

วิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคและพฤติกรรมการไหลของน้ำโลหะระหว่างการแข็งตัว  
ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีเหล็กเจือปน



นางสาวสุรดา ช่วยประดิษฐ์

บทคัดย่อและแฟ้มข้อมูลฉบับเต็มของวิทยานิพนธ์ตั้งแต่ปีการศึกษา 2554 ที่ให้บริการในคลังปัญญาจุฬาฯ (CUIR)  
เป็นแฟ้มข้อมูลของนิสิตเจ้าของวิทยานิพนธ์ ที่ส่งผ่านทางบัณฑิตวิทยาลัย

The abstract and full text of theses from the academic year 2011 in Chulalongkorn University Intellectual Repository (CUIR)  
are the thesis authors' files submitted through the University Graduate School.

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการและวัสดุ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2560

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย  
**CHULALONGKORN UNIVERSITY**

Microstructure evolution and flow behaviour of molten metal during solidification  
of iron-containing Al-Si-Cu alloys



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

Engineering

Department of Metallurgical Engineering

Faculty of Engineering

Chulalongkorn University

Academic Year 2017

Copyright of Chulalongkorn University



จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย  
**CHULALONGKORN UNIVERSITY**

หัวข้อวิทยานิพนธ์

วิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคและพฤติกรรมการไหล  
ของน้ำโลหะระหว่างการแข็งตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสม  
ซิลิกอนและทองแดงที่มีเหล็กเจือปน

โดย

นางสาวสุรดา ช่วยประดิษฐ์

สาขาวิชา

วิศวกรรมโลหการและวัสดุ

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

อาจารย์ ดร. เชษฐา พันธุ์เครือบุตร

---

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้บัณฑิตวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วน  
หนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

.....คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์  
(รองศาสตราจารย์ ดร. สุพจน์ เตชวรสินสกุล)

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

.....ประธานกรรมการ  
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. มาวิน สุประดิษฐ์ ณ อยู่ธยา)

.....อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก  
(อาจารย์ ดร. เชษฐา พันธุ์เครือบุตร)

.....กรรมการ  
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. บุญรัตน์ โล่ห์วงศ์วัฒน์)

.....กรรมการภายนอกมหาวิทยาลัย  
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ราชธีร์ เตชไพศาลเจริญกิจ)

สุรดา ช่วยประดิษฐ์ : วิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคและพฤติกรรมการไหลของน้ำโลหะ ระหว่างการแข็งตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีเหล็กเจือปน (Microstructure evolution and flow behaviour of molten metal during solidification of iron-containing Al-Si-Cu alloys) อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก: อ. ดร. เศษฐา พันธุ์เครือบุตร, หน้า.

โลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง มีการใช้งานอย่างกว้างขวางในอุตสาหกรรมยานยนต์ แต่ในระหว่างกระบวนการรีไซเคิลอะลูมิเนียม จะเกิดการเจือปนของธาตุเหล็ก เป็นสาเหตุให้เกิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ในโครงสร้างจุลภาคที่ส่งผลต่อการเกิดโพรงหดตัวและทำให้สมบัติทางกลของวัสดุลดลง ด้วยสาเหตุนี้จึงมีความพยายามที่จะลดผลของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ด้วยวิธีต่างๆ แต่อย่างไรก็ตาม การศึกษาในอดีตยังไม่เพียงพอที่จะอธิบายพฤติกรรมการไหลของน้ำโลหะในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลวได้ งานวิจัยนี้จึงอาศัยเทคนิค *in situ* X-ray tomography ร่วมกับเทคนิค computational fluid dynamics (CFD) ในการวิเคราะห์วิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข็งตัว และศึกษาพฤติกรรมการไหลของน้ำโลหะภายในช่องแขนของเดนไดรต์ โดยทำการศึกษาในโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนต่างกัน (0.4-1.0 wt.%) ทั้งกรณีที่มีการเติมและไม่เติม grain refiner ผลการศึกษาพบว่า ปริมาณเหล็กเจือปนที่เพิ่มขึ้นส่งผลต่อพฤติกรรมในการกำเนิดของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi แต่ไม่ส่งผลต่อพฤติกรรมในการเติบโตของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ผลจากแบบจำลองทางคอมพิวเตอร์ด้วยเทคนิค CFD แสดงให้เห็นว่า เฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi และโครงสร้างยูเทคติก ส่งผลร่วมกันต่อการขัดขวางการไหลของน้ำโลหะ สมการทางคณิตศาสตร์ของ Blake-Kozeny ถูกนำมาปรับปรุงเพื่อใช้อธิบายพฤติกรรมการไหลของน้ำโลหะผลของการขัดขวางการไหล นอกจากนั้นการศึกษาในส่วนของการเติม grain refiner พบว่า ส่งผลให้โครงสร้างจุลภาคของเดนไดรต์เปลี่ยนจากลักษณะ columnar ไปเป็น equiaxed dendrite และทำให้พฤติกรรมการไหลภายในช่องแขนของเดนไดรต์เปลี่ยนแปลงไป ผลการศึกษายังพบว่า การเติม grain refiner ส่งผลต่อพฤติกรรมการกำเนิดของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi แต่ไม่ส่งผลต่อพฤติกรรมการเติบโตและลักษณะสัญญาณวิทยาของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ผลการศึกษาในงานวิจัยนี้จะเป็นประโยชน์ต่อการพัฒนาโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรดรีไซเคิล ให้มีข้อบกพร่องจากงานหล่อที่ลดลง ผ่านการควบคุมปริมาณเหล็กเจือปนและการเติม grain refiner ได้

ภาควิชา วิศวกรรมโลหการ ลายมือชื่อนิสิต .....

สาขาวิชา วิศวกรรมโลหการและวัสดุ ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาหลัก .....

ปีการศึกษา 2560

# # 5971450621 : MAJOR METALLURGICAL AND MATERIALS ENGINEERING

KEYWORDS: INTERMETALLICS / MICROSTRUCTURE EVOLUTION / ALUMINIUM ALLOYS / SOLIDIFICATION / IN-SITU X-RAY TOMOGRAPHY / COMPUTATIONAL FLUID DYNAMICS

SURADA CHUAYPRADIT: Microstructure evolution and flow behaviour of molten metal during solidification of iron-containing Al-Si-Cu alloys. ADVISOR: CHEDTHA PUNCREOBUTR, Ph.D., pp.

Al-Si-Cu casting alloys are widely used in the automotive industry. However, the enrichment of iron content during recycling process of these alloys leads to the formation of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi intermetallics. This often promotes porosity formation and degrades mechanical properties of the final products. Although there have been many attempts made to neutralise the detrimental effects of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi, understanding of flow behaviour and particle blockage remains limited. This work utilises in situ X-ray tomography and numerical simulation using computational fluid dynamics (CFD) technique to investigate 3D microstructure evolution and interdendritic flow behaviour during solidification. The studies were performed on commercial Al-Si-Cu alloys with varying iron content (0.4-1.0 wt.%Fe) and different grain refinement conditions. The results illustrate that higher iron content significantly affects nucleation phenomena of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi intermetallics but has no effect on growth. The CFD results showed that  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi intermetallics and Al-Si eutectic jointly block interdendritic fluid flow. An analytical expression, based on Blake–Kozeny model, was further developed for permeability prediction that considers the dependency of blocking particles. In addition, the results reveal that grain refinement affects Al dendritic structure as well as nucleation phenomena of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi intermetallics. There is, however, no evidence that it alters growth behaviour of intermetallics or their morphology. These findings could be used to develop better aluminium casting via the control of iron impurity and grain refinement.

Department: Metallurgical Engineering Student's Signature .....

Field of Study: Metallurgical and Materials Engineering Advisor's Signature .....

Academic Year: 2017

## กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จอย่างสมบูรณ์และเป็นเกียรติแก่ผู้วิจัย เนื่องจากได้รับความช่วยเหลืออย่างดียิ่งจากอาจารย์ ดร. เชษฐา พันธุ์เครือบุตร อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ที่ได้กรุณาให้คำแนะนำ คำปรึกษา ช่วยตรวจสอบแก้ไขข้อบกพร่องระหว่างการดำเนินการทำวิทยานิพนธ์ ตลอดจนกำลังใจที่มอบให้ทุกช่วงเวลา รวมถึงคำแนะนำที่เป็นประโยชน์จากคณะกรรมการสอบและคณาจารย์ประจำภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัยทุกท่าน ที่ทำให้วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สมบูรณ์ลุล่วงและถูกต้องมากยิ่งขึ้น

งานวิจัยนี้ได้รับความร่วมมืออย่างดีจากศูนย์ Manchester X-ray Imaging Facility (MXIF), University of Manchester, UK และศูนย์ TOMCAT beamline at the Swiss Light Source, PSI, Switzerland และยังได้รับความช่วยเหลือจากนายพรศักดิ์ ปัญจวิรัตน์ เจ้าหน้าที่ศูนย์ความเป็นเลิศด้านฟิสิกส์ (ThEP Center) ภาควิชาฟิสิกส์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ที่ได้ให้คำแนะนำในการวิเคราะห์ด้วยเครื่องมือ SEM, EDS และ EBSD รวมถึงความอนุเคราะห์จากนางสาวชองทอง จรัสสิงห์ เจ้าหน้าที่ธุรการภาควิชาวิศวกรรมโลหการ สำหรับการอำนวยความสะดวกในการใช้เครื่องมือของภาควิชาฯ และในการติดต่อประสานงาน

ขอขอบคุณบัณฑิตวิทยาลัย จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ที่มอบทุนสนับสนุนการศึกษา (ทุนอุดหนุนการศึกษาระดับบัณฑิตศึกษาจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย เพื่อเฉลิมฉลองวโรกาสที่พระบาทสมเด็จพระเจ้าอยู่หัวทรงเจริญพระชนมายุครบ 72 พรรษา) ตลอดระยะเวลาที่ศึกษาในระดับปริญญาโท

สุดท้ายนี้ ขอขอบพระคุณ คุณพ่อและคุณแม่ รวมถึงพี่ ๆ เพื่อน ๆ และน้อง ๆ นิสิตภาควิชาวิศวกรรมโลหการ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย โดยเฉพาะอย่างยิ่ง ในกลุ่มวิจัยเดียวกัน สำหรับกำลังใจและช่วงเวลาดี ๆ ที่สร้างร่วมกัน



## สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ .....	จ
กิตติกรรมประกาศ .....	ฉ
สารบัญ.....	ช
สารบัญตาราง.....	ญ
สารบัญรูปภาพ .....	ฎ
บทที่ 1.....	1
บทนำ .....	1
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของงานวิจัย.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย .....	3
1.3 ขอบเขตของงานวิจัย .....	3
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ .....	4
บทที่ 2.....	5
วรรณกรรมปริทัศน์.....	5
2.1 การกำเนิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะในโลหะอะลูมิเนียมผสม .....	5
2.2 เฟสสารประกอบเชิงโลหะ $\beta$ -Al <sub>5</sub> FeSi .....	7
2.3 อิทธิพลของเฟสสารประกอบเชิงโลหะของเหล็กต่อพฤติกรรมระหว่างการแข็งตัวของ โครงสร้างจุลภาคกึ่งแข็งกึ่งเหลว.....	29
2.4 การทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะระหว่างช่องแขนของเดนไดรต์.....	40
2.5 การปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคด้วยวิธี grain refinement ของระบบ Al-Ti-B.....	45
2.6 อิทธิพลของการปรับปรุงสภาพเกรนด้วยวิธี grain refinement ต่อการกำเนิดข้อบกพร่อง ในโลหะอะลูมิเนียมผสม .....	60
บทที่ 3.....	63

ระเบียบวิธีการวิจัย .....	63
3.1 การเตรียมชิ้นงาน .....	63
3.2 การศึกษาอุณหภูมิการกำเนิดเฟสและปฏิกิริยาทางความร้อนระหว่างการเย็นตัวโดย เทคนิค DSC – Differential Scanning Calorimeters .....	63
3.3 การศึกษาภาพโครงสร้างจุลภาค 2 มิติหลังการแข็งตัว .....	64
3.4 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค 3 มิติ ระหว่างการแข็งตัว โดยเทคนิค in situ X-ray tomography .....	64
3.5 การสร้างแบบจำลองการไหลทางคอมพิวเตอร์โดยเทคนิค CFD – Computational Fluid Dynamics .....	71
บทที่ 4 .....	74
ผลการวิจัยและอภิปรายผล .....	74
4.1 ผลของปริมาณเหล็กต่อการกำเนิดและเติบโตของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ .....	74
4.1.1. ผลของปริมาณเหล็กต่ออุณหภูมิในการกำเนิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะ .....	74
4.1.2 ผลการศึกษาโครงสร้างจุลภาคแบบ 2 มิติ หลังการแข็งตัว ด้วยกล้องจุลทรรศน์ อิเล็กตรอนแบบส่องกราด .....	75
4.1.3. ผลการศึกษาโครงสร้างจุลภาคแบบ 3 มิติ ระหว่างการแข็งตัว (in situ) ด้วย เทคนิค X-ray tomography .....	76
4.1.4. ผลการวิเคราะห์เชิงปริมาณของพฤติกรรมกำเนิดและการเติบโตของเฟส สารประกอบเชิงโลหะ $\beta$ -Al <sub>5</sub> FeSi .....	79
4.2 ผลของปริมาณเหล็กต่อความสามารถในการไหลของน้ำโลหะ .....	87
4.2.1. ผลการศึกษาพฤติกรรมกำเนิดและเติบโตของโครงสร้างจุลภาคต่อ ความสามารถในการไหลของน้ำโลหะ ด้วยการสร้างแบบจำลองทางคอมพิวเตอร์ ด้วยเทคนิค CFD – Computational Fluid Dynamics .....	87
4.2.2. แบบจำลองทางคณิตศาสตร์สำหรับการทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านของ น้ำโลหะในช่องแขนของเดนไดรต์ .....	96

4.3 ผลของการปรับปรุงสภาพเกรนต่อการกำเนิดและเติบโตของโครงสร้างจุลภาค .....	106
4.3.1. ผลของการปรับปรุงสภาพเกรนต่ออุณหภูมิในการกำเนิดเฟส .....	106
4.3.2. ผลการศึกษาโครงสร้างจุลภาคแบบ 2 มิติ หลังการแข็งตัว ด้วยกล้องจุลทรรศน์ อิเล็กตรอนแบบส่องกราด .....	107
4.3.3. ผลการศึกษาโครงสร้างจุลภาคแบบ 3 มิติ ระหว่างการแข็งตัว ด้วยเทคนิค X-ray tomography .....	109
4.3.4. ผลการวิเคราะห์พฤติกรรมการกำเนิดและเติบโตของสารประกอบเชิงโลหะ $\beta$ -Al <sub>5</sub> FeSi เชิงปริมาณ .....	121
4.4 ผลการศึกษาความสามารถในการไหลของน้ำโลหะระหว่างการแข็งตัวของโครงสร้าง จุลภาคที่มีผลของ grain refiner ร่วมด้วย .....	126
บทที่ 5 .....	133
สรุปผลการวิจัย .....	133
5.1 ผลของปริมาณเหล็กต่อการกำเนิดและเติบโตของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ .....	133
5.2 ผลของปริมาณเหล็กต่อความสามารถในการไหลของน้ำโลหะ .....	134
5.3 ผลของการปรับปรุงสภาพเกรนต่อการกำเนิดและเติบโตของโครงสร้างจุลภาค .....	135
5.4 ผลการศึกษาความสามารถในการไหลของน้ำโลหะระหว่างการแข็งตัวของโครงสร้าง จุลภาคที่มีผลของ grain refiner ร่วมด้วย .....	136
5.5 ประโยชน์จากงานวิจัยและแนวทางการพัฒนา .....	137
รายการอ้างอิง .....	139
ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์ .....	145

## สารบัญตาราง

ตารางที่ 1 – การวิเคราะห์ขนาดเกรนโดยเฉลี่ย เมื่อมีผลของปริมาณ Al-5Ti-1B หรือปริมาณของไทเทเนียมต่าง ๆ กัน ในโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 [36].....	56
ตารางที่ 2 – เปรียบเทียบอุณหภูมิในการกำเนิดเฟสต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่ส่วนผสมเหล็กเจือปนต่างกัน .....	75
ตารางที่ 3 – ตัวแปรในการคำนวณเพื่อทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านโดยใช้แบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Blake-Kozeny [5, 24].....	97
ตารางที่ 4 – พจน์จากผลของเฟส $\beta$ -Al <sub>5</sub> FeSi และค่าสัมประสิทธิ์ ที่เพิ่มเติมในแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Blake-Kozeny เพื่อทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่าน .....	103
ตารางที่ 5 – ผลเปรียบเทียบอุณหภูมิในการกำเนิดเฟสต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัว ด้วยเทคนิคต่าง ๆ ทั้งกรณีที่ไม่เติม (NGR) และเติม grain refiner (GR) ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 และ 1.0 โดยน้ำหนัก .....	107
ตารางที่ 6 – ค่าความสามารถในการซึมผ่าน ณ อุณหภูมิต่าง ๆ จากการจำลองการไหลของน้ำโลหะเข้าสู่โครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข็งตัวทั้งที่ไม่มีและมีเฟส $\beta$ -Al <sub>5</sub> FeSi โดยการจำลองการไหลของน้ำโลหะเข้าสู่โครงสร้างจุลภาคทั้ง 3 ทิศทาง (ไหลทิศทางขนานกับแกน x, y และ z).....	126

สารบัญรูปภาพ

- รูปที่ 1 – ลักษณะโครงสร้างจุลภาคและสัณฐานวิทยาของเฟสสารประกอบเชิงโลหะรูปแบบต่าง ๆ ของโลหะอะลูมิเนียมผสม Al-5Si-1Cu-0.5Mg-(Fe): (a)  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi; (b)  $\alpha$ -Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si; (c)  $\pi$ -Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub> ที่โตจาก  $\beta$  และ (d) script-like  $\pi$ -phase [1] ..... 5
- รูปที่ 2 – โครงสร้างจุลภาคจากการกระเจิงกลับของอิเล็กตรอน (backscattered electron) ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสม Al-7Si-0.7Fe-0.4Mg-0.3Mn (wt.%) (A: เฟสอะลูมิเนียม, B: เฟสยูเทคติกของซิลิกอน, C: เฟส Mg<sub>2</sub>Si, D: เฟส  $\beta$  แบบเข็มหยาบ, E: เฟส  $\beta$  แบบเข็มละเอียด, F: เฟส  $\beta$  แบบบล็อก และ G: เฟส  $\beta$  แบบอักษรจีน) [2] ..... 6
- รูปที่ 3 – โครงสร้างจุลภาคของโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 พบบริเวณของ (1) เคนไทรท์ของอะลูมิเนียม (2) อนุภาค pre-eutectic  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi (3) ยูเทคติกของดิกซิลิกอน (4) อนุภาค post-eutectic  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi (5a) อนุภาค Al<sub>2</sub>Cu (5b) โครงสร้างยูเทคติก ระหว่างอะลูมิเนียมและ Al<sub>2</sub>Cu และ (6) อนุภาคของ Al<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Cu<sub>2</sub>Si<sub>6</sub> [4] ..... 9
- รูปที่ 4 – ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนต่ำ (a,c) และสูง (b,c) โดยที่ (c, d) มีการทำ modification จากการเติม Sr [4] ..... 10
- รูปที่ 5 – โครงสร้างจุลภาคที่ตรงกลางชิ้นงานของโลหะอะลูมิเนียมผสมที่ผ่านการปรับปรุงโดยวิธี modification และ grain refinement ร่วมกัน พบเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi (บริเวณวงกลม) และเฟส  $\alpha$ -Script (บริเวณลูกศร) [8] ..... 12
- รูปที่ 6 – แผนภูมิแห่งแสดงความหนาแน่นของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi บริเวณใจกลางชิ้นงาน โดย (H1) ไม่ผ่านการปรับปรุง (H1T) grain refinement (H1S3) modification (H1TS3) modification และ grain refinement [8] ..... 13
- รูปที่ 7 – โครงสร้างจุลภาคระหว่างเย็นตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสมโดยเทคนิค X-ray synchrotron tomography โดยบริเวณดังลูกศรใน (a) โครงสร้างเคนไทรท์ของอะลูมิเนียม, (b) แผ่น  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi, (c) โครงสร้างยูเทคติก และ (d) โครงสร้าง Al<sub>2</sub>Cu [14] ..... 14
- รูปที่ 8 – การศึกษาลำดับการกำเนิดเฟส และการเติบโตของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ระหว่างการเย็นตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปน [15] ..... 14
- รูปที่ 9 – โครงสร้างจุลภาคของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ทั้งหมด 4 แผ่น ซึ่งเริ่มกำเนิดจากผิวภายนอกของชิ้นงาน ที่อุณหภูมิ 573 องศาเซลเซียส [14] ..... 15

รูปที่ 10 – การเติบโตของแผ่น $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ที่อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการเย็นตัว [15].....	16
รูปที่ 11 – ลักษณะการเกิด $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ที่บริเวณต่าง ๆ ภายในชิ้นงาน [15] .....	16
รูปที่ 12 – วิวัฒนาการการเติบโตของโครงสร้างจุลภาคของแผ่น $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ แต่ละแผ่น [14] .....	17
รูปที่ 13 – โครงสร้างจุลภาคแสดงการเติบโตของ $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ณ เวลาต่าง ๆ ระหว่างการเย็นตัว พบการแยกออกเป็นกิ่งและความไม่สม่ำเสมอของแผ่น [14].....	18
รูปที่ 14 – โครงสร้างจุลภาค 3 มิติของแผ่น $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ที่อุณหภูมิ 573 องศาเซลเซียส แสดงอิทธิพลของโครงสร้างเดนไดรต์ทำให้แผ่น $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ มีลักษณะซับซ้อน [14] .....	19
รูปที่ 15 – กลไกการเติบโตและลักษณะสัณฐานวิทยาของแผ่น $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ระหว่างการแข็งตัวที่บันทึกได้จากเทคนิค X-ray tomography [15].....	19
รูปที่ 16 – ลักษณะการเกิดปฏิสัมพันธ์ระหว่างเฟสสารประกอบเชิงโลหะ โดย (a-c) เป็นลักษณะ impingement และ (d-f) เป็นลักษณะ branching [15].....	20
รูปที่ 17 – (a) โครงสร้างจุลภาคจาก SEM และ (b) โครงสร้างจุลภาค 3 มิติจากเทคนิค X-ray tomography ของเฟส $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ลักษณะ curved ในชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก และธาตุเหล็กเจือปนร้อยละ 1 โดยน้ำหนัก [6] .....	21
รูปที่ 18 – โครงสร้างจุลภาค 3 มิติจากเทคนิค X-ray tomography ของเฟส $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ลักษณะ bend (บริเวณล้อมรอบสีขาว) ในชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 7 โดยน้ำหนัก และธาตุเหล็กเจือปนร้อยละ 1 โดยน้ำหนัก [6] .....	22
รูปที่ 19 – (a) โครงสร้างจุลภาคจาก SEM และ (b) โครงสร้างจุลภาค 3 มิติจากเทคนิค X-ray tomography ของเฟส $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ลักษณะ branched และ hole-shaped ในชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก และธาตุเหล็กเจือปนร้อยละ 1 โดยน้ำหนัก [6].....	23
รูปที่ 20 – (a,b) โครงสร้างจุลภาค 3 มิติจากเทคนิค X-ray tomography ของเฟส $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ลักษณะ hole-shaped และ (c) โครงสร้างจุลภาค 2 มิติ แสดงแท่งตรงของเฟส $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ในชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก และธาตุเหล็กเจือปนร้อยละ 1 โดยน้ำหนัก [6].....	24
รูปที่ 21 – แสดงรูปร่างของเฟส $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ลักษณะ imprints ในชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 7 โดยน้ำหนัก และธาตุเหล็กเจือปนร้อยละ 1 โดยน้ำหนัก [6] .....	24

- รูปที่ 22 – โครงสร้างจุลภาค 3 มิติจากเทคนิค X-ray tomography ของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ลักษณะ wavy-shaped ในชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 7 โดยน้ำหนัก และธาตุเหล็กเจือปนร้อยละ 1 โดยน้ำหนัก (ลูกศรสีดำแสดงบริเวณที่พบ valleys) [6]..... 25
- รูปที่ 23 – โครงสร้างจุลภาค 3 มิติของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi จากเทคนิค X-ray tomography ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก เมื่อส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.2, 0.5 และ 1.0 โดยน้ำหนัก โดย A คือบริเวณขอบของชิ้นงาน D คือบริเวณใจกลางของชิ้นงาน ทั้งกรณีที่ไม่มี (0 mT) และมี (6 mT) การกวน [6]..... 27
- รูปที่ 24 – โครงสร้างจุลภาค 3 มิติของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi จากเทคนิค X-ray tomography ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 7 โดยน้ำหนัก เมื่อส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.2, 0.5 และ 1.0 โดยน้ำหนัก ที่บริเวณใจกลางของชิ้นงาน กรณีที่ไม่มี (0 mT) และมี (6 mT) การกวน [6]..... 28
- รูปที่ 25 – วิวัฒนาการของความเสียหายหลังจากจำลองการกำเนิด hot tearing ของโลหะ Al-7.5Si-3.5Cu ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a-d) 0.2 และ (e-h) 0.6 โดยน้ำหนัก ที่ขนาดความเครียดจริงต่างกัน บริเวณวงกลมสีแดงแสดงจุดเริ่มกำเนิดความเสียหาย [18] ..... 30
- รูปที่ 26 – วิวัฒนาการในการกำเนิด hot tearing ของ Al-7.5Si-3.5Cu ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a) 0.2 และ (b) 0.6 โดยน้ำหนัก ที่ขนาดความเครียดจริงต่างกัน (I-IV) [18]... 30
- รูปที่ 27 – โครงสร้างจุลภาคแนวยาวของชิ้นงาน Al-7.5Si-3.5Cu ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a) 0.2 และ (b) 0.6 โดยน้ำหนัก หลังเกิดความเสียหาย [18] ..... 32
- รูปที่ 28 – กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นเชิงปริมาตรของ voids ต่อปริมาตรทั้งหมดของชิ้นงาน Al-7.5Si-3.5Cu ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.2 และ 0.6 โดยน้ำหนัก หลังเกิดความเสียหาย [18]..... 32
- รูปที่ 29 – วิวัฒนาการการกำเนิดและเติบโตของรูพรุน (สีน้ำเงิน) ร่วมกับการเติบโตของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi (สีแดง) ที่อุณหภูมิ (a) 565°C (b) 561°C (c) 555°C และ (d) 550°C ระหว่างการเย็นตัว [18]..... 34
- รูปที่ 30 – ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง แสดงเฟสซิลิกอน (หมายเลข 1) ซึ่งกำเนิดบนแผ่น  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi (หมายเลข 2) จากการกำเนิดผ่านปฏิกิริยา

- Al-Si- $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ternary eutectic ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอน ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a) 0.7 และ (b) 1.0 โดยน้ำหนัก [21]..... 35
- รูปที่ 31 – แผนภูมิเฟสของระบบ Al-Si-Fe โดยตัวย่อ 1, 2 และ 3 แสดง primary, binary และ ternary ตามลำดับ แต่ละเส้นที่ปริมาณเหล็กใด ๆ ในแผนภูมิ มีไว้บ่งบอกลำดับในการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นระหว่างการแข็งตัว โดยที่เส้นประหมายถึงไม่สามารถแบ่งบริเวณได้อย่างแน่นอน [21] ..... 36
- รูปที่ 32 – จำลองการกำเนิดของโครงสร้างยูเทคติกบนเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ณ อุณหภูมิที่ ternary Al-Si- $\beta$  เริ่มกำเนิดในโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอน ที่ปริมาณเหล็ก (a) เท่ากับค่าวิกฤติ (b) น้อยกว่าค่าวิกฤติ และ (c) มากกว่าค่าวิกฤติ [21]..... 37
- รูปที่ 33 – แสดงความเร็วของน้ำโลหะภายในช่องแกนของเดนไดรต์ ระหว่างการแข็งตัว ทั้งกรณีที่ไม่มี (a, c, e, g) และมี (b, d, f, h) เฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ณ อัตราส่วนของแข็ง (a, b) 0.30 (578 $\pm$ 1 $^{\circ}$ C), (c, d) 0.36 (572 $\pm$ 1 $^{\circ}$ C), (e, f) 0.41 (565 $\pm$ 1 $^{\circ}$ C) และ (g, h) 0.56 (561 $\pm$ 1 $^{\circ}$ C) โดยสี่เทา คือ แกนของเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมปฐมภูมิ และสี่ขาวคือเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi [5]..... 39
- รูปที่ 34 – ความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะในทิศทาง (a) ขนาน (b) ตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิ ทั้งที่ไม่มีและมีเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi เส้นประแสดงอุณหภูมิที่เริ่มกำเนิดเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi และยูเทคติกของซิลิกอน [5]..... 40
- รูปที่ 35 – แผนภาพจำลองการไหลในทิศทาง (a) ขนาน และ (b) ตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ [23] ..... 41
- รูปที่ 36 – พื้นที่ตัดขวางของช่องทางเดินของน้ำโลหะระหว่างแกนของเดนไดรต์ สำหรับการไหลในทิศทาง (a) ขนาน และ (b) ตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ [23]..... 42
- รูปที่ 37 – เปรียบเทียบค่าความสามารถในการซึมผ่านที่ได้จากการทดลองผ่านการจำลองทางคอมพิวเตอร์และจากการคำนวณตามสมการที่ (10) และ (11) สำหรับการไหลในทิศทาง (a) ขนาน และ (b) ตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ ภายในโครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข็งตัวทั้งกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก โดยที่ eut หมายถึงโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบด้วยโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน [5]..... 44



- รูปที่ 38 – โครงสร้างจุลภาค (a,c) แนวตัดขวาง (b,d) แนวตั้ง แสดงโครงสร้างเกรนของอะลูมิเนียม โดย (a,b) ไม่เติม grain refiner (c,d) เติม Al-5Ti-1B ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนักเป็น grain refiner [26] ..... 46
- รูปที่ 39 – กราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณของขอบเกรน (ผผันกับขนาดของเกรน) กับปริมาณของไทเทเนียมที่เติมในอะลูมิเนียมผสม โดยปราศจากโบรอน พบการเปลี่ยนแนวโน้มของความสัมพันธ์ที่ปริมาณไทเทเนียมร้อยละ 0.15 โดยน้ำหนัก [27]..... 47
- รูปที่ 40 – แผนภูมิสมมูลของระบบอะลูมิเนียมผสมไทเทเนียม ซึ่งเฟสของแข็ง ของเหลว และ อุณหภูมิขึ้นกับความสามารถในการละลายของไทเทเนียมใน  $\alpha$ -Al [28]..... 47
- รูปที่ 41 – แผนภูมิสมมูลของระบบโลหะอะลูมิเนียมผสมโบรอน เกิดปฏิกิริยาอุทกติกที่อุณหภูมิ 659.7°C และปริมาณโบรอนร้อยละ 0.022 โดยน้ำหนัก [28]..... 48
- รูปที่ 42 – โครงสร้างจุลภาคของโลหะอะลูมิเนียมผสมเมื่อเติม grain refiner Al-5Ti-1B ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก ด้วยวิธีการต่างๆ (a) เติม Al-8TiB<sub>2</sub> (b) เติม Al-3.2TiB<sub>2</sub> ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก โดยปราศจากไทเทเนียมส่วนเกิน และ (c) เติม Al-8TiB<sub>2</sub> และโลหะผสม Al-10Ti ร่วมด้วย [26]..... 50
- รูปที่ 43 – (a) ภาพที่ได้จากเทคนิค High Angle Annular Dark Field (HAADF) STEM (Z-contrast) แสดง การกำเนิดของ monolayer ระดับอะตอมบนพื้นผิว (0001) ของอนุภาค TiB<sub>2</sub> และ (b) แบบจำลองกลไกการเกิด heterogeneous nucleation ของอะลูมิเนียมปฐมภูมิบนพื้นผิว (0001) ของอนุภาค TiB<sub>2</sub> ที่มีชั้น (112) Al<sub>3</sub>Ti 2DC monolayer เกาะอยู่ [26] ..... 51
- รูปที่ 44 – โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมเหล็กร้อยละ 0.18 ซิลิกอนร้อยละ 0.08 โดยน้ำหนัก และ (a) ไม่เติมไทเทเนียม (b,c) เติมไทเทเนียมร้อยละ 0.05 และ 0.5 โดยน้ำหนัก ตามลำดับ [32]..... 52
- รูปที่ 45 – โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เติม grain refiner ระบบ Al-5Ti-1B ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก และค้ำไว้ที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา (a) 1 ชั่วโมง (b) 78 ชั่วโมง [26].... 54
- รูปที่ 46 – ความสัมพันธ์ของขนาดเกรนที่ได้หลังจากค้ำไว้ที่อุณหภูมิ 800°C ที่เวลาต่าง ๆ ของโลหะอะลูมิเนียมผสมที่เติม grain refiner ระบบ Al-5Ti-1B ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก [26]... 54

รูปที่ 47 – โครงสร้างจุลภาคหลังเย็นตัวหลังจากทำ intensive melt shearing ที่อุณหภูมิ 720°C เป็นเวลา 45 นาที ของโลหะอะลูมิเนียมผสม ที่เติม grain refiner ระบบ Al-5Ti-1B ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก [26] .....	55
รูปที่ 48 – ความสัมพันธ์ของขนาดเกรนเมื่อเติมโลหะผสม Al-5Ti-1B ในปริมาณที่ต่าง ๆ กัน ในโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 [36].....	56
รูปที่ 49 – โครงสร้างจุลภาคของโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 (a,b) ไม่เติม grain refiner (c,d) เติม grain refiner ที่ปริมาณไทเทเนียมสูงสุด ร้อยละ 0.17 โดยน้ำหนัก [36].....	57
รูปที่ 50 – กราฟการเย็นตัวและอนุพันธ์ลำดับที่ 1 ของโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 กรณีที่ (a) ไม่เติม grain refiner และ (b) เติม grain refiner ที่ปริมาณไทเทเนียมร้อยละ 0.4 โดยน้ำหนัก [36].....	58
รูปที่ 51 – ผลของการปรับปรุงสภาพเกรนด้วยวิธี grain refinement ต่ออุณหภูมิกำเนิดเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิ [36].....	59
รูปที่ 52 – ผลของการปรับปรุงสภาพเกรนด้วยวิธี grain refinement ต่อ undercooling และเวลาสำหรับการกำเนิดโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม [36].....	59
รูปที่ 53 – ผลของ grain refiner ชนิด Al-5Ti-1B ต่ออุณหภูมิในการกำเนิดและเติบโตของโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน [36] .....	60
รูปที่ 54 – โครงสร้างจุลภาคของเฟสสารประกอบเชิงโลหะของเหล็ก กรณีที่ (a) ไม่มีการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาค และ (b) เติม grain refiner ร้อยละ 0.8 โดยน้ำหนัก ลูกศรสีดำแสดงเฟส secondary $\beta$ -AlFeSi [40] .....	61
รูปที่ 55 – ผลของการทำ grain refinement ต่อการเกิด hot tearing ในโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 [41].....	62
รูปที่ 56 – ลักษณะสัญญาณวิทยาของโครงสร้างจุลภาคของโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 (กำลังขยาย 50 เท่า) [41].....	62
รูปที่ 57 – โพรไฟล์การควบคุมอุณหภูมิสำหรับการทดสอบด้วยเทคนิค DSC .....	64
รูปที่ 58 – โครงสร้างจุลภาคก่อนปรับลดความหยاب (ซ้าย) หลังปรับลดความหยاب (ขวา).....	66
รูปที่ 59 – โครงสร้างจุลภาคก่อนการแยกแยะเฟส (ซ้าย) หลังการแยกแยะเฟส สำหรับเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิ (ขวา).....	67

- รูปที่ 60 – เปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคระหว่างโครงสร้างจุลภาคตัดขวาง 2 มิติ (ซ้าย) โครงสร้างจุลภาคจากการสร้างพื้นผิวเป็น 3 มิติ (ขวา) ณ อุณหภูมิ 559°C ระหว่างการแข็งตัว โดยที่สีเทาแสดงเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิ และสีฟ้าแสดงเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ..... 67
- รูปที่ 61 – การแสดงข้อมูลภาพโครงสร้างจุลภาค 3 มิติที่อุณหภูมิ 559°C ระหว่างการแข็งตัว ของข้อมูลภาพที่ผ่านการแยกแยะเฟส โดย (a) เฟสของอะลูมิเนียมปฐมภูมิ (b) เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และ (c) เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ภายในช่องแชนของโครงสร้างเดนไดรต์ ..... 68
- รูปที่ 62 – เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ผ่านการแยกแยะเฟสจากโครงสร้างจุลภาค (a) ก่อนการจำแนก (b) หลังการจำแนก  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แต่ละแผ่น โดยที่ความแตกต่างของสีระบุถึง  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ต่างแผ่นกัน ..... 68
- รูปที่ 63 – แสดงการวัดความยาวของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ผ่านการจำแนกแผ่น โดยที่ลูกศรสีเหลืองแสดงการวัดความยาวของแผ่นในด้านที่ยาวที่สุด ..... 69
- รูปที่ 64 – แสดงการวัดมุมในการจัดเรียงตัวของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยที่ลูกศรสีแดงแสดงเวกเตอร์ที่ตั้งฉากกับผิวหน้าของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และลูกศรสีดำแสดงทิศทางขนานกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์..... 70
- รูปที่ 65 – แผนภาพเหตุการณ์การเกิดปฏิสัมพันธ์ระหว่างเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ..... 70
- รูปที่ 66 – ตัวอย่างข้อมูลภาพโครงสร้างจุลภาค 3 มิติที่ใช้เป็นโดเมนสำหรับการจำลองการไหลของน้ำโลหะ ทั้งกรณีที่ (a) ไม่มี และ (b) มีเฟสสารประกอบเชิงโลหะภายในโครงสร้าง ..... 72
- รูปที่ 67 – การติดตั้งการจำลองสภาวะการไหลสำหรับโครงสร้างแบบ 3 มิติ โดยติดตั้ง buffer zone เพิ่มเติมเพื่อรักษาเสถียรภาพของของไหล ..... 72
- รูปที่ 68 – โครงสร้างระหว่างการเย็นตัวที่อุณหภูมิ 559.0°C เมื่อมี เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  (a) ภาพตัดขวางของโครงสร้างหลังจำแนกเฟส (b) ภาพโครงสร้างตัดขวาง 2 มิติและ (c) 3 มิติ แสดงความแตกต่างของความเร็วน้ำโลหะภายในช่องแชนของเดนไดรต์ ..... 73
- รูปที่ 69 – โครงสร้างจุลภาคหลังการแข็งตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a) 0.4 และ (b) 1.0 โดยน้ำหนัก ที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 100 เท่า โดยเฟสสารประกอบเชิงโลหะแสดงด้วยลูกศรสีแดง..... 76

- รูปที่ 70** – ตัวอย่างภาพโครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข็งตัว (in situ) ทั้งชิ้นงานทรงกระบอกด้วยเทคนิค in situ X-ray tomography และบริเวณที่ถูกเลือกเพื่อทำการศึกษา ขนาด  $400 \times 400 \times 400 \text{ voxels}^3$  (กรอบสีแดง)..... 76
- รูปที่ 71** – วิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข็งตัวในแนวตัดขวาง ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่มีส่วนผสมของเหล็กร้อยละ (a-c) 0.4, (d-f) 0.6 และ (g-i) 1.0 โดยน้ำหนัก โดยแสดงที่ (a-c) อุณหภูมิ  $598 \pm 1, 566 \pm 1, 560 \pm 1^\circ\text{C}$ , (d-f) อุณหภูมิ  $596 \pm 1, 578 \pm 1, 561 \pm 1^\circ\text{C}$ , และ (g-i) อุณหภูมิ  $591 \pm 1, 578 \pm 1, 562 \pm 1^\circ\text{C}$  ตามลำดับ ..... 77
- รูปที่ 72** – การแสดงข้อมูลในรูปแบบ 3 มิติในบริเวณที่ถูกเลือก ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a, d) 0.4, (b, e) 0.6 และ (c, f) 1.0 โดยน้ำหนัก โดยที่ (a-c) แสดงโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม ก่อนกำเนิดโครงสร้างยูเทคติก ที่อุณหภูมิ  $563 \pm 1, 566 \pm 1$  และ  $565 \pm 1^\circ\text{C}$  ตามลำดับ และ (d-f) แสดงเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่อุณหภูมิ  $548.5 \pm 1, 550 \pm 1$  และ  $545 \pm 1^\circ\text{C}$  ตามลำดับ ..... 78
- รูปที่ 73** – สัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรของสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัว ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนต่างกัน ที่ได้จากการทดลอง in situ solidification และเปรียบเทียบกับผลการศึกษาในอดีต [14, 15] ..... 79
- รูปที่ 74** – กราฟแสดงความถี่ในการกำเนิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะแต่ละอุณหภูมิ ( $T_n$ ) ระหว่างการแข็งตัวใน 1 หน่วยปริมาตรของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a) 0.4 และ (b) 1.0 โดยน้ำหนัก โดยที่  $\Delta T_n$  แสดง nucleation undercooling และเส้นสีแดงแสดงการกระจายตัวแบบระฆังคว่ำ..... 81
- รูปที่ 75** – กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความยาวเฉลี่ยของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เฉพาะแผ่นที่กำเนิด ณ อุณหภูมิแรกระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนต่างกัน ..... 82
- รูปที่ 76** – กราฟแสดงการกระจายตัวของความยาวของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่เปลี่ยนแปลงระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a) 0.4 และ (b) 1.0 โดยน้ำหนัก โดยที่  $T_n - T$  แสดงถึง nucleation undercooling ..... 84

- รูปที่ 77** – เปรียบเทียบการกระจายตัวของความยาวของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  หลังจากการแข็งตัวสมบูรณ์ ระหว่างชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 และ 1.0 โดยน้ำหนัก ..... 85
- รูปที่ 78** – ความถี่ของการเกิดปฏิสัมพันธ์ระหว่างเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ณ อุณหภูมิ ต่าง ๆ ตลอดการแข็งตัว ทั้งชนิด impingement และ branching โดยที่ unclassified หมายถึงชนิดของการเกิดปฏิสัมพันธ์ที่ไม่สามารถสรุปได้แน่ชัด ของชิ้นงานที่มีส่วนผสม ของเหล็กเจือปนร้อยละ (a) 0.4 และ (b) 1.0 โดยน้ำหนัก..... 87
- รูปที่ 79** – แสดงความเร็วของน้ำโลหะภายในช่องแกนของเดนไดรต์ระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 โดย น้ำหนัก ทั้งไม่มี (a,c,e,g) และมี (b,d,f,h) เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ระหว่างการแข็งตัว โดยที่ ปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ร้อยละ (a,b) 0.01 ( $566\pm 1^\circ\text{C}$ ), (c,d) 0.63 ( $563\pm 1^\circ\text{C}$ ), (e,f)  $1.40$  ( $560\pm 1^\circ\text{C}$ ) และ (g,h)  $1.74$  ( $548.5\pm 1^\circ\text{C}$ ) บริเวณที่แสดงด้วยสีเทาแสดงเฟส เดนไดรต์ของอะลูมิเนียม และสีขาวแสดงถึงเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ ..... 88
- รูปที่ 80** – แสดงความเร็วของน้ำโลหะ ภายในช่องแกนของเดนไดรต์ระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดย น้ำหนัก ทั้งไม่มี (a,c,e,g) และมี (b,d,f,h) เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ระหว่างการแข็งตัว โดยที่ ปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ร้อยละ (a,b) 2.36 ( $591\pm 1^\circ\text{C}$ ), (c,d) 6.43 ( $574\pm 1^\circ\text{C}$ ), (e,f)  $6.67$  ( $562\pm 1^\circ\text{C}$ ) และ (g,h)  $6.70$  ( $559\pm 1^\circ\text{C}$ ) บริเวณที่แสดงด้วยสีเทาแสดงเฟสเดนไดรต์ ของอะลูมิเนียม และสีขาวแสดงถึงเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ ..... 90
- รูปที่ 81** – ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะ เมื่อไหลในทิศทางขนาน กับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมทั้งที่มีและไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กับอุณหภูมิ รวมทั้งความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตร กับ อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการ แข็งตัว ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปน ร้อยละ (a) 0.4 และ (b) 1.0 โดยน้ำหนัก โดยเส้นประ แสดงถึง อุณหภูมิในการกำเนิดเฟส สารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน .. 92
- รูปที่ 82** – ความถี่ของทิศทางในการจัดเรียงตัวของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยการวัดมุมระหว่างเวกเตอร์ ที่ตั้งฉากกับผิวหน้าของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ ของชิ้นงานที่มี ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a) 0.4 และ (b) 1.0 โดยน้ำหนัก..... 94

- รูปที่ 83** – โครงสร้างจุลภาคตัดขวางระหว่างการแข่งขันตัว ณ อุณหภูมิกำเนิดโครงสร้างยูเทคติก Al-Si ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่ส่วนผสมของเหล็กร้อยละ (a) 0.4 และ (b) 1.0 โดยน้ำหนัก ที่อุณหภูมิ  $560 \pm 1$  และ  $562 \pm 1$  องศาเซลเซียส ตามลำดับ โดยที่บริเวณสีม่วงแสดงโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน บริเวณสีเทาแสดงโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม และบริเวณสีขาวแสดงเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ ..... 95
- รูปที่ 84** – เปรียบเทียบค่าความสามารถในการซึมผ่าน ที่ได้จากการจำลองการไหลของน้ำโลหะภายในโครงสร้างที่ไม่มีเฟสสารประกอบเชิงโลหะระหว่างการแข่งขันตัว ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4, 0.6 และ 1.0 โดยน้ำหนัก (จุดสีดำ) กับค่าที่ได้จากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ในรูปแบบต่างๆ ทั้งการไหลของน้ำโลหะในทิศทาง (a) ขนานและ (b) ตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์..... 99
- รูปที่ 85** – เปรียบเทียบค่าความสามารถในการซึมผ่าน ที่ได้จากการทดลองผ่านการจำลองทางคอมพิวเตอร์ กับค่าที่ได้จากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ ดังสมการที่ (6) และ (7) ทั้งกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สำหรับการไหลของน้ำโลหะในทิศทาง (a, c, e) ขนานและ (b, d, f) ตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ระหว่างการแข่งขันตัว ของชิ้นงานที่มีเหล็กเจือปนร้อยละ (a-b) 0.4, (c-d) 0.6 และ (e-f) 1.0 โดยน้ำหนัก ..... 104
- รูปที่ 86** – โครงสร้างจุลภาคหลังการแข่งขันตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่ส่วนผสมของเหล็กของเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ในกรณีของการเติม grain refiner โดยศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ที่กำลังขยาย (a) 100 เท่า และ (b) 400 เท่า และ (c) แสดงส่วนประกอบทางเคมี (โดยอะตอม) ณ บริเวณต่าง ๆ จากรูป (b) ด้วยเทคนิค Energy-dispersive X-ray spectroscopy..... 108
- รูปที่ 87** – โครงสร้างจุลภาคหลังการแข่งขันตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่ส่วนผสมของเหล็กของเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก ในกรณีของการเติม grain refiner โดยศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ที่กำลังขยาย (a) 100 เท่า และ (b) 400 เท่า และ (c) แสดงส่วนประกอบทางเคมี (โดยอะตอม) ณ บริเวณต่าง ๆ จากรูป (b) ด้วยเทคนิค Energy-dispersive X-ray spectroscopy..... 109
- รูปที่ 88** – โครงสร้างจุลภาคตัดขวางแนวตั้งระหว่างการแข่งขันตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ระหว่าง (a) เติม และ (b) ไม่เติม grain refiner โดยแสดงโครงสร้างจุลภาคที่สัดส่วนของแข็ง (a) 0.35

- (577±1°C) และ (b) 0.33 (575±1°C) กรอบสี่เหลี่ยมแสดงบริเวณที่ถูกเลือกเพื่อ  
 ทำการศึกษา ..... 110
- รูปที่ 89** – ข้อมูลในรูปแบบ 3 มิติแสดงโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมทั้งชิ้นงานระหว่างการ  
 แข็งตัว ความแตกต่างของสี (a, b) เพื่อแยกแยะเกรนทั้งหมด 3 เกรน และ(c,d) ขึ้นกับ  
 local curvature โดยแสดงที่อุณหภูมิ (a, c) 596±1°C และ (b, d) 582±1°C..... 111
- รูปที่ 90** – วิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคตัดขวางระหว่างการแข็งตัวในบริเวณที่ถูกเลือกเพื่อ  
 ทำการศึกษา ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็ก  
 เจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก เมื่อเติม grain refiner ร่วมด้วย โดยแสดงที่สัดส่วน  
 ปริมาตรของแข็ง 0.08, 0.28, 0.31 และ 0.56 ตามลำดับ ..... 112
- รูปที่ 91** – ข้อมูลในรูปแบบ 3 มิติแสดงโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมระหว่างการแข็งตัว ใน  
 กรณีที่เติม grain refiner โดยพิจารณาในบริเวณที่ถูกเลือกเพื่อทำการศึกษา ณ อุณหภูมิ  
 596±1°C และความแตกต่างของสีบ่งบอกเกรนที่แตกต่างกัน ..... 113
- รูปที่ 92** – ข้อมูลในรูปแบบ 3 มิติแสดงโครงสร้างอะลูมิเนียมเดนไดรต์ระหว่างการแข็งตัว ของ  
 ชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6  
 โดยน้ำหนัก เมื่อเติม grain refiner ร่วมด้วย โดยที่ (b-d) ถูกเลือกเพื่อศึกษาจากบริเวณที่  
 1 (กรอบสี่เหลี่ยม) และ (e-g) บริเวณที่ 2 (กรอบสีแดง) ขนาด 400×400×400 voxels<sup>3</sup>  
 ที่อุณหภูมิ (b, e) 602±1°C, (c, f) 581±1°C และ (g, d) 564±1°C ..... 114
- รูปที่ 93** – เปรียบเทียบโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมที่แสดงผลเป็น 3 มิติระหว่างการแข็งตัว  
 ทั้งในกรณี (a) เติม และ (b) ไม่เติม grain refiner โดยพิจารณาที่อุณหภูมิ (a) 585±1°C  
 และ (b) 582±1°C ซึ่งเป็นอุณหภูมิก่อนการกำเนิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะ ..... 115
- รูปที่ 94** – ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิระหว่างการแข็งตัวและสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตร ภายใน  
 บริเวณที่ทำการศึกษาทั้ง 2 บริเวณ ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง  
 ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก เมื่อเติม grain refiner ร่วมด้วย  
 เปรียบเทียบกับค่าที่ได้จากแบบจำลอง Equilibrium (เส้นประ) และ Scheil  
 solidification (เส้นทึบ) ..... 116
- รูปที่ 95** – ข้อมูลในรูปแบบ 3 มิติแสดงเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ระหว่างการแข็งตัว  
 ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ  
 0.6 โดยน้ำหนัก เมื่อเติม grain refiner ร่วมด้วย โดยที่ (b-d) ถูกเลือกเพื่อศึกษาจาก  
 บริเวณที่ 1 (กรอบสี่เหลี่ยม) และ (e-g) บริเวณที่ 2 (กรอบสีแดง) ขนาด 400×400×400

- voxels<sup>3</sup> ที่อุณหภูมิ (b, e) 581±1°C, (c, f) 577±1°C และ (g, d) 541±1°C โดยที่สามารถแยกแยะแผ่นได้จากความแตกต่างของสี..... 117
- รูปที่ 96** – ข้อมูลในรูปแบบ 3 มิติแสดงการกำเนิดและเติบโตของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ภายในช่องแขนระหว่างเดนไดรต์ ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก เมื่อเติม grain refiner ร่วมด้วย ของทั้ง 2 บริเวณที่ทำการศึกษา ณ อุณหภูมิ 581±1°C ..... 118
- รูปที่ 97** – เปรียบเทียบลักษณะสัณฐานวิทยาและขนาดของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ระหว่าง (a) เติม และ (b) ไม่เติม grain refiner ที่อุณหภูมิ (a) 551±1°C และ (b) 550±1°C ในช่วงสุดท้ายของการแข็งตัว โดยที่สามารถแยกแยะแผ่นได้จากความแตกต่างของสี..... 118
- รูปที่ 98** – วิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคตัดขวางระหว่างการแข็งตัวในบริเวณที่ถูกเลือกเพื่อทำการศึกษา ขนาด 400×400 voxels<sup>2</sup> ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก เมื่อเติม grain refiner ร่วมด้วย โดย (a-d) แสดงที่สัดส่วนปริมาตรของแข็ง 0.24, 0.29, 0.35 และ 0.56 ตามลำดับ... 119
- รูปที่ 99** – ข้อมูลในรูปแบบ 3 มิติแสดง (a) โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม ณ อุณหภูมิเริ่มกำเนิด, (b) การกำเนิดและเติบโตของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ภายในช่องแขนระหว่างเดนไดรต์ และ (c) เฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ในช่วงสุดท้ายของการแข็งตัว ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก เมื่อเติม grain refiner ร่วมด้วย โดยที่ (a-c) แสดงที่อุณหภูมิ 598±1, 592±1 และ 564±1°C ตามลำดับ..... 120
- รูปที่ 100** – ภาพโครงสร้างจุลภาคตัดขวางแนวตั้งระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก ที่เติม grain refiner โดยแสดงโครงสร้างจุลภาคที่สัดส่วนของแข็ง 0.24 (598±1°C)..... 121
- รูปที่ 101** – สัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรของเฟสสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัว ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนต่างกัน ทั้งกรณีที่เติมและไม่เติม grain refiner โดยที่ GR หมายถึงกรณีที่เติม grain refiner..... 122



- รูปที่ 102** – เปรียบเทียบกราฟแสดงความถี่ในการกำเนิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะต่อหน่วยปริมาตร ในแต่ละอุณหภูมิ ( $T_n$ ) ระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ระหว่างกรณีที่ (a) เต็ม และ (b) ไม่เต็ม grain refiner โดยที่  $\Delta T_n$  แสดง nucleation undercooling และเส้นสีแดงแสดงการกระจายตัวแบบประจักษ์คว่ำ ..... 123
- รูปที่ 103** – เปรียบเทียบการกระจายตัวของความยาวของเฟสสารประกอบเชิงโลหะที่เปลี่ยนแปลง ระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ระหว่างกรณีที่ (a) เต็ม และ (b) ไม่เต็ม grain refiner โดยที่  $T_n-T$  แสดงถึง nucleation undercooling ..... 124
- รูปที่ 104** – (a) การกระจายตัวของความยาวของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  หลังจากการแข็งตัวสมบูรณ์ และ (b) ความสัมพันธ์ระหว่างความยาวเฉลี่ยของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เฉพาะแผ่นที่กำเนิด ณ อุณหภูมิแรกระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ระหว่างกรณีที่เต็มและไม่เต็ม grain refiner ..... 125
- รูปที่ 105** – แสดงความเร็วของน้ำโลหะ หรือ fluid flow ภายในช่องแขนของเดนไดรต์ระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก เมื่อมีผลของ grain refiner ร่วมด้วย ทั้งกรณีไม่มี (a,c,e,g) และมี (b,d,f,h) เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยที่ปริมาตรของแข็งของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ร้อยละ (a,b) 0.00 ( $598\pm 1^\circ\text{C}$ ), (c,d) 0.97 ( $581\pm 1^\circ\text{C}$ ), (e,f) 2.83 ( $572\pm 1^\circ\text{C}$ ) และ (g,h) 2.94 ( $564\pm 1^\circ\text{C}$ ) บริเวณสีเทาแสดงโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมและบริเวณสีขาวแสดงถึงเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ ..... 128
- รูปที่ 106** – ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะเมื่อไหลภายในโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed ทั้งที่มีและไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กับสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตร ณ อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก เมื่อมีผลของ grain refiner ร่วมด้วย เส้นประแสดงอุณหภูมิในการกำเนิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน..... 130
- รูปที่ 107** – เปรียบเทียบค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะระหว่างโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed, โครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ columnar ของชิ้นงาน

Al-7.5Si-3.5Cu-0.6Fe (wt.%) [50] และโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed ของ  
ชิ้นงาน Al-4.5Cu (wt.%) [5]..... 131



จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย  
CHULALONGKORN UNIVERSITY

## บทที่ 1

### บทนำ

#### 1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของงานวิจัย

โลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 (Al-Si-Cu alloys) มีการใช้งานอย่างกว้างขวางในอุตสาหกรรมยานยนต์ อาทิเช่น ใช้ผลิตเป็นเสื้อสูบลอยยนต์ แต่ในกระบวนการหล่อโลหะชนิดนี้ มักมีโพรงหดตัวเกิดขึ้นในเนื้อโลหะ ที่ส่งผลเสียต่อสมบัติทางกลของวัสดุ และทำให้อายุการใช้งานลดลงได้จากความล้า (fatigue) จากการศึกษาในอดีตพบว่ามีสาเหตุมาจากธาตุเหล็กในอะลูมิเนียมที่สามารถเจือปนมาจากกระบวนการรีไซเคิลของอะลูมิเนียม จึงมีการศึกษาเพิ่มเติมพบว่าเมื่อมีธาตุเหล็กเจือปนในอะลูมิเนียมจะทำให้เกิดสารประกอบเชิงโลหะ (intermetallic phase) ในรูปของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่เป็นสาเหตุให้เกิดรูพรุนขึ้น โดยอาจจะเป็นผลจากการที่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ขัดขวางช่องทางเดินของน้ำโลหะภายในช่องแขนระหว่างเดนไดรต์ เป็นสาเหตุให้การหดเซยของน้ำโลหะขณะหดตัวไม่เพียงพอจึงเกิดเป็นโพรงหดตัว (shrinkage porosity) ขึ้น หรืออาจมีสาเหตุจากการที่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดขึ้นเป็น nucleation site ให้แก่การกำเนิดรูพรุนได้โดยตรง แต่ข้อสันนิษฐานดังกล่าวยังไม่สามารถสรุปได้ชัดเจน ณ เวลานั้น เนื่องจากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคภายหลังการแข็งตัว จึงไม่สามารถวิเคราะห์กลไกในการกำเนิดของรูพรุนที่มีการกำเนิดและเติบโตระหว่างกระบวนการแข็งตัวได้

อย่างไรก็ตาม การศึกษาที่ผ่านมาได้ช่วยอธิบายกลไกของการกำเนิดของรูพรุน โดยอาศัยเทคนิค X-ray tomography ในการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคแบบ 4 มิติ ซึ่งเป็นการวิเคราะห์ภาพ 3 มิติแบบต่อเนื่องระหว่างกระบวนการเย็นตัว เพื่อศึกษาลักษณะสัญญาณวิทยา พฤติกรรมการกำเนิดและการเติบโตของเฟสต่าง ๆ นอกจากนั้น ยังทำการจำลองสถานะการไหลโดยใช้เทคนิค CFD (computational fluid dynamics) ร่วมกับข้อมูลภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค 3 มิติ เพื่อศึกษาพฤติกรรมการไหลของน้ำโลหะภายในช่องแขนของเดนไดรต์ ซึ่งสามารถบ่งบอกได้ด้วยค่าความสามารถในการซึมผ่าน (permeability) จากสมการของ Darcy's law พบว่า ระหว่างการแข็งตัว ความเร็วของน้ำโลหะที่ซึมผ่านระหว่างแขนของเดนไดรต์มีการเปลี่ยนแปลงจากการขัดขวางทางกายภาพ ค่าความสามารถในการซึมผ่านจึงลดลงตามไปด้วย และเมื่อมีปริมาณเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มากขึ้น การขัดขวางยิ่งส่งผลได้ชัดเจน ผลของความสามารถในการไหลของน้ำโลหะที่ลดลงในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลว ทำให้เกิดการบ่อนของน้ำโลหะเข้าไปไม่ถึงภายในหรือน้ำโลหะหดเซย

บริเวณหดตัวไม่เพียงพอ (lack of feeding) จึงเป็นสาเหตุให้เกิดโพรงหดตัวขึ้นในบริเวณที่แข็งตัวช้ากว่าภายในช่องแขนของเดนไดรต์ และมีลักษณะรูปร่างตามช่องภายในโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม

ด้วยสาเหตุนี้ จึงมีการพยายามศึกษาวิธีลดผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่มีต่อคุณสมบัติทางกลของโลหะอะลูมิเนียมผสม ได้แก่ การใช้อัตราคาร์บอนที่สูงเพื่อให้เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีขนาดเล็กและกระจายตัวมากขึ้น การเติมธาตุผสมบางชนิด เช่น แมงกานีส เบริลเลียม ซึ่งสามารถทำหน้าที่เป็น neutralizer เพื่อเปลี่ยนลักษณะสัญญาณวิทยาจากเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่มีความเปราะ ให้เป็นลักษณะ Chinese script ที่มีความเหนียวเพิ่มขึ้น จึงทำให้สมบัติความต้านทานแรงดึงสูงสุดเพิ่มขึ้นได้ และลักษณะกลมมนของ Chinese script นี้ ทำให้สมบัติการต้านทานความล้าดีขึ้นอีกด้วย นอกจากนี้ยังมีการปรับปรุงด้วยวิธี modification จากการเติมธาตุผสมบางชนิด เช่น การเติมสตรอนเทียม จะช่วยลดขนาดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เพราะเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะกำเนิดและเติบโตโดยมีสตรอนเทียมเป็น nucleation sites ทำให้อุณหภูมิที่สามารถกำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ได้มีจำนวนลดลง ความหนาแน่นของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ตกตะกอนออกมาจึงน้อยลงตามไปด้วย แต่โครงสร้างผลึกของเฟสสารประกอบเชิงโลหะไม่เปลี่ยนแปลง

นอกจากนั้น ยังมีการพยายามปรับปรุงโดยวิธี grain refinement พบว่า จากการเติม grain refiner ระบบ Al-Ti-B จะพบเฟสสารประกอบเชิงโลหะในรูป  $\alpha$ -phase หมายความว่า วิธี grain refinement สามารถทำให้เฟสสารประกอบเชิงโลหะของเหล็กเปลี่ยนโครงสร้างผลึกจาก  $\beta$ -Phase ให้เป็น  $\alpha$ -phase ได้ แต่ปริมาณ ขนาด รวมถึงรูปร่างของเฟสสารประกอบเชิงโลหะนี้ยังไม่สามารถยืนยันได้แน่ชัดเนื่องด้วยข้อจำกัดของการศึกษาโครงสร้างจุลภาคใน 2 มิติ นอกจากนี้ การทำ grain refinement ในโลหะอะลูมิเนียมเป็นการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคเพื่อปรับสภาพเกรนของอะลูมิเนียมจากโครงสร้าง columnar ไปเป็น equiaxed ที่เล็กละเอียด ทำให้การป้อนของน้ำโลหะในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลวดีขึ้นได้ คุณสมบัติหลังการหล่อจึงดีขึ้น แต่อย่างไรก็ตาม การศึกษาถึงอิทธิพลของ grain refinement ที่มีต่อเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  หรือโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรดรีไซเคิลที่ผ่านมา ยังไม่เพียงพอที่จะอธิบายพฤติกรรมกรานการไหลของน้ำโลหะในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลวได้

เพราะฉะนั้น การศึกษานี้ จึงนำเทคนิคการถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาค 3 มิติด้วยรังสีเอ็กซ์ระหว่างการแข็งตัว อธิบายการกำเนิดและเติบโตของโครงสร้างจุลภาคเฟสต่าง ๆ โดยเฉพาะเฟสของสารประกอบเชิงโลหะ เพื่อให้ทราบถึงรูปร่าง ขนาดและปริมาณที่เกิดขึ้นเมื่อมีอิทธิพลของ grain

refiner ร่วมด้วย นอกจากนี้ยังนำเทคนิคการจำลองสถานะการไหลโดยใช้เทคนิค CFD (computational fluid dynamics) ร่วมกับข้อมูลภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค 3 มิติระหว่างการแข็งตัว เพื่อศึกษาพฤติกรรมของการไหลของน้ำโลหะภายในช่องแขนของเดนไดรต์ ว่าลักษณะโครงสร้างจุลภาคโดยเฉพาะเฟสสารประกอบเชิงโลหะที่มีการปรับปรุงสภาพเกรนนี้จะส่งผลต่อความสามารถในการไหลของน้ำโลหะในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลว และการกำเนิดข้อบกพร่องในงานหล่ออย่างไร ผลการศึกษานี้จะเป็นประโยชน์ต่อการพัฒนาโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรตรีไซเคิล ให้มีข้อบกพร่องจากการหล่อลดลง เพื่อให้มีคุณสมบัติที่เหมาะสมสำหรับใช้ในอุตสาหกรรมการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ต่อไป

## 1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

1.2.1 เพื่อวิเคราะห์การกำเนิดและการเติบโตของเฟสสารประกอบเชิงโลหะเฉพาะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เมื่อมีอิทธิพลของการปรับปรุงสภาพเกรนด้วย grain refiner ระบบ Al-Ti-B ของชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กต่างกันโดยใช้เทคนิค X-ray tomography

1.2.2 เพื่อเปรียบเทียบผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ส่งผลต่อความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะ (permeability) ระหว่างกรณีที่มีและไม่มีการเติม grain refiner โดยใช้หลักการ computational fluid dynamics ร่วมกับเทคนิค X-ray tomography

1.2.3 เพื่อวิเคราะห์ลักษณะสัณฐานวิทยาของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่มีอิทธิพลของการปรับปรุงสภาพเกรน และอุณหภูมิการกำเนิดเฟสระหว่างการแข็งตัว

1.2.4 หาความสัมพันธ์ระหว่างผลของการเติม grain refiner ที่มีต่อการกำเนิดเฟสต่างๆ และความสามารถในการซึมผ่านได้

## 1.3 ขอบเขตของงานวิจัย

1.3.1 ชิ้นงานที่ทำการศึกษา คือ โลหะอะลูมิเนียมผสม A319 (Al-Si-Cu alloys) โลหะอะลูมิเนียมซึ่งมีธาตุผสมซิลิกอนร้อยละ 7.5 ทองแดงร้อยละ 3.5 โดยน้ำหนัก (Al-7.5Si-3.5Cu-xFe) และเติมธาตุผสม  $\text{TiB}_2$  เป็น grain refiner ระบบ Al-Ti-B เพื่อปรับสภาพเกรน

1.3.2 ศึกษาชิ้นงาน Al-Si-Cu alloys ที่มีส่วนผสมของเหล็ก (Fe) เจือปนอยู่ในช่วงร้อยละ 0.4-1.0 โดยน้ำหนัก จำนวน 2 ชิ้นที่ผ่านการทดสอบ in situ solidification โดยเป็นความ

ร่วมมือกับ University of Manchester โดยจะสนใจศึกษาเฟสสารประกอบเชิงโลหะเฉพาะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$

1.3.3 การศึกษาผลของเฟสสารประกอบเชิงโลหะต่อ permeability จะใช้แบบจำลองทางคอมพิวเตอร์ที่ศึกษาเฉพาะ fluid flow ใน 3 มิติ โดยไม่คำนึงถึงผลของอุณหภูมิ

#### 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.4.1 สามารถอธิบายผลของการเติม grain refiner ที่มีต่อพฤติกรรมในการกำเนิดและการเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในโลหะที่มีส่วนผสมของเหล็กต่างกัน

1.4.2 สามารถอธิบายผลของเฟสต่าง ๆ เมื่อมีการปรับปรุงสภาพเกรนด้วยการเติม grain refiner ที่มีต่อความสามารถในการซึมผ่าน (permeability)

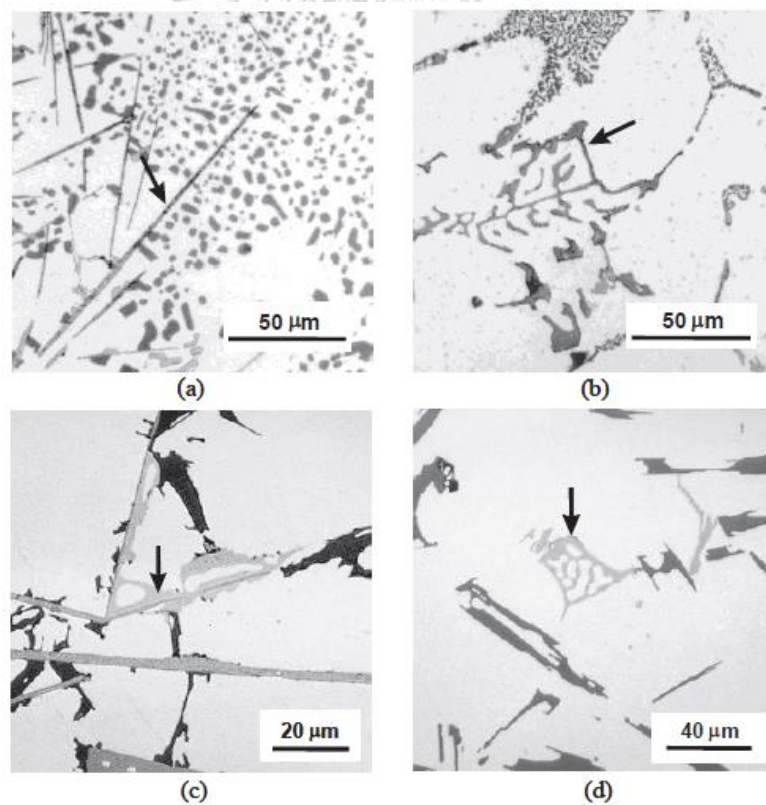
1.4.3 สามารถสร้างแบบจำลองที่อธิบายถึงผลจากการปรับปรุงสภาพเกรนที่มีต่อการเกิดข้อบกพร่อง (defects) ระหว่างการหล่อโลหะอะลูมิเนียมผสมได้

## บทที่ 2

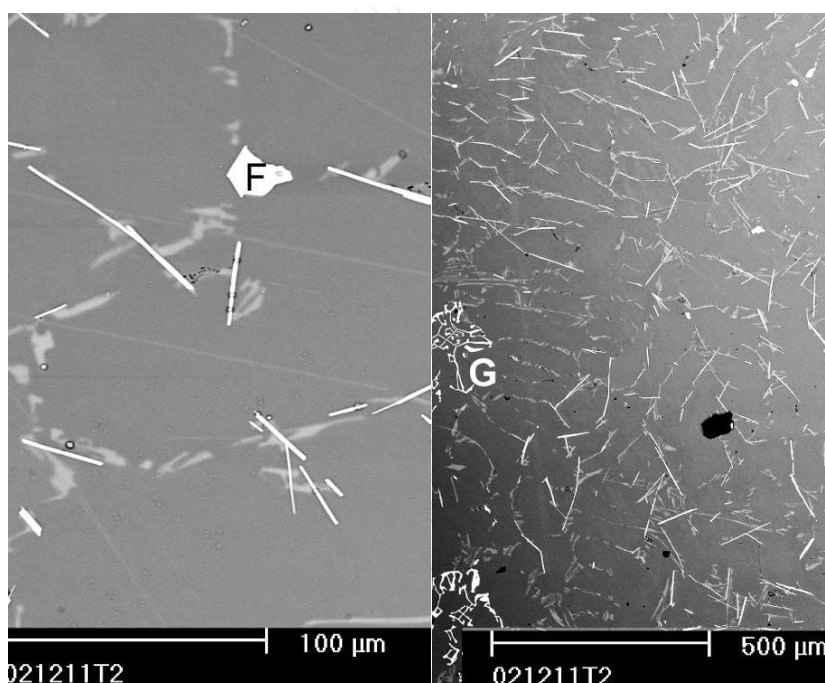
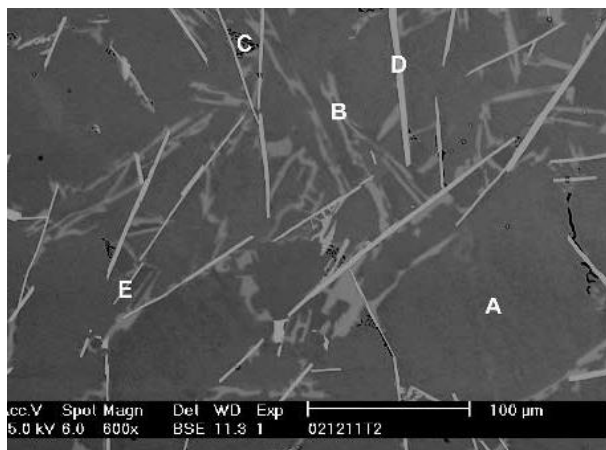
### วรรณกรรมปริทัศน์

#### 2.1 การกำเนิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะในโลหะอะลูมิเนียมผสม

ในโลหะอะลูมิเนียมผสมสามารถกำเนิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะ (intermetallic phase) ได้หลายรูปแบบ ขึ้นอยู่กับธาตุผสมต่าง ๆ โดย หากไม่มีซิลิกอนจะปรากฏ 2 เฟส ได้แก่  $Al_3Fe$  และ  $Al_6Fe$  แต่ถ้าหากมีซิลิกอนจะปรากฏเฟสสารประกอบเชิงโลหะ 2 เฟส คือ  $\alpha-Al_8Fe_2Si$  ที่มีโครงสร้างเป็นแบบ hexagonal และ  $\beta-Al_5FeSi$  ที่มีโครงสร้างเป็นแบบ orthorhombic หากมีธาตุแมกนีเซียมเป็นส่วนผสม จะพบเฟส  $\pi-Al_8FeMg_3Si_6$  และถ้ามีการใส่ธาตุแมงกานีสในอะลูมิเนียมผสมจะทำให้พบเฟสที่สำคัญอีก 1 เฟสคือ  $\alpha-Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$  [1] ซึ่งลักษณะโครงสร้างจุลภาคและสัณฐานวิทยาของสารประกอบเชิงโลหะที่พบบ่อยในโลหะอะลูมิเนียมผสม ได้แสดงในรูปที่ 1



รูปที่ 1 – ลักษณะโครงสร้างจุลภาคและสัณฐานวิทยาของเฟสสารประกอบเชิงโลหะรูปแบบต่าง ๆ ของโลหะอะลูมิเนียมผสม Al-5Si-1Cu-0.5Mg-(Fe): (a)  $\beta-Al_5FeSi$ ; (b)  $\alpha-Al_8Fe_2Si$ ; (c)  $\pi-Al_8FeMg_3Si_6$  ที่โตจาก  $\beta$  และ (d) script-like  $\pi$ -phase [1]



**รูปที่ 2** – โครงสร้างจุลภาคจากการกระเจิงกลับของอิเล็กตรอน (backscattered electron) ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสม Al-7Si-0.7Fe-0.4Mg-0.3Mn (wt.%) (A: เฟสอะลูมิเนียม, B: เฟสยูเทคติกของซิลิกอน, C: เฟส  $Mg_2Si$ , D: เฟส  $\beta$  แบบเข็มหยาบ, E: เฟส  $\beta$  แบบเข็มละเอียด, F: เฟส  $\beta$  แบบบล็อก และ G: เฟส  $\beta$  แบบอักษรจีน) [2]

และจากการตรวจสอบชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสม Al-7Si-0.7Fe-0.4Mg-0.3Mn (wt.%) [2] พบเฟสต่าง ๆ ดังแสดงในรูปที่ 2 ได้แก่ เฟสอะลูมิเนียม (รูปที่ 2(A)) เฟสยูเทคติกของซิลิกอน (รูปที่ 2(B)) เฟส  $Mg_2Si$  (รูปที่ 2(C)) และเฟสสารประกอบเชิงโลหะที่มีลักษณะพื้นฐานวิทยาที่ต่างกัน คือ มีลักษณะเป็นเข็ม (needle-like) จะแบ่งออกเป็นแบบเข็มหยาบ (coarse) (รูปที่ 2(D)) และแบบเข็มละเอียด (fine) (รูปที่ 2 (E)) บล็อก (blocky) (รูปที่ 2(F)) และตัวอักษรจีน (Chinese script-like)



(รูปที่ 2(G)) ซึ่งเฟสที่มีลักษณะเป็นเข็มมีส่วนผสมของซิลิกอนร้อยละ 15 เหล็กร้อยละ 26 โดยน้ำหนัก มีสูตรใกล้เคียงกับ  $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ซึ่งเป็นเฟส  $\beta$  ส่วนเฟสที่มีลักษณะเป็นตัวอักษรจีน และบล็อก มีส่วนผสมของซิลิกอนร้อยละ 9 เหล็กร้อยละ 29 โดยน้ำหนัก ซึ่งเป็นเฟส  $\alpha$

## 2.2 เฟสสารประกอบเชิงโลหะ $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$

ระหว่างกระบวนการรีไซเคิลของอะลูมิเนียมโดยใช้เศษอะลูมิเนียม (aluminium scrap) มาหลอมรวมกัน ทำให้ปริมาณธาตุเหล็กเจือปนเพิ่มขึ้นอยู่ในช่วงร้อยละ 0.4-0.8 โดยน้ำหนัก เพียงพอที่จะกำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่มีลักษณะสัณฐานวิทยาเป็นแผ่นในโครงสร้างจุลภาค ส่งผลให้ชิ้นงานมีสมบัติทางกลลดลง เช่น อายุความล้า (fatigue life) สมบัติการยืด (ductility) เป็นต้น เพื่อลดความรุนแรงของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงมีการศึกษาการเปลี่ยนลักษณะสัณฐานวิทยาของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ให้อยู่ในรูปที่มีความรุนแรงน้อยกว่า เช่น เฟส  $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  หรือ  $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$  ที่มีลักษณะสัณฐานวิทยาคลายกับตัวอักษรจีนโดยการเพิ่มธาตุผสมอื่น เช่น แมงกานีส แมกนีเซียม สตรอนเทียม โครเมียม เบริลเลียม นิกเกิล วานาเดียม หรือ โทเทเนียมโบรไมด์ เป็นต้น [3]

### 2.2.1 การกำเนิดและการเติบโตของเฟส $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$

กลไกหลักของการกำเนิด (nucleation) ของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีผู้เสนอไว้หลายทฤษฎี โดย L. Liu [4] และคณะ เสนอว่า เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สามารถกำเนิดบนฟิล์มออกไซด์หรือกำเนิดโดยมีอนุภาค AIP เป็นจุดเริ่มกำเนิด เนื่องจากพื้นผิวของฟิล์มออกไซด์ทำหน้าที่เป็นสารตั้งต้นให้เฟสสารประกอบเชิงโลหะกำเนิดและเติบโตได้ดี เนื่องจากอะตอมของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีความสามารถในการเกาะติดและเข้ากันได้ดีบนฟิล์มออกไซด์ อย่างไรก็ตาม การศึกษาโดย C. Puncreobutr และคณะ [5] ในปี 2014 โดยใช้เทคนิค in situ X-ray tomography พบว่าเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ส่วนใหญ่จะกำเนิดบนแกนของเดนไดรต์หรือบริเวณใกล้เคียงกับเดนไดรต์ถึง 64% และพบว่าเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทำหน้าที่เป็นจุดเริ่มกำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ด้วยตัวเอง 20% ส่วนการกำเนิดบนฟิล์มออกไซด์เป็นเพียงกลไกรองเท่านั้น

นอกจากนั้น การศึกษาก่อนหน้าของ P. Mikolajczak และ L. Ratke [6] พบว่า เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ยังสามารถกำเนิดบนพื้นผิวระหว่างโลหะหลอมเหลวและรูพรุนได้ เนื่องจากฟิล์มออกไซด์ที่อยู่บริเวณพื้นผิวระหว่างโลหะหลอมเหลวและรูพรุน เป็นจุดกำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ดี เพราะฉะนั้น จึงได้ทำการเสนอไว้ว่า บริเวณที่เป็นพื้นผิวระหว่างโลหะหลอมเหลวและรูพรุนสามารถกำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ได้ดี นอกจากนี้ ยังพบว่าปริมาณเหล็กที่สูงจะช่วยส่งเสริมให้  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เติบโตเป็นแผ่นที่ใหญ่ได้

การใช้อัตราการเย็นตัว (cooling rate) ที่สูง ส่งผลให้เฟสสารประกอบเชิงโลหะของเหล็กมีขนาดเล็กและกระจายตัวมากขึ้น นอกจากนี้ การเติมธาตุผสมบางชนิด เช่น แมงกานีส เบริลเลียม สามารถทำหน้าที่เป็น neutralizer เพื่อเปลี่ยนลักษณะสัณฐานวิทยาของเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ให้มีลักษณะไม่เป็นแผ่นได้ โดย L. A. Narayanan [7] ศึกษาการเปลี่ยนโครงสร้างผลึกจาก  $\beta$ -Phase เป็น  $\alpha$ -Phase ที่มีอัตราเย็นน้อยลง พบว่า อนุภาคของ  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  จะเติบโตได้ดีบน  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  แต่เมื่อเติม neutralizer ทำให้  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  ในโลหะหลอมเหลว เปลี่ยนโครงสร้างเป็น  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  ที่อุณหภูมิสูง ซึ่งเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ไม่สามารถกำเนิดและเติบโตได้ดีบน  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$

อิทธิพลของการเติมแมงกานีสเป็น neutraliser ทำให้เฟสสารประกอบเชิงโลหะของเหล็กมีลักษณะเป็น Chinese script หรือเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\alpha$  ที่มีลักษณะโครงสร้างเป็น skeleton ที่ซับซ้อน และหากเติมแมงกานีสในปริมาณที่มากขึ้นจะไม่พบเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  อีกเลย เพราะฉะนั้น แมงกานีส ทำให้เกิดการเปลี่ยนเฟสสารประกอบเชิงโลหะแบบ  $\beta$  ที่มีความเปราะให้เปลี่ยนเป็น Chinese script ที่มีความเหนียวเพิ่มขึ้น จึงทำให้สมบัติความต้านทานแรงดึงสูงสุด (ultimate tensile strength) เพิ่มขึ้นตามไปด้วย [8] โดยมี W. Bonsack [9] ให้ข้อมูลเพิ่มเติมว่า สำหรับโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 13 โดยน้ำหนัก จะต้องมีแมงกานีสอย่างน้อยร้อยละ 0.5 โดยน้ำหนัก ถึงจะสามารถเปลี่ยนโครงสร้างเป็น Chinese script ได้ หลังจากนั้น C. Mascré [10] ได้กำหนดสัดส่วนส่วนผสมทางเคมีของแมงกานีสที่ต้องใช้สำหรับส่วนผสมของเหล็กใด ๆ ว่า  $\% \text{Mn} = 2(\% \text{Fe} - 0.5)$  แต่จากการศึกษาของ P. L. Colwell และ R. S. Kissling [11] สามารถประมาณค่าเป็น  $\text{Mn}:\text{Fe} = 1:2$  ถึงจะทำให้เกิดการเปลี่ยนโครงสร้าง เพื่อให้คุณสมบัติทางกลและสมบัติทางการหล่อของโลหะอะลูมิเนียมผสมดีขึ้นได้

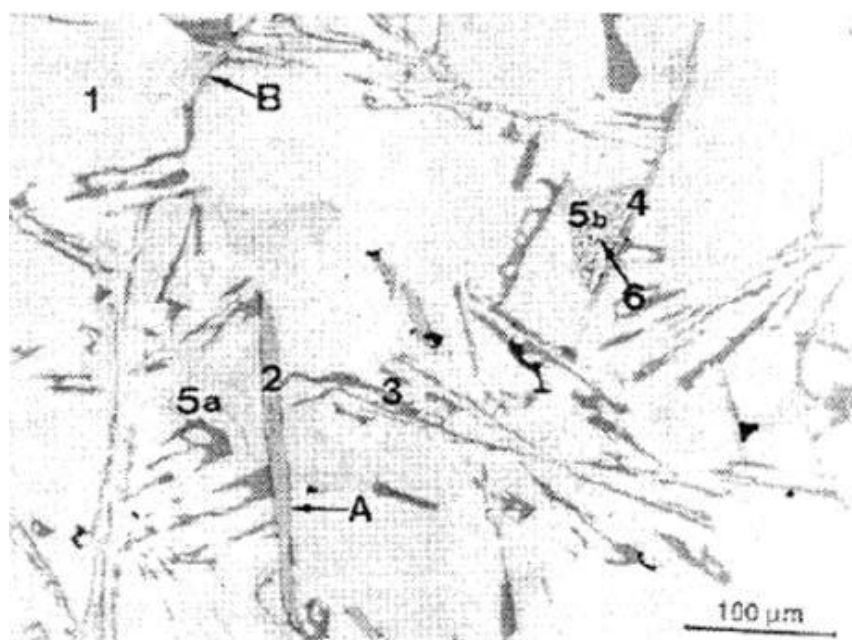
แต่อย่างไรก็ตาม การเติมแมงกานีสที่มากเกินไป จะทำให้เกิดเฟส sludge ขึ้นในเนื้อโลหะที่มีน้ำหนักร้อยละมากกว่าโลหะหลอมเหลว จึงทำให้เกิดการแยกตัวตกตะกอนในเนื้อโลหะและลดสมบัติทางกลลงได้

## 2.2.2 ขนาดและการกระจายตัวของเฟส $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$

### 2.2.2.1 ขนาดของเฟส $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ จากผลของปฏิกิริยายูเทคติก

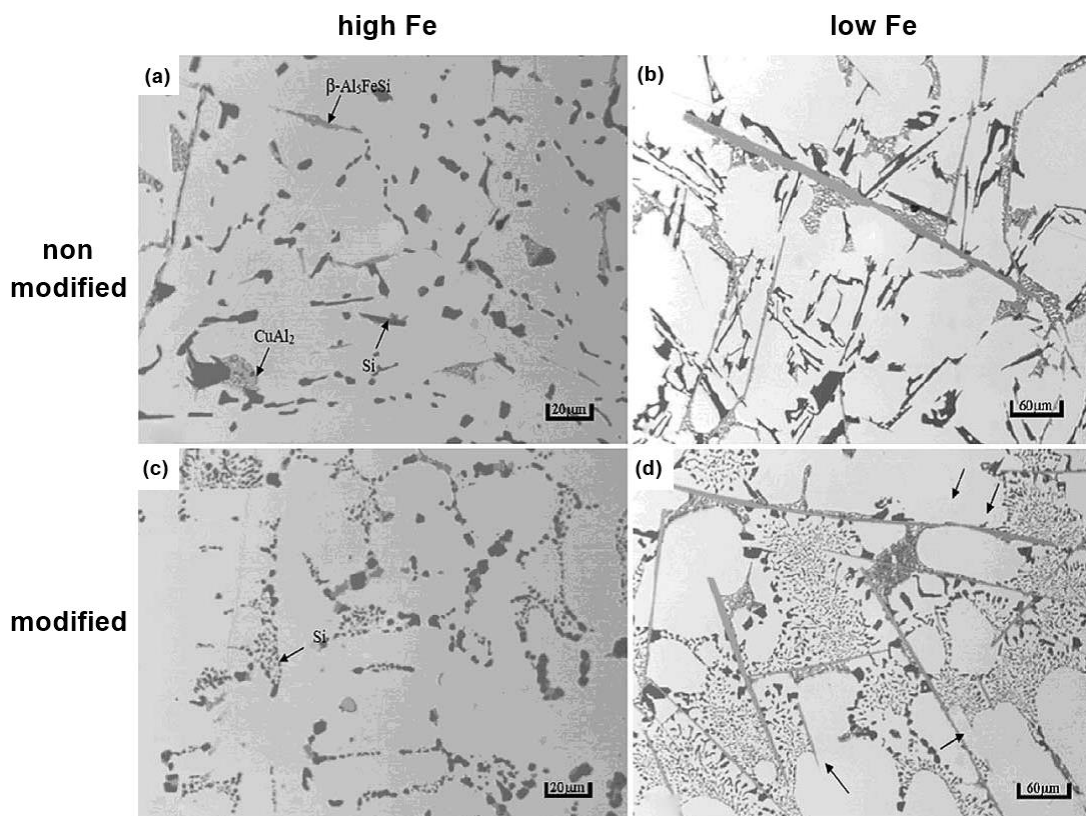
ปฏิกิริยายูเทคติกส่งผลต่อขนาดและรูปร่างของเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ที่เกิดขึ้น ดังรูปที่ 3 พบเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ที่มีลักษณะต่างกัน บริเวณหมายเลข 2 เป็นอนุภาค pre-eutectic  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ซึ่งมีลักษณะเป็นแท่งใหญ่และหนากว่าบริเวณหมายเลข 4 ที่เป็น post-eutectic  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ลักษณะเป็นแท่งบาง ๆ โดยมักโตบริเวณผิวหน้าของเฟสอะลูมิเนียมบริสุทธิ์หรือ

บริเวณอนุภาคของซิลิกอน เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่มีขนาดเล็กนี้ ตกตะกอนระหว่างปฏิกิริยา eutectic (coeutectic  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ ) หรือหลังปฏิกิริยายูเทคติก (post-eutectic  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ )



รูปที่ 3 – โครงสร้างจุลภาคของโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 พบบริเวณของ (1) เดนไดรต์ของอะลูมิเนียม (2) อนุภาค pre-eutectic  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  (3) ยูเทคของดิกซิลิกอน (4) อนุภาค post-eutectic  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  (5a) อนุภาค  $\text{Al}_2\text{Cu}$  (5b) โครงสร้างยูเทคติก ระหว่างอะลูมิเนียมและ  $\text{Al}_2\text{Cu}$  และ (6) อนุภาคของ  $\text{Al}_2\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$  [4]

เมื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนต่ำ (รูปที่ 4(a)) และเหล็กสูง (รูปที่ 4(b)) โดยไม่ได้ทำ eutectic modification ที่อัตราการเย็นตัวสูงมากขึ้น จะพบเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทั้งชนิด pre-eutectic  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่มีขนาดใหญ่ และ coeutectic หรือ post-eutectic  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ซึ่งมีขนาดเล็กกว่า ทั้งนี้ ขนาดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ต่างกัน เป็นผลจากลำดับของการตกตะกอนและผลของปฏิกิริยายูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน ที่ทำให้อัตราการแพร่ของอะตอมของเหล็กต่างกัน ส่งผลให้กำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในขนาดและรูปร่างที่ต่างกัน



รูปที่ 4 – ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนต่ำ (a,c) และสูง (b,c) โดยที่ (c, d) มีการทำ modification จากการเติม Sr [4]

C. Mascré [10] ได้อธิบายเพิ่มเติมว่า เฟส  $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$  ชนิด pre-eutectic  $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$  ที่มีขนาดใหญ่และกำเนิดก่อนปฏิกิริยายูเทคติกนั้นเป็นอันตรายอย่างมาก โดยเฉพาะอย่างยิ่งจะส่งผลให้สมบัติทางกลลดลง เนื่องมาจากเฟส  $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$  ที่มีรูปร่างเป็นแผ่นลดความสามารถในการชดเชยของน้ำโลหะ จึงทำให้เกิดรูพรุนขึ้น โดยความบกพร่องนี้มักเกิดบริเวณใกล้เคียงกับเฟส  $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$

#### 2.2.2.2 การปรับปรุงขนาดและการกระจายตัวของเฟส $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ จากการควบคุมอัตราการเย็นตัว

อัตราการเย็นตัวเป็นปัจจัยสำคัญต่อการควบคุมขนาดและการกระจายตัวของเฟส  $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$  [4] ซึ่งอัตราการเย็นตัวที่สูง ส่งผลให้เฟส  $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$  มีขนาดเล็กละเอียด ทั้งกรณีที่มีและไม่มีการทำ modification ด้วยการเติมธาตุผสมอื่น ๆ ด้วยเหตุผล 2 ประการคือ

1. อัตราการเย็นตัวที่สูง ช่วยเพิ่มความสามารถในการละลายสูงสุดของเหล็กในเนื้อพื้นของอะลูมิเนียม ทำให้อนุภาคของ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เล็กละเอียดตามปริมาณเหล็กที่ยังคงกำเนิดและเติบโตเป็นเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ได้
2. อัตราการเย็นตัวที่สูง ทำให้ได้ระยะห่างระหว่างแกนเดนไดรต์ที่มีขนาดเล็ก โครงสร้างจุลภาคทั้งหมดจึงเล็กละเอียดตามไปด้วย อนุภาคของ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงตกตะกอนออกมาขนาดเล็ก เนื่องจากช่องว่างระหว่างแกนของเดนไดรต์มีพื้นที่น้อย

### 2.2.2.3 การปรับปรุงโดยวิธี modification และ grain refinement

การกำเนิดและขนาดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  นอกจากจะเป็นผลจากอัตราการเย็นตัว ซึ่งบริเวณที่อัตราการเย็นตัวสูงเช่นบริเวณ chill zone จะมีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ขนาดเล็กกว่า และระยะห่างระหว่างแกนของเดนไดรต์ที่เล็กกว่าบริเวณใจกลางของชิ้นงานแล้วนั้น ยังอาจเป็นผลจากการทำ modification หรือ grain refinement ได้ด้วย

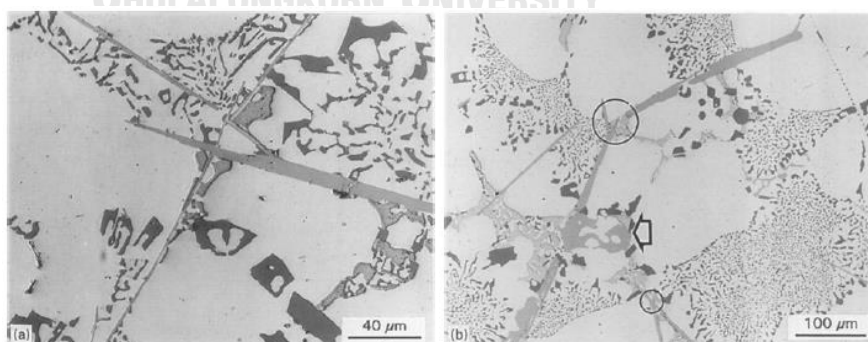
modification หรือการเติมธาตุผสมอื่น ๆ เพื่อปรับปรุงโครงสร้างยูเทคติกต่าง ๆ ตัวอย่างเช่น สตรอนเทียม จะช่วยลดขนาดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เพราะเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะกำเนิดและเติบโตโดยมีสตรอนเทียมเป็น nucleation sites ทำให้อนุภาคที่สามารถกำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ได้มีจำนวนลดลง ความหนาแน่นของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ตกตะกอนออกมาจึงน้อยลงตามไปด้วย เพราะฉะนั้น สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงน้อยลงกว่ากรณีที่ไม่ได้ปรับปรุงโครงสร้างหรือเติมธาตุใด ๆ แต่เพิ่มโอกาสให้เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีขนาดใหญ่ขึ้น นอกจากนี้ สตรอนเทียมยังเร่งการละลายของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กลับสู่โลหะหลอมเหลวหรือ dissolution จึงทำให้เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แยกออกจากกันเป็น 2 ส่วน และยังส่งผลมากขึ้นตามปริมาณสตรอนเทียมที่เติม [4]

นอกจากนั้น การเติมสตรอนเทียมยังส่งผลต่อ modification ของอนุภาคซิลิกอนให้ละเอียดขึ้นได้อีกด้วยดังรูปที่ 4(c) และยังทำให้ เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เกิด fragmentation และ dissolution ทำให้พบเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในขนาดที่เล็กลงตามลูกศรดังแสดงในรูปที่ 4(d) แต่อย่างไรก็ตาม การศึกษาของ L. Liu [4] พบว่า เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่มีลักษณะเป็นแผ่นและมีขนาดใหญ่ หรือ pre-eutectic  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะไม่ได้รับผลกระทบจากการเติมสตรอนเทียมแต่อย่างใด สอดคล้องกับ C. Villeneuve และ F. H. Samuel [12] ว่า สตรอนเทียมจะส่งผลต่อเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่มีขนาดเล็กเท่านั้น จึงเป็นสาเหตุให้โลหะอะลูมิเนียมผสมที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนเกินกว่าร้อยละ 0.8 โดยน้ำหนัก ไม่สามารถนำมาใช้งานได้ เนื่องจากมี

โอกาสสูงที่จะได้เฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แผ่นใหญ่ และไม่สามารถปรับปรุงโดยการเติมธาตุผสมใด ๆ ได้

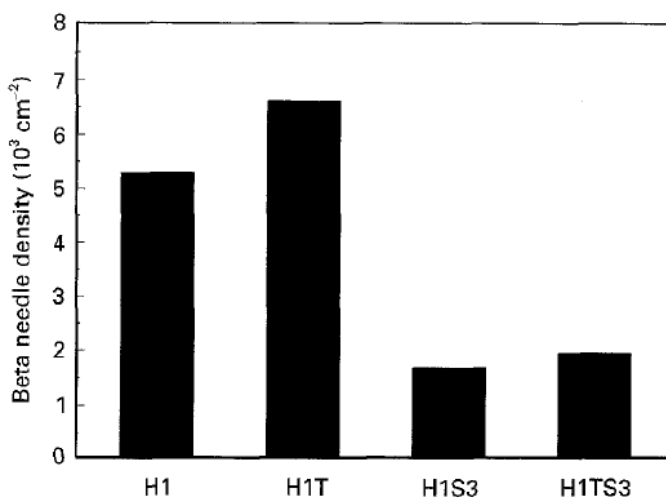
A. Pennors และคณะ [13] ได้ให้คำอธิบายเพิ่มเติมว่า ส่วนผสมของเหล็กที่เจือปนเป็นตัวแปรสำคัญอีกตัวหนึ่งที่ส่งผลต่อขนาดและรูปร่างของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เมื่อส่วนผสมของเหล็กที่เจือปนในโลหะอะลูมิเนียมผสมสูง เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะตกตะกอนออกมาในลักษณะเป็นแผ่นหรือแท่งที่ใหญ่และหนา ความหนาแน่นของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงมากขึ้นตามไปด้วย อย่างไรก็ตาม การเติมสตรอนเทียมส่งผลต่อการปรับปรุงโครงสร้างเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  น้อยกว่าผลของอัตราการเย็นตัวเป็นอย่างมาก [4] โดยการเติมสตรอนเทียมในโลหะอะลูมิเนียมผสมที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนเกินกว่าร้อยละ 0.8 โดยน้ำหนัก จะทำให้ความยาวของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ลดลงหากมีอัตราการเย็นตัวสูง แต่ถ้าหากอัตราการเย็นตัวต่ำจะทำให้ความยาวของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เพิ่มขึ้น มีแผ่นหนาและใหญ่ให้เห็นได้ชัด

การศึกษาผลของ grain refinement โดย A. M. Samuel และคณะ [8] พบว่าสามารถพบเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในลักษณะ branching และมีความหนาที่เห็นได้ชัดดังรูปที่ 5(a) จากการเติม grain refiner ระบบ Al-Ti-B นอกจากนั้นยังพบเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\alpha$  ร่วมด้วย ในรูปที่ 5(b) จึงได้เสนอว่า grain refinement สามารถทำให้เฟสสารประกอบเชิงโลหะของเหล็กเปลี่ยนโครงสร้างผลึกจากเฟส  $\beta$  ไปเป็นเฟส  $\alpha$  ได้ นอกจากนั้น ยังทำให้ความยาวของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เพิ่มขึ้น ตรงข้ามกับ modification ที่ทำให้ความยาวลดลงจากเดิม แต่เมื่อมีอัตราการเย็นตัวช้าหรือบริเวณตรงกลางของชิ้นงาน ผลของ grain refinement กลับทำให้เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีขนาดที่เล็กละเอียดกว่าการ modification และเล็กละเอียดกว่ากรณีที่ไม่ได้ทำ grain refinement และ modification



รูปที่ 5 – โครงสร้างจุลภาคที่ตรงกลางชิ้นงานของโลหะอะลูมิเนียมผสมที่ผ่านการปรับปรุงโดยวิธี modification และ grain refinement ร่วมกัน พบเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  (บริเวณวงกลม) และเฟส  $\alpha$ -Script (บริเวณลูกศร) [8]

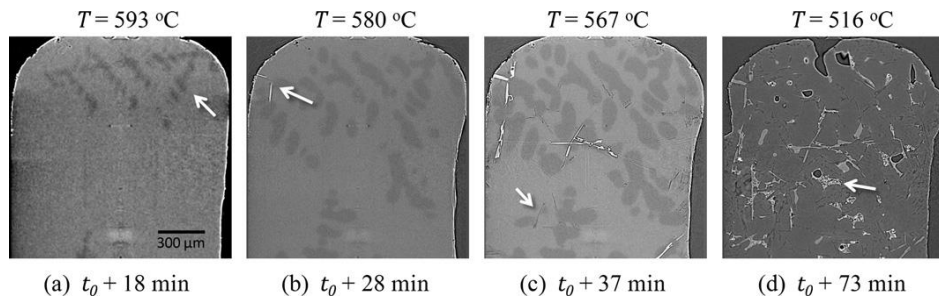
นอกจากนั้น จากกราฟดังรูปที่ 6 ยังพบว่า ภาวณที่ขึ้นงานผ่านการปรับปรุงด้วยวิธี grain refinement (H1T) ความหนาแน่นของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สูงขึ้นกว่าภาวณที่ไม่ปรับปรุง (H1) แต่ภาวณผ่านการปรับปรุงด้วยวิธี modification (H1S) จากการเติมสตรอนเทียม ทำให้ความหนาแน่นลดลง และน้อยกว่าภาวณที่ทำร่วมกันระหว่าง grain refinement และ modification (H1TS3)



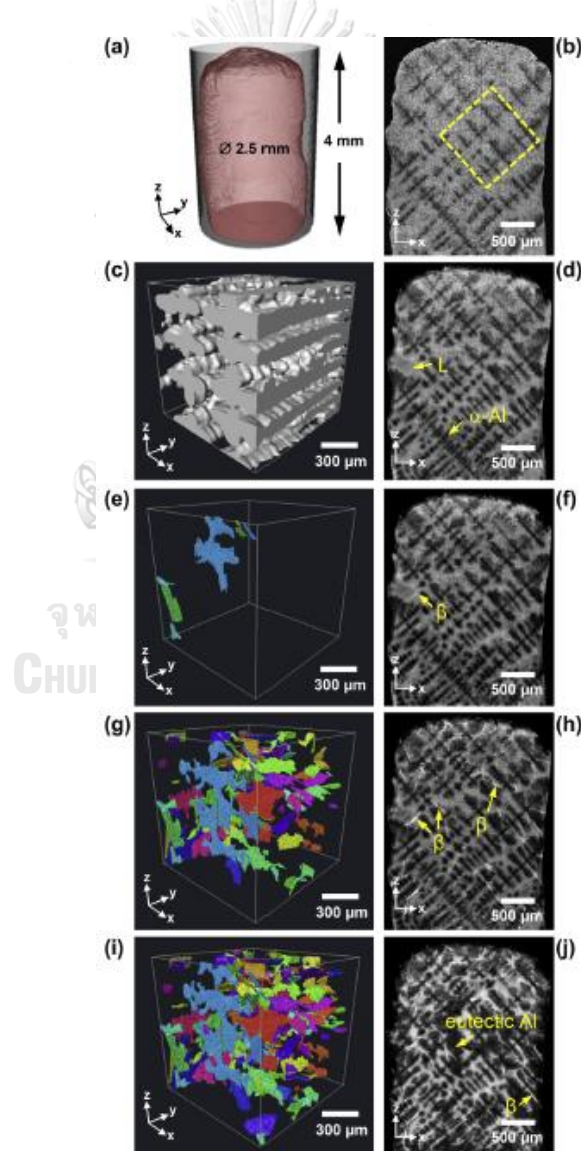
รูปที่ 6 – แผนภูมิแท่งแสดงควมหนาแน่นของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  บริเวณใจกลางชิ้นงาน โดย (H1) ไม่ผ่านการปรับปรุง (H1T) grain refinement (H1S3) modification (H1TS3) modification และ grain refinement [8]

### 2.2.3 ลักษณะสัณฐานวิทยาของเฟสสารประกอบเชิงโลหะของเหล็กใน 3 มิติ

จากการศึกษาของ S. Terzi และคณะ [14] เกี่ยวกับการกำเนิดและเติบโตของเฟสต่างๆ ระดับโครงสร้างจุลภาค โดยนำเทคนิค 3D synchrotron X-ray tomography มาใช้ เพื่อศึกษาพฤติกรรมระหว่างการแข็งตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสม Al-8Si-4Cu-0.8Fe (wt.%) ดังรูปที่ 7 พบว่าเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิ (primary aluminum) เริ่มกำเนิดที่อุณหภูมิ 595 องศาเซลเซียส จากนั้นเริ่มกำเนิดแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่อุณหภูมิ 584 องศาเซลเซียส และเติบโตต่อไปได้จนถึง 557 องศาเซลเซียส ขณะที่แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กำเนิดขึ้นนั้นโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมยังสามารถเติบโตต่อไปได้ ต่อจากนั้น โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนเริ่มกำเนิดที่อุณหภูมิ 569 องศาเซลเซียส และเติบโตต่อจนถึงอุณหภูมิประมาณ 518 องศาเซลเซียส เป็น final complex eutectic ซึ่งลำดับของการกำเนิดเฟสต่าง ๆ สอดคล้องกับการศึกษาโดย C. Puncreobutr และคณะ [15] ดังรูปที่ 8



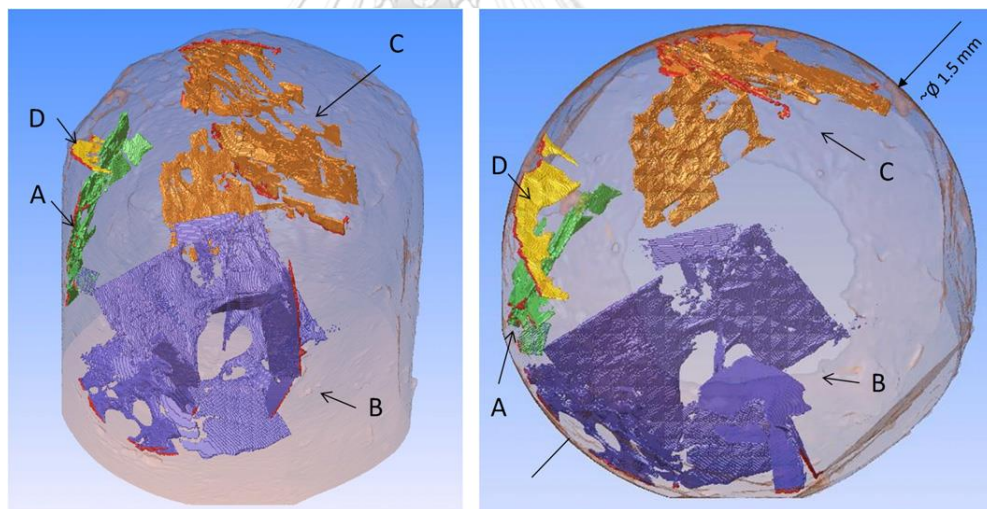
รูปที่ 7 – โครงสร้างจุลภาคระหว่างเย็นตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสมโดยเทคนิค X-ray synchrotron tomography โดยบริเวณดังลูกศรใน (a) โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม, (b) แผ่น  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ , (c) โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน และ (d) โครงสร้าง  $\text{Al}_2\text{Cu}$  [14]



