

พฤติกรรมทางแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ไฮเปอร์ยูเทกติกที่หล่ออย่างต่อเนื่อง



นางสาวอรุณี ทองธีรภาพ

สถาบันวิทยบริการ

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2551

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

SOLIDIFICATION BEHAVIOUR OF CONTINUOUSLY CAST HYPEREUTECTIC Al-Si
ALLOYS



Miss Anuradee Thongtreerapap

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements
for the Degree of Master of Engineering Program in Metallurgical Engineering
Department of Metallurgical Engineering
Faculty of Engineering
Chulalongkorn University
Academic Year 2008
Copyright of Chulalongkorn University

อนุรติ ทองธีรภาพ : พฤติกรรมการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติกที่หล่ออย่างต่อเนื่อง. (SOLIDIFICATION BEHAVIOUR OF CONTINUOUSLY CAST HYPEREUTECTIC Al-Si ALLOYS) อ. ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก : อ. ดร. มาวิน สุประดิษฐ ณ อยุธยา, อ. ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม : Prof. Takateru Umeda, D.Eng., 94 หน้า.

โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติก มีคุณสมบัติด้านการต้านทานการสึกหรออย่างดีเยี่ยม อีกทั้งยังมีสมบัติการขยายตัวเนื่องจากความร้อนต่ำ แต่ซิลิคอนปฐมภูมิที่เกิดขึ้นในโลหะผสมไฮเปอร์ยูเทกติกนั้นมีขนาดใหญ่ และมีความแข็งสูง ชิ้นงานจึงมีความเหนียวลดลง ทำให้เปราะเกิดการแตกร้าวภายในชิ้นงานได้ง่าย ซึ่งไม่เหมาะต่อการนำไปใช้งาน ดังนั้นในงานวิจัยนี้ จึงได้ทำการศึกษาพฤติกรรมการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติกที่หล่ออย่างต่อเนื่อง โดยประยุกต์ใช้การสั่นเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้าความถี่ต่ำ (low frequency electromagnetic vibration; LFEV) โดยทำการศึกษาผลของความถี่ในชุดลดกระแสสลับ และการเติมธาตุโครเมียม และ/หรือเหล็ก ต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิของโลหะผสมอะลูมิเนียม ที่ผสมซิลิคอน 20 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยชิ้นงานหล่อมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 100 มิลลิเมตร ซึ่งพบว่าที่ความถี่ต่ำกว่า 37 Hz ซิลิคอนปฐมภูมิมีการกระจายตัวไม่สม่ำเสมอเนื่องจากเกิดการปั่นป่วนภายในน้ำโลหะอย่างรุนแรง ในการทดลองขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐมภูมิมิขนาดเล็กลงที่ความถี่ 27 Hz โดยมีขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิประมาณ 19 ไมครอน และภายใต้การสั่นภายในน้ำโลหะอย่างรุนแรงที่ 15 Hz การเติมโครเมียมช่วยให้เกิดซิลิคอนปฐมภูมิที่มีขนาดเล็กละเอียด (โดยมีขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิเฉลี่ยประมาณ 18 ไมครอน) และการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ เนื่องจากการเกิด Si_2Cr ขึ้นก่อนซิลิคอนปฐมภูมิซึ่งทำให้น้ำโลหะมีความหนืดมากขึ้น จึงทำให้สามารถป้องกันการลอยขึ้นไปเกาะกลุ่มกันของซิลิคอนปฐมภูมิได้

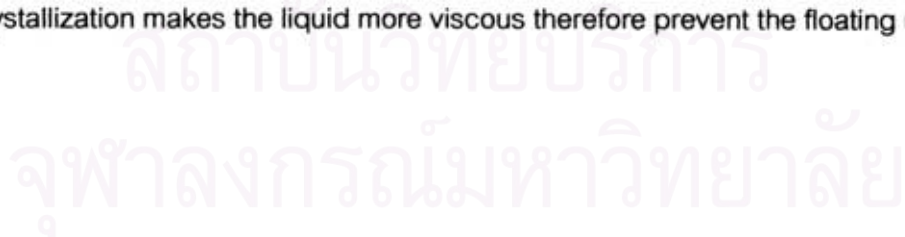
ภาควิชา.....วิศวกรรมโลหการ.....ลายมือชื่อนิสิต.....อนุรติ ทองธีรภาพ.....
 สาขาวิชา.....วิศวกรรมโลหการ.....ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก.....
 ปีการศึกษา.....2551.....ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม.....Takateru Umeda

4970677321 : MAJOR METALLURGICAL ENGINEERING

KEY WORD : HYPEREUTECTIC Al-Si ALLOYS / CONTINUOUSLY CAST / SOLIDIFICATION

ANURADEE TONGTREERAPAP: SOLIDIFICATION BEHAVIOUR OF CONTINUOUSLY CAST HYPEREUTECTIC Al-Si ALLOYS. THESIS PRINCIPAL ADVISOR: MAWIN SUPRADIST NA AYUDHAYA, Ph.D., THESIS COADVISOR: PROF. TAKATERU UMEDA, D.Eng., 94 pp.

Hypereutectic Al-Si alloys are attractive materials to many industries because they show interesting properties such as high strength and hardness and low thermal expansion coefficient. But coarse Si particles decrease ductility and cause initial crack. Solidification behaviour of continuously cast hypereutectic of Al-20 wt% Si alloys by using low-frequency electromagnetic vibration (LFEV) technique were studied. Diameter of ingot is 100 mm. The effects of low frequency of an alternate current and addition of chromium and/or iron were tested. The frequency lower than 37 Hz promoted inhomogeneous distribution of primary Si due to high turbulence in melt. In experiment, the optimum case of average diameter of primary Si with applied frequency at 27 Hz was about 19 μm. Cr addition, even on the strong magnetic stirring of 15 Hz, shows refinement (average diameter of primary Si was about 18 μm) and homogeneous distribution of primary Si, because of the formation of Si₂Cr before Si crystallization makes the liquid more viscous therefore prevent the floating up of Si.



Department: Metallurgical Engineering.....Student's Signature: *[Signature]*
Field of study: Metallurgical Engineering....Principal Advisor's Signature: *[Signature]*
Academic year:2008.....Co-advisor's Signature: *[Signature]*

กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยชิ้นนี้สามารถสำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดีเนื่องจากความช่วยเหลือจากหลายๆ ฝ่าย ข้าพเจ้าขอขอบพระคุณอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ อาจารย์ ดร. มาวิน สุประดิษฐ์ ญ อยุธยา และอาจารย์ที่ปรึกษาร่วม Prof. Dr. Takateru Umeda เป็นอย่างสูงสำหรับการอุทิศงาน และสละเวลาอันมีค่าของพวกท่านในการถ่ายทอดความรู้ อบรมสั่งสอน ตลอดจนให้กำลังใจ และคำแนะนำต่าง ๆ ทั้งในด้านการเรียน และการทำงานด้วยความเมตตา ขอขอบพระคุณ ประธาน และคณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ รองศาสตราจารย์ ดร.ประสงค์ ศรีเจริญชัย, อาจารย์ สุวันชัย พงษ์สุกิจวัฒน์ และ ดร.กฤษดา ประภากร รวมทั้งคณาจารย์ทุกท่านที่ได้อบรมให้ความรู้ ในงานด้านโลหะวิทยาต่าง ๆ อีกทั้งคำแนะนำ และข้อคิดเห็นที่เป็นประโยชน์ต่องานวิจัย ขอขอบพระคุณเจ้าหน้าที่ในภาควิชาวิศวกรรมโลหการทุกท่าน ที่ให้การสนับสนุนข้าพเจ้าในทุก ด้านด้วยดีตลอดมา

ขอขอบพระคุณบริษัทไทยปาร์คเกอร์ไรซิ่ง จำกัด ที่ให้ความอนุเคราะห์ในการใช้ เครื่องมือทดสอบตลอดมาจนเสร็จสิ้นงานวิจัยด้วยดี และขอขอบพระคุณ ทุนอุดหนุนการศึกษา งบประมาณแผ่นดิน โครงการจัดการศึกษาสาขาวิชาวิศวกรรมศาสตร์ เพื่อเพิ่มศักยภาพทางด้าน วิทยาศาสตร์ เทคโนโลยีและอุตสาหกรรม ที่ให้การสนับสนุนข้าพเจ้า

สุดท้ายนี้ข้าพเจ้าขอกราบขอบพระคุณบิดามารดา และบุคคลอันเป็นที่เคารพรักที่ คอยให้กำลังใจอีกทั้งการสนับสนุนในด้านการศึกษา และให้โอกาสที่ดีในชีวิตแก่ข้าพเจ้าด้วยดี ตลอดมา รวมทั้งเพื่อน ๆ โดยเฉพาะในกลุ่มวิจัยการแข่งขันตัวของน้ำโลหะที่ให้คำแนะนำ ช่วยเหลือ และเป็นกำลังใจให้กับข้าพเจ้า

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญ.....	ช
สารบัญตาราง.....	ฌ
สารบัญภาพ.....	ญ
บทที่	
1 บทนำ.....	1
1.1 ความสำคัญของงานวิจัย.....	1
1.2 วัตถุประสงค์.....	2
1.3 ขอบเขตของการศึกษา.....	3
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	3
2 การศึกษาข้อมูลเบื้องต้นและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	4
2.1 อะลูมิเนียมและโลหะผสมอะลูมิเนียม.....	4
2.2 โลหะอะลูมิเนียม-ซิลิคอน	5
2.3 การลดขนาดซิลิคอนปฐุมภูมิโดยการเติมฟอสฟอรัส.....	7
2.4 อิทธิพลของธาตุผสม.....	14
2.5 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	15
3 การทดลอง	41
3.1 วัสดุที่ใช้ในการวิจัย	41
3.2 เครื่องมือที่ใช้ในการวิจัย	43
3.3 วิธีดำเนินการวิจัย	44
4 ผลการวิเคราะห์การทดลอง	52
4.1 ผลของความถี่	52
4.1.1 โครงสร้างจุลภาค.....	52

บทที่	
4 ผลการวิเคราะห์การทดลอง (ต่อ).....	59
4.2 ผลของธาตุผสม.....	59
4.2.1 โครงสร้างมหภาค.....	59
4.2.2 โครงสร้างจุลภาค.....	59
4.2.3 การวิเคราะห์ชนิดของธาตุ และสารประกอบ.....	66
4.2.4 การวิเคราะห์ลำดับการเกิดเฟส.....	72
5 สรุปผลการวิเคราะห์การทดลอง.....	85
รายการอ้างอิง.....	86
ภาคผนวก.....	88
ภาคผนวก ก.....	89
ภาคผนวก ข.....	91
ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์.....	94

สารบัญตาราง

หน้า

ตารางที่ 2.1 ขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิที่พบในวิธีการหล่อประเภทต่าง ๆ	
ใน Al-22%Si ที่เติมฟอสฟอรัส 0.055%.....	11
ตารางที่ 2.2 สภาวะในการทดลองของโครงสร้างจุลภาคในภาพที่ 2.23.....	31
ตารางที่ 3.1 หมายเลขของชิ้นงาน และส่วนผสมทางเคมีที่ใช้ในการทดสอบ.....	43
ตารางที่ 4.1 ขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิ.....	56
ตารางที่ 4.2 การกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิ.....	56
ตารางที่ 4.3 ขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิ.....	62
ตารางที่ 4.4 การกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิ.....	62
ตารางที่ 4.5 ผลของการวิเคราะห์สัดส่วนของสารประกอบที่เกิดขึ้น	
จากผลการวิเคราะห์ด้วย EDX	71
ตารางที่ ข.1 ค่าวิกฤตบีน (t) ที่ เป็นความสัมพันธ์ระหว่างองศาความอิสระ	
กับช่วงความมั่นใจของข้อมูล.....	92

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

สารบัญภาพ

หน้า

ภาพที่ 2.1	แผนภูมิสมดุลของอะลูมิเนียม-ซิลิคอน	6
ภาพที่ 2.2	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน.....	6
ภาพที่ 2.3	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Al-17%Si ที่หล่อด้วย อัตราการเย็นตัว 29°C/s.....	7
ภาพที่ 2.4	การแยกตัวเป็นกลุ่มก้อนขนาดใหญ่ของโลหะผสมเกรด A390 ที่หล่อด้วยแบบทราย.....	9
ภาพที่ 2.5	โครงสร้างจุลภาคของซิลิคอนปฐมภูมิที่เป็นรูปดาว	10
ภาพที่ 2.6	ผลของอัตราการเย็นตัวในช่วงของกระบวนการแข็งตัวต่อขนาด ของซิลิคอนปฐมภูมิในโลหะผสม Al-23%Si ที่ทำการเติม ฟอสฟอรัส 0.16%.....	11
ภาพที่ 2.7	การกระจายตัวของขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในโลหะผสมประเภท ไฮเปอร์ยูเทกติกที่ทำการเติมฟอสฟอรัส.....	12
ภาพที่ 2.8	ผลกระทบของการสูญเสียฟอสฟอรัสต่อขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ.....	13
ภาพที่ 2.9	ผลของการ degas ต่อขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในโลหะผสม Al-22%Si.....	14
ภาพที่ 2.10	กระบวนการหล่อแบบต่อเนื่องที่ประยุกต์ใช้การสั่นด้วย สนามแม่เหล็กไฟฟ้า.....	16
ภาพที่ 2.11	โครงสร้างจุลภาคของแท่งโลหะผสมแมกนีเซียม AZ80 ที่ความเข้มของ variable magnetic field ต่าง ๆ กัน.....	17
ภาพที่ 2.12	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมแมกนีเซียม AZ80 ที่ความเข้มของ stationary magnetic field ต่าง ๆ กัน.....	18
ภาพที่ 2.13	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมแมกนีเซียม AZ80 ที่ความถี่ต่าง ๆ กัน.....	19
ภาพที่ 2.14	ผลของการเกิดการแตกร้าวภายในชิ้นงาน.....	20
ภาพที่ 2.15	ความแตกต่างของอุณหภูมิภายในชิ้นงานระหว่าง การหล่อปกติ (conventional DC) และการประยุกต์ใช้ สนามแม่เหล็กไฟฟ้าความถี่ต่ำ (LFEC) ขณะทำการหล่อ.....	20

ภาพที่ 2.16 โครงสร้างจุลภาคของการหล่อปกติ (conventional DC) และการประยุกต์ใช้ สนามแม่เหล็กไฟฟ้าความถี่ต่ำ (LFEC) ขณะทำการหล่อ.....	21
ภาพที่ 2.17 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ไฮเปอร์ยูเทกติกเกรด 390 ภายใต้สภาวะการทดลองต่าง ๆ กัน.....	22
ภาพที่ 2.18 การพความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ และปริมาณการเติมฟอสฟอรัส	23
ภาพที่ 2.19 โครงสร้างจุลภาค Al-25%Si	24
ภาพที่ 2.20 เปรียบเทียบปริมาณการละลายของฟอสฟอรัส จากการศึกษาของ Schmid-Fetzer และผลการทดลอง.....	25
ภาพที่ 2.21 การปรับเปลี่ยนอัตราการเย็นตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ภายใต้สภาวะการทดลองต่าง ๆ	26
ภาพที่ 2.22 อุณหภูมิการทำให้เย็นตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม ที่มีปริมาณซิลิคอน 17 เปอร์เซ็นต์	26
ภาพที่ 2.23 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Al-17%Si ภายใต้สภาวะการทดลองดังตารางที่ 2.2.....	28
ภาพที่ 2.24 ผลของความเข้มของการสั่นที่ความถี่ 60 Hz ต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Al-7%Si.....	32
ภาพที่ 2.25 ผลของความถี่ของการสั่นต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Al-7%Si.....	33
ภาพที่ 2.26 ผลของเวลาในการ hold ไว้ที่อุณหภูมิ 983K ต่อขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐมภูมิ.....	34
ภาพที่ 2.27 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Al-17%Si.....	35
ภาพที่ 2.28 การกระจายตัวของขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ.....	35
ภาพที่ 2.29 ผลของความถี่ของการสั่นต่อขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐมภูมิ.....	36
ภาพที่ 2.30 ผลของความเข้มของสนามแม่เหล็กต่อขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐมภูมิ	37
ภาพที่ 2.31 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนที่มีปริมาณ ซิลิคอน 20 เปอร์เซ็นต์ ที่อัตราการเย็นตัวต่าง ๆ.....	38
ภาพที่ 2.32 ขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐมภูมิต่ออัตราการเย็นตัวเฉลี่ย.....	38
ภาพที่ 3.1 ภาพจำลองของการหล่ออย่างต่อเนื่องที่ประยุกต์ใช้สนามแม่เหล็กไฟฟ้า.....	41

ภาพที่ 3.2 การติดตั้งชุดลดความเร็วและชุดลดความเร็วสลับในแบบหล่อ	42
ภาพที่ 3.3 การตัดแบ่งแท่งชิ้นงานที่ได้จากการหล่ออย่างต่อเนื่อง เพื่อนำมาใช้ในงานวิจัย.....	42
ภาพที่ 3.4 ชิ้นงานตัวอย่างที่ใช้ในการทดลอง.....	45
ภาพที่ 3.5 ตัวอย่างการกำหนดจุดตรวจสอบบนภาพ	46
ภาพที่ 3.6 ตัวอย่างกราฟการกระจายตัวของส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐาน ของสัดส่วนความหนาแน่นของซิลิคอนปฐุมภูมิ	48
ภาพที่ 3.7 ตัวอย่างการวัดขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิ	49
ภาพที่ 3.8 ตัวอย่างกราฟการกระจายตัวของส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐาน ของขนาดซิลิคอนปฐุมภูมิ	50
ภาพที่ 3.9 สภาวะในการทำการทดลองด้วยเครื่องวิเคราะห์ทางความร้อนของวัสดุ (Differential Scanning Calorimetry, DSC)	50
ภาพที่ 3.10 สภาวะในการทำการทดลองทำ Interrupt solidification.....	51
ภาพที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน No.17	53
ภาพที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน No.27.....	54
ภาพที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน No.37.....	55
ภาพที่ 4.4 ผลของความถี่ต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐุมภูมิ.....	57
ภาพที่ 4.5 ผลของความถี่ต่อการเปลี่ยนแปลงของ การกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิ	57
ภาพที่ 4.6 ผลเปรียบเทียบโครงสร้างมหภาคของชิ้นงาน No.1 และ No.2	59
ภาพที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน No.1.....	60
ภาพที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน No.2.....	61
ภาพที่ 4.9 ผลของความถี่ต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐุมภูมิ.....	63
ภาพที่ 4.10 ผลของความถี่ต่อการเปลี่ยนแปลงของ การกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิ.....	63
ภาพที่ 4.11 ผลของความถี่ต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐุมภูมิ.....	64
ภาพที่ 4.12 ผลของความถี่ต่อการเปลี่ยนแปลงของ การกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิ.....	64

ภาพที่ 4.13 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 100 เท่า ของชิ้นงาน No.1 และ No.2.....	65
ภาพที่ 4.14 ผลการตรวจสอบสารประกอบด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบน ของรังสีเอกซ์ (X-ray Diffractometer: XRD) ในชิ้นงาน No.1.....	66
ภาพที่ 4.15 ผลการตรวจสอบสารประกอบด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบน ของรังสีเอกซ์ (X-ray Diffractometer: XRD) ในชิ้นงาน No.2.....	67
ภาพที่ 4.16 การวิเคราะห์ธาตุของชิ้นงาน No.2	68
ภาพที่ 4.17 จุดที่ทำการตรวจสอบชนิดของธาตุในชิ้นงาน No.2.....	69
ภาพที่ 4.18 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX ที่จุด 1	69
ภาพที่ 4.19 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX ที่จุด 2	70
ภาพที่ 4.20 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX ที่จุด 3	70
ภาพที่ 4.21 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX ที่จุด 4	70
ภาพที่ 4.22 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX ที่จุด 5	71
ภาพที่ 4.23 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX ที่จุด 6	71
ภาพที่ 4.24 ผลการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อน ของชิ้นงาน No.1 (Al-21.3Si-0.69Cr wt %) ด้วยเทคนิค DSC.....	72
ภาพที่ 4.25 ผลการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนในช่วงการแข็งตัว ของชิ้นงาน No.1 (Al-21.3Si-0.69Cr wt %) ด้วยเทคนิค DSC	73
ภาพที่ 4.26 อุณหภูมิที่ใช้ในการทำ Interrupted Solidification ของชิ้นงาน No.1 (Al-21.3Si-0.69Cr wt %)......	74
ภาพที่ 4.27 โครงสร้างจุลภาคภายหลังจากการทำ Interrupt solidification ของชิ้นงาน No.1 (Al-21.3Si-0.69Cr wt %)......	75
ภาพที่ 4.28 แผนภูมิสมดุลสามองค์ประกอบของ Al-Si-Cr แบบอุณหภูมิคงที่ที่ 800 °C	76
ภาพที่ 4.29 ผลการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อน ของชิ้นงาน No.2 (Al-22.9Si-0.66Cr-3.66Fe wt %) ด้วยเทคนิค DSC	77
ภาพที่ 4.30 ผลการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนในช่วงการแข็งตัว ของชิ้นงาน No.2 (Al-22.9Si-0.66Cr-3.66Fe wt %) ด้วยเทคนิค DSC	78
ภาพที่ 4.31 อุณหภูมิที่ใช้ในการทำ Interrupted Solidification ของชิ้นงาน No.2 (Al-22.9Si-0.66Cr-3.66Fe wt %)......	78

ภาพที่ 4.32 โครงสร้างจุลภาคภายหลังจากการทำ Interrupt solidification ของชิ้นงาน No.2 (Al-22.9Si-0.66Cr-3.66Fe wt %)	79
ภาพที่ 4.33 แผนภูมิสมดุลสามองค์ประกอบของ Al-Si-Cr แบบอุณหภูมิคงที่ที่ 800 °C	81
ภาพที่ 4.34 ผลการคำนวณด้วยโปรแกรม Thermo-Calc ของชิ้นงาน No.1 (Al-21.3Si-0.69Cr wt % เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)	82
ภาพที่ 4.35 ผลการคำนวณด้วยโปรแกรม Thermo-Calc ของชิ้นงาน No.2 (Al-22.9Si-0.66Cr-3.66Fe เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)	83
ภาพที่ ก.1 ตัวอย่างการคำนวณด้วยโปรแกรม Thermo-Calc (Al-22.9Si-0.66Cr-3.66Fe เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)	90
ภาพที่ ข.1 ตัวอย่างกราฟการกระจายแบบ t ที่มีองศาความเป็นอิสระเท่ากับ 10	91

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญของงานวิจัย

ในประเภทของงานหล่อโลหะต่าง ๆ อะลูมิเนียมจัดเป็นโลหะผสมที่นิยมใช้งาน เป็นอันดับสองรองจากเหล็ก [1] เนื่องจากโลหะผสมอะลูมิเนียมมีข้อได้เปรียบโลหะ และวัสดุชนิดอื่น ๆ หลากหลายประการ เช่น มีน้ำหนักเบา ทนต่อการกัดกร่อนได้ดี มีสมบัติทางด้านการหล่อ หลอมที่ดี เนื่องจากมีจุดหลอมเหลวต่ำ และยังสามารถเติมธาตุผสมเพื่อเพิ่มสมบัติทางกายภาพ และสมบัติเชิงกลได้อย่างหลากหลาย โดยโลหะผสมอะลูมิเนียมสามารถจำแนกเป็นกลุ่มตามธาตุผสมที่เป็นตัวผสมหลักได้ตามมาตรฐานของ American Aluminium Association (AAA) ซึ่งในงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียม นั้น โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน จัดเป็นโลหะผสมที่นิยมใช้กัน อย่างมาก ประมาณ 85 ถึง 90 เปอร์เซ็นต์ [2] ของงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมทั้งหมด การเติมธาตุซิลิคอนนั้นช่วยเพิ่มสมบัติทางด้านการไหลตัวในแบบหล่อ ลดการหดตัวในงานหล่อ อัตราการขยายตัวเนื่องจากความร้อนต่ำ เพิ่มสมบัติทางด้านงานเชื่อมเพิ่มความต้านทานการแตกร้าวขณะ ร้อน และเนื่องจากซิลิคอนมีความแข็งสูง จึงเพิ่มความแข็งแรง และความต้านทานการสึกหรอให้ดีขึ้น ความแข็ง และความต้านทานการสึกหรอจะเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณของซิลิคอน โดยเฉพาะใน โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทคติกที่มีปริมาณซิลิคอนมากกว่า 12 เปอร์เซ็นต์ จะเกิด ซิลิคอนปฐมภูมิขึ้น ซึ่งมีความแข็งสูงทำให้มีความต้านทานการสึกหรอเพิ่มสูงขึ้น จึงมักนำไปใช้ งานที่อุณหภูมิสูง และงานที่ต้องการความต้านทานการสึกหรอ โดยเฉพาะงานที่ต้องใช้ในการรับ แรงเสียดทานสูง ๆ ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทคติกที่หล่ออย่างต่อเนื่องนั้น ชิ้นงานที่ได้จะมีลักษณะเป็นแท่ง (billet) โดยมากมักจะนำไปใช้ทำเป็นชิ้นส่วนที่มีรูปร่างไม่ซับซ้อน และไม่ต้องการการขึ้นรูปมากนักเช่น แหวนสูบ, ลูกสูบ กระจับอกสูบ, bearing ฯลฯ

อย่างไรก็ตาม เนื่องจากซิลิคอนปฐมภูมิมีความแข็งสูง และโดยเฉพาะอย่างยิ่งใน โลหะผสม อะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทคติกที่มีปริมาณซิลิคอนผสมอยู่เป็นจำนวนมาก จะเกิด ซิลิคอนปฐมภูมิขึ้น ซึ่งซิลิคอนปฐมภูมิที่เกิดขึ้นจะมีขนาดใหญ่ รวมตัวอยู่กันเป็นกลุ่ม และเป็น เหลี่ยมมุม ทำให้ความเหนียว (Ductility) ที่ได้นั้น ลดลงอย่างชัดเจน ชิ้นงานหล่อที่ได้จึงเปราะ ซึ่ง เป็นผลทำให้ง่ายต่อการเกิดการแตกหัก ไม่เหมาะต่อการนำไปใช้งาน และลดความสามารถในการ ต้านทานการสึกหรอลงอย่างมาก อีกทั้งความสามารถด้านการกลึงไส (Machinability) และอายุ

การใช้งานของเครื่องมือก็จะลดสั้นลงอีกด้วย ดังนั้นการลดขนาดซิลิคอนปฐุมภูมิจึงมีความสำคัญมากสำหรับกระบวนการผลิต

ดังนั้นจึงมีความจำเป็นที่จะต้องทำการศึกษาลดขนาดซิลิคอนปฐุมภูมิที่เกิดขึ้น โดยในงานวิจัยต่าง ๆ ได้ทำการทดลองศึกษาลดขนาดซิลิคอนปฐุมภูมิ เช่น การเติมธาตุผสม และการใช้การเย็นตัวอย่างรวดเร็ว แต่ในวิธีดังกล่าวยังมีข้อจำกัดในการลดขนาด และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิ การเติมธาตุผสมอาจทำให้เกิดเฟสที่ไม่ต้องการ ซึ่งเฟสที่เกิดขึ้นนั้นอาจเป็นผลเสียต่องานหล่อ อีกทั้งยังมีข้อจำกัดในการนำกลับมาหมุนเวียนมาใช้ใหม่ และการควบคุมอัตราการเย็นตัวนั้น ทำการควบคุมขนาด และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิได้ยาก อีกทั้งยังเป็นการเพิ่มต้นทุนการผลิตอีกด้วย การปรับปรุงตั้งแต่กระบวนการหล่อจึงเป็นสิ่งสำคัญที่สุด เมื่อหลายปีที่ผ่านมาได้มีการนำสนามแม่เหล็กไฟฟ้ามาประยุกต์ใช้ในกระบวนการหล่อ โดยนำมาประยุกต์ใช้ในการหล่อโลหะต่าง ๆ เช่นในโลหะแมกนีเซียม ซึ่งได้ผลอย่างมากในการลดขนาดเกรน

ด้วยเหตุนี้จึงเป็นที่มาของความจำเป็นของการศึกษาความเป็นไปได้ ในการปรับปรุงวิธีการลดขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิ โดยการประยุกต์ใช้การสั่นเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้าความถี่ต่ำ (Low Frequency Electromagnetic Vibration; LFEV) ขณะทำการหล่ออย่างต่อเนื่อง

1.2 วัตถุประสงค์

1.2.1 เพื่อเพิ่มความรู้ความเข้าใจต่อพฤติกรรมการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติก

1.2.2 เพื่อศึกษาพฤติกรรมการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติกที่หล่ออย่างต่อเนื่องที่ประยุกต์ใช้การสั่นเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้าขณะทำการหล่อ

1.2.3 เพื่อศึกษาผลของ โครเมียม เหล็ก และความถี่ที่ใช้ในการหล่อ ต่อพฤติกรรมการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติกที่หล่ออย่างต่อเนื่องที่ประยุกต์ใช้การสั่นเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้าขณะทำการหล่อ

1.3 ขอบเขตการศึกษา

1.3.1 โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติก ที่นำมาศึกษาจะมีส่วนผสมหลัก ๆ ดังนี้ คือ อะลูมิเนียม 80 เปอร์เซ็นต์ โดยน้ำหนักโลหะผสมทั้งหมด ผสมกับซิลิคอน 20 เปอร์เซ็นต์ โดยน้ำหนักโลหะผสมทั้งหมด (Al – 20%Si)

ศึกษาผลของโครเมียมต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ

ศึกษาผลของโครเมียม และเหล็กต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ

ศึกษาโครงสร้างมหภาคด้วยการกัดผิวด้วย cupric chloride (CuCl_2) [2]

ศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning electron microscope, SEM.)

ศึกษาเฟส และสารประกอบที่เกิดขึ้นด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (X-Ray Diffractometer: XRD) เครื่องวิเคราะห์แนวการสะท้อน และเลี้ยวเบนของรังสีอิเล็กตรอน (Electron probe microscope analysis, EPMA) และเครื่องวิเคราะห์ EDX (Energy Dispersive X-ray)

ศึกษาลำดับการแข็งตัวโดยใช้เครื่องวิเคราะห์ทางความร้อนของวัสดุ (Differential Scanning Calorimetry, DSC), วิธีการ Interrupt Solidification และโปรแกรม Thermo-Calc

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.4.1. มีความรู้ความเข้าใจเกี่ยวกับพฤติกรรมการณ์แข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติก

1.4.2. ทราบถึงความแตกต่างของพฤติกรรมการณ์แข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ไฮเปอร์ยูเทกติกที่หล่ออย่างต่อเนื่องประเภท direct-chill casting และการหล่ออย่างต่อเนื่องประเภท direct-chill casting ที่ประยุกต์ใช้การสั้นเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้า

1.4.3. ทราบถึงผลของโครเมียม เหล็ก และความถี่ที่ใช้ในการหล่อต่อพฤติกรรมการณ์แข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติก

บทที่ 2

การศึกษาข้อมูลเบื้องต้นและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ทฤษฎีพื้นฐาน

2.1 อะลูมิเนียมและโลหะผสมอะลูมิเนียม [1]

อะลูมิเนียมจัดเป็นโลหะที่มีน้ำหนักเบา มีความต้านทานการกัดกร่อน มีความแข็งแรงอยู่ในเกณฑ์ปานกลาง แต่มีความเหนียวสูงสามารถนำไปใช้งานได้กว้างขวางแทนเหล็กและทองแดงได้ในหลาย ๆ ด้านของงานวิศวกรรม และอุตสาหกรรม อะลูมิเนียมมีคุณสมบัติด้านหล่อหลอมที่ดี โดยมีอุณหภูมิหลอมเหลวต่ำ สามารถรวมตัวกับโลหะอื่น ๆ เป็นโลหะผสมได้ง่าย มีความสามารถในการไหลอยู่ในเกณฑ์สูง สามารถหล่อหลอมได้ง่าย ซึ่งมีสมบัติต่าง ๆ เช่น น้ำหนักอะตอม 26.97 g/mol ความหนาแน่น 2.7 g/cm³ ซึ่งคิดเป็นประมาณหนึ่งในสามของเหล็ก ความแข็งแรงอยู่ที่ประมาณ 10 MPa หรือ 1.5 ksi. และไม่มีคุณสมบัติเป็นแม่เหล็กโดยมีจุดหลอมเหลวอยู่ที่ 660 องศาเซลเซียส [2] ข้อเสียของอะลูมิเนียมมีอยู่บ้างเช่น อะลูมิเนียมมีความแข็งแรงไม่สูงมาก มีขอบเขตการยืดหยุ่นต่ำ ทำให้การใช้งานถูกจำกัดขอบเขตไปมาก

เนื่องจากอะลูมิเนียมมีความต้านทานการกัดกร่อน อันเนื่องมาจากฟิล์มของ Al₂O₃ ที่เกิดจากการรวมตัวของอะลูมิเนียมกับออกซิเจนมีความแน่นที่มาก ช่วยป้องกันไม่ให้ออกซิเจนสามารถแทรกซึมลงไปทำปฏิกิริยากับอะลูมิเนียมได้ฟิล์มของ Al₂O₃ ได้ ทำให้อะลูมิเนียมเกิดการต้านทานการกัดกร่อนได้ด้วยตัวเอง และสมบัติที่ยืดตัวได้ง่ายของอะลูมิเนียมจึงทำให้สามารถขึ้นรูปได้ง่ายด้วยการรีดเป็นแผ่น หรืออัดขึ้นรูปได้สะดวก ทำให้การใช้งานมีขอบเขตกว้างขวางมาก

อะลูมิเนียมสามารถรวมตัวกับโลหะอื่น ๆ เป็นโลหะผสมได้ง่าย จึงได้มีการแบ่งประเภทตามธาตุที่ผสมในอะลูมิเนียมตามมาตรฐานของ Aluminum Association (AA) ซึ่งแสดงเป็นรหัส และจุดศูนยนิยม เพื่อกำหนดเป็นประเภทงานหล่อ ดังนี้ [2]

1xx.x : อะลูมิเนียมบริสุทธิ์ (ควบคุมให้ไม่มีการผสมโลหะอื่น)

2xx.x : โลหะผสมอะลูมิเนียม ที่ผสมทองแดงเป็นธาตุผสมหลัก

3xx.x : โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ที่ผสมแมกนีเซียม และ/หรือ ทองแดง

4xx.x : โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน (Binary Al-Si alloy)

5xx.x : โลหะผสมอะลูมิเนียม ที่ผสมแมกนีเซียมเป็นธาตุผสมหลัก

6xx.x : โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ที่ผสมแมกนีเซียม

7xx.x : โลหะผสมอะลูมิเนียม ที่ผสมสังกะสีเป็นธาตุผสมหลัก โดยทั่วไปมีการผสมทองแดง, โครเมียม, แมงกานีส หรืออาจเติมผสมกัน

8xx.x : โลหะผสมอะลูมิเนียม ที่ผสมดีบุกเป็นธาตุผสมหลัก

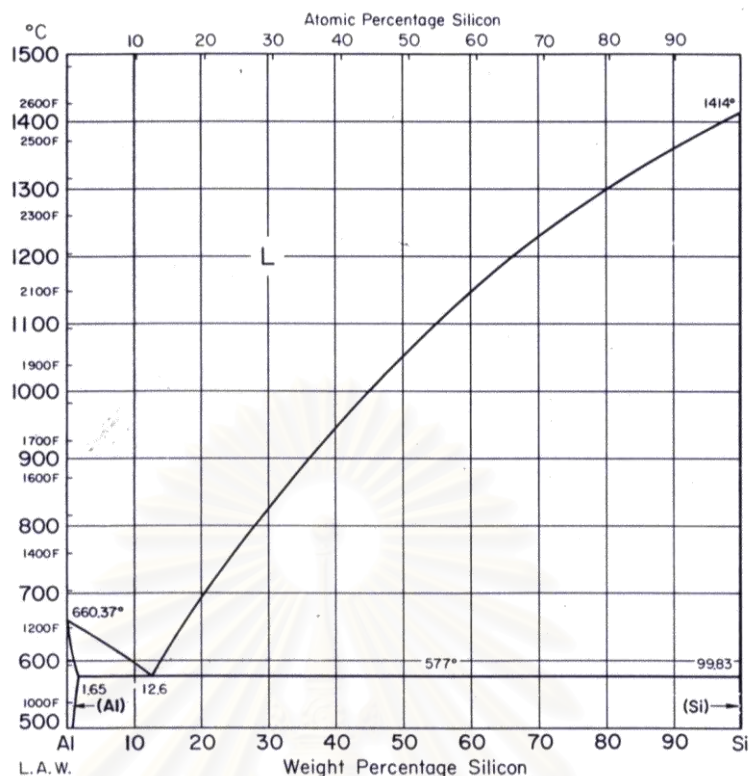
9xx.x : ในปัจจุบันไม่มีการใช้งาน

โดยกำหนดให้ xxx.1 และ xxx.2 เป็นประเภทของการกำหนดส่วนผสมในกลุ่มของการผลิตแท่งโลหะ (ingot) และ xxx.0 เป็นประเภทของการกำหนดส่วนผสมในกลุ่มของการผลิตเพื่อการใช้งานหล่อ

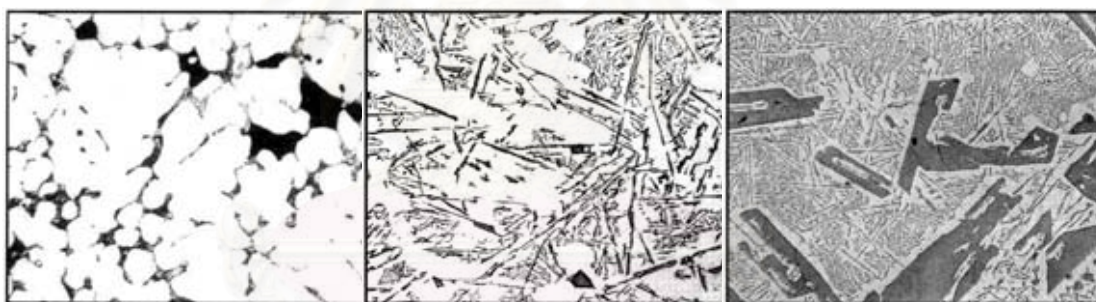
2.2 โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน

โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน มีการนำมาใช้ในด้านอุตสาหกรรมต่างๆ อย่างกว้างขวาง การเติมซิลิคอนในอะลูมิเนียมนั้น เพื่อเพิ่มสมบัติทางด้านการหล่อหลอมให้ดียิ่งขึ้น เช่น เพิ่มสมบัติทางด้านการไหลตัวในแบบหล่อ ลดการหดตัวในงานหล่อ เพิ่มสมบัติทางด้านงานเชื่อม เพิ่มความต้านทานการแตกร้าวขณะร้อน และเนื่องจากซิลิคอนปฏิกิริยาที่มีความแข็งสูง จึงเพิ่มความต้านทานการสึกหรออีกด้วย

ในภาพที่ 2.1 [3] แสดงแผนภูมิสมดุลของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน และภาพที่ 2.2 แสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ที่ปริมาณซิลิคอนต่าง ๆ กัน ในภาพที่ 2.2 (ก) เป็นการเติมซิลิคอนต่ำกว่า 12 เปอร์เซ็นต์ เรียกว่า ไฮโปยูเทกติก ภาพที่ 2.2 (ข) เป็นการเติมซิลิคอนเข้าใกล้ 12 เปอร์เซ็นต์ เรียกว่า ยูเทกติก และการเติมซิลิคอนมากกว่า 12 เปอร์เซ็นต์ จะเรียกว่า ไฮเปอร์ยูเทกติก ดังภาพที่ 2.2 (ค) [4]



ภาพที่ 2.1 แผนภูมิสมดุลงของอะลูมิเนียม-ซิลิคอน [3]



(ก)

(ข)

(ค)

ภาพที่ 2.2 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ที่ปริมาณซิลิคอนต่าง ๆ กัน โดย (ก) ไฮโปยูเทคติก ($Si < 12\%$), (ข) ยูเทคติก ($Si \approx 12\%$), (ค) ไฮเปอร์ยูเทคติก ($Si > 12\%$) [4]

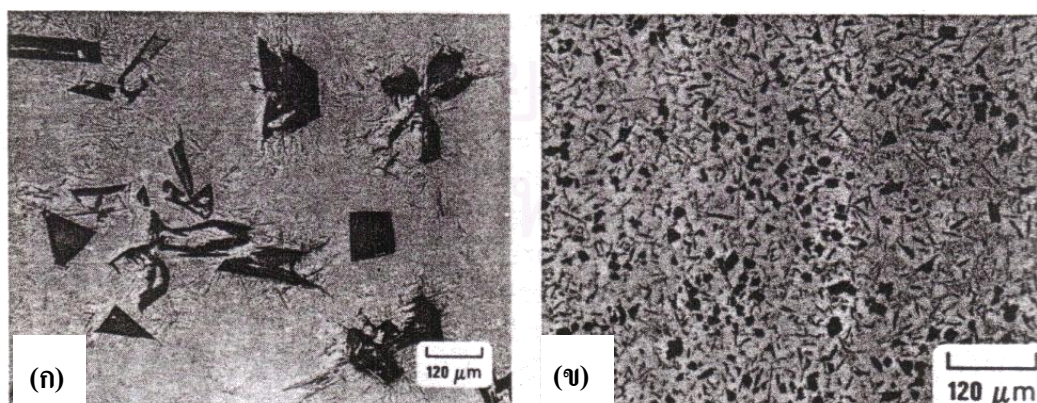
โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ที่เติมซิลิคอนต่ำกว่า 2 เปอร์เซ็นต์ จะถูกใช้ในงานหล่อ แต่ส่วนมากจะใช้เติมซิลิคอนระหว่าง 5 – 10 เปอร์เซ็นต์ ซึ่งจะได้สมบัติความแข็งแรง และความยืดหยุ่นที่ดี โดยเฉพาะอย่างยิ่งเมื่อมีปริมาณของซิลิคอนสูง และสามารถเพิ่มสมบัติเหล่านี้ด้วยการปรับปรุงโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียม-ซิลิคอน (modification of the Al-Si eutectic) ให้มีความละเอียด และสม่ำเสมอ ด้วยการควบคุมปริมาณการเติมโซเดียม และสตรอนเชียมให้เหมาะสมจะช่วยให้ขนาดของโครงสร้างยูเทคติกเล็กลง ส่วนในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน

ไฮเปอร์ยูเทกติก จะทำการลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิโดยการเติมฟอสฟอรัส ซึ่งจะเป็นประโยชน์ในงานหล่อ และเพิ่มคุณภาพของชิ้นงานหล่ออีกด้วย

การใช้งานของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติก เช่นในเกรด 393 (ซิลิคอน 22 เปอร์เซ็นต์ ผสมนิเกิล 2.3 เปอร์เซ็นต์ ทองแดง 1.3 เปอร์เซ็นต์ แมงกานีส 1 เปอร์เซ็นต์ วาเนเดียม 0.1 เปอร์เซ็นต์) ได้ถูกนำไปใช้เป็นลูกสูบภายในเครื่องยนต์สันดาป (combustion engine pistons) และในเกรด 390 (ซิลิคอน 17 เปอร์เซ็นต์ ผสมทองแดง 4.5 เปอร์เซ็นต์ และแมงกานีส 0.5 เปอร์เซ็นต์) ได้ถูกนำไปใช้เป็นเสื้อสูบเครื่องยนต์ที่ผลิตด้วยการหล่อในแม่พิมพ์เหล็ก ซึ่งใช้ได้โดยไม่ต้องมีปลอกสูบเหล็ก (engine block without iron line) และยังสามารถนำไปใช้งานเป็นชิ้นส่วนขนาดเล็กในเครื่องยนต์ (เช่น เฟืองลูกโซ่ (chain saws)), คอมพิวเตอร์ (เช่น computer disc spacers) เครื่องปรับอากาศ (เช่น ลูกสูบที่อยู่ภายในเครื่องปรับอากาศ (pistons for air conditioning compressors) โครงของเครื่องปรับอากาศ (air compressor bodies)), แม่ปั๊มเบรก (master brake cylinders) และเครื่องสูบลูกสูบ (pump) และชิ้นส่วนอื่น ๆ ที่อยู่ในระบบการขับเคลื่อนภายในเครื่องยนต์ (automatic transmissions) [5]

2.3 การลดขนาดซิลิคอนปฐมภูมิโดยการเติมฟอสฟอรัส [6]

ซิลิคอนปฐมภูมิที่เกิดขึ้นในโลหะผสมประเภทไฮเปอร์ยูเทกติกนั้น ไม่ได้เกิดขึ้นได้โดยง่าย ดังเช่นการเกิดสารประกอบทั่วไป โดยมากแล้วซิลิคอนปฐมภูมิจะเริ่มเกิดนิวเคลียสขึ้นเมื่อมีการเกิด under cooling คือจะเกิดขึ้นต่ำกว่าเส้นอุณหภูมิการหลอมเหลวค่อนข้างมาก การที่เกิดนิวเคลียสของซิลิคอนปฐมภูมิเพียงเล็กน้อยนั้น ทำให้อุณหภูมิของซิลิคอนปฐมภูมิที่เกิดขึ้นมีปริมาณน้อยเช่นกัน ดังนั้นซิลิคอนปฐมภูมิที่เกิดขึ้นจึงมีขนาดใหญ่ แสดงดังภาพที่ 2.3 (ก)



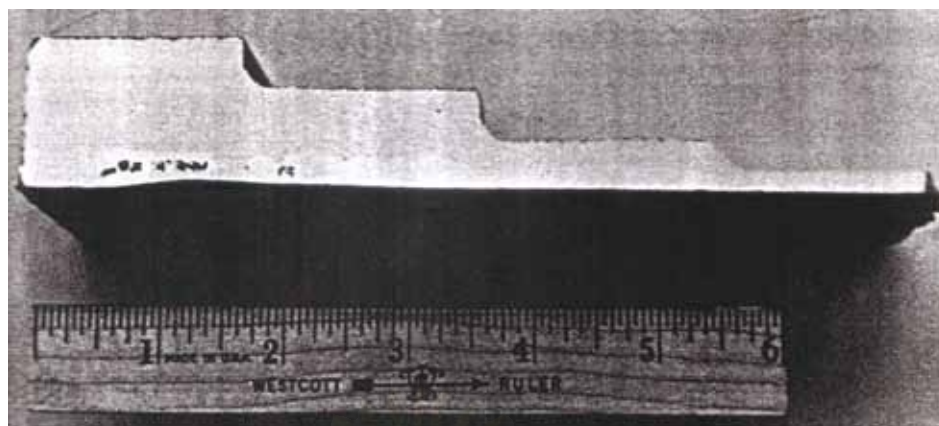
ภาพที่ 2.3 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Al-17%Si ที่หล่อด้วยอัตราการเย็นตัว 29°C/s

(ก) Unrefined (ข) เติมฟอสฟอรัส 0.003%

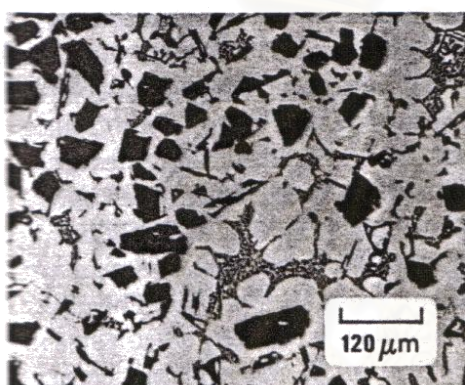
นอกจากนี้ ซิลิโคนปฐุมภูมิมิมีปริมาณน้อยมากเมื่อเปรียบเทียบกับภายในน้ำโลหะมีแนวโน้มที่จะลดลง เมื่อทำการหล่อโดยให้เกิดการเย็นตัวอย่างช้า ๆ เช่นการหล่อในแบบทราย ซิลิโคนปฐุมภูมิจึงเกิดการแยกตัวเป็นกลุ่มก้อน (gravity segregation) ให้เห็นอย่างชัดเจน ดังแสดงในภาพที่ 2.4 ส่วนด้านบนของงานหล่อจะมีซิลิโคนปฐุมภูมิอยู่เป็นปริมาณมาก ในขณะที่ด้านล่างนั้นจะเป็นยูเทกติก ซึ่งลักษณะเฉพาะของกระบวนการแข็งตัวที่เกิดขึ้นในงานหล่อโลหะผสมประเภทไฮเปอร์ยูเทกติกนั้นทำให้เกิดผลเสียในงานหล่อ เนื่องจากโลหะผสมประเภทไฮเปอร์ยูเทกติกโดยมากจะถูกนำไปใช้งานที่ต้องการความต้านทานการสึกหรอ เพราะซิลิโคนปฐุมภูมิมีความแข็งสูง ในส่วนของชิ้นงานหล่อ ความสม่ำเสมอของซิลิโคนปฐุมภูมิจึงเป็นสิ่งสำคัญ ซึ่งทำให้สามารถคาดการณ์ความสามารถในการต้านทานการสึกหรอได้ ดังนั้นการเกิดการแยกตัวเป็นกลุ่มก้อนขนาดใหญ่ (marco segregation) ทำให้ความต้านทานการสึกหรอลดต่ำลงอย่างมาก ในส่วนของความสามารถในการขึ้นรูป งานหล่อโลหะผสมประเภทไฮเปอร์ยูเทกติกสามารถทำการขึ้นรูปได้ยากมากกว่างานหล่อโลหะผสมประเภทไฮโปยูเทกติก เนื่องจากการเกิดซิลิโคนปฐุมภูมิที่มีความแข็งสูงขึ้น ดังแสดงในภาพที่ 2.3 (ก) การที่ซิลิโคนมีขนาดใหญ่ และกระจายตัวไม่สม่ำเสมอ ทำให้เครื่องมือที่ใช้ในการขึ้นรูปนั้น เกิดการสึกหรอได้ง่ายมากกว่าที่ซิลิโคนปฐุมภูมิที่มีขนาดเล็ก และกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ ดังนั้นในงานหล่อโลหะผสมประเภทไฮเปอร์ยูเทกติก การทำให้ซิลิโคนปฐุมภูมิมิขนาดเล็ก และกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอจึงเป็นสิ่งสำคัญ ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคแสดงดังภาพที่ 2.3 (ข) การทำให้ซิลิโคนปฐุมภูมิมิขนาดเล็ก และกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอโดยการเติมนิวเคลียสให้เหมาะสม หรือการเติม refining agent

มีหลายวิธีที่จะทำให้เกิดนิวเคลียสของซิลิโคนปฐุมภูมิขึ้น และเทคนิคที่ใช้ในการลดขนาดของซิลิโคนปฐุมภูมิโดยทั่วไปนั้น จะใช้การเติมธาตุฟอสฟอรัสลงในน้ำโลหะ ซึ่งฟอสฟอรัสจะไปรวมตัวกับอะลูมิเนียม เกิดเป็นสารประกอบอะลูมิเนียมฟอสไฟต์ (AIP) ขึ้น ซึ่ง AIP ที่เกิดขึ้นนั้นมีโครงสร้างผลึกใกล้เคียงกับซิลิโคน ดังนั้น AIP จึงทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสเทียมให้กับซิลิโคนได้อย่างมีประสิทธิภาพ

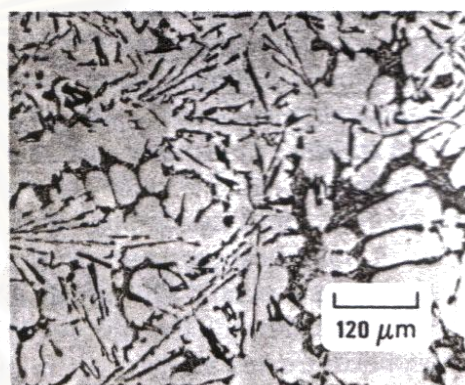
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



(ก)



(ข)



(ค)

ภาพที่ 2.4 การแยกตัวเป็นกลุ่มก้อนขนาดใหญ่ของโลหะผสมเกรด A390 ที่หล่อด้วยแบบทราย (ก) ชิ้นงานหล่อ, (ข) โครงสร้างจุลภาคส่วนด้านบนของชิ้นงานหล่อ, (ค) โครงสร้างจุลภาคส่วนล่างของชิ้นงานหล่อ

2.3.1 รูปแบบของการเติมฟอสฟอรัส

การเติมธาตุฟอสฟอรัสในโลหะผสมประเภทไฮเปอร์ยูเทกติกนั้น สามารถเติมได้ทั้งชนิดที่เป็นเกลือฟอสฟอรัส และฟอสฟอรัสที่เป็นสารประกอบ เช่นในโลหะผสม Cu-8%P ซึ่งเป็น brazing alloy ที่สามารถหาได้ง่าย และสะดวกในการใช้งาน เป็นที่แน่นอนว่าการเติมโลหะผสม Cu-8%P นั้นจะทำให้มีทองแดงผสมอยู่ในน้ำโลหะด้วย แต่ในโลหะผสมประเภทไฮเปอร์ยูเทกติกชนิดต่าง ๆ นั้นโดยมากแล้วจะมีการเติมทองแดงเพื่อเพิ่มความแข็งแรงตามความต้องการต่าง ๆ และทองแดงยังมีสมบัติทางด้านการต้านทานการกัดกร่อนอีกด้วย ทำให้ในโลหะผสมประเภทไฮเปอร์ยูเทกติกที่เติมทองแดงเหมาะกับการใช้งานในน้ำเค็ม

ในกรณีนี้ การเติมฟอสฟอรัสสามารถใช้ nucleants ที่ออกแบบพิเศษทางการค้า หรือการเติม flux โดยทั่วไป flux ที่ใช้จะมีการผสม red phosphorus เป็นตัวเร่งการเกิดปฏิกิริยา

และเติมเกลือบางประเภทเพื่อทำความสะอาด และดึงแก๊สออกจากน้ำโลหะ ในการใช้ reagents เหล่านี้ ในทางปฏิบัติต้องระวังอย่างมาก เนื่องจากการคืนสู่สภาพเดิมของฟอสฟอรัสค่อนข้างแปรเปลี่ยนตามชนิด และเทคนิคที่ใช้ในการเติม แต่ส่วนมากจะเติมเป็นปริมาณต่ำ ซึ่งมีค่าอยู่ในช่วง 5 ถึง 20%

2.3.2 ค่าสูงสุดในการเติมฟอสฟอรัส

ปริมาณสูงสุดในการเติมฟอสฟอรัสนั้น ขึ้นกับตัวแปรที่หลายหลาย ซึ่งตัวแปรที่สำคัญคือ ปริมาณของซิลิคอนที่มีอยู่ในโลหะผสม และอัตราการแข็งตัวของโลหะ โดยส่วนมากนั้นจะเติมฟอสฟอรัสอยู่ในช่วง 0.003 ถึง 0.015% ขึ้นกับสภาวะในการหล่อ สามารถตรวจสอบปริมาณการเติมฟอสฟอรัสว่ามีเพียงพอหรือไม่ด้วยวิธีที่สะดวก และรวดเร็วได้โดยการตรวจสอบดูโครงสร้างจุลภาค ถ้าเกิดซิลิคอนปฐมภูมิที่เป็นรูปดาว (star-shaped) แสดงดังภาพ 2.5 แสดงว่าปริมาณฟอสฟอรัสที่ใช้นั้นไม่เพียงพอ

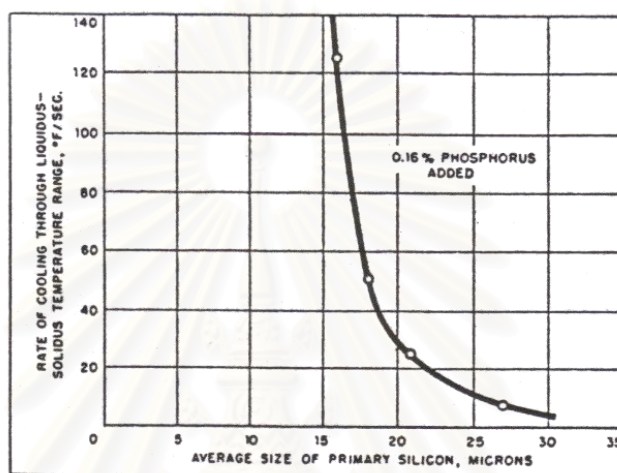


ภาพที่ 2.5 โครงสร้างจุลภาคของซิลิคอนปฐมภูมิที่เป็นรูปดาว (star-shaped)

เมื่อปริมาณของซิลิคอนที่เติมในโลหะผสมประเภทไฮเปอร์ยูเทกติกเพิ่มขึ้น ซิลิคอนปฐมภูมิที่เกิดขึ้นจะมีแนวโน้มที่จะมีขนาดใหญ่ขึ้น เช่นในกรณีที่ไม่มีการเติมฟอสฟอรัสในโลหะผสมที่มีซิลิคอน 12 ถึง 20% ขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิที่เกิดขึ้นนั้นจะอยู่ในช่วง 40 ถึง 180 μm นั่นคือ เมื่อปริมาณซิลิคอนเพิ่มมากขึ้น ปริมาณของฟอสฟอรัสที่ต้องใช้ในการเติมนั้นจะต้องเพิ่มขึ้นด้วย เพื่อที่จะทำให้เกิดการลดขนาดได้อย่างสมบูรณ์

การเพิ่มอัตราการเย็นตัวให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วนั้น ส่งผลเด่นชัดต่อการลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ แม้ว่าจะไม่มีการเติมฟอสฟอรัส เช่นในโลหะผสมประเภทไฮเปอร์ยูเทกติกเกรด 390 ที่ทำการหล่อด้วยวิธี conventional die casting ไม่จำเป็นต้องทำการเติม

ฟอสฟอรัส เนื่องจากการหล่อประเภท die casting มีอัตราการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ในโลหะผสมประเภทไฮเปอร์ยูเทกติกเกรด 390 นั้น ไม่สามารถทำการหล่อด้วยแบบทรายได้ หรือทำได้ยากมาก แม้ว่าจะมีการเติมฟอสฟอรัส และด้วยอัตราการเย็นตัวที่ช้ามากของการหล่อด้วยแบบทราย ทำให้ซิลิคอนปฐมภูมิมิขนาดใหญ่มาก และซิลิคอนที่มีขนาดใหญ่มากที่เกิดขึ้นนั้นจะลอยขึ้นไปอยู่บนผิวของงานหล่อ ซึ่งความสัมพันธ์ของผลของอัตราการเย็นตัว และช่วงของของเหลวและของแข็ง ต่อขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในการเติมฟอสฟอรัส แสดงดังภาพที่ 2.6



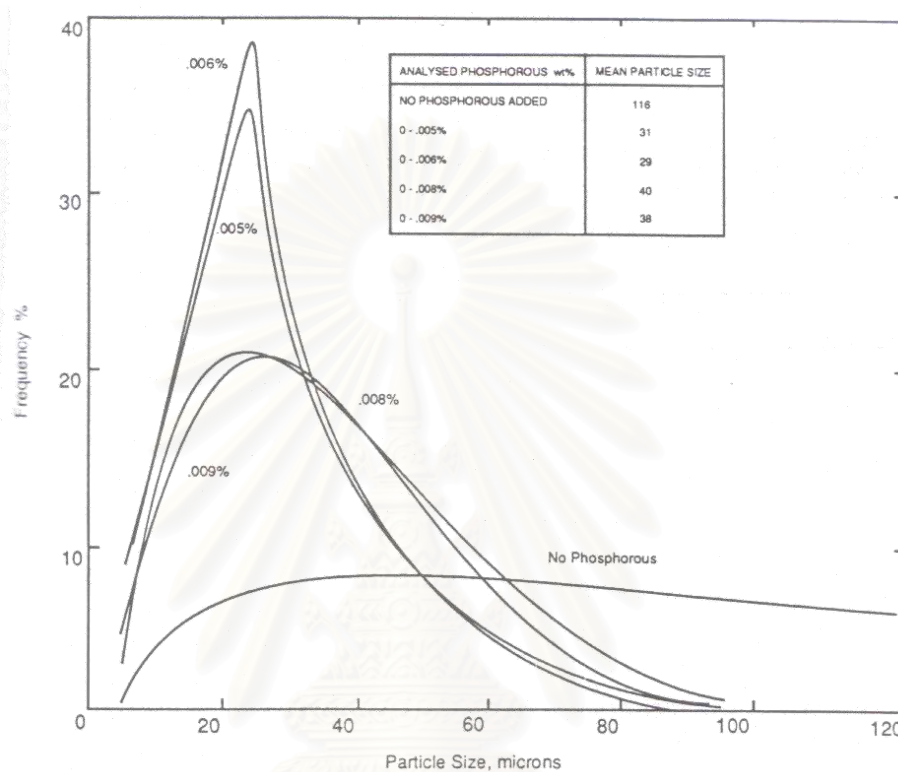
ภาพที่ 2.6 ผลของอัตราการเย็นตัวในช่วงของกระบวนการแข็งตัวต่อขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในโลหะผสม Al-23%Si ที่ทำการเติมฟอสฟอรัส 0.16%

ขนาดของซิลิคอนที่เหมาะสมที่สุดอยู่ในช่วง 15 ถึง 20 μm และสามารถได้ช่วงของอัตราการเย็นตัวที่จะทำให้ได้ขนาดที่เหมาะสม การศึกษาขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ ต่อการเติมฟอสฟอรัสในโลหะผสม Al-22%Si สรุปดังตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 ขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิที่พบในวิธีการหล่อประเภทต่าง ๆ ใน Al-22%Si ที่เติมฟอสฟอรัส 0.055%

Casting	Measured Particle Size (μm)
Conventional Pressure Die Casting	20
3/16 inch plate poured in copper mold	15
1 inch diameter bar in cast iron mold	29
1-1/2 inch thick block in cast iron mold	48
1-1/2 inch thick block in sand cast	78

การเติมฟอสฟอรัสมากเกินไปจะทำให้เกิด over refinement ขึ้น นั่นคือจะมี ซิลิคอนปฐมภูมิขนาดใหญ่ และกระจายตัวขนาดซิลิคอนปฐมภูมิไม่สม่ำเสมอ การพัฒนา โครงสร้างจุลภาคจากที่ไม่มีการลดขนาดจนกระทั่งเกิด over refinement ขึ้น ซึ่งแสดงในภาพที่ 2.7



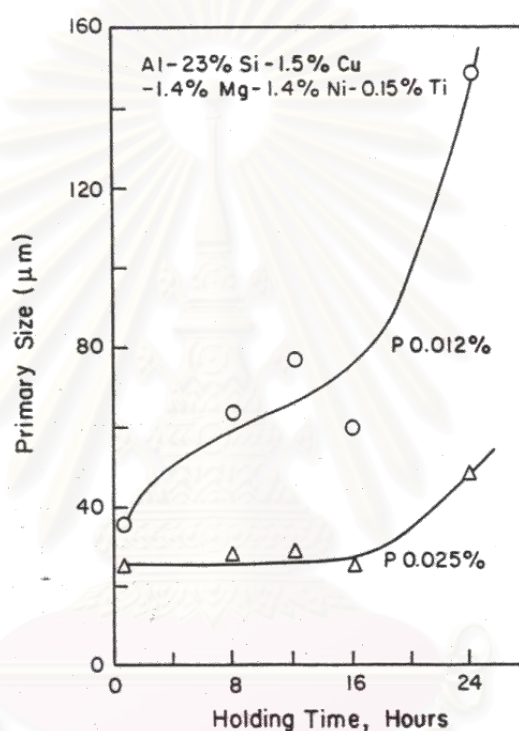
ภาพที่ 2.7 การกระจายตัวของขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ ในโลหะผสมประเภทไฮเปอร์ยูเทกติกที่ทำการเติมฟอสฟอรัส

ในส่วนที่ไม่มีการเติมฟอสฟอรัส ช่วงของขนาดซิลิคอนปฐมภูมิที่เกิดขึ้นจะมีค่าตั้งแต่ ต่ำกว่า 20 μm จนถึงขนาด 120 μm ค่าที่ดีที่สุดในการลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิด้วยการเติมฟอสฟอรัส นั้นอยู่ในช่วง 0.003 ถึง 0.006%P และขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ และการกระจายตัวของขนาดซิลิคอนปฐมภูมิจะเข้าใกล้ 20 μm และจะเกิดการ over refinement ขึ้นเมื่อเติมฟอสฟอรัสมากถึง 0.009% ซึ่งจะมีช่วงกว้างของการกระจายตัวของขนาดซิลิคอนปฐมภูมิ และจะมีขนาดประมาณ 30 μm เกิดขึ้นมากที่สุด

2.3.3 เวลาในการ holding

การเติมฟอสฟอรัสในโลหะหลอมเหลวนั้น จะเกิดการสูญเสียไปเช่นเดียวกับการเติมธาตุลงในโลหะหลอมเหลวชนิดอื่น ๆ ดังตัวอย่างการสูญเสียไปของฟอสฟอรัสโดยการเพิ่มขึ้น

อย่างช้า ๆ ของขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิเทียบกับเวลา ซึ่งสามารถแก้ไขได้โดยการเติมฟอสฟอรัสเพิ่มขึ้น เมื่อฟอสฟอรัสเกิดการสูญเสียไป ทำให้ฟอสฟอรัสที่รวมตัวกับอะลูมิเนียมเกิดเป็นนิเวศของ AIP ลดลง ซึ่งทำให้จำนวนที่เป็นไปได้ในการเกิดนิเวศลดลง ส่งผลให้เกิดซิลิคอนที่เกิดขึ้นมีขนาดใหญ่ จากภาพที่ 2.8 แสดงผลกระทบของการสูญเสียฟอสฟอรัสในโลหะผสม Al-23%Si ในกรณีนี้ที่เติม 0.025%P สามารถใช้เวลาในการ hold ที่อุณหภูมิ 860°C (1580F) ได้นานถึง 16 ชั่วโมง โดยไม่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาค โดยทั่วไปจะใช้เวลาในการ hold ประมาณ 3 ถึง 5 ชั่วโมง ก่อนที่จะเกิดการสูญเสียของฟอสฟอรัส

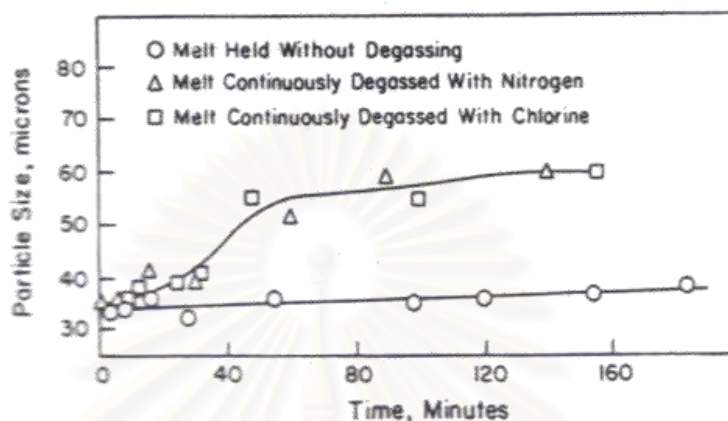


ภาพที่ 2.8 ผลกระทบของการสูญเสียฟอสฟอรัสต่อขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ

2.3.4 ผลของการ degassing

แม้ว่าซิลิคอนมีส่วนช่วยลดความสามารถในการละลายของไฮโดรเจนในน้ำโลหะอะลูมิเนียมได้ แต่การที่อุณหภูมิที่ใช้ในการหล่อโลหะผสมประเภทไฮเปอร์ยูเทกติกค่อนข้างสูง เนื่องจากโลหะผสมประเภทไฮเปอร์ยูเทกติกที่มีจุดหลอมเหลวสูง ทำให้ไฮโดรเจนมีความสามารถในการละลายในน้ำโลหะอะลูมิเนียมได้ดี ดังนั้นการลดแก๊สภายในน้ำโลหะอะลูมิเนียมจึงเป็นเทคนิคที่สำคัญ ในส่วนของ degassing agents นั้นอาจเป็นส่วนผสมระหว่าง ไนโตรเจน-คอลลรีน หรือ ไนโตรเจนฟีนอน, ไนโตรเจนบริสุทท์, อาร์กอนบริสุทท์ หรือ hexachloroethane เป็นต้น เวลาในการทำการ degas นั้นควรใช้เวลาต่ำที่สุด ที่ทำให้ได้ปริมาณไฮโดรเจนที่ต้องการ ดังภาพที่ 2.9

แสดงผลของการ degas ที่อุณหภูมิ 800°C โดยเปรียบเทียบอัตราการโตขึ้นของซิลิคอนในขณะทำการ degas และเวลาในการ hold ในน้ำโลหะโดยที่ไม่มีการทำ degas ซึ่งกลไกของการเกิดปฏิกิริยาระหว่างการทำการ degas และการเกิดนิวเคลียสนั้นยังไม่เป็นที่แน่ชัด แต่เป็นที่เชื่อว่านิวเคลียสที่เกิดขึ้นนั้นลอยขึ้นไปอยู่บนผิวด้วยฟองแก๊สที่เกิดขึ้น



ภาพที่ 2.9 ผลของการ degas ต่อขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในโลหะผสม Al-22%Si

2.3.5 อุณหภูมิที่ใช้ในการหล่อ

ในขณะที่ปฏิกิริยาของการเกิด AIP ในโลหะหลอมเหลวนั้นยังไม่เป็นที่แน่ชัดนัก แต่ในการทดลองเป็นที่แน่ชัดว่าจะเกิดนิวเคลียสของ AIP ขึ้น และกระจายตัวได้ดีกว่าเมื่อใช้การหล่อที่อุณหภูมิสูง มากกว่าการหล่อที่อุณหภูมิต่ำ ดังนั้นการหล่อควรใช้อุณหภูมิที่สูง เท่าที่จะเป็นไปได้ ซึ่งในงานวิจัยของ Tagami และ Yo ได้ทำการทดลองในโลหะผสม Al-20%Si โดยการเติม 0.02%P โดยทำการหล่อที่อุณหภูมิ 900°C (1650F) ซึ่งจะได้ซิลิคอนปฐมภูมิที่มีขนาดเล็กมากกว่าการใช้การหล่อที่อุณหภูมิ 700°C (1290F)

ในการทำการหล่อด้วยวิธี die cast โดยไม่มีการเติมฟอสฟอรัสนั้น จำเป็นที่จะต้องทำการ hold ในเตาไม่ให้อุณหภูมิต่ำกว่าเส้นอุณหภูมิหลอมเหลว ถ้าอุณหภูมิต่ำกว่าเส้นอุณหภูมิหลอมเหลว จะทำให้ซิลิคอนที่มีขนาดใหญ่โตขึ้น และเมื่อฉีดเข้าสู่แบบทำให้ในโครงสร้างจุลภาคนั้นมีซิลิคอนที่มีขนาดใหญ่ และเล็กผสมกัน ดังนั้นควรใช้อุณหภูมิสูงเพียงพอ ทำให้เติมแบบหล่อก่อนที่ซิลิคอนปฐมภูมิจะเกิดขึ้น ไม่เช่นนั้นจะทำให้ซิลิคอนเกิดขึ้นขณะทำการเติมน้ำโลหะในแบบหล่อ ซึ่งจะทำให้ซิลิคอนเกิดการรวมตัวกันเป็นกลุ่มก้อน และทำให้เกิดการกระจายตัวไม่สม่ำเสมอ

2.4 อิทธิพลของธาตุผสมที่มีผลต่อโครงสร้าง, สมบัติกายภาพ และสมบัติเชิงกล ของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน [2]

2.4.1 ซิลิคอน : ลักษณะเด่นของการเติมซิลิคอนในโลหะผสมอะลูมิเนียม คือช่วยเพิ่มคุณสมบัติในการหล่อ เช่น สมบัติการไหลตัว และความต้านทานการแตกร้าาวขณะร้อน ในเชิงการค้าได้มีการนำโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนมาใช้ทั้ง ไฮโปยูเทคติก และไฮเปอร์ยูเทคติก ซึ่งมีปริมาณของซิลิคอนผสมมากถึง 25 เปอร์เซ็นต์ โดยปกติ ปริมาณการเติมที่เหมาะสมที่สุดของซิลิคอนขึ้นกับกระบวนการที่ใช้ในการหล่อ สำหรับกระบวนการที่มีการเย็นตัวช้า เช่น การหล่องานขนาดใหญ่ และการหล่อด้วยแบบทราย (investment and sand) จะเติมซิลิคอนประมาณ 5 – 7 เปอร์เซ็นต์ สำหรับการหล่อด้วย permanent mold จะเติมซิลิคอนประมาณ 7 – 9 เปอร์เซ็นต์ และสำหรับการหล่อด้วยแม่พิมพ์โลหะ (die casting) จะเติมซิลิคอนประมาณ 8 – 12 เปอร์เซ็นต์ ในการเติมซิลิคอนจะมีผลต่อความสัมพันธ์ระหว่าง อัตราการเย็นตัว และการไหลตัวของน้ำโลหะ ต่อผลของการเกิดเฟสยูเทคติก โดยจะทำให้ค่าความถ่วงจำเพาะ และอัตราการขยายตัวเนื่องจากความร้อนลดลง

2.4.2 เหล็ก : เพิ่มความต้านทานการแตกร้าาวขณะร้อน และลดการติดแม่พิมพ์ในการหล่อด้วยแม่พิมพ์โลหะ ด้วยการเติมเหล็ก อย่างไรก็ตาม สารประกอบของเหล็กและอะลูมิเนียมที่เกิดขึ้นนั้น จะทำให้ความเหนียวลดต่ำลง สารประกอบของเหล็ก และอะลูมิเนียมที่เกิดขึ้นส่วนใหญ่ เช่น $FeAl_3$, $FeMnAl_6$ และ $\alpha-AlFeSi$ สารประกอบที่เกิดขึ้นเหล่านี้จะช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้งานหล่อ โดยเฉพาะเมื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูง ปริมาณของสารประกอบที่เกิดขึ้นจะเพิ่มขึ้นตามปริมาณของเหล็กที่ผสมเข้าไป ซึ่งจะส่งผลเสียต่อการหล่อในด้านคุณสมบัติการไหลตัวได้ โดยมากจึงเติมอยู่ในช่วง 0.8 – 1 เปอร์เซ็นต์

2.4.3 โครเมียม และแมงกานีส: เป็นธาตุที่อาจเติมผสมหรือแยกกันก็ได้ โดยทั่วไปจะผสมไม่เกิน 1 เปอร์เซ็นต์ เพื่อเพิ่มอุณหภูมิการใช้งาน (elevated temperature properties) ของโลหะผสมเกรด 240, 243, 328 และ 392 ยิ่งไปกว่านั้น โครเมียม และหรือ แมงกานีส ยังถูกเติมในโลหะผสมบางเกรดเช่น 363, 535, 705 และ 707 เพื่อเปลี่ยนรูปร่างโครงสร้างของสารประกอบอะลูมิเนียม-เหล็ก-ซิลิคอน เพื่อเพิ่มคุณสมบัติเชิงกล โดยเฉพาะอย่างยิ่งทางด้านความเหนียวที่อุณหภูมิต่ำ

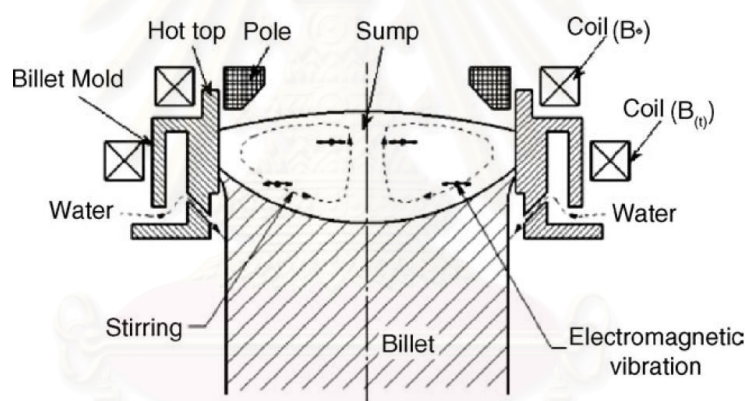
2.4.4 ฟอสฟอรัส : เป็นธาตุที่ช่วยทำให้ เฟสซิลิคอนปฐมภูมิในโลหะผสมไฮเปอร์ยูเทคติก ละเอียดขึ้น โดยการรวมตัวกับอะลูมิเนียม เกิดเป็นสารประกอบ อะลูมิเนียมฟอสไฟต์ (AlP_3) ขึ้น ส่วนในโลหะผสมไฮโปยูเทคติก การเติมฟอสฟอรัสเพียงหนึ่งในล้าน (parts per million

concentration) จะทำให้ได้โครงสร้างยูเทกติกขนาดใหญ่ และจะลดประสิทธิภาพของธาตุโซเดียม และสตรอนเชียม ซึ่งทำหน้าที่ปรับปรุงโครงสร้างยูเทกติกอีกด้วย

2.5 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ในงานวิจัยฉบับนี้ เป็นการศึกษาการเปรียบเทียบการเติมธาตุผสมต่าง ๆ กัน อัตราการเย็นตัว เปรียบเทียบการหล่อด้วยกระบวนการหล่ออย่างต่อเนื่องแบบ direct chill casting ที่ประยุกต์ใช้การสั่นด้วยสนามแม่เหล็กไฟฟ้า ต่อพฤติกรรมการแข็งตัวของโลหะผสม อะลูมิเนียม-ซิลิคอน ไฮเปอร์ยูเทกติก ซึ่งมีผู้ทำการวิจัยที่เกี่ยวข้องในด้านต่าง ๆ ดังนี้

ในปี 2005 Shijie Guo และคณะ [7] ได้ทำการศึกษาผลกระทบของกระบวนการหล่อแบบต่อเนื่องที่ประยุกต์ใช้การสั่นด้วยสนามแม่เหล็กไฟฟ้า (ดังภาพที่ 2.10) ต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมแมกนีเซียม AZ80 (Mg-7.8–9.2%Al, 0.7–0.8%Zn, 0.12–0.15%Mg, 0.03%Cu, 0.005%Ni, 0.01%Si, 0.01%Fe, 0.001–0.002%Be)

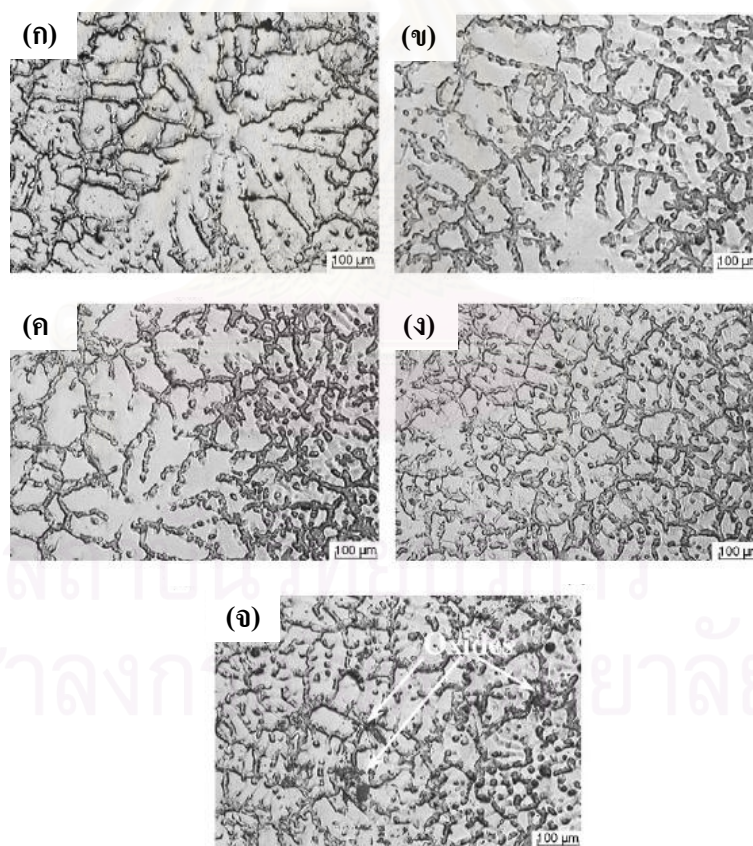


ภาพที่ 2.10 กระบวนการหล่อแบบต่อเนื่องที่ประยุกต์ใช้การสั่นด้วยแม่เหล็กไฟฟ้า

โดยแบบหล่อแท่งโลหะ (billet mold) ทำมาจากเหล็กสแตนเลส (stainless steel) ซึ่งสามารถต้านทานต่อสนามแม่เหล็กได้ การสั่นจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้าจะเกิดขึ้นภายในน้ำโลหะ หลอมเหลวขณะเริ่มแข็งตัว ด้วยการให้ stationary magnetic field และ variable magnetic field เข้าไปพร้อม ๆ กัน โดย stationary magnetic field จะถูกสร้างจากการจ่ายกระแสตรงที่ได้จาก ขดลวดเหนี่ยวนำ (induction coil) ขนาด 100-turn และมีขั้วแม่เหล็กที่เป็นรูปวงแหวน (ring shape pole) ติดด้านในของขดลวดเหนี่ยวนำด้านบน เพื่อเพิ่ม stationary magnetic field ส่วน variable magnetic field จะถูกสร้างจากขดลวดเหนี่ยวนำตัวล่างของแบบหล่อด้านบน ด้วยการให้กระแสสลับขนาด 100-turn ทำให้เกิดสนามแม่เหล็กที่เป็นเส้นขนานกับแนวแกนตั้งของแท่ง

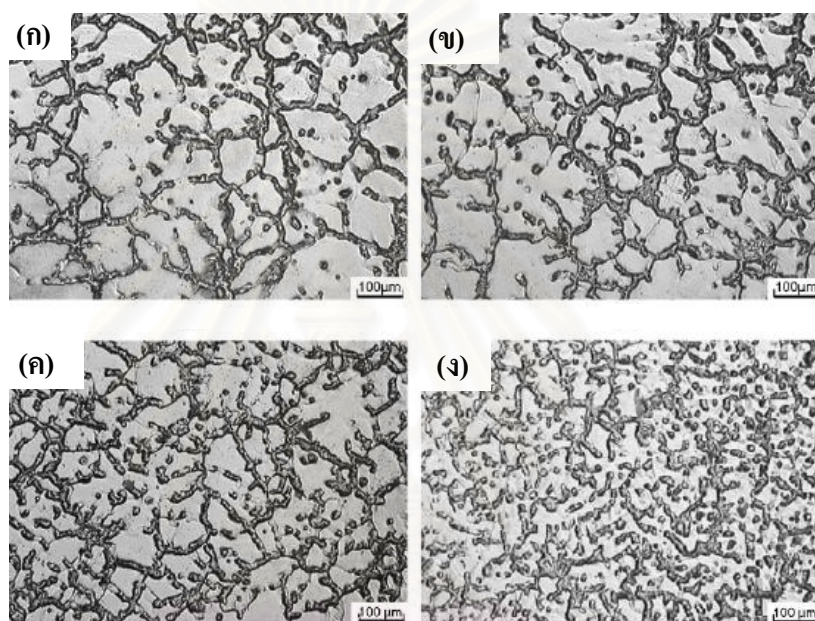
โลหะขึ้น ภายใต้ผลกระทบของการเกิดขึ้นซ้ำ ๆ กันของกระแสเช่นนี้ ทำให้เกิดการสั้น และ กระเพื่อมขึ้นภายในน้ำโลหะหลอมเหลว

จากการศึกษาในงานวิจัยนี้พบว่าขนาดของเกรนลดลงอย่างมาก เมื่อใช้การหล่อ อย่างต่อเนื่อง ที่ประยุกต์ใช้การสั้นด้วยสนามแม่เหล็กไฟฟ้า และขนาดของเกรนจะเล็กลงมากขึ้น เมื่อเพิ่มความเข้มของสนามแม่เหล็ก ทั้งใน variable magnetic field และ stationary magnetic field ดังภาพที่ 2.11 และภาพที่ 2.12 ตามลำดับ จากภาพที่ 2.11 แสดงโครงสร้างจุลภาพของแท่ง โลหะผสมแมกนีเซียม AZ80 ที่เปลี่ยนแปลงไปเมื่อเพิ่มความเข้มของสนามแม่เหล็ก จากภาพที่ 2.11 (ก-ง) ขนาดของเกรนจะเล็กลงเรื่อย ๆ ตามปริมาณการเพิ่มขึ้นของสนามแม่เหล็ก และเกรน มีขนาดเล็กมากที่สุดใภาพที่ 2.11 (ง) คือที่ 15,000 A-turns แต่ถ้าให้ความเข้มของ สนามแม่เหล็กไฟฟ้าเกิน 15,000 A-turns ดังในภาพที่ 2.11 (จ) ขนาดของเกรนที่ได้จะมีขนาด ใกล้เคียงกับในภาพที่ 2.11 (ง) แต่จะเกิดออกไซด์ขึ้นที่บริเวณผิวหน้า ซึ่งจะทำการแตกหักได้ ง่าย และอาจผสมอยู่ภายในเนื้อโลหะทำให้สมบัติต่างๆ ต่ำลง



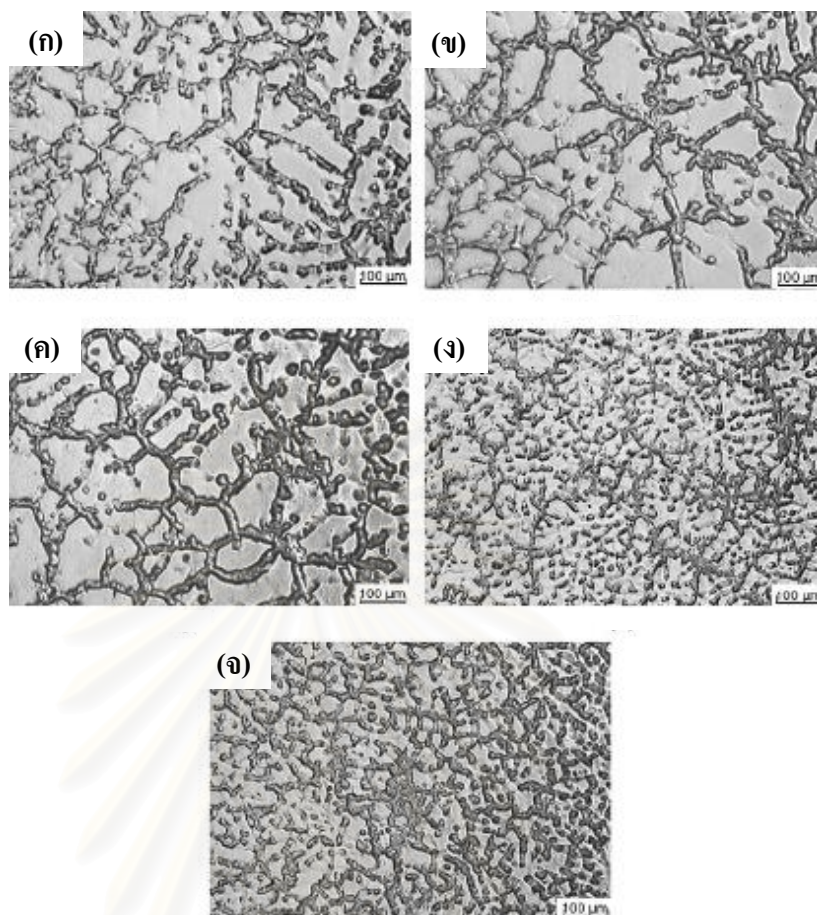
ภาพที่ 2.11 โครงสร้างจุลภาคของแท่งโลหะผสมแมกนีเซียม AZ80 ที่ความเข้มของ variable magnetic field ต่าง ๆ กัน โดย (ก) การหล่อแบบต่อเนื่องที่ไม่มีการประยุกต์ใช้ การสั้นด้วยสนามแม่เหล็กไฟฟ้า (ข) 50A (5000 A-turns), (ค) 100A (10,000 A-turn), (ง) 150A (15,000 A-turns) และ (จ) 200A (20,000 A-turns)

ในภาพที่ 2.12 แสดงโครงสร้างจุลภาคของของแท่งโลหะผสมแมกนีเซียม AZ80 ที่ความเข้มของ stationary magnetic field ต่าง ๆ กัน ในภาพที่ 2.12 (ก-ง) ขนาดของเกรนจะเล็กลงตามปริมาณความเข้มของสนามแม่เหล็กที่เพิ่มขึ้น โดยจะได้เกรนเล็กละเอียดมากที่สุดเมื่อใช้ความเข้มของสนามแม่เหล็กที่ 20,000 A-turns ดังภาพที่ 2.12 (ง) และการใช้ความถี่ต่ำ ๆ จะทำให้ได้เกรนที่เล็กละเอียดขึ้นเช่นกัน ดังภาพที่ 2.13 ซึ่งแสดงภาพโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมแมกนีเซียม AZ80 ที่ความถี่ต่าง ๆ กัน โดยจะเห็นได้ว่าการใช้ความถี่ที่ 30 Hz ดังภาพที่ 2.13 (จ) ขนาดของเกรนจะเล็กละเอียดที่สุด



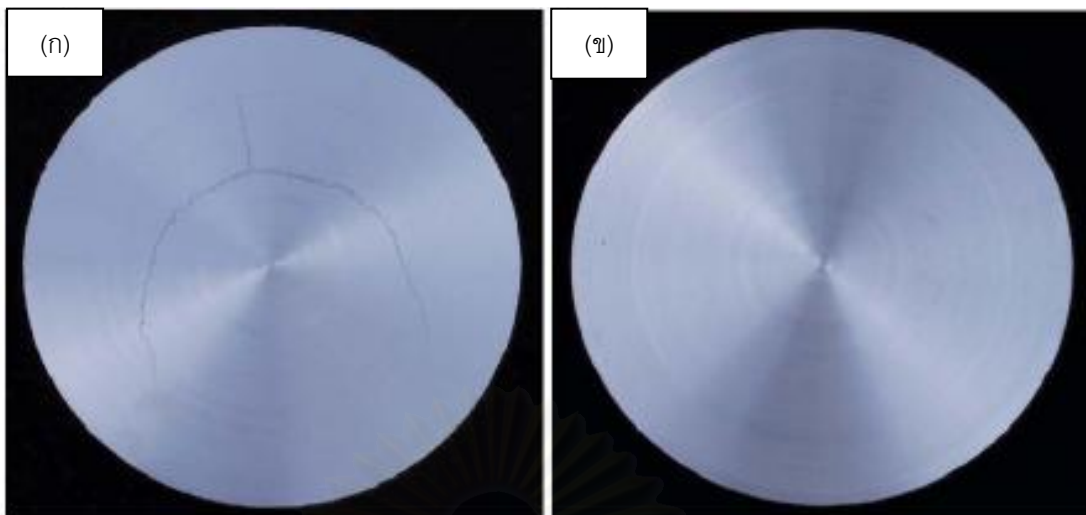
ภาพที่ 2.12 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมแมกนีเซียม AZ80 ที่ความเข้มของ stationary magnetic field ต่าง ๆ กันโดย (ก) 50A (5,000 A-turns), (ข) 100A (10,000A-turns), (ค) 150A (15,000A-turns) และ (ง) 200A (20,000A-turns)

กลไกของการเล็กลงของเกรน จะเกิดได้จากการเพิ่มขึ้นของจำนวนนิวเคลียส และการแตกของแขนของเดนไดรต์ ซึ่งกระบวนการหล่ออย่างต่อเนื่อง ที่ประยุกต์ใช้การสั่นด้วยสนามแม่เหล็กไฟฟ้าความถี่ต่ำนี้ จะส่งผลทำให้การแตกของแขนของเดนไดรต์มีมาก ทำให้เกรนที่ได้มีขนาดเล็ก และค่อนข้างสม่ำเสมอ

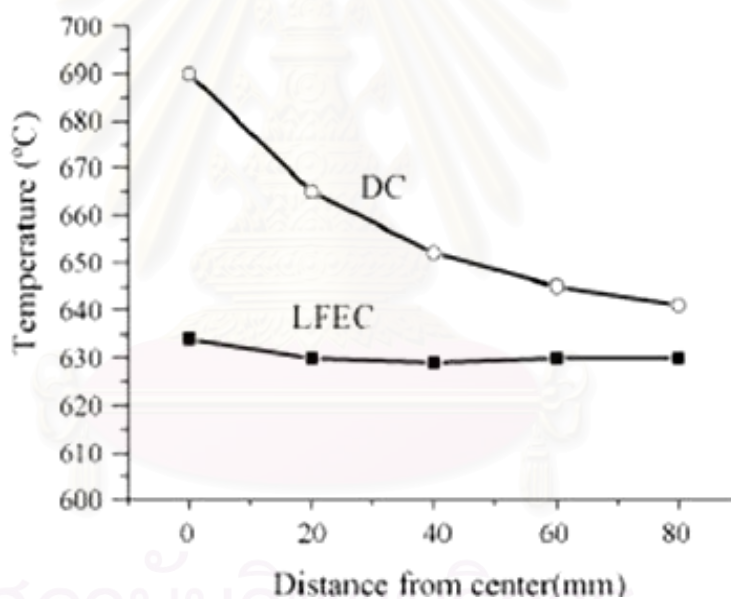


ภาพที่ 2.13 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมแมกนีเซียม AZ80 ที่ความถี่ต่าง ๆ กัน โดย (ก) 10 Hz, (ข) 15 Hz, (ค) 20 Hz, (ง) 25 Hz และ (จ) 30 Hz

ในปี ค.ศ. 2005 Zuo Yubo และคณะ [18] ได้ทำการศึกษาความเป็นไปได้ในการกำจัดการแตกร้าวที่เกิดขึ้นในกระบวนการหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียมความแข็งแรงสูงพิเศษ (Al-9.82Zn-2.35Mg-2.29Cu-0.142Zr-0.12Fe-0.08Si เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) โดยการประยุกต์ใช้สนามแม่เหล็กไฟฟ้าความถี่ต่ำ (LFEC) ขณะทำการหล่อ ซึ่งพบว่ากรประยุกต์ใช้สนามแม่เหล็กไฟฟ้าความถี่ต่ำนั้นสามารถป้องกันการเกิดการแตกร้าวในชิ้นงานได้ ในขณะที่การหล่อปกติ (conventional DC casting) นั้นเกิดการแตกร้าวขึ้นภายในชิ้นงาน ดังแสดงในภาพที่ 2.14 และจากการตรวจสอบคุณสมบัติขณะทำการหล่อพบว่า การประยุกต์ใช้สนามแม่เหล็กไฟฟ้าความถี่ต่ำขณะทำการหล่อนั้น มีความแตกต่างของคุณสมบัติภายในชิ้นงานต่ำกว่าการใช้การหล่อปกติ ดังแสดงในภาพที่ 2.15



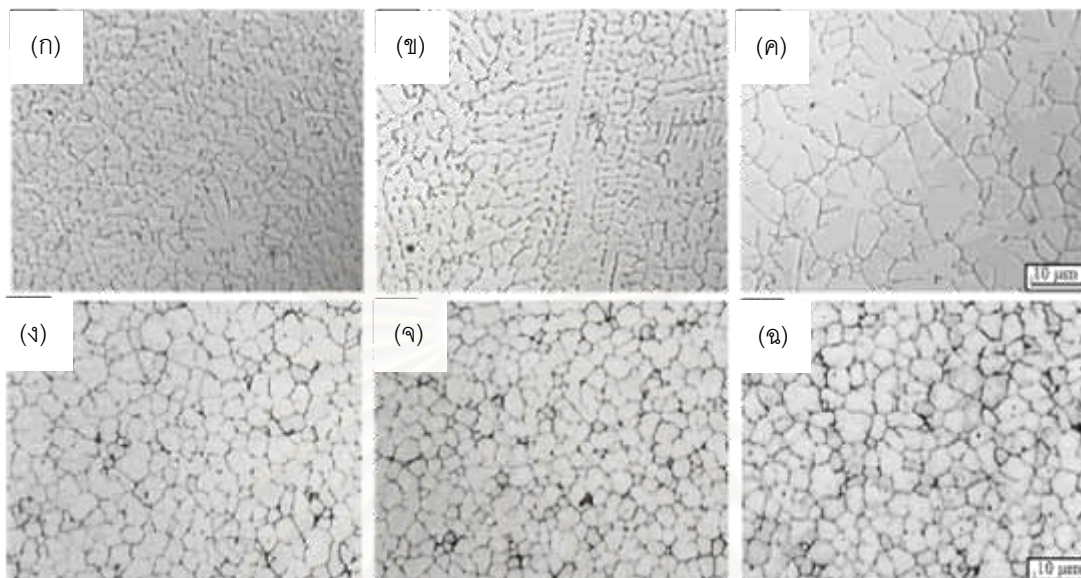
ภาพที่ 2.14 ผลของการเกิดการแตกร้าวภายในชิ้นงาน (ก) DC cast ingot (ข) LFEC ingot



ภาพที่ 2.15 ความแตกต่างของอุณหภูมิภายในชิ้นงานระหว่างการหล่อปกติ (conventional DC) และการประยุกต์ใช้สนามแม่เหล็กไฟฟ้าความถี่ต่ำ (LFEC) ขณะทำการหล่อ

ในการหล่อปกติพบว่ามีค่าความต่างของอุณหภูมิภายในชิ้นงานมาก ทำให้เกิดความเค้นภายในชิ้นมาก และทำให้เกิดการแตกร้าวภายในชิ้นงานขึ้น ซึ่งในการประยุกต์ใช้สนามแม่เหล็กไฟฟ้าความถี่ต่ำ (LFEC) ขณะทำการหล่อนั้นมีอุณหภูมิภายในชิ้นงานค่อนข้างสม่ำเสมอ และมีการกระจายตัวของธาตุสม่ำเสมอมากขึ้นเนื่องจากแรงที่เกิดขึ้นจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้า ทำให้ความลึกของ sump dept ลดลง ช่วยให้เกรนที่ได้มีความสม่ำเสมอ และกลมมากขึ้น

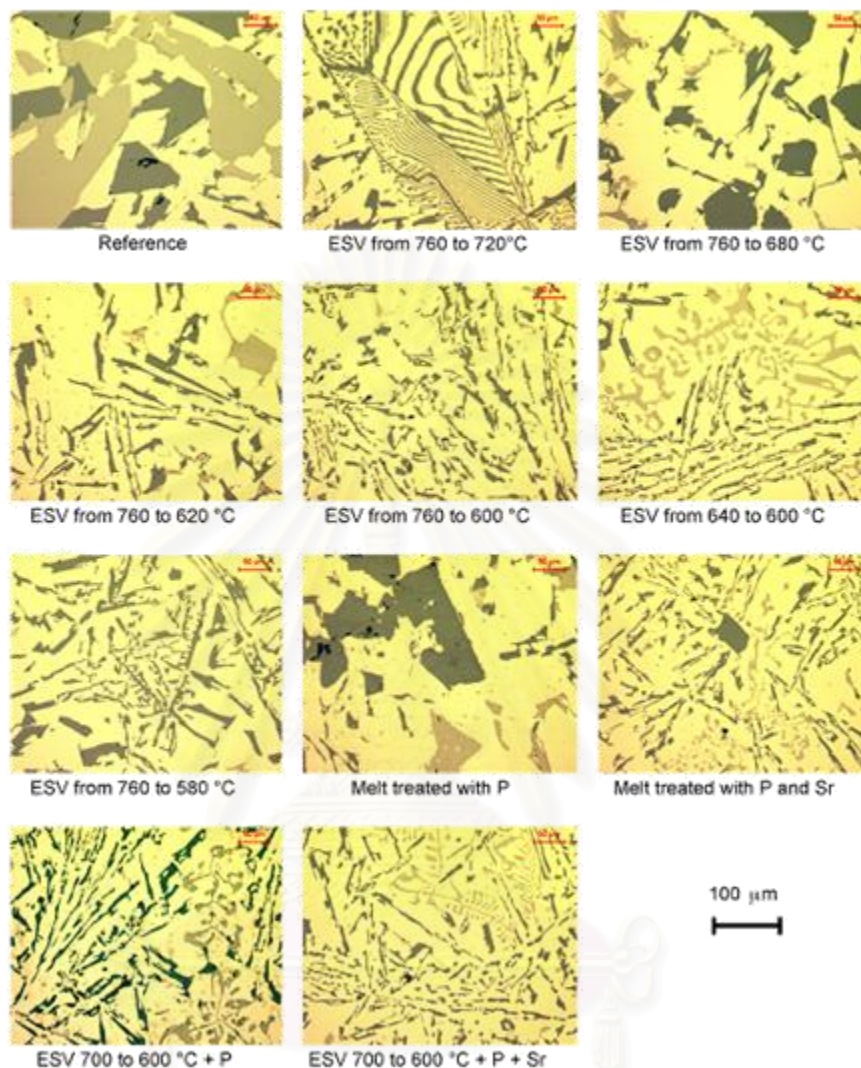
ดังแสดงในภาพที่ 2.16 การประยุกต์ใช้สนามแม่เหล็กไฟฟ้านั้นทำให้ขนาดเกรน และสัดส่วนของพื้นที่ของโครงสร้างยูเทกติกลดลง ทำให้บริเวณที่เกิดของเหลวมีขนาดลดลง ทำให้ความเค้นภายในที่เกิดขึ้นลดลง จึงสามารถป้องกันการเกิดการแตกร้าวในชิ้นงานได้



ภาพที่ 2.16 โครงสร้างจุลภาคของ การหล่อปกติ (conventional DC) (ก-ค) และการประยุกต์ใช้สนามแม่เหล็กไฟฟ้าความถี่ต่ำ (LFEC) ขณะทำการหล่อ (ง-ฉ); (ก และ ง) edge; (ข และ ฉ) 1/2 radius; (ค และ ฉ) center

ในปี 2005 F.C. Robles Hernandez และ J.H. Sokolowski [9] ได้ทำการศึกษาค้นคว้าเปรียบเทียบระหว่างผลของการเติมธาตุผสม และการประยุกต์ใช้การสั่นเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้า (EVS) ภายในโลหะผสมอะลูมิเนียมซิลิคอน เกรด 390 จากการศึกษาพบว่าผลของการใช้ความถี่สูง ทำให้ความลึกในการแทรกผ่านของการสั่นต่ำลง ทำให้แรงเหนี่ยวนำภายในน้ำโลหะลดลง ในขณะที่ความถี่ต่ำนั้นมีการกระจายตัวของสนามแม่เหล็กไฟฟ้าของกระแสสลับที่สม่ำเสมอภายในชิ้นงานมากกว่า ความลึกในการแทรกผ่านของการสั่นมากกว่า ทำให้แรงเหนี่ยวนำภายในน้ำโลหะเพิ่มขึ้น อย่างไรก็ตามแรงเหนี่ยวนำภายในน้ำโลหะที่เพิ่มขึ้นนั้นทำให้เกิดการสั่นภายในน้ำโลหะอย่างรุนแรงเช่นกัน และจากผลการทดลองโดยการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ดังแสดงในภาพที่ 2.17 พบว่า การเติมธาตุผสม (P และ Sr) นั้น สามารถควบคุมการลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ โดยการเพิ่มนิวเคลียสเทียมเพื่อให้ซิลิคอนปฐมภูมิเกิดได้มากขึ้น จึงทำให้สามารถควบคุมการโตขึ้นของซิลิคอนปฐมภูมิในน้ำโลหะได้ดี และการประยุกต์ใช้ EVS ในขณะหล่อนั้นมีผลในการลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ ซึ่งในการทดลองนั้นการประยุกต์ใช้ EVS ที่อุณหภูมิใกล้เคียงอุณหภูมิหลอมเหลว (620°C) ทำให้ซิลิคอนปฐมภูมิเปลี่ยนรูปเป็น

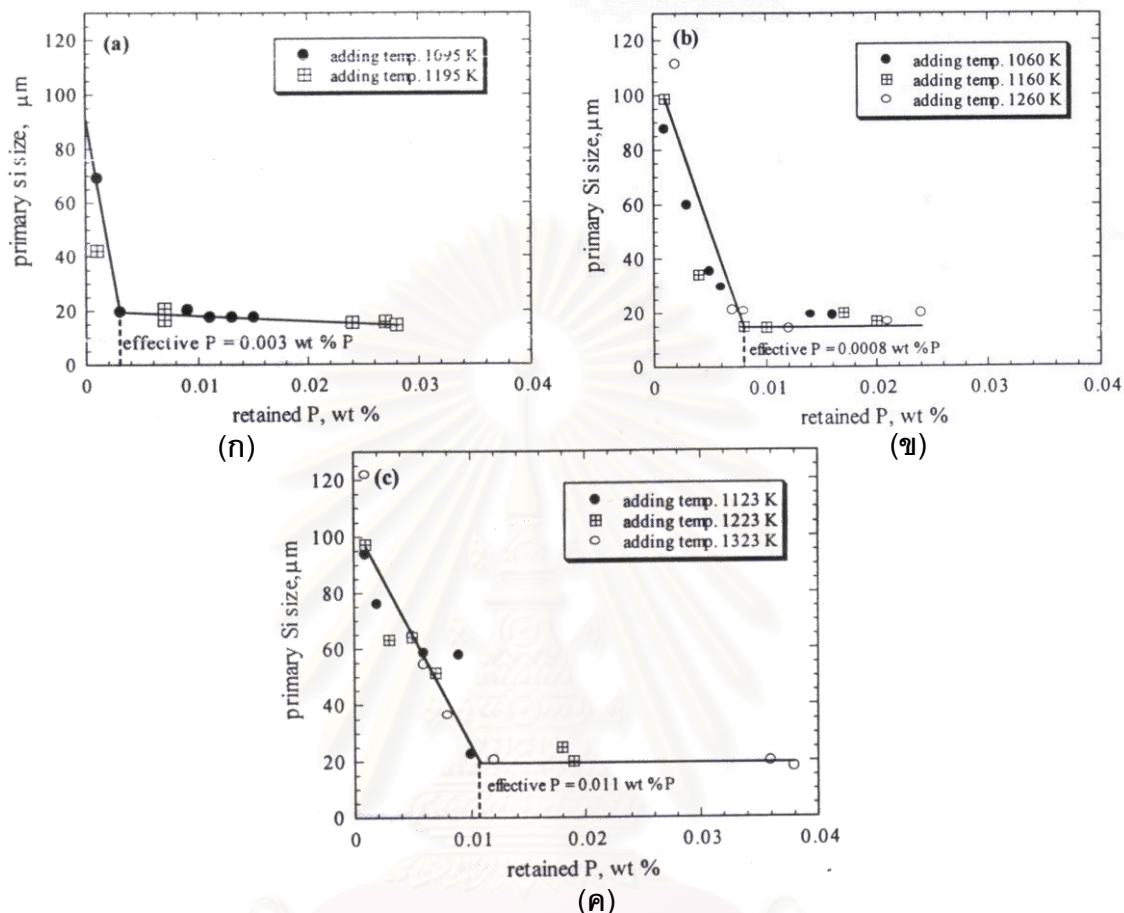
eutectic-like ในภาพโครงสร้างจุลภาคจึงไม่ปรากฏซิลิคอนปฐมภูมิขึ้น และการที่ประยุกต์ใช้ ESV ร่วมกับการเติมธาตุผสม (P และ Sr) นั้น ได้ผลของโครงสร้างจุลภาคเช่นเดียวกัน



ภาพที่ 2.17 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติกเกรด 390 ภายใต้สภาวะการทดลองต่าง ๆ กัน

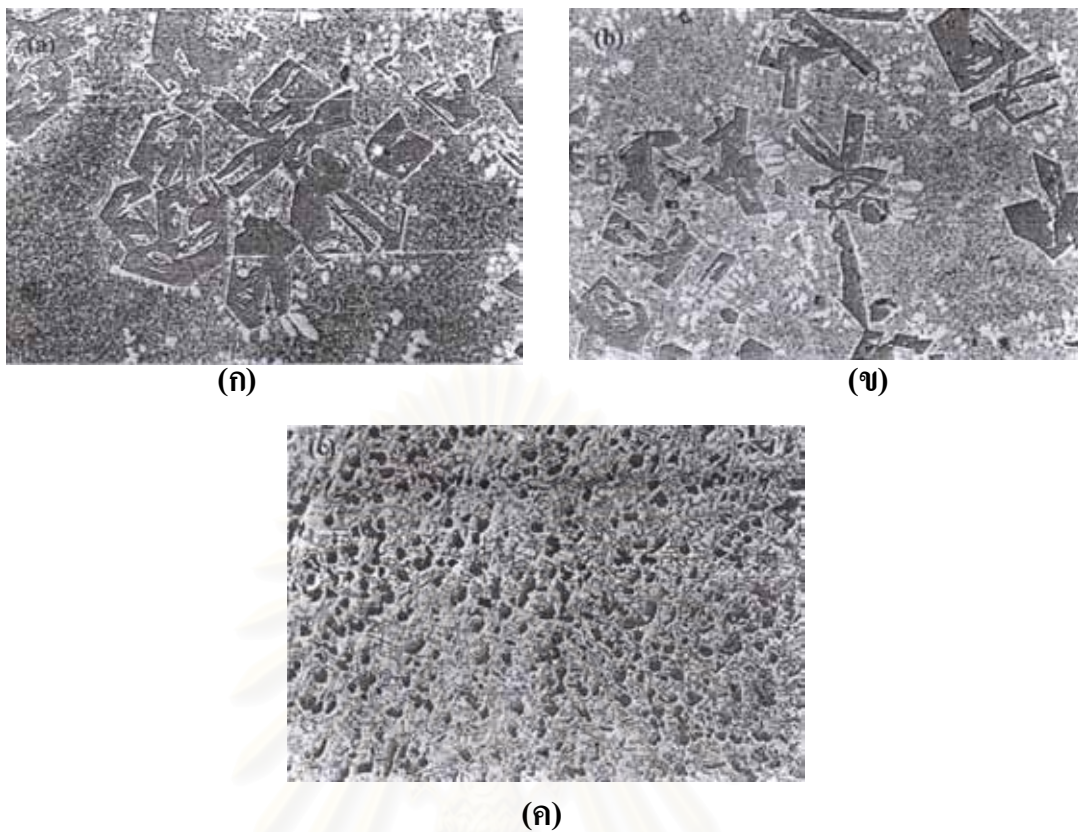
ในปี 2003 T. Onnjira, D. Ittipon และ T. Umeda [10] ได้ทำการศึกษารลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติก โดยการเติมฟอสฟอรัส เพื่อให้เกิดนิวเคลียสเทียม (heterogeneous nucleation) โดยฟอสฟอรัสจะรวมตัวกับอะลูมิเนียม เกิดเป็นผลึกของอะลูมิเนียมฟอสไฟต์ (AIP) ก่อนที่ซิลิคอนปฐมภูมิจะเกิดขึ้น ทำให้ขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ มีขนาดเล็กลง จากผลการทดลองพบว่า ขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิมีขนาดเล็กละเอียดที่สุดเมื่อเติมปริมาณฟอสฟอรัสที่ 0.003, 0.008 และ 0.011 เปอร์เซ็นต์ ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติก ที่มีปริมาณซิลิคอนผสม 15, 20 และ 25 เปอร์เซ็นต์ ดัง

ภาพที่ 2.18 (ก-ค) ตามลำดับและเมื่อซิลิคอนปฐมภูมิมีขนาดเล็กลงในระดับหนึ่งแล้ว อุณหภูมิที่ใช้ในการเติมฟอสฟอรัสจะไม่มีผลต่อการลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ



ภาพที่ 2.18 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ และปริมาณการเติมฟอสฟอรัส (ก) Al- 15 wt% Si, (ข) Al- 20% Si, (ค) Al- 25% wt Si

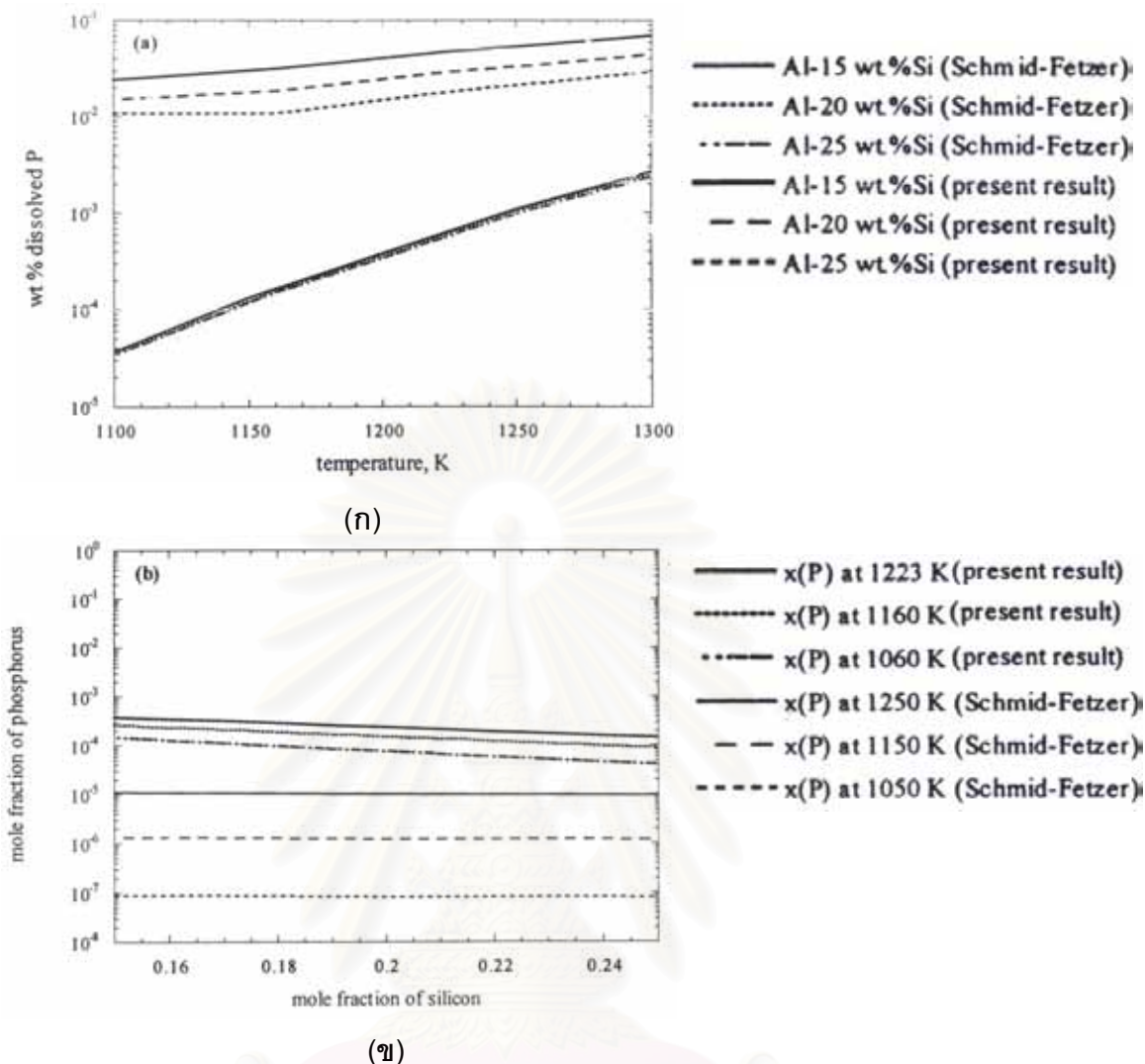
ในภาพที่ 2.19 แสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ที่มีปริมาณซิลิคอน 25 เปอร์เซ็นต์ ขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิจะมีขนาดเล็กตามปริมาณฟอสฟอรัสที่เพิ่มขึ้น และการเติมฟอสฟอรัสจะทำให้โครงสร้างของซิลิคอนปฐมภูมิเปลี่ยนจากผลึกรูปดาว (star-shaped) กลายเป็นเม็ดกลมมามากขึ้น ดังภาพที่ 2.19(ก-ค)



ภาพที่ 2.19 โครงสร้างจุลภาคของ Al - 25%Si ที่เติม (ก) 0 %wt P, (ข) 0.01%wt P, (ค) 0.10%wt P ที่อุณหภูมิ 1123 K

ปริมาณการละลายของฟอสฟอรัสในโลหะหลอมเหลวจะเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้น และจะลดลงเมื่อมีปริมาณของซิลิคอนเพิ่มขึ้น ดังภาพที่ 2.20 (ก-ข) ตามลำดับ

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

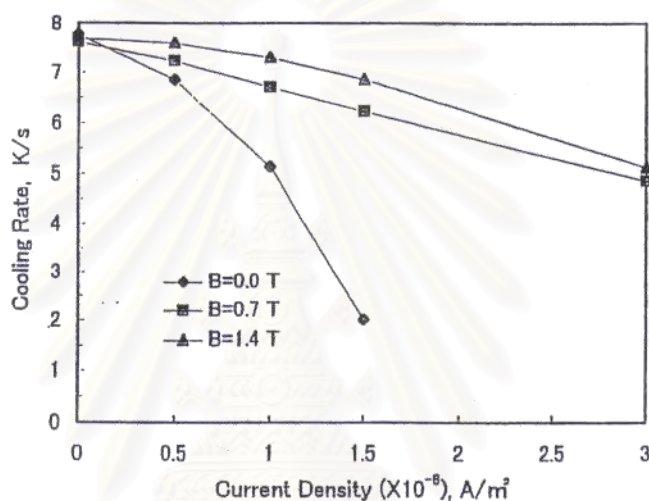


ภาพที่ 2.20 เปรียบเทียบปริมาณการละลายของฟอสฟอรัสจากการศึกษาของ Schmid-Fetzer และผลการทดลอง (ก) เปรียบเทียบปริมาณการละลายของฟอสฟอรัสเมื่อเพิ่มอุณหภูมิ (ข) เปรียบเทียบปริมาณการละลายของฟอสฟอรัสเมื่อเพิ่มปริมาณซิลิคอน

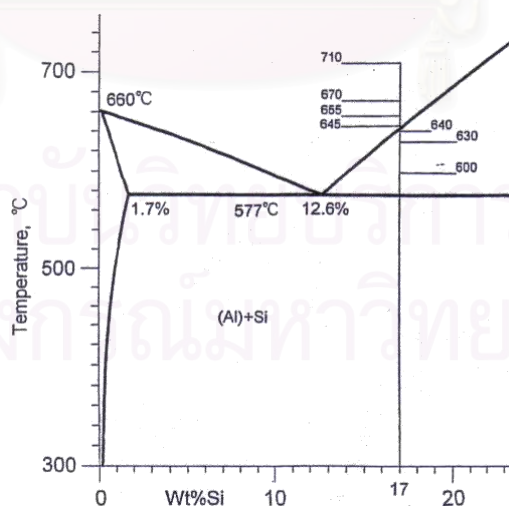
ในปี 2005 Nguyen Van Thai และคณะ [11] ได้ทำการศึกษาผลของการเติมโลหะผสม Al-Cu-P ต่อการลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ สมบัติเชิงกล ความต้านทานการสึกหรอ และอัตราการขยายตัวที่อุณหภูมิสูง ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติก (16-21%Si, 2.69-4.01%Cu, 0.86-1.0%Ni, 0.61%Mn) โดยผลจากการศึกษาวิจัยพบว่า เกิดสารประกอบอะลูมิเนียมฟอสไฟต์ (AlP) ขึ้น และในกระบวนการปรับปรุงที่ดีที่สุด จะได้ขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิที่มีขนาดเล็กลง จาก 155 μm เป็น 20 μm ความเค้นแรงดึง (tensile strength) เพิ่มขึ้นจาก 112 MPa เป็น 170 MPa ความสามารถในการขยายตัว (expansibility) ประมาณ 2 เปอร์เซ็นต์ ความแข็ง (hardness) เพิ่มขึ้นจาก 112 HB เป็น 174 HB การขยายตัวเนื่องจากความร้อน

(thermal expansion) ลดลงถึง 18.6 m/mK เมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นจาก 293 K เป็น 573 K และเพิ่มความต้านทานการสึกหรอขึ้น (wear resistance)

ในปี 1998 ALIREZA RADJAI และคณะ [12] ได้ทำการศึกษาผลของการสั่นด้วยสนามแม่เหล็กไฟฟ้าในโลหะผสมอะลูมิเนียมซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติกหลอมเหลว โดยการปรับเปลี่ยนอัตราการเย็นตัว ด้วยการปรับความเข้มของกระแสที่เข้าสู่ชิ้นงาน และแรงเนื่องจากการสั่นจากการประยุกต์ใช้สนามแม่เหล็กไฟฟ้า พบว่าผลของการประยุกต์ใช้สนามแม่เหล็กไฟฟ้าในการลดอัตราการเย็นตัวขึ้นกับค่าความเข้มของกระแสไฟฟ้าที่ผ่านเข้าสู่ชิ้นงานดังแสดงในภาพที่ 2.21



ภาพที่ 2.21 การปรับเปลี่ยนอัตราการเย็นตัวภายใต้สภาวะการทดลองต่าง ๆ



ภาพที่ 2.22 อุณหภูมิการทำให้เย็นตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอน 17 เปอร์เซ็นต์

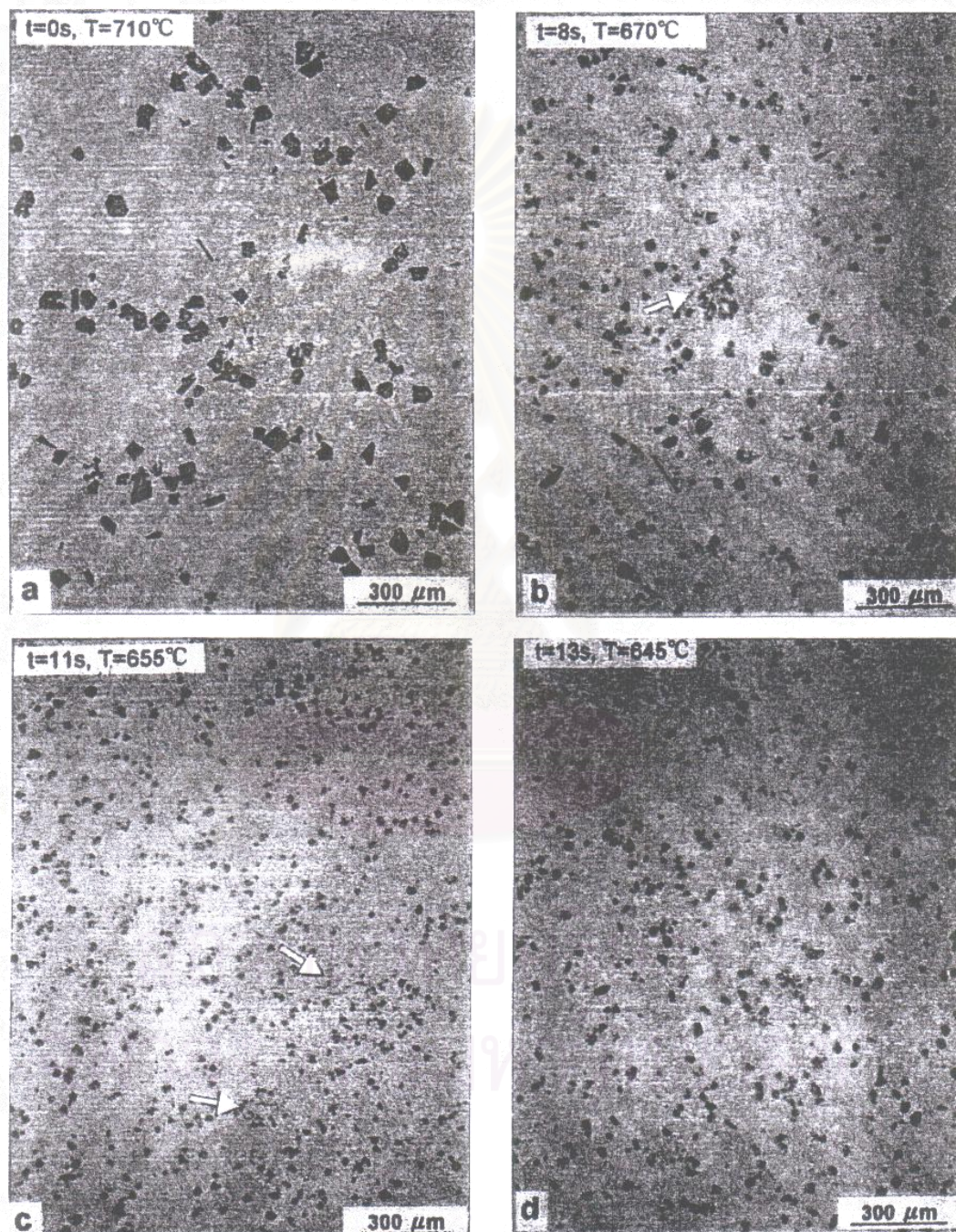
อย่างไรก็ตาม อัตราการเย็นตัวจะสูงขึ้นเมื่อมีการประยุกต์ใช้สนามแม่เหล็ก และเหนี่ยวนำให้เกิดการสั่นขึ้นในน้ำโลหะอย่างต่อเนื่อง ดังเห็นได้จากกรณีที่ใช้สนามแม่เหล็กไฟฟ้าแบบคงที่เพียงอย่างเดียวจะไม่ส่งผลต่ออัตราการเย็นตัว และศึกษาการประยุกต์ใช้กระแสไฟฟ้าและสนามแม่เหล็กอย่างต่อเนื่อง ภายใต้สภาวะการเย็นตัวที่ต่างกัน (ช่วงการเย็นตัวเริ่มจากเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ถึงการเย็นตัวอย่างช้า ๆ ภายในเตา) เริ่มด้วยการเหนี่ยวนำให้เกิดการสั่นขึ้นในโลหะผสมอะลูมิเนียมซิลิคอนหลอมเหลว และหยุดกระบวนการที่อุณหภูมิแตกต่างกัน ก่อน และหลังการเกิดกระบวนการแข็งตัวด้วยการทำให้เย็นตัวด้วยน้ำ ดังภาพที่ 2.22 แสดงอุณหภูมิการทำให้เย็นตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอน 17 เปอร์เซ็นต์ ซึ่งได้ผลดังภาพที่ 2.23 (a-j) โดยภาพโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมไฮเปอร์ยูเทคติกอะลูมิเนียม ที่มีปริมาณซิลิคอน 17 เปอร์เซ็นต์ ที่สภาวะการทดลองต่าง ๆ ดังตารางที่ 2.2

ในภาพที่ 2.23 (a) เป็นการหลอมที่อุณหภูมิ 710 องศาเซลเซียส และ hold ที่อุณหภูมินี้เป็นเวลา 2 นาที จากนั้นทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วที่อัตราการเย็นตัวประมาณ 90 K/s นั้น ไม่เพียงพอที่จะทำให้ซิลิคอนปฐมภูมิละลายได้อย่างสมบูรณ์ในน้ำโลหะหลอมเหลวและเมื่อเปรียบระหว่าง ภาพที่ 2.23 (a) และ (b) สามารถสังเกตเห็นได้ว่าการประยุกต์ใช้การสั่นด้วยสนามแม่เหล็กไฟฟ้านั้นมีผลในการลดขนาด และเพิ่มปริมาณของซิลิคอนขึ้น และมีผลดีขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อทำการ hold อุณหภูมิไว้ที่ 655 องศาเซลเซียส ดังภาพที่ 2.23 (c) แต่ขนาดและปริมาณของซิลิคอนจะมีค่าเท่าเดิมเมื่อ hold ไว้ที่อุณหภูมิ 645 องศาเซลเซียส ดังภาพที่ 2.23 (d)

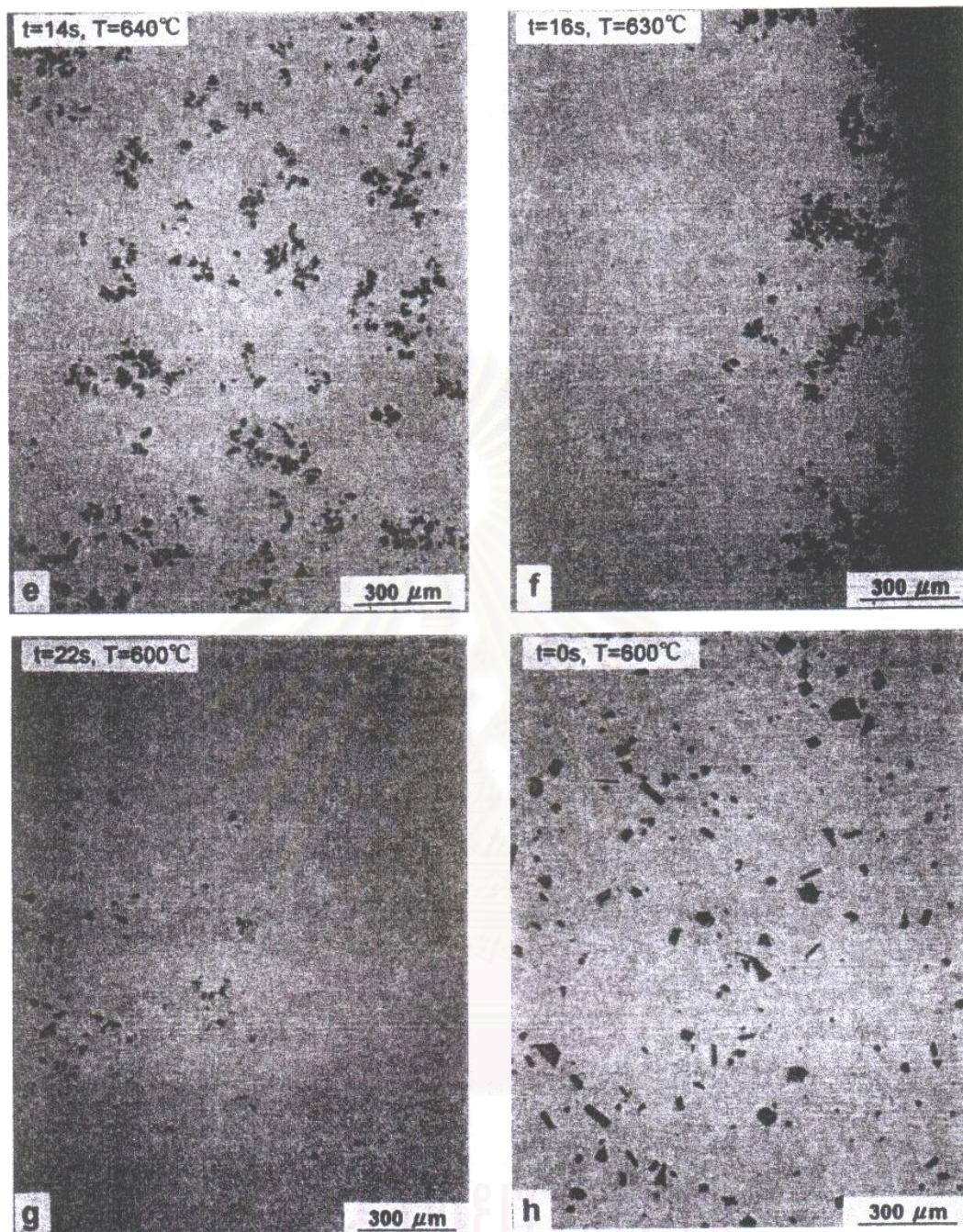
เมื่อ hold ไว้ที่อุณหภูมิต่ำกว่าเส้นอุณหภูมิหลอมเหลว จะได้ผลอีกอย่างคือซิลิคอนมีแนวโน้มที่จะรวมตัวกันเป็นกลุ่มก้อน ดังแสดงในภาพที่ 2.23 (e) และซิลิคอนที่อยู่บริเวณตรงกลางชิ้นงานนั้นจะค่อย ๆ ถูกผลักดันออกไปรวมตัวกันอยู่ที่บริเวณขอบของชิ้นงาน ดังภาพที่ 2.23 (f) และ (g) ส่วนในภาพที่ 2.23 (h) เป็นการหยุดการประยุกต์ใช้การสั่นเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้า และ hold ไว้ที่อุณหภูมิ 600 องศาเซลเซียส จะเกิดซิลิคอนขึ้นจะกระจายตัวอยู่ทั่วไป

เพื่อที่จะเข้าใจถึงผลกระทบของการสั่นเพียงอย่างเดียว จึงทำการเปรียบเทียบระหว่างโครงสร้างสุดท้ายของการประยุกต์ใช้การสั่นเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้า ของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณซิลิคอน 17 เปอร์เซ็นต์ ที่ปล่อยให้เย็นตัวแบบปกติ ซึ่งแสดงดังภาพที่ 2.23 (i.1) และ (i.2) กับโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ปล่อยให้เย็นตัวแบบปกติ ที่ไม่ได้ทำการประยุกต์ใช้การสั่น ดังภาพที่ 2.23 (j) ซึ่งพบว่า การสั่นเพียงอย่างเดียวจะทำให้ซิลิคอนรวมตัวกันอยู่บริเวณขอบของชิ้นงาน แต่เมื่อไม่มีการประยุกต์ใช้การสั่นพบว่าซิลิคอนมีการกระจายตัวอยู่ทั่วไปในชิ้นงาน

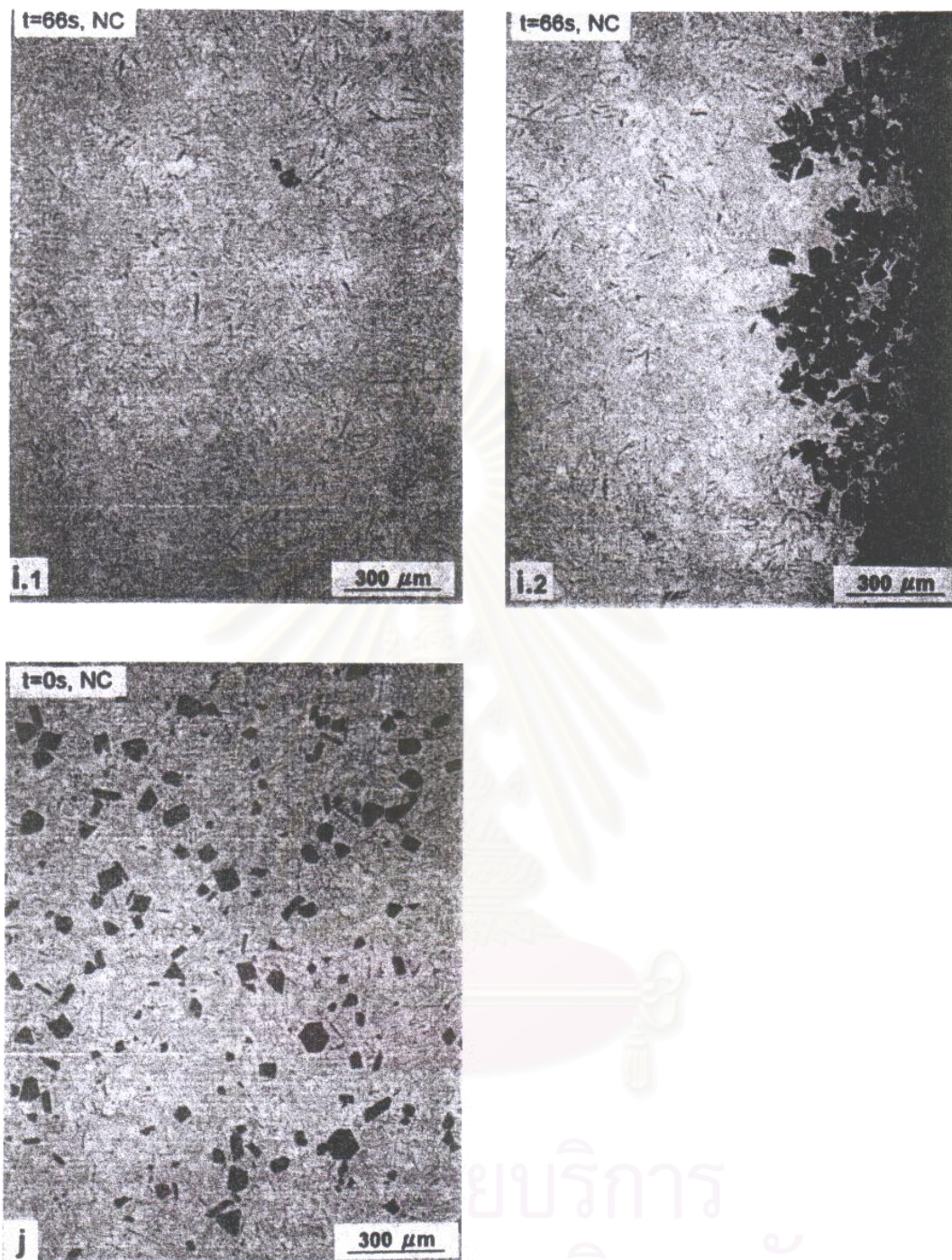
ในภาพที่ 2.23 (i.2) แสดงลักษณะการกระจายตัวของซิลิคอนที่ถูกขับออกไปอยู่บริเวณขอบของชิ้นงาน และมีการโตขึ้นของซิลิคอน เมื่อเปรียบเทียบกับภาพที่ 2.23 (g) ที่ hold ไว้ที่อุณหภูมิสูงกว่า ดังนั้นการที่ hold ไว้ที่อุณหภูมิสูงกว่าเส้นการหลอมเหลวนั้น มีผลกระทบต่อการขึ้น การเกิดนิเวเคลียส และการปรากฏการณ์โตขึ้นของนิเวเคลียส



ภาพที่ 2.23 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Al-17%Si ภายใต้สภาวะการทดลองดังตารางที่ 2.2



ภาพที่ 2.23 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Al-17%Si ภายใต้สภาวะการทดลองดัง
ตารางที่ 2.2



ภาพที่ 2.23 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Al-17%Si ภายใต้สภาวะการทดลองดัง
ตารางที่ 2.2

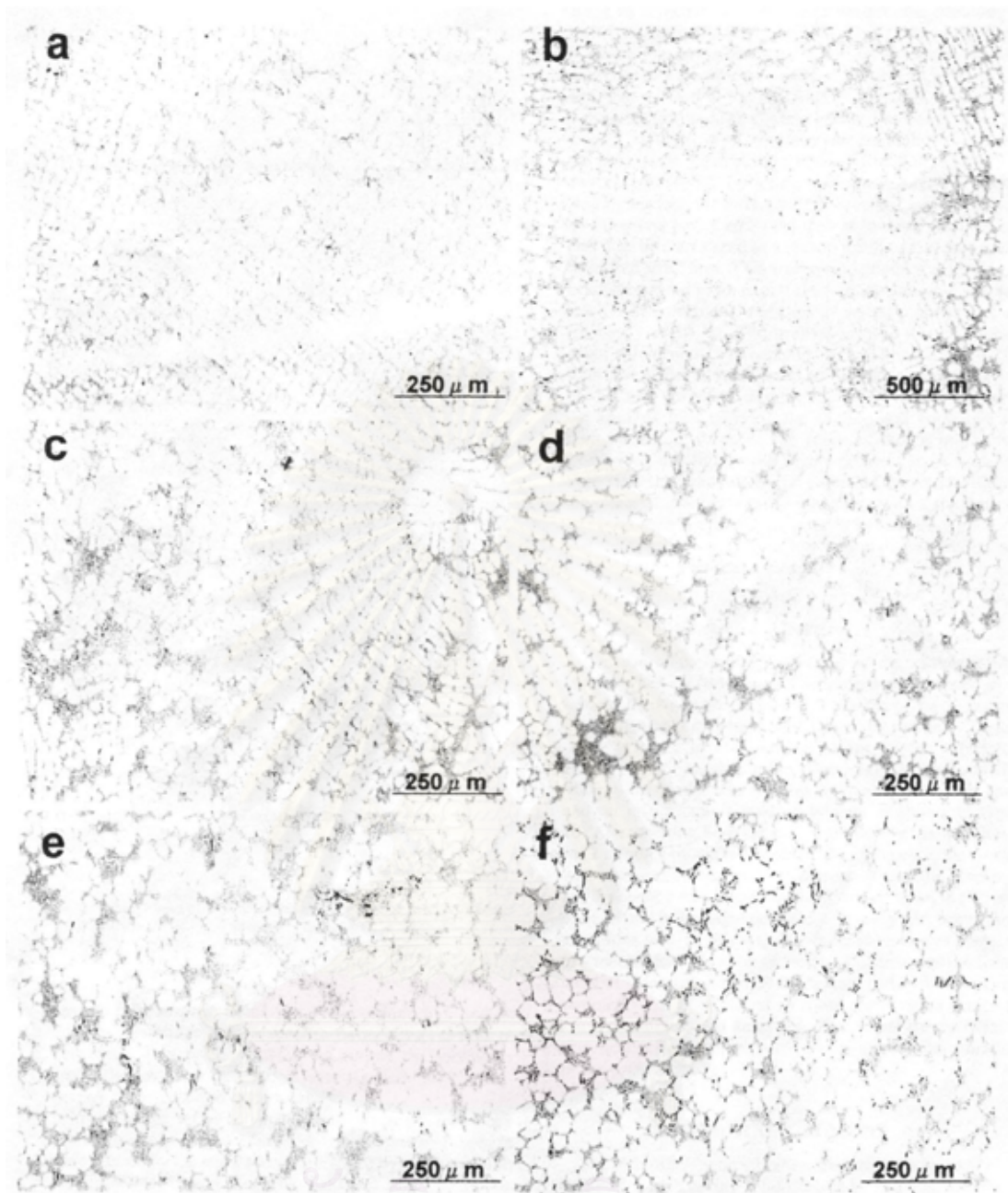
ตารางที่ 2.2 สภาวะในการทดลองของโครงสร้างจุลภาคในภาพที่ 2.23

Figure 8	Heating Condition	Cooling Condition	B, T	J, A/m ²
a	710 °C, 2 min	Q at 710 °C	0	0
b	710 °C, 2 min	Q at 670 °C	1.4	3×10^6
c	710 °C, 2 min	Q at 655 °C	1.4	3×10^6
d	710 °C, 2 min	Q at 645 °C	1.4	3×10^6
e	710 °C, 2 min	Q at 640 °C	1.4	3×10^6
f	710 °C, 2 min	Q at 630 °C	1.4	3×10^6
g	710 °C, 2 min	Q at 600 °C	1.4	3×10^6
h*	710 °C, 2 min	Q at 600 °C	0	0
i.1	710 °C, 2 min	natural	1.4	3×10^6
i.2	710 °C, 2 min	natural	1.4	3×10^6
j*	710 °C, 2 min	natural	0	0

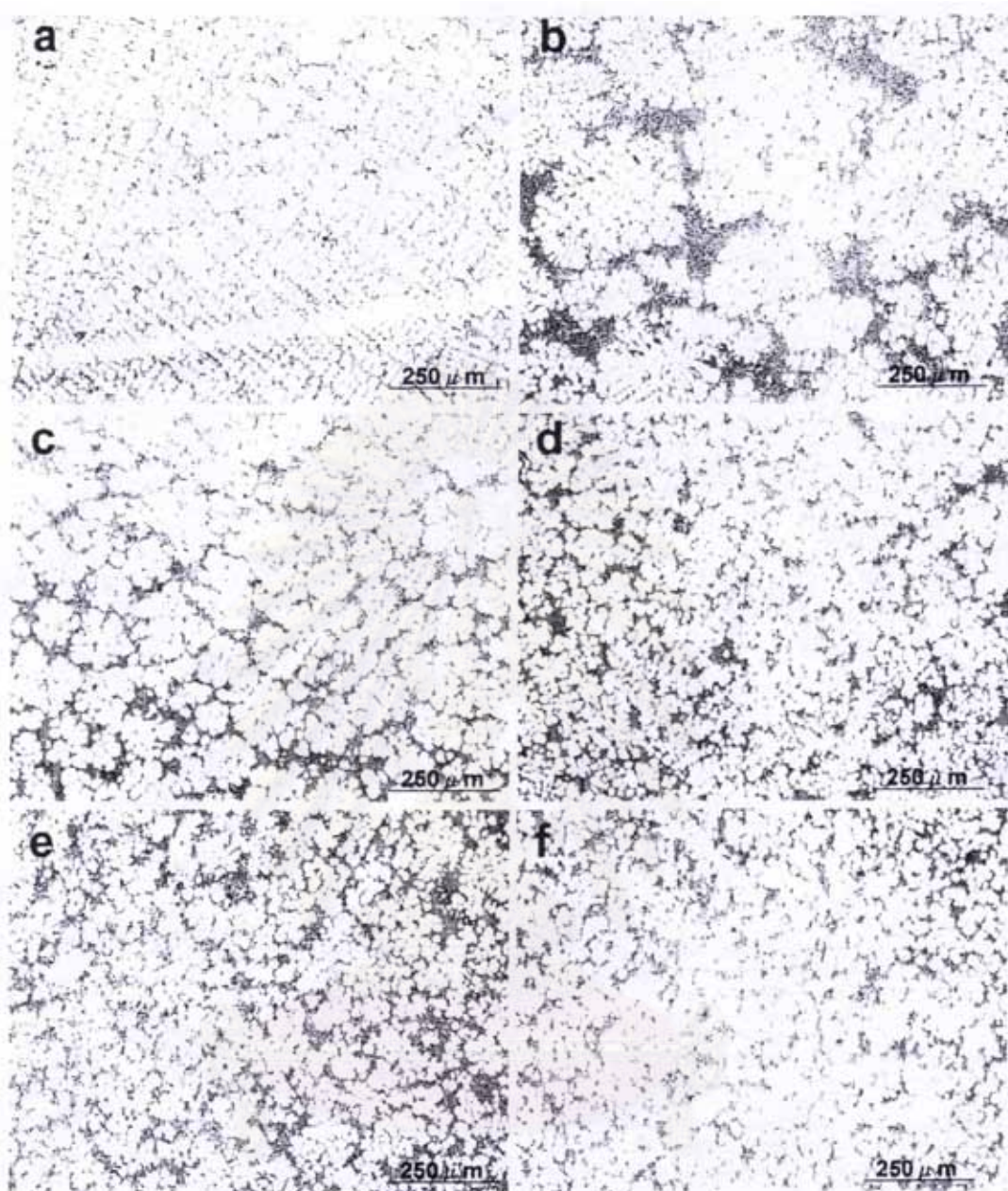
*Cooling rate adjusted with "i."
Q = quenched.

ในปี 2000 Alireza Radjai และ KENJI MIWA [13] ได้ทำการศึกษาผลกระทบของค่าความเข้ม และความถี่ของการประยุกต์ใช้การสั่นเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้าต่อการลดขนาดโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮโปยูเทกติกพบว่า การเหนี่ยวนำให้เกิดสั่นเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้าภายในโลหะหลอมเหลว ในระหว่างกระบวนการแข็งตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮโปยูเทกติกนั้น สามารถทำให้โครงสร้างยูเทกติกที่มีลักษณะเป็นกิ่งก้านยาวแตกหักออกเป็นขนาดเล็ก และสม่ำเสมอ แยกออกมาเป็นเกรน โดยผลของความเข้มของกระแสนั้นแสดงดังภาพที่ 2.24 (a-f)

ส่วนในการศึกษาผลของความถี่ของการสั่น ดังแสดงในภาพที่ 2.25 พบว่าที่ความถี่ต่ำ มีขีดจำกัดในการทำลายโครงสร้างที่เป็นกิ่งก้านยาวให้เปลี่ยนเป็นกลม และมีขนาดสม่ำเสมอ เมื่อเพิ่มความถี่มากขึ้นโครงสร้างที่เป็นกิ่งก้านเริ่มเกิดการแตกหัก และผลที่ได้คือโครงสร้างมีขนาดเล็ก และสม่ำเสมอมากขึ้น จนกระทั่งค่าความถี่สูงถึง 1.5 kHz เมื่อความถี่มีค่าสูงมากกว่า 1.5 kHz จะมีแนวโน้มที่โครงสร้างจะกลับมาเป็นโครงสร้างที่เป็นกิ่งก้านยาวอีกครั้ง ดังแสดงในภาพที่ 2.25(f)



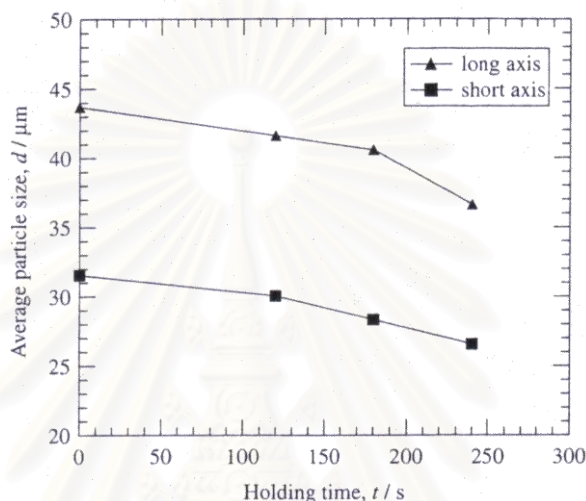
ภาพที่ 2.24 ผลของความเข้มของการสั่นที่ความถี่ 60 Hz ต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Al-7%Si (a) $B = 10 \text{ T}$, $J = 0 \text{ A/m}^2$, (b) $B = 0 \text{ T}$, $J = 2.83 \times 10^6 \text{ A/m}^2$, (c) $B = 10 \text{ T}$, $J = 0.71 \times 10^6 \text{ A/m}^2$, (d) $B = 10 \text{ T}$, $J = 1.41 \times 10^6 \text{ A/m}^2$, (e) $B = 10 \text{ T}$, $J = 2.83 \times 10^6 \text{ A/m}^2$, (f) $B = 10 \text{ T}$, $J = 4.24 \times 10^6 \text{ A/m}^2$,



ภาพที่ 2.25 ผลของความถี่ของการสั่นต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Al-7%Si (a) $B = 10 \text{ T}$, $J = 0 \text{ A/m}^2$; (b) $B = 10 \text{ T}$, $f = 10\text{Hz}$; (c) $B = 10 \text{ T}$, $f = 50\text{Hz}$; (d) $B = 10 \text{ T}$, $f = 100\text{Hz}$; (e) $B = 10 \text{ T}$, $f = 250\text{Hz}$; (f) $B = 10 \text{ T}$, $f = 500\text{Hz}$; (b-f) $J = 2.14 \times 10^6 \text{ A/m}^2$

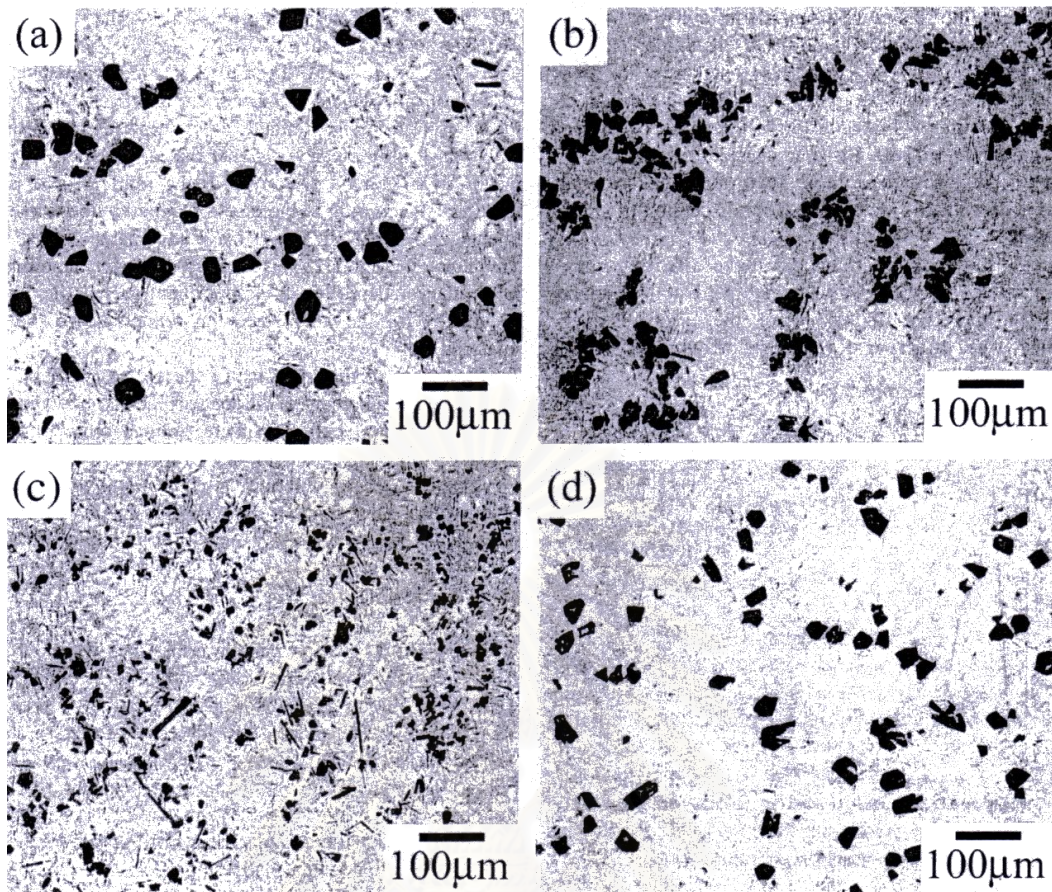
ในปี 2004 Yoshiki Mizutani และคณะ [14] ได้ทำการศึกษาผลของความเข้มและความถี่ของการประยุกต์ใช้การสั่นเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้า ต่อการลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติก ที่มีปริมาณซิลิคอน 17 เปอร์เซ็นต์ โดยทำการศึกษาผลของเวลาในการ hold ไว้ที่อุณหภูมิ 983K เป็นเวลา 0, 120, 180, 240 วินาทีตามลำดับ จากนั้นทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วด้วยการฉีดด้วยน้ำ ตรวจสอบขนาดของซิลิคอนปฐม

ภูมิพบว่า ขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐุมภูมิลดลงประมาณ 15 เปอร์เซ็นต์ เมื่อใช้เวลาในการ hold ที่ 240 วินาที สำหรับการทดลองในงานวิจัยนี้ ด้วยการประยุกต์ใช้การสั่นด้วยสนามแม่เหล็กไฟฟ้า โดยทำการ hold ไว้ที่อุณหภูมิการหลอมเหลว เป็นเวลา 120 วินาที ซึ่งการ hold ไว้ที่เวลานี้ทำให้ขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐุมภูมิลดลงประมาณ 5 เปอร์เซ็นต์ จากผลการทดลองแสดงให้เห็นว่า ซิลิคอนปฐุมภูมิไม่สามารถลดขนาดได้เพียงพอเมื่อใช้การ hold อุณหภูมิไว้ที่ 983K ดัง ผลของเวลาในการ hold ไว้ที่อุณหภูมิ 983 K ต่อขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐุมภูมิแสดงดังภาพที่ 2.26

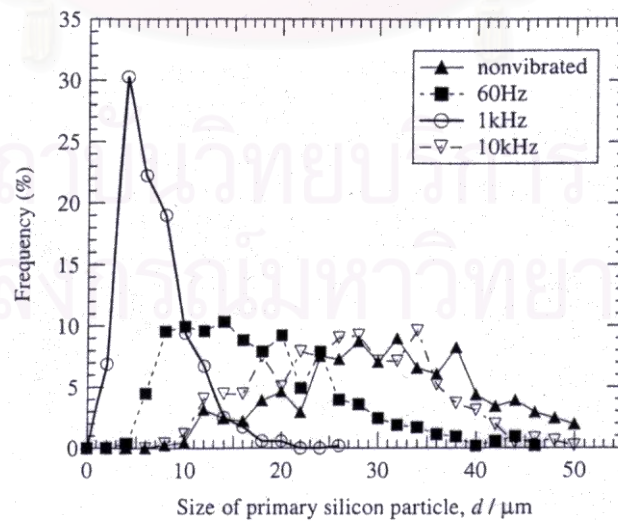


ภาพที่ 2.26 ผลของเวลาในการ hold ไว้ที่อุณหภูมิ 983 K ต่อขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐุมภูมิ

ในภาพที่ 2.27 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ประยุกต์ใช้การสั่นเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้าที่ความถี่ 60 Hz, 1 kHz และ 10 kHz และชิ้นงานที่ไม่ได้ประยุกต์ใช้การสั่น โดยซิลิคอนปฐุมภูมิจะมีขนาดใหญ่ในชิ้นงานที่ไม่ได้ประยุกต์ใช้การสั่นดังแสดงในภาพที่ 2.27 (a) และซิลิคอนมีขนาดเล็กลงในชิ้นงานที่ประยุกต์ใช้การสั่น ที่ความถี่ 60 Hz ดังแสดงในภาพที่ 2.27 (b) ส่วนในกรณีของการใช้ความถี่ที่ 1 kHz นั้น ซิลิคอนปฐุมภูมิที่มีขนาดใหญ่จะลดลง ละเอียดขึ้น และมีลักษณะคล้ายแท่งเข็มปรากฏขึ้น ดังแสดงในภาพที่ 2.27 (c) และในภาพที่ 2.27 (d) เป็นการประยุกต์ใช้การสั่น ด้วยความถี่ 10 kHz จะมีลักษณะของโครงสร้างจุลภาคเหมือนในชิ้นงานที่ไม่ได้ประยุกต์ใช้การสั่นดังเช่นในภาพที่ 2.27 (a)

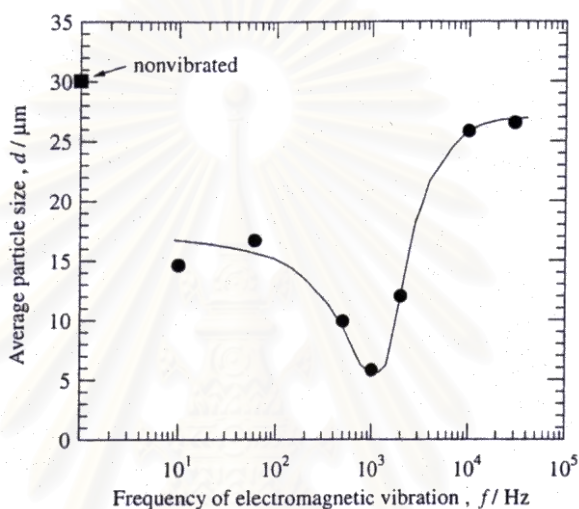


ภาพที่ 2.27 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Al-17%Si (a) 0T, 60A, 100Hz; (b-d) 1.6T, 60A; (b) 60Hz; (c) 1kHz; (d) 10kHz



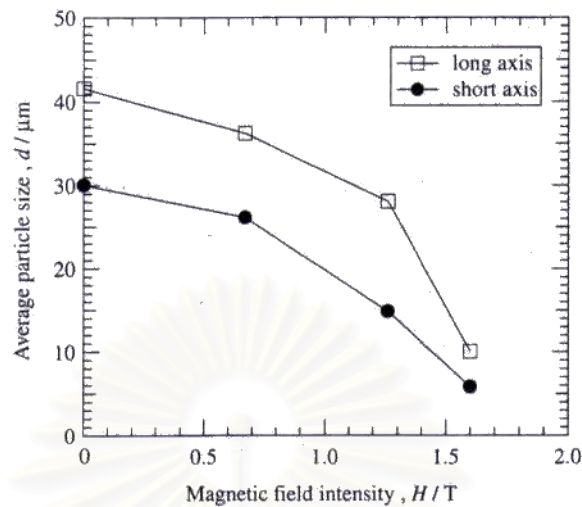
ภาพที่ 2.28 การกระจายตัวของขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ

ในภาพที่ 2.28 แสดงการกระจายตัวของขนาดของซิลิคอนในชิ้นงานที่สภาวะต่าง ๆ กัน โดยในชิ้นงานที่ไม่ได้ประยุกต์ใช้การสั่นนั้น การกระจายตัวของขนาดจะมีช่วงกว้าง และมีขนาดอยู่ในช่วง 20-40 ไมโครเมตร ส่วนในชิ้นงานที่ประยุกต์ใช้การสั่น ที่ความถี่ 60 Hz ซิลิคอนที่มีขนาดมากกว่า 30 ไมโครเมตรขึ้นไปนั้น มีปริมาณลดลง และส่วนมากซิลิคอนจะมีขนาดอยู่ในช่วง 10-20 ไมโครเมตรและที่การใช้ความถี่ 1 kHz นั้นซิลิคอนที่มีขนาดมากกว่า 20 ไมโครเมตรนั้นมีน้อยมาก โดยส่วนมากจะมีขนาดของซิลิคอนประมาณ 10 ไมโครเมตร และที่ความถี่ 10 kHz นั้น จะมีการกระจายตัวของขนาดของซิลิคอนใกล้เคียงกับชิ้นงานที่ไม่ได้ประยุกต์ใช้การสั่น



ภาพที่ 2.29 ผลของความถี่ของการสั่นต่อขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐุมภูมิ

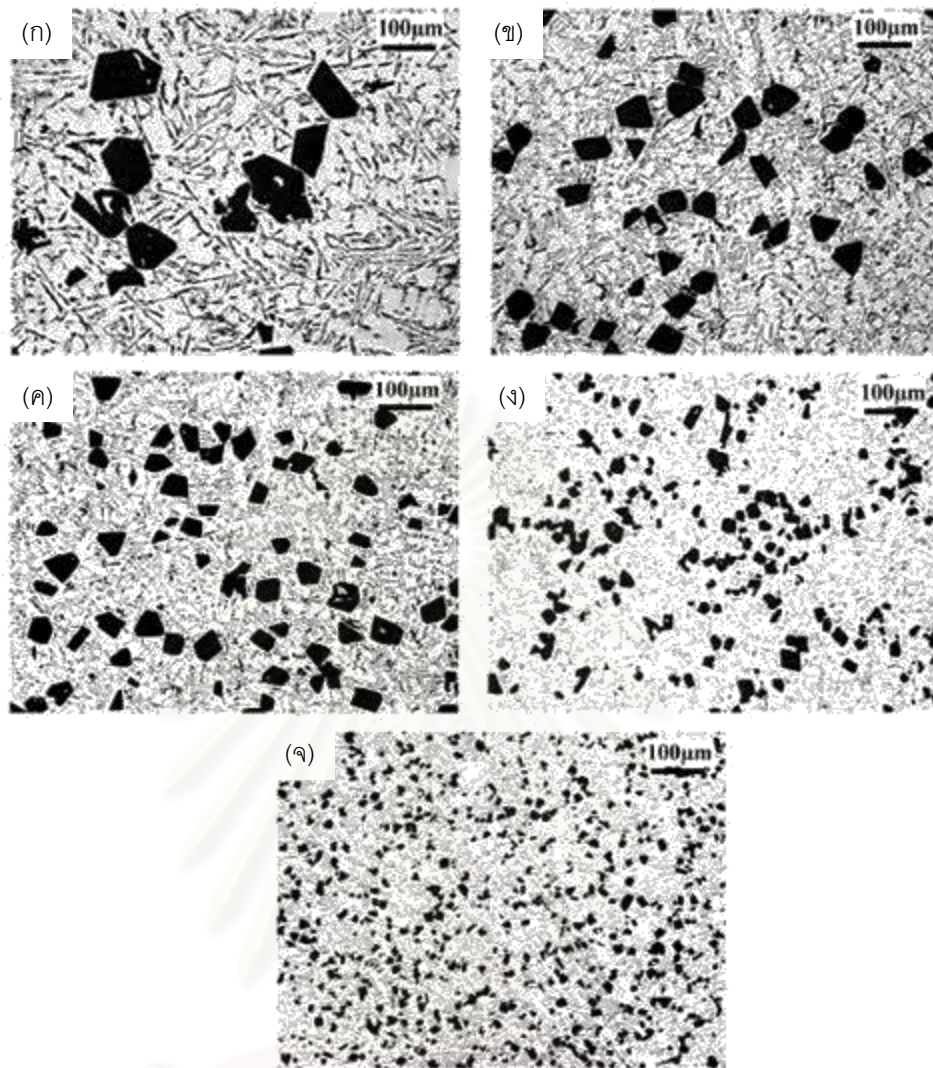
จากภาพที่ 2.29 แสดงค่าเฉลี่ยของขนาดของซิลิคอนในชิ้นงานที่ประยุกต์ใช้การสั่นจาก 10 ถึง 30 kHz การประยุกต์ใช้การสั่นเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้านั้น มีผลต่อการลดขนาดซิลิคอนปฐุมภูมิ แต่อย่างไรก็ตามถ้าใช้ความถี่มากกว่า 10 kHz จะไม่เกิดผลต่อการลดขนาดซิลิคอนปฐุมภูมิ เนื่องจากที่ความถี่สูง ๆ นั้นจะมีช่วงคาบของการสั่นสั้นมาก โลหะหลอมเหลวอาจไม่เกิดการสั่นตามความถี่ ดังนั้นที่ความถี่สูง ๆ จึงไม่ส่งผลต่อการลดขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิ ซึ่งผลในการทำทดลองสามารถแสดงให้เห็นว่าการสั่นด้วยความถี่ใกล้เคียง 1 kHz มีผลต่อการลดขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิอย่างมาก โดยมีค่าเฉลี่ยประมาณ 5 ไมโครเมตร ผลของความเข้มของสนามแม่เหล็กไฟฟ้าต่อการลดขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิ แสดงดังภาพที่ 2.30 ขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิจะเล็กลง เมื่อเพิ่มความเข้มของสนามแม่เหล็ก นั่นก็คือการเพิ่มความเข้มของการสั่นเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้า สำหรับโลหะผสมอะลูมิเนียมซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติกนั้น ซิลิคอนปฐุมภูมิจะมีขนาดเล็กเพียงพอเมื่อความเข้มของสนามแม่เหล็กมีค่าประมาณ 1.6T



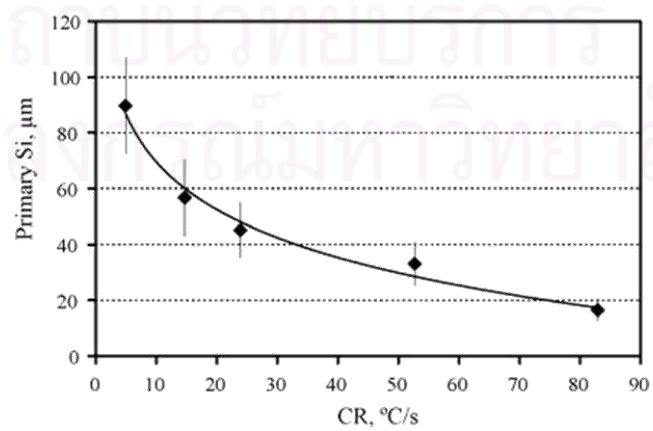
ภาพที่ 2.30 ผลของความเข้มของสนามแม่เหล็กต่อขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐุมภูมิ

ในปี 2008 H. Yamagata และคณะ [15] ได้ทำการศึกษาผลของอัตราการเย็นตัวเฉลี่ยต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนที่มีปริมาณซิลิคอน 20 เปอร์เซ็นต์ที่หล่อด้วยวิธี high pressure die casting โดยการใช้โปรแกรมคอมพิวเตอร์ Universal Metallurgical Simulator and Analyzer (UMSA) ในการควบคุมให้เกิดการแข็งตัวอย่างรวดเร็ว ที่ 4.9, 14.7, 23.9, 52.7 และ 82.9 °C/s โดยผลของโครงสร้างจุลภาคแสดงดังภาพที่ 2.31 พบว่าเมื่ออัตราการเย็นตัวเฉลี่ยมีค่าเพิ่มขึ้นจะทำให้โครงสร้างที่ได้นั้นมีความละเอียดมากขึ้น ซึ่งแสดงการเปรียบเทียบอัตราการเย็นตัวเฉลี่ยต่อขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิดังภาพที่ 2.32 โดยเมื่อเพิ่มอัตราการเย็นตัวจาก 4.9 ถึง 82.9 °C/s สามารถได้ขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐุมภูมิลดลงจาก 89.7 ± 17.3 ถึง $16.5 \pm 3.8 \mu m$

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาพที่ 2.31 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนที่มีปริมาณซิลิคอน 20 เปอร์เซ็นต์ ที่อัตราการเย็นตัว (ก) 4.9°C/s (ข) 14.7°C/s (ค) 23.9°C/s (ง) 52.7°C/s (จ) 82.9°C/s



ภาพที่ 2.32 ขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐมภูมิต่ออัตราการเย็นตัวเฉลี่ย

ในปี 1987 R. Grugel และ W. Kurz [16] ได้ทำการศึกษาความสัมพันธ์ของความเร็วในการโต (growth velocity) และความต่างของอุณหภูมิ (temperature gradient) ต่อการโครงสร้างจุลภาคของ interdendritic eutectic ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน (6 – 12.6 wt% Si) โดยจากการศึกษาพบว่า ที่อัตราการโตขึ้นอย่างช้า ๆ จะการเกิดโครงสร้างยูเทกติกที่เป็นลักษณะเป็นเกรนยาว (steady-state columnar eutectic growth) ตามความสัมพันธ์ $\lambda^2 V = \text{ค่าคงที่}$ เมื่อ λ คือ eutectic spacing และ V คือ growth rate ที่อัตราการโตสูงขึ้น จะเกิดโครงสร้างยูเทกติกที่เป็นลักษณะอิกซ์ (equiaxed) ขึ้นภายใน interdendritic liquid ความสัมพันธ์ระหว่างความเร็วของการโต และความต่างของอุณหภูมิ (λ - V relationship) สามารถอธิบายได้โดยการกำหนดให้การโตของเกรนอิกซ์ (growth of the equiaxed grain) เป็นไปตามพฤติกรรมของการโตของเกรนยาว (columnar grain) โดยให้ง่ายต่อการใช้งาน ซึ่งขึ้นกับ primary dendrite spacing ด้วย ที่อัตราการโตขึ้นอย่างช้า ๆ ระยะระหว่างเกรนยาว (columnar eutectic spacing) จะไม่ขึ้นกับความต่างของอุณหภูมิ (temperature gradient) และที่อัตราการโตสูงขึ้น จะเกิดนิวเคลียสขึ้นก่อน ซึ่งเป็นผลต่อการหาค่า spacings ของอัตราการโตของเกรนยาว (columnar growth) และค่า spacings จะลดลงเมื่อเพิ่มความต่างของอุณหภูมิขึ้น อัตราการเปลี่ยนของความเร็ว (transition velocity) จะเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มความต่างของอุณหภูมิ ภายใต้สภาวะสมดุล โดย eutectic spacing ในโลหะผสมของส่วนผสมใน ยูเทกติกจะเหมือนกันกับการเริ่มเกิด interdendritic ของ off-eutectic alloys

ในปี 2004 T. Okane และ T. Umeda [17] ได้ทำการศึกษาเกี่ยวกับลำดับการเกิดของยูเทกติกคาร์ไบด์ (eutectic carbides) ในเหล็กกล้าความเร็วสูง (high speed steel; HSS) โดยตัวแปรที่มีผลต่อพฤติกรรมการแข่งขันตัวของโลหะ (solidification structure) คือ อัตราการโต (growth rate) เมื่ออัตราการโตเปลี่ยนแปลงไป จะทำให้เส้นทางของกระบวนการแข็งตัว (solidification path) เปลี่ยนแปลงไปด้วย ดังนั้นจะส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงของพฤติกรรมการแข่งขันตัวด้วย

ในปี 1999 Zhimin Liu และคณะ [18] ได้ทำการศึกษาลำดับการเกิดคาร์ไบด์โครงสร้างในยูเทกติกของเหล็กหล่อขาว โครเมียม-ทังสเตน (chromium-tungsten white cast irons) โดยผลจากการศึกษานิวเคลียสพบว่า อัตราการโต (growth rate) มีผลต่อลำดับการเกิดคาร์ไบด์ เนื่องจากต้องการใช้งานในด้านต้านทานการเสียดสี ดังนั้นชนิด ปริมาณ โครงสร้าง และการกระจายตัวของคาร์ไบด์ จะขึ้นอยู่กับพฤติกรรมการแข่งขันตัวของโลหะ และพฤติกรรมการแข่งขันตัวของโลหะจะเป็นตัวกำหนดการเกิดการตกผลึกของคาร์ไบด์ต่าง ๆ ซึ่งจะมีผลต่อความสามารถในการต้านทานการเสียดสีอีกด้วย

จากงานวิจัยที่กล่าวมาทั้งหมดนั้น จะเห็นได้ว่าผลของการประยุกต์กระบวนการ
หล่อโดยการใช้สนามแม่เหล็กไฟฟ้า การเติมธาตุผสม อัตราการโตของสารประกอบต่าง ๆ และ
อัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน ส่งผลต่อพฤติกรรมและการแข็งตัวของโลหะทั้งสิ้น ดังนั้นในงานวิจัย
ฉบับนี้ จึงทำการศึกษผลในด้านต่าง ๆ ที่กล่าวมาข้างต้นเปรียบเทียบกับในพฤติกรรมและการแข็งตัวของ
โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ไฮเปอร์ยูเทคติกเพื่อเป็นแนวทางในการศึกษาต่อไป



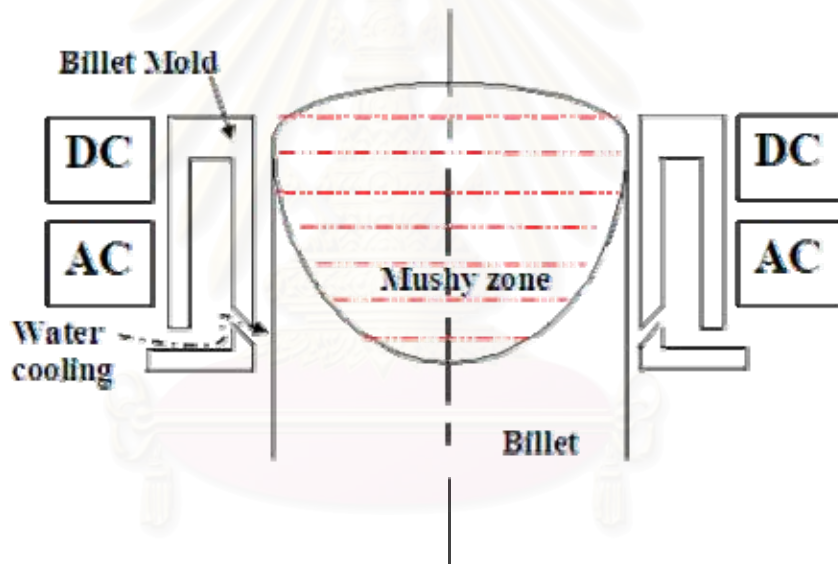
สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

บทที่ 3

การทดลอง

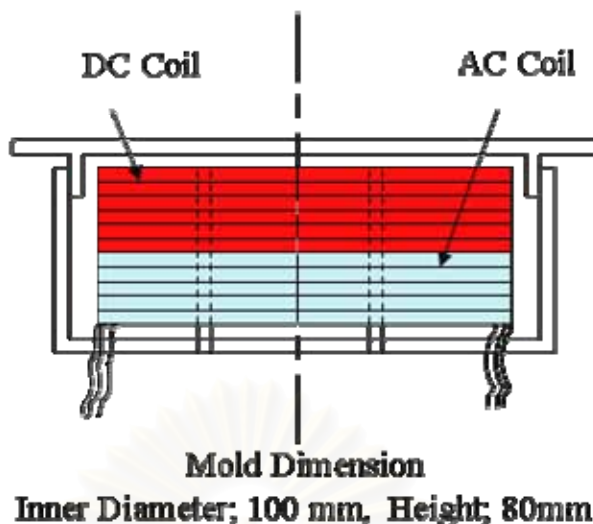
3.1 วัสดุที่ใช้ในการวิจัย

ชิ้นงานที่นำมาใช้ในงานวิจัยคือ โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทคติกที่มีปริมาณซิลิคอนผสมอยู่ 20 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ซึ่งผ่านกระบวนการหล่ออย่างต่อเนื่องที่ประยุกต์ใช้การสั่นเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้า โดยได้รับความร่วมมือจาก บริษัท Nippon Light Metal และมหาวิทยาลัย Northeastern ที่ประเทศจีน และทำการหล่อชิ้นงานที่ Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials ในมหาวิทยาลัย Northeastern ที่ประเทศจีน โดยภาพจำลองของการหล่อแสดงดังภาพที่ 3.1



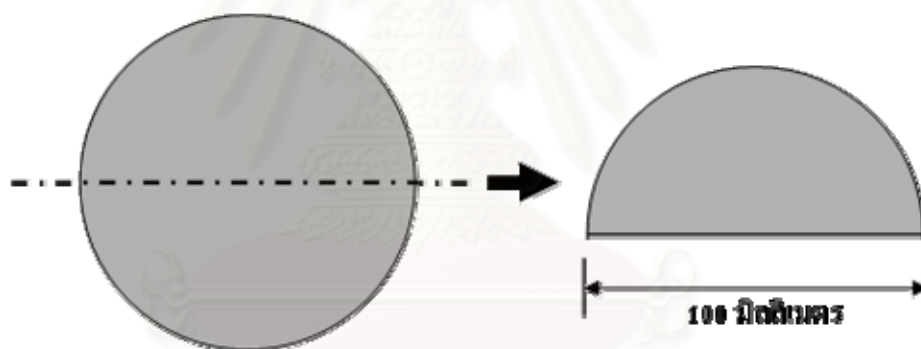
ภาพที่ 3.1 ภาพจำลองของการหล่ออย่างต่อเนื่องที่ประยุกต์ใช้สนามแม่เหล็กไฟฟ้า

โดยกรรมวิธีการหล่อนั้น จะทำการหลอมที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส หล่อด้วยอัตราเร็ว 110 มิลลิเมตรต่อนาที โดยใช้กระแสไฟ 120 A ทั้งในขดลวดกระแสตรง และขดลวดกระแสสลับ โดยจะติดตั้งขดลวดทั้งสองดังแสดงในภาพที่ 3.2



ภาพที่ 3.2 การติดตั้งขดลวดกระแสตรง และขดลวดกระแสสลับในแบบหล่อ

ชิ้นงานที่ได้มีลักษณะเป็นแท่ง (billet) ที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 100 มิลลิเมตร และตัดนำมาศึกษาต่อ ดังภาพที่ 3.3



ภาพที่ 3.3 การตัดแบ่งแท่งชิ้นงานที่ได้จากการหล่ออย่างต่อเนื่อง เพื่อนำมาใช้ในงานวิจัย

โดยในงานวิจัยนี้จะแบ่งงานออกเป็น 2 ส่วน ดังนี้

3.1.1 ตรวจสอบผลของความถี่ของกระแสสลับที่ใช้ในการหล่อ โดยใช้ในชิ้นงานที่ผ่านการหล่อด้วยความถี่ในขดลวดกระแสสลับที่ 17, 27 และ 37Hz ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ไฮเปอร์ยูเทคติก

3.1.2 ตรวจสอบผลของธาตุผสม โดยใช้ในชิ้นงานที่ผ่านการหล่อด้วยความถี่ในขดลวดกระแสสลับคงที่ที่ 15Hz

3.1.2.1 เติมโครเมียม ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทคติก

3.1.2.2 เติมโครเมียม และเหล็ก ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทคติกซึ่งกำหนดหมายเลข และส่วนผสมที่ใช้ดังแสดงดังตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3.1 หมายเลขของชิ้นงาน และส่วนผสมทางเคมีที่ใช้ในการทดสอบ

No.	Frequency (Hz)	Si	Fe	Cu	Cr	Ti	Mn	Mg
17	17	18.8	0.17	0.02	<0.01	<0.01	0.01	<0.01
27	27	20.5	0.17	0.02	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01
37	37	20.6	0.17	0.02	<0.01	<0.01	0.01	<0.01
1	15	21.3	0.19	0.02	0.69	<0.01	<0.01	<0.01
2	15	22.9	3.66	0.02	0.66	<0.01	0.02	<0.01

3.2 เครื่องมือที่ใช้ในการวิจัย

3.2.1 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope)

3.2.2 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบลำอิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning electron microscope, SEM.)

3.2.3 เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-ray Diffractometer: XRD)

3.2.4 เครื่องวิเคราะห์ EDX (Energy Dispersive X-ray)

3.2.5 เครื่องวิเคราะห์แนวการสะท้อน และเลี้ยวเบนของรังสีอิเล็กตรอน (Electron probe microscope analysis: EPMA)

3.2.6 เครื่องตัดชิ้นงาน (Precision Cutting Machine)

3.2.7 เครื่องขัดชิ้นงาน

3.2.8 กระดาษทราย, ผงเพชร และผ้าขัด สำหรับขัดชิ้นงาน

3.3 วิธีดำเนินการวิจัย

3.3.1 การเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างมหภาค

3.3.1.1 นำชิ้นงานดังภาพที่ 3.4 (ก) มาเตรียมผิวด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180, 240, 320, 400, 800 ตามลำดับ

3.3.1.2 เตรียมสารเคมีสำหรับกัดผิวหน้า (Etching) เพื่อดูโครงสร้าง ดังนี้ [2]

ชนิดที่ 1 Cupric chloride 20 กรัม ผสมน้ำกลั่น 100 มิลลิลิตร

ชนิดที่ 2 กรดไนตริกเข้มข้น 6 ส่วน ผสม ไฮโดรฟลูออริกเข้มข้น 1 ส่วน

3.3.1.3 นำชิ้นงานที่เตรียมผิวไว้มากัดผิวด้วยสารเคมีชนิดที่ 1 เป็นเวลา 5 - 10 วินาที จากนั้นนำไปกัดผิวต่อด้วยสารเคมีชนิดที่ 2 เป็นเวลา 5 - 10 วินาที แล้วจึงนำมาล้างด้วยน้ำ และเป่าให้แห้งก็จะได้โครงสร้างมหภาคปรากฏขึ้นมา

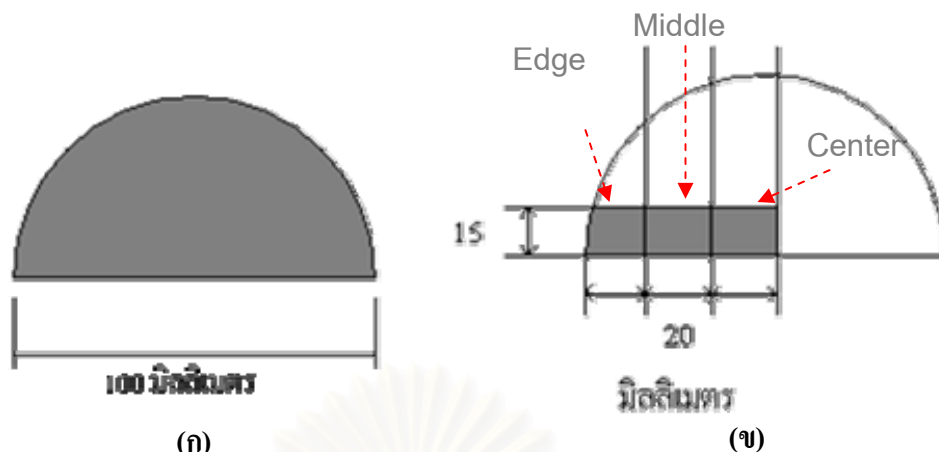
3.3.1.4 ถ่ายภาพโครงสร้างมหภาคด้วยกล้องถ่ายภาพเพื่อเก็บไว้ตรวจสอบผล

3.3.2 การเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

3.3.2.1 นำชิ้นงานจากข้อที่ 3.3.1 มาตัดเป็น 3 ส่วน ไล่ลำดับจากขอบชิ้นงานจนมาถึงกึ่งกลางชิ้นงาน ขนาด 15x20x15 มิลลิเมตร³ ดังภาพที่ 3.4 (ข)

3.3.2.2 นำชิ้นงานที่ตัดแบ่งเรียบร้อยแล้วในข้อ 3.3.2.1 มาเตรียมผิวด้วยกระดาษทราย เบอร์ 80, 180, 240, 320, 600, 800, 1000, 1200, 2400 ตามลำดับ

3.3.2.3 จากนั้นนำชิ้นงานมาขัดละเอียดด้วยผงขัดเพชรขนาด 3 ไมครอน และ 1 ไมครอน ตามลำดับ แล้วจึงนำมาล้างด้วยน้ำ และเป่าให้แห้ง แล้วนำไปศึกษาโครงสร้างจุลภาคต่อไป



ภาพที่ 3.4 ชิ้นงานตัวอย่างที่ใช้ในการทดลอง (ก) ชิ้นงานที่ใช้ในการศึกษาโครงสร้างมหภาค (ข) ชิ้นงานที่ทำการตัดแบ่งเพื่อใช้ในการศึกษาโครงสร้างจุลภาค และใช้ในการวิเคราะห์ธาตุ และสารประกอบต่าง ๆ

3.3.3 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค

3.3.3.1 นำชิ้นงานที่ได้ในข้อ 3.3.2.3 มาตรวจด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง โดยตรวจดูโครงสร้างที่กำลังขยาย 50, 100 เท่า และทำการถ่ายภาพด้วยโปรแกรม AxioVision 3.0

3.3.3.2 ตรวจสอบธาตุ และสารประกอบด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (XRD)

3.3.3.3 ตรวจสอบธาตุ ด้วยเครื่องวิเคราะห์ EDX

3.3.3.4 ตรวจสอบโครงสร้างด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (SEM)

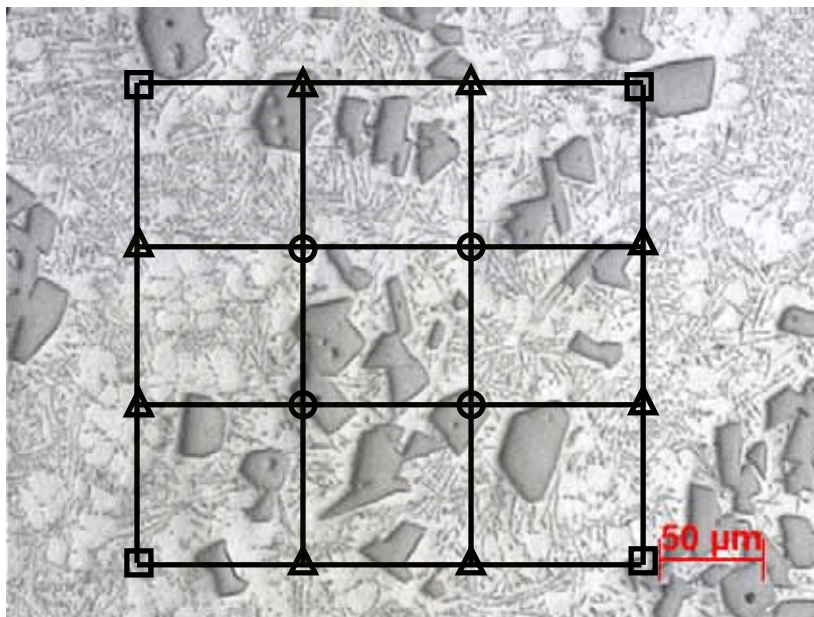
3.3.3.5 วิเคราะห์ธาตุ, สารประกอบ ที่เกิดขึ้นเพื่อระบุสารประกอบของเฟสต่างๆ ที่ปรากฏในชิ้นงาน และตรวจดูการกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิ ด้วยเครื่องวิเคราะห์แนวการสะท้อน และเลี้ยวเบนของรังสีอิเล็กตรอน (EPMA)

3.3.3.6 การศึกษาลำดับการเกิดสารประกอบต่าง ๆ โดยใช้เครื่องวิเคราะห์ทางความร้อนของวัสดุ (Differential Scanning Calorimetry, DSC) ด้วยวิธีการ Interrupt Solidification และโปรแกรม Thermo-Cal ซึ่งเป็นโปรแกรมที่ใช้คำนวณสมบัติทางเทอร์โมไดนามิกของโลหะที่มีสารประกอบหลายธาตุ และคำนวณหาแนวโน้มลำดับการเกิดสารประกอบต่าง ๆ ในชิ้นงาน

3.3.4 การวิเคราะห์หาสัดส่วนความหนาแน่นของซิลิคอนปฐุมภูมิจากผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

3.3.4.1 นำภาพโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง ที่กำลังขยาย 100 เท่า มาตรวจสอบหาสัดส่วนความหนาแน่นด้วยวิธี Quantitative Analysis แบบ Point Counting [19] โดยจะทำการตรวจสอบ 1 ภาพ ต่อ 1 ครั้ง

3.3.4.2 กำหนดจุดตรวจสอบบนภาพ โดยสร้างจุดสี่เหลี่ยมจัตุรัสขนาด 3X3 ช่อง ขนาด 2.4X2.4 เซนติเมตร² และระบุจุดย่อยลงบนภาพภายในพื้นที่สี่เหลี่ยม ดังภาพที่ 3.5



ภาพที่ 3.5 ตัวอย่างการกำหนดจุดตรวจสอบบนภาพ

3.3.4.3 คำนวณสัดส่วนความหนาแน่นของซิลิคอนปฐุมภูมิต่อพื้นที่ทดสอบ โดยทำการนับจุดที่ตัดกันของซิลิคอนปฐุมภูมิตัดกับจุดที่กำหนดไว้ในพื้นที่สี่เหลี่ยม โดยกำหนดให้จุดกลาง (○) มีค่าเป็น 1 จุดขอบ (△) มีค่าเป็น 0.5 และจุดมุม (□) มีค่าเป็น 0.25 ตามลำดับ จากนั้นนำค่าที่นับได้มาหารด้วยจำนวนจุดตรวจสอบบนภาพทั้งหมด ซึ่งมีค่าเท่ากับ 9

ตัวอย่างการนับจุดที่ตัดกันของซิลิคอนปฐุมภูมิตัดกับจุดที่กำหนดไว้ในพื้นที่สี่เหลี่ยม จากภาพที่ 3.5 นั้นมีซิลิคอนปฐุมภูมิตัดกับจุดที่กำหนดที่

$$\text{จุดกลาง} = 2 \times 1$$

$$\text{จุดขอบ} = 1 \times 0.5$$

$$\text{จุดมุม} = 2 \times 0.25$$

ซึ่งจะได้สัดส่วนความหนาแน่นในพื้นที่ตรวจสอบ (X_i) เท่ากับ

$$100 \times [(2 \times 1) + (1 \times 0.5) + (2 \times 0.25)] / 9 = 33.33\%$$

3.3.4.4 นำค่าที่วัดได้ไปหาค่าเฉลี่ยเลขคณิตดังสมการที่

$$\bar{X} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N X_i$$

เมื่อ X_i คือ สัดส่วนความหนาแน่นของซิลิคอนปฐุมภูมิในพื้นที่ตรวจสอบครั้งที่ i

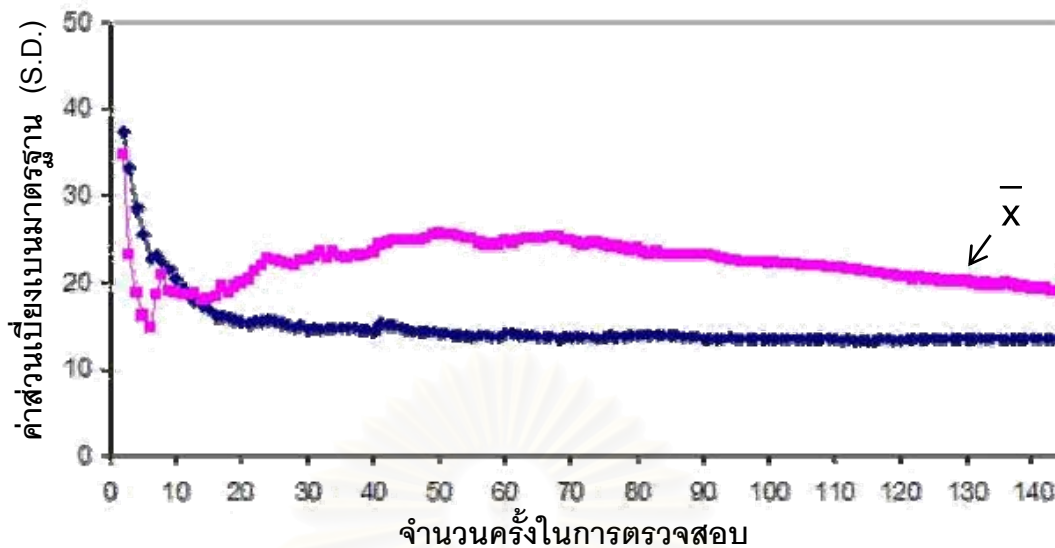
N คือ จำนวนครั้งที่ทำการทดสอบทั้งหมด

3.3.4.5 นำค่าที่คำนวณได้ไปหาค่าส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐาน ดังสมการที่

$$S.D. = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N (X_i - \bar{X})^2}{N - 1}}$$

โดยจะนำค่าส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานที่คำนวณได้ไปสร้างกราฟเทียบกับจำนวนครั้งในการทดลอง ตำแหน่งที่ทำให้การกระจายตัวของส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานคงที่ จึงจะทำให้ทราบจำนวนครั้งในการทดลองน้อยที่สุดที่เหมาะสมในการใช้หาสัดส่วนความหนาแน่นของซิลิคอนปฐุมภูมิ โดยจะเห็นได้ว่าค่าเฉลี่ยของสัดส่วนความหนาแน่นของซิลิคอนปฐุมภูมิมีค่าค่อนข้างคงที่ เมื่อค่าส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานคงที่ ดังเช่นตัวอย่างในภาพที่ 3.6 แสดงการกระจายตัวของค่าส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานต่อจำนวนครั้งในการตรวจสอบ และค่าส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานเริ่มมีค่าคงที่ ที่ การตรวจสอบประมาณ 100 ครั้ง ซึ่งในที่นี้เลือกใช้ค่าในการตรวจสอบทั้งหมด 120 ครั้ง

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



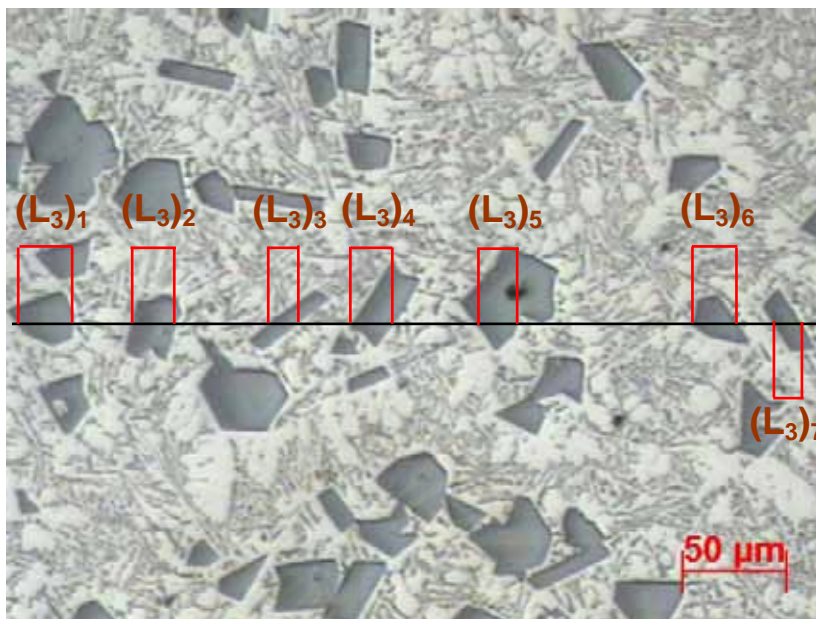
ภาพที่ 3.6 ตัวอย่างกราฟการกระจายตัวของส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานของสัดส่วนความหนาแน่นของซิลิคอนปฐุมภูมิ

3.3.5 การตรวจสอบขนาดซิลิคอนปฐุมภูมิ และศึกษาความสัมพันธ์ของผลการกระจายตัวของขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิ บริเวณตั้งแต่ผิวจนถึงกลางชิ้นงาน จากผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

3.3.5.1 จากภาพโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง ที่กำลังขยาย 100 เท่า มาตรวจสอบหาขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิด้วยวิธี Quantitative Analysis แบบ Mean intercept length [19]

3.3.5.2 กำหนดพื้นที่ตรวจสอบบนภาพ โดยเส้นตรงขนาด 12 เซนติเมตร ขึ้นบนภาพ แล้วจึงวัดขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิที่ตัดกันกับเส้นตรงที่สร้างขึ้น ด้วยโปรแกรม AxioVision 3.0 ดังภาพที่ 3.7

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาพที่ 3.7 ตัวอย่างการวัดขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิ

3.3.5.3 นำค่าที่วัดได้ไปหาค่าเฉลี่ยเลขคณิต ดังสมการ

$$\bar{L}_3 = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (L_3)_i$$

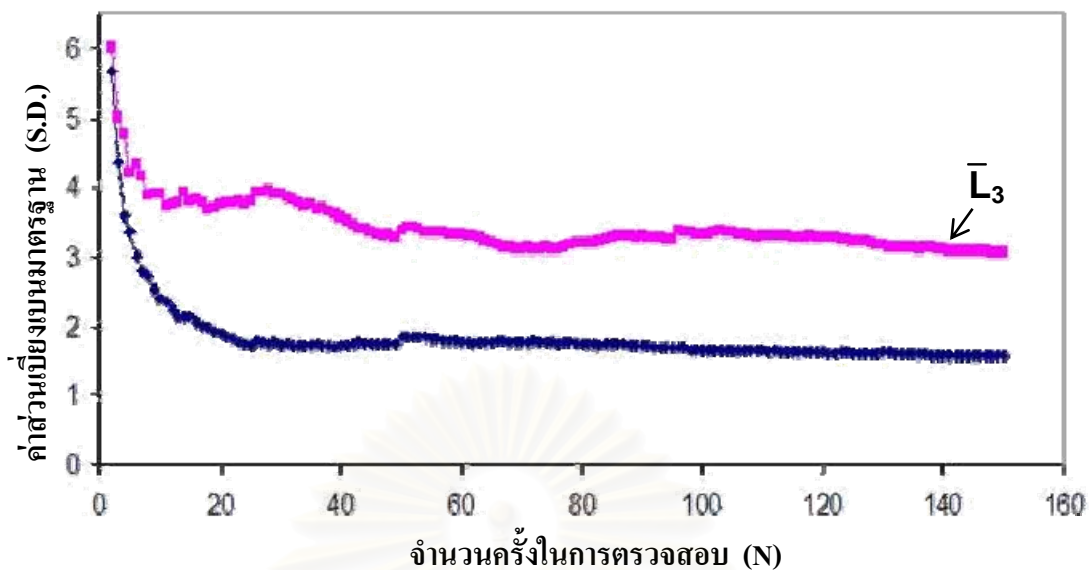
เมื่อ $(L_3)_i$ คือ ขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิที่ตำแหน่งที่ i

N คือ จำนวนของซิลิคอนที่ตัดกับเส้นตรงที่สร้างขึ้น

3.3.5.4 นำค่าที่คำนวณได้ไปหาค่าส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐาน ดังสมการ

$$S.D. = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N [(L_3)_i - \bar{L}_3]^2}{N-1}}$$

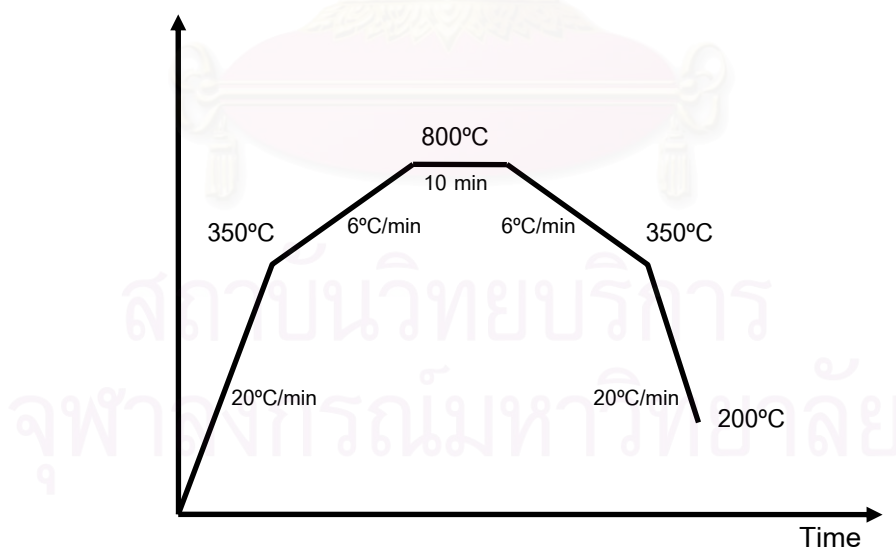
โดยจะนำค่าส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานที่คำนวณได้ไปสร้างกราฟเทียบกับจำนวนครั้งในการทดลอง ตำแหน่งที่ทำให้การกระจายตัวของส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานคงที่ จึงจะทำให้ทราบจำนวนครั้งในการทดลองน้อยที่สุดที่เหมาะสมในการใช้หาขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิ โดยจะเห็นว่าค่าเฉลี่ยของขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิมีค่าค่อนข้างคงที่ เมื่อค่าส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานคงที่ ดังเช่นตัวอย่างในภาพที่ 3.8 แสดงการกระจายตัวของค่าส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานต่อจำนวนครั้งในการตรวจสอบ และค่าส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานเริ่มมีค่าคงที่ ที่การตรวจสอบประมาณ 120 ครั้ง ซึ่งในที่นี้เลือกใช้ค่าในการตรวจสอบทั้งหมด 150 ครั้ง



ภาพที่ 3.8 ตัวอย่างกราฟการกระจายตัวของส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานของขนาดซิลิคอน
ปฐุมภูมิ

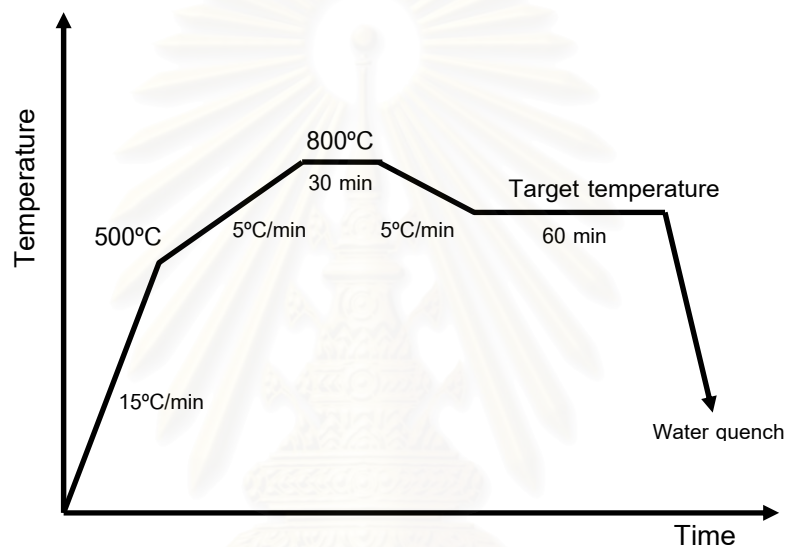
3.3.6 การศึกษาลำดับการเกิดเฟส

3.3.6.1 นำชิ้นงานไปทำการตรวจสอบช่วงอุณหภูมิของการเกิดปฏิกิริยาต่าง ๆ ในระหว่างกระบวนการแข็งตัวของน้ำโลหะด้วยเครื่องวิเคราะห์ทางความร้อนของวัสดุ (Differential Scanning Calorimetry, DSC) โดยกำหนดสภาวะในการทดลองดังภาพที่ 3.9



ภาพที่ 3.9 สภาวะในการทำการทดลองด้วยเครื่องวิเคราะห์ทางความร้อนของวัสดุ
(Differential Scanning Calorimetry, DSC)

3.3.6.2 ศึกษาสารประกอบที่เกิดขึ้นในช่วงอุณหภูมิที่สนใจจากการตรวจสอบด้วย เครื่องวิเคราะห์ทางความร้อนของวัสดุ (Differential Scanning Calorimetry, DSC) ด้วยวิธีการ Interrupt Solidification เป็นการตรวจสอบสารประกอบที่เกิดขึ้นด้วยการอบขึ้นงานโดยกำหนดสภาวะในการทดลองดังภาพที่ 3.10 โดยนำชิ้นงานเข้าเตาอบที่อุณหภูมิ 500 °C เพิ่มอุณหภูมิจนถึง 800 °C ด้วยอัตรา 5 °C ต่อนาที แล้วคงชิ้นงานไว้ที่อุณหภูมิ 800 °C เป็นระยะเวลา 30 นาที หลังจากนั้นทำการลดอุณหภูมิจนถึงอุณหภูมิที่สนใจ แล้วคงชิ้นงานที่อุณหภูมิดังกล่าวเป็นเวลา 60 นาที หลังจากนั้นนำชิ้นงานออกจากเตาแล้วทำการจุ่มลงในน้ำอย่างรวดเร็ว และนำชิ้นงานดังกล่าวไปตรวจสอบเฟสที่เกิดขึ้น



ภาพที่ 3.10 สภาวะในการทำการทดลองทำ Interrupt solidification

3.3.6.3 นำผลที่ได้จากการทดลองไปเปรียบเทียบกับผลจากการคำนวณด้วยโปรแกรม Thermo-Calc ซึ่งเป็นโปรแกรมที่ใช้หลักการทางเทอร์โมไดนามิก เพื่อคำนวณหาสัดส่วนของปริมาณเฟส และสารประกอบที่เกิดขึ้น เมื่ออุณหภูมิเปลี่ยนแปลงไป

บทที่ 4

การวิเคราะห์ผลการทดลอง

ในงานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาโครงสร้างของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนที่หล่ออย่างต่อเนื่อง โดยประยุกต์ใช้การสั่นด้วยสนามแม่เหล็กไฟฟ้าขณะทำการหล่อ ซึ่งได้ทำการแบ่งการทดลองออกเป็นสองส่วน โดยส่วนที่ 1 ใช้ส่วนผสมที่ เพื่อศึกษาผลของความถี่ต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาด และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐมภูมิ ในส่วนที่ 2 ใช้ความถี่ที่ 15 Hz เพื่อศึกษาผลของการเติมธาตุโครเมียม และการเติมธาตุโครเมียมและเหล็ก ต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาด และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐมภูมิ ซึ่งในที่นี้จะแบ่งการวิเคราะห์ออกเป็น 2 ส่วนเช่นเดียวกับการทดลอง ดังต่อไปนี้

4.1 ผลของความถี่

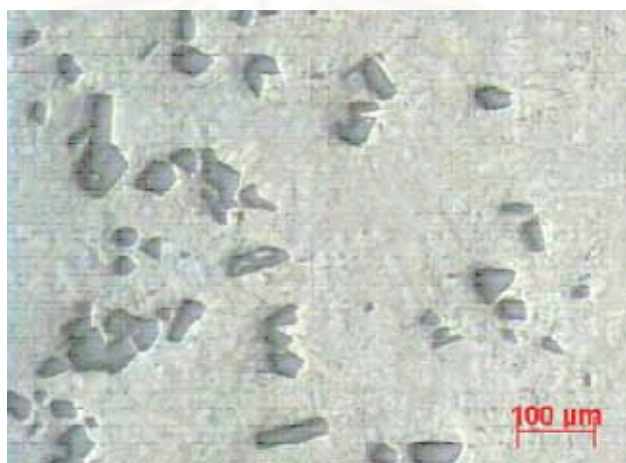
การศึกษาค้นคว้าของการใช้ความถี่ในขดลวดกระแสสลับที่ 17, 27 และ 37 Hz เพื่อศึกษาค้นคว้าผลกระทบต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาด และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐมภูมิ โดยศึกษาจากโครงสร้างจุลภาคเป็นหลัก ดังนี้

4.1.1 โครงสร้างจุลภาค

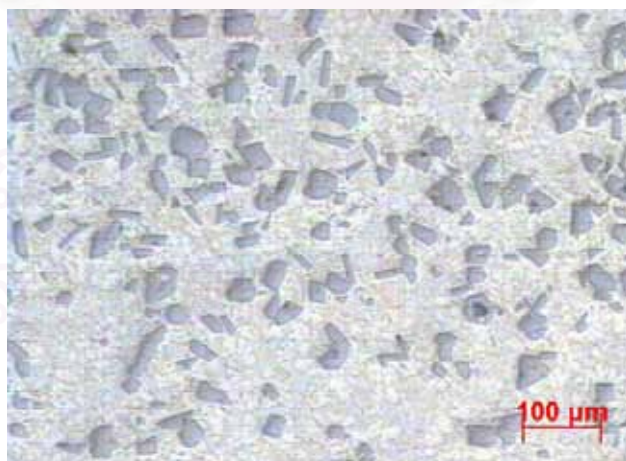
จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาค จะทำการศึกษาเบื้องต้นที่กำลังขยาย 50 เท่า เพื่อสังเกตการเปลี่ยนแปลงของขนาด และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐมภูมิ ดังแสดงในภาพที่ 4.1, 4.2 และ 4.3 โครงสร้างจุลภาคที่ได้นั้นจะทำการตรวจสอบบริเวณผิวจนถึงกึ่งกลางชิ้นงาน โดยแบ่งเป็น 3 บริเวณหลัก ๆ คือที่ edge, middle และ center ของชิ้นงานทดลอง ซึ่งในภาพที่ 4.1 (ก) ถึง (ค) เป็นการที่ใช้ความถี่ที่ 17 Hz ที่บริเวณ edge, middle และ center ตามลำดับ เมื่อสังเกตด้วยตาเปล่า พบว่าขนาดของซิลิคอนปฐมภูมินั้นมีขนาดใหญ่ที่บริเวณผิวของชิ้นงาน และมีการกระจายตัวของซิลิคอนปฐมภูมิไม่สม่ำเสมอ เมื่อเปรียบเทียบกับผลการทดลองที่ใช้ความถี่ที่ 27 และ 37 Hz ซึ่งในการใช้ความถี่ที่ 27 Hz นั้น ซิลิคอนปฐมภูมิมีการกระจายตัวค่อนข้างสม่ำเสมอมากกว่า และซิลิคอนปฐมภูมิมิขนาดเล็กลง เมื่อเปรียบเทียบกับการใช้ความถี่ที่ 17 Hz ดังแสดงในภาพที่ 4.2 (ก) ถึง (ค) และที่ความถี่ 37 Hz นั้นมีการกระจายตัวสม่ำเสมอมากที่สุด เมื่อเทียบการใช้ความถี่ที่ 17 และ 27 Hz แต่ขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิที่เกิดขึ้นนั้นค่อนข้างใกล้เคียงกับความถี่ 27 Hz ดังแสดงในภาพที่ 4.3 (ก) ถึง (ค)



(ก)

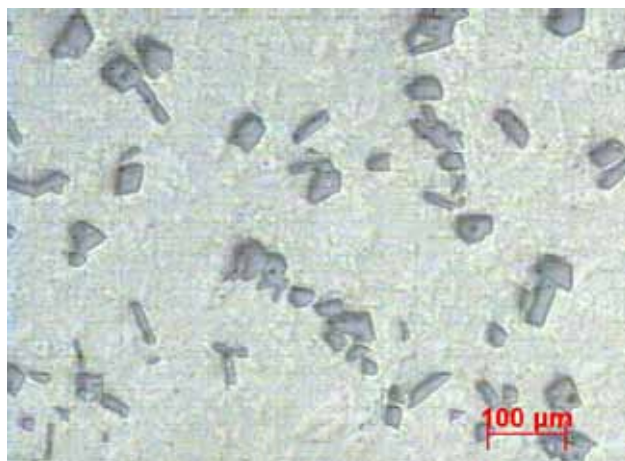


(ข)

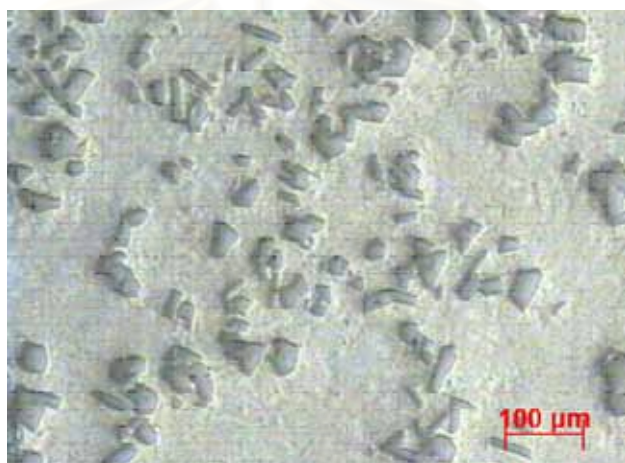


(ค)

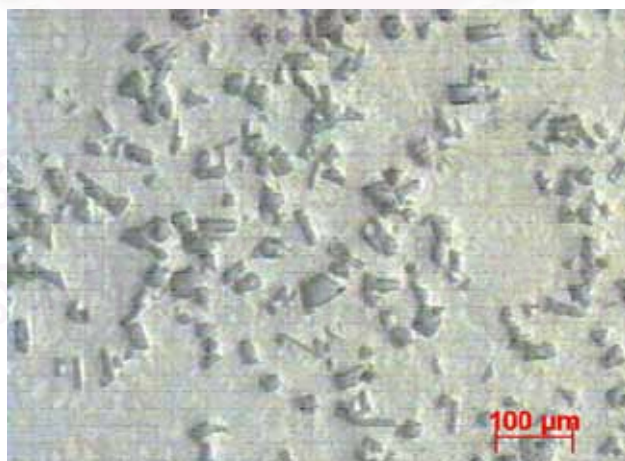
ภาพที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน No.17 ที่บริเวณ (ก) edge (ข) middle และ (ค) center



(ก)

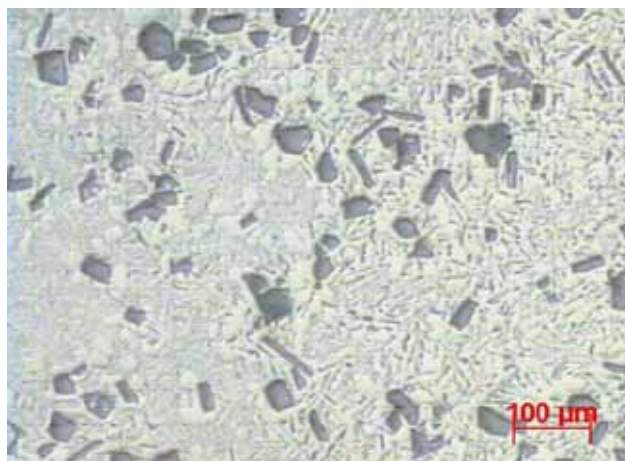


(ข)

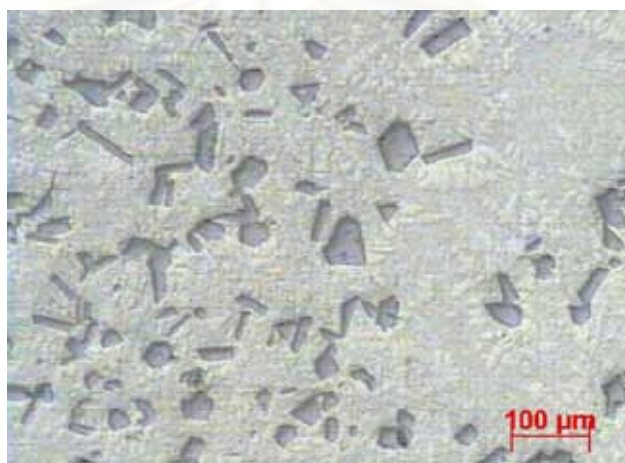


(ค)

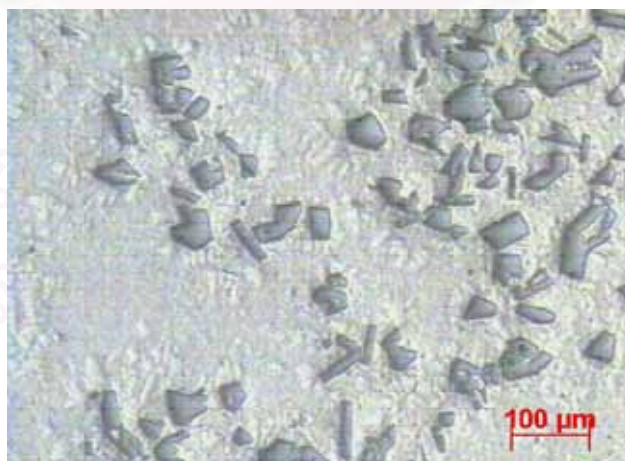
ภาพที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน No.27 ที่บริเวณ (ก) edge, (ข) middle และ (ค) center



(ก)



(ข)



(ค)

ภาพที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน No.37 ที่บริเวณ (ก) edge (ข) middle และ (ค) center

จากนั้นนำชิ้นงานทั้งสาม มาทำการตรวจวัดขนาด และการกระจายตัวของ ซิลิคอนปฐุมภูมิ ด้วยวิธี Quantitative analysis [19] แบบ line intercept method เพื่อวัดขนาด ของซิลิคอนปฐุมภูมิ และ point counting เพื่อวัดการกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิ โดย ตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง ที่กำลังขยายที่ 100 เท่า

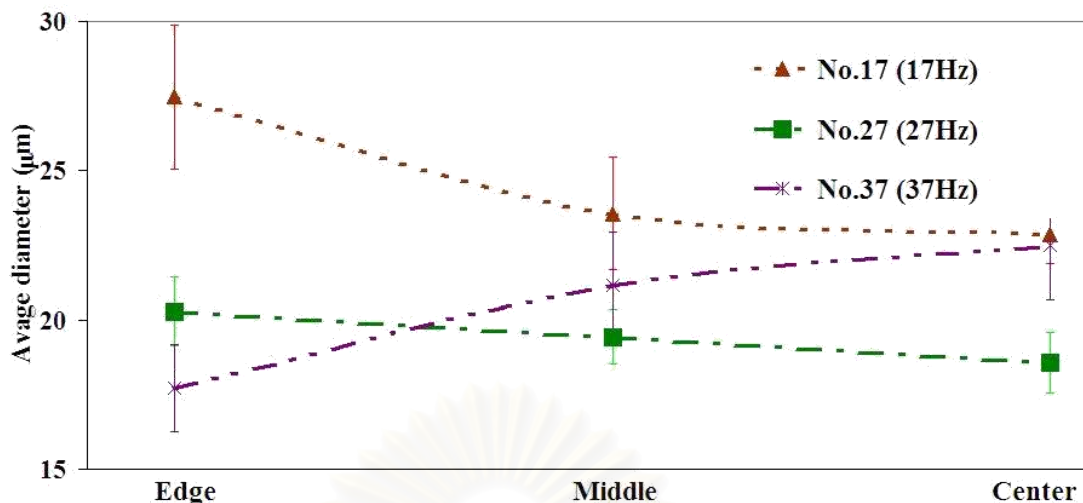
ผลของการตรวจวัดขนาด และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิ แสดงดังตาราง ที่ 4.1 และตารางที่ 4.2 ตามลำดับ ผลของการตรวจวัดสอดคล้องกับภาพโครงสร้างจุลภาค โดย พบว่าซิลิคอนปฐุมภูมิที่เกิดขึ้นในชิ้นงานทั้งสามมีขนาดเล็ก และกระจายตัวสม่ำเสมอ ซึ่งการ ประยุกต์ใช้การสันเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้าขณะหล่อ ทำให้ซิลิคอนปฐุมภูมิมีความสม่ำเสมอ มากขึ้น [13] จากนั้นนำผลจากการตรวจวัดขนาด และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิที่ ความถี่ต่าง ๆ มาทำการเปรียบเทียบกัน ดังในแสดงภาพที่ 4.4 และ 4.5 ตามลำดับ

ตารางที่ 4.1 ขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิ (หน่วย: ไมโครเมตร)

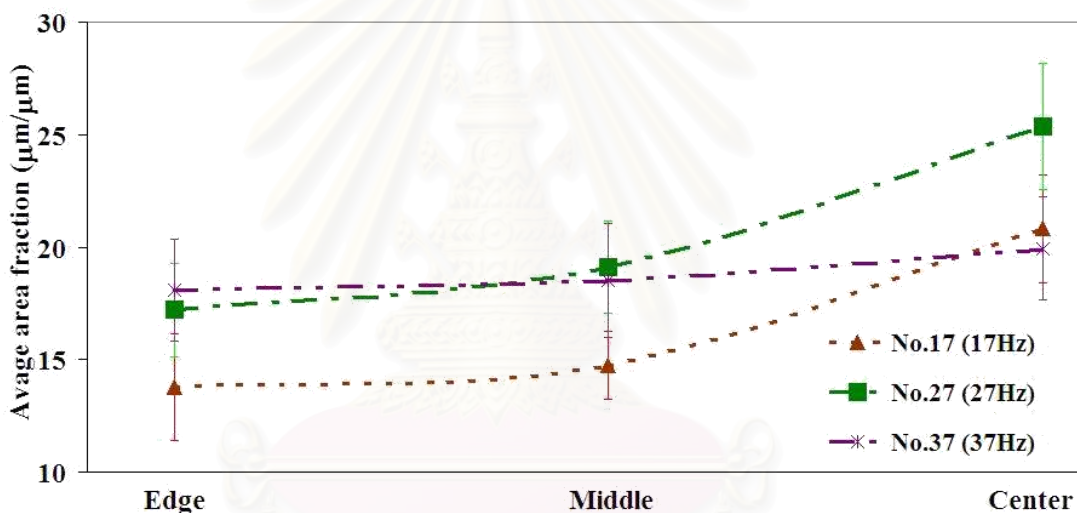
No.	Edge	Middle	Center	Average
17	27.48±2.42	23.57±1.89	22.85±0.95	24.63±1.75
27	20.29±1.16	19.43±0.90	18.57±1.01	19.43±1.03
37	17.72±1.45	21.18±1.78	22.50±1.84	20.47±1.69

ตารางที่ 4.2 การกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิ (หน่วย: ไมโครเมตร/ไมโครเมตร)

No.	Edge	Middle	Center	Average
17	13.78±2.37	14.72±1.51	20.83±2.40	16.44±2.09
27	17.21±2.07	19.11±2.04	25.37±2.80	20.56±2.30
37	18.08±2.26	18.50±2.53	19.93±2.29	18.84±2.36



ภาพที่ 4.4 ผลของความถี่ต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐุมภูมิ



ภาพที่ 4.5 ผลของความถี่ต่อการเปลี่ยนแปลงของการกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิ

เนื่องจากความถี่ในขดลวดกระแสลับที่ประยุกต์ใช้ในการหล่อนั้นมีความสำคัญ และถือได้ว่าความถี่เป็นตัวแปรที่สำคัญตัวหนึ่ง เนื่องจากความถี่ที่ใช้จะส่งผลต่อรูปแบบการไหลเวียนภายในน้ำโลหะ และที่ความถี่ในขดลวดกระแสลับต่ำจะทำให้อุณหภูมิภายใน sump สม่ำเสมอ [7,8] ดังนั้นในการทดลองนี้จึงใช้ค่าความถี่ในขดลวดกระแสลับที่ 17, 27 และ 37 Hz

ความถี่ที่เพิ่มสูงขึ้นจะทำให้ความลึกในการแทรกผ่านของการสั่นต่ำลง ซึ่งทำให้ความเข้มของกระแส และแรงที่เหนี่ยวนำภายในโลหะหลอมเหลวลดลง แต่ในขณะที่ความถี่ต่ำนั้น ความลึกในการแทรกผ่านของการสั่นมากกว่า ทำให้แรงเหนี่ยวนำภายในน้ำโลหะเพิ่มขึ้น อย่างไรก็ตามแรงเหนี่ยวนำภายในน้ำโลหะที่เพิ่มขึ้นนั้น ทำให้เกิดการสั่นภายในน้ำโลหะอย่างรุนแรงเช่นกัน

[9] ดังเช่นในภาพที่ 4.4 การใช้ความถี่ที่ 37 Hz ในชิ้นงาน No.37 เนื่องจากผลของความลึกในการแทรกผ่านของการสั่นต่ำ ทำให้เกิดผลเฉพาะบริเวณผิว (skin effect) ความเข้มของกระแสไฟฟ้าจะมีมากบริเวณผิวมากกว่าตรงกลางของชิ้นงาน ดังนั้นจึงทำให้ขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิที่ทำการตรวจวัดได้ที่ผิวจะมีขนาดเล็กกว่าในบริเวณอื่น ๆ ในขณะที่ชิ้นงาน No.17 และ No.27 ที่ใช้ความถี่ 17 และ 27 Hz ตามลำดับนั้น มีแนวโน้มเดียวกันคือ ที่กลางชิ้นงานนั้นจะมีขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิเล็กกว่าบริเวณผิวของชิ้นงาน แต่ในชิ้นงาน No.27 นั้นมีขนาดเฉลี่ยเล็กกว่าในชิ้นงาน No.17 และเนื่องจากกลไกของการลดขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิ เกิดได้จากการเพิ่มจำนวนของนิวเคลียสของซิลิคอนปฐุมภูมิ การประยุกต์ใช้สนามแม่เหล็กไฟฟ้าขณะทำการหล่อ จะเกิดแรงเนื่องจากการเหนี่ยวนำของสนามแม่เหล็กไฟฟ้าทำให้เกิดการกวนในน้ำโลหะ ทำให้แกนของเดนไดรต์เกิดการแตกหัก และทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสเทียมต่อไป [6,7] ซึ่งลักษณะวิธีการที่ใช้เพื่อเพิ่มจำนวนนิวเคลียสนี้ใช้หลักการเดียวกัน โดยการประยุกต์ใช้การสั่น เนื่องจากการเหนี่ยวนำของสนามแม่เหล็กไฟฟ้าภายในน้ำโลหะนั้น ทำให้ซิลิคอนปฐุมภูมิที่เกิดขึ้นเกิดการแตกหักเนื่องจากเกิดการสั่นภายในน้ำโลหะ ซึ่งส่วนที่แตกหักออกมานี้จะทำหน้าที่เสมือนนิวเคลียสให้ตัวของซิลิคอนเกิดต่อไปได้ ดังนั้นจำนวนนิวเคลียสของซิลิคอนปฐุมภูมิมีมากขึ้น ผลที่ได้คือซิลิคอนปฐุมภูมินั้นจะมีขนาดเล็กลง

ในภาพที่ 4.5 แสดงการกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมินั้น ในชิ้นงาน No.17 นั้นเนื่องจากเกิดการสั่นภายในน้ำโลหะอย่างรุนแรง และเนื่องจากซิลิคอนมีความหนาแน่นต่ำ ทำให้เกิดการลอยขึ้นไปรวมตัวกันบริเวณส่วนบนของงานหล่อได้ง่าย จึงทำให้การกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมินั้นไม่สม่ำเสมอ ดังนั้นบริเวณกลางชิ้นงานมีปริมาณซิลิคอนปฐุมภูมิอยู่หนาแน่นมากกว่าบริเวณอื่น ๆ เช่นเดียวกับในชิ้นงาน No.27 ซึ่งแสดงดังภาพที่ 4.5 ในส่วนของชิ้นงาน No.37 ที่ใช้ความถี่ 37 Hz นั้นมีการกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิอย่างสม่ำเสมอมากกว่า

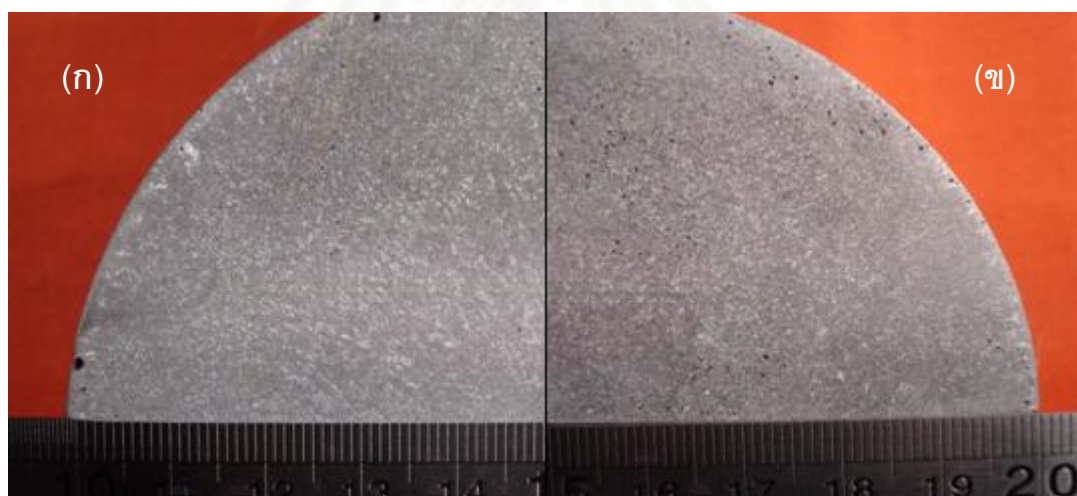
สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

4.2 ผลของธาตุผสม

การศึกษาผลของธาตุผสมนั้นจะศึกษาที่ความถี่ 15 Hz คงที่ โดยทำการเติมธาตุโครเมียมเพียงธาตุเดียว และการเติมโครเมียมและเหล็ก ต่อผลของการเปลี่ยนแปลงของขนาด และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิ และเช่นเดียวกันการศึกษานี้จะทำการศึกษาโดยดูผลของโครงสร้างเป็นหลัก

4.2.1 โครงสร้างมหภาค

จากผลของการกัดผิวหน้าด้วยสารเคมีในชิ้นงาน No.1 ที่ทำการเติมธาตุโครเมียม และ No.2 ที่ทำการเติมธาตุโครเมียมและเหล็ก โครงสร้างมหภาคที่ได้ แสดงดังภาพที่ 4.6(ก) และ 4.6(ข) ตามลำดับ ซึ่งโครงสร้างที่ได้มีความละเอียด และไม่ปรากฏลักษณะของเกรนยาวขึ้น โดยโครงสร้างที่เกิดขึ้นไม่มีความแตกต่างกันมากนัก จากผลของโครงสร้างมหภาคที่ได้ยังไม่สามารถวิเคราะห์ลักษณะของโครงสร้างที่เกิดขึ้นได้มากนัก ดังนั้นจึงชิ้นงานทดลองไปทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคต่อไป

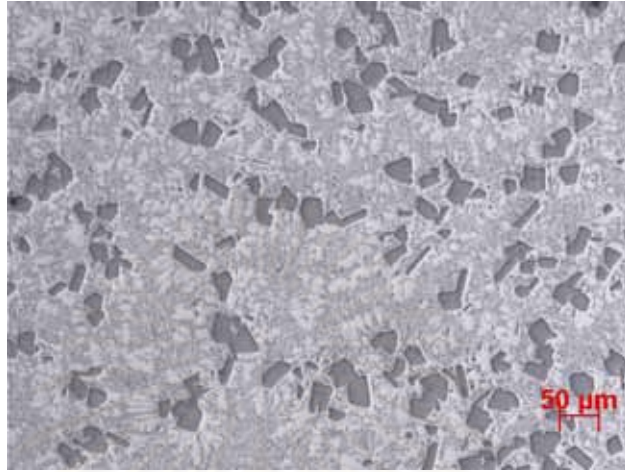


ภาพที่ 4.6 ผลเปรียบเทียบโครงสร้างมหภาคของ (ก) ชิ้นงาน No.1 และ (ข) ชิ้นงาน No.2

4.2.2 โครงสร้างจุลภาค

จะทำการศึกษาเบื้องต้นที่กำลังขยาย 50 เท่า เพื่อสังเกตขนาด และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิ โครงสร้างจุลภาคที่ได้นั้นจะทำการตรวจสอบบริเวณผิวจนถึงกึ่งกลางชิ้นงาน โดยแบ่งเป็น 3 บริเวณหลัก ๆ คือที่ edge, middle และ center ของชิ้นงานทดลอง เช่นเดียวกันกับการทดลองในส่วนที่ 1 โดยภาพโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน No.1 และ No.2 ที่ได้แสดงในภาพที่ 4.7(ก-ค) และ 4.8(ก-ค) ตามลำดับ เมื่อสังเกตด้วยตาเปล่า โดยในชิ้นงาน No.1

พบว่าซิลิโคนปฐุมภูมิที่เกิดขึ้นนั้น ค่อนข้างมีความสม่ำเสมอมากกว่าทั้งขนาด และการกระจายตัว
ทั่วทั้งบริเวณชิ้นงาน เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงาน No.2



(ก)



(ข)



(ค)

ภาพที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน No.1 ที่ (ก) edge (ข) middle และ (ค) center



(ก)



(ข)



(ค)

ภาพที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน No.2 ที่ (ก) edge (ข) middle และ (ค) center

จากนั้นนำชิ้นงานทั้งสองไปทำการตรวจวัดขนาด และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิ ด้วยวิธี Quantitative analysis [19] แบบ line intercept method เพื่อวัดขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิ และ point counting เพื่อวัดการกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิ โดยตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยายที่ 100 เท่า

ผลของการตรวจวัดขนาด และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิที่ความถี่ต่าง ๆ แสดงในตารางที่ 4.3 และตารางที่ 4.4 ตามลำดับ ผลของการตรวจวัดพบว่าซิลิคอนปฐุมภูมิที่เกิดขึ้นในชิ้นงานทั้งสามมีขนาดเล็ก และกระจายตัวสม่ำเสมอ ทั้งนี้เป็นผลจากการประยุกต์ใช้การสันเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้าขณะหล่อ จากนั้นนำผลจากการตรวจวัดขนาด และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิมาทำการเปรียบเทียบทั้งสองชิ้น แสดงดังภาพที่ 4.4 และ 4.5 ตามลำดับ

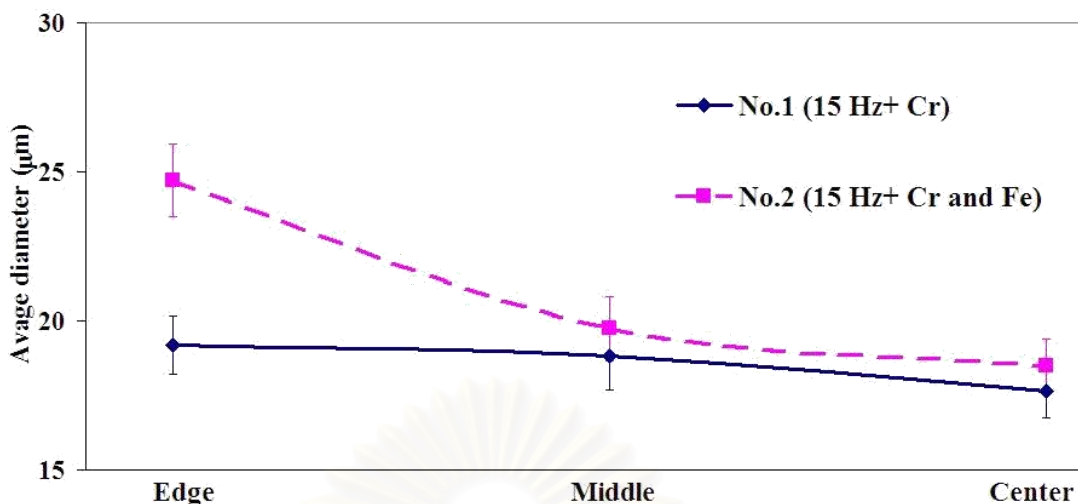
ตารางที่ 4.3 ขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิ (หน่วย: ไมโครเมตร)

No.	Edge	Middle	Center	Average
1	19.19±0.96	18.84±1.18	17.64±0.88	18.56±1.01
2	24.73±1.22	19.75±1.08	18.49±0.90	20.99±1.07

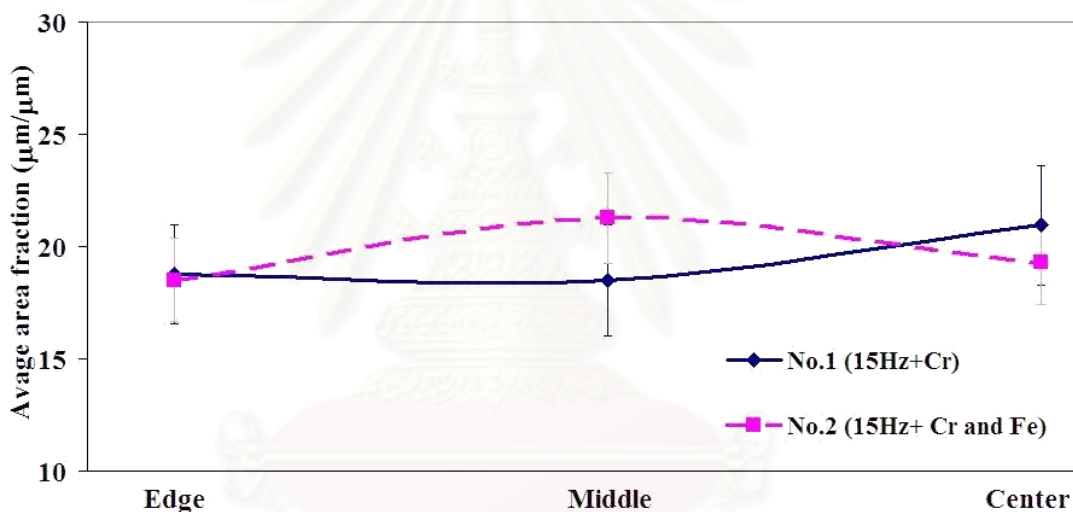
ตารางที่ 4.4 การกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิ (หน่วย: ไมโครเมตร/ไมโครเมตร)

No.	Edge	Middle	Center	Average
1	18.77±2.20	18.49±2.49	20.96±2.67	19.41±2.45
2	18.50±1.85	21.27±2.03	19.28±1.84	19.68±1.91

เนื่องจากความถี่ในขดลวดกระแสสลับนั้น ส่งผลต่อรูปแบบการไหลเวียนภายในน้ำโลหะ และที่ความถี่ต่ำ ๆ จะทำให้เกิดการสันภายในน้ำโลหะอย่างรุนแรง [7, 8, 9] และทำให้การกระจายตัวของซิลิคอนปฐุมภูมิที่ไม่มีความสม่ำเสมอ โดยการทดลองในส่วนนี้ แม้ว่าจะเป็นการใช้ความถี่ในขดลวดกระแสสลับที่ต่ำ (15Hz) แต่จากผลการตรวจวัดนั้นแสดงให้เห็นว่าซิลิคอนปฐุมภูมิที่เกิดขึ้นมีขนาดเล็ก และมีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ เมื่อสังเกตชิ้นงาน No.1 จะมีขนาดของซิลิคอนปฐุมภูมิค่อนข้างสม่ำเสมอทั้งชิ้นงาน แต่ในชิ้นงาน No.2 นั้น ซิลิคอนปฐุมภูมิจะมีขนาดใหญ่บริเวณผิวของชิ้นงาน ดังแสดงในภาพที่ 4.9



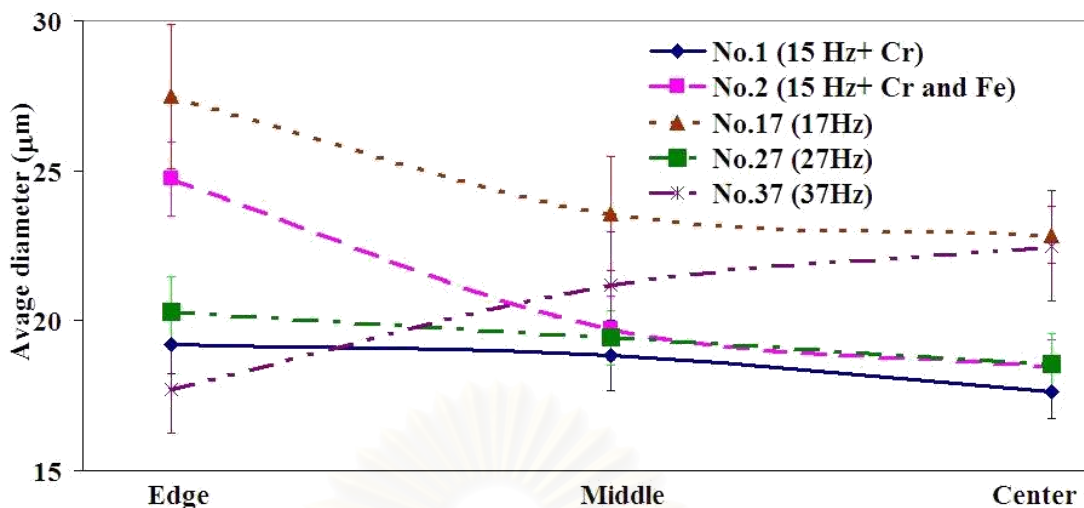
ภาพที่ 4.9 ผลของความถี่ต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐมภูมิ



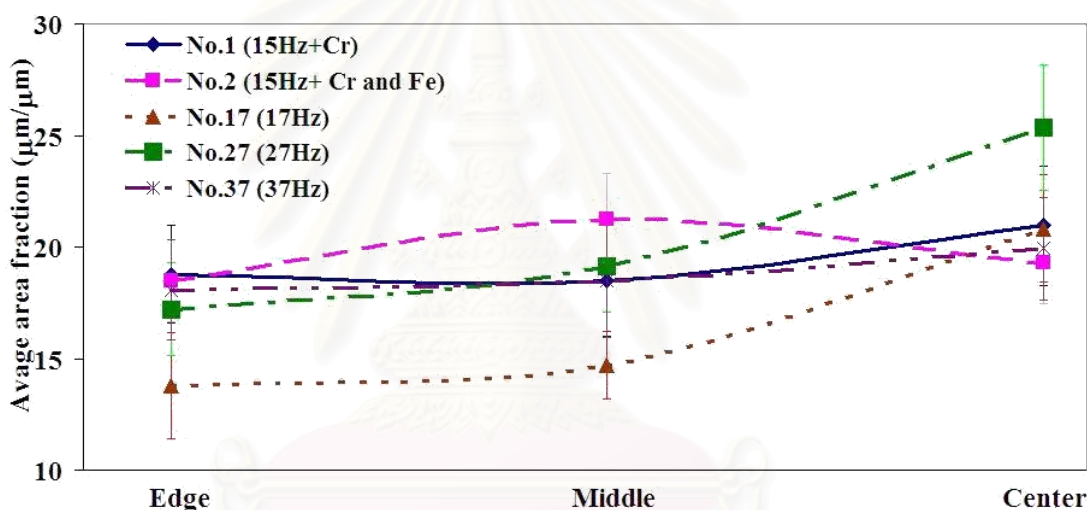
ภาพที่ 4.10 ผลของความถี่ต่อการเปลี่ยนแปลงของการกระจายตัวของซิลิคอนปฐมภูมิ

ในส่วนของการกระจายตัวของซิลิคอนปฐมภูมินั้น ในชิ้นงาน No.1 และ No.2 นั้น มีการกระจายตัวค่อนข้างสม่ำเสมอทั้งคู่ แต่ในชิ้นงาน No.1 นั้นจะมีปริมาณของซิลิคอนปฐมภูมินาแน่นที่บริเวณตรงกลางของชิ้นงาน ส่วนชิ้นงาน No.2 นั้นปริมาณของซิลิคอนปฐมภูมิจะหนาแน่นอยู่ถัดจากบริเวณผิวเข้ามา (Middle) ดังแสดงในภาพที่ 4.10

เมื่อนำผลของการตรวจวัดขนาด และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐมภูมิ ของการทดลองในส่วนที่ 1 และการทดลองในส่วนที่ 2 มาเปรียบเทียบกัน ดังแสดงในภาพที่ 4.11 และ 4.12 ตามลำดับ



ภาพที่ 4.11 ผลของความถี่ต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐมภูมิ

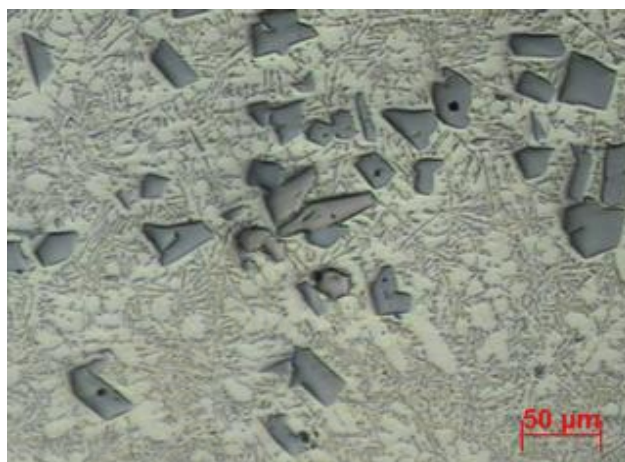


ภาพที่ 4.12 ผลของความถี่ต่อการเปลี่ยนแปลงของการกระจายตัวของซิลิคอนปฐมภูมิ

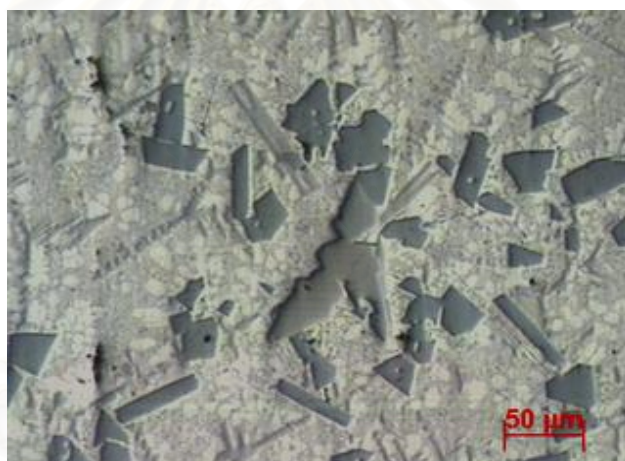
จากการเปรียบเทียบขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในภาพที่ 4.11 พบว่าขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิในชิ้นงาน No.1 ที่ตรวจวัดได้คือ 18.56 ไมโครเมตร ส่วนชิ้นงาน No.2 นั้นขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิที่ทำการตรวจวัดได้คือ 20.99 ไมโครเมตร แม้ว่าใน No.1 และ No.2 นั้นใช้ความถี่ในขดลวดกระแสสลับที่ต่ำกว่าในชิ้นงาน No.17 แต่ซิลิคอนปฐมภูมินั้นมีขนาดเล็กกว่า และจากการทดลองทั้งสองส่วนนั้น ชิ้นงาน No.1 มีขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐมภูมิเล็กที่สุด เมื่อเปรียบเทียบการกระจายตัวของซิลิคอนปฐมภูมิ จากภาพที่ 4.12 จะเห็นได้ว่าในชิ้นงาน No.1 และ No.37 มีการกระจายตัวสม่ำเสมอมากกว่าชิ้นงานอื่นๆ

ทั้งนี้ การที่ซิลิคอนปฐมภูมิที่เกิดขึ้นในการทดลองนั้นมีขนาดเล็ก และกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ แม้ว่าจะเป็นการใช้ความถี่ในขดลวดกระแสสลับที่มีค่าต่ำก็ตาม อาจเป็นผล

ของอิทธิพลของธาตุผสม จากการทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทั้งสองนั้น ปรากฏเฟสใหม่ขึ้นในชิ้นงาน No.1 และ No.2 ดังแสดงในภาพที่ 4.13 (ก และ ข) ตามลำดับ



(ก)



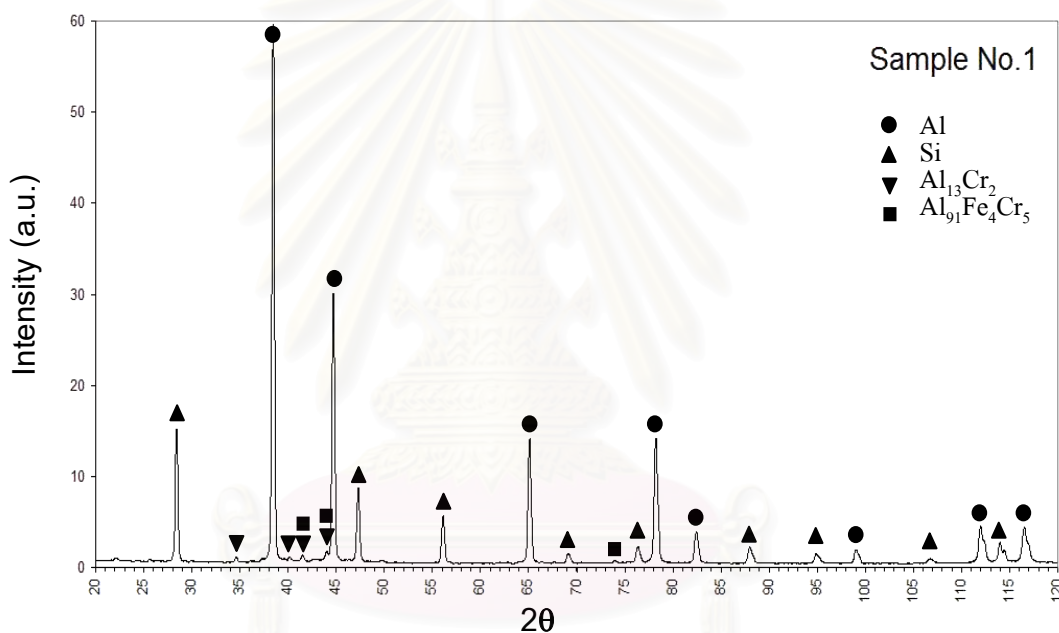
(ข)

ภาพที่ 4.13 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 100 เท่า ที่ (ก) ชิ้นงาน No. 1 และ (ข) ชิ้นงาน No.2

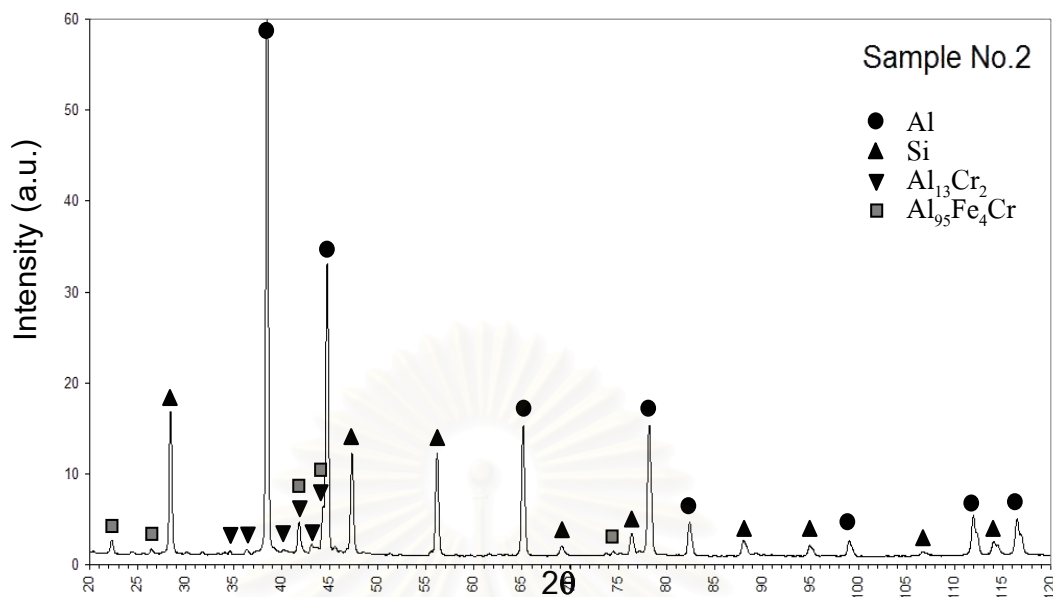
จากภาพที่ 4.13 (ก และ ข) แสดงภาพโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน No.1 และ No.2 ตามลำดับ โดยปรากฏเฟสใหม่เกิดขึ้นในชิ้นงานทั้งสอง ลักษณะเฟสสีเทาอ่อนแยกตัวเป็นก้อนอยู่เป็นเฟสเดี่ยวในทั้งสองชิ้นงาน ส่วนในชิ้นงาน No.2 นั้นปรากฏเฟสใหม่อีกสองเฟส เป็นสีเทาอ่อนเช่นเดียวกัน แต่มีลักษณะรูปทรงเป็นแท่ง และอีกเฟสมีลักษณะรูปทรงเป็นกิ่งก้าน (dendrite) ซึ่งชิ้นงานที่ใช้ทดลองในส่วนที่ 1 ที่ไม่ได้เติมโครเมียม และหรือเหล็ก จึงไม่ปรากฏเฟสใหม่เหล่านี้ขึ้นมา จากนั้นจึงนำชิ้นงานทั้งสองไปทำการวิเคราะห์ชนิดของธาตุ และสารประกอบที่เกิดขึ้นต่อไป

4.2.3 การวิเคราะห์ชนิดของธาตุ และสารประกอบ

เพื่อทำการศึกษาเฟสใหม่ที่เกิดขึ้นนี้ จึงนำชิ้นงานทั้งสองนี้ไปตรวจสอบธาตุ และสารประกอบที่เกิดขึ้นเบื้องต้น ด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-ray Diffractometer: XRD) ซึ่งการวิเคราะห์ธาตุ และสารประกอบด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-ray Diffractometer: XRD) ผลที่ได้จะบอกถึงชนิดของธาตุ และสารประกอบที่มีอยู่ในชิ้นงาน โดยในการตรวจสอบนั้นใช้ค่า Scan speed 0.5 deg/min และ Sampling wide 0.02 ซึ่งผลของการวิเคราะห์สารประกอบด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ในชิ้นงาน No.1 และชิ้นงาน No.2 นั้นแสดงดังภาพที่ 4.14 และ 4.15 ตามลำดับ



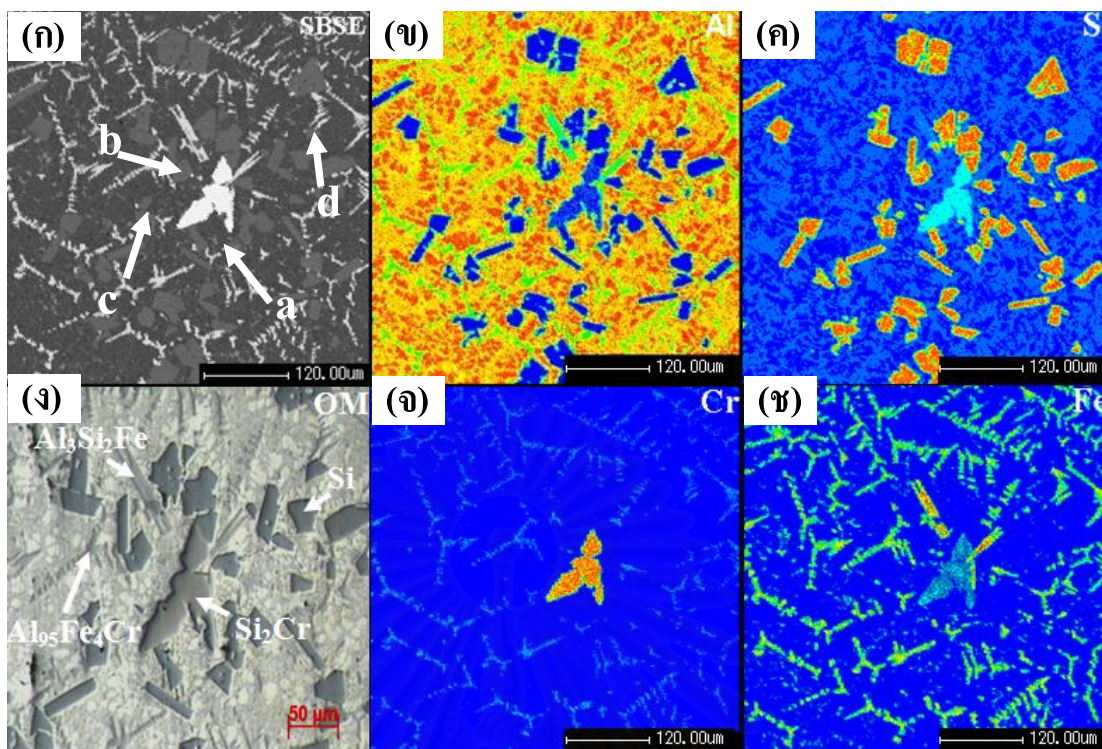
ภาพที่ 4.14 ผลการตรวจสอบสารประกอบด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-ray Diffractometer: XRD) ในชิ้นงาน No.1



ภาพที่ 4.15 ผลการตรวจสอบสารประกอบด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-ray Diffractometer: XRD) ในชิ้นงาน No.2

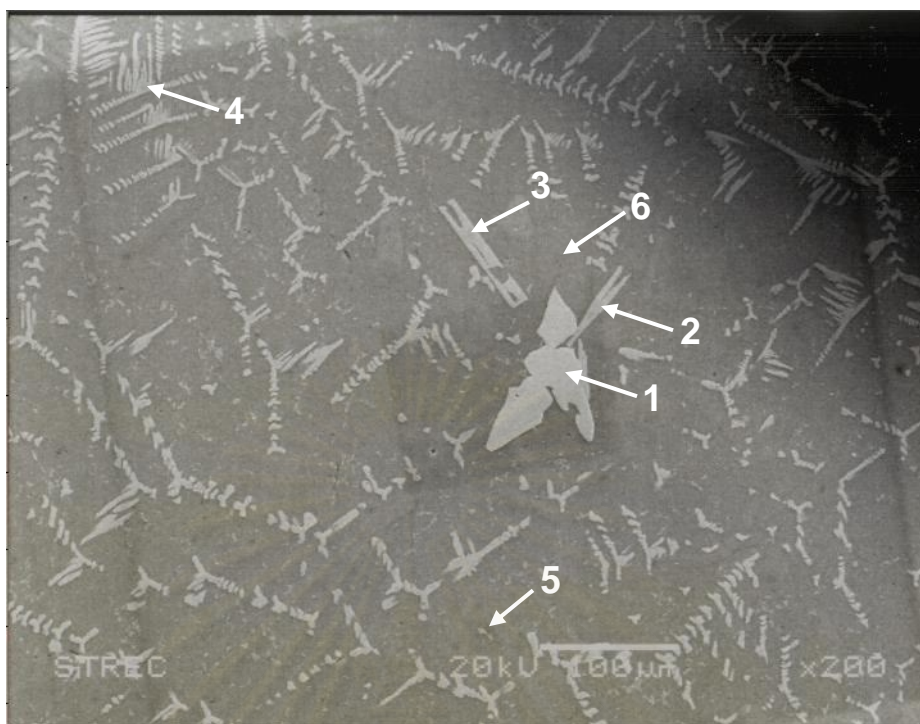
จากการตรวจสอบชิ้นงานทั้งสอง ธาตุหลัก ๆ ที่พบคืออะลูมิเนียม และซิลิคอน ซึ่งเป็นส่วนผสมหลักของชิ้นงาน และสารประกอบที่พบคือ $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$ และสารประกอบของ AlFeCr โดยพบเช่นเดียวกันทั้งสองชิ้นงาน ส่วนสารประกอบของ AlFeCr ที่เกิดขึ้นนั้นมีอัตราส่วนต่างกัน โดยในชิ้นงาน No.1 จะเกิดสารประกอบ $\text{Al}_{91}\text{Fe}_4\text{Cr}_5$ ขึ้น แต่ในชิ้นงาน No.2 นั้นจะเกิดสารประกอบ $\text{Al}_{95}\text{Fe}_4\text{Cr}$

เมื่อทำการวิเคราะห์ด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-ray Diffractometer: XRD) มาแล้วนั้น ทำให้ทราบถึงธาตุ และสารประกอบที่เกิดในชิ้นงาน แต่ไม่สามารถระบุได้ว่าเฟสใดในโครงสร้างจุลภาคคือสารประกอบที่ตรวจพบ ดังนั้นจึงนำชิ้นงาน No.2 ในภาพ 4.13(ข) ไปทำการวิเคราะห์การกระจายตัวของธาตุด้วยใช้เทคนิค Electron probe micro analyzer (EPMA) ด้วยวิธี Mapping Analysis ซึ่งสีในภาพบ่งบอกถึงปริมาณความมาก หรือน้อยของธาตุในแต่ละภาพ โดยสีแดงแทนปริมาณธาตุที่สูง และสีน้ำเงินแทนปริมาณธาตุที่น้อย ซึ่งจากการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EPMA แสดงดังภาพที่ 4.16 พบว่า ที่จุด a เกิดสารประกอบของ ซิลิคอน และโครเมียม เนื่องจากที่จุดนี้มีปริมาณของซิลิคอน และโครเมียมมาก ในส่วนจุด b มีปริมาณของ อะลูมิเนียม ซิลิคอน และเหล็กมาก และที่จุด c มีปริมาณของ อะลูมิเนียม เหล็ก และโครเมียมมาก

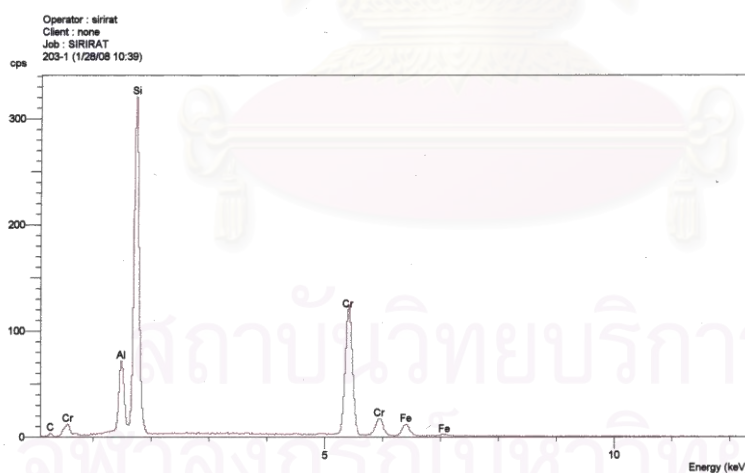


ภาพที่ 4.16 การวิเคราะห์ธาตุ ของชิ้นงาน No.2 ในภาพ 4.13(ข) ด้วยเทคนิค EPMA
 (ก) Super backscattered electron (ข) อะลูมิเนียม (ค) ซิลิคอน (ง) กล้องจุลทรรศน์แบบ
 แสง (จ) โครเมียม (ช) เหล็ก

จากนั้นนำชิ้นงานไปวิเคราะห์ธาตุที่เกิดขึ้นด้วยเครื่อง EDX (Energy dispersive X-ray) ด้วยวิธี Spot Analysis เพื่อเป็นการตรวจสอบธาตุที่เกิดขึ้นในบริเวณจุดที่ตรวจสอบ ทำให้ทราบว่าเฟสที่ปรากฏในโครงสร้างจุลภาคนั้น มีปริมาณของธาตุเป็นจำนวนเท่าไร จึงนำผลวิเคราะห์ที่ได้มาทำการคำนวณหาสัดส่วนเชิงคุณภาพของสารประกอบที่เกิดขึ้น จากภาพที่ 4.17 แสดงจุดที่ทำการตรวจสอบธาตุที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน No.2 โดยผลของการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDX นี้ แสดงดังภาพที่ 4.18, 4.19, 4.20, 4.21, 4.22 และ 4.23 โดยแต่ละภาพแสดงผลการวิเคราะห์ที่จุด 1, 2, 3, 4, 5 และ 6 ตามลำดับ และนำผลที่ได้มาคำนวณหาสัดส่วนเชิงคุณภาพของสารประกอบ โดยได้ผลดังตารางที่ 4.5

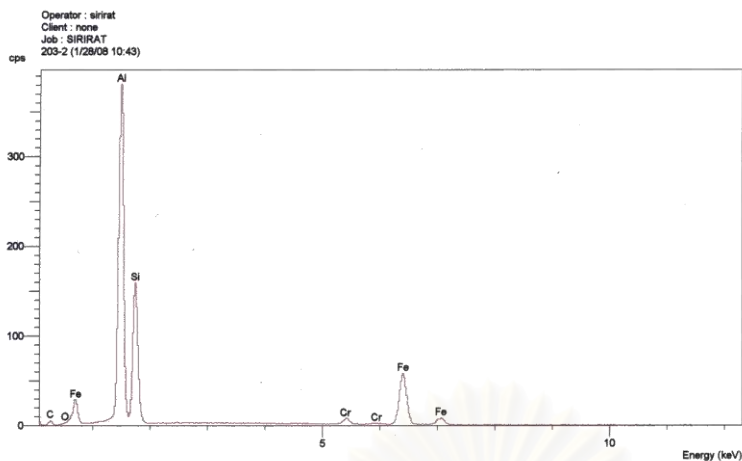


ภาพที่ 4.17 จุดที่ทำการตรวจสอบชนิดของธาตุในชิ้นงาน No.2 ในภาพ 4.11(ข)
ด้วยเทคนิค EDX



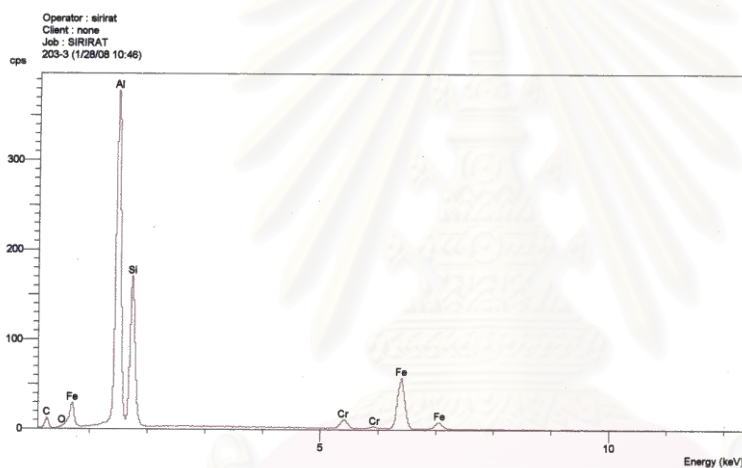
Element	at%
Al	11.62
Si	53.93
Cr	30.55
Fe	3.90

ภาพที่ 4.18 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX ที่จุด 1 ในภาพที่ 4.14



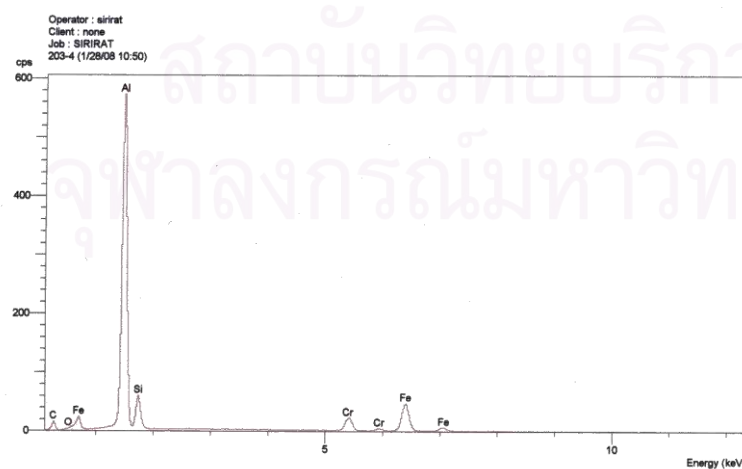
Element	at%
Al	52.86
Si	29.76
Cr	1.25
Fe	16.14

ภาพที่ 4.19 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX ที่จุด 2 ในภาพที่ 4.14



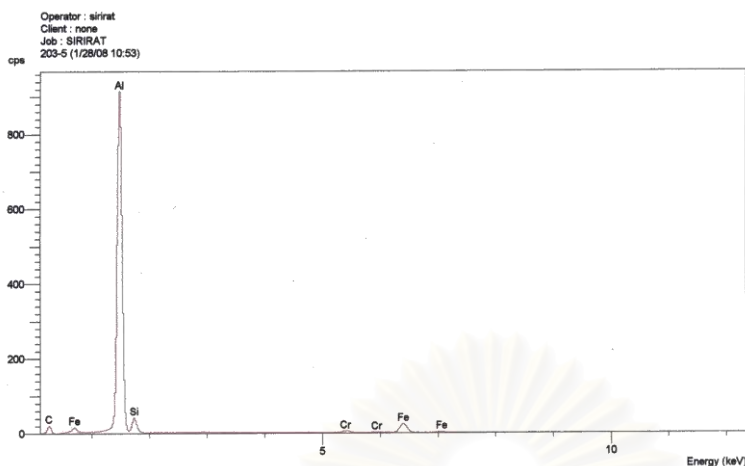
Element	at%
Al	51.68
Si	30.78
Cr	1.92
Fe	15.61

ภาพที่ 4.20 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX ที่จุด 3 ในภาพที่ 4.14



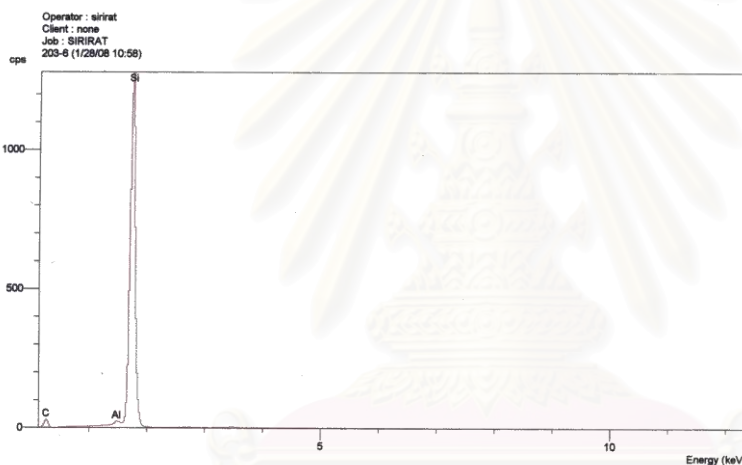
Element	at%
Al	72.24
Si	10.85
Cr	4.37
Fe	12.53

ภาพที่ 4.21 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX ที่จุด 4 ในภาพที่ 4.14



Element	at%
Al	86.45
Si	7.01
Cr	0.83
Fe	5.71

ภาพที่ 4.22 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX ที่จุด 5 ในภาพที่ 4.14



Element	at%
Al	0.70
Si	99.30

ภาพที่ 4.23 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค EDX ที่จุด 6 ในภาพที่ 4.14

ตารางที่ 4.5 ผลของการวิเคราะห์สัดส่วนของสารประกอบที่เกิดขึ้น จากผลการวิเคราะห์ด้วย EDX

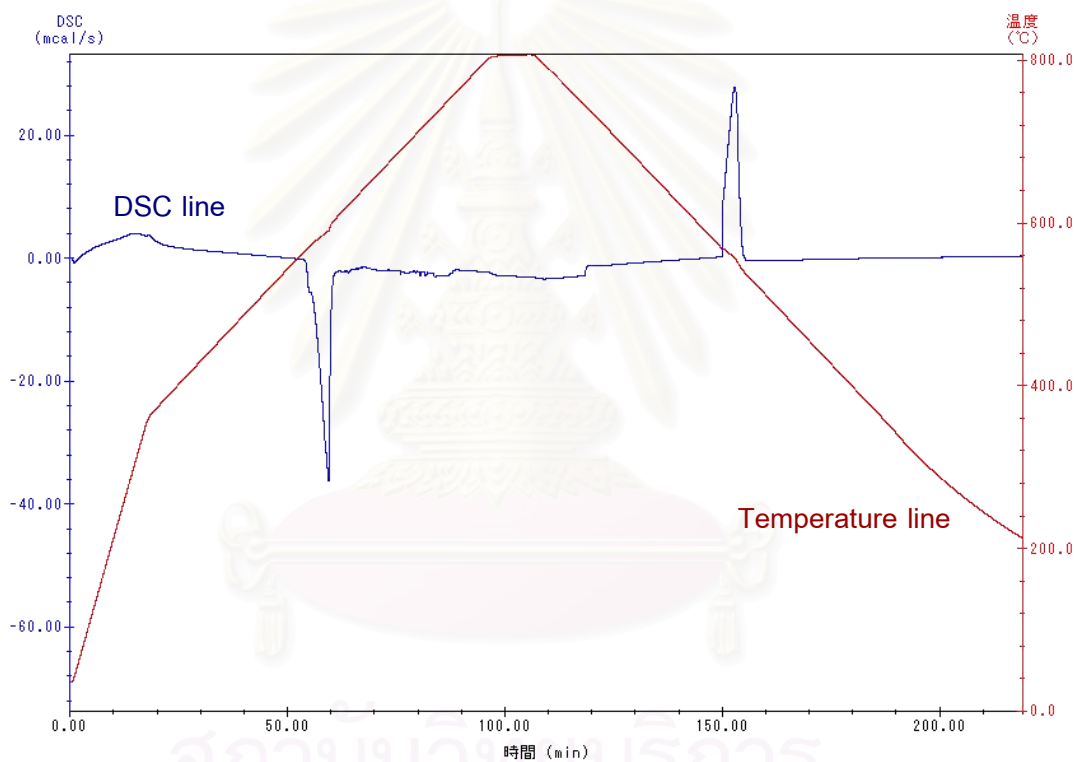
จุดที่วิเคราะห์	1	2	3	4	5	6
สารประกอบ	Si_2Cr	$\text{Al}_3\text{Si}_2\text{Fe}$	$\text{Al}_3\text{Si}_2\text{Fe}$	$\text{Al}_{95}\text{Fe}_4\text{Cr}$	$\text{Al}_{95}\text{Fe}_4\text{Cr}$	Si

จากทำการวิเคราะห์ผลระหว่าง XRD, EPMA และ EDX พบว่าผลของการเติมโครเมียมทำให้เกิดสารประกอบของ Si_2Cr โดยมีลักษณะแยกตัวออกมาอย่างอิสระ เป็นเฟสเดียว ซึ่งเหมือนกันทั้งสองชิ้นงาน และเนื่องจากในชิ้นงาน No.2 นั้นมีการเติมโครเมียม และเหล็ก ทำให้

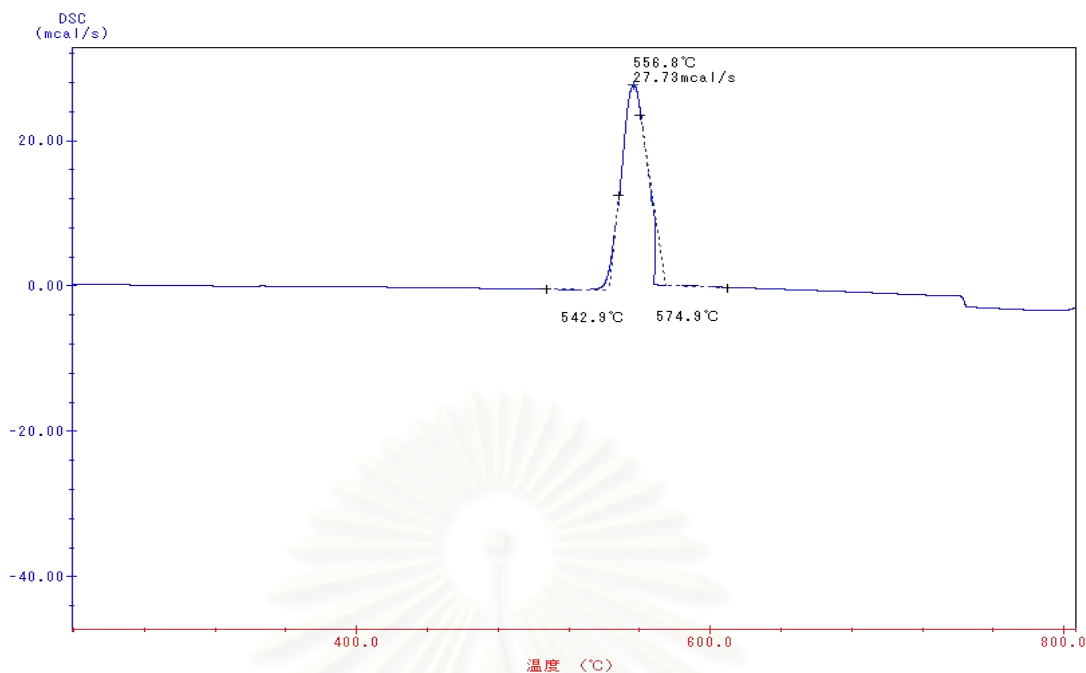
เกิดเฟสใหม่ที่สารประกอบ $\text{Al}_3\text{Si}_2\text{Fe}$ ซึ่งมีลักษณะแท่งเข็ม และเกิด $\text{Al}_{95}\text{Fe}_4\text{Cr}$ ขึ้น ซึ่งมีรูปร่างเป็นกึ่งก้าน

4.2.4 การวิเคราะห์ลำดับการเกิดเฟส

จากผลของการตรวจสอบเฟสที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน No.1 และ No.2 โดยใช้การวิเคราะห์ช่วงอุณหภูมิของการเกิดปฏิกิริยาในระหว่างกระบวนการแข็งตัวของน้ำโลหะ ด้วยเครื่องวิเคราะห์ทางความร้อนของวัสดุ (Differential Scanning Calorimetry, DSC) ผลการวิเคราะห์ของชิ้นงาน No.1 แสดงในภาพที่ 4.24 โดยจะทำการวิเคราะห์ที่ช่วงอุณหภูมิของการเกิดปฏิกิริยาในช่วงของการแข็งตัว (Solidification profile) ดังภาพที่ 4.25



ภาพที่ 4.24 ผลการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนของชิ้นงาน No.1 (Al-21.3Si-0.69Cr wt %) ด้วยเทคนิค DSC

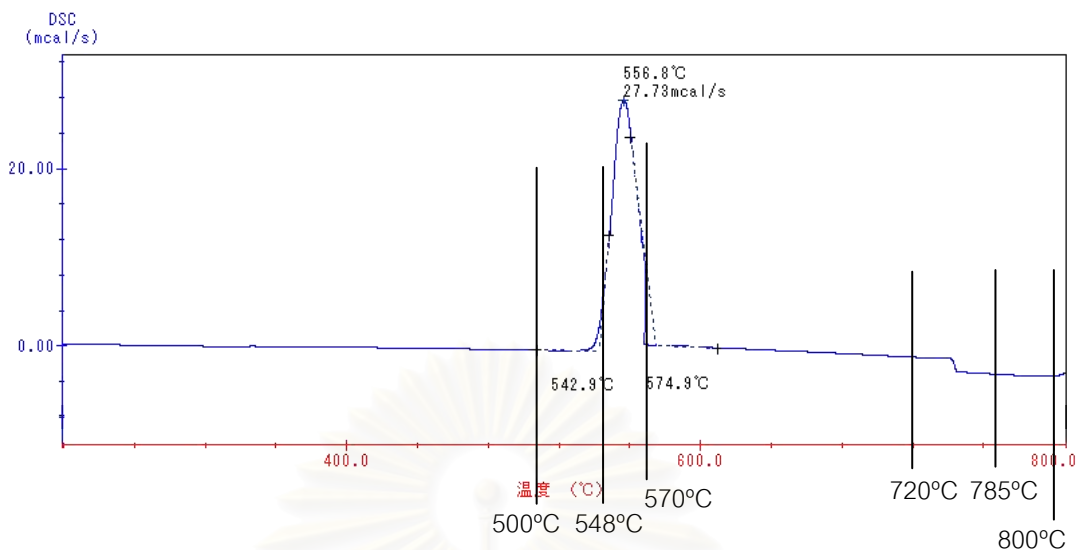


ภาพที่ 4.25 ผลการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนในช่วงการแข็งตัวของชิ้นงาน

No.1 (Al-21.3Si-0.69Cr wt %) ด้วยเทคนิค DSC

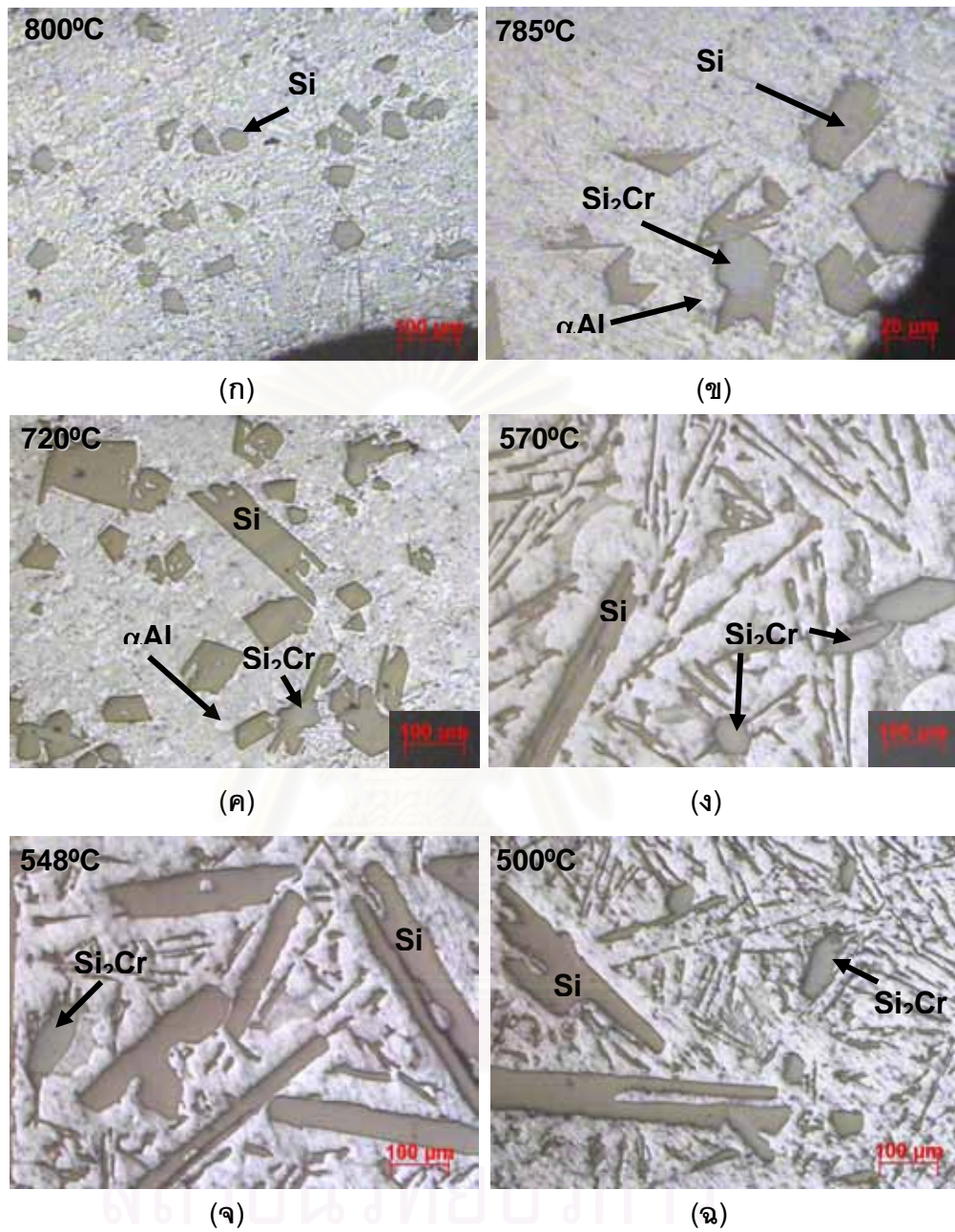
จากแผนภูมิสมดุของอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ที่ปริมาณซิลิคอน 20 เปอร์เซ็นต์นั้น มีอุณหภูมิที่เส้นอุณหภูมิหลอมเหลวประมาณ 700 °C และเกิดปฏิกิริยายูเทกติกขึ้น ที่อุณหภูมิประมาณ 577 °C [3] จากภาพที่ 4.25 พบว่ามีช่วงของการเกิดปฏิกิริยาที่สามารถสังเกตเห็นได้คือ ที่อุณหภูมิประมาณ 740 และ 557 °C เพื่อยืนยันและตรวจสอบช่วงอุณหภูมิดังกล่าวจึงทำ Interrupted Solidification โดยการนำชิ้นงานไปอบโดยแช่ไว้ที่อุณหภูมิ 800 °C เป็นระยะเวลา 30 นาที เพื่อให้ชิ้นงานเกิดการหลอมเหลว แล้วเย็นตัวถึงอุณหภูมิตี่สนใจเพื่อศึกษาการเกิดเฟสในช่วงอุณหภูมิดังกล่าวเป็นระยะเวลา 60 นาที โดยอุณหภูมิที่ใช้ในการศึกษาคือ 500, 548, 570 , 720 785 และ 800°C ดังภาพที่ 4.26

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

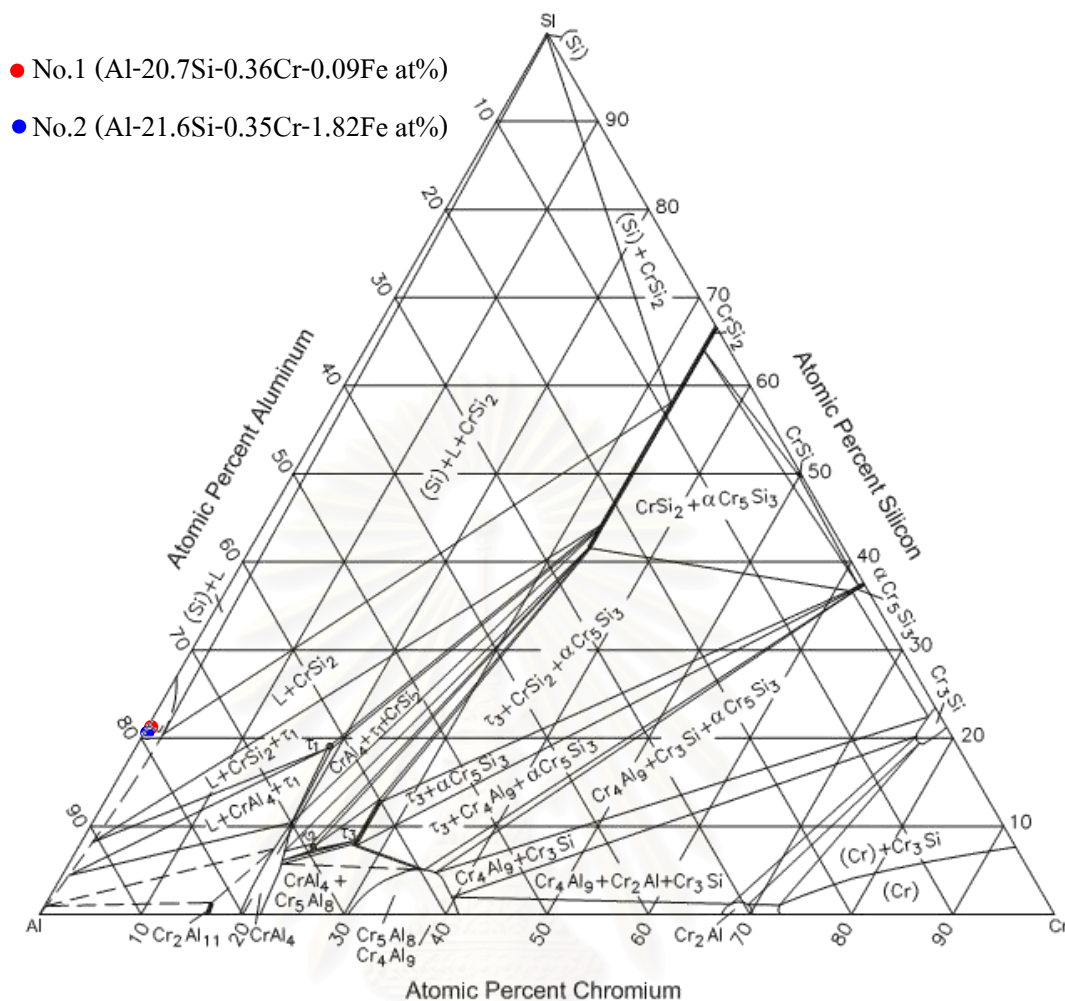


ภาพที่ 4.26 อุณหภูมิที่ใช้ในการทำ Interrupted Solidification
ของชิ้นงาน No.1 (Al-21.3Si-0.69Cr wt %)

ภาพที่ 4.27(ก-จ) แสดงภาพโครงสร้างจุลภาคภายหลังการทำ Interrupt Solidification จากผลของการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนด้วยเทคนิค DSC นั้นสามารถสังเกตเห็นอุณหภูมิเริ่มต้นของการแข็งตัวที่อุณหภูมิประมาณ 747°C ดังนั้นอุณหภูมิที่สูงกว่าอุณหภูมิดังกล่าว ชิ้นงานจะมีสถานะเป็นของเหลวทั้งหมด เมื่อทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่อุณหภูมิ 800°C พบว่ามีซิลิคอนปฐมภูมิเกิดขึ้นดังภาพที่ 4.27(ก) ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากอัตราการเย็นตัวที่ช้าส่งผลทำให้ ซิลิคอนที่ละลายอยู่ในน้ำโลหะเกิดการตกผลึกเป็นซิลิคอนปฐมภูมิขึ้นได้ และจากการศึกษาแผนภูมิสมดุลสามองค์ประกอบ แบบอุณหภูมิคงที่ (Isothermal Ternary Diagram) ของระบบ Al-Si-Cr ที่อุณหภูมิ 800°C ที่ส่วนผสมของชิ้นงานทั้งสองชิ้นนั้น พบว่าระบบจะเป็นของเหลวทั้งหมด ดังภาพที่ 4.28 โดยจุดสีแดงแสดงส่วนผสมของชิ้นงาน No.1 และจุดสีน้ำเงิน แสดงส่วนผสมของชิ้นงาน No.2 จากผลของการวิเคราะห์ทางความร้อนด้วยเทคนิค DSC และจากการศึกษาแผนภูมิสมดุลสามองค์ประกอบนั้น สามารถบอกได้ว่าที่อุณหภูมิ 800°C ชิ้นงานจะเป็นของเหลวทั้งหมด



ภาพที่ 4.27 โครงสร้างจุลภาคภายหลังจากการทำ Interrupt solidification ของชิ้นงาน No.1 (Al-21.3Si-0.69Cr wt %)



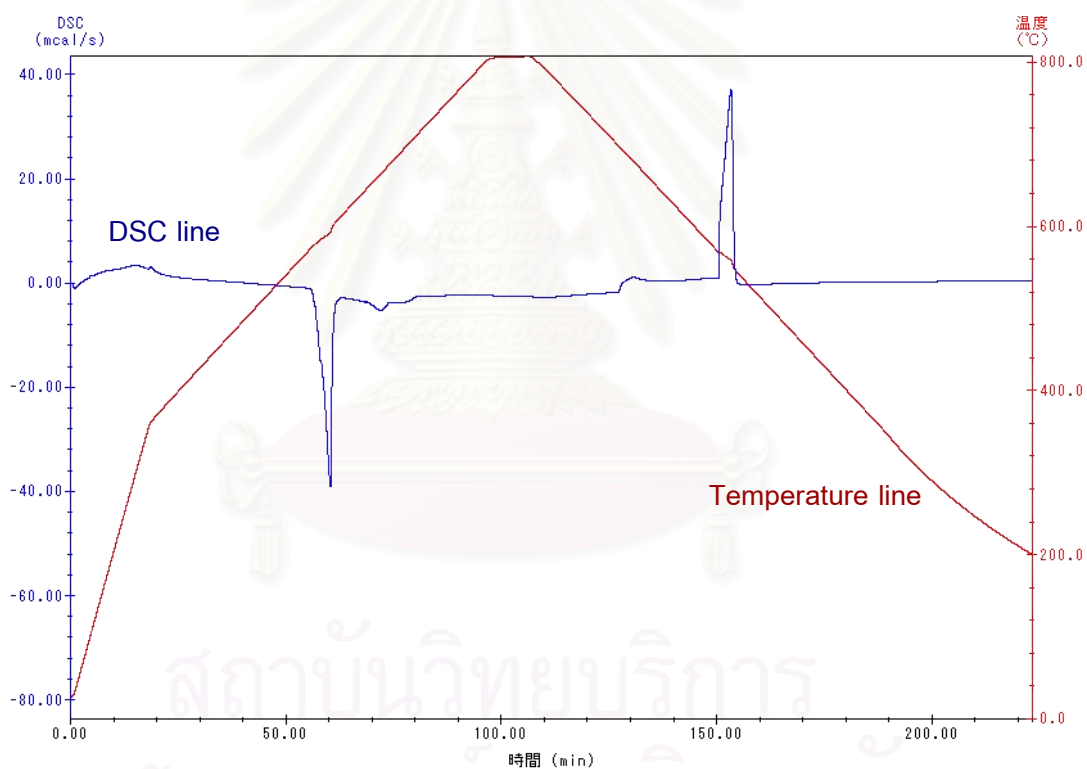
ภาพที่ 4.28 แผนภูมิสมมูลสามองค์ประกอบของ Al-Si-Cr แบบอุณหภูมิคงที่ที่ 800°C [20]

ส่วนที่อุณหภูมิ 785°C พบว่ามีซิลิคอนปฐมภูมิ และ Si_2Cr และเมื่อเปรียบเทียบขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 800 และ 785°C พบว่าขนาดค่อนข้างใกล้เคียงกัน จึงเป็นไปได้ว่าซิลิคอนปฐมภูมิที่เกิดขึ้นนั้นเป็นผลของอัตราการเย็นตัวที่ช้า ในส่วนของเฟส Si_2Cr นั้นมีความเป็นไปได้ที่ Si และ Cr ที่ละลายอยู่ในน้ำโลหะเกิดการตกผลึกเนื่องจากผลของอัตราการเย็นตัวที่ช้า หรือ Si_2Cr นั้นเริ่มเกิดการตกผลึกเป็นเฟสแรก เนื่องจากที่อุณหภูมิ 800°C ทำการตรวจสอบไม่พบเฟสของ Si_2Cr แต่สามารถทำการตรวจสอบพบที่อุณหภูมิ 785°C ส่วนที่อุณหภูมิ 720°C ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่ต่ำกว่าอุณหภูมิเริ่มต้นของการแข็งตัว จากการตรวจสอบภาพโครงสร้างจุลภาคพบเฟสของเหลว, ซิลิคอนปฐมภูมิ, Si_2Cr และเฟสของ αAl ปรากฏขึ้นในโครงสร้างจุลภาค ส่วนที่อุณหภูมิ 570 ถึง 500°C นั้นพบ ซิลิคอนปฐมภูมิ, Si_2Cr และโครงสร้างของยูเทกติก Al-Si ดังแสดงในภาพที่ 4.27(ค-ง)

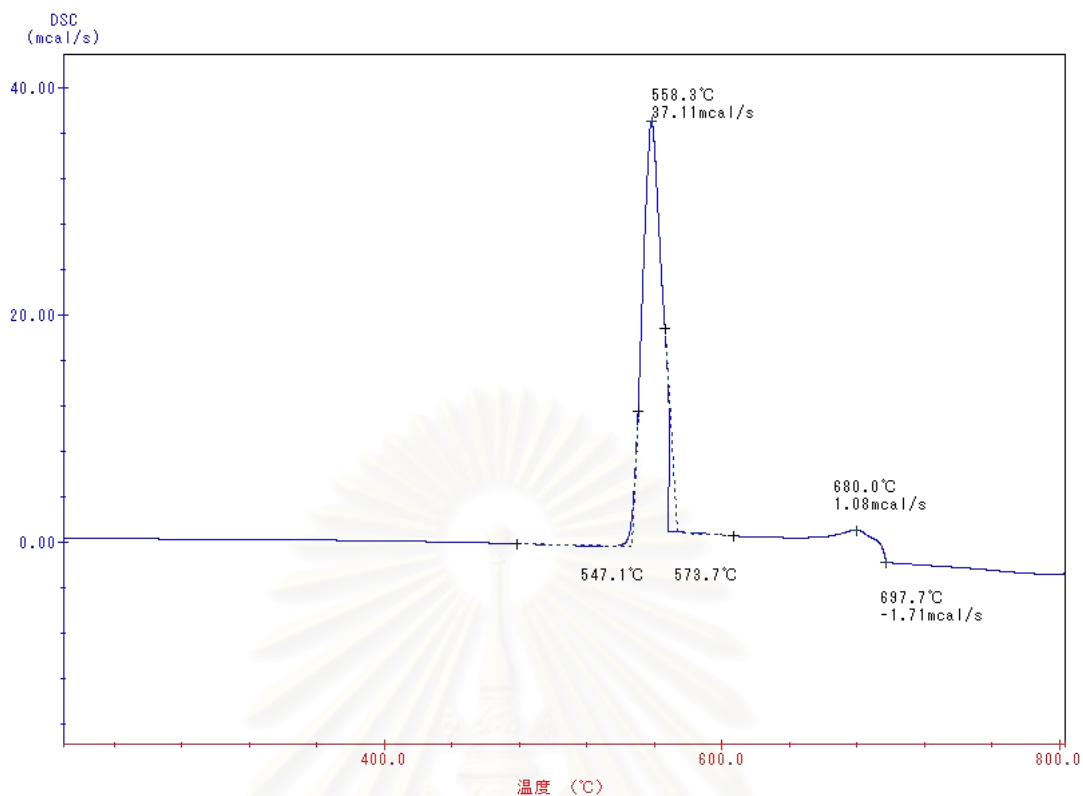
จากผลการศึกษาลำดับการเกิดเฟสด้วยวิธี Interrupted Solidification ที่อุณหภูมิต่าง ๆ กัน สามารถสรุปลำดับการเกิดเฟสดังนี้

(1) Liquid (AlSiCr) \rightarrow (2) Liquid + Si + Si₂Cr + α Al \rightarrow (3) Liquid + Si + Si₂Cr + eutectic (AlSi)

ในส่วนผลการวิเคราะห์ช่วงอุณหภูมิของการเกิดปฏิกิริยาในระหว่างกระบวนการแข็งตัวของน้ำโลหะของชิ้นงาน No.2 นั้น แสดงดังภาพที่ 4.28 และเช่นเดียวกันกับชิ้นงาน No.1 คือจะทำการวิเคราะห์ที่ช่วงอุณหภูมิของการเกิดปฏิกิริยาในช่วงของการแข็งตัว (Solidification profile) ดังภาพที่ 4.29

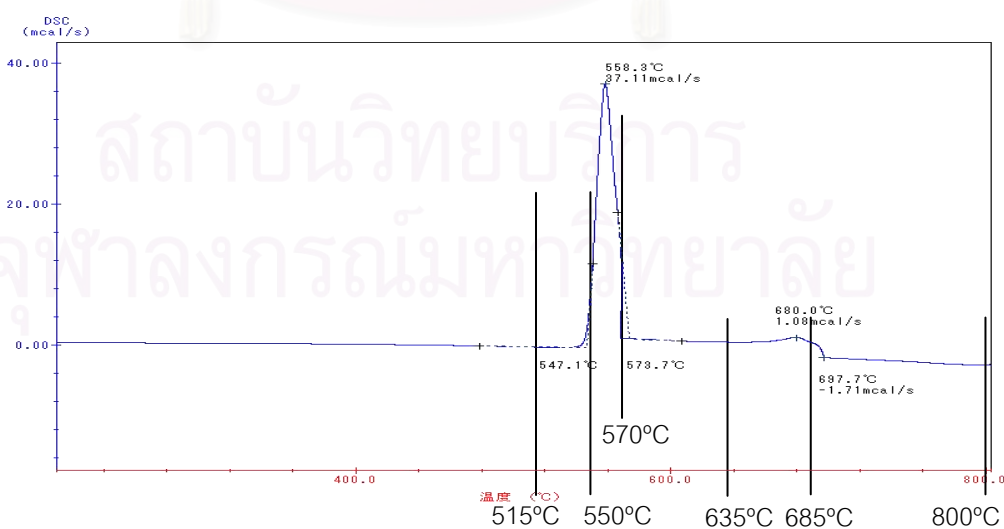


ภาพที่ 4.29 ผลการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนของชิ้นงาน No.2 (Al-22.9Si-0.66Cr-3.66Fe wt %) ด้วยเทคนิค DSC

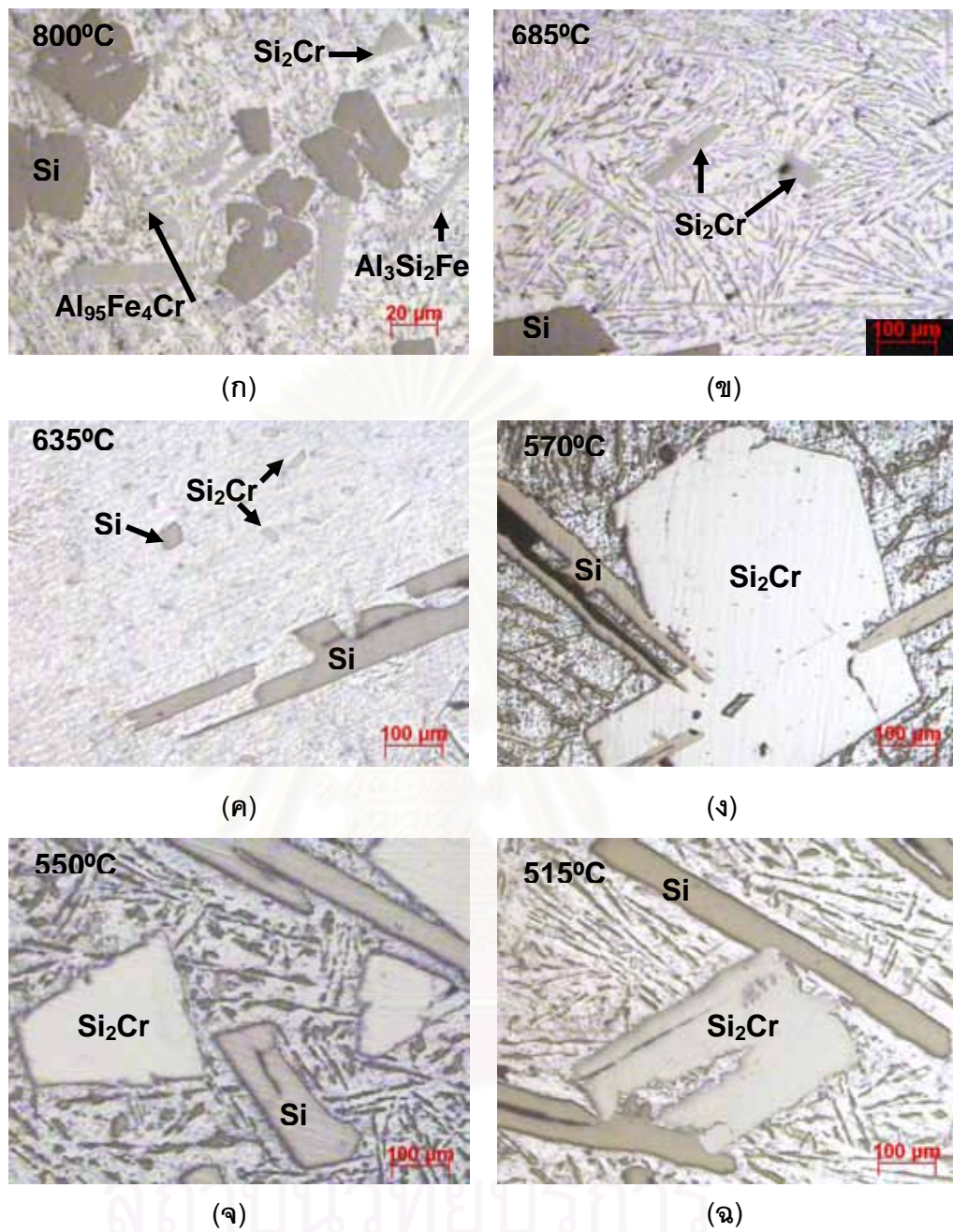


ภาพที่ 4.30 ผลการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนในช่วงการแข็งตัวของชิ้นงาน No.2 (Al-22.9Si-0.66Cr-3.66Fe wt %) ด้วยเทคนิค DSC

จากภาพที่ 4.30 พบว่ามีช่วงของการเกิดปฏิกิริยาที่สามารถสังเกตเห็นได้คือที่ อุณหภูมิประมาณ 685 และ 558 °C เพื่อที่จะศึกษาลำดับการเกิดเฟสที่เกิดขึ้นนั้นจึงนำไปทำ Interrupted Solidification ที่ช่วงอุณหภูมิที่สนใจ โดยอุณหภูมิที่ใช้ในการศึกษาคือ 515, 550, 570, 635, 685 และ 800 °C



ภาพที่ 4.31 อุณหภูมิที่ใช้ในการทำ Interrupted Solidification ของชิ้นงาน No.2 (Al-22.9Si-0.66Cr-3.66Fe wt %)



ภาพที่ 4.32 โครงสร้างจุลภาคภายหลังการทำ Interrupt solidification ของชิ้นงาน No.2 (Al-22.9Si-0.66Cr-3.66Fe wt %)

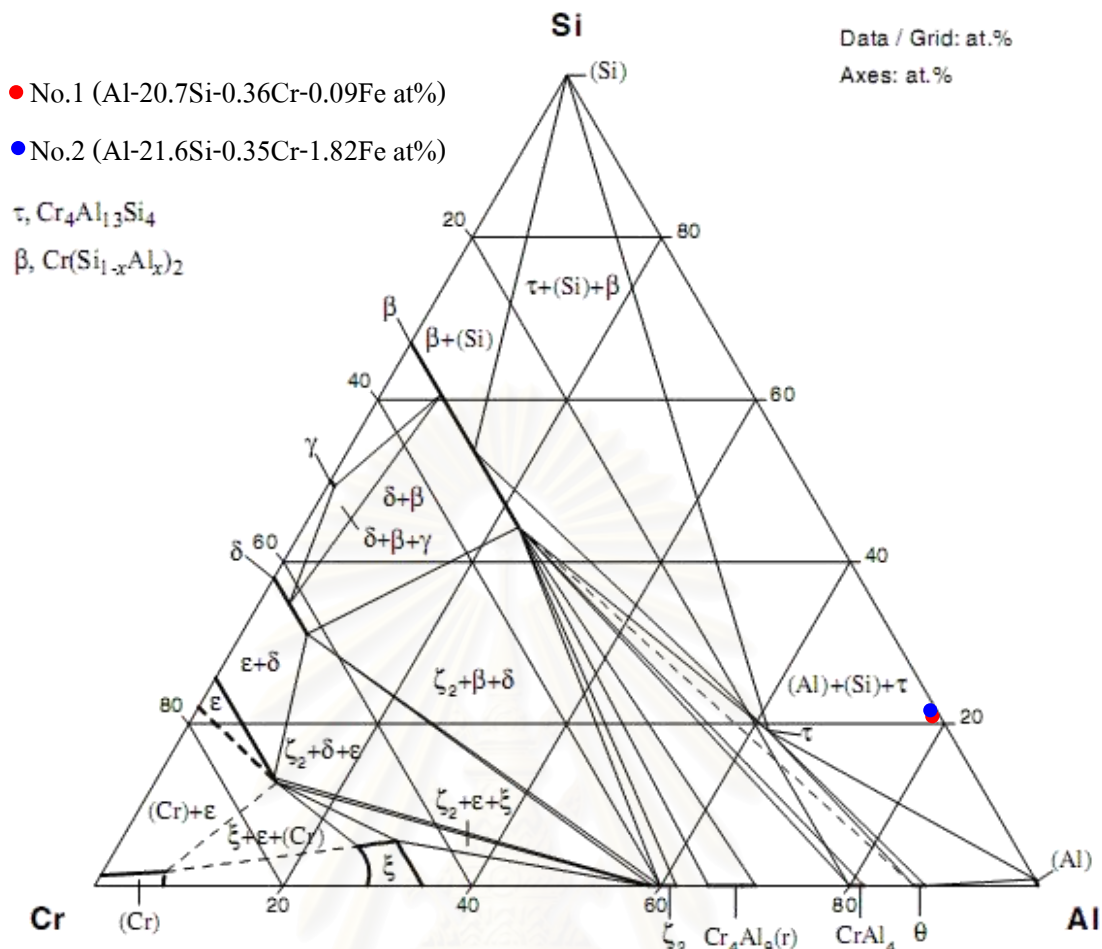
จากภาพที่ 4.32(ก-ข) แสดงภาพโครงสร้างจุลภาคภายหลังจากการทำ Interrupted Solidification และเช่นเดียวกันกับชิ้นงาน No.1 จากผลของการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนด้วยเทคนิค DSC นั้นสามารถสังเกตเห็นอุณหภูมิเริ่มต้นของการแข็งตัวที่อุณหภูมิประมาณ 700°C ดังนั้นอุณหภูมิที่สูงกว่าอุณหภูมิดังกล่าว ชิ้นงานจะมีสถานะเป็นของเหลวทั้งหมด เมื่อทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่อุณหภูมิ 800°C พบว่ามีซิลิคอนปฐมภูมิ, Si_2Cr , $\text{Al}_3\text{Si}_2\text{Fe}$ และ $\text{Al}_{95}\text{Fe}_4\text{Cr}$ ซึ่งโครงสร้างทั้งหมดที่เกิดขึ้นมานี้เหมือนกับที่เกิดขึ้นในโครงสร้างของชิ้นงานที่ผ่านการหล่อด้วยเทคนิค LFEV ทั้งนี้เนื่องจากว่าอัตราการเย็นตัวของชิ้นงานเกิดอย่างรวดเร็วขึ้น เพียงพอที่จะทำให้สามารถเกิดโครงสร้างเหมือนในการหล่อด้วยเทคนิค LFEV ซึ่งมีอัตราการเย็นตัวสูง และดังภาพที่ 4.32(ก) ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากอัตราการเย็นตัวส่งผลทำให้ ธาตุต่าง ๆ ที่ละลายอยู่ในน้ำโลหะเกิดการตกผลึกเป็นเฟสต่าง ๆ ที่กล่าวมาข้างต้นขึ้นได้ และจากการศึกษาแผนภูมิสามองค์ประกอบ แบบอุณหภูมิคงที่ (Isothermal Ternary Diagram) ของระบบ Al-Si-Cr ที่อุณหภูมิ 800°C ที่ส่วนผสมของชิ้นงานจะเป็นของเหลวทั้งหมด ดังภาพที่ 4.28

จากภาพที่ 4.32(ข-ค) ที่อุณหภูมิ 685 และ 635°C จากการตรวจสอบภาพโครงสร้างจุลภาคพบว่า มีเฟสของเหลว และพบเฟสของซิลิคอนปฐมภูมิ และ Si_2Cr ขึ้นส่วนในช่วงอุณหภูมิที่ใกล้เส้นอุณหภูมิการเกิดปฏิกิริยายูเทกติก (ที่อุณหภูมิ 570, 550 และ 515°C) นั้นพบซิลิคอนปฐมภูมิ, Si_2Cr และโครงสร้างของยูเทกติก Al-Si ดังแสดงในภาพที่ 4.32(ง-ฉ)

จากผลการศึกษาลำดับการเกิดเฟสด้วยวิธี Interrupted Solidification โดยมีลำดับการเกิดเฟสดังนี้

(1) Liquid (AlSiCrFe) \rightarrow (2) Liquid + S + Si_2Cr \rightarrow (3) Si + Si_2Cr + eutectic (AlSi)

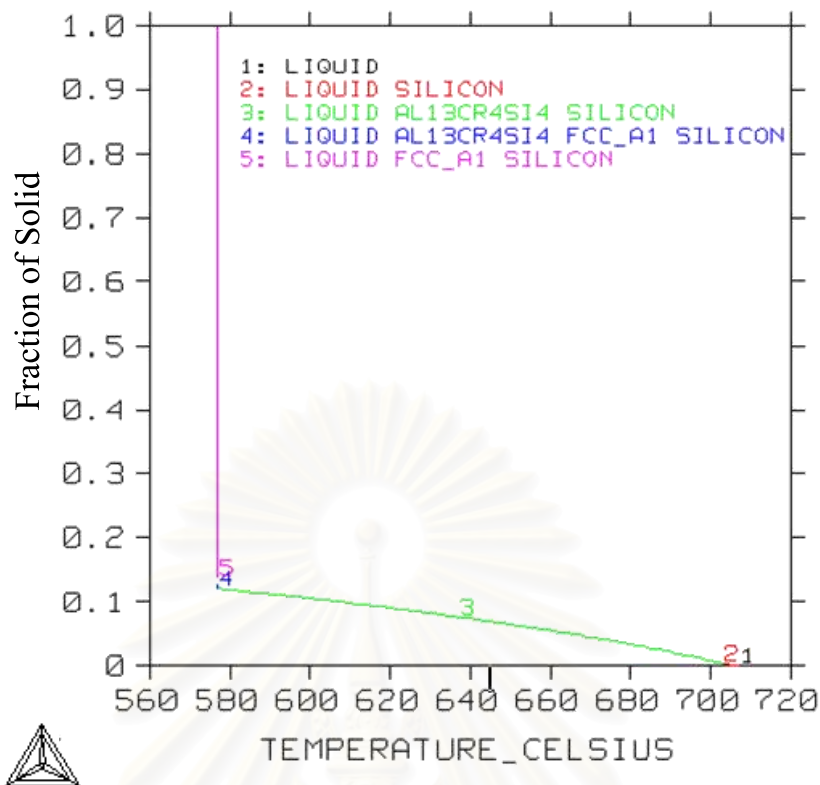
สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาพที่ 4.33 แผนภูมิสมดุลสามองค์ประกอบของ Al-Si-Cr แบบอุณหภูมิคงที่ที่ 500°C [21]

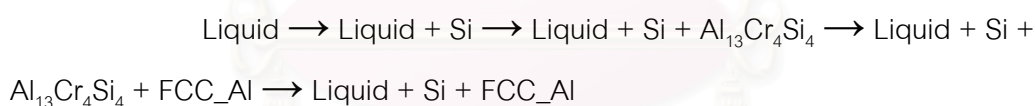
และเมื่อตรวจสอบแผนภูมิสมดุลสามองค์ประกอบของ Al-Si-Cr แบบอุณหภูมิคงที่ที่ 500 °C พบว่า เกิด Al, Si และ τ ($\text{Cr}_4\text{Al}_{13}\text{Si}_4$) ปริมาณของโคโรเมียที่มีอยู่ในชิ้นงานทั้งสองมีน้อยมาก ดังภาพที่ 4.33 แสดงจุดของส่วนผสมของชิ้นงานทั้งสอง ซึ่งจะเห็นว่าปริมาณการเกิดขึ้นของเฟส τ ($\text{Cr}_4\text{Al}_{13}\text{Si}_4$) ที่จุดส่วนผสมของชิ้นงานทั้งสองนั้นน้อยมาก เมื่อเกิดเฟส τ ($\text{Cr}_4\text{Al}_{13}\text{Si}_4$) ในปริมาณที่น้อยมาก ๆ จึงทำให้ตรวจสอบไม่พบเฟสดังกล่าว

จากการคำนวณด้วยโปรแกรม Thermo-Calc เพื่อเป็นแนวโน้มในการตรวจสอบลำดับการเกิดสารประกอบที่เกิดขึ้นภายในชิ้นงานที่จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิต่าง ๆ ด้วยการคำนวณการเย็นตัวแบบ Scheil's equation ซึ่งเป็นการเย็นตัวแบบไม่มีการแพร่ในของแข็งแต่มีการแพร่ในของเหลว โดยจะไม่พิจารณาเฟส Si_2Cr เนื่องจากในการคำนวณด้วยโปรแกรม Thermo Calc นั้นไม่มีฐานข้อมูลของเฟส Si_2Cr ในการคำนวณ โดยผลการคำนวณด้วยโปรแกรม Thermo Calc ของชิ้นงาน No.1 และ No.2 ได้ผลดังภาพที่ 4.32 และ 4.34 ตามลำดับ

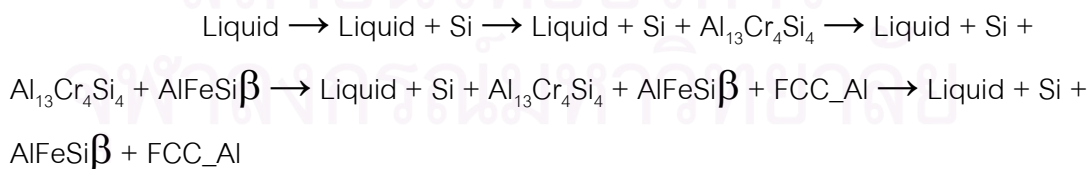


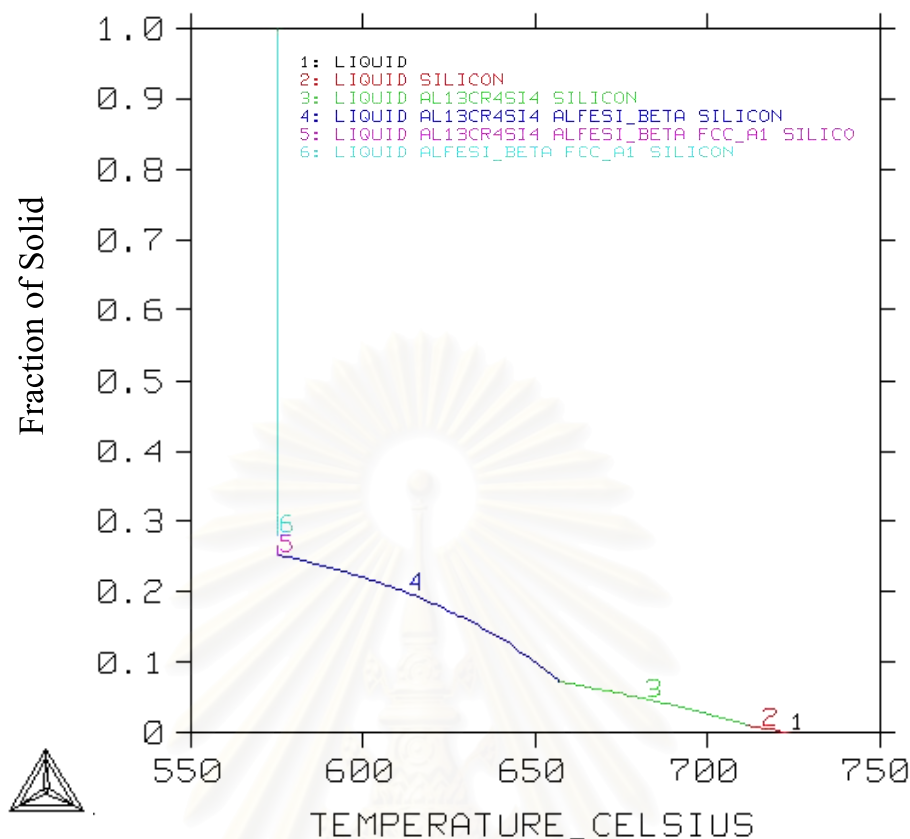
ภาพที่ 4.34 ผลการคำนวณด้วยโปรแกรม Thermo-Calc
ของชิ้นงาน No.1 (Al-21.3Si-0.69Cr wt %)

จากภาพที่ 4.34 พบว่าเมื่อโลหะหลอมเหลว (Al-22.9Si-0.66Cr-3.66Fe wt %) เริ่มแข็งตัวที่อุณหภูมิประมาณ 710°C จะเริ่มมีเฟสปรากฏขึ้นเป็นลำดับดังนี้



จากภาพที่ 4.35 พบว่าเมื่อโลหะหลอมเหลว (Al-22.9Si-0.66Cr-3.66Fe wt %) เริ่มแข็งตัวที่อุณหภูมิประมาณ 710°C จะเริ่มมีเฟสปรากฏขึ้นเป็นลำดับดังนี้





ภาพที่ 4.35 ผลการคำนวณด้วยโปรแกรม Thermo-Calc ของชิ้นงาน

No.2 (Al-22.9Si-0.66Cr-3.66Fe wt %)

จากผลการคำนวณจากโปรแกรม Thermo-Calc พบว่าสารประกอบของ AlFeSi ที่เกิดขึ้นนั้นตรงกันกับการวิเคราะห์ด้วย EDX แต่สัดส่วนของสารประกอบนั้นไม่ตรงกัน เนื่องจากโปรแกรม Thermo-Calc ยังมีตัวแปรอีกหลายอย่างที่แตกต่างจากสภาวะที่ทำการหล่อหลอมจริง และข้อจำกัดของฐานข้อมูลของเฟสที่เกิดขึ้นในโปรแกรม Thermo-Calc นั้นไม่มีเฟสที่ต้องการให้ เลือกลง ดังนั้นในการศึกษาจาก Thermo-Calc เป็นเพียงการศึกษาแนวโน้มของลำดับ และการเกิดเฟสเท่านั้น

การเกิด $Al_{13}Cr_2$ นั้นยังไม่เป็นที่แน่ชัดในการทดลอง เนื่องจากการวิเคราะห์ด้วย XRD นั้นสามารถตรวจพบ $Al_{13}Cr_2$ แต่การวิเคราะห์โดย EDX และ EPMA นั้นตรวจไม่พบ เนื่องจาก $Al_{13}Cr_2$ หรือ Al_7Cr ที่เกิดขึ้นนั้น มีขนาดเล็กซึ่งการเกิดนิวเคลียสของ Al_7Cr นั้นจะเกิดก่อนการเกิดซิลิคอนปฐมภูมิ ดังนั้น Al_7Cr ที่เกิดขึ้นจะทำตัวเป็นนิวเคลียสเทียมให้ซิลิคอนปฐมภูมิ เกิดต่อไป ในการเกิดลักษณะนี้เหมือนกับผลของการเติมฟอสฟอรัส [6,10,11] และในการเกิด

นิเวศลักษณะนี้ทำให้ Al_7Cr ที่เกิดขึ้นอยู่ใจกลางของซิลิคอนปฐมภูมิ ดังนั้นจึงทำให้การตรวจหาเฟส Al_7Cr นั้นสามารถทำได้ยาก

ในส่วนลำดับการเกิดเฟสของ Si และ Si_2Cr นั้นยังไม่เป็นที่แน่ชัด แต่เนื่องจากว่า Si_2Cr ที่เกิดขึ้นนั้นมีขนาดใหญ่จึงเป็นไปได้ว่า Si_2Cr นั้นจะเกิดขึ้นก่อน และเกิดการโตขึ้นจนมีขนาดใหญ่ ดังนั้น Si_2Cr จะเริ่มเกิดการตกผลึกขึ้นก่อนการเกิดขึ้นของซิลิคอนปฐมภูมิ (ซึ่งไม่เหมือนกับการเกิด Al_7Cr ที่ทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสเทียมให้ซิลิคอน) ซึ่ง การเกิด Si_2Cr นั้นจะทำให้ น้ำโลหะมีความหนืดมากขึ้น จึงทำให้สามารถป้องกันการลอยขึ้นไปเกาะกลุ่มกันของซิลิคอนปฐมภูมิได้ ดังนั้นจึงสามารถทำให้ซิลิคอนปฐมภูมิที่เกิดขึ้นมีความสม่ำเสมอ และเนื่องจากการเกิด Si_2Cr ขึ้นในน้ำโลหะนั้นอาจทำให้ปริมาณของซิลิคอนที่มีอยู่ในน้ำโลหะลดลง ในขณะที่ปริมาณของซิลิคอนที่เกิดขึ้นเท่าเดิม จึงทำให้โอกาสที่ซิลิคอนที่เกิดขึ้นจะขยายตัวมีขนาดใหญ่นั้นลดลง

ส่วนการเกิดสารประกอบ Al_3Si_2Fe และ $Al_{95}Fe_4Cr$ ที่พบในชิ้นงาน No.2 ที่มีการเติมเหล็กด้วยนั้น เนื่องจากสารประกอบเหล่านี้เกิดการตกผลึกภายหลังการเกิดซิลิคอนปฐมภูมิ ดังนั้นจึงไม่มีผลในการลดปริมาณของซิลิคอนที่มีอยู่ภายในน้ำโลหะ โดยไม่สามารถทำให้เกิด นิวเคลียสเทียม หรือเพิ่มปริมาณของนิวเคลียสให้ซิลิคอนเกิดต่อไปได้ และไม่มีส่วนในการลดปริมาณของซิลิคอนก่อนที่ซิลิคอนจะเกิดขึ้นได้ ดังนั้นการเติมเหล็กจึงไม่มีผลในการลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ

บทที่ 5

สรุปผลการวิเคราะห์การทดลอง

งานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาพฤติกรรมการแข่งขันตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนไฮเปอร์ยูเทกติกที่หล่ออย่างต่อเนื่อง โดยการประยุกต์ใช้การสั่นเนื่องจากสนามแม่เหล็กไฟฟ้า ซึ่งได้ทำการศึกษาถึงผลของความถี่ของกระแสสลับที่ใช้ขณะทำการหล่อ และผลการเติมธาตุผสมโครเมียม และหรือเหล็ก ต่อขนาด และการกระจายตัวของซิลิคอนปฐมภูมินั้น สามารถสรุปได้ดังต่อไปนี้

1. การหล่ออย่างต่อเนื่องที่ประยุกต์ใช้การสั่นด้วยสนามแม่เหล็กไฟฟ้า สามารถลดขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิให้มีขนาดเล็ก และกระจายตัวได้อย่างสม่ำเสมอ
2. ผลของความถี่ต่อขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิมีขนาดเล็กที่สุดที่ความถี่ 27 Hz และมีขนาดซิลิคอนปฐมภูมิเฉลี่ยประมาณ $19 \mu\text{m}$ ซึ่งที่ความถี่ต่ำสุดที่ 17 Hz มีขนาดเฉลี่ยของซิลิคอนปฐมภูมิประมาณ $25 \mu\text{m}$ และที่ความถี่สูงสุดที่ 37 Hz นั้นซิลิคอนปฐมภูมิมีขนาดเฉลี่ยประมาณ $20 \mu\text{m}$
3. ผลของการเติมธาตุโครเมียม แม้ว่าจะใช้ความถี่ที่ 15 Hz ซึ่งต่ำกว่าค่าต่ำสุดที่ใช้ในการทดลองส่วนที่ 1 นั้น ยังคงสามารถทำให้ซิลิคอนปฐมภูมิมีขนาดเล็ก และกระจายตัวได้อย่างสม่ำเสมอ โดยซิลิคอนปฐมภูมิมีขนาดเฉลี่ย $18 \mu\text{m}$
4. ผลของการเติมธาตุโครเมียมทำให้เกิดสารประกอบ Si_2Cr ขึ้น ซึ่งการเกิด Si_2Cr ขึ้นนั้นทำให้น้ำโลหะมีความหนืดมากขึ้น สามารถป้องกันการลอยตัวของซิลิคอนปฐมภูมิ และทำให้เกิดการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ
5. การเติมธาตุเหล็กนั้นไม่ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดของซิลิคอนปฐมภูมิ เนื่องจากสารประกอบ $\text{Al}_3\text{Si}_2\text{Fe}$ และ $\text{Al}_{95}\text{Fe}_4\text{Cr}$ เกิดขึ้นภายหลังการเกิดขึ้นของซิลิคอนปฐมภูมิ

รายการอ้างอิง

- [1] ศ.มนัส สติรจินดา. โลหะนอกกลุ่มเหล็ก. พิมพ์ครั้งที่ 4. สถานที่พิมพ์: สำนักพิมพ์แห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, 2543.
- [2] Davis, J.R. Aluminum and Aluminum Alloys/ ASM Specialty Handbook. หน้า 88-93. United States of America. ASM International Materials Park. 1996.
- [3] Taylor Lyman. Metal Handbook. Vol. 8, พิมพ์ครั้งที่ 8. Metallography Structures and Phase Diagrams, หน้า 120-129. สถานที่พิมพ์: American Society For Metals, 1973.
- [4] John T. H. Pearce, เทคโนโลยี และโลหะวิทยาของอะลูมิเนียมหล่อ, หน้า 7. ศูนย์เทคโนโลยีแห่งชาติ, 2543
- [5] Johne E. Hatch. Aluminum Properties and Physical Metallurgy. หน้า 338-347. American society for metals, 1998.
- [6] John E. Gruzleski and Bernard M. Closset. The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys. หน้า 110-117. Des Plaines: The American Foundrymen's Society, Inc., 1990.
- [7] Shijie Guo, Qichi Le, Zhihao Zhao, Zhongjun Wang and Jianzhong Cui, Microstructural refinement of DC cast AZ80 Mg billets by low frequency electromagnetic vibration, Materials science and engineering, A 404, (2005): 323-329.
- [8] Zuo Yubo, Cui Jianzhong, Zhao Zhihao, Zhang Haitao and Qin Ke. Effect of low frequency electromagnetic field on casting crack during DC casting superhigh strength aluminum alloy ingots. Materials Science and Engineering, A 406, (2005): 286-292.
- [9] F.C. Robles Hernandez and J.H. Sokolowski. Comparison among chemical and electromagnetic stirring and vibration melt treatments for Al-Si hypereutectic alloys. Journal of Alloys and Compounds, 426, (2006): 205-212.
- [10] T. Onnjira, D. Ittipon and T. Umeda. Grain refinement of silicon in hyper-eutectic Al-Si systems; phosphorus solubility and a thermodynamic assessment of the Al-Si-P ternary system, Asian Foundry Congress 8th (October 2003): 219-233.
- [11] Nguyen Van Thai, Nguyen Hong Hai and Nguyen Anh Son. Refinement of silicon particles on hyper-eutectic aluminum silicon alloys. Asian Foundry Congress 9th (October 2005): 57-63.

- [12] Alireza Radjai, Kenji Miwa and Toshiyuki Nishio. An Investigation of the Effects Caused by Electromagnetic Vibrations in a Hypereutectic Al-Si Alloy Melt. Metallurgical and Materials Transactions A, 29A, (1998): 1477-1484.
- [13] Alireza Radjai and Kenji Miwa. Effects of the Intensity and Frequency of Electromagnetic Vibrations on the Microstructural Refinement of Hypoeutectic Al-Si Alloys. Metallurgical and Materials Transactions A, 31A, (2000): 755-762.
- [14] Yoshiki Mizutani, Satoshi Kawai, Kenji Miwa, Kazuo Yasue, Takuya Tamura and Yasuji Sakaguchi. Effect of the Intensity and Frequency of Electromagnetic Vibrations on Refinement of Primary Silicon in Al-17%Si Alloy. Metallurgical and Materials Transactions. Vol.6. No.6, (2004): 1939-1943.
- [15] H. Yamagata, W. Kasprzak, M. Aniolek, H. Kurita and J.H. Sokolowski. The effect of average cooling rates on the microstructure of the Al-20%Si high pressure die casting alloy used for monolithic cylinder blocks. Journal of Materials Processing Technology, 203, (2008): 333-341.
- [16] R. Grugel and W. Kurz, Growth of interdendritic eutectic in directionally solidified Al-Si alloys, Metallurgical transactions, (1987): 1137-1142
- [17] T. Okane and T. Umeda, Selection of eutectic carbides in multi-component high speed steel type cast iron, The Minerals, Metals & Material Society, (2004): 193-204.
- [18] Zhimin Liu, Toshimitsu Okane, Minoru Ikeda and Takateru Umeda, Competitive growth of eutectics in chromium-tungsten white cast irons, Journal of Cast metals Research, 11, (1999): 279-284.
- [19] Ervin E. Underwood. Quantitative Stereology, หน้า 18. Philippines: Addison-Wesley Publishing Company, 1970.
- [20] V. Raghavan, Phase diagram evaluations, Journal of Phase Equilibria and Diffusion, Vol.29. No.2, (2008): 176-178.
- [21] W. Martienssen. Ternary Alloy Systems, หน้า 411. Germany: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2004.



ภาคผนวก

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ภาคผนวก ก

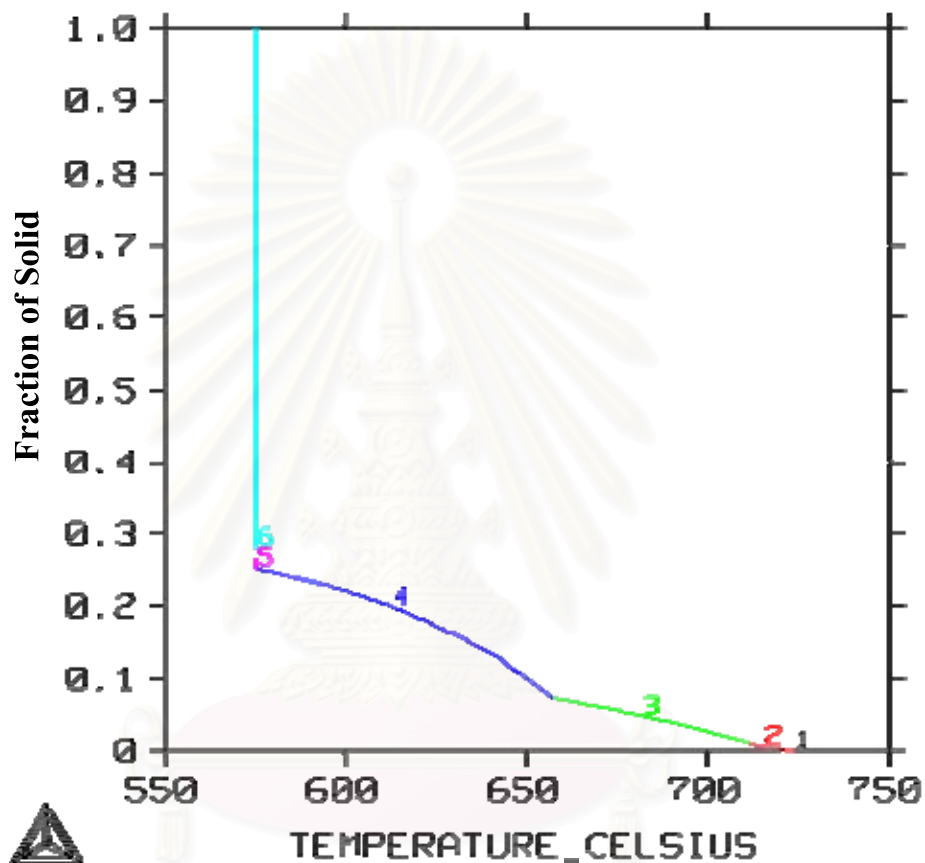
การคำนวณด้วยโปรแกรม Thermo-Calc

การคำนวณหาแนวโน้มลำดับการเกิดสารประกอบต่าง ๆ ในชิ้นงานด้วยโปรแกรม Thermo-Calc for Window (TCW2) โดยมีลำดับในการคำนวณดังนี้

1. เลือกระบบที่จะคำนวณโดยเลือกที่จะคำนวณตามสมการการแข็งตัวแบบ Scheil Simulation (เนื่องจากกำหนดให้เป็นการเย็นตัวแบบไม่สมดุล)
2. เลือกข้อมูลพื้นฐานที่จะใช้อ้างอิง หรือ Data Base จากกลุ่มข้อมูล A1-v3
3. เลือกธาตุผสมหลัก คือ อะลูมิเนียม (Al), ซิลิคอน (Si), โครเมียม (Cr), และ เหล็ก (Fe)
4. เลือกชนิดของเฟสที่คาดว่าจะพบในโครงสร้างจุลภาค ดังนี้ Liquid, $Al_{13}Cr_4Si_4$, Al_3Fe , Al_7Cr , $AlFeSi\alpha$, $AlFeSi\beta$, FCC_A1 และ Si
5. กำหนดค่าส่วนผสมของธาตุผสมเป็นเปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก เช่น ซิลิคอน (Si) เป็น 22.9, โครเมียม (Cr) เป็น 0.66 และเหล็ก (Fe) เป็น 3.66
6. กำหนดค่าประจำแกน X เป็นค่าอุณหภูมิในหน่วยองศาเซลเซียส และแกน Y เป็นสัดส่วนมวลที่แข็งตัวแล้ว (BS, Mass Fraction of Solid Phase)

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

1: LIQUID
 2: LIQUID SILICON
 3: LIQUID AL13CR4SI4 SILICON
 4: LIQUID AL13CR4SI4 ALFESI_BETA SILICON
 5: LIQUID AL13CR4SI4 ALFESI_BETA FCC_Al SILICO
 6: LIQUID ALFESI_BETA FCC_Al SILICON



สถาบันวิทยบริการ
 จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
 ภาพที่ ก.1 ตัวอย่างการคำนวณด้วยโปรแกรม Thermo-Calc
 (Al-22.9Si-0.66Cr-3.66Fe เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

ภาคผนวก ข

ขอบเขตความเชื่อมั่นของค่าเฉลี่ยของข้อมูล (Confidence limits for mean) [19]

$$\text{Confidence limits for mean} = \bar{x} \pm \frac{t_{(\alpha/2, N-1)} \cdot S}{\sqrt{N}}$$

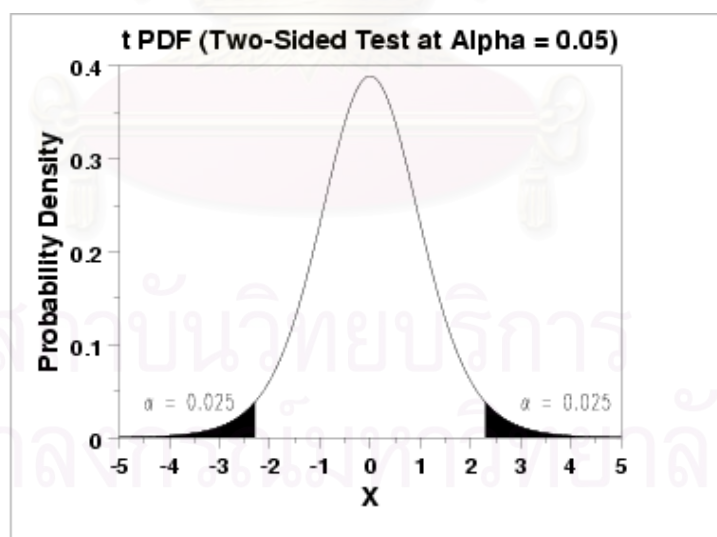
เมื่อ \bar{x} คือ ค่าเฉลี่ยเลขคณิตของกลุ่มตัวอย่างขนาด N ที่สุ่มมาจาก
ตัวอย่างทั้งหมด

N คือ จำนวนข้อมูลของกลุ่มตัวอย่าง

S คือ ค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของกลุ่มตัวอย่าง

t คือ ค่าวิกฤติของการกระจายแบบ t ซึ่งมีองศาความเป็นอิสระ $N-1$
และมีค่าสัมประสิทธิ์ความเชื่อมั่น $1 - \alpha$

โดยช่วงความเชื่อมั่นของข้อมูลสามารถคำนวณได้จากสมการ และในงานวิจัยนี้
ใช้ α เท่ากับ 0.05 โดยช่วงของข้อมูลที่ใช้ในการคำนวณจะให้ค่าความเชื่อมั่นของข้อมูล 95%



ภาพที่ ข.1 ตัวอย่างกราฟการกระจายแบบ t ที่มีองศาความเป็นอิสระเท่ากับ 10

ภาพที่ ข.1 แสดงตัวอย่างกราฟการกระจายแบบ t ที่มีองศาความเป็นอิสระ
เท่ากับ 10 และใช้ α เท่ากับ 0.05 โดยกราฟเป็นกราฟแบบสองด้าน (Two-side test) ซึ่ง $\alpha/2$
เท่ากับ 0.025 โดยสามารถอ่านค่าวิกฤติ (t) จากฝั่งขวามือของกราฟได้ประมาณ 2.228

ตารางที่ ข.1 ค่าวิกฤตทวิน (t) ที่เป็นความสัมพันธ์ระหว่างองศาความอิสระกับช่วงความมั่นใจของข้อมูล [19]

Degree of freedom	Upper critical values						
	75%	80%	85%	90%	95%	97.5%	99%
1	1.00	1.38	1.96	3.08	6.31	12.71	31.82
2	0.82	1.06	1.39	1.89	2.92	4.30	6.97
3	0.77	0.98	1.25	1.64	2.35	3.18	4.54
4	0.74	0.94	1.19	1.53	2.13	2.78	3.75
5	0.73	0.92	1.16	1.48	2.02	2.57	3.37
6	0.72	0.91	1.13	1.44	1.94	2.45	3.14
7	0.71	0.90	1.12	1.42	1.90	2.37	3.00
8	0.71	0.89	1.11	1.40	1.86	2.31	2.90
9	0.70	0.88	1.10	1.38	1.83	2.26	2.82
10	0.70	0.88	1.09	1.37	1.81	2.23	2.76
11	0.70	0.88	1.09	1.36	1.80	2.20	2.72
12	0.70	0.87	1.08	1.36	1.78	2.18	2.68
13	0.69	0.87	1.08	1.35	1.77	2.16	2.65
14	0.69	0.87	1.08	1.35	1.76	2.15	2.62
15	0.69	0.87	1.07	1.34	1.75	2.13	2.60
16	0.69	0.87	1.07	1.34	1.75	2.12	2.58
17	0.69	0.86	1.07	1.33	1.74	2.11	2.57
18	0.69	0.86	1.07	1.33	1.73	2.10	2.55
19	0.69	0.86	1.07	1.33	1.73	2.09	2.54

ตารางที่ ข.1 (ต่อ) ค่าวิกฤต t ที่ เป็นความสัมพันธ์ระหว่างองศาความอิสระกับช่วงความมั่นใจ
ของข้อมูล

Degree of freedom	Upper critical values						
	75%	80%	85%	90%	95%	97.5%	99%
20	0.69	0.86	1.06	1.33	1.73	2.09	2.53
21	0.69	0.86	1.06	1.32	1.72	2.08	2.52
22	0.69	0.86	1.06	1.32	1.72	2.07	2.51
23	0.69	0.86	1.06	1.32	1.71	2.07	2.50
24	0.69	0.86	1.06	1.32	1.71	2.06	2.49
25	0.68	0.86	1.06	1.32	1.71	2.06	2.49
26	0.68	0.86	1.06	1.32	1.71	2.06	2.48
27	0.68	0.86	1.06	1.31	1.70	2.05	2.47
28	0.68	0.86	1.06	1.31	1.70	2.05	2.47
29	0.68	0.85	1.06	1.31	1.70	2.05	2.46
30	0.68	0.85	1.06	1.31	1.70	2.04	2.46
40	0.68	0.85	1.05	1.30	1.68	2.02	2.42
50	0.68	0.85	1.05	1.30	1.68	2.01	2.40
60	0.68	0.85	1.05	1.30	1.67	2.00	2.39
80	0.68	0.85	1.04	1.29	1.66	1.99	2.37
100	0.68	0.85	1.04	1.29	1.66	1.98	2.36
120	0.68	0.85	1.04	1.29	1.66	1.98	2.36
∞	0.67	0.84	1.04	1.28	1.65	1.96	2.33

ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

ชื่อ – นามสกุล	นางสาวอนูรดี ทองธีรภาพ
วัน – เดือน – ปีเกิด	10 พฤศจิกายน 2525
ที่อยู่	60-62 ถ.เปรมประชาราษฎร์ ต.ในเมือง อ.เมือง จ.ร้อยเอ็ด 45000
วุฒิการศึกษา	ประถมศึกษาตอนต้น โรงเรียนอนุบาลร้อยเอ็ด ปี 2534 ประถมศึกษาตอนปลาย โรงเรียนอนุบาลร้อยเอ็ด ปี 2537 มัธยมศึกษาตอนต้น โรงเรียนสตรีศึกษา ปี 2540 มัธยมศึกษาตอนปลาย โรงเรียนสตรีศึกษา ปี 2543 วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ปี 2547
โทรศัพท์ติดต่อ	087-700-4274

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย