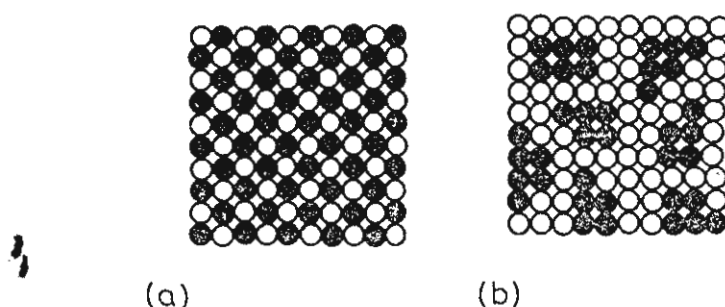


ระดับความเป็นระเบียบแบบช่วงยาว (degree of long range order) กำหนดโดย

$$L = \frac{r_A - X_A}{1 - X_A} \quad (8)$$

โดย X_A = อัตราส่วนโดยโมลของอะตอม A ในโลหะผสม

r_a = ความน่าจะเป็นที่ตำแหน่งของ sub-lattice A ที่จะถูกแทนที่ด้วยอะตอม A



รูปที่ 5.11 ภาพ Schematic แสดงสารละลายของแข็ง (a) แบบเป็นระเบียบ (Ordering) (b) แบบเกาะกลุ่ม (clustering)

ที่อุณหภูมิสมบรูณ์เท่ากับศูนย์ ค่า free energy จะต่ำที่สุด โดยการจัดเรียงตัวเป็นระเบียบอย่างสมบรูณ์ ($L=1$) ซึ่งทำให้พลังงานภายในต่ำที่สุด โดยผลคูณของ TS (ในสมการที่ (7)) เป็นศูนย์ แต่เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นความสำคัญของ entropy (S) มีค่าสูงขึ้น (ผลคูณของ TS สูงขึ้น) ค่าระดับความเป็นระเบียบช่วงยาว L จึงลดลง (เพิ่ม randomness หรือ entropy) เพื่อให้ค่า free energy ต่ำสุด และเมื่อถึงอุณหภูมิวิกฤตค่าหนึ่ง (T_c) ค่า $L = 0$ นั่นคือโลหะผสมสูญเสียความเป็นระเบียบแบบช่วงยาว

โลหะผสมหรือสารละลายของแข็งที่มีอัตราส่วน A:B ตาม stoichiometric อย่างเช่นในระบบ Au-Cu ที่มี Au:Cu เป็น 1:1 (โดยอะตอม) ค่าอุณหภูมิกวิกฤตจะมีค่าสูงที่สุด แต่อย่างไรก็ตามส่วนผสมที่เบี่ยงเบนไปจากอัตราส่วนนี้ไม่มากนัก ก็สามารถเกิดโครงสร้างที่เป็นระเบียบชนิด AuCu ได้เช่นกัน โดยจะมีบางตำแหน่ง (site) ถูกปล่อยว่างไว้ หรือมีบางอะตอมแทนที่ในตำแหน่ง (site) ที่ผิด ในกรณีนี้อุณหภูมิกวิกฤตจะมีค่าต่ำกว่ากรณีแรก เนื่องจาก โครงสร้างที่เป็นระเบียบในกรณีนี้สามารถทำลาย (disrupt) โดยการเพิ่มอุณหภูมิได้ง่ายกว่า (ดูรูปที่ 5.3)

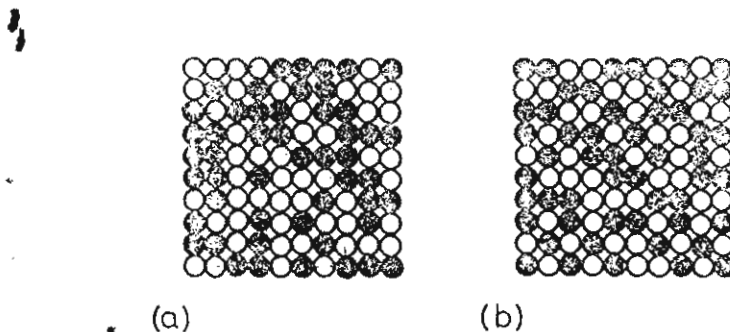
อย่างไรก็ตาม ถึงแม้โลหะผสมจะสูญเสียความเป็นระเบียบแบบช่วงยาว ($L=0$) ที่อุณหภูมิกจะสูงกว่า T_c แต่เนื่องจากโลหะผสมมีค่า $\epsilon < 0$ หรือ $\Omega < 0$ ที่อุณหภูมิกเหนือ T_c อะตอม A และ B จึงยังคงมีแนวโน้มที่จะสร้างพันธะกับอะตอมต่างชนิดกันอยู่ นั่นคืออะตอมมีแนวโน้มที่จะจัดเรียงโครงสร้างเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบในช่วงสั้น (short - range order) ระดับความเป็นระเบียบในช่วงสั้น (degree of short-range order) นิยามโดยสมการ

$$s = \frac{P_{AB} - P_{AB}(\text{random})}{P_{AB}(\text{max}) - P_{AB}(\text{random})} \quad (9)$$

เมื่อ $P_{AB}(\text{max})$ = จำนวนพันธะระหว่าง A-B มากที่สุดที่เป็นไปได้

$P_{AB}(\text{random})$ = จำนวนพันธะระหว่าง A-B ในสารละลายที่ random

รูปที่ 5.12 แสดงสารละลายแบบ random และสารละลายแบบที่เป็นระเบียบช่วงสั้น (short range order) รูป 5.12 (a) เป็นสารละลายแบบ random ที่มีจำนวนอะตอม 100 อะตอม $X_A = X_B = 0.5$, $P_{AB} = P_{AB}(\text{random}) \approx 100$, $s = 0$ ส่วนรูป 5.12 (b) เป็นสารละลายแบบที่เป็นระเบียบช่วงสั้น $P_{AB} = 132$, $P_{AB}(\text{max}) \approx 200$, $s = (132-100)/(200-100) = 0.32$



รูปที่ 5.12 แสดงสารละลายแบบของแข็ง (a) แบบ random และ (b) แบบมีระเบียบช่วงสั้น

การเปลี่ยนเฟสจากโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบ⁽¹²⁾⁽¹⁴⁾

ในเทอร์โมไดนามิกส์ของโครงสร้างที่เป็นระเบียบ อธิบายว่า ระดับความเป็นระเบียบลดลงเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น และเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นถึงอุณหภูมิวิกฤต ระดับความเป็นระเบียบในช่วงยาว (long range order ; L) จะเท่ากับ 0 แต่เนื่องจาก ค่า $\varepsilon < 0$ ($\Omega < 0$) อะตอมของ A และ B จึงมีแนวโน้มที่จะจับพันธะกันเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบในช่วงสั้น (short range order ; s) การเปลี่ยนแปลงของระดับความเป็นระเบียบในช่วงยาว (L) และระดับความเป็นระเบียบในช่วงสั้น (s) ตามอุณหภูมิ แสดงได้ดังรูปที่ 5.13 จากรูปที่ 5.13(a) เป็นลักษณะการเปลี่ยนเฟสแบบ second-order transformation คือระดับความเป็นระเบียบในช่วงยาวลดลงอย่างต่อเนื่องจนถึงอุณหภูมิวิกฤต โลหะผสมที่มีการเปลี่ยนเฟสในลักษณะนี้ ได้แก่ โลหะที่มีส่วนผสมเป็น AB เช่น CuZn และ AuCu⁽⁶⁾ ส่วนรูปที่ 5.13(b) เป็นลักษณะการเปลี่ยนเฟสแบบ first-order transformation คือระดับความเป็นระเบียบในช่วงยาวลดลงช้าๆ อย่างต่อเนื่องจนถึงอุณหภูมิวิกฤต แล้วลดลง เป็นศูนย์ทันที ตัวอย่างการเปลี่ยนแปลงจากโครงสร้างที่เป็นระเบียบไปเป็นโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบในลักษณะนี้ ได้แก่ การเปลี่ยนแปลงเฟส AuCu₃

ที่อุณหภูมิสูงกว่า T_c ถึงแม้จะเป็นระเบียบแบบช่วงยาว (L) จะลดลงเป็นศูนย์ แต่โลหะผสมยังคงมีความเป็นระเบียบในช่วงสั้นอยู่ ดังจะเห็นได้จากค่า s ซึ่งมีค่าไม่เป็นศูนย์แม้ที่อุณหภูมิเหนือ T_c

การเปลี่ยนแปลงเฟสดังกล่าวข้างต้น เป็นการเปลี่ยนแปลงเฟสจากโครงสร้างที่เป็นระเบียบไปเป็นโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบ เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น โดยการเปลี่ยนแปลงดังกล่าว เกิดขึ้นอย่างสม่ำเสมอ (homogeneously) ทุกๆ ผลึก ต่อไปนี้จะกล่าวถึงการเปลี่ยนแปลงเฟสจากโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบ

การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบ เป็นการเปลี่ยนแปลงแบบ 'nucleation and growth' ซึ่งสามารถแสดงด้วยภาพดังในรูปที่ 5.14 หลังจากเกิด nucleus ของโครงสร้างที่เป็นระเบียบกระจายอยู่ตามผลึก (stage I) โครงสร้างที่เป็นระเบียบแต่ละ domain จะขยายตัวใหญ่ขึ้นเรื่อยๆ จนมีขอบเขตชนกัน (stage II และ stage III) เนื่องจาก domain ของโครงสร้างที่เป็นระเบียบทั้งสองต่างเฟสกัน (out-of-phase) ซึ่งสังเกตได้จากรูป กล่าวคือ domain ด้านบนมีอะตอมสีดำอยู่ที่ตำแหน่งเส้นหนา ส่วน domain ด้านล่าง มีอะตอมสีดำอยู่ในตำแหน่งเส้นบาง เมื่อแต่ละ domain ขยายขนาดจนมีขอบเขตมาชนกัน จะเกิดขอบเขตที่แบ่งระหว่างสอง domain ดังกล่าว เรียกว่า antiphase boundary (APB) และในแต่ละ domain ที่ล้อมรอบด้วย APB เรียกว่า antiphase domain (APD) ตรง APB จะประกอบด้วยอะตอมที่มีอะตอมข้างเคียงเป็นชนิดเดียวกัน ซึ่งถือว่าเป็นการแทนที่ในตำแหน่งที่ผิด (wrong site) เพราะฉะนั้นจะเป็นบริเวณที่มีพลังงานสูง

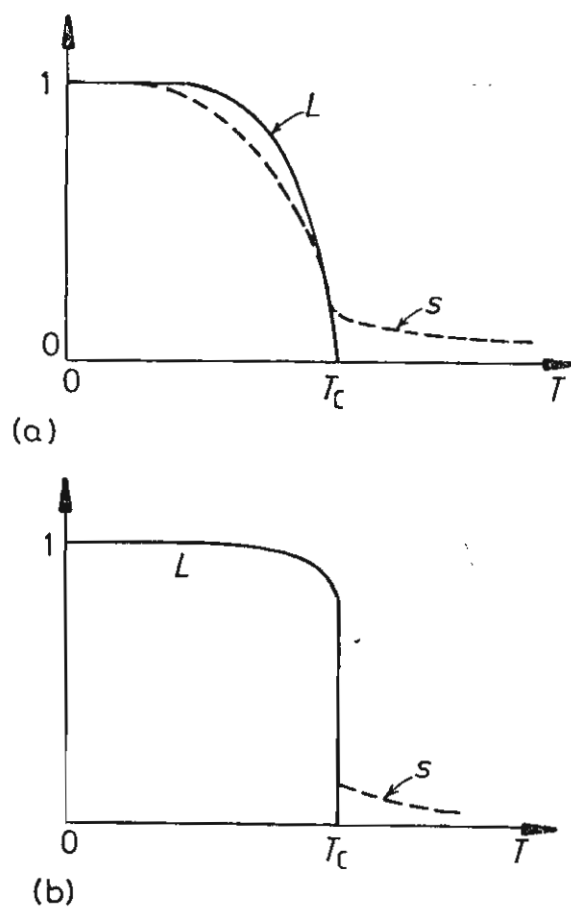
ขนาดของ APD ขึ้นกับปริมาณ supercooling (ΔT) กล่าวคือ ที่ ΔT ต่ำอัตราการเกิดนิวเคลียสจะต่ำ ทำให้ได้ APD ขนาดใหญ่ ในขณะที่ ΔT สูงจะเพิ่มอัตราการเกิดนิวเคลียส ทำให้ APD มีขนาดเล็ก ระดับความเป็นระเบียบในช่วงยาวในแต่ละ APD จะเปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิ ดังในรูปที่ 5.13 ซึ่งถ้าอุณหภูมิสมบูรณ์ลดลงเป็นศูนย์ ก็จะได้ระดับความเป็นระเบียบในช่วงยาว (L) เป็น 1 แต่ระดับความเป็นระเบียบในช่วงยาวโดยรวม จะยังคงมีค่าต่ำกว่ามากเนื่องจากประกอบด้วยหลาย APD หนทางที่จะเพิ่มระดับความเป็นระเบียบได้มีทางเดียวคือ การขยายขนาดของ APD อัตราการโตของ APD ขึ้นกับชนิดของโครงสร้างที่เป็นระเบียบ

ในโครงสร้างที่เป็นระเบียบชนิด CuZn (เช่นเดียวกับ AlFe) มี sublattice ได้ 2 ชนิด นั่นคือ มี APD ได้ 2 ชนิดเท่านั้น คือ APD ที่มีอะตอมของ Cu อยู่ทั้งหมดทั้งสี่ของ cubic และ APD ที่มีอะตอมของ Cu อยู่ในตำแหน่งกลาง (center) ของ cubic การโตของ APD จึงเป็นไปได้ง่ายกว่า ลักษณะการโตของ APD แสดงด้วยภาพในรูปที่ 5.15 จากรูปแสดง APD สองชนิดคือ ชนิด I และชนิด II มีขอบเขตชนกัน (รูปที่ 5.15(a)) เมื่อเวลาผ่านไป APD ชนิด II จะขยายขอบเขตกว้างขึ้น ในขณะที่ APD ชนิด I ลดขนาดลง (รูปที่ 5.15(b)) จนในที่สุดจะได้ APD ชนิด II ทุกๆ ผลึก (รูปที่ 5.15(c)) ตัวอย่างลักษณะโครงสร้างที่มีการโตของ APD ในลักษณะนี้ แสดงในรูปที่ 5.16

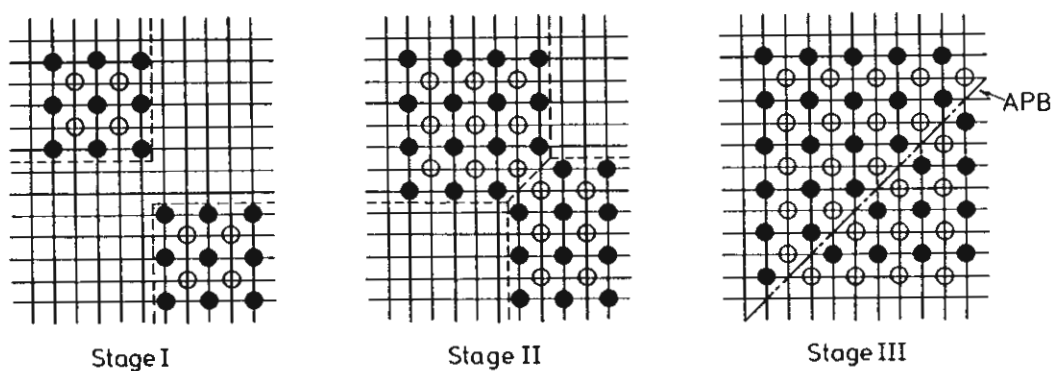
อย่างไรก็ตามโครงสร้างที่เป็นระเบียบชนิด AuCu_3 อัตราการโตของ APD จะช้ากว่ากรณีของ CuZn มาก เนื่องจากโครงสร้างมี sublattice ได้ถึง 4 ชนิดทำให้มี APD ได้ถึง 4 ชนิด กล่าวคือ APD ที่มีอะตอมของ Au อยู่ที่มุมของ cubic และ APD ที่มีอะตอม Au อยู่ที่แต่ละหน้าของ cubic อีก 3 แบบ APB ของ AuCu_3 จึงซับซ้อนกว่า CuZn มาก ทำให้การเคลื่อนที่ของ APB เป็นไปอย่างลำบาก อัตราการโตของ APD จึงช้ากว่า CuZn มาก ทำให้ได้โครงสร้างที่เป็น metastable APD ดังแสดงในรูปที่ 5.17

สำหรับโครงสร้างที่เป็นระเบียบชนิด AuCu ก็มีลักษณะการโตของ APD ในลักษณะเดียวกันกับ AuCu_3 ซึ่งลักษณะโครงสร้างที่ได้แสดงในรูปที่ 5.18

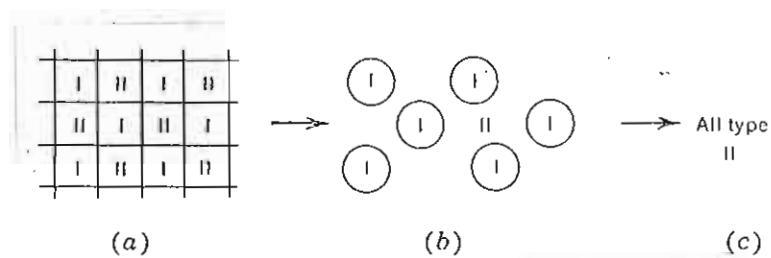
การโตของ APD ดังกล่าวข้างต้น ขึ้นอยู่กับการเคลื่อนที่ของอะตอม เพราะฉะนั้นอัตราการโตของ APD จึงขึ้นกับอุณหภูมิด้วย ซึ่งสามารถกำหนดได้ด้วยสมการ⁽¹⁵⁾ $\text{Rate} = Ae^{-Q/RT}$



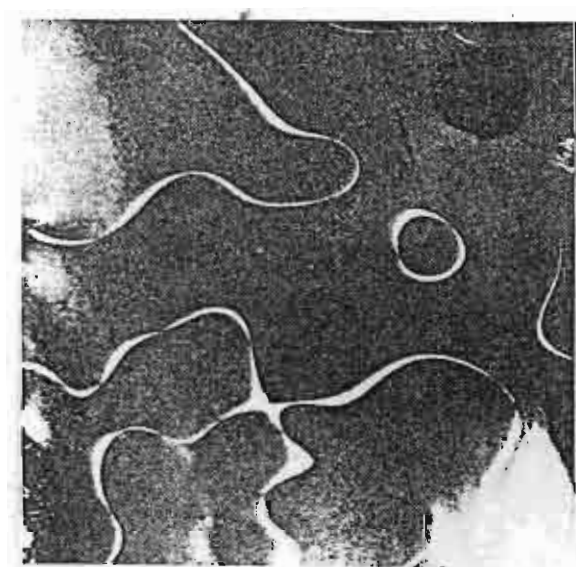
รูปที่ 5.13 แสดงการเปลี่ยนแปลงของระดับความเป็นระเบียบช่วงยาว (L) และช่วงสั้น (S) ตามอุณหภูมิ สำหรับ (a) CuZn และ AuCu , (b) AuCu₃



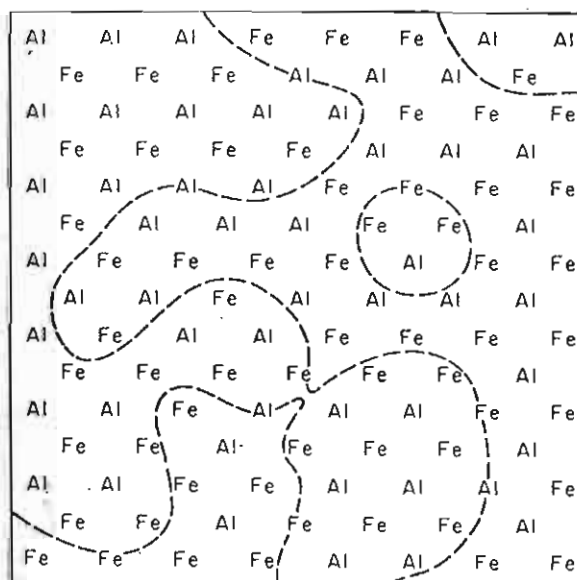
รูปที่ 5.14 แสดงขั้นตอนการขยายตัวของ Domain ของโครงสร้างที่เป็นระเบียบ และการเกิด APB



รูปที่ 5.15 แสดงการขยายขอบเขตของ APD

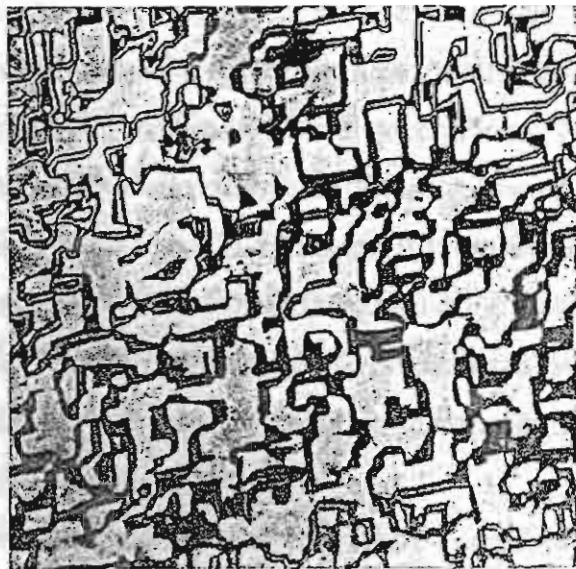


(a)

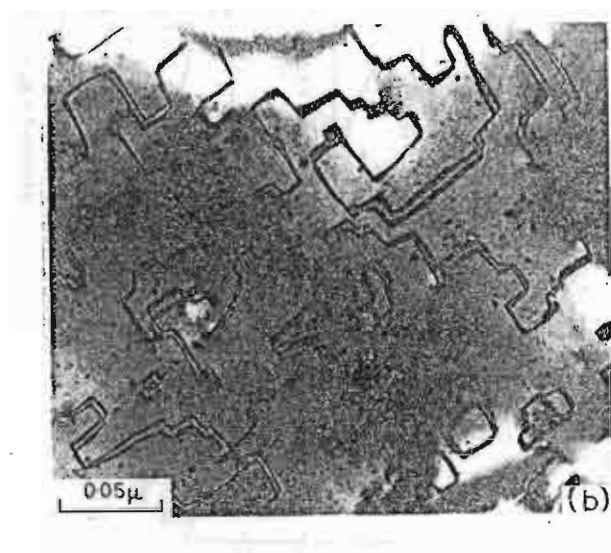


(b)

รูปที่ 5.16 แสดง APB ของโครงสร้างที่เป็นระเบียบ AlFe (a) ภาพถ่ายจาก TEM (b) ภาพ schematic



รูปที่ 5.17 แสดง Metastable APD ในโครงสร้างที่เป็นระเบียบ AuCu₃

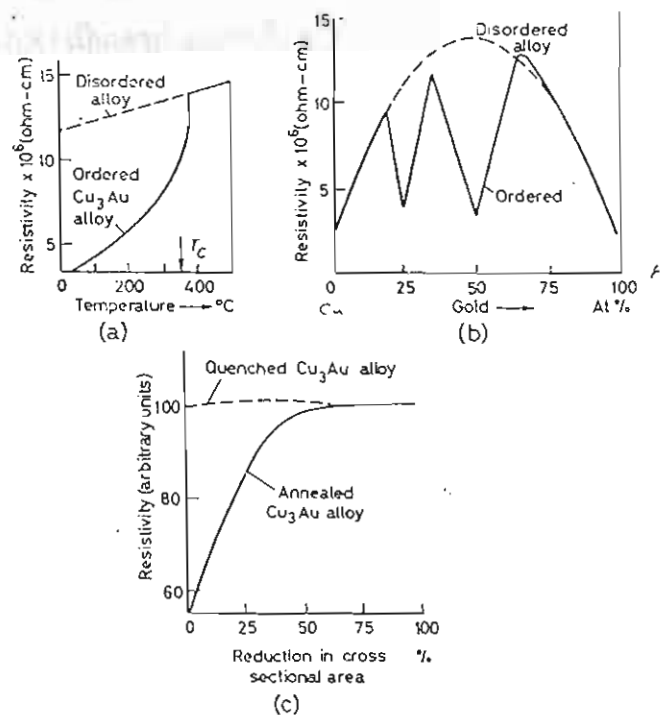


รูปที่ 5.18 แสดง Metastable APD ในโครงสร้างที่เป็นระเบียบ AuCu

ผลกระทบของโครงสร้างที่เป็นระเบียบต่อคุณสมบัติของโลหะผสม⁽¹²⁾⁽¹⁵⁾

รูปที่ 5.19 แสดงผลของการเปลี่ยนแปลงเฟสเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบต่อ คุณสมบัติความต้านทานทางไฟฟ้า ซึ่งแสดงให้เห็นว่า โครงสร้างที่เป็นระเบียบมีความต้านทานทางไฟฟ้าต่ำกว่าโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบ รูปที่ 5.19(a) แสดงให้เห็นว่าที่อุณหภูมิต่ำกว่า อุณหภูมิวิกฤต ซึ่งเกิดการเปลี่ยนเฟสจากโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบ เป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบ ทำให้ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าลดลงอย่างรวดเร็ว ส่วนรูปที่ 5.19(b) แสดงให้เห็นว่า ระบบ Au-Cu ที่ส่วนผสมซึ่งประกอบด้วย Au ประมาณ 25 atomic % และ 50 atomic % ซึ่งเป็นส่วนผสมที่เกิดโครงสร้างที่เป็นระเบียบ AuCu_3 และ AuCu ลำดับ ค่าความต้านทานทางไฟฟ้ามีค่าลดลงเมื่อเทียบกับความต้านทานทางไฟฟ้าของโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบ (เส้นประ) ส่วนรูปที่ 5.19(c) แสดงให้เห็นว่า การแปรรูปทำให้ระดับความเป็นระเบียบลดลง ดังจะเห็นได้จากความต้านทานทางไฟฟ้ามีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณการลดขนาด

นอกจากจะทำให้ค่าความต้านทานทางไฟฟ้าลดลงแล้ว การเปลี่ยนเฟสจากโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบ ยังทำให้คุณสมบัติทางกลของโลหะผสมเปลี่ยนแปลงด้วย แต่ไม่ได้สัมพันธ์โดยตรงกับระดับความเป็นระเบียบ โลหะผสมมีความแข็งแรงสูงสุดเมื่อโครงสร้างที่มีระเบียบมีขนาดของ domain ขนาดเล็ก และเมื่อมีระดับความเป็นระเบียบอย่างสมบูรณ์โลหะผสมกลับมีความแข็งแรงลดลง⁽¹⁵⁾ ผลของการเปลี่ยนเฟสจากโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบต่อการเปลี่ยนแปลงคุณสมบัติทางกล จะกล่าวถึงในรายละเอียดมากขึ้นในหัวข้อ 5.3



รูปที่ 5.19 แสดงผลของการเปลี่ยนโครงสร้างเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบต่อความต้านทานทางไฟฟ้า

การตรวจวัด (Detection) โครงสร้างที่เป็นระเบียบโดยอาศัยการกระเจิง (Diffraction)⁽¹⁶⁾

ก่อนที่จะกล่าวถึงวิธีการตรวจวัดโครงสร้างที่เป็นระเบียบโดยอาศัยหลักการของการกระเจิง จะขอกล่าวถึงหลักการของการกระเจิงในที่นี้โดยสังเขป (ได้กล่าวอย่างละเอียดในภาคผนวก)
การกระเจิงที่เกิดจากสารละลายของแข็งที่มีโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบ (disordered solid solution) ของระบบ Au-Cu (ยกตัวอย่างที่อัตราส่วน Cu : Au เป็น 1 : 3) อธิบายได้จากสมการข้างล่าง

$$F = f_{Au} + 3f_{Cu} \quad ; \text{สำหรับ } h,k,l \text{ "unmixed"}$$

$$F = 0 \quad ; \text{สำหรับ } h,k,l \text{ "mixed"}$$

จากสมการจะเห็นว่า เฉพาะระนาบที่มี h,k,l ที่เป็นเลขคี่ทั้งหมดหรือเลขคู่ทั้งหมด (unmixed) เท่านั้นที่เกิดการกระเจิง (diffraction) นั่นคือ (111), (200), (220), (113), (222), (400) เป็นต้น ซึ่งเรียกว่า fundamental diffraction ส่วนในระนาบที่มีค่า h,k,l ที่เป็นเลขคู่และเลขคี่ผสมกันจะไม่เกิดการกระเจิงขึ้น (absent diffraction)

แต่อย่างไรก็ตามการกระเจิงของโครงสร้างที่เป็นระเบียบจะแตกต่างออกไปจากโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบ ซึ่งแสดงได้จากสมการดังนี้

1) สำหรับโครงสร้างที่เป็นระเบียบชนิด $AuCu_3$

$$F = (f_{Au} + 3f_{Cu}) \quad \text{สำหรับ } h,k,l \text{ "unmixed"}$$

$$F = (f_{Au} - f_{Cu}) \quad \text{สำหรับ } h,k,l \text{ "mixed"}$$

2) สำหรับโครงสร้างที่เป็นระเบียบชนิด $AuCu$

$$F = 2f_{Au} + 2f_{Cu} \quad \text{สำหรับ } h,k,l \text{ "unmixed"}$$

ในกรณี h,k,l เป็นเลขคู่และเลขคี่ผสมกัน (mixed) แบ่งเป็น 2 กรณีคือ

$$F = 2f_{Au} - 2f_{Cu} \quad \text{สำหรับ } h,k \text{ "unmixed"}$$

$$F = 0 \quad \text{สำหรับ } h,k \text{ "mixed"}$$

จากสมการแสดงให้เห็นว่าเมื่อค่า h,k,l เป็นเลขคู่หรือเลขคี่ทั้งหมด (unmixed) จะเกิดการกระเจิงเช่นเดียวกับกรณีของโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบเรียกว่า fundamental diffraction เมื่อค่า h,k,l เป็นเลขคี่และเลขคู่ผสมกัน จะเกิด การกระเจิงที่มีความเข้มน้อยกว่า fundamental diffraction และมีความเข้มเพิ่มตามระดับความเป็นระเบียบ (degree of order) เรียกการกระเจิงแบบนี้ว่า superlattice diffraction ซึ่งต่างจากโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบซึ่งจะเกิด absent diffraction เมื่อค่า h,k,l เป็นเลขคู่และเลขคี่ผสมกัน

จากหลักการดังกล่าวนี้เอง สามารถนำมาประยุกต์ใช้ในการตรวจวัดโครงสร้างที่เป็นระเบียบ การตรวจวัดที่อาศัยหลักการของการกระเจิงที่รู้จักกันทั่วไป ได้แก่

- 1) วิธี Powder Method
- 2) วิธี X-Ray Diffractometer (XRD)
- 3) วิธี Selected Area Electron Diffraction (SAED)

วิธี Powder Method ที่นิยมกันมากคือ วิธี Debye-Scherrer Method ซึ่งมีหลักการทำงานดังแสดงในรูปที่ 5.20 โดยผลที่ได้แสดงเป็น Diffraction Line บนแผ่นฟิล์ม ดังตัวอย่าง Powder Pattern ของ AuCu_3 ที่แสดงในรูปที่ 5.21 จากรูปจะเห็นว่าประกอบด้วย Diffraction Line ที่เป็น Fundamental Line ในระนาบที่มีค่า h,k,l เป็นเลขคู่หรือเลขคี่ทั้งหมด คือ ที่ระนาบ (111) , (200) , และ (220) และ Supper-lattice Line ที่มีความเข้ม (Intensity) ต่ำกว่าความเข้มของ Fundamental Line โดยเกิดขึ้นในระนาบที่มีค่า h,k,l เป็นเลขคู่และเลขคี่ผสมกัน คือระนาบ (100) , (110) , (210) และ (211) ระดับความเป็นระเบียบแปรผันตามความเข้มของ Supper-lattice line

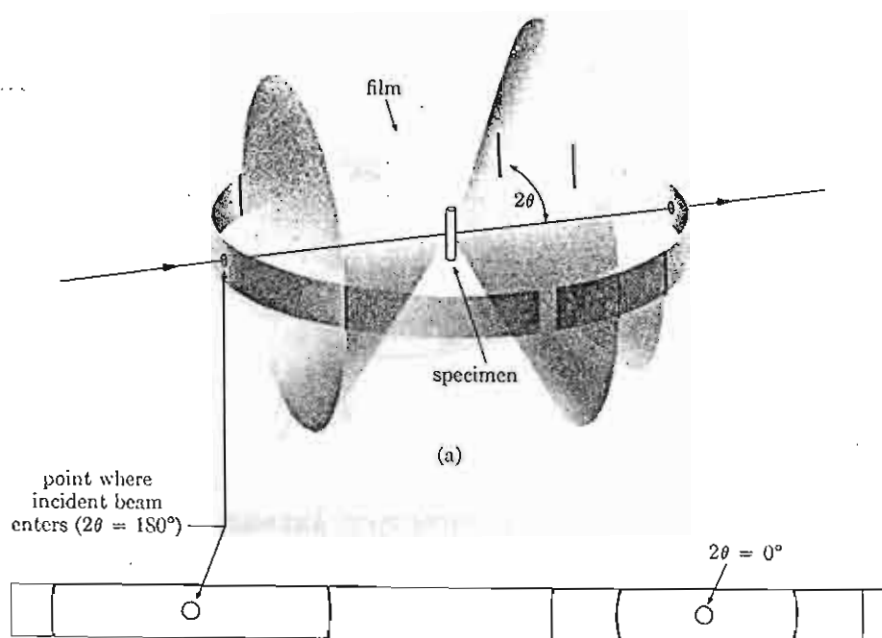
ส่วนวิธี XRD มีหลักการการทำงานแสดงดังในรูปที่ 5.22 ซึ่งจะแสดงผลที่ได้ในรูปกราฟ โดยแกนตั้งแสดงความเข้ม ส่วนแกนนอนแสดงมุม 2θ รูปที่ 5.23 แสดงตัวอย่าง XRD Pattern ของโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบ (Solution Treated) เปรียบเทียบกับโครงสร้างที่เป็นระเบียบที่มีระดับความเป็นระเบียบเพิ่มขึ้นตามเวลาในการบ่ม⁽³⁾ ระดับความเป็นระเบียบดูได้จากความเข้มของ Supperlattice Peak ส่วนขนาดของ Domain ดูได้จากความคม (Sharp) ของ Peak (มีความคมมากหมายถึง Peak มีฐานแคบ) เนื่องจากขนาดของ Domain มีความสัมพันธ์กับความกว้างของฐานของ Peak ดังสมการ

$$B \propto \frac{\lambda}{t \cos \theta}$$

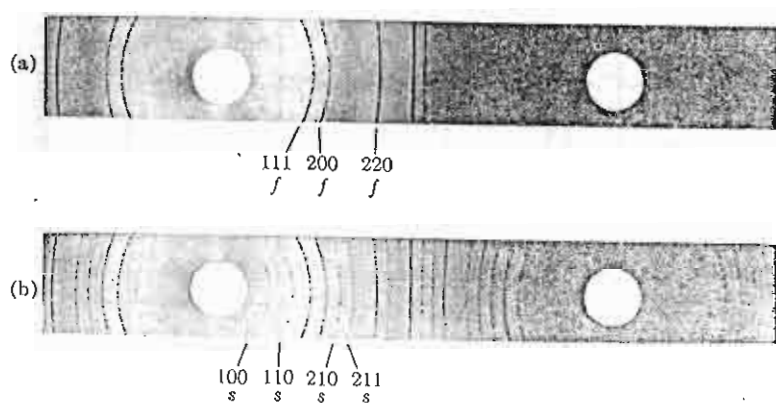
โดยที่ B = ความกว้างของ Diffraction Peak ที่ความเข้มเป็นครึ่งหนึ่งของความเข้มสูงสุดของ peak

t = ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของ domain

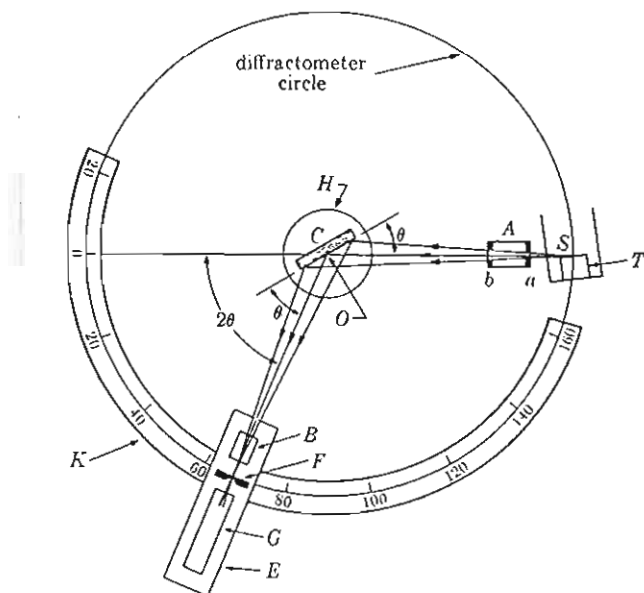
การตรวจวัดโครงสร้างที่เป็นระเบียบอีกวิธีหนึ่งคือ การตรวจวัดด้วยกล้อง TEM (Transmission Electron Microscope) หรือกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน ซึ่งจะมี Mode ของการตรวจวัดแบ่งเป็น 2 mode หลัก ๆ คือ Mode ที่แสดงด้วยภาพ (Image) และ Mode ที่เรียกว่า Selected area electron diffraction (SAED) การตรวจวัดแบบ SAED เป็นเทคนิคการวัดโดยอาศัยหลักการของ การกระเจิงของอิเล็กตรอน (electron diffraction) ในระดับผลึกเฉพาะที่ (Selected Area) SAED pattern ของ disordered structure จะแสดงเฉพาะ fundamental reflection เท่านั้น ส่วนกรณี ordered structure จะแสดง weak reflection หรือ super-lattice reflection ซึ่งมีความเข้มน้อยกว่า fundamental reflection ให้เห็นด้วย ดังแสดงในรูปที่ 5.24 ซึ่งเป็นงานศึกษาของ Y. Tanaka และคณะ ชิ้นงาน Au-50 atom%Cu aged ที่ 400 °C นาน 2 ชั่วโมง 46 นาที⁽³⁾



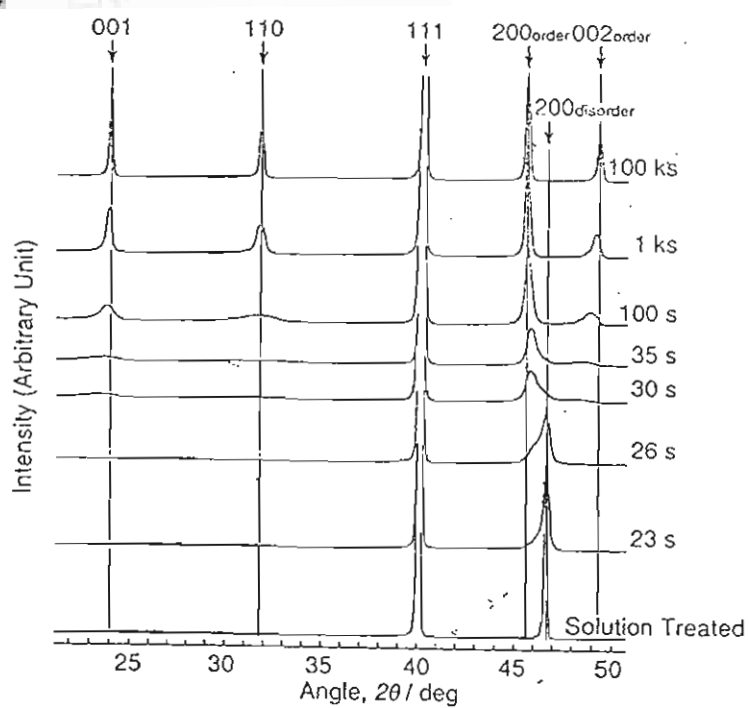
รูปที่ 5.20 แสดงหลักการทำงานของวิธี Debye-Scherrer Powder Method



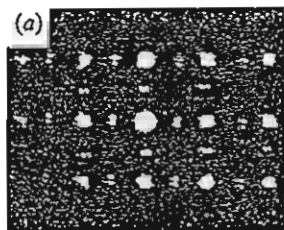
รูปที่ 5.21 แสดง Powder Pattern ของ (a) โครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบ (b) โครงสร้างที่เป็นระเบียบ



รูปที่ 5.22 แสดงหลักการทำงานของ X-ray Diffractometer



รูปที่ 5.23 แสดงตัวอย่าง XRD Pattern ของโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบ (Solution Treated) และโครงสร้างที่เป็นระเบียบที่มีระดับความเป็นระเบียบต่าง ๆ กันตามเวลาในการอบ



รูปที่ 5.24 แสดง SAED Reflection Pattern ของโครงสร้างที่เป็นระเบียบ

5.3.3 การบ่ม เพิ่มความแข็ง (Age Hardening or Aging)

แผนภูมิสมดุลของโลหะผสมทองคำตามหัวข้อ 5.3.1 โลหะผสมที่อุณหภูมิสูงจะอยู่ในรูปสารละลายของแข็งเฟสเดียว ซึ่งมีโครงสร้างแบบไม่เป็นระเบียบ เมื่ออุณหภูมิลดต่ำลงมา สารละลายของแข็งเฟสดังกล่าว จะเกิดการเปลี่ยนแปลงเฟส ซึ่งอาจเป็นไปได้ 2 กรณี ขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมี คือ

- 1) สารละลายของแข็งเฟสเดียว $\alpha(\text{Au-Cu-Ag})$ แยกเฟสเป็น 2 เฟส คือเฟสที่มีเงินสูง $\alpha(\text{Au-Ag})$ และเฟสที่มีทองแดงสูง $\alpha(\text{Au-Cu})$
- 2) สารละลายของแข็งเฟสเดียว ซึ่งมีโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบ เปลี่ยนโครงสร้างเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบ

ด้วยคุณสมบัติการเปลี่ยนเฟสดังกล่าวนี้องค์ทำให้โลหะผสมทองคำ สามารถเพิ่มความแข็งได้ด้วยกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งเรียกว่า การบ่มเพิ่มความแข็ง (Age Hardening หรือ Aging)

การบ่มเพิ่มความแข็งแบ่งได้เป็น 2 ขั้นตอนคือ

- 1) การทำให้ได้โครงสร้างที่เป็นสารละลายเฟสเดียว (มีโครงสร้างแบบไม่เป็นระเบียบ) ที่อุณหภูมิห้อง โดยการทำให้เย็นตัวจากอุณหภูมิที่มีโครงสร้างเป็นสารละลายของแข็งเฟสเดียว สู่อุณหภูมิห้องอย่างรวดเร็ว เรียกขั้นตอนนี้ว่า annealing มีผลทำให้โครงสร้างที่มีความแข็งน้อยกว่าโครงสร้างที่ผ่านการขึ้นรูปเย็นมา
- 2) บ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิวิกฤต เรียกขั้นตอนนี้ว่า aging

ในระหว่างการ aging โลหะผสมที่มีแนวโน้มจะแยกเป็น 2 เฟส (ดู equilibrium diagram) จะเกิดการตกตะกอน (precipitation) ของเฟสที่มีเงินสูง (Ag-rich) และ/หรือเฟสที่มีทองแดงสูง (Cu-rich) ในเนื้อพื้น (matrix) ที่มีโครงสร้างเป็นสารละลายของแข็งเฟสเดียว ทำให้ความแข็งของโลหะผสมแข็งขึ้น เนื่องจากตะกอนของเฟสที่มีเงินสูงหรือเฟสที่มีทองแดงสูงดังกล่าว จะขัดขวางการเคลื่อนที่ของ dislocation เราเรียกการเพิ่มความแข็งแบบนี้ว่า precipitation hardening

