

ผลของคอปเปอร์ฟอสไฟด์ที่มีต่อการแข็งตัวและโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม  
อะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติก



นางสาว อรจิรา ธนุเทพ

สถาบันวิทยบริการ

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ

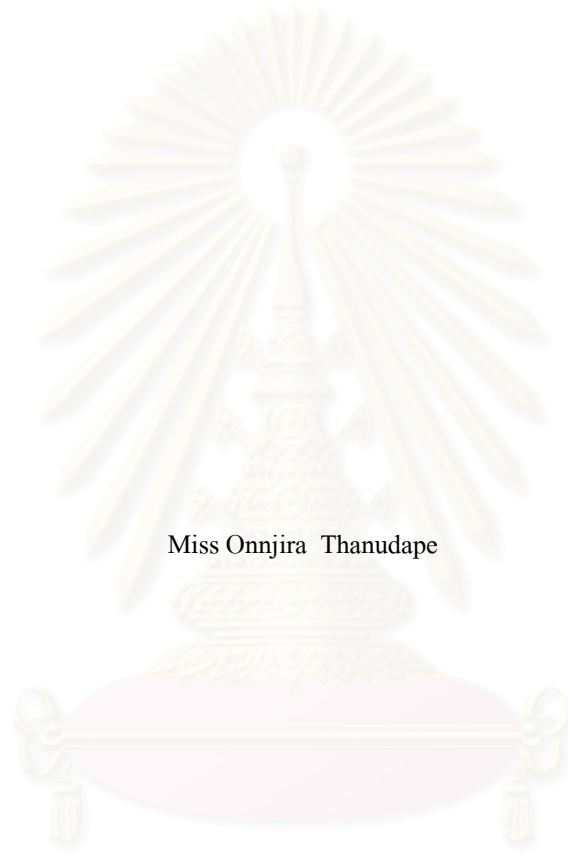
คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2543

ISBN 974-346-925-7

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

EFFECTS OF COPPER(I)PHOSPHIDE ON SOLIDIFICATION AND  
MICROSTRUCTURE OF HYPEREUTECTIC ALUMINUM-SILICON ALLOYS



Miss Onnjira Thanudape

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

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

Department of Metallurgical Engineering

Faculty of Engineering

Academic Year 2000

ISBN 974-346-925-7

หัวข้อวิทยานิพนธ์ ผลของคอปเปอร์ฟอสไฟด์ที่มีต่อการเจริญเติบโตและโครงสร้างจุลภาคของ  
โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติก  
โดย นางสาว อรจิรา ธนเทพ  
สาขาวิชา วิศวกรรมโลหการ  
อาจารย์ที่ปรึกษา อาจารย์ ดร. อธิพัล เต๋ยวณิชย์  
อาจารย์ที่ปรึกษาร่วม Professor. Dr. Takateru Umeda

---

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้บัณฑิตวิทยาลัยเป็นส่วน  
หนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

..... คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์  
(ศาสตราจารย์ ดร. สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว)

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

..... ประธานกรรมการ  
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ประสงค์ ศรีเจริญชัย)

..... อาจารย์ที่ปรึกษา  
(อาจารย์ ดร. อธิพัล เต๋ยวณิชย์)

..... อาจารย์ที่ปรึกษาร่วม  
(Professor Dr. Takateru Umeda)

..... กรรมการ  
(อาจารย์ ดร. ไสว ด่านชัยวิจิตร)

..... กรรมการ  
(อาจารย์ สุวันชัย พงษ์สุกิจวัฒน์)

อรจิรา หนูเทพ : ผลของคอปเปอร์ฟอสไฟด์ที่มีต่อการแข็งตัวและโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติก (EFFECTS OF COPPER(I)PHOSPHIDE ON SOLIDIFICATION AND MICROSTRUCTURE OF HYPEREUTECTIC ALUMINUM-SILICON ALLOYS) อาจารย์ที่ปรึกษา : อ. ดร. อธิธิพล เดี่ยววนิชย์ อาจารย์ที่ปรึกษาร่วม : Prof. Dr. Takateru Umeda ; 98 หน้า  
ISBN 974-346-925-7

การศึกษานี้มีวัตถุประสงค์เพื่อทราบถึงกลไกและข้อกำหนดของการลดขนาดซิลิกอนปฐมภูมิ จึงได้ทดลองเติมสารประกอบ  $Cu_3P$  ลงในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15, 20 และ 25 โดยน้ำหนัก กำหนดให้ปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมอยู่ในช่วงร้อยละ 0-0.1 โดยน้ำหนัก การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคพบว่าซิลิกอนปฐมภูมิมิขนาดเล็กลงและกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอมากขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณฟอสฟอรัสที่เติม เพื่อทราบถึงปริมาณของฟอสฟอรัสที่สามารถละลายและคงอยู่ในโลหะผสมจึงได้ทำการตรวจวัดปริมาณฟอสฟอรัสในชิ้นงานหล่อด้วยวิธีเคมีวิเคราะห์

ในส่วนของ การคำนวณลำดับการแข็งตัวของโลหะผสม 3 ธาตุที่ประกอบด้วยอะลูมิเนียม ซิลิกอนและฟอสฟอรัสได้ใช้การขยายผลแบบจำลองเทอร์โมไดนามิกส์ของสารละลายแบบ regular และ sub-regular สำหรับระบบ 2 ธาตุ ผลการคำนวณความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมนั้นสอดคล้องกับผลการตรวจวัดปริมาณฟอสฟอรัสในชิ้นงานหล่อ กล่าวคือความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมเพิ่มสูงขึ้นตามอุณหภูมิที่สูงขึ้นและลดลงเมื่อปริมาณซิลิกอนในโลหะผสมสูงขึ้น และการวิเคราะห์ทางเทอร์โมไดนามิกส์ยังช่วยให้ทราบถึงปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมที่น้อยที่สุดที่จะทำให้เกิดการลดขนาดซิลิกอนปฐมภูมิได้ด้วยกลไกการเกิดนิวเคลียสเทียมส่วนผลการทดลองก็แสดงให้เห็นว่าปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมเพื่อให้เกิดการลดขนาดซิลิกอนปฐมภูมิได้ผลโดยสมบูรณ์ควรที่จะมีค่ามากกว่าความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัส ณ อุณหภูมิที่ใช้เติม

ภาควิชา .....วิศวกรรมโลหการ..... ลายมือชื่อนิสิต .....

สาขาวิชา .....วิศวกรรมโลหการ..... ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา .....

ปีการศึกษา .....2543..... ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษาร่วม.....

4170626621 : MAJOR METALLURGICAL ENGINEERING

KEY WORDS: HYPEREUTECTIC ALUMINUM-SILICON ALLOY, REFINEMENT,  
PRIMARY SILICON

ONNJIRA THANUDAPE : EFFECT OF COPPER (I) PHOSPHIDE ON  
SOLIDIFICATION AND MICROSTRUCTURE OF HYPEREUTECTIC  
ALUMINUM-SILICON ALLOYS THESIS ADVISOR: DR. ITTIPON  
DIEWWANIT (Sc.D) CO-THESIS ADVISOR: PROF. DR. TAKATERU  
UMEDA (D.ENG); 98 p.p. ISBN 974-346-925-7

Mechanism and process parameters in the refinement of primary silicon are investigated.  $\text{Cu}_3\text{P}$  is used as an additive for hyper-eutectic aluminum-silicon melt at silicon content of 15, 20, and 25 weight per cent and the amount of phosphorus addition from 0 to 0.1 weight per cent. Primary silicon size decreases and uniformly distributes with increasing amount of phosphorus addition. Chemical analysis of the specimen is performed to determine the retained phosphorus in the melt.

Solidification sequence of the ternary alloys is also calculated using thermodynamic regular and sub-regular solution models of binary components. Phosphorus solubility in liquid melt is also calculated and agrees with the result from chemical analysis; it increases with temperature and decreases with silicon content. Thermodynamic analysis also indicates that there is a minimum limit of phosphorus addition to obtain the refinement effect. The amount of addition should be greater than the solubility limit to obtain the full effect of refinement. This is in agreement with the observed primary silicon size in cast specimen.

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

Department.....Metallurgical Engineering..... Student's signature.....

Field of study...Metallurgical Engineering..... Advisor's signature.....

Academic year.....2000..... Co-advisor's signature.....

## กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยนี้สามารถสำเร็จลุล่วงไปได้ดีด้วยความช่วยเหลือและอนุเคราะห์ของหลายๆท่าน ผู้เขียนขอขอบพระคุณ อาจารย์ ดร. อิทธิพล เตียววณิชช์ ซึ่งเป็นอาจารย์ที่ปรึกษาและ Professor Dr. Takateru Umeda อาจารย์ที่ปรึกษาร่วมที่ได้ให้ความอนุเคราะห์โปรแกรมคอมพิวเตอร์สำหรับการคำนวณทางเทอร์โมไดนามิกส์ Thermo-Calc เหนือสิ่งอื่นใดผู้เขียนขอขอบพระคุณอาจารย์ทั้ง 2 ท่านสำหรับการอุทิศตนเสียสละเวลาให้คำปรึกษาแนะนำและที่สำคัญคือเป็นแบบอย่างที่ดีในการทำงานเสมอมา และขอขอบคุณอาจารย์ ปัทมา วิสุทธิพิทักษ์กุล อุษณีย์ กิตกัชร เพื่อนที่คอยให้ความช่วยเหลือตลอดเวลา แรงงานและสร้างบรรยากาศที่ดีในการทำงาน ขอขอบพระคุณ และคุณ พงศธร รุ่งเจริญ เจ้าหน้าที่ปฏิบัติการเคมี ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และปิโตรเลียม ที่ให้ความอนุเคราะห์สารเคมีและได้ให้คำแนะนำในการวิเคราะห์เคมี ด้วยความเต็มใจและอดทน

สุดท้ายนี้ขอขอบพระคุณครอบครัวของข้าพเจ้าและบุคคลอันเป็นที่รักที่คอยให้กำลังใจ สนับสนุนและให้การโอกาสทางการศึกษาตลอดมา

อรจิรา ธนเทพ

(ผู้จัดทำ)

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

## สารบัญ

### หน้า

	บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
	บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
	กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
	สารบัญภาพ.....	ฌ
	สารบัญตาราง.....	ฎ
<b>บทที่ 1</b>	<b>บทนำ.....</b>	<b>1</b>
	1.1 ความสำคัญของงานวิจัย.....	1
	1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย.....	3
	1.3 ขอบเขตของงานวิจัย.....	3
	1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	4
<b>บทที่ 2</b>	<b>ปริทรรศน์วรรณกรรม.....</b>	<b>5</b>
	2.1 โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติก.....	5
	2.2 การลดขนาดซิลิกอนปฐมภูมิโดยการเติมฟอสฟอรัส.....	7
	2.3 การปรับปรุงคุณสมบัติทางกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติก โดยการลดขนาดซิลิกอนปฐมภูมิ.....	9
	2.3.1 ผลของการลดขนาดซิลิกอนปฐมภูมิที่มีต่อกำลังของวัสดุ.....	9
	2.3.2 ผลการลดขนาดซิลิกอนปฐมภูมิที่มีต่อความต้านทานการเสียดสีของโลหะผสม.....	11
	2.3.3 ผลการลดขนาดซิลิกอนปฐมภูมิที่มีต่อความแกร่งของโลหะผสม.....	11
	2.4 ทฤษฎีและหลักการเทอร์โมไดนามิกส์ที่เกี่ยวข้องกับการแข็งตัวของโลหะผสม .....	11
<b>บทที่ 3</b>	<b>ระเบียบวิธีการทดลอง.....</b>	<b>17</b>
	3.1 การเตรียมชิ้นงานหล่อ.....	17
	3.1.1 อุปกรณ์ที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานหล่อ.....	17
	3.1.2 วิธีการเตรียมโลหะผสม.....	18
	3.1.3 ขั้นตอนการลดขนาดซิลิกอนปฐมภูมิโดยการเติมฟอสฟอรัส ลงในโลหะผสมหลอมเหลว.....	18
	3.1.4 การหล่อชิ้นงาน.....	19
	3.2 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค .....	19
	3.3 การตรวจวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีในชิ้นงานหล่อโลหะผสม.....	20
	3.3.1 สารเคมีที่ใช้ในการเตรียมสารละลาย.....	20
	3.3.2 การเตรียมชิ้นงานหล่อเพื่อการตรวจวัดปริมาณฟอสฟอรัส.....	20
	3.4 การคำนวณความสามารถในการละลาย (solubility) ของฟอสฟอรัสในโลหะผสมอะลูมิเนียม ซิลิกอนหลอมเหลวด้วยแบบจำลองเทอร์โมไดนามิกส์.....	21
	3.5 การคำนวณลำดับกระบวนการของการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิด ไฮเปอร์ยูเทกติกที่เติมฟอสฟอรัส.....	23

	3.6 การตรวจวัดคุณสมบัติของโลหะผสมในระหว่างการแข็งตัว.....	24
<b>บทที่ 4</b>	<b>ผลการทดลอง.....</b>	<b>25</b>
	4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ.....	25
	4.1.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่ไม่ได้เติมฟอสฟอรัส.....	25
	4.1.1.1 ผลของปริมาณซิลิกอนในโลหะผสมที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม.....	25
	4.1.1.2 ผลของอุณหภูมิที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม.....	26
	4.1.1.3 ผลของอัตราการเย็นตัวที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม.....	26
	4.1.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่เติมฟอสฟอรัสภายใต้เงื่อนไขต่างๆ.....	26
	4.1.2.1 ผลของปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมที่มีต่อขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิ.....	27
	4.1.2.2 ผลของอุณหภูมิที่ใช้เติมฟอสฟอรัสต่อขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิ.....	28
	4.1.2.3 ผลของการเติมฟอสฟอรัสต่อการกระจายตัวของผลึกซิลิกอนปฐมภูมิ.....	29
	4.2 ผลการตรวจวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีในชิ้นงานหล่อโลหะผสม.....	29
	4.3 ผลการคำนวณความสามารถในการละลาย (solubility) ของฟอสฟอรัสในโลหะผสมด้วย แบบจำลองเทอร์โมไดนามิกส์.....	29
	4.4 ผลการตรวจวัดคุณสมบัติของโลหะผสมในระหว่างการแข็งตัว.....	30
	4.5 ผลการคำนวณลำดับการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติกที่ เติมฟอสฟอรัส.....	31
<b>บทที่ 5</b>	<b>วิจารณ์ผลการทดลอง.....</b>	<b>32</b>
	5.1 ความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลว.....	32
	5.2 โครงสร้างจุลภาค.....	34
	5.3 ลำดับการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติกที่เติมฟอสฟอรัส ในสภาวะสมดุลทางเทอร์โมไดนามิกส์.....	37
<b>บทที่ 6</b>	<b>สรุปผลการทดลอง.....</b>	<b>40</b>
	เอกสารอ้างอิง.....	91
	ภาคผนวก ก ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติก ที่มีการใช้งานในเชิงพาณิชย์.....	94
	ภาคผนวก ข ทฤษฎีและหลักการทางเทอร์โมไดนามิกส์ของสารละลาย.....	95
	ประวัติผู้เขียน.....	98



## สารบัญภาพ

ภาพ		หน้า
ภาพที่ 1	แผนภูมิสมมูล 2 ธาตุของอะลูมิเนียมและซิลิกอน.....	41
ภาพที่ 2	รูปทรงต้นฐาน โดยทั่วไปของซิลิกอนในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอน (a) star-shaped primary silicon (b) polyhedral primary silicon (c) dendrite primary silicon.....	42
ภาพที่ 3	โครงสร้างจุลภาคของสารเจือ AlCuP master alloy.....	43
ภาพที่ 4	การวิเคราะห์เชิงปริมาณของเฟสต่างๆภายใน AlCuP master alloy ด้วยเครื่องมือวิเคราะห์ microprobe analysis .....	44
ภาพที่ 5	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 18 โดยน้ำหนักที่ลดขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิโดยเติมสารเจือ AlCuP master alloy (a) ไม่เติม (b) เติมฟอสฟอรัส 20 ppm (c) เติมฟอสฟอรัส 40 ppm.....	45
ภาพที่ 6	ผลการวิเคราะห์เชิงปริมาณของธาตุต่างๆในอนุภาคของสารประกอบ AlFeP ด้วยเครื่องมือวิเคราะห์ microprobe analysis.....	46
ภาพที่ 7	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณซิลิกอนในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนกับคุณสมบัติความเค้นแรงดึงและความสามารถในการยึดตัวของโลหะผสม.....	47
ภาพที่ 8	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณซิลิกอนในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทคติกกับคุณสมบัติความเค้นแรงดึงของโลหะผสม.....	48
ภาพที่ 9	กราฟแสดงความเค้นแรงดึงสูงสุด ความสามารถในการยึดตัวและความแข็งของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดยูเทคติกที่หล่อในแบบหล่อทรายและแบบหล่อซิล.....	49
ภาพที่ 10	ความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนโดยเป็นฟังก์ชันของอุณหภูมิ.....	50
ภาพที่ 11	แผนภูมิสมมูล 2 ธาตุของอะลูมิเนียมและฟอสฟอรัส .....	51
ภาพที่ 12	แผนภูมิสมมูล 2 ธาตุของซิลิกอนและฟอสฟอรัส.....	52
ภาพที่ 13	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลากับอุณหภูมิที่ใช้ในการหลอมโลหะผสม.....	53
ภาพที่ 14	รูปทรงและขนาดของแบบหล่อที่ทำจากกราไฟต์ (a) แบบหล่อทรงกระบอก (b) แบบหล่อซิล.....	54
ภาพที่ 15	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณซิลิกอนในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนกับขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อที่มีอัตราการแข็งตัวเท่ากัน.....	55
ภาพที่ 16	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนที่ไม่มีฟอสฟอรัส (a) โลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก (b) โลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก (c) โลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก.....	56
ภาพที่ 17	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 20 และ 25 โดยน้ำหนัก กับอุณหภูมิเทของโลหะผสม.....	57
ภาพที่ 18	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิที่ 1123 K แสดงผลของอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน (a) ที่ผิวสัมผัสติดกับผนังแบบหล่อ (b) ระยะ $5 \times 10^{-3}$ เมตรจากผิวของชิ้นงาน (c) ใจกลางชิ้นงาน.....	58

ภาพที่ 19	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมลงใน โลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนักกับขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิ.....	59
ภาพที่ 20	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมลงใน โลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนักกับขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิ.....	60
ภาพที่ 21	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมลงใน โลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนักกับขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิ.....	61
ภาพที่ 22	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก เติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิ 1195 K (a) ไม่เติมฟอสฟอรัส (b) เติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.01 โดย น้ำหนัก (c) เติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก.....	62
ภาพที่ 23	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก เติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิ 1060 K (a) ไม่เติมฟอสฟอรัส (b) เติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.01 โดย น้ำหนัก (c) เติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก.....	63
ภาพที่ 24	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก เติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิ 1123 K (a) ไม่เติมฟอสฟอรัส (b) เติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.01 โดย น้ำหนัก (c) เติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก.....	64
ภาพที่ 25	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก เติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิเดิม 1123 K ซิลิกอนปฐมภูมิมีขนาดใกล้เคียงกัน และมีการกระจายตัวดี (a) ที่ผิวสัมผัสติดกับผนังแบบหล่อ (b) ระยะ $5 \times 10^{-3}$ เมตรจากผิวของ ชิ้นงาน (c) ใจกลางชิ้นงาน .....	65
ภาพที่ 26	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณของฟอสฟอรัสที่เติมกับปริมาณของฟอสฟอรัส ที่ละลายในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก.....	66
ภาพที่ 27	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณของฟอสฟอรัสที่เติมกับปริมาณของฟอสฟอรัส ที่ละลายในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก.....	67
ภาพที่ 28	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณของฟอสฟอรัสที่เติมกับปริมาณของฟอสฟอรัส ที่ละลายในชิ้นงานหล่อโลหะผสม อะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก.....	68
ภาพที่ 29	กราฟแสดงผลการคำนวณความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหล่อเหลวที่ อุณหภูมิต่างๆ โดยเป็นฟังก์ชันของปริมาณซิลิกอน.....	69
ภาพที่ 30	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลากับอุณหภูมิในการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มี ปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิเท 1195 K (922 °C).....	70
ภาพที่ 31	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลากับอุณหภูมิในการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มี ปริมาณซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิเท 1260 K (987 °C).....	71
ภาพที่ 32	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลากับอุณหภูมิในการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มี ปริมาณซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิเท 1323 K (1050 °C).....	72
ภาพที่ 33	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลากับอุณหภูมิในการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มี ปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก เติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิเดิม 1195 K (922 °C).....	73

ภาพที่ 34	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลากับอุณหภูมิในการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก เดิมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิเดิม 1260 K (987°C).....	74
ภาพที่ 35	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลากับอุณหภูมิในการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก เดิมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิเดิม 1323 K (1050°C).....	75
ภาพที่ 36	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณซิลิกอนในโลหะผสมกับอัตราการแข็งตัวของโลหะผสมภายในแบบหล่อทรงกระบอก.....	76
ภาพที่ 37	ภาคตัดแนวตั้ง (vertical section) ของโลหะผสม Al-20 wt.%Si-P จากแผนภูมิสมดุล 3 ชาติ (อะลูมิเนียม-ซิลิกอน-ฟอสฟอรัส).....	77
ภาพที่ 38	กราฟแสดงการเปรียบเทียบความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก ระหว่างผลการทดลองกับการคำนวณทางเทอร์โมไดนามิกส์ .....	78
ภาพที่ 39	กราฟแสดงการเปรียบเทียบความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก ระหว่างผลการทดลองกับการคำนวณทางเทอร์โมไดนามิกส์.....	79
ภาพที่ 40	กราฟแสดงการเปรียบเทียบความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก ระหว่างผลการทดลองกับการคำนวณทางเทอร์โมไดนามิกส์ .....	80
ภาพที่ 41	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิกับปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก .....	81
ภาพที่ 42	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิกับปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก .....	82
ภาพที่ 43	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิกับปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก .....	83

## สารบัญตาราง

ตาราง		หน้า
ตารางที่ 1	ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติกที่ใช้ในการวิจัย.....	84
ตารางที่ 2	อุณหภูมิ liquidus และอุณหภูมิที่ใช้หลอมโลหะผสมในการวิจัย.....	84
ตารางที่ 3	อุณหภูมิที่ใช้ในการเติมฟอสฟอรัส.....	84
ตารางที่ 4	ค่าฟังก์ชันทางเทอร์โมไดนามิกส์ ที่ใช้ในการคำนวณความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัส (1) standard Gibbs free energy ( $G^0$ ) ของธาตุอะลูมิเนียม ซิลิกอน ฟอสฟอรัสบริสุทธิ์ในสถานะ ของเหลว (2) interaction parameter (3) Gibbs free energy ของการเกิดสารประกอบ AIP .....	85
ตารางที่ 5	อุณหภูมิที่ใช้ในการหลอมโลหะผสมและอุณหภูมิที่ใช้ในการเติมฟอสฟอรัสเพื่อการตรวจวัด อุณหภูมิในการแข็งตัว.....	85
ตารางที่ 6	ขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 20 และ 25 โดยน้ำหนัก และมีอัตราการแข็งตัว 110 K/วินาที.....	86
ตารางที่ 7	ขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 20 และ 25 โดยน้ำหนัก ที่เทที่อุณหภูมิต่างๆ.....	86
ตารางที่ 8	ขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก และเติมฟอสฟอรัสในปริมาณต่างๆ.....	86
ตารางที่ 9	ขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก และเติมฟอสฟอรัสในปริมาณต่างๆ.....	87
ตารางที่ 10	ขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก และเติมฟอสฟอรัสในปริมาณต่างๆ.....	87
ตารางที่ 11	ผลการวิเคราะห์ปริมาณซิลิกอน เหล็ก ทองแดง และฟอสฟอรัสในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มี ปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก.....	88
ตารางที่ 12	ผลการวิเคราะห์ปริมาณซิลิกอน เหล็ก ทองแดง และฟอสฟอรัสในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มี ปริมาณซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก.....	89
ตารางที่ 13	ผลการวิเคราะห์ปริมาณซิลิกอน เหล็ก ทองแดง และฟอสฟอรัสในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มี ปริมาณซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก.....	90

# บทที่ 1

## บทนำ

### 1.1 ความสำคัญของงานวิจัย

โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนชนิดไฮเปอร์ยูเทคติกเป็นโลหะผสมที่มีโครงสร้างจุลภาคโดยทั่วไปประกอบด้วยผลึกของซิลิคอนปฐมภูมิ (primary silicon) กระจายตัวอยู่ในโครงสร้างเนื้อพื้นที่ส่วนใหญ่เป็นยูเทคติก โลหะผสมกลุ่มนี้เป็นโลหะผสมที่มีคุณลักษณะเด่นหลายประการได้แก่<sup>1-3</sup>

- (1) คุณสมบัติในการหล่อที่ดี (castability) อันเป็นผลมาจากการที่โลหะผสมมีค่าความร้อนแฝงของการหลอมเหลวที่สูงจึงทำให้โลหะผสมหลอมเหลวสามารถไหลเข้าแบบหล่อได้ดี
- (2) ความถ่วงจำเพาะต่ำ เนื่องจากซิลิคอนเป็นธาตุหนึ่งที่ผสมลงในอะลูมิเนียมแล้วสามารถลดความถ่วงจำเพาะของโลหะผสมลงได้
- (3) ความต้านทานการเสียดสีสูง ซึ่งเป็นผลจากโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมที่มีซิลิคอนบริสุทธิ์ซึ่งเป็นเฟสที่มีความแข็งสูงกระจายในเนื้อพื้นอะลูมิเนียมที่เหนียวและแกร่ง
- (4) สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนต่ำ เนื่องจากซิลิคอนเป็นธาตุที่มีสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนต่ำ

จากการศึกษาในอดีต<sup>1-3</sup> พบว่าการเพิ่มปริมาณซิลิคอนในโลหะผสมสามารถปรับคุณสมบัติทางกลโดยเฉพาะความต้านทานการเสียดสีและความแข็งของโลหะผสมให้สูงขึ้นได้ แต่ทั้งนี้ยังขึ้นกับขนาด รูปทรงสัณฐาน และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐมภูมิเป็นสำคัญ อย่างไรก็ตามข้อจำกัดในการนำโลหะผสมชนิดนี้ไปใช้งานก็คือการที่อุณหภูมิ liquidus ของโลหะผสมจะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วเมื่อปริมาณซิลิคอนในโลหะผสมสูงขึ้น จึงทำให้อุณหภูมิที่ใช้ในการหลอมโลหะผสมสูงขึ้น ลักษณะเช่นนี้ส่งผลให้โลหะผสมมีช่วงการแข็งตัวที่กว้าง ซิลิคอนปฐมภูมิที่ตกผลึกออกมาจึงมีขนาดใหญ่ ด้วยเหตุนี้การควบคุมคุณภาพงานหล่อจึงเป็นไปได้ยากและทำให้โลหะผสมสูญเสียคุณสมบัติทางกลโดยเฉพาะความแข็งแรงไป อย่างไรก็ตามทางแก้ไขปัญหาดังกล่าวสามารถทำได้โดย<sup>1-8</sup> (1) ควบคุมอัตราการเย็นตัวของโลหะผสมให้เป็นไปอย่างรวดเร็ว (2) ทำการลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิโดยการเติมธาตุบางชนิดที่เป็น refining agent เช่น ธาตุฟอสฟอรัส (P) กำมะถัน (S) อาร์เซนิก (As) และโลหะ rare earth เป็นต้น การเติมธาตุเหล่านี้ลงในโลหะผสมหลอมเหลวจะมีผลต่อกลไกการตกผลึกของซิลิคอนปฐมภูมิโดยจะช่วยให้ปริมาณนิวเคลียสให้กับซิลิคอนได้ด้วยกระบวนการการเกิดนิวเคลียสเทียม (heterogeneous nucleation)<sup>1-8</sup>

เทคนิคการลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิที่นิยมใช้คือการเติมฟอสฟอรัสที่อยู่ในรูปของสารเจือชนิดต่างๆ<sup>1-7</sup> เช่น (1) master alloys (2) ฟลักซ์ และ (3) สารประกอบระหว่างฟอสฟอรัสกับธาตุอื่นๆ เช่น อะลูมิเนียม ทองแดง และเหล็ก กลไกการปรับลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิโดยการเติมฟอสฟอรัสเป็นที่ยอมรับโดยทั่วไปแล้วว่าเป็นผลมาจากฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมหลอมเหลวรวมตัวกับอะลูมิเนียมเกิดเป็นสารประกอบอะลูมิเนียมฟอสไฟด์ (AIP) ตกผลึกออกมาก่อนซิลิคอนปฐมภูมิ สารประกอบ AIP นี้เป็นสารประกอบที่มีโครงสร้างผลึกเป็นแบบเพชร (diamond-like cubic) เช่นเดียวกับซิลิคอนและยังมี lattice parameter ที่ใกล้เคียงกัน ดังนั้นผลึก AIP ขนาดเล็กที่กระจายอยู่ทั่วไปในน้ำโลหะจึงทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสเทียม (heterogeneous nucleation site) ให้กับซิลิคอนและส่งผลทำให้ซิลิคอนปฐมภูมิที่ตกผลึกต่อมามีขนาดเล็กและกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอมากขึ้น รายงานการวิจัยส่วนใหญ่ยอมรับว่าโลหะผสมที่ทำการปรับลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิแล้วจะมีคุณสมบัติทางกล โดยเฉพาะกำลังของวัสดุ (tensile strength) และความเหนียว (ductility) ที่ดีขึ้น<sup>1-8</sup>

ถึงแม้ว่าจะเป็นที่ทราบกันว่าการลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิสามารถทำได้โดยการเติมฟอสฟอรัสลงในโลหะผสมหลอมเหลว แต่อย่างไรก็ตามยังมีปัญหาที่สำคัญในการเติมฟอสฟอรัสลงในโลหะผสมหลอมเหลวอันได้แก่ (1) การเลือกวิธีของฟอสฟอรัสที่ใช้เติม (2) การเลือกอุณหภูมิที่เหมาะสมในการเติม (3) ปริมาณของฟอสฟอรัสที่จำเป็นในการเติม (4) การป้องกันไม่ให้มีธาตุแอลคาไลน์ (alkaline) ผสมเจือปนอยู่ในโลหะหลอมเหลว และ (5) การควบคุมบรรยากาศในเตารวมทั้งการกำจัดก๊าซไฮโดรเจน เป็นต้น ตัวแปรดังกล่าวประกอบกับอัตราการแข็งตัวของโลหะผสมมีผลโดยตรงต่อขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิและโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมซึ่งจะเป็นตัวกำหนดคุณสมบัติของชิ้นงานหล่ออีกทีหนึ่ง

การศึกษาในที่นี้มีวัตถุประสงค์นี้เพื่อทราบผลของตัวแปรต่างๆในการลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิซึ่งได้แก่ (1) ปริมาณซิลิคอนในโลหะผสม (2) ปริมาณฟอสฟอรัสที่จำเป็นในการเติม (3) อุณหภูมิที่เหมาะสมในการเติมฟอสฟอรัส ที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและขนาดของผลึกซิลิคอนปฐมภูมิ และ (4) ใช้แบบจำลองเทอร์โมไดนามิกส์ของสารละลายเพื่อวิเคราะห์ถึงปริมาณฟอสฟอรัสที่สามารถละลายในโลหะผสมหลอมเหลวที่อุณหภูมิต่างๆ แล้วทำการศึกษาถึงผลของการเติมฟอสฟอรัสที่มีต่อลำดับการแข็งตัวของโลหะผสม

## 1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

1.2.1 เพื่อทราบผลตัวแปรในการลดขนาดซิลิกอนปฐุมภูมิได้แก่ (1) ปริมาณฟอสฟอรัสที่เติม และ (2) อุณหภูมิที่ใช้เติมฟอสฟอรัส ที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทคติก

1.2.2 เพื่อทราบผลของปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมที่มีต่อความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัส ปริมาณของฟอสฟอรัสที่สามารถละลายและคงอยู่ได้ในโลหะผสมหลอมเหลว

1.2.3 เพื่อหาผลของตัวแปรต่างๆในกระบวนการหลอมซึ่งได้แก่ (1) อุณหภูมิเท (2) ปริมาณธาตุผสม (3) อัตราการแข็งตัว ที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทคติก

1.2.4 ศึกษาและสร้างแบบจำลองการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทคติก โดยใช้ข้อมูลทางเทอร์โมไดนามิกส์ของสารละลายและสมดุลระหว่างภาค

1.2.5 เพื่อหาผลของปริมาณฟอสฟอรัสในโลหะผสมที่มีต่อลำดับกระบวนการการแข็งตัว (solidification path) และโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทคติก รวมทั้งเปรียบเทียบกับแบบจำลองลำดับการแข็งตัวที่สร้างจากข้อมูลทางเทอร์โมไดนามิกส์

## 1.3 ขอบเขตของงานวิจัย

1.3.1 ศึกษาผลการเติมฟอสฟอรัสลงในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทคติก โดยจำกัดปริมาณซิลิกอนในโลหะผสมให้อยู่ในช่วงร้อยละ 15-25 โดยน้ำหนัก ซึ่งเป็นช่วงส่วนผสมของโลหะผสมที่มีการใช้งานอยู่จริงตามมาตรฐานของ Aluminum Association และ British Standard

1.3.2 กำหนดตัวแปรในกระบวนการลดขนาดของซิลิกอนปฐุมภูมิได้แก่ (1) ปริมาณฟอสฟอรัสที่เติม (2) อุณหภูมิเติม และศึกษาถึงผลของตัวแปรเหล่านี้ที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทคติก

1.3.3 วิเคราะห์ปริมาณฟอสฟอรัสในชิ้นงานหล่อเพื่อทราบถึงผลของตัวแปรในการลดขนาดซิลิโคนปฐมภูมิที่มีต่อปริมาณฟอสฟอรัสที่สามารถละลายในโลหะผสม

1.3.4 ตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิในระหว่างการแข็งตัว อัตราการแข็งตัว เพื่อวิเคราะห์ถึงลำดับกระบวนการการแข็งตัวของโลหะผสม

1.3.5 ศึกษาและรวบรวมข้อมูลทางเทอร์โมไดนามิกส์ที่เกี่ยวข้องกับความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวซึ่งได้แก่ ternary liquidus และ phosphorus solubility

## 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.4.1 ทราบถึงผลของตัวแปรต่างๆที่ใช้ในการหลอมและการหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิโคนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติก อันได้แก่ (1) ปริมาณธาตุผสม (2) อุณหภูมิเท (3) อัตราการแข็งตัว ที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิโคนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติก

1.4.2 ทราบถึงปริมาณฟอสฟอรัสและอุณหภูมิที่เหมาะสมในการเติมฟอสฟอรัสเพื่อลดขนาดของซิลิโคนปฐมภูมิ ซึ่งจะช่วยให้ได้โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิโคนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติกที่มีคุณสมบัติทางกลดีขึ้น

1.4.3 ได้รับความรู้ในเชิงวิชาการเกี่ยวกับลำดับกระบวนการการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิโคนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติกและผลของการเติมฟอสฟอรัสที่มีต่อลำดับกระบวนการการแข็งตัว รวมทั้งเป็นการตรวจสอบยืนยันความถูกต้อง (assessment) ของข้อมูลทางเทอร์โมไดนามิกส์ที่นำมาใช้วิเคราะห์ปรากฏการณ์ องค์ความรู้ในส่วนนี้สามารถนำไปใช้เป็นแนวทางในการปรับปรุงคุณสมบัติทางกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิโคนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติก เพื่อการพัฒนางานทางด้านวิศวกรรมวัสดุต่อไป

1.4.5 การเผยแพร่ผลงานและข้อมูลไปสู่ภาคการผลิตจะนำไปสู่การปรับปรุงและพัฒนาคุณภาพของงานหล่อ ซึ่งจะช่วยยกระดับมาตรฐานอุตสาหกรรมงานหล่อ อีกทั้งเป็นการกระตุ้นให้มีการนำความรู้ในแขนงวิชาการแข็งตัวของโลหะมาใช้ในการวิเคราะห์ปรากฏการณ์ต่างๆที่เกิดขึ้นระหว่างการแข็งตัวของน้ำโลหะในแบบหล่อ



## บทที่ 2

### ปริทรรศน์วรรณกรรม

ปริทรรศน์วรรณกรรมที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัยนี้จะแบ่งออกเป็น 4 ส่วน ได้แก่ ส่วนที่ 1 อธิบายถึงโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติก ความสำคัญของโลหะผสมชนิดนี้และโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม ส่วนที่ 2 วิธีการที่จะลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิโดยการเติมธาตุฟอสฟอรัส ส่วนที่ 3 ผลของการลดขนาดซิลิคอนที่มีต่อคุณสมบัติทางกลของโลหะผสม และส่วนที่ 4 ทฤษฎีและหลักการทางเทอร์โมไดนามิกส์ของสารละลายเพื่อที่จะเข้าใจถึงพฤติกรรมของโลหะผสมหลอมเหลวและลำดับการแข็งตัวของโลหะผสม (solidification part) ซึ่งเป็นผลของฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมหลอมเหลว

#### 2.1 โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติก

โดยนิยามจากแผนภูมิสมดุลระหว่างอะลูมิเนียมและซิลิคอน โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติกคือโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีซิลิคอนผสมอยู่มากกว่าร้อยละ 12.6 โดยน้ำหนัก โลหะผสมในกลุ่มนี้เป็นโลหะผสมที่มีคุณลักษณะเด่นหลายประการได้แก่<sup>1-3</sup>

- (1) ความถ่วงจำเพาะต่ำ ซิลิคอนเป็นธาตุที่ผสมลงในอะลูมิเนียมแล้วสามารถทำให้ความถ่วงจำเพาะของโลหะผสมต่ำลงได้ เนื่องจากซิลิคอนเป็นธาตุที่มีความถ่วงจำเพาะต่ำกว่าอะลูมิเนียม โดยซิลิคอนบริสุทธิ์มีความถ่วงจำเพาะ 2330 กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร และอะลูมิเนียมบริสุทธิ์มีความถ่วงจำเพาะ 2698.9 กิโลกรัม/ลูกบาศก์เมตร
- (2) strength per weight ratio สูง เนื่องจากโลหะผสมประกอบด้วยเนื้อพื้นอะลูมิเนียมที่มีทั้งความเหนียว ความแข็งแรงและมีซิลิคอนที่มีค่าความเค้นแรงดึงสูงสุดประมาณ 12,000 MPa นอกจากการเป็นธาตุที่มีความถ่วงจำเพาะต่ำ
- (3) คุณสมบัติในการหล่อดี (castability) ซึ่งเป็นผลจากการที่โลหะผสมมีค่าความร้อนแฝงของการหลอมเหลวที่สูง เนื่องจากซิลิคอนเป็นธาตุที่มีความร้อนแฝงของการหลอมเหลวสูงถึง 50.2 กิโลจูล/โมล
- (4) ค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนต่ำ เนื่องจากซิลิคอนเป็นธาตุที่มีการขยายตัวเนื่องจากความร้อนต่ำ
- (5) ความต้านทานการเสียดสีสูง เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยซิลิคอนซึ่งเป็นเฟสที่มีความแข็งสูงกระจายอยู่ในเนื้อพื้นอะลูมิเนียมที่เหนียวและแข็งแรง

ด้วยคุณลักษณะที่พิเศษนี้จึงทำให้โลหะผสมชนิดนี้ถูกนำไปใช้งานอย่างกว้างขวางในอุตสาหกรรมงานหล่อ โดยเฉพาะการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ที่ต้องการผลิตชิ้นงานที่มีรูปร่างซับซ้อนและมีน้ำหนักเบา เช่น ลูกสูบ เสื้อสูบ เครื่องสูบ ครอบของเครื่องอัดอากาศ และระบบเบรก เป็นต้น<sup>9-13</sup> โลหะผสมกลุ่มนี้ที่มีความสำคัญทางการค้า เช่น A390 B390 B392 และ B393 ตามมาตรฐาน AA ซึ่งมีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 17 19 และ 22 โดยน้ำหนักตามลำดับ โดยมีธาตุทองแดงแมงกานีส แมกนีเซียม และนิกเกิลเป็นธาตุผสมรอง ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสม A390 B390 B392 และ B393 แสดงไว้ใน Appendix A

จากแผนภูมิสมมูลของโลหะผสมอะลูมิเนียมและซิลิคอน<sup>14</sup> ในภาพที่ 1 แสดงให้เห็นว่าโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติกมีโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยผลึกของซิลิคอนปฐมภูมิซึ่งเป็นเฟส (phase) แรกที่ตกผลึกออกมาในระหว่างการแข็งตัวกระจายตัวอยู่ในโครงสร้างเนื้อพื้นยูเทกติก รูปทรงพื้นฐานของผลึกซิลิคอนปฐมภูมิในโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนั้นขึ้นอยู่กับตัวแปรที่เกี่ยวข้องกับการแข็งตัว<sup>14</sup> เช่น

- (1) ปริมาณซิลิคอนในโลหะผสม จากแผนภูมิสมมูลในภาพที่ 1 จะเห็นว่าอุณหภูมิ liquidus ของโลหะผสมเพิ่มสูงขึ้นอย่างรวดเร็วเมื่อปริมาณซิลิคอนในโลหะผสมสูงขึ้น ลักษณะเช่นนี้เป็นผลให้ช่วงการแข็งตัวของโลหะผสมกว้างขึ้นด้วย ดังนั้นในสภาวะการเย็นตัวตามปกติในระหว่างการหล่อซึ่งถือว่าค่อนข้างช้าจะทำให้ซิลิคอนปฐมภูมิที่ตกผลึกออกมามีขนาดใหญ่
- (2) อัตราการแข็งตัว เป็นปัจจัยที่เป็นตัวกำหนดเวลาที่อะตอมซิลิคอนจะสามารถเคลื่อนตัวในน้ำโลหะ โดยหากอัตราการแข็งตัวเป็นไปอย่างช้าๆ จะทำให้อะตอมซิลิคอนในน้ำโลหะมีเวลานานในการที่จะเคลื่อนที่มาแตะกับผลึกของซิลิคอนที่แข็งตัวก่อนทำให้ซิลิคอนปฐมภูมิมักมีขนาดใหญ่ขึ้นเรื่อยๆ
- (3) temperature gradient ของน้ำโลหะ ซึ่งก็คือการที่อุณหภูมิของน้ำโลหะในบริเวณต่างๆ ของงานหล่อจะแตกต่างกันไปซึ่งขึ้นกับขนาดและรูปทรงของงานหล่อ

เนื่องจากตัวแปรเหล่านี้จะมีการเปลี่ยนแปลงตลอดเวลาในระหว่างกระบวนการการแข็งตัวของน้ำโลหะจึงเป็นผลให้เกิดผลึกซิลิคอนในรูปร่างพื้นฐานที่แตกต่างกัน<sup>15</sup> ด้วยเหตุนี้จึงสามารถแบ่งซิลิคอนปฐมภูมิตามรูปทรงพื้นฐานได้ 3 ลักษณะ<sup>2</sup> ดังแสดงในภาพที่ 2 ได้แก่

1. star-shaped primary silicon คือผลึกซิลิคอนขนาดใหญ่ที่มีรูปทรงเป็นแฉกคล้ายดาวเนื่องมาจากอัตราการโต (direction-dependent growth rate) ของซิลิคอนที่แตกต่างกันในทิศทางต่างๆ
2. polyhedral primary silicon คือผลึกของซิลิคอนที่มีรูปทรงหกเหลี่ยมหรือแปดเหลี่ยมคล้ายทรงกลม

3. dendrite primary silicon คือซิลิคอนที่มีรูปร่างเหมือนเดนไดรท์ในโลหะทั่วไปเช่นเดนไดรท์อะลูมิเนียม (alpha) ในโลหะผสม อะลูมิเนียม-ซิลิคอนชนิดไฮโปยูเทกติก

รูปร่างพื้นฐาน ขนาด และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐมภูมิในโครงสร้างจุลภาคมีผลโดยตรงต่อคุณสมบัติทางกลโดยเฉพาะความเค้นแรงดึง ความเหนียวและความแกร่งของโลหะผสม ดังนั้นจึงต้องมีการควบคุมกระบวนการในการหล่อเพื่อให้ได้โลหะผสมที่มีโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยซิลิคอนปฐมภูมิชนิดที่ 2 ที่มีขนาดเล็กและกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในโครงสร้างเนื้อพื้นยูเทกติก โดยเฉพาะอย่างยิ่งในกรณีของชิ้นงานที่มีขนาดใหญ่และหนาที่ให้น้ำโลหะมีอัตราการเย็นตัวที่ช้าอันจะส่งผลให้ซิลิคอนปฐมภูมิที่ตกผลึกออกมา มีขนาดใหญ่และนอกจากนี้ยังอาจเกิดการแยกตัวเป็นชั้น (gravity segregation) เนื่องจากซิลิคอนมีความถ่วงจำเพาะที่ต่ำกว่าอะลูมิเนียม<sup>4</sup>

## 2.2 การลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิโดยการเติมธาตุฟอสฟอรัส

วิธีการลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิที่นิยมทำโดยทั่วไปคือการเติมฟอสฟอรัสลงในโลหะผสมหลอมเหลว ซึ่งกลไกการลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิที่มีการศึกษาและยอมรับโดยทั่วไปแล้วว่าเป็นผลจากการที่ฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมจะรวมตัวกับอะลูมิเนียมหลอมเหลวเกิดเป็นสารประกอบอะลูมิเนียมฟอสไฟด์ (AIP) ตกผลึกออกมาก่อนในระหว่างการแข็งตัวของโลหะผสม เนื่องจากทั้ง AIP และซิลิคอนมีโครงสร้างผลึกเป็นแบบเพชรและมี lattice parameter ใกล้เคียงกันโดยเท่ากับ 5.45 และ 5.43 Å ตามลำดับ ด้วยเหตุนี้ผลึกสารประกอบ AIP ที่กระจายอยู่ทั่วไปในน้ำโลหะจึงช่วยเพิ่มจำนวน nucleation sites ให้กับซิลิคอนปฐมภูมิที่ตกผลึกต่อมาได้ เป็นผลให้ซิลิคอนปฐมภูมิมีขนาดเล็กลงและมี การกระจายตัวดีขึ้นด้วย<sup>1-7</sup>

เทคนิคการเติมฟอสฟอรัสลงในโลหะผสมนั้นสามารถที่จะเติมในรูปแบบของธาตุผสมหรือสารประกอบระหว่างฟอสฟอรัสกับธาตุต่างๆ เช่น เหล็ก ทองแดง นิกเกิล โดยมีกนิยมนำผงโลหะของธาตุเหล่านี้ผสมกับผงของธาตุฟอสฟอรัสแล้วนำไปอัดเป็นเม็ดเพื่อสะดวกในการเติม ในงานวิจัยของ Hesmatpour<sup>7</sup> มีการทดลองผสมผงของฟอสฟอรัสกับผงของเหล็กแล้วอัดในแม่พิมพ์ให้เป็นเม็ดด้วยกระบวนการอัดเย็นเพื่อใช้เติมลงในโลหะผสมหลอมเหลวพบว่าสามารถลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิให้มีขนาดเล็กกว่า 40 μm แต่อย่างไรก็ตามข้อจำกัดของการเติมสารเจือในลักษณะเช่นนี้ก็คือการเติมนั้นต้องกระทำภายในเตาหลอมและอุณหภูมิที่ใช้ในการเติมฟอสฟอรัสค่อนข้างสูง

เพื่อช่วยให้การเติมฟอสฟอรัสลงในโลหะผสมสะดวกขึ้นและลดอุณหภูมิที่ใช้เติมการพัฒนาเทคนิคการเติมจึงมุ่งไปที่การพยายามเตรียมสารเจือในรูปของสารประกอบระหว่างอะลูมิเนียมกับฟอสฟอรัส งานวิจัยของ Schneider<sup>16</sup> ซึ่งได้ทดลองนำผงโลหะอะลูมิเนียมความบริสุทธิ์ร้อยละ 99.7 โดยน้ำหนักผสมกับผงของคอปเปอร์-ฟอสฟอรัสที่มีปริมาณฟอสฟอรัสร้อยละ 7 โดยน้ำหนัก จากนั้นนำไปอัดเป็นแท่งโดยผ่านกระบวนการทางความร้อนได้เป็น AlCuP master alloy ซึ่งมีลักษณะโครงสร้างจุลภาคดังแสดงไว้ในภาพที่ 3 ส่วนในภาพที่ 4 ซึ่งเป็นภาพแสดงการวิเคราะห์เชิงปริมาณของเฟสภายในของ AlCuP master alloy ด้วยวิธีวิเคราะห์ microprobe analysis จะเห็นว่าเกิดขึ้นของสารประกอบ AIP ขึ้นภายใน master alloy และเมื่อใช้เป็นสารเจือในการลดขนาดซิลิคอนปฐุมภูมิในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 18 โดยน้ำหนัก พบว่าช่วยทำให้ซิลิคอนปฐุมภูมิมิขนาดเล็กลง ดังแสดงในภาพที่ 5 นอกจากนี้การใช้ AlCuP master alloy เป็นสารเจือยังช่วยลดเวลาในการเติมสารเจือและช่วยลดอัตราการเติมฟอสฟอรัสลงได้โดยที่อัตราส่วนของปริมาณฟอสฟอรัสที่สามารถละลายในโลหะผสมหลอมเหลวกับปริมาณฟอสฟอรัสที่เติม (additive recovery) สูงขึ้น และการเติมสารเจือสามารถกระทำภายนอกเตาหลอมจึงช่วยยืดอายุการใช้งานของผนังเตาเพราะจะไม่มีกรปนเปื้อนของธาตุฟอสฟอรัส

อย่างไรก็ตามการใช้สารเจือที่เป็นสารประกอบระหว่างอะลูมิเนียม ทองแดง และฟอสฟอรัส เช่น AlCuP อาจทำให้เกิดปัญหาในเรื่องของการควบคุมปริมาณธาตุทองแดงในโลหะผสม ดังนั้นเพื่อขจัดปัญหา การควบคุมปริมาณธาตุทองแดงในโลหะผสม Mason<sup>17</sup> ได้เตรียมสารเจือ AlFeP ขึ้นจากผงโลหะแล้วนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อน ผลการวิเคราะห์เชิงปริมาณของสารเจือชนิดนี้โดยวิธี microprobe analysis แสดงไว้ในภาพที่ 6 จะเห็นว่าภายในบริเวณที่ 2 จะเป็นชั้นที่มีสารประกอบ AIP และทดลองใช้ AlFeP เป็นสารเจือเพื่อลดขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิในโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 18 และ 26 โดยน้ำหนัก การใช้สารประกอบ AlFeP เป็นสารเจือนอกจากจะช่วยลดเวลาและอุณหภูมิในการเติมลงแล้วยังสามารถช่วยแก้ปัญหาในเรื่องของการควบคุมปริมาณของธาตุทองแดงที่ละลายอยู่ในโลหะผสมจากการเติมสารเจือได้อีกด้วย

นอกเหนือจากชนิดของสารเจือที่ใช้เติมและอุณหภูมิเติม ตัวแปรอื่นที่สำคัญในการลดขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิ เช่น การควบคุมบรรยากาศภายในเตาก็มีผลต่อปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมหลอมเหลวด้วยเช่นกัน ในการทดลองลดขนาดซิลิคอนปฐุมภูมิของ

Osumi และ Masuda<sup>18</sup> ได้มีการศึกษาถึงผลของบรรยากาศภายในเตาหลอมที่มีต่อพฤติกรรมการเกิดออกซิเดชันของสารเจือ Cu-P ขณะที่เติมในโลหะผสมหลอมเหลว โดยการพ่นก๊าซอาร์กอนเพื่อป้องกันการเกิดปฏิกิริยาของฟอสฟอรัสกับก๊าซออกซิเจน จากนั้นได้ทำการวิเคราะห์ถึงอัตราส่วนระหว่างปริมาณฟอสฟอรัสในโลหะผสมกับปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมพบว่าสูงถึงร้อยละ 92

สรุปได้ว่าการลดขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิโดยการเติมฟอสฟอรัสนั้นขึ้นกับตัวแปรต่างๆหลายประการตามที่ได้กล่าวมาแล้วเช่น (1) ชนิดของสารเจือที่ใช้เติม (2) อุณหภูมิที่ใช้ในการเติม (3) บรรยากาศภายในเตาหลอม อย่างไรก็ตามตัวแปรสำคัญที่จำเป็นที่จะต้องทราบก็คือปริมาณฟอสฟอรัสที่จำเป็นในการเติมและอุณหภูมิเติมที่เหมาะสมซึ่งจะสามารถช่วยลดเวลาที่ต้องคงอุณหภูมิในโลหะ (holding time) และปริมาณของการเติมฟอสฟอรัสลงได้และเป็นการเพิ่มประสิทธิภาพในการลดขนาดซิลิคอนปฐุมภูมิได้

## 2.3 การปรับปรุงคุณสมบัติทางกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนชนิด

### ไฮเปอร์ยูเทคติกโดยการลดขนาดซิลิคอนปฐุมภูมิ

คุณสมบัติทางกลของโลหะผสมนั้นขึ้นอยู่กับลักษณะ โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมเป็นสำคัญ จากงานวิจัยในอดีตทราบว่า การลดขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิสามารถเพิ่มคุณสมบัติทางกลของโลหะผสมบางอย่างเช่น (1) กำลังของวัสดุ (2) ความแข็ง (3) ความต้านทานการเสียดสี ทั้งหมดนี้เป็นผลมาจากการที่มีผลึกซิลิคอนขนาดเล็กที่มีความแข็งสูงกระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้นอะลูมิเนียมที่เหนียวและแกร่ง

#### 2.3.1 ผลการลดขนาดซิลิคอนปฐุมภูมิที่มีต่อกำลังของวัสดุ<sup>19</sup>

จากภาพที่ 7 เป็นแผนภูมิแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณซิลิคอนในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนกับความเค้นแรงดึง (tensile strength) และความสามารถในการยืดตัว (elongation) ของโลหะผสม จากแผนภูมิจะเห็นว่าความเค้นแรงดึงของโลหะผสมสูงขึ้นเมื่อปริมาณซิลิคอนในโลหะผสมเพิ่มขึ้น โดยเฉพาะโลหะผสมที่ทำการลดขนาดซิลิคอนปฐุมภูมิจะมีความเค้นแรงดึงสูงกว่าโลหะผสมที่ไม่ได้ทำการลดขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิ เมื่อปริมาณซิลิคอนในโลหะผสมเพิ่มขึ้นจนถึงร้อยละ 13.5 โดยน้ำหนักความเค้นแรงดึงของโลหะผสมจะเริ่มลดลง

และเมื่อพิจารณาถึงความสามารถในการยืดตัว (elongation) ของโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 1-13 โดยน้ำหนักพบว่ามีค่าใกล้เคียงกัน แต่เมื่อปริมาณซิลิกอนในโลหะผสมมากเกินกว่าร้อยละ 13.5 โดยน้ำหนักจะมีผลทำให้ความสามารถในการยืดตัวของโลหะผสมลดลง ที่เป็นเช่นนี้เนื่องจากเมื่อปริมาณซิลิกอนในโลหะผสมสูงเกินกว่าร้อยละ 13 โดยน้ำหนักจะทำให้โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมประกอบด้วยผลึกของซิลิกอนปฐมภูมิกระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้นยูเทคติก เป็นผลให้ความเค้นแรงดึงและความสามารถในการยืดตัวของโลหะผสมลดลง

การที่ความเค้นแรงดึงและความสามารถในการยืดตัวของโลหะผสมลดลงเป็นผลมาจากโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมที่ประกอบด้วยซิลิกอนปฐมภูมิกขนาดใหญ่ ซิลิกอนซึ่งเป็นเฟสที่มีความแข็งสูงแต่เปราะนี้จึงเปรียบเสมือนเป็น crack ขนาดใหญ่ในโลหะผสม ดังนั้นการลดขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิจะสามารถช่วยปรับความเค้นแรงดึงและความสามารถในการยืดตัวของโลหะผสมให้สูงขึ้นได้

ความเค้นแรงดึงของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทคติกที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 12-24 โดยน้ำหนัก ได้แสดงไว้ในภาพที่ 8 ซึ่งเป็นผลการวิจัยของ Arnold<sup>20</sup> จะเห็นว่าความเค้นแรงดึงของโลหะผสมลดลงเมื่อปริมาณซิลิกอนในโลหะผสมสูงขึ้น โดยเมื่อปริมาณซิลิกอนในโลหะผสมเพิ่มขึ้นเป็นร้อยละ 23 โดยน้ำหนัก ความเค้นแรงดึงของโลหะผสมลดลงเหลือ 1,200 psi ขณะที่โลหะผสมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 18-23 โดยน้ำหนักและได้ทำการลดขนาดซิลิกอนปฐมภูมิแล้วมีค่าความเค้นแรงดึงประมาณ 20,000 psi ในส่วนของกำลังวัสดุที่อุณหภูมิสูงชิ้นนั้น Xian<sup>21</sup> และคณะได้ทดลองลดขนาดซิลิกอนปฐมภูมิโดยการเติมธาตุฟอสฟอรัสและ rare earth ลงในโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก แล้วทดสอบหาความเค้นแรงดึงของโลหะผสมที่อุณหภูมิห้องและอุณหภูมิ 300 °C พบว่าความเค้นแรงดึงของโลหะผสมที่อุณหภูมิห้องมีค่าอยู่ในช่วง 188-245 MPa และความเค้นแรงดึงของโลหะผสมที่อุณหภูมิ 300 °C มีค่าประมาณ 150 MPa จึงกล่าวได้ว่าเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นความเค้นแรงดึงของโลหะผสมจะลดลง

นอกจากการลดขนาดซิลิกอนปฐมภูมิจะช่วยทำให้ความเค้นแรงดึงสูงขึ้นแล้วยังมีผลทำให้ความแข็งของโลหะผสมเพิ่มขึ้นด้วย จากการศึกษาของ Hague และ Malieque<sup>22</sup> แสดงให้เห็นว่าคุณสมบัติทางกล ได้แก่ ความเค้นแรงดึงสูงสุด ความสามารถในการยืดตัว และความแข็ง ของชิ้นงานหล่อโลหะผสมทั้งที่เทลงแบบหล่อซิลและแบบหล่อทราย มีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อเติมสารเจือปรับลดขนาดซิลิกอนดังแสดงไว้ในภาพที่ 9

### 2.3.2 ผลการลดขนาดชิลิคอนปฐมภูมิที่มีต่อความต้านทานการเสียดสีของโลหะผสม

การเพิ่มคุณสมบัติความต้านทานการเสียดสีของโลหะผสมสามารถทำได้โดยการลดขนาดของชิลิคอนปฐมภูมิ โดยเฉพาะเมื่อปริมาณชิลิคอนในโลหะผสมสูงเกินกว่าร้อยละ 18 โดยน้ำหนัก ดังเช่น ในงานวิจัยของ Clegg<sup>23</sup> ที่ได้ทดลองลดขนาดของชิลิคอนปฐมภูมิในโลหะผสมที่มีปริมาณชิลิคอนร้อยละ 15-35 โดยน้ำหนัก ด้วยการเติมสารเจือลงในโลหะผสม แล้วทดสอบความต้านทานการเสียดสีของโลหะผสม พบว่าโลหะผสมที่ปรับลดขนาดชิลิคอนปฐมภูมิแล้วมีความต้านทานการเสียดสีดีขึ้น และในงานวิจัยอื่นๆของ Clegg<sup>24</sup> ที่ทำการทดสอบความต้านทานการเสียดสีของโลหะผสม LM30 ซึ่งมีส่วนผสมทางเคมีประกอบด้วยธาตุชิลิคอน ทองแดง และแมงกานีส ร้อยละ 17 4.5 และ 0.5 โดยน้ำหนัก ตามลำดับ และทำการลดขนาดชิลิคอนปฐมภูมิโดยการเติมธาตุต่างๆได้แก่ (1) โซเดียม (2) กำมะถัน พบว่าโลหะผสมมีความต้านทานการเสียดสีดีขึ้น

### 2.3.3 ผลการลดขนาดชิลิคอนปฐมภูมิที่มีต่อความแกร่งของโลหะผสม

โดยทั่วไปแล้วเมื่อปริมาณชิลิคอนในโลหะผสมเพิ่มขึ้นจะทำให้ความสามารถในการรับแรงกระแทกหรือความแกร่งของโลหะผสมลดลง ทั้งนี้เป็นผลมาจากพฤติกรรมการขยายตัวของรอยแตก (crack propagation) เนื่องจากผลึกชิลิคอนขนาดใหญ่จะเปรียบเสมือนรอยแตกขนาดใหญ่ภายในโลหะผสมนั่นเอง ด้วยเหตุนี้การลดขนาดชิลิคอนปฐมภูมิจึงช่วยให้คุณสมบัติความแกร่งของโลหะผสมดีขึ้น ดังจะเห็นจากการศึกษาของ Ikenaga<sup>25</sup> และคณะที่ได้ทำการลดขนาดของชิลิคอนปฐมภูมิในโลหะผสมที่มีปริมาณชิลิคอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก แล้วทดสอบความแกร่งของโลหะผสมด้วยวิธีการทดสอบความสามารถในการรับแรงกระแทก จากผลการทดสอบพบว่าโลหะผสมที่ได้ทำการลดขนาดชิลิคอนปฐมภูมิจะมีความแกร่งสูงขึ้น

## 2.4 ทฤษฎีและหลักการเทอร์โมไดนามิกส์ที่เกี่ยวข้องกับการแข็งตัวของโลหะผสม

หากพิจารณาจากแผนภูมิสมดุลระหว่างอะลูมิเนียมและชิลิคอนในภาพที่ 1 แสดงให้เห็นว่าลำดับของการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ชิลิคอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติกนั้น ชิลิคอนจะเป็นเฟสแรกที่ตกผลึกออกมาในระหว่างอุณหภูมิ liquidus จนถึงอุณหภูมิยูเทกติกของโลหะผสม และเมื่อโลหะผสมเย็นตัวลงจนถึงอุณหภูมิยูเทกติกโลหะผสมหลอมเหลวที่เหลืออยู่จะแข็งตัวพร้อมกันหมดและมีโครงสร้างเป็นยูเทกติก หากการเย็นตัวของโลหะผสมหลอมเหลวเป็นไปอย่างช้าๆ โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมก็จะเป็นไปตามแผนภูมิสมดุลของโลหะผสมดังนั้นการคำนวณทางเทอร์โมไดนามิกส์จึงสามารถอ้างอิงให้ระบบอยู่ในสภาวะสม

คุณได้ นอกจากนี้แล้วการที่อะลูมิเนียมไม่สามารถละลายในผลึกซิลิคอนยังช่วยลดการคำนวณลำดับการแข็งตัวให้จำกัดอยู่เพียงการแข็งตัวเสมือนกับอยู่ในสมดุลทางเทอร์โมไดนามิกส์อีกด้วย

ฟังก์ชันทางเทอร์โมไดนามิกส์ที่มีความสำคัญต่อการคำนวณสมดุลก็คือฟังก์ชัน Gibbs free energy สมดุลระหว่างเฟสของแข็งและโลหะผสมหลอมเหลวสามารถคำนวณได้จากหลักเกณฑ์ Gibbs free energy minimization ที่กล่าวไว้ว่าพลังงาน Gibbs free energy ของระบบจะมีค่าต่ำสุดที่สภาวะสมดุลระหว่างภาคซึ่งในที่นี้คือโลหะผสมหลอมเหลวกับผลึก AIP และผลึกซิลิคอน

การคำนวณฟังก์ชัน Gibbs free energy ของสารละลาย (ในที่นี้คือโลหะผสมหลอมเหลว) จำเป็นต้องคำนวณจากแบบจำลองเทอร์โมไดนามิกส์ของสารละลาย (thermodynamic solution model) ซึ่งก็คือความสัมพันธ์ในเชิงคณิตศาสตร์ที่ได้จากการตรวจวัดพฤติกรรมทางเทอร์โมไดนามิกส์ของสารละลายนั่นเอง