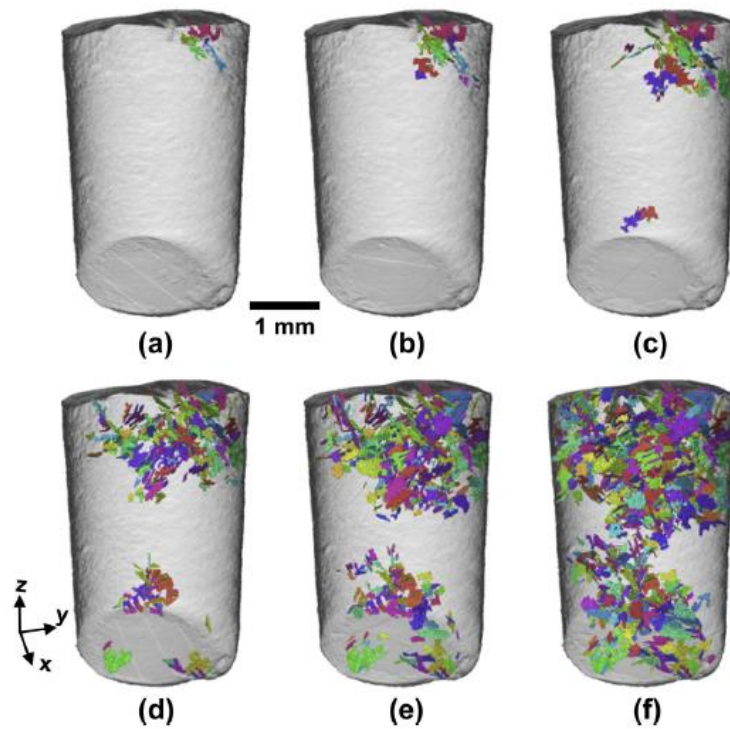
รูปที่ 8 – การศึกษาลำดับการกำเนิดเฟส และการเติบโตของเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ระหว่างการเย็นตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปน [15]



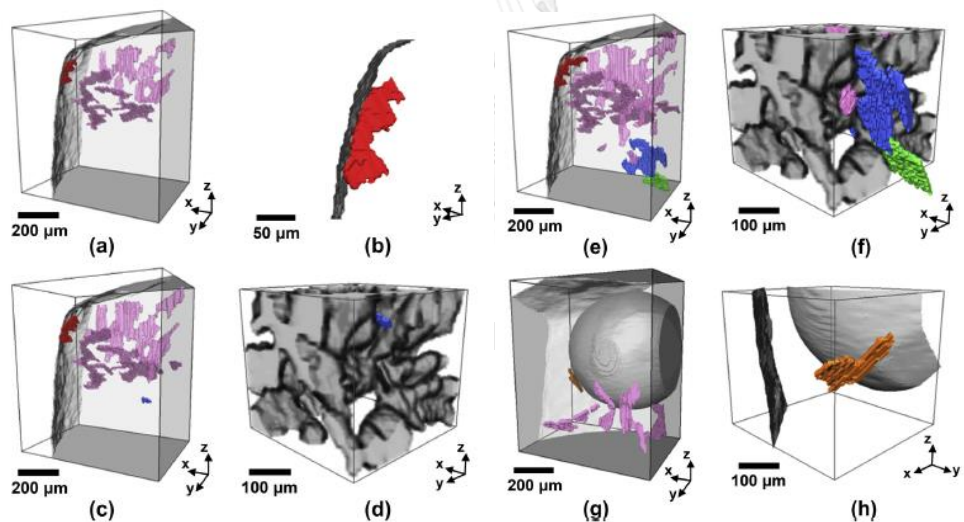
เมื่อพิจารณาเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จากผลการศึกษาของ S. Terzi และคณะ [14] ในรูปที่ 9 พบเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่มีลักษณะเป็นแผ่นทั้งหมด 4 แผ่น โดยเริ่มกำเนิดจากพื้นผิวภายนอกของชิ้นงาน นั่นคือ เริ่มกำเนิดบนฟิล์มออกไซด์ และไม่พบการเริ่มกำเนิดแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จากภายในชิ้นงาน การศึกษาในเวลาต่อมาโดย C. Puncreobutr และคณะ [15] ยืนยันว่า เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สามารถเริ่มกำเนิดจากผิวภายนอกของชิ้นงานที่เป็นฟิล์มออกไซด์ได้ ดังแสดงในรูปที่ 10 และเมื่อพิจารณาการกำเนิดและเติบโตของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  อย่างละเอียดในแต่ละบริเวณ พบว่าเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สามารถกำเนิดได้จาก 4 กลไก คือ (1) กำเนิดจากบริเวณที่เป็นฟิล์มออกไซด์  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ที่ขอบของชิ้นงาน (ดังแสดงในรูปที่ 11(a,b)) (2) แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กำเนิดบนแขนของเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม ในรูปที่ 11(c,d) (3) แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ใหม่สามารถกำเนิดจากเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เดิมที่กำเนิดมาแล้ว (self-nucleation) ดังแสดงในรูปที่ 11(e,f) และ (4) กำเนิดบนผิวออกไซด์ของรูพรุน ดังแสดงในรูปที่ 11(g,h) [15] นอกจากนี้ การศึกษาของ P. Mikolajczak และ L. Ratke [6] พบเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ล้อมรอบรูพรุนขนาดใหญ่บริเวณใจกลางชิ้นงานเช่นกัน ทำให้ยืนยันการกำเนิดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จากพื้นผิวของออกไซด์ได้



รูปที่ 9 – โครงสร้างจุลภาคของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทั้งหมด 4 แผ่น ซึ่งเริ่มกำเนิดจากผิวภายนอกของชิ้นงาน ที่อุณหภูมิ 573 องศาเซลเซียส [14]

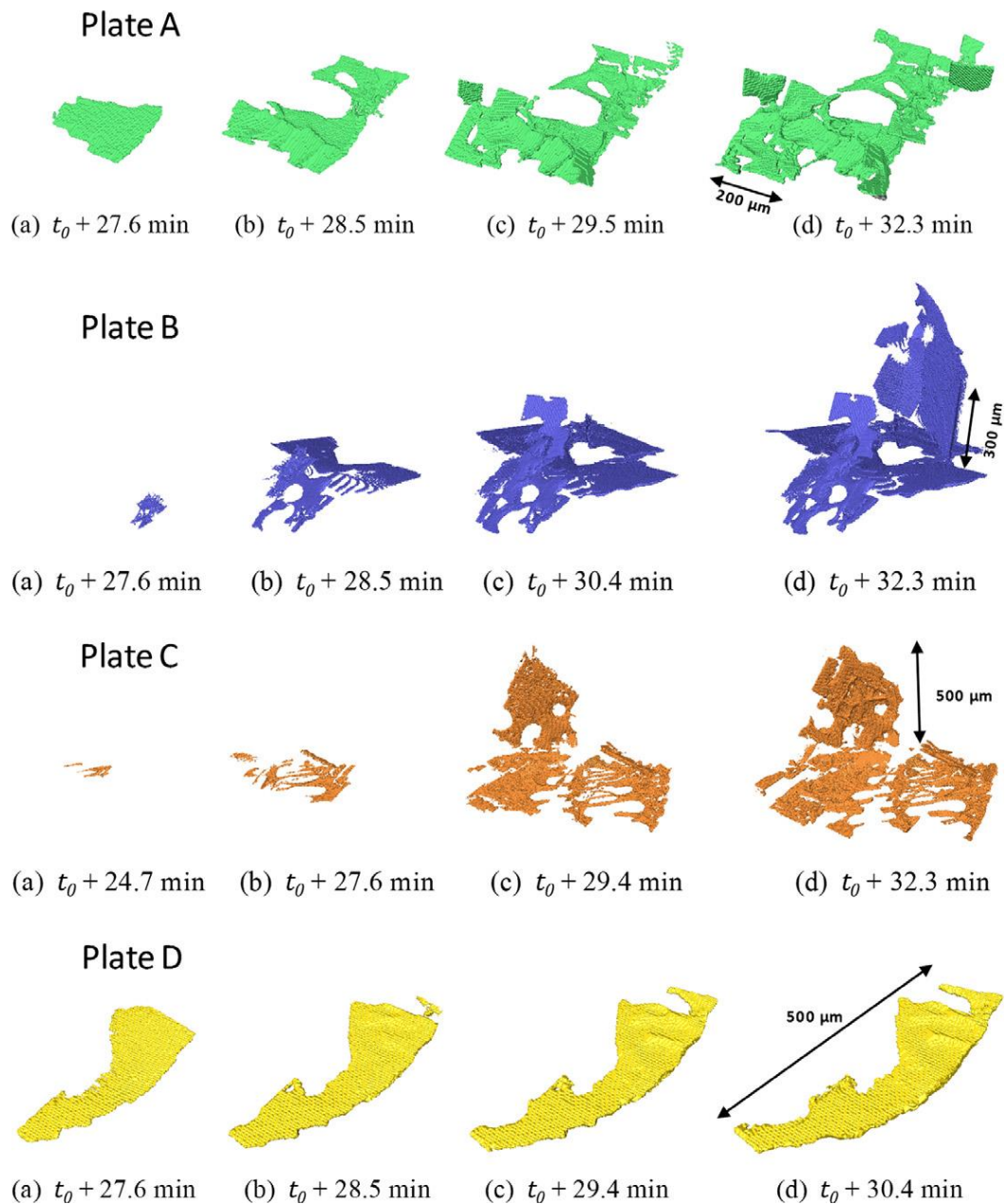


รูปที่ 10 - การเติบโตของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการเย็นตัว [15]



รูปที่ 11 - ลักษณะการเกิด  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่บริเวณต่าง ๆ ภายในชิ้นงาน [15]

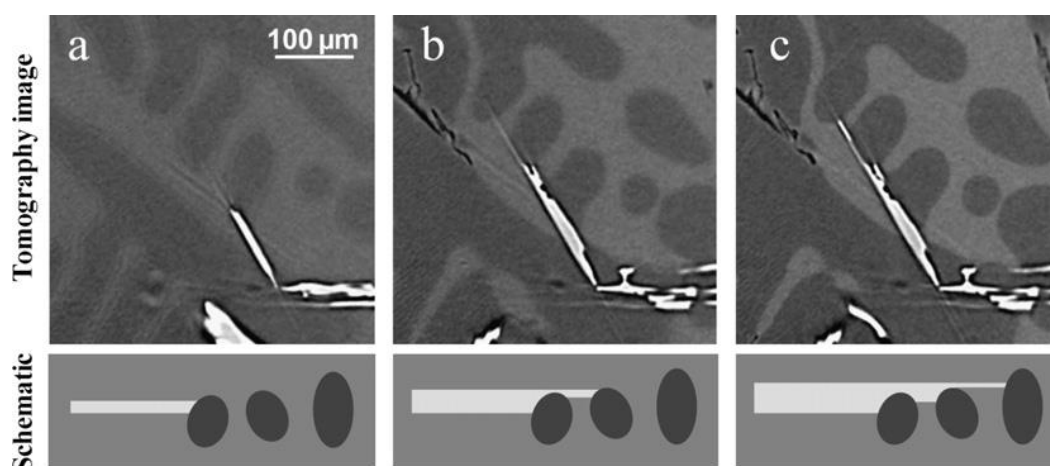
S. Terzi และคณะ [14] ได้ทำการพิจารณาการเติบโตของ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทั้งหมด 4 แผ่น ที่เวลาต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัว พบว่าแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะเติบโตได้เร็วในทิศทางด้านข้าง (lateral growth) แต่ช้ากว่ามากในทิศทางความหนา (thickening) ดังภาพการเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่เวลาแตกต่างกัน ในรูปที่ 12, 13 และ 14



รูปที่ 12 -วิวัฒนาการการเติบโตของโครงสร้างจุลภาคของแผ่น  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  แต่ละแผ่น [14]

ระหว่างการเติบโตในทิศทางด้านข้าง เมื่อเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ถูกขัดขวางทางกายภาพจากแกนเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม เฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  จะสามารถเติบโตในด้านข้างผ่านกระบวนการโตแบบ ledge mechanism เพื่อหลบหลีกการขัดขวาง โดยที่ J. Wang และคณะ [3] อธิบายถึงกลไกการเติบโตของเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ลักษณะนี้ว่า ในช่วงเริ่มต้น เฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  จะเติบโตในทิศทางด้านข้าง (lateral growth) อย่างรวดเร็วภายในพื้นที่อิสระ แต่เมื่อเติบโตชนกับโครงสร้างเดนไดรต์ เฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  จะสิ้นสุดการเติบโตในทิศทางด้านข้าง ซึ่ง S. Terzi และคณะ [14]

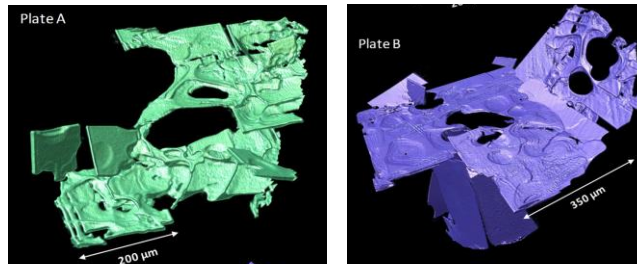
มีความเห็นไปในทางเดียวกัน และอธิบายเพิ่มเติมว่าเมื่อเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เติบโตกระทบกับโครงสร้างเดนไดรต์หรือสิ่งกีดขวางอื่น ๆ จะเติบโตในทิศทางด้านความหนาแทน แต่อัตราการเติบโตจะช้ากว่าการเติบโตในทิศทางด้านข้าง จนกว่าจะเติบโตในทิศทางของความหนาจนพ้นสิ่งกีดขวางก็จะสามารถเติบโตในทิศทางด้านข้างได้อีกครั้งอย่างรวดเร็วจนกว่าเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะกระทบกับอุปสรรคอื่น ๆ อีก แต่อย่างไรก็ตาม การเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จำเป็นต้องมีพื้นที่ว่างเพียงพอเพื่อให้เติบโตอย่างอิสระระหว่าแกนของเดนไดรต์ แบบจำลองการเติบโตของ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เมื่อชนกับแกนของเดนไดรต์ ได้แสดงไว้ในรูปที่ 13



รูปที่ 13 – โครงสร้างจุลภาคแสดงการเติบโตของ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ณ เวลาต่าง ๆ ระหว่างการเย็นตัวพบการแยกออกเป็นกิ่งและความไม่สม่ำเสมอของแผ่น [14]

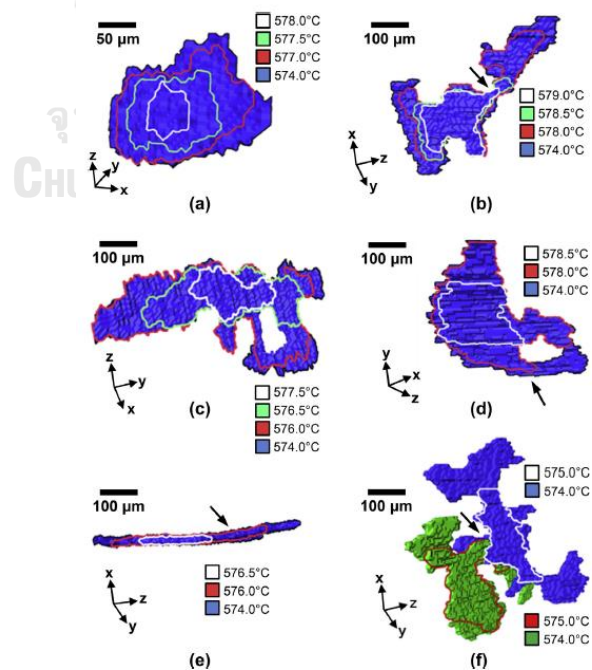
นอกจากนั้น S. Terzi และคณะ [14] ยังพบว่า แผ่นของ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ยังมีลักษณะแยกออกเป็นกิ่งได้ หรือที่เรียกว่า branching ซึ่งกิ่งของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สามารถทำมุมกันได้หลากหลายขนาดทั้งมุมกว้าง ปานกลาง และมุมแคบ โดยมักจะพบแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แยกออกเป็นกิ่ง เมื่อแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สัมผัสกับแกนเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม จึงทำให้แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ถูกขัดขวางทางกายภาพ ส่งผลให้มีการเปลี่ยนทิศทางการเติบโต

อิทธิพลทางกายภาพของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม ทำให้โครงสร้างจุลภาค 3 มิติของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีลักษณะที่ซับซ้อน และปรากฏร่องรอยของโครงสร้างเดนไดรต์ที่อยู่รอบแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ดังแสดงในรูปที่ 14



รูปที่ 14 – โครงสร้างจุลภาค 3 มิติของแผ่น  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ที่อุณหภูมิ 573 องศาเซลเซียส แสดงอิทธิพลของโครงสร้างเดนไดรต์ทำให้แผ่น  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  มีลักษณะซับซ้อน [14]

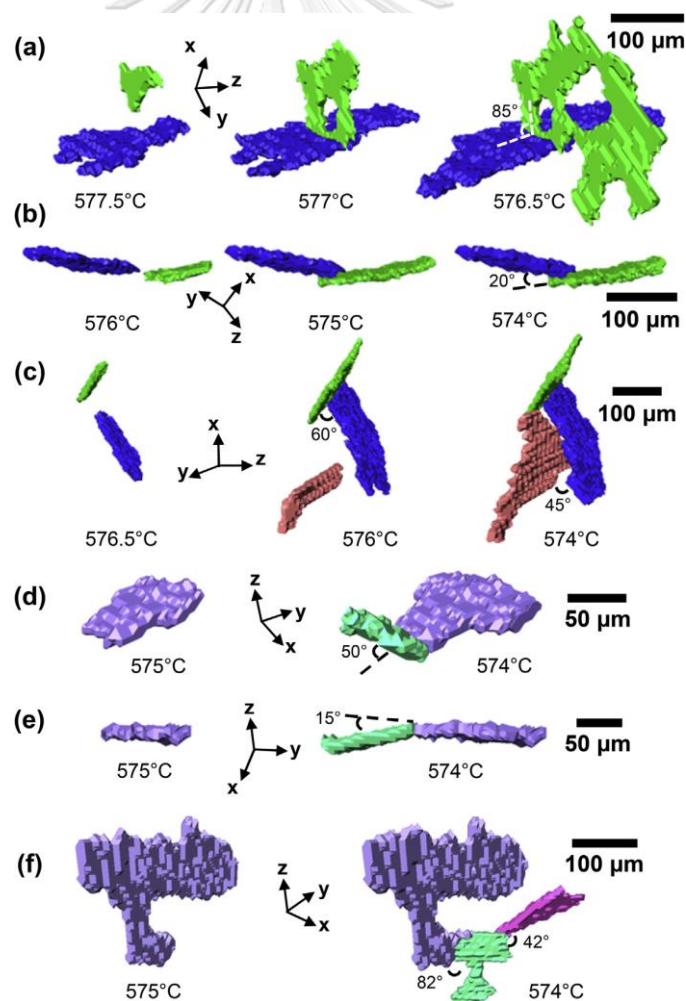
นอกจากนั้น การศึกษาของ C. Puncreobutr และคณะ [15] ยังให้ผลการศึกษาสอดคล้องไปในทางเดียวกัน คือพบว่า เฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  สามารถเติบโตในทิศทางด้านข้าง (lateral growth) ได้ดีกว่าการเติบโตในทิศทางด้านความหนา (thickening) โดยเมื่อนำลักษณะสัญญาณวิทยาของเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ระหว่างการแข็งตัวแต่ละแผ่นมาพิจารณา ดังแสดงในรูปที่ 15 จะทำให้เห็นกลไกการเติบโตของเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ได้อย่างชัดเจน เมื่อพิจารณาลักษณะแผ่น  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ในรูปที่ 15(b-d) พบว่า การเติบโตของแผ่น  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  สามารถเติบโตล้อมรอบแกนเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมได้แม้จะเป็นบริเวณที่จำกัด ดังรูปที่ 15(b) ทำให้แผ่น  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  มีลักษณะซับซ้อน เกิดรูหรือส่วนเว้าเข้าไปในแผ่นได้ นอกจากนี้เฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  สามารถเบนหนีจากทิศทางเดิมจนเกิดการโค้งงอได้ดังรูปที่ 15(e) และยังพบแผ่น  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ที่เติบโตผ่านแผ่นของ  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  แผ่นเดิมที่มีอยู่ เมื่ออุณหภูมิตกลงระหว่างการเย็นตัว ดังรูปที่ 15(f)



รูปที่ 15 – กลไกการเติบโตและลักษณะสัญญาณวิทยาของแผ่น  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ระหว่างการแข็งตัวที่บันทึกได้จากเทคนิค X-ray tomography [15]

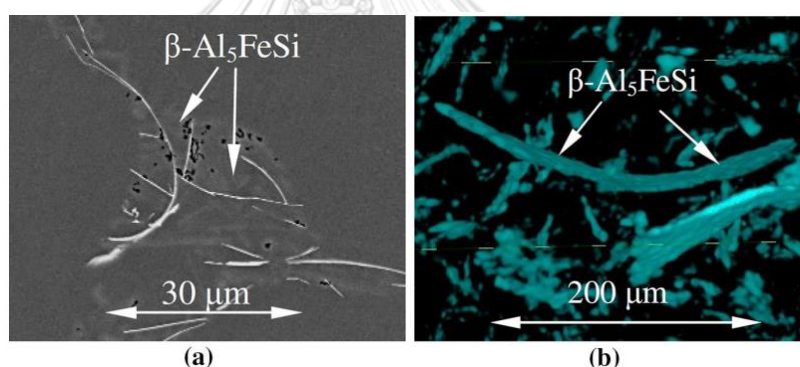
นอกจากนั้น การศึกษาโดย C. Puncreobutr และคณะ [15] ยังช่วยอธิบายลักษณะของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เมื่อเกิดปฏิสัมพันธ์ระหว่างเฟสสารประกอบเชิงโลหะด้วยตัวเอง [15] ดังแสดงในรูปที่ 16 ลักษณะแรกที่เกิดขึ้น หรือ impingement เป็นเหตุการณ์ที่แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สองแผ่นหรือมากกว่า กำเนิดและเติบโตอย่างอิสระ และเติบโตชนกันกับแผ่นอื่น ๆ ที่มีมุมต่าง ๆ ดังรูปที่ 16(a-c) แต่อย่างไรก็ตาม หลังจากเกิดการ impingement แล้วนั้น แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ยังคงเติบโตต่อไปได้ ซึ่งเมื่อพิจารณารูปที่ 16(c) การเติบโตชนกันของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มากกว่า 2 แผ่นขึ้นไป จะเกิดการรวมกลุ่มของเฟสสารประกอบเชิงโลหะที่มีความซับซ้อนมากยิ่งขึ้น

ลักษณะ impingement นี้ จะแตกต่างจากลักษณะที่สอง ดังรูปที่ 16(d-f) หรือการเกิด branching เนื่องจากเป็นเหตุการณ์การเติบโตของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทำมุมออกไปจากแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เดิมที่มีอยู่แล้ว ดังเช่นรูปที่ 16(f) แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  2 แผ่น (สีเขียวและสีชมพู) ต่างก็เติบโตคล้ายแตกกิ่งออกจากแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  หลัก (สีม่วง) ทั้งคู่



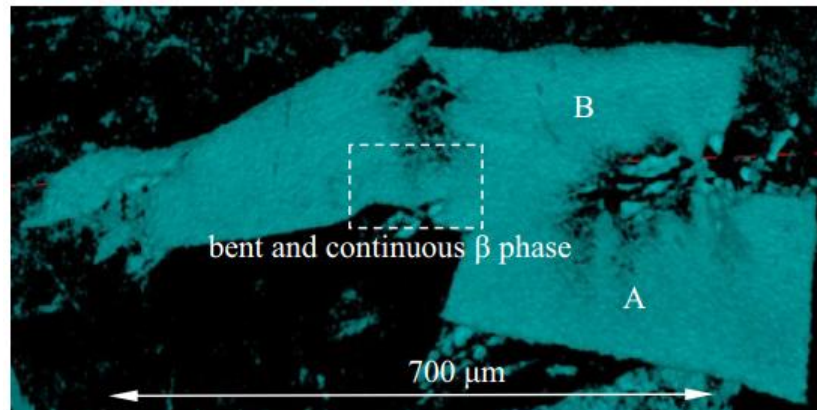
รูปที่ 16 – ลักษณะการเกิดปฏิสัมพันธ์ระหว่างเฟสสารประกอบเชิงโลหะ โดย (a-c) เป็นลักษณะ impingement และ (d-f) เป็นลักษณะ branching [15]

การศึกษาเพิ่มเติมของ P. Mikolajczak และ L. Ratke [6] ให้ผลของลักษณะพื้นฐานวิทยาของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่สอดคล้องกับผลการศึกษาโดย S. Terzi และคณะ [14] รวมถึง C. Puncreobutr [15] และคณะ ว่า รูปร่างโดยแท้จริงของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีลักษณะเป็น platelet หรือเป็นแผ่น แต่แผ่นของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  อาจมีรูปร่างซับซ้อนต่างกันได้หลายแบบ ตัวอย่างเช่น curved, bent, branched, crossing, hole-shaped, imprints, wavy shapes โดยอาจพบเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กำเนิดและเติบโตล้อมรอบรูพรุนก็เป็นได้ โดยในการทดลองที่ไม่มี การกวนด้วยสนามแม่เหล็ก พบว่า เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สามารถเติบโตมีรูปร่างเป็นเข็มที่มีลักษณะ ดัดโค้ง (curved needles) ดังรูปที่ 17 ซึ่งแผ่นเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่พบมีความยาว 300 ไมครอน และความหนา 4 ไมครอน รูปร่างของแผ่นเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีความดัดโค้งเท่ากันตลอดความยาว ของแผ่น แตกต่างจากแผ่นเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในรูปที่ 18 ซึ่งมีความดัดโค้งแค่บางบริเวณ เพียงแค่ 100 ไมครอนจากความยาวแผ่นทั้งหมด (บริเวณล้อมรอบสีขาว) โดยบริเวณอื่น ๆ ของ โครงสร้างยังคงเป็นเส้นตรงที่มีความต่อเนื่อง



รูปที่ 17 – (a) โครงสร้างจุลภาคจาก SEM และ (b) โครงสร้างจุลภาค 3 มิติจากเทคนิค X-ray tomography ของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ลักษณะ curved ในชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอน ร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก และธาตุเหล็กเจือปนร้อยละ 1 โดยน้ำหนัก [6]

การศึกษาโดย P. Mikolajczak และ L. Ratke [6] อธิบายว่าการกวนเป็นสาเหตุให้เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เกิดการดัดโค้ง [16] นอกจากนั้น S. Terzi และคณะ [14] อธิบายว่า แท่งเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สามารถเปลี่ยนแปลงรูปร่างได้ เนื่องจากมีปฏิสัมพันธ์ซึ่งกันและกันกับเฟสอื่น ๆ บริเวณใกล้เคียง  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แผ่นนั้น เช่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แผ่นอื่น, ผิวออกไซด์ หรือโครงสร้างเดน ไดรท์ที่กำเนิดขึ้นก่อนหน้า หลังจากนั้นเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สามารถเติบโตเป็นแผ่นตรง ๆ ได้ ทั้ง ด้านความยาวและความหนา

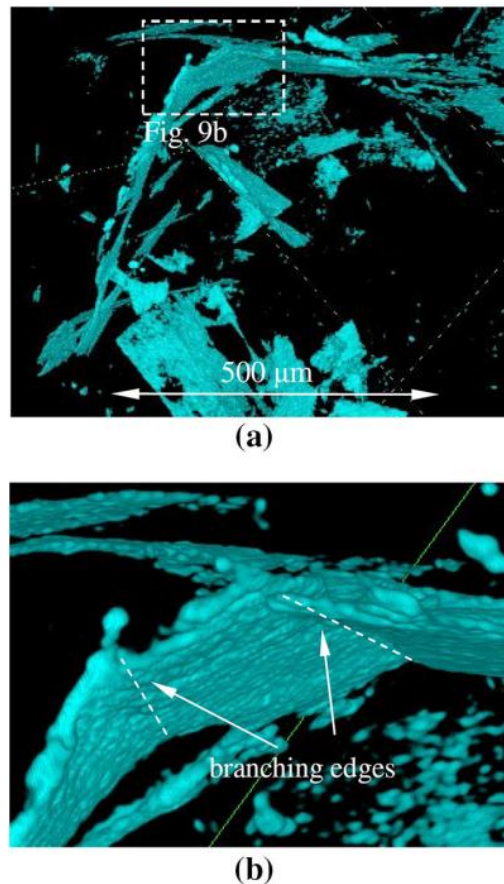


รูปที่ 18 -โครงสร้างจุลภาค 3 มิติจากเทคนิค X-ray tomography ของเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ลักษณะ bend (บริเวณล้อมรอบสีขาว) ในชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 7 โดยน้ำหนัก และธาตุเหล็กเจือปนร้อยละ 1 โดยน้ำหนัก [6]

ในขั้นแรกของการเติบโต หากเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  มีความยืดหยุ่นมากพอให้เกิดการดัดโค้งได้ ทั้งผลของการกระทบกับโครงสร้างเดนไดรต์หรือออกไซด์ใกล้เคียง และอิทธิพลของ forced flow ทำให้เฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ที่ได้มีลักษณะดัดโค้ง สามารถเกิดขึ้นได้ทั้งแผ่นเล็กหรือแผ่นใหญ่ [6] จากผลของการสะสมของธาตุซิลิกอนและเหล็ก (solute pile-up) บริเวณผิวหน้าหรือช่องแชนระหว่างเดนไดรต์ในช่วงกิ่งแข็งกิ่งเหลว ส่งเสริมให้กำเนิดเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ขึ้น และเติบโตดัดโค้งตามรูปร่างของโครงสร้างเดนไดรต์ที่เฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  โตล้อมรอบ

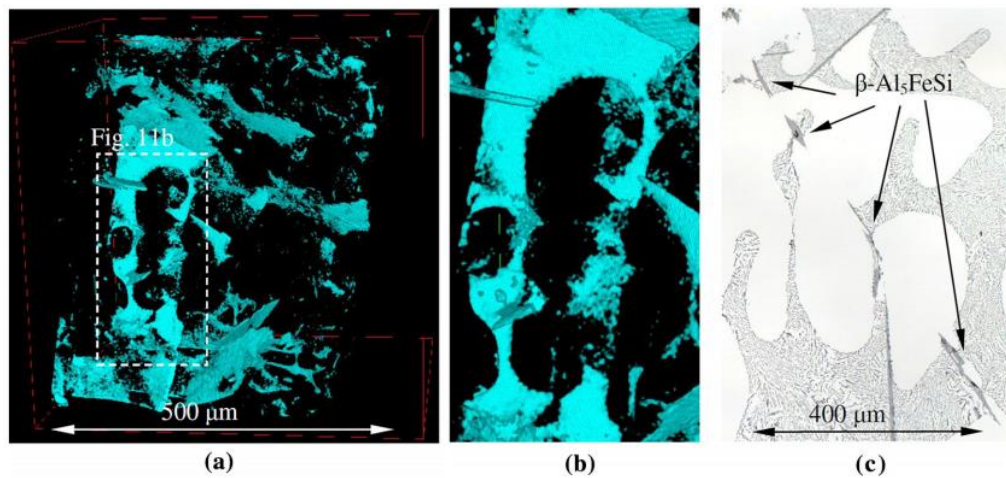
การเปลี่ยนแปลงรูปร่างของเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ให้มีความดัดโค้งนั้น นอกจากได้รับอิทธิพลจากแขนเดนไดรต์ปฐมภูมิของอะลูมิเนียม (primary dendrite arm) แล้ว ยังเป็นผลจากแขนเดนไดรต์ทุติยภูมิของอะลูมิเนียม (secondary dendrite arm) และแขนเดนไดรต์ตติยภูมิของอะลูมิเนียม (tertiary dendrite arm) นั้น ๆ อีกด้วย และการดัดโค้งของเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ทั้งแผ่น (curved) ต้องการเฟสอื่น ๆ ที่ใหญ่เพียงพอ และต้องการ driving force ที่สูงเพื่อทำให้เกิดการดัดโค้งได้ทั้งแผ่น ในบางกรณีเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  มีโอกาสดัดโค้งได้แค่บางส่วนแทนที่จะถูกดัดโค้งทั้งหมด จึงทำให้เกิดลักษณะ bent ขึ้น ดังรูปที่ 18





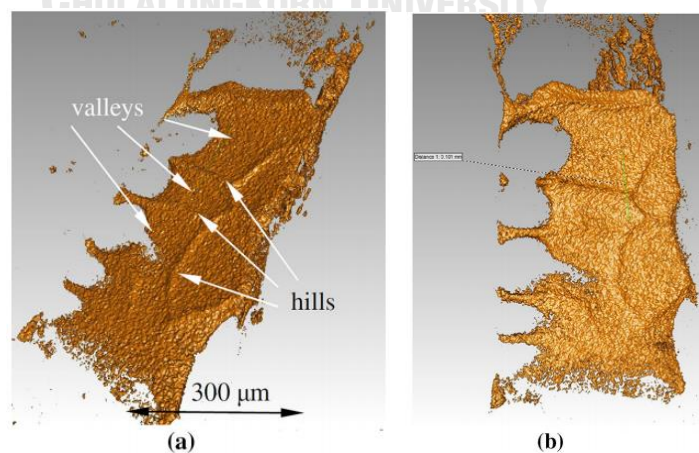
รูปที่ 19 – (a) โครงสร้างจุลภาคจาก SEM และ (b) โครงสร้างจุลภาค 3 มิติจากเทคนิค X-ray tomography ของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ลักษณะ branched และ hole-shaped ในชิ้นงานโลหะ อะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก และธาตุเหล็กเจือปนร้อยละ 1 โดยน้ำหนัก [6]

จากการศึกษาของ P. Mikolajczak และ L. Ratke [6] ยังพบเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ลักษณะ hole-shaped ที่เป็นผลจากรูปร่างของโครงสร้างเดนไดรต์บริเวณใกล้เคียง (ดังแสดงในรูปที่ 20(a-b)) เป็นการยืนยันผลการศึกษาของ S. Terzi และคณะ [14] รวมถึง C. Puncreobutr และคณะ [15] ซึ่งเมื่อพิจารณาลักษณะแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในรูปที่ 14 และ 15 พบว่า การเติบโตของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เป็นการเติบโตล้อมรอบโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมเช่นเดียวกัน ดังจะพบส่วนเว้าที่เกิดจากการเติบโตผ่านแกนของเดนไดรต์ แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงมีลักษณะซับซ้อน เกิดรูหรือส่วนเว้าเข้าไปในแผ่น



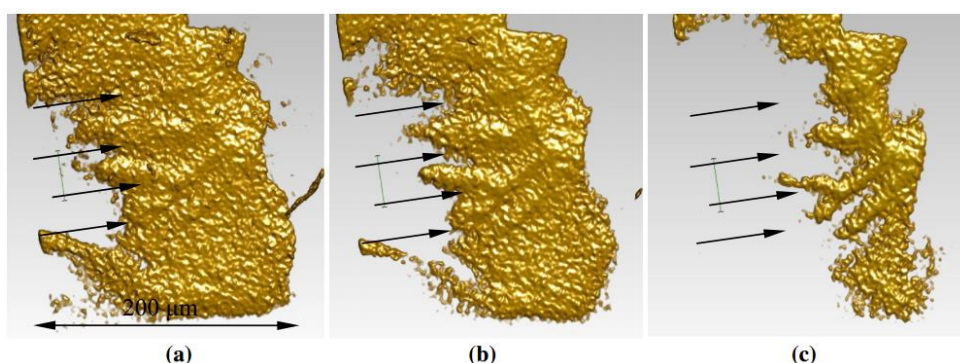
รูปที่ 20 – (a,b) โครงสร้างจุลภาค 3 มิติจากเทคนิค X-ray tomography ของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ลักษณะ hole-shaped และ (c) โครงสร้างจุลภาค 2 มิติ แสดงแท่งตรงของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก และธาตุเหล็กเจือปนร้อยละ 1 โดยน้ำหนัก [6]

นอกจากนั้นเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ยังปรากฏลักษณะ imprint ดังแสดงในรูปที่ 21 โดยผิวหน้าของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  นี้จะไม่แบนและไม่เรียบตรง เนื่องจากมีลักษณะสูงต่ำที่เรียกว่า valleys และ hills ที่บริเวณขอบ จากการเติบโตตลอดความยาวของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมที่กำลังเกิดขึ้นก่อนหน้า ซึ่งเมื่อพิจารณารูปที่ 21 พบว่า ระยะระหว่าง hills ของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  รูปร่างแบบ imprint จะมีความสัมพันธ์เชิงระยะเท่ากับค่า SDAS ของโครงสร้างเดนไดรต์ที่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แผ่นนั้นเติบโตติดกันตลอดความยาว แต่อย่างไรก็ตามระยะระหว่าง valleys กลับไม่มีความสัมพันธ์โดยตรงกับ SDAS [6]



รูปที่ 21 – แสดงรูปร่างของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ลักษณะ imprints ในชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 7 โดยน้ำหนัก และธาตุเหล็กเจือปนร้อยละ 1 โดยน้ำหนัก [6]

นอกจากนั้น P. Mikolajczak และ L. Ratke [6] ยังพบเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่มีรูปร่างใกล้เคียงกับ imprint ที่เรียกว่า wavy-shaped ดังรูปที่ 22 เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีระยะระหว่าง hills และ valleys เท่ากับ 50 ไมครอน แต่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ลักษณะ wavy-shaped จะมีค่าระยะระหว่าง hills กับ valleys เท่ากันทั้ง 2 ด้านของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และความหนาของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ลักษณะ wavy-shaped จะไม่เท่ากันตลอดความยาวของแผ่น ดังเช่นรูปที่ 22(b,c)



รูปที่ 22 – โครงสร้างจุลภาค 3 มิติจากเทคนิค X-ray tomography ของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ลักษณะ wavy-shaped ในชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 7 โดยน้ำหนัก และธาตุเหล็กเจือปนร้อยละ 1 โดยน้ำหนัก (ลูกศรสีดำแสดงบริเวณที่พบ valleys) [6]

#### 2.2.4 ผลของการกวนต่อโครงสร้างจุลภาคของเฟส $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$

P. Mikolajczak and L. Ratke [6] ได้ศึกษาการเปลี่ยนแปลงปรากฏการณ์การตกตะกอนของเฟสสารประกอบเชิงโลหะจากการกวนด้วย rotating magnetic field (RMF) และได้อธิบายว่า การกวนทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นของธาตุผสมที่บริเวณต่างกัน ซึ่งมีความแตกต่างอย่างชัดเจนใน 2 บริเวณ คือ บริเวณขอบและบริเวณใจกลางของชิ้นงาน

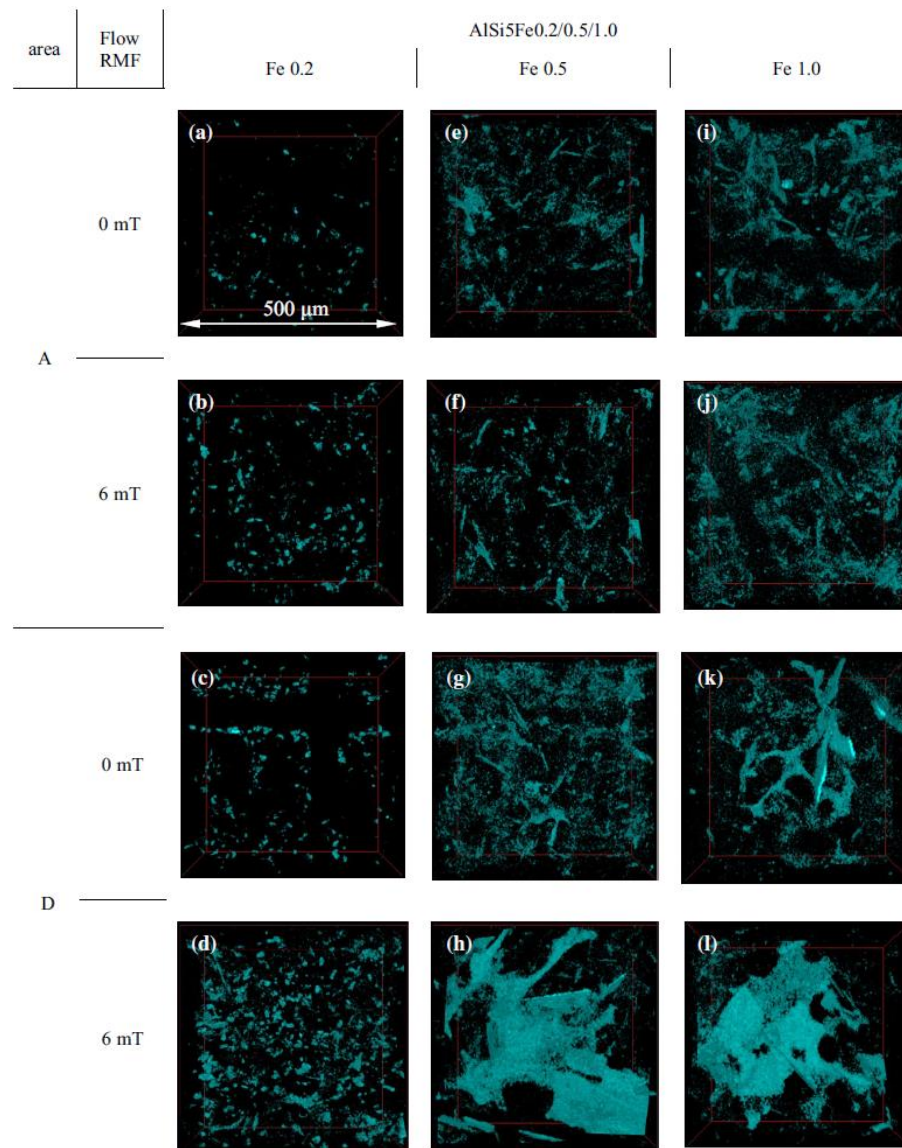
ภาพจาก X-ray tomography ในรูปที่ 23 แสดงเฟสสารประกอบเชิงโลหะของเหล็กหรือเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  บริเวณขอบ (บริเวณ A) และ บริเวณใจกลาง (บริเวณ D) ดังรูปที่ 23 ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.2, 0.5 และ 1.0 โดยน้ำหนัก ทั้งกรณีที่มีและไม่มีการกวน พบว่า เมื่อส่วนผสมของเหล็กต่างกันออกไป จะพบการเปลี่ยนแปลงของปริมาณและขนาดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ขึ้น ในกรณีที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะมีขนาดเล็ก รูปร่างส่วนใหญ่เป็นแท่ง และพบรูปร่างเป็นแผ่นเล็กน้อย แต่เมื่อมีส่วนผสมของเหล็กมากขึ้นคือร้อยละ 0.5 และ 1.0 โดย

น้ำหนัก พบเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  รูปร่างเป็นแผ่นทั้งหมด สามารถเห็นการเปลี่ยนแปลงของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ได้ชัดในรูปที่ 23(h,i)

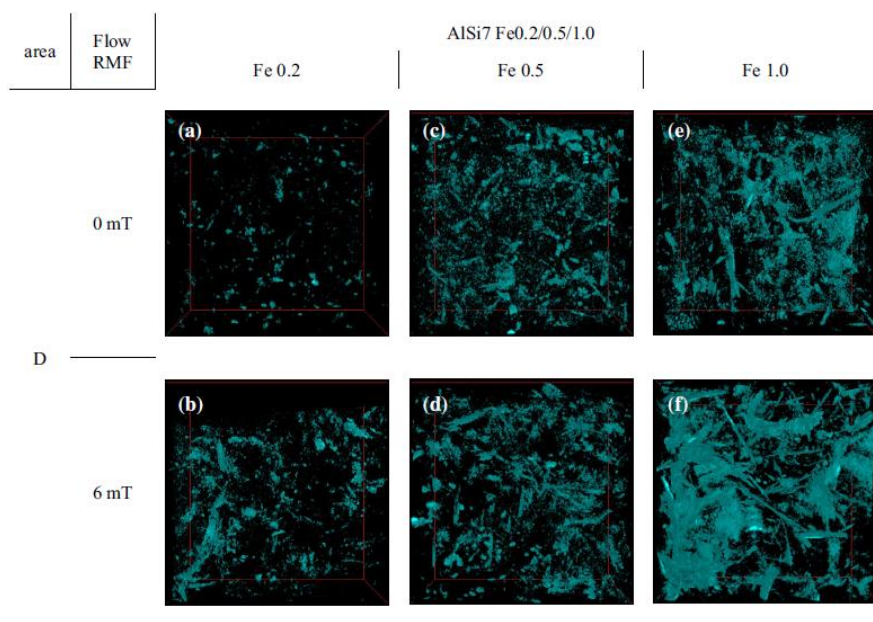
นอกจากนั้นอิทธิพลของการกวนยังส่งผลต่อจำนวนและขนาดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  อีกด้วย แต่ยากที่จะแยกแยะได้ชัดเจนในบริเวณขอบ (บริเวณ A) ของชิ้นงาน สำหรับบริเวณใจกลาง (บริเวณ D) ของชิ้นงาน จะเห็นผลของการกวนได้ชัดเจน จากการศึกษา จำนวนของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ใจกลางจะมีปริมาณเพิ่มขึ้น และยังเป็นสาเหตุให้  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีรูปร่างเป็นแผ่นขนาดใหญ่ แต่อย่างไรก็ตาม หากปริมาณธาตุเหล็กน้อย เช่น ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก ถึงแม้จะมีการกวนก็ไม่สามารถเปลี่ยนแปลงรูปร่างของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ให้เป็นแผ่นขนาดใหญ่ได้ กลับกัน หากปริมาณธาตุเหล็กสูง เช่น ร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก แต่ไม่มีการกวนพบว่า เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ยังคงเป็นแผ่นที่มีขนาดใหญ่ แต่ไม่ใหญ่เท่าชิ้นงานที่มีการกวนร่วมด้วย

เมื่อพิจารณาชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 7 โดยน้ำหนัก ดังแสดงในรูปที่ 24 ให้ผลเช่นเดียวกันกับชิ้นงานที่ผสมซิลิกอนร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก คือเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ได้มีรูปร่างเป็นแผ่นขนาดใหญ่ และมีปริมาณสูงขึ้นที่บริเวณใจกลางของชิ้นงาน และยิ่งสูงขึ้นเมื่อมีการกวนแต่อย่างไรก็ตาม ขนาดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เล็กกว่าชิ้นงานที่ผสมซิลิกอนร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก ทั้งกรณีที่มีและไม่มีการกวน

นอกจากการกวนด้วยสนามแม่เหล็กจะเป็นสาเหตุให้อุณหภูมิของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีขนาดใหญ่ขึ้นแล้วนั้น เมื่อพิจารณาผลของการกวนต่อความยาวของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  พบว่าจะทำให้ความยาวของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  บริเวณขอบของชิ้นงานลดลงเล็กน้อย แต่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  บริเวณใจกลางของชิ้นงานจะมีขนาดยาวขึ้น



รูปที่ 23 – โครงสร้างจุลภาค 3 มิติของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi จากเทคนิค X-ray tomography ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก เมื่อส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.2, 0.5 และ 1.0 โดยน้ำหนัก โดย A คือบริเวณขอบของชิ้นงาน D คือบริเวณใจกลางของชิ้นงาน ทั้งกรณีที่ไม่มี (0 mT) และมี (6 mT) การกวน [6]



รูปที่ 24 – โครงสร้างจุลภาค 3 มิติของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi จากเทคนิค X-ray tomography ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 7 โดยน้ำหนัก เมื่อส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.2, 0.5 และ 1.0 โดยน้ำหนัก ที่บริเวณใจกลางของชิ้นงาน กรณีที่ไม่มี (0 mT) และมี (6 mT) การกวน [6]

S. Steinbach และ L. Ratke [17] อธิบายว่า ที่บริเวณใจกลางของชิ้นงาน มีการสะสมของธาตุซิลิกอนและเหล็กในปริมาณมากที่ช่องว่างระหว่างแขนของเดนไดรต์ จากผลของการกวนจึงทำให้เฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ยาวขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับ P. Mikolajczak และ L. Ratke [16] ว่า การกวนจะช่วยให้เฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi มีความยาวมากขึ้นเพียงเล็กน้อยในบริเวณใจกลางของชิ้นงาน เนื่องจากธาตุซิลิกอนและเหล็กถูกผลักให้สะสมบริเวณใจกลางของชิ้นงานมากขึ้น จึงทำให้ปริมาณธาตุซิลิกอนและธาตุเหล็กที่ขอบของชิ้นงานน้อยลง ความยาวของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi จึงลดลงไปด้วย ส่งผลให้ความยาวของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ลดลงกว่ากรณีที่ควบคุมส่วนผสมของเหล็กเจือปนโดยรวมของโลหะอะลูมิเนียมผสม นอกจากนี้ S. Steinbach และ L. Ratke [17] ยังพบว่า สาเหตุเดียวกันนี้ ยังส่งผลให้จำนวนหรือ number density ของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi มีปริมาณมากขึ้นที่บริเวณใจกลางของชิ้นงาน

เพราะฉะนั้น ผลของการกวนจึงช่วยเพิ่มความยาวของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ที่บริเวณใจกลางของชิ้นงาน แต่ปริมาณของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi จะเพิ่มขึ้นทั้งบริเวณขอบและใจกลางของชิ้นงาน และยังเป็นสาเหตุให้เฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ที่ได้มีรูปร่างเป็นแผ่นที่มีขนาดใหญ่ขึ้นและโครงสร้างที่ได้มีความซับซ้อนขึ้นอีกด้วย

## 2.3 อิทธิพลของเฟสสารประกอบเชิงโลหะของเหล็กต่อพฤติกรรมระหว่างการแข็งตัวของโครงสร้างจุลภาคกึ่งแข็งกึ่งเหลว

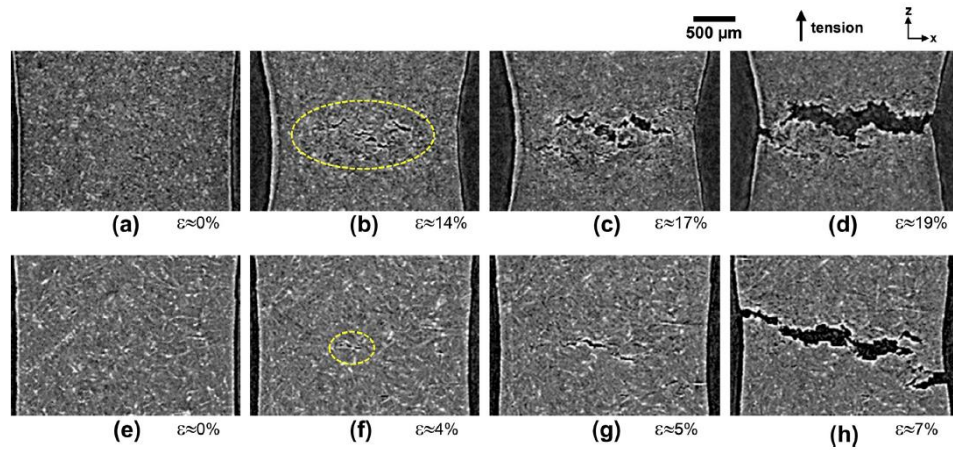
จากการศึกษาในอดีต พบว่า งานหล่อโลหะอะลูมิเนียมผสมมักเกิดข้อบกพร่องขึ้นภายในเนื้อโลหะ ซึ่งส่งผลต่อสมบัติทางกลของวัสดุในหลายด้าน ตัวอย่างเช่น ส่งผลให้อายุการใช้งานน้อยลงหรือเป็นจุดเริ่มต้นให้เกิดการแตกหักของวัสดุได้ง่าย ข้อบกพร่องเหล่านี้มักเกิดในโลหะอะลูมิเนียมที่ผ่านการรีไซเคิล จากการที่ปริมาณเหล็กเจือปนในเนื้อโลหะเพิ่มขึ้นและทำให้เกิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะของเหล็กขึ้น การศึกษาในอดีตพบว่า สารประกอบเชิงโลหะของเหล็ก โดยเฉพาะอย่างยิ่งเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ส่งผลให้สมบัติในการหล่อลดลงจากการขัดขวางทางเดินน้ำโลหะภายในช่องระหว่างแขนของเดนไดรต์ จึงก่อให้เกิดข้อบกพร่องขึ้น เช่น shrinkage porosity และ hot tearing

