

คุณลักษณะด้านสมบัติเชิงกลและคุณภาพน้ำโลหะของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว



นางสาววันที สิทธิหล่อ

สถาบันวิทยบริการ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

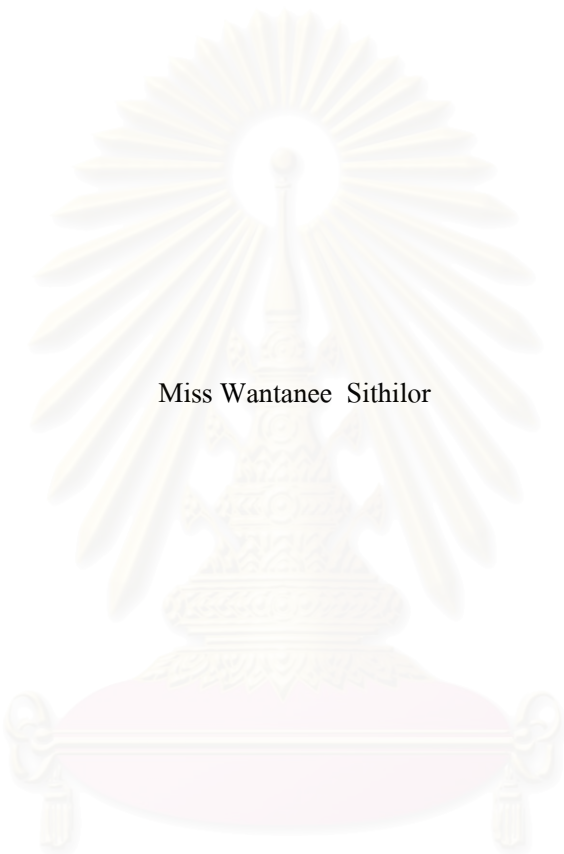
สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2550

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

CHARACTERIZATION OF LEAD FREE COPPER ALLOYS
ON MECHANICAL PROPERTIES AND MELT QUALITY



Miss Wantanee Sithilor

สถาบันวิทยบริการ
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 2007

Copyright of Chulalongkorn University

หัวข้อวิทยานิพนธ์	คุณลักษณะด้านสมบัติเชิงกลและคุณภาพน้ำโลหะของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว
โดย	นางสาว วันทนีย์ สิทธิหล่อ
สาขาวิชา	วิศวกรรมโลหการ
อาจารย์ที่ปรึกษา	อาจารย์ ดร. มาวิน สุประคิษฐ ฌ อุตฺรยา
อาจารย์ที่ปรึกษาร่วม	Professor Takateru Umeda, D.Eng.

คณะกรรมการศาสตราจารย์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้หัวข้อวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาคตามหลักสูตรปริญญาโท


..... คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์
(รองศาสตราจารย์ ดร. บุญสม เลิศหิรัญวงศ์)

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์


..... ประธานกรรมการ
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. เอกสิทธิ์ นิสาร์ตนพร)


..... อาจารย์ที่ปรึกษา
(อาจารย์ ดร. มาวิน สุประคิษฐ ฌ อุตฺรยา)


..... อาจารย์ที่ปรึกษาร่วม
(Professor Takateru UMEDA, D.Eng.)


..... กรรมการ
(อาจารย์ สุวันชัย พงษ์สุกิจวัฒน์)

วันที่ สิทธิหล่อ : คุณลักษณะด้านสมบัติเชิงกลและคุณภาพน้ำโลหะของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว. (CHARACTERIZATION OF LEAD FREE COPPER ALLOYS ON MECHANICAL PROOPERTIES AND MELT QUALITY) อ. ที่ปรึกษา : อ. ดร. มาวิน ตูประดิษฐ ณ อุซุซา, อ.ที่ปรึกษาร่วม : Prof. Takateru UMEDA, D.Eng., 148 หน้า.

โลหะผสม CAC406 (Cu-5wt%Sn-5wt%Zn-5wt%Pb) เป็นโลหะผสมที่นิยมนำมาผลิตเป็นอุปกรณ์ในระบบส่งจ่ายน้ำอย่างแพร่หลาย แต่ในปัจจุบัน เนื่องจากองค์การอนามัยโลกได้กำหนดปริมาณธาตุตะกั่วที่ละลายอยู่ในน้ำดื่มให้มีปริมาณไม่เกิน 0.01 mg/l จึงจำเป็นต้องพัฒนาโลหะทองแดงผสมไร้ตะกั่วขึ้นเพื่อใช้ทดแทน CAC406 เดิม ได้แก่ โลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดเจือบิสมีท หรือ บิสมีท-ซิลิเนียมทดแทนการเจือตะกั่ว และโลหะผสมทองแดงชนิดทองเหลืองซิลิคอน

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างและคุณสมบัติของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว, สมบัติด้านการกลึงไส และคุณภาพน้ำโลหะ เพื่อเปรียบเทียบกับ CAC406 ที่ใช้อยู่เดิม การทดสอบสมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิสูงและภายใต้สภาวะอัตราความเครียดสูง (High Strain Rate, 1/s) ซึ่งมีความสัมพันธ์กับสมบัติด้านการกลึงไส พบว่าที่อุณหภูมิสูงกว่า 100 °C ความต้านทานแรงดึงและความยืดของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดใช้บิสมีทและบิสมีท-ซิลิเนียม ลดลงอย่างรวดเร็ว ซึ่งแสดงให้เห็นว่าสมบัติด้านการกลึงไสต่ำเมื่อมีแรงไปกระทำบริเวณผิวชิ้น สำหรับทองเหลืองซิลิคอนยังคงมีค่าความต้านทานแรงดึงสูงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น แต่สมบัติด้านการกลึงไสยังคงด้อยกว่า CAC406

กระบวนการกำจัดออกซิเจนโดยใช้ฟอสฟอรัสในการประเมินคุณภาพน้ำโลหะเป็นขั้นตอนสำคัญในการหล่องานโลหะผสมทองแดง การประเมินปริมาณฟอสฟอรัสจากเส้นโค้งการเย็นตัวได้ถูกนำมาใช้ในกระบวนการกำจัดออกซิเจนสำหรับการทดสอบหน้างาน พบว่าเมื่อปริมาณฟอสฟอรัสที่เหลือในน้ำโลหะเพิ่มขึ้นจะส่งผลให้อุณหภูมิเริ่มแข็งตัวลดต่ำลง

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ภาควิชา..... วิศวกรรมโลหการ.....

สาขาวิชา..... วิศวกรรมโลหการ.....

ปีการศึกษา..... 2550.....

ลายมือชื่อนิติ..... *ณัฐนันท์ รัตนธาดา*.....

ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา..... *ณัฐนันท์ รัตนธาดา*.....

ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษาร่วม..... *Takateru UmEDA*.....

4870699021 : MAJOR METALLURGICAL ENGINEERING

KEY WORD: STRUCTURE-PROPERTIES RELATION / MACHINABILITY / HIGH STRAIN RATE / HIGH TEMPERATURE TENSILE TESTING / DEOXIDATION / MELT QUALITY

WANTANEE SITHILOR : CHARACTERIZATION OF LEAD FREE COPPER ALLOYS ON MECHANICAL PROPERTIES AND MELT QUALITY. THESIS ADVISOR : DR. MAWIN SUPRADIST NA AYUDHAYA, Ph.D., THESIS CO-ADVISOR : PROF. DR. TAKATERU UMEDA, D.Eng., 148 pp.

CAC406 (Cu-5wt%Sn-5wt%Zn-5wt%Pb) has been commonly used for water supply equipments but the WHO guideline on lead dissolution in tap water which is less than or equal to 0.01 mg L^{-1} must be satisfied. Substitution of lead in CAC406 is categorized into two ways; one is bismuth or bismuth-selenium bronze (lead free bronze) and the other is Si brass.

This research studied structure-properties relation, machinability and melt quality of lead free copper alloys comparing with CAC406. High temperature tensile testing at high strain rate (1/s) was carried out to simulate machinability. It was found that tensile strength and elongation of lead free bronze alloys were decreased sharply when the temperature was increased to above $100 \text{ }^\circ\text{C}$. This demonstrates the poorer machinability when machining load is applied at the work piece. For Si brass, although the tensile strength at high temperature is rather high but the machinability is inferior to CAC406.

Deoxidation process by copper-phosphorus alloy, which determines the melt quality in clean melt, is vital in the casting process of copper alloys. The capability to evaluate phosphorus content through cooling curve method was investigated for on-site testing during deoxidation process. Phosphorus content can be evaluated by considering the decrease in the liquidus temperature when the phosphorus content is increased.

Department..... Metallurgical Engineering.....

Field of study..... Metallurgical Engineering.....

Academic year..... 2007.....

Student's signature..... *กัญจน์ รัตนกุล*.....

Advisor's signature..... *Ponirak*.....

Co-advisor's signature..... *Takateru Umeda*.....

กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยชิ้นนี้สามารถสำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดีเนื่องจากความช่วยเหลือ และความอนุเคราะห์ จากหลายท่าน ซึ่งข้าพเจ้าขอขอบพระคุณในความเมตตาของ Prof. Dr. Takateru UMEDA, อาจารย์ สุวันชัย พงษ์สุกิจวัฒน์ และอาจารย์ ดร. มาวิน สุประดิษฐ์ ณ อยุธยา เป็นอย่างสูงที่ได้เสียสละเวลาอันมีค่าของท่านในการถ่ายทอดความรู้ ให้คำปรึกษาและคำแนะนำต่างๆ ให้กำลังใจ รวมทั้งให้โอกาสที่ดีแก่ ข้าพเจ้าในตลอดช่วงระยะเวลาในการทำงานวิจัยนี้

ขอขอบคุณทุนสนับสนุนงานวิจัยจาก NEDO ประเทศญี่ปุ่น ขอขอบคุณบริษัท Aichi Tokei Denki Co., Ltd. ประเทศญี่ปุ่น, บริษัท Siam Fittings Co., Ltd. และบริษัทอื่นๆ ที่มีได้เอ่ยนาม รวมทั้ง ภาควิชาวิทยาศาสตร์ทั่วไป คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ สำหรับความอนุเคราะห์ สถานที่ทำการทดลอง, เครื่องมือในการทดลอง, การเตรียมชิ้นงาน และข้อมูลต่างๆ ด้วยความเต็มใจ และขอขอบพระคุณคณาจารย์ภาควิชาวิศวกรรมโลหการทุกท่านที่ได้อบรมสั่งสอนให้ความรู้ทางด้าน โลหวิทยา, บุคลากรในภาควิชา รวมทั้งเพื่อนๆ นิสิตปริญญาโททุกท่านที่คอยให้ความช่วยเหลือและเป็นกำลังใจแก่ข้าพเจ้า ตลอดจนผู้ที่มีส่วนเกี่ยวข้องที่ข้าพเจ้ามิได้เอ่ยนามในที่นี้ทุกท่าน

สุดท้ายนี้ข้าพเจ้าขอกราบขอบพระคุณบิดามารดาที่คอยดูแล สนับสนุน ให้กำลังใจ และให้โอกาสที่ดีทางการศึกษาแก่ข้าพเจ้าด้วยดีตลอดมา

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญ.....	ช
สารบัญตาราง.....	ฌ
สารบัญภาพ.....	ญ
บทที่ 1 บทนำ.....	1
1.1 ความสำคัญของงานวิจัย.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย.....	5
1.3 ขอบเขตของงานวิจัย.....	5
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	6
บทที่ 2 การศึกษาข้อมูลเบื้องต้น.....	7
2.1 การแบ่งกลุ่มทองแดงและโลหะผสมทองแดง.....	7
2.2 บรอนซ์ดีบุก.....	9
2.2.1 โลหวิทยาของบรอนซ์ดีบุก.....	9
2.3 ทองเหลือง.....	13
2.3.1 โลหวิทยาของทองเหลือง.....	13
2.4 โลหะผสมระหว่างทองแดง-ดีบุก-สังกะสี.....	15
2.5 โลหะผสมระหว่างทองแดง-ตะกั่ว.....	15
2.6 การนำโลหะผสมทองแดงไปใช้งาน.....	16
2.7 โลหะบิสมีท.....	17
2.8 การหลอมโลหะผสมทองแดง.....	18
2.9 ปรีทรรศน์วรรณกรรม.....	19
บทที่ 3 วิธีดำเนินการวิจัย.....	19
3.1 วัสดุที่ใช้ในการวิจัย.....	25
3.2 เครื่องมือที่ใช้ในการวิจัย.....	27
3.3 วิธีการดำเนินการวิจัย.....	27
3.4 การวิเคราะห์ข้อมูล.....	31

บทที่ 4 ผลการทดลองและอภิปรายผลการทดลอง.....	32
4.1 ความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติเชิงกลและโครงสร้าง.....	32
4.2 การทดสอบสมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงกระแทก.....	41
4.2.1 ชิ้นงานทดสอบที่มีรอยบากรูปตัวยู.....	41
4.2.2 ชิ้นงานทดสอบที่มีรอยบากรูปตัววี.....	45
4.3.3 ชิ้นงานทดสอบที่ไม่มีรอยบาก.....	49
4.3 การทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิสูง โดยใช้อัตราความเครียดสูง (1 s^{-1}).....	53
4.4 คุณภาพน้ำโลหะ.....	67
4.5.1 โลหะผสมทองแดงไม่เจือตะกั่ว (เกรด CAC902)	67
4.5.2 โลหะผสมทองแดงเกรด BC6 (CAC406).....	73
4.4.3 โลหะผสมทองแดงเกรด BC7 (CAC407).....	78
บทที่ 5 สรุปผลการวิจัย.....	85
ภาคผนวก.....	87
ภาคผนวก ก.....	88
ภาคผนวก ข.....	139
รายการอ้างอิง.....	135
ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์.....	148

สารบัญตาราง

	หน้า
ตารางที่ 1.1	แสดงตัวอย่างโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วที่พัฒนาขึ้นในประเทศญี่ปุ่น 3
ตารางที่ 2.1	แสดงประเภทของบรอนซ์ดีบุกตามลักษณะการนำไปใช้งาน 10
ตารางที่ 2.1	แสดงประเภทของบรอนซ์ดีบุกตามลักษณะการนำไปใช้งาน 11
ตารางที่ 3.1	แสดงส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานกลุ่มที่ 1 25
ตารางที่ 3.2	แสดงส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานกลุ่มที่ 2 26
ตารางที่ 4.1	แสดงค่าความต้านแรงกระแทก ของชิ้นงานที่มีรอยบากรูปตัวยู 41
ตารางที่ 4.2	แสดงค่าความต้านแรงกระแทก ของชิ้นงานที่มีรอยบากรูปตัววี 45
ตารางที่ 4.3	แสดงค่าความต้านแรงกระแทก ของชิ้นงานที่ไม่มีรอยบาก 45
ตารางที่ 4.4	แสดงส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว CAC903C 65
ตารางที่ 4.5	ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว CAC902 ที่เปลี่ยนแปลง ไปตามเวลาหลังจากทำการวิธีไล่ออกซิเจน 68
ตารางที่ 4.6	สมบัติเชิงกลของชิ้นงานกลุ่มโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว CAC902 72
ตารางที่ 4.7	ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมทองแดงเกรด BC6 ที่เปลี่ยนแปลงไปตามเวลา หลังจากทำการวิธีไล่ออกซิเจน 75
ตารางที่ 4.8	สมบัติเชิงกลของชิ้นงาน BC6 77
ตารางที่ 4.9	ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมทองแดงเกรด BC7ที่เปลี่ยนแปลงไปตามเวลา หลังจากทำการวิธีไล่ออกซิเจน 80
ตารางที่ 4.10	สมบัติเชิงกลของชิ้นงานกลุ่ม BC7 82

สารบัญภาพ

หน้า

ภาพที่ 1.1	แสดงระบบท่อส่งน้ำซึ่งประกอบด้วยอุปกรณ์ต่างที่ใช้ในการส่งน้ำจากแหล่ง จ่ายน้ำไปยังผู้บริโภค	1
ภาพที่ 1.2	แสดงการเปรียบเทียบคุณสมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรงและความยืดหยุ่นระหว่าง โลหะผสมทองแดงเจือตะกั่วและไร้ตะกั่ว	3
ภาพที่ 2.1	แผนภูมิสมมูลระหว่างทองแดงกับดีบุก	12
ภาพที่ 2.2	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมระหว่างทองแดง-10%ดีบุก สภาพภายหลัง การหล่อ (As-cast)	12
ภาพที่ 2.3	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติทางกลกับปริมาณดีบุก	13
ภาพที่ 2.4	แผนภูมิสมมูลของทองแดงกับสังกะสี.....	14
ภาพที่ 2.5	แผนภูมิสมมูลสามธาตุระหว่างทองแดง-สังกะสี-ดีบุก	15
ภาพที่ 2.6	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมระหว่างทองแดงตะกั่ว (Cu-3Pb alloy) ที่มีอนุภาคของแข็งของตะกั่วอยู่ตามขอบเกรนของโลหะ	16
ภาพที่ 2.7	โลหะบิสมาท	17
ภาพที่ 2.8	แสดงผลของบิสมาทและซีลีเนียมต่อสมบัติเชิงกลที่อุณหภูมิห้องของโลหะผสม ทองแดง C83600	20
ภาพที่ 2.9	แสดงผลของบิสมาทและซีลีเนียมต่อสมบัติเชิงกลของโลหะผสมทองแดง C83600 ที่อุณหภูมิ 260 °C	20
ภาพที่ 2.10	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรงและความยืดหยุ่นของโลหะ ผสมทองแดงไร้ตะกั่ว.....	21
ภาพที่ 2.11	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรงกับปริมาณบิสมาทและ ตะกั่ว.....	22
ภาพที่ 2.12	เส้นโค้งการเย็นตัวแสดงอุณหภูมิเริ่มแข็งตัวและอุณหภูมิกดตัว	23
ภาพที่ 2.13	เส้นโค้งการเย็นตัวที่มีสัดส่วนของธาตุผสมที่ต่างกัน	23
ภาพที่ 2.14	แสดงความสัมพันธ์ของเส้นโค้งการเย็นตัวและอัตราการเย็นตัว	24
ภาพที่ 3.1	ชิ้นงานสำหรับทดสอบแรงดึง	28
ภาพที่ 3.2	ขนาดและทิศทางในการตัดชิ้นงานกลุ่มที่ 1	29
ภาพที่ 3.3	รูปร่างและมิติของชิ้นงานทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิสูง	29

ภาพที่ 3.4	เครื่องทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิสูง	30
ภาพที่ 3.5	ถ้วยเซลล์ลัคซ์	30
ภาพที่ 4.1	โครงสร้างจุลภาคของกลุ่มชิ้นงาน A (B1-B6) ที่มีปริมาณบิสมัท 0.5-7.5% โดยน้ำหนัก	34
ภาพที่ 4.2	โครงสร้างจุลภาคของกลุ่มชิ้นงาน B (Bi, Bi-Se)	36
ภาพที่ 4.3	โครงสร้างจุลภาคของกลุ่มชิ้นงาน C (CAC406)	36
ภาพที่ 4.4	ความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึง, ความยืดและปริมาณบิสมัท	38
ภาพที่ 4.5	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและปริมาณบิสมัท	39
ภาพที่ 4.6	แสดงค่าความต้านทานแรงดึง, ความยืดของชิ้นงานกลุ่มที่ใช้ในเชิงพาณิชย์	40
ภาพที่ 4.7	แสดงค่าความแข็งแบบบริเนลล์ของชิ้นงานกลุ่มที่ใช้ในเชิงพาณิชย์	40
ภาพที่ 4.8	ลักษณะของชิ้นงานทดสอบชนิดมีรอยบากรูปตัวยูหลังการทดสอบความต้านทาน แรงกระแทกแล้ว	44
ภาพที่ 4.9	ลักษณะของชิ้นงานทดสอบชนิดมีรอยบากรูปตัววีหลังการทดสอบความต้านทาน แรงกระแทกแล้ว	48
ภาพที่ 4.10	ลักษณะของชิ้นงานชนิดไม่มีรอยบากหลังการทดสอบความต้านทาน แรงกระแทกแล้ว	52
ภาพที่ 4.11	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึงกับอุณหภูมิของชิ้นงาน กลุ่ม Bismuth (A) เปรียบเทียบกับกลุ่ม CAC406	53
ภาพที่ 4.12	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความยืดกับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth (A) เปรียบเทียบกับกลุ่ม CAC406	54
ภาพที่ 4.13	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างจุดครากที่ 0.2% กับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth (A) เปรียบเทียบกับกลุ่ม CAC406	55
ภาพที่ 4.14	ความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึงกับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่ม Bi-Se (BS) เปรียบเทียบกับกลุ่ม CAC406	56
ภาพที่ 4.15	ความสัมพันธ์ระหว่างความยืดกับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่ม Bi-Se (BS) เปรียบเทียบกับกลุ่ม CAC406	56
ภาพที่ 4.16	ความสัมพันธ์ระหว่างจุดครากที่ 0.2% กับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่ม Bi-Se (BS) เปรียบเทียบกับกลุ่ม CAC406	57

ภาพที่ 4.17	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึงกับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่มทองเหลืองซิลิกอน	58
ภาพที่ 4.18	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความยืดกับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่มทองเหลืองซิลิกอน	58
ภาพที่ 4.19	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างจุดครากที่ 0.2% กับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่มทองเหลืองซิลิกอน	59
ภาพที่ 4.20	ผิวรอยแตกของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth (A) ที่อุณหภูมิต่างๆ; ก) 100 °C, ข) 125 °C, ค) 150 °C, ง) 300 °C, จ) 400 °C, ฉ) 500 °C (กำลังขยาย ×70)	60
ภาพที่ 4.21	ผิวรอยแตกของชิ้นงานกลุ่ม (BS) ที่อุณหภูมิต่างๆ; ก) 100 °C, ข) 125 °C, ค) 150 °C, ง) 300 °C, จ) 400 °C, ฉ) 500 °C (กำลังขยาย ×70)	61
ภาพที่ 4.22	ผิวหน้ารอยแตกของชิ้นงาน BS3 ที่อุณหภูมิต่างๆ; ก) 200 °C, ข) 250 °C, ค) 300 °C, ง) 500 °C (กำลังขยาย ×70)	62
ภาพที่ 4.23	ผิวรอยแตกของชิ้นงานกลุ่มทองเหลืองซิลิกอนที่อุณหภูมิต่างๆ; ก) 100 °C, ข) 300°C, ค) 700 °C (กำลังขยาย ×500)	63
ภาพที่ 4.24	แสดงการเปรียบเทียบสมบัติการกลึงไสของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วกับ CAC406 (แสดงค่าเฉลี่ยของ Machining Index ของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth, Bi-Se และทองเหลืองซิลิกอน ที่ใช้ในการศึกษาครั้งนี้)	65
ภาพที่ 4.25	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานแรงดึงกับอุณหภูมิเมื่ออัตราความเครียดต่างกัน	66
ภาพที่ 4.26	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างอัตราความต้านทานแรงดึง (เทียบกับค่าความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิห้อง) กับอุณหภูมิเมื่ออัตราความเครียดต่างกัน (σ_T คือ ความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิทดสอบ, σ_{RT} คือ ความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิห้อง)..	66
ภาพที่ 4.27	แสดงเส้นโค้งการเย็นตัวของ CAC902 ระหว่างกระบวนการกำจัดออกซิเจน (ก่อน-หลังกำจัดออกซิเจน 30 นาที)	69
ภาพที่ 4.28	แสดงเส้นโค้งการเย็นตัวของ CAC902 ระหว่างกระบวนการกำจัดออกซิเจนแบบรุนแรง	70
ภาพที่ 4.29	แสดงโครงสร้างมหภาคของชิ้นงาน CAC902 หลังผ่านกระบวนการกำจัดออกซิเจนที่เวลาและสถานะต่างๆ	71

ภาพที่ 4.30	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึงและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของ ชิ้นงาน CAC902	72
ภาพที่ 4.31	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความยืดและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของชิ้นงาน CAC902	73
ภาพที่ 4.32	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของชิ้นงาน CAC902	74
ภาพที่ 4.33	แสดงเส้นโค้งการเย็นตัวของ BC6 ระหว่างกระบวนการกำจัดออกซิเจน (ก่อน-หลัง กำจัดออกซิเจน 20 นาที และ การกำจัดออกซิเจนแบบรุนแรง)	76
ภาพที่ 4.34	แสดงโครงสร้างมหภาคของชิ้นงาน BC6 หลังผ่านกระบวนการกำจัดออกซิเจนที่ เวลาและสภาวะต่างๆ	77
ภาพที่ 4.35	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึงและเวลาในการกำจัดออกซิเจน ของชิ้นงาน BC6	78
ภาพที่ 4.36	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความยืดและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของชิ้นงาน BC6	78
ภาพที่ 4.37	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของชิ้นงาน BC6	79
ภาพที่ 4.38	แสดงเส้นโค้งการเย็นตัวของ BC7 ระหว่างกระบวนการกำจัดออกซิเจน (ก่อน-หลังกำจัดออกซิเจน 20 นาที และ การกำจัดออกซิเจนแบบรุนแรง)	81
ภาพที่ 4.39	แสดงโครงสร้างมหภาคของชิ้นงาน BC7 หลังผ่านกระบวนการกำจัดออกซิเจน ที่เวลาและสภาวะต่างๆ	82
ภาพที่ 4.40	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึงและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของ ชิ้นงาน BC7	83
ภาพที่ 4.41	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความยืดและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของชิ้นงาน BC7.....	83
ภาพที่ 4.42	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของชิ้นงาน BC7	84
ภาพที่ ก.1	แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน A1 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 125 °C, 150 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C และ 500 °C	91

ภาพที่ ก.2	แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน A2 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 125 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 400 °C และ 500 °C	96
ภาพที่ ก.3	แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน A3 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 125 °C, 150 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C และ 500 °C	100
ภาพที่ ก.4	แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน A4 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 125 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 400 °C และ 500 °C	105
ภาพที่ ก.5	แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน BS1 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 125 °C, 150 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C และ 500 °C	109
ภาพที่ ก.6	แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน BS2 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C , 100 °C , 125 °C , 150 °C ,200 °C , 300 °C และ 500 °C	113
ภาพที่ ก.7	แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน BS3 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C และ 500 °C	116
ภาพที่ ก.8	แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน C1 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C และ 700 °C	121
ภาพที่ ก.9	แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน C2 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C และ 700 °C	125
ภาพที่ ก.10	แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน C3 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C และ 700 °C	130
ภาพที่ ก.11	แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน D1 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 400 °C และ 500 °C ...	134
ภาพที่ ก.12	แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน D2 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 400 °C และ 500 °C ...	138

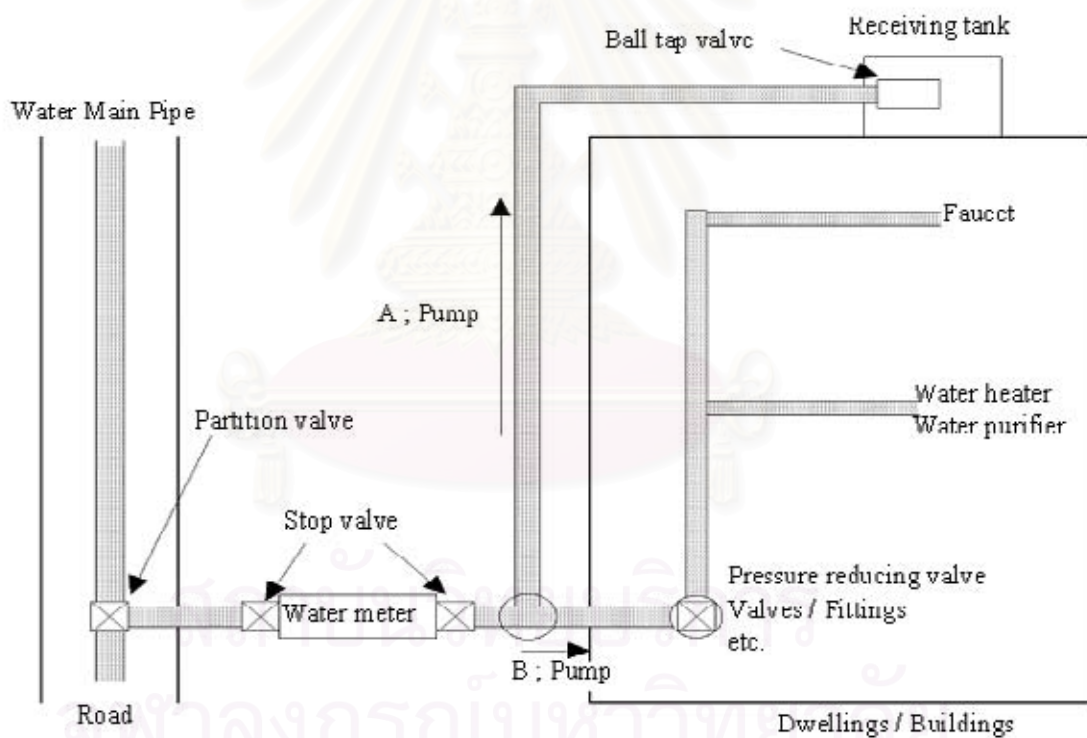
ภาพที่ ข.1	เฟสไดอะแกรมของระบบ Bi- Pb	141
ภาพที่ ข.2	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน A3 ถ่ายในโหมด Back Scattered Electron Image ในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด กำลังขยาย 180 เท่า	142
ภาพที่ ข.3	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน A3 ถ่ายในโหมด Secondary Electron Image ในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด กำลังขยาย 4,000 เท่า	143
ภาพที่ ข.4	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน A3 ถ่ายในโหมด Secondary Electron Image ในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด บริเวณที่ตีกรอบไว้เป็นบริเวณที่ทำการวิเคราะห์รังสีเอ็กซ์เฉพาะตัวด้วยอุปกรณ์ EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) ทั้งนี้ บริเวณหมายเลข 1 พบทั้งบิสมัทและตะกั่ว บริเวณหมายเลข 2 พบแต่ตะกั่ว และบริเวณหมายเลข 3 เป็นเฟสบิสมัท	141

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญของงานวิจัย

โลหะผสมทองแดง JIS-CAC406 (Cu-5%Sn-5%Zn-5%Pb) ซึ่งเป็นโลหะผสมประเภทบรอนซ์ดีบุก ถูกนำมาใช้ในการผลิตอุปกรณ์เกี่ยวกับระบบส่งจ่ายน้ำ เช่น ตัวมาตรวัดน้ำ (Meter Case), วาล์ว (Valve), ก๊อกน้ำ (Faucet) เนื่องจากมีสมบัติเด่นหลายประการ เช่น ความต้านทานการกัดกร่อน (Corrosion Resistance), ความสามารถในการขึ้นรูป (Formability), สมบัติด้านการกลึงไส (Machinability) [1] โดยภาพที่ 1.1 แสดงการวางระบบท่อส่งน้ำซึ่งแสดงให้เห็นถึงส่วนของมิเตอร์วัดน้ำที่จะเป็นส่วนเชื่อมต่อระหว่างท่อส่งน้ำจากแหล่งจ่ายน้ำ (Water Main Pipe) กับท่อส่งน้ำที่ใช้จ่ายน้ำดื่มให้กับผู้บริโภค



ภาพที่ 1.1 แสดงระบบท่อส่งน้ำซึ่งประกอบด้วยอุปกรณ์ต่างที่ใช้ในการส่งน้ำจากแหล่งจ่ายน้ำไปยังผู้บริโภค [1]

ในงานหล่อบรอนซ์มักจะมีตะกั่ว (Lead) ผสมอยู่ เนื่องจากตะกั่วมีส่วนช่วยเพิ่มสมบัติในการกลึงไสและสมบัติการกักเก็บน้ำภายใต้แรงดันโดยไม่เกิดการรั่ว (Pressure Tightness) [1,2] แต่ด้วยเหตุที่ใช้วัสดุที่มีตะกั่วผสมปนในชิ้นส่วนที่ใช้การขนถ่ายน้ำดื่มจึงเป็นสาเหตุที่ตะกั่วละลายปนเปื้อนลงในน้ำได้และสะสมอยู่ในร่างกายผู้บริโภค น้ำดื่มที่ถูกลดปริมาณตะกั่วที่ปนเปื้อนนั้น ส่งผลเสียต่อสุขภาพเป็นอย่างยิ่ง มาตรฐานคุณภาพของน้ำที่ถูกกำหนดขึ้นโดยองค์การอนามัยโลก (WHO) ได้กำหนดปริมาณธาตุตะกั่วที่ละลายอยู่ในน้ำดื่มให้มีปริมาณไม่เกิน 0.01 mg/L [1,3] ส่วนในประเทศไทย ญี่ปุ่นก็ได้เริ่มกำหนดใช้มาตรฐานนี้มาตั้งแต่เดือนเมษายน พ.ศ. 2546 [1] ดังนั้น ในการหล่อบรอนซ์เพื่อผลิตวัสดุอุปกรณ์ประเภทนี้ต้องจำกัดปริมาณตะกั่วเพื่อป้องกันการปนเปื้อนของตะกั่วลงในน้ำ เพื่อรักษาค่าปริมาณตะกั่วเจือปนในน้ำดื่มเป็นไปตามที่มาตรฐานกำหนด

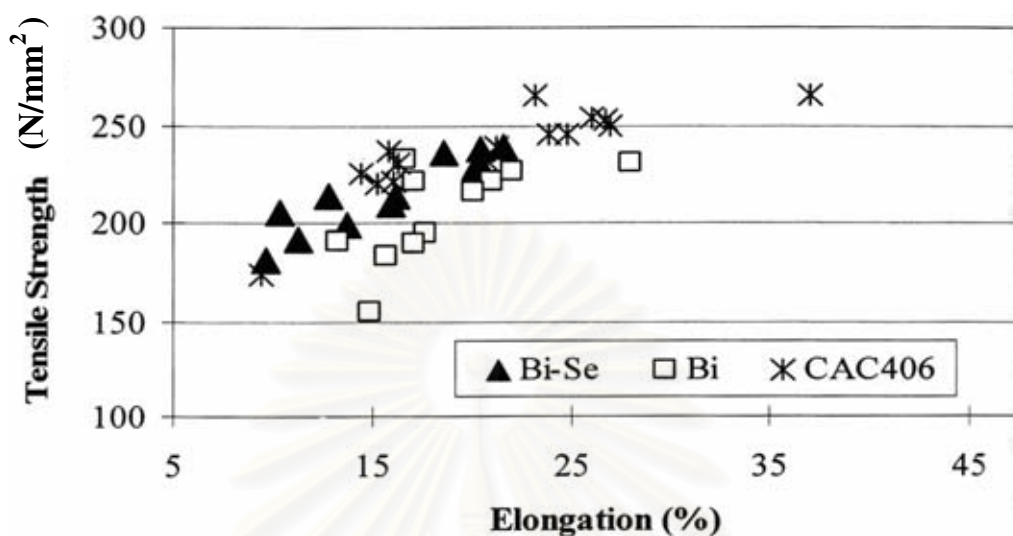
ปัจจุบันมีการนำเทคนิคที่หลากหลายมาใช้ในการลดปริมาณธาตุตะกั่วในวัสดุ โดยแบ่งได้เป็น 2 ประเภทหลัก คือ

1. การผลิตโลหะผสมทองแดงชนิดไร้ตะกั่ว โดยใช้บิสมัท (Bismuth) มาทดแทนตะกั่ว เนื่องจากเป็นธาตุที่มีสมบัติคล้ายคลึงกับธาตุตะกั่ว [2,3] ในประเทศสหรัฐอเมริกาและทวีปยุโรป ได้มีการพัฒนาผลิตโลหะผสมชนิดนี้ขึ้นแล้ว ส่วนประเทศญี่ปุ่นเองก็มีการใช้บรอนซ์บิสมัท (Bismuth Bronze) และบรอนซ์บิสมัท-ซีลีเนียม (Bismuth-Selenium Bronze) เข้ามาพิจารณาใช้ทดแทนเช่นเดียวกันแต่เนื่องจากประเทศญี่ปุ่นมีลักษณะภูมิประเทศที่เกิดแผ่นดินไหวขึ้นบ่อยครั้ง จึงต้องทำการศึกษาเพื่อปรับเปลี่ยนส่วนผสมทางเคมีให้วัสดุมีสมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรง (Strength), ความยืด (Elongation) และสมบัติด้านการกลึงไสเทียบเท่าหรือดีกว่าโลหะผสมทองแดงเกรด CAC406 ตามมาตรฐาน JIS

ทั้งนี้ทางสมาคมหล่อโลหะนอกกลุ่มเหล็กของประเทศญี่ปุ่น (Japan Non-Ferrous Alloy Casting Association) และบริษัทที่อยู่ในแวดวงอุตสาหกรรมประเภทนี้ได้ร่วมมือกันวิจัยเพื่อพัฒนาโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วให้มีคุณภาพสูงยิ่งขึ้น เนื่องจากคุณภาพของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วที่ผลิตได้ในระยะแรกยังต่ำกว่าวัสดุโลหะผสมทองแดงเกรด CAC406 ดังภาพที่ 1.2 แสดงการเปรียบเทียบสมบัติเชิงกลในด้านความแข็งแรงและความยืดของโลหะผสมทองแดงที่ผสมบิสมัทและซีลีเนียมกับโลหะผสมทองแดงที่ผสมตะกั่วเกรด CAC406 ซึ่งจากภาพนี้จะเห็นได้ว่าทั้งความต้านทานแรงดึง (Tensile strength) และความยืด (Elongation) ของโลหะผสมทองแดงระบบบิสมัทและบิสมัท-ซีลีเนียม ต่างมีค่าต่ำกว่าของโลหะผสมทองแดง CAC406

ต่อมาได้มีการพัฒนาปรับเปลี่ยนส่วนผสมเพื่อประยุกต์ใช้ในประเทศญี่ปุ่น ดังตารางที่ 1.1 ทำให้ได้มาซึ่งโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วที่มีสมบัติเชิงกลที่ดีขึ้นและการเกิดโพรงภายในชิ้นงาน (Internal microshrinkage) ลดลง แต่สมบัติในการกลึงไสกลับลดต่ำลง ดังนั้นจึงต้องมีการปรับเปลี่ยนปริมาณบิสมัทในโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วเพื่อให้ได้วัสดุทดแทนที่ใช้ผลิตชิ้นส่วนอุปกรณ์เกี่ยวกับระบบส่งจ่ายน้ำที่มีคุณภาพเหมาะสมทั้งในด้านสมบัติเชิงกลและสมบัติ

การกลึงไส พร้อมทั้งสามารถตอบสนองความต้องการในการป้องกันการปนเปื้อนของตะกั่วในน้ำดื่มด้วย



ภาพที่ 1.2 แสดงการเปรียบเทียบคุณสมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรงและความยืดหยุ่นของโลหะผสมทองแดงผสมตะกั่วและไร้ตะกั่ว [1]

ตารางที่ 1.1 แสดงตัวอย่างโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วที่พัฒนาขึ้นในประเทศญี่ปุ่น [3]

Alloys	Chemical composition (wt. %)								
	Cu	Sn	Zn	Bi	Se	Pb	Sb	Si	P
LF-4A	82-87	3.5-5.5	5-9	1.5-4		<0.2	<0.25		
AQ-30		3-6	5-9	1.5-6		<0.2	0.05-0.5		
AQ-N20		4-5	4-5.6	1.7-2.2		<0.2	0.15-0.3		
ARA-2AD	86-88	5-6	5.5-6.6	≤0.49		<0.2	<0.25		
Keepalloy	84-89	3.5-6	4-9	0.8-2.5	0.1-0.95	<0.2			
Safe-alloy	85-89	4-6	4-7	1.5-3	0.1-0.3	<0.25	<0.2		
Ecobrass	74-78		Rem.			<0.1		2.7-3.4	0.05-0.2

การผลิตโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วอีกวิธีหนึ่ง คือ การผลิตโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดทองเหลืองซิลิกอน (Silicon Brass) ซึ่งนำไปผลิตอุปกรณ์ในการส่งจ่ายน้ำเช่นเดียวกัน [4] แต่เนื่องจากสมบัติด้านการกลึงไสของวัสดุชนิดนี้ยังด้อยกว่า CAC406 [4,5] จึงต้องศึกษาวิจัยเพื่อปรับปรุงสมบัติด้านการกลึงไสให้เทียบเท่ากับมาตรฐานเดิม

โลหะผสมทองแดงชนิดไร้ตะกั่วนิยมนำไปผลิตเป็นอุปกรณ์ส่งจ่ายน้ำประเภทตัวมาตรวัดน้ำ และอุปกรณ์ที่ต้องถูกฝังอยู่ใต้ดิน เช่น stop valve, saddle valve

2. กรรมวิธีพื้นผิว (Surface Treatment) ได้แก่ การกำจัดธาตุตะกั่วออกจากบริเวณชั้นผิวหน้าของโลหะผสมทองแดงเจือตะกั่ว [1] ตัวอย่างกรรมวิธี ในทางอุตสาหกรรมและพาณิชย์ ที่มีการเปิดเผยแล้ว เช่น

1) NPB (Non-Pb Treatment) เป็นวิธีที่ทำให้ตะกั่วละลายออกจากชั้นผิวหน้า โดยการจุ่มชิ้นงานลงในสารละลายกรดหรือด่าง ซึ่งสามารถละลายตะกั่วออกมาได้ที่ระยะลึกประมาณ 5-6 μm เทคโนโลยีนี้เป็นของบริษัท TOTO Co., Ltd. วิธีนี้เป็นที่นิยมใช้กันอย่างแพร่หลาย

2) PLCS Treatment Technology เป็นวิธีของบริษัท Nihon Parkerizing Co., Ltd. ซึ่งเป็นการป้องกันตะกั่วละลายออกมา โดยการเคลือบชั้นฟอสเฟต (Phosphate Treatment) ที่ผิวหน้าของชิ้นงาน

3) SLA Treatment Technology เป็นการลดปริมาณตะกั่วจากผิวหน้าโดยการใช้กรดไนตริกเป็นสารหลัก เทคโนโลยีนี้ถูกพัฒนาโดยบริษัท KITZ Co., Ltd.

4) The Electrolysis Treatment Technology ถูกพัฒนาขึ้นโดยบริษัท Koei Kogyo Co., Ltd. เป็นการลดปริมาณธาตุตะกั่วโดยใช้วิธีอิเล็กโทรไลซิส

อุปกรณ์ในการส่งจ่ายน้ำที่ผลิตโดยนำชิ้นงานที่หล่อด้วยวัสดุดั้งเดิม (เช่น CAC406) มาผ่านกรรมวิธีพื้นผิว เช่น วาล์วที่ใช้เชื่อมต่อระหว่างท่อส่งน้ำ, ข้อต่อ และก๊อกน้ำ เป็นต้น

สำหรับงานวิจัยนี้ เป็นการศึกษาการลดปริมาณตะกั่วที่ผสมในวัสดุทำอุปกรณ์ในการจ่ายน้ำโดยใช้แนวทางแรกกล่าวคือการพัฒนาโลหะผสมทองแดงที่ไร้ตะกั่ว เพื่อนำมาทดแทนวัสดุบรอนซ์ดีบุกผสมตะกั่วที่ใช้กันอยู่เดิม ในงานวิจัยนี้จะได้ศึกษาครอบคลุมถึงโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดที่ใช้บิสมัท, บิสมัท-ซีลีเนียม ในการทดแทนบทบาทของธาตุตะกั่ว และชนิดทองเหลืองซิลิกอน

1.2 วัตถุประสงค์

- 1.2.1 เพื่อศึกษาผลกระทบของธาตุผสมบิสมีท์ ต่อความสัมพันธ์ของโครงสร้างและคุณสมบัติของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว
- 1.2.2 เพื่อประเมินคุณภาพน้ำโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว จากกระบวนการกำจัดออกซิเจนด้วยฟอสฟอรัส (Phosphorus deoxidation) โดยพิจารณาจากเส้นโค้งการเย็นตัว (Cooling curve method) เพื่อการทดสอบหน้างาน (On-site testing)
- 1.2.3 เพื่อศึกษาผลของฟอสฟอรัสต่อสมบัติเชิงกลของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว เพื่อการประเมินคุณภาพน้ำโลหะจากกระบวนการกำจัดออกซิเจน

1.3 ขอบเขตการศึกษา

- 1.3.1 ศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างและสมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงดึง (Tensile strength), ความยืด และความแข็ง (Hardness) ของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดเติมธาตุบิสมีท์ในช่วง 0.5-7.5% โดยน้ำหนัก และชนิดเติมบิสมีท์-ซีลีเนียม
- 1.3.2 ศึกษาความต้านทานแรงกระแทก (Impact strength) ของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วที่ใช้ในทางพาณิชย์ในปัจจุบัน
- 1.3.3 ศึกษาสมบัติความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิสูงของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วที่ใช้ในทางพาณิชย์ในปัจจุบัน ตั้งแต่อุณหภูมิห้องถึงอุณหภูมิ 500 °C โดยใช้อัตราความเครียดสูง (High strain rate) ซึ่งมีความสัมพันธ์กับสมบัติด้านการกลิ้งไสของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว
- 1.3.4 ศึกษาคุณภาพน้ำโลหะของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วโดยการประเมินปริมาณฟอสฟอรัสจากเส้นโค้งการเย็นตัว
- 1.3.5 ศึกษาผลของเวลาในการกำจัดออกซิเจนที่ต่างกันต่อสมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงดึงและความแข็งของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว เมื่อเติมฟอสฟอรัสปริมาณ 0.2% โดยน้ำหนัก
 - ก่อนเติมฟอสฟอรัส
 - หลังจากเติมฟอสฟอรัสทันที
 - หลังจากเติมฟอสฟอรัส 5 นาที
 - หลังจากเติมฟอสฟอรัส 10 นาที
 - หลังจากเติมฟอสฟอรัส 20 นาที
 - หลังจากเติมฟอสฟอรัส 30 นาที

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

- 1.4.1 สามารถแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึง, ความยืด, ความแข็ง และ โครงสร้างของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วที่มีปริมาณบิสมาทที่แตกต่างกัน
- 1.4.2 สามารถประเมินความสามารถในการรับแรงกระทำของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วที่ใช้ในทางพาณิชย์ในปัจจุบัน
- 1.4.3 สามารถแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิสูงและสมบัติด้านการกลึงไส
- 1.4.4 สามารถเสนอการประเมินคุณภาพน้ำโลหะของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว โดยใช้วิธีเส้นโค้งการเย็นตัว
- 1.4.5 สามารถแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึงและความยืด ซึ่งมีผลจากการกำจัดออกซิเจน
- 1.4.6 สามารถเสนอข้อมูลพื้นฐานเพื่อใช้ในการปรับปรุงและพัฒนาโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

บทที่ 2

การศึกษาข้อมูลเบื้องต้น

ทฤษฎีพื้นฐาน

ทองแดงจัดว่าเป็นโลหะที่มีความแข็งแรงอยู่ในเกณฑ์ต่ำ แม้จะมีความเหนียวสูงก็ตาม การใช้งานของทองแดงจึงมีขอบเขตจำกัด ดังนั้นจึงต้องมีการปรับปรุงสมบัติเชิงกลซึ่งทำได้หลายวิธี เช่น การขึ้นรูปเย็น (Cold-working), การเพิ่มความแข็งแรงด้วยกรรมวิธีชุบแข็งตกตะกอน (Precipitation Hardening), การทำให้เป็นสารละลายของแข็ง (Solid-Solution Formation) โดยที่ความแข็งแรงจะเพิ่มมากขึ้นขึ้นอยู่กับเทคโนโลยีเฉพาะและการผสมธาตุต่างๆ วิธีที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรม คือ การทำให้เป็นสารละลายของแข็งโดยการผสมธาตุต่างๆ ลงไปในทองแดง ทำให้เกิดโลหะผสมทองแดงหลายชนิดและมีสมบัติทางกลแตกต่างกันออกไป [6]

2.1 การแบ่งกลุ่มทองแดงและโลหะผสมทองแดง [7]

ธาตุผสมที่นิยมใช้เติมลงในทองแดง คือ อะลูมิเนียม, นิกเกิล, ซิลิคอน, ดีบุก และสังกะสี ส่วนธาตุผสมอื่นๆ มักเติมในปริมาณเล็กน้อย เพื่อช่วยปรับปรุงคุณลักษณะต่างๆ เช่น การต้านทานการกัดกร่อน, สมบัติการกลึงไส เป็นต้น ทองแดงและโลหะผสมทองแดงสามารถแบ่งออกได้เป็น 9 กลุ่ม [7] คือ

- 1) ทองแดง (Coppers) ประกอบด้วย ทองแดงอย่างน้อย 99.3% โดยน้ำหนัก
- 2) โลหะผสมทองแดงสูง (High-copper alloys) ประกอบด้วยทองแดงเป็นหลัก และมีธาตุผสมได้ถึง 5% โดยน้ำหนัก
- 3) ทองเหลือง (Brasses) หรือ โลหะผสมระหว่างทองแดง-สังกะสี (Copper-zinc alloys) ประกอบด้วย สังกะสีได้ถึง 40% โดยน้ำหนัก
- 4) โลหะผสมระหว่างทองแดง-ดีบุก (Copper-tin alloys) หรือ บรอนซ์ดีบุก (Tin Bronzes) หรือ บรอนซ์ฟอสฟอรัส (Phosphor bronzes) ประกอบด้วย ดีบุกได้ถึง 10% และฟอสฟอรัส 0.2% โดยน้ำหนัก
- 5) โลหะผสมระหว่างทองแดง-อะลูมิเนียม (Copper-aluminum alloys) หรือ บรอนซ์อะลูมิเนียม (Aluminum bronzes) ประกอบด้วย อะลูมิเนียมได้ถึง 10% โดยน้ำหนัก
- 6) โลหะผสมระหว่างทองแดง-ซิลิคอน (Copper-silicon alloys) หรือ บรอนซ์ซิลิคอน (Silicon bronze) ประกอบด้วย ซิลิคอนได้ถึง 3% โดยน้ำหนัก
- 7) โลหะผสมระหว่างทองแดง-นิกเกิล (Copper-nickel alloys) ประกอบด้วย นิกเกิลได้ถึง 30% โดยน้ำหนัก

8) โลหะผสมระหว่างทองแดง-สังกะสี-นิกเกิล (Copper-zinc-nickel alloys) หรือ นิกเกิล-ซิลเวอร์ (Nickel silvers) ประกอบด้วย สังกะสีได้ถึง 27% และนิกเกิล 18% โดยน้ำหนัก

9) โลหะผสมชนิดพิเศษ (Special alloys) ประกอบด้วย ธาตุผสมชนิดต่างๆ เพื่อปรับปรุงคุณลักษณะเฉพาะบางประการให้ดียิ่งขึ้น เช่น การกลึงไส

การแบ่งกลุ่มทองแดงและโลหะผสมทองแดงยังสามารถแบ่งตามมาตรฐาน JIS ของประเทศญี่ปุ่นออกได้เป็น 9 กลุ่ม [8] ซึ่งมาตรฐาน JIS-H5120 อันเป็นมาตรฐานใหม่สุดได้กำหนดประเภทของโลหะผสมทองแดงไว้ตะกั่วไว้ด้วยในกลุ่ม CAC900 ดังนี้

Alloy Classification According to JIS-H5120

Classification	Symbol	Alloy series	Characteristics
Copper casting	CAC100	Cu	Good electric and heat conductivities.
Brass casting	CAC200	Cu-Zn	Good solderability. Good castability.
High strength brass casting	CAC300	Cu-Zn-Mn-Fe-Al	High strength and high hardness.
		Cu-Zn-Al-Mn-Fe	Good wear resistance. Good corrosion resistance.
Bronze casting	CAC400	Cu-Sn-Zn-Pb	Pressure tightness, wear resistance, corrosion resistance, machinability and castability are good.
		Cu-Sn-Zn	
		Cu-Zn-Pb-Sn	
Phosphorus bronze casting	CAC500	Cu-Sn-P	Good corrosion resistance. Good wear resistance.
Leaded bronze casting	CAC600	Cu-Sn-Pb	Good pressure tightness. Good wear resistance. Good mate.
Aluminum bronze casting	CAC700	Cu-Al-Fe	High strength & high ductility.
		Cu-Al-Fe-Ni-Mn	Good corrosion resistance.
		Cu-Al-Mn-Fe-Ni	Good wear resistance.
Silzin bronze casting	CAC800	Cu-Si-Zn	Good corrosion resistance. Good castability.
Bismuth & Bismuth- Selenium bronze casting	CAC900	Cu-Sn-Zn-Bi	Little lead dissolution into water.
		Cu-Sn-Zn-Bi-Se	Good corrosion resistance.

สำหรับอุตสาหกรรมด้านการผลิตอุปกรณ์ที่ใช้ในระบบส่งน้ำ (Water supply system) นิยมใช้โลหะผสมระหว่างทองแดง-สังกะสี หรือ ทองเหลือง และโลหะผสมระหว่างทองแดง-ดีบุก หรือ บรอนซ์ดีบุก เนื่องจาก มีคุณลักษณะเด่นหลายประการ เช่น มีความต้านทานการกัดกร่อนที่ดี, มีความสามารถขึ้นรูปที่ดี, สามารถทำการหล่อได้ง่าย [1,2]

2.2 บรอนซ์ดีบุก (Tin bronze) [6,7,9]

บรอนซ์ หมายถึง โลหะผสมทองแดงที่มีดีบุกเป็นธาตุผสมหลัก แต่ในปัจจุบันมักใช้คำว่า บรอนซ์ดีบุก หรือ บรอนซ์ฟอสฟอรัส เนื่องจากใช้ฟอสฟอรัสเป็นตัวกำจัดออกซิเจนในระหว่างกระบวนการหล่อบรอนซ์ ซึ่งโลหะผสมระหว่างทองแดง-ดีบุก ชนิดนี้มีการนำไปประยุกต์ใช้งานกันอย่างกว้างขวางดังตารางที่ 2.1

2.2.1 โลหวิทยาของบรอนซ์ดีบุก

ดีบุกเมื่อละลายในทองแดงในสภาพสารละลายของแข็ง หรือเฟสแอลฟา (α) ได้ปริมาณ 13.5% ที่อุณหภูมิ 798°C และเพิ่มเป็น 15.8% ที่อุณหภูมิ 586°C จากนั้นอัตราการละลายของดีบุกในเฟส α จะลดลงเป็น 11% ที่ประมาณ 350°C และลดลงอีกเหลือ 1.3% ที่อุณหภูมิ 200°C ดังภาพที่ 2.1 การเกิดสารละลายของแข็งระหว่างทองแดงกับดีบุกส่งผลให้ทองแดงมีความความแข็งแรงเพิ่มมากขึ้น แต่เมื่อเลยขอบเขตที่ดีบุกจะละลายได้ในสภาพสารละลายของแข็งจะเกิดเฟสสารประกอบระหว่างทองแดงกับดีบุกขึ้น ซึ่งเป็นเฟสที่มีความแข็งและเปราะแตกง่าย ทำให้ความแข็งแรงลดลงอย่างรวดเร็ว

เฟสเบต้า (β) มีระบบผลึกเป็น BCC เกิดจากปฏิกิริยาเพอริเทคติก (Peritectic) ที่อุณหภูมิ 798°C

เฟสแกมมา (γ) มีระบบผลึกเป็น BCC เกิดจากปฏิกิริยาเพอริเทคติก ที่อุณหภูมิ 756°C และให้ปฏิกิริยายูเทคตอยด์ (Eutectoid) ที่อุณหภูมิ 520°C

เฟสเดลต้า (δ) มีระบบผลึกเป็นลูกบาศก์เชิงซ้อน (Complex FCC) ซึ่งเป็นสารประกอบเชิงโลหะที่มีความแข็งสูงแต่เปราะ สูตรทางเคมี คือ $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$

เฟสเอปซิลอน (ϵ) มีระบบผลึกเป็น Orthorhombic เป็นสารประกอบเชิงโลหะที่มีความแข็งสูงและเปราะ สูตรทางเคมี คือ Cu_5Sn

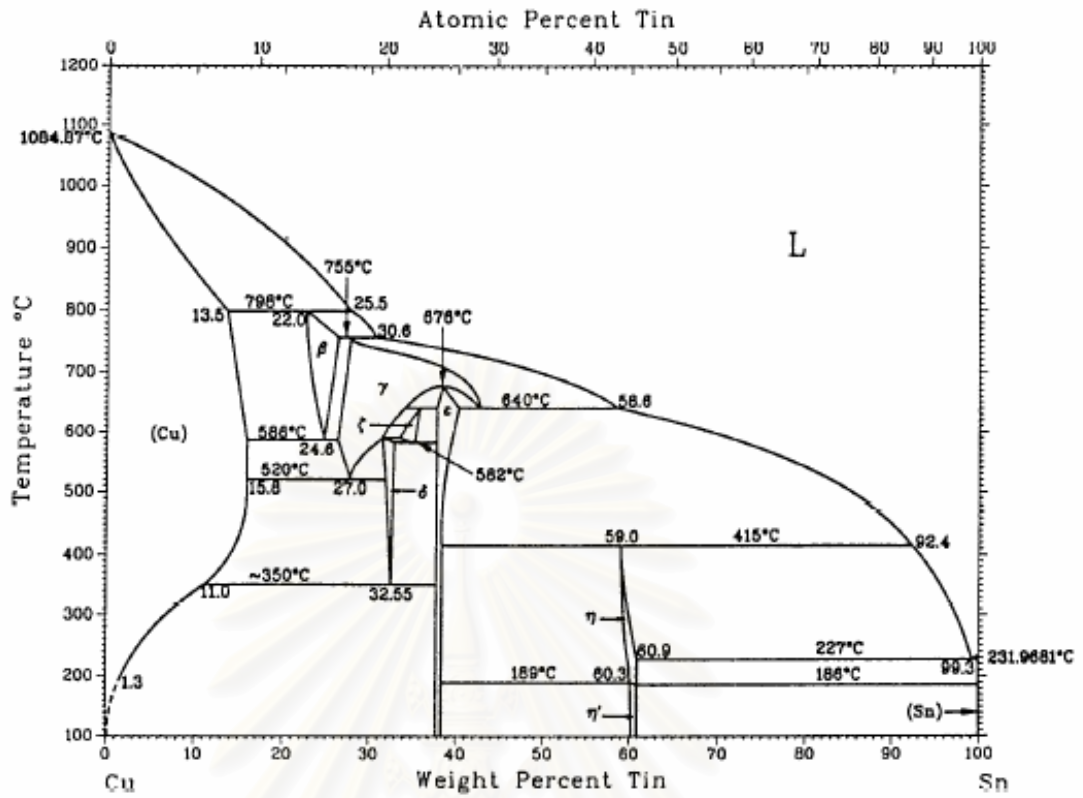
การหล่อโลหะบรอนซ์ในทางปฏิบัติส่วนใหญ่ใช้แบบหล่อทราย ซึ่งอัตราการเย็นตัวจะสูงกว่าการเย็นตัวในสภาวะสมดุล อีกทั้งบรอนซ์ดีบุกมีช่วงการแข็งตัวยาว (Long Range Solidification) ประกอบกับเปลี่ยนสถานะจากของเหลวเป็นของแข็งด้วยการเกิดปฏิกิริยาเพอริเทคติก ดังนั้นโครงสร้างภายหลังเมื่อเย็นตัวลงมาถึงอุณหภูมิปกติจะปรากฏโครงสร้างในลักษณะที่ไม่สมดุล (Non Equilibrium) และเกิดความไม่สม่ำเสมอของดีบุกในโครงสร้างจุลภาค คือมีปริมาณดีบุกต่ำบริเวณใจกลางของเกรน (Coring Effect) ปฏิกิริยาเพอริเทคติกที่อุณหภูมิ 798°C เกิดไม่สมบูรณ์อาจจะเหลือเฟส α หรือของเหลวมากกว่าในสภาวะสมดุล และเนื่องจากการเย็นตัวเร็ว ภายหลังเมื่อเกิดนิวเคลียสของเฟส α ที่มีทองแดงปริมาณสูง ดีบุกจะถูกผลักออกไปสะสมอยู่ในโลหะหลอมเหลวรอบๆ ผลึกของ α แต่ปรากฏว่าเฟส α มีอัตราการหดตัวสูงจึงดูดเอาโลหะหลอมเหลวที่มีปริมาณดีบุกสูงเข้ามาอยู่ระหว่างเกรนที่มีลักษณะเป็นกิ่งก้าน (Dendrite) ทำให้รอบๆเกรนของเฟส α กลายเป็นบริเวณที่มีปริมาณดีบุกสูงกว่าบริเวณที่ไกลออกไป ปรากฏการณ์เช่นนี้ เรียกว่า Inverse Segregation คือ เกิดการแยกตัวกลับทางที่ควรจะเป็น ภาพที่ 2.2 แสดงตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมระหว่างทองแดง-ดีบุก

ตารางที่ 2.1 แสดงประเภทของบรอนซ์ดีบุกตามลักษณะการนำไปใช้งาน [10]

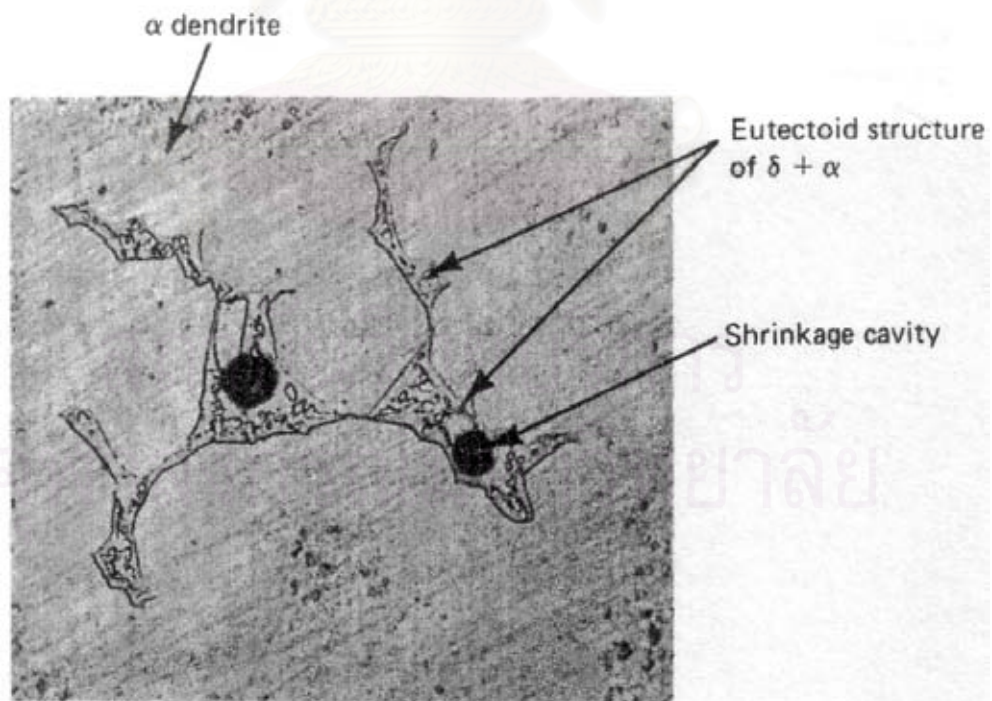
Relevant specification	Composition (%)				Other elements	Condition	Typical mechanical properties				Characteristics and uses
	Cu	Sn	P	Zn			0.2% Proof stress N/mm ²	Tensile Strength N/mm ²	Elongation (%)	Hardness (VPN)	
-	95.5	3	-	1.5	-	Annealed Hard	120 600	324 726	65 5	60 200	Coinage Bronze. Used for British copper coinage
BS 2870: PB102	96	3.8	0.1	-	-	Annealed Hard	150 620	340 741	65 15	65 210	Low-tin Bronze. Used where good elastic properties combined with resistance to corrosion and corrosion fatigue are necessary. Widely used as springs and instrument parts.
BS 2870/4: PB102	94	5.5	0.1	-	-	Annealed Hard	150 620	355 695	65 15	65 180	Drawn Phosphor-bronze. General used in the work-hardened condition. Used for engineering components subjected to friction. Also for stream-turbine blading and other corrosion-resisting applicants.
BS 1400: CT1/B	Rem.	10	0.1	-	-	Sand-cast	140	278	15	90	Cast Phosphorus-bronze. A suitable alloy for general sand-castings. With phosphorus raised to 0.5% (BSS 1400/PB1/C) the alloy is a standard phosphorus-bronze for bearings. It is often supplied as cast sticks for turning small bearings, etc.