แบบจำลองสารละลายที่ง่ายที่สุดและรู้จักกันโดยทั่วไปก็คือแบบจำลองสารละลายในอุดมคติหรือที่เรียกว่า ideal solution<sup>26</sup> สมการที่ใช้คำนวณหา (1) molar Gibbs free energy of mixing (2) entropy of mixing (3) enthalpy of mixing ของสารละลายในอุดมคติที่มีธาตุอยู่จำนวน  $i$  ธาตุ เป็นไปตามสมการที่ 2.1 2.2 และ 2.3

$$G_{mixing,m} = RT \sum_i X_i \ln X_i \quad \text{สมการที่ 2.1}$$

$$S_{mixing,m} = -R \sum_i X_i \ln X_i \quad \text{สมการที่ 2.2}$$

$$H_{mixing,m} = 0 \quad \text{สมการที่ 2.3}$$

$G_{mixing,m}$  : molar Gibbs free energy of mixing

$S_{mixing,m}$  : molar entropy of mixing

$H_{mixing,m}$  : molar enthalpy of mixing

$T$  : อุณหภูมิ

$X_i$  : สัดส่วนโดยโมลของธาตุ  $i$

หลักการและวิธีการและที่มาของการพิสูจน์สมการที่ 2.1 2.2 และ 2.3 ได้แสดงไว้ใน

Appendix B



ถึงแม้สมมติฐานที่ว่าโลหะผสมหลอมเหลวเป็นสารละลายในอุดมคติจะเป็นการง่ายที่สุดสำหรับการอธิบายถึงพฤติกรรมทางเทอร์โมไดนามิกส์ แต่ข้อจำกัดของแบบจำลองสารละลายในอุดมคติก็คือไม่สามารถอธิบายว่าเหตุใดโลหะผสมหลอมเหลวที่มีส่วนผสมทางเคมีเหมือนกันและมีอุณหภูมิเท่ากันจึงมีฟังก์ชัน Gibbs free energy of mixing ที่แตกต่างกันได้ และเพื่อที่จะเข้าใจถึงพฤติกรรมของสารละลายที่ไม่เป็นไปตามอุดมคติ (nonideal solution) จึงจำเป็นต้องใช้แบบจำลองสารละลายที่วิเคราะห์ถึงฟังก์ชันเทอร์โมไดนามิกส์ของสารละลายโดยใช้แนวคิดในเรื่อง activity ของโลหะผสมหลอมเหลว ซึ่งเป็นการยอมรับในความแตกต่างไปจากสารละลายในอุดมคติโดยใช้ฟังก์ชัน excess Gibbs free energy ซึ่งเป็นดัชนีที่ใช้บอกถึงปริมาณการเบี่ยงเบนไปจากสารละลายในอุดมคติ

สำหรับกรณีโดยทั่วไปสมการที่ใช้ในการคำนวณค่า molar Gibbs free energy ของระบบคือ

$$G_m = \sum_{i=1}^m X_i \mu_i^o + RT \sum_{i=1}^m X_i \ln X_i + G^E \quad \text{สมการที่ 2.4}$$

$G_m$  : molar Gibbs free energy of solution, joule per mole

$\mu_i^o$  : standard Gibbs free energy หรือ chemical potential ของธาตุประกอบ  $i$  ในสถานะบริสุทธิ์, joule per mole

$G^E$  : excess Gibbs free energy, joule per mole

$X_i$  : สัดส่วนโดยโมลของธาตุ  $i$

จากสมการที่ 2.4 แสดงให้เห็นว่า molar Gibbs free energy ของระบบก็คือผลรวมพลังงาน Gibbs free energy ในลักษณะที่เป็นสารละลายในอุดมคติหรือเรียกว่า ideal solution กับค่าของ excess free energy ( $G^E$ )

แบบจำลองสารละลายที่มีการเสนอมืออยู่ด้วยกันหลายแบบจำลอง แบบจำลองหนึ่งที่นิยมใช้โดยเฉพาะกับการจัดเก็บข้อมูลของระบบ multicomponent คือแบบจำลองของ Redlich-Kister<sup>27</sup> ซึ่งกำหนดให้ฟังก์ชัน  $G^E$  มีค่าเท่ากับ

$$G^E = \sum_{i=1}^{m-1} \sum_{j>i} X_i X_j \sum_v \Omega_{ij}^v (X_i - X_j)^v \quad \text{สมการที่ 2.5}$$

$\Omega_{ij}^v$  : interaction parameter ระหว่างคู่ธาตุ

กรณีที่  $v = 0$  แบบจำลองสารละลาย Redlich-Kister<sup>27</sup> นี้จะลดรูปลงมาเป็นแบบจำลองสารละลายที่เรียกว่าแบบจำลองสารละลาย regular

$$G_{regular\ solution}^E = \sum_{i=1}^{m-1} \sum_{j>i} X_i X_j \Omega_{ij} \quad \text{สมการที่ 2.6}$$

$\Omega_{ij}$  : temperature-independent interaction parameter ระหว่างคู่ธาตุ  $i$  และ  $j$

จากสมการที่ 2.6 ในกรณีที่ระบบประกอบด้วยธาตุ 3 ธาตุ (ternary system) จะได้ว่า

$$G_{regular\ solution}^E = X_1 X_2 \Omega_{12} + X_1 X_3 \Omega_{13} + X_2 X_3 \Omega_{23} \quad \text{สมการที่ 2.7}$$

ในแต่ละเทอม  $X_i X_j \Omega_{ij}$  ก็คือการจำแนกธาตุประกอบของระบบ multicomponent system ออกเป็นแต่ละระบบที่ประกอบด้วยธาตุ 2 ธาตุ หรือ binary system

กรณีที่  $\nu = 1$  แบบจำลองสารละลาย Redlich-Kister<sup>27</sup> นี้จะลดรูปลงมาเป็นแบบจำลองสารละลายที่เรียกว่าแบบจำลองสารละลาย sub-regular

$$G_{sub-regular\ solution}^E = \sum_{i=1}^{m-1} \sum_{j>i} X_i X_j \Omega_{ij} (X_i - X_j) \quad \text{สมการที่ 2.8}$$

จากสมการที่ 2.8 ในกรณีที่ระบบประกอบด้วยธาตุ 3 ธาตุ (ternary system) จะได้ว่า

$$G_{sub-regular\ solution}^E = X_1 X_2 \Omega_{12} (X_1 - X_2) + X_1 X_3 \Omega_{13} (X_1 - X_3) + X_2 X_3 \Omega_{23} (X_2 - X_3) \quad \text{สมการที่ 2.9}$$

สมการที่ 2.7 และ 2.9 จะเห็นว่าพารามิเตอร์ที่สำคัญคือ  $\Omega_{ij}$  ของระบบที่ประกอบด้วยธาตุ 2 ธาตุ (binary system) และเพื่อทราบถึงพารามิเตอร์ดังกล่าวจึงจำเป็นต้องพิจารณาจาก binary system โดยใช้แบบจำลองสารละลาย regular ในการคำนวณหาค่าพารามิเตอร์ซึ่ง  $\Omega_{AB}$  ในกรณีที่ระบบมีสถานะเป็นของแข็งหรืออยู่ในสถานะที่เป็นของเหลวจะสามารถหาค่า molar Gibbs free energy of mixing ได้จากสมการความสัมพันธ์ดังต่อไปนี้

$$G_{mixing,m}(l) = X_A (\mu_A(l)^0 + RT \ln \gamma_A X_A) + X_B (\mu_B(l)^0 + RT \ln \gamma_B X_B)$$

$$G_{mixing,m}(s) = X_A (\mu_A(s)^0 + RT \ln \gamma_A X_A) + X_B (\mu_B(s)^0 + RT \ln \gamma_B X_B)$$

โดย

$$\ln \gamma_A = \frac{\Omega_{AB}}{RT} (1 - X_A)^2 \quad \text{และ} \quad \ln \gamma_B = \frac{\Omega_{AB}}{RT} (1 - X_B)^2 \quad \text{สมการที่ 2.10}$$

$\gamma_A, \gamma_B$ : activity coefficient ของธาตุ A และ B ในสารละลาย

จากสมการที่ 2.10 แสดงให้เห็นว่าค่าพารามิเตอร์ ของ binary system มีความสัมพันธ์กับค่า activity coefficient ของธาตุและส่วนผสมทางเคมีของธาตุ ดังนั้นในการคำนวณหาค่าพารามิเตอร์นั้นจำเป็นต้องทราบถึงข้อมูลทางเทอร์โมไดนามิกส์ที่สำคัญคือค่า activity ของธาตุแต่ละธาตุที่อุณหภูมิต่างๆ แล้วนำข้อมูลที่ได้นี้มาคำนวณหาค่า activity coefficient

เมื่อทราบค่าของพารามิเตอร์  $\Omega_{AB}$  ของระบบ binary system แล้วสามารถที่จะคำนวณหา molar Gibbs free energy of mixing ของโลหะผสมได้โดยใช้สมการที่ 2.11 ส่วนฟังก์ชันเทอร์โมไดนามิกส์  $H_{mixing,m}$  และ  $S_{mixing,m}$  สามารถคำนวณโดยใช้สมการที่ 2.12 และ 2.13 ตามลำดับ

$$\begin{aligned} G_{mixing,m} &= G_{mixing,m}^{ideal} + G_{mixing,m}^{excess} \\ &= RT \sum X_i \ln X_i + RT \sum X_i \ln \gamma_i \quad \text{สมการที่ 2.11} \end{aligned}$$

ค่าฟังก์ชัน molar Gibbs free energy of mixing ของสารละลายที่เป็น binary system

$$= X_A RT \ln X_A + X_B RT \ln X_B + \Omega X_A X_B$$

$$\begin{aligned} H_{mixing,m} &= H_{mixing,m}^{ideal} + H_{mixing,m}^{excess} \\ &= 0 - \sum X_i RT^2 \left( \frac{\partial \ln \gamma_i}{\partial T} \right)_P \quad \text{สมการที่ 2.12} \end{aligned}$$

ค่าฟังก์ชัน molar enthalpy of mixing ของสารละลายที่เป็น binary system

$$= \Omega X_A X_B$$

$$\begin{aligned} S_{m,mixing} &= S_m^{ideal} + S_m^{excess} \\ &= \sum X_i R \ln X_i + 0 \quad \text{สมการที่ 2.13} \end{aligned}$$

ค่าฟังก์ชัน molar entropy of mixing ของสารละลายที่เป็น binary system

$$= X_A R \ln X_A + X_B R \ln X_B$$

นอกจากการคำนวณหาสมดุลระหว่างเฟสของแข็งและโลหะผสมหลอมเหลวจะทำให้ทราบถึงลำดับการแข็งตัวของโลหะผสมและความเข้มข้นของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอม

เหลว ได้แล้ว ยังพบว่ามีข้อมูลของความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมที่  
อุณหภูมิต่างๆ ซึ่งได้จาก Petzow, et al.<sup>30</sup> โดยแสดงไว้ในภาพที่ 10

แผนภูมิสมมูลของธาตุอะลูมิเนียมและฟอสฟอรัสแสดงไว้ในภาพที่ 11 และแผนภูมิ  
สมมูลของธาตุซิลิกอนและฟอสฟอรัสแสดงในภาพที่ 12



สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

## บทที่ 3

### ระเบียบวิธีการทดลอง

ในงานวิจัยนี้ได้ทำการลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนชนิดไฮเปอร์ยูเทคติกโดยการเติมฟอสฟอรัสที่อยู่ในรูปของสารประกอบ  $\text{Cu}_3\text{P}$  ลงในโลหะผสมหลอมเหลว แล้วเทโลหะผสมหลอมเหลวลงแบบหล่อที่ทำจากกราไฟต์ โดยตัวแปรในการลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิที่ทำการศึกษามีผลที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม ได้แก่ (1) ปริมาณซิลิคอนในโลหะผสม (2) ปริมาณฟอสฟอรัสที่เติม (3) อุณหภูมิที่ใช้ในการเติมฟอสฟอรัส นอกจากนี้ได้ทำการตรวจวัดอุณหภูมิของโลหะผสมในระหว่างการแข็งตัวของโลหะผสมแบบหล่อเพื่อการวิเคราะห์ถึงอัตราการแข็งตัวของโลหะผสม

ชิ้นงานหล่อที่ได้ทุกชิ้นจะนำไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและตรวจวัดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิโดยใช้โปรแกรม image analyzer ที่ทำงานร่วมกับกล้องจุลทรรศน์ และทำการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี ได้แก่ ปริมาณธาตุเหล็ก ทองแดง และฟอสฟอรัสที่สามารถละลายและคงอยู่ได้ในชิ้นงานหล่อโลหะผสมด้วยวิธีวิเคราะห์เคมี

นอกจากนี้ยังได้ทำการวิเคราะห์ทางเทอร์โมไดนามิกส์โดยใช้แบบจำลองสารละลายเพื่อทราบถึงความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวที่อุณหภูมิต่างๆและคำนวณลำดับการแข็งตัวของโลหะผสม

#### 3.1 การเตรียมชิ้นงานหล่อ

##### 3.1.1 อุปกรณ์ที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานหล่อ

- 1) เบ้าหลอมโลหะทำจากกราไฟต์มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.08 เมตร สูง 0.10 เมตร ความหนา  $1.2 \times 10^{-2}$  เมตร (ขนาด A2) ของมอร์แกน
- 2) แท่งโลหะอะลูมิเนียมความบริสุทธิ์ 99.97 % จากบริษัท ที.เค. อินกอต จำกัด ประเทศไทย
- 3) ธาตุซิลิคอนความบริสุทธิ์ 97% จากบริษัท ที.เค. อินกอต จำกัด ประเทศไทย
- 4) ผงของสารประกอบ  $\text{Cu}_3\text{P}$  ความบริสุทธิ์ 99.9% ผลิตโดย KANTO CHEMICAL CO. INC ประเทศญี่ปุ่น
- 5) แบบหล่อซิลทำจากกราไฟต์ติดแผ่น โลหะทองแดงและทองเหลือง
- 6) แบบหล่อชิ้นงานรูปร่างทรงกระบอกที่ทำจากกราไฟต์

- 7) เต้าไฟฟ้า
- 8) ชุดควบคุมบรรยากาศภายในเตา
- 9) ก๊าซอาร์กอน
- 10) แท่งคนที่ทำจากกราไฟต์

### 3.1.2 วิธีการเตรียมโลหะผสม

โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติกที่ใช้ในการวิจัยนี้ได้กำหนดให้มีปริมาณซิลิคอนโดยประมาณ (nominal composition) ร้อยละ 15 20 และ 25 โดยน้ำหนัก โลหะผสมจะถูกเตรียมขึ้นจากอะลูมิเนียมและซิลิคอนบริสุทธิ์ โดยตัดแบ่งแท่งโลหะอะลูมิเนียมแล้วชั่งน้ำหนักรวมกับซิลิคอน ควบคุมให้โลหะผสมมีน้ำหนักรวมประมาณ 230-270 กรัมเพื่อใช้ในการหลอมแต่ละครั้ง ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติกที่ใช้ในการทดลองแสดงไว้ในตารางที่ 1

### 3.1.3 ขั้นตอนการลดขนาดซิลิคอนปฐุมภูมิโดยการเติมฟอสฟอรัสลงในโลหะผสมหลอมเหลว

หลอมโลหะผสมในเบ้าหลอมที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิ liquidus ของโลหะผสม 250 K (อุณหภูมิ liquidus ของโลหะผสมและอุณหภูมิที่ใช้ในการหลอมโลหะผสมแสดงไว้ในตารางที่ 2) ทำการหลอมโลหะผสมภายในเต้าไฟฟ้าที่ภายในบุด้วยอิฐทนไฟและมีการควบคุมบรรยากาศภายในเต้าด้วยก๊าซอาร์กอน รอกจนกระทั่งอุณหภูมิภายในเต้าสูงเท่ากับอุณหภูมิที่ใช้หลอมที่กำหนดจากนั้นจะคงอุณหภูมิของโลหะผสมไว้ที่อุณหภูมินี้เป็นเวลา 20 นาที เมื่อครบกำหนดเวลาจะนำโลหะผสมหลอมเหลวออกจากเต้าเพื่อคนด้วยแท่งคนเป็นการตรวจสอบว่าซิลิคอนได้ละลายในอะลูมิเนียมหลอมเหลวจนหมด จากนั้นจึงเติมฟอสฟอรัสที่อยู่ในรูปของสารประกอบคอปเปอร์ฟอสไฟด์ ( $Cu_3P$ ) ที่ชั่งน้ำหนักและห่อด้วยฟอสอะลูมิเนียมลงในโลหะผสมหลอมเหลวแล้วคนด้วยแท่งคนอีกครั้ง ในการวิจัยนี้ได้กำหนดปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมไว้ 6 ค่า คือ (1) ร้อยละ 0 (2) 0.01 (3) 0.02 (4) 0.04 (5) 0.06 และ (6) 0.1 โดยน้ำหนัก เมื่อเติมสารประกอบ  $Cu_3P$  แล้วจะนำโลหะผสมกลับเข้าเต้าทันที แล้วตั้งอุณหภูมิเต้าให้เท่ากับอุณหภูมิที่ใช้เติมฟอสฟอรัสที่กำหนดไว้ เมื่ออุณหภูมิเต้าเท่ากับอุณหภูมิเติมฟอสฟอรัสจะคงอุณหภูมิของโลหะผสมหลอมเหลวไว้เป็นเวลา 10 นาทีจึงจะเทโลหะผสมหลอมเหลวลงในแบบหล่อ

เพื่อศึกษาผลของอุณหภูมิที่ใช้เติมฟอสฟอรัสที่มีต่อขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิและความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวจึงทดลองเติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิต่างกันดังนี้คือโลหะผสมที่มีซิลิคอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก เติมที่อุณหภูมิสูงกว่า

อุณหภูมิ liquidus ของโลหะผสม 200 และ 300 K ตามลำดับ ส่วนโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 20 และ 25 โดยน้ำหนักนั้นจะเดิมที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิ liquidus ของโลหะผสม 100 200 และ 300 K ตามลำดับ อุณหภูมิที่เติมฟอสฟอรัสลงในโลหะผสมที่ใช้ในการวิจัยแสดงในตารางที่ 3 และแผนภาพแสดงความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิกับเวลาที่ใช้ในเตรียมชิ้นงานหล่อแสดงไว้ในภาพที่ 13

### 3.1.4 การหล่อชิ้นงาน

เมื่อครบขั้นตอนในการหลอมโลหะผสมและการเติมฟอสฟอรัสลงในโลหะผสมแล้วจะเทโลหะผสมหลอมเหลวลงในแบบหล่อกราไฟต์ แบบหล่อที่ใช้ในการทดลองนี้มีอยู่ด้วยกัน 2 แบบได้แก่ (1) แบบหล่อทรงกระบอกที่มีเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.02 เมตร ยาว 0.15 เมตร และ (2) แบบหล่อซิล 2 ชั้นที่ด้านหนึ่งสัมผัสกับทองแดงและทองเหลืองตามลำดับ รูปร่างและขนาดของแบบหล่อกราไฟต์ทั้ง 2 แบบแสดงไว้ในภาพที่ 14

## 3.2 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

ชิ้นงานหล่อทรงกระบอกทุกชิ้นจะถูกนำมาเตรียมเพื่อการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค และตรวจวัดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิโดยใช้โปรแกรม image analyzer รุ่น Quantimet 600 ที่ทำงานร่วมกับกล้องจุลทรรศน์ โดยมีขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานดังต่อไปนี้

- 1) ตัดชิ้นงานหล่อทรงกระบอกที่ระยะ 0.04 เมตรวัดจากปลายด้านล่างของชิ้นงาน ให้มีความหนา  $5 \times 10^{-3}$  เมตร ตำแหน่งที่จะทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคแสดงไว้ในภาพที่ 14
- 2) นำชิ้นงานที่ตัดแล้วไปอัดลงผง phenolic hot mounting resin ของบริษัท Struers ด้วยเครื่อง mounting press ของ BUEHLER
- 3) ขัดชิ้นงานด้วยกระดาษทราย (SiC) จนถึงความละเอียด 4000 grit
- 4) นำชิ้นงานมาขัดละเอียดด้วยผงเพชรความละเอียด 4 1 และ 0.25 ไมครอน ตามลำดับ โดยในแต่ละครั้งที่มีการเพิ่มความละเอียดของผงเพชรที่ใช้ขัดต้องระมัดระวังในเรื่องของความสะอาดและการปนเปื้อนของผงเพชรขนาดหยาบกว่า จึงจำเป็นที่จะต้องล้างชิ้นงานให้สะอาดล้างแทนขัดและเปลี่ยนผ้าขัดให้เหมาะสมกับความละเอียดของผงเพชร

นำชิ้นงานที่เตรียมได้ไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ตรวจวัดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิด้วยโปรแกรม image analyzer รุ่น Quantimet 600 ที่ทำงานร่วมกับกล้องจุลทรรศน์ และเงื่อนไขในการตรวจวัดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิเป็นดังนี้

- 1) ใช้เลนส์ที่มีกำลังขยาย 10 เท่า ในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่ไม่ได้เติมฟอสฟอรัส
- 2) ใช้เลนส์ที่มีกำลังขยาย 20 เท่า ในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่มีการเติมฟอสฟอรัส
- 3) ทำการตรวจวัดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิที่ตำแหน่งจากจุดศูนย์กลางของชิ้นงานเป็นระยะ  $5 \times 10^{-3}$  เมตร กำหนดมาตรฐานในการวัดโดยให้ขนาดของผลึกซิลิคอนปฐมภูมิเทียบเท่ากับเส้นผ่านศูนย์กลางของวงกลมที่มีพื้นที่เท่ากับซิลิคอนปฐมภูมิที่ปรากฏบนภาคตัดขวางของชิ้นงาน

### 3.3 การตรวจวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีในชิ้นงานหล่อโลหะผสม

ทำการตรวจวิเคราะห์ปริมาณธาตุเหล็ก ทองแดง และฟอสฟอรัสในชิ้นงานหล่อโลหะผสม สำหรับปริมาณฟอสฟอรัสที่คาดว่าจะตรวจพบในชิ้นงานมีค่าประมาณร้อยละ 0.001-0.10 โดยน้ำหนักซึ่งมีค่าต่ำมาก ดังนั้นจึงเลือกใช้วิธี ICP (Inductively Coupled Plasma) optical Emission Spectrometry<sup>31</sup> เนื่องจากสามารถวิเคราะห์ปริมาณฟอสฟอรัสในระดับต่ำๆ ได้โดยที่มีความแม่นยำสูง นอกจากนี้ธาตุอะลูมิเนียม ซิลิคอนและเหล็ก ซึ่งเป็นธาตุผสมหลักของโลหะผสมยังไม่มีผลต่อความแม่นยำของการตรวจวัดด้วยวิธีนี้

การตรวจวัดปริมาณฟอสฟอรัสในชิ้นงานหล่อโลหะผสมด้วยวิธีนี้ต้องเตรียมชิ้นงานหล่อโลหะผสมให้อยู่ในรูปของสารละลาย เพื่อนำไปตรวจวัดความเข้มข้นของฟอสฟอรัสในสารละลายแล้วนำผลที่ได้ไปคำนวณย้อนกลับเป็นปริมาณฟอสฟอรัสในโลหะผสมต่อไป

#### 3.3.1 สารเคมีที่ใช้ในการเตรียมสารละลาย

- 1) กรดไฮโดรฟลูออริกเข้มข้น (HF)
- 2) กรดไฮโดรคลอริกเข้มข้น (HCl)
- 3) กรดไนตริกเข้มข้น (HNO<sub>3</sub>)

#### 3.3.2 การเตรียมชิ้นงานหล่อเพื่อการตรวจวัดปริมาณฟอสฟอรัส

ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานให้อยู่ในรูปสารละลายมีต่อไปนี้เป็น

- 1) ชั่งน้ำหนักเศษกลึงของชิ้นงานหล่อที่ต้องการตรวจสอบให้ได้ 1 กรัม ในบีกเกอร์ที่ทำจาก Teflon ขนาด 250 มิลลิลิตร
- 2) เติมกรดไฮโดรฟลูออริก (HF) ปริมาณ 5 มิลลิลิตร ลงในบีกเกอร์ กรด HF ที่เติม



จะทำปฏิกิริยากับซัลไฟคอนในโลหะผสมจนเกิดฟองฟูและไอร้อน

- 3) ร่อนปฏิกิริยาลดความรุนแรงโดยสังเกตจากฟองฟู แล้วจึงนำไปให้ความร้อนที่อุณหภูมิประมาณ 423 K จนกระทั่งกรดแห้งสนิทแล้วจึงฉีดน้ำกลั่นเพื่อชะกรดรอบๆด้านในภาชนะ
- 4) ร่อนกระทั่งเศษโลหะผสมที่เหลืออยู่แห้งและหลุดร่อนได้ ทั้งนี้เพื่อป้องกันการปนเปื้อนของกรดไฮโดรฟลูออริกในภาชนะแก้วซึ่งจะทำให้เกิดปฏิกิริยากับซิลิกาได้ จากนั้นจึงนำเศษที่เหลืออยู่ในบีกเกอร์แก้วขนาด 500 มิลลิลิตร เพื่อเตรียมละลายเศษโลหะผสมที่เหลืออยู่ต่อไป
- 5) นำโลหะที่เหลือมาละลายต่อด้วยกรด aqua regia ปริมาณ 40 มิลลิลิตร (กรด aqua regia เตรียมขึ้นจากกรดไนตริก ( $\text{HNO}_3$ ) และกรดไฮโดรคลอริก ( $\text{HCl}$ ) ผสมกันในอัตราส่วน 3 : 1) ต้มจนกระทั่งควันสีเหลืองหายไป
- 6) นำส่วนที่เหลือจากการละลายมากรองออกด้วยกระดาษกรองความละเอียดขนาด crystalline สารละลายที่ได้เป็นสารละลายใสไม่มีสี เมื่อกรองสารละลายแล้วจะเติมน้ำกลั่นเพื่อกำหนดปริมาตรสารละลายเป็น 100 มิลลิลิตร
- 9) นำสารละลายที่เตรียมได้ไปทดสอบหาความเข้มข้นของธาตุเหล็ก ทองแดง และฟอสฟอรัสในสารละลายโดยใช้วิธี ICP optical emission spectrometry

ส่วนการวิเคราะห์ปริมาณธาตุซัลไฟคอนในชิ้นงานหล่อโลหะผสมกระทำโดยนำชิ้นงานที่ได้จากแบบหล่อซิลไปตรวจวัดส่วนผสมทางเคมีด้วยวิธี Spark Emission Spectrometry

### 3.4 การคำนวณความสามารถในการละลาย (solubility) ของฟอสฟอรัสในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซัลไฟคอนหลอมเหลวด้วยแบบจำลองเทอร์โมไดนามิกส์

การคำนวณหาความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในสภาวะสมดุลทางเทอร์โมไดนามิกส์ เริ่มต้นโดยการคำนวณฟังก์ชันเทอร์โมไดนามิกส์ ซึ่งได้แก่ (1) molar Gibbs free energy ของโลหะผสมหลอมเหลว (2) Gibbs free energy ของการเกิดสารประกอบ AIP (Gibbs free energy of formation) จากนั้นใช้เทคนิค common tangent หาความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวซึ่งก็คือสมดุลระหว่างเฟสของสารประกอบ AIP และโลหะผสมหลอมเหลวนั่นเอง

คำนวณหาฟังก์ชัน molar Gibbs free energy ของโลหะผสมหลอมเหลวจากสมการที่ 2.4

$$G_m = G_m^{ideal} + G^E$$

จะได้ว่า

$$G_m = X_{Al} \mu_{Al}^o + X_{Si} \mu_{Si}^o + X_P \mu_P^o + RT X_{Al} \ln X_{Al} + RT X_{Si} \ln X_{Si} + RT X_P \ln X_P + G^E \quad \text{สมการที่ 3.1}$$

$G_m$  : molar Gibbs free energy of solution, joule per mole

$\mu_i^o$  : standard Gibbs free energy หรือ chemical potential ของธาตุประกอบในสภาวะบริสุทธิ์, joule per mole

$G^E$  : excess Gibbs free energy, joule per mole

$X$  : สัดส่วนโดยโมล

ในการคำนวณหา  $G^E$  นั้นได้ใช้แบบจำลองสารละลาย regular สำหรับธาตุคู่ (1) อะลูมิเนียมและซิลิคอน (2) ซิลิคอนและฟอสฟอรัส โดย  $\Omega$  (interaction parameter) มีค่าที่ไม่ขึ้นกับอุณหภูมิ และสำหรับธาตุคู่ (3) อะลูมิเนียมและฟอสฟอรัส พบว่า  $\Omega$  มีค่าแปรผันตามอุณหภูมิ ดังนั้นจากสมการที่ 2.7 จะได้ว่าฟังก์ชัน  $G^E$  ของระบบ 3 ธาตุ (อะลูมิเนียม-ซิลิคอน-ฟอสฟอรัส) เท่ากับ

$$G^E = X_{Al} X_{Si} \Omega_{Al-Si} + X_{Si} X_P \Omega_{Si-P} + X_{Al} X_P \Omega_{Al-P} \quad \text{สมการที่ 3.2}$$

จากสมการที่ 2.10 จะได้ว่า  $\Omega$  สำหรับระบบสองธาตุของแต่ละคู่เท่ากับ

$$\begin{aligned} \Omega_{Al-Si} &= \frac{\ln \gamma_{Al} RT}{X_{Si}^2}, \frac{\ln \gamma_{Si} RT}{X_{Al}^2} \\ \Omega_{Si-P} &= \frac{\ln \gamma_{Si} RT}{X_P^2}, \frac{\ln \gamma_P RT}{X_{Si}^2} \\ \Omega_{Al-P} &= \frac{\ln \gamma_{Al} RT}{X_P^2}, \frac{\ln \gamma_P RT}{X_{Al}^2} \end{aligned} \quad \text{สมการที่ 3.3}$$

และจากการคำนวณหา  $\Omega_{Al-Si}$  โดยใช้ฐานข้อมูล SGTE<sup>14</sup> ของโปรแกรม ThermoCalc version M<sup>14</sup> พบว่า  $\Omega_{Al-Si}$  มีค่าเท่ากับ -14424.642 Joule/mol ส่วน  $\Omega_{Si-P}$  มีค่าเท่ากับ -19318.1277 Joule/mol แต่  $\Omega_{Al-P}$  นั้นจะแปรผันตามอุณหภูมิโดยมีค่าเป็นฟังก์ชันของสมการเส้นตรงดังนี้

$$\Omega_{Al-P} = -1.98188 \times 10^5 + 64.786 T \text{ (Kelvin)} \quad \text{สมการที่ 3.4}$$

เมื่อทราบค่าของ  $\Omega$  (interaction parameter) ของระบบธาตุคู่แล้วจึงสามารถคำนวณหา ค่าฟังก์ชัน  $G^E$  ได้โดยใช้สมการที่ 3.2 ส่วนการคำนวณหาค่าฟังก์ชัน  $G_m$  ตามสมการที่ 3.1 นอกเหนือจากฟังก์ชัน  $G^E$  จะเห็นว่ามีค่าฟังก์ชันเทอร์โมไดนามิกส์ที่จำเป็นต้องทราบได้แก่ ค่าฟังก์ชัน standard Gibbs free energy ของธาตุอะลูมิเนียม ซิลิคอน และฟอสฟอรัสบริสุทธิ์ ในสถานะของเหลว ซึ่งในที่นี้ได้คำนวณโดยอาศัยฐานข้อมูล SGTE<sup>14</sup> ของโปรแกรม Thermo-Calc

เพื่อคำนวณหาความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวโดยใช้เทคนิค common tangent จึงได้คำนวณค่าฟังก์ชัน Gibbs free energy ของการเกิดสารประกอบ AIP ที่อุณหภูมิต่างๆ โดยอาศัยฐานข้อมูล SGTE<sup>14</sup> ของโปรแกรม Thermo-Calc เช่นกัน

ค่าฟังก์ชันเทอร์โมไดนามิกส์ที่ใช้ในการคำนวณความสามารถในการละลายของ ฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวได้แสดงไว้ในตารางที่ 4

### 3.5 การคำนวณลำดับกระบวนการของการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ชนิดไฮเปอร์ยูเทกติกที่เติมฟอสฟอรัส

คำนวณลำดับกระบวนการของการแข็งตัวของโลหะผสมโดยใช้โปรแกรม Thermo-Calc version M ซึ่งใช้แบบจำลองสารละลาย sub-regular ตามสมการที่ 2.8 ในการคำนวณหา ฟังก์ชัน molar Gibbs free energy ของโลหะผสมหลอมเหลว

ขั้นตอนการคำนวณเป็นดังต่อไปนี้

- (1) เลือกฐานข้อมูลที่จะใช้ในการคำนวณ ในที่นี้ได้เลือกฐานข้อมูล SGTE<sup>14</sup>
- (2) กำหนดธาตุผสมของโลหะผสม (อะลูมิเนียม ซิลิคอน ฟอสฟอรัส)
- (3) กำหนดเงื่อนไขในการคำนวณเริ่มต้นดังนี้
  - อุณหภูมิ 900 K
  - จำนวนโมลรวมของระบบเท่ากับ 1 โมล
  - ความดันบรรยากาศ 101325 Pa
  - สัดส่วนโมลของซิลิคอนเท่ากับ 0.19369 (20 wt.%Si) และสัดส่วนโมลของ ฟอสฟอรัสเท่ากับ 0.01

- (4) กำหนดหาสมการระหว่างเฟสภายใต้เงื่อนไขที่กำหนด
- (5) กำหนดลำดับการแข็งตัวของโลหะผสม

### 3.6 การตรวจวัดอุณหภูมิของโลหะผสมในระหว่างการแข็งตัว

ทำการตรวจวัดการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิในระหว่างการแข็งตัวของโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 15 20 และ 25 โดยน้ำหนัก ทั้งที่ไม่ได้เติมฟอสฟอรัสและที่เติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก ขั้นตอนการเตรียมโลหะผสม การหลอมและการเติมฟอสฟอรัสเป็นไปตามหัวข้อที่ 3.1 ส่วนอุณหภูมิที่ใช้หลอมและอุณหภูมิที่ใช้เติมฟอสฟอรัสได้แสดงไว้ในตารางที่ 5

การตรวจวัดอุณหภูมิของน้ำโลหะในระหว่างการแข็งตัวภายในแบบหล่อรูปร่างทรงกระบอกกระทำโดยยื่นลวดหัววัดคู่ความร้อน (thermocouples) ชนิด K เส้นผ่านศูนย์กลางของลวด  $5 \times 10^{-4}$  เมตร เข้าไปในบริเวณใจกลางแบบหล่อดังแสดงตำแหน่งการติดตั้งลวดหัววัดคู่ความร้อนไว้ในภาพที่ 14 หัววัดคู่ความร้อนนี้จะต่อเข้ากับช่องสัญญาณของอุปกรณ์ data acquisition (D/A) ที่ติดตั้งกับเครื่อง PC คอมพิวเตอร์ เพื่อตรวจวัดความต่างศักย์ของน้ำโลหะอันเป็นผลของการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิแล้วแสดงผลเป็นอุณหภูมิโดยเงื่อนไขที่กำหนดให้กับอุปกรณ์ D/A เป็นดังต่อไปนี้

- 1) ความต่างศักย์ที่วัดได้อยู่ในช่วง  $\pm 5$  Volt
- 2) sampling rate 1000 ครั้ง/วินาที

## บทที่ 4

### ผลการทดลอง

#### 4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ

ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมสามารถแบ่งโลหะผสมออกเป็น 2 กลุ่ม ได้แก่ (1) โลหะผสมที่ไม่ได้เติมฟอสฟอรัสเพื่อลดขนาดซึลิกอนปฐุมภูมิ (2) โลหะผสมที่เติมฟอสฟอรัสเพื่อลดขนาดซึลิกอนปฐุมภูมิที่หล่อภายใต้เงื่อนไขต่างๆ

##### 4.1.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่ไม่ได้เติมฟอสฟอรัส

จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมรูปร่างทรงกระบอกพบว่าโครงสร้างจุลภาคโดยทั่วไปจะประกอบด้วยผลึกของซึลิกอนปฐุมภูมิที่มีขนาดและรูปร่างพื้นฐานต่างกันกระจายตัวอยู่ในโครงสร้างเนื้อพื้นที่เป็นยูเทคติกและปรากฏเดนไดรท์อะลูมิเนียม (alpha) บริเวณรอบๆผลึกของซึลิกอนปฐุมภูมิโดยตัวแปรสำคัญที่มีผลต่อขนาดรูปร่างพื้นฐาน และการกระจายตัวของผลึกของซึลิกอนปฐุมภูมิได้แก่ (1) ปริมาณซึลิกอนในโลหะผสม (2) อุณหภูมิเท (3) อัตราการเย็นตัวของโลหะผสม

##### 4.1.1.1 ผลของปริมาณซึลิกอนในโลหะผสมที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม

ผลการตรวจวัดขนาดของซึลิกอนปฐุมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่มีปริมาณซึลิกอนร้อยละ 15 20 และ 25 โดยน้ำหนักและมีอัตราการเย็นตัวเท่ากับ 110 K/sec แสดงไว้ในตารางที่ 6 และภาพที่ 15 จะเห็นว่าซึลิกอนปฐุมภูมิที่ตกผลึกออกมาจะมีขนาดใหญ่ขึ้นเมื่อปริมาณซึลิกอนในโลหะผสมสูงขึ้น โดยซึลิกอนปฐุมภูมิในโลหะผสมที่มีซึลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนักจะมีขนาดใหญ่กว่าซึลิกอนปฐุมภูมิในโลหะผสมที่มีซึลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนักประมาณ 3 เท่า

จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อยังแสดงให้เห็นว่าเมื่อปริมาณซึลิกอนในโลหะผสมสูงขึ้นจะทำให้รูปร่างของผลึกซึลิกอนปฐุมภูมิเปลี่ยนแปลงด้วย ภาพที่ 16 นั้นเป็นภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่มีปริมาณซึลิกอนในโลหะผสมต่างกัน โดยภาพที่ 16(a) เป็นภาพโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่มีปริมาณซึลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก ซึ่งจะเห็นว่าซึลิกอนปฐุมภูมิที่กระจายตัวอยู่ในโครง

สร้างยูเทกติกมีรูปร่างพื้นฐานเป็นผลึกคล้ายทรงกลมหรือที่เรียกกันว่า polyhedral primary silicon และมีเดนไดรต์อะลูมิเนียม (alpha) บริเวณรอบๆผลึกซิลิคอนปฐมภูมิ ส่วนภาพที่ 16 (b) และ 16 (c) เป็นภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่มีซิลิคอนร้อยละ 20 และ 25 โดยน้ำหนัก ตามลำดับ ซึ่งจะเห็นว่ารูปร่างพื้นฐานของซิลิคอนปฐมภูมิจะเป็นแฉกคล้ายดาวหรือที่เรียกกันว่า star-shaped primary silicon โดยมีเดนไดรต์อะลูมิเนียม (alpha) รอบๆผลึก

#### 4.1.1.2 ผลของอุณหภูมิที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม

ผลการตรวจวัดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 15 20 และ 25 โดยน้ำหนัก และเทที่อุณหภูมิต่างๆแสดงไว้ในตารางที่ 7 และภาพที่ 17 แสดงให้เห็นว่าเมื่ออุณหภูมิที่ใช้เทโลหะผสมสูงขึ้นจะทำให้ซิลิคอนปฐมภูมิที่ตกผลึกออกมา มีขนาดใหญ่ขึ้นด้วย โดยเฉพาะโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก เมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นจาก 1095 เป็น 1195 K ซิลิคอนปฐมภูมิที่ตกผลึกออกมาจะมีขนาดใหญ่ขึ้นประมาณ 1.8 เท่า

#### 4.1.1.3 ผลของอัตราการเย็นตัวที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม

ภาพที่ 18 เป็นภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิเท 1123 K แสดงให้เห็นผลของอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน (local cooling rate) ที่มีต่อขนาดและการกระจายตัวของผลึกซิลิคอนปฐมภูมิ จำนวนของผลึกซิลิคอนปฐมภูมิต่อหน่วยพื้นที่จะแปรผันตามระยะทางจากผนังแบบหล่อ กล่าวคือบริเวณผิวของชิ้นงานที่มีการสัมผัสกับผนังแบบหล่อซึ่งเป็นบริเวณที่น้ำโลหะจะแข็งตัวก่อนและมีอัตราการเย็นตัวสูงกว่าบริเวณอื่นๆของชิ้นงานจะมีผลึกซิลิคอนปฐมภูมิต่อหน่วยพื้นที่จำนวนมากและมีลักษณะเป็น polyhedral primary silicon ดังแสดงไว้ในภาพที่ 18(a) ส่วนบริเวณที่ห่างจากผิวชิ้นงาน  $5 \times 10^{-3}$  เมตร และบริเวณใจกลางชิ้นงานซึ่งเป็นบริเวณที่มีอัตราการเย็นตัวต่ำกว่า บริเวณผิวของชิ้นงานพบว่าผลึกของซิลิคอนปฐมภูมิมีขนาดใหญ่และมีลักษณะเป็น star-shaped primary silicon มากขึ้น ดังแสดงไว้ในภาพที่ 18 (b) และ 18 (c) ตามลำดับ

#### 4.1.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่เติมฟอสฟอรัสภายใต้เงื่อนไขต่างๆ

จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมพบว่าการเติมฟอสฟอรัสที่อยู่ในรูปของ  $\text{Cu}_3\text{P}$  สามารถช่วยลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิได้และยังช่วยทำให้รูป

ทรงลักษณะของผลึกซิลิคอนปฐมภูมิมักมีลักษณะเป็น polyhedral primary silicon มากขึ้นรวมทั้งมีและกระจายตัวสม่ำเสมอมากขึ้น โดยอยู่โครงสร้างเนื้อพื้นที่ส่วนใหญ่เป็นยูเทคติกและปรากฏเด่นไครท์อะลูมิเนียม (alpha) รอบๆผลึกของซิลิคอนปฐมภูมิ ตัวแปรในการลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิที่ได้ทำการศึกษาถึงผลที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนั้น ได้แก่ (1) ปริมาณฟอสฟอรัสที่เติม (2) อุณหภูมิที่ใช้เติมฟอสฟอรัส

#### 4.1.2.1 ผลของปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมที่มีต่อขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ

ผลการตรวจวัดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนักและเติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิ 1095 และ 1195 K แสดงไว้ในตารางที่ 8 และภาพที่ 19 แสดงให้เห็นว่าการเติมฟอสฟอรัสในปริมาณร้อยละ 0.01-0.10 โดยน้ำหนักสามารถลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิตั้งได้ประมาณ 3 เท่าเมื่อเปรียบเทียบกับขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในโลหะผสมที่ไม่ได้เติมฟอสฟอรัส

ผลการตรวจวัดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนักและเติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิ 1060 1160 และ 1260 K แสดงไว้ในตารางที่ 9 และภาพที่ 20 แสดงให้เห็นว่าขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิลดลงเมื่อฟอสฟอรัสที่เติมเพิ่มขึ้นจาก 0.01 เป็น 0.02 และ 0.04 โดยน้ำหนักตามลำดับ อย่างไรก็ตามเมื่อปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมเพิ่มขึ้นเป็นร้อยละ 0.06 และ 0.10 โดยน้ำหนัก ตามลำดับ กลับพบว่าไม่ส่งผลให้ขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในโลหะผสมลดลงไปกว่าในโลหะผสมที่ไม่ได้เติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.04 โดยน้ำหนัก

ผลการตรวจวัดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนักและเติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิ 1123 1223 และ 1323 K แสดงไว้ในตารางที่ 10 และภาพที่ 21 แสดงให้เห็นว่าเมื่อปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมเพิ่มขึ้นจากร้อยละ 0.01 จนถึง 0.10 โดยน้ำหนักส่งผลให้ขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิที่ตกผลึกออกมามีขนาดเล็ก โดยเฉพาะเมื่อเติมฟอสฟอรัสในปริมาณร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก พบว่าขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิลดลงถึง 5 เท่าเมื่อเปรียบเทียบกับขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในโลหะผสมที่ไม่ได้เติมฟอสฟอรัส

นอกจากการเติมฟอสฟอรัสจะช่วยลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิได้ยังพบว่าเมื่อผลต่อรูปทรงลักษณะของซิลิคอนปฐมภูมิอีกด้วย ในภาพที่ 22 เป็นภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนักเติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิ 1195 K

แสดงให้เห็นว่าซิลิคอนปฐมภูมิมีลักษณะเป็น polyhedral primary silicon มากขึ้นเมื่อเติมฟอสฟอรัส ส่วนภาพที่ 23 และ 24 นั้นเป็นภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 20 และ 25 โดยน้ำหนักที่เติมฟอสฟอรัสในปริมาณต่างๆ ที่อุณหภูมิ 1160 1123 K ตามลำดับ แสดงให้เห็นว่าในโลหะผสมที่ไม่ได้เติมฟอสฟอรัสนั้นซิลิคอนปฐมภูมิมิขนาดใหญ่วัดที่ตกผลึกออกมาจะมีรูปร่างพื้นฐานเป็น star-shaped primary silicon ส่วนในโลหะผสมที่เติมฟอสฟอรัสนั้นนอกจากผลึกซิลิคอนปฐมภูมิจะมีขนาดเล็กแล้วยังมีลักษณะพื้นฐานเป็น polyhedral primary silicon มากขึ้นด้วย การเปลี่ยนรูปร่างพื้นฐานของซิลิคอนปฐมภูมินี้จะเห็นได้ชัดเจนมากขึ้นเมื่อปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมเพิ่มขึ้น

#### 4.1.2.2 ผลของอุณหภูมิที่ใช้เติมฟอสฟอรัสต่อขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ

ภาพที่ 19 ซึ่งเป็นผลการตรวจวัดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก แสดงให้เห็นว่าซิลิคอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อที่เติมฟอสฟอรัสในปริมาณเท่ากันทั้งที่เติมที่อุณหภูมิ 1095 และ 1195 K มีขนาดใกล้เคียงกันมากคือประมาณ 20 ไมครอน ดังนั้นจึงกล่าวได้ว่าการเพิ่มอุณหภูมิเติมไม่ช่วยให้การลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิได้ผลดีขึ้น

ส่วนผลการตรวจวัดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก และเติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิ 1060 1160 และ 1260 K แสดงในภาพที่ 20 จะเห็นว่าเมื่ออุณหภูมิที่ใช้เติมฟอสฟอรัสสูงขึ้นจะช่วยให้การลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิได้ผลดีขึ้นหากปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมน้อยกว่าร้อยละ 0.06 โดยน้ำหนัก แต่เมื่อปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมเพิ่มขึ้นเป็นร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก ขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อที่เติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิต่างๆกันมีค่าใกล้เคียงกัน

ภาพที่ 21 ซึ่งเป็นผลการตรวจวัดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก เติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิ 1123 1223 และ 1323 K แสดงให้เห็นว่าเมื่ออุณหภูมิที่ใช้เติมฟอสฟอรัสสูงขึ้นซิลิคอนปฐมภูมิที่ตกผลึกออกมาจะมีขนาดเล็กลงหากปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมอยู่ระหว่าง 0.01-0.06 โดยน้ำหนัก อย่างไรก็ตามเมื่อปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมเพิ่มเป็นร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก กลับพบว่าซิลิคอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อที่เติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิต่างๆกันมีขนาดใกล้เคียงกัน



#### 4.1.2.3 ผลของการเติมฟอสฟอรัสต่อการกระจายตัวของผลึกซิลิคอนปฐมภูมิ

ภาพที่ 25 เป็นภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนักและเติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนักที่อุณหภูมิ 1123 K ถ่ายที่บริเวณต่างๆ ของชิ้นงาน แสดงให้เห็นว่าการเติมฟอสฟอรัสนอกจากจะช่วยลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิลงได้แล้วยังมีผลยังทำให้กระจายตัวของซิลิคอนปฐมภูมิดีขึ้นด้วย จากภาพที่ 25 (a) ซึ่งถ่ายที่บริเวณใกล้ขอบของชิ้นงาน ภาพที่ 25 (b) และภาพที่ 25 (c) ถ่ายที่ระยะห่างจากขอบของชิ้นงานเป็นระยะ  $5 \times 10^{-3}$  เมตร และบริเวณใจกลางชิ้นงาน ตามลำดับ จะเห็นว่าจำนวนผลึกต่อหน่วยพื้นที่ของบริเวณต่างๆ ใกล้เคียงกัน

#### 4.2 ผลการตรวจวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีในชิ้นงานหล่อโลหะผสม

ผลการตรวจวิเคราะห์ปริมาณธาตุซิลิคอน เหล็ก ทองแดง และฟอสฟอรัสในชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่มีซิลิคอนร้อยละ 15 20 และ 25 โดยน้ำหนัก แสดงในตารางที่ 11 12 และ 13 ตามลำดับ

ภาพที่ 26 เป็นกราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมกับปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมลงในโลหะผสมที่มีซิลิคอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก พบว่าเมื่อปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมเพิ่มขึ้นจะทำให้ปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายได้ในโลหะผสมสูงขึ้น นอกจากนี้จะเห็นว่าฟอสฟอรัสละลายในโลหะผสมได้มากขึ้นเมื่ออุณหภูมิที่ใช้เติมฟอสฟอรัสสูงขึ้น

กราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมกับปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมของโลหะผสมที่มีซิลิคอนร้อยละ 20 และ 25 โดยน้ำหนัก แสดงในภาพที่ 27 และ 28 ตามลำดับ ซึ่งจะเห็นว่าแนวโน้มเช่นเดียวกับโลหะผสมที่มีซิลิคอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก

#### 4.3 ผลการคำนวณความสามารถในการละลาย (solubility) ของฟอสฟอรัสในโลหะผสมด้วยแบบจำลองเทอร์โมไดนามิกส์

ภาพที่ 29 เป็นผลการคำนวณความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวที่อุณหภูมิต่างๆ แสดงให้เห็นว่าความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสเป็น

ฟังก์ชันของอุณหภูมิและปริมาณซิลิกอนในโลหะผสม กล่าวคือฟอสฟอรัสสามารถละลายในโลหะผสมได้มากขึ้นเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น แต่ความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสจะลดลงหากปริมาณซิลิกอนในโลหะผสมสูงขึ้น ทั้งนี้ฟอสฟอรัสที่ไม่สามารถละลายในโลหะผสมก็จะรวมตัวกับอะลูมิเนียมเกิดเป็นสารประกอบ AIP ตกผลึกออกมา

#### 4.4 ผลการตรวจวัดอุณหภูมิของโลหะผสมในระหว่างการแข็งตัว

ผลการตรวจวัดอุณหภูมิในระหว่างการแข็งตัวของโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 20 และ 25 โดยน้ำหนัก ซึ่งเทที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิ liquidus ของโลหะผสม 300 K แสดงในภาพที่ 30 31 และ 32 ตามลำดับ ส่วนผลการตรวจวัดอุณหภูมิระหว่างการแข่งขันของโลหะผสมที่เติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนักที่อุณหภูมิเหนืออุณหภูมิ liquidus ของโลหะผสม 300 K แสดงในภาพที่ 33-35

การตรวจวัดอุณหภูมิของโลหะผสมในระหว่างการแข็งตัวภายในแบบหล่อรูปทรงกระบอกแสดงให้เห็นว่าโลหะผสมหลอมเหลวแข็งตัวอย่างรวดเร็วภายในเวลาไม่เกิน 12 วินาที และพบว่าอัตราการแข็งตัวของโลหะผสมมีค่าใกล้เคียงกันดังแสดงในภาพที่ 36 จึงกล่าวได้ว่าปริมาณซิลิกอนในโลหะผสมและการเติมฟอสฟอรัสไม่มีผลต่ออัตราการแข็งตัวของโลหะผสมภายในแบบหล่อรูปทรงกระบอก ผลการตรวจวัดไม่สามารถแสดงถึงการเปลี่ยนแปลงอัตราการแข็งตัวของโลหะผสมเนื่องจากการตกผลึกของซิลิกอนปฐมภูมิ อย่างไรก็ตามจากการตรวจวัดนี้ทำให้ทราบว่าอุณหภูมิตกของโลหะผสมอยู่ที่ 853 K

#### 4.5 ผลการคำนวณลำดับการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอน

##### ชนิดไฮเปอร์ยูเทคติกที่เติมฟอสฟอรัส

จากภาพที่ 37 เป็นภาพของภาคตัดขวาง (vertical section) จากแผนภูมิสมดุล 3 ธาตุ (อะลูมิเนียม-ซิลิกอน-ฟอสฟอรัส) ของโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก แสดงให้เห็นว่าความเข้มข้นของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวลดลงเมื่ออุณหภูมิของโลหะผสมลดลง (เส้นหมายเลข 1 ภาพที่ 37) และในสภาวะสมดุลทางเทอร์โมไดนามิกส์ระบบจะประกอบด้วยสารประกอบ AIP และโลหะผสมหลอมเหลว เนื่องจากฟอสฟอรัสที่ไม่สามารถละลายในโลหะผสมจะรวมตัวกับอะลูมิเนียมเกิดเป็นสารประกอบ AIP ตกผลึกออกมา

เมื่ออุณหภูมิของโลหะผสมลดลงจนถึงอุณหภูมิที่ซิลิคอนปฐมภูมิเริ่มตกผลึกออกมา (เส้นตรงหมายเลข 1 ภาพที่ 37) ความเข้มข้นของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวจะกลับเพิ่มขึ้น จนกระทั่งโลหะผสมเย็นตัวลงจนถึงอุณหภูมิเหนืออุณหภูมิยูเทคติกของโลหะผสมเล็กน้อย(เส้นหมายเลข 2 ภาพที่ 37) และในสภาวะสมดุลนี้ระบบจะประกอบด้วย 3 เฟสคือ (1) โลหะผสมหลอมเหลว (2) ซิลิคอนปฐมภูมิ (3) สารประกอบ AIP

จนกระทั่งอุณหภูมิของโลหะผสมลดลงจนถึงอุณหภูมิ 853 K โลหะผสมหลอมเหลวที่เหลืออยู่จะเริ่มแข็งตัวและมีโครงสร้างยูเทคติกและสิ้นสุดการแข็งตัวเมื่ออุณหภูมิของโลหะผสมลดลงจนถึงอุณหภูมิยูเทคติก 3 ธาตุที่ 848 K



สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

## บทที่ 5

### วิจารณ์ผลการทดลอง

#### 5.1 ความสามารถละลายในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลว

ผลการคำนวณหาความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสซึ่งแสดงในภาพที่ 29 แสดงให้เห็นว่าความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวขึ้นกับตัวแปรซึ่งได้แก่

- (1) อุณหภูมิ อุณหภูมิที่สูงขึ้นจะเพิ่มความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสม
- (2) ปริมาณซิลิคอนในโลหะผสม ปริมาณซิลิคอนในโลหะผสมที่สูงขึ้นจะทำให้ความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสลดลง

เมื่อเปรียบเทียบความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสที่ได้จากผลการทดลองกับข้อมูลที่ได้จาก ความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสจาก Petzow et al.<sup>29</sup> ในภาพที่ 10 พบว่าความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมตามเอกสารอ้างอิงที่ 29 มีค่าต่ำกว่าความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสที่ได้จากผลการทดลองและผลของการคำนวณเทอร์โมไดนามิกส์ในที่นี่อยู่มาก นอกจากนี้ยังแสดงแนวโน้มที่แตกต่างไปกล่าวคือปริมาณซิลิคอนในโลหะผสมแทบจะไม่มีผลต่อความเข้มข้นของฟอสฟอรัสในโลหะผสม

จากผลการตรวจวัดปริมาณฟอสฟอรัสที่สามารถละลายและคงอยู่ได้ในชิ้นงานหล่อ โลหะผสมที่มีซิลิคอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก ในภาพที่ 26 แสดงให้เห็นว่าเมื่อปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมสูงขึ้นจะทำให้ฟอสฟอรัสที่สามารถละลายและคงอยู่ได้ในโลหะผสมสูงขึ้นเนื่องจากฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมนั้นยังไม่ทำให้ความเข้มข้นของฟอสฟอรัสในโลหะผสมสูงขึ้นจนถึงจุดอิ่มตัว จนกระทั่งเมื่อปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมสูงขึ้นถึงค่าหนึ่งจึงจะทำให้ฟอสฟอรัสที่ละลายได้ในโลหะผสมสูงขึ้นจนกระทั่งมีค่าเท่ากับความสามารถในการละลาย และจากผลการวิเคราะห์ปริมาณฟอสฟอรัสจะได้ว่าความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลว ณ อุณหภูมิที่ใช้เติมฟอสฟอรัสมีค่าเท่ากับปริมาณฟอสฟอรัสที่สูงที่สุดที่ตรวจพบในโลหะผสมตามที่แสดงในภาพที่ 26 นอกจากนี้ผลการวิเคราะห์ปริมาณฟอสฟอรัสยังชี้ให้เห็นว่าเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นจะทำให้ความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมสูงขึ้นเล็กน้อยซึ่งเป็นไปตามผลการทำนายความสามารถในการละลายจากเทอร์โมไดนามิกส์ของสารละลาย อย่างไรก็ตามการวิเคราะห์ความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสจากผลการทดลองตั้งอยู่บนสมมติฐานที่ว่าสาร

ประกอบ  $\text{Cu}_3\text{P}$  ที่เติมลงในโลหะผสมหลอมเหลวได้ละลายในโลหะผสมหลอมเหลวจนหมดและปฏิกิริยาการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมได้เกิดขึ้นอย่างสมบูรณ์ภายในเวลา 10 นาที

ส่วนกรณีของโลหะผสมที่มีซิลิกอนร้อยละ 20 และ 25 โดยน้ำหนักจากผลการวิเคราะห์ปริมาณฟอสฟอรัสในโลหะผสมดังภาพที่ 27 และ 28 ตามลำดับก็แสดงแนวโน้มเช่นเดียวกับโลหะผสมที่มีซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก กล่าวคือความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัส อุณหภูมิที่ใช้เติมมีค่าเท่ากับปริมาณฟอสฟอรัสที่ตรวจพบในชิ้นงานหล่อโลหะผสมและความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสจะเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น

นอกจากนี้จากการตรวจวิเคราะห์ปริมาณฟอสฟอรัสในโลหะผสมจะได้ว่าอัตราส่วนของฟอสฟอรัสที่ละลายและคงอยู่ในโลหะผสมเทียบกับปริมาณฟอสฟอรัสที่เติม (additive recovery) มีค่าประมาณร้อยละ 40 ที่เป็นเช่นนี้เนื่องจากว่าในระหว่างการหลอมโลหะผสมฟอสฟอรัสบางส่วนจะเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันซึ่งทำให้สูญเสียฟอสฟอรัสออกจากโลหะผสมหลอมเหลว ดังนั้นหากสามารถป้องกันการเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันของฟอสฟอรัสได้ก็จะทำให้ปริมาณ recovery สูงขึ้นได้

ภาพที่ 38 เป็นกราฟแสดงการเปรียบเทียบความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสระหว่างผลการทดลองกับการคำนวณเทอร์โมไดนามิกส์โดยใช้แบบจำลองสารละลาย sub-regular ของโลหะผสมที่มีซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก วงกลมสีดำในภาพแสดงถึงความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสม ณ อุณหภูมิ 1095 และ 1195 K ซึ่งได้จากการทดลอง จะสังเกตว่าความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสจากการทดลองมีค่าต่ำกว่าผลของการคำนวณเล็กน้อย ส่วนเส้นประในภาพแสดงถึงปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมที่น้อยที่สุดที่จะทำให้ขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิลดลงอย่างสมบูรณ์ซึ่งได้มาจากการวิเคราะห์ความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิกับฟอสฟอรัสในโลหะผสมตามภาพที่ 41 และหากพิจารณาตามภาพตัดแนวตั้งของโลหะผสม (vertical section) แล้วจะเห็นว่าปริมาณของฟอสฟอรัสตามเส้นประในภาพที่ 38 นี้ตกอยู่ในช่วงที่จะไม่เกิดสารประกอบ AIP ขึ้นจนกว่าอุณหภูมิของโลหะผสมนั้นลดลงจนถึงอุณหภูมิยูเทคติก 3 ธาตุ ดังนั้นการที่ขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิลดลงอาจเป็นผลของการที่อะตอมของฟอสฟอรัสที่ละลายอยู่ในโลหะผสมหลอมเหลวจะช่วยขัดขวางการโตของซิลิกอนปฐมภูมิ (poisoning effect) ดังนั้นซิลิกอนปฐมภูมิที่มีลักษณะแบบ star-shaped จึงเปลี่ยนไปเป็นแบบทรงกลมทำให้ดูเหมือนกับว่ามีขนาดเล็กลง

ส่วนกรณีของโลหะผสมที่มีซิลิคอนร้อยละ 20 และ 25 โดยน้ำหนักนั้น ได้แสดงการเปรียบเทียบความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสระหว่างผลการทดลองกับการคำนวณไว้ในภาพที่ 39 และ 40 ตามลำดับ วงกลมสีดำในทั้ง 2 ภาพเป็นค่าของความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวจะเห็นว่ามีความใกล้เคียงกับความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสที่ได้จากผลการคำนวณมากโดยเฉพาะในกรณีของโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก และเมื่อพิจารณาถึงปริมาณฟอสฟอรัสที่น้อยที่สุดที่ละลายในโลหะผสมแล้วจะทำให้การลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิเกิดขึ้นอย่างสมบูรณ์ (แสดงโดยใช้เส้นประในภาพที่ 39 และ 40) จะเห็นว่ามีค่าสูงกว่าความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสที่มีค่าต่ำสุด ณ อุณหภูมิที่ซิลิคอนปฐมภูมิเริ่มตกผลึกออกมาเล็กน้อย ดังนั้นการที่ซิลิคอนปฐมภูมิจึงเป็นผลของการเกิดสารประกอบ AIP ที่ช่วยเป็นนิวเคลียสเทียมให้กับซิลิคอน

จากการเปรียบเทียบความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในภาพที่ 38-40 สามารถอธิบายถึงสาเหตุของการที่ความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสจากผลการทดลองมีค่าน้อยกว่าผลการคำนวณเทอร์โมไดนามิกส์เล็กน้อยว่าเป็นผลจากการที่เวลาในการเติมฟอสฟอรัส (holding time) ไม่นานพอที่จะทำให้การละลายของสารประกอบ  $\text{Cu}_3\text{P}$  เกิดขึ้นอย่างสมบูรณ์ ดังนั้นหากเวลาที่ใช้ในการเติมฟอสฟอรัสนานขึ้นอาจทำให้ปริมาณฟอสฟอรัสสูงสุดที่สามารถละลายในโลหะผสมมีค่าใกล้เคียงกับความสามารถในการละลายที่คำนวณโดยใช้แบบจำลอง sub-regular มากขึ้น

## 5.2 โครงสร้างจุลภาค

จากภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมจะเห็นว่าโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมประกอบด้วยผลึกของซิลิคอนปฐมภูมิกระจายอยู่ในเนื้อพื้นที่เป็นโครงสร้างยูเทคติกปะปนอยู่กับเดนไดรต์อะลูมิเนียม ( $\alpha$ ) หากพิจารณาจากแผนภูมิสมดุลของโลหะผสมจะเห็นว่าเดนไดรต์อะลูมิเนียม ( $\alpha$ ) นั้นเป็นโครงสร้างที่ไม่เป็นไปตามแผนภูมิสมดุลของโลหะผสมกลุ่มนี้ การที่ปรากฏเดนไดรต์อะลูมิเนียม ( $\alpha$ ) ในโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมเกิดขึ้นเนื่องจากอะตอมของอะลูมิเนียมไม่สามารถละลายในผลึกของซิลิคอนบริสุทธิ์ ดังนั้นขณะที่ซิลิคอนปฐมภูมิตกผลึกอะตอมของอะลูมิเนียมจะถูกผลักให้ออกมาอยู่ในโลหะผสมหลอมเหลวบริเวณรอบ (solute rejection) ทำให้ความเข้มข้นของอะลูมิเนียมในโลหะผสมหลอมเหลวบริเวณรอบผลึกซิลิคอนปฐมภูมินี้เพิ่มสูงขึ้นจนสามารถเหนี่ยวนำให้เกิดเดนไดรต์อะลูมิเนียม ( $\alpha$ ) และจะโต (growth) ต่อ

ไปเรื่อยๆ จนกระทั่งอุณหภูมิของโลหะผสมลดลงจนถึงอุณหภูมิยูเทคติกโลหะผสมหลอมเหลวที่ เหลืออยู่จะแข็งตัวและมีโครงสร้างยูเทคติก

จากการตรวจสอบ โครงสร้างจุลภาคจะเห็นว่าซิลิคอนปฐมภูมิที่ตกผลึกออกมาจะมีขนาด รูปทรงพื้นฐานที่แตกต่างกันไป โดยเป็นผลของตัวแปรที่สำคัญคือปริมาณซิลิคอนในโลหะผสม เมื่อปริมาณซิลิคอนในโลหะผสมสูงขึ้นจะเป็นผลให้ซิลิคอนปฐมภูมิที่ตกผลึกออกมาจะมีขนาดใหญ่ ขึ้นและรูปทรงพื้นฐานเปลี่ยนจากผลึกคล้ายทรงกลมไปเป็นแฉกคล้ายดาว ที่เป็นเช่นนี้เนื่องจาก อุณหภูมิ liquidus ของโลหะผสมที่เพิ่มสูงขึ้นตามปริมาณซิลิคอนทำให้จำเป็นต้องเพิ่ม อุณหภูมิในการหลอมโลหะผสมให้สูงขึ้นด้วย ซึ่งส่งผลให้โลหะผสมมีช่วงการแข็งตัวที่กว้างขึ้น อะตอมของซิลิคอนจึงมีเวลานานในการที่จะเคลื่อนตัวมาแตะกับซิลิคอนปฐมภูมิที่แข็งตัวก่อนและ สามารถโตต่อไปในทิศทางที่มี preferred growth direction

นอกจากนี้อัตราการแข็งตัวของโลหะผสมก็เป็นตัวแปรหนึ่งที่มีผลต่อขนาด การกระจาย ตัวของซิลิคอนปฐมภูมิ อัตราการแข็งตัวจะเป็นตัวแปรกำหนดเวลาที่ซิลิคอนจะแพร่ในน้ำโลหะมา เกาะตัวที่ผิวสัมผัสระหว่างซิลิคอนกับโลหะผสมหลอมเหลว โดยหากอัตราการเย็นตัวเป็นไปอย่างรวดเร็วจะทำให้ซิลิคอนปฐมภูมิที่ตกผลึกออกมาจะมีขนาดเล็ก มีรูปทรงพื้นฐานค่อนข้างกลมซึ่งเป็น โครงสร้างจุลภาคของงานหล่อที่ต้องการ ดังจะเห็นจากภาพที่ 18 ซึ่งเป็นภาพโครงสร้างจุลภาคของ ชิ้นงานหล่อโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก ที่บริเวณขอบผิวชิ้นงานที่สัมผัส กับผนังแบบหล่อซึ่งเป็นบริเวณที่มีอัตราการแข็งตัวสูงที่สุดและเป็นบริเวณที่โลหะผสมจะแข็งตัว ก่อนทำให้ซิลิคอนปฐมภูมิที่ตกผลึกออกมาจะมีขนาดเล็กกว่าบริเวณที่ถัดเข้ามาในชิ้นงาน อัตราการ แข็งตัวที่สูงนี้ยังทำให้อัตราการเกิดนิวเคลียสของซิลิคอนสูงขึ้นด้วยจึงทำให้การกระจายตัวของ ซิลิคอนปฐมภูมิต้นหนาแน่นมากขึ้นด้วย

การเติมฟอสฟอรัสลงในโลหะผสมหลอมเหลวสามารถลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิ ช่วยทำ ให้รูปทรงพื้นฐานของซิลิคอนปฐมภูมิลักษณะคล้ายทรงกลมมากขึ้นและมีการกระจายตัวที่ดีขึ้น ด้วย โดยทั้งนี้ เป็นผลของการเกิดผลึกของสารประกอบ AIP ที่ช่วยเพิ่มจำนวน nucleation sites ให้กับซิลิคอนที่ตกผลึกต่อมาได้ดังที่ได้กล่าวไว้ในบทที่ 2.2

ภาพที่ 41 เป็นกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิตั้งกับปริมาณ ฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมที่มีซิลิคอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก เติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิ 1095 และ 1195 K แสดงให้เห็นว่าซิลิคอนปฐมภูมิที่ตกผลึกออกมานั้นมีขนาดใกล้เคียงกันคือ ประมาณ 20 ไมครอน ทั้งๆที่ปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมต่างกัน ลักษณะเช่นนี้

แสดงให้เห็นว่าการลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิเกิดขึ้นโดยสมบูรณ์เมื่อปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมมีค่าสูงจนทำให้เกิดสารประกอบ AIP ในปริมาณที่เพียงพอสำหรับการเป็น nucleation sites ให้กับซิลิคอน และปริมาณของฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมอย่างน้อยที่สุดที่จะทำให้การลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิเกิดขึ้นได้โดยสมบูรณ์มีค่าเท่ากับร้อยละ 0.003 โดยน้ำหนัก ซึ่งก็คือตำแหน่งที่ 1 ในภาพที่ 41 และเป็นที่มาของปริมาณฟอสฟอรัสที่แสดงโดยใช้เส้นประในภาพที่ 38 นั่นเอง ส่วนตำแหน่งที่ 2 และ 3 ในภาพที่ 41 นี้แสดงถึงความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัส ณ อุณหภูมิ 1095 และ 1195 K ตามลำดับ จากภาพที่ 41 นี้ชี้ให้เห็นว่าปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมที่สูงขึ้นไม่สามารถช่วยให้ขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิลึกลงไปได้ อีกถ้าการลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิเกิดขึ้นโดยสมบูรณ์แล้ว

กรณีของโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก ก็มีแนวโน้มเช่นเดียวกันกับโลหะผสมที่มีซิลิคอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก ดังแสดงในภาพที่ 42 จะเห็นว่าเมื่อฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมสูงขึ้นถึงร้อยละ 0.008 โดยน้ำหนัก ก็จะทำให้ขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิลึกลงโดยสมบูรณ์คือมีขนาดประมาณ 20 ไมครอน ซึ่งก็คือตำแหน่งที่ 1 ในภาพที่ 42 และที่มาของเส้นประในภาพที่ 39 ส่วนตำแหน่งที่ 2 และ 3 และ 4 แสดงถึงความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัส ณ อุณหภูมิ 1060 1160 และ 1260 K ตามลำดับ

ส่วนในภาพที่ 43 เป็นกราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิกับปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมที่มีซิลิคอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก และเติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิ 1023 1123 และ 1223 K จะเห็นว่าการลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิจะเกิดขึ้นอย่างสมบูรณ์ได้เมื่อปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมมีค่าน้อยที่สุดเท่ากับร้อยละ 0.011 โดยน้ำหนัก (ตำแหน่งที่ 1 ในภาพที่ 43) หรือเส้นประในภาพที่ 40 และปริมาณฟอสฟอรัสที่สูงที่สุดที่สามารถละลายในโลหะผสมหลอมเหลวที่อุณหภูมิ 1023 1123 และ 1323 K นั้นมีค่าดังแสดงในตำแหน่งที่ 2 3 และ 4 ตามลำดับ

จากภาพที่ 41-43 ชี้ให้เห็นว่าการเพิ่มอุณหภูมิที่ใช้เติมฟอสฟอรัสไม่ช่วยให้ขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิลึกลงได้อีกหากว่าการลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมินั้นได้เกิดขึ้นอย่างสมบูรณ์แล้ว ถึงแม้ว่าการเพิ่มอุณหภูมิที่ใช้เติมจะช่วยทำให้ฟอสฟอรัสสามารถละลายในโลหะผสมหลอมเหลวได้มากขึ้นก็ตาม แต่ปริมาณของสารประกอบ AIP ที่เกิดขึ้นนั้นมีปริมาณมากเกินไปที่จะเป็นนิวเคลียสเทียมให้กับซิลิคอนแล้ว ถึงแม้ว่าการลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิจะเกิดขึ้นโดยสมบูรณ์ได้ด้วยปริมาณฟอสฟอรัสที่มีค่าต่ำมากและปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมที่มากกว่าค่าๆนี้ก็



ไม่ส่งผลให้การลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิดีขึ้น แต่อย่างไรก็ตามการที่ปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมสูงขึ้นจะทำให้รูปทรงพื้นฐานของซิลิคอนปฐมภูมิคล้ายทรงกลมมากขึ้น

นอกจากนี้ยังพบว่าเมื่อปริมาณซิลิคอนในโลหะผสมสูงขึ้นจะทำให้ปริมาณฟอสฟอรัสที่จะทำการลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมินั้นเกิดขึ้นโดยสมบูรณ์เพิ่มขึ้นดังจะเห็นจากตำแหน่งที่ 1 ในภาพที่ 41-43 ดังนั้นจึงทำให้ปริมาณฟอสฟอรัสที่จำเป็นในการเติมเพิ่มขึ้นตามปริมาณซิลิคอนในโลหะผสม

### 5.3 ลำดับการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนชนิดไฮเปอร์ยูเทคติกที่เติมฟอสฟอรัสในสถานะสมดุลทางเทอร์โมไดนามิกส์

เมื่อพิจารณาลำดับการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนชนิดไฮเปอร์ยูเทคติกจากแผนภูมิสมดุลของธาตุอะลูมิเนียมและซิลิคอน ซึ่งให้เห็นว่าในระหว่างการแข็งตัวของโลหะผสมนั้นซิลิคอนปฐมภูมิจะเป็นเฟสแรกที่ตกผลึกออกมาระหว่างอุณหภูมิ liquidus กับอุณหภูมิยูเทคติกของโลหะผสม และเมื่ออุณหภูมิลดลงจนถึงอุณหภูมิยูเทคติกของโลหะผสม โลหะผสมหลอมเหลวที่เหลืออยู่จะแข็งตัวพร้อมกันหมดและมีโครงสร้างยูเทคติก แต่สำหรับโลหะผสมที่เติมฟอสฟอรัสนั้นสารประกอบ AIP จะเป็นเฟสแรกที่ตกผลึกออกมาเพราะความเข้มข้นของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวลดลงเมื่ออุณหภูมิของโลหะผสมลดลง และจำนวนของสารประกอบ AIP จะเพิ่มมากขึ้นเรื่อยๆเนื่องมาจากฟอสฟอรัสที่ไม่สามารถละลายในโลหะผสมหลอมเหลวจะรวมตัวกับอะตอมของอะลูมิเนียมเกิดเป็นสารประกอบ AIP แต่เมื่ออุณหภูมิของโลหะผสมลดลงจนถึงอุณหภูมิที่ซิลิคอนปฐมภูมิเริ่มตกผลึกออกมาความเข้มข้นของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวจะเพิ่มสูงขึ้น ที่เป็นเช่นนี้เนื่องจากอะตอมของทั้งอะลูมิเนียมและฟอสฟอรัสไม่สามารถละลายในเฟสของแข็งของซิลิคอน (solid solution) จึงทำให้ฟอสฟอรัสจะละลายกลับเข้ามาในโลหะผสมหลอมเหลวที่เหลืออยู่ ซึ่งเป็นปรากฏการณ์ที่เรียกว่า solute redistribution<sup>15</sup>

ปริมาณของฟอสฟอรัสที่เติมมีผลต่อลำดับการแข็งตัวของโลหะผสมโดยกรณีที่ฟอสฟอรัสที่เติมอยู่ในบริเวณ C ตามภาพที่ 37 ซึ่งจะอยู่ในช่วงที่ปริมาณของฟอสฟอรัสที่เติมมากกว่าความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลว ฟอสฟอรัสที่ไม่สามารถละลายในโลหะผสมหลอมเหลวจะรวมตัวกับอะลูมิเนียมตกผลึกออกมาเป็นสารประกอบ AIP ด้วยเหตุนี้จึงทำให้เกิดสารประกอบ AIP เป็นจำนวนมาก ผลึกของสารประกอบ AIP นี้จะโตต่อไปเรื่อยๆจนมี

ขนาดใหญ่เกินกว่าจะเป็น nucleation sites ให้กับซิลิคอนได้และจะลอยตัวขึ้นไปเหนือน้ำโลหะปนอยู่ในออกไซด์ ( $Al_2O_3$ ) และสิ่งปนเปื้อน จนในที่สุดจะถูกตัดออกจากน้ำโลหะก่อนเทลงแบบหล่อ ส่วนสารประกอบ AIP ที่สามารถเป็นนิวเคลียสเทียมให้กับซิลิคอนปฐมภูมิได้จะเป็นผลึกที่เกิดขึ้นเหนืออุณหภูมิที่ซิลิคอนปฐมภูมิเริ่มตกผลึกออกมาเล็กน้อยเนื่องจากว่ามีขนาดเล็กพอที่จะเป็นนิวเคลียสให้กับซิลิคอนได้ ถึงแม้การเติมฟอสฟอรัสในปริมาณที่มากกว่าความสามารถในการละลายจะทำให้มีผลึกสารประกอบ AIP จำนวนมากขึ้นแต่ก็มิได้ทำให้การลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิได้ผลดีขึ้นด้วยเหตุผลดังกล่าว

หากปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมอยู่ในบริเวณ B ของภาพที่ 37 ซึ่งอยู่ในช่วงความเข้มข้นของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวขณะที่ซิลิคอนปฐมภูมิตกผลึกออกมา เมื่อโลหะผสมเย็นตัวลงความเข้มข้นของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวจะลดลงและจะเกิดสารประกอบ AIP ขึ้นในโลหะผสมหลอมเหลว จนเมื่ออุณหภูมิของโลหะผสมลดลงจนซิลิคอนปฐมภูมิเริ่มตกผลึกออกมาความเข้มข้นของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวจะเพิ่มสูงขึ้น และระบบจะประกอบด้วย (1) โลหะผสมหลอมเหลว (2) ผลึกซิลิคอนปฐมภูมิ (3) ผลึกของสารประกอบ AIP ความเข้มข้นของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวจะเพิ่มขึ้นจนถึงอุณหภูมิประมาณ 871 K ที่อุณหภูมินี้สารประกอบ AIP บางส่วนจะละลายกลับเข้าไปในโลหะผสม และเมื่ออุณหภูมิของโลหะผสมลดลงจนถึงอุณหภูมิเริ่มต้นของอุณหภูมิยูเทกติกที่ 853 K สารประกอบ AIP จะเริ่มตกผลึกออกมาอีกจนกระทั่งโลหะผสมสิ้นสุดการแข็งตัว ณ อุณหภูมิยูเทกติก 3 ธาตุที่ 848 K

จากภาพที่ 37 จะเห็นว่าความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวมีค่าต่ำสุด ณ อุณหภูมิที่ซิลิคอนปฐมภูมิเริ่มตกผลึกออกมา การเติมฟอสฟอรัสในปริมาณน้อยกว่าความสามารถในการละลายที่อุณหภูมินี้ (จุดที่ 1 ในภาพที่ 37) จะไม่ทำให้เกิดสารประกอบ AIP ขึ้นในระหว่างการแข็งตัวของโลหะผสม เนื่องจากฟอสฟอรัสที่เติมจะละลายอยู่ในโลหะผสมในลักษณะที่เป็นสารละลายและเมื่อโลหะผสมสิ้นสุดการแข็งตัวฟอสฟอรัสจะอยู่ในรูปของสารละลายของแข็ง (solid solution)

นอกจากนี้จากการคำนวณลำดับการแข็งตัวของโลหะผสมโดยใช้แบบจำลองสารละลาย sub-regular ในภาพที่ 38-40 จะเห็นว่า การเติมฟอสฟอรัสในโลหะผสมจะไม่ทำให้อุณหภูมิที่ซิลิคอนปฐมภูมิเริ่มตกผลึกออกมาเปลี่ยนแปลงไปจากอุณหภูมิ liquidus ของโลหะผสม ดังนั้นการเติมฟอสฟอรัสลงในโลหะผสมจึงไม่ทำให้ช่วงการแข็งตัวของโลหะผสมกว้างขึ้น

จากที่ได้ทำการตรวจวัดอุณหภูมิระหว่างการแข็งตัวของโลหะผสมภายในแบบหล่อรูปร่างทรงกระบอกนั้นไม่สามารถแสดงถึงอุณหภูมิที่ซิลิโคนปฐมภูมิตกผลึกออกมา ทั้งนี้เป็นเพราะการแข็งตัวของโลหะผสมภายในแบบหล่อทรงกระบอกนั้นโลหะผสมหลอมเหลวบริเวณที่สัมผัสกับผนังแบบหล่อจะแข็งตัวก่อนและช่วยถ่ายเทความร้อนให้กับน้ำโลหะที่อยู่ภายในซึ่งแข็งตัวช้ากว่า จึงทำให้การแข็งตัวของโลหะผสมนั้นไม่เป็นไปตามสภาวะสมดุล แต่อย่างไรก็ตามจากผลการตรวจวัดอุณหภูมิระหว่างการแข็งตัวแสดงให้เห็นว่าอัตราการแข็งตัวของโลหะผสมภายในแบบหล่อทรงกระบอกนี้เป็นไปอย่างรวดเร็วและโลหะผสมหลอมเหลวแข็งตัวภายในเวลา 12 วินาที



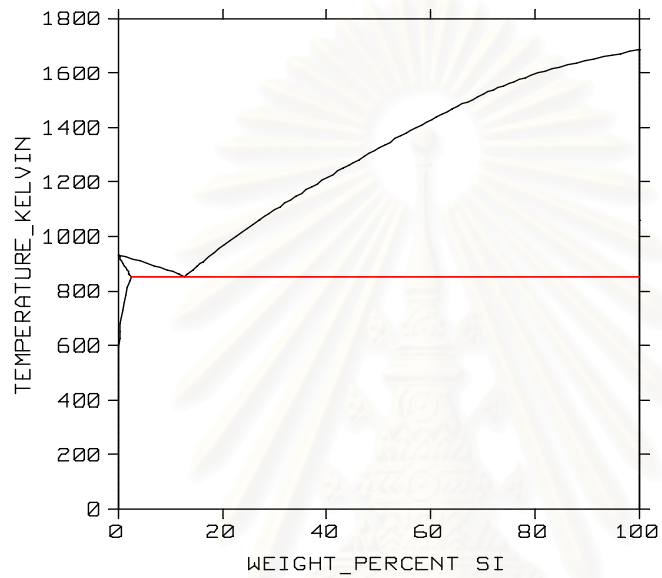
สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

## บทที่ 6

### สรุปผลการทดลอง

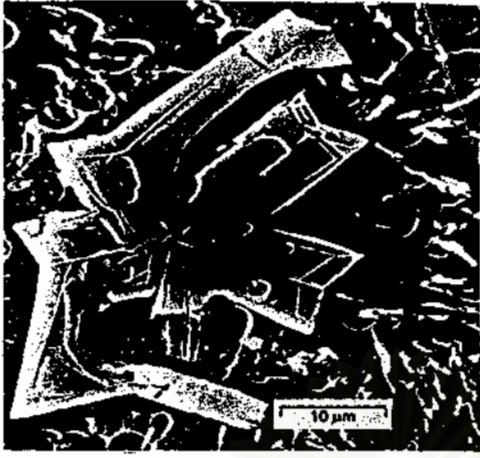
#### 6.1 สรุปผลการทดลอง

1. การลดขนาดซิลิโคนปฐมภูมิในโลหะผสมที่มีซิลิโคนร้อยละ 15 20 และ 25 โดยน้ำหนัก จะเกิดขึ้นโดยสมบูรณ์เมื่อฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมมีปริมาณอย่างน้อยร้อยละ 0.003 0.008 และ 0.011 โดยน้ำหนัก อย่างไรก็ตามหากฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมมีปริมาณน้อยกว่าค่าเหล่านี้ก็ยังคงพบว่าฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมมีผลต่อรูปทรงพื้นฐานของซิลิโคนปฐมภูมิ
2. การเพิ่มอุณหภูมิที่ใช้ในการหลอมและการเติมฟอสฟอรัสมีผลน้อยมากต่อขนาดของซิลิโคนปฐมภูมิในโลหะผสมหากการลดขนาดซิลิโคนปฐมภูมิได้เกิดขึ้นโดยสมบูรณ์แล้ว
3. อัตราส่วนของฟอสฟอรัสที่ละลายและคงอยู่ได้ในโลหะผสมเทียบกับปริมาณฟอสฟอรัสที่เติม (additive recovery) มีค่าประมาณ 40 เปอร์เซ็นต์
4. ฟอสฟอรัสที่ละลายอยู่ในโลหะผสมหลอมเหลวมีผลต่อกลไกการโตต่อ (growth mechanism) และขนาดของซิลิโคนปฐมภูมิโดยทำให้ผลึกซิลิโคนปฐมภูมิเปลี่ยนรูปทรงพื้นฐานจากที่เป็นแฉกคล้ายดาวไปเป็นผลึกคล้ายทรงกลมและมีขนาดเล็กลง
5. การเติมฟอสฟอรัสลงในโลหะผสมช่วยให้การกระจายขนาดของผลึกซิลิโคนปฐมภูมิ (size distribution) เป็นไปอย่างสม่ำเสมอมากขึ้นทั่วทั้งชิ้นงาน
6. ความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมหลอมเหลวเพิ่มสูงขึ้นตามอุณหภูมิและลดลงเมื่อปริมาณซิลิโคนในโลหะผสมสูงขึ้น ผลการคำนวณความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสโดยใช้แบบจำลองสารละลาย sub-regular สอดคล้องกับผลการทดลอง นอกจากนี้กลไกการลดขนาดซิลิโคนปฐมภูมิสามารถอธิบายด้วยการใช้เทอร์โมไดนามิกส์ของสารละลาย



ภาพที่ 1 แผนภูมิสมมูล 2 ชาติของอะลูมิเนียมและซิลิคอน (Thermo-Calc version M)<sup>14</sup>

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



(a)



(b)



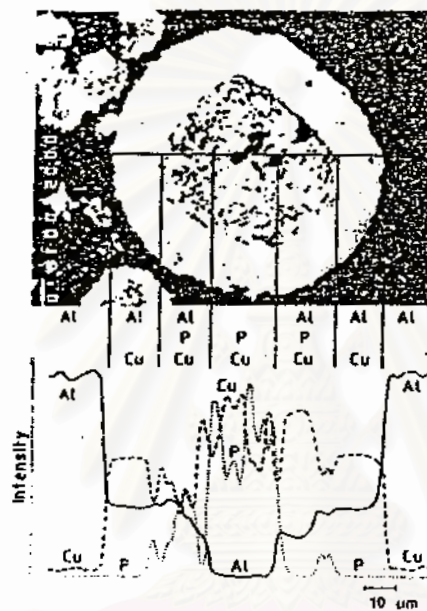
(c)

ภาพที่ 2 รูปทรงพื้นฐานโดยทั่วไป<sup>2</sup>ของซิลิกอนในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอน (a) star-shaped primary silicon (b) polyhedral primary silicon (c) dendrite primary silicon



ภาพที่ 3 โครงสร้างจุลภาคของสารเจือ AlCuP master alloy<sup>16</sup>

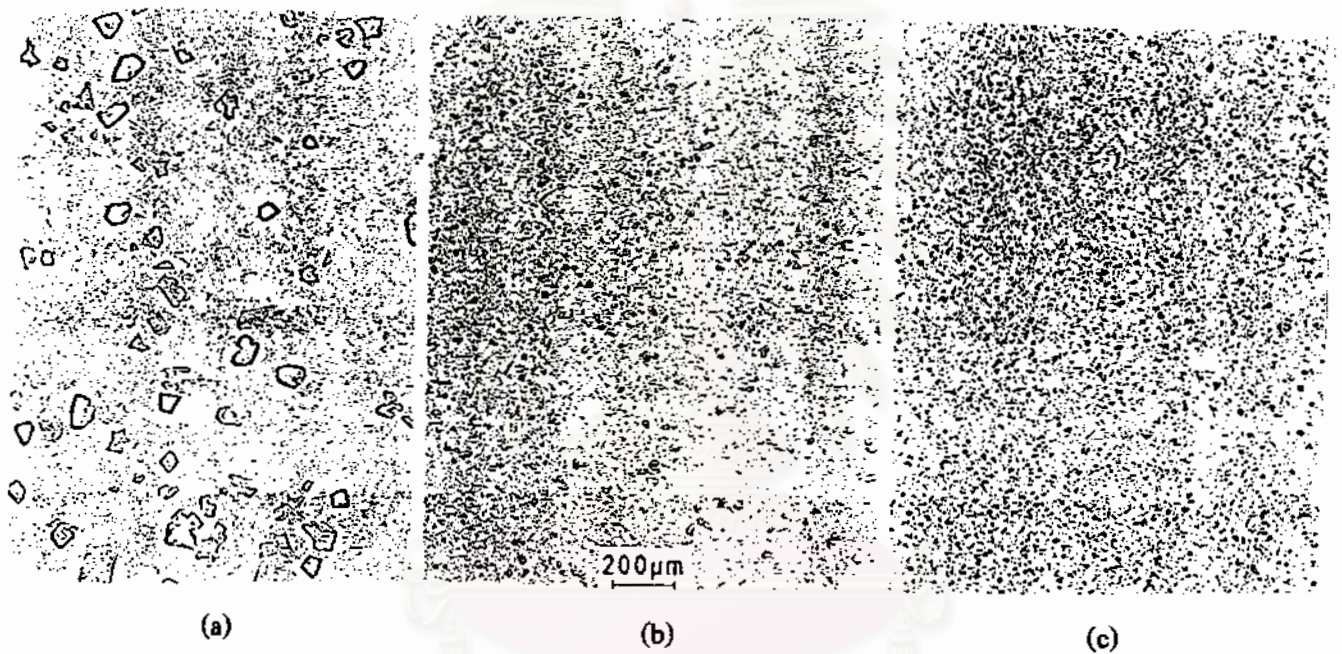
สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาพที่ 4 การวิเคราะห์เชิงปริมาณของเฟสต่างๆภายใน AlCuP master alloy ด้วยเครื่องมือวิเคราะห์ microprobe analysis<sup>16</sup>

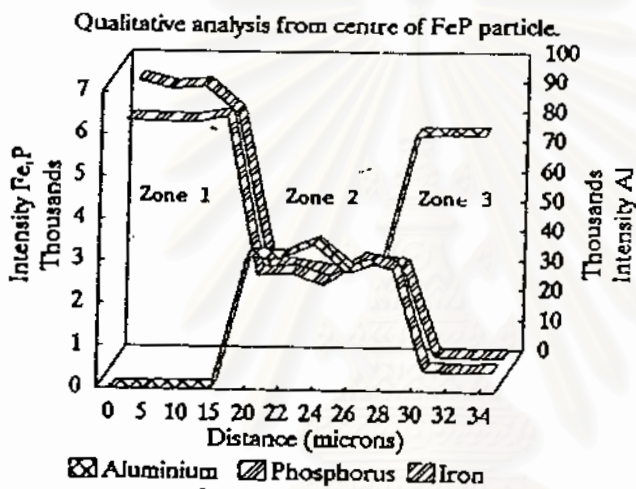
สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย





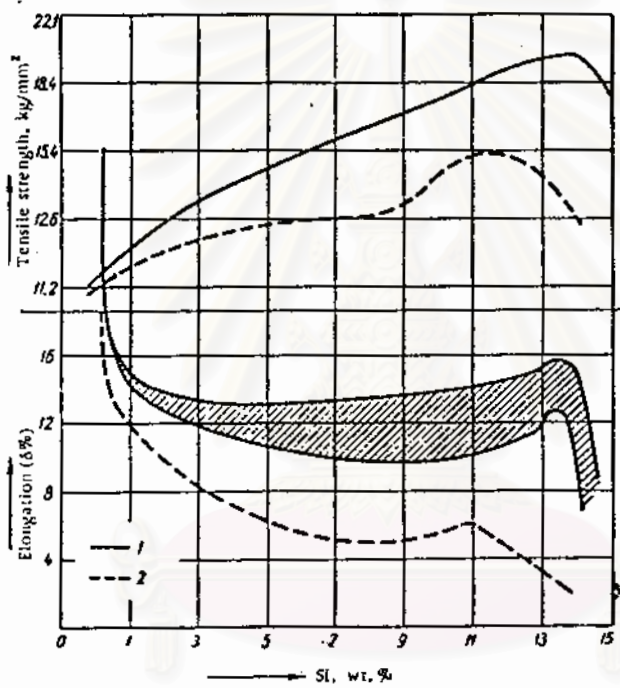
ภาพที่ 5 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 18 โดยน้ำหนักที่ลดขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิโดยเติมสารเจือ AlCuP master alloy (a) ไม่เติม (b) เติมฟอสฟอรัส 20 ppm (c) เติมฟอสฟอรัส 40 ppm<sup>16</sup>

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



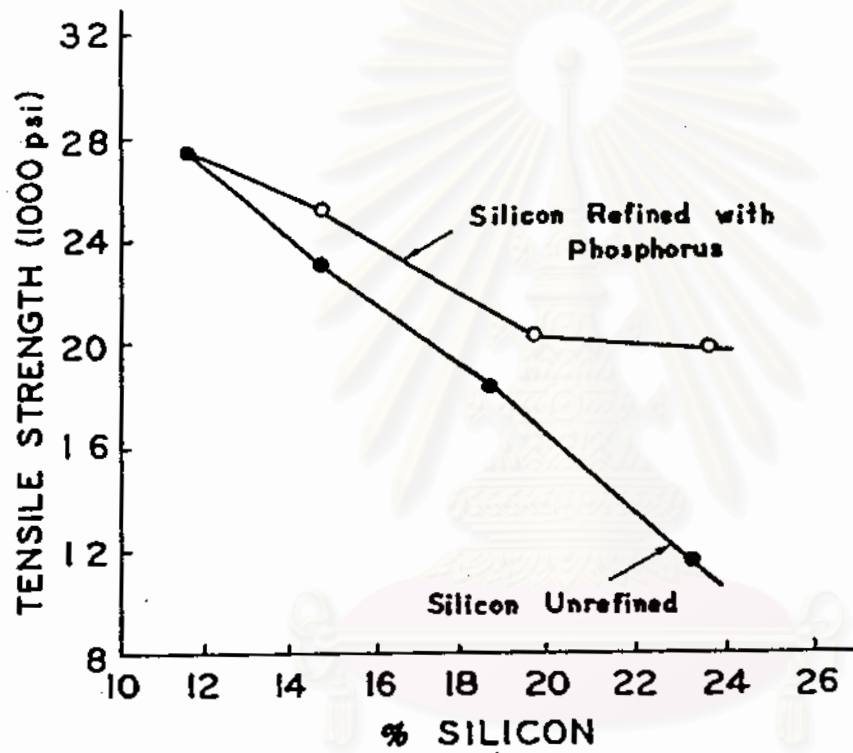
ภาพที่ 6 ผลการวิเคราะห์เชิงปริมาณธาตุของต่างๆในอนุภาคของสารประกอบ AlFeP ด้วยเครื่องมือวิเคราะห์ microprobe analysis<sup>17</sup>

สถาบันวิทยบริการ  
 จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



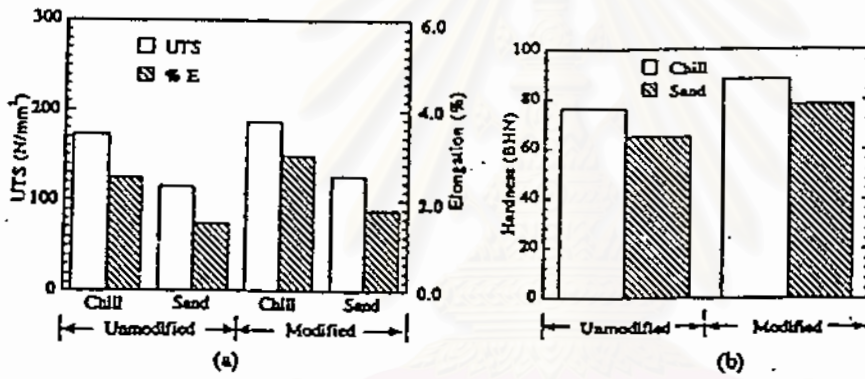
ภาพที่ 7 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณซิลิกอนในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนกับความแข็งแรงดึงและความสามารถในการยืดตัวของโลหะผสม<sup>19</sup>

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



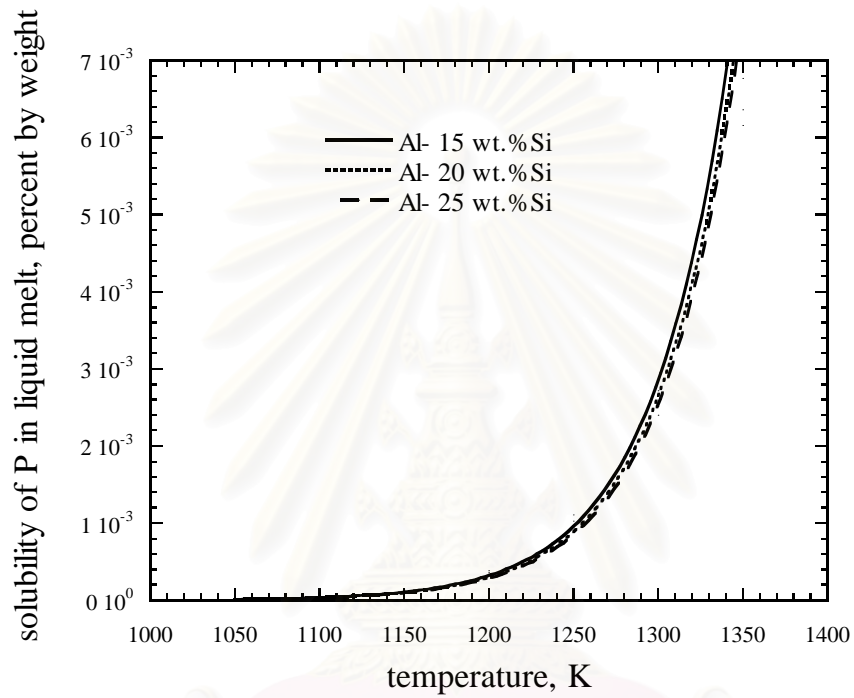
ภาพที่ 8 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณซิลิกอนในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติกกับความเค้นแรงดึงของโลหะผสม<sup>20</sup>

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



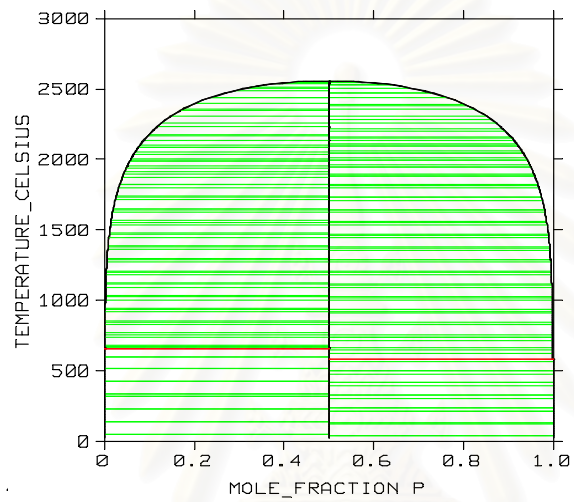
ภาพที่ 9 กราฟแสดงความเค้นแรงดึงสูงสุด ความสามารถในการยืดตัวและความแข็งของโลหะผสม อะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดยูเทคติกที่หล่อในแบบหล่อทรายและแบบหล่อชิลล์ (chill)<sup>22</sup>

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



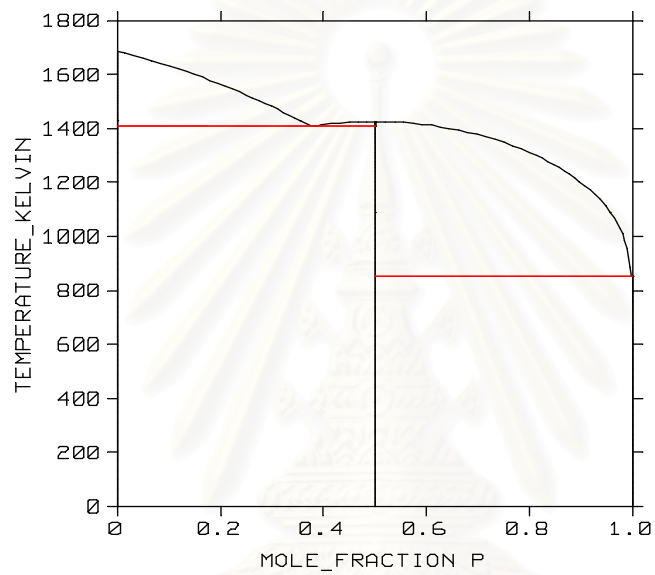
ภาพที่ 10 ความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน โดยเป็นฟังก์ชันของอุณหภูมิ<sup>30</sup>

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาพที่ 11 แผนภูมิสมดุล 2 ชาติของอะลูมิเนียมและฟอสฟอรัส (Thermo-Calc version M)<sup>14</sup>

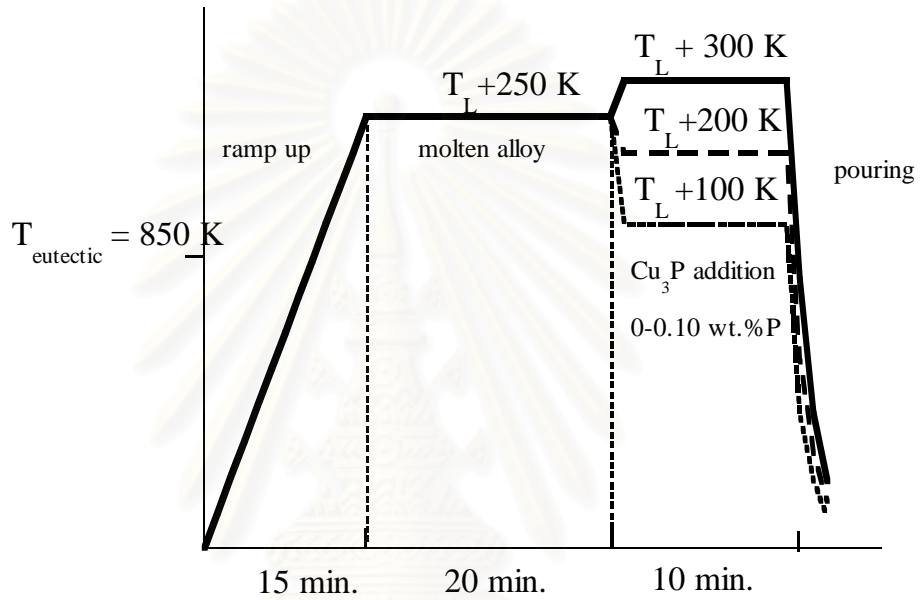
สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาพที่ 12 แผนภูมิสมดุล 2 ชาติของซิลิคอนและฟอสฟอรัส (Thermo-Calc version M) <sup>14</sup>

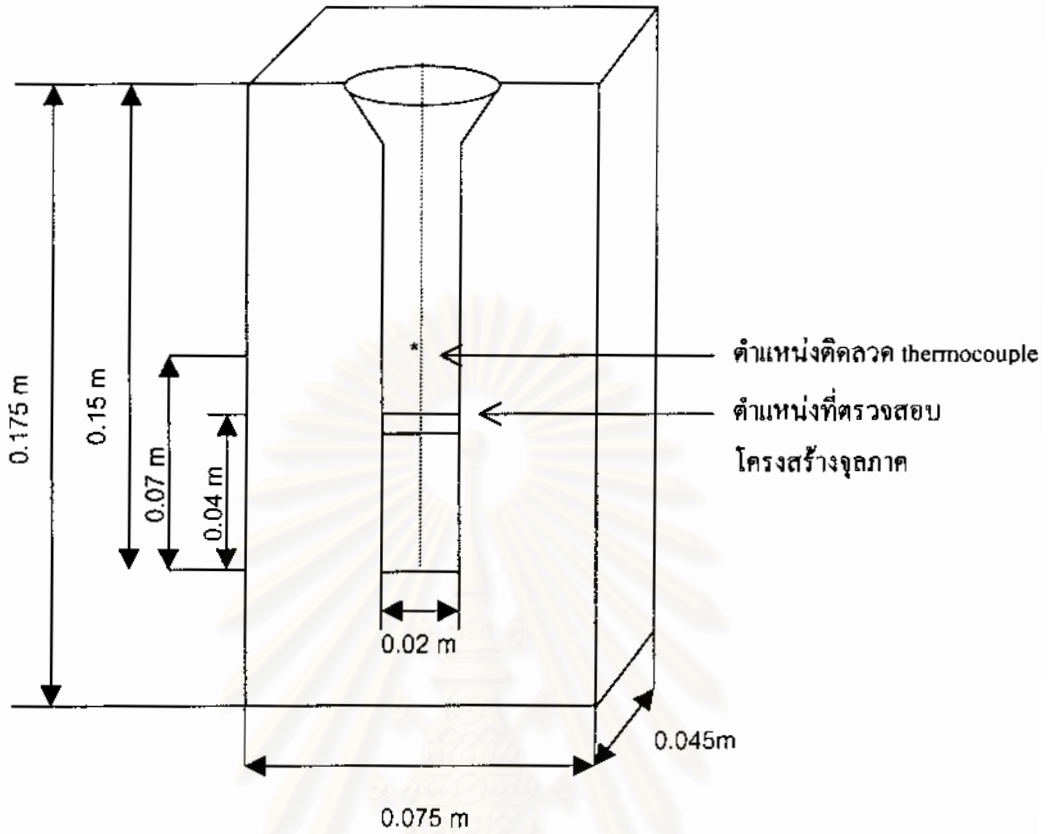
สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



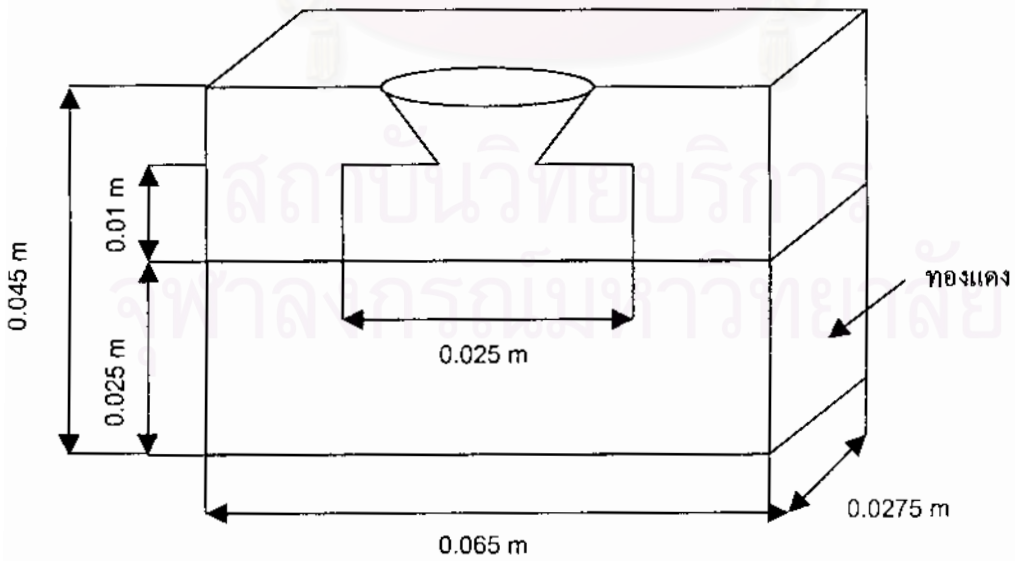


ภาพที่ 13 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลา กับอุณหภูมิที่ใช้ในหลอมโลหะผสม

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

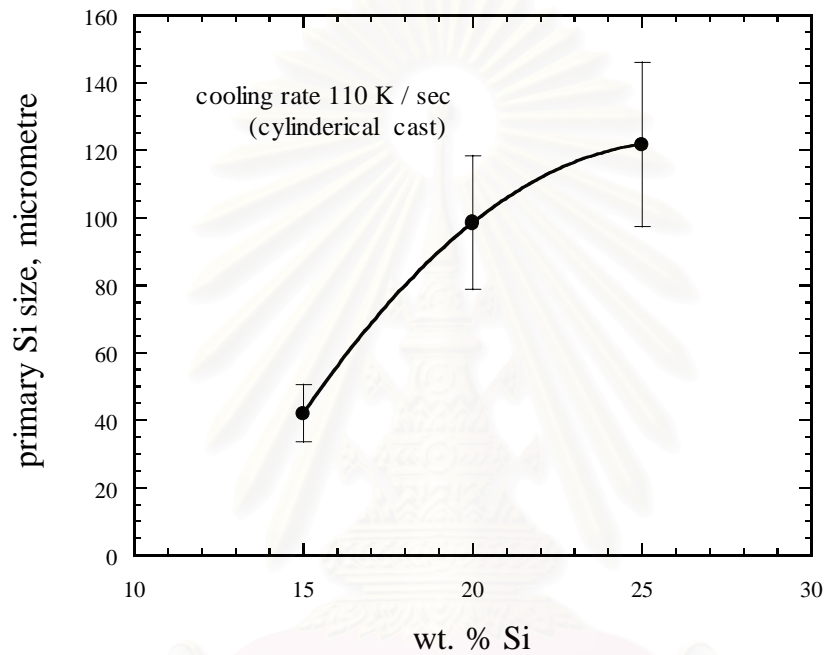


(a)



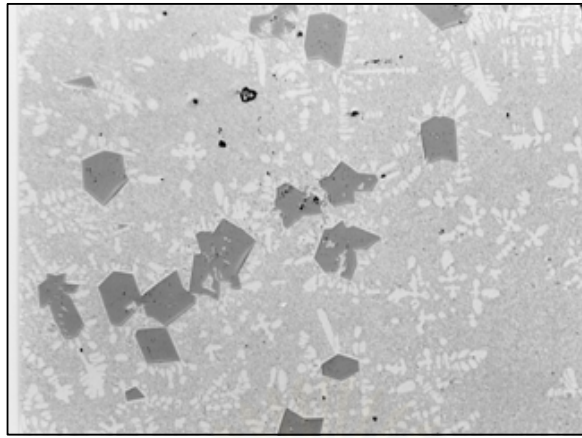
(b)

ภาพที่ 14 รูปทรงและขนาดของแบบหล่อที่ทำจากกราฟไฟต์ (a) แบบหล่อทรงกระบอก (b) แบบหล่อสี่เหลี่ยม

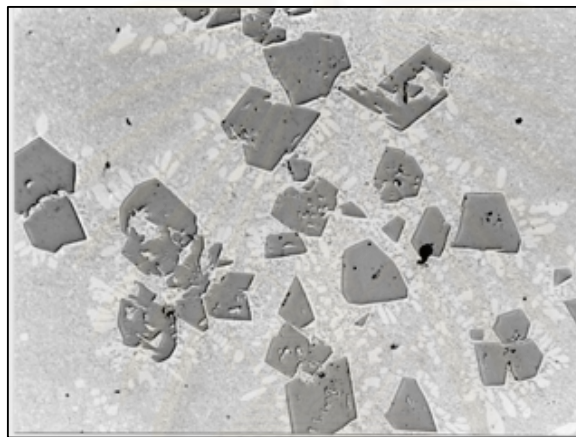


ภาพที่ 15 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณซิลิคอนในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนกับขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อที่มีอัตราการแข็งตัวเท่ากัน

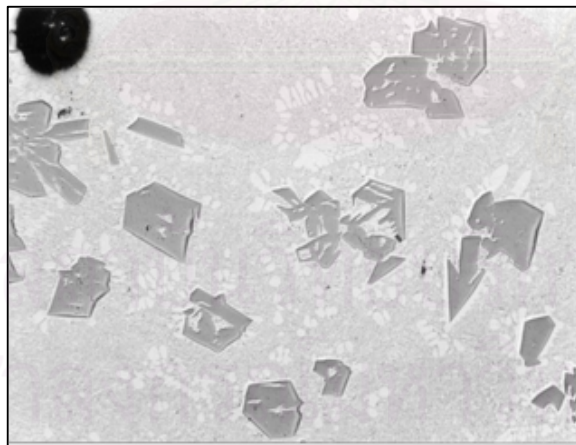
สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



(a)

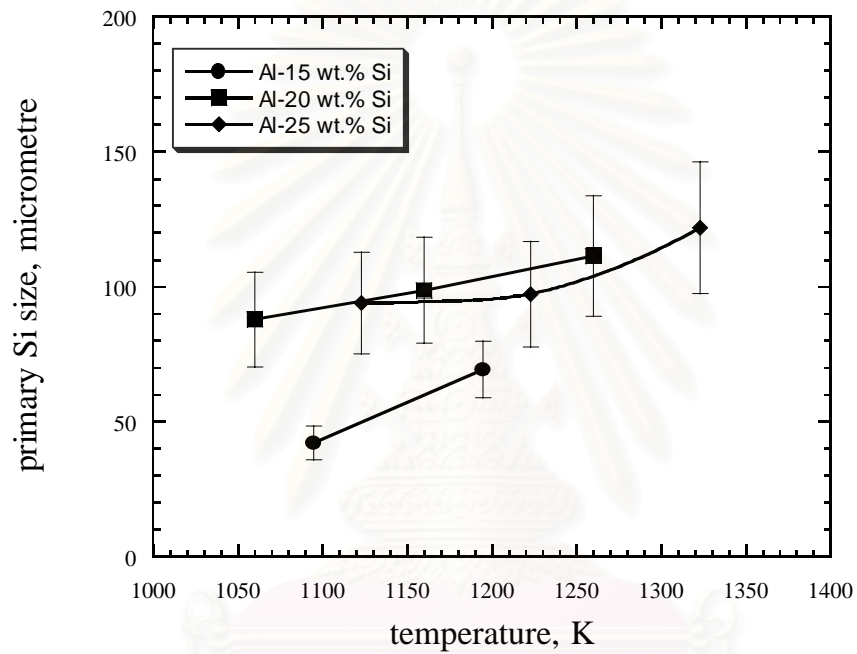


(b)



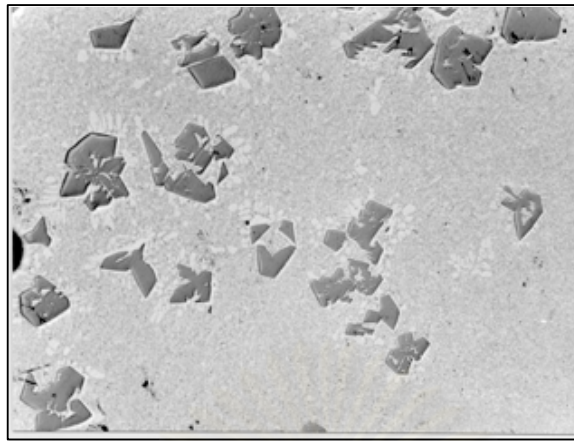
(c)

ภาพที่ 16 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนที่ไม่มีฟอสฟอรัส (a) โลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก (b) โลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก (c) โลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก

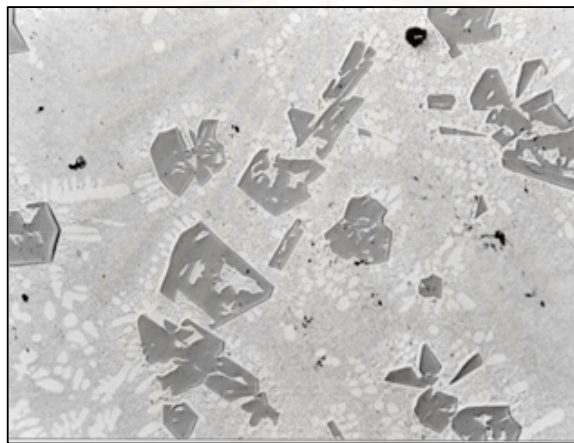


ภาพที่ 17 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 15 20 และ 25 โดยนำหน้ากับอุณหภูมิเทของโลหะผสม

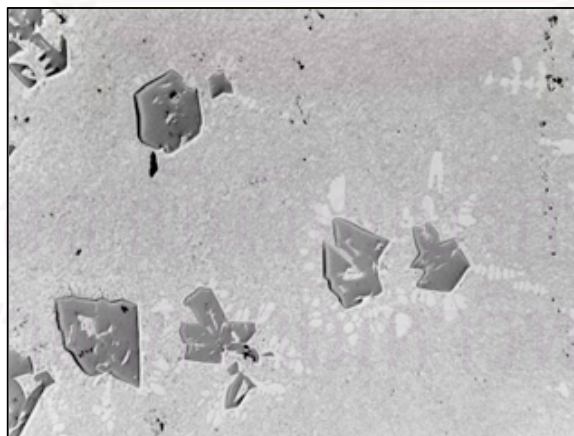
สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



(a)

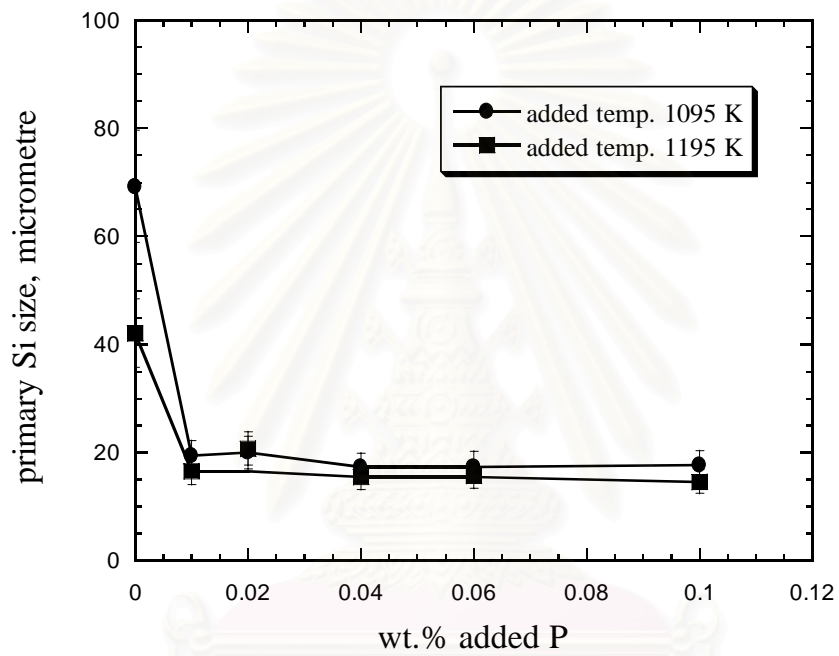


(b)



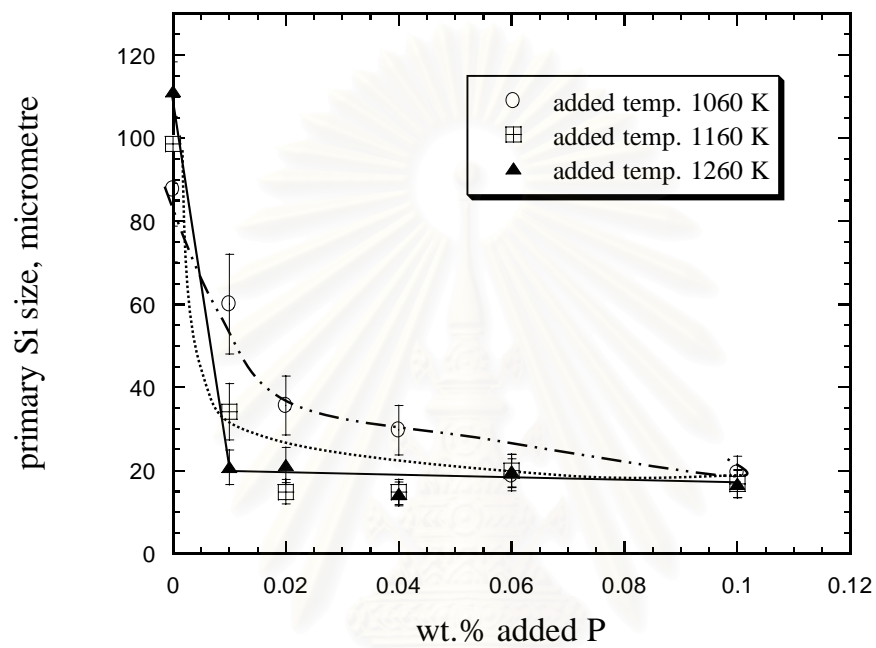
(c)

ภาพที่ 18 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิเท 1123 K แสดงผลของอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน (a) ที่ผิวสัมผัสติดกับผนังแบบหล่อ (b) ระยะ  $5 \times 10^{-3}$  เมตร จากผิวของชิ้นงาน (c) ใจกลางชิ้นงาน



ภาพที่ 19 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมลงในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนักกับขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ

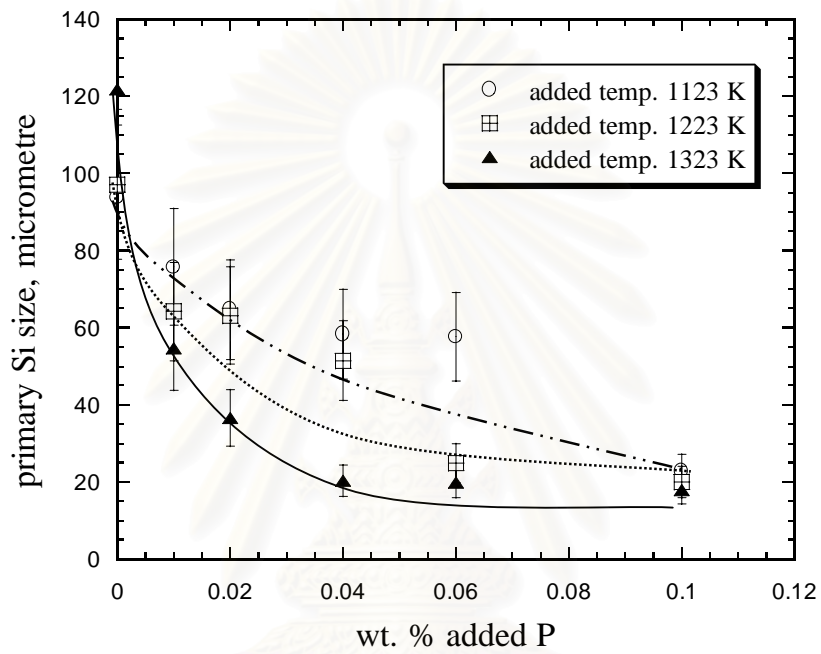
สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาพที่ 20 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมลงในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนักกับขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ

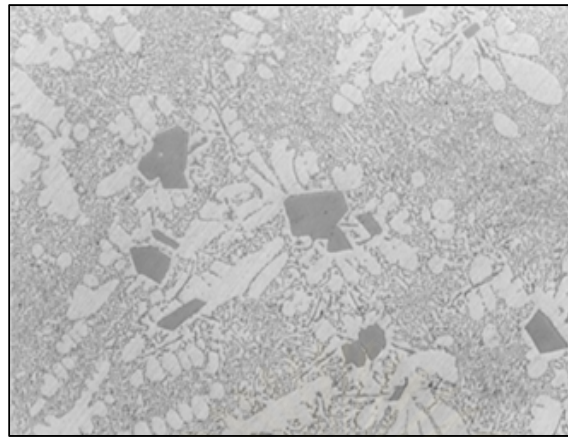
สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



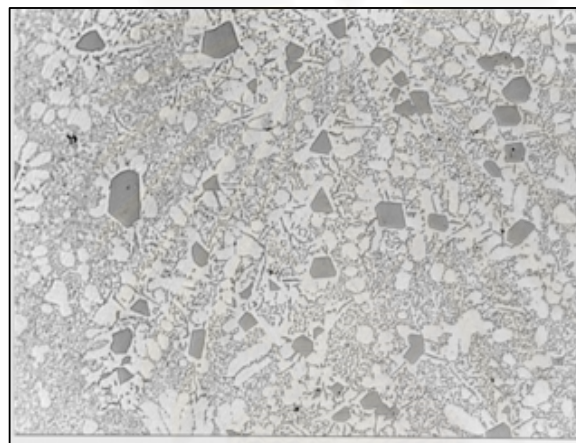


ภาพที่ 21 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณฟอสฟอรัสที่เติมลงในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนักกับขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ

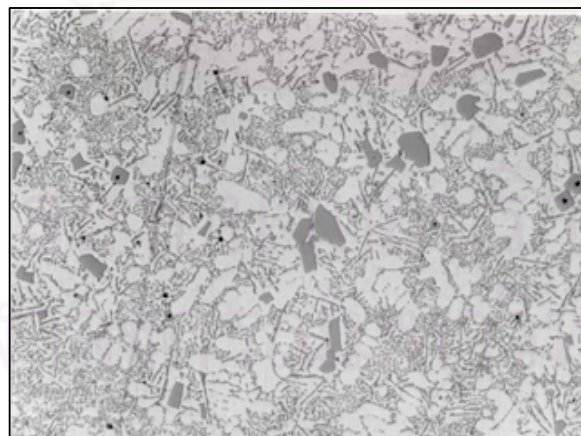
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



(a)

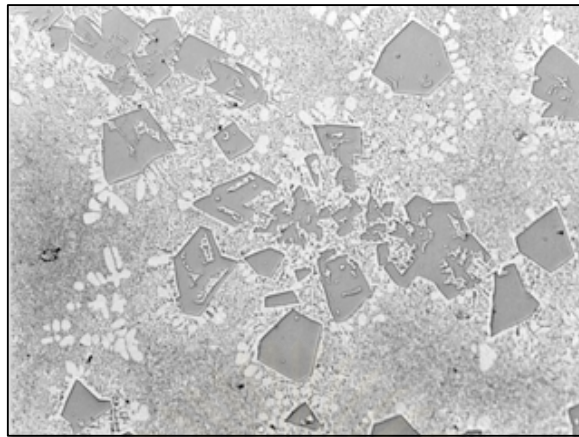


(b)

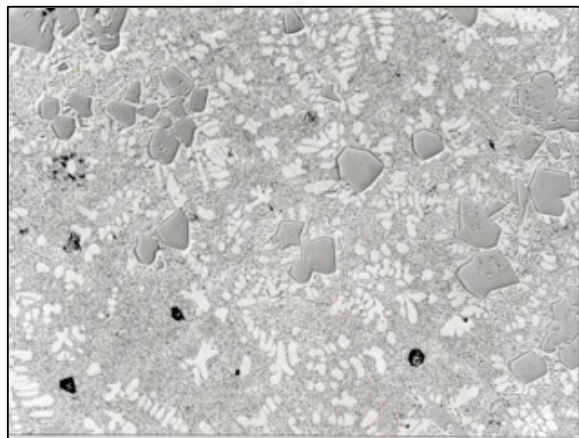


(c)

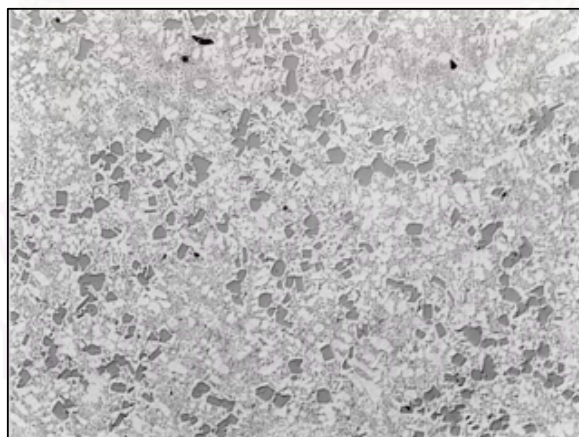
ภาพที่ 22 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ โลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก เติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิ 1195 K (a) ไม่เติมฟอสฟอรัส (b) เติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.01 โดยน้ำหนัก (c) เติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก



(a)

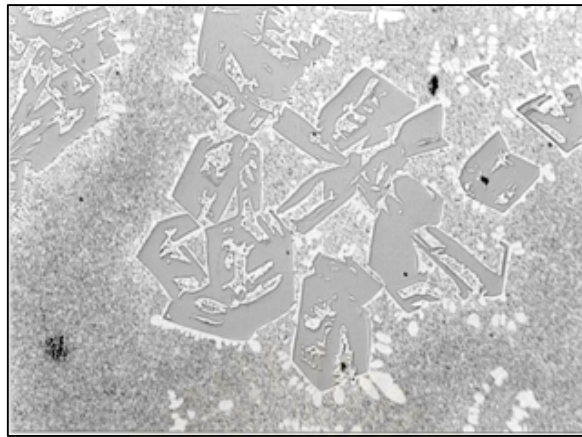


(b)

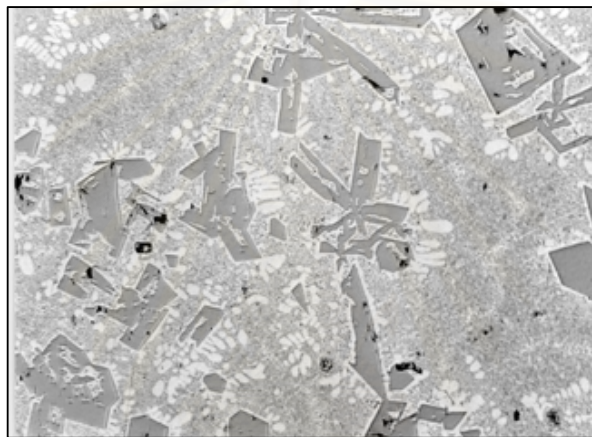


(c)

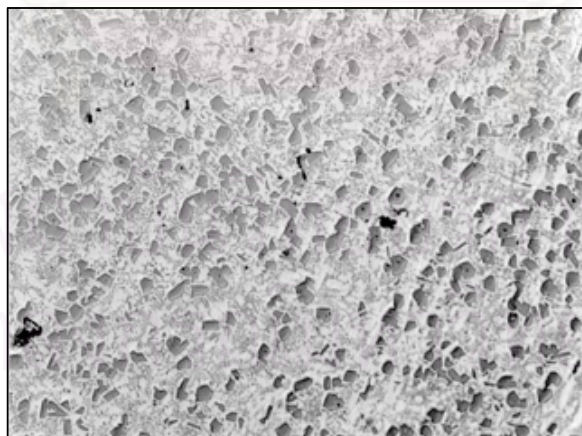
ภาพที่ 23 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก เติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิ 1160 K (a) ไม่เติมฟอสฟอรัส (b) เติมฟอสฟอรัส ร้อยละ 0.01 โดยน้ำหนัก (c) เติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก



(a)

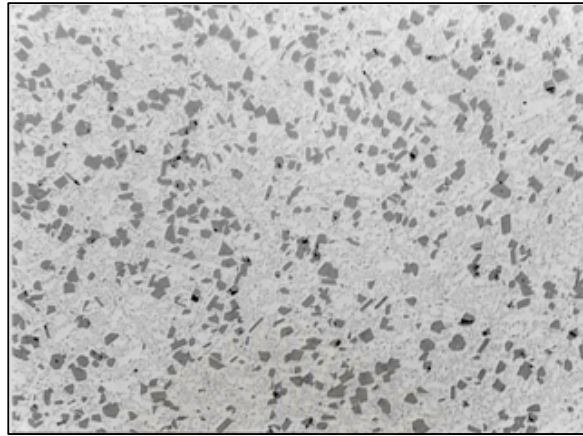


(b)

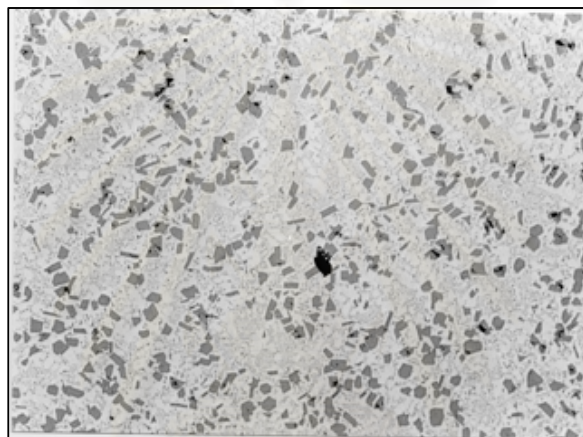


(c)

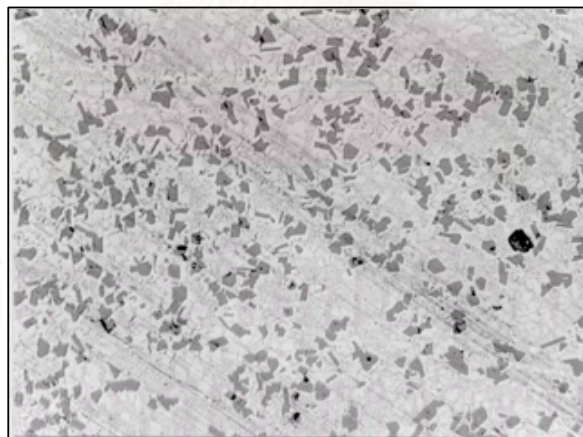
ภาพที่ 24 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก เติมฟอสฟอรัสที่อุณหภูมิ 1123 K (a) ไม่เติมฟอสฟอรัส (b) เติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.01 โดยน้ำหนัก (c) เติมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก



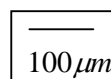
(a)



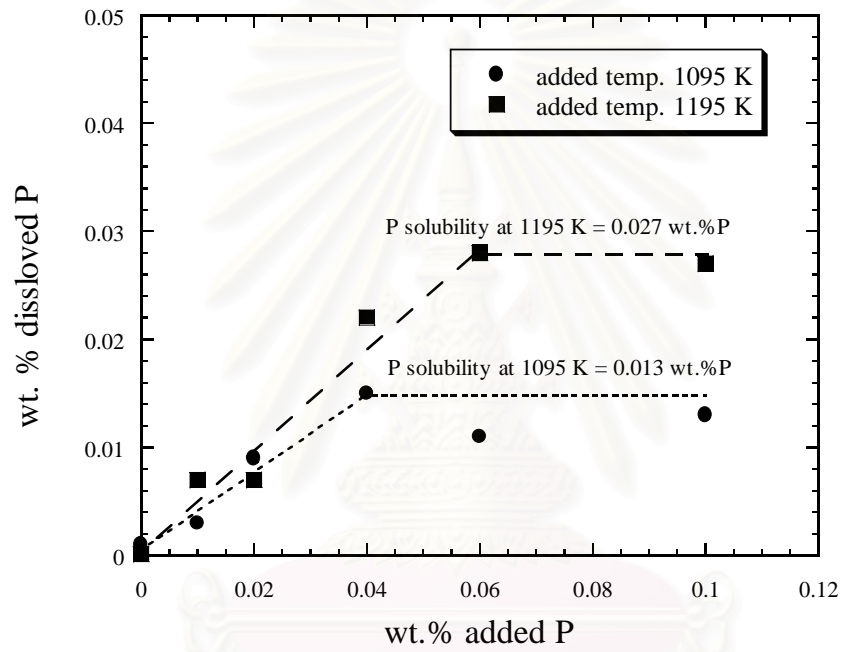
(b)



(c)

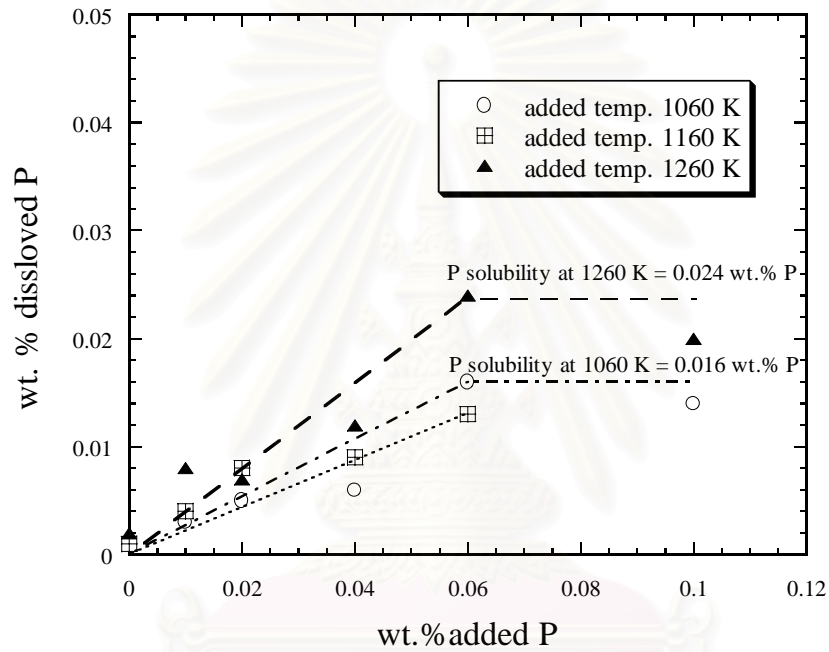


ภาพที่ 25 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก เดิมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิเดิม 1123 K ซิลิคอนปฐมภูมิมีขนาดใกล้เคียงกันและมีการกระจายตัวดี (a) ที่ผิวสัมผัสติดกับผนังแบบหล่อของชิ้นงาน (b) ระยะ  $5 \times 10^{-3}$  เมตร จากผิวของชิ้นงาน (c) ใจกลางชิ้นงาน



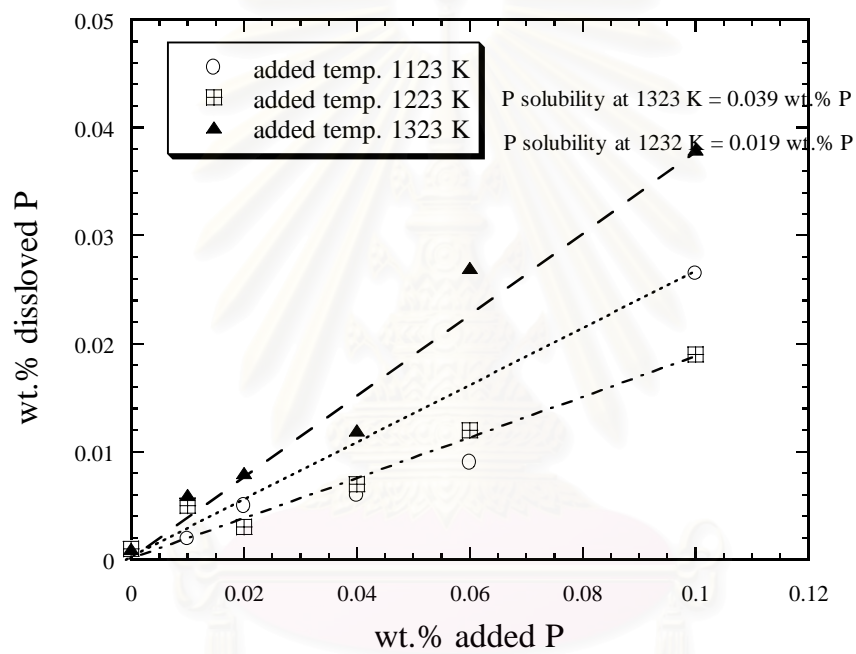
ภาพที่ 26 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณของฟอสฟอรัสที่เติมกับปริมาณของฟอสฟอรัสที่ละลายในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาพที่ 27 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณของฟอสฟอรัสที่เติมกับปริมาณของฟอสฟอรัสที่ละลายในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก

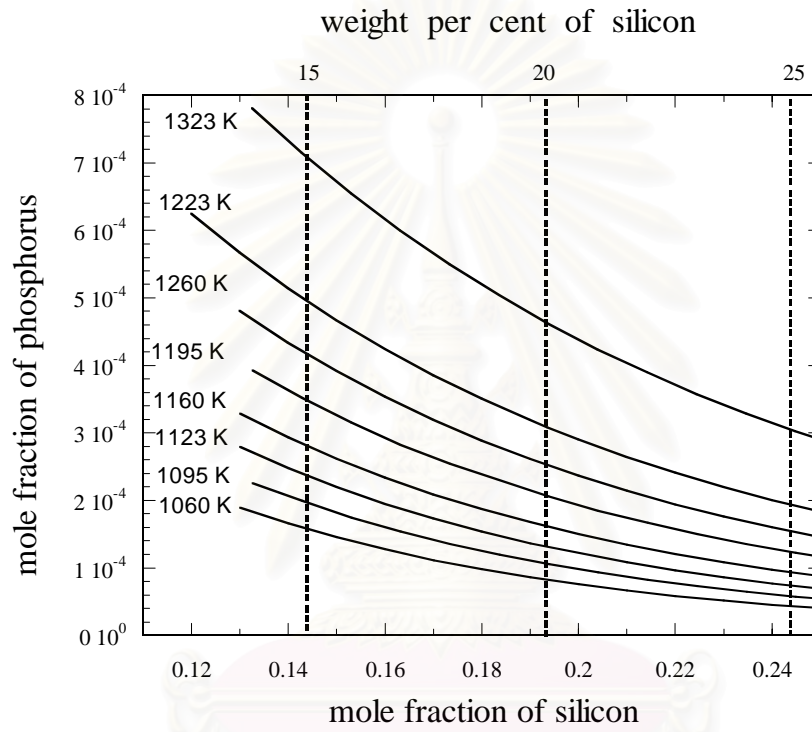
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาพที่ 28 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณของฟอสฟอรัสที่เติมกับปริมาณของฟอสฟอรัสที่ละลายในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก

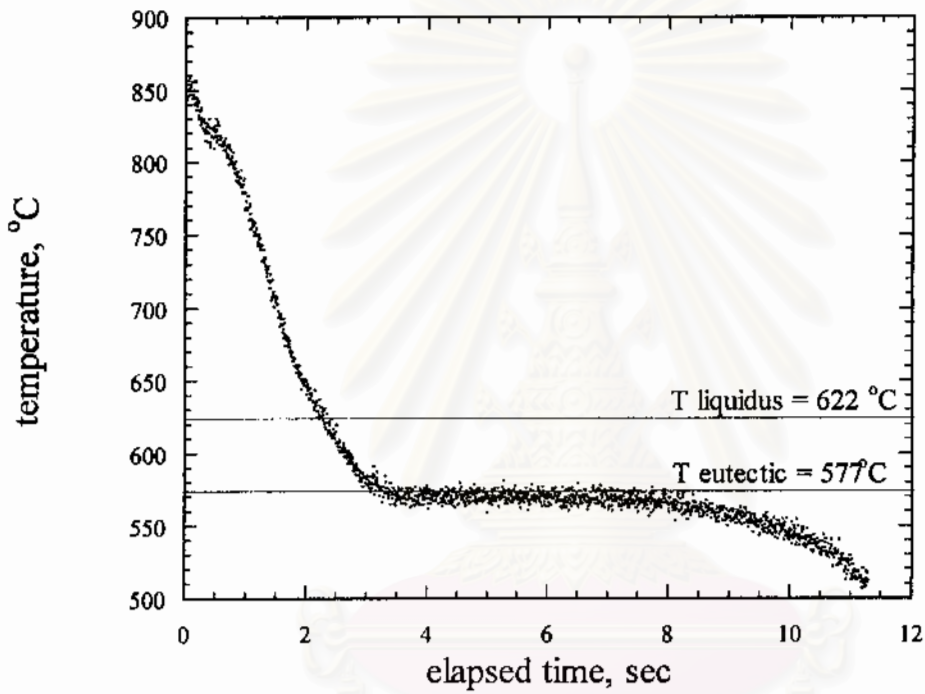
สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย





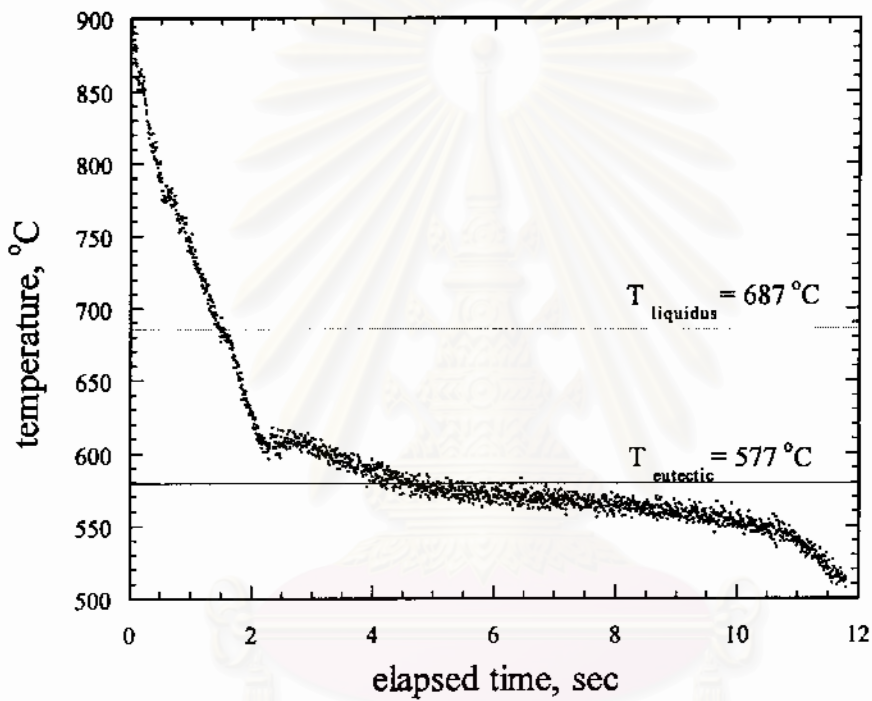
ภาพที่ 29 กราฟแสดงผลการคำนวณความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสม  
หลอมเหลวที่อุณหภูมิต่างๆ โดยเป็นฟังก์ชันของปริมาณซิลิคอน

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



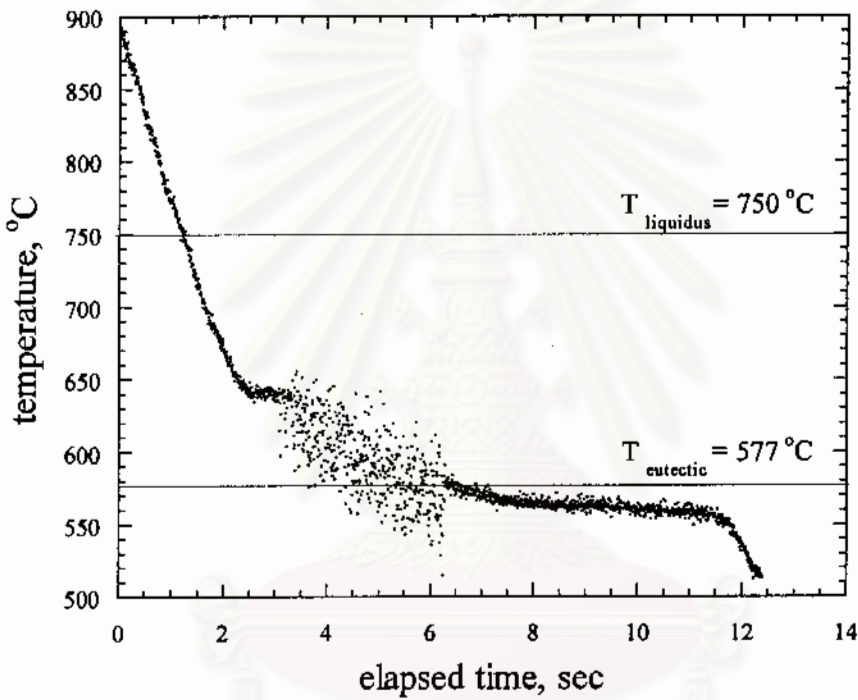
ภาพที่ 30 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลากับอุณหภูมิในการแข็งตัวของโลหะผสม อะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิเท 1195 K ( $922^{\circ}\text{C}$ )

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



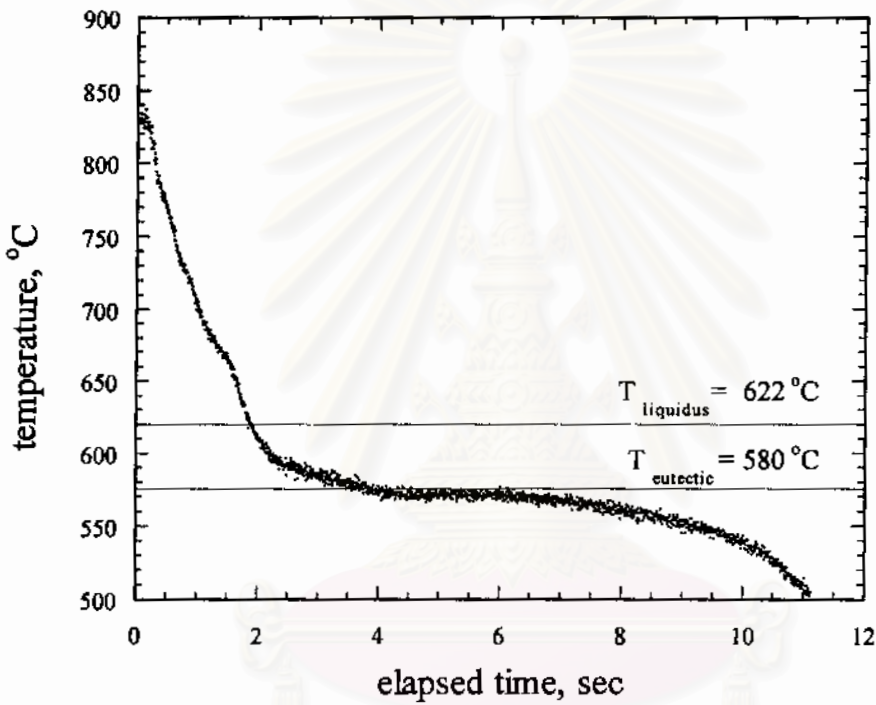
ภาพที่ 31 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลากับอุณหภูมิในการแข็งตัวของโลหะผสม อะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิเท 1260 K ( $987^{\circ}\text{C}$ )

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



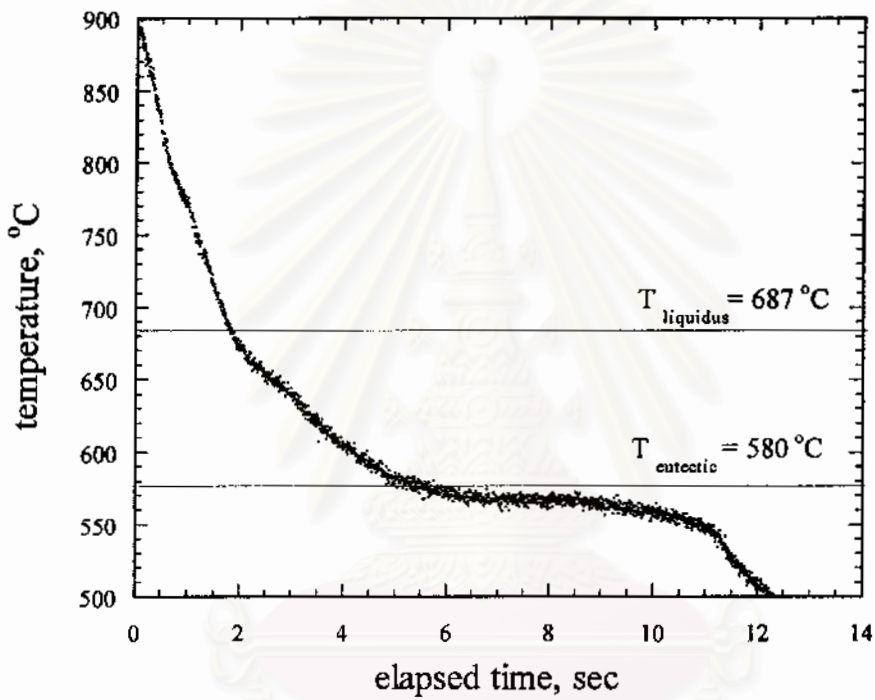
ภาพที่ 32 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลา กับอุณหภูมิในการแข็งตัวของโลหะผสม อะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิเท 1323 K ( $1050^{\circ}\text{C}$ )

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



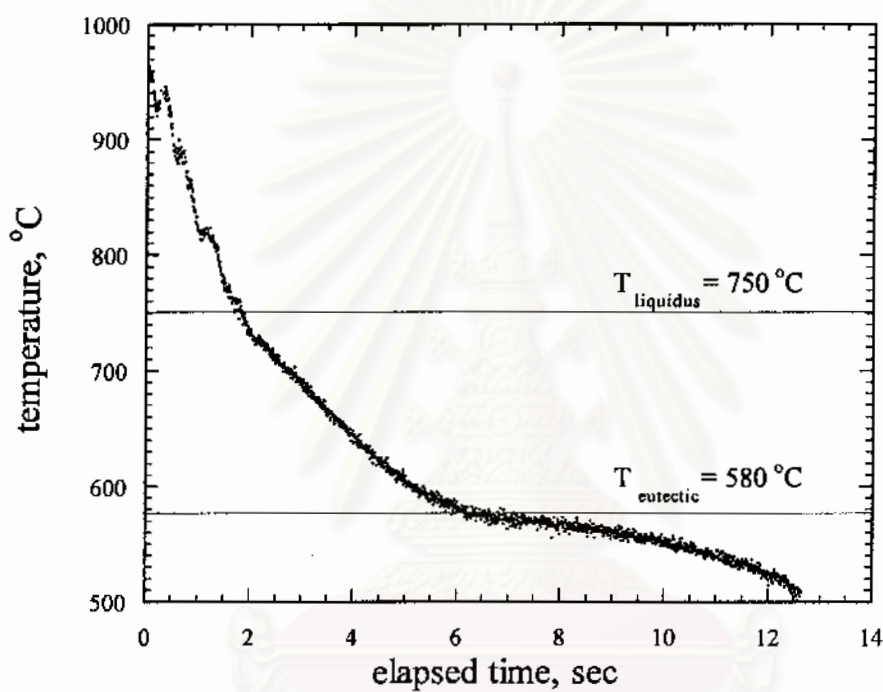
ภาพที่ 33 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลา กับอุณหภูมิในการแข็งตัวของโลหะผสม อะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก เดิมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิเดิม 1195 K ( $922^{\circ}\text{C}$ )

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

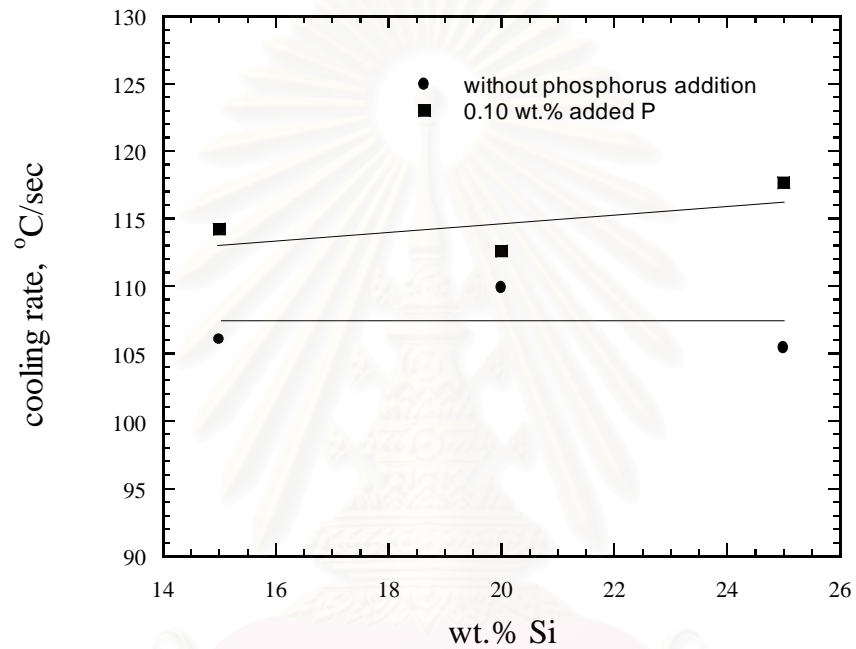


ภาพที่ 34 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลา กับอุณหภูมิในการแข็งตัวของโลหะผสม อะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก เดิมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิเดิม 1260 K ( $987^{\circ}\text{C}$ )

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



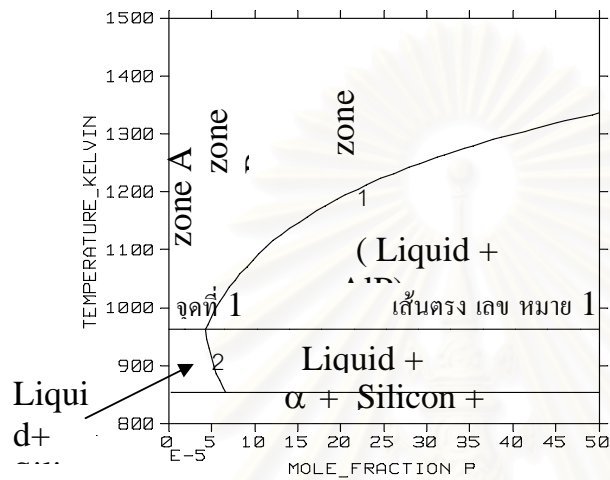
ภาพที่ 35 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลา กับอุณหภูมิในการแข็งตัวของโลหะผสม อะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก เดิมฟอสฟอรัสร้อยละ 0.10 โดยน้ำหนัก อุณหภูมิเดิม 1323 K ( $1050^{\circ}\text{C}$ )



ภาพที่ 36 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณซิลิคอนในโลหะผสมกับอัตราการแข็งตัวของโลหะผสมภายในแบบหล่อทรงกระบอก

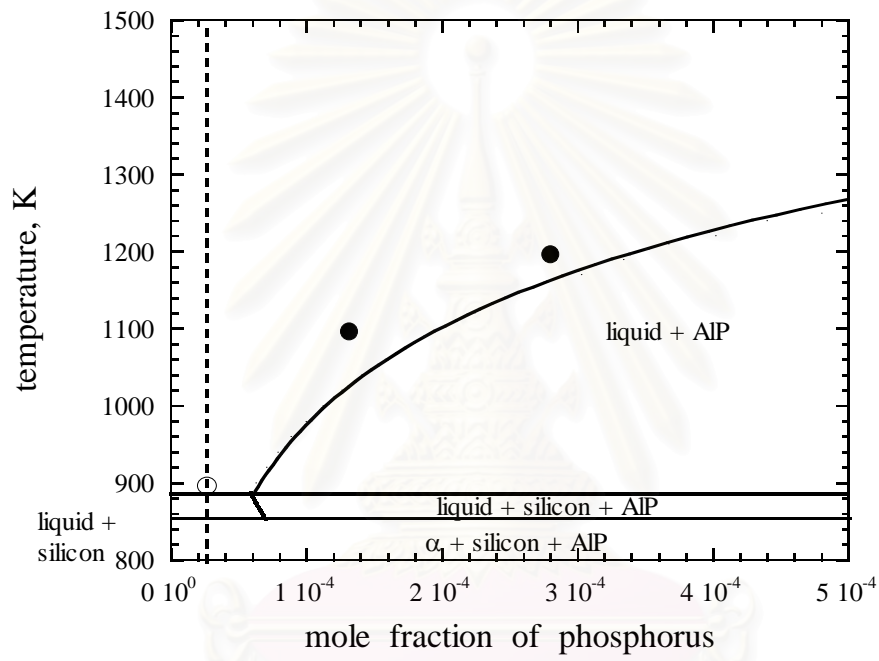
สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย





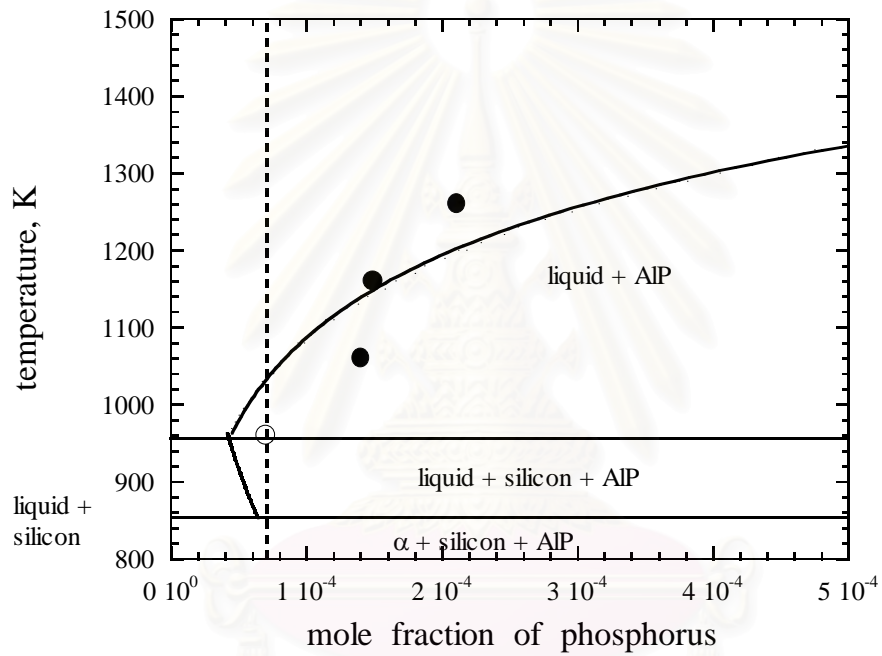
ภาพที่ 37 ภาคตัดแนวตั้ง (vertical section) ของโลหะผสม Al-20 wt.% Si -P จากแผนภูมิสมมูล 3 ธาตุ (อะลูมิเนียม-ซิลิคอน-ฟอสฟอรัส)

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



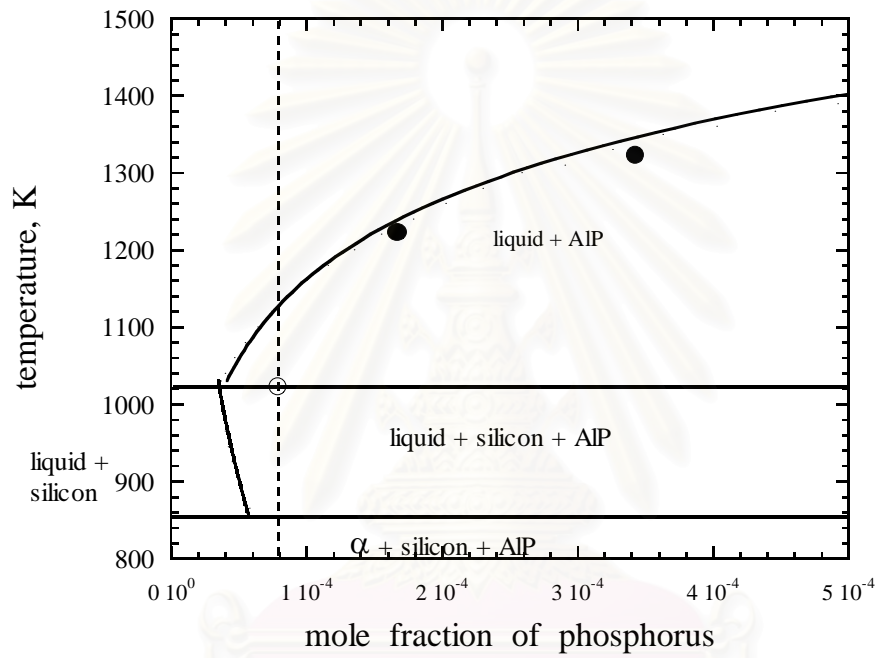
ภาพที่ 38 กราฟแสดงการเปรียบเทียบความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนักระหว่างผลการทดลองกับการคำนวณทางเทอร์โมไดนามิกส์

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



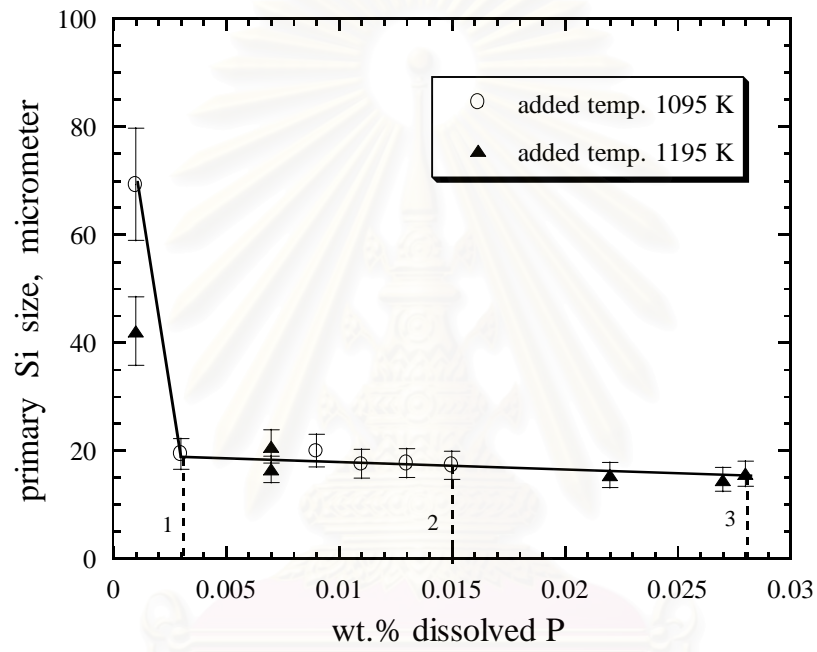
ภาพที่ 39 กราฟแสดงการเปรียบเทียบความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนักระหว่างผลการทดลองกับการคำนวณทางเทอร์โมไดนามิกส์

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



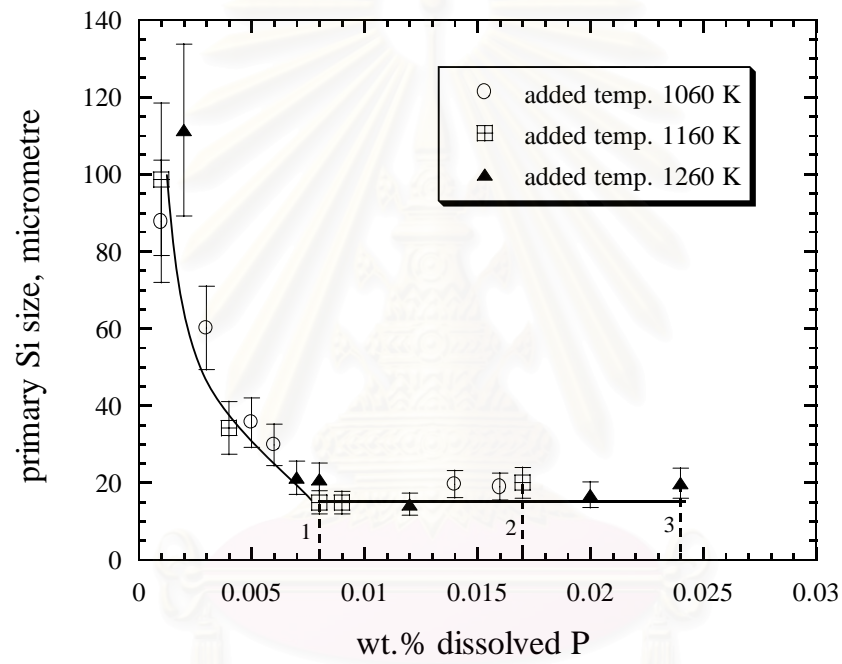
ภาพที่ 40 กราฟแสดงการเปรียบเทียบความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสม อะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนักระหว่างผลการทดลองกับการคำนวณทางเทอร์โมไดนามิกส์

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



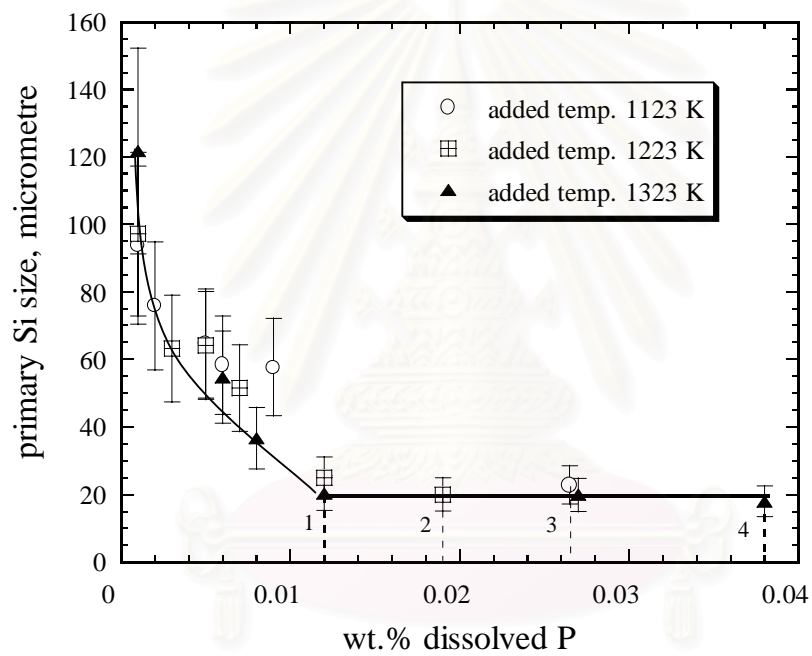
ภาพที่ 41 การพลความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิกับปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาพที่ 42 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิกับปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาพที่ 43 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิกับปริมาณฟอสฟอรัสที่ละลายในโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ตารางที่ 1 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติกที่ใช้ในการวิจัย

โลหะผสม	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ni	Al
Al-15 wt.%Si	14.70	0.109	<0.001	0.003	<0.010	<0.001	<0.005	0.004	Bal
Al-20 wt.%Si	19.53	0.106	<0.001	0.003	<0.010	<0.001	<0.005	0.004	Bal
Al-25 wt.%Si	24.13	0.101	<0.001	0.003	<0.010	<0.001	<0.005	0.004	Bal

ตารางที่ 2 อุณหภูมิ liquidus และอุณหภูมิที่ใช้ในการหลอมโลหะผสมที่ใช้ในการวิจัย

ปริมาณซิลิกอนในโลหะผสม (ร้อยละโดยน้ำหนัก)	อุณหภูมิ liquidus (K)	อุณหภูมิหลอม (K)
15	895	1145
20	960	1210
25	1023	1273

ตารางที่ 3 อุณหภูมิที่ใช้ในการเติมฟอสฟอรัส

ปริมาณซิลิกอนในโลหะผสม (ร้อยละโดยน้ำหนัก)	อุณหภูมิเติม (เหนืออุณหภูมิ liquidus ของโลหะผสม)		
	100 K	200 K	300 K
15	-	1095	1195
20	1060	1160	1260
25	1123	1223	1323



ตารางที่ 4 ค่าฟังก์ชันทางเทอร์โมไดนามิกส์ ที่ใช้ในการคำนวณความสามารถในการละลายของ ฟอสฟอรัส (1) standard Gibbs free energy ( $G^0$ ) ของธาตุอะลูมิเนียม ซิลิคอน ฟอสฟอรัส บริสุทธิ์ในสถานะของเหลว (2) interaction parameter (3) Gibbs free energy ของการเกิด สารประกอบ AIP

อุณหภูมิ K	Standard Gibbs free energy (J/mol)			interaction parameter $\Omega$ (J/mol)			Gibbs free energy of AIP (J/mol)
	Al	Si	P	Al-Si	Si-P	Al-P	
1060	-47169.3	-14483.9	-60320.1	-14424.642	-19318.13	-129515	-153949.0
1095	-49829.9	-17262.4	-63009.45	-14424.642	-19318.13	-127247	-156020.5
1123	-51995.5	-19506.7	-65182.2	-14424.642	-19318.13	-125433	-157486.0
1160	-54876.0	-22500.9	-68081.4	-14424.642	-19318.13	-123036	-159808.0
1195	-57623.5	-25362.45	-70852.5	-14424.642	-19318.13	-120769	-161817.0
1223	-59866.3	-27671.6	-73088.9	-14424.642	-19318.13	-125433	-163240.0
1260	-62833.0	-30749.5	-76070.0	-14424.642	-19318.13	-118955	-165495.0
1323	-67996.8	-36057.5	-812112	-14424.642	-19318.13	-112476	-168997.5

ตารางที่ 5 อุณหภูมิที่ใช้ในการหลอมโลหะผสมและอุณหภูมิที่ใช้ในการเติมฟอสฟอรัสเพื่อตรวจวัด อุณหภูมิในการแข็งตัว

ปริมาณซิลิคอนใน โลหะผสม (ร้อยละโดยน้ำหนัก)	ปริมาณฟอสฟอรัสที่เติม (ร้อยละโดยน้ำหนัก)	อุณหภูมิหลอม (K) (เหนืออุณหภูมิ liquidus 250 K)	อุณหภูมิเติม (K) (เหนืออุณหภูมิ liquidus 300K)
15	0	1145	1195
15	0.1	1145	1195
20	0	1210	1260
20	0.1	1210	1260
25	0	1273	1323
25	0.1	1273	1323

ตารางที่ 6 ขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 20 และ 25 โดยน้ำหนัก และมีอัตราการแข็งตัว 110 K /วินาที

ปริมาณซิลิกอนในโลหะผสม (ร้อยละโดยน้ำหนัก)	ขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิ ( $\mu m$ ) อัตราการแข็งตัว 110 K /วินาที
15	42.11
20	98.62
30	121.78

ตารางที่ 7 ขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 20 และ 25 โดยน้ำหนัก ที่เทที่อุณหภูมิต่างๆ

Al-15 wt.% Si		Al-20 wt.% Si		Al-25 wt.% Si	
อุณหภูมิเท K	ขนาดของ ซิลิกอนปฐมภูมิ ( $\mu m$ )	อุณหภูมิเท K	ขนาดของ ซิลิกอนปฐมภูมิ ( $\mu m$ )	อุณหภูมิเท K	ขนาดของ ซิลิกอนปฐมภูมิ ( $\mu m$ )
1095	42.11	1060	87.75	1123	93.83
1195	69.25	1160	98.62	1223	97.16
		1260	111.38	1323	121.78

ตารางที่ 8 ขนาดของซิลิกอนปฐมภูมิในชิ้นงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก และเติมฟอสฟอรัสในปริมาณต่างๆ

ปริมาณฟอสฟอรัสที่เติม (ร้อยละโดยน้ำหนัก)	ขนาดของ ซิลิกอนปฐมภูมิ ( $\mu m.$ )	
	อุณหภูมิเติม 1095 K	อุณหภูมิเติม 1195 K
0	69.25	42.11
0.01	19.36	16.52
0.02	20.04	20.74
0.04	17.27	15.48
0.06	17.57	15.68
0.10	17.63	14.60

ตารางที่ 9 ขนาดของซิลิคอนปรุภูมิในชิ้นงานหล่อ โลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก และเติมฟอสฟอรัสในปริมาณต่างๆ

ปริมาณฟอสฟอรัสที่เติม (ร้อยละ โดยน้ำหนัก)	ขนาดของซิลิคอนปรุภูมิ ( $\mu m.$ )		
	อุณหภูมิเติม 1060 K	อุณหภูมิเติม 1160 K	อุณหภูมิเติม 1260 K
0	87.75	98.62	111.38
0.01	60.07	34.12	20.811
0.02	35.62	14.90	21.26
0.04	29.73	14.79	14.39
0.06	18.98	19.97	19.85
0.10	19.58	16.76	16.80

ตารางที่ 10 ขนาดของ ซิลิคอนปรุภูมิในชิ้นงานหล่อ โลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก และเติมฟอสฟอรัสในปริมาณต่างๆ

ปริมาณฟอสฟอรัสที่เติม (ร้อยละ โดยน้ำหนัก)	ขนาดของซิลิคอนปรุภูมิ ( $\mu m.$ )		
	อุณหภูมิเติม 1123 K	อุณหภูมิเติม 1223 K	อุณหภูมิเติม 1323 K
0	93.83	97.16	121.78
0.01	75.80	64.18	54.70
0.02	64.69	63.15	36.58
0.04	58.35	51.48	20.33
0.06	57.68	24.92	19.85
0.10	22.72	20.01	17.94

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ตารางที่ 11 ผลการวิเคราะห์ปริมาณซิลิกอน เหล็ก ทองแดง และฟอสฟอรัสในโลหะผสม อะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 15 โดยน้ำหนัก

sample No.	% added P	อุณหภูมิเดิม (เคลวิน)	ผลวิเคราะห์ปริมาณธาตุในโลหะผสม			
			wt.% Si	wt.% Fe	wt.% Cu	wt.% P
1	0	1095	17.2	0.09	<0.01	0.001
2	0.01	1095	14.9	0.09	0.06	0.003
3	0.02	1095	14.8	0.10	0.13	0.009
4	0.04	1095	14.9	0.10	0.21	0.015
5	0.06	1095	14.8	0.09	0.26	0.011
6	0.10	1095	14.6	0.11	0.5	0.013
7	0	1195	14.7	0.10	<0.01	0.001
8	0.01	1195	14.8	0.09	0.07	0.007
9	0.02	1195	14.9	0.11	0.10	0.007
10	0.04	1195	14.8	0.10	0.23	0.024
11	0.06	1195	14.4	0.09	0.22	0.027
12	0.10	1195	14.3	0.10	0.35	0.028

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ตารางที่ 12 ผลการวิเคราะห์ปริมาณซิลิกอน เหล็ก ทองแดง และฟอสฟอรัสในโลหะผสม อะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก

sample No.	% added P	อุณหภูมิเดิม (เคลวิน)	ผลวิเคราะห์ปริมาณธาตุในโลหะผสม			
			wt.% Si	wt.% Fe	wt.% Cu	wt.% P
13	0	1060	19.3	0.10	<0.01	0.001
14	0.01	1060	19.4	0.10	0.02	0.003
15	0.02	1060	19.4	0.12	0.07	0.005
16	0.04	1060	19.4	0.10	0.10	0.006
17	0.06	1060	19.4	0.11	0.21	0.016
18	0.10	1060	19.3	0.10	0.43	0.014
19	0	1160	18.4	0.11	<0.01	0.001
20	0.01	1160	19.4	0.09	0.06	0.004
21	0.02	1160	19.1	0.09	0.12	0.008
22	0.04	1160	19.6	0.11	0.08	0.01
23	0.06	1160	19.5	0.10	0.17	0.017
24	0.10	1160	19.0	0.11	0.68	0.043
25	0	1260	19.2	0.11	<0.01	0.002
26	0.01	1260	19.4	0.09	0.06	0.008
27	0.02	1260	19.2	0.11	0.05	0.007
28	0.04	1260	19.0	0.10	0.16	0.012
29	0.06	1260	22.8	0.10	0.51	0.024
30	0.10	1260	19.2	0.09	0.20	0.021

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ตารางที่ 13 ผลการวิเคราะห์ปริมาณซิลิกอน เหล็ก ทองแดง และฟอสฟอรัสในโลหะผสม อะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิกอนร้อยละ 25 โดยน้ำหนัก

sample No.	% added P	อุณหภูมิเดิม (เคลวิน)	ผลวิเคราะห์ปริมาณธาตุในโลหะผสม			
			wt.% Si	wt.% Fe	wt.% Cu	wt.% P
31	0	1123	23.9	0.09	<0.01	0.001
32	0.01	1123	24.1	0.10	0.05	0.002
33	0.02	1123	24.2	0.10	0.11	0.005
34	0.04	1123	23.9	0.11	0.05	0.006
35	0.06	1123	23.2	0.11	0.13	0.009
36	0.10	1123	25.2	0.10	0.16	0.027
37	0	1223	21.4	0.09	<0.01	0.001
38	0.01	1223	23.0	0.10	0.04	0.005
39	0.02	1223	23.9	0.10	0.04	0.003
40	0.04	1223	24.2	0.09	0.06	0.007
41	0.06	1223	24.4	0.11	0.18	0.012
42	0.10	1223	23.5	0.10	0.24	0.019
43	0	1323	23.8	0.11	<0.01	0.001
44	0.01	1323	23.5	0.12	0.03	0.006
45	0.02	1323	23.0	0.10	0.06	0.008
46	0.04	1323	23.2	0.11	0.17	0.012
47	0.06	1323	22.8	0.13	0.40	0.027
48	0.10	1323	22.5	0.10	0.23	0.038

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

## รายการอ้างอิง

- (1) Jorstad J., Rasmussen W.. *Aluminum Casting Technology*. 2<sup>nd</sup> edition. AFS, 1997: 53-55
- (2) Gruzleski J., Closset B.. *The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys*. AFS, 1990: 107-126
- (3) Jorstad J.. Aluminum Light Weight Castings: Some Cost Saving. *Casting Engineering*. 1977: 47-52
- (4) Loper W., Jr, C R. Primary Silicon in Hypereutectic Aluminum-Silicon Casting Alloys. *Transactions of American Foundrymen's Society*, vol.95, 1987: 51-62
- (5) Heshmatpour B.. High Performance Phosphorus Additives for Modification of Silicon in Al-Si Alloys. *Light Metal* , 1996: 687-695
- (6) Prasad N., Sharan R.. Rare Earth Addition as Modifier to Hypereutectic Aluminum-Silicon Alloys. *Indian Foundry Journal*, Vol. 31 N 6, 1985: 15-18
- (7) Clegg et al.. The Influence of Structural Modifiers on The Refinement of The Primary Silicon in A Hypereutectic Aluminum-Silicon Alloy. *British Foundryman*, 1977: 56-63
- (8) Cannon J.G.. Rare Earth Metals Bring New Properties to Precision Metal Parts. *Precision Metal*. 1970: 132-142
- (9) Jorstad J.. Application of 390 Alloy: An Updated. *Transactions of American Foundrymen's Society*, Vol 92, 1984, 84-116, 573-578
- (11) Lewis D.K.. 390 Aluminum Alloys. *The Crucible* , 1983: 6-10
- (12) Jorstad J. The Hypereutectic Aluminum-Silicon Alloy Used to Cast The VEGA Engine Block. *Transactions of American Foundrymen's Society*. 1971: 85-91

- (13) Herrmann R.H.. Chevy's small car Engine Castings. *Foundry*. 1970, 36-41
- (14) *SGTE Data for Pure Elements Thermo-Calc version M*
- (15) W. Kurz, D.J. Fisher. *Fundamentals of solidification 3<sup>rd</sup> edition*, Trans Tech Publications 1989: 21-34, 117-130
- (16) Schneider W.. A New Method for the Refinement of Primary Silicon of Hypereutectic Al-Si Alloys in Direct Chill and Ingot Casting. *Light Metal* , 1993: 815-820
- (17) Mason D., A New Approach to The Control of Silicon Particle Size in Hypereutectic Aluminum Silicon Alloys. *Light Metal*, 1995: 1019-1023
- (18) Osumi K., Masuda J.. Oxidation of Copper-Phosphorus Alloy Added to Molten Aluminum-Silicon System Alloy. *Japan Foundrymen's Society-Proceedings of the Second Asian Foundry Congress-Kitakyushu, Japan*, 1994: 283-245
- (19) Robert W. Cahn, Peter Hasen, Edward J. , Kramer, Karl H. Matucha. Materials Science and Technology, Vol. 18. *Structure and Properties of Nonferrous Alloys*, Vol. 8, Wiley/Vch, Wein: 242-256
- (20) F.L. Arnold, J.S. Prestley. Hypereutectic aluminum-Silicon Casting Alloys Phosphorus Refinement. *Transactions of American Foundrymen's Society*, vol.69, 1961: 916-918
- (21) Xian Z.et.al . Inoculation of Al-20%Si Alloy with P and RE. *Light Metal* ,1993, 825-827
- (22) Haque M., Maleque M.. Effect of Process Variables on Structure and Properties of Aluminum-Silicon Piston Alloy. *Materials Processing Technology*, 1998: 122-128



- (23) Clegg J.. Hypereutectic Alloys: Primary Silicon Refinement. International Molten Aluminum Processing. Proc of AFS/CMI Conf . City of Industry CA, 1986: 269-283
- (24) Clegg A.J., Das A.A.. The Influence of Structural Modification on The Wear Resistance of A Hypereutectic Aluminum-Silicon Alloy. British Foundryman , 1977: 333-339
- (25) Ikenega A., Okabayachi M., Kawanoto K.. Relationship between Fracture Properties and Microstructure of Hypereutectic Aluminum-Silicon Alloy Casting. Transactions of The Japan Foundryman's soceity , Vol. 6, 1987: 18-22
- (26) David V. Ragone, Thermodynamics of Materials vol 1, John wiley & Son. Inc., 1995: 168-187
- (27) Saunders N., Miodownik. Calphad (Calculation of Phase Diagrams) : A Comprehensive Guide, Pergamon Materials series, 1998: 99-103
- (28) Robert T. Dehoff. Thermodynamics in Materials Science, McGraw-Hill internation editions 1993: 160-203
- (29) C.H.P Lupis. Chemical Thermodynamics of Materials, Elsevier Science Publishing Co., Inc, 1983: 263-292
- (30) Petzow G., Effenberg G.. Ternary alloys; A Comprehensive Compendium of Evaluated Constitutional Data and Phase Diagrams, VCH Publisher, 1989
- (31) Chales B. Boss, Kenneth J. Fredeen. Concepts, Instrumentation, and Techniques in Inductively Coupled Plasma Optical Emission Spectrometry. The Perkin-Elmer corporation, 1997: 1-7



ภาคผนวก

สถาบันวิทยบริการ  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ภาคผนวก ก

ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอนชนิดไฮเปอร์ยูเทกติกที่มีการใช้งานในเชิงพาณิชย์ (มาตรฐาน Aluminum Association, Jan 1989)

AA No.	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	Ti	Al (min)
390.0	16.0-18.0	1.3	4.0-5.0	0.10	0.45-0.65	-	0.10	-	0.20	remainder
390.2	16.0-18.0	0.6-1.0	4.0-5.0	0.10	0.50-0.65	-	0.10	-	0.20	remainder
A390.0	16.0-18.0	0.50	4.0-5.0	0.10	0.45-0.65	-	0.10	-	0.20	remainder
A390.1	16.0-18.0	0.40	4.0-5.0	0.10	0.50-0.65	-	0.10	-	0.20	remainder
B390.0	16.0-18.0	1.3	4.0-5.0	0.50	0.45-0.65	0.10	1.5	-	0.20	remainder
B390.1	16.0-18.0	1.0	4.0-5.0	0.50	0.50-0.65	0.10	1.4	-	0.20	remainder
392.0	18.0-20.0	1.5	0.40-0.8	0.20-0.6	0.8-1.2	0.50	0.50	0.30	0.20	remainder
392.1	18.0-20.0	1.1	0.40-0.8	0.20-0.6	0.9-1.2	0.50	0.40	0.30	0.20	remainder
393.0	21.0-23.0	1.3	0.7-1.1	0.10	0.7-1.3	2.0-2.5	0.10	-	0.10-0.20	remainder
393.1	21.0-23.0	1.0	0.7-1.1	0.10	0.8-1.3	2.0-2.5	0.10	-	0.10-0.20	remainder
393.2	21.0-23.0	0.8	0.7-1.1	0.10	0.8-1.3	2.0-2.5	0.10	-	0.10-0.20	remainder

## ภาคผนวก ข

### ทฤษฎีและหลักการทางเทอร์โมไดนามิกส์ของสารละลาย

ถึงแม้ว่าการสมมติให้โลหะผสมหลอมเหลวผสมกันอย่างอุดมคติหรือ ideal solution จะเป็นแบบจำลองสารละลายที่ง่ายที่สุดสำหรับการอธิบายถึงถึงสมบัติทางเทอร์โมไดนามิกส์ แต่ข้อจำกัดของแบบจำลองสารละลาย ideal solution ก็คือไม่สามารถอธิบายถึงความแตกต่างระหว่างโลหะผสมหลอมเหลวที่มีส่วนผสมและอุณหภูมิเหมือนกันแต่มีค่าฟังก์ชันเทอร์โมไดนามิกส์ที่แตกต่างกัน และเพื่อที่จะอธิบายถึงพฤติกรรมดังกล่าวจึงใช้แบบจำลองสารละลายที่วิเคราะห์ถึงสมบัติทางเทอร์โมไดนามิกส์โดยใช้ข้อมูลของ activity ของโลหะผสมหลอมเหลวเพื่อความเข้าใจถึงพฤติกรรมที่ไม่เป็นตามอุดมคติ (nonideal behavior) และแบบจำลองสารละลายที่มีความสำคัญเพื่อการอธิบายถึงพฤติกรรมที่ไม่เป็นตามอุดมคติของสารละลายได้แก่แบบจำลองสารละลาย regular solution<sup>26-28</sup>

การใช้แบบจำลองสารละลาย regular solution สำหรับ binary system มีข้อมูลทางเทอร์โมไดนามิกส์ที่สำคัญที่จำเป็นต้องทราบเพื่อการคำนวณหาฟังก์ชันเทอร์โมไดนามิกส์ได้แก่ค่า activity coefficient ซึ่งจะสามารถคำนวณได้จากสมการดังต่อไปนี้<sup>26-28</sup>

$$\ln \gamma_A = \frac{\Omega}{RT} (1 - X_A)^2 \quad \text{หรือ} \quad \ln \gamma_B = \frac{\Omega}{RT} (1 - X_B)^2 \quad \text{สมการที่}$$

ข.1  $\Omega$ : interaction parameter ซึ่งมีความสัมพันธ์กับอุณหภูมิและความดัน

ซึ่งค่า activity coefficient สามารถเป็นไปตาม Henry's และ Raoult's Law และค่าของ  $\gamma_i$  เข้าใกล้ 1 เมื่อเศษส่วน โมลของ  $i$  ( $X_i$ ) มีค่าเข้าใกล้ 1

เมื่อนำข้อมูลของ activity coefficient มาคำนวณค่า activity ของ  $i$  ตาม Henry's law พบว่าสามารถเบี่ยงเบนจากกรณีที่เป็น ideal solution ได้ทั้งมากกว่าและน้อยกว่า และเครื่องหมายของพารามิเตอร์  $\Omega$  นั้นขึ้นอยู่กับค่าของ  $\gamma$  ว่าน้อยกว่าหรือมากกว่า 1

จากสมการที่ใช้ในการหาค่าของ  $\gamma_i$  ทำให้สามารถคำนวณหา excess thermodynamic properties อันเป็นผลจากการผสมกันของสารละลาย กรณีของ regular solution สมการที่ใช้คำนวณหาการเปลี่ยนแปลงของ molar Gibbs free energy ที่เกิดจากการผสมกัน ได้จากสมการที่ ข.2

$$G_{mixing,m} = X_A RT \ln(\gamma_A X_A) + X_B RT \ln(\gamma_B X_B) \quad \text{สมการที่ ข.2}$$

จัดรูปสมการ

$$G_{mixing,m} = RT (X_A \ln X_A + X_B \ln X_B) + RT (X_A \ln \gamma_A + X_B \ln \gamma_B)$$

$G_{mixing,m}$  : molar Gibbs free energy of mixing

2 พจน์แรกนั้นก็คือ molar Gibbs free energy of mixing ของ ideal solution ( $G_{mixing,m}^{ideal}$ )  
 นั่นเอง ส่วน 2 พจน์หลังก็คือ excess molar Gibbs free energy of mixing ( $G_{mixing,m}^{excess}$ )

จึงได้ว่า  $G_{mixing,m}^{excess} = \sum X_i RT \ln \gamma_i$  สมการที่ ข.3

กรณีของ binary system

$$\begin{aligned} &= X_A RT \ln \gamma_A + X_B RT \ln \gamma_B \\ &= X_A \Omega (1 - X_A)^2 + X_B \Omega (1 - X_B)^2 \\ &= \Omega X_A X_B^2 + \Omega X_B X_A^2 \\ &= \Omega X_A X_B (X_A + X_B) \\ &= \Omega X_A X_B \end{aligned}$$

สมการที่ ข.4

ค่า excess enthalpy of mixing โดยใช้แบบจำลองสารละลาย regular solution

$$H_{mixing,m}^{excess} = \sum X_i RT^2 \left( \frac{\delta \ln \gamma_i}{\delta T} \right)_P \quad \text{สมการที่ ข.5}$$

จากสมการที่ ข.1 จะได้ว่า

$$\left( \frac{\delta \ln \gamma_i}{\delta T} \right)_P = \left( \frac{\delta \frac{\Omega}{RT} (1 - X_i)^2}{\delta T} \right)_P = -\frac{\Omega}{RT^2} (1 - X_i)^2$$

แทนค่าลงในสมการที่ ข.6

$$\begin{aligned} \Delta H_{mixing,m}^{excess} &= \sum X_i RT^2 \left[ -\frac{\Omega}{RT^2} (1 - X_i)^2 \right] \quad \text{สมการที่ ข.6} \\ &= \sum X_i \Omega (1 - X_i)^2 \end{aligned}$$

กรณีของ binary system

$$= \Omega X_A X_B \quad \text{สมการที่ ข.7}$$

จากสมการที่ ข.4 และ ข.7 จะเห็นว่า  $\Delta G_{mixing,m}^{excess}$  มีค่าเท่ากับ  $\Delta H_{mixing,m}^{excess}$  ดังนั้นค่าของ  $\Delta S_{mixing,m}^{excess}$  จึงควรเท่ากับศูนย์

$$\Delta S_{mixing,m}^{excess} = -\sum X_i \left[ R \ln \gamma_i + RT \left( \frac{\partial \ln \gamma_i}{\partial T} \right)_P \right] \quad \text{สมการที่ ข.8}$$

แทนค่า  $\ln \gamma_i$  ตามสมการที่ ข.1 จะได้

$$\begin{aligned} \Delta S_{mixing,m}^{excess} &= -\sum X_i \left[ \frac{\Omega}{T} (1 - X_i)^2 + RT \left( -\frac{\Omega}{RT^2} (1 - X_i)^2 \right) \right] \quad \text{สมการที่ ข.9} \\ &= 0 \end{aligned}$$

เมื่อรวม excess properties กับ ideal properties จะได้ว่า

$$\begin{aligned} G_{mixing,m} &= G_{mixing,m}^{ideal} + G_{mixing,m}^{excess} \\ &= \sum X_i RT \ln X_i + \sum X_i RT \ln \gamma_i \quad \text{สมการที่ ข.10} \end{aligned}$$

กรณีของสารละลายที่เป็น binary system

$$= X_A RT \ln X_A + X_B RT \ln X_B + \Omega X_A X_B \quad \text{สมการที่ ข.11}$$

$$\begin{aligned} H_{mixing,m} &= H_{mixing,m}^{ideal} + H_{mixing,m}^{excess} \\ &= 0 - \sum X_i RT^2 \left( \frac{\partial \ln \gamma_i}{\partial T} \right)_P \quad \text{สมการที่ ข.12} \end{aligned}$$

กรณีของสารละลายที่เป็น binary system

$$= \Omega X_A X_B \quad \text{สมการที่ ข.13}$$

$$\begin{aligned} S_{m,mixing} &= S_m^{ideal} + S_m^{excess} \\ &= \sum X_i R \ln X_i + 0 \quad \text{สมการที่ ข.14} \end{aligned}$$

กรณีของสารละลายที่เป็น binary system

$$= X_A R \ln X_A + X_B R \ln X_B \quad \text{สมการที่ ข.15}$$

## ประวัติผู้เขียน

1. ชื่อ น.ส. อรจิรา ธนเทพ  
MISS. ONNJIRA THANUDAPE
2. ประสบการณ์การทำงาน ผู้ช่วยวิจัย (ตั้งแต่ปี พ.ศ. 2540-ปัจจุบัน)
3. วัน เดือน ปี เกิด 17 มีนาคม พ.ศ. 2520
4. สถานที่เกิด จังหวัด กรุงเทพฯ ประเทศไทย
5. ประวัติการศึกษา
  - ปี พ.ศ. 2527-2532 ประถมศึกษา โรงเรียนเซนต์โยเซฟ คอนเวนต์ (บางนา)
  - ปี พ.ศ. 2532-2537 มัธยมศึกษาตอนปลาย โรงเรียนเตรียมอุดมศึกษาพัฒนาการ
  - ปี พ.ศ. 3537-2541 วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วิศวกรรมโลหการ)  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
  - ปี พ.ศ. 2540-2543 วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต (วิศวกรรมโลหการ)  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
6. ผลงานวิจัย
  1. Refinement of Primary Silicon in Hypereutectic Aluminum Silicon Alloys, Journal of Metals, Materials and Minerals, MMRI, Chulalongkorn University, Vol. 7, No. 2, pp. 45-52, 1998
  2. Refinement of Primary Silicon in Hypereutectic Aluminum-Silicon Alloys, APEC/ITIT Symposium on High Performance Metal Matrix Composites for Manufacturing Technology of Advanced Materials, Agency of Industrial Science and Technology, MITI, Tsukuba, Japan, March 1999
  3. การศึกษาความสามารถในการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะผสมอะลูมิเนียมชนิด ที่มีซิลิกอนสูงกว่า 12 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก การประชุมวิชาการด้านวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีวัสดุแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 1 ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ
7. รางวัลทางวิชาการ Thainox Metallurgy Award 1998 “Refinement of Primary Silicon in Hypereutectic Aluminum-Silicon Alloys”