### 2.3.1 อิทธิพลของเฟสสารประกอบเชิงโลหะต่อการเกิด hot tearing

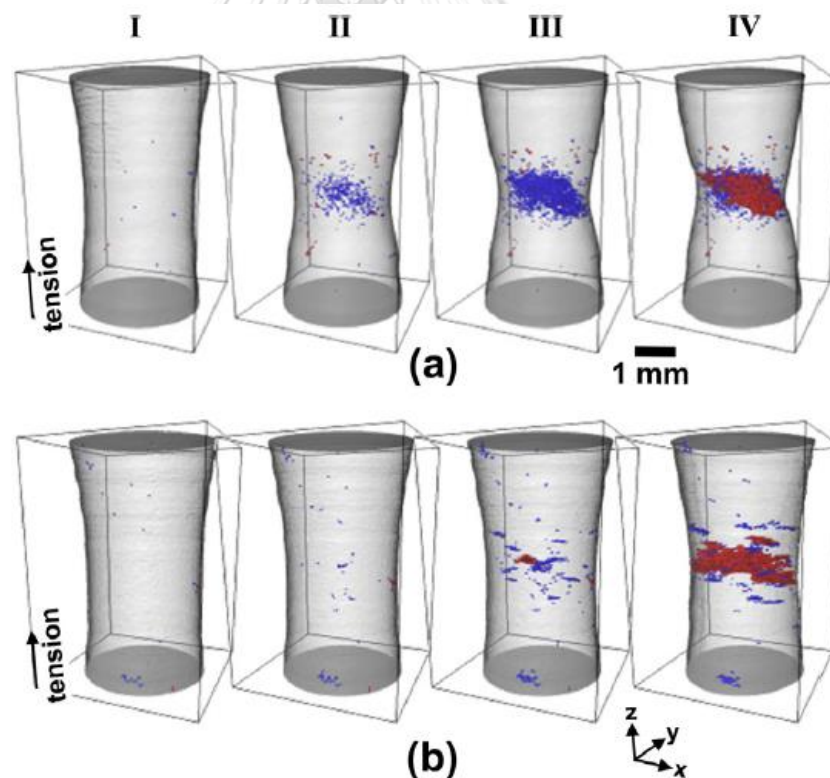
จากการศึกษาโดย C. Puncreobutr และคณะ [18] เกี่ยวกับโลหะผสมอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนต่างกัน โดยการทดสอบแรงดึงทิศทางเดียวในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลว ร่วมกับเทคนิค X-ray tomography พบการฉีกขาดเกิดขึ้นหลังจากให้อัตราความเครียดเพิ่มขึ้นแก่ชิ้นงาน เมื่อพิจารณาลักษณะโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในสภาวะกึ่งแข็งกึ่งเหลว ดังแสดงในรูปที่ 25 ซึ่งเป็นภาพตัดขวางในแนวยาว (longitudinal section) ของภาพโครงสร้างจุลภาค 3 มิติดังแสดงในรูปที่ 26 พบว่า ก่อนการทดสอบด้วยการให้แรงดึงเพื่อให้เกิดการเปลี่ยนแปลงรูป จะพบเพียงรูพรุนขนาดเล็กที่เกิดจากการหล่อทั้ง 2 ชิ้นงาน แต่หลังจากเพิ่มขนาดความเครียดให้แก่ชิ้นงาน พบว่า ชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก จะเริ่มเกิด voids ขึ้นที่ตรงกลางของชิ้นงาน หลังจากให้ความเครียดจริง 14% ดังรูปที่ 25(b) หรือรูปที่ 26a-II ชิ้นงานเกิดการเปลี่ยนแปลงรูปและเกิดลักษณะคอคอดที่ตรงกลางความยาวของชิ้นงาน และชิ้นงานฉีกขาดออกจากกัน เมื่อ voids ที่เกิดขึ้นภายในเชื่อมต่อกันจนถึงผิวภายนอกของชิ้นงาน หลังจากให้ความเครียดจริง 19% ดังรูปที่ 25(d) หรือรูปที่ 26a-IV

เมื่อพิจารณาชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ซึ่งมีแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ขนาดใหญ่ กลไกความเสียหายเกิดได้รวดเร็วและมีสภาพความเปราะมากกว่า ทำให้พบ voids เกิดขึ้น ที่ขนาดของความเครียดจริงน้อยกว่าชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนเพียงร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก นั่นคือ เริ่มเกิดที่ขนาดความเครียดจริง 4% ดังที่พบในวงกลมสีเหลืองของรูปที่ 25(f) หรือรูปที่ 26(b-II) จากนั้น voids จะเติบโตและเชื่อมต่อกันผ่าน

แนวตัดขวางจนถึงผิวของชิ้นงานอย่างรวดเร็ว ทำให้เกิดการฉีกขาดออกจากกัน ที่ขนาดความเครียดจริงเพียง 7% ดังรูปที่ 25(h) หรือรูปที่ 26(b-IV)



รูปที่ 25 – วิวัฒนาการของความเสียหายหลังจากจำลองการกำเนิด hot tearing ของ Al-7.5Si-3.5Cu ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a-d) 0.2 และ (e-h) 0.6 โดยน้ำหนัก ที่ขนาดความเครียดจริงต่างกัน บริเวณวงกลมสีเหลืองแสดงจุดเริ่มกำเนิดความเสียหาย [18]

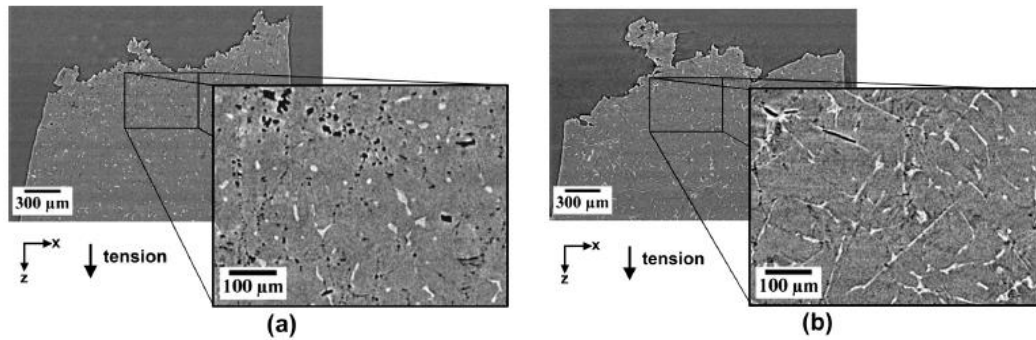


รูปที่ 26 – วิวัฒนาการในการกำเนิด hot tearing ของ Al-7.5Si-3.5Cu ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a) 0.2 และ (b) 0.6 โดยน้ำหนัก ที่ขนาดความเครียดจริงต่างกัน (I-IV) [18]

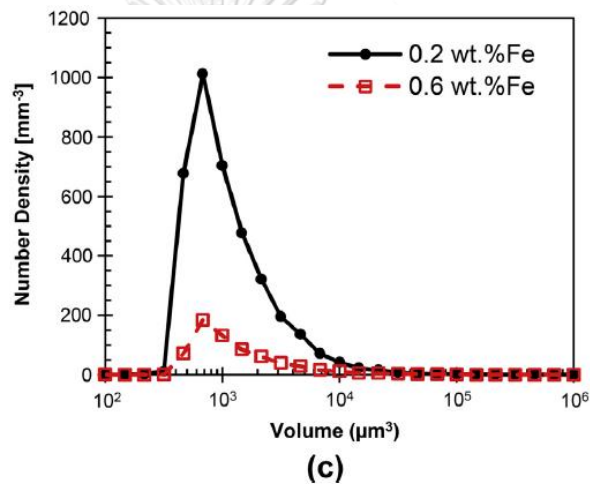


จากการทดสอบแรงดึงทิศทางเดียวในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลว นั้น ทำให้เกิดการไหลของน้ำโลหะเพื่อไปชดเชยจะเกิดความเครียดเฉพาะจุดขึ้น ซึ่งการป้อนน้ำโลหะที่ไม่เพียงพอจนเกิดความเครียดขึ้นนี้จะส่งผลให้เกิด hot tearing ได้ จากกลไกการกำเนิด void และเติบโตจนเชื่อมต่อกันจนฉีกขาด จากการศึกษาดังรูปที่ 25 และ 26 ได้ยืนยันการศึกษาในอดีตโดย C. Puncreobutr และคณะ [5] ว่า ในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ซึ่งมีขนาดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เป็นแผ่นที่ใหญ่ขึ้น ความเสียหายเกิดขึ้นเนื่องจากจากเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ส่งผลให้ความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลวระหว่างช่องแชนของเดนไดรต์ลดลงอย่างรุนแรง ทำให้น้ำโลหะเคลื่อนที่ได้ยากขึ้น นอกจากนี้ เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ยังทำหน้าที่เป็น stress concentration โดยเฉพาะ เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แผ่นใหญ่จะยิ่งมีความเปราะ ทำให้เกิดการแตกหักเสียหายได้ง่ายตั้งแต่ช่วงที่ความเครียดไม่สูงนัก

เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังเกิดความเสียหาย ดังรูปที่ 27 พบว่า ชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก พบ voids ภายในชิ้นงานบริเวณพื้นผิวรอยแตก (fracture surface) ในปริมาณมากและมีลักษณะกลมและยึดตัวตามทิศทางการดึง ดังรูปที่ 27(a) แต่ชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก พบ voids ในปริมาณที่น้อยกว่า และพบ voids ที่มีลักษณะแบนคล้ายแผ่น (planar) อยู่ติดกับผิวของแผ่นเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ดังรูปที่ 27(b) เนื่องจากชิ้นงานที่มีปริมาณเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  น้อยกว่าและแผ่นมีขนาดเล็กกว่า น้ำโลหะสามารถไหลไปชดเชยในบริเวณที่เกิดความเครียดหรือบริเวณรอยแตกได้ดีกว่า จึงเหลือร่องรอยของ voids ที่บริเวณที่ห่างจากผิวของรอยแตก จากการที่น้ำโลหะไหลไปชดเชยระหว่างการทดสอบแรงดึงในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลว ส่วนชิ้นงานที่มีปริมาณเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เยอะและใหญ่กว่า จะขัดขวางการชดเชยของน้ำโลหะ ทำให้จำกัดบริเวณของ voids ที่บริเวณที่ใกล้กับผิวของรอยแตก รวมทั้งเนื่องจากรูพรุนที่เกิดขึ้นสามารถโตตามพื้นผิวของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ได้ดีจากผลของพลังงานระหว่างพื้นผิว ทำให้พบ voids ที่มีลักษณะแบนคล้ายแผ่น



รูปที่ 27 - โครงสร้างจุลภาคแนวยาวของชิ้นงาน Al-7.5Si-3.5Cu ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a) 0.2 และ (b) 0.6 โดยน้ำหนัก หลังเกิดความเสียหาย [18]



รูปที่ 28 - กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นเชิงปริมาณของ voids ต่อปริมาตรทั้งหมดของชิ้นงาน Al-7.5Si-3.5Cu ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.2 และ 0.6 โดยน้ำหนัก หลังเกิดความเสียหาย [18]

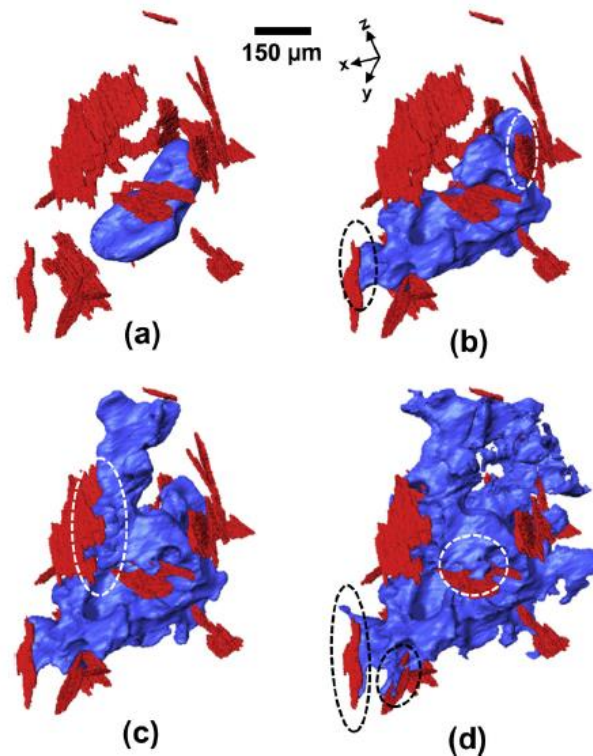
### 2.3.2 อิทธิพลของเฟสสารประกอบเชิงโลหะต่อการกำเนิดรูพรุน

จากการศึกษาของ T. O. Mbuya ในปี 2003 [19] พบว่า ธาตุเหล็กทำให้สมบัติในการหล่อลดลงและเพิ่มจำนวนรูพรุนภายในชิ้นงานจากการหล่อ เนื่องจากผลของเฟสสารประกอบเชิงโลหะหรือเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ที่เกิดจากธาตุเหล็กที่เจือปนในเนื้อโลหะอะลูมิเนียม ซึ่งธาตุเหล็กสามารถละลายในอะลูมิเนียมได้เพียง 0.05% เท่านั้น แต่สาเหตุของการกำเนิดรูพรุนจากอิทธิพลของเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  นั้น มี 2 ทฤษฎีที่เป็นไปได้ คือ เฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ทำหน้าที่เป็นจุดกำเนิด (nucleation site) ให้เกิดรูพรุน เนื่องจากการศึกษาของ N. Roy และคณะ ในปี 1996 [20] พบว่า รูพรุนที่เกิดขึ้นมักจะเกิดติดกับแผ่นของเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  แต่ C. Mascré [10] ให้ความเห็นในอีกทฤษฎีหนึ่งว่า เฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ที่มีลักษณะเป็นแผ่นนี้ ขัดขวางการป้อนของน้ำโลหะระหว่าง

ช่องแชนของเดนไดรต์ จึงทำให้เกิดรูพรุนหดตัวขึ้น โดยการศึกษาของ J. A. Taylor และคณะ ในปี 1999 [21] ช่วยยืนยันทฤษฎีของ C. Mascré [10] ว่าแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทำให้ความสามารถในการไหลและการป้อนของน้ำโลหะในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลวลดลง เป็นสาเหตุให้เกิดรูพรุนหดตัวขึ้น

นอกจากนั้น การศึกษาของ C. Puncreobutr และคณะ ในปี 2014 [18] เกี่ยวกับการเติบโตของรูพรุนโดยการขัดขวางของแผ่นเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ระหว่างแข็งตัว โดยเทคนิค X-ray tomography พบว่า เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เริ่มกำเนิดช่วงเดียวกันกับที่รูพรุนเริ่มกำเนิดขึ้น ดังรูปที่ 29 รูพรุนเริ่มกำเนิดในช่องของน้ำโลหะ โดยมีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ล้อมรอบ สอดคล้องกับการศึกษาก่อนหน้านี้ว่าเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทำให้ความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะลดลง เนื่องจากเป็นตัวขัดขวางการไหลของน้ำโลหะภายในช่องแชนของเดนไดรต์ หลังจากรูพรุนกำเนิดขึ้นจะเติบโตอย่างรวดเร็วเข้าไปในช่องแชนของเดนไดรต์ สังเกตได้จากรูปที่ 29(b,d) แต่อย่างไรก็ตาม การเติบโตยังคงจำกัดพื้นที่ด้วยเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และเฟสของแข็งอื่น ๆ เช่น โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม หรือโครงสร้างยูเทคติกของซิลิกอน นอกจากนี้ยังพบว่า รูพรุนจะเติบโตไปตามผิวของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แทนที่จะเติบโตเข้าสู่ น้ำโลหะหรือเติบโตไปตามผิวของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม เนื่องจากพลังงานระหว่างพื้นผิวของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และรูพรุนน้อยกว่าพลังงานระหว่างพื้นผิวของรูพรุนและน้ำโลหะ จึงเป็นสาเหตุให้การศึกษาที่ผ่านมาในอดีต มักจะพบรูพรุนติดอยู่กับแผ่นเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ดังเช่นการศึกษาของ N. Roy และคณะ [20]

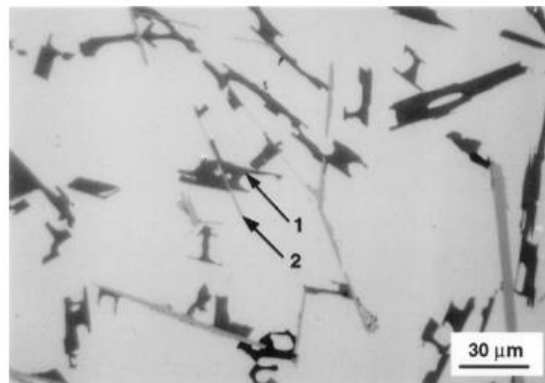
เพราะฉะนั้น จากการศึกษาที่ผ่านมาทั้งหมดนี้ ยืนยันได้ว่า ทฤษฎีที่ว่า เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทำหน้าที่เป็นจุดเริ่มกำเนิดให้แก่รูพรุน เนื่องจากพบรูพรุนติดอยู่กับแผ่นเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  อาจจะไม่เป็นจริง เนื่องจากไม่มีหลักฐานว่ารูพรุนกำเนิดอยู่บนแผ่นของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และถ้าหากเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทำหน้าที่เป็นจุดกำเนิดให้แก่รูพรุนจริง ในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนมากกว่า ควรจะต้องมีปริมาณของรูพรุนมากขึ้น ซึ่งไม่สอดคล้องกับการศึกษาที่ได้ ดังรูปที่ 28



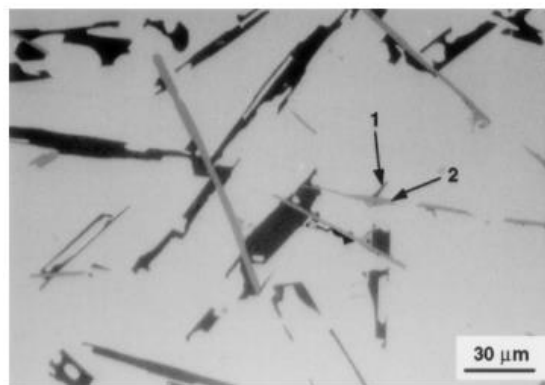
รูปที่ 29 -วิวัฒนาการการกำเนิดและเติบโตของรูพรุน (สีน้ำเงิน) ร่วมกับการเติบโตของเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  (สีแดง) ที่อุณหภูมิ (a)  $565^\circ\text{C}$  (b)  $561^\circ\text{C}$  (c)  $555^\circ\text{C}$  และ (d)  $550^\circ\text{C}$  ระหว่างการเย็นตัว [18]

### 2.3.3 ผลของสารประกอบเชิงโลหะต่อการกำเนิดของโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน

จากการศึกษาในหัวข้อ 2.2.2 พบว่า ปฏิกริยาในการกำเนิดเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  มีผลอย่างมากต่อขนาดของแผ่น  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  โดยเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดก่อนโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน (pre-eutectic  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ) จะมีขนาดใหญ่ เนื่องจากมีเวลาในการเติบโตมากกว่าเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดหลังจากโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน (post-eutectic  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ) ซึ่งมีการศึกษาพบว่า โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนนี้ สามารถกำเนิดบนพื้นผิวของแผ่น  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ได้ [21] ดังภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคหลังการแข็งตัวด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง รูปที่ 30



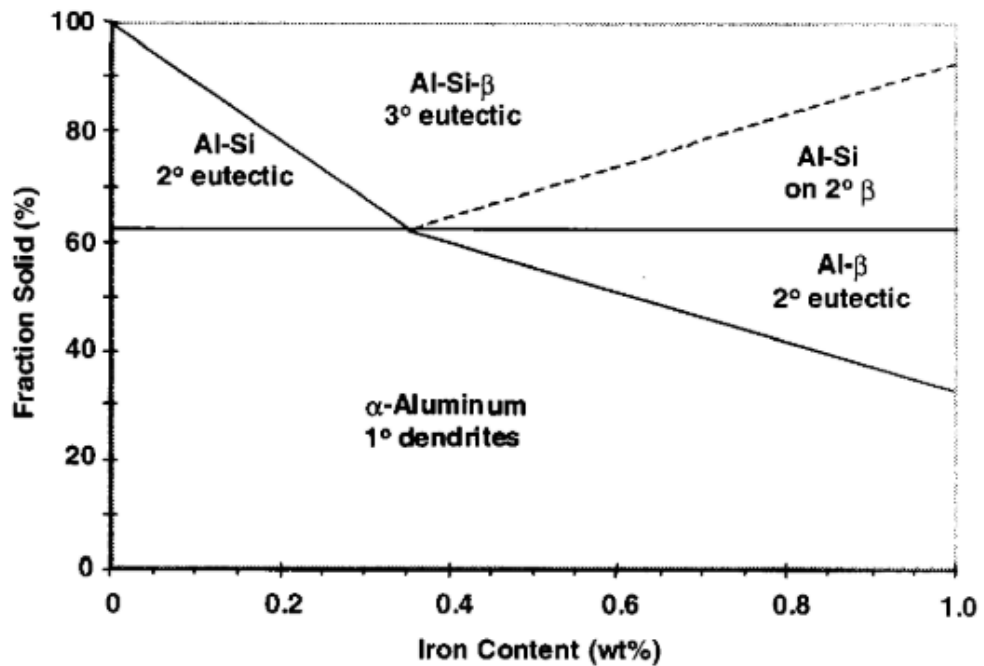
(a)



(b)

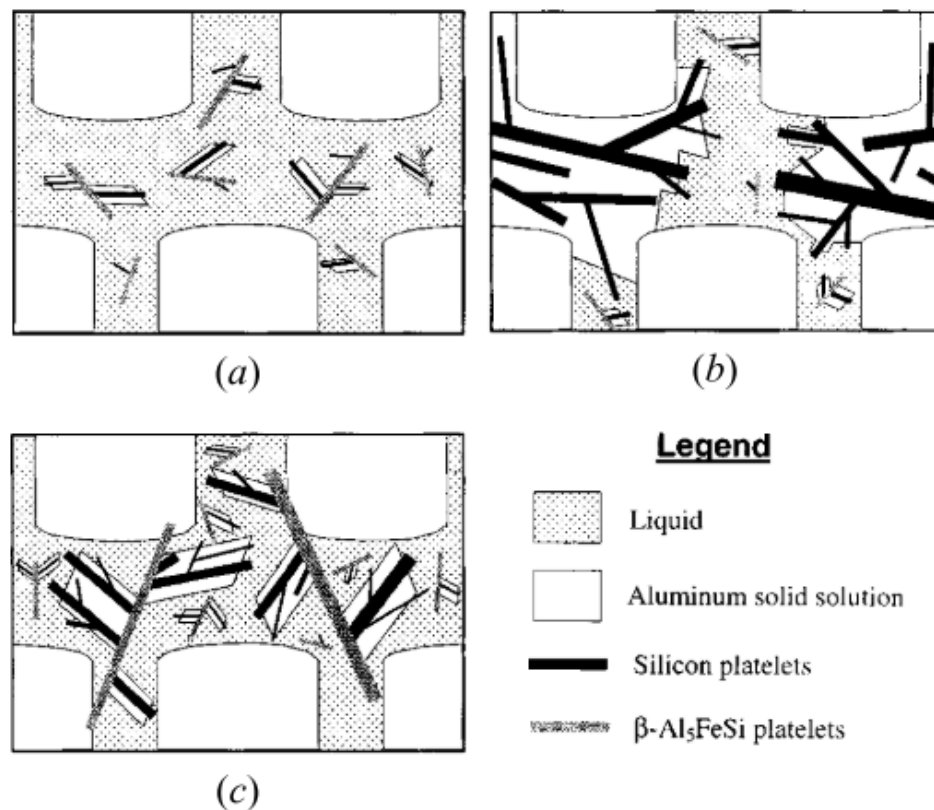
**รูปที่ 30** - ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง แสดงเฟสซิลิกอน (หมายเลข 1) ซึ่งกำเนิดบนแผ่น  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  (หมายเลข 2) จากการกำเนิดผ่านปฏิกิริยา  $\text{Al-Si-}\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ternary eutectic ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอน ที่ส่วนผสมของเหล็ก เจือปนร้อยละ (a) 0.7 และ (b) 1.0 โดยน้ำหนัก [21]

จากการเสนอของ J. A. Taylor และคณะ ในปี 1999 [21] ว่า เฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  สามารถเป็นจุดกำเนิดให้แก่โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนได้ โดยการกำเนิดของเฟสซิลิกอน (ทั้งลักษณะ acicular และ polygonal) สามารถกำเนิดได้ทั้งบนสารประกอบเชิงโลหะ pre-eutectic  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดขึ้นก่อนหน้า และ post-eutectic  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ที่มีขนาดเล็กกว่า โดยที่เฟสซิลิกอนมักจะกำเนิดและเติบโตไปตามแผ่น  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  แต่อย่างไรก็ตาม ไม่พบว่าเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  สามารถกำเนิดบนเฟสซิลิกอนได้ ซึ่งพฤติกรรมในการกำเนิดของโครงสร้างยูเทคติกตามการเสนอนี้ขึ้นกับปริมาณของเหล็ก เนื่องจากลำดับในการกำเนิดเฟสหรือการแข็งตัวจะต่างกัน อ้างอิงตามแผนภูมิสมดุลของระบบ  $\text{Al-Si-Fe}$  ดังรูปที่ 31



รูปที่ 31 – แผนภูมิเฟสของระบบ Al-Si-Fe โดยตัวย่อ 1, 2 และ 3 แสดง primary, binary และ ternary ตามลำดับ แต่ละเส้นที่ปริมาณเหล็กใด ๆ ในแผนภูมิ มีไว้บ่งบอกลำดับในการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นระหว่างการแข็งตัว โดยที่เส้นประหมายถึงไม่สามารถแบ่งบริเวณได้อย่างแน่นอน [21]

เมื่อปริมาณเหล็กเท่ากับค่าวิกฤติ ( $=Fe_{crit}$ ) การแข็งตัวจะแบ่งออกเป็น 2 ช่วง ช่วงที่ 1. การกำเนิดของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมปฐมภูมิ ช่วงที่ 2. การกำเนิดขึ้นของ ternary eutectic หรือโครงสร้างยูเทคติก Al-Si- $\beta$ - $Al_5FeSi$  จะพบว่า  $\beta$ - $Al_5FeSi$  จะกำเนิดขึ้นก่อนภายในช่องแขนของเดนไดรต์ จากนั้นโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนจะกำเนิดบน post-eutectic  $\beta$ - $Al_5FeSi$  และเติบโตต่อ ซึ่งโครงสร้างยูเทคติกนี้จะกำเนิดและเติบโตเป็นขนาดเล็กตามขนาดของ post-eutectic  $\beta$ - $Al_5FeSi$  ที่เล็ก [22] ดังรูปที่ 32(a)



รูปที่ 32 - จำลองการกำเนิดของโครงสร้างยูเทคติกบนเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ณ อุณหภูมิที่ ternary Al-Si- $\beta$  เริ่มกำเนิดในโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอน ที่ประมาณเหล็ก (a) เท่ากับค่าวิกฤติ (b) น้อยกว่าค่าวิกฤติ และ (c) มากกว่าค่าวิกฤติ [21]

เมื่อปริมาณเหล็กน้อยกว่าค่าวิกฤติ ( $< \text{Fe}_{\text{crit}}$ ) การแข็งตัวจะแบ่งออกเป็น 3 ช่วง โดยช่วงที่ 1. การกำเนิดของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมปฐมภูมิ ช่วงที่ 2. การกำเนิดของโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนโดยที่ไม่มีเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  เป็นอนุภาคในการกำเนิด ทำให้โครงสร้างยูเทคติกกำเนิดจากอนุภาคอื่น ๆ อย่างอิสระ และปิดกั้นพื้นที่ระหว่างแขนของเดนไดรต์อย่างเต็มที่ ดังรูปที่ 32(b) ทำให้ค่าความสามารถในการซึมผ่านลดลงอย่างมาก และช่วงที่ 3. การกำเนิดขึ้นของ ternary eutectic โดยจะกำเนิดบริเวณภายในช่องแขนของเดนไดรต์ที่เหลืออยู่ ทำให้ยังคงความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะ

เมื่อปริมาณเหล็กมากกว่าค่าวิกฤติ ( $> \text{Fe}_{\text{crit}}$ ) การแข็งตัวจะแบ่งออกเป็น 4 ช่วง โดยช่วงที่ 1. การกำเนิดของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมปฐมภูมิ ช่วงที่ 2. การกำเนิดของเฟส pre-eutectic  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ขนาดใหญ่ภายในช่องแขนของเดนไดรต์ ดังรูปที่ 32(c) ทำให้ช่องทางเดินของน้ำโลหะถูกแบ่งส่วนเป็นช่องทางเดินย่อย ๆ ที่มีขนาดเล็กลง ช่วงที่ 3. การกำเนิดของโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนบนแผ่นของ pre-eutectic  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ทำให้

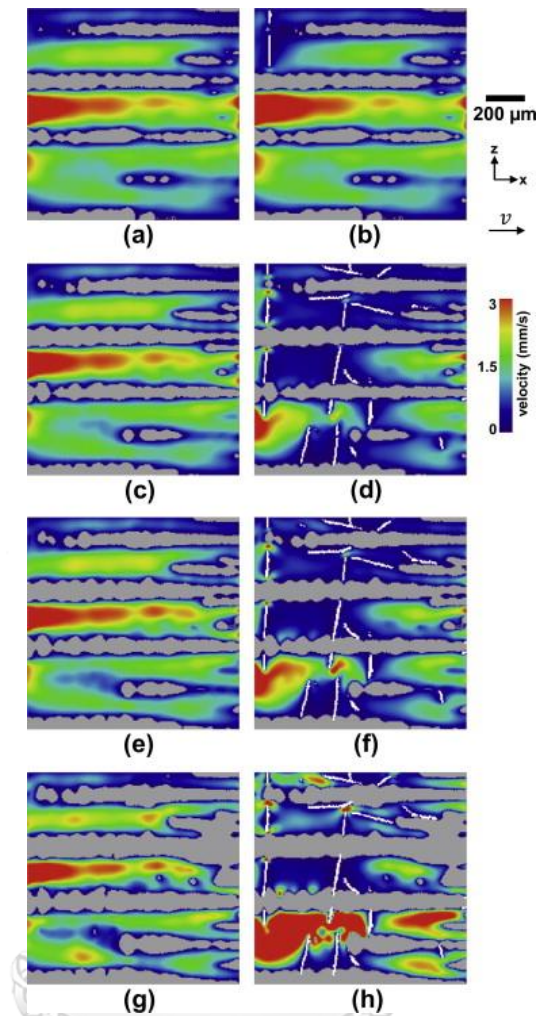
ช่องทางเดินของน้ำโลหะยิ่งถูกแบ่งส่วนให้ มีขนาดเล็กลงไปอีก นอกจากนั้น ยังทำให้ช่องทางเดินของน้ำโลหะมีความซับซ้อนเพิ่มขึ้นอย่างมาก ช่วงที่ 4. การกำเนิดของ ternary eutectic ในบริเวณช่องแชนของเดนไดรต์ที่เหลืออยู่

จากรูปที่ 32 แสดงให้เห็นได้อย่างชัดเจนว่า เมื่อปริมาณเหล็กน้อยกว่าหรือมากกว่าค่าวิกฤติ น้ำโลหะจะถูกขัดขวางได้มาก โดยเฉพาะอย่างยิ่ง เมื่อปริมาณเหล็กมากกว่าค่าวิกฤติ จำนวน pre-eutectic  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แผ่นใหญ่ ที่กำเนิดมากขึ้นภายในช่องแชนของเดนไดรต์ จะยิ่งลดความสามารถในการไหลของน้ำโลหะทั้งด้วยการขัดขวางการไหลทางกายภาพโดยตรง และด้วยการกำเนิดโครงสร้างยูเทคติกบนแผ่น pre-eutectic  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ภายในช่องว่างระหว่างเดนไดรต์ [22] เพราะฉะนั้น ยังมี pre-eutectic  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มากขึ้น ทางเดินของน้ำโลหะจะยิ่งซับซ้อนและคดเคี้ยวมากขึ้น การขัดขวางการไหลของน้ำโลหะจะยิ่งรุนแรง ทำให้ในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กมาก จะมีโอกาสเกิดรูพรุนหดตัวมากขึ้นตามไปด้วย

#### 2.3.4 ผลของสารประกอบเชิงโลหะที่มีต่อความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะ

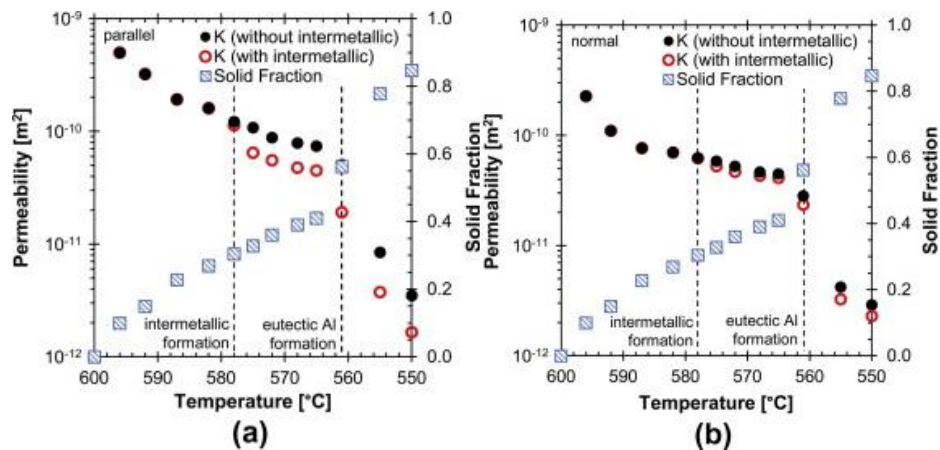
ในปี 2014 C. Puncreobutr และคณะ [5] ศึกษาความสามารถในการซึมผ่าน (permeability) ของน้ำโลหะในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลว โดยการนำวิธีการจำลองการไหลของน้ำโลหะด้วยโปรแกรมทางคอมพิวเตอร์ประยุกต์ใช้ร่วมกับภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข็งตัวของเทคนิค X-ray tomography ด้วยการจำลองผ่านน้ำโลหะเข้าสู่ช่องว่างระหว่างแชนของเดนไดรต์ ณ อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัว ได้ผลดังรูปที่ 33 ซึ่งเป็นภาพตัดขวางแสดงความเร็วของน้ำโลหะในทิศทางการไหลจากซ้ายไปขวาในโครงสร้างจุลภาคที่กำลังแข็งตัว ทั้งกรณีที่มีและไม่มีผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  พบว่า เมื่อมีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  (เฟสสีขาวภายในรูป) แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะขัดขวางทางเดินของน้ำโลหะ และเมื่อปริมาณของของแข็งเพิ่มมากขึ้น การไหลจะยิ่งซับซ้อนมากขึ้น สืบเนื่องจากความเร็วของน้ำโลหะที่เปลี่ยนแปลงไปเมื่อมีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$





รูปที่ 33 - แสดงความเร็วของน้ำโลหะภายในช่องแกนของเดนไดรต์ ระหว่างการแข็งตัว ทั้งกรณี  
ที่ไม่มี (a, c, e, g) และมี (b, d, f, h) เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ณ อัตราส่วนของแข็ง (a, b) 0.30  
( $578\pm 1^\circ\text{C}$ ), (c, d) 0.36 ( $572\pm 1^\circ\text{C}$ ), (e, f) 0.41 ( $565\pm 1^\circ\text{C}$ ) และ (g, h) 0.56 ( $561\pm 1^\circ\text{C}$ ) โดย  
สีเทา คือ แกนของเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมปฐมภูมิ และสีขาวคือเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  [5]

เมื่อพิจารณาค่าความสามารถในการซึมผ่านจากการทดลองผ่านการจำลองทางคอมพิวเตอร์โดยการจำลองผ่านน้ำโลหะเข้าสู่ช่องแกนระหว่างเดนไดรต์ ดังรูปที่ 34 ทั้งการไหลในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ พบว่าค่าความสามารถในการซึมผ่านลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อปริมาณของของแข็งเพิ่มขึ้น แต่ค่าความสามารถในการซึมผ่านจะยิ่งต่ำลงเมื่อมีผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ร่วมด้วย โดยค่าความสามารถในการซึมผ่านจะลดลงต่ำมาก เมื่อเริ่มเกิดโครงสร้างยูเทคติกของซิลิกอน เพราะฉะนั้น เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงลดความสามารถในการไหลของน้ำโลหะ เป็นสาเหตุให้เกิดข้อบกพร่องในงานหล่อได้ [5]



รูปที่ 34 – ความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะในทิศทาง (a) ขนาน (b) ตั้งฉากกับแนว  
 ปฐมภูมิ ทั้งที่ไม่มีและมีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เส้นประแสดงอุณหภูมิที่เริ่มกำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และ  
 ยูเทคติกของซิลิกอน [5]

## 2.4 การทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะระหว่างช่องแขนของเดนไดรต์

### 2.4.1 แบบจำลองโดยอาศัยสมการของ Hagen-Poiseuille

มีการพัฒนาแบบจำลองโดย R.G. Santos ในปี 2004 [23] เพื่อใช้ในการทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านระหว่างช่องแขนของเดนไดรต์ที่มีลักษณะเป็น columnar ทั้งการไหลในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแนวปฐมภูมิของเดนไดรต์ดังรูปที่ 35 โดยอาศัยสมการของ Hagen-Poiseuille สำหรับการไหลแบบ laminar ที่มีสภาพเป็น fully-developed flow และพิสูจน์จากการไหลของของไหลที่ไม่สามารถอัดตัวได้ (incompressible fluid) ภายในท่อ ดังสมการที่ (1)

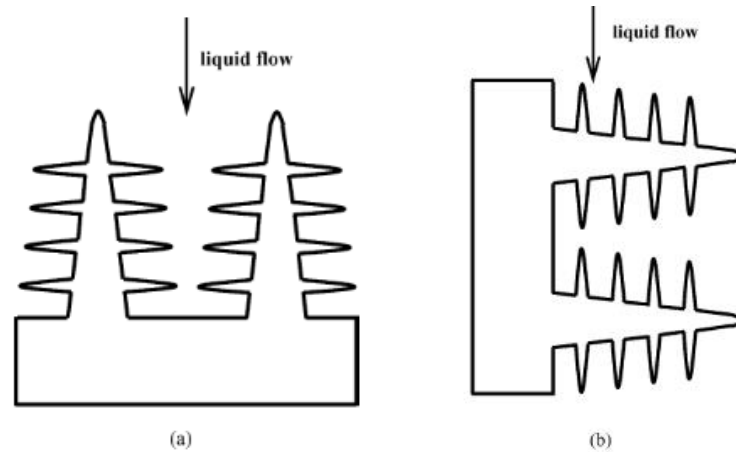
$$Q = \frac{n\pi r^4 \Delta P}{8\mu L\tau} \quad (1)$$

โดยที่  $Q$  คือ อัตราการไหลในเชิงปริมาตร,  $n$  คือจำนวนของท่อหรือช่องทางเดินของของไหลใน 1 หน่วยพื้นที่,  $r$  คือรัศมีของช่องทางเดินของของไหล,  $\tau$  เป็นตัวแปรจากความคดเคี้ยวของช่องทางเดินของของไหล ซึ่งขึ้นกับความไม่สม่ำเสมอและความไม่ราบรื่นของท่อ,  $L$  คือความยาวของท่อที่ของไหลไหลผ่าน,  $\mu$  คือ ความหนืดของของไหล และ  $\Delta P$  คือความดันที่ลดลงภายในท่อ

การพัฒนาแบบจำลองนี้ อาศัยสมการของ Hagen-Poiseuille เปรียบเทียบกับกับสมการ Darcy's Law ในรูปของอัตราการไหล ดังสมการที่ (2)

$$Q = KA \frac{\Delta P}{\mu L} \quad (2)$$

โดยที่  $K$  คือค่าความสามารถในการซึมผ่านภายในท่อ และ  $A$  คือ พื้นที่ตัดขวางของท่อ



รูปที่ 35 - แผนภาพจำลองการไหลในทิศทาง (a) ขนาน และ (b) ตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ [23]

โดยที่พื้นที่ตัดขวางของช่องทางเดินของน้ำโลหะ สำหรับการไหลในทิศทางขนานกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์จะขึ้นกับระยะห่างระหว่างแกนปฐมภูมิ ( $\lambda_1$ ) เท่านั้น แต่การไหลในทิศทางตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์จะขึ้นกับระยะห่างระหว่างแกนทุติยภูมิ ( $\lambda_2$ ) ด้วย ดังรูปที่ 36 ซึ่งมีค่าพื้นที่ตัดขวางเท่ากับ  $\lambda_1^2$  และ  $\lambda_1\lambda_2$  ตามลำดับ ค่าความสามารถในการซึมผ่านระหว่างแกนของเดนไดรต์ในทิศทางขนาน ( $K_p$ ) และทิศทางตั้งฉาก ( $K_n$ ) กับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ จากแบบจำลองนี้ แสดงไว้ในสมการที่ (3) และสมการที่ (4) ตามลำดับ

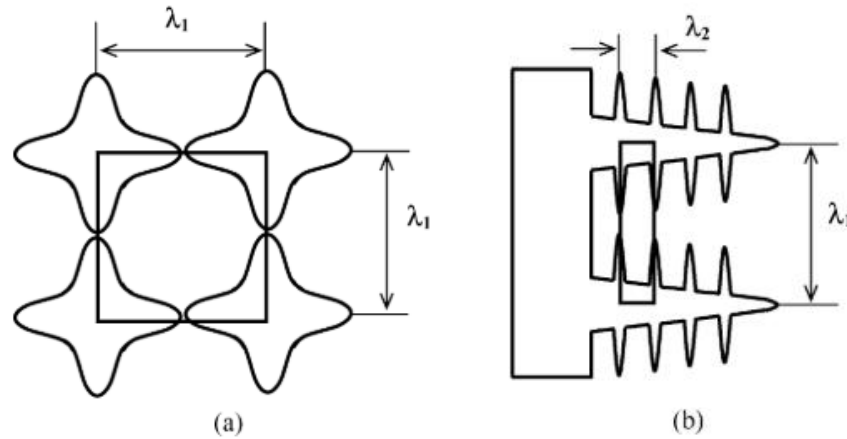
$$K_p = \frac{f_L^2 \lambda_1^2}{8\pi\tau^3} \quad (3)$$

$$K_n = \frac{f_L^2 \lambda_1 \lambda_2}{8\pi\tau^3} \quad (4)$$

สมการข้างต้น สามารถใช้ทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะภายในช่องแกนของเดนไดรต์ในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลวได้ โดยที่ขึ้นกับ สัดส่วนของเหลว ( $f_L$ ) และระยะห่างระหว่างแกนของเดนไดรต์ รวมถึงค่าตัวแปรที่แสดงถึงความคดเคี้ยวของช่องทางเดินน้ำโลหะ ( $\tau$ ) ซึ่งคำนวณได้ดังสมการที่ (5)

$$\tau = 1 + \sum_{k=0}^i \left(\frac{\lambda_2}{\lambda_1}\right)^{f^k} \quad (5)$$

โดยที่ค่า  $i$  มีค่าเท่ากับ 2 และ 3 สำหรับการไหลในทิศทางตั้งฉากและขนานกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ ตามลำดับ



รูปที่ 36 - พื้นที่ตัดขวางของช่องทางเดินของน้ำโลหะระหว่างแกนของเดนไดรต์ สำหรับการไหลในทิศทาง (a) ขนาน และ (b) ตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ [23]

#### 2.4.2 แบบจำลองโดยอาศัยสมการของ Blake-Kozeny

D. R. Poirier [24] พัฒนาแบบจำลองที่ใช้อธิบายค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะโดยอาศัยวิธี multilinear regression กับสมการของ Blake-Kozeny (สมการที่ (6)) ซึ่งเป็นสมการที่อธิบายการไหลสำหรับการไหลอย่างช้า ๆ ตัวกลางที่เป็นรูพรุน (porous media)

$$v = C_1 \frac{D^2 f_L^3}{\mu(1-f_L)^2} \left( \frac{dP}{dy} - pg \right) \quad (6)$$

โดยที่  $C_1$  เป็นตัวแปรจากผลของลักษณะสัณฐานวิทยาของเฟสของแข็ง,  $v$  คือความเร็วของน้ำโลหะ,  $D$  คือ ขนาดของส่วนที่เป็นลักษณะเฉพาะของเฟสของแข็ง ( $D$  คือขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางเมื่อเฟสของแข็งมีลักษณะเป็นทรงกลม),  $f_L$  คือ สัดส่วนโดยปริมาตรของน้ำโลหะ,  $\mu$  คือ ความหนืดของของไหล และเมื่อนำสมการที่ (6) ที่ได้จากสมการของ Blake-Kozeny เปรียบเทียบกับสมการของ Darcy's law สำหรับโครงสร้างเดนไดรต์ (สมการที่ (7)) และสัดส่วนเฟสของแข็ง  $f_s = (1 - f_L) \propto (D/\lambda_1)^2$  สำหรับกรณีที่มีการไหลในทิศทางขนานกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์

$$v = -\frac{K}{\mu f_L} \left( \frac{dP}{dy} - pg \right) \quad (7)$$

ทำให้ได้สมการทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านสำหรับการไหลในทิศทางขนานกับแกนปฐุมภูมิของเดนไดรต์ ( $K_p^{orig}$ ) ดังสมการที่ (8) โดยที่  $\lambda_1$  หมายถึงระยะห่างระหว่างแกนของเดนไดรต์ปฐุมภูมิ

$$K_p^{orig} = C_1 \frac{\lambda_1^2 f_L^3}{1-f_L} \quad (8)$$

โดยการพัฒนาแบบจำลองนี้ ให้ตัวแปรของความคดเคี้ยวของช่องทางเดินน้ำโลหะเป็นค่าคงที่และขึ้นกับระยะห่างระหว่างแกนปฐุมภูมิของเดนไดรต์เท่านั้น แต่การไหลในทิศทางตั้งฉากจะขึ้นกับระยะห่างระหว่างแกนปฐุมภูมิและแกนทุติยภูมิของเดนไดรต์ ทำให้สัดส่วนของแข็งสำหรับการไหลในทิศทางตั้งฉากกับแกนปฐุมภูมิขึ้นกับระยะห่างระหว่างแกนทุติยภูมิของเดนไดรต์ด้วย โดยที่  $(1 - f_L) = b\left(\frac{D}{\lambda}\right)^m$  ซึ่ง  $b$  และ  $m$  เป็นค่าคงที่ โดยที่  $m$  มีค่าเท่ากับ 1, 2 หรือ 3 และ  $d$  จะเป็นค่า  $\lambda_1, \lambda_2$  หรือ  $\sqrt{\lambda_1 \lambda_2}$  โดยที่  $\lambda_1$  และ  $\lambda_2$  คือระยะห่างระหว่างแกนของเดนไดรต์ปฐุมภูมิและทุติยภูมิ ตามลำดับ ได้ค่าความสามารถในการซึมผ่านของการไหลในทิศทางตั้งฉากกับแกนปฐุมภูมิของเดนไดรต์ ( $K_n^{orig}$ ) ดังสมการที่ (9)

$$K_n^{orig} = C_2 \left(\frac{\lambda_1}{\lambda_2}\right)^p \frac{\lambda_2^2 f_L^3}{(1-f_L)^n} \quad (9)$$

โดยที่  $n, p$  เป็นค่าสัมประสิทธิ์และ  $C_2$  เป็นตัวแปรที่ขึ้นกับลักษณะสัณฐานวิทยาของช่องทางเดินของน้ำโลหะที่เป็นผลมาจากสัดส่วนโดยปริมาตรของของเหลวที่ลดลงระหว่างการแข็งตัว

จากนั้น C. Puncreobutr [5] พัฒนาแบบจำลองเพิ่มเติมสำหรับทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะภายในช่องแกนระหว่างเดนไดรต์ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง โดยได้พัฒนาแบบจำลองให้สามารถทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านกรณีที่มีเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ภายในโครงสร้างจุลภาคได้ ด้วยการเสนอพจน์  $(1 - \beta f_f)$  ซึ่งเป็น reduction term ที่เป็นผลจากการขัดขวางการไหลโดยเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทั้งการไหลในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแกนปฐุมภูมิของเดนไดรต์ ดังสมการที่ (10) และ (11) ตามลำดับ

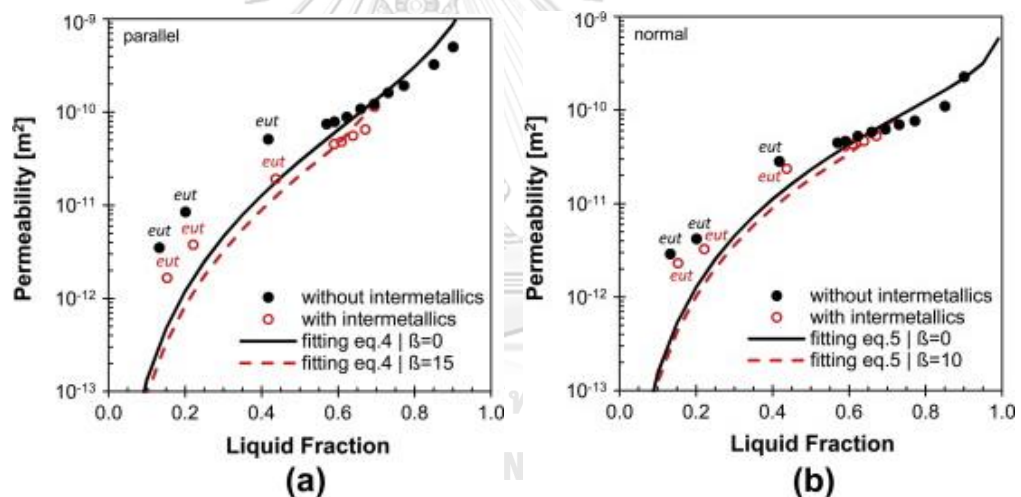
$$K_p^{mod} = (1 - \beta f_f) K_p^{orig} \quad (10)$$

$$K_n^{mod} = (1 - \beta f_f) K_n^{orig} \quad (11)$$

โดยที่  $K_p^{mod}$  และ  $K_n^{mod}$  คือความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแกนปฐุมภูมิของเดนไดรต์ ตามลำดับ,  $K_p^{orig}$  และ  $K_n^{orig}$  คือค่าความสามารถใน

การซึมผ่านของน้ำโลหะจากแบบจำลองที่พัฒนาโดย Poirier ดังสมการที่ (8) และ (9) สำหรับการไหลในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ ตามลำดับ,  $\beta$  คือตัวแปรที่บอกถึงผลกระทบของสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ต่อการขัดขวางการไหลของน้ำโลหะ และ  $f_l$  คือ สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ซึ่งเท่ากับศูนย์ในกรณีที่ไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในโครงสร้างจุลภาค โดยในการวิจัยนี้ ใช้ค่าตัวแปรต่าง ๆ เป็นค่าคงที่ คือ  $C_1$  เท่ากับ  $8.5 \times 10^{-4}$ ,  $C_2$  เท่ากับ  $8.5 \times 10^{-3}$ ,  $n$  เท่ากับ 0.3 และ  $p$  เท่ากับ 1

เมื่อเปรียบเทียบค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะที่ได้จากการทดลองผ่านการจำลองทางคอมพิวเตอร์ (ดังรูปที่ 34) กับค่าความสามารถในการซึมผ่านที่ได้จากการคำนวณตามสมการที่ (10) และ (11) และใช้ค่าตัวแปรต่าง ๆ ที่ได้จากการศึกษาในงานวิจัยนี้ ดังรูปที่ 37 พบว่า ค่าที่ได้จากการคำนวณสามารถทำนายค่าที่ได้จากการทดลองได้ดีทั้งการไหลในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ เมื่อ  $f_L > 0.4$  ซึ่งเป็นช่วงการแข็งตัวก่อนการกำเนิดโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน



**รูปที่ 37** - เปรียบเทียบค่าความสามารถในการซึมผ่านที่ได้จากการทดลองผ่านการจำลองทางคอมพิวเตอร์และจากการคำนวณตามสมการที่ (10) และ (11) สำหรับการไหลในทิศทาง (a) ขนาน และ (b) ตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ ภายในโครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข็งตัวทั้งกรณีที่มีและไม่มีเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก โดยที่ eut หมายถึงโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบด้วยโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน [5]

นอกจากนั้น สมการที่ (10) และ (11) ยังสามารถทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านกรณีที่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในโครงสร้างจุลภาคได้อีกด้วย จากผลของพจน์  $(1 - \beta f_l)$  ที่

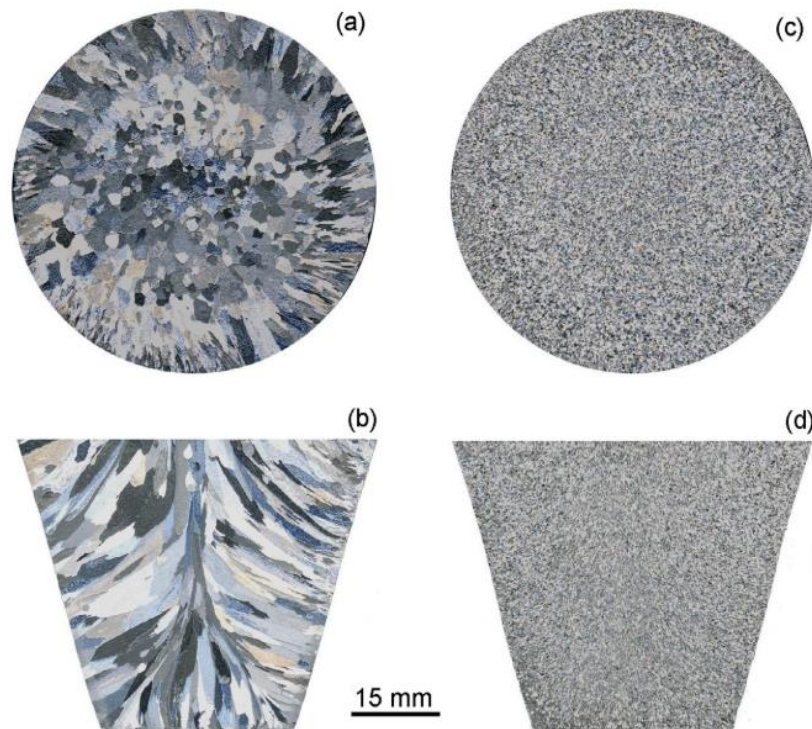
เพิ่มเติมในแบบจำลอง โดยในงานวิจัยนี้ได้ใช้  $\beta$  เท่ากับ 15 และ 10 สำหรับการไหลในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิ ตามลำดับ เมื่อพิจารณาในช่วงที่  $f_L < 0.4$  ค่าที่ได้จากการคำนวณโดยสมการและตัวแปรดังกล่าว เบี่ยงเบนออกจากค่าที่ได้จากการทดลองผ่านการจำลองทางคอมพิวเตอร์ เนื่องจากโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนกำเนิดขึ้นอย่างเต็มที่ภายในช่องแกนของเดนไดรต์ ทำให้เกิดการปิดกั้นทางเดินของน้ำโลหะ และ/หรือเป็นสาเหตุให้ช่องทางเดินน้ำโลหะขนาดเล็กถูกปิดกั้นอย่างสมบูรณ์ ด้วยการที่แบบจำลองทางคณิตศาสตร์ในการทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านถูกพัฒนาโดยกำหนดให้โครงสร้างจุลภาคมีลักษณะเป็นเดนไดรต์เท่านั้น เมื่อโครงสร้างยูเทคติกกำเนิดขึ้น สัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรจะเพิ่มอย่างรวดเร็ว ส่งผลให้ช่องทางเดินของน้ำโลหะซับซ้อนเพิ่มขึ้นเป็นอย่างมาก แบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Blake-Kozeny ไม่สามารถทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านภายในโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ columnar ที่มีโครงสร้างยูเทคติกกำเนิดขึ้นในปริมาณสูงได้

## 2.5 การปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคด้วยวิธี grain refinement ของระบบ Al-Ti-B

การทำ grain refinement ในโลหะอะลูมิเนียมผสมคือการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคจากโครงสร้าง columnar ไปเป็น equiaxed dendritic ที่มีสภาพเกรนเล็กละเอียด เพื่อจุดประสงค์ให้โลหะหลังการหล่อมีสมบัติทางกลที่ดีขึ้น จากการศึกษาโลหะอะลูมิเนียมผสมที่ผ่านมานั้นนิยมทำ grain refinement โดยวิธีการ inoculation หรือการเพิ่มธาตุผสมอื่น (master alloys) เข้าไปในอะลูมิเนียมหลอมเหลว เพื่อทำให้เกิดอนุภาคสำหรับเป็นจุดกำเนิดของเกรน ซึ่งจะช่วยให้การไหลของน้ำโลหะในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลวดีขึ้น ช่วยลดโอกาสเกิดรูพรุน, hot tearing และข้อบกพร่องอื่น ๆ โดยรวมได้ นอกจากนั้น ยังทำให้สมบัติทางกลของชิ้นงานภายหลังการหล่อดีขึ้นอีกด้วย [25]

โลหะผสมที่นิยมเติมเป็น inoculant ในโลหะอะลูมิเนียมผสมได้แก่ระบบ Al-Ti-B ซึ่งมักเติม Al-5%Ti-1%B โดยน้ำหนักเป็นส่วนผสมมาตรฐาน [26] ตัวอย่างเช่นรูปที่ 38(a,b) แสดงโครงสร้างแบบ columnar โดยสมบูรณ์และมีจุดเริ่มกำเนิดโครงสร้างจากผนังของแบบหล่อเนื่องจากไม่มีการเติม grain refiner เพื่อเป็น heterogeneous nucleation site ให้กับเฟสของอะลูมิเนียมปฐมภูมิดังเช่นรูปที่ 38(c,d) ที่มีการเปลี่ยนโครงสร้างจาก columnar ไปเป็น equiaxed โดยสมบูรณ์และมีโครงสร้างที่เล็กละเอียด จากการเติม Al-5Ti-1B ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก แสดงให้เห็นว่า grain refiner มีประสิทธิภาพในการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของโลหะอะลูมิเนียมผสม

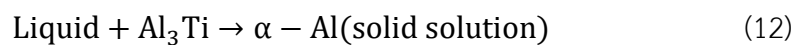
นอกจากระบบ Al-5Ti-1B แล้วนั้น โลหะผสมอื่นๆที่นิยมได้แก่ Al-Ti และ Al-Ti-C ส่วน Al-Sc, Al-Zr และ Al-Cr ยังคงอยู่ระหว่างการศึกษารววิจัย



รูปที่ 38 – โครงสร้างจุลภาค (a,c) แนวตัดขวาง (b,d) แนวตั้ง แสดงโครงสร้างเกรนของอะลูมิเนียม โดย (a,b) ไม่เติม grain refiner (c,d) เติม Al-5Ti-1B ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนักเป็น grain refiner [26]

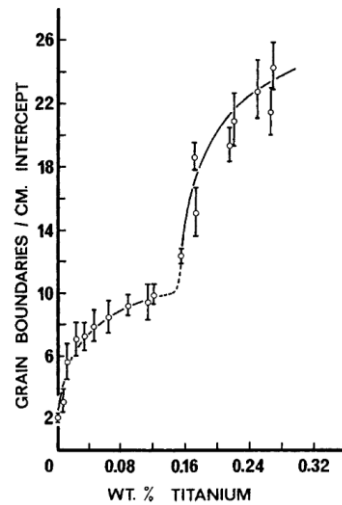
### 2.5.1 บทบาทของไทเทเนียมและโบรอนเพื่อลดขนาดเกรนของอะลูมิเนียม

จากการศึกษาการเติมธาตุไทเทเนียมในอะลูมิเนียมผสมเพียงเล็กน้อยเพื่อลดขนาดเกรน โดย G. W. Delamore และคณะ [27] พบว่าจะเกิดปฏิกิริยา peritectic ขึ้น ดังสมการที่ (12)



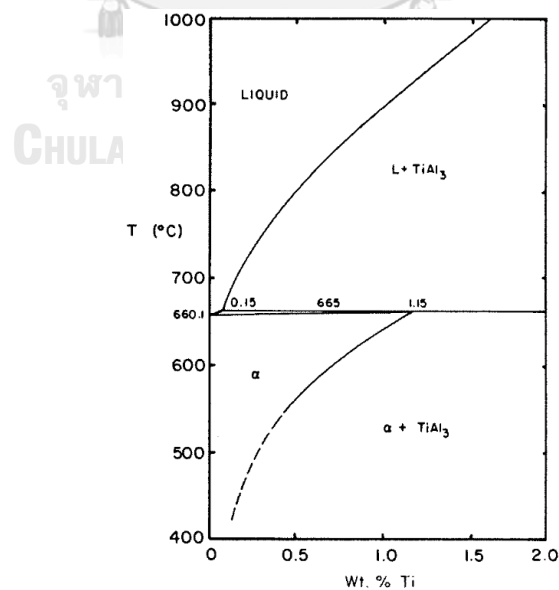
ซึ่งทางคณะวิจัยยังพบว่า ปริมาณของธาตุไทเทเนียมที่เติมมีความสัมพันธ์กับปริมาณของขอบเกรน (ผกผันกับขนาดของเกรน) ของชิ้นงานอะลูมิเนียมที่หล่อได้ ดังแสดงในรูปที่ 39





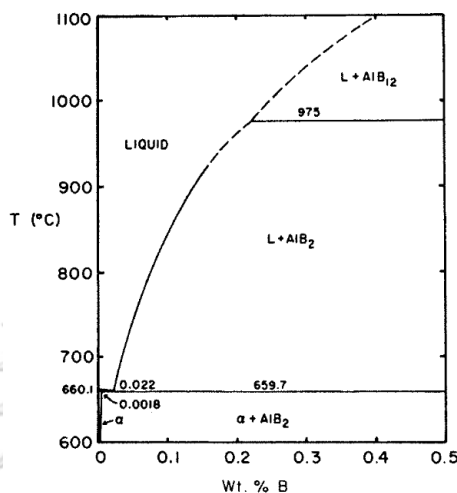
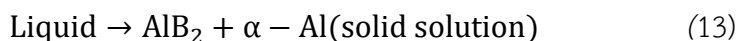
รูปที่ 39 – กราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณของขอบเกรน (ผกผันกับขนาดของเกรน) กับปริมาณของไทเทเนียมที่เติมในอะลูมิเนียมผสม โดยปราศจากโบรอน พบการเปลี่ยนแนวโน้มของความสัมพันธ์ที่ปริมาณไทเทเนียมร้อยละ 0.15 โดยน้ำหนัก [27]

จากการศึกษาของ G. K. Sigworth และคณะ [28] พบว่า  $Al_3Ti$  ที่เกิดขึ้นจากการเติมธาตุไทเทเนียมมีโครงสร้างเป็น tetragonal ที่เสถียรในอะลูมิเนียมหลอมเหลวเมื่อมีปริมาณไทเทเนียมมากกว่าร้อยละ 0.15 โดยน้ำหนัก [28] เนื่องจากเป็นส่วนผสมทางเคมีขั้นต่ำที่จะทำให้เกิดปฏิกิริยา peritectic และทำให้  $Al_3Ti$  มีความเสถียรมากกว่าได้ สอดคล้องกับแผนภูมิสมดุลดังรูปที่ 40



รูปที่ 40 – แผนภูมิสมดุลของระบบอะลูมิเนียมผสมไทเทเนียม ซึ่งเฟสของแข็ง ของเหลว และอุณหภูมิขึ้นกับความสามารถในการละลายของไทเทเนียมใน  $\alpha$ -Al [28]

งานวิจัยนี้ยังพบว่าเมื่อเติมธาตุโบรอนในโลหะอะลูมิเนียมผสม จะเกิดเฟส  $AlB_2$  ที่มีโครงสร้างแบบ hexagonal ขึ้นผ่านปฏิกิริยายูเทคติก ดังสมการที่ (13) ตามแผนภูมิสมดุลของระบบโลหะอะลูมิเนียมผสมโบรอนรูปที่ 41



รูปที่ 41 - แผนภูมิสมดุลของระบบโลหะอะลูมิเนียมผสมโบรอน เกิดปฏิกิริยายูเทคติกที่อุณหภูมิ 659.7°C และปริมาณโบรอนร้อยละ 0.022 โดยน้ำหนัก [28]

เมื่อเติมธาตุผสมร่วมกันระหว่างไทเทเนียมและโบรอน พบว่าส่งผลต่อขนาดเกรนของอะลูมิเนียมผสมมากกว่าการเติมเพียงธาตุใดธาตุหนึ่ง โดยจะเกิดส่วนประกอบของเฟส  $Al_3Ti$  และเฟส  $(Al,Ti)B_2$  ขึ้น อาจอยู่ในรูปของ  $TiB_2$  หรือ  $AlB_2$  ก็ได้ ขึ้นกับส่วนผสมทางเคมีของสารละลายของเหลวนั้น โดยการศึกษาวิจัยอื่น ๆ [29, 30] ได้อธิบายเพิ่มเติมว่า ธาตุผสมโบรอนที่เติมไปจะเกิดบอไรต์ในรูปของ  $TiB_2$  ทั้งหมด ทำให้สามารถคำนวณหาปริมาณของไทเทเนียมตามอัตราส่วนผสมที่แน่นอน แต่ถ้าหากผสมไทเทเนียมเกินกว่าส่วนที่ทำให้เกิด  $TiB_2$  ( $Ti/B = 1 : 2$  โดยปริมาตร หรือ  $2.2 : 1$  โดยน้ำหนัก) จะเป็นไทเทเนียมส่วนเกิน หรือเรียกว่า super-stoichiometric master alloys แต่กรณีที่ไม่มีไทเทเนียมส่วนเกินจะเรียกว่า sub-stoichiometric master alloys ซึ่งพบว่าในกรณีของโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ มีเพียง super-stoichiometric master alloys เท่านั้นที่สามารถปรับปรุงขนาดเกรนได้ แต่กรณีของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอน พบว่า sub-stoichiometric master alloys เช่น Al-Ti-B สามารถลดขนาดเกรนได้ด้วย โดยการศึกษาของ G. K. Sigworth [28] ยืนยันเพิ่มเติมว่า ในบางกรณี การใช้ sub-stoichiometric master alloys กลับส่งผลมากกว่า super-stoichiometric master alloys อีกด้วย

### 2.5.2 ลักษณะของเฟสนิวเคลียสในระบบ Al-Ti-B

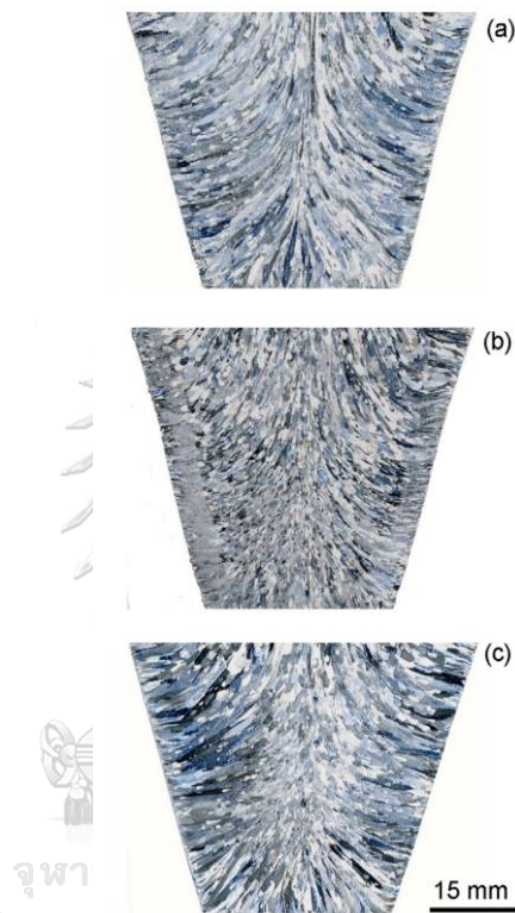
จากการศึกษาของ A. Cibula [31] พบว่า ชิ้นงานหล่อส่วนใหญ่มักจะมีคาร์ไบด์หรือบอไรต์เป็นจุดกำเนิดของเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิ โดยในระบบ Al-Ti-B จะมี  $TiB_2$  เป็นจุดกำเนิดของเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิที่มีคุณสมบัติที่เสถียรในโลหะหลอมเหลว สามารถเป็น heterogeneous nucleation site ได้ดี และมักพบอยู่ใจกลางเกรนซึ่งเป็นแกนกลางของโครงสร้างเดนไดรต์ สอดคล้องกับการค้นพบของ P. S. Mohanty และ J. E. Gruzleski [32] ที่ว่า เมื่อพบบอไรต์กระจายตัวตามขอบเกรน การปรับปรุงขนาดเกรนของอะลูมิเนียมโดยบอไรต์นั้นจะไม่เป็นผล และสำหรับระบบ Al-B จะมี  $AlB_2$  ที่ทำหน้าที่เป็นจุดกำเนิดของเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิ แต่  $AlB_2$  มีความเสถียรน้อยกว่า  $TiB_2$  จึงไม่เป็น heterogeneous nucleation site ที่ดีสำหรับโลหะอะลูมิเนียม

ต่อมาในปี 1951 F. A. Crossley และ L. F. Mondolfo [33] เสนอเพิ่มเติมเกี่ยวกับทฤษฎีของการเริ่มต้นกำเนิดเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิโดยคาร์ไบด์หรือบอไรต์ ว่า  $Al_3Ti$  เป็นจุดกำเนิดสำหรับการกำเนิดเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิผ่านปฏิกิริยา peritectic ได้ดีกว่า  $TiB_2$  และมีความเป็นไปได้ที่จะกำเนิดได้มากกว่า  $TiB_2$  อีกด้วย โดยมี J. A. Marcantonio และ L. F. Mondolfo [34] สนับสนุนเพิ่มเติมในปี 1970 ว่า เนื่องจาก  $Al_3Ti$  ใช้ปริมาณ undercooling ที่น้อยกว่าเพื่อทำให้จุดกำเนิดนั้นถูกกระตุ้นให้สามารถกำเนิดเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิขึ้นได้ แต่อย่างไรก็ตาม  $Al_3Ti$  ไม่เสถียรในโลหะอะลูมิเนียมหลอมเหลว โดยเฉพาะกรณีที่ปริมาณไทเทเนียมน้อยกว่าร้อยละ 0.15 โดยน้ำหนัก (ปริมาณไทเทเนียมขั้นต่ำที่จะทำให้เกิดปฏิกิริยา peritectic) เพราะจะถูกละลายกลับเข้าสู่โลหะได้ง่าย โดยขึ้นกับความร้อนในโลหะหลอมเหลว รวมถึงขนาดและรูปร่างของ  $Al_3Ti$  ที่เป็นผลจากปริมาณของไทเทเนียมที่เติม

### 2.5.3 กลไกการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคโดย $TiB_2$ และ $Al_3Ti$

จากการศึกษาทั่วโลกของ grain refinement ในระบบ Al-Ti-B พบว่า การปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคจะมีประสิทธิภาพต้องมีปัจจัยหลัก 2 อย่างคือ (1) ต้องมีอนุภาคที่เหมาะสมสำหรับเป็นจุดกำเนิดแก่โลหะนั้น เพื่อให้เกิด heterogeneous nucleation ขึ้น และ (2) มีธาตุผสมที่เอื้อให้เฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิเติบโตขึ้น โดยปริมาณ undercooling ที่สูงขึ้น ส่งผลให้โอกาสที่อนุภาคจะว่องไวต่อการเกิด heterogeneous nucleation มากขึ้นตามไปด้วย [26] เพราะฉะนั้น การปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมจึงเป็น duplex nucleation ซึ่งเป็นทฤษฎีที่อธิบายโดย P.S. Mohanty และ J. E. Gruzleski [32] รวมทั้ง P. Schumacher และคณะ [35] ว่า ชั้นของ  $Al_3Ti$  จะกำเนิดบนพื้นผิวระหว่างบอไรต์และน้ำโลหะ (boride/melt

interface) หรือบนพื้นผิวของอนุภาค  $TiB_2$  ซึ่งเสถียรในโลหะหลอมเหลว จากนั้น  $Al_3Ti$  ซึ่งเหมาะสมต่อการกำเนิดเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิจะทำหน้าที่เป็นจุดกำเนิดของโครงสร้างเดนไดรต์อะลูมิเนียม ทำให้เปลี่ยนโครงสร้างจาก columnar ไปเป็น equiaxed ได้

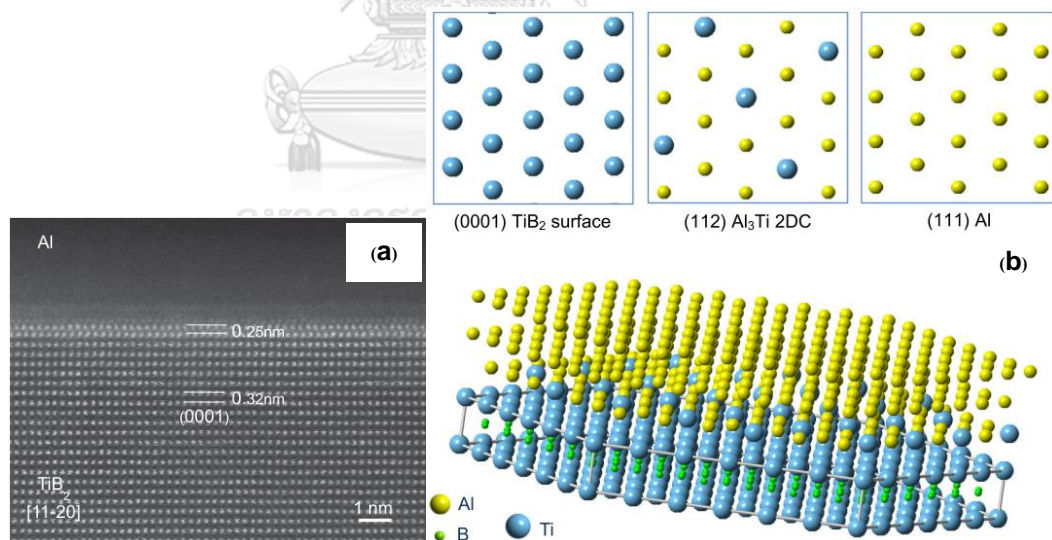


**รูปที่ 42** – โครงสร้างจุลภาคของโลหะอะลูมิเนียมผสมเมื่อเติม grain refiner AL-5Ti-1B ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก ด้วยวิธีการต่างๆ (a) เติม AL-8TiB<sub>2</sub> (b) เติม AL-3.2TiB<sub>2</sub> ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก โดยปราศจากไทเทเนียมส่วนเกิน และ (c) เติม AL-8TiB<sub>2</sub> และโลหะผสม AL-10Ti ร่วมด้วย [26]

การศึกษาเพิ่มเติมของ Z. Fan และคณะ [26] โดยเทคนิคการวิเคราะห์ภาพถ่ายอิเล็กตรอนในระดับบ่อตอม ยืนยันว่า  $TiB_2$  สามารถเป็นจุดกำเนิดให้กับเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิได้ แต่ไม่มีประสิทธิภาพที่ดี เพราะนอกจากจะต้องการ lattice matching ที่เหมาะสมแล้ว ยังต้องการความสามารถในการเกาะติด (wettability) และการกระจายตัวที่สม่ำเสมออีกด้วย เมื่อพิจารณาผลการเติมโลหะผสม AL-5Ti-B ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนักโดยวิธีการต่างกัน ในรูปที่ 42 พบว่า การเติม grain refiner ในรูปของ AL-8TiB<sub>2</sub> (รูปที่ 42(a)) ได้โครงสร้างเกรนลักษณะ

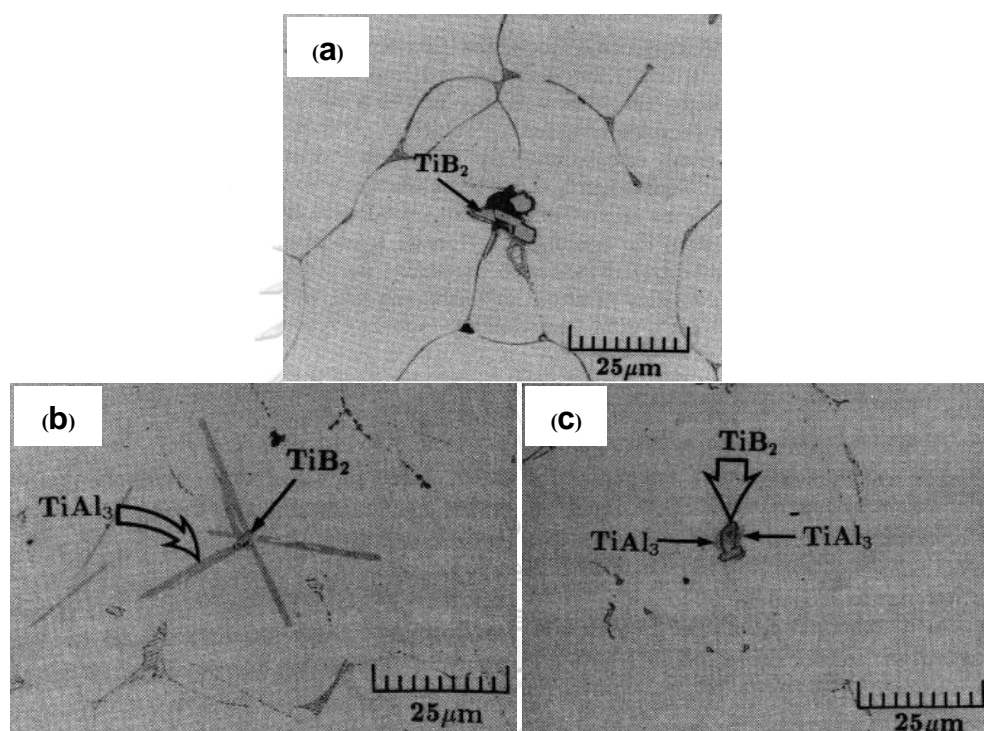
columnar dendrite ที่เล็กละเอียดมากกว่า รูปที่ 39(b) ซึ่งไม่เติม grain refiner และเมื่อพิจารณาการเติม grain refiner ในรูปของ Al-3.2TiB<sub>2</sub> ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก โดยปราศจากไทเทเนียมส่วนเกิน รูปที่ 42(b) และการเติม grain refiner ในรูปของ Al-8TiB<sub>2</sub> และเติมโลหะผสม Al-10Ti ร่วมด้วย รูปที่ 42(c) ซึ่งเปรียบเสมือนการเติม Al-5Ti-1B ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก พบว่าโครงสร้างที่ได้ทั้งหมด เป็น columnar dendrite ไม่มีการเปลี่ยนโครงสร้างเป็น equiaxed dendrite แต่อย่างใด จึงยืนยันได้ว่า TiB<sub>2</sub> ไม่มีประสิทธิภาพที่จะเป็นจุดกำเนิดแก่เฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิ นั่นคือไม่สามารถเป็นจุดกำเนิดได้ด้วยตัวเองหากไม่มีชั้นของ Al<sub>3</sub>Ti แม้ว่าจะมีไทเทเนียมอิสระหรือไทเทเนียมส่วนเกิน ไม่ว่าจะเป็วิธีเติม grain refiner รูปแบบใดก็ตาม

การศึกษาของ Z. Fan และคณะ [26] โดยใช้เทคนิค High Angle Annular Dark Field (HAADF) Scanning Transmission Electron Microscopy (STEM) ทำให้ยืนยันได้ว่าจุดกำเนิดที่มีประสิทธิภาพสำหรับเฟสอะลูมิเนียม คือ Al<sub>3</sub>Ti two-dimensional compound (2DC) ที่เกิดบนพื้นผิวของอนุภาค TiB<sub>2</sub> ดังแสดงในรูปที่ 43(a) และได้เสนอแบบจำลองกลไกการเกิด heterogeneous nucleation ของอะลูมิเนียมปฐมภูมิตั้งบนพื้นผิว (0001) ของอนุภาค TiB<sub>2</sub> ที่มีชั้น (112) Al<sub>3</sub>Ti 2DC monolayer เกาะอยู่ ดังแสดงในรูปที่ 43(b)



**รูปที่ 43** – (a) ภาพที่ได้จากเทคนิค High Angle Annular Dark Field (HAADF) STEM (Z-contrast) แสดง การกำเนิดของ monolayer ระดับอะตอมบนพื้นผิว (0001) ของอนุภาค TiB<sub>2</sub> และ (b) แบบจำลองกลไกการเกิด heterogeneous nucleation ของอะลูมิเนียมปฐมภูมิตั้งบนพื้นผิว (0001) ของอนุภาค TiB<sub>2</sub> ที่มีชั้น (112) Al<sub>3</sub>Ti 2DC monolayer เกาะอยู่ [26]

นอกจากนั้น ยังมีงานวิจัยที่พบว่า การเกาะติดของชั้น  $Al_3Ti$  บนพื้นผิวของ  $TiB_2$  ยังขึ้นกับปริมาณของไทเทเนียมส่วนเกินอีกด้วย [32] ดังรูปที่ 44(a) เมื่อไม่มีปริมาณไทเทเนียมส่วนเกิน จะไม่เกิดผลของการปรับปรุงสภาพเกรนขึ้น เนื่องจากเฟสของอะลูมิเนียมที่ได้โตเป็นลักษณะ columnar และพบ  $TiB_2$  ที่ขอบเกรน แต่เมื่อมีปริมาณไทเทเนียมร้อยละ 0.05 และ 0.5 โดยน้ำหนัก ดังรูปที่ 44(b) และ 44(c) ตามลำดับ จะพบ  $TiB_2$  ภายในเกรนที่เป็นโครงสร้าง equiaxed นอกจากนี้  $TiB_2$  ยังล้อมรอบด้วยชั้นบาง ๆ ของ  $Al_3Ti$  อีกด้วย



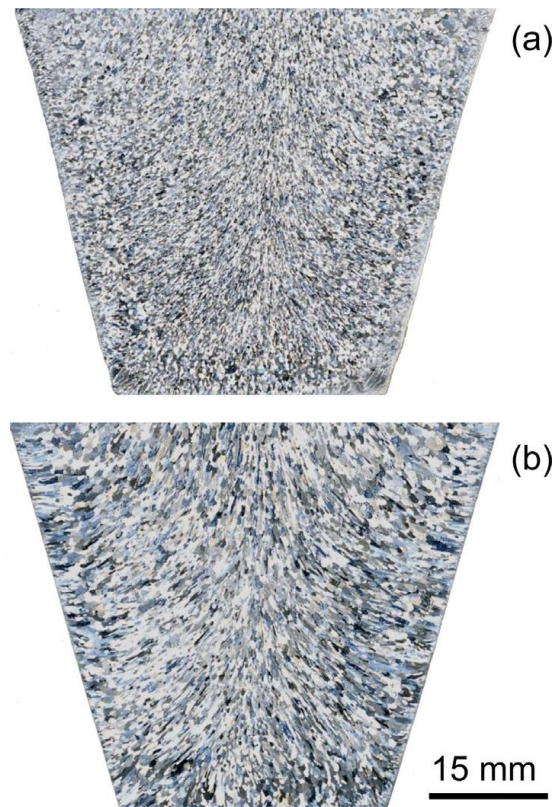
รูปที่ 44 - โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมเหล็กร้อยละ 0.18 ซิลิกอนร้อยละ 0.08 โดยน้ำหนัก และ (a) ไม่เติมไทเทเนียม (b,c) เติมไทเทเนียมร้อยละ 0.05 และ 0.5 โดยน้ำหนัก ตามลำดับ [32]

นอกจากปริมาณไทเทเนียมส่วนเกินจะทำให้ปริมาณ  $TiB_2$  ซึ่งเป็น heterogeneous nucleation site มีมากขึ้นและช่วยเปลี่ยนโครงสร้างจาก columnar ไปเป็น equiaxed แล้วนั้น ขนาดของ  $TiB_2$  ยังส่งผลต่อการเกาะติดของ  $Al_3Ti$  คือ  $TiB_2$  ที่มีขนาดใหญ่จะถูกกระตุ้นเป็นลำดับแรก เพราะฉะนั้นหากควบคุมให้ขนาดของ  $TiB_2$  เหมาะสมและลดการกระจายตัวของขนาดของ  $TiB_2$  จะทำให้สัดส่วนของ  $TiB_2$  ที่ถูกกระตุ้นมีปริมาณเพิ่มขึ้น การเกิดของชั้น  $Al_3Ti$  จึงมากขึ้นเป็นไปตาม the free-growth model แต่อย่างไรก็ตาม ไม้่ง่ายที่อะตอมของธาตุไทเทเนียม

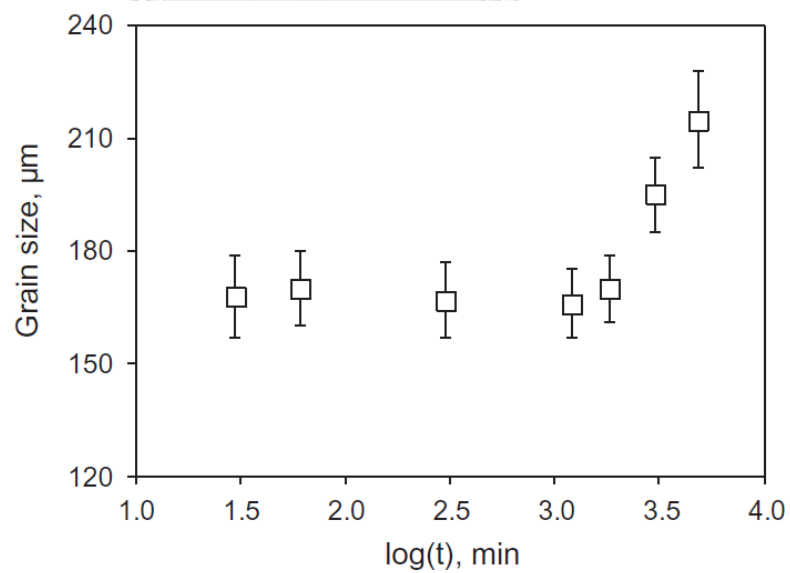
จากน้ำโลหะของอะลูมิเนียมผสมไทเทเนียมจะเกาะติดบน particle ของ  $TiB_2$  แล้วฟอร์มในรูปของ  $Al_3Ti$  ยังขึ้นกับอีกหลายปัจจัย แม้ว่าจะอยู่ในสภาวะสมดุลทางเทอร์โมไดนามิกส์ก็ตาม

#### 2.5.4 ความไม่เสถียรของชั้น $Al_3Ti$ บนอนุภาค $TiB_2$

ชั้น  $Al_3Ti$  ที่เกิดขึ้นบนอนุภาคของ  $TiB_2$  ถึงแม้จะเสถียรในอะลูมิเนียมผสมเมื่อปริมาณของไทเทเนียมเกินกว่าค่าวิกฤติที่ร้อยละ 0.15 โดยน้ำหนัก แต่ก็ยังมีโอกาสที่จะละลายกลับเข้าสู่ น้ำโลหะได้ [26] โดยสามารถพิจารณาจากโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 45 ซึ่งมีการเติม grain refiner ระบบ AL-5Ti-1B ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนักเท่ากันใน 2 ชิ้นงาน แต่ทำการค้ำอุณหภูมิของอะลูมิเนียมหลอมเหลวไว้ที่  $800^{\circ}C$  ในเวลาต่างกันก่อนจะกวนด้วยแท่งเซรามิกแล้วเทลงแบบหล่อ พบว่า ขนาดเกรนหลังเย็นตัวของทั้ง 2 ชิ้นงานต่างกัน โดยชิ้นงานที่ทำการค้ำโลหะหลอมเหลวที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลา 1 ชั่วโมง จะมีเกรนของอะลูมิเนียมที่ได้มีลักษณะโครงสร้างเป็น columnar ที่เล็กละเอียด ดังรูปที่ 45(a) เป็นผลจากการที่  $Al_3Ti$  บน  $TiB_2$  ละลายกลับเข้าสู่ น้ำโลหะเพียงเล็กน้อย เนื่องจากอะตอมของธาตุไทเทเนียมแพร่จากผิวของ  $TiB_2$  ระหว่างการค้ำไว้ที่อุณหภูมิสูง แต่เมื่อพิจารณาชิ้นงานที่ทำการค้ำโลหะหลอมเหลวที่อุณหภูมิสูงไว้ 78 ชั่วโมง ดังรูปที่ 45(b) พบว่า โครงสร้าง columnar ที่ได้มีขนาดใหญ่มากกว่ารูปที่ 45(a) เนื่องจาก  $Al_3Ti$  ละลายกลับเข้าสู่ น้ำโลหะมากกว่าเมื่อเวลานานขึ้น และจากการศึกษาเพิ่มเติมโดยค้ำไว้ที่อุณหภูมิ  $800^{\circ}C$  ที่เวลาต่าง ๆ ดังรูปที่ 46 พบว่า  $Al_3Ti$  บน  $TiB_2$  สามารถละลายกลับเข้าสู่ น้ำโลหะและทำให้ขนาดของเกรนเป็นฟังก์ชันกับเวลาที่ทำการค้ำน้ำโลหะไว้ที่อุณหภูมิสูง แต่อย่างไรก็ตาม การละลายที่อุณหภูมิสูงของ  $Al_3Ti$  เป็นกระบวนการที่เกิดขึ้นอย่างช้า ๆ โดยเฉพาะในช่วงแรก แต่หากมีการทำการกวนด้วย melt shearing ร่วมด้วยที่อุณหภูมิ  $720^{\circ}C$  เป็นเวลา 45 นาที ดังผลการศึกษาในรูปที่ 47 พบว่า  $Al_3Ti$  สามารถละลายกลับเข้าสู่ น้ำโลหะได้ทั้งหมด เนื่องจาก melt shearing ช่วยเร่งการละลายของ  $Al_3Ti$  ให้เร็วขึ้นที่อุณหภูมิสูง แต่อย่างไรก็ตาม การที่  $Al_3Ti$  จะละลายกลับเข้าสู่สารละลายของเหลวเป็นไปยาก หาก  $Al_3Ti$  ไม่ได้อยู่ในสภาวะสมดุลทางเทอร์โมไดนามิกส์



รูปที่ 45 – โครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสม เติม grain refiner ระบบ Al-5Ti-1B ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก และค้ำไว้ที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา (a) 1 ชั่วโมง (b) 78 ชั่วโมง [26]



รูปที่ 46 – ความสัมพันธ์ของขนาดเกรนที่ได้หลังจากค้ำไว้ที่อุณหภูมิ 800°C ที่เวลาต่าง ๆ ของโลหะอะลูมิเนียมผสมที่เติม grain refiner ระบบ Al-5Ti-1B ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก [26]





รูปที่ 47 - โครงสร้างจุลภาคหลังเย็นตัวหลังจากทำ intensive melt shearing ที่อุณหภูมิ 720°C เป็นเวลา 45 นาที ของโลหะอะลูมิเนียมผสม ที่เติม grain refiner ระบบ Al-5Ti-1B ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก [26]

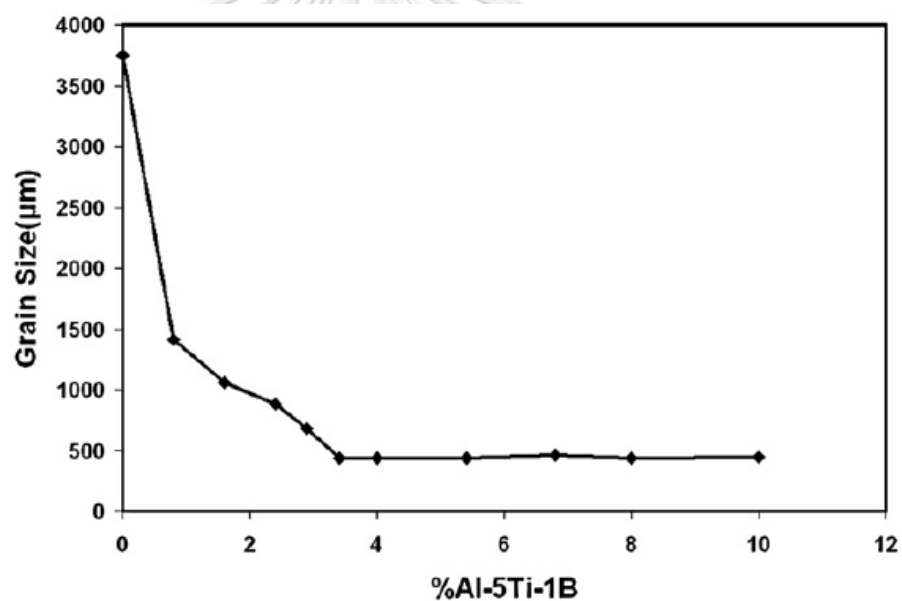
## 2.5.5 การปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคโดยวิธี grain refinement สำหรับอะลูมิเนียมผสม ซิลิกอนและทองแดง

### 2.5.5.1 ผลของปริมาณ grain refiner ต่อขนาดของเกรน

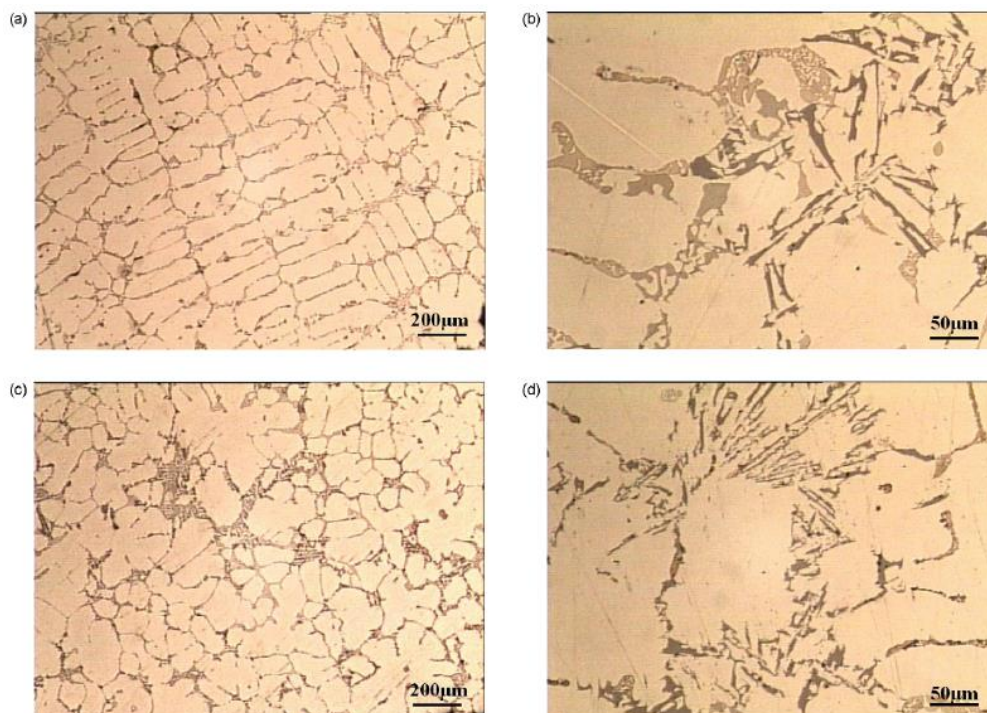
ผลจากการวิเคราะห์ขนาดของเกรนเมื่อเติมโลหะผสม Al-5Ti-1B เป็น grain refiner ในปริมาณต่างกัน (หรือปริมาณไทเทเนียมที่ต่างกัน) ลงในโลหะหลอมเหลวของอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 [36] ดังตารางที่ 1 พบว่า grain refiner มีผลต่อการปรับปรุงขนาดเกรนสูงสุด เมื่อปริมาณไทเทเนียมเท่ากับค่าวิกฤติที่ร้อยละ 0.17 โดยน้ำหนัก หรือเท่ากับการผสม Al-5Ti-1B ร้อยละ 3.4 โดยน้ำหนัก ซึ่งไทเทเนียมจะไม่ส่งผลให้ปรับปรุงโครงสร้างเพิ่มขึ้น เมื่อเติมปริมาณมากกว่าร้อยละ 0.17 โดยน้ำหนัก ดังแสดงในรูปที่ 48 เนื่องจากผลของการเกิด agglomeration หรือการรวมกลุ่มกันของ  $Al_3Ti$  และ  $TiB_2$  เมื่อไทเทเนียมมากกว่าค่าวิกฤติ ทำให้จุดกำเนิดในโลหะหลอมเหลวที่ว่องไวต่อการกำเนิดเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิลดลง จึงไม่สามารถลดขนาดของเกรนเพิ่มขึ้นได้อีก [36] เพราะฉะนั้น ปริมาณสูงสุดของไทเทเนียมสำหรับเป็น grain refiner ของอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 คือ ร้อยละ 0.17 โดยน้ำหนัก หรือเทียบเท่ากับการเติม Al-5Ti-1B ร้อยละ 3.4 โดยน้ำหนัก ทำให้ได้โครงสร้างจุลภาคหลังการปรับปรุงดังรูปที่ 49

ตารางที่ 1 - การวิเคราะห์ขนาดเกรนโดยเฉลี่ย เมื่อมีผลของปริมาณ Al-5Ti-1B หรือปริมาณของไทเทเนียมต่าง ๆ กัน ในโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 [36]

%Al-5Ti-1B	%Ti	Grain size ( $\mu\text{m}$ )
0	0	3750
0.8	0.04	1409
1.6	0.08	1061
2.4	0.12	879
2.9	0.145	681
3.4	0.17	439
4	0.2	437
5.4	0.27	435
6.8	0.34	459
8	0.4	441
10	0.5	446



รูปที่ 48 - ความสัมพันธ์ของขนาดเกรนเมื่อเติมโลหะผสม Al-5Ti-1B ในปริมาณที่ต่าง ๆ กัน ในโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 [36]

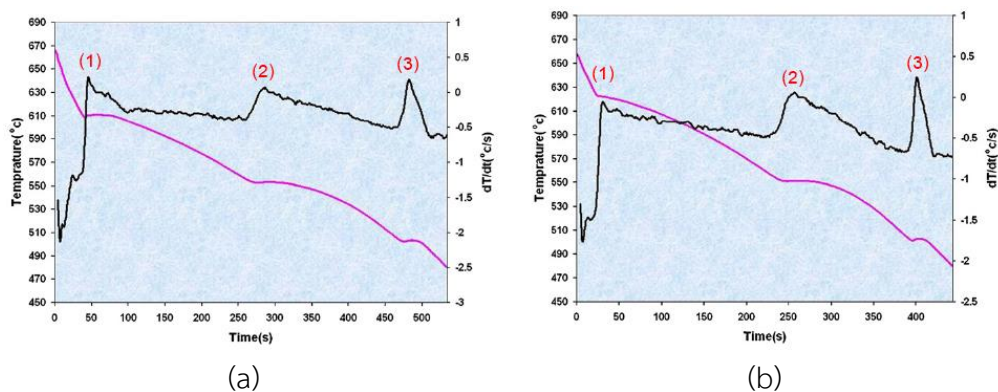


**รูปที่ 49** – โครงสร้างจุลภาคของโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 (a,b) ไม่เติม grain refiner (c,d) เติม grain refiner ที่ปริมาณไทเทเนียมสูงสุด ร้อยละ 0.17 โดยน้ำหนัก [36]

#### 2.5.5.2 ผลของ grain refiner ต่ออุณหภูมิการกำเนิดเฟส

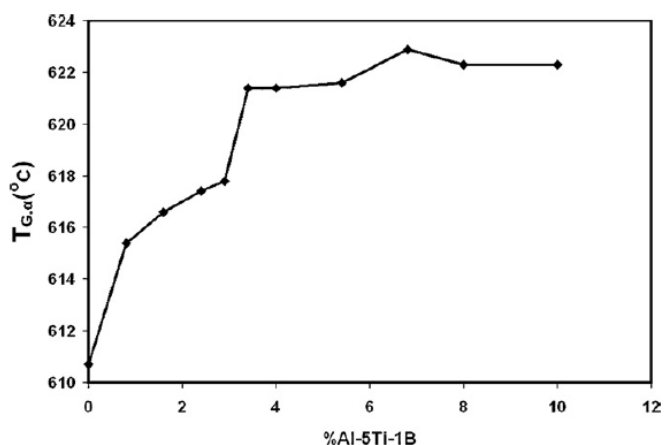
การศึกษาของ S. G. Shabestari และคณะ [36] โดยการใช้วิธีการวิเคราะห์ทางความร้อน (thermal analysis) พบว่า การปรับปรุงสภาพเกรนด้วยการเติม grain refiner ส่งผลต่ออุณหภูมิการกำเนิดปฏิกิริยาระหว่างการเย็นตัวด้วย โดยเมื่อพิจารณาเส้นโค้งการเย็นตัว (cooling curve) ของโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 ในรูปที่ 50 พบว่า มีปฏิกิริยาการกำเนิดเฟส 3 ปฏิกิริยาที่อุณหภูมิต่างกันในระบบโลหะอะลูมิเนียมผสมนี้ ได้แก่

1. การกำเนิดและเติบโตของเฟส  $\alpha$ -Al หรือเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิ
2. การกำเนิดและเติบโตของโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน
3. การกำเนิดและเติบโตของเฟส  $Al_2Cu$

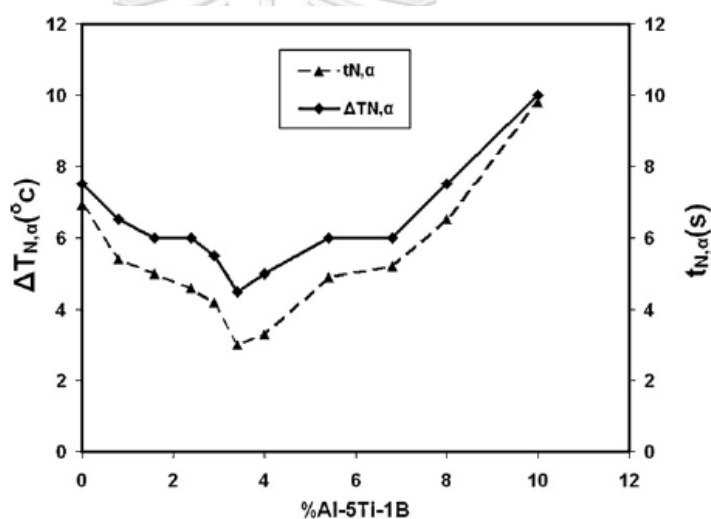


รูปที่ 50 – กราฟการเย็นตัวและอนุพันธ์ลำดับที่ 1 ของโลหะอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม A319 กรณีที่ (a) ไม่เติม grain refiner และ (b) เติม grain refiner ที่ปริมาณไทเทเนียมร้อยละ 0.4 โดยน้ำหนัก [36]

เมื่อเปรียบเทียบกรณีที่ไม่มีเติม grain refiner ดังรูปที่ 50(a) เทียบกับกรณีเติม grain refiner ดังรูปที่ 50(b) พบว่า grain refiner ทำให้อุณหภูมิการกำเนิดเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิสูงขึ้น และหากเติม grain refiner มากขึ้นจะยิ่งทำให้อุณหภูมิการกำเนิดเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิสูงขึ้นตามไปด้วย โดยเพิ่มขึ้นถึงประมาณ 12 องศาเซลเซียสเมื่อเติมถึงค่าวิกฤติหรือปริมาณไทเทเนียมร้อยละ 0.17 โดยน้ำหนัก หากมากกว่านี้ อุณหภูมิการกำเนิดจะค่อนข้างคงที่ ดังความสัมพันธ์ในรูปที่ 51 นอกจากนี้ เมื่อเติม grain refiner มากขึ้นแต่ยังคงน้อยกว่าค่าวิกฤติ จะช่วยลด undercooling ที่ต้องใช้ในการกำเนิดเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิลง ดังแสดงในรูปที่ 52 เป็นผลให้เฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิแต่ละเกรนสามารถกำเนิดขึ้นโดยใช้ driving force หรือ undercooling น้อยลง จึงมีโอกาสนในการกำเนิดได้มากขึ้น โครงสร้างของเกรนหลังการปรับปรุงจึงละเอียดยิ่งขึ้น ส่วนกรณีที่เติมมากกว่าค่าวิกฤติหรือปริมาณไทเทเนียมเกินกว่าร้อยละ 0.17 โดยน้ำหนัก ประสิทธิภาพของจุดกำเนิดจะลดลงเนื่องจากเกิดการ coincidence และ agglomeration ทำให้ต้องใช้ undercooling ที่สูงขึ้นกว่าเดิม จึงยากที่จะปรับปรุงโครงสร้างให้ละเอียดเพิ่มขึ้น ดังผลการศึกษาในรูปที่ 48

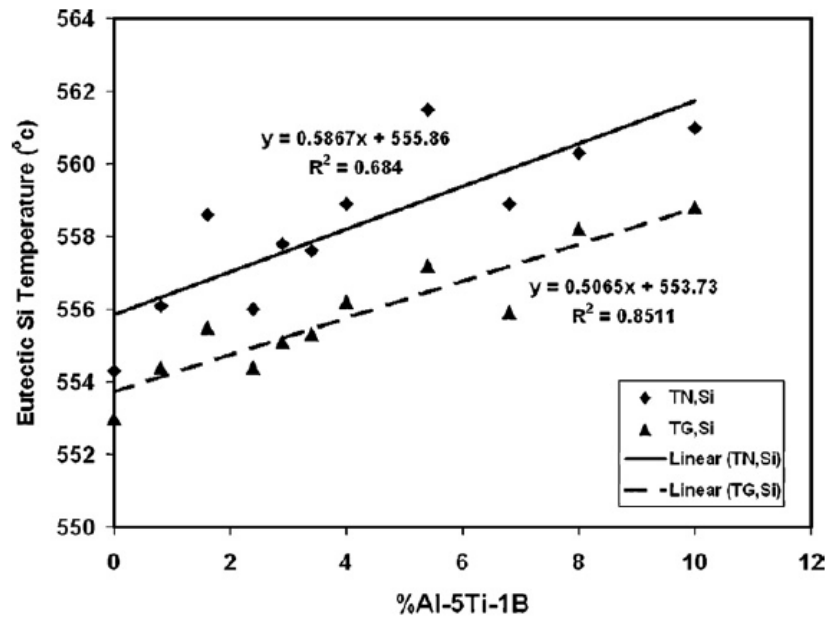


รูปที่ 51 – ผลของการปรับปรุงสภาพเกรนด้วยวิธี grain refinement ต่ออุณหภูมิกำเนิด เฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิ [36]



รูปที่ 52 – ผลของการปรับปรุงสภาพเกรนด้วยวิธี grain refinement ต่อ undercooling และเวลาสำหรับการกำเนิดโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม [36]

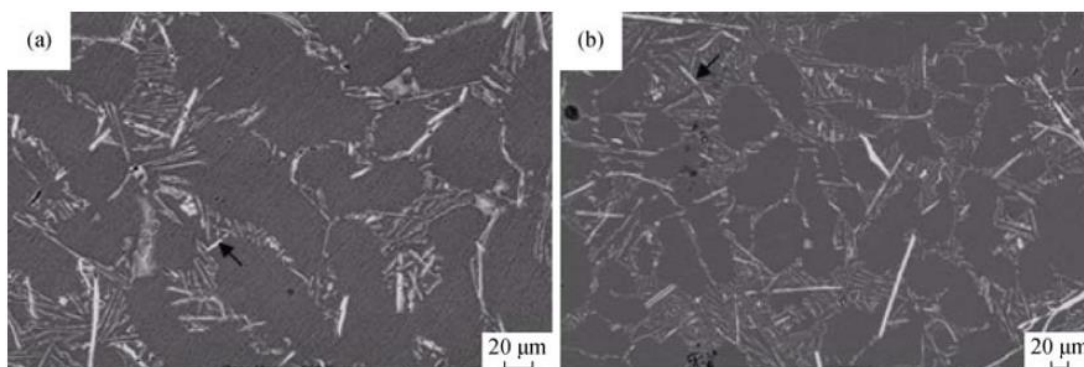
จากการศึกษาของ Backerud และคณะ [37], Argyropoulos และคณะ [38] รวมถึง Yen และคณะ [39] ให้ข้อสรุปว่า อุณหภูมิในการกำเนิดของโครงสร้างยูเทคติกของซิลิกอนและโครงสร้างยูเทคติกของทองแดงไม่เปลี่ยนแปลงเมื่อเติม grain refiner แต่จากรูปที่ 53 โดยการศึกษาของ S.G. Shabestari [36] พบว่า อุณหภูมิในการกำเนิดของโครงสร้างยูเทคติกของซิลิกอนจะยิ่งเพิ่มขึ้นตามปริมาณ grain refiner ที่เติม ทำให้ช่วงเวลาในการกำเนิดและเติบโตลดน้อยลง แต่อย่างไรก็ตาม ยังคงไม่พบการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิในการเกิดและเติบโตของโครงสร้างยูเทคติกของทองแดง



รูปที่ 53 – ผลของ grain refiner ชนิด Al-5Ti-1B ต่ออุณหภูมิกำเนิดและเติบโตของโครงสร้างยูเทคติกของซิลิกอน [36]

## 2.6 อิทธิพลของการปรับปรุงสภาพเกรนด้วยวิธี grain refinement ต่อการกำเนิดข้อบกพร่องในโลหะอะลูมิเนียมผสม

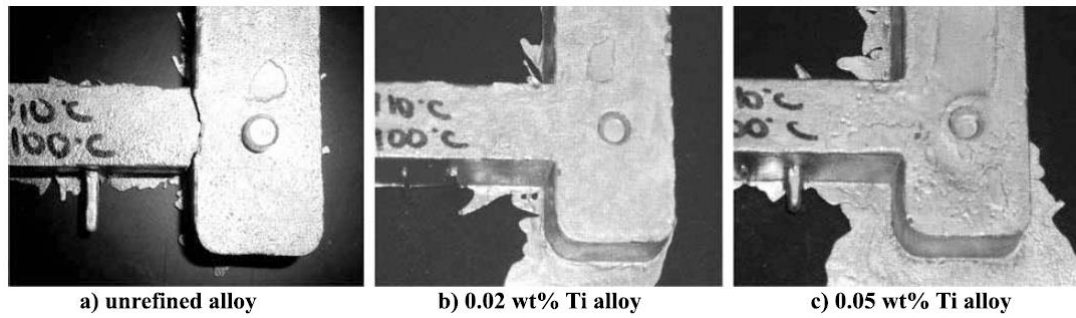
งานวิจัยในอดีตของ A. Hassani และคณะ [40] เกี่ยวกับอิทธิพลของการปรับปรุงสภาพเกรนด้วยวิธี grain refinement ต่อการกำเนิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะของเหล็กในโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนร้อยละ 8 และผสมเหล็กร้อยละ 0.8 โดยน้ำหนัก พบว่า เฟส  $\beta$ -AlFeSi กำเนิดได้ 2 ลักษณะคือ primary  $\beta$ -AlFeSi ซึ่งกำเนิดที่อุณหภูมิสูงหรือก่อนอุณหภูมิยูเทคติก มีรูปร่างเป็นแท่งที่ยาวและหนา รวมถึงเป็นอนุภาคที่เหมาะสมต่อการกำเนิดและเติบโตของเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิ อีกลักษณะคือ secondary  $\beta$ -AlFeSi ซึ่งจะกำเนิดบริเวณรอบ ๆ โครงสร้างยูเทคติก และเนื่องจากกำเนิดที่อุณหภูมิต่ำจึงทำให้มีขนาดเล็กกว่า Primary  $\beta$ -AlFeSi ผลของวิธี grain refinement ทำให้ลักษณะสัณฐานวิทยาของเฟสสารประกอบเชิงโลหะเปลี่ยนไปดังรูปที่ 54(b) คือ primary  $\beta$ -AlFeSi มีจำนวนที่ลดลง แตกต่างจาก secondary  $\beta$ -AlFeSi กลับมีจำนวนอนุภาคเพิ่มขึ้นแต่ยังคงเล็กละเอียดเช่นเดียวกันกับกรณีที่ไม่ปรับปรุงโครงสร้างใด ๆ ดังรูปที่ 54(a)



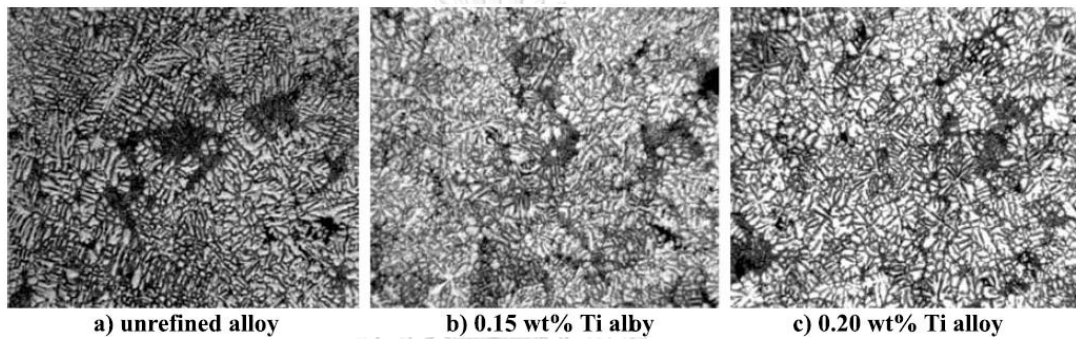
**รูปที่ 54** - โครงสร้างจุลภาคของเฟสสารประกอบเชิงโลหะของเหล็ก กรณีที่ (a) ไม่มีการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาค และ (b) เติม grain refiner ร้อยละ 0.8 โดยน้ำหนัก ลูกศรสีดำแสดงเฟส secondary  $\beta$ -AlFeSi [40]

นอกจากนั้นการปรับปรุงสภาพเกรนด้วยวิธี grain refinement ยังมีอิทธิพลต่อข้อบกพร่องในงานหล่ออีกด้วย ข้อบกพร่องอย่างหนึ่งที่เป็นปัญหาในงานหล่อ คือ hot tearing ซึ่งมีสาเหตุ 2 ประการ ได้แก่ การป้อนน้ำโลหะเพื่อชดเชยระหว่างการแข็งตัวไม่เพียงพอ และ tensile load ในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลว จากการศึกษาของ F. D. Elia F และ C. Ravindran ในปี 2009 [41] เกี่ยวกับผลของวิธี grain refinement ต่อการเกิดปรากฏการณ์ hot tearing พบว่า เกรนลักษณะ globular ที่ผ่านการปรับปรุงสภาพเกรนโดยการเติม grain refiner จะช่วยปรับปรุงการป้อนของน้ำโลหะระหว่างการแข็งตัวในงานหล่อให้ดีขึ้นได้ สอดคล้องกับ S. A. Metz และ M. C. Flemings [42] ว่าเกรนลักษณะ globular จะช่วยเพิ่ม strain homogeneity อีกด้วย เนื่องจากเกรนลักษณะ globular จะมีความยืดหยุ่นมาก สามารถเกิด deformation ได้ในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลว เพราะฉะนั้นวิธี grain refinement จึงช่วยเพิ่มความต้านทานต่อการเกิด hot tearing ในงานหล่อได้

การศึกษาของ F. D. Elia F และ C. Ravindran [41] เกี่ยวกับอิทธิพลของวิธี grain refinement ต่อการเกิดปรากฏการณ์ hot tearing ในโลหะอะลูมิเนียมผสม เกรด A319 ดังรูปที่ 55 พบรอยแตก (crack) จากผลของ hot tearing บริเวณข้อต่อระหว่างแท่งชิ้นงานหล่อกับส่วนของทางเดินน้ำโลหะ แต่เมื่อเติม grain refiner ระบบ Al-Ti-B ทำให้ความรุนแรงของการเกิดรอยแตกลดลงอย่างเห็นได้ชัด และรอยแตกยิ่งลดลงตามปริมาณของ grain refiner ที่เติมมากขึ้น แต่อย่างไรก็ตาม ไม่สามารถยับยั้งรอยแตกได้อย่างสมบูรณ์ เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคของเกรนที่ได้หลังการหล่อมีลักษณะเป็นเดนไดรต์หยาบดังรูปที่ 56 ซึ่งไม่สามารถเกิดการเปลี่ยนรูปได้ดีในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลว เนื่องจากมีความยืดหยุ่นน้อยกว่าเกรนลักษณะ globular จึงเกิดปัญหา hot tearing ขึ้น เพราะฉะนั้น grain refiner จึงไม่มีอิทธิพลสำคัญในการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค หรือกำจัดปัญหา hot tearing ในโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 ได้



รูปที่ 55 – ผลของการทำ grain refinement ต่อการเกิด hot tearing ในโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 [41]



รูปที่ 56 – ลักษณะสัณฐานวิทยาของโครงสร้างจุลภาคของโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 (กำลังขยาย 50 เท่า) [41]



### บทที่ 3

#### ระเบียบวิธีการวิจัย

##### 3.1 การเตรียมชิ้นงาน

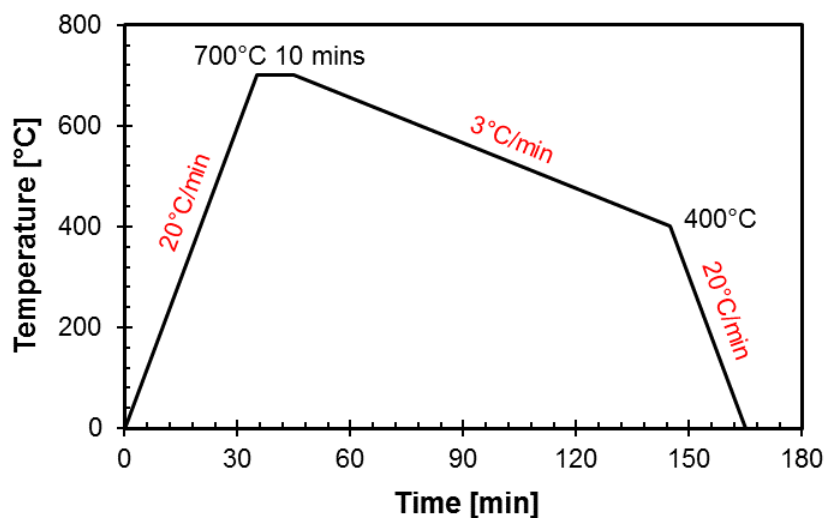
ชิ้นงานที่ทำการศึกษา คือ โลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด A319 (Al-Si-Cu alloys) เป็นโลหะอะลูมิเนียมซึ่งมีธาตุผสมซิลิกอนร้อยละ 7.5 และทองแดงร้อยละ 3.5 โดยน้ำหนัก ที่มีธาตุเหล็กเจือปน (Al-7.5Si-3.5Cu-xFe) โดยแบ่งเป็น

- ชิ้นงานที่ไม่เติม grain refiner ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 และ 1.0 โดยน้ำหนัก
- ชิ้นงานที่เติม grain refiner ระบบ Al-5Ti-1B ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 และ 1.0 โดยน้ำหนัก

ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานในแต่ละส่วนผสมประกอบด้วยการหล่อโลหะที่มีลักษณะเป็น wedge ที่มีความสูง 200 มิลลิเมตร ความยาว 150 มิลลิเมตร และมีความกว้าง 14 มิลลิเมตรในด้านที่แคบที่สุด และ 35 มิลลิเมตรในด้านที่ยาวที่สุด จากนั้นทำการตัดด้วยเทคนิค Electrical discharge machining (EDM) ให้มีรูปร่างเป็นทรงกระบอกเส้นผ่านศูนย์กลาง 2.5 มิลลิเมตร และความสูง 4 มิลลิเมตร

##### 3.2 การศึกษาอุณหภูมิการกำเนิดเฟสและปฏิกิริยาทางความร้อนระหว่างการเย็นตัวโดยเทคนิค DSC – Differential Scanning Calorimeters

ทดสอบชิ้นงานที่เตรียมในข้อ 3.1 โดยการให้ความร้อนแก่ชิ้นงานโดยใช้อัตราการให้ความร้อน 20 องศาเซลเซียสต่อนาที จากอุณหภูมิห้องจนถึงอุณหภูมิสูงสุดที่ 700°C และค้างไว้เป็นเวลา 10 นาที จากนั้นลดอุณหภูมิจนถึงอุณหภูมิห้อง โดยการเย็นตัวในช่วง 700°C จนถึง 400°C ใช้อัตราการเย็นตัว 3 องศาเซลเซียสต่อนาทีเพื่อให้ได้ข้อมูลอุณหภูมิการกำเนิดเฟสที่ละเอียด ขั้นตอนการควบคุมอุณหภูมิทั้งหมดเป็นไปตามแผนภาพดังรูปที่ 57 โดยใช้ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> pan เป็น crucible และมีอัตราการไหลของแก๊สอาร์กอน (Ar) สำหรับ protective เท่ากับ 20 ml/min และใช้ Purge เท่ากับ 50 ml/min



รูปที่ 57 – โพรไฟล์การควบคุมอุณหภูมิสำหรับการทดสอบด้วยเทคนิค DSC

### 3.3 การศึกษาภาพโครงสร้างจุลภาค 2 มิติหลังการแข็งตัว

นำชิ้นงานที่ได้จากหัวข้อที่ 3.1 และ 3.2 ขึ้นรูปตัวเรือนแบบเย็น (cold mounting) สำหรับการขัดหยาบและขัดละเอียด โดยที่ไม่กัดผิวชิ้นงานด้วยสารเคมี จากนั้นถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาค 2 มิติด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM-Scanning Electron Microscope) โหมด backscattered electrons (BSE) ร่วมกับอุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงาน (EDS-Energy Dispersive X-ray Spectrometer) ของชิ้นงานทั้งหมดเพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคจากผลของ grain refiner และยืนยันการกำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในโครงสร้างจุลภาคที่ผ่านการแข็งตัวด้วยอัตราการเย็นตัวที่กำหนด

### 3.4 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค 3 มิติ ระหว่างการแข็งตัว โดยเทคนิค in situ X-ray tomography

ศึกษาอิทธิพลของการปรับสภาพเกรนด้วย grain refiner ระบบ Al-Ti-B ที่มีต่อการกำเนิดและการเติบโต รวมถึงปริมาณของเฟสต่าง ๆ ที่กำเนิดขึ้น โดยเฉพาะเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ระหว่างการแข็งตัวจากข้อมูลภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค 3 มิติ โดยเทคนิค in situ X-ray tomography ของชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กต่างกัน จำนวน 2 ส่วนผสม ทั้งกรณีที่มีและไม่เติม grain refiner เพื่อ

- เปรียบเทียบลักษณะรูปร่างของเฟสต่าง ๆ เมื่อมีและไม่มีผลจากการเติม grain refiner โดยเฉพาะเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$
- เปรียบเทียบปริมาณและขนาดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เมื่อมีและไม่มีผลจาก grain refiner

### 3.4.1 การทดลอง synchrotron in situ solidification

การทดลอง synchrotron in situ solidification มีการติดตั้งและปฏิบัติการที่ TOMCAT beamline of the Swiss Light Source (Paul Scherrer Institut, Switzerland) โดยการให้ความร้อนชิ้นงานกระทำผ่านเตาแบบใช้ลวดความต้านทาน (resistance furnace) ซึ่งมีรูปแบบการติดตั้งการทดลองเช่นเดียวกันกับการศึกษาของ C. Puncreobutr และคณะ [5] ในระหว่างการทดลอง ชิ้นงานที่ทำการศึกษาก็จะถูกใส่ไว้ในภาชนะที่ทำจากวัสดุโบรอนไนไตรด์ (BN) ที่มีความบริสุทธิ์สูงเพื่อกักเก็บน้ำโลหะหลอมเหลว ขั้นตอนในการทดลองประกอบไปด้วย เริ่มต้นให้ความร้อนแก่ชิ้นงานไปที่อุณหภูมิสูงสุด 650 องศาเซลเซียส (วัดอุณหภูมิโดยใช้ thermocouple ชนิด K ที่ติดตั้งไว้ที่ภาชนะ) และค้างไว้ที่อุณหภูมิกึ่งที่เป็นเวลา 5 นาทีเพื่อให้ชิ้นงานหลอมเหลวอย่างสมบูรณ์ จากนั้นลดอุณหภูมิด้วยอัตราการเย็นตัว 3 องศาเซลเซียสต่อนาทีจนกระทั่งชิ้นงานแข็งตัวโดยสมบูรณ์

ในระหว่างกระบวนการแข็งตัวเทคนิค synchrotron X-ray tomographic microscopy ถูกใช้เพื่อบันทึกภาพโครงสร้างจุลภาคใน 3 มิติ โดยที่ ข้อมูล 1 ชุด ประกอบไปด้วยภาพถ่าย 2 มิติจำนวน 1001 ภาพที่ถ่ายทั้งหมดภายในระยะเวลา 2 วินาทีหรือระหว่างการหมุนชิ้นงาน 180 องศา และแต่ละชุดข้อมูลจะถูกบันทึกทุก ๆ 60 วินาที เพื่อให้มั่นใจว่าสามารถบันทึกวิวัฒนาการการกำเนิดและการเติบโตของเฟสต่าง ๆ โดยเฉพาะสารประกอบเชิงโลหะได้ครบตลอดช่วงการแข็งตัว หลังจากการทดลอง ภาพถ่าย 2 มิติในแต่ละชุดข้อมูลจะถูกนำมาประมวลผลทางคณิตศาสตร์ด้วยเทคนิค filtered back projection (FBP) algorithm ให้เป็นภาพโครงสร้างจุลภาค 3 มิติขนาด  $1104 \times 1104 \times 1468$  voxel<sup>3</sup> ที่มีขนาดของ voxel ในแต่ละด้านเท่ากับ 2.75 ไมครอน

### 3.4.2 การวิเคราะห์ข้อมูลจากเทคนิค X-ray tomography

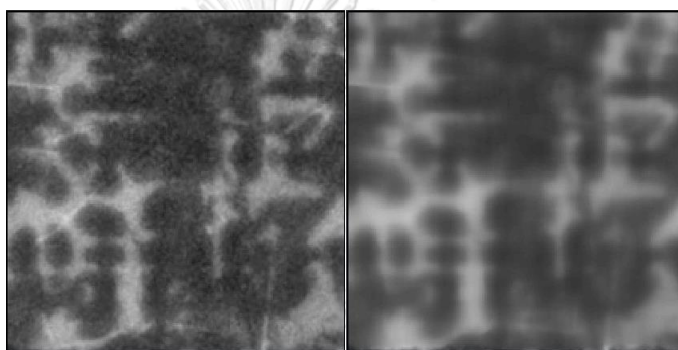
#### 3.4.2.1 การแยกแยะเฟสที่สำคัญระหว่างการแข็งตัว

หลังจากการได้ภาพโครงสร้างจุลภาค 3 มิติระหว่างการแข็งตัว ขั้นตอนที่สำคัญสำหรับการวิเคราะห์การกำเนิดและเติบโต คือการแยกแยะเฟสที่สำคัญของแต่ละชุดข้อมูลระหว่างการแข็งตัว ได้แก่ โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม เฟสสารประกอบเชิงโลหะ และเฟสของเหลว โดยเลือกบริเวณที่ทำการศึกษา (subvolume) ขนาด  $400 \times 400 \times 400$  voxels<sup>3</sup> จากภาพถ่าย

โครงสร้างจุลภาค 3 มิติ เพื่อลดข้อมูลในการศึกษาผ่านโปรแกรมทางคอมพิวเตอร์และการจำลองการไหลของน้ำโลหะต่อไป

### ขั้นตอนที่ 1 ปรับลดความหยาบของภาพโดยใช้ฟิลเตอร์

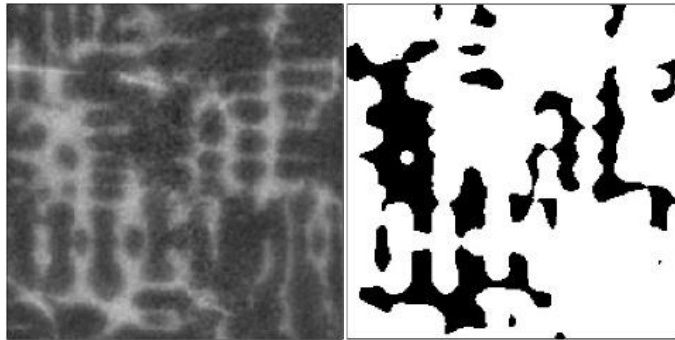
ฟิลเตอร์ชนิด 3D anisotropic diffusion ถูกนำมาใช้กับข้อมูลดิบ (raw data) เพื่อการปรับลดความหยาบภายในภาพ แต่ยังคงความคมชัดที่ขอบของโครงสร้างไว้ โดยอาศัยความแตกต่างของระดับสีที่พิกเซลใกล้กัน ถ้าระดับสีมีความแตกต่างมาก จะถูกพิจารณาเป็นขอบของโครงสร้างใดๆ และถ้ามีความแตกต่างน้อย ถือว่าบริเวณนั้นเป็นโครงสร้างเดียวกัน ผลการใช้ฟิลเตอร์เพื่อลดความหยาบ แสดงไว้ในรูปที่ 58



**รูปที่ 58** – โครงสร้างจุลภาคก่อนปรับลดความหยาบ (ซ้าย) หลังปรับลดความหยาบ (ขวา)

### ขั้นตอนที่ 2 การแยกแยะเฟสที่สำคัญ

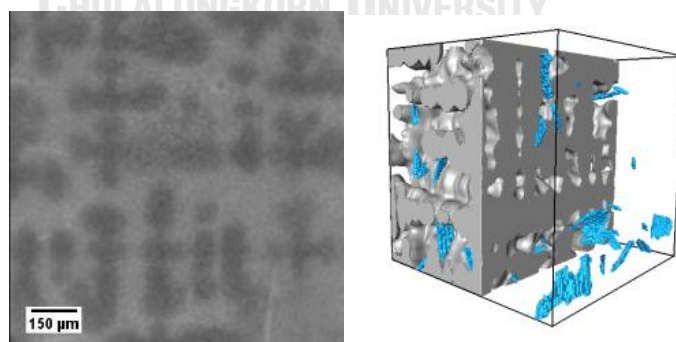
การแยกแยะเฟส (segmentation) ใช้เพื่อจำแนกและแยกแยะเฟสของแข็งที่ต่างกันจากน้ำโลหะ ได้แก่ เฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิรวมถึงโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน (ถ้ามี) และเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ซึ่งอาศัยความแตกต่างของระดับสีและหลักการทางคณิตศาสตร์ โดยใช้เทคนิค 3D region growing และ manual segmentation ตามลำดับ ผลการแยกแยะเฟสทำให้ได้ภาพขาวดำ (binary image) ของแต่ละเฟสดังรูปที่ 59



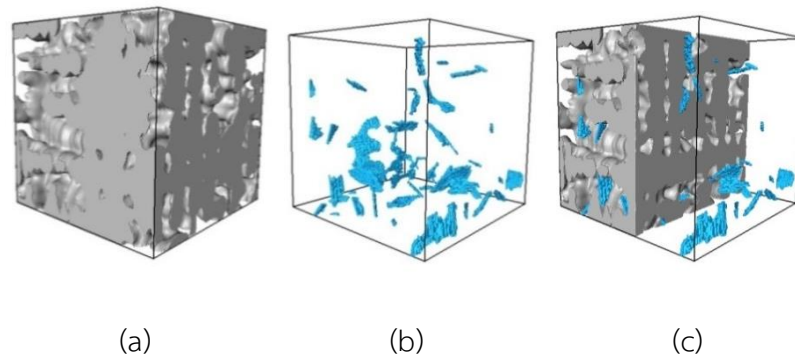
รูปที่ 59 - โครงสร้างจุลภาคก่อนการแยกแยะเฟส (ซ้าย) หลังการแยกแยะเฟส สำหรับเฟส อะลูมิเนียมปฐุมภูมิ (ขวา)

### 3.4.2.2 การศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยาของโครงสร้างจุลภาค 3 มิติ โดยการแสดงผล ข้อมูลภาพที่ผ่านการแยกแยะเฟสเป็นภาพโครงสร้าง 3 มิติ

นำข้อมูลภาพที่ผ่านการแยกแยะเฟสจากภาพโครงสร้างจุลภาคตัดขวาง 2 มิติ มาแสดง ข้อมูลเป็นภาพ 3 มิติ (rendering) เพื่อศึกษาและวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิต่าง ๆ รวมถึงขนาดและปริมาณที่พบ โดยใช้เทคนิคการสร้างพื้นผิว 3 มิติ (surface generating) จาก binary image ที่ได้จากการแยกแยะเฟสโดยใช้หลักการคำนวณทางคณิตศาสตร์ชนิด marching cubes เพื่อสร้างพื้นผิวของรูปหลายเหลี่ยม (polygon) จนได้เป็น enclosed volume ของเฟส ที่เราสนใจคือ เฟสอะลูมิเนียมปฐุมภูมิตั้งแต่โครงสร้างยุคตึกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน (ถ้า มี) และเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในแต่ละช่วงเวลา ซึ่งสามารถจำแนกให้แต่ละเฟสมีสีของพื้นผิวที่ต่างกัน ได้ดังแสดงในรูปที่ 60 และ 61

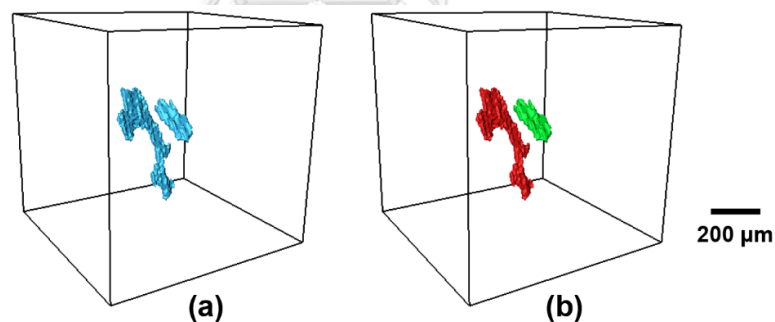


รูปที่ 60 - เปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคระหว่างโครงสร้างจุลภาคตัดขวาง 2 มิติ (ซ้าย) โครงสร้างจุลภาคจากการสร้างพื้นผิวเป็น 3 มิติ (ขวา) ณ อุณหภูมิ 559°C ระหว่างการแข็งตัว โดยที่ สีเทาแสดงเฟสอะลูมิเนียมปฐุมภูมิ และสีฟ้าแสดงเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$



**รูปที่ 61** - การแสดงข้อมูลภาพโครงสร้างจุลภาค 3 มิติที่อุณหภูมิ 559°C ระหว่างการแข็งตัวของข้อมูลภาพที่ผ่านการแยกแยะเฟส โดย (a) เฟสของอะลูมิเนียมปฏุมภูมิ (b) เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และ (c) เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ภายในช่องแชนของโครงสร้างเดนไดรต์

ภายหลังการแยกแยะเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ออกมาจากโครงสร้างจุลภาคแล้ว ในขั้นตอนต่อไปจะทำการจำแนกเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แต่ละแผ่นออกจากกันโดยขึ้นกับบริเวณที่เชื่อมต่อกันและทิศทางในการจัดเรียงตัว แล้วทำการระบุตัวตน (labelling) ของแต่ละแผ่นเพื่อติดตามการเติบโตระหว่างการแข็งตัว ดังรูปที่ 62

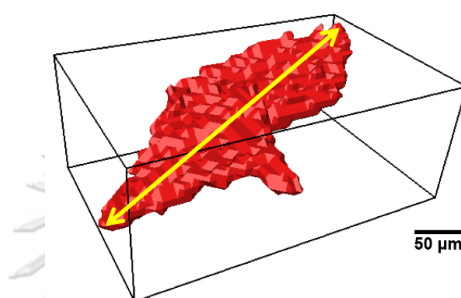


**รูปที่ 62** - เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ผ่านการแยกแยะเฟสจากโครงสร้างจุลภาค (a) ก่อนการจำแนก (b) หลังการจำแนก  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แต่ละแผ่น โดยที่ความแตกต่างของสีระบุถึง  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ต่างแผ่นกัน

หลังจากการสร้างพื้นผิว 3 มิติของเฟส ยังสามารถวัดสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟสจากการคำนวณหาพื้นที่ภายใต้ enclosed volume และสามารถหาพื้นที่ผิวของเฟสได้จากพื้นที่ผิวของรูปหลายเหลี่ยมของเฟสนั้นทั้งหมด เพื่อใช้ในการวิเคราะห์เชิงปริมาณในการกำเนิดและเติบโตในแต่ละช่วงเวลาของแต่ละเฟสได้

### 3.4.2.3 การศึกษาวิวัฒนาการในการเติบโตของเฟส $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$

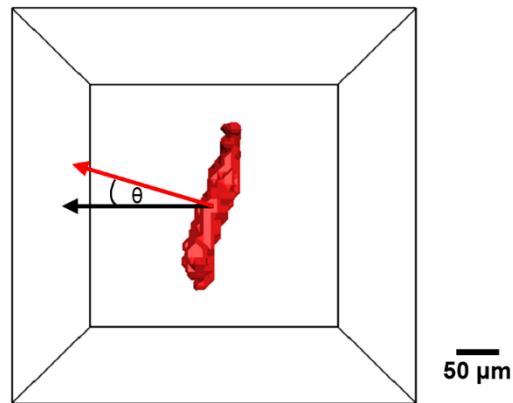
เพื่อศึกษาวิวัฒนาการในการเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงได้ทำการวัดความยาวในด้านที่ยาวที่สุดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยใช้เทคนิค principal component analysis (PCA) ดังรูปที่ 63 ของทุกแผ่น ณ แต่ละอุณหภูมิระหว่างการแข็งตัว และเพื่อศึกษาวิวัฒนาการและพฤติกรรมในการเติบโตจึงสนใจเฉพาะเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แผ่นที่กำลังเกิดและเติบโตอย่างสมบูรณ์ภายใน 1 หน่วยปริมาตรที่ศึกษาขนาด  $400 \times 400 \times 400 \text{ voxels}^3$  เท่านั้น เพื่อป้องกันความคลาดเคลื่อนที่อาจเกิดจากการเติบโตออกไปนอกบริเวณที่ทำการศึกษาได้



รูปที่ 63 – แสดงการวัดความยาวของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ผ่านการจำแนกแผ่น โดยที่ลูกศรสีเหลืองแสดงการวัดความยาวของแผ่นในด้านที่ยาวที่สุด

### 3.4.2.4 การศึกษาทิศทางในการจัดเรียงตัวของเฟส $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$

เพื่อที่จะหาทิศทางในการจัดเรียงตัวจำเพาะ (preferred orientation) ของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ภายในช่องแชนของเดนไดรต์ จึงทำการวัดทิศทางในการจัดเรียงตัว (orientation) ของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทุกแผ่นใน 1 หน่วยปริมาตร ดังแสดงการวัดในรูปที่ 64 โดยการวัดมุมระหว่างเวกเตอร์ที่ตั้งฉาก (normal vector) กับผิวหน้าของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  (ลูกศรสีแดง) กับทิศทางที่ขนานกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์หรือทิศทางแกน x (ลูกศรสีดำ) โดยพิจารณามุมของทุกแผ่นในช่วงระหว่าง 0-90 องศา สำหรับแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ทำมุมเกิน 90 องศา จะใช้การคำนวณให้อยู่ในช่วง 0-90 องศา



รูปที่ 64 – แสดงการวัดมุมในการจัดเรียงตัวของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยที่ลูกศรสีแดงแสดงเวกเตอร์ที่ตั้งฉากกับผิวหน้าของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และลูกศรสีดำแสดงทิศทางขนานกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์

#### 3.4.2.5 การศึกษาการเกิดปฏิสัมพันธ์ระหว่างเฟส $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$

ในการวิจัยนี้ได้ทำการติดตามเหตุการณ์การเกิดปฏิสัมพันธ์ (intermetallic-intermetallics interactions) ระหว่างเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ณ อุณหภูมิต่าง ๆ ตลอดช่วงการแข็งตัวทั้งชนิด impingement และ branching โดยเหตุการณ์ impingement ถูกนับจากการที่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่เติบโตอย่างอิสระแยกจากกันตั้งแต่สองแผ่นขึ้นไป เติบโตชนกันในอุณหภูมิลดไป แต่เหตุการณ์ branching เกิดจากการที่  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แผ่นเดิม เปลี่ยนทิศทางในการเติบโตในอุณหภูมิลดไปจากการขัดขวางทางกายภาพโดยแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ ดังแสดงตามแผนภาพในรูปที่ 65 โดยที่เหตุการณ์ unclassified ถูกนับเมื่อไม่สามารถบันทึกพฤติกรรมการกำเนิดและเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ณ เวลาก่อนหน้าหรือขณะเกิดปฏิสัมพันธ์กันได้

time	$t_{0-1}$	$t_0$
Impingement		
Branching		
Unclassified		

รูปที่ 65 – แผนภาพเหตุการณ์การเกิดปฏิสัมพันธ์ระหว่างเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$



### 3.5 การสร้างแบบจำลองการไหลทางคอมพิวเตอร์โดยเทคนิค CFD – Computational Fluid Dynamics

เพื่อศึกษาพฤติกรรมการไหลของน้ำโลหะและความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะภายในโครงสร้างจุลภาคกึ่งแข็งกึ่งเหลว จึงจำลองการไหลของน้ำโลหะภายในโครงสร้างจุลภาคโลหะอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียมเกรด A319 โดยใช้ข้อมูลภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค 3 มิติที่ผ่านการแยกแยะเฟสจากเทคนิค X-ray tomography ดังรูปที่ 66 ทั้งกรณีที่มีและไม่มีเฟสสารประกอบแข็งโลหะภายในโครงสร้างจุลภาค ณ อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัว เป็นโดเมนโครงสร้างของแข็งสำหรับการจำลองเทคนิคพลศาสตร์ของไหลเชิงคำนวณ หรือ computational fluid dynamics (CFD) ที่ใช้ระเบียบวิธีการทางไฟไนต์โวลุ่ม (finite volume method) ในการแก้ปัญหา โดยใช้ Stokes equations ดังสมการที่ (14) ร่วมกับ continuity equation ดังสมการที่ (15) เพื่ออธิบายการไหลระดับจุลภาคของน้ำโลหะภายในช่องแชนของเดนไดรต์ ที่ไม่คำนึงถึงผลของความโน้มถ่วง

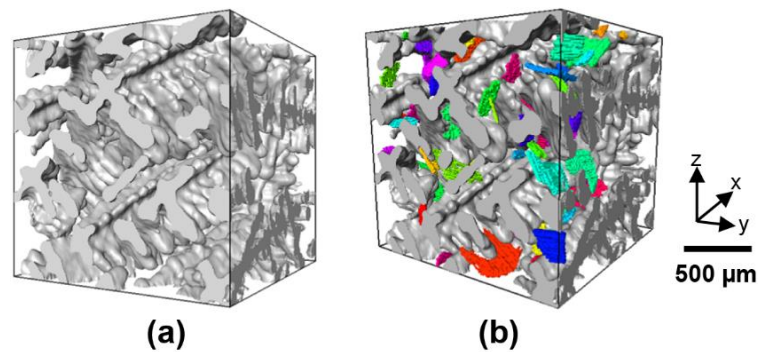
$$-\nabla p_L + \mu_L \nabla^2 \mathbf{v}_L = 0 \quad (14)$$

$$\nabla \cdot \mathbf{v}_L = 0 \quad (15)$$

โดยที่  $\nabla p_L$  คือ ความแตกต่างของความดันในน้ำโลหะ,  $\mu_L$  คือ ความหนืดของน้ำโลหะ และ  $\mathbf{v}_L$  คือ ความเร็วของน้ำโลหะ โดยในการศึกษาจะจำลองการไหลของน้ำโลหะเข้าสู่โครงสร้างในทั้ง 3 ทิศทาง คือ ตามแนวแกน x, y และ z ดังรูปที่ 66 หลังจากการจำลองการไหลของน้ำโลหะโดยใช้ Stokes equations จะสามารถประเมินค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะได้จากการคำนวณโดยใช้ Darcy's law ดังสมการที่ (16)

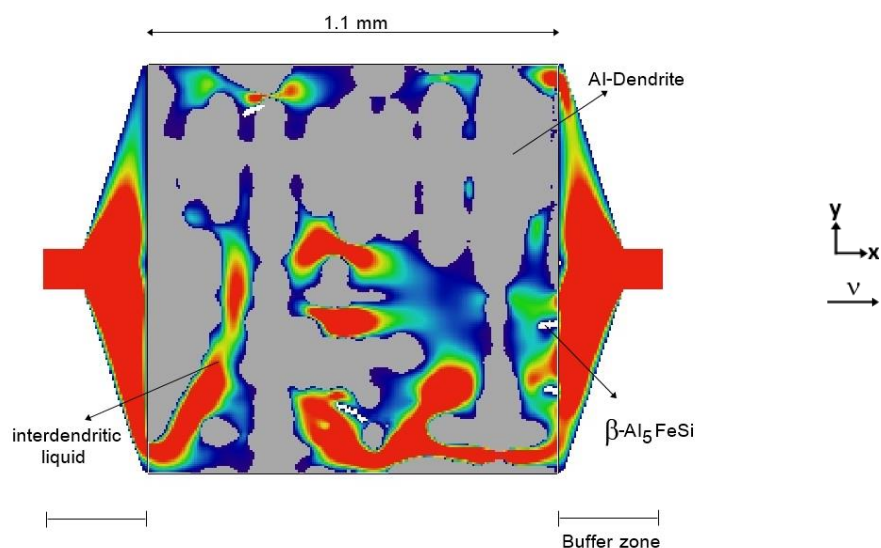
$$\mathbf{v} = \frac{K}{\mu_L} \nabla p_L - \rho_L \mathbf{g} \quad (16)$$

โดยที่  $K$  คือ ค่าความสามารถในการซึมผ่าน,  $\rho_L$  คือ ความหนาแน่นเชิงมวลของน้ำโลหะ และ  $\mathbf{g}$  คือ ความเร่งโน้มถ่วง



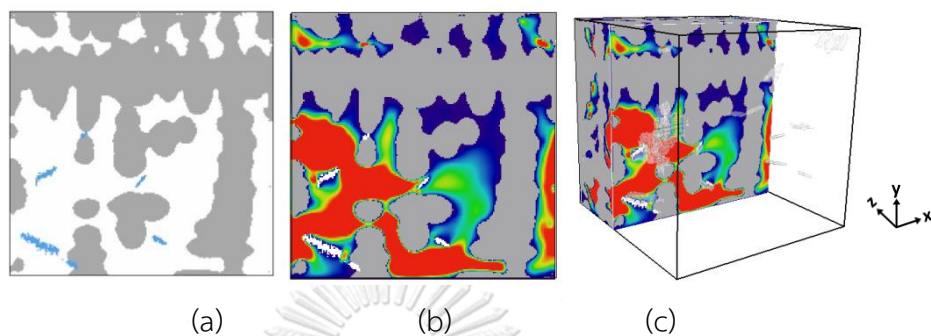
รูปที่ 66 – ตัวอย่างข้อมูลภาพโครงสร้างจุลภาค 3 มิติที่ใช้เป็นโดเมนสำหรับการจำลองการไหลของน้ำโลหะ ทั้งกรณีที่ (a) ไม่มี และ (b) มีเฟสสารประกอบเชิงโลหะภายในโครงสร้าง

โดยในการสร้างแบบจำลองสถานะการไหล จะทำการต่อเติมทางเดินของน้ำโลหะขนาด 50 voxel เพื่อเป็น buffer zone ที่ผิวหน้าทั้งทางเข้าและทางออกของน้ำโลหะของโครงสร้างจุลภาค 3 มิติ เพื่อรักษาเสถียรภาพของของไหลไว้ ดังรูปที่ 67 โดยในการจำลองจะกำหนดให้มีความเร็วของการไหลที่ต่ำ (เพื่อให้การไหลมีสภาวะแบบ laminar flow โดยที่ค่า Reynolds number  $< 0.1$ ), กำหนดให้มี free pressure outlet (output pressure = 0 Pa), มีอัตราการไหลเชิงมวลที่ผิวหน้าทางเข้า  $5 \times 10^{-8} \text{ mm}^3/\text{s}$ , เงื่อนไขขอบเขตแบบ no-slip condition ที่รอยต่อระหว่างเฟสของแข็งและของเหลว รวมถึงรอยต่อกับผนังด้านนอกทั้ง 4 ด้าน, การไหลอยู่ในสภาวะ steady-state และอัดตัวไม่ได้ (incompressible fluid) รวมทั้งของไหลประพฤติตัวแบบ newtonian และมีค่าความหนืด  $0.001 \text{ Pa}\cdot\text{s}$



รูปที่ 67 - การติดตั้งการจำลองสถานะการไหลสำหรับโครงสร้างแบบ 3 มิติ โดยติดตั้ง buffer zone เพิ่มเติมเพื่อรักษาเสถียรภาพของของไหล

ผลจากแบบจำลองสภาวะการไหลในกรณีที่โครงสร้างจุลภาคมีเฟสสารประกอบแข็งโลหะสามารถแสดงในรูปของขนาดความเร็ว (velocity magnitude) ของน้ำโลหะภายในช่องแชนของเดนไดรต์ ดังแสดงในรูปที่ 68



รูปที่ 68 - โครงสร้างระหว่างการเย็นตัวที่อุณหภูมิ 559.0°C เมื่อมี เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  (a) ภาพตัดขวางของโครงสร้างหลังจำแนกเฟส (b) ภาพโครงสร้างตัดขวาง 2 มิติและ (c) 3 มิติ แสดงความแตกต่างของความเร็วน้ำโลหะภายในช่องแชนของเดนไดรต์

## บทที่ 4

### ผลการวิจัยและอภิปรายผล

#### 4.1 ผลของปริมาณเหล็กต่อการกำเนิดและเติบโตของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ

เพื่อศึกษาผลของปริมาณเหล็กที่เพิ่มขึ้น ต่อพฤติกรรมของการกำเนิดและการเติบโตของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ (Fe-rich intermetallics) งานวิจัยนี้จึงได้ใช้เทคนิค in situ X-ray tomography ถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาค 3 มิติระหว่างการแข็งตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสม เพื่อศึกษาถึงวิวัฒนาการในการกำเนิดและการเติบโตของเฟสสารประกอบเชิงโลหะและเฟสอื่น ๆ ร่วมด้วย

##### 4.1.1. ผลของปริมาณเหล็กต่ออุณหภูมิในการกำเนิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะ

จากผลการศึกษาอุณหภูมิในการกำเนิดเฟสต่าง ๆ หรืออุณหภูมิที่สามารถพบเฟสนั้นได้เป็นครั้งแรกจากข้อมูลภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข็งตัว ด้วยเทคนิค in situ X-ray tomography ของชิ้นงานทุกส่วนผสม พบว่า ลำดับของปฏิกิริยาการกำเนิดเฟสไม่เปลี่ยนแปลงตามปริมาณเหล็กเจือปนที่เพิ่มขึ้น โดยมีลำดับของการเกิดเฟสระหว่างการแข็งตัวของโลหะ คือ เฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิ ( $\alpha$ -Al) เฟสสารประกอบเชิงโลหะ ( $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi) โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน ( $\alpha$ -Al + Si) และ เฟส Al<sub>2</sub>Cu ตามลำดับ ซึ่งสอดคล้องกับผลการศึกษาของ J. Wang และคณะ [3] ในโลหะที่มีส่วนผสมใกล้เคียงกัน ที่พบว่ามีปฏิกิริยาการกำเนิดเฟสใน 4 ลำดับดังต่อไปนี้

1. L  $\rightarrow$   $\alpha$ -Al
2. L  $\rightarrow$   $\alpha$ -Al +  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi
3. L  $\rightarrow$  ( $\alpha$ -Al + Si) +  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi
4. L  $\rightarrow$  ( $\alpha$ -Al + Si) +  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi + Al<sub>2</sub>Cu

เมื่อพิจารณาถึงอุณหภูมิในการกำเนิดเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ในส่วนผสมที่มีเหล็กเจือปนแตกต่างกัน จะพบว่า เฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi จะเริ่มกำเนิดที่อุณหภูมิที่สูงขึ้นอย่างชัดเจน เมื่อมีปริมาณเหล็กที่เพิ่มขึ้น แต่ไม่ได้เพิ่มขึ้นเป็นสัดส่วนที่เท่ากันกับปริมาณของเหล็กที่เพิ่มขึ้น ดังแสดงในตารางที่ 2 การที่เฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi เริ่มกำเนิดที่อุณหภูมิที่สูงขึ้น สามารถอธิบายได้จากผลของการผลักอะตอมของธาตุเข้าสู่เนื้อโลหะ (solute partitioning) โดยเมื่อมีปริมาณเหล็กในเนื้อโลหะมากขึ้น (ในส่วนผสมที่มีเหล็กเจือปนสูง) จะทำให้ความเข้มข้นของเหล็กที่ละลายในเนื้อโลหะยิ่งยวดมากเพียงพอที่จะตกตะกอนเฟส

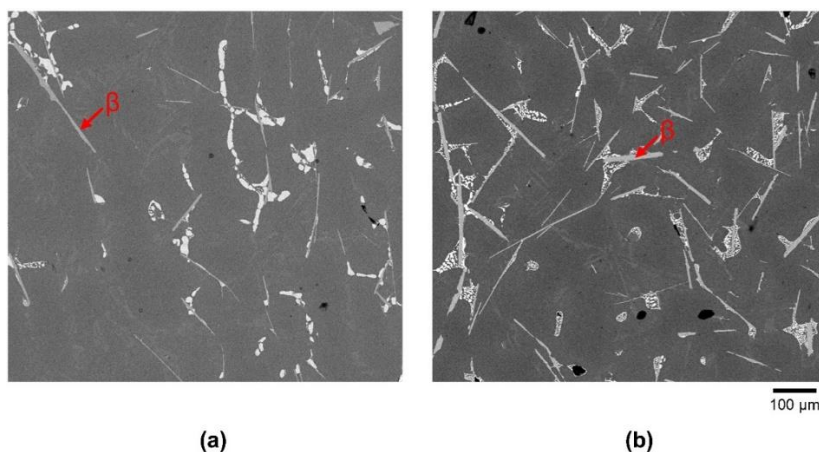
$\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ได้ที่อุณหภูมิสูงขึ้น ผลการศึกษาดังกล่าวสอดคล้องกับงานวิจัยในอดีตที่ใช้เทคนิค Differential Scanning Calorimetry (DSC) [43] อย่างไรก็ตาม อุณหภูมิในการกำเนิดเฟสอื่น ๆ จะไม่เปลี่ยนแปลงอย่างชัดเจนจากผลของปริมาณเหล็กที่เพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นไปตามผลการทดสอบที่ได้จากเทคนิค DSC และการคำนวณทางเทอร์โมไดนามิกส์ ดังแสดงในตารางที่ 2

**ตารางที่ 2** – เปรียบเทียบอุณหภูมิในการกำเนิดเฟสต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่ส่วนผสมเหล็กเจือปนต่างกัน

Nucleation Phase	Temperature [°C]								
	0.4%Fe			0.6%Fe			1.0%Fe		
	Observation	ThermoCal	DSC	Observation	ThermoCal	DSC	Observation	ThermoCal	DSC
Primary Dendrite	598±1	601	597	600±1	600	598	597±1	599	598
$\beta$ -Intermetallics	566±1	566	566	578±1	573	573	592±1	587	593
Al-Si Eutectic	560±1	565	558	561±1	565	565	563±1	565	560
Al <sub>2</sub> Cu	-	505	508	-	505	507	-	505	515

#### 4.1.2 ผลการศึกษาโครงสร้างจุลภาคแบบ 2 มิติ หลังการแข็งตัว ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

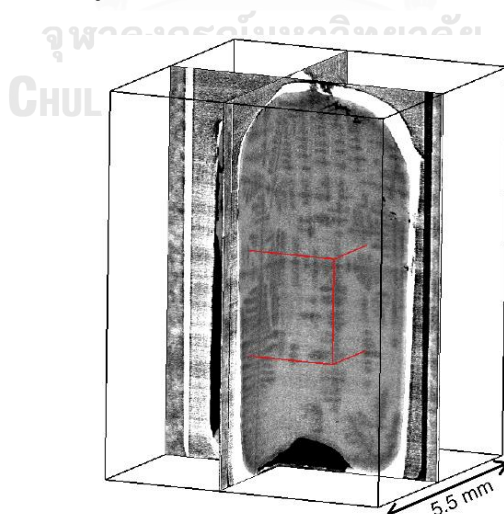
จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคแบบ 2 มิติ ภายหลังจากการแข็งตัว เพื่อยืนยันเฟสที่เกิดขึ้นทั้งหมดในโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่มีส่วนผสมเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 และ 1.0 โดยน้ำหนัก ดังรูปที่ 69 พบว่าทั้งสองส่วนผสม มีเฟสที่กำเนิดขึ้นทั้งหมด 4 เฟส คือ (1) เฟสเนื้อพื้นของอะลูมิเนียม (2) เฟสสารประกอบเชิงโลหะที่มีลักษณะเป็นเข็ม (needle-like morphology) ซึ่งจากการตรวจสอบส่วนประกอบทางเคมีด้วยเทคนิค Energy-Dispersive X-ray spectroscopy (EDS) และเปรียบเทียบกับการศึกษาในอดีต พบว่ามีสูตรโครงสร้าง  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi (3) เฟสซิลิกอน มีลักษณะเป็นแท่งกระจายทั่วเนื้อพื้น แต่สังเกตได้ไม่ชัดเจนในภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด เนื่องจากความใกล้เคียงกันของธาตุซิลิกอนและอะลูมิเนียมในเนื้อพื้น และ (4) เฟส Al<sub>2</sub>Cu มีลักษณะเป็นก้อนสีขาว โดยพบว่ามักจะกำเนิดในบริเวณที่มีเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ซึ่งอาจเกิดจากผลของการสะสมปริมาณธาตุทองแดงที่ละลายในน้ำโลหะบริเวณใกล้เฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi หรือเกิดในบริเวณที่แข็งตัวสุดท้าย



**รูปที่ 69** - โครงสร้างจุลภาคหลังการแข็งตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a) 0.4 และ (b) 1.0 โดยน้ำหนัก ที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ที่กำลังขยาย 100 เท่า โดยเฟสสารประกอบเชิงโลหะแสดงด้วยลูกศรสีแดง

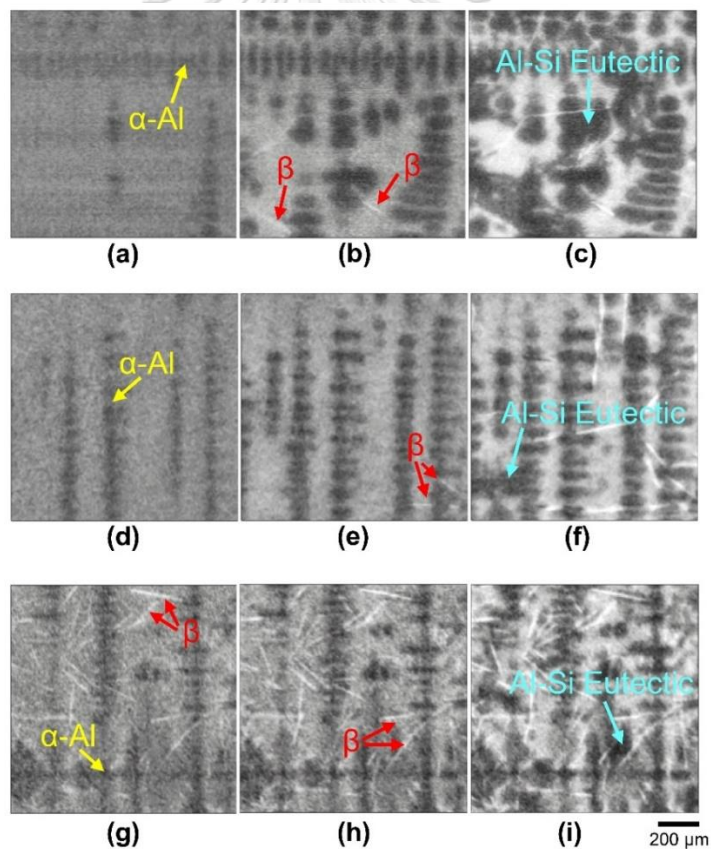
#### 4.1.3. ผลการศึกษาโครงสร้างจุลภาคแบบ 3 มิติ ระหว่างการแข็งตัว (in situ) ด้วยเทคนิค X-ray tomography

ข้อมูลภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค 3 มิติ ที่ได้จากการทดลอง in situ solidification ด้วยเทคนิค X-ray tomography ของชิ้นงานทรงกระบอกที่มีส่วนผสมแตกต่างกัน จะถูกนำมาเลือกบริเวณ (subvolume) ขนาด  $400 \times 400 \times 400$  voxels<sup>3</sup> (หรือประมาณ  $1.3 \text{ mm}^3$ ) เพื่อเป็นตัวแทนในการวิเคราะห์ผล ดังแสดงในรูปที่ 70



**รูปที่ 70** - ตัวอย่างภาพโครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข็งตัว (in situ) ทั้งชิ้นงานทรงกระบอกด้วยเทคนิค in situ X-ray tomography และบริเวณที่ถูกเลือกเพื่อทำการศึกษา ขนาด  $400 \times 400 \times 400$  voxels<sup>3</sup> (กรอบสีแดง)

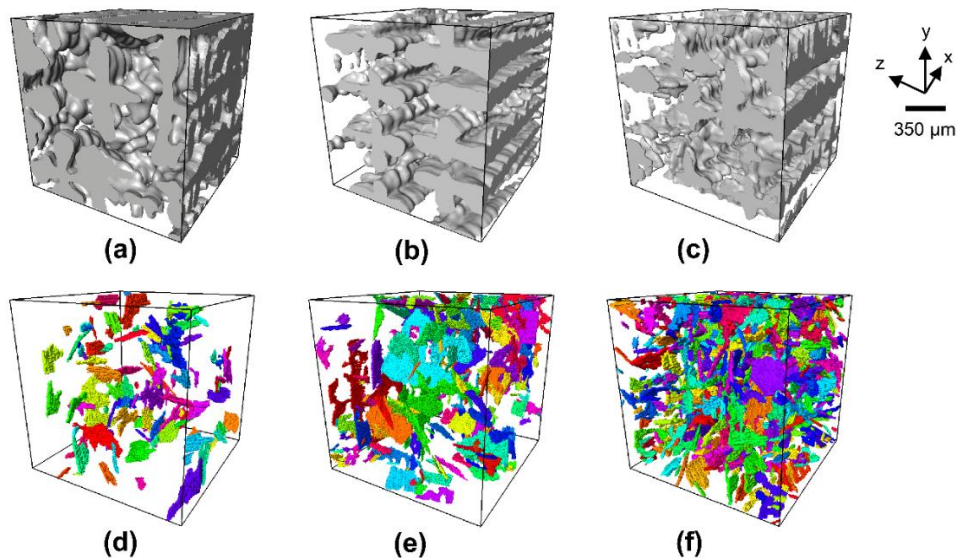
ภาพตัดขวางของโครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข่งขันตัว ในบริเวณที่ถูกเลือกเพื่อศึกษาและวิเคราะห์ผล ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4–1.0 โดยน้ำหนัก ดังแสดงในรูปที่ 71 แสดงให้เห็นวิวัฒนาการของการกำเนิดและการเติบโตของเฟสต่างๆ โดยที่สามารถแยกแยะเฟสต่าง ๆ ได้จากความแตกต่างของระดับสีในภาพถ่ายเนื่องจากผลของ X-ray attenuation ในระหว่างการแข็งตัวของแต่ละส่วนผสม จะพบว่าโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม ซึ่งมีสีเข้มกว่าน้ำโลหะ จะกำเนิดขึ้นเป็นเฟสแรก โดยมีลักษณะสัณฐานวิทยา (morphology) เป็น columnar dendritic อย่างเห็นได้ชัด และมีขนาดที่เติบโตขึ้นเมื่ออุณหภูมิลดต่ำลง เฟสที่สองที่เกิดขึ้นคือ เฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ที่มีลักษณะสัณฐานวิทยาเป็นแท่งสีขาว โดยจะกำเนิดและเติบโตในระหว่างช่องแชนของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม (interdendritic channels) และเฟสที่สามที่เกิดขึ้นคือ โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน ที่พบว่ากำเนิดและเติบโตขึ้นในบริเวณที่มีหรือใกล้เคียงกับเฟสของแข็งทั้งสองที่เกิดขึ้นก่อนหน้า



**รูปที่ 71** - วิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข่งขันตัวในแนวตัดขวาง ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่มีส่วนผสมของเหล็กร้อยละ (a-c) 0.4, (d-f) 0.6 และ (g-i) 1.0 โดยน้ำหนัก โดยแสดงที่ (a-c) อุณหภูมิ 598±1, 566±1, 560±1°C, (d-f) อุณหภูมิ 596±1, 578±1, 561±1°C, และ (g-i) อุณหภูมิ 591±1, 578±1, 562±1°C ตามลำดับ

เมื่อนำข้อมูลภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคมาทำการวิเคราะห์และแสดงผลใน 3 มิติ (3D rendering) จะพบว่า โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม ณ ขณะอุณหภูมิ ก่อนที่โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนจะกำเนิดขึ้น มีลักษณะสัณฐานวิทยาเป็น columnar dendritic ทั้งสามส่วนผสม ดังแสดงในรูปที่ 72(a-c) โดยพบว่าโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมในแต่ละส่วนผสมที่แข็งตัวภายใต้เงื่อนไขการเย็นตัวเดียวกัน มีค่า dendrite arm spacing ใกล้เคียงกัน อยู่ในช่วง 270-295  $\mu\text{m}$  ทำให้สามารถสรุปได้ว่าปริมาณของเหล็กที่เจือปนในชิ้นงาน ไม่ส่งผลต่อขนาดและลักษณะสัณฐานวิทยาของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม

นอกจากนั้น ผลการศึกษายังพบว่า ส่วนผสมของเหล็กที่เจือปนมากขึ้น ยังไม่ส่งผลต่อลักษณะสัณฐานวิทยาของเฟสสารประกอบเชิงโลหะอีกด้วย โดยเมื่อพิจารณาภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค 3 มิติของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ณ ช่วงสุดท้ายของการแข็งตัว ดังแสดงในรูปที่ 72(d-f) จะเห็นได้ชัดเจนว่า ลักษณะสัณฐานวิทยาของเฟสสารประกอบเชิงโลหะมีลักษณะเป็นแผ่น (plate-like) ใน 3 มิติ และเป็นเข็ม (needle-like) ใน 2 มิติ ในทุกส่วนผสม สอดคล้องกับผลการศึกษาในอดีตของ C. Puncreobutr และคณะ [15] ที่ไม่พบสารประกอบเชิงโลหะในลักษณะสัณฐานวิทยาอื่นๆ ดังเช่น แบบตัวอักษรจีน (Chinese script) ดังที่พบในโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรดที่มีซิลิกอนน้อย จากการศึกษาในอดีต [44]



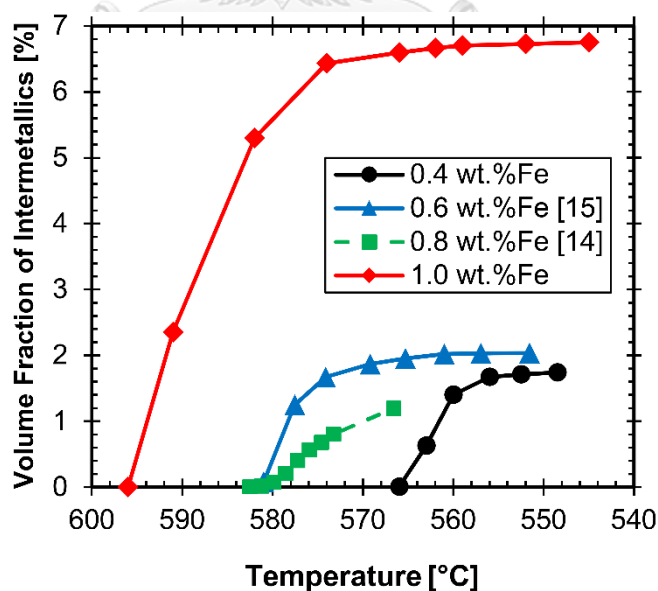
**รูปที่ 72** – การแสดงข้อมูลในรูปแบบ 3 มิติในบริเวณที่ถูกเลือก ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a, d) 0.4, (b, e) 0.6 และ (c, f) 1.0 โดยน้ำหนัก โดยที่ (a-c) แสดงโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม ก่อนกำเนิดโครงสร้างยูเทคติก ที่อุณหภูมิ  $563\pm 1$ ,  $566\pm 1$  และ  $565\pm 1^{\circ}\text{C}$  ตามลำดับ และ (d-f) แสดงเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่อุณหภูมิ  $548.5\pm 1$ ,  $550\pm 1$  และ  $545\pm 1^{\circ}\text{C}$  ตามลำดับ



เมื่อพิจารณาข้อมูลเชิงปริมาณของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จากรูปที่ 72(d-f) จะพบว่า ในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนที่มากขึ้น จะมีสัดส่วนโดยปริมาตรและจำนวนแผ่นของสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่เพิ่มสูงขึ้น ทำให้จำเป็นต้องทำการศึกษาพฤติกรรมการกำเนิดและการเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เมื่อมีส่วนผสมของเหล็กเจือปนที่ต่างกัน ซึ่งจะกล่าวในหัวข้อถัดไป

#### 4.1.4. ผลการวิเคราะห์เชิงปริมาณของพฤติกรรมกำเนิดและการเติบโตของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$

เมื่อนำผลการวิเคราะห์เชิงปริมาณของแต่ละส่วนผสม มาแสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่เกิดขึ้น ณ อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัว ดังรูปที่ 73 จะพบว่า ส่วนผสมของเหล็กเจือปนที่มากขึ้น นอกจากจะทำให้เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เริ่มกำเนิดที่อุณหภูมิที่สูงขึ้นแล้วนั้น ยังทำให้สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยรวมเพิ่มสูงขึ้นอีกด้วย แต่สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟสไม่ได้เพิ่มขึ้นเป็นสัดส่วนที่เท่ากับส่วนผสมของเหล็กที่เจือปนเพิ่มขึ้น โดยพบว่า ปริมาณของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ณ ช่วงสุดท้ายของการแข็งตัว มีค่าร้อยละ 1.74, 2.04 และ 6.75 โดยปริมาตร ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4, 0.6 และ 1.0 โดยน้ำหนัก ตามลำดับ ซึ่งผลการศึกษานี้เป็นไปในทางเดียวกันกับการศึกษาของ S. Terzi และคณะ [14] รวมทั้ง J. A. Taylor และคณะ [45]



รูปที่ 73 - สัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรของสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนต่างกัน ที่ได้จากการทดลอง in situ solidification และเปรียบเทียบกับผลการศึกษานในอดีต [14, 15]

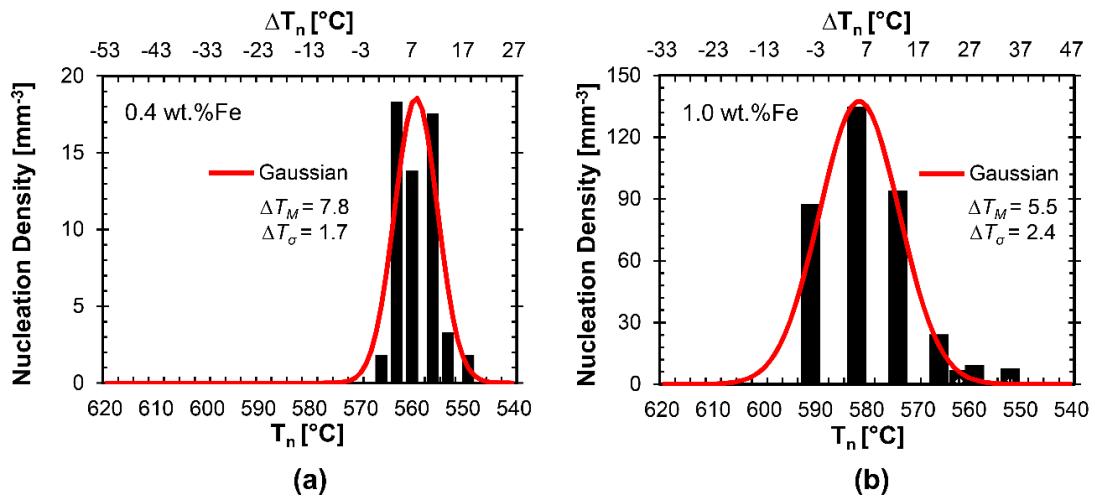
นอกจากนั้น จากความสัมพันธ์ที่แสดงในรูปที่ 73 พบว่า สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ไม่ได้เพิ่มขึ้นในอัตราที่คงที่ตลอดช่วงของการแข็งตัว โดยเมื่อพิจารณาสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่เพิ่มขึ้น สามารถแบ่งการกำเนิดและการเติบโตออกเป็น 2 ช่วงตามปฏิกิริยาที่กำเนิด ตามลำดับ คือ

ช่วงที่ 1 : เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กำเนิดผ่านปฏิกิริยา  $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  หรือ ก่อนโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนจะกำเนิดขึ้น ในช่วงนี้ สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงระยะเวลาสั้นๆ ด้วยเหตุผลสองประการ คือ (1) ผลของการเกิด solute partitioning ของธาตุผสมเข้าสู่หน้าโลหะระหว่างช่องแชนของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม ทำให้เกิดสภาวะอิ่มตัวยิ่งยวด (supersaturation) และ (2) ผลของการขัดขวางทางกายภาพ (physical blocking) โดยเฟสของแข็งที่เกิดขึ้นก่อน ทำให้เกิดเป็นผลของพื้นที่อิสระที่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะสามารถเติบโตได้ (available space) เนื่องจากเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ยังคงมีพื้นที่อิสระในการเติบโตในช่วงแรกของการแข็งตัว ที่สัดส่วนโดยปริมาตรของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมยังไม่สูงมาก แต่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะมีพื้นที่อิสระในการเติบโตที่น้อยลงเมื่อสัดส่วนเฟสของแข็งเพิ่มขึ้นระหว่างการแข็งตัว

ช่วงที่ 2 : เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กำเนิดผ่านปฏิกิริยา  $L \rightarrow (\alpha\text{-Al} + \text{Si}) + \beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  หรือปฏิกิริยา ternary eutectic ซึ่งการแข็งตัวจะเข้าสู่ช่วงนี้ภายหลังจากที่โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนเริ่มกำเนิดขึ้นแล้ว ในช่วงนี้ สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะเริ่มคงที่ เนื่องจากอะตอมของธาตุที่ละลายในน้ำโลหะมีปริมาณลดลง ทำให้ลดอัตราการกำเนิดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  นอกจากนั้นการเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะถูกขัดขวางจากทั้งเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิและเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่เกิดขึ้นก่อนบริเวณรอบ ๆ อีกทั้งยังถูกขัดขวางอย่างเต็มที่จากโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนที่เกิดขึ้นอย่างอิสระภายในช่องแชนของเดนไดรต์ ทำให้เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีพื้นที่อิสระในเติบโตน้อยลงอย่างมาก ดังนั้นในช่วงนี้ สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีการเปลี่ยนแปลงในปริมาณที่น้อย ทั้งจากผลของการกำเนิดและการเติบโต (nucleation and growth) ของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$

นอกจากสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะเพิ่มขึ้นมากในช่วงแรกของการแข็งตัวแล้วนั้น การกำเนิดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ยังมีอัตราการเพิ่มขึ้นที่สูงในช่วงแรกเช่นเดียวกัน แต่มีอัตราไม่คงที่ โดยสังเกตได้จากผลการวิเคราะห์ในรูปที่ 74 ที่แสดงความถี่ของจำนวนเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดขึ้นใน 1 หน่วยปริมาตร (nucleation density) ณ อุณหภูมิที่ถือกำเนิดขึ้น ( $T_n$ ) ระหว่างแข็งตัว ของทั้ง 2 ส่วนผสมที่มีปริมาณเหล็กเจือปนที่ต่างกัน โดย  $\Delta T_n$  แสดง nucleation undercooling ที่

คำนวณจากความแตกต่างของอุณหภูมิในการกำเนิดระหว่างการแข่งขันตัวที่ได้จากการทดลองและอุณหภูมิเริ่มกำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ได้จากการคำนวณทางเทอร์โมไดนามิกส์ (ซึ่งมีค่าเท่ากับ 566 และ 587 องศาเซลเซียส ในส่วนผสมที่มีเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 และ 1.0 โดยน้ำหนัก ตามลำดับ)



**รูปที่ 74** - กราฟแสดงความถี่ในการกำเนิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะแต่ละอุณหภูมิ ( $T_n$ ) ระหว่างการแข่งขันตัวใน 1 หน่วยปริมาตรของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a) 0.4 และ (b) 1.0 โดยน้ำหนัก โดยที่  $\Delta T_n$  แสดง nucleation undercooling และเส้นสีแดงแสดงการกระจายตัวแบบประฆังคว่ำ

เมื่อนำผลการวิเคราะห์การกำเนิดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จากรูปที่ 74 มาทำการ fitting พบว่าพฤติกรรมในการกำเนิดมีลักษณะการกระจายตัวแบบประฆังคว่ำ หรือ Gaussian distribution สอดคล้องกับสมการในการกำเนิดเฟส ตามสมการที่ (17) [46]

$$n = n_{\max} \exp\left(-\frac{(\Delta T_n - \Delta T_m)^2}{2\Delta T_\sigma^2}\right) \quad (17)$$

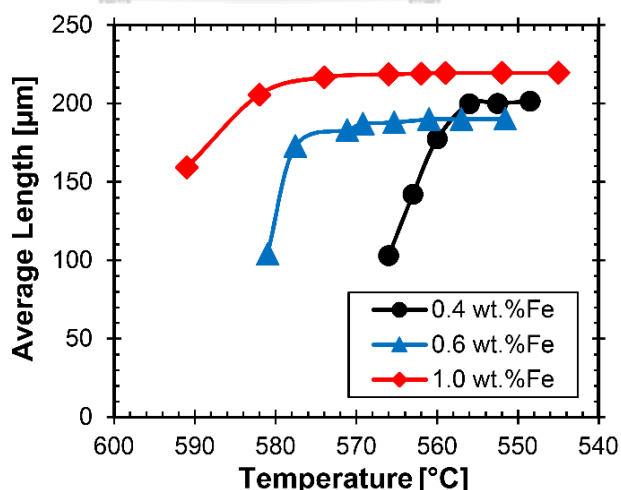
โดยที่  $n$  คือ จำนวนเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดขึ้นใน 1 หน่วยปริมาตร (nucleation density),  $n_{\max}$  คือ จำนวนเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดขึ้นสูงสุดใน 1 หน่วยปริมาตร (maximum nucleation density),  $\Delta T_n$  คือ nucleation undercooling,  $\Delta T_m$  และ  $\Delta T_\sigma$  คือ ค่าเฉลี่ยและค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของการกระจายตัวแบบประฆังคว่ำของ nucleation undercooling ตามลำดับ

เมื่อพิจารณา Gaussian distribution fitting (เส้นสีแดง) ในรูปที่ 74 พบว่าชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก มีช่วงของการกำเนิดที่กว้างกว่า รวมทั้งมีอุณหภูมิเฉลี่ยของการกำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่สูงกว่า เมื่อเทียบกับส่วนผสมที่มีเหล็กเจือปน ร้อยละ 0.4 โดย

น้ำหนัก (สอดคล้องกับผลการพิจารณาอุณหภูมิเริ่มกำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่สูงขึ้นจากผลของปริมาณเหล็กดังที่กล่าวไปแล้วในหัวข้อที่ 4.1.1) เมื่อพิจารณา maximum nucleation density ( $n_{max}$ ) ของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในแต่ละส่วนผสม พบว่า มีค่าเท่ากับ 18.58 และ  $137.5 \text{ mm}^{-3}$  ในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 และ 1.0 โดยน้ำหนัก ตามลำดับ ทำให้สามารถสรุปได้ว่า ความถี่ในการกำเนิดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีปริมาณสูงขึ้นตามปริมาณเหล็กที่เจือปน แต่จำนวนของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดขึ้น ไม่เพิ่มขึ้นในสัดส่วนเดียวกันกับปริมาณเหล็กเจือปนที่เพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นไปในรูปแบบเดียวกันกับสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตร (volume fraction) ของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่เพิ่มขึ้นเมื่อมีผลของปริมาณเหล็กเจือปน

นอกจากนั้น จากช่วงของการแข็งตัวทั้งหมด (solidification range) ประมาณ 100 องศาเซลเซียส พบว่าเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กำเนิดขึ้นและเติบโตในช่วงอุณหภูมิแคบ ๆ อย่างรวดเร็ว โดยมีค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของอุณหภูมิในการกำเนิดเฟส อยู่ในช่วง  $\pm 5$  องศาเซลเซียส ในทุกส่วนผสม ทำให้สามารถอธิบายลักษณะการเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ได้ว่ามีลักษณะแบบ burst growth ที่จะเกิดการเติบโตอย่างรวดเร็วภายหลังการกำเนิดเฟส

เพื่อศึกษาพฤติกรรมในการเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงได้ทำการคัดเลือกเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทุกตัวที่กำเนิดและเติบโตทั้งแผ่นภายใน sub-volume หรือ 1 หน่วยปริมาตรที่ศึกษาเท่านั้น เพื่อหลีกเลี่ยงผลคลาดเคลื่อนจากการที่แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สามารถเติบโตต่อไปออกจากบริเวณที่เลือกได้ จากนั้นทำการวัดความยาวของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในทิศทางที่ยาวที่สุดของทุกแผ่น (ตามรายละเอียดในบทที่ 3) ทั้งแผ่นที่กำเนิดใหม่และเติบโตจากเดิม ณ อุณหภูมิต่าง ๆ

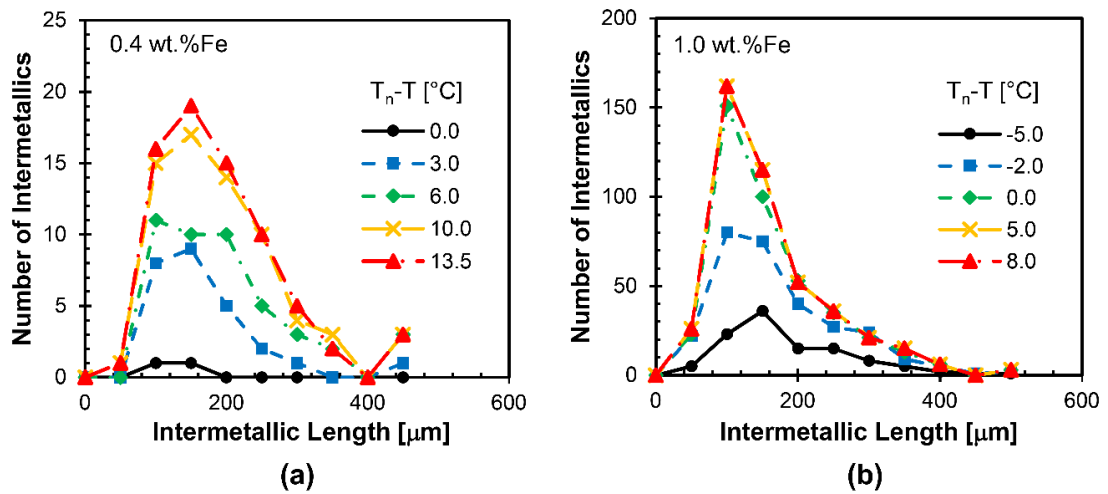


รูปที่ 75 - กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความยาวเฉลี่ยของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เฉพาะแผ่นที่กำเนิด ณ อุณหภูมิแรกระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนต่างกัน

เมื่อพิจารณาความยาวเฉลี่ยของสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เฉพาะแผ่นที่กำเนิด ณ อุณหภูมิระหว่างการแข็งตัว (รูปที่ 75) เพื่อยืนยันพฤติกรรมการเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  หลังจากกำเนิดขึ้น พบว่า ความยาวเฉลี่ยของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงแรกเป็นลักษณะ burst growth หลังจากนั้นความยาวโดยเฉลี่ยจะเปลี่ยนแปลงน้อยมาก จนกระทั่งคงที่ โดยพบลักษณะเดียวกันนี้ในทุกส่วนผสม พฤติกรรมการเติบโตในลักษณะนี้สามารถอธิบายได้จากผลของแรงขับเคลื่อนทางเทอร์โมไดนามิกส์ (undercooling ที่สูง) ที่ทำให้เกิดการเติบโตอย่างรวดเร็วเมื่อกำเนิดขึ้น ประกอบกับสภาพความเป็น anisotropic ของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทำให้เกิดการเติบโตในทิศทางด้านข้าง (lateral growth) จนเป็นผลให้เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เกิดเป็นลักษณะแผ่นที่มีความยาวของแผ่นเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว นอกจากนี้ยังมีผลจากการขัดขวางทางกายภาพโดยเฟสของแข็งรอบๆ อีกด้วย ทำให้พื้นที่อิสระที่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะสามารถเติบโตได้นั้นลดลง เมื่อสัดส่วนของแข็งมากขึ้นระหว่างกระบวนการการแข็งตัว

ผลการวิเคราะห์การกระจายตัวของความยาวของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทุกแผ่น ที่เปลี่ยนไป ณ อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัว แสดงไว้ในรูปที่ 76 โดยที่  $T_n - T$  แสดงถึง nucleation undercooling พบว่า ในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 โดยน้ำหนัก (รูปที่ 76) ณ อุณหภูมิหลังจากเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เริ่มกำเนิด การกระจายตัวของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีลักษณะแคบ (ความยาวเฉลี่ยของแผ่นประมาณ  $100 \mu\text{m}$ ) หลังจากนั้นเมื่ออุณหภูมิลดต่ำลง ช่วงของการกระจายตัวจะค่อยๆ กว้างขึ้น (ฐานนิยมของความยาวแผ่นประมาณ  $150 \mu\text{m}$ ) และคงการกระจายตัวลักษณะเดิมในช่วงหลัง ลักษณะการกระจายตัวที่ค่อยๆ กว้างขึ้นนี้อธิบายได้ว่า นอกจากเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะกำเนิดแผ่นใหม่ (ที่มีขนาดเล็ก) แล้ว  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แผ่นเดิม ยังมีความยาวเพิ่มขึ้นไปพร้อมๆ กันอีกด้วย (ทำให้จำนวนของ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่มีขนาดใหญ่เพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิลดลง) นั่นคือมีทั้งกลไกการกำเนิดและเติบโต (nucleation และ growth) ของ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในระหว่างการแข็งตัว

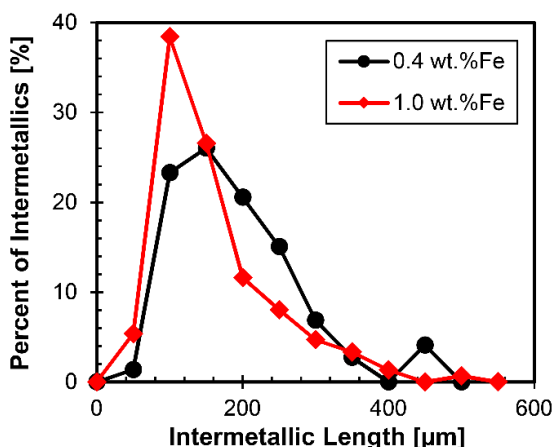
ลักษณะพฤติกรรมเดียวกัน พบได้ในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก ดังรูปที่ 76(b) โดยมีข้อแตกต่างเล็กน้อยคือ กราฟจะขยับเบ้ขวามากขึ้น (ฐานนิยมลดลง) ในระหว่างการเย็นตัว ทำให้พิสูจน์ได้ชัดเจนว่าเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดใหม่มีความยาวที่สั้น จึงสามารถถ่วงน้ำหนักพิคของกราฟให้ขยับเบ้ขวาได้มากขึ้น ซึ่งการที่เห็นได้ชัดเจนในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก เนื่องจากจำนวนเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดขึ้น (nucleation density) ในช่วงหลังยังคงมีปริมาณสูง ดังรูปที่ 74(b) จึงทำให้มี impact มากพอจะที่ยับพิคของกราฟได้ ต่างจากชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 โดยน้ำหนัก ที่  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แผ่นใหม่ซึ่งมีความยาวสั้น มีจำนวนน้อย อีกทั้ง  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แผ่นเก่าซึ่งมีความยาวเพิ่มขึ้น มีจำนวนน้อยเช่นเดียวกัน จึงทำให้กราฟค่อนข้างคงลักษณะเดิม



รูปที่ 76 - กราฟแสดงการกระจายตัวของความยาวของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่เปลี่ยนแปลงระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a) 0.4 และ (b) 1.0 โดยน้ำหนัก โดยที่  $T_n-T$  แสดงถึง nucleation undercooling

เมื่อทำการเปรียบเทียบการกระจายตัวของความยาวสุดท้ายของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  (ณ อุณหภูมิที่การกำเนิดและเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สิ้นสุดแล้ว) ดังแสดงในรูปที่ 77 พบว่า ชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก จะมีลักษณะเบ้าขวามากกว่าชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 โดยน้ำหนัก นั่นหมายความว่า ในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยส่วนใหญ่มีความยาวที่สั้นเป็นจำนวนมาก เพราะนอกจาก  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แผ่นที่กำเนิดใหม่จะถูกขัดขวางการเติบโตโดยเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมแล้วนั้น ยังมีโอกาสถูกขัดขวางโดยเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ด้วยกันเองเพิ่มขึ้นจากการที่มีจำนวนของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดขึ้นมากกว่า นอกจากนั้น จากการที่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก มีช่วงของการกำเนิดและเติบโตที่กว้าง ทำให้แผ่นที่กำเนิดช่วงหลัง จะยิ่งถูกขัดขวางและไม่สามารถเติบโตต่อเป็นแผ่นยาวได้ เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงยังมีจำนวนแผ่นที่สั้นมากขึ้น และมากกว่าชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 โดยน้ำหนัก

จากการวิเคราะห์เปรียบเทียบขนาดความยาวของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ของส่วนผสมที่มีเหล็กเจือปนต่างกัน ทำให้เห็นว่า แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ส่วนใหญ่มีความยาวอยู่ในช่วงตั้งแต่ 25-500  $\mu\text{m}$  โดยที่ผลของเหล็กเจือปนไม่ส่งผลต่อขนาดโดยรวมของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$



รูปที่ 77 - เปรียบเทียบการกระจายตัวของความยาวของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi หลังจากการแข็งตัวสมบูรณ์ ระหว่างชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 และ 1.0 โดยน้ำหนัก

ผลการวิเคราะห์วิวัฒนาการด้านจำนวนและขนาดของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ทำให้สามารถยืนยันผลของสัดส่วนโดยปริมาตร (volume fraction) ของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ที่เพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงก่อนปฏิกิริยายูเทคติก (ดังรูปที่ 73) ว่าเป็นผลทั้งจากการกำเนิดของแผ่นใหม่และการเติบโตขึ้นของแผ่นเดิม แต่การเติบโตเพิ่มขึ้นของแผ่นเดิมไม่ได้ส่งผลต่อการเพิ่มขึ้นของสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi อย่างมีนัยสำคัญ เนื่องจากเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi สามารถเติบโตเพิ่มขึ้นได้อย่างรวดเร็วเฉพาะแผ่นที่กำเนิดในช่วงแรกเท่านั้น โดยเมื่อมีสัดส่วนของแข็งจากทุกเฟสมากขึ้น การเติบโตขึ้นของแผ่นเดิมจะยังเป็นไปได้ยาก เนื่องจากพื้นที่อิสระที่เฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi จะเติบโตได้มีน้อยลงจากผลของการขัดขวางโดยเฟสของแข็ง แต่ผลของการผลัดอะตอมของธาตุที่ละลายในน้ำโลหะ (solute partitioning) ยังคงมีอยู่ต่อเนื่อง เป็นสาเหตุให้เกิดการตกตะกอนเป็น  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi แผ่นใหม่ได้ โดยเฉพาะอย่างยิ่งในกรณีของส่วนผสมของเหล็กที่เจือปนในชิ้นงานเพิ่มขึ้น จะส่งผลต่อกลไกการกำเนิด (nucleation) อย่างเห็นได้ชัด สังเกตได้จากจำนวนของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ที่กำเนิดขึ้นต่อปริมาตร (nucleation density) เพิ่มขึ้นเป็นอย่างมาก แต่ไม่ส่งผลต่อกลไกการเติบโต (growth) ของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ให้สามารถเติบโตเพิ่มขึ้นได้แต่อย่างใด นั่นหมายความว่า พฤติกรรมการเติบโตไม่เปลี่ยนแปลงตามส่วนผสมของเหล็กที่เจือปนเพิ่มขึ้น เพราะฉะนั้น สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ที่เพิ่มขึ้น มีผลหลักมาจากการตกตะกอนของ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi แผ่นใหม่ หรือ nucleation and burst growth

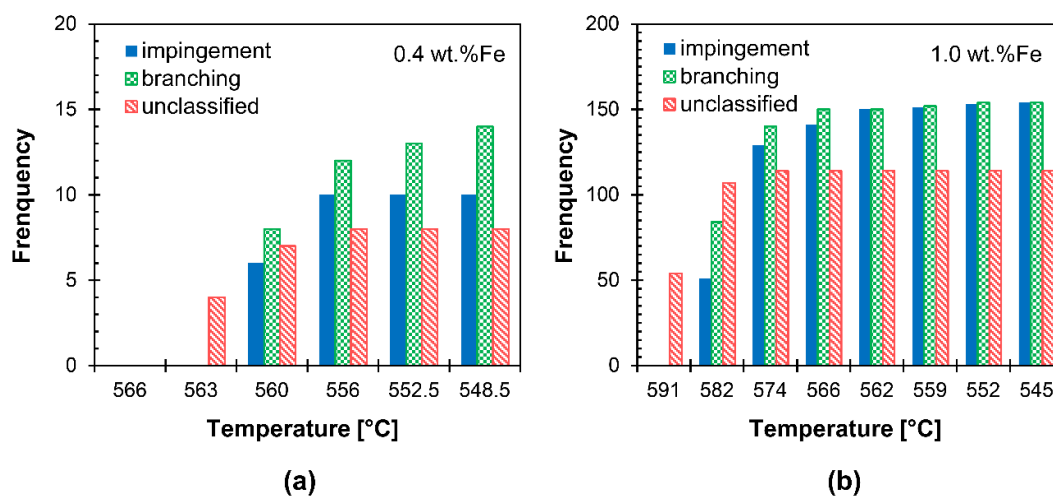
หลังจากปฏิกิริยายูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi เปลี่ยนแปลงน้อยมาก กลไกการกำเนิดแทบจะสิ้นสุดแล้ว ซึ่งอาจจะอธิบายได้จากการกำเนิดโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน ทำให้อะตอมของธาตุซิลิกอนที่ละลายในน้ำ

โลหะลดลง จึงส่งผลให้การเกิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ใหม่เป็นไปได้ยากขึ้น และทำให้จำนวนเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดใหม่น้อยมาก นอกจากนั้น กลไกการเติบโตหยุดอย่างเห็นได้ชัด เพราะนอกจากผลของอะตอมของธาตุที่ละลายในน้ำโลหะจะลดลงแล้ว ยังถูกขัดขวางเพิ่มมากขึ้นอย่างเต็มที่ จากโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนที่กำเนิดอย่างอิสระภายในช่องแขนของเดนไดรต์ ทำให้  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แผ่นเดิมที่กำเนิดขึ้นมาแล้วไม่มีพื้นที่ให้เติบโตต่อไปได้

นอกจากนั้นงานวิจัยนี้ยังได้ทำการศึกษา เหตุการณ์การเกิดปฏิสัมพันธ์ระหว่างเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  (intermetallic-intermetallics interactions) ณ อุณหภูมิต่าง ๆ ตลอดการแข็งตัว ทั้งชนิด impingement และ branching โดยเหตุการณ์ impingement ถูกนับจากการที่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่เติบโตอย่างอิสระแยกจากกันตั้งแต่สองแผ่นขึ้นไป เติบโตชนกันในอุณหภูมิถัดไป แต่เหตุการณ์ branching เกิดจากการที่  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แผ่นเดิม เปลี่ยนทิศทางในการเติบโตในอุณหภูมิถัดไปจากการขัดขวางทางกายภาพโดยแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์ โดยที่เหตุการณ์ unclassified ถูกนับเมื่อไม่สามารถบันทึกพฤติกรรมการกำเนิดและเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ณ เวลาก่อนหน้าหรือขณะเกิดปฏิสัมพันธ์กันได้

รูปที่ 78 เปรียบเทียบความถี่ของเหตุการณ์การเกิดปฏิสัมพันธ์ระหว่างแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ณ อุณหภูมิต่างๆ ระหว่างการแข็งตัว พบว่าปฏิสัมพันธ์ระหว่างแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีโอกาสเกิดทั้ง impingement และ branching โดยผู้วิจัยคาดหวังว่าเมื่อมีจำนวนของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ต่อหน่วยปริมาตรเพิ่มสูงขึ้นจากผลของปริมาณเหล็ก เหตุการณ์ impingement ควรจะเพิ่มสูงขึ้นตามไปด้วย เนื่องจากมีโอกาสในการเติบโตอย่างอิสระมากขึ้น ซึ่งเมื่อพิจารณารูปที่ 78(b) เปรียบเทียบกับรูปที่ 78(a) ผลที่ได้จากการทดลองสอดคล้องกับสิ่งที่คาดไว้ เนื่องจากในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก มีจำนวนของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เกิดขึ้นเยอะกว่าชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 โดยน้ำหนัก จึงพบเหตุการณ์ impingement มากกว่า แต่ส่วนผสมที่มีเหล็กเจือปนเพิ่มขึ้น ไม่ได้ส่งผลให้การมีปฏิสัมพันธ์เพิ่มขึ้นเฉพาะเหตุการณ์ impingement เนื่องจากรูปที่ 78(b) พบว่า เหตุการณ์ในการเกิด branching สูงขึ้นตามเหตุการณ์ impingement ไปด้วย ซึ่งเป็นไปได้จาก 2 สาเหตุหลัก คือ (1) เมื่อจำนวนของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มากขึ้น โอกาสหรือความถี่ที่จะเกิด branching จะเพิ่มขึ้นเป็นสัดส่วนตามไปด้วย และ (2) เหตุการณ์ branching ที่ถูกนับ อาจจะเป็นเหตุการณ์ impingement แต่ด้วย temporal resolution ทำให้ไม่สามารถบันทึกภาพวิวัฒนาการในการกำเนิดและเติบโตขณะเกิดปฏิสัมพันธ์ได้ สรุปได้ว่า ส่วนผสมที่มีเหล็กเจือปนเพิ่มขึ้น ไม่ได้ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงพฤติกรรมในการเกิดปฏิสัมพันธ์ระหว่างเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แบบใดแบบหนึ่งอย่างเห็นได้ชัด





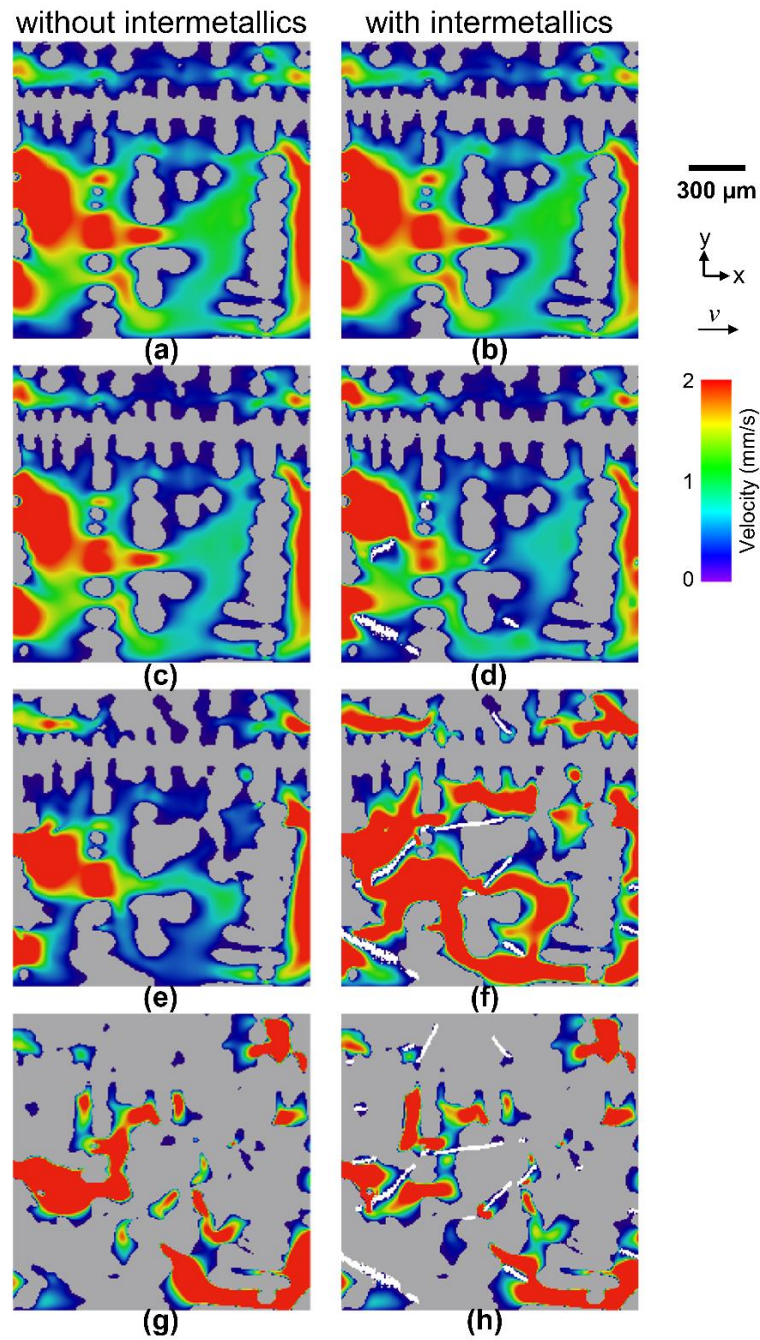
รูปที่ 78 – ความถี่ของการเกิดปฏิสัมพันธ์ระหว่างเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ณ อุณหภูมิต่าง ๆ ตลอดการแข็งตัว ทั้งชนิด impingement และ branching โดยที่ unclassified หมายถึงชนิดของการเกิดปฏิสัมพันธ์ที่ไม่สามารถสรุปได้แน่ชัด ของชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a) 0.4 และ (b) 1.0 โดยน้ำหนัก

#### 4.2 ผลของปริมาณเหล็กต่อความสามารถในการไหลของน้ำโลหะ

##### 4.2.1. ผลการศึกษาพฤติกรรมการกำเนิดและเติบโตของโครงสร้างจุลภาคต่อความสามารถในการไหลของน้ำโลหะ ด้วยการสร้างแบบจำลองทางคอมพิวเตอร์ ด้วยเทคนิค CFD – Computational Fluid Dynamics

ในงานวิจัยนี้ได้จำลองผ่านน้ำโลหะอะลูมิเนียมเข้าไปในโครงสร้างจุลภาคกึ่งแข็งกึ่งเหลว 3 มิติของทั้ง 2 ส่วนผสม ด้วยเทคนิค computational fluid dynamics (CFD) โดยมีทิศทางการไหลที่ขนานกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม จากการพิจารณาความแตกต่างความเร็วของน้ำโลหะระหว่างแกนของเดนไดรต์ภายในโครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข็งตัว ทั้งที่มีและไม่มีเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ได้ผลแสดงความเร็วของน้ำโลหะที่เปลี่ยนไประหว่างการแข็งตัว ดังรูปที่ 79 และรูปที่ 80

ในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 โดยน้ำหนัก (รูปที่ 79) พบว่า ระหว่างการแข็งตัว ความเร็วของน้ำโลหะที่ซึมผ่านระหว่างช่องแกนของเดนไดรต์มีการเปลี่ยนแปลง เป็นผลจากการขัดขวางโดยเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิที่แข็งตัวมากขึ้นเมื่ออุณหภูมิลดลง และนอกจากโครงสร้างเดนไดรต์ที่โตขึ้นจะส่งผลต่อการขัดขวางทางเดินของน้ำโลหะแล้วนั้น เฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ที่กำเนิดและเติบโตขึ้น ณ อุณหภูมิเดียวกัน ยังส่งผลต่อการขัดขวางของน้ำโลหะอย่างชัดเจนอีกด้วย



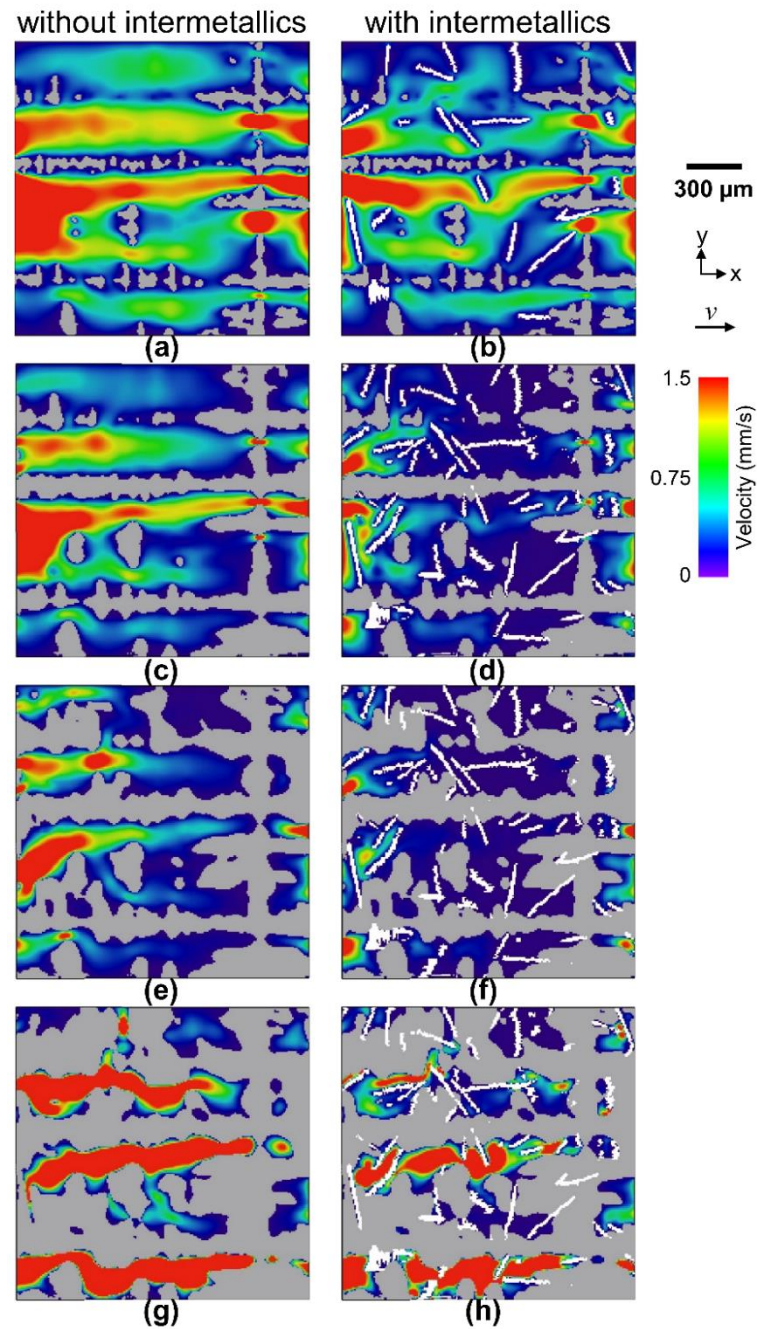
รูปที่ 79 - แสดงความเร็วของน้ำโลหะภายในช่องแชนของเดนไดรต์ระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 โดยน้ำหนัก ทั้งไม่มี (a,c,e,g) และมี (b,d,f,h) เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ระหว่างการแข็งตัว โดยที่ปริมาณของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ร้อยละ (a,b) 0.01 ( $566\pm 1^\circ\text{C}$ ), (c,d) 0.63 ( $563\pm 1^\circ\text{C}$ ), (e,f) 1.40 ( $560\pm 1^\circ\text{C}$ ) และ (g,h) 1.74 ( $548.5\pm 1^\circ\text{C}$ ) บริเวณที่แสดงด้วยสีเทาแสดงเฟสเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม และสีขาวแสดงถึงเฟส

$\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$

เมื่อพิจารณาที่อุณหภูมิ  $566\pm 1^{\circ}\text{C}$  (รูปที่ 79(a, b)) ความเร็วของน้ำโลหะในกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ยังไม่แตกต่างกัน เนื่องจากเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดขึ้นยังมีปริมาณน้อย แต่เมื่ออุณหภูมิลดลงเป็น  $563\pm 1^{\circ}\text{C}$  (รูปที่ 79(c, d)) เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เริ่มขัดขวางช่องทางเดินของน้ำโลหะในบางบริเวณเมื่อเปรียบเทียบกับกรณีที่ไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และเมื่อสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มากขึ้น ณ อุณหภูมิ  $560\pm 1^{\circ}\text{C}$  (รูปที่ 79(e, f)) การขัดขวางช่องทางเดินของน้ำโลหะยิ่งชัดเจนมากขึ้น สังเกตได้จากความเร็วของน้ำโลหะที่เปลี่ยนแปลงอย่างชัดเจน การขัดขวางโดยเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  นี้ อาจเป็นสาเหตุให้น้ำโลหะไม่สามารถไหลเข้าไปได้อย่างทั่วถึงในบางบริเวณ (lack of feeding) และนำไปสู่การเกิดข้อบกพร่องจากการหล่อ (solidification defects) ได้

สำหรับชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบความเร็วของน้ำโลหะระหว่างช่องแกนของเดนไดรต์ภายในโครงสร้างจุลภาคจากภาพตัดขวาง 2 มิติ ทั้งที่มีและไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  (รูปที่ 80) พบว่าความเร็วของน้ำโลหะที่ซึมผ่านภายในช่องทางเดินของน้ำโลหะหรือระหว่างช่องแกนของเดนไดรต์มีการเปลี่ยนแปลง เป็นผลทั้งจากการขัดขวางโดยแกนของเดนไดรต์ที่แข็งตัวมากขึ้น และเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ร่วมกัน เช่นเดียวกับชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 โดยน้ำหนัก แต่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เริ่มขัดขวางการไหลของน้ำโลหะอย่างเห็นได้ชัดเจนตั้งแต่อุณหภูมิ  $591\pm 1^{\circ}\text{C}$  สังเกตได้จากทิศทางและขนาดของความเร็วที่เปลี่ยนแปลง ดังรูปที่ 80(a, b) ซึ่งเป็นช่วงอุณหภูมิที่โลหะที่ทำการศึกษาเริ่มแข็งตัว แต่ชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 โดยน้ำหนัก เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เริ่มส่งผลต่อการขัดขวางการไหลของน้ำโลหะช้ากว่าที่อุณหภูมิ  $566\pm 1^{\circ}\text{C}$  เนื่องจากชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก มีอุณหภูมิในการกำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สูงกว่า ซึ่งเป็นผลจากส่วนผสมของเหล็กที่มากขึ้นในชิ้นงานโลหะผสมอะลูมิเนียม

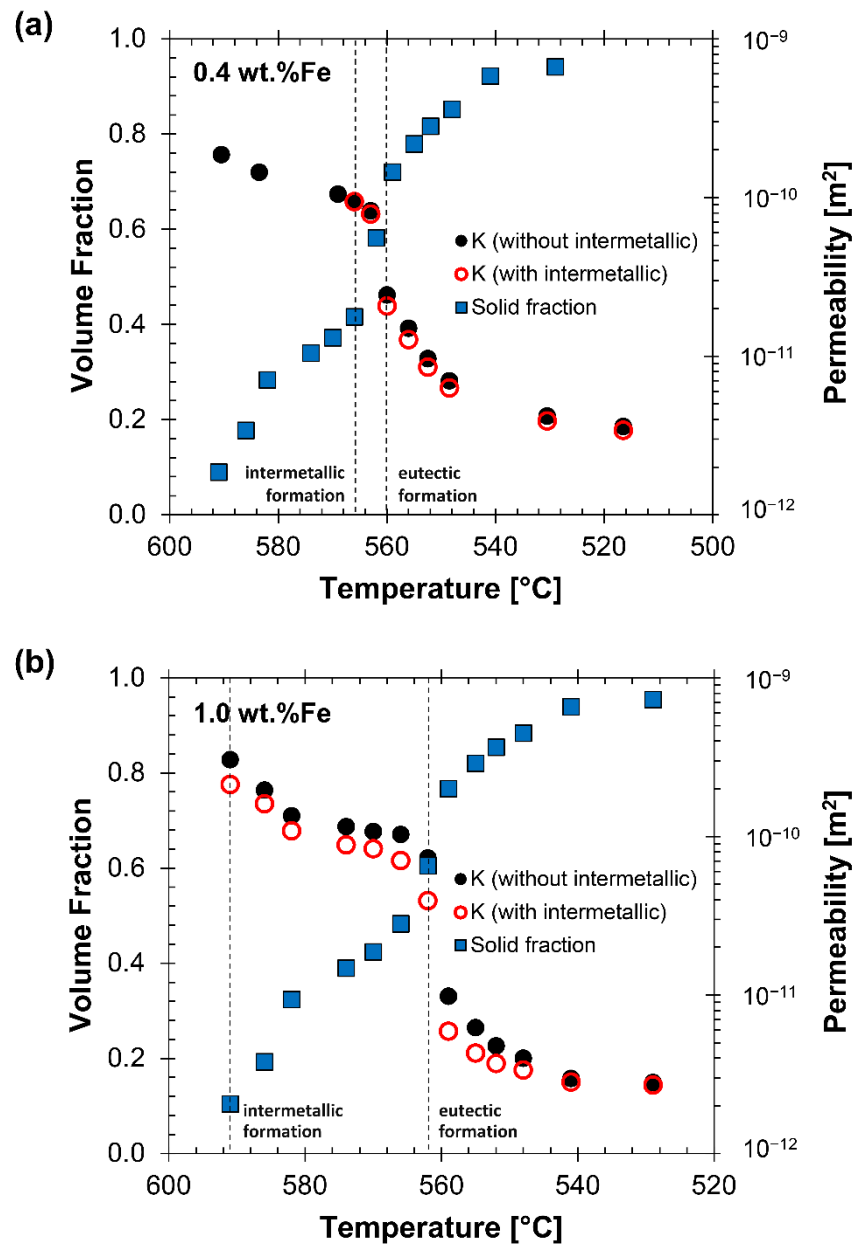
นอกจากน้ำโลหะจะถูกขัดขวางโดยโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมและเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แล้วนั้น เมื่อพิจารณา ณ อุณหภูมิ  $559\pm 1^{\circ}\text{C}$  ดังรูปที่ 80(g, h) พบว่าเกิดการขัดขวางการไหลของน้ำโลหะที่กำลังแข็งตัวระหว่างช่องแกนของเดนไดรต์อย่างเห็นได้ชัด ทั้งกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ซึ่งเป็นผลจากโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนที่กำเนิดขึ้นภายในช่องแกนระหว่างเดนไดรต์ ความเร็วของน้ำโลหะจึงเปลี่ยนแปลงอย่างชัดเจน



รูปที่ 80 - แสดงความเร็วของน้ำโลหะ ภายในช่องแชนของเดนไดรต์ระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก ทั้งไม่มี (a,c,e,g) และมี (b,d,f,h) เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ระหว่างการแข็งตัว โดยที่ปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ร้อยละ (a,b) 2.36 ( $591\pm 1^\circ\text{C}$ ), (c,d) 6.43 ( $574\pm 1^\circ\text{C}$ ), (e,f) 6.67 ( $562\pm 1^\circ\text{C}$ ) และ (g,h) 6.70 ( $559\pm 1^\circ\text{C}$ ) บริเวณที่แสดงด้วยสีเทาแสดงเฟสเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม และสีขาวแสดงถึงเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$

