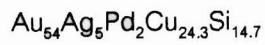


การศึกษาการตกผลึกระดับนาโน และการสังเคราะห์นาโนคอมพอสิตโดยใช้รัตนโลหะทองผสม



นาย อนันต์ เลวรณณ์

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2552

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

Nano-crystallization study and synthesis of nano-composite
using $\text{Au}_{54}\text{Ag}_5\text{Pd}_2\text{Cu}_{24.3}\text{Si}_{14.7}$ gold metallic glass alloy



MR. ANAN LAWAN

ศูนย์วิทยุทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements
for the Degree of Master of Engineering Program in Metallurgical Engineering
Department of Metallurgical Engineering

Faculty of Engineering

Chulalongkorn University

Academic Year 2009

Copyright of Chulalongkorn University

521123

หัวข้อวิทยานิพนธ์

การศึกษาการตกผลึกระดับนาโนและการสังเคราะห์นาโน
คอมพอสิตโดยใช้รัตนโลหะของผสม $\text{Au}_{54}\text{Ag}_5\text{Pd}_2\text{Cu}_{24.3}\text{Si}_{14.7}$

โดย

นาย อนันต์ เลวรณณ์

สาขาวิชา

วิศวกรรมโลหการ

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

อาจารย์ ดร.บุญรัตน์ โล่ห์วงศ์วัฒน

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้นำวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วน
หนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาโทบริหารบัณฑิต

..... คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์
(รองศาสตราจารย์ ดร. บุญสม เลิศศิโรตม์)

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

..... ประธานกรรมการ
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. เอกสิทธิ์ นิสารัตนพร)

..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก
(อาจารย์ ดร. บุญรัตน์ โล่ห์วงศ์วัฒน)

..... กรรมการ
(อาจารย์ ดร. ปัญญวัชร วัชยาว)

..... กรรมการภายนอกมหาวิทยาลัย
(ดร. ชัญชนา ธนชยานนท์)

อนันต์ เศวรธรรม: การศึกษาการตกผลึกระดับนาโน และการสังเคราะห์นาโนคอมพอสิต โดยใช้รัตนโลหะทองผสม $Au_{54}Ag_5Pd_2Cu_{24.3}Si_{14.7}$ (Nano-crystallization study and synthesis of nano-composite using $Au_{54}Ag_5Pd_2Cu_{24.3}Si_{14.7}$ gold metallic glass alloy)
 อ. ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก : อาจารย์ ดร. บุญรัตน์ โล่วงศ์วัฒน์, 108 หน้า.

ในปัจจุบันมีนักวิทยาศาสตร์จำนวนมากพยายามพัฒนาวัสดุใหม่ๆ ที่มีคุณสมบัติที่ดีขึ้น เช่น ความแข็งแรง ความยืดหยุ่น ความแข็ง เพื่อเข้ามาใช้ในวงการวิศวกรรม และวัสดุรัตนโลหะก็เป็นวัสดุทางเลือกใหม่ในโลกที่มีคุณสมบัติที่น่าสนใจ โดยในปี 1959ผู้ที่ค้นพบวัสดุรัตนโลหะคนแรกคือ นาย Duwez ซึ่ง ณ ตอนนั้นรัตนโลหะทำมาจากทองและซิลิกอนที่มีการเย็นตัวสูงมาก โดยหลักสำคัญในการทำให้เกิดรัตนโลหะคือ ความเร็วในการเย็นตัวที่เพียงพอที่ไปขัดขวางการเกิดผลึกในกระบวนการแข็งตัวของโลหะ ถึงแม้ว่าวัสดุรัตนโลหะจะมีคุณสมบัติที่ดี แต่วัสดุยังคงมีข้อเสียที่สำคัญคือ การพังทลายแบบเปราะ ในงานวิจัยฉบับนี้มีจุดมุ่งหมายเพื่อสังเคราะห์วัสดุผสมระดับนาโน โดยมีทองคำเป็นส่วนประกอบหลักโดยกระบวนการสังเคราะห์ผลึกขึ้นมาพร้อมกับเนื้อที่รัตนโลหะ (in-situ process) โดยการควบคุมอัตราการเย็นตัว ด้วยความก้าวหน้าทางนาโนเทคโนโลยีในปัจจุบันได้ผลักดันให้นักวิทยาศาสตร์มีการศึกษาเกี่ยวกับวัสดุนาโนมากขึ้น จึงมีการค้นพบสมบัติของวัสดุที่โคเคนต์ที่เบียงเบนหรือไม่สามารถอธิบายได้ตามทฤษฎีหลายด้าน โดยเฉพาะอย่างยิ่ง ด้านสมบัติทางกล โดยวัสดุเหล่านี้จะมีการปรับปรุงอย่างมากเมื่อเปรียบเทียบกับวัสดุแบบก้อน เพราะความแตกต่างอย่างมากในระดับของขนาดที่ผลิตได้จึงทำให้การใช้วัสดุนาโนเป็นวัสดุโครงสร้างเป็นที่น่าสนใจ

ภาควิชา.....วิศวกรรมโลหการ
 สาขาวิชา.....วิศวกรรมโลหการ
 ปีการศึกษา 2552

ลายมือชื่อนิติศ.....อนันต์ เศวรธรรม
 ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก.....

4970818521: MAJOR METALLURGICAL ENGINEERING

KEYWORDS : Metallic glass / Nano-crystallization / Nano-composite

ANAN LAWAN : NANO-CRYSTALLIZATION STUDY AND SYNTHESIS OF NANO-COMPOSITE USING Au₅₄Ag₅Pd₂Cu_{24.3}Si_{14.7} GOLD METALLIC GLASS ALLOY. THESIS ADVISOR: BOONRAT LOHWONGWATANA, Ph.D, 108 pp.

At present, many scientists have tried to develop new materials for better engineering properties such as strength, elasticity, hardness, etc. The metallic glass which is relatively new alternative material to the world, has properties that are particularly interesting. The world's first metallic glass was discovered by Duwez's demonstration in 1959 that an amorphous Au₇₅Si₂₅ alloy could be obtained by rapid cooling of the liquid. The metallic glass is made when it is cooled rapidly at a sufficient rate to avoid crystallization during the solidification process; the key empirical criteria for slow crystallization kinetics. However the metallic glass has good properties, it has an importance weakness that is the fracture due to brittleness. In this study, gold nanocrystal-reinforced composite could be synthesized through *in-situ* nano-crystallization in bulk metallic glass form by using carefully-controlled cooling rate. Recent advances in nanotechnology have allowed scientists to observe, measure, and manipulate nanomaterials. Many wonderful and occasionally-unexpected properties have been reported to deviate from previous laws and theories. In particular, the mechanical properties of these materials have been significantly improved when compared to their bulk counterparts. But because there are several orders of magnitude difference in length-scale, utilizing nanomaterials for structural applications have always been a challenging task

Department : Metallurgical Engineering Student's Signature อนันต์ โท้วนนาน
Field of Study : Metallurgical Engineering Advisor's Signature [Signature]
Academic Year : 2009

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้ สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดีจากความอนุเคราะห์ของ อ.ดร.บุญรัตน์ โล่ห์วงศ์วัฒน์ อาจารย์ที่ปรึกษา ที่ให้ความช่วยเหลือ คำแนะนำ และให้คำปรึกษาทั้งทางด้านวิชาการ ตลอดจนการดำเนินชีวิตที่มีค่ายิ่งผู้วิจัยต้องขอกราบขอบพระคุณไว้ ณ ที่นี้ด้วย นอกจากนี้ขอขอบพระคุณ ผศ.ดร.เอกสิทธิ์ นิสารัตนพร ,อ.ดร. ปัญญวัชร วั่งยาว และ ดร.ชัญชนา ธนชยานนท์ คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ ที่ให้คำแนะนำแก้ไขวิทยานิพนธ์

ขอขอบพระคุณ รศ.ดร.ธรรณิทร์ ไชยเรืองศรี และ นาย สุรศักดิ์ กุยมาลี ที่ได้ให้ความรู้และคำแนะนำการทำกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน(TEM)

ขอขอบพระคุณ ผศ.ดร.ปฐมมา วิสุทธิพิทักษ์กุล, อ.สุวันชัย พงษ์สุกิจวัฒน์ และคณาจารย์ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัยทุกท่าน ที่ได้ให้ความรู้และคำแนะนำในการแก้ปัญหาอุปสรรคต่าง ๆ ตลอดจนเชื้อเพื่อสถานที่และเครื่องมืออุปกรณ์ต่าง ๆ สำหรับทำโครงการ

ขอขอบพระคุณ คุณเสนีย์ มณีเพชร ครูปฏิบัติการ และขอขอบคุณเจ้าหน้าที่สำนักงาน (ธุรการ) และเจ้าหน้าที่ห้องสมุดภาควิชาวิศวกรรมโลหการ ที่ได้ให้ความช่วยเหลือในการใช้งานสถานที่และอุปกรณ์ต่าง ๆ ของภาควิชาฯ และช่วยเหลือในการติดต่อประสานงานต่าง ๆ

ขอขอบคุณ นายนิรุช บุญชู ที่ได้ให้ความช่วยเหลือเตรียมชิ้นงานในการทำ SEM

สุดท้ายขอขอบพระคุณครอบครัว เพื่อน และเครือข่าย ที่คอยสนับสนุนและเป็นกำลังใจที่ยิ่งใหญ่ในการผลักดันให้ผู้วิจัยมีความพยายามจนประสบความสำเร็จ

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญ.....	ช
สารบัญตาราง.....	ญ
สารบัญภาพ.....	ฎ
บทที่	
1บทนำ.....	1
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของงานวิจัย	1
1.2 วัตถุประสงค์.....	2
1.3 ขอบเขตการศึกษา.....	2
1.4 คำสำคัญ (keywords)	2
1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	2
2เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	3
2.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย.....	3
2.1.1 แรงแและพลังงานพันธะ	3
2.1.2 โครงสร้างผลึกและระบบผลึก.....	5
2.1.3 ของแข็งที่ไม่เป็นผลึก (Noncrystalline Solid)	7
2.1.4 การถ่ายเทความร้อนของวัสดุ (Heat Transfer	8
2.1.5 ปฏิกิริยาระหว่างนิวเคลียสที่เกิดขึ้นในเนื้อเดียวกัน	9
2.1.6 ไคเนติกส์ของปฏิกิริยาในสภาพของแข็ง(the kinetics of solid –state reactions)..	11

2.1.7 Eutectic phases.....	13
2.1.8 INTERMETALLIC COMPOUND.....	14
2.1.9 ความแข็ง (hardness)[.....	15
2.1.10 การเพิ่มความแข็งแรงโดยการลดขนาดเกรน.....	16
2.1.11 จุลทรรศน์ศาสตร์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (Transmission Electron Microscopy)	19
2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	20
3วิธีดำเนินการวิจัย	29
3.1 เครื่องมือเตรียมชิ้นงานและการหล่อ	29
3.2 เครื่องมือวิเคราะห์.....	29
3.3 วัสดุดิบ	29
3.4 ขั้นตอนการทดลอง.....	29
4ผลการทดลองและอภิปรายผลการทดลอง	31
4.1 กระบวนการผลิตรัตนโลหะทอง 18 กระรัต	32
4.2 โครงสร้างจุลภาค	34
4.4 พฤติกรรมการพังทลายของวัสดุจากแรงทางกล.....	70
สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ.....	79
รายการอ้างอิง.....	82
ภาคผนวก	85
ภาคผนวก ก.....	86
ภาคผนวก ข.....	89
ภาคผนวก ค.....	90
ภาคผนวก ง	92

ภาคผนวก จ.....	95
ภาคผนวก ฉ.....	96
ภาคผนวก ช.....	98
ภาคผนวก ซ.....	100
ภาคผนวก ฌ.....	103
ภาคผนวก ญ.....	105
ภาคผนวก ฎ.....	106
ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์.....	108



ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
2.1 ตารางเปรียบเทียบคุณสมบัติต่างๆ ระหว่างรัตนโลหะทอง 18 กระรัต กับโลหะทอง 18 กระรัต โดยทั่วไป.....	20
2.2 การเปรียบเทียบคุณสมบัติทางกลของ Vit1, Al alloys, Ti alloys, Steel alloys.....	24
4.1 ส่วนผสมทางเคมีของวัสดุรัตนโลหะทอง 18 กระรัต.....	31
5.1 การตรวจสอบสมบัติเฉพาะของรัตนโลหะทอง 18 กระรัต.....	79
ข.1 อัตราส่วนระหว่างระนาบของPd-Si.....	102
ฉ.1 อัตราส่วนระหว่างระนาบของAu-Si.....	104

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

สารบัญรูป

รูปที่

2.1 (a) แรงดึงดูด แรงผลัก และแรงลัพท์ ขึ้นอยู่กับระยะห่างระหว่างอะตอม	4
(b) พลังงานดึงดูด พลังงานผลัก พลังงานลัพท์ ขึ้นอยู่กับระยะห่างอะตอม.....	4
2.2 แสดงระบบผลึกที่ปรากฏพบในโลหะซึ่งได้แก่ B.C.C, F.C.C, B.C.T และ H.C.P.....	6
2.3 แสดงกลไกของการเปลี่ยนสภาวะจากโลหะหลอมเหลวเป็นของแข็ง.....	7
และการขยายตัวของนิเคลียสที่ให้โครงสร้าง Dendrite	7
2.4 (a) คือผลึกซิลิกอนไดออกไซด์ (b) คือผลึกซิลิกอนไดออกไซด์ที่ไม่มีผลึก	7
2.5 ค่าความสามารถในการถ่ายเทความร้อนของวัสดุชนิดต่าง ๆ ที่อุณหภูมิต่าง ๆ.....	8
2.6 กราฟระหว่างอัตราส่วนที่แปลงเฟสไปแล้วต่อลอกการิทึมของเวลาสำหรับการแปลงเฟสใน สภาพของแข็งโดยทั่วไป ภายใต้สภาวะอุณหภูมิคงที่.....	12
2.7 ความสัมพันธ์ระหว่างเปอร์เซ็นต์การตกผลึกใหม่เป็นฟังก์ชันของเวลานทองแดง ณ อุณหภูมิคงที่.....	13
2.8 แผนภูมิสมดุขของ Cu-Ag (ทองแดง-เงิน)	14
2.9 แผนภูมิสมดุข Mg-Pb(แมกนีเซียม-ตะกั่ว)	15
2.10 การเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันขณะที่มันเข้าไปยังขอบเกรน	17
2.11 อิทธิพลของเกรนต่อความแข็งแรงจุดครากของวัสดุทองเหลืองประเภท 70Cu-30Zn	18
2.12 กราฟแสดงการเย็นตัวของระบบแก้วและระบบโครงสร้างการตกผลึก	21
2.13 ภาพแสดงการผลิต Gun-Quenching.....	21
2.14 เป็นกราฟที่บอกถึงความหนาสูงสุดที่สามารถค้นพบได้ตลอด 40 ปีที่ผ่านมา	22
2.15 แผนภาพยูเทคติกอย่างง่ายของธาตุผสม A,B.....	23
2.16 กราฟ DSC ของ $Zr_{52.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10}$	23

2.17 การเปรียบเทียบ Strength และ elastic limit ของแต่ละวัสดุ.....	24
2.18 การแตกของวัสดุ Bulk Metallic Glass.....	25
2.19 กราฟแสดงการเปรียบเทียบค่า Stress, Strain ของ Vitreloy1.....	25
2.20 คอคอดก่อนการพังทลายของ DH2	26
2.21 แสดงโครงสร้างจุลภาคของ <i>in situ</i> composite จาก SEM.....	26
2.22 (a) แสดง shear band จากการทดสอบการทำลายแบบกด.....	27
2.23 แสดงโครงสร้างจุลภาคของ Ti-29Nb-13Ta-5Si.....	27
2.24 ความเสียหายจากการทดสอบแรงดึง แสดงให้เห็นลักษณะพื้นผิวรอยแตกแบบ Vein Pattern	28
4.1 ตัวอย่างชิ้นงานตั้งต้นก่อนการไปเตรียมน้ำหนักให้ได้ตามสูตรโมเลกุล	31
4.2 ชิ้นงาน 10 กรัมจากการหลอมรัตนโลหะทอง 18 กระรัตโดยเตาสถุญภาคแบบอาร์ค	32
4.3 แบบจำลองแม่พิมพ์แดง	33
4.5 รัตนโลหะทอง 18 กระรัต ที่ผ่านกระบวนการหล่อโดยกรรมวิธีหล่อสุญภาคแบบเหวี่ยง	34
4.6 ผลเปรียบเทียบการทดสอบชิ้นงานที่สังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะ ทอง 18 กระรัตด้วยเครื่อง Differential Scanning Calorimeter โดยชิ้นงานหล่อให้มีความหนา 2, 3.5, 4 และ 4.5 mm.....	35
4.7 ผลจากการทดสอบชิ้นงานที่สังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะทอง 18กระรัตด้วย เครื่อง X-Ray Diffractometer, 2 มิลลิเมตร, 3 มิลลิเมตร, 4 มิลลิเมตร, 4.5 มิลลิเมตร	37
4.8 กราฟเปรียบเทียบผลของเครื่องเอกซเรย์(XRD) จากชิ้นงาน 4.5มิลลิเมตร, กับ 6มิลลิเมตร... 38	
4.9 กราฟเปรียบเทียบผลของเครื่องเอกซเรย์(XRD) จากชิ้นงาน 2 มิลลิเมตร, 3 มิลลิเมตร, 4 มิลลิเมตร, 4.5 มิลลิเมตร, 6 มิลลิเมตร	38
4.10 จากผลการทดลองด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด	39

4.11 จากผลการทดลองชิ้นงาน 4.5 มิลลิเมตร ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด...	40
4.12 ผลจากการทดสอบชิ้นงานที่มีส่วนผสมของรัตนโลหะทอง 18 กระรัต.....	41
ด้วยเครื่อง Energy Dispersive X-Ray Spectrometer.....	41
4.13 ภาพอิเล็กตรอนแบบส่องผ่านที่ได้จากชิ้นงาน 2.0 มิลลิเมตร	42
4.14 ภาพอิเล็กตรอนแบบส่องผ่านที่ได้จากชิ้นงาน 3 มิลลิเมตร	42
4.15 ภาพอิเล็กตรอนแบบส่องผ่านที่ได้จากชิ้นงาน 4.0 มิลลิเมตร	43
4.16 ภาพอิเล็กตรอนแบบส่องผ่านที่ได้จากชิ้นงาน 4.5 มิลลิเมตร.....	44
4.17 ใช้โปรแกรม Igor ในการสแกน diffraction pattern เพื่อหา relative intensity	46
(ก) ชิ้นงาน 2 mm, (ข) ชิ้นงาน 3 mm, (ค) ชิ้นงาน 4 mm, (ง) ชิ้นงาน 4.5 mm.....	46
4.18 ภาพไบรท์ฟิลด์ (bright field) ของชิ้นงานที่มีความหนา 4.5 mm.....	48
4.19 แลททิซส่วนกลับ (reciprocal lattice) ของชิ้นงาน 4 มิลลิเมตร.....	49
4.20 แลททิซส่วนกลับ (reciprocal lattice) จากโปรแกรม Carine [110].....	50
4.21 ข้อมูลโครงสร้างมาตรฐานของ Au จากคลีนเอ็กซ์เรย์ (PCPDFWIN).....	50
4.22 แลททิซส่วนกลับ (reciprocal lattice) ของชิ้นงาน 4.5 มิลลิเมตร.....	52
(ก) และ (ข) r เท่ากับ 10.6 มิลลิเมตร	52
4.23 แลททิซส่วนกลับ (reciprocal lattice) ของชิ้นงาน 4.5 มิลลิเมตร.....	53
(ก) และ (ข) r เท่ากับ 12.2 มิลลิเมตร	53
4.24 แลททิซส่วนกลับ (reciprocal lattice) ของชิ้นงาน 4.5 มิลลิเมตร	54
r เท่ากับ 11.3 และ 12.7 มิลลิเมตร	54
4.25 แลททิซส่วนกลับ (reciprocal lattice) จากโปรแกรม Carine [1-10]	54
4.26 ข้อมูลโครงสร้างมาตรฐานของ AuCu จากคลีนเอ็กซ์เรย์ (PCPDFWIN)	55
4.27 การตรวจสอบรัตนโลหะทอง 18 กระรัต ด้วยเครื่อง EPMA.....	56

4.28 ผลการวัดความแข็งด้วยเครื่องวิกเกอร์ (Vickers Hardness).....	60
4.29 ผลที่ได้จากการวัดความแข็งด้วยเครื่องไมโครวิกเกอร์	61
4.30 ผลการพล็อตกราฟระหว่าง yield strength กับ ขนาดของเกรน	64
4.31 กราฟเปรียบเทียบค่าความเค้นจุดครากกับขนาดเกรนของงานวิจัย ณ ปัจจุบัน	66
4.32 ชิ้นงานเส้นผ่านศูนย์กลางทรงกระบอก4.5มิลลิเมตร ในการทดสอบแรงกด	67
4.33 การทดสอบแรงกด, (ก)ตำแหน่งการวางชิ้นงาน, (ข)ขณะทำการทดสอบ	68
4.34 ชิ้นงานเส้นผ่านทรงกระบอก 4.5มิลลิเมตร พังทลายหลังผ่านทดสอบแบบกด	68
4.35 ผลค่าความเค้น-ความเครียด แรงกดชิ้นงานทรงกระบอก 4.5มิลลิเมตร	68
4.36 ชิ้นงานที่ผ่านการหล่อด้วยเครื่องหล่อสุญญากาศแบบเหวี่ยงด้วยแม่พิมพ์แดง	71
4.37 พื้นผิวเริ่มต้นของรอยแตกชิ้นงานที่สังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะ18 กระรัตจาก ทรงกระบอก 4.5 มิลลิเมตร ส่องด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบกวาด	73
4.38พื้นผิวสุดท้ายของรอยแตกชิ้นงานที่สังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะ18กระรัต จาก ทรงกระบอก4.5 มิลลิเมตร ส่องด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด	74
4.39 พื้นผิวชิ้นงานที่สังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะ 18 กระรัต จากทรงกระบอก 4.5 มิลลิเมตร(SEM)	75
4.40 มุมเนื่องจากการพังทลายแบบแรงเฉือนชิ้นงาน 4.5 มิลลิเมตร	75
4.41 การพังทลายเนื่องจากเครื่อง Vickers hardness ชิ้นงาน 6 มิลลิเมตร.....	76
ก.1 เครื่องอาร์คหลอมเหลว.....	86
ข.1 แม่พิมพ์ทองแดงที่ใช้ในการหล่อสุญญากาศแบบเหวี่ยง.....	89
ค.1 ชิ้นงานวัดความแข็งและรอยกด(Vickers hardness).....	90
ค.2 ตำแหน่งทั้งหมดในการวัดความแข็งและผลการความแข็งครั้งที่หนึ่ง	91
ค.3 กราฟระหว่างความแข็งกับบริเวณความหนา 4 มิลลิเมตร ถึง 4.5 มิลลิเมตร.....	91

ค.4 ตำแหน่งทั้งหมดในการวัดความแข็งและผลการความแข็งครั้งที่สอง	91
ง.1 กราฟอัตราการเย็นตัวกับวัสดุกับความหนาของชิ้นงาน	94
ง.2 กราฟอัตราการเย็นตัวกับวัสดุกับความหนาของชิ้นงานเปลี่ยนแปลงค่า latent heat	94
จ.1 ชิ้นงานรัตนโลหะ (Vitrelloy 106, $Zr_{57}Cu_{15.4}Ni_{12.6}Al_{10}Nb_5$)	95
จ.2 ขนาดของผลึกที่แตกต่างกันเนื่องจากอัตราการเย็นตัวที่ต่างกัน	95
ช.1 แบบจำลอง Thermocalc ระหว่างอุณหภูมิกับน้ำหนักเปอร์เซ็นต์ของรัตนโลหะทอง	98
ช.2 แบบจำลอง Thermocalc แผนภูมิสามเฟสของรัตนโลหะทอง	98
ช.3 แบบจำลอง Thermocalc ระหว่างพลังงานอิสระกับอุณหภูมิของรัตนโลหะทอง	99
ช.4 แผนภูมิสมดุลของ Au-Cu	99
ช.1 แผนภูมิสมดุลของ Pd-Si	100
ช.2 ข้อมูลโครงสร้างมาตรฐานของ Pd-Si(PCPDFWIN),(ก)PdSi,(ข)Pd5Si,(ค)Pd4Si (ง)Pd2Si	102
ฉ.1 แผนภูมิสมดุลของ Au-Si	103
ฉ.2 ข้อมูลโครงสร้างมาตรฐานของ Au-Si (PCPDFWIN),(ก)Au7Si,(ข)Au3Si	104
ญ.1 ผลของเทคนิค EPMA ของชิ้นงาน 4.5 มิลลิเมตร	105
ญ.2 ผลของเทคนิค EPMA ของชิ้นงาน 6.0 มิลลิเมตร	105
ฎ.1 ผลของฟิล์มจากการเลี้ยวเบนแบบเลือกพื้นที่(selected area diffraction)ของ TEM ของ ชิ้นงาน 4.0 มิลลิเมตร.....	107

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของงานวิจัย

ในปัจจุบันนี้มนุษย์ได้พยายามอย่างมากในการค้นหาและปรับปรุงสร้างวัสดุใหม่ๆ ให้มีคุณสมบัติที่สูงขึ้น เพื่อที่จะนำไปใช้งานในอนาคตโลหะผสมอสัณฐาน (Amorphous metallic alloy) เป็นวัสดุที่กำลังถูกจับตามองเป็นอย่างมากในทางโลหะวิทยาวัสดุศาสตร์ เพราะว่าสมบัติของตัวโลหะผสมอสัณฐาน ยังคงมีความหลากหลายขององค์ประกอบที่น่าสนใจเป็นอย่างมากในการผลิตและการประยุกต์ปรับปรุงเพิ่มของวัสดุให้สูงขึ้น และประยุกต์ไปถึงการสร้างวัสดุที่มีขนาดโครงสร้างระดับนาโน ทำให้มีคุณสมบัติทางกลที่น่าสนใจมาก เช่น มีความแข็งแรงที่สูงเข้าใกล้ความแข็งแรงตามทฤษฎีของ(Greer), มี ค่าความแข็งแรงจำเพาะ(specific strength) ที่สูงขึ้น , มี elastic strain limit ที่สูงขึ้น พร้อมทั้งคุณสมบัติอื่นที่พิเศษในเชิงวิศวกรรมอีกมากมาย และโลหะผสมอสัณฐานยังมีคุณสมบัติที่สามารถขึ้นรูปขึ้นงานได้ใกล้เคียงกับชิ้นงานจริงมาก (near net shape) [1]

โดยโลหะผสมอสัณฐานได้มีการรู้จักครั้งแรกในปี 1959 นักวิทยาศาสตร์แห่งมหาวิทยาลัย Caltech นาย Pol Duwez ได้ศึกษาการทดลองของกับซิลิกอน ($\text{AU}_{75}\text{Si}_{25}$) โดยอาศัยความเร็วของอัตราการเย็นตัวที่สูงมากของการแข็งตัวเป็นสิ่งสำคัญ การแข็งตัวที่เกิดขึ้นด้วยความรวดเร็วนี้ จะทำให้อะตอมในสถานะของเหลวนั้นไม่มีเวลาเพียงพอที่จะ จับตัวกันให้เป็นระเบียบได้ ลักษณะการเย็นตัวนี้จะคล้ายกับการเย็นตัวของระบบแก้ว โดยการทดลองที่ช่วยสนับสนุนของ Duwez คือ เทคนิค Gun-Quenching ในการทดลองจะมีอัตราการเย็นตัวอยู่ที่ประมาณ 10^5 - 10^6 K/S มีความหนาของชิ้นงานอยู่ที่ 10 ถึง 50 ไมโครเมตร อย่างไรก็ตามปัญหาของการผลิตโลหะผสมอสัณฐานยังมีข้อจำกัดคือ ผลิตภัณฑ์ที่ได้จะมีขนาดความหนาที่บางมากๆ ในยุคแรกๆจะอยู่ที่ประมาณน้อยกว่า 0.01 cm[2] นี่ก็คือเหตุผลหนึ่งของงานวิจัยนี้ที่จะต้องหาเทคนิคเพื่อสร้างผลิตภัณฑ์ที่มีความหนาที่สามารถนำไปใช้ประโยชน์ได้จริงโดยความหนาของโลหะผสมอสัณฐานที่นำไปใช้งานได้จริงควรจะต้องมากกว่า 2 มิลลิเมตร เราจะเรียกว่า Bulk Metallic Glass (BMG) หรือ รัตนโลหะ

ถึงแม้ว่า รัตนโลหะ(Bulk Metallic Glass) จะเพิ่มคุณสมบัติทางกลที่ดีขึ้นแต่ที่วัสดุโลหะผสม อสัณฐานจะมีข้อเสียอีกอย่างหนึ่งที่สำคัญมากคือ การแตกหักของวัสดุรัตนโลหะจะมีลักษณะการแตกคล้ายแก้วหรือการแตกแบบเปราะ เป็นรอยฉีกฉีกยาวตลอดชิ้นงาน ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงมีขึ้นเพื่อศึกษาการแตกหักของรัตนโลหะ

1.2 วัตถุประสงค์

- 1.2.1 เพื่อศึกษาการสร้างโครงสร้างอสัณฐานของโลหะ
- 1.2.2 เพื่อศึกษาอิทธิพลของอัลลอยที่สามารถเป็นรัตนโลหะได้
- 1.2.3 เพื่อศึกษาโครงสร้างการตกผลึกขนาดนาโนและนาโนคอมโพสิตของโลหะผสมอสัณฐาน

1.3 ขอบเขตการศึกษา

- 1.3.1 ออกแบบและสร้างแม่พิมพ์ในการผลิตโลหะผสมอสัณฐาน
- 1.3.2 ศึกษาผลกระทบต่างๆของการผลิตโลหะผสมอสัณฐาน
- 1.3.3 ปรับปรุงสูตรผสมอัลลอยเพื่อสังเคราะห์ผลึกในรัตนโลหะทอง18กะรัต โดยการปรับเปลี่ยนทองไม่เกิน 15% จากหลักของ Thermodynamics
- 1.3.4 ศึกษาอัตราการเย็นตัวต่อการตกผลึกขนาดนาโนในโลหะผสมอสัณฐาน
- 1.3.5 ศึกษาคุณสมบัติทางกลด้าน Vickers hardness หรือ Compression

1.4 คำสำคัญ (keywords)

Metallic glass ; Bulk Metallic glass (BMG) ; Amorphous ; Amorphous Metal ; Nano-crystal; Nano-composite; Nano-crystallization

1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

- 1.5.1 ได้ทราบและเข้าใจพฤติกรรมการเกิดอสัณฐานของโลหะ
- 1.5.2 เพิ่มพูนและเข้าใจถึงทฤษฎีของ Thermodynamics และ Kinetics ของการสร้างโลหะผสมอสัณฐาน
- 1.5.3 สามารถประเมินความถูกต้องและความเกี่ยวข้องของการปรับปรุงสูตรผสมอัลลอยเพื่อสังเคราะห์ผลึกในรัตนโลหะทอง18 กะรัต
- 1.5.4 สามารถนำความรู้และข้อมูลที่ได้จากการศึกษาวิจัยนี้ไปปรับปรุงและพัฒนาการผลิตวัสดุให้ดียิ่งขึ้นต่อไปในอนาคต

บทที่ 2

เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย

2.1.1 แรงและพลังงานพันธะ [3]

สมบัติทางกายภาพของวัสดุสามารถถูกอธิบายได้โดยการศึกษาแรงกระทำที่ทำให้เกิดพันธะระหว่างอะตอม พันธะระหว่างอะตอมอาจจะอธิบายได้ง่ายที่สุด โดยพิจารณาอะตอม 2 ตัวที่เคลื่อนตัวมาอยู่ใกล้กันจากระยะอนันต์ ณ ที่ระยะห่างกันมากๆ แรงกระทำระหว่างอะตอมจะมีน้อยมาก แต่เมื่ออะตอมทั้ง 2 เคลื่อนตัวเข้าหากัน แรงกระทำระหว่างอะตอมก็จะมีมากขึ้นเรื่อยๆ แรงกระทำมี 2 แบบ คือ แรงดึงดูด และแรงผลักร โดยขนาดของแรงทั้งสองนั้นขึ้นอยู่กับระยะห่างระหว่าง 2 อะตอม ชนิดของแรงดึงดูด(F_A) ขึ้นอยู่กับชนิดของพันธะและการเปลี่ยนแปลงขนาดตามที่แสดงในรูปที่ 2.1(a) เมื่อชั้นพลังงานของอิเล็กตรอนของสองอะตอมเริ่มเหลื่อมซ้อนกัน แรงผลักร (F_R) ก็จะเพิ่มขึ้นเรื่อยๆ ผลของแรงลัพธ์ (F_N) ระหว่างสองอะตอมคือผลบวกระหว่างแรงดึงดูดและแรงผลักรดังสมการ

$$F_N = F_A + F_R$$

ซึ่งขึ้นอยู่กับระยะระหว่างอะตอม ดังแสดงในรูปที่ 2.1(a) เมื่อแรงดึงดูดสมดุลกับแรงผลักร ทำให้แรงลัพธ์เท่ากับศูนย์ ทำให้เกิดสภาวะสมดุลขึ้น

$$F_A + F_R = 0$$

ระยะห่างระหว่างจุดศูนย์กลางของ 2 อะตอมเป็นระยะที่สมดุล r_0 ดังที่เขียนกำกับในรูปที่ 2.1(a) ส่วนใหญ่ระยะสมดุลจะมีค่าประมาณ 0.3 nm. เมื่ออะตอมทั้ง 2 อยู่มีตำแหน่งที่มีระยะห่างนี้มันจะไม่เคลื่อนตัวเข้าหากันอีก เนื่องจากถูกต้านโดยแรงผลักรและไม่แยกห่างออกจากกัน เนื่องจากถูกต้านจากแรงดึงดูด พิจารณาพลังงานศักย์ระยะ 2 อะตอมจะเขียนความสัมพันธ์ทางคณิตศาสตร์ได้ว่า

$$E = \int F dr$$

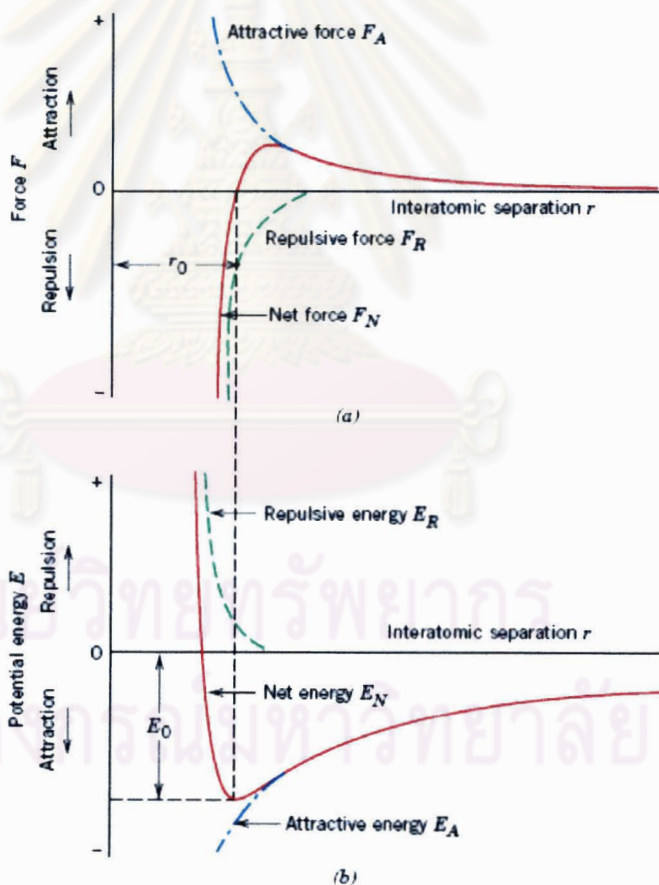
หรือสำหรับระบบที่มีหลายอะตอมรวมอยู่ร่วมกัน

$$E_N = \int_{\infty}^r F_N dr$$

$$= \int_{\infty}^r F_A dr + \int_{\infty}^r F_R dr$$

$$= E_A + E_R$$

โดยที่ E_N , E_A และ E_R คือพลังงานลัทธิ พลังงานดึงดูด และพลังงานผลักรวมของ 2 อะตอม ที่เกิดกับอะตอมข้างเคียงรูปที่ 2.1 (b) แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพลังงานศักย์ต่างๆ กับ ระยะห่างระหว่างอะตอม ซึ่งกราฟของพลังงานลัทธิซึ่งเป็นผลบวกของพลังงานดึงดูดและพลังงานผลักรวม มีลักษณะเป็นแอ่ง มีจุดต่ำสุดอยู่ที่ระยะสมดุลระหว่างอะตอม ค่าพลังงานที่จุดต่ำสุดนี้คือ พลังงานพันธะ (Bonding Energy) เขียนกำกับไว้ด้วย E_0 เป็นพลังงานที่จะต้องใช้ในการที่จะแยก อะตอมทั้งสองออกจากกันไปที่ระยะห่างอนันต์



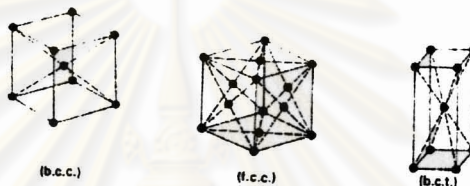
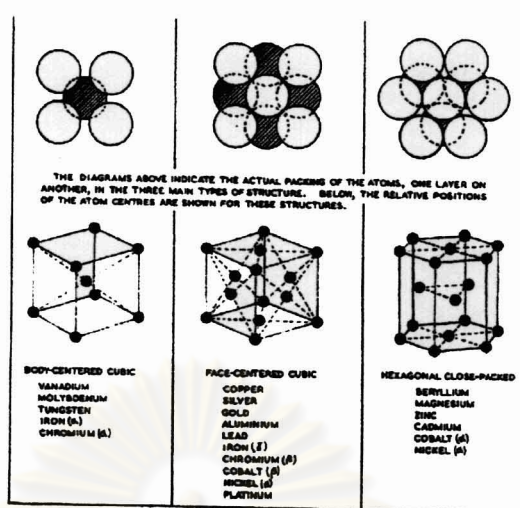
รูปที่ 2.1 (a) แรงดึงดูด แรงผลักรวม และแรงลัทธิ ขึ้นอยู่กับระยะห่างระหว่างอะตอม
(b) พลังงานดึงดูด พลังงานผลักรวม พลังงานลัทธิ ขึ้นอยู่กับระยะห่างระหว่างอะตอม

2.1.2 โครงสร้างผลึกและระบบผลึก [4]

โครงสร้างระบบผลึกของโลหะ (Metallic Crystal) จากที่ทราบกันแล้วว่าโลหะทุกชนิดจะประกอบด้วยอนุภาคที่เล็กที่สุดคืออะตอม ซึ่งจะมีการเรียงตัวกันอย่างมีระเบียบภายในเกรน บริเวณขอบเกรนซึ่งเป็นอาณาเขตติดต่อกัน ระหว่างเกรนการเรียงตัวของอะตอมในบริเวณนี้จะขาดการเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบ เนื่องจากจะมีอะตอมของธาตุที่เป็นสารมลทินถูกผลักให้มารวมอยู่อย่างหนาแน่นในบริเวณนี้ขณะที่โลหะเย็นตัวจากสภาพของเหลวไปสู่อสภาพของแข็ง การเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบของอะตอมภายในเกรนหรือผลึกนี้จะเรียกว่า Space Lattice ซึ่งภายใน Space Lattice นี้ ถ้านำอะตอมหน่วยเล็กๆหน่วยหนึ่งมาขยายเพื่อศึกษาตำแหน่งการวางตัวของกลุ่มอะตอมในหน่วยเล็กนี้ (Unit Cell) จะพบว่า การวางตัวของกลุ่มอะตอมจะมีระบบที่แน่นอน และมีอยู่หลายระบบเรียกว่า ระบบผลึก (Crystallographic System) ในโลหะส่วนใหญ่จะพบโลหะที่สำคัญอยู่ 3 ระบบคือ

1. ระบบลูกบาศก์ (Cubic System) ซึ่งจะแบ่งย่อยออกไปเป็น
 - ระบบ Body Centered Cubic (B.C.C) คือ มีอะตอมอยู่ตรงกลางของลูกบาศก์
 - ระบบ Face Centered Cubic (F.C.C) คือ มีอะตอมอยู่ตรงกลางทุกด้านของลูกบาศก์
2. ระบบ Hexagonal เป็นลักษณะรูปทรงหกเหลี่ยม ซึ่งจะพบระบบนี้เกี่ยวข้องกับเหล็กคือ ระบบ Hexagonal Close Packed (H.C.P)
3. ระบบ Tetragonal เป็นลักษณะคล้ายลูกบาศก์ แต่มีส่วนสูงมากกว่า พบส่วนใหญ่ที่เกี่ยวข้องกับเหล็กคือ ระบบ Body Centered Tetragonal (B.C.T) ดังรูปที่ 2.6

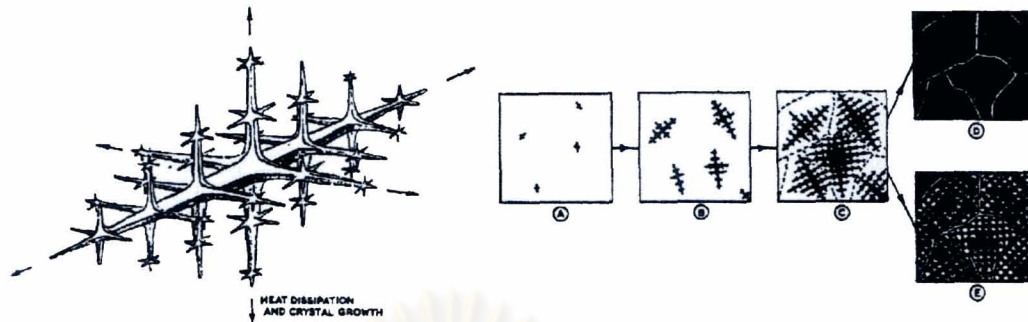
ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



รูปที่ 2.2 แสดงระบบผลึกที่ปรากฏพบในโลหะซึ่งได้แก่ B.C.C, F.C.C, B.C.T และ H.C.P

จากประเภทของระบบผลึกต่าง ๆ ที่มีข้อที่ควรทราบคือ โลหะที่มีระบบผลึกเป็น F.C.C จะมีคุณสมบัติอ่อนตัวสูง สามารถยืดได้มากแต่ความแข็งแรงจะต่ำ โลหะที่มีระบบผลึกเป็น B.C.C จะมีความแข็งแรงสูงกว่า, ความอ่อนตัวจะลดลง ส่วนโครงสร้างที่เป็นระบบผลึก H.C.P หรือ B.C.T จะเป็นลักษณะของโลหะแข็ง คุณสมบัติการอ่อนตัวจะต่ำกว่าระบบ B.C.C และ F.C.C

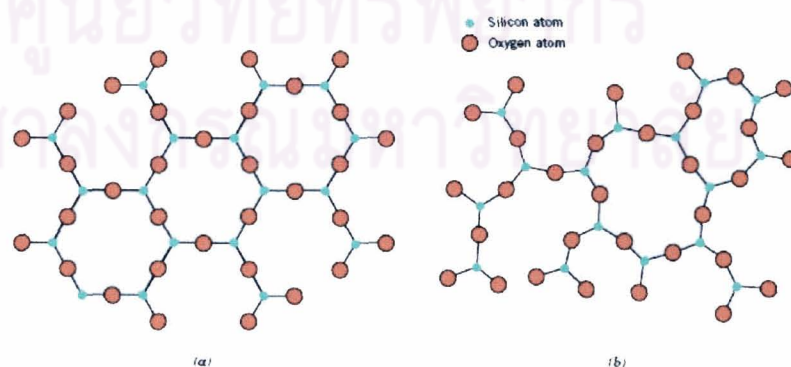
จุลโครงสร้างของโลหะ (Micro Structure) โลหะโดยทั่วไปภายหลังจากการเย็นตัวจะประกอบด้วยเกรนหรือผลึกจำนวนมาก (Polycrystal) ซึ่งการเกิดเกรนของโลหะจำนวนมากจะเกิดขณะมีการเปลี่ยนแปลงจากหลอมละลายมาเป็นโลหะแข็งตามทฤษฎีของโลหะกายภาพ การเปลี่ยนแปลงจะเริ่มที่อุณหภูมิแข็งตัว (Solidification Temperature) โดยการให้กำเนิดนิวเคลียส อะตอมที่ถ่ายเทพลังงานอิสระไปสู่บรรยากาศรอบๆ ทำให้การเคลื่อนไหวของอะตอมน้อยลง เมื่อมารวมกันจะทำให้เกิดกลุ่มอะตอมที่มีพลังงานต่ำเป็นจุดของโลหะแข็งเล็กๆที่เรียกว่านิวเคลียส เมื่ออุณหภูมิลดลง อะตอมที่ถ่ายเทพลังงานออกสู่บรรยากาศรอบๆจะค่อยๆเข้ามารวมตัวกับนิวเคลียส ทำให้เกิดการขยายตัวเป็นผลึกเล็กๆและโตขึ้นจนกลายเป็นผลึกใหญ่ ซึ่งเรียกว่าเกรน การขยายตัวจะสิ้นสุดลงเมื่อปริมาณของโลหะหลอมเหลวหมดไป หรือไม่ก็เกรนที่ขยายตัวไปชนกับเกรนข้างเคียง ในขณะที่ขยายตัวของนิวเคลียสอาจจะมีการขยายตัวออกเป็นกิ่งก้านและแตกสาขาไปในทิศทางต่างๆกัน เราเรียกลักษณะโครงสร้างนี้ว่า Dendrite



รูปที่ 2.3 แสดงกลไกของการเปลี่ยนสถานะจากโลหะหลอมเหลวเป็นของแข็ง และการขยายตัวของนิวเคลียสที่ให้โครงสร้าง Dendrite

2.1.3 ของแข็งที่ไม่เป็นผลึก (Noncrystalline Solid) [3]

ที่ไม่เป็นผลึกจะไม่มีสมมาตร หรือไม่มีการเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบของอะตอมในระยะยาว บางครั้งเรียกวัดุดแบบนี้ว่า ออสถุฐาน (Amorphous) ที่แปลว่าไม่มีแบบแผนหรือเรียกว่าของแข็งยิ่งยวด (Supercooled Solid) เนื่องจากอะตอมในของแข็งแบบนี้มีการเรียงตัวอย่างไม่เป็นระเบียบ ไม่มีโครงสร้างที่แน่ชัดเหมือนของเหลว การเกิดผลึกหรือเกิดเป็นออสถุฐานนั้นขึ้นอยู่กับความสามารถในการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบในของเหลวเป็นโครงสร้างที่เป็นระเบียบในของแข็ง สำหรับวัสดุออสถุฐานนั้นจะมีโครงสร้างโมเลกุลหรือการเรียงตัวของอะตอมซับซ้อน และมีโครงสร้างที่เป็นระเบียบในช่วงสั้นๆ เท่านั้น การเกิดโครงสร้างแบบ ออสถุฐานหรือไม่มีผลึกนั้นเกิดได้ง่าย เมื่อการเย็นตัวผ่านอุณหภูมิแข็งตัวเป็นไปอย่างรวดเร็ว จะทำให้มีเวลาในการจัดเรียงตัวใหม่ของอะตอมที่เป็นระเบียบน้อยเกิดไป ทำให้โครงสร้างที่ได้ไม่มีการเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบ



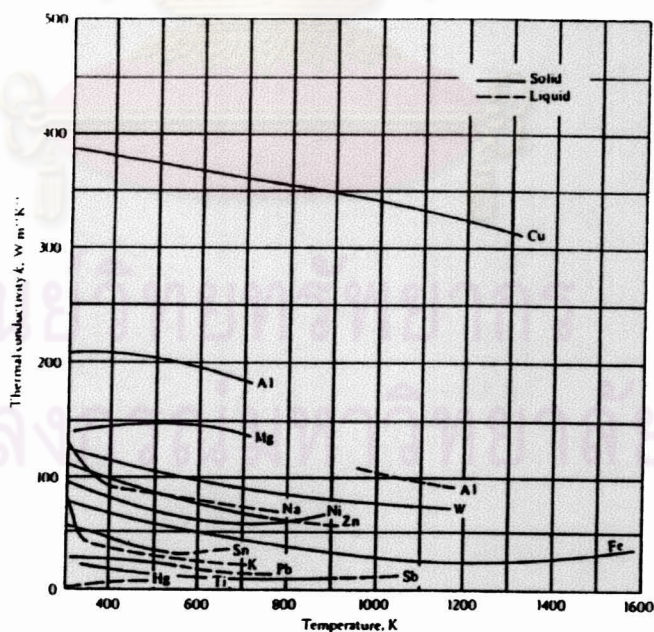
รูปที่ 2.4 (a) คือผลึกซิลิกอนไดออกไซด์ (b) คือผลึกซิลิกอนไดออกไซด์ที่ไม่มีผลึก

2.1.4 การถ่ายเทความร้อนของวัสดุ (Heat Transfer) [5]

เมื่อมีวัสดุตั้งแต่สองชนิดขึ้นไปที่มีอุณหภูมิแตกต่างกันมาสัมผัสหรือผสมกัน วัสดุที่มีอุณหภูมิสูงกว่าจะคายความร้อนออกมา และวัสดุที่มีอุณหภูมิต่ำกว่าจะรับความร้อนเข้าไว้ จนกระทั่งอุณหภูมิเท่ากัน จึงจะหยุดถ่ายเท โดยปริมาณความร้อนที่วัสดุอุณหภูมิสูงคายออก จะเท่ากับปริมาณความร้อนที่วัสดุอุณหภูมิต่ำรับไว้ ถ้าระบบนั้น ๆ ไม่มีการสูญเสียความร้อนให้กับสิ่งแวดล้อม

การนำความร้อน (Thermal Conductivity) คือ การถ่ายเทความร้อนภายในวัตถุที่เป็นของแข็งจากอะตอมหนึ่งไปยังอีกอะตอมหนึ่ง ความร้อนจะถ่ายเทจากบริเวณที่มีอุณหภูมิสูงไปบริเวณที่มีอุณหภูมิต่ำ โดยวัสดุแต่ละชนิดจะมีความสามารถในการนำความร้อนได้ไม่เท่ากัน โดยได้แสดงตัวอย่างความสามารถในการนำความร้อนของวัสดุ ไว้ในรูปที่ 2.5

จากรูปที่ 2.5 แสดงให้เห็นว่า ทองแดงมีค่าการนำความร้อนที่สูงเมื่อเทียบกับวัสดุอื่น จึงเลือกทองแดงเป็นวัสดุหลักในการถ่ายเทความร้อนในสวนเทคนิคเย็นตัวอย่างรวดเร็วโดยการสัมผัสกับของแข็ง



รูปที่ 2.5 ค่าความสามารถในการถ่ายเทความร้อนของวัสดุชนิดต่าง ๆ ที่อุณหภูมิต่าง ๆ [13]

การพาความร้อน (Thermal Convection) คือ การถ่ายเทความร้อนในสภาวะก๊าซหรือของเหลว โดยเมื่อตัวกลางได้รับความร้อนจากแหล่งกำเนิดจะมีอุณหภูมิสูงและลอยตัวขึ้น ตัวกลางจากบริเวณรอบข้างจึงไหลเข้าไปแทนที่ เช่น เมื่อนำกาต้มน้ำไปวางบนเตา ความร้อนจากไฟจะค่อย ๆ เคลื่อนที่จากน้ำด้านล่าง ขึ้นมายังบริเวณผิวน้ำด้านบน

การแผ่รังสีความร้อน (Thermal Radiation) คือ การถ่ายเทความร้อนโดยไม่ต้องอาศัยตัวกลาง เช่น การแผ่ของพลังงานความร้อนจากดวงอาทิตย์ ซึ่งเดินทางผ่านสุญญากาศมายังโลก

2.1.5 ปฏิกิริยาการนิวเคลียสที่เกิดขึ้นในเนื้อเดียวกัน [6]

การแข็งตัวของน้ำโลหะบริสุทธิ์ ณ อุณหภูมิใดๆ ต่ำกว่าจุดหลอมเหลวแรงผลักดันสำหรับการแข็งตัวของน้ำโลหะก็คือผลต่างของพลังงานอิสระ Gibbs ระหว่างเฟสของเหลวและเฟสของแข็ง ถ้าเราสมมติให้ค่าความจุความร้อนของของเหลวและของแข็งในที่นี้มีค่าเท่ากันเราจะได้ว่าเอนทัลปีต่อโมล และเอนโทรปีต่อโมลที่เปลี่ยนแปลง เนื่องมาจากการแข็งตัวจะมีค่าคงที่ไม่ขึ้นกับอุณหภูมิ ในกรณีเช่นนี้เราสามารถคำนวณหาพลังงานอิสระที่เปลี่ยนแปลงเนื่องจากการแข็งตัว (ΔG) ได้จาก

liquid \rightarrow solid

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S$$

เนื่องจาก $\Delta H = -L$ โดยที่ L คือความร้อนแฝงของการหลอมละลาย

$$\Delta G = -L + T \frac{L}{T_m}$$

$$\Delta G = \frac{L}{T_m} (T - T_m)$$

เมื่อกรณีที่ของแข็งเป็นทรงกลมรัศมี r เราอาจหาพลังงานอิสระ Gibbs ที่เปลี่ยนแปลงได้จากการคูณปริมาตรของทรงกลมนี้นับผลต่างของพลังงานอิสระ Gibbs ในหน่วยต่อปริมาตร (ΔG_v) ก็คือผลต่างของพลังงานอิสระระหว่างเฟสของเหลวและของแข็งต่อหนึ่งหน่วยปริมาตร

$$\Delta G_{vol} = \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_v$$

$$\Delta G_v = \frac{1}{V} \frac{L}{T_m} (T - T_m)$$

$$\Delta G_{vol} = \frac{4}{3} \pi r^3 \frac{1}{V} \frac{L}{T_m} (T - T_m)$$

มีพลังงานในอีกรูปแบบหนึ่งที่เปลี่ยนแปลงไปเมื่อเกิดผลึกของแข็งทรงกลมรัศมี r ขึ้นมา พลังงานนั้นก็คือพลังงานพื้นผิวซึ่งเท่ากับ

$$\Delta G_s = 4\pi r^2 \gamma$$

โดยที่ $\gamma = \gamma_{s-l}$ คือพลังงานพื้นผิวสัมผัสระหว่างของแข็งและของเหลว ผลรวมของพจน์พลังงานทั้งสองเท่ากับ

$$\Delta G_r = 4\pi r^2 \gamma + \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_v$$

$4\pi r^2 \gamma$ คือการเพิ่มขึ้นของพลังงานอันเนื่องมาจากการเกิดพื้นผิวใหม่ระหว่างของแข็งและของเหลว, $\frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_v$ มีค่าเป็นลบและเป็นการลดลงของพลังงานอิสระอันเนื่องมาจากการแข็งตัวของน้ำโลหะ เนื่องจากพจน์แรกเป็นฟังก์ชันของกำลังสองของรัศมี และพจน์ที่สองเป็นฟังก์ชันของกำลังที่สามของรัศมี ดังนั้นผลรวมของทั้งสองพจน์จะเพิ่มขึ้น มีค่าสูงสุด จากนั้นจะลดลงเรื่อยๆ รัศมีที่ทำให้ค่าพลังงานอิสระที่เปลี่ยนแปลงมีค่าสูงสุดเรียกว่ารัศมีวิกฤต (r^*) สำหรับการนิวเคลียสของแข็งในของเหลว แรงผลักดันในเชิงพลังงานจากพลังงานอิสระของ Gibbs จะทำให้อนุภาคของแข็งที่มีรัศมีน้อยกว่า r^* ลดขนาดลง อนุภาคเหล่านี้เล็กเกินไปสำหรับนิวเคลียส นิวเคลียสจะเกิดและโตต่อไปได้จะต้องมีรัศมีมากกว่าหรืออย่างน้อยก็เท่ากับรัศมีวิกฤต r^* เราเรียกค่าพลังงานอิสระสำหรับทรงกลมที่มีรัศมีเท่ากับรัศมีวิกฤตว่าพลังงานอิสระวิกฤตหรือ ΔG^* เราสามารถหาความสัมพันธ์ของค่าวิกฤตทั้งสองกับตัวแปรทางกายภาพได้จาก

$$r^* \text{ เมื่อ } \left(\frac{\partial \Delta G_r}{\partial r} \right)_T = 0 = 8\pi r \gamma + 4\pi r^2 \Delta G_v$$

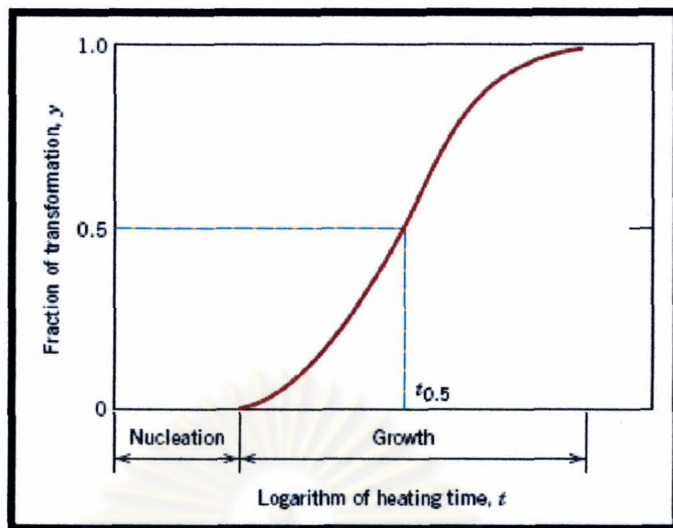
$$r^* = -\frac{2\gamma}{\Delta G_v}$$

$$\Delta G^* = \frac{16}{3} \frac{\pi \gamma^3}{\Delta G_v^2}$$

2.1.6 ไคเนติกส์ของปฏิกิริยาในสภาพของแข็ง (the kinetics of solid -state reactions)[3]

การแปลงเฟสที่เกิดขึ้นในสภาพของแข็ง โดยส่วนใหญ่แล้วมักจะไม่ได้เกิดแบบทันทีทันใด เนื่องจากมีอุปสรรคที่หน่วงกระบวนการเกิดปฏิกิริยา ทำให้การแปลงเฟสมักต้องอาศัยเวลายกตัวอย่างเช่น เนื่องจากการเปลี่ยนแปลงส่วนใหญ่จะมีการเกิดขึ้นของเฟสใหม่อย่างน้อย 1 เฟส ซึ่งมีส่วนผสมและ หรือโครงสร้างผลึกที่แตกต่างจากเฟสเดิม ทำให้ต้องอาศัยการแพร่เพื่อที่จะจัดเรียงอะตอมใหม่ การแพร่เป็นปรากฏการณ์ที่ขึ้นอยู่กับเวลา อุปสรรคที่สองคือ การที่จะเกิดเป็นเฟสใหม่ได้หมายถึงการเพิ่มพลังงานของระบบอันเนื่องจากการเกิดขอบเขต (boundary) หรือ ผิวสัมผัสระหว่างเฟสที่ต่างกันซึ่งในที่นี้คือ ระหว่างเฟสเดิมกับเฟสใหม่จะเกิดขึ้นนั่นเอง

พิจารณาในระดับจุลภาค กระบวนการแรกสุดที่จะเกิดขึ้นในการแปลงเฟส คือ การเกิดนิวเคลียสใหม่ (nucleation) ซึ่งเป็นการเกิดอนุภาคเล็กๆ (ปกติจะเล็กกว่าระดับจุลภาค) ที่เรียกว่า นิวเคลียส (nucleus- พหูพจน์คือ nuclei) ของเฟสใหม่ นิวเคลียสเหล่านี้ต้องพร้อมที่จะโต (ขยายตัว) ต่อไป ตำแหน่งที่เกิดนิวเคลียสมักจะเลือกเกิดที่บริเวณรอยบกพร่อง โดยเฉพาะของเกรน (grain boundary) ขั้นที่สองคือ การขยายตัวหรือ การโตขึ้น (growth) ซึ่งในขั้นนี้นิวเคลียสจะเพิ่มขนาดของมันและแน่นอนว่า ปริมาตรของเฟสเดิมก็จะหดหายไปด้วย การแปลงเฟสจะดำเนินต่อไปจนสมบูรณ์ เมื่ออนุภาคของเฟสใหม่เกิดและโตขึ้นจะกระทั่งมีปริมาณตามอัตราส่วน อนุสมดุล ลักษณะการแปรผันตามเวลาของอัตราการแปลงเฟส (ซึ่งเรียกว่า ไคเนติกส์ของการเปลี่ยนแปลง) นี่เป็นสิ่งสำคัญที่ต้องพิจารณาในกรณีวิวิธความร้อนของวัสดุ โดยอาศัยกระบวนการทางศาสตร์ของไคเนติกส์เราจะวัดอัตราการแปลงเฟสเป็นฟังก์ชันของเวลา ณ จุดหนึ่งจุดหนึ่งที่จุดหนึ่ง ทั้งนี้เราสามารถวิเคราะห์ระดับความคืบหน้าของการแปลงเฟสได้จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค หรือ วัสดุสมบัติทางกายภาพอื่น (เช่น การนำไฟฟ้า) ซึ่งเกี่ยวข้องอย่างชัดเจนกับเฟสใหม่ที่เกิดขึ้น ข้อมูลที่ได้จะถูกนำมาพล็อตความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการแปลงเฟสของวัสดุต่อมาลลอการิทึมของเวลาจะเป็นเส้นโค้งรูปตัว S คล้ายกับที่ได้ในรูปที่ 2.6 ซึ่งแสดงพฤติกรรมเชิงไคเนติกส์ของปฏิกิริยาในสภาพของแข็งโดยทั่วไปในรูปนี้ได้ระบุขั้นตอนที่เกี่ยวข้องกับการเกิดนิวเคลียสใหม่และการขยายตัวไว้ด้วย



รูปที่ 2.6 กราฟระหว่างอัตราส่วนที่แปลงเฟสไปแล้วต่อลอการิทึมของเวลาสำหรับการแปลงเฟสในสภาพของแข็งโดยทั่วไป ภายใต้สภาวะอุณหภูมิคงที่

สำหรับการเปลี่ยนแปลงในสภาพของแข็งซึ่งมีพฤติกรรมเชิงโคเนติกส์แบบในรูปที่ 2.6 นั้นอัตราส่วนการแปลงเฟส y เป็นฟังก์ชันของเวลา t ดังนี้

$$Y=1-\exp(-kt^n)$$

โดยที่ K และ n เป็นค่าที่ซึ่งไม่ขึ้นกับเวลาสำหรับปฏิกิริยาหนึ่งๆ สมการข้างบนมักถูกกล่าวถึงในนามของสมการของอับรามิ (Avrami equation)

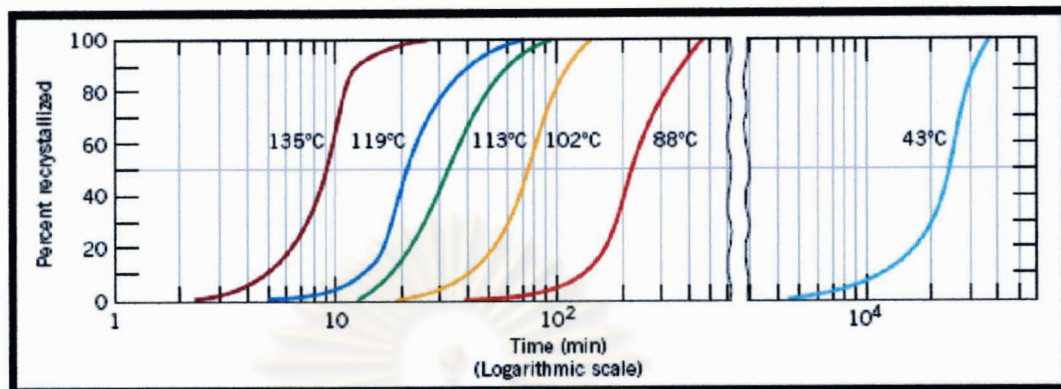
โดยหลังสากล มักกำหนดให้อัตราเร็วของการแปลงเฟส r สัมพันธ์ส่วนกลับของเวลาที่ต้องใช้เพื่อให้การแปลงเฟสเกิดได้ครั้งหนึ่ง $t_{0.5}$ กล่าวคือ

$$r = \frac{1}{t_{0.5}}$$

ค่า $t_{0.5}$ ได้ถูกระบุในรูปที่ 2.6 ด้วยกันเช่น

อุณหภูมิก็เป็นอีกตัวแปรหนึ่งที่ต้องควบคุมในกรรมวิธีทางความร้อน และเราพบว่ามันมีผลต่อโคเนติกส์และต่ออัตราเร็วของการแปลงเฟสอย่างมาก ดังในรูปที่ 2.7 ซึ่งแสดงเส้นโค้งรูปตัว S ที่เป็นความสัมพันธ์ระหว่าง y กับ $\log t$ ของการตกผลึกใหม่ของทองแดง ณ อุณหภูมิต่างๆกัน

รูปที่ 2.7 ความสัมพันธ์ระหว่างเปอร์เซ็นต์การตกผลึกใหม่เป็นฟังก์ชันของเวลาในทองแดง
อุณหภูมิคงที่

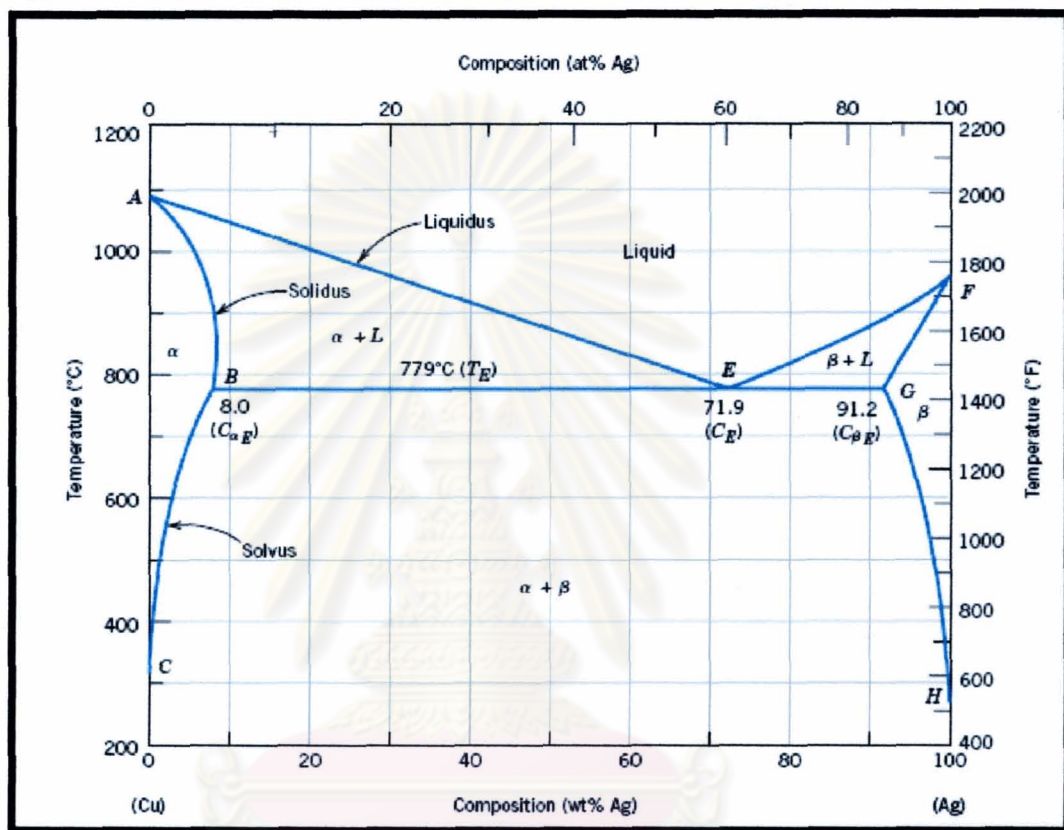


รูปที่ 2.7 ความสัมพันธ์ระหว่างเปอร์เซ็นต์การตกผลึกใหม่เป็นฟังก์ชันของเวลาในทองแดง
อุณหภูมิคงที่

2.1.7 Eutectic phases[3]

จากรูป ซึ่งเป็นระบบทองแดงเงินเรียกว่ายูเทกติก 2 องค์ประกอบ ในแผนภูมิเฟสแบบนี้ มีจุดประกอบด้วย 3 เฟส คือ α , β และ L เฟส α เป็นสารละลายของแข็งซึ่งกันและมีโครงสร้าง FCC แต่มีทองแดงเป็นตัวถูกละลาย ดังนั้น เฟส α และ β จึงหมายความว่าถึงทองแดงบริสุทธิ์และเงินบริสุทธิ์ด้วย ตามลำดับ ความสามารถในการละลายของตัวถูกละลายในเฟสของแข็งแต่ละเฟส มีขีดจำกัด ดังนั้น ที่อุณหภูมิต่ำกว่าเส้น BEG ทองแดงยอมให้เงินละลายได้ถึงค่าหนึ่งเท่านั้น (สำหรับเฟส α) เช่นเดียวกับการละลายทองแดงในเงิน (สำหรับเฟส β) ขีดจำกัดในการละลายของเฟส α ที่อุณหภูมิต่างๆแสดงในแผนภูมิด้วยเส้นแบ่งพื้นที่เฟส α ออกจากส่วนที่ 2 เฟส คือ ส่วนเฟส $\alpha + \beta$ กับส่วนเฟส $\alpha + L$ หรือก็คือเส้น CBA ในแผนภูมิขีดจำกัดการละลายเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิที่เพิ่มสูงขึ้นจนกระทั่งถึง 8% โดยน้ำหนักของเงินที่อุณหภูมิ 779°C (1434°F) ที่จุด B และลดลงจนเท่ากับ 0 ที่อุณหภูมิลดลงของทองแดงบริสุทธิ์ หรือจุด A ในแผนภูมิ(1,085 C 1,985 F) นั่นเอง เมื่ออุณหภูมิต่ำกว่า 779 C (1437 F) เส้นที่แบ่งพื้นที่เฟส α และพื้นที่ซึ่งมี 2 เฟส คือ พื้นที่เฟส $\alpha + \beta$ ออกจากกัน เรียกว่าเส้นโซลิวส์(Solvus line) ส่วนเส้น AB ที่แบ่งพื้นที่เฟส และพื้นที่ซึ่งมีสองเฟสคือ พื้นที่เฟส $\alpha + L$ ออกจากกันเรียกว่าโซลิดัส ดังรูปที่ 2.8 สำหรับเฟส β ก็มีเส้นโซลิวส์ และโซลิดัส เช่นกัน คือ เส้น HG และ GF ตามลำดับ ความสามารถสูงสุดในการละลายของทองแดงในเฟส β (ที่จุด G) คือ 8.8 % อยู่ที่อุณหภูมิ 779 C เส้นแนวนอน BEG

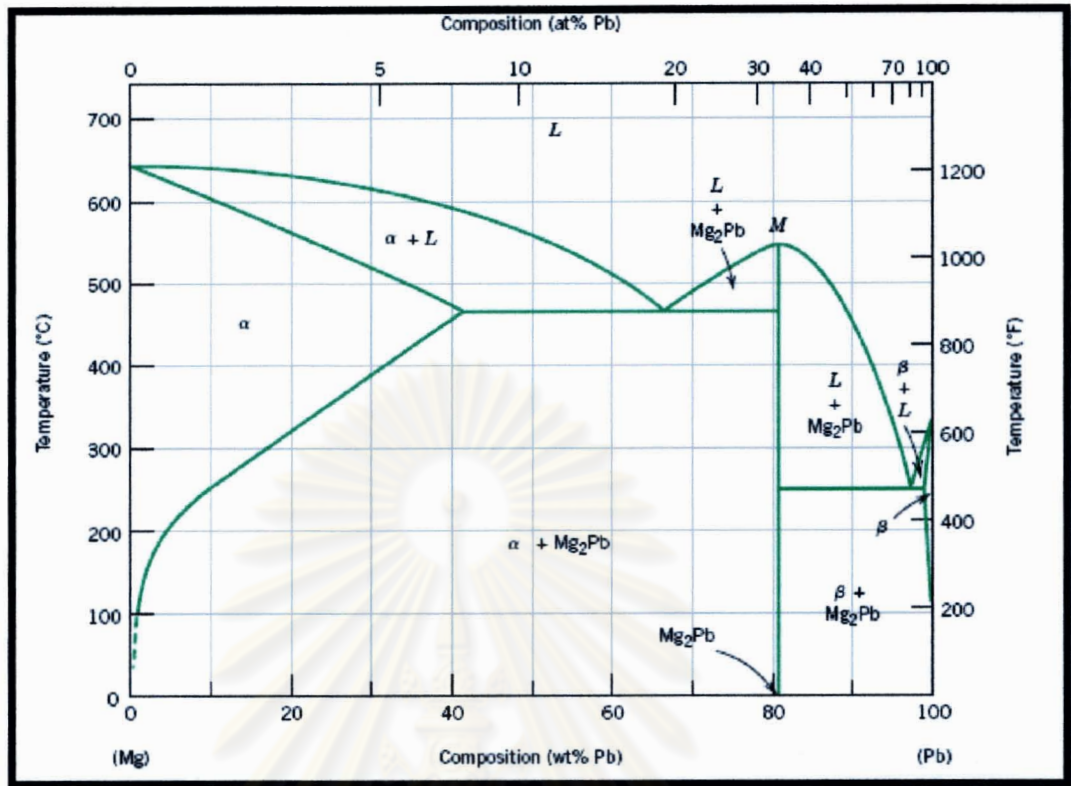
ซึ่งขนานกับแกนส่วนผสมอยู่ระหว่างจุดแสดงความสามารถในการละลายสูงสุดของทั้งสองเฟส จึงอาจจัดเป็นเส้นโซลิดัส เนื่องจากเป็นเส้นที่แสดงอุณหภูมิสูงสุดที่ยังมีของแข็งเหลืออยู่สำหรับโลหะผสมทองแดงเงินที่สมดุล เมื่ออุณหภูมิของระบบลดลงของเหลวเปลี่ยนเป็นของแข็งสองเฟส คือเฟส α และ β ที่อุณหภูมิ TE และปฏิกิริยาเกิดขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิ ปฏิกิริยานี้เรียกว่า ปฏิกิริยายูเทกติก (eutectic)



รูปที่ 2.8 แผนภูมิสมดุลของ Cu-Ag (ทองแดง-เงิน)

2.1.8 INTERMETALLIC COMPOUND [3]

แผนภูมิเฟสของโลหะในบางระบบจะมีสารประกอบระหว่างกลาง (Intermediate compound) แทนที่จะเป็นสารละลายของแข็งสารประกอบเหล่านี้มีสูตรทางเคมีเฉพาะ สำหรับสารประกอบระหว่างโลหะ-โลหะเรียกว่า สารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compound) เช่น ในแผนภูมิเฟสของระบบ แมกนีเซียมตะกั่ว ในรูปที่ 2.9 จะมีสารประกอบ Mg_2Pb ซึ่งมีส่วนผสม 19% Mg-81%Pb โดยน้ำหนัก (33%Pb โดยอะตอม) เสมอ ดังแสดงในแผนภูมิเป็นเส้นแนวตั้ง จึงไม่มีความกว้างเหมือนส่วนของเฟส เพราะส่วนผสมของสารประกอบ Mg_2Pb นั้นมีค่าคงที่เท่ากับ 19% Mg-81%Pb โดยน้ำหนักเท่านั้น



รูปที่ 2.9 แผนภูมิสมดุล Mg-Pb (แมกนีเซียม-ตะกั่ว)

2.1.9 ความแข็ง (hardness)[3]

สมบัติทางกลที่สำคัญอีกตัวหนึ่งคือ ความแข็ง (hardness) ซึ่งเป็นสมบัติที่บอถึงความต้านทานของวัสดุต่อการเกิดการแปรรูปถาวรที่บริเวณเฉพาะที่ (เช่น การเกิดรอยบุ๋มหรือรอยขีดข่วนที่ผิว) ในสมัยแรก ๆ การทดสอบความแข็งมีพื้นฐานอ้างอิงจากรูปแบบในธรรมชาติ โดยอาศัยหลักการเปรียบเทียบว่าวัสดุในแข็งกว่าจะสามารถขีดข่วนให้วัสดุที่อ่อนกว่าเกิดรอยขึ้นได้ ทำให้เกิดเป็นความแข็งแบบมอส์สเกล (Mohs scale) ซึ่งเป็นทดสอบในเชิงคุณภาพ (qualitative) โดยใช้เกณฑ์อ้างอิงที่ตั้งขึ้น กล่าวคือ การกำหนดให้ความแข็งที่ต่ำที่สุดเป็น 1 สำหรับทาลค์ (talc) และความแข็งสูงสุดเป็น 10 สำหรับเพชรซึ่งเป็นวัสดุแข็งที่สุด ส่วนการทดสอบความแข็งในเชิงปริมาณ (quantitative) เพื่อประเมินค่าความแข็งเป็นตัวเลขนั้นถูกพัฒนาขึ้นภายหลัง โดยใช้หัวกด (indenter) กดลงบนผิวชิ้นงานที่จะทดสอบภายใต้เงื่อนไขที่ควบคุมให้เป็นมาตรฐาน ได้แก่ แรงที่ใช้กด และความเร็วของการกด จากนั้นวัดขนาดหรือความลึกของรอยกด (รอยบุ๋ม) ที่เกิดขึ้น

นำมาแปลงเป็นค่าความแข็ง ซึ่งหากรอยกดใหญ่และลึกหมายถึงวัสดุนั้นอ่อน ละมีความแข็งต่ำ แต่อย่างไรก็ตาม ความแข็งที่ได้เป็นเพียงปริมาณสัมพันธ์เท่านั้น ไม่ใช่ปริมาณสัมบูรณ์ ดังนั้น จึงใช้ตัวเลขค่าความแข็งเปรียบเทียบกันได้เฉพาะค่าที่ได้จากการทดสอบด้วยวิธีเดียวกันเท่านั้น และต้องไม่นำค่าตัวเลขบอกความแข็งจากวิธีต่างกันมาเปรียบเทียบกันโดยตรง

การทดสอบความแข็ง (hardness test) เป็นการทดสอบสมบัติทางกลที่ถูกนำไปใช้ปฏิบัติอย่างแพร่หลายกว่าวิธีอื่น เพราะ

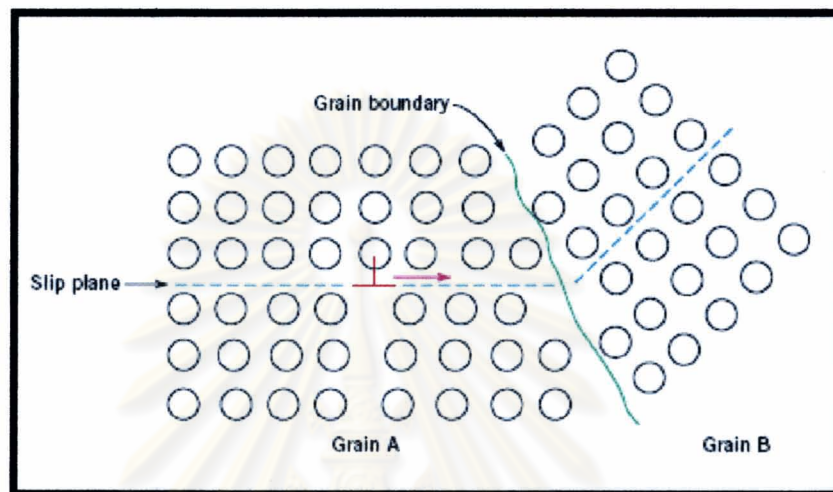
1. เป็นวิธีที่ง่ายและเสียค่าใช้จ่ายไม่สูงนัก-โดยทั่วไปมักไม่ต้องเตรียมชิ้นงานเป็นพิเศษ และตัวอุปกรณ์ไม่แพงมาก
2. เป็นการทดสอบแบบไม่ทำลาย-ชิ้นงานไม่แตกหักเสียหายหรือเสียรูปร่าง เพียงแต่จะปรากฏรอยบุ๋มขึ้นที่ผิวของชิ้นงานบ้าง
3. สมบัติทางกลอื่นบางค่า ก็สามารถประเมินได้จากค่าความแข็ง เช่น ความต้านแรงดึงจุด

2.1.10 การเพิ่มความแข็งแรงโดยการลดขนาดเกรน (strengthening by grain size reduction)[3]

ขนาดเกรนหรือเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ยของเกรนในโลหะหลายผลึกมีอิทธิพลต่อสมบัติทางกลของวัสดุ โดยปกติเกรนที่อยู่ติดกันจะมีทิศทางการวางตัวแตกต่างกันและแน่นอนต้องมีขอบเกรนเกิดขึ้น ดังรูปที่ 2.10 ในการแปรรูปถาวร การเลื่อนและการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันต้องเกิดขึ้นข้ามขอบเกรนนี้ เป็นต้นว่าจากเกรน A ไปยังเกรน B ในรูปที่ 2.10 ขอบเกรนทำหน้าที่เป็นตัวขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันโดยมีเหตุผลสนับสนุน 2 อย่าง คือ

1. เนื่องจากเกรนทั้งสองที่ทิศทางการวางตัวแตกต่างกัน ดิสโลเคชันที่จะผ่านไปยังเกรน B ได้จะต้องเปลี่ยนทิศทางการเคลื่อนที่ สิ่งนี้เกิดขึ้นยากมากขึ้นถ้าทิศทางการวางตัวของผลึกมีความแตกต่างกัน (misorientation) เพิ่มมากขึ้น
2. ความไม่เป็นระเบียบของอะตอมภายในบริเวณขอบเกรนทำให้เกิดความไม่ต่อเนื่องของระนาบการเลื่อนจากเกรนหนึ่งไปยังอีกเกรนหนึ่ง

อย่างไรก็ตาม ต้องตั้งข้อสังเกต ณ ที่นี้ก่อนว่า สำหรับขอบเกรนที่มีมุมใหญ่ (high-angle grain boundaries) ดิสโลเคชันไม่ได้เคลื่อนที่ตัดผ่านขอบเกรนระหว่างการแปรรูปดัดที่กล่าวมา แต่จะเกิดในลักษณะที่ความเข้มของความเค้นที่ระนาบการเลื่อนในเกรนหนึ่งไปกระตุ้นให้เกิดแหล่งกำเนิด ดิสโลเคชันใหม่ในเกรนที่อยู่ติดกันขึ้นแทน



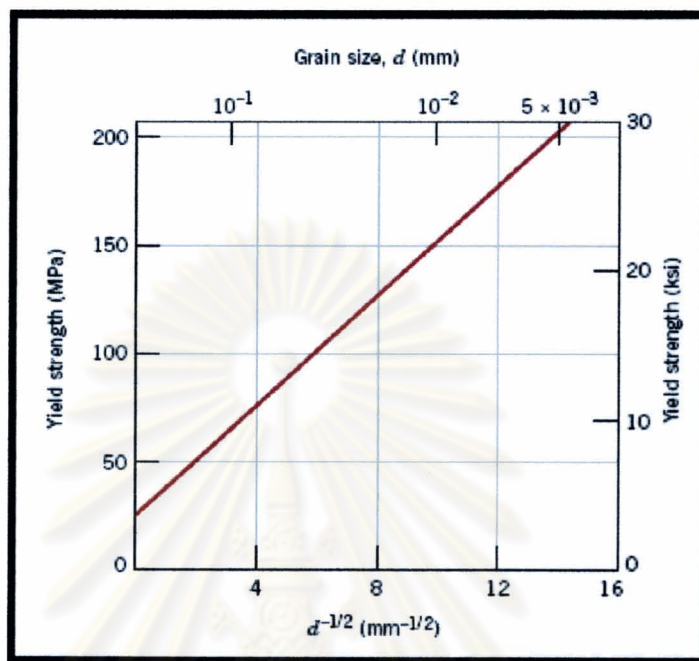
รูปที่ 2.10 การเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันขณะที่มันเข้าไปยังขอบเกรนทำหน้าที่เป็นตัวขัดขวางการเลื่อนไม่ให้เกิดอย่างต่อเนื่องระนาบการเลื่อนไม่ต่อเนื่อง และยังเปลี่ยนทิศทางการเลื่อนเมื่อข้ามขอบเกรน

วัสดุที่มีเกรนละเอียดหรือเกรนขนาดเล็กจะแข็งแรงและแข็งกว่าวัสดุที่มีเกรนหยาบ เพราะมีพื้นที่ขอบเกรนโดยรวมสูงกว่าซึ่งยับยั้งการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันได้มากขึ้น ความแข็งแรง ณ จุดคราก มีค่าขึ้นกับขนาดเกรนตามสมการ

$$\sigma_y = \sigma_o + K_y d^{-\frac{1}{2}}$$

สมการนี้เรียกว่า สมการของฮอลล์-เพตช์ (Hall-Petch equation) โดยที่ d คือเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ย และเป็นค่าคงที่สำหรับวัสดุ สังเกตสมการ ไม่สามารถนำไปใช้ได้กับเกรนที่ใหญ่มาก (เกรนหยาบ) และวัสดุหลายผลึกที่มีเกรนเล็กละเอียดมาก ๆ รูปที่ 2.11 แสดงถึงความแข็งแรง ณ จุดครากในวัสดุของเหล็กขึ้นกับขนาดเกรน ขนาดเกรนถูกกำหนดโดยอัตราการแข็งตัวจากเฟสของเหลวและยังขึ้นกับการแปรรูปถาวรที่ผ่านการอบด้วยความร้อนที่เหมาะสม อีกประเด็นที่ควร

กล่าวในที่นี้คือ การลดขนาดเกรนนอกจากมีผลปรับปรุงความแข็งแรง ยังช่วยปรับปรุงความแกร่งด้วย



รูปที่ 2.11 อิทธิพลของเกรนต่อความแข็งแรง ณ จุดครากของวัสดุทองเหลืองประเภท 70Cu-30Zn
สังเกตว่าเส้นผ่านศูนย์กลางเพิ่มจากขวาไปซ้ายและไม่ใช่ลักษณะเชิงเส้น

ขอบเกรนที่มีเกรนมาทำมุมเล็กต่อกัน (small-angle grain boundaries) ไม่มีผลกระทบต่อกลไกการเคลื่อนเพราะมีทิศทางการวางตัวของเกรนต่างกันเพียงเล็กน้อยที่บริเวณขอบเกรน ในทางตรงกันข้ามขอบของทวิน (twin boundaries) กลับสกัดกั้นการเคลื่อนอย่างได้ผลและการเพิ่มความแข็งแรงให้แก่วัสดุขอบเกรนระหว่างเฟสที่แตกต่างชนิดกันก็เป็นตัวบ่งชี้การเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันด้วย และสิ่งนี้เป็สิ่งที่สำคัญในการเพิ่มความแข็งแรงให้กับโลหะผสมที่มีหลายเฟส ขนาดรูปทรงของเฟสส่งผลกระทบต่อสมบัติทางกลมากในโลหะผสมที่มีหลายเฟส

2.1.11 จุลทรรศน์ศาสตร์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (Transmission Electron Microscopy)[7]

ภาพไบรท์ฟิลด์ (Bright field image)

แนวรังสีหลังจากอิเล็กตรอนตกกระทบชิ้นงานและทะลุผ่านชิ้นงาน ประกอบด้วย ลำอิเล็กตรอนส่องผ่านและลำอิเล็กตรอนเลี้ยวเบน อิเล็กตรอนในลำอิเล็กตรอนส่องผ่าน ไม่ใช่ อิเล็กตรอนที่ไม่เกิดการกระเจิง แต่อาจเป็นอิเล็กตรอนที่ผ่านการกระเจิงมาหลายครั้งตามระยะทาง ตามที่เคลื่อนที่ทะลุชิ้นงาน แต่ทิศทางสุดท้ายของมันยังคงวิ่งตามทิศทางเดิมของอิเล็กตรอนตกกระทบ อิเล็กตรอนเหล่านี้มีโอกาสสูญเสียพลังงานไป แม้ว่าจะอยู่ในลำอิเล็กตรอนส่องผ่านก็ตาม พึงสังเกตว่า แต่ละจุดใน back focal ระนาบ ของเลนส์วัตถุ จะประกอบด้วยแนวรังสีทุกแนวจาก วัตถุวัตถุ คือ ชิ้นงานที่กำลังสนใจศึกษา ดังนี้ จากจุดใดๆ ใน back focal ระนาบ ความแตกต่างของแต่ละจุดบน back focal ระนาบ คือ แนวรังสีต่าง ๆ ที่เดินทางมาตัดกัน ณ จุดหนึ่งๆ ที่ back focal ระนาบ จะเป็นแนวรังสีที่กระเจิงออกจากตัวชิ้นงานที่มุมเท่ากันค่าหนึ่ง

Contrast ของภายในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน เกิดจากปรากฏการณ์หลัก 2 แบบ คือ scattering contrast (mass-thickness contrast) และ diffraction contrast ซึ่งจะทำให้ความหนาแน่นของอิเล็กตรอนในลำอิเล็กตรอนส่องผ่านกับลำอิเล็กตรอนเลี้ยวเบนในแต่ละพื้นที่ของ ชิ้นงานที่มีความหนาแน่น ความหนาและทิศทางการวางโครงสร้างผลึกแตกต่างกัน มีค่าไม่เท่ากัน ภาพที่เกิดจากทุกจุดใน back focal ระนาบ โดยไม่ใช่ช่องเปิดวัตถุ จึงเป็นภาพที่เกิดจากอันตรกิริยารวมของลำอิเล็กตรอนรวมของลำอิเล็กตรอนส่องผ่านและลำอิเล็กตรอนเลี้ยวเบน contrast ที่เกิดจากการเลี้ยวเบนอิเล็กตรอนส่วนใหญ่จึงถูกลบล้างไป contrast ในภาพเช่นนี้จึงแสดงเฉพาะ contrast จากการกระเจิง (scattering) หรือ mass-thickness contrast การทำให้ diffraction contrast ปรากฏในภาพจึงทำได้โดยการใส่ช่องเปิดเลนส์วัตถุ (objective lens aperture) ใ ส ่เข้าตรงกลางแกนออบติค เพื่อเลือกเฉพาะลำอิเล็กตรอนส่องผ่านในการสร้างภาพบนจอเรืองแสง และขวงลำอิเล็กตรอนเลี้ยวเบนต่างๆ เอาไว้ มิให้ตกกระทบลงบนจอเรืองแสงขนาดรูของช่องเปิดเลนส์วัตถุ α อยู่ระหว่าง 5-20 mrad

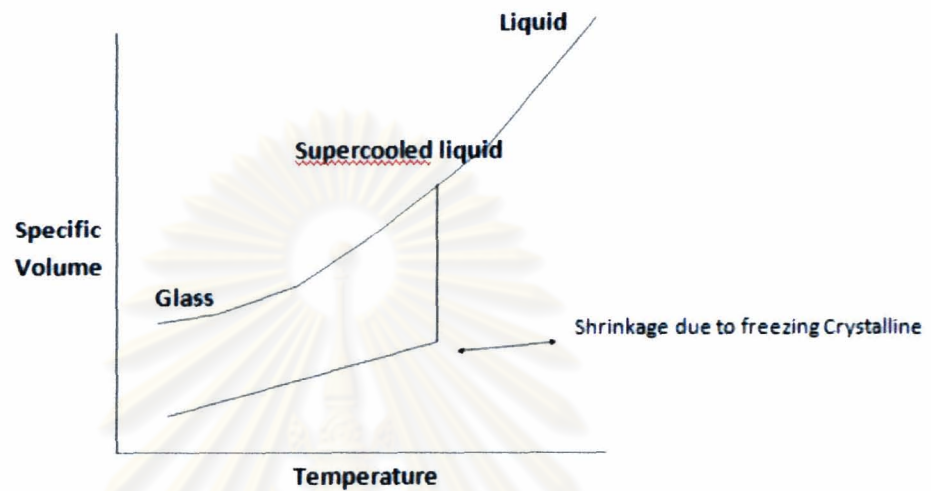
2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ในงานวิจัยครั้งนี้ได้ใช้วัสดุหลักเป็นรัตนโลหะทอง 18 กระรัต (Gold based bulk metallic glass) โดยมีส่วนผสมทางเคมีคือ $\text{Au}_{49}\text{Ag}_{5.5}\text{Pd}_{2.3}\text{Cu}_{26.9}\text{Si}_{16.3}$ โดยมีอัตราการเย็นตัววิกฤต (Critical cooling rate) เท่ากับ 100 K/s [8]

ตารางที่ 2.1 ตารางเปรียบเทียบคุณสมบัติต่างๆ ระหว่างรัตนโลหะทอง 18 กระรัต กับโลหะทอง 18 กระรัต โดยทั่วไป

	18K Au BMG	18K crys' Au
Melting temperature	371°C (700°F)	~1000°C (1832°F)
Casting temperature	450-600°C (842-1112°F)	>1100°C (2012°F)
Glass transition temperature	130°C (266°F)	N/A
Working temperature"	135-180°C & <370° (275-356°F) & <698°	700-1000°C (1292°-1832°F)
Critical casting thickness (mm)	5	N/A
Yield strength (MPa)	1100	350
Elastic strain limit ϵ_{el} (%)	1.5	~0.65
Vickers hardness (Hv), as-cast	360	100-150
Density (g/cc)	13.7	15.4

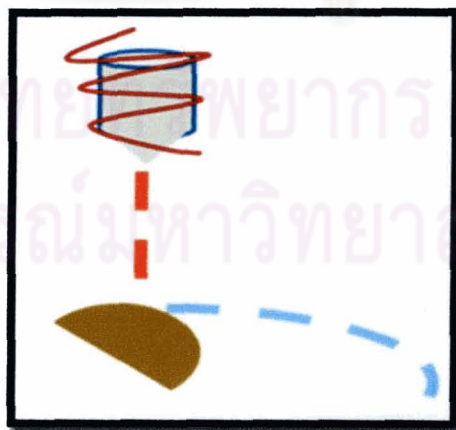
แก้ว คือ วัสดุที่เกิดจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็วเพียงพอ ที่จะทำให้อะตอมในสถานะของเหลว นั้นไม่มีเวลาเพียงพอที่จะจับตัวกันให้เป็นระเบียบได้ เมื่อเทียบกับระบบโครงสร้างการตกผลึก



รูปที่ 2.12 กราฟแสดงการเย็นตัวของระบบแก้วและระบบโครงสร้างการตกผลึก

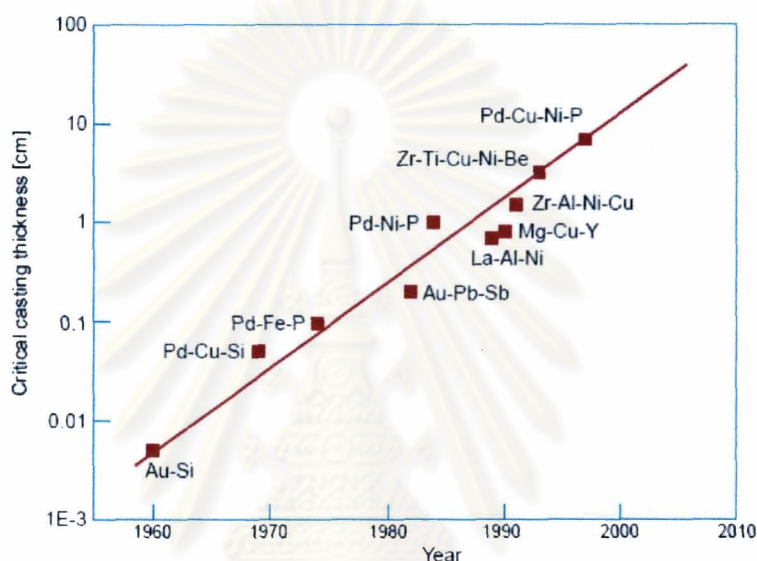
ยกตัวอย่างในการผลิต Metallic glasses จากเทคนิค Gun-Quenching โดย Duwez กระบวนการนี้จะมีอัตราการเย็นตัวที่เร็วมาก ประมาณ 10^5 - 10^6 k/s ความหนาที่ได้ของชิ้นงานที่เป็น metallic glasses จะมีขนาดประมาณ 10-50 μm . [1] เป็นขนาดความหนาที่น้อยมาก ดังรูปที่

2.13



รูปที่ 2.13 ภาพแสดงการผลิต Gun-Quenching

ความหนาของวัสดุที่เป็น Metallic glasses ก็เป็นปัจจัยหนึ่งที่สำคัญมาก แม้ว่าจะสามารถผลิต Metallic glasses ขึ้นมาได้ แต่วัสดุที่ผลิตขึ้นมาได้นั้นมีความหนาที่บางมาก ทำให้ไม่สามารถนำไปใช้งานได้จริงในงานอุตสาหกรรม จึงมีการพัฒนาและออกแบบโมเดลต่างๆ เพื่อเพิ่มความหนาของวัสดุ โดยถ้าวัสดุที่เป็น Metallic glasses มีความหนาเกิน 2 มิลลิเมตร. ขึ้นไป จะเรียกว่า Bulk Metallic glasses ซึ่งสามารถนำไปประยุกต์ใช้ประโยชน์ได้จริงในทางอุตสาหกรรม จากข้อมูลของ [9]



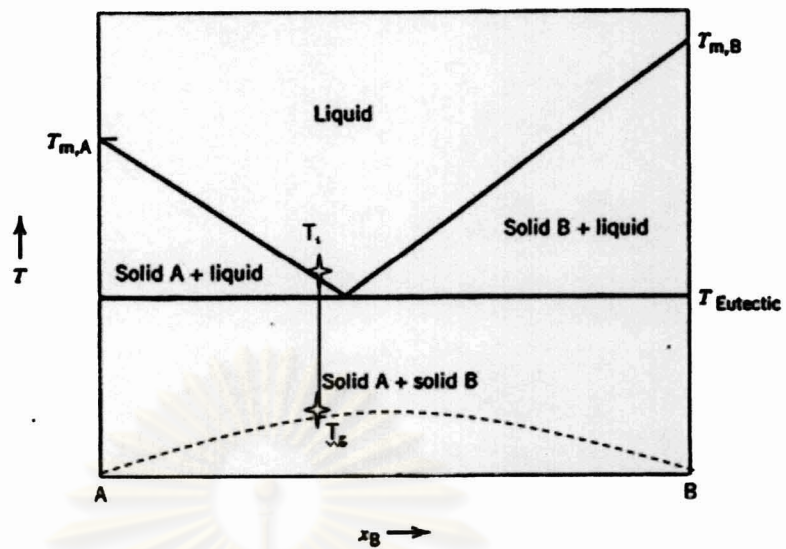
รูปที่ 2.14 เป็นกราฟที่บอกถึงความหนาสูงสุดที่สามารถค้นพบได้ตลอด 40 ปีที่ผ่านมา

จากทฤษฎีหนึ่งของ David Turnbull ได้กล่าวว่า อัตราส่วนที่สำคัญมากในการสร้าง Bulk Metallic glasses คือ ถ้าวัสดุใดที่มีค่า reduced glass temperature หรือ T_{rg} มากกว่า 0.67 วัสดุชนิดนั้นจะสามารถผลิตเป็น Bulk Metallic glasses ได้ [10]

$$T_{rg} = \frac{T_g}{T_l}$$

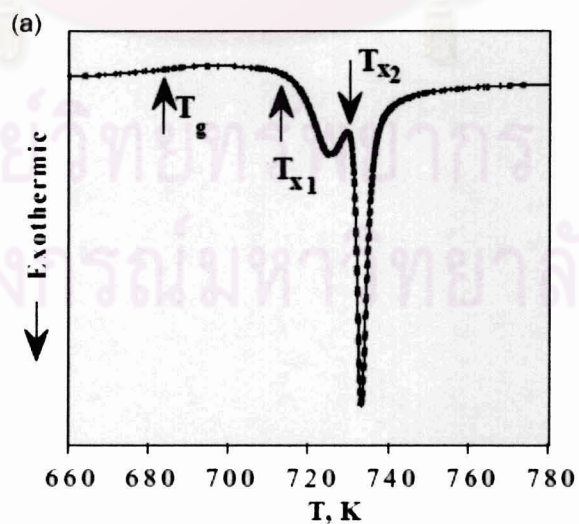
T_g คือ อุณหภูมิของการเปลี่ยนแปลงเป็นแก้ว

T_l คือ อุณหภูมิของของเหลว

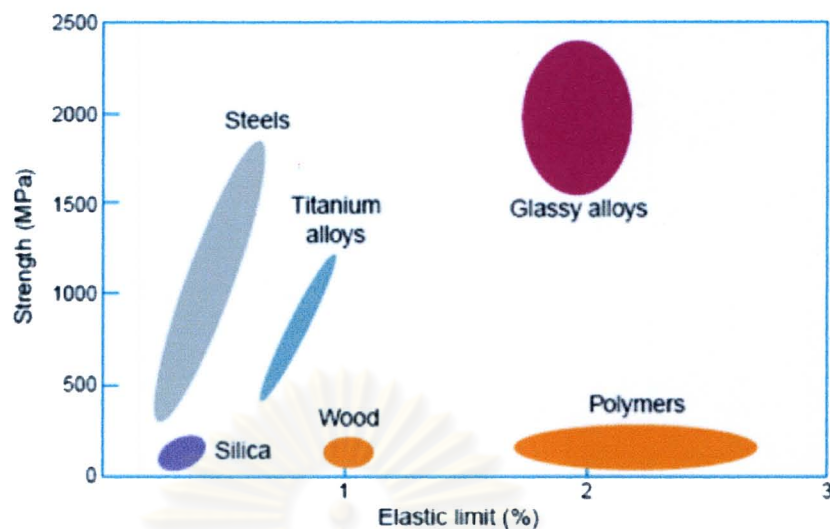


รูปที่ 2.15 แผนภาพยูเทคติกอย่างง่ายของธาตุผสม A,B

T_g (The Glass Transition Temperature) คืออุณหภูมิของของเหลวที่เย็นตัวลงและเปลี่ยนสถานะเป็นของแข็งที่ไม่เกิดการตกผลึกทำให้ไม่มีโครงสร้างผลึกเช่นแก้วหรือโพลีเมอร์บางชนิด โดยตัวมันจะมีความแข็งแรงเหมือนโลหะทั่วไปเมื่อขณะเย็นตัวลง ถ้าวัสดุถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างยิ่งยวดจนต่ำกว่าอุณหภูมิ T_g วัสดุจะมีสถานะเป็นแก้ว ซึ่ง T_g เป็นตัวแปรที่ถูกควบคุมโดยทางเทอร์โมไดนามิกและไคเนติกส์ โดยทางไคเนติกส์จะขึ้นอยู่กับอัตราการเย็นตัวของหลอม การวัดค่า T_g จะขึ้นอยู่กับแต่ละเงื่อนไขในการวัด ยกตัวอย่างในกรณีของการวัดค่า T_g จากเครื่อง DSC(Differential Scanning Calorimeter) ที่ให้ความร้อนคงที่เท่ากับ 10k/min [11]



รูปที่ 2.16 กราฟ DSC ของ $Zr_{52.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10}$



รูปที่ 2.17 การเปรียบเทียบ Strength และ elastic limit ของแต่ละวัสดุ

เมื่อเปรียบเทียบ strength และ elastic limit ของ Bulk Metallic glasses กับวัสดุอื่นๆ ดังรูป 2.17 ถ้านำ Vitreloy 1 ($Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.3}Ni_{10.0}Be_{22.5}$) เป็น Bulk Metallic glasses ที่นำมาผลิตในเชิงการค้าตัวแรก มาเปรียบเทียบกับโลหะผสม Al alloys, Ti alloys และ Steel alloys ดังตาราง 2.2[9]

ตารางที่ 2.2 การเปรียบเทียบคุณสมบัติทางกลของ Vit1, Al alloys, Ti alloys, Steel alloys

Properties of Vitreloy compared to metal alloys.				
Properties	Vit1	Al alloys	Ti alloys	Steel alloys
Density (g cm ⁻³) Tensile	6.1	2.6-2.9	4.3-5.1	7.8
Tensile yield strength, σ_y (GPa)	1.9	0.10-0.63	0.18-1.32	0.50-1.60
Elastic strain limit, ϵ_{el}	2%	~0.5%	~0.5%	~0.5%
Fracture toughness, K_{1c} (MPa m ^{1/2})	20-140	23-45	55-115	50-154
Specific strength (GPa g ⁻¹ cm ⁻³)	0.32	<0.24	<0.31	<0.21

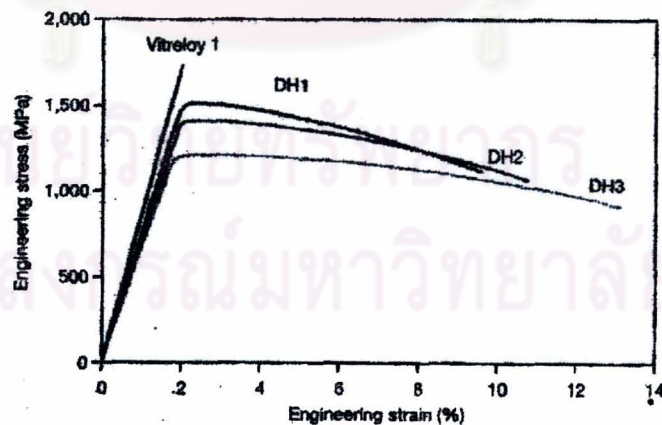
ถึงแม้ว่า Bulk Metallic Glass จะมีข้อดีและเพิ่มคุณสมบัติดังที่ได้กล่าวมาข้างต้น แต่ Bulk Metallic Glass ยังมีข้อเสียอย่างหนึ่งที่สำคัญมากคือการพังทลายของ Bulk Metallic Glass จะมีลักษณะการแตกแบบเปราะหรือคล้ายกับการแตกของแก้ว โดยลักษณะของการแตกจะเป็นดังรูปที่ 2.18



รูปที่ 2.18 การแตกของวัสดุ Bulk Metallic Glass

ด้วยเหตุนี้จึงเป็นเหตุผลหลักของการทำงานวิจัยนี้ เพื่อทำการปรับปรุงวัสดุ Bulk Metallic Glass ให้มี Plasticity ที่สูงขึ้นและมีค่า Toughness ที่สูงขึ้น โดยการสร้างวัสดุผสมในเนื้อหลักของ Bulk Metallic Glass ซึ่งเป็นแนวทางหนึ่งในการควบคุมการแตกแบบเปราะของ Bulk Metallic Glass ได้ โดยตัววัสดุผสมจะเป็นเดนไดรต์หรือ Intermetallic Compound หรือวัสดุเสริมแรงก็ได้

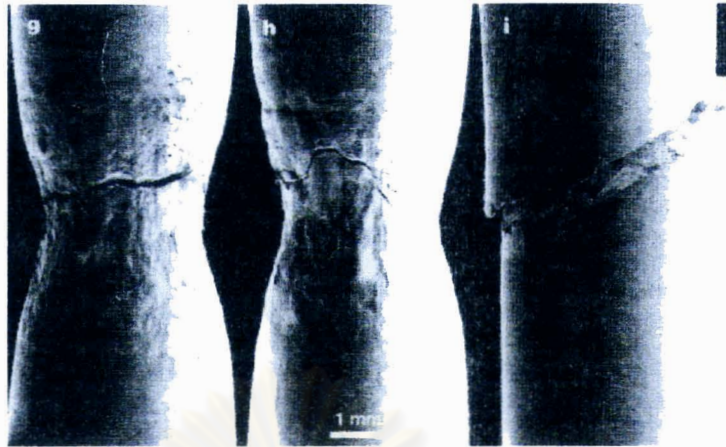
จากการทดลองของ Hofmann และทีมงานได้ทำการควบคุมการแตกหักแบบเปราะของ Bulk Metallic Glass จากเดนไดรต์ที่สังเคราะห์ขึ้น โดยตัวเดนไดรต์จะทำการขัดขวางการขยายตัวของ Shear Band ทำให้สามารถเพิ่มความเป็น Plasticity และ Toughness ให้สูงขึ้น [12]



รูปที่ 2.19 กราฟแสดงการเปรียบเทียบค่า Stress, Strain ของ Vitreloy1, DH1

($Zr_{36.6}Ti_{31.4}Nb_7Cu_{5.9}Be_{19.1}$), DH2 ($Zr_{38.3}Ti_{32.9}Nb_{7.3}Cu_{6.2}Be_{15.3}$) และ DH3

($Zr_{39.6}Ti_{33.9}Nb_{7.6}Cu_{6.4}Be_{12.5}$) [12]

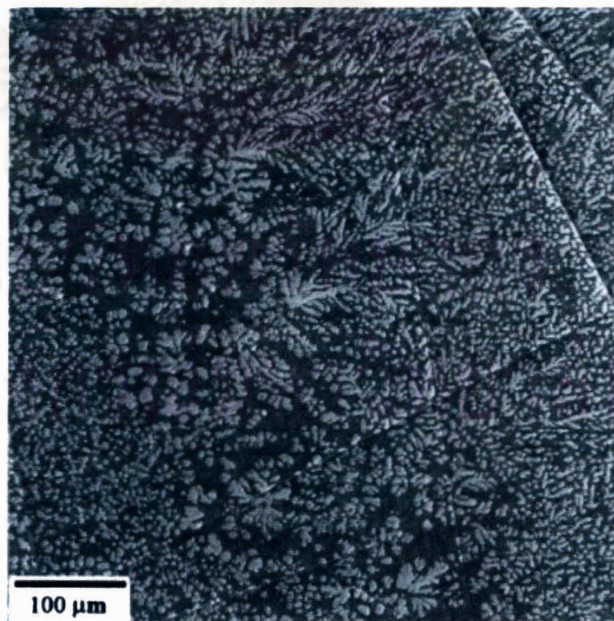


รูปที่ 2.20 g: มีคอคอดก่อนการพังทลายของ DH2

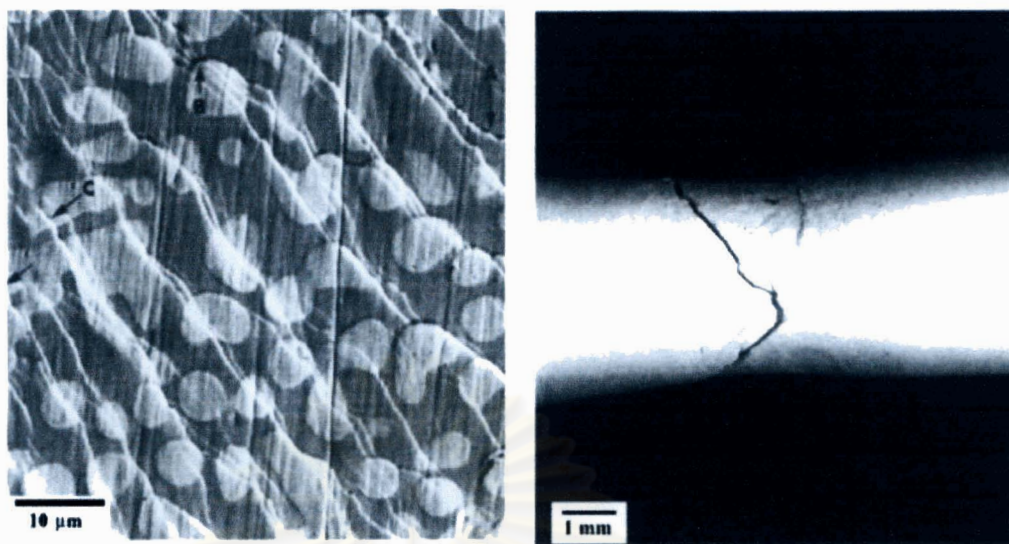
h: มีคอคอดก่อนการพังทลายของ DH3

i : เป็นการพังทลายแบบเปราะของเนื้อที่เป็น Metallic Glass อย่างเดียว

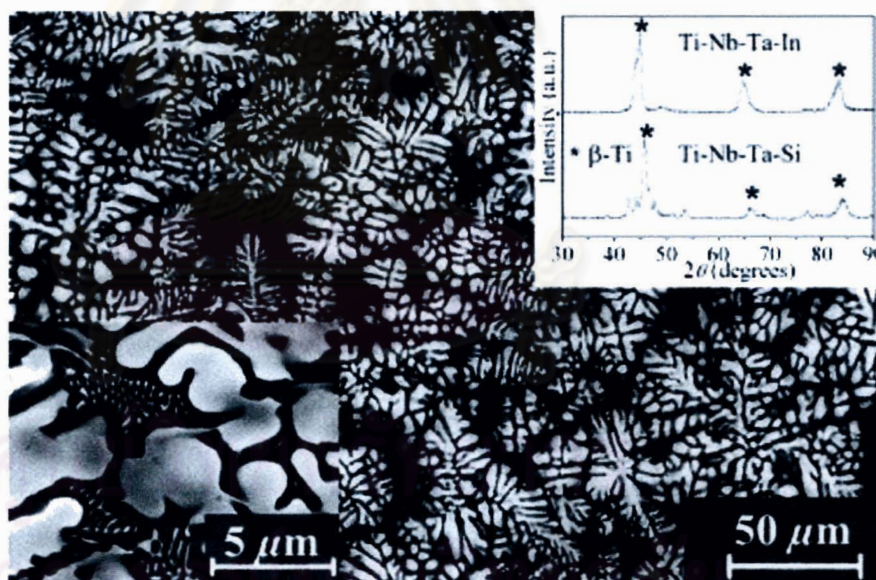
จากงานวิจัยของ Hays และทีมงานก็มีความสอดคล้องกับ Hofmann คือ มีเดนไดรต์เป็นตัวควบคุมการขยายตัวของ Shear Band โดยทำการทดลองจาก Vitroloy1 มี Ti-Zr-Nb เป็น β -phase primary dendrite [13]



รูปที่ 2.21 แสดงโครงสร้างจุลภาคของ *in situ* composite จาก SEM



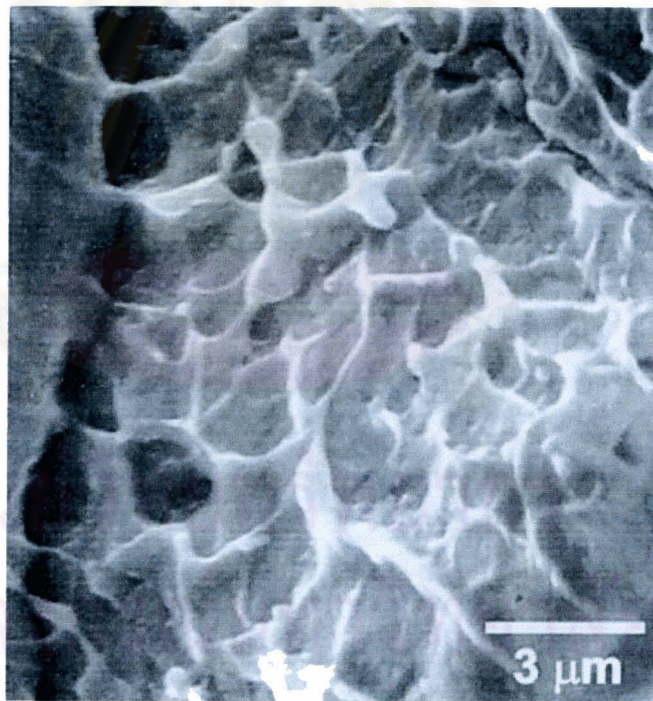
รูปที่ 2.22 (a) แสดง shear band จากการทดสอบการทำลายแบบกด
(b) การเปลี่ยนรูปก่อนแตกหัก



รูปที่ 2.23 แสดงโครงสร้างจุลภาคของ Ti-29Nb-13Ta-5Si ซึ่งมี Dendrite
ขนาดใหญ่กระจายอยู่มากมาย นอกจากนี้ XRD Pattern ยังแสดงถึง
การปรากฏตัวของ β -Ti(Nb,Ta) นอกจากนี้ รูปทางซ้ายล่างยังแสดงถึง
โครงสร้าง Eutectic ขนาดเล็ก กระจายอยู่ระหว่าง Dendrite[14]

การใส่ธาตุ Ta,Nb ทำให้เกิดเฟส β -Ti(Nb,Ta) ซึ่งเฟสเหล่านี้ ทำให้เกิด Dendrite มากขึ้น ทำให้คุณสมบัติ Plastic Deformability สูงขึ้น จึงทำให้ค่า Elastic Modulus และ Yield Strength ต่ำลง นอกจากนี้ ยังทำให้เกิด Twinning อย่างมากมาย ซึ่ง Twinning เหล่านี้ จะช่วยทำให้ชิ้นงานประพุดิตัวเป็น Superplastic-deformation ได้ (นั่นคือ %deformation เกิด 100%Strain)[14]

การศึกษาผิวหน้าแตกหัก [(Fractography) จากงานวิจัยของ Katharine M. Flores[15] ได้สรุปว่า การเกิดความร้อนเฉพาะแห่งนั้น ไม่ได้ส่งผลมากพอที่จะทำให้เกิดการอ่อนตัว (Softening) ของรัตนโลหะได้ อย่างไรก็ตาม การใช้ค่าความเค้นเฉลี่ย (Mean Stress) ที่สูงพอ จะสามารถทำให้เกิดการแตกหักได้ โดยความเค้นจะส่งผลให้ความหนืดของแก้วลดลง และทำให้เกิดผิวรอยแตกในลักษณะเนื้อที่เกิดการอ่อนตัว อันเป็นลักษณะรอยแตกที่พบในรัตนโลหะทั่วไปที่เรียกว่า Vein Pattern นั่นเอง



รูปที่ 2.24 ความเสียหายจากการทดสอบแรงดึง แสดงให้เห็นลักษณะพื้นผิวรอยแตกแบบ

Vein Pattern[15]

บทที่ 3

วิธีดำเนินการวิจัย

3.1 เครื่องมือเตรียมชิ้นงานและการหล่อ

3.1.1 เครื่องขึ้นรูปแม่พิมพ์ (Milling Machine)

3.1.2 เตาหลอมโลหะแบบอาร์ค

3.1.3 เตาหลอมโลหะอินดักชันระบบสุญญากาศแบบเหวี่ยง

3.2 เครื่องมือวิเคราะห์

3.2.1 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope)

3.2.2 Differential Scanning Calorimeter (DSC)

3.2.3 XRD (X-Ray Diffraction)

3.2.4 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope)

3.2.5 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (Transmission Electron Microscopy)

3.2.6 Electron Probe Micro-Analyze (EPMA)

3.2.7 เครื่องทดสอบแรงอัด (Compression Test)

3.2.8 เครื่องทดสอบความแข็ง (Vickers Hardness Test)

3.3 วัสดุดิบ

3.3.1 ทองบริสุทธิ์ 99.99%

3.3.2 ทองแดง

3.3.3 อะลูมิเนียม

3.3.4 โลหะบริสุทธิ์อื่นๆที่ผ่านกระบวนการ Thermodynamic modeling

3.4 ขั้นตอนการทดลอง

3.4.1 ทำการออกแบบแม่พิมพ์ในการหล่อ

3.4.2 คัดเลือกหาอัลลอยที่เป็นรัตนโลหะที่เหมาะสม ในการสังเคราะห์ผลึกขนาดนาโน

3.4.3 นำวัสดุดิบที่เหมาะสมมาทำการหลอมโดยใช้เตาหลอมแบบอาร์ค

- 3.4.4 ศึกษาว่าโลหะที่ได้มีความเป็นอสัณฐาน และเหมาะสมกับการนำมาสังเคราะห์วัสดุนาโนหรือไม่
- 3.4.5 ศึกษาสภาพที่เหมาะสมต่อการควบคุมการตกผลึกขนาดนาโนและนาโนคอมโพสิต
- 3.4.6 นำวัสดุที่เหมาะสมมาหล่อด้วยเตาหลอมโลหะอินดักชันระบบสุญญากาศแห้ง
- 3.4.7 ตัดชิ้นงานจากการหล่อ เริ่มจากความหนา 1 มิลลิเมตร, 2 มิลลิเมตร, 3 มิลลิเมตร, 4 มิลลิเมตร
- 3.4.8 วิเคราะห์โครงสร้างของทองระดับนาโนคอมโพสิตโดย OM, SEM,TEM,XRD,DSC EDS,EPMA
- 3.4.9 ทำชิ้นงานที่เหมาะสมและมีความหนาสูงสุดมาออกแบบแม่พิมพ์ในการทดสอบความแข็ง
- 3.4.10 นำส่วนผสมที่เหมาะสมในการหล่อทองที่มีโครงสร้างระดับนาโนมาหล่อเพื่อทำการทดสอบแบบกด
- 3.4.11 รวบรวมข้อมูลเพื่อนำมาวิเคราะห์และสรุปผลต่อไป

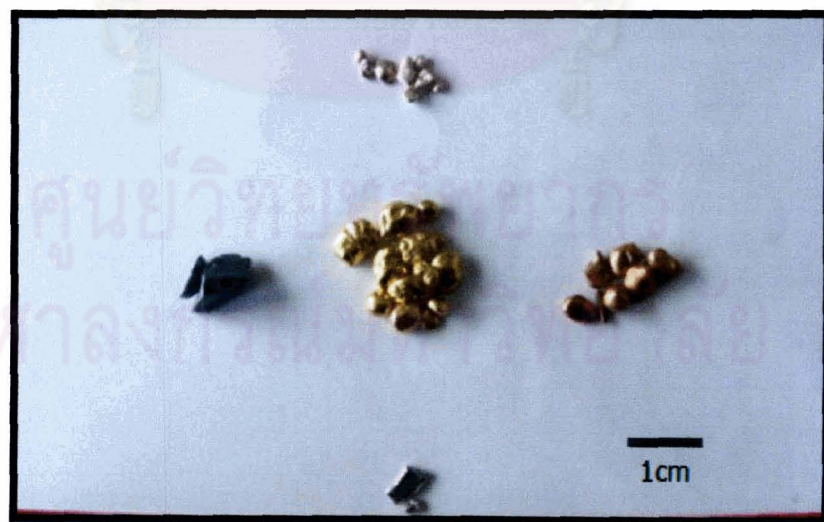
บทที่ 4

ผลการทดลองและอภิปรายผลการทดลอง

การรายงานผลการทดลองและอภิปรายผลการทดลองของงานวิจัยนี้ จะแบ่งการนำเสนอออกเป็น 4 ประเภท คือ กระบวนการผลิต โครงสร้างจุลภาค สมบัติของวัสดุและพฤติกรรม การพังทลายของวัสดุเนื่องจากแรงกล โดยมีรัตนโลหะทอง 18 กระรัต (18 Karat Gold Bulk Metallic Glass) เป็นโลหะผสมหลักในการทำวิจัย รัตนโลหะทอง 18 กระรัตเป็นวัสดุที่มีโครงสร้างทางอะตอมแบบ ออสัณฐาน (amorphous) ซึ่งก็คือโครงสร้างของอะตอมที่กระจัดกระจาย ไม่มีระเบียบแบบแผน คล้ายคลึงกับโครงสร้างของแก้ว โดยจะมีส่วนผสมทางเคมี [8] ดังตารางที่ 4.1

ตารางที่ 4.1 ส่วนผสมทางเคมีของวัสดุรัตนโลหะทอง 18 กระรัต[8]

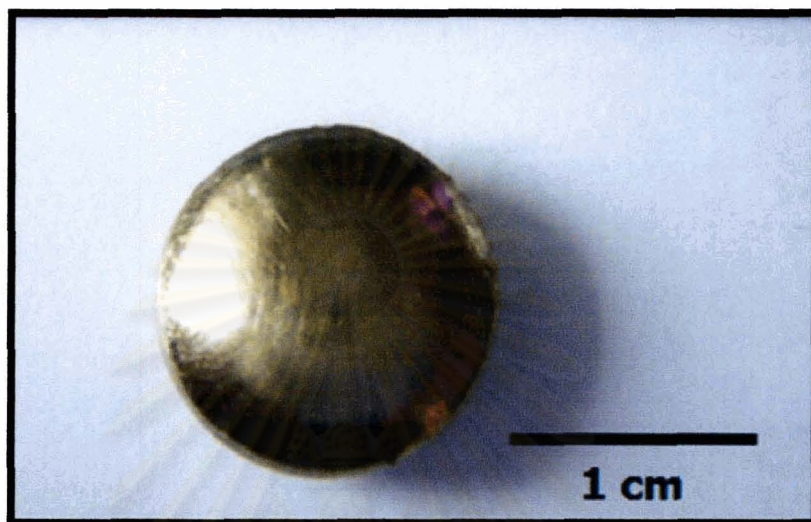
ส่วนผสมทางเคมี	Au	Ag	Pd	Cu	Si
เปอร์เซ็นต์โดยอะตอมของรัตนโลหะ 18 กระรัตไร้ผลึก	49 at%	5.5 at%	2.3 at%	26.9 at%	16.3 at%
ปรับปรุงส่วนผสมใหม่(เพิ่ม5 at% ของทอง)	54 at%	5 at%	2 at%	24.3 at%	14.7 at%



รูปที่ 4.1 ตัวอย่างชิ้นงานตั้งต้นก่อนการไปซึ่งน้ำหนักให้ได้ตามสูตรโมเลกุล

4.1 กระบวนการผลิตรัตนโลหะทอง 18 กะรัต

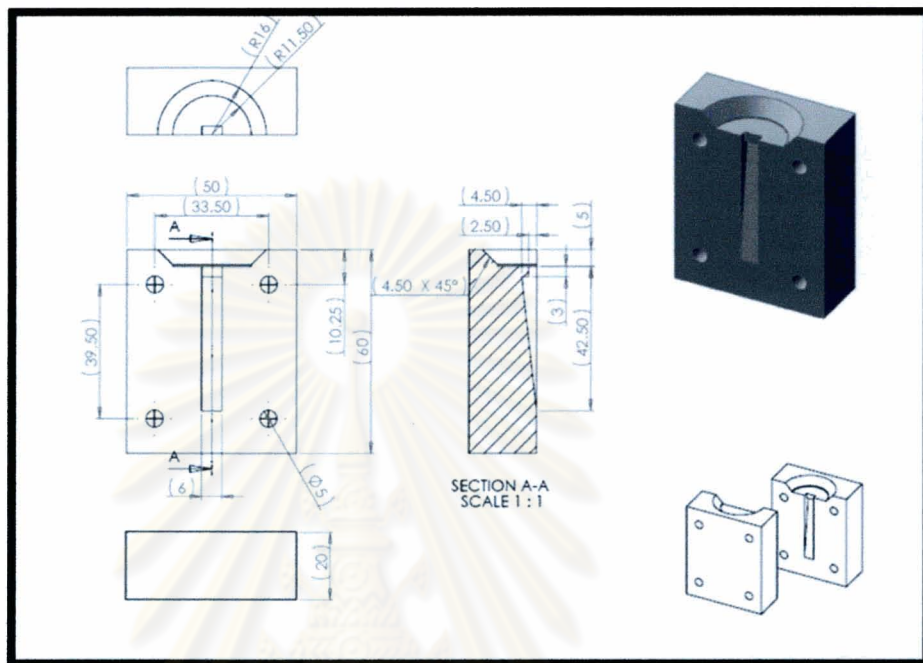
เมื่อนำโลหะผสมที่มีการปรับปรุงส่วนผสมทางเคมี ได้แก่ $\text{Au}_{54}\text{Ag}_5\text{Pd}_2\text{Cu}_{24.3}\text{Si}_{14.7}$ มาหลอมในเตาสัญญากาศแบบอาร์คได้ผลการทดลองดังรูปที่ 4.2



รูปที่ 4.2 ชิ้นงาน 10 กรัมจากการหลอมรัตนโลหะทอง 18 กะรัตโดยเตาสัญญากาศแบบอาร์ค

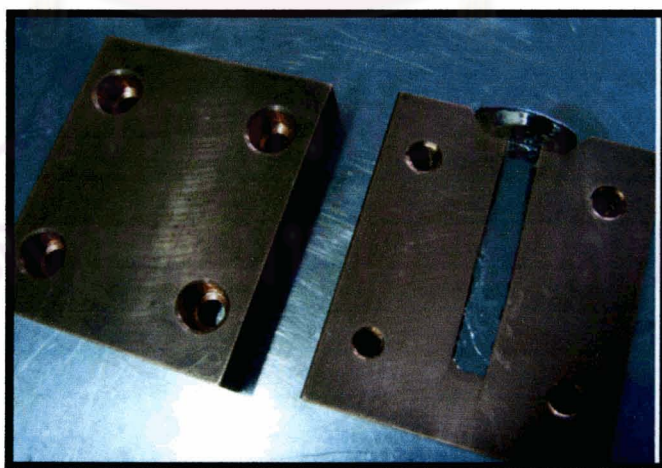
งานวิจัยนี้ได้ใช้ความรู้เกี่ยวกับการถ่ายเทความร้อนของวัสดุ (Heat transfer) ในการควบคุมน้ำโลหะให้มีอัตราการเย็นตัวที่ต่าง ๆ กัน และใช้ความสามารถในการนำความร้อนที่ดีของวัสดุทองแดงมาเป็นแม่พิมพ์ในการออกแบบชิ้นงาน โดยความหนาแต่ละส่วนจะมีอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกันไป ซึ่งสามารถควบคุมขนาดผลึกต่าง ๆ กันได้ เริ่มจากระบบที่เป็นของเหลวถ้าเราสามารถทำให้อัตราการเย็นตัวของระบบให้เร็วเพียงพอมากกว่าอัตราการเย็นตัววิกฤต (Critical Cooling rate) ของการเกิดผลึก ก็จะสามารถสังเคราะห์รัตนโลหะได้ทั้งหมด (fully amorphous) ในทางกลับกันถ้าอัตราการเย็นตัวของระบบช้าก็จะเกิดผลึกขึ้นในรัตนโลหะ แต่ถ้าสามารถควบคุมอัตราการเย็นของเราให้อยู่ระหว่างการเกิดรัตนโลหะสมบูรณ์ (Complete metallic glass) และการเกิดผลึกขนาดใหญ่ในรัตนโลหะทองของเราก็จะสามารถสร้างผลึกระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะได้ จึงเลือกทำการออกแบบลักษณะชิ้นงานรัตนโลหะเป็นรูปลิ้ม เพื่อความสะดวกในการหาค่าความหนาสูงสุดของการเกิดโครงสร้างอสัณฐาน (Critical Casting Thickness) และปรับเปลี่ยนค่าความหนาให้เหมาะสมกับการหยุดการเติบโตอย่างต่อเนื่องของผลึก เนื่องจากการโตของเฟสใน

สมดุลงจากโครงสร้างที่ไม่อยู่ในสมดุลง ซึ่งแรงผลักลงเกิดจากการเอนตัวจากอุณหภูมิหนึ่งมายังอีก อุณหภูมิหนึ่งจะรวดเร็วมากในช่วงเวลาเริ่มต้น ซึ่งเป็นปัญหามากในการสังเคราะห์ผลักระดับนาโน เมตร

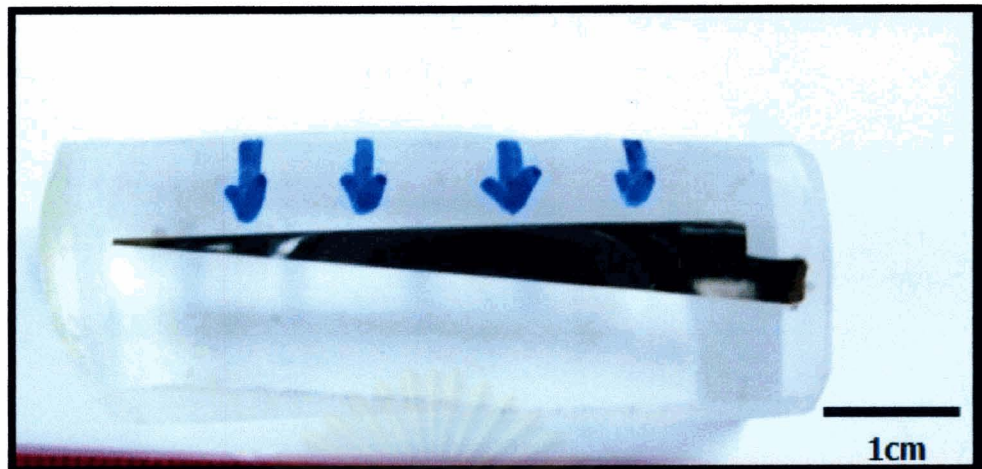


รูปที่ 4.3 แบบจํารองแม่พิมพ์แดง

จากนั้นนำรัตนโลหะทองที่ผ่านกระบวนการหลอมโดยเตาสัญญากาศแบบอาร์ค มาหล่อ ด้วยเตาสัญญากาศแบบเหวี่ยงได้ผลดังรูป 4.4



รูปที่ 4.4 รัตนโลหะทอง 18 กระรัต ที่ผ่านกระบวนการหล่อโดยกรรมวิธีหล่อสูญญากาศแบบเหวี่ยง

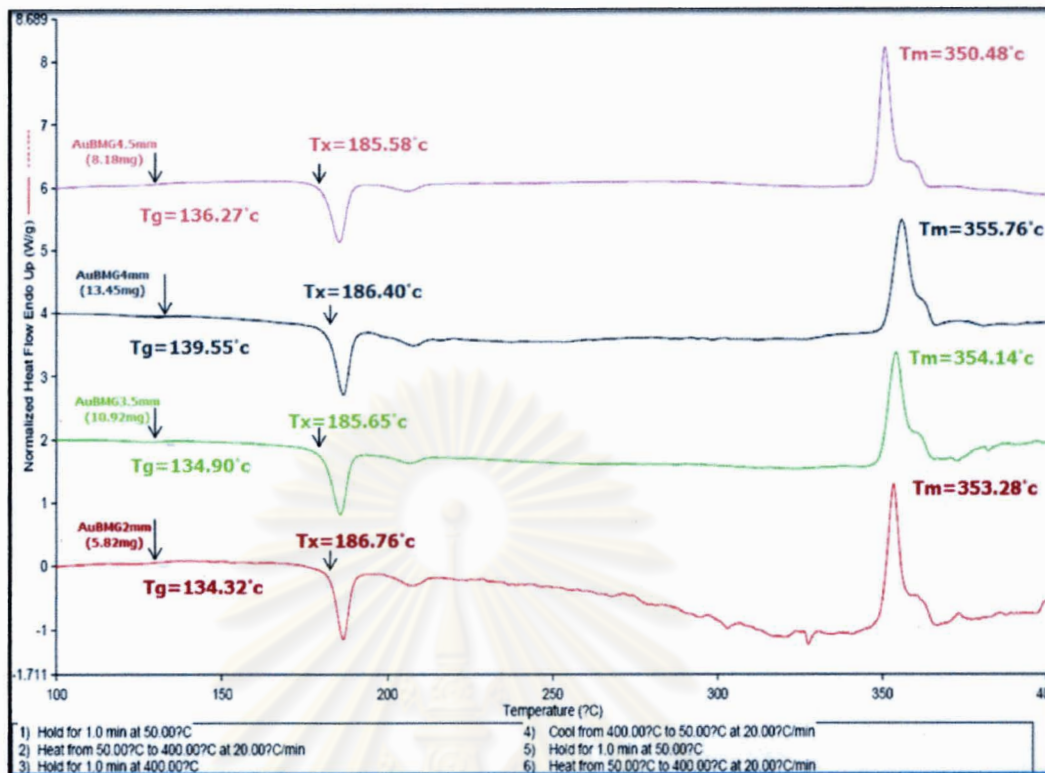


รูปที่ 4.5 รัตนโลหะทอง 18 กระรัต ที่ผ่านกระบวนการหล่อโดยกรรมวิธีหล่อสูญญากาศแบบเหวี่ยง

ในการออกแบบแม่พิมพ์ทองแดงให้มีลักษณะชิ้นงานเป็นรูปลิ้ม ที่ใช้สำหรับการหล่อในเตาสัญญากาศแบบเหวี่ยง มีจุดประสงค์หลักคือ ให้ชิ้นงานมีความหนาที่แตกต่างกัน ซึ่งส่งผลให้อัตราการเย็นตัวในชิ้นงานมีความแตกต่างกัน ซึ่งสามารถนำหลักการนำความร้อนที่แตกต่างกันนี้ มาสังเคราะห์ผลึกที่มีขนาดที่แตกต่างกันในโลหะผสมออสตริไนต์ โดยในการวิจัยครั้งนี้จะมีจุดมุ่งหมายที่ขนาดผลึกระดับนาโนเมตร

4.2 โครงสร้างจุลภาค

ก่อนการตรวจสอบโครงสร้างของวัสดุเพื่อให้ตรงกับวัตถุประสงค์ที่ตั้งไว้ คือ สังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะทอง 18 กระรัต ดังนั้นทางนักวิจัยจึงได้ทำการนำชิ้นงานโลหะผสมทองมาทำการตรวจสอบด้วยเครื่อง DSC (Differential Scanning Calorimeter) เพื่อหาอุณหภูมิของการกลายเป็นแก้ว (Glass Transition Temperature, T_g) และอุณหภูมิของการเกิดผลึก (Crystallization Temperature, T_x) ซึ่งเป็นคุณลักษณะพิเศษของโครงสร้างออสตริไนต์ โดยผลที่ได้มีดังรูป 4.6



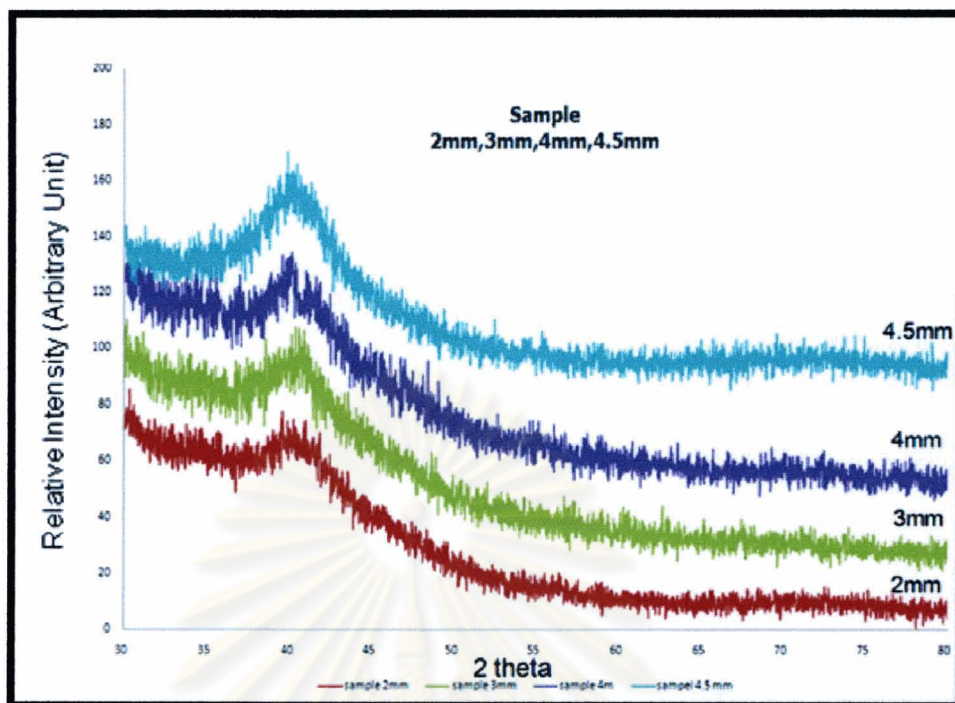
รูปที่ 4.6 ผลเปรียบเทียบการทดสอบชิ้นงานที่สังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะทอง 18 กระรัตด้วยเครื่อง Differential Scanning Calorimeter โดยชิ้นงานหล่อให้มีความหนา 2, 3.5, 4 และ 4.5 mm ตามลำดับ

จากผลของการตรวจสอบวิเคราะห์ทางความร้อนด้วยเครื่อง DSC จะพบว่า ณ ที่อุณหภูมิประมาณ 135 °C ได้มีการดูดความร้อนเข้าไปในตัวระบบทำให้ค่าความจุความร้อน (heat capacity, Cp) ของระบบปรับตัวสูงขึ้น ณ อุณหภูมิดังกล่าวเรียกว่า อุณหภูมิของการกลายเป็นแก้ว (Glass Transition Temperature, T_g) การเกิดลักษณะพิเศษเช่นนี้เป็นเพราะว่า ชิ้นงานวิจัยเป็นโครงสร้างอสัณฐานอะตอมจัดเรียงตัวกันอย่างไม่เป็นระเบียบ อยู่ในสถานะกึ่งเสถียร เมื่อให้ความร้อนเข้าไปในตัวระบบกึ่งเสถียรระบบได้ทำการดูดความร้อนเพื่อทำให้อะตอมของระบบกึ่งเสถียรมีการสั่นมากขึ้นแต่ยังไม่มากพอที่ทำให้วัสดุเปลี่ยนสถานะได้ และระบบพยายามปรับตัวเองเพื่อให้มีพลังงานต่ำที่สุดเพื่อกลับไปสู่สมดุลโดยอะตอมจะกลับมาเรียงตัวกันใหม่อย่างเป็นระเบียบอีกครั้ง และคายพลังงานออกมาเรียกอุณหภูมินี้ว่า อุณหภูมิของการเกิดผลึกใหม่ (Crystallization Temperature, T_x) ณ อุณหภูมิประมาณ 185 °C และจะเปลี่ยนสถานะเป็น

ของเหลวที่อุณหภูมิการหลอมละลาย(Melting Temperature, T_m)ยังคงอยู่ที่ประมาณ 350°C ซึ่งต่ำกว่าอุณหภูมิของทองคำปกติประมาณ 3 เท่า และเมื่อทำการคำนวณหาค่า T_{rg} (reduce glass transition temperature) [10] เท่ากับ 0.654

ผลของ DSC (Differential Scanning Calorimeter) ได้ยืนยันค่า T_g (glass transition temperature) และ T_x (Crystallization Temperature) ที่เป็นคุณสมบัติเฉพาะของวัสดุรัตนโลหะ เพื่อความชัดเจนในการยืนยันความเป็นอสังฐานในตัววัสดุของงานวิจัยครั้งนี้จึงได้ทำการวิเคราะห์ตัววัสดุด้วยคลื่นเอ็กซ์เรย์ของเครื่อง XRD (X-Ray Diffraction)ถึงแม้ว่าในการวิเคราะห์รูปแบบการหักเหของรังสีเอ็กซ์เรย์จะเหมาะสมในการวิเคราะห์ระบบที่มีโครงสร้างผลึกเป็นแบบสมมาตร หรือ มีการเรียงตัวของอะตอมที่เป็นระเบียบแน่นอน แต่ในระบบโครงสร้างอสังฐานสามารถใช้เทคนิคการเลี้ยวเบนของคลื่นเอ็กซ์เรย์ของเครื่อง XRD (X-Ray Diffraction) เพื่อเข้ามาบอกถึงความเป็นรัตนโลหะของวัสดุในงานวิจัยครั้งนี้ และสามารถคำนวณขนาดของผลึกที่เกิดขึ้นได้อย่างคร่าวๆจากสมการ Scherer ($t = \frac{0.9\lambda}{\beta \cos\theta_B}$) [16]โดยดูจากลักษณะของพีคเอ็กซ์เรย์ ถ้าลักษณะของพีคเอ็กซ์เรย์กว้าง (board peak) ซึ่งหมายความว่า ผลึกในระบบมีขนาดเล็กหรือ อาจจะเป็นโครงสร้างอสังฐานทั้งหมด เนื่องด้วยจำนวน ระนาบ ในการเลี้ยวเบนของคลื่นเอ็กซ์เรย์ของระบบมีการหักล้างกันของคลื่นเอ็กซ์เรย์น้อย ทำให้มีลักษณะของพีคเอ็กซ์เรย์กว้าง(board)

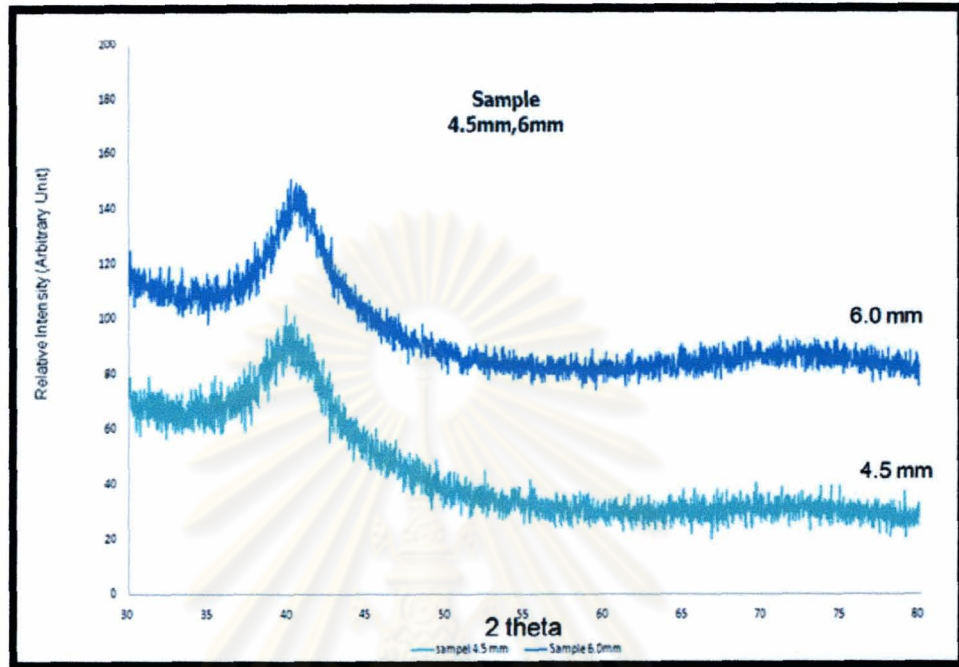
ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



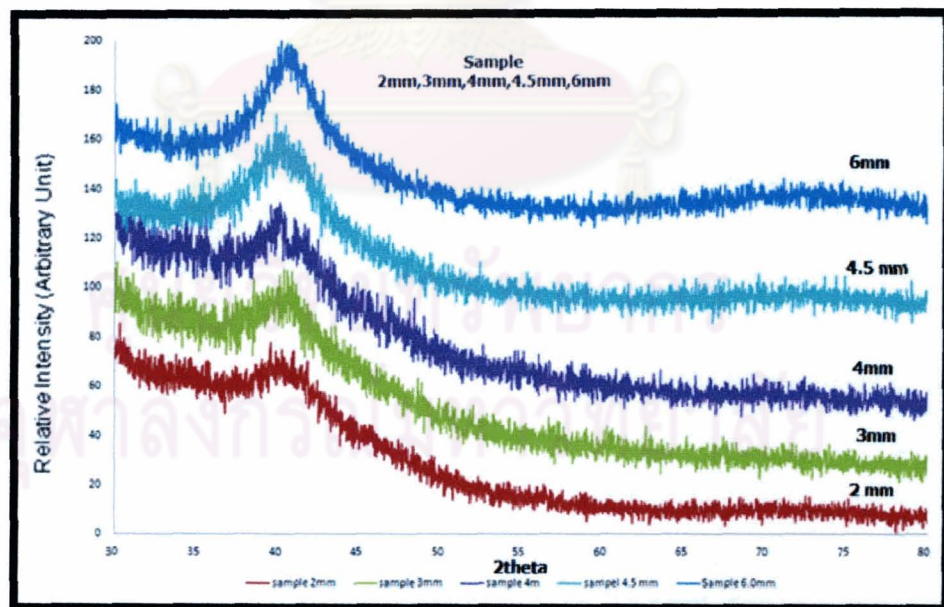
รูปที่ 4.7 ผลจากการทดสอบชิ้นงานที่สังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะทอง 18 กระรัต ด้วยเครื่อง X-Ray Diffractometer, 2 มิลลิเมตร, 3 มิลลิเมตร, 4 มิลลิเมตร, 4.5 มิลลิเมตร

จากผลของการตรวจสอบด้วยเครื่องรังสีเอกซ์เรย์ (XRD) สามารถบอกได้ว่าชิ้นงานโลหะผสมทองมีความเป็นอสัณฐาน เนื่องจากมีลักษณะของพีคที่กว้าง (Broad Peak) และมีลักษณะของพีคที่แคบลงตามลำดับความหนาที่มากขึ้นของชิ้นงานความหนา 2 มิลลิเมตร, ความหนา 3 มิลลิเมตร, ความหนา 4 มิลลิเมตร และความหนา 4.5 มิลลิเมตร ซึ่งสันนิษฐานได้ว่าอาจจะเกิดจากความ เป็นโครงสร้างอสัณฐานทั้งหมดแล้วเริ่มมีการจัดเรียงตัวกันเป็นระเบียบของอะตอมธาตุใดธาตุหนึ่งหรือสารประกอบใดสารประกอบหนึ่ง เกิดเป็นผลึกที่มีขนาดเล็ก ผลึกที่เกิดขึ้นมาเนื่องมาจากการให้เวลาในการเคลื่อนที่ของอะตอมในระบบมากขึ้น (Relaxation Time) อะตอมมีเวลาเพียงพอในการจัดเรียงตัวให้เป็นระเบียบเกิดเป็นผลึก โดยมีตัวแปรสำคัญในการสังเคราะห์ผลึกคือ การนำความร้อนของแม่พิมพ์ทองแดงในแต่ละความหนาของวัสดุรัตนโลหะที่มากขึ้น ทำให้ค่า Critical cooling rate ของระบบสูงขึ้นตามความหนาของวัสดุ จากข้อสันนิษฐานที่กล่าวมาข้างต้น จึงทำการหล่อชิ้นงานให้มีความหนาสูงขึ้นเพื่อหวังว่า ลักษณะของพีคเอกซ์เรย์จะมีความแตกต่างชัดเจนเมื่อเปรียบเทียบกับพีคเอกซ์เรย์ของชิ้นงานที่มีความหนา 4.5 มิลลิเมตร ดังรูป 4.8 จะพบว่า การเพิ่มความหนาของวัสดุรัตนโลหะทอง ทำให้พีคเอกซ์เรย์แคบลง ซึ่งสันนิษฐานได้ว่า

ผลึกในชิ้นงานที่มีความหนา 6 มิลลิเมตร มีขนาดใหญ่ขึ้น แต่ยังไม่สามารถสรุปได้ว่าชิ้นงานรัตนโลหะทองที่ได้สังเคราะห์ขึ้นมีขนาดของผลึกเท่าไรและเกิดเป็นผลึกชนิดใด

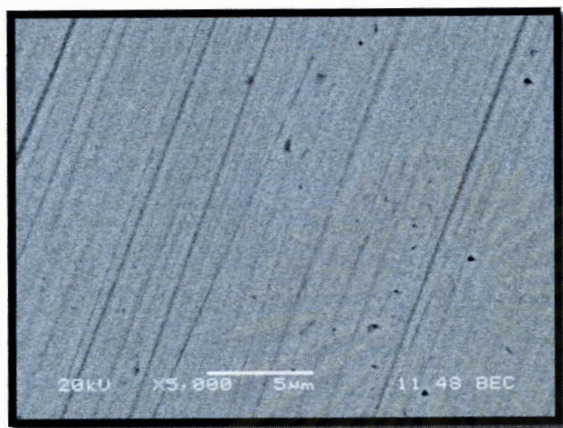


รูปที่ 4.8 กราฟเปรียบเทียบผลของเครื่องเอกซเรย์(XRD) จากชิ้นงาน 4.5 มิลลิเมตร, กับ 6 มิลลิเมตร

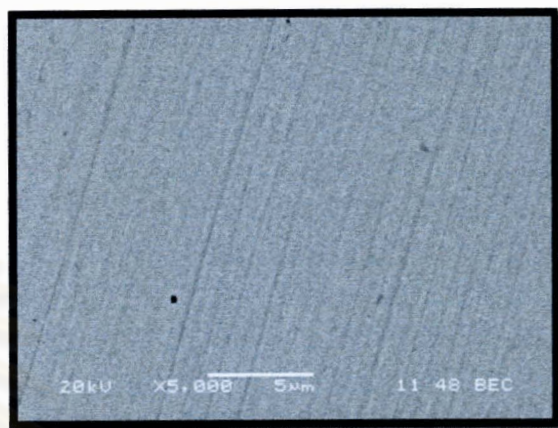


รูปที่ 4.9 กราฟเปรียบเทียบผลของเครื่องเอกซเรย์(XRD) จากชิ้นงาน 2 มิลลิเมตร, 3 มิลลิเมตร, 4 มิลลิเมตร, 4.5 มิลลิเมตร, 6 มิลลิเมตร

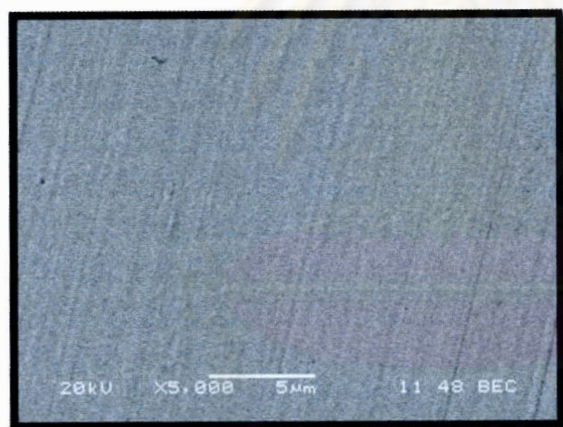
ดังนั้นจึงทำการตรวจสอบโครงสร้างดังกล่าวด้วยเทคนิคการวิเคราะห์อื่นๆต่อไป เริ่มจากการนำรัตนโลหะทอง 18 กระรัต มาตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM, Scanning Electron Microscope) เพื่อหาผลึกในรัตนโลหะทอง 18 กระรัตได้ผลดังรูป



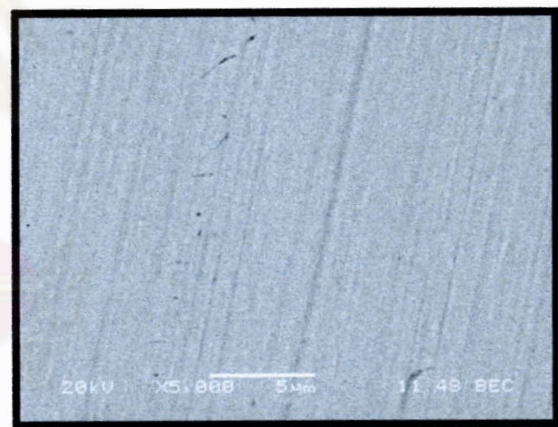
รูปที่ (ก)



รูปที่ (ข)



รูปที่ (ค)

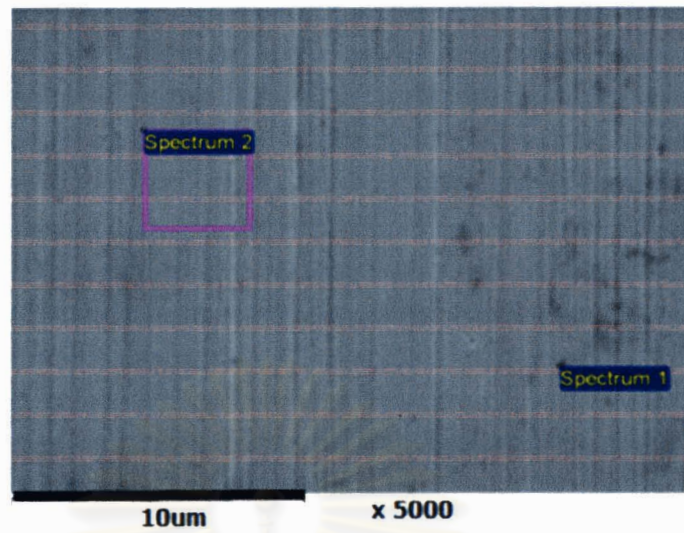


รูปที่ (ง)

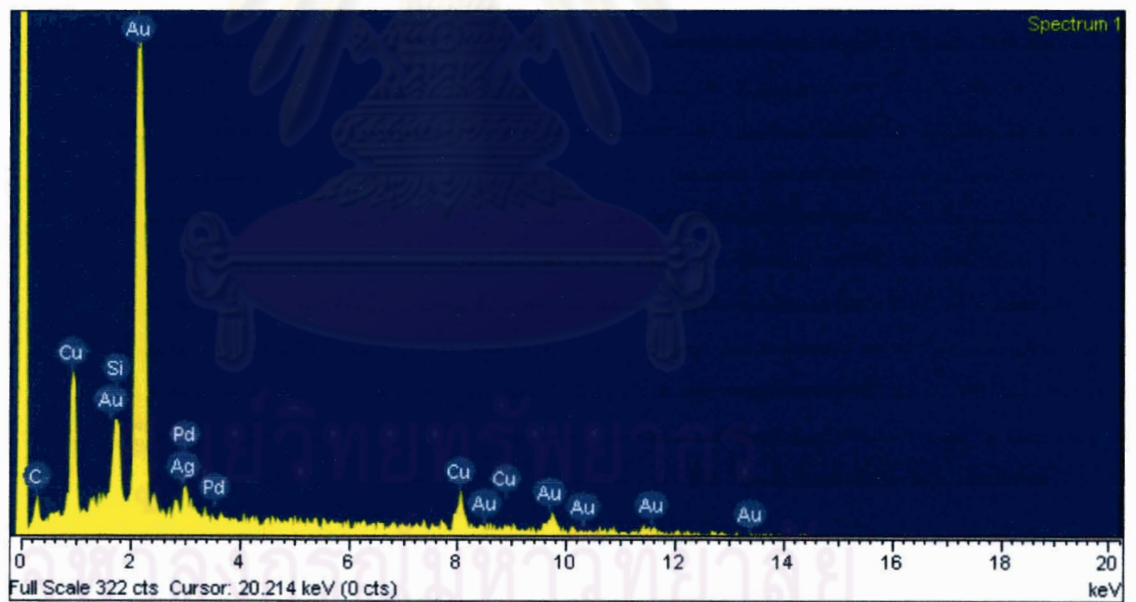
รูปที่ 4.10 จากผลการทดลองด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดโดยใช้สัญญาณแบบ Backscatter Electron,

(ก)ชิ้นงานที่มีความหนา 1 มิลลิเมตร, (ข)ชิ้นงานที่มีความหนา 2 มิลลิเมตร,

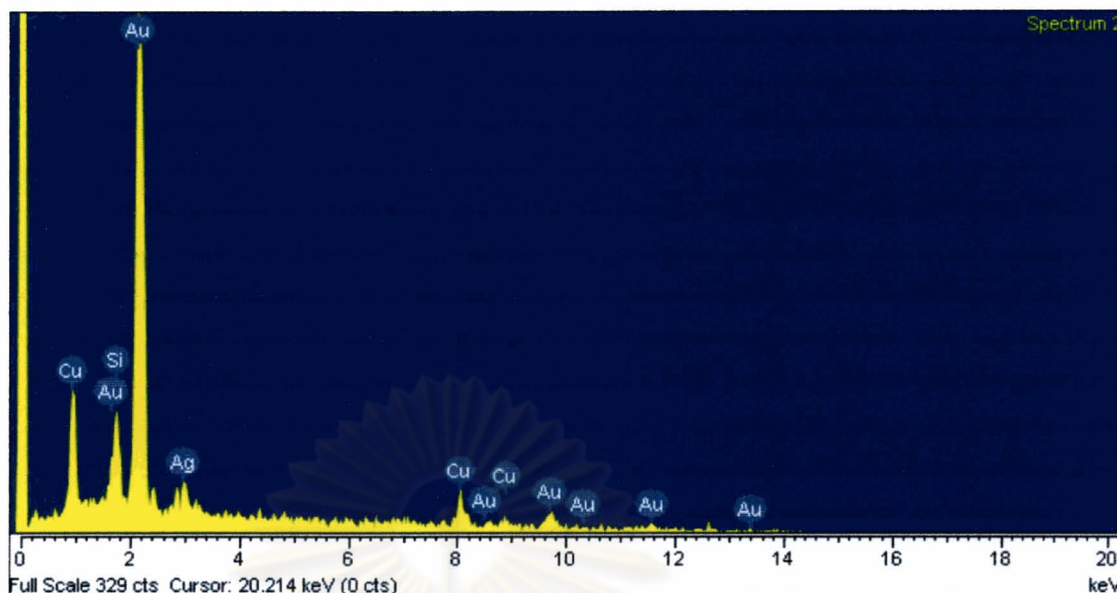
(ค)ชิ้นงานที่มีความหนา 3 มิลลิเมตร, (ง)ชิ้นงานที่มีความหนา 4 มิลลิเมตร



รูปที่ 4.11 จากผลการทดลองชิ้นงาน 4.5 มิลลิเมตร ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด
ในโดยใช้สัญญาณแบบ Secondary Electron



(ก)

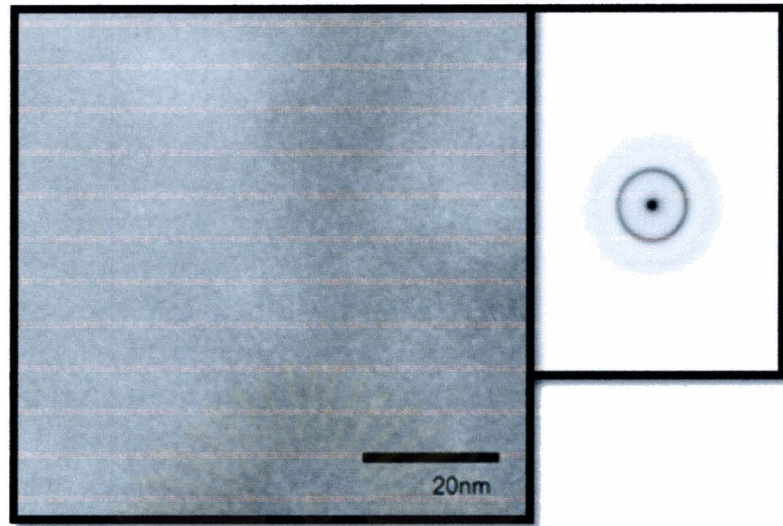


(ข)

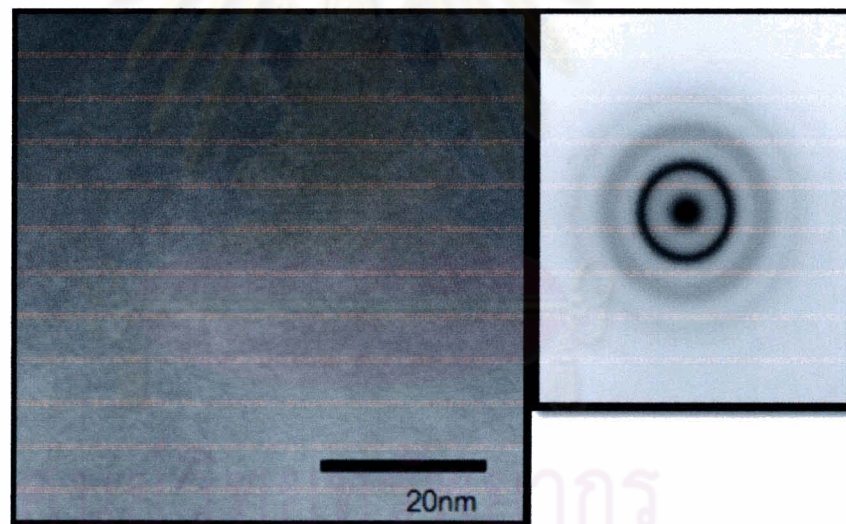
รูปที่ 4.12 ผลจากการทดสอบชิ้นงานที่มีส่วนผสมของรัตนโลหะทอง 18 กระรัต
ด้วยเครื่อง Energy Dispersive X-Ray Spectrometer(EDS)

จากผลของการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด(Scanning Electron Microscope, SEM) ดังรูป 4.9 ไม่สามารถบอกได้ชัดเจนว่าชิ้นงานรัตนโลหะทอง 18 กระรัต ได้มีการสังเคราะห์ผลึกพร้อมกันเนื้อพื้นที่เป็นโครงสร้างอัญฐานหรือไม่ แต่สามารถบอกธาตุผสมต่างๆในชิ้นงานวิจัยครั้งนี้ คือ ทอง เงิน ซิลิกอน ทองแดง และ พาลาเดียม และยืนยันอีกครั้งจากการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EPMA (Electron Probe Micro-Analyzer) เพื่อวิเคราะห์ผลเปอร์เซ็นต์ของธาตุในวัสดุได้ผลอะตอมเปอร์เซ็นต์ดังนี้ ทอง=54.18 เปอร์เซ็นต์โดยอะตอม , เงิน=5.24 เปอร์เซ็นต์โดยอะตอม , ซิลิกอน=15.33เปอร์เซ็นต์โดยอะตอม , ทองแดง= 23.41 เปอร์เซ็นต์โดยอะตอม , พาลาเดียม =1.84 เปอร์เซ็นต์โดยอะตอม

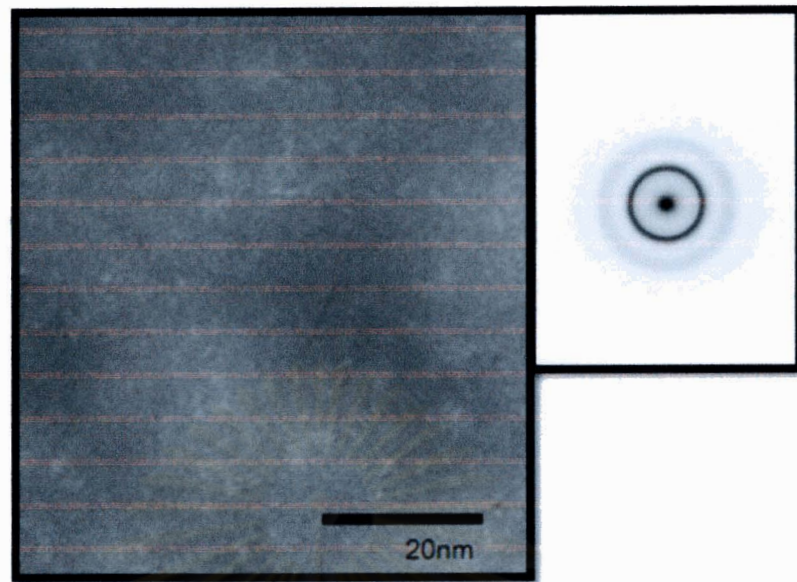
โดยทำการเพิ่มกรรมวิธีการตรวจสอบโครงสร้างของรัตนโลหะทอง 18 กระรัต ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (Transmission Electron Microscopy, TEM) เพื่อตรวจสอบหาบริเวณที่เริ่มมีการตกผลึกตั้งแต่ระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะทอง 18 กระรัต



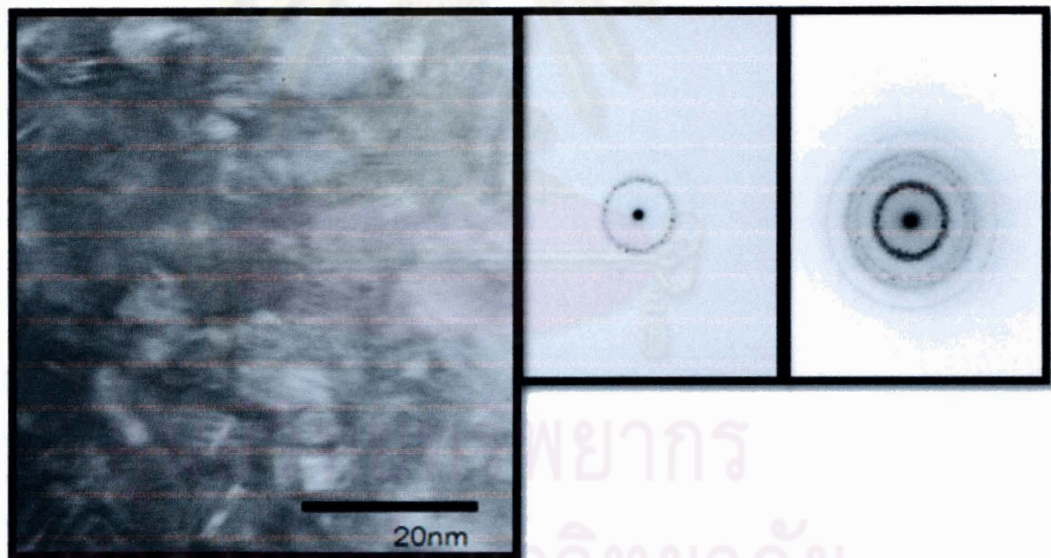
รูปที่ 4.13 ภาพอิเล็กตรอนแบบส่องผ่านที่ได้จากชิ้นงาน 2.0มิลลิเมตร



รูปที่ 4.14 ภาพอิเล็กตรอนแบบส่องผ่านที่ได้จากชิ้นงาน 3มิลลิเมตร

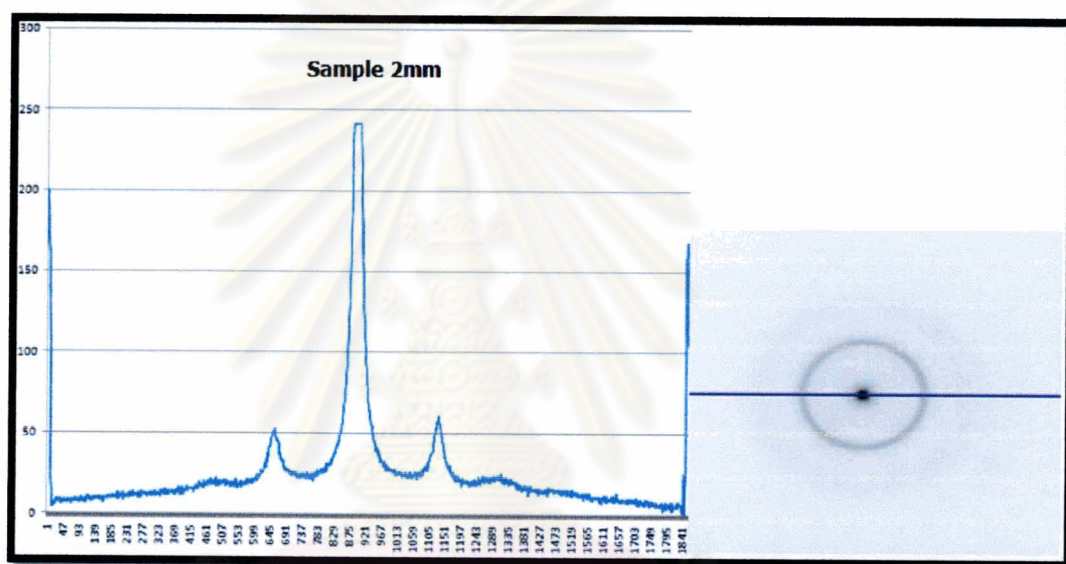


รูปที่ 4.15 ภาพอิเล็กตรอนแบบส่องผ่านที่ได้จากชิ้นงาน 4.0 มิลลิเมตร



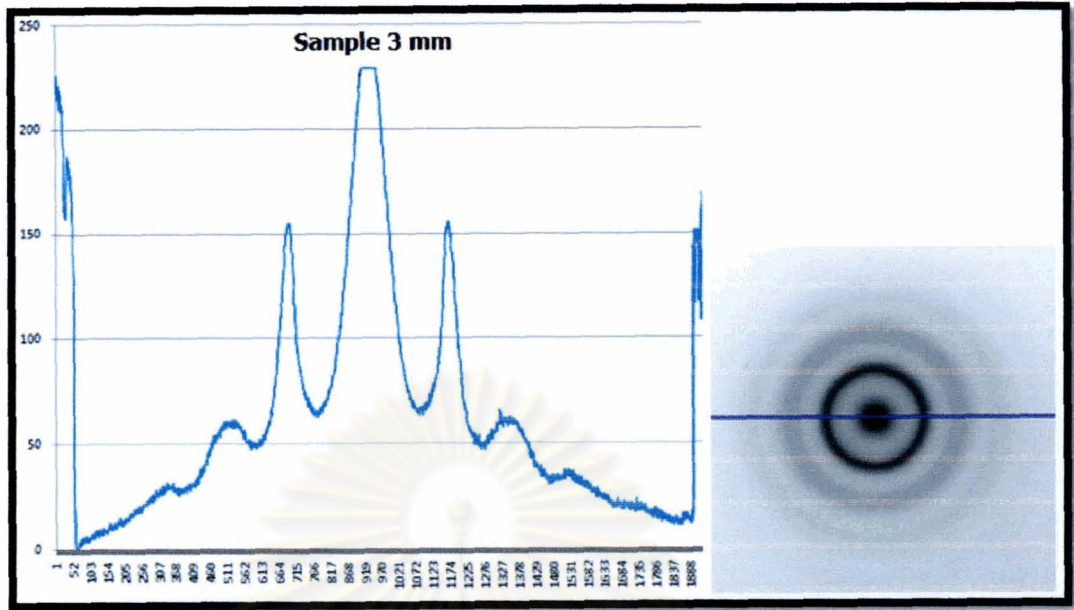
รูปที่ 4.16 ภาพอิเล็กตรอนแบบส่องผ่านที่ได้จากชิ้นงาน 4.5 มิลลิเมตร (electron diffraction patterns at two different exposure time, 8s, 22s)

จากการศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน(transmission electron microscopy,TEM)โดยการวิเคราะห์บริเวณตำแหน่งที่ความหนาของชิ้นงาน 2.0มิลลิเมตร ,3.0 มิลลิเมตร ,4.0มิลลิเมตร, 4.5มิลลิเมตร จะพบว่าผลึกที่ทำการสังเคราะห์ขึ้นมาจากรัตนโลหะทอง 18 กระรัต โดยกรรมวิธีการควบคุมทางความร้อนจะมีลักษณะโตขึ้นของผลึกดังในภาพไบรท์ฟิลด์ (bright field) ข้างต้น โดยมีขนาดของผลึกที่สังเคราะห์ขึ้นมาใหม่อยู่ในระดับน้อยกว่า 20nm ซึ่งตรงกับวัตถุประสงค์ที่ตั้งไว้

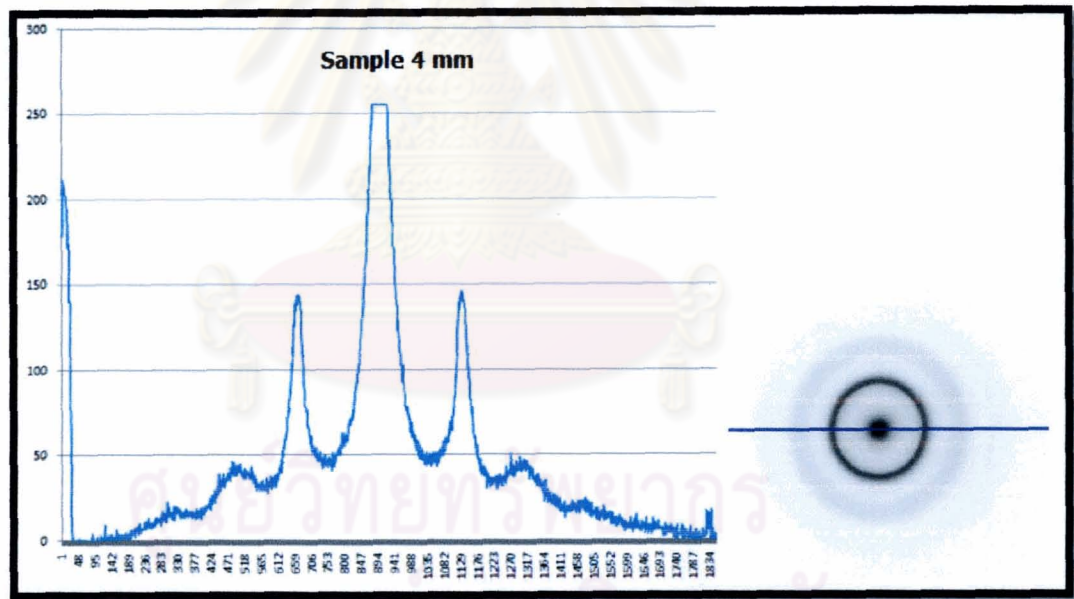


(ก)

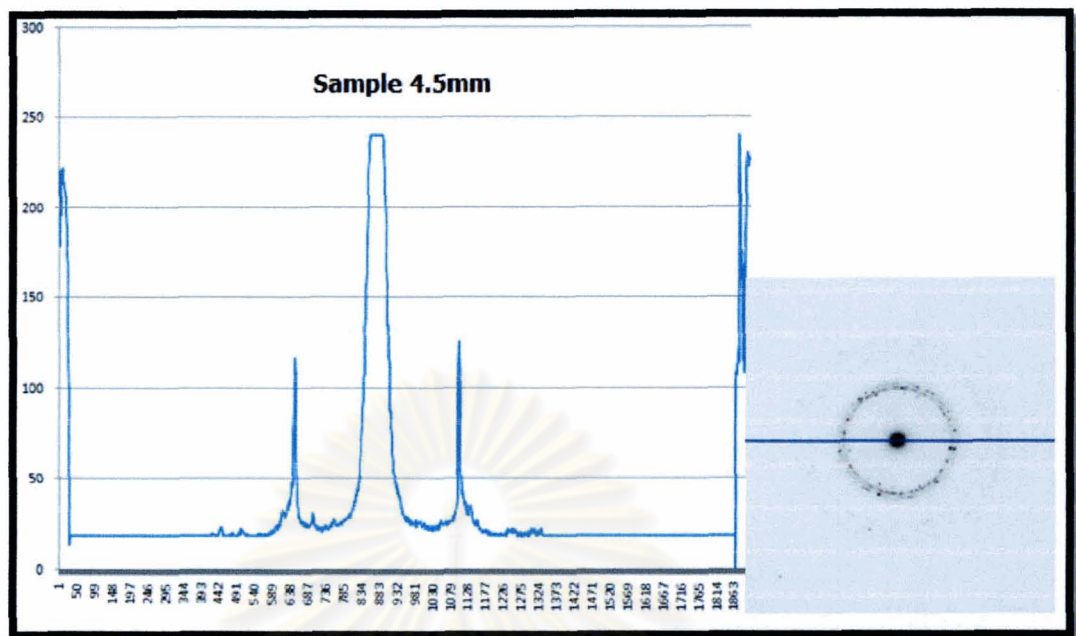
ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



(ก)



(ค)



(ง)

รูปที่ 4.17 ใช้โปรแกรม Igor ในการสแกน diffraction pattern เพื่อหา relative intensity (ก) ชั้นงาน 2 มม., (ข) ชั้นงาน 3 มม., (ค) ชั้นงาน 4 มม., (ง) ชั้นงาน 4.5 มม.

ในการศึกษา “การเลี้ยวเบนแบบเลือกพื้นที่” (selected area diffraction) เมื่อเลนส์กลาง (intermediate lens) ไฟกัสนาระนาบ back focal ระนาบ ของเลนส์วัตถุจุดต่างๆ ทั้งจุดส่องผ่าน และเลี้ยวเบนจะไฟกัสนจอเรียงแสง ช่องเปิดเลือกพื้นที่จะติดตั้งอยู่ที่ภาพแรกของเลนส์วัตถุเพื่อเลือกพื้นที่ในการศึกษารูปแบบการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนที่ระเจิงเท่ากับมุม Bragg law ซึ่งไปสอดคล้องกับการเลี้ยวเบนของคลื่นเอ็กซ์เรย์จากเครื่อง XRD จึงใช้ประโยชน์ตรงนี้มายืนยันการเกิดผลึกของรัตนโลหะทองของงานวิจัยครั้งนี้ โดยใช้โปรแกรม Igor เพื่อสแกนการระเจิงของอิเล็กตรอนเปรียบเทียบกับข้อมูลของ XRD ก่อนหน้านี้ จะเห็นได้ว่าที่ความหนาของชั้นงานที่สูงขึ้น (2 มิลลิเมตร, 3 มิลลิเมตร, 4 มิลลิเมตร, 4.5 มิลลิเมตร) จากรูปแบบการเลี้ยวของอิเล็กตรอนเป็นรูปแบบหมอกวงแหวน (ring patterns from amorphous materials) แล้วเปลี่ยนไปเป็นรูปแบบการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนเป็นแบบวงแหวน (ring patterns from polycrystalline materials) บวกกับจุดที่กระจายตัวตามวงแหวน (ชั้นงาน 4.5 มิลลิเมตร) ซึ่งเกิดจากผลึกที่เริ่มมีความสมมาตรของ

แลททิส โดยที่ความหนาของชั้นงาน 4.5 มิลลิเมตร มีพีคของการกระเจิงของอิเล็กตรอนแคบและแหลม ซึ่งบอกถึงการเกิดผลึกในวัสดุ ระบบที่มีโครงสร้างผลึกเป็นแบบสมมาตร

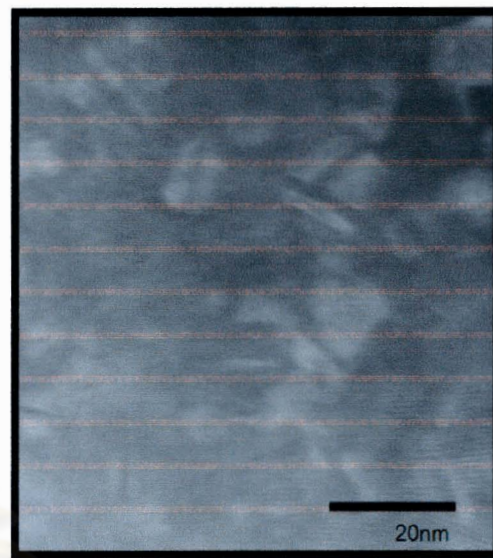
แต่ยังคงไม่สามารถบอกได้ว่าผลึกที่สังเคราะห์ขึ้นมาใหม่นั้นคือผลึกอะไร มีการจัดเรียงตัวใหม่ของอะตอมที่เป็นระเบียบของธาตุหรือสารประกอบชนิดไหน เพราะเนื่องจากวัสดุของงานวิจัยครั้งนี้พื้นฐานเดิมเป็นโครงสร้างอสัณฐานของโลหะผสมทองซึ่งมีลักษณะของรูปแบบการเลี้ยวของอิเล็กตรอนเป็นรูปแบบหมอกวงแหวน (ring patterns from amorphous materials) และผลึกที่สังเคราะห์ขึ้นมาใหม่เป็นผลึกขนาดเล็กมากถึงระดับนาโนเมตร ทำให้รูปแบบการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนเป็นแบบวงแหวน (ring patterns from polycrystalline materials) ซึ่งผลจากข้อมูลที่ได้จากรูป “การเลี้ยวเบนแบบเลือกพื้นที่” (selected area diffraction) ไม่สามารถบอกได้ว่าเป็นผลึกชนิดไหน จึงทำการใช้กรรมวิธี “รูปแบบการเลี้ยวเบนแบบลำสอบ” (convergent beam electron diffraction pattern) เพื่อวิเคราะห์แบบรูปการเลี้ยวเบนอิเล็กตรอนบนจอเรืองแสงที่เป็นสองมิติ ซึ่งเป็นแลททิสส่วนกลับ (reciprocal lattice) บวกกับการใช้ข้อมูลมาตรฐานจากเอ็กซ์เรย์ เข้ามาช่วยในการยืนยันว่าผลึกที่เกิดขึ้นคืออะไร



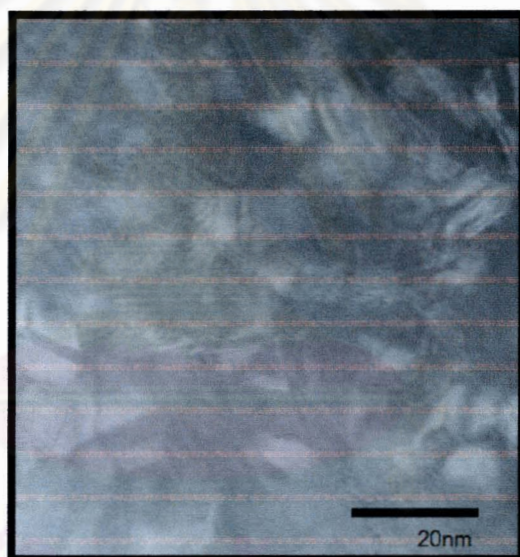
ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



(ก)



(ข)



(ค)

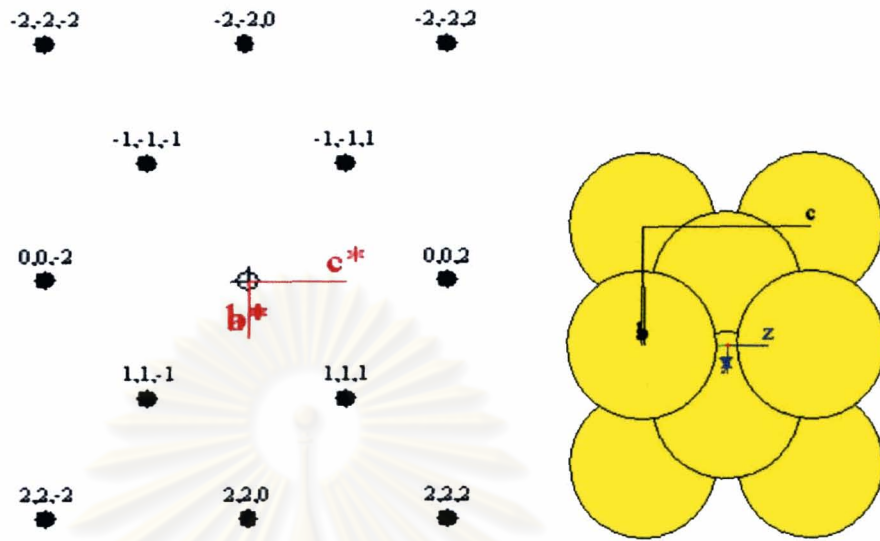
รูปที่ 4.18 ภาพไบรท์ฟิลด์ (bright field) ของชิ้นงานที่มีความหนา 4.5mm ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน ก่อนทำการรวมวิธี “รูปแบบการเลี้ยวเบนแบบลำสอบ” (convergent beam electron diffraction pattern)

- (ก) ภาพกำลังขยายสี่แสนเท่าตำแหน่งที่ 1 (ข) ภาพกำลังขยายสี่แสนเท่าตำแหน่งที่ 2,
 (ค) ภาพกำลังขยายสี่แสนเท่าตำแหน่งที่ 3

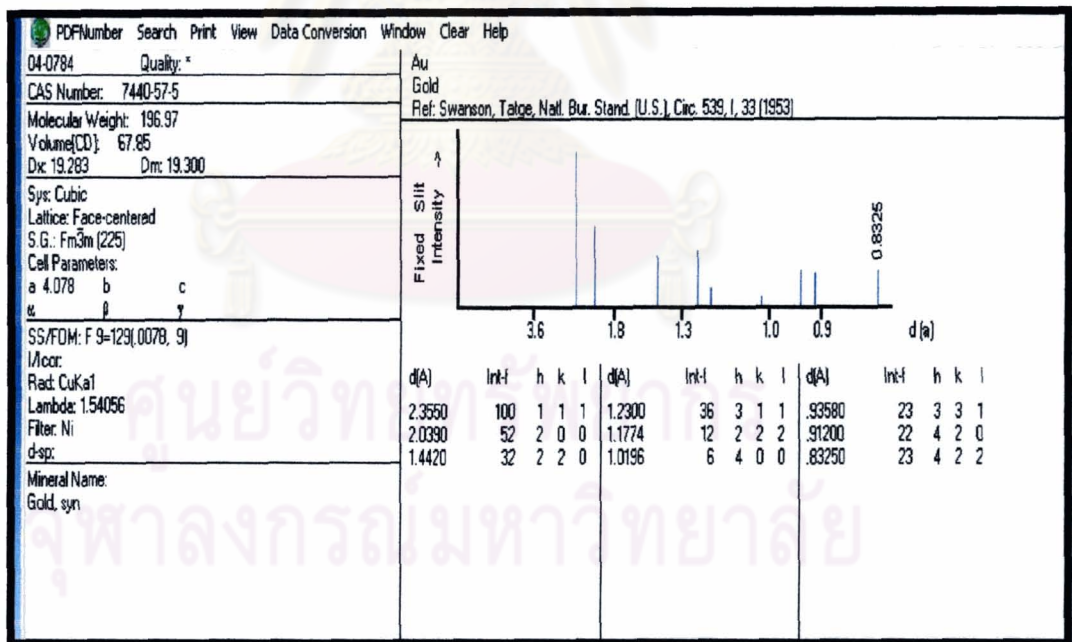
ในการวิเคราะห์ยังคงใช้กฎของแบรกก์ (Bragg's law) เป็นพื้นฐานหลักเข้ามาช่วยในการศึกษาวิเคราะห์แบบรูปการเลี้ยวเบนอิเล็กตรอน โดยภาพที่เกิดขึ้นบนจอเรืองแสงเกิดจาก Ewald sphere ตัดกับแลททิซส่วนกลับ (reciprocal lattice) เมื่ออิเล็กตรอนทะลุผ่านชิ้นงานและมุมของลำอิเล็กตรอนเลี้ยวเบนเทียบกับลำอิเล็กตรอนส่องผ่านจะเท่ากับ 2θ และมีค่าน้อยมาก ถ้า L คือค่าระยะเสมือนในแนวตั้งนับจากชิ้นงานจนถึงแนวรับภาพ และ r มีค่าเท่ากับจุดส่องผ่านถึงจุดเลี้ยวเบนบนฟิล์ม จะได้ค่า $2\theta = \frac{r}{L}$ จากกฎของแบรกก์ (Bragg's law) $\lambda = 2d_{hkl}\sin\theta$ ในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านค่า θ มีค่าน้อยมากค่า $\sin\theta \approx \theta$ ทำให้ $\frac{\lambda}{d_{hkl}} = 2\theta$ ดังนั้น $\frac{r}{L} = \frac{\lambda}{d_{hkl}}$ หรือ $L\lambda = r \cdot d_{hkl}$ เราจึงใช้ประโยชน์ตรงนี้เข้ามาช่วยในการวิเคราะห์จุดเลี้ยวเบนบนฟิล์มโดยค่า $L\lambda$ (camera constant) จะรู้ได้จากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านซึ่งเท่ากับ 24.963 cm โดยที่ค่า $L\lambda$ จะเท่ากับกับทุกระนาบที่เกิดขึ้นบนแต่ละผลึก ทำให้ได้อัตราส่วน $r_2d_1 = r_1d_2$ และนำไปเปรียบเทียบกับข้อมูลมาตรฐานของเอ็กซ์เรย์ (PCPDFWIN)



รูปที่ 4.19 แลททิซส่วนกลับ (reciprocal lattice) ของชิ้นงาน 4 มิลลิเมตร

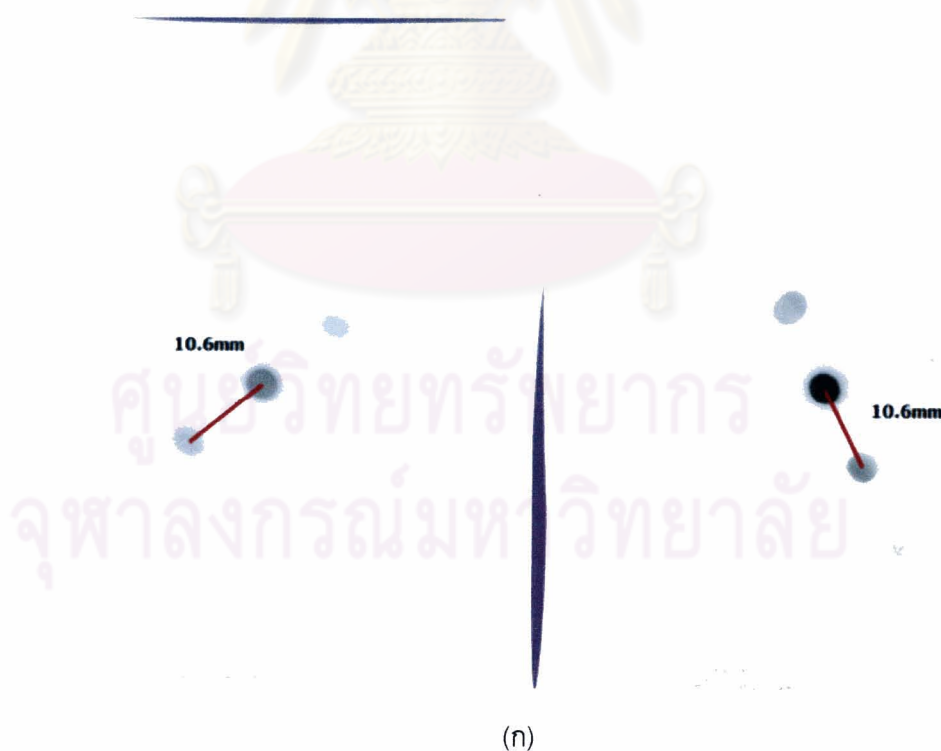


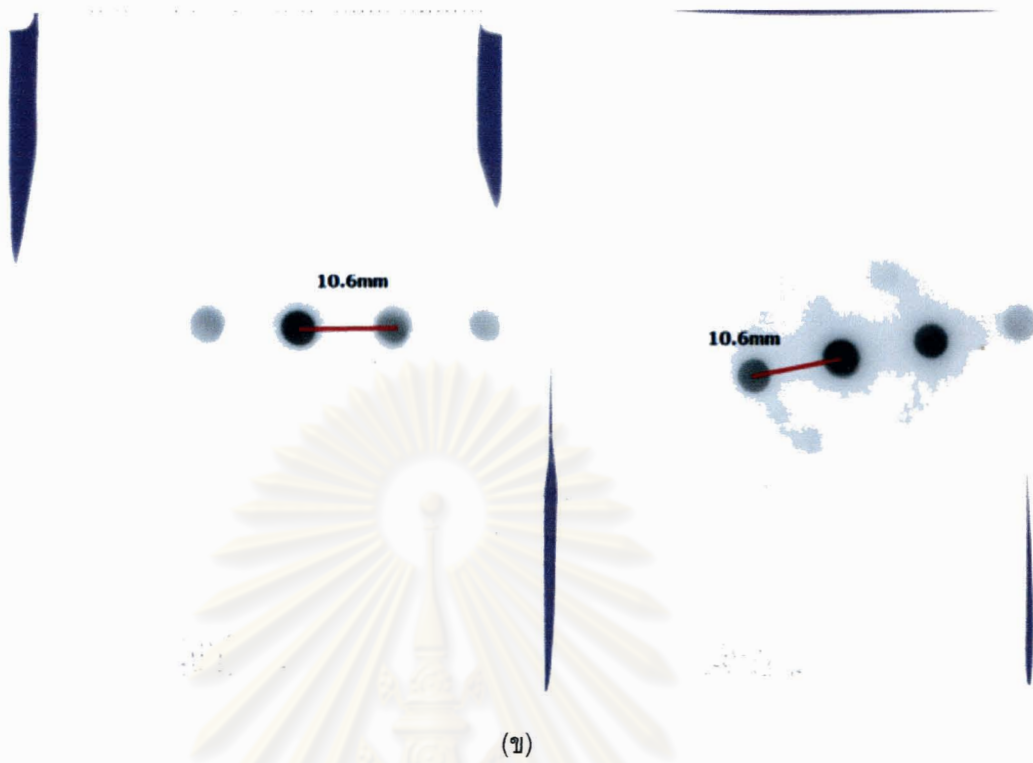
รูปที่ 4.20 แลตทิสส่วนกลับ (reciprocal lattice) จากโปรแกรม Carine [1-10]



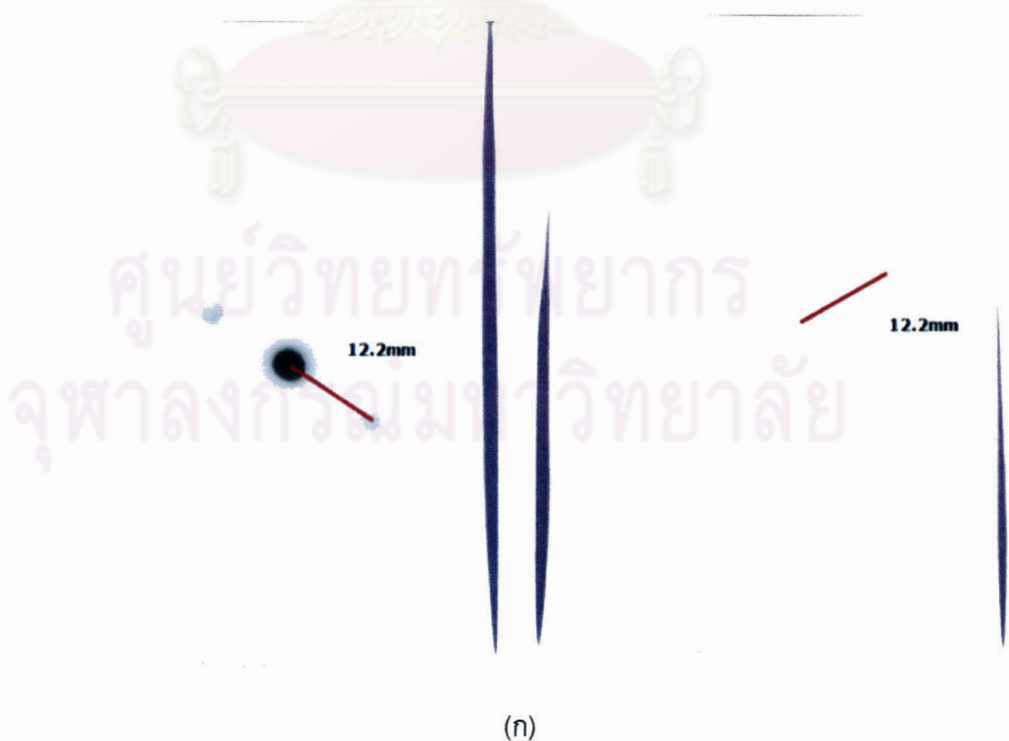
รูปที่ 4.21 ข้อมูลโครงสร้างมาตรฐานของ Au จากคลื่นเอ็กซ์เรย์ (PCPDFWIN)

จากรูป 4.19 สามารถสร้างเวกเตอร์ที่สมมาตรได้ 4 เวกเตอร์เมื่อค่า r จากฟิล์ม r_1 กับ r_2 เท่ากับ 10.6 มิลลิเมตร และ r_3 เท่ากับ 16.7 มิลลิเมตร และ r_4 เท่ากับ 12.2 มิลลิเมตร ซึ่งเมื่อทำการคำนวณกับค่า camera constant ($L\lambda$) ที่ได้จากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านแล้ว จะได้ค่าระยะห่างระหว่างระนาบ d (plane spacing) เท่ากับ 2.355, 1.494, 2.046 เมื่อนำมาเปรียบเทียบกับค่าข้อมูลมาตรฐาน (PCPDWIN) จะได้ค่าใกล้เคียงกับโครงสร้างผลึกของทอง (FCC) ดังรูปที่ 4.21 ซึ่งได้ระนาบ (111), (200), (220) จากนั้นทำการวัดมุมบนฟิล์มระหว่าง r_1 กับ r_2 เท่ากับ 72 องศา และ r_1 กับ r_3 เท่ากับ 36 องศา และ r_1 กับ r_4 เท่ากับ 55 องศา และเมื่อเปรียบเทียบกับค่าการคำนวณจากสูตร $\cos\theta = \frac{h_1h_2+k_1k_2+l_1l_2}{\sqrt{(h_1^2+k_1^2+l_1^2)(h_2^2+k_2^2+l_2^2)}}$ โดยระนาบ (111) กับ (11-1) เท่ากับ 70.5 องศา และ ระนาบ (111) กับ (200) เท่ากับ 54.7 องศา และ (111) กับ (220) เท่ากับ 35.3 องศา จะพบว่าองศาที่มีค่าใกล้เคียงกันมาก จึงสันนิษฐานว่าผลึกที่ได้จากความหนาของชั้นงาน 4 มิลลิเมตร น่าจะเป็นทอง (FCC) แต่ยังมีปริมาณที่น้อยเมื่อเทียบกับเนื้อพื้นหลักที่เป็นออสถ์ฐานของโลหะ

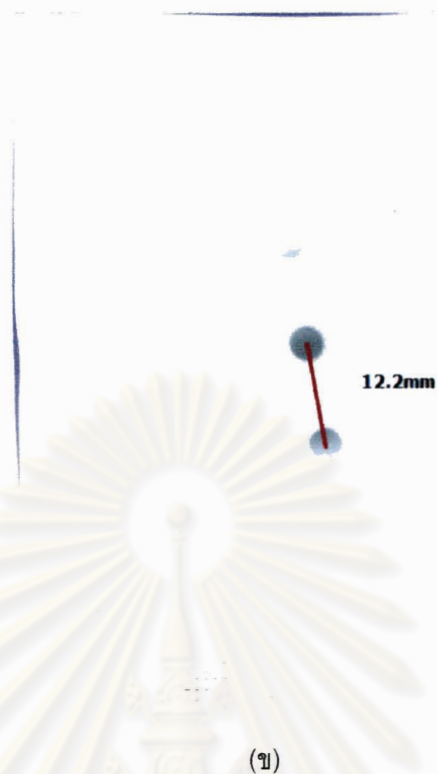




รูปที่ 4.22 แลตทิซส่วนกลับ (reciprocal lattice) ของชิ้นงาน 4.5 มิลลิเมตร (ก)และ(ข) r เท่ากับ 10.6 มิลลิเมตร



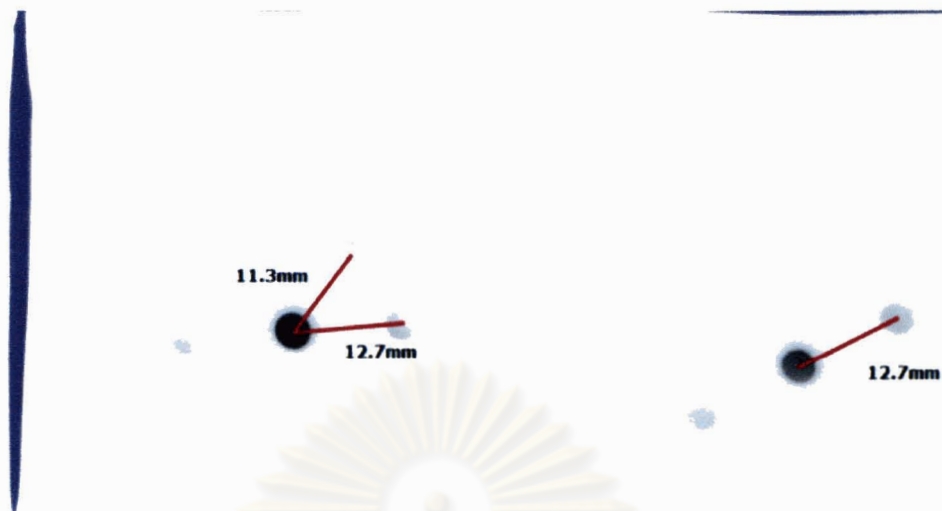
ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



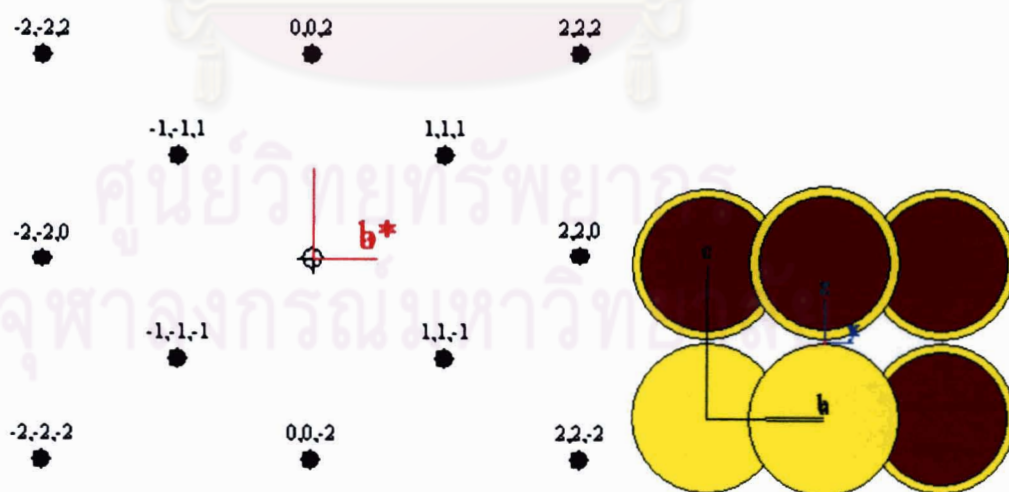
รูปที่ 4.23 แลททิสด่วนกลับ (reciprocal lattice) ของชิ้นงาน 4.5 มิลลิเมตร

(ก)และ(ข) r เท่ากับ 12.2 มิลลิเมตร

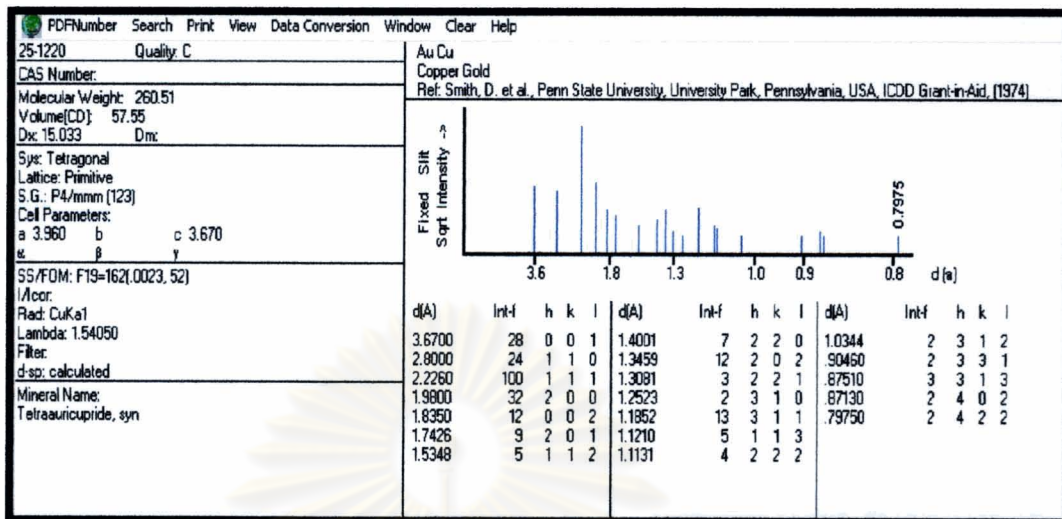
ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



รูปที่ 4.24 แลททิสด่วนกลับ (reciprocal lattice) ของชิ้นงาน 4.5 มิลลิเมตร
r เท่ากับ 11.3 และ 12.7 มิลลิเมตร

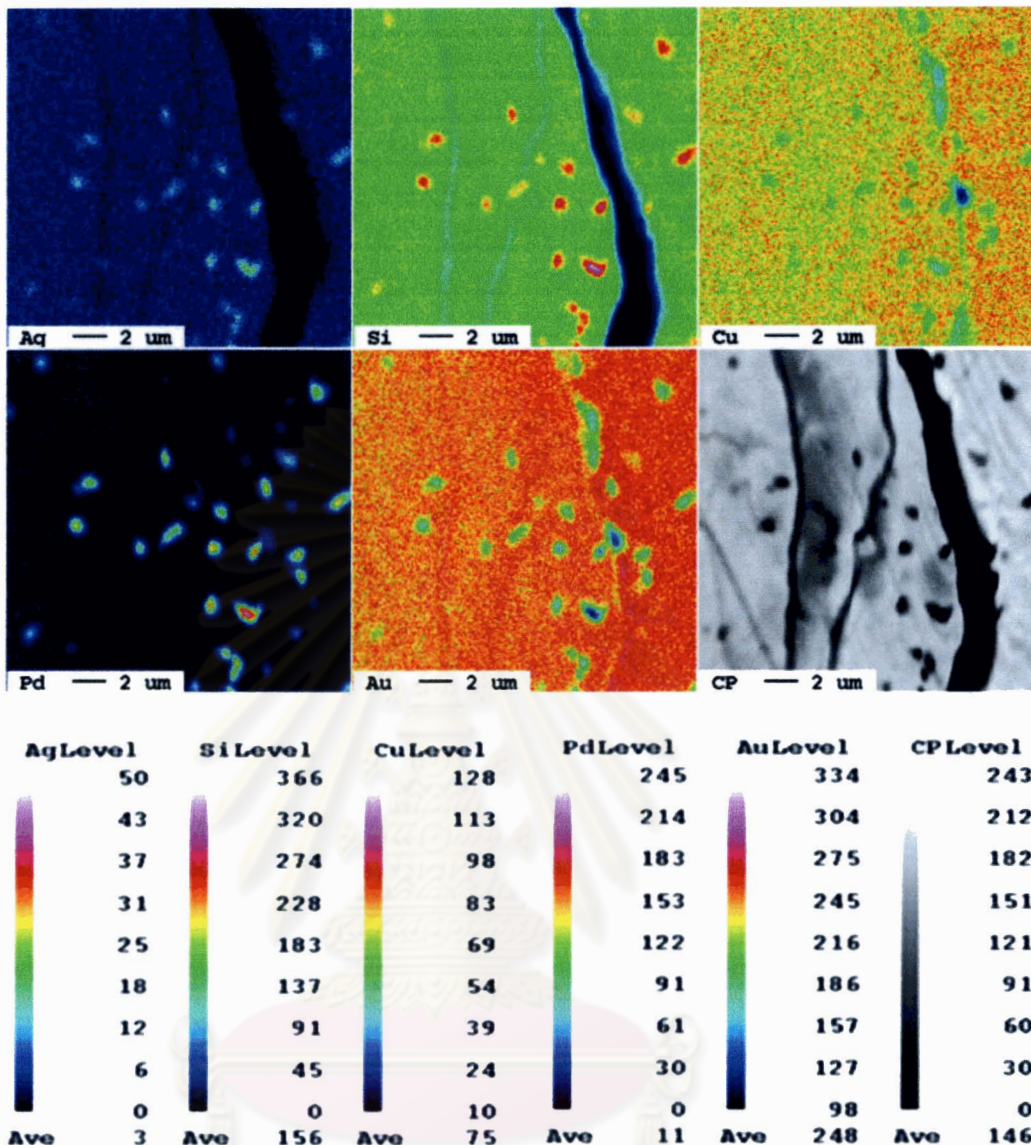


รูปที่ 4.25 แลททิสด่วนกลับ (reciprocal lattice) จากโปรแกรม Carine [1-10]



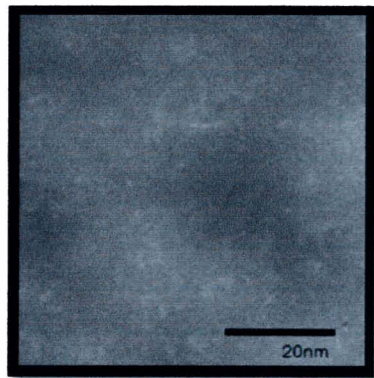
รูปที่ 4.26 รูปที่4.21 ข้อมูลโครงสร้างมาตรฐานของ AuCu จากคลื่นเอกซเรย์ (PCPDFWIN)

แต่เมื่อพิจารณาผลึกที่โตขึ้นในชั้นงานความหนา 4.5 มิลลิเมตร ซึ่งมีผลึกขนาด น้อยกว่า 20 นาโนเมตร ระบบของผลึกในรัตนโลหะทอง 18 กะรัต มีโครงสร้างผลึกผสมระหว่าง ทอง (FCC)และสารประกอบทองและทองแดง(AuCu,tetragonal) จากการวิเคราะห์แบบรูปการ เลี้ยวเบนอิเล็กตรอนดังรูป 4.22และ 4.23 พบว่าค่า r ที่วัดได้จากฟิล์ม ส่วนใหญ่จะมีอัตราส่วนของ ระยะจุดสองผ่านถึงจุดเลี้ยวเบนบนฟิล์มเท่ากับ 10.6 มิลลิเมตรและ 12.2 มิลลิเมตร ซึ่งตรงกับ ข้อมูลมาตรฐานของ ทอง (FCC) จากรูป 4.24 มีค่า r เท่ากับ 12.7 มิลลิเมตร และ11.3 มิลลิเมตร เมื่อเปรียบเทียบอัตราส่วน $\frac{r_{12.7}}{r_{11.3}} = 1.1238$ และ $\frac{d_{111}}{d_{200}} = 1.124$ (AuCu,tetragonal) และ เปรียบเทียบมุมของ $r_{12.7}$ กับ $r_{11.3}$ มีค่าเท่ากับ 50 องศา และ d_{111} กับ d_{200} ทำมุมเท่ากับ 51.34 ซึ่งมีค่าใกล้เคียงกัน

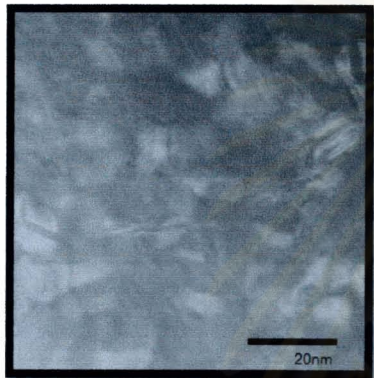


รูปที่ 4.27 การตรวจสอบรัตนโลหะทอง 18 กะรัต ด้วยเครื่อง EPMA

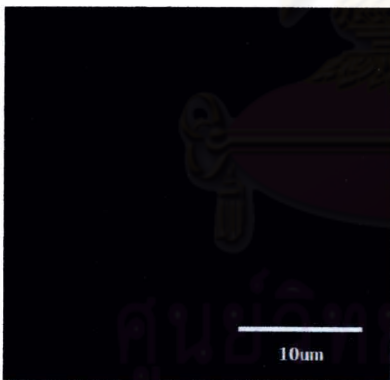
ทำการทดลองเพิ่มโดยการสังเคราะห์ผลึกในรัตนโลหะทอง 18 กะรัต ให้โตขึ้นในระดับไมโครเมตรเพื่อใช้เทคนิคการตรวจสอบ EPMA ในการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีของผลึกได้ผล ดังรูปที่ 4.27 พบว่าผลึกมีส่วนผสมทางเคมีของ ซิลิกอน พลาเดียม เงิน และนำผลที่ได้มาทำการเปรียบเทียบอีกครั้ง



ชั้นงาน 4 มิลลิเมตร(TEM)



ชั้นงาน 4.5 มิลลิเมตร(TEM)



ชั้นงาน 6 มิลลิเมตร(SEM)

ส่วนผสมทางเคมีเริ่มต้นของรัตนโลหะที่ปรับปรุงแล้ว
 $Au_{5.4}Ag_5Pd_2Cu_{24.3}Si_{14.7}$

ชั้นงาน 4mm มีขนาดผลึกน้อยกว่า 10nm
 ได้ผลึกเป็นทอง(FCC)
 ทำให้ส่วนผสมทางเคมีของเนื้อพื้นจะเปลี่ยนไป
 โดยที่ปริมาณ Ag Pd Cu Si มี at%เพิ่มขึ้น
 แต่ Au ลดลง

ชั้นงาน 4.5mm มีขนาดผลึกน้อยกว่า 20nm
 เนื้อพื้นเป็นรัตนโลหะ และส่วนที่เป็นผลึก ซึ่งเป็นผลึก
 ของทอง(FCC) และผลึกของสารประกอบ AuCu
 ทำให้ส่วนผสมทางเคมีของเนื้อพื้นจะเปลี่ยนไป
 โดยที่ปริมาณ Ag Pd Si มี at%เพิ่มขึ้น
 แต่ Au,Cu ลดลง

ชั้นงาน 6 mm มีขนาดผลึกน้อยกว่า 5um
 ได้ผลึกของสารที่มี

ส่วนผสมทางเคมีของธาตุ Pd Si และ Ag

จากการเปรียบเทียบผลของผลึกทั้ง 3 ส่วน สันนิษฐานได้ว่าการที่ผลึกโตขึ้นเรื่อยๆทำให้เนื้อพื้นมีส่วนผสมทางเคมีเปลี่ยนแปลงไปคือ ซิลิกอน พอลาเดียม เงิน มีเปอร์เซ็นต์อะตอมต่อโมลสูงขึ้น แต่ทองและทองแดง ต่ำลง ทำให้ค่าพลังงานอิสระของระบบ ซิลิกอน พอลาเดียม เงิน ปรับตัวต่ำที่สุด ดังนั้นจึงเกิดผลึกที่มีส่วนผสมทางเคมีเป็น ซิลิกอน พอลาเดียม เงิน เมื่อผลึกโตขึ้นถึงระดับไมโครเมตร

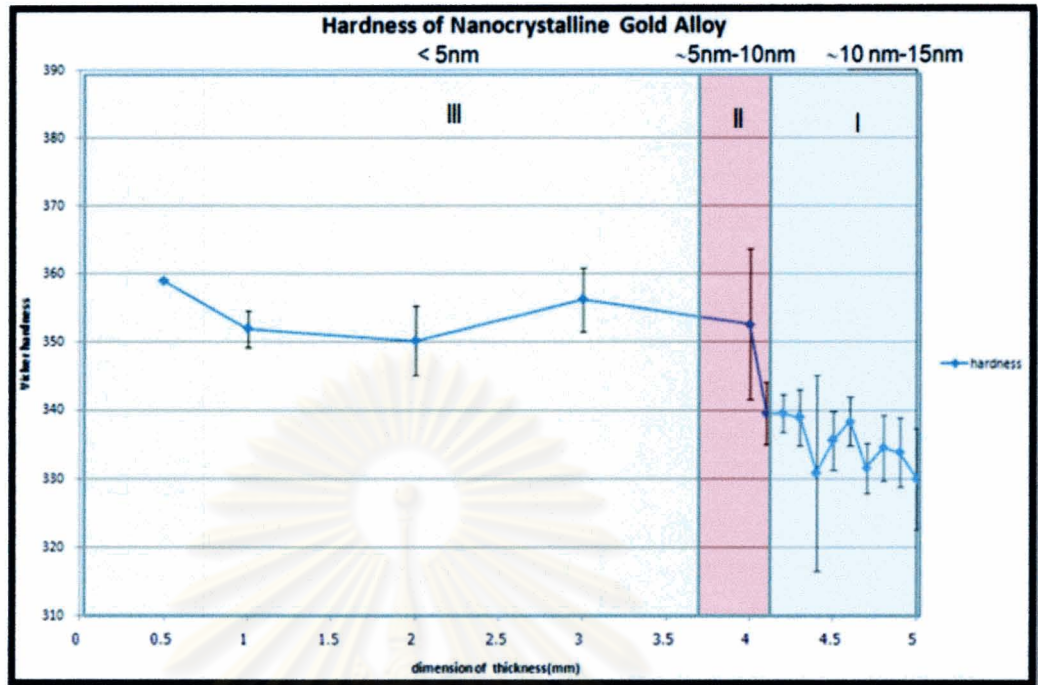


ศูนย์วิทยพัทยาการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

4.3 สมบัติทางกลวัสดุ

4.3.1 การวัดความแข็งของ Vickers (Vickers Hardness Test)

ผลการทดลองจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านได้ยืนยันการสังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรในวัสดุรัตนโลหะทอง 18 กระรัต ในช่วงความหนาของชิ้นงาน 4 ถึง 4.5 มิลลิเมตร โดยในงานวิจัยนี้ได้ทำการทดสอบสมบัติทางกลของวัสดุ โดยการวัดความแข็งแบบวิกเกอร์ (Vickers Hardness) ด้วยเครื่องมือไมโครวิกเกอร์ (Micro Vickers) เพื่อเปรียบเทียบความแข็งของวัสดุรัตนโลหะทอง 18 กระรัตแบบไร้ผลึก โดยมีความแข็ง 360 Hv ซึ่งมีค่าสูงกว่าความแข็งของทอง 18 กระรัตทั่วไปถึงสามเท่า [8] โดยกระบวนการวัดความแข็ง จะเริ่มจากการนำธาตุผสมต่างๆ มาทำการหล่อด้วยเตาหลอมแบบอาร์คเพื่อให้ธาตุต่างๆ ผสมเข้ากันเป็นเนื้อเดียว ดังแสดงในรูปที่ 4.2 จากนั้นนำชิ้นงานที่ได้จากการหลอมด้วยเตาอาร์ค หล่อเข้าไปในแม่พิมพ์ทองแดงรูปลิ้ม ในเตาหลอมสุญญากาศแบบเหวี่ยง ก่อนนำไปวัดความแข็งด้วยเครื่องมือไมโครวิกเกอร์ ดังรูปที่ 4.5 โดยในการวัดความแข็งของชิ้นงานรัตนโลหะที่มีผลึกระดับนาโนเมตรในเนื้อพื้นวัสดุรัตนโลหะทอง 18 กระรัต จะวัดตั้งแต่ระดับความหนาชิ้นงาน 1 มิลลิเมตร ถึง 4.5 มิลลิเมตร ดังแสดงในภาคผนวก (ค)

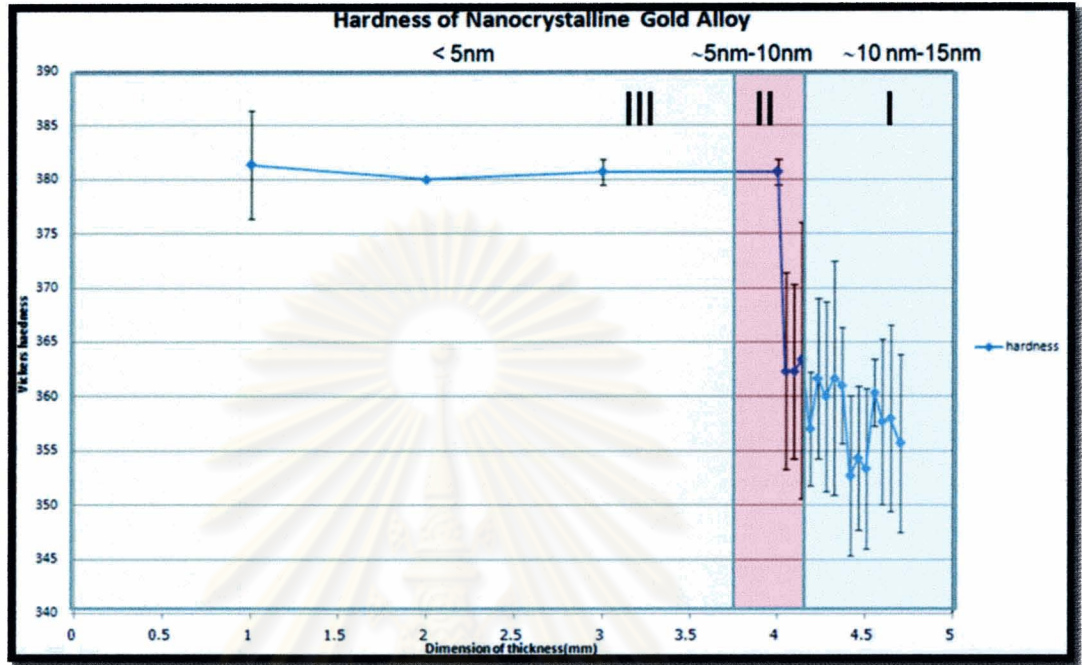


รูปที่ 4.28 ผลการวัดความแข็งด้วยเครื่องวิกเกอร์ (Vickers Hardness)

โดยผลที่ได้จากการวัดความแข็งจะแบ่งออกเป็น 3 บริเวณ ได้แก่ บริเวณที่หนึ่ง ซึ่งมีขนาดของผลึกอยู่ที่ระดับประมาณ 10 นาโนเมตร ถึง 15 นาโนเมตร บริเวณที่สอง ซึ่งมีขนาดของผลึกอยู่ที่ระดับ 5 นาโนเมตร ถึง 10 นาโนเมตร และบริเวณที่สาม ซึ่งมีขนาดของผลึกน้อยกว่า 5 นาโนเมตร โดยความแข็งที่บริเวณที่หนึ่ง มีค่าเฉลี่ยประมาณ 335 Hv และเมื่อผลึกมีขนาดเล็กลงเข้าไปใกล้ในบริเวณที่สอง ความแข็งของวัสดุจะมีค่าเพิ่มขึ้นถึง 352 Hv และจะมีค่าคงที่เมื่อเข้าบริเวณที่สามดังรูปที่ 4.28

จากนั้นทำการวัดความแข็งโดยเครื่องไมโครวิกเกอร์ใหม่อีกครั้งเพื่อยืนยันผลที่ได้ จากการวัดความแข็งนี้จะเพิ่มความละเอียดของการวัด คือ ตำแหน่งจุดกดจะห่างจากขอบบนชิ้นงาน 200 ไมครอน ขอบล่างห่างจากจุดวัด 150 ไมครอน โดยเริ่มวัดจากจุดกึ่งกลางของชิ้นงานที่มีความหนา 1 มิลลิเมตร ถึง 4 มิลลิเมตร โดยแต่ละจุดจะห่างกัน 150 ไมครอน และจากระยะ 4 มิลลิเมตร ถึง 4.7 มิลลิเมตร ระยะห่างระหว่างจุดคือ 300 ไมครอน ดังแสดงในภาคผนวก (ค) จากรูปที่ 4.22 และรูปที่ 4.23 จะเห็นได้ว่าแนวโน้มของค่าความแข็งจากการวัดด้วยเครื่องวิกเกอร์และเครื่องไมโครวิกเกอร์ มีแนวโน้มคล้ายคลึงกัน โดยมีความแข็งบริเวณที่หนึ่งอยู่ที่ค่าเฉลี่ยประมาณ 358 HV และ

เมื่อมีขนาดของผลึกเล็กลงเข้าใกล้ในบริเวณสองความแข็งของวัสดุจะกระโดดสูงขึ้นเป็น 380 HV และจะคงที่ต่อไปเมื่อเข้าบริเวณสามดังรูป 4.29



รูปที่ 4.29 ผลที่ได้จากการวัดความแข็งด้วยเครื่องมือไมโครวิกเกอร์ (Micro Vickers Hardness)

จากผลการวัดความแข็ง (Vickers hardness test) ทั้ง 2 ครั้ง พบว่าในการสังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะทอง 18 กระรัต ค่าความแข็งเฉลี่ยที่ได้จะมีค่าสูงกว่าทองคำ 18 กระรัต จากปกติ ถึง 3 เท่า จะใกล้เคียงกันรัตนโลหะทอง 18 กระรัตไร้ผลึก การวิจัยในครั้งนี้ได้สังเกตถึงความผิดปกติของผลการทดลองในการวัดความแข็งทั้ง 2 ครั้งว่า ณ บริเวณโซนที่สองและสามมีขนาดผลึก 5 ถึง 10 นาโนเมตร ไปยังขนาดผลึกน้อยกว่า 5 นาโนเมตร ได้มีการเปลี่ยนแปลงค่าความแข็งกระโดดสูงขึ้นอย่างฉับพลัน

จากงานวิจัยอื่นๆ การเพิ่มความแข็งแรงจากการลดขนาดเกรนจะหยุดลงเมื่อเกรนมีขนาดระดับน้อยกว่า 20 นาโนเมตร ณ สมการ Hall-Petch จะใช้ไม่ได้ ทำให้การเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันจะเป็นกุญแจสำคัญในการทำความเข้าใจพฤติกรรมเพิ่มความแข็งแรงของโลหะผสมโครงสร้างผลึกระดับนาโนเมตร และ แม้ว่าค่าในการทดลองครั้งนี้จะมีผลเป็นค่าความแข็ง (Vickers hardness) แต่ค่าความแข็ง และ ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (yield strength (σ_y)) แปรผันตรงกัน โดยสามารถแปลงค่ากลับกันได้ จากสมการ $\sigma_y = H_v / c \approx H_v / 3$

จากสมการ Hall - Petch เมื่อขนาดเกรนเล็กลงค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (yield strength (σ_y)) ของโลหะจะมีค่าสูงขึ้น ซึ่งสามารถอธิบายได้โดยสมการดังต่อไปนี้ [17,18]

$$\sigma_y = \frac{K_y}{\sqrt{d}} + \sigma_o \quad (1)$$

σ_y คือค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก ของวัสดุโลหะ

K_y คือ Hall-Petch intensity parameter

d คือ ขนาดของเกรน

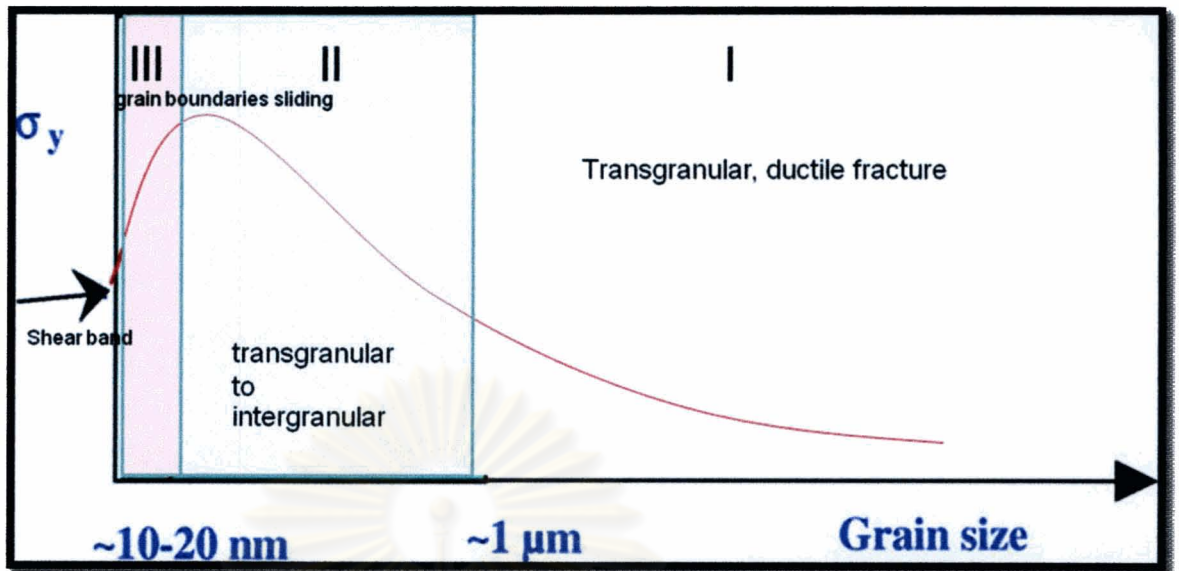
σ_o คือ ความเค้นเริ่มต้น

จากสมการ (1) แสดงให้เห็นว่าเมื่อเกรนมีขนาดเล็กลงจะส่งผลให้ค่าความแข็งแรง ณ จุดครากของวัสดุจะเพิ่มขึ้น ถ้าค่า d มีค่าใหญ่มาก หรือ วัสดุเป็นวัสดุเกรนเดี่ยว (single-crystal) ก็จะทำให้พจน์แรกของสมการเข้าใกล้ศูนย์ ซึ่งค่าที่ได้คือ ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก ของโลหะนั้นเอง การที่วัสดุมีความแข็งแรงและแข็งแรงเพิ่มขึ้นเมื่อมีขนาดของเกรนเล็กลงตามสมการของHall -Petch ขึ้นอยู่กับความสัมพันธ์ระหว่างการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน กับพฤติกรรมทางกลของโลหะ เนื่องจากการแปรรูปถาวร ถ้าความสามารถในการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันลดลงแสดงว่าความแข็งแรงจะเพิ่มขึ้นการที่ดิสโลเคชันเคลื่อนที่ได้ั้น เกิดจากการให้แรงความเค้นแก่วัสดุจนถึงความเค้นจุดครากของวัสดุจะทำให้ในวัสดุเกิดความเค้นเฉือนส่งผลให้ดิสโลเคชันเกิดการเคลื่อนที่ในการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันผ่านแต่ละระนาบจะเกิดการแตกพันธะและรวมกันใหม่ซ้ำๆกัน บริเวณพื้นที่ก่อนที่ดิสโลเคชันจะผ่านไปและบริเวณพื้นที่หลังจากที่ดิสโลเคชันผ่านเกิดการสะสมของพลังงานความเครียด โดยที่ดิสโลเคชันจะเลือกทิศทางที่ง่ายที่สุดในการเคลื่อนที่หรือทิศทางที่ใช้พลังงานต่ำที่สุดหรือทิศทางที่มีอะตอมจับตัวหนาแน่นที่สุดเมื่อดิสโลเคชันเคลื่อนตัวมาถึงของเกรนตัวมันจะถูกยับยั้งจากขอบเกรนทำให้เกิดการสะสมของดิสโลเคชัน ณ บริเวณของเกรน (dislocation pile-up) ทำให้ต้องใช้พลังงานมากในการทำให้ดิสโลเคชันเกิดการเปลี่ยนทิศทางข้ามไปอีกเกรนที่อยู่ติดกัน การที่ขอบเกรนสามารถยับยั้งดิสโลเคชันได้นั้นเป็นเพราะว่าบริเวณขอบเกรนมีการเรียงตัวกันของอะตอมที่ไม่เป็นระเบียบ และอีกปัจจัยที่ยับยั้งการเคลื่อนที่ดิสโลเคชัน ณ

บริเวณขอบเกรน คือ มุมกระทำกันของแต่ละเกรน ถ้ามุมมากก็จะทำให้ดิสโลเคชันเคลื่อนที่ยาก การที่วัสดุมีเกรนละเอียดซึ่งหมายความว่าวัสดุมีของเกรนมากทำให้วัสดุมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น

ซึ่งในการทดลองในอดีตผลของการทดลองค่อนข้างตรงตามทฤษฎี ของ Hall -Petch มาก แต่ขนาดของเกรนในอดีตจะมีค่าระดับไมครอน และในปัจจุบันมีเทคนิคที่สามารถผลิตขนาดของเกรนในระดับนาโนเมตร ทำให้เกินคุณสมบัติที่ดีต่างๆขึ้นมาเรื่อยๆ ทำให้นักโลหะวิทยา กลับมาให้ความสนใจความสัมพันธ์ของ Hall-Petch ใหม่ว่า ถ้าโลหะมีเกรนระดับนาโนเมตรจะสามารถนำสมการของ Hall-Petch มาใช้ในการอธิบายค่า yield strength ของโลหะได้หรือไม่ ต่อมาไม่นานนักโลหะวิทยาก็ได้สังเคราะห์ขึ้นงานที่มีขนาดของเกรนน้อยกว่า 1 ไมครอน ขึ้นมาได้ และ เชื่อมต่อกราฟของ Hall-Petch จะได้ผลที่สอดคล้องคือ ถ้าวัสดุมีขนาดของเกรนเล็กลงวัสดุ นั้นจะมีความแข็งแรงของวัสดุสูงขึ้น แต่พอนักโลหะวิทยาสามารถสังเคราะห์ขนาดของเกรนได้ถึงระดับนาโนเมตร ความสอดคล้องกับสมการ Hall-Petch ที่เดิมที่ความแข็งแรงของวัสดุจะตั้งสูงขึ้นไปเรื่อยๆ เมื่อขนาดของเกรนเล็กลงกลับไม่ใช่ โดยแนวโน้มของวัสดุที่มีขนาดเกรนนาโนเมตร น้อยลงจนถึงค่าหนึ่งค่าความแข็งแรงของวัสดุกลับลดลง ดังรูป 4.30 จากกราฟที่อธิบายความสัมพันธ์ของสมการ Hall-Petch กับการทดลอง โดยจะแบ่งเป็น 4 ส่วนใหญ่ๆคือ จาก บริเวณ I ไป บริเวณ ที่ II ค่า Yield strength ของวัสดุจะยังคงสอดคล้องกับสมการของ Hall-Petch เมื่อมีขนาดของเกรนเล็กลงวัสดุมีค่า Yield strength สูงขึ้นเนื่องจากปรากฏการณ์ dislocation pile-up

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



รูปที่ 4.30 ผลการพล็อตกราฟระหว่าง yield strength กับ ขนาดของเกรน ที่ได้ข้อมูลของ T.G.

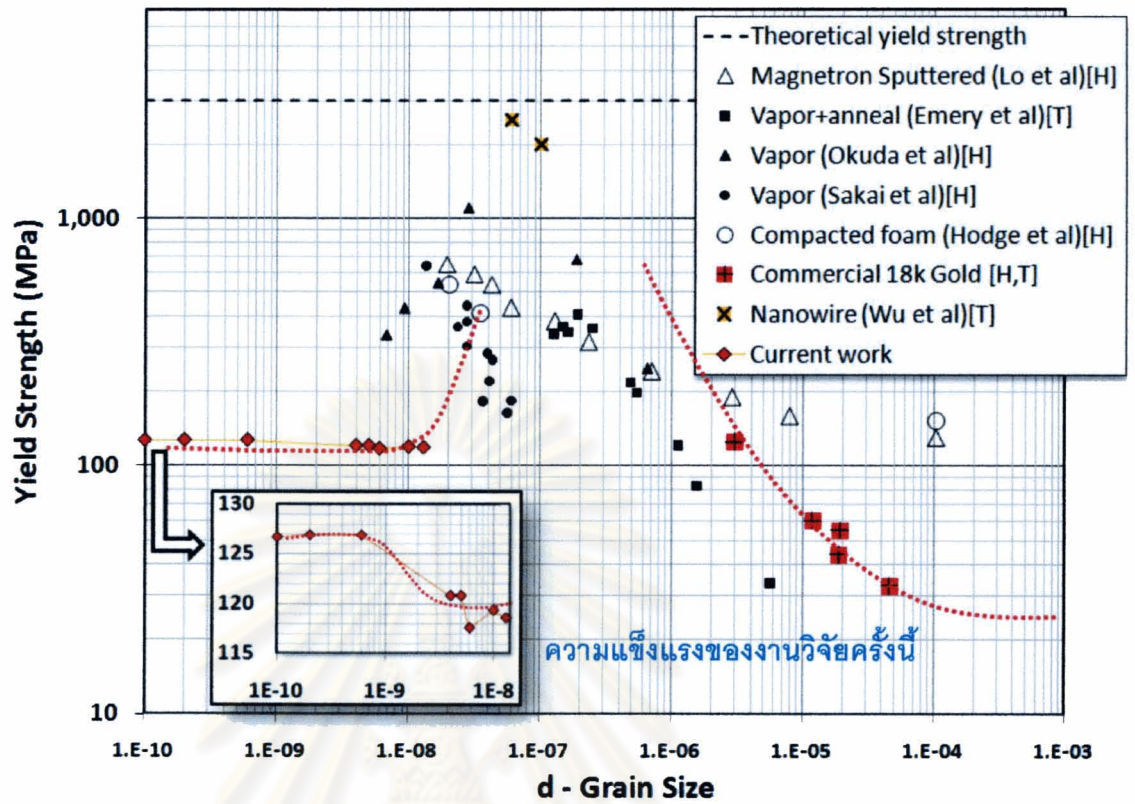
Nieh, J.G. Wang[19]

แต่ในปัจจุบันนี้ยังมีการโต้แย้งกันอยู่ในเรื่องของความสัมพันธ์ของสมการ Hall-Petch ที่มีขนาดของเกรนอยู่ระหว่างน้อยกว่า 20 นาโนเมตร จนถึงโครงสร้างอสัณฐาน ซึ่งอุปสรรคสำคัญที่ให้นักโลหวิทยาทั่วโลกเกิดข้อโต้แย้งและไม่เชื่อถือผลที่ได้จากการทดลอง เนื่องจากข้อจำกัดหลายประการในการสังเคราะห์ผลึกที่มีขนาดนาโนในตัวชิ้นงาน โดยเฉพาะข้อจำกัดในความไม่เป็นเนื้อเดียวของวัสดุ (Non-Uniform Structure) เช่น การสังเคราะห์ผลึกระดับนาโนด้วยกระบวนการผลิตแบบผง (Powder process) หรือบางที่เรียกว่า การผลิตหลายขั้นตอน (Two-step processes) ถึงกระบวนการจะสามารถสังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรได้แต่เมื่อทำให้วัสดุที่ทำด้วยกระบวนการนี้มีขนาดของชิ้นงานที่ใหญ่เพียงพอที่สามารถนำไปวัดค่าทางคุณสมบัติทางกลได้ แต่ต้องผ่านกระบวนการอื่นอีกเช่น การทำ sintering ซึ่งจะทำให้ขนาดของผลึกเปลี่ยนแปลงไปหรือถ้าไม่มีการเปลี่ยนแปลงของขนาดจริง ก็ยังมีปัญหาจากช่องว่างที่เกิดขึ้นจากกระบวนการส่วนใหญ่ และยังมีข้อจำกัดของความสกปรกของขอบเกรน (Grain boundary impurities), การหลุดลอก (Nano-scratch) จากกระบวนการผลิต Electrodeposition หรือ Thin film [20,21,22,23] ถึงปัจจุบันนักวิทยาศาสตร์ได้ใช้คอมพิวเตอร์เข้ามาช่วยในการสร้างแบบจำลอง

ต่างๆในระดับอะตอม(atomic-scale simulation)เพื่ออธิบายพฤติกรรมเคลื่อนที่ของอะตอม และ dislocation ของระบบแต่ก็ยังมีข้อผิดพลาดอยู่มาก [24,25]

จากการทดลองของงานวิจัยครั้งนี้สามารถผลิตชิ้นงานที่สามารถวัดความแข็งของวัสดุได้ในผลึกระดับน้อยกว่า 20 นาโนเมตร ถึง 5 นาโนเมตร ได้เป็นงานวิจัยแรกๆ ซึ่งจะแก้ปัญหาที่กล่าวมาข้างต้นก่อนหน้านั้น โดยจะผลิตชิ้นงานเพียงหนึ่งขั้นตอน (one -step) จากของเหลวให้เป็นของแข็งที่มีความหนาของชิ้นงานที่เหมาะสม ซึ่งที่ขนาดของผลึกน้อยกว่า 20 นาโนเมตร สมการ Hall- Petch ไม่สามารถอธิบายพฤติกรรมของดิสโลเคชันที่เกิดขึ้น ณ บริเวณผลึกเล็กระดับนาโนเมตรได้ ซึ่งส่งผลถึงความแข็งแรงของวัสดุ จากงานวิจัยครั้งนี้เมื่อนำค่าที่ได้มาพล็อตกราฟระหว่างความแตกต่างของขนาดเกรนกับค่าความแข็งแรงของวัสดุ และเปรียบเทียบกับงานวิจัยอื่นๆ ที่ได้ตีพิมพ์ผ่านมาแล้ว [26,27,28,29,30,31,32] ได้ผลดังรูป 4.31 จะพบว่าความแข็งแรงของวัสดุที่มีผลึกระดับน้อยกว่า 20 นาโนเมตร มีค่าสูงขึ้นเมื่อขนาดผลึกเล็กลง ซึ่งสวนทางกับผลงานวิจัยอื่นที่ความแข็งแรงลดลงเมื่อมีขนาดของเกรนน้อยลงในระดับนาโนเมตร

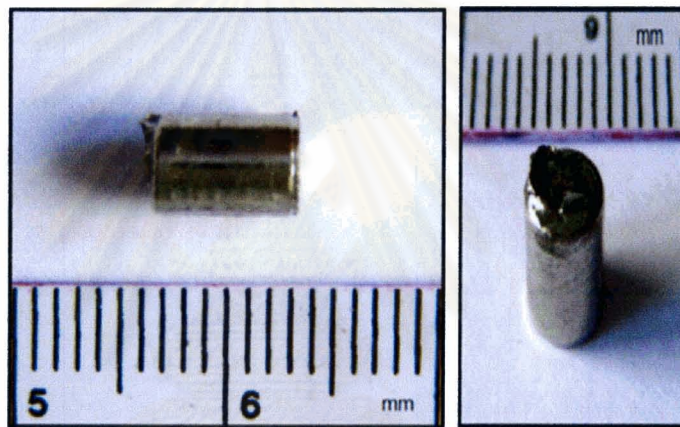
ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



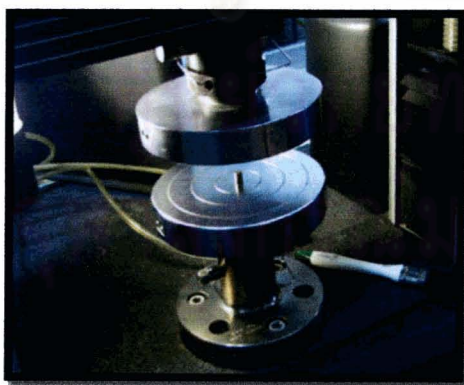
รูปที่ 4.31 กราฟเปรียบเทียบค่าความเค้นจุดครากกับขนาดเกรนของงานวิจัย ณ ปัจจุบัน

4.3.2 การวัดค่าความเค้น-ความเครียด โดยการทดสอบแรงอัด

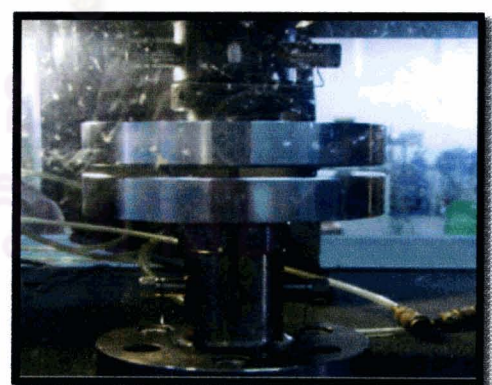
ในการทดสอบเพื่อหาความเค้น-ความเครียด แรงกดในตัววัสดุรัตนโลหะทองได้ใช้มาตรฐาน ASTM (E9-89a, standard test methods of compression testing of metallic material at room temperature) โดยหล่อชิ้นงานเป็นรูปทรงกระบอกที่มีอัตราส่วนของเส้นผ่านศูนย์กลางต่อความสูงของชิ้นงานเท่ากับ 1:1.5 คือ ชิ้นงานเส้นผ่านศูนย์กลางทรงกระบอก 4.5 มิลลิเมตร ความสูง 6.25 มิลลิเมตร ที่มีผลึกระดับ 5 ถึง 20 นาโนเมตร ในรัตนโลหะทอง 18 กระรัต โดยในการทดสอบใช้แรงอันสูงสุด (Maximum load) เท่ากับ 30 KN และอัตราเร็วในการอัดเท่ากับ 0.01 มิลลิเมตร/นาที



รูปที่ 4.32 ชิ้นงานเส้นผ่านศูนย์กลางทรงกระบอก 4.5 มิลลิเมตร ในการทดสอบแรงกด



(ก)

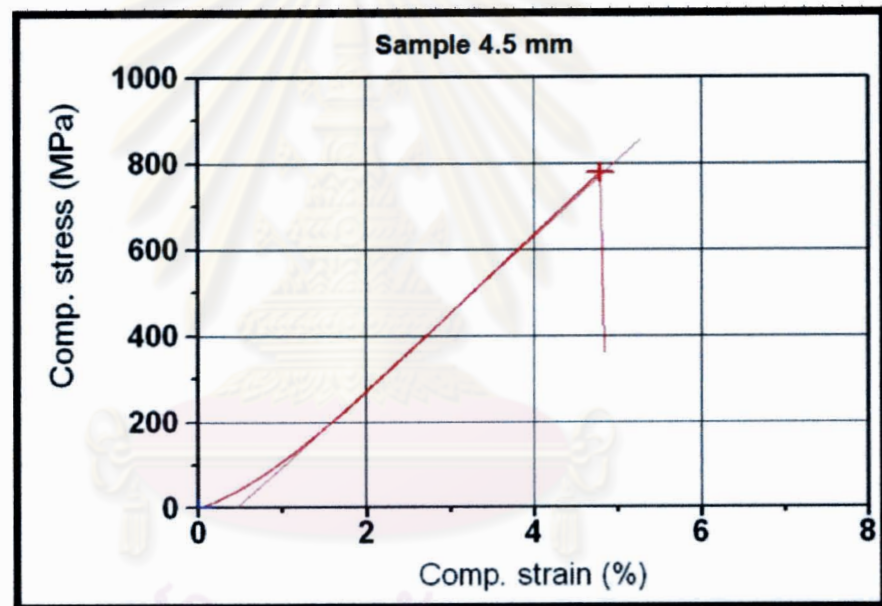


(ข)

รูปที่ 4.33 การทดสอบแรงกด, (ก) ตำแหน่งการวางชิ้นงาน, (ข) ขณะทำการทดสอบ



รูปที่4.34 ชิ้นงานเส้นผ่านทรงกระบอก 4.5มิลลิเมตร พังทลายหลังผ่านทดสอบแบบกด



รูปที่4.35 ผลค่าความเค้น-ความเครียด แรงกดชิ้นงานทรงกระบอก 4.5มิลลิเมตร

ผลที่ได้จากการทดสอบแรงอัดค่าความเค้นจุดครากสูงสุด (maximum yield stress) เท่ากับ 777.73 MPa ค่าความเครียดจุดครากสูงสุด (maximum yield strain) เท่ากับ 4.79 และค่ามอดูลัสความยืดหยุ่น (young modulus) เท่ากับ 17.7 GPa โดยใช้แรงอัดสูงสุดทำให้ชิ้นงานเกิดการพังทลายที่ 12.37 KN โดยชิ้นงานเกิดการหดตัวไป 0.268 มิลลิเมตร เมื่อเปรียบเทียบกับวัสดุรัตนโลหะทองไร้ฟลัก ที่มีค่า ความเค้นจุดครากสูงสุดเท่ากับ 1100 MPa ค่ามอดูลัสความยืดหยุ่น

เท่ากับ 74.7 GPa และมีค่าความเครียดจุดครากเท่ากับ 1.47% จะพบว่าค่าความเค้นช่วงฮิลลา
สติคของวัสดุที่มีผลึกระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะทองคำต่ำกว่า 30% การที่ค่าความเค้นของ
ชิ้นงานเราต่ำลง เนื่องมาจากปกติแล้วหลักสำคัญที่ทำให้รัตนโลหะไร้ผลึกต้องใช้ความเค้นสูงขึ้น
เพื่อทำให้วัสดุมีการแปรรูปเริ่มขึ้นนั้น เพราะอะตอมในโครงสร้างรัตนโลหะเป็นแบบสุ่มทำให้ทิศ
ทางการเคลื่อนที่ของอะตอมไม่แน่นอน การไหลของอะตอมจึงเป็นไปได้ยาก และเมื่อวัสดุรัตน
โลหะมีผลึกเกิดขึ้นทำให้ระบบมีการเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบของอะตอมเพิ่มมากขึ้น อะตอม
สามารถเคลื่อนที่ได้ง่ายขึ้นเราจึงใช้ความเค้นที่กระทำน้อยลงในการทำให้วัสดุแปรรูป



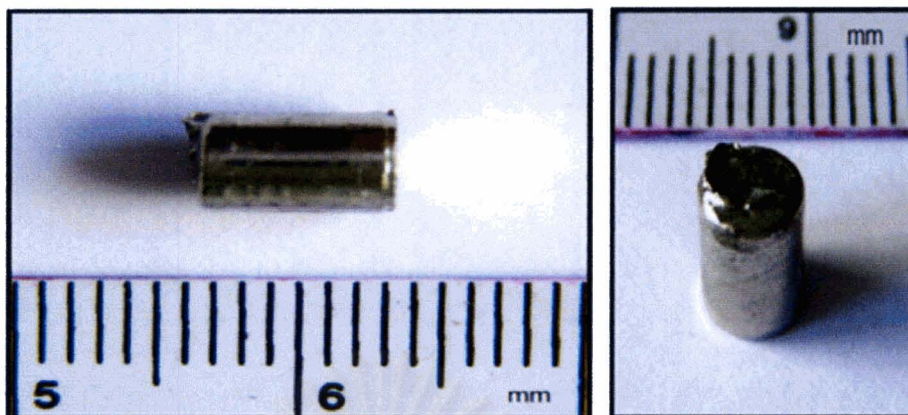
ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

4.4 พฤติกรรมการพังทลายของวัสดุจากแรงทางกล

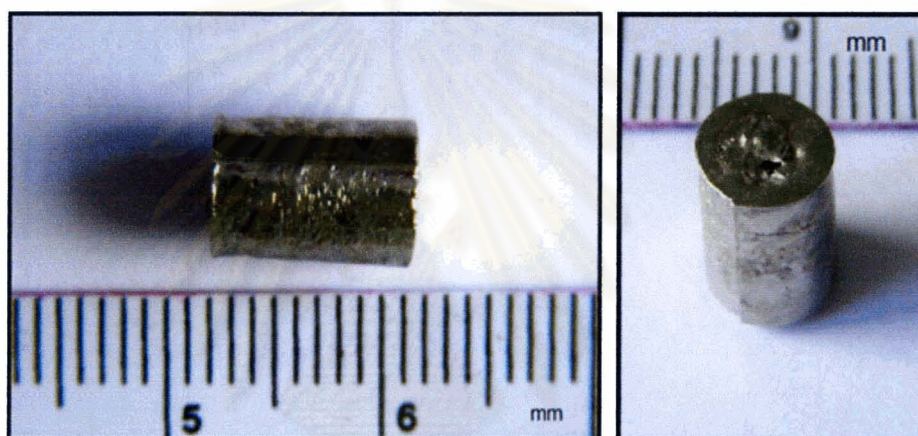
ในการศึกษาขั้นตอนสุดท้ายของงานวิจัยครั้งนี้ถึงพฤติกรรมของวัสดุที่สังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรพร้อมกับเนื้อพื้นโครงสร้างอสังฐานของโลหะผสมจากรัตนโลหะทอง 18 กระรัต โดยดูถึงการเปลี่ยนแปลงรูปร่างถาวรของวัสดุเนื่องจากแรงกระทำภายนอกที่ทำให้วัสดุเกิดการพังทลาย หรือ ผิวน้ำแตกหัก (Fractography) แม้ว่ารัตนโลหะมีคุณสมบัติทางกลที่ดีหลายประการเมื่อเปรียบเทียบกับวัสดุอื่น ๆ แต่ข้อจำกัดที่รัตนโลหะขาดคือ คุณสมบัติในความสามารถแปรรูปแบบถาวรได้มาก ๆ ทำให้ไม่สามารถนำไปใช้งานบางประเภทได้ โดยลักษณะการเกิดการแปรรูปแบบถาวรที่พบเพียงเล็กน้อยเมื่อเทียบกับวัสดุโลหะที่มีหลายโครงสร้างผลึก (Polycrystalline Metallic Materials) โดยในงานวิจัยครั้งนี้จะให้แรงกระทำภายนอกเป็นแรงกดจะแบ่งออกเป็น แรงกระทำโดยเครื่องวิกเกอร์ (Vickers Hardness) และแรงกระทำโดยเครื่องกด (Compression Test)

เริ่มจากการนำวัสดุรัตนโลหะทองมาทำการหลอมด้วยเตาอาร์คจากนั้นทำการหลอมด้วยเครื่องหล่อสูญญากาศแบบเหวี่ยงโดยใช้แม่พิมพ์ทองแดงเป็นรูปทรงกระบอกเส้นผ่าศูนย์กลาง 4.5 มิลลิเมตร และ 6 มิลลิเมตร การใช้เส้นผ่าศูนย์กลางของทรงกระบอก 4.5 มิลลิเมตร นั้นเนื่องจากผลที่ได้จากการทดสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านยืนยันการสังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตร ส่วนการใช้เส้นผ่าศูนย์กลางของทรงกระบอกเท่ากับ 6 มิลลิเมตร เพื่อเปรียบเทียบพฤติกรรมของ shear band ขณะที่มีความหนาของผลึกใหญ่ขึ้น จากรูปที่ 4.36 (ก) วัสดุไม่มีการหดตัวเนื่องจากการหล่อ แต่ ที่รูป 4.36 (ข) วัสดุมีการหดตัวเล็กน้อยที่บริเวณทางเข้าน้ำโลหะในแม่พิมพ์ทองแดง

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



(ก)



(ข)

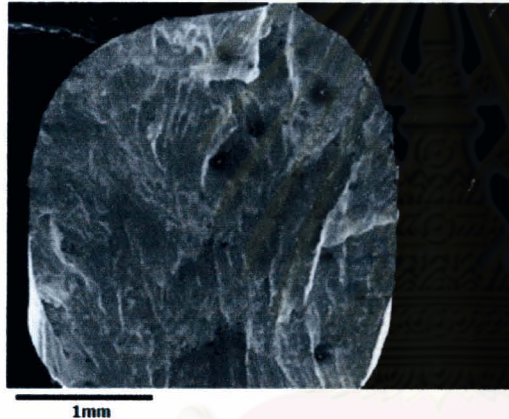
รูปที่ 4.36 ชิ้นงานที่ผ่านการหล่อด้วยเครื่องหล่อสุญญากาศแบบเหวี่ยงด้วยแม่พิมพ์แดง

(ก) ชิ้นงานทรงกระบอกขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 4.5 มิลลิเมตร,

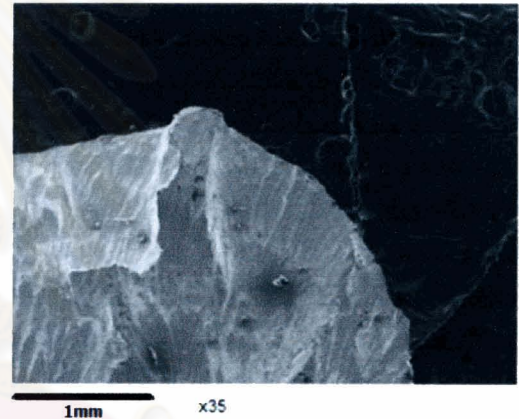
(ข) ชิ้นงานทรงกระบอกขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 6.0 มิลลิเมตร

ในการศึกษางานวิจัยที่เผยแพร่ของนักวิจัยอื่นๆ จะสังเกตว่าลักษณะการแตกหักของรัตนโลหะ จะเกิดจากการแปรรูปของเนื้อวัสดุในแนวที่เกิดแรงเฉือน (Shear Bands) อย่างรุนแรง และลามจนเกิดการแตกหัก อันเนื่องมาจากชิ้นงานรัตนโลหะไม่มีโครงสร้างผลึกทำให้เกิดการแตก ณ ค่าของแรงเค้นเฉือนสูงสุดคือ 45 องศา (maximum resolved shear stress) เมื่อสังเกตถึงลักษณะของผิวหน้ารอยแตกของรัตนโลหะ จะพบลักษณะของกระบวนการเกิดการเคลื่อนตัวของ

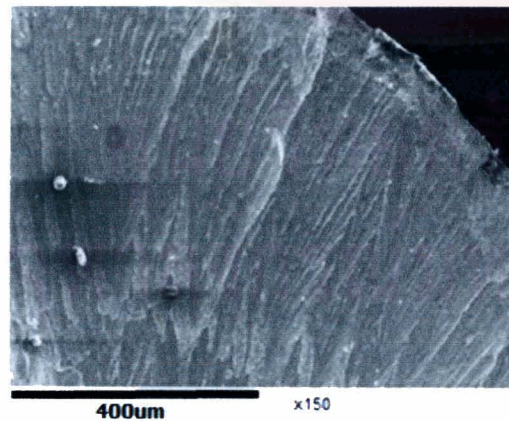
เนื้อวัสดุ (Flow Process) โดยในที่นี้ อาจเป็นผลมาจากการเกิดความร้อนเฉพาะแห่งแบบ (Local heating) [33] โดยมีความพยายามในการวัดค่าความร้อนที่เกิดขึ้นใน shear band โดยงานวิจัยที่เคลือบวัสดุรัตนโลหะกับแผ่นดีบุกบางพบว่าที่บริเวณการเกิด shear band เกิดการหลอมเหลวของโลหะดีบุกทำให้ยืนยันได้ว่าการเกิด shear band ทำให้เกิดความร้อนจริง[34] ทำให้ผิวรอยแตกของวัสดุรัตนโลหะจะมีลักษณะเฉพาะตัวของวัสดุ ถ้าวัสดุมีรอยแตกเป็นลักษณะรูปร่าง Vein หรือ River วัสดุนั้นจะมีความเหนียวในเนื้อวัสดุ แต่ถ้ารอยแตกเป็นลักษณะผิวที่เรียบ วัสดุนั้นจะมีความเปราะในเนื้อวัสดุ[35,36] ทำให้เราสามารถบอกถึงความเหนียวของวัสดุรัตนโลหะของงานวิจัยครั้งนี้ได้จากสมบัติเฉพาะของพฤติกรรมการพังทลายของวัสดุรัตนโลหะ ถึงแม้ว่าจะยังไม่มีมาตรฐานในวิธีการวัดความแกร่งของวัสดุรัตนโลหะโดยตรง



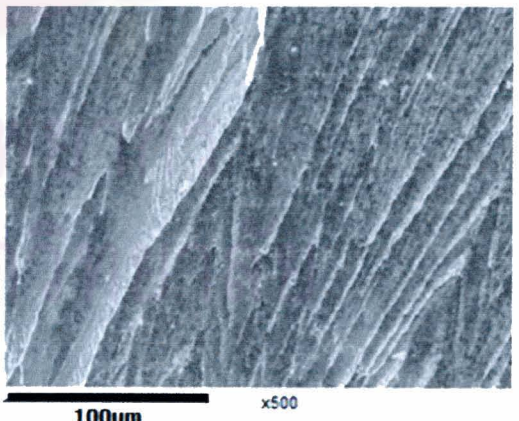
รูปที่ (ก)



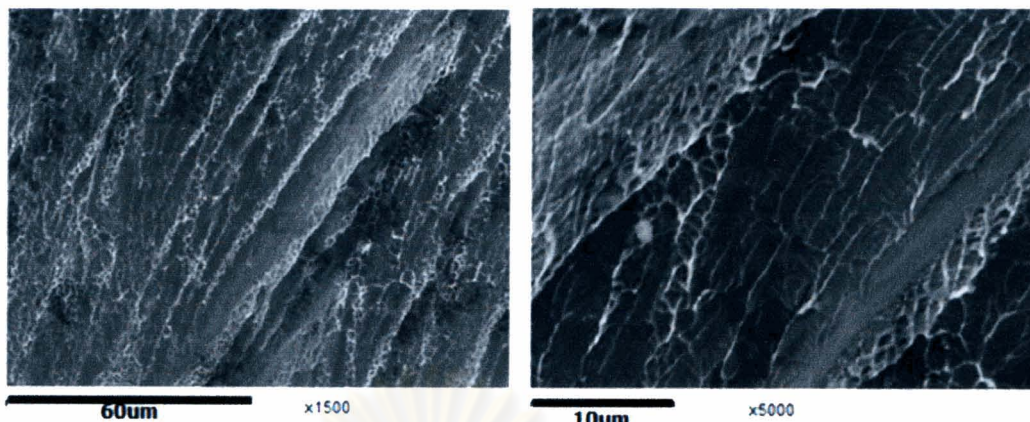
รูปที่ (ข)



รูปที่ (ค)



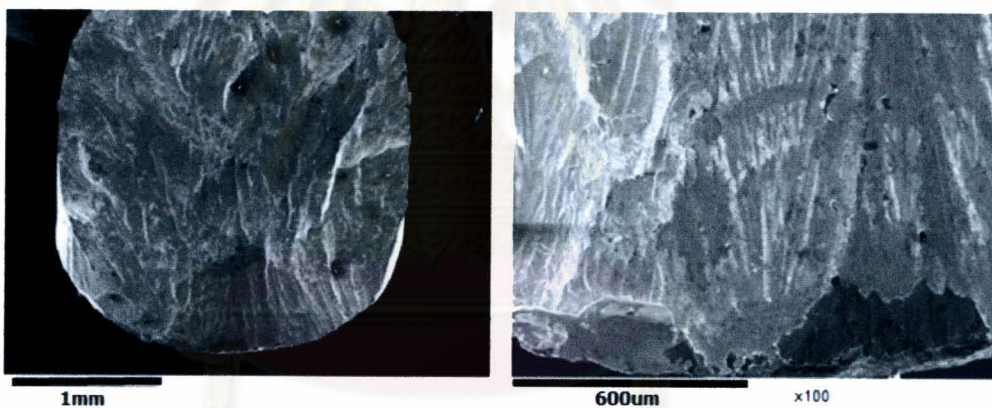
รูปที่ (ง)



รูปที่ (จ)

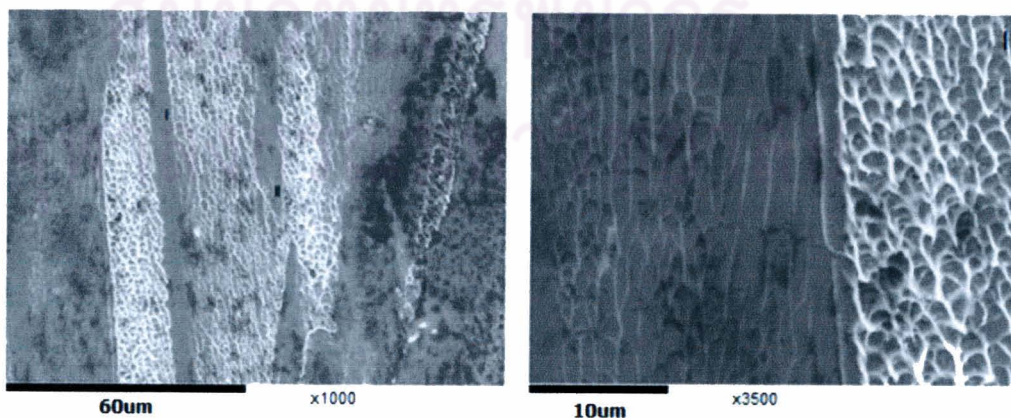
รูปที่ (ข)

รูปที่ 4.37 พื้นผิวเริ่มต้นของรอยแตกขึ้นงานที่สังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะทอง 18
 กระรัตจากทรงกระบอก 4.5 มิลลิเมตร ส่องด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบกวาด
 (ก) รูปโดยรวม, (ข) กำลังขยาย 35 เท่า, (ค) กำลังขยาย 150 เท่า
 (ง) กำลังขยาย 500 เท่า, (จ) กำลังขยาย 1500 เท่า, (ฉ) กำลังขยาย 5000 เท่า



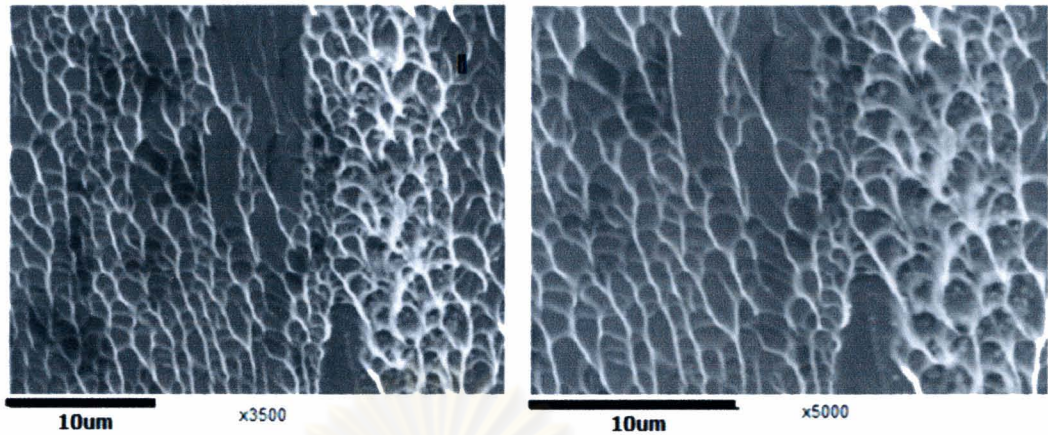
รูปที่ (ก)

รูปที่ (ข)



รูปที่ (ค)

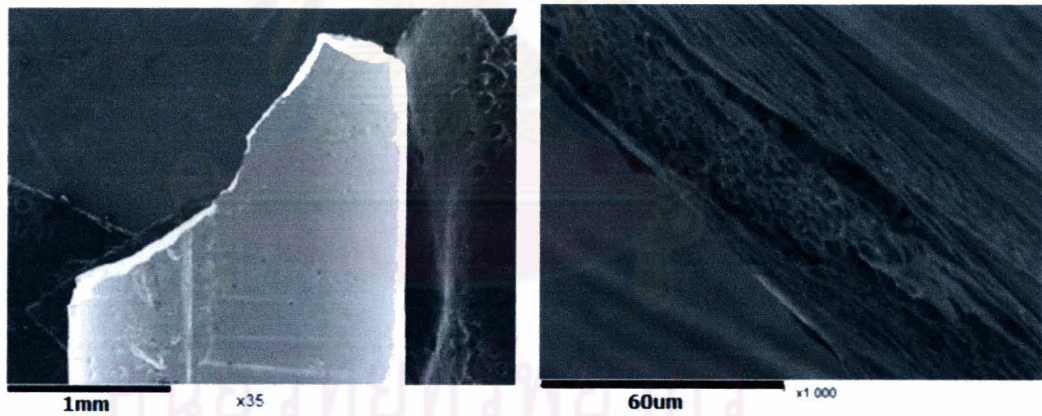
รูปที่ (ง)



รูปที่ (จ)

รูปที่ (ข)

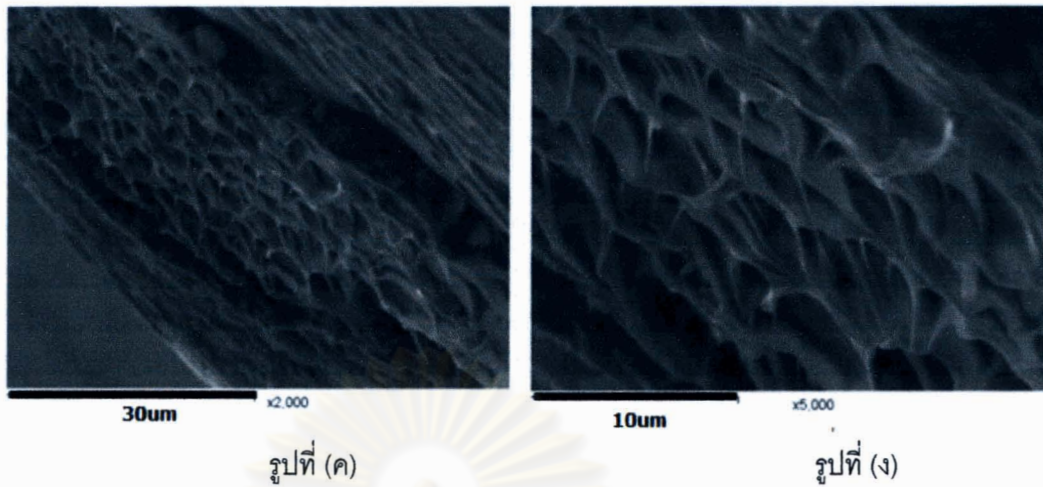
รูปที่ 4.39 พื้นผิวสุดท้ายของรอยแตกชิ้นงานที่สังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะทอง 18
 กระรัต จากทรงกระบอก 4.5 มิลลิเมตร ส่องด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด
 (ก) รูปโดยรวม, (ข) กำลังขยาย 100 เท่า, (ค) กำลังขยาย 1000 เท่า
 (ง) กำลังขยาย 3500 เท่าจุด I, (จ) กำลังขยาย 3500 เท่าจุด II, (ฉ) กำลังขยาย 5000 เท่า



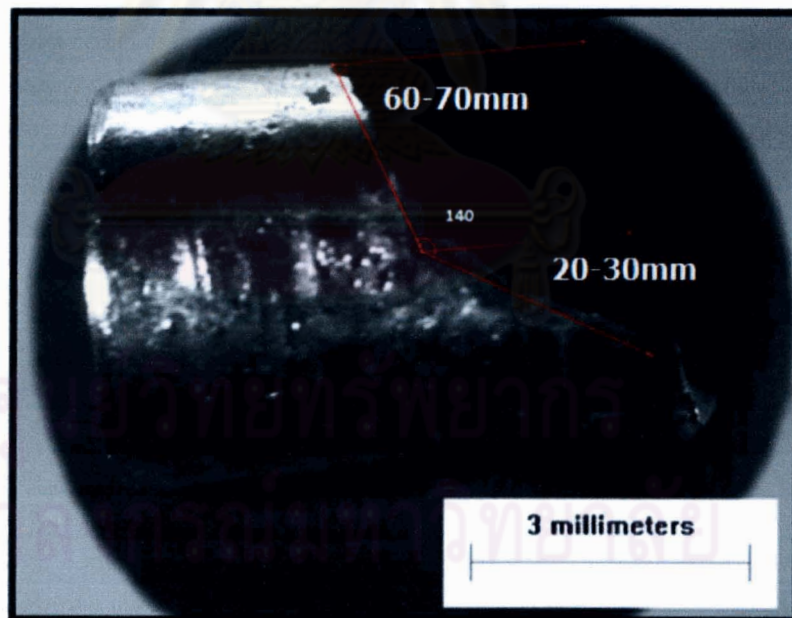
รูปที่ (ก)

รูปที่ (ข)

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



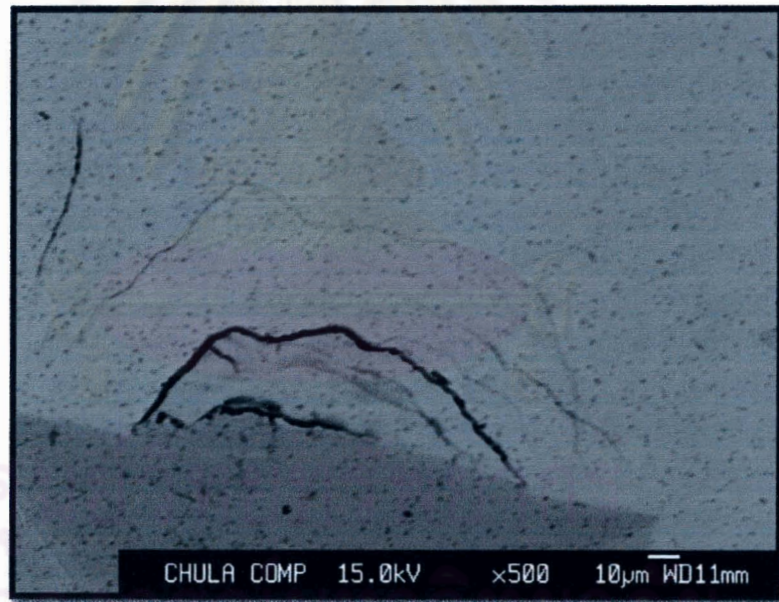
รูปที่ 4.33 พื้นผิวชิ้นงานที่สังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะ 18 กระรัต จาก
ทรงกระบอก 4.5 มิลลิเมตร(SEM)
(ก) ลักษณะชิ้นงานแนวขนานแรงกดโดยรวม, (ข) กำลังขยาย 1000เท่า
(ค) กำลังขยาย 2000 เท่า,(ง) กำลังขยาย 5000 เท่า



รูปที่ 4.40 มุมเนื่องจากการพังทลายแบบแรงเฉือนชิ้นงาน 4.5 มิลลิเมตร



(ก)



(ข)

รูปที่4.41 การพังทลายเนื่องจากเครื่อง Vickers hardness ชั่งงาน 6 มิลลิเมตร

จากผลการทดลองด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดในโหมด Secondary Electron ของวัสดุที่สังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรในแม่พิมพ์ทองแดงทรงกระบอก 4.5 มิลลิเมตร ลักษณะจุดแตกเริ่มต้นเป็นดังรูปที่ 4.37 ก,ข,ค,ง,จ,ฉ ที่มีกำลังขยายต่างกัน มีลักษณะคล้ายเส้นสองเส้นสลับกับ เมื่อดูที่กำลังขยายสูงขึ้นจะแบ่งออกได้เป็นสองบริเวณใหญ่ๆ คือ บริเวณที่เกิดรอยแตกรูปร่าง Vein สลับ กับ บริเวณรอยแตกผิวเรียบ และเมื่อดูจากรูปที่ 4.39 ตามแนวขนานกับแรงความเค้นด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดมีการเปลี่ยนรูปร่างของเนื้อวัสดุ จากรูป 4.40 มุมของการแตกเนื่องจากแรงเฉือนของวัสดุเทียบกับแนวแรงกดของเครื่องทดสอบแรงอัด จะแบ่งออกเป็นสองช่วงคือ จุดเริ่มต้นของรอยแตกจะเป็น 60 ถึง 70 องศา และระหว่างกลางขึ้นจนถึงจุดสุดท้ายของการพังทลายจะเป็น 20 ถึง 30 องศาเมื่อเทียบกับแกนเดิมจากแรงกดของเครื่องให้กับชิ้นงาน จากรูปที่ 4.41 เป็นการพังทลายเนื่องจากแรงกด Vickers hardness ของชิ้นงานความหนา 4.5 มิลลิเมตร กับ ชิ้นงานที่มีความหนา 6 มิลลิเมตร ที่มีความแตกต่างของจำนวนและลักษณะของ shear band ที่ทำให้เกิดการพังทลาย

การเปลี่ยนรูปร่างของวัสดุที่มีผลึกระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะทอง 18 กะรัต ของงานวิจัยครั้งนี้ จากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด(SEM) พบว่ามีการเปลี่ยนรูปแบบการ (Plastic Deformation) สลับกับส่วนที่เป็นผิวเรียบ ซึ่งการเปลี่ยนรูปร่างนี้อาจจะเกิดจากความร้อนที่เกิดขึ้นจาก shear band ทำให้ ณ บริเวณนั้นเกิดการอ่อนตัวของเนื้อวัสดุ หรือ ทำให้เกิดความร้อนจนถึง อุณหภูมิการเปลี่ยนเนื้อแก้ว (Glass transition Temperature (Tg), 150°C) ซึ่งบริเวณ ณ จุดนี้วัสดุจะมีความเป็น Supercool liquid (วัสดุมีความอ่อนนุ่มคล้ายสถานะของเหลว) จึงทำให้มีการเปลี่ยนรูปร่างคล้ายกับการเปลี่ยนรูปร่างในเนื้อวัสดุแบบเหนียว ในการทดลองครั้งนี้ยังไม่สามารถสรุปได้ชัดเจน ถึงการเพิ่มความแข็งแรง (toughness) ให้กับวัสดุรัตนโลหะทอง 18 กะรัต ที่ใช้ผลึกระดับนาโนเมตรเข้ามาช่วยในการหยุดยั้งการเกิด shear band ที่เป็นสาเหตุหลักในการพังทลายของวัสดุจำพวกรัตนโลหะหรือกลุ่มโลหะอสัณฐาน แต่มีความเป็นไปได้ถึงความสามารถเก็บพลังงานไว้ในขณะที่มีการแปรรูปของวัสดุเพิ่มขึ้น เนื่องจากโครงสร้าง Vein pattern ซึ่งเป็นโครงสร้างหลักของการเกิดการพังทลายของรัตนโลหะ มีการเปลี่ยนแปลงรูปร่างอย่างถาวรในวัสดุรัตนโลหะทอง 18 กะรัต ที่มีผลึกระดับนาโนเมตรในโครงสร้างอสัณฐานอย่างชัดเจน และจากการวัดมุมของการพังทลายของวัสดุเมื่อเทียบกับแนวความเค้นจะพบว่ามีค่า

มากกว่า 45 องศา หรือ ค่าความเค้นแรงเฉือนสูงสุด(maximum shear stress) ซึ่งเป็นสาเหตุการพังทลายแบบเปราะของวัสดุรัตนโลหะ เพราะเนื่องจากการขัดขวางการต่อเนื่องของ shear band จากผลึก ทำให้มีการเบี่ยงเบนทิศทางของ shear band อย่างชัดเจน นอกจากนี้ยังมีผลที่สอดคล้องจากการทดสอบ Vickers hardness ที่มีการหล่อชิ้นงานที่มีขนาดความหนา 6 มิลลิเมตร เพื่อสังเคราะห์ผลึกในรัตนโลหะทอง 18 กระรัต ให้ใหญ่กว่าผลึกที่สังเคราะห์จากชิ้นงานที่มีความหนา 4.5 มิลลิเมตร พบว่าที่แรงกด 20 Kg เกิดการพังทลายของรัตนโลหะทอง 18 กระรัตที่ชิ้นงานขนาดความหนา 6 มิลลิเมตร มีจำนวนการพังทลายเนื่องจาก shear band น้อยกว่าชิ้นงานที่มีความหนา 4.5 มิลลิเมตร และมีระยะการต่อเนื่องของ shear band มากขึ้น ซึ่งสามารถสันนิษฐานได้ว่าชิ้นงานรัตนโลหะทองที่มีผลึกใหญ่ขึ้นสามารถขัดขวางความต่อเนื่องของ shear band ได้มากขึ้น



ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

บทที่ 5
สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

กระบวนการสังเคราะห์ผลึกระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะทอง 18 กะรัต ได้ใช้ความรู้เกี่ยวกับการถ่ายเทความร้อนของวัสดุ (Heat transfer) ในการควบคุมน้ำโลหะให้มีอัตราการเย็นตัวที่ต่างกัน โดยทำการออกแบบลักษณะชิ้นงานรัตนโลหะเป็นรูปปลี้ม เพื่อความสะดวกในการหาค่าความหนาสูงสุดของการเกิดโครงสร้างอสังฐาน (Critical Casting Thickness) และปรับเปลี่ยนค่าความหนาให้เหมาะสมกับการหยุดยั้งการเติบโตอย่างต่อเนื่องของผลึกเพื่อให้ได้ขนาดผลึกที่ต้องการ โดยได้มีการตรวจสอบสมบัติความเป็นรัตนโลหะของงานวิจัยครั้งนี้ด้วยเทคนิคการวิเคราะห์ต่างๆ ดังตาราง 5.1 เพื่อยืนยันความเป็นรัตนโลหะของวัสดุและ ขนาด ชนิดของผลึกที่สังเคราะห์ขึ้น

ตารางที่ 5.1 การตรวจสอบสมบัติเฉพาะของรัตนโลหะทอง 18 กะรัต

เครื่องมือในการตรวจสอบ	สมบัติเฉพาะของรัตนโลหะทอง 18 กะรัต
DSC(Difference Scanning Calorimeter)	อุณหภูมิกลายเป็นแก้ว T_g = 135 องศาเซลเซียส อุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่ T_x = 180 องศาเซลเซียส
XRD(X-Ray diffraction)	พีกคลื่นเอกซเรย์กว้าง(board peak)
EPMA(Electron Probe Micro-Analyze) EDS(Energy Dispersive X-Ray Spectrometer)	เปอร์เซ็นต์อะตอมโดยมวล ทอง=54.19 , เงิน=5.24 ซิลิกอน=15.33,ทองแดง= 23.41 พลาเดียม =1.84

เครื่องมือในการตรวจสอบ	สมบัติเฉพาะของรัตนโลหะทอง 18 กะรัต
TEM(Transmission Electron Microscopy) EPMA(Electron Probe Micro-Analyze)	ชนิดของผลึกในรัตนโลหะทอง 18 กะรัต แบ่งออกเป็น 3 ช่วงตามขนาดผลึก 1.ขนาดผลึกน้อยกว่า 10 nm เป็น ทอง(FCC) 2.ขนาดผลึกน้อยกว่า 20 nm เป็น ทอง(FCC)และ AuCu 3.ขนาดผลึก 2-5 um มีธาตุซิลิกอน,พลาเดียม,เงิน
Micro Vickers hardness test	ความแข็งที่ได้อยู่ที่ประมาณ 350-380 Hv

พฤติกรรมการพังทลายของวัสดุก็เป็นสิ่งสำคัญในการบอกสมบัติของวัสดุว่าเป็นวัสดุแบบเหนียวหรือเปราะ โดยปกติแล้วรัตนโลหะเป็นวัสดุเปราะ เพราะเนื่องจากการพังทลายของรัตนโลหะจะเกิดจาก shear band ทำให้ไม่มีการแปรรูปถาวรก่อนการพังทลาย แต่ในการทดลองครั้งนี้ได้สังเคราะห์ผลึกที่มีขนาดระดับนาโนเมตรในรัตนโลหะทอง 18 กะรัต เพื่อให้ผลึกระดับนาโนเมตรเข้ามาช่วยในการหยุดยั้งการเกิดความต่อเนื่องของ shear band ที่เป็นสาเหตุหลักในการพังทลายแบบเปราะของวัสดุจำพวกรัตนโลหะหรือกลุ่มโลหะอสังฐาน โดยที่ลักษณะผิวรอยแตกของวัสดุรัตนโลหะ จะมีลักษณะ 2 แบบ คือ

1. รอยแตกแบบ Vein หรือ River
2. รอยแตกเป็นลักษณะผิวที่เรียบ

ถ้ามีโครงสร้าง Vein หรือ River ในวัสดุรัตนโลหะ จะทำให้มีความเหนียวในเนื้อวัสดุ แต่ถ้ารอยแตกเป็นลักษณะผิวที่เรียบ วัสดุจะมีความเปราะในเนื้อวัสดุ โดยโครงสร้างการพังทลายของรัตนโลหะทอง 18 กะรัตในงานวิจัยครั้งนี้ มีลักษณะโครงสร้างการพังทลายเป็นแบบ Vein pattern

สลักรอยแตกผิวเรียบ โดยที่โครงสร้าง Vein pattern มีการแปรรูปร่างอย่างถาวรในวัสดุอย่างชัดเจน และจากการวัดมุมของการพังทลายของวัสดุเมื่อเทียบกับแนวความเค้น จะพบว่ามีความมากกว่า 45 องศา (maximum resolved shear stress) อันเนื่องมาจากการเบี่ยงเบนทิศทางของ shear band จึงสรุปได้ว่าวัสดุจะมีความเปราะลดลง

ข้อเสนอแนะ

พฤติกรรมการโตของผลึกในระดับนาโนเมตรถึงไมโครเมตรในรัตนโลหะทอง 18 กระรัต ที่มีการเปลี่ยนแปลงผลึกจาก ทอง (FCC) ที่ผลึกขนาด 5-10 นาโนเมตร เป็น ทอง(FCC)และAuCu ในขนาดผลึก 10- 20 นาโนเมตร และผลึกที่ขนาดไมโครเมตรมีส่วนผสมทางเคมี เป็น ซิลิกอน พา ลาเดียม เงิน ยังคงเป็นข้อสงสัยของการเปลี่ยนแปลงนี้ การใช้แสง Synchrotron หรือ เทคนิค PEEM (Photoemission electron microscope)เข้ามาช่วยในการวิเคราะห์พฤติกรรมการเติบโตของผลึกอย่างต่อเนื่อง(Real Time)โดยการกระตุ้นด้วยความร้อน ก็อาจจะช่วยในการยืนยันถึงสมมุติฐานที่ตั้งไว้ของการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของผลึกที่กล่าวมาในงานวิจัยครั้งนี้ได้ดียิ่งขึ้น

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

รายการอ้างอิง

- [1] Greer,L. Metallic Glasses. Frontiers in materials science(1995): 1947-1953.
- [2] Johnson,W.L. Bulk Amorphous Metal --An Emerging Engineering Material. JOM (2002):40-43.
- [3] William,D.,and Callister,Jr. Materials Science and Engineering An Introduction. John Wiley&Sons.2548.
- [4] มนต์ สติระจินดา. วิศวกรรมการอบชุบ. พิมพ์ครั้งที่ 7. จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, 2543.
- [5] Poirier,D.R., and Geiger,G.H. Transport Phenomena in Materials Processing. Minerals,Metals &Materials Society.1994.
- [6] David V.Ragone. Thermodynamics of materials II.John Wiley&Sons.1995.
- [7] เอกสารประกอบการอบรมเชิงปฏิบัติการ TEM. จุลทรรศน์ศาสตร์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน, 2548.
- [8] Schroers,J., Lohwongwatana,B., Johnson ,W.L., and Peker, A. Gold based bulk metallic glass. applied physics letters 87, 061912(2005).
- [9] Telford,M. The case for bulk metallic glass. Elsevier Ltd, (2004).
- [10] Turnbull,D. Under what condition can a glass be form. contemp.PHYS (1969): 473-488.
- [11] Pekarskaya,E., Loffler,J.F., and Johnson, W.L. Microstructure studies of crystallization Of a Zr-based bulk metallic glass. Acta Materialia 51(2003): 4045-4057.
- [12] Douglas C. Hofmann, Jin-Yoo Suh, Aaron Wiest and William Johnson. New processing possibilities for highly toughened metallic glass matrix composites with tensile ductility. Scripta Materialia 59 (2008): 684–687.
- [13] Hays,C.C., Kim,C.P., and Johnson,W.L. Improved mechanical behavior of bulk metallic glasses containing in situ formed ductile phase dendrite dispersions. Materials Science and Engineering A304–306 (2001): 650–655.

- [14] Eckert, J., Das, J., He, G., Calin, M., and Kima, K.B. Ti-base bulk nanostructure-dendrite composites: Microstructure and deformation. Materials Science and Engineering A 449–451 (2007) :24–29.
- [15] Katharine M. Flores and Reinhold H. Dauskardt. Crack-tip plasticity in bulk metallic glasses. Materials Science and Engineering A(2001):511-515.
- [16] B.D.CULLITY. ELEMENTS OF X-RAY DIFFRACTION. Addison-Wesley. 1956.
- [17] Hall, E.O., Proc. The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results. Phy. Soc. (1951):747-753.
- [18] Petch, N.J., J. Iron and Steel Institute, pp.25-28, May 1953
- [19] Nieh, T.G., and Wang, J.G. Hall–Petch relationship in nanocrystalline Ni and Be–B alloys. Intermetallics 13 (2005) :377-385.
- [20] Valiev, Z., Korznikov, A.V., and Mulyukov, R.R. Effect of submicron-grain structure on the mechanical properties of low-carbon steels. Mater Sci Eng A 168(1993):141–148.
- [21] Koch, C.C., Morris, D.G., Lu, K., and Inoue, A. Ductility of nanostructured materials. MRS Bull 24(1999): 54–58.
- [22] Sanders, P.G., Eastman, J.A., and Weertman, J.R. Elastic and tensile behavior of nanocrystalline copper and palladium. Acta Mater 45(1997): 4019-4025.
- [23] Ebrahimi, F., Bourne, G.R., Kelly, M.S., and Mathews, T.E. Mechanical properties of nanocrystalline nickel produced by electrodeposition. Nanostruct Mater 11(1999): 343–350.
- [24] Schiotz, J., Vegge, T., and Di Tola, F.D., Jacobsen K.W Atomic-scale simulations of the mechanical deformation of nanocrystalline metals. Phys Rev B 60(1999): 11971–11983.
- [25] Van Swygenhoven, H., Caro, A., and Farkas, D. GRAIN BOUNDARY STRUCTURE

AND ITS INFLUENCE ON PLASTIC DEFORMATION OF POLYCRYSTALLINE FCC METALS AT THE NANOSCALE: A MOLECULAR DYNAMICS STUDY. Scr Mater 44(2001):1513–1516.

- [26] Wu, B., Heidelberg, A., and Boland, J.J., Mechanical properties of ultrahigh-strength gold nanowires. Nature Materials 4(2005): 525 – 529.
- [27] Lo, C.C., Augis, J.A., and M.R. Pinnel, J. Hardening mechanisms of hard gold. Appl. Phys. 50 (1979): 6887.
- [28] Sakai, S., Tanimoto, H., and Mizubayashi, H., Characteristic creep behavior of nanocrystalline metals found for high-density gold. Acta Mater. 47 (1999):211.
- [29] Sakai, S., Tanimoto, H., Kita, E., and Mizubayashi, H. Characteristic creep behavior of nanocrystalline metals found for high-density gold. Phys. Rev. B 66 (2002): 214106–214111.
- [30] Okuda, S., Kobiyama, M., and Inami, T., Mechanical properties and thermal stability of nanocrystalline gold prepared by gas deposition method. Mater. Trans. JIM 40 (1999): 412.
- [31] Emery, R.D., and Povirik, G.L., Acta Mater. 51 (2003):2067–2079.
- [32] Hodge, A.M., Biener, J., Hsiung, L., Wang, Y., Hamza, A., and Satcher, J. Rapid Comminutions: Monolithic nanocrystalline Au fabricated by the compaction of nanoscale foam. Mater. Res. 20 (2005): 554.
- [33] Katharine, M., Flores and Reinhold H. Dauskardt. Crack-tip plasticity in bulk metallic glasses. Materials Science and Engineering A (2001):511-515.
- [34] Lewandowski, J.J., and Greer, A.L. Temperature rise at shear bands in metallic glasses. Nature Mater (2006).
- [35] Xi, X.K., Zhao, D.Q., Pan, M.X., Wang, W.H., Wu, Y., and Lewandowski, J.J. Fracture of Brittle Metallic Glasses: Brittleness or Plasticity. Phys Rev Lett 94(2005):125510.
- [36] Nagendra, N., Ramamurty, U., Goh, J.T.T., and Li, Y. Effect of crystallinity on the impact toughness of a La-based bulk metallic glass. Acta Mater 48(2000):2603.



ภาคผนวก

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ภาคผนวก ก

เครื่องอาร์คหลอมเหลว (Plasma Arc Melter)

ยี่ห้อ : CENTORR

สถานที่ : ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



รูป ก.1 เครื่องอาร์คหลอมเหลว

วิธีการดำเนินการ

1. เตรียมเครื่องอาร์คหลอมเหลว

- ถอดเบ้าทองแดงออกจากเครื่องอาร์ค
- ทำความสะอาดเบ้าทองแดง โดยการขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์หยาบไปเบอร์ละเอียด (80-180-400-600-1000-1200) แล้วขัดด้วยแปรงทองเหลือง และใช้น้ำยาขัดเงา (Braso) ขัดซ้ำอีกครั้ง ตามด้วยการแช่และเช็ดเบ้าทองแดงด้วย อะซิโตนและเอทิลแอลกอฮอล์ตามลำดับ

- เช็ดหน้ากากสองและพื้นภายในตัวเครื่องรอบ ๆ เบ้าทองแดงและติดเบ้าทองแดงกับเครื่องอาร์ค

2.การทำระบบสุญญากาศ (Vacuum) ภายในเครื่องอาร์คหลอมเหลว

- ติดแท่งทั้งสแตนเป็นหัวอาร์ค
- คีบชิ้นงาน วางในหลุมของเบ้าทองแดง
- ทาจาระบี (High vacuum grease) รอบ ๆ ฝาครอบและรอยต่อคั่นโยกแท่งอาร์ค เพื่อป้องกันการรั่วซึมในการทำระบบสุญญากาศ
- ปิดฝาครอบและช่องอากาศด้านหลังเครื่อง
- เปิดวาล์วด้านหน้าเครื่องแล้วจึงเปิดสวิตช์ปั๊มดูดอากาศ
- รอจนความดันในเครื่องถึง -100 kPa จึงเริ่มจับเวลา 20 นาที
- จากนั้นทำการปิดวาล์วหน้าเครื่องและสวิตช์ปั๊มดูดอากาศ แล้วพ่นก๊าซอาร์กอน เข้าไป โดยควบคุมให้โลว์เกจมีค่า 1000 kPa และถึงพักมีค่า 12 LPM จนได้ความดันภายในมีค่า 10 kPa จึงปิดการพ่นก๊าซอาร์กอน
- เปิดวาล์วหน้าเครื่องแล้วเปิดสวิตช์การดูดอากาศ จนความดันภายในเครื่องได้ -100 kPa จึงเริ่มจับเวลา 5 นาที
- เมื่อครบ 5 นาทีแล้ว ให้ทำไปอีก 4 รอบ โดยในรอบสุดท้าย ให้จับเวลาเพิ่มขึ้นจาก 5 นาทีเป็น 20 นาที ถึงจะเสร็จสิ้นขั้นตอนการทำสุญญากาศ

3.ขั้นตอนการอาร์คขึ้นงาน

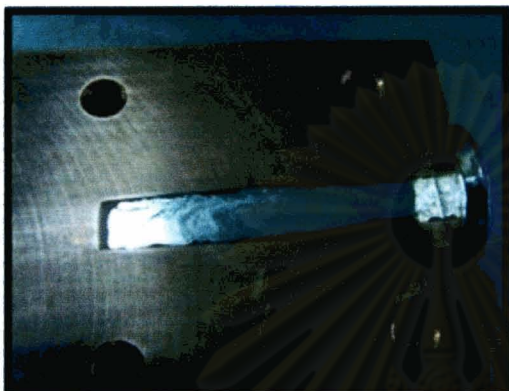
- เริ่มจากการเช็คระดับน้ำที่แท่งค้ำเก็บน้ำ ให้มีระดับไม่ต่ำกว่าครึ่งหนึ่ง หากระดับน้ำต่ำกว่าครึ่งหนึ่งของน้ำเต็มถึง ต้องเปิดน้ำเข้าแท่งค้ำเก็บน้ำ เพื่อให้มีปริมาณน้ำที่เพียงพอต่อการหล่อเย็นแท่งทั้งสแตนที่เป็นหัวอาร์คและเบ้าทองแดง
- จากนั้นเปิดระบบน้ำให้มีน้ำหล่อเย็นแท่งทั้งสแตนและเบ้าทองแดง

- ปรับกำลังของเครื่องและกระแสที่ใช้ แล้วเปิดสวิตช์เครื่องอาร์ค และควบคุมอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนที่ประมาณ 10 LPM
- จุดอาร์คโดยนำหัวอาร์คทั้งสแตนด์แท่งทั้งสแตนด์ที่เข้าทองแดง แล้วเหยียบสวิตช์ที่เท้าค้างไว้ พร้อมทั้งยกแท่งอาร์คขึ้นทันที
- บังคับแท่งอาร์คไปอาร์คที่ชิ้นงาน กวนปลายแท่งอาร์คให้ชิ้นงานหลอมเป็นก้อนเดียวกันเป็นเวลา 2 นาที (ระวางหัวอาร์คเลื่อนลงมาชนชิ้นงานระหว่างการอาร์ค) จึงปล่อยสวิตช์ที่เท้าและยกหัวอาร์คขึ้น รอประมาณ 5 นาทีจนชิ้นงานและแท่งอาร์คหายร้อน จึงอาร์คครั้งต่อไปได้
- เมื่ออาร์คครบทุกชิ้นแล้ว ทำการปิดสวิตช์และเบรกเกอร์เครื่องอาร์ค และปิดการพ่นก๊าซอาร์กอน
- เปิดช่องอากาศด้านหลังเครื่องแล้วเปิดฝาครอบเพื่อตรวจสอบชิ้นงานว่าเกิดออกไซด์ระหว่างการอาร์คหรือไม่
- ใช้คีมหนีบคืบชิ้นงานเก็บใส่ขวดแก้ว แล้วนำไปชั่งน้ำหนักและบันทึกผล
- ปิดระบบปั้มน้ำ และทำความสะอาดเข้าทองแดงอีกครั้ง

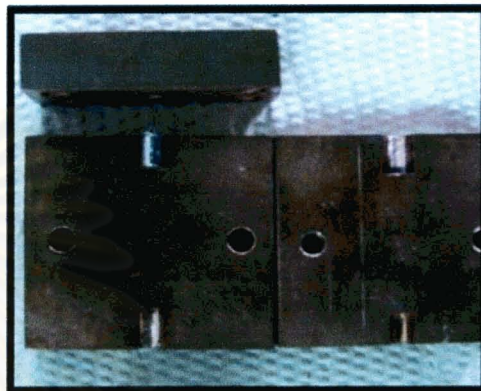
ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ภาคผนวก ข

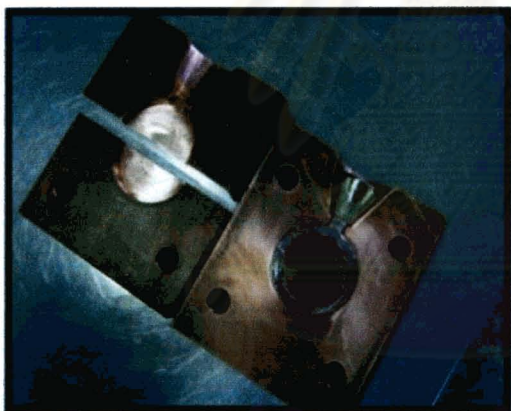
แม่พิมพ์ทองแดงที่หล่อรัตนโลหะโดยกระบวนการหล่อสูญญากาศแบบเหวี่ยง



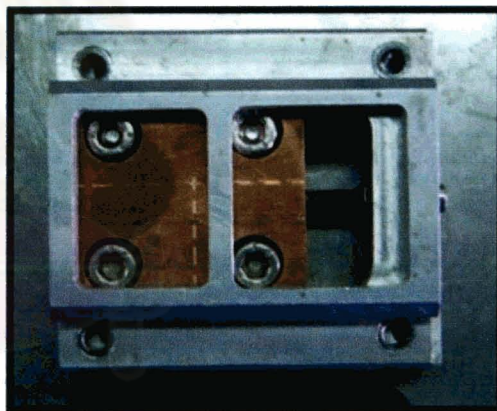
(ก)



(ข)



(ค)



(ง)

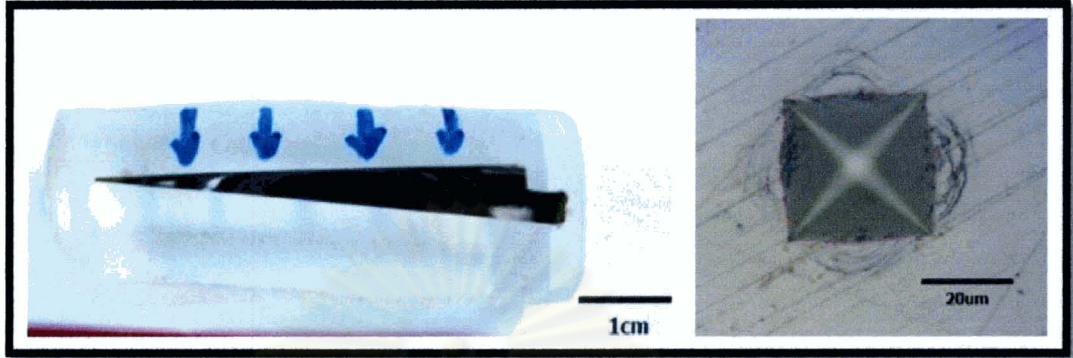
รูปที่ ข.1 แม่พิมพ์ทองแดงที่ใช้ในการหล่อสูญญากาศแบบเหวี่ยง

(ก) หล่อชิ้นงานที่มีความหนาต่างกัน, (ข) หล่อชิ้นงานสำหรับการทดสอบแรงอัด

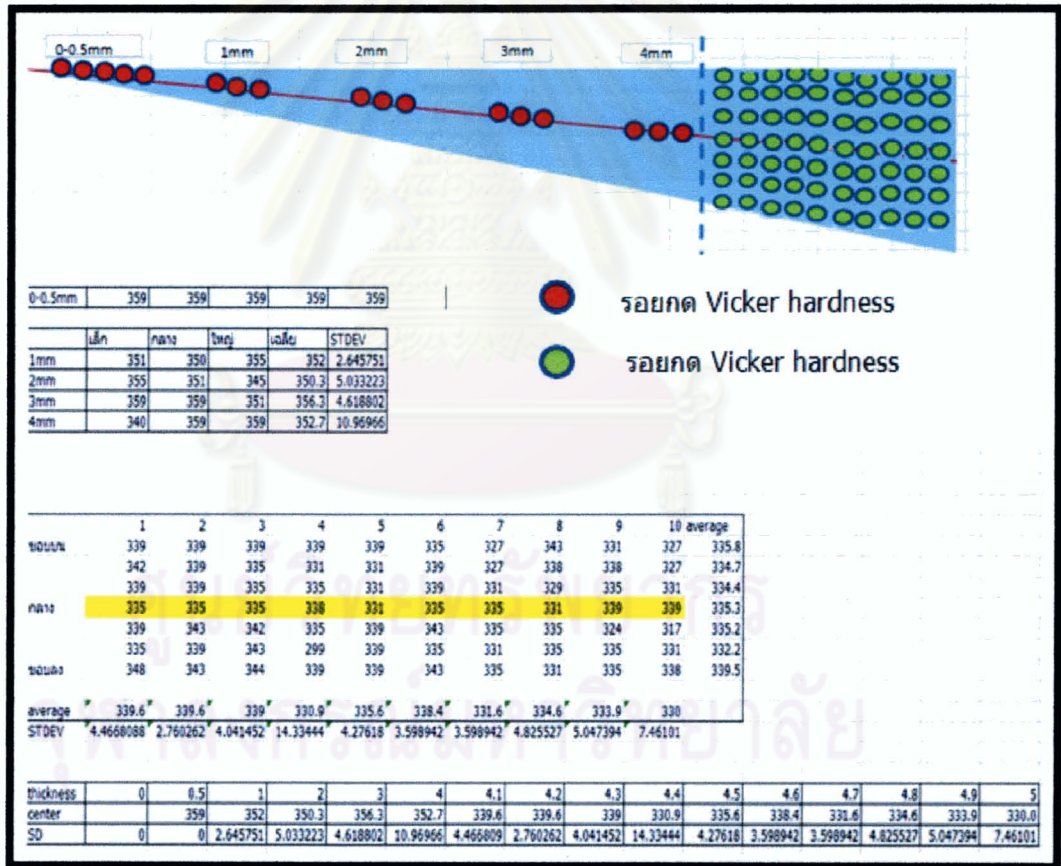
(ค) หล่อชิ้นงานทดสอบเป็นแหวน, (ง) แม่พิมพ์กับประกบกับจับยึดตัวเครื่องหล่อ

ภาคผนวก ค

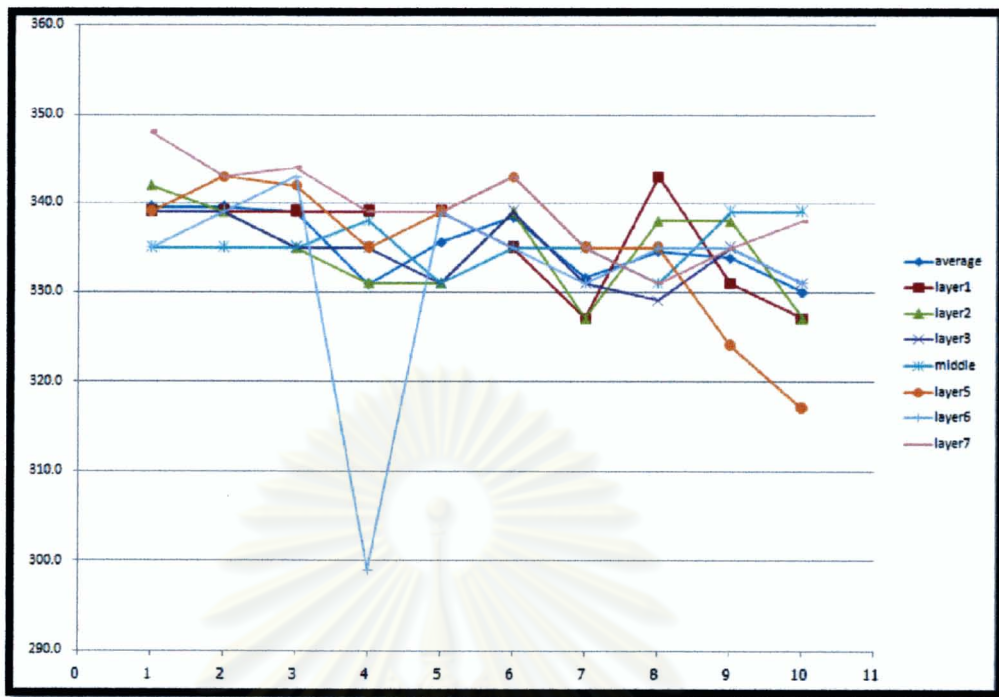
การวัดความแข็ง(Vickers Hardness test)



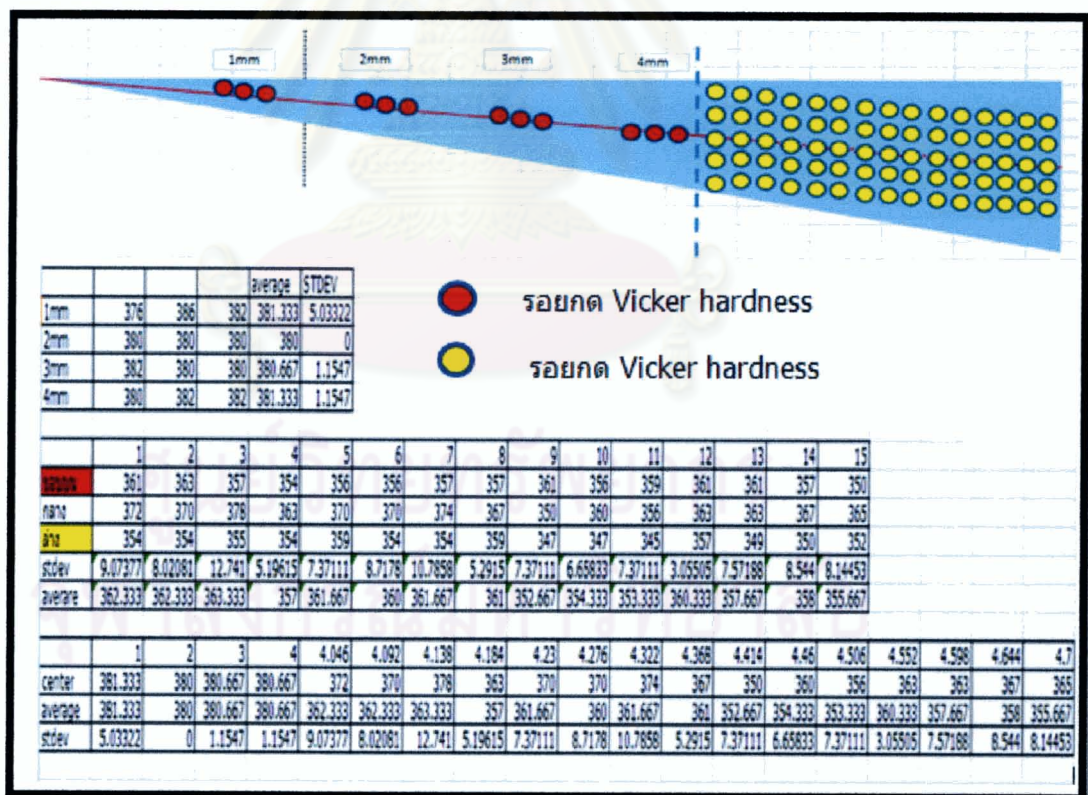
รูปที่ ค.1 ชิ้นงานวัดความแข็งและรอยกด(Vickers hardness)



รูปที่ ค.2 ตำแหน่งทั้งหมดในการวัดความแข็งและผลการความแข็งครั้งหนึ่ง



รูปที่ ค.3 กราฟระหว่างความแข็งกับบริเวณความหนา 4 มิลลิเมตร ถึง 4.5 มิลลิเมตร



รูปที่ ค.4 ตำแหน่งทั้งหมดในการวัดความแข็งและผลการความแข็งครั้งที่สอง

ภาคผนวก ง

แบบจำลองอัตราการเย็นตัว

การจำลองอัตราการเย็นของวัสดุรัตนโลหะจะใช้สมการการเย็นตัวของน้ำโลหะบวกกับสมการการนำความร้อนซึ่งมีพื้นฐานจากสมการของ Fourier และ Boltzmann โดยจะแบ่งออกเป็นสองกรณีคือ 1.กรณีตัวแม่พิมพ์ทองแดงเป็นตัวนำความร้อนในระบบ 2.กรณีน้ำโลหะเป็นตัวนำความร้อนเอง

The heat-flow equation

Basic Equation

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}$$

Initial Condition

$$t = 0 \quad T = T_{room}$$

Boundary Condition

$$x = 0 \quad T = T_m$$

$$x \rightarrow \infty \quad T = T_{room}$$

Boltzmann transformation

$$q_0 = -\lambda \left. \frac{\partial T}{\partial x} \right]_{x=0}$$

$$\frac{\partial T}{\partial x} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} (T_r - T_m) \frac{1}{2\sqrt{at}} e^{-\frac{x^2}{4at}}$$

Solidification Equation

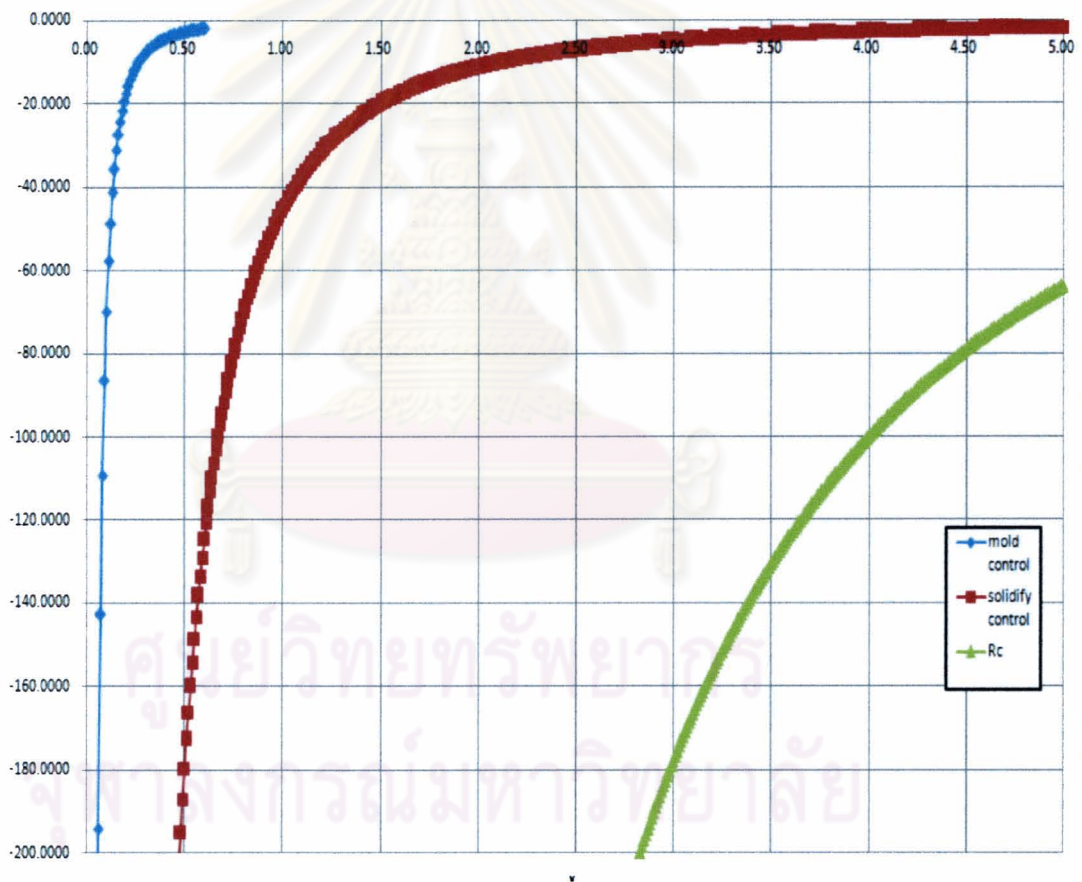
$$q = -\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = \frac{\lambda_s(T_m - T_r)}{s} = \rho_s \Delta H_f \frac{dx}{dt}$$

นำสมการ Heat-Flow บวก Solidification จะได้ผลสมการอัตราการเย็นตัวมาสองสมการ คือ สมการที่มีตัวนำโลหะเป็นตัวควบคุมการเย็นตัวและสมการที่มีแม่พิมพ์ทองแดงเป็นตัวควบคุม

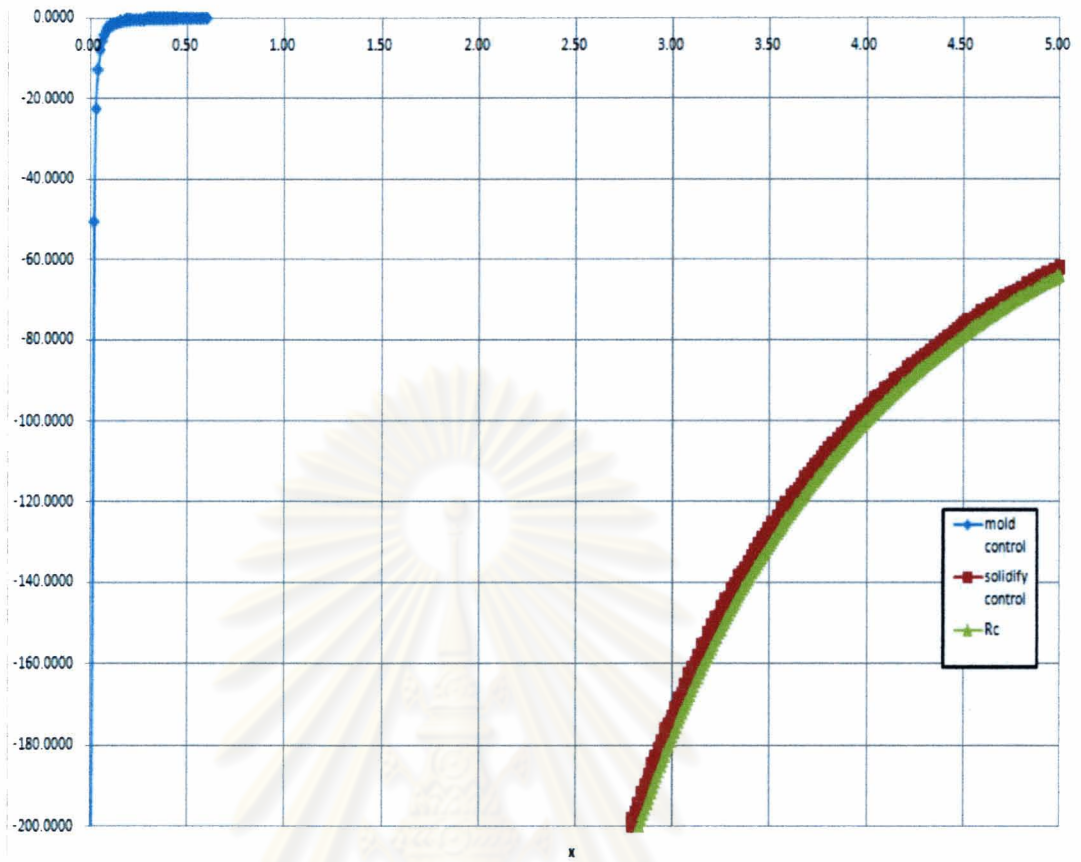
$$\frac{\partial T}{\partial t} = -\lambda \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{2(T_r - T_m)}{2 \sqrt{\frac{\alpha(-\rho_s \Delta H_f)}{\pi^2 \lambda_s (T_m - T_r)}}} e^{-\frac{1}{4\alpha \frac{-\rho_s \Delta H_f}{2\lambda_s (T_m - T_r)} \left(-\frac{1}{x^2}\right)}} \left. \right\} \text{Solidify}$$

Control

$$x = \left(\frac{2}{\sqrt{\pi}}\right) \left(\frac{(T_m - T_r)}{-\rho_s \Delta H_f}\right) \left(\sqrt{\lambda_m \rho_m C_p}\right) (\sqrt{t}) ; \frac{T_m - T_r}{t} = \text{cooling rate} \left. \right\} \text{Mold Control}$$



รูปที่ ง.1 กราฟอัตราการเย็นตัวกับวัสดุกับความหนาของชิ้นงาน

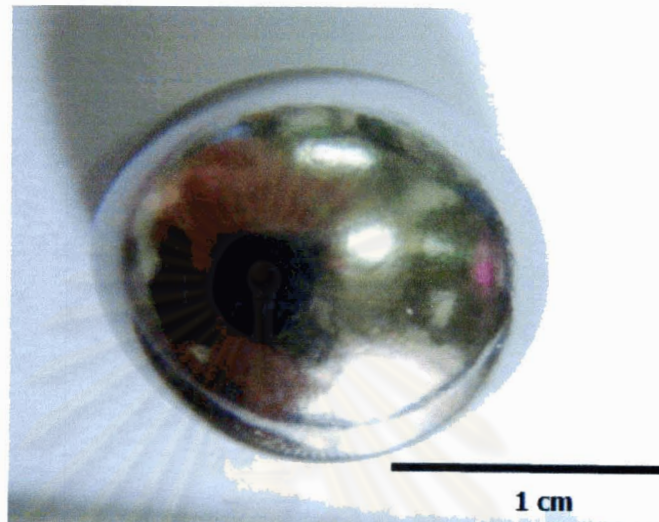


รูปที่ ง.2 กราฟอัตราการเย็นตัวกับวัสดุกับความหนาของชิ้นงานเปลี่ยนแปลงค่า latent heat

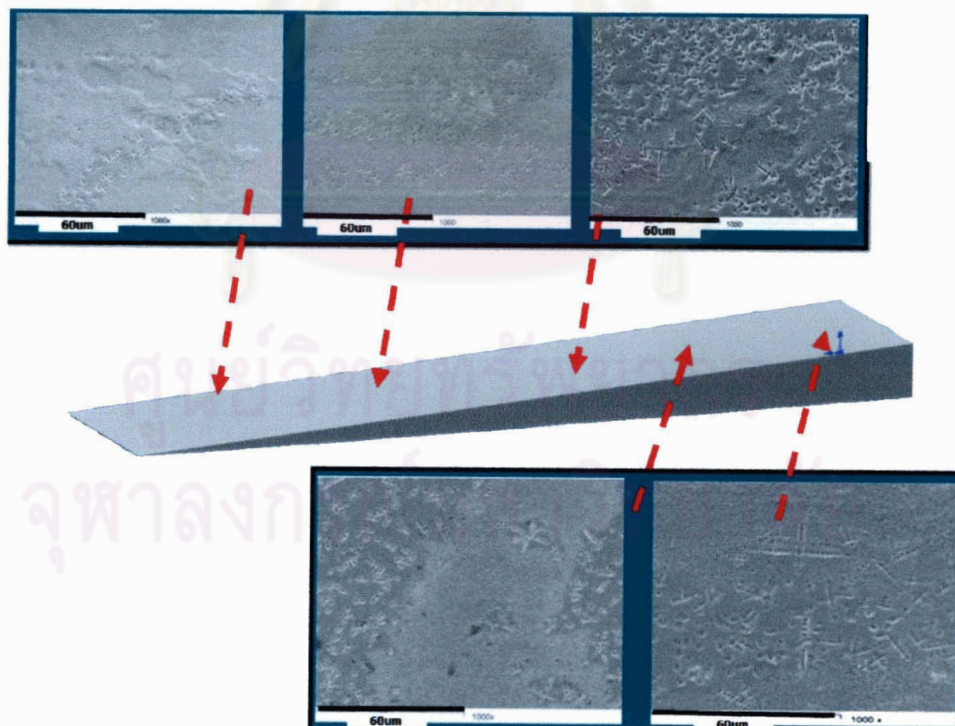
ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ภาคผนวก จ

ใช้รัตนโลหะเซอร์โคเนียมในการทดสอบอัตราการเย็นที่แตกต่างกันจากความหนาของแม่พิมพ์ทองแดงรูปสามเหลี่ยมเพื่อทดสอบการสังเคราะห์ขนาดผลึกที่แตกต่างกัน



รูปที่ จ.1 ชิ้นงานรัตนโลหะ (Vitreloy 106, $Zr_{57}Cu_{15.4}Ni_{12.6}Al_{10}Nb_5$)



รูปที่ จ.2 ขนาดของผลึกที่แตกต่างกันเนื่องจากอัตราการเย็นตัวที่ต่างกัน

ภาคผนวก จ

การเตรียมชิ้นงานวิเคราะห์ TEM โดยวิธี Wedge Shape Method

อุปกรณ์

1. กระจกสามเหลี่ยม
2. Diamond Lapping Film (เขียว 20, ส้ม 15, ฟ้ำ 9, ชมพู 3, ม่วง 1, ขาว 0.5 micron)
3. เครื่องขัดที่มีแผ่นกระจกติดไว้
4. กาวตราช่าง
5. แผ่นยางไล่อากาศ
6. acetone

วิธีการเตรียมชิ้นงาน

1. ตัดชิ้นงานให้มีขนาดประมาณ 300 um
2. นำชิ้นงานมาติดที่แผ่นกระจกสามเหลี่ยม โดยใช้กาวตราช่าง
3. ขัดชิ้นงานด้านแรกโดย diamond lapping film จาก 30 - 0.5 um
4. ล้างกาวออกโดยแช่ acetone จนกระทั่งชิ้นงานหลุดออกมา
5. ขัดชิ้นงานอีกด้านหนึ่งให้ได้ระนาบเหมือนหน้าแรก
6. ทำการ wedging โดยการเพิ่มน้ำหนักลงที่นิ้วชี้
7. เตรียมชิ้นงานต่อ โดยเตรียมส่วนที่บางด้วย ion milling
8. วางชิ้นงานที่บางแล้วลงบน copper grid (ชนิดที่มีรูตรงกลาง) จากนั้นทดสอบด้วย TEM

ข้อควรระวัง

1. เวลาติดชิ้นงานกับกระจกต้องทำให้ชิ้นงานแนบเรียบกับกระจกไม่ให้มีฟองอากาศอยู่ข้างใน เพราะฟองอากาศจะทำให้ชิ้นงานพองออกมาเมื่อชิ้นงานถูกขัดให้มีความหนาระดับหนึ่ง

วิธีตรวจสอบความบางของชิ้นงาน

1. ทดสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง ดูความใสของชิ้นงาน
2. ดูความหนาของชิ้นงานเทียบกับกาว ถ้ามองไม่เห็นความหนาของกาวติดกับกระจก แสดงว่าชิ้นงานเริ่มบาง

3. ชิ้นงานต้องไม่มีขอบที่หนา
4. ใช้น้ำลูบ ไม่รู้สึกถึงความหนาของกาวและชิ้นงาน

การนำชิ้นงานติดกับ Copper grid ติดพร้อมๆกับกระจก

- 1) เลือกบริเวณที่บางพอให้อยู่ตรงกลางรูปของกริด
- 2) ติดกาวที่ชิ้นงานบริเวณข้างเคียง
- 3) นำกริดวางบนชิ้นงานให้บริเวณที่ต้องการทดสอบอยู่ตรงกลางกริด โดยให้ด้านเงาติดกับกาว
- 4) นำชิ้นงานที่ติดกาวแล้วเข้าเตาอบ อุณหภูมิ 80-100 °C เวลา 1-2 ชั่วโมง
- 5) นำชิ้นงานจุ่มใน Acetone เพื่อละลายกาวตราข้างออก

ข้อควรระวัง

- 1) อย่าให้กาวเลอะออกมาติดชิ้นงานบริเวณที่ต้องการตรวจสอบ
- 2) อย่าให้กาวเลอะติดกระจก เพราะกริดจะติดกับกระจกละลายออกไม่ได้

ข้อดี เมื่อกดชิ้นงานกับกริดจะมีกระจกรอง ทำให้ชิ้นงานไม่หัก

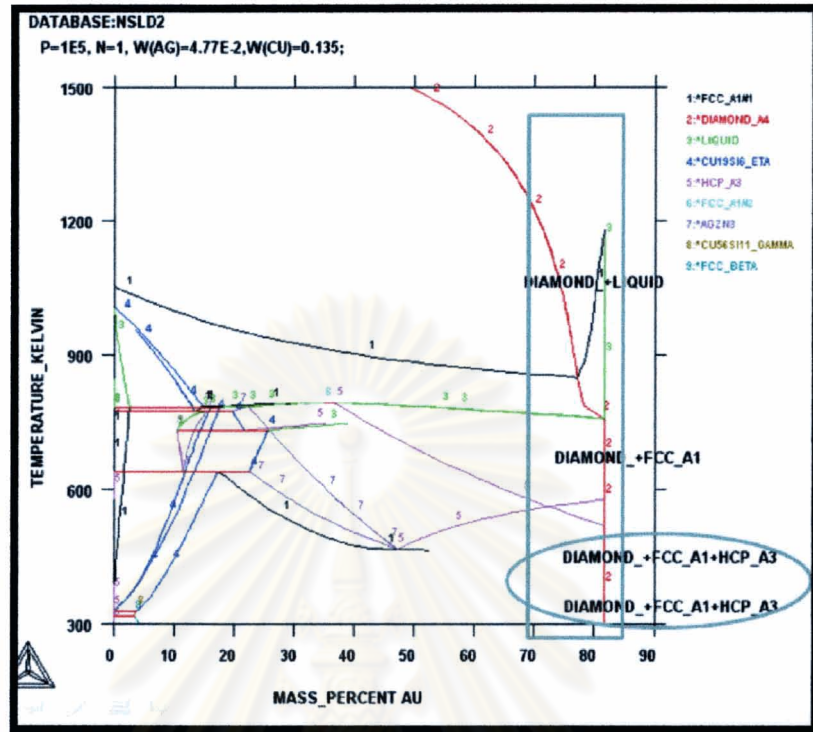
ติดชิ้นงานหลังจากนำออกจากกระจก

- 1) นำชิ้นงานออกจากกระจก โดยจุ่มกระจกใน Acetone
- 2) ทากาวที่ขอบกริดด้านเงา
- 3) นำกริดวางบนชิ้นงาน โดยให้บริเวณที่บางอยู่ตรงกลางกริด
- 4) กดกริดให้แนบกับชิ้นงาน
- 5) นำชิ้นงานเข้าเตาอบ อุณหภูมิ 80-100 °C เวลา 1-2 ชั่วโมง

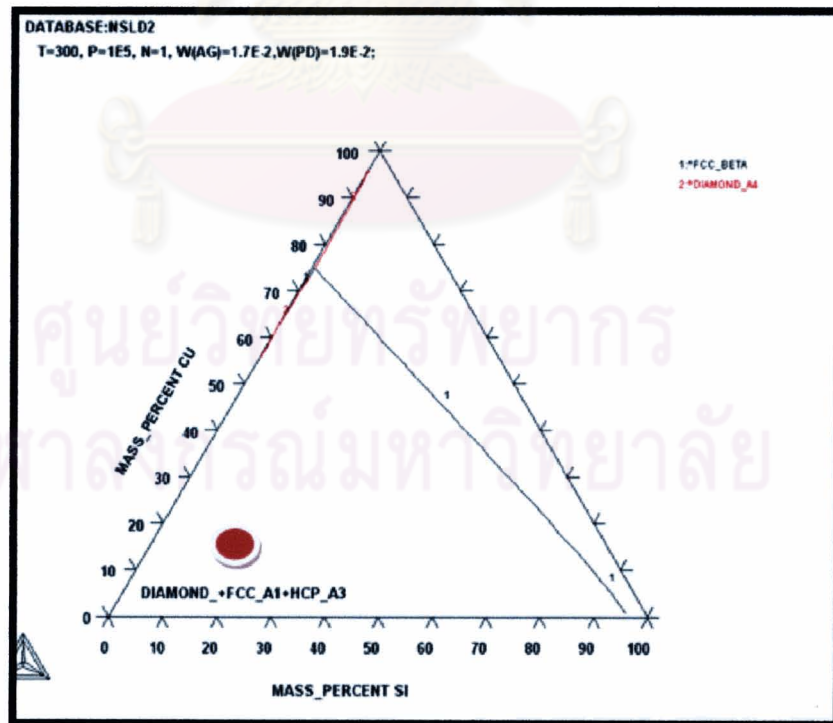
ข้อควรระวัง

เวลากดชิ้นงานอาจทำให้ชิ้นงานหักได้

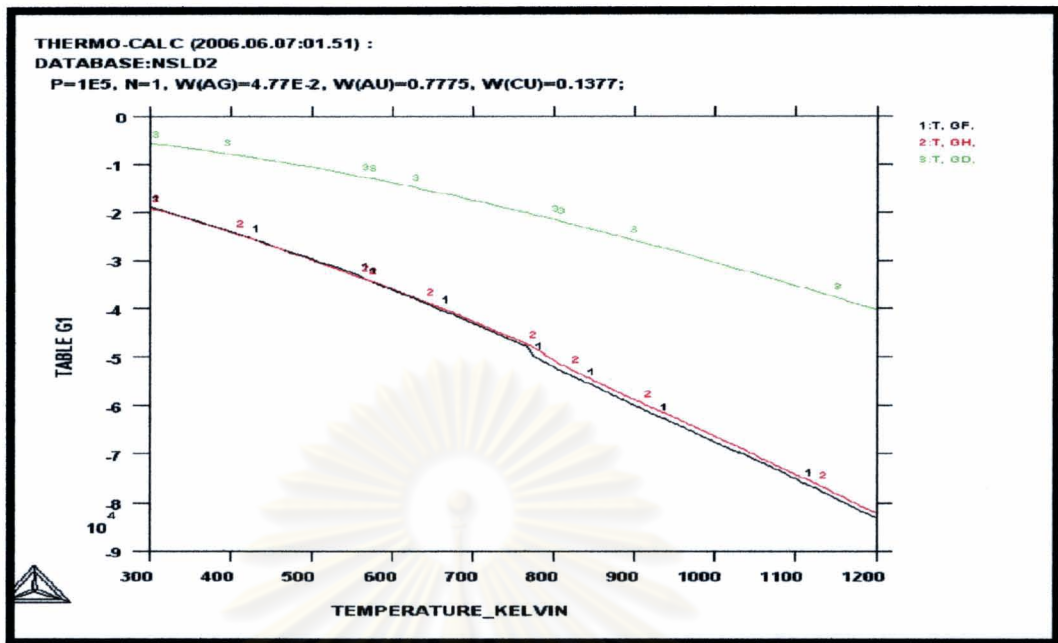
ภาคผนวก ข



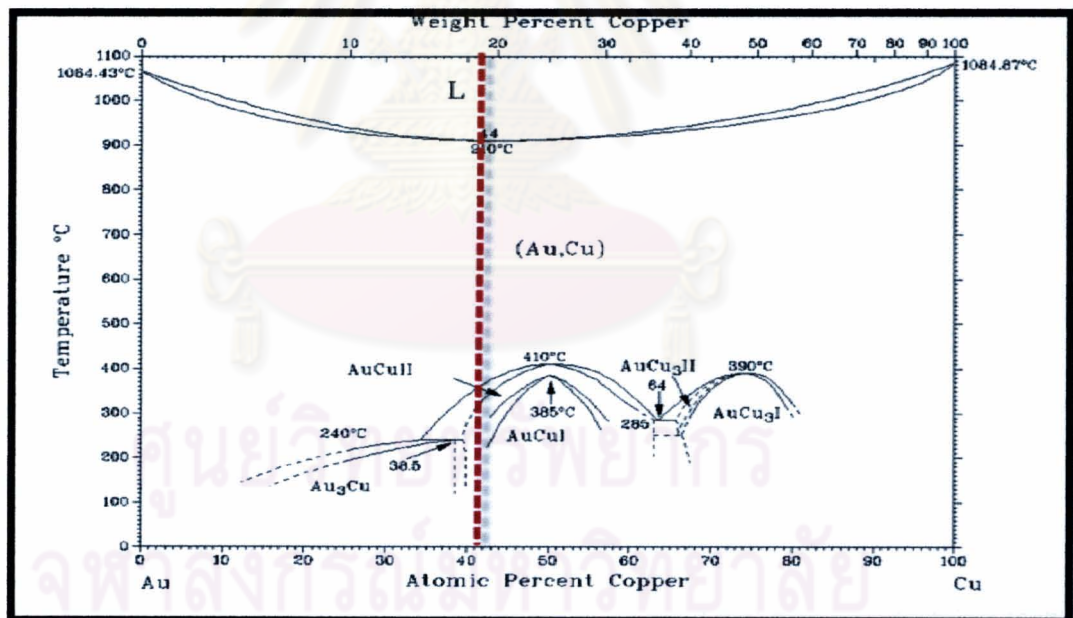
รูปที่ ข.1 แบบจำลอง Thermocalc ระหว่างอุณหภูมิกับน้ำหนักเปอร์เซ็นต์ของรัตนโลหะทอง



รูปที่ ข.2 แบบจำลอง Thermocalc แผนภูมิสามเฟสของรัตนโลหะทอง



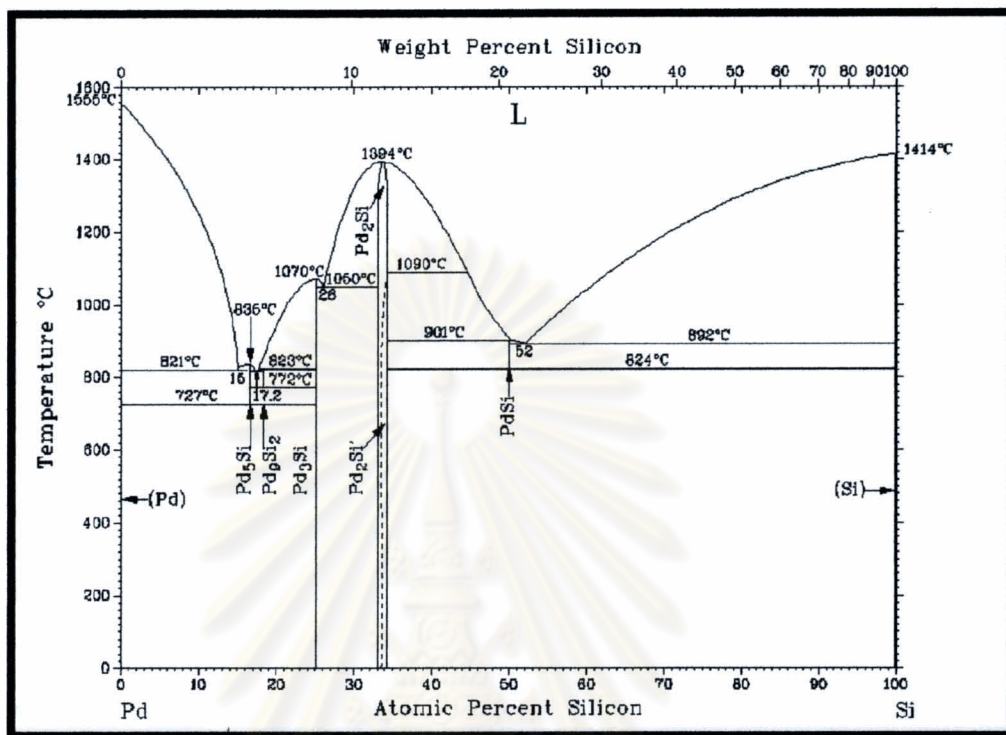
รูปที่ ข.3 แบบจำลอง Thermocalc ระหว่างพลังงานอิสระกับอุณหภูมิของรัตนโลหะทอง



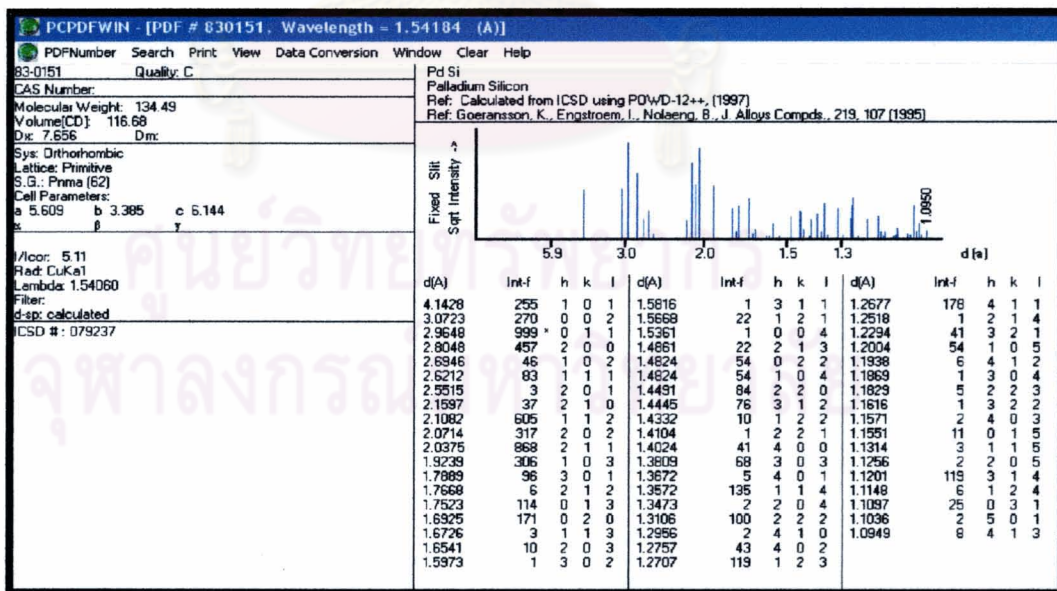
รูปที่ ข.4 แผนภูมิสมดุลของ Au-Cu

เมื่อดูจาก binary diagram ของ Au กับ Cu ไม่มีเฟสที่เป็น HCP(Hexagonal) และสารประกอบที่น่าจะเป็นไปได้คือ AuCu แต่มีโครงสร้างเป็น orthorhombic และ tetragonal

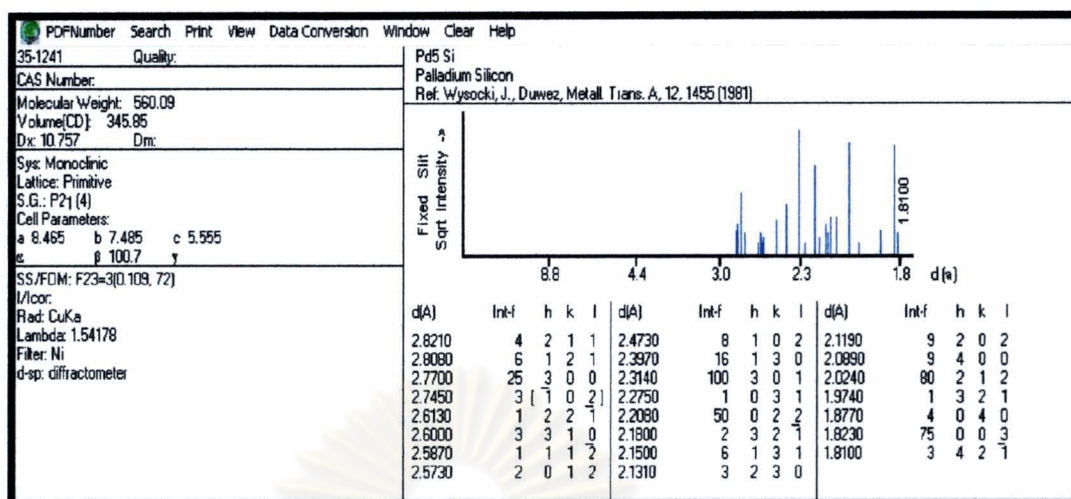
ภาคผนวก ข



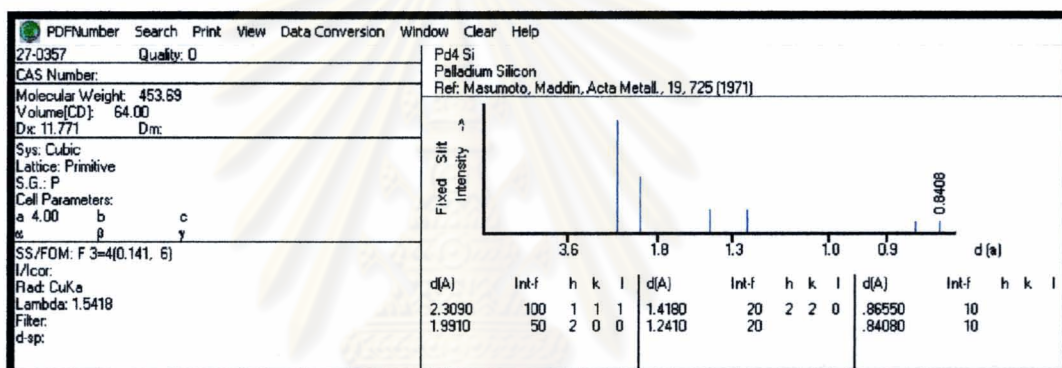
รูปที่ ข.1 แผนภูมิสมดุลของ Pd-Si



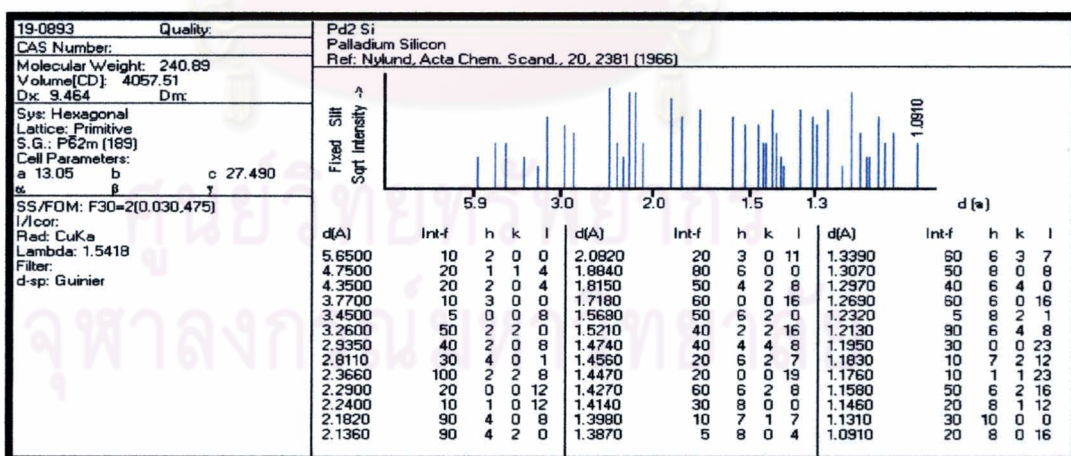
(ก)



(ข)



(ค)



(ง)

รูปที่ ข.2 ข้อมูลโครงร่างมาตรฐานของ Pd-Si(PCPDFWIN),(ก)PdSi,(ข)Pd5Si,(ค)Pd4Si

(ง)Pd2Si

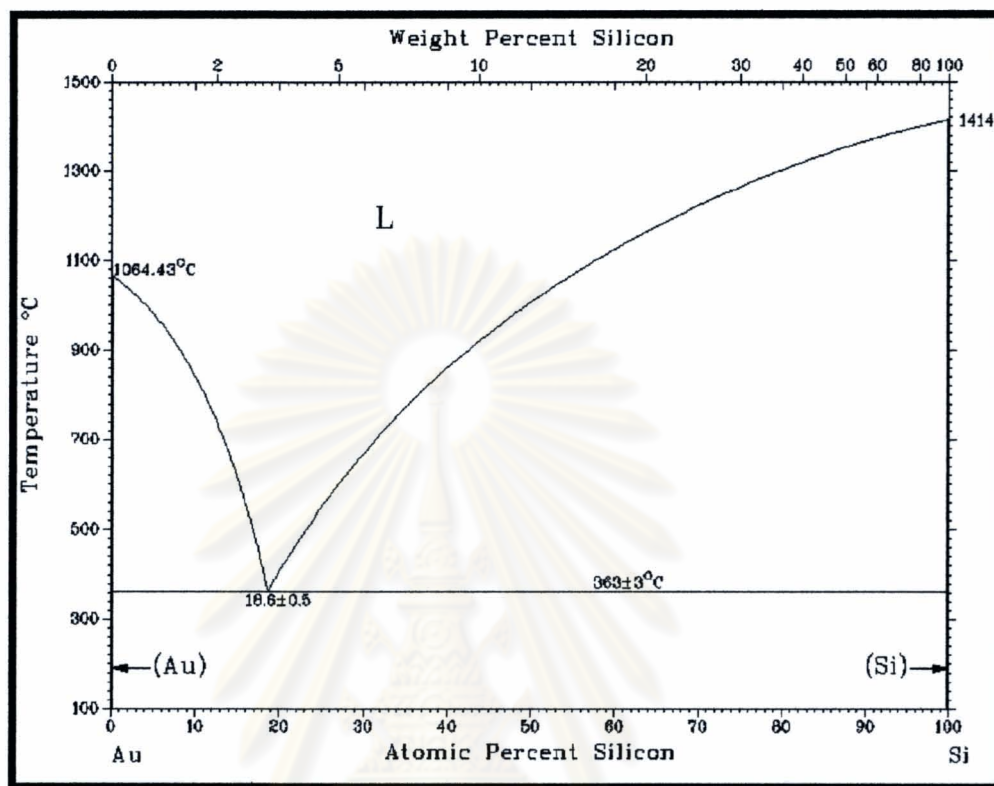
ตารางที่ ๑.1 อัตราส่วนระหว่างระนาบของPd-Si

สารประกอบ	อัตราส่วนระหว่างระนาบ		
PdSi(Orthorhombic)	$d_{211}/d_{011} = 0.688$	$d_{112}/d_{011} = 0.712$	$d_{200}/d_{011} = 0.947$
Pd5Si(Monoclinic)	$d_{212}/d_{301} = 0.874$	$d_{003}/d_{301} = 0.787$	$d_{022}/d_{301} = 0.954$
Pd4Si(Cubic)	$d_{200}/d_{111} = 0.862$	$d_{220}/d_{111} = 0.602$	$d_{220}/d_{200} = 0.71$
Pd2Si(Hexagonal)	$d_{420}/d_{228} = 0.922$	$d_{408}/d_{228} = 0.902$	$d_{600}/d_{228} = 0.796$

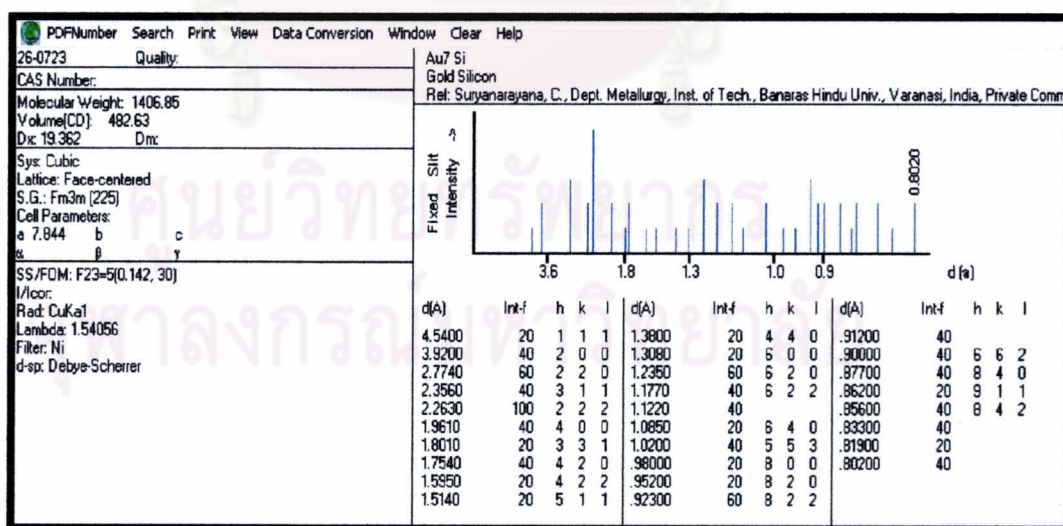


ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

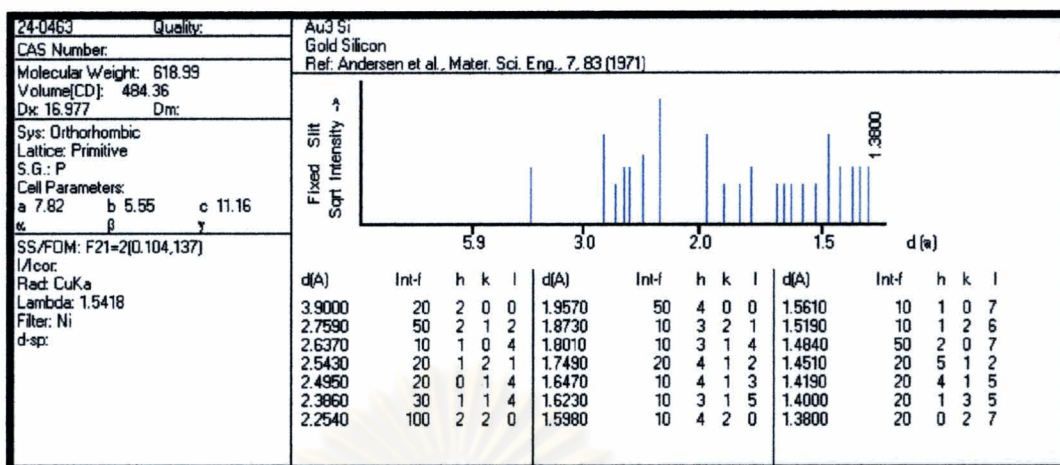
ภาคผนวก ฉ



รูปที่ ฉ.1 แผนภูมิสมมูลของ Au-Si



(ก)



(๑)

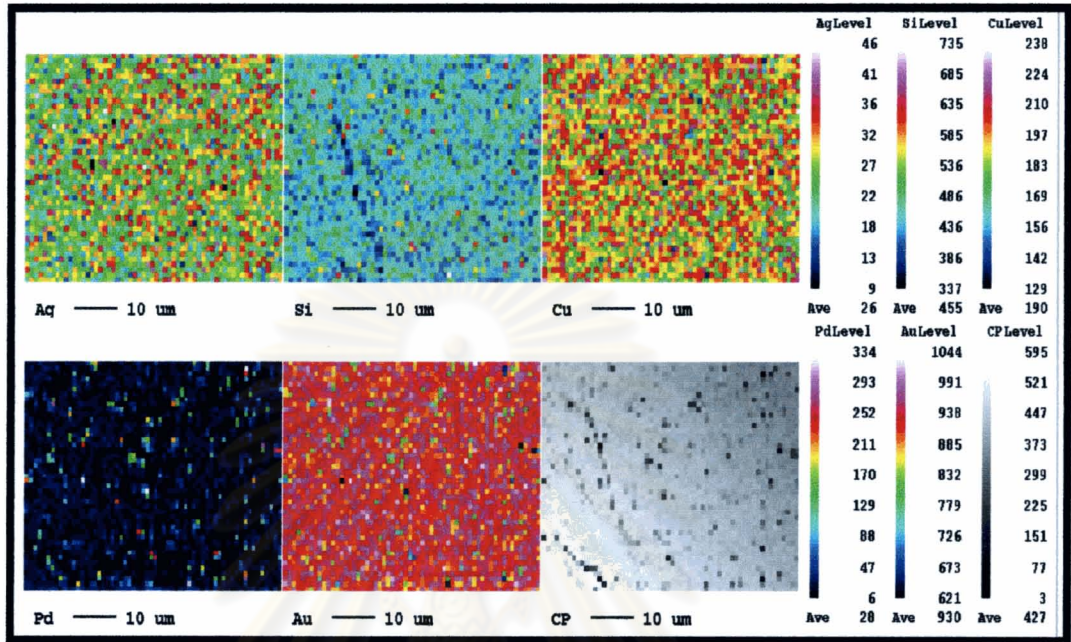
รูปที่ ๓.2 ข้อมูลโครงสร้างมาตรฐานของ Au-Si (PCPDFWIN),(๓)Au₇Si,(๑)Au₃Si

ตารางที่ ๓.1 อัตราส่วนระหว่างระนาบของAu-Si

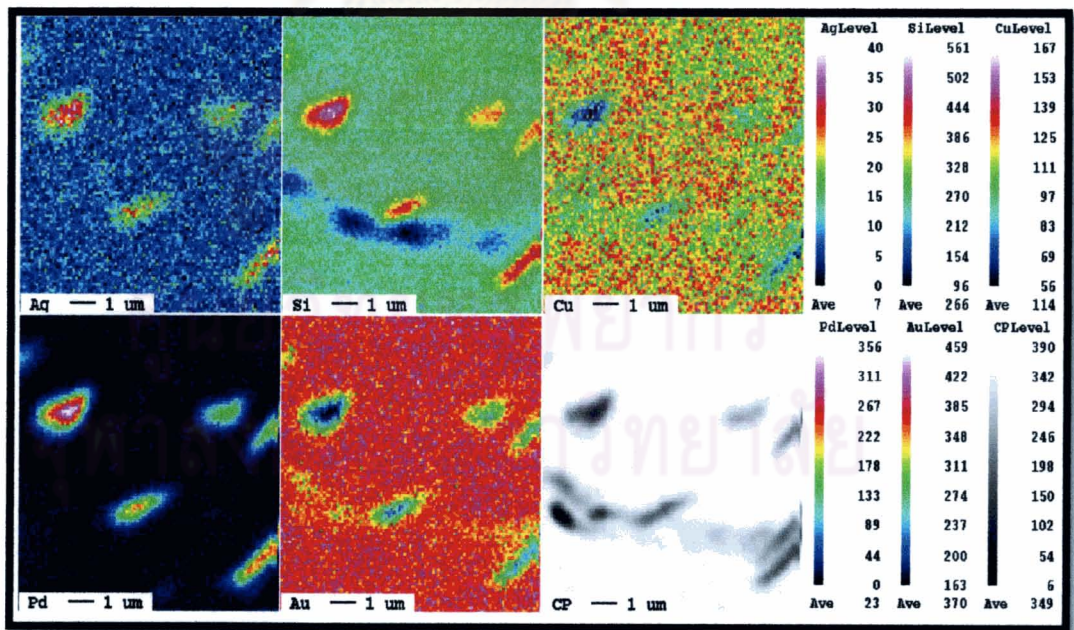
สารประกอบ	อัตราส่วนระหว่างระนาบ		
Au ₇ Si(Cubic)	d ₂₂₀ /d ₂₂₂ =1.225	d ₆₂₀ /d ₂₂₂ =0.545	d ₃₁₁ /d ₂₂₂ =1.041
Au ₃ Si(Orthorhombic)	d ₂₁₁ /d ₂₂₀ =1.224	d ₄₀₀ /d ₂₂₀ =0.868	d ₂₀₇ /d ₂₂₀ =0.658

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ภาคผนวก ญ

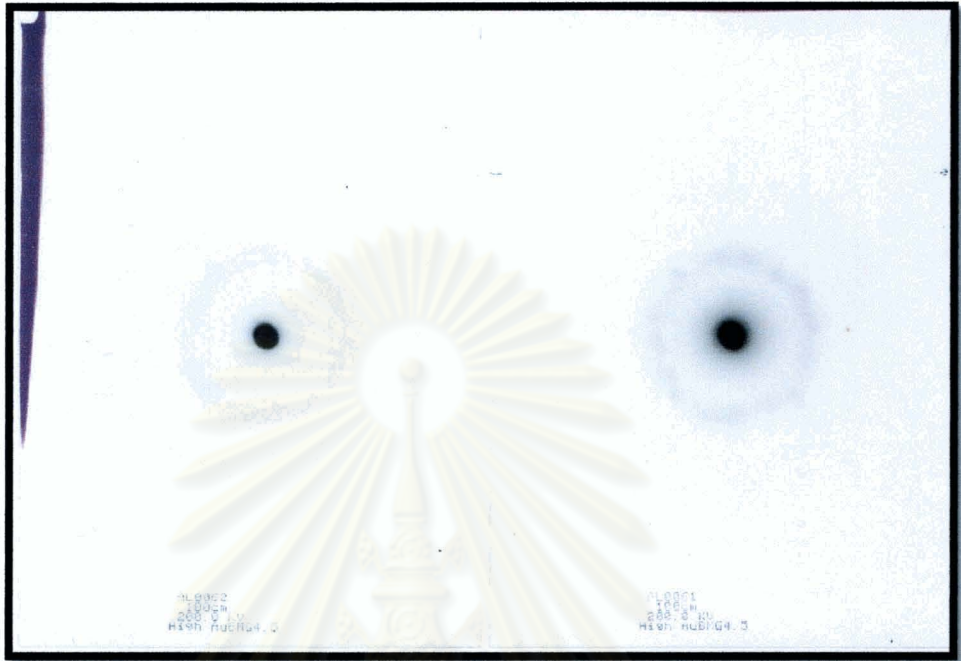


รูปที่ ญ.1 ผลของเทคนิค EPMA ของชิ้นงาน 4.5 มิลลิเมตร

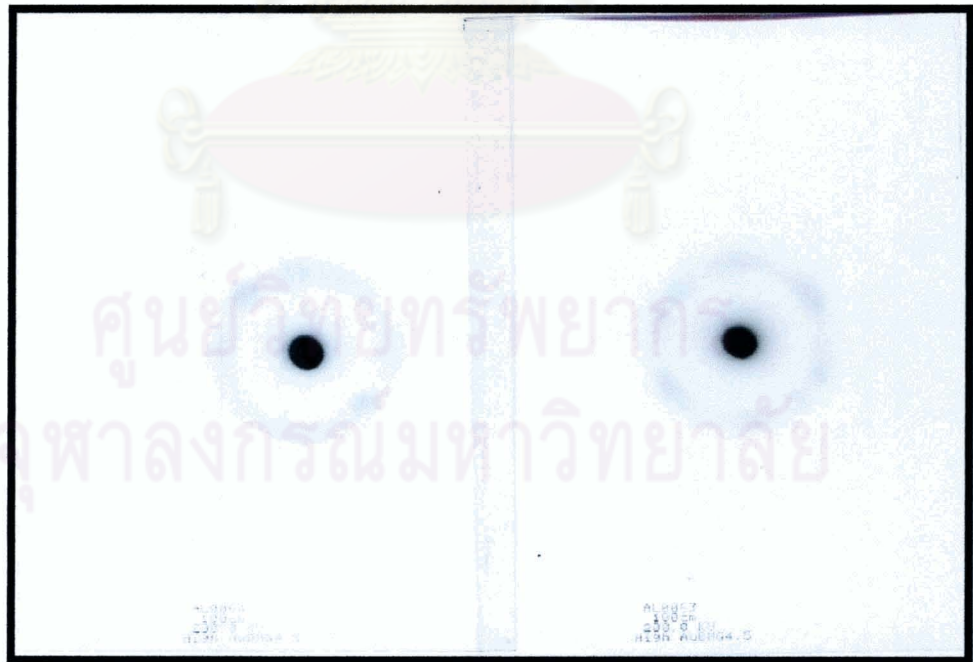


รูปที่ ญ.2 ผลของเทคนิค EPMA ของชิ้นงาน 6.0 มิลลิเมตร

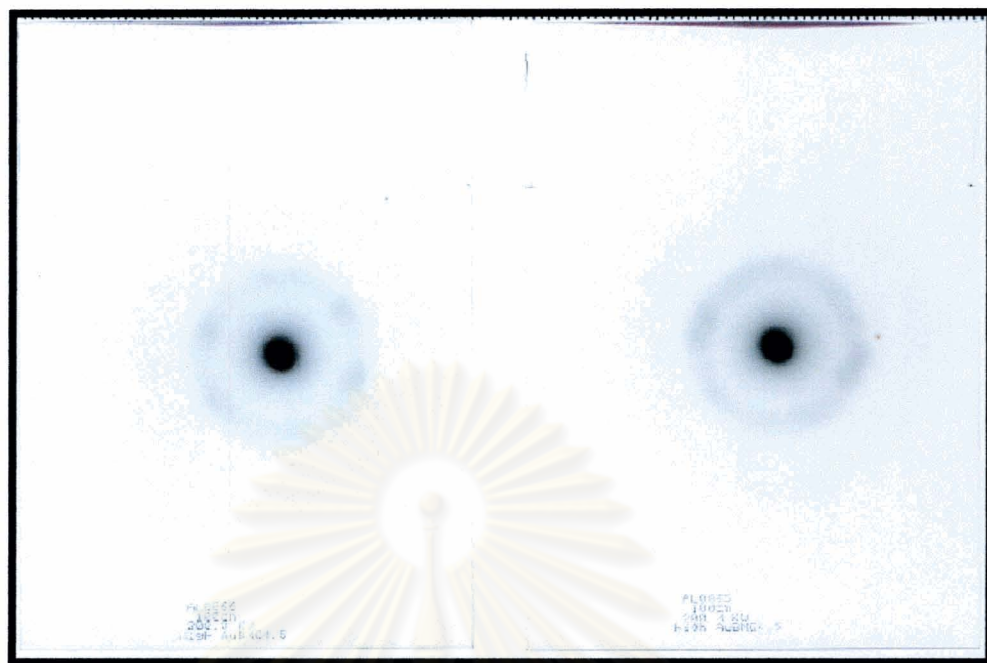
ภาคผนวก ก



(ก)



(ข)



(ค)

รูปที่ ๑.1 ผลของฟิล์มจากการเลี้ยวเบนแบบเลือกพื้นที่(selected area diffraction)ของ TEM ของ
ชิ้นงาน 4.0 มิลลิเมตร,(ก),(ข),(ค)

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

ชื่อ-นามสกุล	นาย อนันต์ เลววรรณ
วัน-เดือน-ปีเกิด	วันที่ 24 มิถุนายน พ.ศ. 2526
ที่อยู่	30/3 ถ.สรรพสิทธิ์ ต.ในเมือง อ.เมือง จ.อุบลราชธานี 34000
สถานที่เกิด	ขอนแก่น
วุฒิการศึกษา	สำเร็จหลักสูตรมัธยมศึกษา ปีการศึกษา 2542 จากโรงเรียนนารีนุกูล สำเร็จหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วศ.บ.) ปีการศึกษา พ.ศ. 2547 สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี เข้าศึกษาหลักสูตรวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต (วศ.ม.) ภาคการศึกษาตอนปลาย ปีการศึกษา พ.ศ. 2549 ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
ประสบการณ์	ผู้ช่วยสอน ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ 2546 ทำงานบริษัท ASAHI TEC THAILAND ตำแหน่ง วิศวกร พ.ศ. 2547