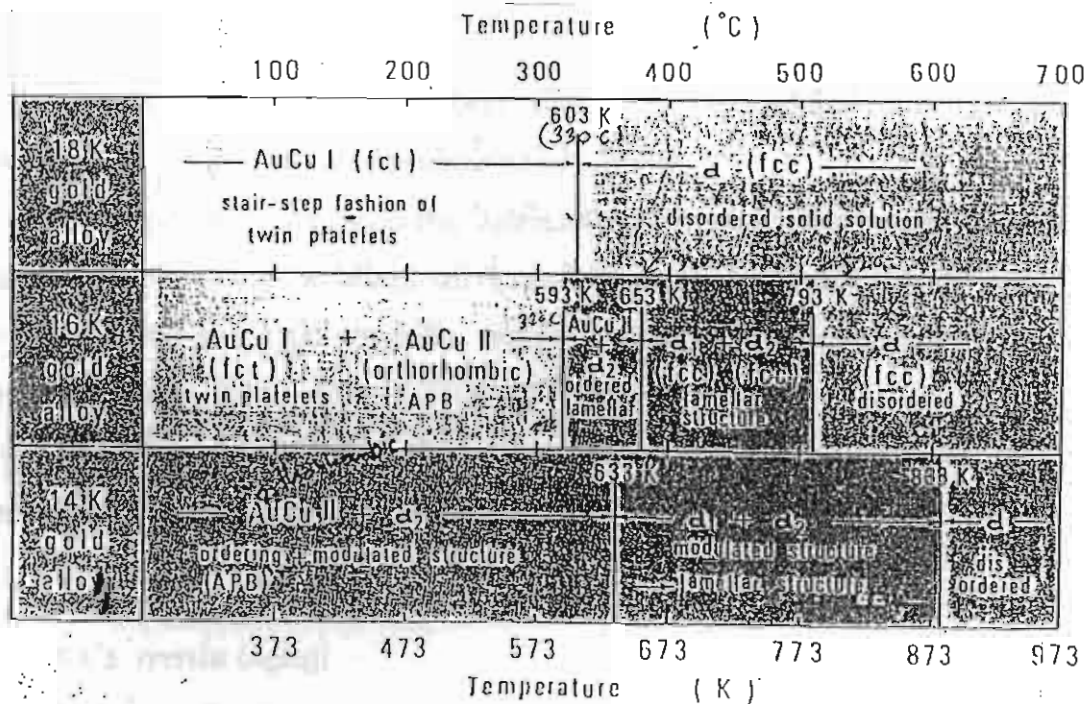
แต่อย่างไรก็ตาม ที่ส่วนผสมบางส่วนผสม โลหะผสมมีแนวโน้มที่จะเปลี่ยนเฟสเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบ ในระหว่างการ Aging ที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิวิกฤต โลหะที่มีส่วนผสมแบบนี้ จะมี domain ขนาดเล็กของเฟสที่มีโครงสร้างที่เป็นระเบียบเกิดขึ้น กระจายทั่วไปในเนื้อพื้น (matrix) ซึ่งเป็นเฟสที่มีโครงสร้างแบบไม่เป็นระเบียบ การเกิด domain ของเฟสที่มีโครงสร้างที่เป็นระเบียบ ในเนื้อพื้นซึ่งเป็นเฟสที่มีโครงสร้างแบบไม่เป็นระเบียบ จะทำให้เกิดการบิดเบี้ยว (distort) ของโครงสร้างผลึกขึ้น⁽²⁾ ส่งผลให้ความแข็งแรงของโลหะผสมมีค่าสูงขึ้น เราเรียกการแข็งขึ้นด้วยปรากฏการณ์นี้ว่า order hardening

โลหะผสมจะเกิดปรากฏการณ์เพิ่มความแข็งแรงแบบ Order hardening หรือแบบ precipitation hardening ขึ้นกับส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสม และอุณหภูมิที่ใช้ในการบ่ม ในโลหะผสมที่มีค่ากะรัตต่ำๆ เช่น โลหะผสมทางคำ 10 กระรัต และ 14 กระรัต จะมีแนวโน้มที่จะเกิด precipitation hardening ในขณะที่โลหะผสมที่มีค่ากะรัตสูงเช่น 18 กระรัต จะมีแนวโน้มที่จะเกิด order hardening แต่อย่างไรก็ตาม นอกจากจะขึ้นกับส่วนผสมแล้วยังขึ้นกับอุณหภูมิในการบ่มด้วย นอกจากนั้น precipitation hardening และ order hardening ยังสามารถเกิดร่วมกันได้ รูปที่ 5.25 แสดงพฤติกรรมความแข็งแรงของตัวอย่างโลหะผสม 3 ส่วนผสม ที่อุณหภูมิการบ่มต่างๆ

เมื่อเวลาในการบ่มนานขึ้น ขนาดของ Domain ที่มีโครงสร้างเป็นระเบียบ หรือขนาดของเฟสที่ตกตะกอน จะมีขนาดโตขึ้น จนถึงจุดหนึ่งจะให้ความแข็งแรงและความแข็งแรงลดลง เรียกปรากฏการณ์นี้ว่า Over-aging ปรากฏการณ์ Over-aging ดังกล่าวในกรณีของ Order Hardening กับกรณีของ Precipitation สามารถอธิบายได้ด้วยเหตุผลที่ต่างกัน

การเพิ่มความแข็งแรงด้วยการตกตะกอน ให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นได้ เนื่องจากเฟสที่ตกตะกอนขนาดเล็ก จะขัดขวางการเคลื่อนที่ของ Dislocation เมื่อเวลาการบ่มมากเกินไป (Over-aged) จนทำให้ขนาดของเฟสที่ตกตะกอน มีขนาดโตเกินค่าวิกฤตค่าหนึ่ง ตะกอนดังกล่าวจะไม่สามารถขัดขวางการเคลื่อนที่ของ Dislocation ได้ ทำให้โลหะผสมดังกล่าวมีความแข็งแรงลดลง

ส่วนการเพิ่มความแข็งแรงด้วยการเปลี่ยนเฟสจากโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบ เป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบ (Order Hardening) ความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นเกิดจากการบิดเบี้ยว (Distort) ของโครงสร้างเนื่องจากความแตกต่างของโครงสร้างผลึกของเฟสที่มีระเบียบกับเนื้อพื้นที่มีเฟสเป็นโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบ เมื่อเวลาการบ่มมากเกินไป (Over-aged) ขนาดของ Domain ของเฟสที่เป็นระเบียบมีขนาดโตเกินไปจนทำให้สูญเสียความเป็น Coherent กับเนื้อพื้น จึงส่งผลให้โลหะผสมมีความแข็งแรงลดลง



รูปที่ 5.25 แผนภูมิแสดงการเปลี่ยนแปลงโครงสร้าง ในระหว่างการบ่มความร้อนที่อุณหภูมิต่าง ๆ ของโลหะผสมทองคำ 18 กระรัต 16 กระรัต และ 14 กระรัต ที่มีอัตราส่วนโดยน้ำหนัก Cu:Ag เป็น 65 : 35

5.4. ขั้นตอนการทดลอง

5.4.1 การขึ้นรูปเย็น

1. หลอมตัวอย่าง 4 ส่วนผสม คือ 750Au-200Cu-50Ag , 750Au-150Cu-100Ag , 750Au-100Cu-150Ag และ 750Au-50Cu-200Ag จากผงโลหะทองคำ, เงิน และทองแดง แล้วเทลงในแบบเหล็ก
2. นำชิ้นงานที่ได้ไปรีดลดขนาดเป็นแผ่นบาง โดยมีเปอร์เซ็นต์การลดความหนาเป็น 25 , 45 , 60 , 70 , 80 , และ 90 เปอร์เซ็นต์ตามลำดับ
3. นำชิ้นงานที่ผ่านการรีดลดขนาดไปเตรียมตัวอย่างสำหรับการวัดความแข็งแรงแบบ microvicker และ ในส่วนการศึกษาโครงสร้างจุลภาค ทำได้โดยการขัดหยาบ (grinding) ด้วยกระดาษทรายซิลิกอนคาร์ไบด์ เบอร์ 600 , 800 , 1000 และ 1200 ตามลำดับ ตามด้วยการขัดละเอียด (polishing) ด้วยผงเพชรขนาด 3, 1 และ 0.25 ไมครอน ตามลำดับ
4. นำชิ้นงานที่ได้ไปวัดความแข็งแรงแบบ microvicker ตามมาตรฐาน JIS Z 2244 และศึกษาโครงสร้างจุลภาค

5.4.2 การทำ annealing

1. นำชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น โดยการรีดลดขนาด 90 เปอร์เซ็นต์ ไปทำการ annealing ที่อุณหภูมิ 800 °C นาน 1 ชั่วโมง แล้วรีบจุ่มในน้ำผสมน้ำแข็งทันที
2. นำชิ้นงานที่ผ่านการ annealing ไปเตรียมตัวอย่างสำหรับการวัดความแข็ง แบบ microvicker การศึกษาโครงสร้างจุลภาค ทำได้โดยการนำชิ้นงานไปขัดหยาบ ด้วยกระดาษทรายซิลิกอนคาร์ไบด์เบอร์ 600 , 800 , 1000 และ 1200 ตามลำดับ ตามด้วยการขัดละเอียดด้วยผงเพชรขนาด 3, 1 และ 0.25 ไมครอน ตามลำดับ
3. นำชิ้นงานที่ได้ไปวัดความแข็งแบบ microvicker ตามมาตรฐาน JIS Z 2244 พร้อมกับ ศึกษาโครงสร้างจุลภาค และตรวจสอบด้วย XRD

5.4.3 การบ่ม (Aging)

1. นำชิ้นงานที่ผ่านการ annealing แล้วตามข้อ 4.2 ไปทำการ aging ที่อุณหภูมิ 150 , 200 , 300 และ 350 °C เป็นเวลา 3 นาที , 10 นาที , 30 นาที , 100 นาที และ 180 นาที
2. นำชิ้นงานที่ผ่านการ aging ในข้อ 1 ไปเตรียมตัวอย่างสำหรับการวัดความแข็งแบบ microvicker ในการศึกษาโครงสร้างจุลภาคทำด้วยวิธีการขัดหยาบด้วยกระดาษทรายซิลิกอนคาร์ไบด์เบอร์ 600 , 800 , 1000 และ 1200 ตามลำดับ ตามด้วยการขัดละเอียดด้วยผงเพชรขนาด 3, 1 และ 0.25 ไมครอน ตามลำดับ
3. นำชิ้นงานที่ได้ไปวัดความแข็งแบบ microvicker ตามมาตรฐาน JIS Z 2244 พร้อมกับ ศึกษาโครงสร้างจุลภาค และตรวจสอบด้วย XRD

5.5 ผลการทดลองและอภิปรายผลการทดลอง

การทดลองแบ่งเป็น 3 ขั้นตอนหลัก ๆ คือ 1) การขึ้นรูปเย็น 2) การทำ annealing หรือ การทำ solution treatment และ 3) การบ่มเพิ่มความแข็ง หรือ aging ในหัวข้อนี้ จะกล่าวถึงผลการทดลองในแต่ละส่วน

5.5.1 ผลการศึกษาอิทธิพลของการขึ้นรูปเย็น (Cold Work)

ผลของการขึ้นรูปเย็นต่อความแข็งของโลหะผสมทองคำ 18 กระรัต แสดงดังกราฟ ในรูปที่ 5.26 โดยแกนนอนเป็น เปอร์เซ็นต์การลดขนาด (% reduction) ซึ่งคำนวณจาก เปอร์เซ็นต์การลดความหนา เนื่องจากค่าความหนาของชิ้นงานมีค่าน้อยกว่าความกว้างของชิ้นงานมาก (assume ให้เป็นสภาวะ plane strain)

$$\text{เปอร์เซ็นต์การลดขนาด} = \frac{(\text{ความหนาเริ่มต้น} - \text{ความหนาสุดท้าย})}{\text{ความหนาเริ่มต้น}} \times 100$$

ส่วนแกนตั้ง เป็นความแข็งแรงระดับจุลภาคของชิ้นงาน โดยความแข็งแรงของชิ้นงาน 750Au – 150Cu – 100Ag และ 750Au – 200Cu – 050Ag เป็นความแข็งแรงที่วัดด้วยน้ำหนัก 200 กรัม ส่วนชิ้นงาน 750Au – 100Cu – 150Ag เป็นความแข็งแรงที่วัดด้วยน้ำหนัก 100 กรัม เพื่อให้ได้ค่าความกว้างของรอยกด (d) มีค่าอยู่ในช่วงใกล้เคียงกัน

จากกราฟ จะเห็นได้ว่า ความแข็งแรงของชิ้นงาน มีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณการลดขนาด โดยมีความสัมพันธ์แบบเส้นตรง ซึ่งมีสมการความสัมพันธ์ดังนี้

♦ ชิ้นงาน 750Au – 100Cu – 150Ag

$$\text{ความแข็งแรง} = 148.26 + 1.1901 (\% \text{ reduction})$$

♦ ชิ้นงาน 750Au – 150Cu – 100Ag

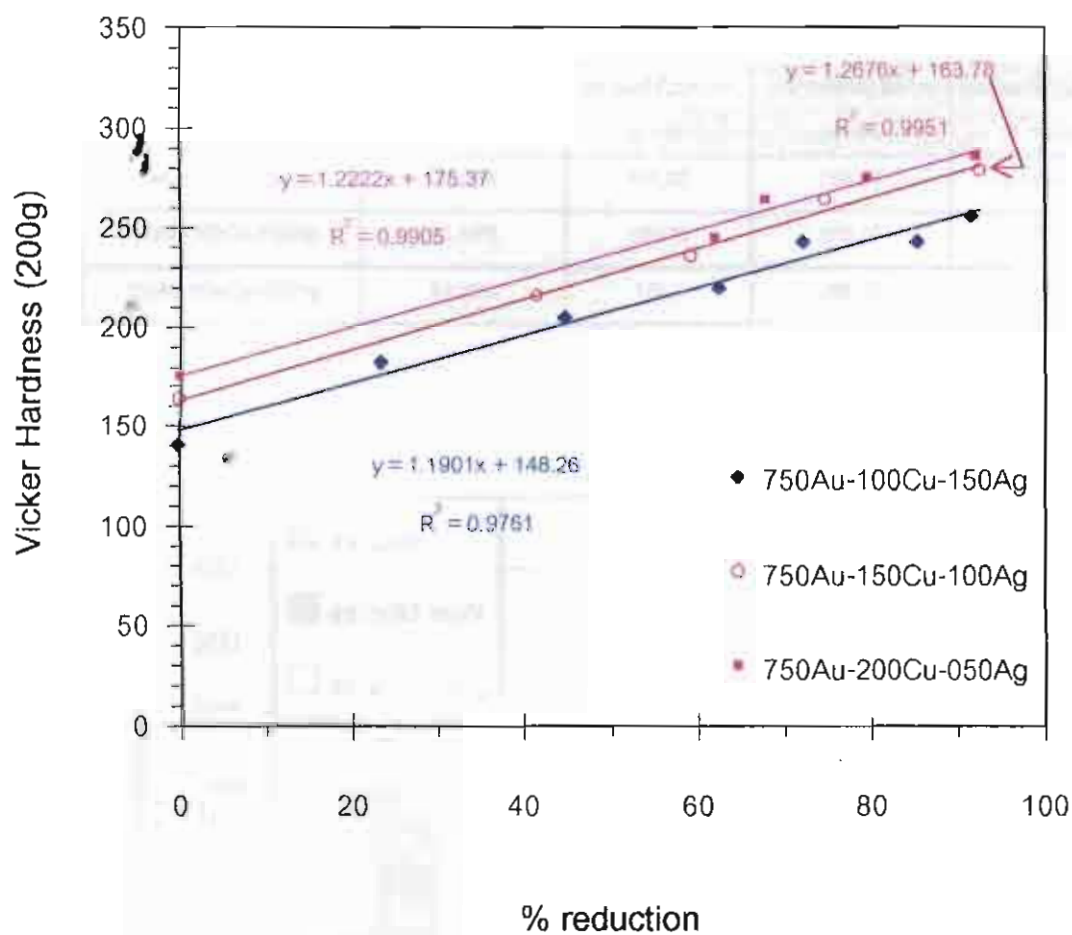
$$\text{ความแข็งแรง} = 163.78 + 1.2676 (\% \text{ reduction})$$

♦ ชิ้นงาน 750Au – 200Cu – 050Ag

$$\text{ความแข็งแรง} = 175.37 + 1.2222 (\% \text{ reduction})$$

จากกราฟและสมการแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงและปริมาณการลดขนาดพบว่า ความแข็งแรงที่ปริมาณการลดขนาดเป็น 0 เปอร์เซ็นต์ (ความแข็งแรงในสภาพ as cast) มีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณทองแดง คือ มีค่าเท่ากับ 148.26 , 163.78 , และ 175.37 สำหรับชิ้นงานที่มีปริมาณทองแดง 10 , 15 และ 20 เปอร์เซ็นต์ ตามลำดับ

จากกราฟพบว่า ความแข็งของชิ้นงานทั้งสาม มีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณการลดขนาด ซึ่งเกิดจาก work hardening โดยชิ้นงานทั้งสาม มี work hardening rate ใกล้เคียงกัน ซึ่งสังเกตได้จากความชันของกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งกับปริมาณการลดขนาดของชิ้นงานทั้งสามมีค่าใกล้เคียงกันคือ มีค่าเท่ากับ 1.1901, 1.2676 และ 1.2222 สำหรับ ชิ้นงาน 750Au – 100Cu – 150Ag, 750Au – 150Cu – 100Ag และ 750Au – 200Cu – 050Ag ตามลำดับ



รูปที่ 5.26 แสดงผลของการลดขนาดต่อความแข็งของชิ้นงานโลหะผสมทองคำ

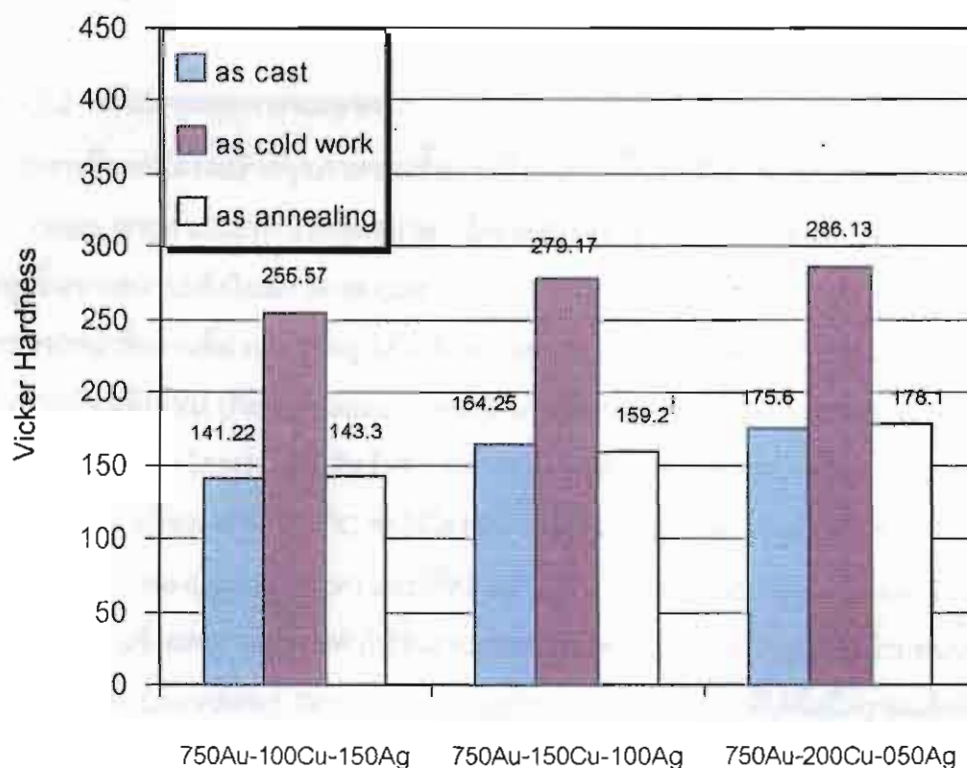
5.5.2 ผลการศึกษาอิทธิพลของการอบอ่อน (Annealing)

5.5.2.1 ผลการทดลอง

รูปที่ 5.27 แสดงกราฟเปรียบเทียบความแข็งในสภาพ as cast , ความแข็งหลังจากผ่านการลดขนาดประมาณ 90 เปอร์เซ็นต์ และ ความแข็งหลังจากผ่านการ annealing ของชิ้นงานทั้งสามส่วนผสม ซึ่งได้จากข้อมูลจากการทดลองดังแสดงในตารางที่ 5.1

ตาราง 5.1 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างคุณสมบัติทางกลกับการลดขนาดในทอง 18 กะรัต

ชิ้นงาน	ปริมาณการลดขนาด	ความแข็งในสภาพ as cast	ความแข็งในสภาพ cold work	ความแข็งในสภาพ annealed
750Au-100Cu-150Ag	91.70%	141.22	255.57	143.3
750Au-150Cu-100Ag	92.53%	164.25	279.17	159.2
750Au-200Cu-050Ag	92.20%	175.6	286.13	178.1



รูปที่ 5.27 เปรียบเทียบความแข็งในสภาพ as cast , สภาพ cold work และ สภาพ annealed

จากกราฟ พบว่า การขึ้นรูปเย็นด้วยการรีดลดขนาดประมาณ 90 เปอร์เซ็นต์ ทำให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นจากสภาพ as cast ประมาณ 110 HV ส่วนการ annealing ทำให้ความแข็งแรงของชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปเย็นลดลง โดยลดลงมาอยู่ที่ค่าความแข็งแรงใกล้เคียงกับความแข็งแรงในสภาพ as cast นอกจากนี้ยังพบว่าความแข็งแรงหลังจากผ่านการ annealing มีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณทองแดง เช่นเดียวกับความแข็งแรงในสภาพ as cast และความแข็งแรงในสภาพ cold work

รูปที่ 5.28 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปเย็นประมาณ 90 เปอร์เซ็นต์ จากรูปพบว่า โครงสร้างที่ได้ มีโครงสร้างเป็น Deformed Grain ซึ่งมีลักษณะยาวไปตามแนวการรีด

หลังจาก anneal ที่อุณหภูมิ 800 °C เป็นเวลานาน 60 นาที โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน เปลี่ยนเป็นโครงสร้างที่ผ่านการเกิดผลึกใหม่ (Re-crystallized Grain) ซึ่งเป็น Single Phase Solid Solution ดังในรูปที่ 5.29 การเกิดผลึกใหม่นี้เป็นสาเหตุหนึ่งที่ทำให้ความแข็งแรงของชิ้นงานที่ผ่านการ annealing มีค่าลดลงจากความแข็งแรงในสภาพ cold work

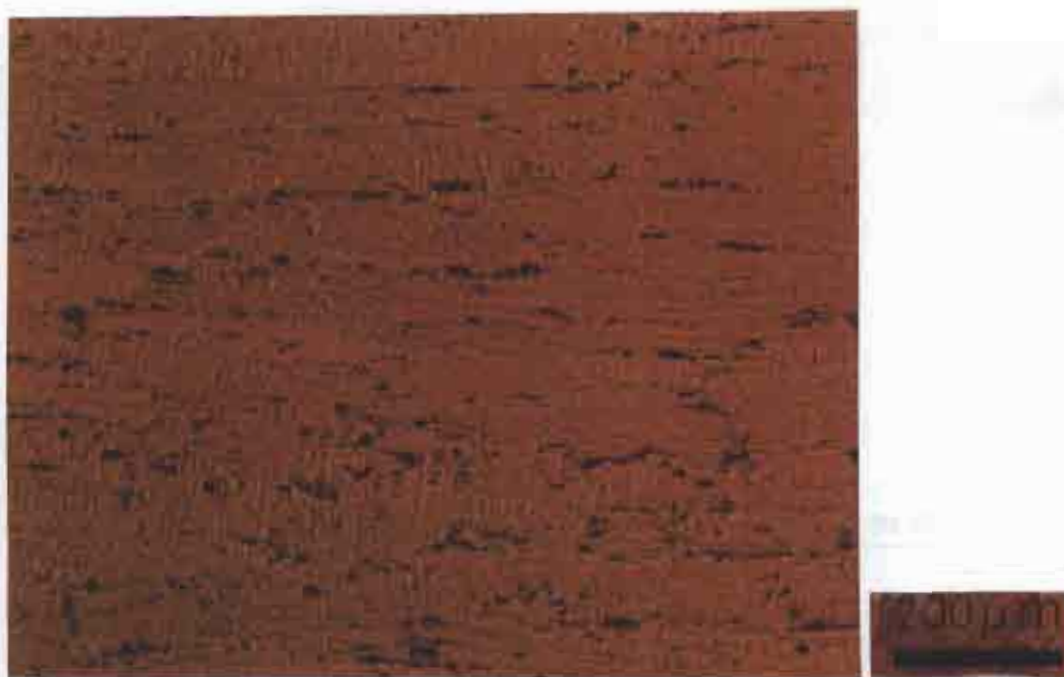
รูปที่ 5.30 แสดง X-Ray Diffraction Pattern ของชิ้นงาน 750Au-200Cu-050Ag ที่ผ่านการ annealing จากรูปแสดงให้เห็นว่า เกิดการกระเจิง (diffraction) เฉพาะ Fundamental Diffraction เท่านั้น ทำให้สรุปได้ว่า โครงสร้างของชิ้นงานที่ผ่านการ annealing มีโครงสร้างเป็นโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบ (Disordered Structure) ⁽¹⁶⁾

5.5.2.2 อภิปรายผลการทดลอง

จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น พบว่ามีโครงสร้างจุลภาคเป็น Deformed Grain ยาวตามแนวการรีดลดขนาด โครงสร้างดังกล่าวมี dislocation density สูง จึงทำให้ความแข็งแรงสูงขึ้นจากความแข็งแรงในสภาพ as cast

หลังจากนำชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น ไปทำ Annealing พบว่า โครงสร้างจุลภาคเปลี่ยนเป็นโครงสร้างที่ผ่านการเกิดผลึกใหม่ (Re-crystallized Grain) โดยเป็น Single Phase Solid Solution และจากผลการวิเคราะห์ XRD พบว่า โครงสร้างที่ได้หลังจากทำการ annealing เป็นโครงสร้างแบบ Disordered

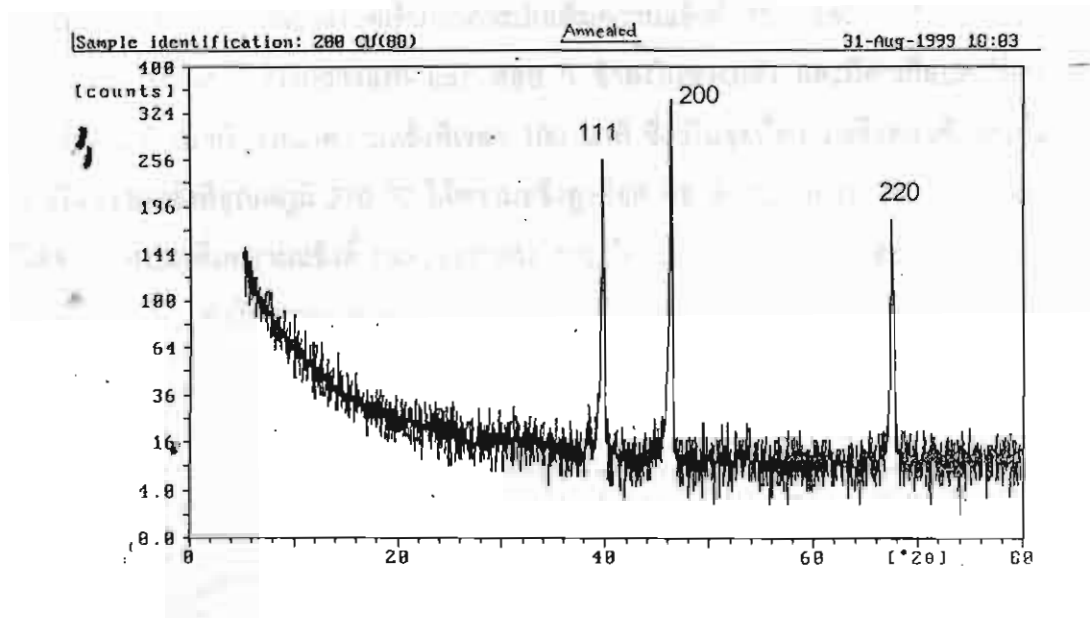
การอบชิ้นงานที่อุณหภูมิ 800 °C ทำให้โครงสร้างที่เป็น Deformed Grain ที่ได้จากการรีดลดขนาด เกิดการเกิดผลึกใหม่ (Re-crystallization) และมีโครงสร้างเป็น Disordered Single Phase Solid Solution ทำให้ชิ้นงานมีความแข็งแรงลดลง และการทำให้ชิ้นงานเย็นตัวลงโดยเร็ว (quenching) ในน้ำผสมน้ำแข็ง ทำให้ชิ้นงานที่ได้ยังคงเป็น Disordered Single Phase Solid Solution ชิ้นงานที่ได้จึงมีความแข็งแรงต่ำกว่าความแข็งแรงในสภาพ cold work



รูปที่ 5.28 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน 750Au-150Cu-100Ag ที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น ประมาณ 90 เปอร์เซ็นต์



รูปที่ 5.29 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน 750Au-150Cu-100Ag ที่ผ่านการ Annealing



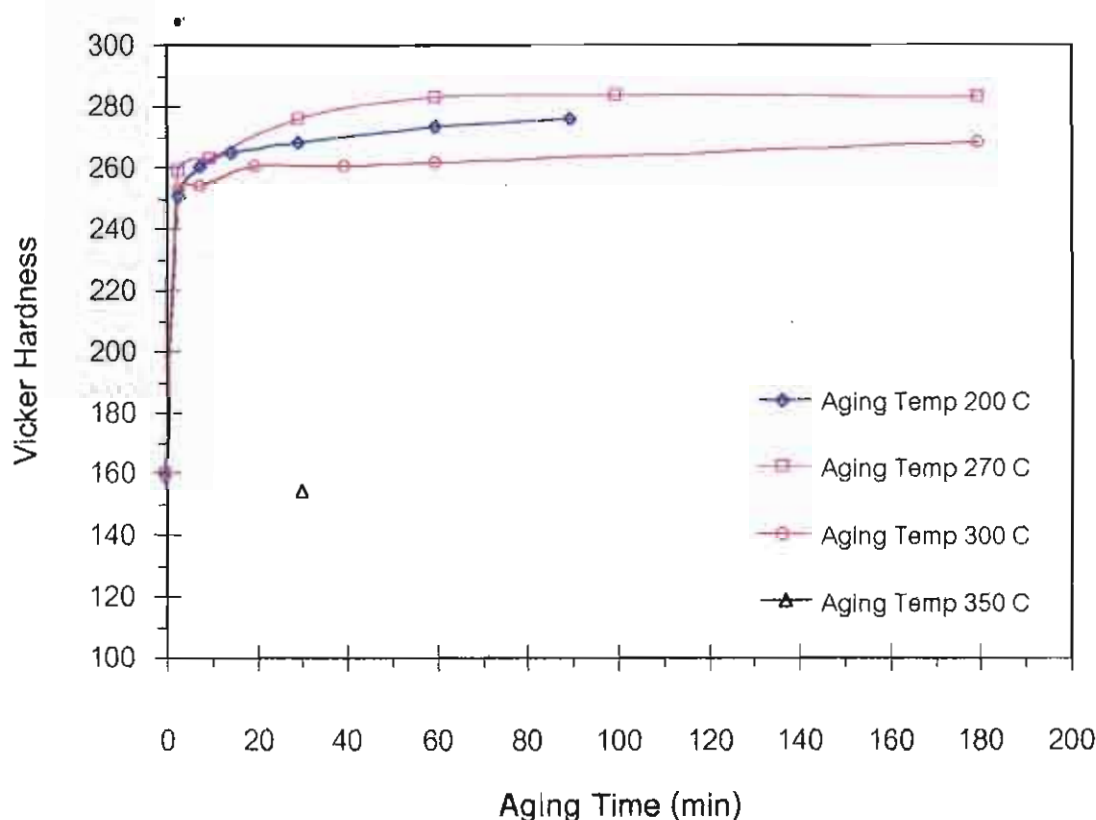
รูปที่ 5.30 แสดง XRD Pattern ของชิ้นงาน 750Au-200Cu-050Ag ที่ผ่านการ Annealing

5.5.3 ผลการศึกษาอิทธิพลของการบ่มเพิ่มความแข็งในโลหะผสมทองคำ

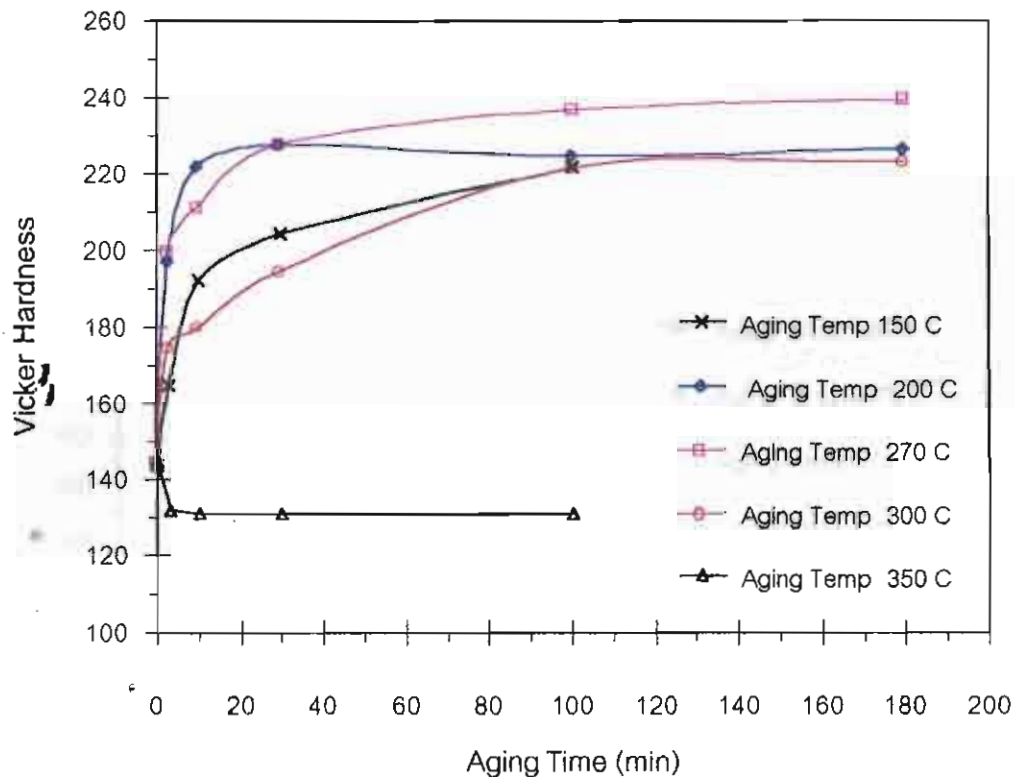
ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของตัวแปรในการบ่มเพิ่มความแข็ง ได้แก่ อุณหภูมิ , เวลา และส่วนผสมทางเคมี ต่อความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการ Annealing ได้ผลดังต่อไปนี้

5.5.3.1 ผลการทดลอง

รูปที่ 5.31 แสดงกราฟการบ่มเพิ่มความแข็งของชิ้นงาน 750Au-100Cu-150Ag จากกราฟ จะเห็นได้ว่าเมื่อเวลาผ่านไป ความแข็งของชิ้นงานที่บ่มเพิ่มความแข็งที่ 150 , 200 , 270 , และ 300 °C มีค่าเพิ่มขึ้นจากความแข็งในสภาพ Annealed (มีค่าประมาณ 145 HV) โดยการบ่มเพิ่มความแข็งที่ 200 และ 270 °C จะมีการเพิ่มขึ้นของความแข็งรวดเร็วกว่าการบ่มเพิ่มความแข็งที่ 150 และ 300 °C การเพิ่มขึ้นของความแข็งเป็นไปอย่างรวดเร็วในช่วงแรก และ ค่อย ๆ ช้าลงในช่วงหลัง และมีค่าเกือบคงที่หลังจากเวลาผ่านไป 100 นาที เมื่อพิจารณาความแข็งที่เวลา 100 นาที ซึ่งเป็นจุดที่ความแข็งค่อนข้างคงที่แล้ว พบว่าการบ่มเพิ่มความแข็งที่อุณหภูมิ 270 °C ให้ความแข็งสูงสุด คือ มีค่าประมาณ 240 HV ในขณะที่ความแข็งที่ได้จากการบ่มเพิ่มความแข็งที่ 150 , 200 และ 300 มีค่าประมาณ 220 HV ส่วนการบ่มเพิ่มความแข็งที่อุณหภูมิ 350 °C ให้ความแข็งลดลงจากความแข็งในสภาพ Annealed การลดลงของความแข็งเป็นไปอย่างรวดเร็ว และมีค่าคงที่ประมาณ 130 HV หลังจากเวลาผ่านไปเพียง 3 นาที



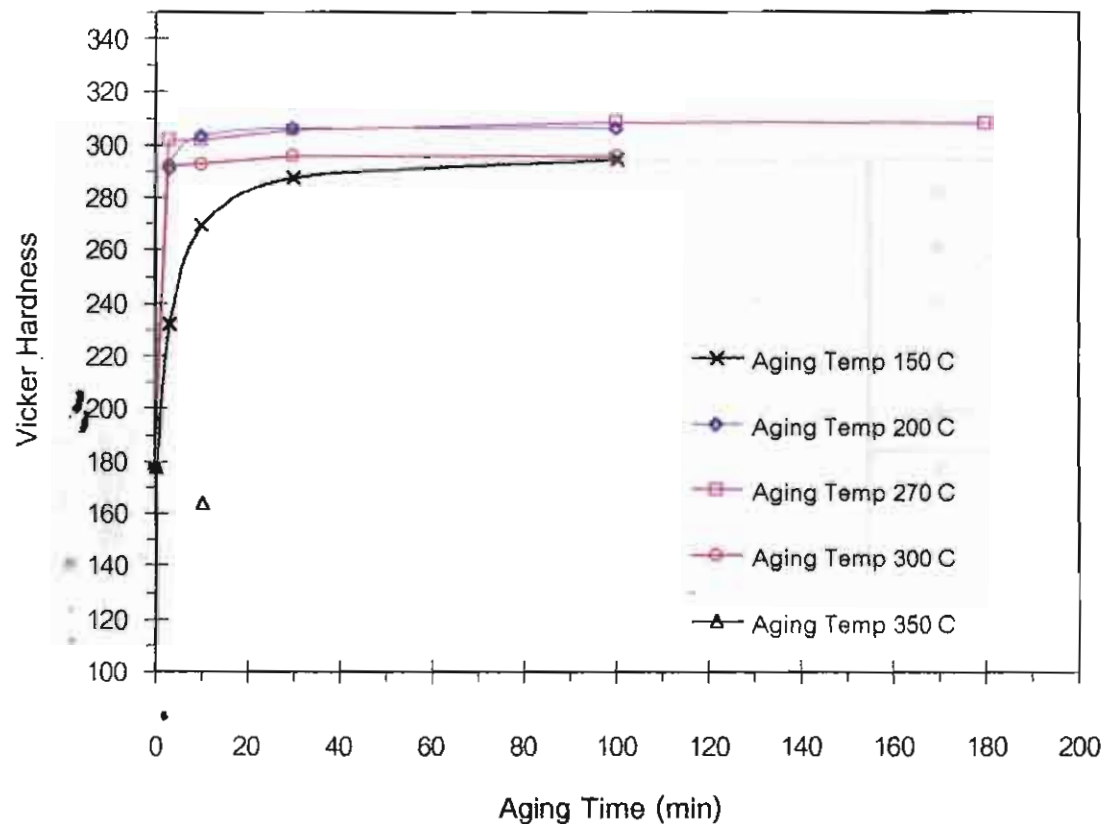
รูปที่ 5.31 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งกับปัจจัยการบ่มในชิ้นงาน 750Au-100Cu-150Ag



รูปที่ 5.32 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งกับปัจจัยการบ่มในชิ้นงาน 750Au-150Cu-200Ag

จากรูปที่ 5.32 แสดงกราฟบ่มเพิ่มความแข็งของชิ้นงาน 750Au-150Cu-200Ag พบว่าการบ่มเพิ่มความแข็งที่อุณหภูมิ 200 , 270 , และ 300 °C ทำให้ความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้นจากความแข็งในสภาพ Annealed (มีค่าประมาณ 160 HV) อย่างรวดเร็วในช่วงแรก และช้าลงจนเกือบคงที่ ในช่วงหลัง นอกจากนี้ยังพบว่า ชิ้นงานที่ผ่านการบ่มเพิ่มความแข็งที่อุณหภูมิ 270 °C มีความแข็งสูงที่สุด โดยความแข็งที่เวลา 100 นาที มีค่าประมาณ 280 HV ในขณะที่การบ่มเพิ่มความแข็งที่ 200 และ 300 °C มีค่าความแข็งประมาณ 270 HV และ 260 HV (ค่าประมาณจากกราฟ) ตามลำดับ

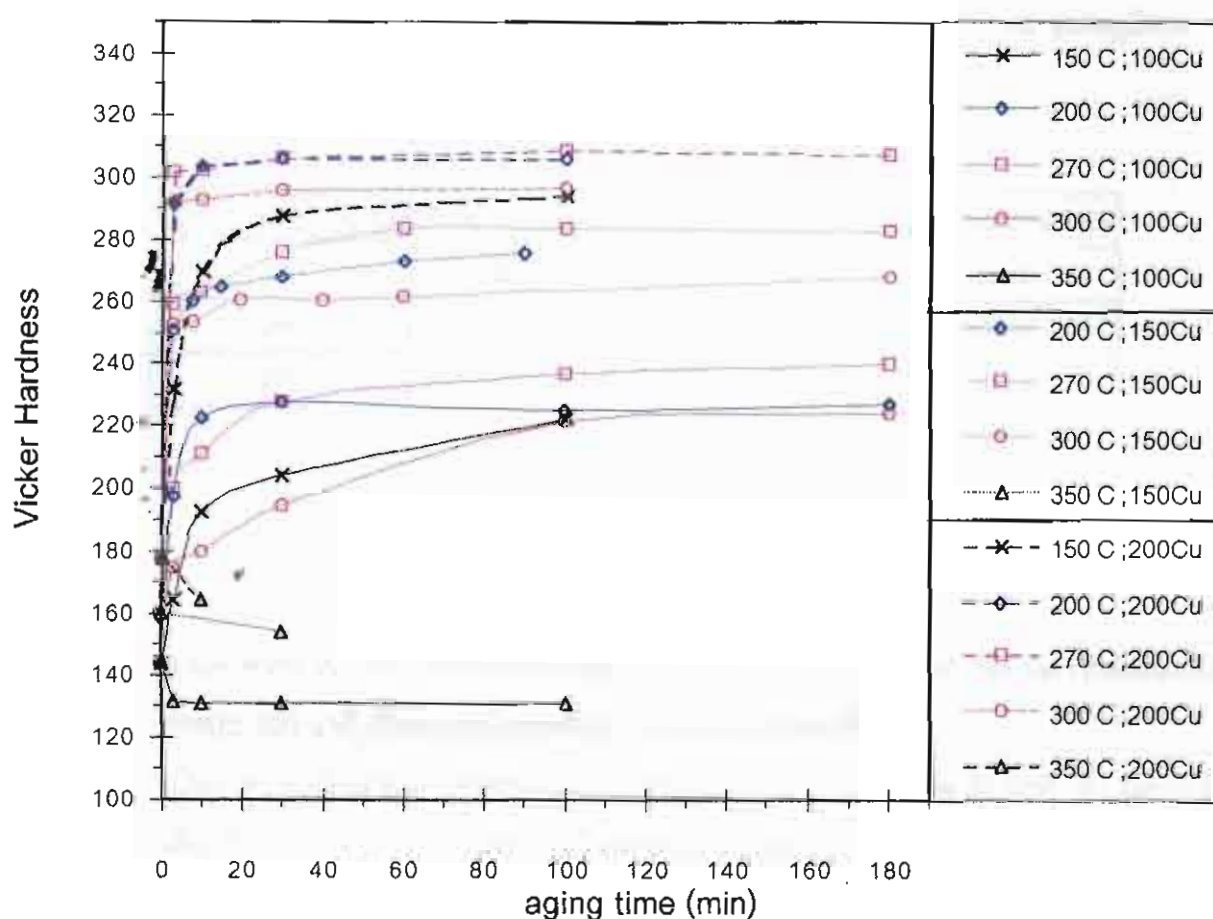
ส่วนการบ่มเพิ่มความแข็งที่อุณหภูมิ 350 °C ทำให้ความแข็งลดลงจากความแข็งในสภาพ Annealed เช่นเดียวกับชิ้นงาน 750Au-100Cu-150Ag โดยมีความแข็งที่เวลา 30 นาที ประมาณ 155 HV



รูปที่ 5.33 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งกับปัจจัยการบ่มในชิ้นงาน 750Au-200Cu-050Ag

รูปที่ 5.33 แสดงกราฟการบ่มเพิ่มความแข็งของชิ้นงาน 750Au-200Cu-050Ag จากกราฟ จะเห็นว่า ความแข็งของชิ้นงานที่บ่มเพิ่มความแข็งที่ 150 , 200 , 270 , และ 300 °C มีค่าเพิ่มขึ้นจากความแข็งในสภาพ annealed (มีค่าประมาณ 177 HV) โดยการบ่มที่อุณหภูมิ 200 , 270 และ 300 °C มีการเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วมากในช่วง 3 นาทีแรก และมีค่าคงที่หลังจากเวลาผ่านไปเพียง 10 นาที ส่วนการบ่มเพิ่มความแข็งที่ 150 °C มีการเพิ่มขึ้นของความแข็งช้ากว่าการบ่มความแข็งที่อุณหภูมิ 200 , 270 และ 300 °C นอกจากนี้ยังพบว่า การบ่มเพิ่มความแข็งที่ 270 °C ให้ความแข็งสูงสุด คือ มีค่าความแข็งประมาณ 309 HV ที่เวลา 100 นาที

การบ่มเพิ่มความแข็งที่อุณหภูมิ 350 °C ทำให้ชิ้นงานได้ความแข็งต่ำกว่าความแข็งในสภาพ annealed กล่าวคือ มีค่าประมาณ 164 HV ในขณะที่ความแข็งในสภาพ annealed มีค่าประมาณ 177 HV



รูปที่ 5.34 เปรียบเทียบกราฟบ่มเพิ่มความแข็งของชิ้นงาน 750Au-100Cu-150Ag , 750Au-150Cu-100Ag และ 750Au-200Cu-050Ag

จากรูปที่ 5.34 เปรียบเทียบกราฟบ่มเพิ่มความแข็งของชิ้นงานทั้งสามส่วนผสม จะเห็นว่า การเพิ่มขึ้นของความแข็งสำหรับการบ่มเพิ่มความแข็งที่ 150 , 200 , 270 , และ 300 °C ของชิ้นงานทั้งสามมีลักษณะใกล้เคียงกัน กล่าวคือ มีการเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงแรก และการเพิ่มขึ้นของความแข็งจะช้าลงในช่วงหลัง แต่อย่างไรก็ตาม การเพิ่มขึ้นของความแข็งในช่วงแรกของชิ้นงาน 750Au-200Cu-050Ag จะเป็นไปอย่างรวดเร็วกว่าชิ้นงาน 750Au-150Cu-100Ag และ 750Au-100Cu-150Ag ตามลำดับ โดยยังไม่

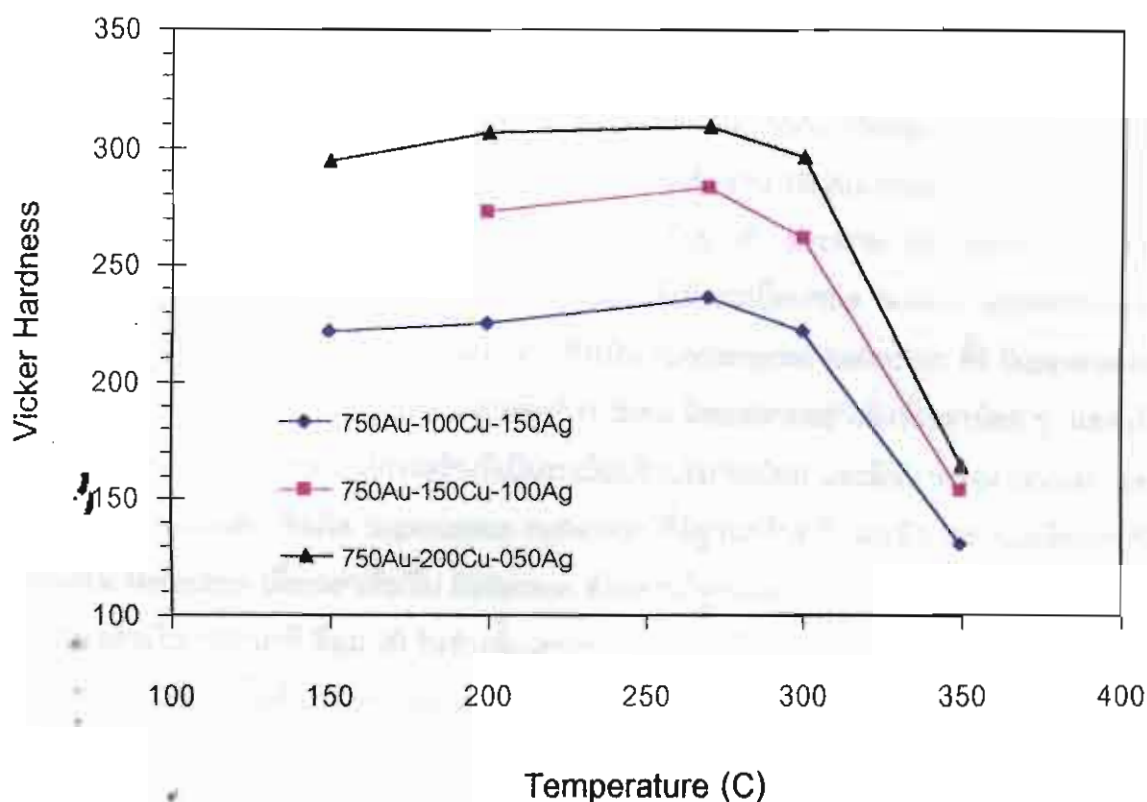
พบการ Over-aging ของชิ้นงานทั้งสามในการบ่มเพิ่มความแข็งแรงเป็นเวลานานถึง 180 นาที (3 ชั่วโมง) นอกจากนี้ยังพบว่าความแข็งแรงหลังจากบ่มเพิ่มความแข็งแรง และผลต่างของความแข็งแรง (ความแข็งแรงหลังบ่มเพิ่มความแข็งแรง - ความแข็งแรงในสภาพ annealed) ของชิ้นงาน 750Au-200Cu-050Ag มีค่าสูงกว่าชิ้นงาน 750Au-150Cu-100Ag และ 750Au-100Cu-150Ag ตามลำดับ สำหรับการบ่มเพิ่มความแข็งแรงในทุกอุณหภูมิ

ตาราง 5.2 แสดงความแข็งแรงของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มเพิ่มความแข็งแรงเป็นเวลา 100 นาที ณ อุณหภูมิต่าง ๆ ของชิ้นงานทั้งสาม

อายุการใช้งาน (hr)	750Au-100Cu-150Ag	750Au-150Cu-100Ag	750Au-200Cu-050Ag
150	222.06		294.2
200	225.04	273.57 *	308.37
270	236.94	283.54*	308.9
300	221.75	262.19*	296.41
350	130.86	154.18 **	184.2**

หมายเหตุ

- * เป็นค่าความแข็งแรงที่ได้จากชิ้นงานที่บ่มเพิ่มความแข็งแรงเป็นเวลา 60 นาที ซึ่ง มีค่าใกล้เคียงกับการบ่ม 100 นาที เนื่องจากเป็นช่วงที่มีความแข็งแรงค่อนข้างคงที่
- ** เป็นค่าความแข็งแรงที่ได้จากการบ่มเพิ่มความแข็งแรงเป็นเวลา 10 นาที หรือ 30 นาที ซึ่ง มีค่าใกล้เคียงกับการบ่ม 100 นาที เนื่องจากเป็นช่วงที่มีความแข็งแรงคงที่



รูปที่ 5.35 คุณสมบัติความแข็งหลังจากการปม นาน 100 นาที ที่อุณหภูมิต่าง ๆ ในทองส่วนผสมต่าง ๆ

จากรูปที่ 5.35 แสดงความแข็งหลังจากปมเพิ่มความแข็งที่อุณหภูมิต่าง ๆ เป็นเวลา 100 นาที พบว่า การปมเพิ่มความแข็งขึ้นงานทั้งสามส่วนผสม ให้ความแข็งสูงที่สุดที่อุณหภูมิ 270 °C คือมีค่าเท่ากับ 236.94 , 283.54 และ 308.9 สำหรับชิ้นงาน 750Au-100Cu-150Ag , 750Au-150Cu-100Ag และ 750Au-200Cu-050Ag ตามลำดับ

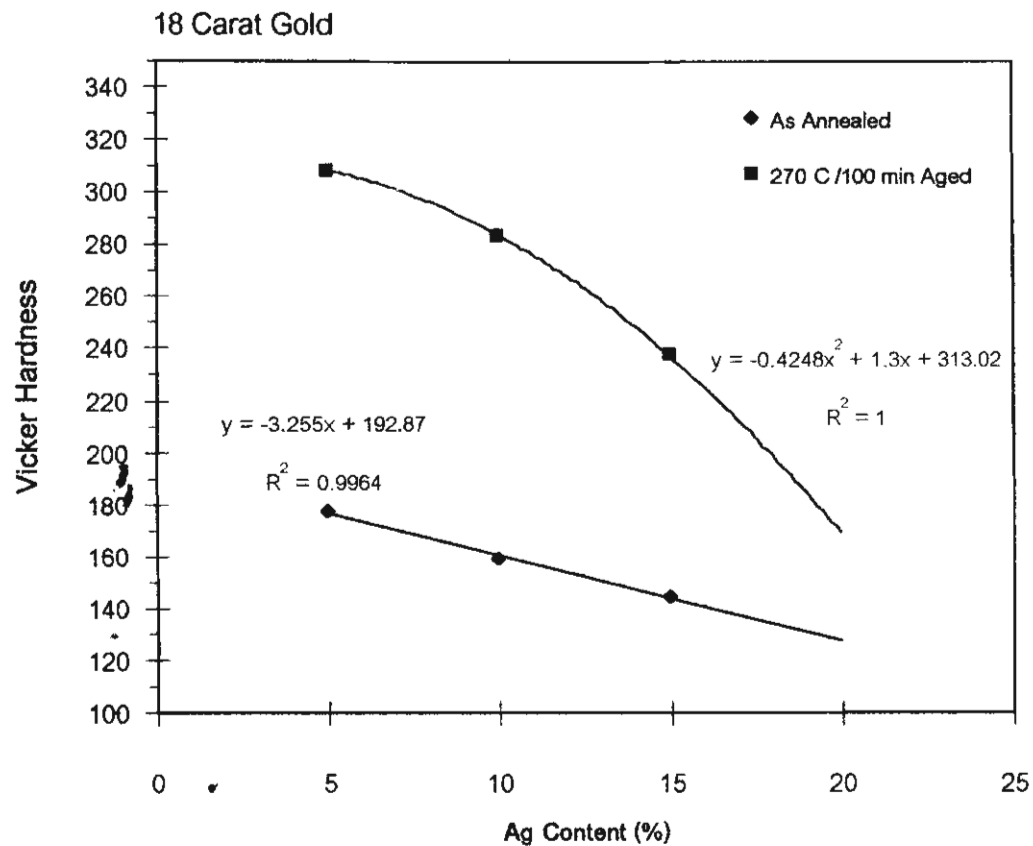
การปมเพิ่มความแข็งที่อุณหภูมิต่ำกว่า 270 °C ทำให้ได้ความแข็งลดลงเล็กน้อยตามการลดลงของอุณหภูมิ ส่วนการปมเพิ่มความแข็งที่อุณหภูมิสูงกว่า 270 °C ทำให้ได้ความแข็งลดลงอย่างรวดเร็วตามการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิ นอกจากนี้ยังพบว่า ความแข็งหลังจากการปมเพิ่มความแข็งของชิ้นงาน 750Au-100Cu-150Ag มีค่ามากกว่าชิ้นงาน 750Au-150Cu-100Ag และ 750Au-200Cu-050Ag ตามลำดับ ในทุกอุณหภูมิ

รูปที่ 5.36 แสดงความแข็งในสภาพ Annealed และ ความแข็งหลังการปมเพิ่มความแข็งที่อุณหภูมิ 270 °C เป็นเวลานาน 100 นาที ของชิ้นงานที่มีส่วนผสมต่าง ๆ จากรูปแสดงให้เห็นว่า ทั้งความแข็งในสภาพ Annealed และความแข็งหลังผ่านการปมเพิ่มความแข็ง มีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณทองแดง (ความ

แข็งลดลงเมื่อมีปริมาณเงินที่เพิ่มขึ้น) นอกจากนี้ยังแสดงให้เห็นว่า ความสามารถในการบ่มเพิ่มความแข็ง ซึ่งดูได้จากผลต่างของความแข็งในสภาพ annealed กับความแข็งหลังการบ่มเพิ่มความแข็ง มีค่าสูงขึ้น เมื่อชิ้นงานมีส่วนผสมของทองแดงสูงขึ้น

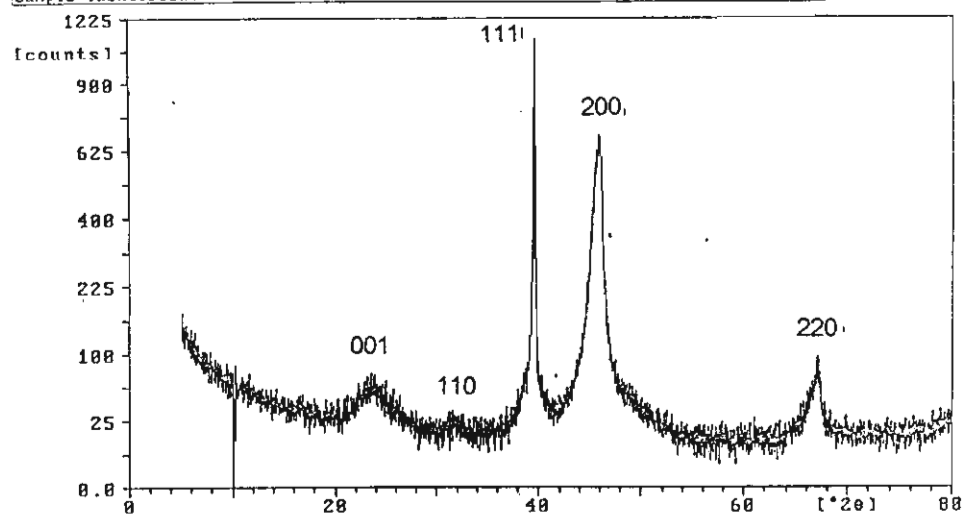
รูปที่ 5.37 และ รูปที่ 5.38 แสดง XRD Pattern ของชิ้นงาน 750Au-150Cu-100Ag และ 750Au-200Cu-050Ag ตามลำดับ จากรูปที่ 5.37 (XRD Pattern ของชิ้นงาน 750Au-150Cu-100Ag) จะเห็นได้ว่าการบ่มเพิ่มความแข็งทำให้เกิด Supperlattice Reflection ที่มุม 2θ ประมาณ 24° และ 32° ซึ่งเป็น reflection ของระนาบ 001 และ ระนาบ 110 ของโครงสร้างที่เป็นระเบียบชนิด AuCu I นอกจากนี้ยังพบ reflection ที่มุม 2θ ประมาณ 40° , 46° และ 68° ซึ่งเป็น Fundamental Reflection ทั้ง Supperlattice Reflection และ Fundamental Reflection มีฐานที่กว้าง ไม่คม โดยเฉพาะอย่างยิ่งที่เวลาน้อย ๆ แสดงให้เห็นว่า เกิดการเปลี่ยนแปลงเฟสเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบในปริมาณน้อย และมีขนาดของ domain ของเฟสที่เป็นระเบียบขนาดเล็ก จึงเกิด Supperlattice Reflection ที่มีฐานกว้าง⁽¹⁶⁾ และมีบางส่วนเหลื่อมอยู่กับ Fundamental Reflection เมื่อเวลาเพิ่มขึ้น Reflection ดังกล่าวมีฐานแคบลงและมีความคมมากขึ้น จนในที่สุดเมื่อเวลาผ่านไป 100 นาที ที่มุม 2θ ในช่วงตั้งแต่ประมาณ 48° ถึง 60° เกิด Supperlattice Reflection ของเฟส AuCu I เล็ก ๆ ขึ้นที่มุม ประมาณ 50° , 52° และ 60° จากความจริงดังกล่าวแสดงให้เห็นว่า การบ่มเพิ่มความแข็งชิ้นงาน 750Au-150Cu-100Ag ทำให้มีการเปลี่ยนเฟสจากเฟสที่ไม่เป็นระเบียบ (disordered) เป็นเฟสที่เป็นระเบียบชนิด AuCuI โดยระดับความเป็นระเบียบ (degree of ordered) เพิ่มขึ้นตามเวลา

เมื่อพิจารณา XRD Pattern ของชิ้นงาน 750Au-200Cu-050Ag ในรูปที่ 5.38 จะเห็นว่าชิ้นงานในสภาพ annealed จะเกิด Reflection เฉพาะ Fundamental Reflection ที่มุม 2θ ประมาณ 40° , 46° และ 69° เท่านั้น แต่ชิ้นงานที่ผ่านการบ่มเพิ่มความร้อน นอกจาก Fundamental Reflection ซึ่งเกิดที่มุม 2θ ประมาณ 40° , 46° และ 69° แล้วยังเกิด Supperlattice Reflection ของเฟส AuCuI ที่มุม 2θ ประมาณ 24° , 32° , 49° , 52° , และ 60° อีกด้วย โดยเมื่อเวลามากขึ้น Reflection มีความคมเด่นชัดขึ้น แสดงให้เห็นระดับความเป็นระเบียบและขนาดของ domain ที่เพิ่มขึ้นตามเวลาในการบ่ม และเมื่อเปรียบเทียบกับ XRD Pattern ของชิ้นงาน 750Au-150Cu-100Ag พบว่า XRD Pattern ของชิ้นงาน 750Au-200Cu-050Ag มีฐานที่แคบ และมีความคมเด่นชัดกว่า จากข้อมูลดังกล่าวสรุปได้ว่า ชิ้นงาน 750Au-200Cu-050Ag มีการเปลี่ยนเฟสเป็นเฟสที่มีระเบียบได้รวดเร็วกว่า และมีระดับความเป็นระเบียบของโครงสร้างผลึกมากกว่าชิ้นงาน 750Au-150Cu-100Ag

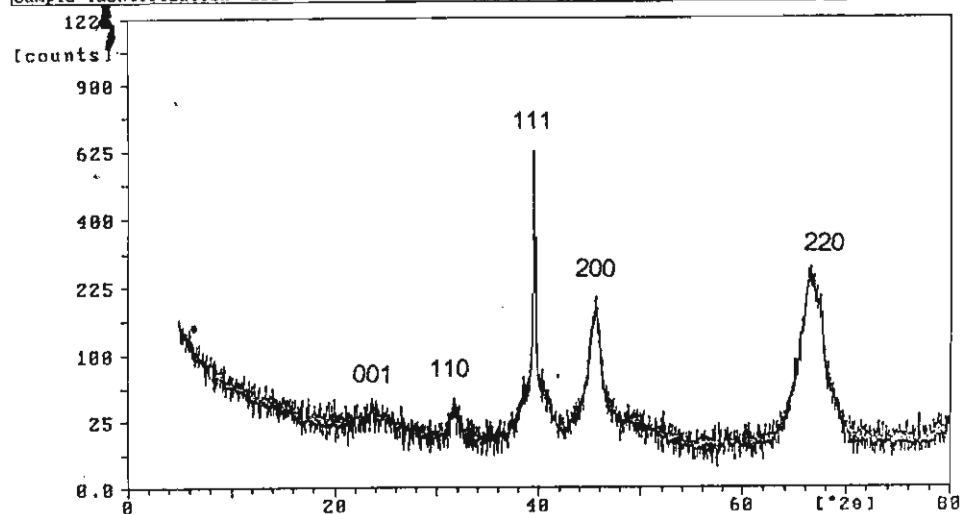


รูปที่ 5.36 เปรียบเทียบความแข็งในสภาพ Annealed กับสภาพหลังจากการบ่มเพิ่มความแข็งที่ 270 °C เป็นเวลา 100 นาที ที่ส่วนผสมทางเคมีที่ปริมาณเงิน ต่าง ๆ ในทอง 18 กระรัต

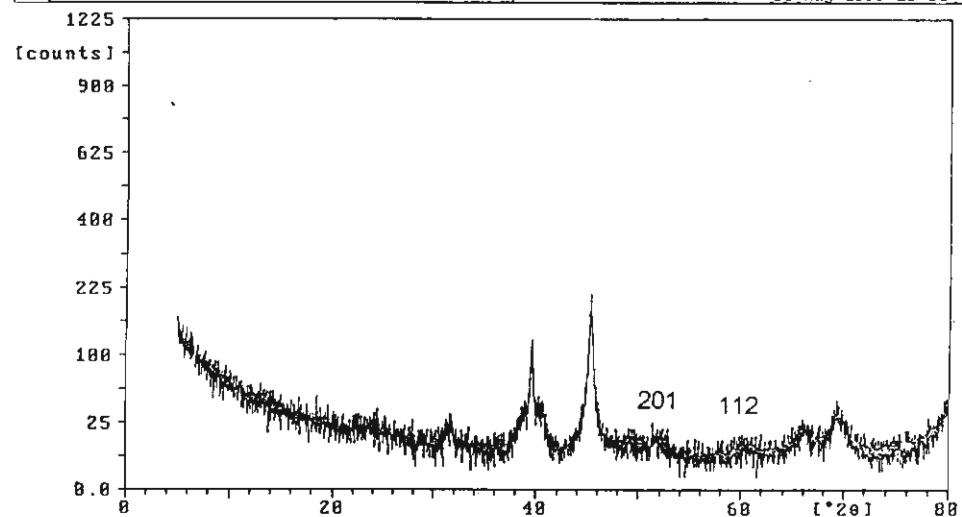
Sample identification: 150 Cu (56) 270 °C , 3 min 38-Aug-1999 16:83



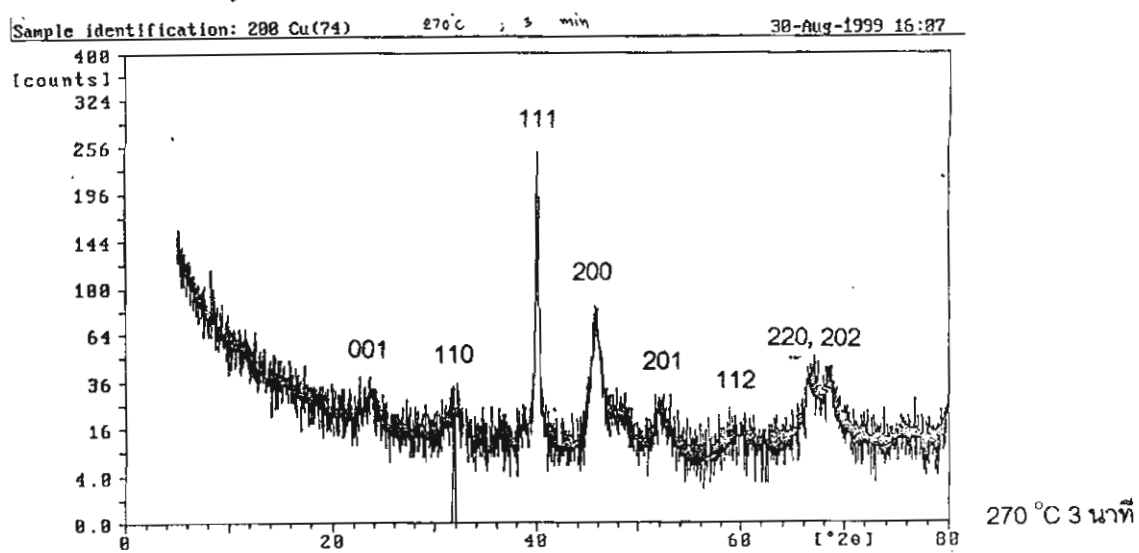
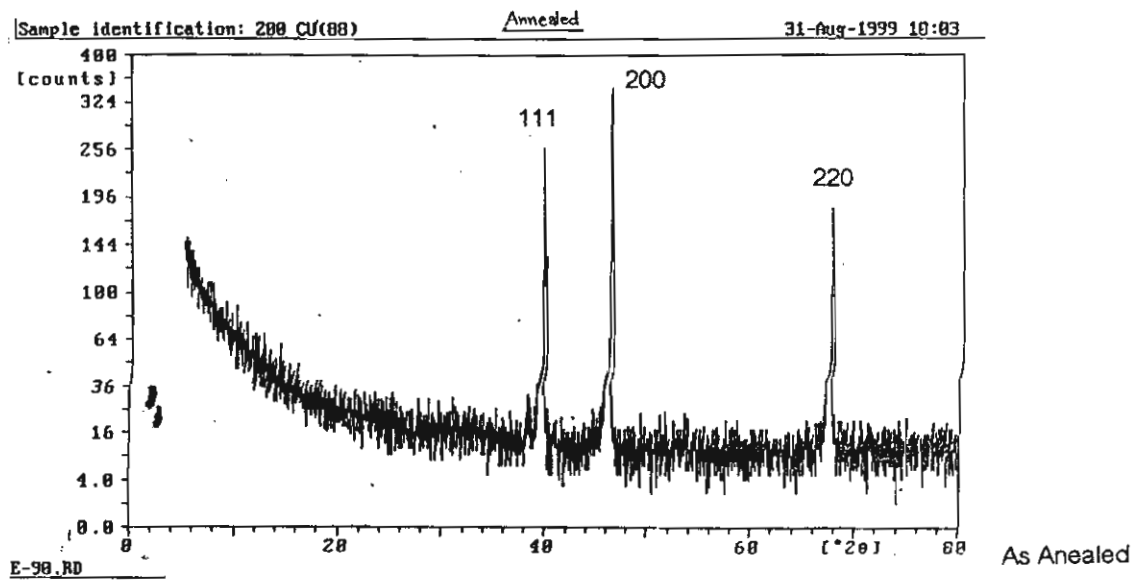
Sample identification: 150 Cu (58) 270 °C , 30 min 38-Aug-1999 16:83



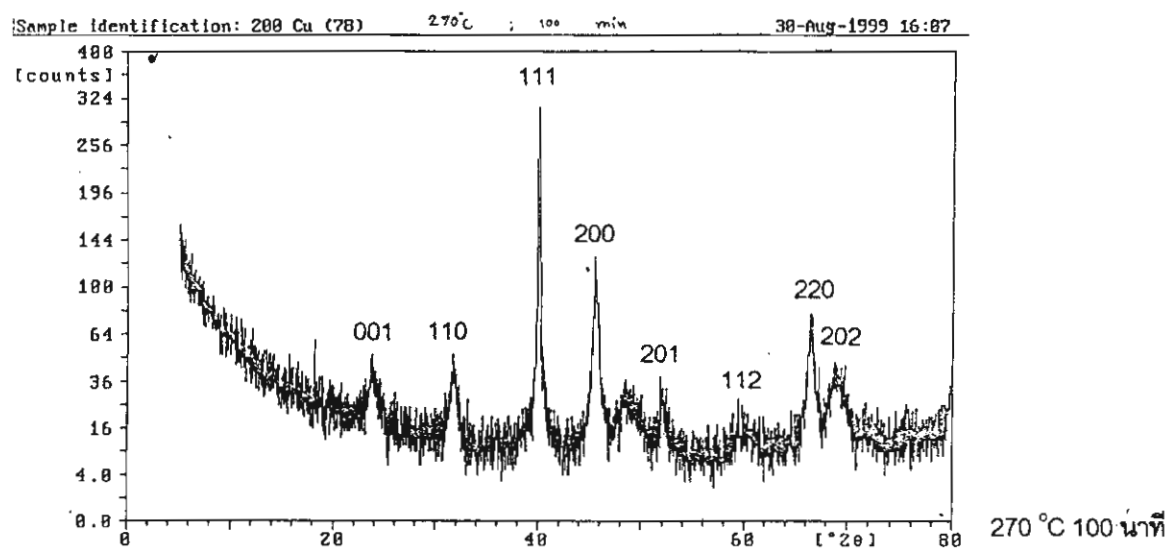
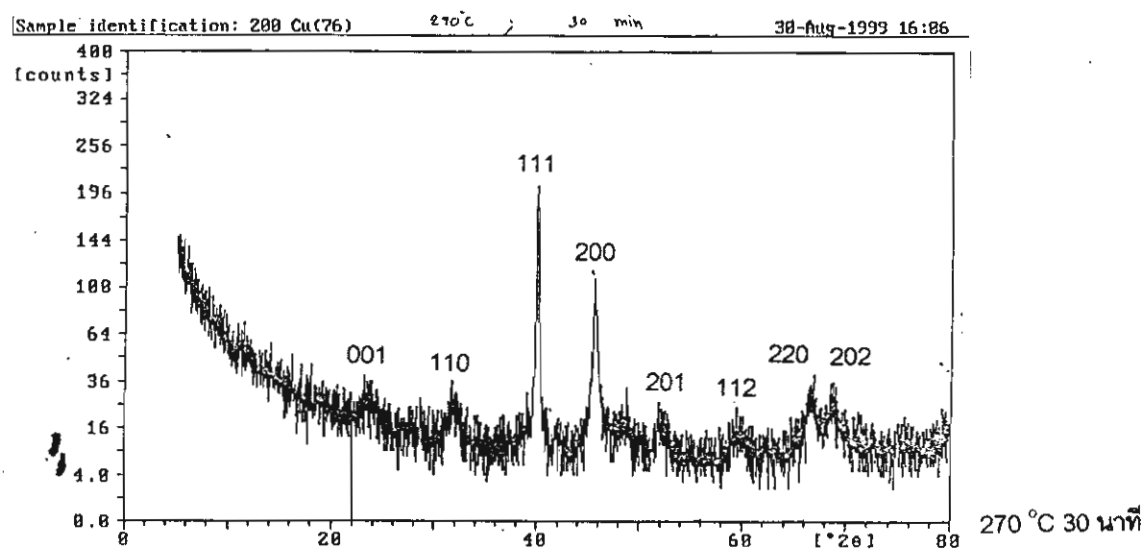
Sample identification: 150 Cu (60) 270 °C , 100 min 38-Aug-1999 16:84



รูปที่ 5.37 แสดง XRD Pattern ของชิ้นงาน 750Au-150Cu-100Ag ที่ผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ 270 °C ณ เวลาการบ่มต่างๆ



รูปที่ 5.38 แสดง XRD Pattern ของชิ้นงาน 750Au-200Cu-050Ag ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 270 °C ณ เวลาการอบต่าง ๆ



รูปที่ 5.38 (ต่อ) แสดง XRD Pattern ของชิ้นงาน 750Au-200Cu-050Ag ที่ผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ 270 °C ณ เวลาการบ่มต่าง ๆ

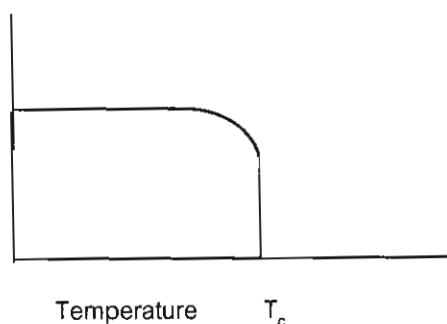
5.5.3.2 อภิปรายผลการทดลอง

จากผลการวิเคราะห์ XRD แสดงให้เห็นว่าเมื่อผ่านการบ่มเพิ่มความแข็งแรง ชิ้นงานโลหะผสมทองคำ มีการเปลี่ยนโครงสร้างจากโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบไปเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบชนิด AuCu I ซึ่งมีการจัดเรียงผลึกเป็นแบบ fct. การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างดังกล่าวสอดคล้องกับการเพิ่มขึ้นของความแข็งแรงของชิ้นงาน ทำให้สรุปได้ว่า การเพิ่มขึ้นของความแข็งแรงของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มเพิ่มความแข็งแรง เกิดจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบ ไปเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบ โครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบ ซึ่งมีโครงสร้างผลึกเป็น fcc. เมื่อเปลี่ยนเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบซึ่งมีโครงสร้างผลึกเป็น fct. (มี c/a ratio เป็น 0.93) ทำให้เกิด Elastic strain ขึ้น ส่งผลให้ความแข็งแรงของชิ้นงานเพิ่มขึ้น

สามารถทราบในการเพิ่มความแข็งแรงด้วยการบ่ม ซึ่งดูได้จาก การเพิ่มขึ้นของความแข็งแรงหลังจากบ่มเพิ่มความแข็งแรง (ความแข็งแรงหลังบ่ม – ความแข็งแรงก่อนบ่ม) ของชิ้นงาน 750Au-200Cu-050Ag มีค่ามากกว่าชิ้นงาน 750Au-150Cu-100Ag และ ชิ้นงาน 750Au-100Cu-150Ag ตามลำดับ เนื่องจากชิ้นงาน 750Au-200Cu-050Ag มีระดับความเป็นระเบียบของโครงสร้าง (Degree of ordered) มากกว่าชิ้นงาน 750Au-150Cu-100Ag และ 750Au-100Cu-150Ag นั่นเอง

ระดับความเป็นระเบียบของ Long range ordered ในสภาวะสมดุลมีค่าเปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิในลักษณะดังกราฟข้างล่าง⁽¹²⁾

ระดับความเป็นระเบียบ



จากกราฟจะเห็นได้ว่าที่อุณหภูมิต่ำ ระดับความเป็นระเบียบมีค่าเป็น 1 คือมีโครงสร้างที่เป็นระเบียบอย่างสมบูรณ์ แต่เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นระดับความเป็นระเบียบจะค่อย ๆ ลดลง และลดลงอย่างรวดเร็วที่อุณหภูมิวิกฤต (T_c) ความจริงดังกล่าว อธิบายการเปลี่ยนแปลงของความแข็งแรงที่อุณหภูมิต่าง ๆ ได้ดังนี้

การบ่มเพิ่มความแข็งแรงที่อุณหภูมิต่ำกว่า 270°C ทำให้ได้ความแข็งแรงต่ำกว่าการบ่มเพิ่มความแข็งแรงที่ 270°C ถึงแม้ว่าที่อุณหภูมิต่ำ จะทำให้ระดับความเป็นระเบียบที่สภาวะสมดุลสูงขึ้นก็ตามแต่เนื่องจากอุณหภูมิต่ำ ทำให้การเคลื่อนที่ของอะตอมเป็นไปได้ยากขึ้น การเปลี่ยนเฟสจากเฟสที่ไม่เป็นระเบียบเป็น

เฟสที่เป็นระเบียบจึงเป็นไปได้ได้น้อยกว่า⁽¹⁵⁾ ความแข็งที่ได้จึงมีค่าต่ำกว่าและโดยเฉพาะอย่างยิ่ง การบ่มเพิ่มความแข็งที่อุณหภูมิ 150 °C จะเห็นได้ชัดเจนว่าความแข็งของ ชิ้นงานเพิ่มขึ้นอย่างช้า ๆ ส่วนการบ่มเพิ่มความแข็งที่อุณหภูมิสูงกว่า 270 °C ได้ความแข็งที่ต่ำกว่าการบ่มที่อุณหภูมิ 270 °C ซึ่งเห็นชัดเจนกว่าที่อุณหภูมิ ต่ำกว่า 270 °C เนื่องจากการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิในช่วงใกล้อุณหภูมิวิกฤต ทำให้ระดับความเป็นระเบียบที่สภาวะสมดุล มีค่าลดลงอย่างรวดเร็ว การเปลี่ยนเฟสจากเฟสที่ไม่เป็นระเบียบเป็นเฟสที่เป็นระเบียบจึงเป็นไปได้ได้น้อยและช้ากว่า ความแข็งที่ได้จึงมีค่าต่ำกว่า

การบ่มเพิ่มความแข็งที่อุณหภูมิ 350 °C ทำให้ได้ความแข็งคงที่ที่ระดับต่ำกว่าความแข็งในสภาพ Annealed เนื่องมาจาก อุณหภูมิ 350 °C เป็นอุณหภูมิที่สูงกว่าอุณหภูมิวิกฤติ การบ่มเพิ่มความแข็งที่อุณหภูมินี้ จึงได้โครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบโดยไม่มีการเปลี่ยนเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบ

การบ่มเพิ่มความแข็งที่อุณหภูมิ 270 °C ได้ความแข็งสูงสุด เนื่องจากเป็นจุดที่ดีที่สุด(optimum) ระหว่างความสามารถในการเคลื่อนที่ของอะตอมกับระดับความเป็นระเบียบที่สภาวะสมดุล ทำให้เกิดการเปลี่ยนเฟสจากโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบเป็น โครงสร้างที่เป็นระเบียบได้มากกว่า

บทที่ 6

การศึกษาความสามารถในการเปียก ของโลหะตัวประสาน 14 กระรัตที่ผสมสังกะสี

บทที่ 6. ศึกษาความสามารถในการเปียกของโลหะตัวประสานที่ผสมสังกะสี

คณะผู้วิจัยได้ทำการศึกษา และได้ข้อเสนอแนะจากผู้ทรงคุณวุฒิถึงชนิดของโลหะผสมที่น่าสนใจในการศึกษาและทำการวิจัย ดังนั้นคณะผู้วิจัยจึงขอเน้นที่จะศึกษาและวิจัย เกี่ยวกับ “ผลของโลหะผสมต่อคุณสมบัติการเปียกของโลหะประสานทอง 14 กระรัต”

การประสานทองในอุตสาหกรรมทองในประเทศปัจจุบันนี้ ยังคงประสบปัญหาเกี่ยวกับตัวประสานอยู่ อาทิเช่น บริเวณที่ทำการประสานทองจะมีการเปลี่ยนสี หรือ ผุกร่อน เมื่อผ่านการใช้มาเป็นระยะเวลานาน ๆ ส่งผลให้ลูกค้าทั้งในและต่างประเทศขาดความมั่นใจในผลิตภัณฑ์ อีกทั้งโลหะประสานทองที่มีอยู่ในปัจจุบันบางชนิดมีอันตรายต่อผู้ประกอบการอย่างมาก เช่น โลหะประสานทองที่มีสารแคดเมียมผสมอยู่ด้วย เมื่อได้สูดดมไอของแคดเมียมเข้าไปในปริมาณที่มากและนาน ๆ จะเป็นอันตรายต่อปอดและไตอย่างรุนแรง

ปัญหาด้านเทคนิคการผลิตและด้านคุณภาพดังกล่าวมานี้ จึงได้มีการเสนอหัวข้อวิจัยนี้ขึ้นมา เพื่อศึกษาและวิจัยส่วนผสมโลหะประสานที่ให้กับทอง 14 กระรัต อันจะเป็นประโยชน์ต่อการอุตสาหกรรมเครื่องประดับอัญมณีต่อไป

6.1 วัตถุประสงค์

1. เพื่อศึกษาปริมาณของสังกะสีที่เหมาะสมเพื่อใช้ในโลหะประสานทอง 14 กระรัต
2. เพื่อศึกษาวิธีการวัดคุณสมบัติด้านการเปียกในโลหะประสานทอง 14 กระรัต

6.2 ขอบเขตการศึกษา

ศึกษาตัวประสานทองที่ให้กับทองคำ 14 กระรัต โดยมีการเติมโลหะทอง ทองแดง เงิน และสังกะสีในอัตราส่วนต่าง ๆ กัน โดยใช้วิธีทดสอบแบบ Sessile drop เพื่อหาค่าความตึงผิวและมุมสัมผัส (contact angle) เพื่อนำมาเปรียบเทียบความสามารถในการเปียก (wettability)

6.3 ข้อมูลเบื้องต้น

จากการศึกษา¹ ที่ผ่านมามีการนำทอง 18 กระรัต* มาใช้งานกันตั้งแต่ก่อนปี 1854 จึงได้มีความจำเป็นที่ต้องใช้ตัวประสาน (solder) ขึ้นมา เพื่อใช้ในการต่อรอยต่อต่าง ๆ ในตอนแรกเริ่มมีการใช้ทองผสมกับเงิน โดยเติมลงไปปริมาณเล็กน้อยและได้มีใช้กันมาเรื่อย ๆ จนในปี 1854 ได้มีการใช้ทองในกระรัตต่าง ๆ กันเพิ่มขึ้น คือ 9 และ 14 กระรัต จึงเกิดปัญหาขึ้นว่าเมื่อมีการใช้ทองคำที่มีค่ากระรัตต่างกัน จำเป็นต้องใช้ตัวประสานที่มีส่วนผสมต่างกันอีกหรือไม่ ดังนั้นมีการพูดถึงคุณสมบัติที่จำเป็นที่ต้องมีในตัวประสาน คือ สีของรอยเชื่อม รอยประสาน ต้องมีการใช้ส่วนผสมให้ใกล้เคียงกับทองที่สุด และ ตัวประสานที่ดีควรมีจุดหลอมเหลวที่น้อยกว่ารอยเชื่อม และต้องมีคุณสมบัติในด้านอื่น ๆ ที่ใกล้เคียงกัน ดังนั้นจึงกำหนดให้เมื่อทองคงที่และมีการเติม เงินและทองแดงเข้าไปในอัตราต่าง ๆ กัน ซึ่งส่งผลให้ สี จุดหลอมเหลว และคุณสมบัติอื่น แตกต่างกัน

อิทธิพลของธาตุแต่ละชนิดส่งผลให้คุณสมบัติของโลหะแตกต่างกัน เช่น การเติมเงินลงไปทองไม่ช่วยลดจุดหลอมเหลวของโลหะผสมนี้จนกว่าปริมาณเงินมีสูงถึง 35% หรืออีกนัยหนึ่งคือ ส่วนผสมระหว่างทองและเงินจะมีค่าใกล้เคียง 16 กระรัต โดยจุดหลอมเหลวของโลหะผสมดังกล่าวจะลดลงเพียงเล็กน้อย ในขณะที่การเติมทองแดงลงไปทองนั้นส่งผลให้จุดหลอมเหลวลดลงทันที เช่น เมื่อเติมทองแดงลงไปปริมาณ 25 % (เทียบเท่า ทอง 18 กระรัต) จะทำให้จุดหลอมเหลว ลดลงเป็น 885°C

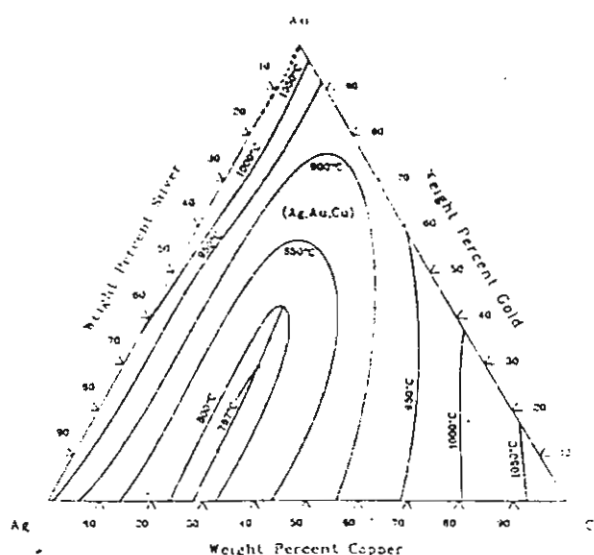
เมื่อโลหะมีอุณหภูมิลดจากอุณหภูมิหลอมเหลวสมบูรณ์ โลหะก็จะเริ่มเกิดการแข็งตัวขึ้น และการไหลของน้ำโลหะจะเปลี่ยนแปลงไปในลักษณะที่ค่อย ๆ หนืดขึ้นเรื่อย ๆ หรือที่เรียกว่า "Pasty stage" โดยช่วงอุณหภูมิที่เกิดปรากฏการณ์นี้ไม่เพียงขึ้นกับ สัดส่วนของทองเท่านั้น แต่ยังขึ้นกับปริมาณของเงินและทองแดงด้วยเช่นกัน และยังได้พบอีกว่า ถ้าใส่สังกะสีหรือแคดเมียมลงไปจะช่วยทำให้ช่วงของ pasty กว้างขึ้น อย่างไรก็ตามจากการค้นคว้ายังไม่พบข้อมูลที่วัดออกมาอย่างชัดเจน

ตารางที่ 6.1 แสดงถึงจุดหลอมเหลวของทองกระรัตต่าง ๆ เช่น ในทองคำ 14 กระรัต ที่มีปริมาณ ทอง 58.5% เงิน 20.75% ทองแดง 20.75% อุณหภูมิที่ เริ่มแข็งตัวประมาณ 845°C และอุณหภูมิที่แข็งตัวสมบูรณ์ ประมาณ 827°C

ตาราง 6.1 แสดงช่วงของการหลอมเหลวของโลหะทองคำผสม กระรัตต่าง ๆ ¹

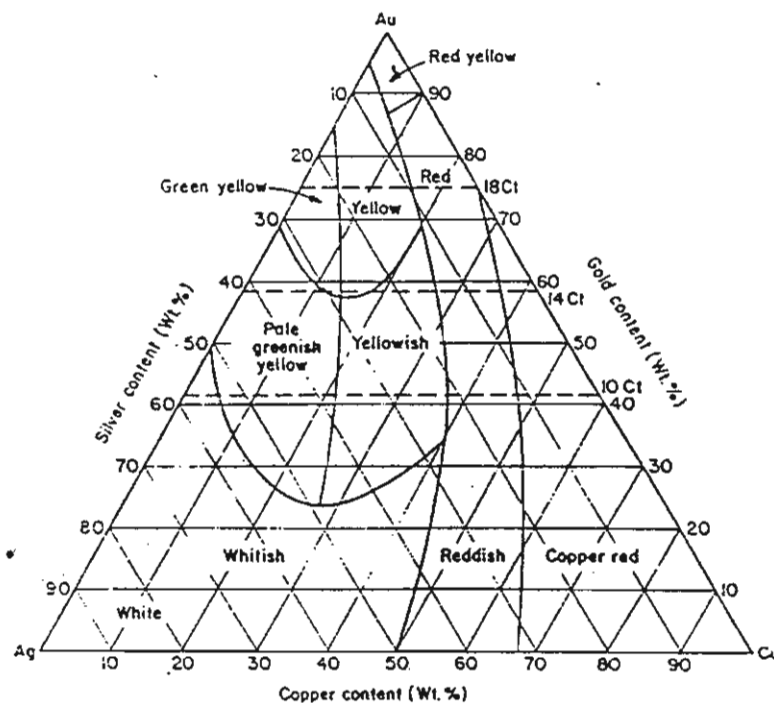
กระรัต	ปริมาณส่วนผสม (wt.%)			อุณหภูมิ (°C)		
	ทอง	เงิน	ทองแดง	เริ่มแข็งตัว	แข็งตัวสมบูรณ์	ค่าอุณหภูมิแตกต่าง
22	91.6	4.2	4.2	1003	971	32
20	83.3	8.3	8.3	955	915	40
18	75.0	12.0	12.5	905	882	23
16	66.6	16.7	16.7	872	855	17
14	58.5	20.75	20.75	845	827	18
12	50.0	25.0	25.0	827	807	20
9	37.5	31.25	31.25	825	790	35

นอกจากนี้ยังมีการศึกษาถึงจุดหลอมเหลวของโลหะผสมของ ทอง-เงิน-ทองแดง ในรูปของแผนภูมิสมมูล 3 เฟส (Ternary phase diagram) ดังแสดงในรูปที่ 6.1 โดยเส้นทึบคือเส้นที่บอกถึงอุณหภูมิจุดหลอมเหลวใด ๆ ของโลหะผสมตามส่วนผสมทางเคมีต่าง ๆ



รูปที่ 6.1 แผนภูมิสมมูล 3 เฟส ของทอง-เงิน-ทองแดง

ในเรื่องตัวประสานนั้นสีก็เป็นปัจจัยสำคัญและควรสอดคล้องกับทองที่นำมาประสานด้วย ความสัมพันธ์ระหว่างสีของโลหะผสมทอง-เงิน-ทองแดง กับส่วนผสมทางเคมีของโลหะจะคล้ายกันกับรูปของแผนภูมิสมมูล 3 เฟส แต่แตกต่างออกไปตรงที่ส่วนผสมทางเคมีของโลหะในแต่ละช่วง จะแสดงเป็นพื้นที่ของสีที่ได้จากค่าส่วนผสมทางเคมีเหล่านั้นออกมา ดังรูปที่ 6.2



รูปที่ 6.2 แสดงช่วงของส่วนผสมของสีของโลหะผสมทอง-เงิน-ทองแดง

ตัวประสานที่นำมาใช้งานอาจจะอยู่ในลักษณะที่ผ่านการรีดเป็นแผ่นบาง ๆ และนำมาตัดหรืออัดให้เล็กลงจนมีขนาดที่เหมาะสมกับการใช้งานโดยมีชื่อเรียกต่าง ๆ กัน เช่น Pallion (ภาษาฝรั่งเศส) Spangle หรือ small plate และบางครั้งตัวประสานอาจจะถูกใช้ในรูปของ "Dust" ก็ได้

ความสามารถในการละลายของตัวประสานทอง ซึ่งจากการวิจัย¹ ได้พบว่า ในสัดส่วนของ เงินและทองแดงที่เท่า ๆ กัน (โดยเนื้อทองคงที่) จะมีจุดหลอมเหลวต่ำที่สุด ดังแสดงในตารางที่ 6.2

ตาราง 6.2 แสดงช่วงอุณหภูมิการหลอมเหลวของทองคำในอัตราส่วนของเงินและทองแดงต่าง ๆ กัน¹

ส่วนผสม (wt.%)			อัตราส่วน		จุดหลอมเหลว	จุดที่เริ่มมีการไหล
ทอง	เงิน	ทองแดง	เงิน	ทองแดง		
ทอง 15 กระรัต						
62.5	32.0	5.5	6	1	966	1004
62.5	25.0	12.5	2	1	890	925
62.5	18.75	18.75	1	1	860	877
62.5	12.5	25.0	1	2	875	895
62.5	5.5	32.0	1	6	910	925
ทอง 12 กระรัต						
50.0	43.0	7.0	6	1	900	939
50.0	33.3	16.7	2	1	809	838
50.0	25.0	25.0	1	1	807	827
50.0	16.7	33.3	1	2	851	865
50.0	7.0	43.0	1	6	881	905

จากตารางที่ 6.2 จะเห็นได้ว่า เมื่ออัตราส่วนของเงินและทองแดงเป็น 1:1 ในทอง 15 กระรัตจะให้จุดหลอมเหลวต่ำสุดประมาณ 860°C ขณะที่ในทอง 12 กระรัตจะมีค่าประมาณ 807°C

ทองรูปพรรณ ที่ได้มีการนำมาใช้งานกันส่วนใหญ่นั้นจะเป็นทอง 18 กระรัต โดยกระบวนการในการเชื่อมที่ใช้กันได้เรียกกันว่า "Carat gold solder" ซึ่งจริง ๆ แล้วควรจะเรียกว่า "Brazes" โดยจะมีอุณหภูมิในการใช้งานในช่วง 750-900°C โดย Carat gold brazes^{6,7} ที่ใช้กับพวก ทอง 18 กระรัตที่มีทองอยู่ 75% โดยเติมโลหะต่าง ๆ เช่น Cu, Si, Ni โดยถูกเลือกมาเพื่อลดอุณหภูมิจุดหลอมเหลว ส่วนอีกงานวิจัย⁸ หนึ่งได้กล่าวว่าการเติมแคดเมียมและสังกะสีประมาณ 1-25% จะช่วยลดจุดหลอมเหลวได้ และช่วยคุณสมบัติทางด้านการเปียก (wetting) แต่ทางด้าน International Agency for Research on Cancer (IARC) ได้วิตกกังวลเกี่ยวกับการใช้แคดเมียม ซึ่งแคดเมียมมีจุดหลอมเหลวที่ 321°C และจุดเดือดที่ 767°C โดยจะเกิด เป็นไอของแคดเมียมออกไซด์ซึ่งเป็นสารพิษที่เป็นอันตรายต่อร่างกายอย่างมากเช่น ก่อให้เกิดโรคทางด้านการปอดและไต โดยทาง The National Institute of Occupational Health & Safety (1993) ได้กำหนดค่ามาตรฐานที่ต่ำสุดที่จะมีแคดเมียมออกไซด์ในอากาศที่ใช้งานในการทำงานได้ ไม่เกิน 0.01 mg/m³ ต่อการ

ทำงาน 8 ชั่วโมงต่อวัน แต่ขณะที่การใช้สังกะสี กำหนดที่ 5.0 mg/m^3 ต่อการทำงาน 8 ชั่วโมงต่อวัน จะเห็นได้ว่าค่าต่างกันถึง 500 เท่า โดยแคดเมียมจะเป็นสารที่มีพิษต่อร่างกายมนุษย์มากที่สุด

ดังนั้นจึงมี การป้องกันต่าง ๆ โดยวิธีที่ง่ายที่สุด ก็คือ การเลิกใช้งานแคดเมียมในการทำตัวประสานนั่นเองซึ่งเริ่มกันตั้งแต่ปี 1977 สำหรับตัวประสานที่ใช้กันคือมีการเติม เงิน (Ag) ทองแดง (Cu) เช่น ในตัวประสานของทอง 18 กระรัต ที่อัตราส่วน 1:2.57 โดยจะได้ จุดหลอมเหลวต่ำที่สุดประมาณ 895°C และยังมี การเติมสารอื่นบางตัวเพื่อลดจุดหลอมเหลวลงไปอีก เช่น สังกะสี (Zn) ดีบุก (Sn) อินเดียม (In), แกลเลียม (Ga), เจอมาเนียม (Ge) โดยจะไม่มี การเติมแคดเมียมลงไปอีก จากตารางที่ 6.3 แสดงถึงส่วนผสมทางเคมีของตัวประสานทองสีเหลืองที่ปราศจากแคดเมียมที่กระรัตต่าง ๆ ส่วนตารางที่ 6.4 แสดงข้อมูลทางด้าน อุณหภูมิและค่า utility variance ซึ่งหาจากผลต่างของจุดหลอมเหลวของตัวประสาน กับ จุดที่เริ่มมีการไหลตัวของงานหล่อ เช่น ในทอง 14 กระรัต งานหลอมมีจุดที่เริ่มมีการไหลตัวที่อุณหภูมิเป็น 855°C ในตัวประสาน 14 กระรัตแบบ easy จะมีจุดหลอมเหลว เป็น 728°C ดังนั้นค่า utility variance เป็น 127°C โดยยังมีค่า มากยิ่งง่ายต่อการประสาน

ตาราง 6.3 ตัวประสานทองสีเหลือง ที่ปราศจากแคดเมียม⁸

วัสดุ	ทองคำ (%)	เงิน (%)	ทองแดง (%)	สังกะสี (%)	ดีบุก (%)	อินเดียม (%)
10k 'easy'	41.67	27.10	20.90	5.33	2.50	2.50
10k 'medium'	41.67	29.40	22.18	4.25	2.50	
10k 'hard'	41.67	33.25	23.85	1.23		
14k 'easy'	58.33	14.42	13.00	11.75		2.50
14k 'medium'	58.33	17.50	15.67	6.00	2.50	
14k 'hard'	58.33	20.00	18.17	3.50		
18k 'easy'	75.00	5.00	9.30	6.70		4.0
18k 'medium'	75.00	6.00	10.00	7.00		2.0
18k 'hard'	75.00	6.00	11.00	8.00		

* ตาราง 6.4 ข้อมูลทางด้านอุณหภูมิสำหรับตัวประสานทองสีเหลือง⁸

วัสดุ	จุดที่เริ่มมีการไหล (°C)	จุดหลอมเหลว (°C)	Utility variance
10k casting	895	830	-
10k easy	730	680	100
10k medium	763	743	67
10k hard	795	777	35
14k casting	875	855	-
14k easy	728	685	127
14k medium	774	757	81
14k hard	807	795	48
18k casting	875	855	-
18k easy	750	726	105
18k medium	781	765	74
18k hard	804	797	46

ส่วนกระบวนการประสานทองอีกวิธี⁷ คือกระบวนการเชื่อมที่อุณหภูมิต่ำ สำหรับงานที่ใช้ประกอบกับทองรูปพรรณ ได้รับการพัฒนาเมื่อไม่นานมาซึ่งเรียกกันว่า “diffusion soldering” ใช้จากชั้นบาง ๆ ของดีบุก เป็นโลหะเติมเต็ม และใช้ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 450°C ประโยชน์ของกระบวนการเชื่อมวิธีนี้ได้แสดงโดยพัฒนา foil ของ ตัวประสาน และได้เลือกใช้ฟลักซ์ (flux) ที่เหมาะสมและเชื่อมได้ในอากาศ โดยทั่ว ๆ ไปได้พัฒนาเพื่อใช้กับทอง 18 และ 22 กระรัต และยังใช้ได้กับทองรูปพรรณ ที่มีสังกะสี 6.8 % โดยน้ำหนัก และทอง 990

ส่วนงานของ J.Cognard^{9,10} ได้อ้างถึงงานของ E.H.Andrew (1982) ที่ได้พูดถึงเรื่องการวัดความแข็งแรงของรอยต่อ ของพวกทองเหลือง เหล็ก อะลูมิเนียม เหล็กกล้าไร้สนิม โดยเขาได้นำวิธีไปประยุกต์ใช้กับการวัดความแข็งแรงของทองด้วย โดยใช้วิธีทดสอบแบบ Lap shear

,

6.4 ทฤษฎีเบื้องต้น

โดยทั่วไปแล้วโลหะประสานใช้เพื่อทำการเชื่อมรอยต่อของวัสดุ 2 ชิ้น โดยการหลอมละลายวัสดุให้อุณหภูมิมากกว่าจุดหลอมเหลวของโลหะประสาน ในขณะเดียวกันอุณหภูมิจะต้องไม่สูงกว่าอุณหภูมิที่เริ่มมีการไหลตัวของวัสดุที่จะเชื่อมต่อ นอกจากนี้ยังต้องคำนึงถึงคุณสมบัติด้านต่างๆของโลหะประสานอีก อาทิ คุณสมบัติทางกล ความต้านทานการกัดกร่อน คุณสมบัติด้านการเปียก ผลต่อสภาพแวดล้อม ราคา

คุณสมบัติที่มีความสำคัญในโลหะประสาน

1. อุณหภูมิที่ใช้งาน (working temperature)

อุณหภูมิที่ใช้ในการประสาน โดยทั่วไปจะสูงกว่าจุดหลอมเหลวของตัวประสานประมาณ 50-100 องศาเซลเซียส โดยจะต้องมีอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิเริ่มไหลตัวของวัสดุที่จะประสานความแตกต่างระหว่าง จุดหลอมเหลวของตัวประสาน กับ อุณหภูมิที่เริ่มมีการไหลตัวของวัสดุยังมีความแตกต่างมากยิ่งมีการไหลตัวดีขึ้น

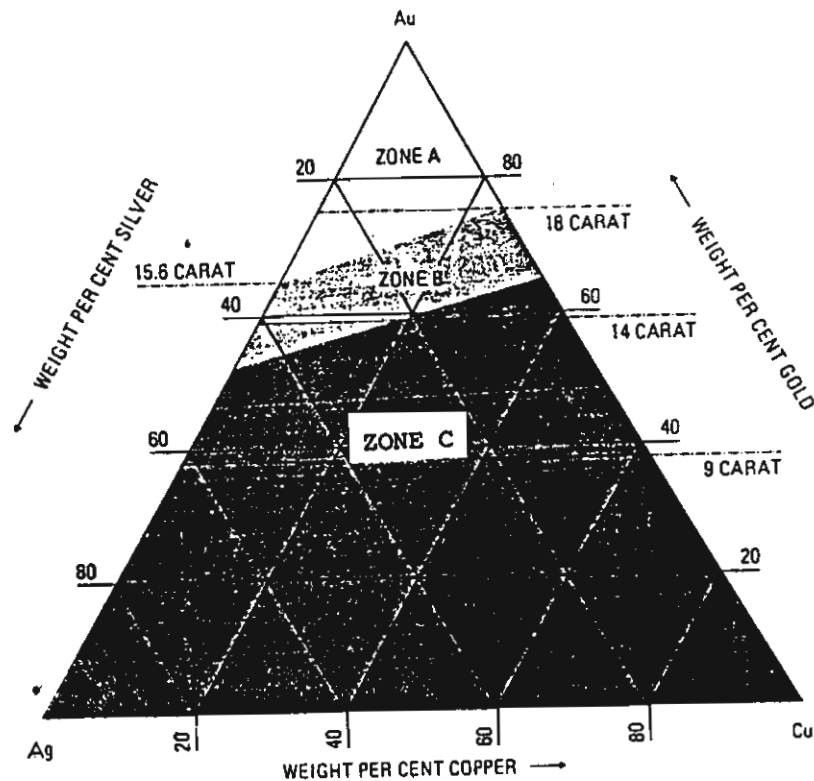
2. สี(color)

หลังจากประสานโลหะเข้ากับวัสดุแล้วความกลมกลืนของสีเป็นสิ่งที่สำคัญในงานเกี่ยวกับเครื่องประดับโดยจุดประสงค์เพื่อความสวยงาม

3. คุณสมบัติทางกล(mechanical properties)

4. ความต้านทานการกัดกร่อน

โลหะผสมทองคำนั้นจะมีความต้านทานการกัดกร่อน และต้านทานการหมองของสีค่อนข้างสูงตามปริมาณทองคำที่มีอยู่ในวัสดุ จะเห็นได้จากรูปที่ 6.3 แสดงความต้านทานต่อการหมองของโลหะผสมทองคำ- ทองแดง- เงิน



รูปที่ 6.3 แสดงความต้านทานการหมองของโลหะผสม Au-Ag-Cu

โดย บริเวณ A แทน บริเวณที่ไม่มีการกัดกร่อนและการหมอง
 บริเวณ B แทน บริเวณที่เกิดการหมองในบรรยากาศซัลเฟอร์
 บริเวณ C แทน บริเวณที่เกิดการหมองและการกัดกร่อน

โดยทั่วไปจะมีความต้านทานต่อการหมองที่ปริมาณทองคำ มากกว่า 50 %at. (มากกว่า 18 กระรัต)

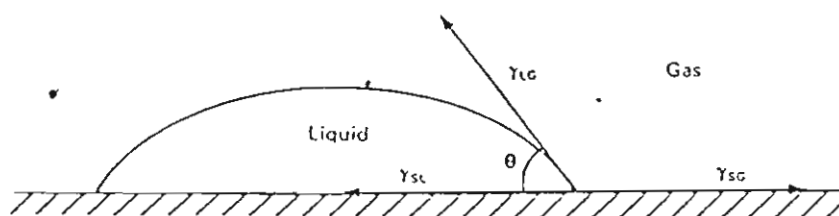
5. ความสามารถด้านการเปียก(wettability) ^{2-5,12-18}

6.4.1 การวัดความสามารถในการเปียก

ความสามารถในการเปียกนั้นก็คือ ปริมาณซึ่งได้แสดงถึงว่า ของเหลวนั้นๆจะสามารถกระจายตัวไปบนผิวของของแข็งได้ดีเพียงไร ดังนั้นเมื่อของเหลว สามารถกระจายตัวได้ดีก็มีความสามารถในการเปียกสูงทำให้มีความแข็งแรงในการยึดติดผิวสัมผัสได้ดี โดยเราสามารถแสดงความสามารถในการเปียกได้ โดยการหาค่าออกมาในรูปของตัวเลข ดังนี้

6.4.1.1 มุมสัมผัส(Contact angle) และ แรงตึงผิว(surface tension)

ถ้าของเหลวหยดลงบนฐานที่เป็นของแข็ง(solid substrate) ในบรรยากาศหนึ่งดังรูปที่ 6.4 มุมสัมผัส (contact angle) ก็คือมุม θ จากสภาวะตามรูปนี้ สามารถเขียนสมการได้ดังนี้



รูปที่ 6.4 แสดงของเหลวในสมดุลกับของแข็งด้วย contact angle θ

$$\gamma_{SG} = \gamma_{SL} + \gamma_{LG} \cos \theta \quad \dots (1.)$$

โดย γ_{SG} = แรงตึงผิวระหว่างของแข็งกับก๊าซ

γ_{SL} = แรงตึงผิวระหว่างของแข็งกับของเหลว

γ_{LG} = แรงตึงผิวระหว่างของเหลวกับก๊าซ

θ = มุมสัมผัส(contact angle)

ซึ่งสามารถจัดรูปใหม่ได้ดังนี้ $\cos \theta = (\gamma_{SG} - \gamma_{SL}) / \gamma_{LG}$... (2.)

จะเห็นได้ว่า θ เป็นตัววัดความสามารถในการเปียกได้ ดังนี้

เมื่อ $\theta < 90$ องศา คือ ของเหลวเปียกบนของแข็งนั้น

$\theta > 90$ องศา คือ ของเหลวไม่เปียกบนของแข็งนั้น

สมการที่ 1 นี้เขียนโดย Young แต่มักจะอ้างถึงสมการของ Young-Dupre ด้วยเสมอ (สมการที่ 2) เป็นการจัดรูปสมการใหม่) เรายังสามารถแสดงออกมาในรูปของ Spreading Coefficient (SC) ดังสมการที่ (3.)

$$SC = \gamma_{SG} - (\gamma_{SL} + \gamma_{LG}) \quad \dots (3.)$$

จากสมการ 1- 3 จะเห็นได้ว่า ของเหลวนั้นจะสามารถเปียกบนของแข็งได้ดี จะมีความสัมพันธ์ต่างกันตามแต่ค่าของ $\theta, \gamma_{SG}, \gamma_{SL}, \gamma_{LG}$ เมื่อ

- θ มีค่าต่ำ
- γ_{SG} มีค่าสูง
- γ_{SL}, γ_{LG} มีค่าต่ำ

ค่า θ, γ_{LG} สามารถแสดงได้ในรูปของพลังงานได้ตามสมการที่ (4.) ดังต่อไปนี้

$$W = \gamma_{LG} (1 + \cos\theta) \quad \dots (4.)$$

โดย $W = \text{work of adhesion}$

โดยค่าพลังงานยิ่งสูงยิ่งแสดงถึงความสามารถในการยึดเกาะได้ดี

การวัด surface tension นั้นมีหลายวิธีที่ใช้กันแต่ได้ค่าที่ไม่เที่ยงตรงนัก มีวิธีที่ยอมรับและให้ค่าค่อนข้างเที่ยงตรง ได้แก่ Sessile drop method, Pendant drop method, Drop weight method

โดยค่าแรงตึงผิวของทองได้มีการทดลองต่างๆ ได้ค่าตามตารางที่ 6.5 และตารางที่ 6.6

ตาราง 6.5 แสดงค่าแรงตึงผิวของโลหะผสมทอง⁵

โลหะหรือ โลหะผสม	$\gamma_{LG} (\text{ergs/cm}^2)$	อุณหภูมิ (°C)
Gold	1140	1063
Au-31%Ag	1029	1108
Au-55%Ag	982	1108
Au-67%Ag	945	1108
Au-79%Ag	917	1108
Au-20%Cu	1110	1300
Au-50%Cu	1150	1300
Au-80%Cu	1200	1300

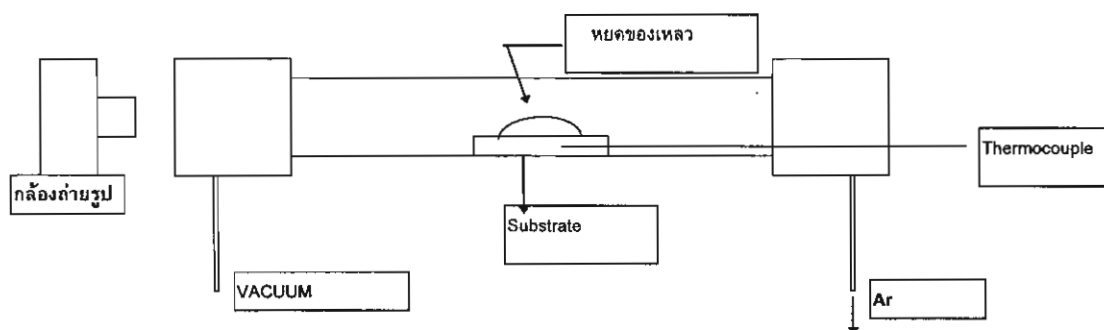
ตาราง 6.6 แสดงแรงตึงผิวและมุมสัมผัส

โลหะผสม	บรรยากาศ	มุมสัมผัส	แรงตึงผิว(N/mm ²)
14 K yellow gold	Vacuum	144	1210
	Form gas	148	1330
	Ar	161	660
	Air	<50	–
18 K yellow gold	Ar	152	1230
with 1%Zn	Ar	106	30
with 1%Ni	Ar	157	191
18 K Pd-white gold	Form gas	150	1510
18 K Ni-white gold	Ar	153	193

จากตารางที่ 6.6 นั้น จะเห็นได้ว่า บรรยากาศที่ทำการทดลองนั้นมีผลต่อค่ามุมสัมผัสและแรงตึงผิว และในทอง 18 กระรัตจะเห็นได้ว่าเมื่อ เพิ่ม สังกะสี หรือ นิเกิล มีส่วนทำให้ ค่ามุมสัมผัสและแรงตึงผิวลดลงได้

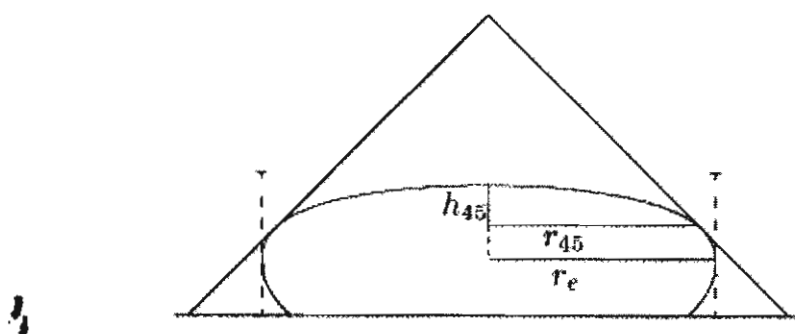
6.4.1.2 The sessile drop method

ในวิธีนี้ได้มีผู้ทดลองในแบบต่างๆกัน เช่น การวัดมุมโดยตรงจากหยดของเหลว หรือวัดทางอ้อมจากการถ่ายรูปออกมา ดังรูปที่ 6.5



รูปที่ 6.5 เครื่องมือทดสอบแบบ sessile drop

การวัดวิธีนี้มีผู้ได้เสนอแนวคิดในการคำนวณแรงตึงผิวออกมาในแนวต่างๆกัน แต่ที่น่าสนใจและมีค่าเที่ยงตรงก็คือในงานของ Humenik and Kingery¹¹ ได้กล่าวถึงสมการของ Dorsey¹⁹ ดังสมการที่ 4



รูปที่ 6.6 แสดงการวัดบน sessile drop เพื่อการคำนวณหาค่าแรงตึงผิวและมุมสัมผัส

$$\sigma = r_e^2 g \rho (0.052/f - 0.12268 + 0.0481f) \quad \dots (5.)$$

$$f = (r_{45} - h_{45})/r_e - 0.41421 \quad \dots (6.)$$

โดย ค่า $g = 9.81 \text{ m/s}^2 (\text{N/Kg})$

ρ = ความหนาแน่น (g/cm^3)

r = ความยาวของหยดของเหลว ดังรูป (cm)

σ = แรงตึงผิว ($\times 0.1 \text{ N/m}$)

หมายเหตุ $1 \text{ erg/cm}^2 = 10^{-3} \text{ N/m}$

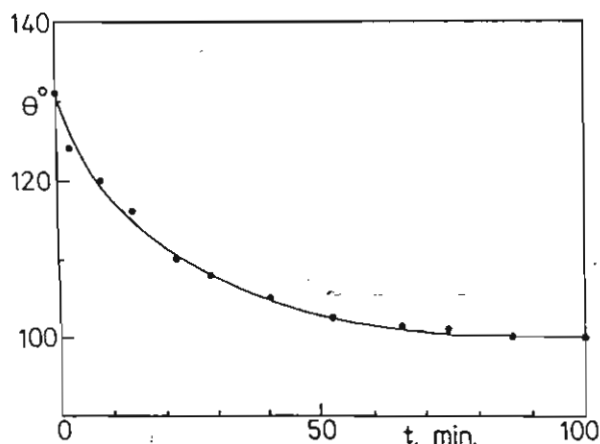
สมการที่ 4 นั้น ได้นำค่า ต่าง ๆ ที่ได้จากการทดลอง ดังรูปที่ 6.5 และ 6.6 ซึ่งจะได้ค่าของมุมสัมผัสกับแรงตึงผิวระหว่างของเหลวกับแก้ว

ในงานทดสอบด้วยวิธี Sessile drop นี้จะพบว่าค่าของมุมสัมผัสนั้นขึ้นกับปัจจัยต่างๆดังนี้

เวลา

เมื่อให้ความร้อนถึงจุดที่โลหะนั้นหลอมเหลวแล้วที่อุณหภูมิคงที่ จะเห็นว่าเมื่อเวลาผ่านไปจะทำให้ค่ามุมสัมผัสเปลี่ยนไปโดยค่าจะลดลงและจะค่อย ๆ คงที่ที่ค่า ๆ หนึ่ง ดังรูปที่ 6.7

งานวิจัยนี้ได้เลือกใช้ sessile drop method เพราะว่า วิธีนี้เหมาะจะใช้กับที่อุณหภูมิสูง สามารถทำที่บรรยากาศใดก็ได้ สามารถควบคุมอุณหภูมิ ได้ดี



รูปที่ 6.7 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลากับมุมสัมผัสของทองคำบน TiC ที่ 1100 °C

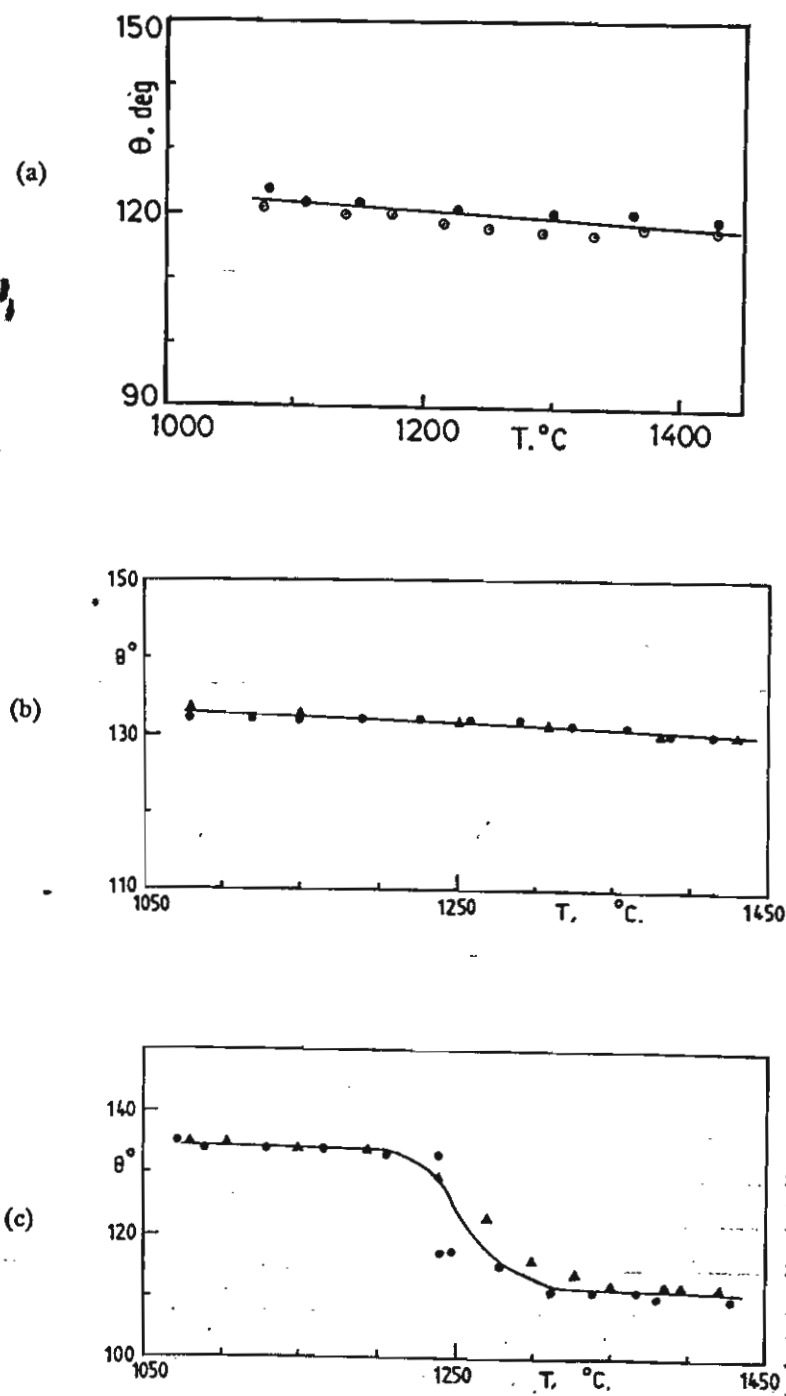
อุณหภูมิ

เมื่อโลหะอุณหภูมิถึงจุดหลอมเหลวแล้วให้ความร้อนขึ้นไปเรื่อยๆ ในโลหะส่วนใหญ่แล้วค่ามุมสัมผัสจะมีค่าลดลงตามอุณหภูมิที่เพิ่มมากขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 6.8

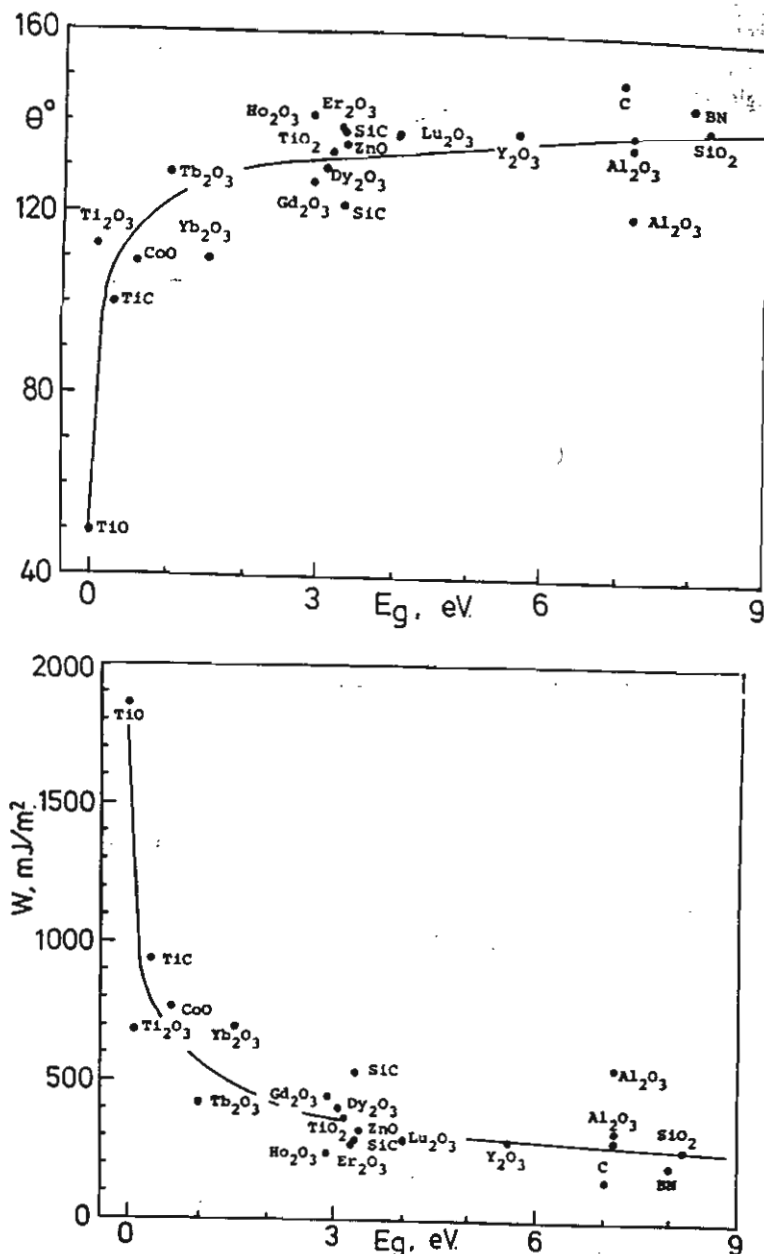
ฐาน(Substrate)

จากรูปที่ 6.8 นั้น จะเห็นได้ว่าฐานที่ใช้กับชิ้นงานก็มีผลต่อมุมสัมผัสด้วย ซึ่งโลหะโดยทั่วไปพวก ทองแดง นิเกิล เหล็ก ดีบุก โคบอล ซีลีคอน นั้นฐานจะมีผลต่อโลหะเหล่านี้โดยจะเห็นได้ว่า ฐานที่เป็นพวก Insulating (ค่า $E_g > 4\text{ eV}$) และพวกที่เป็น Semiconducting (ค่า $E_g < 4\text{ eV}$) จะเป็นตัวแบ่งให้โลหะเหล่านี้ว่า โลหะนั้นๆ จะเปียก (wet) หรือไม่บนฐานนั้นๆ ซึ่งในพวก Semiconducting จะทำให้โลหะเปียกได้ง่าย

แต่ในกรณีของทองคำนั้น ฐานไม่ค่อยมีผลมากนักยกเว้นในกรณีที่ฐานเป็นพวก TiO เท่านั้นโดยแสดงให้เห็นในรูปที่ 6.9



รูปที่ 6.8 แสดงความสัมพันธ์ของอุณหภูมิกับมุมสัมผัสของทองบนฐาน (a) SiC (b) TiO_2 และ (c) ZnO



รูปที่ 6.9 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างมุมสัมผัสและ work of adhesion ของ ทอง บนฐานต่างๆ กับ Function of bandgap energies E_g ของฐานต่างๆ

6.5 ส่วนผสมทางเคมีต้องไม่ก่อให้เกิดผลเสียต่อสิ่งแวดล้อม

เนื่องจากธาตุแคดเมียมมีผลทำให้ลดจุดหลอมเหลวของโลหะผสมทองได้ดีอีกทั้งยังมีความสามารถในการเปียกที่ดีในอดีตในหมู่ช่างทองจึงได้นำธาตุแคดเมียมมาใช้อย่างแพร่หลายในโลหะประสานทองในปริมาณประมาณ 2-25 % ของโลหะพื้น แต่เนื่องจากแคดเมียมมีจุดเดือดที่ค่อนข้างต่ำประมาณ 767 องศาเซลเซียส ซึ่งจะกลายเป็นไอพิษซึ่งเมื่อได้สูดดมเข้าไปในปริมาณสูง จะทำให้เกิดปัญหาเกี่ยวกับด้านปอดและไต โดยส่งในผลระยะยาว

6.6 ขั้นตอนการทดลอง

6.6.1 เครื่องมือที่ใช้

1. เตาหลอมโลหะแบบเหนี่ยวนำ(Induction furnace)
2. กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบกวาด (SEM)
3. เครื่องทดสอบแรงดึง(Universal Tensile Test)
4. เตาเผาโลหะแบบท่อ (Tube furnace)
5. เครื่องวัดความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์(Micro Vickers hardness tester)

6.6.2 วัสดุที่ใช้ในการทดลอง

1. โลหะประสานทอง

โลหะประสานที่จะนำมาวิจัยในหัวข้อนี้ คือ ทอง 14 กระรัต ซึ่งมีปริมาณทองเป็น 58.3 % โดยน้ำหนัก ธาตุผสมหลักชนิดอื่น ๆ คือ เงิน ทองแดง และสังกะสีโดยมีอัตราส่วนของเงินกับทองแดง เป็น 1:1 ส่วนธาตุสังกะสีจะทำการแปรเปลี่ยนปริมาณ ตั้งแต่ 1-17 % โดยน้ำหนัก ดังตารางที่ 6.7

ตาราง 6.7 แสดงส่วนผสมทางเคมีของโลหะประสานสำหรับทอง 14 กระรัต

หมายเลข	ส่วนผสม (wt. %)		
	สังกะสี	เงิน	ทองแดง
B101	1	20.3	20.3
B103	3	19.3	19.3
B105	5	18.3	18.3
B107	7	17.3	17.3
B109	9	16.3	16.3
B111	11	15.3	15.3
B113	13	14.3	14.3
B115	15	13.3	13.3
B117	17	12.3	12.3

2. ทองคำผสม 14 กระรัต

โลหะทองที่จะนำมาประสานกับโลหะประสานทองที่เตรียมไว้ในหัวข้อ 1 ข้างต้น มีส่วนผสมทางเคมี ดังตารางที่ 6.8 โดยหลอมและทำการรีดในห้องปฏิบัติการ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ

ตาราง 6.8 แสดงส่วนผสมทางเคมีของทองคำผสม 14 กระรัต ที่จะนำมาประสาน

หมายเลข	ส่วนผสม(wt.%)	
	เงิน	ทองแดง
G1	16.5	25

3. มาสเตอร์อัลลอยด์ (master alloys)

โลหะที่ใช้ในการหล่อตัวประสาน จะอยู่ในรูปของ Master alloys เพื่อป้องกันการสูญเสียสังกะสีในขั้นตอนการหลอมเหลว สังกะสีมีจุดหลอมเหลวต่ำ นอกจากนี้ยังมีจุดเดือดการเป็นไอที่ อุณหภูมิประมาณ 906°C ดังนั้นโลหะชนิดนี้เมื่อนำไปผสมจะก่อให้เกิดการสูญเสียไปในอากาศ และทำให้การควบคุมการทดลองทำได้ยากขึ้น ส่วนผสมทางเคมีของโลหะ Master alloys แสดงไว้ในตารางที่ 6.9

เทในแบบที่มีรูปร่างทรงกระบอก สูง 4 cm เส้นผ่านศูนย์กลาง 0.6 cm

ตาราง 6.9 แสดงส่วนผสมของมาสเตอร์อัลลอยด์(master alloys)

หมายเลข	ส่วนผสม(wt.%)	
	สังกะสี	ทองแดง
MA1	70	30

หลังจากเทชิ้นงานหล่อแล้ว นำชิ้นงานมาแบ่งเป็นส่วน ๆ โดยมีขนาด เส้นผ่านศูนย์กลาง 0.6 cm สูง 1 cm เพื่อใช้ในขั้นตอนต่อไป ดังนี้

- ส่วนที่ 1 - ทำ sessile drop กับ alumina substrate
- ส่วนที่ 2 - ทำ sessile drop กับ gold substrate
- ส่วนที่ 3 - ทำการวิเคราะห์ส่วนผสม
- ส่วนที่ 4 - ทำการวิเคราะห์จุดหลอมเหลว

4 ฐาน(Substrate)

วัสดุที่นำมาเป็นฐานเพื่อใช้ในการทดสอบกับความสามารถในการเปียกของโลหะประสานด้วยวิธี sessile drop method เป็น อะลูมินา(Alumina) มีความหนา 2 มม. และเส้นผ่านศูนย์กลาง 17 มม.

หมายเหตุ หมายเลขชิ้นงาน B คือ โลหะประสานทอง G คือ โลหะผสมทองที่จะถูกประสานในการทดสอบแบบ lap shear MA คือ master alloy ส่วนตัวเลขที่มีรหัส 3 หลักที่ระบุไว้หลังอักษร B หลักแรกคือ ชุดที่ทำการทดลอง สองหลักหลังคือ ปริมาณสังกะสีที่มีในตัวประสาน

6.6 ขั้นตอนการทดลอง

1. หลอมทองแดงกับสังกะสี เพื่อทำมาสเตอร์อัลลอยด์(master alloy) โดยกำหนดส่วนผสมทางเคมีให้ได้ตามตารางที่ 6.12
2. หลอมทอง เงิน และมาสเตอร์อัลลอยด์ เข้าด้วยกันเพื่อทำตัวประสานทองโดยมีส่วนผสมต่าง ๆ ดังตารางที่ 6.10 ลงในเบ้ากราไฟต์ และเทลงแบบหล่อที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.6 ซม. สูง 4 ซม.
3. หาดุลหลอมเหลวของชิ้นงานที่ได้จากข้อ 2 โดยใช้เครื่อง DTA (Differential thermal analysis)
4. นำชิ้นงานที่ได้จากข้อ 2 กับฐาน (substrate) มาทำการทดสอบแบบ Sessile drop method โดยใช้เครื่องที่ดัดแปลงมาจาก เตาเผาโลหะแบบท่อ (Tube furnace)
5. ทดสอบความแข็งแรงของรอยประสานโดยเครื่องวัดความแข็งแบบ micro vicker
6. วิเคราะห์และสรุปผลการทดลอง

6.7 ผลการทดลองและอภิปรายผล

6.7.1 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ได้จากการเตรียม

6.7.1.1 ส่วนผสมทางเคมีของมาสเตอร์อัลลอยด์ที่ได้ (master alloy)

หลังจากการหลอม ทองแดงและสังกะสีเข้าด้วยกันแล้ว เพื่อผลิตเป็นโลหะมาสเตอร์อัลลอยด์ ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมดังกล่าวได้นำไปวิเคราะห์โดยใช้เครื่อง Emission spectrometer และเครื่อง SEM ที่มีอุปกรณ์วิเคราะห์ ส่วนผสมทางเคมี EDX ติดอยู่ ผลของส่วนผสมทางเคมี ได้แสดงไว้ในตารางที่ 6.10

ตาราง 6.10 แสดงส่วนผสมของมาสเตอร์อัลลอยด์

หมายเลข	ทองแดง(wt.%)	สังกะสี(wt.%)
MA101	83.6	16.4
MA201	76.8	23.2
MA202	76.9	23.1
MA301	35.0	65.0

ในการเตรียมมาสเตอร์อัลลอยด์นั้นได้เตรียมไว้หลายตัวอย่าง เนื่องจากว่าปริมาณสังกะสีต้องมีการสูญหายไปในช่วงหลอม เนื่องจากจุดเดือดของสังกะสีมีค่าประมาณ 906°C แต่อุณหภูมิที่ใช้ในการหลอมนั้นประมาณ 1100°C ดังนั้นจึงเกิดไอของสังกะสีระเหยออกไปและเกิดการออกซิเดชันขึ้นเป็นสังกะสีออกไซด์ (สีขาว) โดยจากตารางจะเห็นได้ว่าชิ้นหมายเลข MA101 จะมีปริมาณสังกะสีน้อยที่สุดประมาณ 16% ในขณะที่ MA 201 และ MA202 มีค่าใกล้เคียงกันเนื่องจากว่า ชิ้นงานหมายเลข MA201 และ MA202 เป็นชิ้นงานจากบ้ำหลอมเดียวกันแต่เทลงในแบบต่างกัน และขณะหลอมมีการปกคลุมด้วยก๊าซอาร์กอนตลอด จึงทำให้สังกะสีทำปฏิกิริยากับออกซิเจนน้อยกว่า ในชิ้นงานหมายเลข MA101 จากตารางข้างบนเปรียบเทียบกับตารางที่ 6.9 พบว่า โลหะมาสเตอร์อัลลอยด์ หมายเลข MA301 มีส่วนผสมใกล้เคียงกับโลหะที่ต้องการ ดังนั้นจึงได้เลือกใช้หมายเลข MA301 มาทำการทดลองในขั้นต่อไป

6.7.1.2 การเตรียมโลหะประสานทอง 14 กระรัต จากมาสเตอร์อัลลอยด์ MA301

เตรียมหลอมโลหะผสมระหว่าง ทอง เงิน และมาสเตอร์อัลลอยด์ที่มีส่วนผสมทางเคมี ตามตารางที่ 6.10 ปริมาณของธาตุต่าง ๆ ที่ต้องใช้เมื่อคำนวณแล้ว ได้แสดงปริมาณไว้ในตาราง 6.11 โดยใช้มาสเตอร์อัลลอยด์หมายเลข MA301

ตาราง 6.11 แสดงปริมาณของโลหะแต่ละชนิดที่ต้องใช้ในการหล่อตัวประสานทอง

No.	ปริมาณที่ต้องเติม			
	Au(g)	Ag(g)	MA(g)	Cu(g)
B101	8.95	3.11	0.24	3.03
B103	8.86	2.93	0.70	2.68
B105	8.77	2.75	1.16	2.35
B107	8.69	2.57	1.60	2.01
B109	8.61	2.40	2.04	1.69
B111	8.53	2.23	2.47	1.37
B113	8.45	2.07	2.89	1.06
B115	8.37	1.91	3.31	0.75
B117	8.29	1.75	3.71	0.45

หลังจากหล่อตัวประสานดังตารางข้างต้นบางส่วนและนำไปวิเคราะห์หาส่วนผสมได้ดังตารางที่ 8

ตาราง 6.12 แสดงส่วนผสมของโลหะประสานทอง

code	Au	Ag	Cu	Zn
B101-1	58.68	20.6	19.8	0.92
B101-2	58.53	15.40	25.41	0.66
B103-1	61.80	19.20	16.50	2.50
B103-2	58.33	17.47	22.00	2.20
B105-1	58.46	15.60	22.54	3.40
B105-2	58.71	20.48	17.44	3.37
B109-1	63.76	20.19	11.63	4.43
B107-1	58.36	16.28	20.89	4.47
B117-1	61.98	12.82	15.18	10.02
B117-2	60.11	12.00	17.81	10.08

จากตารางข้างต้นจะเห็นได้ว่า ปริมาณสังกะสีได้สูญเสียไปจำนวนหนึ่งซึ่งเกิดเนื่องจากจุดเดือดของสังกะสีต่ำกว่าธาตุอื่นซึ่งประมาณ 906 องศาเซลเซียส ทำให้ขณะหลอมได้มีการสูญเสียปริมาณสังกะสีไปทั้งที่ได้มีการแก้ไขโดยการทำให้ Master alloy แล้วก็ตาม ทั้งนี้เนื่องจากชิ้นงานในการหลอมแต่ละครั้งมีปริมาณน้อย ในชิ้นงาน B101-1 และ B103-1 เป็นชิ้นงานทดสอบการหลอมซึ่งได้ปริมาณโลหะประสาณน้อยมาก จึงไม่สามารถนำไปทำการทดสอบอื่นต่อได้ ส่วนชิ้นงานที่เหลือได้นำไปวิเคราะห์หาความสามารถด้านการเปื่อยต่อไป อย่างไรก็ตามยังมีปัญหาที่ตรวจพบ และเกิดขึ้นในระหว่างการทำการทดลอง เช่น ชิ้นงานล้น ชิ้นงานไม่ได้สมมาตร ปริมาตรชิ้นงานไม่เหมาะสม ในขณะวัด sessile drop ทำให้สูญเสียผลการทดลองชิ้นงานไปจำนวนหนึ่ง

6.7 ผลการทดสอบ Sessile drop

จากการศึกษาคุณสมบัติด้านการเปื่อยในโลหะประสาณทอง 14 กระรัต จะศึกษาโดยวัดแรงตึงผิวของตัวประสาณนั้นโดยใช้วิธีทดสอบแบบ sessile drop แต่ในการศึกษาในครั้งนี้ได้มีการทดสอบกับวัสดุอื่นก่อนเพื่อ ทดสอบเครื่องมือที่ใช้และเป็นการประหยัด ค่าใช้จ่าย กับราคาของวัสดุ จึงได้มีการเลือกใช้วัสดุ 2 ชนิด คือ อะลูมิเนียม (Al) และ เงิน (Ag)

6.7.2.1 ผลการทดลอง กับ โลหะอะลูมิเนียม และ เงินบริสุทธิ์

1. อะลูมิเนียม (Al) 99.95%

น้ำหนัก 1.81 กรัม รูปร่างเป็นทรงกระบอก เส้นผ่านศูนย์กลาง 1.1 cm สูง 1 cm ทำการทดลองที่ 1000°C รูปร่างของหยดของเหลว แสดงไว้ ดังรูปที่ 6.10

จากรูปที่ 6.10 สามารถเทียบอัตราส่วนและวัดความยาวได้ดังนี้

$$r_{45} = 0.56 \text{ cm}$$

$$h_{45} = 0.24 \text{ cm}$$

$$r_e = 0.64 \text{ cm}$$

ดังนั้นได้ค่า $f = 0.08579$

$$\text{แรงตึงผิว } (\sigma) = 0.52898 \text{ N/m}$$

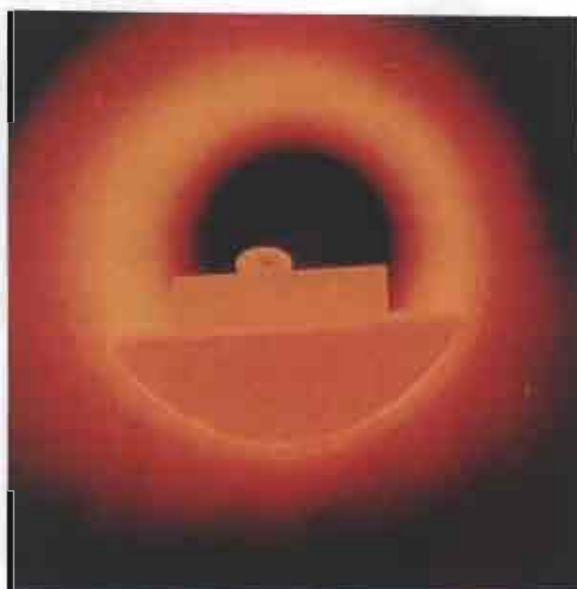
$$\text{มุมสัมผัส (contact angle)} = 121^{\circ}$$



รูปที่ 6.10 แสดงหยดของอะลูมิเนียมในการทดลอง sessile drop ที่ 1000°C

2. เงิน(Ag) บริสุทธิ์ 99.95 %

น้ำหนัก 2.85 กรัม รูปร่างเป็นทรงกระบอก เส้นผ่านศูนย์กลาง 0.5 cm สูง 1.3 cm ทำการทดลองที่ 1000°C รูปร่างของหยดของเหลว แสดงไว้ ดังรูปที่ 6.11



รูปที่ 6.11 แสดงหยดของโลหะเงิน ในการทดลอง sessile drop 1000°C

จากรูปที่ 6.11 เทียบอัตราส่วนวัดความยาวได้ดังนี้

$$r_{45} = 0.494 \text{ cm}$$

$$h_{45} = 0.165 \text{ cm}$$

$$r_0 = 0.576 \text{ cm}$$

ดังนั้นได้ค่า $f = 0.15723$

แรงตึงผิว (σ) $= 0.73696 \text{ N/m}$

มุมสัมผัส (contact angle) $= 132^\circ$

วิเคราะห์ผลการทดลอง

ผลการทดลอง ข้างต้น สามารถนำมาเปรียบเทียบกับ ค่าที่ได้จากข้อมูลที่มีผู้ศึกษามาก่อน แสดงไว้ในตารางที่ 6.13

ตาราง 6.13 แสดงค่าแรงตึงผิวของอะลูมิเนียมและเงินที่ 1000°C

วัสดุ	แรงตึงผิว(N/m)จากการทดลอง	แรงตึงผิว(N/m)	ค่ามุมสัมผัส
อะลูมิเนียม	0.529	0.666	121
เงิน	0.737	0.895	132

*ค่าของแรงตึงผิวจาก Interfacial phenomena in metal and alloy, L.E.Murr, 1975, p101-104.

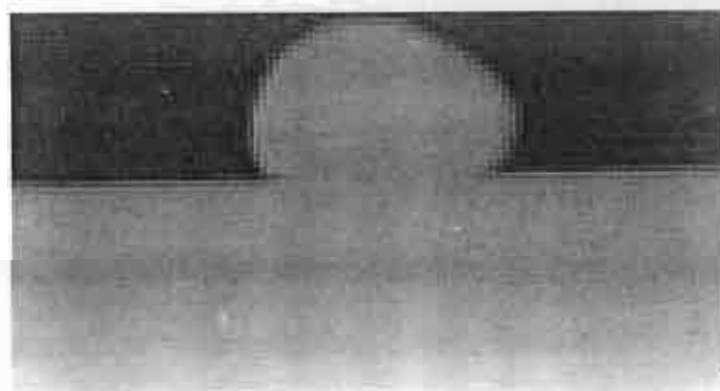
จากตารางข้างต้น จะเห็นว่าค่าที่ได้จะต่างกับที่ได้มีการศึกษามาประมาณ 21 และ 17% ตามลำดับ ทั้งนี้เนื่องมาจาก การควบคุมอุณหภูมิไม่ค่อยสม่ำเสมอทั้งเตา การวางชิ้นงานไม่สมมาตรเท่าที่ควร และความสกปรกของเตาแบบที่มีผลต่อค่าแรงตึงผิว

6.7.2.2 การทดสอบ Sessile drop ในทอง 14 กะรัต

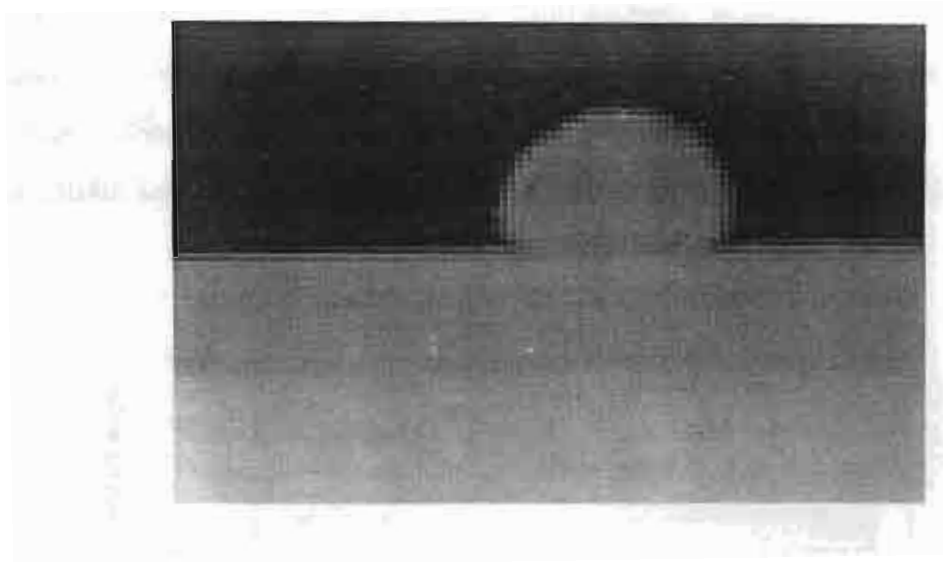
ทำการหลอมชิ้นงานที่อุณหภูมิประมาณ 950 องศาเซลเซียส และถ่ายรูปได้ ดังรูปที่ 6.12-6.15



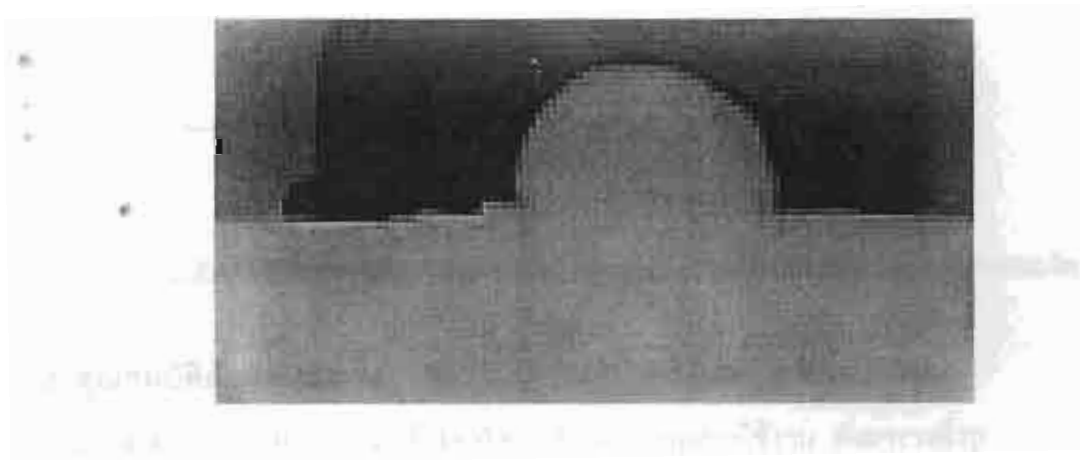
รูปที่ 6.12 แสดง Drop ของชิ้นงาน B101-2



รูปที่ 6.13 แสดง Drop ของชิ้นงาน B105-1



รูปที่ 6.14 แสดงDrop ของชิ้นงาน B109-1



รูปที่ 6.15 แสดงDrop ของชิ้นงาน B117-2

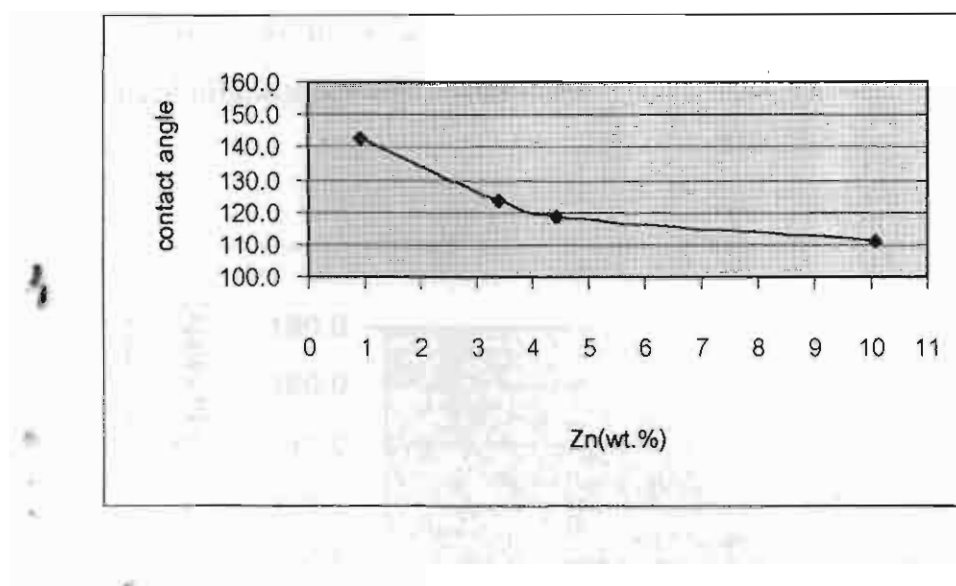
จากรูปภาพข้างต้น เมื่อนำมาวัดมุมสัมผัสจะได้ค่าดังตารางที่ 6.14

ตาราง 6.14 แสดงมุมสัมผัสของโลหะประสานทอง

code	ค่ามุมสัมผัส
B101-2	142.9
B105-1	123.2
B109-1	118.8
B117-2	110.9

ผลการเพิ่มสังกะสีจะสังเกตเห็นได้ว่าค่ามุมสัมผัสเริ่มลดลงเรื่อยๆ ตามปริมาณสังกะสีที่เพิ่มมากขึ้น สังกะสีเป็นธาตุที่สำคัญในการลดค่ามุมสัมผัสซึ่งแสดงให้เห็นว่า ความสามารถในการเปียกดีขึ้นในขณะที่เพิ่มปริมาณสังกะสีขึ้น

รูปของความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณสังกะสีที่เพิ่มขึ้นกับค่ามุมสัมผัสในการทดลองนี้ ดังกราฟต่อไปนี้



รูปที่ 6.16 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณสังกะสีกับค่ามุมสัมผัสของโลหะประสานทอง 14 กระรัต

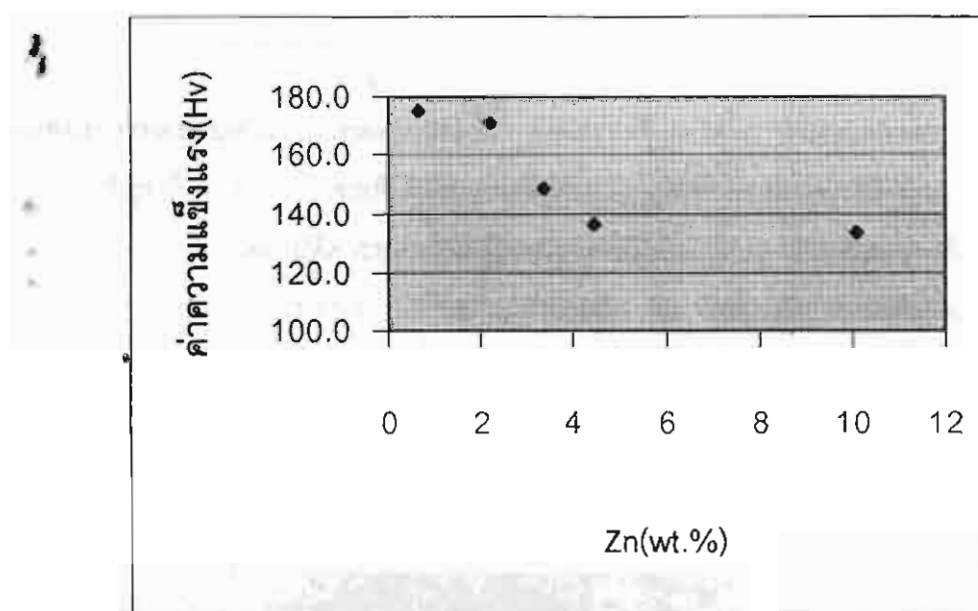
6.7.3 คุณสมบัติด้านความแข็ง

ผลของความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งของโลหะประสานก่อนการใช้งาน ดังตารางที่ 10

ตาราง 6.15 แสดงค่าความแข็งของโลหะประสาน เมื่อเปลี่ยนปริมาณ สังกะสี

หมายเลข	ค่าความแข็ง(Hv)
B101-2 (0.66%Zn)	175.0
B103-2 (2.20%Zn)	170.9
B105-1 (3.40%Zn)	148.3
B107-1 (4.47%Zn)	136.0
B117-2 (10.08%Zn)	133.4

จากตารางนี้เป็นเพียงแค่ค่าความแข็งก่อนที่จะนำมาใช้งานประสาจริง และอีกทั้งยังไม่ได้ทำการอบเพิ่มความแข็ง ดังนั้นความแข็งของตัวประสานจึงไม่มากนักประมาณ 133-175 Hv ซึ่งจะเห็นได้ว่าปริมาณสังกะสีมากขึ้นทำให้ความแข็งลดลง โดยแสดงความสัมพันธ์ของความแข็งกับปริมาณสังกะสีจะได้ดังรูปที่ 6.17 ในขณะที่ค่าความแข็งของทองคำ 14 กระรัต ที่ยังไม่ได้ผ่านการอบเป็นเนื้อเดียว ก่อนการอบเพิ่มความแข็งมีความความแข็งประมาณ 170 Hv ซึ่งถ้าได้ผ่านการอบเพิ่มความแข็งแล้วจะมีความแข็งประมาณ 260 Hv ดังนั้นแสดงให้เห็นว่าหลังจากที่ทำการประสานชิ้นงานแล้วจำเป็นต้องทำการอบเพิ่มความแข็งอีกเพื่อเพิ่มคุณภาพชิ้นงานให้ดียิ่งขึ้น



รูปที่ 6.17 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งกับปริมาณสังกะสีของตัวประสานทองคำ 14 กระรัต

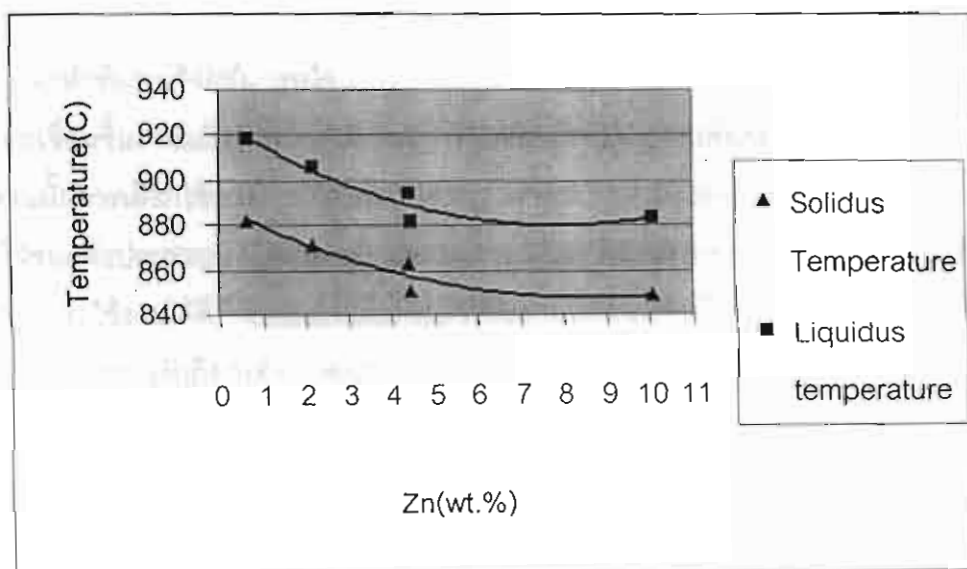
6.7.4 คุณสมบัติทางฟิสิกส์ ของช่วงการเปลี่ยนแปลงจากสภาพของแข็งเป็นของเหลว

การหาช่วงการหลอมเหลวได้ทำการทดสอบด้วยเครื่อง DTA ที่ศูนย์เครื่องมือฯ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ได้ผลของจุดการเริ่มหลอมเหลว และจุดหลอมเหลวสมบูรณ์ ดังตารางที่ 6.16

ตาราง 6.16 แสดงอุณหภูมิที่เริ่มมีการไหลตัว และ อุณหภูมิหลอมเหลว ของตัวประสานทองคำ 14 กระรัต

หมายเลข	อุณหภูมิที่เริ่มมีการไหลตัว ($^{\circ}\text{C}$)	อุณหภูมิหลอมเหลว ($^{\circ}\text{C}$)
B101-2	882.2	918.2
B103-2	871.3	906.0
B105-2	894.8	907.7
B107-1	850.9	882.4
B109-1	863.6	894.4
B117-2	848.7	883.7

ผลของการทดสอบหาช่วงการหลอมเหลว ดังตารางที่ 6.16 นำมาแสดงความสัมพันธ์ในรูปของกราฟได้ ดังรูปที่ 6.18 จะเห็นได้ว่าเมื่อปริมาณสังกะสีเพิ่มขึ้นมีผลทำให้จุดหลอมเหลวของตัวประสานลดลง แต่จากการวิเคราะห์ค่าของอุณหภูมิพบว่า ค่าที่ได้นั้นมีค่าสูงเกินจริงมาก ซึ่งอาจจะเกิดได้จากการเตรียมชิ้นงานไปทดสอบไม่ดีพอ ยังมีข้อที่น่าสังเกตอีก คือ ผิวของชิ้นงานหลังทดสอบ มีผิวสีดำ ซึ่งน่าจะเป็นสาเหตุจากการทำปฏิกิริยาในเครื่อง DTA และมีผลทำให้เกิดออกไซด์ ดังนั้นอุณหภูมิจึงสูงเกินปกติ



รูปที่ 6.18 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณสังกะสีกับอุณหภูมิที่จุด solidus และ liquidus

6.8 สรุปผลและข้อเสนอแนะ

สรุปผลการวิจัย

1. การหล่อตัวประสานโดยเตาไฟฟ้าแบบเหนียวนำและหลอมด้วยเปลวไฟจากหัวพ่นไฟ(torch)นั้นจะมีการสูญเสียปริมาณสังกะสีขณะหลอมในปริมาณสูง แต่ถ้ามีการนำมาสเตอร่าลลอยด์มาช่วยในการหลอมเพิ่มก็จะช่วยลดการสูญเสียได้ปริมาณหนึ่ง
2. ปริมาณสังกะสีที่เพิ่มขึ้นทำให้ความสามารถในการเปียกเพิ่มขึ้น โดยปริมาณสังกะสีประมาณ 3.4% เริ่มจะทำให้ค่ามุมสัมผัสคงที่
3. ปริมาณสังกะสีที่เพิ่มขึ้นทำให้ค่าความแข็งแรงลดลงโดยที่ปริมาณสังกะสีประมาณ 3.4%เริ่มทำให้ความแข็งแรงตกลงมาก ซึ่งมีผลต่อคุณสมบัติทางกลของชิ้นงานดังนั้นหลังจากเชื่อมชิ้นงานแล้วจำเป็นต้องไปทำอบเพิ่มความแข็งแรงต่ออีก

ข้อจำกัดงานวิจัย

1. ข้อมูลที่ใช้เปรียบเทียบมีจำกัด เนื่องจากชิ้นงานได้เสียไปในช่วงที่ทำการทดลอง Sessile drop และวัดอุณหภูมิที่ใช้ในงานทดลองมีจำกัด
2. ขนาดชิ้นงานเล็ก เนื่องจากราคาแพง ดังนั้นจึงยากต่อการทดสอบคุณสมบัติทาง Tensile
3. เครื่องมือที่ดัดแปลงมาใช้ในการทดสอบ Sessile drop นั้น มีประสิทธิภาพไม่ดีนักจึงทำให้การวิเคราะห์แต่ละครั้งใช้เวลาในการทดสอบนานและซ้ำซ้อน

ข้อเสนอแนะ และหัวข้องานวิจัยที่น่าสนใจ

1. หลังจากการเชื่อมชิ้นงานแล้วควรผ่านกระบวนการอบทางความร้อนต่อเพื่อคุณภาพที่ดีขึ้น
2. การประสานนั้นควรเลือกใช้อุณหภูมิที่สูงกว่า จุดหลอมเหลวประมาณ 50-100 องศาเซลเซียส
3. การเลือกใช้ชนิดตัวประสานนั้นขึ้นอยู่กับผู้ประกอบการ เช่น ถ้าใช้ตัวประสานที่มีสังกะสีก็จะมีราคาถูกกว่าแต่ก็สามารถใช้งานได้ดี ในขณะที่เลือกใช้ตัวประสานที่มีอินเดียมซึ่งจะมีราคาสูง (อินเดียมราคาโดยประมาณแพงกว่าเงินถึง 5เท่า) และการหล่อนั้นยากกว่า แต่ประสิทธิภาพนั้นดีกว่า
4. ควรศึกษาวิจัยเพิ่มเติมในเรื่อง การหมองของทอง 14 กระรัตที่ผ่านการประสานมา เนื่องจากทองคำที่มีกระรตน้อยกว่า 18 กระรัต จะมีปัญหาด้านการหมองมากขึ้น
5. ควรศึกษาวิจัยเพิ่มเติมในเรื่อง อิทธิพลของธาตุ อินเดียม และ แกเลียม ที่มีผลต่อคุณสมบัติด้านการเปียกต่อโลหะประสานทอง เนื่องจากการเติมธาตุอินเดียมและแกเลียมมีผลดีต่อคุณสมบัติด้านการเปียกของโลหะประสานทองแต่มีปัญหาด้านราคาที่สูง ในขณะที่ธาตุดีบุกนั้นมีผลดีต่อคุณสมบัติด้านการเปียกเหมือนกันแต่จะเกิดผลเสียต่อคุณสมบัติทางกล

เอกสารอ้างอิง

1. Ernest, A.smith. Working in precious metals. London: N.A.G. Press, 1978.
2. Bikerman, J. J. Physical surfaces. Academic press, 1970.
3. Davies, J. T., and Rideal, E. K. Interfacial phenomena. Academic press, 1963.
4. Temple, c. potton. Paint flow and pigment dispersion. Johnwiley &sons, 1978.
5. Lawrence, E. Murr. Interfacial phenomena in metals and alloys. Addison-Wesley Publishing, 1975.
6. Humpston, G., and Jacobson, D. M. Gold Bull. 27 (1994) : 110-116.
7. Humpston, G., and Jacobson, D. M. Gold Bull. 26 (1993) : 90-104.
8. Greg, Normandeau, Gold Bull. 18 (1996) : 20-24.
9. Cognard, J. Gold Bull. 17(1984) : 131-139.
10. Michel, Barquis, and Jacques, Cognard. Gold Bull. 19 (1986) : 82-86.
11. Humenik, M., Jr., and Kingery, W. D. J.Amer.Ceram.Soc. 37 (1) (1954) : 18-23.
12. Bernard, G., and Lupis, C. H. P. Met. trans. 2 (1971) : 555-559.
13. Bernard, G., and Lupis, C. H. P. Met. trans. 2 (1971) : 2991-2998.
14. Asthana, R. Met.trans. 26A(1995) : 1307-1311.
15. Oh, S-Y., Cornie, C. A., and Russell, K. C. Met.Trans. 20A (1989) : 527-532.
16. Kanetkar, C. S., Kacar, A. S., and Stefanescu, D. M. Met.Trans. 19A (1988) : 1833-1839.
17. Mrdjenovich, R., Kaufman, S. M., Whalen, T. J., and Corey, C. L. Met.Trans. 1 (1970): 2175-2178.
18. White, D. W. G. Met.Trans. 2 (1971) : 3067-3071.
19. Dorsey, N. E. Journal of the washington academy of sciences 18 (1928) : 505-509.

บทที่ 7

อิทธิพลของขนาดและรูปร่างงานหล่อต่อการเกิดรูพรุน ในการหล่อแบบ Investment Casting ของทองคำ 14 กระรัต

บทที่ 7. อิทธิพลของขนาดและรูปร่างงานหล่อต่อการเกิดรูพรุนในการหล่อแบบ Investment Casting ของทองคำ 14 กระรัต

จากการศึกษาข้อมูลเบื้องต้นจากเอกสารต่าง ๆ และการเข้าสัมภาษณ์ ผู้ประกอบการ และช่างหล่อจากโรงงานที่ได้กล่าวไว้ ทำให้ทราบถึงปัญหาและอิทธิพลของตัวแปรต่าง ๆ ที่มีผลต่อการเกิดรูพรุน ดังนั้นในหัวข้อนี้ คณะผู้วิจัยขอเน้นการศึกษาอิทธิพลของระบบทางเดินน้ำโลหะต่อการเกิดรูพรุนในการหล่อแบบ Investment Casting ของทองสีเหลือง 14 กระรัตผสม เงิน (16.5%) และทองแดง (25.0%) ตามที่ได้ขอเสนอแนะจากผู้ทรงคุณวุฒิจากสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.) สำหรับโครงการนี้

7.1 ความเป็นมาของการวิจัยในหัวข้อนี้

เครื่องประดับทอง (Gold jewellery) ก็เป็นหนึ่งในกลุ่มอุตสาหกรรมเครื่องประดับและอัญมณีที่ผลิตกันอย่างแพร่หลายภายในประเทศ ทั้งอุตสาหกรรมขนาดใหญ่ ขนาดกลาง และขนาดย่อม โดยส่วนผสมของเครื่องประดับทองชนิดที่ได้รับความนิยมในการผลิตมาก ก็คือทองผสม 18 กระรัต ทอง-เงิน-ทองแดง ที่ประกอบด้วยทอง 75% โดยน้ำหนัก มีสูตรทางเคมีคือ $\text{Au}_{75}\text{Ag}_{12.5}\text{Cu}_{12.5}$ อุณหภูมิหลอมเหลว 891°C และมีความหนาแน่น 15.45 g/cm^3 สาเหตุที่ทองชนิดนี้ได้รับความนิยม เนื่องจากสีของทอง มี ความเป็นเฉพาะของมัน ความต้านทานต่อการหมองและการกัดกร่อน (tarnishing and corrosion) และคุณสมบัติทางกลที่ดี ในขณะที่เดียวกันทองผสม 14 กระรัต ซึ่งประกอบด้วยทอง 58.33% โดยน้ำหนัก ก็เป็นทองผสมที่ได้รับความนิยมโดยมีปัจจัยจากมีราคาถูก (ปริมาณทองที่น้อยลง) มีสีเหลืองสุกคล้ายกับทอง 18 กระรัต และมีความแข็งที่เพิ่มมากขึ้น แต่การผลิตทองผสม 14 กระรัตมักจะประสบปัญหาในการผลิตมากกว่าทองผสม 18 กระรัต ซึ่งเป็นผลเนื่องมาจากปริมาณส่วนผสมของทองแดงและโลหะผสมอื่น ๆ ที่เพิ่มมากขึ้น

กระบวนการผลิตที่ใช้การหล่อแบบ investment casting หรือ lost wax casting หรือ Precision casting เป็นกระบวนการผลิตที่ได้รับความนิยมในการผลิตเครื่องประดับทอง เนื่องจากวิธีนี้ให้ความแม่นยำในเรื่องของขนาดมิติ (dimension) พื้นผิวงานหล่อที่มีคุณภาพดี และสามารถออกแบบชิ้นงานที่มีรูปร่างซับซ้อนและต้องการความละเอียดสูงได้ อย่างไรก็ตามแม้ว่าการผลิตทองรูปพรรณด้วยวิธีการหล่อจะเป็นกระบวนการผลิตที่แพร่หลาย แต่เทคนิคในการหล่อต่าง ๆ เช่น การออกแบบระบบทางเดินน้ำโลหะ (gating system) เทคนิคในการหลอมโลหะ (melting) และการเทน้ำโลหะ (pouring) ถูกศึกษาไม่มากนัก และส่วน

มากเทคนิคการหล่อต่าง ๆ เหล่านี้จะแตกต่างกันไปตามแต่ผู้ผลิต และเป็นสิ่งปกปิดของผู้ผลิตแต่ละราย จึงเป็นมูลเหตุจูงใจในการศึกษาวิจัยในหัวข้อนี้

7.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย

เพื่อศึกษาและพัฒนาขนาดและรูปร่างของระบบทางเดินน้ำโลหะต่อการเกิดรูพรุน (porosity) ในงานหล่อทองคำผสมสีเหลือง 14 กระรัต เงิน (16.5%) และทองแดง (25.0%) โดยการหล่อแบบเหวี่ยง

7.3 ขอบเขตของการศึกษา

ศึกษาลักษณะของรูพรุนที่เกิดขึ้นในงานหล่อทองคำผสม เงิน (16.5%) และทองแดง (25.0%) สีเหลือง 14 กระรัต ด้วยการหล่อแบบเหวี่ยง โดยให้รูปทรงของแหวนอย่างง่าย ๆ วิเคราะห์ปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นโดยอาศัยการเปรียบเทียบของความหนาแน่นของชิ้นงานที่ได้จากการหล่อกับผลที่ได้จากการคำนวณทางทฤษฎีและวิเคราะห์ รู พ รุน ไบรี เวน ผิว และสัน ของแหวน บริเวณหัวแหวน บริเวณรอยต่อระหว่างหัวแหวนกับตัวแหวน และบริเวณรอยต่อระหว่างตัวแหวนกับทางน้ำ ด้วยกล้อง Scanning Electron Microscope ; SEM

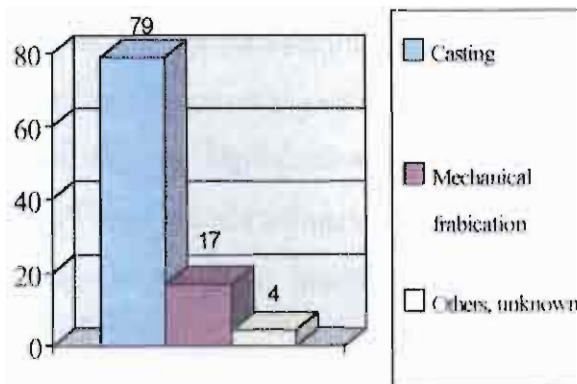
7.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับการวิจัย

1. ทราบถึงลักษณะและตำแหน่งของรูพรุนต่าง ๆ ที่เกิดขึ้นในการหล่อทองคำผสม 14 กระรัต
2. ทราบถึงอิทธิพลของตัวแปรต่าง ๆ คือ ขนาดของหัวแหวน การเปลี่ยนแปลงขนาด รูปร่าง ลักษณะและขนาดของก้าน ที่ส่งผลกระทบต่อการศึกษาการเกิดรูพรุน
3. ปรับปรุงงานหล่อทองคำผสม 14 กระรัต ให้ได้ชิ้นงานที่มีคุณภาพ
4. ได้ตัวแปรที่เหมาะสมที่จะนำไปใช้ในการหล่อแบบ Investment Casting

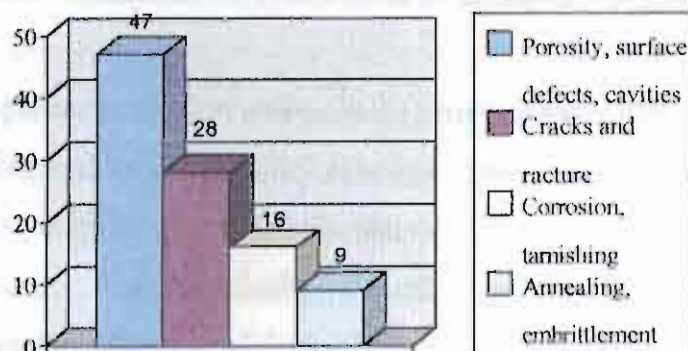
7.5 ข้อมูลจากการศึกษาเพิ่มเติม

7.5.1 ข้อบกพร่องในการหล่อ (Defect of casting)

ข้อบกพร่องในการหล่อที่สำคัญที่มักพบในการหล่อเครื่องประดับทองคือ รูพรุนเนื่องจากการหดตัวของโลหะ (shrinkage porosity) รูพรุนเนื่องจากก๊าซ (gas porosity), blowhole และสารมลทินที่ไม่ใช่โลหะ (non-metallic inclusion)



รูปที่ 7.1 สถิติของข้อบกพร่อง ที่เกิดขึ้นในขั้นตอนการผลิต



รูปที่ 7.2 สถิติของ defect ชนิด ต่าง ๆ ที่เกิดขึ้น.

จากการศึกษาของ The German Precious Metals Research Institute FEM ซึ่งได้รับการสนับสนุนจาก World Gold Council พบว่าข้อบกพร่องในเครื่องประดับทองโดยส่วนใหญ่เกิดมาจากขั้นตอนในการหล่อ (รูปที่ 7.1) ซึ่งมีจำนวนถึง 79% และชนิดของข้อบกพร่องที่พบมากที่สุดก็คืออุปกรณ์ต่าง ๆ ที่สามารถระบุเป็นจำนวนตัวเลขทางสถิติถึง 47% ดังแสดงในรูปที่ 7.2

การหดตัวเนื่องจากการแข็งตัวของโลหะ (Shrinkage Porosity)

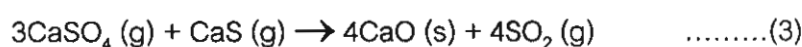
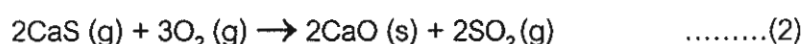
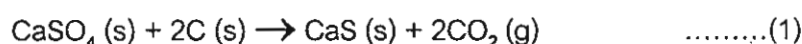
ข้อบกพร่องชนิดนี้มักเกิดขึ้นในชิ้นงานหล่อ โดยมีลักษณะเป็นช่องว่างที่มีรูปร่างไม่แน่นอนของโครงสร้างเดนไดรต์ และมีสาเหตุการเกิดมาจากการที่น้ำโลหะไม่สามารถเข้าไปชดเชยในบริเวณที่เกิดการหดตัวของโลหะในระหว่างการแข็งตัวได้

ปัจจัยสำคัญที่มีอิทธิพลต่อการเกิดรูพรุนเนื่องจากการหดตัวของโลหะ คือ ตำแหน่งและรูปร่างของทางเข้า (Gate position and shape) การเลือกตำแหน่งในการติดของทางเข้า น้ำโลหะสู่ตัวชิ้นงานหล่อมีความสำคัญมาก โดยทั่วไปมักจะติดในส่วนบริเวณที่หนาของชิ้นงาน เนื่องจากบริเวณนั้นเป็นส่วนที่มีการเย็นตัวช้าที่สุด และรูปร่างที่เหมาะสมของทางเข้าก็ควรที่จะมีรูปร่างหนาและสั้น การออกแบบของงานหล่อ (Design of the jewel) โดยทั่วไปการออกแบบที่มีการเปลี่ยนแปลงขนาดอย่างมากควรที่จะหลีกเลี่ยง หรือถ้าจำเป็นที่จะต้องมีความถี่ที่จะมีทางเข้าของน้ำโลหะมากกว่า 1 ทาง

รูพรุนเนื่องจากก๊าซ (Gas Porosity)

รูพรุนชนิดนี้เกิดจากการรวมตัวของก๊าซทำให้เกิดเป็นรูปร่างเป็นรูปทรงกลมหรือค่อนข้างกลมในชิ้นงานหล่อ ลักษณะผิวของรูพรุนเหล่านี้จะเรียบและบางครั้งจะมันวาว มักพบมากในบริเวณใต้ผิวของชิ้นงานหล่อเล็กน้อย สาเหตุโดยทั่วไปมาจากการจับอากาศ (air) หรือความชื้น (Humidity) เข้าไปในโลหะในขณะการหลอมเหลว หรือในระหว่างทำการหล่อเมื่อเกิด turbulence หรือ aspiration ในระหว่างการบวนการหล่อ

โดยส่วนใหญ่รูพรุนเนื่องจากก๊าซในการหล่อเครื่องประดับทองเกิดจากปฏิกิริยาระหว่างโลหะหลอมเหลวกับวัสดุที่ใช้ทำแบบโดยตรงได้ เป็น ก๊าซซัลเฟอร์ไดออกไซด์ กับคอปเปอร์ซัลไฟด์ (CuS) หรือ คอปเปอร์ออกไซด์ (CuO) หรือเกิดจากปฏิกิริยาระหว่างแคลเซียมซัลเฟต (CaSO_4 : gypsum) ซึ่งเป็นตัวประสาน (binder) ที่สำคัญในปูนแบบ กับคาร์บอนที่เหลือค้างจากขั้นตอนการเผาไล่เทียนที่ไม่สมบูรณ์เกิดเป็นซัลไฟด์ในโลหะหลอมเหลว ซัลไฟด์เหล่านี้จะเข้าไปทำปฏิกิริยากับออกซิเจนที่ละลายอยู่ในน้ำโลหะเกิดเป็นซัลเฟอร์ไดออกไซด์ (SO_2) ตามสมการดังนี้



สารมลทินที่ไม่ใช่โลหะ (Non-metallic Inclusion)

สารมลทินที่ไม่ใช่โลหะเป็นสิ่งที่ไม่ต้องการให้เกิดขึ้นในการหล่อ มีดังต่อไปนี้

1) *Slag Inclusion* เป็นผลเนื่องมาจากปฏิกิริยาของธาตุที่ผสมอยู่ เช่น ออกไซด์และซัลไฟด์ของทองแดงและเงิน ซึ่งเกิดจากการหลอมเหลวที่ไม่ถูกต้อง หรือผลจากการใช้วัตถุดิบที่ไม่สะอาด และนอกจากนี้อาจเกิดจากการใช้เบ้าหลอมที่ไม่สะอาดและตะกรันเหลือค้างที่อยู่ภายในเบ้าหลอม

2) *Plaster Hole* เกิดขึ้นเนื่องจากความแข็งแรง (strength) ของผิวแบบหล่อต่ำ ซึ่งมิสาเหตุมาจากการอุ่นแบบที่อุณหภูมิสูงเกินไป ผงปูนที่ใช้มีคุณภาพไม่ดี (เก็บไว้นานเกินไป หรือปูนแบบขึ้น) หรือเกิดจากการติดทางน้ำไม่ดี (การออกแบบระบบทางเดินน้ำโลหะที่ไม่เหมาะสม) ดังนั้นในกระบวนการ

ทำให้แบบแห้ง (drying) การอุ่นแบบ (firing) และการเท (pouring) จึงต้องกระทำอย่างระมัดระวังเพื่อป้องกันความเสียหายที่จะเกิดกับวัสดุที่ใช้ทำแบบหล่อ

7.5.2 พารามิเตอร์ที่สำคัญที่มีผลต่อการเกิดข้อบกพร่องในกระบวนการหล่อ

พารามิเตอร์ที่สำคัญที่มีผลต่อการเกิดข้อบกพร่องต่าง ๆ ในกระบวนการหล่อก็คือ

อุณหภูมิและวงจรของการอุ่นแบบ

การอบแบบหล่อเป็นกรรมวิธีที่มีความสำคัญมากในการหล่อแบบ investment casting จากการศึกษาพบว่าอุณหภูมิอุ่นแบบมีอุณหภูมิวิกฤติอยู่ 2 ช่วง คือ ช่วงอุณหภูมิระหว่าง $100-120^{\circ}\text{C}$ ซึ่งเป็นช่วงที่จะมีการระเหยน้ำออกจากแบบปูน และช่วงที่ 2 คือช่วงอุณหภูมิ 250°C ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่แบบปูนจะมีการเปลี่ยนโครงสร้างจากเบต้า-คริสโตบาไลต์เปลี่ยนเป็นอัลฟา-คริสโตบาไลต์ ซึ่งเป็นผลให้ปริมาตรเพิ่มขึ้น ดังนั้นปัจจัยที่มีความสำคัญในการอบแบบหล่อก็คืออุณหภูมิในการอบ และการ holding time ที่อุณหภูมิทั้งสองช่วง จากการศึกษาของ X.J. Zhang, K.K. Tong, R. Chan และ M. Tan พบว่าอุณหภูมิในการอุ่นแบบที่เหมาะสมควรอยู่ในช่วง $550-650^{\circ}\text{C}$ เนื่องจากตัวประสานจะแยกออกไปเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 650°C อย่างไรก็ดีตามคาร์บอนที่ตกค้างใน investment ก็เป็นสาเหตุที่สำคัญของการเกิดรูพรุนได้ ดังนั้นอาจต้องเผาทemperatur ประมาณ $720-780^{\circ}\text{C}$ อย่างน้อย 1 ชั่วโมงเพื่อทำการไล่คาร์บอนออกจากปูนให้หมด แต่ไม่ควรทำการอบที่อุณหภูมิสูงกว่า 780°C เนื่องจากถ้าอุณหภูมิสูงกว่านี้จะเป็นผลให้ปูนแบบสูญเสียความแข็งแรงไปอย่างมาก

อุณหภูมิในการหลอมโลหะ และอุณหภูมิในการเทน้ำโลหะ

จากการศึกษาของ Dieter Ott และ Christoph J. Paub อุณหภูมิในการหลอมโลหะสูงสุดควรสูงกว่าอุณหภูมิในการหล่อประมาณ 30-50 องศา โดยมีอุณหภูมิในการหล่อที่ประมาณ 1050°C อุณหภูมิในการเทน้ำโลหะที่เหมาะสมนั้นขึ้นอยู่กับกระบวนการหล่อแต่ละแบบแต่ละครั้ง จากการศึกษาของ X.J. Zhang, K.K. Tong, R. Chan และ M. Tan พบว่าอุณหภูมิในการหล่อสำหรับทองผสม 18 และ 14 กระรัต ที่เหมาะสมอยู่ในช่วง $1010-1050^{\circ}\text{C}$ โดยพบว่าถ้าอุณหภูมิในการหล่อต่ำ (990°C) จะทำให้เกิดข้อบกพร่องในงานหล่อ เช่น รูอากาศ (gas hole) และการเติมไม่เต็มแบบ (incomplete filling) แต่ถ้าอุณหภูมิในการหล่อสูง (1060°C) ก็จะเป็นผลให้เกิดรูพรุนเนื่องจากการหดตัวของโลหะได้ ดังแสดงในตารางที่ 7.1 โดยอุณหภูมิที่ใช้ในการหล่อในอุตสาหกรรมหล่อทองผสมโดยทั่วไป จะอยู่ที่ประมาณ 1050°C

ตาราง 7.1 ผลของอุณหภูมิในการเทน้ำโลหะต่อคุณภาพงานหล่อ

NO	Pouring Temperature (°C)	Casting Defects Produced
1	990	Gas hole, incomplete filling, Plaster hole, but smooth surface
2	1010	Plaster hole
3	1060	Shrinkage porosity, Plaster hole

อัตราเร็วของการเท

สำหรับการหล่อแบบเทอัตราเร็วของการเทก็จะเป็นปัจจัยสำคัญที่มีผลต่อรูพรุน และความสามารถในการเติมเต็มแบบ (mould-filling) ของชิ้นงานหล่อ โดยอัตราการเทที่สูงขึ้นจะให้ชิ้นงานมีความแน่นมากขึ้น นั่นหมายความว่ารูพรุนลดน้อยลง จากการศึกษาของ Dieter Ott และ Christoph J. Paub พบว่าการเทด้วยความเร็ว 100 รอบต่อนาที จะเพียงพอที่จะทำให้ได้งานหล่อที่เติมแบบ และด้วยความเร็ว 200 รอบต่อนาทีจะเพียงพอต่อการลดการเกิดรูพรุนได้ และถ้าเพิ่มถึง 300-350 รอบต่อนาทีจะสามารถลดการเกิดรูพรุนได้มากขึ้น แต่พื้นผิวของชิ้นงานหล่อกลับจะมีความขรุขระมากขึ้น เนื่องจากความดันที่สูงที่เกิดขึ้นระหว่างผนังของแบบกับน้ำโลหะที่เกิดขึ้น และถ้าอัตราเทที่สูงมากเกินไปอาจทำให้แบบปูดแตกได้

ระบบทางเดินน้ำโลหะ

ระบบทางเดินน้ำโลหะมีบทบาทที่สำคัญมากสำหรับการหล่อ การออกแบบระบบทางเดินน้ำโลหะที่ดีสามารถที่จะทำให้เติมเต็มแบบดี (mould-filling) และสามารถลดหรือขจัดข้อบกพร่องต่าง ๆ ทั้ง slag inclusion, plaster hole, shrinkage และ gas porosity ได้ ช่วยส่งผลให้ลดต้นทุนในการผลิตลง การพิจารณาที่สำคัญในการออกแบบทางวิ่งคือ การไหลตัวที่ดีของโลหะหลอมเหลว ปริมาตรของน้ำโลหะที่ใช้ในการขุดเขยขณะแข็งตัว และมีความดันเนื่องจากการเย็นตัวน้อยที่สุด โดยควรออกแบบตามหลักของการเย็นตัวแบบมีทิศทาง (directional solidification)

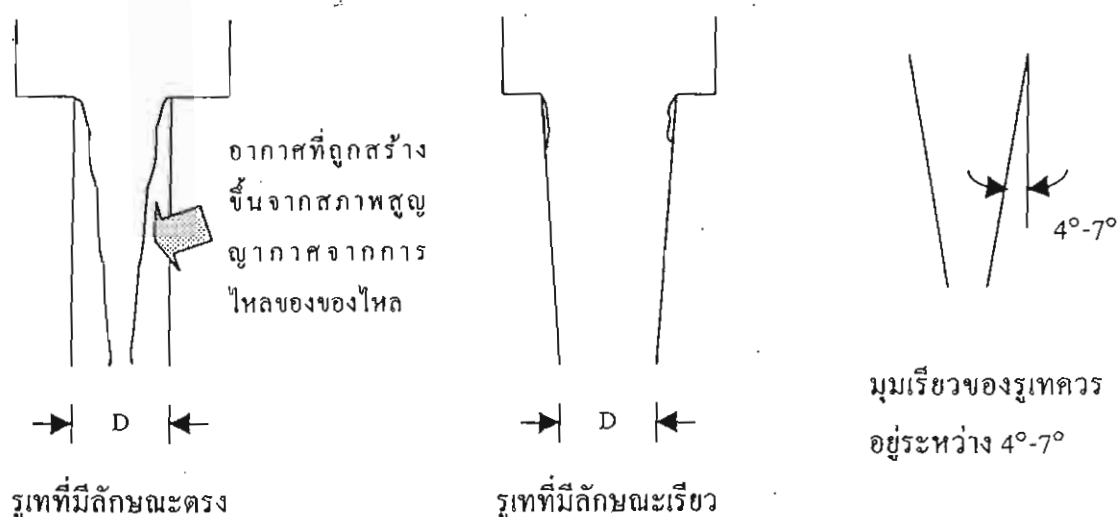
หน้าที่ของทางเดินน้ำโลหะ คือ ทางที่จะนำน้ำโลหะไหลเข้าไปสู่ช่องว่างของแบบหล่อ (mold cavity) ซึ่งควรที่จะออกแบบให้น้ำโลหะสามารถที่จะไหลเข้าไปยังช่องว่างของแบบได้สะดวก ไม่เกิดข้อเสียหายนั่นกับแบบและงานหล่อ และที่สำคัญที่สุดน้ำโลหะจะต้องไม่แข็งตัวก่อนที่จะไหลเข้าไปสู่ช่องว่างของแบบจนเต็ม พารามิเตอร์ที่สำคัญที่จะต้องพิจารณาในการออกแบบทางเดินน้ำโลหะ คือ น้ำโลหะที่จะไหลเข้าแบบควรที่จะเป็นการไหลที่เกิดการไหลวน (turbulence) น้อยที่สุด ในขณะที่ทางเดินน้ำโลหะจนถึงช่องว่างของแบบ เพราะการไหลแบบการไหลวนในระบบทางเดินน้ำโลหะจะเพิ่ม mechanical และ thermal attack ต่อแบบหล่อ ตลอดทั้งการไหลแบบการไหลวนจะเพิ่มพื้นที่ผิวของน้ำโลหะที่สัมผัสกับ

อากาศภายในระบบทางเดินน้ำโลหะ จึงช่วยส่งเสริมการจับก๊าซเข้าสู่น้ำโลหะ เป็นผลทำให้เกิดรูพรุน ตลอดทั้งการเกิดมลทินภายในโลหะ การเจาะหรือกระแทกของน้ำโลหะที่มีต่อทางเดินน้ำโลหะและช่องว่างของแบบต้องมีให้น้อยที่สุด โดยเฉพาะตามบริเวณที่มีการเปลี่ยนแปลงทิศทางของการไหลของน้ำโลหะ ระบบทางเดินน้ำโลหะควรออกแบบบนหลักการเบื้องต้นของการแข็งตัวแบบมีทิศทาง (directional solidification) ทางเข้าของน้ำโลหะควรตั้งอยู่ที่บริเวณส่วน หนา (heaviest area) ของการหล่อ การเชื่อมระหว่างทางเข้าแบบและแบบหล่อควรที่จะเรียบเพื่อป้องกันการแยกของแม่พิมพ์โดยน้ำโลหะหลอมเหลว สลักหรือสารเจือปนที่ติดมากับน้ำโลหะควรจะป้องกันไม่ให้เข้าไปยังช่องว่างของแบบ

ระบบทางเดินน้ำโลหะของการหล่อ โดยทั่วไปจะประกอบด้วย

กรวยเทน้ำโลหะ (Pouring basin หรือ Pouring cup) เป็นส่วนที่จะรองรับน้ำโลหะไว้ชั้นหนึ่ง ก่อนที่จะไหลลงไปยังรูเท (Sprue) โดยการออกแบบกรวยเทน้ำโลหะนั้นต้องพิจารณาขนาดใหญ่พอเหมาะเพื่อให้สามารถชั่งน้ำโลหะไว้ได้เต็มตลอดเวลาที่น้ำโลหะไหลผ่าน มีความลึกพอเหมาะเพื่อให้เกิดการไหลวนเวียนของน้ำโลหะไม่ถูกดูดตรงทางลงสู่ทางเดินน้ำโลหะ เพื่อป้องกันไม่ให้น้ำโลหะพาเอาพวกสแลกที่ไม่ต้องการลงไปในแบบ ควรที่จะติดไว้ในตำแหน่งที่สะดวกในการเทน้ำโลหะให้ต่อเนื่องกัน

รูเท (Sprue) ทำหน้าที่เป็นทางผ่านของโลหะหลอมเหลวที่อยู่ในแนวตั้งระหว่างกรวยเทน้ำโลหะไปยังฐานรูเท (Sprue base) ลักษณะของรูเทควรที่จะต้องพิจารณาป้องกันไม่ให้เกิดการดูดอากาศหรือก๊าซในขณะที่โลหะหลอมเหลวไหลผ่าน จะต้องมียุลักษณะเรียว (Tapered sprue) โดยมีมุมเรียวอยู่ระหว่าง 4° - 7° ดังแสดงในรูปที่ 7.3



รูปที่ 7.3 ลักษณะของรูเท (Sprue) (Ref. 14)

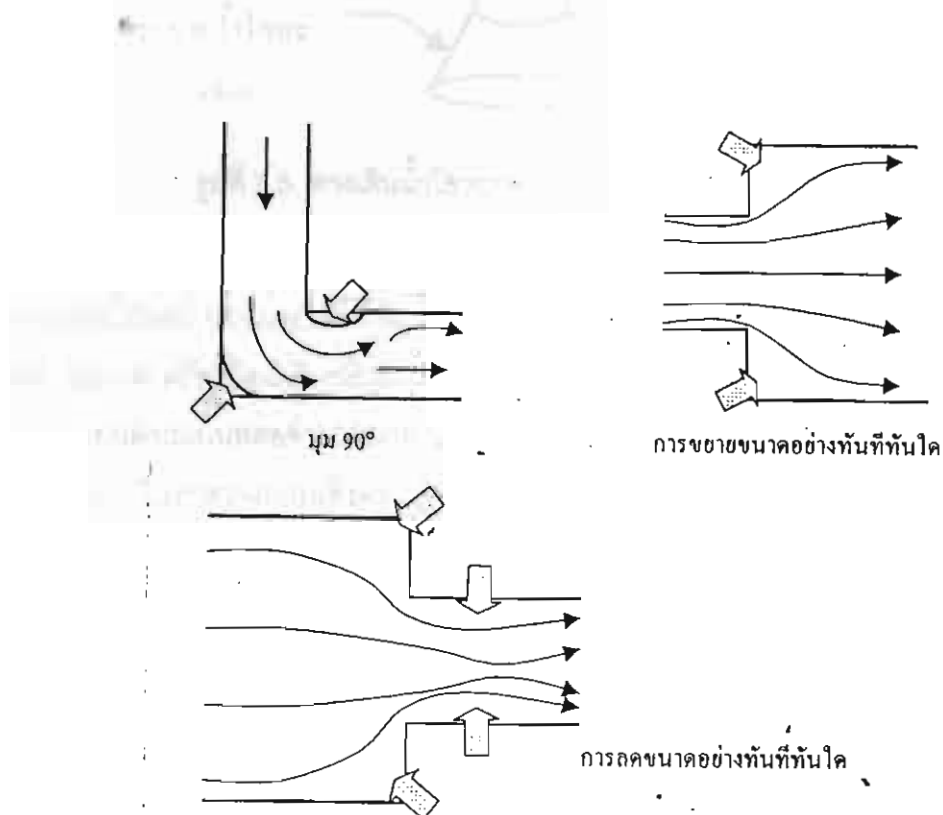
ฐานรูเท (Sprue base) เป็นส่วนที่ติดกับรูเทและทางวิ่ง (Runner) ทำหน้าที่เป็นเสมือนบริเวณที่พักน้ำโลหะที่ผ่านทางเดินน้ำโลหะหลักที่มาจากความเร็ว และผ่านน้ำโลหะไปยังทางวิ่งและทางเข้าแบบ (Gates) ด้วยความเร็วที่ช้ากว่า เพื่อลดการกระแทกของน้ำโลหะ โดยอาศัยการเปลี่ยนทิศทางการไหลของน้ำโลหะ

ทางวิ่ง (Runner) เป็นทางวิ่งของน้ำโลหะก่อนที่จะเข้าสู่ทางเข้าแบบ จะต้องมีการลดพื้นที่ภาคตัดขวางให้ลดลงอย่างมีสัดส่วนที่ดีเพื่อไม่ให้อัตราการไหลของน้ำโลหะในทางเข้าแบบมีอัตราที่สูงเกินไป

ทางเข้าแบบ (Gate หรือ Ingate) เป็นส่วนที่น้ำโลหะจะไหลเข้าสู่ช่องว่างของแบบหล่อ (Mold cavity) จะต้องออกแบบการวางทางเข้าแบบให้เหมาะสม เพื่อให้โลหะหลอมเหลวไหลเข้าสู่ช่องว่างของแบบหล่อ ได้ทั่วถึงและเต็มแบบหล่อภายในเวลาอันสั้น และต้องคำนวณให้การไหลของน้ำโลหะสามารถไหลเข้าแบบในลักษณะที่สม่ำเสมอ และไม่เกิดการไหลวนมากนัก

สิ่งสำคัญในการออกแบบระบบทางวิ่งและทางเข้าแบบในขณะที่มีการเปลี่ยนแปลงทิศทาง ลดขนาด หรือขยายขนาดของทางวิ่ง จำเป็นต้องลดให้ลักษณะที่เป็นขั้นตอน คือควรเป็น stream line อย่าพยายามให้เกิดการลดหรือขยายขนาดทันทีทันใด (sudden change) เพราะจะเกิดจุดที่มีความดันต่ำขึ้น และตรงจุดนี้น้ำโลหะหลอมเหลวจะดูดก๊าซได้ง่าย จะเกิดปัญหาเรื่องรูพรุนในชิ้นงานหล่อ ดังแสดงในรูปที่

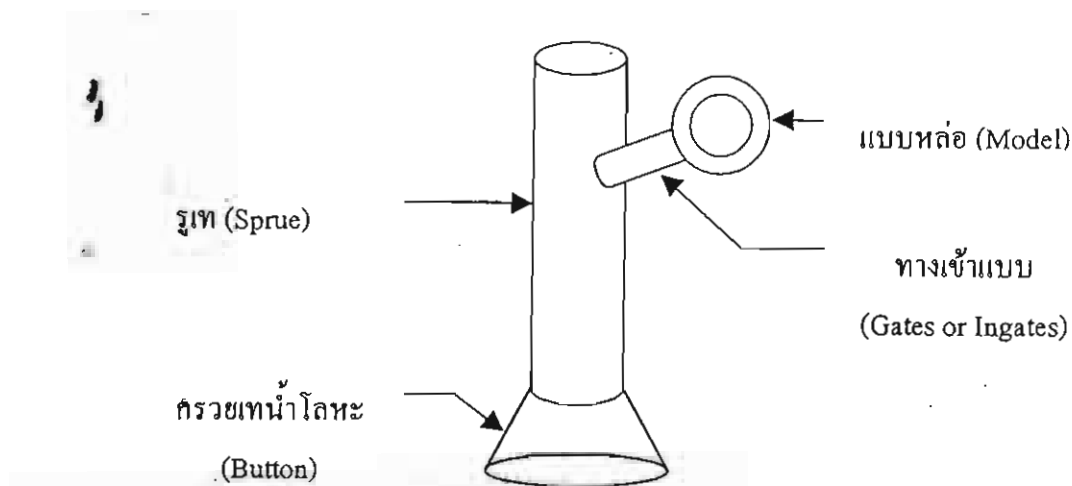
7.4



รูปที่ 7.4 ช่องว่างของอากาศหรือบริเวณที่มีความดันต่ำเนื่องมาจากการเปลี่ยนแปลงขนาดอย่างทันที

ระบบทางเดินน้ำโลหะของการหล่อเครื่องประดับทอง

ในการหล่อเครื่องประดับทองโดยใช้การหล่อแบบ Investment casting นั้น ระบบทางเดินน้ำโลหะจะประกอบเพียงแค่ กรวยเทน้ำโลหะ (Botton) รูเท (Sprue) และทางเข้าแบบ (Gates หรือ Ingates) ดังแสดงในรูปที่ 7.5



รูปที่ 7.5 ทางเดินน้ำโลหะของการหล่อเครื่องประดับทอง

กรวยเทน้ำโลหะ (Button) เป็นที่พักน้ำโลหะครั้งแรกที่โลหะหลอมเหลวไหลเข้าสู่แบบ

รูเท (Sprue) หรือที่นิยมเรียกกันว่า 'ต้น' โดยปกติจะมีรูปร่างเป็นทรงกระบอก ซึ่งเป็นบริเวณลำตรงกลางที่ถูกประกอบด้วยแบบหล่อจำนวนมาก นอกจากนี้ยังทำหน้าที่เป็นไรเซอร์ (riser ; feeder) คอยชดเชยการหดตัวของโลหะในระหว่างการแข็งตัว ดังนั้นในการออกแบบทางเดินน้ำโลหะหลัก นอกจากจะต้องมีพื้นที่หน้าตัดที่หนาเพียงพอที่จะทำให้ น้ำโลหะสามารถไหลเต็มเข้าไปในช่องว่างของแบบหล่อได้อย่างสะดวกแล้ว จะต้องทำหน้าที่คอยป้อนน้ำโลหะในระหว่างการแข็งตัวของแบบหล่ออีกด้วย

ทางเข้าแบบ (Gates หรือ Ingates) หรือที่นิยมเรียกกันว่า 'ทางน้ำ' ขนาดของทางเข้าแบบโดยทั่วไปจะขึ้นกับขนาดและรูปร่างของแบบหล่อ และโลหะที่จะทำการหล่อ ชิ้นงานที่ใหญ่มาก ๆ ต้องการทางเข้าแบบที่ใหญ่ตามไปด้วย แต่ตามปกติจะไม่ใหญ่เกินกว่าความหนาเฉลี่ย ของแบบที่ทำการหล่อ ขนาดของทางเข้าแบบที่เหมาะสมควรที่จะให้น้ำโลหะไหลเข้าสู่แบบหล่อได้อย่างสะดวกรวดเร็ว และต้องลดการเกิด turbulence ในการไหลของน้ำโลหะที่จะเข้าสู่แบบ ทางเข้าแบบที่แคบเกินไปจะทำให้โลหะหลอมเหลวแข็งตัวก่อนที่น้ำโลหะจะไหลเข้าจนเต็มช่องว่างภายในแบบหล่อ เป็นผลทำให้เกิดการหล่อที่ไม่สมบูรณ์

โดยทั่วไปทองสามารถหล่อโดยใช้ทางเข้าแบบที่เล็กกว่าเงินหรือทองเหลือง เนื่องจากทองสามารถรักษาความร้อนได้ดีกว่า ในขณะที่เงินและทองเหลืองมีแนวโน้มที่จะแข็งตัวอย่างรวดเร็ว

สำหรับความยาวของทางเข้าแบบไม่ควรที่จะยาวมากเกินไปจนเกิดความจำเป็น ตามปกติรูปร่างของทางเข้าแบบที่เหมาะสมควรที่จะหนาและสั้น

การวางตำแหน่งของทางเข้าแบบจะแตกต่างกันไปขึ้นกับแบบของชิ้นงานหล่อ ทางเข้าแบบควรถูกเชื่อมติดกับแบบในบริเวณที่ง่ายต่อการตัดออกและก่อให้เกิดความเสียหายหรือต้องการการตกแต่งน้อยที่สุด และควรที่จะติดอยู่ในบริเวณส่วนที่หนาของชิ้นงานหล่อ ซึ่งเป็นบริเวณที่มีปริมาณเนื้อโลหะมากที่สุด นอกจากนี้บริเวณจุดเชื่อมของทางเข้าแบบกับแบบหล่อสามารถที่จะเพิ่ม fillet เล็ก ๆ โดยรอบของทางเข้าแบบ เพื่อเพิ่มความสามารถในการไหลและการเติมเต็มแบบของน้ำโลหะ

การออกแบบระบบทางเดินน้ำโลหะของการหล่อเครื่องประดับทอง

จากการศึกษาของ X.J. Zhang, K.K. Tong, R. Chan และ M. Tan พบว่าหลักการคำนวณในการหล่อแบบปกติสามารถนำมาใช้ได้กับการหล่อ investment casting ที่ใช้การหล่อด้วย Induction furnace for vacuum suction casting อย่างไรก็ตามภายใต้การหล่อแบบ vacuum suction pressure ซึ่งใช้เวลาในกระบวนการหล่อที่สั้นมาก (ประมาณ 0.4 – 0.5 วินาที) ในกรณีนี้การคำนวณระบบทางเดินน้ำโลหะจะค่อนข้างซับซ้อน เนื่องจากการเติมเต็มแบบ (mold filling) ไม่ได้มีอิทธิพลเพียงแค่ว่าจาก อุณหภูมิในการเท Static head ของโลหะ และน้ำหนักและขนาดของงานหล่อเท่านั้น แต่จะประกอบกับ ความดันสุญญากาศและความโปร่งอากาศของแบบหล่อ (mold permeability) อีกด้วย ดังนั้นในการออกแบบระบบทางเดินน้ำโลหะมักกระทำจาก empirical data โดยสมการอย่างง่าย (empirical formula) ที่ใช้ในการคำนวณหาขนาดของทางเข้าแบบถูกแสดงได้ดังนี้

$$F = (0.4 - 0.8)G$$

เมื่อ F คือ พื้นที่หน้าตัดรวมของทางเข้าแบบ มีหน่วยเป็น cm^2

G คือ น้ำหนักของชิ้นงานหล่อทอง มีหน่วยเป็น g

gating ratio ที่แนะนำให้ใช้ โดยอาศัยการคำนวณจากสมการพื้นฐานของ Bernoulli's Theorem และ Equation of Continuity คือ

$$F_{\text{sprue}} : F_{\text{ingate}} = 1.2:1$$

เมื่อ F_{sprue} คือ พื้นที่หน้าตัดของ sprue

F_{ingate} คือ พื้นที่หน้าตัดรวมของทางเข้าแบบ

รูปร่างโดยทั่วไปของรูเท (sprue) มีพื้นที่หน้าตัดเป็นวงกลมซึ่งเป็น positive taper สำหรับการหล่อทองรูปพรรณ 18 กระรัตที่มีขนาดเล็ก เส้นผ่านศูนย์กลางที่เล็กที่สุดของรูเทเท่ากับ 5 มม. ความจุของโรเซอร์หรือรูเท สามารถคำนวณหาได้จากสมการดังนี้

$$V_{\text{riser}} = V_{\text{casting}} S / (18 - S)$$

เมื่อ V_{riser} คือ ปริมาตรของโรเซอร์ (sprue)

V_{casting} คือ ปริมาตรรวมของชิ้นงานหล่อ

S คือ specific volumetric shrinkage ของทอง (%)

หมายเหตุ : อย่างไรก็ตามหลักการคำนวณระบบทางวิ่งน้ำโลหะของการหล่อโดยใช้ระบบการหล่อแบบเหวี่ยงยังไม่ได้รับการศึกษามากนัก

7.6 ระเบียบการวิจัย และขั้นตอนการทดลอง

7.6.1 เครื่องมือที่ใช้

1. เตาหลอมโลหะแบบ Induction
2. เครื่องหล่อแบบเหวี่ยง (Centrifugal Casting)
3. เครื่องล้างแบบปูน (Deinvesting)
4. เครื่อง Scanning Electron Microscope (SEM)

7.6.2 วัสดุที่ใช้

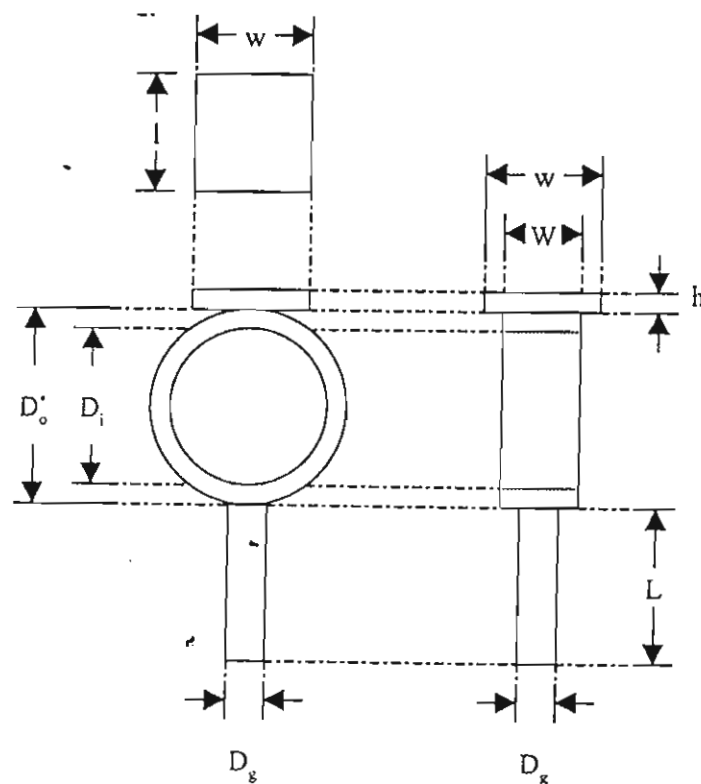
ทองคำผสม 14 กระรัต ที่มีส่วนผสมต่าง ๆ ดังตารางที่ 7.2

ตารางที่ 7.2 ส่วนผสมของทองคำผสม 14 กระรัต

ส่วนผสมของธาตุต่าง ๆ			สี	จุดเดือด (°C)	ความหนาแน่น g/cm ³
% ทอง (Au)	% เงิน (Ag)	% ทองแดง (Cu)			
58.5	16.5	25.0	Light red	845	13.09

7.6.3 ต้นแบบที่ใช้ในการทดลอง (Master Model)

ต้นแบบที่ใช้ในการทดลองมีลักษณะเป็นรูปแหวนปlokมิด และมีหัวแหวนเป็นรูปทรงสี่เหลี่ยม ($w \times l \times h$) ที่มีขนาด $7 \times 7 \times 1$ มม. $7 \times 7 \times 2$ มม. และ $9 \times 9 \times 1$ มม. โดยต่อกับทางเข้าแบบรูปทรงกระบอก ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง (D_o) 3 และ 4 มม. ยาว (L) ดังแสดงในรูปที่ 7.6 ต้นแบบจะนำมาติดกับรูเท (Sprue) รูปทรงกระบอกขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง (D_s) 9 และ 11 มม. ตามลำดับ



รูปที่ 7.6 ลักษณะรูปร่างของต้นแบบชิ้นงานทดสอบ

7.6.4 การทดลอง

1. ทำตันเทียนตามโมเดลต้นแบบ และนำไปทำแม่พิมพ์ปูน
2. ทำการอบไล่เทียนด้วยวิธีการอบไล่เทียนโดยใช้ไอน้ำเป็นเวลา 2 ชม.
3. ทำการอบแม่พิมพ์ตามตารางดังนี้

อุณหภูมิ	เวลา
25-260°C	n/a
260°C	2 ชม.
260-730°C	5 ชม.
730°C	4 ชม.
680°C (อุณหภูมิหล่อ)	3 ชม. (นับตั้งแต่ลดอุณหภูมิลง)

4. ทำการหลอมโลหะทอง 14 กะรัต ที่มีส่วนผสมตามที่กำหนด
5. ทำการหล่อทองคำผสม 14 กะรัต ในแบบพิมพ์ต่าง ๆ ด้วยเครื่องหล่อแบบเหวี่ยง โดยใช้ อุณหภูมิในการเทน้ำโลหะที่ 1050°C และใช้อุณหภูมิแบบปูนที่ 680°C
6. นำเข้าปูนที่หล่อเสร็จแล้วออกมาพักทิ้งไว้ 10 นาที จากนั้นนำลงแช่ในน้ำ ทำการล้างปูนออก
7. วิเคราะห์ส่วนผสมของโลหะผสม 14 กะรัตที่หล่อมา
8. วิเคราะห์ความหนาแน่นของชิ้นงานที่ได้ ทำการเปรียบเทียบกับความหนาแน่นทางทฤษฎีที่ได้จากการคำนวณ เพื่อวิเคราะห์รูปพรุนของชิ้นงาน
9. วิเคราะห์รูปพรุนในบริเวณหน้าตัด และส่วนต่าง ๆ ของชิ้นงาน ด้วยเครื่อง Scanning Electron Microscope (SEM) ดังนี้

บริเวณผิวและสันของแหวนภายนอก
 หัวแหวน
 บริเวณตัวแหวนที่ติดกับหัวแหวน
 บริเวณระหว่างตัวแหวนกับทางเข้าแบบ

10. วิเคราะห์และสรุปผล

7.7 ผลการทดลอง

การทดลองและวิจัยในหัวข้อนี้ ทำไปได้เพียง 2 การทดลอง ซึ่งยัง ไม่ได้ผลเพียงพอแก่การสรุปได้ สาเหตุที่การทดลองในหัวข้อนี้ไม่เสร็จสิ้นสมบูรณ์ เนื่องจากภาควิชา ฯ ไม่อุปกรณ์ในการทำ อาทิเช่น เครื่องหล่อปูน และดูดปูนลงแบบหล่อ เครื่องฉีดเทียน เครื่องนั่งเทียน ฯลฯ จึงต้องไปใช้โรงงานผู้ผลิตทำการเทโลหะ และนำตัวอย่างมาวิเคราะห์ ซึ่งในช่วงเวลาในการทำการวิจัย โรงงานที่ติดต่อมีงานเข้ามาทำ

ให้เวลาที่จัดสรรมาให้กับการวิจัยมีไม่เพียงพอ ดังนั้น จากข้อจำกัดดังกล่าว ทำให้งานวิจัยในหัวข้อนี้เป็นไปอย่างล่าช้ามาก

เอกสารอ้างอิง

1. Investment Casting, Technical Advisory Manual For Goldsmiths
2. Christoph J.Raub, Casting-Introduction and Problem Areas, Gold Bulletin, p. 8-9
3. Dieter Ott, Porosity in Investment Casting, Gold Bulletin
4. Dieter Ott, Shrinkage Porosity in Investment Casting : Consideration of the Factors Affecting its Formation, Gold Bulletin
5. Dieter Ott and Christoph J.Raub, Gold Casting Alloy 14 and 18 Carat, Gold Bulletin, p.1-7
6. Dieter Ott and Christoph J.Raub, Casting-Gas Pressure Effects, Gold Bulletin, p. 10-17
7. Dieter Ott and Christoph J.Raub William S.Rapson (in part), Casting-Porosity Cause and Prevention, Gold Bulletin, p. 18-27
8. Oppi Untracht, Jewelry Concepts and Technology, Doubleday
9. Silvano Tedesco, **คุณภาพในการหล่อทองคำ : ข้อผิดพลาดที่ควรหลีกเลี่ยง**, เอกสารประกอบการสัมมนา “เทคโนโลยีการผลิตและการหล่อทองคำ”, วันที่ 18 ก.ค. 2540, ณ ห้องดุสิตธานีฮอลล์ โรงแรมดุสิตธานี
- 10.DR. Valerio Faccenda, Investment casting: Centrifugal or static vacuum assist?, Gold Technology, April 1998, Issue No. 23, p. 21-26
- 11.X.J.Zhang, K.K.Tong, R.Chan and M.Tan, Gold Jewellery Casting: Technology Design and Defects Elimination, Journal of Materials Processing Technology 48 (1995), p. 603-609
- 12.ศาสตราจารย์มนัส สติรจินดา, **วิศวกรรมงานหล่อเหล็ก Iron-Steel Foundry Engineering**, คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
- 13.นายสุนทร รุณรงค์, **การหล่อเครื่องประดับด้วยแรงเหวี่ยง**, สารคดีอุตสาหกรรม, สถาบันพัฒนาอุตสาหกรรมเครื่องจักรกลและโลหการ
- 14.**โลหะวิทยาพื้นฐานของการหล่อ**, เอกสารประกอบการอบรมโลหะวิทยาขั้นพื้นฐานของเหล็กหล่อ ชุดที่ 7, ณ บริษัท นวโลหะไทย จำกัด, วันที่ 26 มีนาคม – 28 พฤษภาคม 2536, โดยภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

บทที่ 8

สรุปผลการวิจัย ของโครงการ

โลหะที่เป็นตัวเรือนประกอบอัญมณี และเครื่องประดับ มีหลายชนิด อาทิเช่น โลหะทอง เงิน ทองเหลือง บรอนซ์ โลหะทองคำขาว และไททาเนียม โลหะแต่ละชนิดมีคุณลักษณะเฉพาะแตกต่างกัน และการผลิตที่จะได้ผลิตภัณฑ์ที่ดี มีคุณภาพ และตรงตามความต้องการของผู้บริโภค ขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายอย่าง คือ การออกแบบ การเลือกใช้วัตถุดิบ ทั้งโลหะหลัก และโลหะผสม การเลือกใช้กระบวนการผลิต ตั้งแต่กระบวนการหล่อหลอมโลหะ การขึ้นรูป การตกแต่งผิวต่าง ๆ และที่สำคัญมากที่สุด คือการสนองความต้องการของผู้ใช้

ในการผลิตโลหะทองเพื่อทำเป็นตัวเรือนเครื่องประดับประกอบอัญมณี นอกเหนือจากผู้ประกอบการและช่างฝีมือ จะรู้ถึงขั้นตอนการผลิตโดยละเอียด และมีความปรารถนาในงานผลิตแล้ว ควรมีความรู้ทางด้านโลหวิทยา และเทคโนโลยีต่าง ๆ ซึ่งจะนำไปสู่ความเข้าใจ การพัฒนาและแก้ปัญหาที่เกิดขึ้นในกระบวนการผลิต และตัวเรือนผลิตภัณฑ์ได้เป็นอย่างดี ดังนั้นในรายงานฉบับนี้ได้รวบรวมข้อมูลเบื้องต้นด้านโลหวิทยาของโลหะทอง อิทธิพลของธาตุผสมหลัก เช่น เงิน ทองแดง นิกเกิล แพลตตินัม ต่อการเปลี่ยนแปลงสี คุณสมบัติทางกล ฯลฯ อิทธิพลของธาตุผสมรอง ที่มีผลต่อการควบคุมคุณภาพของผลิตภัณฑ์ ตลอดจนการควบคุมของเสียหรือข้อบกพร่องในชิ้นงานหล่อ

งานวิจัยในโครงการพัฒนาส่วนผสมและเทคนิคการผลิตโลหะที่ใช้ประกอบอัญมณีนี้ ได้ศึกษาและวิจัยโลหะทองคำผสม ทั้ง ประเภท 14 กะรัต และ 18 กะรัต โดยมีแนวความคิด และสร้างหัวข้อวิจัย ขึ้นจากเน้นถึงปัญหาที่พบ ในวงการอุตสาหกรรมเครื่องประดับทอง กล่าวคือ ปัญหาเรื่องความไม่เป็นเนื้อเดียวของโลหะทองคำผสม ส่งผลต่อคุณสมบัติการขึ้นรูปชิ้นงาน นำมาเป็นหัวข้อวิจัยเรื่อง อิทธิพลของการอบเป็นเนื้อเดียว (Homogenization) ต่อการผลิตเส้นลวดทองคำ 14 กะรัต (59.1%Au- 14.5%Ag- 26.4%Cu) ผลการศึกษาและวิจัยสรุปได้ว่า การอบเป็นเนื้อเดียวสามารถทำได้อย่างสมบูรณ์ โดยใช้อุณหภูมิในการอบที่ 800 °C นาน 4 ชม. แล้ว จุ่มลงน้ำเย็น 0 °C ทันที และการอบเป็นเนื้อเดียวนี้อาจส่งผลให้คุณสมบัติด้านความแข็ง ก่อนนำไปรีดขึ้นรูป มีค่าลดลง และความแข็งที่ได้มีความสม่ำเสมอตลอดทั่วพื้นที่หน้าตัดของชิ้นงาน ในหัวข้อวิจัยนี้ยังพบว่าในชิ้นงานที่ผ่านและไม่ผ่านการอบเป็นเนื้อเดียว มีค่าความแข็งหลังจากนำไปรีดลดขนาด 88% เพิ่มขึ้นทั้งนี้เนื่องจากอิทธิพลของการขึ้นรูปเย็น นอก

จากนี้การเพิ่มความแข็งด้วยการบ่ม (Aging) ที่อุณหภูมิ 350 °C นาน 60 นาที ในชิ้นงานที่ผ่านและไม่ผ่านการอบเป็นเนื้อเดียวมีค่าความแข็งใกล้เคียงกัน

สิ่งที่พบในวงการอุตสาหกรรมการผลิตเครื่องประดับทอง 18 กระรัต ในไทยว่า มีการทำการอบด้วยความร้อน (Heat treatment) น้อยมาก หรือแทบไม่มีเลย ทั้งที่ทองประเภทนี้สามารถเพิ่มความแข็งด้วยกลไกการเกิดโครงสร้างที่เป็นระเบียบ (Ordering mechanism) ได้ มีผลช่วยเพิ่มความทนทานต่อการเสียดสีได้ ดังนั้นจึงเป็นจุดที่นำมาทำเป็นหัวข้อวิจัยเรื่อง พฤติกรรมความแข็งแรงของโลหะทองคำ 18 กระรัตผ่านกรรมวิธีทางความร้อนและการขึ้นรูป จากการวิจัยพบว่า ในทอง 18 กระรัต ผสมทองแดง 5-15 % และผ่านการรีดและดึงลดขนาด 0-90% ค่าความแข็งที่ได้ จะมีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณการลดขนาดและเพิ่มขึ้นตามปริมาณของทองแดง ซึ่งเป็นผลมาจากกลไกการเพิ่มความแข็งจากการขึ้นรูป (Work hardening) นอกจากนี้ยังพบว่า การอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800 °C นาน 1 ชม แล้วจุ่มลงน้ำเย็นทันทีที่มีผลให้มีค่าความแข็งกลับมาใกล้เคียงกับสภาพหล่อ และเฟสที่เกิดขึ้นในโครงสร้างจุลภาค อยู่ในรูปสารละลายของแข็ง เฟสเดียวประเภทไม่เป็นระเบียบ (Disordered single phase solid solution) ซึ่งจะมีประโยชน์ในวงการอุตสาหกรรม คือ สามารถนำทองไปขึ้นรูปซ้ำได้อีก โดยไม่เกิดปัญหาการแตกหักเนื่องมาจากโครงสร้างงานหล่อที่มีลักษณะเป็น โครงสร้างเดนไดรต์ ไม่เป็นเนื้อเดียวกัน หรือโครงสร้างงานรีดที่มีลักษณะเป็นเกรนยาว และมีความแข็งสูง จากงานวิจัยยังพบอีกว่าในขั้นตอนการบ่มเพิ่มความแข็ง อุณหภูมิ 270 °C นาน 80-100 นาที ขึ้นกับส่วนผสมของทองแดง เป็นสภาวะการบ่มที่ให้ค่าความแข็งสูงที่สุด การเพิ่มอุณหภูมิสูงเกินกว่านี้จะทำให้ค่าความแข็งลดลงอย่างรวดเร็ว เนื่องจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึกจาก โครงสร้างผลึกแบบ fct ที่เป็นระเบียบ ไปเป็นโครงสร้างผลึกแบบไม่เป็นระเบียบ ที่มีโครงสร้างผลึกเป็น fcc

หัวข้องานวิจัยที่ได้ทำการศึกษาคือ ความสามารถในการเปียกของโลหะตัวประสาน 14 กระรัต ที่ผสมสังกะสี ตั้งแต่ 0-10% พบว่า ความสามารถในการเปียกดีขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณสังกะสีเพิ่มขึ้น โดยดูจากมุมสัมผัส (Contact angle) และ ช่วงอุณหภูมิการหลอมเหลว ที่ลดลง แต่ความแข็งของโลหะประสานก่อนนำไปประสานมีค่าลดลง โดยลดลงจาก 175 Hv มาอยู่ที่ 133 Hv ปริมาณของสังกะสีที่เหมาะสมอยู่ที่ 3.4% เพราะค่ามุมสัมผัสลดลง ทำให้ความสามารถในการเปียกดีขึ้น ความแข็งของโลหะประสานไม่ลดต่ำลงมากนัก อยู่ที่ 148 Hv และ สีของโลหะประสาน จะใกล้เคียงกับโลหะพื้น และเมื่อนำไปประสาน สังกะสีจะกลายเป็นไอและคาดว่าจะหลงเหลืออยู่ในเนื้อโลหะไม่มากนัก ทำให้ความแข็งของเนื้อโลหะประสานกับเนื้อพื้นใกล้เคียงกัน

หัวข้องานวิจัยสุดท้ายคือ การศึกษาอิทธิพลของขนาดและรูปร่างงานหล่อต่อการเกิดรูพรุน ในการหล่อแบบ Investment Casting ในทองคำ 14 กระรัต งานวิจัยนี้มีแนวความคิดจากปัญหาที่เกิดขึ้นในงานหล่อที่ยังเป็นปัญหาที่สำคัญในปัจจุบัน ซึ่งมีสาเหตุจากรูพรุน 2 ประเภท คือ รูพรุนจากฟองก๊าซ กับ รูพรุนเนื่องจากการหดตัว โดยประเด็นหลังจะเป็นหัวข้อวิจัยซึ่งยังไม่มีรายงานการศึกษาถึง รูพรุนประเภทนี้มากนัก ปัจจัยที่สำคัญและมีอิทธิพลต่อรูพรุนประเภทนี้คือ การออกแบบขนาด และรูปร่างงานหล่อ อย่างไรก็ตาม งานในหัวข้อวิจัยนี้ ได้ทำการวิจัยไปอย่างล้ำลึกมาก อันเนื่องจากข้อจำกัดเรื่องอุปกรณ์ในการทำวิจัยและประสบการณ์ในการปฏิบัติ งานหล่อ ดังนั้นเพื่อให้ได้ผลการทดลองไม่ผิดพลาด และได้ข้อมูลตรงตามที่คาดการณ์ จึงจำเป็นต้องอาศัยอุปกรณ์และช่างหล่อทอง จากโรงงานผู้ประกอบการผลิตชิ้นงานตัวอย่าง ตามการออกแบบขนาดและรูปร่างที่ได้กำหนดไว้ในงานวิจัย

ท้ายสุดนี้ คณะผู้วิจัยหวังว่า ผลการวิจัยในหัวข้อต่าง ๆ ตลอดจน ความรู้ทางด้านโลหวิทยา และ ข้อมูลเกี่ยวกับโลหะทอง จะเป็นประโยชน์กับผู้ประกอบการและช่างทองในวงการอุตสาหกรรมอัญมณีและเครื่องประดับ รวมถึงผู้ที่สนใจงานด้านเครื่องประดับต่อไป

ภาคผนวก

๓

ภาคผนวก ก

อิทธิพลของธาตุผสมและการควบคุมตำหนิของการหล่อทอง (Influence of Alloying Elements and Control of Defect in Gold Castings)

ฉัตรชัย สมศิริ¹ และ เอกสิทธิ์ นิสารัตนพร²

บทคัดย่อ

การผลิตเครื่องประดับทองปัจจุบันได้มีการปรับปรุงทั้งอุปกรณ์เครื่องมือในการผลิต วัสดุดิบ และกระบวนการผลิตอย่างมากมา เพื่อพัฒนาและผลิตเครื่องประดับที่มีคุณภาพและลดข้อบกพร่องต่างๆที่เกิดขึ้นในการผลิต เช่น การเติมธาตุผสมเข้าไปเพื่อปรับปรุงคุณสมบัติทางกล หรือเพื่อลดปริมาณฟองก๊าซในเนื้องานหล่อ บทความนี้จึงได้อธิบายถึงอิทธิพลของธาตุผสมที่มีต่อเครื่องประดับทองและวิธีการควบคุมคุณภาพการหล่อทอง ซึ่งหวังว่าจะเป็นประโยชน์ต่อการอุตสาหกรรมเครื่องประดับของไทย

Abstracts

In recent periods, raw materials, equipment and manufacturing processes in jewelry production have been improved to develop new technology and thus produce the jewelry with higher quality and lower defects. For example, small amounts of additions have the desired effects either an improvement in mechanical properties or a reduction of gas porosity in cast alloys. Therefore, in this article, the effects of alloying elements on jewelry and the control of defect in gold casting are presented and it is hoped that this article will be useful for the Thai jewelry industry.

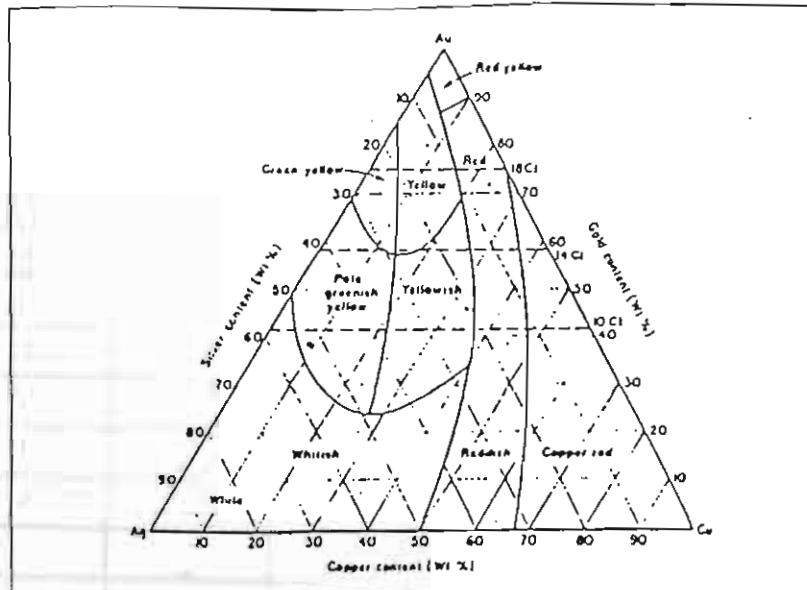
^{1,2} ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

1. อิทธิพลของธาตุผสม (Effects of alloying elements)

ธาตุผสมสามารถแบ่งออกได้เป็น 2 ประเภทใหญ่ คือ ธาตุผสมหลัก (Major alloying elements) และธาตุผสมรอง (Minor alloying elements) ธาตุผสมหลักได้แก่ เงิน ทองแดง และธาตุผสมรองอื่น เช่น สังกะสี นิกเกิล ฯลฯ ธาตุผสมหลักจะถูกเติมใส่ลงในเนื้อทองในปริมาณมาก สัดส่วนของโลหะทองบริสุทธิ์และทองผสมมีมากมายหลายสัดส่วน ตั้งแต่ สิบขา เหลือง จนกระทั่งสี่ชมพูหรือสีแดง ขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีของธาตุต่างๆ โดยปกติโลหะที่นิยมใช้ในการผลิตเครื่องประดับทอง จะเติมธาตุผสมเข้าไป เช่น ในโลหะผสมกลุ่มทอง-เงิน-ทองแดงสีต่างๆ ของโลหะผสมในกลุ่มนี้ สามารถผลิตได้โดยเปลี่ยนส่วนผสมของเงินและทองแดงดังรูปที่ 1

อิทธิพลของธาตุทองแดงที่มีต่อคุณสมบัติทางกลของโลหะทองผสมเงินและทองแดงเกรด 18 กระรัต เมื่อผ่านการลดขนาดต่างๆ กัน แสดงไว้ในตารางที่ 1

ในกรณีที่โลหะทองมีธาตุอื่นๆ ผสมอยู่ในปริมาณน้อย ตั้งแต่หลายส่วนในล้านส่วน (ppm) ถึงหลายเปอร์เซ็นต์ ธาตุเหล่านี้อาจจะให้ผลดีหรือผลเสียต่อคุณสมบัติต่างๆ ของโลหะทองผสมได้ ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับปริมาณของธาตุชนิดนั้นที่มีอยู่ในโลหะ ตัวอย่างเช่น ธาตุอิริเดียม รูทีเนียม สังกะสีหรือแม้แต่ซิลิคอน ถ้าใช้ในปริมาณที่เหมาะสมสามารถปรับปรุงคุณสมบัติด้านการหล่อของโลหะ อย่างไรก็ตาม ถ้าใช้ในปริมาณที่ไม่ถูกต้องก็ก่อให้เกิดปัญหาขึ้นได้ ธาตุที่อยู่ในเนื้อโลหะในปริมาณที่น้อยจะเรียกว่า ธาตุผสมรอง (Minor alloying element) ในขณะที่ธาตุที่มีผลเสียซึ่งไม่ต้องการให้มีอยู่ในเนื้อโลหะแต่ยากที่จะขจัดออกได้ เรียกว่า สารเจือปน (Impurities) ธาตุผสมรองส่วนใหญ่ที่ผสมเข้าไปในเนื้อทองมักจะไม่เกิน 1% โดยน้ำหนักและจะไม่ส่งผลให้สีของโลหะทองผสมเปลี่ยนแปลงไป แต่จะเปลี่ยนคุณสมบัติอื่นๆ เช่น ทำให้ขนาด



รูปที่ 1 แสดงสีต่าง ๆ ของโลหะทองผสมเกรดต่าง ๆ

ตารางที่ 1 แสดงถึงผลของธาตุทองแดงในปริมาณต่าง ๆ ในโลหะทอง-เงิน-ทองแดง 18 กระรัตหลังจากการลดขนาด เพื่อเพิ่มความแข็งโดยการลดขนาด (Work hardening)

สีของโลหะผสม	ปริมาณทองแดง (%)	ความแข็งแบบบริเนลหลังจากผ่านการลดขนาดต่าง ๆ กัน		
		15%	30%	60%
แดงเข้ม	25.0	143	178	202
แดงส้ม	21.4	156	177	205
เหลืองอมแดง	16.7	166	176	197
เหลือง	12.5	148	160	182
เหลืองอมเขียว	8.3	141	149	176
เขียวอมเหลือง	3.6	114	127	138
เขียวอมเหลืองจาง	0.0	69	78	93

ของเกรนเล็กละเอียดมากขึ้น หรือช่วยลดการเกิดออกซิเดชันในขั้นตอนการหล่อโลหะได้ และอื่นๆ ดังแสดงไว้ในตารางที่ 2

1.1 ธาตุผสมที่มีผลต่อการปรับขนาดเกรน (Grain refiners)

ตัวปรับขนาดเกรน (Grain refiner) มีหน้าที่ทำให้นขนาดเกรนเล็กลงส่งผลให้ผิวของโลหะหลังการขึ้นรูปมี

ผิวเรียบ ถ้าไม่ใส่ตัวปรับขนาดเกรนนี้อาจจะทำให้มีโอกาสเกิดปรากฏการณ์ที่เรียกว่าผิวส้ม (Orange peel) ได้ง่ายขึ้น ตัวปรับขนาดเกรนแบ่งได้ 2 ชนิดโดยทั้งสองชนิดมีเป้าหมายในการเติมคือ ปรับขนาดเกรนให้เล็กลงหรือรักษานขนาดของเกรนไม่ให้ใหญ่ขึ้นในระหว่างการผลิต ชนิดที่ 1 ลดขนาดเกรนในการหล่อ ชนิดที่ 2 รักษานขนาดเกรนให้เล็กในการอบอ่อน

ตารางที่ 2 อิทธิพลของธาตุผสมรองและสิ่งเจือปนที่มีผลต่อโลหะทองผสม

ชนิดของธาตุ	ตัวลด ขนาดเกรน	ตัวเพิ่ม ขนาดเกรน	ความ สามารถใน การหล่อ	Embrittlement การทำให้เปราะ	ตัวเพิ่ม ความแข็ง	ตัวลด ออกซิเจน
อิริเดียม	/			x		
รูทีเนียม	/					
ซิลิคอน		x	/	x		/
โคบอลต์	/				/	
สังกะสี			/			/
ตะกั่ว				x		
แบเรียม	/					
ไทเทเนียม					/	
แคลเซียม	/				/	
แรเอิร์	/			x	/	
แกลเลียม				x	/	
บิสมีท	/					
เหล็ก		x				
โบรอน	/		/			/
ฟอสฟอรัส				x		/

/ หมายถึงธาตุที่เติมเข้าไปเพิ่มปรับปรุงคุณสมบัติ

x หมายถึงธาตุที่มีผลเสียหรือเป็นสิ่งเจือปน

1.1.1 ชนิดที่ 1 ตัวปรับขนาดเกรนในขั้นตอนการหล่อโลหะผสม

เมื่อโลหะหลอมเหลวแข็งตัวจะมีกลไกการสร้างผลึกหรือเกรนเกิดขึ้น ซึ่งจำเป็นต้องมีนิวเคลียสเกิดขึ้นก่อน วิธีที่จะเพิ่มจำนวนของนิวเคลียสก็คือการเติมธาตุหรือสารประกอบที่มีจุดหลอมเหลวสูงกว่าจุดหลอมเหลวของโลหะ ธาตุหรือสารประกอบเหล่านี้ต้องไม่ละลายรวมตัวเป็นเนื้อเดียวกับโลหะหลอมเหลว เมื่ออุณหภูมิลดลงจึงเป็นของแข็งแขวนลอย หรือในอีกกรณีธาตุผสมต้องมีความสามารถในการละลายในโลหะผสมได้ต่ำ มันจะเกิดการแยกตัวออกมาก่อนที่จะโลหะหลอมเหลวจะเริ่มการแข็งตัว นั่นก็คือการสร้างนิวเคลียสเทียมจำนวนมากให้กับโลหะหลอมเหลว นิวเคลียสเหล่านี้ต้องมีขนาดเล็กและกระจุกกระจายอยู่ทั่วๆ ในโลหะหลอมเหลว

ธาตุที่ใช้เป็นตัวปรับเกรนในลักษณะนี้ได้แก่ นิกเกิล โคบอลต์ แมงกานีส เหล็ก รูทีเนียม อิริเดียม รูทีเนียม โรเดียม และโบรอน

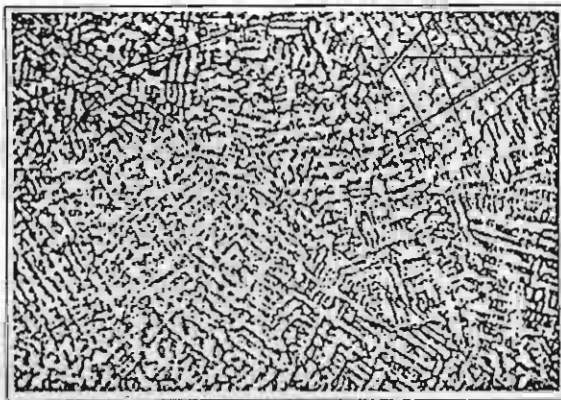
1.1.1.1 ธาตุอิริเดียม (Ir)

อิริเดียมเป็นธาตุผสมที่ใช้มากในโลหะทองผสมเพียง 0.1% หรือน้อยกว่าก็สามารถเป็นตัวปรับขนาดเกรนได้ นอกจากนี้ยังมีผลลดการโตของเกรนที่เรียกกันว่า การเพิ่มขนาดเกรน (Grain Coarsening) ที่มาจากการเติมธาตุซิลิคอนเข้าไป อย่างไรก็ตามพบว่าผลของการปรับขนาดเกรนไม่ได้เกิดในทุกๆ ชิ้นงาน การเพิ่มประสิทธิภาพทำได้โดยการเติมธาตุอิริเดียมในรูปของโลหะผสมหลัก (Master Alloy) ที่ผสมระหว่างทองแดงกับอิริเดียม อิริเดียมที่มากกว่า 0.1% ไม่สามารถปรับขนาดเกรนให้ละเอียดลงได้ และสำหรับโลหะทองกระจัด

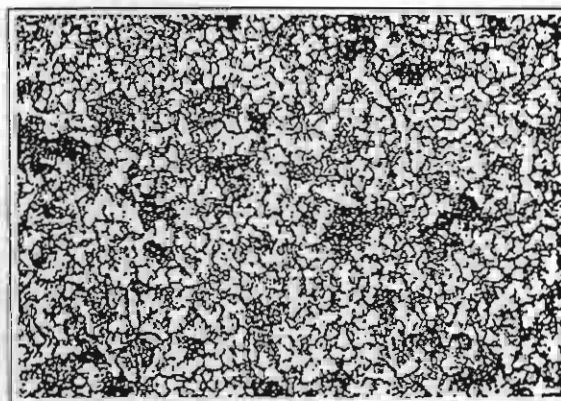
สูงผสมซิลิคอนซึ่งมีโครงสร้างเกรนขนาดใหญ่ การเติมธาตุอิริเดียมก็ไม่สามารถปรับขนาดเกรนให้เล็กลงได้

1.1.1.2 ธาตุรูทีเนียม (Ru)

ธาตุรูทีเนียมสามารถปรับขนาดได้ดียิ่งใน ช่วงความเข้มข้นตั้งแต่ 0.001 ถึง 0.1% การเติมธาตุผสมชนิดนี้มากเกินไปก็มีผลต่อการขัดเงาชิ้นงาน รูทีเนียมต้องใส่เข้าไปในลักษณะ Master Alloy และต้องควบคุมให้ธาตุผสมกระจายตัวสม่ำเสมอในโลหะหลอมเหลวด้วยวิธีการหลอมโลหะที่อุณหภูมิสูงเพียงพอเป็นเวลานาน อย่างไรก็ตาม การควบคุมในการผลิตจริงทำได้ยากและไม่แน่นอน ดังนั้น การใช้ธาตุผสมทั้งรูทีเนียมและอิริเดียมจึงไม่ค่อยประสบความสำเร็จเท่าใดนัก ดูรูปที่ 2 และ 3 ประกอบ



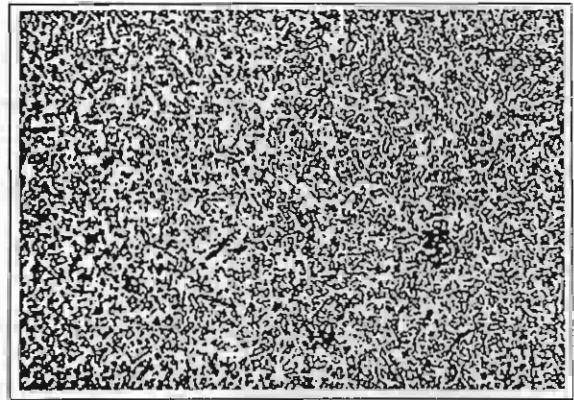
รูปที่ 2 โครงสร้างของโลหะทองหล่อสีเหลือง 18 กระรัต ไม่เติมด้วยรูทีเนียม



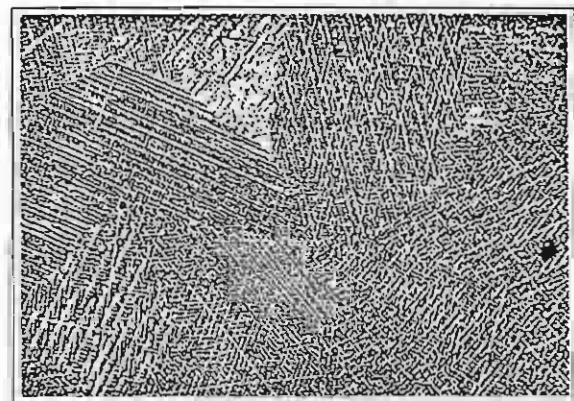
รูปที่ 3 โครงสร้างของโลหะทองหล่อสีเหลือง 18 กระรัต เติมด้วยรูทีเนียม 0.1%

1.1.1.3 ธาตุโคบอลต์ (Co)

ในตำนานหล่อโคบอลต์ถูกพบว่า มีข้อจำกัดบางอย่างอยู่ เช่น ในโลหะทองบริสุทธิ์ ธาตุโคบอลต์สามารถละลายได้ในเนื้อทองประมาณ 8.4% โดยน้ำหนัก ที่อุณหภูมิ 996°C จุดหลอมเหลวของธาตุโคบอลต์อยู่ที่ 1495°C แม้ว่าธาตุโคบอลต์จะมีจุดหลอมเหลวสูงกว่าทองก็ตาม แต่ความสามารถในการละลายของธาตุโคบอลต์ในเนื้อทองมีสูง ดังนั้น จึงเป็นไปได้ที่จะเกิดสารแขวนลอยหรือนิวเคลียสเทียมขึ้นในระหว่างการแข็งตัวของโลหะทองบริสุทธิ์ แต่โลหะในระบบทอง-เงินทองแดง ธาตุเงินและธาตุทองแดงลดความสามารถในการละลายของโคบอลต์ในโลหะทองผสมได้มาก ดังนั้น ในโลหะทอง 14 กระรัต ปรากฏว่าโคบอลต์ 0.5% หรือมากกว่าจะเกิดเป็นตะกอนซึ่งสามารถปรับขนาดเกรนของโลหะได้ ดังแสดงไว้ในรูปที่ 4 และ 5



รูปที่ 4 โครงสร้างจุลภาคของทองหล่อ 14 กระรัต เติมโคบอลต์ 0.1%



รูปที่ 5 โครงสร้างจุลภาคของทองหล่อ 14 กระรัต ไม่เติมโคบอลต์

1.1.1.4 ธาตุไวต์ต่อปฏิกิริยา (Reactive Element)

ธาตุที่ไวต่อปฏิกิริยา เช่น ธาตุในกลุ่มแรร์เอิร์ธ (Rare Earth) และธาตุในกลุ่มอัลคาไลน์เอิร์ธ (Alkaline Earth) เช่น แคลเซียม แมกนีเซียม หรือธาตุโลหะ เช่น โบรอน

1.1.2 ชนิดที่ 2 ตัวปรับขนาดเกรนในขั้นตอนการอบอ่อนด้วยความร้อน

การอบด้วยความร้อน หมายถึงการทำให้เกิดการตกผลึกใหม่ (Recrystallization) หรือการอบอ่อน (Soft Annealing) หลังจากที่ยังงานผ่านการขึ้นรูปมาแล้ว เมื่อนำมาอบด้วยความร้อนจะเกิดโครงสร้างและเกรนใหม่ขึ้น การปรับขนาดเกรนนี้เกิดขึ้นได้ถ้าจำนวนของนิวเคลียสมากพอและมีการป้องกันการโตของเกรนใหม่อย่างมีประสิทธิภาพจากธาตุผสมและตะกอนดังนี้

1.1.2.1 ธาตุโคบอลต์

โคบอลต์สามารถละลายในเนื้อทองได้ถึงประมาณ 8.4% โดยน้ำหนัก ที่อุณหภูมิอบอ่อนที่ 600°C โคบอลต์สามารถป้องกันการโตของเกรนที่อุณหภูมินี้ได้ โดยการเติมลงไปเกินกว่า 8.4% โดยน้ำหนัก จึงจะมีผลในการปรับขนาดเกรนได้ ซึ่งจะเห็นได้ว่าปริมาณของโคบอลต์ที่ใช้สูงมากจึงทำให้ไม่เหมาะที่จะใช้กับโลหะทองผสมกะรัตสูง แต่ในโลหะทอง 14 กะรัตและ 18 กะรัต ธาตุโคบอลต์เหมาะสมที่จะนำมาใช้ปรับขนาดเกรนเพราะความสามารถในการละลายต่ำ ทำให้เกิดการแยกตัวของเฟสโคบอลต์ออกมาได้ง่ายขึ้น

1.2 ธาตุผสมที่มีผลต่อการหล่อโลหะทองผสม (Additions in casting alloys)

1.2.1 ตัวลดออกซิเจน (Deoxidizers)

ธาตุผสมที่มีผลต่อการลดการเกิดปฏิกิริยาของโลหะผสมกับออกซิเจนถูกเรียกว่าตัวลดออกซิเจน (Deoxidizer) ออกซิเจนในอากาศจะทำปฏิกิริยากับธาตุเงินและทองแดงได้ง่ายแต่ไม่ทำปฏิกิริยากับทอง ในกรณีโลหะทองผสมกะรัตต่ำหรือมีปริมาณทองแดงในโลหะมาก การใช้ตัวลดออกซิเจนเพื่อป้องกันการเกิดออกไซด์จึงมีความจำเป็นอย่างมาก ธาตุที่เป็นตัวลดออกซิเจนในกรณีนี้จะทำปฏิกิริยากับออกซิเจนแทนทองแดง ธาตุเหล่านี้ได้แก่ สังกะสี ซิลิคอน โบรอน และฟอสฟอรัส

1.2.1.1 ธาตุสังกะสี

การใส่สังกะสีลงไปทำให้เกิดสังกะสีออกไซด์ (ZnO) เป็นควันสีขาวและทำให้ทองแดงทำปฏิกิริยากับออกซิเจนเป็นออกไซด์ไม่ได้ นอกจากนี้ปริมาณสังกะสี 1-2% ช่วยทำให้ผิวเรียบสวยงามและทำให้ผิวเงาขึ้นด้วย แม้ว่าจะดูในสภาพก่อนนำไปกัดผิวด้วยกรดก็ตาม

1.2.1.2 ธาตุซิลิคอนและโบรอน

ธาตุทั้งสองนี้จะไวต่อการเกิดออกไซด์ขึ้น มากกว่าธาตุสังกะสี แต่การใส่ซิลิคอนมากเกินไปจะทำให้เกิดการแตกขึ้นได้โดยเฉพาะในการผลิตลวดโลหะ นอกจากใช้เป็นตัวลดออกซิเจนแล้ว ซิลิคอนยังทำให้ผิวเงาขึ้นด้วย เนื่องจากมีแรงตึงผิวเกิดขึ้นทำให้เนื้อโลหะมีผิวเงาสวยงาม

1.2.1.3 ธาตุฟอสฟอรัส

ฟอสฟอรัสเป็นธาตุที่นับว่าเป็นตัวลดออกซิเจนที่แรงที่สุด อย่างไรก็ตามธาตุนี้อันตรายอย่างยิ่งถ้าปริมาณที่ใช้มากเกินไปเพียงเล็กน้อย เช่น ก่อให้เกิดแตกขณะร้อน (Hot Shortness) และทำให้เปราะมาก ฟอสฟอรัสไม่ทำให้เกิดความเงาหรือผิวเรียบ ดังนั้น ความเรียบของผิวขึ้นกับความเรียบของแบบหล่อ

1.2.2 สารเจือปน (Impurities)

สารเจือปนที่จะเกิดเป็นสารจุดหลอมเหลวต่ำได้นั้นต้องมีคุณสมบัติดังนี้

1. ต้องเป็นธาตุที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ และมีความสามารถในการละลายต่ำ
2. เกิดอยู่ในรูปของสารประกอบที่มีจุดหลอมเหลวต่ำและมีธาตุหลัก เช่น ทอง เงิน ทองแดง ผสมอยู่ด้วย

ธาตุที่มีจุดหลอมเหลวต่ำที่มีประโยชน์ ได้แก่ อินเดียม แกลเลียม และซิลิคอนที่ผสมเข้าไปแล้วทำให้ได้โครงสร้างยูเทคติกที่จุดหลอมเหลวต่ำ แต่ในกรณีสารเจือปนซึ่งมีโทษต่อโลหะ ได้แก่ ตะกั่ว บิสมัท กำมะถัน และฟอสฟอรัส

1.2.3 ธาตุที่มีอิทธิพลทำให้เกรนขนาดใหญ่หยาบ (Grain coarsener)

โดยปกติการปรับขนาดเกรนให้เล็กลงจะเกิดขึ้นเมื่อมีธาตุผสมหรือสารเจือปนที่มีอิทธิพลต่อขนาดของเกรนผสมอยู่ในเนื้อวัสดุ แต่บางครั้งในโลหะผสมธาตุบาง

ชนิดจะเกิดผลตรงกันข้าม เช่น ซิลิคอนทำให้เกรนโต นอกจากนั้นยังมีอีก 2 ธาตุคือเหล็กและโครเมียม ซึ่งก่อให้เกิดเกรนโตในขั้นตอนของการอบอ่อน ปริมาณธาตุเหล็กหรือโครเมียมเพียง 0.3-0.5% จะส่งผลกระทบทำให้เกรนใหญ่ขึ้นซึ่งเป็นสิ่งที่ไม่ต้องการในเครื่องประดับ

1.2.4 ธาตุที่มีอิทธิพลต่อโลหะในด้านอื่น ๆ

อินคลูชันหรือมลทิน (Inclusion) ของแบบปูนหรือตะกรัน (Slags) นับว่าเป็นสารเจือปนแต่ โลหะออกไซด์ เช่น ทองแดงออกไซด์ นับได้ว่าเป็นทั้งมลทินหรือส่วนผสมของโลหะผสมที่เกิดเป็นออกไซด์ก็ได้ ทองแดงออกไซด์ก่อให้เกิดโพรงก๊าซ การอบอ่อนวัสดุที่มีออกไซด์หรือออกซิเจนในบรรยากาศที่มีไฮโดรเจนอยู่ จะเกิดการแตกหักแบบพอง (Blister) ซึ่งเกิดก๊าซทั้งสองรวมตัวเป็นไอน้ำ ก๊าซนี้สามารถอยู่ในรูปของทองแดงซิลไฟด์หรือเงินซิลไฟด์ที่ก่อให้เกิดโพรงก๊าซขึ้นในชิ้นงาน

2. การควบคุมข้อบกพร่องที่เกิดขึ้นจากการหล่อ (Control of Defects in Casting)

การผลิตเครื่องประดับต้องระวังในข้อบกพร่องที่จะเกิดขึ้น เช่น ผิวของเครื่องประดับจะต้องมันเงา ไม่มีวามอง ไม่ให้เกิดรูพรุน และผิวเรียบสวย จากตัวเลขสถิติพบว่าประมาณ 50% ของข้อบกพร่องที่พบในผลิตภัณฑ์เกิดจากรูพรุน และเกือบ 80% ของการผลิตเกิดจากการหล่อ ดังนั้นวิธีการปฏิบัติที่ใช้เพื่อลดปริมาณข้อบกพร่องมีอยู่ 3 วิธี ดังนี้

- 1) บันทึกชนิดของการชำรุด
- 2) พิจารณาด้านเหตุ
- 3) หาวิธีที่จะหลีกเลี่ยงไม่ให้เกิดขึ้น

ในบทความตอนนี้จะกล่าวถึงชนิดและลักษณะของข้อบกพร่อง กลไกการเกิดและวิธีการแก้ไขที่พบในการหล่อโลหะทอง

2.1 มลทิน (Inclusions)

ชนิดของมลทินมีอยู่สองประเภทใหญ่ ๆ คือ

ก. สิ่งแปลกปลอมเล็ก ๆ (Particle) จากภายนอกมาปน เช่น ชิ้นส่วนของปูนทำแบบ (Particle of Investment)

ข. มลทินที่เกิดจากปฏิกิริยาของโลหะทอง กับ ธาตุอื่น เช่น ออกไซด์และซิลไฟด์ ของเงินและทองแดง

ในกรณีแรก ชิ้นส่วนแปลกปลอมมักทำให้เกิดจุดแข็งบนผิวโลหะ และเมื่อนำชิ้นงานไปขัดมันจะพบว่าเป็นรอยทางยาว (Comet Trace) ชิ้นส่วนของปูนแบบอาจจะมีสาเหตุมาจากการนำโลหะที่ปนเปื้อนมาหลอมใหม่ แบบปูนที่ไม่แข็งแรงหรือปูนแบบคุณภาพต่ำ เบ้าที่มีทางเดินนำโลหะไม่เหมาะสม เช่น มีขอบมุมแหลมคม จะทำให้ขอบแตกชำรุดเมื่อนำโลหะไหลมากระทบ

สาเหตุอีกอย่างหนึ่งคือการใช้เบ้าที่ไม่สะอาดทำให้เศษของตะกรัน เช่น อะลูมิเนียม และทองแดงซิลิเกตไปฝังอยู่ในรอยแตกแยกหรือทำให้โลหะแตกร้าว

การหลีกเลี่ยงการเกิดสิ่งแปลกปลอมทำได้ดังนี้คือ

- ก. สร้างแบบหล่อที่แข็งแรงเพียงพอ
- ข. ดันเทียนปราศจากบริเวณมุมแหลมคม
- ค. ทำความสะอาดวัสดุก่อนหลอมใหม่
- ง. เบ้าหลอมต้องสะอาดและแข็งแรง

2.2 ของเสียจากการหล่อแบบปูน (Investment Casting)

ข้อบกพร่องที่เกิดขึ้นที่ผิวสามารถแบ่งได้เป็น 2 กลุ่ม ดังนี้

กลุ่ม A

- คราบน้ำ (Water marks)
- ผิวหน้าหยาบ (Sandy Surface)
- มีครีบ (Fins)
- มีเม็ด (Beads)

กลุ่ม B

- รูพรุน
- ผิวที่มีโครงสร้างเดนไดรต์

กลุ่ม A เกือบทั้งหมดเป็นผลจากกรรมวิธีผลิตที่ไม่สมบูรณ์

กลุ่ม B เป็นปัญหาที่สำคัญมากที่สุดและไม่เกิดจากสาเหตุเพียงอย่างเดียว

2.2.1 คราบน้ำ (Water marks)

คราบน้ำทำให้ผิวหน้าของชิ้นหล่อไม่เรียบ (ดูรูปที่ 6) รอยคราบน้ำจะยิ่งปรากฏชัดบนโลหะแผ่นแบน กลไกการเกิดคือ ผงปูนแม้ว่าผสมน้ำแล้วก็มีแนวโน้มที่จะแยกตัวออกอีก ถ้าหากถูกทิ้งไว้นานเป็นเวลานานก่อน

การแข็งตัว การกวนเท่านั้นป้องกันการแยกตัว ในกรณี
ที่การแยกตัวเกิดขึ้น การรวมตัวของน้ำจะปรากฏบนผิว
เทียนและทำให้เกิดรอยขึ้นบนชิ้นงาน การป้องกันรอย
คราบน้ำ (Water marks) ต้องควบคุมกรรมวิธีผสมปูน
ซึ่งต้องรีบทำภายในเวลากำหนดทั้งหมดก่อนการแข็งตัว
เวลาแข็งตัว ('Gloss off' time) เป็นเวลาที่นับจากการ
สัมผัสครั้งแรกของน้ำ กับเวลาที่ความเงาหายไป ผิว
ของปูนผสมน้ำในแบบจะหมดความเงาเมื่อการแข็ง
ตัวเริ่มขึ้น

2.2.2 ผิวหน้าหยาบและมีครีบ (Sandy surface and fins)

ถ้าน้ำโลหะแทรกในรูพรุนของปูนก่อให้เกิดผิว
ของชิ้นหล่อหยาบ (Sandy) ถ้าปูนหล่อแตกเนื่องจากมี
แรงดันน้ำโลหะมากก่อให้เกิดครีบในชิ้นงาน (ดูรูปที่ 7)
และมักพบครีบที่ขอบของด้านหน้าตัดหนา ความเสีย
หายทั้งสองอย่างเกิดจากใช้ปูนที่มีความแข็งแรงต่ำ หรือ
แรงอัดน้ำโลหะมากเกินไประหว่างการเท เช่น ใช้ความ
เร็วในการเทเร็วเกินไปสาเหตุของข้อบกพร่องอาจ
เกิดจากการใช้ปูนหล่อที่มากเกินไป เช่น อัตราส่วนของ
น้ำกับปูนสูงไป อุณหภูมิในการเผาปูนยิบซั่มสูงกว่า
750°C และผงปูนนั้นเสื่อมคุณภาพไม่ดี

2.2.3 เม็ดโลหะบนผิวงาน

เม็ดโลหะ (Beads) บนผิวงาน เป็นผลของฟอง
อากาศอยู่ที่ผิวแบบเทียนระหว่างการหล่อปูน ถ้าการหล่อ
แบบปูนไม่ได้ทำในสุญญากาศ อากาศจะติดเข้าไปในช่วง
การกวนและกลายเป็นฟองอากาศเล็ก ๆ ติดอยู่ตามผิว
หน้าเทียน การดูดอากาศออกจากน้ำปูนภายหลังการ
ผสมและหลังจากเทปูนลงแบบจะช่วยลดการเกิดเม็ด

โลหะได้ค่อนข้างมาก

2.2.4 รูพรุน

รูพรุนที่เกิดขึ้นแบ่งได้ 2 อย่าง คือ รูพรุนจากฟอง
อากาศ หรือจากการหดตัว

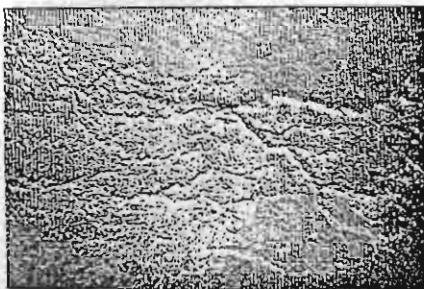
2.2.4.1 รูพรุนจากฟองอากาศ (Gas pores)

รูพรุนจากฟองอากาศทำให้เกิดรูเข็มบนผิวหน้าโลหะ
ดูรูปที่ 8 ซึ่งมีสาเหตุการเกิดจากปฏิกิริยาระหว่างปูน
หรือจากสิ่งเจือปน

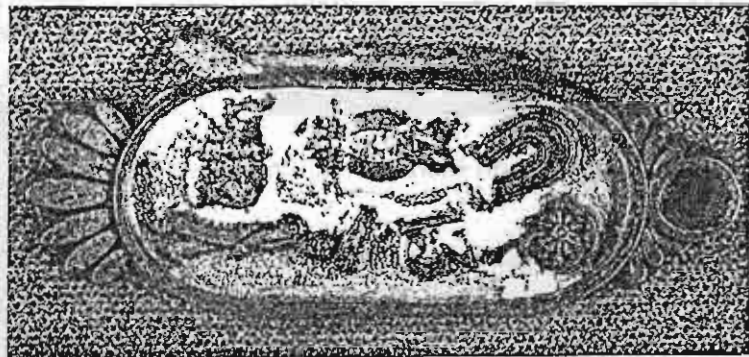
ก. การเสียหายเกิดจากปฏิกิริยากับปูนหล่อ

ปูนยิบซั่ม ซึ่งประกอบด้วยสารประกอบซัลเฟตและมี
แคลเซียมซัลเฟต (ยิบซั่ม) เป็นตัวประสาน แคลเซียม
ซัลเฟตเกิดปฏิกิริยากับโลหะเหลวทำให้เกิดรูพรุน
เนื่องจากซัลเฟอร์ไดออกไซด์ (SO_2) โดยวิธีทางตรงหรือ
ทางอ้อม ปัจจัยที่มีผลต่อการเกิดก๊าซ คือ ความร้อนและ
อุณหภูมิ สภาพบรรยากาศ และส่วนผสมทางเคมีของ
โลหะ การหล่อใช้อุณหภูมิสูง มีผลเสียในเรื่องของการ
เกิดรูพรุน การควบคุมอุณหภูมิขึ้นอยู่กับหน้าตัดของเนื้อ
โลหะ ขนาดของเบ้าปูน

การแตกตัว (Decomposition) ของแคลเซียมซัลเฟต
จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิสูงและภายใต้บรรยากาศรีดิวซ์
(Reducing) ก๊าซผสมไนโตรเจนและไฮโดรเจน (รู้จัก
กันในนาม Forming gas) เป็นก๊าซรีดิวซ์ แม้กระทั่ง
บรรยากาศสุญญากาศก็นับว่าเป็นรีดิวซ์ การคลุมเบ้า
หลอมด้วยก๊าซที่ผสมไฮโดรเจน หรือก๊าซธรรมชาติใน
เบ้าหลอมแบบเปิดจะเกิดปัญหาลักษณะนี้ คือมีผลให้
รูพรุนเกิดขึ้น การแก้ปัญหาคือใช้บรรยากาศกลางแม้จะมี
ออกซิเจนอยู่บ้าง ก๊าซไนโตรเจนที่มีคุณภาพระดับใช้ใน
ห้องทดลอง (Technical Grade) สามารถนำมาใช้ได้
เช่นเดียวกันจะใช้ก๊าซอาร์กอนก็ได้ แต่อาร์กอนราคา



รูปที่ 6 ตัวอย่างคราบน้ำเกิดที่ทอง 18K
สีเหลืองขนาด 9 เท่า



รูปที่ 7 ตัวอย่างผิวหน้าโลหะหยาบและครีบขนาด 3 เท่า

แพงกว่าและได้ประโยชน์ไม่มากกว่าในโตรเจน

การเกิดซัลไฟด์เนื่องจากการนำโลหะเก่าที่มีผงปูนติดอยู่มากมาหลอมใหม่ภายใต้ภาวะรีดิวซิง (Reducing) ซัลไฟด์ทำให้เกิดการซารุดได้โดยตรงหรืออาจจะชักนำให้เกิดซัลเฟอร์ไดออกไซด์ โครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 9 แสดงถึงรูพรุนและรอยร้าว (Crack) ไปตามขอบเกรน



รูปที่ 8 รูเข็มเล็ก ๆ บนผิวหน้าของเรือหน้าหักทอง 18K ขยาย 8 เท่า



รูปที่ 9 รูพรุนและรอยแตก

ข. สิ่งเจือปนที่เกิดจากการใช้เศษโลหะเก่า

การหลอมเศษทองเก่าที่ใช้แล้วหลายครั้งโดยไม่ได้ทำความสะอาดอย่างถูกต้องเป็นสาเหตุทำให้มีออกไซด์ในปริมาณค่อนข้างสูงปนอยู่และก่อให้เกิดรูพรุนขึ้น รูปที่ 10 แสดงให้เห็นช่องว่างระหว่างเดนไดรต์ที่มีคอปเปอร์ออกไซด์จำนวนมาก

การแก้ไขรูพรุน (Gas porosity) มีวิธีแก้ไขป้องกันอยู่หลายวิธีคือ

ก. ใช้โลหะสะอาด

ข. ถ้าโลหะไม่สะอาดอย่าใช้บรรยากาศรีดิวซิง ในการหล่อโลหะ

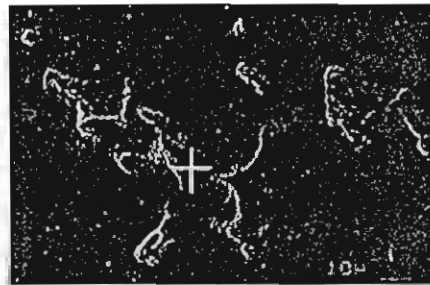
ค. หากหลอมและหล่อในเครื่องมือปิด ให้ใช้ในโตรเจนหรืออาร์กอนที่ปนออกซิเจนเล็กน้อย ซึ่งจะมีประโยชน์มากกว่าเสียประโยชน์ และดีกว่าการใช้สุญญากาศ

ง. รักษาอุณหภูมิของเบ้า และอุณหภูมิหลอมอยู่ภายใน กำหนด

จ. หลีกเลี่ยงการใช้ทองสีเหลืองมีสังกะสีสูง (อย่าให้เกิน 2-3%)

ฉ. หลีกเลี่ยงการหล่อชิ้นส่วนหนาโดยใช้ทองคำสีขาวผสมนิกเกิลในปูนยับยั้ง นอกจากใช้ ปูนที่มีการประสานแบบ Phosphate-bonded

รูปแบบอีกอย่างของรูพรุนคือการเกิดผิวหน้าเดนไดรต์ (Dendrite) (รูปที่ 11) รูปแบบนี้เกิดเมื่อก๊าซที่เกิดขึ้น (เนื่องจากปฏิกิริยาระหว่างโลหะเหลวกับปูน) ไปผลักดันโลหะเหลวออกไปจากผิวหน้าของโลหะที่แข็งตัวแล้วเป็นบางส่วน เราสามารถพบได้บ่อย ๆ ในทางเดินน้ำโลหะบริเวณที่มีเนื้อมวลมากและอุณหภูมิร้อน บ่อยครั้งเราก็พบมันได้บนชิ้นงานที่เล็กและบาง การหลีกเลี่ยง ให้ใช้วิธีตามที่กล่าวไว้แล้วสำหรับการแก้ปัญหา รูพรุนทุกข้อได้



รูปที่ 10 รูป SEM รูปขยายของเครื่องทองมีรูพรุน และมีคอปเปอร์ออกไซด์



รูปที่ 11 ผิวหน้าเดนไดรต์ 14K ทองสีเหลือง สังกะสี 10%

2.2.4.2 รูพรุนแบบหดตัว (Shrinkage porosity)

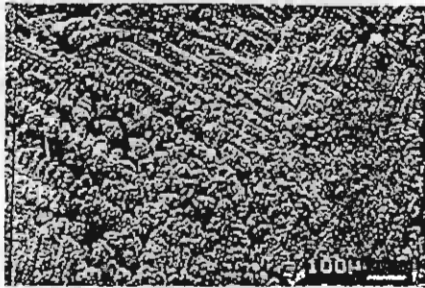
รูพรุนแบบหดตัวแสดงโครงสร้างเดนไดรต์เกิดขึ้นที่ผิวรอยแตกตามรูปที่ 12 และ 13 ช่องว่างของโครงสร้างแบบนี้ทำให้ความแข็งแรงของโลหะต่ำลงและจะแตกหักเมื่อมีแรงเพียงเล็กน้อยมากกระทบ สาเหตุการเกิด

รูพรุนชนิดนี้ มาจากการหดตัวอย่างรวดเร็วของโลหะในช่วงเปลี่ยนสถานะจากของเหลวเป็นของแข็ง การหดตัวแข็งตัวเป็นคุณสมบัติทางฟิสิกส์ของโลหะและไม่สามารถแก้ไขอะไรได้ อย่างไรก็ดี ผลกระทบจากการหดตัวของวัสดุจะต้องอยู่ภายใต้ขอบเขต

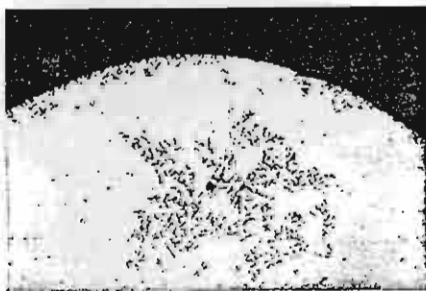
เพื่อหลีกเลี่ยงการเกิดรูพรุนในระหว่างการแข็งตัว การหดตัวของปริมาตรในชิ้นงานจะต้องได้รับการชดเชย โดยการเติมโลหะเหลวลงในรูเดิม (Sprue) อย่างไรก็ดี ยังมีข้อขัดข้อง 2 ประการ

ประการแรก ชิ้นงานออกแบบไม่ดี และ/หรือการแข็งตัวของโลหะที่รุดหรือชิ้นงานมีเนื้อบาง (Thin wall) เกิดขึ้นก่อนชิ้นงานหลัก ซึ่งทำให้การไหลของโลหะเหลวทำไม่ได้อีกต่อไป ทำให้รูพรุนเกิดขึ้นขณะโลหะแข็งตัว

ประการที่สอง การโคขึ้นของเดนไดรท์ของการเป็นผลึก จับตัวคล้ายฟองน้ำซึ่งขัดขวางการไหลของโลหะเหลวจากส่วนที่บางไปส่วนที่หนาของชิ้นงาน



รูปที่ 12 รูป SEM ของ Shrinkage Porosity บนผิวหน้าหัก



รูปที่ 13 โครงสร้างจุลภาคของโพรงที่เกิดจากการหดตัว
กำลังขยาย 100 เท่า

การหลีกเลี่ยงโพรงอากาศที่เกิดจากการหดตัว (Avoiding shrinkage porosity)

การกำจัดหรือป้องกันการเกิดรูพรุนแบบหดตัวทำได้ยาก แต่สามารถลดจำนวนให้น้อยลงได้ ตัวอย่างเช่น

- ออกแบบงานหล่อโดยหลีกเลี่ยงรูปแบบที่มีการ

เปลี่ยนขนาดหน้าตัดอย่างฉับพลัน

- ออกแบบทางเดินน้ำโลหะที่มีขนาดเหมาะสม เช่น ไม่ยาวและเล็กเกินไป และไม่สั้นหรือหนาเกินไป ให้ติดทางเดินใกล้กับส่วนที่หนาของชิ้นงาน ทางเดินที่มีหลายทางจะมีประโยชน์เมื่อขนาดไม่ยาวและบางเกินไป

- ใช้อุณหภูมิที่เหมาะสม โดยเฉพาะอุณหภูมิของเบ้าให้ผลมากกับการเกิดโพรง ขณะที่อุณหภูมินำโลหะมีอิทธิพลมากกับการไหลของโลหะ

- อย่าหล่องานขนาดหนาและบางบนต้นเทียนเดียวกัน

- ใช้โลหะผสมที่หล่อง่าย ทอง 18K จะหล่อง่ายกว่า 14K การเพิ่มสังกะสีจะทำให้เกิดการหดตัวมากขึ้น แม้ว่าการไหลตัวและความสุกาวของโลหะจะดีขึ้น

บทสรุป

การผลิตโลหะประกอบเครื่องประดับอัญมณีที่มีคุณภาพต้องคำนึงถึงคุณสมบัติของโลหะหลักและโลหะที่นำมาผสม ตลอดจนขั้นตอนต่างๆ ในกระบวนการผลิต และวิธีการควบคุมข้อบกพร่องที่คาดว่าจะเกิดขึ้นในชิ้นงาน ในกรณีการเกิดรูพรุนและโพรงอากาศ และข้อบกพร่องอื่น ซึ่งอาจจะมีสาเหตุของความเสียหายมาจากต้นเหตุเพียงชนิดเดียวหรือหลายชนิดผสมกัน เช่น ชนิดโลหะผสม ปริมาณของธาตุผสม ชนิดของบรรยากาศในการหลอมโลหะและหล่อโลหะ ชนิดของปูน อุณหภูมิการหล่อ อุณหภูมิของเบ้าปูน การเกิดปฏิกิริยาระหว่างโลหะหลอมเหลวกับเบ้าปูน ตัวแปรต่างๆ เหล่านี้เป็นสิ่งที่สำคัญที่ผู้ผลิตและช่างหล่อนำมาใช้ปรับปรุงเพื่อพัฒนาคุณภาพงานหล่อ ดังนั้นผู้ผลิตหรือช่างหล่อต้องจดจำรูปร่างของตำหนิ เข้าใจกลไกการเกิด นำตัวแปรมาพิจารณาแก้ไข และติดตามผลการเปลี่ยนแปลงค่าตัวแปรต่างๆ ตลอดจนบันทึกเก็บรวบรวมข้อมูลทุกอย่างไว้ใช้ในการแก้ไขปรับปรุงตลอดเวลา

กิตติกรรมประกาศ

บทความนี้เรียบเรียงจากเอกสารของสมาพันธ์ทองคำโลกประจำประเทศไทย จึงขอขอบคุณที่อนุเคราะห์ให้ข้อมูลเอกสารตลอดจนความร่วมมือต่างๆ ที่มีประโยชน์ต่อการผลิตโลหะประกอบอัญมณี นอกจากนี้ต้องขอขอบคุณสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.) ที่สนับสนุนโครงการวิจัยนี้อย่างเต็มตลอดมา

ประวัติผู้เขียน

1. รศ.ดร.ฉัตรชัย สมศิริ

การศึกษา

- ปริญญาโทและตรี ทางด้านวิศวกรรมโลหการ จาก University of Melbourne และ University of New South Wales ประเทศออสเตรเลีย

- ปริญญาเอก ทางด้านวิศวกรรมวัสดุ จาก Purdue University ประเทศสหรัฐอเมริกา

งาน

- อดีตหัวหน้าภาควิชาวิศวกรรมโลหการ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

- หัวหน้าศูนย์วิจัยเหล็กและเหล็กกล้า กระทรวงวิทยาศาสตร์ฯ

- กรรมการหลักสูตร มหาวิทยาลัยเกษตร และ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

- อาจารย์พิเศษ มหาวิทยาลัยศิลปากร มหาวิทยาลัยนเรศวร และมหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ ประสานมิตร

2. อ.ดร. เอกสิทธิ์ นิสารัตนพร

การศึกษา

- วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วศ.บ. โลหการ) จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

- Ph.D. (DIC) จาก Imperial college, University of London

ปัจจุบัน

- อาจารย์ประจำ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์

- รองผู้อำนวยการสถาบันวิจัยโลหะและวัสดุ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

- นักวิจัยโครงการพัฒนาและปรับปรุงโลหะประกอบเครื่องประดับอัญมณี สนับสนุนโดยสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.)

ภาคผนวก ข

ภาคผนวก

Diffraction of Ordered Structure

1. Diffraction ของ unit cell ทั่วไป

ความเข้มของ beam (X-ray หรือ electron) ที่กระเจิง (diffracted) ด้วยอะตอมใน unit cell ในทิศทางที่ทำนายโดย Bragg law มีขนาดแปรผันโดยตรงกับกำลังสองของค่าสมบูรณ์ของ F

$$I \propto |F|^2 \quad (1)$$

โดย F คือค่า structure factor ของ unit cell ซึ่งเป็นจำนวนเชิงซ้อน

$$|F| = \frac{\text{Amplitude ของคลื่นที่หักเหด้วยทุกอะตอมของ unit cell}}{\text{Amplitude ของคลื่นที่หักเหด้วย electron 1 ตัว}}$$

การศึกษาการ Diffraction จึงจำเป็นต้องเข้าใจ structure factor; F ของ unit cell ซึ่งสัมพันธ์กับความเข้มของ diffraction beam

ถ้าในหนึ่ง Unit cell ประกอบด้วยอะตอมที่ 1,2,3,...N อยู่ในตำแหน่งที่มี coordinate $u_1, v_1, w_1, u_2, v_2, w_2, \dots, u_N, v_N, w_N$ และมี atomic scattering factor $f_1, f_2, f_3, \dots, f_N$ ตามลำดับ ค่า structure factor จะมีค่าเท่ากับ

$$\begin{aligned} F &= f_1 e^{2\pi i(hu_1 + kv_1 + lw_1)} + f_2 e^{2\pi i(hu_2 + kv_2 + lw_2)} + f_3 e^{2\pi i(hu_3 + kv_3 + lw_3)} + \dots \\ &= \sum_{j=1}^N f_j e^{2\pi i(hu_j + kv_j + lw_j)} \end{aligned} \quad (2)$$

โดย f คือ atomic scattering factor ซึ่งมีค่าเท่ากับ

$$f = \frac{\text{amplitude ของคลื่นที่หักเหโดยอะตอมใดๆ}}{\text{amplitude ของคลื่นที่หักเหโดย electron 1 ตัว}}$$

ซึ่งสามารถเปิดได้จากตาราง ค่า F ไม่ขึ้นกับ รูปร่างและขนาดของ unit cell ยกตัวอย่างเช่น โครงสร้างผลึกที่เป็น face-centered cell ซึ่งได้แก่ fcc, fct หรือ face-centered orthorhombic ก็จะมีค่า F สำหรับค่า h k l ใดๆ เท่ากัน

ในโครงสร้างผลึกแบบ Face-centered cell (fcc, fct, etc.) ที่ประกอบด้วยอะตอมชนิดเดียวกัน จะประกอบด้วยอะตอมที่อยู่ coordinate 000, $\frac{1}{2} \frac{1}{2} \frac{1}{2}$, $\frac{1}{2} 0 \frac{1}{2}$ และ $0 \frac{1}{2} \frac{1}{2}$ จากสมการที่ (2) จะได้

$$\begin{aligned} F &= f e^{2\pi i(0)} + f e^{2\pi i(h/2 + k/2 + l/2)} + f e^{2\pi i(h/2 + 0 + l/2)} + f e^{2\pi i(0 + k/2 + l/2)} \\ &= f [1 + e^{\pi i(h+k)} + e^{\pi i(h+l)} + e^{\pi i(k+l)}] \end{aligned} \quad (3)$$

และจากความรู้เรื่องเลขเชิงซ้อน

$$\begin{aligned} e^{\pi i} &= e^{3\pi i} = e^{5\pi i} = -1 \\ e^{2\pi i} &= e^{4\pi i} = e^{6\pi i} = +1 \end{aligned}$$

ถ้า h,k,l เป็นเลขคู่หรือเลขคี่ทั้งหมด (unmixed) จะทำให้ (h+K), (h+l) และ (k+l) เป็นเลขคู่ เพราะฉะนั้นจากสมการ (3) จะได้

$$\begin{aligned} F &= f(1+1+1+1) \\ F &= 4f \\ F^2 &= 16f^2 \quad ; \text{สำหรับ } h \ k \ l \text{ "unmixed"} \end{aligned}$$

ถ้า h, k, l เป็นค่าผสม (mixed) คือมีเลขคู่และเลขคี่ผสมกัน จะทำให้พจน์

$$e^{\pi i(h+k)} + e^{\pi i(h+l)} + e^{\pi i(k+l)} = -1$$

เพราะฉะนั้นสมการที่ (3) จะเท่ากับ

$$F = f(1-1) = 0$$

$$F^2 = 0$$

เพราะฉะนั้น สำหรับ face-centered cell ที่ประกอบด้วยอะตอมชนิดเดียวกัน

$$F = 4f \quad ; \text{สำหรับ } h,k,l \text{ "unmixed"}$$

$$F = 0 \quad ; \text{สำหรับ } h,k,l \text{ "mixed"}$$

เนื่องจาก $I \propto |F|^2$ เพราะฉะนั้น ที่ค่า h,k,l มีค่าเป็นเลขคู่และเลขคี่ผสมกัน จะทำให้ความเข้ม (intensity) ของ diffraction เป็นศูนย์เรียกว่า "absent" reflection

ในทำนองเดียวกัน สำหรับโครงสร้างผลึก body-centered cell (bcc, bct.etc) ที่ประกอบด้วยอะตอมชนิดเดียว

$$F = 2f \quad ; \text{เมื่อ } (h+k+l) \text{ เป็นเลขคู่}$$

$$F = 0 \quad ; \text{เมื่อ } (h+k+l) \text{ เป็นเลขคี่}$$

นั่นคือในกรณีโครงสร้างผลึกแบบ bcc หรือ bct จะเกิด absent reflection ที่ $(h+k+l)$ เป็นเลขคี่ และจะเกิด reflection ที่ $(h+k+l)$ เป็นเลขคู่ ซึ่งสามารถอธิบายเชิงคุณภาพได้ดังรูปที่ 1 (a) และ 1(b) ตามลำดับ จากรูปที่ 1 (a) จะเห็นได้ว่า รังสีกระเจิง (diffracted ray) มีแอมพลิจูด (amplitude) เท่ากัน แต่ต่างเฟสกัน (out of phase) จึงหักล้างกันหมดไป ส่วนในรูปที่ 1 (b) รังสีกระเจิงที่เกิดขึ้นมีเฟสรวมกัน (in phase) จึงเสริมกัน

2. Diffraction ของ disordered solid solution ใน Au-Cu system

จากสมการที่ (2)

$$F = \sum_{\mathbf{n}} f_n e^{2\pi i(hu_n + kv_n + lw_n)}$$

ถ้าเป็น disordered solid solution แล้วค่า atomic scattering factor ; f ของอะตอมที่อยู่ในตำแหน่งใดๆ = f_{av} และเนื่องจาก disordered phase ในระบบ Au-Cu เป็น fcc เพราะฉะนั้น จากสมการ (3) จะได้

$$F = f_{av} [1 + e^{\pi i(h+k)} + e^{\pi i(h+l)} + e^{\pi i(k+l)}] \quad (4)$$

เมื่อ h, k, l เป็นเลขคู่ทั้งหมดหรือเลขคี่ทั้งหมด (unmixed)

$$F = 4f_{av} \quad (5)$$

$$\begin{aligned} \text{แต่ } f_{av} &= (\text{สัดส่วนของอะตอม Au}) f_{Au} + (\text{สัดส่วนของอะตอม Cu}) f_{Cu} \\ &= \frac{1}{4} f_{Au} + \frac{3}{4} f_{Cu} \end{aligned} \quad (6)$$

แทน (6) ใน (5) จะได้ (สำหรับ h,k,l "unmixed")

$$F = f_{Au} + 3f_{Cu} \quad (7)$$

เมื่อ h, k, l เป็นเลขคู่และเลขคี่ผสมกัน (mixed) จาก (4) จะได้

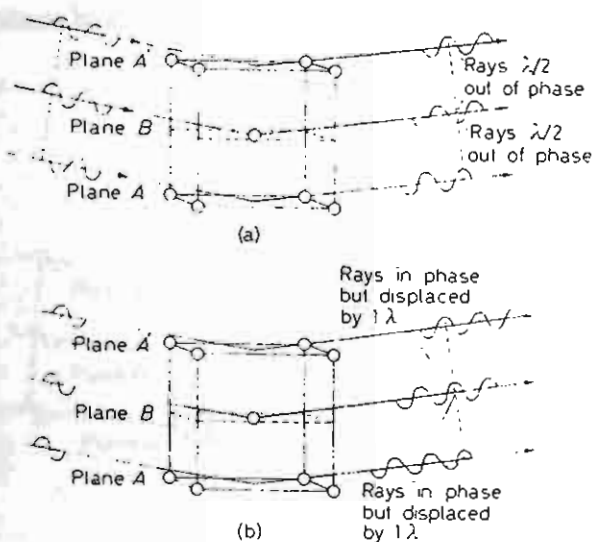
$$F = 0 \quad (8)$$

เพราะฉะนั้น สำหรับ disordered solid solution ใน Au-Cu ซึ่งเป็น fcc

$$F = f_{Au} + 3f_{Cu} \quad ; \text{สำหรับ } h,k,l \text{ "unmixed"}$$

$$F = 0 \quad ; \text{สำหรับ } h,k,l \text{ "mixed"}$$

นั่นคือเกิด Absent diffraction เมื่อ h, k และ l เป็นเลขคู่และเลขคี่ผสมกัน



รูปที่ 1 (a) reflection ของระนาบ (100) ใน bcc. เกิดการหักล้างกันของรังสี
(b) reflection ของระนาบ (200) เกิดการเสริมกันของรังสี

3. Diffraction ของ $AuCu_3$ order structure

ในแต่ละ unit cell ของ $AuCu_3$ ที่ประกอบด้วยอะตอมของ Au ที่ coordinate 000, และ อะตอมของ Cu ที่ $1/2 \ 1/2 \ 0, 1/2 \ 0 \ 1/2$ และ $0 \ 1/2 \ 1/2$

เพราะฉะนั้น จากสมการที่ (2) จะได้

$$F = f_{Au} e^{\pi i(0)} + f_{Cu} [e^{\pi i(h+k)} + e^{\pi i(h+l)} + e^{\pi i(k+l)}]$$

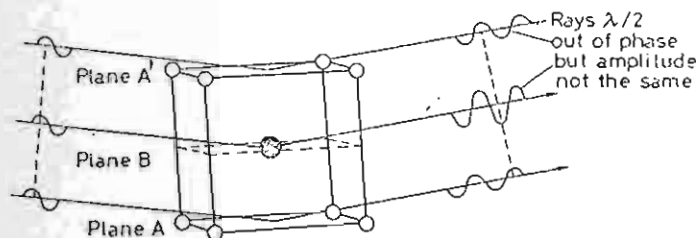
ถ้า h,k,l เป็นเลขคู่ทั้งหมดหรือเลขคี่ทั้งหมด (unmixed) จะได้

$$F = (f_{Au} + 3f_{Cu}) \quad ; \text{สำหรับ } h,k,l \text{ "unmixed"} \quad (9)$$

และถ้า h,k,l เป็นเลขคู่และเลขคี่ผสมกัน (mixed) จะได้

$$F = (f_{Au} - f_{Cu}) \quad ; \text{สำหรับ } h,k,l \text{ "mixed"} \quad (10)$$

จะเห็นว่าในกรณีนี้ที่ h, k, l เป็น "unmixed" ค่า F ของ AuCu_3 จะเท่ากับ F ของ disordered solid solution จึงเรียกการ diffraction ในกรณีนี้ว่า fundamental diffraction ส่วนในกรณีนี้ที่ h, k, l เป็น "mixed" ค่า F ของ disordered solid solution จะเท่ากับ 0 คือเกิด absent diffraction แต่ค่า F ของ AuCu_3 ไม่เท่ากับ 0 แต่จะเท่ากับผลต่างของ f_{Au} และ f_{Cu} ทำให้เกิด diffract ที่มี intensity ต่ำกว่า fundamental diffraction เรียกว่า weak diffraction หรือ super lattice diffraction ซึ่งไม่เกิดใน disordered solid solution รูปที่ II อธิบายเชิงคุณภาพ การเกิด weak diffraction หรือ super lattice diffraction ของระนาบ (100) ใน ordered structure ที่มีโครงสร้างผลึกเป็น body centered cell จากรูปจะเห็นว่า ถึงแม้รังสีกระเจิง (diffracted ray) จะต่างเฟสกัน (out of phase) แต่มี amplitude ไม่เท่ากัน จึงหักล้างกันไม่หมด เกิดเป็น weak reflection



รูปที่ II แสดงการเกิด weak reflection ในระนาบ 100 ของโครงสร้างแบบ ordered โดยการหักล้างกันของรังสีกระเจิง (diffracted ray) ที่มีแอมพลิจูดไม่เท่ากัน

4. Diffraction ของ AuCu I ordered structure

ในแต่ละ unit cell ของ AuCu I จะประกอบด้วยอะตอมของ Au ในตำแหน่ง 000 และ $\frac{1}{2} \frac{1}{2} 0$ และอะตอมของ Cu ในตำแหน่ง $\frac{1}{2} 0 \frac{1}{2}$ และ $0 \frac{1}{2} \frac{1}{2}$

เพราะฉะนั้น จากสมการที่ (2) จะได้

$$F = f_{\text{Au}} [e^{2\pi i(0)} + e^{2\pi i(h/2+k/2+0)}] + f_{\text{Cu}} [e^{2\pi i(h/2+0+k/2)} + e^{2\pi i(0+k/2+l/2)}]$$

$$F = f_{\text{Au}} [1 + e^{\pi i(h+k)}] + f_{\text{Cu}} [e^{\pi i(h+l)} + e^{\pi i(k+l)}]$$

ถ้า h, k, l เป็นเลขคู่ทั้งหมดหรือเลขคี่ทั้งหมด (unmixed)

$$F = 2f_{\text{Au}} + 2f_{\text{Cu}} \quad ; \text{สำหรับ } h, k, l \text{ "unmixed"} \quad (11)$$

และถ้า h, k, l เป็นเลขคู่และเลขคี่ผสมกัน (mixed) แบ่งเป็น 2 กรณีคือ

1) h, k เป็นเลขคู่หรือคี่ทั้งหมด (unmixed)

$$F = 2f_{\text{Au}} - 2f_{\text{Cu}} \quad ; \text{สำหรับ } h, k \text{ "unmixed"} \quad (12)$$

2) h, k เป็นคู่หรือคี่ผสมกัน (mixed)

$$F = 0$$

; สำหรับ h, k "mixed" (13)

จากสมการ (11) ถึง (13) สรุปได้ว่า

AuCu I ordered structure จะเกิด weak diffraction หรือ super lattice diffraction เมื่อ h และ k เป็นเลขคู่ I เป็นเลขคี่ หรือ h และ k เป็นเลขคี่ I เป็นเลขคู่

ภาคผนวก ค

ข้อมูลทั่วไปเกี่ยวกับโลหะทองและทองผสมชนิดต่างๆ

สัญลักษณ์	ข้อมูลวิเคราะห์ ผู้ผลิต เกรด และ หมายเลข
9ct No. 90	โลหะทองผสม สีเหลืองอมแดง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 880-895°C DPN 110
9ct No. 91	โลหะทองผสม สีเหลือง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 855-870°C DPN 110
9ct No. 92	โลหะทองผสม สีเหลืองอมแดง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 920-940°C DPN 110
9ct No. 93	โลหะทองผสม สีเหลือง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 870-890°C DPN 190
9ct No. 94	โลหะทองผสม สีเหลือง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 835-860°C DPN 110
9ct No. 95	โลหะทองผสม สีเหลือง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 860-880°C บ่มเพิ่มความแข็งแรงได้ DPN 110
9ct No. 97	โลหะทองผสม สีแดง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 940-955°C DPN 110
9ct No. 98	โลหะทองผสม สีส้มแดง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 925-945°C DPN 90
9ct No. 99	โลหะทองผสม สีเหลือง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 820-840°C DPN 190
9ct No. 910	โลหะทองผสม สีเหลืองอมเขียว Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 895-920°C บ่มเพิ่มความแข็งแรงได้ DPN 90
9ct No. 911	โลหะทองผสม สีเหลืองอมแดง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 845-870°C บ่มเพิ่มความแข็งแรงได้ DPN 110
9ct No. 912	โลหะทองผสม สีเหลืองอมแดง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 910-935°C DPN 110
9ct S 91 (easy)	โลหะทองผสม 37.5% ใช้เป็นโลหะประสาน Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 610-660°C
9ct S 92 (medium)	โลหะทองผสม 37.5% ใช้เป็นโลหะประสาน Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 700-710°C
9ct S 93 (hard)	โลหะทองผสม 37.5% ใช้เป็นโลหะประสาน Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 740-760°C
9ct W 91	โลหะทองผสม สีขาว Sheffield Smelting Co DPN 140
9ct W 93	โลหะทองผสม สีขาว Sheffield Smelting Co DPN 85
9ct W 94	โลหะทองผสม สีขาว Sheffield Smelting Co DPN 60
9ct W 95	โลหะทองผสม สีขาว Sheffield Smelting Co DPN 85
9ct W 96	โลหะทองผสม สีขาว Sheffield Smelting Co DPN 85
9ct W 97	โลหะทองผสม สีขาว Sheffield Smelting Co DPN 85
9ct W 98	โลหะทองผสม สีขาว Sheffield Smelting Co DPN 60
9ct W 99	โลหะทองผสม สีขาว Sheffield Smelting Co DPN 85
14/450	โลหะประสานทางทันตกรรม Engelhard Industries ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 620-755°C
14ct No. 144	โลหะทองผสม สีเขียว Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 950-975°C DPN 90
14ct No. 145	โลหะทองผสม สีแดง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 885-895°C DPN 110
14ct No. 146	โลหะทองผสม สีเหลืองอมแดง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 840-880°C DPN 90
14ct No. 147	โลหะทองผสม สีเขียว Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 920-935°C DPN 110
14ct No. 148	โลหะทองผสม สีเหลือง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 830-855°C DPN 190
14ct No. 149	โลหะทองผสม สีเหลืองอมแดง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 810-838°C DPN 90
14ct S 143 (medium)	โลหะทองผสม 58.5% ใช้เป็นโลหะประสาน Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 830-835°C
14ct S 145 (hard)	โลหะทองผสม 58.5% ใช้เป็นโลหะประสาน Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 835-870°C
14ct S 146 (easy)	โลหะทองผสม 58.5% ใช้เป็นโลหะประสาน Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 720-740°C
14ct S 147 (easy)	โลหะทองผสม 58.5% ใช้เป็นโลหะประสาน Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 700-720°C
14ct W 142	โลหะทองผสม สีขาว Sheffield Smelting Co DPN 140
14ct W 143	โลหะทองผสม สีขาว Sheffield Smelting Co DPN 60
15ct S 151 (easy)	โลหะทองผสม 62.5% ใช้เป็นโลหะประสาน Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 720-750°C
16/550	โลหะประสานทางทันตกรรม Engelhard Industries ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 767-783°C

18/650	โลหะประสานทางทันตกรรม Engelhard Industries ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 785-798 °C
18ct S 181 (hard)	โลหะทองผสม 75% ใช้เป็นโลหะประสาน Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 885-905 °C
18ct W 181	โลหะทองผสม สีขาว Sheffield Smelting Co DPN 85
18ct W 182	โลหะทองผสม สีขาว Sheffield Smelting Co DPN 226
18ct W 183	โลหะทองผสม สีขาว Sheffield Smelting Co DPN 140
18ct No. 184	โลหะทองผสม สีเหลืองอมแดง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 920-935 °C DPN 150
18ct W 184	โลหะทองผสม สีขาว Sheffield Smelting Co DPN 140
18ct W 185	โลหะทองผสม สีขาว Sheffield Smelting Co DPN 60
18ct S 185 (easy)	โลหะทองผสม 75% ใช้เป็นโลหะประสาน Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 660-765 °C
18ct No. 185	โลหะทองผสม สีเหลืองอมแดง Sheffield Smelting Co. ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 890-915 °C บ่มเพิ่มความแข็งแรงได้ DPN 150
18ct No. 186	โลหะทองผสม สีเหลืองอมแดง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 900-920 °C DPN 150
18ct S 186 (medium)	โลหะทองผสม 75% ใช้เป็นโลหะประสาน Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 650-800 °C
18ct No. 187	โลหะทองผสม สีเหลือง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 885-905 °C DPN 110
18ct No. 188	โลหะทองผสม สีเหลืองอมแดง Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 890-910 °C DPN 150
20/750	โลหะประสานทางทันตกรรม Engelhard Industries ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 707-822 °C
22/800	โลหะประสานทางทันตกรรม Engelhard Industries ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 722-845 °C
22ct No. 223	โลหะทองผสม เหลืองเข้ม Sheffield Smelting Co ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 890-910 °C DPN 90
424	โลหะบัดกรีทองผสมทองแดง จุดหลอมเหลว 889 °C Engelhard Industries ค่าการนำไฟฟ้า 15% IACS DPN 250 UTS 450 Elon 17%
429	โลหะบัดกรีทองผสมทองแดง จุดหลอมเหลว 905-915 °C Engelhard Industries ค่าการนำไฟฟ้า 15% IACS DPN 112 UTS 400 Elon 38%
441	โลหะบัดกรีทองผสมนิกเกิล จุดหลอมเหลว 950 °C Engelhard Industries DPN 245 UTS 690 Elon 5%
450 (fine)	โลหะประสานทางทันตกรรม Engelhard Industries ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 620-755 °C
550 (fine)	โลหะประสานทางทันตกรรม Engelhard Industries ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 767-783 °C
625R	โลหะทองผสมเงินและทองแดง สำหรับใช้เป็นแผ่นหน้าสัมผัส การนำไฟฟ้า 14% IACS Johnson Matthey DPN 95
650 (fine)	โลหะประสานทางทันตกรรม Engelhard Industries ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 785-798 °C
750 (fine)	โลหะประสานทางทันตกรรม Engelhard Industries ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 707-822 °C
800 (fine)	โลหะประสานทางทันตกรรม Engelhard Industries ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 722-845 °C
AMERICAN GOLD	โลหะผสมพื้นฐานที่ใช้ทำเหรียญของสหรัฐมีปริมาณทอง 90% และทองแดง 10%
ANORMAT	โลหะทองผสม Pt ปริมาณทอง 78.3% ใช้ด้านทันตกรรม Mallory Metallurgical ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 915-917 °C สภาพเพิ่มความแข็งแรงแล้ว DPN 165 Elon 26%
ASTM B260/B Au2	โลหะทองผสมทองแดง 20% โลหะเติมในการบัดกรี ช่วงอุณหภูมิในการบัดกรี 890-982 °C
ASTM B260/B Au4	โลหะทองผสมนิกเกิล 18.5% โลหะเติมในการบัดกรี ช่วงอุณหภูมิในการบัดกรี 919-1004 °C
ASTM B260/B Cu Au2	โลหะทองผสมทองแดง 20% โลหะเติมในการบัดกรี ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 880-887 °C
AUBEL	โลหะทองบริสุทธิ์ 92% (ต่ำสุด) ใช้ด้านทันตกรรม Mallory Metallurgical ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 970-995 °C DPN 67 Elon 50%
AUDENWIRE	ลวดทองผสมแพลตตินัม ปริมาณทอง 75% ใช้ในด้านทันตกรรม Mallory Metallurgical ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 965-1000 °C สภาพเพิ่มความแข็งแรงแล้ว DPN 339
AUMET	โลหะทองผสมแพลตตินัม ปริมาณทอง 83.3% ใช้ในด้านทันตกรรม Mallory Metallurgical ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 1000-1085 °C DPN 71 Elon 47%
BAKER 4	โลหะทองผสมใช้ในทางทันตกรรม ผสมธาตุแพลตตินัมและแพลเลเดียม Engelhard Industries อาบร้อนในช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 850-910 °C ได้ ค่า DPN 130 UTS 480 Elon 25% proof 370

BAKER 4	โลหะทองผสมใช้ในการทำฟัน ผสมธาตุแพลตตินัมและนิกเกิล Englehard Industries ในสภาพบ่มเพิ่มความแข็งแรงแล้ว DPN 228 UTS 850 Elon 4% Proof 600
BINORMAT	โลหะทองผสมแพลตตินัม ปริมาณทอง 78.3% ใช้ในด้านทันตกรรม Mallory Metallurgical ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 925-945°C DPN 100 Elon 42%
BORAWIRE	ลวดทองผสมแพลตตินัม ปริมาณทอง 61% Au ใช้ในด้านทันตกรรม Mallory Metallurgical ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 1080-1180°C สภาพเพิ่มความแข็งแรงแล้ว DPN 296
BS 1845 Au 1	โลหะทองผสม 19% Cu 1% Fe ใช้เป็นโลหะบัดกรี ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 905-910°C
BS 1845 Au 2	โลหะทองผสมทองแดง 37.5% ใช้เป็นโลหะบัดกรี ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 930-940°C
BS 1845 Au 5	โลหะทองผสมนิกเกิล 17.5% ใช้เป็นโลหะบัดกรี จุดหลอมเหลว 950°C
BS 1845 Au 6	โลหะทองผสมนิกเกิล 25% ใช้เป็นโลหะบัดกรี จุดหลอมเหลว 950°C
BS 3384 A	โลหะทองผสม ปริมาณทองต่ำสุด 65% ใช้เป็นโลหะประสานด้านทันตกรรม
BS 3384 B	โลหะทองผสม ปริมาณทองต่ำสุด 53% ใช้เป็นโลหะประสานด้านทันตกรรม
BS 4425	โลหะทองผสมใช้ในงานหล่อทางทันตกรรมแบ่งเกรดโดยคุณสมบัติทางกล
CHICAGO 4	โลหะทองผสมใช้ในการทำฟันที่มีปริมาณแพลตตินัมสูง Englehard Industries ในสภาพอ่อน ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 890-940°C DPN 150 UTS 550 Elon 30% Proof 340
CHICAGO 4	โลหะทองผสมใช้ในการทำฟันที่มีปริมาณแพลตตินัมสูง Englehard Industries ในสภาพบ่มเพิ่มความแข็งแรงแล้ว ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 890-940°C DPN 235 UTS 780 Elon 5% Proof 660
COINAGE GOLD	โลหะทองผสม 22 carat มีปริมาณเงิน 0.15% และปริมาณส่วนที่เหลือคือทองแดง
CORODENT	โลหะทองผสมแพลตตินัม ปริมาณทอง 71% ใช้ในด้านทันตกรรม Mallory Metallurgical ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 935-995°C สภาพเพิ่มความแข็งแรงแล้ว DPN 192 Elon 17%
DENTECON	โลหะทองผสมแพลตตินัม ปริมาณทอง 63% ใช้ในด้านทันตกรรม Mallory Metallurgical ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 885-945°C สภาพเพิ่มความแข็งแรงแล้ว DPN 266 Elon 12%
DENTORMAT	โลหะทองผสมแพลตตินัม ปริมาณทอง 76% ใช้ในด้านทันตกรรม Mallory Metallurgical ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 880-925°C สภาพเพิ่มความแข็งแรงแล้ว DPN 252 Elon 8%
DORDENT	โลหะทองผสมแพลตตินัม ปริมาณทอง 72.5% ใช้ในด้านทันตกรรม Mallory Metallurgical ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 870-920°C สภาพเพิ่มความแข็งแรงแล้ว DPN 298 Elon 2.5%
GOLD	โลหะทองบริสุทธิ์สูง มีสารเจือปนได้ไม่เกิน 5 p.p.m. Mallory Metallurgical ผลิตภัณฑ์ในลักษณะ แท่ง แผ่น ลวด และ sponge
h Au 3	โลหะทองบริสุทธิ์สูง 99.9999% ในลักษณะ sponge Light Lab Ltd.
h Au 6	โลหะทองบริสุทธิ์สูง 99.999% แท่งเส้นผ่านศูนย์กลาง 3 มม. Light Lab Ltd.
h Au 8	ผงทองบริสุทธิ์สูง 99.999% Light Lab Ltd.
h Au 72	ทองคำเส้นใยบริสุทธิ์สูง 99.999% เส้นผ่านศูนย์กลาง 6.35 มม. ยาว 100 มม. Light Lab Ltd.
JMC 625	โลหะทองผสมทองแดงเงิน For wiping contacts Mallory Metallurgical
JMC 625 R	โลหะทองผสมทองแดงเงิน For wiping contacts Mallory Metallurgical
JMM 625	โลหะทองผสมทองแดงเงิน For sliding contacts ค่าการนำไฟฟ้า 12% IACS Johnson Matthey DPN 175
NIORO	โลหะทองผสมนิกเกิล 18% สำหรับบัดกรี จุดหลอมเหลว 950°C Wesgo
NICORO 80	โลหะทองผสมนิกเกิล 2.0% ทองแดง 16% สำหรับบัดกรี จุดหลอมเหลว 910-925°C Wesgo
ORO BRAZE	โลหะทอง 80% ผสม Cu Fe โลหะบัดกรี Mallory Metallurgical ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 908-910°C
ORO BRAZE 910	โลหะทอง 80% ผสม Cu Fe สำหรับบัดกรี Mallory Metallurgical ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 908-910°C
ORO BRAZE 940	โลหะทอง 62.5% ผสม Cu โลหะบัดกรี Mallory Metallurgical ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 930-940°C
ORO BRAZE 950	โลหะทองผสมนิกเกิล 17.5% Bearing metal Mallory Metallurgical จุดหลอมเหลว 950°C
ORO BRAZE 990	โลหะทองผสมนิกเกิล 25% Bearing metal Mallory Metallurgical ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 950-990°C
ORO BRAZE 1040	โลหะทองผสมเงิน 30% สำหรับบัดกรี Mallory Metallurgical ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 1030-1040°C

ORD CAST	โลหะทองผสมใช้ในการทำพื้น ผสมธาตุแพลตตินัม Engelhard Industries สภาพอ่อน ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 850-910 °C DPN 142 UTS 510 Elon 25% Proof 330
ORD CAST	โลหะทองผสมใช้ในการทำพื้น ผสมธาตุแพลตตินัม Engelhard Industries สภาพเพิ่มความแข็งแรงแล้ว ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 850-910 °C DPN 229 UTS 800 Elon 6% Proof 770
PALNIRO 1	โลหะทองผสมแพลลาเดียม 25% นิกเกิล 25% สำหรับบัดกรีช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 1102-1121 °C Wesgo
PALORO	โลหะทองผสมแพลลาเดียม 8.0% สำหรับบัดกรีช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 1200-1240 °C Wesgo
PLATINUM COLOUR SOLDER	โลหะทองผสมแพลตตินัมและแพลลาเดียมใช้เป็นโลหะประสานทางทันตกรรม Engelhard Industries ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 832-860 °C
QA wire	โลหะทองผสมธาตุผสมแพลตตินัมและแพลลาเดียม Engelhard Industries
SILORO 60	โลหะทองผสม ทองแดง 20% เงิน 20% โลหะบัดกรี ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 835-845 °C Wesgo
SILORO 75	โลหะทองผสม ทองแดง 20% เงิน 5.0% โลหะบัดกรี ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 885-895 °C Wesgo
SUPER ORALIUM	โลหะทองผสมใช้ในการทำพื้นผสมแพลตตินัมและแพลลาเดียม สีขาว Engelhard Industries ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 923-975 °C อ่อนได้ค่า DPN 175 UTS 530 Elon 27% Proof 390
SUPER ORALIUM	โลหะทองผสมใช้ในการทำพื้นผสมแพลตตินัมและแพลลาเดียม สีขาว Engelhard Industries ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 923-975 °C ในสภาพเพิ่มความแข็งแรงได้ ค่า DPN 220 UTS 830 Elon 2% Proof 790
TRUCAST HARD	โลหะทองผสมใช้ในการทำพื้นผสมแพลตตินัม Engelhard Industries สภาพอ่อน ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 900-950 °C DPN 127 UTS 400 Elon 24% Proof 210
TRUCAST HARD	โลหะทองผสมใช้ในการทำพื้นผสมแพลตตินัม Engelhard Industries สภาพเพิ่มความแข็งแรงแล้ว ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 900-950 °C DPN 159 UTS 480 Elon 8% Proof 320
TRUCAST MEDIUM	โลหะทองผสมใช้ในการทำพื้นปราศจากแพลตตินัม Engelhard Industries ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 920-955 °C DPN 90 UTS 340 Elon 31% Proof 170
TRUCAST soft	โลหะทองผสมใช้ในการทำพื้นปราศจากแพลตตินัม Engelhard Industries ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 940-970 °C DPN 59 UTS 250 Elon 33% Proof 100
UNIGOLD	โลหะทองผสมใช้ในการทำพื้นผสมแพลตตินัมและแพลลาเดียม Engelhard Industries สภาพอ่อน ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว 850-890 °C DPN 142 UTS 460 Elon 8% Proof 320
UNIGOLD	โลหะทองผสมใช้ในการทำพื้นผสมแพลตตินัมและแพลลาเดียม Engelhard Industries สภาพเพิ่มความแข็งแรงแล้ว DPN 229 UTS 890 Elon 1% Proof 780
UNS P00001-P00999	โลหะทองและทองผสม ใช้ระบบมาตรฐานของอเมริกัน (American Standards system unified numbers)
สีขาว GOLD SOLDER	โลหะทองผสมนิกเกิล 12% สังกะสี 15% ไม่ทราบผู้ผลิตเริ่มแรก

หมายเหตุ ค่าย่อที่ใช้ในตารางได้อธิบายไว้ดังนี้

DPN ค่าความแข็งวัดด้วยหัวกดเพชรรูปปิรามิด (Hardness diamond pyramid number)
 UTS ค่าความแข็งแรงสูงสุด (Ultimate tensile strength N/mm²)
 Elon ค่าการยืดตัวของวัสดุ (Elongation %)
 Proof ค่าความแข็งแรงพิสูจน์ 0.1% (N/mm²)

$$1 \text{ N/mm}^2 = 0.1 \text{ hbar} = 0.0102 \text{ kgf/mm}^2 = 0.06475 \text{ tonf/in}^2 = 145.04 \text{ lbf/in}^2$$

ภาคผนวก ง

รายชื่อผู้ประกอบการอัญมณีและเครื่องประดับ โดยส่วนใหญ่แล้วจะเป็นทั้งผู้ผลิตเพื่อส่งออกและขายปลีกเครื่องประดับทอง 14K และ 18K พร้อมอัญมณี

รายชื่อผู้ประกอบการ	ที่ตั้ง	หมายเลขโทรศัพท์
ADAMS CO., LTD.	3 rd floor, Naraipan Pavillion, Rajdamri Rd, Bangkok 10500	252-4719
BEAUTY GEMS LIMITED PARTNERSHIP	1240-42 New Road, Bangkok 10500	236-7607-9
CENTURY GEMS CO., LTD.	324-328 Silom Rd, Bangkok 10500	234-8968
COLOMBIAN GEMS CO., LTD.	82 Tok Toh, New Road 49, Bangrak, Bangkok 10500	233-9253, 236-4339
CREATIVE JEWELLERY MFG., LTD.	12 Mahaesak Rd, Bangrak, Bangkok 10500	235-2445
DHANISH INTERNATIONAL TRADING CO., LTD.	555-557 Watkoh Street, Bangkok 10100	222-0557, 225-9162
DECO GEMS CO., LTD.	1281 New Road, Bangkok	235-7052
E. SINCHONG ENTERPRISE CO., LTD.	1230-1234 New Road, Bangkok 10500	234-7483, 236-6575
FANCY FINESSE CO., LTD.	98 Soi Anuman Rajthon I, Surawong Rd, Bangkok 10500	234-9488, 234-5864
GOLAY BUCHEL (THAILAND) LTD.	4/F1 Wang Lee Bldg., 297 Surawong Rd, Bangkok 10500	233-5983
GEMSTONE CO., LTD.	888/12-13 Ploenchit Rd, Lumpini, Patumwan, Bangkok 10330	235-8084
GEMS PLAZA CO., LTD.	144-146 Maheasak Rd, Bangrak, Bangkok 10500	234-2500
GEMEXCO LIMITED PARTNERSHIP	7 th Floor 302 Silom Rd, Bangkok 10500	234-3445, 237-5845
GEM PLAZA LTD., PART.	144-146 Maheasak Rd, Bangrak, Bangkok 10500	233-8500, 233-1980
GEMTECH (THAILAND) CO., LTD.	281/49 Soi Prasaan, Suriwongse Rd, Bangkok 10500	233-3546, 234-4470
GOLDEN M.CO., LTD.	338 Mahaesak Soi 1, 3 rd Floor, Bangkok 10500	237-7116, 237-6979
H.D. HAAG (THAILAND) LTD.	292 Surawong Rd, 6 th Floor, Phithan Bldg Bangkok 10500	233-0497, 234-5960-6
ILYAS LAPIDARY CO., LTD.	1394 Thanon Songwad, Samphanthawong, Bangkok 10100	225-4565, 222-5383
JOHNNY'S GEMS BROTHER LP.	199 Fueng Nakorn Rd, Bangkok 10200	225-2364
J.J. JEWELRY LTD., PART.	292/1 Silom Rd, Bangrak, Bangkok	233-9609
KAMOL JEWELRY	2084-84 Indra Regent Hotel Arcade, 2 nd Floor, Fajprarop Rd.,	252-1111
LUCKY BAZAAR LTD., PART.	37/3 Suriwong Rd, Opp. Montein Hotel, Bangkok 10500	235-5533

MASON JEWELRY CO., LTD.	278 Silom Rd, Bangkok 10500	233-4611, 234-0755
MERLIN ET DELAUNAY MANUFACTURERS	Merlin Bldg., 1 Soi Pradit, Suriwongse Rd, Bangkok 10500	234-8813, 233-0369
MANHATTAN WATCH AND JEWELRY CO., LTD.	60-35-35, Navanakorn Industrial Estate, Phahonyothin Avenue, Klong Luang, Patumthani 12120	529-0620-4
MICHAEL TRADE LTD., PART	888/12 Ploenchit Rd, Prathumwan Bangkok 10330	235-8084, 377-5476
M.H.GEMS LTD., PART	410/3-4 The Executive House 4 th floor, Rm401-2, Bangkok 10500	235-6410, 237-6537
MIAN TECK JEWELRY EXPORT CO., LTD.	269-271 Krungthornburi Rd, Klongsarn Bangkok 10500	438-0091, 4389757-8
NATURE CREATION CO., LTD.	514/70-71 Soi Taksin, 4/1 Taksin Rd, Thonburi, Bangkok	465-7314-5, 465-0169
NOUVELLE CREATION CO., LTD.	192 Soi 36 (Rongpas) New Road, Bangrak Bangkok 10500	235-7206, 236-3801
ORIENTAL GEMS LAPIDARY	170/2 Phisanuloke Rd, Bangkok 10300	282-5630, 281-3115
ORIENTAL LAPIDARY CO., LTD.	316 Silom Rd, Bangkok 10500	234-6526-7
PREMIER GEMS TRADING CO., LTD.	46-48 Mahaesak 3 Bangrak Bangkok 10500	233-1942, 235-8082
P & V MANUFACTURERS CO., LTD.	26-28 Mahaesak 3 Mahaesak Rd, Suriwongse Bangkok	234-7854-5
PAN-SIAMESE GEMS CO., LTD.	218-220 Opp. Siam Bayshore Hotel, Pattaya Beach Rd, Chonburi	(038) 421-437, 429-092
PAUL'S GEMS CO., LTD.	909-911 Silom Rd, Bangkok 10500	234-8987, 234-4573
PINKY GEM INTERNATIONAL LTD.	52-54 Mahaesak Soi 3 Bangrak Bangkok	234-0606, 233-6618-9
PETTPAT (P&P JEWELRY)	World Trade Center Bangkok, Rm 113	255-9516
P.K. GEMS LTD., PART.	180 Pracharej-Bumpen Rd, Huay-Kwang, Bangkok 10310	277-6044
P.N.PRECIOUS STONES CO., LTD.	95/4-7 Nimmanhemint Rd, Muang Dist., Chiangmai 50000	(053) 222-395, 212-516
QUALITY COLOR CO., LTD.	298-300 Mahaesak Rd, Bangkok 10500	238-1115-9
RUBICON CO., LTD.	807 Silom 17 Rd, Bangkok 10500	236-4271, 236-4821
RAMA ENTERPRISES LTD., PART.	297 Surawong Rd, Wang Lee Bldg., 3 rd F1 Rm. 301, Bangkok	233-1826, 234-9230
RAMA JEWELRY LTD., PART.	987 Silom Rd, Bangkok 10500	234-7524, 233-4222
ROYAL LAPIDARY (1986) CO., LTD.	263 Ratchawithi Rd, Opp Chitlada Palace, Bangkok 10300	243-0047
R.S. GEMS INTERNATIONAL CO., LTD.	264-266 Mahaesak Soi 1, Mahaesak Rd, Silom, Bangkok 10500	234-3810-2, 234-7409
SAWADDEE GEMS CO., LTD.	2 Soi Pramote, Silom, Bangkok 10500	235-0401-2, 235-4621

SAWANG EXPORT CO., LTD.	307-307/4 Surawong Rd, Bangkok 10500	233-3174, 234-4010
S.B. JEWELRY CO., LTD.	176/1-2 Silom Rd, Bangkok 10500	236-6610, 233-4349
SIAM SQUARE JEWELRY	430/21-22 Siam Square Soi 11, Patumwan Bangkok 10330	251-2762, 252-0859
SIAM TIARA LTD., PART.	Room 307, Siam Center, Rama 1 Rd, Bangkok 10330	251-6930, 252-2745
SUN SUN JEWELRY	907 Silom Rd, Bangkok 10500	233-0404, 236-7678
SUSIE LTD., PART.	56/22 Payathai Rd, Bangkok 10400	251-8041, 251-1339
THAILAPIDARY INTERNATIONAL CO., LTD.	277/1-2 Rama 1 Rd, Pathumwan, Bangkok 10330	214-2641-4
TONY GEMS LIMITED PARTNERSHIP	716-717 Silom Rd, Bangkok 10500	235-3381-4, 237-0212
VATANA GEMS CO., LTD.	287/21-22 Surawong Rd, Bangkok 10500	234-5324, 234-7214
VASU LTD., PART.	180 Sukumvit Rd, Bangkok 10110	252-8253, 253-3879
VIGHIT SIND JEWELRY MANUFACTURE	285/9-10 Soi Pramote Surawong Rd, Bangkok 10500	236-9228-9
WORLD CRYSTAL CO., LTD.	88/1-3 thanon Sathorn Nua, Bangkok 10500	235-1159, 236-5342-4
WORLD GEMS LTD., PART.	194-196 Mahaesak Rd, Soi 2 Silom, Bangkok 10500	237-1471-4
WORLD JEWELS TRADE CENTER LTD.	987 Silom Rd, Rama Jewelry Bldg., Bangkok 10500	235-1254-5