ตารางที่ 2.1 แสดงประเภทของบรอนซ์ที่บดตามลักษณะการนำไปใช้งาน (ต่อ) [10]

Relevant specification	Composition (%)				Other elements	Condition	Typical mechanical properties				Characteristics and uses
	Cu	Sn	P	Zn			0.2% Proof stress N/mm ²	Tensile Strength N/mm ²	Elongation (%)	Hardness (VPN)	
-	Rem.	18	Up to 1	-	-	Sand-cast	154	170	2	-	High-tin Bronzes. Used for bearings subjected to heavy composition loads-bridge and turntable bearings, etc.
BS 1400: GI/C	88	10	-	2	-	Sand-cast	140	293	16	85	Admiralty Gunmetal. Widely used for pumps, valves and miscellaneous castings, particularly for marine purposes because of its corrosion-resistance. Also used for statuary because of good casting properties.
BS 1400: LG2/A	85	5	-	5	Pb 5	Sand-cast	110	216	13	65	85-5-5-5 Leaded Gunmetal or Red Brass. Often used as a substitute for Admiralty gunmetal and also where pressure tightness is required.
BS 1400: LB5/B	Rem.	5	-	0.5	Pb 20	Sand-cast	80	175	8	65	Useful where lubrication is likely to fail. Also in aero and automobile construction. For carrying heavy loads a steel
						Chill-cast	95	200	8	70	

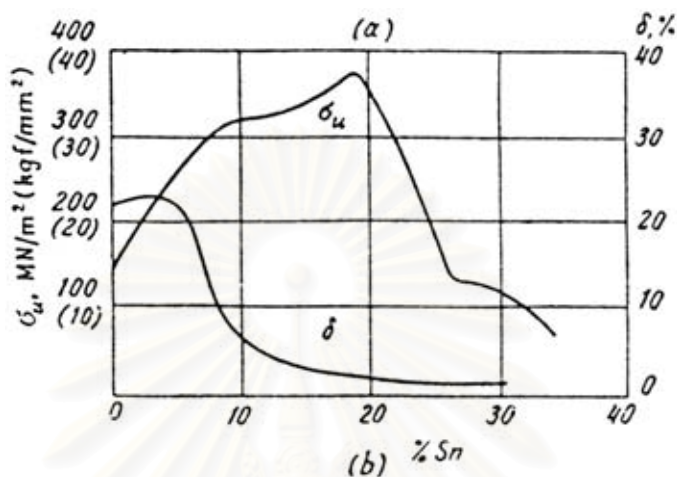


ภาพที่ 2.1 แผนภูมิสมดุลระหว่างทองแดงกับดีบุก [11]



ภาพที่ 2.2 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมระหว่างทองแดง-10%ดีบุก สภาพภายหลังการหล่อ (As-cast) [7]

สมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรงหรือความเค้นแรงดึงจะมีค่าสูงสุดในสภาพภายหลังการหล่อเมื่อผสมดีบุกประมาณ 18 เปอร์เซ็นต์ ส่วนสมบัติด้านความยืด จะเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อผสมดีบุกระหว่าง 4-5% จากนั้นเมื่อปริมาณดีบุกเพิ่มขึ้น ความเหนียวของบรอนซ์ดีบุกจะลดลงอย่างรวดเร็ว ดังภาพที่ 2.3



ภาพที่ 2.3 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติทางกลกับปริมาณดีบุก [6]

(σ_u คือ Ultimate Tensile strength ส่วน δ คือ Elongation)

2.3 ทองเหลือง (Brasses) [6,7,8]

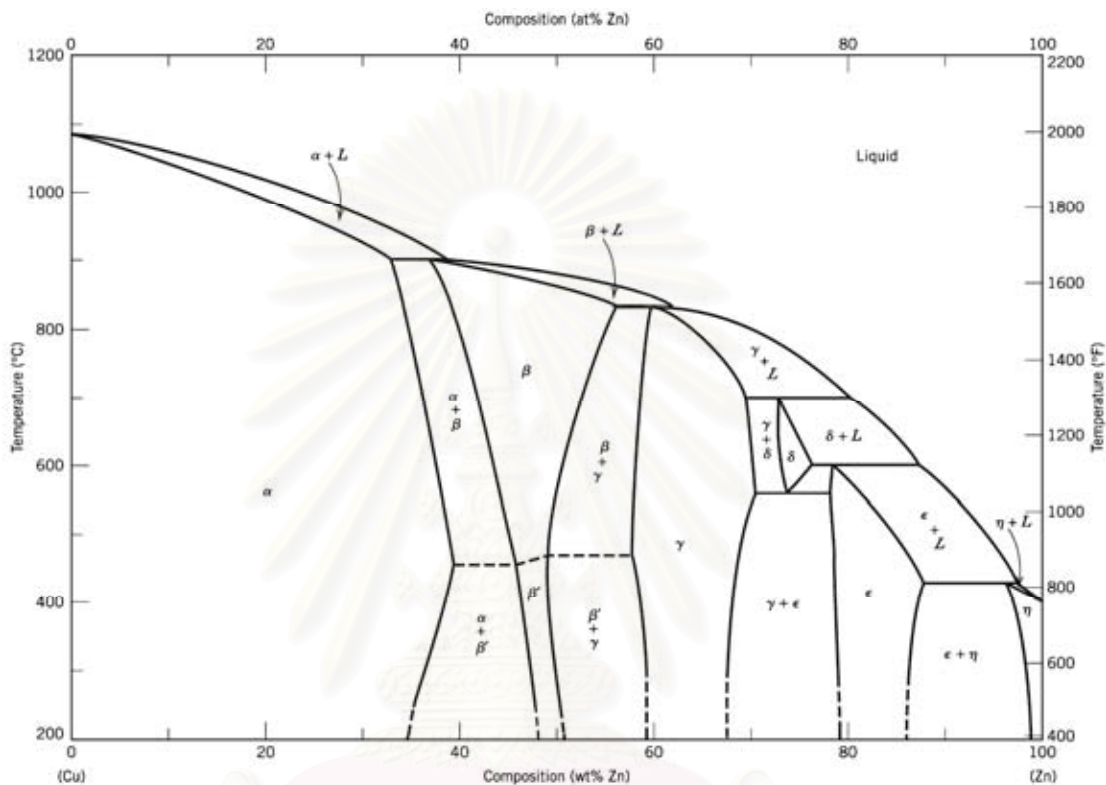
ทองเหลือง คือ โลหะผสมระหว่างทองแดงกับสังกะสี โดยสังกะสีที่ละลายในทองแดงจะให้สารละลายของแข็ง โดยปริมาณของสังกะสีสามารถละลายได้สูงถึง 39% แต่ถ้าผสมสังกะสีในปริมาณมากกว่านี้จะได้สารประกอบเชิงโลหะระหว่างทองแดงกับสังกะสี ที่แข็งและเปราะ ตามที่ปรากฏอยู่ในแผนภูมิสมดุล ดังภาพที่ 2.4 ซึ่งส่งผลให้สมบัติเชิงกล เปลี่ยนแปลงไป โดยความแข็งแรงกับความเหนียวจะค่อยๆ ลดลง มีแต่ความแข็งเท่านั้นที่เพิ่มขึ้น

2.3.1 โลหวิทยาของทองเหลือง

การนำทองเหลืองไปใช้งานต้องพิจารณาถึงปริมาณของสังกะสีที่ใช้และลักษณะโครงสร้างจุลภาค ดังนั้นจึงต้องอาศัยแผนภูมิสมดุลในภาพที่ 2.4 ทำความเข้าใจบทบาทของสังกะสีในทองแดง

สังกะสีสามารถละลายในทองแดงและให้สารละลายของแข็งได้สูงสุดที่ปริมาณสังกะสี 39% ณ อุณหภูมิ 454 °C ซึ่งสารละลายของแข็งนี้เรียก เฟส α มีระบบผลึกเป็น FCC มีความเหนียวสูงขึ้นรูปเย็นได้ง่าย เมื่อผสมสังกะสีเพิ่มขึ้นจะปรากฏเฟส β ซึ่งจะเกิดปฏิกิริยาเพอริเทคติก ระหว่างเฟส α กับโลหะหลอมเหลวที่อุณหภูมิ 902°C โดยเฟส β มีระบบผลึกเป็นแบบ BCC ที่อุณหภูมิสูงกว่า 454°C อะตอมของสังกะสีจะเรียงตัวไม่เป็นระเบียบ (Disordered) แต่เมื่ออุณหภูมิลดต่ำกว่า 454°C การเรียงตัวของอะตอมสังกะสีในทองแดงจะเป็นระเบียบ (Ordered) เรียกเฟส β'

เฟส γ จะปรากฏเมื่อเกิดปฏิกิริยาเพอริเทกติกครั้งที่สองระหว่างเฟส β กับโลหะหลอมเหลวที่เหลือ ให้เฟส γ ที่อุณหภูมิ 834°C (จากแผนภูมิสมมูลไม่ปรากฏปฏิกิริยานี้ชัดเจน) ซึ่งจัดเป็นสารประกอบเชิงโลหะมีสูตร $CuZn_5$ มีระบบผลึกเป็นระบบลูกบาศก์เชิงซ้อน (Complex cubic) มีความแข็งแรงสูง และเปราะแตกหักง่าย



ภาพที่ 2.4 แผนภูมิสมมูลของทองแดงกับสังกะสี [12]

เมื่อมีการเติมธาตุผสมอื่นๆ ลงไป เช่น ซีลีคอน, ดีบุก, อะลูมิเนียม จะมีผลต่อการเกิดเฟสในโครงสร้างจุลภาคของทองเหลือง ดังนั้นจึงมีการกำหนดค่า Zinc Equivalent [13] ของธาตุผสมที่มักเติมลงในทองเหลืองเพื่อแสดงถึงปริมาณสังกะสีที่ให้ผลเทียบเท่ากับการเติมธาตุผสมนั้นๆ

ธาตุผสม	Zinc Equivalent
อะลูมิเนียม	6
เหล็ก	0.9
แมงกานีส	0.5
ซีลีคอน	10
ดีบุก	2

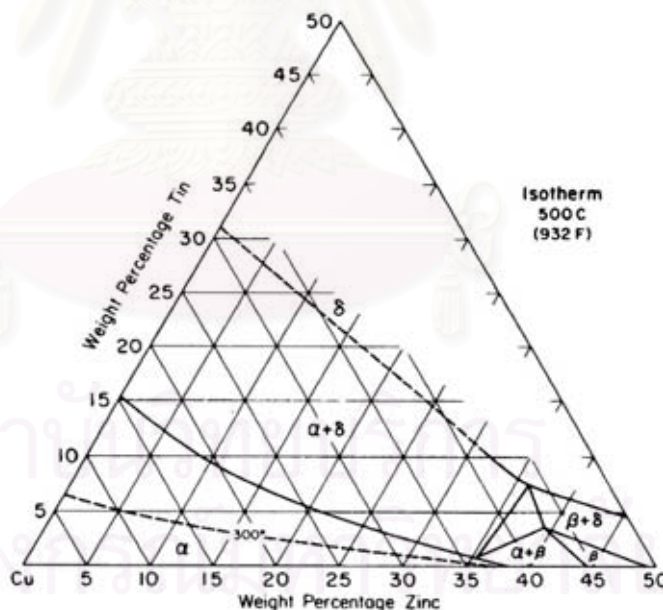
ตัวอย่างเช่น ซิลิคอน 1% โดยน้ำหนัก มีค่าเท่ากับสังกะสี 10% โดยน้ำหนัก จากนั้นนำค่าที่ได้จากการคิด Zinc Equivalent ไปรวมกับปริมาณของสังกะสีที่มีอยู่ แล้วนำไปพิจารณาโครงสร้างจุลภาคที่จะเกิดขึ้นจากแผนภูมิสมมูลในภาพที่ 2.4

2.4 โลหะผสมระหว่างทองแดง-ดีบุก-สังกะสี (Copper-Tin-Zinc Alloys) [7,9]

จากกลไกการเพิ่มความแข็งแรงให้ทองแดงโดยทำให้เป็นสารละลายของแข็ง (Solid-Solution Strengthening) ซึ่งเกิดจากการเติมสังกะสี และสามารถทำให้มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นอีก โดยการใช้ดีบุกเติมลงไปแทนที่สังกะสีบางส่วนในโลหะผสมทองแดง

จากภาพที่ 2.5 แผนภูมิสมมูลสามธาตุ (Ternary Phase Diagram) ระหว่างทองแดง-สังกะสี-ดีบุก แสดงให้เห็นว่าการที่รวมธาตุผสม 2 ชนิดนี้ลงไปทำให้ขอบเขตการละลายของเฟส α ขยายออกมากขึ้น แต่มักเกิดปัญหาการเกิดเฟส δ ซึ่งเป็นผลที่มีความเปราะ แตกหักง่าย ดังนั้นในระหว่างขั้นตอนการหล่อมักจำกัดปริมาณดีบุกให้น้อยกว่า 2%

การเติมสังกะสีลงในโลหะผสมระหว่างทองแดง-ดีบุก นิยมใช้ในงานหล่อที่ต้องมีการนำไปใช้งานเกี่ยวกับการกักเก็บน้ำภายใต้แรงดันโดยไม่เกิดการรั่ว เช่น วาล์วน้ำที่มีแรงดันสูง



ภาพที่ 2.5 แผนภูมิสมมูลสามธาตุระหว่างทองแดง-สังกะสี-ดีบุก [9]

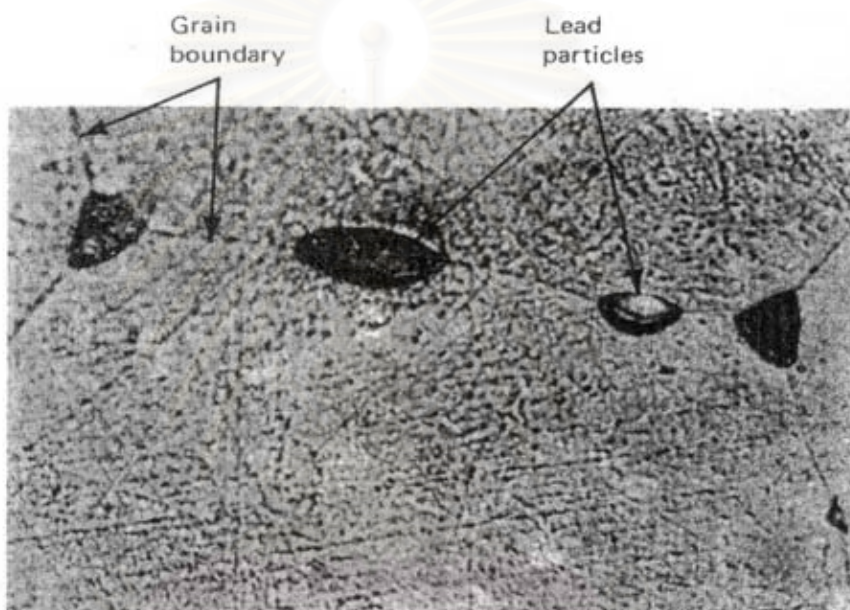
2.5 โลหะผสมระหว่างทองแดง-ตะกั่ว (Copper-Lead Alloys) [9]

เนื่องจากในอุตสาหกรรมที่เกี่ยวข้องกับโลหะผสมทองแดงส่วนมาก มักมีขั้นตอนการกลึง ไสอยู่เสมอ การที่เติมตะกั่วลงในทองแดงมีข้อดีที่สำคัญ คือ การปรับปรุงสมบัติในการกลึง ไส เพราะตะกั่วทำหน้าที่เหมือนสารหล่อลื่น (Lubricant) และทำให้ขี้กึงหลุดง่ายขึ้น ทำให้สูญเสีย

พลังงานที่ใช้การกลึงไสต่ำ อีกทั้งตะกั่วยังช่วยปรับปรุงสมบัติการกักเก็บน้ำภายใต้แรงดันโดยไม่เกิดการรั่ว

การเติมธาตุตะกั่วลงในโลหะผสมทองแดง ถ้ามีปริมาณตะกั่วมากกว่า 0.5% ที่อุณหภูมิ 25°C ตะกั่วจะปรากฏอยู่ตามขอบเกรน (Grain Boundary) ในลักษณะเป็นอนุภาคของแข็ง ดังภาพที่ 2.6

ตัวอย่างโลหะผสมทองแดง-สังกะสี-ดีบุก-ตะกั่ว ที่ใช้งานอย่างแพร่หลาย คือ JIS-CAC406 ซึ่งมีส่วนผสมมาตรฐานเป็น 85-5-5-5 ประกอบด้วยทองแดง 85%, ดีบุก 5%, สังกะสี 5% และตะกั่ว 5% โดยน้ำหนัก เทียบเท่ากับ C83600 ตามมาตรฐานของ ASTM



ภาพที่ 2.6 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมระหว่างทองแดงตะกั่ว (Cu-3Pb alloy) ที่มีอนุภาคของแข็งของตะกั่วอยู่ตามขอบเกรนของโลหะ [7]

2.6 การนำโลหะผสมทองแดงไปใช้งาน [1,13]

การนำโลหะผสมทองแดงไปประยุกต์ใช้งาน แบ่งออกเป็น 6 กลุ่ม คือ

1. ชิ้นส่วนของเครื่องสูบน้ำ (Pump Part), วาล์ว และข้อต่อ (Fitting)
2. แบริ่ง (Bearing), เครื่องประกบเพลลา (Bushing)
3. เฟือง (Gear)
4. ชิ้นส่วนงานหล่อของเรือเดินทะเล (Marine casting)
5. ชิ้นส่วนเครื่องใช้ไฟฟ้า
6. อุปกรณ์ตกแต่งด้านสถาปัตยกรรม

งานหล่อโลหะผสมทองแดง JIS-CAC 406 ส่วนใหญ่ถูกใช้ในงานผลิตตัวมาตรฐานวัดน้ำ,

วาวล์, ซ้อต่อ และผลิอุดุปรกรรม์เกี่ยวกับระบบส่งจ่ายน้ำดื่ม ดังนั้นสมบัติด้านการกักเก็บน้ำภายใต้แรงดันโดยไม่เกิดการรั่ว, สมบัติด้านการกลึงไส เป็นสมบัติที่ต้องนำมาพิจารณาในการผลิตวัสดุอุปกรณ์ประเภทนี้ โดยธาตุผสมที่มีบทบาทสำคัญ คือ ตะกั่ว เนื่องจากตะกั่วช่วยปรับปรุงสมบัติดังกล่าวให้ดีขึ้น แต่ตะกั่วเป็นธาตุที่มีพิษและสะสมในร่างกายมนุษย์ จึงต้องมีการนำธาตุที่มีสมบัติใกล้เคียงกับตะกั่วมาทดแทนในงานหล่อโลหะผสมทองแดง เพื่อให้ปริมาณธาตุตะกั่วที่ละลายอยู่ในน้ำดื่มให้มีปริมาณไม่เกิน 0.01 mg/L ตามมาตรฐานของประเทศญี่ปุ่น และธาตุที่ถูกนำมาพิจารณาเพื่อใช้ทดแทนตะกั่ว คือ บิสมัท

2.7 โลหะบิสมัท (Bismuth) [6]

โลหะบิสมัทจัดเป็นโลหะที่มีจุดหลอมเหลวต่ำอยู่ในกลุ่มเดียวกับตะกั่ว, ดีบุก และแคดเมียม แต่เนื่องจากความเป็นพิษของตะกั่ว ในปัจจุบันจึงมีการใช้บิสมัทเข้ามาแทนตะกั่วทำให้มีการใช้บิสมัทในวงการอุตสาหกรรมและพาณิชย์มากขึ้น [9] บิสมัทเป็นโลหะที่มีความแข็งและเปราะคล้ายกับพลวง และมีสมบัติที่ต่างกับโลหะอื่น คือ จะมีการขยายตัวประมาณ 2% ในขณะที่แข็งตัว

บิสมัทเป็นโลหะชนิดหนึ่งที่สามารถพบในธรรมชาติซึ่งเรียกว่า Native Bismuth แต่ที่พบตามแหล่งแร่จะเป็นบิสมัทออกไซด์ที่เรียกว่า Bismuth oxide นอกจากนี้ยังยังพบแร่บิสมัทที่เกิดอยู่ร่วมกับแร่ตะกั่ว ทองแดง และดีบุก ซึ่งโลหะบิสมัทในตลาดส่วนมากจะได้มาจากผลพลอยได้ใน การถลุงแร่ตะกั่วและทองแดง



ภาพที่ 2.7 โลหะบิสมัท [15]

สมบัติทางกายภาพของบิสมัท

น้ำหนักอะตอม	$209 \text{ g}\cdot\text{mol}^{-1}$
ความหนาแน่น	9.80 g/cm^3 ที่อุณหภูมิ 20°C
จุดหลอมเหลว	271°C

จุดเดือด	1436°C
ความร้อนจำเพาะ	0.0290 cal/g/°C
สัมประสิทธิ์การขยายตัว	$13.45 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$
ความแข็ง (Moh's scale)	3.5

2.8 การหลอมโลหะผสมทองแดง (Melting of Copper-Base Alloys)

การหล่อบรอนซ์ดีบุก [6,7,9]

บรอนซ์ดีบุกหล่อเป็นโลหะผสมระหว่างทองแดงกับดีบุกในช่วง 2-20 %Sn นอกจากนี้ยังอาจผสมธาตุอื่น เช่น สังกะสีจำนวนหนึ่งซึ่งจะน้อยกว่าดีบุก และจะมีตะกั่วผสมประมาณ 0.5%

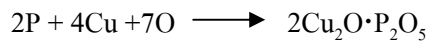
ด้านโครงสร้างจุลภาคของบรอนซ์ดีบุกในสภาพภายหลังการหล่อ (As cast) เนื่องจากการเย็นตัวสูงกว่าอัตราสมดุล การเกิดปฏิกิริยาเพอริเทคติก ($L + \alpha \rightleftharpoons \beta$) ที่อุณหภูมิ 798°C เกิดไม่สมบูรณ์จึงปรากฏลักษณะโครงสร้างเป็นแกน (Coring) ร่วมกับลักษณะโครงสร้างแบบเดนไดรต์ (Dendrite) โดยให้โครงสร้างพื้น (Matrix) เป็น α และรอบๆผลึกเดนไดรต์ของ α จะเป็นโครงสร้างที่มีส่วนผสมดีบุกสูง ล้อมรอบด้วยโครงสร้างยูเทคตอยด์ของ α กับ δ ซึ่งเฟส δ เป็นส่วนที่มีความแข็งสูงแทรกตัวอยู่กับ α ซึ่งเป็นเฟสที่อ่อนเหนียวทำให้ลักษณะโครงสร้างของบรอนซ์ดีบุกมีคุณสมบัติที่จะใช้เป็นโลหะรองลื่น (Bearing) ได้ดี

ในขณะที่หลอมเหลว บรอนซ์ดีบุกสามารถดูดซึมก๊าซไฮโดรเจนได้สูง อีกทั้งยังทำปฏิกิริยากับออกซิเจนได้ดี ดังนั้นในการหล่อหลอมจึงมีหลายปัจจัยที่ต้องควบคุม เริ่มตั้งแต่วัตถุดิบ (Charge) บรรยากาศในเตาหลอม (Atmosphere) อุณหภูมิในการหล่อหลอม (Melting Temperature) การใช้ฟลักซ์ (Flux) การกำจัดออกซิเจน (Deoxidation) และการไล่ก๊าซไฮโดรเจน (Degassing)

การควบคุมส่วนผสมสุดท้ายให้ได้ตามที่กำหนด ควรนำโลหะที่มีส่วนผสมทางเคมีที่แน่นอนมาเป็นวัตถุดิบ เศษโลหะที่มีขนาดเล็กควรจะอัดให้เป็นก้อนก่อนนำมาหลอมเพื่อลดการสูญเสียเนื่องจากการเกิดออกซิเดชัน

นอกจากนี้วัตถุดิบต้องปราศจากคราบน้ำมันและความชื้น เพราะสิ่งเหล่านี้เป็นแหล่งกำเนิดของก๊าซไฮโดรเจนซึ่งจะถูกดูดซึมเข้าไปในน้ำโลหะบรอนซ์ได้ง่ายซึ่งทำให้เกิดปัญหาโพรงก๊าซในเนื้องานหล่อ บรรยากาศในเตาหลอม (Atmosphere) ควรจะควบคุมให้เป็นสภาพออกซิไดซิงเล็กน้อย (Slightly oxidizing) เพื่อทำให้มีปริมาณก๊าซไฮโดรเจนเหลือน้อยที่สุด ส่วนระยะเวลาในการหลอมควรใช้เวลาไม่นานและอุณหภูมิในการหลอมไม่ควรให้สูงจนเกินไปเพื่อลดการละลายของก๊าซไฮโดรเจน นอกจากนี้ควรใช้ฟลักซ์ปกคลุมผิวหน้าของโลหะหลอมเหลวไว้เป็นการป้องกันอีกชั้นหนึ่ง การกำจัดก๊าซไฮโดรเจนควรทำอีกครั้งก่อนการเทน้ำโลหะออกจากเตาหลอม จะช่วยให้คุณภาพของน้ำโลหะดีขึ้น

เมื่อหลอมบรอนซ์จนได้อุณหภูมิที่พร้อมจะเทลงแบบหล่อ (Mold) แล้วจะกำจัดออกซิเจนในน้ำโลหะโดยเติมทองแดงผสมฟอสฟอรัส (Phosphorus-copper) ซึ่งมีฟอสฟอรัสประมาณ 7-15% ฟอสฟอรัสเป็นธาตุที่จะจับออกซิเจนดังสมการ [5]



ซึ่งช่วยให้ในน้ำโลหะบรอนซ์สะอาด ภายหลังเมื่อได้หล่อออกซิเจนด้วยฟอสฟอรัสแล้ว ควรมีฟอสฟอรัสเหลืออยู่ในน้ำโลหะบรอนซ์ประมาณ 0.015-0.030% เนื่องจากถ้ามีปริมาณฟอสฟอรัสต่ำเกินไปจะทำให้ในระหว่างที่เทน้ำโลหะแล้วน้ำโลหะสัมผัสกับความชื้นที่มีอยู่ในแบบหล่อมีโอกาสเกิดก๊าซออกซิเจนขึ้นซึ่งส่งผลให้เกิดรูพรุนขึ้นในงานหล่อ แต่ถ้าปริมาณฟอสฟอรัสในน้ำโลหะเหลือมากเกินไปจะทำให้ก๊าซไฮโดรเจนละลายในน้ำโลหะมากขึ้นซึ่งจะทำให้เกิดรูพรุนในชิ้นงานเช่นเดียวกัน อีกทั้งน้ำโลหะมีโอกาสทำปฏิกิริยากับผนังทรายแบบแล้วเกิดตำหนิ (Defect) ในเนื้องานหล่อ และยังทำให้สภาพบรรยากาศในเตาหลอมที่เป็นสภาพออกซิไดซิงเล็กน้อยเสียไปด้วย

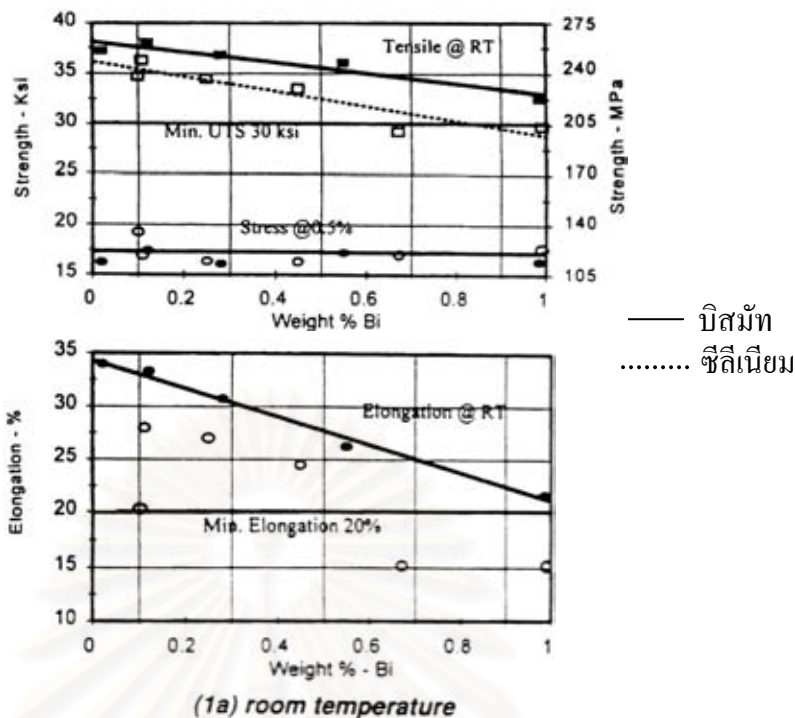
2.9 ปริทรรศน์วรรณกรรม

ในปัจจุบันมีการนำโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วมาใช้ทดแทนโลหะผสมทองแดง CAC 406 ในการผลิตอุปกรณ์เกี่ยวกับระบบส่งจ่ายน้ำดื่ม เช่น ตัวมาตรวัดน้ำ, วาล์ว, ข้อต่อ เป็นต้น เพื่อจำกัดปริมาณตะกั่วที่จะปนเปื้อนลงในน้ำดื่ม ซึ่งการผลิตวัสดุชนิดใหม่นี้ได้มีการศึกษาวิจัยทั้งในยุโรป, อเมริกา รวมทั้งประเทศญี่ปุ่น เพื่อให้ได้โลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วที่มีสมบัติเชิงกลในด้านต่างๆ เทียบเท่าหรือสูงกว่าโลหะผสมทองแดง JIS-CAC406

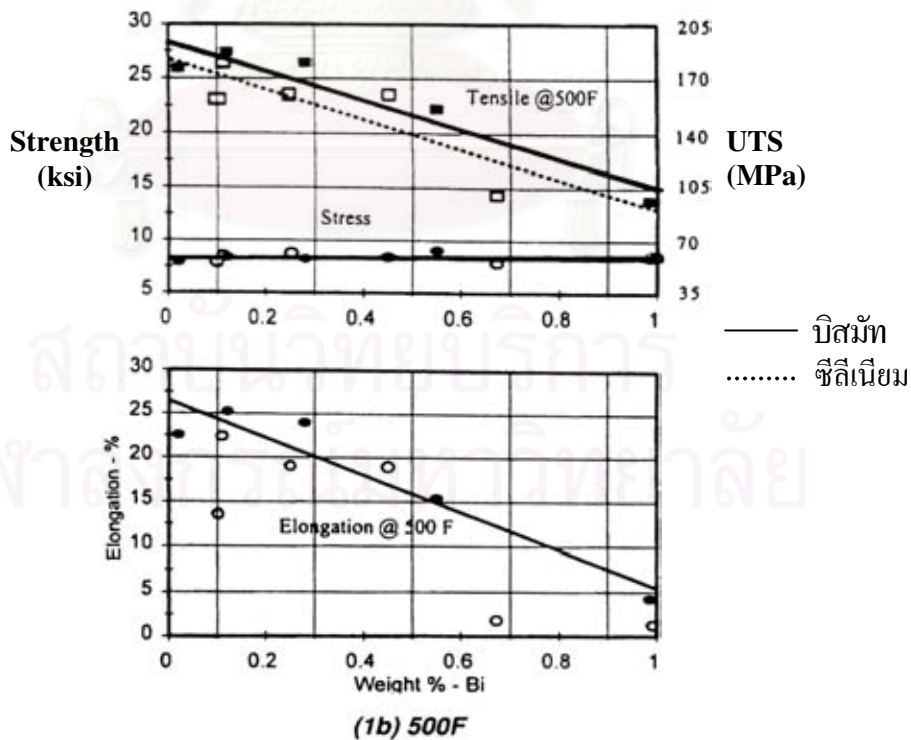
ในปี 1995 L.V. Whiting และ M. Sahoo [16] ศึกษาการปรับปรุงโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วโดยใช้บิสมัททดแทนตะกั่ว พบว่าเมื่อปริมาณบิสมัทเพิ่มขึ้น จะส่งผลให้ความเค้นแรงดึงและความยืดมีค่าลดลง แต่บิสมัทเป็นธาตุที่ช่วยปรับปรุงสมบัติการกลิ้งไส้ให้ดีขึ้นเช่นเดียวกับตะกั่ว

ในปี 2000 L.V. Whiting และ M. Sahoo [17] นำเสนอผลของบิสมัทและซีลีเนียมที่มีต่อสมบัติเชิงกลของโลหะผสมทองแดงชนิด Leaded-Red Brasses (C83600) พบว่าบิสมัทส่งผลต่อสมบัติเชิงกลที่อุณหภูมิห้องของ C83600 โดยเมื่อมีบิสมัทประมาณ 1% โดยน้ำหนัก จะส่งผลให้ความเค้นแรงดึงลดลงจาก 262 เหลือ 224 MPa และความยืดลดลงจาก 34 เหลือ 21.6% และถ้าเติมซีลีเนียมร่วมกับบิสมัทก็จะยิ่งส่งผลในการลดค่าสมบัติเชิงกลให้ลดต่ำลงอีก ดังภาพที่ 2.10

L.V. Whiting และ M. Sahoo ทดสอบสมบัติเชิงกลของ C83600 ที่อุณหภูมิ 260 °C พบว่าบิสมัทจะยิ่งส่งผลให้ค่าความเค้นแรงดึงและความยืดมีค่าลดลงอย่างมาก ซึ่งจะแสดงผลชัดเจนมากกว่าที่อุณหภูมิห้อง ดังภาพที่ 2.11



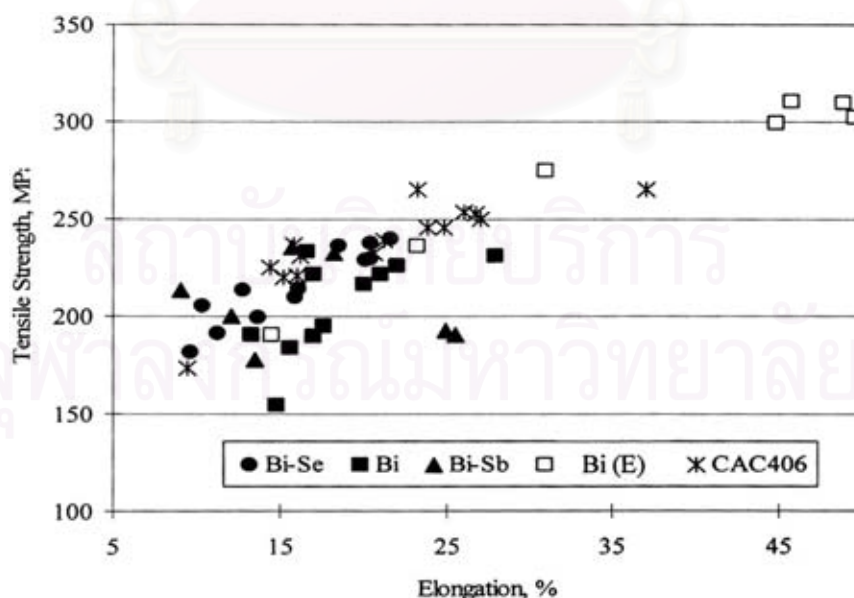
ภาพที่ 2.8 แสดงผลของบิสมัทและซีลีเนียมต่อสมบัติเชิงกลที่อุณหภูมิห้องของโลหะผสมทองแดง C83600 [17]



ภาพที่ 2.9 แสดงผลของบิสมัทและซีลีเนียมต่อสมบัติเชิงกลของโลหะผสมทองแดง C83600 ที่อุณหภูมิ 260 °C [17]

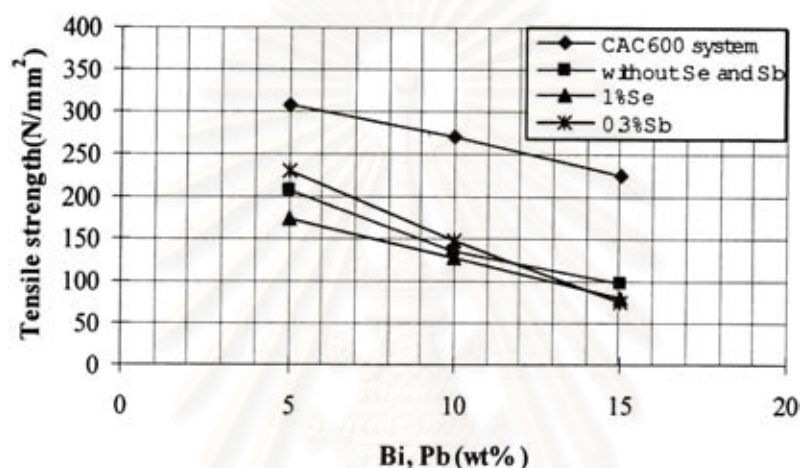
ในปี 2003 Umeda Takateru และคณะ [1] ได้ศึกษาวิจัยเกี่ยวกับการพัฒนาโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วเพื่อใช้สำหรับเป็นอุปกรณ์ส่งจ่ายน้ำดื่มในประเทศญี่ปุ่น เนื่องจากปริมาณธาตุตะกั่วที่ละลายอยู่ในน้ำดื่มต้องมีปริมาณไม่เกิน 0.01 mg/L และผลการศึกษารองนี้พบว่าวิธีที่ป้องกันการปนเปื้อนของตะกั่ว 2 วิธี คือ กรรมวิธีพื้นผิว เป็นการกำจัดธาตุตะกั่วออกจากบริเวณชั้นผิวหน้าของโลหะผสมทองแดงเจือตะกั่วรวมทั้งการเคลือบผิวเพื่อปิดกั้นไม่ให้ธาตุตะกั่วจากวัสดุโลหะผสมทองแดงนั้นมีโอกาสละลายออกมาได้ ส่วนอีกวิธีหนึ่ง คือ การผลิตวัสดุโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดใช้บิสมัทและบิสมัท-ซีลีเนียมทดแทนตะกั่ว เพื่อใช้แทนโลหะผสมทองแดง JIS-CAC406 แต่สมบัติเชิงกลที่ได้ยังดีกว่าโลหะผสมทองแดง JIS-CAC406 ดังนั้นจึงมีการปรับส่วนผสมทางเคมี โดยเฉพาะปริมาณดีบุก, สังกะสี และบิสมัท เพื่อปรับปรุงสมบัติเชิงกล รวมทั้งคุณลักษณะด้านอื่นๆ เช่น สมบัติด้านการกลึงไส และการป้องกันการเกิดโพรงภายในชิ้นงานให้มีความเทียบเท่าโลหะผสมทองแดง JIS-CAC406

ในปี 2003 Maru Naoki และคณะ [3] ได้ศึกษาเกี่ยวกับสมบัติเชิงกลและสมบัติด้านการกลึงไสของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว พบว่าสมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรงและการยืดตัวของบรอนซ์ดีบุกที่เติมบิสมัทเพื่อทดแทนตะกั่วยังดีกว่าโลหะผสมทองแดง JIS-CAC406 (Tensile strength ≥ 195 MPa, Elongation $\geq 15\%$) ดังภาพที่ 2.7 แต่สามารถปรับปรุงให้ดีขึ้นได้โดยลดปริมาณบิสมัทลง อีกทั้งยังส่งผลดี คือลดโอกาสการเกิดโพรงข้างในชิ้นงานลง แต่สมบัติด้านการกลึงไสกลับลดต่ำลง แต่ทั้งนี้สมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรงและสมบัติด้านการกลึงไสยังคงมีค่าต่ำกว่าโลหะผสมทองแดง JIS-CAC406



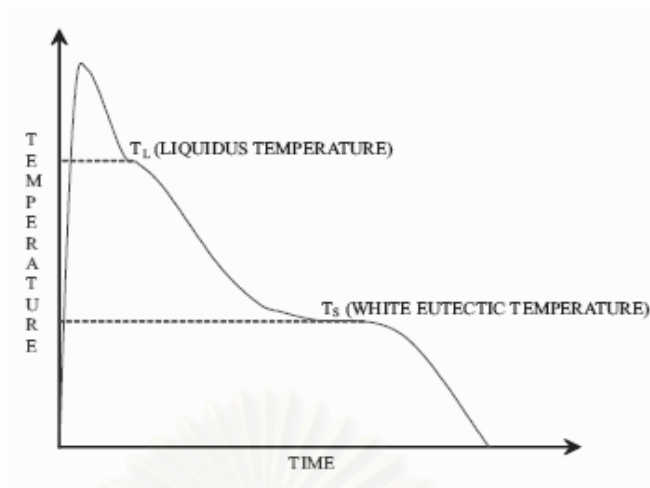
ภาพที่ 2.10 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรงและความยืดของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว [3]

ในปี 2003 Takeuchi Hideaki และคณะ [18] ศึกษาผลกระทบของบิสมีทที่มีต่อสมบัติเชิงกลของโลหะผสมทองแดง-ดีบุก-บิสมีท ซึ่งได้รับการพัฒนาขึ้นเพื่อทดแทนโลหะผสมทองแดง JIS-CAC406 พบว่าสมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรงลดลงเมื่อปริมาณบิสมีทเพิ่มขึ้น ดังภาพที่ 2.9 และจากงานวิจัยนี้พบว่ามีการออกซิเจนจำนวนมากละลายอยู่ในน้ำโลหะ ทำให้มีออกไซด์บางส่วนที่ไม่ลอยขึ้นมาขณะเป็นน้ำโลหะ และยังคงอยู่ในชิ้นงานหลังจากเย็นตัวแล้ว ส่งผลให้สมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรงที่ได้มีค่าลดต่ำลง ดังนั้นจึงต้องมีการพัฒนาต่อไปเพื่อปรับปรุงโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วให้มีสมบัติเชิงกลเทียบเท่าหรือดีกว่าโลหะผสมทองแดง JIS-CAC406



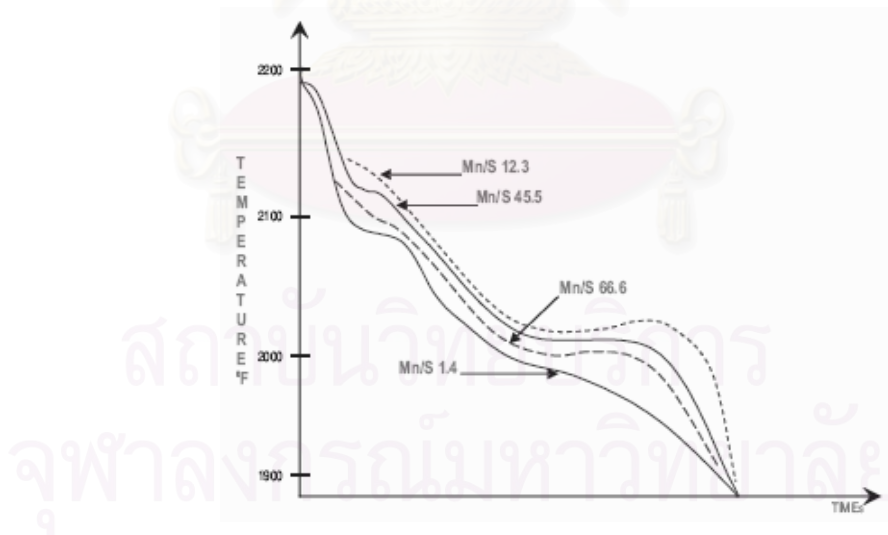
ภาพที่ 2.11 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรง กับปริมาณบิสมีทและตะกั่ว [18]

ในปี 2006 Sanjay Waghulde และ Vijay Chavan [19] นำเสนอการทำนายโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเทาโดยใช้การวิเคราะห์ค่าทางความร้อน (Thermal analysis) โดยพิจารณาจากเส้นโค้งการเย็นตัว ซึ่งสามารถวิเคราะห์ค่าทางความร้อนออกได้เป็น อุณหภูมิเริ่มแข็งตัว (Liquidus temperature), อุณหภูมิยูเทกติก (Eutectic temperature) และอุณหภูมิสิ้นสุดการแข็งตัว (Solidus Temperature) ดังภาพที่ 2.12

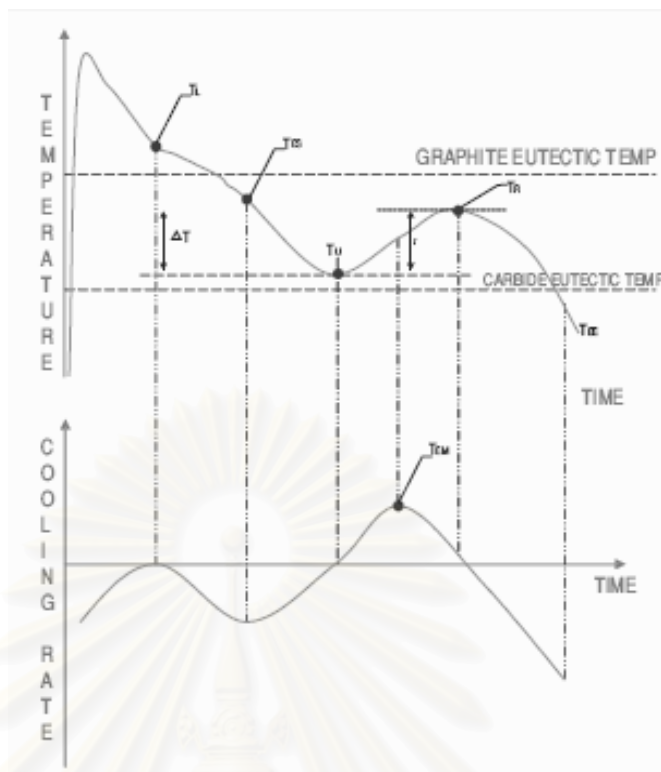


ภาพที่ 2.12 เส้น โค้งการเย็นตัวแสดงอุณหภูมิเริ่มแข็งตัวและอุณหภูมิยูเทคติก [19]

จากการวิเคราะห์ค่าทางความร้อนจะได้เส้น โค้งการเย็นตัวตามส่วนผสมทางเคมีของแต่ละวัสดุ ดังภาพที่ 2.13 จะเห็นได้ว่าเมื่อส่วนผสมทางเคมีของวัสดุแตกต่างกันจะทำให้ได้อุณหภูมิเริ่มแข็งตัว, อุณหภูมิสิ้นสุดการแข็งตัว, อุณหภูมิยูเทคติก และอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน ซึ่งเส้น โค้งการเย็นตัวนี้มีความสัมพันธ์กับอัตราการเย็นตัวของวัสดุดังภาพที่ 2.14 ทำให้โครงสร้างที่เกิดขึ้นหลังการสิ้นสุดการแข็งตัวแตกต่างกัน ซึ่งจะส่งผลต่อสมบัติเชิงกลที่ต่างกันด้วย



ภาพที่ 2.13 เส้น โค้งการเย็นตัวที่มีสัดส่วนของธาตุผสมที่ต่างกัน [19]



ภาพที่ 2.14 แสดงความสัมพันธ์ของเส้นโค้งการเย็นตัวและอัตราการเย็นตัว [19]

จากการศึกษาข้อมูลข้างต้นพบว่าปริมาณบิสมีท์มีผลกระทบต่อสมบัติเชิงกลของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว แต่ในด้านความสัมพันธ์ของโครงสร้างกับสมบัติเชิงกลของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกัวยังไม่มีการศึกษาที่ชัดเจน ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงสนใจที่จะศึกษาความสัมพันธ์ดังกล่าว

ในส่วน of สมบัติด้านการกลึงโลหะพบว่าโลหะผสมทองแดงไร้ตะกัวยังด้อยกว่า CAC406 จึงได้ทำการศึกษาถึงสาเหตุที่ทำให้การกลึงโลหะของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วไม่สามารถเทียบเท่ากับ CAC406 ได้

จากงานวิจัยของ Sanjay Waghulde และ Vijay Chavan ซึ่งใช้เส้นโค้งการเย็นตัวมาทำนายสมบัติเชิงกลและโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ ซึ่งทำให้ทราบว่าเมื่อส่วนผสมทางเคมีเปลี่ยนแปลงไป อุณหภูมิเริ่มแข็งตัวก็จะเปลี่ยนตามด้วย ดังนั้นได้นำวิธีดังกล่าวมาเป็นแนวทางในการศึกษาเกี่ยวกับการประเมินคุณภาพน้ำโลหะของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วจากปริมาณฟอสฟอรัส ในกระบวนการกำจัดออกซิเจน โดยพิจารณาจากเส้นโค้งการเย็นตัวซึ่งหากสามารถประยุกต์ใช้ได้จึงทำให้การทดสอบหน้างานการหล่อของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วมีความสะดวกขึ้น

บทที่ 3
วิธีดำเนินการวิจัย

3.1 วัสดุที่ใช้ในการวิจัย

3.1.1 ชิ้นงาน โลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว แบ่งออกเป็น 3 กลุ่ม

กลุ่มที่ 1 ใช้สำหรับศึกษาผลของบิสมีทที่มีต่อโครงสร้างจุลภาค, สมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงดึง, ความยืด และความแข็ง ชิ้นงานในกลุ่มนี้มีส่วนผสมทางเคมีดังนี้

ตารางที่ 3.1 แสดงส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานกลุ่มที่ 1

Chemical composition (wt. %)											
Sample	Sn	Zn	Bi	Se	Pb	Fe	Ni	Sb	P	Al	Si
B1	4.67	5.88	0.58	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.	0.003	Tr.	Tr.
B2	4.63	5.81	1.13	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.	0.002	Tr.	Tr.
B3	4.51	5.92	2.00	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.	0.007	Tr.	Tr.
B4	4.38	5.72	3.01	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.	0.008	Tr.	Tr.
B5	4.26	5.43	4.97	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.	0.017	Tr.	Tr.
B6	4.14	5.31	7.69	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.	0.011	Tr.	Tr.
AQ-10	4.62	6.11	1.00	Tr.	0.01	0.02	0.08	0.19	0.014	Tr.	Tr.
AQN-20	4.39	5.26	2.06	Tr.	0.01	0.01	0.01	0.19	0.024	Tr.	Tr.
AQ-30	4.49	6.41	2.61	Tr.	0.01	0.01	0.16	0.21	0.009	Tr.	Tr.
Joyalloy	4.07	6.41	1.95	Tr.	0.07	0.02	0.16	0.05	0.012	Tr.	Tr.
Safealloy	4.58	4.29	2.10	0.23	0.02	0.01	0.01	Tr.	0.015	Tr.	Tr.
Keepalloy	3.78	7.66	1.31	0.17	0.08	0.03	0.09	0.16	0.016	Tr.	Tr.
CAC406	4.37	5.18	-	-	5.05	0.02	0.15	0.05	0.035	Tr.	Tr.

กลุ่มที่ 2 ใช้สำหรับศึกษาสมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงกระแทก และสมบัติความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิสูง ชิ้นงานในกลุ่มนี้มีส่วนผสมทางเคมีดังตารางที่ 3.2

กลุ่มที่ 3 ใช้สำหรับศึกษาผลของฟอสฟอรัสที่มีต่อสมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงดึงและความแข็งจากกระบวนการกำจัดออกซิเจนด้วยฟอสฟอรัส โดยชิ้นงานในกลุ่มนี้เป็นโลหะผสม BC 6, BC 7 และ โลหะผสม Cu-4.5Sn-5Zn-1.8Bi (CAC902)

ตารางที่ 3.2 แสดงส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานกลุ่มที่ 2

Chemical composition (wt. %)											
Sample	Sn	Zn	Bi	Sb	Pb	Fe	Ni	P	Se	Al	Si
A1	4.34	6.41	1.60	0.15	0.06	0.02	0.10	0.01	0.008	tr	tr
A2	4.33	6.17	1.61	0.18	0.04	0.02	0.05	0.01	tr	tr	tr
A3	4.33	5.89	1.46	0.14	0.07	0.06	0.12	0.015	0.01	tr	tr
A4	5.35	6.26	0.60	0.22	0.06	0.02	0.27	0.018	tr	tr	tr
BS1	4.55	5.52	1.84	tr	0.02	0.02	0.02	0.024	0.20	tr	tr
BS2	4.41	6.23	1.30	tr	0.04	0.04	0.03	0.009	0.17	tr	tr
BS3	3.97	8.07	1.38	tr	0.01	tr	tr	0.023	0.20	tr	tr
C1	0.43	18.9	tr	0.02	0.004	0.003	0.04	0.091	tr	tr	3.12
C2	<0.001	20.80	tr	0.02	0.004	<0.001	0.002	0.079	<0.001	tr	3.09
C3	<0.001	20.78	tr	0.02	0.004	<0.001	0.002	0.079	<0.001	tr	3.09
D1	4.52	6.21	0.01	0.01	5.03	0.05	0.16	0.02	-	tr	tr
D2	4.37	5.18	-	0.05	5.05	0.02	0.15	0.035	-	tr	tr

หมายเหตุ ชิ้นงานกลุ่ม A หมายถึง โลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดใช้บิสมีททดแทนตะกั่ว
 ชิ้นงานกลุ่ม B หมายถึง โลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดใช้บิสมีท-ซีลีเนียมทดแทนตะกั่ว
 ชิ้นงานกลุ่ม C หมายถึง โลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดทองเหลืองซิลิกอน
 ชิ้นงานกลุ่ม D หมายถึง โลหะผสมทองแดง CAC406

BC6 และ BC7 เป็นเกรดของโลหะผสมทองแดงตามมาตรฐาน JIS ฉบับเดิม คือ JIS-H5111 ซึ่งปัจจุบันมาตรฐานดังกล่าวได้ถูกปรับปรุงเป็น JIS-H5120 ซึ่งครอบคลุมชั้นคุณภาพของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว (CAC9xx) ด้วย สำหรับในมาตรฐานใหม่นี้ BC6 และ BC7 เทียบได้กับ CAC406 และ CAC407 ตามลำดับ

3.1.2 ผงเฟอร์ริกคลอไรด์ (FeCl_3)

3.1.3 สารละลายกรดไนตริก (H_2NO_3)

3.1.4 สารละลายกรดไฮโดรคลอริก (HCl)

3.1.5 แอลกอฮอล์

3.1.6 น้ำกลั่น

3.2 เครื่องมือที่ใช้ในการวิจัย

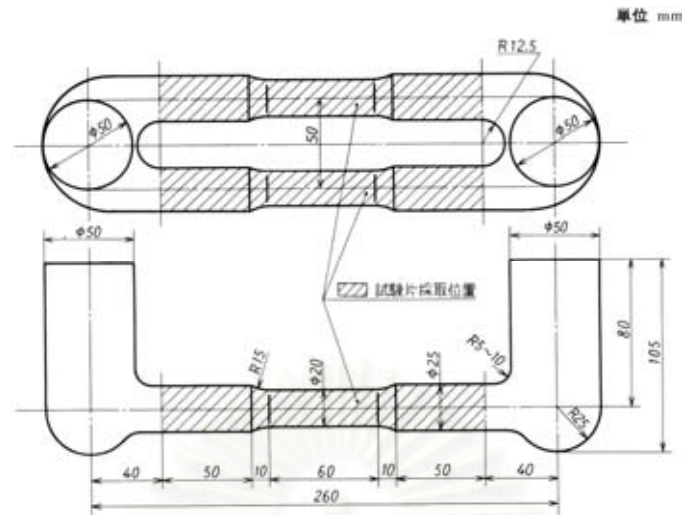
- 3.2.1 เครื่องชั่งน้ำหนักสารเคมีเพื่อเตรียมน้ำยากัดผิวชิ้นงาน ความละเอียด 0.001 กรัม
- 3.2.2 ปีกเกอร์
- 3.2.3 แท่งแก้วสำหรับคนสารเคมี
- 3.2.4 กระจกนาฬิกา
- 3.2.5 กระดาษทรายและผงเพชร
- 3.2.6 กล้องจุลทรรศน์แสง (Optical Microscope; OM)
- 3.2.7 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope; SEM)
- 3.2.8 เครื่องตัดชิ้นงาน
- 3.2.9 เครื่องขัดชิ้นงาน
- 3.2.10 เครื่องทดสอบความแข็งแบบบริเนลล์
- 3.2.11 เครื่องทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิสูง model name: CCS (Continuous Casting Simulator)
- 3.2.12 เครื่องทดสอบแรงกระแทกแบบชาร์ปี
- 3.2.13 ถ้วยเซลล์คัพ (Shell cup mold)
- 3.2.14 เครื่องบันทึกข้อมูล (Data Logger)
- 3.2.15 กล้องถ่ายภาพดิจิทัล

3.3 วิธีการดำเนินการวิจัย

3.3.1 การตรวจสอบสมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงดึง, ความแข็ง และโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว

วิธีทดสอบแรงดึง

นำชิ้นงานที่จะทดสอบแรงดึงมาตรวจสอบชิ้นงานก่อนว่าพบความผิดปกติ, มีตำหนิหรือไม่ ถ้าพบต้องเปลี่ยนชิ้นใหม่ทันที โดยชิ้นงานทดสอบได้จากการเทน้ำโลหะลงในแบบหล่อทรายชนิด CO₂ sand mold (type A of JIS H 5120) ซึ่งมีลักษณะดังภาพที่ 3.1 จากนั้นติดตั้งชิ้นงานเข้ากับอุปกรณ์จับยึดรวมทั้งติดตั้งอุปกรณ์วัดระยะการยืดตัวของชิ้นงานทดสอบ จากนั้นก็เริ่มทำการทดสอบแรงดึง



ภาพที่ 3.1 ชิ้นงานสำหรับทดสอบแรงดึง [19]

วิธีทดสอบความแข็งแบบบริเนลล์

เตรียมผิวชิ้นงาน โดยการขัดหยาบก่อนนำไปทดสอบ จากนั้นวางชิ้นงานทดสอบลงบนแท่นวางของเครื่องวัดความแข็ง ผิวหน้าด้านที่ต้องการวัดความแข็งต้องตั้งฉากกับแนวคดจึงจะปล่อยน้ำหนักกดหัวกดลงบนชิ้นงานเป็นเวลาประมาณ 10-15 วินาที แล้วถอนน้ำหนักกดออก สำหรับน้ำหนักที่ใช้กด คือ 500 กิโลกรัม ส่วนหัวกดมีลักษณะทรงกลมเส้นผ่านศูนย์กลาง 10 มิลลิเมตร ค่าความแข็งแบบบริเนลล์ (HB) คำนวณได้จากสมการ

$$HB = \frac{P}{(\pi D/2)(D - \sqrt{D^2 - d^2})} = \frac{P}{\pi D t}$$

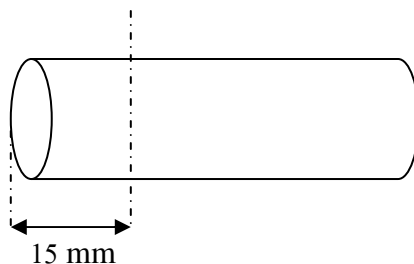
โดย P คือ น้ำหนักที่ใช้กด ในหน่วยกิโลกรัม

D คือ ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของหัวกดทรงกลม ในหน่วยมิลลิเมตร

d คือ ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของรอยกดบนผิวชิ้นทดสอบ ในหน่วยมิลลิเมตร

t คือ ขนาดระยะลึกของรอยกดจากผิวหน้าลงไป ในหน่วยมิลลิเมตร

นำชิ้นงานในกลุ่มที่ 1 ที่ผ่านการทดสอบความต้านทานแรงดึงและความแข็งมาตัดตามขนาดและทิศทางในรูปที่ 3.2 จากนั้นนำชิ้นงานไปขัดหยาบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 220, 400, 600, 800, 1000, 1200, 2400 และขัดละเอียดด้วยผงเพชรขนาด 3 และ 1 μm จากนั้นนำชิ้นงานที่ขัดแล้วไปกัดกรดโดยใช้เฟอร์ริกคลอไรด์ 5 กรัมผสมกับแอลกอฮอล์ 50 มิลลิลิตร และกรดไฮโดรคลอริก 20 มิลลิลิตร เป็นเวลาประมาณ 10 วินาที แล้วตรวจสอบโครงสร้างด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง



รูปที่ 3.2 ขนาดและทิศทางในการตัดชิ้นงานกลุ่มที่ 1

3.3.2 การทดสอบสมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงกระแทกและความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิสูงของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว

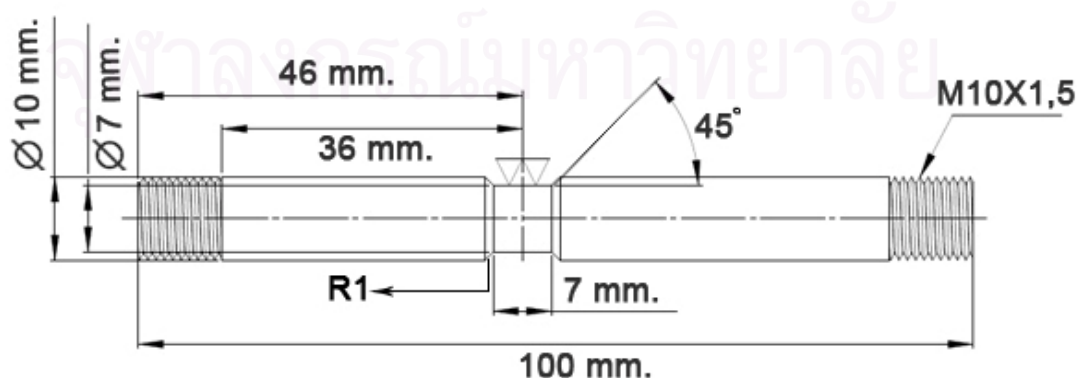
3.3.2.1 การทดสอบความต้านทานแรงกระแทก

นำชิ้นงานตัวอย่างในกลุ่มที่ 2 ไปทดสอบแรงกระแทกที่อุณหภูมิห้องด้วยเครื่องทดสอบแรงกระแทกแบบชาร์ปี (Charpy Impact Tester) โดยเตรียมชิ้นงานทดสอบที่มีลักษณะเป็นแท่งยาว 55 มิลลิเมตร และมีหน้าตัดสี่เหลี่ยมจัตุรัสขนาด 10×10 มิลลิเมตร [20] ใน 3 ลักษณะดังนี้

- กลุ่มที่ 2.1 มีรอยบากเป็นรูปตัวยู (U Notch)
- กลุ่มที่ 2.2 มีรอยบากเป็นรูปตัววี (V Notch)
- กลุ่มที่ 2.3 ไม่มีรอยบาก (Non Notch)

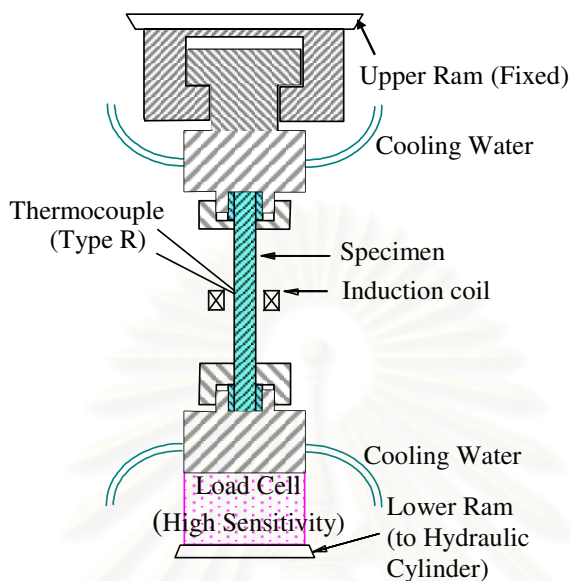
3.3.2.2 การทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิสูง

นำชิ้นงานกลุ่มที่ 2 ซึ่งมีลักษณะดังภาพที่ 3.3 มาทดสอบด้วยเครื่องทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิสูง model name: CCS (Continuous Casting Simulator) ดังภาพที่ 3.4 [21,22] ทำการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิต่างๆ เริ่มตั้งแต่อุณหภูมิ 50, 100, 150, 200, 250, 300, 400 และ 500°C โดยใช้ อัตราความเครียด 1 s^{-1}



ภาพที่ 3.3 รูปร่างและมิติของชิ้นงานทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิสูง

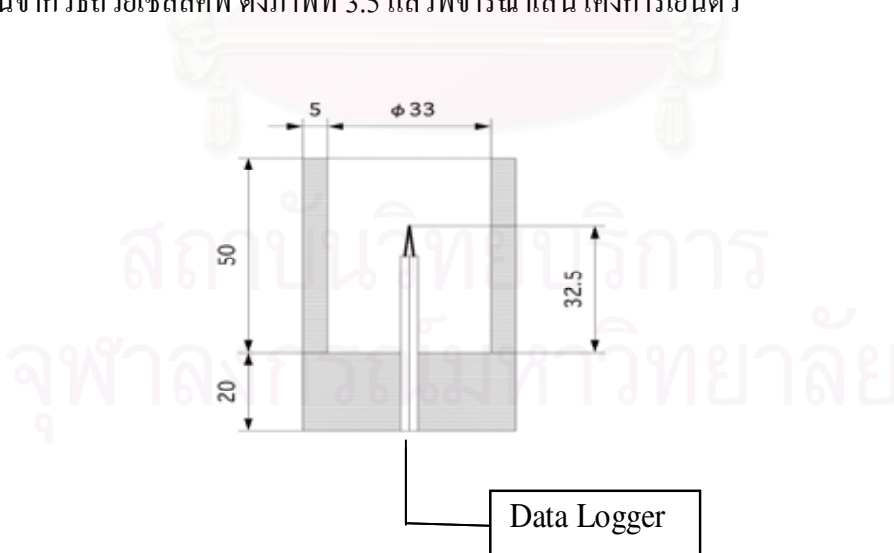
หลังจากทำการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิสูงเรียบร้อยแล้ว นำชิ้นงานไปศึกษาผิวรอยแตก (Fracture surface) โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด



ภาพที่ 3.4 เครื่องทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิสูง [21,22]

3.3.3 การศึกษาคุณภาพของน้ำโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว

การศึกษาคุณภาพน้ำโลหะทำได้โดยการประเมินปริมาณฟอสฟอรัสในกระบวนการกำจัดออกซิเจนจากวิธีถ้วยเซลล์คัพ ดังภาพที่ 3.5 แล้วพิจารณาเส้นโค้งการเย็นตัว



ภาพที่ 3.5 ถ้วยเซลล์คัพ

จากนั้นนำชิ้นงานที่ได้จากกระบวนการศึกษาคุณภาพน้ำโลหะมาตรวจสอบโครงสร้างมหภาคโดยขัดหยาบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 80 และ 220 จากนั้นนำไปกัดกรดโดยใช้กรดไนตริก 50 มิลลิลิตร ผสมกับน้ำกลั่น 50 มิลลิลิตร เป็นเวลาประมาณ 3 นาที แล้วสังเกตโครงสร้างมหภาคดังกล่าว

3.3.4 การทดสอบสมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงดึงและความแข็งของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วจากกระบวนการกำจัดออกซิเจน

นำชิ้นงานกลุ่มที่ 3 ที่ผ่านกระบวนการกำจัดออกซิเจนด้วยฟอสฟอรัสที่เวลาต่างกัน มาทดสอบแรงดึงและทดสอบความแข็งแบบบริเนลล์ (หรือแบบร็อกเวลล์สเกล B แล้วแต่กรณี)

3.4 การวิเคราะห์ข้อมูล

นำข้อมูลที่ได้มาวิเคราะห์เปรียบเทียบผลตามเงื่อนไขที่ทำการทดสอบ โดยการวิเคราะห์แบ่งออกได้ดังนี้

- วิเคราะห์ผลของบิสมัทต่อความสัมพันธ์ของโครงสร้างและสมบัติเชิงกลของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว
- วิเคราะห์ความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานที่อุณหภูมิสูงและสมบัติด้านการกลึงไส
- ประเมินคุณภาพน้ำโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วจากกระบวนการกำจัดออกซิเจนด้วยฟอสฟอรัส โดยวิเคราะห์จากเส้นโค้งการเย็นตัว
- วิเคราะห์ผลของฟอสฟอรัสต่อสมบัติเชิงกลของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว

บทที่ 4

ผลการทดลอง และอภิปรายผลการทดลอง

4.1 ความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติเชิงกลและโครงสร้าง (Properties- Structure relation)

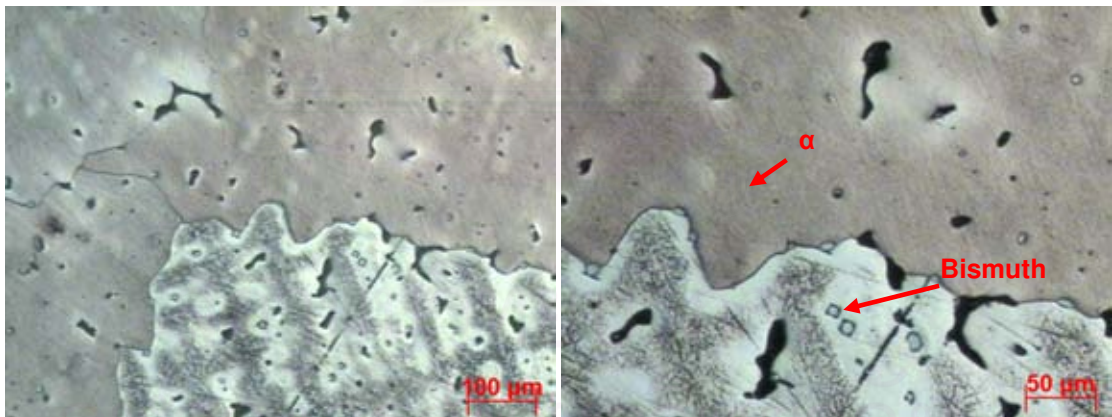
ชิ้นงานกลุ่มที่ 1 จะแบ่งออกเป็น 3 กลุ่มย่อย คือ

1. กลุ่ม A จะเป็นโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วที่มีปริมาณบิสมัทแตกต่างกันตั้งแต่ 0.5%-7.5% โดยน้ำหนัก
2. กลุ่ม B เป็นกลุ่มชิ้นงานที่ใช้อยู่ในเชิงพาณิชย์ในปัจจุบัน โดยชิ้นงานกลุ่มนี้จะประกอบด้วยกลุ่มที่เป็นโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดใช้บิสมัททดแทน และกลุ่มที่ที่ใช้บิสมัท-เซเลเนียมทดแทน
3. กลุ่ม C เป็นกลุ่มชิ้นงานที่เป็นมาตรฐานเดิม คือ CAC406

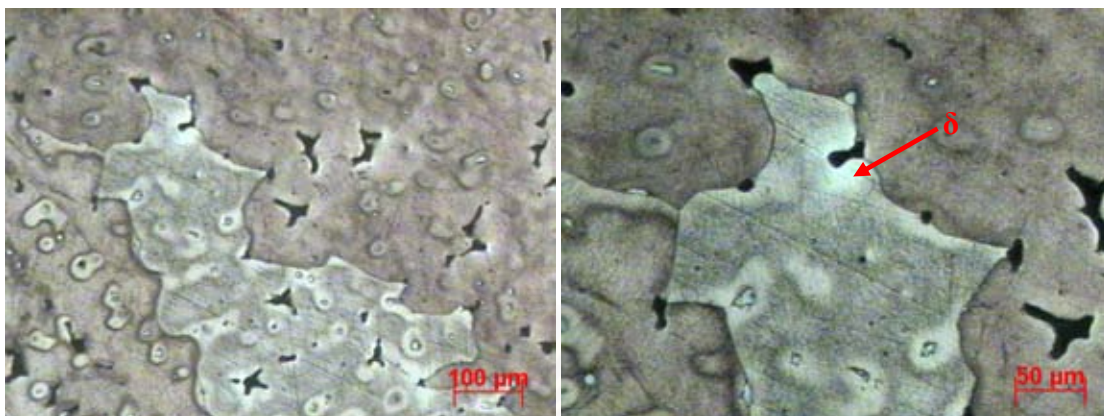
ชิ้นงานทั้งกลุ่ม A และ B จะถูกนำมาศึกษาโครงสร้างจุลภาค เพื่อความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างพื้นฐานและสมบัติเชิงกลในด้านความต้านทานแรงดึง, ความยืด และความแข็ง

โครงสร้างจุลภาคพื้นฐานของชิ้นงานกลุ่ม A แสดงได้ดังภาพที่ 4.1

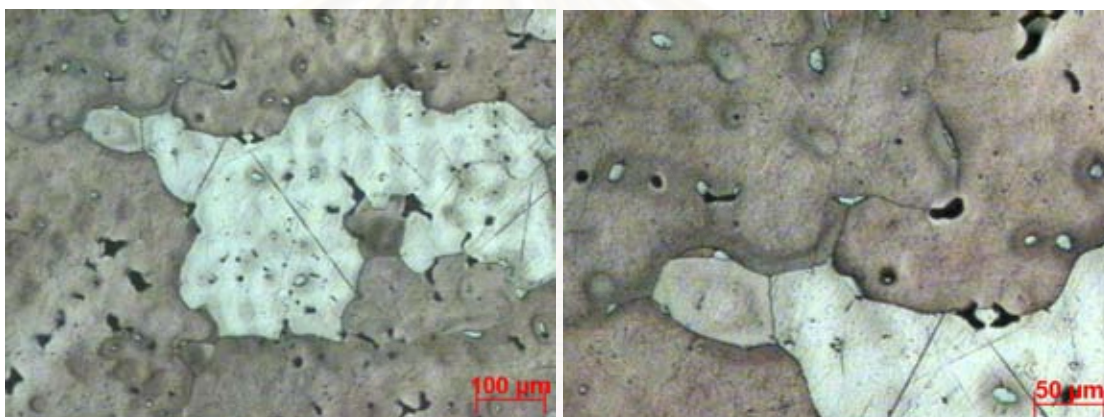
ก) B1 มี Bi = 0.5% โดยน้ำหนัก



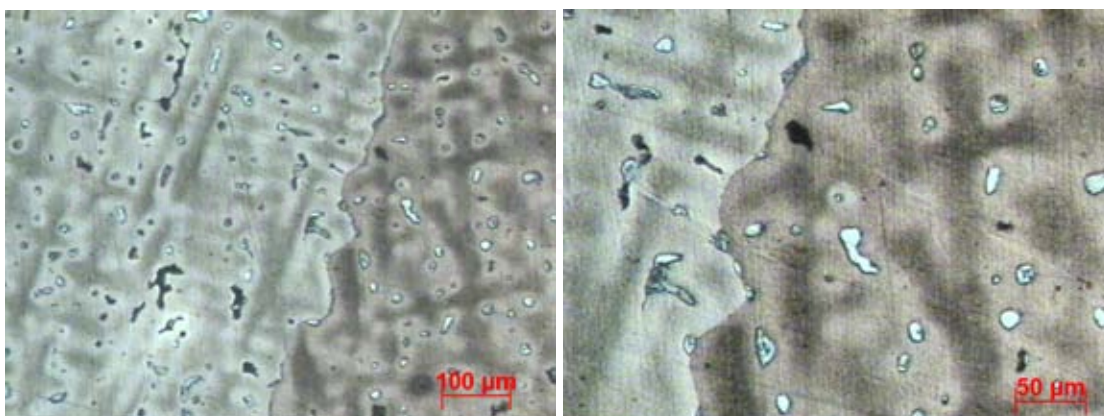
ข) B2 มี Bi = 1% โดยน้ำหนัก



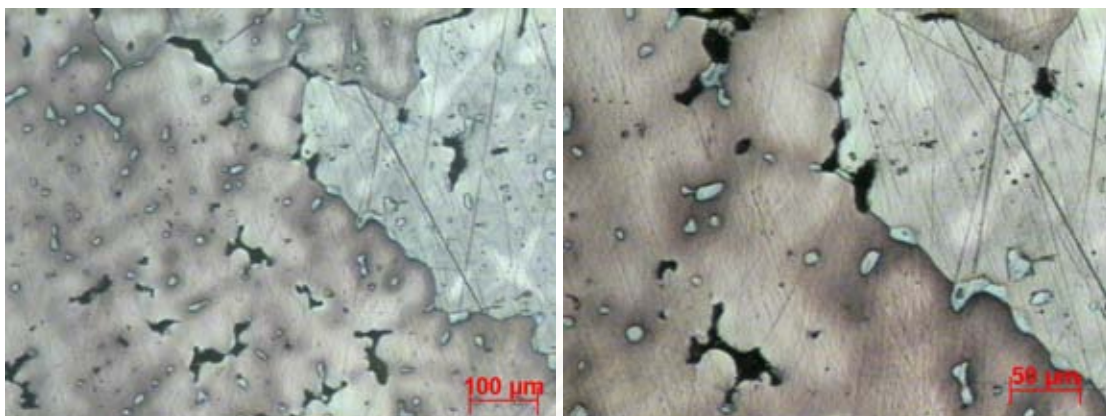
ค) B3 มี Bi = 2% โดยน้ำหนัก



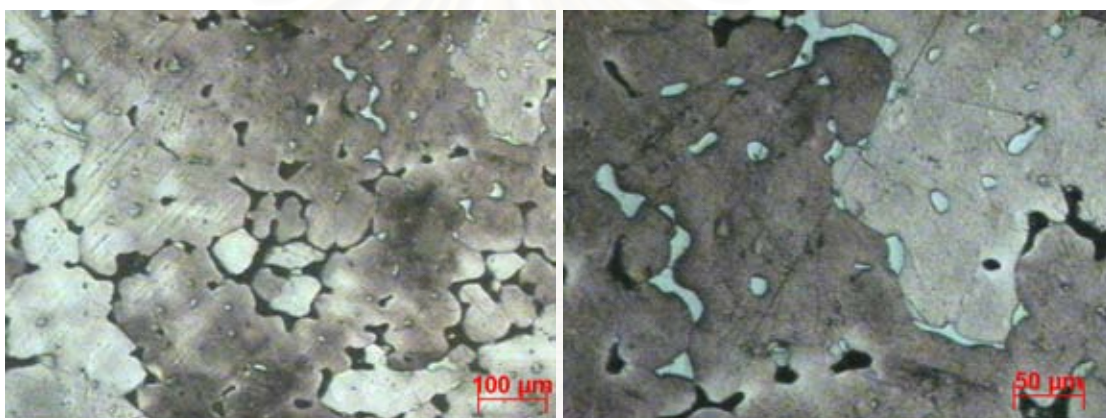
ง) B4 มี Bi = 3% โดยน้ำหนัก



จ) B5 มี Bi = 5% โดยน้ำหนัก



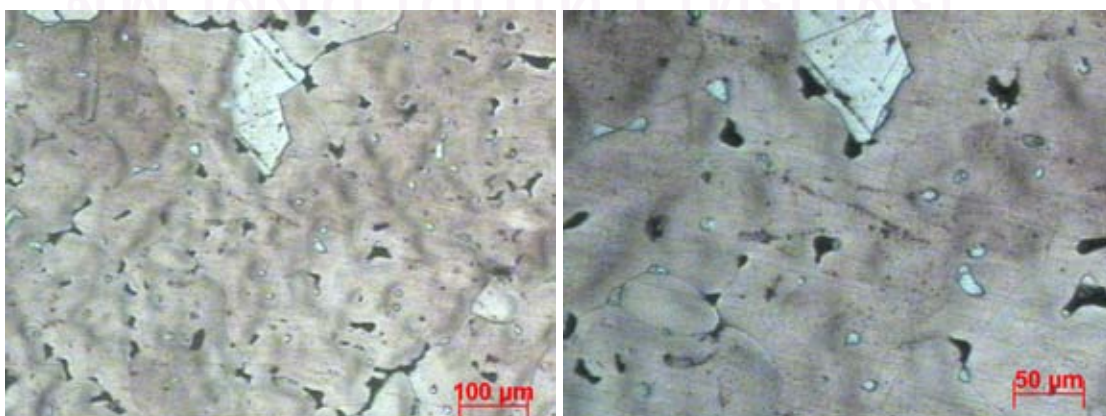
ฉ) B6 มี Bi = 7.5% โดยน้ำหนัก



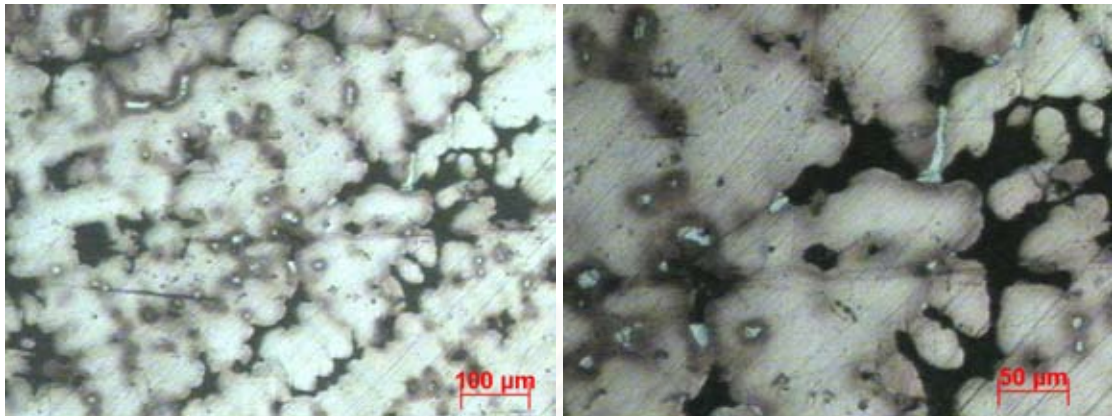
ภาพที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคของกลุ่มชิ้นงาน A (B1-B6) ที่มีปริมาณบิสเมท 0.5-7% โดยน้ำหนัก

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานกลุ่ม B แสดงได้ดังภาพที่ 4.2

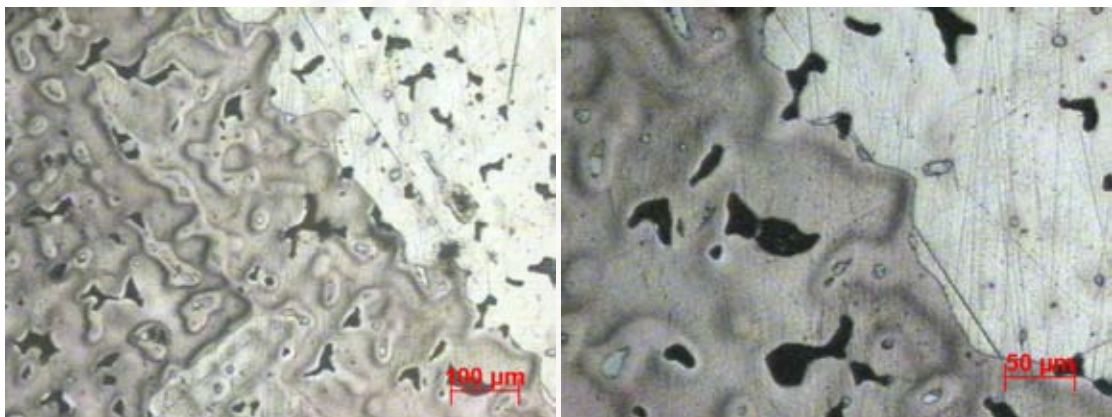
ก) AQ10 มี Bi = 1% โดยน้ำหนัก



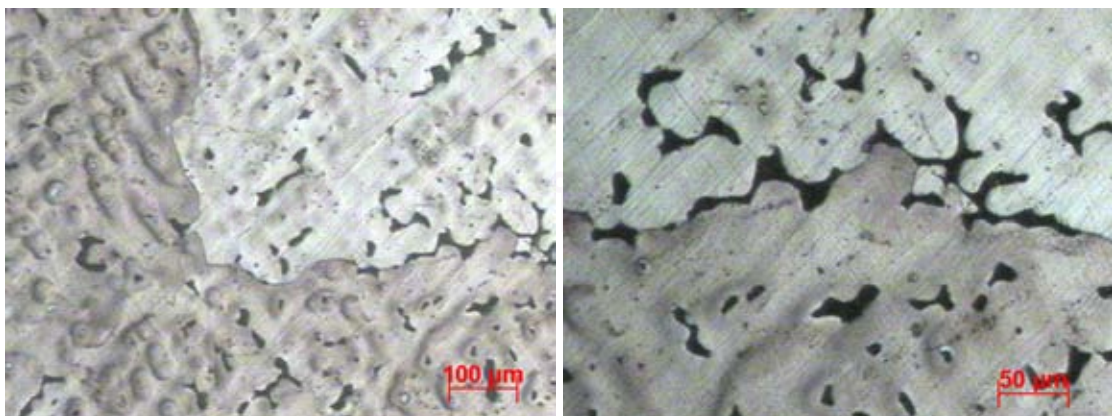
ข) AQN20 มี Bi = 2% โดยน้ำหนัก



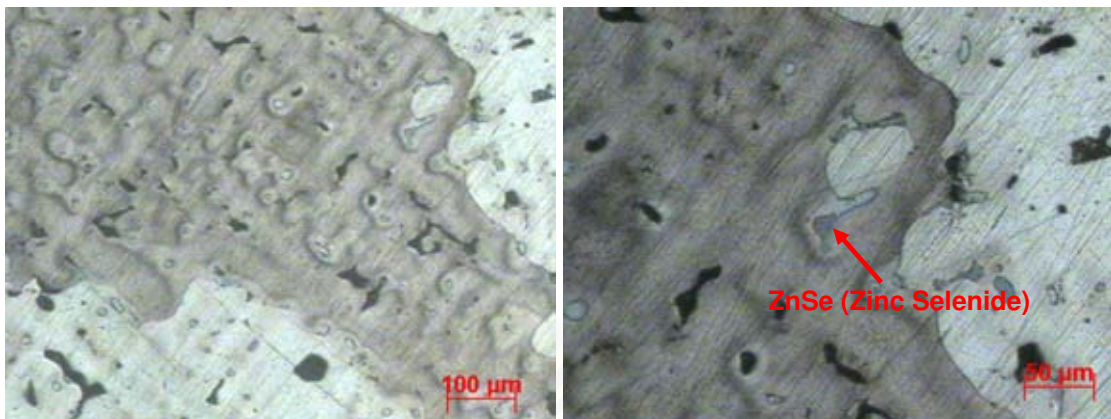
ค) AQ30 มี Bi = 2.5% โดยน้ำหนัก



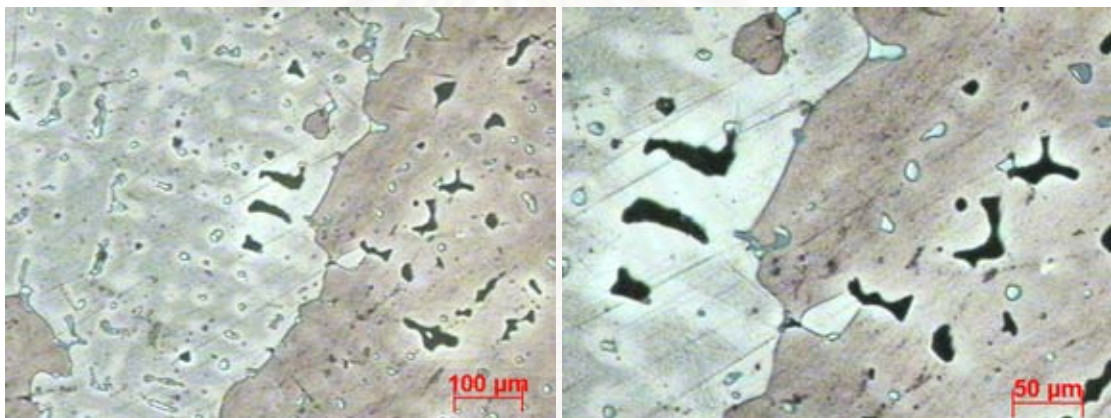
ง) Joyalloy มี Bi = 2% โดยน้ำหนัก



จ) **Safealloy** มี Bi = 2%, Se=0.2% โดยน้ำหนัก



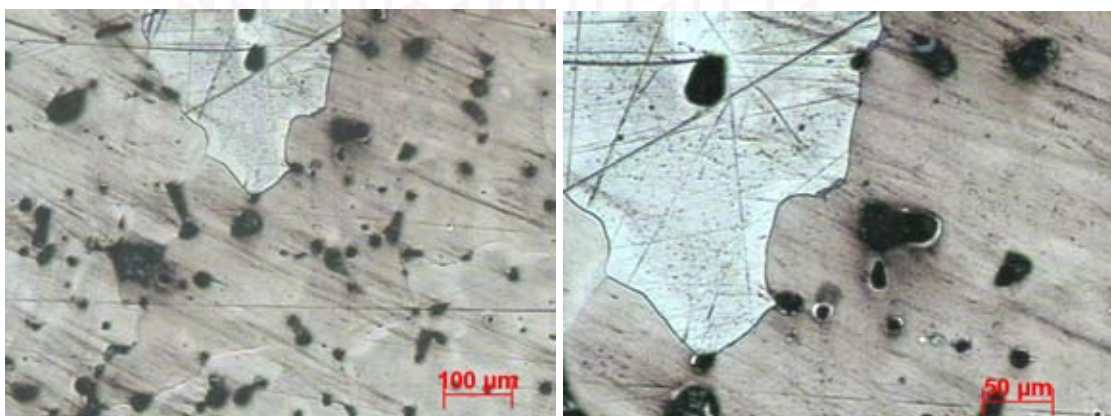
ฉ) **Keepalloy** มี Bi = 1%, Se=0.2% โดยน้ำหนัก



ภาพที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคของกลุ่มชิ้นงาน B (Bi, Bi-Se)

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานกลุ่ม C แสดงได้ดังภาพที่ 4.3

ก) **CAC406** (85-5-5-5)



ภาพที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคของกลุ่มชิ้นงาน C (CAC406)

จากผลการทดลองชิ้นงานกลุ่มโลหะทองแดงผสมไร้ตะกั่วแสดงได้ดังภาพที่ 4.1, 4.2 พบว่ากลุ่มชิ้นงาน A ในภาพที่ 4.1 (ก-จ) ซึ่งจะมีปริมาณบิสมาทเพิ่มมากขึ้นเรื่อยๆ ตั้งแต่ 0.5% โดยน้ำหนัก จนถึง 7.5% โดยน้ำหนัก มีปริมาณบิสมาทเพิ่มมากขึ้นเรื่อยๆ ตามปริมาณที่มีอยู่ในชิ้นงานนั้นๆ และมีการกระจายตัวที่สังเกตเห็นได้ชัดเจนตั้งแต่ที่ปริมาณบิสมาท 3% โดยน้ำหนัก ในภาพ 4.1 (ง) และขนาดของบิสมาทก็จะมีขนาดใหญ่มากขึ้นเมื่อปริมาณบิสมาทเพิ่มขึ้นเช่นเดียวกัน ในภาพที่ 4.1 บิสมาทที่กระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้นของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว จะมีสีเทา แต่ในภาพที่เห็นหลายๆ จุดจะมีสีดำ เนื่องจากบิสมาทที่อยู่ในเนื้อพื้นนั้นหลุดออกขณะทำการขัดหยาบและขัดละเอียด

ส่วนภาพที่ 4.2 แสดงโครงสร้างของชิ้นงานในกลุ่ม B ซึ่งเป็นกลุ่มชิ้นงานที่ผลิตในเชิงพาณิชย์ จะเห็นว่าปริมาณบิสมาทที่กระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้นมีปริมาณไม่มากนัก และมีขนาดไม่ใหญ่มากเช่นเดียวกัน เนื่องจากปริมาณบิสมาทที่ผสมอยู่ไม่สูงมาก ดังภาพ 4.2 (ก-ง) แต่ในภาพ 4.2 (จ, ฉ) มีเซเลเนียมเป็นส่วนผสมอยู่ด้วย จึงมีสารประกอบ Zinc-Selenium รวมอยู่ด้วย แต่มีขนาดเล็ก และมีปริมาณน้อย

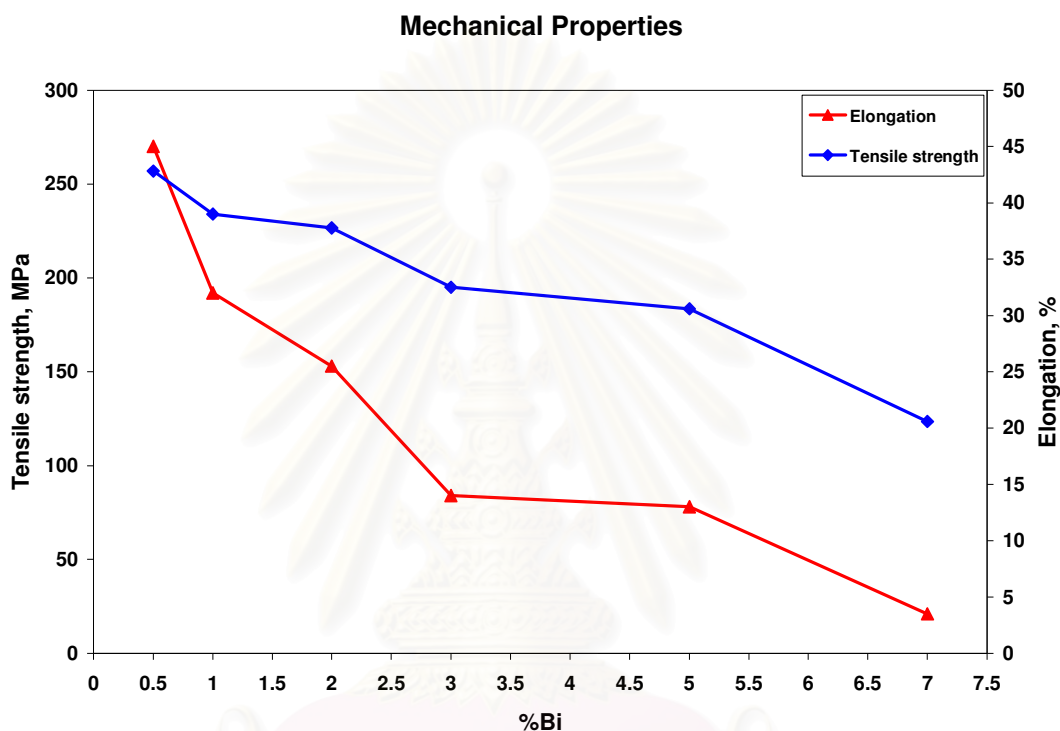
ลักษณะเนื้อพื้นประกอบไปด้วยเฟส α (สีน้ำตาล) และ δ (สีขาว) เนื่องจากชิ้นงานเย็นตัวในแบบทรายซึ่งการเย็นตัวจะสูงกว่าการเย็นตัวในระบบสมดุลจึงทำให้มีเฟส δ เหลืออยู่ในโครงสร้างหลังการเย็นตัวด้วย และระหว่างเดนไดรต์ของเฟส α จะเกิด coring effect อย่างชัดเจนเนื่องจากช่วงการเย็นตัวที่กว้างทำให้ขณะเย็นตัวศูนย์กลางของเฟส α จะถูกผลักออกไปรอบๆ เดนไดรต์ ทำให้บริเวณดังกล่าวมีปริมาณศูนย์กลางสูงกว่าบริเวณอื่น และโลหะหลอมเหลวที่บริเวณนี้จะทำปฏิกิริยากับเฟส α ตามแผนภูมิสมดุลเมื่ออุณหภูมิลดต่ำลงเรื่อยๆ แต่การเย็นตัวในแบบทรายอยู่ในอัตราสูง ดังนั้นการเกิดปฏิกิริยาทุตกออยด์ที่อุณหภูมิ 350°C จึงเกิดได้ยาก จึงปรากฏเฟส δ เหลืออยู่ในโครงสร้างด้วย และจะเห็นว่าบิสมาทในโครงสร้างพื้นฐานมีแนวโน้มที่จะกระจายอยู่บริเวณระหว่างเดนไดรต์ของเฟส α และบริเวณขอบเกรนของเฟส α โดยที่บิสมาทนี้จะช่วยให้สมบัติด้านการกลึงไสดีขึ้น เพราะเมื่อทำการกลึงไสก็กลึงจะหลุดง่ายขึ้น (Chip breaker) เหมือนกับตะกั่วในโลหะผสมตัวเดิม (CAC406)

ในภาพที่ 4.3 เป็นโครงสร้างจุลภาคของ CAC406 พบว่าลักษณะโครงสร้างพื้นฐานคล้ายกับภาพ 4.1 และ 4.2 คือประกอบด้วยเฟส α และ δ และมีตะกั่วซึ่งมีสีดำกระจายตัวอยู่ในโครงสร้างพื้นฐานบริเวณระหว่างเดนไดรต์ของเฟส α และบริเวณขอบเกรนของเฟส α เช่นเดียวกัน แต่ชิ้นงานนี้มีรูพรุนเกิดขึ้นในชิ้นงานค่อนข้างมาก จะเห็นว่าในภาพ 4.3 ปรากฏเป็นลักษณะค่อนข้างกลมสีดำกระจายอยู่ในเนื้อพื้นซึ่งจะมีทั้งตะกั่วและรูพรุนอยู่ปนกัน ทำให้เห็นตะกั่วได้ไม่ชัดเจนมากนัก

สมบัติเชิงกล

ในการศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างกับสมบัติเชิงกลได้มีการทดสอบสมบัติเชิงกล

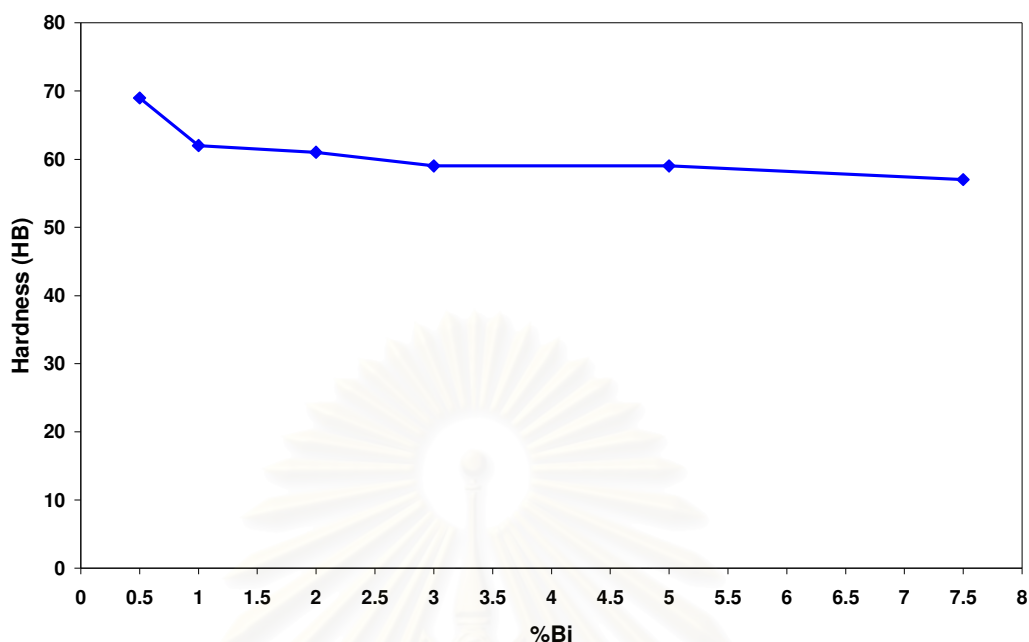
ผลการทดสอบสมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงดึง, ความยืด และความแข็งของชิ้นงานกลุ่ม A แสดงได้ดังรูปที่ 4.4 และ 4.5



ภาพที่ 4.4 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึง, ความยืดและปริมาณบิสมีท

จากภาพที่ 4.4 จะเห็นว่าเมื่อปริมาณบิสมีทเพิ่มมากขึ้นค่าความต้านทานแรงดึงและความยืดจะลดลงอย่างชัดเจน ทั้งนี้เนื่องจากบิสมีทที่อยู่ในโครงสร้างซึ่งไม่ละลายเป็นเนื้อเดียวกับโครงสร้างพื้นฐาน ทำให้รอบๆ บริเวณรอยต่อของบิสมีทกับเนื้อพื้นมีแนวโน้มที่จะเกิดความเค้นได้มากเมื่อมีแรงมากระทำกับโลหะผสมดังกล่าว บริเวณดังกล่าวจึงเป็นบริเวณที่อ่อนแอ ดังนั้นเมื่อมีปริมาณบิสมีทเพิ่มมากขึ้นสมบัติเชิงกลดังกล่าวจึงมีค่าลดลงอย่างชัดเจน ทั้งนี้ลักษณะเนื้อพื้นของชิ้นงานแต่ละชิ้นมีลักษณะคล้ายกัน เพราะส่วนผสมทางเคมีมีค่าใกล้เคียงกันยกเว้นปริมาณบิสมีทเท่านั้นที่แตกต่างกัน ผลของการเปลี่ยนแปลงสมบัติเชิงกลจึงมีผลมาจากบิสมีทชัดเจน

Mechanical properties

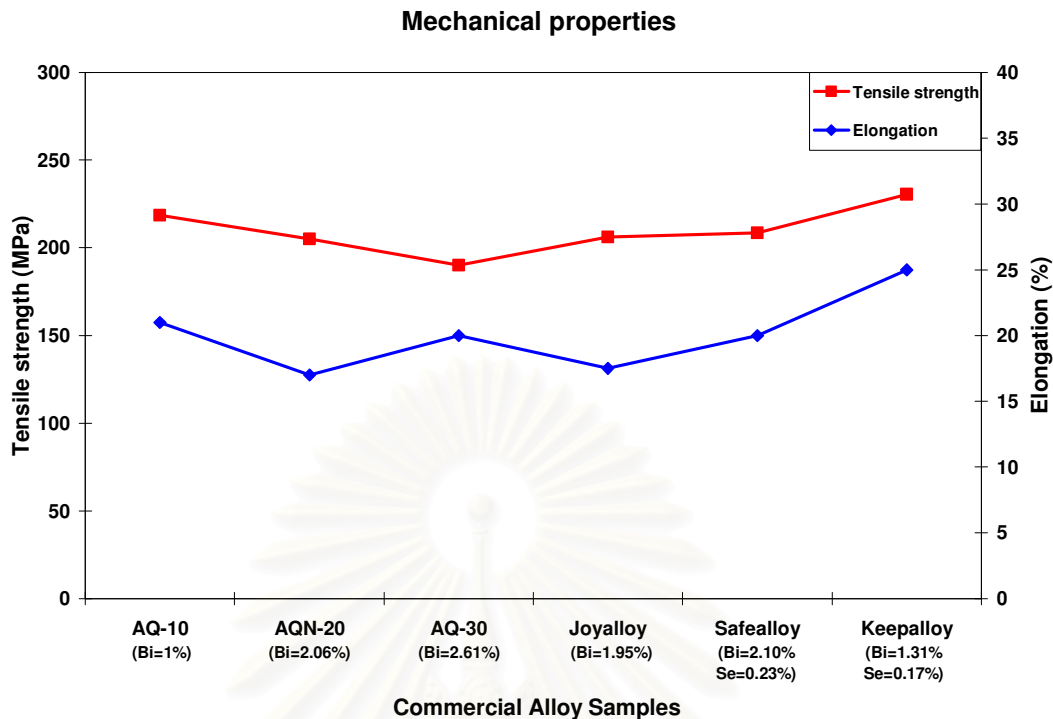


ภาพที่ 4.5 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและปริมาณบิสมัท

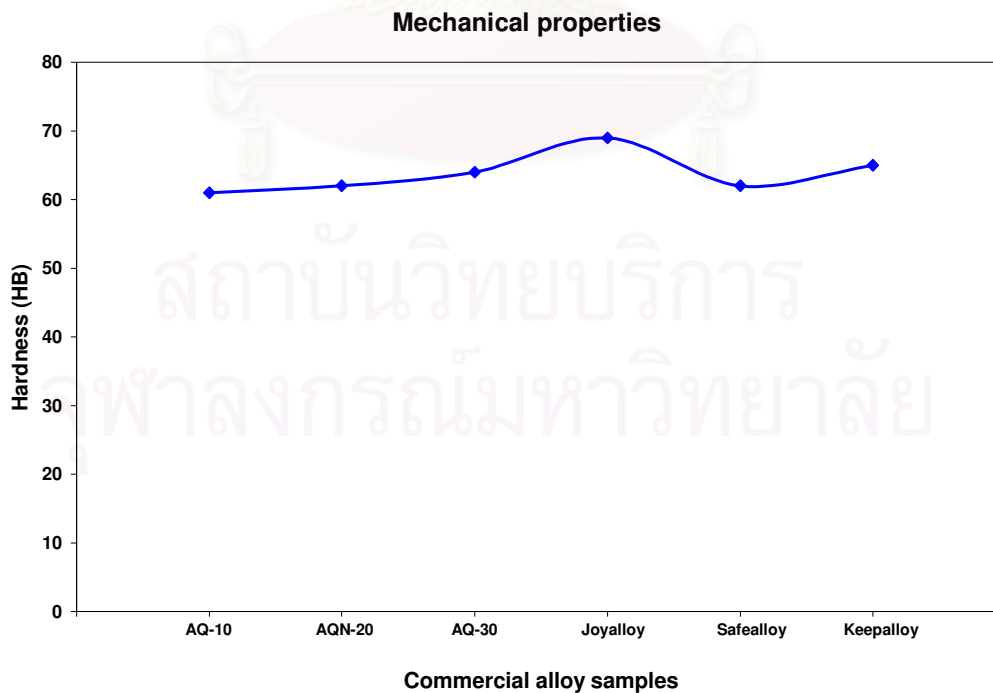
ส่วนผลการทดสอบสมบัติเชิงกลด้านความแข็ง พบว่าที่ปริมาณบิสมัทต่างๆ กันโดยที่ส่วนผสมอื่นคงเดิม มีค่าไม่แตกต่างกันมากนัก ดังนั้นบิสมัทจึงไม่ส่งผลชัดเจนต่อสมบัติเชิงกลด้านนี้ โดยความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณบิสมัทและค่าความความแข็งแสดงได้ดังภาพที่ 4.5

ผลการทดสอบชิ้นงานกลุ่มที่ B ซึ่งเป็นชิ้นงานที่ใช้งานจริงในเชิงพาณิชย์ในปัจจุบัน พบว่าค่าความต้านทานแรงดึงโดยเฉลี่ยมีค่าประมาณ 200 MPa และมีค่าความยืดมีค่าโดยเฉลี่ยประมาณ 20% และเมื่อพิจารณาพร้อมกับส่วนผสมทางเคมีโดยเฉพาะปริมาณของบิสมัทในชิ้นงานกลุ่มนี้จะอยู่ในช่วง 1-2.5% เนื่องจากเป็นช่วงที่ยังมีสมบัติเชิงกลที่ดีอยู่ แต่เมื่อปริมาณบิสมัทเพิ่มสูงขึ้น สมบัติเชิงกลจะมีค่าลดต่ำลงอย่างมาก แสดงในภาพที่ 4.4 อีกทั้งค่าสมบัติเชิงกลของชิ้นงานกลุ่ม B ยังมีค่าสูงกว่ามาตรฐานของโลหะผสมทองแดงเกรด CAC406 คือ ค่าความต้านทานแรงดึง 195 MPa และค่าความยืด 15% ดังภาพที่ 4.6 แม้ว่าในชิ้นงานกลุ่มนี้จะมีโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดใช้บิสมัท-เซเลเนียม รวมอยู่ด้วย แต่ค่าสมบัติเชิงกลก็ยังคงมีค่าใกล้เคียงกับชนิดใช้บิสมัททดแทน เนื่องจากปริมาณเซเลเนียมที่มีอยู่ในโลหะผสมมีปริมาณน้อยจึงไม่ส่งผลต่อสมบัติเชิงกลแต่เหตุที่ต้องเติมธาตุผสมชนิดนี้เพื่อต้องการปรับปรุงสมบัติด้านการกลึงไส

สมบัติเชิงกลด้านความแข็งของชิ้นงานกลุ่ม B มีค่าใกล้เคียงกัน ซึ่งโดยเฉลี่ยมีค่าประมาณ 63 HB เนื่องจากส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานไม่แตกต่างกันมากนัก แสดงได้ดังภาพที่ 4.7



ภาพที่ 4.6 แสดงค่าความต้านทานแรงดึง, ความยืดของชิ้นงานกลุ่มที่ใช้ในเชิงพาณิชย์



ภาพที่ 4.7 แสดงค่าความแข็งแบบบริเนลล์ของชิ้นงานกลุ่มที่ใช้ในเชิงพาณิชย์

4.2 การทดสอบสมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงกระแทก

ชิ้นงานที่ใช้ในการทดสอบความต้านทานแรงกระแทกที่อุณหภูมิห้องเป็นวัสดุที่ใช้ในทางพาณิชย์ในปัจจุบันซึ่งนำไปผลิตเป็นอุปกรณ์ในระบบส่งจ่ายน้ำอย่างแพร่หลายในประเทศญี่ปุ่น โดยชิ้นงานเหล่านี้จะถูกนำมาทดสอบแรงกระแทกใน 3 เงื่อนไข คือ

1. มีรอยบากรูปตัวยู (U notch)
2. มีรอยบากรูปตัววี (V notch)
3. ไม่มีรอยบาก (Non notch)

เหตุที่ต้องทำการทดสอบทั้ง 3 เงื่อนไข เนื่องจาก ในประเทศญี่ปุ่นมักมีเหตุการณ์แผ่นดินไหวเกิดขึ้นบ่อยครั้ง วัสดุที่จะนำไปผลิตอุปกรณ์ในการส่งจ่ายน้ำซึ่งจะถูกฝังอยู่ใต้ดินและอยู่บนดินต้องรับแรงกระแทกอันเนื่องมาจากเหตุการณ์ดังกล่าวได้ อีกทั้งในกระบวนการผลิตอุปกรณ์เหล่านี้ มักจะมีขั้นตอนการกลึงไสอยู่เสมอ ดังนั้นอุปกรณ์เหล่านี้จึงมีส่วนโค้ง ส่วนลึก และส่วนผิวที่เรียบไม่มีรอยบากประกอบอยู่ด้วย ดังนั้นการทดสอบจึงต้องกระทำทั้ง 3 เงื่อนไข

4.2.1 ชิ้นงานทดสอบที่มีรอยบากรูปตัวยู

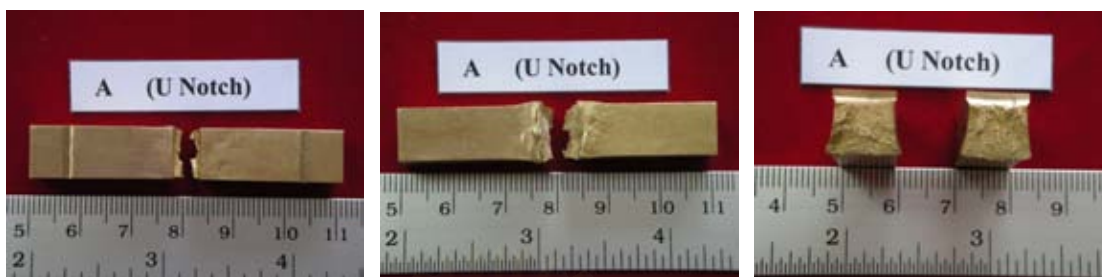
หลังจากทดสอบความต้านทานแรงกระแทก ได้ผลการทดสอบดังตารางที่ 4.1

ตารางที่ 4.1 แสดงค่าความต้านทานแรงกระแทก ของชิ้นงานที่มีรอยบากรูปตัวยู

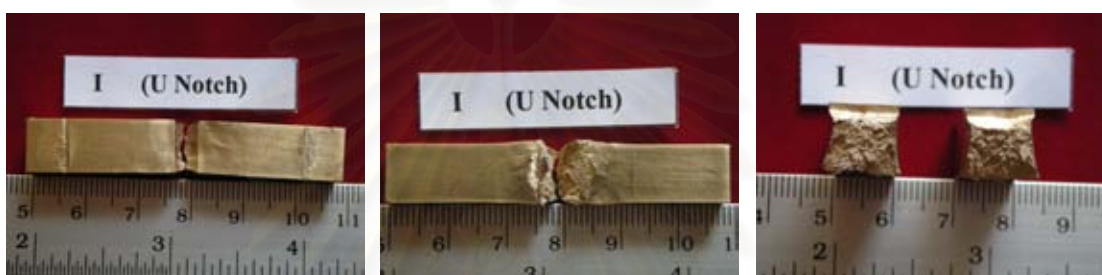
Symbol	Energy (J)		Average
A1	33	38	36
A2	44	49	46
A3	21	26	24
BS1	19	17	18
BS2	18	21	20
BS3	38	36	37
C1	30	25	27
C2	49	49	49
C3	30	36	33
D1	31	23	27
D2	17	14	16

โดยชิ้นงานแต่ละชิ้นสามารถแสดงรอยแตกได้ดังนี้

1) A1 (A)



2) A2 (I)



3) A3 (B)



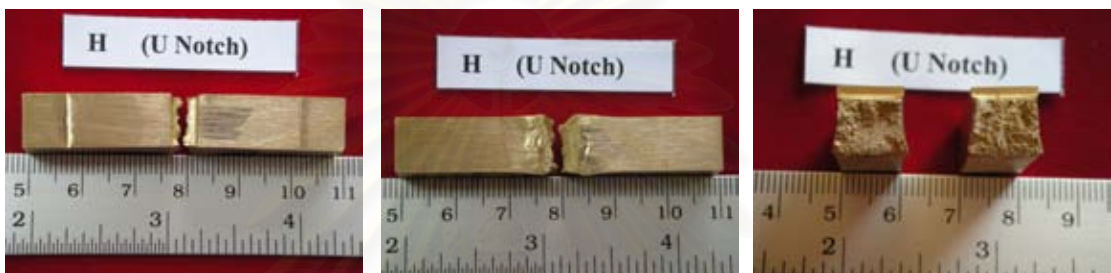
4) BS1 (J)



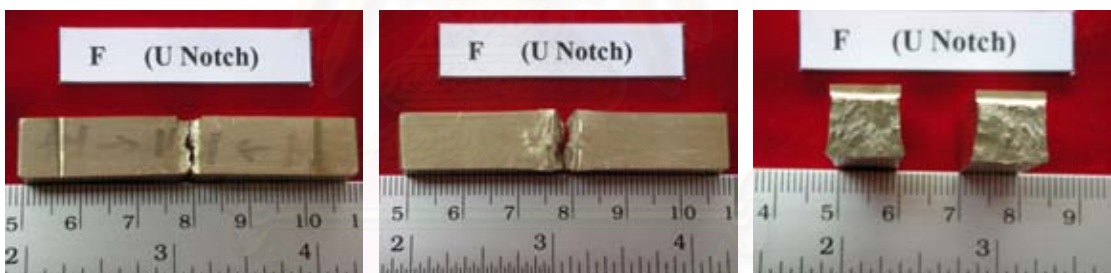
5) BS2 (O)



6) BS3 (H)



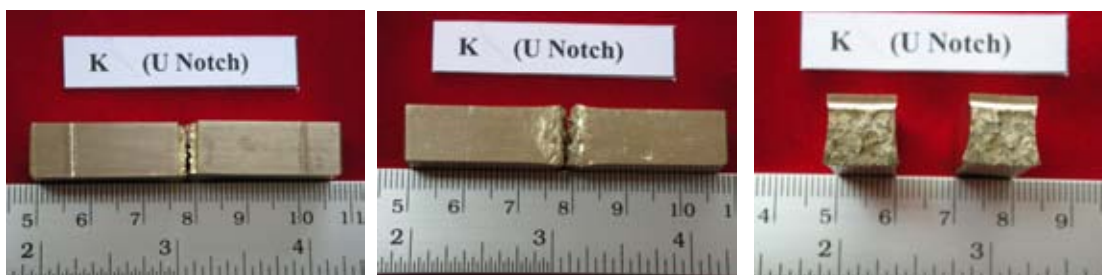
7) C1 (F)



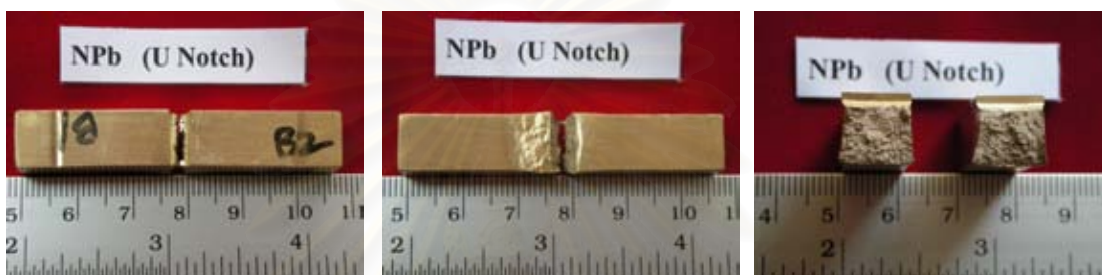
8) C2 (L)



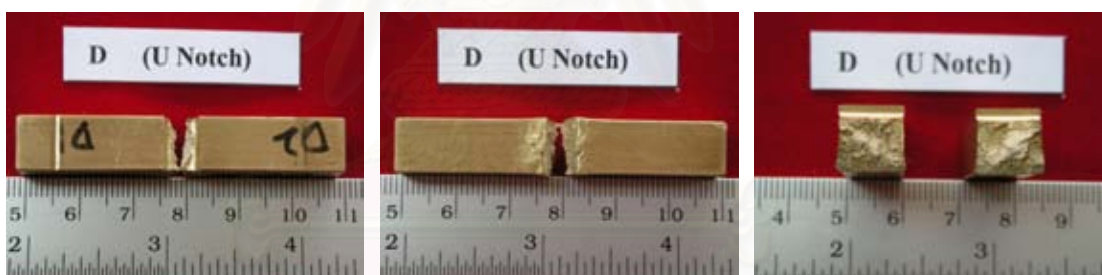
10) C3 (K)



11) D1 (NPb)



12) D2 (D)



ภาพที่ 4.8 ลักษณะของชิ้นงานทดสอบชนิดมีรอยบากรูปตัวยู
หลังการทดสอบความต้านทานแรงกระแทกแล้ว

สถาบันวิจัยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

4.2.2 ชิ้นงานทดสอบที่มีรอยบากรูปตัววี

หลังจากทดสอบความต้านทานแรงกระแทก ได้ผลการทดสอบดังตารางที่ 4.2

ตารางที่ 4.2 แสดงค่าความต้านแรงกระแทก ของชิ้นงานที่มีรอยบากรูปตัววี

Symbol	Energy (J)		Average
A1	29	23	26
A2	35	27	31
A3	23	20	22
BS1	13	13	13
BS2	17	15	16
BS3	20	22	21
C1	17	20	18
C2	45	41	43
C3	25	26	25
D1	19	17	18
D2	15	12	13

โดยชิ้นงานแต่ละชิ้นสามารถแสดงรอยแตกได้ดังนี้

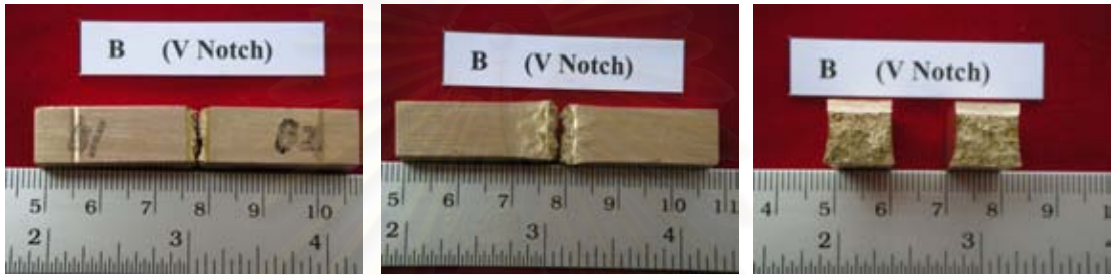
1) A1 (A)



2) A2 (I)



3) A3 (B)



4) BS1 (J)



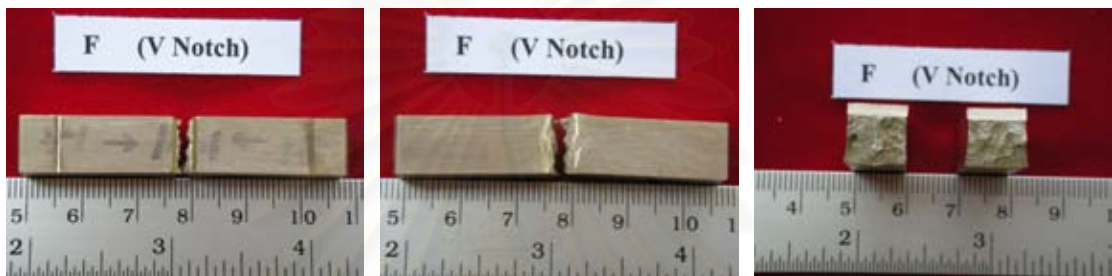
5) BS2 (O)



6) BS3 (H)



7) C1 (F)



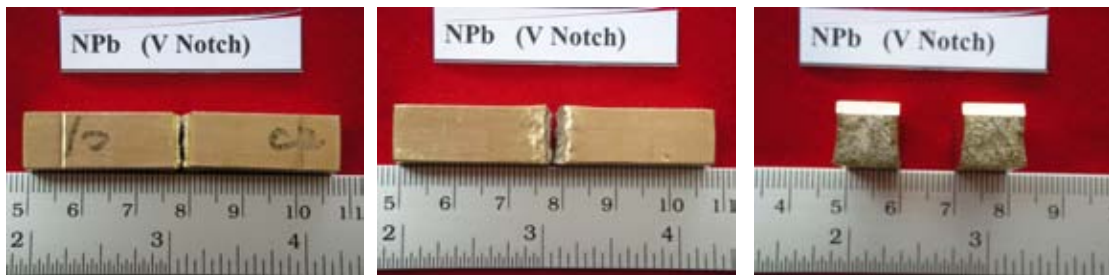
8) C2 (L)



9) C3 (K)



10) D1 (NPb)



11) D2 (D)



ภาพที่ 4.9 ลักษณะของชิ้นงานทดสอบชนิดมีรอยบากรูปตัววี
หลังการทดสอบความต้านทานแรงกระแทกแล้ว

4.2.3 ชิ้นงานทดสอบที่ไม่มีรอยบาก

หลังจากทดสอบความต้านทานแรงกระแทก ได้ผลการทดสอบดังตารางที่ 4.3

ตารางที่ 4.3 แสดงค่าความต้านแรงกระแทก ของโดยชิ้นงานที่ไม่มีรอยบาก

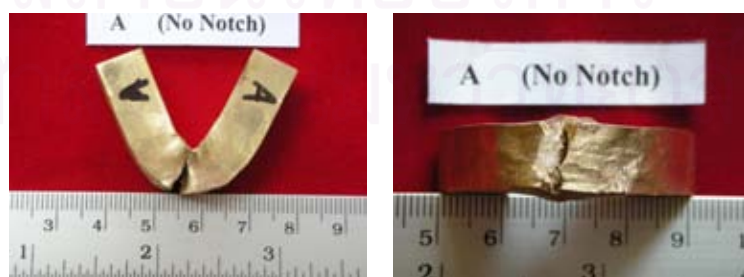
Symbol	Energy-1 (J)		Average	Energy-2 (J)
A1	49	49	49	134
A2	49	49	49	174
A3	49	49	49	149
BS1	31	49	40	24
BS2	49	49	49	71
BS3	49	49	49	120
C1	49	49	49	75
C2	49	49	49	211
C3	49	49	49	114
D1	49	49	49	56
D2	32	40	36	-

หมายเหตุ Energy-1 หมายถึง การทดสอบรอบที่ 1

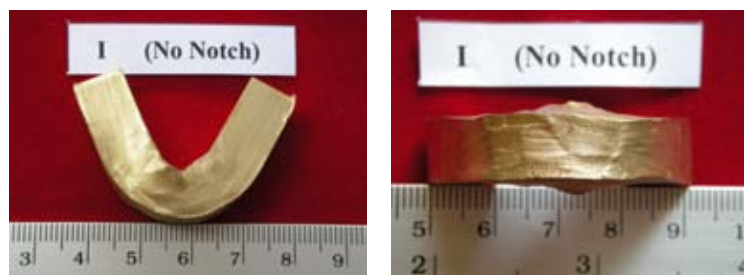
Energy-2 หมายถึง การทดสอบรอบที่ 2

โดยชิ้นงานแต่ละชิ้นสามารถแสดงรอยแตกได้ดังนี้

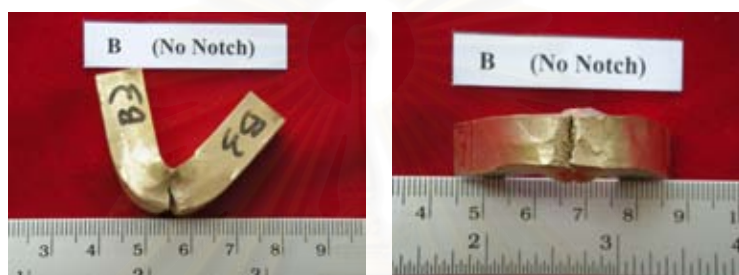
1) A1 (A)



2) A2 (I)



3) A3 (B)



4) BS1 (J)



8) BS2 (O)



5) BS3 (H)



10) C3 (F)



9) C2 (L)



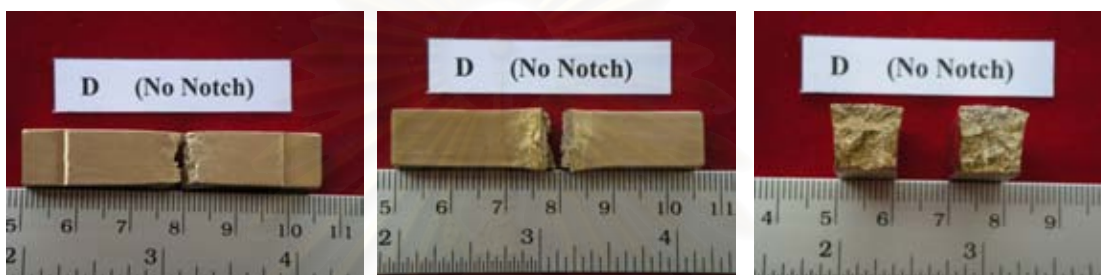
11) C3 (K)



13) D1 (NPb)



12) D2 (D)



ภาพที่ 4.10 ลักษณะของชิ้นงานชนิดไม่มีรอยบากหลังการทดสอบความต้านทานแรงกระแทกแล้ว

จากข้อมูลข้างต้นจะเห็นว่าค่าความต้านทานแรงกระแทกมีความสัมพันธ์กับรอยแตกของชิ้นงานหลังทำการทดสอบ โดยหน้าตัดของรอยแตกที่เป็นแบบเปราะจะสามารถคงสภาพเป็นสี่เหลี่ยมจัตุรัสได้ค่อนข้างสมบูรณ์ เนื่องจากการยึดตัวเกิดขึ้นน้อยมาก เช่น ชิ้นงาน BS2 และ D2 ของกลุ่มรอยบากแบบตัวยูและวี แต่ถ้าหน้าตัดรอยแตกที่มีพฤติกรรมแบบเหนียวจะมีลักษณะเป็นรูปคล้ายสี่เหลี่ยมคางหมูโดยขนาดด้านที่อยู่ตรงข้ามกับขอบรอยบากจะมีขนาดยาวกว่าเนื่องจากเนื้อวัสดุที่เหนียวสามารถตอบสนองต่อความเค้นแรงอัดตามแนวแกนยาวของชิ้นงานด้วยการขยายออกทางด้านข้าง ยิ่งวัสดุมีความเหนียวเท่าใดก็จะสามารถขยายออกมาได้มากเท่านั้น ตัวอย่างชิ้นงานที่มีลักษณะดังกล่าว เช่น ชิ้นงาน A1 และ BS3 ดังนั้นการพิจารณารูปร่างทางเรขาคณิตของหน้าตัดจึงสามารถใช้เป็นส่วนประกอบในการวิเคราะห์พฤติกรรมเชิงกลของวัสดุได้

บนผิวหน้าชิ้นงานทดสอบนั้นรอยแตกจะประกอบด้วยรอยแตกแบบเหนียวและแบบเปราะ โดยรอยแตกแบบเปราะจะมีลักษณะเป็นเกล็ดคัมภีร์ ทั้งนี้เนื่องจากการแตกเกิดขึ้นในลักษณะที่ผลึกของโลหะแทบไม่มีการยึดตัวเลย การแตกจึงเกิดขึ้นตามแนวขอบเกรน หรืออาจเกิดการแตกที่เป็นสาเหตุให้มีระนาบผลึกบางระนาบแยกออกจากกันตรงๆ ทำให้ผิวมีลักษณะเรียบดูเป็นเกล็ดคัมภีร์วาวและสะท้อนแสงได้ค่อนข้างดี

ส่วนการแตกแบบเหนียว ผิวยอยแตกจะมีลักษณะขรุขระ มีผิวด้าน ไม่สะท้อนแสง เพราะผลึกในเนื้อวัสดุจะมีการยึดตัวเปลี่ยนรูปในระดับหนึ่ง ซึ่งแต่ละผลึกมีทิศทางที่แตกต่างกัน การยึดตัวของผลึกแต่ละผลึกจึงไม่เหมือนกันซึ่งทำให้เกิดลักษณะผิวดังกล่าวขึ้น

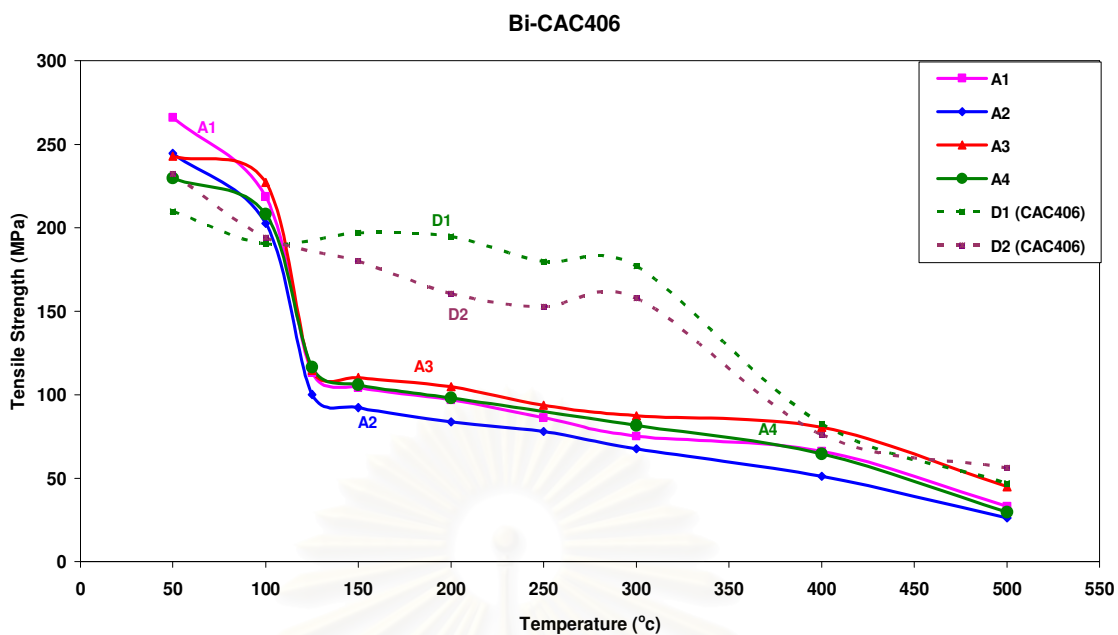
จากการทดลองจะมีชิ้นทดสอบ 3 แบบ พบว่าชิ้นทดสอบที่ไม่มีรอยบากจะสามารถดูดซับพลังงานในการกระแทกได้มากที่สุด รองลงมาคือ รอยบากแบบตัวยู ส่วนรอยบากแบบตัววีจะรับแรงกระแทกได้น้อยที่สุด เนื่องจากรอยบากชนิดนี้เป็นมุมแหลมจึงมีความเค้นแรงดึงสูงที่สุด

ในกรณีการทดสอบแรงกระแทกโดยใช้ชิ้นทดสอบแบบไม่มีรอยบากได้ทดสอบ 2 รอบ เนื่องจากการทดสอบรอบแรกชิ้นงานทดสอบส่วนใหญ่ไม่เกิดการแตกหัก เนื่องจากเครื่องทดสอบแรงกระแทกเป็นเครื่องทดสอบขนาดเล็ก โดยใช้ตุ้มน้ำหนัก 5.535 กิโลกรัม, แขนค้ำน้ำหนักยาว 0.417 เมตร และมุมที่ยกตุ้มน้ำหนักขึ้นก่อนตี 147° ผลการทดสอบทราบเพียงว่าชิ้นงานหลังการทดสอบที่ไม่แตกหักสามารถดูดซับพลังงานในการกระแทกได้มากกว่า 50 J จึงทำให้ทราบได้เพียงค่าประมาณของพลังงานในการดูดซับแรงกระแทกเท่านั้น จึงมีการทดสอบซ้ำโดยใช้เครื่องทดสอบที่สามารถอ่านค่าพลังงานสูงสุดได้ 300 J เพื่อให้ได้ค่าพลังงานที่แม่นยำขึ้น ทำให้ได้ค่าพลังงานดังแสดงในตาราง Energy-2 พบว่าชิ้นงานทดสอบกลุ่มโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วมีความต้านทานแรงกระแทกเทียบเท่า CAC406 ยกเว้นชิ้นงาน BS1 เท่านั้นที่มีค่าต่ำกว่า

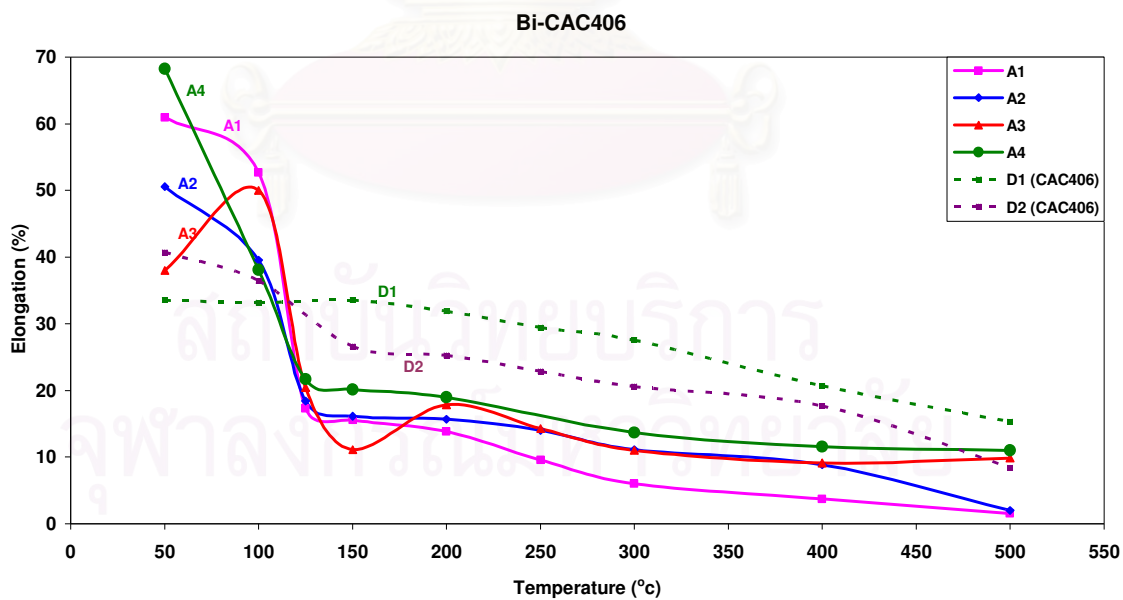
แต่เมื่อพิจารณาค่าพลังงานแรงกระแทกของชิ้นงานทดสอบที่มีรอยบากรูปตัววี ซึ่งรับพลังงานในการกระแทกได้น้อยที่สุด ยังคงมีค่าสูงพอที่จะถือได้ว่าโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วเหล่านี้มีความปลอดภัยในการใช้งาน เนื่องจากมีค่าความต้านทานแรงกระแทกเทียบเท่า CAC406 ซึ่งเป็นโลหะผสมทองแดงชนิดเดิมที่นิยมใช้อย่างแพร่หลาย

4.3 การทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิสูง โดยใช้อัตราความเครียดสูง (1 s^{-1})

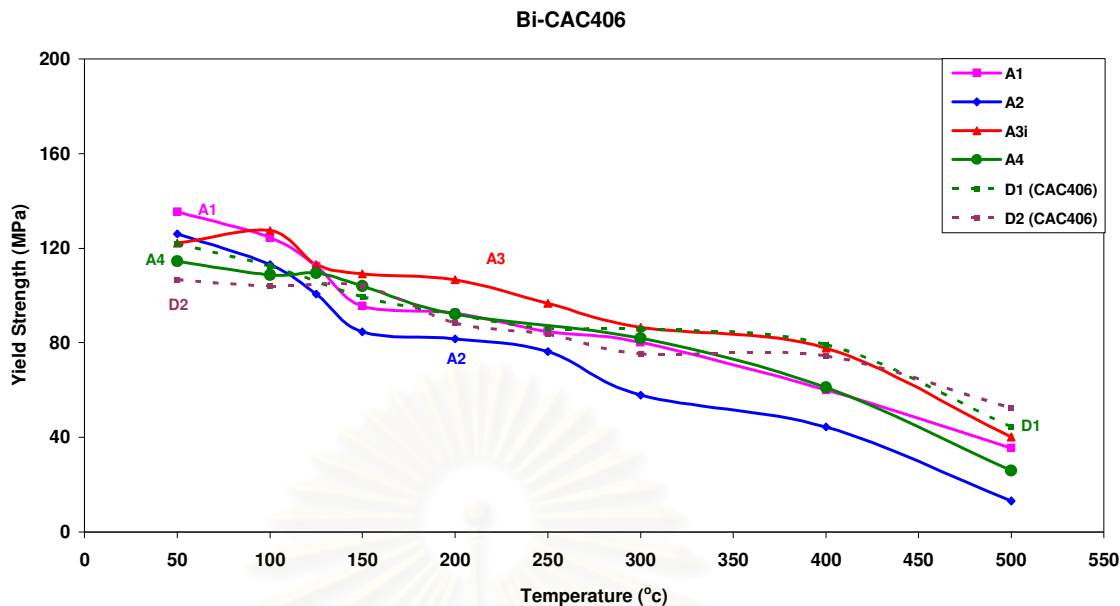
จากการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิต่างๆ ของชิ้นงานกลุ่มที่ 2 ทำให้ได้ความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึง, ความยืด และจุดครากที่ 0.02% กับอุณหภูมิที่เปลี่ยนแปลงไป แสดงได้ดังภาพที่ 4.11, 4.12 และ 4.13



ภาพที่ 4.11 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึงกับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth (A) เปรียบเทียบกับกลุ่ม CAC406



ภาพที่ 4.12 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความยืดกับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth (A) เปรียบเทียบกับกลุ่ม CAC406



ภาพที่ 4.13 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างจุดครากที่ 0.2% กับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth (A) เปรียบเทียบกับกลุ่ม CAC406

จากภาพที่ 4.11 พบว่าเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้น ความต้านทานแรงดึงมีค่าลดลง โดยเฉพาะที่อุณหภูมิมากกว่า 100 °C ค่าความต้านทานแรงดึงของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth ลดลงอย่างรวดเร็ว แต่ชิ้นงานกลุ่ม CAC406 ค่าความต้านทานแรงดึงเริ่มจะลดลงอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 300 °C

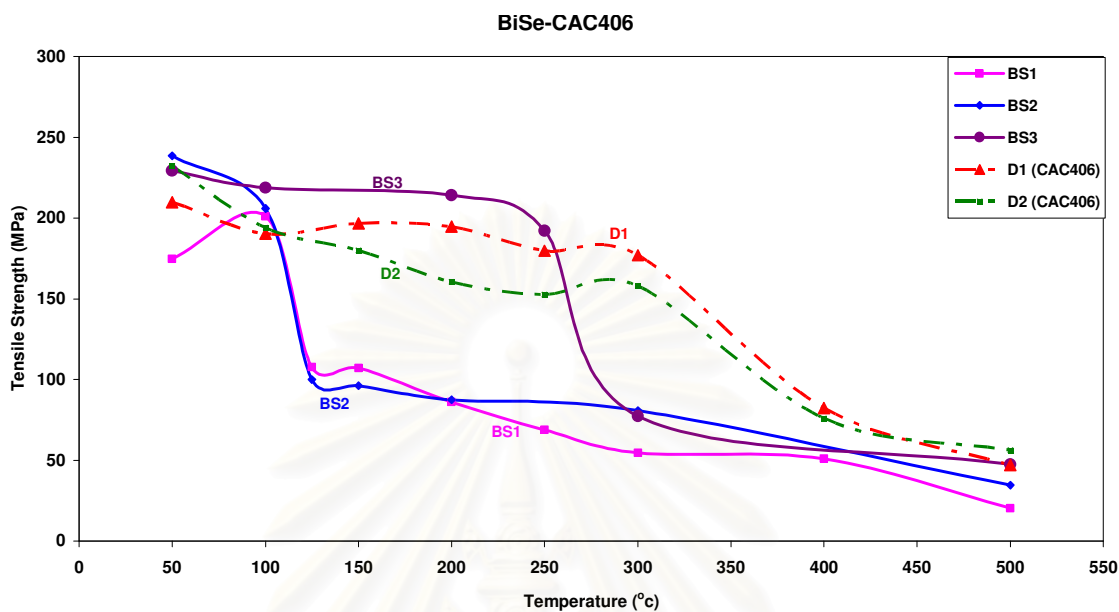
ความสัมพันธ์ระหว่างความยืดกับอุณหภูมิแสดงได้ดังภาพที่ 4.12 จะเห็นว่าค่าความยืดของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth มีค่าลดลงอย่างรวดเร็ว เมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 100 °C แต่ค่าความยืดของกลุ่ม CAC406 จะลดลงอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 300 °C

ความสัมพันธ์ระหว่างจุดครากที่ 0.2% กับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth แสดงได้ดังภาพที่ 4.13 แสดงให้เห็นว่าจุดครากที่ 0.2% ของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth และ CAC406 มีแนวโน้มลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น

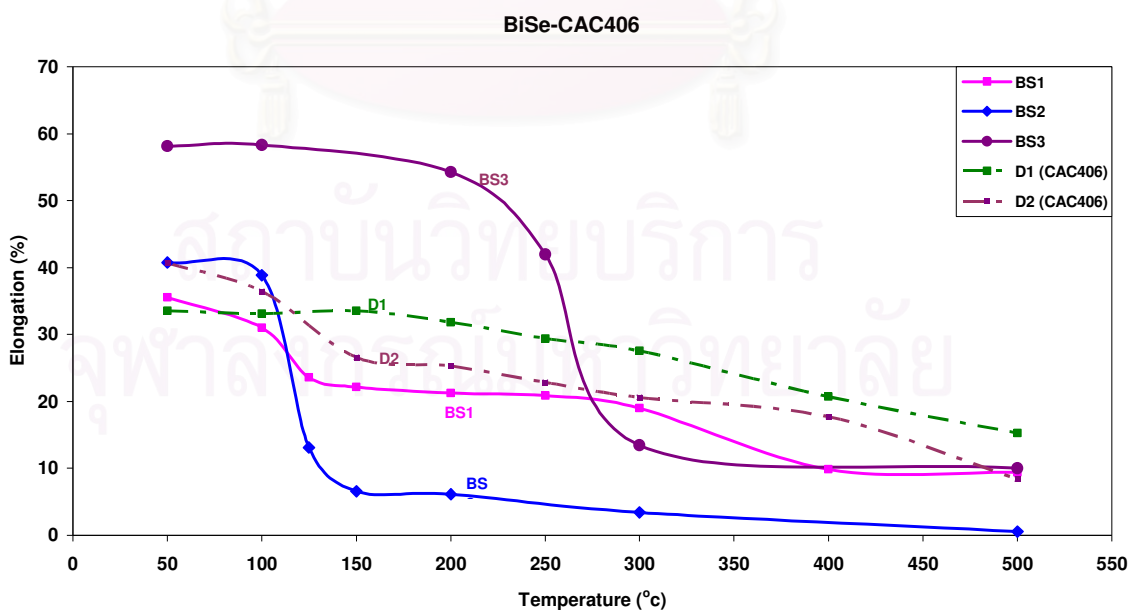
สำหรับชิ้นงานกลุ่ม Bi-Se สามารถแสดงความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติทางกลกับอุณหภูมิได้ดังภาพที่ 4.14, 4.15 และ 4.16 ทั้งนี้ได้แสดงสมบัติของชิ้นงานกลุ่ม CAC406 ไว้เพื่อเปรียบเทียบกับด้วย

ในทางโลหวิทยา อุณหภูมิที่เป็นจุดเปลี่ยนแปลงให้ค่าความแข็งแรง (ความต้านทานแรงดึง) และความเหนียว (ความยืด) ของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth ลดลงอย่างรวดเร็ว ซึ่งในที่นี่คือประมาณ 125 °C เป็นอุณหภูมิที่มีความสำคัญมาก และจะได้วิเคราะห์สาเหตุต่อไปในภายหลังที่ได้นำเสนอผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของผิวรอยแตกแล้ว รวมทั้งจะได้วิเคราะห์ถึงพฤติกรรม

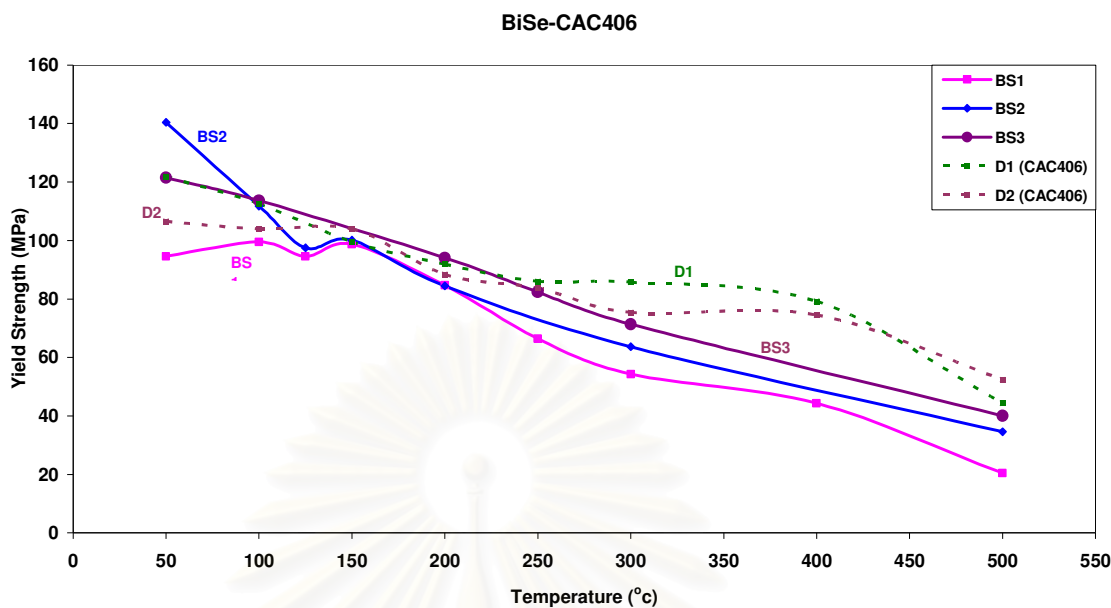
ของโลหะ CAC406 ที่ค่าความต้านทานแรงดึงและความยืดลดลงอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 300 °C ด้วย



ภาพที่ 4.14 ความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึงกับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่ม Bi-Se (BS) เปรียบเทียบกับกลุ่ม CAC406



ภาพที่ 4.15 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความยืดกับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่ม Bi-Se (BS) เปรียบเทียบกับกลุ่ม CAC406



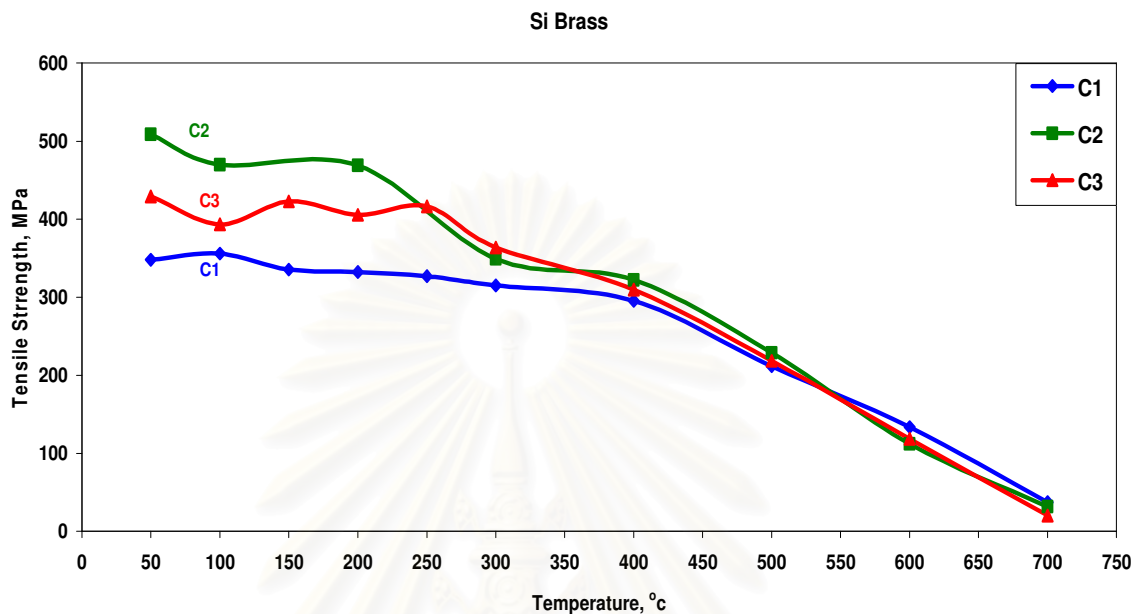
ภาพที่ 4.16 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างจุดครากที่ 0.2% กับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่ม Bi-Se (BS) เปรียบเทียบกับกลุ่ม CAC406

ภาพที่ 4.14 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึงกับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่ม Bi-Se จะเห็นว่าความต้านทานแรงดึงลดลงอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิมากกว่า 100 °C ซึ่งมีแนวโน้มเช่นเดียวกับชิ้นงานกลุ่ม Bismuth ยกเว้นชิ้นงานของ BS3 ซึ่งความต้านทานแรงดึงจะลดลงอย่างรวดเร็วที่อุณหภูมิมากกว่า 250 °C

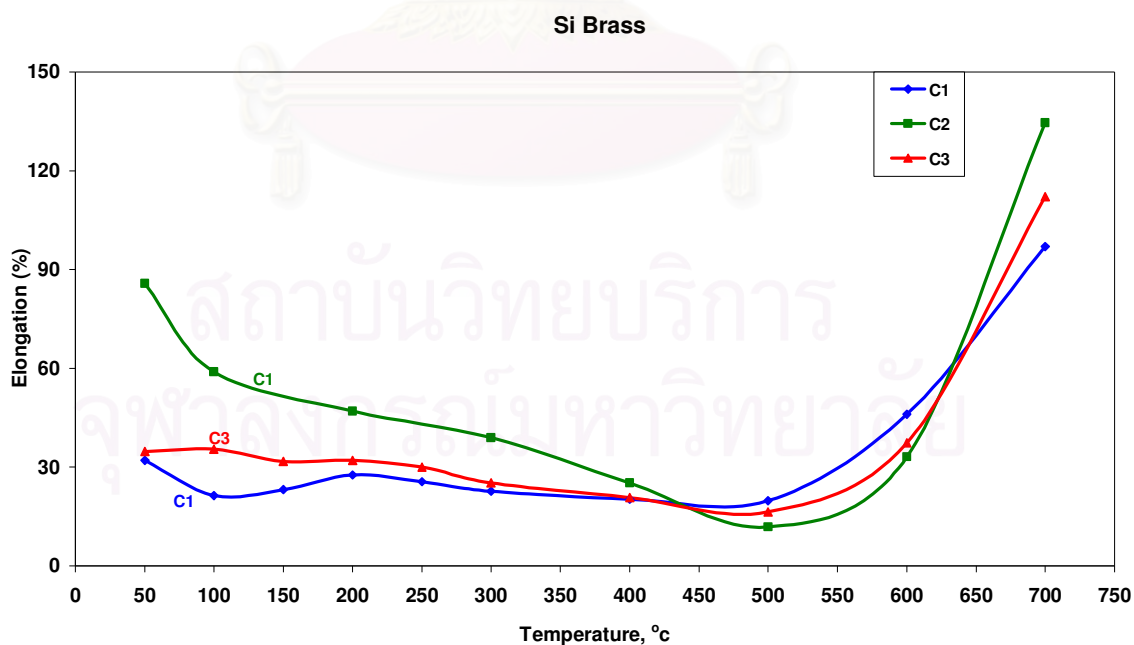
ค่าความยืดที่เปลี่ยนแปลงไปเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นแสดงได้ดังภาพที่ 4.15 ซึ่งแสดงให้เห็นว่าความยืดของชิ้นงานกลุ่ม Bi-Se ลดลงอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิมากกว่า 100 °C ยกเว้นชิ้นงานของ BS3 ซึ่งความต้านทานแรงดึงจะลดลงอย่างรวดเร็วที่อุณหภูมิมากกว่า 250 °C ซึ่งมีแนวโน้มลักษณะเดียวกับภาพที่ 4.14

ความสัมพันธ์ระหว่างจุดครากที่ 0.2% กับอุณหภูมิแสดงได้ดังภาพที่ 4.16 แสดงให้เห็นว่าจุดครากที่ 0.2% ของชิ้นงานกลุ่ม Bi-Se และ CAC406 มีแนวโน้มลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น ในทางโลหวิทยา อุณหภูมิที่เป็นจุดเปลี่ยนแปลงให้ค่าความแข็งแรง (ความต้านทานแรงดึง) และความเหนียว (ความยืด) ของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth ลดลงอย่างรวดเร็ว ซึ่งในที่นี้คือประมาณ 125 °C เป็นอุณหภูมิที่มีความสำคัญมาก และจะได้วิเคราะห์สาเหตุต่อไปในภายหลังที่ได้นำเสนอผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของผิวรอยแตกแล้ว รวมทั้งจะได้วิเคราะห์ถึงพฤติกรรมของโลหะ CAC406 ที่ค่าความต้านทานแรงดึงและความยืดลดลงอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 300 °C ด้วย

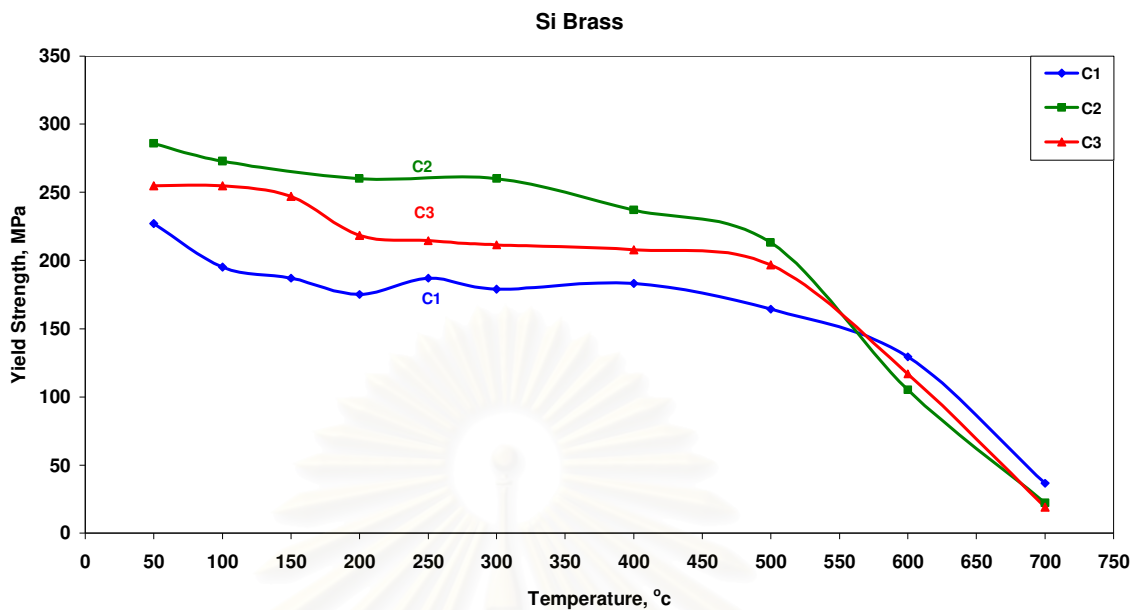
ส่วนชิ้นงานอีกกลุ่มหนึ่ง ได้แก่ ทองเหลืองซิลิคอน จะมีผลการทดสอบแรงดึงที่ต่างจากชิ้นงานกลุ่มอื่น สามารถแสดงผลการทดลองได้ดังภาพที่ 4.17, 4.18 และ 4.19 ทั้งนี้เนื่องจากมีส่วนผสมทางเคมีที่แตกต่างออกไป



ภาพที่ 4.17 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึงกับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่มทองเหลืองซิลิคอน



ภาพที่ 4.18 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความยืดกับอุณหภูมิของชิ้นงานกลุ่มทองเหลืองซิลิคอน



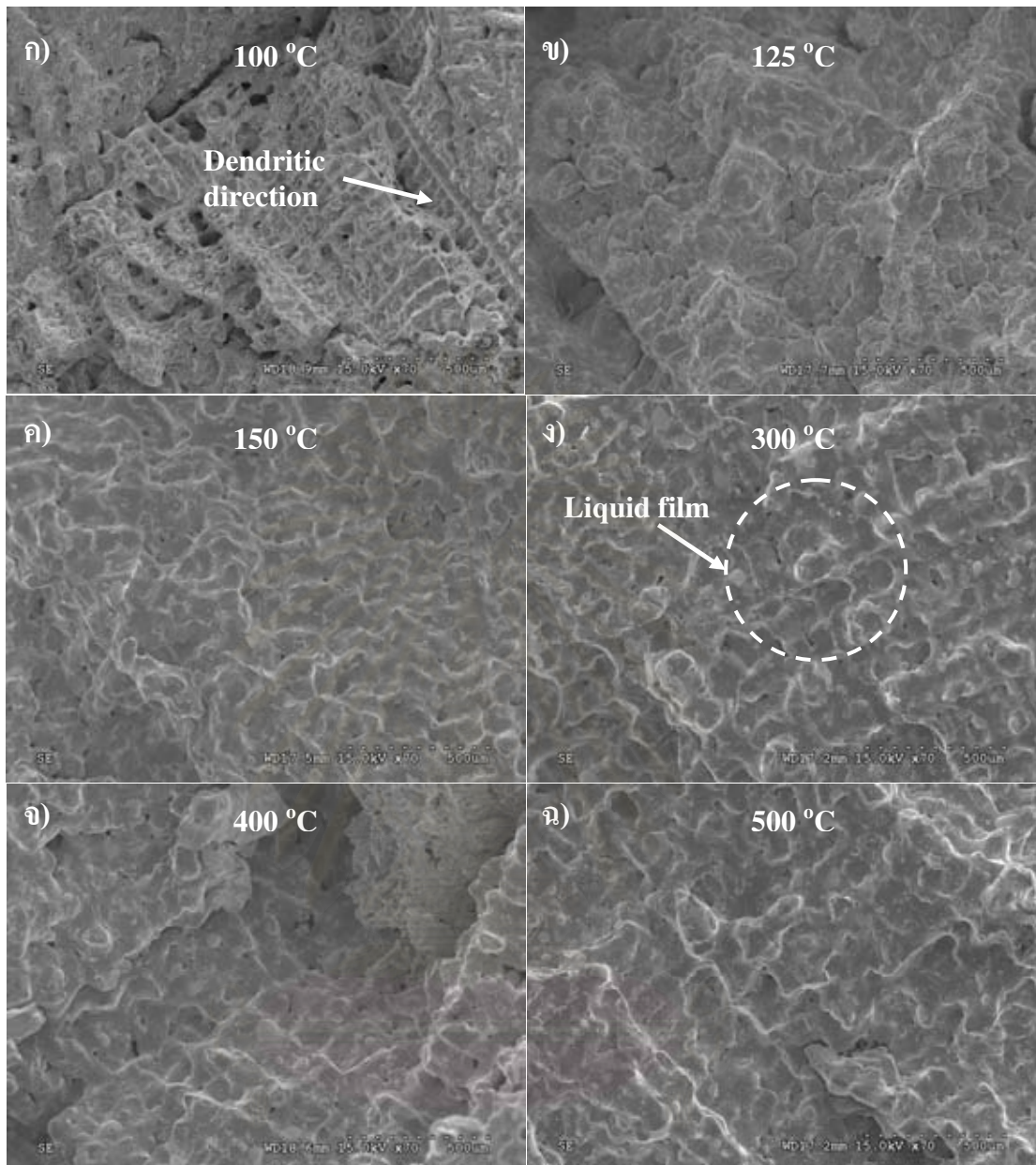
ภาพที่ 4.19 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างจุดครากที่ 0.2% กับอุณหภูมิของชิ้นงาน
กลุ่มทองเหลืองซิลิกอน

จากผลการทดลองพบว่าทองเหลืองซิลิกอนจะมีค่าความต้านทานแรงดึงลดลงอย่างรวดเร็วหลังจากอุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นถึง 400 °C

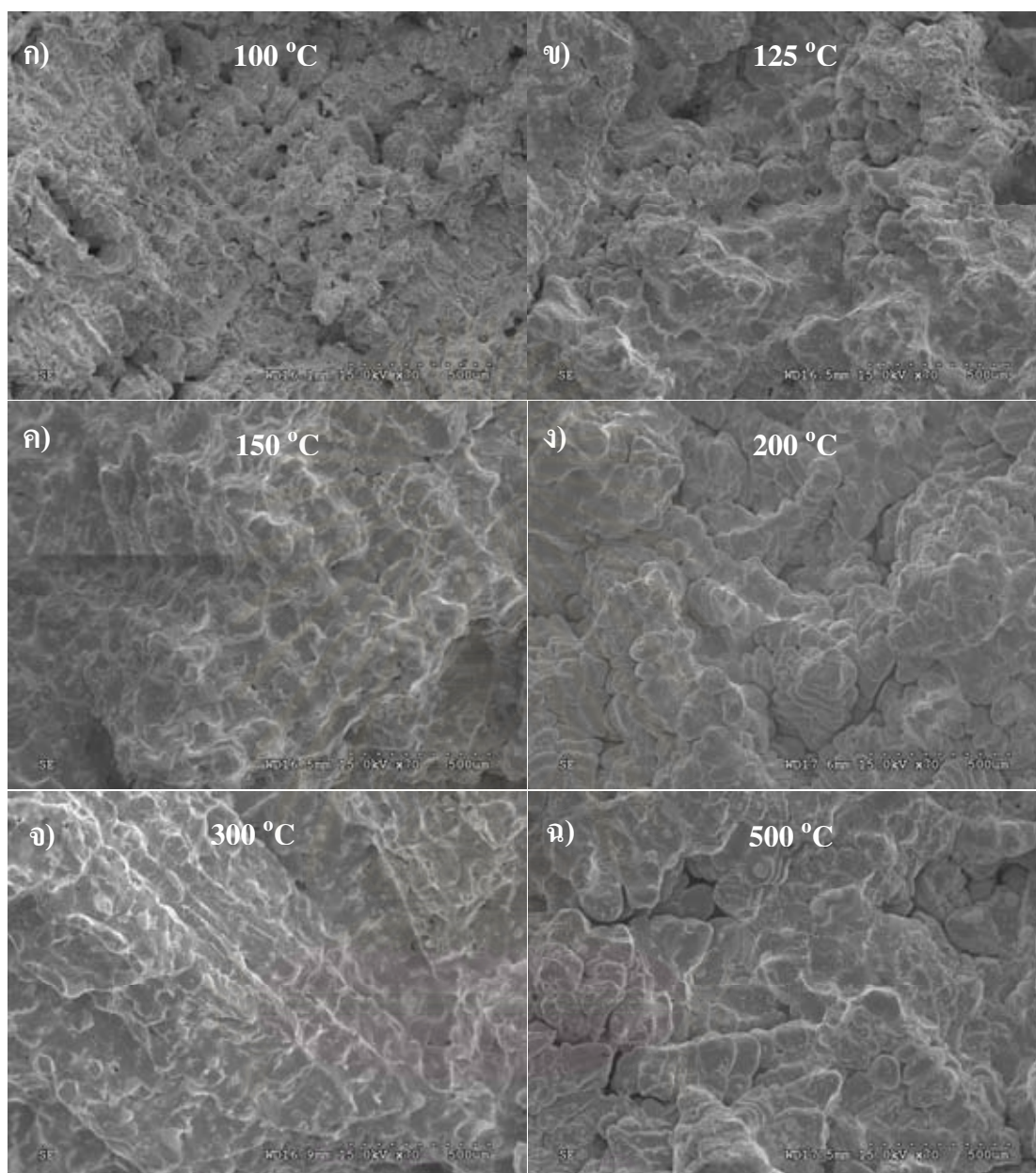
ค่าความยืดมีแนวโน้มลดลงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น แต่เมื่ออุณหภูมิมากกว่า 500 °C ความยืดกลับมีค่าเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว

จุดครากที่ 0.2% มีแนวโน้มลดลงเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้น และลดลงอย่างรวดเร็ว เมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 400 °C

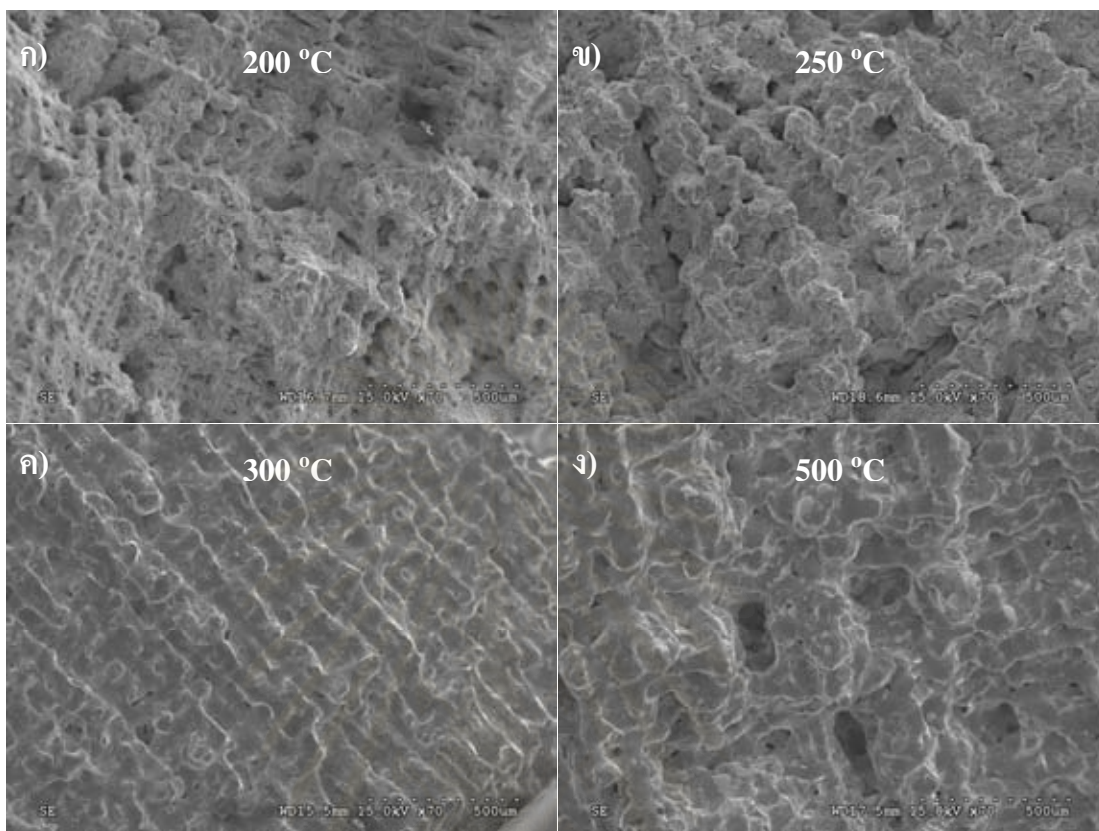
หลังจากทดสอบความต้านทานแรงดึงเรียบร้อยแล้ว นำชิ้นงานทดสอบไปศึกษาผิวรอยแตกด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด ซึ่งแสดงได้ดังภาพที่ 4.20, 4.21, 4.22 และ 4.23



ภาพที่ 4.20 ผีวรอยแตกของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth (A) ที่อุณหภูมิต่างๆ; ก) 100 °C, ข) 125 °C, ค) 150 °C, ง) 300 °C, จ) 400 °C, ฉ) 500 °C (กำลังขยาย $\times 70$)



ภาพที่ 4.21 ผิวรอยแตกของชิ้นงานกลุ่ม (BS) ที่อุณหภูมิต่างๆ; ก) 100 °C, ข) 125 °C, ค) 150 °C, ง) 300 °C, จ) 400 °C, ฉ) 500 °C (กำลังขยาย $\times 70$)

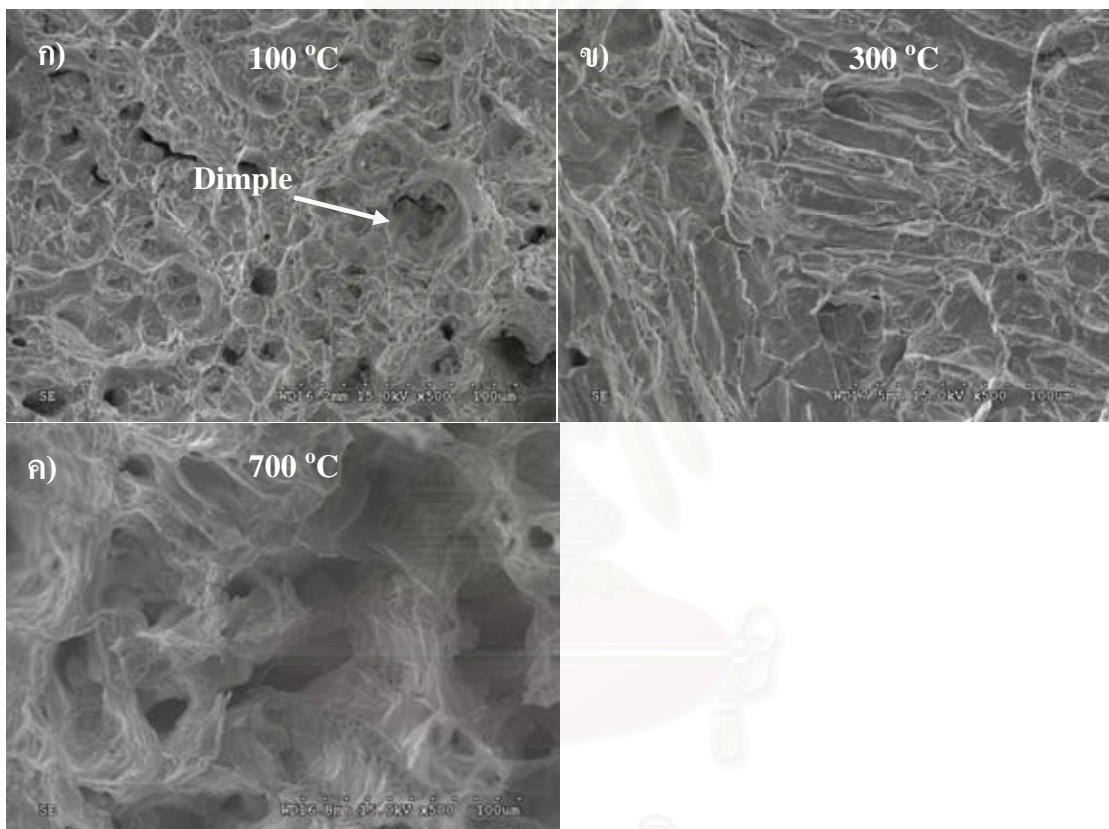


ภาพที่ 4.22 ผิวหน้ารอยแตกของชิ้นงาน BS3 ที่อุณหภูมิต่างๆ; ก) 200 °C, ข) 250 °C, ค) 300 °C, ง) 500 °C (กำลังขยาย $\times 70$)

จากภาพ 4.20 และ 4.21 เป็นภาพผิวย่อยแตกของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth และ Bi-Se จะเห็นได้ว่าลักษณะรอยแตกของภาพ ก) มีทิศทางการแตกตามเดนไดรต์ และมีลักษณะการแตกแบบ Ductile เป็นการแตกแบบเหนียว ส่วนภาพ ข), ค), ง), จ) และ ฉ) ซึ่งเป็นรอยแตกของชิ้นงานที่มีอุณหภูมิมากกว่า 125 °C จะเห็นได้ว่ามีลักษณะรอยแตกที่แตกต่างไปจากภาพ ก) เนื่องจากมีฟิล์มของเหลว (Liquid film) เหลืออยู่รอบๆ บริเวณที่เป็น interdendritic รวมทั้งมีลักษณะรอยแตกเป็นแบบเปราะ (Brittle) ส่วนภาพที่ 4.22 เป็นภาพผิวย่อยแตกของชิ้นงาน BS3 ซึ่งมีสมบัติเชิงกลต่างไปจากชิ้นงานอื่นๆ ในกลุ่ม Bi-Se จะเห็นได้ว่าที่อุณหภูมิ 200 °C และ 250 °C ลักษณะรอยแตกตามทิศทางของเดนไดรต์ และมีลักษณะรอยแตกแบบเหนียวซึ่งเป็นช่วงที่ยังคงมีค่าความต้านทานแรงดึงและความยืดสูง แต่เมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 250 °C ลักษณะรอยแตกจะแตกต่างอย่างชัดเจน คือ มีฟิล์มของเหลวเหลืออยู่และเป็นลักษณะการแตกแบบเปราะ ซึ่งสัมพันธ์กับสมบัติเชิงกลที่มีค่าลดลง

กล่าวโดยสรุป จากการวิเคราะห์เชิงทฤษฎีทางโลหวิทยา ทำให้สันนิษฐานได้ว่า ฟิล์มของเหลวที่เกิดขึ้นในชิ้นงานกลุ่ม Bismuth (A1~A4) และ Bi-Se (BS1, BS2) ซึ่งทำให้สมบัติเชิงกล

ลดลงอย่างรวดเร็วที่อุณหภูมิประมาณ 125 °C ขึ้นไป คือ เกิดจากโครงสร้างยูเทคติกของระบบ บิสมัท-ตะกั่ว ส่วนในชิ้นงาน BS3 फिल्मของเหลวที่เกิด ณ อุณหภูมิสูงกว่า 250 °C คือ फिल्मของเฟส บิสมัทหลอมเหลวเอง หรืออาจเป็นโครงสร้างยูเทคติกระหว่างทองแดง-บิสมัท ซึ่งเนื่องจากปริมาณ ตะกั่วที่ต่ำของ BS3 (0.01 wt. %Pb) ทำให้ไม่เกิดยูเทคติกของบิสมัท-ตะกั่วดังเช่นในชิ้นงานอื่น ๆ ที่ เติมนิสมัทแต่มีตะกั่วสูงกว่า 0.01 wt. %Pb และสุดท้ายสำหรับโลหะผสม CAC406 (ชิ้นงาน D1, D2) สันนิษฐานได้ว่าเกิดฟิล์มของเหลวของเฟสตะกั่ว หรืออาจจะเป็นโครงสร้างยูเทคติกระหว่าง ทองแดง-ตะกั่ว ที่อุณหภูมิสูงกว่า 300 °C ขึ้นไป ทั้งนี้รายละเอียดการวิเคราะห์อยู่ในภาคผนวก ข.



ภาพที่ 4.23 ผิวยรอยแตกของชิ้นงานกลุ่มทองเหลืองซิลิคอนที่อุณหภูมิต่างๆ; ก) 100 °C, ข) 300°C, ค) 700 °C (กำลังขยาย ×500)

ภาพที่ 4.23 เป็นภาพผิวยรอยแตกของชิ้นงานกลุ่มทองเหลืองซิลิคอน จะเห็นได้ว่ามีลักษณะ การแตกที่ต่างจากภาพที่ 4.10 และ 4.11 โดยที่อุณหภูมิ 100 °C มีลักษณะผิวยรอยแตกแบบ Dimple อย่างชัดเจน เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นลักษณะผิวยรอยแตกมีแนวโน้มที่เรียบ (Flatten) มากขึ้น และเป็น การแตกแบบเปราะ แสดงได้ดังภาพ ข) แต่เมื่ออุณหภูมิมากกว่า 500 °C ลักษณะผิวยรอยแตกจะมีความ แตกต่างเกิดขึ้น โดยจะมีลักษณะรอยแตกแบบเหนียวซึ่งเห็นได้ชัดเจนดังภาพ ค)

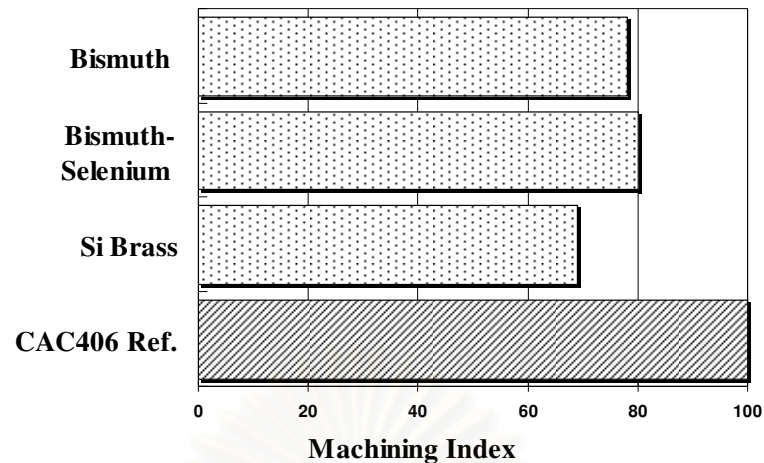
ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของผิวรอยแตกเหล่านี้สอดคล้องกับผลทดสอบสมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงดึงและความยืดของโลหะผสมกลุ่มทองเหลืองซัลฟอนเป็นอย่างดี กล่าวคือ ผิวรอยแตกเป็นแบบเหนียวที่อุณหภูมิต่ำ ($\sim 100\text{ }^{\circ}\text{C}$) ซึ่งทั้งความแข็งแรงและความเหนียวสูง แต่เมื่อถึงอุณหภูมิในช่วงกลาง ทั้งความแข็งแรงและความเหนียวลดลง ผิวรอยแตกเปลี่ยนเป็นแบบเปราะและสุดท้ายที่อุณหภูมิสูง ($600\text{--}700\text{ }^{\circ}\text{C}$) ความเหนียวของชิ้นงานกลับเพิ่มสูงขึ้นใหม่ ผิวรอยแตกที่ได้กลับเป็นการแตกแบบเหนียวอีกครั้ง

พฤติกรรมเชิงกลของชิ้นงานทองเหลืองซัลฟอนนี้ เทียบได้กับพฤติกรรมเชิงกลของทองเหลืองชนิดเบตา กล่าวคือ จากปริมาณซัลฟอนที่เพิ่มเข้าไปในโลหะผสม ทั้งที่โลหะผสมมีส่วนผสมของสังกะสีประมาณ 20% โดยน้ำหนัก ซึ่งจากเฟสไดอะแกรมของทองแดง-สังกะสีพบว่าควรได้โครงสร้างแบบแอลฟา แต่เมื่อเกิดผลของธาตุซัลฟอน ซึ่งผสมอยู่ประมาณ 3% โดยน้ำหนัก เข้าไปด้วย โดยค่า Zinc Equivalent ของซัลฟอน = 10 ดังนั้น โลหะผสมที่มีสังกะสี 20% และซัลฟอน 3% โดยน้ำหนัก จึงเทียบเท่ากับโลหะผสมที่มีสังกะสี 50% โดยน้ำหนัก (อ้างอิงภาพที่ 2.4 และหัวข้อ 2.3 ในบทที่ 2 ของวิทยานิพนธ์ฉบับนี้) และจัดเป็นทองเหลืองชนิดเบตา ซึ่งมีความเหนียวสูง สามารถแปรรูปได้ดีที่อุณหภูมิสูง ผลการทดสอบสมบัติเชิงกลของทองเหลืองซัลฟอนในการศึกษานี้ก็เป็นเช่นนั้น

เนื่องจากในปัจจุบันสมบัติการกลึงไสของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วยังคงด้อยกว่า CAC406 แสดงได้ดังภาพที่ 4.24 จึงต้องมีการศึกษาถึงความสัมพันธ์ของอุณหภูมิ ณ บริเวณผิวหน้าชิ้นงานที่ทำการกลึงไสกับสมบัติทางกล (ความต้านทานแรงดึง, ความยืด และ จุดครากที่ 0.2%) ซึ่งจะนำไปพิจารณาร่วมกับสมบัติการกลึงไส แต่เนื่องจากยังไม่มีข้อมูลชัดเจนในการวัดระดับอุณหภูมิที่เพิ่มสูงขึ้นขณะทำการกลึงไส ดังนั้นจึงทำการทดสอบความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิสูง โดยใช้ อัตราความเครียดสูง (1 s^{-1}) เข้ามาพิจารณา เพราะขณะทำการกลึงไสต้องมีอุณหภูมิที่สูงพอ และ อัตราความเครียดสูงเพื่อให้เกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่าง (Deformation) บริเวณผิวของชิ้นงาน

ค่าความต้านทานแรงดึงและความยืดของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth และ Bi-Se จะลดลงอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า $125\text{ }^{\circ}\text{C}$ ในขณะที่ CAC406 ยังสามารถรักษาสมบัติดังกล่าวไว้ได้จนถึงอุณหภูมิ $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ ดังนั้นจากความสัมพันธ์ดังกล่าวแสดงถึงสมบัติการกลึงไสที่ด้อยกว่าของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว เพราะจะไม่สามารถเพิ่มแรงกระทำ (Load) ไปที่ผิวหน้าของชิ้นงานที่จะทำการกลึงไสได้มากนักเพราะเกิดความเสียหายที่ชิ้นงานจะเกิดการแตกร้าว แม้จักกลึงจะหลุดออกได้ง่ายก็ตาม

สำหรับชิ้นงานกลุ่มทองเหลืองซัลฟอนก็มีสมบัติการกลึงไสที่ด้อยกว่า CAC406 เนื่องจากทองเหลืองซัลฟอนมีค่าความต้านทานแรงดึงสูงพร้อมกับที่มีความยืดสูงทำให้จักกลึงหลุดออกได้ยาก ซึ่งความยากง่ายที่จะทำให้จักกลึงที่หลุดออกมานั้น ขึ้นอยู่กับโครงสร้างที่เรียกว่าเฟสแกมมา (γ) ซึ่งเป็นเฟสที่มีความแข็งแรงสูงที่เกิดในโลหะผสมระบบนี้ (ทองเหลืองซัลฟอน)



ภาพที่ 4.24 แสดงการเปรียบเทียบสมบัติการกลึงไสของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วกับ CAC406 (แสดงค่าเฉลี่ยของ Machining Index ของชิ้นงานกลุ่ม Bismuth, Bi-Se และทองเหลืองซิลิกอน ที่ใช้ในการศึกษาครั้งนี้)

แต่จากผลการทดลองนี้ได้ทำการศึกษาถึงอุณหภูมิ 700 °C ทั้งนี้เพราะวัสดุชนิดนี้มีกระบวนการขึ้นรูปหลายแบบ ดังนั้นนอกจากการขึ้นรูปโดยการหล่อแล้ววัสดุชนิดนี้ยังสามารถนำไปขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูงได้โดยเฉพาะกระบวนการขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูง เช่น Extrusion, Hot forging เพราะแนวโน้มของค่าความยืดเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วที่อุณหภูมิสูง (600 °C ขึ้นไป)

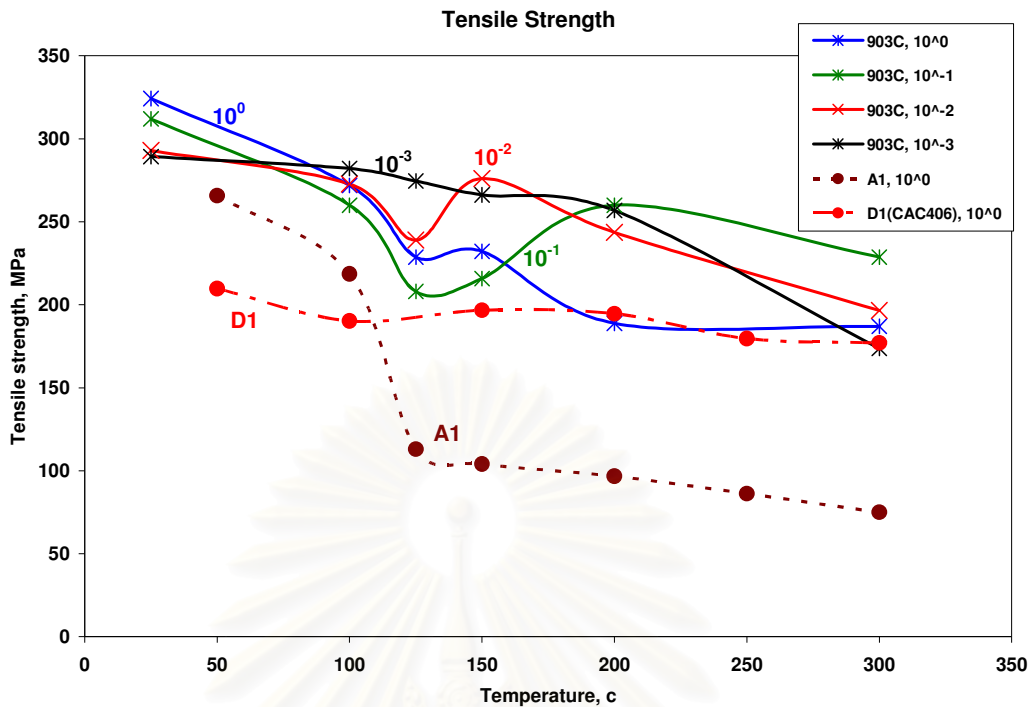
ในการศึกษาการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิสูงครั้งนี้ ยังได้มีการทดสอบผลกระทบที่เกิดจากอัตราความเครียดที่เปลี่ยนแปลงไปด้วย โดยทดสอบดังกล่าวใช้ชิ้นงานโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วเกรด CAC903C ซึ่งเป็นชิ้นงานผ่านการหล่อแบบต่อเนื่อง มีส่วนผสมดังนี้

ตารางที่ 4.4 แสดงส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว CAC903C

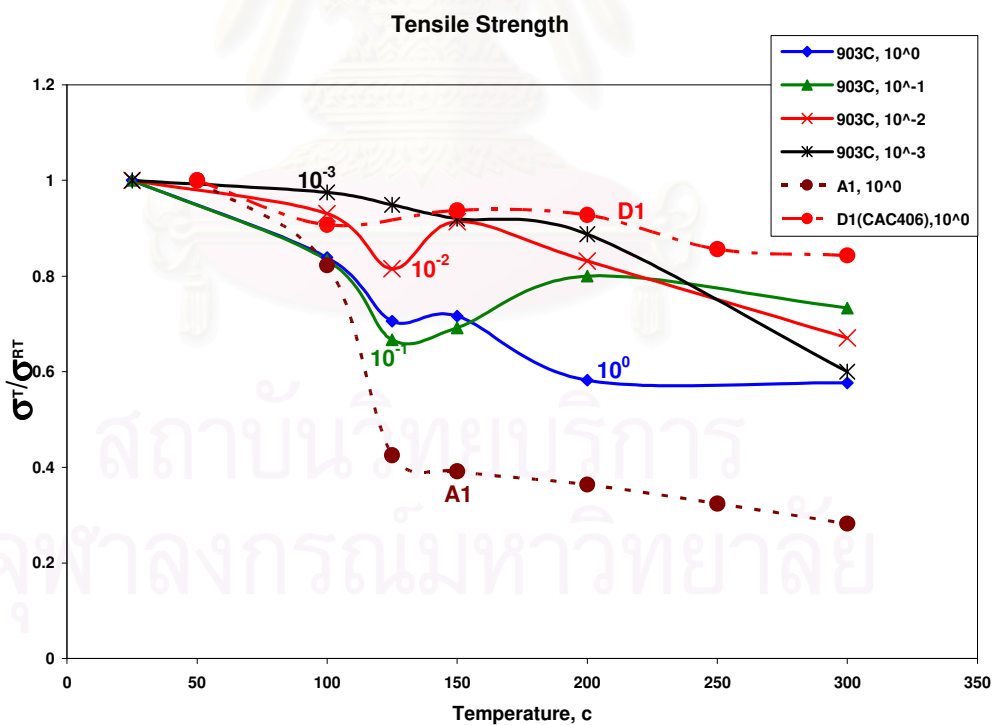
Chemical composition (wt. %)											
Sample	Sn	Zn	Bi	Sb	Pb	Fe	Ni	P	Se	Al	Si
CAC903C	4.6	6.5	2.8	0.07	0.1	*	*	0.1	*	*	*

*; others total of 0.09%

อัตราความเครียดที่ใช้ทดสอบ คือ 1 s^{-1} , 10^{-1} s^{-1} , 10^{-2} s^{-1} และ 10^{-3} s^{-1} พบว่าการเปลี่ยนแปลงของค่าความต้านทานแรงดึงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นแสดงดังภาพที่ 4.25



ภาพที่ 4.25 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานแรงดึงกับอุณหภูมิเมื่ออัตราความเครียดต่างกัน



ภาพที่ 4.26 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างอัตราความต้านทานแรงดึง (เทียบกับค่าความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิห้อง) กับอุณหภูมิเมื่ออัตราความเครียดต่างกัน (σ_T คือ ความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิทดสอบ, σ_{RT} คือ ความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิห้อง)

จากภาพจะเห็นว่าชิ้นงาน CAC903C มีความต้านทานแรงดึงที่สูงกว่า A1 เนื่องจาก 903C เป็นการหล่อแบบต่อเนื่องจึงมีเกรนขนาดเล็ก แต่ A1 และ D1 เป็นการหล่อในแบบทรายซึ่งมีขนาดเกรนที่ใหญ่กว่าจึงมีค่าความต้านทานแรงดึงที่ต่างกัน แต่เมื่อพิจารณาเฉพาะชิ้นงาน 903C พบว่าที่อัตราความเครียดต่างกันจะส่งผลต่อความต้านทานแรงดึงที่แตกต่างกันไปด้วย โดยจะเห็นว่าเมื่อมีอัตราความเครียดสูง ค่าความต้านทานแรงดึงจะลดลงอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 100 °C แต่เมื่ออัตราความเครียดลดลงพบว่าค่าความต้านทานแรงดึงมีแนวโน้มเปลี่ยนแปลงในช่วงอุณหภูมิดังกล่าวน้อยลง ซึ่งเห็นได้ชัดเจนเมื่ออัตราความเครียดมีค่า 10^{-3} s^{-1} แต่จากผลการทดลองพบว่า เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นค่าความต้านทานแรงดึงที่มีอัตราความเครียดต่ำ มีค่าความต้านทานแรงดึงสูงกว่าที่อัตราความเครียดสูง ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากเมื่ออัตราความเครียดลดลง ช่วงระยะเวลาที่มีแรงไปกระทำชิ้นงานมากขึ้น ทำให้โครงสร้างชิ้นงานมีโอกาสในการส่งถ่ายแรงไปยังโครงสร้างพื้นฐานก่อนเกิดการแตกหักขึ้น จากการทดสอบผลของอัตราความเครียดที่ต่างกันจะเห็นได้ว่าการที่สมบัติการกลึงไสของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วยังมีจุดด้อยกว่า CAC406 นอกจากเหตุผลในด้านความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิสูงยังมีสาเหตุจากผลของอัตราความเครียดร่วมด้วย

4.4 คุณภาพน้ำโลหะ

4.4.1 โลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว (เกรด CAC902)

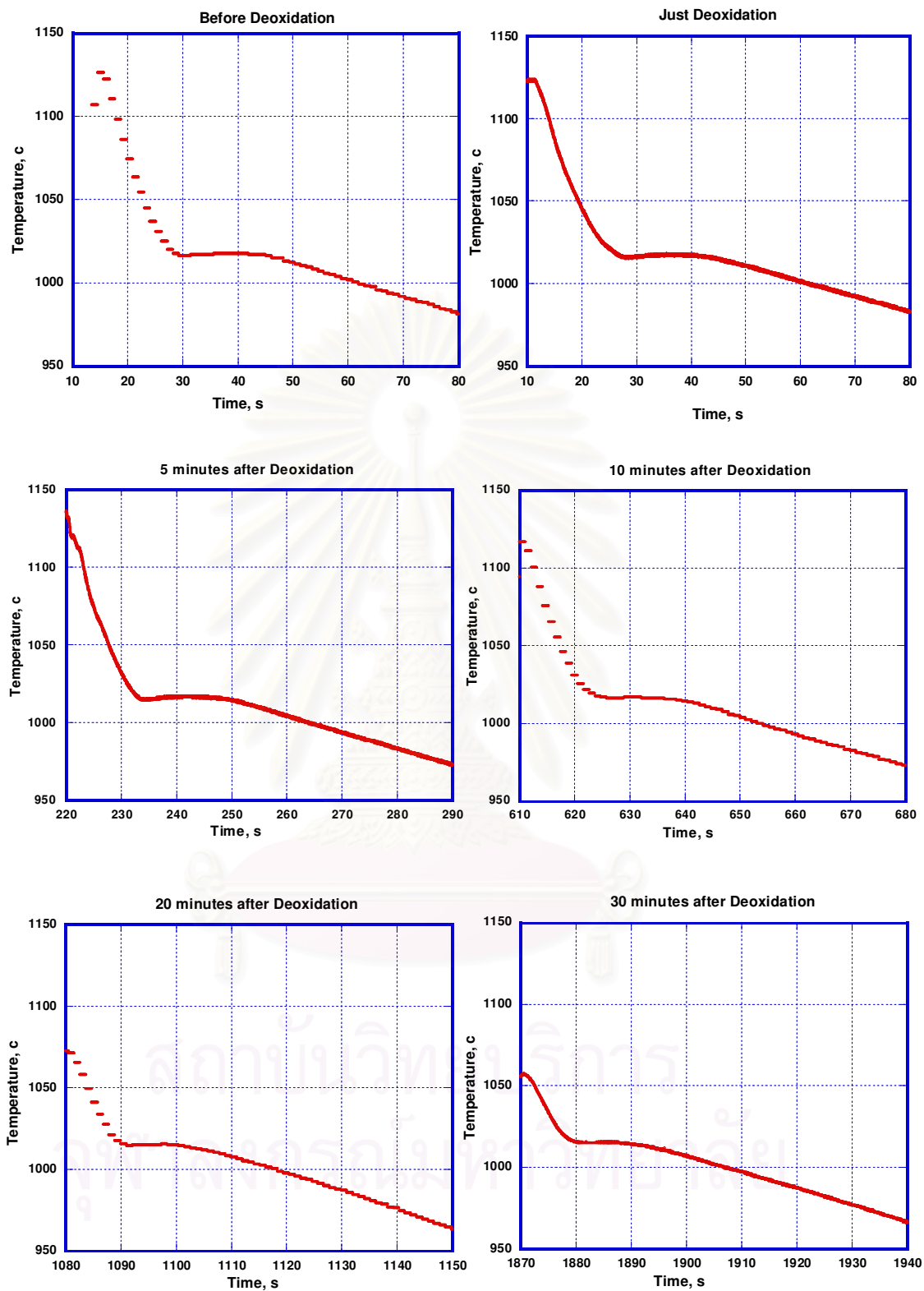
4.4.1.1 การเปลี่ยนแปลงของเส้นโค้งการเย็นตัว

ในการทดลองเพื่อประเมินคุณภาพน้ำโลหะจากปริมาณฟอสฟอรัสที่คงเหลือในน้ำโลหะ โลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว CAC902 ถูกหลอมโดยใช้เตาไฟฟ้าเหนี่ยวนำความถี่สูง ความจุ 1.5 ตัน แล้วพักน้ำโลหะในเตาความถี่ต่ำขนาด 1.5 ตัน การกำจัดออกซิเจนกระทำในเตาพักน้ำโลหะนี้ โดยเติม 15P-Cu ลงไป 0.2% โดยน้ำหนัก และในตอนสุดท้ายของการทดลองได้มีการไล่ออกซิเจนแบบรุนแรง (Over Deoxidation) โดยเติม 15P-Cu ลงไป 0.5% โดยน้ำหนัก ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว CAC902 แสดงได้ดังตารางที่ 4.5 ทั้งนี้ได้มีการวัดอุณหภูมิก่อนเทน้ำโลหะลงในถ้วยเซลล์ลัฟ ซึ่งมีค่าประมาณ 1150°C

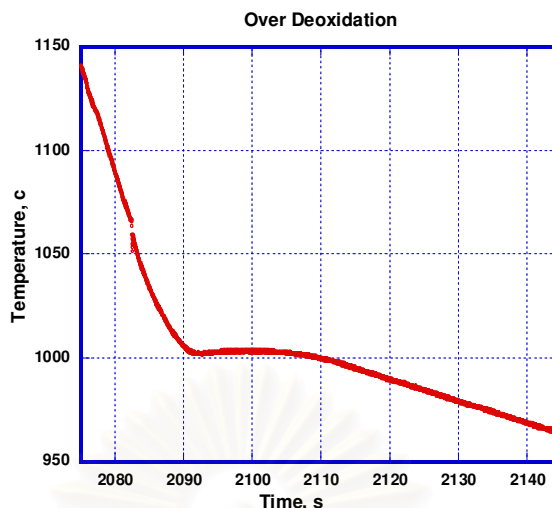
ตารางที่ 4.5 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว CAC902 ที่เปลี่ยนแปลงไปตามเวลา หลังจากทำการรวมวิธีไล่ออกซิเจน

Condition	Sample No.	Chemical composition (wt. %)					
		Cu	Sn	Zn	Pb	Bi	P
Before Deoxidation	1	88.15	4.58	5.22	0.041	1.70	0.0000
Just Deoxidation	2	88.01	4.64	5.23	0.042	1.76	0.0029
After Deoxidation 5 min.	3	88.11	4.59	5.22	0.041	1.73	0.0005
After Deoxidation 10 min.	4	87.99	4.63	5.24	0.042	1.79	0.0000
After Deoxidation 20 min.	5	87.98	4.60	5.22	0.043	1.77	0.0000
After Deoxidation 30 min.	6	87.87	4.67	5.17	0.044	1.86	0.0000
Over Deoxidation	7	88.21	4.56	5.01	0.042	1.80	0.0754

น้ำโลหะจะถูกหล่อในแบบเซลล์ลัฟซึ่งมีรูปร่างตายตัว ทำให้ได้อัตราการเย็นตัวที่เหมือนกันทุกครั้ง สามารถแสดงเส้นโค้งการเย็นตัวที่สภาวะต่างๆ ได้ดังนี้



ภาพที่ 4.27 แสดงเส้นโค้งการเย็นตัวของ CAC902 ระหว่างกระบวนการกำจัดออกซิเจน (ก่อน-หลังกำจัดออกซิเจน 30 นาที)



ภาพที่ 4.28 แสดงเส้นโค้งการเย็นตัวของ CAC902 ระหว่างกระบวนการ
กำจัดออกซิเจนแบบรุนแรง

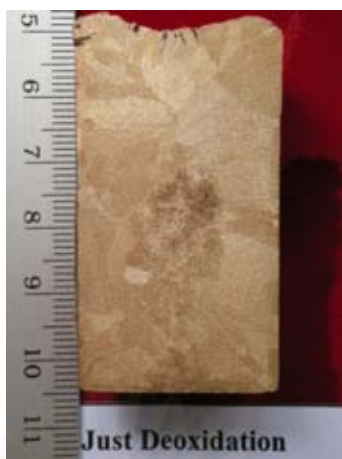
จากภาพ 4.27 และ 4.28 จะเห็นว่าเส้นโค้งการเย็นตัวเปลี่ยนไปตามเวลาของกระบวนการกำจัดออกซิเจน เมื่อกำจัดออกซิเจนแล้ว พบว่ามี undercooling เกิดขึ้นเล็กน้อย ในการทดลองครั้งนี้ หลังกำจัดออกซิเจนแล้วพบว่ามีปริมาณฟอสฟอรัสเหลือค้างต่ำ จึงทำให้จุดต่ำสุดของการเกิด undercooling มีการเปลี่ยนแปลงไปน้อยมาก นอกจากนี้ในการทดลอง หลังผ่านการกำจัดออกซิเจนไปแล้ว 5 นาที ไม่พบปริมาณฟอสฟอรัสเหลือค้างอีกเลย ดังนั้นถึงจะทิ้งน้ำโลหะไว้อีกจนถึง 30 นาที ก็ไม่พบความเปลี่ยนแปลงอย่างเด่นชัดใด ๆ ในเส้นโค้งการเย็นตัว ในการทดลองสุดท้ายก่อนเลิกทดลอง ได้ทดสอบทำกรรมวิธีกำจัดออกซิเจนแบบรุนแรง โดยเติมฟอสฟอรัสลงไปปริมาณมากเกินไปกว่าปกติ เพื่อทดสอบความเปลี่ยนแปลงของเส้นโค้งที่จะได้จากการกำจัดออกซิเจนรุนแรง พบว่าจากการนี้ก่อนและหลังกำจัดออกซิเจนอย่างรุนแรงมีความแตกต่างอย่างเห็นได้ชัดของอุณหภูมิเริ่มแข็งตัว (Liquidus Temperature) ดังนั้น คุณภาพน้ำโลหะจึงเป็นปัจจัยสำคัญอย่างหนึ่งที่มีผลต่อการเกิด undercooling ซึ่งจะส่งผลกระทบต่ออุณหภูมิของการเริ่มแข็งตัว ทั้งนี้การพิจารณาเส้นโค้งการเย็นตัวในการทดลองนี้จะพิจารณาเฉพาะบริเวณอุณหภูมิเริ่มแข็งตัวเท่านั้น

4.4.1.2 โครงสร้างมหภาค

หลังจากทำการทดลองในกระบวนการกำจัดออกซิเจนเสร็จเรียบร้อยแล้ว จึงนำชิ้นงานจากกระบวนการดังกล่าวซึ่งเทน้ำโลหะลงในถ้วยเซลล์ศึกษาโครงสร้างมหภาคเพื่อดูลักษณะเกรนที่ได้หลังการแข็งตัว พบว่าภาพโดยรวมเกรนมีลักษณะหยาบและเป็นโครงสร้างแบบ Equiaxed และโครงสร้างชิ้นงานของแต่ละช่วงเวลาในการทำการกำจัดออกซิเจนไม่แตกต่างกันมากนัก แสดงดังภาพ 4.29



ก) ก่อนกำจัดออกซิเจน



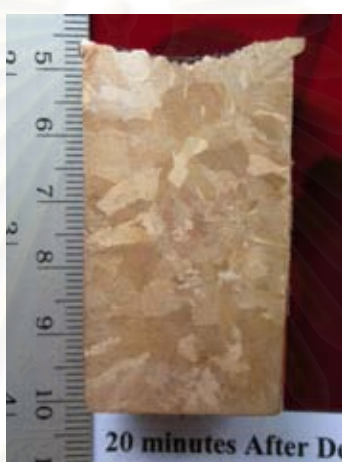
ข) หลังกำจัดออกซิเจนทันที



ค) หลังกำจัดออกซิเจน 5 นาที



ง) หลังกำจัดออกซิเจน 10 นาที



จ) หลังกำจัดออกซิเจน 20 นาที



ฉ) หลังกำจัดออกซิเจน 30 นาที



ช) หลังกำจัดออกซิเจนแบบรุนแรง

ภาพที่ 4.29 แสดงโครงสร้างมหภาคของชิ้นงาน CAC902 หลังผ่านกระบวนการกำจัดออกซิเจน
ที่เวลาและสถานะต่างๆ

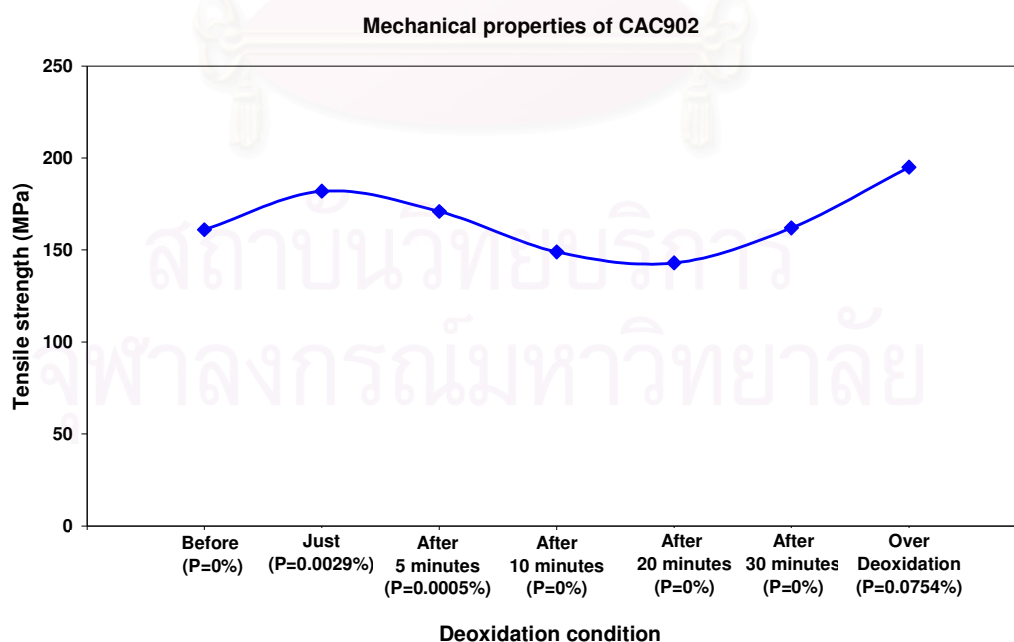
4.4.1.3 สมบัติเชิงกล

ในการทดลองครั้งนี้ได้มีการทดสอบสมบัติเชิงกล ได้แก่ ค่าความต้านทานแรงดึง, ความยืดและความแข็ง แสดงดังตารางที่ 4.6

ตารางที่ 4.6 สมบัติเชิงกลของชิ้นงานกลุ่มโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว CAC902

Condition	Sample No.	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Hardness (HB)
Before Deoxidation	1	161	8.5	74
Just Deoxidation	2	182	12	74
After Deoxidation 5 min.	3	171	13.5	70
After Deoxidation 10 min.	4	149	9	74
After Deoxidation 20 min.	5	143	8	77
After Deoxidation 30 min.	6	162	8	75
Over Deoxidation	7	195	13.5	76

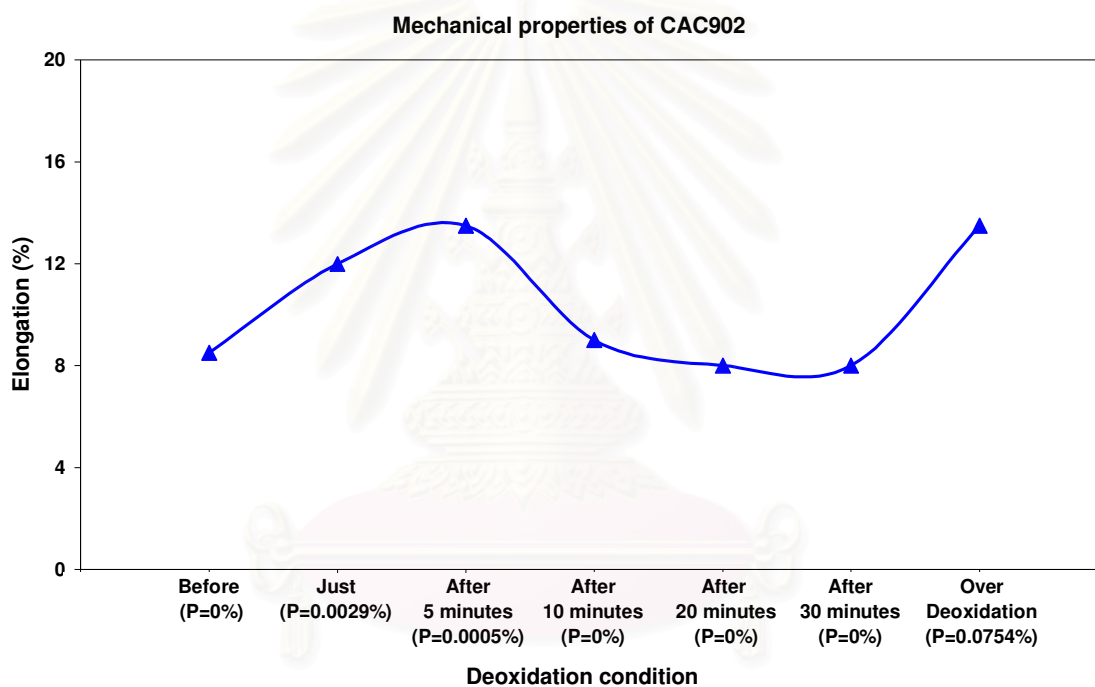
จากตารางที่ 4.6 แสดงถึงสมบัติเชิงกลที่เปลี่ยนไปตามเวลาในการกำจัดออกซิเจน ซึ่งเวลาที่เปลี่ยนไปนี้จะบอกถึงปริมาณฟอสฟอรัสเหลือค้างในน้ำโลหะที่ผ่านกระบวนการกำจัดออกซิเจน ซึ่งนำมาแสดงเป็นกราฟได้ดังภาพที่ 4.30, 4.31 และ 4.32



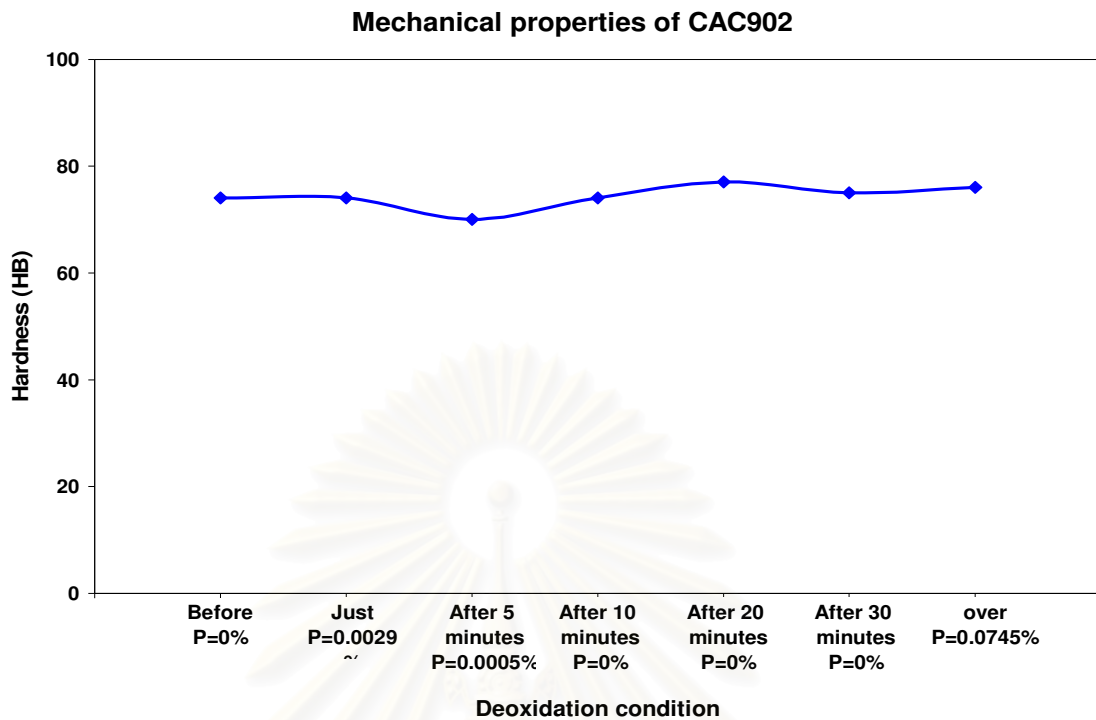
ภาพที่ 4.30 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึงและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของชิ้นงาน CAC902

สมบัติเชิงกลในด้านความยืดที่เปลี่ยนแปลงไปตามเวลาในการกำจัดออกซิเจน แสดงดังภาพที่ 4.30 และ 4.31 จะเห็นว่าสมบัติเชิงกลมีการเปลี่ยนแปลงตามปริมาณฟอสฟอรัสที่คงเหลือในน้ำโลหะ โดยถ้าในน้ำโลหะมีปริมาณฟอสฟอรัสเหลืออยู่น้อย สมบัติเชิงกลมีแนวโน้มที่จะลดลง และเมื่อปริมาณฟอสฟอรัสเพิ่มมากขึ้นสมบัติเชิงกลก็จะเพิ่มสูงขึ้นด้วย

ส่วนสมบัติเชิงกลในด้านความแข็งไม่มีการเปลี่ยนแปลงมากนัก เมื่อเวลาในการกำจัดออกซิเจนเปลี่ยนแปลงไป หรืออาจกล่าวได้ว่าฟอสฟอรัสไม่ส่งผลที่ชัดเจนในด้านของความแข็ง ส่วนสมบัติเชิงกลด้านความแข็งแสดงได้ดังภาพ 4.32



ภาพที่ 4.31 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความยืดและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของชิ้นงาน CAC902



ภาพที่ 4.32 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของชิ้นงาน CAC902

4.4.2 โลหะผสมทองแดงเกรด BC6 (CAC406)

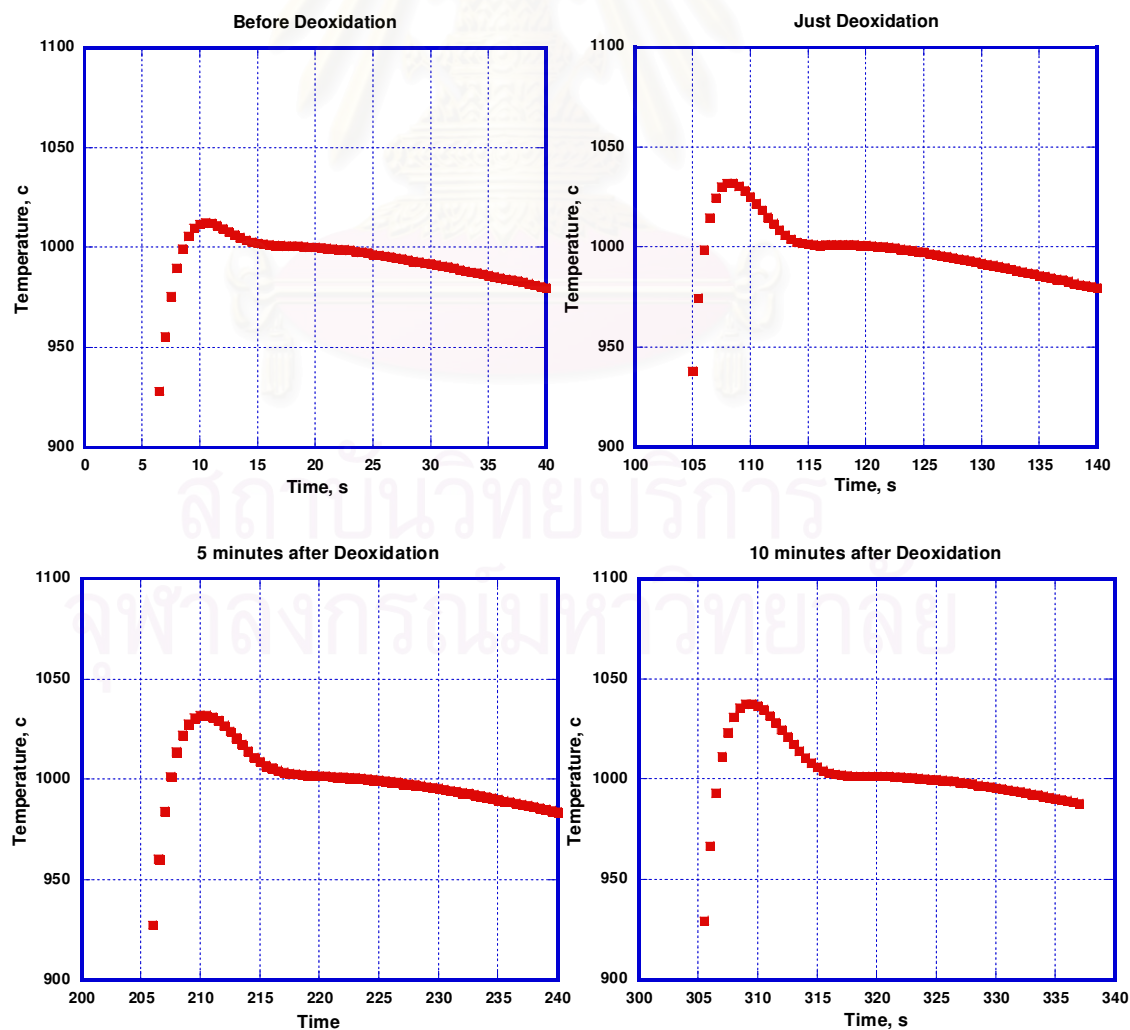
4.4.2.1 การเปลี่ยนแปลงของเส้นโค้งการเย็นตัว

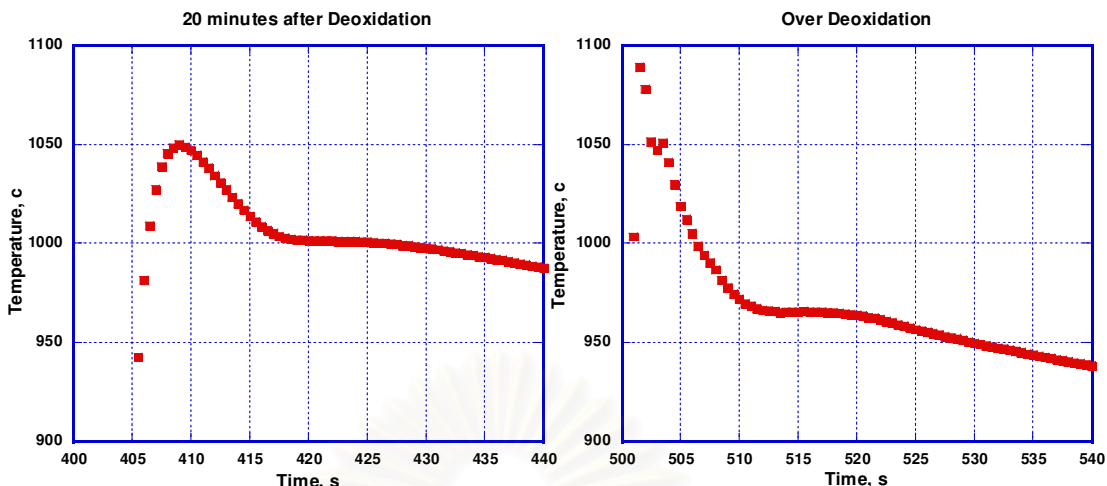
โลหะผสมทองแดง BC6 เป็นวัสดุชนิดเดิมที่ใช้ผลิตเป็นอุปกรณ์ในระบบส่งจ่ายน้ำ เป็นวัสดุอีกกลุ่มหนึ่งที่ถูกนำมาใช้ทดลองในครั้งนี้ โดย BC6 จะถูกหลอมในเตาน้ำมัน ความจุ 420 กิโลกรัม แล้วทำการกำจัดออกซิเจนในเตาหลอมนี้โดยเติม 15P-Cu ลงไป 0.2% โดยน้ำหนัก และในตอนสุดท้ายของการทดลองได้มีการไล่ออกซิเจนแบบรุนแรง (Over Deoxidation) โดยเติม 15P-Cu ลงไป 0.5% โดยน้ำหนัก เช่นเดียวกับเกรด CAC902 จากการทดลองทำให้ได้ส่วนผสมทางเคมีดังตารางที่ 4.7

ตารางที่ 4.7 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมทองแดงเกรด BC6 ที่เปลี่ยนแปลงไปตามเวลาหลังจากทำการวิธีไล่ออกซิเจน

Condition	Sample No.	Chemical composition (wt. %)					
		Cu	Sn	Zn	Pb	Bi	P
Before Deoxidation	1	84.057	4.761	5.413	5.012	0.007	<0.002
Just Deoxidation	2	85.296	4.315	5.124	4.600	<0.003	0.012
After Deoxidation 5 min.	3	85.184	4.372	5.118	4.591	0.004	0.010
After Deoxidation 10 min.	4	85.260	4.340	5.088	4.598	<0.003	0.007
After Deoxidation 20 min.	5	85.603	4.235	4.900	4.554	<0.003	0.004
Over Deoxidation	6	85.320	4.361	4.930	4.649	<0.003	0.014

หลังจากเหน้าโลหะลงในถ้วยเซลล์คัพ จะได้เส้นโค้งการเย็นตัวที่เวลาต่างๆ ดังภาพที่ 4.33





ภาพที่ 4.33 แสดงเส้นโค้งการเย็นตัวของ BC6 ระหว่างกระบวนการกำจัดออกซิเจน (ก่อน-หลังกำจัดออกซิเจน 20 นาที และการกำจัดออกซิเจนแบบรุนแรง)

ผลการทดลองของ BC6 แสดงเส้นโค้งการเย็นตัวในภาพที่ 4.33 พบว่าก่อนและหลังกำจัดออกซิเจนจะเห็นความแตกต่างของอุณหภูมิเริ่มแข็งตัวไม่ชัดเจนมากนัก แต่เมื่อทำการกำจัดออกซิเจนแบบรุนแรง สามารถเห็นความแตกต่างของอุณหภูมิเริ่มแข็งตัวได้ชัดเจนเหมือนในกรณีของ CAC902

4.4.2.2 โครงสร้างมหภาค

นำชิ้นงานที่แข็งตัวเรียบร้อยแล้วด้วยเซลล์คัพมาศึกษาโครงสร้างมหภาคเพื่อสังเกตลักษณะของเกรนภายหลังการเย็นตัว แสดงได้ดังภาพที่ 4.34



ก) ก่อนกำจัดออกซิเจน ข) หลังกำจัดออกซิเจนทันที ค) หลังกำจัดออกซิเจน 5 นาที



ง) หลังกำจัดออกซิเจน 10 นาที จ) หลังกำจัดออกซิเจน 20 นาที ฉ) หลังกำจัดออกซิเจนแบบรุนแรง

ภาพที่ 4.34 แสดงโครงสร้างมหภาคของชิ้นงาน BC6 หลังผ่านกระบวนการกำจัดออกซิเจนที่เวลาและสภาวะต่างๆ

จากภาพพบว่าลักษณะเกรนของชิ้นงานที่สภาวะต่างๆ กัน ไม่มีความแตกต่างกันมากนัก โดยเกรนที่เกิดขึ้นภายหลังการเย็นตัวส่วนใหญ่มีลักษณะเป็นแบบ Equiaxed

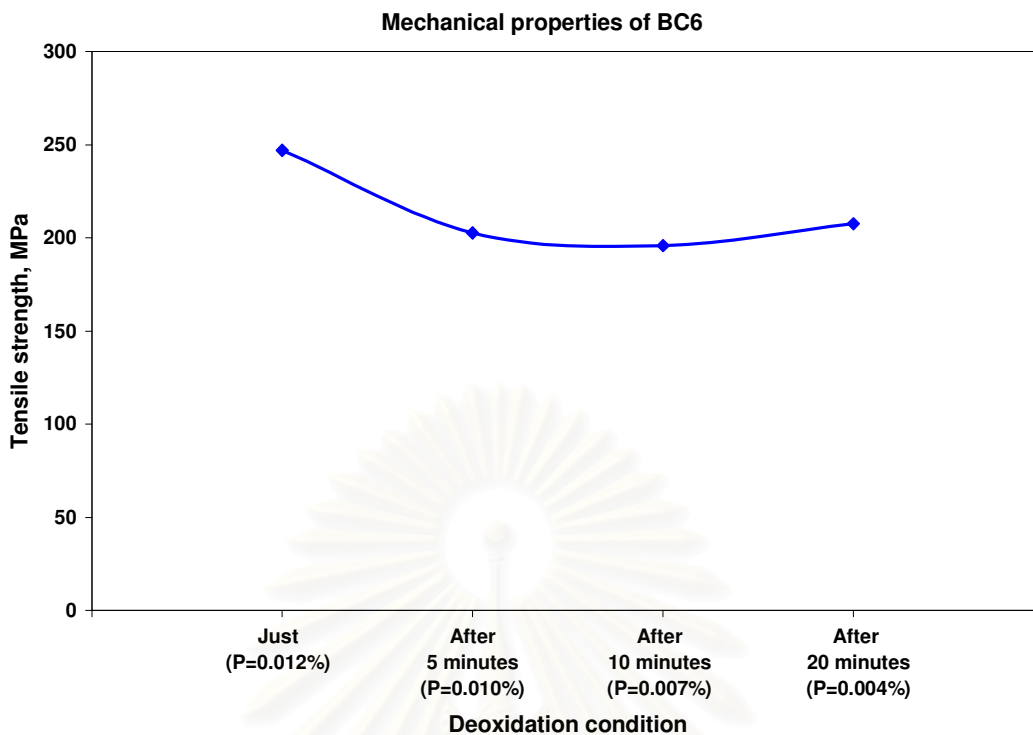
4.2.3 สมบัติเชิงกล

ผลการทดสอบสมบัติเชิงกลของ BC6 แสดงได้ดังตารางที่ 4.8 โดยการทดสอบสมบัติเชิงกลจะเลือกทดสอบเฉพาะหลังกำจัดออกซิเจนที่เวลาต่างๆ เพราะต้องการศึกษาผลของฟอสฟอรัสจากกระบวนการกำจัดออกซิเจนที่มีต่อสมบัติเชิงกล

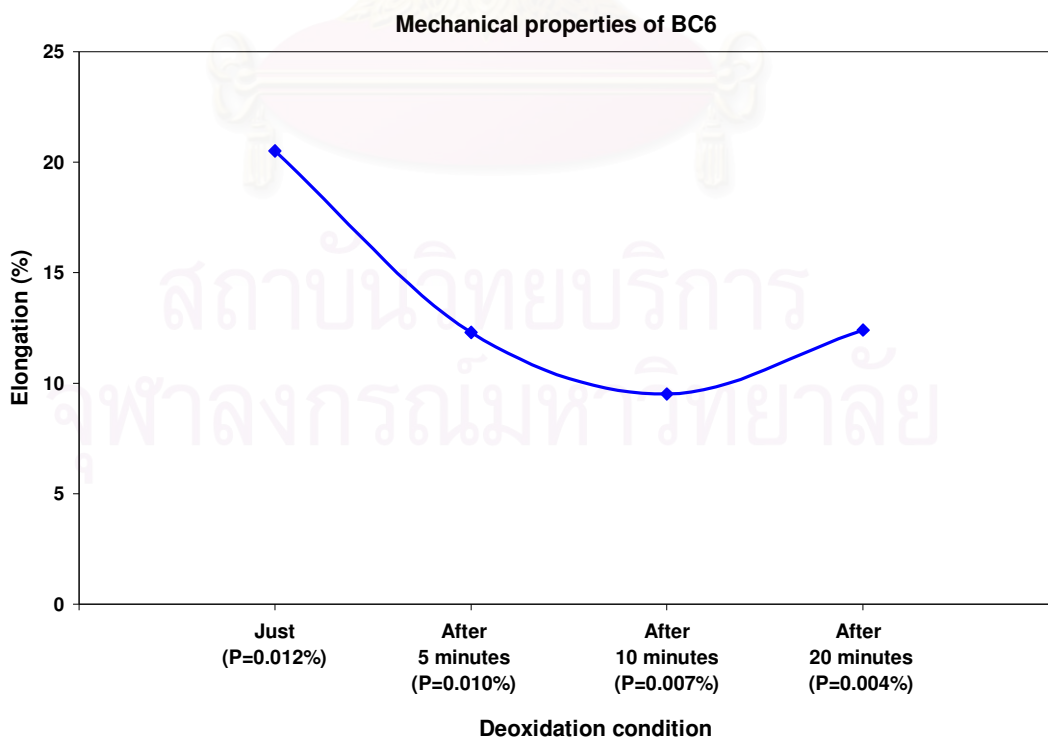
ตารางที่ 4.7 สมบัติเชิงกลของชิ้นงาน BC6

Condition	Sample	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Hardness (HRB)
Just Deoxidation	2	246.91	20.5	34
After Deoxidation 5 min.	3	202.52	12.3	31
After Deoxidation 10 min.	4	195.66	9.5	33
After Deoxidation 20 min.	5	207.37	12.4	33.5

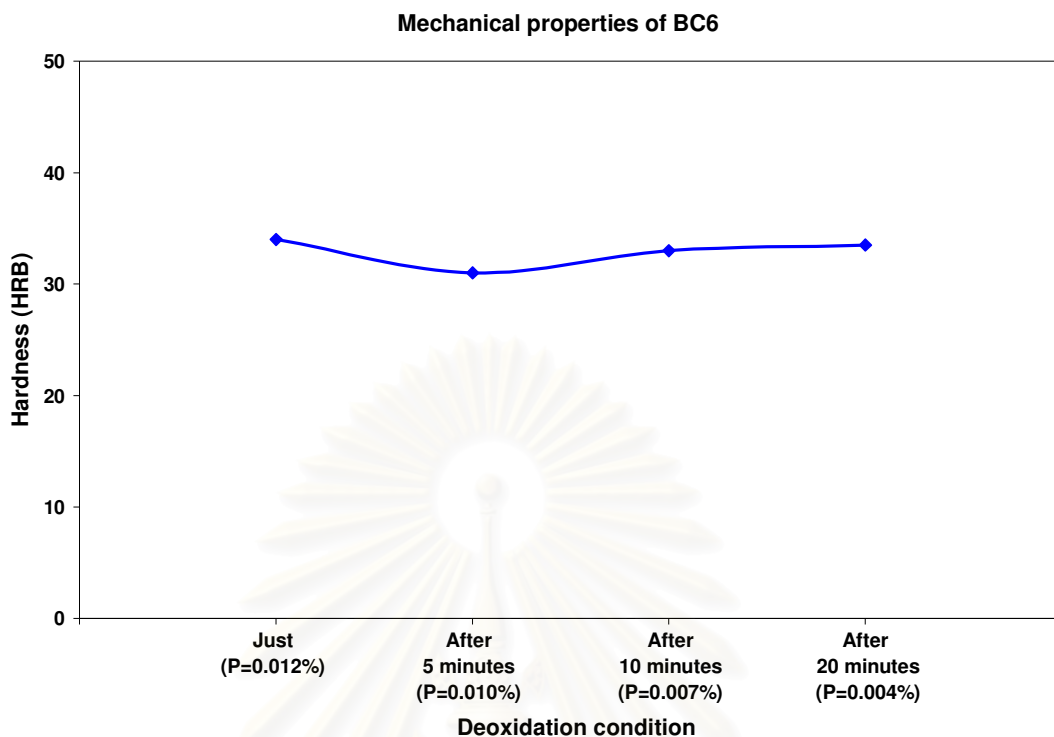
จากตารางที่ 4.7 สามารถแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณฟอสฟอรัสที่เปลี่ยนแปลงไปเนื่องมาจากเวลาในการกำจัดออกซิเจนซึ่งจะส่งผลต่อสมบัติเชิงกล ได้ดังภาพที่ 4.35, 4.36 และ 4.37



ภาพที่ 4.35 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึงและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของชิ้นงาน BC6



ภาพที่ 4.36 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความยืดและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของชิ้นงาน BC6



ภาพที่ 4.37 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของชิ้นงาน BC6

จากภาพ 4.35 และ 4.36 จะเห็นปริมาณฟอสฟอรัสคงเหลือในน้ำโลหะหลังกำจัดออกซิเจนทันทีที่มีปริมาณมากจะส่งผลให้ค่าความต้านทานแรงดึงและความยืดมียังมีค่าสูงตามไปด้วย แต่เมื่อเวลาในการกำจัดออกซิเจนผ่านไป ปริมาณฟอสฟอรัสก็จะลดลงตามลำดับซึ่งจะส่งผลให้ค่าความต้านทานแรงดึงและความยืดมีแนวโน้มที่จะลดลง ส่วนค่าความแข็งในแต่ละช่วงเวลาในการกำจัดออกซิเจนมีค่าที่ไม่แตกต่างกันมากนัก ซึ่งแสดงว่าปริมาณของฟอสฟอรัสในน้ำโลหะจะไม่ส่งผลมากนักกับสมบัติเชิงกลด้านความแข็ง แสดงได้ดังภาพที่ 4.37

4.4.3 โลหะผสมทองแดงเกรด BC7 (CAC407)

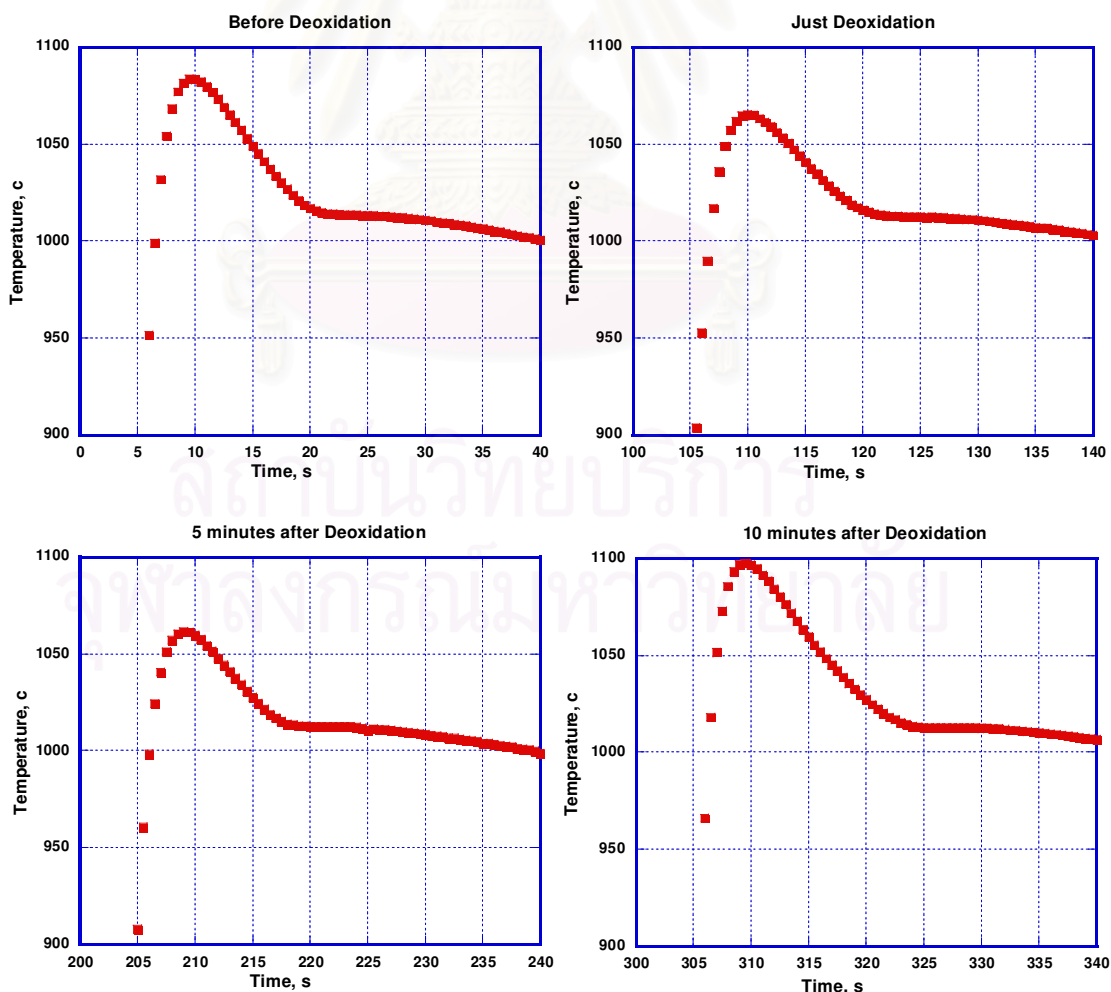
4.4.3.1 การเปลี่ยนแปลงของเส้นโค้งการเย็นตัว

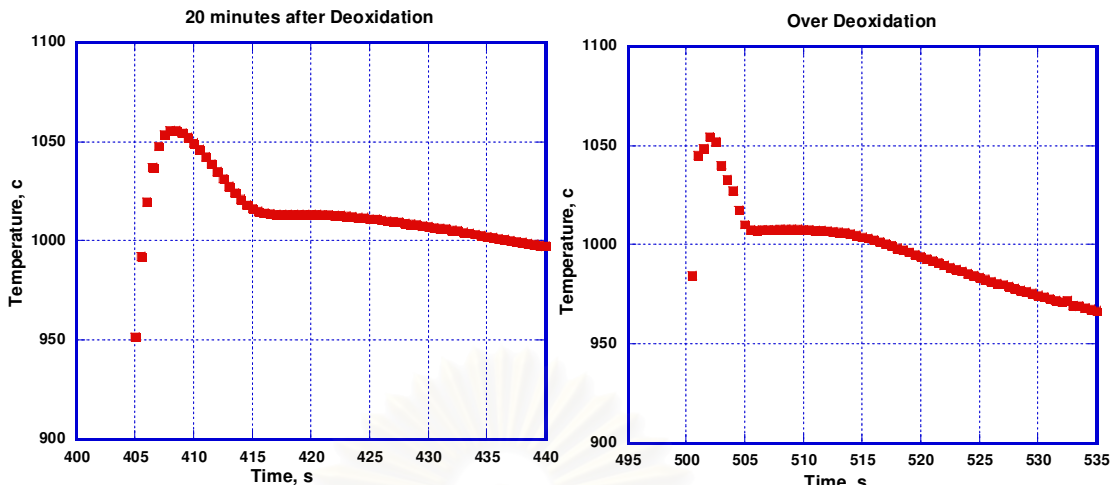
โลหะผสมทองแดงเกรด BC7 เป็นโลหะผสมทองแดงอีกกลุ่มหนึ่งที่น่ามาผลิตเป็นอุปกรณ์ในระบบส่งจ่ายน้ำ จึงได้นำมาศึกษาคุณภาพน้ำโลหะครั้งนี้ด้วย โดยในการทดลองครั้งนี้ได้ทำการหลอมภายในเตาไฟฟ้าเหนี่ยวนำ ความจุ 1.5 ตัน แล้วทำการกำจัดออกซิเจนในเตาหลอมนี้ โดยเติม 15P-Cu ลงไป 0.2% โดยน้ำหนัก และในตอนสุดท้ายของการทดลองได้มีการไล่ออกซิเจนแบบรุนแรง (Over Deoxidation) โดยเติม 15P-Cu ลงไป 0.5% โดยน้ำหนัก เช่นเดียวกับการทดลองที่ผ่านมาทั้งสองครั้ง ส่วนผสมทางเคมีแสดงได้ดังตารางที่ 4.9

ตารางที่ 4.9 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมทองแดงเกรด BC7 ที่เปลี่ยนแปลงไปตามเวลาหลังจากทำการรมวิธีไล่ออกซิเจน

Condition	Sample No.	Chemical composition (wt. %)					
		Cu	Sn	Zn	Pb	Bi	P
Before Deoxidation	1	88.009	5.344	3.414	2.443	0.070	<0.002
Just Deoxidation	2	88.717	5.445	3.175	2.519	0.072	0.021
After Deoxidation 5 min.	3	88.455	5.209	3.266	2.391	0.065	0.010
After Deoxidation 10 min.	4	87.921	5.416	3.340	2.483	0.069	0.009
After Deoxidation 20 min.	5	87.925	5.533	3.344	2.503	0.072	0.005
Over Deoxidation	6	87.670	5.527	3.216	2.594	0.074	0.061

จากนั้นน้ำโลหะจะถูกเทลงในถ้วยเซลล์คัพ ทำให้ได้เส้นโค้งการเย็นตัวในแต่ละสภาวะดังนี้





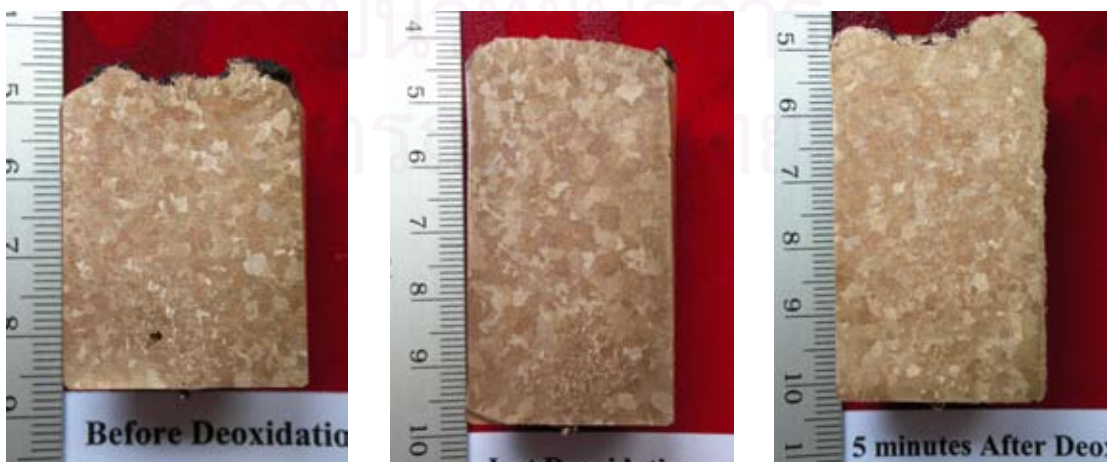
ภาพที่ 4.38 แสดงเส้นโค้งการเย็นตัวของ BC7 ระหว่างกระบวนการกำจัดออกซิเจน (ก่อน-หลังกำจัดออกซิเจน 20 นาที และ การกำจัดออกซิเจนแบบรุนแรง)

จากภาพที่ 4.38 จะเห็นได้ว่าเส้นโค้งการเย็นตัวก่อนและหลังกำจัดออกซิเจนมีการเปลี่ยนแปลงน้อยมาก แต่เมื่อทำการกำจัดออกซิเจนแบบรุนแรงจะเห็นความแตกต่างได้ชัดเจนกว่า นั่นคือ อุณหภูมิเริ่มแข็งตัวจะลดต่ำลงอย่างชัดเจน ซึ่งได้ผลการทดลองในแนวทางเดียวกับ CAC902 และ BC6 แสดงเห็นว่าฟอสฟอรัสที่คงเหลือในน้ำโลหะมีผลให้อุณหภูมิของน้ำโลหะลดต่ำลง ทำให้ทราบถึงอุณหภูมิแข็งตัวที่ขึ้นกับปริมาณฟอสฟอรัสได้ ซึ่งในอนาคตจะได้อาศัยหลักการนี้เพื่อหาวิธีระบุปริมาณฟอสฟอรัสอย่างรวดเร็วได้ต่อไป

4.4.3.2 โครงสร้างมหภาค

ชิ้นงานกลุ่ม BC7 ได้นำมาศึกษาโครงสร้างมหภาคเช่นเดียวกับกลุ่มอื่นๆ ได้ผลดังภาพที่

4.39



ก) ก่อนกำจัดออกซิเจน

ข) หลังกำจัดออกซิเจนทันที

ค) หลังกำจัดออกซิเจน 5 นาที



ง) หลังกำจัดออกซิเจน 10 นาที จ) หลังกำจัดออกซิเจน 20 นาที ฉ) หลังกำจัดออกซิเจนแบบรุนแรง

ภาพที่ 4.39 แสดงโครงสร้างมหภาคของชิ้นงาน BC7 หลังผ่านกระบวนการกำจัดออกซิเจนที่เวลาและสภาวะต่างๆ

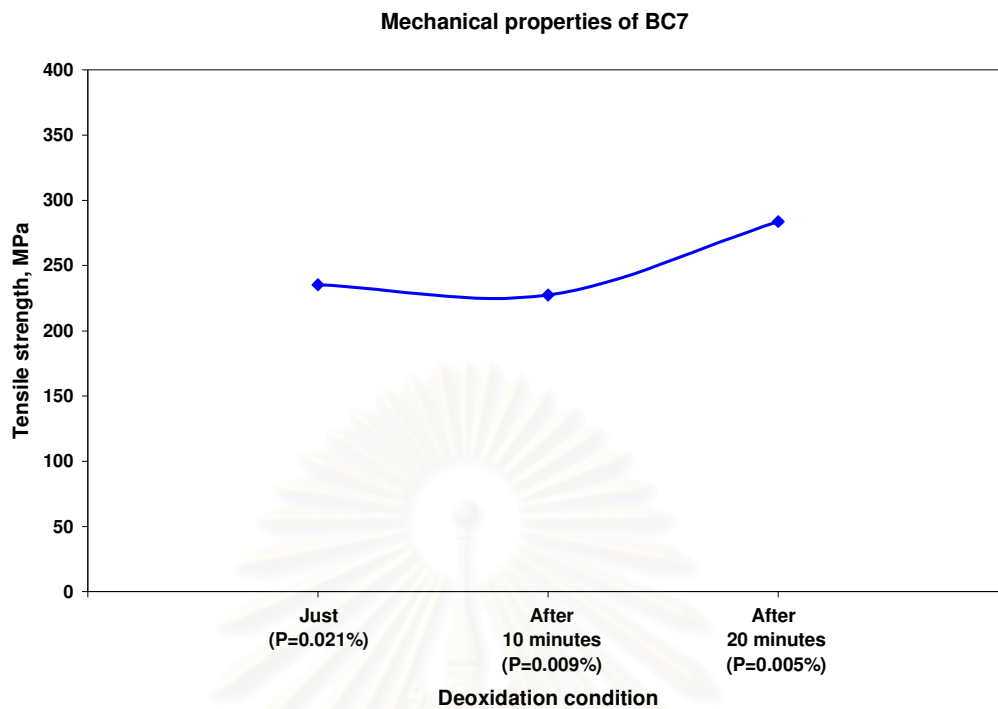
จากภาพที่ 4.39 ลักษณะโครงสร้างของชิ้นงานกลุ่ม BC7 มีลักษณะเกรนเป็นแบบ Equiaxed โดยแต่ละช่วงเวลาที่ทำการทดลองภาพโครงสร้างที่ได้มีลักษณะคล้ายคลึงกัน ไม่แตกต่างกันมากนัก ฉะนั้นการเขียนตัวโดยใช้ถ้วยเซลล์ักซ์ในการทดลองนี้มีอัตราการเขียนตัวใกล้เคียงกันทุกกลุ่มชิ้นงานที่ใช้ทดลอง

4.4.3.3 สมบัติเชิงกล

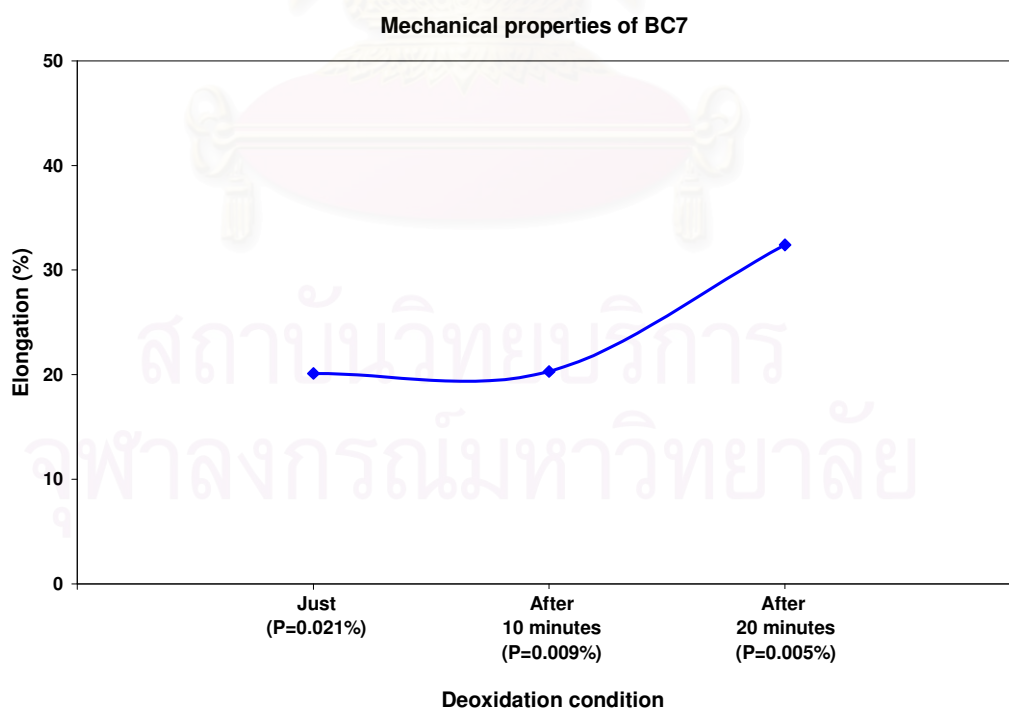
ตารางที่ 4.10 สมบัติเชิงกลของชิ้นงานกลุ่ม BC7

Condition	Sample	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Hardness (HRB)
Just Deoxidation	2	235.3	20.1	35.5
After Deoxidation 10 min.	4	227.16	20.3	37
After Deoxidation 20 min.	5	283.61	32.4	35.5

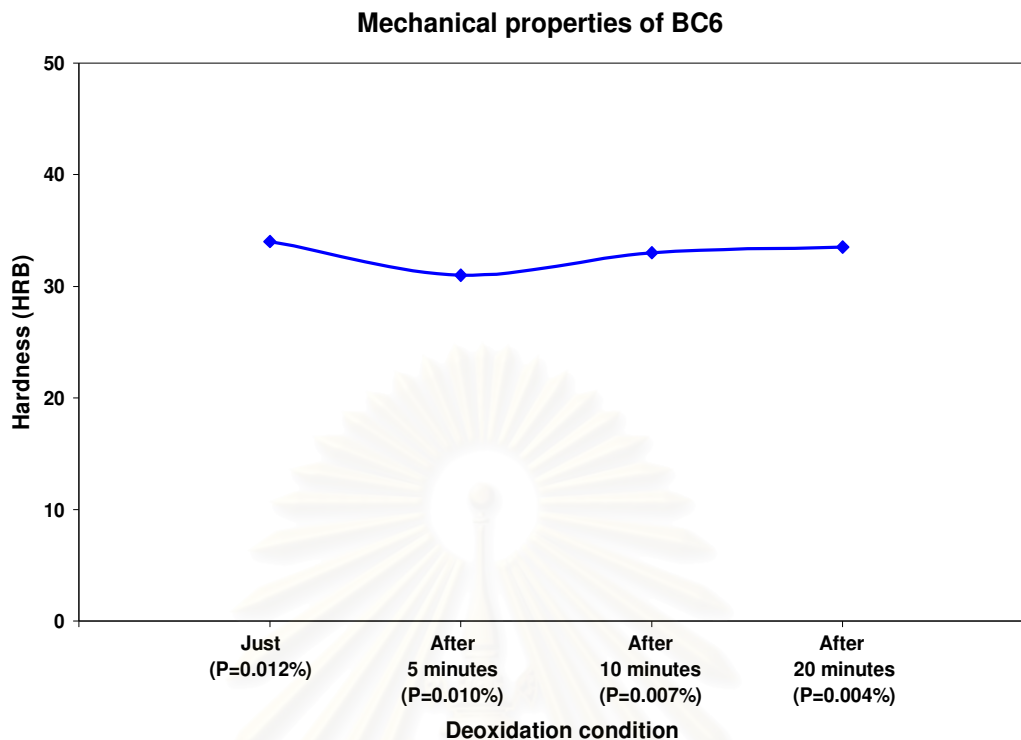
จากตารางที่ 4.10 สามารถแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณฟอสฟอรัสที่เปลี่ยนแปลงไปเนื่องมาจากเวลาในการกำจัดออกซิเจน (อ้างอิงจากตารางที่ 4.8) ซึ่งจะส่งผลต่อสมบัติเชิงกล ได้ดังภาพที่ 4.40, 4.41 และ 4.42



ภาพที่ 4.40 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึงและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของชิ้นงาน BC7



ภาพที่ 4.41 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความยืดและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของชิ้นงาน BC7



ภาพที่ 4.42 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและเวลาในการกำจัดออกซิเจนของชิ้นงาน BC7

จากภาพที่ 4.40 และ 4.41 พบว่าค่าความต้านทานแรงดึงและค่าความยืดมีแนวโน้มที่เพิ่มขึ้นเมื่อเวลาในการกำจัดออกซิเจนมากขึ้น ต่างจากสองกลุ่มชิ้นงานแรก ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากจุดตำหนิ (Defect) ที่เกิดขึ้นในชิ้นทดสอบ เพราะเป็นการหล่อในแบบทรายดังนั้นโอกาสที่จะมีจุดตำหนิมีโอกาสสูง จึงทำให้ค่าสมบัติทางกลมีความแตกต่างออกไป

ส่วนค่าความแข็งในภาพที่ 4.42 มีแนวโน้มเช่นเดียวกับสองกลุ่มแรก คือ ไม่มีความเปลี่ยนแปลงมากนักเมื่อปริมาณฟอสฟอรัสเปลี่ยนแปลงไปตามเวลาในการกำจัดออกซิเจน

บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

งานวิจัยนี้ศึกษาผลของบิสมีตต่อความสัมพันธ์ของโครงสร้างและสมบัติเชิงกลของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว, ความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิสูงและสมบัติด้านการกลึงไส อีกทั้งยังได้ศึกษาถึงคุณภาพน้ำโลหะโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วจากกระบวนการกำจัดออกซิเจนด้วยฟอสฟอรัส และผลของฟอสฟอรัสต่อสมบัติเชิงกลของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว

สรุปผลการทดลอง

1. เมื่อปริมาณบิสมีตเพิ่มมากขึ้น สมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงดึง และความยืดจะมีค่าลดลง ดังนั้นในเชิงพาณิชย์จึงนิยมผลิตโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วที่มีปริมาณบิสมีตอยู่ในช่วง 0.5-2.5% โดยน้ำหนัก
2. ปริมาณของบิสมีตในโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วไม่ส่งผลกระทบต่อสมบัติเชิงกลด้านความแข็ง
3. โลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วที่ผลิตจริงในเชิงพาณิชย์ในปัจจุบันมีค่าความต้านทานแรงกระทำเทียบเท่าโลหะผสมทองแดง CAC406
4. เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นสมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงดึง และความยืดของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดใช้บิสมีตทดแทนตะกั่ว (A1-A4) จะมีค่าลดลงอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 125 °C ในขณะที่ CAC406 ค่าความต้านทานแรงดึง และความยืดจะมีค่าลดลงเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 300 °C
5. เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นสมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงดึง และความยืดของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดใช้บิสมีต-ซีลีเนียมทดแทนตะกั่ว(BS1-BS2) จะมีค่าลดลงอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 125 °C ยกเว้น BS3 ที่สมบัติเชิงกลจะมีค่าลดลงเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 250 °C ในขณะที่ CAC406 ค่าความต้านทานแรงดึง และความยืดจะมีค่าลดลงเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 300 °C
6. โลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดทองเหลืองซิลิคอน (C1-C3) มีค่าสมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงดึงลดลงอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 400 °C
7. โลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดทองเหลืองซิลิคอนมีค่าสมบัติเชิงกลด้านความยืดลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น แต่ความยืดจะมีค่าเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 500 °C
8. สมบัติเชิงกลด้านจุดครากที่ 0.2% ของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วและ CAC406 มีแนวโน้มที่มีค่าลดลงอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้น
9. สมบัติด้านการกลึงไสของโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วยังต่ำกว่า CAC406 และจาก

การศึกษาครั้งนี้ มีข้อเสนอแนะว่า ในโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดเดิมบิสมีท์ และ บิสมีท์-ซีลีเนียมทดแทนตะกั่ว ว่า ควรจำกัดปริมาณตะกั่วให้ไม่เกิน 0.01% โดยน้ำหนัก

10. ปริมาณฟอสฟอรัสจากกระบวนการกำจัดออกซิเจนมีผลต่อคุณภาพน้ำโลหะ โดยทำให้อุณหภูมิการแข็งตัวลดต่ำลง

11. การประเมินคุณภาพน้ำโลหะจากการประเมินปริมาณฟอสฟอรัสในน้ำโลหะจากกระบวนการกำจัดออกซิเจนสามารถนำไปประยุกต์ใช้ได้กับการทดสอบหน้างาน

12. ปริมาณฟอสฟอรัสส่งผลกระทบต่อสมบัติเชิงกล โดยเมื่อปริมาณฟอสฟอรัสเพิ่มสูงขึ้นจะส่งให้สมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงดึงและความยืดหยุ่นเพิ่มขึ้น แต่สำหรับสมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรงมีค่าไม่เปลี่ยนแปลงมากนัก



สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

รายการอ้างอิง

- [1] UMEDA Takateru, FUJII Takahiko, KATO Hirishi, OKANE Toshimitsu and MARU Naoki. Development of Lead Free Copper Alloy Casting for Water Supply Instrument in Japan. Proceedings of The 8th Asian Foundry Congress (October 2003): 337-345.
- [2] A. La Fontaine, V.J. Keast. Compositional distributions in classical and lead-free brasses. Materials Characterization 57 (2006): 424-429.
- [3] MARU Naoki, OKANE Toshimitsu, FUJII Takahiko, UMEDA Takateru and KATO Hiroshi. Mechanical Properties and Machinability of Lead Free Copper Alloy Castings. Proceedings of The 8th Asian Foundry Congress (October 2003): 328-336.
- [4] C. Vilarinho, J.P. Davim, D. Soares, F. Castro and J. Barbosa. Influence of the chemical composition on the machinability of brass. Journal of Materials Processing Technology 107 (2005): 441-447.
- [5] Keiichiro Oishi, Lead free, free- cutting copper alloy [Online]. 2007. Available from: www.freepatentsonline.com [1 March 2008]
- [6] มนต์ สิริจินดา. โลหะนอกกลุ่มเหล็ก, พิมพ์ครั้งที่ 4. กรุงเทพมหานคร: สำนักพิมพ์แห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, 2541.
- [7] J. R.David. Copper and Copper Alloys: ASM Specialty Handbook. Ohio: The Materials Information Society, 2001.
- [8] UMEDA Takateru. Present State of Arts in Copper Alloy Casting Technology and Development of Lead Free Copper Alloy Casting in Japan; from the Standpoint of Newly Established JIS. Copper Alloy Castings Technology and Recent Development of Lead-free Copper Alloys. (November 2006): 1-20.
- [9] American Foundry's Society. Casting Copper-Base Alloys. Illinois: Des Plaines, 1998.
- [10] Raymon A. Higgin. Engineering Metallurgy Part 1: Applied Physical Metallurgy. 6th ed. 1983.
- [11] Yi-China Chen, Shih J Lee, and Chin C. Lee. High Temperature Cu-Sn Joints Manufactured by a 250^oC Fluxless Bonding Process. Multi-Chip Module Conference (1994): 206-211.
- [12] T.B. Massalski. ASM Handbook. Vol. 2. 2nd ed. Ohio:Material Park, 1990.
- [13] Robert F. Schmidt, Donald G. Schmidt and Mahi Sahoo. ASM Handbook, Vol. 15. Casting, 9th ed. The United State of America: The Materials Information Society, 1996: 771-785.
- [14] E. G. West, Copper and It's Alloys, 1982.

- [15] Bismust [Online]. 2007. Available from: www.encyclopedia.com [5 July 2007]
- [16] L.V. Whiting and M. Sahoo. Modified Red Brass with Bismuth: A Literature review and analysis, AFS Transaction 103 (1995) :395-413.
- [17] L.V. Whiting and M. Sahoo. Effect of Bi and Se on Mechanical Properties of Leaded-Red brasses (C86300 and C84400). AFS Transaction 108 (2000):623-629.
- [18] TAKEUCHI Hideaki, ISHIGANE Ryoiti, KOBAYASHI Hideaki, OKANE Toshimitsu, UMEDA Takateru and AKIMOTO Jun. Influence of Bi on Mechanical Properties of Cu-Sn-Bi Alloy Castings Developed for Substitution of Current Lead bronze Castings. Proceedings of The 8th Asian Foundry Congress (October 2003): 301-311.
- [19] Sanjay Waghulde and Vijay Chavan. Predicting Microstructure and Mechanical Properties of GCI and SGI by Thermal Analysis, IFC-54; 2006:01-05.
- [20] ANNOP Sanrum, MAWIN Supradist Na Ayudhaya, SUVANCHAI Pongsugitwat, Takateru UMEDA, Hideaki KOBAYASHI, Takahiko FUJII, Toshimitsu OKANE and Jun AKIMOTO. Relationship between Bismuth Content and Shrinkage Characteristics and Mechanical Properties of Lead Free Copper Alloy Castings. Proceedings of The 9th Asian Foundry Congress (October 2005): 78-86.
- [21] อธิพิณ เดี่ยววนิชย์. การทดสอบความแข็งและการทดสอบแรงกระแทก, พิมพ์ครั้งที่ 1. กรุงเทพมหานคร: สถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งประเทศไทย, 2550.
- [22] Hiromi Nagaumi, Pongsugitwat, Toshimitsu Okane and Takateru Umeda. Mechanical Properties of High Strength Al-Mg-Si Alloy during Solidification. Materials Transaction 47 (2006): 2918-2924.
- [22] Suvanchai Pongsugitwat, Toshimitsu Okane and Takateru Umeda. Deformation Behavior of Aluminium Alloys During Solidification, Proceedings of The 4th Decennial International Conference on Solidification Processing. Sheffield, UK, (1997): 190-194.
- [23] เสกศักดิ์ อัสวะวิสิทธิ์ชัย. การทดสอบแรงดึง, พิมพ์ครั้งที่ 1. กรุงเทพมหานคร: สถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งประเทศไทย, 2550.
- [24] Patricia Han. Tensile Testing. Ohio: Material Park, 1992.
- [25] George E. Dieter, Mechanical Metallurgy, Singapore: McGraw-Hill Book Company, 1988: 275-502.
- [26] Kathleen Mills, Joseph R. Davis, James D. Destefani et al. Fractography. Vol. 12. 9th ed. The United State of America: The Materials Information Society, 1999: 12-68.

- [27] William F. Gale and Terry C. Totemeier. Smithells Metals Reference Book. 8th ed. Butterworth-Heinemann, 2004.
- [28] Umeda. Production Technology of Copper Alloy Casting. The Materials Process Technology Center. 1997 (Japanese Language, Title in Japanese: 銅合金鑄物の生産技術)
- [29] BiPb [Online]. 2008. Available from: [://www.metallurgy.nist.gov](http://www.metallurgy.nist.gov) [25 March 2008]



สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาคผนวก

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

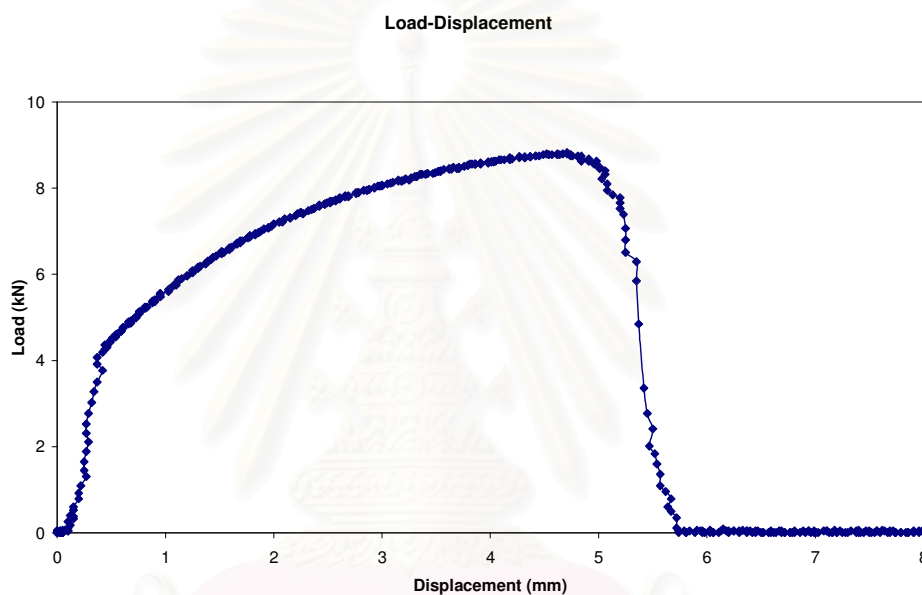
ภาคผนวก ก

กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load และ Displacement ที่ได้จากการทดสอบแรงดึงที่ อุณหภูมิต่างๆ โดยใช้อัตราการความเครียด 1 s^{-1}

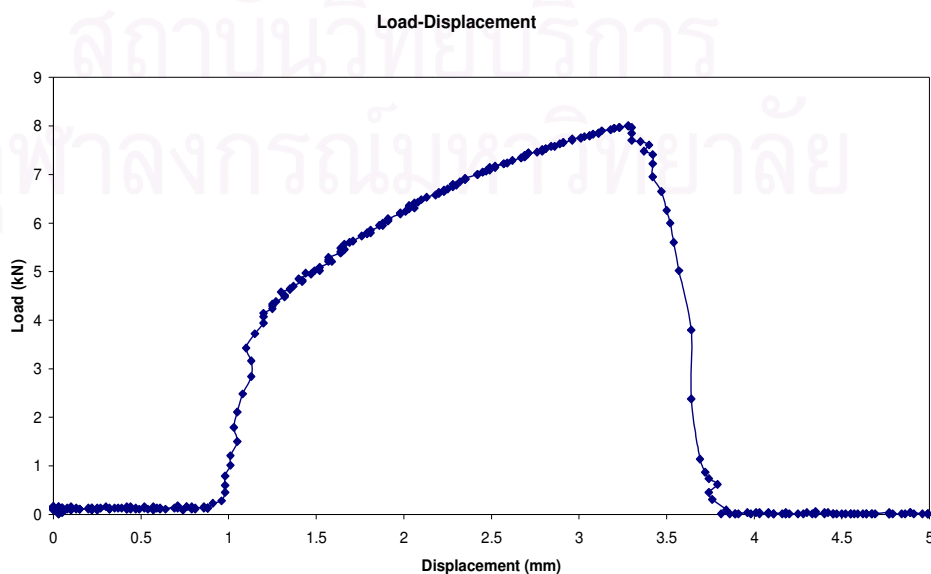
1. ชิ้นงานโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว ชนิดใช้บีสมัททดแทนตะกั่ว

1.1 กลุ่ม A1

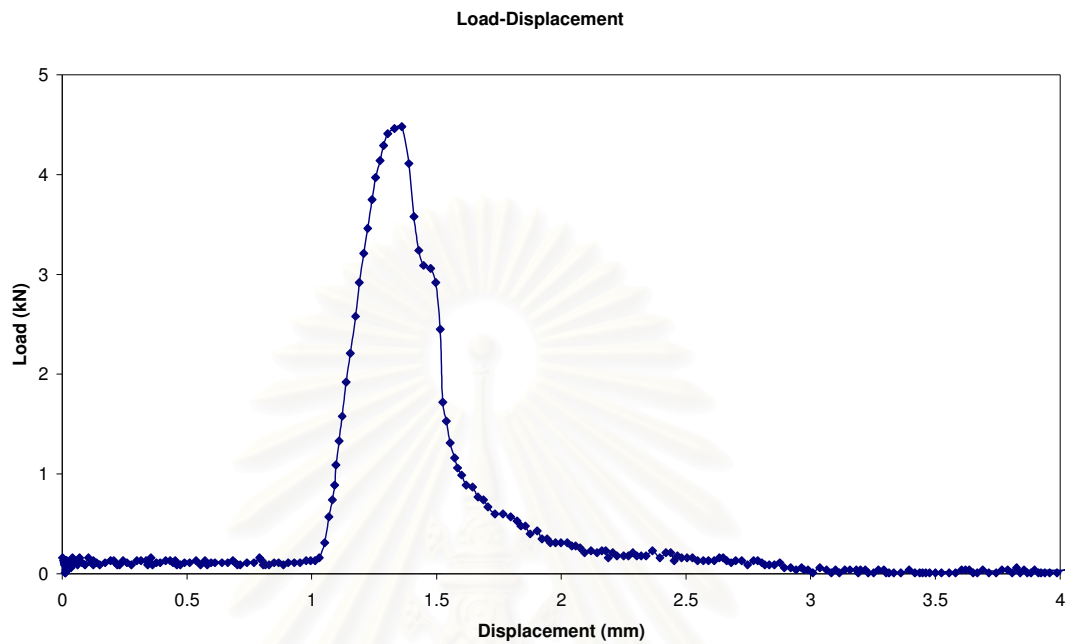
ชิ้นงาน A1, อุณหภูมิ $50 \text{ }^{\circ}\text{C}$



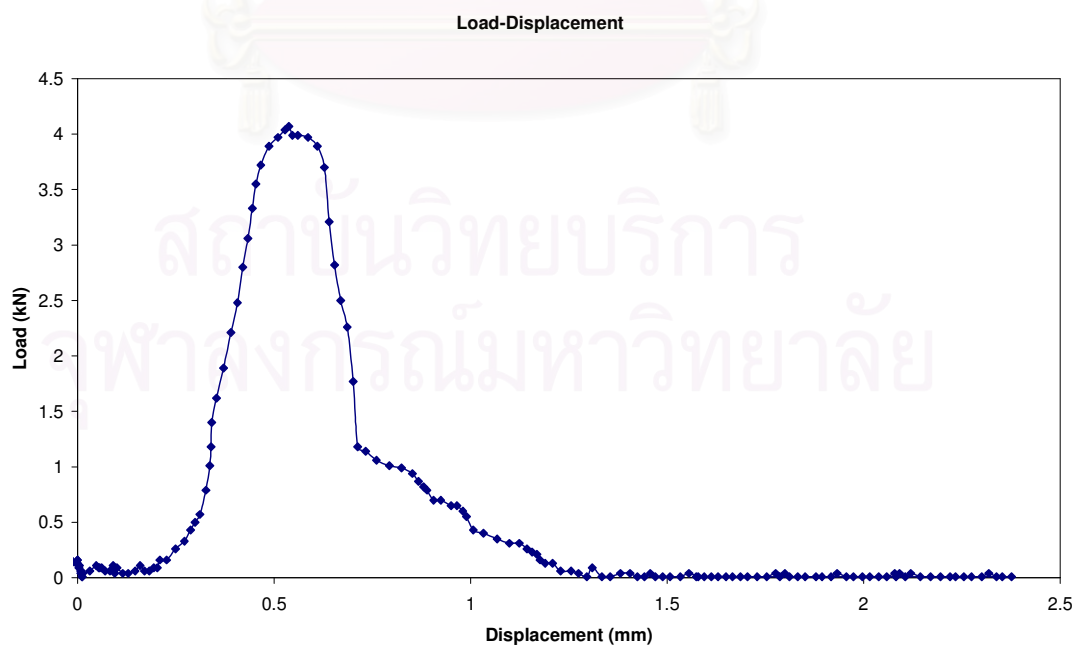
ชิ้นงาน A1, อุณหภูมิ $100 \text{ }^{\circ}\text{C}$



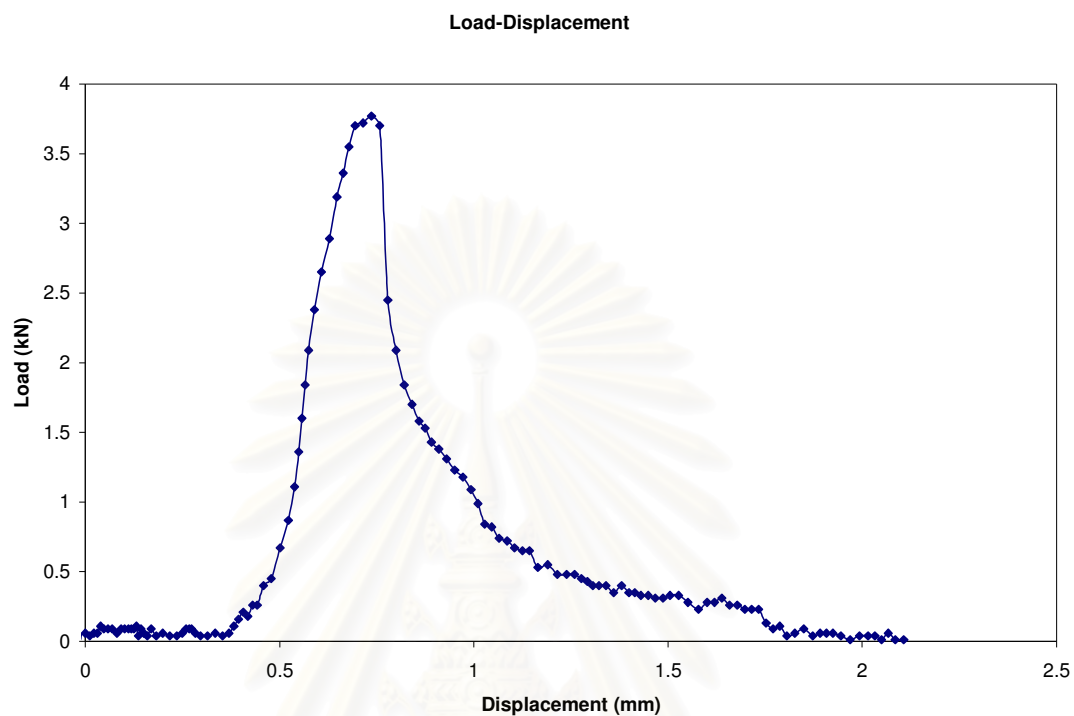
ชิ้นงาน A1, อุณหภูมิ 125 °C



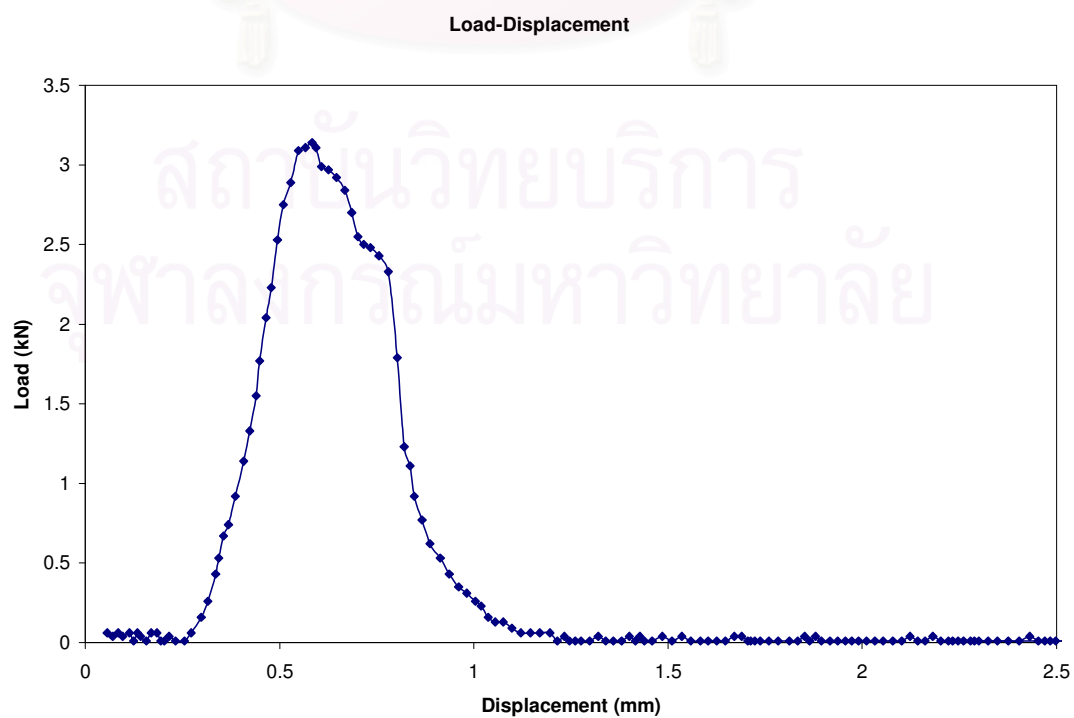
ชิ้นงาน A1, อุณหภูมิ 150 °C



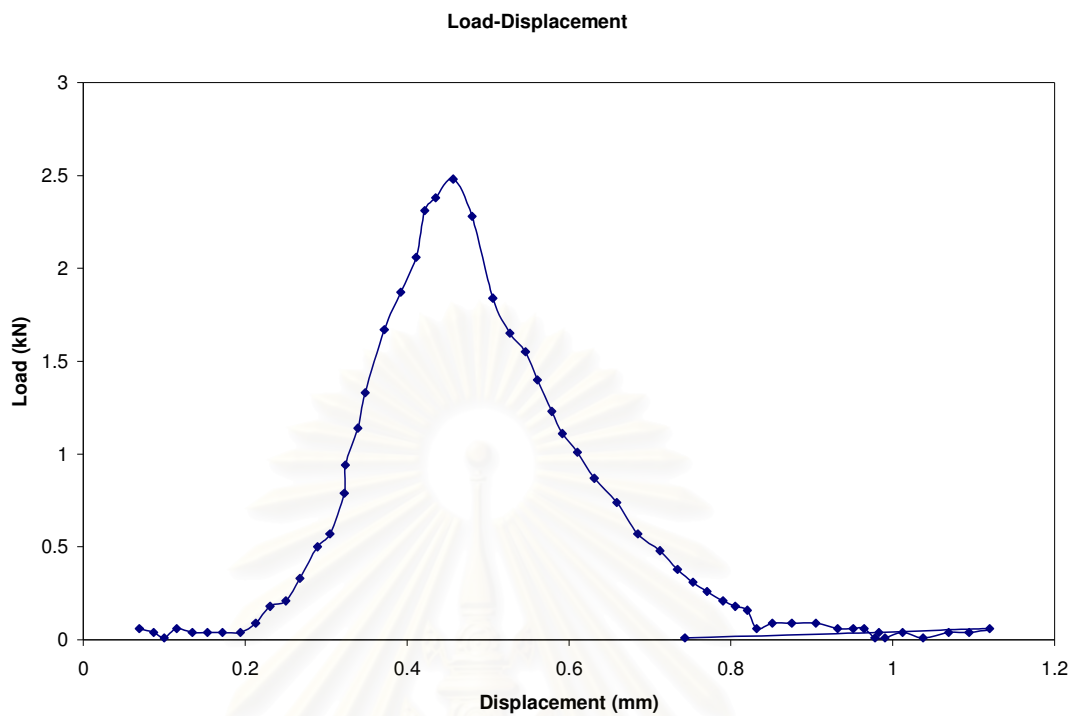
ชิ้นงาน A1, อุณหภูมิ 200 °C



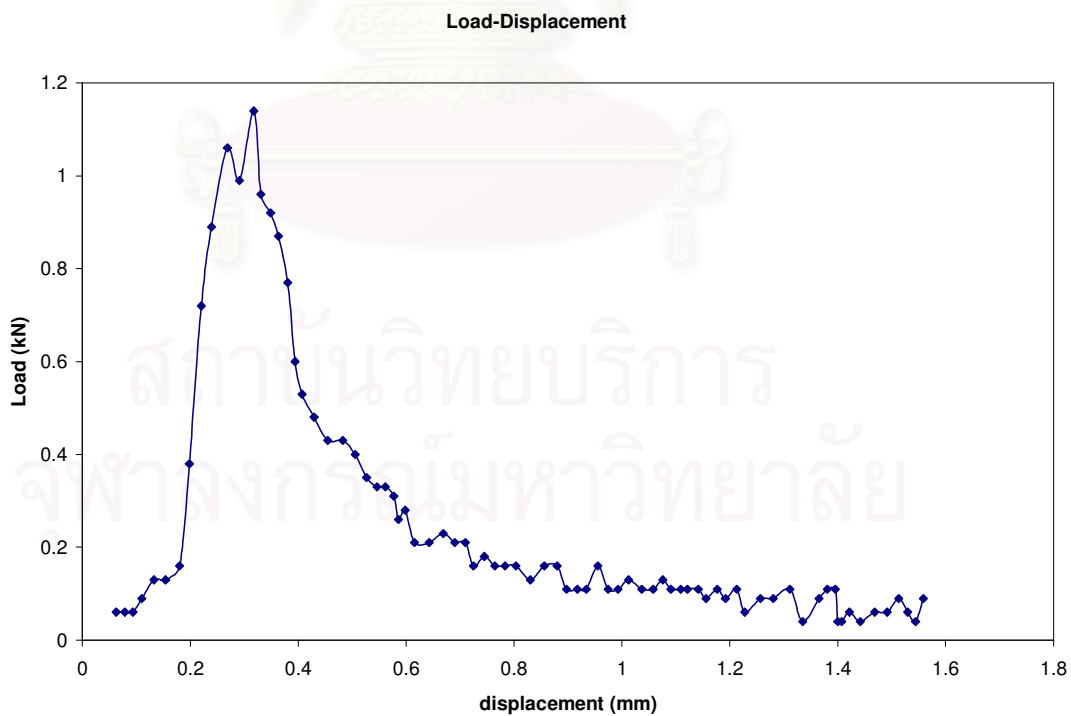
ชิ้นงาน A1, อุณหภูมิ 300 °C



ชิ้นงาน A1, อุณหภูมิ 400 °C



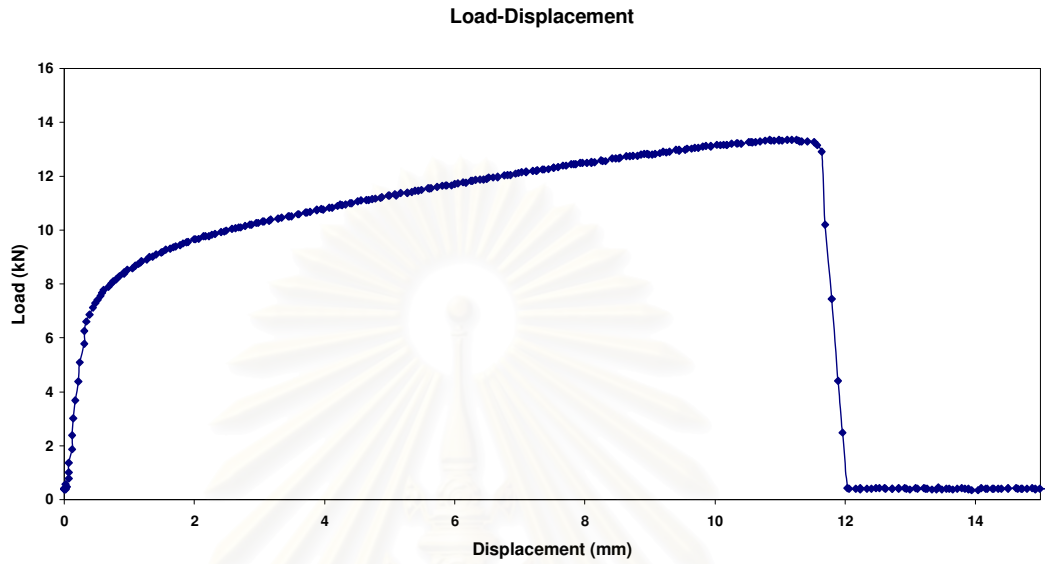
ชิ้นงาน A1, อุณหภูมิ 500 °C



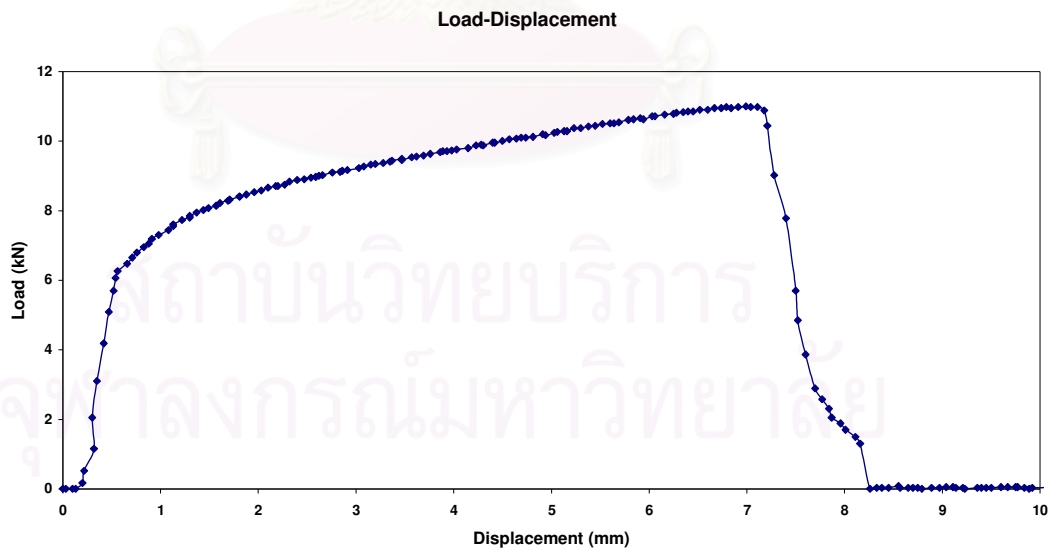
ภาพที่ ก.1 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน A1 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 125 °C, 150 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C และ 500 °C

1.2 กลุ่ม A2

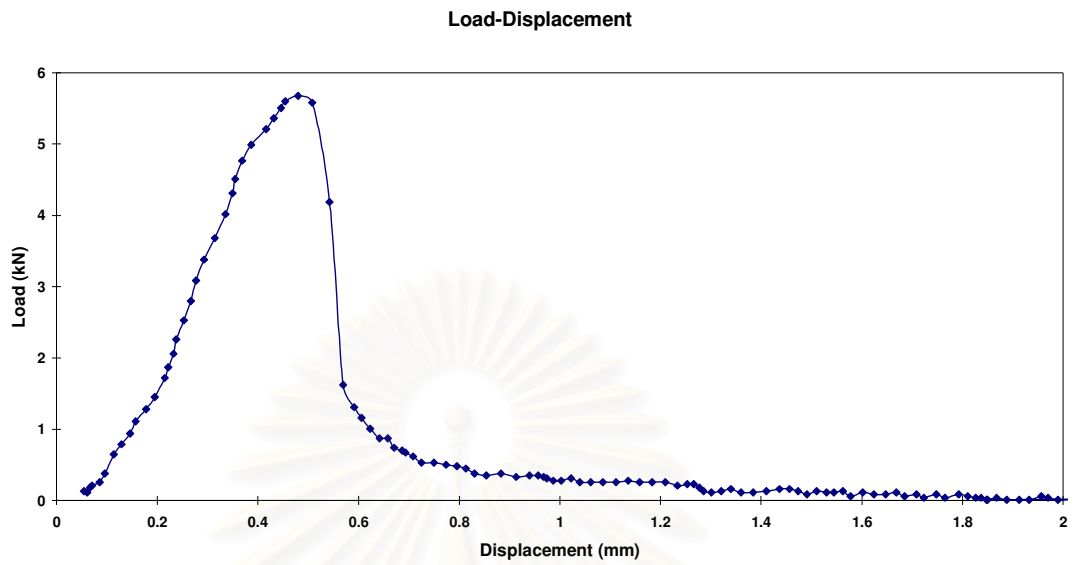
ชิ้นงาน A2, อุณหภูมิ 50 °C



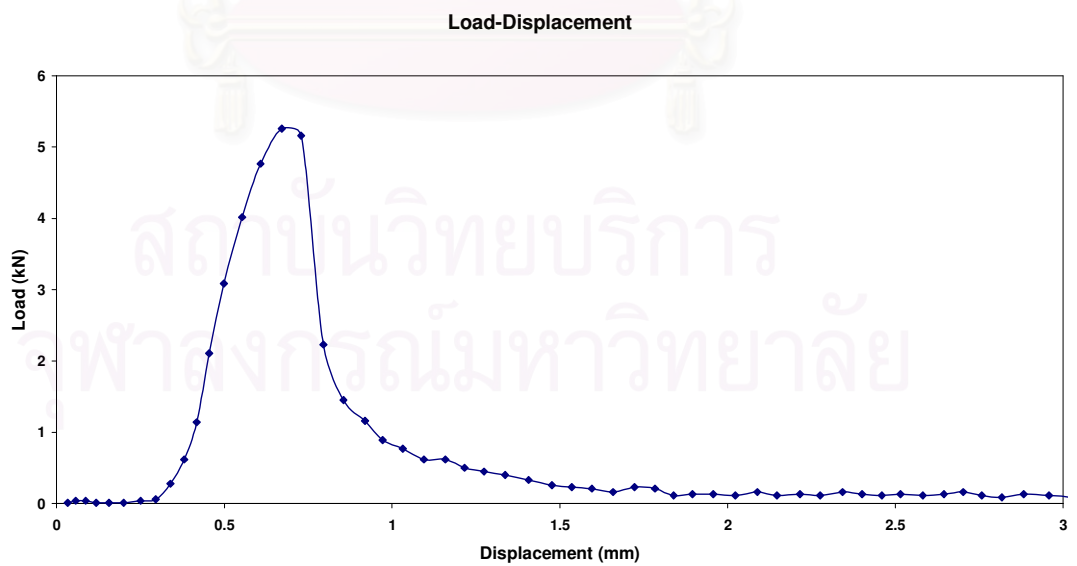
ชิ้นงาน A2, อุณหภูมิ 100 °C



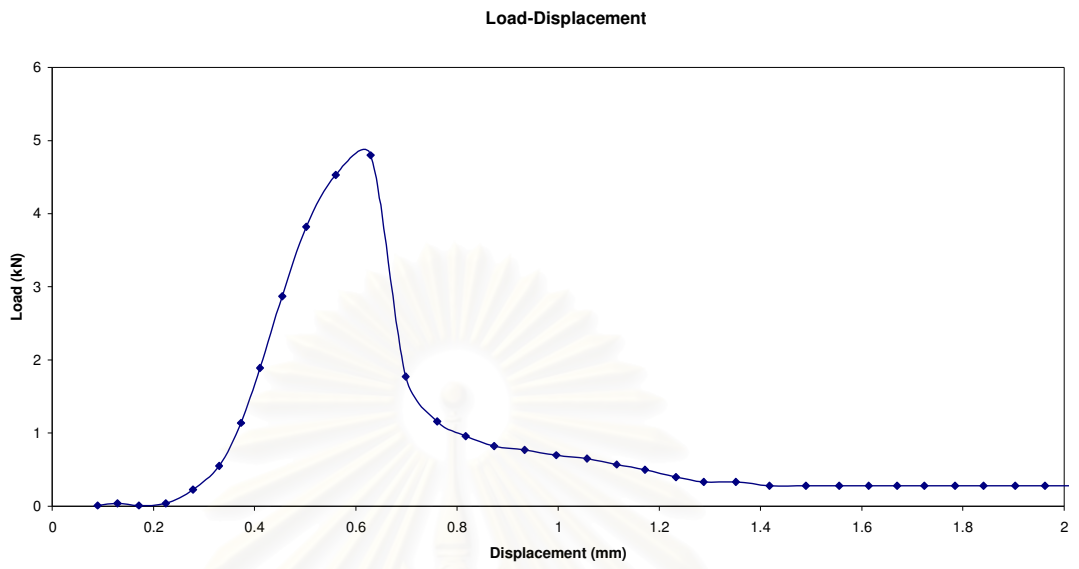
ชิ้นงาน A2, อุณหภูมิ 125 °C



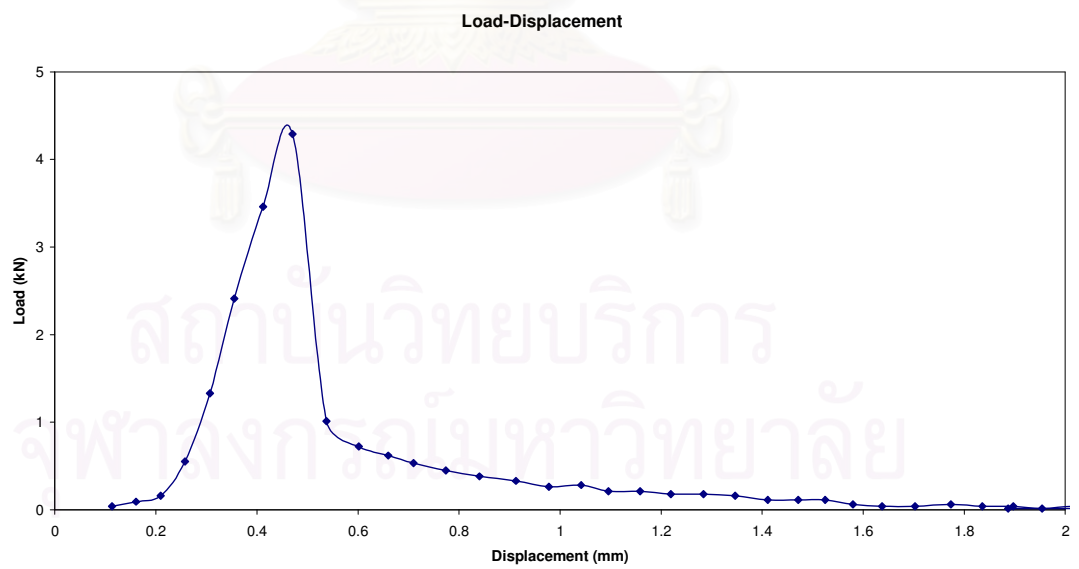
ชิ้นงาน A2, อุณหภูมิ 150 °C



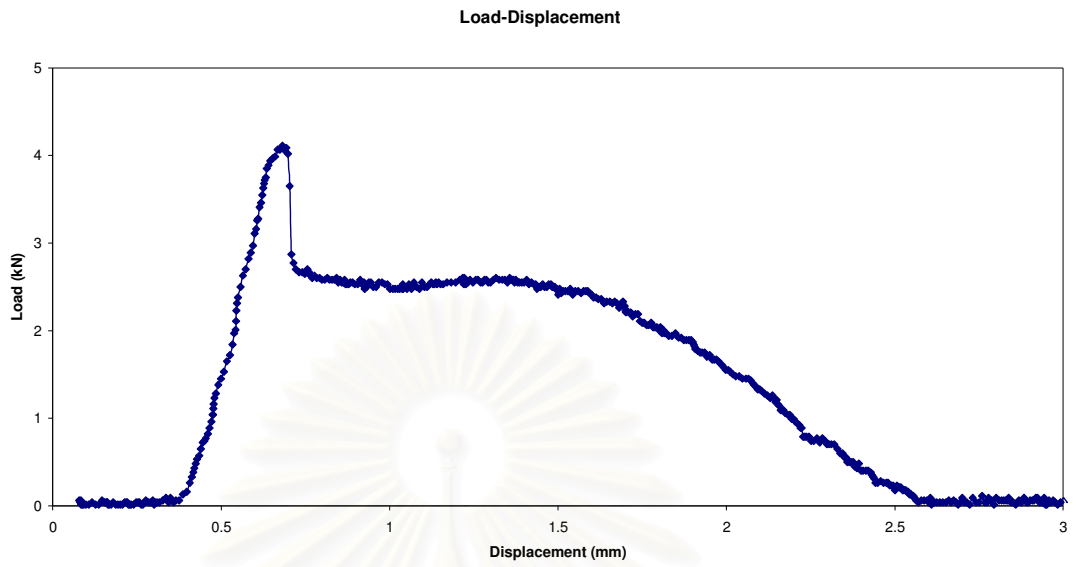
ชิ้นงาน A2, อุณหภูมิ 200 °C



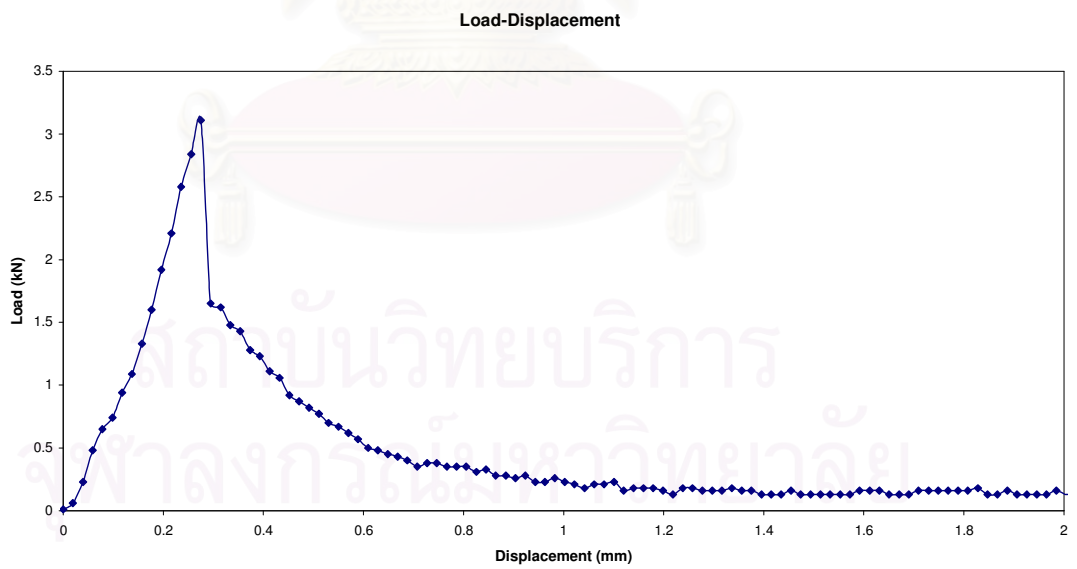
ชิ้นงาน A2, อุณหภูมิ 250 °C



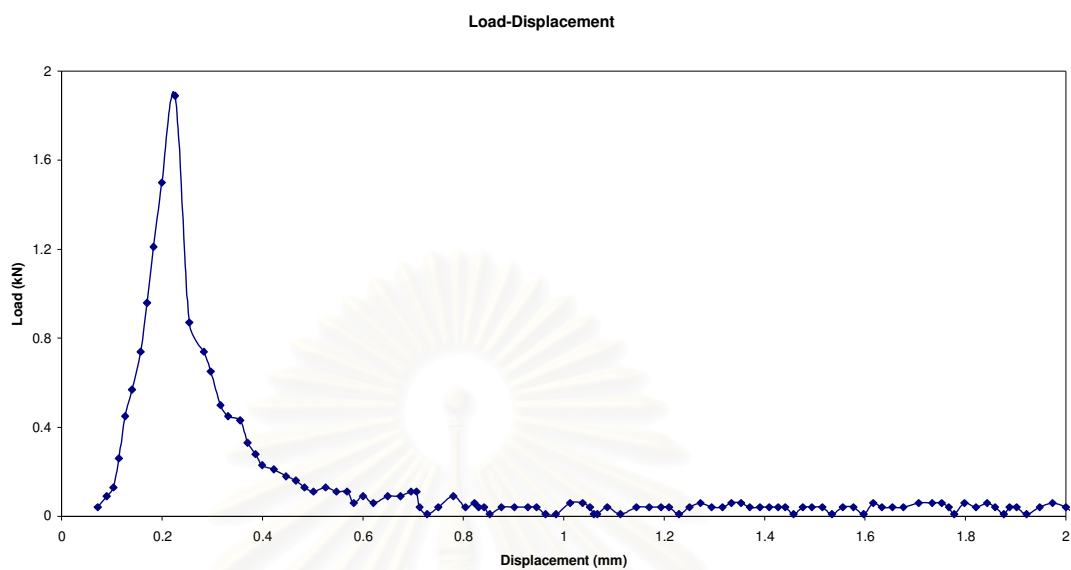
ชิ้นงาน A2, อุณหภูมิ 300 °C



ชิ้นงาน A2, อุณหภูมิ 400 °C



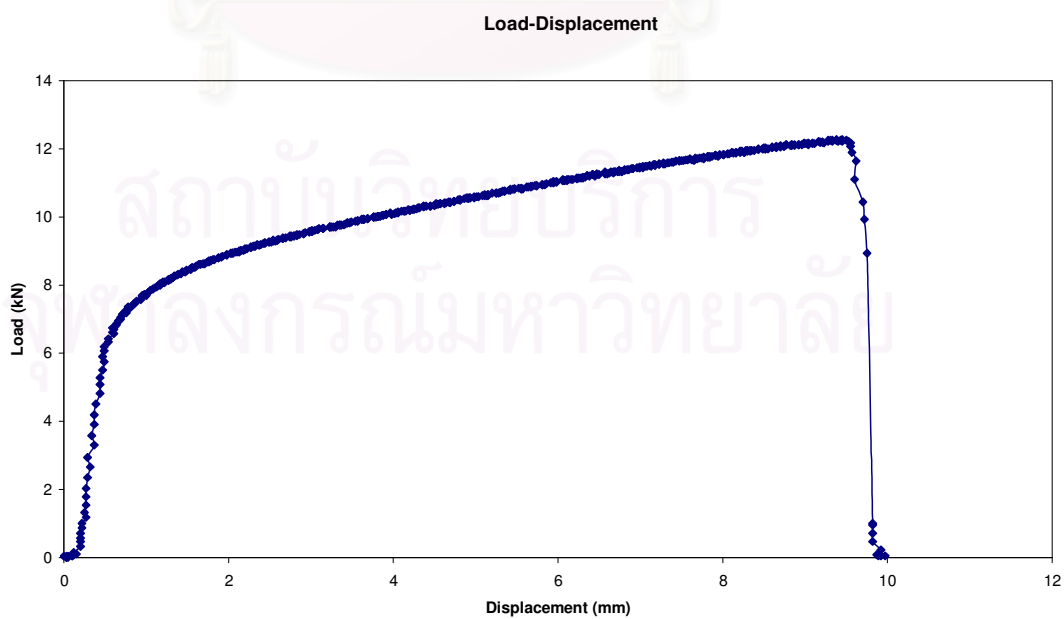
ชิ้นงาน A2, อุณหภูมิ 500 °C



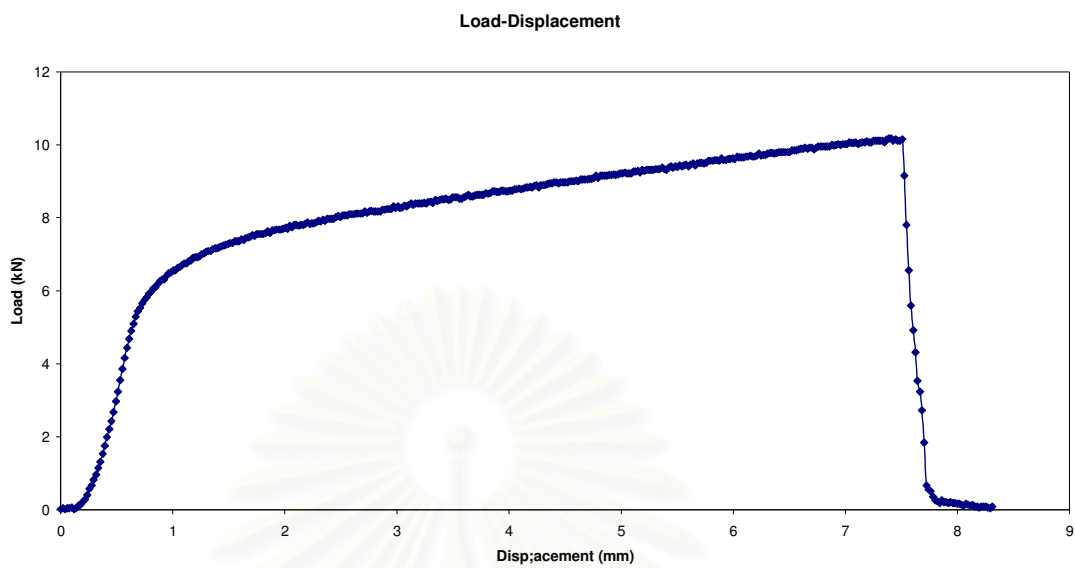
ภาพที่ ก.2 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน A2 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 125 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 400 °C และ 500 °C

1.3 กลุ่ม A3

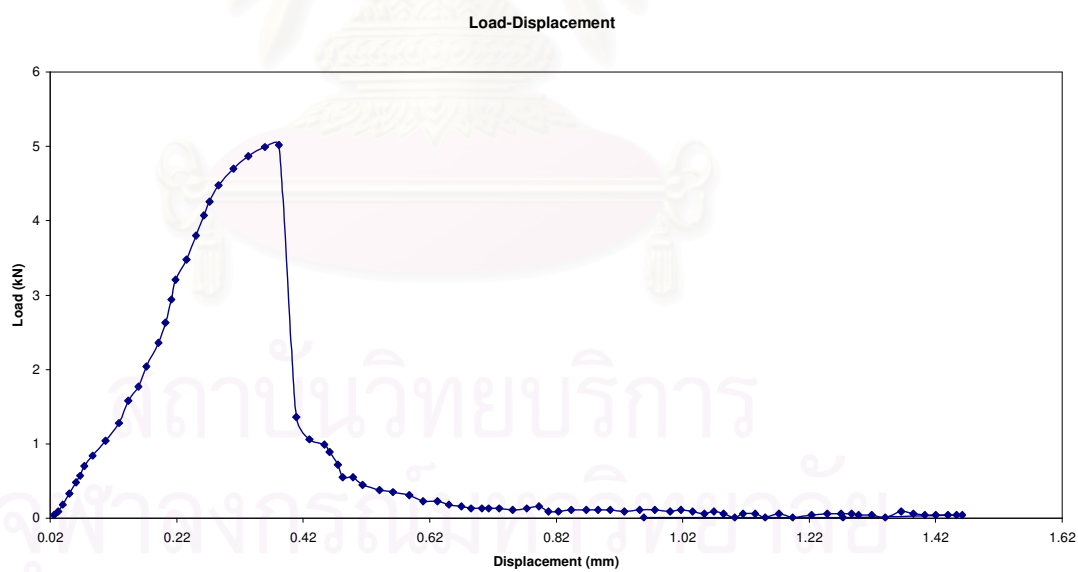
ชิ้นงาน A3, อุณหภูมิ 50 °C



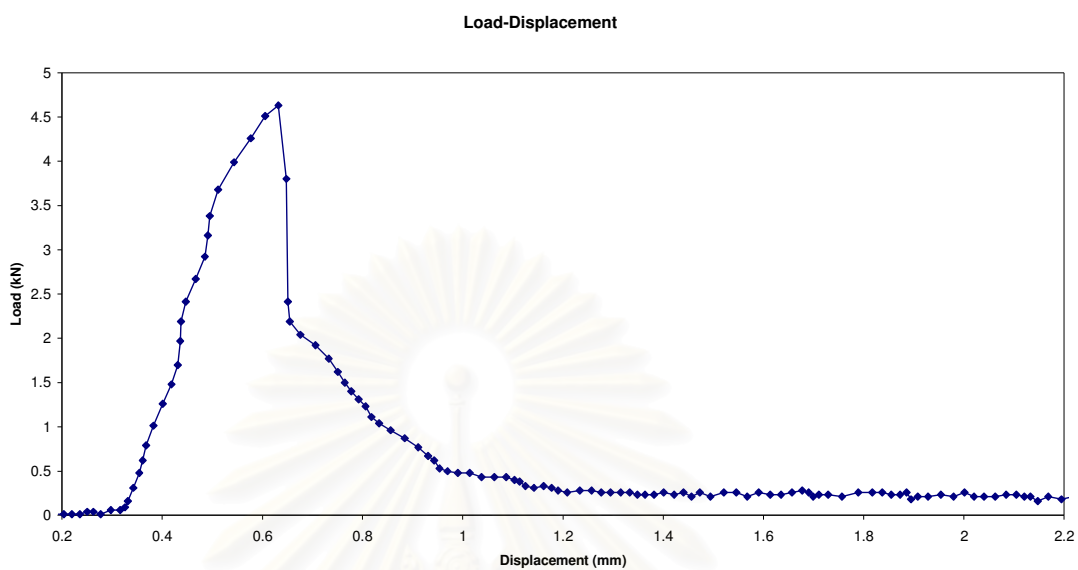
ชิ้นงาน A3, อุณหภูมิ 100 °C



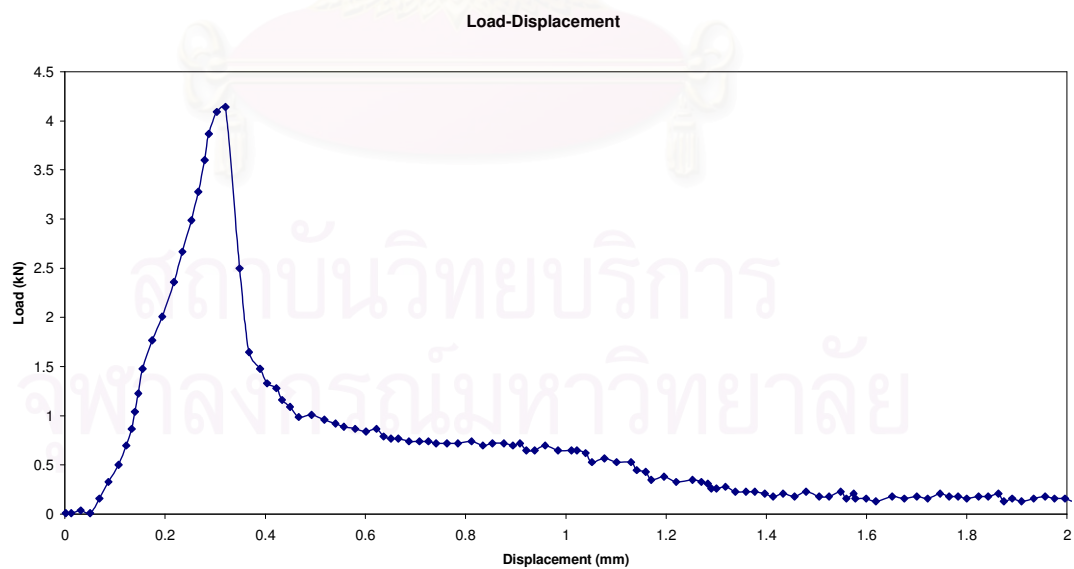
ชิ้นงาน A3, อุณหภูมิ 125 °C



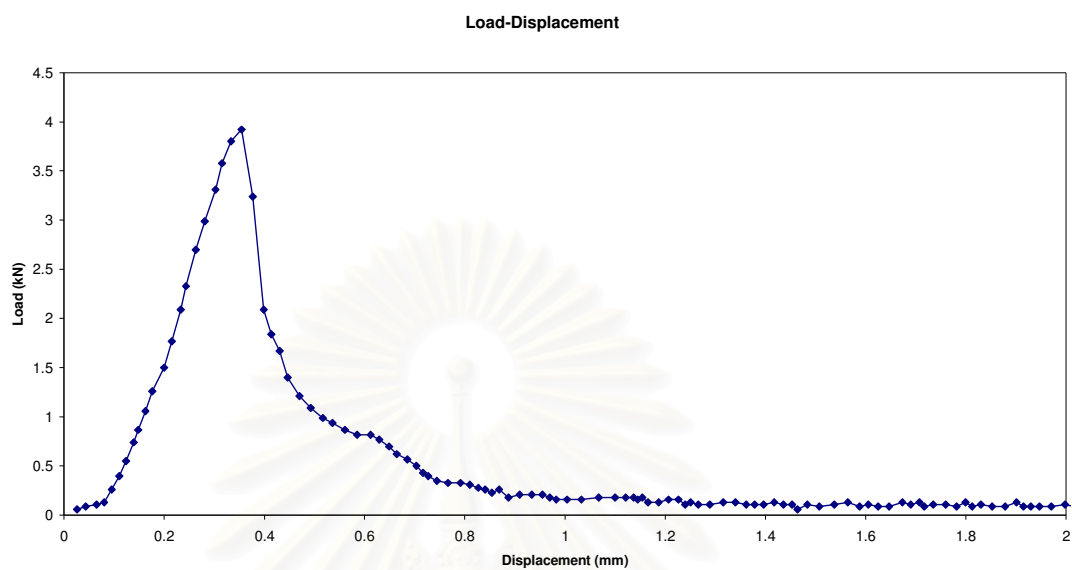
ชิ้นงาน A3, อุณหภูมิ 150 °C



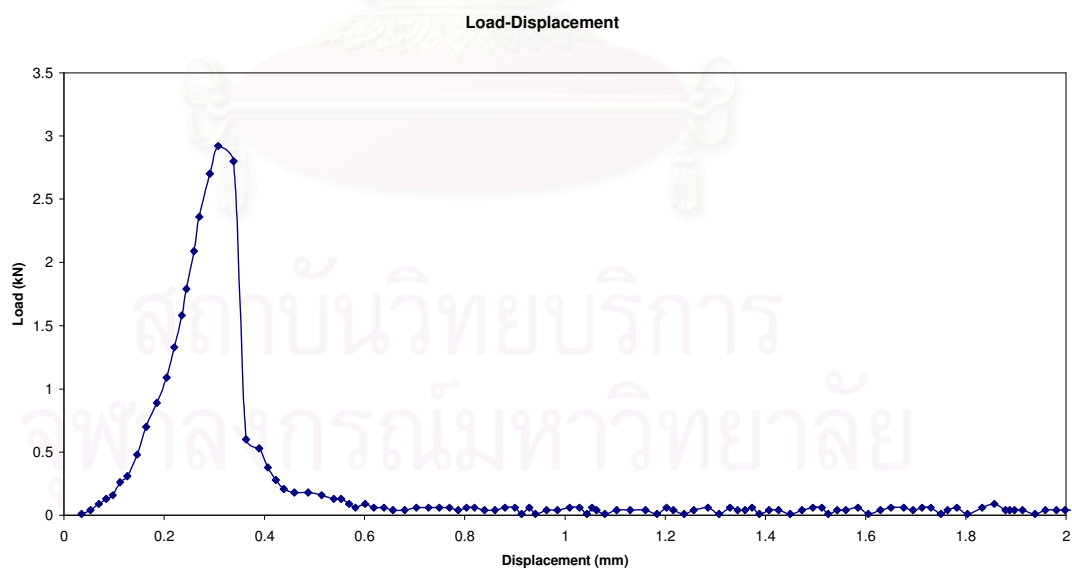
ชิ้นงาน A3, อุณหภูมิ 200 °C



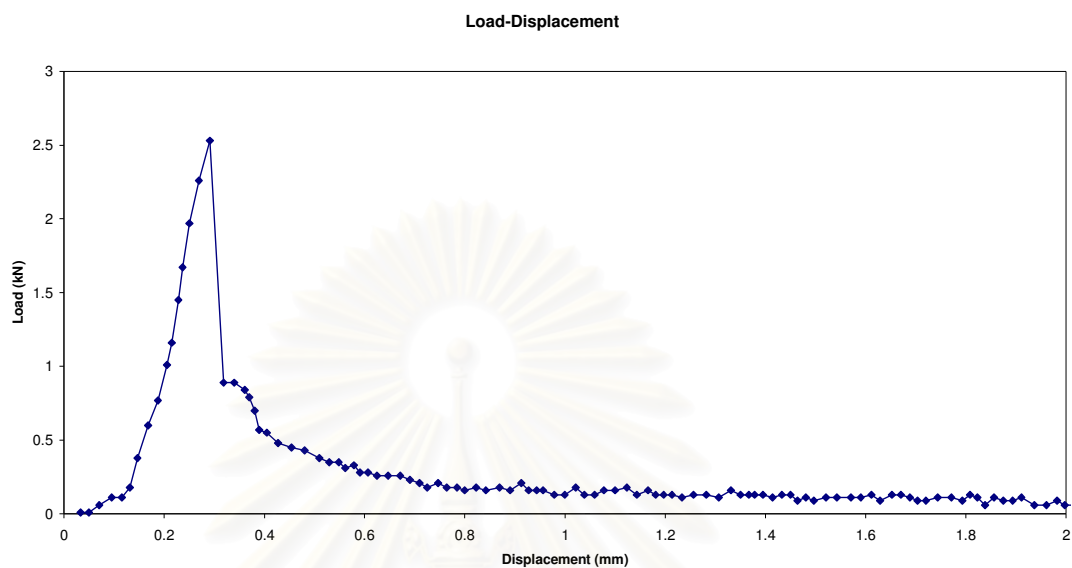
ชิ้นงาน A3, อุณหภูมิ 250 °C



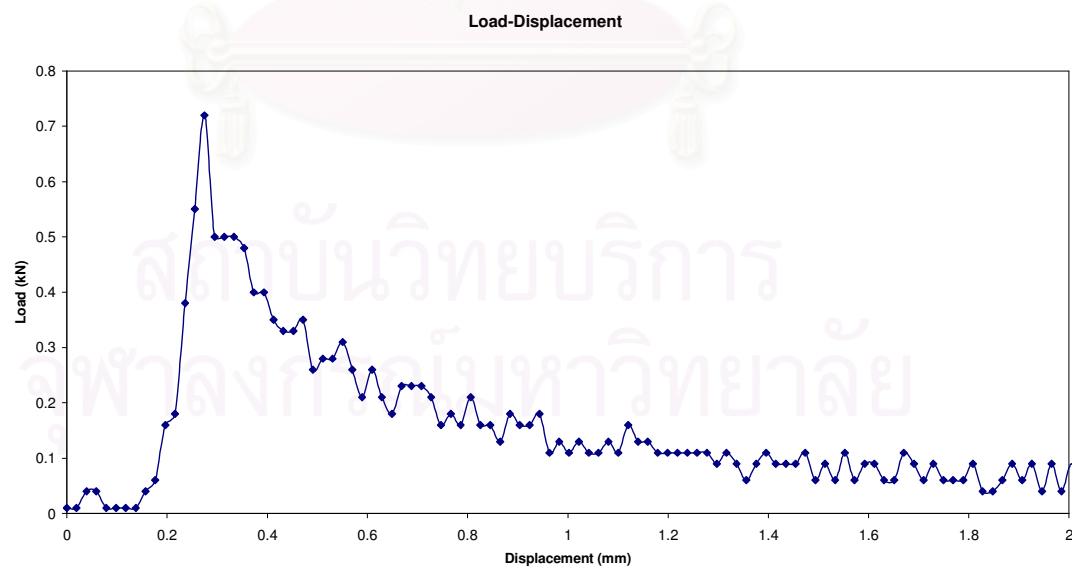
ชิ้นงาน A3, อุณหภูมิ 300 °C



ชิ้นงาน A3, อุณหภูมิ 400 °C



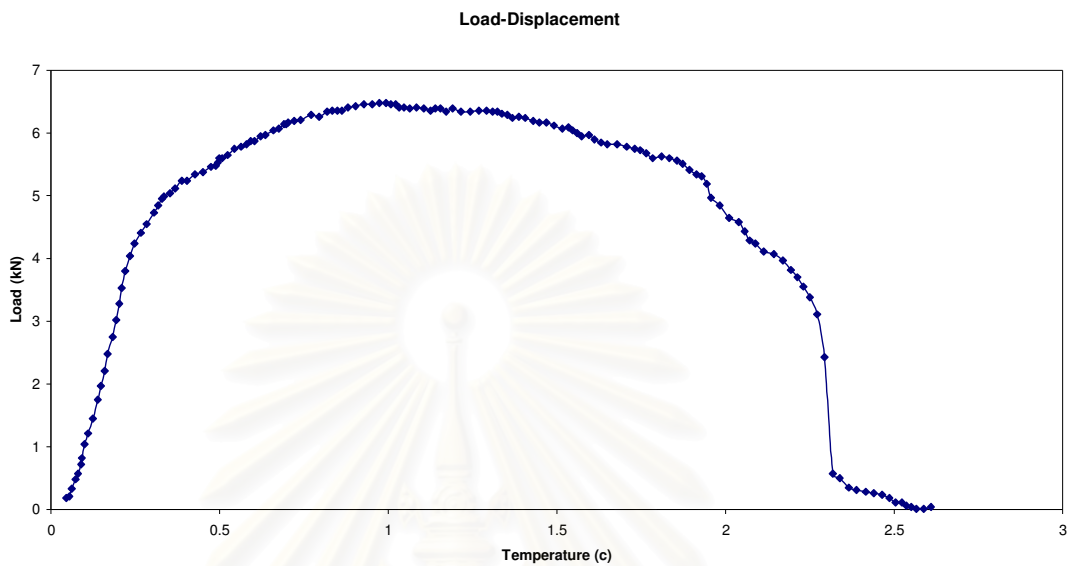
ชิ้นงาน A3, อุณหภูมิ 500 °C



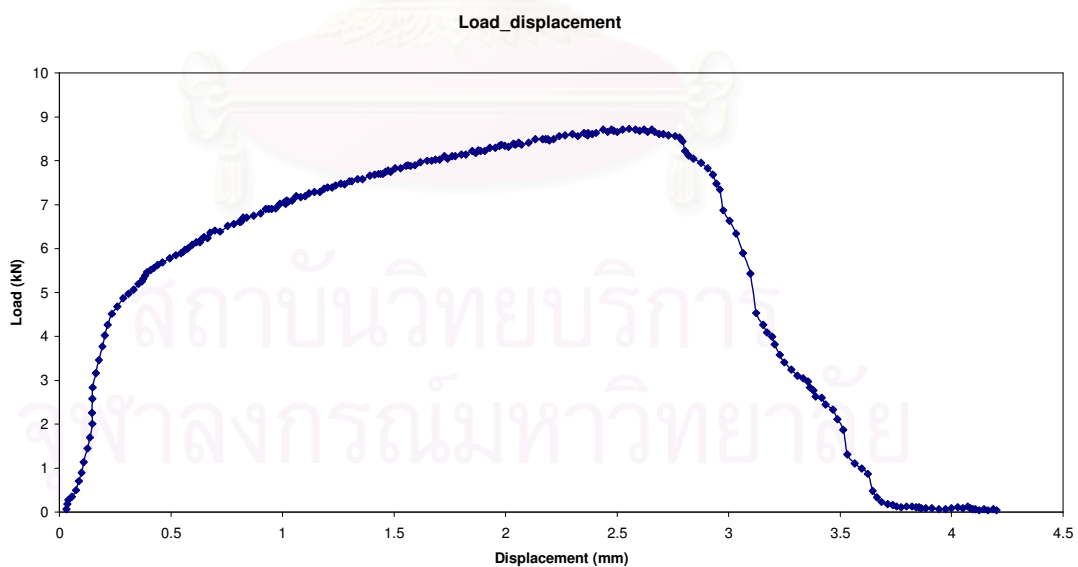
ภาพที่ ก.3 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน A3 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 125 °C, 150 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C และ 500 °C

1.4 กลุ่ม A4

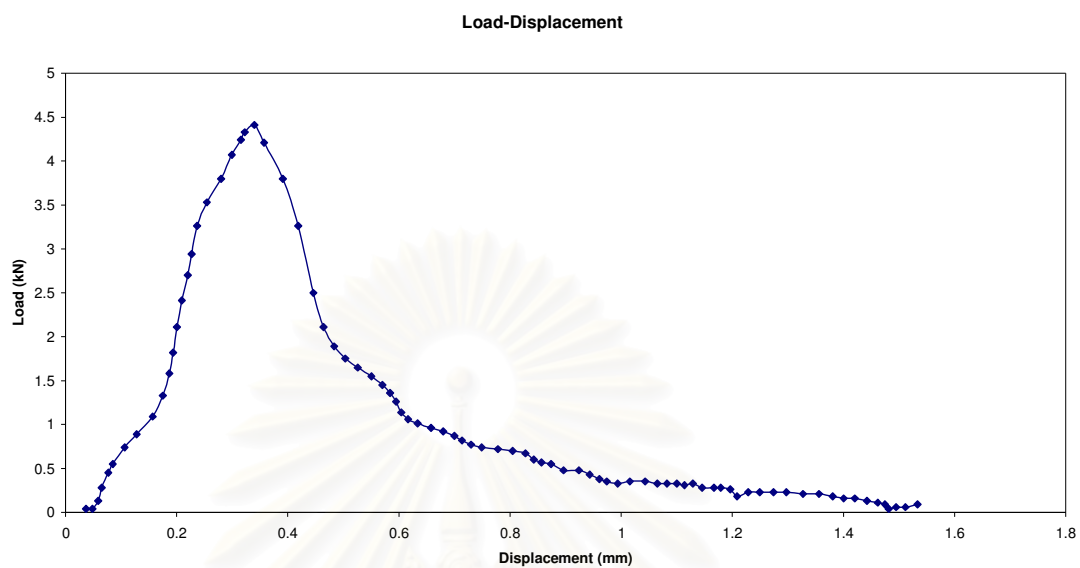
ชิ้นงาน A4, อุณหภูมิ 50 °C



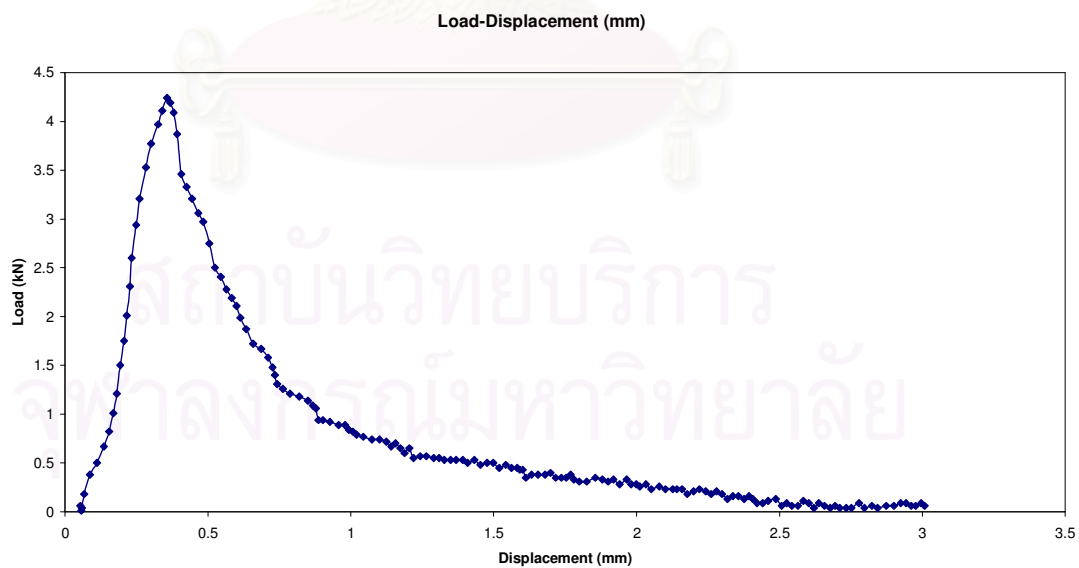
ชิ้นงาน A4, อุณหภูมิ 100 °C



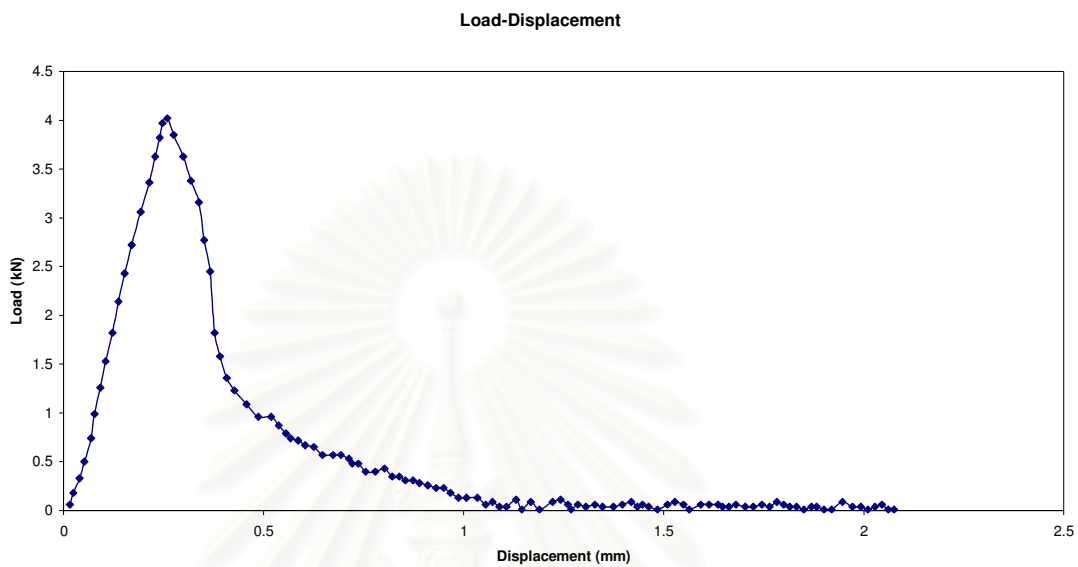
ชิ้นงาน A4, อุณหภูมิ 125 °C



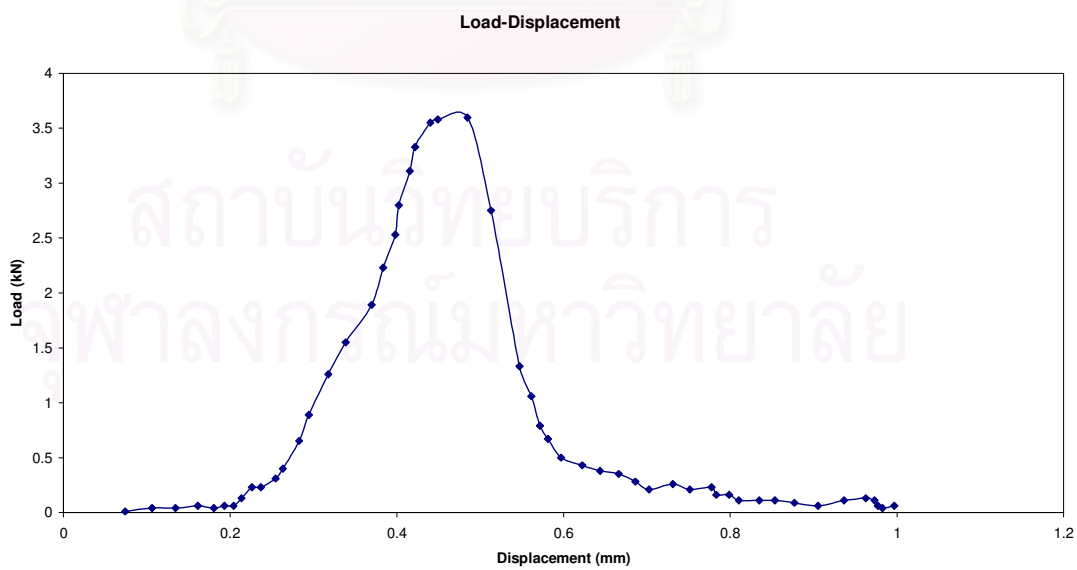
ชิ้นงาน A4, อุณหภูมิ 150 °C



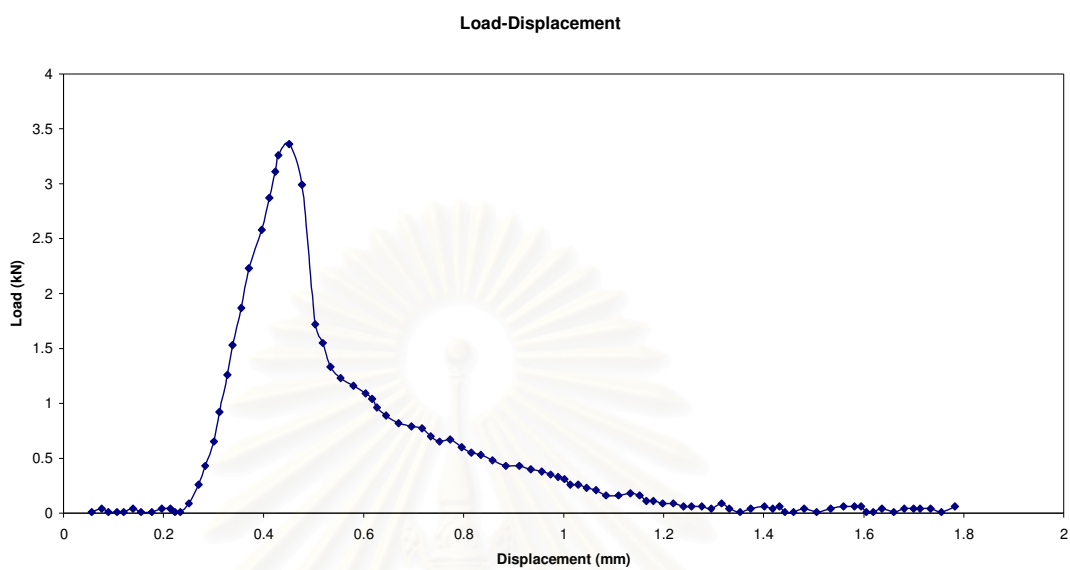
ชิ้นงาน A4, อุณหภูมิ 200 °C



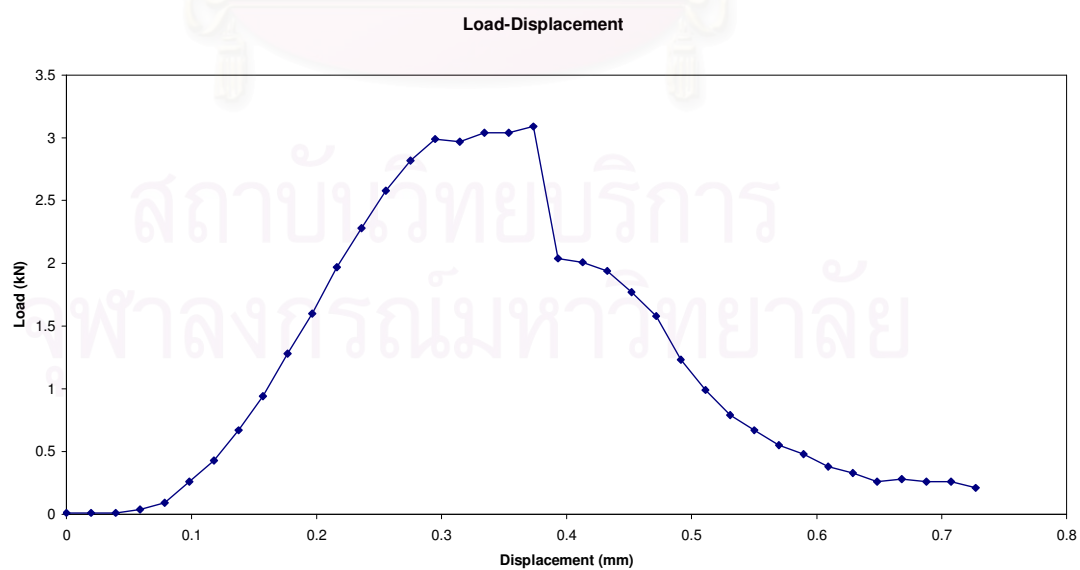
ชิ้นงาน A4, อุณหภูมิ 250 °C



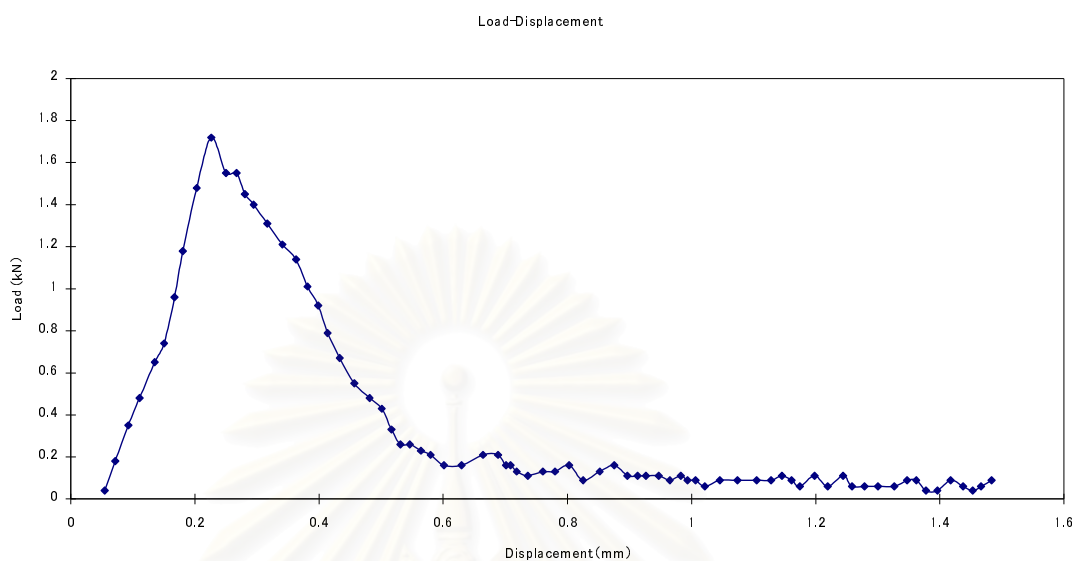
ชิ้นงาน A4, อุณหภูมิ 300 °C



ชิ้นงาน A4, อุณหภูมิ 400 °C



ชิ้นงาน A4, อุณหภูมิ 500 °C

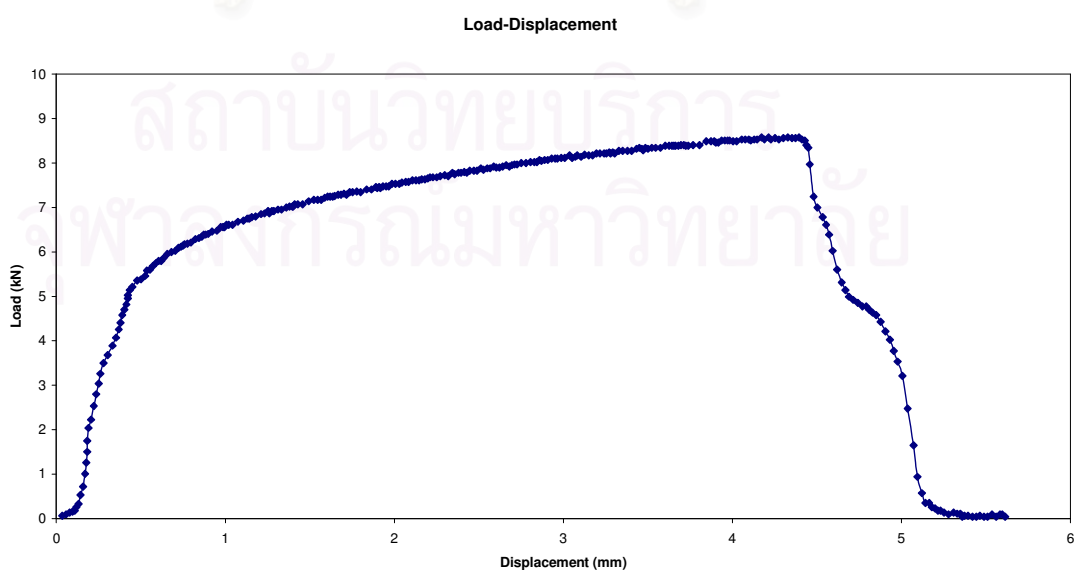


ภาพที่ ก.4 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน A4 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 125 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 400 °C และ 500 °C

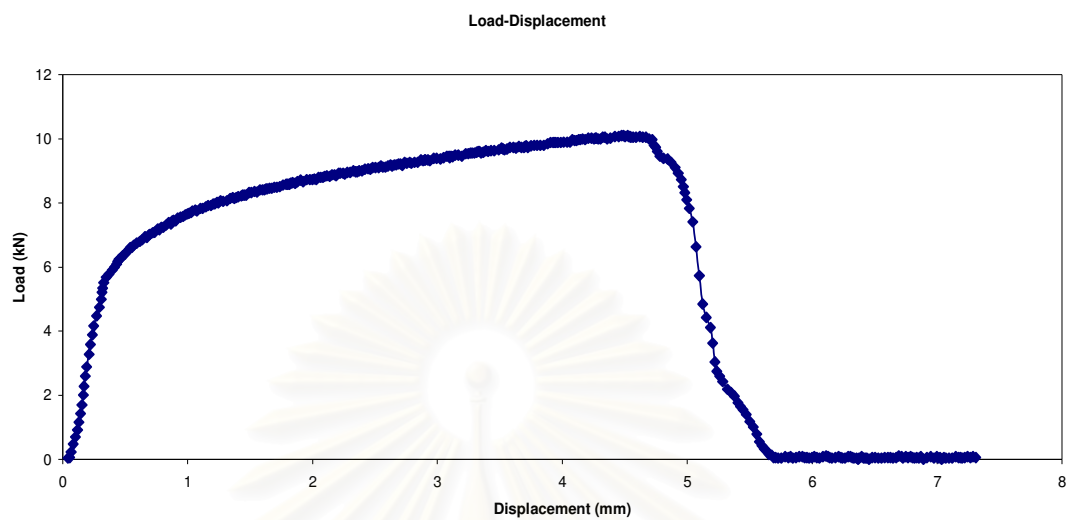
2. ชิ้นงานโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว กลุ่มใช้บีสมัท-ซิลิเนียมทดแทนตะกั่ว

