

## บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

การศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและอัตราการเย็นตัวที่มีต่อสมบัติทางกลและโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ จำเป็นที่จะต้องศึกษาข้อมูล ทฤษฎี และงานวิจัยที่เกี่ยวข้องของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ ในบทนี้จะกล่าวถึง สมบัติของวัสดุ แผนภาพสมดุล โครงสร้างจุลภาค กระบวนการผลิต สมบัติทางกล พฤติกรรมการสึกหรอ อิทธิพลของธาตุผสมของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ และในตอนท้ายของบทจะกล่าวถึงงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง เพื่อนำข้อมูลมาประยุกต์ในการวางแผนและวิเคราะห์ผลการทดลองต่อไป

### 2.1 โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์

ในสหรัฐอเมริกา โลหะผสมทองแดงถูกแยกออกตามระบบที่กำหนดขึ้นโดย Copper Development Association (CDA) ในระบบนี้จะแทนโลหะผสมแบบหล่อด้วยรหัสตั้งแต่ C80000 ถึง C99900 [5] โดยโลหะผสมทองแดงตามมาตรฐาน C95800 หรือเรียกว่า โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์เป็นโลหะผสมที่มีทองแดง (Cu) และอะลูมิเนียม (Al) เป็นธาตุประกอบหลัก (Binary copper-aluminum system) และเจ็อนิกเกิล (Ni) เหล็ก (Fe) และแมงกานีส (Mn) เพื่อให้ได้สมบัติที่มีความแข็งแรงและความเหนียวมากขึ้น โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์มีความเหมาะสมในการทำใบจักร เพราะมีความแข็งแรงสูง อัตราการยึดตัวสูง ทนการสึกหรอดี และความต้านทานต่อการกัดกร่อนจากน้ำทะเลดี จึงนิยมนำมาผลิตเป็นใบจักร และชิ้นส่วนต่างๆ สำหรับใช้งานทางทะเล [2, 3] โดยโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์มีส่วนประกอบทางเคมีและสมบัติทางกายภาพต่างๆ ดังแสดงในตารางที่ 2.1 และ 2.2 ตามลำดับ

ตารางที่ 2.1 ส่วนประกอบทางเคมีของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ตามมาตรฐาน C95800 [6]

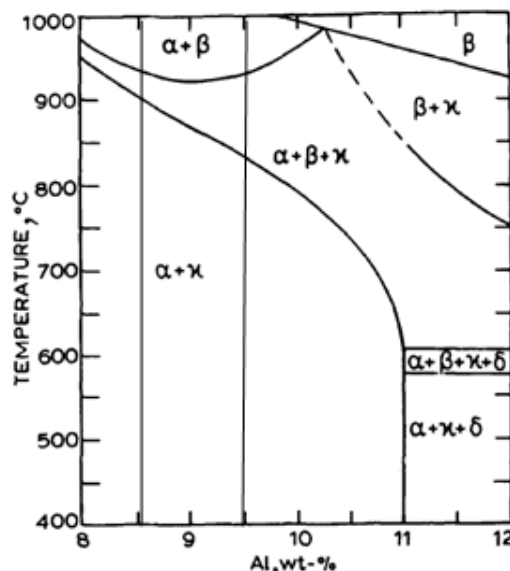
ส่วนประกอบทางเคมี	โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ (wt.%)
Cu	$\geq 79.0$
Al	8.5 – 9.5
Ni	4.0 – 5.0
Fe	3.5 – 4.5
Mn	0.8 – 1.5
Si	$\leq 0.1$
Pb	$\leq 0.03$

ตารางที่ 2.2 สมบัติทางกายภาพของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ตามมาตรฐาน C95800 [6]

สมบัติทางกายภาพ	โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์
ความต้านทานแรงดึง (Tensile strength)	585 MPa
ความแข็งแรง ณ จุดคราก (Yield strength)	240 MPa
ความแข็งแบบบริเนล (Brinell hardness)	159 HB
ความยืดตัว (Elongation)	15 %
ความหนาแน่น (Density)	7.64 g/cm <sup>3</sup>
อุณหภูมิของการกลายเป็นของเหลว (Liquidus temperature)	1,060°C
อุณหภูมิของการกลายเป็นของแข็ง (Solidus temperature)	1,045°C

## 2.2 การเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ ภายใต้การเย็นตัว จากอุณหภูมิต่างๆ

เฟสไดอะแกรมมีความสำคัญอย่างยิ่งสำหรับการศึกษาการเปลี่ยนแปลงเฟสของโลหะ จากรูปที่ 2.1 แสดงเฟสไดอะแกรมของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ ซึ่งประกอบด้วยทองแดงและอะลูมิเนียม เป็นธาตุประกอบหลัก และธาตุเจือได้แก่ นิกเกิล 5% และเหล็ก 5% [7] จากมาตรฐานของโลหะผสม นิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ C95800 มีส่วนผสมของธาตุอะลูมิเนียม 8.5-9.5% [6] สามารถนำมาพิจารณา การเปลี่ยนแปลงเฟสของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ C95800 จากเฟสไดอะแกรม พบว่าโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ในช่วงอุณหภูมิ 1,000-930°C ประกอบด้วยเฟส  $\alpha$  และเฟส  $\beta$  ทั้งหมด ต่อจากนั้นเมื่ออุณหภูมิลดลง ธาตุนิกเกิล เหล็ก และอะลูมิเนียม จะตกตะกอนจากเฟส  $\beta$  เป็นเฟส  $\kappa$  ประเภทต่างๆขึ้นในโครงสร้าง [8] ทำให้โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ในช่วงอุณหภูมิ 930-840°C ประกอบด้วยเฟส  $\alpha$ ,  $\beta$  และ  $\kappa$  สุดท้ายเมื่ออุณหภูมิลดต่ำกว่า 840°C เฟส  $\beta$  ซึ่งเป็นเฟสที่ไม่เสถียร ณ อุณหภูมิห้อง จะเปลี่ยนเป็นเฟส  $\alpha$  และ  $\kappa$  ทั้งหมด โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์หลัง การเย็นตัวจะประกอบด้วยเฟส  $\alpha$  และ  $\kappa$  ทั้งหมด [8]

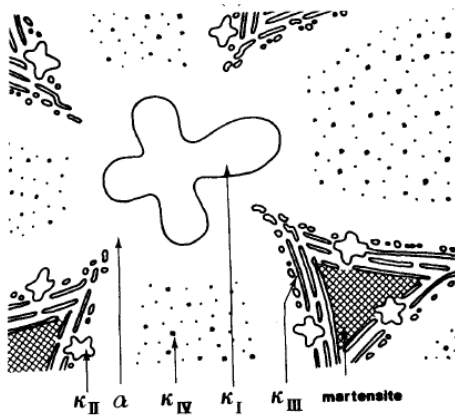


รูปที่ 2.1 แผนภาพสมดุลของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ (Cu-Al-5Ni-5Fe) [7]

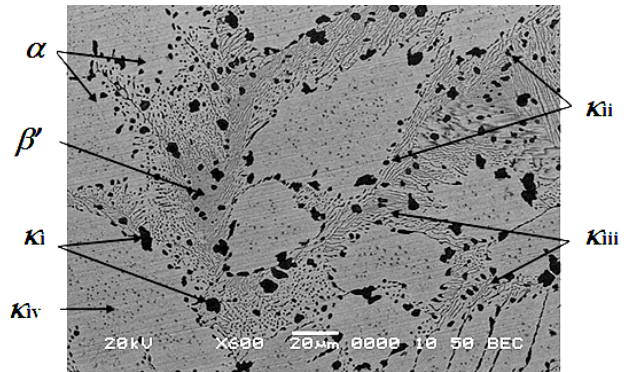
จากเฟสไดอะแกรมของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ พบว่าโครงสร้างจุลภาคหลักของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ ประกอบด้วยโครงสร้าง  $\alpha$ ,  $\beta$  และ  $\kappa$  ซึ่งเฟส  $\kappa$  มี 4 รูปแบบคือ  $\kappa_I$ ,  $\kappa_{II}$ ,  $\kappa_{III}$  และ  $\kappa_V$  ดังแสดงในรูปที่ 2.2 ซึ่งมีลักษณะดังนี้

1. เฟส  $\beta$  มีโครงสร้างผลึกเป็นแบบ Body Centered Cubic (BCC) เป็นสารละลายของแข็ง (Solid solution) ที่มีความเสถียรเหนืออุณหภูมิยูเทคตอยด์ (Eutectoid) เท่านั้น หรือมีความเสถียรที่อุณหภูมิมากกว่า  $800^{\circ}\text{C}$  เมื่อเย็นตัวลงเฟส  $\beta$  จะเปลี่ยนเป็นเฟส  $\alpha$  และ  $\kappa$  ทั้งหมด ซึ่งการเปลี่ยนเฟสของเฟส  $\beta$  นั้น ขึ้นอยู่กับอัตราการเย็นตัว ภายใต้อัตราการเย็นตัวมากกว่า  $1^{\circ}\text{C/s}$  เฟส  $\beta$  อาจยังคงเหลืออยู่ที่อุณหภูมิห้อง เรียกว่าเฟส retained  $\beta$  หรือเฟส  $\beta'$  โดยมีโครงสร้างเป็นมาเทนไซต์ [7-11] นอกจากนี้เฟส  $\beta'$  ยังส่งผลต่อการเกิดการกัดกร่อนในน้ำทะเลของนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ เนื่องจากมีความหนาแน่นของ NiAl สูง ดังแสดงในตารางที่ 2.3 ทำให้เกิดการสูญเสียธาตุอะลูมิเนียม (Dealloying) ได้ง่าย [12] ดังนั้นชิ้นส่วนที่จะนำไปใช้งานทางทะเลต้องไม่มีเฟส  $\beta'$  เหลืออยู่ ซึ่งอาจใช้อัตราการเย็นตัวน้อยกว่า  $1^{\circ}\text{C/s}$  หรือการทำกระบวนการทางความร้อน (Heat treatment) ในการผลิตชิ้นงาน [13-14]
2. เฟส  $\alpha$  มีโครงสร้างผลึกเป็นแบบ Face Centered Cubic (FCC) เป็นสารละลายของแข็ง ซึ่งมีความทนทานเป็นธาตุประกอบหลัก และยังประกอบด้วยธาตุอะลูมิเนียม นิกเกิล เหล็ก และแมงกานีส ในปริมาณต่างๆ [7] ดังแสดงในตารางที่ 2.3 นอกจากนี้บริเวณกลางเฟส  $\alpha$  โดยส่วนมากจะมีปริมาณธาตุเหล็กสูง จึงเป็นบริเวณที่เกิดเฟส  $\kappa_I$  และ  $\kappa_V$  ได้ดี [10]
3. เฟส  $\kappa_I$  มีลักษณะคล้ายรูปดอกกุหลาบ (Rosette) มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง  $20\text{-}50\ \mu\text{m}$  [7] ความหนาแน่นของ  $\text{Fe}_3\text{Al}$  หรือ  $\text{FeAl}$  สูง ดังแสดงในตารางที่ 2.3 โดยจะพบเฟส  $\kappa_I$  เมื่อเฟส  $\alpha$  มีปริมาณ Fe สูงกว่า 5% และเฟส  $\kappa_I$  มักจะเกิดบริเวณเฟส  $\alpha$  [10]
4. เฟส  $\kappa_{II}$  มีลักษณะเป็นคล้ายรูปดอกกุหลาบ หรือเม็ดกลม (Globular) มีขนาดเล็กกว่าเฟส  $\kappa_I$  ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางประมาณ  $5\text{-}10\ \mu\text{m}$  [7] มีความหนาแน่นของ  $\text{Fe}_3\text{Al}$  หรือ  $\text{FeAl}$  สูง ดังแสดงในตารางที่ 2.3 โดยเฟส  $\kappa_{II}$  เกิดจากการตกตะกอนของอนุภาค  $\text{FeAl}$  จากเฟส  $\beta$  ดังนั้นจึงพบเฟส  $\kappa_{II}$  กระจายอยู่ตามขอบเกรนเฟส  $\alpha$  และเฟส  $\beta'$  [10]

5. เฟส  $\kappa_{iii}$  มีลักษณะเป็นแถบ (Lamellar) ซ้อนทับกัน เกิดจากการตกตะกอนของอนุภาค NiAl จากเฟส  $\beta$  เรียกว่าปฏิกิริยายูเทคตอยด์ ( $\beta \rightarrow \alpha + \kappa_{iii}$ ) และมีความหนาแน่นของ NiAl สูง [7-10] ดังแสดงในตารางที่ 2.3
6. เฟส  $\kappa_{iv}$  มีลักษณะเป็นเม็ดกลมขนาดเล็ก (Fine precipitate) เกิดจากการตกตะกอนของอนุภาค  $Fe_3Al$  จากเฟส  $\alpha$  ดังนั้นจึงพบเฟส  $\kappa_{iv}$  กระจายอยู่ในเฟส  $\alpha$  และมีความหนาแน่นของ  $Fe_3Al$  สูง [7-10] ดังแสดงในตารางที่ 2.3



(ก)



(ข)

รูปที่ 2.2 โครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ (ก) ลักษณะการกระจายตัวของเฟสต่างๆ ในโครงสร้าง [7] และ (ข) ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค [9]

ตารางที่ 2.3 ส่วนผสมทางเคมีของเฟสต่างๆ ในโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ (wt.%) [7]

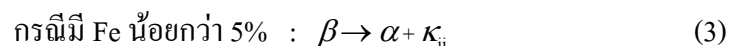
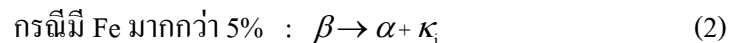
เฟส	Al	Si	Mn	Fe	Ni	Cu
$\kappa_i$	$9.3 \pm 0.5$	$1.6 \pm 0.4$	$2.9 \pm 0.5$	$72.2 \pm 1.4$	$3.5 \pm 0.4$	$10.5 \pm 1.0$
$\kappa_{ii}$	$12.3 \pm 1.3$	$4.1 \pm 0.8$	$2.2 \pm 0.2$	$61.3 \pm 4.9$	$8.0 \pm 1.8$	$12.1 \pm 3.1$
$\kappa_{iii}$	$26.7 \pm 1.0$	<0.1	$2.0 \pm 0.4$	$12.8 \pm 1.6$	$41.3 \pm 6.0$	$17.0 \pm 4.6$
$\kappa_{iv}$	$10.5 \pm 1.7$	$4.0 \pm 0.5$	$2.4 \pm 0.2$	$73.4 \pm 2.3$	$7.3 \pm 1.5$	$2.6 \pm 0.7$
$\beta'$	$28.1 \pm 0.8$	$0.4 \pm 0.3$	$2.2 \pm 0.3$	$14.0 \pm 6.0$	$35.1 \pm 8.6$	$20.2 \pm 3.7$
$\alpha$	$7.2 \pm 0.4$	<0.1	$1.1 \pm 0.1$	$2.8 \pm 0.3$	$3.0 \pm 0.2$	$85.8 \pm 0.4$

จากตารางที่ 2.2 โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ ตามมาตรฐาน C95800 มีสภาวะหลอมเหลวที่อุณหภูมิสูงกว่า  $1,060^{\circ}\text{C}$  (Liquidus temperature) และที่อุณหภูมิ  $1,045^{\circ}\text{C}$  (Solidus temperature) โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์จะเริ่มเกิดการเปลี่ยนแปลงเป็นสถานะของแข็ง โดยรูปที่ 2.3 แสดงการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์จากอุณหภูมิหลอมเหลวถึงอุณหภูมิห้อง ภายใต้สภาวะสมดุลที่อัตราการเย็นตัวน้อยกว่า  $1^{\circ}\text{C/s}$  (Equilibrium cooling) พบว่าการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์สามารถแบ่งได้เป็น 4 ปฏิกริยา คือ [10, 11]

1. ที่อุณหภูมิ  $1,000^{\circ}\text{C}$  (Solidus temperature) โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์เกิดการเปลี่ยนเฟส โดยโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ซึ่งประกอบด้วยเฟส  $\beta$  ที่อยู่ในสถานะสารละลายของแข็ง เกิดการเปลี่ยนเฟสเป็นเฟส  $\alpha$  [10]



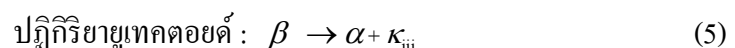
2. ที่ช่วงอุณหภูมิ  $930 - 860^{\circ}\text{C}$  จะเริ่มเกิดเฟส  $\kappa_1$  ในบริเวณที่มีปริมาณธาตุ Fe มากกว่า 5% แต่บริเวณที่มีปริมาณธาตุ Fe น้อยกว่า 5% จะเกิดเป็นเฟส  $\kappa_{II}$  [10] ซึ่งเป็นเฟสที่มีลักษณะเหมือนเฟส  $\kappa_1$  แต่มีขนาดเล็กกว่า

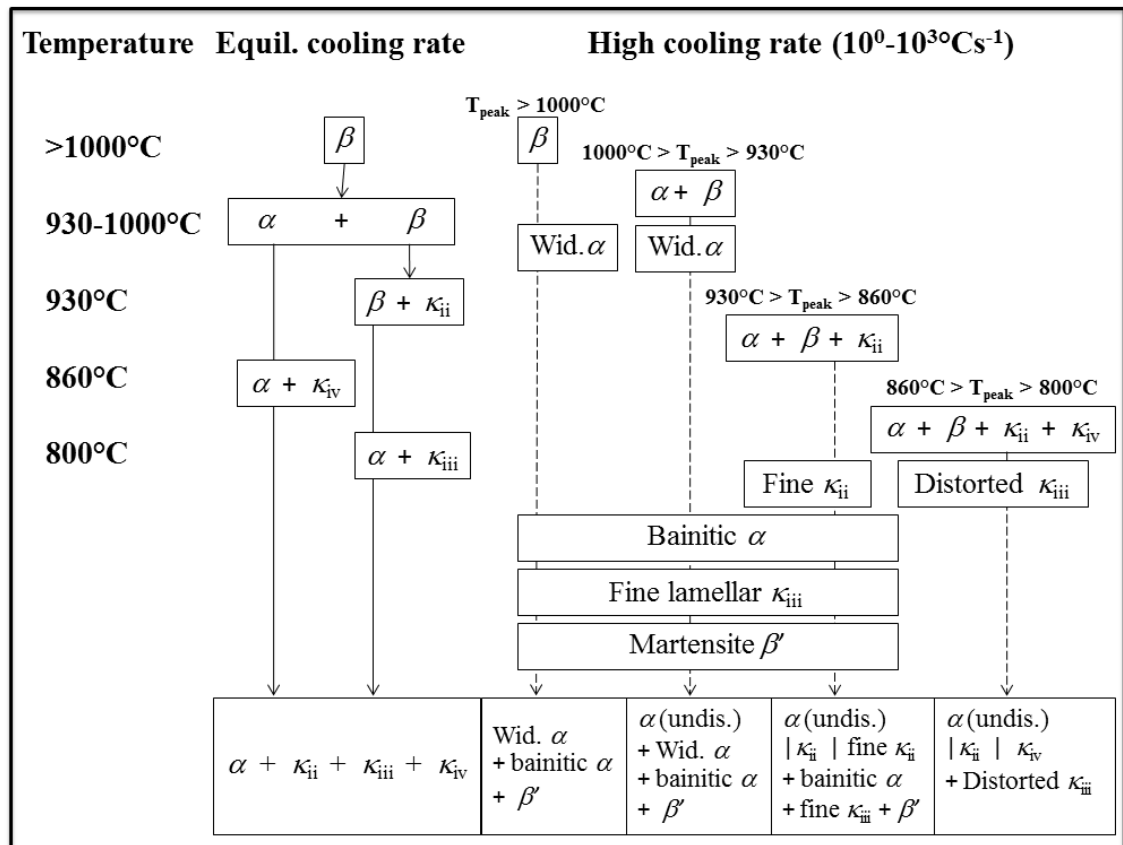


3. เมื่ออุณหภูมิลดลงถึง  $860^{\circ}\text{C}$  จะเกิดเฟส  $\kappa_{IV}$  ในเฟส  $\alpha$  [10]



4. ที่อุณหภูมิ  $800^{\circ}\text{C}$  เป็นอุณหภูมิที่เกิดปฏิกิริยายูเทคตอยด์ กล่าวคือเฟส  $\beta$  จะเปลี่ยนเฟสเป็น  $\alpha$  และ  $\kappa_{III}$  ซึ่งเป็นโครงสร้างที่เรียกว่ายูเทคตอยด์ โดยเป็นโครงสร้างที่มีลักษณะสลับกันระหว่างเฟส  $\alpha$  และ  $\kappa_{III}$  เมื่อสิ้นสุดปฏิกิริยานี้ โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์จะประกอบด้วยเฟส  $\alpha$  และ  $\kappa$  ทั้งหมด [10, 11]





รูปที่ 2.3 แผนผังการเปลี่ยนแปลงเฟสของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ในระหว่างการเย็นตัว [10]

การเปลี่ยนแปลงเฟสที่กล่าวถึงข้างต้นนี้ เกิดขึ้นเมื่ออัตราการเย็นตัวน้อยกว่า  $1^\circ\text{C/s}$  แต่หากอัตราการเย็นตัวในช่วงระหว่าง  $1$ - $10^3^\circ\text{C/s}$  จะเกิดการเปลี่ยนแปลงเฟสที่แตกต่างกันออกไป เช่น อาจปรากฏเฟส retained  $\beta$  หรือเฟส  $\beta'$  มีโครงสร้างแบบมาเทนไซต์ ซึ่งเกิดจากเฟส  $\beta$  ที่ผ่านการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว การเปลี่ยนแปลงเฟสของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ในระหว่างการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว สามารถอธิบายได้ดังนี้

- ที่ระหว่างอุณหภูมิ  $800^\circ\text{C}$  ถึง  $860^\circ\text{C}$  โครงสร้างจุลภาคจะประกอบด้วยเฟส  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\kappa_{ii}$  และ  $\kappa_{iv}$  เมื่อเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ทำให้เฟส  $\beta$  ซึ่งไม่เสถียรที่อุณหภูมิห้องเปลี่ยนเป็นเฟส distorted  $\kappa_{iii}$  และโครงสร้างจุลภาคสุดท้ายที่ได้จะประกอบด้วยเฟส  $\alpha$ ,  $\beta'$ ,  $\kappa_{ii}$ ,  $\kappa_{iv}$  และ distorted  $\kappa_{iii}$
- ที่ระหว่างอุณหภูมิ  $860^\circ\text{C}$  ถึง  $930^\circ\text{C}$  โครงสร้างจุลภาคจะประกอบด้วยเฟส  $\alpha$ ,  $\beta$  และ  $\kappa_{ii}$  เมื่อเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ทำให้เฟส  $\beta$  เปลี่ยนเป็นเฟส  $\beta'$  และเฟส  $\kappa_{ii}$  มีขนาดเล็กลง เมื่อเทียบกับการเย็นตัวลงจากช่วงอุณหภูมิ  $800^\circ\text{C}$  ถึง  $860^\circ\text{C}$  เนื่องจากอนุภาคของ Fe จากเฟส  $\kappa_{ii}$  ละลายกลับสู่เนื้อ

วัสดุภายใต้อุณหภูมิสูง และ โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายที่ได้จะประกอบด้วยเฟส  $\alpha$ ,  $\beta'$  และ  $\kappa_2$  ขนาดเล็ก

- ที่ระหว่างอุณหภูมิ 930°C ถึง 1,000°C โครงสร้างจุลภาคจะประกอบด้วยเฟส  $\alpha$  และ  $\beta$  เมื่อเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ทำให้เฟส  $\beta$  เปลี่ยนเป็นเฟส  $\beta'$  สลับกับเฟส Widmanstätten  $\alpha$  ซึ่งเป็นลักษณะของการเรียงซ้อนกันของโครงสร้าง  $\alpha$  ขนาดเล็ก โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายที่ได้จะประกอบด้วยเฟส  $\alpha$ ,  $\beta'$  และ Widmanstätten  $\alpha$
- ที่อุณหภูมิสูงกว่า 1,000°C โครงสร้างจุลภาคจะประกอบด้วยเฟส  $\beta$  ทั้งหมด เมื่อเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ทำให้เฟส  $\beta$  เปลี่ยนเป็นเฟส  $\beta'$  สลับกับเฟส Widmanstätten  $\alpha$  ทั้งหมด และ โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายที่ได้จะประกอบด้วยเฟส  $\beta'$  และ Widmanstätten  $\alpha$

### 2.3 กระบวนการผลิตโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์

กระบวนการผลิตโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ในอุตสาหกรรมมีความหลากหลาย ซึ่งในที่นี้จะขอกกล่าวถึง 2 กระบวนการ ดังนี้คือ กระบวนการชุบขึ้นรูปร้อน โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ และการปรับปรุงสมบัติของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ด้วยกรรมวิธีทางความร้อน เนื่องจากกระบวนการชุบขึ้นรูปร้อนสามารถผลิตชิ้นงานที่มีคุณภาพ มีความแข็งแรงและความเหนียวดี [15] นอกจากนี้ยังมีกรรมวิธีทางความร้อน (Heat treatment) ซึ่งมีส่วนสำคัญในการปรับปรุงคุณภาพของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ภายหลังการขึ้นรูป

#### 2.3.1 กระบวนการชุบขึ้นรูปร้อนโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์

กระบวนการชุบขึ้นรูปร้อนเป็นกระบวนการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของวัสดุด้วยการให้วัสดุได้รับแรงทางกลโดยการอัด (Press) ที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่ (Recrystallization temperature) แต่ไม่ถึงอุณหภูมิหลอมเหลวของวัสดุนั้นๆ เพื่อให้วัสดุออกมาเป็นรูปร่างที่ต้องการ [15] ตัวแปรที่มีอิทธิพลต่อการชุบขึ้นรูปร้อน ประกอบด้วย อุณหภูมิของชิ้นงานระหว่างการขึ้นรูป ความเครียด และ อัตราการเย็นตัวหลังการขึ้นรูป [4] ซึ่งอุณหภูมิที่ใช้ในการชุบขึ้นรูปร้อนมีอิทธิพลต่อโครงสร้าง

จุดภาคและสมบัติของโลหะภายหลังการชุบขึ้นรูปร้อน อุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่ของโลหะทั่วไปมีค่า  $0.5T_m$  (Melting temperature;  $T_m$ ) และสำหรับโลหะผสมทองแดงและอะลูมิเนียม 5% มีอุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่ที่  $823^\circ\text{C}$  [16]

### 2.3.2 การปรับปรุงสมบัติของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ด้วยกรรมวิธีทางความร้อน

หลังจากทำการขึ้นรูปโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ ด้วยกระบวนการชุบขึ้นรูปร้อน โครงสร้างจุดภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์จะประกอบด้วยเฟส  $\alpha$ ,  $\beta'$  และ  $\kappa$  [1] โดยงานวิจัยโครงสร้างจุดภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์มีผลต่อพฤติกรรมการกัดกร่อนในน้ำทะเลพบว่าเฟส  $\beta'$  เป็นสาเหตุให้ความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อนในน้ำทะเลของวัสดุคดน้อยลงเนื่องจากเกิดการสูญเสียธาตุอะลูมิเนียม (Dealloying) [12] จึงไม่เหมาะสมที่จะนำโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์มาใช้งานทันทีและควรกำจัดเฟส  $\beta'$  เสียก่อน โดยกรรมวิธีทางความร้อนด้วยการอบที่อุณหภูมิสูงพอที่จะเกิดการเปลี่ยนเฟสจากเฟส  $\beta'$  เป็นเฟส  $\alpha$  จากนั้นจึงปล่อยให้เย็นตัวในอากาศจนถึงอุณหภูมิห้อง โครงสร้างจุดภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์หลังการอบทางความร้อนจะประกอบด้วยเฟส  $\alpha$  และ  $\kappa$  ทั้งหมด [13, 14] จากมาตรฐาน ASTM B148-97 ระบุไว้ว่าโลหะทองแดงผสม C95800 สามารถเพิ่มความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อนได้โดยการอบที่อุณหภูมิ  $675^\circ\text{C}$  เป็นเวลา 6 ชั่วโมง [17]

## 2.4 พฤติกรรมการกัดกร่อนของโลหะผสมทองแดง

โลหะผสมทองแดง เป็นที่รู้จักและใช้กันอย่างแพร่หลายทางทะเล เนื่องจากมีความต้านทานการกัดกร่อนที่ดีเยี่ยม [3] โดยการกัดกร่อน (Corrosion) หมายถึง การเสียสภาพของวัสดุเนื่องจากวัสดุสัมผัสสารเคมีหรืออยู่ในสภาวะแวดล้อมที่ไม่เหมาะสม ประเภทการกัดกร่อนของโลหะผสมทองแดงในทะเล มีรูปแบบต่างๆ ดังต่อไปนี้

การกัดกร่อนที่เกิดขึ้นโดยทั่วไปหรือแบบสม่ำเสมอ (General or Uniform corrosion) การกัดกร่อนที่เกิดขึ้นอย่างสม่ำเสมอจะเกิดขึ้นตลอดทั่วทั้งพื้นผิวของโลหะที่สัมผัสกับสภาวะแวดล้อมที่ก่อให้เกิดการกัดกร่อนได้โดยปฏิกิริยาเคมีไฟฟ้าหรือปฏิกิริยาเคมี การกัดกร่อนในลักษณะนี้เป็นการกัดกร่อนที่โลหะถูกทำลายอย่างรุนแรงมากที่สุด การคำนวณหาอัตราการกัดกร่อนจะใช้การสูญเสียความหนาต่อเวลา เช่น มม./ปี [18]

การกัดกร่อนบริเวณรอยแยก (Crevice corrosion) เป็นการกัดกร่อนที่เกิดขึ้นเนื่องจากปฏิกิริยาเคมีไฟฟ้าในบริเวณที่เป็นรอยแยกภายใต้พื้นผิวของโลหะที่สารละลายสามารถอยู่นิ่งๆ ได้ ซึ่งจะส่งผลให้การแพร่ของธาตุบางชนิด เช่น ออกซิเจนทำได้ยาก ทำให้ภายนอกและภายใต้พื้นผิวของโลหะมีความสามารถในการออกซิไดซ์ที่ต่างกัน และนำไปสู่การกัดกร่อนเฉพาะบริเวณภายใต้พื้นผิวของโลหะ [18-20] รูปที่ 2.4 แสดงตัวอย่างโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์หลังการแช่ในสารละลายโซเดียมคลอไรด์ ความเข้มข้น 3.5% เป็นเวลา 1 เดือน พบว่าเกิดการกัดกร่อนบริเวณรอยแยกภายใต้พื้นผิวระหว่างโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์และพอลิเมทิลเมทาคริเลต (Poly Methyl Methacrylate; PMMA)

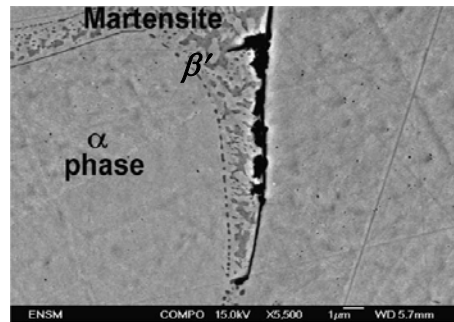


รูปที่ 2.4 การทดสอบการกัดกร่อนบริเวณรอยแยกของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์

โดยการแช่ในสารละลายโซเดียมคลอไรด์ ความเข้มข้น 3.5% เป็นเวลา 1 เดือน [19]

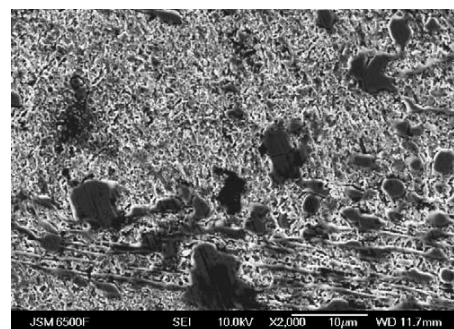
การสูญเสียธาตุเจือ (Dealloying) เป็นรูปแบบการกัดกร่อนที่มักพบในโลหะผสมซึ่งประกอบด้วยโลหะตั้งแต่สองชนิดขึ้นไป โดยธาตุโลหะหนึ่งเสถียรกว่าธาตุโลหะอีกธาตุหนึ่ง ทำให้ธาตุโลหะที่มีความเสถียรน้อยกว่าจะเกิดการชะละลายออกไป [18] จากการศึกษาพฤติกรรมกัดกร่อนของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ในน้ำทะเล พบว่าโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์มีแนวโน้มเกิดการสูญเสียธาตุอะลูมิเนียม (Al) ได้ง่ายกว่าธาตุทองแดง (Cu) เนื่องจากธาตุอะลูมิเนียมมีความไวต่อการเกิดปฏิกิริยามากกว่าธาตุทองแดง ซึ่งบริเวณเฟส  $\beta'$  มีธาตุอะลูมิเนียมรวมกันอยู่อย่างหนาแน่น [12] ทำ

ให้เกิดการสูญเสียธาตุอะลูมิเนียม (Dealloying) ดังแสดงในรูปที่ 2.5 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ที่เกิดการสูญเสียธาตุเจ็อบริเวณเฟส  $\beta'$  ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope; SEM) พบว่าวัสดุจะเกิดรูพรุนบริเวณเฟส  $\beta'$  โดยรูปทรงของวัตถุจะไม่เปลี่ยนแปลง แต่ความแข็งแรงจะลดลง [18]



รูปที่ 2.5 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ ที่เกิดการสูญเสียธาตุเจ็อบริเวณเฟส  $\beta'$  [12]

การกัดกร่อนร่วมกับการกัดเซาะ (Erosion corrosion) การกัดกร่อนของโลหะที่ผิวหน้าจะมีอัตราสูงขึ้นเมื่อมีของเหลวไหลผ่านด้วยความเร็วสูงและเกิดการไหลแบบปั่นป่วน นอกจากนี้ถ้ามีอนุภาคของแข็งปะปนกับของไหลด้วย ก็จะทำให้อัตราการกัดกร่อนมีค่าสูงมากขึ้น การกัดกร่อนประเภทนี้จะทำให้อัตราการสึกหรอเพิ่มมากขึ้น [18] รูปที่ 2.6 แสดงตัวอย่างภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ จากการทดสอบการกัดกร่อนร่วมกับการกัดเซาะ ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด โดยการทดสอบในสารละลายโซเดียมคลอไรด์ ความเข้มข้น 3.5% ไหลผ่านด้วยความเร็ว 5 เมตร/วินาที เป็นเวลา 5 ชั่วโมง พบว่าพื้นผิวของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์เกิดความเสียหายเนื่องจากการกัดกร่อน [21]



รูปที่ 2.6 โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ที่เกิดการกัดกร่อนร่วมกับการกัดเซาะ [21]

**การกัดกร่อนแบบหลุม (Pitting corrosion)** การกัดกร่อนแบบนี้มักจะเกิดกับโลหะที่มีความสามารถในการสร้างชั้นฟิล์มป้องกันได้ (Passivation) แต่เมื่อฟิล์มแตกแยกออกเฉพาะบางที่ ก็จะเกิดการกัดกร่อนเฉพาะที่ลึกลงไปเรื่อยๆ โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์เกิดการกัดกร่อนแบบหลุมได้ เนื่องจากสารปนเปื้อนบนบริเวณผิว หลุมที่เกิดขึ้นมีได้หลายลักษณะ เช่น หลุมแบบปากกว้าง หลุมแบบรูเข็ม หลุมแบบปากแคบแต่ด้านในกลวง [18]

**การกัดกร่อนร่วมกับความล้า (Corrosion fatigue)** การกัดกร่อนนี้เกิดขึ้นในสภาวะที่โลหะได้รับความล้าเชิงกลและการกัดกร่อนในเวลาเดียวกัน หมายถึงสภาพที่วัสดุถูกแรงกระทำซ้ำๆ (Cyclical load) ในสภาพแวดล้อมที่กัดกร่อนร่วมด้วย จนในที่สุดวัสดุจะเกิดการแตกหักเสียหาย โดยปกติแล้วโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์จะเกิดการกัดกร่อนประเภทนี้เมื่อเกิดความเค้นที่ต่ำกว่าความเค้นแรงดึงสูงสุด [18]

**การกัดกร่อนแกลวานิก (Galvanic corrosion)** เกิดขึ้นเมื่อสารละลายตัวนำไฟฟ้าที่มีฤทธิ์กัดกร่อน เช่น ในน้ำทะเล และวัสดุโลหะสองชนิดสัมผัสกัน (Galvanic cell) จะเกิดการสร้างเซลล์ไฟฟ้าเคมีขึ้น (Electrochemical cell) ส่งผลให้วัสดุที่มีศักย์ทางไฟฟ้าต่ำกว่าเกิดการออกซิเดชันขึ้น ส่วนใหญ่จะเกิดบริเวณที่วัสดุ 2 ชนิดสัมผัสกัน [18] สำหรับค่าศักย์ไฟฟ้าอิเล็กโตรด (Electrode potential) ของเฟสต่างๆ ในโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์เรียงจากต่ำไปหาสูงคือเฟส  $\beta'$  เฟส  $\alpha$  และเฟส  $\kappa$  ตามลำดับ ซึ่งเฟส  $\beta'$  ทำหน้าที่เป็นขั้วแอโนด (Anodic) คือ ขั้วที่เกิดปฏิกิริยาออกซิเดชัน เมื่อเทียบกับเฟส  $\alpha$  ในขณะที่เฟส  $\alpha$  ทำหน้าที่เป็นขั้วแคโทดเมื่อเทียบกับเฟส  $\kappa$  ดังนั้นจึงสามารถแยกประเภทของการเกิดการกัดกร่อนแบบแกลวานิกได้ 3 ประเภท คือเฟส  $\kappa-\alpha$ , เฟส  $\kappa-\beta'$  และเฟส  $\alpha-\beta'$  โดยเฟส  $\kappa-\beta'$  จะมีค่าศักย์ไฟฟ้าอิเล็กโตรดแตกต่างกันมาก จึงทำให้เกิดการสึกหรอสูง ซึ่งสามารถแก้ไขได้โดยการเปลี่ยนเฟส  $\beta'$  ให้เป็นเฟสยูเทคตอยด์ ( $\alpha+\kappa_{III}$ ) เพื่อให้ค่าศักย์ไฟฟ้าอิเล็กโตรดแตกต่างกันน้อยลง และเกิดการกัดกร่อนลดลงด้วย [22, 23]

## 2.5 อิทธิพลของธาตุเจือปนต่างๆ ในโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์

โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ คือโลหะผสมของทองแดงที่มีอะลูมิเนียมเป็นธาตุผสมหลัก ข้อดีของโลหะผสมอะลูมิเนียมบรอนซ์คือมีความแข็งแรงสูง ทนต่อการเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูง ทนต่อการกัดกร่อนทั่วไป (Erosion resistance) และทนทานต่อการสึกกร่อน (Wear resistance) [18, 24] โดยโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ได้เติมนิกเกิล เหล็ก และแมงกานีส เพื่อช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้กับโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ ทำให้โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์เหมาะสำหรับใช้เป็นอุปกรณ์ในเรือเดินสมุทร วาล์ว สลัก และเป็นเกลียว เป็นต้น [2-3] โดยผลของธาตุเจือปนต่างๆ ในโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ มีดังต่อไปนี้

**นิกเกิล (Nickel; Ni)** เมื่อผสมนิกเกิลในโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ จะมีผลทำให้ความแข็งแรงและความแข็งของวัสดุเพิ่มขึ้น และเพิ่มความทนต่อการกัดกร่อนให้กับโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ได้ดียิ่งขึ้น [18, 24]

**เหล็ก (Iron; Fe)** เมื่อผสมเหล็กในปริมาณประมาณ 0.5 – 5.0 % จะมีผลทำให้ความแข็งแรงและความแข็งของวัสดุเพิ่มขึ้น อีกทั้งทำให้เกรนมีขนาดเล็ก ช่วยปรับปรุงสมบัติด้านทานการแตกร้าวเนื่องจากความร้อน แต่การเพิ่มเหล็กในโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ในปริมาณที่มากกว่า 5.0 % มีผลทำให้ความเหนียวของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ลดลง [18, 24]

**แมงกานีส (Manganese; Mn)** เมื่อผสมแมงกานีสในจำนวนเพียงเล็กน้อย จะมีผลทำให้ความแข็งแรงของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์เพิ่มขึ้น นอกจากนี้การใส่แมงกานีสลงในโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ขณะหล่อจะเป็นการช่วยกำจัดก๊าซที่เกิดขึ้น และช่วยเพิ่มความสามารถในการหล่อให้ได้ชิ้นด้วย [18, 24]

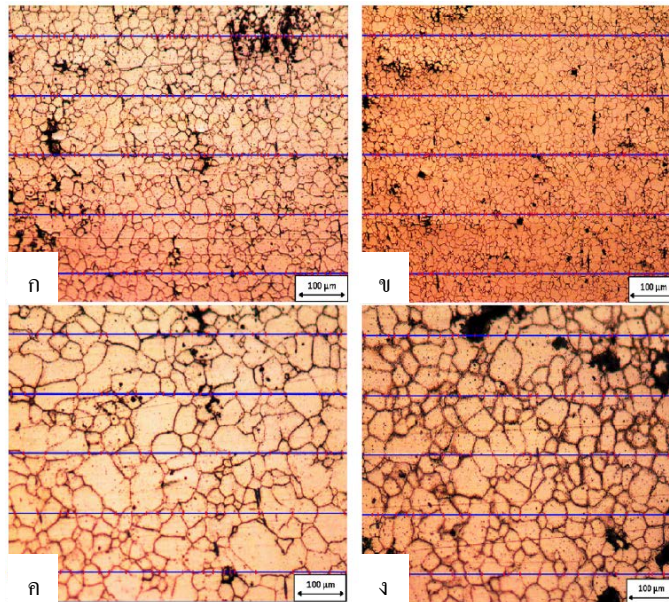
## 2.6 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

การศึกษาสภาวะที่เหมาะสมในการตีขึ้นรูปร้อน โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ ต้องทราบถึงตัวแปรต่างๆ ที่มีอิทธิพลต่อชิ้นงานที่ถูกทุบขึ้นรูปร้อน ทั้งนี้อุณหภูมิเป็นตัวแปรหนึ่งที่มีความสำคัญต่อความสำเร็จในกระบวนการขึ้นรูปร้อน โลหะ การทุบขึ้นรูปวัสดุที่อุณหภูมิต่างกัน ส่งผลให้โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานสุดท้ายที่ได้มีความแตกต่างกัน ซึ่งจะมีผลอย่างยิ่งต่อสมบัติทางกลของชิ้นงานหลังการผลิต งานวิจัยนี้จึงได้ทำการศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิก่อนการทุบขึ้นรูปร้อนและโครงสร้างจุลภาคของวัสดุหลังการทุบขึ้นรูปร้อน รวมทั้งพฤติกรรมของวัสดุระหว่างกระบวนการทุบขึ้นรูป นอกจากนี้ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของตัวแปรต่างๆ ในกระบวนการทุบขึ้นรูปร้อนของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ เพื่อนำข้อมูลไปใช้ในการออกแบบการทดลองการกดขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูงของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ต่อไป

### 2.6.1 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิการขึ้นรูป โครงสร้างจุลภาค และสมบัติทางกลของวัสดุ

กระบวนการทางกลและความร้อน (Thermomechanical process) ประกอบด้วย อุณหภูมิของชิ้นงานก่อนการขึ้นรูป ความเครียด และอัตราการเย็นตัวหลังการขึ้นรูป เป็นตัวแปรในการเพิ่มคุณภาพและสมบัติทางกลของโลหะ จากงานวิจัยของ Babakhani [4] ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของตัวแปรในกระบวนการทุบขึ้นรูปร้อนต่อขนาดเกรนอสเทนไนต์ของเหล็กผสมวานาเดียม โดยการให้ความร้อนก่อนการขึ้นรูปไปที่ 1,150°C และ 1,300°C และใช้อัตราการเย็นตัวหลังการขึ้นรูปที่ 1.5°C/s และ 2.5°C/s จากรูปที่ 2.7 แสดงขนาดเกรนอสเทนไนต์ของเหล็กผสมวานาเดียมหลังกระบวนการทุบขึ้นรูปร้อนด้วยอุณหภูมิการขึ้นรูปและอัตราการเย็นตัวต่างๆ พบว่าความร้อนที่ใช้ในการขึ้นรูปและอัตราการเย็นตัวส่งผลต่อขนาดเกรนอสเทนไนต์หลังกระบวนการทุบขึ้นรูปร้อน โดยอุณหภูมิการทุบขึ้นรูปที่ 1,150°C ทำให้ได้เกรนอสเทนไนต์ที่ละเอียด และการเพิ่มอุณหภูมิการทุบขึ้นรูปเป็น 1,300°C ทำให้ได้เกรนอสเทนไนต์ที่โตขึ้น (Grain growth) เมื่ออัตราการเย็นตัวหลังการขึ้นรูปเท่ากัน แต่หากอัตราการเย็นตัวเพิ่มมากขึ้น ส่งผลให้เกรนอสเทนไนต์หลังการทุบขึ้นรูปละเอียดมากขึ้น เนื่องจากอัตราการเย็นตัวสูงทำให้เวลาในการแพร่ (Diffusion) ของอะตอมลดลง ไม่มีเวลาเพียงพอสำหรับการโตของเกรนอสเทนไนต์ เกรนอสเทนไนต์หลังการทุบขึ้นรูปจึงเล็กลง ดังนั้นการควบคุม

กระบวนการทางกลและความร้อน เช่นอุณหภูมิที่ใช้ในการขึ้นรูป และอัตราการเย็นตัวภายหลังการตีขึ้นรูป มีผลต่อการโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติทางกลของโลหะหลังกระบวนการทอบขึ้นรูปร้อน



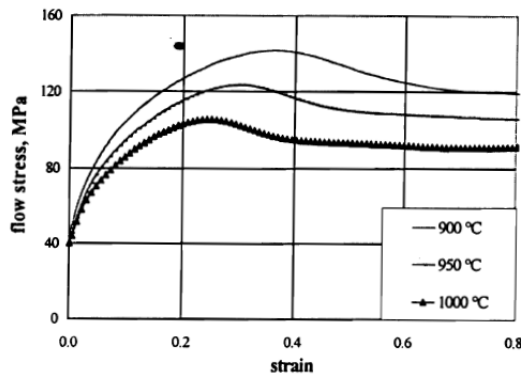
รูปที่ 2.7 เกรนอสเตนไนต์ของเหล็กผสมวานเดียมหลังการทอบขึ้นรูปร้อนที่อุณหภูมิและอัตราการเย็นตัวต่างๆ [4]

- (ก) อุณหภูมิ 1,150°C อัตราการเย็นตัว 1.5°C/s (ข) อุณหภูมิ 1,150°C อัตราการเย็นตัว 2.5°C/s  
 (ค) อุณหภูมิ 1,300°C อัตราการเย็นตัว 1.5°C/s (ง) อุณหภูมิ 1,300°C อัตราการเย็นตัว 2.5°C/s

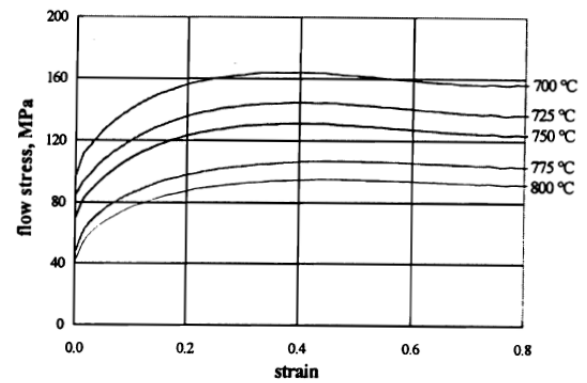
Phiu-on [25] ได้ศึกษาพฤติกรรมการเสีรูปร่างของเหล็กคาร์บอนต่ำเกรด ST15 (0.02%C) ขณะทำการกดขึ้นรูปร้อน ตัวแปรของกระบวนการ ได้แก่ อุณหภูมิที่ใช้ในการขึ้นรูปในช่วงเฟอไรต์ที่อุณหภูมิ 700-800°C และช่วงอสเตนไนต์ที่อุณหภูมิ 900-1,000°C และอัตราความเครียดที่  $1s^{-1}$  ด้วยเครื่องจำลองการเปลี่ยนรูปร้อน (Hot deformation simulator) และวิเคราะห์การความเค้นและความเครียด จากผลการทดสอบดังแสดงในรูปที่ 2.8 พบว่าการลดอุณหภูมิที่ใช้ในการขึ้นรูปร้อนมีผลทำให้ค่าความเค้นเพิ่มขึ้นทั้งในช่วงอสเตนไนต์และในช่วงเฟอไรต์ โดยความแตกต่างทางโครงสร้างอะตอมมีผลกระทบต่อพฤติกรรมการเสีรูปร่างของเหล็กคาร์บอนต่ำเกรด ST15 การขึ้นรูปร้อนในช่วงอสเตนไนต์เกิดกลไกการเกิดผลึกใหม่แบบพลศาสตร์ (Dynamic recrystallization) เนื่องจากค่าพลังงานการเข้ากลุ่มผิดพลาดของระนาบอะตอม (Stacking fault energy) ซึ่งการเข้ากลุ่มผิดพลาดของระนาบอะตอมของวัสดุคือความไม่สมบูรณ์ที่เป็นผลมาจากระนาบของอะตอมระนาบหนึ่ง ไม่เรียงลำดับกับระนาบอื่นๆ ในขณะที่โครงสร้างผลึกบนด้านใดด้านหนึ่งของระนาบอื่นนั้นสมบูรณ์ ดังนั้นหากวัสดุมี

ค่าพลังงานการเข้ากลุ่มผิดพลาดของระนาบอะตอมของวัสดุสูง จะทำให้ระนาบเกิดการบิดเบี้ยวได้ง่าย แต่หากวัสดุมีค่าพลังงานการเข้ากลุ่มผิดพลาดของระนาบอะตอมของวัสดุต่ำ จะทำให้ต้องใช้พลังงานในการเปลี่ยนรูปวัสดุเพิ่มขึ้น [25] เนื่องจากค่าพลังงานการเข้ากลุ่มผิดพลาดของระนาบอะตอมของวัสดุที่ต่ำของออสเทนไนต์ เมื่อเริ่มทำการขึ้นรูปค่าความเค้นจะเพิ่มขึ้นเนื่องจากอัตราการแข็งขึ้น (Hardening rate) โดยความเครียดแข็ง (Strain hardening) เมื่อถึงค่าความเครียดวิกฤต (Critical strain;  $\epsilon_{crit}$ ) การเกิดผลึกใหม่แบบพลศาสตร์จึงเกิดขึ้นตามด้วยการลดลงของค่าความเค้น และเข้าสู่สถานะสมำเสมอ ดังแสดงในรูปที่ 2.8(ก) การแปรรูปช่วงออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิ 900-1,000°C พบว่าการอุณหภูมิที่ใช้ในการขึ้นรูปมีผลกระทบต่อค่าความเค้นสูงสุด (Maximum stress;  $\sigma_{max}$ ) เมื่ออุณหภูมิการขึ้นรูปลดลงค่าความเค้นสูงสุดจะเพิ่มขึ้น นอกจากนี้การลดอุณหภูมิการขึ้นรูปร้อนยังมีผลให้ช่วงความเครียดการเกิดผลึกใหม่แบบพลศาสตร์หรือช่วงตั้งแต่ว่าค่าความเค้นสูงสุดถึงสถานะสมำเสมอกว้างมากขึ้น ซึ่งหมายถึงการเลื่อนโครงสร้างกลายเป็นเกรนใหม่สมบูรณ์ออกไป สำหรับการขึ้นรูปในช่วงเฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมิ 700-800°C ดังแสดงในรูปที่ 2.8(ข) ซึ่งเฟอร์ไรต์มีค่าพลังงานการเข้ากลุ่มผิดพลาดของระนาบอะตอมที่สูง ทำให้เกิดกระบวนการคืนตัวแบบพลศาสตร์ (Dynamic recovery) กราฟความเค้นและความเครียดขณะขึ้นรูปที่ช่วงอุณหภูมินี้แสดงการเพิ่มขึ้นของค่าความเครียดจนถึงค่าความเค้นสูงสุดที่มีค่าใกล้เคียงกับค่าความเค้นที่สมำเสมอหรือสถานะสมำเสมอ สรุปได้ว่าความแตกต่างทางโครงสร้างจุลภาคระหว่างการขึ้นรูปร้อนส่งผลต่อพฤติกรรมเปลี่ยนแปลงรูปของวัสดุ โดยการขึ้นรูปร้อนของเหล็กคาร์บอนต่ำเกรด ST15 ในช่วงออสเทนไนต์จะเกิดพฤติกรรมการเกิดผลึกใหม่แบบพลศาสตร์ แต่การขึ้นรูปร้อนในช่วงเฟอร์ไรต์จะเกิดพฤติกรรมการคืนตัวแบบพลศาสตร์

Guo-zheng [26] ระบุวัสดุที่มีค่าพลังงานการเข้ากลุ่มผิดพลาดของระนาบอะตอมสูง เช่น เหล็กกล้ากลุ่มเฟอร์ริติก และโลหะผสมอะลูมิเนียม เกิดพฤติกรรมการคืนตัวแบบพลศาสตร์ สำหรับวัสดุที่มีค่าพลังงานการเข้ากลุ่มผิดพลาดของระนาบอะตอมต่ำ เช่น เหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มออสเทนนิติก โลหะผสมแมงกานีส โลหะผสมทองแดง รวมทั้งโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ จะเกิดพฤติกรรมการเกิดผลึกใหม่แบบพลศาสตร์



(ก)



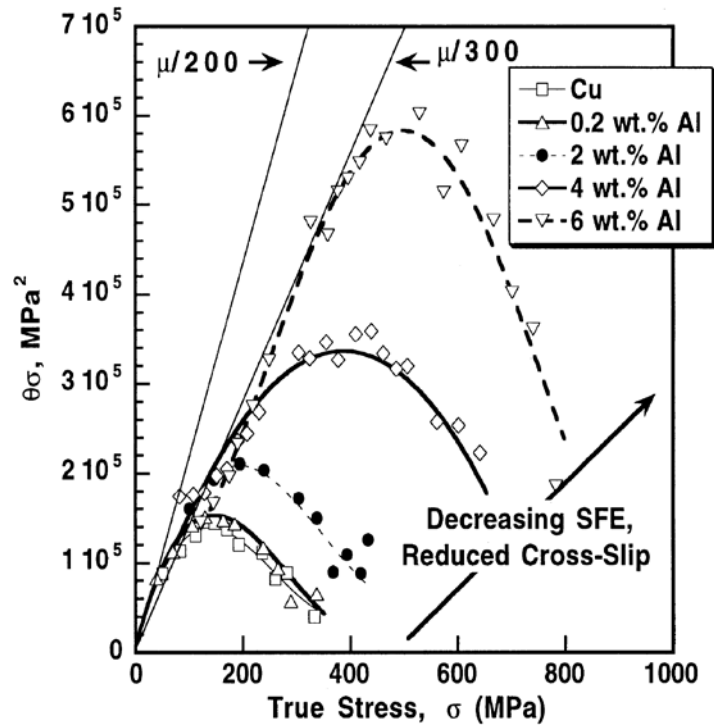
(ข)

รูปที่ 2.8 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียด จากการขึ้นรูปที่ช่วงอุณหภูมิต่างๆ

ด้วยอัตราความเครียด  $1 \text{ s}^{-1}$  ของเหล็กคาร์บอนต่ำเกรด ST15

(ก) การแปรรูปในช่วงออสเทนไนต์ (ข) การแปรรูปในช่วงเฟอร์ไรต์ [25]

Rohatgi [27] ได้ทำการศึกษาพฤติกรรมการเปลี่ยนรูปของทองแดงและโลหะผสมทองแดงและอะลูมิเนียม โดยการควบคุมปริมาณธาตุอะลูมิเนียมในโลหะผสมทองแดงและอะลูมิเนียม เพื่อศึกษาอิทธิพลจากค่าพลังงานการเข้ากลุ่มผิดพลาดของระนาบอะตอม และทำการกดขึ้นรูปชิ้นงานที่อุณหภูมิห้องด้วยอัตราความเครียด  $1,000 \text{ s}^{-1}$  จากผลการทดลองและการคำนวณด้วยสมการ Hall-Petch ผลการทดลองรูปที่ 2.9 พบว่าพฤติกรรมการเปลี่ยนรูปของวัสดุที่มีค่าพลังงานการเข้ากลุ่มผิดพลาดของระนาบอะตอมสูง เช่น ทองแดง และ โลหะผสมทองแดงและอะลูมิเนียมปริมาณต่ำ (0.2 และ 2 wt.% Al) การเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน (Dislocations) ระหว่างการเปลี่ยนรูปจะเป็นแบบการเลื่อนข้ามระนาบ (Cross slip) และเกิดพฤติกรรมการคืนตัวแบบพลศาสตร์ ในขณะที่วัสดุที่มีค่าพลังงานการเข้ากลุ่มผิดพลาดของระนาบอะตอมต่ำ เช่น โลหะผสมทองแดงและอะลูมิเนียมปริมาณสูง (4 และ 6 wt.% Al) การเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันระหว่างการเปลี่ยนรูปแบบการเลื่อนข้ามระนาบ (Cross slip) จะเกิดน้อยลง และเกิดการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันแบบการเลื่อนระนาบคู่ (Twinning) พฤติกรรมการเปลี่ยนรูปเป็นแบบการเกิดผลึกใหม่แบบพลศาสตร์ นั่นคือพฤติกรรมการเปลี่ยนรูปของโลหะผสมทองแดงและอะลูมิเนียมสามารถเกิดได้ทั้งการเกิดผลึกใหม่แบบพลศาสตร์และการคืนตัวแบบพลศาสตร์ ซึ่งขึ้นกับค่าพลังงานการเข้ากลุ่มผิดพลาดของระนาบอะตอมของวัสดุ



รูปที่ 2.9 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างอัตราความเครียดแข็ง (Work-hardening rate) และความเค้นและความเค้นจริงของทองแดงและโลหะผสมทองแดงและอะลูมิเนียม ที่กดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้อง ด้วยค่าอัตราความเครียด  $1,000 \text{ s}^{-1}$  [27]

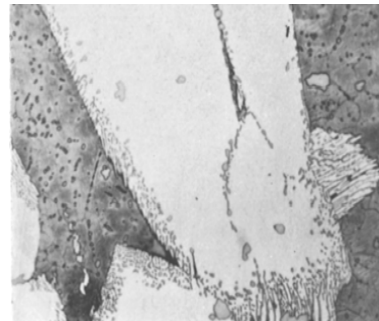
## 2.6.2 อิทธิพลของตัวแปรต่างๆ ในกระบวนการทอบขึ้นรูปร้อนของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์

การศึกษาลักษณะทางโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์หล่อของ Culpan และ Rose [8] ได้ทำการทดสอบโดยให้อุณหภูมิขึ้นงาน  $1,000^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 1 ชั่วโมง แล้วเย็นตัวอย่างช้าๆ ด้วยอัตราการเย็นตัว  $8^{\circ}\text{C}/\text{min}$  จนถึงอุณหภูมิต่างๆ ประกอบด้วยอุณหภูมิ 900, 800, 725 และ  $675^{\circ}\text{C}$  และเย็นตัวอย่างรวดเร็วโดยการจุ่มในน้ำเย็น (Water quench) การทดสอบทางความร้อนนี้ทำให้ทราบช่วงอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคและการตกตะกอนเฟสต่างๆ พบว่าโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ จากการเย็นตัวอย่างช้าๆ ที่อุณหภูมิ  $1,000^{\circ}\text{C}$  ไปอุณหภูมิ  $900^{\circ}\text{C}$  แล้วจึงเย็นตัวอย่างรวดเร็ว โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟส  $\beta'$  (สีดำ) เป็นส่วนใหญ่ ซึ่งเฟส  $\beta$  จะเกิดการเปลี่ยนเป็นเฟส  $\alpha$  (สีเทาอ่อน) ทำให้เกิดเป็นขอบเกรน  $\alpha/\beta$  ขึ้น ดังแสดงในรูปที่

2.10(ก) และโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ จากการเย็นตัวอย่างช้าๆ ที่อุณหภูมิ 1,000°C ไปอุณหภูมิ 800°C แล้วจึงเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ในช่วงอุณหภูมินี้จะเกิดการตกตะกอนของเฟส  $\kappa_{II}$  และเฟส  $\kappa_{III}$  บริเวณรอบขอบเกรน  $\alpha/\beta$  ดังแสดงในรูปที่ 2.10(ข) และโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ จากการเย็นตัวอย่างช้าๆ ที่อุณหภูมิ 1,000°C ไปอุณหภูมิ 725°C แล้วจึงเย็นตัวอย่างรวดเร็ว พบว่าการตกตะกอนของเฟส  $\kappa_{III}$  บริเวณรอบขอบเกรน  $\alpha/\beta$  เพิ่มมากขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 2.10(ค) สุดท้ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ จากการเย็นตัวอย่างช้าๆ ที่อุณหภูมิ 1,000°C ไปอุณหภูมิ 675°C แล้วจึงเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ในช่วงอุณหภูมินี้พบว่าเกิดเฟส  $\kappa_{IV}$  ภายในเฟส  $\alpha$  และเฟส  $\beta'$  สลายไปดังแสดงในรูปที่ 2.10(ง) ดังนั้นจึงสรุปได้ว่าอุณหภูมิมิผลต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ และงานวิจัยนี้จะทำการทดสอบเพื่อทราบถึงอิทธิพลของอุณหภูมิในการกดขึ้นรูปร้อนที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคต่อไป



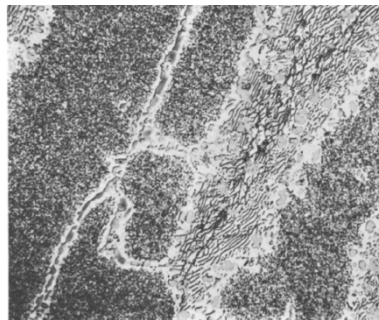
(ก) 900°C



(ข) 800°C



(ค) 725°C



(ง) 675°C

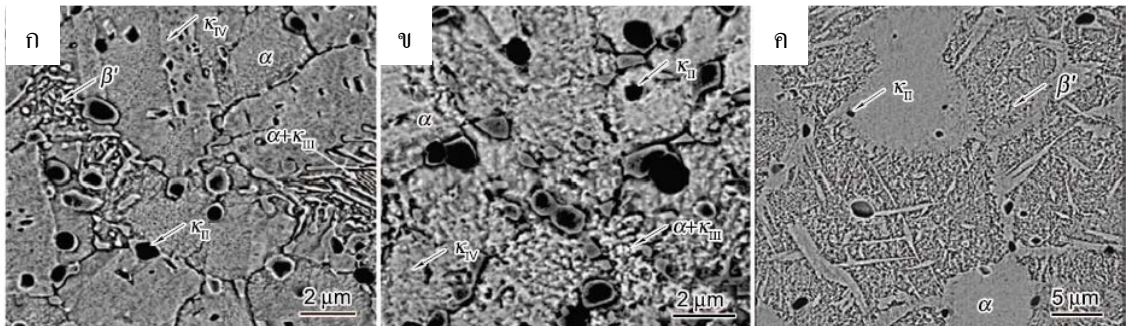
**รูปที่ 2.10** ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ จากอุณหภูมิ 1,000°C แล้วเย็นตัวอย่างช้าๆ จนถึงอุณหภูมิต่างๆ (ก) 900°C (ข) 800°C (ค) 725°C (ง) 675°C แล้วจึงเย็นตัวอย่างรวดเร็ว โดยการจุ่มในน้ำ [8]

Zhang [22] ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของโครงสร้างจุลภาคที่มีต่อสมบัติทางกลและพฤติกรรมการกัดกร่อนของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ วิธีการทดสอบดังแสดงในตารางที่ 2.4 โดยวัสดุที่ใช้ในการทดสอบ 3 ประเภทคือ โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ที่ผ่านกระบวนการอัดไหลขึ้นรูปร้อน (Hot extrusion) โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ที่ผ่านกระบวนการอัดไหลขึ้นรูปร้อนแล้วนำไปอบอ่อนที่อุณหภูมิ 750°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง หลังจากนั้นปล่อยให้เย็นตัวภายในเตา (Annealed) และโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ที่ผ่านกระบวนการอัดไหลขึ้นรูปร้อนแล้วนำไปให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง หลังจากนั้นเย็นตัวลงอย่างรวดเร็วโดยการจุ่มน้ำ (Quenched) พบว่าโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ที่ผ่านกระบวนการอัดไหลขึ้นรูปร้อนมีโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟส  $\alpha$  เป็นหลัก ดังแสดงในรูปที่ 2.11(ก) และประกอบด้วยเฟส  $\kappa_{\parallel}$ ,  $\kappa_{\perp}$  และ  $\kappa_{\nu}$  โดยเฟส  $\kappa_{\parallel}$  มีลักษณะเป็นเม็ดกลมขนาดประมาณ 0.5-1  $\mu\text{m}$  ส่วนเฟส  $\kappa_{\perp}$  เกิดจากปฏิกิริยายูเทคตอยด์ และเฟส  $\kappa_{\nu}$  มีลักษณะเป็นตะกอนขนาดเล็กกระจายอยู่ในเฟส  $\alpha$  นอกจากนี้ยังพบเฟส  $\beta'$  เล็กน้อย โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ที่ผ่านกระบวนการอัดไหลขึ้นรูปร้อนแล้วนำไปอบอ่อน พบว่าเฟส  $\beta'$  หายไป เหลือเพียงเฟส  $\alpha$  และเฟส  $\kappa$  เนื่องจากที่อุณหภูมิ 750°C เฟส  $\beta'$  จะเปลี่ยนเป็นเฟส  $\beta$  ทั้งหมด หลังจากนั้นปล่อยให้เย็นตัวภายในเตา ทำให้เฟส  $\beta$  เปลี่ยนเป็นเฟส  $\alpha$  และเฟส  $\kappa$  ทั้งหมด ดังแสดงในรูปที่ 2.11(ข) และโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ที่ผ่านกระบวนการอัดไหลขึ้นรูปร้อนแล้วนำไปจุ่มน้ำ พบว่าโครงสร้างประกอบด้วยเฟส  $\alpha$ ,  $\beta'$  และ  $\kappa$  ดังรูปที่ 2.11(ค) เนื่องจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็วทำให้เฟส  $\beta$  เปลี่ยนเป็นเฟส  $\beta'$  จึงพบเฟส  $\beta'$  มากถึง 70% ทำให้มีค่าความแข็งแรงและค่าความแข็งสูง เนื่องจากเฟส  $\beta'$  มีโครงสร้างแบบมาเทนไซต์ ดังแสดงในตารางที่ 2.4 ส่วนโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ที่ผ่านกระบวนการอัดไหลขึ้นรูปร้อนและโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ที่ผ่านกระบวนการอบอ่อนมีค่าการยึดตัวที่สูง หลังจากนั้นได้นำชิ้นงานโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ทั้งหมดไปทดสอบการกัดกร่อนโดยการแช่ในสารละลายโซเดียมคลอไรด์ ความเข้มข้น 3.5% ค่า pH 8.2-8.8 ที่อุณหภูมิห้อง (28°C) เป็นเวลา 120 ชั่วโมง และคำนวณการกัดกร่อนจากน้ำหนักชิ้นงานที่ลดลง ผลการทดลองดังแสดงในรูปที่ 2.12 พบว่าโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ที่ผ่านกระบวนการอัดไหลขึ้นรูปร้อนมีอัตราการกัดกร่อนประมาณ 0.029  $\text{g}/(\text{m}^2\text{h})$  และโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ที่ผ่านการอบอ่อนมีอัตราการกัดกร่อนลดลงถึง 17% ในขณะที่โลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ที่ผ่านการจุ่มน้ำ มีอัตราการกัดกร่อนเพิ่มขึ้นถึง 34% จากงานวิจัยนี้ทำให้ทราบว่า การนำโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ไปทำการอบ

อ่อนจะทำให้เฟส  $\beta'$  หายไป เหลือเพียงเฟส  $\alpha$  และเฟส  $\kappa$  และมีความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อนในน้ำทะเลสูงมากขึ้นด้วย

ตารางที่ 2.4 วิธีการทดสอบและสมบัติทางกลของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ที่ได้หลังการทดสอบภายใต้กรรมวิธีทางความร้อนที่แตกต่างกัน

ชิ้นงาน	กรรมวิธีทางความร้อน			สมบัติทางกล		
	อุณหภูมิ (°C)	เวลา (ชั่วโมง)	การเย็นตัว	ความเค้น (MPa)	การยืดตัว (%)	ความแข็ง (HB)
Hot-extruded	-	-	-	761	22.7	185
Annealed	750	1	ในเตา	697	29.7	179
Quenched	900	1	ในน้ำ	968	8.6	236

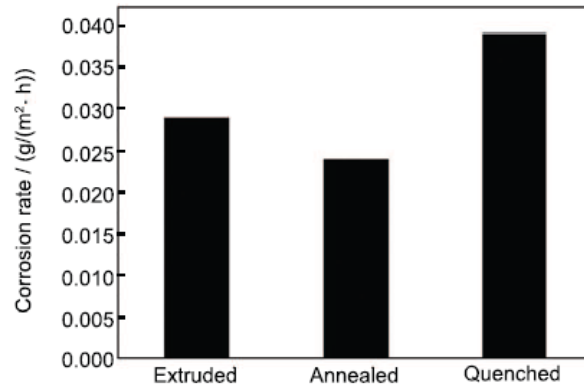


(ก) Hot-extruded

(ข) Annealed

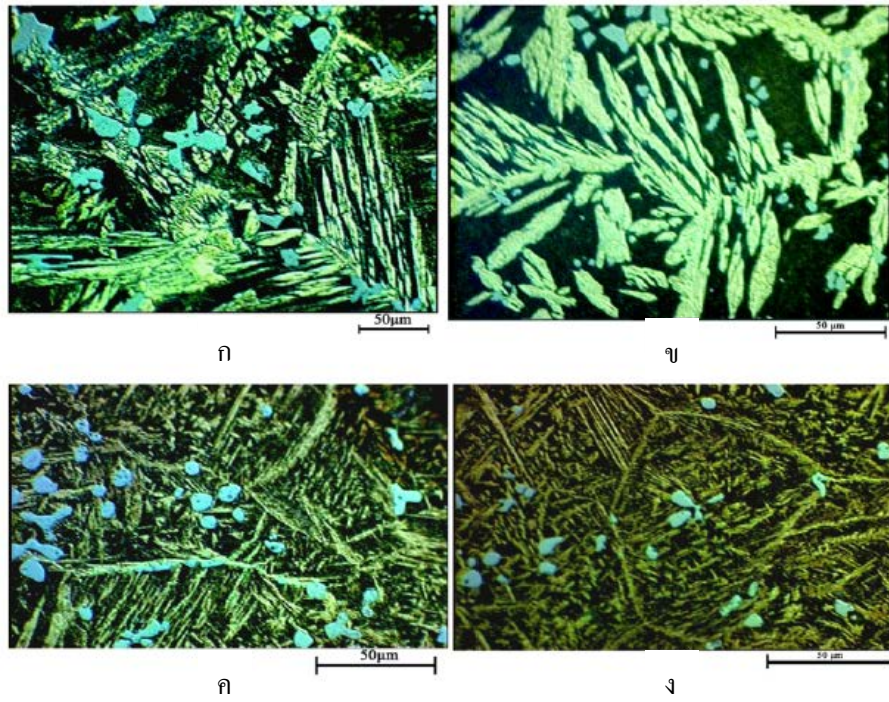
(ค) Quenched

รูปที่ 2.11 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์หลังการทดสอบภายใต้กรรมวิธีทางความร้อนที่แตกต่างกัน [22]



**รูปที่ 2.12** ค่าเฉลี่ยอัตราการกัดกร่อนของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ภายใต้สภาวะที่แตกต่างกัน หลังทดสอบการกัดกร่อน 120 ชั่วโมง [22]

นอกจากนี้ยังสอดคล้องกับงานวิจัยของ Daroonparvar [23] ซึ่งได้ทำการศึกษาถึงผลกระทบของกรรมวิธีทางความร้อนต่อพฤติกรรมการกัดกร่อนของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ โดยใช้กรรมวิธีทางความร้อนต่างๆ ซึ่งประกอบด้วย การเย็นตัวลงอย่างรวดเร็วโดยการจุ่มน้ำ (Quenching) และการอบปกติ (Normalizing) ที่อุณหภูมิ 475, 675, 825 และ 900°C เป็นเวลา 15, 30, 45 และ 60 นาที ตามลำดับ พบว่าเมื่ออุณหภูมิที่ใช้ในการอบปกติสูงขึ้น โครงสร้างจุลภาคหลังการอบปกติเกิดเฟส  $\beta'$  มากขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 2.13 และได้ทำการทดสอบการกัดกร่อนด้วยเทคนิคโพลาไรเซชัน (Polarization) โดยการให้กระแสไฟฟ้ากับวัสดุที่อยู่ในสารละลาย เพื่อให้เกิดความต่างศักย์ทางไฟฟ้า และสามารถวัดอัตราการสึกกร่อนได้ ซึ่งผลการทดสอบพบว่าโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ที่ผ่านการอบปกติ มีความต้านทานการกัดกร่อนในน้ำทะเลดีกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวลงอย่างรวดเร็วโดยการจุ่มน้ำ และโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ที่ผ่านการอบปกติที่อุณหภูมิ 675°C เป็นเวลา 45 นาที เกิดอัตราการกัดกร่อนน้อยที่สุด เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ไม่มีเฟส  $\beta'$  จึงทำให้มีความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อนดีเยี่ยม ดังนั้นการเตรียมชิ้นงานโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์หล่อสำหรับการทดสอบเพื่อศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค และการทดสอบการกัดกร่อนของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ จึงจะนำไปทำการอบที่อุณหภูมิ 675°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง [17] เพื่อให้โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ประกอบด้วยเฟส  $\alpha$  และเฟส  $\kappa$  ทั้งหมด ทำให้การวิเคราะห์การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคเห็นได้ชัดเจนยิ่งขึ้น



รูปที่ 2.13 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิลอะลูมิเนียมบรอนซ์ หลังการอบปกติ ที่อุณหภูมิ (ก) 475, (ข) 675, (ค) 825 และ (ง) 900°C เป็นเวลา 30 นาที [23]