูมิต่างๆ เนื่องจากโลหะผสมจำรูปชิ้นนี้ได้ผ่านการขึ้นรูปเป็นมาก่อนที่จะทำการทดลอง จึงสามารถบอกได้ว่าโครงสร้างจุลภาคนั้นประกอบไปด้วยเกรนที่ถูกขึ้นรูปมาและ Dislocation ที่มีความหนาแน่นสูง ผลของเกรนที่ถูกขึ้นรูปมาและ Dislocation นั้นจะทำให้กลไกของการเปลี่ยนรูปถาวร (Slip deformation) เกิดได้ยากขึ้น เนื่องจากทั้งเกรนและ Dislocation จะหน้าที่ขัดขวางการเคลื่อนที่ของเกรนได้ ผลที่ได้ก็คือ วัสดุจะมีค่า Ultimate tensile strength และ Yield strength สูง ในขณะที่ %Elongation มีค่าต่ำ กรณีที่ทำการอบที่อุณหภูมิ $300 \sim 500^{\circ}C$ แล้วยังไม่ค่อยเห็นผลของการเปลี่ยนแปลงของข้อมูลนั้น น่าจะมีสาเหตุมาจาก การขึ้นรูปเป็นจะทำให้มีความหนาแน่นของ Dislocation มาก และมีผลทำให้ Recovery เกิดขึ้นยาก

ด้วย เมื่อ Recovery เกิดขึ้นได้ยากแล้ว จะทำให้ไม่เห็นการเปลี่ยนแปลงของค่า Ultimate tensile strength, Yield strength และ %Elongation มากนัก แต่เมื่ออบชิ้นงานที่อุณหภูมิอบสูงกว่า 500 °C จะเห็นการเปลี่ยนแปลงของข้อมูลอย่างชัดเจน กล่าวคือ ค่า%Elongation จะมีค่าเพิ่มขึ้น คือจากเดิม 20 % มาเป็น 45 % สำหรับค่า Ultimate tensile strength และ Yield strength นั้นจะมีค่าลดลงอย่างเห็นได้ชัดชัดเจน คือลดลงเหลือประมาณ 550 MPa และ 300 MPa ตามลำดับ สาเหตุที่เกิดการเปลี่ยนแปลงอย่างเห็นได้ชัดนี้ คือ การเกิดผลึกใหม่ หรือ Recrystallization ดังนั้นเมื่ออบชิ้นงานที่อุณหภูมิสูงกว่า 500 °C การเกิด Recrystallization จะมีผลทำให้ Dislocation ที่อยู่ภายในโครงสร้างนั้นหายไป และเกิดเกรนใหม่ด้วย เมื่อ Dislocation และเกรนที่ถูกขึ้นรูปเย็นมานั้นหายไปจากโครงสร้างจุลภาคของวัสดุแล้ว การเปลี่ยนรูปถาวรก็จะเกิดได้โดยใช้แรงน้อยลง เพราะฉะนั้นค่า Ultimate tensile strength และ Yield strength จึงมีค่าลดลงอย่างเห็นได้ชัด สำหรับค่า %Elongation นั้น เนื่องจากการเปลี่ยนรูปถาวรได้ง่ายขึ้น จึงส่งผลให้เกรนสามารถเคลื่อนที่ได้ง่ายขึ้น ทำให้ค่า %Elongation มีค่าสูงขึ้นอย่างเห็นได้ชัด สำหรับ %Elongation ในช่วง อุณหภูมิอบ 700 ~ 800 °C จะพบว่ามีแนวโน้มลดลง ซึ่งสาเหตุดังกล่าวสามารถอธิบายได้ 3 สาเหตุด้วยกัน คือ 1) เมื่อโลหะผสมจํารูปได้รับความร้อนที่อุณหภูมิสูงๆ ซึ่งจะเป็นตัวเร่งให้เกิดออกไซด์ได้ง่าย เมื่อเกิดออกไซด์แล้ว ผลของออกไซด์จะไปแทรกตัวอยู่ภายในโครงสร้างของโลหะผสมจํารูป มีผลให้ %Elongation ลดลง 2) เมื่ออุณหภูมิอบสูงๆ จะทำให้เกิด Solution treatment ซึ่งจะทำให้เกิดการรวมตัวกันขององค์ประกอบทางเคมี และการเกิดตะกอนจากสาเหตุที่กล่าวไว้แล้วข้างต้น 3) อิทธิพลของทองแดงจะมีผลทำให้ %Elongation ต่ำ โดยจะพบว่าโลหะผสมจํารูป $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ Ø 1 mm. เมื่อเทียบกับโลหะผสมอื่นๆ แล้วจะพบว่า มี %Elongation ต่ำที่สุด คือ ประมาณ 45 % สามารถอธิบายได้จากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างภายในของโลหะผสมจํารูป โดยทั่วไปแล้วโลหะผสมจํารูป Ti-Ni จะมีโครงสร้างเป็นแบบ Cubic(B_2) และเมื่อได้รับแรงโครงสร้างภายในจะเปลี่ยนแปลงไปเป็นแบบ Monoclinic(B_{19}) แต่เมื่อส่วนผสมของทองแดงมากกว่า 7.3%[1] จะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างภายในที่แตกต่างจากเดิมกล่าวคือโครงสร้างภายในจะเปลี่ยนจาก Cubic(B_2) ไปเป็น Orthorhombic(B_{19}) จากนั้นจึงเปลี่ยนแปลงเป็น Monoclinic(B_{19}') แต่คุณสมบัติของ Orthorhombic(B_{19}) นั้นจะมีค่า Maximum strain และ Strain hysteresis น้อยกว่า Monoclinic(B_{19}') ทำให้ %Elongation ที่ได้มีค่าน้อยกว่าโลหะผสมจํารูปที่สัดส่วนของทองแดงต่ำกว่า 7.3 %



รูปที่ 8 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและอุณหภูมิอบของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{40}\text{Cu}_{10}$ Ø 1 มิลลิเมตร

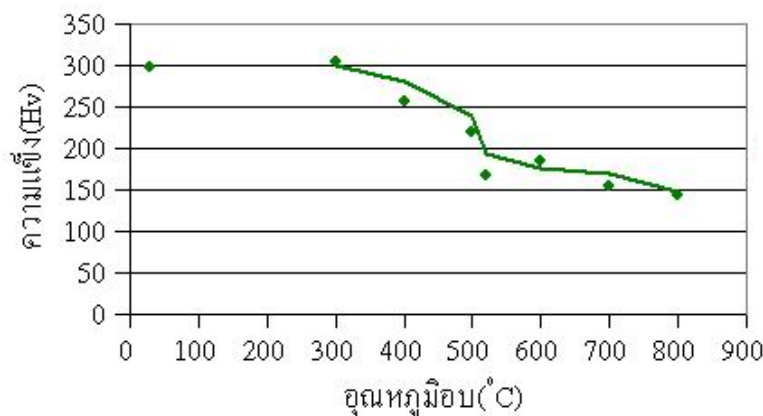
รูปที่ 8 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง ค่าความแข็ง และอุณหภูมิอบของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{40}\text{Cu}_{10}$ Ø 1 mm. โดยจะพบว่าแนวโน้มของค่าความแข็งจะมีแนวโน้มเดียวกับค่า Ultimate tensile strength ซึ่งสามารถแบ่งความแตกต่างออกได้เป็น 2 ช่วง คือ ช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า 500 °C และ สูงกว่า 500 °C จะเห็นว่าช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า 500 °C นั้น จะมีความแข็งสูง คือประมาณ 300 Hv สาเหตุดังกล่าวสามารถอธิบายได้จากโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมจำรูป เนื่องจากโลหะผสมจำรูปได้ผ่านการขึ้นรูปเย็นมาก่อนการทดลอง ดังนั้นผลของการขึ้นรูปและ Dislocation จะเป็นตัวขัดขวางการเคลื่อนที่ของเกรน มีผลทำให้ความแข็งมีค่าสูง แต่เมื่อผ่านการอบที่อุณหภูมิสูงขึ้น คือในช่วง 400 °C ค่าความแข็งจะมีค่าลดลงเหลือประมาณ 200 Hv โดยมีสาเหตุมาจากผลของ Recovery ที่ทำให้ Dislocation เบาบางลง แต่ก็ยังมีค่าความแข็งที่สูงอยู่ อย่างไรก็ตามเมื่ออบที่อุณหภูมิสูงกว่า 500 °C จะพบว่าค่าความแข็งจะลดลงอย่างชัดเจน ซึ่งสาเหตุดังกล่าวนั้นเนื่องจากเกิด Recrystallization ทำให้ Dislocation และผลของการขึ้นรูปหมดไป อีกทั้งยังมีการเกิดเกรนใหม่ขึ้นด้วย ซึ่งผลก็คือจะทำให้เกิด Slip deformation ได้ง่าย ทำให้ค่าความแข็งลดลง



รูปที่ 9 กราฟความเค้นความเครียดและเปอร์เซ็นต์การยืดตัว
ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{42}Cu_8$ Ø 0.5 มิลลิเมตร

รูปที่ 9 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่าง Ultimate tensile strength, Yield Strength, %Elongation และอุณหภูมิอบของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{42}Cu_8$ Ø 0.5 mm. จากรูปพบว่าสามารถแบ่งความแตกต่างของข้อมูลได้เป็น 2 ช่วง คือ ช่วงอุณหภูมิอบต่ำกว่า $500^{\circ}C$ และสูงกว่า $500^{\circ}C$ สำหรับข้อมูลในช่วงอุณหภูมิอบต่ำกว่า $500^{\circ}C$ จะเห็นว่าค่า %Elongation ของวัสดุนั้นมีค่าน้อยมาก อยู่ที่ประมาณ 20% โดยไม่ขึ้นอยู่ กับอุณหภูมิในการอบ สำหรับค่า Ultimate tensile strength และ Yield strength นั้นมี แนวโน้มที่ใกล้เคียงกัน คือ มีค่าสูงและคงที่อยู่ในช่วง 1400 MPa และ 1000 MPa ตามลำดับ ซึ่งจะพบว่าค่าดังกล่าวจะไม่ขึ้นอยู่ กับอุณหภูมิในการอบ สาเหตุ ที่ %Elongation มีค่าน้อย และค่า Ultimate tensile strength, Yield strength มีค่ามากนั้น สามารถอธิบายได้โดยโครงสร้างจุลภาคของวัสดุที่อบที่อุณหภูมิต่างๆ เนื่องจากโลหะผสมจำรูป ชิ้นนี้ได้ผ่านการขึ้นรูปเย็นมาก่อนที่จะทำการทดลอง จึงสามารถบอกได้ว่าโครงสร้างจุลภาคนั้นประกอบไปด้วยเกรนที่ถูกขึ้นรูปมาและ Dislocation ที่มีความหนาแน่นสูง ผลของเกรนที่ถูกขึ้นรูปมาและ Dislocation นั้น จะทำให้กลไกของการเปลี่ยนรูปถาวร (Slip deformation) เกิดได้ยากขึ้น เนื่องจากทั้งเกรนและ Dislocation จะหน้าที่ขัดขวางการเคลื่อนที่ของเกรนได้ ผลที่ได้ก็คือ วัสดุจะมีค่า Ultimate tensile strength และ Yield strength สูง ในขณะที่ %Elongation มีค่าต่ำ กรณีที่ทำการอบที่อุณหภูมิ $300 \sim 500^{\circ}C$ แล้วยังไม่ค่อยเห็นผลของการเปลี่ยนแปลงของข้อมูลนั้น น่าจะมีสาเหตุมาจาก การขึ้นรูปเย็นจะทำให้มีความหนาแน่นของ Dislocation มาก และมีผลทำให้ Recovery เกิดขึ้นยากด้วย เมื่อ Recovery เกิดขึ้นได้ยากแล้ว จะทำให้ไม่เห็นการเปลี่ยนแปลงของค่า Ultimate tensile strength, Yield strength และ %Elongation มากนัก แต่เมื่ออบชิ้นงานที่อุณหภูมิอบสูงกว่า $500^{\circ}C$ จะเห็นการเปลี่ยนแปลงของข้อมูลอย่างชัดเจน กล่าวคือ ค่า %Elongation จะมีค่าเพิ่มขึ้น จาก

20 % จนถึงประมาณ 90 % สำหรับค่า Ultimate tensile strength และ Yield strength นั้นจะมีค่าลดลงอย่างเห็นได้ชัดจนเกือบถึงศูนย์ประมาณ 800 MPa และ 400 MPa ตามลำดับ สาเหตุที่เกิดการเปลี่ยนแปลงอย่างเห็นได้ชัดนี้ คือ การเกิดผลึกใหม่หรือ Recrystallization ดังนั้นเมื่ออบชิ้นงานที่อุณหภูมิสูงกว่า 500 °C การเกิด Recrystallization จะมีผลทำให้ Dislocation ที่อยู่ภายในโครงสร้างนั้นหายไป และเกิดเกรนใหม่ด้วย เมื่อ Dislocation และเกรนที่ถูกขึ้นรูปเย็นมานั้นหายไปจากโครงสร้างจุลภาคของวัสดุแล้ว การเปลี่ยนรูปถาวรก็จะเกิดได้โดยใช้แรงน้อยลง เพราะฉะนั้นค่า Ultimate tensile strength และ Yield strength จึงมีค่าลดลงอย่างเห็นได้ชัด สำหรับค่า %Elongation นั้น เนื่องจากการเปลี่ยนรูปถาวรได้ง่ายขึ้น จึงส่งผลให้เกรนสามารถเคลื่อนที่ได้ง่ายขึ้น ทำให้ค่า %Elongation มีค่าสูงขึ้นอย่างเห็นได้ชัด สำหรับ %Elongation ในช่วง อุณหภูมิอบ 700 ~ 800 °C จะพบว่ามีแนวโน้มลดลง ซึ่งสาเหตุดังกล่าวสามารถอธิบายได้ 3 สาเหตุด้วยกัน คือ 1) เมื่อโลหะผสมจํารูปได้รับความร้อนที่อุณหภูมิสูงๆ ซึ่งจะเป็นตัวเร่งให้เกิดออกไซด์ได้ง่าย เมื่อเกิดออกไซด์แล้ว ผลของออกไซด์จะไปแทรกตัวอยู่ภายในโครงสร้างของโลหะผสมจํารูป มีผลให้ %Elongation ลดลง 2) เมื่ออุณหภูมิอบสูงๆ จะทำให้เกิด Solution treatment และสาเหตุของการเกิดตะกอนและผลของตะกอนดังที่กล่าวไว้แล้วในตอนต้น 3) อิทธิพลทองแดงในองค์ประกอบทางเคมี ที่มีสัดส่วนมากกว่า 7.3 % จะมีผลทำให้ %Elongation ลดลง โดยศึกษาจากรายละเอียดจากที่กล่าวไว้แล้วเช่นเดียวกัน



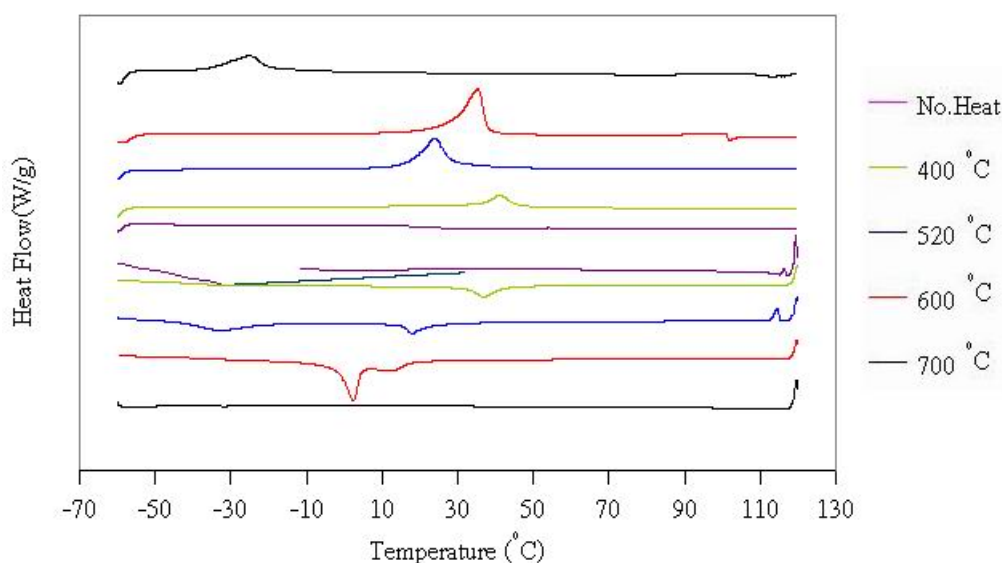
รูปที่10 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและอุณหภูมิอบของโลหะผสมจํารูป $Ti_{50}Ni_{42}Cu_8$ Ø 0.5 มิลลิเมตร

รูปที่ 10 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง ค่าความแข็ง และอุณหภูมิอบของโลหะผสมจํารูป $Ti_{50}Ni_{42}Cu_8$ Ø 0.5 mm. โดยจะพบว่าแนวโน้มของค่าความแข็งจะมีแนวโน้มเดียวกับค่า Ultimate tensile strength ซึ่งสามารถแบ่งความแตกต่างออกได้เป็น 2 ช่วง คือ ช่วงอุณหภูมิอบต่ำกว่า 500 °C และ สูงกว่า 500 °C จะเห็นว่าช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า 500 °C นั้น จะมีความแข็งสูง คือประมาณ 300 Hv สาเหตุดังกล่าวสามารถอธิบายได้จาก

โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมจำรูป เนื่องจากโลหะผสมจำรูปได้ผ่านการขึ้นรูปเย็นมาก่อน การทดลอง ดังนั้นผลของการขึ้นรูปเย็นและ Dislocation จะเป็นตัวขัดขวางการเคลื่อนที่ของเกรน มีผลทำให้ความแข็งแรงมีค่าสูง แต่เมื่อผ่านการอบที่อุณหภูมิสูงขึ้น คือในช่วง 400 °C ค่าความแข็งแรงจะมีค่าลดลงเหลือประมาณ 250 Hv โดยมีสาเหตุมาจากผลของ Recovery ที่ทำให้ Dislocation เบาบางลง แต่ก็ยังมีค่าความแข็งแรงที่สูงอยู่ อย่างไรก็ตามเมื่ออบที่อุณหภูมิสูงกว่า 500 °C จะพบว่าค่าความแข็งแรงจะลดลงอย่างชัดเจน ซึ่งสาเหตุดังกล่าว นั้น เนื่องจากเกิด Recrystallization ทำให้ Dislocation และผลของการขึ้นรูปหมดไป อีกทั้งยังมีการเกิดเกรนใหม่ขึ้นด้วย ซึ่งผลก็คือจะทำให้เกิด Slip deformation ได้ง่าย ทำให้ค่าความแข็งแรงลดลง

3. อิทธิพลของอุณหภูมิต่ออุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป

การเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูปเป็นการแสดงว่าโลหะผสมจำรูปมีคุณสมบัติการจำรูป กล่าวคือ โลหะผสมจำรูปมีการกลับคืนรูปได้โดยการเปลี่ยนเฟส โดยใช้เครื่อง DSC ตรวจสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป โลหะผสมจำรูปจะมีการเปลี่ยนเฟส 2 เฟส คือ มาร์เทนไซต์ ซึ่งเป็นเฟสที่อุณหภูมิต่ำ และออสเทนไนต์เป็นเฟสที่อุณหภูมิสูง

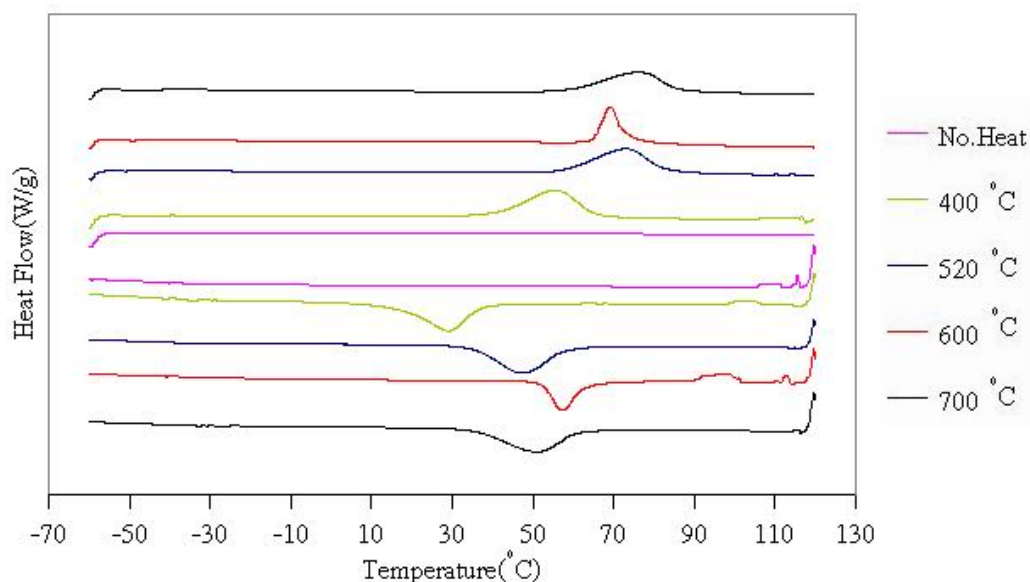


รูปที่ 11 กราฟแสดงอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$ Ø 1 มิลลิเมตร

รูป 11 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Heat flow และอุณหภูมิ เปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$ Ø 1 mm ที่ได้จากการทดสอบ DSC จากรูปจะพบความแตกต่างของข้อมูล โดยจะพบว่าโลหะผสมจำรูปที่ไม่ผ่านการอบ จะไม่พบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์ และมาร์เทนไซต์ อย่างไรก็ตามที่อุณหภูมิอบ 400 °C จะพบว่าการเปลี่ยนเฟสของ R-Phase ซึ่งเป็นเฟสที่อยู่ระหว่างเฟสของออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ สาเหตุของการเกิด R-Phase นั้น เนื่องมาจากอิทธิพลของการขึ้นรูปเย็นและ Dislocation จากกราฟจะพบอุณหภูมิ

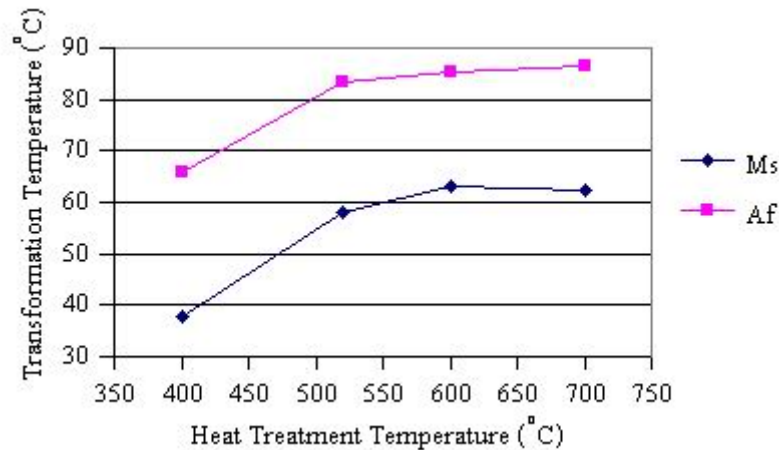
ของการเปลี่ยนแปลง R-Phase ที่อุณหภูมิ 400 °C นั้นอยู่ที่ประมาณ 40 °C สาเหตุที่ไม่พบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสและพบเพียง R-Phase นั้นสามารถอธิบายได้จากโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมจำรูปที่อบที่อุณหภูมิต่างๆ เนื่องจากโลหะผสมจำรูปชิ้นนี้ได้ผ่านการขึ้นรูปเย็นมาก่อนการทดลอง ซึ่งจะทำให้โครงสร้างจุลภาคนั้นประกอบไปด้วยเกรนที่ถูกขึ้นรูปเย็นมาและมี Dislocation ที่มีความหนาแน่นสูง ผลของเกรนที่ถูกขึ้นรูปเย็นมาและ Dislocation นั้นจะเป็นตัวขัดขวางกลไกการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป แต่เมื่ออบที่อุณหภูมิ 520 °C จะพบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของ R-Phase ซึ่งอยู่ในช่วงอุณหภูมิ 15 °C สาเหตุที่สรุปว่าเป็น R-Phase เนื่องจากความแตกต่างของ Temperature hysteresis ที่มีค่าน้อยกว่า 5 °C สามารถสรุปได้ว่าเป็น R-Phase นอกจากนี้ในการอบที่อุณหภูมิ 600 °C ก็พบเพียง R-Phase ซึ่งอยู่ในช่วงอุณหภูมิ -5 °C อย่างไรก็ตามเมื่ออบที่อุณหภูมิ 700 °C จะไม่พบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสและพบเพียง R-Phase เช่นเดียวกัน ซึ่งอยู่ในช่วงอุณหภูมิ -30 °C และจะเห็นว่าแนวโน้มของอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสมีแนวโน้มลดต่ำลงเรื่อยๆ เป็นผลมาจากคุณสมบัติของโลหะผสมจำรูปที่มีส่วนผสมของ Ni มาก แล้วจะทำให้อุณหภูมิเปลี่ยนเฟสมีค่าต่ำลงเรื่อย จากเอกสารอ้างอิงพบว่าโลหะผสมจำรูปถ้าสัดส่วน Ni ต่างกัน 1% ก็จะทำให้ค่าอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสต่างกันถึง -100 °C [2]

สาเหตุที่พบเพียง R-Phase นั้นเนื่องมาจากชิ้นงานซึ่งมีค่าองค์ประกอบทางเคมีของ Ni มากคือ 51% ต่อ Ti 49% โดยอิทธิพลของ Ni ที่มากกว่า Ti นั้น จะมีผลทำให้ค่าอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสมีค่าต่ำมาก โดยอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูปชนิดนี้จะมีค่าต่ำกว่าช่วงขีดความสามารถของเครื่องทดสอบที่จะทำได้ จึงทำให้ไม่เห็นถึงช่วงอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูปชนิดนี้



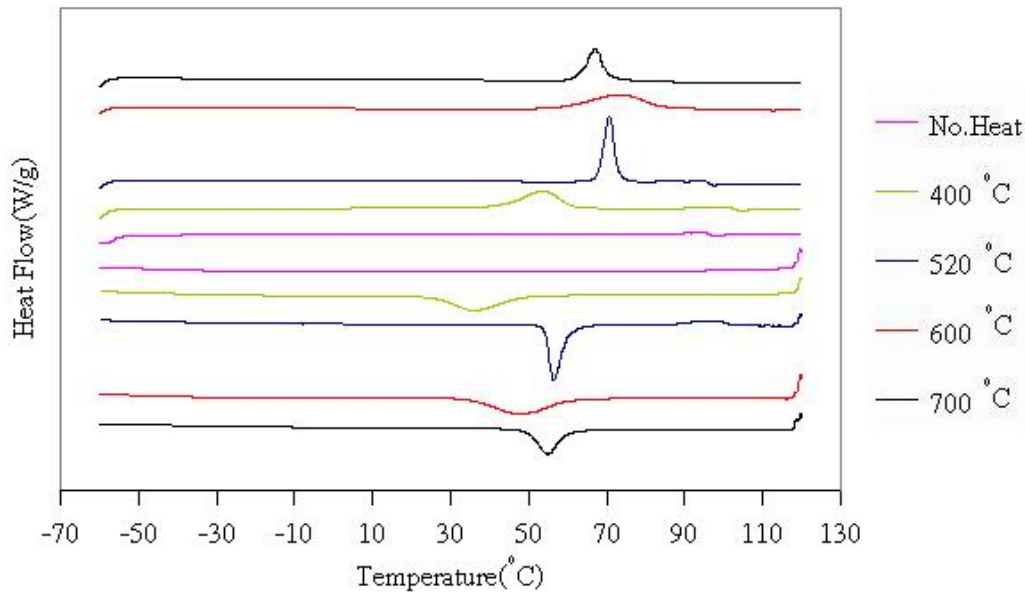
รูปที่ 12 กราฟแสดงอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{47}\text{Cu}_3$ Ø 1 mm.

รูปที่ 12 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Heat flow และอุณหภูมิเปลี่ยนแปลงของโลหะผสม
จำรูป $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{47}\text{Cu}_3$ Ø 1 mm โดยจะพบว่าในชิ้นงานที่ไม่ได้ผ่านการอบจะไม่พบอุณหภูมิ
เปลี่ยนแปลงของออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ เนื่องจากความหนาแน่นของ Dislocation สูง
อย่างไรก็ตามที่อุณหภูมิต่ำ 400 °C จะพบว่าการเปลี่ยนแปลงของโลหะผสมจำรูป โดยจะมี
ค่าดังนี้ คือ M_f มีค่าประมาณ 16 °C , M_s มีค่าประมาณ 38 °C , A_s มีค่าประมาณ 40 °C และ
 A_f มีค่าประมาณ 66 °C สาเหตุที่พบอุณหภูมิเปลี่ยนแปลงนั้น สามารถอธิบายได้จากโครงสร้าง
จุลภาคของโลหะผสมจำรูป ที่อบที่อุณหภูมิต่าง ๆ เนื่องจากโลหะผสมจำรูปชิ้นนี้ได้ผ่านการ
ขึ้นรูปเย็นมาก่อนการทดลอง ซึ่งจะทำให้โครงสร้างจุลภาคนั้นประกอบไปด้วยเกรนที่ถูกขึ้นรูป
มาและมี Dislocation ที่มีความหนาแน่นสูง ผลของเกรนที่ถูกขึ้นรูปเย็นมาและ Dislocation
นั้นจะเป็นตัวขัดขวางกลไกการเปลี่ยนแปลงของโลหะผสมจำรูป แต่เมื่ออบชิ้นงานที่อุณหภูมิ 400
°C จะพบอุณหภูมิเปลี่ยนแปลง แสดงว่าเป็นผลของ Recovery ซึ่งทำให้ผลของการขึ้นรูป
เย็นและ Dislocation เบาลงลง ทำให้กลไกการเปลี่ยนแปลงของโลหะผสมจำรูปเกิดได้ง่ายขึ้น
อย่างไรก็ตามเมื่ออบชิ้นงานที่อุณหภูมิ 520 °C จะพบอุณหภูมิเปลี่ยนแปลงคือ M_f มีค่าประมาณ
35 °C, M_s มีค่าประมาณ 58 °C, A_s มีค่าประมาณ 57 °C และ A_f มีค่าประมาณ 83 °C และ
ในการอบที่อุณหภูมิ 600 °C จะพบค่าอุณหภูมิเปลี่ยนแปลงคือ M_f มีค่าประมาณ 52 °C, M_s
มีค่าประมาณ 63 °C, A_s มีค่าประมาณ 66 °C และ A_f มีค่าประมาณ 85 °C สาเหตุที่พบ
อุณหภูมิเปลี่ยนแปลงเมื่ออุณหภูมิอบสูงขึ้นนั้นสามารถอธิบายได้โดย โครงสร้างจุลภาคของโลหะ
ผสมจำรูป โดยที่อุณหภูมิต่ำกว่า 520 °C จะทำให้เกิดผลึกใหม่หรือ Recrystallization
ดังนั้นเมื่ออบชิ้นงานที่ 520 °C ขึ้นไป ก็จะทำให้เกิด Recrystallization ซึ่งมีผลทำให้อิทธิพล
ของการขึ้นรูปเย็นและ Dislocation หดไป และทำให้มีเกรนใหม่เกิดขึ้นด้วย ซึ่งผลของ
Recrystallization ก็จะทำให้กลไกการเปลี่ยนแปลงสามารถเปลี่ยนแปลงได้ง่ายขึ้น และเมื่ออบที่
อุณหภูมิ 700 °C จะพบอุณหภูมิเปลี่ยนแปลง คือ M_f มีค่าประมาณ 35 °C, M_s มี
ค่าประมาณ 62 °C, A_s มีค่าประมาณ 58 °C และ A_f มีค่าประมาณ 86 °C จากข้อมูลจะพบว่า
ช่วงของการเปลี่ยนแปลงของโลหะผสมจำรูปที่อบที่ 700 °C มีช่วงที่กว้างขึ้น สามารถอธิบายได้
ว่าที่อุณหภูมิต่ำ ๆ จะมีการเกิด Solution treatment ซึ่งจะทำให้ส่วนผสมของโลหะผสมจำรูป
รวมตัวกันได้ดีขึ้น แต่ในระหว่างที่นำชิ้นงานออกจากเตาอบจะมีตะกอนเกิดขึ้น โดยที่ผล
ของตะกอนจะเป็นตัวขัดขวางการเปลี่ยนแปลงของโลหะผสมจำรูป และอีกสาเหตุหนึ่งก็คือ
อุณหภูมิต่ำ ๆ จะเป็นตัวเร่งในการทำให้เกิดออกไซด์ ผลของออกไซด์ดังกล่าวก็จะเป็น
ตัวขัดขวางการเปลี่ยนแปลงของโลหะผสมจำรูปเช่นเดียวกัน



รูปที่ 13 กราฟแสดงอุณหภูมิ M_s และ A_f สัมพันธ์กับอุณหภูมิอบของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{47}Cu_3$ Ø 1 mm.

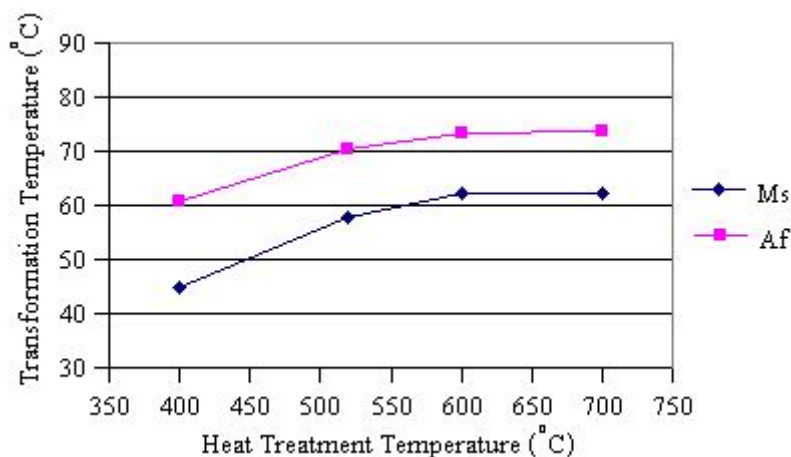
รูปที่ 13 เป็นการแสดงผลของอุณหภูมิเริ่มเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ M_s (Martensitic transformation start temperature) และอุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสออสเทนไนต์ A_f (Reverse transformation finish temperature) ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{47}Cu_3$ Ø 1 mm ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิต่างๆ โดยจะพบว่าอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เมื่ออุณหภูมิอบสูงขึ้น กล่าวคือ การเปลี่ยนเฟสจะเป็นไปได้ง่ายขึ้นเมื่ออุณหภูมิอบสูงขึ้น และความแตกต่างของ M_s และ A_f จะแคบลงเมื่ออบที่อุณหภูมิสูงขึ้น สาเหตุดังกล่าวนี้ก็เป็นผลเนื่องมาจากการลดลงของ Dislocation เช่นเดียวกัน อย่างไรก็ตามการอบที่อุณหภูมิ 700 °C ก็จะมีผลทำให้การเปลี่ยนเฟสมีช่วงที่กว้างขึ้น นั้นแสดงว่ามีผลของตะกอนและออกไซด์เข้ามาเกี่ยวข้องด้วย นอกจากนี้แล้วเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะผสมจำรูปชนิดอื่นที่มีทองแดงเป็นองค์ประกอบ จะพบว่าผลของทองแดงที่ทำให้ช่วงของการเปลี่ยนเฟส หรือ Temperature hysteresis ค่าแคบลงเมื่อองค์ประกอบของทองแดงมากขึ้น ดังจะกล่าวต่อไป



รูปที่ 14 กราฟแสดงอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{40}\text{Cu}_{10}$ Ø 1 มิลลิเมตร

รูปที่ 14 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Heat flow และอุณหภูมิ เปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{40}\text{Cu}_{10}$ Ø 1 mm. โดยจะพบว่าโลหะผสมจำรูปที่ไม่ผ่านการอบจะไม่พบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ อย่างไรก็ตามที่อุณหภูมิอบ 400 °C จะพบว่าการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป โดยจะมีค่าดังนี้ คือ M_f มีค่าประมาณ 27 °C, M_s มีค่าประมาณ 44 °C, A_s มีค่าประมาณ 43 °C และ A_f มีค่าประมาณ 61 °C สาเหตุที่พบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสนั้น สามารถอธิบายได้จากโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมจำรูป ที่อบที่อุณหภูมิต่าง ๆ เนื่องจากโลหะผสมจำรูปชิ้นนี้ได้ผ่านการขึ้นรูปเย็นมาก่อนการทดลอง ซึ่งจะทำให้โครงสร้างจุลภาคนั้นประกอบไปด้วย เกรนที่ถูกขึ้นรูปเย็นมาและมีความหนาแน่น Dislocation สูง ผลของเกรนที่ถูกขึ้นรูปเย็นมาและ Dislocation นั้นจะเป็นตัวขัดขวางกลไกการเปลี่ยนแปลงของโลหะผสมจำรูป แต่เมื่ออบชิ้นงานที่อุณหภูมิ 400 °C จะพบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟส ซึ่งเป็นผลเนื่องมาจากการเกิด Recovery ซึ่งทำให้ผลของการขึ้นรูปเย็นและ Dislocation เบาลง ทำให้กลไกการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูปเกิดได้ง่ายขึ้น แต่ผลของการขึ้นรูปเย็นและ Dislocation ก็ยังคงมีอยู่ทำให้อุณหภูมิเปลี่ยนเฟสมีค่าต่ำ อย่างไรก็ตามเมื่ออบชิ้นงานที่อุณหภูมิ 520 °C จะพบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสคือ M_f มีค่าประมาณ 49 °C, M_s มีค่าประมาณ 58 °C, A_s มีค่าประมาณ 62 °C และ A_f มีค่าประมาณ 70 °C และในการอบที่อุณหภูมิ 600 °C จะพบค่าอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสคือ M_f มีค่าประมาณ 51 °C, M_s มีค่าประมาณ 62 °C, A_s มีค่าประมาณ 64 °C และ A_f มีค่าประมาณ 73 °C สาเหตุที่พบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสเมื่ออุณหภูมิอบสูงขึ้นนั้นสามารถอธิบายได้โดยโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมจำรูป โดยที่อุณหภูมิอบสูงกว่า 520 °C จะทำให้มีเกิดผลึกใหม่หรือ Recrystallization ดังนั้นเมื่ออบชิ้นงานที่ 520 °C ขึ้นไป ก็จะทำให้เกิด Recrystallization ซึ่งมีผลทำให้อิทธิพลของการขึ้นรูปเย็นและ Dislocation หดไป และทำให้มีเกรนใหม่เกิดขึ้นด้วย ซึ่งผลของ

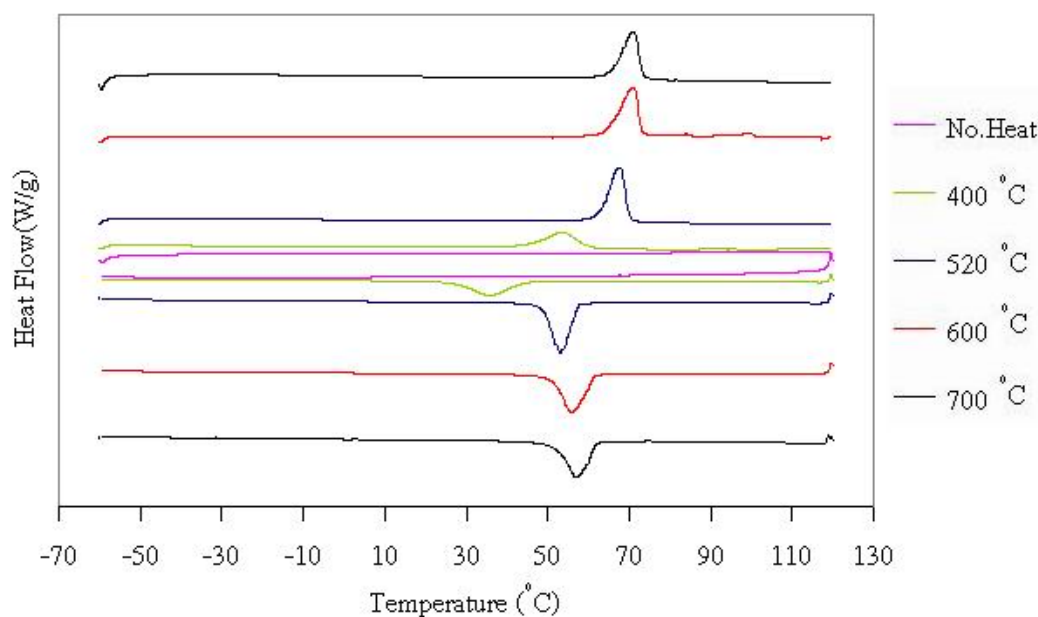
Recrystallization ก็จะทำให้กลไกการเปลี่ยนเฟสสามารถเปลี่ยนเฟสได้ง่ายขึ้น และเมื่ออบที่อุณหภูมิ 600 °C จะพบว่าแนวโน้มของอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสก็จะมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับอุณหภูมิอบ 400, 520 °C สาเหตุดังกล่าวนี้ก็เป็นผลของ Recrystallization เช่นเดียวกัน อย่างไรก็ตามเมื่ออบที่อุณหภูมิ 700 °C จะพบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟส คือ M_s มีค่าประมาณ 52 °C , M_s มีค่าประมาณ 62 °C , A_s มีค่าประมาณ 58 °C และ A_f มีค่าประมาณ 86 °C จากข้อมูลจะพบว่าช่วงของการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูปที่อบที่ 700 °C มีช่วงที่กว้างขึ้น ซึ่งสามารถอธิบายได้ว่าที่อุณหภูมิอบสูง ๆ จะมีการเกิด Solution treatment ทำให้ส่วนผสมของโลหะผสมจำรูปรวมตัวกันได้ดี แต่เมื่อนำชิ้นงานออกจากเตาจะทำให้ส่วนผสมของโลหะผสมจำรูปมีตะกอนเกิดขึ้นจากสาเหตุที่กล่าวไว้แล้ว โดยที่ผลของตะกอนจะเป็นตัวขัดขวางการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป และอีกสาเหตุหนึ่งก็คืออุณหภูมิอบสูง ๆ จะเป็นตัวเร่งในการที่ทำให้เกิดออกไซด์ ผลของออกไซด์ดังกล่าวก็จะเป็นตัวขัดขวางการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูปเช่นเดียวกัน ข้อที่น่าสังเกตอีกประการหนึ่งก็คือ ช่วงของ Temperature hysteresis จะมีช่วงแคบลงเมื่ออุณหภูมิอบสูงขึ้น แสดงว่าการตอบสนองต่อการจำรูปก็จะดีขึ้นด้วย ซึ่งเป็นการยืนยันว่าการขึ้นรูปเย็นและ Dislocation มีผลต่อกลไกการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป จากที่กล่าวไว้ว่าปริมาณของทองแดงในโลหะผสมจำรูปก็จะทำให้ช่วงของการเปลี่ยนเฟสแคบลง เมื่อทองแดงมากขึ้นนั้น เมื่อนำค่า Temperature hysteresis ของ $Ti_{50}Ni_{47}Cu_3$ และ $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ มาเปรียบเทียบกัน ก็จะพบว่า $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ มีค่า Temperature hysteresis ที่แคบกว่าจริง ซึ่งเป็นผลของการจัดเรียงตัวของโครงสร้างภายในของโลหะผสมจำรูปที่มีสัดส่วนของทองแดงมากกว่า 7.3 % โดยจะมีการจัดเรียงตัวแบบ Orthorhombic(B_{19})ที่มีคุณสมบัติ Strain hysteresis, Temperature hysteresis แคบ



รูปที่ 15 กราฟแสดงอุณหภูมิ M_s และ A_f สัมพันธ์กับอุณหภูมิอบของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ Ø 1 มิลลิเมตร

รูปที่ 15 เป็นการแสดงผลของอุณหภูมิเริ่มเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ M_s (Martensitic transformation start temperature) และอุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสออสเทนไนต์ A_f

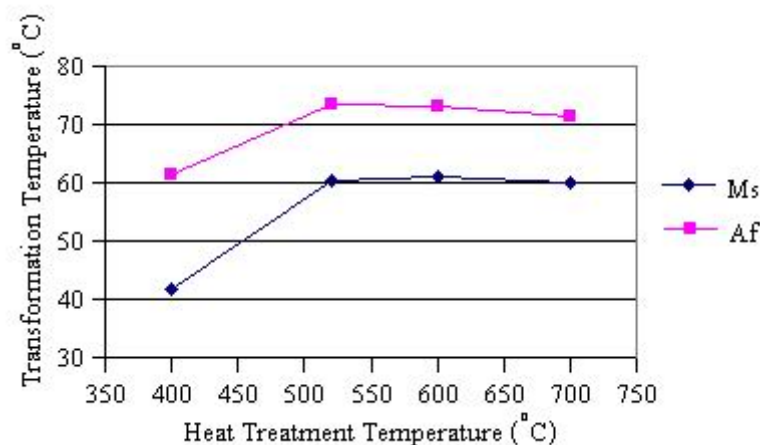
(Reverse transformation finish temperature) ของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{40}\text{Cu}_{10}$ Ø 1 mm ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิต่างๆ โดยจะพบว่าอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เมื่ออุณหภูมิลบสูงขึ้น กล่าวคือ การเปลี่ยนเฟสจะเป็นไปได้ง่ายขึ้นเมื่ออุณหภูมิลบสูงขึ้น และความแตกต่างของ M_s และ A_f จะแคบลงเมื่ออบที่อุณหภูมิลบสูงขึ้น สาเหตุดังกล่าวนี้ก็เป็นผลเนื่องมาจากการลดลงของ Dislocation เช่นเดียวกัน อย่างไรก็ตามการอบที่อุณหภูมิ 700 °C ก็จะมีผลทำให้การเปลี่ยนเฟสมีช่วงที่กว้างขึ้น นั้นแสดงว่ามีผลของตะกอนและออกไซด์เข้ามาเกี่ยวข้องด้วย นอกจากนี้แล้วเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะผสมจำรูปชนิดอื่นที่มีทองแดงเป็นองค์ประกอบ จะพบว่าผลของทองแดงทำให้ช่วงของการเปลี่ยนเฟส หรือ Temperature hysteresis ค่าแคบลงเมื่อองค์ประกอบของทองแดงมากขึ้น



รูปที่ 16 กราฟแสดงอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{42}\text{Cu}_8$ Ø 0.5 มิลลิเมตร

รูปที่ 16 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Heat flow และอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{42}\text{Cu}_8$ Ø 0.5 mm โดยจะพบว่าโลหะผสมจำรูปที่ไม่ผ่านการอบจะไม่พบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ อย่างไรก็ตามที่อุณหภูมิลบ 400 °C จะพบว่าการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป โดยจะมีค่าดังนี้ คือ M_f มีค่าประมาณ 25 °C , M_s มีค่าประมาณ 41 °C , A_s มีค่าประมาณ 49 °C และ A_f มีค่าประมาณ 61 °C สาเหตุที่พบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสนั้น สามารถอธิบายได้จากโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมจำรูป ที่อบที่อุณหภูมิต่าง ๆ เนื่องจากโลหะผสมจำรูปชิ้นนี้ได้ผ่านการขึ้นรูปเย็นมาก่อนการทดลอง ซึ่งจะทำให้โครงสร้างจุลภาคนั้นประกอบไปด้วยเกรนที่ถูกขึ้นรูปมาเย็นและมี Dislocation ที่มีความหนาแน่นสูง ผลของเกรนที่ถูกขึ้นรูปเย็นมาและ Dislocation นั้นจะเป็นตัวขัดขวางกลไกการเปลี่ยนแปลงของโลหะผสมจำรูป แต่เมื่ออบชิ้นงานที่อุณหภูมิ 400 °C จะพบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟส กล่าวได้ว่าเป็นผลของ Recovery ซึ่งทำให้ผลของการขึ้นรูปเย็นและ Dislocation

เบาบางลง ทำให้กลไกการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจํารูปเกิดได้ง่ายขึ้น แต่ผลของการขึ้นรูปเย็นและ Dislocation ก็ยังคงหลงเหลืออยู่ ดังจะเห็นได้จากค่าของอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสที่ยังมีค่าต่ำอยู่ อย่างไรก็ตามเมื่ออบชิ้นงานที่อุณหภูมิ 520 °C จะพบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสคือ M_f มีค่าประมาณ 54 °C , M_s มีค่าประมาณ 60 °C , A_s มีค่าประมาณ 68 °C และ A_f มีค่าประมาณ 73 °C และในการอบที่อุณหภูมิ 600 °C จะพบค่าอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสคือ M_f มีค่าประมาณ 34 °C , M_s มีค่าประมาณ 61 °C , A_s มีค่าประมาณ 64 °C และ A_f มีค่าประมาณ 73 °C สาเหตุที่พบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสเมื่ออุณหภูมิอบสูงขึ้นนั้นสามารถอธิบายได้โดยโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมจํารูป โดยที่อุณหภูมิอบสูงกว่า 520 °C จะทำให้มีเกิดผลึกใหม่หรือ Recrystallization ดังนั้นเมื่ออบชิ้นงานที่ 520 °C ขึ้นไป ก็จะทำให้เกิด Recrystallization ซึ่งมีผลทำให้อิทธิพลของการขึ้นรูปเย็นและ Dislocation หดหายไป และทำให้มีเกรนใหม่เกิดขึ้นด้วย ซึ่งผลของ Recrystallization ก็จะทำให้กลไกการเปลี่ยนเฟสสามารถเปลี่ยนเฟสได้ง่ายขึ้น และเมื่ออบที่อุณหภูมิ 700 °C จะพบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟส คือ M_f มีค่าประมาณ 50 °C , M_s มีค่าประมาณ 60 °C , A_s มีค่าประมาณ 62 °C และ A_f มีค่าประมาณ 71 °C จากข้อมูลจะพบว่าช่วงของการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจํารูปที่อบที่ 700 °C มีช่วงที่กว้างขึ้น สามารถอธิบายได้ว่าที่อุณหภูมิอบสูง ๆ จะมีการเกิด Solution treatment ซึ่งผลของมันก็คือจะมีส่วนผสมของโลหะผสมจําปรวมตัวกันได้ดี แต่จะมีตะกอนเกิดขึ้นในขั้นตอนการเอาชิ้นงานออกจากเตา ดังที่กล่าวไว้แล้ว โดยที่ผลของตะกอนจะเป็นตัวขัดขวางการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจํารูป และอีกสาเหตุหนึ่งก็คืออุณหภูมิอบสูง ๆ จะเป็นตัวเร่งในการที่ทำให้เกิดออกไซด์ ผลของออกไซด์ดังกล่าวก็จะเป็นตัวขัดขวางการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจํารูปเช่นเดียวกัน



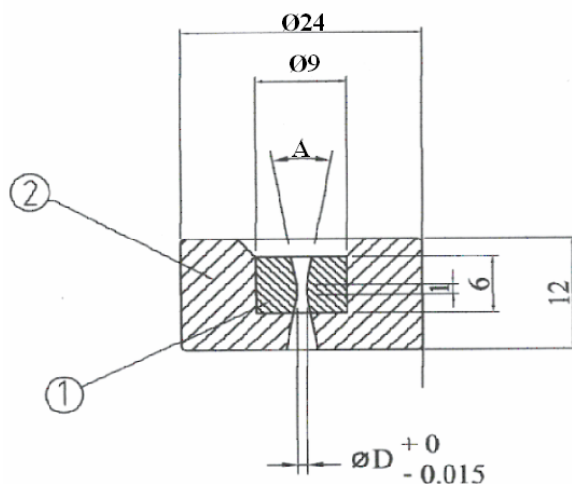
รูปที่ 17 กราฟแสดงอุณหภูมิ M_s และ A_f สัมพันธ์กับอุณหภูมิอบของโลหะผสมจํารูป $Ti_{50}Ni_{42}Cu_8$ Ø 0.5 มิลลิเมตร

รูปที่ 17 เป็นการแสดงผลของอุณหภูมิเริ่มเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ M_s (Martensitic transformation start temperature) และอุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสออสเทนไนต์ A_f (Reverse transformation finish temperature) ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{47}Cu_3$ Ø 1 mm ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิต่างๆ โดยจะพบว่าอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เมื่ออุณหภูมิอบสูงขึ้น กล่าวคือ การเปลี่ยนเฟสจะเป็นไปได้ง่ายขึ้นเมื่ออุณหภูมิอบสูงขึ้น และความแตกต่างของ M_s และ A_f จะแคบลงเมื่ออบที่อุณหภูมิสูงขึ้น สาเหตุดังกล่าวนี้ก็เป็นผลเนื่องมาจากการลดลงของ Dislocation เช่นเดียวกัน อย่างไรก็ตามการอบที่อุณหภูมิ 700 °C ก็จะมีผลทำให้การเปลี่ยนเฟสมีช่วงที่กว้างขึ้น นั้นแสดงว่ามีผลของตะกอนและออกไซด์เข้ามาเกี่ยวข้องด้วย นอกจากนี้แล้วเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะผสมจำรูปชนิดอื่นที่มีทองแดงเป็นองค์ประกอบ จะพบว่าผลของทองแดงทำให้ช่วงของการเปลี่ยนเฟส หรือ Temperature hysteresis มีค่าแคบลง และเมื่อเทียบกับโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ Ø 1 mm. นั้นจะพบว่า $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ Ø 1 mm. มีค่า Temperature hysteresis ที่แคบกว่า $Ti_{50}Ni_{42}Cu_8$ Ø 0.5 mm. ซึ่งเป็นการยืนยันถึงผลของค่าองค์ประกอบทางเคมีว่า โลหะผสมจำรูปทั้งสองมีค่าองค์ประกอบทางเคมีที่แตกต่างกันจริง

จากข้อมูลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูปทั้ง 4 ชนิด จะเห็นได้ว่า โลหะผสมจำรูปที่ไม่ได้ผ่านการอบจะไม่เห็นอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป เนื่องมาจากผลของการขึ้นรูปเย็นและความหนาแน่นของ Dislocation สูง มีผลทำให้เป็นตัวขัดขวางกลไกการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป ในส่วนของโลหะผสมจำรูปที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 400 °C ค่าอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสยังมีค่าต่ำอยู่ เนื่องจากเป็นช่วงที่เกิด Recovery ผลของ Dislocation ยังคงเหลืออยู่ในโครงสร้างภายใน ทำให้อุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูปยังมีค่าต่ำอยู่ แต่เมื่อโลหะผสมจำรูปผ่านการอบที่อุณหภูมิ 520 °C ค่าอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสมีค่าสูงขึ้น เนื่องจากการเกิด Recrystallization ทำให้ผลของ Dislocation หดไปและเกิดเกรนใหม่ขึ้นด้วย ซึ่งจะทำให้อุณหภูมิเปลี่ยนเฟสมีค่าสูงขึ้น และค่าอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสมีแนวโน้มสูงขึ้น เมื่อผ่านการอบที่อุณหภูมิสูงขึ้นดังจะเห็นในโลหะผสมจำรูปที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 600 °C และ 700 °C และผลของ Cu ที่เป็นส่วนประกอบของโลหะผสมจำรูป มีผลทำให้ Temperature hysteresis มีค่าต่ำลงเมื่อมีส่วนประกอบของ Cu มากขึ้น สาเหตุดังกล่าวนี้เนื่องมาจากเมื่อโลหะผสมจำรูปที่มี Cu เป็นส่วนประกอบมากกว่า 7.3 % จะมีการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างภายในจาก Cubic (B_2) ไปเป็น Orthorhombic (B_{19}) ซึ่งโครงสร้าง Orthorhombic เป็นโครงสร้างที่มี Temperature hysteresis แคบ ดังนั้นจึงทำให้โลหะผสมจำรูปที่มี Cu เป็นส่วนผสมมากนั้น มี Temperature hysteresis แคบด้วย

4. การออกแบบแม่พิมพ์ดิ่งลวดโลหะผสมจำรูปที่เหมาะสม

ได้ทำการออกแบบแม่พิมพ์ที่ใช้ในการทดลองทั้งหมด 6 ชุด โดยทำการเปลี่ยนแปลงค่ามุมการไหลเข้า(Approach Angle) เท่ากับ 12° , 20° และ 28° และขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง ($\varnothing$) 2 ค่าคือ 0.87 mm. และ 0.92 mm เพื่อให้ได้อัตราส่วนการลดขนาดหน้าตัด 2 ค่า ดังแสดงในรูปที่ 18 สำหรับวัสดุที่ใช้ทำแม่พิมพ์นั้นกำหนดให้เป็นทั้งสแตนคาร์ไบด์ที่มีความแข็งมากเป็นพิเศษ



มุม $A(^{\circ})$	$\varnothing D(mm)$	%Reduction
12	0.87	24.31
	0.92	15.36
20	0.87	24.31
	0.92	15.36
28	0.87	24.31
	0.92	15.36

รูปที่ 18 แม่พิมพ์ที่ใช้ในการทดลอง

หลังจากที่ได้แม่พิมพ์ตามที่ต้องการแล้ว ก็ได้ทำการออกแบบการทดลองของการดิ่งลวด โดยดัดแปลงให้สามารถใช้เครื่อง Tensile test machine เพื่อทำการดิ่งลวด โดยการออกแบบนั้นได้ออกแบบตัวจับยึดแม่พิมพ์เพื่อนำไปประกอบเข้ากับฐานของเครื่อง Tensile test machine รูปที่ 19 และรูปที่ 20 แสดงรูปเครื่อง Tensile test machine และชุดจับยึดแม่พิมพ์ ตามลำดับ



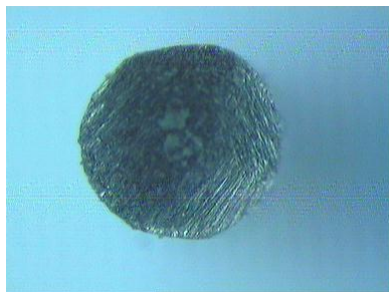
รูปที่ 19 เครื่อง Tensile test



รูปที่ 20 ชุดจับยึดแม่พิมพ์ที่ใช้ในการทดลอง

ในส่วนของการดิ่งลวดนั้น ได้พบปัญหาที่ไม่ได้คาดคิดในงานวิจัยก็คือ การลดขนาดหน้าตัดของลวดเพื่อสอดใส่เข้าไปในแม่พิมพ์ก่อนทำการดิ่ง ซึ่งในครั้งแรกนั้นได้ทำการลดขนาดหน้าตัดด้วยการเจียระไนหน้าตัดออกทีละน้อยทีละน้อยจนสามารถสอดใส่เข้าไปในแม่พิมพ์ได้ แต่เมื่อทำการดิ่งลวดแล้วผลที่ได้คือ ลวดเกิดการขาดบริเวณที่ทำการเจียระไนในขณะที่ดิ่งทำให้ไม่สามารถดิ่งลวดได้สำเร็จ โดยมีเปอร์เซ็นต์ความสำเร็จเพียง 33% เท่านั้น จึงจำเป็นต้องคิดวิธีการลดขนาดหน้าตัดก่อนทำการดิ่งเพื่อเพิ่มประสิทธิภาพของกระบวนการดิ่งลวด

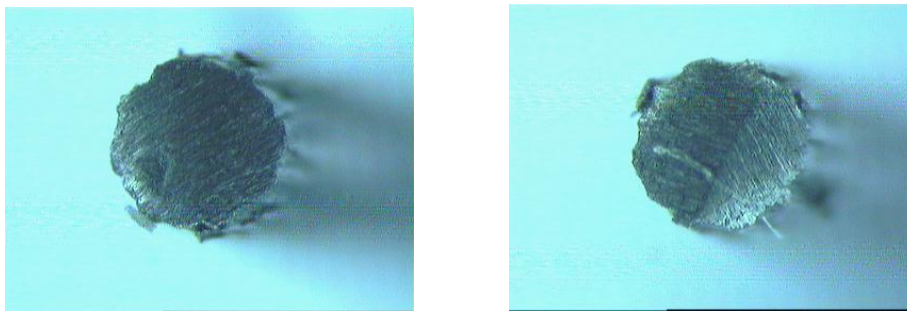
วิธีการลดขนาดหน้าตัดลวดก่อนการดิ่งที่คิดขึ้นมาใหม่นั้นมี 2 วิธีคือ วิธีการกัดด้วยสารเคมี (Etching) และวิธีการ Swaging โดยวิธีแรกนั้นได้ทำการศึกษาข้อมูลของกรดที่นำมากัดวัสดุชนิดนี้ และทำการผสมกรดที่มีส่วนผสมระหว่าง Fluoric acid, Nitric acid และ น้ำ ในอัตราส่วน 1:4:5 ซึ่งผลที่ได้นั้นก็ประสบความสำเร็จอย่างมากโดยมีเปอร์เซ็นต์ความสำเร็จถึง 100% สำหรับกระบวนการ swaging นั้น ได้ทำการออกแบบแม่พิมพ์ swaging ที่ทำจากเหล็กเครื่องมืองานเย็นเกรด SKD11 ทำการชุบแข็งแล้วได้ความแข็งประมาณ 61 HRC แล้วนำแม่พิมพ์ที่ได้ไปประกอบเข้ากับเครื่อง Hydraulic press แล้วจึงทำการ swaging ชิ้นงาน ซึ่งผลที่ได้นั้นก็ยังสามารถประสบความสำเร็จอย่างมากโดยมีเปอร์เซ็นต์ความสำเร็จถึง 100% รูปที่ 21, 22 และ 23 แสดงรูปถ่ายหน้าตัดของลวดที่ทำการลดขนาดโดยกระบวนการเจียระไน การกัดกรด และการ Swaging ตามลำดับ โดยแสดงหน้าตัดของชิ้นงาน 2 ชนิดคือ โลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ (ซ้าย) และ $Ti_{49}Ni_{51}$ (ขวา)



รูปที่ 21 แสดงหน้าตัดของลวดโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ และ $Ti_{49}Ni_{51}$ ที่ผ่านกรรมวิธีการเจียระไน

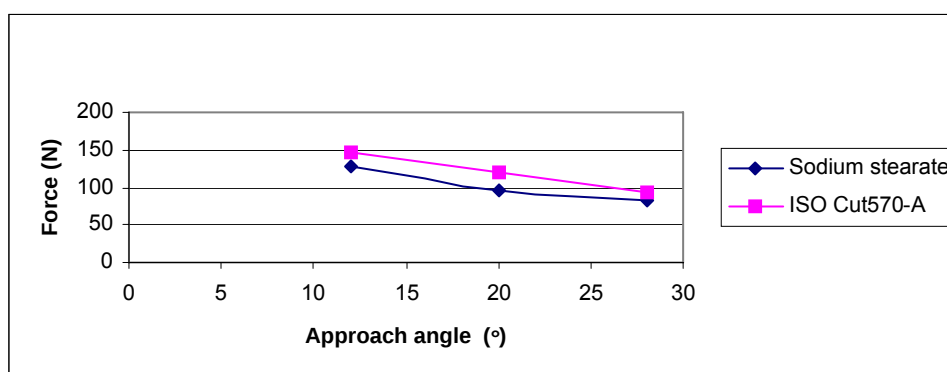


รูปที่ 22 แสดงหน้าตัดของลวดโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ และ $Ti_{49}Ni_{51}$ ที่ผ่านกรรมวิธีการกัดกรด

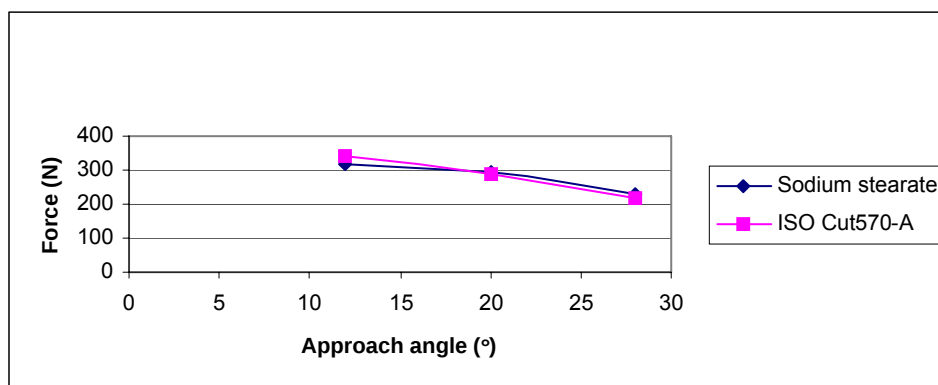


รูปที่ 23 แสดงหน้าตัดของลวดโลหะผสมจำรูป $Ti_{50} Ni_{40} Cu_{10}$ และ $Ti_{49} Ni_{51}$ ที่ผ่านกรรมวิธีการ Swaging

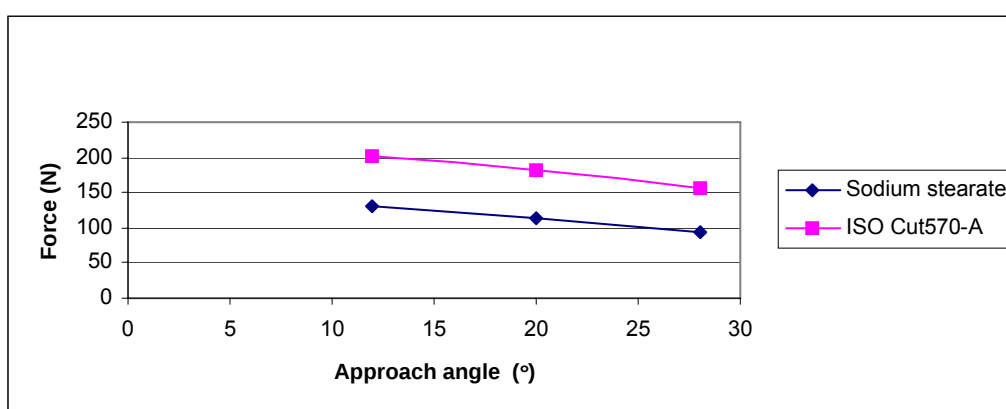
5. อิทธิพลของสารหล่อลื่นที่มีผลต่อแรงที่ใช้ในการดึง



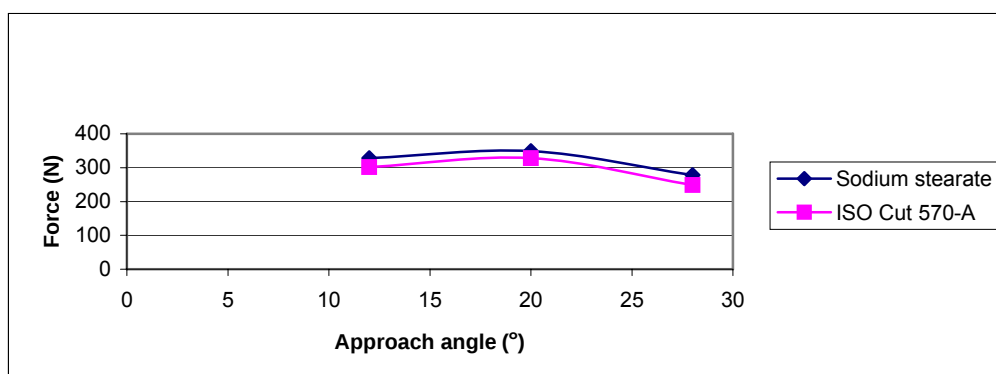
รูปที่ 24 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างแรงที่ใช้ในการดึงและ มุมไหลเข้าแม่พิมพ์ โดยเปรียบเทียบสารหล่อลื่น Sodium stearate & ISO cut 570-A ที่ Reduction 15.36 % ของลวดชนิด $Ti_{50} Ni_{40} Cu_{10}$



รูปที่ 25 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างแรงที่ใช้ในการดึงและ มุมไหลเข้าแม่พิมพ์ โดยเปรียบเทียบสารหล่อลื่น Sodium stearate & ISO cut 570-A ที่ Reduction 24.31 % ของ ลวดชนิด $Ti_{50} Ni_{40} Cu_{10}$



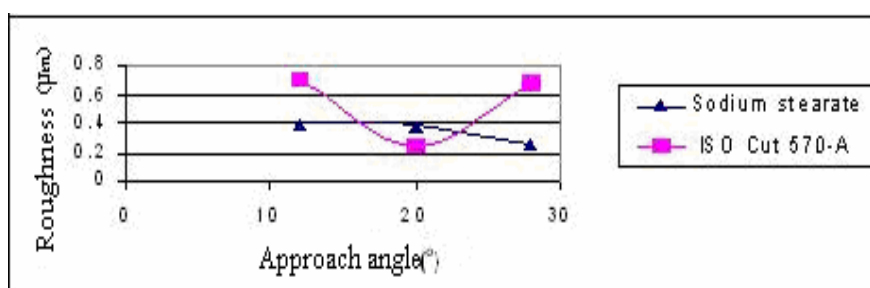
รูปที่ 26 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างแรงที่ใช้ในการดึงและ มุมไหลเข้าแม่พิมพ์ โดยเปรียบเทียบสารหล่อลื่น Sodium stearate & ISO cut 570-A ที่ Reduction 15.36 % ของ ลวดชนิด $Ti_{49} Ni_{51}$



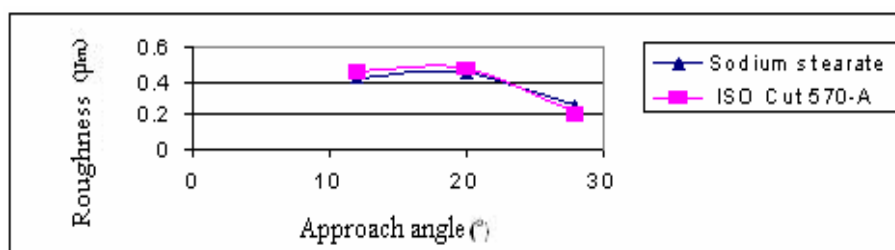
รูปที่ 27 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างแรงที่ใช้ในการดึงและ มุมไหลเข้าแม่พิมพ์ โดยเปรียบเทียบสารหล่อลื่น Sodium stearate & ISO cut 570-A ที่ Reduction 24.31% ของ ลวดชนิด $Ti_{49} Ni_{51}$

จากกราฟความสัมพันธ์ระหว่างแรงดึงกับมุมไหลเข้าแม่พิมพ์เปรียบเทียบระหว่างสารหล่อลื่น 2 ชนิด คือ สารหล่อลื่นชนิดของแข็ง (Sodium Stearate) และสารหล่อลื่นชนิดของเหลว (ISO Cut 570A) จากคุณสมบัติของสารหล่อลื่นมีตัวแปรที่สำคัญคือ ความหนืด ความเร็วที่ใช้ในการดึง ซึ่งจากผลที่ได้ถ้าตัวแปรมีค่ามากพบว่าสารหล่อลื่นเข้าไปอยู่ระหว่างผิวสัมผัสและสามารถสร้างฟิล์มหนาปกคลุมผิวได้ดี จากผลการทดสอบพบว่าใช้สารหล่อลื่น Sodium Stearate เมื่อทดสอบแรงดึงแล้วให้ค่าแรงดึงน้อยกว่าสารหล่อลื่น ISO Cut 570A ดังนั้นสารหล่อลื่น Sodium Stearate สามารถสร้างฟิล์มระหว่างผิวสัมผัสได้ดีกว่า ทำให้ปริมาณการยึดติดผิวน้อยลง จากสมภาวะที่ไม่ใช้สารหล่อลื่นจะมีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานสูง เนื่องจากสมภาวะนี้เกิดการสัมผัสกันโดยตรง เกิดการยึดติดสูง (Adhesion) เพื่อให้เกิดการเคลื่อนที่สัมผัสต้องมีแรงที่มากพอในการเอาชนะแรงยึดติด จึงทำให้ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานสูง

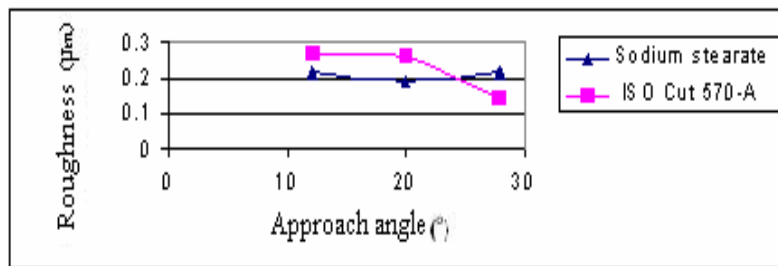
6. อิทธิพลระหว่างสารหล่อลื่นกับค่าความเรียบผิว



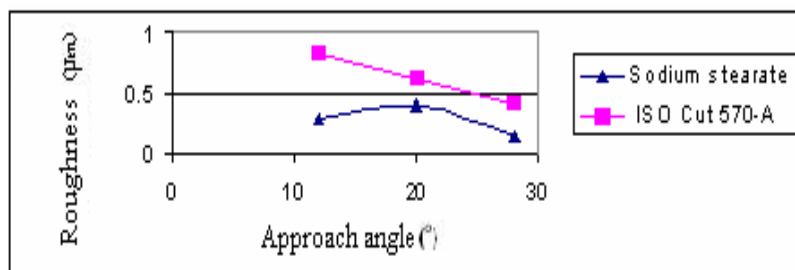
รูปที่ 28 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเรียบผิวเฉลี่ย $R_a(\mu m)$ ของลวดกับมุมไหลเข้าแม่พิมพ์ โดยเปรียบเทียบระหว่างสารหล่อลื่น Sodium stearate และ ISO Cut 570-A ที่สภาวะ Reduction 15.36 % ของลวดชนิด $Ti_{49} Ni_{51}$



รูปที่ 29 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเรียบผิวเฉลี่ย $R_a(\mu m)$ ของลวดกับมุมไหลเข้าแม่พิมพ์โดยเปรียบเทียบระหว่างสารหล่อลื่น Sodium stearate และ ISO Cut 570-A ที่สภาวะ Reduction 24.31% ของลวดชนิด $Ti_{49} Ni_{51}$



รูปที่ 30 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเรียบผิวเฉลี่ย $R_a(\mu m)$ ของลวดกับมุมไหลเข้าแม่พิมพ์ โดยเปรียบเทียบระหว่างสารหล่อลื่น Sodium stearate และ ISO Cut 570-A ที่สภาวะ Reduction 15.36 % ลวด $Ti_{50} Ni_{40} Cu_{10}$



รูปที่ 31 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเรียบผิวเฉลี่ย $R_a(\mu m)$ ของลวดกับมุมไหลเข้าแม่พิมพ์ โดยเปรียบเทียบระหว่างสารหล่อลื่น Sodium stearate และ ISO Cut 570-A ที่สภาวะ Reduction 24.31% ลวด $Ti_{50} Ni_{40} Cu_{10}$

จากกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเรียบผิวเฉลี่ย (R_a) ของลวด กับมุมไหลเข้าแม่พิมพ์ เปรียบเทียบระหว่างสารหล่อลื่น 2 ชนิด คือสารหล่อลื่น Sodium Stearate และสารหล่อลื่น ISO Cut 570A จากผลการทดสอบพบว่าค่าความเรียบผิวเฉลี่ย (R_a) ของลวดเมื่อใช้สารหล่อลื่น ISO Cut 570A ค่าความเรียบผิวเฉลี่ยที่ได้จะมีค่าสูง (ผิวหยาบ) แสดงว่า Sodium Stearate สามารถรับแรงกดที่เกิดจากการสัมผัสได้ดีกว่า เกิดกลไกการถ่วงผิวผ่านสารหล่อลื่นน้อยกว่าสารหล่อลื่น ISO Cut 570A แต่ผลจากกราฟมีบางจุดไม่เป็นไปตามผลทางทฤษฎี อาจเป็นผลจากการวัดผลทางสถิติที่น้อยไปคือเก็บผลเพียง 2 ค่า และการใส่สารหล่อลื่นในปริมาณที่ไม่เท่ากัน

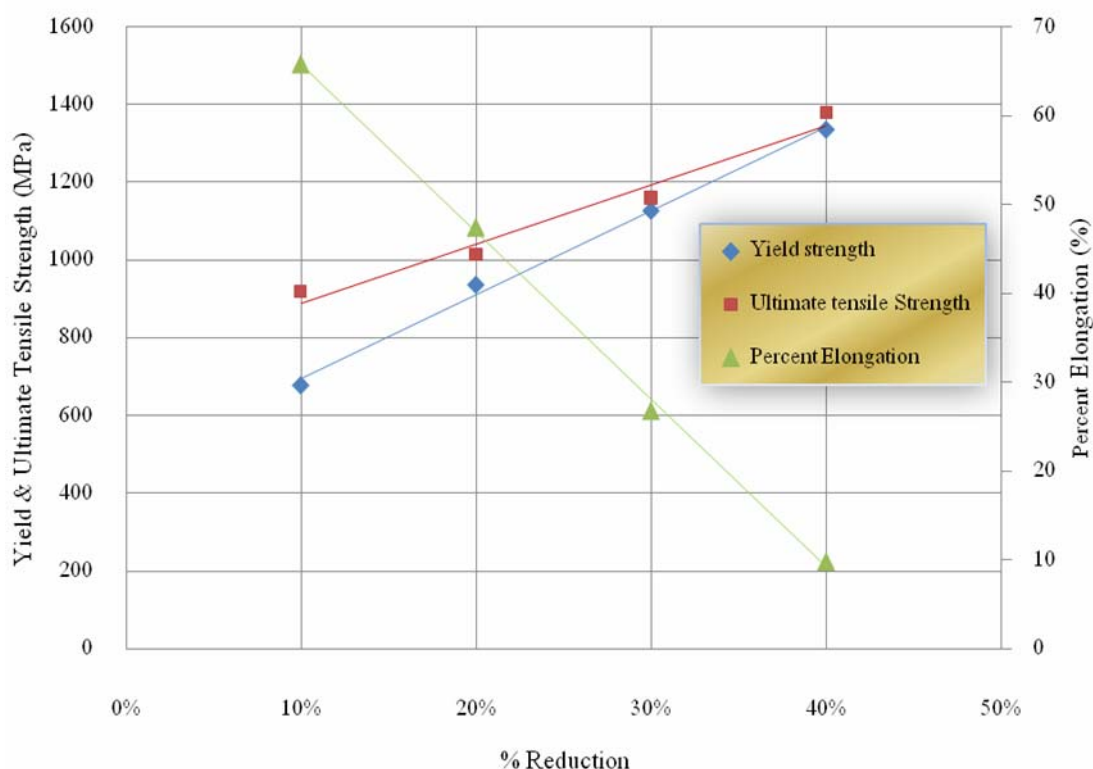
7. สมบัติของลวดหลังผ่านกระบวนการดึง

ในส่วนนี้จะเป็นการทดลองของลวดที่ผ่านกระบวนการดึงผ่านแม่พิมพ์เรียบร้อยแล้ว โดยงานวิจัยนี้ได้ทำการเลือกเงื่อนไขของกระบวนการทางความร้อนและมุมไหลเข้าของแม่พิมพ์ที่เหมาะสมที่สุด ดังที่ได้นำเสนอไปในส่วนต้นแล้ว โดยทำการเลือกเงื่อนไขของการทำ

กระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียส และเลือดมุ่มไหลเข้าของแม่พิมพ์ดิ่งที่ 28 องศา ที่ให้แรงในการดิ่งต่ำที่สุด นอกจากนั้น เพื่อเป็นการตรวจสอบสมบัติการจำรูปของชิ้นงาน หลังผ่านกระบวนการดิ่ง จึงทำการเลือกชิ้นงานมาเพียง 2 ชนิด ที่มีสมบัติต่างกัน คือ สมบัติการจำรูป ได้เลือกชิ้นงาน Ti40Ni10Cu(at%) และสมบัติความยืดหยุ่นยิ่งยวด ได้เลือกชิ้นงาน Ti51Ni(at%)

7.1 ลวดโลหะผสมจำรูป Ti51Ni(at%)

7.1.1 คุณสมบัติเชิงกล (Tensile properties) ของลวดโลหะผสมจำรูปที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียส แล้วผ่านกระบวนการดิ่งผ่านแม่พิมพ์

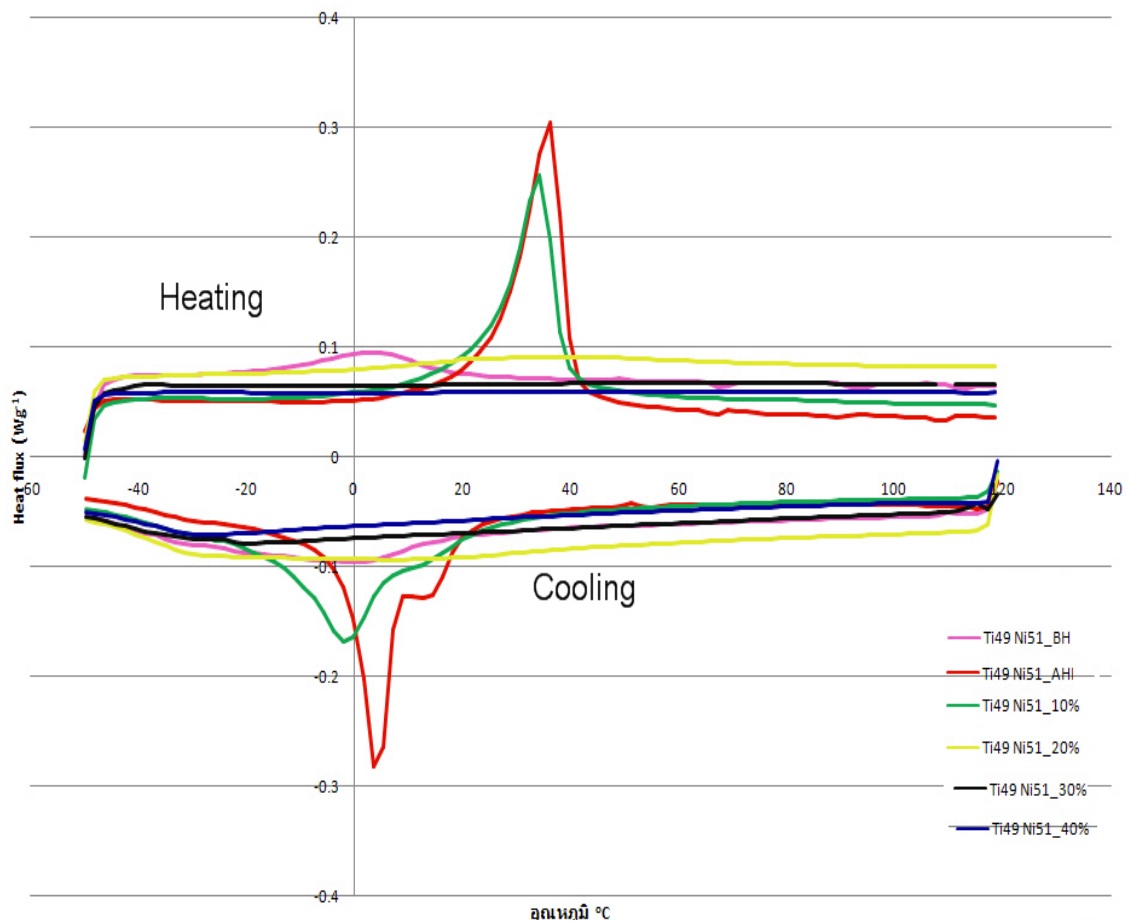


รูปที่ 32 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเค้นคราก ความเค้นสูงสุด และ ร้อยละการยืดตัวของลวดที่ผ่านการดิ่งผ่านแม่พิมพ์ หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิ 600 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมง

จากรูปที่ 32 เป็นกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเค้นคราก (Yield Strength) ความเค้นสูงสุด (Ultimate Tensile Strength) และร้อยละการยืดตัว (Percent of Elongation)

เทียบกับเปอร์เซ็นต์พื้นที่หน้าตัดลดลง (Percent Reduction) ของลวดที่ผ่านกระบวนการดึงผ่านแม่พิมพ์ หลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิ 600 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง จากการทดสอบพบว่าเมื่อเปอร์เซ็นต์รีดักชันเพิ่มขึ้น ค่าความเค้นคราก (Yield Strength) และค่าความเค้นสูงสุด (Ultimate Tensile Strength) จะเพิ่มขึ้น

7.1.2 การศึกษาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสเพื่อตรวจสอบพฤติกรรมการจำรูปของลวดโลหะผสมจำรูปที่ผ่านการดึงผ่านแม่พิมพ์



รูปที่ 33 แสดงถึงอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูปที่ผ่านกระบวนการดึงผ่านแม่พิมพ์

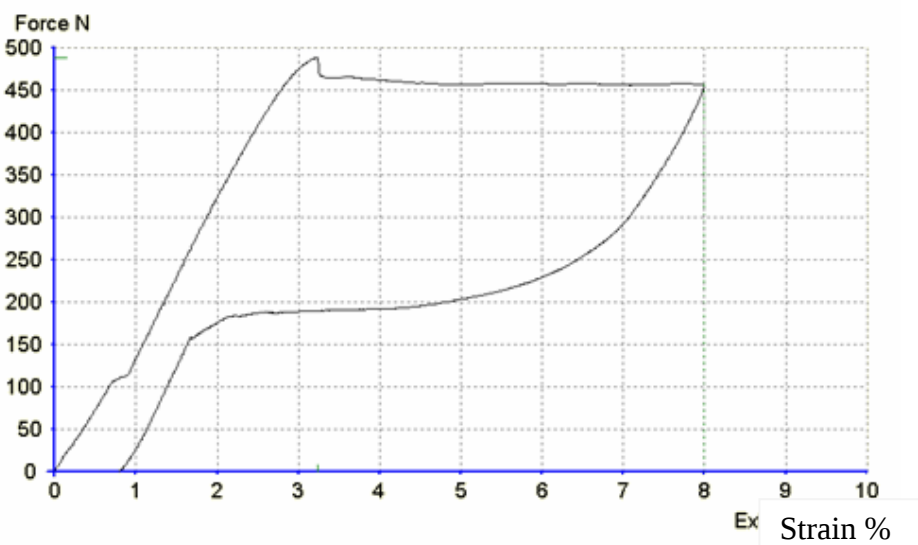
จากรูปที่ 33 เป็นการทดสอบเพื่อหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของลวดดิบและลวดที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมง ทำการลดขนาดพื้นที่หน้าตัดที่เปอร์เซ็นต์รีดักชัน 10% 20% 30% และ 40 % โดยการดึงผ่านแม่พิมพ์ (Die) พบว่าลวดดิบมีอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสต่ำกว่าอุณหภูมิใช้งานและลวดอยู่ในเฟสอสเทนไนต์ ซึ่งส่งผลให้

Variant จะมีการจัดโครงสร้างเป็นโครงสร้างมาร์เทนไซต์ภายใต้แรงเค้นโดย Variant จะมีทิศทางเดียวกัน เรียกแรงที่มากระทำว่าการเหนี่ยวนำโดยความเค้น (Stress - Induced Martensite, SIM) และคุณสมบัติลวดเป็น สภาพการยืดหยุ่นยิ่งยวด (Superelasticity) มีผลทำให้ลวดจะกลับคืนสู่รูปร่างเดิมเมื่อปลดความเค้นที่กระทำออก (Unloading)

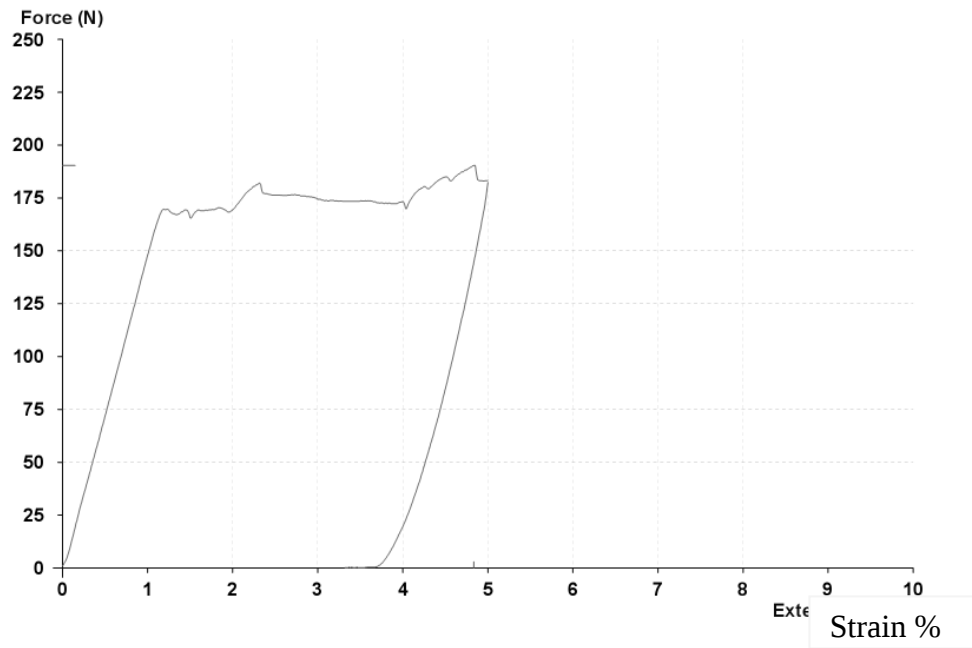
ส่วนลวดที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมง ผลทำให้คุณสมบัติการเปลี่ยนเฟสเพิ่มขึ้นและในลวดที่ผ่านกระบวนการดึงผ่านแม่พิมพ์ (Die) ที่เปอร์เซ็นต์รีดักชัน 10% พบว่าคุณสมบัติการเปลี่ยนเฟสเพิ่มขึ้นอยู่ในช่วงระหว่างอุณหภูมิใช้งาน ซึ่งมีผลทำให้ลวดกลับคืนสู่รูปร่างเดิมไม่เต็มร้อยเปอร์เซ็นต์เมื่อปลดความเค้นที่กระทำออก (Unloading) และที่เปอร์เซ็นต์รีดักชัน 20% 30% และ 40% มีแนวโน้มเดียวกันคือเมื่อเปอร์เซ็นต์รีดักชันเพิ่มขึ้นทำให้คุณสมบัติการเปลี่ยนเฟสเพิ่มขึ้นเรื่อยๆ ลวดจะไม่มีคุณสมบัติเป็น สภาพการยืดหยุ่นยิ่งยวด (Superelasticity)

7.1.3 การศึกษาคุณสมบัติเชิงกลของลวดโลหะผสมจำรูปโดยวิธี Cycling Test

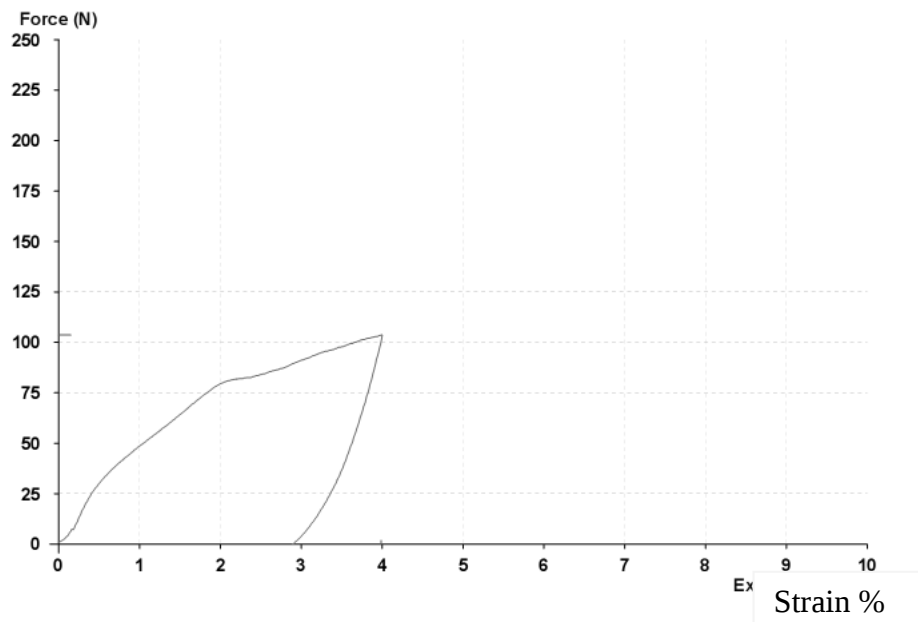
รูปที่ 34-43 นั้นเป็นกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของลวดโลหะผสมจำรูป Ti51Ni(at%) ที่อัตราส่วนการลดขนาดพื้นที่หน้าตัดต่างกัน และอุณหภูมิการอบอ่อนต่างกัน โดยการทดสอบจะทำการดึงวัสดุไปถึงจุดที่ต่ำกว่าจุด yield stress ของวัสดุ และทำการ unloading กลับมาที่ความเค้นเท่ากับศูนย์



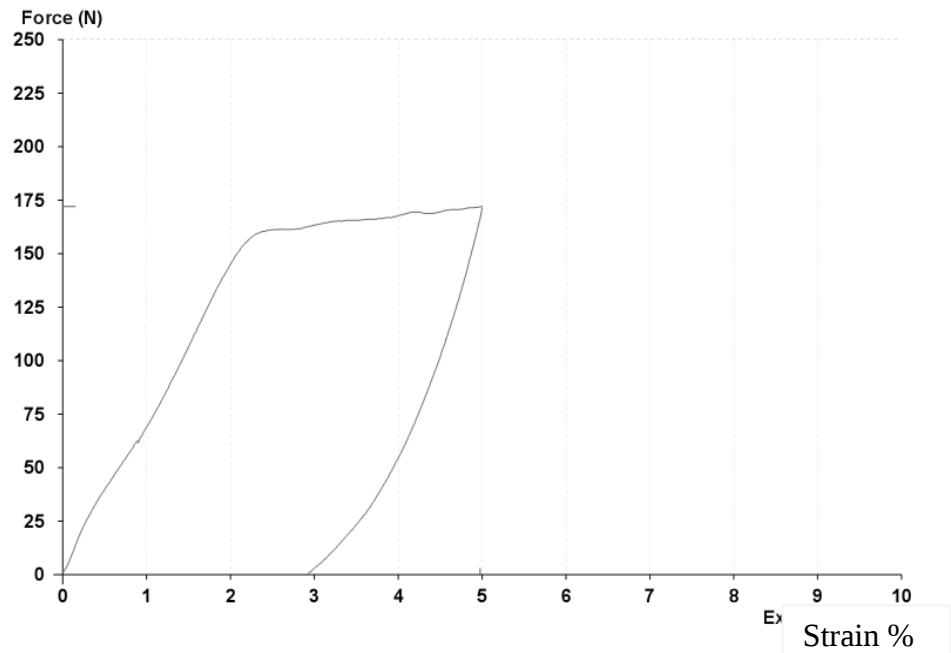
รูปที่ 34 แสดงการคืนรูปของโลหะผสมจำรูปNi₄₉Ti₅₁ที่ไม่ผ่านกระบวนการความร้อน



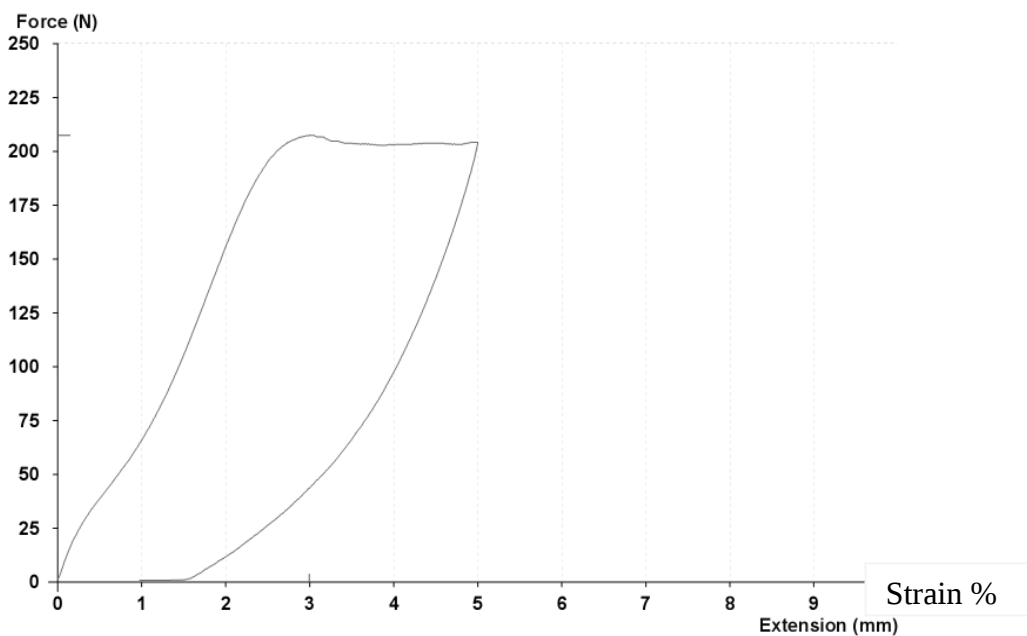
รูปที่ 35 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{49}\text{Ti}_{51}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียส



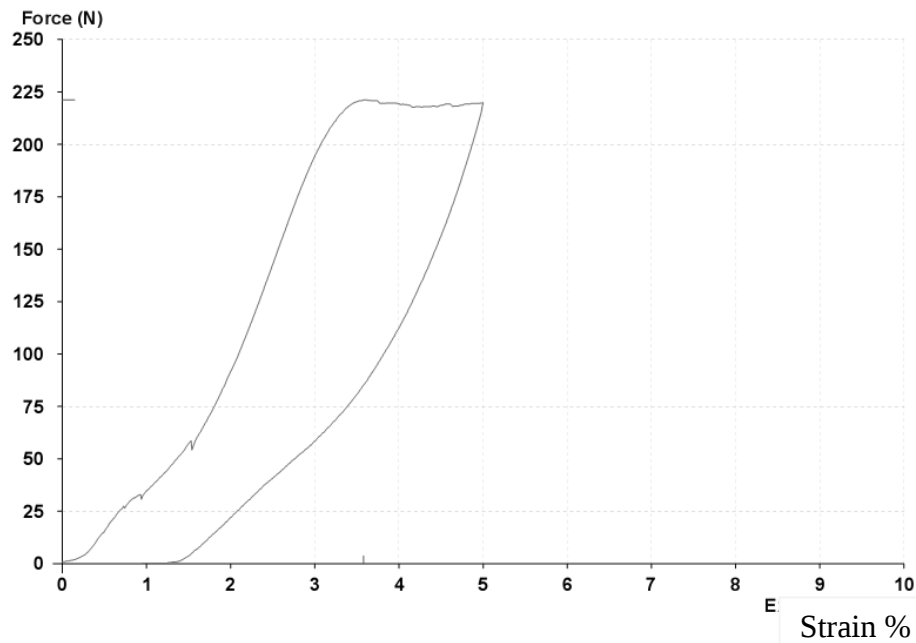
รูปที่ 36 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{49}\text{Ti}_{51}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสและลดขนาดพื้นที่หน้าตัด 10 เปอร์เซ็นต์แล้วผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกที่ 400 องศาเซลเซียส



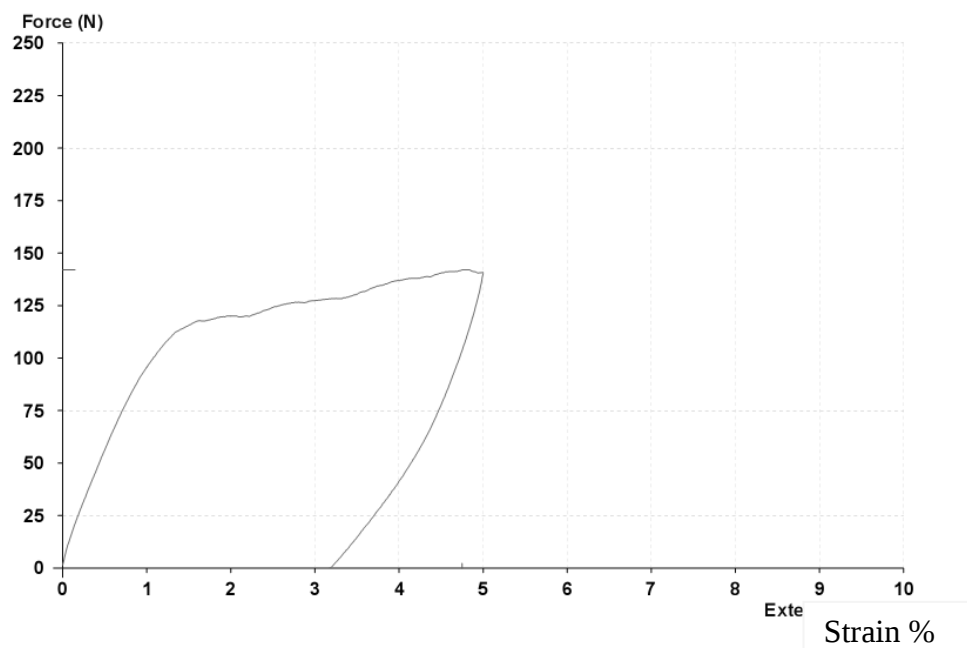
รูปที่ 37 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{49}\text{Ti}_{51}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสและลดขนาดพื้นที่หน้าตัด 20 เปอร์เซ็นต์แล้วผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกที่ 400 องศาเซลเซียส



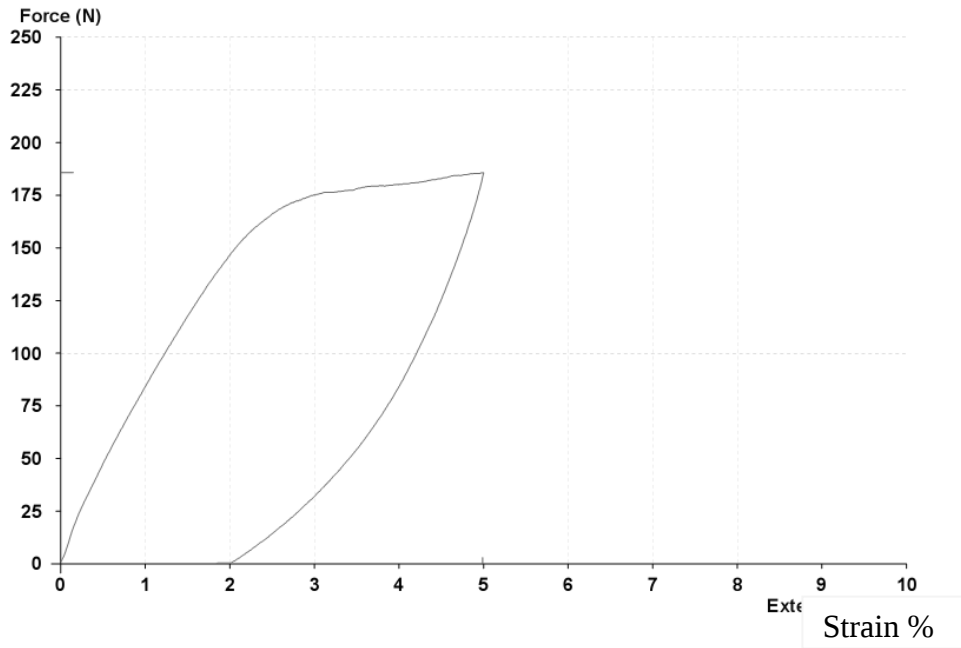
รูปที่ 38 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{49}\text{Ti}_{51}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสและลดขนาดพื้นที่หน้าตัด 30 เปอร์เซ็นต์แล้วผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกที่ 400 องศาเซลเซียส



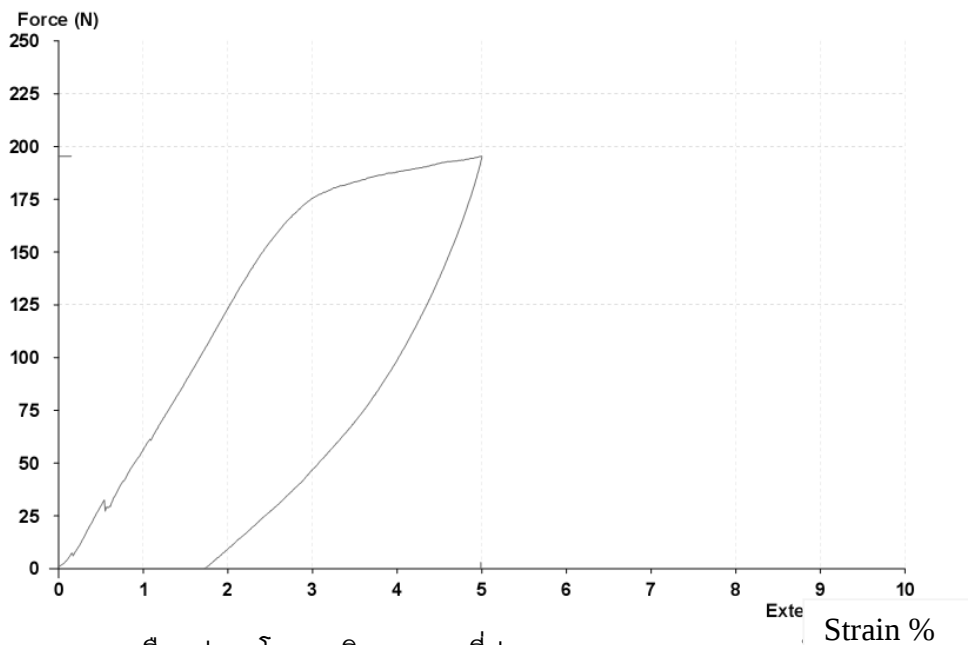
รูปที่ 39 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{49}\text{Ti}_{51}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสและลดขนาดพื้นที่หน้าตัด 40 เปอร์เซ็นต์แล้วผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกที่ 400 องศาเซลเซียส



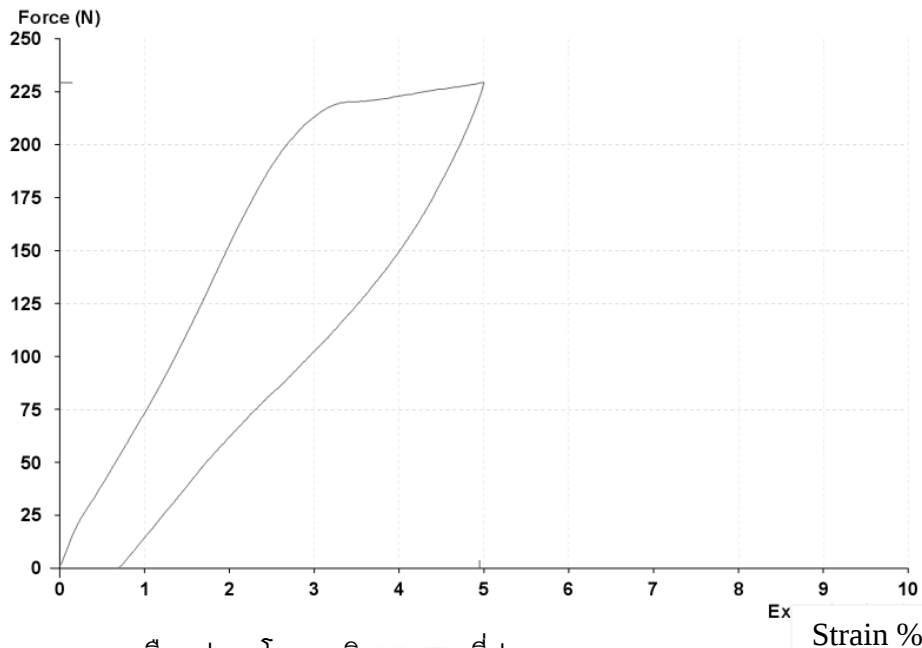
รูปที่ 40 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{49}\text{Ti}_{51}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสและลดขนาดพื้นที่หน้าตัด 10 เปอร์เซ็นต์แล้วผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกที่ 350 องศาเซลเซียส



รูปที่ 41 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{49}\text{Ti}_{51}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสและลดขนาดพื้นที่หน้าตัด 20 เปอร์เซ็นต์แล้วผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกที่ 350 องศาเซลเซียส



รูปที่ 42 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{49}\text{Ti}_{51}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสและลดขนาดพื้นที่หน้าตัด 30 เปอร์เซ็นต์แล้วผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกที่ 350 องศาเซลเซียส



รูปที่ 43 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{49}\text{Ti}_{51}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสและลดขนาดพื้นที่หน้าตัด 40 เปอร์เซ็นต์แล้วผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกที่ 350 องศาเซลเซียส

จากผลการทดสอบเราพบว่า โลหะ $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$ ซึ่งมีสมบัติ super elastic เมื่อเปรียบเทียบกับความสามารถในการคืนตัวที่สภาพเริ่มต้นภายใต้อุณหภูมิห้อง จะเห็นได้ชัดเจนว่าลวดดัดที่เรานำมาทำการทดสอบมีความสามารถในการคืนตัวที่ดี นั่นคือมีสมบัติของ Super Elastic ที่ดี ซึ่งจากการทดสอบสามารถคืนตัวได้ดีและหลังจากผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียส สมบัติการคืนตัวหายไปหรือแทบจะไม่มีอยู่เลย

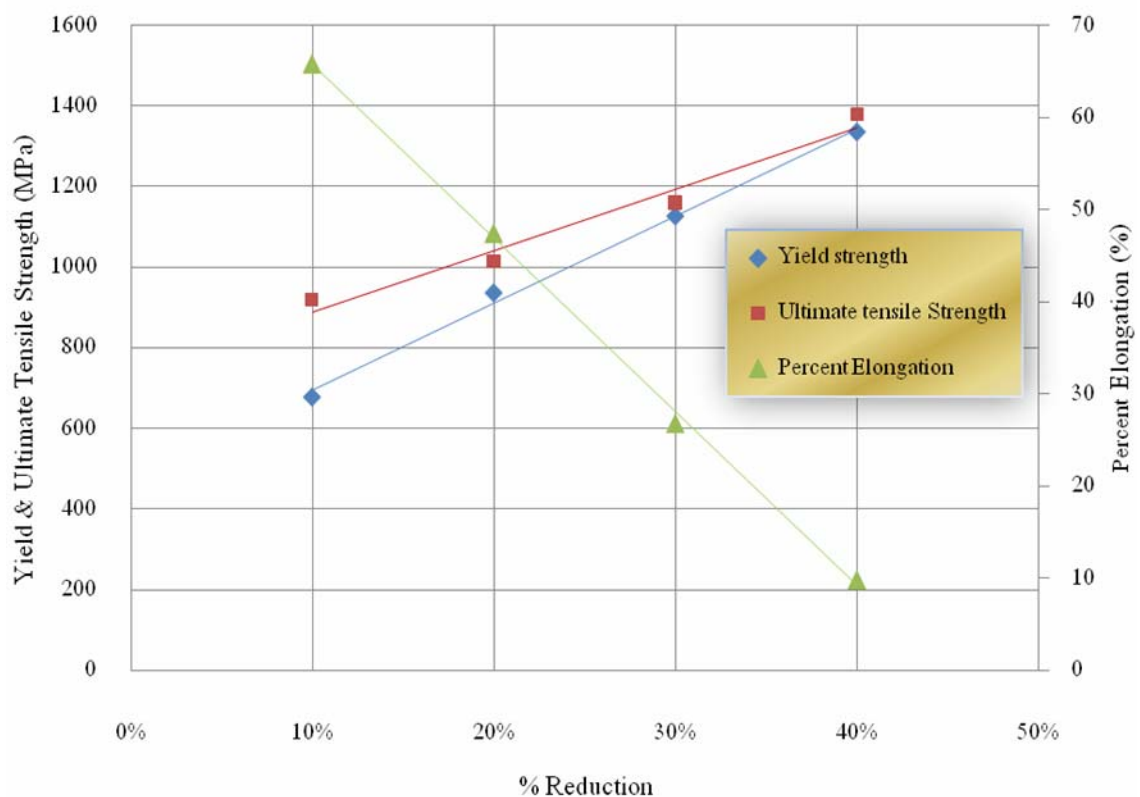
หลังจากการลดขนาดที่ 10 เปอร์เซ็นต์ แล้วนำมาผ่านกรรมวิธีทางความร้อนอีกครั้งหนึ่ง ที่ 400 องศาเซลเซียส พบว่าความสามารถในการคืนตัวก็ยังไม่ดีเท่าที่ควร ที่การลดขนาดที่ 20 เปอร์เซ็นต์ผ่านกรรมวิธีความร้อน 400 องศาเซลเซียสผลที่ได้คือ ความสามารถในการคืนตัวดีกว่าที่การลดขนาด 10 เปอร์เซ็นต์ ที่การลดขนาด 30 เปอร์เซ็นต์ผลที่ได้คือ ความสามารถในการรับโหลดมากขึ้นและความสามารถในการกลับคืนรูปดีขึ้นแต่เปอร์เซ็นต์ Elongation ลดลง ในขณะที่เดียวกันที่การลดพื้นที่หน้าตัดที่ 40 เปอร์เซ็นต์ ณ อุณหภูมิอบเดียวกันความสามารถในการรับแรงสูงกว่าทุกเปอร์เซ็นต์การลดพื้นที่หน้าตัดและสามารถคืนกลับตัวได้ดีที่สุด

และที่การปรับอุณหภูมิ 350 องศาเซลเซียส พิจารณาผลของโลหะที่ผ่านการลดพื้นที่หน้าตัด 10 เปอร์เซ็นต์ ผลที่ได้คือ ความสามารถในการรับแรงและการคืนตัวค่อนข้างน้อย ซึ่งแนวโน้มเหมือนกันกับการอบที่อุณหภูมิ 400 องศาเซลเซียส คือยิ่งเปอร์เซ็นต์การลดพื้นที่หน้าตัดยิ่งมากเท่าใดความสามารถในการคืนตัวที่อุณหภูมิห้องก็จะดีขึ้นตาม

สรุปได้ว่าสมบัติการคืนตัวที่อุณหภูมิห้องนั้น (Super Elastic) สามารถปรับให้ดีขึ้นได้ด้วยการเพิ่มเปอร์เซ็นต์การลดพื้นที่หน้าตัด นั่นคือการเพิ่ม Dislocation ให้แก่โลหะ และการผ่านกระบวนการทางความร้อนส่งผลให้สมบัติการคืนตัวที่อุณหภูมิห้อง (Super Elastic) นั้นเสียไป

7.2 ลวดโลหะผสมจำรูป Ti40Ni10Cu(at%)

7.2.1 คุณสมบัติเชิงกล (Tensile properties) ของลวดโลหะผสมจำรูปที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียส แล้วผ่านกระบวนการดึงผ่านแม่พิมพ์

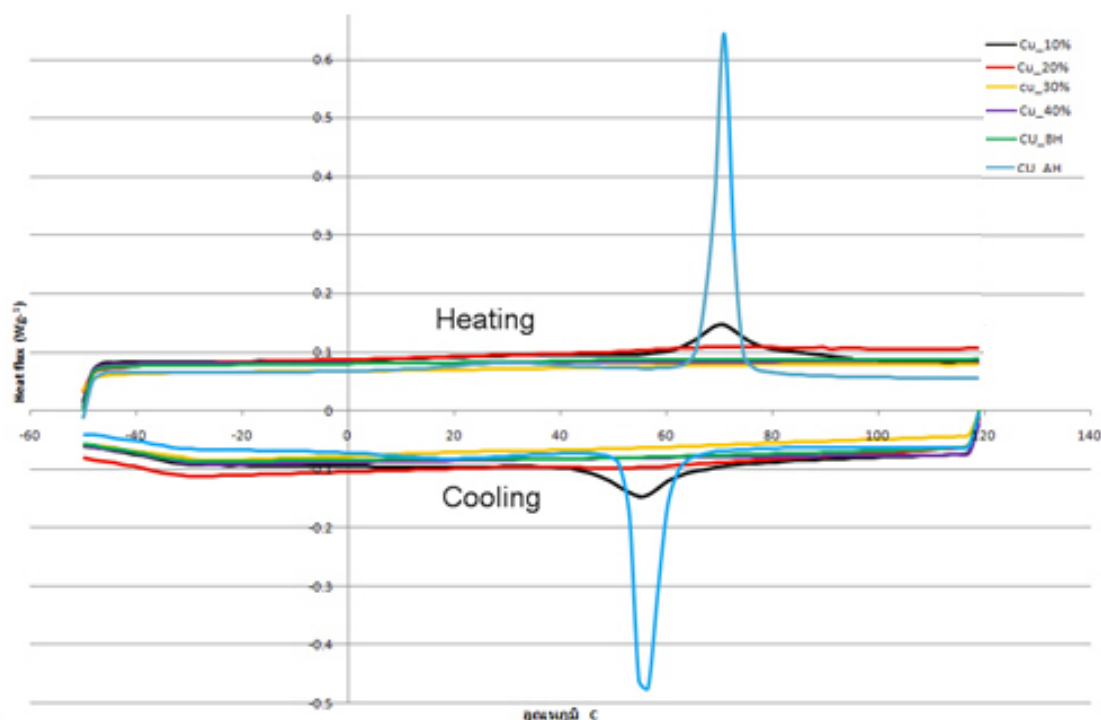


รูปที่ 44 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเค้นคราก ความเค้นสูงสุด และ ร้อยละการยืดตัวของลวดที่ผ่านการดึงผ่านแม่พิมพ์หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิ 600 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมง

จากรูปที่ 44 เป็นกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเค้นคราก (Yield Strength) ความเค้นสูงสุด (Ultimate Tensile Strength) และร้อยละการยืดตัว (Percent of Elongation) กับ เปอร์เซ็นต์พื้นที่หน้าตัดลดลง (Percent Reduction) ของลวดที่ผ่านกระบวนการดึงผ่านแม่พิมพ์ หลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิ 600 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง

จากการทดสอบพบว่าเมื่อเปอร์เซ็นต์รีดักชันเพิ่มขึ้นค่าความเค้นคราก (Yield Strength) และค่าความเค้นสูงสุด (Ultimate Tensile Strength) จะเพิ่มขึ้น

7.2.2 การศึกษาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสเพื่อตรวจสอบพฤติกรรมการจำรูปของลวดโลหะผสมจำรูปที่ผ่านการดึงผ่านแม่พิมพ์

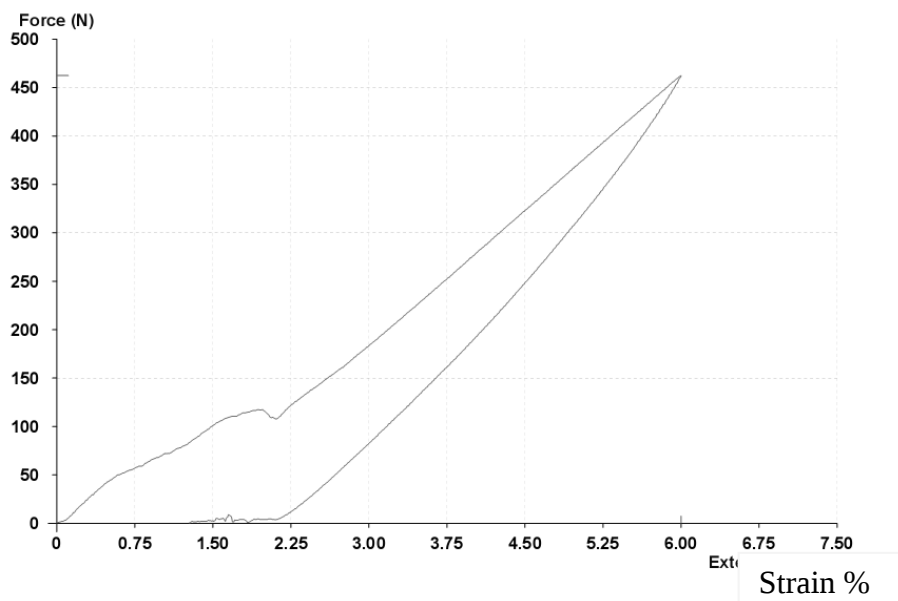


รูปที่ 45 แสดงถึงอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูปที่ผ่านกระบวนการดึงผ่านแม่พิมพ์

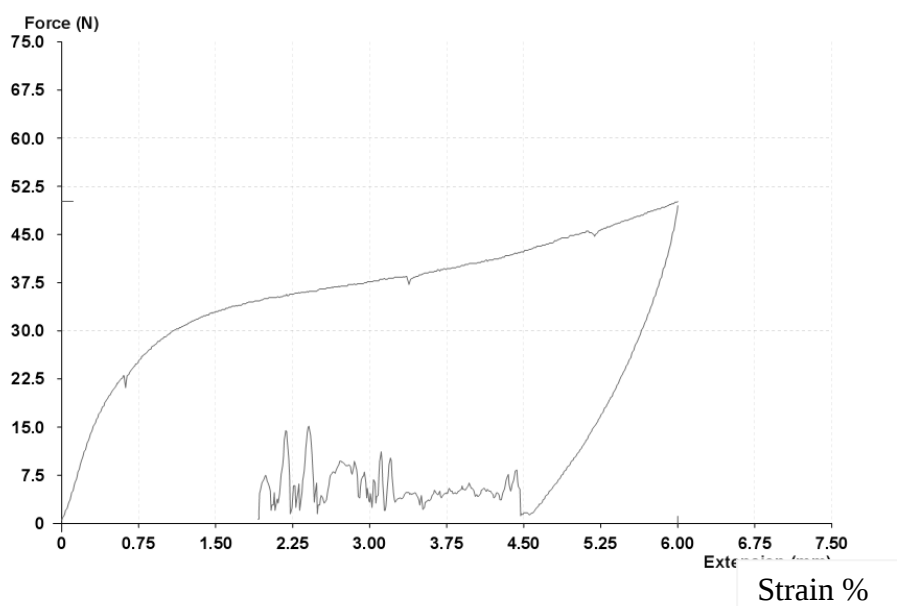
จากรูปที่ 45 เป็นการทดสอบเพื่อหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของลวดดิบพบว่าลวดดิบมีอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสอยู่ระหว่างอุณหภูมิใช้งานและลวดอยู่ในเฟสออสเทนไนต์ ซึ่งมีสมบัติคล้ายกับลวดโลหะผสมจำรูปชนิด $Ti_{49}Ni_{51}$ (Superelasticity, SE) แต่เมื่อนำลวดมาผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมง ทำการลดขนาดพื้นที่หน้าตัดที่เปอร์เซ็นต์รีดักชัน 10% 20% 30% และ 40 % โดยการดึงผ่านแม่พิมพ์ (Die) จะเห็นได้ว่าการเพิ่มเปอร์เซ็นต์รีดักชันส่งผลให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของลวดลดลง คือสมบัติของลวดโลหะผสมจำรูปชนิด $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ (Shape Memory Effect, SME) ที่ดีต้องมีอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสสูงกว่าอุณหภูมิใช้งานและอยู่ในเฟสมาเทนไซต์ เมื่อมีแรงภายนอกมากกระทำโครงสร้างภายในยังเป็นมาเทนไซต์อยู่ แต่เมื่อให้ความร้อนจนกระทั่งกลายเป็นเฟสออสเทนไนต์ ลวดก็จะกลับมาเป็นรูปร่างเดิม

7.2.3 การศึกษาคุณสมบัติเชิงกลของลวดโลหะผสมจำรูปโดยวิธี Cycling Test

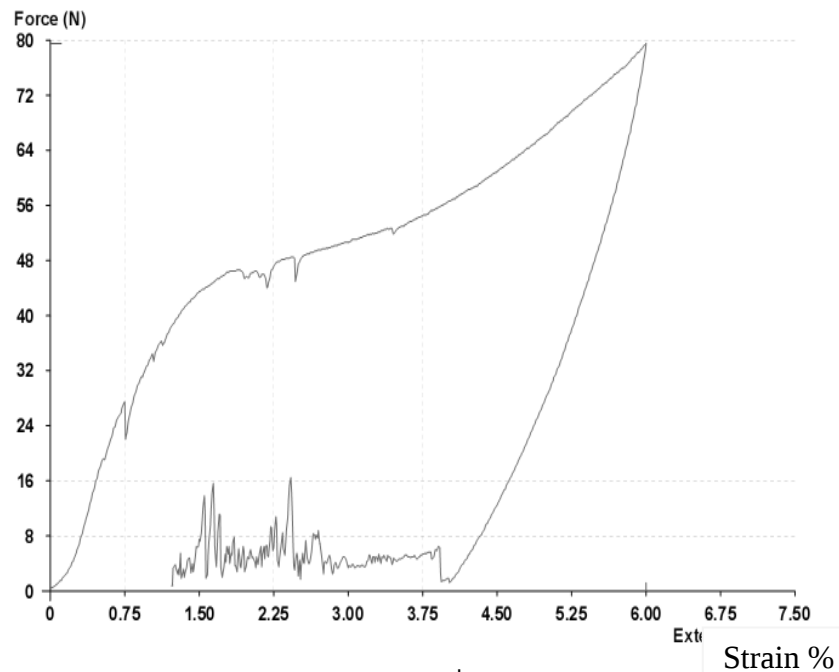
รูปที่ 46-55 นั้นเป็นกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของลวดโลหะผสมจำรูป Ti40Ni10Cu(at%) ที่อัตราส่วนการลดขนาดพื้นที่หน้าตัดต่าง ๆ กัน และอุณหภูมิการอบอ่อนต่างกัน โดยการทดสอบจะทำการดึงวัสดุไปถึงจุดที่ต่ำกว่าจุด yield stress ของวัสดุ และทำการ unloading กลับมาที่ความเค้นเท่ากับศูนย์



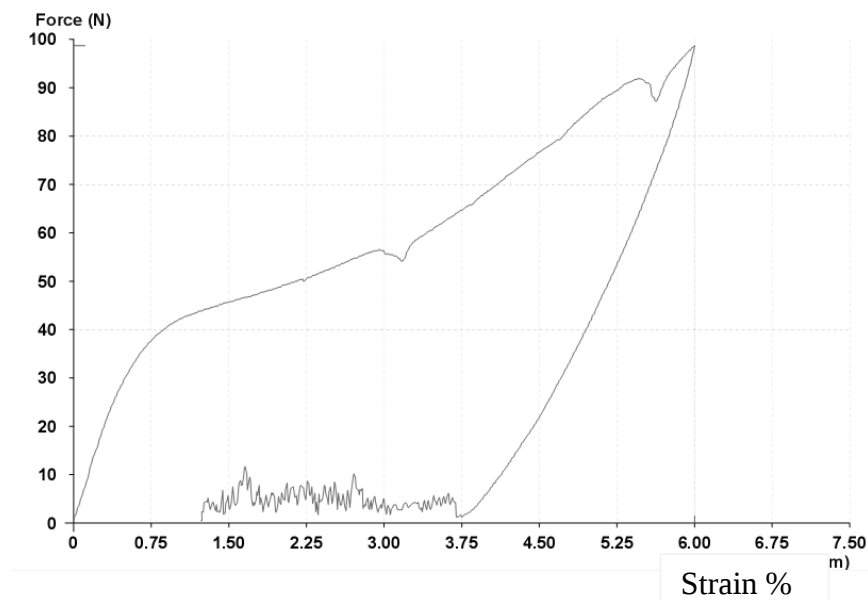
รูปที่ 46 แสดงการคืบรูปของโลหะชนิดNi₅₀Ti₄₀Cu₁₀ดิบ



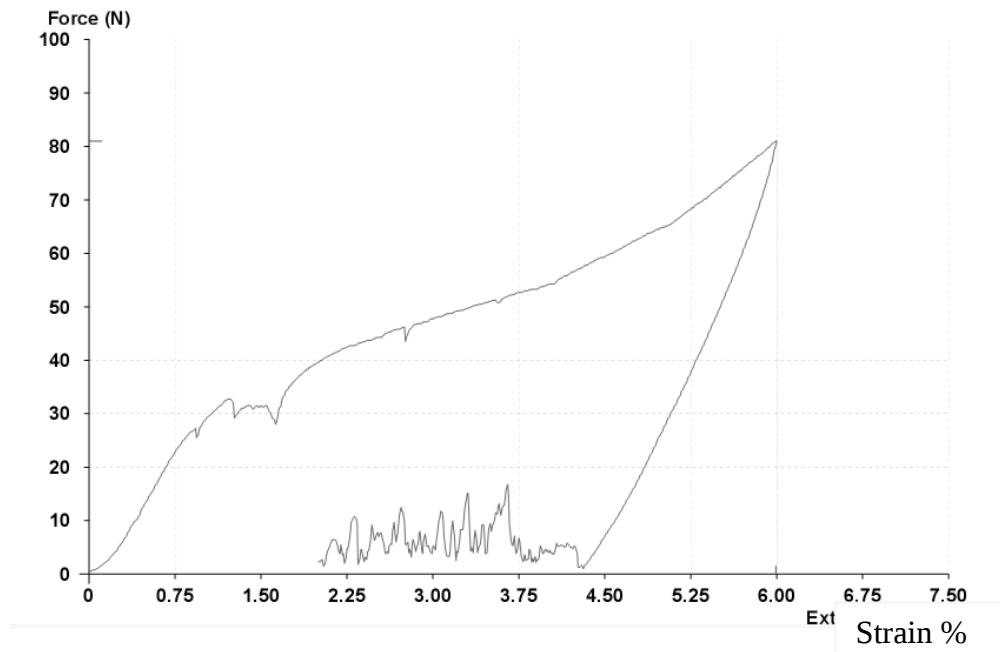
รูปที่ 47 แสดงการคืบรูปของโลหะชนิดNi₅₀Ti₄₀Cu₁₀ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียส



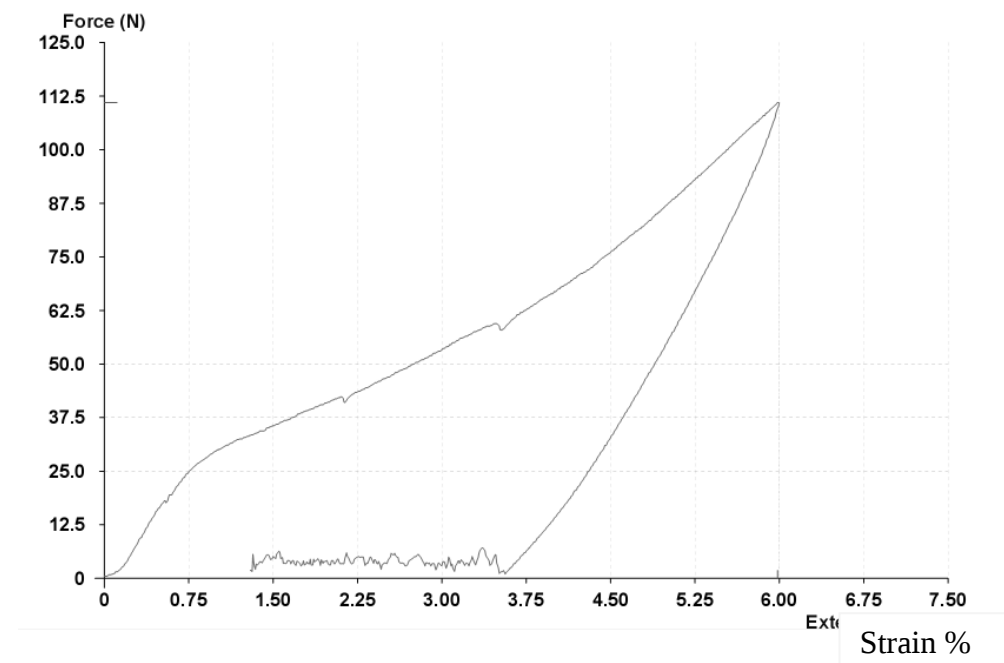
รูปที่ 48 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{40}\text{Cu}_{10}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสและลดขนาดพื้นที่หน้าตัด 10 เปอร์เซ็นต์แล้วผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกที่ 400 องศาเซลเซียส



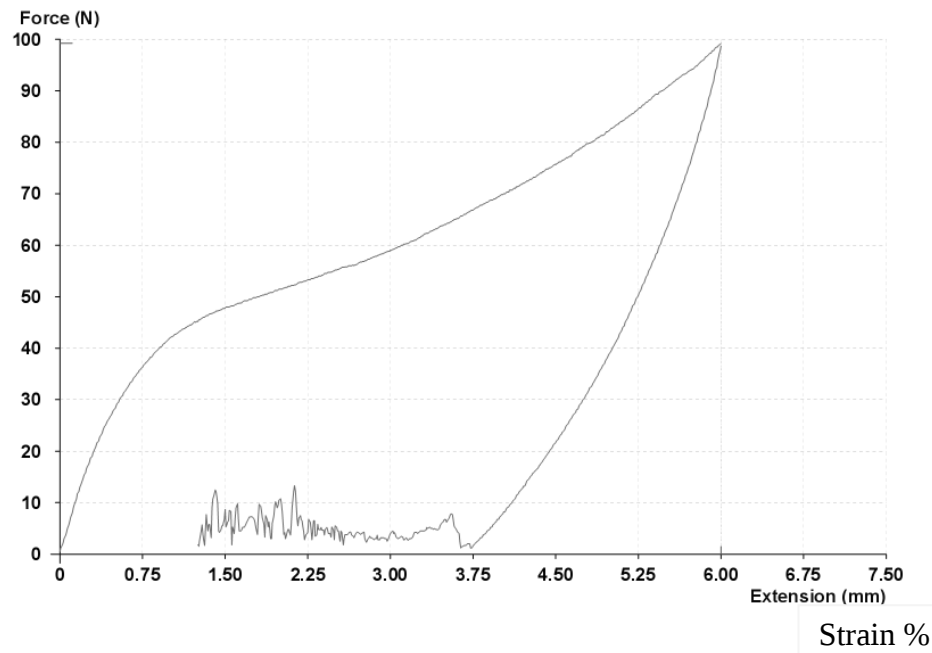
รูปที่ 49 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{40}\text{Cu}_{10}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสและลดขนาดพื้นที่หน้าตัด 20 เปอร์เซ็นต์แล้วผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกที่ 400 องศาเซลเซียส



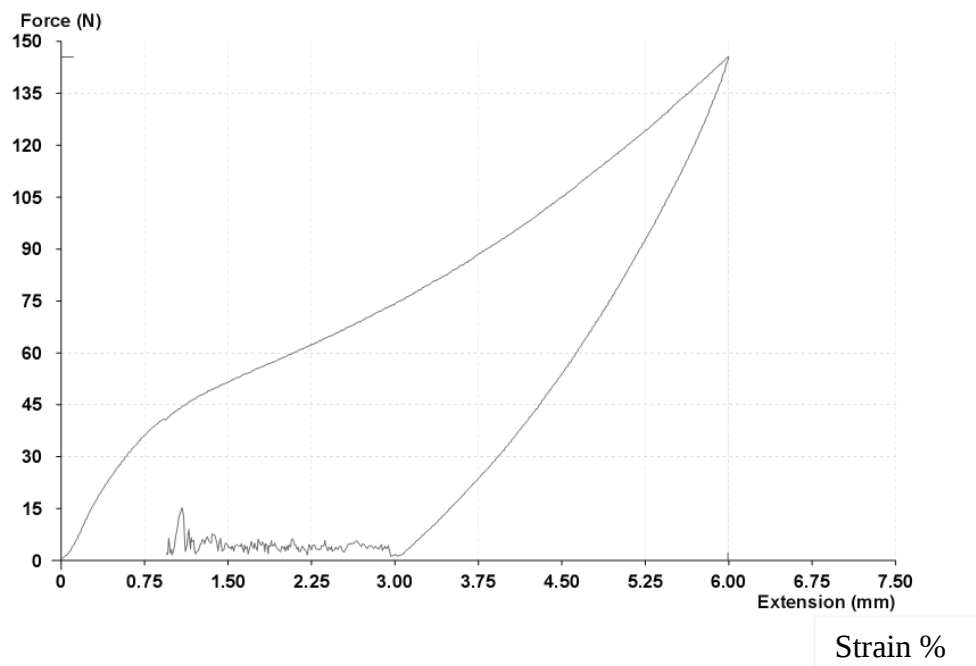
รูปที่ 50 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{40}\text{Cu}_{10}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสและลดขนาดพื้นที่หน้าตัด 30 เปอร์เซ็นต์แล้วผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกที่ 400 องศาเซลเซียส



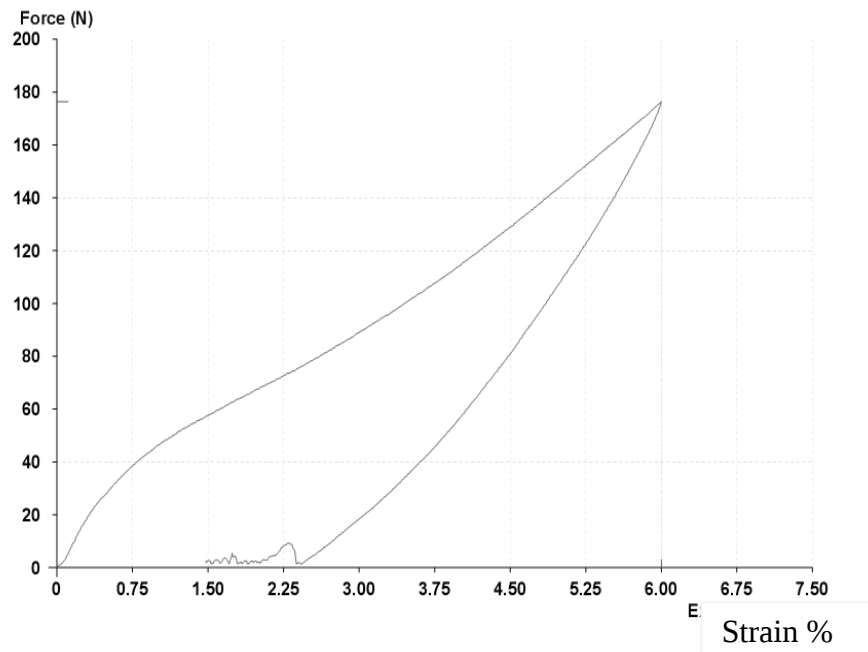
รูปที่ 51 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{40}\text{Cu}_{10}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสและลดขนาดพื้นที่หน้าตัด 40 เปอร์เซ็นต์แล้วผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกที่ 400 องศาเซลเซียส



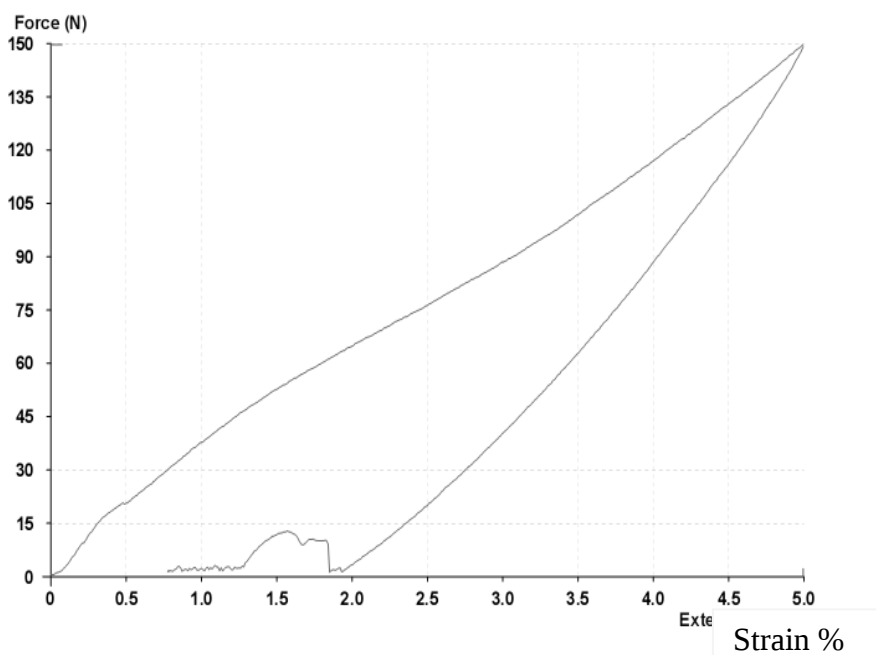
รูปที่ 52 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{40}\text{Cu}_{10}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสและลดขนาดพื้นที่หน้าตัด 10 เปอร์เซ็นต์แล้วผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกที่ 350 องศาเซลเซียส



รูปที่ 53 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{40}\text{Cu}_{10}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสและลดขนาดพื้นที่หน้าตัด 20 เปอร์เซ็นต์แล้วผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกที่ 350 องศาเซลเซียส



รูปที่ 54 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{40}\text{Cu}_{10}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสและลดขนาดพื้นที่หน้าตัด 30 เปอร์เซ็นต์แล้วผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกที่ 350 องศาเซลเซียส



รูปที่ 55 แสดงการคืนรูปของโลหะชนิด $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{40}\text{Cu}_{10}$ ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสและลดขนาดพื้นที่หน้าตัด 40 เปอร์เซ็นต์แล้วผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกที่ 350 องศาเซลเซียส

จากผลการทดสอบของโลหะผสมจำรูปชนิด $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{40}\text{Cu}_{10}$ ซึ่งตามทฤษฎีจะมีสมบัติการคืนรูปที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิห้อง (Shape memory effect) ที่การทดสอบโลหะ $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{40}\text{Cu}_{10}$ ดิบผลที่ได้คือเราไม่ความสามารถในการรับแรงสูงและเราจะมองไม่เห็นการจัดเรียงตัวใหม่ของเฟสมาเทนไซต์ และการคืนรูปนี้มีความเป็น Super elastic อยู่ด้วยนั่นคืออุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสจากมาเทนไซต์มาเป็นออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิต่ำกว่าห้องและเมื่อนำมาผ่านกรรมวิธีทางความร้อน (Heat treatment) ที่อุณหภูมิ 600 องศาเซลเซียส เราจะเห็นกราฟของการจัดเรียงโครงสร้างใหม่ของมาเทนไซต์ ความสามารถในการรับแรงต่ำลงและความสามารถในการคืนรูปของโลหะเมื่อเพิ่มอุณหภูมิพบว่าเห็นได้ว่ากลับคืนตัวได้มากกว่าโลหะที่ไม่ได้ผ่านกระบวนการทางความร้อน

เมื่อนำมาผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสแล้วนำมาลดขนาดพื้นที่หน้าตัดที่ 10 เปอร์เซ็นต์และผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกครั้งที่ 400 องศาเซลเซียส ผลที่ได้คือความสามารถในการรับแรงเพิ่มขึ้นมากกว่าลวดที่ผ่านการอบที่ 600 องศาเซลเซียสเพียงอย่างเดียวและความสามารถในการคืนกลับจะมากกว่า และแนวโน้มเช่นเดียวกันนี้ที่เปอร์เซ็นต์การลดขนาดที่เพิ่มขึ้น

เมื่อนำมาผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียสแล้วนำมาลดขนาดพื้นที่หน้าตัดที่ 10 เปอร์เซ็นต์และผ่านกระบวนการทางความร้อนอีกครั้งที่ 350 องศาเซลเซียส ผลที่ได้คือความสามารถในการรับแรงเพิ่มขึ้นมากกว่าลวดที่ผ่านการอบที่กล่าวมาทั้งหมดในข้างต้นและความสามารถในการคืนกลับจะมากกว่า และแนวโน้มเช่นเดียวกันนี้ที่เปอร์เซ็นต์การลดขนาดที่เพิ่มขึ้น

สรุปผลการวิจัย

1. การทำกรรมวิธีการความร้อน กับลวดโลหะผสมจำรูป ที่มีอุณหภูมิสูงกว่า 600 องศาเซลเซียส จะทำให้เกิดผิวออกไซด์ขึ้นที่บริเวณผิวลวด ซึ่งจะมีมากขึ้นเมื่ออุณหภูมิการอบสูงขึ้น
2. ค่าของ Yield Strength , Ultimate Tensile Strength และค่า Percentage of Elongation ของลวดที่ทำกรรมวิธีการความร้อนที่มีอุณหภูมิ 600 องศาเซลเซียสจะมีค่าเหมาะสมต่อการดึงผ่านตายมากที่สุดคือ ค่า Yield Strength และค่า Ultimate Tensile Strength จะต่ำ แต่ค่า Percentage of Elongation กลับพบว่ามีค่าสูง ซึ่งสามารถทำให้ขึ้นรูปได้ง่าย ส่วนในกรณีของลวดที่ทำกรรมวิธีการความร้อนที่มีอุณหภูมิสูงกว่า 600 องศาเซลเซียส ค่า Yield Strength และค่า Ultimate Tensile Strength จะต่ำลง แต่เมื่อมาดูค่า Percentage of Elongation กลับพบว่ามีค่าลดลงเช่นกัน ซึ่งเป็นเหตุให้เกิดการขาดขึ้นได้ในช่วงการดึงลวดผ่านตาย
3. แรงที่ใช้ในการดึงลวดจะมีแนวโน้มที่ลดลง เมื่ออุณหภูมิในการทำกรรมวิธีการความร้อนสูงขึ้น ซึ่งแรงที่ใช้มีค่าน้อยก็จะทำให้ขึ้นรูปได้ง่าย
4. ค่าความแข็งแรงของลวดจะมีค่าลดลงเมื่ออุณหภูมิในการทำกรรมวิธีการความร้อนสูงขึ้น และเมื่อพิจารณาถึงความแข็งแรงของลวดก่อนดึงและหลังดึงจะพบว่า ลวดหลังดึงจะมีค่าความแข็งแรงสูงขึ้นในทุกๆอุณหภูมิ โดยค่าความแข็งแรงของลวดหลังดึงที่อบที่อุณหภูมิสูงกว่า 520 องศาเซลเซียส ขึ้นไปจะมีค่าความแข็งแรงของลวดมากกว่าลวดก่อนดึงที่มีอุณหภูมิการอบที่ 300 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็นอุณหภูมิแรกที่สามารถดึงลวดผ่านตายได้ ดังนั้นจึงสามารถที่จะพิจารณาได้ว่าลวดที่อบที่อุณหภูมิสูงกว่า 520 องศาเซลเซียสขึ้นไปสามารถที่จะลดขนาดพื้นที่หน้าตัดของลวดได้อีกโดยที่ไม่ต้องนำลวดไปผ่านกรรมวิธีการความร้อน
5. ค่าการคืนตัวของขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของลวดที่ทำกรรมวิธีการความร้อนที่อุณหภูมิต่างๆ เมื่อดึงผ่านตายจะมีค่าการคืนตัวของขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของลวดลดลงเมื่ออุณหภูมิในการทำกรรมวิธีการความร้อนสูงขึ้น ดังนั้นเมื่ออุณหภูมิในการทำกรรมวิธีการความร้อนสูงก็จะทำให้ได้ลวดที่มีขนาดของขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของลวดมีค่าใกล้เคียงกับขนาดที่ต้องการ
6. ความเรียบผิวของลวดที่ผ่านการดึงผ่านตาย จากรูปที่ 4.9 จะพบว่า ที่อุณหภูมิในการทำกรรมวิธีการความร้อนสูงกว่า 600 องศาเซลเซียส จะมีค่าความเรียบผิวของลวดที่ไม่ดีเมื่อเทียบกับลวดโลหะผสมจำรูปที่ไม่ผ่านการทำกรรมวิธีการความร้อน
7. อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของลวดที่ทำกรรมวิธีการความร้อนที่ 500 องศาเซลเซียส ขึ้นไปจะมีคุณสมบัติในการจำรูปได้
8. เมื่อพิจารณาจากเหตุผลข้างต้นแล้วก็สามารถที่จะสรุปได้ว่าอุณหภูมิการทำกรรมวิธีการความร้อนที่ 600 องศาเซลเซียส เป็นอุณหภูมิที่ดีที่สุดในการขึ้นรูปโลหะผสมจำรูป
9. สารหล่อลื่น Sodium Stearate มีประสิทธิภาพดีกว่าสารหล่อลื่น ISO Cut 570 A เพราะ

จากกราฟที่ได้จากผลการทดลองจะเห็นได้ว่า แรงที่ใช้ในการดึงลวดขณะใช้สารหล่อลื่น Sodium Stearate มีค่าน้อยกว่าแรงที่ใช้ดึงลวดขณะที่ใช้สารหล่อลื่น ISO Cut 570 A อีกทั้ง จากกราฟ ค่าความเรียบผิวเฉลี่ยแสดงให้เห็นว่าการใช้สารหล่อลื่น Sodium Stearate จะทำให้ได้ค่าความเรียบผิวที่ดีกว่า (มีความหยาบน้อยกว่า)

10. การดึงลวดผ่านแม่พิมพ์ที่มีค่ามุมการไหลเข้า 28 องศา ใช้แรงในการดึงน้อยที่สุดเมื่อเทียบกับการดึงลวดผ่านแม่พิมพ์ที่มีค่ามุมการไหลเข้า 12 องศา และ 20 องศา

11. เมื่อเปรียบเทียบการลดรูปหน้าตัดก่อนนำมาดึงผ่านแม่พิมพ์ด้วยกระบวนการเจียร การกัดกรดและกรรมวิธี Swaging พบว่ากรรมวิธี Swaging ในการลดรูปเป็นกระบวนการที่เหมาะสมสำหรับการลดรูปหน้าตัดก่อนนำมาดึงผ่านแม่พิมพ์ในอุตสาหกรรมมากที่สุดเนื่องจากลวดที่ได้จากการลดรูปมีหน้าตัดที่สม่ำเสมอและมีความแข็งแรงจากการขึ้นรูป

12. ลวดทั้งสองชนิดสามารถลดขนาดผ่านแม่พิมพ์ที่ 40 เปอร์เซนต์ได้สำเร็จ

13. ในการปรับสมบัติของลวดชนิด $Ti_{49}Ni_{51}$ หรือ Super elastic พบว่าเมื่อเพิ่มอัตราการลดขนาดพื้นที่หน้าตัดจะทำให้แนวโน้มของสมบัติ ความยืดหยุ่นยิ่งยวดหลังกระบวนการดึงลดขนาดดีขึ้นดีขึ้น แต่ในทางกลับกันเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบหลังการดึงลดขนาดแนวโน้มของความยืดหยุ่นยิ่งยวดลดลง

14. ในการปรับสมบัติของลวดชนิด $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ หรือ Shape memory effect เมื่อเพิ่มอัตราการลดขนาดพื้นที่หน้าตัดจะทำให้ลวดมีแนวโน้มของความแข็งแรงสูงขึ้นและยังสามารถคงสมบัติของ Shape memory effect อยู่ ในทุกอัตราการลดขนาดพื้นที่หน้าตัด แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบหลังจากการดึงลดขนาดแล้วจะพบว่าความแข็งแรงลดลงและผลของอัตราการลดขนาดพื้นที่หน้าตัดจะเห็นได้น้อยลง

ข้อเสนอแนะ

1. งานวิจัยนี้มีขีดจำกัดอยู่ที่จำนวนสารหล่อลื่นที่ใช้ในการทดลอง เนื่องจากใช้สารหล่อลื่นเพียงสองชนิด ควรจะหาสารหล่อลื่นชนิดอื่นอีกมาทำการทดลองเพิ่มเติม
2. ในระหว่างการทำงานวิจัยนี้ ผู้ทดลองค้นพบวิธีการอีกวิธีหนึ่งที่ใช้ลดขนาดหน้าตัดลวดก่อนทำการดึงโดยวิธีการใช้กรดในการกัดผิวโลหะ ทำให้สามารถลดขนาดหน้าตัดและสามารถทำการดึงผ่านแม่พิมพ์ที่ออกแบบไว้ได้
3. แม้ว่าการกัดกรดจะให้ เปอร์เซ็นต์ที่สามารถดึงได้หลังการลดรูปได้ดี แต่กรดที่ใช้สามารถทำอันตรายต่อผู้ใช้ได้เนื่องจากมีความเป็นกรดสูง และถ้าใช้เป็นเวลานานอาจมีผลกระทบต่อระบบทางเดินหายใจได้ วิธีนี้จึงไม่เหมาะสมในทางอุตสาหกรรม
4. ควรทำการสั่งซื้อแม่พิมพ์ในขั้นแรกเพื่อให้ได้แม่พิมพ์เร็วที่สุด และควรสั่งมาเผื่อในกรณีที่แม่พิมพ์เสียหายหรือลวดขาดติดแม่พิมพ์
5. ในการอบขึ้นแรกเพื่อให้ชิ้นงานจำรูปควรทำที่อุณหภูมิต่ำกว่า 600 องศาเซลเซียส เนื่องจากจะทำให้สมบัติของ Super Elastic หายไป
6. ในการทดสอบสมบัติของ Shape Memory Effect โดยการให้ความร้อนแก่ลวดขณะดึง ควรให้ความร้อนแก่ลวดที่ความร้อนคงที่
7. ในการทดสอบ Micro hardness นั้นควรเตรียมชิ้นงานโดยการขัดให้เรียบและการวางชิ้นงานทดสอบไม่ควรเอียงโดยเด็ดขาด เพราะจะทำให้ค่าที่ได้คลาดเคลื่อนจากความเป็นจริง
8. อัตราเร็วในการดึงต้องใช้อัตราที่ต่ำ (ไม่เกิน 5 มิลลิเมตรต่อนาที) เนื่องจากหากว่าความเร็วมากเกินไปจะทำให้เราไม่เห็นช่วงกราฟของการเปลี่ยนเฟส และการ Reoriented martensite จะส่งผลต่อการหาค่าเปอร์เซ็นต์ Strain ในการทดลองการคืนตัว

กิจกรรมอื่น ๆที่เกี่ยวข้อง

- (1) ได้รับเชิญไปเป็นวิทยากร เรื่อง Shape Memory Alloy ที่ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี เมื่อวันที่ 16 มิถุนายน 2549
- (2) ได้รับเชิญไปเป็นวิทยากร เรื่อง Shape Memory Alloys for Orthodontic Wires ที่ภาควิชาทันตกรรมจัดฟัน คณะทันตแพทยศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหิดล เมื่อ กรกฎาคม 2548
- (3) ได้รับเชิญไปเป็นวิทยากร เรื่อง Heat Treatment of Shape Memory Alloys for Orthodontic Wires ที่ภาควิชาทันตกรรมจัดฟัน คณะทันตแพทยศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหิดล เมื่อ มกราคม 2550
- (4) การเชื่อมโยงทางวิชาการในเรื่องการดึงลวดโลหะผสมจำรูปเพื่อเป็นลวดจัดฟัน ร่วมกับอาจารย์ภาควิชาทันตกรรมจัดฟัน คณะทันตแพทยศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหิดล
- (5) ได้มีการเปิดวิชาสอนใหม่ในภาควิชาชื่อ Smart Materials ซึ่งเป็นเรื่องใหม่สำหรับประเทศไทย ในภาคการศึกษา 1/2551

ลงนาม

(ผศ. ดร. อนรรฆ ชันธะชานะ)

หัวหน้าโครงการวิจัยผู้รับทุน

Effect of Direct Electric Resistance Heat Treatment on Mechanical Properties of NiTi Orthodontic Arch Wires

W. Kiattiwongse^{1,a}, A. Khantachawana^{2,b}, P. Santiwong^{1,c,*}

¹ Department of Orthodontics, Faculty of Dentistry, Mahidol University, Bangkok 10400, Thailand

² Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering,

King Mongkut's University of Technology Thonburi, Bangkok 10140, Thailand

^aredwing7724@hotmail.com, ^b anak.kha@kmutt.ac.th, ^{*} ^cdtpsg@mahidol.ac.th

Keywords: Nickel titanium alloy, orthodontic archwire, heat treatment, surface hardness, three-point bending test

Abstract. Two types of rectangular orthodontic archwires; NiTiTM and 40°CuNiTi, were heat treated by Direct Electric Resistance Heat Treatment (DERHT) using different electric currents for 4 s. Their mechanical properties were then evaluated by micro hardness and three-point bending tests. After applying 4.5-5.5 A current, the hardness of NiTiTM increased with the increased current, whereas the change in hardness of 40°CuNiTi was slight. When 6 A current was applied, the hardness of the midspan of both wires significantly decreased. From the three-point bending test, unloading forces of NiTiTM increased after treating with 5.5 A current, while those of 40°CuNiTi decreased. However, both specimens lost their superelasticity when applied with 6 A current. In conclusion, after DERHT, various changes in mechanical properties can be noted in the different types of nickel titanium archwire.

Introduction

Nickel Titanium [NiTi] alloy has been widely used as an orthodontic archwire for more than two decades. It is generally accepted that light and continuous forces applied to the dentoalveolar structures provide optimal tooth movement. The superelasticity of NiTi archwires allows the clinician to apply a light continuous force with larger activations making them popular as the initial archwires for levelling and alignment [1, 2]. Some heat treatment methods have been used to control the level of force delivered from NiTi archwire [3, 4]. Direct Electric Resistance Heat Treatment [DERHT], first introduced by Miura *et al.*, is considered to be one of the most suitable methods for heat treating the wire for clinical use [5]. Little is known about the physical and mechanical properties of various commercial orthodontic archwires after DERHT. This study aimed to investigate the effect of DERHT on mechanical properties of two NiTi orthodontic archwires.

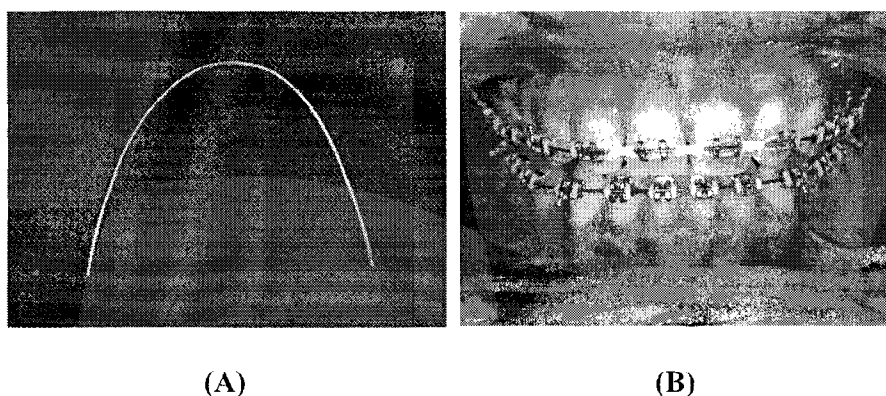


Figure 1. (A) An orthodontic archwire (B) Orthodontic treatment with NiTi archwires placed intraorally

Materials and Methods

The straightest part of preformed rectangular archwires, 0.016×0.022 inches², for two types; NiTiTM and 40°CuNiTi [Ormco,USA], were cut into 30 mm. segments. The heat treatment processes were carried out for 4 s using the electric current of 4.5, 5, 5.5 and 6 A. After heat treatment, mechanical properties were evaluated by micro hardness test and three-point bending test. For the hardness test, three archwire segments from each group were embedded in epoxy resin. The specimens were polished with water coolant silicon carbide paper from 400 to 2000 grit and washed with acetone. Each specimen surface was subjected to Vickers Hardness Test by using a microhardness tester [Future-Tech Corporation, Tokyo, Japan] applying a load of 50 g for 15 s at three specific regions [4 mm, 10 mm, and 15 mm from one end of the wire]. For the three-point bending test, the apparatus and test conditions were set according to ISO 15841:2006 [6]. Briefly, the wire specimen was supported by two pulleys, located 10 mm apart. Each wire was loaded to a deflection of 3 mm and then unloaded at constant temperature 37°C. The loads measured at a deflection of 1.5 mm during the unloading process were statistically compared.

Results and Discussion

The mean comparison of surface hardness values among different areas and currents of both wires were analyzed by two-way ANOVA at a P-value of 0.05 [Table 1]. A statistically significant difference was found in the different levels of current but not in different areas. The hardness values of NiTiTM were greater than those of the 40°CuNiTi in all conditions. For the heat treated NiTiTM wires, the hardness increased when compared with those of the as-received wires, except for the wires heated with 6 A for 4 s. For this heating condition, the highest hardness value was at the end region of the wire and the lowest hardness value was in the midspan of the wire. On the other hand, a correlation between hardness and increased current could not be found in the 40°CuNiTi group except for the wire heated with 6 A for 4 s, in which case, the correlation was the same as NiTiTM.

Table 1. The hardness measurements of NiTiTM and 40°CuNiTi in different heat-treating conditions.

Type of wire/Current(A)		As-received	4.5 A for 4s	5 A for 4s	5.5 A for 4s	6 A for 4s
NiTi TM	4 mm	345±7	365±23	344±8	405±21	420±11
	10 mm	340±11	367±6	392±31	385±28	347±15
	15 mm	352±15	346±24	408±25	418±24	311±21
40°CuNiTi	4 mm	308±8	314±3	313±13	313±4	326±12
	10 mm	325±0	325±9.64	343±4	323±11	281±10
	15 mm	310±10	325±7	344±12	336±4	258±7

The results from the three-point bending test are shown in Table 2. The mean comparison of unloading forces among as-received wire and heat-treated wires were analyzed by Pair T-test for data with normal distribution or by Mann-Witney Rank Sum Test for data without normal distribution. When heated with 4.5 A and 5 A, the unloading forces showed no statistically significant difference from the control. However, the unloading force significantly increased in NiTiTM and decreased in 40°CuNiTi after heat treatment with 5.5 A. With 6 A current, the unloading force of both wires significantly decreased. Moreover, permanent deformation occurred

in the NiTiTM and the 40^oCuNiTi wires lost their superelasticity after heat treatment at these conditions [Figure 2].

Table 2. Means ± standard deviations of forces measured when as-received and heat-treated orthodontic archwires were deflected 1.5 mm during the unloading process at 37°C (gram)

Type of wires	As-received	4.5 A	5 A	5.5 A	6 A
NiTi TM	315±11.15	314±11.47	311±12.33	415±10.03	267±68.47
40 ^o CuNiTi	81±14.31	87±13.16	76±6.99	47±31.01	2.1±2.76

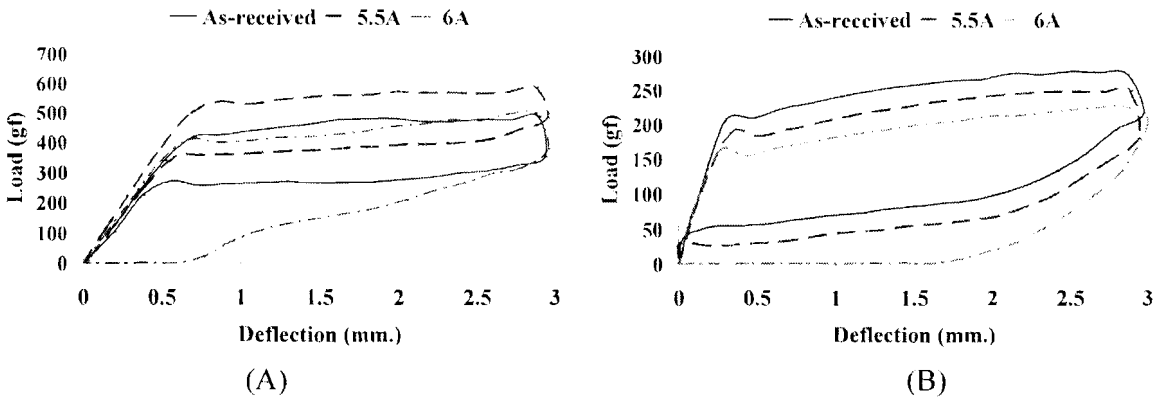


Figure 2. Load-deflection curves from three-point bending test at 37°C of the as-received and heat-treated wires, (A) NiTiTM and (B) 40^oCuNiTi

From the phase diagram of NiTi alloy, the system approaches equilibrium by precipitation in order to make the Ni/Ti ratio within the matrix equal to 1. This process is activated by heat treatment because precipitation occurs with rising temperature. The precipitation causes an important variation in the chemical composition because the quantity of Ni in the matrix of the alloy is changed to create the precipitate resulting in a hardening of the alloy [7]. The properties of NiTi alloy are sensitive to the Ni-content in the matrix, so the transition temperatures and unloading force are affected.

Heat treatment effects on surface hardness did not appear when Cu was present because the hardness was slightly constant when applied with different currents. This fact was due to the substitution of nickel atoms by copper atoms, producing a decrease of the nickel content, which is the chemical content limit needed for the precipitation process. However, during heat treatment, deformation rearranged and decreased leading to a decreased unloading force of 40^oCuNiTi [8,9]. In our study, permanent deformation occurred in the NiTiTM wires, when heated with 6 A current for 4 s. Moreover, by the same condition, the 40^oCuNiTi wires lost their superelasticity. These results indicate that DERHT using 6 A current for 4 s resulted in over heating for both NiTiTM and 40^oCuNiTi wires, and are not appropriate for clinical use. After DERHT, the unloading forces of different nickel titanium archwires would be changed in various ways. Increasing the magnitude of force raises the possibility of tissue destruction, such as root resorption. On the other hand, decreasing force to sub-optimal level lead to the ineffective and slow tooth movement. Therefore, the effects of DERHT on the mechanical properties of any archwires, especially the unloading force, should be thoroughly studied before clinical application.

Summary

1. The hardness of NiTiTM increased with increasing current, whereas the hardness of 40⁰CuNiTi was changed slightly.
2. The unloading forces of both wires showed no statistically significant difference after DERHT at 4.5 and 5 A for 4 s.
3. After DERHT at 5.5 A for 4 s, the unloading forces of NiTiTM increased but those of 40⁰CuNiTi decreased.
4. DERHT at 6 A for 4 s produced over heating for the NiTiTM and 40⁰CuNiTi.
5. Considering the various changes in the mechanical properties of different NiTi archwires after DERHT, the effect of DERHT on the mechanical properties of any archwires, especially the unloading force, should be thoroughly studied before clinical application.

Acknowledgement

This research was supported by a grant from the Faculty of Dentistry, Mahidol University and Thailand Research Fund.

References

- [1] William A. Brantley and E.Theodore: Orthodontic Materials (New York, 2001)
- [2] R.P.Kusy: Am J Orthod Dentofacial Orthop Vol. 100(3) (1991), p. 25.
- [3] F.Miura, M.Mogi, Y.Ohura and H.Hamanaka: Am J Orthod Dentofacial Orthop Vol. 27(3) (1986), p. 1.
- [4] T.Yoneyama, H.Doi, H.Hamanaka, M.Yamamoto and T.Kuroda: J Biomed Mater Res Vol. 27(3) (1993), p. 399.
- [5] F.Miura, M.Mogi and Y.Ohura: Eur J Orthod Vol. 10(3) (1988), p. 187.
- [6] Standardization. Dentistry-Wires for use in orthodontics. In: Metallic material bending test. (2006), p. 1-9.
- [7] F.J.Gil, E.Solano, A.Campos, F.Boccio, I.Saez and N.V.Alfonso: Biomed Mater Eng Vol.8(5-6) (1998), p. 335.
- [8] F.J.Gil and J.A.Planell: J Biomed Mater Res Vol.48(5) (1999), p. 682.
- [9] M.Iijima, K.Endo, H.Ohno and I.Mizoguchi: Dent Mater J Vol.17(1) (1998), p. 31.

Assessment of Mechanical Properties and Transformation Behavior of Locally-made Ni-Ti Alloys Used in Orthodontics

N. Chirananvit^{1,a}, A. Khantachawana^{2,b}, N. Anuwongnukroh^{1,c} and S. Dechkunakorn^{1,d,*}

¹ Department of Orthodontics, Faculty of Dentistry, Mahidol University, Bangkok 10400 Thailand

² Biological Engineering Program and Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, King Mongkut's University of Technology Thonburi, Bangkok 10140 Thailand

^akulni@hotmail.com, ^banak.kha@kmutt.ac.th, ^cdtan@mahidol.ac.th, ^ddtsdh@mahidol.ac.th

*Corresponding Author: dtsdh@mahidol.ac.th

Keywords: Mechanical properties, Transformation behavior, Locally-made Ni-Ti alloys, Orthodontics

Abstract. Ni-Ti alloy wires have been widely used in clinical orthodontics because of their properties of superelasticity (SE) and shape memory effect (SME). The purpose of this study was to assess the mechanical properties and phase transformation of 50.7Ni-49.3 Ti (at%) alloy (NT) and 45.2Ni-49.8Ti-5.0Cu (at%) alloy (NTC), cold-rolled with various percent reductions. To investigate SE and SME, heat-treatment was performed at 400°C and 600°C for 1 h. The specimens were examined using an Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS), Differential Scanning Calorimeter (DSC), Universal Testing Machine (Instron), Vickers Hardness Tester and Optical Microscope (OM). On the three-point bending test, the superelastic load-deflection curve was seen in NTC heat-treated at 400°C. Furthermore, NT heat-treated at 400°C with 30% reduction produced a partial superelastic curve. For SME, no conditions revealed superelasticity at the oral temperature. Micro-hardness value increased with greater percentage reduction. The average grain size for all specimens was typically 55-80 µm. The results showed that locally-made Ni-Ti alloys have various transformation behaviors and mechanical properties depending on three principal factors: chemical composition, work-hardening (the percent reduction) and heat-treatment temperature.

Introduction

In orthodontics, the ideal arch wire should provide light, continuous forces [1]. Such forces may reduce the potential discomfort, tissue hyalinization, and undermine resorption [2]. Ni-Ti alloy wire is widely used in clinical orthodontics due to its superelasticity and ability to provide light and continuous forces transmitted to the dentition over a long activation period resulting in a desirable biological response [3]. Moreover, superelasticity is manifested by a considerable range of deflection without permanent deformation (Fig.1). This phenomenon means that an arch wire would exert constant force whether it were deflected a relatively small or a large distance, which is a unique and extremely desirable characteristic especially for leveling and aligning severely malpositioned teeth [1]. Many companies in Thailand import Ni-Ti alloy wires from foreign countries. In addition, no nickel-titanium orthodontic arch wire producer exists in Thailand. Therefore, this study will be a preliminary work to fabricate and evaluate the effect of different degrees of cold-working and heat treatment temperatures on the properties of Ni-Ti alloys.

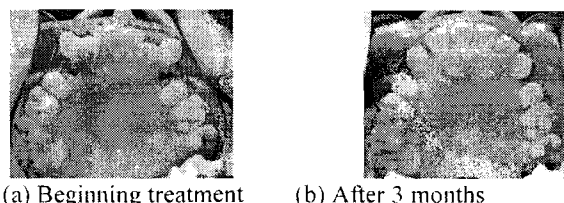


Figure 1. (a) At the beginning of treatment, NiTi alloy wire was used for leveling the crowded teeth. (b) After treatment for 3 months, the teeth were aligned.

Experimental

A conventional vacuum arc re-melting technique was employed to prepare two systems of the equiatomic Ni-Ti alloys: 50.7Ni-49.3 Ti (at%) alloy (NT) and 45.2Ni-49.8Ti-5.0Cu (at%) alloy (NTC). Titanium, nickel and copper (purity, 99.9%) were cleaned in hydrofluoric and nitric solutions to remove surface grease and oxide before melting together in argon atmosphere. The ingot was turned over and re-melted five times to ensure chemical homogeneity. Further, the as-melted ingots were sliced into small plates (1.5 mm. in thickness) using a CNC wire cutting machine (Sodick: Linear Servo Controller LN1W) and followed by cold-rolling process. The final thicknesses of the cold-rolled plates were 1.35, 1.20 and 1.05 mm. with reductions of 10%, 20% and 30 %, respectively. The received plates were cut into specific shaped specimens by a CNC wire cutting machine. Specimens for phase-transformation temperature analysis by Differential Scanning Calorimeter (DSC) were 3.0 X 3.0 mm. Specimens for chemical composition analysis by X-ray Energy-Dispersive Spectroscopy (EDS), for micro-indentation hardness test by Vickers Microhardness Tester and for grain structure analysis by optical microscope were 3.0 X 7.0 mm. Lastly, specimens for three-point bending test by Instron Universal Testing Machine were 30.0 X 1.0 mm. After removing any oxide layers and surface contaminants by mechanical polishing, the specimens were annealed at 400°C and 600°C in a vacuum heat treatment furnace for 1 hour in order to study the influence of recrystallization on the mechanical properties and transformation behavior of the alloys.

Results and Discussion

The chemical compositions analyzed by EDS were 47.65at%Ni, 52.01at%Ti, 0.24at%Si for NT, and 41.94at%Ni, 50.21at%Ti, 7.56at%Cu, 0.29at%Si for NTC. Transformation temperature ranges determined by DSC are listed in Table 1.

Table 1. Transformation temperatures and enthalpy changes (ΔH) for all conditions of nickel-titanium alloy specimens

Ni-Ti alloy specimens [at%]	% Reduction	Heat treatment temp.[°C]	Heating		Cooling		Temperature hysteresis [°C]
			A _s [°C]	A _f [°C]	M _s [°C]	M _f [°C]	
NT	10	400	26	55	34	10	23
		600	54	70	48	34	25
	20	400	22	52	31	5	21
		600	59	72	52	38	24
	30	400	18	49	29	0	19
		600	59	71	49	40	23
NTC	10	400	25	56	52*	23**	5
		600	-2	28	0	-31	25
	20	400	34	55	53*	31**	4
		600	11	30	3	-16	20
	30	400	34	55	53*	32**	3
		600	-1	26	0	-26	24

* R_s, ** R_f (Rhombohedral phase)

Superelasticity (SE) was observed in NTC heat-treated at 400°C (Fig.1). No significant difference of the transformation temperature ranges was found among the 10%, 20% and 30% reductions. All peaks were broad and showed narrow temperature hysteresis, approximately 5°C. This phenomenon confirmed that the peak on cooling path was not the martensitic transformation but the R-phase transformation, which can occur in nickel-rich Ti-Ni alloys aged at an appropriate temperature and in ternary Ti-Ni-Fe and Ti-Ni-Al alloys [4,5]. The R-phase is thought to be caused by the

introduction of dislocation and precipitations and also provided very small stress hysteresis [6]. The average peak of heating and cooling curves was located approximately at the oral temperature. Thus, the superelastic property should be present in this alloy. The load-deflection curves of the specimens in all percent reductions were almost identical and showed superelastic curves (Fig.2b) with small stress hysteresis. This result corresponded with the thermograph (Fig.2a).

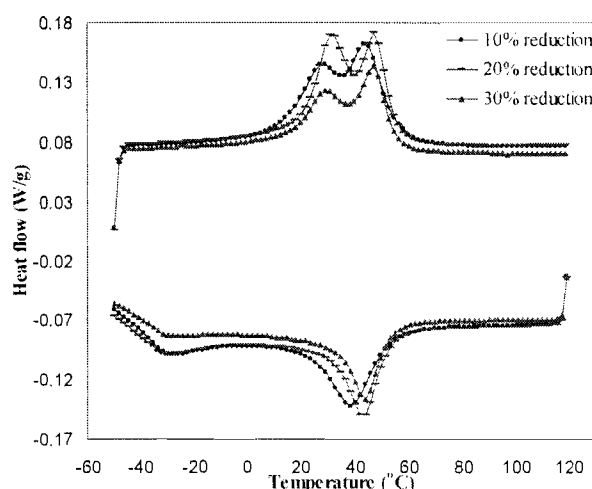


Figure 2a. Thermograph of NTC with 10%, 20% and 30% reductions heat-treated at 400°C

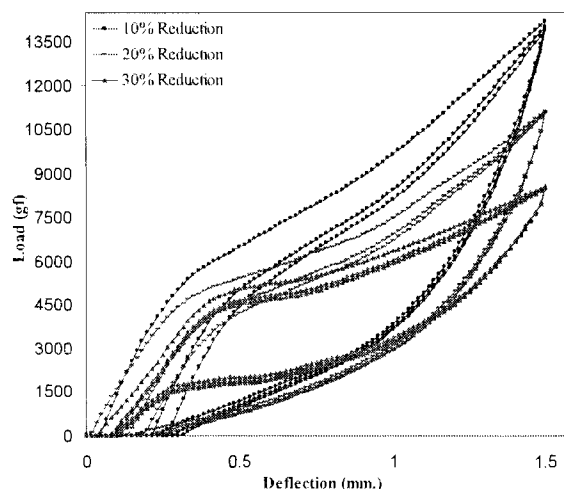
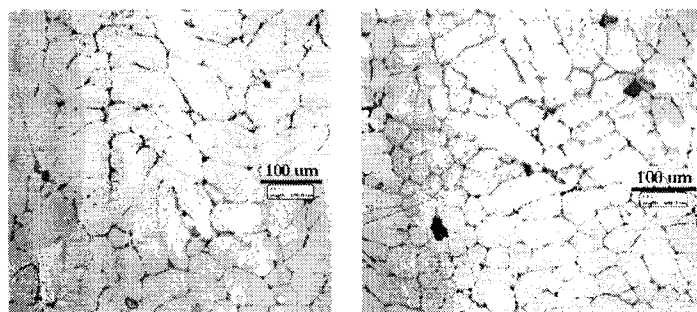


Figure 2b. Load-deflection curves of NTC with 10%, 20% and 30% reductions heat-treated at 400°C

Partial superelasticity was obtained in NT, cold-rolled at 30% reduction and heat-treated at 400°C for 1 hour. The differences among the peaks of phase transformation with 10%, 20% and 30% reductions were observed. The transformation temperature ranges of both heating and cooling paths decreased and the peaks broadened when the percent reduction increased. This signified that the percentage reduction has an impact on phase transformation. On the other hand, the dislocation that occurred from work-hardening suppressed the phase transformation [7]. For the specimens of 10% and 20% reductions, similar load-deflection curves were found. Interestingly, when the percent reduction increased to 30%, the recovery stress could be noticed on the unloading curve. Moreover, the load-deflection curve showed greater superelasticity than that of 10% and 20% reductions.

For shape memory effect (SME), no conditions revealed superelasticity at the oral temperature. Interestingly, NTC heat-treated at 600°C should represent the superelasticity at the oral temperature because A_f was set between 26°C-30°C. On the other hand, clinical use was not a stress-free condition. The applied stress from the three-point bending test may induce the transformation temperature range to shift higher according to the *Clausius-Clapeyron relationship* [6], which gives the relationships of shape memory and superelastic behavior to stress and temperature. From this theory, the transformation temperature ranges, especially A_f , may shift over the oral temperature and cause the reverse transformation to disappear or partially occur. The transformation peaks were sharper than that of NiTiCu heat-treated at 400°C because of the recrystallization at the 600°C heat treatment (Fig.1). Temperature hysteresis was also larger. These characteristics indicated that the peak was the martensitic transformation, not the R phase transformation. In addition, the difference between the peak positions of 10%, 20% and 30% reductions indicated that cold-working had an influence on transformation temperature range. Nevertheless, heat treatment at 600°C caused the transformation temperature range of martensite to shift higher and approach the oral temperature. This means the probability of obtaining superelasticity at the oral temperature was decreased. On the three-point bending test, significant differences of load-deflection curves were clearly seen within three cycles of each percent reduction. The deflection did not completely recover.

Micro-hardness values of Ni-Ti alloys heat-treated at 400°C tended to increase when the percentage reduction increased. At 600°C heat treatment temperature, the hardness values decreased with no significant difference of microhardness values found among the percentage reductions. Figs.3(a) and 3(b) show the optical micrograph of NTC with 20% reduction and 400°C heat treatment. Grain structures of the Ni-Ti alloys on the longitudinal section were elongated parallel to the cold-rolling direction. The average grain sizes measured on the cross section were 55-80µm. No significant difference of the grain sizes was found among the reductions of 10%, 20% and 30%.



(a) Longitudinal section

(b) Cross section

Figures 3a and 3b. Optical micrograph (20X) showing grain structure of NTC with 20% reduction and 400°C heat treatment

Summary

The principal factors affecting the transformation behavior and mechanical properties of Ni-Ti alloys are chemical compositions, working history and heat treatment temperature. SE was observed in NTC with 10%, 20% and 30% reductions and heat-treated at 400°C for 1 h. In addition, partial SE was found in NT with 30% reduction and heat-treated at 400°C for 1 h. On the other hand, SME was not obtained in any conditions of all specimens. To improve SE and SME, transformation temperature range should be reduced by increasing the percentage reduction over 30% or by increasing Ni/Cu content. This information is valuable as baseline data for further development of locally-made nickel-titanium alloy wires used in orthodontics.

References

- [1] W. Proffit, Fields and H. Jr: *Contemporary orthodontics* (3rd ed. St. Louis, Mosby, 2000).
- [2] R.P. Kusy: *Angle Orthod.*, Vol. 67 (1997), p. 197.
- [3] F.J. Gil, E. Solano, J. Pena, E. Engel, A. Mendoza and J.A. Planell: *J. Mater. Sci. Mater. Med.*, Vol. 15 (2004), p. 1181.
- [4] K. Otsuka and Wayman: *Shape memory materials*. (United Kingdom, Cambridge University Press, 1998).
- [5] P.C. Su and S.K. Wu: *Acta. Materialia.*, Vol. 52 (2004), p. 1117.
- [6] M. Iijima, H. Ohno, I. Kawashima, K. Endo, W.A. Brantley and I. Mizoguchi: *Biomaterials.*, Vol. 23 (2002), p. 1769.
- [7] T. Kurita, H. Matsumoto and H. Abe: *J. Alloys Compd.*, Vol. 381 (2004), p. 158.

Acknowledgement

This research was supported by a grant from the Faculty of Dentistry, Mahidol University and Thailand Research Fund.

Influences of Heat Treatment Temperature on Drawing Capabilities of Ti-Ni-Cu SMA Wire

Pongpan Kaewtatip* and Anak Khantachawana

Department of Mechanical Engineering, King Mongkut's University of Technology

Thonburi, Bangkok, 10140 Thailand

*Author for correspondence, E-mail: pongpan.kae@kmutt.ac.th

ABSTRACT

The objective of this work is to investigate the influences of heat treatment temperatures on wire drawing capabilities of Ti-40Ni-10Cu (at%) shape memory alloy (SMA) over the range of 300–800 °C. Tensile tests have been conducted to collect the mechanical properties of the heat-treated wires. The heat-treated wires have been drawn at room temperature by using the die made of tungsten carbide. The initial diameter of the wire is 1.0 mm. The reduction ratio of cross-sectional area (%Reduction) and the die approach angle (semi-angle) are determined to be 18.5% and 10 degree, respectively. Drawing force, surface quality and dimension of the drawn wires are compared and analyzed.

Keywords: SMA Wire, Ti-Ni-Cu alloy, wire drawing, heat treatment

INTRODUCTION

The shape memory alloys (SMAs) have been used in a wide variety of applications and diverse consumer fields. When heat is applied to the deformed SMAs, the alloys will restore their original shapes. This phenomenon is caused by a change in their crystal structure above their martensitic transformation temperature. During shape recovering, SMAs enable large forces, generated when encountering any resistance during their transformation, and large movement actuation, as they can recover large strains. The needs of SMA wires grow rapidly in recent years in various fields of applications. Ti-Ni-Cu SMA is one of the materials that has been used widely in dental applications, such as archwires, because its stress hysteresis is relatively low. Usually SMA wires are produced by cold drawing process in order to obtain good surface quality and mechanical properties. However, Ti-Ni-Cu SMA wire is hard to produce by cold drawing since its Cu-content leads to the poor workability. The wire must have been heat treated in order to improve ductility or remove the deformation structure before drawing. In this work, the heat treatment temperatures of the wires have been varied from 300 to 800 °C, which covered its recrystallization temperature of around 520 °C [1].

Among various types of SMAs, Ti-Ni-Cu alloy is one of the most popular alloys. It is known that the addition of Cu into Ti-Ni alloys can decrease the transformation hysteresis, stress hysteresis and sensitivity of Ni-content on transformation temperature in the alloys, resulting in a lot of their practical applications [2,3]. Recently, Ti-Ni-Cu SMAs with a wire-shape are used in dental application as the archwires because of their large recovery force and small stress hysteresis [4]. Usually Ti-Ni-Cu SMA wire is fabricated by cold drawing process in order to obtain good surface and mechanical

properties. However, it is known that the workability becomes worse with an increase of Cu-content, leading to the difficulty of cold drawing. In the present work, heat treatments were carried out at various temperatures before drawing in order to remove the deformation structure and to improve the ductility. The influences of heat treatment temperature on cold drawing capability were investigated in order to obtain the optimum condition for wire drawing of Ti-Ni-Cu SMA.

EXPERIMENTAL PROCEDURES

The Ti-Ni-Cu wire, having circular cross section, with a diameter of 1.0 mm was used as the initial material. The wire was prepared by cold drawing without any subsequent heat treatment. Its phase transformation temperatures are 66 °C for Af (reverse martensitic transformation finish temperature) and 55 °C for Ms (martensitic transformation start temperature). First, the wires were heat treated at various temperatures, i.e., 300, 400, 500, 520, 600, 700 and 800 °C for 1 h and immediately quenched in water. The heat-treated wires were tested using universal testing machine for determining their tensile properties. Next, the wires were drawn through the die made of tungsten carbide. The die having diameters of 0.90 mm was used in the experiment. Therefore, the percentage of reduction ratio of cross-sectional area, depending on die diameter, becomes 18.5%. The configuration of the die is shown in Figure 1. The die approach angle (semi-angle) is fixed at 10°, which is the optimum value for drawing hard material [5].

An experimental setup, on universal testing machine, is shown in Figure 2. The universal testing machine, having capacity of 50 kN, was used in wire drawing experiments, in order that the relation between drawing load and distance can be real-

time monitored. Drawing speed was fixed at 0.5 m/min. Commercial forming oil, Iso Cut 570-A (viscosity of 45.62 cSt at 40 °C), was used as the lubricant. Drawing force, surface roughness and diameter of the drawn wire for each condition were recorded and analyzed.

RESULTS AND DISCUSSION

1. Tensile properties

Tensile properties, i.e. yield strength (YS), ultimate tensile strength (UTS) and percentage of elongation (%EL), of the initial wires and the wires heat treated at various temperatures are shown in Figure 3. For the temperature below 500 °C, YS and UTS decrease gradually with the increasing of heat treatment temperature. By heat-treating the wires, some dislocation from cold working could be removed. The higher the heat treatment temperature, the larger the quantity of grain recovery could be obtained. This resulted in decreasing of the strength of the wires. However, %EL is not increased with heat treatment temperature as expected. This can be explained from two points of view. First, the initial wires prepared by cold drawing have a strong $\langle \bar{1}11 \rangle$ texture, i.e. having large number of $(\bar{1}11)$ planes parallel with the cross section of the wires. Therefore, tension force is directed along $\langle \bar{1}11 \rangle$ direction during tensile test, resulted in relatively large transformation strain. When the wires were heat-treated under recrystallization temperature, number of $(\bar{1}11)$ planes decreased due to recovery [6]. As a result, %EL of the wires decreased with the increasing of heat treatment temperature. Second, Cu content in the Ti-Ni-Cu alloy generally decreases the ductility of the alloy. However, the dislocation, introduced during drawing the initial wire, increases the strength of its microstructure, which can suppress the brittleness caused by Cu content.

By increasing heat treatment temperature, the density of dislocation could be reduced, leading to the depletion of the alloy ductility. From the same figure, YS and UTS rapidly decrease while %EL increases abruptly at heat treatment temperature of 520 °C, which is the recrystallization temperature of the alloy [1]. However, when heat treatment temperature increases from 600 to 700 °C, the ductility of the wire slightly decreases and greatly decreases when heat treatment temperature reaches 800 °C. The depletion of the ductility can be explained by the oxidation occurred during heat-treating the wires at high temperature. From the tensile testing results obtained, it can be expected that the wires heat treated at the temperature between 520 to 700 °C should provide good drawing capabilities.

2 Wire drawing

Drawing force, diameter and surface roughness at a variety of heat treatment temperatures are shown in Figure 4. Wire drawing is the steady forming process, i.e. the force required for drawing the wire is almost constant during the process. The wire heat treated at 800 °C was not used in wire drawing experiment because of its heavy oxidation surface. The wire without heat treatment cannot be drawn successfully since it always ruptured at the beginning of the drawing. From the results, the tendency of the drawing force goes along well with that of the strength of the heat-treated wires, i.e. the forces decreases with an increase of heat treatment temperature. Wire drawing forces composed of three components, the force required for material deformation, friction force and shear resistance (redundant force) [5]. Since the deformation force, which is the largest force component, is strongly related to the strength of material, total drawing force is almost proportional to the ultimate strength of the wires.

The diameters of the drawn wires for the whole heat treatment temperatures are 2.6 to 4.1% larger than the diameter of the die used, that is a phenomenon of diametrical

recovery of the drawn wires. Generally, the diameters of the drawn wire and drawing die are almost the same for most materials. However, it is found that an obvious difference between those can be found in wire drawing of shape memory alloys and any other pseudo-elastic materials [7]. From the result, the diametrical recovery tends to decrease with an increase of heat treatment temperature. Since yield strength of the wire is higher at lower heat treatment temperature, larger quantity of elastic recovery could be obtained. This data should be always taken into consideration when the precision of wire diameter is strongly required.

The wires were drawn without prior removing the thin oxide film created by heat treatment, in order to utilize the film as a lubricant during wire drawing [8]. Therefore, the roughness (R_a) values of the drawn wires scarcely improve comparing to those of the initial wires. However, R_a values almost varied in the narrow range, which is bounded with the maximum and minimum values of the initial wires. This can be considered that there is no scratch or galling occurred on the wire surface during drawing the wires. The maximum roughness values (R_T) have been observed as well to ensure the absence of galling. From the same figure, it is also shown that R_a values of the wires heat treated at 700 °C is quite scattering. This caused by heat treating the wires at remarkably high temperature, leading to the occurrence of the scale on wire surfaces.

CONCLUSION

- (1) The strength of the wire drops rapidly when heat-treating at temperature above 520 °C, while ductility remarkably improves when heat-treating at the temperature between 520 and 700 °C.

- (2) The wire without prior heat treatment cannot be drawn successfully, while the wire heat treated at 800 °C generated a lot of scales on the wire surface.
- (3) Wire drawing force strongly relates with the strength of the wires. The higher the heat treatment temperature, the smaller the force is required for drawing the wires.
- (4) The diameters of the drawn wires are 2.6 to 4.1% larger than the diameter of the die. The diametrical recovery is gradually decreased with the increase of heat treatment temperature.
- (5) There is no galling observed from the surface roughness measuring results. However, the scale can be found on the surface of the wires when heat treating at temperature above 700 °C. This lead to the depletion of wire surface quality.

ACKNOWLEDGEMENTS

Portion of this research was supported by Thailand research fund (TRF), NSTDA (National Science and Technology Development Agency) and Ministry of Science and Technology of Thailand. The authors also would like to thank Mr. C. Jiamprasert, Mr. A. Aurporncharoenkul and Mr. K. Thaworasuk, who gave the assists in the experiments.

REFERENCES

- [1] Kitamura, K., Miyazaki, S., Iwai, H. and Kohl, M., Effect of Rolling Reduction on the Deformation Texture and Isotropy of Transformation Strain in Ti-50.2at%Ni Thin Plates, *Material Science and Engineering A*, 1999; **A273-275**: 758-762.

- [2] Matsunaga, T., Kajiwara, S., Ogawa, K., Kikuchi, T. and Miyazaki, S., Internal Structures and Shape Memory Properties of Sputter-deposited Thin Films of Ti-Ni-Cu Alloy, *Acta Materialia*, 2001; **49**: 1921-1928.
- [3] Khantachawana, A. and Miyazaki, S., Effect of Heat treatment on the Properties of Ti-25Ni-25Cu(at%) SMA Melt-spun Ribbons, *Materials Science Forum*, 2002; **394-395**: 495-498.
- [4] Sakuma, T., Miyazaki, S., Hosogi, M. and Okabe, N., Functional Degradation in Ti-41.7Ni-8.5Cu (at%) Shape Memory Alloy, *Trans. MRSJ*, 2001; **26 (1)**: 153-157.
- [5] B. Avitzur, *Handbook of Metal-Forming Processes*, USA: John-Wiley & Sons Inc., 1983
- [6] Miyazaki, S., No, V.H., Kitamura, K., Khantachawana, A. and Hosoda, H., Texture of Ti-Ni Rolled Thin Plates and Sputter-Deposited Thin Films, *Int. J. of Plasticity*, 2000; **16**: 1135-1154.
- [7] Yoshida, K., Drawability and Diametrical Recovery of Ni-Ti Shape-Memory Alloy Wires, *J. of Japan Society for Technology of Plasticity*, 1990; **31-355**: 1015-1021.
- [8] Wu, S.K., Lin, H.C. and Yen, Y.C., A Study on the Wire Drawing of TiNi Shape Memory Alloys, *Materials Science and Engineering A*, 1996; **A215**: 113-119.

List of Figure Captions

Figure 1 Wire drawing die

Figure 2 Experimental setup

Figure 3 Tensile properties of the heat-treated wires

Figure 4 Wire drawing results

(a) Relation between drawing force and heat treatment temperature

(b) Relation between diameter of the drawn wires and heat treatment temperature

(c) Relation between surface roughness of the drawn wires and heat treatment temperature

Figure 1

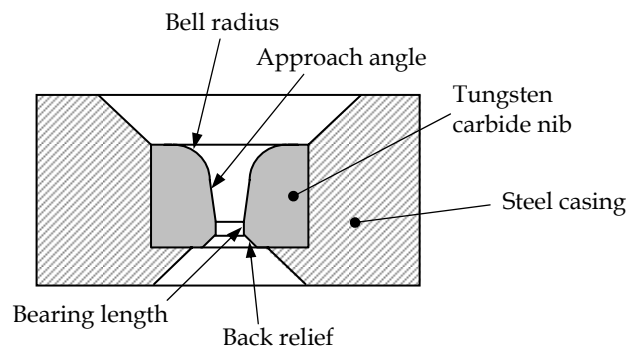


Figure 2

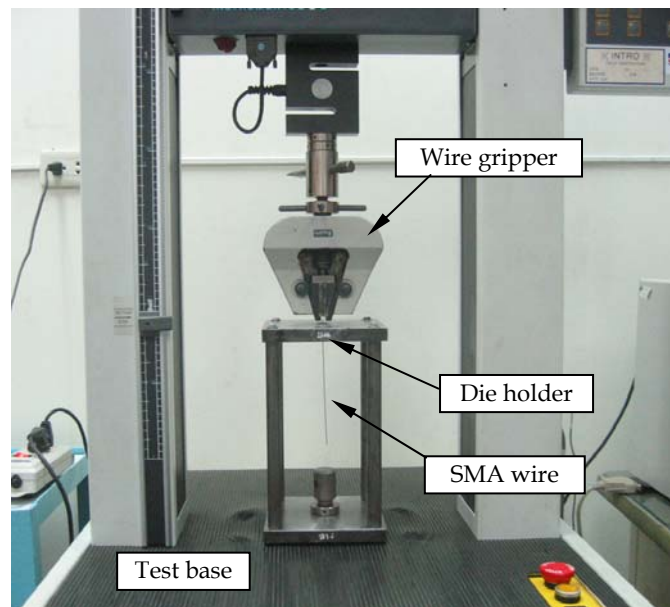


Figure 3

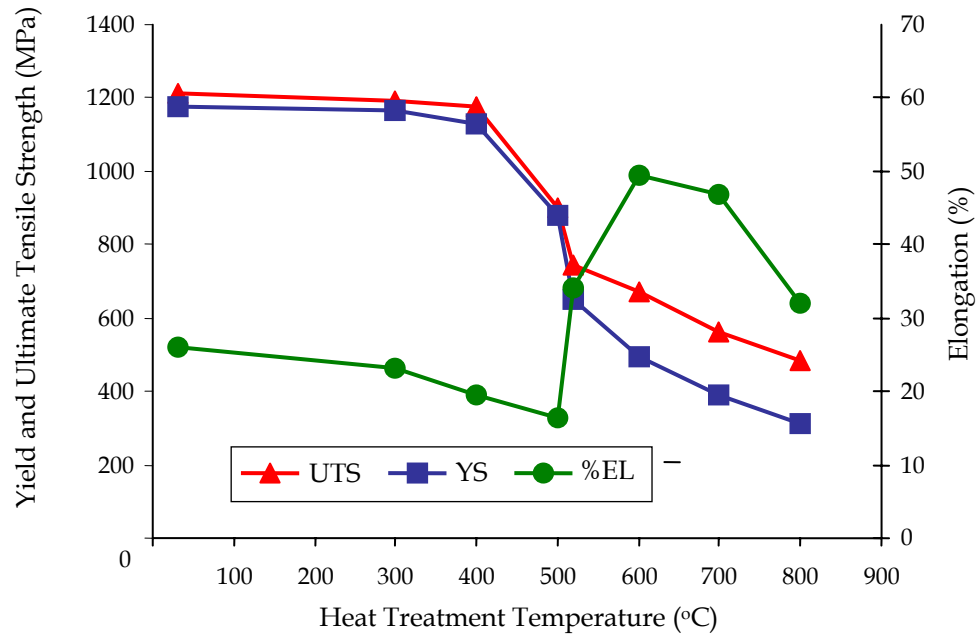


Figure 4 (a)

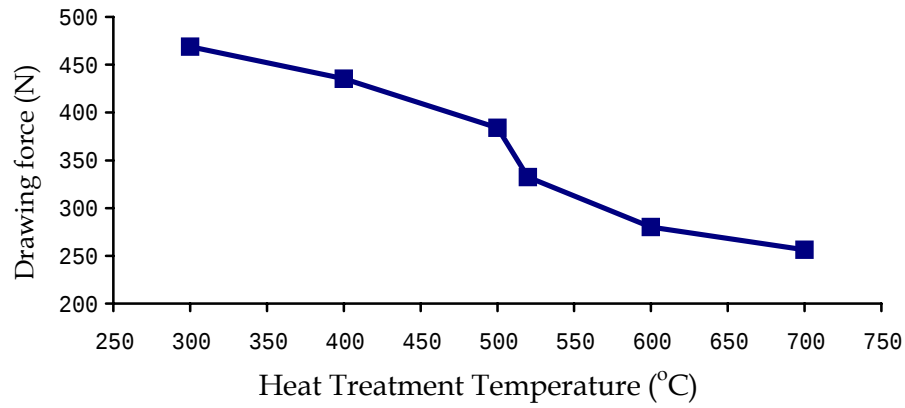


Figure 4 (b)

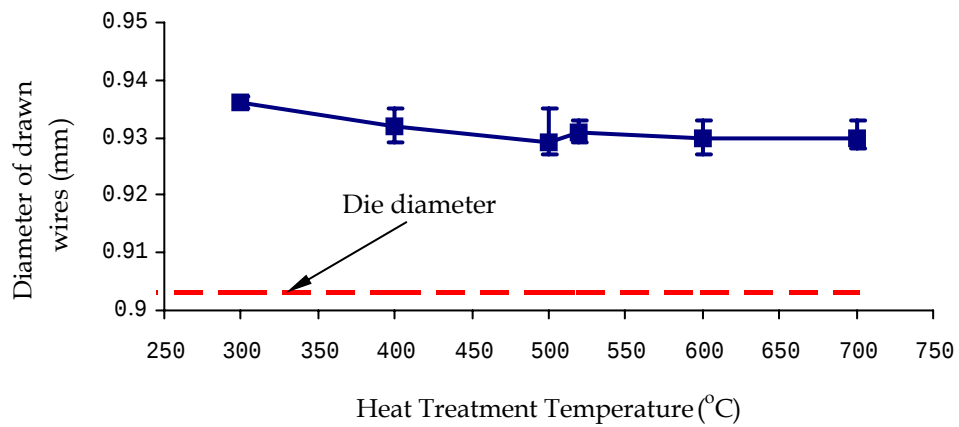


Figure 4 (c)