2.1 กลุ่ม BS1

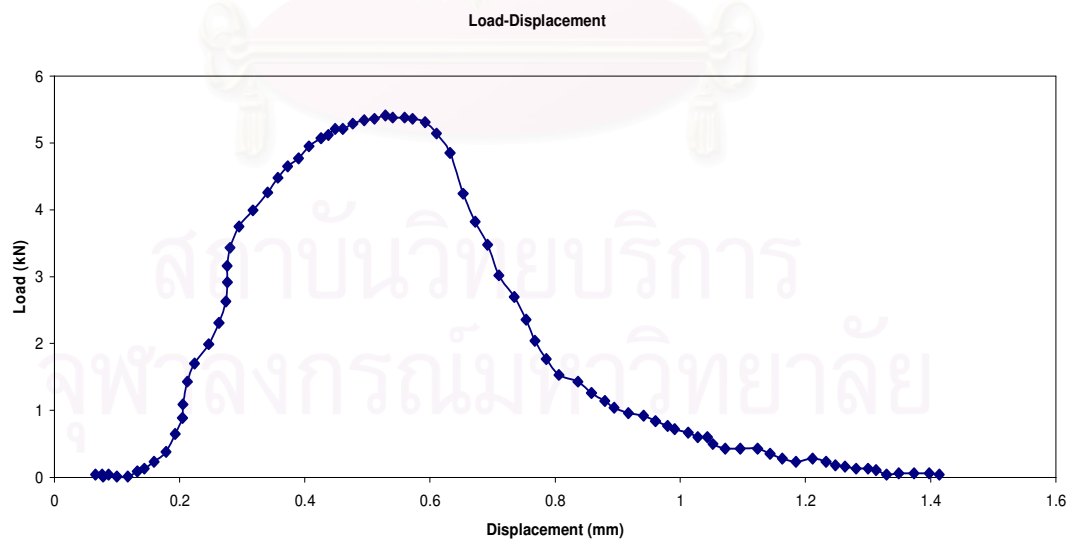
ชิ้นงาน BS1, อุณหภูมิ 50 °C



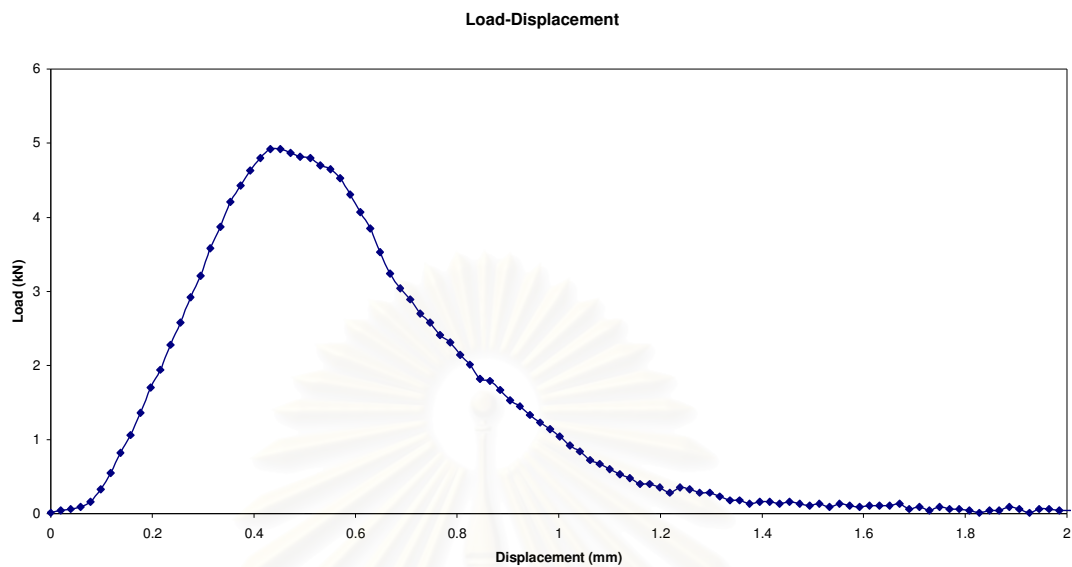
ชิ้นงาน BS1, อุณหภูมิ 100 °C



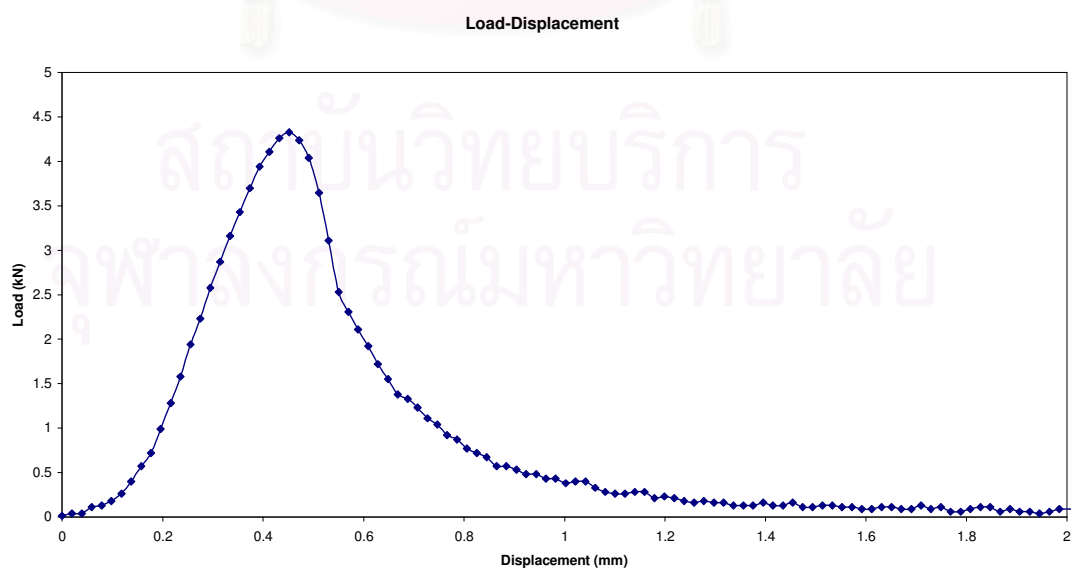
ชิ้นงาน BS1, อุณหภูมิ 125 °C



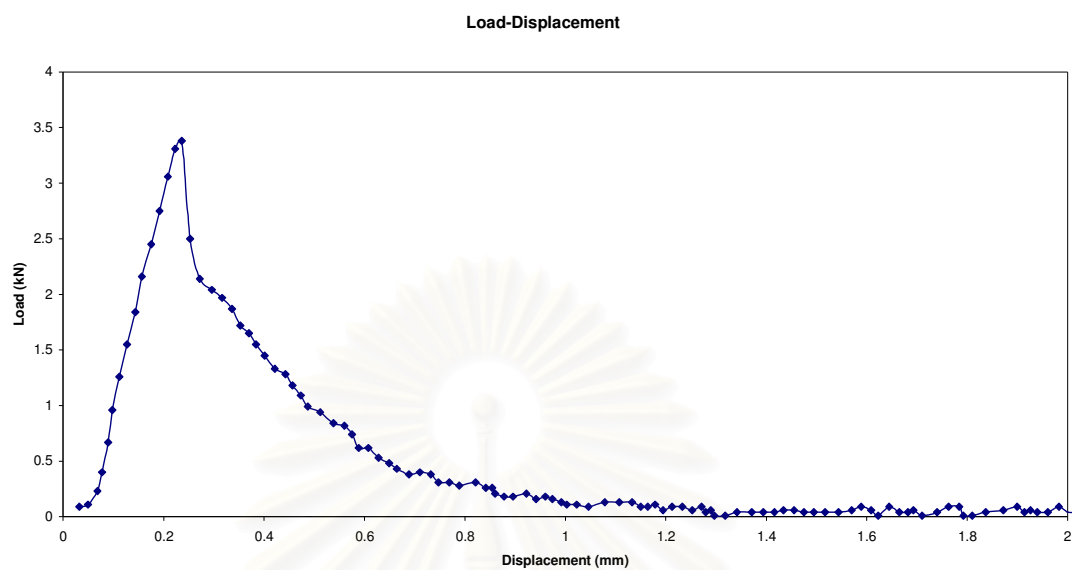
ชิ้นงาน BS1, อุณหภูมิ 150 °C



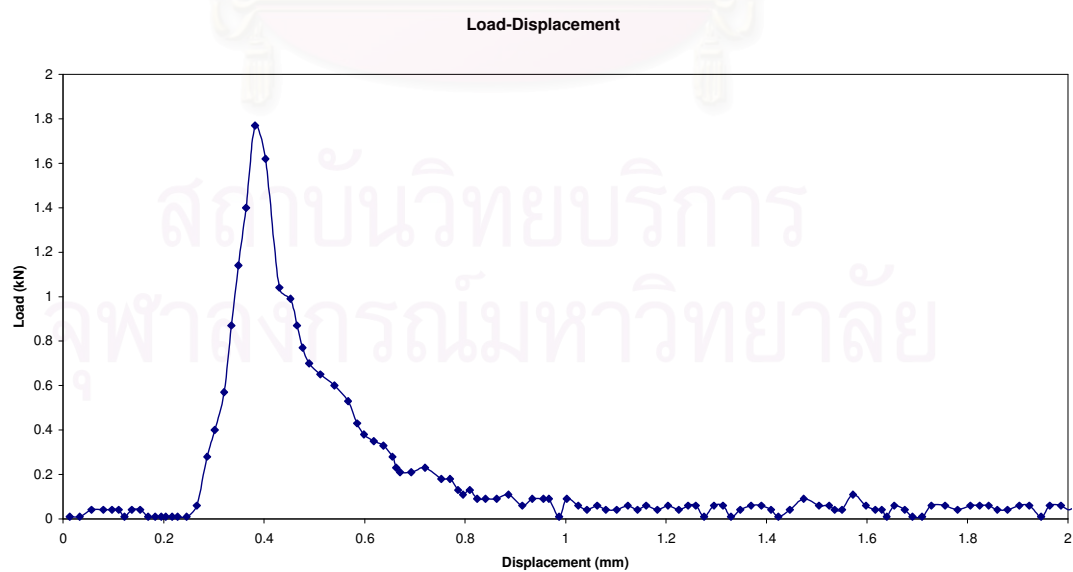
ชิ้นงาน BS1, อุณหภูมิ 200 °C



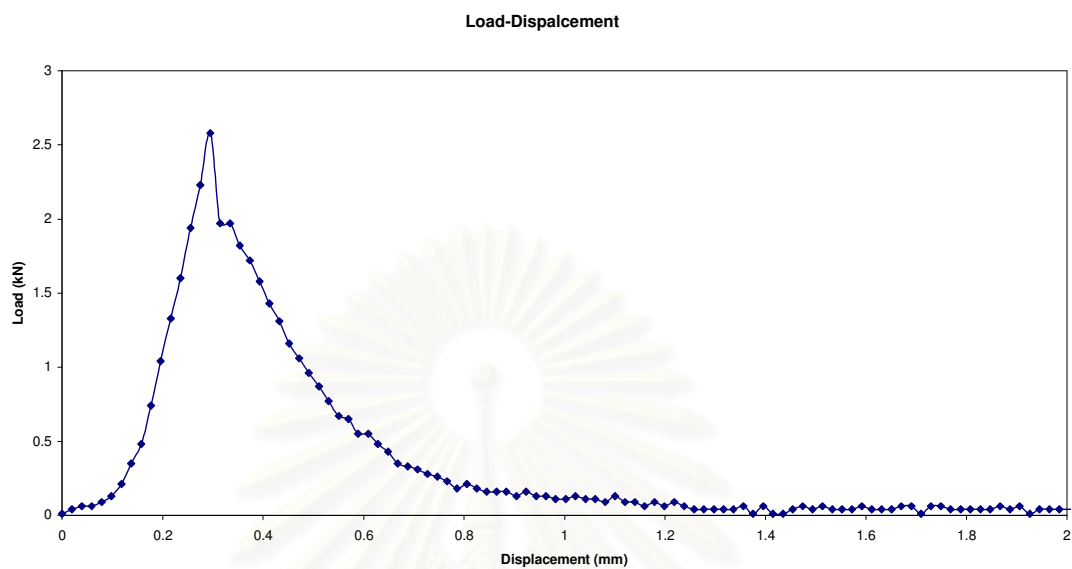
ชิ้นงาน BS1, อุณหภูมิ 250 °C



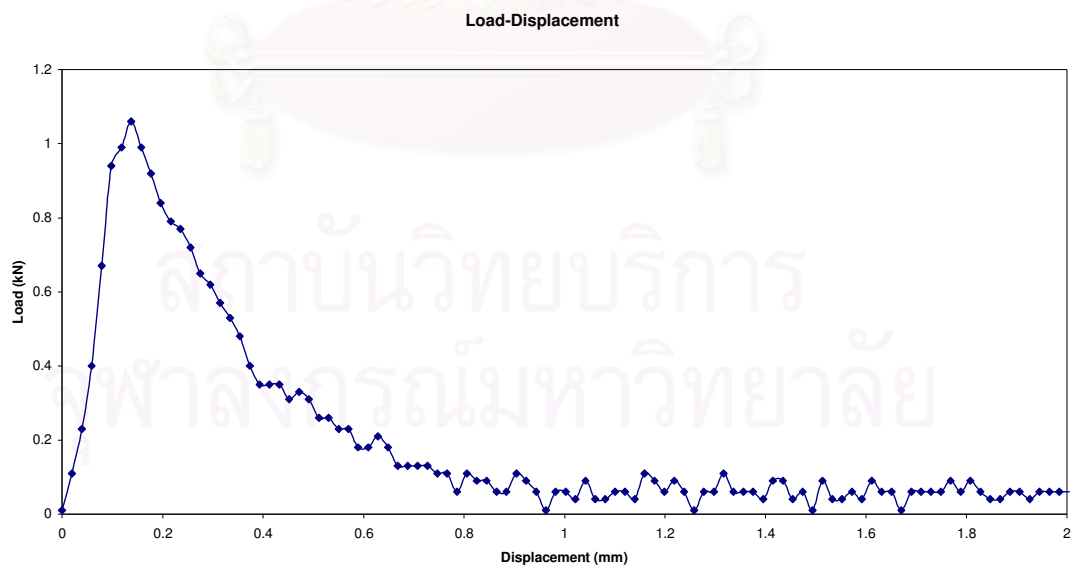
ชิ้นงาน BS1, อุณหภูมิ 300 °C



ชิ้นงาน BS1, อุณหภูมิ 400 °C



ชิ้นงาน BS1, อุณหภูมิ 500 °C



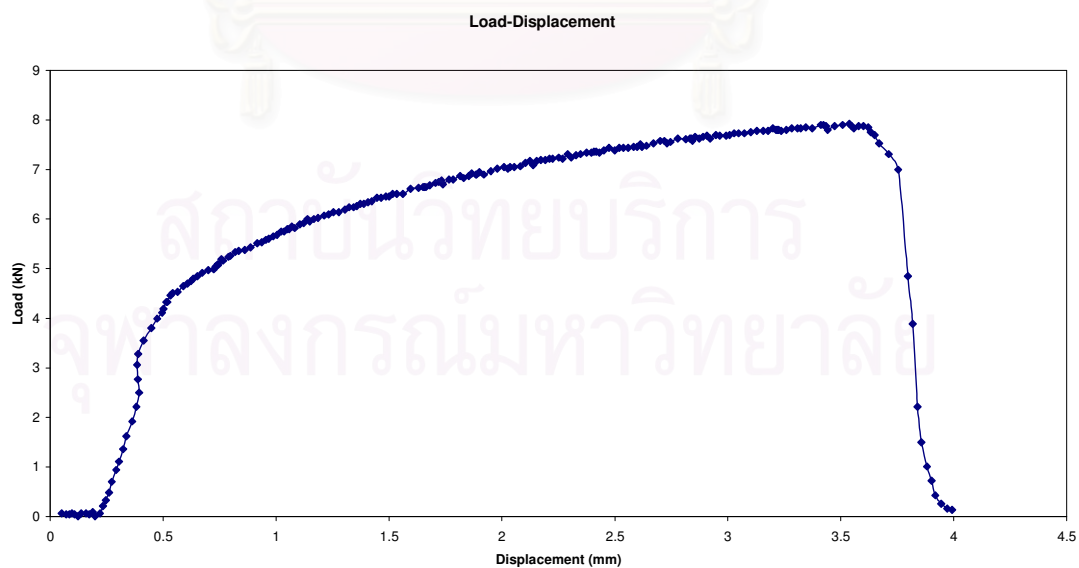
ภาพที่ ก.5 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน BS1 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 125 °C, 150 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C และ 500 °C

2.2 กลุ่ม BS2

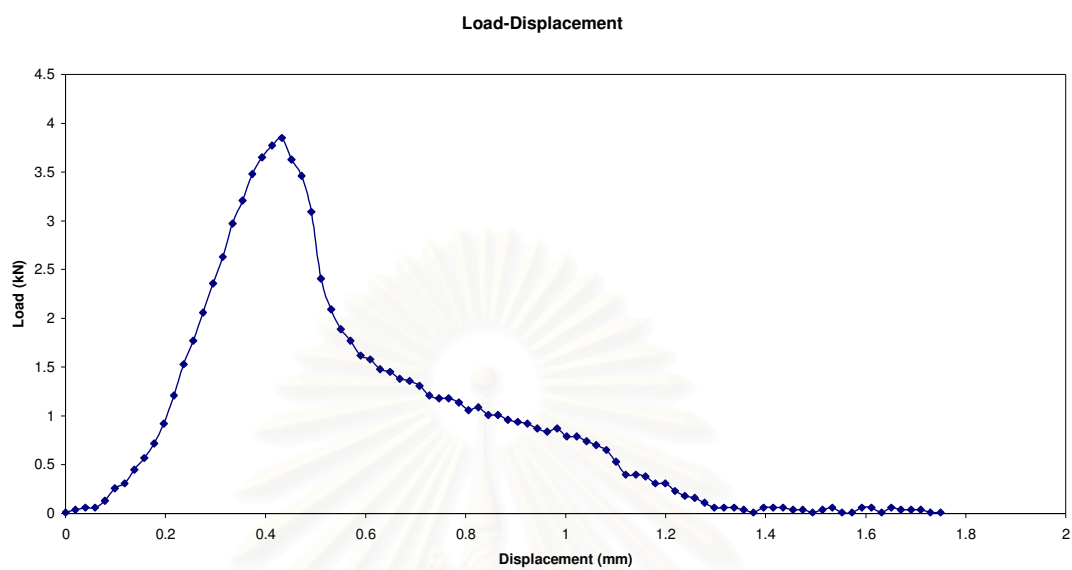
ชิ้นงาน BS2, อุณหภูมิ 50 °C



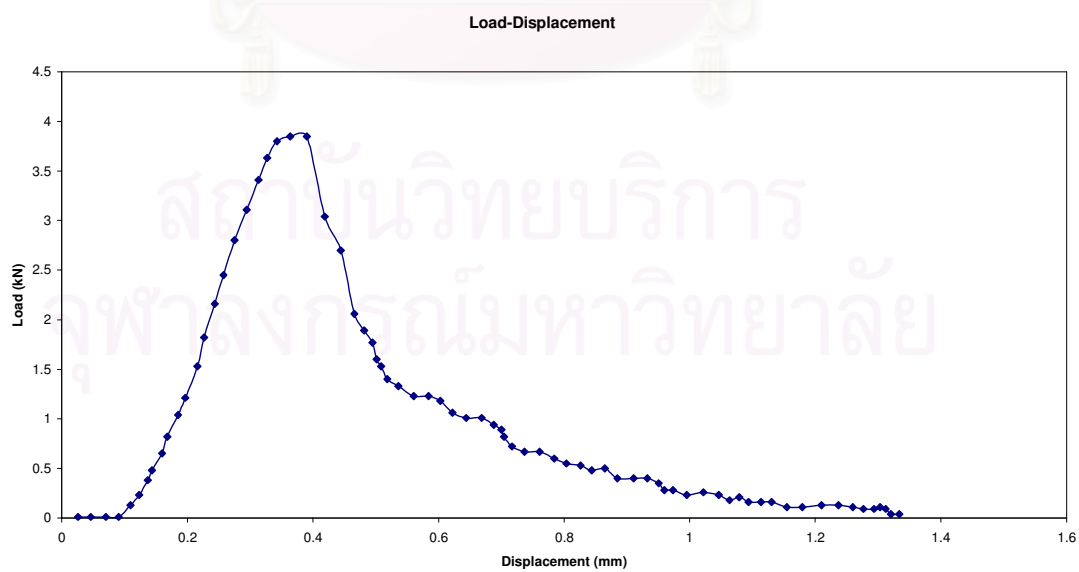
ชิ้นงาน BS2, อุณหภูมิ 100 °C



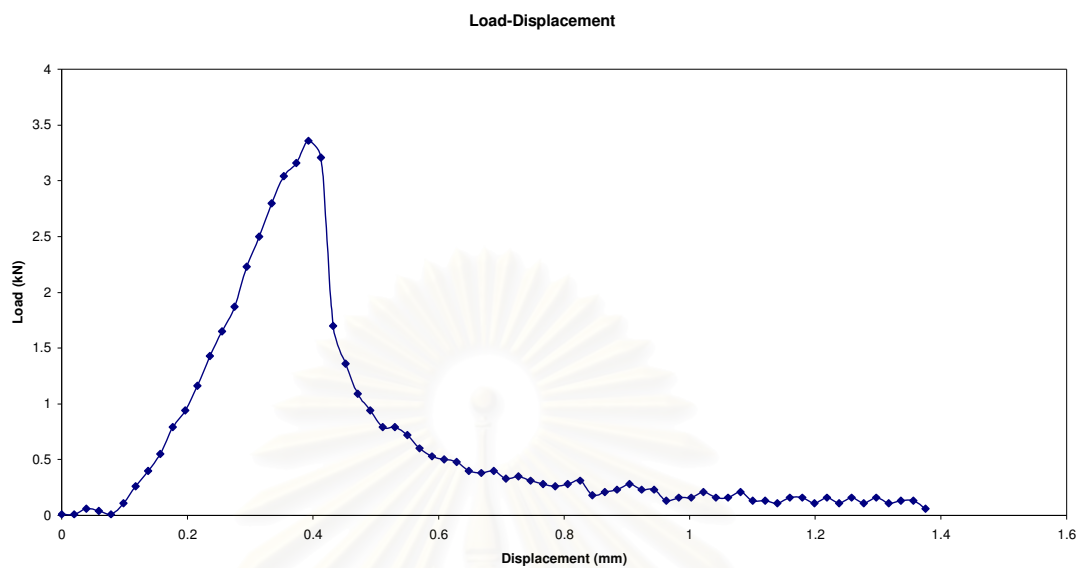
ชิ้นงาน BS2, อุณหภูมิ 125 °C



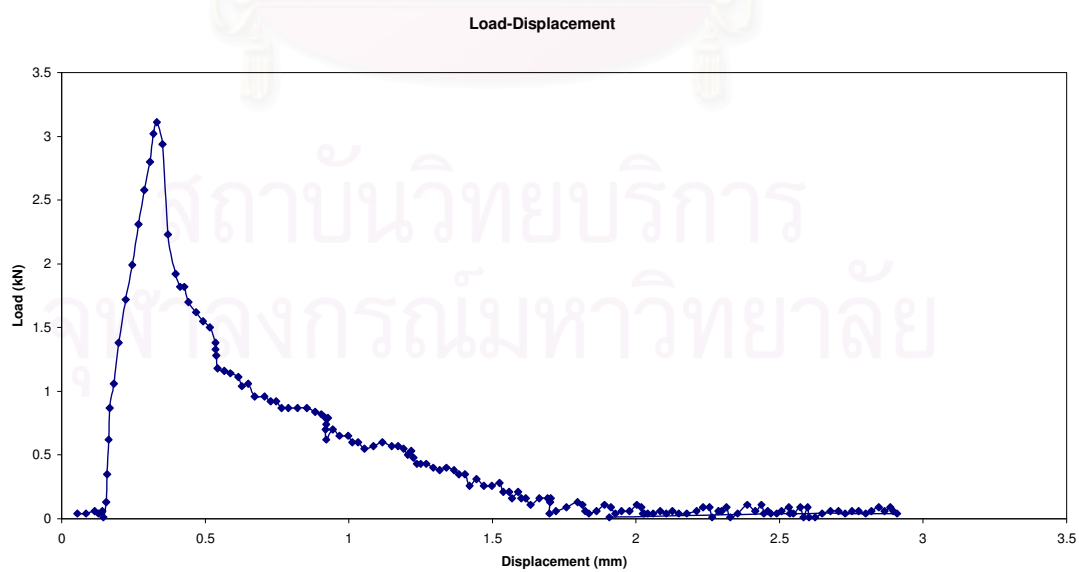
ชิ้นงาน BS2, อุณหภูมิ 150 °C



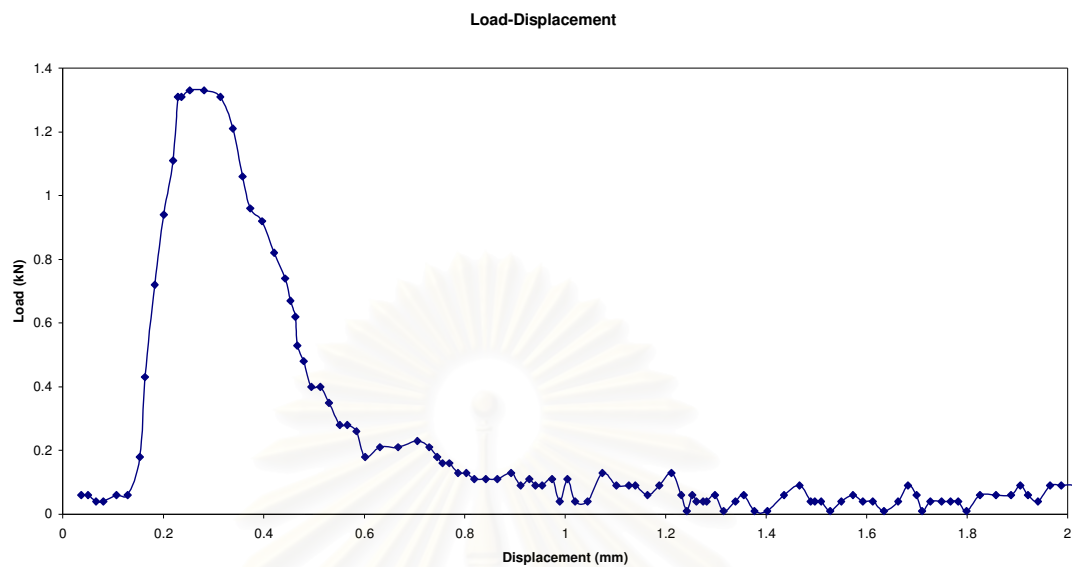
ชิ้นงาน BS2, อุณหภูมิ 200 °C



ชิ้นงาน BS2, อุณหภูมิ 300 °C



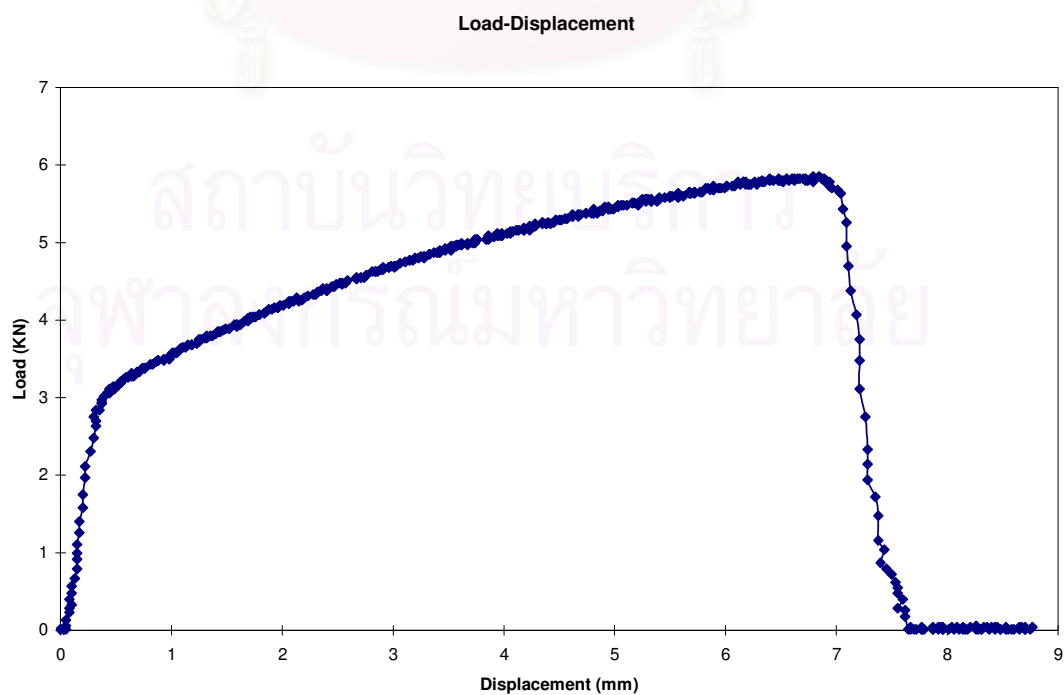
ชิ้นงาน BS2, อุณหภูมิ 500 °C



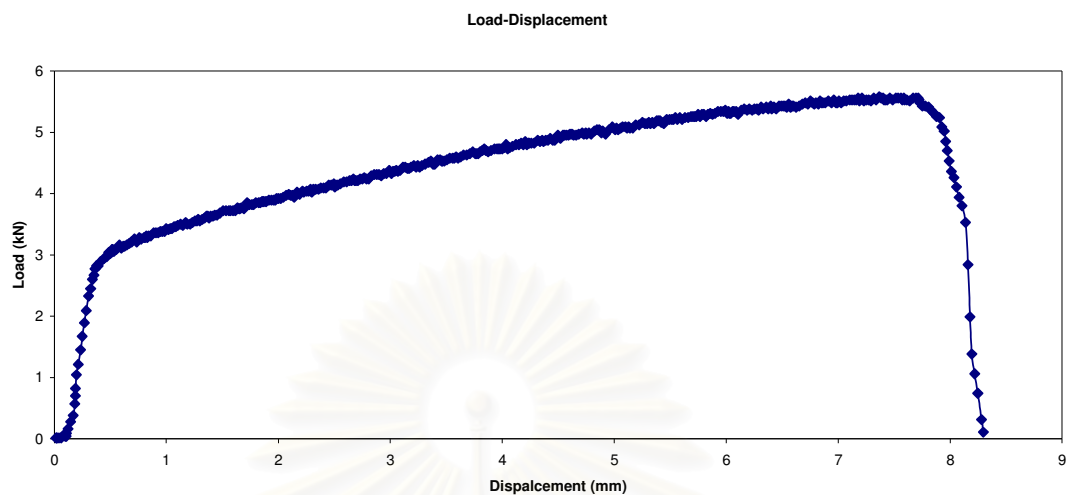
ภาพที่ ก.6 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างLoadกับDisplacementของกลุ่มชิ้นงาน BS2 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C , 100 °C , 125 °C , 150 °C , 200 °C , 300 °C และ 500 °C

2.3 กลุ่ม BS3

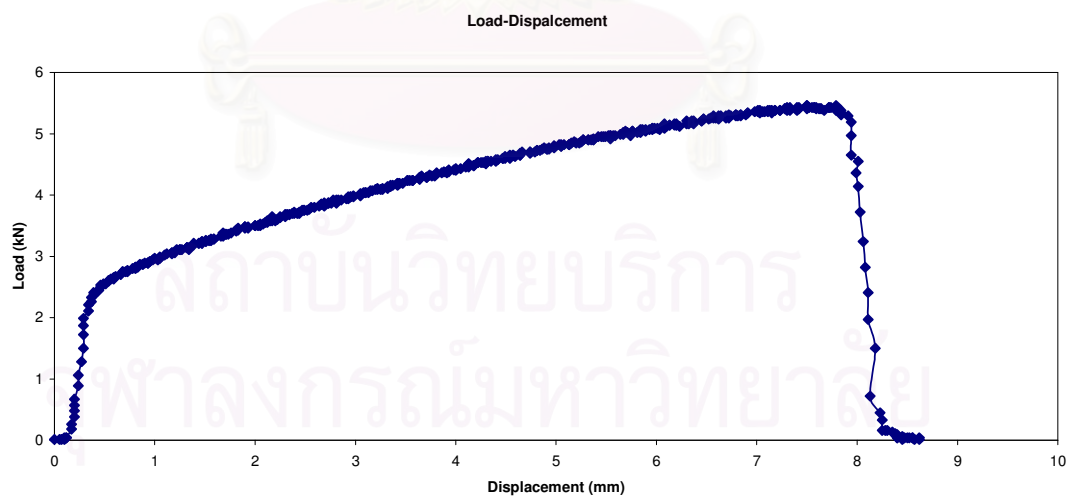
ชิ้นงาน BS3, อุณหภูมิ 50 °C



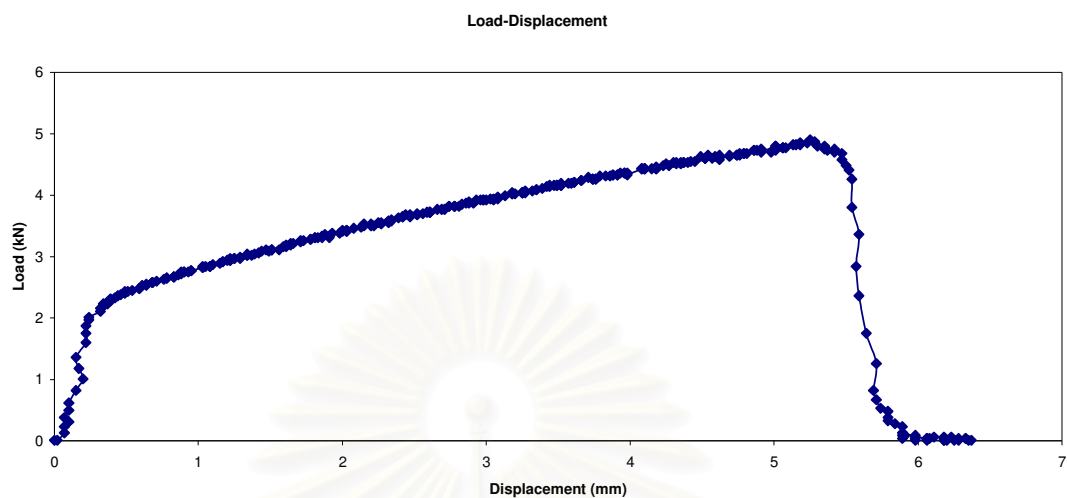
ชิ้นงาน BS3, อุณหภูมิ 100 °C



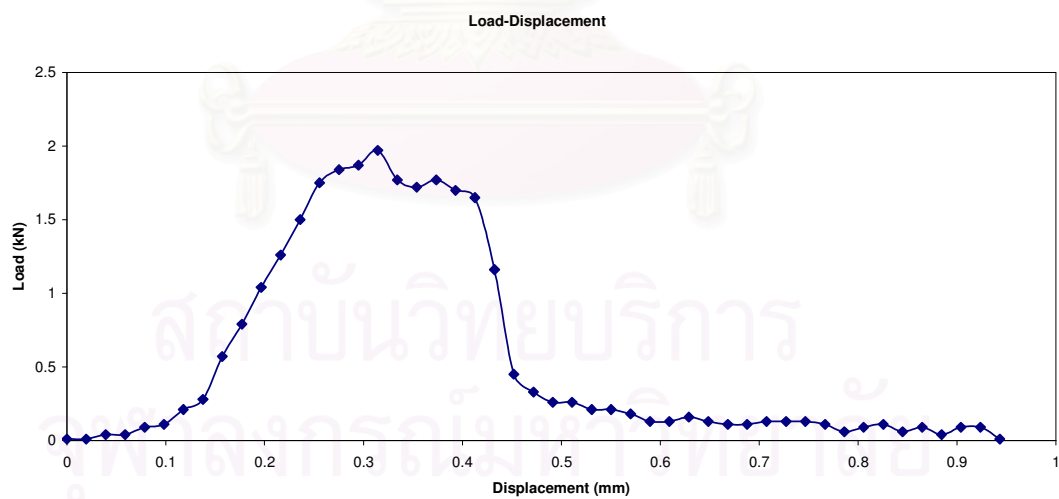
ชิ้นงาน BS3, อุณหภูมิ 200 °C



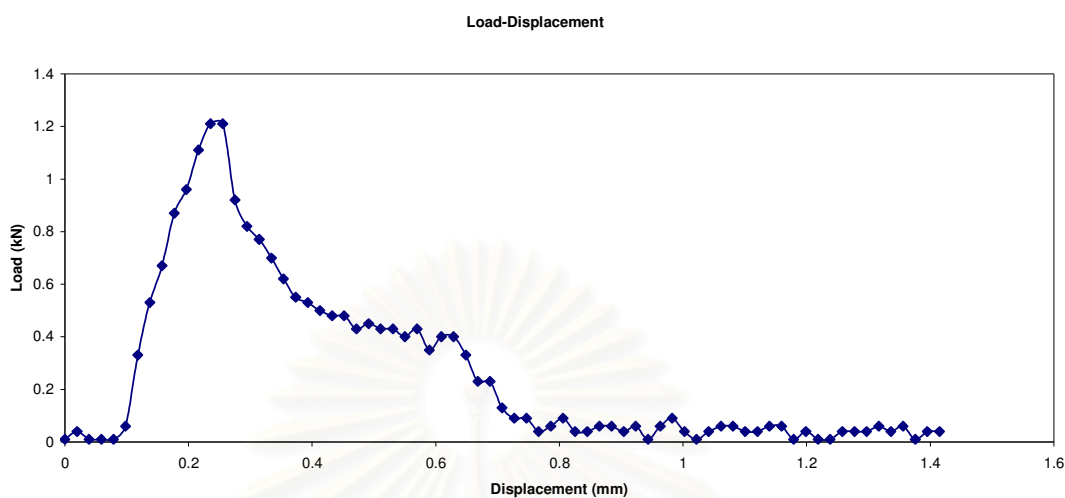
ชิ้นงาน BS3, อุณหภูมิ 250 °C



ชิ้นงาน BS3, อุณหภูมิ 300 °C



ชิ้นงาน BS3, อุณหภูมิ 500 °C

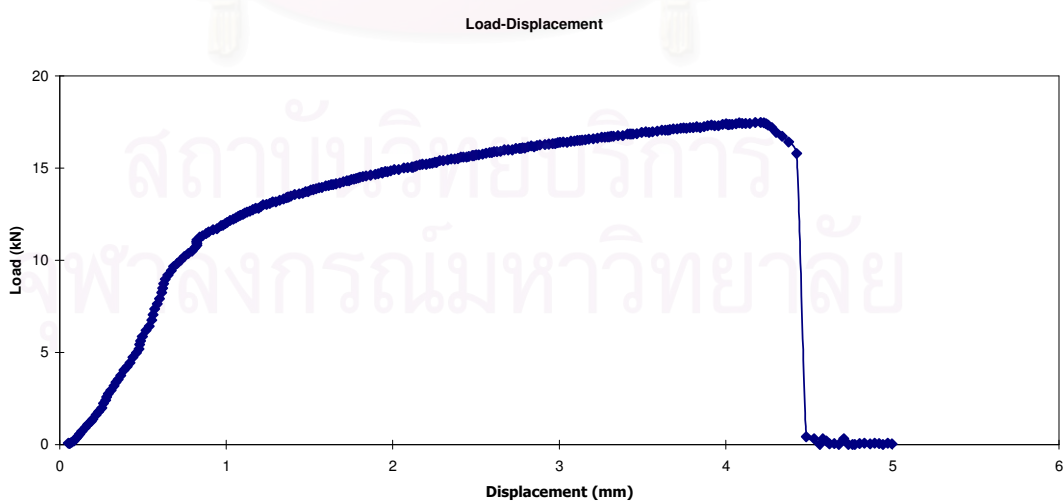


ภาพที่ ก.7 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน BS3 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C และ 500 °C

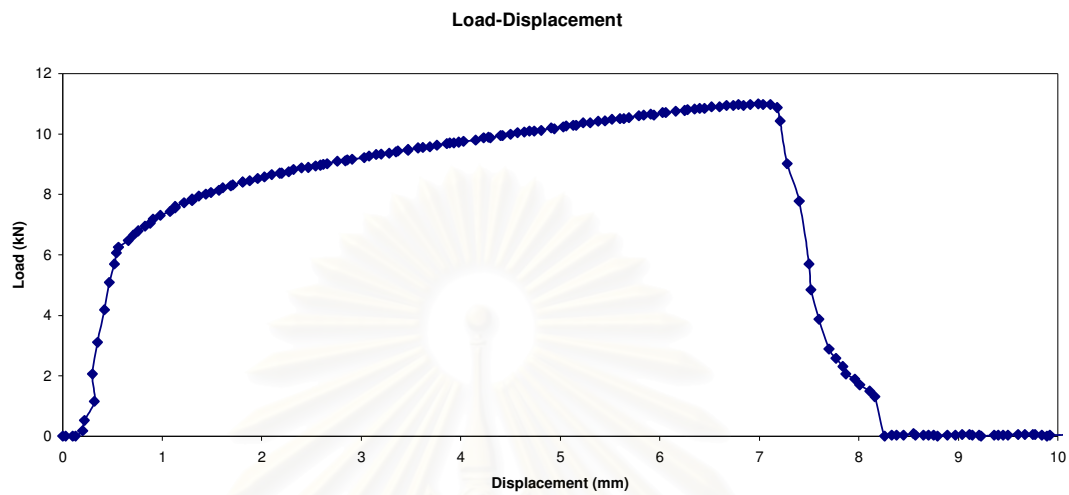
3. ชิ้นงานโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่ว กลุ่มทองเหลืองชนิดคอน

3.1 กลุ่ม C1

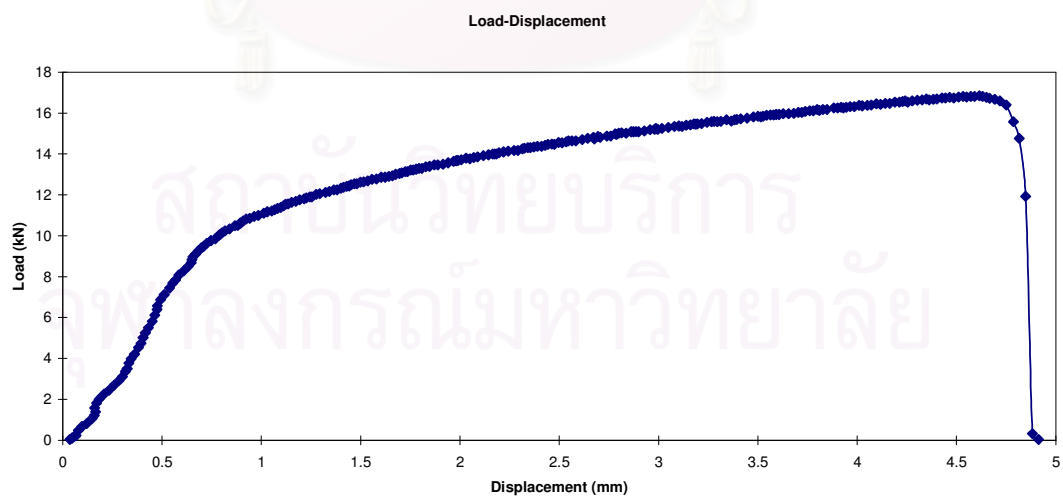
ชิ้นงาน C1, อุณหภูมิ 50 °C



ชิ้นงาน C1, อุณหภูมิ 100 °C



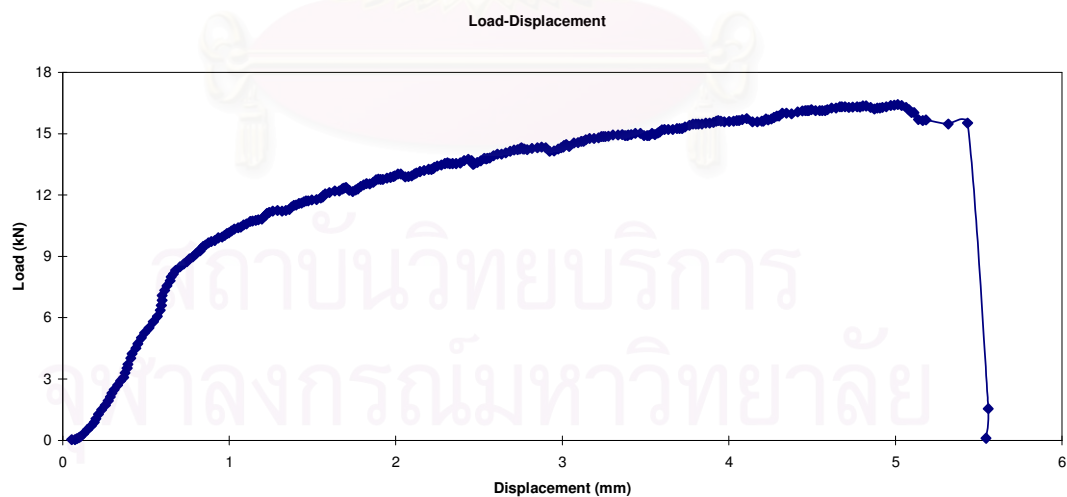
ชิ้นงาน C1, อุณหภูมิ 150 °C



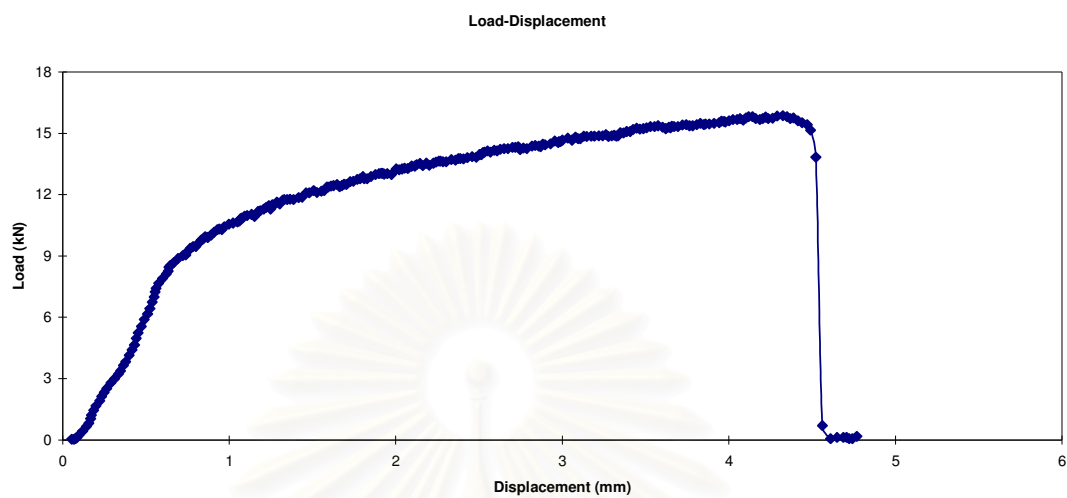
ชิ้นงาน C1, อุณหภูมิ 200 °C



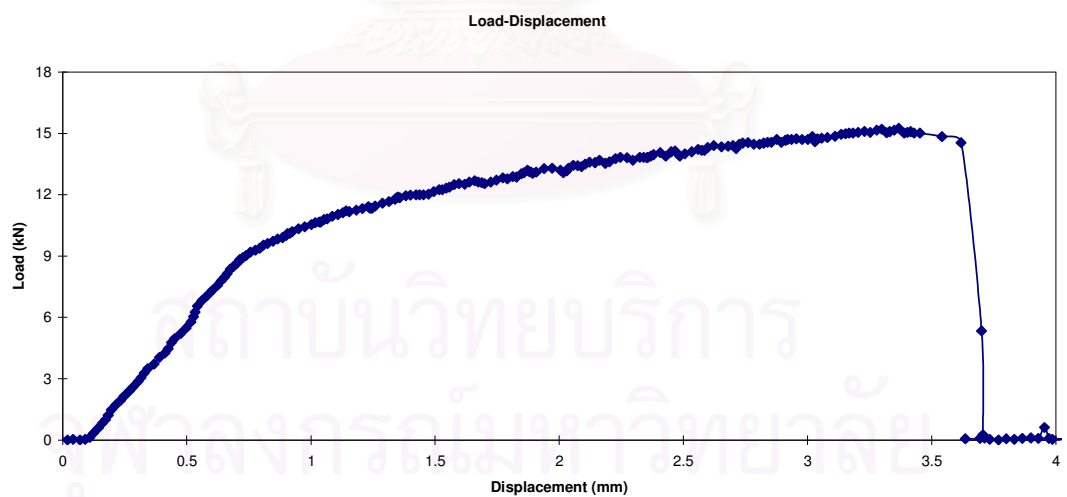
ชิ้นงาน C1, อุณหภูมิ 250 °C



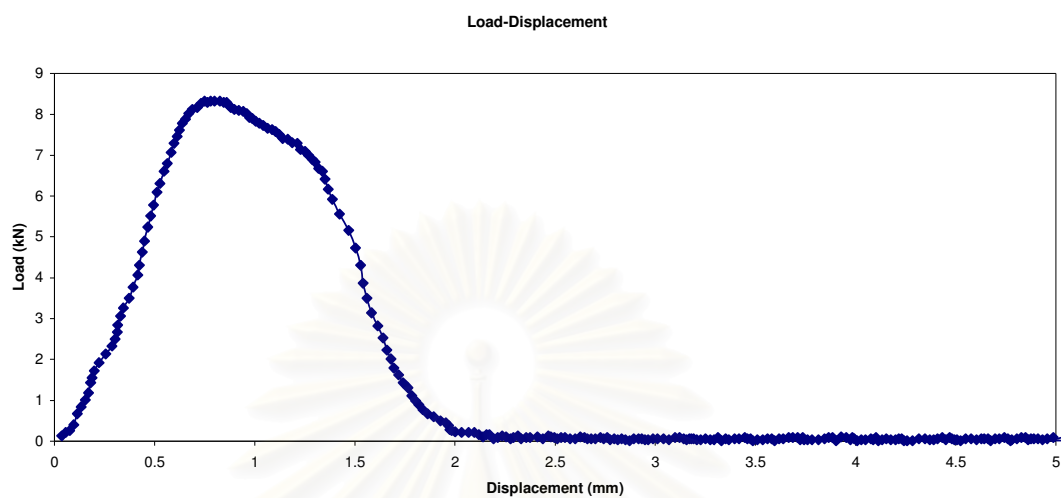
ชิ้นงาน C1, อุณหภูมิ 300 °C



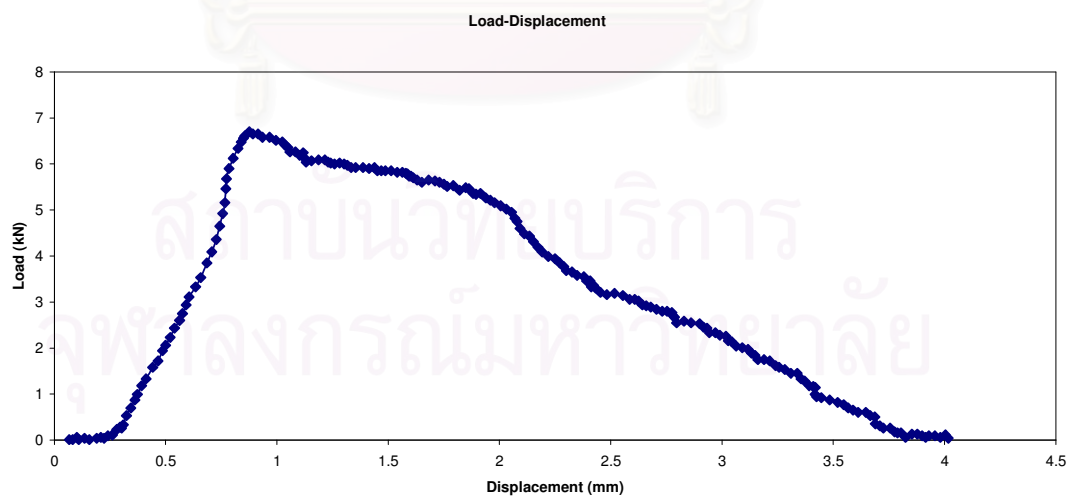
ชิ้นงาน C1, อุณหภูมิ 400 °C



ชิ้นงาน C1, อุณหภูมิ 500 °C



ชิ้นงาน C1, อุณหภูมิ 600 °C



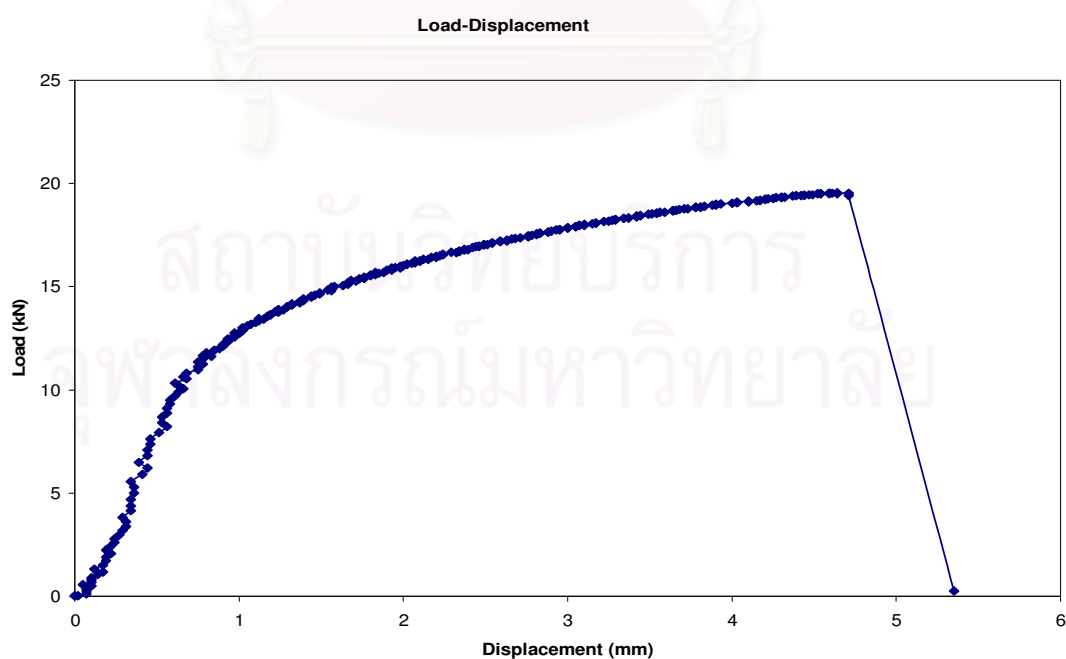
ชิ้นงาน C1, อุณหภูมิ 700 °C



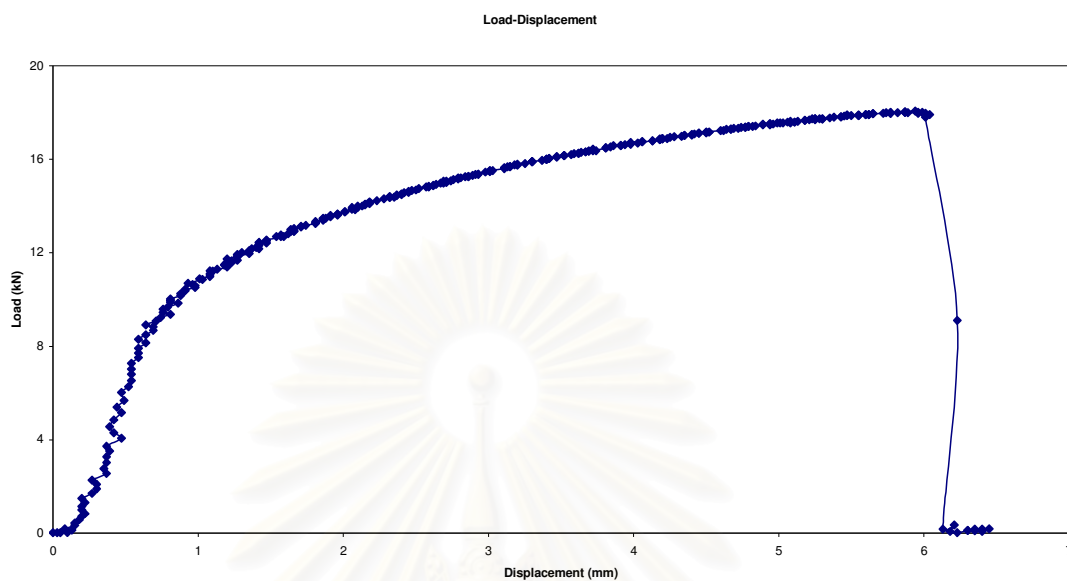
ภาพที่ ก.8 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน C1 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C และ 700 °C

3.2 กลุ่ม C2

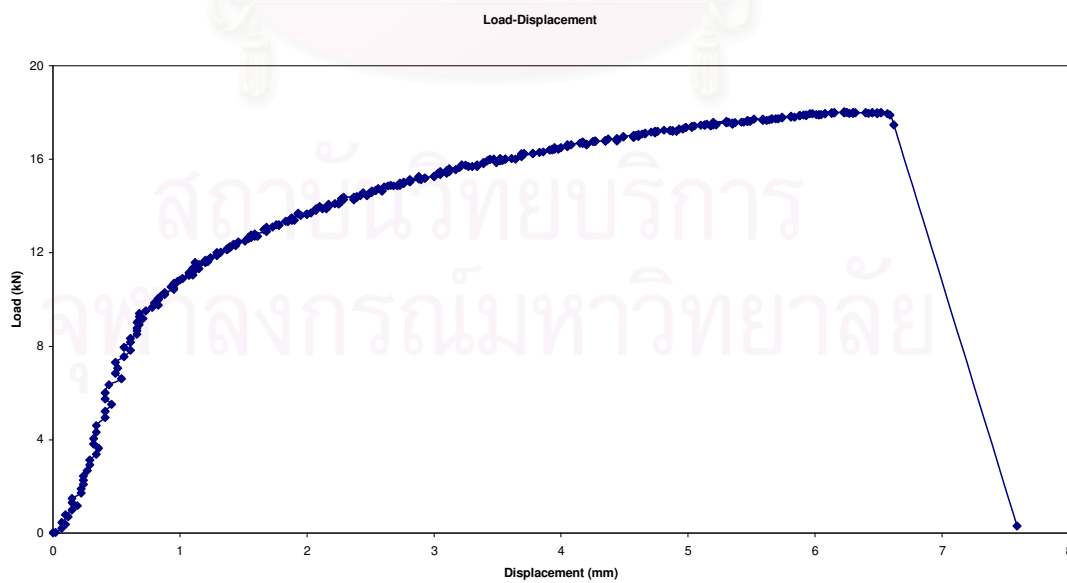
ชิ้นงาน C2, อุณหภูมิ 50 °C



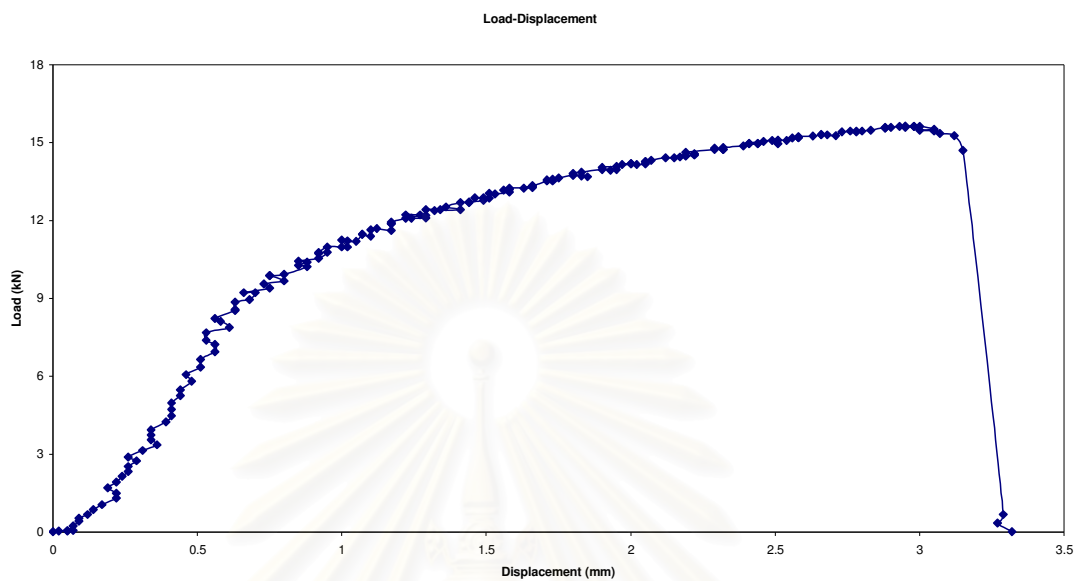
ชั้นงาน C2, อุณหภูมิ 100 °C



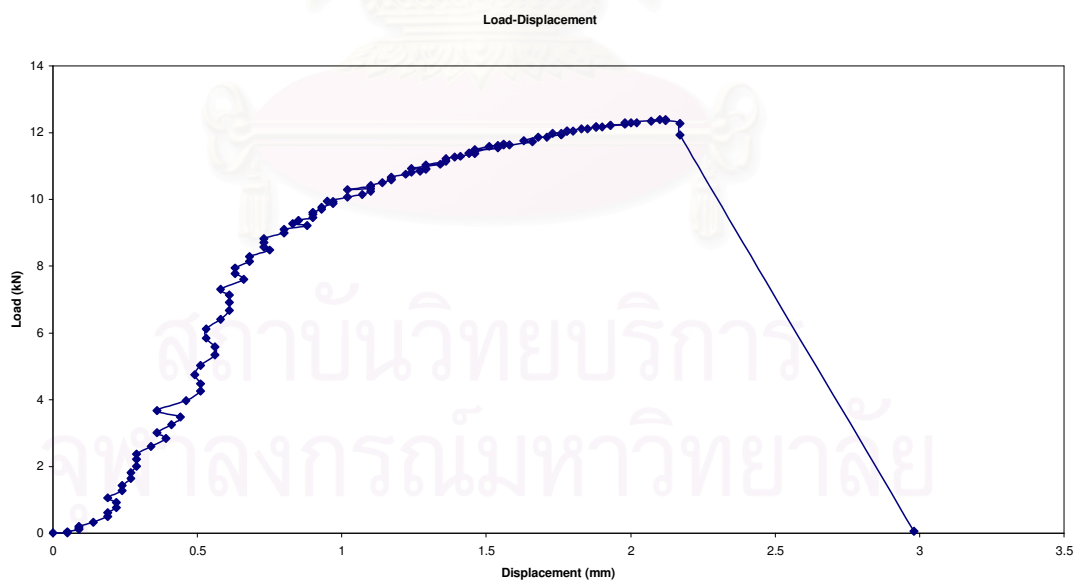
ชั้นงาน C2, อุณหภูมิ 200 °C



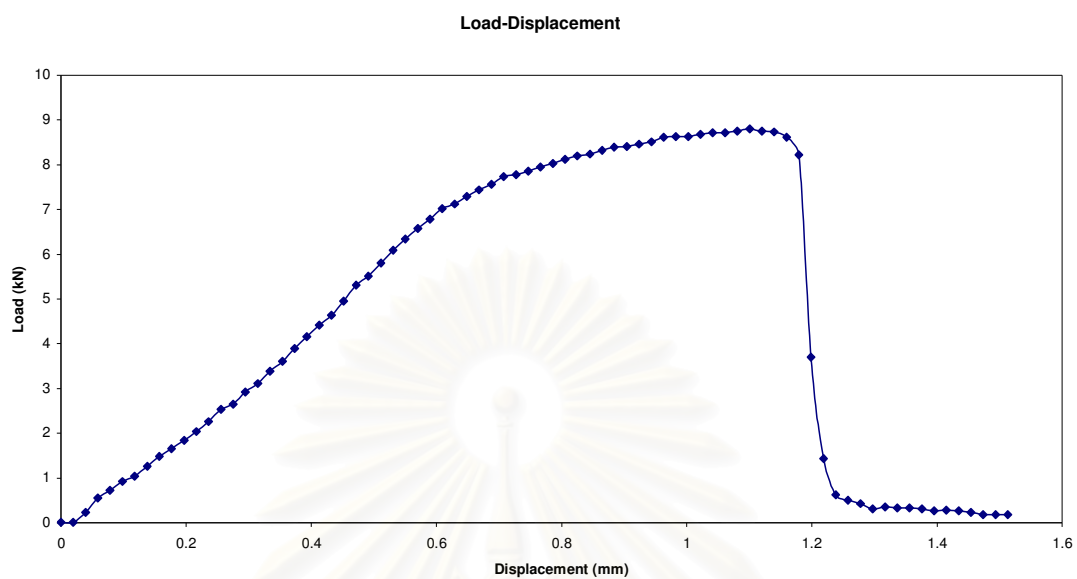
ชิ้นงาน C2, อุณหภูมิ 300 °C



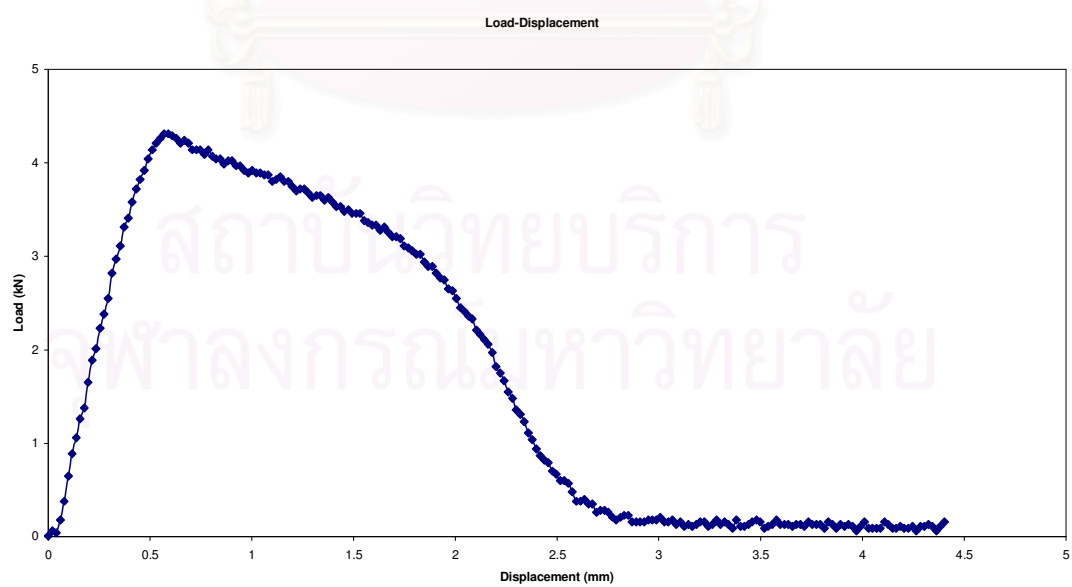
ชิ้นงาน C2, อุณหภูมิ 400 °C



ชิ้นงาน C2, อุณหภูมิ 500 °C



ชิ้นงาน C2, อุณหภูมิ 600 °C



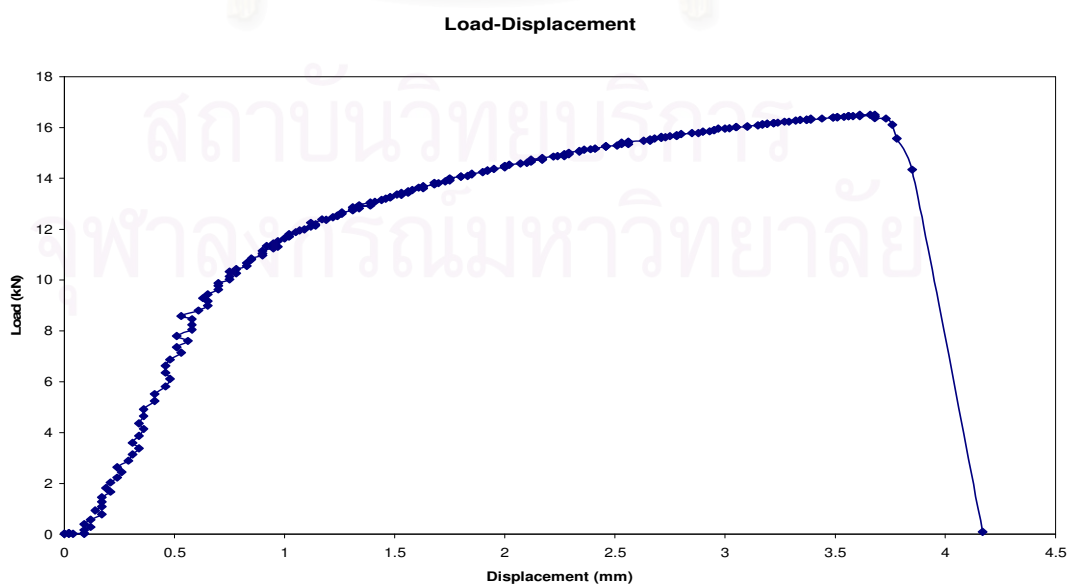
ชิ้นงาน C2, อุณหภูมิ 700 °C



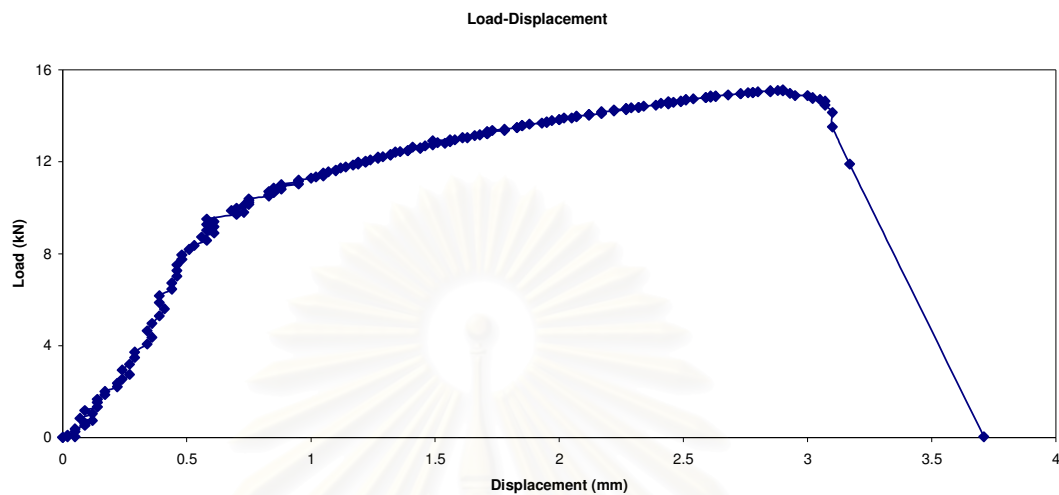
ภาพที่ ก.9 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน C2 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C และ 700 °C

3.3 กลุ่ม C3

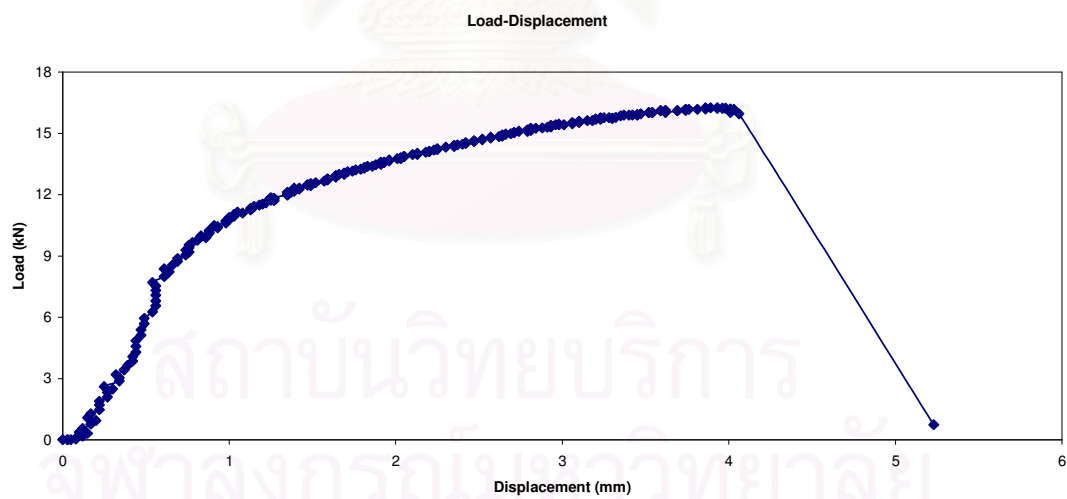
ชิ้นงาน C3, อุณหภูมิ 50 °C



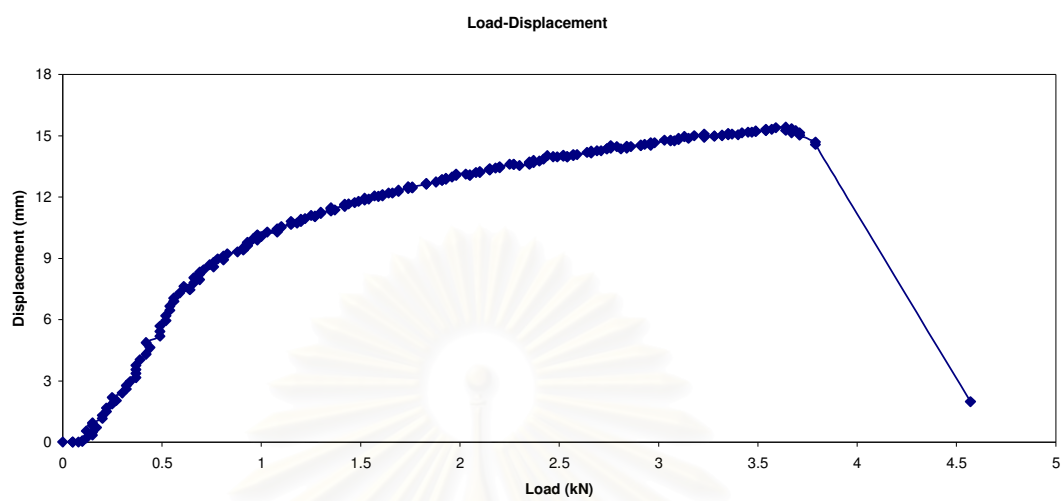
ชิ้นงาน C3, อุณหภูมิ 100 °C



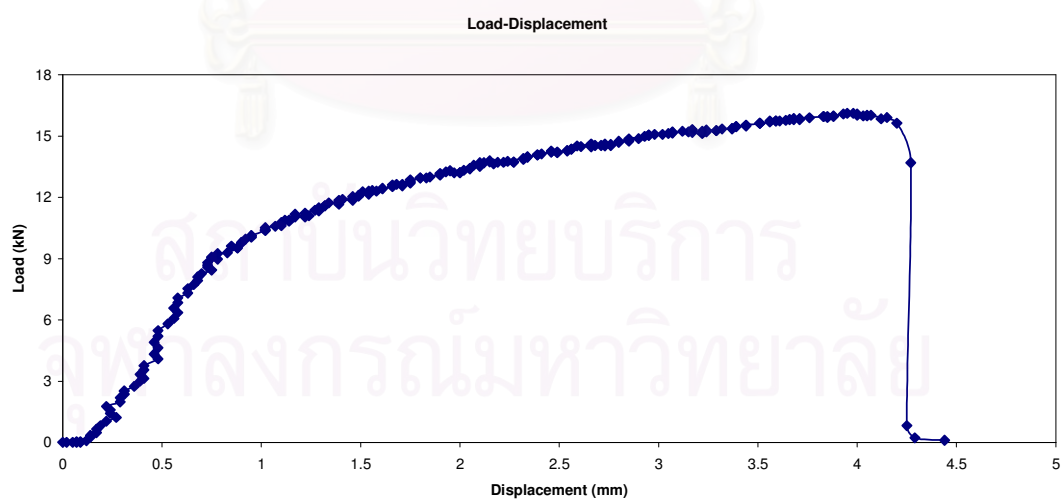
ชิ้นงาน C3, อุณหภูมิ 150 °C



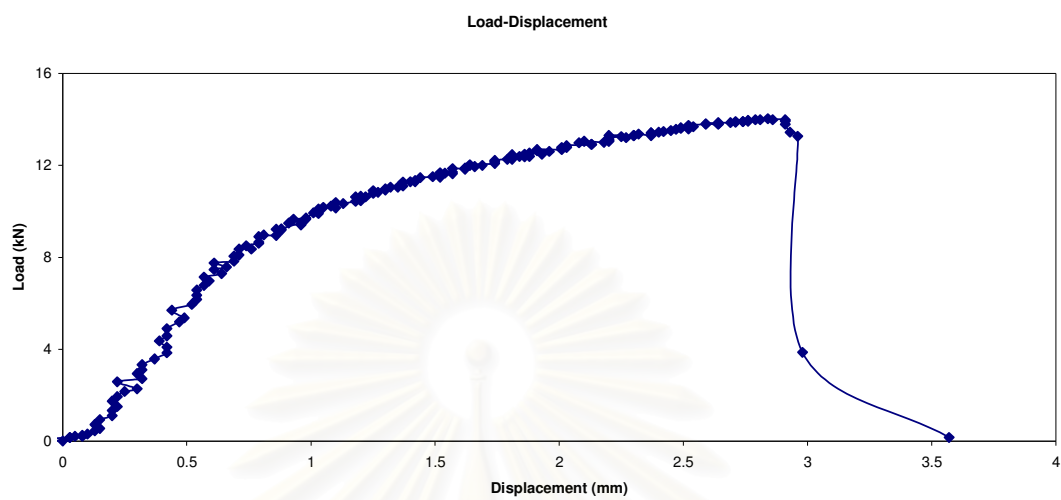
ชิ้นงาน C3, อุณหภูมิ 200 °C



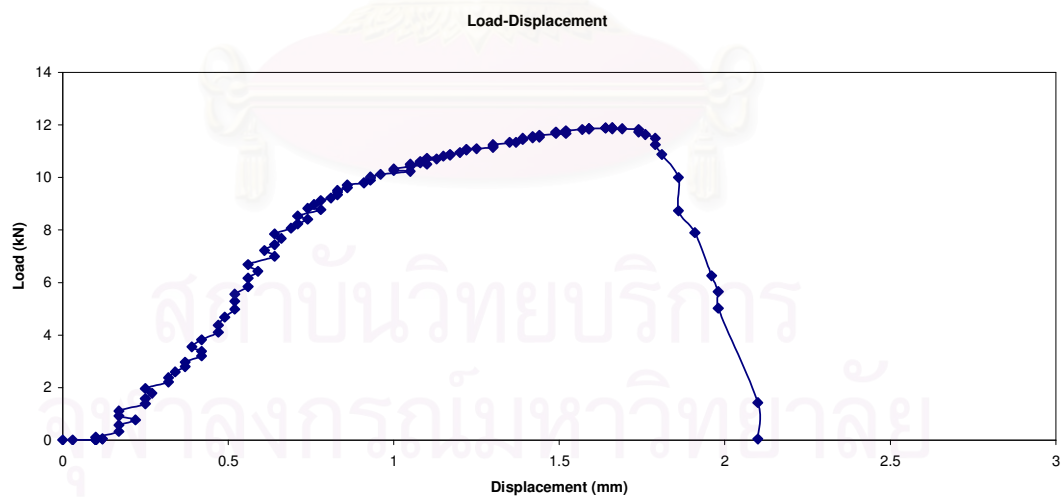
ชิ้นงาน C3, อุณหภูมิ 250 °C



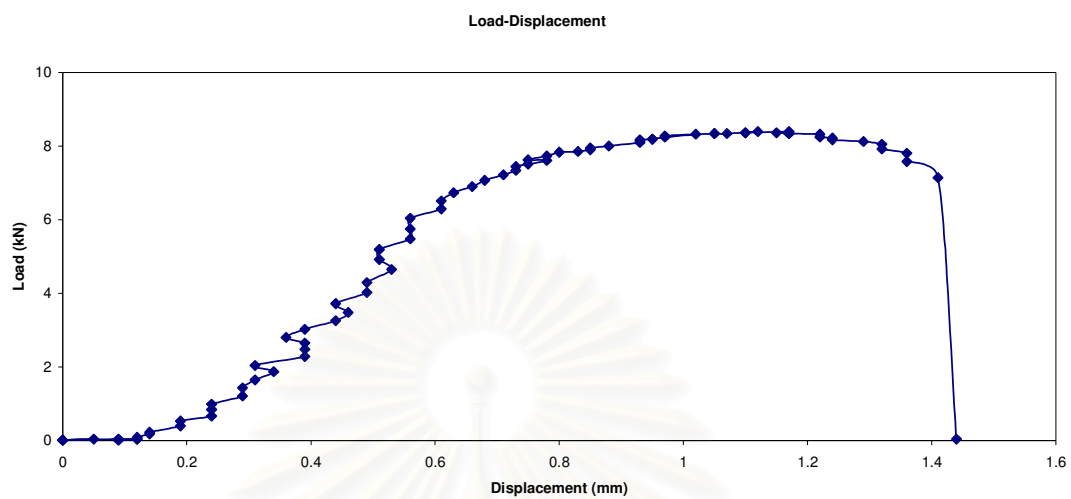
ชิ้นงาน C3, อุณหภูมิ 300 °C



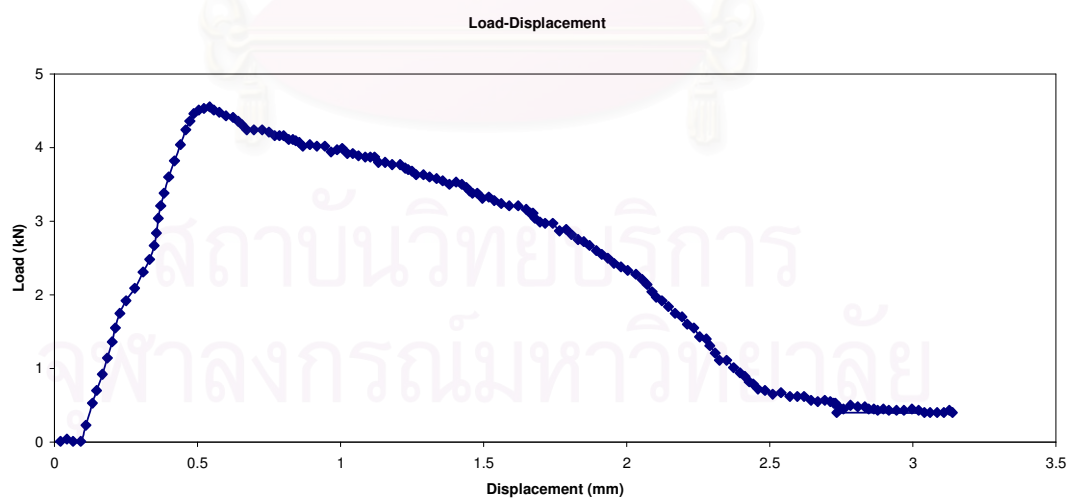
ชิ้นงาน C3, อุณหภูมิ 400 °C



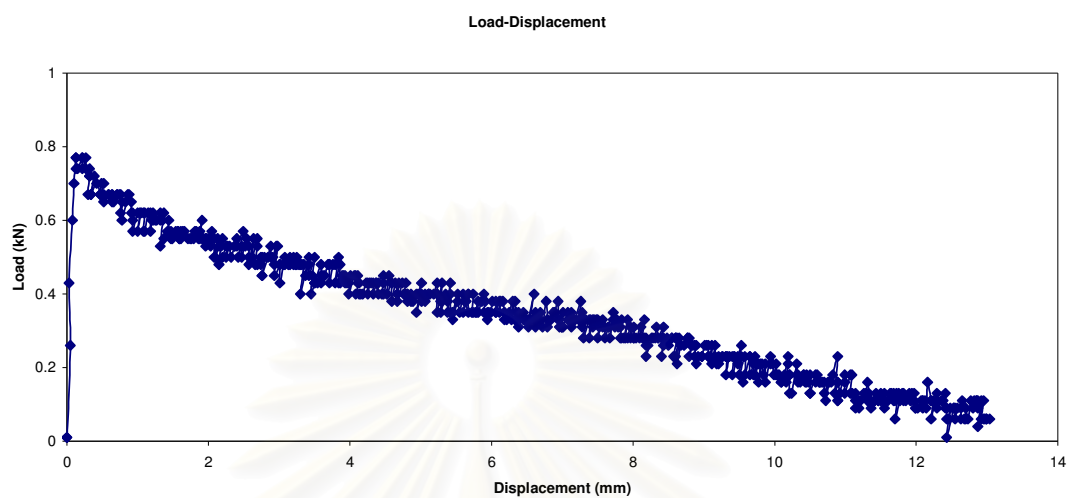
ชิ้นงาน C3, อุณหภูมิ 500 °C



ชิ้นงาน C3, อุณหภูมิ 600 °C



ชิ้นงาน C3, อุณหภูมิ 700 °C

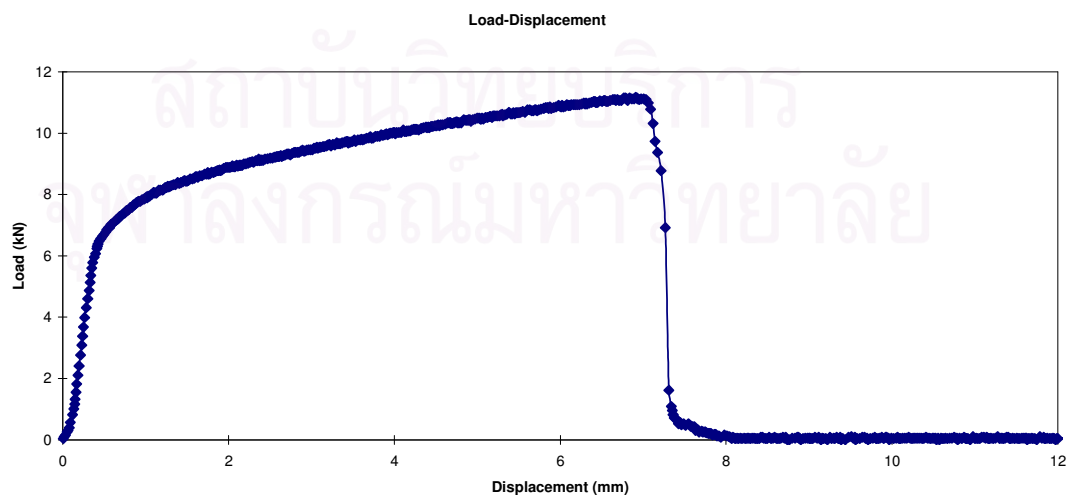


ภาพที่ ก.10 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน C3 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C และ 700 °C

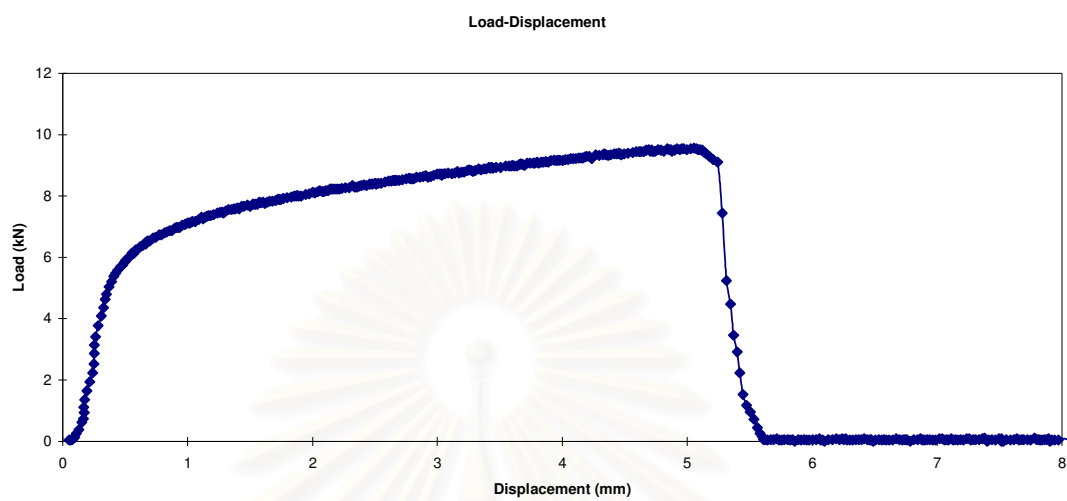
4. ชิ้นงานโลหะผสมทองแดงเกรดCAC406

4.1 กลุ่ม D1

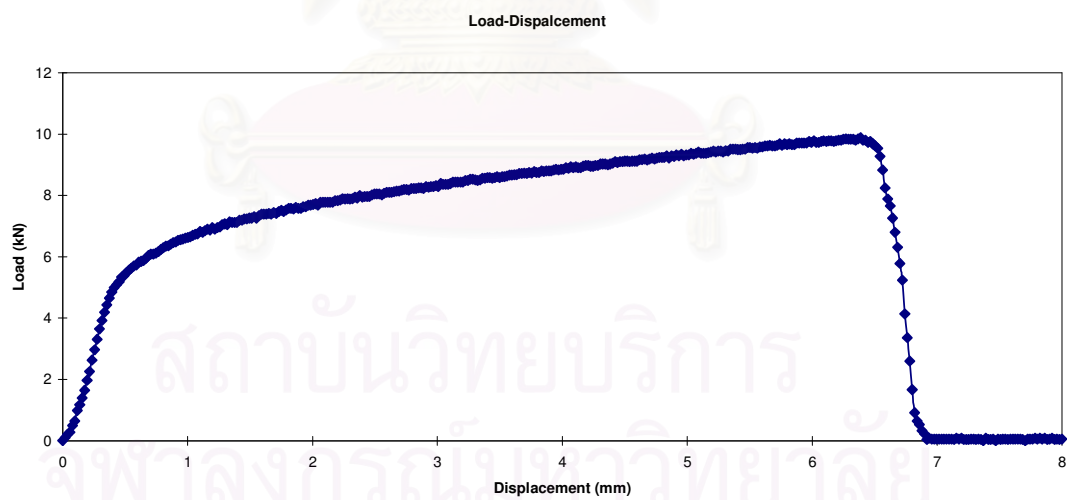
ชิ้นงาน D1, อุณหภูมิ 50 °C



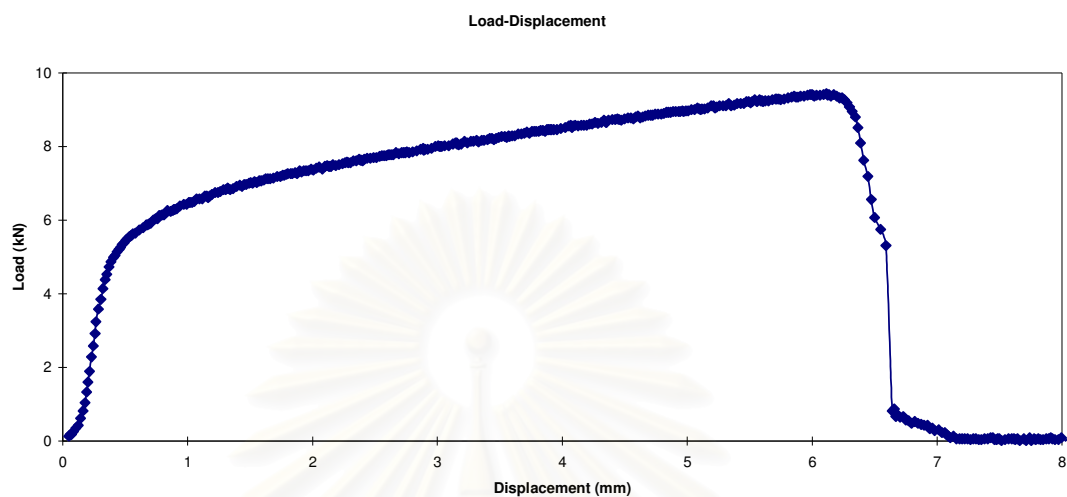
ชิ้นงาน D1, อุณหภูมิ 100 °C



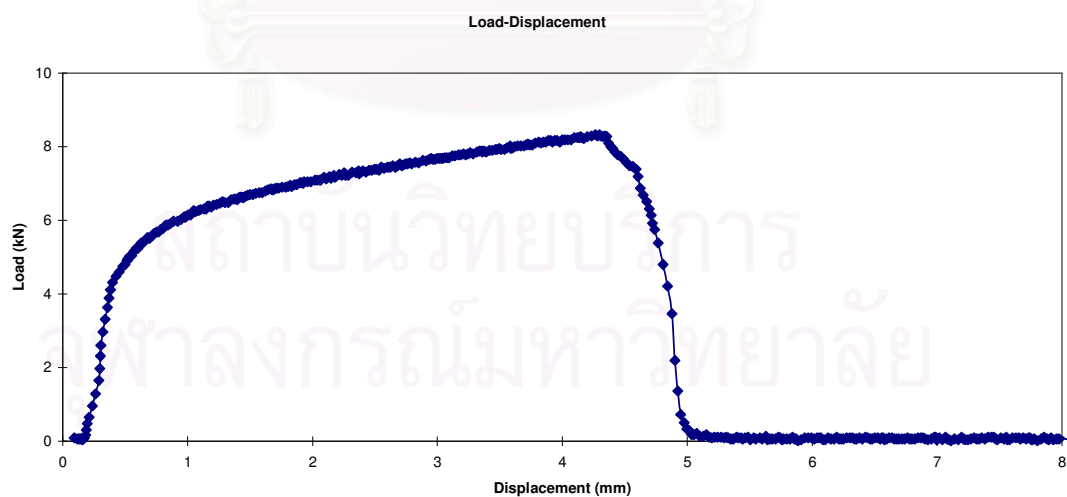
ชิ้นงาน D1, อุณหภูมิ 150 °C



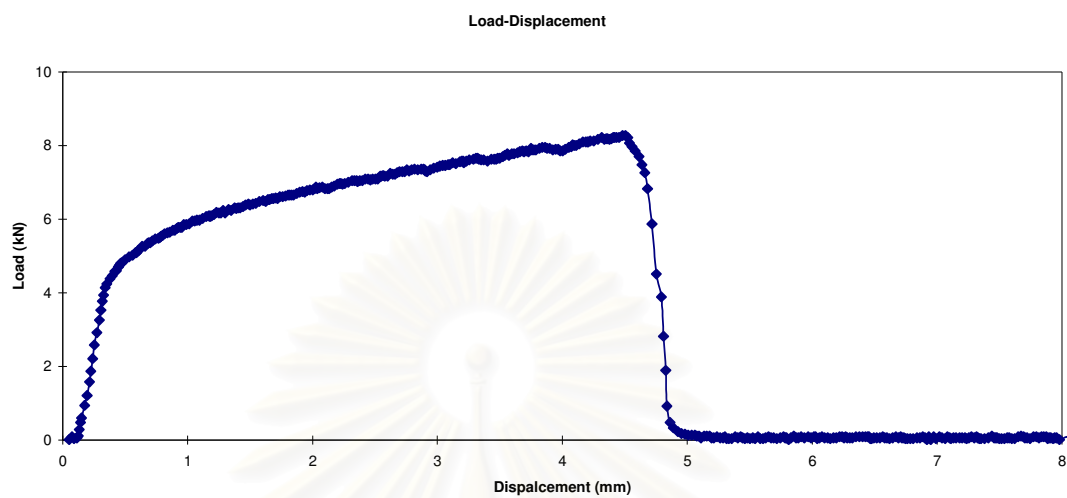
ชิ้นงาน D1, อุณหภูมิ 200 °C



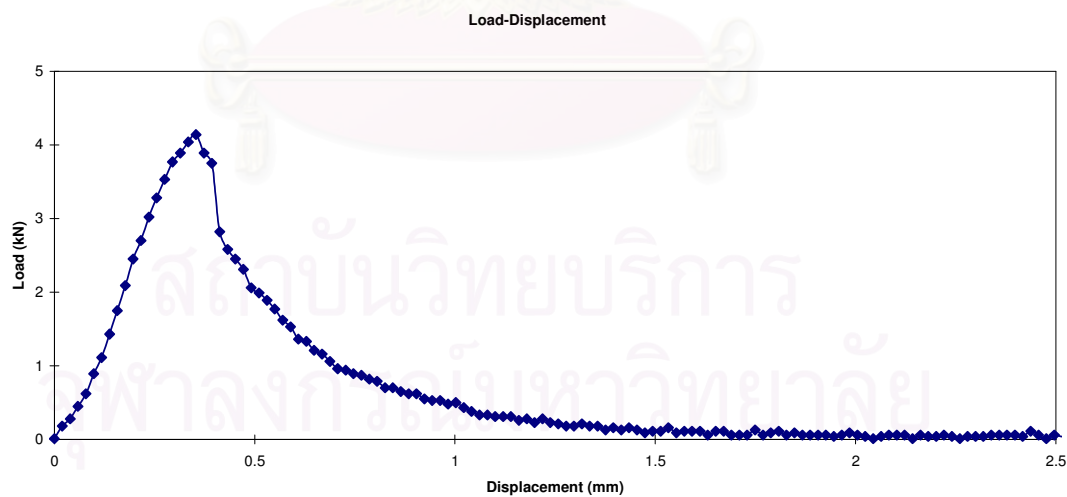
ชิ้นงาน D1, อุณหภูมิ 250 °C



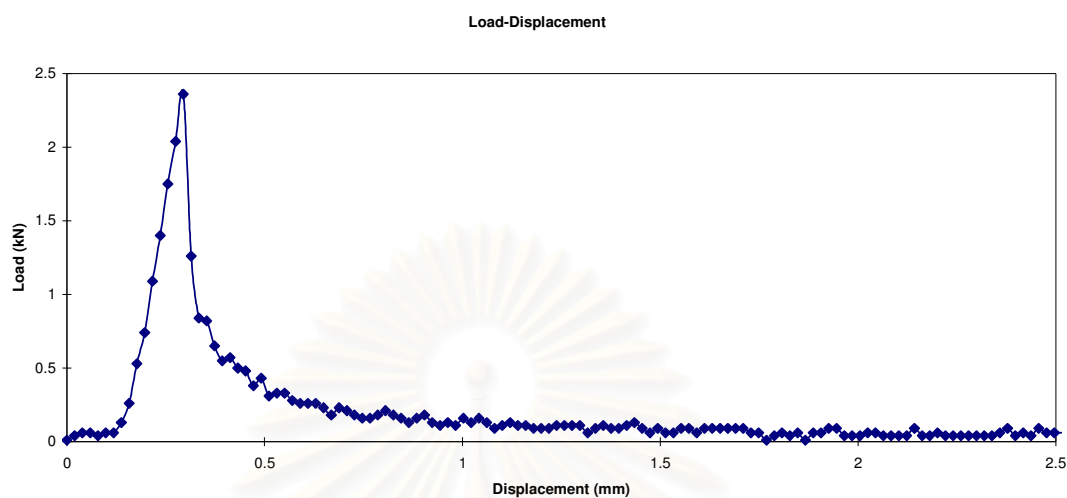
ชิ้นงาน D1, อุณหภูมิ 300 °C



ชิ้นงาน D1, อุณหภูมิ 400 °C



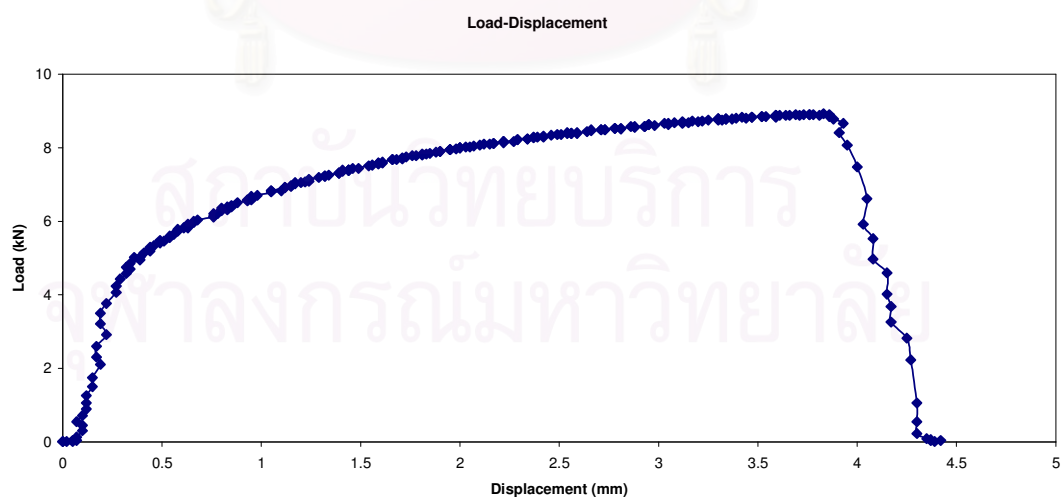
ชิ้นงาน D1, อุณหภูมิ 500 °C



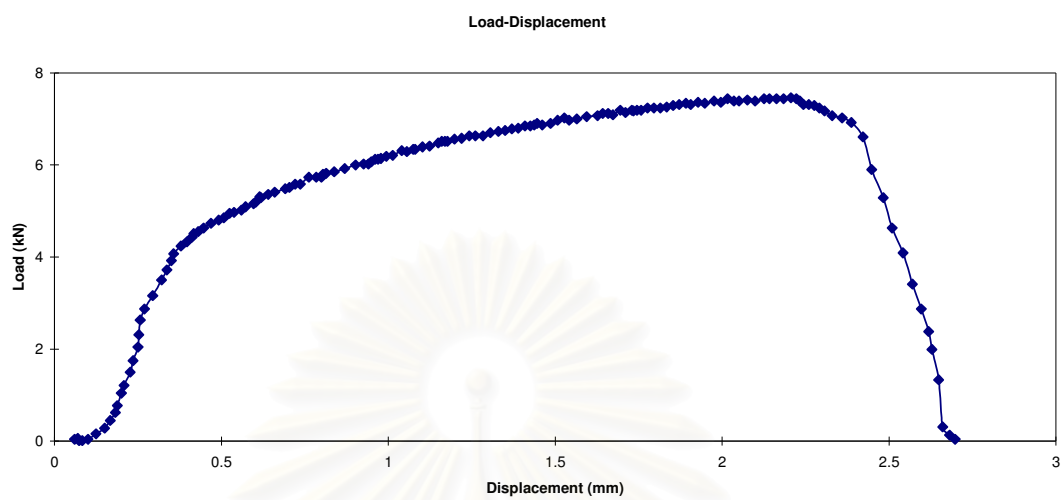
ภาพที่ ก.11 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน D1 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 400 °C และ 500 °C

4.2 กลุ่ม D2

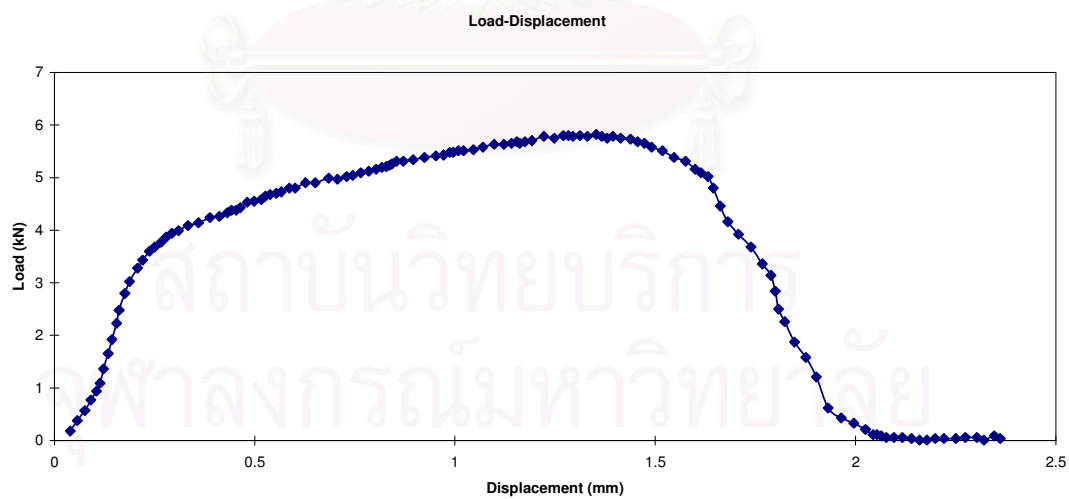
ชิ้นงาน D2, อุณหภูมิ 50 °C



ชิ้นงาน D2, อุณหภูมิ 100 °C



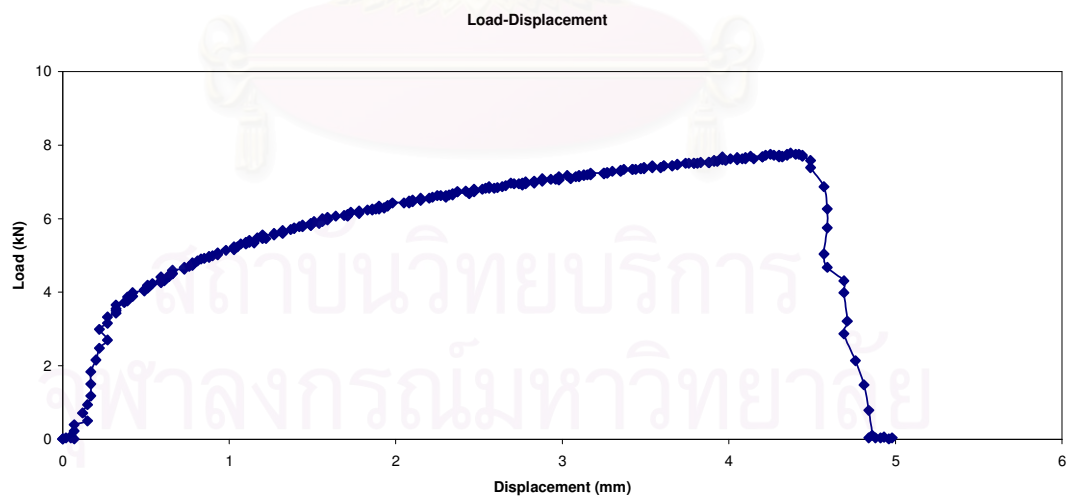
ชิ้นงาน D2, อุณหภูมิ 150 °C



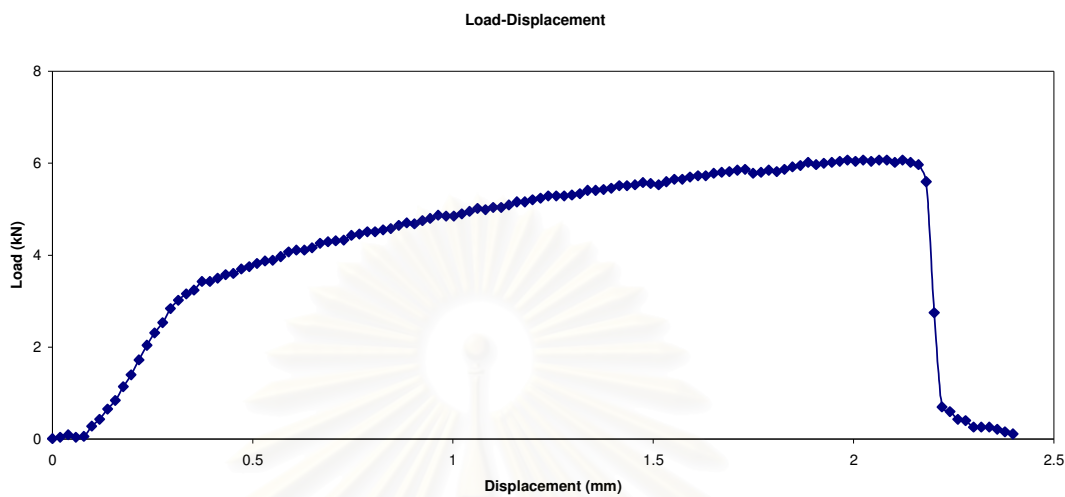
ชิ้นงาน D2, อุณหภูมิ 200 °C



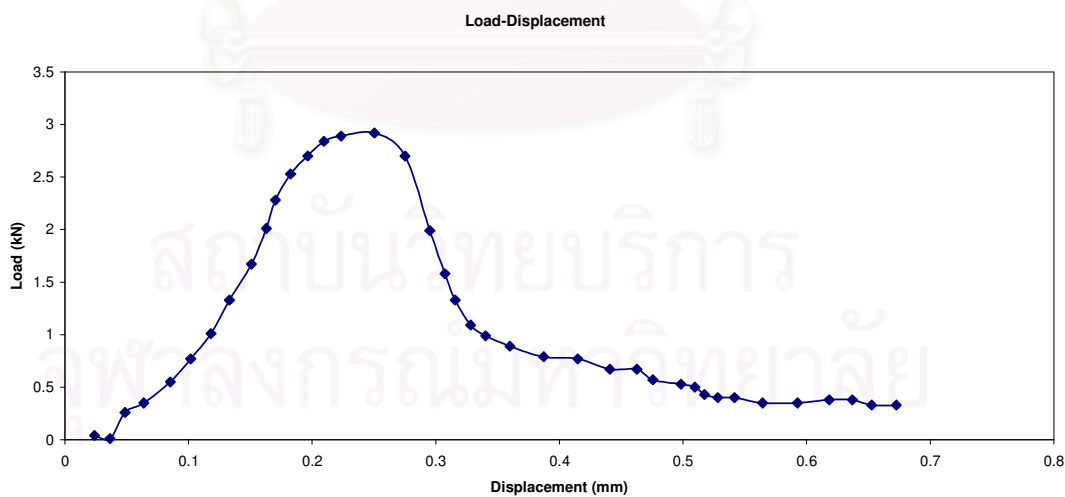
ชิ้นงาน D2, อุณหภูมิ 250 °C



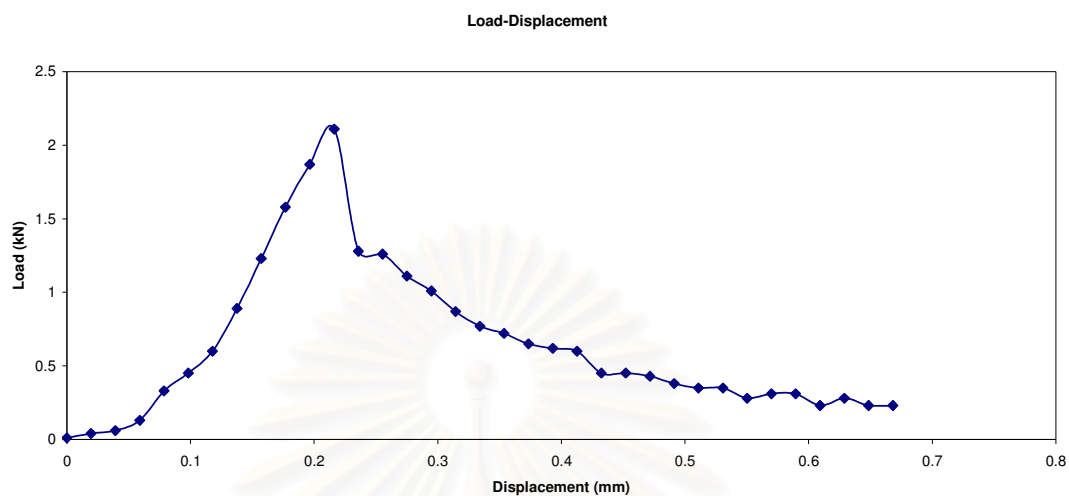
ชิ้นงาน D2, อุณหภูมิ 300 °C



ชิ้นงาน D2, อุณหภูมิ 400 °C



ชิ้นงาน D2, อุณหภูมิ 500 °C



ภาพที่ ก.12 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Load กับ Displacement ของกลุ่มชิ้นงาน D2 ในช่วงอุณหภูมิ 50 °C, 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 400 °C และ 500 °C

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ภาคผนวก ข

ฟิล์มของเหลวที่เกิดขึ้นบริเวณระหว่างแขนเดนไดรต์ที่นำไปสู่การแตกแบบเปราะของ
ชิ้นงานทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิสูงภายใต้อัตราความเครียดสูง

จากผลการทดสอบแรงดึงและโครงสร้างจุลภาคผิวรอยแตกของชิ้นงานทดสอบแรงดึง (ภาพที่ 4.11, 4.12, 4.14, 4.15, 4.20~22) ในหัวข้อ 4.3 ซึ่งได้ข้อสรุปว่า เกิดฟิล์มของเหลวขึ้นที่บริเวณรอบ ๆ เดนไดรต์ในโครงสร้างชิ้นงานหล่อ ทำให้สมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงดึงและความยืดหยุ่นอย่างรวดเร็ว เมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงเกินขีดวิกฤติขีดหนึ่งสำหรับโลหะผสมแต่ละชนิดนั้น ประเด็นที่น่าสนใจคือ ฟิล์มของเหลวเหล่านี้เกิดขึ้นได้อย่างไร? เมื่อพิจารณาส่วนผสมของโลหะผสมที่ใช้ในการวิจัยนี้แล้ว พบว่าธาตุผสมสำคัญที่น่าจะมีผลต่อปรากฏการณ์ดังกล่าว สามารถแสดงได้ดังต่อไปนี้ (อ้างอิงจากตารางที่ 3.2)

ชิ้นงาน A1, A2, A3, A4 มีปริมาณตะกั่ว 0.04~0.06 wt. % และมีบิสมัท 0.60~1.73 wt. %

ชิ้นงาน BS1, BS2 มีปริมาณตะกั่ว 0.02 และ 0.04 wt. % ตามลำดับ และมีปริมาณบิสมัท 1.84 และ 1.38 wt. % ตามลำดับ

ในขณะที่ชิ้นงาน BS3 มีตะกั่วอยู่ 0.01 wt. % และมีบิสมัทอยู่ 1.38 wt. % ส่วนชิ้นงาน CAC406 ทั้งสองชนิด (D1 และ D2) มีตะกั่วประมาณ 5 wt. % ทั้งนี้ เมื่อตะกั่วถูกผสมอยู่ในโลหะทองแดง ตะกั่วจะแยกตัวอยู่ในสภาพตะกั่วของแข็ง ซึ่งตัวมันเองนั้นมีจุดหลอมเหลวอยู่ที่ 327.35°C [6] แต่อย่างไรก็ตาม ข้อมูลจากเฟสไดอะแกรมระหว่างทองแดง-ตะกั่ว ระบุว่า เกิดยูเทกติกระหว่างธาตุทั้งสองได้ ที่ส่วนผสม Cu- 99.8 wt. %Pb, $\sim 326^{\circ}\text{C}$ [28] ซึ่งในทางกลับกัน เมื่อโลหะผสมทองแดงที่ผสมตะกั่วด้วย เช่น CAC406 ที่ใช้ในการทดลองนี้ (ชิ้นงาน D1, D2) ถูกให้ความร้อนจนถึงอุณหภูมิสูงกว่า 300°C จึงเป็นไปได้ที่ตะกั่วในโครงสร้างยูเทกติก ซึ่งอยู่ตามขอบเกรนและบริเวณระหว่างแขนเดนไดรต์เกิดการหลอมเหลวขึ้นก่อน กลายเป็นฟิล์มของเหลวบาง ๆ ที่แทรกอยู่ระหว่างแขนเดนไดรต์ และส่งผลให้ค่าความต้านทานแรงดึงและความยืดหยุ่นของชิ้นงานนี้ ตกลงอย่างรวดเร็ว ดังที่ได้แสดงผลไปแล้วในภาพที่ 4.11, 4.12, 4.14 และ 4.15

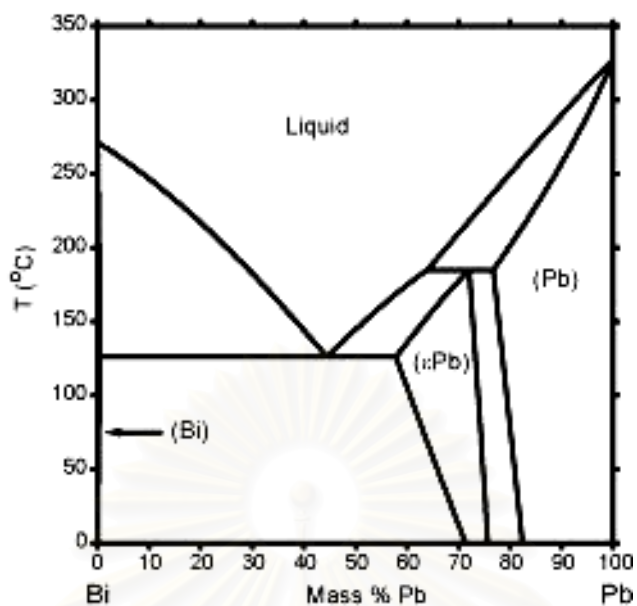
ส่วนโลหะบิสมัทนั้น ก็เช่นเดียวกับตะกั่ว กล่าวคือ เมื่อถูกผสมลงในโลหะทองแดง บิสมัทมีแนวโน้มแยกตัวเป็นเฟสโลหะบิสมัท โดยตัวมันเองมีจุดหลอมเหลวที่ 271°C หรือแม้จะคิดว่ามันสามารถเกิดโครงสร้างยูเทกติกกับทองแดงได้ จุดยูเทกติกของระบบทองแดง-บิสมัท อยู่ที่ Cu- 99.5 wt. %Bi, 271°C [29] ดังนั้น เมื่อชิ้นงานหล่อของโลหะผสมทองแดงที่เติมบิสมัทนี้ ถูกให้ความร้อนจนถึงอุณหภูมิสูงกว่า 250°C จึงเกิดฟิล์มของเหลวของบิสมัทขึ้นบริเวณระหว่างแขนเดนไดรต์ (ภาพที่ 4.22 ค. และ ง.) และส่งผลให้ค่าความต้านทานแรงดึงและความยืดหยุ่น ดังที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน BS3 ในการศึกษารุ่นนี้ (ภาพที่ 4.14, 4.15)

อย่างไรก็ตาม ประเด็นของชิ้นงาน A1~A4 ตลอดจน BS1 และ BS2 ก็ยังเป็นปัญหาอยู่ ว่าเหตุใด จึงเริ่มมีสมบัติเชิงกลทั้งสองค่าตกลงอย่างรวดเร็วที่อุณหภูมิสูงกว่า 125 °C? ณ อุณหภูมิดังกล่าวมีปรากฏการณ์ทางโลหวิทยาอะไรเกิดขึ้นหรือไม่?

จากส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ใช้ในการศึกษาครั้งนี้ พบว่า ชิ้นงานในกลุ่ม Bismuth รวมทั้ง Bi-Se เองก็ตาม ถึงแม้ว่าจะถูกกำหนดไว้ตามมาตรฐาน ว่าเป็นโลหะผสมทองแดงชนิดไร้ตะกั่วก็ตาม ในมาตรฐานอุตสาหกรรมเองนั้นก็ยังคงยอมให้มีตะกั่วผสมอยู่ในระดับหนึ่ง (ไม่เกิน 0.25 wt. %) ซึ่งโลหะผสมดังกล่าวที่มีการผลิตจริงก็มีตะกั่วอยู่ในระดับที่เป็นไปตามมาตรฐาน อย่างไรก็ตาม จากการสำรวจเบื้องต้นซึ่งทำควบคู่ไปกับงานวิจัยนี้พบว่าโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วที่ผลิตในประเทศญี่ปุ่นได้พยายามลดปริมาณตะกั่วที่เจือปนอยู่ โดยจำกัดไม่ให้เกิน 0.10 wt. % ในทางปฏิบัติ (เป็นข้อกำหนดภายในบริษัทของผู้ผลิตเอง ซึ่งเป็นค่าที่เข้มงวดกว่าในมาตรฐานอุตสาหกรรม) ซึ่งเห็นได้ว่า ชิ้นงาน A1~A4 และ BS1~BS3 ก็เป็นไปตามข้อกำหนดดังกล่าว จากข้อมูลเฟสไดอะแกรมของระบบบิสมัท-ตะกั่วเท่าที่มีผู้ได้ศึกษาไว้ดังแสดงในภาพที่ ข.1 [30] พบว่า ระบบนี้สามารถเกิดยูเทกติกที่อุณหภูมิ ~130 °C ส่วนผสม Bi- 45 wt. %Pb โดยเป็นยูเทกติกระหว่างบิสมัท กับ ตะกั่วเฟซิลอน (ตะกั่วที่มีบิสมัทละลายอยู่ประมาณ 30% โดยน้ำหนัก) ซึ่งหมายความว่า หากโลหะทั้งคู่อุณหภูมิสูงในทองแดง โดยที่ต่างก็ไม่ละลายในทองแดงแล้ว เมื่อหล่อชิ้นงานทองแดงผสม ระหว่างที่น้ำโลหะผสมทองแดงเกิดการแข็งตัว เฟสของเหลวที่เหลืออยู่สุดท้ายจะประกอบด้วยธาตุตะกั่วและบิสมัทที่เข้มข้นขึ้นกว่าส่วนผสมโดยรวมของชิ้นงาน และบริเวณสุดท้ายที่เกิดการแข็งตัว เช่น บริเวณระหว่างแกนเดนไดรต์ จึงมีแนวโน้มที่จะแข็งตัวด้วยยูเทกติกระหว่างทองแดงกับตะกั่ว, ทองแดงกับบิสมัท และตะกั่วกับบิสมัท หากโครงสร้างยูเทกติกระหว่างตะกั่วกับบิสมัทเกิดขึ้น ในทางกลับกัน เมื่อให้ความร้อนแก่ชิ้นงานที่เป็นของแข็งจากอุณหภูมิห้อง ขึ้นไปจนถึงอุณหภูมิประมาณ 125 °C ขึ้นไปก็จะทำให้เกิดฟิล์มของเหลวอันเกิดจากการหลอมตัวของ โครงสร้างยูเทกติกระหว่างตะกั่ว-บิสมัทขึ้นมาได้ และทำให้สมบัติเชิงกลคือ ความต้านทานแรงดึงและความยืด มีค่าลดลงอย่างรวดเร็วดังที่เกิดขึ้นในการทดลองที่ได้รายงานผลไว้แล้ว (ภาพที่ 4.11, 4.12, 4.14 และ 4.15)

เพื่อสนับสนุนสมมติฐานที่ว่า เกิดฟิล์มของเหลวจากโครงสร้างยูเทกติกระหว่างตะกั่ว-บิสมัท จึงได้ทำการวิเคราะห์เพิ่มเติม กับชิ้นงาน A3 ดังนี้

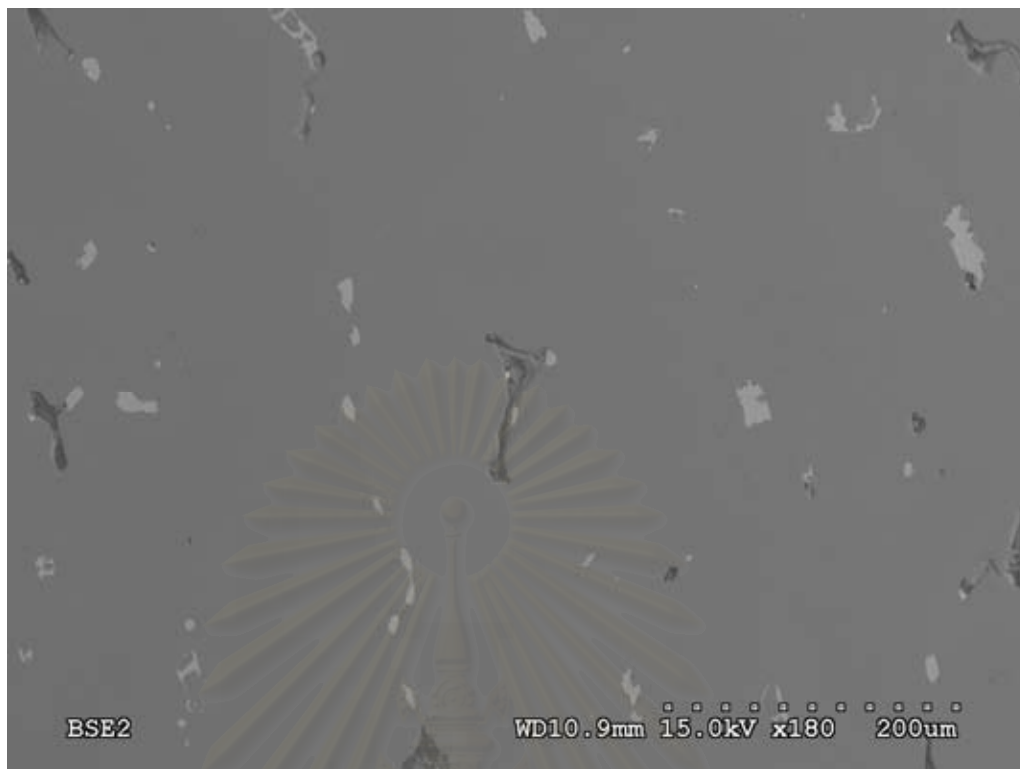
วิเคราะห์ทางความร้อน (DTA- Differential Thermal Analysis) แต่ไม่สามารถตรวจพบอุณหภูมิยูเทกติกของบิสมัท-ตะกั่วที่บริเวณ 130 °C ได้ (ไม่แสดงผลในที่นี้)



ภาพที่ ข.1 เฟสไดอะแกรมของระบบ Bi- Pb [30]

วิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (XRD- X-ray Diffraction) แต่ไม่สามารถตรวจพบเฟสตะกั่วเอปซิลอนซึ่งเป็นสิ่งยืนยันถึงการเกิดโครงสร้างยูเทกติกดังกล่าวได้ (ไม่แสดงผลในที่นี้) ทั้งนี้ เนื่องจากปริมาณของโครงสร้างยูเทกติกระหว่างบิสมัท-ตะกั่วอาจมีปริมาณที่น้อยเกินไป จนไม่สามารถตรวจพบด้วยเทคนิคทั้งสองวิธีข้างต้น ในลำดับต่อไป จึงได้ใช้วิธีตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค เพื่อหาบริเวณที่น่าจะเป็นโครงสร้างยูเทกติกของระบบบิสมัท-ตะกั่ว ว่ามีปรากฏในชิ้นงานหรือไม่ พบว่า โดยทั่วไป เม็ดบิสมัทที่ปรากฏอยู่ในโลหะผสมทองแดงไร้ตะกั่วชนิดบิสมัทและบิสมัท-ซีลีเนียม จะมีลักษณะดังภาพที่ ข.2 และ ภาพที่ 4.1, 4.2

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

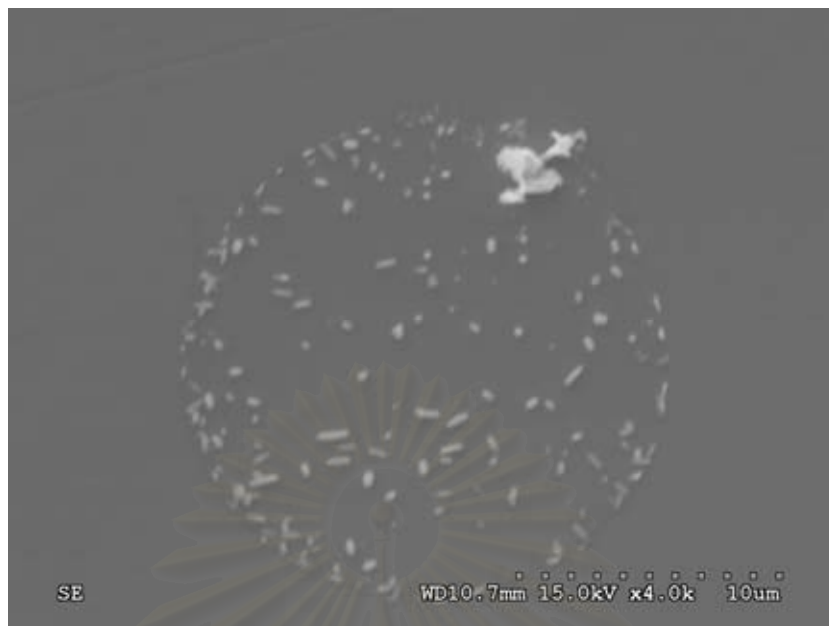


ภาพที่ ข.2 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน A3 ถ่ายในโหมด Back Scattered Electron Image ในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด กำลังขยาย 180 เท่า

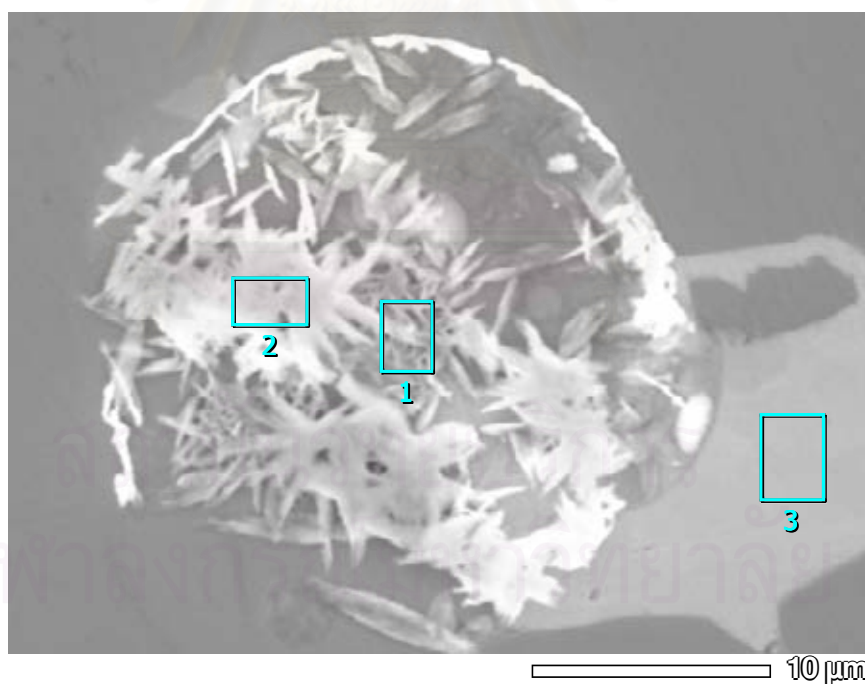
จากภาพที่ ข.2 จะเห็นว่า เฟสสีขาวคือ เฟสบิสมัท ซึ่งในโหมดของ Back Scattered Electron Image เห็นเป็นเฟสที่สว่างกว่าเฟสพื้น เนื่องจากน้ำหนักอะตอมของบิสมัทมากกว่าทองแดง ทำให้มีสัญญาณของ Back Scattered Electron มากกว่านั่นเอง

เฟสบิสมัทที่พบในโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานนี้ มีลักษณะเป็นก้อนเดี่ยว ๆ บางก้อนก็มีลักษณะแบบ irregular แทรกอยู่ตามขอบเกรนบ้าง ตามบริเวณระหว่างแกนเดนไดรต์บ้าง บางแห่งมีลักษณะเป็นเฟสบิสมัทที่เติมอยู่ไม่เต็มในโพรงหอคั่วที่เกิดขึ้นในบริเวณแข็งตัวสุดท้าย อย่างไรก็ตามที่กำลังขยายต่ำกว่า 1,000 เท่า ไม่สามารถพบบริเวณที่น่าจะเป็นโครงสร้างผสมของเฟสบิสมัท-ตะกั่วได้

เมื่อตรวจสอบที่กำลังขยายสูงขึ้น เช่นที่ 4,000 เท่า ดังแสดงในภาพที่ ข.3 พบว่ามีหลายบริเวณในชิ้นงานที่มีลักษณะดังแสดงในภาพ กล่าวคือ มีเฟสที่มีลักษณะเป็นเม็ดเล็ก ๆ กระจายเป็นวงอยู่เป็นหย่อม ๆ ซึ่งจากการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS ที่ติดตั้งในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน ทำให้ทราบว่าเม็ดเล็ก ๆ เหล่านี้เป็นเฟสของตะกั่ว รวมทั้งในบางบริเวณก็พบเฟสเม็ดละเอียดของตะกั่วอยู่ร่วมกับเฟสบิสมัทดังภาพที่ ข.4



ภาพที่ ข.3 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน A3 ถ่ายในโหมด Secondary Electron Image ในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด กำลังขยาย 4,000 เท่า



ภาพที่ ข.4 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน A3 ถ่ายในโหมด Secondary Electron Image ในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด บริเวณที่ติดรอบไว้เป็นบริเวณที่ทำการวิเคราะห์รังสีเอ็กซ์เฉพาะตัวด้วยอุปกรณ์ EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) ทั้งนี้ บริเวณหมายเลข 1 พบทั้งบิสมัทและตะกั่ว บริเวณหมายเลข 2 พบแต่ตะกั่ว และบริเวณหมายเลข 3 เป็นเฟสบิสมัท

เนื่องจากความจำกัดด้านเครื่องมืออุปกรณ์วิเคราะห์ ตลอดจนเวลาและงบประมาณที่มี ทำให้ไม่สามารถวิเคราะห์ให้เห็นอย่างชัดเจนได้ว่า โครงสร้างในบริเวณเล็ก ๆ ที่พบเห็นนั้นเป็น โครงสร้างยูเทคติกของระบบบิสมาท-ตะกั่ว (หรือทองแดง-บิสมาท-ตะกั่ว) จริงหรือไม่ แต่ในเบื้องต้น จากการที่ตรวจสอบ (ด้วยเทคนิค EDS) พบทั้งธาตุบิสมาทและตะกั่วอยู่ร่วมกันในบริเวณดังกล่าว จึง สันนิษฐานว่า เป็น โครงสร้างยูเทคติกของระบบบิสมาท-ตะกั่วจริง และบริเวณเหล่านี้เอง ที่จะเป็จุด ที่เริ่มหลอมเหลว ณ อุณหภูมิประมาณ 125 °C ขึ้นไปในชิ้นงานทองแดงผสมไร้ตะกั่ว ชนิดผสม บิสมาท และชนิดผสมบิสมาท-ซีลีเนียม ที่มีปริมาณตะกั่วเจือปนอยู่ตั้งแต่ 0.02% โดยน้ำหนักขึ้นไป แต่สำหรับในชิ้นงาน BS3 ซึ่งมีตะกั่วเพียง 0.01% โดยน้ำหนัก กลับไม่พบพฤติกรรมเชิงกลที่เปลี่ยน สภาพจากเหนียวเปราะที่อุณหภูมิประมาณ 125 °C นี้ แต่ไปเปลี่ยนพฤติกรรมที่อุณหภูมิสูงกว่า 250 °C แทน แสดงว่าในชิ้นงานนี้ ไม่มีโครงสร้างยูเทคติกของบิสมาท-ตะกั่ว จึงคงมีเพียงเฟสบิสมาท เองที่หลอมเหลว ณ อุณหภูมิประมาณ 271 °C (หรืออาจพิจารณาว่าเป็นยูเทคติกของทองแดง- บิสมาท ก็ได้ เนื่องจากอุณหภูมิใกล้เคียงกัน)

ดังนั้นข้อสรุปอีกข้อหนึ่งของการพัฒนาโลหะทองแดงผสมไร้ตะกั่วชนิดเดิมบิสมาท และ บิสมาท-ซีลีเนียม คือ ควรจำกัดปริมาณตะกั่วให้ไม่เกิน 0.01% โดยน้ำหนัก เพื่อช่วยเพิ่มสมบัติด้าน การกลึงไสให้ดีขึ้น (เลื่อนอุณหภูมิที่แตกแบบเปราะให้สูงขึ้นจากเดิม จนใกล้เคียงของโลหะ CAC406)

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

ชื่อ-นามสกุล	นางสาว วันทนีย์ สิทธิหล่อ
วัน-เดือน-ปีเกิด	7 มีนาคม 2522
ที่อยู่	6 หมู่ 8 ต. สายทอง อ. ป่าโมก จ. อ่างทอง 14130
วุฒิการศึกษา	มัธยมศึกษาตอนต้น โรงเรียนจอมสุรางค์อุปถัมภ์ ปี 2536 มัธยมศึกษาตอนปลาย โรงเรียนอยุธยาวิทยาลัย ปี 2539 วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ปี 2544
โทรศัพท์ติดต่อ	035-661475

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย