



การสร้างและพัฒนาโลหะผสมจำรูปเพื่อประยุกต์ใช้เป็นอุปกรณ์ตรวจจับ
ความผิดปกติที่อุณหภูมิสูง

นายเทวินทร์ บัวศรี

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร
ปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล
คณะวิศวกรรมศาสตร์
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี

พ.ศ. 2555

การสร้างและพัฒนาโลหะผสมจำรูปเพื่อประยุกต์ใช้เป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติที่อุณหภูมิสูง

นายเทวินทร์ บัวศรี วศ.บ. (วิศวกรรมเครื่องกล)

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร
ปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล
คณะวิศวกรรมศาสตร์
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี
พ.ศ. 2555

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

.....
(ดร.พิภัทร พุกษาโรจนกุล)

ประธานกรรมการวิทยานิพนธ์

.....
(ผศ. ดร.อนรรฆ ชันชะชนะ)

กรรมการและอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์

.....
(ดร.ศรวัน วงษา)

กรรมการและอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ (ร่วม)

.....
(ดร.จุลเทพ ขจรไชยกุล)

กรรมการ

.....
(ผศ. ดร.วิฑูร อุทัยแสงสุข)

กรรมการ

ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี

หัวข้อวิทยานิพนธ์	การสร้างและพัฒนาโลหะผสมจำรูปเพื่อประยุกต์ใช้เป็นอุปกรณ์ตรวจจับ ความผิดปกติที่อุณหภูมิสูง
หน่วยกิต	12
ผู้เขียน	นายเทวินทร์ บัวศรี
อาจารย์ที่ปรึกษา	ผศ. ดร.อนรรฆ ชันชะชวณะ ดร.ศราวิณ วงษา
หลักสูตร	วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชา	วิศวกรรมเครื่องกล
ภาควิชา	วิศวกรรมเครื่องกล
คณะ	วิศวกรรมศาสตร์
พ.ศ.	2555

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อสังเคราะห์และพัฒนาโลหะผสมจำรูปกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูงที่มีสมบัติความยืดหยุ่นยิ่งยวด และทดสอบสมบัติทางกล ทางกลความร้อน รวมทั้งการเพิ่มสมบัติการต้านทานการเกิดการคืบที่อุณหภูมิสูงของวัสดุ และศึกษาความน่าจะเป็นที่จะนำมาใช้เป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติที่มีอุณหภูมิสูง โดยสังเคราะห์โลหะผสมไทเทเนียม – นิกเกิล – ทองคำที่มีส่วนผสมของทองคำตั้งแต่ร้อยละ 24 – 35 โดยอะตอม ($Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %)) โลหะผสมไทเทเนียม – นิกเกิล – พาลาเดียมที่มีส่วนผสมของพาลาเดียมตั้งแต่ร้อยละ 30 – 38 โดยอะตอม ($Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)) และโลหะผสมไทเทเนียม – นิกเกิล – แพลทินัมที่มีส่วนผสมของแพลทินัมตั้งแต่ร้อยละ 22 – 27 โดยอะตอม ($Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %)) โดยวิธีการหลอมในบรรยากาศอาร์กอน โลหะผสมทั้งหมดจะผ่านกระบวนการรีดเย็นที่อัตราการรีดเย็นร้อยละ 20 เพื่อเพิ่มความเค้นภายใน ตามด้วยกระบวนการอบอ่อน (Annealing) ที่อุณหภูมิ 400 – 800 องศาเซลเซียส จากนั้นทำการทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสโดยใช้เทคนิค DSC การทดสอบออกซิเดชันใช้อุณหภูมิทดสอบเท่ากับ 600 องศาเซลเซียส เพื่อตรวจสอบความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชัน การทดสอบแรงดึงภายใต้ความเค้นสลับที่อุณหภูมิ 240 – 540 องศาเซลเซียส เพื่อตรวจสอบสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด รวมทั้งทดสอบความสามารถในการต้านทานการเกิดการคืบ (creep) ภายใต้ระดับความเค้นคงที่ ที่อุณหภูมิ 240 องศาเซลเซียส นอกจากนี้ยังได้สร้างแบบจำลองการตรวจจับรอยร้าวโดยใช้โลหะผสมจำรูปมาประยุกต์ใช้เป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติของโครงสร้างทางวิศวกรรมในลักษณะตรวจจับความเครียด (Strain sensor) จากนั้นทำการทดสอบแรงดึงภายใต้ความเค้นสลับ โดยในขณะที่ดึงจะมีการวัดค่า

ความต้านทานทางไฟฟ้า จากผลการทดลองพบว่าโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) มีสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดที่ดีที่สุด ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบแรงดึงภายใต้ความเค้นสลับที่อุณหภูมิ 240 และ 365 องศาเซลเซียส ตามลำดับ โดยชี้วัดจากความเครียดที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ ความเครียดทั้งหมดและความเครียดในการคืนตัวสูงสุด ยิ่งไปกว่านั้น โลหะผสมดังกล่าวยังมีความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชันและการเกิดก๊ิบที่สูงอีกด้วย และเมื่อนำโลหะผสมดังกล่าวมาประยุกต์ใช้เป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติพบว่าสามารถตรวจจับความผิดปกติในรูปความเครียดได้สูงสุดเท่ากับร้อยละ 3.8 ภายใต้การทดสอบแรงดึงภายใต้ความเค้นสลับที่อุณหภูมิ 240 องศาเซลเซียส และความเครียดต่ำที่สุดที่สามารถตรวจจับการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานได้อย่างชัดเจนมีขนาดเท่ากับร้อยละ 0.42

คำสำคัญ : ความเค้นที่เหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ / โลหะผสมจํารูปกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิล
ชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง / สมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด / อุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติ

Thesis Title	Fabrication and Development of TiNi – Based High Temperature Shape Memory Alloys for Sensor Applications
Thesis Credits	12
Candidate	Mr. Taywin Buasri
Thesis Advisors	Asst. Prof. Dr. Anak Khantachawana Dr. Sarawan Wongsas
Program	Master of Engineering
Field of Study	Mechanical Engineering
Department	Mechanical Engineering
Faculty	Engineering
B.E.	2555

Abstract

This research aimed to fabricate and develop TiNi – Based High Temperature Shape Memory Alloys (HTSMA) with good pseudoelasticity and good creep resistance in high temperature range. The research also focused on the feasibility studies of the application of these alloys as a sensor in high temperature range. In order to investigate such a potential, nominal compositions of $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %), $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %), $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %), $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %), $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) and $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) were used. The alloys were fabricated by a vacuum arc melting technique. The specimens were cold rolled at 20% reduction in thickness and subsequently annealed at various temperatures. Transformation temperatures were detected by differential scanning calorimetry (DSC). Oxidation tests at 600°C were carried out in order to evaluate the oxidation resistance. Cyclic tests were carried out at a temperature range of 240 – 540°C in order to confirm pseudoelasticity. Creep tests under constant stress at 240°C were also carried out in order to evaluate the creep resistance. In addition, the possibility for the application of TiNi – based HTSMAs as a sensor at high temperatures was investigated. The behavior of electrical resistance and strain were measured under cyclic test, which was used as the simulated crack propagation. The results show that $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) and $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) exhibit good pseudoelasticity under cyclic tests at 240°C and 365°C, respectively. Furthermore, these alloys also exhibit superior oxidation resistance and creep resistance. In this study, a HTSMA sensor with a precision of 0.42% strain was able to measure the strain up to 3.8% under cyclic test at 240°C. The precision of this sensor can be obtained at a minimum strain of 0.42%.

Keywords : Pseudoelasticity / Strain Sensor / Stress – Induced Martensite / TiNi – Based High Temperature Shape Memory Alloys

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี ผู้วิจัยต้องขอขอบพระคุณ ผศ. ดร.อนรรฆ ชันชะชวณะ และ ดร.ศรวัฒน์ วงษา อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ที่ให้ความรู้ แนวคิด คำแนะนำในการทำวิจัย รวมถึงแนวทางในการแก้ไขปัญหาที่เกิดขึ้นระหว่างการทำวิจัย นอกจากนี้ต้องขอขอบพระคุณ ดร.พิภัทร พงกษาโรจนกุล วิศวกรนิเวศลิษฐ์ ระดับชำนาญการ สำนักงานปรมาณูเพื่อสันติ ดร.จุลเทพ ขจรไชยกุล นักวิจัยอาวุโสและผู้อำนวยการหน่วยวิจัยการออกแบบและวิศวกรรม ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ และ ผศ. ดร.วิฑูร อุทัยแสงสุข อาจารย์ประจำภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี ที่เสียสละเวลามาเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ ตลอดจนช่วยตรวจสอบแก้ไขวิทยานิพนธ์จนสำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดีและขอขอบพระคุณคณาจารย์ของภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล ภาควิชาเครื่องมือและวัสดุ คณะพลังงานและวัสดุ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี ที่ช่วยให้ข้อเสนอแนะอันเป็นประโยชน์ต่อการทำวิจัย ขอขอบคุณนักวิจัยและนักศึกษาของห้องวิจัยวัสดุฉลาด ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี ที่ช่วยเหลือและสนับสนุนในการทำวิจัย จนทำให้งานวิจัยฉบับนี้สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี

ในงานวิจัยนี้ผู้วิจัยได้รับทุนวิจัยจากสำนักงานปรมาณูเพื่อสันติ ในโครงการพัฒนาโลหะผสมจำรูปสำหรับตรวจจับความผิดปกติของวัสดุอุปกรณ์ที่มีอุณหภูมิสูงในระบบของเครื่องปฏิกรณ์ปรมาณูและได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยประเภทบัณฑิตศึกษา จากสำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ ประจำปี 2555 และสุดท้ายนี้ขอขอบพระคุณครอบครัวของผู้วิจัยที่ให้โอกาส และสนับสนุนด้านการศึกษามาโดยตลอด ความสำเร็จและประโยชน์ที่เกิดจากงานวิจัยฉบับนี้เป็นผลมาจากความกรุณาของท่านดังกล่าวมาข้างต้น ผู้วิจัยขอขอบพระคุณมา ณ โอกาสนี้

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย	ข
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ	ง
กิตติกรรมประกาศ	จ
สารบัญ	ฉ
รายการตาราง	ณ
รายการรูปประกอบ	ญ
รายการสัญลักษณ์	ท
ประมวลศัพท์และคำย่อ	น
บทที่	
1. บทนำ	1
1.1 ที่มาและความสำคัญของงานวิจัย	1
1.2 วัตถุประสงค์	2
1.3 ขอบเขตของการวิจัย	2
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับจากงานวิจัย	5
2. ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	6
2.1 การเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ (Martensitic Transformation)	6
2.2 โลหะผสมจำรูปไทเทเนียม – นิกเกิล (Ti – Ni shape memory alloy)	20
2.3 โลหะผสมจำรูปกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง (High – Temperature Ternary TiNi – X Alloys)	27
2.4 กรรมวิธีขึ้นรูปเย็น (Cold – Working)	30
2.5 กรรมวิธีทางความร้อน (Heat Treatment)	31
2.6 การคืบ (Creep)	33
2.7 การตรวจสอบอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC)	37
2.8 การวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนด้วยเทคนิค Thermogravimetric analysis (TGA)	38
2.9 การวิเคราะห์โครงสร้างผลึกด้วยเทคนิค X – ray Diffraction (XRD)	39

สารบัญ (ต่อ)

2.10	การสำรวจหรือทบทวนเอกสาร (Literature reviews) ที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย	41
2.11	สมมติฐานที่ใช้ในงานวิจัย (Hypothesis)	67
3.	การดำเนินงานวิจัย	70
3.1	ขั้นตอนการดำเนินการวิจัย (Research Methodology)	71
3.2	การทดลองและการบันทึกผลการทดลอง	77
3.3	เครื่องมือและอุปกรณ์ที่ใช้ในงานวิจัย	83
4.	ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง	92
4.1	ผลการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมี (Chemical compositions)	92
4.2	ผลการทดสอบอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส (Transformation Temperature)	94
4.3	ผลการทดสอบหาการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักเนื่องจากปฏิกิริยาออกซิเดชัน (Oxidation resistance)	102
4.4	ผลการทดสอบความแข็งจุลภาค (Micro Vickers Hardness)	103
4.5	ผลการตรวจสอบโครงสร้างในระดับจุลภาค	105
4.6	ผลการทดสอบแรงดึงภายใต้ความเค้นสลับ (Cyclic test)	110
4.7	ผลการทดสอบไซเคิลของอุณหภูมิ (Thermal cycling)	114
4.8	ผลการทดสอบการคืบ (Creep test)	115
4.9	แบบจำลองการตรวจจ็บรอยร้าวโดยใช้เซ็นเซอร์โลหะผสมจํารูปและทำการทดสอบระบบ	118
4.10	คู่มือการใช้งานเซ็นเซอร์โลหะผสมจํารูป	120
5.	สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ	121
5.1	สรุปผลการวิจัย	121
5.2	ประโยชน์ที่ได้รับจากงานวิจัย	122
5.3	ข้อเสนอแนะเกี่ยวกับงานวิจัย	122
	เอกสารอ้างอิง	123

สารบัญ (ต่อ)

ภาคผนวก	127
ก การคำนวณหาปริมาณส่วนผสมของโลหะผสมกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิล ชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง	127
ข ผลการทดสอบหาองค์ประกอบทางเคมีด้วยเทคนิค Quantitative Analysis โดยเครื่อง Electron Probe Micro – Analysis (EPMA)	130
ค ผลการทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสด้วยเครื่อง Differential Scanning Calorimeter (DSC)	137
ง ผลการทดสอบหาน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปเนื่องจากปฏิกิริยาออกซิเดชัน (Oxidation Testing) ด้วยเทคนิค Thermogravimetric analysis (TGA)	145
จ ผลการตรวจสอบโครงสร้างผลึกด้วยเทคนิค X – Ray Diffraction (XRD)	150
ฉ ผลการทดสอบแรงดึงภายใต้ความเค้นสลับ (Cyclic test)	154
ช ผลการทดสอบการคืบ (Creep testing)	158
ประวัติผู้วิจัย	161

รายการตาราง

ตาราง		หน้า
2.1	สมบัติของโลหะผสมไทเทเนียม – นิกเกิล	21
2.2	ส่วนผสมทางเคมี อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสและโครงสร้างภายในของโลหะผสม Ti – Ni ที่อุณหภูมิห้องก่อนการทดสอบ Neutron Irradiation	50
2.3	ผลการทดสอบ DSC และค่าความแข็งของโลหะผสมจำรูป $Ti_{35.5}Ni_{49.5}Zr_{15}$ (at %) ที่อัตราการรีดเย็นต่างๆ	52
2.4	ผลการทดสอบ DSC และค่าความแข็งของโลหะผสมจำรูป $Ti_{41.5}Ni_{48.5}Zr_{10}$ (at %) ที่อัตราการรีดเย็นต่างๆ	52
2.5	ส่วนผสมทางเคมีของลวดโลหะผสมจำรูป Ti – Ni	57
2.6	สมบัติทางกลของลวดโลหะผสมจำรูป Ti – Ni	57
2.7	ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่ได้จาก SMA strain gauge และ Strain gauge รุ่น FLA – 3 – 11 – 3L	58
3.1	ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูงและอุณหภูมิ M_s ที่คาดหวัง	73
3.2	น้ำหนักของโลหะผสมก่อนการหลอม	75
3.3	น้ำหนักของโลหะผสมหลังการหลอม	76
4.1	อุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูงหลังจากผ่านกระบวนการ Homogenization treatment	97
4.2	อุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูงหลังจากผ่านการทดสอบ Oxidation test	100
4.3	ความเค้น (Stress – induced martensite) และความเครียด (Strain – induced martensite) ที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ของโลหะผสมกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง	112
4.4	สมบัติของเซ็นเซอร์โลหะผสมจำรูป	120

รายการรูปประกอบ

รูป		หน้า
2.1	Face Centered Cubic (γ)	6
2.2	Body Centered Cubic (α)	6
2.3	โครงสร้างผลึกของ (a) เฟสแม่ และ (b) เฟสมาร์เทนไซต์ (กรณีของ Fe – C)	7
2.4	การจัดเรียงตัวของอะตอมแบบสองมิติก่อนและหลังการเปลี่ยนเฟส	8
2.5	การเปลี่ยนแปลงรูปร่างจากการเปลี่ยนเฟส และ lattice invariant shear เมื่อ P คือ เฟสแม่ M1, M2 คือ โครงสร้างมาร์เทนไซต์ ที่มีทิศทางต่างกันเมื่อเทียบกับเฟสแม่	9
2.6	การเปรียบเทียบภาพหน้าตัดและด้านข้างของมาร์เทนไซต์ variant ที่ประกอบไปด้วย M1 และ M2 (a) ในขณะที่เกิดการเปลี่ยนเฟส และ (b) หลังจากที่เกิดการเปลี่ยนรูปร่างโดยกลไกการลื่นไถล	11
2.7	ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานทางไฟฟ้ากับอุณหภูมิของโลหะผสม Au – Cd และ Fe-Ni	12
2.8	ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าของโลหะผสมจำรูป Ti – 50at %Ni ที่ผ่านกระบวนการ solid solution treatment ที่อุณหภูมิ 1,273 K	13
2.9	Gibbs free energy ของการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์และเฟสแม่ที่อุณหภูมิต่างๆ	15
2.10	การเปลี่ยนแปลงรูปร่างจากการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์	16
2.11	สภาพของแรงภายนอกและอุณหภูมิในสภาวะที่สมดุลทางเทอร์โมไดนามิกส์	19
2.12	ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นที่สามารถเหนี่ยวนำเฟสให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ (Stress Induced Martensite) กับอุณหภูมิของโลหะผสม Cu – 14.1wt % Al – 4.1wt % Ni	20
2.13	โมเดลการจัดเรียงตัวของอะตอมแบบ 2 มิติ เพื่อแสดงการทำงานของโลหะผสมจำรูป	22
2.14	ตัวอย่างกราฟความเค้นและความเครียด ที่ได้จากการทดสอบโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ที่อุณหภูมิต่างๆ	24
2.15	เฟสไดอะแกรมแสดงโครงสร้างผลึกที่เสถียรเมื่อมีการเปลี่ยนอุณหภูมิและความเค้น	25
2.16	ไดอะแกรมแสดงบริเวณที่เกิดสมบัตการจำรูปและสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดภายใต้ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและอุณหภูมิ	26
2.17	ค่า Yield strength เทียบกับอุณหภูมิของโลหะผสมจำรูป NiTi, (Ni,Ti)Pt และวัสดุทั่วไป	28
2.18	อิทธิพลของธาตุที่สามต่ออุณหภูมิ M_s (หรือ M_p) ของโลหะผสมจำรูปกลุ่ม Ti – Ni ที่ใช้งานในอุณหภูมิสูง (TiNi – Based High Temperature Shape Memory Alloys)	29

รายการรูปประกอบ (ต่อ)

2.19	การจัดเรียงตัวใหม่ของ Dislocation	30
2.20	โครงสร้างภายในของวัสดุหลังจากผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิต่างๆกัน	32
2.21	อิทธิพลของอุณหภูมิในการอบ Annealing และขนาดของ Grain ที่เปลี่ยนแปลงไปเมื่อเกิด Recovery, Recrystallization และ Grain growth	32
2.22	กราฟความเครียด (Strain) กับ เวลาภายใต้ความเค้น (Stress) และอุณหภูมิคงที่ แสดงการคืบในโลหะ	35
2.23	ตัวอย่างผลที่ได้จากการวิเคราะห์อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสโดยใช้เทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC)	37
2.24	ตัวอย่างผลการทดสอบที่ได้จากการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนของวัสดุด้วยเทคนิค Thermogravimetric analysis (TGA)	38
2.25	ตัวอย่างผลการทดสอบที่ได้จากการวิเคราะห์โครงสร้างผลึกโดยใช้เทคนิค (X – ray Diffraction; XRD)	40
2.26	อุณหภูมิเริ่มต้นการเปลี่ยนเฟส มาร์เทนไซต์, M_s เทียบกับปริมาณร้อยละโดยอะตอมของ Zr ของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni – Zr	41
2.27	กราฟที่ได้จากการทดสอบด้วยเทคนิค DSC (a) $Ti_{50.5-x}Ni_{49.5}Zr_x$ เมื่อ $X = 0 - 20$ at % และ (b) $Ti_{51.5-x}Ni_{48.5}Zr_x$ เมื่อ $X = 0 - 25$ at %	42
2.28	อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส A^* และ M^* ของโลหะผสม $Ti_{50.5-x}Ni_{49.5}Zr_x$ เมื่อ $X = 0 - 20$ at % และ $Ti_{51.5-x}Ni_{48.5}Zr_x$ เมื่อ $X = 0 - 25$ at %	43
2.29	กราฟที่ได้จากการทดสอบ DSC ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %)	44
2.30	อุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %) เทียบกับจำนวนรอบที่ทำการทดสอบ Thermal Cycling	44
2.31	อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสและร้อยละการยึดตัวของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %)	46
2.32	อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสและร้อยละการยึดตัวของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %) ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบที่มีความเค้นเท่ากับ 60 MPa	46
2.33	อุณหภูมิเปลี่ยนเฟสและค่าร้อยละการยึดตัวเทียบกับจำนวนรอบที่ทำการทดสอบ Thermal Cycling ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบที่มีความเค้นเท่ากับ 60 MPa ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %)	47
2.34	อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสและค่าร้อยละการยึดตัวของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %) ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบที่มีความเค้นเท่ากับ 120 MPa	47

รายการรูปประกอบ (ต่อ)

2.35	อุณหภูมิเปลี่ยนแปลงเฟสและร้อยละการยึดตัวเทียบกับจำนวนรอบที่ทำการทดสอบ Thermal Cycling ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบที่มีความเค้นเท่ากับ 120 MPa ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %)	48
2.36	อุณหภูมิเริ่มต้นการเปลี่ยนเฟส มาร์เทนไซต์, M_s เทียบกับ ปริมาณร้อยละโคบอลต์ของ Pd ของโลหะผสมจำรูป $Ni_{50-X}Pd_XTi_{50}$ เมื่อ ($X = 0 - 50$ at %))	49
2.37	กราฟที่ได้จากการทดสอบ DTA ของโลหะผสมจำรูป Ti – 50 at % Ni ทั้งก่อนและหลังจากผ่านการทดสอบ Neutron Irradiation	50
2.38	Peak ของอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส A^* และ M^* และค่าความแข็งเทียบกับจำนวนรอบของการทดสอบ Thermal Cycling ของโลหะผสมจำรูป (a) $Ti_{40.5}Ni_{49.5}Zr_{10}$ (at %) และ (b) $Ti_{41.5}Ni_{48.5}Zr_{10}$ (at %)	51
2.39	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมจำรูป Ti – 50.0 at % Ni, Ti – 50.5 at % Ni และ Ti – 51.0 at % Ni หลังจากผ่านการทดสอบ Neutron Irradiation ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 423 K	53
2.40	กราฟความเค้น – ความเครียดของโลหะผสมจำรูป Ti – 50.0 at % Ni, Ti – 50.5 at % Ni และ Ti – 51.0 at % Ni ทั้งก่อนและหลังจากผ่านการทดสอบ Neutron Irradiation ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 423 K	54
2.41	กราฟน้ำหนักที่เพิ่มขึ้นต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่เทียบกับเวลาที่อุณหภูมิตั้งแต่ 700 – 1000°C ของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni	54
2.42	กราฟความเค้น – ความเครียดของโลหะผสมจำรูป $Ti_{51}Pd_{30}Ni_{19}$ (at %) (a) ทดสอบที่อุณหภูมิห้อง (b) ทดสอบที่อุณหภูมิ 503 K	55
2.43	ผลการทดสอบ Cyclic ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{51}Pd_{30}Ni_{19}$ (at %) โดยทดสอบที่อุณหภูมิ 503 K	56
2.44	เซ็นเซอร์ตรวจจับความเครียด (SMA strain gauge sensor)	57
2.45	ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานทางไฟฟ้ากับความเครียดของ SMA strain gauge และ Strain gauge รุ่น FLA – 3 – 11 – 3L	59
2.46	กราฟความเค้น – ความเครียดของลวดโลหะผสมจำรูป	60
2.47	สัดส่วนการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่ความเครียดต่างๆ	60
2.48	กราฟความเค้น – ความเครียดของลวดโลหะผสมจำรูปภายใต้การทดสอบแรงดึงแบบความเค้นสลับ	61
2.49	ความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้าและความเค้นของลวดโลหะผสมจำรูปภายใต้การทดสอบแรงดึงแบบความเค้นสลับ	62

รายการรูปประกอบ (ต่อ)

2.50	กราฟความเค้น – ความเครียดของลวด โลหะผสมจำรูปที่อุณหภูมิต่างๆ	62
2.51	กราฟค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่อุณหภูมิต่างๆ	63
2.52	กราฟสัดส่วนการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่อุณหภูมิต่างๆ	63
2.53	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่อุณหภูมิต่างๆ	64
2.54	ชิ้นงานทดสอบ	64
2.55	กราฟความเค้น – ความเครียดของแผ่นอลูมิเนียม	65
2.56	กราฟสัดส่วนการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้ากับความเครียดของลวด โลหะผสมจำรูปที่ติดอยู่กับแผ่นอลูมิเนียม	65
2.57	ความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดที่วัดได้จากแผ่นอลูมิเนียมกับความเครียดที่ได้จากการคำนวณมาจากสมการที่ 1	66
2.58	ความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้าและความเค้นของแผ่นอลูมิเนียมภายใต้การรับภาระแบบความเค้นสลับ	66
2.59	ความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดที่วัดได้จากแผ่นอลูมิเนียมกับความเครียดที่ได้จากการคำนวณมาจากสมการที่ 2	67
2.60	ตัวอย่างการออกแบบระบบตรวจจ็บรอยร้าวโดยใช้โลหะผสมจำรูป	68
2.61	ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิทดสอบและความเค้นที่เหนียวนำไปเกิดเฟสมาร์เทนไซต์	69
3.1	แผนผังขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย	70
3.2	อุณหภูมิที่เริ่มต้นการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์, M_s เทียบกับ ปริมาณร้อยละ โดยอะตอม ของ Au ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{50-x}Au_x$ (at %)	71
3.3	อุณหภูมิที่เริ่มต้นการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์, M_s เทียบกับ ปริมาณร้อยละ โดยอะตอม ของ Pd ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{50-x}Pd_x$ (at %)	71
3.4	อุณหภูมิที่เริ่มต้นการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์, M_s เทียบกับ ปริมาณร้อยละ โดยอะตอม ของ Pt ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{50-x}Pt_x$ (at %)	72
3.5	โลหะบริสุทธิ์ที่ใช้ในงานวิจัย (a) โลหะไทเทเนียม (b) โลหะนิกเกิล (c) โลหะทองคำ (d) โลหะพลาเดียม (e) โลหะแพลทินัม	74
3.6	อินกอตที่ได้จากกระบวนการหลอม	75
3.7	ท่อ quartz ที่บรรจุอินกอตภายใต้สภาวะสุญญากาศ	76
3.8	อินกอตหลังจากผ่านกระบวนการ Homogenization Treatment	76
3.9	ชิ้นงานทดสอบหาค่าประกอบทางเคมี	77
3.10	ชิ้นงานสำหรับทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟส	78

รายการรูปประกอบ (ต่อ)

3.11	ถาดใส่ชิ้นงาน (Al – Pan) สำหรับทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟส	78
3.12	ชิ้นงานทดสอบหาการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักเนื่องจากปฏิกิริยาออกซิเดชัน	78
3.13	ถาดใส่ชิ้นงาน (Alumina – Pan) สำหรับทดสอบหาการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักเนื่องจากปฏิกิริยาออกซิเดชัน	79
3.14	ลักษณะการวัดรอยกด	79
3.15	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของ (a) วัสดุทั่วไปและ (b) วัสดุที่แสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด	80
3.16	(a) ชิ้นงานทดสอบ (b) การติดตั้งชิ้นงานทดสอบเข้ากับเครื่องทดสอบ	81
3.17	ชิ้นงานสำหรับการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค	82
3.18	ภาพจำลองการตรวจจ็รอยร้าวโดยใช้โลหะผสมจำรูปซึ่งในขณะที่จะมีการวัดค่าความต้านทานทางไฟฟ้า	83
3.19	เตาหลอมโลหะแบบสูญญากาศ	83
3.20	เครื่องตัดโลหะด้วยลวดไฟฟ้า	84
3.21	เครื่องชั่งน้ำหนักแบบละเอียด	84
3.22	เครื่องขัดผิวโลหะ	85
3.23	เตาอบชิ้นงาน	85
3.24	เครื่องวัดความแข็งจุลภาค	86
3.25	Sample inlay machine	86
3.26	เครื่องทดสอบแรงดึง	87
3.27	เครื่องวัดอุณหภูมิเปลี่ยนเฟส	87
3.28	เครื่องวิเคราะห์การสูญเสียน้ำหนักโดยใช้ความร้อน	88
3.29	เครื่องคูคควัน ไอกรดสารเคมี	88
3.30	เครื่องตัดแผ่นโลหะ	89
3.31	กล่องจุลทรรศน์	89
3.32	เครื่อง Electron Probe Micro Analysis	90
3.33	เครื่องขัดกระดาษทรายแบบสายพาน	90
3.34	เครื่องรีดโลหะ	91
4.1	กราฟการเปรียบเทียบระหว่างปริมาณส่วนผสมที่ได้จากการเตรียมส่วนผสมก่อนการหลอมและปริมาณส่วนผสมที่วัดได้จากเครื่อง Electron Probe Micro Analyzer (EPMA) หลังการหลอมของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %)	92

รายการรูปประกอบ (ต่อ)

- 4.2 กราฟการเปรียบเทียบระหว่างปริมาณส่วนผสมที่ได้จากการเตรียมส่วนผสมก่อนการหลอมและปริมาณส่วนผสมที่วัดได้จากเครื่อง Electron Probe Micro Analyzer (EPMA) หลังการหลอมของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) 93
- 4.3 กราฟการเปรียบเทียบระหว่างปริมาณส่วนผสมที่ได้จากการเตรียมส่วนผสมก่อนการหลอมและปริมาณส่วนผสมที่วัดได้จากเครื่อง Electron Probe Micro Analyzer (EPMA) หลังการหลอมของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) 94
- 4.4 ตัวอย่างกราฟที่ได้จากการวิเคราะห์อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสโดยใช้เทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) 94
- 4.5 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %) ด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) 95
- 4.6 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) ด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) 96
- 4.7 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) ด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) 96
- 4.8 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) (a) ภายใต้งैอนไขทางความร้อนที่ต่างกัน (b) อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสที่เปลี่ยนไปเนื่องจากกระบวนการทางความร้อน 98
- 4.9 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) ด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) (a) ภายใต้งैอนไขทางความร้อนที่ต่างกัน (b) อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสที่เปลี่ยนไปเนื่องจากกระบวนการทางความร้อน 98
- 4.10 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) ด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) (a) ภายใต้งैอนไขทางความร้อนที่ต่างกัน (b) อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสที่เปลี่ยนไปเนื่องจากกระบวนการทางความร้อน 99
- 4.11 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) ด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) (a) ภายใต้งैอนไขทางความร้อนที่ต่างกัน (b) อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสที่เปลี่ยนไปเนื่องจากกระบวนการทางความร้อน 99
- 4.12 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) โดยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter หลังจากผ่านการทดสอบ Oxidation test ที่อุณหภูมิ $600^{\circ}C$ เป็นเวลา 6 ชั่วโมง ภายใต้งัยบรรยากาศปกติ 101

รายการรูปประกอบ (ต่อ)

4.13	ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนแปลงเฟสของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) โดยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter หลังจากผ่านการทดสอบ Oxidation test ที่อุณหภูมิ 600°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง ภายใต้บรรยากาศปกติ	101
4.14	กราฟน้ำหนักที่เพิ่มขึ้นต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) และ โลหะผสม $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ (at %) อันเป็นผลเนื่องมาจากปฏิกิริยาออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 600 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง ภายใต้บรรยากาศปกติ	103
4.15	ผลการทดสอบค่าความแข็งของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) ที่อัตราการรีดเย็นต่างๆ ด้วยเครื่อง Micro Hardness Test	104
4.16	ผลการทดสอบความแข็งของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) ที่อัตราการรีดเย็นต่างๆ ด้วยเครื่อง Micro Hardness Test	105
4.17	ผลการทดสอบหาโครงสร้างผลึกด้วยเทคนิค X – Ray Diffraction (XRD) ที่อุณหภูมิห้องของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %)	106
4.18	ผลการทดสอบหาโครงสร้างผลึกด้วยเทคนิค X – Ray Diffraction (XRD) ที่อุณหภูมิห้องของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)	106
4.19	ผลการทดสอบหาโครงสร้างผลึกด้วยเทคนิค X – Ray Diffraction (XRD) ที่อุณหภูมิห้องของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %)	107
4.20	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) (a) ก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อนและ (b) หลังจากผ่านกระบวนการทางความร้อน ที่อุณหภูมิการใช้งาน	107
4.21	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) (a) ก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อนและ (b) หลังจากผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิการใช้งาน	108
4.22	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) (a) ก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อนและ (b) หลังจากผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิการใช้งาน	108
4.23	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) (a) ก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อนและ (b) หลังจากผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิการใช้งาน	109
4.24	ขนาดเกรนของ (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) และ (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) ก่อนและหลังผ่านการทดสอบไซเคิลอุณหภูมิที่อุณหภูมิการใช้งาน	110

รายการรูปประกอบ (ต่อ)

4.25	ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของวัสดุที่แสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด และตัวแปรที่ใช้ในการวิเคราะห์การทดลอง	110
4.26	ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ที่อุณหภูมิ 240°C	111
4.27	กราฟความเค้นและความเครียดของโลหะผสมกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง ที่แสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด	112
4.28	(a) กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ที่อุณหภูมิต่างๆ (b) อิทธิพลของอุณหภูมิตดสอบต่อความเค้นและความเครียดที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์	114
4.29	ความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดและอุณหภูมิที่ได้จากการทดสอบไซเคิลอุณหภูมิ (Thermal Cycling) ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ที่ระดับความเค้นต่างๆ	115
4.30	กราฟความเครียดและเวลา แสดงการคืบของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ภายใต้ระดับความเค้นคงที่ตั้งแต่ 40 – 120 MPa ที่อุณหภูมิ 240 °C	116
4.31	อัตราการเปลี่ยนแปลงการคืบ (Creep rate) ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ที่ระดับความเค้นคงที่ ตั้งแต่ 40 – 120 MPa ที่อุณหภูมิ 240 °C	117
4.32	ความสัมพันธ์ระหว่าง ความเค้น – ความเครียด และความต้านทานทางไฟฟ้า – ความเครียด ในระหว่างการทดสอบแรงดึงภายใต้ความเค้นสลับที่อุณหภูมิ 240°C	119
ข.1	ผลการวิเคราะห์ทางองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %)	131
ข.2	ผลการวิเคราะห์ทางองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %)	132
ข.3	ผลการวิเคราะห์ทางองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at%)	133
ข.4	ผลการวิเคราะห์ทางองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at%)	134
ข.5	ผลการวิเคราะห์ทางองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at%)	135
ข.6	ผลการวิเคราะห์ทางองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at%)	136
ค.1	ผลการทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านกระบวนการอบ Homogenization Treatment ของ (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %)	138
ค.2	ผลการทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านกระบวนการอบ Homogenization Treatment ของ (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)	139
ค.3	ผลการทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านกระบวนการอบ Homogenization Treatment ของ (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %)	140

รายการรูปประกอบ (ต่อ)

ค.4	ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านกระบวนการรีดเย็นและอบอ่อนของ (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)	141
ค.5	ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านกระบวนการรีดเย็นและอบอ่อนของ (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %)	142
ค.6	ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านการทดสอบ Oxidation test ของ (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)	143
ค.7	ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านการทดสอบ Oxidation test ของ (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %)	144
ง.1	กราฟน้ำหนักที่เพิ่มขึ้นต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ของ (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %)	146
ง.2	กราฟน้ำหนักที่เพิ่มขึ้นต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ของ (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)	147
ง.3	กราฟน้ำหนักที่เพิ่มขึ้นต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ของ (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %)	148
ง.4	กราฟน้ำหนักที่เพิ่มขึ้นต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ของถ้วยใส่ชิ้นงาน (Alumina Pan)	149
จ.1	ผลการทดสอบหาโครงสร้างผลึกที่อุณหภูมิห้องของโลหะผสม (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %)	151
จ.2	ผลการทดสอบหาโครงสร้างผลึกที่อุณหภูมิห้องของโลหะผสม (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)	152
จ.3	ผลการทดสอบหาโครงสร้างผลึกที่อุณหภูมิห้องของโลหะผสม (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %)	153
ฉ.1	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจากผลการทดสอบ Cyclic test ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %)	155
ฉ.2	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจากผลการทดสอบ Cyclic test ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)	155
ฉ.3	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจากผลการทดสอบ Cyclic test ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %)	156
ฉ.4	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจากผลการทดสอบ Cyclic test ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %)	156

รายการรูปประกอบ (ต่อ)

ฉ.5	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจากผลการทดสอบ Cyclic test ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ที่อุณหภูมิต่างๆ	157
ช.1	ความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดและเวลา แสดงการคืบของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ภายใต้ระดับความเค้นคงที่ตั้งแต่ 40 MPa ที่อุณหภูมิ 240°C	159
ช.2	ความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดและเวลา แสดงการคืบของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ภายใต้ระดับความเค้นคงที่ตั้งแต่ 80 MPa ที่อุณหภูมิ 240°C	159
ช.3	ความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดและเวลา แสดงการคืบของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ภายใต้ระดับความเค้นคงที่ตั้งแต่ 120 MPa ที่อุณหภูมิ 240°C	160

รายการสัญลักษณ์

\AA	=	อังสตรอม (10^{-10} เมตร)
A_f	=	Reverse martensitic finish temperature
A_s	=	Reverse martensitic start temperature
at %	=	ร้อยละ โดยอะตอม
B2	=	โครงสร้าง cubic
B19	=	โครงสร้าง orthorhombic
B19'	=	โครงสร้าง monoclinic
$^{\circ}\text{C}$	=	องศาเซลเซียส
$^{\circ}\text{F}$	=	องศาฟาเรนไฮต์
Au	=	ทองคำ
Cd	=	แคดเมียม
d	=	ระยะห่างระหว่างผลึก
Fe	=	เหล็ก
G^m	=	พลังงานอิสระทางเคมีของเฟสมาร์เทนไซต์
G^p	=	พลังงานอิสระทางเคมีของเฟสแม่
G_c	=	พลังงานเคมี
G_s	=	พลังงานพื้นผิว
G_e	=	พลังงานยึดหยุ่น
H	=	เอนทาลปี
Hf	=	แฮฟเนียม
K	=	องศาเคลวิน
M	=	เฟสแม่ หรือ ออสเทนไนต์
M_f	=	Martensitic finish temperature
M_s	=	Martensitic start temperature
Ni	=	นิกเกิล
P	=	เฟสแม่ หรือ ออสเทนไนต์
Pd	=	พาลาเดียม
Pt	=	แพลทินัม
S	=	เอนโทรปี
T	=	อุณหภูมิ

รายการสัญลักษณ์ (ต่อ)

T_m	=	อุณหภูมิหลอมเหลว
Ti	=	ไทเทเนียม
U	=	พลังงานภายใน
V	=	ปริมาตร
ΔW	=	งานที่เกิดจากความเค้นภายนอก
Zr	=	เซอร์โคเนียม
α	=	เฟสแอลฟา
γ	=	เฟสแกมมา
θ	=	มุมตกกระทบของรังสีเอ็กซ์กับระนาบผลึก
φ	=	มุมระหว่างแกนของชิ้นงานกับ normal vector ของ habit plane
τ	=	ความเค้นเฉือน
σ	=	ความเค้น
σ_a	=	ความเค้นภายนอก
σ_M	=	ความเค้นที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์
σ_s	=	ความเค้นที่ทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปถาวร
ε	=	ความเครียด
$\dot{\varepsilon}$	=	อัตราการเปลี่ยนแปลงความเครียด
ε_M	=	ความเครียดที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์
ε_p	=	ร้อยละการยืดตัวตกค้าง

ประมวลศัพท์และคำย่อ

Ar	=	ก๊าซอาร์กอน
BCC	=	Body Centered Cubic
BCT	=	Body Centered Tetragonal
CH ₃ COCH ₃	=	Acetone
CH ₃ OH	=	Methanol
CSS	=	Critical Stress for Slip
DSC	=	Differential Scanning Calorimeter
DTA	=	Dynamic Thermal Analysis
EPMA	=	Electron Probe Micro Analyzer
HF	=	กรดไฮโดรฟลูออริก
HNO ₃	=	กรดไนตริก
Hv	=	Vickers Hardness
GPa	=	10 ⁹ ปาสคาล
m	=	เมตร
MPa	=	10 ⁶ ปาสคาล
PE	=	Pseudoelastic Effect
psi	=	ปอนด์ต่อตารางนิ้ว
RT	=	Room temperature
SIM	=	Stress Induced Martensite
SMA	=	Shape Memory Alloy
SME	=	Shape Memory Effect
TEM	=	Transmission Electron Microscope
TGA	=	Thermogravimetric Analyzer
XRD	=	X – Ray Diffraction
XRF	=	X – ray Fluorescence

บทที่ 1 บทนำ

1.1 ที่มาและความสำคัญของงานวิจัย

จากการที่ประเทศไทยมีการใช้พลังงานไฟฟ้าที่มากขึ้นในทุกๆ ปี แต่ขณะที่พลังงานหลักในการใช้ผลิตกระแสไฟฟ้านั้นเป็นพลังงานความร้อน ทำให้แนวโน้มในการที่จะประยุกต์ใช้พลังงานนิวเคลียร์มาใช้ในอนาคต จึงควรมีประเด็นในการศึกษาให้มั่นใจก่อน โดยเฉพาะอย่างยิ่งในเรื่องของความปลอดภัยต่อผู้ที่อยู่ในโรงผลิตไฟฟ้าและประชาชนรอบๆ บริเวณ ในขณะที่ปัจจุบันความก้าวหน้าทางวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีที่มากขึ้น ทำให้สามารถนำมาประกอบใช้เข้ากับเทคโนโลยีทางการผลิตกระแสไฟฟ้า เพื่อให้สามารถช่วยลดต้นทุน ลดเวลาในการแก้ปัญหาเมื่อเกิดปัญหาในการผลิต และโดยเฉพาะอย่างยิ่งเพื่อป้องกันผลกระทบที่จะเกิดขึ้นจากการใช้เทคโนโลยีนิวเคลียร์ในอนาคต เนื่องจากประโยชน์ของนิวเคลียร์นั้นมีมากมายก็จริง แต่ถ้าใช้อย่างไม่ระมัดระวังหรือ แก้ไขปัญหาเมื่อเกิดเหตุการณ์ขึ้นแล้ว ก็จะเป็นภัยอย่างมหันต์เช่นกัน นอกจากนี้ ชิ้นส่วนที่ได้รับความร้อนในกระบวนการผลิตนั้น เป็นชิ้นส่วนที่มีความน่าจะเป็นที่จะเกิดความเสียหายได้สูงจากสาเหตุหลายๆ ประการ เช่น การเกิดรอยร้าวแล้วขยายตัวจนเกิดความเสียหาย การลดลงของค่าความแข็งแรงของวัสดุ การเกิดการคืบที่อุณหภูมิสูง การเกิดปฏิกิริยากับออกซิเจนหรือสารเคมีรอบๆ ข้าง โดยจากปัญหาที่เกิดขึ้น มีแนวคิดที่ว่าถ้าสามารถทำนายความเสียหายของ โครงสร้างที่ได้รับความร้อนได้ก่อนที่จะเกิดความเสียหายนั้น ก็จะเป็นประโยชน์มากในการที่จะช่วยลดเวลาในการซ่อมแซม หรือการกำจัด ชิ้นส่วนใหม่มาแทน และยังสามารถป้องกันผลกระทบข้างเคียงที่จะเกิดขึ้น เช่น การรั่วไหลของสารกัมมันตภาพรังสีกรณีผนังเตาปฏิกรณ์เกิดการร้าวได้ด้วย

แนวคิดดังกล่าวข้างต้นนั้น สามารถทำได้โดยการประยุกต์เอาเซ็นเซอร์ที่สามารถตรวจจับพลังงานกลแล้วเปลี่ยนเป็นสัญญาณทางไฟฟ้ามาใช้ได้ แต่ในปัจจุบันมีข้อจำกัดก็คือ เซ็นเซอร์ที่ใช้กันอยู่นั้น จำเป็นต้องอาศัยการควบคุมการทำงานด้วยระบบอิเล็กทรอนิกส์ และยังไม่สามารถทนต่อสภาวะแวดล้อมที่มีอุณหภูมิสูงมากกว่า 300 – 400 องศาเซลเซียสได้ ดังนั้น ถ้าสามารถประยุกต์เอาวัสดุที่มี function ในตัวเอง และทำงานได้ที่อุณหภูมิสูงมากมาใช้ประโยชน์ในงานแบบนี้ได้ จะทำให้มีประโยชน์อย่างมหาศาล และหลักการที่ได้นั้น จะสามารถนำไปใช้กับงานอื่นๆ ได้อีกหลายด้าน

จากความรู้ทางเทคโนโลยีวัสดุ พบว่า เราสามารถนำเอาวัสดุฉลาด (Smart Material) ประเภทโลหะผสมจำรูป (Shape Memory Alloy) ที่สามารถเปลี่ยนพลังงานกลเป็นพลังงานความร้อนหรือในทางกลับกันได้ โดยการประยุกต์เอาโลหะผสมจำรูปชนิดนี้มาใช้ นั้น จะทำให้เราได้เซ็นเซอร์ที่สามารถตรวจจับความผิดปกติทางกล เช่น การเกิดรอยร้าว การเกิดการคืบ ในที่อุณหภูมิสูงได้ เนื่องจากไม่

จำเป็นต้องมีวงจรไฟฟ้าหรือวัสดุที่มีจุดหลอมเหลวต่ำเข้ามาเกี่ยวข้องด้วย ในงานวิจัยที่ผ่านมาพบว่าสามารถสร้างเส้นเซอร์จากโลหะผสมจำรูปกลุ่มที่มีสมบัติที่ดีที่สุดก็คือ TiNi โดยสามารถทำงานได้ที่อุณหภูมิสูงได้ไม่เกิน 120 องศาเซลเซียสได้เป็นอย่างดี และสามารถเติมธาตุที่สาม เช่น Pd, Hf, Zr, Au และ Pt เข้าไปเพื่อเพิ่มอุณหภูมิการทำงานได้ตามต้องการ จนถึงระดับใกล้ 1000 องศา [1] แต่เมื่อเรานำไปใช้ในที่อุณหภูมิสูงแล้ว จำเป็นต้องทราบข้อมูลของสมบัติทางกล สมบัติการจำรูปของโลหะดังกล่าวที่อุณหภูมิสูงด้วย เนื่องจากยังไม่มียานวิจัยใดที่นำวัสดุดังกล่าวมาทดสอบ เพื่อใช้ในระยะเวลาประกอบกับถ้าเรามองการใช้งานในเตาปฏิกรณ์ปรมาณูนั้น จำเป็นต้องทราบผลกระทบที่เกิดจากการอบรังสี การถูกสิ่งแวดล้อมที่เป็นกรดบอริก เป็นระยะเวลาอันยาวนานด้วย ว่ายังสามารถทำงานได้เหมือนเดิมหรือไม่ จึงเป็นที่น่าสนใจเป็นอย่างยิ่งถ้าเราสามารถนำโลหะผสมจำรูปมาใช้งานเป็นเส้นเซอร์ที่อุณหภูมิสูงได้ นอกจากนี้ไม่เพียงแต่เทคโนโลยีวัสดุเท่านั้น ทางผู้วิจัยได้นำเทคโนโลยีของการใช้ระบบควบคุมและเครื่องมือวัดเข้ามาประกอบในตัวเส้นเซอร์ด้วย เนื่องจากการเปลี่ยนรูปหรือการทำงานแต่ละครั้งของโลหะผสมจำรูปนั้น จะเกิดการเปลี่ยนแปลงของค่าความต้านทานทางไฟฟ้าของโลหะ [2] ทางผู้จัดทำจึงมีความคิดที่จะนำสัญญาณที่ได้จากระบบออกมาขยายและประยุกต์ใช้เป็นระบบเตือนภัยก่อนเกิดความเสียหายจากรอยร้าวให้ได้เร็วที่สุดด้วย

1.2 วัตถุประสงค์

เพื่อที่จะสร้างโลหะผสมจำรูปชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง (High temperature shape memory alloys) และทดสอบสมบัติการจำรูป สมบัติทางกล ทางความร้อน รวมทั้งการเพิ่มสมบัติการต้านทานการเกิดการคืบ (creep) ที่อุณหภูมิสูงของวัสดุ เพื่อศึกษาความน่าจะเป็นที่จะนำมาใช้เป็นวัสดุตรวจจับการเกิดรอยแตก (Crack) ของผนังเตาปฏิกรณ์ภายใต้สภาวะที่มีอุณหภูมิ ซึ่งในปัจจุบันไม่มีระบบเส้นเซอร์ที่ทำงานที่อุณหภูมิสูงเช่นนี้ได้ โดยยังได้นำระบบควบคุมเข้ามาใช้เพื่อออกแบบระบบเฟ้าระวังและสังเกตการณ์ เพื่อทำนายความเสียหายที่จะเกิดล่วงหน้าได้ สำหรับเตรียมตัวอย่างทันท่วงที นอกจากนี้จะสามารถออกแบบอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติชนิดต้นแบบได้ ซึ่งความรู้ที่ได้จะได้นำไปใช้ในการประยุกต์ในงานด้านต่างๆ ได้อีก

1.3 ขอบเขตของการวิจัย

1. วัสดุที่ใช้ในการสร้างและทดสอบเตรียมโดยการหลอมส่วนผสมในบรรยากาศสุญญากาศโดยใช้วิธี Arc Melting โลหะผสมไทเทเนียม – นิกเกิล – ทองคำ โลหะผสมไทเทเนียม - นิกเกิล – พาลาเดียม และ โลหะผสมไทเทเนียม – นิกเกิล – แพลทินัม ที่เตรียมมีความแตกต่างของส่วนผสม (Nominal composition) ดังนี้

1.1 $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %)

1.2 $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{26}\text{Au}_{24}$ (at %)

1.3 $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{12}\text{Pd}_{38}$ (at %)

1.4 $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{20}\text{Pd}_{30}$ (at %)

1.5 $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{23}\text{Pt}_{27}$ (at %)

1.6 $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{28}\text{Pt}_{22}$ (at %)

2. นำวัสดุที่เตรียมขึ้นมาผ่านกรรมวิธีทางกล (กระบวนการรีดเย็น) เพื่อเพิ่มความแข็งแรงของโครงสร้างภายในและเพื่อศึกษาอิทธิพลของกระบวนการรีดเย็น

— อัตราการรีดเย็นที่ 0 – 20 %

3. กรรมวิธีทางความร้อน

3.1 ทำกระบวนการ Homogenization เพื่อให้ชิ้นงานมีส่วนผสมเป็นเนื้อเดียวกัน (Homogenous) โดยกระบวนการนี้จะทำหลังจากการหลอมโลหะ

— ใช้อุณหภูมิในการอบ 1200 °C เป็นเวลา 3 ชั่วโมง ภายใต้บรรยากาศอาร์กอนสำหรับโลหะผสม Ti – Ni – Pd และโลหะผสม Ti – Ni – Pt

— ใช้อุณหภูมิในการอบ 900 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ภายใต้บรรยากาศอาร์กอนสำหรับโลหะผสม Ti – Ni – Au

3.2 ทำกระบวนการ Heat – treatment ที่อุณหภูมิต่างๆ เพื่อลดความเค้นภายในโครงสร้างที่เกิดจากกระบวนการรีดเย็นและกำหนดโครงสร้างจุลภาคภายในวัสดุให้สามารถมีสมบัติตามต้องการได้

— โดยกำหนดอุณหภูมิที่ 400 – 800 องศาเซลเซียส ภายใต้บรรยากาศอาร์กอน

4. วิธีการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของวัสดุ

4.1 Electron Probe Micro Analyzer (EPMA)

— ใช้เพื่อวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานโลหะผสมที่ทำการหลอมได้

4.2 Optical Microscope

— การตรวจสอบโครงสร้างวัสดุว่ามีรูปร่างแบบใด ดูขนาดเกรน การจัดเรียงตัวของวัสดุ

4.3 X-Ray Diffraction (XRD)

— ใช้วิเคราะห์โครงสร้างผลึกว่าธาตุเหล่านั้นมีองค์ประกอบอะไรบ้าง โดยการทดสอบจะไม่ทำลายชิ้นงานตัวอย่าง

5. วิธีการทดสอบวัสดุ

5.1 Differential Scanning Calorimetry (DSC)

- ใช้เพื่อตรวจสอบอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของชิ้นงานโลหะผสมที่ทำการหลอม โดยช่วงอุณหภูมิทดสอบอยู่ระหว่าง 100 ถึง 600 องศาเซลเซียส ใช้อัตราการเพิ่มและลดอุณหภูมิเท่ากับ 10 องศาเซลเซียสต่อนาที

5.2 การทดสอบความแข็ง (Micro Vickers Hardness Test)

- เพื่อวัดค่าความแข็งของวัสดุที่ส่วนผสมและอัตราการรีดต่างๆ โดยใช้แรงกด 300 กรัมแรง เป็นเวลา 15 วินาที

5.3 การทดสอบแรงดึงภายใต้ความเค้นสลับ (Cyclic Test)

- การทดสอบใช้สำหรับการประเมินความแข็งแรงของโลหะผสมและเพื่อหาความสามารถในการเกิดสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด (Pseudoelasticity) ด้วยการใช่วิธีดึงภายใต้ความเค้นสลับจนกระทั่งขาดที่อุณหภูมิสูง

5.4 การทดสอบออกซิเดชัน (Oxidation Test)

- การทดสอบหา Oxidation rate เนื่องจากอุณหภูมิ โดยใช่วิธีการหาอัตราการเปลี่ยนแปลงมวลหลังจากที่นำชิ้นงานไปอบที่อุณหภูมิหนึ่งๆ ที่เวลาต่างๆ กัน

5.5 การทดสอบการคืบ (Creep Test)

- การทดสอบหา Creep rate เนื่องจากอุณหภูมิและ stress โดยทดสอบภายใต้สภาวะ stress คงที่

5.6 การทดสอบไซเคิลของอุณหภูมิ (Thermal Cycling)

- การทดสอบใช้สำหรับการประเมินความเครียดคืนตัว (Recovery strain) และอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมด้วยการใช่วิธีดึงด้วย stress คงที่ที่อุณหภูมิต่างๆ

5.7 การสร้างแบบจำลองการตรวจจับรอยร้าวโดยใช้เซ็นเซอร์โลหะผสมจํารูป

- นำโลหะผสมจํารูปมาประยุกต์ใช้เป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติของโครงสร้างทางวิศวกรรม ในลักษณะตรวจจับความเครียด (Strain sensor) จากนั้นทำการทดสอบแรงดึงภายใต้ความเค้นสลับ ในขณะที่ดึงจะมีการวัดค่าความต้านทานทางไฟฟ้า

6. นำผลที่ได้มาวิเคราะห์และสรุปผลการทดลอง

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับจากงานวิจัย

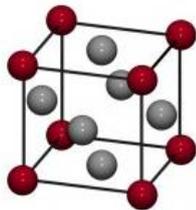
1. สามารถนำเทคโนโลยีวัสดุฉลาดประเภทโลหะผสมจำรูปมาใช้เพื่อตรวจจับความผิดปกติของวัสดุอุปกรณ์ภายใต้สภาวะที่มีอุณหภูมิสูงได้
2. สร้างองค์ความรู้เกี่ยวกับวัสดุฉลาดประเภทโลหะผสมจำรูปรวมถึงเพิ่มศักยภาพทางด้านงานวิจัย high temperature materials ในประเทศไทย เพื่อสามารถแข่งขันกับต่างประเทศได้
3. องค์ความรู้แบบบูรณาการระหว่างเทคโนโลยีวัสดุฉลาดประเภทโลหะผสมจำรูปและเทคโนโลยีระบบควบคุมและเครื่องมือวัด

บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

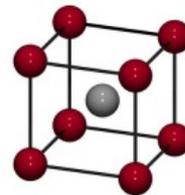
2.1 การเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ (Martensitic Transformation) [3]

เมื่อนำเอาเหล็กกล้าที่ร้อนแดงมาจุ่มลงในน้ำ หรือที่เรียกว่ากระบวนการ “quenching” จะเกิดโครงสร้างจุลภาคที่มีความละเอียด และทำให้โลหะนั้นมีความแข็งขึ้น ซึ่งสมบัตินี้มีความสำคัญมากในการนำมาใช้ประโยชน์ในชีวิตประจำวัน จึงยังมีการวิจัยในเรื่องนี้มาโดยตลอด ยกตัวอย่างเช่น เทคโนโลยีใช้ในการสร้างดาบญี่ปุ่นให้มีความแข็ง ก็อาศัยประสบการณ์ที่ยาวนาน และเป็นที่รู้กันว่าเหตุผลที่ทำให้แข็งก็คือ โครงสร้างจุลภาคที่ละเอียดนั่นเอง และได้ใช้ชื่อนักวิจัยชาวเยอรมัน Adolf Martens ที่ค้นพบโครงสร้างนี้เป็นชื่อ โครงสร้าง Martensite

เพื่อเข้าใจพื้นฐานของเหล็กกล้า นั้น จะขอยกตัวอย่างของเหล็ก ในขณะที่อุณหภูมิสูง เฟส FCC (Face centered cubic) หรือเรียกว่า เฟสแกมมา (γ) จะเป็นเฟสที่เสถียร ดังแสดงในรูปที่ 2.1 และเมื่อทำให้เย็นตัวช้าๆ ก็จะเปลี่ยน โครงสร้างเป็น BCC (Body centered cubic) หรือ เฟสแอลฟา (α) ดังแสดงในรูปที่ 2.2 แต่ถ้าทำให้อัตราการเย็นตัวมีค่าสูงมากๆ เพื่อลดปริมาณการแยกตัวของเฟส ก็จะทำให้เฟสแกมมา (γ) สามารถอยู่ได้ที่อุณหภูมิต่ำได้ ในขณะที่ทำการลดอุณหภูมิอย่างรวดเร็ว นั้น ราวๆ 700 องศาเซลวิน จะเกิดการเปลี่ยนเฟสแบบทันทีทันใดขึ้น จากเฟสแกมมา (γ) เปลี่ยนไปเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ (α') ซึ่งมีโครงสร้างแบบ Body centered tetragonal หรือ BCT เนื่องจากในการเปลี่ยนเฟสสามารถทำความเข้าใจว่าเฟสแอลฟา (α) นั้นเป็นเฟสที่ทำให้เกิดมาร์เทนไซต์ จึงเรียกเฟสแอลฟา (α) ว่า “เฟสแม่” (Parent phase)



รูปที่ 2.1 Face Centered Cubic (γ)



รูปที่ 2.2 Body Centered Cubic (α)

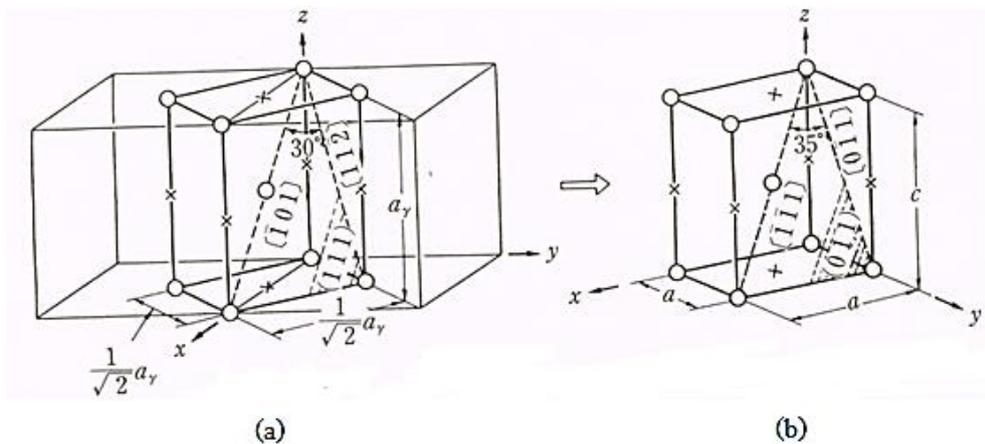
หลังจากนั้นการเปลี่ยนเฟสแบบนี้ก็สามารถพบได้ในโลหะผสมหลายๆ ชนิด นอกเหนือจากเหล็กกล้า จึงทำให้คำว่า “มาร์เทนไซต์” ถูกใช้กันอย่างแพร่หลายมากขึ้น ในบรรดาวัสดุเหล่านั้น โลหะผสมจำรูป ก็เป็นอีกประเภทหนึ่งที่อาศัยกลไกของการเปลี่ยนเฟสกลับจากมาร์เทนไซต์มาเป็นเฟสแม่ แล้วทำให้เกิดปรากฏการณ์จำรูป สิ่งที่น่าสนใจอีกประการหนึ่งก็คือ ทำไมปรากฏการณ์จำรูปถึงไม่เกิดในเหล็ก

บ้างคำตอบก็คือในขณะที่เกิดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ในเหล็กนั้น ขอบเขตระหว่างเฟสแม่และเฟส มาร์เทนไซต์ จำเป็นต้องเกิดการประสานกันโดยไม่เกิดความเครียดที่มีปริมาณมาก ดังนั้นจึงทำให้เกิด dislocation จำนวนมาก ซึ่งก็คือกลไกที่ทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปร่างตัวเอง ในขณะที่การเปลี่ยนเฟส ของโลหะผสมจำรูปนั้น มีการเกิดโครงสร้างแฝด (twinning) แทนที่จะเกิด dislocation ซึ่งโครงสร้าง แฝดที่ว่านี้ จะสามารถสลายตัวหายไปได้จากการเปลี่ยนเฟสกลับจากมาร์เทนไซต์เป็นเฟสแม่ นั่นก็คือ ไม่จำเป็นต้องเกิดการเปลี่ยนรูปร่าง ทำให้เกิดการจำรูปได้นั่นเอง ซึ่งเรียกการเปลี่ยนเฟสมาร์เทน ไซต์ในโลหะผสมจำรูปว่า “Thermoelastic Martensite Transformation”

2.1.1 จุดเด่นทั่วไปของการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์

1. การเปลี่ยนรูปของแลตทิซ (lattice distortion) [3]

เมื่อเกิดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ก็จะเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึก จะทำให้แลตทิซเกิดการ เปลี่ยนแปลงด้วย รูปที่ 2.3 (a) และ (b) ได้แสดงรูปโครงสร้างผลึกของเฟสแม่ และเฟสมาร์เทนไซต์



รูปที่ 2.3 รูปโครงสร้างผลึกของ (a) เฟสแม่ และ (b) เฟสมาร์เทนไซต์ (กรณีของ Fe – C) [3]

จากรูปที่ 2.3 เฟสแม่ได้เขียน unit cell ไว้จำนวน 2 ยูนิต จะสังเกตเห็นว่าถ้าหมุนแกน Z ของเฟสแม่ไป 45 องศา ก็จะได้เห็น โครงสร้าง body centered tetragonal (BCT) แสดงด้วยเส้นหนา และมีค่าอัตราส่วน ของแกน c/a เท่ากับ $\sqrt{2}$ และเมื่อเกิดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์แล้ว แลตทิซที่คู่กันจะเกิดการเปลี่ยน รูป เป็นรูป (b) สังเกตเห็นว่า จะเกิดการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ BCT unit cell ที่มีค่าอัตราส่วน ของแกน c/a น้อยกว่า $\sqrt{2}$ สิ่งที่เห็นเป็นจุดเด่นก็คือ การเปลี่ยนเฟสแบบนี้แลตทิซจะเกิดการเปลี่ยน รูปแบบหนึ่งต่อหนึ่ง กรณีนี้ lattice correspondence จะมีดังต่อไปนี้

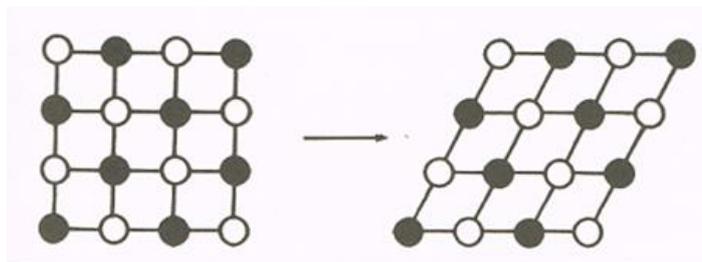
$$\begin{aligned} [1\bar{1}0]_{\alpha'} &- [110]_{\gamma} \\ [010]_{\alpha'} &- [110]_{\gamma} \end{aligned}$$

$$[001]_{\alpha'} - [001]_{\gamma}$$

ถ้าพิจารณาจากความสมมาตรของโครงสร้างผลึกแล้ว ส่วนมากการเลือก lattice correspondence จะมี 6 แบบหรือ 12 แบบ

2. ปราศจากการแพร่ (Diffusionless)

การเกิดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์นั้น แลททิซจะเปลี่ยนรูปแบบ 1:1 ซึ่งหมายความว่าก่อนการเปลี่ยนเฟสและหลังการเปลี่ยนเฟสนั้น แลททิซไม่มีการเปลี่ยนแปลงไปเป็นตัวอื่น ซึ่งก็หมายความว่า การเปลี่ยนเฟสนั้นเกิดขึ้นโดยไม่มีการแพร่ อะตอมข้างเคียงก่อนการเปลี่ยนเฟสและหลังการเปลี่ยนเฟสนั้นจะเป็นอะตอมตัวเดียวกัน โดยทั่วไปโครงสร้างผลึกนั้นจะเป็นชนิดมีระเบียบ (ordered structure) ในรูปที่ 2.4 แสดงการจัดเรียงตัวของอะตอมแบบสองมิติก่อนและหลังการเปลี่ยนเฟส โดยจะเห็นว่าความเป็นระเบียบของผลึกในเฟสแม่เหล็กจะถูกถ่ายทอดไปยังเฟสมาร์เทนไซต์



รูปที่ 2.4 การจัดเรียงตัวของอะตอมแบบสองมิติก่อนและหลังการเปลี่ยนเฟส

3. การเปลี่ยนแปลงรูปร่าง

เมื่อนำเอาชิ้นงานในเฟสแม่เหล็กไปทำการขัดโดยใช้เคมีไฟฟ้า (Electro polishing) แล้วนำไปทำให้เกิดการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ จะสังเกตเห็นเส้นเล็กๆ ระเอียดบริเวณผิวของชิ้นงาน ซึ่งเป็นตัวอย่างที่ทำให้ทราบว่าการเปลี่ยนเฟสเกิดโดยไม่มีการแพร่ในของแข็ง และอะตอมเกิดการเคลื่อนที่ไปด้วยกัน

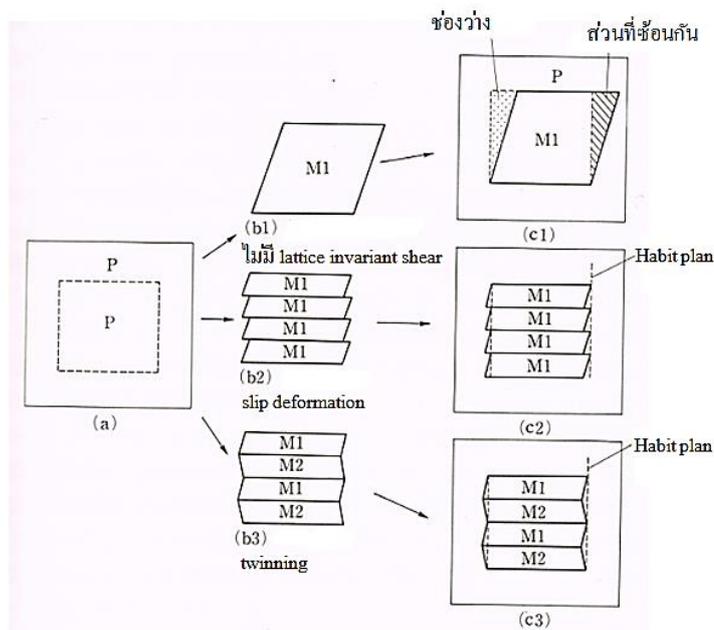
4. Habit plane

ขณะเกิดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์นั้น แม้จะมีการเปลี่ยนแปลงรูปร่างทางกายภาพให้เห็น แต่ขอบเขตระหว่างเฟสแม่เหล็กและมาร์เทนไซต์ก็ยังเชื่อมติดกัน บริเวณขอบเขตนี้จะประกอบไปด้วยระนาบทางผลึกชนิดเดียวกัน ขึ้นอยู่กับชนิดของโลหะผสม เรียกขอบเขตนี้ว่า “Habit plane” เพื่อป้องกันไม่ให้เกิดการแตกหรือ crack ระหว่างการเปลี่ยนเฟสนั้น habit plane ต้องถูกเลือกจากระนาบที่ไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างทั้งก่อนและหลังการเปลี่ยนเฟส โดยปกติแล้ว แคคไลของ lattice distortion นั้นไม่เพียงพอที่จะสร้าง habit plane ที่ปราศจากความเค้นได้ จึงต้องมีกลไกอื่นเข้ามาช่วย กลไกที่ว่าเป็นนี้เรียกว่า “lattice invariant shear” ซึ่งจะช่วยให้ habit plane สามารถเชื่อมต่อกันทั้งสองได้โดยไม่เกิดความเครียด สำหรับกลไกของ lattice invariant shear นั้น สามารถทำได้ 2 ลักษณะด้วยกันคือ การใส่

dislocation เข้าไป หรือ การสร้างโครงสร้างแฝด (twinning) รูปที่ 2.5 เป็นโมเดลแสดงบริเวณขอบเขตระหว่างเฟสมาร์เทนไซต์ที่มีการเปลี่ยนแปลงรูปร่างกับบริเวณข้างเคียงที่ยังไม่มีการเปลี่ยนเฟส รูป (a) เป็นบริเวณเฟสแม่ที่ยังไม่มีการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ เมื่อบริเวณตรงกลางเกิดการเปลี่ยนเฟส ก็จะทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปโดยเกิด lattice distortion ดังแสดงในรูป (b) ซึ่งกรณีนี้จะทำให้บริเวณขอบเขตของเฟสแม่และเฟสมาร์เทนไซต์นั้นเกิดการซ้อนทับกัน หรือเกิดช่องว่างทำให้ไม่สามารถสร้าง habit plane ได้ (รูป (c1))

ดังนั้น เพื่อให้สามารถสร้าง habit plane ได้ จึงจำเป็นต้องสร้างกลไก lattice invariant shear โดยใส่ dislocation เข้าไปในขณะเกิดการเปลี่ยนเฟส ทำให้เกิดการเลื่อนไถล (slip deformation) ซึ่งถ้าแต่ละชั้นของการเกิดการเลื่อนไถลนั้นมีค่าน้อย (รูป (b2)) ก็จะทำให้บริเวณขอบเขตของเฟสทั้งสองเฟสสามารถเชื่อมต่อกันได้เป็นอย่างดี แต่ถ้ามองแบบมหภาคแล้วก็จะไม่เห็นการเปลี่ยนรูปเกิดขึ้นบริเวณนี้เลย จึงทำให้สามารถเกิดเป็น habit plane ได้

อีกประเภทของการเกิด habit plane นั้นก็คือ การเกิดของโครงสร้างแฝด (twinning) จากรูป (b3) จะเห็นว่าเกิดโครงสร้างแฝดระหว่าง M1 และ M2 ในเฟสมาร์เทนไซต์ ซึ่ง M1 และ M2 นี้ มีโครงสร้างผลึกชนิดเดียวกัน แต่มีทิศทางที่ต่างกัน เมื่อขอบเขตระหว่างโครงสร้างแฝดนี้มีขนาดเล็ก ก็จะทำให้เกิด habit plane ได้โดยไม่เกิดความเครียดด้วยเช่นเดียวกัน

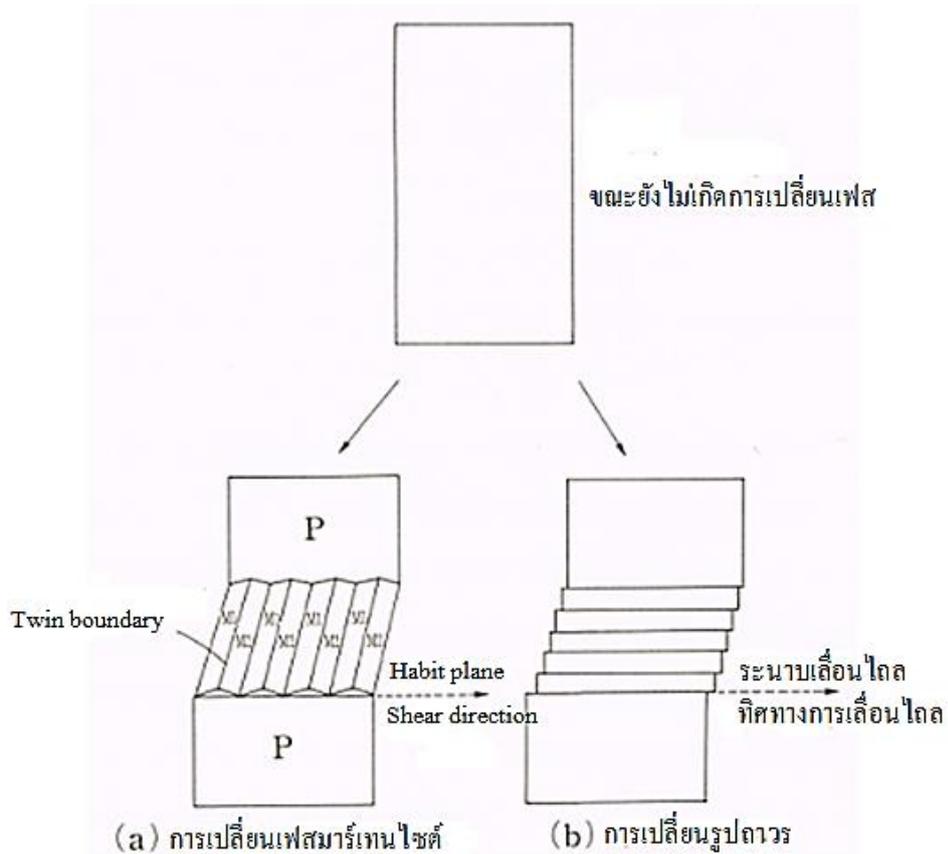


รูปที่ 2.5 การเปลี่ยนแปลงรูปร่างจากการเปลี่ยนเฟสและ lattice invariant shear เมื่อ P คือเฟสแม่ M1, M2 คือ โครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีทิศทางต่างกันเมื่อเทียบกับเฟสแม่ [3]

ในบรรดากลุ่มเหล็กต่างๆ อยู่นั้น การสร้าง habit plane จะเป็นการเกิด dislocation แล้วทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปถาวร เหตุผลนี้จึงเป็นการทำให้เหล็กเมื่อเกิดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์แล้วมีความแข็งสูงขึ้น หรือเรียกว่า cold work hardening และยังไม่ทำให้เกิดปรากฏการณ์จำรูปในเหล็ก ในขณะที่โลหะผสมจำรูปนั้น การสร้าง habit plane จะเป็นการสร้างโครงสร้างแฝดขึ้น ซึ่งจะไม่เป็นการเพิ่มความแข็งให้วัสดุ แต่โครงสร้างแฝดนี้สามารถสลายตัวไปได้จากการเปลี่ยนเฟสกลับจากมาร์เทนไซต์มาเป็นเฟสแม่ และนี่คือสาเหตุของการเกิดปรากฏการณ์จำรูปนั่นเอง

จากที่ได้กล่าวมาแล้วนั้น ในการเกิดการเปลี่ยนเฟสนั้นจำเป็นต้องสร้าง habit plane จึงทำให้ในโครงสร้างภายในของมาร์เทนไซต์นั้นประกอบไปด้วย twinning และ dislocation นอกจากนี้ในการศึกษาโลหะผสมจำรูปนั้น เราสามารถกำหนดหน่วยย่อยของโครงสร้างมาร์เทนไซต์ได้โดยกำหนดให้ประกอบไปด้วยโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มี lattice correspondence ที่ต่างกัน 2 ชนิด หรือเรียกว่าโครงสร้างพี่น้อง (Variant) ดังในรูป (b3) โดยทั่วไปนั้น variant นั้นมีได้ 24 แบบ ซึ่งแต่ละแบบก็สามารถส่งผลให้เกิด habit plane ที่มีลักษณะเหมือนกันในเชิงผลึกได้อีก 24 แบบ

ถ้าพิจารณา variant ของมาร์เทนไซต์โดยเผินๆ แล้ว เราสามารถทำความเข้าใจว่า habit plane จะเป็นระนาบที่เกิดการเลื่อนไถล (slip plane) ในกลไกการเกิดการเปลี่ยนรูปถาวร นอกจากนี้การเปลี่ยนแปลงปริมาตรจากการเปลี่ยนเฟสนั้นมีค่าน้อยมาก แนวการเลื่อนไถลก็จะเกิดบน habit plane เป็นหลัก จากที่ได้กล่าวมาแล้ว เราอาจจะบอกได้ว่าการเปลี่ยนรูปจากการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์โดยกลไกของ variant นี้ ก็เปรียบเสมือนกับการเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรโดยกลไก dislocation ได้ รูป 3.6 เป็นการเปรียบเทียบภาพหน้าตัดด้านข้างของมาร์เทนไซต์ variant ที่ประกอบไปด้วย M1 และ M2 ในขณะที่ปรกติ (a) และหลังจากที่เกิดการเปลี่ยนรูปถาวรโดยกลไกการเลื่อนไถล (b) จะเห็นได้ว่าทั้งสองรูปเป็นการเกิด shear deformation ทั้งคู่ โดยมี habit plane เปรียบเหมือนระนาบการเลื่อนไถล และมีทิศทางการเลื่อนเปรียบเหมือนทิศทางการเลื่อนไถล



รูปที่ 2.6 การเปรียบเทียบภาพหน้าตัดและด้านข้างของมาร์เทนไซต์ variant ที่ประกอบไปด้วย M1 และ M2 (a) ในขณะที่เกิดการเปลี่ยนเฟสและ (b) หลังจากที่เกิดการเปลี่ยนรูปลวดโดยกลไกการเลื่อนไถล [3]

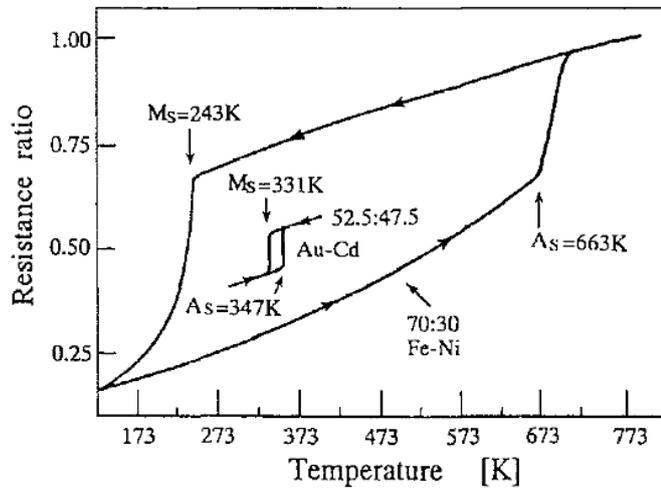
2.1.2 การเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์แบบ Thermoelastic (Thermoelastic Martensitic Transformation)

การเกิดเฟสมาร์เทนไซต์ในโลหะผสมจำรูปร่างนั้น เกือบทั้งหมดเป็นแบบ Thermoelastic แต่ในกลุ่มเหล็กกล้าทั่วไปนั้น เกิดเฟสมาร์เทนไซต์อีกประเภทหนึ่ง ซึ่งไม่สามารถทำให้เกิดปรากฏการณ์จำรูปได้ เราเรียกการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ชนิดนี้ว่า Non – thermoelastic Martensite โดยจะอธิบายเกี่ยวกับข้อแตกต่างระหว่าง 2 ประเภทนี้

1. Transformation Temperature Hysteresis

รูปที่ 2.7 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานทางไฟฟ้ากับอุณหภูมิของโลหะผสม 2 ชนิด เพื่อเปรียบเทียบความแตกต่างระหว่าง Thermoelastic และ Non – thermoelastic Martensite โดย Fe – 30at % Ni เป็นชนิด Non – thermoelastic และ Au – 7.5at% Cd เป็นชนิด Thermoelastic ถ้าพิจารณา

โลหะผสม Fe-Ni ความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิเริ่มต้นการเปลี่ยนเฟสกลับ (Reverse Martensite transformation start temperature) กับอุณหภูมิเริ่มต้นการเปลี่ยนเฟส (Martensite transformation start temperature) หรือที่เรียกว่าฮิสเทอรีซิสของอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส มีค่ามากถึง 420 K ในขณะที่ฮิสเทอรีซิสของอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสม Au-Cd นั้นมีค่าน้อยมากเพียง 16 K เท่านั้น



รูปที่ 2.7 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานทางไฟฟ้ากับอุณหภูมิ ของโลหะผสม Au – Cd และ Fe – Ni [3]

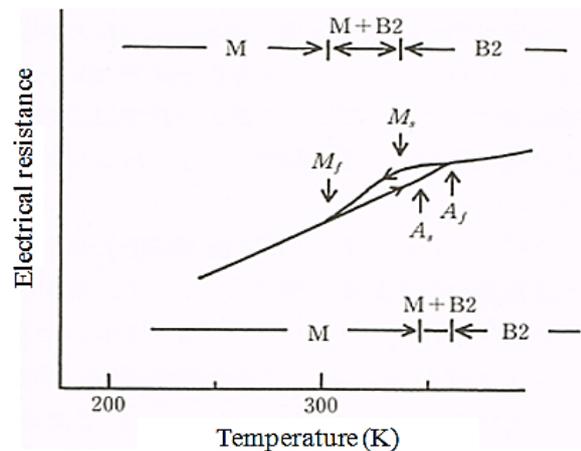
สาเหตุที่โลหะผสม Fe-Ni มีค่าฮิสเทอรีซิสมากนั้นส่วนหนึ่งมาจาก ขณะที่เกิดการเปลี่ยนเฟสระหว่างเฟสแม่และมาร์เทนไซต์นั้น ขอบเขตระหว่าง 2 เฟสจำเป็นต้องมีการเชื่อมต่อกันอย่างเสถียร ดังนั้น จึงจำเป็นต้องมี dislocation ปริมาณมากเพื่อเข้ามาช่วยไม่ให้เกิดความเครียด ในกรณีแบบนี้ การที่จะให้การเปลี่ยนเฟสดำเนินต่อไปได้นั้น จำเป็นต้องมี boundary energy และ non-chemical free energy ปริมาณมาก เพื่อเป็นพลังงานกระตุ้น ดังนั้น การเปลี่ยนเฟส จึงไม่เกิดที่อุณหภูมิสมดุล แต่จำเป็นต้อง undercooling ลงไปต่ำกว่าอุณหภูมิสมดุล จึงจะเกิดการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ได้ในทางกลับกัน dislocation นั้นทำหน้าที่ขัดขวางการเกิดการเปลี่ยนเฟสกลับจากมาร์เทนไซต์ไปเป็นเฟสแม่ ดังนั้น ในการเกิดการเปลี่ยนเฟสกลับ จึงจำเป็นต้องให้ความร้อนมากกว่าอุณหภูมิสมดุล จากเหตุผลที่กล่าวมา ทำให้ฮิสเทอรีซิสของอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสมีค่ามากนั่นเอง วัสดุกลุ่มที่อยู่ในกลุ่มนี้ จะมีความเร็วของการเกิดการเปลี่ยนเฟสสูง และเมื่อเกิดการเปลี่ยนเฟสแล้วไม่สามารถที่จะหยุดปฏิกิริยาได้

สำหรับโลหะผสม Au – Cd การเชื่อมต่อกันของขอบเขตเฟสนั้น ไม่จำเป็นต้องอาศัย dislocation ดังนั้น จึงทำให้ boundary energy มีค่าน้อย และไม่ต้องมีพลังงานสำหรับการเกิดการเปลี่ยนรูปถาวร ทำให้การเปลี่ยนเฟสทั้งขาไปและขากลับเกิดที่อุณหภูมิใกล้เคียงกับอุณหภูมิสมดุล ฮิสเทอรีซิสของ

อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสจึงมีค่าน้อยลงไปด้วย ในกรณีแบบนี้พลังงานที่เกี่ยวข้องกับการเปลี่ยนเฟสเมื่อปริมาณเฟสมาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้น พลังงาน chemical free energy (heat energy) ของระบบจะมีค่าลดลง แต่ elastic energy จะมีค่าเพิ่มขึ้น ผลรวมของทั้งสองพลังงานนี้จะต้องมีค่าน้อยที่สุดในแต่ละอุณหภูมิ และจะเป็นตัวกำหนดตำแหน่งของ phase boundary ซึ่งหมายความว่าสามารถหยุดปฏิกิริยาของการเกิดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ได้ และเมื่ออุณหภูมิเปลี่ยนไป การเปลี่ยนเฟสก็จะเปลี่ยนหรือไปข้างหน้าตามไปด้วย การเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ลักษณะนี้เรียกว่า “Thermoelastic Martensite”

2. อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส (Transformation Temperature)

การตรวจสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสนั้น โดยทั่วไปมีอยู่ด้วยกัน 2 วิธี วิธีแรกคือ การตรวจสอบหาความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานทางไฟฟ้ากับอุณหภูมิ อีกวิธีหนึ่งคือ การใช้หลักการของเครื่อง Differential scanning calorimeter รูปที่ 2.8 แสดงผลค่าความต้านทานทางไฟฟ้าของโลหะผสมจำรูป Ti – 50 at %Ni ที่ผ่านกระบวนการ solid solution treatment ที่อุณหภูมิ 1,273 K จากรูปจะเห็นว่า เมื่อลดอุณหภูมิลงไปจะมีจุดที่ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าลดลงอย่างรวดเร็ว อุณหภูมินี้จะเรียกว่าอุณหภูมิ



รูปที่ 2.8 ค่าความต้านทานทางไฟฟ้า ของโลหะผสมจำรูป Ti – 50 at % Ni ที่ผ่านกระบวนการ solid solution treatment ที่อุณหภูมิ 1,273 K [4]

เริ่มต้นเกิดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ (Martensite transformation start temperature) หรือ M_s ส่วนอุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟส (Martensite transformation finish temperature) หรือเรียกว่า M_f เมื่ออุณหภูมิสูงกว่า M_s เฟสแม่ก็จะเสถียร แต่ถ้าอุณหภูมิต่ำกว่า M_f เฟสมาร์เทนไซต์ก็จะเป็นเฟสที่เสถียร แต่ในช่วงอุณหภูมิมระหว่าง M_s และ M_f นั้น ก็จะมีทั้งเฟสแม่และเฟสมาร์เทนไซต์ผสมกันอยู่ ในทางตรงกันข้าม ขณะทำการเพิ่มอุณหภูมิ จุดที่ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว นั้น เราเรียกว่า อุณหภูมิเริ่มต้นของการเปลี่ยนเฟสกลับ (Martensite reverse transformation start temperature) หรือ

เรียกว่า A_s และจุดที่ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าไปบรรจบกับเส้นโค้งขณะลดอุณหภูมิ ก็คืออุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสกลับ (Martensite reverse transformation finish temperature) หรือเรียกว่า A_f ซึ่งก็เป็นจุดที่กลับเป็นเฟสแม่อย่างสมบูรณ์ อุณหภูมิในช่วงระหว่าง A_s และ A_f นั้น ก็จะมีทั้งเฟสแม่และเฟสมาร์เทนไซต์ผสมกันอยู่

2.1.3 กลศาสตร์เทอร์โมไดนามิกส์ของการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ (Thermodynamics of Martensitic Transformation) [3]

การเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์สามารถอธิบายได้โดยความสัมพันธ์ระหว่างพลังงานอิสระทางเคมี (Chemical free energy) กับอุณหภูมิดังแสดงในรูปที่ 2.9 โดยปกติแล้ว เฟส 2 เฟส จะถูกกั้นกลางด้วยเส้นแบ่งเขตสำหรับเฟสที่เสถียร ถ้าเฟสใดเฟสหนึ่งเป็นเฟสที่เสถียรก็หมายความว่าเฟสนั้นย่อมมีพลังงานอิสระทางเคมี (Chemical free energy) ที่ต่ำกว่า ซึ่งเมื่อทั้งสองเฟสมีพลังงานอิสระเท่ากัน ก็แสดงว่าทั้งสองเฟสนั้นสามารถอยู่ร่วมกันได้ หรือเรียกว่าสามารถเกิดในเวลาเดียวกันได้

กำหนดให้ T_0 คืออุณหภูมิสมดุลของระบบ ดังนั้นอุณหภูมิต่ำกว่า T_0 เฟสแม่จะเป็นเฟสที่เสถียร ส่วนอุณหภูมิต่ำกว่า T_0 เฟสมาร์เทนไซต์จะเป็นเฟสที่เสถียร ที่ตำแหน่ง T_0 นี้ เฟสมาร์เทนไซต์และเฟสแม่ จะมีความสมดุลกันทางเทอร์โมไดนามิกและสมการ $\Delta G^{p \rightarrow m}|_{M^s} = G^m - G^p$ แสดงถึงพลังงานในการสร้างนิวเคลียสของเฟสมาร์เทนไซต์ โดย G^m , G^p คือ Gibbs Free Energy ของเฟสมาร์เทนไซต์และเฟสแม่ ตามลำดับ จะคล้ายกันเมื่อเกิดมีการเปลี่ยนแปลงกลับทาง อุณหภูมิ T_0 นั้นเป็นอุณหภูมิที่เกิดโดยการประมาณค่าจากสมการ $\frac{1}{2}(M^s + A^s)$

Gibb Free Energy สำหรับการเปลี่ยนแปลงมาร์เทนไซต์จะสามารถอธิบายได้ดังนี้

$$G = G_c + G_s + G_e = G_c + G_{nc} \quad \dots (2.1) [5]$$

G_c = พลังงานเคมี (Chemical energy) ทำให้โครงสร้างเปลี่ยนจากเฟสแม่เป็นเฟสมาร์เทนไซต์

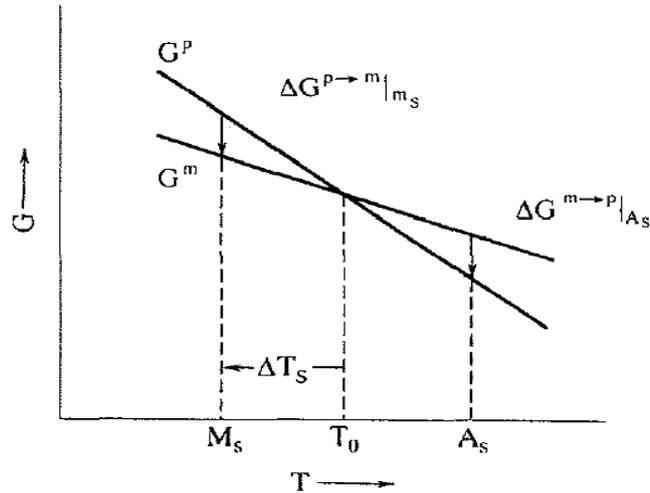
G_s = พลังงานผิว (Surface energy) ของเฟสแม่และเฟสมาร์เทนไซต์

G_e = พลังงานยืดหยุ่น (Elastic energy) ของเฟสแม่และเฟสมาร์เทนไซต์

$G_{nc} = G_s + G_e$: พลังงานที่ไม่ใช่พลังงานใน Chemical energy term

การเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ทั้งหมดนั้น G_{nc} จะมีค่ามากกว่า G_c เสมอ ซึ่งเป็นสิ่งสำคัญที่ช่วยบ่งบอกถึงการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ การที่ supercooling กับ heating ช่วง (ΔT_s) เป็นสิ่งที่ใช้ในการสร้าง Nucleation ในการเปลี่ยนเฟสไปมาระหว่าง 2 เฟส และเมื่อโครงสร้างเป็นเฟสมาร์เทนไซต์แล้ว จะเกิด

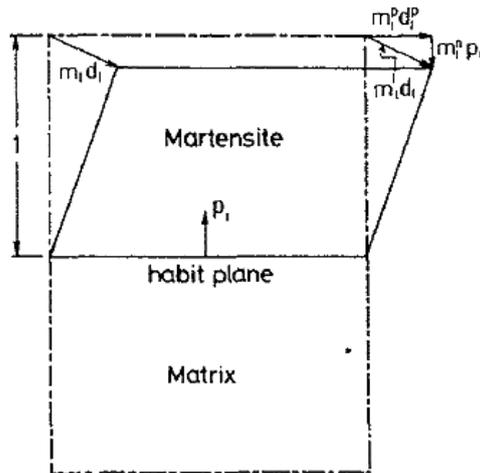
พลังงานที่เรียกว่า elastic energy โดยพลังงานนี้จะต้านการเปลี่ยนจาก twinned martensite ไปเป็น deformed martensite ดังนั้นการที่จะทำให้เปลี่ยนไปเป็น deformed จึงต้องมีการใส่แรงเข้าไป



รูปที่ 2.9 Gibbs free energy ของการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์และเฟสแม่ที่อุณหภูมิต่างๆ [3]

การเปลี่ยนเป็นเฟสมาร์เทนไซต์นั้นจะเริ่มต้นที่อุณหภูมิ M_s (martensite transformation start temperature) ซึ่งเป็นอุณหภูมิต่ำกว่า T_0 และในการเกิด Nucleation ของเฟสมาร์เทนไซต์นั้นต้องอาศัยพลังงาน Elastic energy และ Surface energy ซึ่งเป็นพลังงานที่ไม่สามารถย้อนกลับได้ (Irreversible energy) เพราะฉะนั้นในการเกิด Nucleation ของเฟสมาร์เทนไซต์ จึงต้องการ Overcooling ในกระบวนการเกิดมาร์เทนไซต์ ซึ่ง Nucleation นั้นจะมีความเร็วมากในตอนต้นและจะหยุดขยายเมื่อขนาดของเกรนขยายจนชนอีกเกรนหนึ่งและเกิดการต้านทานกันเอง โดยกระบวนการเกิดการเติบโต (Growth process) ก็จะเกิดตอนนี้ด้วย ส่วนตัวแปรที่มีผลต่อการขยายตัวอีกหนึ่งตัวก็คือ อุณหภูมิที่ให้ ถ้าอุณหภูมิต่ำลง แรงในการเคลื่อนที่ (Driving force) จะมากขึ้น และจะไปเพิ่มพลังงานที่ทำให้เกิดการขยายตัวหรือการเกิดนิวเคลียสใหม่ (Nucleation) เมื่ออุณหภูมิต่ำลง strain energy จะมีค่าลดลง เฟสมาร์เทนไซต์จะเปลี่ยนเฟสไปเป็นเฟสแม่นั่นเอง

ในการเกิดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์นั้นจะเกิด shear deformation ขึ้น แต่จริงๆ แล้วเป็นการเกิดการเปลี่ยนรูปที่คล้ายๆ กับ shear deformation โดยที่มีการเปลี่ยนแปลงปริมาตรเกิดขึ้นเล็กน้อย ดังแสดงในรูปที่ 2.10



รูปที่ 2.10 การเปลี่ยนแปลงรูปร่างจากการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ [3]

จากการเปลี่ยนเฟสที่อธิบายไปแล้วนั้น ทำให้การเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์สามารถถูกเหนี่ยวนำให้เกิดได้โดยใช้ความเค้นภายนอก แม้จะอยู่เหนืออุณหภูมิ M_s ก็ตาม ขณะที่ใช้ความเค้นภายนอกเหนี่ยวนำให้เกิดการเปลี่ยนเฟสนั้น งานที่ความเค้นภายนอกทำก็คือ ΔW โดย

$$\Delta W = m_1^p \tau + m_1^n \sigma_n \quad (2.2)$$

ในขณะที่ τ ก็คือความเค้นเฉือนที่กระทำที่แนวของ habit plane โดยมีทิศไปที่ d_1^p ถ้าค่า ΔW เป็นบวกหมายถึงว่า เป็นการช่วยให้เกิดการเปลี่ยนเฟสนั้นง่ายขึ้น แต่ถ้ามีค่าเป็นลบหมายความว่า เป็นการขัดขวางการเปลี่ยนเฟส ส่วนเครื่องหมายของ σ_n ถ้าเป็นบวกแปลว่า เป็นความเค้นดึง ถ้าเป็นลบหมายถึงความเค้นอัด อัตราการเปลี่ยนแปลงปริมาตรจากการเปลี่ยนเฟส $m_1^n (\Delta V/V)$ ถ้าเป็นกรณีของเหล็กกล้าทั่วๆ ไปจะมีค่าเป็นบวก แต่สำหรับโลหะผสมจำรูปจะมีค่าเป็นลบ ดังนั้น ในสมการที่ (2.2) ทางขวามือ เทอมที่ 2 นั้น เครื่องหมายก็จะขึ้นอยู่กับค่าความเค้น แต่เทอมที่ 1 โดยปกติแล้วจะเป็นบวก เหตุผลที่เป็นแบบนี้ก็คือ ในขณะที่มีการใส่แรงภายนอกไปนั้น variant ของมาร์เทนไซต์คู่ที่เกิดได้ง่ายที่สุด จะถูกเลือกออกมาจากทั้งหมด 24 แบบนั่นเอง ซึ่งเทียบได้กับกลไกการเปลี่ยนรูปถาวรของระนาบที่มีค่า Schmidt factor สูงสุดจะถูกเลือกให้เกิดก่อนนั่นเอง

จากสมการ (2.2) ถ้าเป็นการใช้กับกรณีแกนเดียว (Uniaxial) จะสามารถเขียนแสดงได้ดังต่อไปนี้

$$\Delta W = \left(\frac{1}{2}\right) |\sigma_a| \{ m_1^p \sin 2\varphi \pm m_1^n (1 + \cos 2\varphi) \} \quad (2.3)$$

เมื่อ σ_a คือความเค้นภายนอก φ คือมุมระหว่างแกนของชิ้นงานกับ normal vector ของ habit plane \pm หมายความว่า ถ้าความเค้นภายนอกเป็นความเค้นดึงก็จะเป็นบวก และถ้าเป็นความเค้นอัดก็จะเป็นลบ $|m_1^p| \geq |m_1^n|$ และถ้ากำหนดให้ φ น้อยกว่า $\pi/4$ ก็จะทำให้ $\sin 2\varphi \cong (1 + \cos 2\varphi)$

ดังนั้น เหนือที่อยู่ใน { } ก็คือ เหนือที่คอยควบคุมหรือกำหนดค่า ไม่ว่าจะความเค้นภายนอกจะเป็นความเค้นดึงหรือความเค้นอัดก็ตาม ค่า ΔW ก็จะเป็นบวก ซึ่งหมายความว่าความเค้นภายนอกนั้น จะช่วยให้เกิดการเปลี่ยนเฟสนั้นง่ายขึ้นทุกกรณี จากนั้นพิจารณาผลของความเค้นภายนอกในเชิงเทอร์โมไดนามิกส์ ว่า ถึงแม้ไม่มีความเค้นภายนอก (ความเค้นในแนวแกน) มากระทำ สมการต่อไปนี้จะจริง

$$\begin{aligned} H &= U + PV \\ G &= U + PV - TS \end{aligned} \quad (2.4)$$

เมื่อ

- H = Enthalpy
- U = Internal energy
- P = Pressure
- V = volume
- G = Free energy
- T = Temperature
- S = Entropy

แต่ถ้ามีความเค้นภายนอกมากระทำ H และ G ต้องปรับใหม่ให้เป็น H^* และ G^*

$$\begin{aligned} H^* &= U + PV - Fl = H - Fl \\ G^* &= U + P - TS - Fl = G - Fl \end{aligned} \quad (2.5)$$

G^* นั้น จะเลือกค่าน้อยที่สุดเมื่ออยู่ในสมดุลของโครงสร้างผลึกภายใต้สภาวะความเค้นแกนเดียว กำหนดให้ค่าพลังงานอิสระของเฟสแม่และเฟสมาร์เทนไซต์ภายใต้ความเค้นแกนเดียว เท่ากับ G^{*p} และ G^{*M} ก็จะได้ว่า

$$\begin{aligned} G^{*p} &= H^{*p} - TS^p \\ G^{*M} &= H^{*M} - TS^M \end{aligned} \quad (2.6)$$

ถ้าทั้งสองเฟสอยู่ในสมดุลแล้ว G^{*p} และ G^{*M} ก็จะต้องมีค่าเท่ากัน และให้อุณหภูมิขณะสมดุล เท่ากับ $T_0(F)$ หาผลต่างของทั้งสองสมการจะได้

$$\begin{aligned} \Delta G^* &= G^{*p} - G^{*M} \\ &= (H^{*p} - H^{*M}) - T_0(F)(S^p - S^M) \\ &= \Delta H^* - T_0(F)\Delta S = 0 \end{aligned} \quad (2.7)$$

ได้สมการความสัมพันธ์เท่ากับ

$$\frac{\Delta H^*}{T_0(F)} = \Delta S \quad (2.8)$$

จากกฎข้อที่ 1 และ 2 ของเทอร์โมไดนามิกส์ จะได้ว่า

$$dG^* = VdP - SdT - l dF \quad (2.9)$$

จากสมการนี้ ถ้ากำหนดให้ความดันคงที่ จะได้

$$dG^* = -SdT - l dF \quad (2.10)$$

จากความสัมพันธ์ที่ได้ ภายใต้เงื่อนไขความดันคงที่ จากรูปที่ 2.11 จะเห็นว่า G^* เป็นฟังก์ชันของ T และ F และ ถ้าให้เฟสแม่และเฟสแม่เหล็กตั้งอยู่ ณ สมดุลเทอร์โมไดนามิกส์ โดยมีอุณหภูมิเท่ากับ T และแรงภายนอกเท่ากับ F แล้ว T กับ F จะไม่เป็นอิสระ ต้องมีการเปลี่ยนแปลงจาก 1 - 2 โดยมีเงื่อนไขดังนี้

$$dG^{*p} = dG^{*M} \quad (2.11)$$

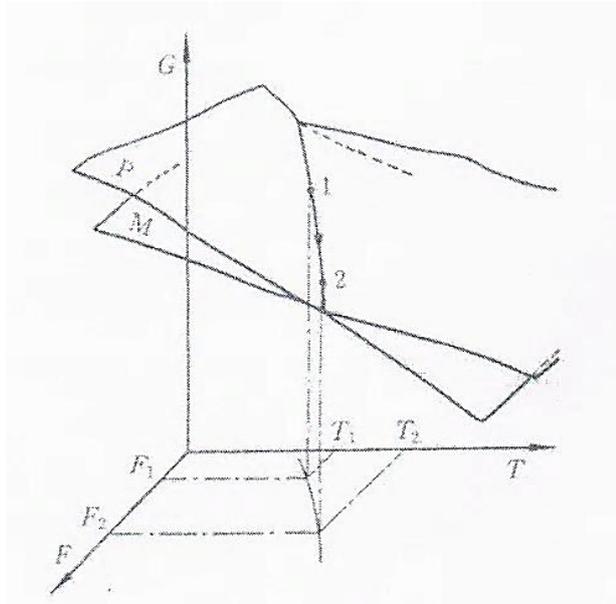
จะได้ความสัมพันธ์ของ T และ F ดังนี้

$$\begin{aligned} -S^p dT - l^p dF &= -S^M dT - l^M dF \\ \frac{dF}{dT} &= -\frac{\Delta S^{p-M}}{\Delta l^{p-M}} \\ &= -\frac{\Delta H^{*p-M}}{T_0(F)\Delta l^{p-M}} \end{aligned} \quad (2.12)$$

จากสมการที่ (2.12) ถ้าแสดงด้วยความเค้นและความเครียดจะได้

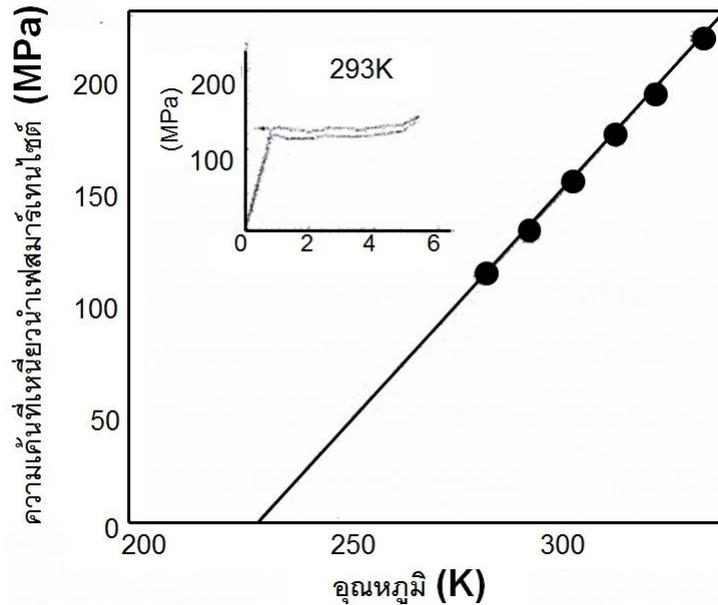
$$\begin{aligned} \frac{d\sigma}{dT} &= -\frac{\Delta S^{p-M}}{\varepsilon^{p-M}} \\ &= -\frac{\Delta H^{*p-M}}{T_0(F)\varepsilon^{p-M}} \end{aligned} \quad (2.13)$$

ความสัมพันธ์ที่ได้ดังสมการที่ (2.13) เรียกว่า Clausius - Clapeyron relationship ซึ่งโดยทั่วไปจะใช้บอกความสำคัญของอุณหภูมิและความดัน แต่สมการที่ (2.13) ได้ถูกดัดแปลงให้สามารถใช้ได้กับความเค้นแกนเดียวได้ด้วย



รูปที่ 2.11 สภาพของแรงภายนอกและอุณหภูมิในสภาวะที่สมดุลทางเทอร์โมไดนามิกส์

โดยปกติ โลหะผสมจำรูปจะมีค่า $\frac{dG}{dT}$ คงที่ ยกตัวอย่างการใช้เช่น ในรูปที่ 2.12 ปรากฏว่าไม่สามารถมองเห็นการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ได้จากการลดอุณหภูมิลงมา จึงได้หาค่าของความเค้นที่เหนียวน่าให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ที่อุณหภูมิต่างๆ ออกมาโดยใช้วัสดุโลหะผสม Cu-Al-Ni ผลึกเดี่ยว ด้วยวิธีการดึง ที่อุณหภูมิสูงกว่า M_s เมื่อนำมาเขียนกราฟจะเห็นว่าความเค้นนั้นแปรผันตรงกับค่าอุณหภูมิ นอกจากนี้ความเครียดที่ได้จากการเปลี่ยนเฟสนั้น (ϵ) มีค่าคงที่ เนื่องจากถูกกำหนดด้วยโครงสร้างผลึกของเฟสแม่และเฟสมาร์เทนไซต์ ซึ่งแสดงให้เห็นว่า ขณะเกิดการเปลี่ยนเฟสนั้นค่า Entropy ไม่ได้ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิ แต่มีค่าคงที่ และอีกด้านหนึ่งทำให้ทราบว่า Enthalpy นั้น มีการเปลี่ยนแปลงขึ้นอยู่กับอุณหภูมิ ดังนั้น ถ้าเราหาสมบัติการเปลี่ยนรูปออกมาในเชิงของฟังก์ชันของอุณหภูมิได้ เราก็จะสามารถหาค่าการเปลี่ยนแปลงในเชิงความร้อน เช่นค่า Entropy และ Enthalpy ได้ด้วย



รูปที่ 2.12 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น ที่สามารถเหนี่ยวนำเฟสให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ (Stress Induced Martensite) กับอุณหภูมิของโลหะผสม Cu – 14.1wt%Al – 4.1wt%Ni

2.2 โลหะผสมจำรูปไทเทเนียม – นิกเกิล (Ti – Ni shape memory alloy) [3]

2.2.1 บทนำ

โลหะผสมจำรูป Ti-Ni เป็นวัสดุฉลาดชนิดหนึ่งที่มีความสนใจมากในหลายปีที่ผ่านมา เนื่องจากมีสมบัติเฉพาะตัว 2 อย่างที่เรียกว่า “สมบัติการจำรูป” (Shape - memory) และ “สมบัติการยืดหยุ่นยิ่งยวด” (Superelastic behavior) ซึ่งเป็นผลเนื่องมาจากการเปลี่ยนแปลงมาร์เทนไซต์แบบผันกลับได้ “สมบัติการจำรูป” (Shape - memory) เป็นสมบัติเฉพาะของโลหะผสมจำรูป กล่าวคือ โลหะสามารถเปลี่ยนแปลงรูปร่างได้ที่อุณหภูมิต่ำและสามารถกลับคืนสู่รูปร่างเดิมก่อนที่จะเกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างได้โดยให้ความร้อนที่สูงกว่าอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของมัน “สมบัติการยืดหยุ่นยิ่งยวด” (Superelastic behavior) คือ ความสามารถของโลหะ โดยเมื่อให้แรงหรือเปลี่ยนรูปโลหะไปแล้ว โลหะจะมีช่วงยืดหยุ่นที่มากและคืนรูปกลับเหมือนเดิมเพียงแค่ปล่อยแรงออก สมบัติเฉพาะของโลหะผสมจำรูป Ti-Ni ถูกใช้ประโยชน์อย่างกว้างขวางมาก ในเชิงพาณิชย์โลหะผสมจำรูป Ti-Ni สามารถนำมาประยุกต์ใช้เป็นผลิตภัณฑ์ต่างๆ ได้เช่น สวิตช์ไฟฟ้า, กรอบแว่น, ชุดควบคุมเครื่องใช้ไฟฟ้า, ตัวเชื่อมต่อไฟฟ้าสำหรับท่อข้อต่อท่อ, ตัวกำเนิดแรง (actuators), อุปกรณ์ทางการแพทย์และทันตกรรม และผลิตภัณฑ์อื่นๆ นับไม่ถ้วน

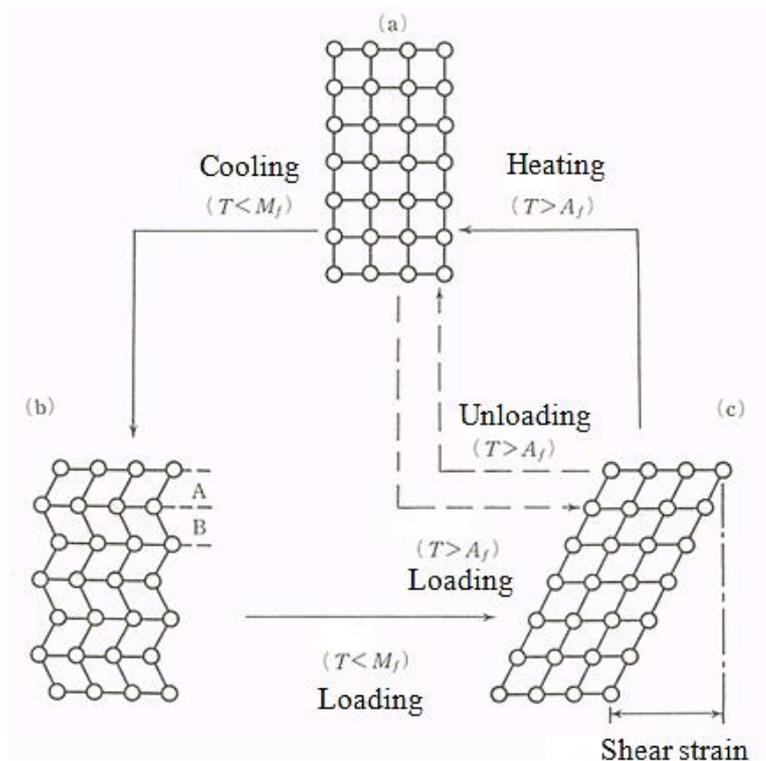
ตารางที่ 2.1 สมบัติของโลหะผสมไทเทเนียม – นิกเกิล [6]

<u>Physical properties</u>	
Melting Point	1310°C (2390°F)
Density	6.5 gm/cc (0.233lbs/inch ³)
Thermal Conductivity:	
Austenite	0.18 watt/cm-°C (10.4 BTU/hr-ft-°F)
Martensite	0.086 watt/cm-°C (5.0 BTU/hr-ft-°F)
Coefficient of Thermal Expansion:	
Austenite	11.0x10 ⁻⁶ /°C (6.1x10 ⁻⁶ /°F)
Martensite	6.6x10 ⁻⁶ /°C (3.67 ⁻⁶ /°F)
Specific Heat	0.20cal/mg-°C (0.20 BTU/lb-°F)
Electrical Resistivity :	
Austenite	100x10 ⁻⁶ ohm-cm (39.3x10 ⁻⁶ ohm-inch)
Martensite	80x10 ⁻⁶ ohm-cm (31.5x10 ⁻⁶ ohm-inch)
<u>Mechanical Properties</u> Young's Modulus:	
Austenite	120 GPa (12x10 ⁶ psi)
Martensite	50 GPa (5x10 ⁶ psi)
Yield Strength:	
Austenite	379 MPa (55x10 ³ psi)
Martensite	138 MPa (20x10 ³ psi)
Ultimate Tensile Strength:	
Elongation	690 to 1380 MPa (100 to 200x10 ³ psi)
	20 to 40 %
<u>Shape Memory</u>	
Transformation Temperature:	-50 to +100°C (-58 to +212°F)
Shape Memory Recoverable Strain:	6.5 to 8.5%
Superelastic Recoverable Strain:	up to 8%
Transformation Fatigue Life:	
at 6% Strain	several hundred cycles
at 2% Strain	10 ⁵ cycles
at 0.5% Strain	10 ⁷ cycles

2.2.2 กลไกของปรากฏการณ์จำรูปและสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด (Mechanism of Shape memory effect and Superelasticity) [3]

1. กลไกการเกิด

กลไกการเกิดปรากฏการณ์จำรูปและสมบัติความยืดหยุ่นยิ่งยวดนั้น ถูกแสดงด้วยโมเดลการจัดเรียงตัวของอะตอมแบบ 2 มิติ ดังแสดงในรูปที่ 2.13 เริ่มต้นจากเฟสแม่ ดังแสดงในรูป (a) ทำการลดอุณหภูมิลงมาให้ต่ำกว่าอุณหภูมิ M_f โครงสร้างผลึกก็จะเปลี่ยนเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ดังรูป (b) ซึ่งถ้าแสดงแบบ 3 มิติแล้ว ก็จะมี variant ทั้งหมด 24 แบบ โดย variant นี้เกิดจากโครงสร้างผลึกของมาร์เทนไซต์ชนิดเดียวกันที่ต่างกันเพียงแค่ทิศทางของผลึกเท่านั้น ถ้าดูจากรูป (b) แล้วก็จะเห็นว่า มี variant 2 ชนิดคือ A และ B และถ้าเรามองเฉพาะ variant นั้นๆ แล้วจะสังเกตเห็นว่ามีความเครียดเกิดขึ้นหลังจากเปลี่ยนเฟส แต่ถ้ามองแบบมหภาคแล้ว จะเห็นว่าความเครียดที่เกิดจาก variant แต่ละอันจะหักล้างกัน จนเมื่อดูภายนอกแล้วจะเห็นว่าไม่มีการเกิดความเครียดจากการเปลี่ยนเฟส



รูปที่ 2.13 โมเดลการจัดเรียงตัวของอะตอมแบบ 2 มิติ เพื่อแสดงการทำงานของโลหะผสมจำรูป [3]

จากที่ได้กล่าวมาแล้วว่า การเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ในโลหะผสมจำรูปนั้นเป็นแบบ Thermoelastic ซึ่งเมื่อใส่ความเค้นปริมาณน้อยลงไป ก็สามารถทำให้ habit plane เคลื่อนที่ได้ ดังนั้นโลหะจำรูปที่อยู่ในสถานะเฟสมาร์เทนไซต์ก็จะมีสมบัติอ่อนนุ่ม เมื่อใส่แรงภายนอกเข้าไปก็จะทำให้ variant B เกิด

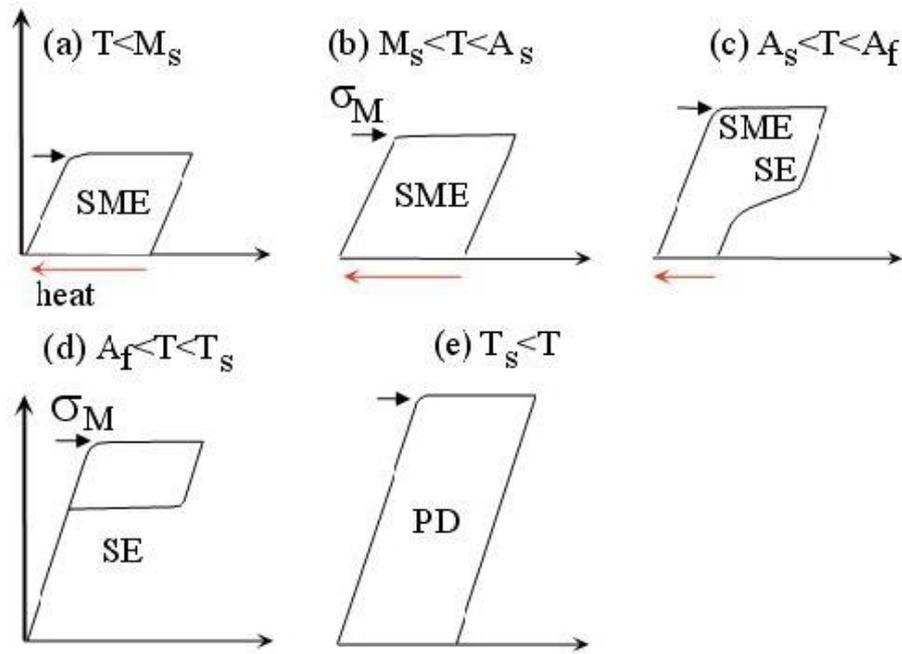
การเคลื่อนที่กลายเป็น favorite variant A เมื่อมองภายนอกแล้วก็เปรียบเสมือนว่าเกิดการเปลี่ยนรูปแบบเหมือนเกิดขึ้น (shear deformation) แต่เมื่อนำชิ้นงาน ไปให้ความร้อน เฟสมาร์เทนไซต์ก็จะกลับเป็นเฟสแม่ ทำให้โครงสร้างกลับไปเป็นดังรูป (a) อีกครั้งเราเรียกปรากฏการณ์ที่วัสดุได้รับความร้อนแล้วกลับคืนสู่รูปเดิมแบบนี้ว่า “ปรากฏการณ์จำรูป” หรือ Shape memory effect

การเปลี่ยนเฟสแบบมาร์เทนไซต์ นอกจากจะสร้างให้เกิดได้จากการลดอุณหภูมิแล้ว ยังสามารถทำให้เกิดได้อีกวิธีหนึ่ง คือขณะที่อยู่เหนืออุณหภูมิเปลี่ยนเฟส ถ้าใส่แรงภายนอกเข้าไปก็สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ได้ด้วย กลไกนี้สามารถทำความเข้าใจได้ว่า การใส่แรงภายนอกไปนั้นเป็นการช่วยให้การเปลี่ยนเฟสเกิดขึ้นได้ง่ายขึ้น ซึ่งทำการใส่แรงภายนอกเข้าไปที่อุณหภูมิสูงกว่า A_f ดังรูป (a) วัสดุก็จะเปลี่ยนแปลงโครงสร้างไปเป็นมาร์เทนไซต์ แต่เป็นมาร์เทนไซต์ที่ประกอบไปด้วย favorite variant A เพียงอย่างเดียว ดังรูป (c) ในขณะที่รับแรงอยู่นี้จึงทำให้เมื่อมองภายนอกแล้วสามารถสังเกตเห็นการเปลี่ยนแปลงรูปร่างอย่างชัดเจน แต่เนื่องจากอุณหภูมิที่เกิดขึ้นนี้เป็นอุณหภูมิที่ไม่เสถียรสำหรับเฟสมาร์เทนไซต์ ดังนั้น เพียงแค่ปลดแรงภายนอกออก วัสดุก็สามารถกลับเข้าสู่รูปร่างเดิมดังรูป (a) โดยทันที เราเรียกปรากฏการณ์ที่วัสดุสามารถเปลี่ยนรูปร่างได้มากๆ และกลับคืนสู่รูปร่างเดิมได้เพียงปลดแรงภายนอกออกว่า “สมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด”

จากที่ได้กล่าวมาแล้วว่า สมบัติของโลหะผสมจำรูปนั้น ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิที่นำไปใช้งาน ซึ่งสาเหตุของการเกิดของสมบัติทั้ง 2 ประการ นั้นเป็นเรื่องเดียวกัน คือ การที่เฟสมาร์เทนไซต์พยายามที่จะเปลี่ยนเฟสกลับไปเป็นเฟสแม่ นอกจากนั้น อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูปนั้น ก็ขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมี เงื่อนไขของการขึ้นรูปและกระบวนการทางความร้อน การเติมธาตุที่ 3 ซึ่งแต่ละปัจจัยก็สามารถทำการเปลี่ยนแปลงได้ตามต้องการ จึงทำให้เราสามารถออกแบบโลหะผสมจำรูปให้สามารถทำงานได้ตามอุณหภูมิที่ต้องการ

2. พฤติกรรมการเปลี่ยนรูป (Deformation Behavior) [7]

ในหัวข้อนี้เราจะสนใจเกี่ยวกับรูปแบบของการเปลี่ยนรูปของโลหะผสมจำรูป ซึ่งมีความแตกต่างจากโลหะทั่วๆ ไป กล่าวคือ พฤติกรรมการเปลี่ยนรูปนั้นจะขึ้นอยู่กับอุณหภูมิที่ทำการทดสอบเป็นหลัก



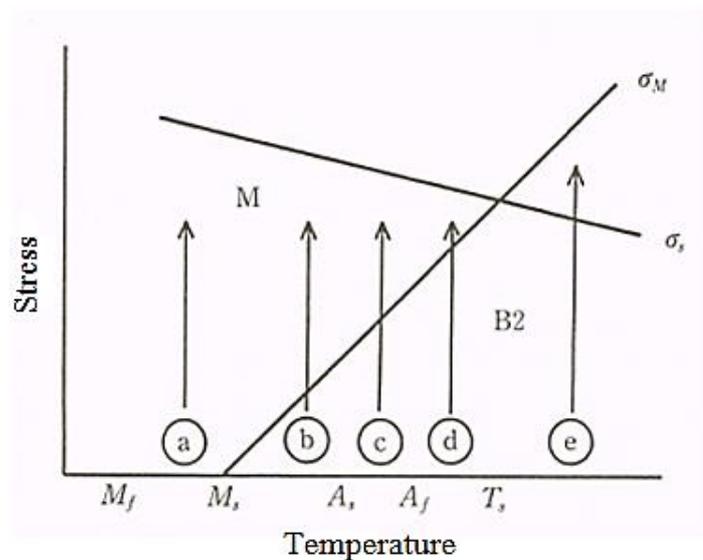
รูปที่ 2.14 ตัวอย่างกราฟความเค้นและความเครียดที่ได้จากการทดสอบโลหะผสมจำรูป Ti - Ni ที่อุณหภูมิต่างๆ [7]

รูปที่ 2.14 แสดงตัวอย่างรูปร่างกราฟความเค้น - ความเครียด ที่ได้จากการทดสอบโลหะผสมจำรูป Ti - Ni ที่อุณหภูมิต่างๆ กำหนดให้อุณหภูมิที่ทำการทดสอบเท่ากับ T สำหรับช่วงอุณหภูมิ $T < M_s$ โครงสร้างภายในจะประกอบไปด้วยโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่เกิดจากการลดอุณหภูมิเป็นหลัก เมื่อใส่ความเค้นภายนอกไป จึงทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของ variant ไปเป็น favorite variant การที่ variant ที่มีโครงสร้างแบบ twin เปลี่ยนไปเป็น favorite variant เราเรียกว่า เกิดการจัดเรียงตัวใหม่ของโครงสร้างมาร์เทนไซต์ หรือเรียกว่า Reorientation ทำให้การเปลี่ยนรูปเกิดไปเรื่อยๆ เมื่อปลดความเค้นภายนอกออก จึงยังไม่กลับคืนรูป แต่ถ้าเรานำมาให้ความร้อนให้มากกว่าอุณหภูมิ A_f ก็จะเริ่มเกิดการกลับคืนรูปเดิมตามเส้นประ

สำหรับช่วงอุณหภูมิ $M_s < T < A_s$ การใส่ความเค้นภายนอกสามารถเหนี่ยวนำเฟสมาร์เทนไซต์ (Stress induced martensite, SIM) ให้เกิดได้ แต่เนื่องจากช่วงอุณหภูมินี้ การปลดความเค้นภายนอกออก ไม่สามารถทำให้เกิดการเปลี่ยนเฟสกลับได้ จึงเห็นเหมือนมีความเครียดตกค้างอยู่ แต่เมื่อให้ความร้อนจนเหนือกว่าอุณหภูมิ A_f ก็จะสามารถกลับคืนรูปเดิมได้ ดังนั้นรูป (a) และ (b) จึงมีลักษณะเหมือนกันมาก

ช่วงอุณหภูมิ $A_s < T < A_f$ เฟสมาร์เทนไซต์ที่เกิดจากการเหนี่ยวนำด้วยความเค้นภายนอกส่วนหนึ่งสามารถเกิดการเปลี่ยนเฟสกลับได้ เมื่อปลดความเค้นภายนอกออก แต่อีกส่วนหนึ่งไม่สามารถเกิดการเปลี่ยนกลับได้จนกว่าจะให้ความร้อนเกินอุณหภูมิ A_f ตามรูป (c) ดังนั้นในช่วงอุณหภูมินี้จึงมีทั้งปรากฏการณ์จำรูปและสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดอยู่ร่วมกัน แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิ T ให้สูงกว่า A_f ก็จะสามารถเห็นกราฟที่แสดงสมบัติความยืดหยุ่นยิ่งยวดที่สมบูรณ์แบบได้ ดังรูป (d) อุณหภูมิ T นั้นยิ่งสูงกว่า M_s มากเท่าไร ก็จะต้องใช้ความเค้นในการเหนี่ยวนำให้เกิดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ (Stress induced martensite, SIM) มากขึ้นเท่านั้น โดยกำหนดให้ความเค้นเพื่อเหนี่ยวนำให้เกิดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์นั้น เท่ากับ σ_M โดยปกติแล้ว σ_M จะสูงขึ้นเป็นแบบเชิงเส้นเมื่ออุณหภูมิ T สูงขึ้น แต่เมื่ออุณหภูมิ T สูงขึ้นเกินกว่า T_s (critical temperature) แล้ว σ_M จะมีค่าสูงกว่าค่า σ_s (critical stress for slip) ซึ่งทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปถาวร โดยไม่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ได้ กราฟความเครียด – ความเค้น จึงเป็นดังรูป (e) ดังนั้น ไม่ว่าจะให้ความร้อนไปสูงกว่า A_f ก็ไม่สามารถทำให้วัสดุกลับคืนรูปร่างเดิมได้ ปัจจุบันงานวิจัยเพื่อให้ค่า σ_s มีค่าสูง จึงเป็นสิ่งสำคัญมากในการวิจัยเกี่ยวกับโลหะผสมจำรูป

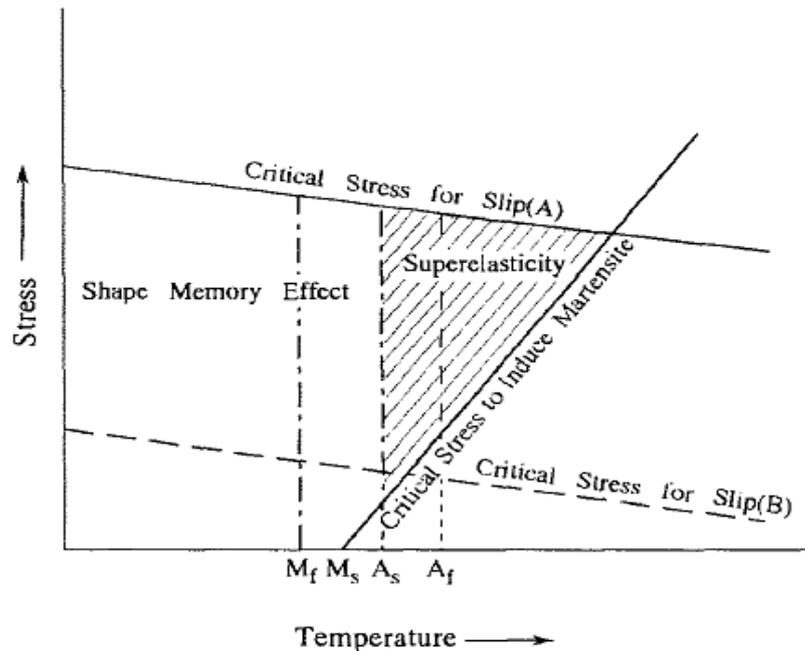
รูปที่ 2.15 เป็นการสรุปเอาการเปลี่ยนรูปที่อุณหภูมิต่างๆ ดังรูปที่ 2.14 มาเปรียบเทียบกัน นอกจากนี้ยังนำเอาค่า σ_M และ σ_s มาใส่ลงในกราฟด้วย จะสังเกตเห็นว่าเส้นที่แสดงค่า σ_M นั้นจะเป็นเส้นแบ่งระหว่างเฟสแม่และเฟสมาร์เทนไซต์ หรืออาจจะเรียกกราฟนี้ว่าเป็นเฟสไดอะแกรมของโลหะผสมจำรูป เมื่ออุณหภูมิและความเค้นเป็นตัวแปร



รูปที่ 2.15 เฟสไดอะแกรมแสดงโครงสร้างผลึกที่เสถียรเมื่อมีการเปลี่ยนอุณหภูมิและความเค้น [7]

2.2.3 เงื่อนไขของการมีสมบัติการจำรูปและสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดที่ดี (Conditions for good shape memory and superelastic characteristic) [3]

ปกติแล้วสมบัติการจำรูปและสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดจะแสดงในชิ้นงานเดียวกันแต่ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิของการทดสอบ ซึ่งจะต้องมีความเค้นวิกฤตที่เกิดการเปลี่ยนรูปถาวร (Critical stress for slip) ที่สูงเพียงพอในการที่จะเกิดการเปลี่ยนเฟส โดยสมบัติการจำรูปแสดงที่อุณหภูมิต่ำกว่า A_s แล้วให้ความร้อนจนกระทั่งอุณหภูมิสูงกว่า A_f ขณะที่สมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดแสดงที่อุณหภูมิสูงกว่า A_f เนื่องจากเฟสมาร์เทนไซต์ไม่เสถียรเมื่อไม่มีความเค้นมากกระทำ แต่ที่อุณหภูมิระหว่าง A_s กับ A_f จะเกิดสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดบางส่วนเท่านั้น ในรูปที่ 2.16 เส้นตรงที่มีความชันเป็นบวกนั้นแสดงความเค้นวิกฤตที่ใช้เหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ (The critical stress induced martensite) ซึ่งเกี่ยวข้องกับ Clausius – Clapeyron relationship ส่วนเส้นตรงที่มีความชันเป็นลบ (A หรือ B) นั้นแสดงความเค้นวิกฤตที่เกิดการเปลี่ยนรูปถาวร เนื่องจากเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรแล้วจะไม่สามารถคืนกลับได้จากการให้ความร้อนหรือการปลดความเค้นภายนอกออก ดังนั้นความเค้นที่ให้กับชิ้นงานต้องต่ำกว่าเส้นนี้เพื่อป้องกันการเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรก่อนที่จะเกิดการเปลี่ยนเฟส



รูปที่ 2.16 โคอะแกรมแสดงบริเวณที่เกิดสมบัติการจำรูปและ สมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดภายใต้ ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและอุณหภูมิ [3]

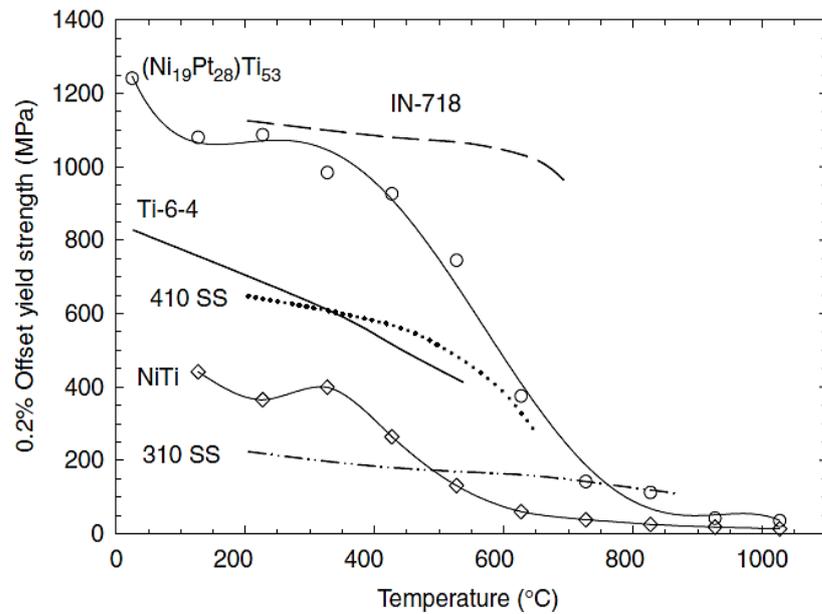
2.3 โลหะผสมจำรูปกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง (High – Temperature Ternary TiNi – X Alloys) [1]

2.3.1 ประวัติการพัฒนาโลหะผสมจำรูปไทเทเนียม – นิกเกิล [1]

ในช่วงแรกๆ โลหะผสมจำรูป Ti – Ni ถูกพัฒนาในมีน้ำหนักเบาและมีโครงสร้างที่สามารถใช้งานที่อุณหภูมิสูงได้เพื่อประยุกต์ใช้ในงานเกี่ยวกับจรวดและอุตสาหกรรมการบิน [8] แต่อย่างไรก็ตาม Buehler et al. กล่าวว่าโลหะผสม Ti – Ni ยังมีพฤติกรรมที่แปลกๆ หลายอย่างเช่น ความสามารถในการดูดซับการสั่นสะเทือนสูงและความสามารถในการคืนกลับรูปร่างเดิมได้ [9] ในความเป็นจริง Buehler et al. [9] เป็นคนแรกที่แสดงให้เห็นว่าโลหะผสมจำรูป Ti – Ni สามารถกลับคืนรูปเป็นเส้นตรงได้ที่อุณหภูมิห้องโดยให้ความร้อน หลังจากนั้นโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ถูกศึกษาอย่างจริงจังและพบว่าสาเหตุที่มันสามารถแสดงพฤติกรรมที่แปลกๆ ออกมาได้มันเกี่ยวกับการเปลี่ยนแปลงมาร์เทนไซต์ [10] และในอีกหลายต่อมา Otsuka et al. [11] สามารถระบุเฟสมาร์เทนไซต์ในโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ได้อย่างถูกต้อง

โลหะผสมจำรูป Ti – Ni ไม่เคยถูกประยุกต์ใช้เป็นวัสดุทำโครงสร้างที่ใช้งานที่อุณหภูมิสูงเนื่องจากความแข็งแรงของวัสดุจะต่ำลงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น [12, 13] ดังแสดงในรูปที่ 2.17 และการเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูง [14, 15] ในทางตรงกันข้าม ความก้าวหน้าในการประยุกต์ใช้โลหะผสมจำรูป Ti – Ni เป็นไปอย่างรวดเร็วเนื่องจากสมบัติการจำรูป สมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด ความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อนที่สูงและความเข้ากันได้กับเนื้อเยื่อมนุษย์ อย่างไรก็ตามปัญหาเรื่องความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันและความแข็งแรงของโลหะผสมจำรูปยังต้องการการพัฒนาอีกสำหรับการใช้งานที่อุณหภูมิสูง

การพัฒนาโลหะผสมจำรูป Ti – Ni เพื่อใช้ในอุณหภูมิสูงในช่วงแรกมุ่งเน้นไปที่อุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงเฟสและความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม แต่ปัจจุบันโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ยังมีข้อจำกัดอื่นๆ อีกเช่น Thermal hysteresis และการเสื่อมสภาพเนื่องจากความล้า (Fatigue degradation) เป็นต้น ซึ่งต้องเพิ่มธาตุที่สามที่มีความเข้ากันได้กับโลหะผสมจำรูป Ti – Ni และปรับปรุงสมบัติทางกลความร้อนต่างๆ (Thermomechanical properties) เพื่อให้ได้โลหะผสมจำรูป Ti – Ni ที่สามารถใช้งานที่อุณหภูมิสูงได้



รูปที่ 2.17 ค่า Yield strength เทียบกับอุณหภูมิของโลหะผสมจำรูป NiTi, (Ni, Ti) Pt และวัสดุทั่วไป [1]

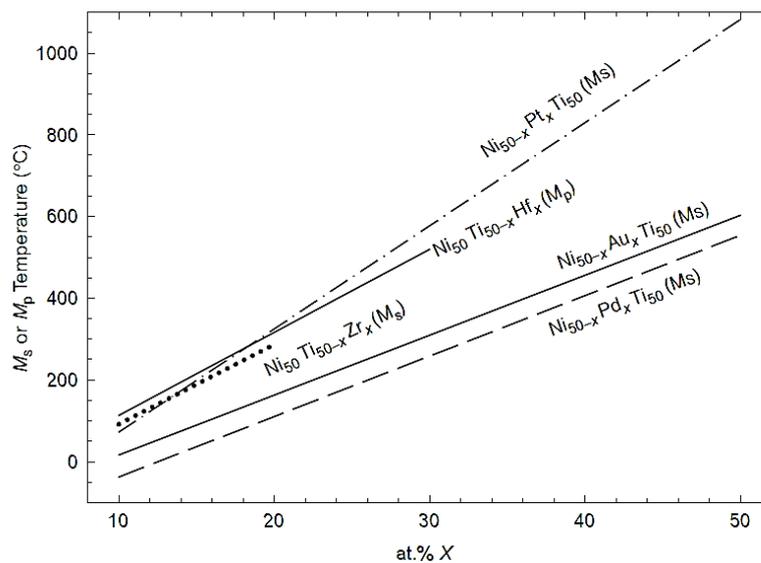
อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส มีความจำเป็นอย่างยิ่งต่อสมบัติของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ซึ่งถูกควบคุมโดยส่วนผสมทางเคมีและกระบวนการ Thermomechanical ดังนั้นอุณหภูมิที่เริ่มต้นการเกิดเฟส Martensite (M_s temperature) สามารถปรับเปลี่ยนได้ตั้งแต่ -50°C ถึงประมาณ 100°C ทำให้สามารถประยุกต์ใช้งานโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ได้อย่างกว้างขวางที่อุณหภูมิห้อง อย่างไรก็ตามโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ยังไม่สามารถนำไปใช้ในงานเกี่ยวกับอุตสาหกรรมที่ต้องการใช้ที่อุณหภูมิสูงๆ ได้ ดังนั้นจึงไม่น่าแปลกใจที่ทิศทางของการวิจัยและพัฒนา โลหะผสมจำรูป Ti – Ni ในช่วงต้น ค.ศ. 1990 จึงให้ความสนใจไปที่การเพิ่มธาตุที่สามที่มีความเข้ากันได้กับโลหะผสมจำรูป Ti – Ni เพื่อเพิ่มอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสและเพิ่มช่วงกว้างในการประยุกต์เอาโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ไปใช้ประโยชน์อย่างคุ้มค่าที่สุด

2.3.2 อิทธิพลของการเพิ่มธาตุที่สามเข้าไปในโลหะผสมจำรูป Ti – Ni (General Effect of Alloying Additions on TiNi) [1]

อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมี โดยเฉพาะอย่างยิ่งในโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ที่มีสัดส่วนปริมาณ Ni สูง (Ni-rich) ถ้าปริมาณ Ni เพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อยส่งผลให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสลดลงอย่างรวดเร็ว ในขณะที่อุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป Ti –

Ni ที่มีสัดส่วนปริมาณ Ti สูง (Ti-rich) จะมีการตอบสนองต่อส่วนผสมทางเคมีน้อยกว่า ซึ่งเป็นผลมาจากตะกอนของ Ti_2Ni ที่ตกตะกอนจากวัสดุพื้น (Matrix)

ในการเติมธาตุที่สามเข้าไปในโลหะผสมจำรูป Ti – Ni โดยส่วนใหญ่แล้วถ้าปริมาณของธาตุที่สามที่เติมเข้าไปน้อยกว่าร้อยละ 10 โดยอะตอมจะส่งผลให้อุณหภูมิ M_s ของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ลดลงหรือเปลี่ยนแปลงไปเล็กน้อยเท่านั้น ตัวอย่างเช่นเมื่อเติม Fe หรือ Co เข้าไปแทนที่ Ni และ Al, Mn, V หรือเติม Cr เข้าไปแทนที่ของ Ti จะทำให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสลดลงอย่างชัดเจน ถึงแม้จะเติมลงไปแค่ร้อยละ 1 – 6 โดยอะตอมเท่านั้น



รูปที่ 2.18 อิทธิพลของธาตุที่สามต่ออุณหภูมิ M_s (หรือ M_p) ของ โลหะผสมจำรูปกลุ่ม Ti – Ni ที่ใช้งานในอุณหภูมิสูง (TiNi – Based High Temperature Shape Memory Alloys) [1]

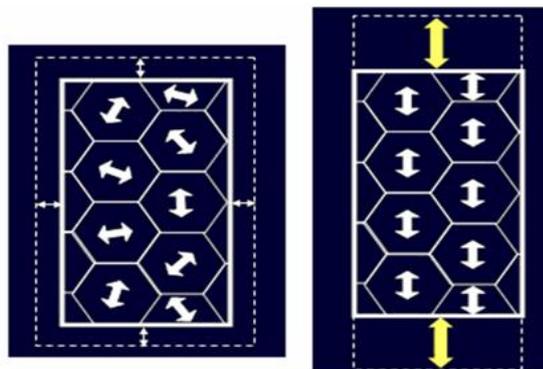
ส่วนธาตุที่สามที่เติมเข้าไปแล้วทำให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสเพิ่มขึ้นได้แก่ Hf, Zr, Au, Pd และ Pt โดยจะต้องเติมเข้าไปในปริมาณที่มากกว่าร้อยละ 10 โดยอะตอม ดังรูปที่ 2.18 ดังนั้นธาตุที่สามที่เติมเข้าไปจึงจำเป็นอย่างยิ่งในการควบคุมอุณหภูมิ M_s ของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni

นอกจากนี้การเพิ่มธาตุที่สามยังมีผลต่อช่วงของอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ซึ่งจะส่งผลต่อการเกิดเฟสมาร์เทนไซต์ โดยปกติโลหะผสมจำรูป Ti – Ni จะมีช่วงของอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสประมาณ 20 – 40°C ทำให้โครงสร้างมาร์เทนไซต์เป็นแบบ monoclinic แต่เมื่อเติม Cu เข้าไปในโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ปริมาณร้อยละ 10 โดยอะตอมส่งผลให้ช่วงของอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสลดลงเหลือประมาณ 10 – 15°C และโครงสร้างมาร์เทนไซต์เป็นแบบ orthorhombic แต่ถ้าโลหะ

ผสมจำรูปผ่านกระบวนการเพิ่มความแข็งด้วยการแปรรูป (Work hardening) และกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิต่ำจะส่งผลทำให้โครงสร้างมาร์เทนไซต์เป็นแบบ rhombohedral โดยจะเกิดในโลหะผสมจำรูป Ti – Ni, TiNiCu และ TiNiFe ซึ่งส่งผลให้ช่วงของอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสลดลง 1 – 2°C ในทางตรงกันข้ามเมื่อเติม Nb จะส่งผลให้ช่วงของอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสเพิ่มขึ้นจนกระทั่งระดับใกล้ 100°C ซึ่งช่วงของอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสเป็นตัวประกอบที่สำคัญมากในการนำโลหะผสมจำรูป Ti – Ni มาประยุกต์ใช้งานเป็นเครื่องกำเนิดแรง (Actuator) โดยต้องมีช่วงของอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสที่แคบๆ จึงจะทำให้เครื่องกำเนิดแรง (Actuator) มีประสิทธิภาพดี ดังนั้นส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni เป็นส่วนสำคัญอย่างยิ่งในการประยุกต์ใช้งานของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ให้เหมาะสมกับอุปกรณ์ต่างๆ

2.4 กรรมวิธีขึ้นรูปเย็น (Cold – Working)

กระบวนการรีดเย็น (Cold work) เป็นกระบวนการรีดวัสดุให้เกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างชนิดถาวร (Plastic Deformation) ซึ่งขนาดของวัสดุจะเปลี่ยนแปลงจากเดิมเล็กน้อยแค่นั้นนั้นจะขึ้นอยู่กับอัตราการรีดเย็นที่กำหนด โดยกระบวนการรีดเย็นนี้จะทำให้อุณหภูมิห้องหรือต่ำกว่าอุณหภูมิของการตกผลึกใหม่ (Recrystallization temperature) โดยวัสดุที่ผ่านกระบวนการรีดเย็น (Cold Work) จะทำให้ขนาดของเกรนมีความละเอียดมากขึ้น และมีการเพิ่มจำนวนของ Dislocation ส่งผลให้การเคลื่อนที่ของ Dislocation เป็นไปอย่างยากลำบากมากขึ้น ทำให้ต้องใช้แรงมากขึ้นในการทำให้ Dislocation เคลื่อนที่ ซึ่งจะส่งผลให้วัสดุมีความแข็งแรงสูงขึ้น (Tensile strength และ Yield strength เพิ่มขึ้น) มี Elongation ลดลง และมีการจัดเรียงตัวของ Dislocation ภายในใหม่ที่เป็นระเบียบมากขึ้นกว่าเดิม ดังรูปที่ 2.19



รูปที่ 2.19 การจัดเรียงตัวใหม่ของ Dislocation

2.5 กรรมวิธีทางความร้อน (Heat Treatment)

กรรมวิธีทางความร้อนเป็นกระบวนการที่ทำเพื่อเปลี่ยนแปลงคุณสมบัติของวัสดุด้วยการเผาให้ร้อนและปล่อยให้เย็นตัวในอัตราต่างๆ กัน โดยอาศัยคุณสมบัติของวัสดุที่สามารถเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของระบบผลึกได้เมื่ออุณหภูมิเปลี่ยนแปลง ทำให้สามารถควบคุมคุณสมบัติของวัสดุให้เปลี่ยนแปลงไปตามวัตถุประสงค์ ดังเช่น ต้องการให้วัสดุมีความอ่อนตัวสูง เพื่อเพิ่มความสามารถในการขึ้นรูป ต้องการให้วัสดุมีความแข็งแรงสูง เพื่อทนต่อการเสียดสีและลดการสึกหรอ หรือต้องการให้วัสดุมีความเหนียวเพื่อสามารถที่จะทนต่อแรงกระแทกและแรงบิดตัวสูงได้ คุณสมบัติต่างๆ เหล่านี้สามารถเปลี่ยนแปลงได้โดยกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งมีอยู่หลายวิธี ดังต่อไปนี้

2.5.1 การปรับปรุงความสม่ำเสมอของโครงสร้างด้วยกรรมวิธีทางความร้อน (Homogenization Treatment)

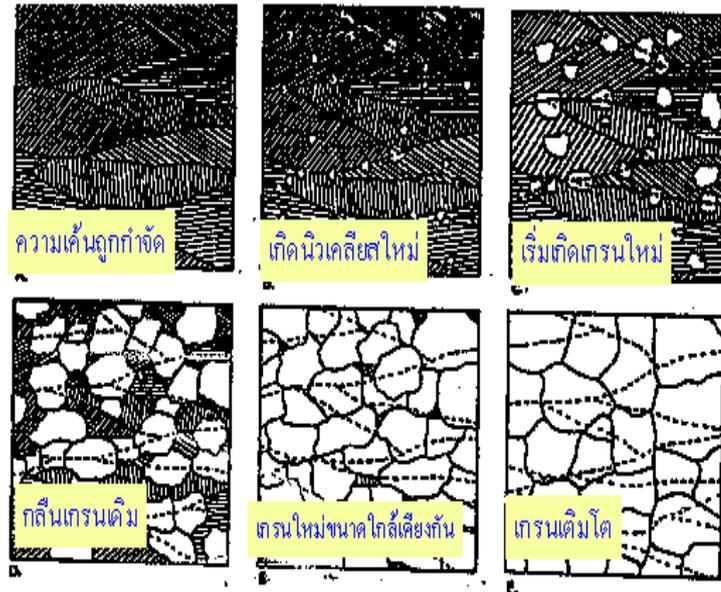
เป็นกระบวนการทางความร้อนที่ทำเพื่อหลอมให้โลหะเป็นเนื้อเดียวกันและมีเฟสเดียวกันจะต้องทำที่อุณหภูมิที่พอเหมาะไม่ใกล้จุดเดือดของโลหะจนเกินไปเพื่อไม่ให้โลหะนั้นระเหยออกไปได้

2.5.2 การอบอ่อน (Annealing)

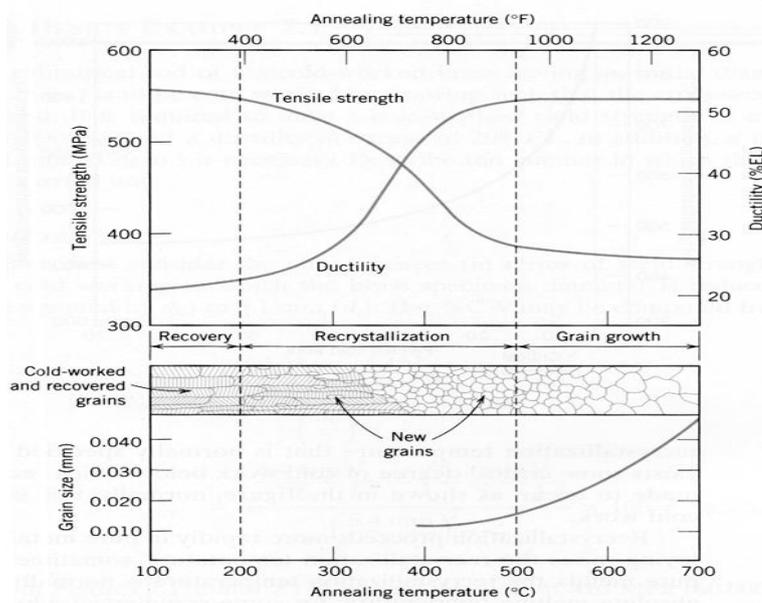
การอบอ่อน (Annealing) คือ การอบวัสดุหลังจากผ่านการรีดเย็น (Cold Work) มาซึ่งจะทำให้คุณสมบัติและโครงสร้างของวัสดุกลับคืนสู่สภาพเดิมโดยทำการให้ความร้อนที่อุณหภูมิและเวลาที่เหมาะสม ซึ่งจะส่งผลให้ความเครียด (Strain) ในวัสดุลดลงรวมถึงทำให้ Tensile strength และ Hardness ลดลงอีกด้วย โดยการทำ Annealing จะถูกใช้ในกรณีที่ต้องการให้วัสดุมีความอ่อนลงและมีความเหนียวหรือต้องการที่จะนำไปขึ้นรูปเย็นต่อไป

ในการทำ Annealing นั้นจะทำให้เกิด Recovery (การจัดเรียงตัวใหม่), Recrystallization (การเกิดผลึกใหม่) และตามด้วยการเกิด Grain growth (การโตขึ้นของเกรนใหม่) ซึ่งโดยทั่วไปเป็นคุณสมบัติที่เราไม่ต้องการเพราะจะทำให้ความแข็งแรงของวัสดุลดลง) ดังรูปที่ 2.20 โดยในช่วงการเกิด Recovery นั้น จะเกิดอยู่ในช่วงที่อุณหภูมิต่ำ ความเครียดภายในโลหะจะถูกทำให้ลดลงบางส่วนจากการจัดเรียงตัวของ Dislocation เป็นผลให้ Dislocation มีจำนวนลดลงทำให้ความเครียด (Strain) ลดลงไป และมีผลให้สมบัติทางกายภาพบางอย่าง เช่น สมบัติทางไฟฟ้าเปลี่ยนแปลงไปด้วย โดยจะถูกเปลี่ยนกลับไปเหมือนสภาพก่อนทำการรีดเย็น (Precold work states) แต่ค่า Hardness และ Strength ยังคงมีค่าเท่าเดิมไม่เปลี่ยนแปลง

หลังจากนั้นเมื่อการเกิด Recovery เสร็จสิ้นลง เกรนของวัสดุยังคงอยู่ในสภาพที่มีความเครียดสูงอยู่ การเกิด Recrystallization นั้นจะเกิดอยู่ในช่วงอุณหภูมิที่สูงกว่า Recovery ทำให้เกิดเกรนใหม่ที่ปราศจากความเครียด (Strain-free) ขึ้นมา และจะเริ่มขยายตัวขึ้นเรื่อยๆ จนแทนที่เกรนเดิมจนหมด



รูปที่ 2.20 โครงสร้างภายในของวัสดุหลังจากผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิต่างๆ กัน



รูปที่ 2.21 อิทธิพลของอุณหภูมิในการอบ Annealing และ ขนาดของ Grain ที่เปลี่ยนแปลงไปเมื่อเกิด Recovery, Recrystallization และ Grain growth

การเกิด Recrystallization ของโลหะใดๆ จะมีอุณหภูมิที่ใช้แตกต่างกันไป ดังรูปที่ 2.21 โดยอุณหภูมิที่ต่ำที่สุดที่สามารถทำให้เกิด Recrystallization เรียกว่า Recrystallization Temperature ซึ่งโดยทั่วไปจะอยู่ระหว่าง $1/3 - 1/2$ เท่าของอุณหภูมิหลอมเหลวของโลหะชนิดนั้นๆ

ในส่วนหลังจากการเกิด Recrystallization เสร็จสิ้นลง เกรนที่เกิดขึ้นมาใหม่จะมีสภาพที่ปราศจากความเครียด (Strain – free grain) เมื่อให้อุณหภูมิที่สูงกว่า Recrystallization Temperature จะทำให้เกรนที่เกิดขึ้นมาใหม่มีการขยายขนาดให้โตขึ้น โดยปรากฏการณ์นี้เรียกว่า Grain growth ดังรูปที่ 2.21 ซึ่ง Grain growth ที่เกิดขึ้นไม่เพียงแต่ Grain จะสามารถขยายใหญ่ขึ้นได้เองแล้ว ยังสามารถไปรวมกับเกรนข้างๆ ทำให้เกิดเกรนที่มีขนาดใหญ่มากขึ้นไปอีก โดยขนาดของเกรนจะเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาในการอบนานขึ้น

2.6 การคืบ (Creep)

2.6.1 การเกิดการคืบ (Creep) ในโลหะ

เมื่อเราทำการขึ้นรูปวัสดุโลหะหรือทำให้โลหะเกิดการเปลี่ยนแปลงรูปถาวรที่อุณหภูมิห้อง โลหะชนิดนั้นจะมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นหรือที่เรียกว่า การเกิด Strain hardening หรือ Work hardening นั้นเอง โดยเราสามารถสังเกตเห็นปรากฏการณ์นี้ได้จากเส้นกราฟ Stress – Strain ที่สูงขึ้นภายหลังจาก Stress เพิ่มขึ้นผ่านจุด Yield การที่โลหะมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นนี้ก็เนื่องมาจากว่ามีปริมาณของ Dislocation เพิ่มมากขึ้นระหว่างการเปลี่ยนรูปเนื่องจากโลหะรับแรงกระทำจากภายนอกนั้นเอง ในทางตรงกันข้าม หากเรานำชิ้นงานโลหะดังกล่าวที่ผ่านการเปลี่ยนรูปถาวรมาแล้วมาผ่านกระบวนการอบอ่อน (Annealing) อุณหภูมิจะช่วยทำให้โครงสร้างของ Dislocation คลายตัวออกจกกันและทำให้ปริมาณของ Dislocation ลดลง จึงเป็นผลทำให้โลหะมีความแข็งแรงน้อยลงตามลำดับ อย่างไรก็ตาม หากเราทำการขึ้นรูปโลหะหรือทำให้โลหะเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรที่อุณหภูมิสูงแล้วจะทำให้กระบวนการ Work hardening และ Annealing เกิดขึ้นพร้อมๆ กัน ในสภาวะดังกล่าวนี้โลหะจะเกิดการคืบ (Creep) นั้นเอง

การทดสอบความคืบหรือ Creep testing นั้นจึงมีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาอัตราการเปลี่ยนรูปของวัสดุเนื่องจากอุณหภูมิเมื่อได้รับแรงกระทำคงที่ อุณหภูมิที่สูงขึ้นนั้นมีผลทำให้วัสดุสามารถเสียรูปได้ง่ายขึ้นเนื่องจากอะตอมสามารถเคลื่อนที่ได้ง่ายขึ้นและเกิดการเคลื่อนที่ของ Dislocation หรือ Slip ได้ง่ายขึ้น และเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น โอกาสที่เกิด Slip system ใหม่ๆ เพิ่มขึ้นอีก รวมทั้งเกิดการเคลื่อนตัวของ

ขอบเกรน (Grain boundary) ได้ง่ายขึ้น ดังนั้น จึงมีผลทำให้โลหะใช้งานที่อุณหภูมิสูงนั้นมีโอกาสที่จะเสียรูปได้ง่ายกว่าการนำมาใช้งานที่อุณหภูมิลดหรืออุณหภูมิต่ำ นอกจากนี้ อุณหภูมิสูงอาจมีผลทำให้โลหะมีโอกาสเกิดการตกผลึกใหม่ (Recrystallization) หรือเกิดเกรนที่หยาบขึ้น (Grain coarsening) ส่วนในกรณีที่โลหะผ่านการ Aging มาแล้ว ก็อาจจะทำให้เกิดการ Overageing ได้เช่นกัน โดยส่งผลทำให้ความแข็งแรงของวัสดุลดลงเนื่องจาก Second phase particle จะมีขนาดใหญ่ขึ้นจนสูญเสียแรงยึดเหนี่ยวระหว่าง Second phase particle จะมีขนาดที่ใหญ่ขึ้นจนสูญเสียแรงยึดเหนี่ยวระหว่าง Second phase particle เหล่านี้กับโลหะพื้น (Matrix) นอกจากนี้โลหะส่วนใหญ่ก็จะเกิดปฏิกิริยา Oxidation ที่อุณหภูมิสูงได้ง่ายทั้งสิ้น ดังนั้นเราจะเห็นได้ว่าการใช้งานโลหะที่อุณหภูมิสูงนั้นมักพบปัญหามากมาย ซึ่งในปัจจุบันได้มีการพัฒนาโลหะที่สามารถใช้งานที่อุณหภูมิสูงได้อย่างมีประสิทธิภาพมากขึ้น เช่น การพัฒนาโลหะจำพวก Nickel base alloys เป็นต้น

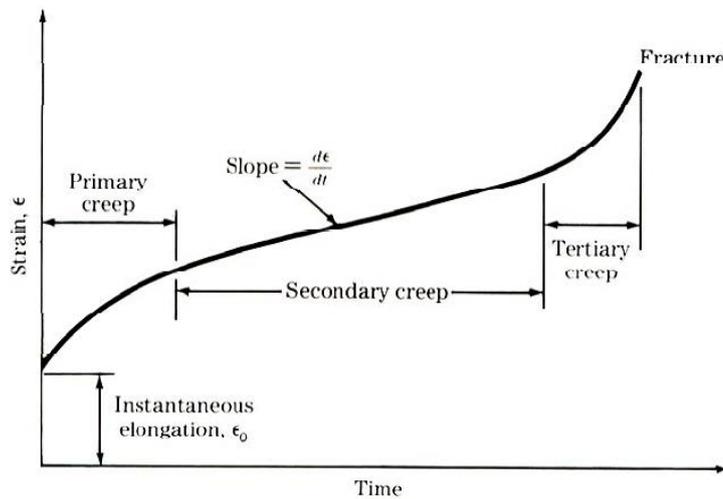
โดยทั่วไปแล้วโลหะจะเกิด Creep เมื่ออุณหภูมิสูงเกินกว่า 40 % ของอุณหภูมิหลอมเหลวของโลหะชนิดนั้นๆ ($> 0.4 T_m$ โดยที่ T_m คือ Absolute melting temperature) ดังนั้นโลหะที่มีจุดหลอมเหลวต่ำจะมีโอกาสเกิด Creep มากกว่าโลหะที่มีจุดหลอมเหลวสูง ยกตัวอย่างเช่น โลหะตะกั่วมีจุดหลอมอยู่ที่ 326 °C ดังนั้น จะเห็นได้ว่าโลหะตะกั่วมีโอกาสที่จะเกิด Creep ได้ง่ายที่ อุณหภูมิห้อง โดยที่เหล็กจะเกิด Creep ได้ยากกว่าโลหะตะกั่ว ซึ่งอาจจะเกิดที่อุณหภูมิสูงประมาณ 650°C เป็นต้น

การใช้งานโลหะที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน เช่น เครื่องจักรไอน้ำ โรงกลั่นน้ำมัน โรงงานผลิตสารเคมี เป็นต้น นี้ จะมีอุณหภูมิในการใช้งานจะอยู่ที่ประมาณ 500°C และหากการใช้งานที่อุณหภูมิที่สูงขึ้นไปหรืออาจสูงถึง 1000°C เช่น ในเครื่องยนต์ของเครื่องบิน จรวด หรือขีปนาวุธ ก็ยังต้องการพัฒนาโลหะให้มีความทนทานต่ออุณหภูมิสูงมากขึ้นตามไปด้วย โดยทั่วไปแล้วโลหะจะสามารถใช้งานที่อุณหภูมิสูงๆ มากได้ช่วงระยะเวลาหนึ่งเท่านั้น (Strong time dependence of strength) เนื่องจากเกิดการสูญเสียสมบัติเชิงกลเมื่อใช้งานเป็นเวลานาน และจำเป็นจะต้องมีการซ่อมแซมหรือเปลี่ยนชิ้นงานเมื่อครบกำหนดระยะเวลาการใช้งานที่ปลอดภัย การใช้งานวัสดุที่อุณหภูมิสูงจึงมีความแตกต่างจากการใช้งานวัสดุที่อุณหภูมิต่ำค่อนข้างมาก เนื่องจากเรามักพบว่าความแข็งแรงหรือ Strength ของวัสดุที่อุณหภูมิจะไม่แปรผันตามระยะเวลาที่รับแรง นอกจากนี้แล้ว การทดสอบ Creep ยังมีความแตกต่างจากการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิสูง (Elevate temperature tensile test) คือ การทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิสูงนั้นจะใช้เวลาในการทดสอบน้อยกว่าการทดสอบ Creep ซึ่งสามารถเปรียบเทียบได้กับการทดสอบการทำงานของวัสดุที่ใช้ในจรวดหรือขีปนาวุธ ส่วนการทดสอบ Creep นั้นสามารถเปรียบเทียบได้กับการทดสอบการทำงานของท่อแรงดันไอน้ำ (Steam pipeline) ซึ่งอาจจะต้องมีการใช้งานนานถึง 100,000 ชั่วโมง ดังนั้นการใช้งานของวัสดุที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานานจึงมีความจำเป็นต้องมีการศึกษาพฤติกรรม Creep ของวัสดุดังกล่าว เพื่อระหนักถึงการ

เปลี่ยนรูปของวัสดุเมื่อได้รับแรงที่อุณหภูมิสูง ทั้งนี้เพื่อป้องกันความเสียหายที่อาจจะเกิดขึ้นได้ในระหว่างการใช้งาน

2.6.2 การทดสอบการคืบและกราฟความคืบ

ในการทดสอบ Creep นั้นเราต้องการศึกษาการเปลี่ยนแปลงขนาดของชิ้นงานเมื่อได้รับแรงดึงขนาดคงที่ ณ อุณหภูมิสูง ชิ้นงานจะถูกดึงด้วยแรงคงที่จนกระทั่งเกิดการแตกหักที่อยู่ในเตาอบ (Furnace) ขนาดที่เปลี่ยนไป (Dimensional change หรือ Strain) กับเวลาที่ใช้ในการทดสอบจะถูกนำมาสร้างเป็นกราฟความคืบ (Creep curve) อย่างไรก็ตาม สำหรับการทดสอบนั้นจะใช้เวลาในการทดสอบไม่เท่ากันขึ้นอยู่กับความสามารถในการต้านทานการ Creep ของโลหะแต่ละชนิด ในบางกรณีอาจใช้เวลาในการทดสอบเป็น นาที ชั่วโมง วัน หรือกระทั่งเป็นเดือน โดยหากเราพิจารณา Creep curve ดังแสดงในรูปที่ 2.22 จะสังเกตเห็นได้ว่าเส้นกราฟสามารถแบ่งออกเป็น 3 ช่วงด้วยกันคือ Primary creep, Secondary creep และ Tertiary creep ดังที่กล่าวมาแล้วว่า การเกิด Creep ในโลหะนั้นเป็นปรากฏการณ์ที่โลหะเกิด Work hardening และ Annealing ไปพร้อมๆ กัน ซึ่งในแต่ละช่วงของการเกิด Creep ชิ้นงานจะได้รับอิทธิพลจากการเกิด Work hardening และ Annealing ที่ไม่เท่ากัน จึงทำให้โลหะมี Creep rate ที่แตกต่างกันในแต่ละช่วง ซึ่งจะกล่าวในรายละเอียดดังต่อไปนี้



รูปที่ 2.22 กราฟความเครียด (Strain) กับเวลาภายใต้ความเค้น (Stress) และอุณหภูมิคงที่แสดงการคืบในโลหะ

ในช่วงปฐมภูมิหรือ Primary creep (Transient creep) โลหะจะมีอัตราการเกิด Creep หรือ Creep rate ที่สูงในช่วงแรกเท่านั้นและจะค่อยๆ ลดลงเรื่อยๆ จนเกือบคงที่ตามลำดับ โดยการยืดตัวในช่วงแรกก่อนที่ Creep rate จะลดลงนี้มีค่าเท่ากับ ϵ_0 ดังแสดงในรูปที่ 2.22 ในช่วงที่โลหะมี Creep rate ลดลง

นั่นเป็นผลมาจากการที่โลหะเกิด Work hardening มีการเคลื่อนที่และเพิ่มจำนวนของ Dislocation มากขึ้นเมื่อได้รับแรงกระทำจากภายนอก อัตราการเพิ่มขึ้นของ Dislocation เนื่องจากการเกิด Work hardening ในช่วงนี้จะมากกว่าอัตราการสูญเสีย Dislocation อันเนื่องมาจากการกระบวนการ Annealing ดังนั้นจึงทำให้พฤติกรรมของโลหะในช่วง Primary creep นี้มีความต้านทานการเกิด creep ที่เพิ่มขึ้นนั่นเอง สำหรับโลหะที่เกิด creep ที่อุณหภูมิห้อง เช่น ตะกั่วจะมีการเกิด creep ก่อนข้างชัดเจน

เมื่อเข้าสู่ช่วง Secondary creep การยึดตัวของชิ้นงานจะเพิ่มขึ้นอย่างช้าๆ ซึ่งมีผลทำให้ Creep rate ลดลงจากช่วงแรก Creep rate ในช่วงที่ 2 นี้จะค่อนข้างคงที่ (Steady state) และมีค่าต่ำที่สุด (Minimum creep rate) เมื่อเปรียบเทียบกับ creep rate ทั้ง 3 ช่วง และเราจะถือว่าค่า Minimum creep rate ดังกล่าวนี้เป็นค่าเฉลี่ยของ creep rate ของชิ้นงานทดสอบ ณ ค่า Stress และอุณหภูมิการทดสอบนั้น การที่ creep rate ของโลหะในช่วงนี้มีค่าคงที่นั่นเนื่องมาจากว่าชิ้นงานได้รับทั้ง Stress และ อุณหภูมิพร้อมๆ กันจึงทำให้เกิด Work hardening และ Annealing (recovery or thermal softening) ในอัตราที่เท่าๆ กัน นั่นคือ อัตราการเกิด Dislocation จากกระบวนการ Work hardening จะเท่ากับอัตราการสูญเสีย Dislocation จากกระบวนการ Annealing นั่นเอง และเมื่อสังเกตจากกราฟในช่วง Secondary creep นี้จะให้ค่าความชัน (Slope) ต่ำที่สุด ค่าความชันนี้เราเรียกว่า อัตราการเปลี่ยนแปลงความคืบ หรือ Creep rate ($\dot{\epsilon}$) ดังที่แสดงในสมการที่ 2.14

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} \quad (2.14)$$

สำหรับการออกแบบทางวิศวกรรม โลหะหรือวัสดุที่ต้องมีการใช้งานรับแรงกระทำที่อุณหภูมิสูงจะมีโอกาสเกิด Creep ได้ง่าย ดังนั้น ในการออกแบบเราจึงต้องเลือกใช้วัสดุที่สามารถใช้งานได้ในช่วงที่เป็น Secondary creep เท่านั้น และไม่ควรใช้งาน โลหะนั้นๆ เมื่อพฤติกรรมของวัสดุเข้าสู่ช่วงสุดท้าย คือ Tertiary creep เพราะจะเป็นช่วงที่ชิ้นงานเข้าสู่การแตกหักในขั้นสุดท้าย และเนื่องจากการเกิด Secondary creep จะใช้เวลานานที่สุด ดังนั้นวัสดุที่มี creep rate ต่ำจะเหมาะสมสำหรับการใช้งานในสถานะที่มีความเสี่ยงในการเกิด Creep ระหว่างการใช้งาน

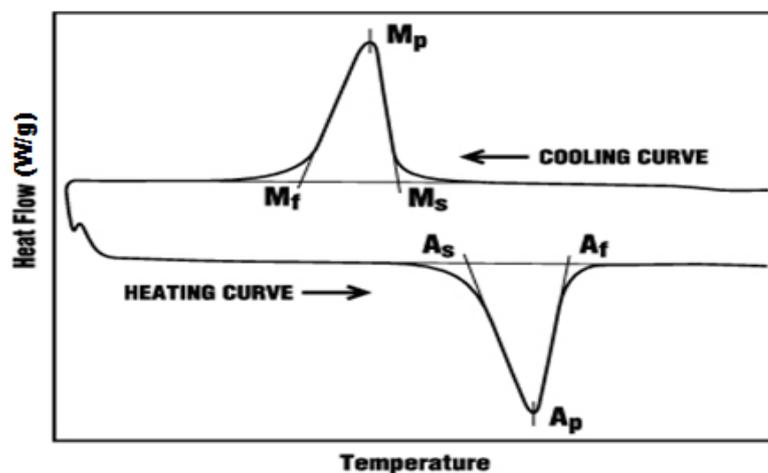
เมื่อเข้าสู่ช่วงสุดท้ายของการเกิด Creep หรือ Tertiary creep จะเป็นช่วงที่โลหะเข้าสู่การแตกหัก ชิ้นงานจะมีการยึดตัวสูงขึ้นทำให้ค่า Creep rate เพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว และยังเกิดการคอดลง (Necking) ของพื้นที่หน้าตัดชิ้นงาน ซึ่งเป็นผลทำให้ความสามารถในการรับแรงกระทำน้อยลงตามลำดับ ซึ่งจะนำไปสู่การเกิดช่องว่างเล็กๆ (Micro void formation) ภายในชิ้นงานโลหะและนำไปสู่การแตกหักในที่สุด นอกจากปัจจัยดังกล่าวที่ทำให้เกิดการ Creep อย่างรวดเร็วแล้ว การเกิด Tertiary creep นี้ยังได้รับผลกระทบมาจากการเปลี่ยนแปลงทางโลหวิทยาเนื่องจากอุณหภูมิได้อีกด้วย เช่น เฟสที่ตกผลึกออกมามีขนาดใหญ่ขึ้น (Coarsening of precipitate particles) การตกผลึกใหม่ (Recrystallization)

และการแพร่ของเฟสต่างๆ (Diffusion of phases) เป็นต้น ปรากฏการณ์ต่างๆ เหล่านี้ล้วนมีผลทำให้ Creep rate เพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วและเข้าสู่การแตกหักของชิ้นงานในที่สุด

2.7 การตรวจสอบอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC)

เมื่อวัสดุเกิดการเปลี่ยนแปลงทางกายภาพ เช่น เกิดการหลอมเหลว เกิดการเปลี่ยนเฟส เกิดการเปลี่ยนรูปผลึกหรือเกิดการปฏิกิริยาทางเคมี ก็มักจะมีความร้อนเข้าไปเกี่ยวข้องด้วยเสมอ โดยการเปลี่ยนแปลงดังกล่าวอาจมีการคายความร้อนออกมาจากระบบหรือดูดความร้อนเข้าไปสู่ระบบ ซึ่งเทคนิค DSC เป็นเทคนิคหนึ่งที่ใช้ศึกษาการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางความร้อนของวัสดุ โดยทำการวัดปริมาณความร้อนที่เปลี่ยนแปลงของวัสดุที่มีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ

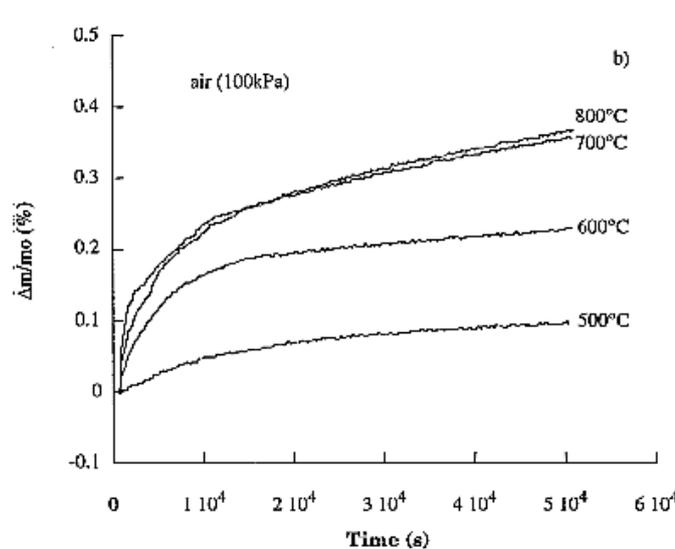
การใช้งาน เครื่อง DSC เพื่อหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป ซึ่งมีเทคนิคในการตรวจสอบ โดยการวัดอุณหภูมิของวัสดุตัวอย่างที่เปลี่ยนแปลงไปเปรียบเทียบกับวัสดุอ้างอิงเมื่อวัสดุทั้งสองเกิดการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิภายใต้แหล่งความร้อนเดียวกัน โดยใช้ถาด 2 ใบ ที่เชื่อมต่อกับแหล่งความร้อน โดยในชั้นแรกใส่ตัวอ้างอิง คือ Al_2O_3 ซึ่งมีคุณสมบัติที่ไม่มีการเปลี่ยนเฟสและในถาดใบที่สองใส่โลหะผสมจำรูป จากนั้นให้ความร้อนแก่ถาดทั้งสองใบ ในอัตรา $10^\circ K/min$ โดยการทำงานของเครื่อง DSC จะรักษาระดับความร้อนให้เท่ากัน ทั้งสองถาด ซึ่งเมื่อมีการเปลี่ยนเฟสจะมีการคายความร้อนหรือดูดความร้อน ดังนั้นกราฟที่ได้จะเป็นกราฟของอัตราการเปลี่ยนแปลงความร้อนต่อเวลา (Heat Flow)



รูปที่ 2.23 ตัวอย่างผลที่ได้จากการวิเคราะห์อุณหภูมิเปลี่ยนเฟส โดยใช้เทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC)

2.8 การวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนด้วยเทคนิค Thermogravimetric analysis (TGA)

การวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนของวัสดุด้วยเทคนิค TGA เป็นกลุ่มเทคนิคที่จำเป็นสำหรับการวิเคราะห์ลักษณะเฉพาะของวัสดุต่างๆ เช่น พอลิเมอร์ เซรามิกส์ โลหะ และวัสดุทั่วไปอื่นๆ TGA เป็นการวิเคราะห์การเปลี่ยนแปลงสมบัติทางกายภาพและทางเคมีของวัสดุที่ขึ้นกับอุณหภูมิและเวลา ผลจากการวิเคราะห์จะให้ข้อมูลเกี่ยวกับ สมบัติทางความร้อน เสถียรภาพต่อความร้อน เสถียรภาพต่อปฏิกิริยาออกซิเดชันและลักษณะการผ่านกระบวนการทางความร้อนของวัสดุ โดยทำการศึกษา น้ำหนักที่หายไปเมื่อมีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ ความร้อนที่วัสดุดูดหรือคายเมื่อมีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิหรือเวลา และการเปลี่ยนแปลงขนาดของวัสดุ ซึ่งงานภายใต้การเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิหรือเวลา ความสามารถของเครื่อง TGA นั้นเป็นการใช้เพื่อศึกษาการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักเนื่องจากความร้อนอันเป็นผลเนื่องมาจากปฏิกิริยา ดังเช่น Dehydration, Decomposition, Oxidation, Evaporation และ Absorption ในส่วนของการทดลองจะทำการทดลองในระบบปิด โดยใช้เครื่องวิเคราะห์การสูญเสียน้ำหนักโดยใช้ความร้อน (Thermogravimetric Analyzer) ซึ่งเครื่องจะประกอบด้วยเตาเผา (Furnace) ที่มีโปรแกรมควบคุมอุณหภูมิ (Temperature Programmer) ควบคุมบรรยากาศ ความดัน และมีระบบการชั่งน้ำหนักเข้ามาประกอบด้วย การทำงานของเครื่องนี้คือ เครื่องมือนี้จะมีตาชั่งที่มีความละเอียดมากๆ และมีความไวต่อการเปลี่ยนแปลงสูง (สามารถต่ำถึง 1 ไมโครกรัม) เมื่อใส่สารลงไปจะมีการบันทึกค่า และเมื่อให้ความร้อนเครื่องจะบันทึกค่าการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักอย่างต่อเนื่อง และผู้ใช้สามารถอ่านค่าการเปลี่ยนแปลงนั้นจากกราฟได้



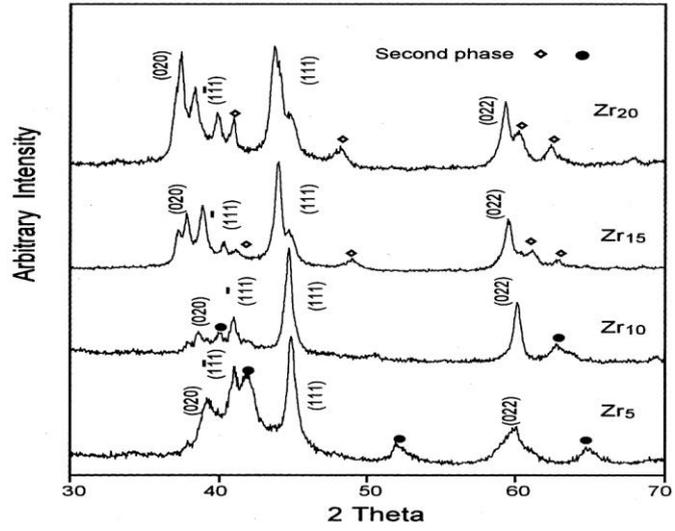
รูปที่ 2.24 ตัวอย่างผลการทดสอบที่ได้จากการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนของวัสดุด้วยเทคนิค Thermogravimetric analysis (TGA)

2.9 การวิเคราะห์โครงสร้างผลึกด้วยเทคนิค X – ray Diffraction (XRD)

เทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X – ray Diffraction; XRD) เป็นเทคนิคหนึ่งที่ใช้ในการศึกษาวิเคราะห์โครงสร้างผลึกที่ไม่ทำลายชิ้นงานตัวอย่าง โดยรังสีเอ็กซ์จะเลี้ยวเบนไปตามช่องว่างระหว่างอะตอมภายในผลึกและจะถูกบันทึกค่าแล้วทำการวิเคราะห์ธรรมชาติของโครงสร้างผลึกนั้นๆ โดยระยะห่างระหว่างอะตอมนั้นสามารถคำนวณได้จากสมการของ Bragg เทคนิคนี้เป็นที่นิยมใช้อย่างแพร่หลายในงานด้านเคมีและเคมีชีวภาพ โดยใช้ในการตรวจวัดโครงสร้างของโมเลกุลต่างๆ ไม่ว่าจะเป็นสารประกอบอินทรีย์ DNA โปรตีนที่มีอยู่ตามธรรมชาติ รวมไปถึงวัสดุที่ถูกสังเคราะห์ขึ้น XRD เป็นเทคนิคที่คอยเสริมเทคนิค spectroscopic อื่นๆ เช่น เทคนิคการเรืองแสงของรังสีเอ็กซ์ (X – ray Fluorescence; XRF) โดยที่ XRF สามารถบอกได้ว่าวัสดุเหล่านั้นประกอบด้วยธาตุอะไรบ้าง ในขณะที่ XRD นั้นจะช่วยให้สามารถรู้ได้ว่าธาตุเหล่านั้นมีองค์ประกอบเป็นอย่างไร

หลักการพื้นฐานของการวิเคราะห์โครงสร้างผลึกด้วยเทคนิค XRD นั้นจะใช้คุณสมบัติการเลี้ยวเบนรังสีของโครงสร้างผลึกซึ่งเป็นไปตามสมการของ Bragg $n\lambda = 2d\sin\theta$ โดยที่ $n = 1, 2, 3, \dots$ ซึ่ง λ คือค่าความยาวคลื่นของรังสีเอ็กซ์ส่วน d คือ ระยะห่างระหว่างผลึก และ θ คือ มุมตกกระทบของรังสีเอ็กซ์กับระนาบผลึก

ในขั้นแรกนั้นต้องทำการปลูกผลึกที่สนใจแล้วนำผลึกที่ได้ไปแช่ในใน โตรเจนเหลว ผลึกที่แช่แข็งนี้จะไปลด Radiation damage ซึ่งเกิดขึ้นในระหว่างการเก็บรวบรวมข้อมูลและลดการเคลื่อนไหวของอนุภาคนิวเคลียสในผลึก ผลึกจะถูกวางในเครื่อง diffractometer แล้วฉายด้วยรังสีเอ็กซ์ รังสีที่เกิดการเลี้ยวเบนจะถูกบันทึกลงบนแผ่นฟิล์มหรือคอมพิวเตอร์ ข้อมูลที่ได้จะถูกรวบรวมแล้วนำมาสร้างเป็นแผนผังของความหนาแน่นอิเล็กตรอนของโมเลกุล หลังจากนั้นอะตอมจะถูกปรับค่าตัวแปรต่างๆ เช่น ตำแหน่ง เทียบกับผังความหนาแน่นเพื่อให้ได้ค่าที่เหมาะสมที่สุด ค่าความเข้มที่มุมต่างๆ จะถูกนำมาพล็อตจนได้กราฟที่เรียกว่า diffractogram ซึ่งแต่ละพีคที่เกิดขึ้นจะเป็นลักษณะเฉพาะของธาตุแต่ละชนิดด้วยหลักการการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ ทำให้เราทราบถึงข้อมูลของวัสดุที่ต้องการศึกษาทั้งทางด้านกายภาพ เคมี และสมบัติทางกลอย่างมากมาย



รูปที่ 2.25 ตัวอย่างผลการทดสอบที่ได้จากการวิเคราะห์โครงสร้างผลึกโดยใช้เทคนิค (X – ray Diffraction; XRD)

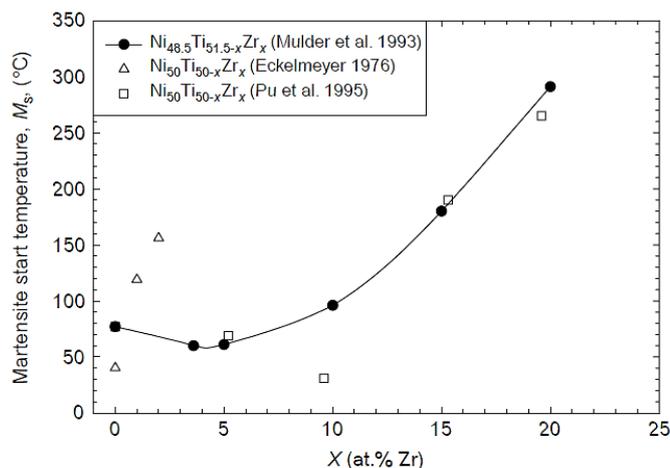
2.10 การสำรวจหรือทบทวนเอกสาร (Literature reviews) ที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย

งานวิจัยที่เกี่ยวข้องแบ่งออกเป็น 3 กลุ่มดังนี้

- (1) งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับสมบัติการจำรูปของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง
- (2) งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับกระบวนการทดสอบสมบัติทางกลและสมบัติทางกลความร้อนของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง
- (3) งานวิจัยที่เกี่ยวกับการนำโลหะผสมจำรูป Ti – Ni มาประยุกต์ใช้งานในลักษณะเซ็นเซอร์

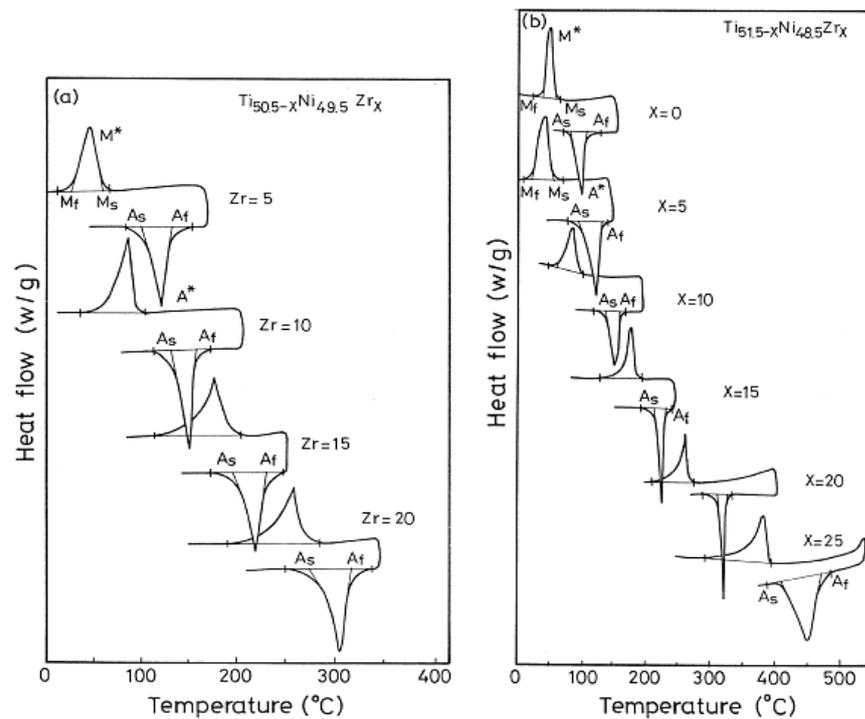
2.10.1 งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับสมบัติการจำรูปของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง

Eckelmeyer [16] เป็นคนแรกที่ศึกษาอิทธิพลของการเพิ่ม Zr เข้าไปแทนที่ Ti ต่ออุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni แต่อย่างไรก็ตามเขาได้ศึกษาการเพิ่มธาตุ Zr เข้าไปในปริมาณร้อยละ 2 โดยอะตอมเท่านั้น ซึ่งปรากฏว่า Zr ที่เพิ่มเข้าไปในนั้นจะทำให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni เพิ่มสูงขึ้น แต่ Mulder และคณะ [17] ได้ศึกษาอิทธิพลของการเพิ่ม Zr เข้าไปแทนที่ Ti ในช่วงปริมาณของ Zr เท่ากับร้อยละ 0 – 20 โดยอะตอมพบว่า Zr ที่เพิ่มเข้าไปในนั้นจะทำให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni เพิ่มสูงขึ้น และยังพบอีกว่าอิทธิพลของธาตุ Zr ทำให้อุณหภูมิ M_s ของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni – Zr เพิ่มขึ้นในอัตรา 18°C/at % แต่ต่อมา พบว่าต้องมีปริมาณของ Zr มากกว่าร้อยละ 10 อะตอมเท่านั้นจึงจะทำให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni – Zr ดังแสดงในรูปที่ 2.26



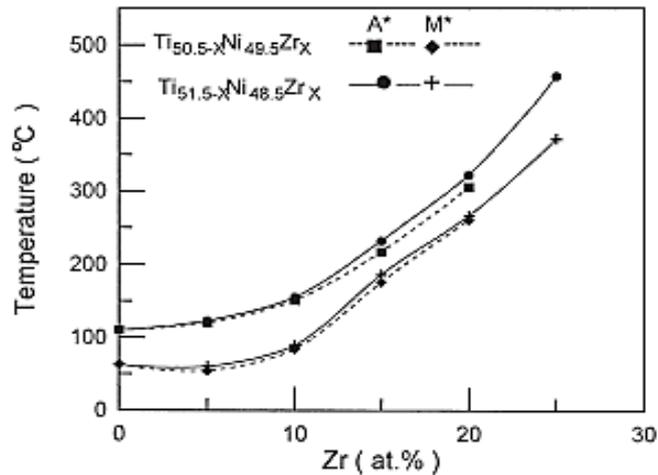
รูปที่ 2.26 อุณหภูมิเริ่มต้นการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์, M_s เทียบกับ ปริมาณร้อยละ โดยอะตอมของ Zr ของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni – Zr [1]

Hsieh และ Wu [18] ได้ศึกษาอิทธิพลของ Zr ที่ใช้เป็นธาตุที่สามเข้าไปแทนที่ของ Ti ต่ออุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni โดยแบ่งโลหะผสมเป็น 2 ชนิดคือ $Ti_{50.5-x}Ni_{49.5}Zr_x$ เมื่อ $X = 0 - 20$ at % และ $Ti_{51.5-x}Ni_{48.5}Zr_x$ เมื่อ $X = 0 - 25$ at % จากนั้นทำการการตรวจสอบอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) โดยใช้ช่วงอุณหภูมิการทดสอบตั้งแต่ $0 - 400^{\circ}C$ และใช้อัตราการเพิ่มและลดอุณหภูมิเท่ากับ $10^{\circ}C/นาท$ ผลที่ได้แสดงในรูปที่ 2.27 ซึ่งแสดงเปลี่ยนแปลงโครงสร้างมาร์เทนไซต์ (Martensitic Transformation) และการเปลี่ยนแปลงมาร์เทนไซต์แบบผันกลับได้ (Reverse Martensitic Transformation) โดยอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสในรูปที่ 2.27 ถูกนำมาพล็อตในรูปที่ 2.28 ซึ่งจากรูปที่ 2.27 พบว่าอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสเพิ่มขึ้นจาก $50 - 450^{\circ}C$ เมื่อปริมาณร้อยละโดยอะตอมของเซอร์โคเนียมเพิ่มขึ้นจาก 0 at % - 25 at % ถ้าพิจารณาที่ปริมาณร้อยละโดยอะตอมของ Zr ที่เท่ากันโลหะผสม $Ti_{51.5-x}Ni_{48.5}Zr_x$ (at %) จะมีอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสที่สูงกว่า $Ti_{50.5-x}Ni_{49.5}Zr_x$ (at %) ซึ่งเป็นสมบัติของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ที่มีส่วนผสมของ Ti อยู่ปริมาณมาก (Ti – rich) โดยปกติอุณหภูมิ A_s ของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni จะเพิ่มขึ้นจนถึง $113^{\circ}C$ เมื่อปริมาณร้อยละโดยอะตอมของ Ti เพิ่มขึ้นจนมีค่าเท่ากับ 50.5 at % จากนั้นก็จะไม่เพิ่มขึ้น



รูปที่ 2.27 กราฟที่ได้จากการทดสอบด้วยเทคนิค DSC (a) $Ti_{50.5-x}Ni_{49.5}Zr_x$ เมื่อ $X = 0 - 20$ at % และ (b) $Ti_{51.5-x}Ni_{48.5}Zr_x$ เมื่อ $X = 0 - 25$ at % [18]

ดังนั้นพวกเขาจึงเสนอว่าอุณหภูมิ A_s ของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni – Zr ที่มีส่วนผสมของ Ti อยู่ปริมาณมาก (Ti – rich) จะเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณร้อยละโดยอะตอมของ Ti รวมกับ Zr เพิ่มขึ้นถึง 51.5 at %



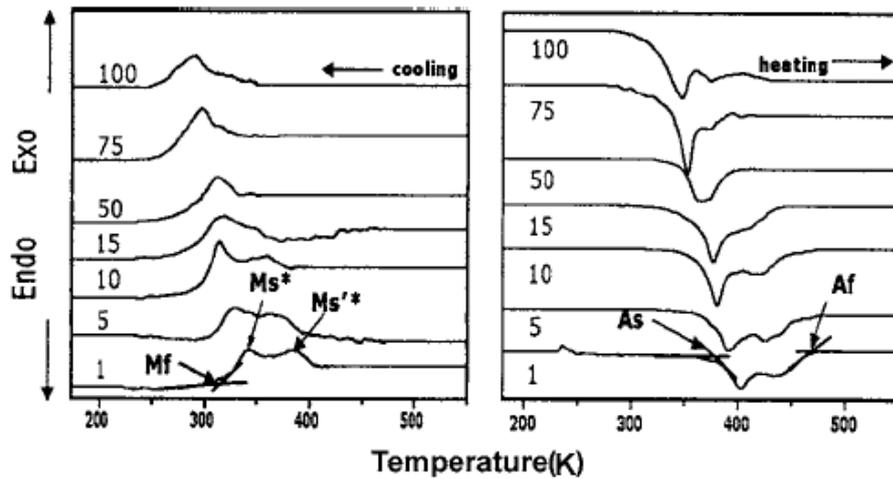
รูปที่ 2.28 อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส A^* และ M^* ของโลหะผสม $Ti_{50.5-x}Ni_{49.5}Zr_x$ เมื่อ $x = 0 - 20$ at % และ $Ti_{51.5-x}Ni_{48.5}Zr_x$ เมื่อ $x = 0 - 25$ at % [18]

Kang และคณะ [19] ได้ศึกษาเกี่ยวกับ Changes in Martensitic Transformation Temperatures during Thermal Cycling in Ti – Ni – Zr Shape Memory Alloys โดยงานวิจัยนี้ได้ศึกษาถึงอิทธิพลของกระบวนการ Thermal Cycling ที่มีผลต่ออุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni – Zr โดยใช้โลหะผสมจำรูป Ti – Ni – Zr ที่มีส่วนผสมทางเคมีเท่ากับ $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %) และผ่านกระบวนการ Solid solution treatment ที่อุณหภูมิ 850°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมงแล้วทำการ quenching ในน้ำผสมน้ำแข็ง จากนั้นทำการทดสอบ Thermal Cycling ภายใต้เงื่อนไขไม่มีความเค้นและความเค้นคงที่ซึ่งผลการศึกษาที่ได้เป็นดังนี้

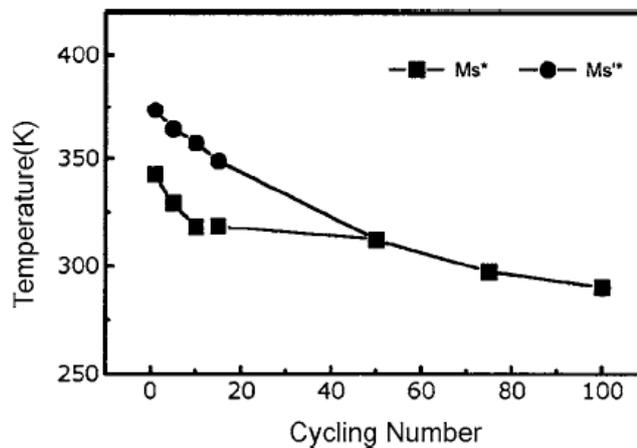
1. ผลการทดสอบ Thermal Cycling ภายใต้เงื่อนไขไม่มีความเค้น

รูปที่ 2.29 แสดงกราฟที่ได้จากการทดสอบ DSC ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %) ซึ่งพบว่าก่อนทำการทดสอบ Thermal Cycling นั้น โลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %) จะมี peak ของกราฟที่ทดสอบ DSC นั้นอยู่ 2 peaks ทั้งในช่วงของการเพิ่มอุณหภูมิและลดอุณหภูมิ โดย peak ที่ปรากฏที่อุณหภูมิ 383 K นั้นเกี่ยวข้องกับการเปลี่ยนเฟสจาก B2 ไปเป็น B19 (M_s^*) ส่วน peak ที่ปรากฏที่อุณหภูมิ 333 K นั้นจะเกี่ยวข้องกับการเปลี่ยนเฟสจาก B2 ไปเป็น B19' (M_s^*) จากนั้นนำอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสที่วัดได้ในรูปที่ 2.29 มาพล็อตเทียบกับจำนวนรอบที่ทำการทดสอบ Thermal Cycling ซึ่ง

ถูกแสดงในรูปที่ 2.30 พบว่าอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส M_s^* และ $M_s'^*$ จะลดลงเมื่อจำนวนรอบที่ทำการทดสอบ Thermal Cycling เพิ่มขึ้น โดยจะลดลงถึง 61 K และความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส M_s^* และ $M_s'^*$ จะลดลงเมื่อเพิ่มจำนวนรอบที่ทำการทดสอบจาก 1 เป็น 100 รอบ ซึ่งสาเหตุที่อุณหภูมิที่ลดลงนั้นเกี่ยวข้องกับการเกิด defect ต่างๆ ที่ถูกทำให้เกิดขึ้นในระหว่างการทดสอบ Thermal Cycling



รูปที่ 2.29 กราฟที่ได้จากการทดสอบ DSC ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %) [19]

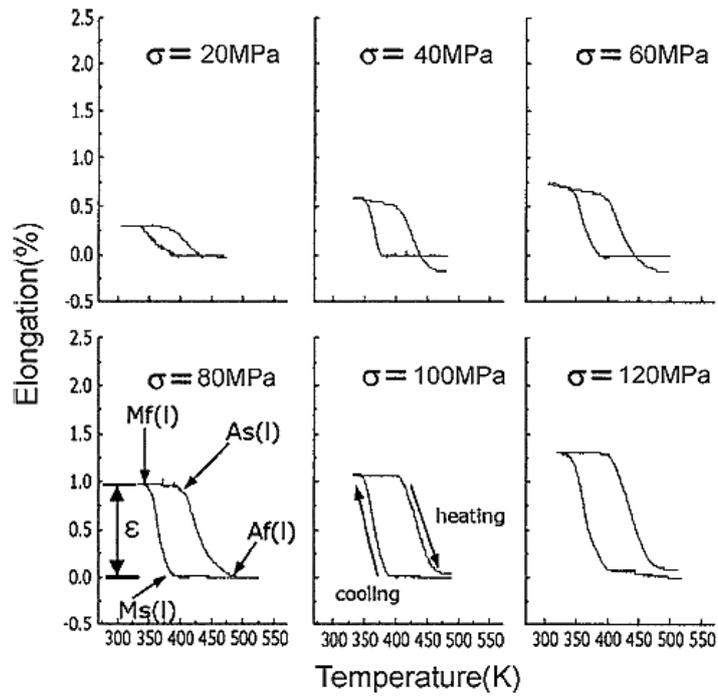


รูปที่ 2.30 อุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %) เทียบกับ จำนวนรอบที่ทำการทดสอบ Thermal Cycling [19]

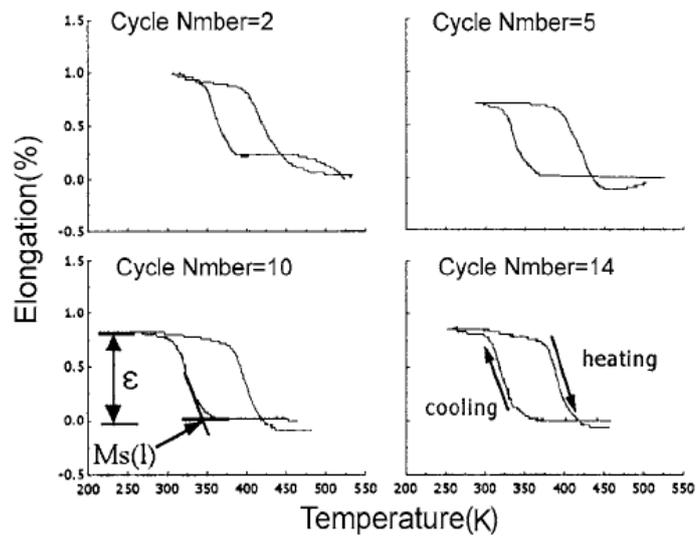
2. ผลการทดสอบ Thermal Cycling ภายใต้เงื่อนไขความเค้นคงที่

รูปที่ 2.31 แสดงอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสและค่าร้อยละการยึดตัวของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %) พบว่าการเปลี่ยนเฟสจาก B2 ไปเป็น B19 และจาก B2 ไปเป็น B19' ไม่ได้แยกกันชัดเจน

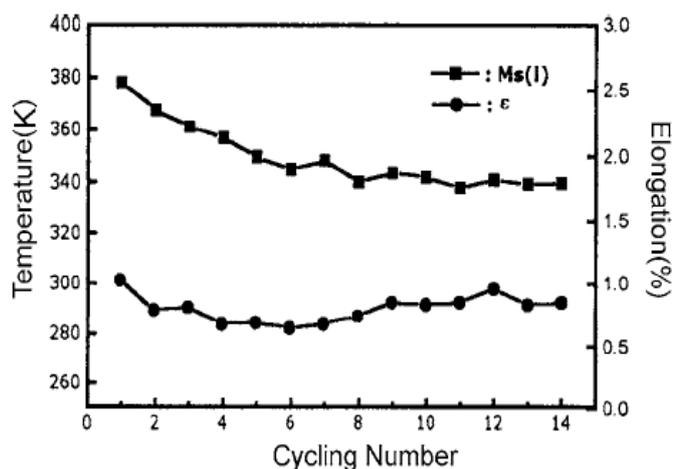
เหมือนดังในรูปที่ 2.29 ซึ่งอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสและค่าร้อยละการยึดตัวจะเพิ่มขึ้นเมื่อความเค้นมีค่าเพิ่มขึ้น แม้ว่าจะมีค่าร้อยละการยึดตัวที่ตกค้าง (ϵ_p) เกิดขึ้นเล็กน้อยซึ่งน้อยกว่า 0.1 % ซึ่งปรากฏในเงื่อนไขที่ทดสอบภายใต้ความเค้นที่มีค่ามากกว่า 100 MPa โดยค่าร้อยละการยึดตัวที่ตกค้างดังกล่าวเกิดจากการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกในระหว่างการเปลี่ยนเฟส ดังนั้นเพื่อที่จะศึกษาอิทธิพลของการทดสอบ Thermal Cycling ต่อสมบัติการจำรูปของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %) จึงต้องศึกษาการทดสอบ Thermal Cycling ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบที่มีความเค้นเท่ากับ 60 และ 120 MPa เนื่องจากไม่มีการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกเกิดขึ้นภายใต้เงื่อนไขการทดสอบที่มีความเค้นเท่ากับ 60 MPa และมีการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกเกิดขึ้นภายใต้เงื่อนไขการทดสอบที่มีความเค้นเท่ากับ 120 MPa รูปที่ 2.32 แสดงอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสและค่าร้อยละการยึดตัวของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %) ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบที่มีความเค้นเท่ากับ 60 MPa โดยอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส $M_s(1)$ และค่าร้อยละการยึดตัว (ϵ) ถูกพล็อตเทียบกับจำนวนรอบที่ทำการทดสอบ Thermal Cycling ซึ่งถูกแสดงในรูปที่ 2.33 พบว่า อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส $M_s(1)$ ลดลงเมื่อเพิ่มจำนวนรอบที่ทำการทดสอบ Thermal Cycling จาก 1 รอบไปจนถึง 8 รอบ โดยจะลดลง 39 K ในขณะที่ค่าร้อยละการยึดตัวนั้นจะค่อนข้างคงที่คือเปลี่ยนแปลงไม่เกิน 0.7 % เมื่อเพิ่มจำนวนรอบที่ทำการทดสอบ Thermal Cycling จาก 1 รอบไปจนถึง 14 รอบ ในขณะที่รูปที่ 2.34 แสดงอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสและค่าร้อยละการยึดตัวของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %) ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบที่มีความเค้นเท่ากับ 120 MPa โดยอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส $M_s(1)$ และค่าร้อยละการยึดตัว (ϵ) ถูกพล็อตเทียบกับจำนวนรอบที่ทำการทดสอบ Thermal Cycling ซึ่งถูกแสดงในรูปที่ 2.35 พบว่า อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส $M_s(1)$ ลดลง โดยจะลดลง 39 K ในขณะที่ค่าร้อยละการยึดตัวนั้นจะค่อนข้างคงที่คือเปลี่ยนแปลงไม่เกิน 1.2 % เมื่อเพิ่มจำนวนรอบที่ทำการทดสอบ Thermal Cycling จาก 1 รอบไปจนถึง 11 รอบ



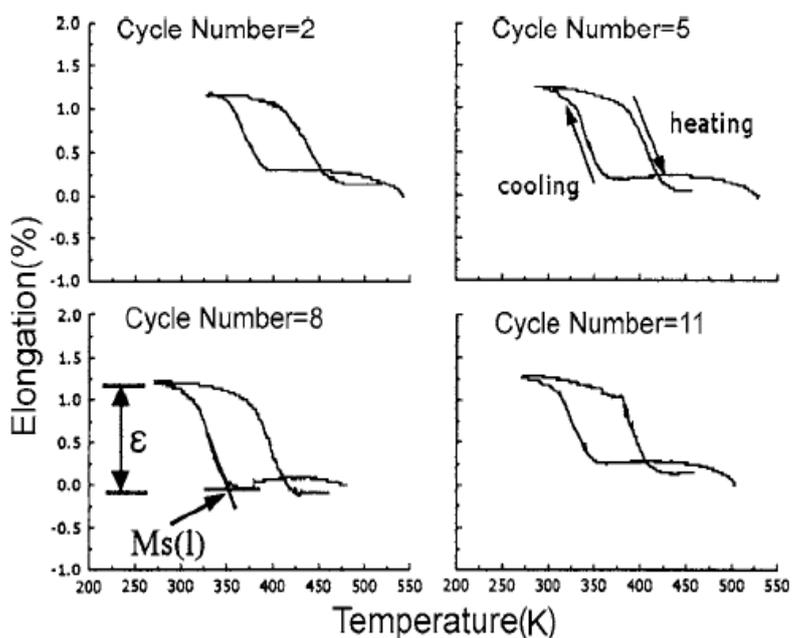
รูปที่ 2.31 อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสและร้อยละการยืดตัวของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{40}\text{Ni}_{50}\text{Zr}_{10}$ (at %) [19]



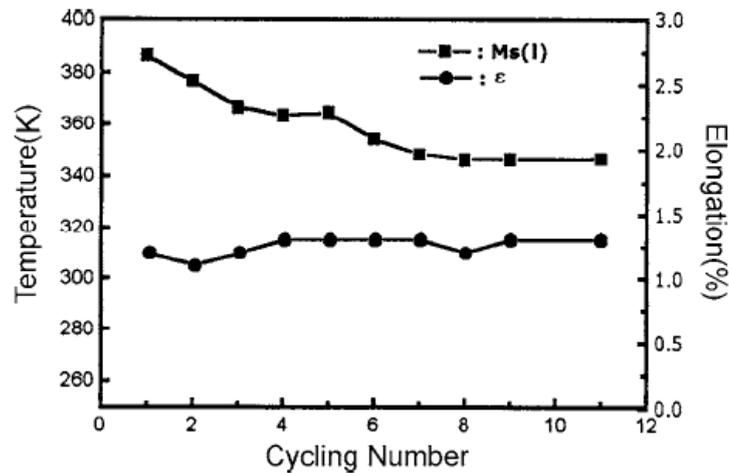
รูปที่ 2.32 อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสและร้อยละการยืดของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{40}\text{Ni}_{50}\text{Zr}_{10}$ (at %) ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบที่มีความเค้นเท่ากับ 60 MPa [19]



รูปที่ 2.33 อุณหภูมิเปลี่ยนเฟสและค่าร้อยละการยืดตัวเทียบกับจำนวนรอบที่ทำการทดสอบ Thermal Cycling ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบที่มีความเค้นเท่ากับ 60 MPa ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %) [19]



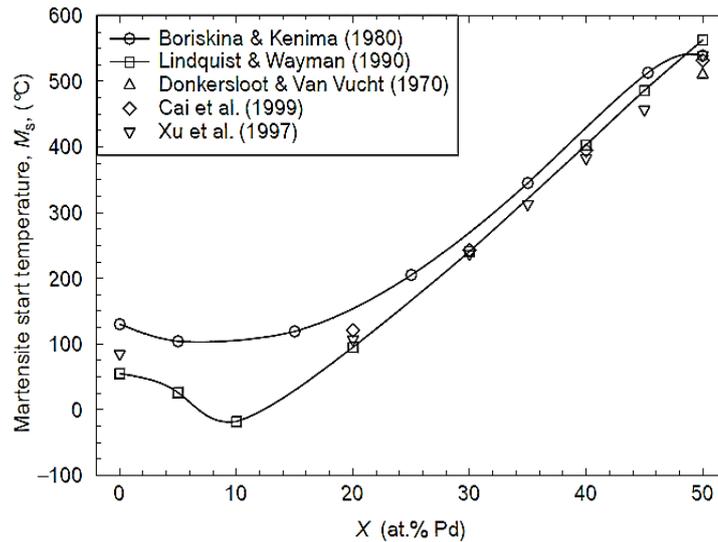
รูปที่ 2.34 อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสและค่าร้อยละการยืดตัวของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %) ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบที่มีความเค้นเท่ากับ 120 MPa [19]



รูปที่ 2.35 อุณหภูมิเปลี่ยนเฟสและร้อยละการยืดตัวเทียบกับจำนวนรอบที่ทำการทดสอบ Thermal Cycling ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบที่มีความเค้นเท่ากับ 120 MPa ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40}Ni_{50}Zr_{10}$ (at %) [19]

จากผลการวิจัยทั้งหมดสามารถสรุปได้ว่าการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสในระหว่างการทดสอบ Thermal Cycling เกี่ยวข้องกับการเกิด dislocation ในระหว่างการทดสอบซึ่งจะทำให้ อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสลดลงและการทดสอบ Thermal Cycling ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบที่มีความเค้นคงที่จะทำให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสลดลงน้อยกว่าเงื่อนไขการทดสอบที่ไม่มี ความเค้นเนื่องจากอิทธิพลของ dislocation และ โครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสมจำรูปที่ละเอียดขึ้น

Boriskina และ Kenina [20] ได้ศึกษาเกี่ยวกับอิทธิพลของธาตุ Pd ที่มีผลต่ออุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni โดยการเติม Pd เข้าไปแทนที่ Ni พบว่าที่ปริมาณ Pd ตั้งแต่ 5 – 10 at % จะทำให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $Ni_{50-X}Pd_XTi_{50}$ เมื่อ $X = 5 - 10$ at % ลดลง ต่อมา Lindquist และ Wayman [21] ได้ศึกษาเกี่ยวกับอิทธิพลของธาตุ Pd ที่มีผลต่ออุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni โดยการเติม Pd เข้าไปแทนที่ Ni พบว่าที่ปริมาณ Pd เท่ากับ 10 at. % จะทำให้ อุณหภูมิ M_s ลดต่ำลงจนมีค่าเท่ากับ $-26^{\circ}C$ และที่ปริมาณ Pd เท่ากับ 20 at % จะทำให้ อุณหภูมิ M_s เข้าใกล้ระดับ $100^{\circ}C$ และที่ปริมาณ Pd ตั้งแต่ 10 – 50 at % จะทำให้ อุณหภูมิ M_s เพิ่มขึ้นในลักษณะเชิงเส้นจนกระทั่งถึงระดับ $510 - 563^{\circ}C$ เมื่อปริมาณ Pd เท่ากับ 50 at % ซึ่งถูกแสดงในรูปแบบที่

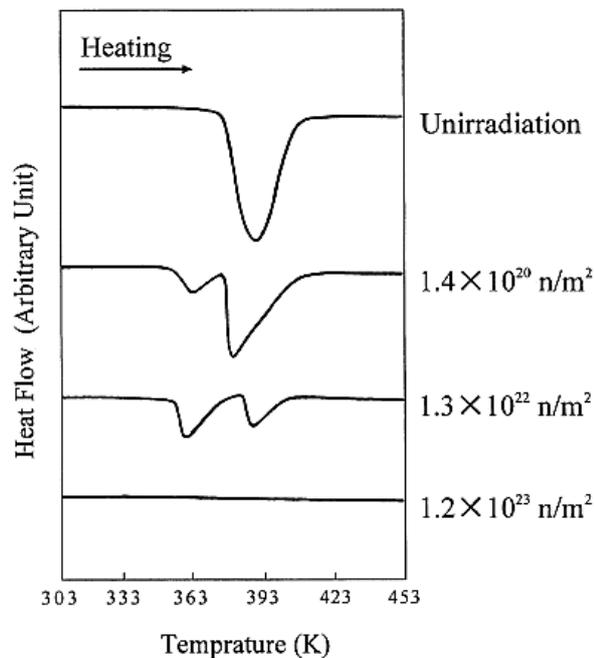


รูปที่ 2.36 อุณหภูมิเริ่มต้นการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์, M_s เทียบกับ ปริมาณร้อยละ โดยอะตอมของ Pd ของโลหะผสมจำรูป $Ni_{50-x}Pd_xTi_{50}$ เมื่อ $X = 0 - 50$ at % [1]

Matsukawa และคณะ [22] ได้ศึกษาเรื่อง Microstructure and mechanical properties of neutron irradiated TiNi shape memory alloy โดยงานวิจัยนี้ได้ศึกษาถึงอิทธิพลของ Neutron Irradiation ต่อสมบัติการจำรูปของโลหะผสม Ti - Ni ซึ่งทดลองกับโลหะผสมจำรูปที่มีส่วนผสมทางเคมีต่างกัน 3 ชนิดได้แก่ โลหะผสมจำรูป Ti - 50.0 at % Ni, Ti - 50.5 at % Ni และ Ti - 51.0 at % Ni โดยปริมาณความเข้มข้นของ Neutron นั้นจะแบ่งเป็น 3 ชนิดได้แก่ 1.4×10^{20} , 1.3×10^{22} และ 1.2×10^{23} n/m² (>1 MeV) ซึ่งทำการทดสอบที่อุณหภูมิต่ำกว่า 423 K จากนั้นตรวจสอบอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสด้วยเทคนิค Differential Thermal Analysis (DTA) ซึ่งผลที่ได้เป็นดังนี้ อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมทั้ง 3 ชนิดก่อนที่จะทดสอบ Neutron Irradiation ถูกแสดงในตารางที่ 2.2 และรูปที่ 2.37 แสดงผลการทดสอบ DTA พบว่า peak ของกราฟได้แยกออกเป็น peak ย่อยๆ และเลื่อนไปยังอุณหภูมิที่ต่ำลงหลังจากผ่านการทดสอบ Neutron Irradiation ที่มีความเข้มข้นต่ำและจะไม่ปรากฏ peak เลยเมื่อผ่านการทดสอบ Neutron Irradiation ที่มีความเข้มข้นสูง และเมื่อเปรียบเทียบผลที่ได้จากการทดสอบ Neutron Irradiation ที่มีความเข้มข้น 1.4×10^{20} และ 1.3×10^{22} n/m² พบว่าตำแหน่งของ peak ในกราฟอยู่ในตำแหน่งที่ใกล้เคียงกันแต่ปริมาณความร้อนที่วัสดุดูดกลืนไปลดลงเมื่อปริมาณความเข้มข้นของ Neutron Irradiation เพิ่มขึ้น

ตารางที่ 2.2 ส่วนผสมทางเคมี อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสและ โครงสร้างภายในของโลหะผสม Ti – Ni ที่อุณหภูมิห้องก่อนการทดสอบ Neutron Irradiation [22]

Composition	Transformation temperature (K)		Structure at RT
	M_s	A_f	
Ti – 50.0 at. % Ni	337	373	B19' martensite
Ti – 50.5 at. % Ni	298	338	B2
Ti – 51.0 at. % Ni	267	308	B2



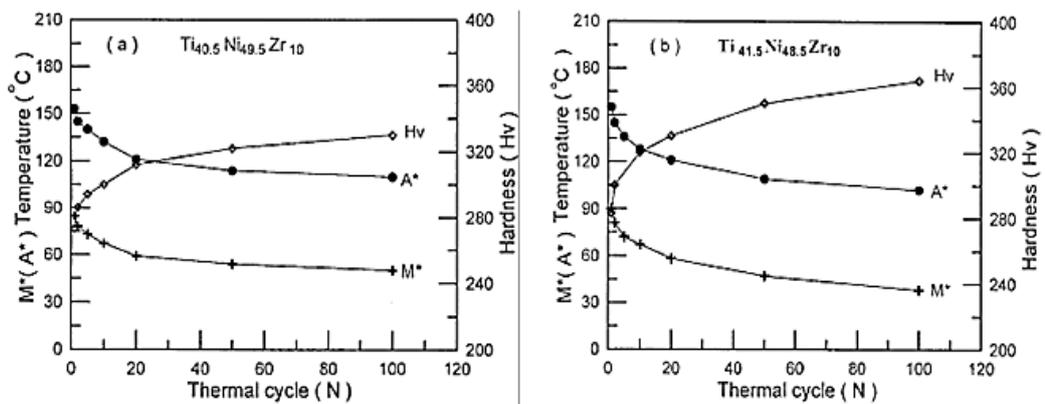
รูปที่ 2.37 กราฟที่ได้จากการทดสอบ DTA ของโลหะผสม Ti – 50 at % Ni ทั้งก่อนและหลังจากผ่านการทดสอบ Neutron Irradiation [22]

2.10.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับกระบวนการทดสอบสมบัติทางกลและสมบัติทางกลความร้อนของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง

ร้อนของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง

Hsieh และ Wu [18] ได้ศึกษาอิทธิพลของกระบวนการ Thermal Cycling ต่อสมบัติการจำรูปและสมบัติทางกลของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni – Zr โดยแบ่งโลหะผสมเป็น 2 ชนิดคือ $Ti_{40.5}Ni_{49.5}Zr_{10}$ และ $Ti_{41.5}Ni_{48.5}Zr_{10}$ และผ่านกระบวนการ Solid solution treatment ที่อุณหภูมิ $950^{\circ}C$ เป็นเวลา 72 ชั่วโมง แล้วทำการ quenching ในน้ำ จากนั้นผ่านกระบวนการอบอ่อน (Annealing) ที่อุณหภูมิ $900^{\circ}C$ เป็นเวลา 2 ชั่วโมงแล้วทำการ quenching ในน้ำ พบว่าอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส M^* และ A^* ลดลงแต่ค่า

ความแข็งมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อจำนวนรอบของการทดสอบ Thermal Cycling เพิ่มขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.38 ซึ่งผลการทดสอบที่ได้เกี่ยวข้องกับเกิดการเกิด dislocation โดย M^* และ A^* ลดลงอย่างรวดเร็วเมื่อผ่านการทดสอบ Thermal Cycling ไป 10 รอบ ซึ่งโลหะผสมจำรูป $Ti_{40.5}Ni_{49.5}Zr_{10}$ จะลดลง $19^{\circ}C$ และโลหะผสมจำรูป $Ti_{41.5}Ni_{48.5}Zr_{10}$ ลดลง $23^{\circ}C$ ในขณะที่ค่าความแข็งของโลหะผสมจำรูป $Ti_{40.5}Ni_{49.5}Zr_{10}$ เพิ่มขึ้น 27 Hv แต่ค่าความแข็งของโลหะผสมจำรูป $Ti_{41.5}Ni_{48.5}Zr_{10}$ เพิ่มขึ้น 37 Hv เมื่อผ่านการทดสอบ Thermal Cycling ไป 10 รอบ โดยความแตกต่างที่เกิดขึ้นเนื่องจากโลหะผสมจำรูป $Ti_{41.5}Ni_{48.5}Zr_{10}$ สามารถเหนี่ยวนำให้เกิด dislocation ได้มากกว่าโลหะผสมจำรูป $Ti_{40.5}Ni_{49.5}Zr_{10}$ ในช่วงแรกของการทดสอบ Thermal Cycling ซึ่งเกิดจากในโลหะผสมจำรูป $Ti_{41.5}Ni_{48.5}Zr_{10}$ มีปริมาณของอนุภาค (Ti, Zr)₂Ni มากกว่าและโดยปกติอนุภาค (Ti, Zr)₂Ni จะมีค่าความแข็งมากทำให้โลหะผสมจำรูป $Ti_{41.5}Ni_{48.5}Zr_{10}$ มีค่าความแข็งที่มากกว่า ดังนั้นพวกเขาจึงได้เสนอว่าจะเกิดการเปลี่ยนแปลงปริมาตรในระหว่างมีการเปลี่ยนแปลงมาร์เทนไซต์ซึ่งจะเกิดความเค้นเกิดขึ้นที่ interface ระหว่าง อนุภาค (Ti, Zr)₂Ni กับวัสดุพื้น B2/B19' ซึ่งความเค้นที่เกิดขึ้นจะทำให้ความหนาแน่นของ dislocation เพิ่มขึ้นด้วย ทำให้ค่าความแข็งของโลหะผสมจำรูปเพิ่มขึ้นส่วนอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส M^* จะลดลง



รูปที่ 2.38 Peak ของอุณหภูมิเปลี่ยนเฟส A^* และ M^* และความแข็งเทียบกับจำนวนรอบของการทดสอบ Thermal Cycling ของโลหะผสมจำรูป (a) $Ti_{40.5}Ni_{49.5}Zr_{10}$ (at %) และ (b) $Ti_{41.5}Ni_{48.5}Zr_{10}$ (at %)[18]

Hsieh และ Wu [18] ได้ศึกษาอิทธิพลของกระบวนการ Cold – Rolling ต่อสมบัติการจำรูปและสมบัติทางกลของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni – Zr โดยแบ่งโลหะผสมเป็น 2 ชนิดคือ $Ti_{35.5}Ni_{49.5}Zr_{15}$ (at %) และ $Ti_{41.5}Ni_{48.5}Zr_{10}$ (at %) ซึ่งใช้อัตราการรีดเย็น 0 – 45 % โดยตัวเลขที่ห้อย (subscript) 1 และ 2 ที่ห้อยอยู่กับ A_1^* , ΔH_{h1} และ A_2^* หมายถึง ชิ้นงานทดสอบที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน 1 รอบ หรือ 2 รอบ หลังจากกระบวนการ Cold – Rolling ซึ่งผลการทดลองถูกแสดงในตารางที่ 2.3 และ 2.4 พบว่า

อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส A_1^* และ M^* เพิ่มขึ้นแต่อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส A_2^* ลดลงเมื่ออัตราการรีดเย็นเพิ่มขึ้น ส่วนค่าความแข็งของโลหะผสมจำรูป $Ti_{35.5}Ni_{49.5}Zr_{15}$ เพิ่มขึ้น 117 Hv และโลหะผสมจำรูป $Ti_{41.5}Ni_{48.5}Zr_{10}$ เพิ่มขึ้น 102 Hv ที่อัตราการรีดเย็น 15 % ค่าความแข็งที่มากกว่าของโลหะผสมจำรูป $Ti_{35.5}Ni_{49.5}Zr_{15}$ เกิดจากอิทธิพลของ annealed hardness ที่มีมากกว่า

ตารางที่ 2.3 ผลการทดสอบ DSC และค่าความแข็งของโลหะผสมจำรูป $Ti_{35.5}Ni_{49.5}Zr_{15}$ (at %) ที่อัตราการรีดเย็นต่างๆ [18]

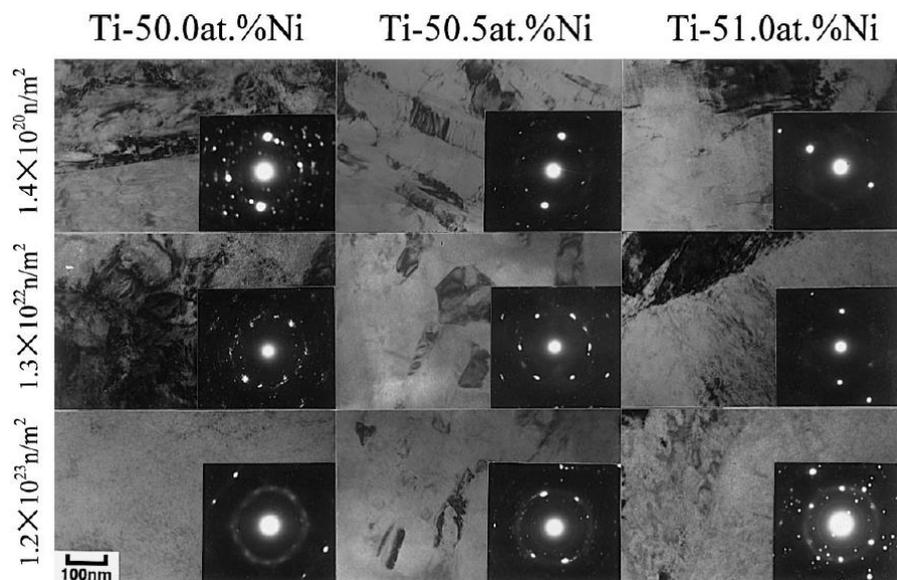
Thickness reduction (%)	A_1^* (°C)	ΔH_{H1} (J/g)	M_1^* (°C)	ΔH_c (J/g)	A_2^* (°C)	ΔH_{H2} (J/g)	Hardness (HV)
0	217	28.12	176	24.18	207	24.79	289
5	275	18.24	137	14.23	203	12.35	346
10	312	10.47	109	9.10	168	7.41	384
15	383	6.34	89	5.42	145	5.59	406
25	467	4.64	40	4.54	116	3.85	465

ตารางที่ 2.4 ผลการทดสอบ DSC และค่าความแข็งของโลหะผสมจำรูป $Ti_{41.5}Ni_{48.5}Zr_{10}$ (at %) ที่อัตราการรีดเย็นต่างๆ [18]

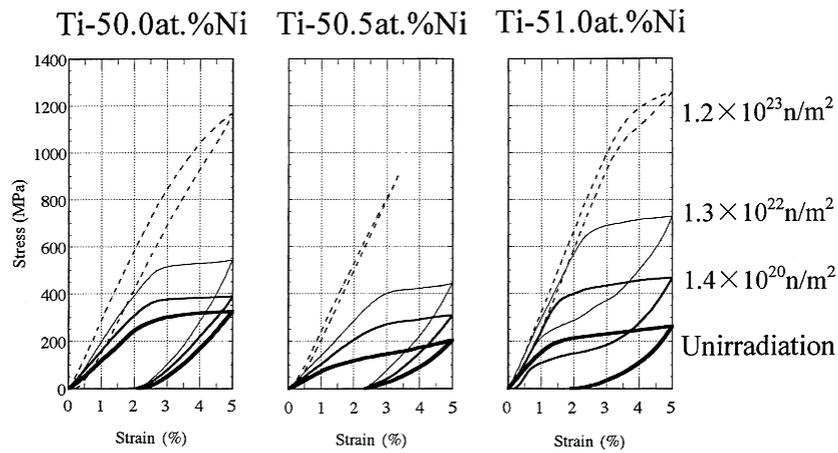
Thickness reduction (%)	A_1^* (°C)	ΔH_{H1} (J/g)	M_1^* (°C)	ΔH_c (J/g)	A_2^* (°C)	ΔH_{H2} (J/g)	Hardness (HV)
0	156	26.20	90	23.03	146	23.67	283
5	200	17.81	60	13.23	137	11.42	330
15	276	10.93	30	7.80	88	7.41	385
30	335	3.60	-17	1.64	35	3.53	465
45	514	6.55	-46	6.42	31	7.40	510

Matsukawa และคณะ [22] ได้ศึกษาเรื่อง Microstructure and mechanical properties of neutron irradiated TiNi shape memory alloy โดยงานวิจัยนี้ได้ศึกษาถึงอิทธิพลของ Neutron Irradiation ต่อโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติทางกลของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ซึ่งทดลองกับโลหะผสมจำรูปที่มีส่วนผสมทางเคมีต่างกัน 3 ชนิดได้แก่ โลหะผสมจำรูป Ti – 50.0 at % Ni, Ti – 50.5 at % Ni และ Ti – 51.0 at % Ni โดยปริมาณความเข้มข้นของ Neutron นั้นจะแบ่งเป็น 3 ชนิดได้แก่ 1.4×10^{20} , 1.3×10^{22} และ 1.2×10^{23} n/m² (>1 MeV) ซึ่งทำการทดสอบที่อุณหภูมิต่ำกว่า 423 K หลังจากที่ทำทดสอบ Neutron Irradiation แล้วตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคโดย Transmission Electron Microscope (TEM) ที่อุณหภูมิห้อง จากนั้นทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิห้องโดยใช้ Strain rate เท่ากับ 2.8×10^{-4} /s ซึ่งผลที่ได้เป็นดังนี้ โครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสมหลังจากทำการทดสอบ Neutron Irradiation

แสดงในรูปที่ 2.39 พบว่าโครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสมจำรูปทั้ง 3 ชนิดไม่มีการเปลี่ยนแปลงอย่างชัดเจนหลังจากที่ผ่านการทดสอบ Neutron Irradiation ที่มีความเข้มข้นเท่ากับ $1.3 \times 10^{22} \text{ n/m}^2$ แต่อย่างไรก็ตามจะมีวงแหวนปรากฏในส่วนของกราฟกระจายของลำแสง (Diffraction pattern) ในโลหะผสมทั้ง 3 ชนิดหลังจากที่ผ่านการทดสอบ Neutron Irradiation ที่มีความเข้มข้นเท่ากับ $1.2 \times 10^{23} \text{ n/m}^2$ ซึ่งแสดงว่าโครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสมจำรูปได้เปลี่ยน โครงสร้างจากที่เป็นผลึกกลายเป็นโครงสร้างที่ไม่เป็นผลึก (amorphization) และผลการทดสอบแรงดึงแสดงในรูปที่ 2.40 พบว่าโลหะผสมจำรูป Ti – 50.0 at % Ni และ Ti – 50.5 at % Ni ที่ผ่านการทดสอบ Neutron Irradiation ที่มีความเข้มข้นเท่ากับ $1.3 \times 10^{22} \text{ n/m}^2$ และโลหะผสมจำรูป Ti – 51.0 at % Ni ที่ไม่ผ่านการทดสอบ Neutron Irradiation จะมีความเครียดตกค้างอยู่ประมาณ 2 % หลังจากที่ไม่ได้รับภาวะความเค้นแล้ว แต่ความเครียดจะคืนกลับทั้งหมดเมื่อโลหะผสมจำรูป Ti – 51.0 at % Ni ผ่านการทดสอบ Neutron Irradiation นั้นแสดงว่าโลหะผสมจำรูป Ti – 51.0 at % Ni จะแสดงสมบัติการยืดหยุ่นยิ่งยวดหลังจากผ่านการทดสอบ Neutron Irradiation แต่หลังจากที่โลหะผสมจำรูป Ti – 50.0 at % Ni, Ti – 50.5 at % Ni และ Ti – 51.0 at % Ni หลังจากผ่านการทดสอบ Neutron Irradiation ที่มีความเข้มข้นเท่ากับ $1.2 \times 10^{23} \text{ n/m}^2$ แล้ว ความเครียดจะคืนกลับทั้งหมดเมื่อไม่ได้รับภาวะความเค้นซึ่งนั่นคือโลหะผสมจำรูปแสดงสมบัติการยืดหยุ่นยิ่งยวดแต่ Thermal hysteresis จะน้อยกว่าโลหะที่มีสมบัติการยืดหยุ่นยิ่งยวดทั่วไป

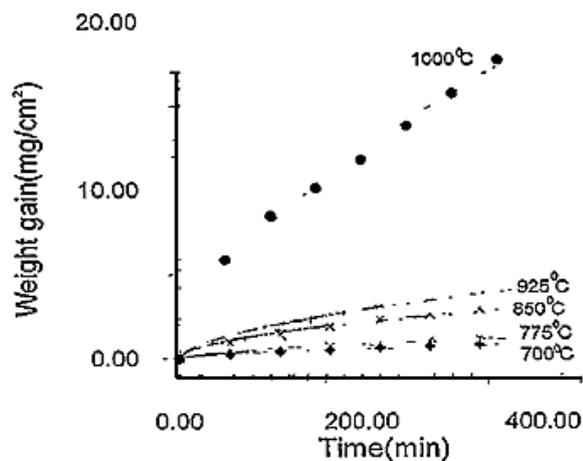


รูปที่ 2.39 โครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสมจำรูป Ti – 50.0 at % Ni, Ti – 50.5 at % Ni และ Ti – 51.0 at % Ni หลังจากผ่านการทดสอบ Neutron Irradiation ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 423 K [22]



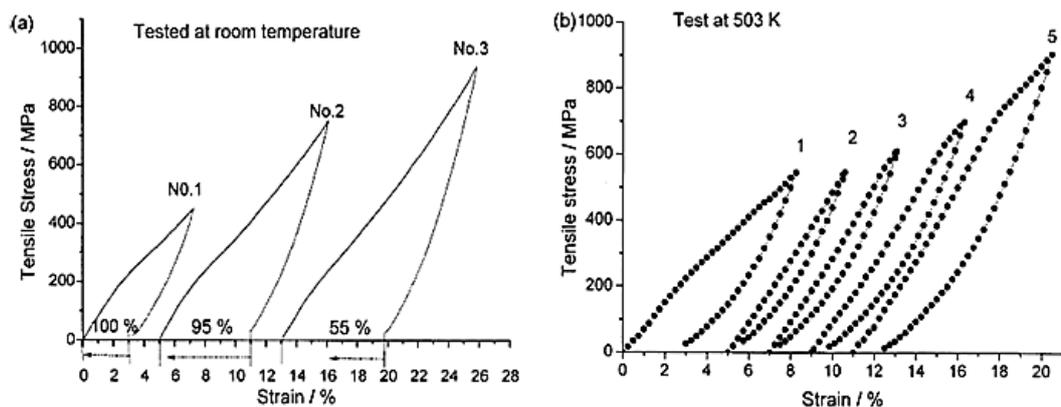
รูปที่ 2.40 กราฟความเค้น – ความเครียด ของโลหะผสมจำรูป Ti – 50.0 at % Ni, Ti – 50.5 at % Ni และ Ti – 51.0 at % Ni ทั้งก่อนและหลังจากผ่านการทดสอบ Neutron Irradiation ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 423 K [22]

Chu และคณะ [14] ได้ศึกษาเรื่อง Oxidation behavior of equiatomic TiNi alloy in high temperature air environment โดยงานวิจัยนี้ศึกษาพฤติกรรมของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni ที่อุณหภูมิสูงภายใต้บรรยากาศปกติ โดยใช้ชิ้นงานทดสอบที่มีขนาด 3 x 3 x 1 mm. และต้องชั่งน้ำหนักของชิ้นงานทดสอบก่อน จากนั้นตรวจสอบสมบัติทางความร้อนด้วยเทคนิค Thermogravimetric analysis (TGA) โดยทดสอบในช่วงอุณหภูมิ 700 – 1000°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง ซึ่งใช้อัตราการเพิ่มอุณหภูมิเท่ากับ 100°C/min ผลการทดสอบแสดงในรูปที่ 2.41 พบว่าน้ำหนักของชิ้นงานที่อุณหภูมิ 700°C และ 775°C จะเพิ่มขึ้นอย่างช้าๆ แต่ที่อุณหภูมิ 1000°C น้ำหนักของชิ้นงานจะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว



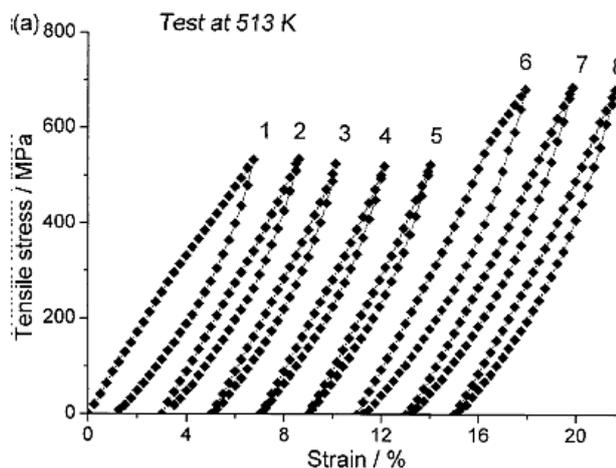
รูปที่ 2.41 กราฟน้ำหนักที่เพิ่มขึ้นต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่กับเวลาที่อุณหภูมิตั้งแต่ 700 – 1000°C ของโลหะผสมจำรูป Ti – Ni [14]

Wu และ Tian [23] ได้ศึกษาเกี่ยวกับ The superelasticity of TiPdNi high temperature shape memory alloy ซึ่งเป็นการศึกษาสมบัติการยืดหยุ่นยิ่งยวดของโลหะผสมจำรูป $Ti_{51}Pd_{30}Ni_{19}$ โดยศึกษาชิ้นงานทดสอบที่เตรียมจากกระบวนการที่แตกต่างกัน 3 กระบวนการ (I) ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ homogenization ที่อุณหภูมิ 1273 K เป็นเวลา 5 ชั่วโมง (II) ชิ้นงานที่ผ่านการรีดร้อนจนกระทั่งชิ้นงานมีความหนา 1.1 mm. ที่อุณหภูมิ 1073 K (III) ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอบอ่อน (annealing) ที่อุณหภูมิ 673 K ภายใต้บรรยากาศอาร์กอนเป็นเวลา 1 หลังจากนั้นทำการ quenching ในน้ำผสมน้ำแข็ง จากนั้นทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิห้อง, 503 และ 513 K โดยใช้ strain rate เท่ากับ 1×10^{-4} /s ซึ่งผลที่ได้แสดงในรูปที่ 2.42 จากรูปที่ 2.42 (a) พบว่าความเครียดของชิ้นงาน (I) เท่ากับ 7.2 % และมีอัตราการคืนตัว (recovery rate) เมื่อให้ความร้อนสูงกว่าอุณหภูมิ A_f เท่ากับ 100 % ส่วนชิ้นงาน (II) มีความเครียดที่สูงกว่าคือ 11 % ในขณะที่มีอัตราการคืนตัว (recovery rate) เมื่อให้ความร้อนสูงกว่าอุณหภูมิ A_f ลดลงเหลือเพียง 95 % และชิ้นงาน (III) มีความเครียดสูงที่สุดคือ 12.9 % แต่อัตราการคืนตัว (recovery rate) เมื่อให้ความร้อนสูงกว่าอุณหภูมิ A_f ก็ลดลงเหลือเพียง 55 % เท่านั้น ซึ่งความเครียดตกค้างที่พบในชิ้นงานทดสอบหลังจากทำการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิห้องพบว่าชิ้นงาน (I), (II) และ (III) มีความเครียดตกค้างเท่ากับ 3, 6 และ 6.8 % ตามลำดับเมื่อความเค้นที่กระทำกับชิ้นงานเพิ่มขึ้น และจากรูปที่ 2.42 (b) แสดงผลการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิ 503 K โดยใช้ชิ้นงานทดสอบ (I) และทดสอบทั้งหมด 5 รอบการทดสอบ พบว่าผลที่ได้คล้ายกับการทดสอบที่อุณหภูมิห้องแต่ Thermal hysteresis ลดลงและอัตราการคืนตัว (recovery rate) เพิ่มขึ้น จากผลการทดสอบทั้งสองพบว่าความเค้นในชิ้นงานทดสอบจะค่อยๆ เพิ่มขึ้นทำให้ yield strength และ elastic strength เพิ่มขึ้น โดยเป็นผลมาจาก Bauschinger effect ซึ่งเกี่ยวข้องกับการเคลื่อนที่ของ dislocation และจากผลของ Bauschinger effect ทำให้ Critical Stress for Slip (CSS) สูงพอที่จะทำให้การเปลี่ยนแปลงมาร์เทนไซต์ถูกเหนี่ยวนำให้เกิดขึ้นจากความเค้นที่ได้รับ



รูปที่ 2.42 กราฟความเค้น – ความเครียดของโลหะผสมจำรูป $Ti_{51}Pd_{30}Ni_{19}$ (at%) (a) ทดสอบที่อุณหภูมิห้อง (b) ทดสอบที่อุณหภูมิ 503 K [23]

ในรูปที่ 2.43 แสดงผลการทดสอบแรงดึงแบบ Cyclic โดยใช้ชิ้นงานทดสอบ (I) และทดสอบที่ อุณหภูมิ 513 K ซึ่งเป็นช่วงอุณหภูมิที่ชิ้นงานมีเฟสเป็นออสเทนไนต์ พบว่าความเค้นในชิ้นงานจะ คงที่ที่ 530 MPa เมื่อทดสอบผ่านไป 5 รอบ หลังจากนั้นความเค้นจะเพิ่มขึ้นเป็น 680 MPa และจะคงที่ เมื่อทดสอบไปอีก 3 รอบ โดยอัตราการคืนตัว (recovery rate) จะมีค่าเท่ากับ 100 % เมื่อจำนวนรอบ การทดสอบ ดังนั้นสามารถสรุปได้ว่าความหนาแน่นของ dislocation ที่มากและปริมาณของตะกอน (precipitates) ที่มีจำนวนมากจะทำให้ Critical Stress for Slip (CSS) เพิ่มขึ้นซึ่งองค์ประกอบ 2 อย่างนี้เป็นส่วนสำคัญที่ทำให้เกิดสมบัติการยืดหยุ่นยิ่งยวดใน โลหะผสมจำรูป $Ti_{51}Pd_{30}Ni_{19}$ (at%) ที่ สามารถทำงานที่อุณหภูมิสูงได้



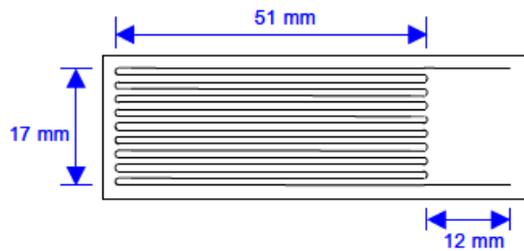
รูปที่ 2.43 ผลการทดสอบ Cyclic ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{51}Pd_{30}Ni_{19}$ (at%) ที่ อุณหภูมิ 503 K [23]

2.10.3 งานวิจัยที่เกี่ยวกับการนำโลหะผสมจำรูป Ti – Ni มาประยุกต์ใช้งานในลักษณะ

เซ็นเซอร์

Nahm และคณะ [2] ได้ศึกษาเกี่ยวกับ A Study on the Application of Ni – Ti Shape Memory Alloy as a Sensor ซึ่งเป็นการศึกษาความเป็นไปได้ที่จะนำโลหะผสมจำรูป Ti – Ni มาประยุกต์ใช้งานใน ลักษณะเซ็นเซอร์ เมื่อโลหะผสมจำรูปที่มีโครงสร้างภายในเป็น Parent phase หรือ Austenite ที่ สมบูรณ์จะแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด (Superelastic property) เมื่อเกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของ โลหะผสมจำรูปจากการที่ได้รับแรงภายนอก เช่น ความเค้นและรอยแยก (Crack deformation) เป็นต้น จะทำให้โครงสร้างภายในจะเปลี่ยนแปลงไปเป็น Martensite โดยการเปลี่ยนรูปจะอยู่ภายใต้อิทธิพล ของความเค้น (Stress Induced Martensite, SIM) ซึ่งจะเกิดการจัดเรียงตัวของอะตอมภายในทำให้ เกิดปฏิกิริยาคายพลังงานและดูดพลังงาน และทำให้ mean path of electron เปลี่ยนแปลงส่งผลให้

ความต้านทานทางไฟฟ้าของโลหะผสมจำรูปจะเปลี่ยนไป จากหลักการดังกล่าวทำให้มีความเป็นไปได้ที่จะนำลวดโลหะผสมจำรูป Ti – Ni มาประยุกต์เป็นเซ็นเซอร์ โดยในงานวิจัยนี้ได้ประยุกต์เป็นเซ็นเซอร์ตรวจจับความเครียด (Strain gauge sensor) ดังรูปที่ 2.44 ลวดที่ใช้ใน strain gauge มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางเท่ากับ 41 ไมโครเมตร โดย strain gauge ยาว 51 มิลลิเมตร กว้าง 17 มิลลิเมตร และลวดขดเป็น coil ทั้งหมด 18 coil ซึ่งลวดที่ใช้มีส่วนผสมทางเคมีและสมบัติทางกล ดังตารางที่ 2.5 และ 2.6 ตามลำดับ



รูปที่ 2.44 เซ็นเซอร์ตรวจจับความเครียด (SMA strain gauge sensor) [2]

ตารางที่ 2.5 ส่วนผสมทางเคมีของลวดโลหะผสมจำรูป Ti – Ni [2]

Element	Ni	O	C	Ti
Wt (%)	55.91	0.038	0.03	balance

ตารางที่ 2.6 สมบัติทางกลของลวดโลหะผสมจำรูป Ti – Ni [2]

Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Hardness (Hv)
313.8	647.2	57.0	72.0	179

เพื่อเป็นยืนยันว่ามีความเครียดเกิดขึ้นจาก SMA strain gauge ต้องมีการวัดค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่เปลี่ยนไปของ SMA strain gauge เพื่ออธิบายว่ามีความเครียดเกิดขึ้น ส่วนความไวในการตอบสนองและความแม่นยำของ SMA strain gauge นั้นจะทำการเปรียบเทียบกับ strain gauge รุ่น FLA – 3 – 11 – 3L ของบริษัท Japan Tokyo Sokki Kenkyujo จำกัด โดยจะให้ภาระแก่ SMA strain gauge จนกระทั่งมีความเครียดเท่ากับ 3 % โดยเพิ่มทีละ 0.5 % ซึ่งผลการวัดแสดงดังตารางที่ 2.7 และรูปที่ 2.45 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานทางไฟฟ้ากับความเครียด ของ SMA strain

gauge และ Strain gauge รุ่น FLA – 3 – 11 – 3L โดยค่าความต้านทานทางไฟฟ้าของ SMA strain gauge คือค่าเฉลี่ยที่ได้จากการวัดทั้งหมด 5 ครั้ง จากผลการทดลองสามารถสร้างความสัมพันธ์ของค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่ได้จาก SMA strain gauge และ Strain gauge รุ่น FLA – 3 – 11 – 3L ได้ดังนี้

$$y = A + Bx + Cx^2 \quad (2.15)$$

เมื่อ y คือ ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่ได้จาก SMA strain gauge

x คือ ความเครียดที่วัดได้จาก Strain gauge รุ่น FLA – 3 – 11 – 3L

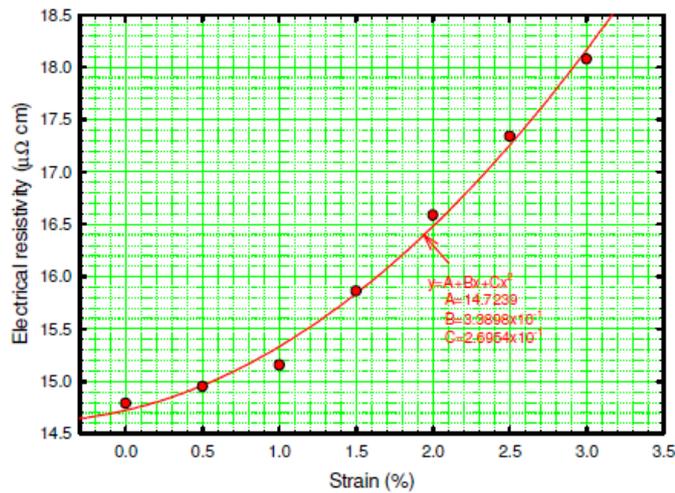
A, B และ C คือ ค่าคงที่ ที่มีค่าเท่ากับ 14.7239, 3.3898×10^{-1} และ 2.6954×10^{-1} ตามลำดับ

The calculated output จากตารางที่ 2.7 คือ ค่าที่ได้จากสมการ (2.15) ซึ่งมีความคลาดเคลื่อนจากค่าที่ได้จากการวัดจริงจาก Strain gauge รุ่น FLA – 3 – 11 – 3L จากตารางที่ 2.7 พบว่าความคลาดเคลื่อนสูงสุดเท่ากับ - 1.15 % ที่ความเครียดเท่ากับ 1.0 % ซึ่งความคลาดเคลื่อน 1.15 % ของค่าความต้านทานทางไฟฟ้าเทียบได้กับความคลาดเคลื่อน 0.22 % ของความเครียด ดังนั้นความไวในการตอบสนอง ($\Delta R/R_0$ or $\Delta \rho/\rho_0$) ของ SMA strain gauge สามารถยืนยันได้ถึงระดับ 0.00005 จึงสามารถนำโลหะผสมจำรูป Ti – Ni มาประยุกต์เป็นเซ็นเซอร์ตรวจจับความเครียด (Strain gauge sensor) ที่มีความแม่นยำสูงได้

ตารางที่ 2.7 ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่วัดได้จาก SMA strain gauge และ Strain gauge รุ่น

FLA – 3 – 11 – 3L [2]

Strain (%)	Electrical resistivity ($\mu\Omega$ cm)	Calculated Output ($\mu\Omega$ cm)	Error (%)
0.0	14.7901	14.7239	0.45
0.5	14.9503	14.9608	-0.07
1.0	15.1555	15.3324	-1.15
1.5	15.8617	15.8388	-0.50
2.0	16.5858	16.4800	0.14
2.5	17.3393	17.2560	0.48
3.0	18.0761	18.1667	-0.50



รูปที่ 2.45 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานทางไฟฟ้ากับความเครียด ของ SMA strain gauge และ Strain gauge รุ่น FLA – 3 – 11 – 3L [2]

Kakizawa และ Ohno [24] ได้ศึกษาวิจัยเรื่อง Utilization of Shape Memory Alloy as a Sensing Material for Smart Structures เป็นการศึกษาเกี่ยวกับการนำโลหะผสมจำรูปมาประยุกต์ใช้เป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติของโครงสร้างทางวิศวกรรม ในลักษณะตรวจจับความเครียด (Strain gauge) โดยใช้ลวดโลหะผสมจำรูปที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.1 มิลลิเมตร ยาว 200 – 300 มิลลิเมตร และมีอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส M_s และ A_s เท่ากับ 60 และ 80 °C ตามลำดับ จากนั้นทำการทดสอบแรงดึงโดยใช้ความเร็วในการดึง 1 มิลลิเมตรต่อนาที และในขณะที่ดึงจะมีการวัดความต้านทานทางไฟฟ้า ซึ่งจะมีการจ่ายกระแสให้กับลวดประมาณ 70 มิลลิแอมแปร์ โดยการทดสอบจะแบ่งออกเป็น 3 แบบ ดังนี้

1. การทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิคงที่

รูปที่ 2.46 แสดงกราฟความเค้น – ความเครียดของลวดโลหะผสมจำรูปที่ได้จากการทดสอบแรงดึง พบว่าหลังจากช่วงยืดหยุ่นของวัสดุ ความเครียดของโลหะผสมจะเพิ่มขึ้นจนถึง 4.5 % โดยความเค้นคงที่เท่ากับ 147 MPa ซึ่งเกิดจากการจัดเรียงอะตอมใหม่ของเฟสมาร์เทนไซต์ หลังจากนั้นความเครียดจะค่อยๆ เพิ่มขึ้นจนกระทั่งถึง 8 %

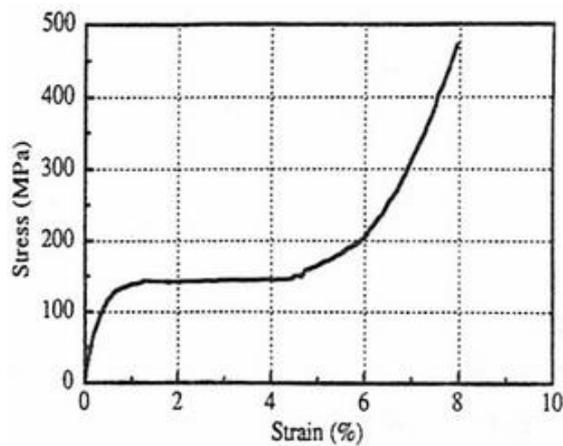
รูปที่ 2.47 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนการเปลี่ยนความต้านทานทางไฟฟ้าและความเครียด พบว่าเมื่อความเครียดเพิ่มขึ้นสัดส่วนการเปลี่ยนความต้านทานทางไฟฟ้าก็เพิ่มขึ้นเช่นกันซึ่งมีความสัมพันธ์กันในลักษณะเชิงเส้น แต่อาจจะมียุคในช่วงของความเครียดเท่ากับ 4.5 % กระจายไปบ้างเนื่องจากอิทธิพลของการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างภายใน

โดยปกติแล้ว Gauge factor จะสามารถหาได้จากสัดส่วนการเพิ่มขึ้นของความต้านทานทางไฟฟ้าเทียบกับความเครียด ซึ่งค่านี้จะเป็นตัวบ่งบอกความไวในการตรวจจับความเครียดที่เกิดขึ้น จากรูปที่ 2.47 พบว่า gauge factor ของโลหะผสมจำรูปจะมีค่าประมาณ 3.42 – 8 % ซึ่งจะสูงกว่าโลหะทั่วไปที่มีค่า gauge factor แค่ 2 % เท่านั้น และสามารถหาสมการการประมาณค่าความเครียดที่เกิดขึ้นจากการได้รับแรงดึงได้จากรูปที่ 2.47 ได้ดังนี้

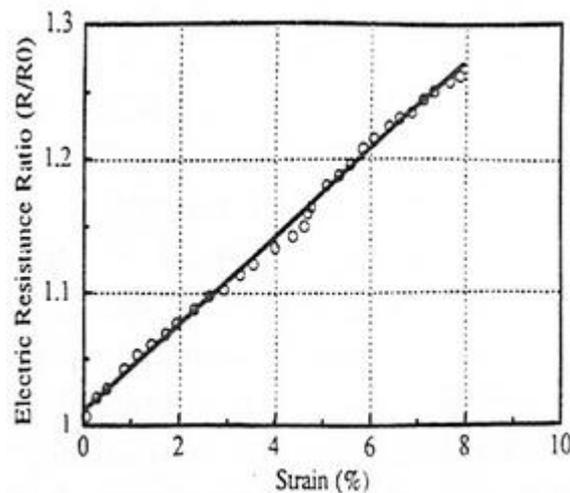
$$\varepsilon (\%) = 30.3X - 30.62 \quad (\text{eq. 1})$$

ε คือ ความเครียดที่เกิดขึ้น (%)

X คือ สัดส่วนค่าความต้านทานทางไฟฟ้า



รูปที่ 2.46 กราฟความเค้น – ความเครียดของลวดโลหะผสมจำรูป



รูปที่ 2.47 สัดส่วนการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่ความเครียดต่างๆ

2. การทดสอบแรงดึงแบบความเค้นสลับ

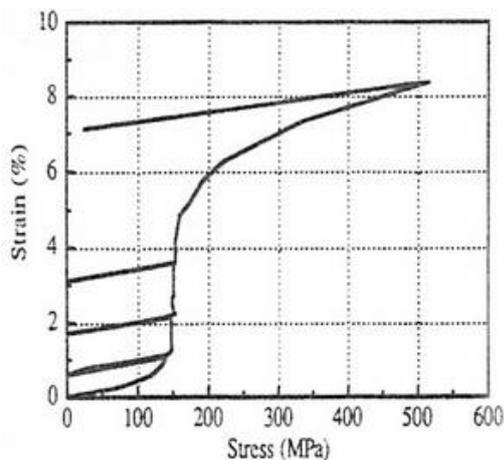
ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น – ความเครียดและความเค้นกับค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่ได้จากการทดสอบแรงดึงแบบความเค้นสลับแสดงในรูปที่ 2.48 และ 2.49 พบว่าลักษณะความสัมพันธ์ของทั้งสองมีรูปร่างคล้ายคลึงกัน เมื่อปล่อยภาระโหลดออกที่บริเวณการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าและความเครียดจะไม่กลับมายังค่าเริ่มต้นซึ่งเห็นได้ชัดที่ตำแหน่งที่มีความเครียดสูงสุด

เมื่อทำการปล่อยภาระโหลดออก ความเครียดจะคืนกลับประมาณ 0.4 – 0.5 % ในขณะที่ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าจะคืนกลับประมาณ 1.0 – 1.2 % เนื่องจากการเปลี่ยนแปลงของความเครียดจะเกิดขึ้นเพียงเล็กน้อยซึ่งเป็นผลมาจากการคืนกลับของความเครียดในช่วงยืดหยุ่น (Elastic recovery strain) ส่วนค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่คืนกลับเพียง 1.0 – 1.2 % นั้นเกิดจากเฟสมาร์เทนไซต์ยังไม่ได้เกิดการเปลี่ยนเฟสย้อนกลับ ไปเป็นเฟสออสเทนไนต์ที่สมบูรณ์ ดังนั้นหากเราทราบถึงความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดและค่าความต้านทานทางไฟฟ้าก่อนที่จะได้รับการแบบความเค้นสลับ จะทำให้สามารถคาดคะเนความเครียดสูงสุดที่จะเกิดในโครงสร้างทางวิศวกรรมที่เราสนใจได้ ดังนั้นจะได้สมการประมาณค่าความเครียดที่เกิดขึ้นจากการได้รับแรงดึงแบบความเค้นสลับได้ดังสมการที่ 2 ซึ่งรวมผลของค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่ตกค้างด้วย

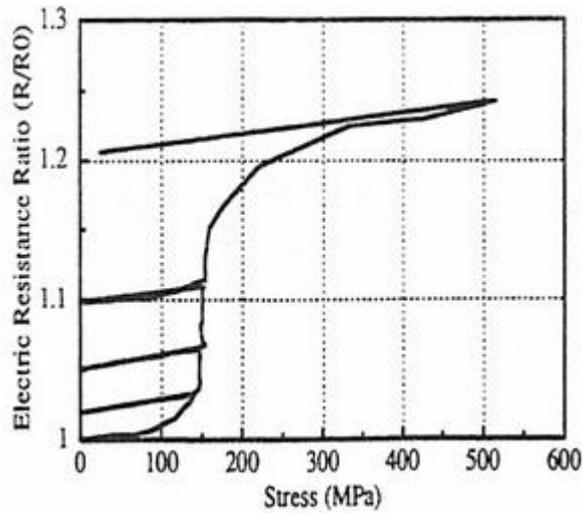
$$\mathcal{E} (\%) = 30.3(X + 0.012) - 30.62 \quad (\text{eq. 2})$$

\mathcal{E} คือ ความเครียดที่เกิดขึ้น (%)

X คือ สัดส่วนค่าความต้านทานทางไฟฟ้า



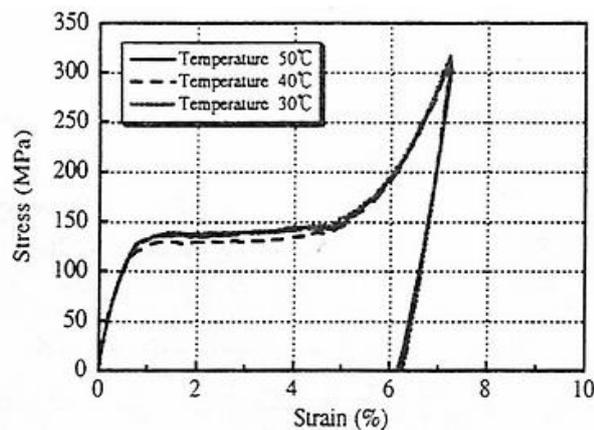
รูปที่ 2.48 กราฟความเค้น – ความเครียดของสวดโลหะผสมจำรูปภายใต้การทดสอบแรงดึงแบบความเค้นสลับ



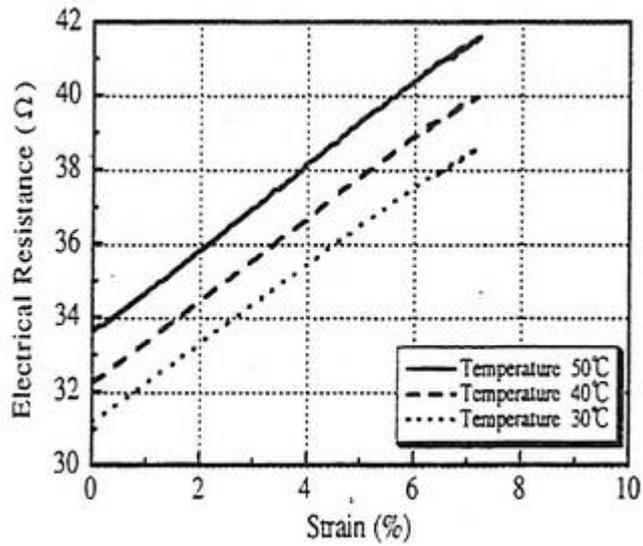
รูปที่ 2.49 ความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้าและความเค้นของลวดโลหะผสมจำรูปภายใต้การทดสอบแรงดึงแบบความเค้นสลับ

3. การทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิต่างๆ

กราฟความเค้น – ความเครียดของลวดโลหะผสมจำรูปที่อุณหภูมิต่างๆ กราฟค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่อุณหภูมิต่างๆ และกราฟสัดส่วนการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่อุณหภูมิต่างๆ ถูกแสดงในรูปที่ 2.50, 2.51 และ 2.52 ตามลำดับ จากรูปที่ 2.50 พบว่าค่าความต้านทานทางไฟฟ้าเพิ่มขึ้นเมื่อความเครียดเพิ่มขึ้นในลักษณะเชิงเส้นในทุกๆ อุณหภูมิ โดยที่อุณหภูมิทดสอบสูงขึ้นจะทำให้ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าสูงขึ้นเช่นกันเนื่องจากที่อุณหภูมิสูงขึ้นทำให้โลหะผสมมีโครงสร้างเป็นเฟส ออสเทนไนต์มากขึ้นซึ่งเฟสออสเทนไนต์มีค่าความต้านทานทางไฟฟ้าสูงกว่าเฟสมาร์เทนไซต์ทำให้ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าสูงขึ้น และจากรูปที่ 2.51 พบว่าสัดส่วนการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้าเพิ่มขึ้นเมื่อความเครียดเพิ่มขึ้นเท่ากันในทุกๆ อุณหภูมิ

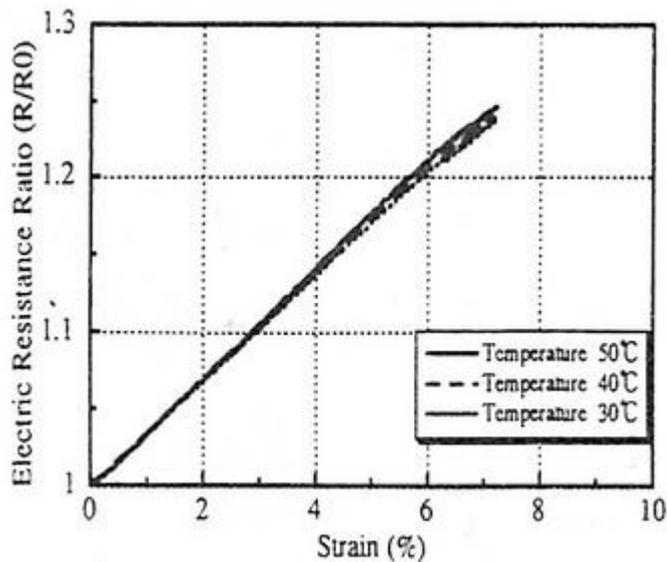


รูปที่ 2.50 กราฟความเค้น – ความเครียดของลวดโลหะผสมจำรูปที่อุณหภูมิต่างๆ

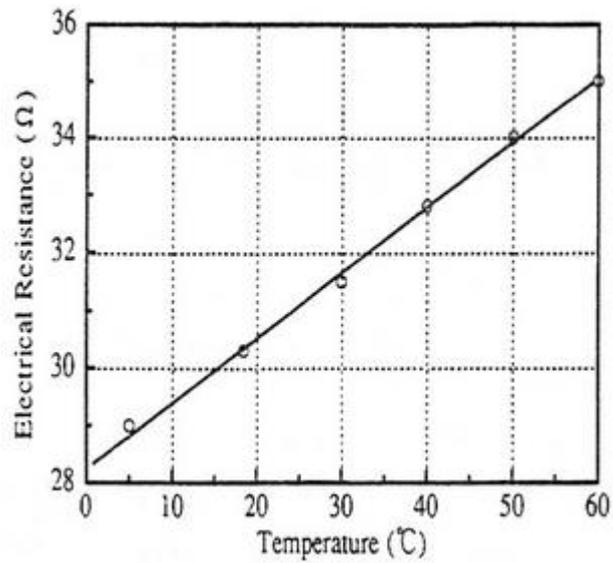


รูปที่ 2.51 กราฟค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่อุณหภูมิต่างๆ

รูปที่ 2.53 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่อุณหภูมิต่างๆ พบว่าอุณหภูมิทดสอบสูงขึ้นจะทำให้ค่าต้านทานทางไฟฟ้าสูงขึ้นเนื่องจากที่อุณหภูมิสูงขึ้นทำให้โลหะผสมมีโครงสร้างเป็นเฟสออสเทนไนต์มากขึ้นซึ่งเฟสออสเทนไนต์มีค่าความต้านทานทางไฟฟ้าสูงกว่าเฟสมาร์เทนไซต์อีกทั้งอิเล็กตรอนอิสระจะเคลื่อนที่ง่ายขึ้นซึ่งเป็นผลมาจาก thermal activated ทำให้ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าสูงขึ้น



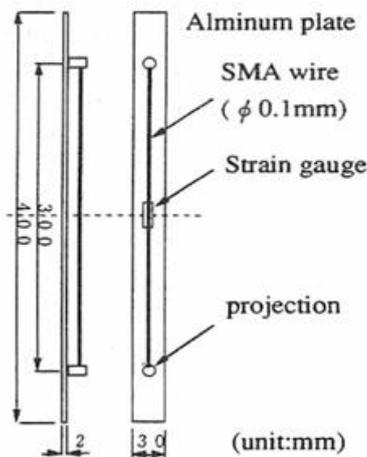
รูปที่ 2.52 กราฟสัดส่วนการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่อุณหภูมิต่างๆ



รูปที่ 2.53 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่อุณหภูมิต่างๆ

การคาดคะเนความเครียดที่เกิดขึ้นส่วนของโครงสร้างโดยใช้โลหะผสมจำรูป

โดยชิ้นงานทดสอบจะใช้ลวดโลหะผสมจำรูปติดกับแผ่นอลูมิเนียมซึ่งสมมติว่าติดอยู่กับโครงสร้างทางวิศวกรรม ดังรูปที่ 2.54

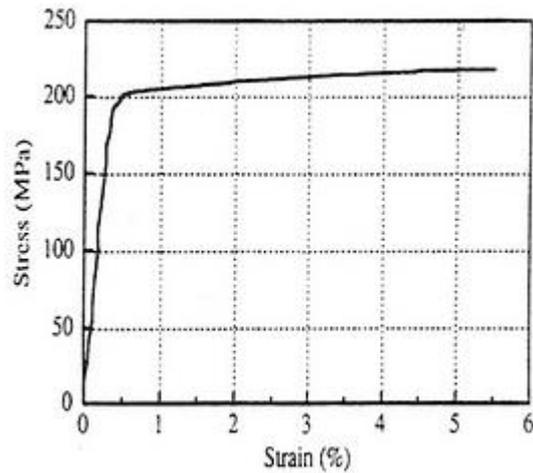


รูปที่ 2.54 ชิ้นงานทดสอบ

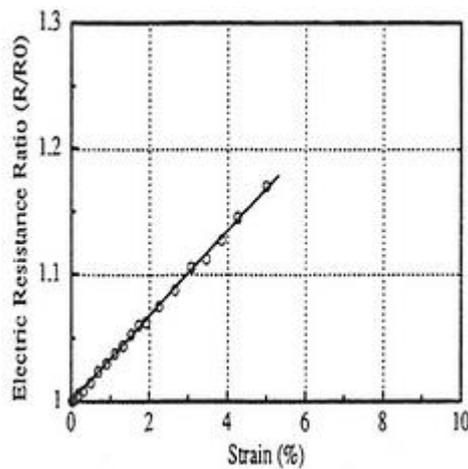
1. ทดสอบภายใต้เงื่อนไขการทดสอบแรงดึง

รูปที่ 2.55 แสดงกราฟความเค้น – ความเครียดของแผ่นอลูมิเนียมที่มีลวดโลหะผสมจำรูปติดอยู่ พบว่า อลูมิเนียมมีค่า yield stress เท่ากับ 200 MPa ส่วนรูปที่ 2.56 แสดงกราฟสัดส่วนการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้าเทียบกับความเครียดของลวดโลหะผสมจำรูปที่ติดอยู่กับแผ่นอลูมิเนียมพบว่า

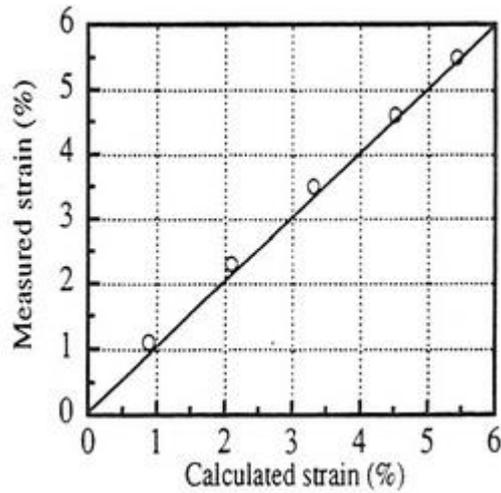
สัดส่วนการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้ามีความสัมพันธ์กับความเครียดที่เกิดบนแผ่นอลูมิเนียมแบบเชิงเส้น และรูปที่ 2.57 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดที่วัดได้จากแผ่นอลูมิเนียมกับความเครียดที่ได้จากการคำนวณจากสมการที่ 1 พบว่ามีค่าใกล้เคียงกันมากจนสามารถสรุปได้ว่าลวดโลหะผสมจํารูปสามารถนำมาประยุกต์ใช้เป็นอุปกรณ์ตรวจจับความเครียดภายใต้ภาระแรงดึงได้



รูปที่ 2.55 กราฟความเค้น – ความเครียดของแผ่นอลูมิเนียม



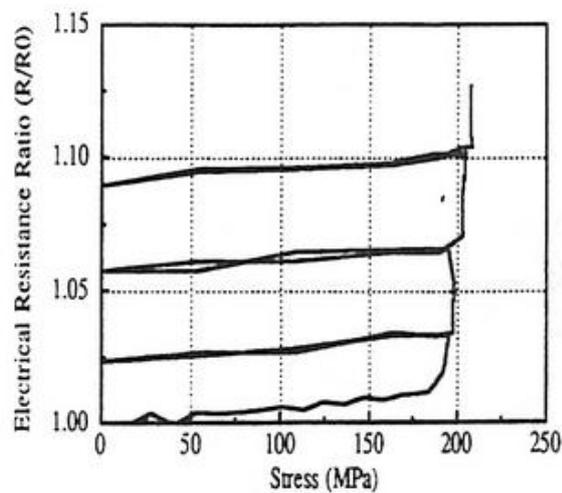
รูปที่ 2.56 กราฟสัดส่วนการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้ากับความเครียดของลวดโลหะผสมจํารูปที่ติดอยู่กับแผ่นอลูมิเนียม



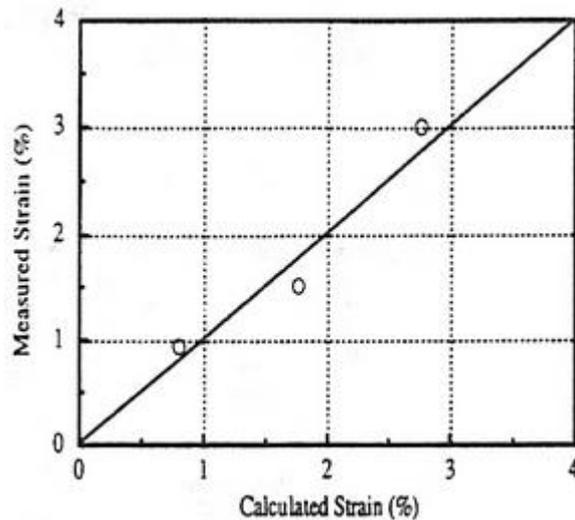
รูปที่ 2.57 ความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดที่วัดได้จากแผ่นอลูมิเนียมกับความเครียดที่ได้จากการคำนวณจากสมการที่ 1

2. ทดสอบภายใต้เงื่อนไขการทดสอบแรงดึงที่ได้รับความสะดวกสบาย

รูปที่ 2.58 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้าเทียบและความเค้นภายใต้การรับภาระแบบความเค้นสลับ พบว่าค่าความต้านทานทางไฟฟ้าไม่สามารถกลับมาที่ยังค่าเริ่มต้นได้ในขณะที่ไม่มีภาระไหล ดังนั้นเพื่อที่จะยืนยันความแม่นยำของการวัดความเครียดที่เกิดขึ้นในแผ่นอลูมิเนียมจำเป็นต้องเปรียบเทียบค่าความเครียดที่วัดได้กับค่าความเครียดที่ได้จากสมการที่ 2 ดังรูปที่ 2.59 ซึ่งพบว่าความเครียดที่เกิดขึ้นบนแผ่นอลูมิเนียมสามารถคาดคะเนได้จากค่าความต้านทานทางไฟฟ้าของลวดโลหะผสมจํารูป



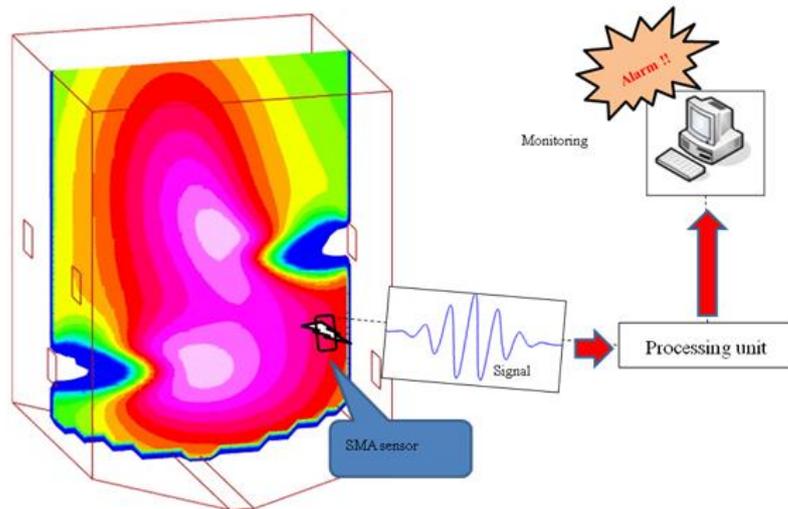
รูปที่ 2.58 ความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้าและความเค้นของแผ่นอลูมิเนียมภายใต้การรับภาระแบบความเค้นสลับ



รูปที่ 2.59 ความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดที่วัดได้จากแผ่นอลูมิเนียมกับความเครียดที่ได้จากการคำนวณมาจากสมการที่ 2

2.11 สมมติฐานที่ใช้ในงานวิจัย (Hypothesis)

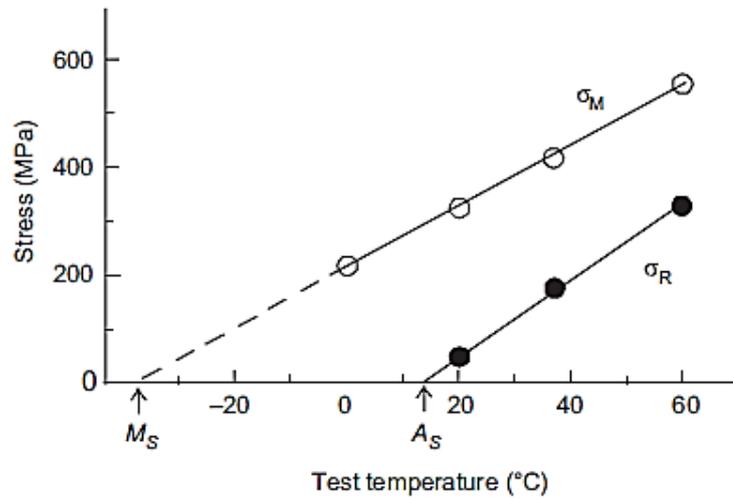
การใช้โลหะผสมจำรูปมาประยุกต์เป็นเซ็นเซอร์นั้นจะสามารถแบ่งประเภทของเซ็นเซอร์ที่โลหะผสมจำรูปทำได้คือ เซ็นเซอร์ตรวจจับอุณหภูมิ และเซ็นเซอร์ตรวจจับแรง โดยกรณีหลังนั้น เราสามารถนำมาประยุกต์เข้ากับการตรวจจับรอยร้าวของผนังได้ โดยเฉพาะอย่างยิ่งบริเวณที่ไม่สามารถหาอุปกรณ์ตรวจจับแรงแบบทั่วๆ ไปจับได้ เนื่องจากมีอุณหภูมิสูงเกินความสามารถในการใช้งานของอุปกรณ์นั้นๆ ซึ่งหลักการที่ใช้ก็คือการเพิ่มส่วนผสมของธาตุบางชนิดลงในโลหะผสมจำรูป Ti - Ni เพื่อเพิ่มอุณหภูมิการทำงาน หรืออุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส (Transformation temperature) ให้สูงขึ้น จนกระทั่งสามารถทำงานที่อุณหภูมิใกล้เคียง 1,000 องศาเซลเซียสหรืออุณหภูมิตามที่เราต้องการได้ โลหะผสมจำรูปที่มีโครงสร้างภายในเป็น Parent phase หรือ Austenite ที่สมบูรณ์จะแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด (Superelastic property) เมื่อเกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของโลหะผสมจำรูปจากการที่ได้รับแรงภายนอก เช่น ความเค้นและรอยแตก (Crack deformation) เป็นต้น จะทำให้โครงสร้างภายในจะเปลี่ยนแปลงไปเป็น Martensite โดยการเปลี่ยนรูปจะอยู่ภายใต้อิทธิพลของความเค้น (Stress Induced Martensite, SIM) ซึ่งจะเกิดการจัดเรียงตัวของอะตอมภายในทำให้เกิดปฏิกิริยาคายพลังงานและดูดพลังงาน และทำให้ mean path of electron เปลี่ยนแปลงส่งผลให้ความต้านทานทางไฟฟ้าของโลหะผสมจำรูปจะเปลี่ยนไป [2] จากปรากฏการณ์นี้ ถ้าเรานำเอาสัญญาณที่เกิดขึ้นนี้มาใช้ประโยชน์เพื่อประกอบเข้ากับระบบการเตือนความเสียหายก่อนที่จะเกิดความเสียหายระดับสูงได้ ก็จะสามารถสร้างเซ็นเซอร์ตรวจจับรอยร้าวจากความร้อน หรือตรวจจับความผิดปกติของผนังโครงสร้างได้ ตัวอย่างแนวคิดในการออกแบบได้แสดงไว้ในรูปที่ 2.60



รูปที่ 2.60 ตัวอย่างการออกแบบระบบตรวจจับรอยร้าวโดยใช้โลหะผสมจำรูป

จากที่กล่าวมานั้น จึงเป็นที่มาของความน่าจะเป็นที่จะนำโลหะผสมจำรูปมาใช้ในการตรวจจับการเกิดรอยร้าวของผนังเตาปฏิกรณ์ในโรงไฟฟ้านิวเคลียร์ หรือรอยร้าวที่เกิดขึ้นในท่อส่งความร้อนต่างๆ ที่เซ็นเซอร์ปกติเข้าไปทำงานไม่ได้ แต่อย่างไรก็ตาม เป็นที่ทราบกันดีว่า เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นนั้น การเกิดคืบ (creep) ของโลหะนั้นสามารถเกิดได้ง่ายขึ้น ซึ่งจะเป็นผลต่อสมบัติการจำรูปของโลหะผสมจำรูป ทำให้อาจไม่สามารถนำเอามาใช้ประยุกต์ในงานดังกล่าวข้างต้นได้ จึงจำเป็นที่จะต้องสร้างโลหะผสมจำรูปที่มีอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสสูง และสามารถทำงานได้โดยผลของการเกิด Creep ต้องไม่ส่งผลกระทบต่อสมบัติของโลหะผสมจำรูปนั้นด้วย การป้องกันปัญหาดังกล่าวนั้นทำได้โดย การเติมธาตุโลหะหนักเข้าไปเพิ่ม หรือการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของวัสดุ ซึ่งเทคโนโลยีที่ใช้นั้นจะเป็นเทคโนโลยีวัสดุและโลหะการ อีกประการหนึ่งที่สำคัญมากคือความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นที่เหนียวนำไปเกิดเฟสมาร์เทนไซต์ (Stress Induced Martensite, σ_M) กับอุณหภูมิการทดสอบ เนื่องจาก σ_M จะแปรผันโดยตรงกับอุณหภูมิการทดสอบ กล่าวคือ โลหะผสมจำรูปที่จะแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดต้องมีโครงสร้างภายในเป็นเฟสออสเทนไนต์ซึ่งอุณหภูมิการทดสอบหรืออุณหภูมิการใช้งานต้องสูงกว่า A_f temperature เล็กน้อย จากนั้น เมื่อโลหะผสมจำรูปได้รับแรงหรือความเค้นภายนอกที่มีขนาดเท่ากับ σ_M จะส่งผลให้โครงสร้างภายในเปลี่ยนจากเฟสออสเทนไนต์ไปเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ ส่งผลให้ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าของโลหะผสมจำรูปเปลี่ยนแปลงไปดังที่ได้กล่าวมาข้างต้น แต่ถ้าอุณหภูมิการทดสอบเพิ่มสูงขึ้นจะส่งผลให้ σ_M สูงขึ้นเช่นกันดังรูปที่ 2.61 เมื่อ σ_M สูงขึ้นทำให้แรงภายนอก เช่น ความเค้นและรอยแยก (Crack deformation) ที่จะทำให้เกิดการเปลี่ยนโครงสร้างภายในสูงขึ้น ส่งผลให้ความละเอียดของเซ็นเซอร์ลดต่ำลง ดังนั้นต้องกำหนดให้อุณหภูมิการทดสอบให้สูง

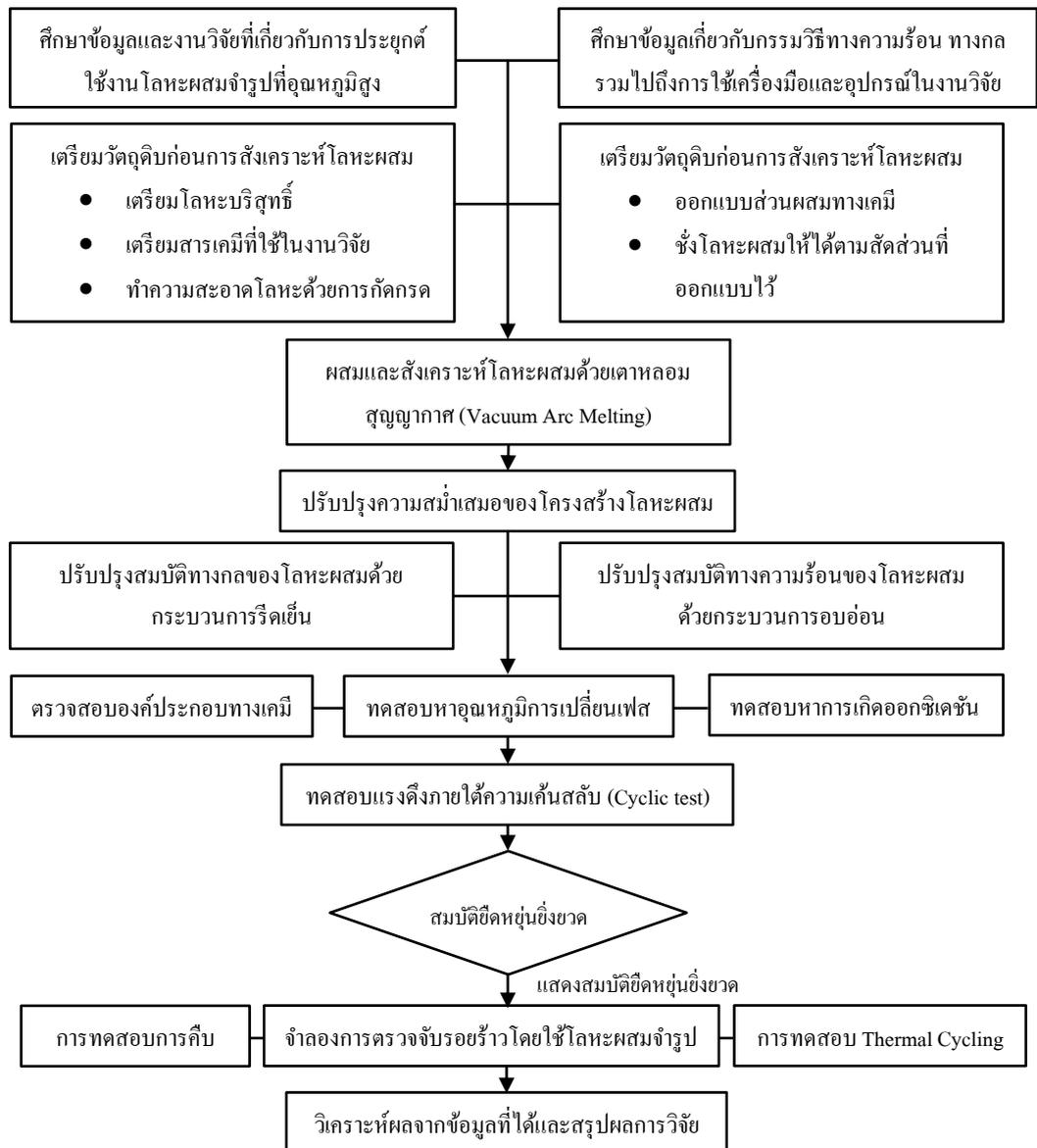
กว่า A_f temperature เล็กน้อยเพื่อที่จะได้ σ_M ที่มีค่าต่ำที่สุด นอกจากนั้น ถ้าได้ผลสำเร็จในการใช้งานแล้ว ยังสามารถนำความรู้ด้านระบบควบคุมเข้ามาช่วย เพื่อให้เกิดระบบเตือนการรั่วหรือการเกิดรอยแตกล่วงหน้าได้อย่างสะดวกและมีประสิทธิภาพมากขึ้น



รูปที่ 2.61 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิทดสอบและความเค้นที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ [7]

บทที่ 3 การดำเนินงานวิจัย

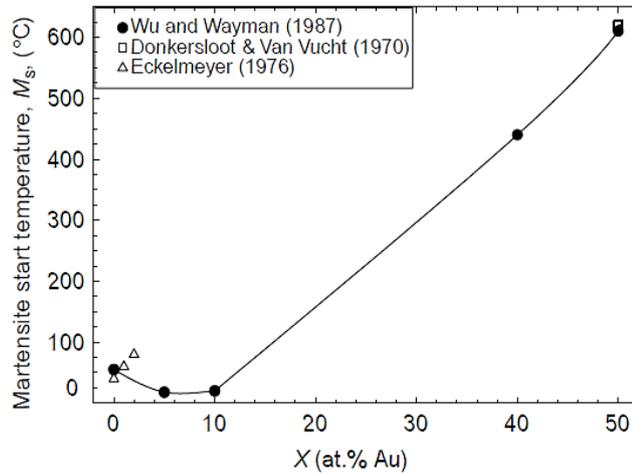
งานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อสังเคราะห์และพัฒนาโลหะผสมจำรูปกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูงที่มีสมบัติความยืดหยุ่นยิ่งยวด และทดสอบสมบัติทางกล ทางกลความร้อน รวมทั้งการเพิ่มสมบัติการต้านทานการเกิดคาร์บิ ที่อุณหภูมิสูงของวัสดุ และศึกษาความน่าจะเป็นที่จะนำมาใช้เป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติที่มีอุณหภูมิสูง เพื่อให้บรรลุเป้าหมายตามจุดประสงค์และขอบเขตของงานวิจัยนี้จำเป็นต้องทำการศึกษา เก็บข้อมูล และทำการทดลองเพื่อนำข้อมูลมาสรุปผลงานวิจัย โดยมีขั้นตอนในการดำเนินงานวิจัย ดังรูปที่ 3.1



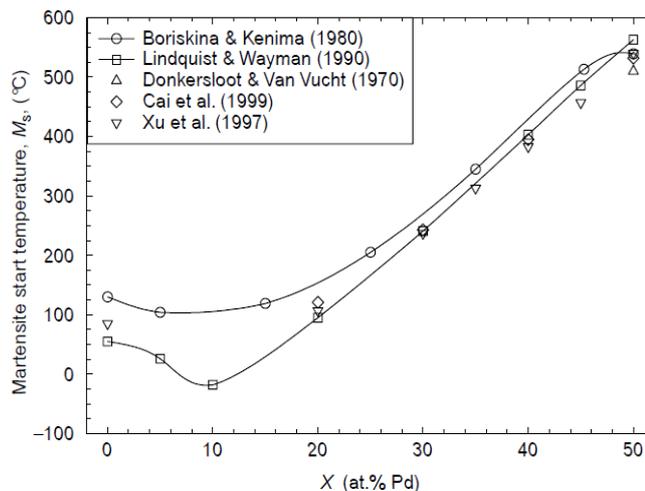
รูปที่ 3.1 แผนผังขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

3.1 ขั้นตอนการดำเนินการวิจัย (Research Methodology)

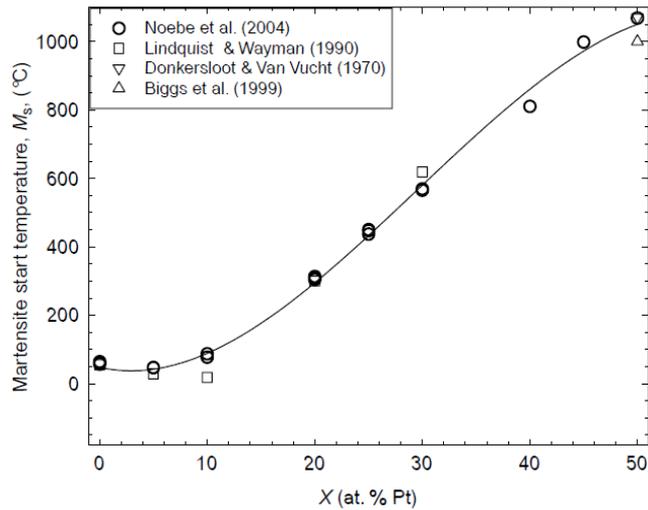
เนื่องจากการสร้างโลหะผสมไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูงที่มีสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด จำเป็นอย่างยิ่งที่ต้องทำให้โครงสร้างหลักเป็นเฟสแม่ (Parent phase) ก่อน โดยมีลำดับการสร้างที่สำคัญ 3 ขั้นตอนได้แก่ 1. การเลือกส่วนผสมทางเคมี 2. กระบวนการรีดเย็น และ 3. กรรมวิธีทางความร้อน โดยลำดับการเป็นดังนี้



รูปที่ 3.2 อุณหภูมิที่เริ่มต้นการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์, M_s เทียบกับปริมาณร้อยละ โดยอะตอมของ Au ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{50-X}Au_X$ (at %) [4]



รูปที่ 3.3 อุณหภูมิที่เริ่มต้นการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์, M_s เทียบกับปริมาณร้อยละ โดยอะตอมของ Pd ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{50-X}Pd_X$ (at %) [4]



รูปที่ 3.4 อุณหภูมิที่เริ่มต้นการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์, M_s เทียบกับปริมาณร้อยละโดยอะตอมของ Pt ของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{50-x}Pt_x$ (at %) [4]

1. การเลือกส่วนผสมทางเคมี

ส่วนผสมทางเคมีนับเป็นสิ่งที่สำคัญอย่างมากในกระบวนการสร้างโลหะผสมไทเทเนียม – นิกเกิล ชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูงที่แสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดเนื่องจากส่วนผสมทางเคมีที่เปลี่ยนไปจะส่งผลต่ออุณหภูมิการเกิดสมบัติดังกล่าวจากที่ได้อธิบายข้างต้นในทฤษฎี สมบัติดังกล่าวเกิดขึ้นจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้าง (Phase transformation) โดยใช้แรงเป็นตัวกระตุ้น ดังนั้นอุณหภูมิการเปลี่ยนโครงสร้าง (Martensitic start transformation temperature, M_s temperature) จึงเป็นสิ่งที่สำคัญอย่างมาก การเลือกส่วนผสมให้ได้ M_s temperature ใกล้เคียงกับอุณหภูมิใช้งาน จึงจำเป็นอย่างมากในงานวิจัยนี้ โดยการเลือกส่วนผสมทางเคมีในงานวิจัยนี้ทำได้โดยเลือกใช้ส่วนผสมทางเคมีที่มี M_s temperature ใกล้เคียงหรือต่ำกว่าอุณหภูมิใช้งานเล็กน้อยเพื่อจะได้ไม่ต้องใช้แรงในการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างมาก โดยเลือกจากกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง M_s temperature กับปริมาณร้อยละโดยอะตอมของทอง ในโลหะผสม ไทเทเนียม – นิกเกิล – ทอง กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง M_s temperature กับปริมาณร้อยละโดยอะตอมของแพลทินัม ในโลหะผสม ไทเทเนียม – นิกเกิล – พาลาเดียม และกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง M_s temperature กับปริมาณร้อยละโดยอะตอมของเซอร์โคเนียม ในโลหะผสม ไทเทเนียม – นิกเกิล – แพลทินัม โดยส่วนผสมที่ถูกเลือกจะแสดงในตารางที่ 3.1 ดังต่อไปนี้

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง และอุณหภูมิ M_s ที่คาดหวัง

โลหะผสม (at %)	Nominal M_s temperature (°C)
Ti ₅₀ Ni ₂₆ Au ₂₄	220
Ti ₅₀ Ni ₁₅ Au ₃₅	380
Ti ₅₀ Ni ₂₀ Pd ₃₀	250
Ti ₅₀ Ni ₁₂ Pd ₃₈	380
Ti ₅₀ Ni ₂₈ Pt ₂₂	350
Ti ₅₀ Ni ₂₃ Pt ₂₇	550

2. กระบวนการรีดเย็น

เนื่องจากการสร้างโลหะผสมไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง ที่แสดงสมบัติยืดหยุ่น ยิ่งขาดจำเป็นอย่างยิ่งที่วัสดุต้องผ่านกระบวนการรีดเย็นเพื่อเพิ่มความเค้นภายใน (Internal Stress) ที่ใช้ในการกระตุ้นการเปลี่ยนโครงสร้าง อีกทั้งกระบวนการรีดเย็นยังสามารถเพิ่มความแข็งแรง (Critical stress for slip) ให้กับโครงสร้างหลักจากการเพิ่มความแข็งแรงจากการเพิ่มความเครียด (Strain hardening) อย่างไรก็ตามการรีดที่สัดส่วนการรีดเย็นมากเกินไปจะทำให้ความสามารถในการยืดของวัสดุลดลง ดังนั้นสัดส่วนการรีดที่เหมาะสมจึงจำเป็นอย่างยิ่งในงานวิจัยนี้ โดยเลือกช่วงอัตราส่วนการรีดเย็นในช่วง 0 – 20 % [21]

3. กรรมวิธีทางความร้อน

ในงานวิจัยนี้มีกรรมวิธีทางความร้อน 2 วิธีได้แก่

1. Homogenization treatment

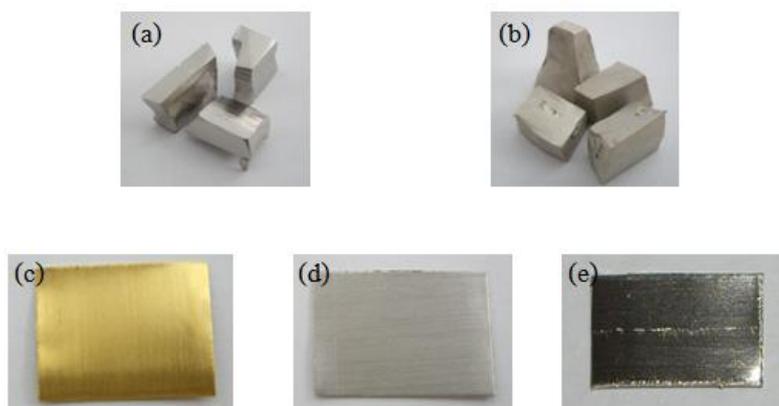
เป็นกรรมวิธีทางความร้อนที่ใช้สำหรับปรับความสม่ำเสมอของโครงสร้างของวัสดุ โดยเพิ่มอุณหภูมิวัสดุให้เป็นเฟสตามต้องการตามแผนภูมิเฟส จากนั้นคงสภาวะอุณหภูมิไว้จนโครงสร้างวัสดุเป็นโครงสร้างตามที่ต้องการแบบทั่วทั้งชิ้นงาน จากนั้นลดอุณหภูมิจนถึงอุณหภูมิห้องโดยอัตราการเย็นตัวที่เหมาะสมกับโครงสร้างนั้นๆ ในงานวิจัยนี้ต้องการให้โครงสร้างหลักของโลหะผสมไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูงเป็นเฟสแม่ (Parent phase) ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงใช้อุณหภูมิในการอบชิ้นงาน 1,200 °C เป็นเวลา 3 ชั่วโมง สำหรับโลหะ Ti – Ni – Pd ส่วนโลหะผสมผสม Ti – Ni – Pt และ Ti – Ni – Au ใช้อุณหภูมิในการอบ 900 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง จากนั้นทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วโดยน้ำผสมน้ำแข็ง

2. Annealing heat treatment

หลังจากกระบวนการรีดเย็น โลหะจะมีความเค้นตกค้างและ dislocation เนื่องจากการเปลี่ยนรูปแบบถาวร จึงทำให้วัสดุมีความสามารถในการยึดลดลงจากการขัดขวางการเคลื่อนที่ของโครงสร้างภายใน โดย dislocation เพื่อที่จะให้โครงสร้างมีความสามารถในการยึดเพิ่มขึ้นปริมาณ dislocation และความเค้นตกค้างจึงเป็นสิ่งที่จำเป็นอย่างมาก ในงานวิจัยนี้ใช้อุณหภูมิในการ annealing ที่ 800°C นาน 1 ชั่วโมง [21] สำหรับโลหะ Ti – Ni – Pt และ 400 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง [23] สำหรับโลหะ Ti – Ni – Pd เนื่องจากอุณหภูมิดังกล่าวเป็นอุณหภูมิที่วัสดุสามารถจัดเรียงโครงสร้างใหม่ (*Recrystallization temperature*) ได้และเวลาดังกล่าวเป็นเวลาที่มีงานวิจัยยืนยันว่าเป็นเวลาที่โครงสร้างมีความเค้นตกค้างและ dislocation ที่เหมาะสำหรับการเกิดสมบัติยึดหยุ่นที่ยาว

3.1.1 การเตรียมโลหะบริสุทธิ์ก่อนการหลอมโลหะ

โลหะที่นำมาใช้ในงานวิจัยมีดังนี้ นิกเกิล (Ni) ความบริสุทธิ์ 99.9%, ไทเทเนียม (Ti) ความบริสุทธิ์ 99.2%, แพลทินัม (Pt) ความบริสุทธิ์ 99.95%, ทอง (Au) ความบริสุทธิ์ 99.99% และ พาลาเดียม (Pd) ความบริสุทธิ์ 99.93% ทำความสะอาดผิว กำจัดออกไซด์และสิ่งสกปรกโดยการกัดกรด (Chemical etching) ที่มีส่วนผสมระหว่าง น้ำ (H₂O): กรดไนตริก (HNO₃): กรดไฮโดรฟลูออริก (HF) ด้วยอัตราส่วน 5:4:1 โดยปริมาตร ตามลำดับ แล้วนำโลหะที่กัดกรดเสร็จแล้วมาทำความสะอาดด้วยวิธีอัลตราโซนิค (Ultrasonic Water bath) โดยใช้อะซิโตน (Acetone, CH₃COCH₃) เมทานอล (Methanol, CH₃OH) และน้ำกลั่น (Distilled Water) ตามลำดับ จากนั้นเป่าให้แห้งแล้วเก็บในถุงซิปป่าให้เรียบร้อย จากนั้นทำการชั่งโลหะบริสุทธิ์ที่ทำความสะอาดแล้วเพื่อให้ได้ส่วนผสมตามที่ต้องการ (Nominal Composition) ซึ่งมีความละเอียดในการชั่ง 0.001 กรัม โดยน้ำหนักของโลหะผสมก่อนหลอมถูกแสดงในตารางที่ 3.2



รูปที่ 3.5 โลหะบริสุทธิ์ที่ใช้ในงานวิจัย (a) โลหะไทเทเนียม (b) โลหะนิกเกิล (c) โลหะทองคำ (d) โลหะพาลาเดียม (e) โลหะแพลทินัม

จากนั้นทำการชั่งโลหะบริสุทธิ์ที่ทำความสะอาดแล้วเพื่อให้ได้ส่วนผสมตามที่ต้องการ (Nominal Composition) ซึ่งมีความละเอียดในการชั่ง 0.001 กรัม โดยน้ำหนักของโลหะผสมก่อนหลอมถูกแสดงในตารางที่ 3.2

3.1.2 การหลอมโลหะผสมกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง

นำโลหะผสมที่ได้ชั่งเตรียมไว้ตามส่วนผสมที่ต้องการ (Nominal Composition) โดยอินกอตแต่ละก้อนมีน้ำหนักประมาณ 15 กรัม มาทำการหลอมภายใต้บรรยากาศอาร์กอนโดยใช้เทคนิค Vacuum Arc Melting โดยอินกอตแต่ละก้อนต้องทำการหลอมซ้ำอย่างน้อย 5 ครั้ง เพื่อให้แน่ใจว่าโลหะผสมจะหลอมรวมเป็นเนื้อเดียวกัน เมื่อทำการหลอมเสร็จต้องนำอินกอตมาทำความสะอาดด้วยวิธีอัลตราโซนิก (Ultrasonic Water bath) โดยใช้อะซิโตน (Acetone, CH_3COCH_3) และน้ำกลั่น (Distilled Water) ตามลำดับ จากนั้นเป่าให้แห้ง แล้วชั่งน้ำหนักหลังกการหลอมอีกครั้ง ซึ่งน้ำหนักของอินกอตหลังกการหลอม แสดงในตารางที่ 3.3



รูปที่ 3.6 อินกอตที่ได้จากกระบวนการหลอม

ตารางที่ 3.2 น้ำหนักของโลหะผสมก่อนการหลอม

โลหะผสม (% at.)	น้ำหนัก (g.)			
	Ti	Ni	Pt	Total
Ti ₅₀ Ni ₂₃ Pt ₂₇	3.9847±0.0001	2.2464±0.0001	8.7628±0.0003	14.9939
Ti ₅₀ Ni ₂₈ Pt ₂₂	4.3397±0.0001	2.9788±0.0002	7.7763±0.0008	15.0948
	Ti	Ni	Au	Total
Ti ₅₀ Ni ₁₅ Au ₃₅	3.5538±0.0003	1.3068±0.0001	10.2287±0.0007	15.0893
Ti ₅₀ Ni ₂₆ Au ₂₄	4.1750±0.0001	2.6604±0.0001	8.2396±0.0004	15.075
	Ti	Ni	Pd	Total
Ti ₅₀ Ni ₁₂ Pd ₃₈	5.0126±0.0003	1.4745±0.0002	8.4632±0.0005	14.9502
Ti ₅₀ Ni ₂₀ Pd ₃₀	5.3507±0.0001	2.6230±0.0003	7.1318±0.0001	15.1055

ตารางที่ 3.3 น้ำหนักของโลหะผสมหลังการหลอม

โลหะผสม (at. %)	น้ำหนัก (g.)
Ti ₅₀ Ni ₂₃ Pt ₂₇	14.9939
Ti ₅₀ Ni ₂₈ Pt ₂₂	15.0946
Ti ₅₀ Ni ₁₅ Au ₃₅	15.0909
Ti ₅₀ Ni ₂₆ Au ₂₄	15.0767
Ti ₅₀ Ni ₁₂ Pd ₃₈	14.9877
Ti ₅₀ Ni ₂₀ Pd ₃₀	15.1092

3.1.3 กระบวนการ Homogenization Treatment

หลังจากที่หลอมโลหะผสมเสร็จเรียบร้อยแล้ว ต้องนำอินกอตมาผ่านกระบวนการ Homogenization Treatment เพื่อให้ชิ้นงานมีส่วนผสมเป็นเนื้อเดียวกัน (Homogenous) โดยนำอินกอตบรรจุในท่อ quartz ในสถานะสุญญากาศเพื่อหลีกเลี่ยงการสัมผัสกับออกซิเจน ดังแสดงในรูปที่ 3.7 ซึ่งใช้อุณหภูมิในการอบ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 3 ชั่วโมง สำหรับโลหะผสม TiNiPd และ โลหะผสม TiNiPt และ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง สำหรับโลหะผสม TiNiAu ภายใต้อากาศอาร์กอน แล้วทำการเย็นตัวในน้ำอย่างรวดเร็ว (Water quenching)



รูปที่ 3.7 ท่อ quartz ที่บรรจุอินกอตภายใต้สภาวะสุญญากาศ



รูปที่ 3.8 อินกอตหลังจากผ่านกระบวนการ Homogenization Treatment

3.2 การทดลองและการบันทึกผลการทดลอง

3.2.1 การตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมี

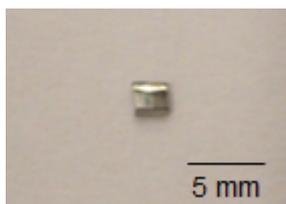
ตัดก้อนอินกอตให้เป็นลักษณะแผ่นหนา 1.2 มิลลิเมตร ด้วยเครื่อง EDM wire cutting แล้วตัดให้มีขนาด 3 x 3 มิลลิเมตร จากนั้นนำชิ้นงานไปหล่อให้ติดกับพลาสติก ดังรูปที่ 3.8 แล้วนำไปขัดด้วยกระดาษทรายน้ำ (Abrasive Water Proof) เบอร์ 240, 400, 600, 800, 1000, 1500 และ 2,000 จากนั้นขัดต่อด้วยผงอลูมินา (Alumina paste) ขนาด 1 และ 0.3 ไมโครเมตร ตามลำดับ เพื่อใช้สำหรับทดสอบหาองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสมโดยเครื่อง Electron Probe Micro Analyzer (EPMA) ในสถานะสุญญากาศที่มีระดับความดันสุญญากาศประมาณ 1.00×10^{-3} Pa หรือต่ำกว่า ซึ่งจะใช้การวิเคราะห์แบบจุด (Spot analysis) โดยแต่ละชิ้นงานจะทำการวิเคราะห์ทั้งหมด 9 จุด และทำการวิเคราะห์ทั้ง Quantitative analysis และ Qualitative analysis



รูปที่ 3.9 ชิ้นงานทดสอบหาองค์ประกอบทางเคมี

3.2.2 การทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงเฟสของโลหะผสม

เตรียมชิ้นงานทดสอบให้มีขนาด 2 x 2 มิลลิเมตร ดังรูปที่ 3.10 จากนั้นขัดชิ้นงานด้วยกระดาษทรายน้ำ (Abrasive Water Proof) เบอร์ 240, 400, 600, 800, 1000, 1500 และ 2,000 ตามลำดับ เสร็จแล้วมาทำความสะอาดด้วยวิธีอัลตราโซนิก (Ultrasonic Water bath) โดยใช้อะซิโตน (CH_3COCH_3) เมทานอล (CH_3OH) และน้ำกลั่น (Distilled Water) ตามลำดับ ระยะเวลาในการทำความสะอาดชิ้นงานครั้งละ 15 นาที จากนั้นเป่าให้แห้ง แล้วชั่งชิ้นงานทดสอบ โดยน้ำหนักของชิ้นงานทดสอบต้องอยู่ระหว่าง 3 – 10 มิลลิกรัม ใส่ชิ้นงานทดสอบลงใน Al – Pan ดังรูปที่ 3.11 แล้วทำการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนแปลงเฟสด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) โดยการทดสอบจะเพิ่มอุณหภูมิจาก 25 องศาเซลเซียส ถึง 600 องศาเซลเซียส แล้วลดอุณหภูมิจาก 600 องศาเซลเซียส ถึง 100 องศาเซลเซียส หลังจากนั้นเพิ่มอุณหภูมิอีกครั้งจาก 100 องศาเซลเซียส ถึง 600 องศาเซลเซียส ซึ่งใช้อัตราการเพิ่มและลดอุณหภูมิเท่ากับ 10 องศาเซลเซียสต่อนาที ภายใต้บรรยากาศไนโตรเจน



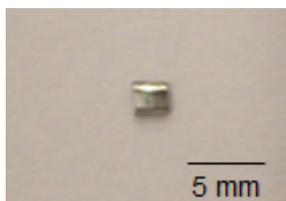
รูปที่ 3.10 ชิ้นงานสำหรับทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟส



รูปที่ 3.11 ถาดใส่ชิ้นงาน (Al – Pan) สำหรับทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟส

3.2.3 การทดสอบหาการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักเนื่องจากปฏิกิริยาออกซิเดชัน

เตรียมชิ้นงานทดสอบให้มีขนาด 1.5 x 1.5 มิลลิเมตร ดังรูปที่ 3.12 จากนั้นขัดชิ้นงานด้วยกระดาษทราย เบอร์ 240, 400, 600, 800, 1000, 1500 และ 2,000 ตามลำดับ เสร็จแล้วมาทำความสะอาดด้วยวิธีอัลตราโซนิค (Ultrasonic Water bath) โดยใช้อะซิโตน (Acetone, CH_3COCH_3) เมทานอล (Methanol, CH_3OH) และน้ำกลั่น (Distilled Water) ตามลำดับ ระยะเวลาในการทำทำความสะอาดชิ้นงานครั้งละ 15 นาที จากนั้นเป่าให้แห้ง จากนั้นใส่ชิ้นงานทดสอบลงใน Alumina – Pan แล้วทำการทดสอบออกซิเดชันด้วยเทคนิค Thermo gravimetric analysis (TGA) โดยใช้อุณหภูมิทดสอบเท่ากับ 600 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง ภายใต้บรรยากาศออกซิเจน เพื่อหาน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปของชิ้นงานทดสอบเนื่องจากความร้อนอันเป็นผลเนื่องมาจากปฏิกิริยาออกซิเดชัน เพื่อหาความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชัน ถ้าโลหะผสมมีความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชันต่ำ จะทำให้มีออกไซด์เกิดที่บริเวณผิวชิ้นงานมาก โดยออกไซด์เหล่านั้นจะทำหน้าที่ขัดขวางการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมทำให้โลหะผสมไม่แสดงสมบัติการจำรูปและสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดออกมา



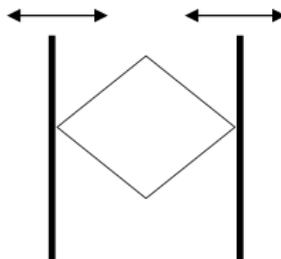
รูปที่ 3.12 ชิ้นงานทดสอบหาการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักเนื่องจากปฏิกิริยาออกซิเดชัน



รูปที่ 3.13 ถาดใส่ชิ้นงาน (Alumina – Pan) สำหรับทดสอบหาการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักอันเป็นผล
เนื่องมาจากปฏิกิริยาออกซิเดชัน

3.2.4 การทดสอบความแข็งจุดภาค

เตรียมชิ้นงานทดสอบให้ได้ผิวชิ้นงานมีลักษณะเป็นผิวกระจก (Mirror Surface) โดยขัดด้วยกระดาษ
ทรายน้ำ (Abrasive Water Proof) เบอร์ 150, 240, 400, 600, 800, 1000, 1500 และ 2000 ตามลำดับ
แล้วขัดต่อด้วยผงอลูมินา (Alumina paste) ขนาด 1 และ 0.3 ไมโครเมตร ตามลำดับ และนำชิ้นงานที่
ขัดเสร็จแล้วมาทำความสะอาดด้วยวิธีอัลตราโซนิก (Ultrasonic Water bath) โดยใช้อะซิโตน
(Acetone, CH_3COCH_3) เมทานอล (Methanol, CH_3OH) และน้ำกลั่น (Distilled Water) ตามลำดับ
ระยะเวลาในการทำทำความสะอาดชิ้นงานครั้งละ 15 นาที โดยลักษณะในการวัดจะใช้เทคนิค Micro
Vickers Hardness โดยใช้แรงกด 300 กรัมแรง เป็นเวลา 15 วินาที จากนั้นวัดรอยห้วกด ซึ่งแต่ละ
ชิ้นงานทดสอบจะทำการวิเคราะห์ทั้งหมด 6 จุด

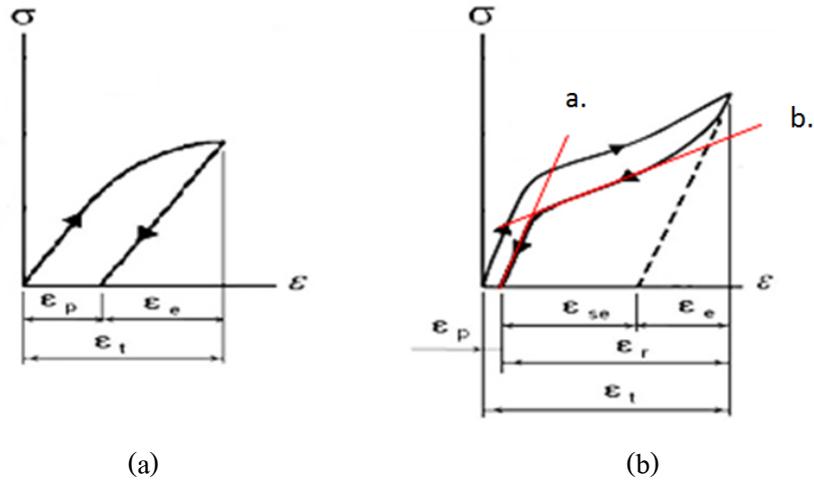


รูปที่ 3.14 ลักษณะการวัดรอยกด

3.2.5 การทดสอบแรงดึงภายใต้ความเค้นสลับ (Cyclic testing)

สมบัติ Pseudoelasticity สามารถอธิบายการเปลี่ยนแปลงความชันของเส้น ก. กับความชันของเส้น ข.
ดังแสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น – ความเครียดรูปที่ 3.15 แสดงให้เห็นการเกิดสมบัติยืดหยุ่น
ยิ่งยวด จากการเปลี่ยนความชันในขั้นตอนการดึง และเมื่อทำการปล่อยแรง unloading พบว่าโลหะ
ผสมสามารถกลับคืนสู่ตำแหน่งเดิม (ความเครียด (strain) = 0) จาก รูปที่ 3.15 จะเห็นได้ว่าสมบัตินี้จะ

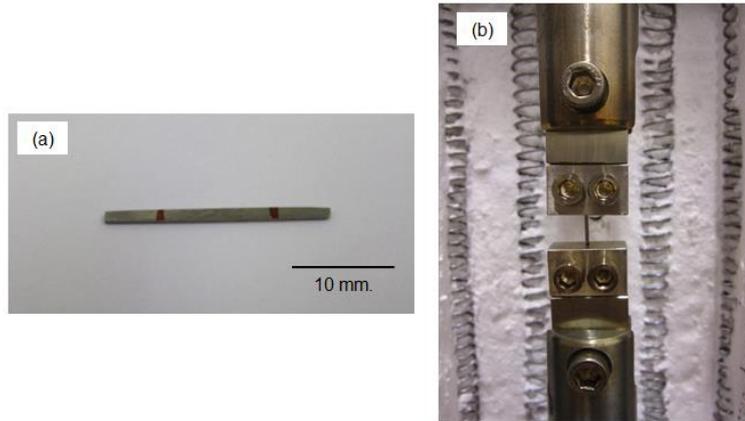
ซึ่งจุดในกราฟขณะทำการปล่อยแรง (unloading) โดยจะเห็นการเปลี่ยนความชันโดยความชันจะมีค่ามากขึ้นเมื่อวัสดุถูกปล่อยแรง ดังรูปที่ 3.15 ซึ่งแสดงการเปลี่ยนความชันในเส้น a. และเส้น b.



รูปที่ 3.15 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของ (a) วัสดุทั่วไปและ (b) วัสดุที่แสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด

เตรียมชิ้นงานที่ได้จากกระบวนการรีดเย็นและผ่านกระบวนการอบอ่อนให้มีขนาด 1 x 20 มิลลิเมตร ดังรูปที่ 3.16 (a) ตามแนวการรีด จากนั้นขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 1000 และ 1500 ทั้งผิวและขอบของชิ้นงาน จากนั้นทำการ Calibrate Load cell ก่อนใส่ชิ้นงานติดตั้งชิ้นงานให้ได้ตำแหน่งใกล้เคียง Gauge length โดย Gauge length มีความยาว 8 มิลลิเมตร จากนั้นทำการทดสอบ Cyclic test ที่อุณหภูมิ $A_T + 15$ องศาเซลเซียส ด้วยเครื่อง Universal testing เพื่อหาความสามารถในการเกิดสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด (Pseudoelasticity) กำหนดความเร็วในการดึงคงที่ที่ 10 มิลลิเมตรต่อนาที โดยทำการทดสอบดังนี้

1. ทำการดึงให้ได้ Strain เท่ากับ 0.2 % Strain แล้วให้ตัวจับชิ้นงานเคลื่อนที่กลับด้วยความเร็วคงที่ 10 มิลลิเมตรต่อนาทีเช่นกัน
2. จากนั้นทำเช่นเดียวกับข้อหนึ่ง แต่ทำการเปลี่ยน Strain ในการดึงให้เพิ่มขึ้น 0.2 % Strain เป็น 0.4% Strain
3. ทำเช่นเดียวกับข้อ 2 เพิ่มขึ้นทีละ 0.2% strain จนวัสดุเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกและวัสดุขาด



รูปที่ 3.16 (a) ชิ้นงานทดสอบ (b) การติดตั้งชิ้นงานทดสอบเข้ากับเครื่องทดสอบ

3.2.6 การทดสอบไซเคิลอุณหภูมิ (Thermal Cycling)

การทดสอบใช้สำหรับการประเมินความเครียดคืนตัว (Recovery strain) และอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมด้วยการใช้วิธีดึงด้วย stress คงที่จากนั้นทำการเพิ่มลดอุณหภูมิ โดยเตรียมชิ้นงานที่ได้จากกระบวนการรีดเย็นและผ่านกระบวนการอบอ่อนให้มีขนาด 1 x 20 มิลลิเมตรตามแนวการรีด โดย Gauge length มีความยาว 8 มิลลิเมตร ดังรูปที่ 3.16 (a) จากนั้นขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 1000 และ 1500 ทั้งผิวและขอบของชิ้นงาน จากนั้นทำการ Calibrate Load cell จากนั้นทำการทดสอบ Thermal cycling ด้วยเครื่อง Universal testing โดยทำการทดสอบที่ระดับความเค้นคงที่เท่ากับ 20 – 160 MPa และทำการเพิ่ม – ลดอุณหภูมิตั้งแต่ 120 ถึง 280 องศาเซลเซียส ในอัตราการเพิ่มลดอุณหภูมิเท่ากับ 5 องศาเซลเซียสต่อนาที

3.2.7 การทดสอบการคืบ (Creep testing)

การทดสอบหา Creep rate เนื่องจากอุณหภูมิและ stress โดยทดสอบภายใต้สภาวะ stress คงที่ เตรียมชิ้นงานที่ได้จากกระบวนการรีดเย็นและผ่านกระบวนการอบอ่อนให้มีขนาด 1 x 20 มิลลิเมตรตามแนวการรีด โดย Gauge length มีความยาว 8 มิลลิเมตร ดังรูปที่ 3.16 (a) จากนั้นขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 1000 และ 1500 ทั้งผิวและขอบของชิ้นงาน จากนั้นทำการ Calibrate Load cell ก่อนใส่ชิ้นงานติดตั้งชิ้นงานให้ได้ตำแหน่งใกล้เคียง Gauge length ทำการทดสอบ Creep test ด้วยเครื่อง Universal testing โดยทำการทดสอบที่ระดับความเค้นคงที่ต่างๆ ตั้งแต่ 40 – 120 MPa และอุณหภูมิคงที่ที่ 240 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2.77 ชั่วโมง

3.2.8 การตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาค (Microstructure)

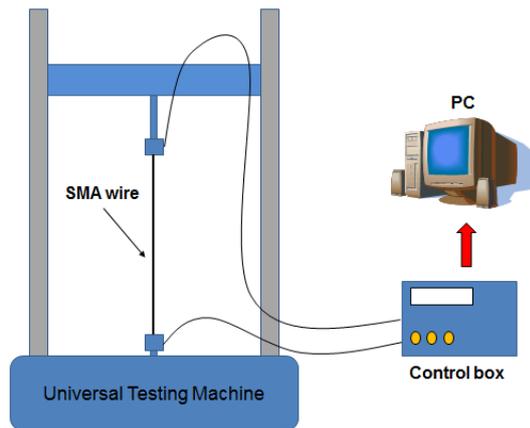
ตัดก้อนอินกอตให้เป็นลักษณะแผ่นหนา 1.2 มิลลิเมตร ด้วยเครื่อง EDM wire cutting แล้วตัดให้มีขนาด 3 x 3 มิลลิเมตร จากนั้นนำชิ้นงานไปหล่อให้ติดกับพลาสติก (Bakelite) ดังรูปที่ 3.16 แล้วนำไปขัดด้วยกระดาษทรายน้ำ (Abrasive Water Proof) เบอร์ 240, 400, 600, 800, 1000, 1500 และ 2,000 จากนั้นขัดต่อด้วยผงอลูมินา (Alumina paste) ขนาด 1 และ 0.3 ไมโครเมตรตามลำดับ ตามด้วยการกัดกรด (Chemical etching) ที่มีส่วนผสมระหว่างน้ำ (H_2O): กรดไนตริก (HNO_3): กรดไฮโดรฟลูออริก (HF) ด้วยอัตราส่วน 5:4:1 โดยปริมาตร โดยจุ่มในกรดเป็นเวลา 10 วินาที เพื่อใช้สำหรับการตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาค โดยการถ่ายภาพด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง ที่กำลังขยาย 5, 10, 20, 50 และ 100 โดยเลนส์ตามีกำลังขยาย 10 เท่า



รูปที่ 3.17 ชิ้นงานสำหรับการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

3.3.9 แบบจำลองการตรวจจับรอยร้าวโดยใช้เซ็นเซอร์โลหะผสมจำรูป

ในงานวิจัยนี้ได้สร้างแบบจำลองการตรวจจับรอยร้าวโดยใช้โลหะผสมจำรูป นำโลหะผสมจำรูปมาประยุกต์ใช้เป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติของโครงสร้างทางวิศวกรรม ในลักษณะตรวจจับความเครียด (Strain sensor) โดยใช้โลหะผสมจำรูปที่มีขนาด 1 x 20 มิลลิเมตร จากนั้นทำการทดสอบแรงดึงโดยใช้ความเร็วในการดึงเท่ากับ 10 มิลลิเมตรต่อนาที และในขณะที่ดึงจะมีการวัดค่าความต้านทานทางไฟฟ้า ดังรูปที่ 3.18



รูปที่ 3.18 ภาพจำลองการตรวจจับรอยร้าวโดยใช้โลหะผสมจำรูปซึ่งในขณะที่ตั้งจะมีการวัดค่าความต้านทานทางไฟฟ้า

3.3 เครื่องมือและอุปกรณ์ที่ใช้ในงานวิจัย

3.3.1 เตาหลอมโลหะแบบสุญญากาศ (Super – small Vacuum Arc Melting Furnace)

เตาหลอมโลหะแบบสุญญากาศ (Vacuum arc melting furnace) ยี่ห้อ NISSIN - GIKKEN รุ่น NEV – AD03 ใช้ในการหลอมโลหะเพื่อใช้ในการงานวิจัย โดยภายในจะมีส่วนประกอบสำคัญคือ electrode สำหรับอาร์คไฟฟ้าเพื่อหลอมโลหะ เบบ้าหลอมทองแดง ป้อนสุญญากาศ และระบบป้อนก๊าซอาร์กอน



รูปที่ 3.19 เตาหลอมโลหะแบบสุญญากาศ

3.3.2 เครื่องตัดโลหะด้วยลวดไฟฟ้า (EDM wire cutting machine)

EDM wire cutting ยี่ห้อ TROOP ใช้สำหรับตัดโลหะด้วยลวดไฟฟ้า เพื่อตัดชิ้นงานโดยเครื่องมีความละเอียดในการตัดได้ 5 ไมครอน แสดงได้ดังรูปที่ 3.20



รูปที่ 3.20 เครื่องตัดโลหะด้วยลวดไฟฟ้า

3.3.3 เครื่องชั่งน้ำหนักแบบละเอียด (Precision Balance)

เครื่องชั่งน้ำหนักระบบไฟฟ้ายี่ห้อ Sartorius รุ่น ED224S ใช้สำหรับชั่งน้ำหนักโดยมีความละเอียดในการชั่ง 0.001 กรัม ดังแสดงในรูปที่ 3.21



รูปที่ 3.21 เครื่องชั่งน้ำหนักแบบละเอียด

3.3.4 เครื่องขัดผิวโลหะแบบอัตโนมัติ (Automatic Polishing Machine)

เครื่องขัดผิวโลหะยี่ห้อ Struers รุ่น LaboPol – 21 ใช้ขัดชิ้นงานด้วยกระดาษทรายและผ้ากำมะหยี่โดยใช้ผงอลูมินาและผงเพชร เพื่อปรับสภาพผิวของชิ้นงาน ก่อนที่จะนำไปทดสอบ ดังแสดงในรูปที่ 3.22



รูปที่ 3.22 เครื่องขัดผิวโลหะ

3.3.5 เตาอบ (Heat treatment Furnace)

เตาอบยี่ห้อ CHAVACHOTE รุ่น L9/12PS ใช้อบชิ้นงานที่อุณหภูมิและเวลาตามที่กำหนดเพื่อปรับปรุงสมบัติทางความร้อนของชิ้นงานทดสอบและสร้างสภาวะอุณหภูมิสูงในการทดสอบ ดังแสดงในรูปที่ 3.23



รูปที่ 3.23 เตาอบชิ้นงาน

3.3.6 เครื่องทดสอบความแข็งจุลภาค (Universal Micro-Hardness Test)

ยี่ห้อ Future-Tech รุ่น FM-700e ใช้วัดความแข็งในระดับจุลภาคของโลหะด้วยเทคนิควิธี Vickers's Hardness ดังแสดงในรูปที่ 3.24



รูปที่ 3.24 เครื่องวัดความแข็งจุลภาค

3.3.7 Sample inlay machine

Sample inlay machine รุ่น XQ-2B ใช้สำหรับหล่อชิ้นงานทดสอบเข้ากับพลาสติกหรือเรซิน เพื่อนำไปขัดและทดสอบ ดังแสดงในรูปที่ 3.25



รูปที่ 3.25 Sample inlay machine

3.3.8 เครื่องทดสอบแรงดึง (Universal Testing Machine)

เครื่องทดสอบแรงดึงยี่ห้อ Tinius Olsen รุ่น H50KS ใช้สำหรับทดสอบแรงดึงของโลหะในงานวิจัย ดังแสดงได้ดังรูปที่ 3.26



รูปที่ 3.26 เครื่องทดสอบแรงดึง

3.3.9 เครื่องวัดอุณหภูมิเปลี่ยนเฟส (Differential Scanning Calorimeter)

ยี่ห้อ METTLER TOLEDO รุ่น DSC1 ใช้ทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะ ดังแสดงในรูปที่ 3.27



รูปที่ 3.27 เครื่องวัดอุณหภูมิเปลี่ยนเฟส

3.3.10 เครื่องวิเคราะห์การสูญเสียน้ำหนักโดยใช้ความร้อน (Thermo gravimetric analyzer)

ยี่ห้อ METTLER TOLEDO รุ่น TGA/DSC1 ใช้ทดสอบหาน้ำหนักของชิ้นงานที่เปลี่ยนแปลงไปเมื่อมีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ ดังแสดงในรูปที่ 3.28



รูปที่ 3.28 เครื่องวิเคราะห์การสูญเสียน้ำหนักโดยใช้ความร้อน

3.3.11 เครื่องดูดควันไอกรดสารเคมี (Laboratory Fume Hood)

ยี่ห้อ Pro LAB รุ่น FH 180/2005 Plus ใช้ดูดควันและไอของสารเคมีที่เกิดการระบวนการกักกรดเพื่อทำความสะอาดโลหะ ดังแสดงในรูปที่ 3.29



รูปที่ 3.29 เครื่องดูดควันไอกรดสารเคมี

3.3.12 เครื่องตัดแผ่นโลหะ (Shearing Machine)

ใช้สำหรับตัดโลหะให้มีขนาดเล็กกลึงตามต้องการ ดังแสดงในรูปที่ 3.30



รูปที่ 3.30 เครื่องตัดแผ่นโลหะ

3.3.13 กล้องจุลทรรศน์ (Optical Microscope)

ยี่ห้อ JENCO USA รุ่น SMT010 ช่วงกำลังขยายตั้งแต่ 5X – 80X ใช้ตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคของโลหะ ดังแสดงในรูปที่ 3.31



รูปที่ 3.31 กล้องจุลทรรศน์

3.3.14 เครื่องวิเคราะห์ห้องคัพประกอบทางเคมี Electron Probe Micro Analysis (EPMA)
ยี่ห้อ JEOL รุ่น JXA-8001 ใช้เพื่อวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานโลหะผสมที่ทำการหลอมได้



รูปที่ 3.32 เครื่อง Electron Probe Micro Analysis

3.3.15 เครื่องขัดกระดาษทรายแบบสายพาน



รูปที่ 3.33 เครื่องขัดกระดาษทรายแบบสายพาน

3.3.16 เครื่องรีดโลหะ

ยี่ห้อ Jira รุ่น SP ใช้สำหรับลดขนาดหน้าตัดของโลหะผสม เพื่อสร้างความเค้นที่มีค่าไม่เท่ากันในเนื้อโลหะ



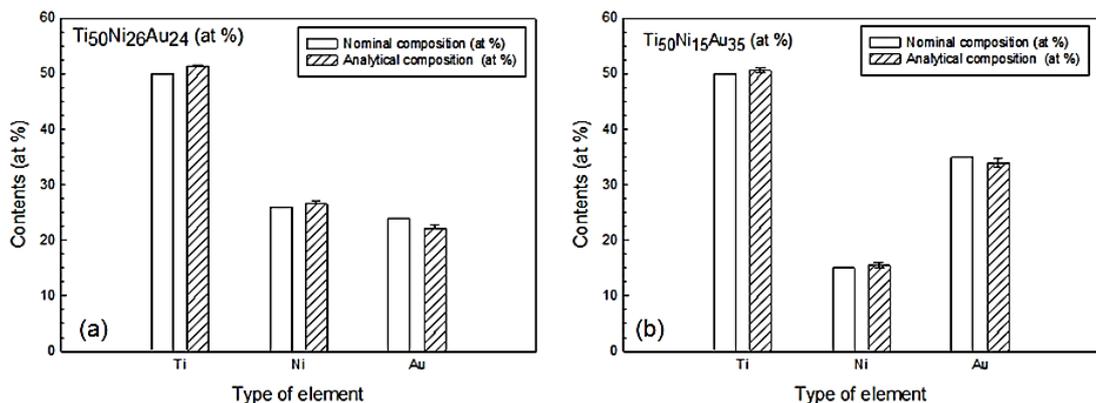
รูปที่ 3.34 เครื่องรีดโลหะ

บทที่ 4 ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผลการทดลอง

4.1 ผลการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมี (Chemical compositions)

หลังจากกระบวนการหลอมโลหะผสมที่ได้จะถูกตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีด้วยเครื่อง Electron Probe Micro Analyzer (EPMA) เพื่อยืนยันผลว่าส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมที่หลอมได้ตรงกับส่วนผสมทางเคมีที่ออกแบบไว้หรือไม่

1. โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %)

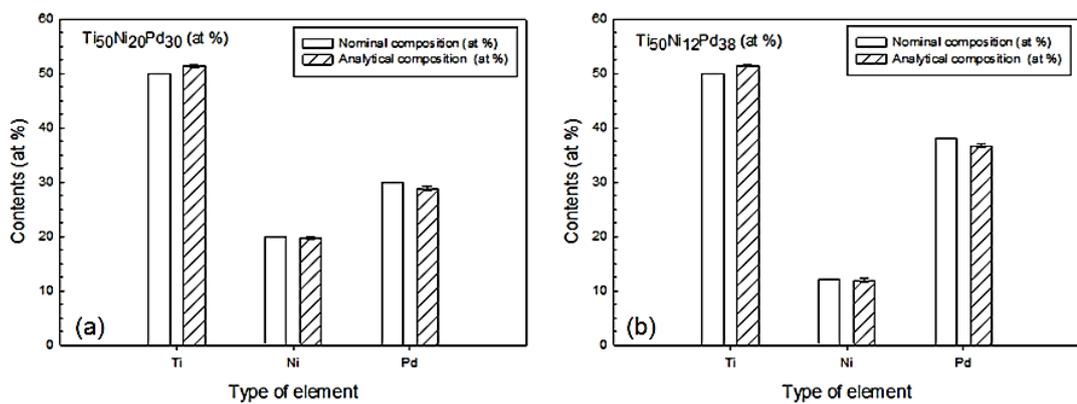


รูปที่ 4.1 กราฟเปรียบเทียบปริมาณส่วนผสมที่ได้จากการเตรียมส่วนผสมก่อนการหลอมและปริมาณส่วนผสมที่วัดได้จากเครื่อง Electron Probe Micro Analyzer (EPMA) หลังการหลอมของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %)

จากรูปที่ 4.1 แสดงผลการเปรียบเทียบระหว่างปริมาณส่วนผสมที่ได้จากการเตรียมส่วนผสมก่อนการหลอม และปริมาณส่วนผสมที่วัดได้จากเครื่อง EPMA หลังการหลอมของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) และโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %) แสดงให้เห็นว่าปริมาณร้อยละ โดยอะตอมของทองคำที่ได้จากการทดสอบ EPMA จะมีค่าที่ต่ำกว่าค่าที่ได้จากการคำนวณน้ำหนักเล็กน้อยในทุกเงื่อนไข ผลดังกล่าวนี้สามารถอธิบายได้จากเนื่องจากจุดหลอมเหลวของไทเทเนียมสูงมาก (1669 °C) ทำให้ต้องเพิ่มปริมาณกระแสไฟฟ้าขณะหลอม ทำให้อุณหภูมิที่ทำการหลอมสูงมากจึงทำให้ทองคำบางส่วนสามารถระเหยได้ ส่งผลให้อัตราส่วนผสมของทองคำลดลงเล็กน้อย

2. โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)

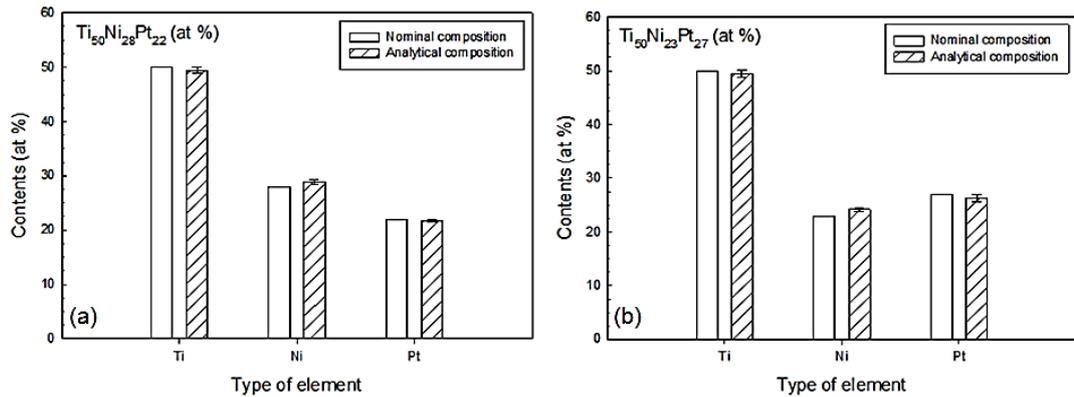
จากรูปที่ 4.2 แสดงผลการเปรียบเทียบระหว่างปริมาณส่วนผสมที่ได้จากการเตรียมส่วนผสมก่อนการหลอม และปริมาณส่วนผสมที่วัดได้จากเครื่อง EPMA หลังการหลอมของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) แสดงให้เห็นว่าปริมาณร้อยละโดยอะตอมของพลาเดียมที่ได้จากการทดสอบ EPMA จะมีค่าที่ต่ำกว่าค่าที่ได้จากการคำนวณน้ำหนักเล็กน้อยในทุกเงื่อนไข ผลดังกล่าวนี้สามารถอธิบายได้จากเนื่องจากจุดหลอมเหลวของไทเทเนียมสูงมาก ($1669\text{ }^{\circ}C$) ทำให้ต้องเพิ่มปริมาณกระแสไฟฟ้าขณะหลอม ส่งผลให้ธาตุอื่นที่มีจุดหลอมเหลวต่ำกว่าสามารถระเหยออกไปได้ อีกทั้งพลาเดียมตั้งต้นยังมีลักษณะเป็นแผ่นบาง ส่งผลให้มีพลาเดียมบางส่วนกระเด็นออกจากเบ้าขณะทำการหลอมซึ่งสามารถสังเกตได้ จึงส่งผลให้อัตราส่วนผสมของพลาเดียมลดลงเล็กน้อย



รูปที่ 4.2 กราฟเปรียบเทียบปริมาณส่วนผสมที่ได้จากการเตรียมส่วนผสมก่อนการหลอมและปริมาณส่วนผสมที่วัดได้จากเครื่อง Electron Probe Micro Analyzer (EPMA) หลังการหลอมของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)

3. โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %)

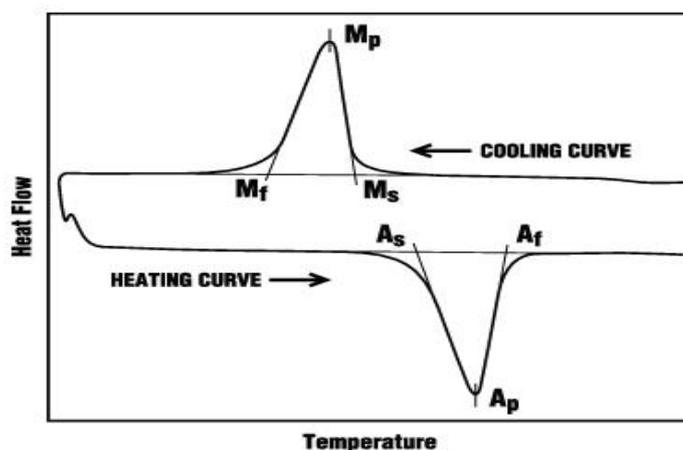
จากรูปที่ 4.3 แสดงผลการเปรียบเทียบระหว่างปริมาณส่วนผสมที่ได้จากการเตรียมส่วนผสมก่อนการหลอม และปริมาณส่วนผสมที่วัดได้จากเครื่อง EPMA หลังการหลอมของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) แสดงให้เห็นว่าปริมาณร้อยละโดยอะตอมของแพลทินัมที่ได้จากการทดสอบ EPMA จะมีค่าที่ต่ำกว่าค่าที่ได้จากการคำนวณน้ำหนักเล็กน้อยในทุกเงื่อนไข ผลดังกล่าวนี้สามารถอธิบายได้จากเนื่องจากจุดหลอมเหลวของแพลทินัมสูงมาก ($1768\text{ }^{\circ}C$) ทำให้ต้องเพิ่มปริมาณกระแสไฟฟ้าขณะหลอม ส่งผลให้ธาตุอื่นที่มีจุดหลอมเหลวต่ำกว่าสามารถระเหยออกไปได้ อีกทั้งแพลทินัมตั้งต้นยังมีลักษณะเป็นแผ่นบาง ส่งผลให้มีแพลทินัมบางส่วนกระเด็นออกจากเบ้าขณะทำการหลอมซึ่งสามารถสังเกตได้ จึงส่งผลให้อัตราส่วนผสมของแพลทินัมลดลงเล็กน้อย



รูปที่ 4.3 กราฟเปรียบเทียบปริมาณส่วนผสมที่ได้จากการเตรียมส่วนผสมก่อนการหลอมและปริมาณส่วนผสมที่วัดได้จากเครื่อง Electron Probe Micro Analyzer (EPMA) หลังการหลอมของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %)

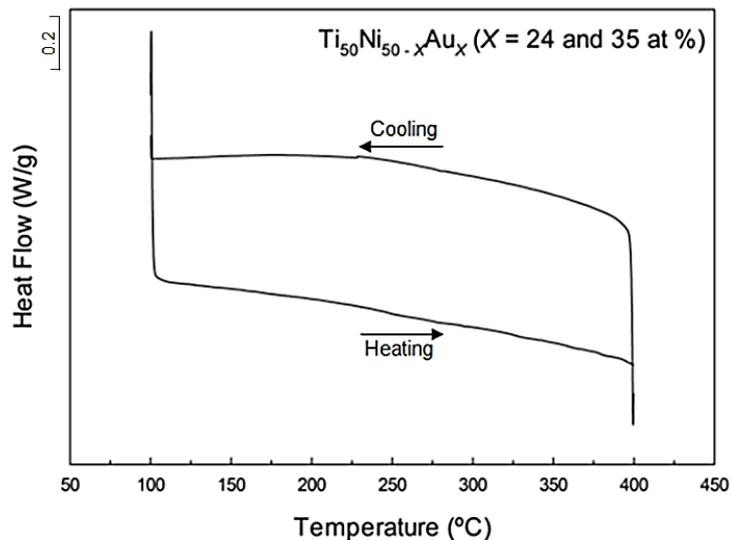
4.2 ผลการทดสอบอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส (Transformation temperature)

การเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูปเป็นการแสดงว่าโลหะผสมจำรูปมีสมบัติจำรูปและสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดที่อุณหภูมิใด โดยใช้เทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) ตรวจสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟส ซึ่งโลหะผสมจำรูปชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูงจะมีการเปลี่ยนเฟส 2 เฟสคือ เฟสมาร์เทนไซต์ (Orthorhombic B19) และเฟสออสเทนไนต์ (B2) จากรูปที่ 4.4 แสดงการหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟส ได้แก่ อุณหภูมิเริ่มต้นการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ (M_s), อุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ (M_f), อุณหภูมิเริ่มต้นการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ย้อนกลับ (A_s) และอุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ย้อนกลับ (A_f) ของโลหะผสมจำรูป



รูปที่ 4.4 ตัวอย่างกราฟที่ได้จากการวิเคราะห์อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส โดยใช้เทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC)

4.2.1 อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านกระบวนการ Homogenization treatment

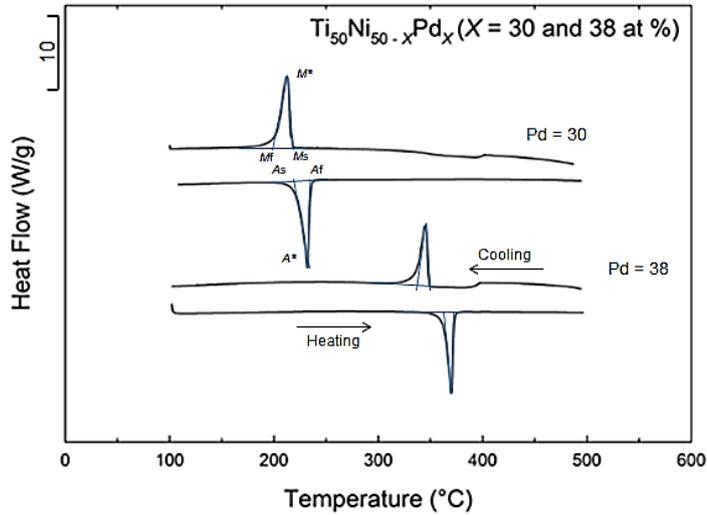


รูปที่ 4.5 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %) ด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC)

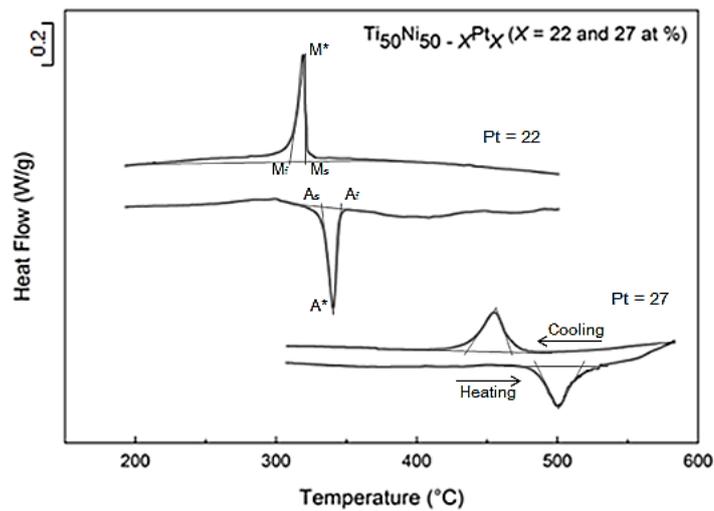
จากรูปที่ 4.5 แสดงผลการทดสอบอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %) หลังจากผ่านกระบวนการปรับปรุงความสม่ำเสมอของโครงสร้างด้วยกรรมวิธีทางความร้อน (Homogenization treatment) โดยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) พบว่าในโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %) ไม่สามารถแสดงการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์เนื่องจากทองคำ (Au) ที่เติมเข้าไปไม่สามารถละลายเป็นเนื้อเดียวกันกับโลหะผสม โดยสังเกตได้จากผลการวิเคราะห์โครงสร้างผลึกด้วยเทคนิค XRD ไม่ได้มีโครงสร้างหลัก (Matrix) เป็น orthorhombic B19 ซึ่งเป็นบริเวณที่เกิดการเปลี่ยนเฟส (Transformation area) ดังนั้นทองคำ (Au) ที่เติมเข้าไปไม่สามารถส่งผลต่อการเพิ่มอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสได้ ดังนั้นโลหะผสมชนิดนี้จึงไม่เกิดการเปลี่ยนเฟสเกิดขึ้นในช่วงอุณหภูมิดังกล่าว

จากรูปที่ 4.6 แสดงผลการทดสอบอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) หลังจากผ่านกระบวนการปรับปรุงความสม่ำเสมอของโครงสร้างด้วยกรรมวิธีทางความร้อน (Homogenization treatment) โดยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) พบว่าในโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) แสดงการเปลี่ยนเฟส มาร์เทนไซต์ทั้งไปและย้อนกลับ ($B2 \leftrightarrow$ orthorhombic B19) ซึ่งอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมในรูปที่ 4.6 ถูกแสดงในตารางที่ 4.1 พบว่าอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ

$\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{12}\text{Pd}_{38}$ (at %) เพิ่มขึ้นจาก $235^{\circ}\text{C} - 373^{\circ}\text{C}$ เมื่อปริมาณร้อยละโดยอะตอมของพลาเดียมเพิ่มขึ้นจาก 30 – 38 at %



รูปที่ 4.6 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{20}\text{Pd}_{30}$ (at %) และ $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{12}\text{Pd}_{38}$ (at %) ด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC)



รูปที่ 4.7 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{28}\text{Pt}_{22}$ (at %) และ $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{23}\text{Pt}_{27}$ (at %) ด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC)

จากรูปที่ 4.7 แสดงผลการทดสอบอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสม $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{28}\text{Pt}_{22}$ (at %) และ $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{23}\text{Pt}_{27}$ (at %) หลังจากผ่านกระบวนการปรับปรุงความสม่ำเสมอของโครงสร้างด้วยกรรมวิธีทางความร้อน (Homogenization treatment) โดยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) พบว่า

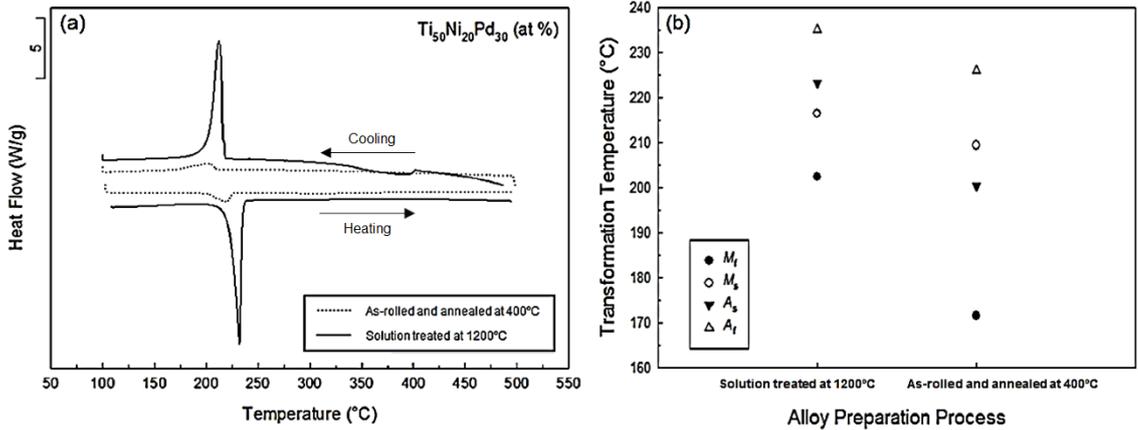
ในโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) แสดงการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ทั้งไปและย้อนกลับ ($B2 \leftrightarrow$ orthorhombic B19) ซึ่งอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมในรูปที่ 4.7 ถูกแสดงในตารางที่ 4.1 พบว่าอุณหภูมิลิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ย้อนกลับ (A_p) ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) เพิ่มขึ้นจาก $345^{\circ}C - 514^{\circ}C$ เมื่อปริมาณร้อยละโดยอะตอมของแพลทินัมเพิ่มขึ้นจาก 22 – 27 at %

ตารางที่ 4.1 อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูงหลังจากผ่านกระบวนการ Homogenization treatment

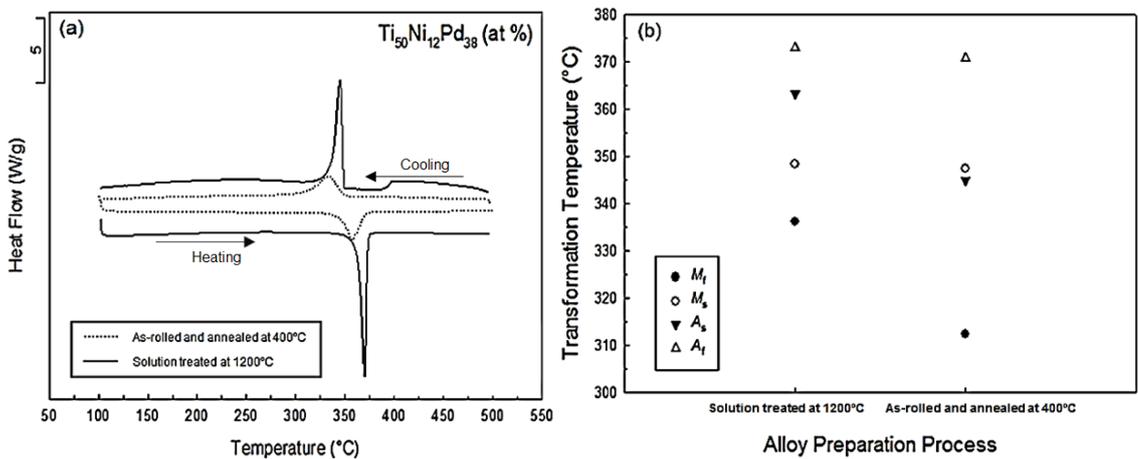
Alloys	M_f ($^{\circ}C$)	M_s ($^{\circ}C$)	A_s ($^{\circ}C$)	A_f ($^{\circ}C$)
$Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %)	-	-	-	-
$Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %)	-	-	-	-
$Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %)	202	216	223	235
$Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)	336	348	363	373
$Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %)	312	322	334	345
$Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %)	438	467	486	514

4.2.2 อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านกระบวนการรีดเย็นและกระบวนการอบอ่อน

ในสภาวะอุณหภูมิสูงนั้น ความแข็งแรง (Critical stress for slip) ของโลหะผสมจะลดลงอย่างรวดเร็วจนไม่สามารถแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดออกมาได้ เพื่อที่จะปรับปรุงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดที่อุณหภูมิสูง โลหะผสมต้องผ่านกระบวนการรีดเย็น (Cold rolled) และตามด้วยกระบวนการอบอ่อน (Annealing) [23] โดยกระบวนการรีดเย็นมีจุดประสงค์เพื่อเพิ่มความเค้นภายใน (Internal Stress) ที่ใช้ในการกระตุ้นการเปลี่ยนโครงสร้าง อีกทั้งกระบวนการรีดเย็นยังสามารถเพิ่มความแข็งแรง (Critical stress for slip) ให้กับโครงสร้างหลักจากการเพิ่มความแข็งแรงเนื่องจากความเครียด (Strain hardening) และยังคงต้องผ่านกระบวนการอบอ่อน (Annealing) เพื่อที่จะให้โครงสร้างมีความสามารถในการยืดเพิ่มขึ้น โดยที่ปริมาณ dislocation และความเค้นตกค้างยังคงเหลืออยู่ ซึ่งกระบวนการทั้งสองจะส่งผลให้โลหะผสมสามารถแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดในสภาวะอุณหภูมิสูงได้ ดังนั้นจำเป็นต้องทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมที่ผ่านกระบวนการรีดเย็น (Cold rolled) และกระบวนการอบอ่อน (Annealing) เพื่อหาอุณหภูมิการทำงานที่แท้จริงของโลหะผสม



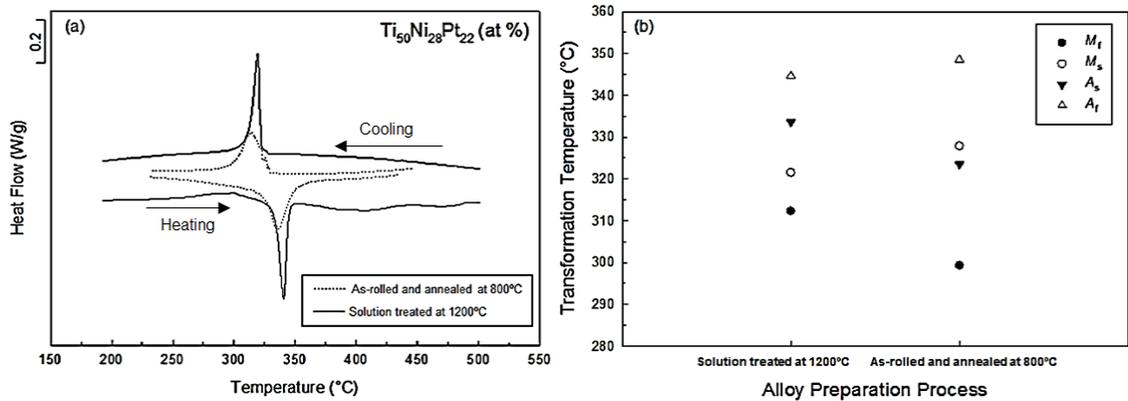
รูปที่ 4.8 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป Ti₅₀Ni₂₀Pd₃₀ (at %) ด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) (a) ภายใต้เงื่อนไขทางความร้อนที่ต่างกัน (b) อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสที่เปลี่ยนไปเนื่องจากกระบวนการทางความร้อน



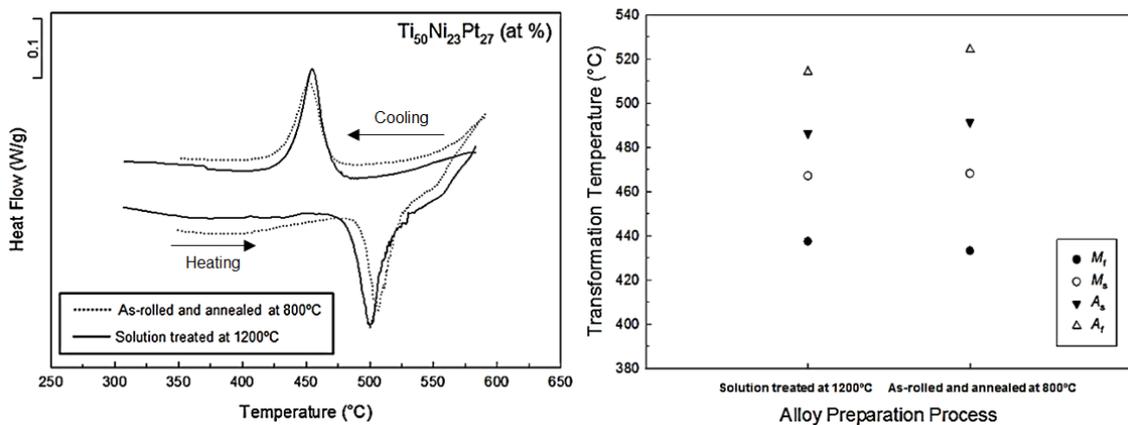
รูปที่ 4.9 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป Ti₅₀Ni₁₂Pd₃₈ (at %) ด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) (a) ภายใต้เงื่อนไขทางความร้อนที่ต่างกัน (b) อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสที่เปลี่ยนไปเนื่องจากกระบวนการทางความร้อน

จากรูปที่ 4.8 และ 4.9 แสดงผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป Ti₅₀Ni₂₀Pd₃₀ และ Ti₅₀Ni₁₂Pd₃₈ (at %) ด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) หลังจากผ่านกระบวนการรีดเย็น (Cold rolled) และกระบวนการอบอ่อน (Annealing) พบว่าอุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ย้อนกลับ (A_p) ของโลหะผสม Ti₅₀Ni₂₀Pd₃₀ (at %) ลดลงจาก 235 °C เหลือเพียง 226 °C ส่วนโลหะผสม Ti₅₀Ni₁₂Pd₃₈ (at %) ลดลงจาก 373 °C เหลือเพียง 370 °C จากผลที่ได้จะเห็นว่าถึงแม้กระบวนการรีดเย็นและกระบวนการอบอ่อน จะส่งผลให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของ

โลหะผสมลดต่ำลงเนื่องจาก dislocation จะทำหน้าที่ไปขัดขวางการเปลี่ยนเฟส [23] แต่มีความจำเป็นต้องผ่านกระบวนการดังกล่าว เนื่องจากจะทำให้ค่าความแข็งแรง (Critical stress for slip) ของโลหะผสมสูงขึ้น ซึ่งเป็นปัจจัยสำคัญมากที่จะทำให้โลหะผสมสามารถแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดในสภาวะอุณหภูมิสูงได้



รูปที่ 4.10 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) ด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) (a) ภายใต้งี้อุ่นไขทางความร้อนที่ต่างกัน (b) อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสที่เปลี่ยนไปเนื่องจากกระบวนการทางความร้อน



รูปที่ 4.11 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) ด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) (a) ภายใต้งี้อุ่นไขทางความร้อนที่ต่างกัน (b) อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสที่เปลี่ยนไปเนื่องจากกระบวนการทางความร้อน

จากรูปที่ 4.10 และ 4.11 แสดงผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมจำรูป $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ และ $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) ด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC) หลังจากผ่านกระบวนการรีดเย็น (Cold rolled) และกระบวนการอบอ่อน (Annealing) พบว่าอุณหภูมิลิ้นสุดการ

เปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ย้อนกลับ (A_f) ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) เพิ่มขึ้นจาก $345^{\circ}C$ ไปเป็น $349^{\circ}C$ ส่วนโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) เพิ่มขึ้นจาก $514^{\circ}C$ ไปเป็น $524^{\circ}C$ จากผลที่ได้จะเห็นว่ากระบวนการรีดเย็นและกระบวนการอบอ่อน จะส่งผลให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมเพิ่มขึ้นเล็กน้อย เนื่องจาก dislocation จะทำหน้าที่ไปขัดขวางการเปลี่ยนเฟส [23] แต่เมื่อผ่านกระบวนการอบอ่อนแล้ว จะทำให้ปริมาณ dislocation เกิดการจัดเรียงตัวใหม่ ส่งผลให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมเปลี่ยนไป แต่โลหะผสมมีความจำเป็นต้องผ่านกระบวนการดั่งกล่าว เพื่อเพิ่มค่าความแข็งแรง (Critical stress for slip) ของโครงสร้างภายในซึ่งเป็นปัจจัยสำคัญมากที่จะทำให้โลหะผสมแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดในสภาวะอุณหภูมิสูงได้

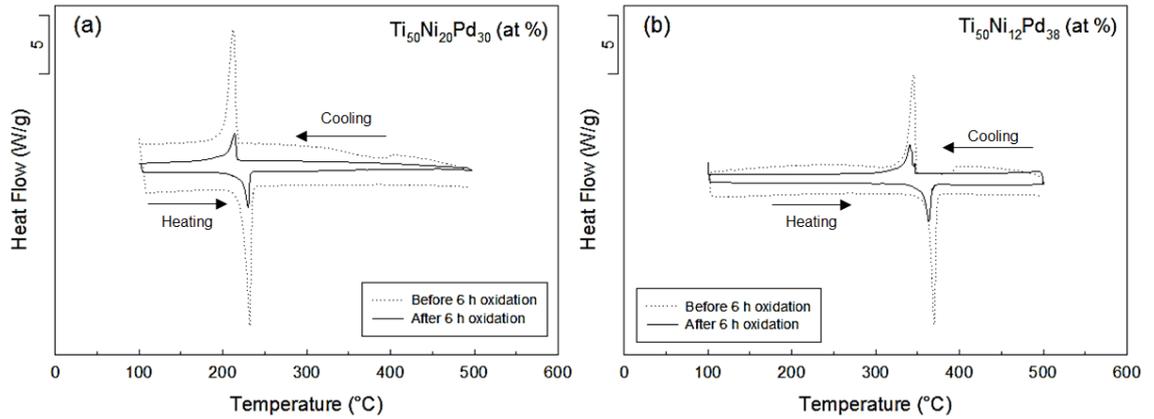
4.2.3 อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านการทดสอบ Oxidation test

หลังจากที่โลหะผสมผ่านการทดสอบความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชันเสร็จแล้ว จำเป็นจะต้องนำกลับมาทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสอีกครั้งเพื่อทดสอบหาผลกระทบที่เกิดขึ้นจากออกไซด์ที่เกาะบริเวณผิวชิ้นงานต่ออุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส

ตารางที่ 4.2 อุณหภูมิเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง หลังจากผ่านการทดสอบ Oxidation test

Alloys	M_f ($^{\circ}C$)	M_s ($^{\circ}C$)	A_s ($^{\circ}C$)	A_f ($^{\circ}C$)
$Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %)	204	217	223	232
$Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)	333	345	356	367
$Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %)	299	333	321	351
$Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %)	465	475	507	515

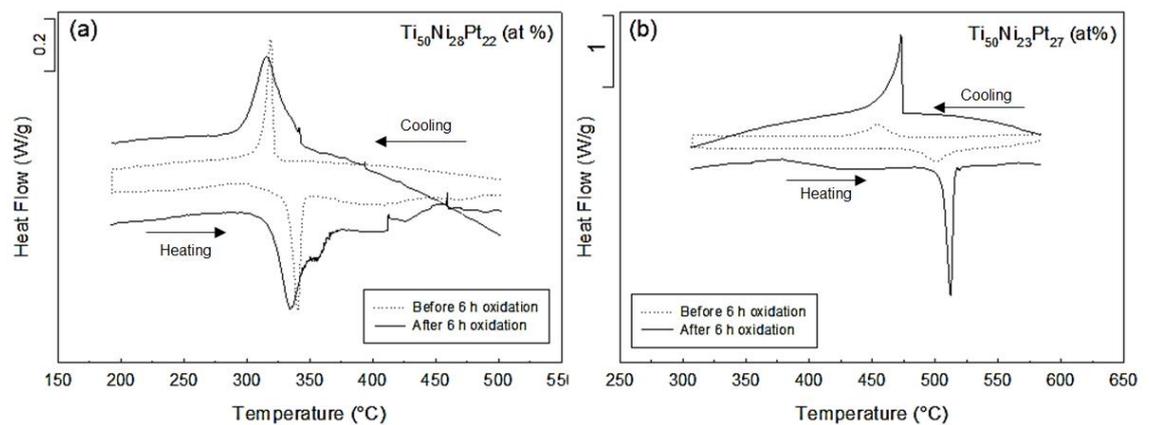
จากตารางที่ 4.2 พบว่าอุณหภูมิลิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ย้อนกลับ (A_f) ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ลดลงจาก $235^{\circ}C$ ไปเป็น $232^{\circ}C$ ส่วนโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) ลดลงจาก $373^{\circ}C$ ไปเป็น $367^{\circ}C$ จากผลข้างต้นพบว่าออกไซด์ที่เกิดขึ้นบริเวณผิวของชิ้นงานจะทำหน้าที่ขัดขวางการเปลี่ยนเฟสส่งผลให้พื้นที่ใต้กราฟของการทดสอบ DSC ลดลงรวมไปถึงส่งผลให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสลดลงเล็กน้อย ดังรูปที่ 4.12 แต่โลหะผสมดังกล่าวยังสามารถแสดงการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ทั้งไปและย้อนกลับ ($B2 \leftrightarrow$ orthorhombic B19) ได้อย่างชัดเจน ดังนั้นโลหะผสมนี้จะสามารถแสดงสมบัติสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดได้ จากเหตุผลข้างต้นสามารถสรุปได้ว่าออกไซด์ที่เกิดขึ้นบริเวณผิวของชิ้นงานอันเนื่องมาจากปฏิกิริยาออกซิเดชันจึงไม่ส่งผลต่อการทำงานของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)



รูปที่ 4.12 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนแปลงเฟส ของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) โดยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC)

หลังจากผ่าน

การทดสอบ Oxidation test ที่อุณหภูมิ $600^{\circ}C$ เป็นเวลา 6 ชั่วโมง ภายใต้บรรยากาศปกติ



รูปที่ 4.13 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนแปลงเฟส ของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) โดยเทคนิค Differential Scanning Calorimeter (DSC)

หลังจากผ่าน

การทดสอบ Oxidation test ที่อุณหภูมิ $600^{\circ}C$ เป็นเวลา 6 ชั่วโมง ภายใต้บรรยากาศปกติ

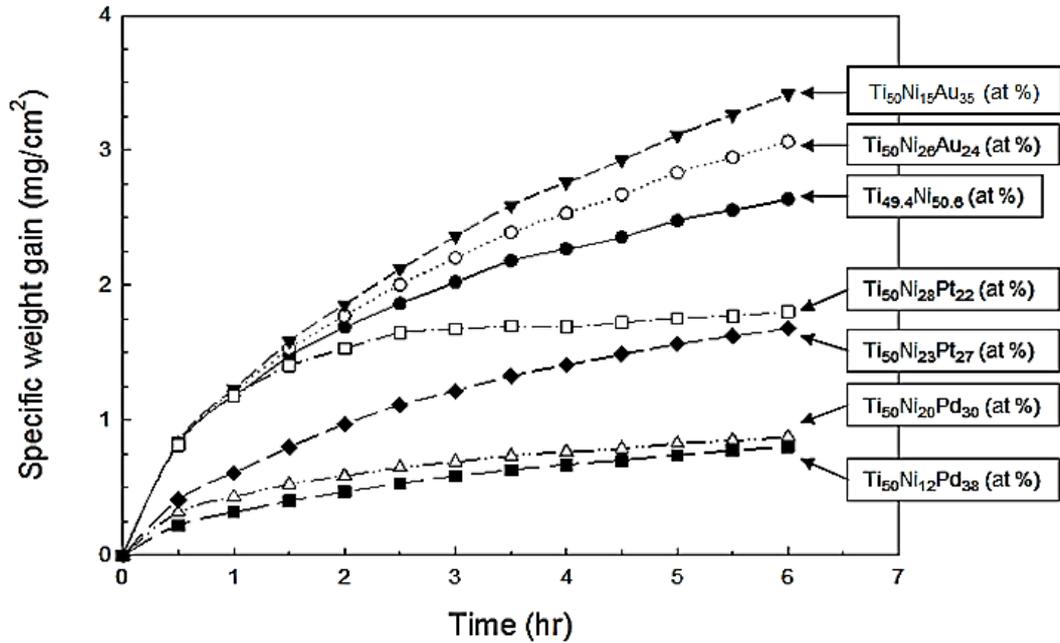
นอกจากนี้ จากตารางที่ 4.2 ก็สามารถพบได้ว่าอุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ย้อนกลับ (A_f) ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) เพิ่มขึ้นจาก $345^{\circ}C$ ไปเป็น $351^{\circ}C$ ส่วนโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) เพิ่มขึ้นจาก $514^{\circ}C$ ไปเป็น $515^{\circ}C$ จากผลข้างต้นพบว่าออกไซด์ที่เกิดขึ้นบริเวณผิวของชิ้นงาน จะทำให้เกิดความเค้นอัดในชิ้นงานเนื่องจากปริมาตรของโลหะผสมเพิ่มขึ้น [30] ส่งผลให้พื้นที่ใต้กราฟของการทดสอบ DSC เปลี่ยนไปดังรูปที่ 4.13 และส่งผลให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสเพิ่มขึ้น

เล็กน้อย แต่โลหะผสมดังกล่าวยังสามารถแสดงการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์ทั้งไปและย้อนกลับ ($B2 \leftrightarrow$ orthorhombic $B19$) ได้อย่างชัดเจน ดังนั้นโลหะผสมนี้จะสามารถแสดงสมบัติสมบัติยืดหยุ่นที่ยืดได้ จากเหตุผลข้างต้นสามารถสรุปได้ว่าออกไซด์ที่เกิดขึ้นบริเวณผิวของชิ้นงานอันเนื่องมาจากปฏิกิริยาออกซิเดชันจึงไม่ส่งผลต่อการทำงานของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %)

4.3 ผลการทดสอบหาการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักเนื่องจากปฏิกิริยาออกซิเดชัน

(Oxidation resistance)

น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปของชิ้นงานทดสอบเนื่องจากความร้อนอันเป็นผลเนื่องมาจากปฏิกิริยาออกซิเดชัน สามารถบ่งบอกความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชัน ถ้าโลหะผสมมีความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชันต่ำจะทำให้มีออกไซด์เกิดที่บริเวณผิวชิ้นงานมาก โดยออกไซด์เหล่านั้นจะทำหน้าที่ขัดขวางการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมทำให้โลหะผสมไม่แสดงสมบัติเฉพาะตัวของมันออกมา ดังนั้นจึงต้องทดสอบหาการเปลี่ยนแปลงของน้ำหนัก ด้วยเทคนิค Thermo gravimetric analysis (TGA) โดยใช้อุณหภูมิทดสอบเท่ากับ 600 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง ภายใต้บรรยากาศปกติ จากรูปที่ 4.14 พบว่าน้ำหนักของโลหะผสมทุกชนิดเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วง 180 นาทีแรกจากนั้นค่อยลดลงในช่วงสุดท้าย เมื่อเปรียบเทียบความชันของกราฟหลังจากหลังจากทดสอบไปแล้ว 5 ชั่วโมง พบว่าโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) มีน้ำหนักต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่เพิ่มขึ้นน้อยที่สุด เนื่องจากพลาตาเดียม เป็นธาตุที่มีค่าพลังงานอิสระทางเคมีในการเกิดออกไซด์สูงสุด (Standard Free Energies of formation of oxides) เมื่อเทียบกับธาตุที่สามชนิดอื่นๆ [26, 27] ซึ่งพลังงานดังกล่าวเป็นพลังงานที่บ่งบอกความยากหรือง่ายในการเกิดออกไซด์ ถ้าพลังงานมีค่ามากแสดงว่าเกิดออกไซด์ได้ยากกว่า ทำให้โลหะผสมดังกล่าวเมื่อสัมผัสกับอากาศหรือก๊าซออกซิเจนแล้วจะเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันได้ช้ากว่า จึงทำให้โลหะผสมชนิดนี้มีน้ำหนักต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่เพิ่มขึ้นน้อยที่สุด ดังนั้นโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) จึงมีความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชันสูงที่สุด

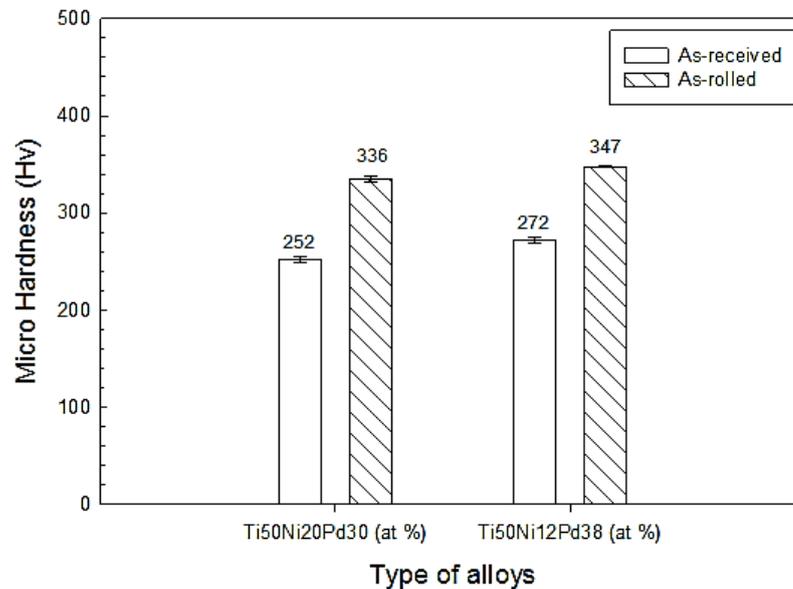


รูปที่ 4.14 กราฟน้ำหนักที่เพิ่มขึ้นต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ ของโลหะผสม Ti₅₀Ni₂₆Au₂₄ (at %) โลหะผสม Ti₅₀Ni₁₅Au₃₅ (at %) โลหะผสม Ti₅₀Ni₂₀Pd₃₀ (at %) โลหะผสม Ti₅₀Ni₁₂Pd₃₈ (at %) โลหะผสม Ti₅₀Ni₂₈Pt₂₂ (at %) โลหะผสม Ti₅₀Ni₂₃Pt₂₇ (at %) และ โลหะผสม Ti_{49.4}Ni_{50.6} (at %) อันเป็นผลเนื่องมาจากปฏิกิริยาออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 600 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง ภายใต้บรรยากาศปกติ

4.4 ผลการทดสอบความแข็งจุลภาค (Micro Vickers Hardness)

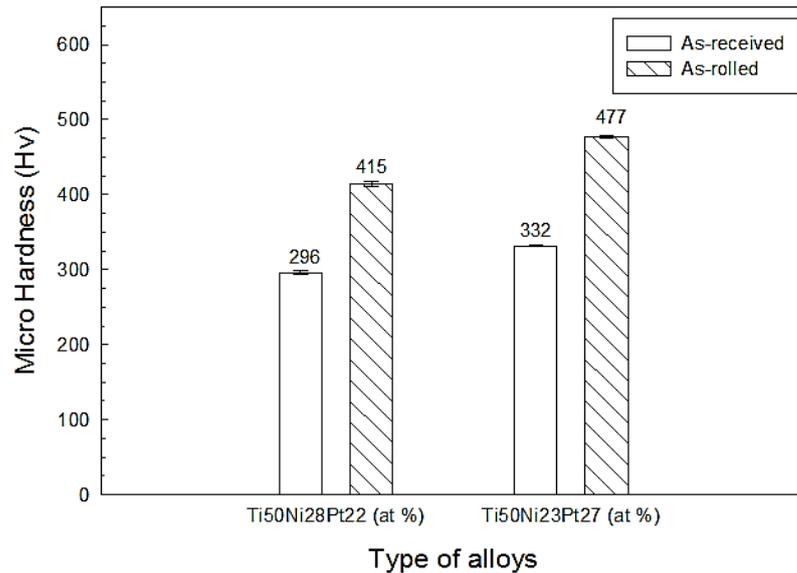
ความแข็ง (Hardness) เป็นการวัดความสามารถในการต้านทานของการเปลี่ยนรูปถาวรของโลหะ (Resistant of plastic deformation) โดยความแข็งของโลหะจะมีค่ามากหรือน้อยขึ้นอยู่กับความยากง่ายในการเปลี่ยนรูปถาวรของโลหะนั้นๆ จากรูปที่ 4.15 แสดงอิทธิพลของปริมาณร้อยละโดยอะตอมของพลาตาเดียมต่อความแข็งของโลหะผสม Ti₅₀Ni₂₀Pd₃₀ (at %) และ Ti₅₀Ni₁₂Pd₃₈ (at %) พบว่าความแข็งของโลหะผสมเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณร้อยละโดยอะตอมของพลาตาเดียมเพิ่มขึ้น ผลดังกล่าวแสดงถึงอิทธิพลของการเพิ่มความแข็งโดยวิธีสารละลายของแข็ง (solid solution hardening) โดยกลไกที่เกิดขึ้นจะเกิดจากสารละลายของแข็งแบบแทนที่ (substitutional) เนื่องจากขนาดอะตอมของพลาตาเดียมมีขนาดใหญ่กว่าขนาดอะตอมของนิกเกิล (พลาตาเดียมมีขนาดรัศมีอะตอม 1.37 Å และนิกเกิลมีขนาดรัศมีอะตอม 1.24 Å) ทำให้เกิดสนามความเครียด (strain field) ภายในเกิดขึ้นซึ่งทำให้มีความเค้นตกค้างภายในชิ้นงานส่งผลให้การเปลี่ยนตำแหน่งของอะตอมหลักเกิดขึ้นได้ยากขึ้นเนื่องจากสนามความเครียดจะไปขัดขวางการเคลื่อนที่ของ dislocation และอะตอมที่เข้าไปแทรกตัวนั้นจะทำให้พลังงานความเครียดบริเวณ dislocation ลดลง ดังนั้นหากต้องการให้เกิดการเปลี่ยนรูป จึงต้องใช้พลังงานมากขึ้น ส่งผลให้ความแข็งของโลหะผสมจึงเพิ่มขึ้น [15] เมื่อนำโลหะผสมไปผ่าน

กระบวนการรีดเย็น พบว่าโลหะผสมมีความแข็งเพิ่มขึ้นอีกเนื่องจาก โครงสร้างภายในของโลหะผสมเกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างและมีความหนาแน่นของ dislocation เพิ่มขึ้น ทำให้เกิดความเค้นตกค้างในโลหะผสมมากขึ้น ดังนั้นความแข็งของโลหะผสมจึงเพิ่มขึ้น [15]



รูปที่ 4.15 ผลการทดสอบค่าความแข็งของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) ที่อัตราการรีดเย็นต่างๆ ด้วยเครื่อง Micro Hardness Test

จากรูปที่ 4.16 แสดงอิทธิพลของปริมาณร้อยละโดยอะตอมของแพลทินัมต่อความแข็งของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) ผลที่ได้พบว่าความแข็งของโลหะผสมเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณร้อยละโดยอะตอมของแพลทินัมเพิ่มขึ้น ผลดังกล่าวแสดงถึงอิทธิพลของการเพิ่มความแข็งโดยวิธีสารละลายของแข็ง (solid solution hardening) โดยกลไกที่เกิดขึ้นจะเกิดจากสารละลายของแข็งแบบแทนที่ (substitutional) เนื่องจากขนาดอะตอมของแพลทินัมมีขนาดใหญ่กว่าขนาดอะตอมของนิกเกิล (แพลทินัมมีขนาดรัศมีอะตอม 1.39\AA และนิกเกิลมีขนาดรัศมีอะตอม 1.24\AA) ทำให้เกิดสนามความเครียด (strain field) ภายในเกิดขึ้นซึ่งทำให้มีความเค้นตกค้างภายในชิ้นงานส่งผลให้การเปลี่ยนตำแหน่งของอะตอมหลักเกิดขึ้นได้ยากขึ้นเนื่องจากสนามความเครียดจะไปขัดขวางการเคลื่อนที่ของ dislocation และอะตอมที่เข้าไปแทรกตัวนั้นจะทำให้พลังงานความเครียดบริเวณ dislocation ลดลง ดังนั้นหากต้องการให้เกิดการเปลี่ยนรูปร่าง จึงต้องใช้พลังงานมากขึ้น ส่งผลให้ความแข็งของโลหะผสมจึงเพิ่มขึ้น [15] เมื่อนำโลหะผสมไปผ่านกระบวนการรีดเย็น พบว่าโลหะผสมมีความแข็งเพิ่มขึ้นอีกเนื่องจาก โครงสร้างภายในของโลหะผสมเกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างและมีความหนาแน่นของ dislocation เพิ่มขึ้น ทำให้เกิดความเค้นตกค้างในโลหะผสมมากขึ้น ดังนั้นความแข็งของโลหะผสมจึงเพิ่มขึ้น [15]

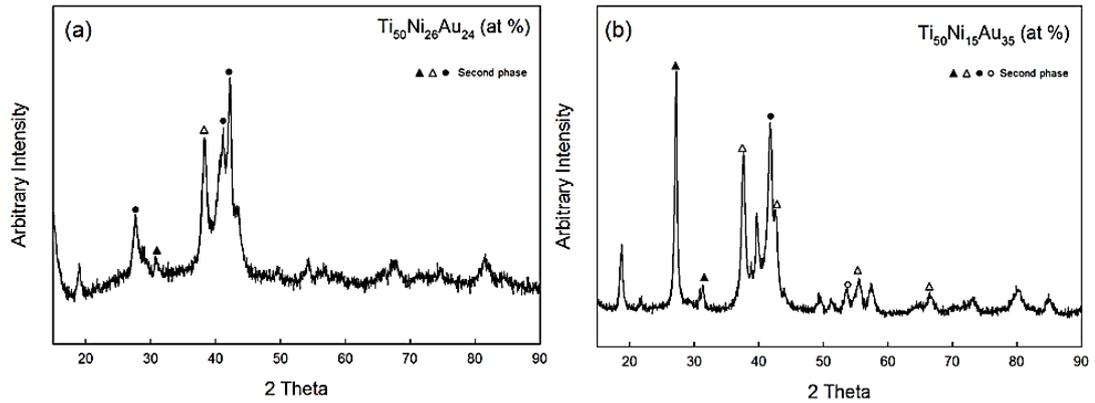


รูปที่ 4.16 ผลการทดสอบความแข็งของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) ที่อัตราการรีดเย็นต่างๆ ด้วยเครื่อง Micro Hardness Test

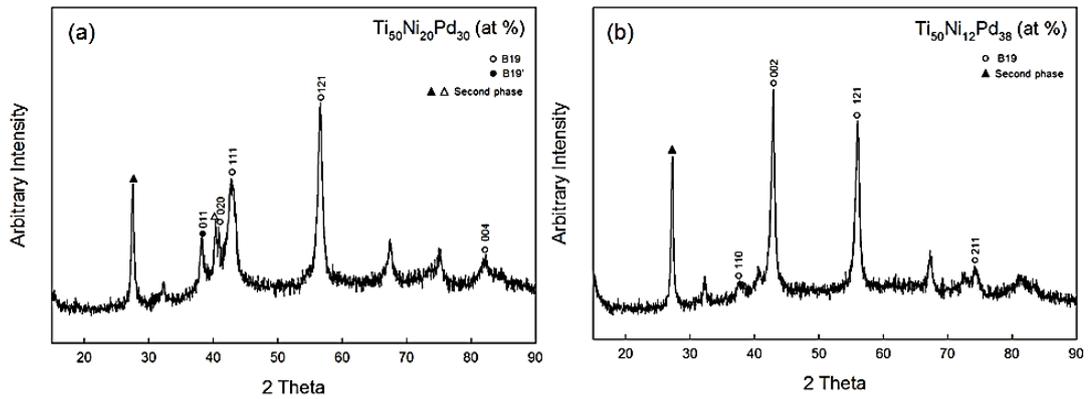
4.5 ผลการตรวจสอบโครงสร้างในระดับจุลภาค

4.5.1 ผลการตรวจสอบโครงสร้างผลึกด้วยเทคนิค X – Ray Diffraction (XRD)

ในงานวิจัยนี้ใช้การตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคด้วยวิธี X – ray Diffraction เพื่อที่จะยืนยันโครงสร้างของโลหะผสมที่อุณหภูมิห้อง ซึ่งที่อุณหภูมิห้องโลหะผสมที่สร้างขึ้นต้องมีโครงสร้างหลัก (Matrix) เป็นมาร์เทนไซต์ orthorhombic B19 จากรูปที่ 4.17 พบว่าโครงสร้างของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %) ไม่ได้มีโครงสร้างเป็นมาร์เทนไซต์ orthorhombic B19 ซึ่งไม่เป็นไปตามทฤษฎีของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %) ซึ่งเกิดจากความไม่สม่ำเสมอของโครงสร้างของโลหะผสมทำให้โครงสร้างหลัก (Matrix) ไม่เป็นไปตามทฤษฎีโดยความไม่สม่ำเสมอของโครงสร้างนั้น อาจเกิดขึ้นในขณะที่หลอมโลหะเนื่องจากทองคำมีค่าสัมประสิทธิ์การนำความร้อน (Thermal conductivity = 318 W/m·K) ที่สูงมาก เมื่อเทียบกับไทเทเนียมและนิกเกิล จึงทำให้ความร้อนที่ให้กับโลหะในขณะที่หลอมถ่ายเทไปยังไทเทเนียมและนิกเกิลแทน ส่งผลให้ทองคำไม่สามารถละลายรวมเป็นเนื้อเดียวกับไทเทเนียมและนิกเกิลได้ ซึ่งจะสังเกตจากผลของ XRD ดังรูปที่ 4.15 (a) พบว่าที่ $2\theta = 38.269$ โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) จะมีโครงสร้างเป็น FCC ซึ่งเป็นโครงสร้างของทองคำบริสุทธิ์ จากเหตุผลข้างต้นทำให้โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %) ไม่มีโครงสร้างเป็นมาร์เทนไซต์ orthorhombic B19

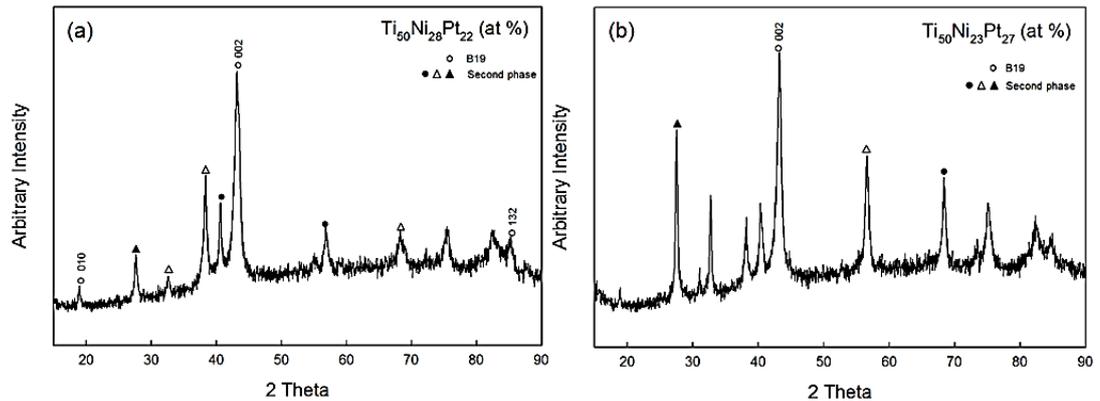


รูปที่ 4.17 ผลการทดสอบหาโครงสร้างผลึกด้วยเทคนิค X – Ray Diffraction (XRD) ที่อุณหภูมิห้องของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %)



รูปที่ 4.18 ผลการทดสอบหาโครงสร้างผลึกด้วยเทคนิค X – Ray Diffraction (XRD) ที่อุณหภูมิห้องของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)

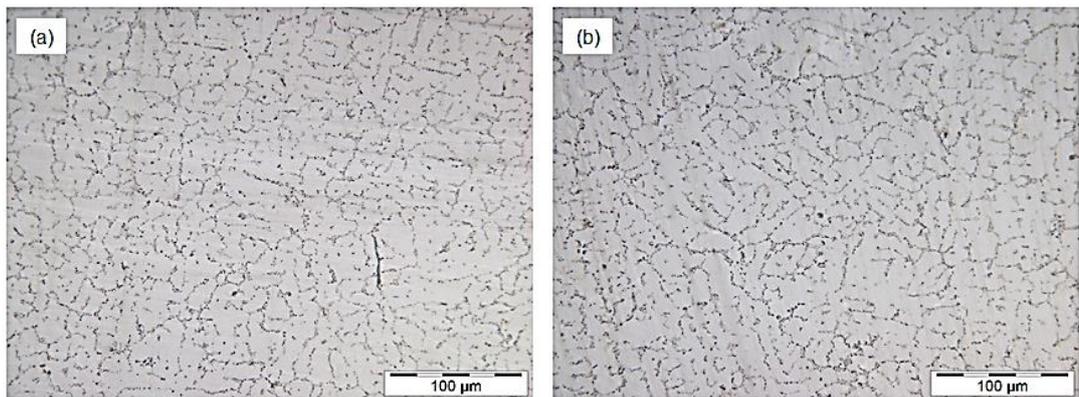
ส่วนโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) จะมีโครงสร้างผลึกเป็นมาร์เทนไซต์ orthorhombic B19 ดังรูปที่ 4.18 โดย peak ที่ปรากฏสามารถระบุดัชนีมิลเลอร์ (Miller indices) ได้ ดังนี้ $(111)_{B19}$, $(020)_{B19}$ และ $(121)_{B19}$ ซึ่งผลการทดสอบที่ได้คล้ายกับงานวิจัยของ Wu และ Tian [23] และโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) มีโครงสร้างผลึกเป็นมาร์เทนไซต์ orthorhombic B19 ดังรูปที่ 4.19 โดย peak ที่ปรากฏสามารถระบุดัชนีมิลเลอร์ (Miller indices) ได้ ดังนี้ $(010)_{B19}$, $(002)_{B19}$ และ $(121)_{B19}$ ซึ่งผลการทดสอบที่ได้คล้ายกับงานวิจัยของ Yamabe – Mitarai และคณะ [28]



รูปที่ 4.19 ผลการทดสอบหาโครงสร้างผลึกด้วยเทคนิค X – Ray Diffraction (XRD) ที่อุณหภูมิห้องของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %)

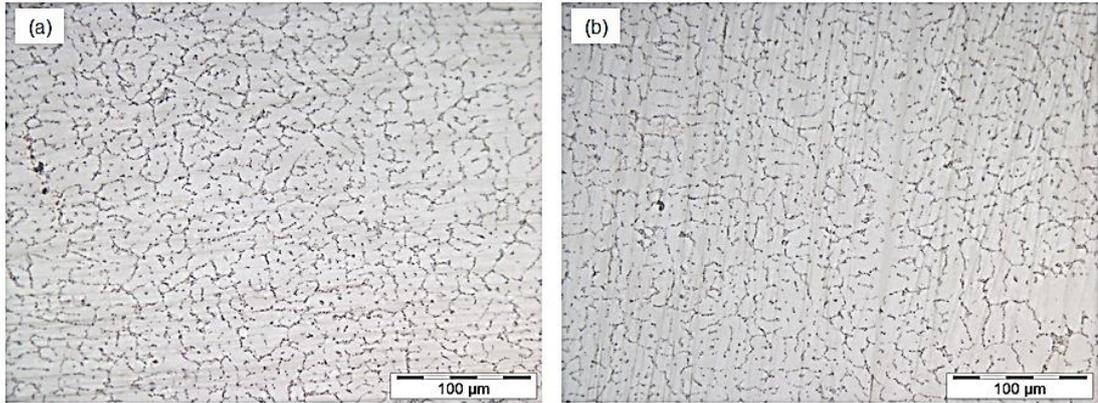
4.5.2 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค (Microstructure)

ในงานวิจัยนี้จะตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมที่ผ่านการกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิการใช้งานเพื่อศึกษาอิทธิพลของความร้อนที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม ซึ่งข้อมูลที่ได้สามารถคาดการณ์อายุการใช้งานของโลหะผสมจำรูปชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูงได้



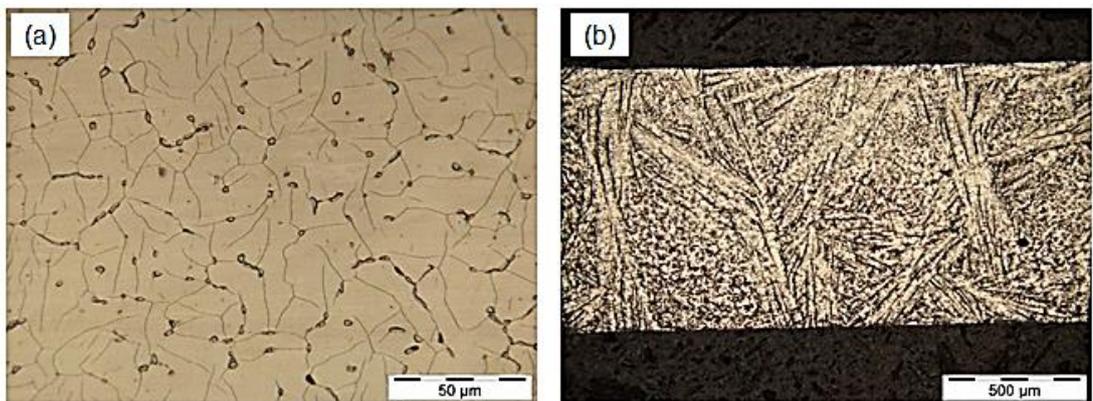
รูปที่ 4.20 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) (a) ก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อนและ (b) หลังจากผ่านกระบวนการทางความร้อน ที่อุณหภูมิการใช้งาน

จากรูปที่ 4.20 และ 4.21 แสดงโครงสร้างของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) ทั้งก่อนและหลังผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิการใช้งาน พบว่าลักษณะของเกรนหลังจากผ่านกระบวนการทางความร้อนจะมีลักษณะกลม (Equi – axed grain) และมีขนาดใกล้เคียงกัน ซึ่งเป็นผลมาจากเกิดกระบวนการอบอ่อน (Annealing) [20] ซึ่งจะส่งผลให้โลหะผสมมีความแข็งแรงลดต่ำลงเล็กน้อย ซึ่งสามารถสังเกตได้จากผลของการตรวจสอบขนาดของเกรน



รูปที่ 4.21 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) (a) ก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อนและ (b) หลังจากผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิใช้งาน

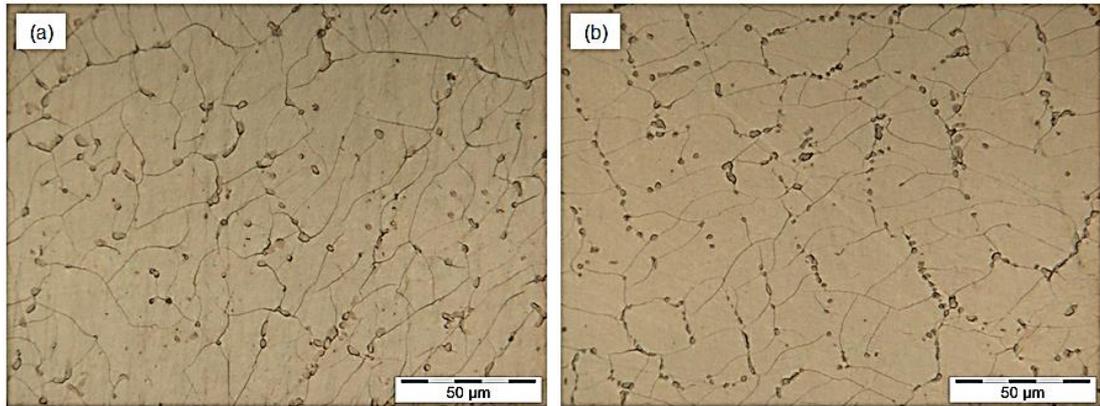
จากรูปที่ 4.22 แสดงโครงสร้างของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) ทั้งก่อนและหลังผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิใช้งาน พบว่าหลังจากการผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิใช้งาน โครงสร้างทางจุลภาคจะมีโครงสร้างเป็นมาร์เทนไซต์แบบลายสานตะกร้า (Basket weave) ซึ่งเกิดจากการจัดเรียงตัวกันของโครงสร้าง Widmannstätten โดยเป็นผลมาจากการที่ไฮโดรเจนและออกซิเจนแทรกตัวเข้าไปในโครงสร้างในระหว่างการเย็นตัวลงอย่างช้าๆ จะทำให้โครงสร้างเป็นแบบลายสานตะกร้า [29] ดังรูป



รูปที่ 4.22 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) (a) ก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อนและ (b) หลังจากผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิใช้งาน

จากรูปที่ 4.23 แสดงโครงสร้างของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) ทั้งก่อนและหลังผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิใช้งาน พบว่าลักษณะของเกรนหลังจากผ่านกระบวนการทางความร้อน

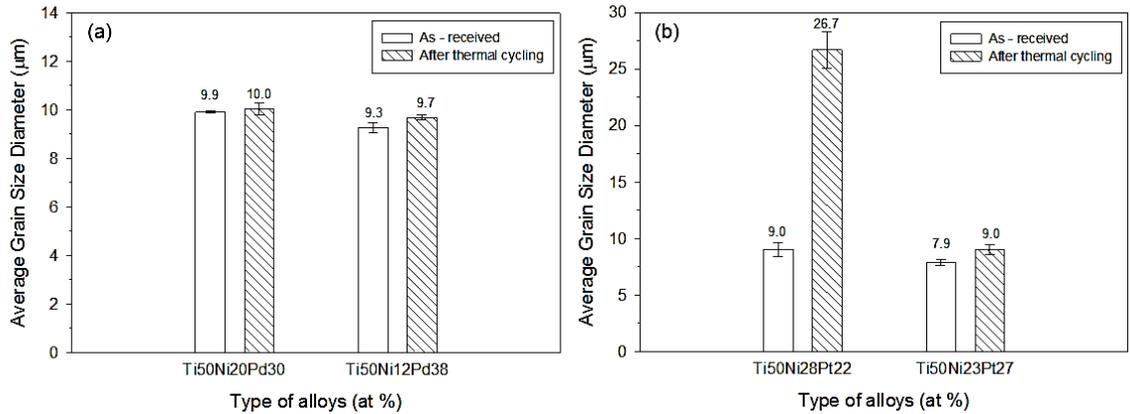
จะมีลักษณะกลม (Equi – axed grain) และมีขนาดใกล้เคียงกัน ซึ่งเป็นผลมาจากเกิดกระบวนการอบอ่อน (Annealing) [20] ซึ่งจะส่งผลให้โลหะผสมมีความแข็งแรงลดต่ำลงเล็กน้อยซึ่งสามารถสังเกตได้จากผลของการตรวจสอบขนาดของเกรนที่มีขนาดเพิ่มขึ้นจาก 7.9 μm ไปเป็น 9.0 μm



รูปที่ 4.23 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{23}\text{Pt}_{27}$ (at %) (a) ก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อนและ (b) หลังจากผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิการใช้งาน

4.5.3 การตรวจสอบหาขนาดเกรน (Grain Size Measurement)

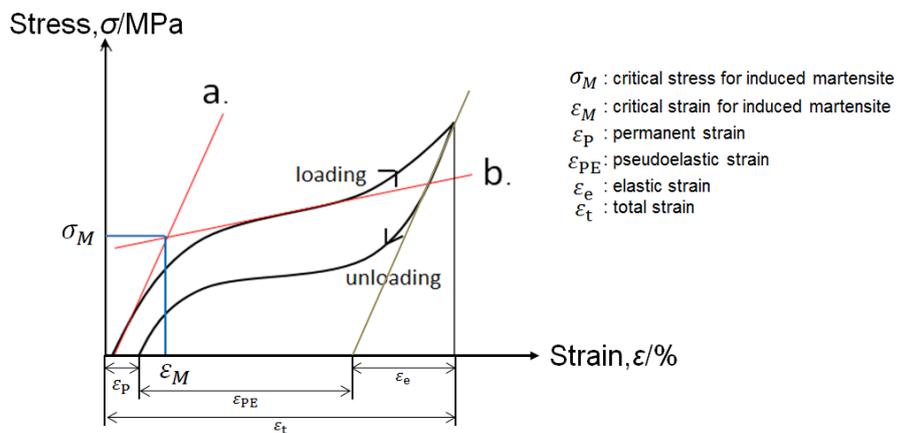
ขนาดความโตหรือเส้นผ่านศูนย์กลางของเกรนจะมีผลอย่างมากต่อสมบัติทางกลของโลหะผสม ดังนั้นจำเป็นต้องตรวจสอบหาขนาดของเกรนของโลหะผสมที่สังเคราะห์ขึ้นมา จากรูปที่ 4.24 พบว่าขนาดเกรนของโลหะผสม $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{20}\text{Pd}_{30}$ (at %) และ $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{12}\text{Pd}_{38}$ (at %) ลดลงจาก 9.9 μm ไปเป็น 9.3 μm เมื่อปริมาณร้อยละโดยอะตอมของพลาตินัมเพิ่มขึ้นจาก 30 – 38 at % ส่วนโลหะ $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{28}\text{Pt}_{22}$ (at %) และ $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{23}\text{Pt}_{27}$ (at %) ลดลงจาก 9.0 μm ไปเป็น 7.9 μm เมื่อปริมาณร้อยละโดยอะตอมของแพลทินัมเพิ่มขึ้นจาก 22 – 27 at % ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดสอบหาค่าความแข็งของโลหะผสม และหลังจากที่โลหะผสมผ่านการทดสอบไซเคิลอุณหภูมิที่อุณหภูมิการใช้งาน พบว่าขนาดเกรนของโลหะผสมมีขนาดเพิ่มขึ้นเล็กน้อยในทุกส่วนผสม ยกเว้นโลหะผสม $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{28}\text{Pt}_{22}$ (at %) ที่มีขนาดเกรนเปลี่ยนแปลงไปมากเนื่องจากเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างเป็นมาร์เทนไซต์แบบลายสานตะกร้า (Basket weave) ซึ่งจะส่งผลให้สมบัติของโลหะผสมชนิดนี้เปลี่ยนแปลงไปเช่นกัน



รูปที่ 4.24 ขนาดเกรนของ (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) และ (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) ก่อนและหลังผ่านการทดสอบไซเคิล อุณหภูมิที่อุณหภูมิใช้งาน

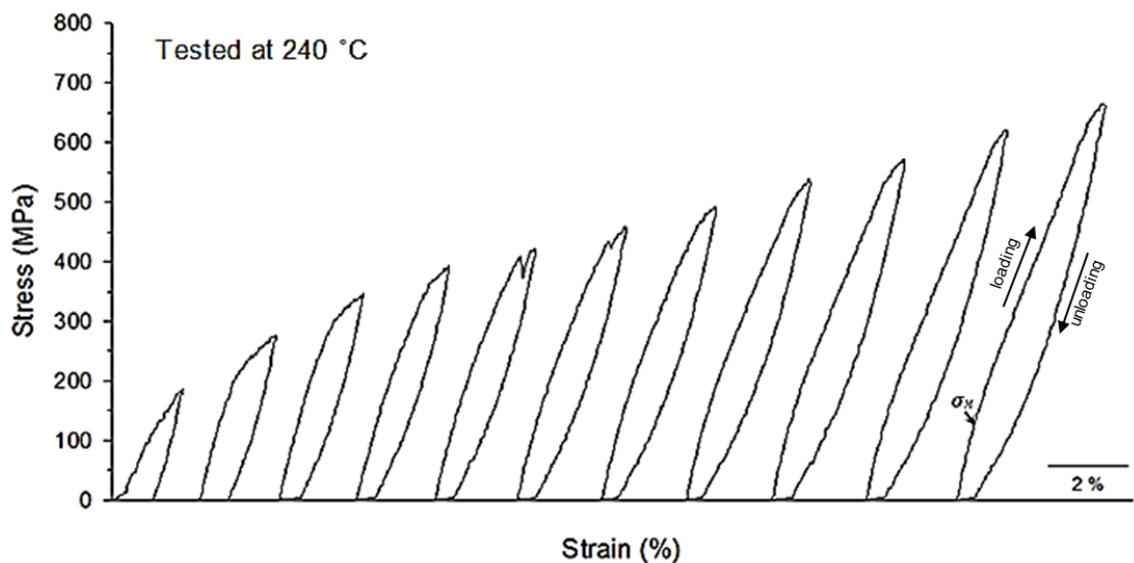
4.6 ผลการทดสอบแรงดึงภายใต้ความเค้นสลับ (Cyclic Test)

สมบัติ Pseudoelasticity ของโลหะผสมกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูงสามารถอธิบายได้จากการเปลี่ยนแปลงความชันของเส้น a. กับความชันของเส้น b. ดังแสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น – ความเครียดรูปที่ 4.25 แสดงให้เกิดสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดจากการเปลี่ยนความชันในขั้นตอนการดึง และเมื่อทำการปล่อยแรง unloading พบว่าโลหะผสมสามารถกลับคืนสู่ตำแหน่งเดิม จาก รูปที่ 4.25 จะเห็นได้ว่าสมบัตินี้จะชี้ชัดในกราฟขณะทำการปล่อยแรง (unloading) โดยจะเห็นการเปลี่ยนความชันโดยความชันจะมีค่ามากขึ้นเมื่อวัสดุถูกปล่อยแรง ดังรูปที่ 4.25 ซึ่งแสดงการเปลี่ยนความชันในเส้น a. และเส้น b.



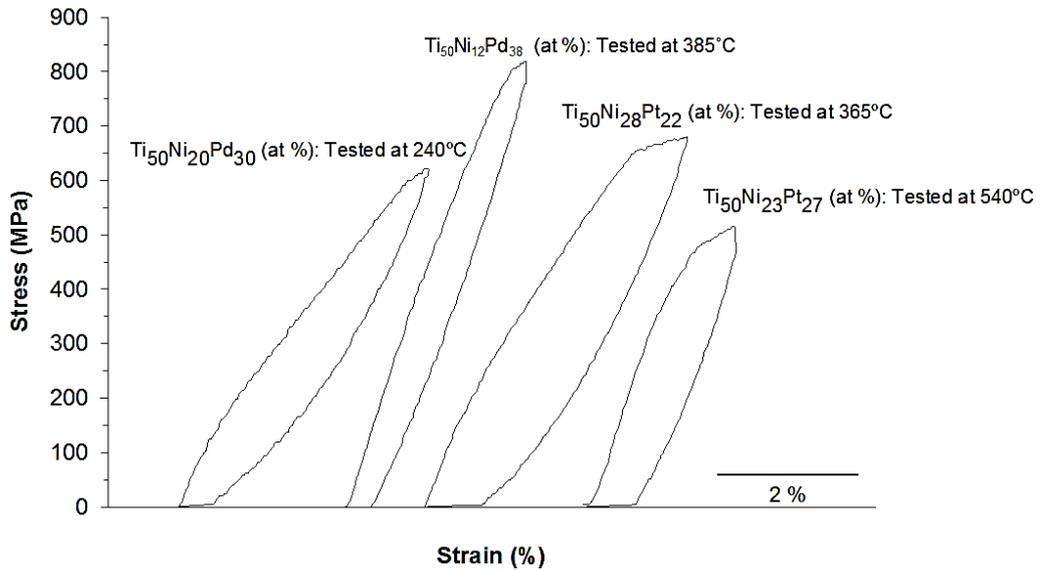
รูปที่ 4.25 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของวัสดุที่แสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด และตัวแปรที่ใช้ในการวิเคราะห์การทดลอง

ในงานวิจัยนี้เป็นการนำโลหะผสมจํารูปที่แสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดมาประยุกต์เป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติชนิดตรวจจับความเครียด (Strain sensor) ดังนั้นต้องวิเคราะห์หาความเค้น (Stress – induced martensite, σ_M) และความเครียด (Strain – induced martensite, ε_M) ที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ได้ เพราะความเครียดที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์นี้จะเป็นปัจจัยหลักที่จะนำไปกำหนดความแม่นยำของอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติ



รูปที่ 4.26 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ที่อุณหภูมิ 240°C

จากรูปที่ 4.26 แสดงผลการทดสอบ Cyclic test ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ที่อุณหภูมิ 240 °C พบว่า ในรอบแรกๆ ของการทดสอบ Cyclic จะสังเกตเห็นค่าความเค้นที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ (Stress Induced Martensite, σ_M) ได้ไม่ชัดเจน แต่เมื่อจำนวนรอบของการทดสอบ Cyclic เพิ่มขึ้นจนถึงรอบที่ 5 ค่าความเค้นที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ (σ_M) จะสามารถสังเกตได้อย่างชัดเจน เนื่องจากมีความเค้นสะสมภายในโครงสร้างมากขึ้น ส่งผลให้โครงสร้างของโลหะผสมมีความแข็งแรงมากขึ้น โดยปรากฏการณ์ที่เกิดขึ้นจะเรียกว่า Bauschinger effect ซึ่งเกี่ยวข้องกับ การเคลื่อนที่ของ Dislocation และผลที่ได้จะส่งผลให้ความเค้นที่ทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปถาวร (Critical Stress for Slip, σ_s) ของโลหะผสมสูงกว่าความเค้นที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ (Stress Induced Martensite, σ_M) จึงทำให้โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) สามารถแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดได้อย่างชัดเจน [23]



รูปที่ 4.27 กราฟความเค้นและความเครียดของโลหะผสมกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง ที่แสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด

จากรูปที่ 4.27 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของโลหะผสมกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง โดยอุณหภูมิในการทดสอบสูงกว่าอุณหภูมิ A_f ประมาณ 15°C ทำให้โครงสร้างภายในของโลหะผสมเป็นออสเทนไนต์ที่สมบูรณ์ ซึ่งพบว่าโลหะผสมสามารถแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดได้ทุกชนิด และจากตารางที่ 4.3 แสดงความเค้นและความเครียดที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์

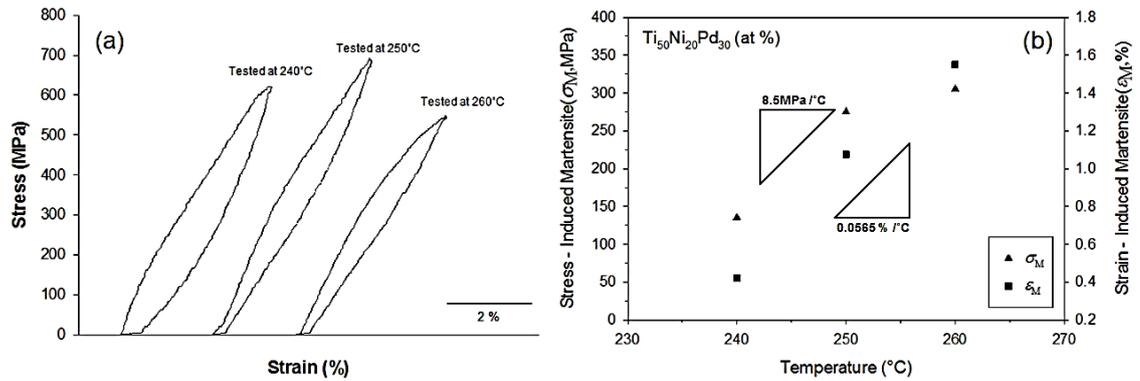
ตารางที่ 4.3 ความเค้น (Stress – induced martensite) และความเครียด (Strain – induced martensite) ที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ของโลหะผสมกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง

Alloys (at %)	Stress – induced martensite (σ_M , MPa)	Strain – induced martensite (ϵ_M , %)	Total strain (ϵ_t , %)	Pseudoelastic strain (ϵ_{PE} , %)
Ti ₅₀ Ni ₂₀ Pd ₃₀	135	0.42	3.8	1.25
Ti ₅₀ Ni ₁₂ Pd ₃₈	273	0.60	2.8	0.55
Ti ₅₀ Ni ₂₈ Pt ₂₂	226	0.64	4.0	1.02
Ti ₅₀ Ni ₂₃ Pt ₂₇	286	0.72	2.4	0.58

พบว่า ความเค้น (Stress – induced martensite, σ_M) และความเครียด (Strain – induced martensite, ϵ_M) ที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %) เพิ่มขึ้นจาก 135 – 273 MPa และ 0.42 – 0.60 % ตามลำดับ เมื่อปริมาณร้อยละโดยอะตอมของพลาตตินัมเพิ่มขึ้นจาก 30 – 38 at % และโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) เพิ่มขึ้นจาก 226 – 286 MPa และ 0.64 – 0.72 % ตามลำดับ เมื่อปริมาณร้อยละโดยอะตอมของแพลทินัมเพิ่มขึ้นจาก 22 – 27 at %

จากรูปที่ 4.27 และตารางที่ 4.3 จะเห็นว่า โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) แสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดที่อุณหภูมิสูงได้ดีที่สุด โดยชี้วัดจากค่าเค้น (Stress – induced martensite, σ_M) และความเครียด (Strain – induced martensite, ϵ_M) ที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ที่มีค่าต่ำที่สุดเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะผสมที่มีธาตุที่สามชนิดเดียวกัน นอกจากนั้นโลหะผสมชนิดดังกล่าวยังมีความเครียดทั้งหมด (Total strain, ϵ_t) และยังมีความเครียดที่เกิดจากสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด (Pseudoelastic strain, ϵ_{PE}) ที่สูงกว่าโลหะผสมชนิดอื่นๆ เนื่องจากปัจจัย 3 อย่างที่ได้กล่าวมานั้นจะเป็นตัวกำหนดความแม่นยำของอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติชนิดตรวจจับความเครียด (Strain sensor)

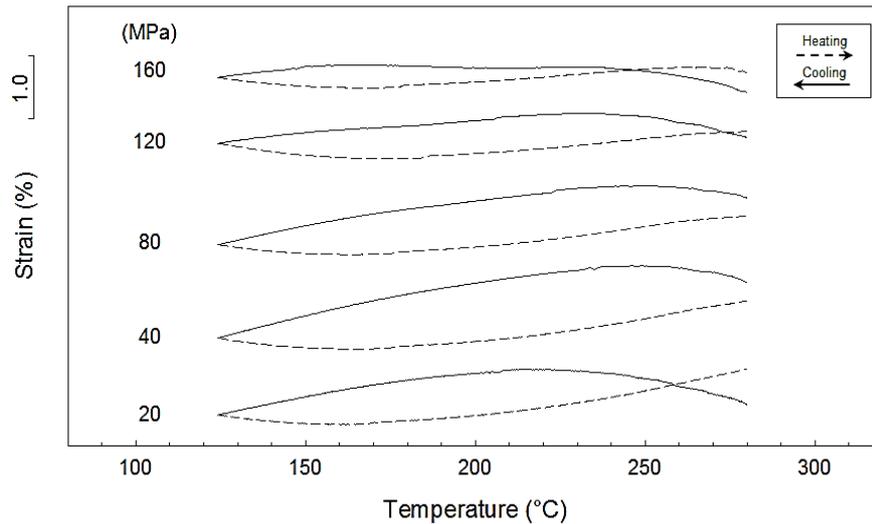
ในสภาวะการทำงานจริงอุณหภูมิการทำงานอาจเกิดการเปลี่ยนแปลงซึ่งจะส่งผลต่อสมบัติของโลหะผสม จึงเลือกโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) มาทำทดสอบแรงดึงภายใต้ความเค้นสลับที่อุณหภูมิต่างๆ เพื่อหาผลกระทบของอุณหภูมิต่อความเค้นที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ (Stress – induced martensite, σ_M) จากรูปที่ 4.28 พบว่าเมื่ออุณหภูมิตดสอบเพิ่มสูงขึ้นจะส่งผลให้ σ_M และ ϵ_M สูงขึ้น โดย σ_M จะสูงขึ้น 8.5 MPa/°C ขณะที่ ϵ_M จะมีค่าสูงขึ้น 0.0565%/°C เนื่องจากโครงสร้างของโลหะผสมเป็นเฟสออสเทนไนต์ที่สมบูรณ์และเสถียรมากขึ้นทำให้ต้องใช้ความเค้นที่สูงขึ้นในการที่จะเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ ซึ่งเป็นไปตามความสัมพันธ์ของ Clausius – Clapeyron relationship [3] ดังนั้นในการนำไปใช้จริงจึงต้องกำหนดให้อุณหภูมิการใช้งานให้สูงกว่า A_f temperature เล็กน้อยเพื่อที่จะได้ σ_M และ ϵ_M ที่มีค่าต่ำที่สุดและหลีกเลี่ยงการเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรก่อนการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างภายในของโลหะผสมอีกด้วย



รูปที่ 4.28 (a) กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของโลหะผสม $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{20}\text{Pd}_{30}$ (at %) ที่อุณหภูมิต่างๆ (b) อิทธิพลของอุณหภูมิต่อความเค้นและความเครียดที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์

4.7 ผลการทดสอบไซเคิลของอุณหภูมิ (Thermal Cycling)

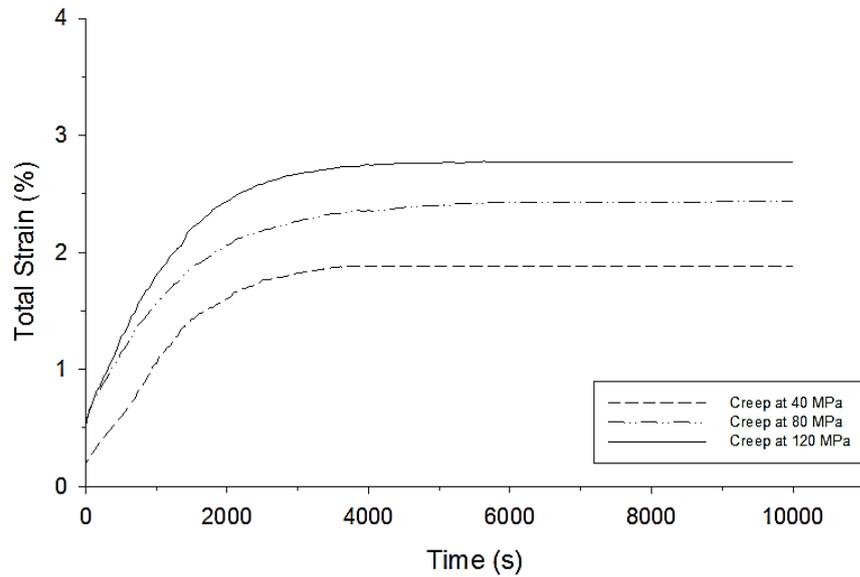
การทดสอบไซเคิลของอุณหภูมิ (Thermal cycling) มีจุดประสงค์เพื่อศึกษาสมบัติของโลหะผสมภายใต้สภาวะที่ได้รับความเค้นและมีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิจากต่ำไปสูงหรือสูงไปต่ำ ซ้ำไปซ้ำมา เนื่องจากการอยู่ภายใต้สภาวะดังกล่าวจะส่งผลต่อพฤติกรรมจํารูปและอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมเปลี่ยนไป [19] ซึ่งจากผลการทดสอบพบว่าไม่สามารถสังเกตความเครียดที่เกิดจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างภายใน (Phase transformation) ได้ชัดเจนในทุกๆ ระดับความเค้น ดังแสดงในรูปที่ 4.29 เนื่องจากความเครียดที่เกิดจากการขยายตัวทางความร้อน (Thermal expansion) มีค่าสูงกว่าความเครียดที่เกิดจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างภายใน ดังนั้นโลหะผสมชนิดนี้จะไม่เหมาะสมที่จะประยุกต์ใช้เป็นอุปกรณ์ต้นกําเนิดแรง (Actuator) เนื่องจากไม่สามารถแสดงพฤติกรรมจํารูปภายใต้สภาวะที่ได้รับความเค้นและมีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิจากต่ำไปสูงหรือสูงไปต่ำ ซ้ำไปซ้ำมาได้ แต่ในงานวิจัยนี้เป็นการประยุกต์โลหะผสมจํารูปไปใช้งานเป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติที่อุณหภูมิสูง ซึ่งต้องใช้งานในบริเวณที่มีอุณหภูมิกงที่หรือเปลี่ยนแปลงเล็กน้อยเท่านั้น ซึ่งสิ่งที่จะต้องพิจารณาจากการทดสอบไซเคิลของอุณหภูมิคือความเครียดที่เกิดขึ้นจากการขยายตัวทางความร้อนจะมีค่ามากกว่าความเครียดที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์หรือไม่ โดยจะสังเกตจากเมื่อมีการเพิ่มหรือลดอุณหภูมิ ถ้าโลหะผสมไม่มีการขยายตัวเนื่องจากความร้อนกราฟที่ได้จะมีความชันเท่ากับศูนย์หรือขนานกับแกน x แต่ถ้ามีการขยายตัวเนื่องจากความร้อนกราฟที่ได้จะไม่ขนานกับแกน x ดังรูปที่ 4.29 ซึ่งพบว่าในทุกๆ ระดับความเค้น ค่าความเครียดที่เกิดขึ้นมีค่าน้อยกว่าความเครียดที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ จึงสามารถสรุปได้ว่า โลหะผสม $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{20}\text{Pd}_{30}$ (at %) มีศักยภาพที่จะนำไปประยุกต์ใช้งานเป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติที่อุณหภูมิสูง



รูปที่ 4.29 ความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดและอุณหภูมิที่ได้จากการทดสอบไซเคิลอุณหภูมิ (Thermal Cycling) ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ที่ระดับความเค้นต่างๆ

4.8 ผลการทดสอบการคืบ (Creep test)

การทดสอบความคืบหรือ Creep testing นั้นมีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาอัตราการเปลี่ยนรูปของโลหะผสมเนื่องจากอุณหภูมิเมื่อได้รับแรงกระทำคงที่ อุณหภูมิที่สูงขึ้นนั้นมีผลทำให้วัสดุสามารถเสียรูปได้ง่ายขึ้นเนื่องจากอะตอมสามารถเคลื่อนที่ได้ง่ายขึ้นและเกิดการเคลื่อนที่ของ Dislocation หรือ Slip ได้ง่ายขึ้น และเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น โอกาสที่เกิด Slip system ใหม่ๆ เพิ่มขึ้นอีก รวมทั้งเกิดการเคลื่อนตัวของขอบเกรน (Grain boundary) ได้ง่ายขึ้น ดังนั้น จึงมีผลทำให้โลหะใช้งานที่อุณหภูมิสูงนั้นมีโอกาสที่จะเสียรูปได้ง่ายกว่าการนำมาใช้งานที่อุณหภูมิลดหรืออุณหภูมิต่ำ ดังนั้นจึงจำเป็นที่จะต้องทราบพฤติกรรมของโลหะผสมว่ามีอัตราการเปลี่ยนรูปเนื่องจากการคืบมากหรือน้อยเพียงใด เพราะถ้ามีอัตราการเปลี่ยนรูปที่สูงนั้น การเปลี่ยนรูปที่เกิดขึ้นจะส่งผลทำให้โลหะผสมเกิดการเปลี่ยนเฟสซึ่งเป็นการเปลี่ยนเฟสจากการคืบไม่ใช่เกิดจากรอยแยก (Crack) ซึ่งจะทำให้ความแม่นยำของการตรวจวัดความผิดปกติในลักษณะความเครียดสูญเสียไป อีกทั้งจะทำให้สมบัติทางกลของโลหะผสมแยกลงอีกด้วย

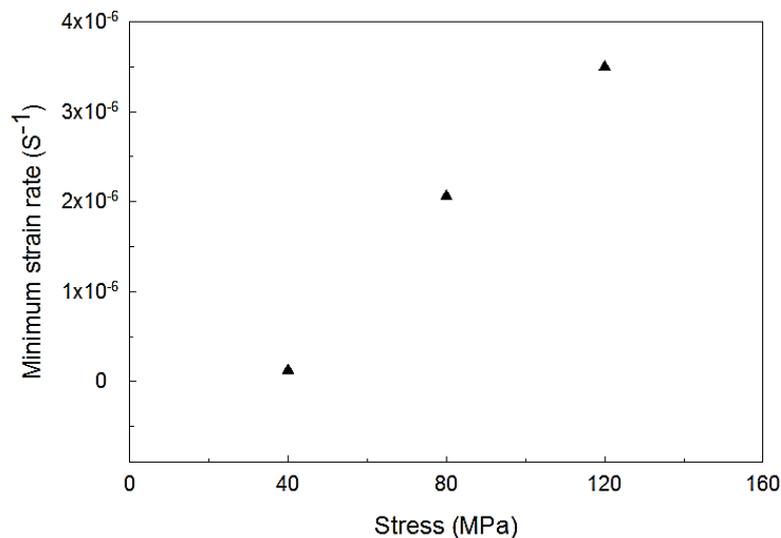


รูปที่ 4.30 กราฟความเครียดและเวลาแสดงการคืบของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ภายใต้ระดับความเค้นคงที่ตั้งแต่ 40 – 120 MPa ที่อุณหภูมิ 240°C

จากรูปที่ 4.30 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดและเวลาของ $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ภายใต้ระดับความเค้นคงที่ตั้งแต่ 40 – 120 MPa ที่อุณหภูมิ 240°C เป็นเวลา 2.77 ชั่วโมง พบว่าในช่วงแรกๆ ของการทดสอบความเครียดของโลหะผสมเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วจากนั้นจะค่อยๆ ลดลงจะเกือบคงที่เนื่องจากโลหะผสมเกิดกระบวนการ work hardening และมีการเพิ่มปริมาณของ dislocation เนื่องจากได้รับแรงภายนอกและอัตราการเพิ่ม dislocation นี้เองมาจากกระบวนการ work hardening มีมากกว่าการสูญเสีย dislocation อันเนื่องมาจากอุณหภูมิ ดังนั้นจึงทำให้อัตราการเพิ่มขึ้นของความเครียดสูงในช่วงแรกและค่อยๆ ลดลงจนเกือบคงที่ หลังจากนั้นโลหะผสมจะมีการเพิ่มความเครียดอย่างช้าๆ ทำให้อัตราการเพิ่มความเครียดลดลงจากช่วงแรกซึ่งจะถือว่าค่า minimum strain rate ในช่วงนี้เป็นค่าเฉลี่ยของ creep rate ของโลหะผสม โดยการที่ creep rate ของโลหะในช่วงนี้มีค่าคงที่นั้นเนื่องมาจากว่าชิ้นงานได้รับทั้ง Stress และ อุณหภูมิพร้อมๆ กันจึงทำให้เกิด Work hardening และ Annealing ในอัตราที่เท่าๆ กัน นั่นคือ อัตราการเกิด Dislocation จากกระบวนการ Work hardening จะเท่ากับอัตราการสูญเสีย Dislocation จากกระบวนการ Annealing นั้นเอง และเมื่อสังเกตจากกราฟในช่วงนี้จะให้ค่าความชัน (Slope) ต่ำที่สุด ค่าความชันนี้เราเรียกว่า อัตราการเปลี่ยนแปลงความคืบ หรือ Creep rate ซึ่งจากการทดสอบพบว่าโลหะผสมเข้าสู่ช่วง Secondary creep ซึ่งเป็นช่วงที่อัตราการเปลี่ยนแปลงการคืบจะค่อนข้างคงที่ (Steady – state creep) ภายในเวลา 60 นาที และพบว่าเมื่อเวลาผ่านไป 2.77 ชั่วโมง ความเครียดทั้งหมดที่เกิดจากการคืบ มีค่าเท่ากับ 1.7 %, 1.9 % และ 2.25 % ที่ระดับความเค้น 40 MPa, 80 MPa และ 120 MPa ตามลำดับ จากความเครียดที่เกิดขึ้น คิดเป็นอัตราการเปลี่ยนแปลงความคืบ (Minimum strain rate หรือ creep rate) ได้เท่ากับ $1.25 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$, $2.06 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ และ 3.5×10^{-6}

s^{-1} ที่ระดับความเค้น 40 MPa, 80 MPa และ 120 MPa ตามลำดับ ดังรูปที่ 4.31 ซึ่งจะเห็นได้ว่า อัตราการเปลี่ยนแปลงความเค้น (Minimum strain rate หรือ creep rate) สูงขึ้นเมื่อระดับความเค้นสูงขึ้น

จากผลการทดสอบพบว่าความเครียดที่เกิดขึ้นในช่วงแรกๆ ของช่วง Primary creep มีขนาดน้อยกว่าความเครียดที่สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ (Strain – induced martensite, ϵ_M) แต่เมื่อเวลาผ่านไปความเครียดที่เกิดการคืบจะมีค่าเพิ่มขึ้นเรื่อยๆ จนกระทั่งสูงกว่า ϵ_M ซึ่งจะส่งผลให้โลหะจำรูปเกิดการเปลี่ยนเฟสซึ่งเป็นการเปลี่ยนเฟสจากการคืบไม่ใช่เกิดจากรอยแยก (Crack) ซึ่งจะทำให้ความแม่นยำของการตรวจจับความผิดปกติในลักษณะความเครียดสูญเสียบไป แต่ในการนำไปประยุกต์ใช้เป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติที่อุณหภูมิสูงนั้น ในสภาวะการทำงานจริงในช่วงเริ่มต้นโลหะผสมไม่ได้อยู่ในสภาวะที่ไม่ได้รับความเค้น (Stress free) ซึ่งทำให้ความเครียดที่เกิดจากการคืบจะไม่สูงเท่ากับในสภาวะที่ได้รับความเค้น จากนั้นเมื่อรอยแยกที่มีขนาดเล็กๆ เกิดขึ้นโลหะผสมจำรูปจะเกิดการเปลี่ยนเฟสขึ้น ทำให้สามารถใช้ประโยชน์จากการเปลี่ยนเฟสในการตรวจจับรอยแยกเล็กๆ ได้ จึงทำให้โลหะผสมยังมีศักยภาพที่จะนำไปประยุกต์ใช้เป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติที่อุณหภูมิสูง

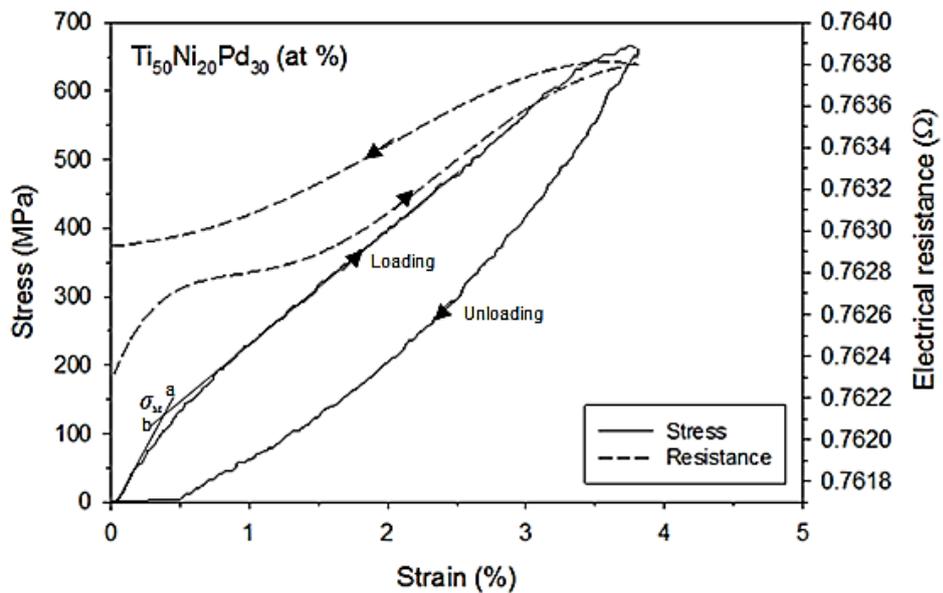


รูปที่ 4.31 อัตราการเปลี่ยนแปลงการคืบ (Creep rate) ของ โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ที่ระดับความเค้นคงที่ ตั้งแต่ 40 – 120 MPa ที่อุณหภูมิ 240 °C

4.9 แบบจำลองการตรวจจ็บรอยร้าวโดยใช้เซ็นเซอร์โลหะผสมจำรูปและทำการทดสอบระบบ

การใช้โลหะผสมจำรูปมาประยุกต์เป็นเซ็นเซอร์นั้นจะอาศัยประโยชน์จากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างภายในของวัสดุเมื่อได้รับแรงดึงซึ่งจะส่งผลให้ความต้านทานทางไฟฟ้าของวัสดุเปลี่ยนแปลงไป กล่าวคือ โลหะผสมจำรูปที่มีโครงสร้างภายในเป็น Parent phase หรือ Austenite ที่สมบูรณ์จะแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด (Superelastic property) เมื่อเกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของโลหะผสมจำรูปจากการที่ได้รับแรงภายนอก เช่น ความเค้นและรอยแยก (Crack deformation) เป็นต้น จะทำให้โครงสร้างภายในจะเปลี่ยนแปลงไปเป็น Martensite โดยการเปลี่ยนรูปจะอยู่ภายใต้อิทธิพลของความเค้น (Stress Induced Martensite, SIM) ซึ่งจะเกิดการจัดเรียงตัวของอะตอมภายในทำให้เกิดปฏิกิริยาคายพลังงานและดูดพลังงาน และทำให้ mean path of electron เปลี่ยนแปลงส่งผลให้ความต้านทานทางไฟฟ้าของโลหะผสมจำรูปจะเปลี่ยนไป โดยสร้างแบบจำลองการตรวจจ็บรอยร้าวโดยใช้โลหะผสมจำรูปที่มีโครงสร้างภายในเป็น Parent phase หรือ Austenite ที่สมบูรณ์และจะแสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวด (Superelastic property) นำมาประยุกต์ใช้เป็นอุปกรณ์ตรวจจ็บความผิดปกติของโครงสร้างทางวิศวกรรม ในลักษณะตรวจจ็บความเครียด (Strain gauge) โดยใช้ลวดโลหะผสมจำรูปที่มีขนาด 1 x 20 มิลลิเมตร ความยาวเกจ 8 มิลลิเมตร จากนั้นทำการทดสอบแรงดึงโดยใช้ความเร็วในการดึงเท่ากับ 10 มิลลิเมตรต่อนาที และในขณะที่ดึงจะมีการวัดความต้านทานทางไฟฟ้าไปด้วย จากรูปที่ 4.32 พบว่าเมื่อความเค้นเพิ่มขึ้นจนกระทั่งถึงระดับ 135 MPa และความเครียดเท่ากับ 0.4 % ความชันของกราฟจะเริ่มเปลี่ยนไปจากความชันเดิม (เส้น a) แสดงว่าโครงสร้างภายในของโลหะผสมเริ่มมีการเปลี่ยนแปลง จากนั้นถ้าเพิ่มความเค้นไปเรื่อยๆ จะพบว่าความชันของกราฟจะเป็นดังเส้น b แสดงว่าโครงสร้างภายในของโลหะผสมเปลี่ยนจากออสเทนไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์เรียบร้อยแล้ว ซึ่งความเค้นวิกฤตที่กระตุ้นให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างมาเป็นมาร์เทนไซต์ (Critical stress for stress – induce martensite, σ_M) แสดงโดยจุดตัดของเส้น a. และเส้น b.

เมื่อพิจารณาในกรณีของค่าความต้านทานทางไฟฟ้า พบว่าเมื่อความเครียดเพิ่มขึ้นค่าความต้านทานทางไฟฟ้าจะค่อยๆ เพิ่มขึ้นเนื่องจากความยาวของชิ้นงานทดสอบเพิ่มขึ้นและพื้นที่หน้าตัดของลวดลดลง จนกระทั่งถึงประมาณ 0.4 % ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าของโลหะผสมจะเริ่มลดลงจนกระทั่งถึง 1.5 % ซึ่งผลดังกล่าวเกิดจากโครงสร้างภายในของโลหะผสมเปลี่ยนแปลงจากเฟสแม่หรือออสเทนไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์ ซึ่งโดยปกติแล้วค่าความต้านทานทางไฟฟ้าของเฟสแม่จะสูงกว่ามาร์เทนไซต์จึงทำให้ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าลดลง และถ้าเพิ่มความเครียดให้มากกว่า 1.5 % ไปจนถึง 3.8 % ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าจะค่อยๆ เพิ่มขึ้นเนื่องจากความยาวของลวดเพิ่มขึ้นและพื้นที่หน้าตัดของลวดลดลง



รูปที่ 4.32 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น – ความเครียด และความต้านทานทางไฟฟ้า – ความเครียด ในระหว่างการทดสอบแรงดึงภายใต้ความเค้นสถับที่อุณหภูมิ 240°C

จากผลดังกล่าวจะเห็นว่าในช่วงแรกๆ ที่ยังไม่มีการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างภายใน นั้นโลหะผสมจะแสดงพฤติกรรมเหมือนอุปกรณ์ตรวจจับความเครียด (Strain gauge) ทั่วๆ ไป แต่เมื่อเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างภายในขึ้น โลหะผสมจะมีพฤติกรรมต่างจากอุปกรณ์ตรวจจับความเครียดทั่วๆ ไป เนื่องจากปกติค่าความเครียดของโลหะเพิ่มขึ้นค่าความต้านทานทางไฟฟ้าต้องเพิ่มขึ้น แต่สำหรับโลหะผสมจำรูปนั้นค่าความต้านทานทางไฟฟ้าจะลดลงซึ่งเป็นผลมาจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างภายใน ซึ่งค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่ลดลงนี้จะสังเกตได้ชัดเจนและมีขนาดมากกว่าค่าความต้านทานทางไฟฟ้าของอุปกรณ์ตรวจจับความเครียดทั่วๆ ไป ถึง 10 – 20 เท่า [24] จึงส่งผลให้ความแม่นยำในการตรวจวัดสูงขึ้น เนื่องจากในสภาวะอุณหภูมิสูงจะมีสัญญาณรบกวน เช่น สัญญาณทางไฟฟ้า เป็นต้น การเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่ได้จากอุปกรณ์ตรวจจับความเครียดทั่วๆ ไป อาจจะถูกสัญญาณรบกวนคุกคลืนจนทำให้ไม่สามารถตรวจวัดการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้าเนื่องจากการเปลี่ยนแปลงความเครียดได้อย่างชัดเจนซึ่งจะส่งผลต่อความแม่นยำของอุปกรณ์ตรวจวัด ดังนั้นจึงสามารถใช้ประโยชน์จากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างภายในของโลหะผสมจำรูปมาประยุกต์เป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติของโครงสร้างทางวิศวกรรมในลักษณะตรวจจับความเครียด (Strain sensor) โดยขนาดรอยแยกที่เล็กที่สุดที่สามารถตรวจวัดได้ชัดเจนที่สุดได้มีขนาดเท่ากับ 32 ไมโครเมตร (0.4 % stain)

4.10 คู่มือการใช้งานเซ็นเซอร์โลหะผสมจำรูป

การนำเซ็นเซอร์โลหะผสมจำรูปไปประยุกต์ใช้นั้นจำเป็นต้องทราบถึงคุณสมบัติของตัวเซ็นเซอร์ ช่วงอุณหภูมิการทำงาน รวมไปถึงข้อจำกัดและข้อควรระวังในการนำไปใช้งานเพื่อให้เซ็นเซอร์มีประสิทธิภาพสูงสุด จากตารางที่ 4.4 แสดงถึงสมบัติของเซ็นเซอร์โลหะผสมจำรูป พบว่าโลหะผสมแต่ละชนิดมีอุณหภูมิที่ต่างกัน ดังนั้นการประยุกต์ใช้งานควรใช้ที่อุณหภูมิที่กำหนด เพื่อให้ได้ประสิทธิภาพของเซ็นเซอร์สูงที่สุด

ตารางที่ 4.4 สมบัติของเซ็นเซอร์โลหะผสมจำรูป

Alloys (at %)	Operating temperature (°C)	Precision (ϵ_M /%)	Maximum strain (%)
Ti ₅₀ Ni ₂₀ Pd ₃₀	240 ±5	0.42	3.8
Ti ₅₀ Ni ₁₂ Pd ₃₈	385 ±5	0.60	2.8
Ti ₅₀ Ni ₂₈ Pt ₂₂	365 ±5	0.64	4.0
Ti ₅₀ Ni ₂₃ Pt ₂₇	540 ±5	0.72	2.4

ข้อควรระวังในการใช้งาน

1. ไม่ควรใช้งานที่อุณหภูมิต่ำกว่า Operating temperature เกิน 5 – 10°C เนื่องจากโลหะผสมจะไม่มีโครงสร้างภายในเป็นออสเทนไนต์ที่สมบูรณ์ ดังนั้นจะไม่แสดงสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดที่สมบูรณ์ ทำให้มีโอกาสที่จะไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างภายในภายใต้อิทธิพลของความเค้น (Stress Induced Martensite, SIM) ส่งผลให้การเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้าไม่ชัดเจนซึ่งจะทำให้การตรวจวัดมีประสิทธิภาพต่ำลง
2. ไม่ควรใช้งานที่อุณหภูมิสูงกว่า Operating temperature เกิน 5 – 10°C เนื่องจากจะทำให้ค่า σ_M และ ϵ_M สูงขึ้นทำให้ความแม่นยำในการตรวจจ็บรอยร้าวลดลงและเสี่ยงต่อการเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรก่อนการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างภายในของโลหะผสมอีกด้วย

บทที่ 5 สรุปผลงานวิจัยและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลงานวิจัย

งานวิจัยนี้เป็นการวิจัยเพื่อสังเคราะห์และพัฒนาโลหะผสมจำรูปกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูงที่มีสมบัติความยืดหยุ่นยิ่งยวด และทดสอบสมบัติทางกล ทางกลความร้อน รวมทั้งการเพิ่มสมบัติการต้านทานการเกิดคาร์คิบที่อุณหภูมิสูงของวัสดุและศึกษาความน่าจะเป็นที่จะนำมาใช้เป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติที่มีอุณหภูมิสูง โดยสังเคราะห์โลหะผสมไทเทเนียม – นิกเกิล – ทองคำที่มีส่วนผสมของทองคำตั้งแต่ร้อยละ 24 – 35 โดยอะตอม ($Ti_{50}Ni_{50-X}Au_X$ เมื่อ $X = 24 - 35$ at %) โลหะผสมไทเทเนียม – นิกเกิล – พาลาเดียมที่มีส่วนผสมของพาลาเดียมตั้งแต่ร้อยละ 30 – 38 โดยอะตอม ($Ti_{50}Ni_{50-X}Pd_X$ เมื่อ $X = 30 - 38$ at %) และโลหะผสมไทเทเนียม – นิกเกิล – แพลทินัมที่มีส่วนผสมของแพลทินัมตั้งแต่ร้อยละ 22 – 27 โดยอะตอม ($Ti_{50}Ni_{50-X}Pt_X$ เมื่อ $X = 22 - 27$ at %) จากนั้นโลหะผสมทั้งหมดจะผ่านกระบวนการรีดเย็นที่อัตราการรีดเย็นร้อยละ 20 เพื่อเพิ่มความเค้นภายใน (Internal Stress) และเพิ่มความแข็งแรง (Critical stress for slip) ให้กับโครงสร้างจากนั้นต้องผ่านกระบวนการอบอ่อน (Annealing) ที่อุณหภูมิ 400 – 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง แล้ววิเคราะห์สมบัติต่างๆ ซึ่งแบ่งออกเป็นสองขั้นตอน ขั้นตอนแรกจะทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชัน และสมบัติการยืดหยุ่นยิ่งยวด หลังจากนั้นเมื่อได้เงื่อนไขที่ดีและเหมาะสมแล้วจึงทดสอบสมบัติการต้านทานการเกิดคาร์คิบและจำลองการตรวจจับรอยร้าวโดยใช้เซ็นเซอร์โลหะผสมจำรูป จากผลการทดลองสามารถสรุปงานวิจัยได้ดังนี้

1. งานวิจัยนี้สามารถสร้างโลหะผสมไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูงที่มีสมบัติยืดหยุ่นยิ่งยวดได้ โดยพบในโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %)
2. การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักเนื่องจากปฏิกิริยาออกซิเดชันไม่ส่งผลต่อสมบัติการจำรูปของโลหะผสม จึงไม่ส่งผลต่อการทำงานของโลหะผสมจำรูปที่ประยุกต์ใช้งานเป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติที่อุณหภูมิสูงในลักษณะอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติชนิดตรวจจับความเครียด (Strain sensor)
3. จากการศึกษาความสามารถในการต้านทานการเกิดคาร์คิบของโลหะผสมที่อุณหภูมิสูงพบว่าโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) มีสมบัติการต้านทานการเกิดคาร์คิบที่อุณหภูมิสูงที่ดีที่สุดเมื่อเทียบกับโลหะผสมชนิดอื่นๆ
4. จากแบบจำลองการตรวจจับรอยร้าวโดยใช้โลหะผสมจำรูปมาประยุกต์เป็นอุปกรณ์ตรวจจับความผิดปกติชนิดตรวจจับความเครียด (Strain sensor) พบว่าในช่วงที่ยังไม่มีการเปลี่ยนแปลงโครงสร้าง

ภายในโลหะผสมสามารถแสดงพฤติกรรมเหมือนอุปกรณ์ตรวจจับความเครียด (Strain gauge) ทั่วๆ ไป แต่เมื่อเกิดการเปลี่ยนแปลง โครงสร้างภายในขึ้น โลหะผสมจะมีพฤติกรรมต่างจากอุปกรณ์ตรวจจับความเครียดทั่วๆ ไป โดยค่าความต้านทานทางไฟฟ้าจะลดลงเมื่อความเครียดเพิ่มขึ้นและค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่ลดลงนี้ซึ่งสามารถสังเกตได้อย่างชัดเจน โดยแบบจำลองที่สร้างขึ้นสามารถตรวจจับขนาดของรอยร้าวที่เล็กที่สุดมีขนาดเท่ากับ 32 ไมโครเมตร (0.42 % stain)

5.2 ประโยชน์ที่ได้รับจากงานวิจัย

1. สามารถนำเทคโนโลยีวัสดุฉลาดมาประยุกต์ใช้เพื่อตรวจจับความผิดปกติของวัสดุอุปกรณ์ภายใต้สถานะที่มีอุณหภูมิ
2. สามารถสร้างองค์ความรู้เกี่ยวกับวัสดุฉลาดประเภทโลหะผสมจํารูปรวมไปถึงเพิ่มศักยภาพทางด้านงานวิจัย high temperature materials ในประเทศไทย เพื่อสามารถแข่งขันกับต่างประเทศได้
3. องค์ความรู้แบบบูรณาการระหว่างเทคโนโลยีวัสดุฉลาดประเภทโลหะผสมจํารูปและเทคโนโลยีระบบควบคุมและเครื่องมือวัด

5.3 ข้อเสนอแนะเกี่ยวกับงานวิจัย

1. ในการประยุกต์ใช้งานโลหะผสมจํารูปกลุ่มไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูงนั้นมีข้อควรระวังคือความเครียดที่เกิดจากการขยายตัวทางความร้อนจะมีค่าสูงกว่าความเครียดที่เกิดจากการเปลี่ยนเฟส ส่งผลให้โลหะผสมจํารูปไม่แสดงสมบัติจํารูปออกมา ดังนั้นควรปรับปรุงสมบัติดังกล่าวโดยการบ่ม (Aging treatment) เพื่ออาศัยกลไกการเพิ่มความแข็งแรงด้วยตะกอน (Precipitation hardening) และการเพิ่มธาตุที่สี่
2. การสร้างอุปกรณ์ตรวจจับรอยร้าวนั้นควรใช้ขนาดของโลหะผสมที่มีลักษณะที่ยาวขึ้นและขนาดหน้าตัดเล็กลงอีก เพื่อให้โลหะผสมมีค่าความต้านทานทางไฟฟ้าที่สูงขึ้นซึ่งจะทำให้สามารถตรวจจับการเปลี่ยนแปลงค่าความต้านทานทางไฟฟ้าเนื่องจากการเปลี่ยนโครงสร้างภายในได้อย่างชัดเจนขึ้น

เอกสารอ้างอิง

1. Noebe, R., Biles, T. and Padula II, S.A., 2006, “NiTi – Based High – Temperature Shape – Memory Alloys: Properties, Prospects, and Potential Applications”, In **Advanced Structural Materials: Properties, Design Optimization, and Application**, Soboyejo, W.O. and Srivatsan, T.S. (Eds.), Taylor & Francis Group, LLC, USA, pp. 146 – 181.
2. Nahm, S.H., Kim, Y.I., Kim, J.M. and Yoon, D.J., 2005, “A Study on the Application of Ni – Ti Shape Memory Alloy as a Sensor”, **Materials Science Forum** [Electronic], Vol. 475 – 479, pp. 2043 – 2046, Available: Scientific [2011, May 4].
3. Otsuka, K and Wayman, C.M., 1998, **Shape Memory Materials**, Cambridge University Press, United Kingdom, pp. 1 – 36.
4. Miyazaki, S., Ohmi, Y., Otsuka, K. and Suzuki, Y., 1982, “Characteristics of Deformation and Transformation Pseudoelasticity in Ti – Ni Alloys”, **Journal De Physique**, pp. 4 – 255.
5. Khantachawana, A., 2003, **Characterization of Transformation and Shape Memory Behavior of Ti – Ni and Ti – Ni – Cu Melt – Spun Ribbons**, Doctor thesis, Materials Science and Engineering, University of Tsukuba.
6. Worden, K., Bullough, W.A. and Haywood, J., 2003, “Shape Memory Alloys”, In **Smart Technologies**, World Scientific, Singapore, pp. 109 – 135.
7. Miyazaki, S. and Sachdeva, R.L., 2009, “Shape Memory Effect and Superelasticity in Ti – Ni Alloys”, In **Shape Memory Alloys for Biomedical Applications**, Yoneyama, T. and Miyazaki, S. (Eds.), Woodhead Publishing Limited and CRC Press LLC, England, pp. 3 – 7.
8. Buehler, W.J. and Wiley, R.C., 1962, “TiNi – Ductile Intermetallic Compound”, **Transactions Quarterly**, Vol. 55, No. 2, pp. 269 – 276.

9. Buehler, W. J., Gilfrich, J.V., and Wiley, R.C., 1963, "Effect of Low – Temperature Phase Changes on the Mechanical Properties of Alloys near Composition TiNi", **Journal of Applied Physics**, Vol. 34, No. 5, pp. 1475 – 1477.
10. Wang, F.E., Buehler, W.J. and Pickard, S.T., 1965, "Crystal Structure and a Unique Martensitic Transition of TiNi", **Journal of Applied Physics**, Vol. 36, No. 10, pp. 3232 – 3239.
11. Otsuka, K., Sawamura, T. and Shimizu, K., 1971, "Crystal Structure and Internal Defects of Equiatomic TiNi Martensite", **Physica Status Solidi (A)**, Vol. 5, No. 2, pp. 457 – 470.
12. Suzuki, T. and Uehara, S., 1980, "Mechanical Properties of FeTi, CoTi, and NiTi at Elevated Temperatures", **Titanium 80 Science & Technology**, Vol. 2, No. 4, pp. 1255 – 1263.
13. NASA Glenn Research Center, 2003, High – Temperature Shape – Memory Alloy Group, unpublished research.
14. Chu, C.L., Wu, S.K., and Yen, Y.C., 1996, "Oxidation Behavior of Equiatomic TiNi Alloy in High Temperature Air Environment", **Materials Science and Engineering [Electronic]**, Vol. 216, No. 1 – 2, pp. 193 – 200, Available: Elsevier/Science Direct [2010, February 7].
15. Firstov, G.S., Vitchev, R.G., Kumar, H., Blanpain, B., and Van Humbeeck, J., 2002, "Surface Oxidation of NiTi Shape Memory Alloy", **Biomaterials [Electronic]**, Vol. 23, No. 24, pp. 4863 – 4871, Available: Elsevier/Science Direct [2013, July 10].
16. Eckelmeyer, K.H., 1976, "The Effect of Alloying on the Shape Memory Phenomenon in Nitinol", **Scripta Metallurgical [Electronic]**, Vol. 10, No. 8, pp. 667 – 672, Available: Elsevier/Science Direct [2013, July 10].
17. Mulder, J. H., Maas, J. H., and Beyer, J., 1993, "Martensitic Transformations and Shape Memory Effects in Ni – Ti – Zr Alloys", In **ICOMAT – 92: Proceedings of the**

International Conference on Martensitic Transformations, Wayman, C.M. and Perkins, J. (Eds.), Monterey Institute for Advanced Studies, Carmel, CA., pp. 869 – 874.

18. Hsieh, S.F. and Wu, S.K., 1998, “A Study on Ternary Ti – rich TiNiZr Shape Memory Alloys”, **Materials Characterization** [Electronic], Vol. 41, No. 4, pp. 151 – 162, Available: Elsevier/Science Direct [2009, July 3].
19. Kang, S.H., Im, H.J., Lee, H.W. and Nam, T.H., 2001, “Changes in Martensitic Transformation Temperatures during Thermal Cycling in Ti – Ni – Zr Shape Memory Alloys”, **Metals and Materials International** [Electronic], Vol. 7, No. 3, pp. 201 – 205, Available: Springer Link [2009, August 17].
20. Boriskina, N.G. and Kenina, E.M., 1980, “Phase Equilibria in the Ti – TiPd – TiNi System Alloys”, In **Titanium 80 Science and Technology, Proceedings of the 4th International Conference on Titanium**, Kimura, H, and Izumi, O. (Eds.), The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, pp. 2917 – 2927.
21. Lindquist, P.G. and Wayman, C. M., 1990, “Shape Memory and Transformation Behavior of Martensitic Ti – Pd – Ni and Ti – Pt – Ni Alloys”, In **Engineering Aspects of Shape – Memory Alloys**, Duerig, T.W., Melton, K.N., Stockel, D., and Wayman, C.M. (Eds.), Butterworth – Heinemann, London, pp. 58 – 68.
22. Matsukawa, Y., Suda, T., Ohnuki, S. and Namba, C., 1999, “Microstructure and Mechanical Properties of Neutron Irradiated TiNi Shape Memory Alloy”, **Journal of Nuclear Materials** [Electronic], Vol. 271 – 272, pp. 106 – 110, Available: Elsevier/Science Direct [2011, February 20].
23. Wu, J. and Tian, Q., 2003, “The Superelasticity of TiPdNi High Temperature Shape Memory Alloy”, **Intermetallic** [Electronic], Vol. 11, No. 8, pp. 773 – 778, Available: Elsevier/Science Direct [2011, February 8].

24. Kakizawa, T. and Ohno, S., **Utilization of Shape Memory Alloy as a Sensing Material for Smart Structures** [Online], Available: <http://waterplanet.homeunix.net/~ohno/concrete/ShapeMemory.html> [2012, June 1].
25. Bleck, W. (Ed.), 2010, **Materials Science of Steel – Textbook for RWTH Students**, Verlag Mainz, Wissenschaftsverlag, Aachen, Germany, pp. 270 – 271.
26. University of Cambridge, **The interactive Ellingham diagram** [Online], Available: http://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/ellingham_diagrams/interactive.php [2013, April 20]
27. Gaskell, D.R., 1981, **Introduction to the Thermodynamics of Materials**, 4th ed., Taylor & Francis e – Library, Great Britain, pp. 401 – 440.
28. Mitarai, Y.Y., Hara, T. and Hosoda, H., 2010, “Shape Memory Effect and Pseudoelasticity of TiPt”, **Intermetallics** [Electronic], Vol. 18, pp. 2275 – 2280, Available: Elsevier/ Science Direct [2010, November 26]
29. Polmear, I.J., 1989, **Light Alloys Metallurgy of the Light Metals**, 2nd ed., Edward Arnold, Great Britain, pp. 218 – 219.
30. Nam, T.H., Chung, D.W., Lee, H.W., Kim, J.H and Choi, M.S., 2003, “Effect of the surface oxide layer on transformation behavior and shape memory characteristics of Ti – Ni and Ti – Ni – Mo alloys”, **Journal of Materials Science** [Electronic], Vol. 38, No. 6, pp. 1333 – 1338, Available: Springer Link [2013, August 13].

ภาคผนวก ก

การคำนวณหาปริมาณส่วนผสมของโลหะผสมไทเทเนียม – นิกเกิล
ชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง

ก.1 การหาปริมาณส่วนผสมของไทเทเนียม – นิกเกิลชนิดทำงานที่อุณหภูมิสูง

เริ่มจากการวัดปริมาตรของเบ้าหลอม เพื่อคำนวณปริมาณของชิ้นวัสดุที่ทำการหลอม ให้ได้ปริมาตรที่สูง เพราะสามารถนำอินกอตของโลหะผสมที่หลอมแล้วไปทดสอบต่างๆ ได้อย่างเหมาะสม

การคำนวณหาปริมาตรของเบ้าหลอมได้โดยใช้หลักการแทนที่ของน้ำ จากนั้นนำไปคำนวณหาน้ำหนักของนิกเกิลได้ เพราะนิกเกิลนั้นมีความหนาแน่นมากกว่าไทเทเนียมและแพลทินัม ซึ่งจะได้ปริมาณน้ำหนักของชิ้นวัสดุที่ต้องการ เพื่อทำการหลอมอินกอตของโลหะผสมเท่ากับ 15 กรัม

เนื่องด้วยไทเทเนียม	มี Atomic mass = 47.900 กรัม/โมล
และ นิกเกิล	มี Atomic mass = 58.710 กรัม/โมล
และ แพลทินัม	มี Atomic mass = 195.090 กรัม/โมล

เมื่อทราบค่า Atomic mass แล้ว ก็จะสามารถหาค่าปริมาณส่วนผสมของไทเทเนียม – นิกเกิล – แพลทินัมได้

ตัวอย่างเช่น $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) สามารถคำนวณดังนี้

เริ่มจากการแปลง % Atom Ti เป็น % Mass Ti

$$\begin{aligned} \text{จาก } 50.0\% \text{ Atom Ti} &= 0.50 \text{ โมล ของ Ti} \\ &= 0.50 \times 47.900 \text{ กรัม} \\ &= 23.95 \text{ กรัม} \end{aligned}$$

$$\text{ดังนั้น } 50.0\% \text{ Atom Ti} = 23.95 \text{ กรัม}$$

แปลง 28.0 % Atom Ni เป็น % Mass Ni จะได้ว่า

$$\begin{aligned} 28.0\% \text{ Atom Ni} &= 0.28 \text{ โมล ของ Ni} \\ &= 0.28 \times 58.710 \text{ กรัม} \\ &= 16.4388 \text{ กรัม} \end{aligned}$$

$$\text{ดังนั้น } 28.0\% \text{ Atom Ni} = 16.4388 \text{ กรัม}$$

แปลง 22.0 % Atom Pt เป็น % Mass Pt จะได้ว่า

$$\begin{aligned} 22.0\% \text{ Atom Pt} &= 0.22 \text{ โมล ของ Pt} \\ &= 0.22 \times 195.090 \text{ กรัม} \\ &= 42.9198 \text{ กรัม} \end{aligned}$$

$$\text{ดังนั้น } 22.0\% \text{ Atom Pt} = 42.9198 \text{ กรัม}$$

สรุปได้ว่าสามารถหาน้ำหนักอินกอตของโลหะผสม ต่อ 1 mol ของ $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %)

$$\begin{aligned} \text{โดยน้ำหนักอินกอตของโลหะผสม ต่อ 1 โมล} &= 23.95 \text{ กรัม Ti} + 16.4388 \text{ กรัม Ni} + 42.9198 \text{ กรัม} \\ &= 83.3086 \text{ กรัม/โมล} \end{aligned}$$

เนื่องจากเราต้องการ % Mass จะได้ว่า

ถ้าน้ำหนักอินกอตของโลหะผสมหนัก 83.3086 กรัม/โมล คิดเป็นอินกอตของโลหะผสมหนัก 100%

ถ้า น้ำหนัก Ti หนัก 23.95 กรัม

คิดเป็น Ti หนัก $(23.95 \times 100)/83.3086 = 28.7485 \%$

ถ้า น้ำหนัก Ni หนัก 16.4388 กรัม

คิดเป็น Ni หนัก $(16.4388 \times 100)/83.3086 = 19.7324 \%$

ถ้า น้ำหนัก Pt หนัก 42.9198 กรัม

คิดเป็น Pt หนัก $(42.9198 \times 100)/83.3086 = 51.5191 \%$

ดังนั้น ถ้าเราต้องการอินกอตของโลหะผสม = 15 กรัม จะต้องชั่ง Ti, Ni, และ Pt

$$\text{Ti} = 0.287485 \times 15 = 4.3122 \text{ กรัม}$$

$$\text{Ni} = 0.197324 \times 15 = 2.9599 \text{ กรัม}$$

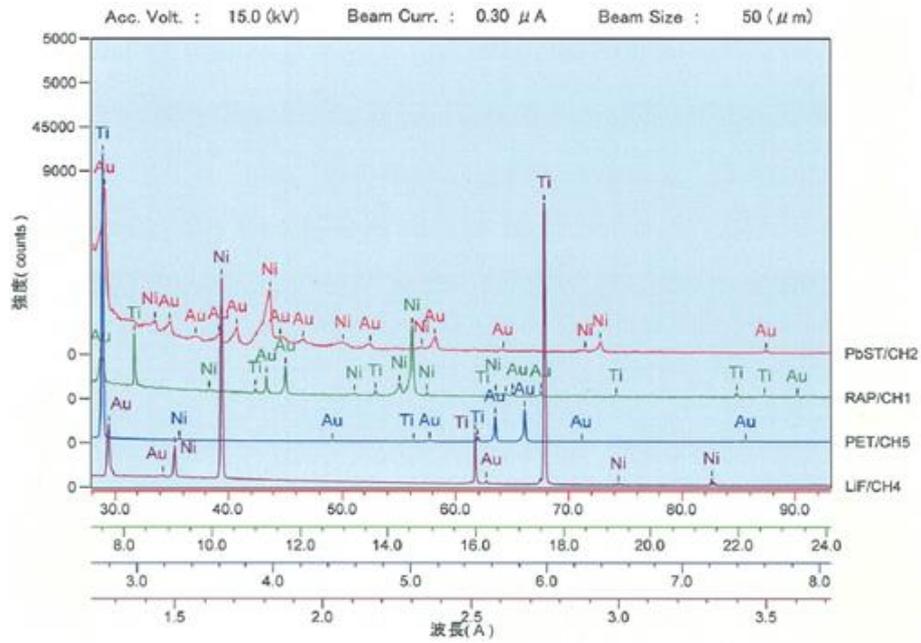
$$\text{Pt} = 0.515191 \times 15 = 7.7279 \text{ กรัม}$$

ภาคผนวก ข

ผลการทดสอบหาองค์ประกอบทางเคมีด้วยเทคนิค Quantitative Analysis โดยเครื่อง
Electron Probe Micro – Analyzer (EPMA)

ข.1 ผลการทดสอบหาล่องค์ประกอบทางเคมี

การตรวจสอบหาล่องค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสมแต่ละชนิดนั้นจะตรวจสอบด้วยเครื่อง Electron Probe Micro-Analyzer (EPMA) โดยใช้เทคนิค Quantitative Analysis ซึ่งสามารถวิเคราะห์หาปริมาณของธาตุแต่ละชนิดในโลหะผสมได้

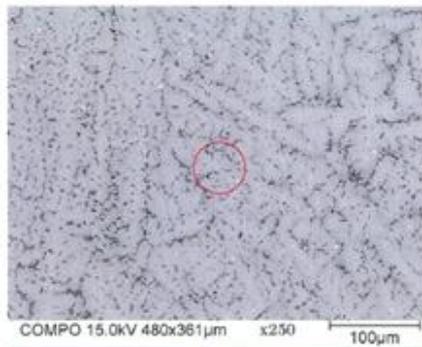
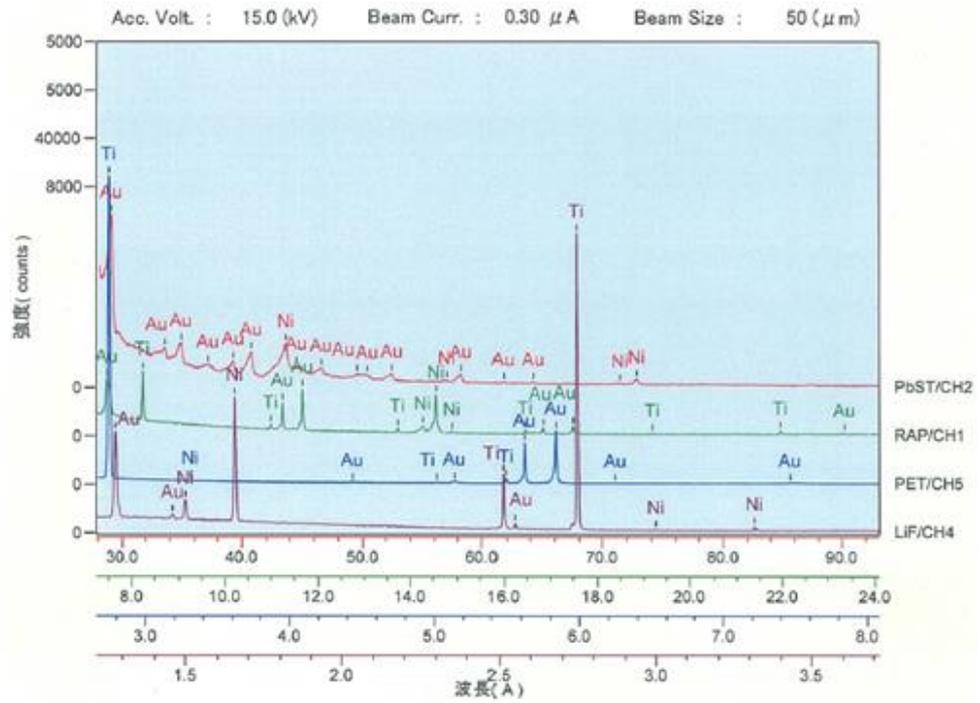


Quantitative correction :ZAF

No	Ele.	Line	Wavelength(Å)	Wt%	At%	K-ratio
1	Ti	Kα	2.7482	26.30	48.29	0.27160
2	Ni	Kα	1.6579	17.89	26.80	0.20821
3	Au	Mα	5.8398	55.81	24.92	0.52019
				100.00	100.00	1.00000



รูปที่ ข.1 ผลการวิเคราะห์หาล่องค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %)

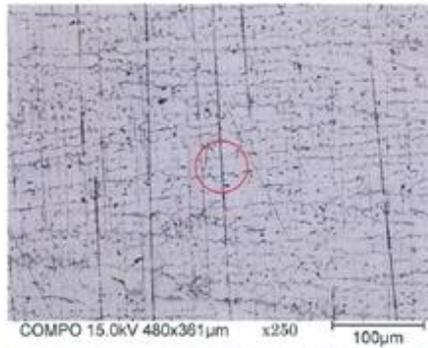
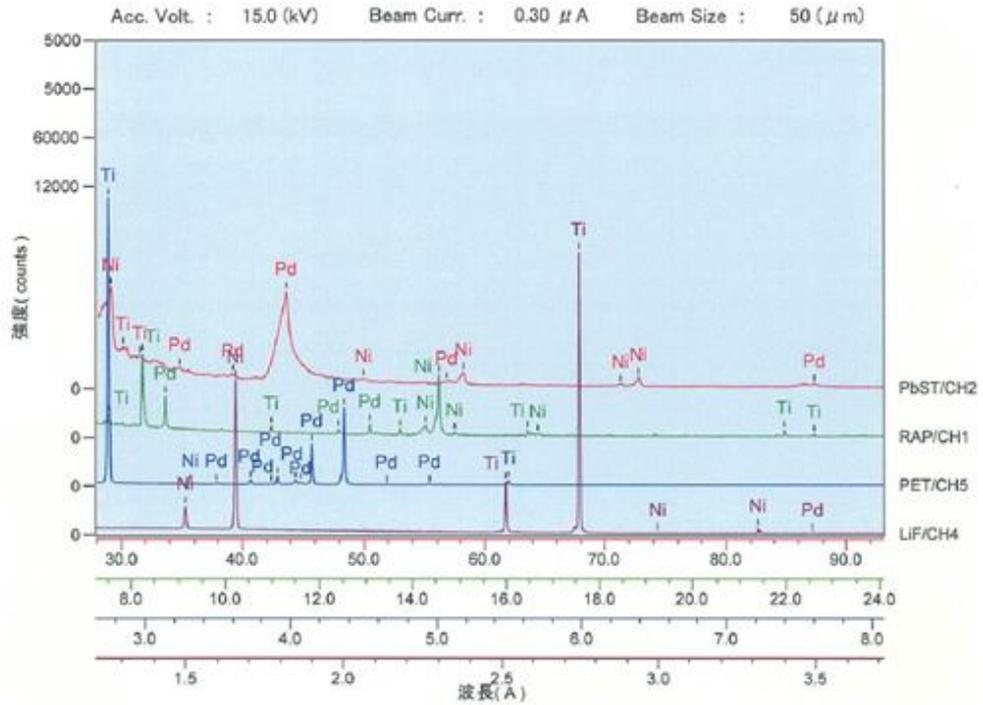


Quantitative correction :ZAF

No	El.	Line	Wavelength(Å)	Wt%	At%	K-ratio
1	Ti	K α	2.7482	22.64	48.74	0.23532
2	Ni	K α	1.6579	8.72	15.32	0.10482
3	Au	M α	5.8398	68.64	35.94	0.65988
				100.00	100.00	1.00000



รูปที่ ข.2 ผลการวิเคราะห์หาองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %)

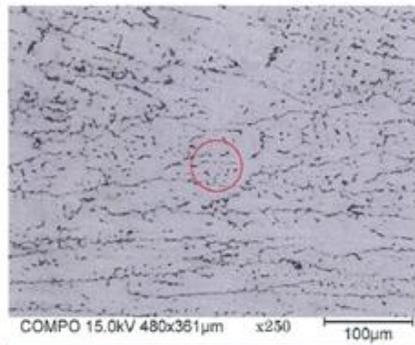
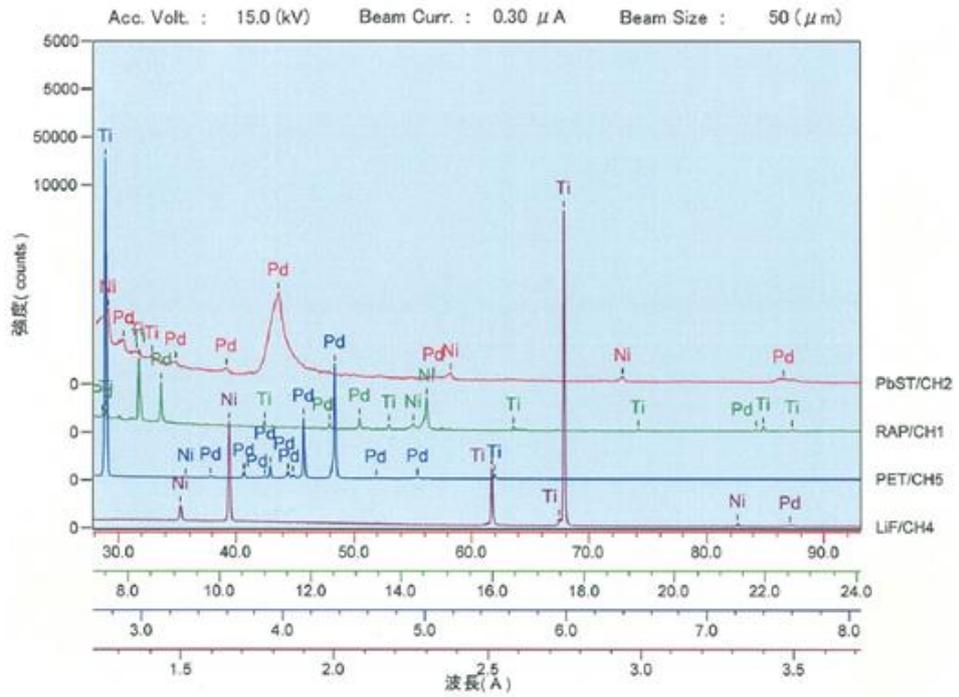


Quantitative correction : ZAF

No	Ele.	Line	Wavelength(Å)	Wt%	At%	K-ratio
1	Ti	K α	2.7482	35.89	50.13	0.35170
2	Ni	K α	1.6505	18.69	21.31	0.20098
3	Pd	L α	4.3675	45.42	28.56	0.44732
				100.00	100.00	1.00000



รูปที่ ข.3 ผลการวิเคราะห์หองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสม Ti₅₀Ni₂₀Pd₃₀ (at %)

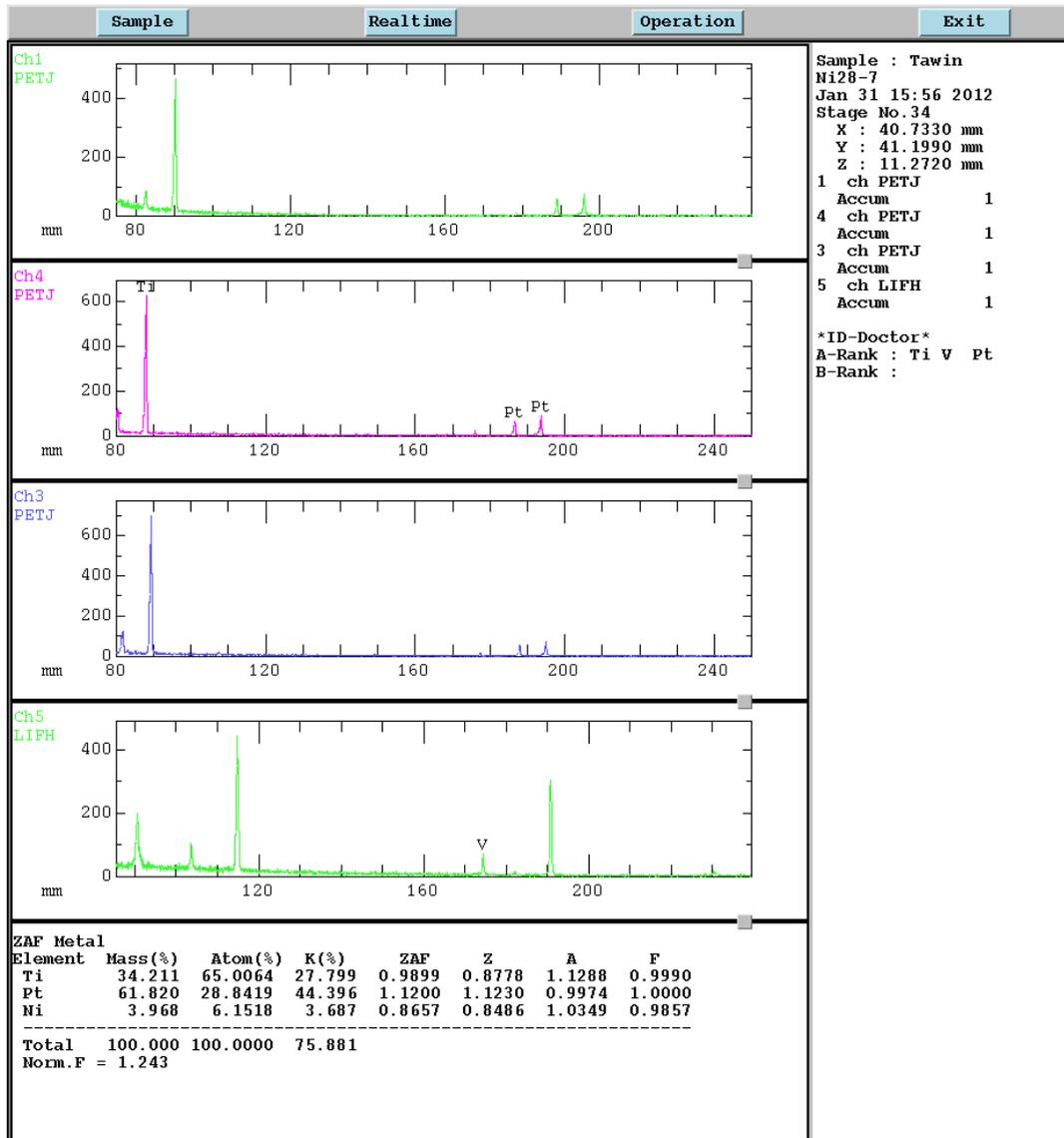


Quantitative correction : ZAF

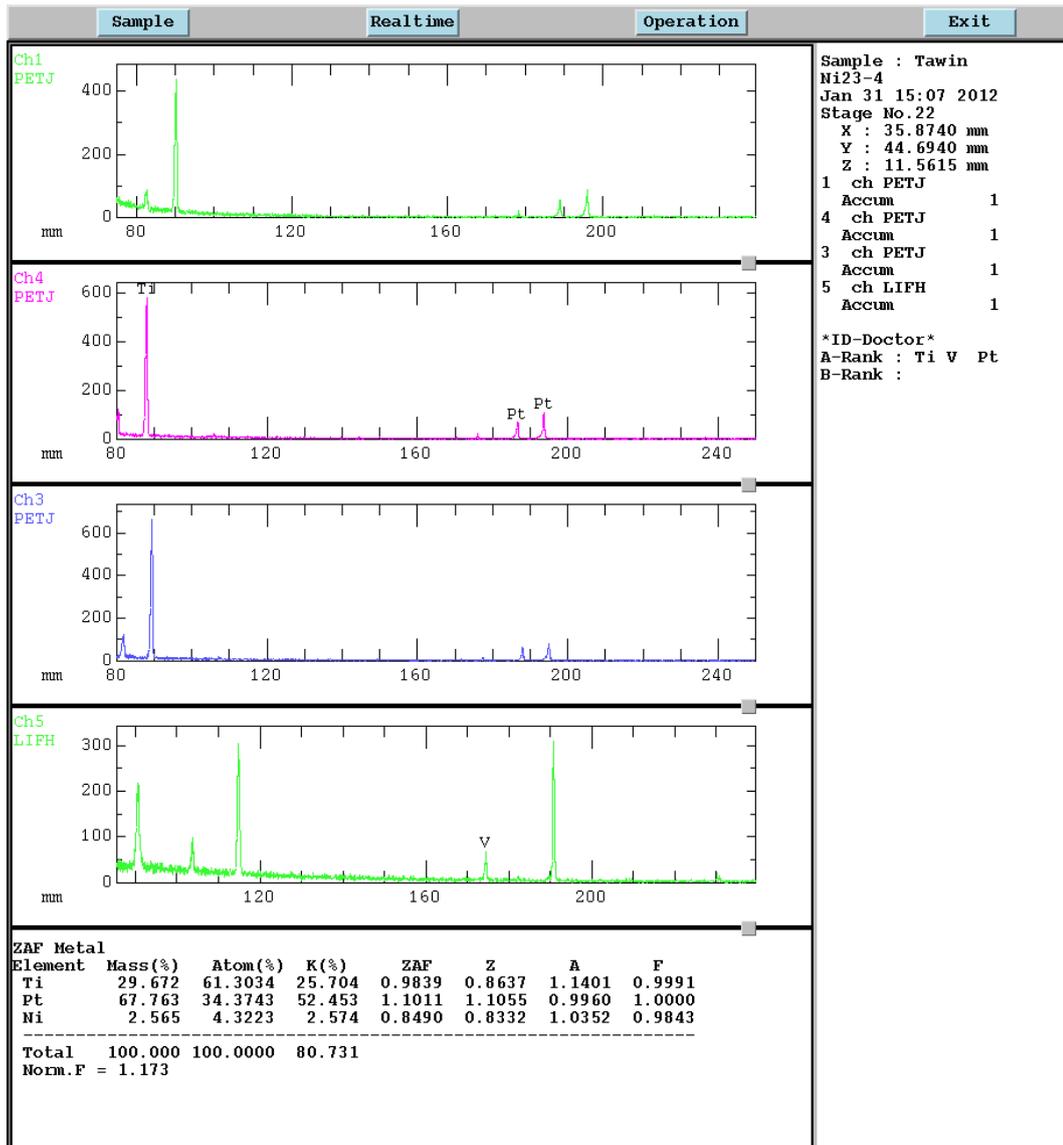
No	Ele.	Line	Wavelength(A)	Wt%	At%	K-ratio
1	Ti	K α	2.7482	33.86	50.21	0.32987
2	Ni	K α	1.6579	10.39	12.57	0.11314
3	Pd	L α	4.3675	55.76	37.22	0.55899
				100.00	100.00	1.00000



รูปที่ ๔.4 ผลการวิเคราะห์ทางองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)



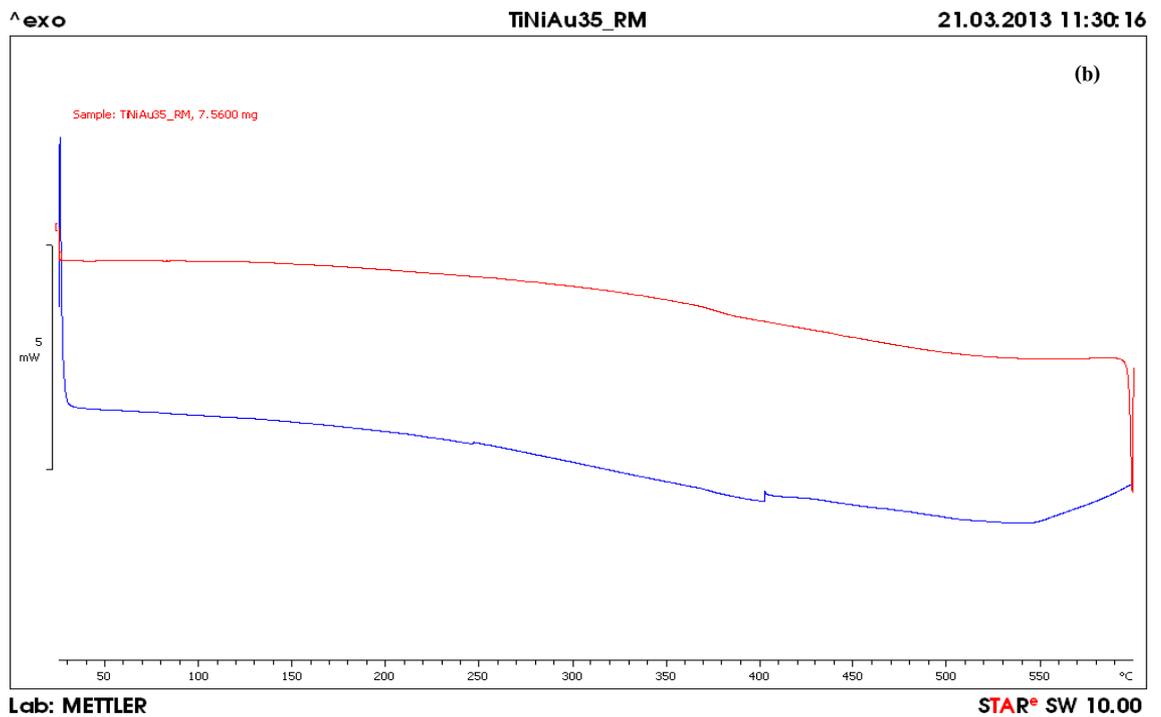
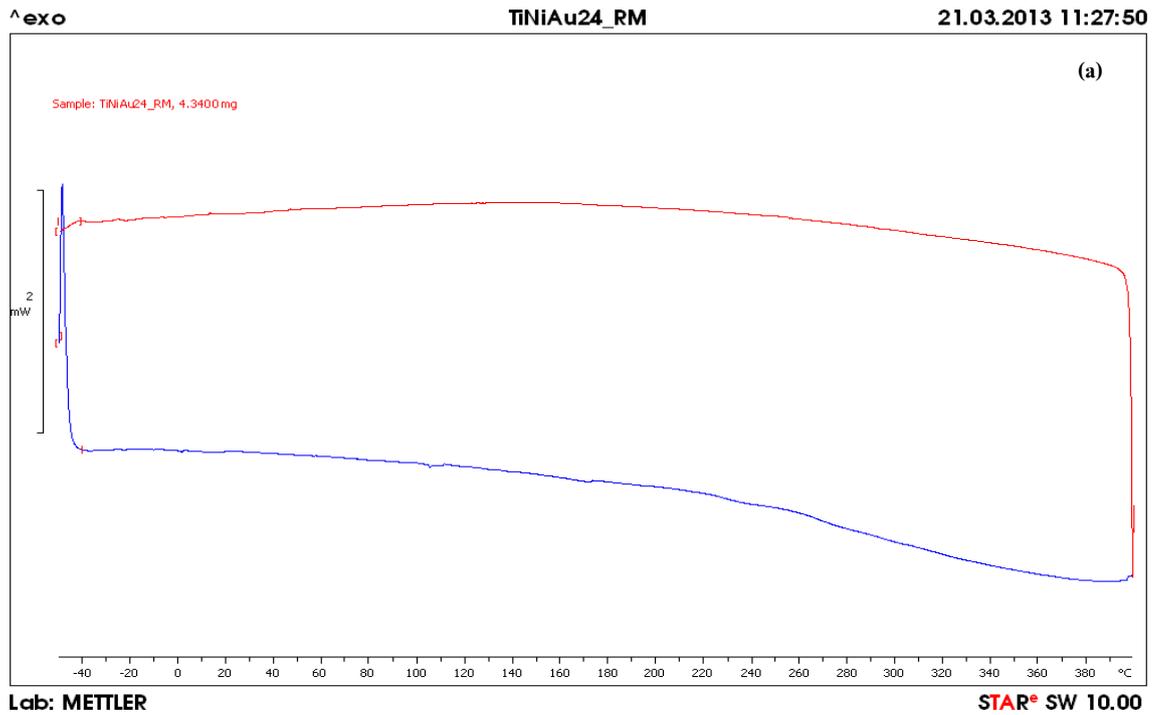
รูปที่ ข.5 ผลการวิเคราะห์ทางองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %)



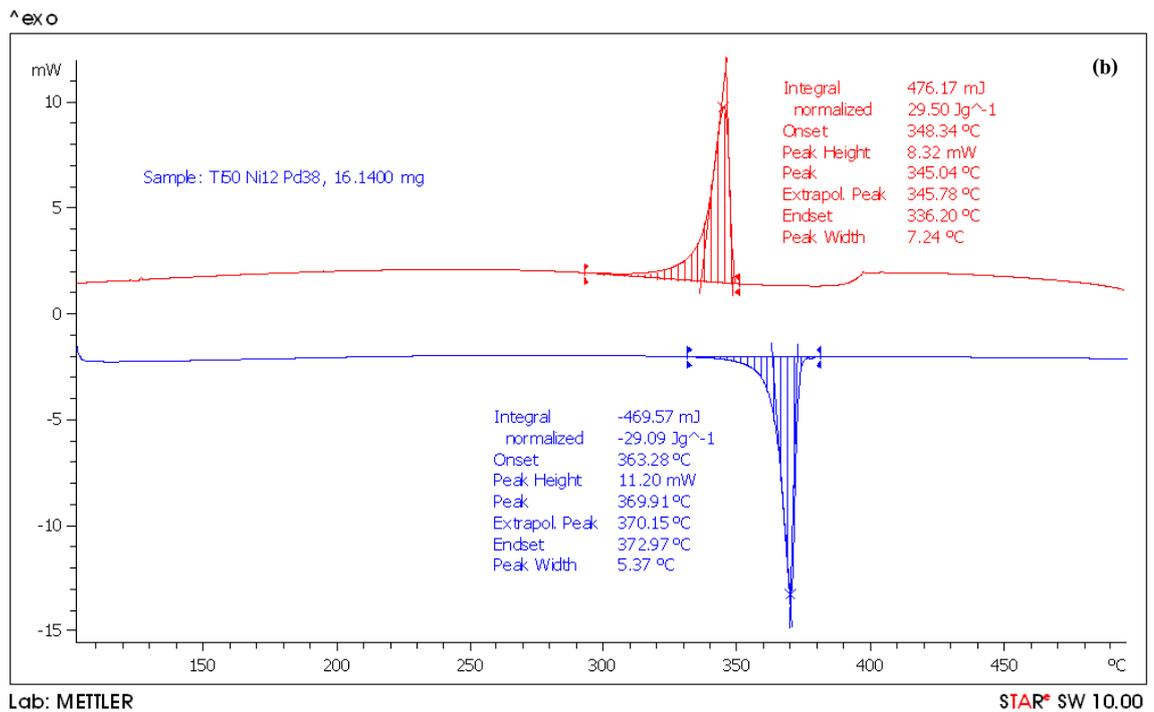
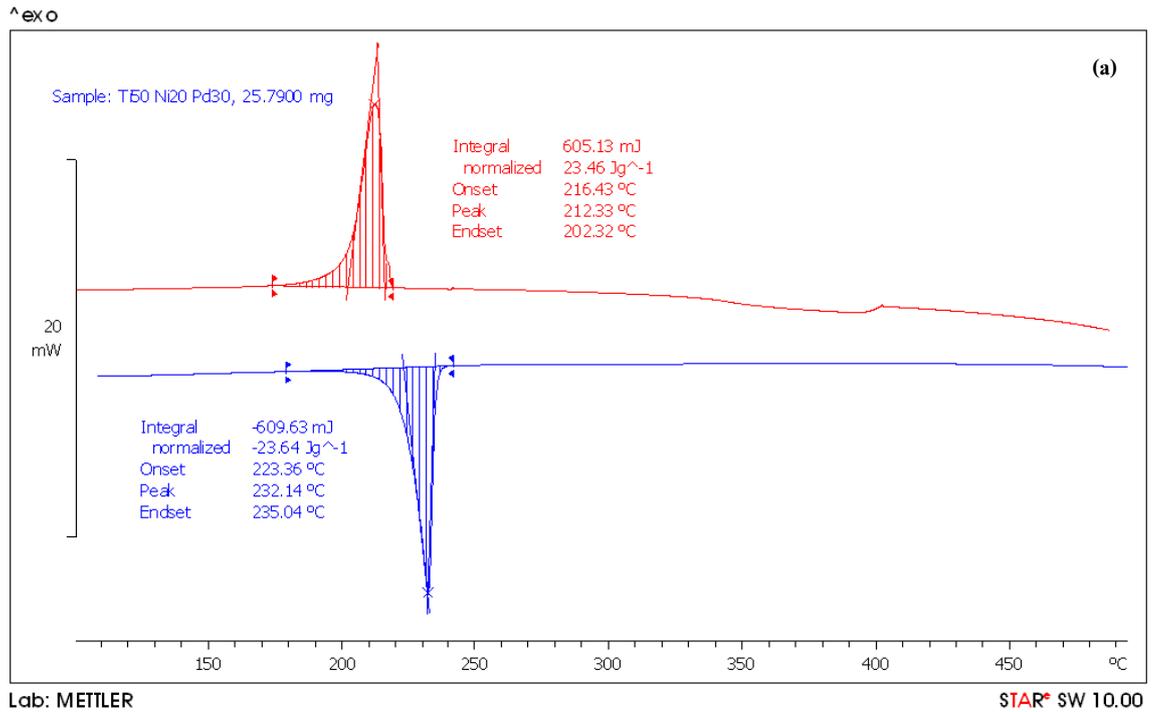
รูปที่ ข.6 ผลการวิเคราะห์ทางเคมีของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %)

ภาคผนวก ค

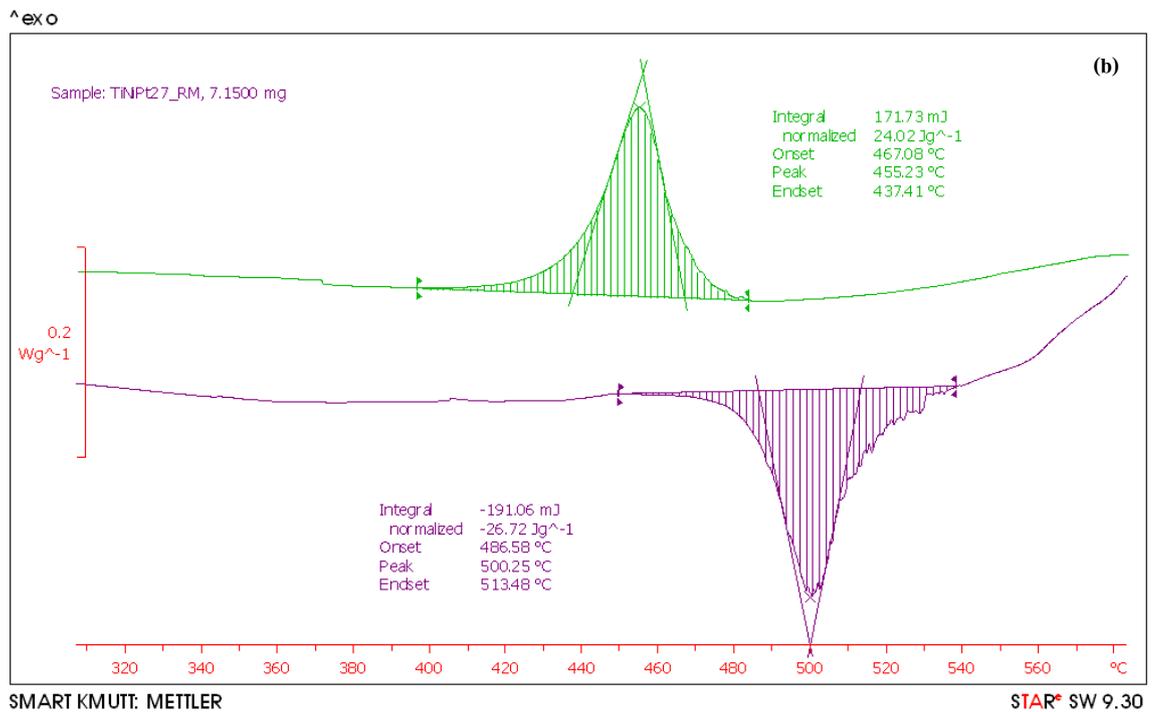
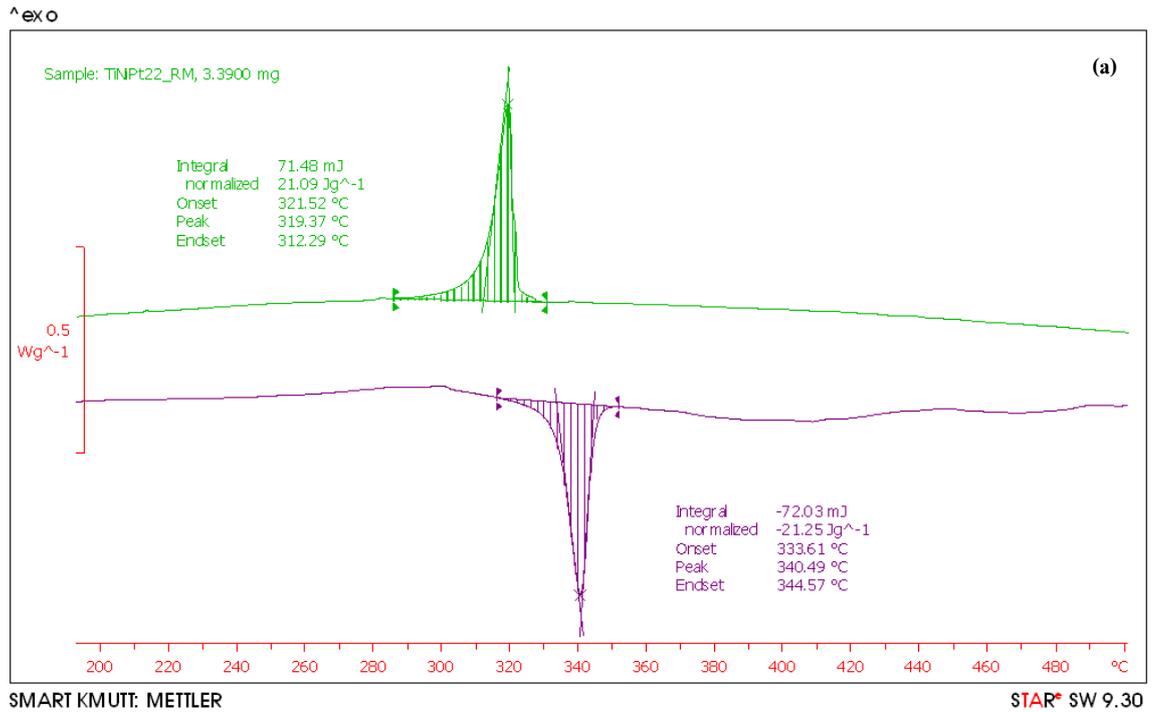
ผลการทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสด้วยเครื่อง Differential Scanning
Calorimeter (DSC)



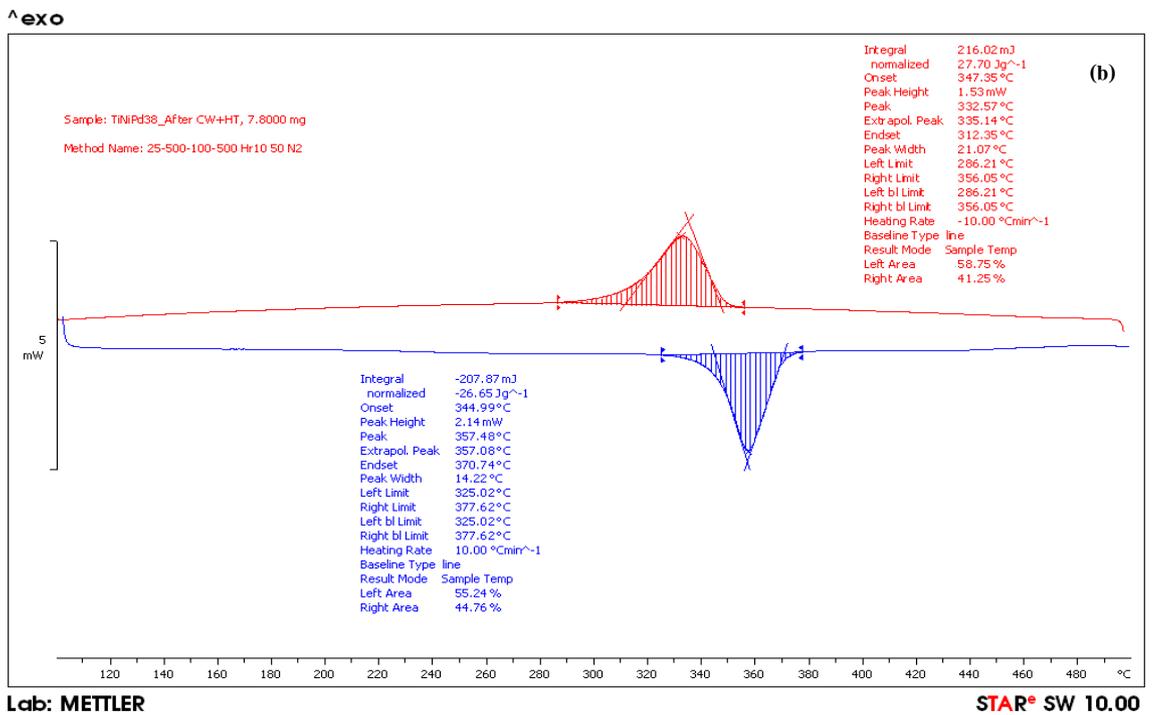
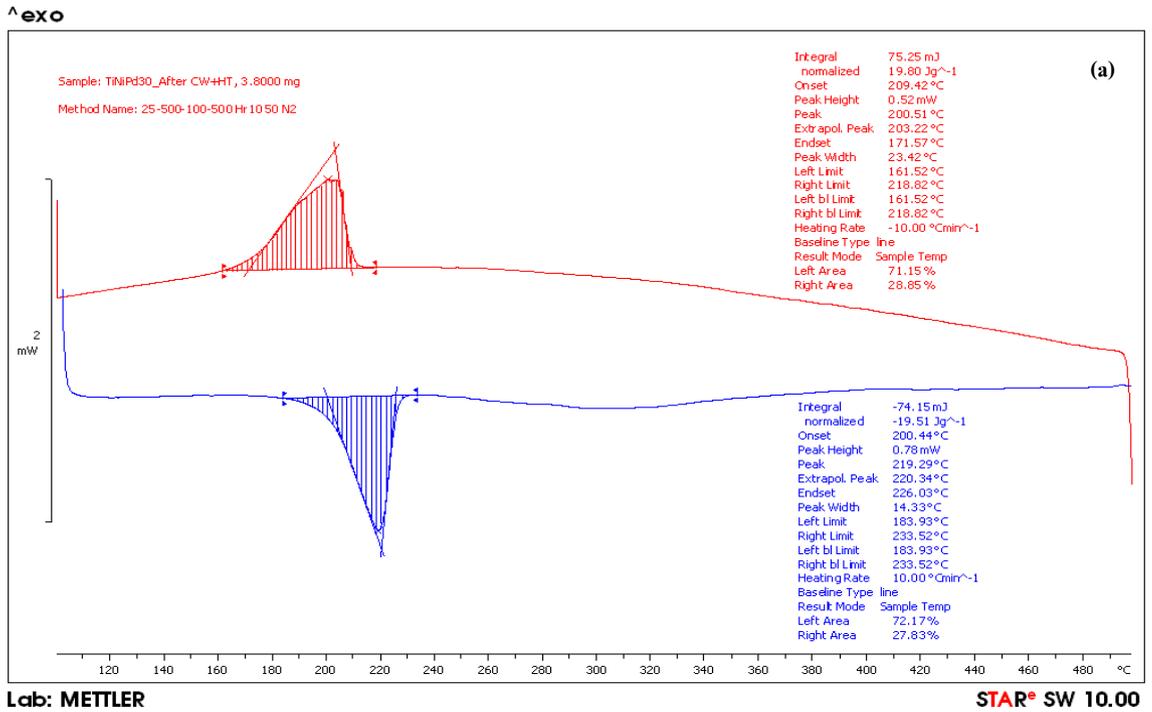
รูปที่ ค.1 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านกระบวนการอบ Homogenization treatment ของ (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %)



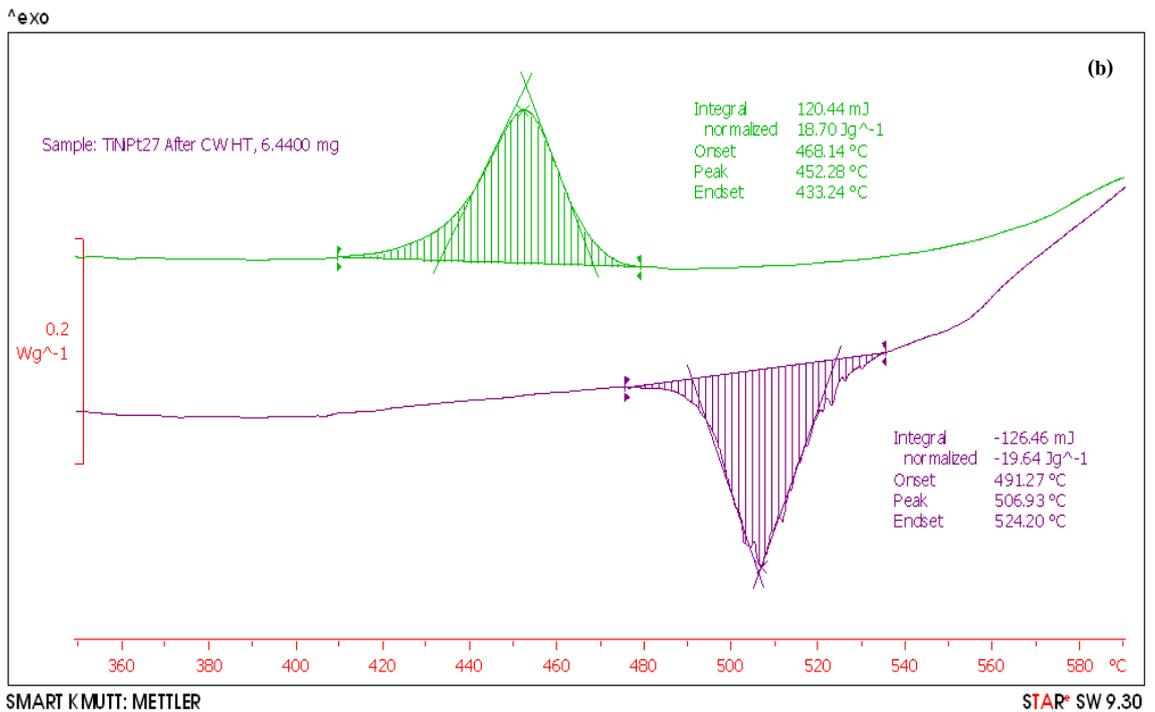
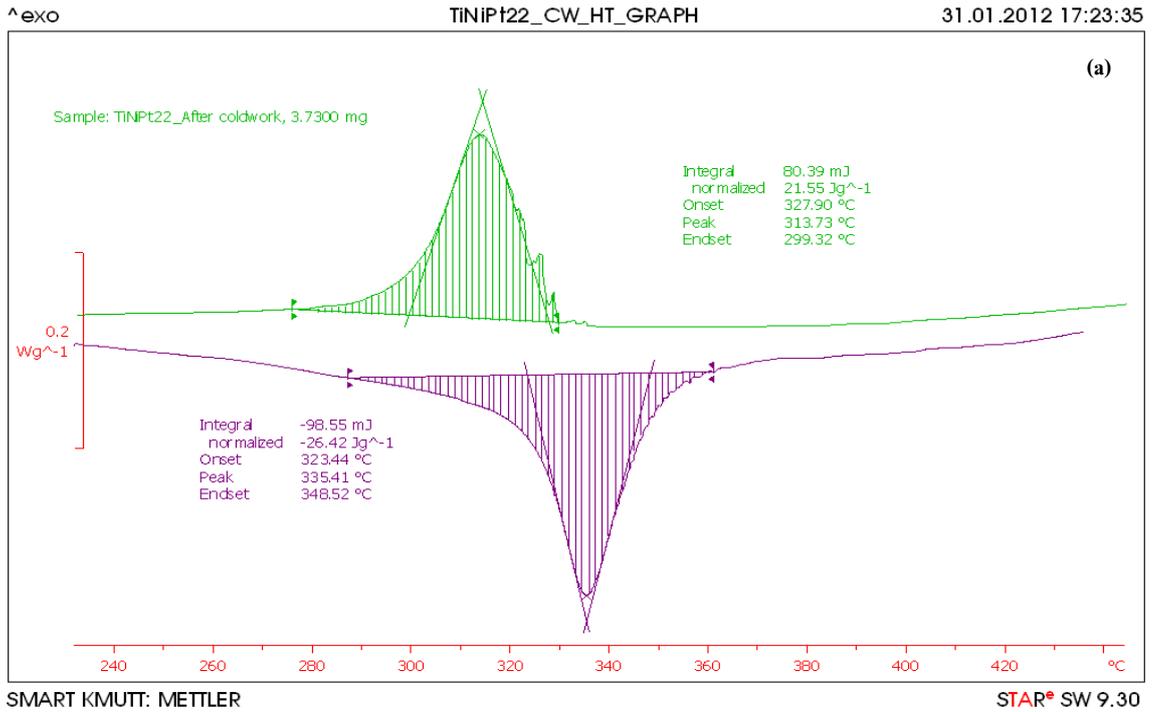
รูปที่ ค.2 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านกระบวนการอบ Homogenization treatment ของ (a) โลหะผสม Ti₅₀Ni₂₀Pd₃₀ (at %) (b) โลหะผสม Ti₅₀Ni₁₂Pd₃₈ (at %)



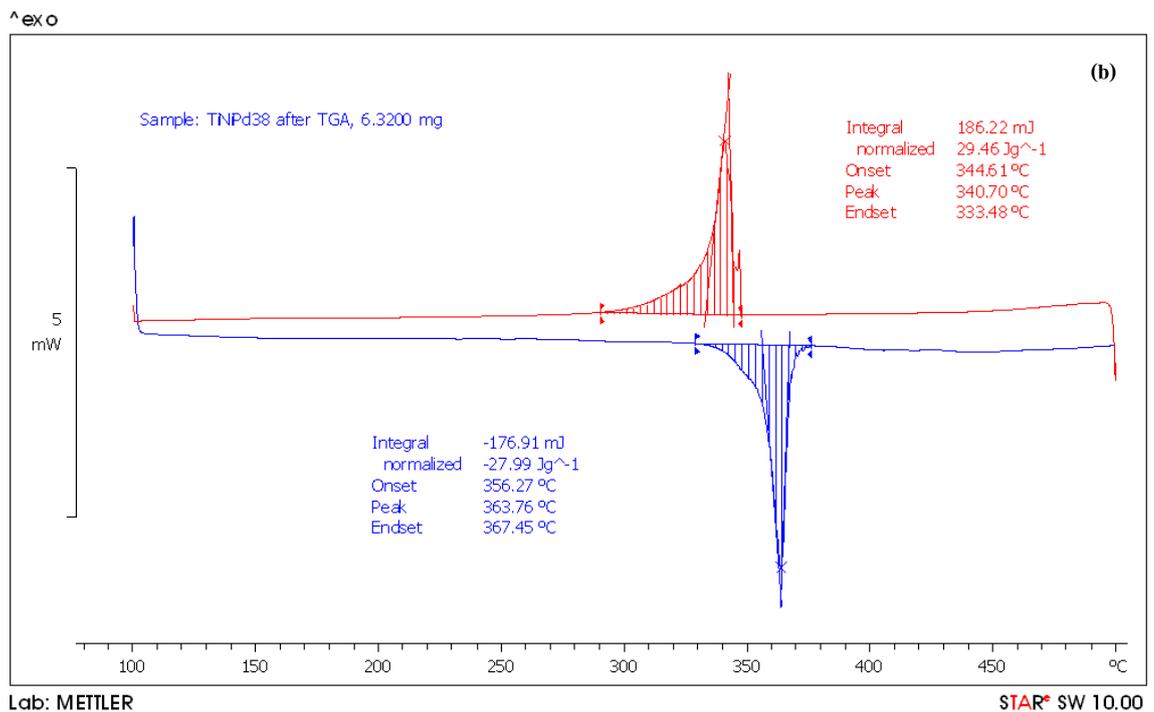
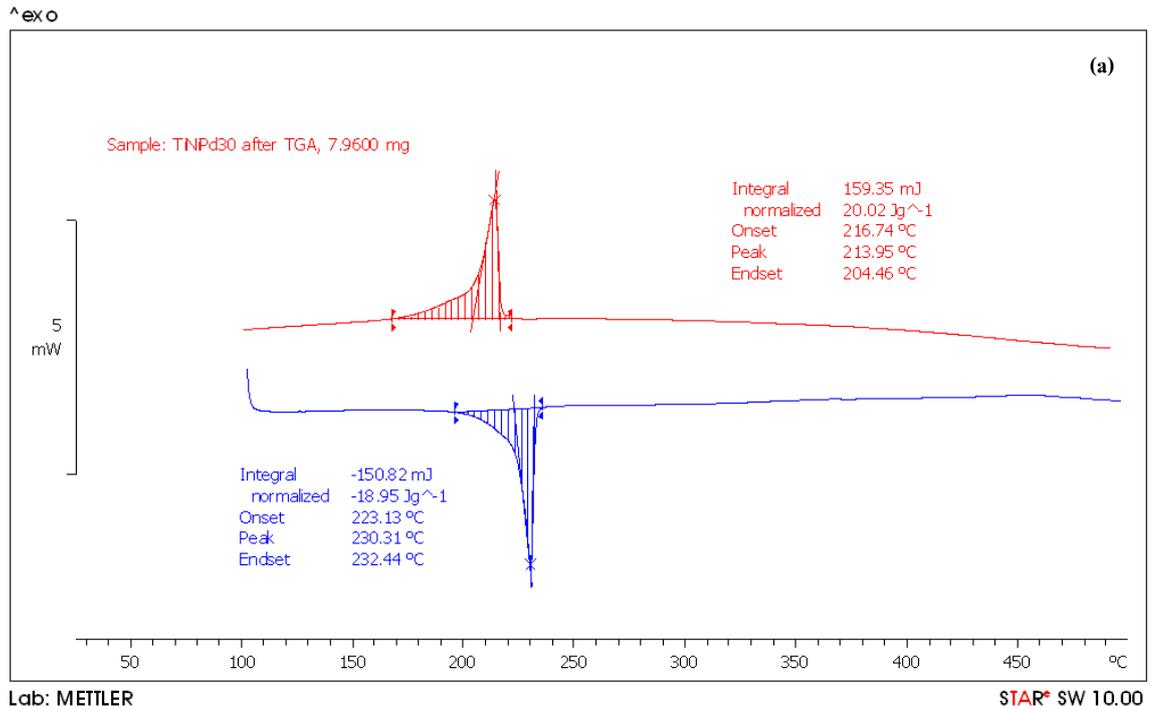
รูปที่ ๓.3 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านกระบวนการอบ Homogenization treatment ของ (a) โลหะผสม Ti₅₀Ni₂₈Pt₂₂ (at %) (b) โลหะผสม Ti₅₀Ni₂₃Pt₂₇ (at %)



รูปที่ ค.4 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านกระบวนการรีดเย็นและอบอ่อน
ของ (a) โลหะผสม Ti₅₀Ni₂₀Pd₃₀ (at %) (b) โลหะผสม Ti₅₀Ni₁₂Pd₃₈ (at %)

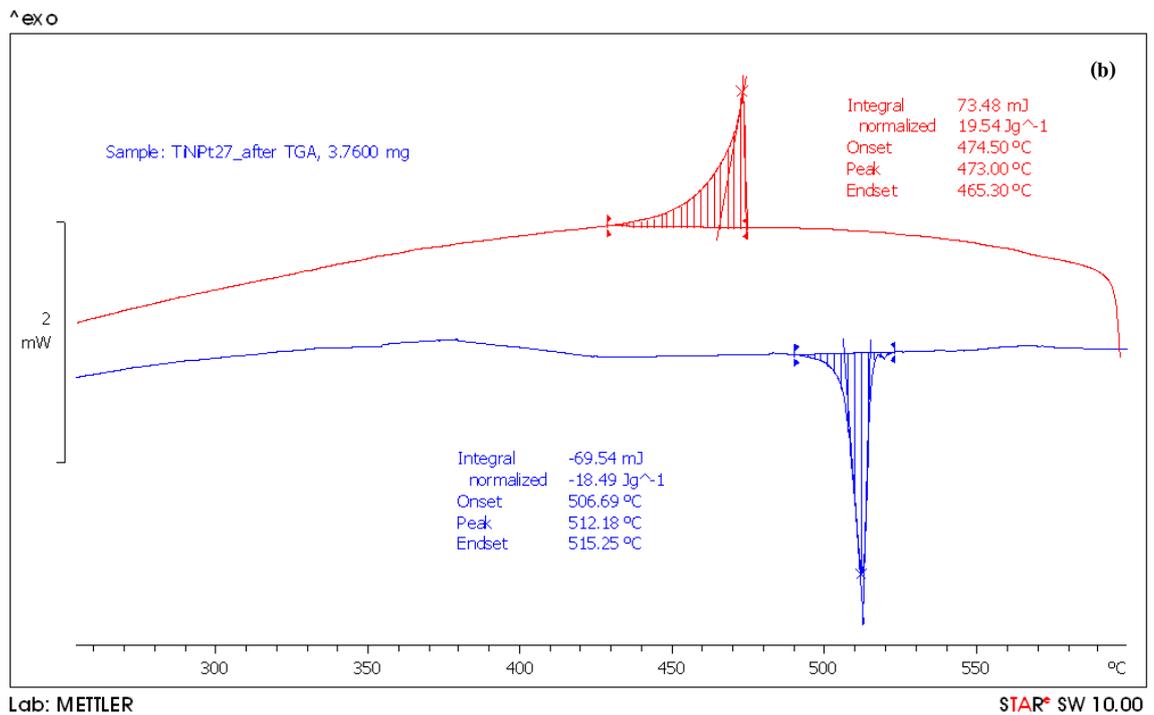
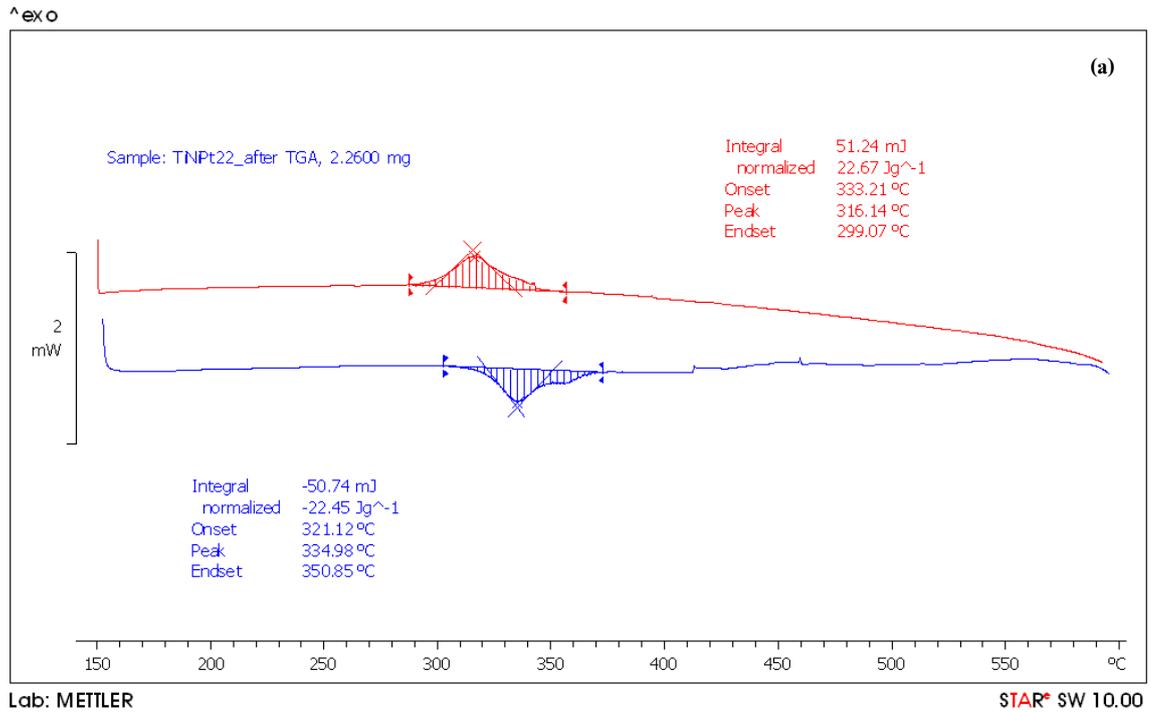


รูปที่ ค.5 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านกระบวนการรีดเย็นและอบอ่อน
ของ (a) โลหะผสม Ti₅₀Ni₂₈Pt₂₂ (at %) (b) โลหะผสม Ti₅₀Ni₂₃Pt₂₇ (at %)



รูปที่ ๓.6 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านการทดสอบ Oxidation test ของ

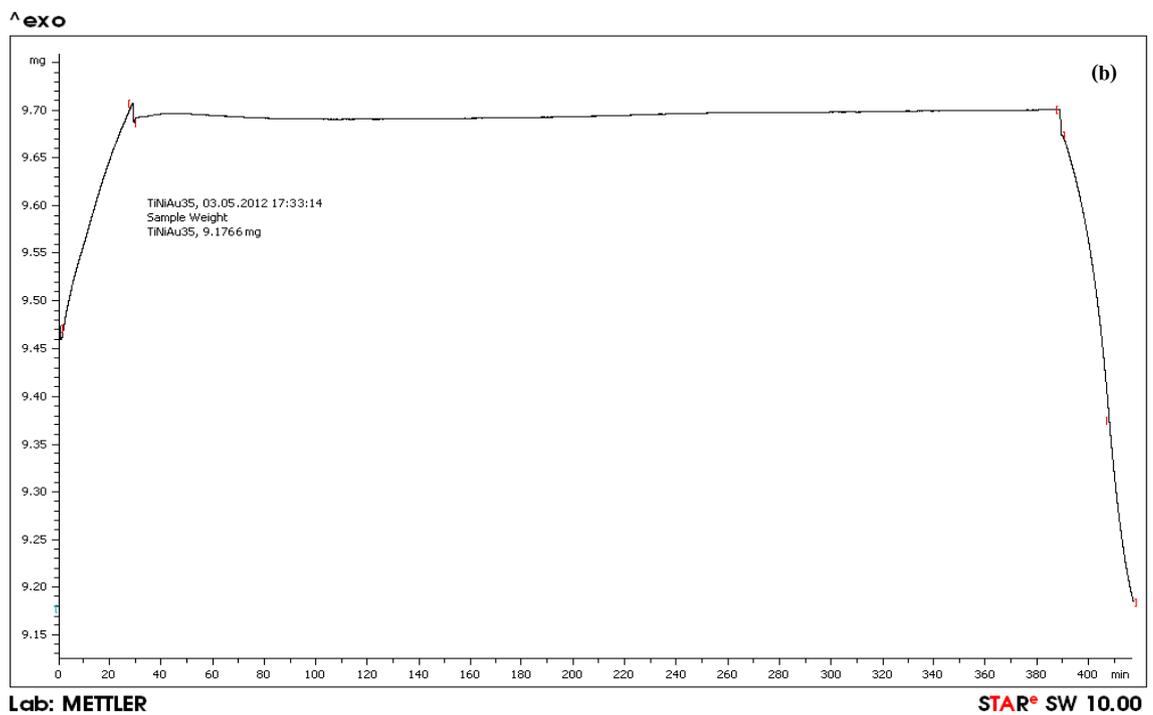
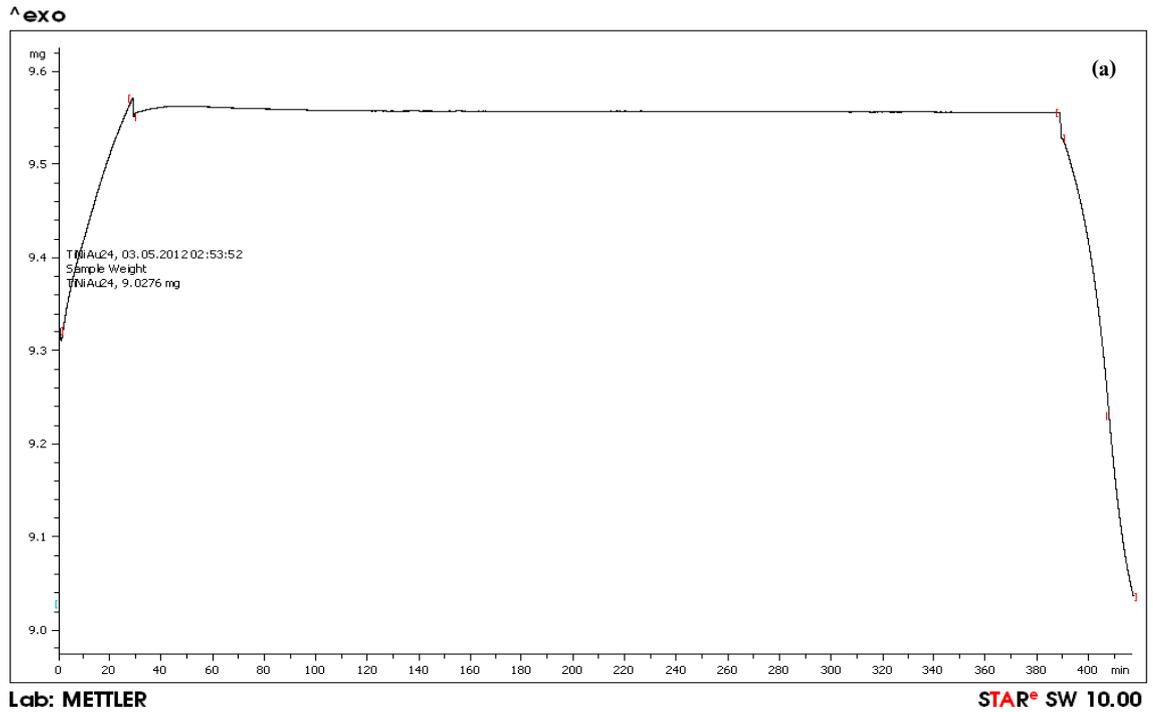
(a) โลหะผสม Ti₅₀Ni₂₀Pd₃₀ (at %) (b) โลหะผสม Ti₅₀Ni₁₂Pd₃₈ (at %)



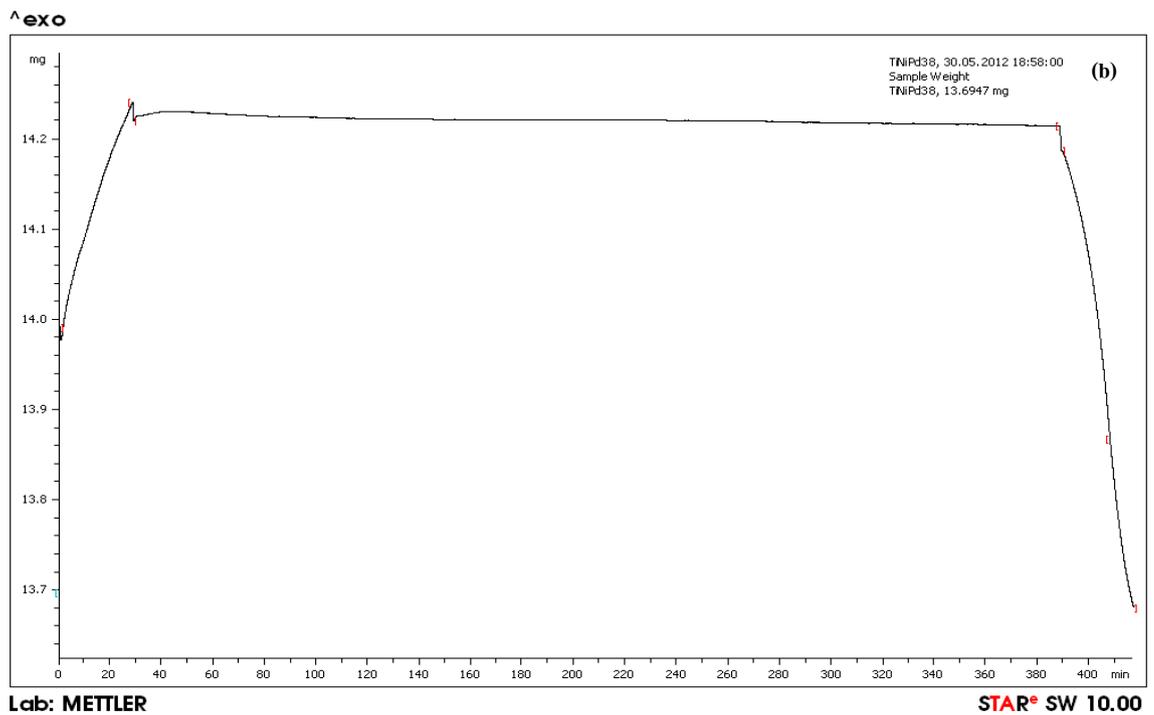
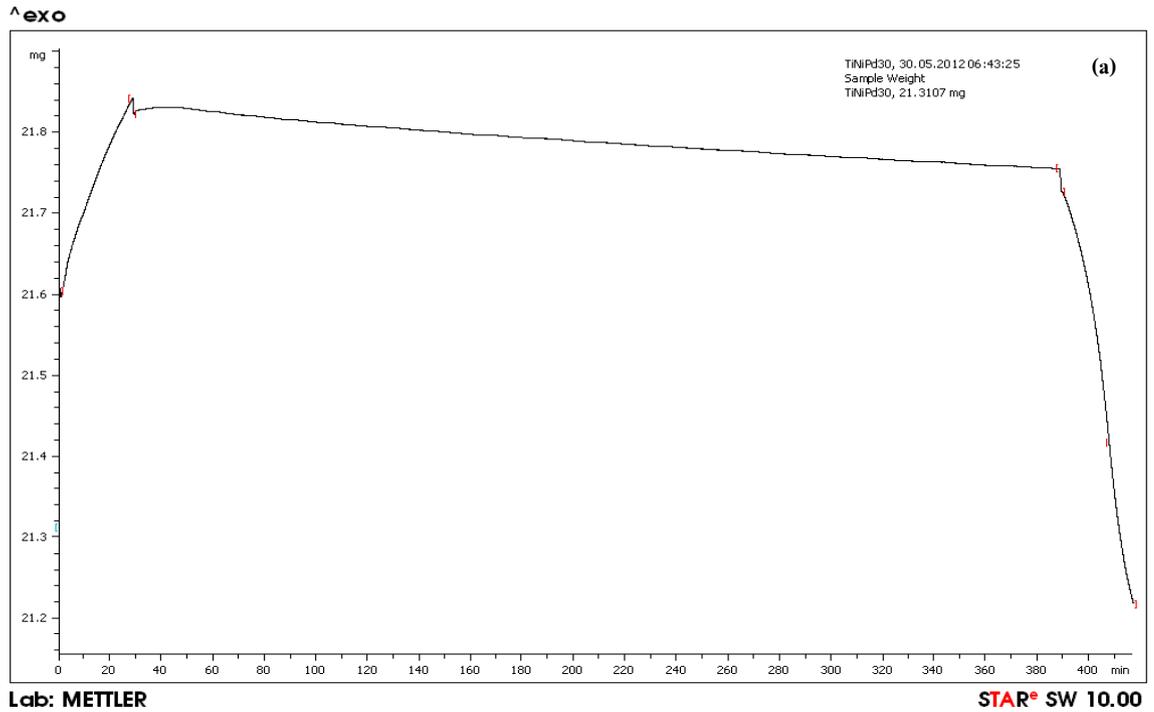
รูปที่ ๗.7 ผลการทดสอบหาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสหลังจากผ่านการทดสอบ Oxidation test ของ
 (a) โลหะผสม Ti₅₀Ni₂₈Pt₂₂ (at %) (b) โลหะผสม Ti₅₀Ni₂₃Pt₂₇ (at %)

ภาคผนวก ง

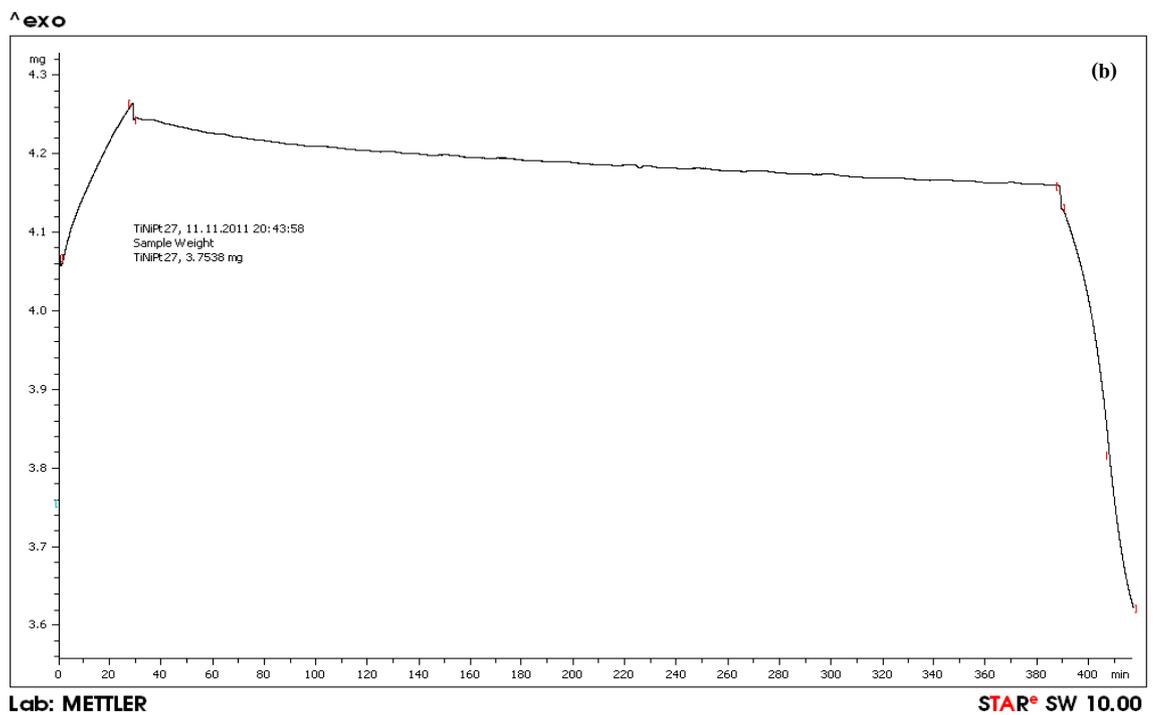
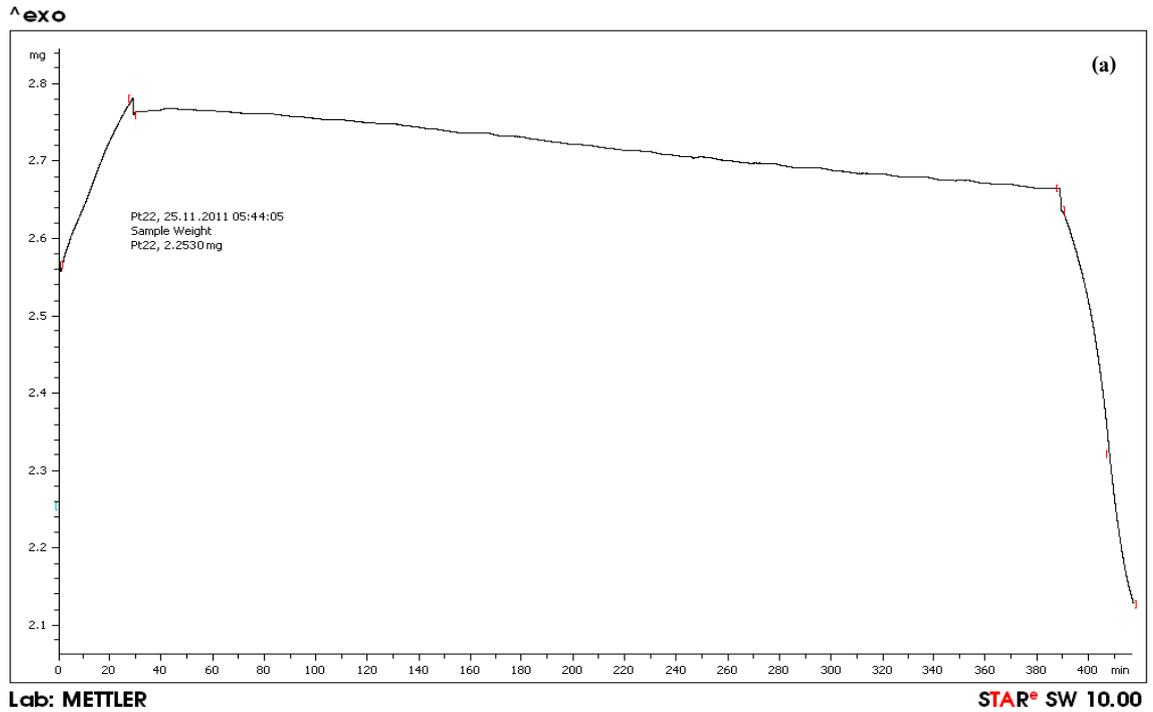
ผลการทดสอบน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปเนื่องจากปฏิกิริยาออกซิเดชัน (Oxidation Testing) ด้วยเทคนิค Thermogravimetric analysis (TGA)



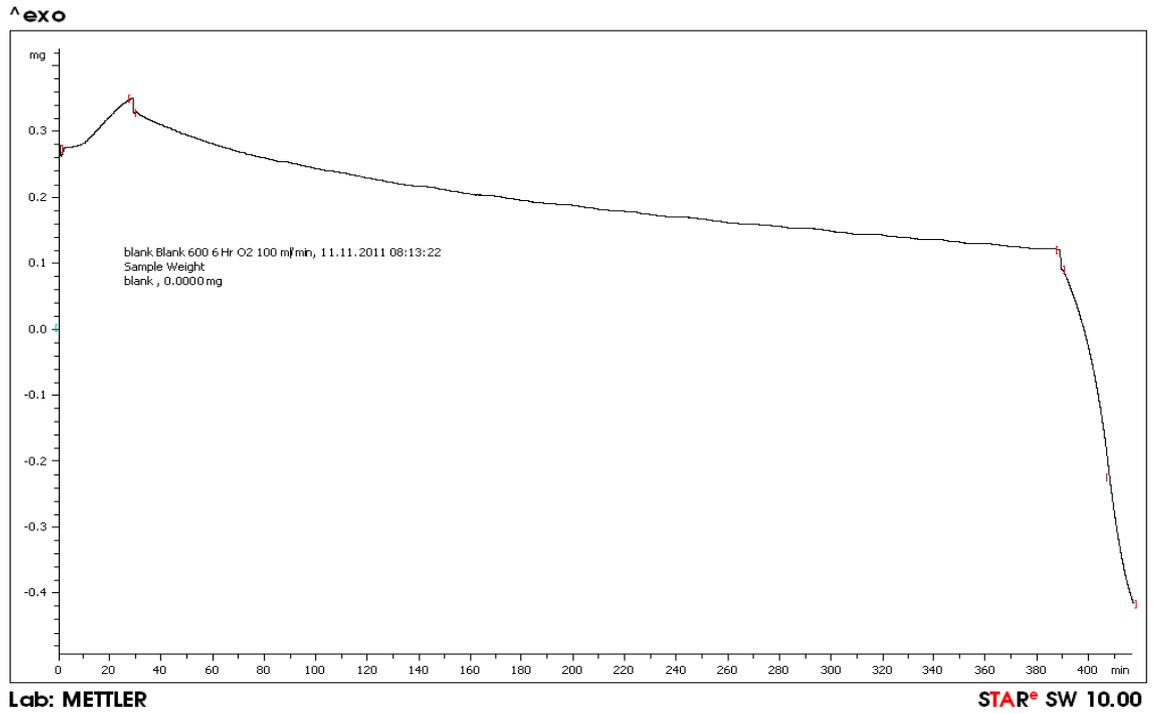
รูปที่ ๑.1 กราฟน้ำหนักที่เพิ่มขึ้นต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ของ (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %)



รูปที่ ๓.๒ กราฟน้ำหนักที่เพิ่มขึ้นต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ของ (a) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) (b) โลหะผสม $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)



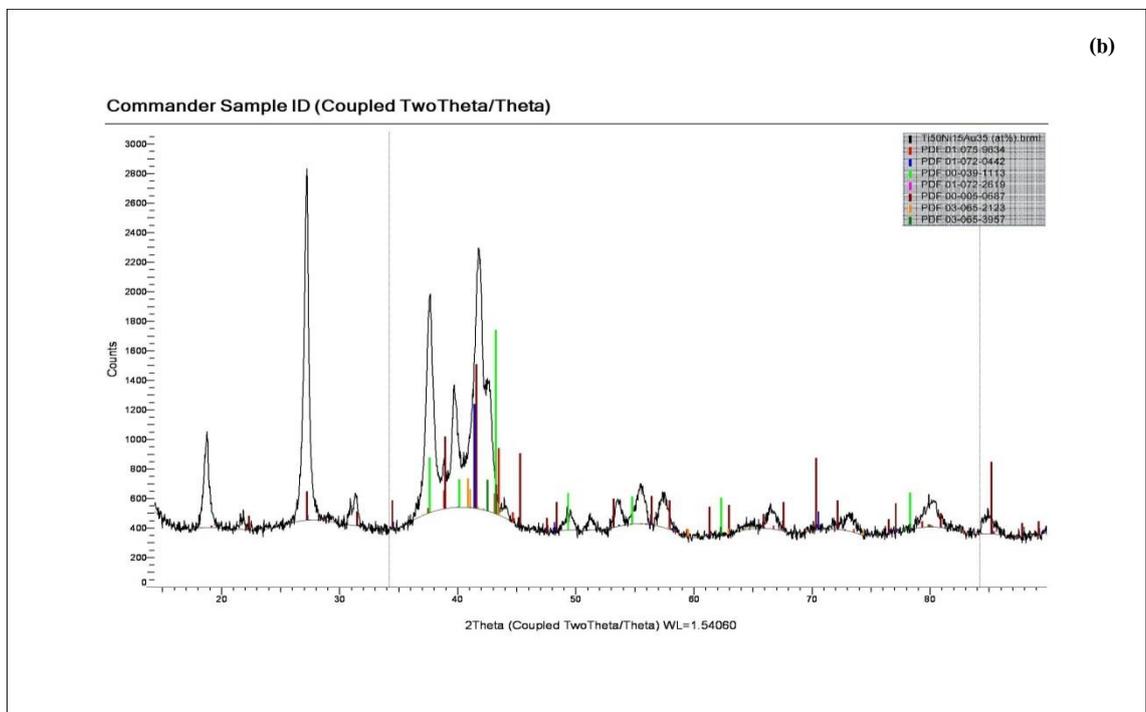
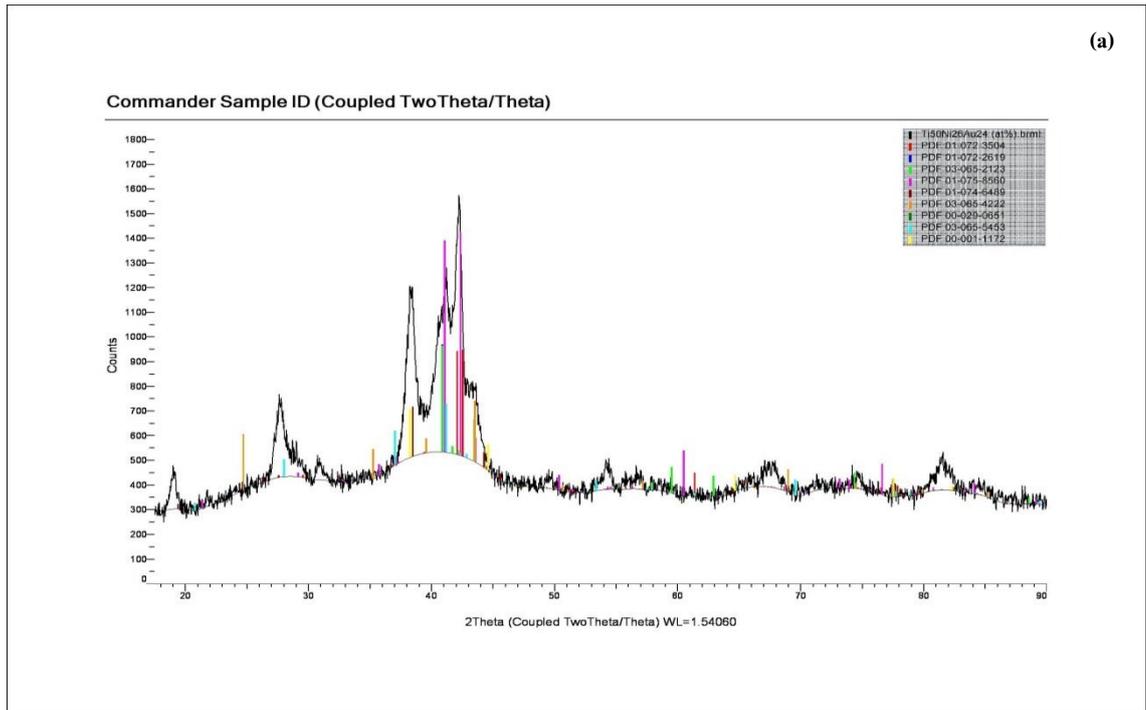
รูปที่ 3.3 กราฟน้ำหนักที่เพิ่มขึ้นต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ ของ (a) โลหะผสม $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{28}\text{Pt}_{22}$ (at %) (b) โลหะผสม $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{23}\text{Pt}_{27}$ (at %)



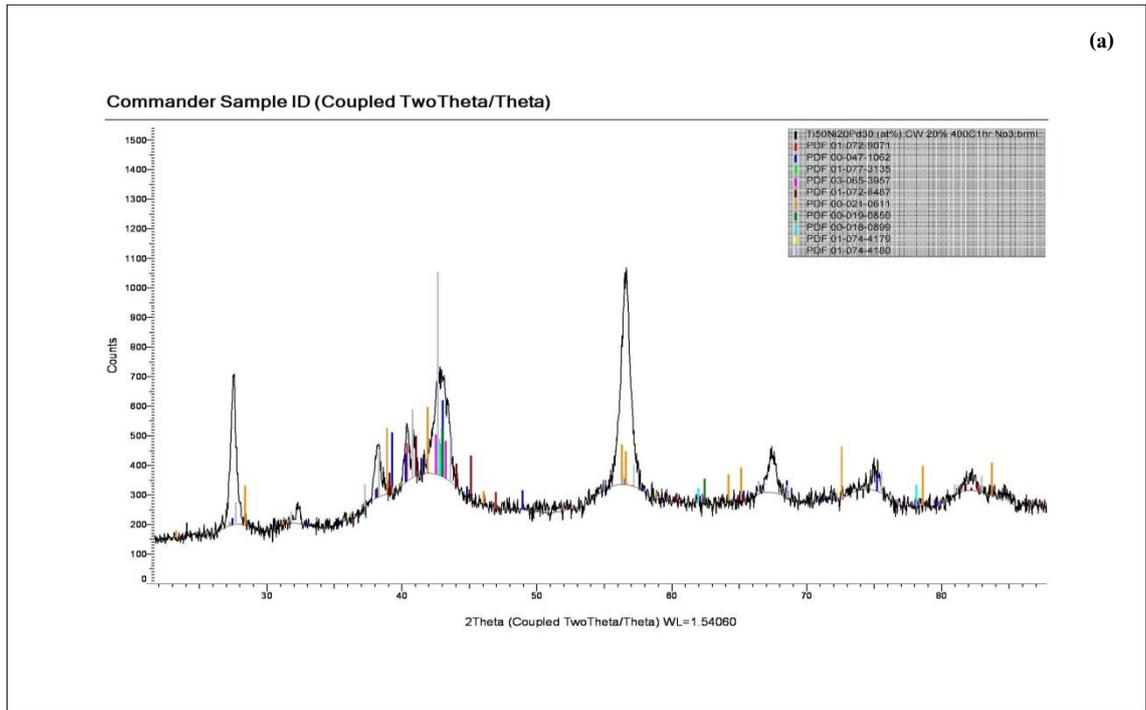
รูปที่ ๓.๔ กราฟน้ำหนักที่เพิ่มขึ้นต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ของถ้วยใส่ชิ้นงาน (Alumina Pan)

ภาคผนวก จ

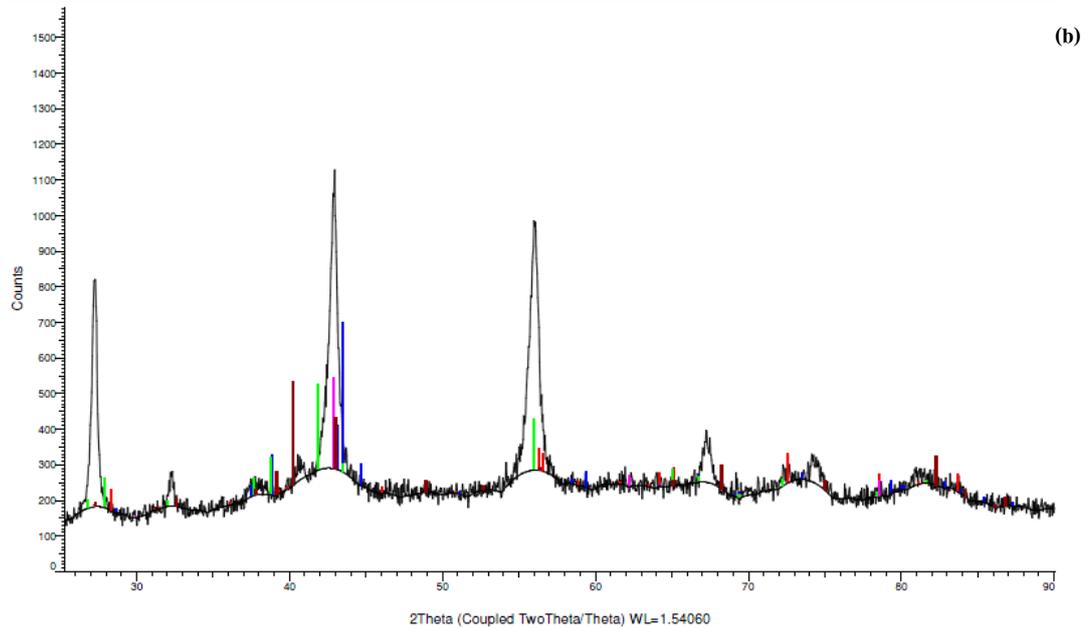
ผลการตรวจสอบโครงสร้างผลึกด้วยเทคนิค X – Ray Diffraction (XRD)



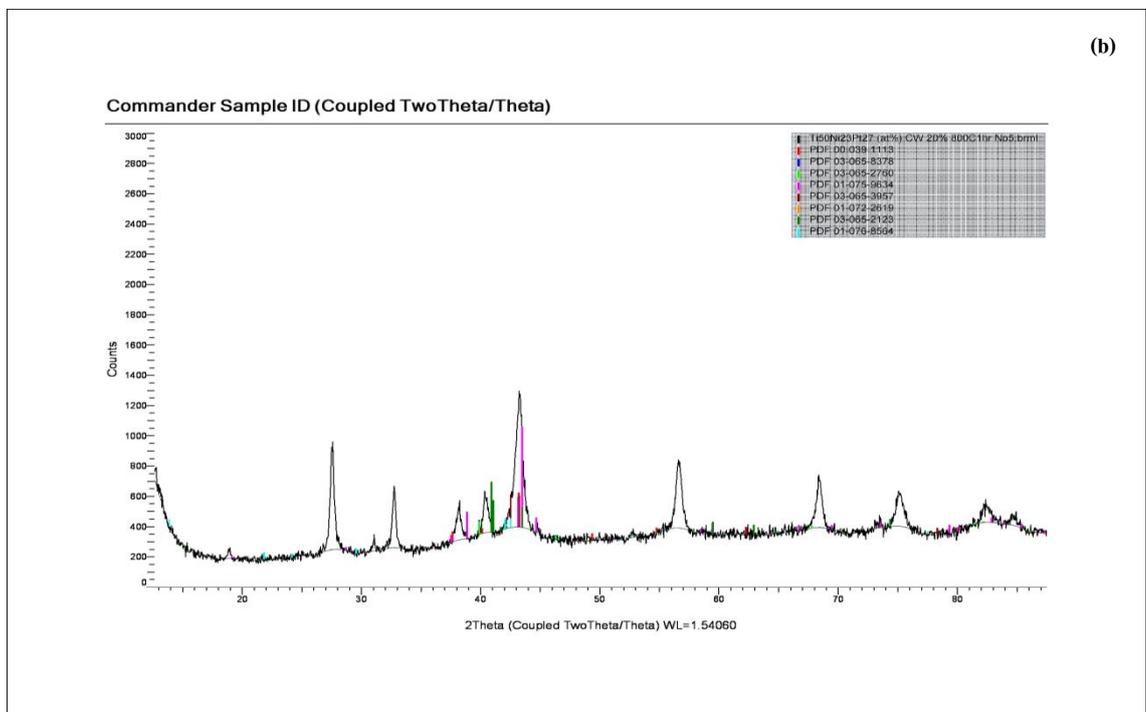
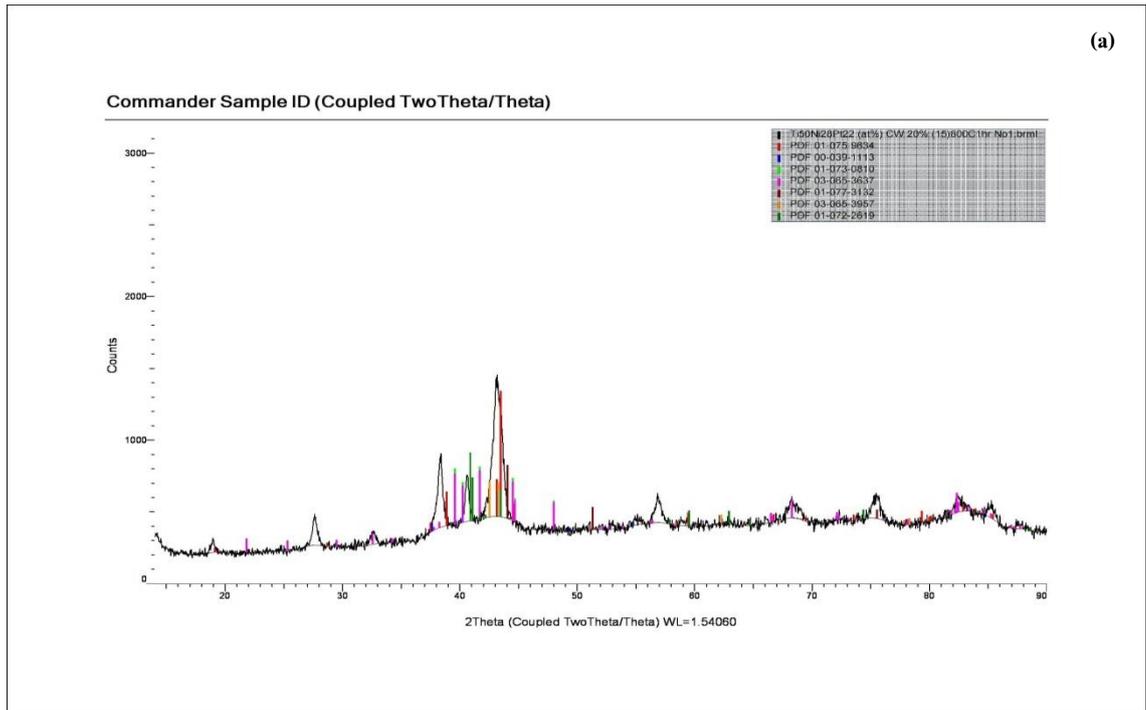
รูปที่ จ.1 ผลการทดสอบหาโครงสร้างผลึกที่อุณหภูมิห้องของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{26}Au_{24}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{15}Au_{35}$ (at %)



Commander Sample ID (Coupled TwoTheta/Theta)



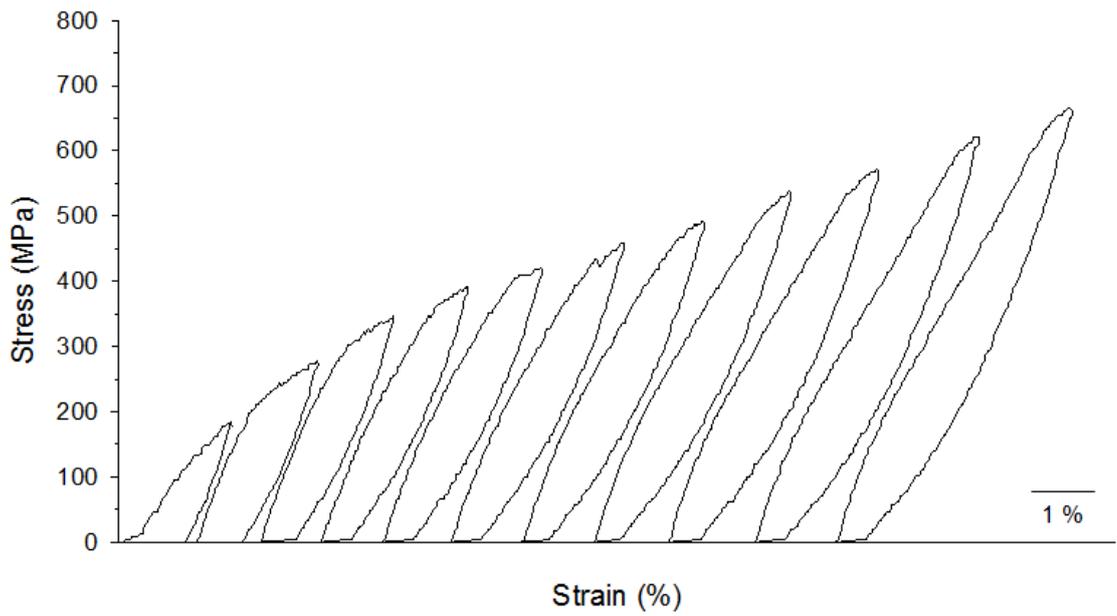
รูปที่ จ.2 ผลการทดสอบหาโครงสร้างผลึกที่อุณหภูมิห้องของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{12}Pd_{38}$ (at %)



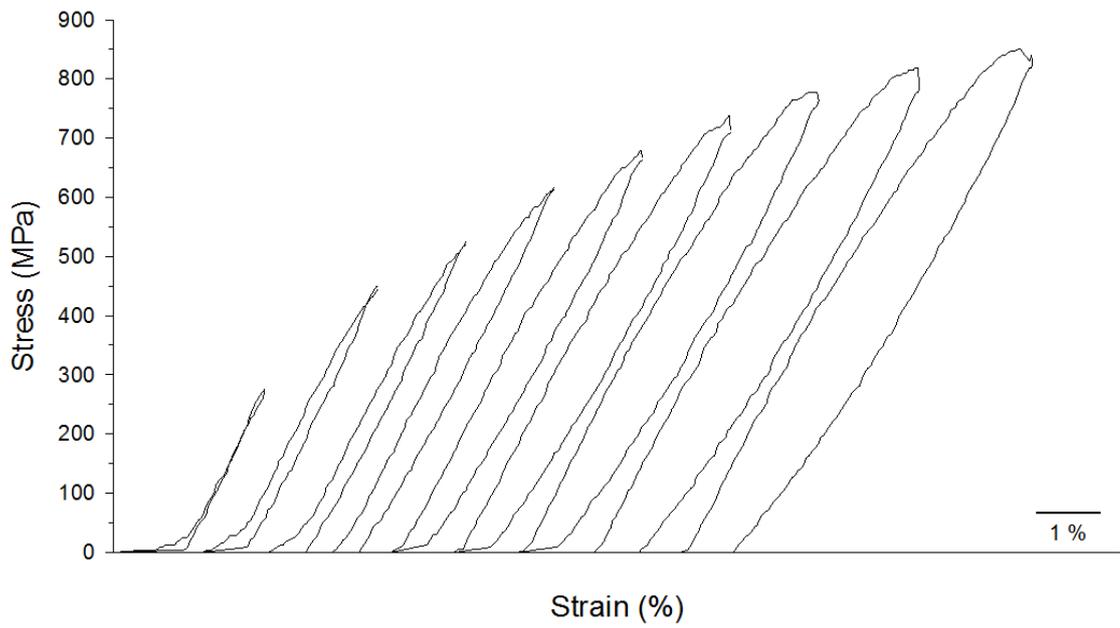
รูปที่ จ.3 ผลการทดสอบหาโครงสร้างผลึกที่อุณหภูมิห้องของโลหะผสม (a) $Ti_{50}Ni_{28}Pt_{22}$ (at %) และ (b) $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %)

ภาคผนวก จ

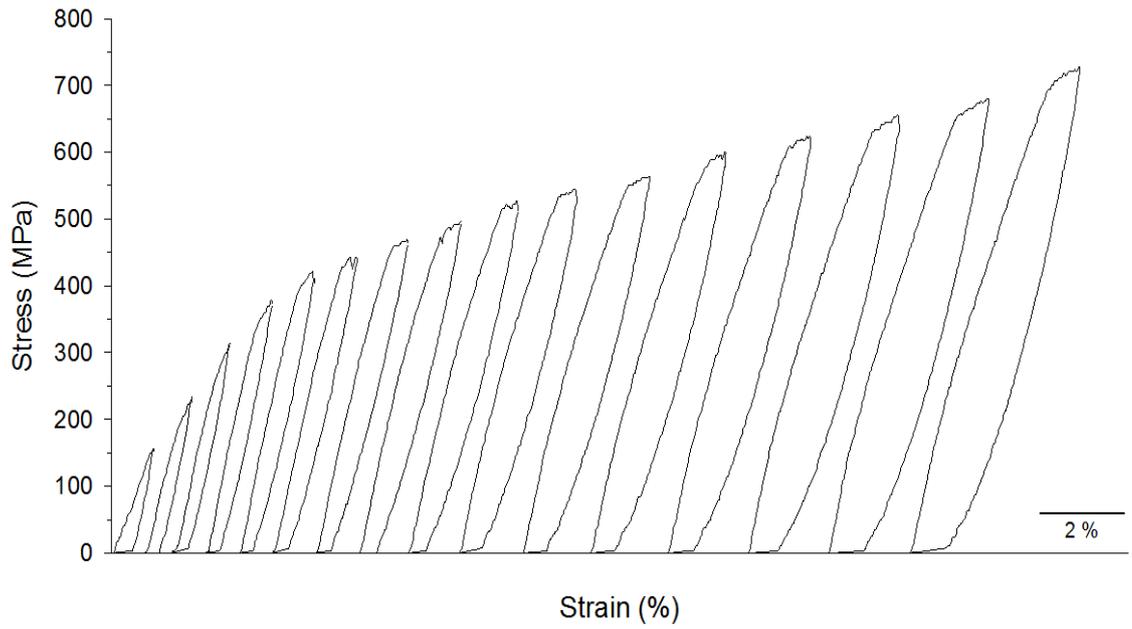
ผลการทดสอบแรงดึงภายใต้ความเค้นสลับ (Cyclic Test)



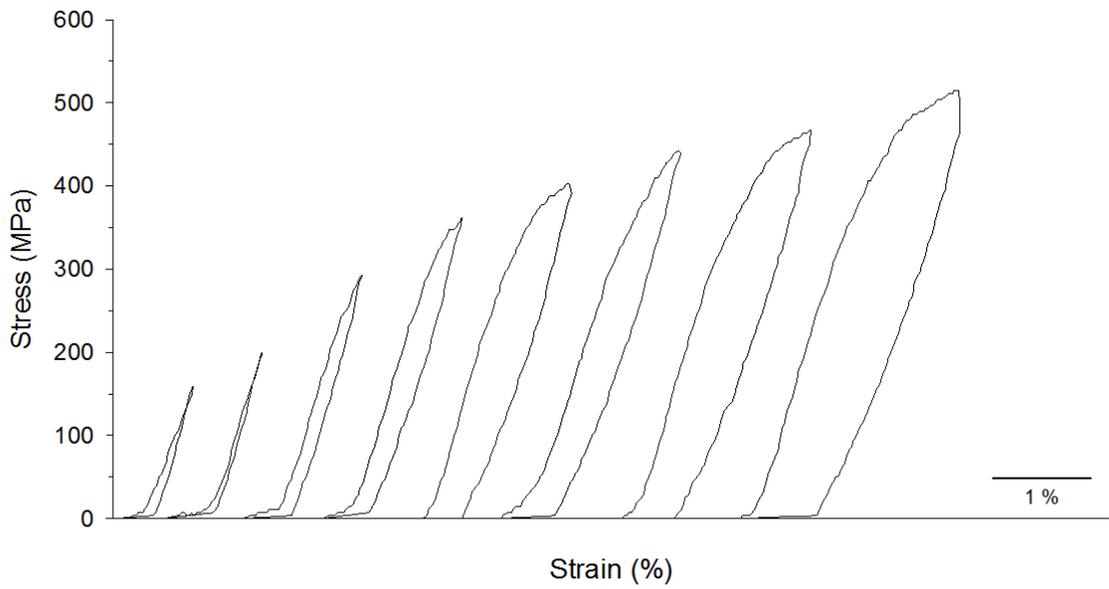
รูปที่ จ.1 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจากผลการทดสอบ Cyclic test ของโลหะผสม Ti₅₀Ni₂₀Pd₃₀ (at %) ที่อุณหภูมิ 240°C



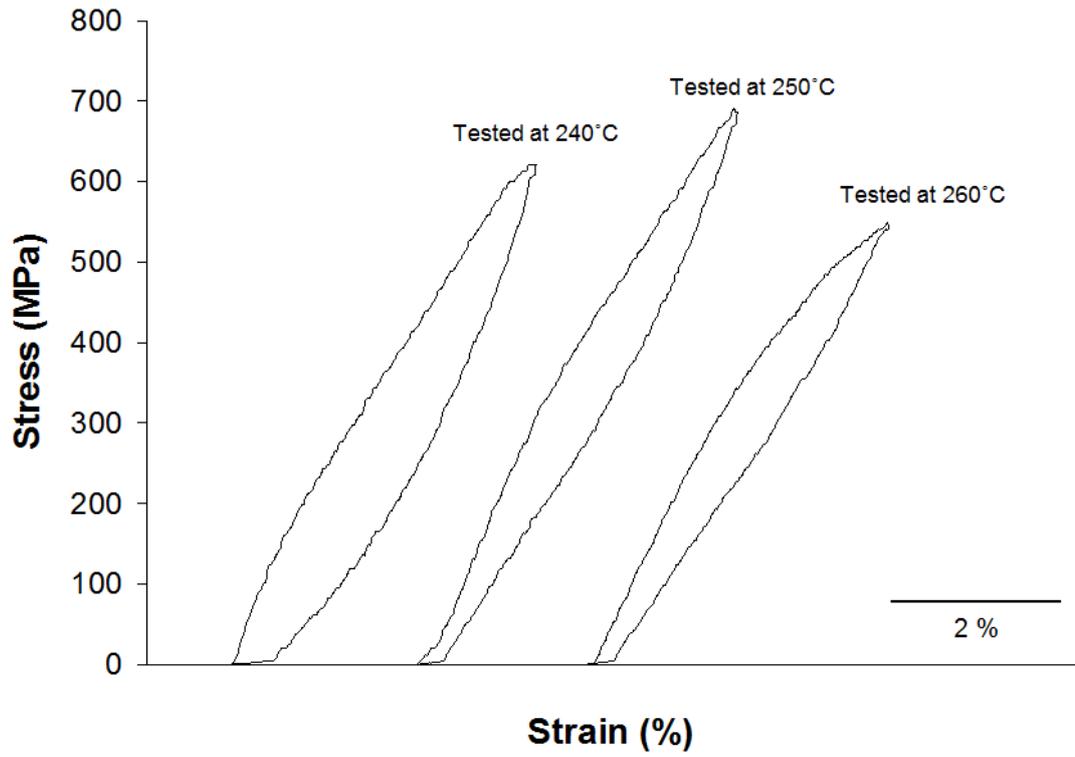
รูปที่ จ.2 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจากผลการทดสอบ Cyclic test ของโลหะผสม Ti₅₀Ni₁₂Pd₃₈ (at %) ที่อุณหภูมิ 385°C



รูปที่ ๓.3 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจากผลการทดสอบ Cyclic test ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{22}Pt_{22}$ (at %) ที่อุณหภูมิ 365°C



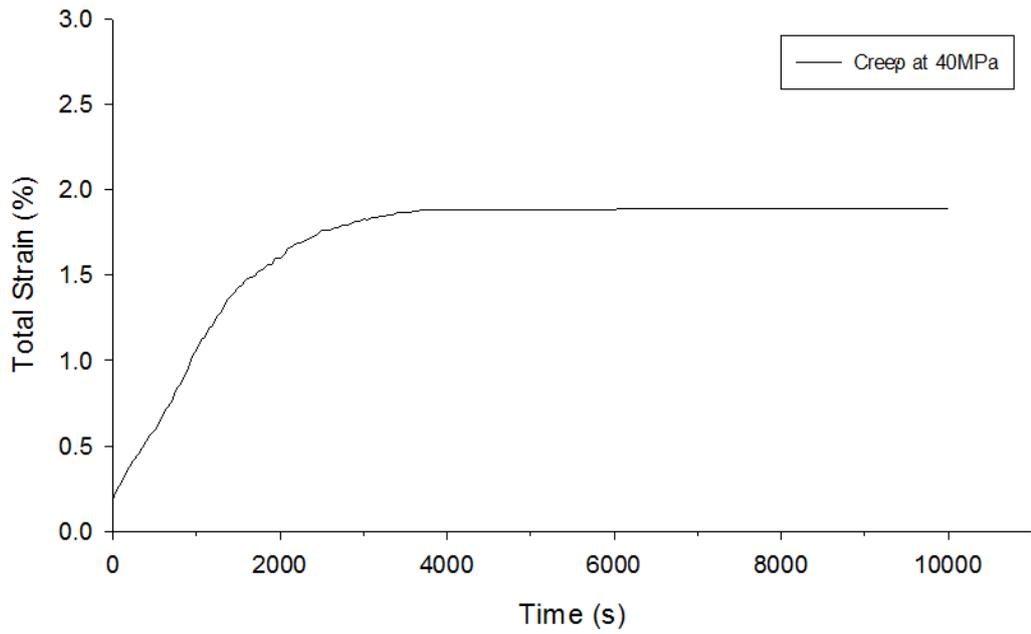
รูปที่ ๓.4 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจากผลการทดสอบ Cyclic test ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{23}Pt_{27}$ (at %) ที่อุณหภูมิ 540°C



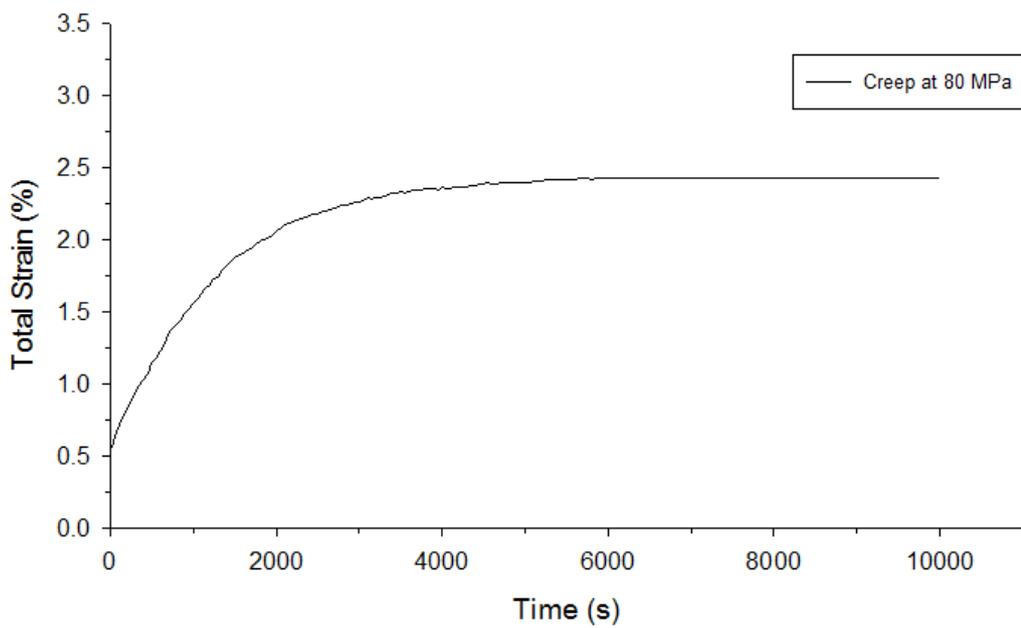
รูปที่ ๑.5 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจากผลการทดสอบ Cyclic test ของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ที่ อุณหภูมิต่างๆ

ภาคผนวก ข

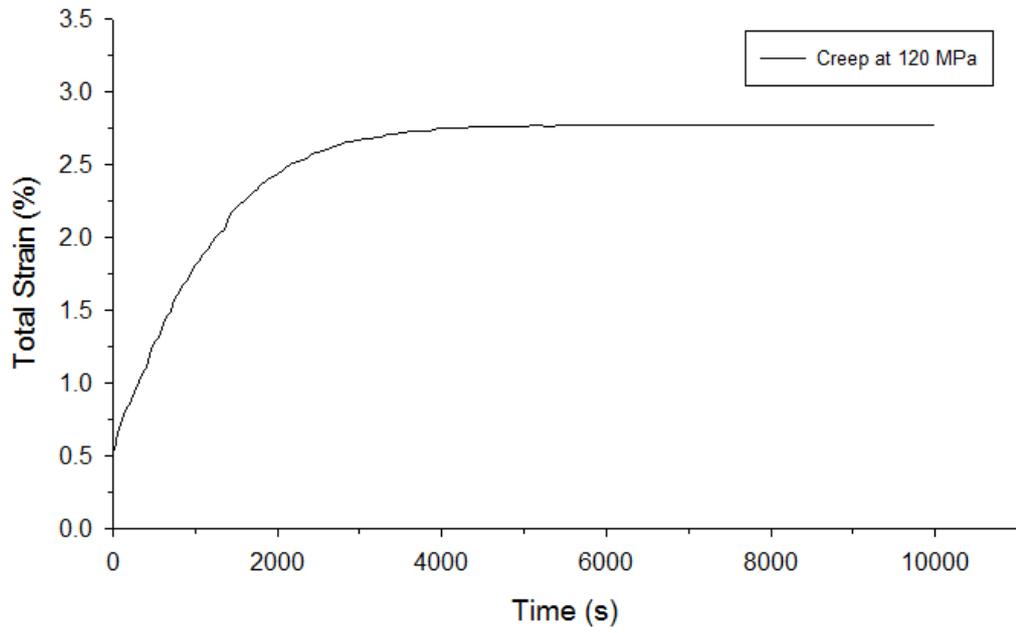
ผลการทดสอบการคืบ (Creep testing)



รูปที่ ข.1 ความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดและเวลา แสดงการคืบของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ภายใต้ระดับความเค้นคงที่ตั้งแต่ 40 MPa ที่อุณหภูมิ 240°C



รูปที่ ข.2 ความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดและเวลา แสดงการคืบของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ภายใต้ระดับความเค้นคงที่ตั้งแต่ 80 MPa ที่อุณหภูมิ 240°C



รูปที่ ข.3 ความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดและเวลาแสดงการคืบของโลหะผสม $Ti_{50}Ni_{20}Pd_{30}$ (at %) ภายใต้ระดับความเค้นคงที่ตั้งแต่ 120 MPa ที่อุณหภูมิ 240°C

ประวัติผู้วิจัย

ชื่อ – สกุล	นายเทวินทร์ บัวศรี
วัน เดือน ปีเกิด	27 ตุลาคม 2530
ประวัติการศึกษา	
ระดับมัธยมศึกษา	ระยองมัธยมศึกษาตอนปลาย โรงเรียนเบ็ญจะมะมหาราช พ.ศ. 2548
ระดับปริญญาตรี	วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี พ.ศ. 2552
ระดับปริญญาโท	วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี พ.ศ. 2555
ทุนการศึกษา หรือทุนวิจัย	ทุนวิจัยในโครงการพัฒนาโลหะผสมจำรูปสำหรับตรวจจับความ ผิดปกติของวัสดุอุปกรณ์ที่มีอุณหภูมิสูงในระบบของเครื่อง ปฏิกรณ์ปรมาณู สำนักงานปรมาณูเพื่อสันติ ประจำปี 2554 – 2556 ทุนอุดหนุนการวิจัย ประเภทบัณฑิตศึกษา สำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ ประจำปี 2555
ผลงานที่ได้รับการตีพิมพ์	Chatwaranon, C., Wongsas, S., Buasri, T. and Khantachawana, A., 2013, “Investigation of Small Electrical Resistance of NiTi Shape Memory Alloys in the Application of Damage Detection”, The 10th International Conference organized by Electrical Engineering/ Electronics, Computer, Telecommunications and Information Technology (ECTI – CON 2013) , May 15 – 17, Krabi, Thailand. Buasri, T., Warinthanapan, P., Wongsas, S. and Khanthachawana, A., 2012, “A Study on the Potential of Ternary TiNiPt Shape Memory Alloys for High Temperature Applications”, The 5th

Thailand – Japan International Academic Conference 2012,

October 20, Tokyo, Japan.

Buasri, T., Keawtatip, P. and Khantachawana, A., 2010,

“Fabrication and Development of High Temperature Shape

Memory Alloys”, **The 1st TSME International Conference on**

Mechanical Engineering (TSME – IcoME), October 20 – 22,

Ubon Ratchathani, Thailand.