ผลของการขัดขวางการไหลของน้ำโลหะจากเฟสของแข็งต่างๆ ที่กำเนิดขึ้น สามารถพิจารณาได้จากค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะ (permeability) รูปที่ 81 แสดงความสัมพันธ์ของค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะที่วัดได้ทั้งกรณีที่ไม่มีและมีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ณ อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัว ของทั้ง 2 ส่วนผสม พบว่าในกรณีที่จำลองให้ไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในโครงสร้าง (จุดทึบสีดำ) ค่าความสามารถในการซึมผ่านจะลดลงเมื่อปริมาณของแข็งเพิ่มขึ้นระหว่างการแข็งตัว เนื่องจากน้ำโลหะถูกขัดขวางการไหลโดยโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม แต่ในกรณีที่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ภายในโครงสร้างจุลภาค (จุดโปร่งสีแดง) จะส่งผลให้ค่าความสามารถในการซึมผ่านลดลงกว่ากรณีที่ไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ณ อุณหภูมิเดียวกัน เนื่องจากน้ำโลหะถูกขัดขวางการไหลทั้งผลของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมและเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ร่วมกัน

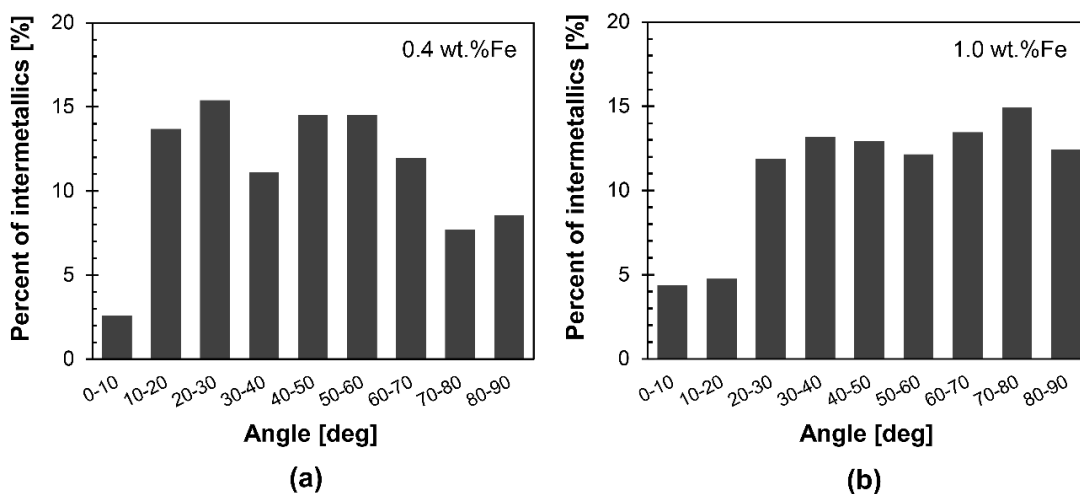
เมื่อทำการเปรียบเทียบการลดลงของค่าความสามารถในการซึมผ่านในกรณีที่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ของชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 โดยน้ำหนัก (รูปที่ 81(a)) เทียบกับชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก (รูปที่ 81(b)) พบว่า ค่าความสามารถในการซึมผ่านเมื่อมีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ของส่วนผสมที่มีเหล็กเจือปนสูง จะลดลงมากกว่า เนื่องจากมีสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรและจำนวนแผ่นของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มากกว่า จึงส่งผลต่อการขัดขวางการไหลของน้ำโลหะได้มากกว่า (ดังที่สังเกตเห็นได้ชัดเจนจากการเปลี่ยนแปลงความเร็วของน้ำโลหะในรูปที่ 80) นอกจากนี้ ในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เริ่มกำเนิดที่อุณหภูมิสูงกว่า ทำให้มีผลจากการขัดขวางโดยเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ตั้งแต่ช่วงแรกของการแข็งตัว และในช่วงนี้สัดส่วนโดยปริมาตรของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมยังไม่สูง ผลของการขัดขวางการไหลของน้ำโลหะโดยเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงเห็นได้อย่างชัดเจน อย่างไรก็ตาม พบว่า ความสามารถในการซึมผ่านที่ลดลงในกรณีที่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เป็นผลหลักมาจากสัดส่วนโดยปริมาตรและจำนวนแผ่นของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เท่านั้น ผลของปฏิสัมพันธ์ระหว่างเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ต่อพฤติกรรมการไหลของน้ำโลหะยังไม่สามารถสรุปได้ เนื่องจากการอธิบายในหัวข้อก่อนหน้า พบว่าปฏิสัมพันธ์ระหว่างเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีโอกาสเกิดทั้ง impingement และ branching และเมื่อมีส่วนผสมของเหล็กเจือปนที่เพิ่มขึ้น ไม่ได้ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงพฤติกรรมในการเกิดปฏิสัมพันธ์ระหว่างเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แบบใดแบบหนึ่งอย่างเห็นได้ชัด



รูปที่ 81 - ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะ เมื่อไหลในทิศทางขนานกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมทั้งที่มีและไม่มีเฟส  $\beta-Al_5FeSi$  กับอุณหภูมิ รวมทั้งความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตร กับ อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a) 0.4 และ (b) 1.0 โดยน้ำหนัก โดยเส้นประ แสดงถึง อุณหภูมิในการกำเนิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta-Al_5FeSi$  และโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน

จากการวัดทิศทางในการจัดเรียงตัว (orientation) ของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เพื่อที่จะหาผลของทิศทางในการจัดเรียงตัวจำเพาะ (preferred orientation) ของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ภายในช่องแขนของเดนไดรต์ต่อการขัดขวางการไหลของน้ำโลหะ โดยทำการวัดมุมระหว่างเวกเตอร์ที่ตั้งฉาก (normal vector) กับผิวหน้าของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กับทิศทางแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์ โดยพิจารณามุมของทุกแผ่นในช่วงระหว่าง 0-90 องศา สำหรับแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ทำมุมเกิน 90 องศา จะใช้การคำนวณให้อยู่ในช่วง 0-90 องศา โดยหากพื้นผิวหน้าของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  วางตัวตั้งฉากกับแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์ (มุมระหว่างเวกเตอร์ที่ตั้งฉากกับแผ่น กับทิศทางแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์ มีค่าเข้าใกล้ 0 องศา) จะส่งผลต่อพฤติกรรมการไหลของน้ำโลหะอย่างชัดเจน เนื่องจากจะวางตัวปิดกั้นช่องทางเดินของน้ำโลหะหรือขัดขวางการไหลของน้ำโลหะอย่างเต็มที่ ส่งผลให้น้ำโลหะไม่สามารถไหลอ้อมแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ได้ง่าย แต่หากพื้นผิวหน้าของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  วางตัวขนานกับแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์ (มุมระหว่างเวกเตอร์ที่ตั้งฉากกับแผ่น กับทิศทางแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์ มีค่าเข้าใกล้ 90 องศา) น้ำโลหะจะสามารถไหลอ้อมแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ได้ง่าย ดังนั้น แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ขนานกับแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์จึงไม่ส่งผลต่อการลดลงของค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะเท่ากับแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ตั้งฉากกับแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์

จากผลข้อมูลวิเคราะห์ความถี่ของมุมระหว่างแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กับแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์ ดังรูปที่ 82 พบว่าการจัดเรียงตัวของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ไม่มีทิศทางจำเพาะอย่างชัดเจนในทิศทางใดทิศทางหนึ่ง ทั้งชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 และ 1.0 โดยน้ำหนัก ดังรูปที่ 82(a) และ 82(b) ตามลำดับ นั้นหมายความว่า ส่วนผสมของเหล็กที่เจือปนเพิ่มขึ้นไม่ได้ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงการจัดเรียงตัวของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ให้มีทิศทางจำเพาะในทิศทางใดทิศทางหนึ่งได้ โดยการที่แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีมุมการจัดเรียงตัวภายในช่องทางเดินของน้ำโลหะที่กระจายตัว แสดงถึง การที่แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ไม่ได้มีทิศทางจำเพาะที่จะเติบโตตั้งฉากกับทิศทางการไหลของน้ำโลหะไม่ว่าน้ำโลหะจะไหลในทิศทางใด น้ำโลหะจึงไม่ถูกปิดกั้นอย่างเต็มที่ด้วยแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ยังคงสามารถไหลผ่านหรือไหลอ้อมแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ได้บ้าง เพราะฉะนั้นจึงสรุปได้ว่า การจัดเรียงตัวของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ภายในช่องแขนของเดนไดรต์ ไม่มีทิศทางจำเพาะ (no preferred orientation) ที่ส่งผลต่อการขัดขวางการไหลของน้ำโลหะภายในช่องแขนของเดนไดรต์อย่างชัดเจน ทั้งในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์



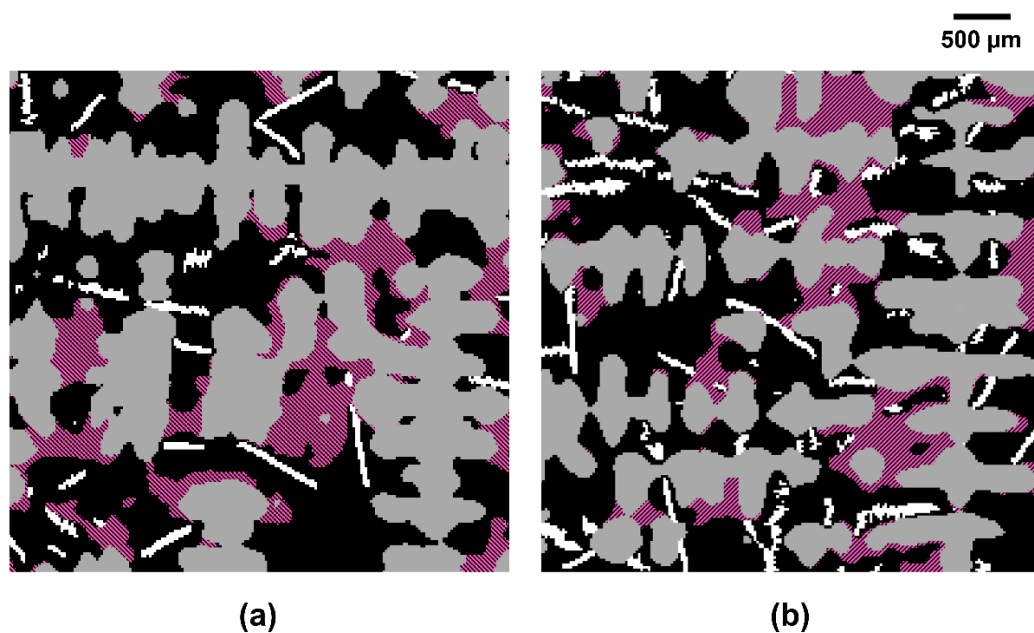
รูปที่ 82 - ความถี่ของทิศทางในการจัดเรียงตัวของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยการวัดมุมระหว่างเวกเตอร์ที่ตั้งฉากกับผิวหน้าของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ ของชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ (a) 0.4 และ (b) 1.0 โดยน้ำหนัก

ในระหว่างการแข็งตัว เมื่อโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนเริ่มกำเนิดที่อุณหภูมิ  $560 \pm 1$  และ  $562 \pm 1$  องศาเซลเซียส ในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 และ 1.0 โดยน้ำหนัก ตามลำดับ ค่าความสามารถในการซึมผ่านจะลดลงอย่างรวดเร็วทั้งกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เนื่องจากโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนกำเนิดและเติบโตอย่างอิสระภายในช่องว่างระหว่างแกนเดนไดรต์ จึงขัดขวางน้ำโลหะได้อย่างเต็มที่ โดยพบว่า ณ อุณหภูมิที่เริ่มเกิดโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนนั้น โครงสร้างจุลภาคที่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะส่งผลต่อการขัดขวางการไหลของน้ำโลหะอย่างชัดเจนกว่า ในกรณีที่ไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ดังแสดงในรูปที่ 81

เมื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข็งตัว ณ อุณหภูมิกำเนิดโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน ดังรูปที่ 83 พบว่าโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน มีแนวโน้มที่จะกำเนิดในบริเวณพื้นที่ระหว่างโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมและเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เนื่องจากเป็นบริเวณที่ความเข้มข้นของอะตอมของธาตุที่ละลายในน้ำโลหะบริเวณรอบ ๆ แกนของเดนไดรต์มากพอและเอื้อต่อการกำเนิดโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน ทำให้โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนไม่เพียงแต่กำเนิดบริเวณผนังของช่องว่างระหว่างแกนเดนไดรต์ แต่กำเนิดกระจายทั่วไปภายในช่องแกนของเดนไดรต์ด้วย โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนที่กำเนิดบริเวณเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  นี้ จะปิดกั้นบริเวณช่องทางเดินของน้ำโลหะที่เหลือยู่ระหว่างเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทำให้น้ำโลหะไม่สามารถไหลแทรกหรือไหลอ้อมแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ได้ และจากการที่ช่องทาง



เดินของน้ำโลหะมีความซับซ้อนมากขึ้น น้ำโลหะจึงไม่สามารถไหลได้อย่างราบรื่น ทำให้ค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะเมื่อโครงสร้างโครงข่ายยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนกำเนิดขึ้นจึงลดลงอย่างรวดเร็วทั้งจากผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนที่ปิดกั้นระหว่างแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ภายในช่องทางเดินของน้ำโลหะร่วมกัน



รูปที่ 83 - โครงสร้างจุลภาคตัดขวางระหว่างการแข่งขันตัว ณ อุณหภูมิกำเนิดโครงสร้างยูเทคติก Al-Si ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่ส่วนผสมของเหล็กร้อยละ (a) 0.4 และ (b) 1.0 โดยน้ำหนัก ที่อุณหภูมิ  $560 \pm 1$  และ  $562 \pm 1$  องศาเซลเซียส ตามลำดับ โดยที่บริเวณสีม่วงแสดงโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน บริเวณสีเทาแสดงโครงสร้างเดนไดรท์ของอะลูมิเนียม และบริเวณสีขาวแสดงเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$

ในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 โดยน้ำหนัก มีส่วนผสมของเหล็กที่เจือปนต่ำจึงมีส่วนโดยปริมาตรและจำนวนของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  น้อย โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนซึ่งมีแนวโน้มจะกำเนิดในบริเวณที่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงส่งเสริมการขัดขวางทางเดินของน้ำโลหะได้ไม่ทุกบริเวณ ส่งผลให้ยังมีทางเดินของน้ำโลหะบางบริเวณที่น้ำโลหะสามารถไหลผ่านได้ดังรูปที่ 83(a) แต่ชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก มีจำนวนของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มากและกระจายทั่วทั้งช่องแขนของเดนไดรท์ ทำให้โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนกำเนิดแบบกระจายตัวมากขึ้นภายในช่องทางเดินของน้ำโลหะตามแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ดังรูปที่ 83(b) เพราะฉะนั้น นอกจากแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จำนวนมากจะขัดขวางการไหลของน้ำโลหะจนยากที่น้ำโลหะจะไหลผ่านหรืออ้อมแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ภายในช่องทางเดินของน้ำโลหะอยู่แล้วนั้น ยังถูกโครงสร้าง

ยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนปิดกั้นบริเวณช่องทางเดินของน้ำโลหะที่เหลืออยู่ระหว่างแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  อีกด้วย และนอกจากช่องทางเดินของน้ำโลหะจะถูกปิดกั้นอย่างเต็มที่จนมีพื้นที่ลดลงแล้ว นั้น ยังทำให้ช่องทางเดินของน้ำโลหะมีความซับซ้อนเพิ่มขึ้นอีกด้วย จึงเป็นสาเหตุให้ค่าความสามารถในการซึมผ่านกรณีที่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ณ อุณหภูมิกำเนิดโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนลดลงทันทีทันใดอย่างเห็นได้ชัดดังรูปที่ 81(b) และลดลงมากกว่าในกรณีที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนสูง เพราะฉะนั้น เมื่อมีส่วนผสมของเหล็กที่เจือปนมากขึ้น ทั้งผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่มีจำนวนมากขึ้น และโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนที่ยังปิดกั้นพื้นที่อิสระภายในช่องแชนระหว่างเดนไดรต์ จะยิ่งร่วมกันลดความสามารถในการไหลของน้ำโลหะให้น้อยลง

ผลการศึกษาระหว่างการแข็งตัวในงานวิจัยนี้ สอดคล้องกับ การศึกษาของ J. A. Taylor และคณะ [21] ที่ศึกษาโครงสร้างจุลภาคภายหลังกการแข็งตัวของโลหะ และได้เสนอว่า โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนมีแนวโน้มที่จะกำเนิดและเติบโตได้ดีบนแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ภายในช่องว่างระหว่างแชนของเดนไดรต์ ไม่ว่าจะแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดก่อนหรือหลังปฏิกิริยาอุเทคติก [22] และเมื่อส่วนผสมของเหล็กที่เจือปนในชิ้นงานสูงขึ้น ส่งผลให้จำนวนของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มากขึ้น [45] ก็จะมีโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนจำนวนมากขึ้นในขนาดที่เล็กลง ซึ่งโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนที่กำเนิดบนแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  นี้ จะยิ่งทำให้ช่องทางเดินของน้ำโลหะแคบลง ทำให้ทั้งเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนต่างก็ลดความสามารถในการไหลของน้ำโลหะ [21]

เมื่อทำการวิเคราะห์ในช่วงสุดท้ายของการแข็งตัว พบว่า ค่าความสามารถในการซึมผ่านระหว่างกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะมีความแตกต่างกันน้อยลง ซึ่งเกิดขึ้นในลักษณะเดียวกันทั้ง 2 ส่วนผสม ดังแสดงในรูปที่ 81 อันเป็นผลมาจาก การที่สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในโครงสร้างจุลภาคส่งผลน้อยมากเมื่อเปรียบเทียบกับสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟสอื่นทั้งหมดที่เกือบจะแข็งตัวสมบูรณ์

#### 4.2.2. แบบจำลองทางคณิตศาสตร์สำหรับทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะในช่องแชนของเดนไดรต์

ค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะสามารถทำนายได้จากหลายแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ขึ้นกับลักษณะโครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข็งตัว โดยแบบจำลองทางคณิตศาสตร์หนึ่งที่ถูกออกแบบเพื่อทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะภายในช่องแชนของเดนไดรต์เมื่อโครงสร้างของเดนไดรต์มีลักษณะเป็น columnar นั่นคือแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ

Blake-Kozeny โดย D. R. Poirier [24] ซึ่งถูกออกแบบเพื่อใช้ทำนายการไหลทั้งในทิศทางขนาน (สมการที่ (18)) และทิศทางตั้งฉากกับแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์ (สมการที่ (19)) โดยที่ C. Puncreobutr และคณะ [5] ได้เสนอแบบจำลองทางคณิตศาสตร์เพิ่มเติมเพื่อให้สามารถทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านของโครงสร้างที่มีเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ทั้งในทิศทางขนาน (สมการที่ (20)) และทิศทางตั้งฉากกับแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์ (สมการที่ (21))

$$K_p^{\text{orig}} = C_1 \frac{\lambda_1^2 f_L^3}{1-f_L} \quad (18)$$

$$K_n^{\text{orig}} = C_2 \left( \frac{\lambda_1}{\lambda_2} \right)^p \frac{\lambda_2^2 f_L^3}{(1-f_L)^n} \quad (19)$$

$$K_p^{\text{mod}} = (1 - \beta f_l) K_p^{\text{orig}} \quad (20)$$

$$K_n^{\text{mod}} = (1 - \beta f_l) K_n^{\text{orig}} \quad (21)$$

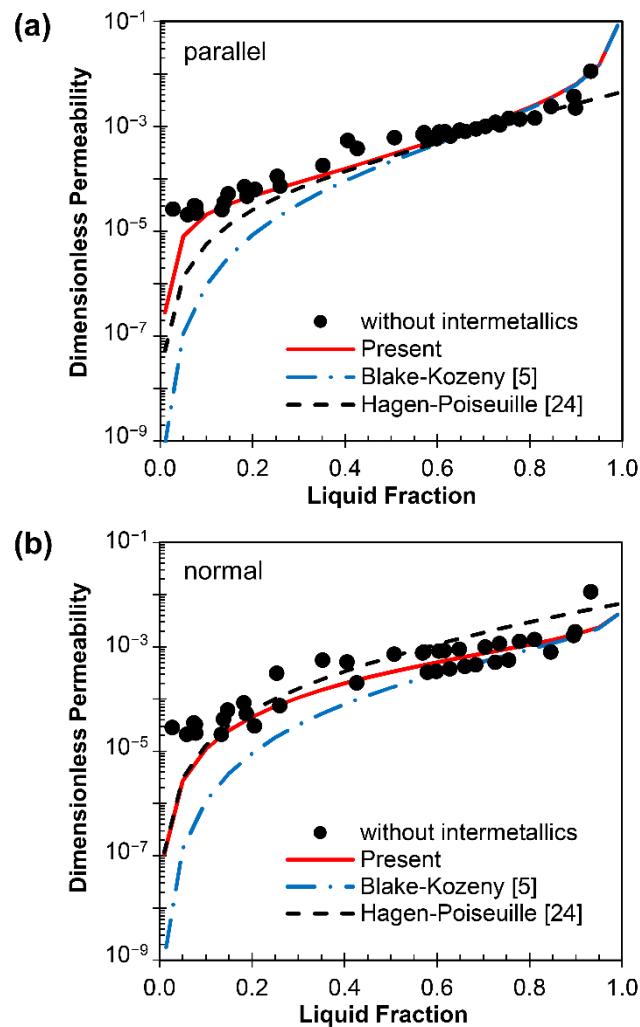
โดยที่  $K_p^{\text{orig}}$ ,  $K_p^{\text{mod}}$  และ  $K_n^{\text{orig}}$ ,  $K_n^{\text{mod}}$  เป็นค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์ตามลำดับ  $\lambda_1$  คือ ระยะห่างระหว่างแขนเดนไดรต์ปฐมภูมิ  $\lambda_2$  คือ ระยะห่างระหว่างแขนเดนไดรต์ทุติยภูมิ  $f_L$  คือ สัดส่วนโดยปริมาตรของน้ำโลหะที่ยังไม่แข็งตัว  $f_l$  คือ สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ ( $f_l = 0$  ในกรณีที่ไม่มีเฟสสารประกอบเชิงโลหะภายในโครงสร้าง)  $\beta$  หรือ beta factor คือ ตัวคูณผลของสารประกอบเชิงโลหะ  $n$ ,  $p$ ,  $C_1$  และ  $C_2$  เป็นตัวแปร โดยที่  $C_1$  และ  $C_2$  เป็นตัวแปรจากผลของลักษณะสัญญาณวิทยาของช่องทางเดินของน้ำโลหะที่ส่งผลจากสัดส่วนโดยปริมาตรของเหลวที่ลดลงระหว่างการแข็งตัวจากการที่เฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิเติบโตขึ้น โดยมีการศึกษาค่าคงที่เหล่านี้ในอดีต ดังสรุปในตารางที่ 3

**ตารางที่ 3** - ตัวแปรในการคำนวณเพื่อทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านโดยใช้แบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Blake-Kozeny [5, 24]

Parameter	Model		
	This study	C. Puncreobutr [5]	D. R. Poirier [24]
<i>Parallel flow</i> (Eq.(18))			
$C_1$	$8 \times 10^{-4} + 6 \times 10^{-5} (f_L + 0.05)^{-3}$	$8.5 \times 10^{-4}$	$4.53 \times 10^{-4} + 4 \times 10^{-6} (f_L + 0.1)^{-5}$
<i>Normal flow</i> (Eq.(19))			
$C_2$	$4 \times 10^{-3} f_L^{-1}$	$8.5 \times 10^{-3}$	$1.73 \times 10^{-3}$
$p$	1	1	1.09
$n$	0.3	0.3	0.749

จากการศึกษาตัวแปรจากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Blake-Kozeny ในโลหะตะกั่วผสมดีบุก ที่เสนอโดย D. R. Poirier [24] พบว่า ค่าตัวแปรเหล่านี้ไม่สามารถใช้เพื่อทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงได้ แต่เมื่อนำค่าตัวแปรที่ได้จากการศึกษาโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ของ C. Puncreobutr และคณะ [5] ดังสรุปในตารางที่ 3 มาใช้เพื่อทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านของชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 และ 1.0 โดยน้ำหนัก พบว่า ค่าที่คำนวณได้จากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ มีความใกล้เคียงกับ ค่าที่ได้จากการทดลองผ่านการจำลองด้วยคอมพิวเตอร์ ดังแสดงในรูปที่ 84 และจะสังเกตได้ว่า ค่าที่คำนวณได้จากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ สามารถทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านได้ดีเมื่อ  $f_L > 0.6$  ทั้งการไหลในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ เนื่องจากในขณะนั้น สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิยังไม่สูง รวมถึงโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนยังไม่กำเนิด ลักษณะสัณฐานวิทยาของช่องทางเดินของน้ำโลหะจึงยังไม่ซับซ้อนมาก

แต่เมื่อ  $f_L < 0.6$  ค่าที่คำนวณได้จากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ จะเริ่มเบี่ยงเบนออกจากค่าที่ได้จากการทดลองผ่านการจำลองด้วยคอมพิวเตอร์ ทั้งการไหลในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ เนื่องจากความซับซ้อนของช่องทางเดินของน้ำโลหะเพิ่มขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่ง ภายหลังจากโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนกำเนิดขึ้น ค่าที่คำนวณได้จากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์จะไม่สามารถทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านที่แท้จริงได้ เนื่องจากโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนกำเนิดและเติบโตอย่างอิสระภายในช่องแชนระหว่างเดนไดรต์ จึงปิดกั้นช่องทางเดินของน้ำโลหะและทำให้ช่องทางเดินของน้ำโลหะซับซ้อนขึ้นอย่างมาก นอกจากนี้ยังเป็นผลจากการที่แบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Blake-Kozeny อาศัยการคำนวณโดยที่ช่องทางเดินของน้ำโลหะมีลักษณะเป็นท่อ ทำให้ลักษณะสัณฐานวิทยาของช่องทางเดินของน้ำโลหะในช่วงหลังของการแข็งตัวไม่สอดคล้องกับแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ เพราะฉะนั้น ตัวแปร  $C_1$  และ  $C_2$  ที่เป็นค่าคงที่ จะไม่สามารถทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านตลอดช่วงการแข็งตัวได้ จากผลของลักษณะสัณฐานวิทยาที่เปลี่ยนแปลงไป ทั้งการไหลในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์



รูปที่ 84 - เปรียบเทียบค่าความสามารถในการซึมผ่าน ที่ได้จากการจำลองการไหลของน้ำโลหะ ภายในโครงสร้างที่ไม่มีเฟสสารประกอบเชิงโลหะระหว่างการแข็งตัว ของโลหะอะลูมิเนียมผสม ซิลิกอนและทองแดงที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4, 0.6 และ 1.0 โดยน้ำหนัก (จุดสีดำ) กับ ค่าที่ได้จากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ในรูปแบบต่างๆ ทั้งการไหลของน้ำโลหะในทิศทาง (a) ขนาน และ (b) ตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์

จากการศึกษาการลดลงของค่าความสามารถในการซึมผ่าน พบว่าค่าความสามารถในการซึมผ่านไม่ได้ลดลงในอัตราที่คงที่ตลอดช่วงของการแข็งตัว โดยเมื่อพิจารณาค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะที่ลดลง สามารถแบ่งออกได้เป็น 2 ช่วงตามปฏิกิริยาที่กำเนิด ตามลำดับ คือ

ช่วงที่ 1 : เฟสต่าง ๆ กำเนิดผ่านปฏิกิริยา  $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  หรือก่อนโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนจะกำเนิดขึ้น ในช่วงนี้สัดส่วนโดยปริมาตรของน้ำโลหะ ( $f_L$ ) ยังคงมากกว่า 0.6 ความสามารถในการซึมผ่านลดลงในอัตราที่คงที่ (ความชันของกราฟคงที่) จากการขีดขวางของ

เฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิที่แข็งตัวเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิลดลง ในลักษณะที่ทำให้ช่องทางเดินของน้ำโลหะแคบลง แต่ลักษณะสัณฐานวิทยาของช่องทางเดินของน้ำโลหะยังไม่ซับซ้อนมาก

ช่วงที่ 2 : เฟสต่าง ๆ กำเนิดผ่านปฏิกิริยา  $L \rightarrow (\alpha\text{-Al} + \text{Si}) + \beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ซึ่งการแข็งตัวจะเข้าสู่ช่วงนี้ภายหลังจากที่โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนเริ่มกำเนิดขึ้นแล้ว ทำให้สัดส่วนโดยปริมาตรของน้ำโลหะเหลือน้อยกว่า 0.6 ค่าความสามารถในการซึมผ่านจะลดลงอย่างรวดเร็วในอัตราที่ไม่คงที่ (ความชันของกราฟไม่คงที่) เนื่องจากโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนกำเนิดขึ้น ทำให้สัดส่วนโดยปริมาตรของของแข็งเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว และโครงสร้างยูเทคติกเติบโตอย่างอิสระภายในช่องแชนระหว่างเดนไดรต์ จึงปิดกั้นช่องทางเดินของน้ำโลหะและทำให้ช่องทางเดินของน้ำโลหะซับซ้อนขึ้นอย่างมาก

การศึกษาี้ จึงได้พัฒนาปรับปรุงตัวแปรในแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Blake-Kozeny ให้สามารถทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะได้ตลอดช่วงของการแข็งตัว ทั้งก่อนและหลังการกำเนิดโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน โดยการใช้ข้อมูลค่าความสามารถในการซึมผ่านที่ได้จากการทดลองผ่านการจำลองด้วยคอมพิวเตอร์ ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4, 0.6 และ 1.0 โดยน้ำหนัก ร่วมกันทั้ง 3 ส่วนผสม ในการปรับปรุงเพิ่มเติมแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Blake-Kozeny รวมทั้งค่าตัวแปร  $C_1$  และ  $C_2$  สำหรับทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านของโครงสร้างที่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทั้งในทิศทางขนาน (สมการที่ (22)) และทิศทางตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ (สมการที่ (23))

$$K_p = \left[ 1 - \left( \frac{\beta f_l}{1 - f_{L,\alpha}} \right)^{\frac{1}{f_s}} \right] K_p^{\text{orig}} \quad (22)$$

$$K_n = \left[ 1 - \left( \frac{\beta f_l}{1 - f_{L,\alpha}} \right)^{\frac{1}{f_s}} \right] K_n^{\text{orig}} \quad (23)$$

โดยที่  $f_{L,\alpha}$  คือ สัดส่วนโดยปริมาตรของน้ำโลหะที่ยังไม่แข็งตัว ซึ่งคิดในกรณีที่ไม่มีเฟสสารประกอบเชิงโลหะในโครงสร้างจุลภาค  $f_s$  คือ สัดส่วนโดยปริมาตรของทุกเฟสของแข็ง (รวมถึงเฟสสารประกอบเชิงโลหะ)

ซึ่งจากการศึกษาในหัวข้อที่ผ่านมา พบว่า โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมมีลักษณะเป็น columnar dendrite ซึ่งช่องทางเดินของน้ำโลหะในทิศทางขนานกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์มีลักษณะคล้ายกับโครงสร้างที่ D. R. Poirier [24] ศึกษา ในงานวิจัยนี้จึงอาศัยรูปสมการ  $C_1$  ตามการ

เสนอของ Poirier ในการทำการวิเคราะห์การถดถอย (regression) เพื่อหาค่าสัมประสิทธิ์ต่าง ๆ สำหรับโลหะอะลูมิเนียมเกรดนี้ นอกจากนั้น จากการศึกษาพบว่า การไหลในทิศทางตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ ยังคงมีผลจากลักษณะสัณฐานวิทยาของช่องทางเดินของน้ำโลหะที่เปลี่ยนแปลงจากผลของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมที่แข็งตัวเพิ่มขึ้นระหว่างการเย็นตัว ดังนั้น ค่า  $C_2$  จึงควรเปลี่ยนแปลงไปตามสัดส่วนโดยปริมาตรของน้ำโลหะที่ลดลงระหว่างการแข็งตัว ในงานวิจัยนี้ ค่า  $C_2$  จึงไม่เป็นค่าคงที่ดังการศึกษาที่ผ่านมา

เมื่อเปรียบเทียบค่าที่ได้จากการทดลองผ่านการจำลองทางคอมพิวเตอร์ กับค่าที่คำนวณได้จากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Blake-Kozeny ที่ปรับปรุงเพิ่มเติมแล้ว โดยใช้ค่าตัวแปร  $C_1$  และ  $C_2$  ที่ได้จากการศึกษา และใช้ค่าคงที่  $p$  และ  $n$  ตามการศึกษาของ C. Puncreobutr และคณะ [5] ดังแสดงในรูปที่ 84 พบว่าค่าที่คำนวณได้จากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ สามารถทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านที่แท้จริงของโครงสร้างที่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ได้เป็นอย่างดีตลอดช่วงของการแข็งตัว ทั้งการไหลในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์

นอกจากนั้น ยังได้ทำการเปรียบเทียบ กับแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Hagen-Poiseuille ที่เสนอโดย R. G. Santos [23] ในการทำนายความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะทั้งการไหลในทิศทางขนาน (สมการที่ (24)) และตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ (สมการที่ (25)) โดยที่ค่า  $i=3$  สำหรับการไหลในทิศทางขนาน และค่า  $i=2$  สำหรับการไหลในทิศทางตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ สำหรับความซับซ้อนของช่องทางเดินของน้ำโลหะถูกแสดงเป็นฟังก์ชันกับค่าระยะห่างระหว่างแกนเดนไดรต์ปฐมภูมิ และระยะห่างระหว่างแกนเดนไดรต์ทุติยภูมิ ดังสมการที่ (26)

$$K_p = \frac{\lambda_1^2 f_L^2}{8\pi\tau^3} \quad (24)$$

$$K_p = \frac{\lambda_1 \lambda_2 f_L^2}{8\pi\tau^3} \quad (25)$$

$$\tau = 1 + \sum_{k=0}^i \left(\frac{\lambda_2}{\lambda_1}\right)^{fk} \quad (26)$$

พบว่า ค่าที่คำนวณได้จากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Hagen-Poiseuille ยังมีข้อจำกัดในการทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านที่ได้จากการทดลองผ่านการจำลองทางคอมพิวเตอร์ โดยเฉพาะช่วงแรกของการแข็งตัว ดังแสดงในรูปที่ 84 และพบว่าค่าที่คำนวณได้จากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์เบี่ยงเบนออกจากค่าที่ได้จากการทดลองผ่านการจำลองทางคอมพิวเตอร์ ทั้งการไหลในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ เพราะฉะนั้น จึงสามารถยืนยันได้ว่า การใช้

แบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Blake-Kozeny ร่วมกับค่าตัวแปรและค่าสัมประสิทธิ์ที่ได้จากการศึกษานี้ สามารถทำนายผลของค่าความสามารถในการซึมผ่านของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ในโครงสร้างที่ไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ได้เป็นอย่างดีตลอดช่วงของการแข็งตัว ทั้งการไหลในทิศทางขนาน และตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์

นอกจากพฤติกรรมการไหลของน้ำโลหะและค่าความสามารถในการซึมผ่าน จะเป็นผลจากการขัดขวางทางกายภาพโดยโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมแล้วนั้น โครงสร้างจุลภาคที่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะมีผลจากการขัดขวางโดยเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ณ อุณหภูมิเดียวกัน เพิ่มเติมอีกด้วย โดยการลดลงของค่าความสามารถในการซึมผ่าน ที่เป็นผลเพิ่มเติมจากเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  นั้น C. Puncreobutr และคณะ [5] ได้มีการเสนอพจน์  $(1 - \beta f_1)$  เพิ่มเติมในแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Blake-Kozeny ดังสมการที่ (20) และสมการที่ (21) เพื่อใช้ทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านเมื่อมีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในโครงสร้างโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนักได้ดี แต่จากการวิเคราะห์ในการศึกษานี้พบว่า การใช้พจน์นี้ยังคงมีข้อจำกัดและไม่สามารถใช้เพื่อทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่าน ของส่วนผสมเดียวกันที่มีเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 และ 1.0 โดยน้ำหนักได้ ยกตัวอย่างเช่น การใช้ beta factor ( $\beta$ ) เท่ากับ 15 ตามที่ C. Puncreobutr และคณะ [5] เสนอไว้ ในกรณีที่การไหลในทิศทางขนานกับแกนปฐมภูมิของโครงสร้างเดนไดรต์ มีขีดจำกัดการใช้ที่สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ( $f_1$ ) ไม่เกินร้อยละ 6.67 เท่านั้น (เนื่องจากพจน์  $(1 - \beta f_1)$  จะติดลบ) แต่ในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก มีสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สูงถึงร้อยละ 6.75 จึงไม่สามารถใช้ค่าตัวแปรเหล่านี้ในการทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านกรณีที่มีเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในโครงสร้างจุลภาคได้

ในงานวิจัยนี้ จึงได้ทำการปรับปรุงพจน์ของการลดลงของค่าความสามารถในการซึมผ่านจากผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เพิ่มเติมในแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Blake-Kozeny โดยใช้ข้อมูลค่าความสามารถในการซึมผ่านจากโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ทั้งชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4, 0.6 และ 1.0 โดยน้ำหนัก ตามที่ได้อภิปรายข้างต้นในสมการที่ (22) และสมการที่ (23) สำหรับ กรณีการไหลในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ตามลำดับ และเนื่องจากการศึกษาในหัวข้อก่อนหน้าพบว่า แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ไม่มีทิศทางจำเพาะในการจัดเรียงตัว ทำให้ผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ต่อการไหลของน้ำโลหะจึงไม่ขึ้นกับทิศทางของการไหลของน้ำโลหะภายในโครงสร้าง ในงานวิจัยนี้จึงได้กำหนดให้ค่า beta factor ( $\beta$ ) เท่ากับ 2 สำหรับทั้งกรณี ที่ทิศทางไหลขนานและตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ ดังสรุปในตารางที่ 4



ตารางที่ 4 - พจน์จากผลของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi และค่าสัมประสิทธิ์ ที่เพิ่มเติมในแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Blake-Kozeny เพื่อทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่าน

Parameter	Model	
	This study	C. Puncreobutr [5]
An additional term	$1 - \left[ \frac{\beta f_I}{1 - f_{L,\alpha}} \right]^{(\frac{1}{f_s})}$	$1 - \beta f_I$
<i>Parallel flow</i> (Eq.(22))		
$\beta$	2	15
<i>Normal flow</i> (Eq.(23))		
$\beta$	2	10

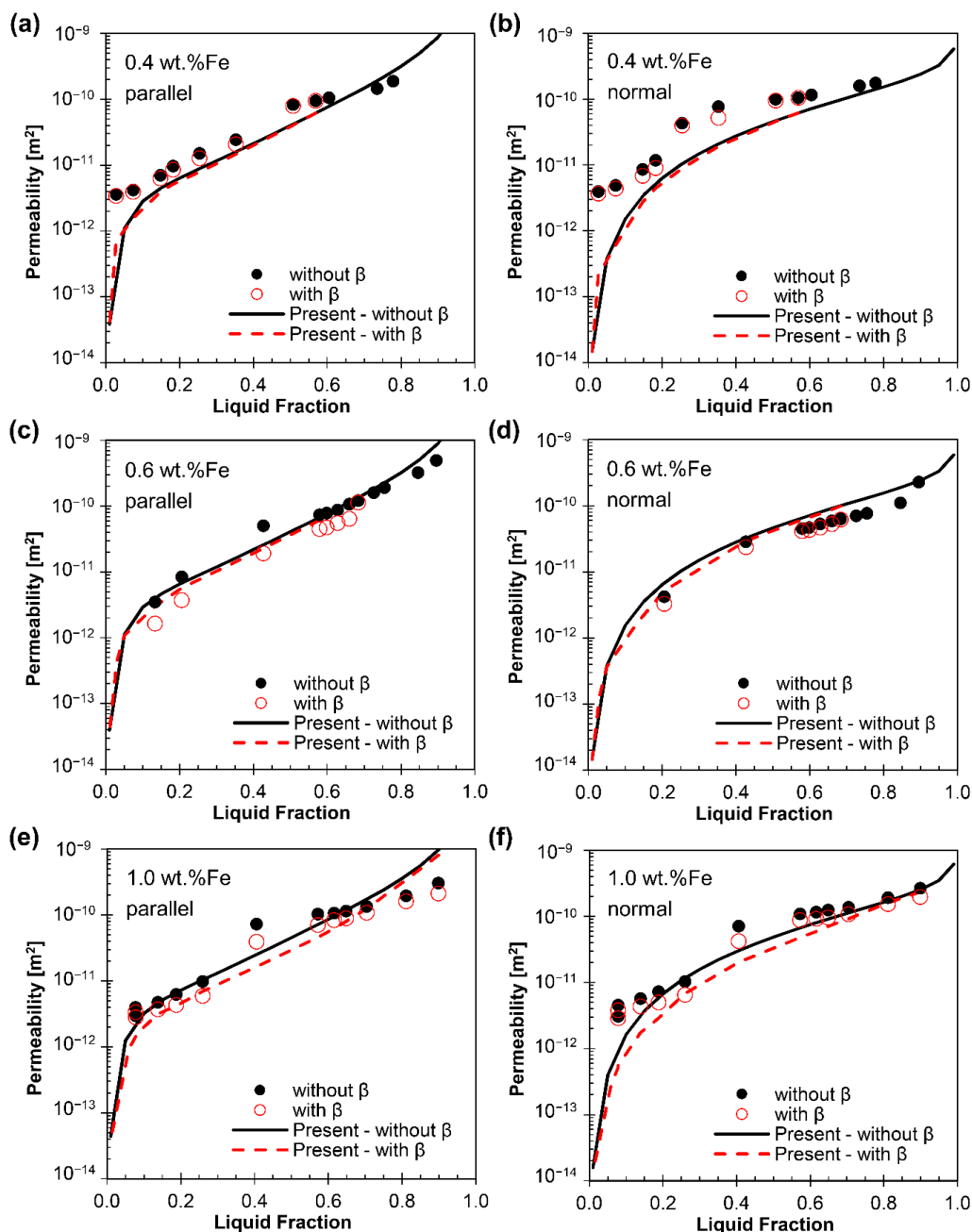
ผลการเปรียบเทียบค่าความสามารถในการซึมผ่านในกรณีที่มีเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ในโครงสร้าง ดังแสดงในรูปที่ 85 พบว่า ค่าความสามารถในการซึมผ่านที่คำนวณได้จากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ใกล้เคียงกับค่าที่ได้จากการทดลองผ่านการจำลองทางคอมพิวเตอร์ ตลอดช่วงการแข็งตัว ทั้งทิศทางการไหลขนานและตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ ทุกส่วนผสมของเหล็กที่เจือปนในชิ้นงาน

จากผลความสามารถในการซึมผ่าน ที่ได้จากการทดลองผ่านการจำลองทางคอมพิวเตอร์ ดังแสดงในรูปที่ 85 พบว่า การลดลงเพิ่มเติมของค่าความสามารถในการซึมผ่าน จากผลของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ไม่ได้ลดลงเป็นเชิงเส้นตลอดการแข็งตัว คือ การลดลงไม่ได้ขึ้นกับสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi เท่านั้น แต่พบว่า การลดลงจะขึ้นกับสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi เทียบ

กับสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟสเดนไดรต์และเฟสอื่นด้วย  $\left( \frac{\beta f_I}{1 - f_{L,\alpha}} \right)$  หรือ  $\left( \frac{\beta f_I}{f_\alpha + f_{eut}} \right)$

ในช่วงแรกของการแข็งตัว ค่าความสามารถในการซึมผ่านที่ลดลงเพิ่มเติมจากผลของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi นั้น จะลดลงอย่างเห็นได้ชัด เนื่องจากสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi สูง เมื่อเปรียบเทียบกับสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟสเดนไดรต์ที่ยังน้อยอยู่ในช่วงแรก โดยเฉพาะชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนสูง มีสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi สูงมากตั้งแต่ช่วงแรกของการแข็งตัว และมีอุณหภูมิในการกำเนิดที่สูงขึ้น ทำให้ผลการลดลงของค่าความสามารถในการซึมผ่านจากผลของ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ยิ่งเห็นได้ชัดเจนขึ้น นอกจากนี้ ในช่วงหลังของการแข็งตัว สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi จะเริ่มคงที่ แต่สัดส่วนโดยปริมาตรของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้นสูงมาก โดยเฉพาะหลังจากกำเนิดโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน ทำให้ค่าความสามารถในการซึมผ่านที่ลดลงเป็นผลจากการขัดขวางโดยโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมและโครงสร้างยูเทคติก ร่วมกับเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi เป็นสาเหตุให้พจน์  $(1 - \beta f_I)$  ตามการเสนอของ

Puncreobutr ไม่สามารถทำนายการลดลงของค่าความสามารถในการซึมผ่านจากผลของเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ได้ตลอดช่วงของการแข็งตัว



รูปที่ 85 - เปรียบเทียบค่าความสามารถในการซึมผ่าน ที่ได้จากการทดลองผ่านการจำลองทางคอมพิวเตอร์ กับค่าที่ได้จากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ ดังสมการที่ (6) และ (7) ทั้งกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  สำหรับการไหลของน้ำโลหะในทิศทาง (a, c, e) ขนานและ (b, d, f) ตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ระหว่างการแข็งตัว ของชิ้นงานที่มีเหล็กเจือปนร้อยละ (a-b) 0.4, (c-d) 0.6 และ (e-f) 1.0 โดยน้ำหนัก

เพราะฉะนั้น การลดลงของค่าความสามารถในการซึมผ่านจากผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงขึ้นกับสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เทียบกับสัดส่วนโดยปริมาตรของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมและเฟสอื่นที่แข็งตัวแล้ว ณ อุณหภูมินั้น ๆ จึงจะสามารถทำนายได้ตลอดช่วงของการแข็งตัว และใช้ได้กับทุกส่วนผสม ที่มีสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และอุณหภูมิในการกำเนิดเฟสต่างกัน

นอกจากค่าความสามารถในการซึมผ่านที่ลดลงจากผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะลดลงไม่เป็นความสัมพันธ์แบบเชิงเส้น (linear) แล้วนั้น ยังพบว่า การลดลงไม่เป็นความสัมพันธ์แบบยกกำลัง (power law) ด้วยเช่นกัน เป็นเหตุให้ในการศึกษานี้ กำหนดให้ พจน์จากผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่

แสดงด้วย  $\left(\frac{\beta_{f_i}}{1-f_{i,\alpha}}\right)^{\frac{1}{f_s}}$  มีเลขยกกำลังที่เป็นผลจากความซับซ้อน (complexity) ของช่องทางเดินของน้ำโลหะ ซึ่งความซับซ้อนนี้จะขึ้นกับสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟสของแข็งทั้งหมด ( $f_s$ ) ที่เปลี่ยนแปลงไประหว่างแข็งตัว ในช่วงแรกที่สัดส่วนโดยปริมาตรของน้ำโลหะยังสูง ช่องทางเดินของน้ำโลหะจะมีขนาดกว้าง เมื่อมีผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เข้ามาในช่องระหว่างแขนของเดนไดรต์ ความซับซ้อนจึงสูงขึ้นอย่างมาก ค่าความสามารถในการซึมผ่านจากผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงลดลงอย่างรวดเร็ว แต่เมื่อเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิแข็งตัวมากขึ้น ความซับซ้อนของช่องทางเดินของน้ำโลหะที่เกิดจากผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะยิ่งลดลง โดยเฉพาะหลังจากโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนกำเนิดขึ้นในช่องแขนระหว่างเดนไดรต์ เนื่องจากผลของการมีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในช่องทางเดินของน้ำโลหะไม่ได้ทำให้ความซับซ้อนเพิ่มขึ้นมาก เมื่อเปรียบเทียบกับกรณีที่ช่องทางเดินของน้ำโลหะแคบลงและซับซ้อนมากขึ้นจากโครงสร้างเดนไดรต์และโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน ทำให้ค่าความสามารถในการซึมผ่านจากผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะไม่ลดลงอย่างรวดเร็วในช่วงหลังของการแข็งตัว (ค่าเลขยกกำลังเข้าใกล้ 1) ทำให้ค่าความสามารถในการซึมผ่านระหว่างกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะยิ่งแตกต่างกันน้อยลง สอดคล้องกับผลการศึกษาในหัวข้อที่ผ่านมา

กล่าวโดยสรุปคือ พจน์จากผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และค่าตัวแปรที่ได้จากการศึกษา เมื่อนำมาใช้ปรับปรุงแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Blake-Kozeny สามารถแก้ปัญหาการทำนายที่คลาดเคลื่อนจากผลของการกำเนิดโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน และจากผลของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนที่ต่างกัน ได้ โดยสามารถใช้ทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านทั้งการไหลของน้ำโลหะในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์ได้ดี ตลอดช่วงของการแข็งตัว ทั้งในกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  นอกจากนี้ พจน์จากผลของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ ยังสามารถนำมาประยุกต์ใช้เพื่อทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่าน ของโครงสร้างระหว่างการแข็งตัวที่มีลักษณะเป็น columnar ในโลหะชนิดอื่น ๆ ได้อีกด้วย

### 4.3 ผลของการปรับปรุงสภาพเกรนต่อการกำเนิดและเติบโตของโครงสร้างจุลภาค

เพื่อศึกษาผลของการปรับปรุงสภาพเกรนจากการเติม grain refiner ระบบ Al-5Ti-1B ในโลหะอะลูมิเนียมผสม ต่อโครงสร้างจุลภาคที่เปลี่ยนแปลงไปภายหลังการแข็งตัว รวมถึงพฤติกรรมในการกำเนิดและเติบโตของเฟสต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัว และทำการเปรียบเทียบกับกรณีที่ไม่เติม grain refiner ในการศึกษาครั้งนี้ จึงได้ใช้เทคนิค in situ X-ray tomography ถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาค 3 มิติในการศึกษาวิวัฒนาการของการกำเนิดและเติบโตของเฟสต่าง ๆ รวมถึงอิทธิพลของเกรนที่ถูกปรับปรุงสภาพต่อการกำเนิดและเติบโตของเฟสอื่น ๆ โดยเฉพาะเฟสสารประกอบเชิงโลหะ

#### 4.3.1. ผลของการปรับปรุงสภาพเกรนต่ออุณหภูมิในการกำเนิดเฟส

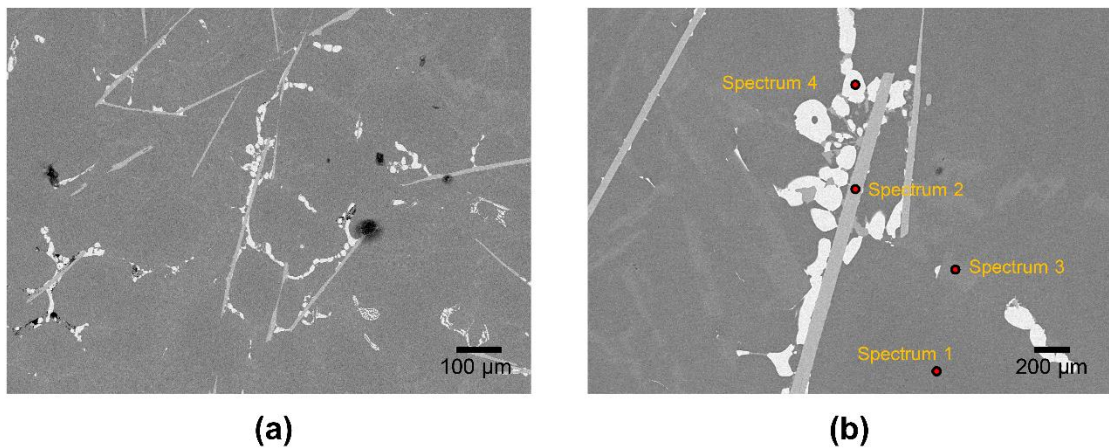
เมื่อนำผลการศึกษาอุณหภูมิในการกำเนิดเฟสต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัว ด้วยเทคนิค in situ X-ray tomography ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ทั้งในกรณีที่ไม่เติม grain refiner (NGR) และเติม grain refiner (GR) มาเปรียบเทียบกับอุณหภูมิที่วัดได้จากการทดสอบด้วยเทคนิค DSC และการคำนวณทางเทอร์โมไดนามิกส์ ดังสรุปในตารางที่ 5 พบว่า ลำดับในการเกิดเฟสสอดคล้องกันทุกเทคนิค แต่มีความแตกต่างของอุณหภูมิในการกำเนิดเฟสระหว่างเทคนิคเพียงเล็กน้อย โดยในกรณีที่ไม่เติม grain refiner อุณหภูมิในการกำเนิดเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิและเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะเพิ่มขึ้นเล็กน้อยจากผลของการปรับปรุงสภาพเกรนเมื่อเปรียบเทียบกับกรณีที่ไม่เติม grain refiner โดยเฉพาะเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิ เนื่องจาก การเติม grain refiner ระบบ Al-5Ti-1B สำหรับโลหะอะลูมิเนียมผสม จะสนับสนุนการกำเนิดแบบ heterogeneous ทำให้อุณหภูมิ undercooling ลดลง โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมจึงเริ่มกำเนิดที่อุณหภูมิสูงขึ้น สอดคล้องกับการศึกษาโดยการวิเคราะห์ทางความร้อน (thermal analysis assessment) ในอดีต [36] นอกจากนี้ มีการศึกษาอื่น ๆ เพิ่มเติมว่า อนุภาค  $\text{TiB}_2$  จากผลของการเติม grain refiner ระบบนี้สามารถทำหน้าที่เป็น heterogeneous nucleation site ให้กับเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ได้ เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงควรจะกำเนิดที่อุณหภูมิสูงขึ้น [47, 48] แต่อย่างไรก็ตาม จากการศึกษาพบว่า อุณหภูมิในการกำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ไม่ได้เพิ่มขึ้นอย่างชัดเจนเมื่อเติม grain refiner จึงไม่สามารถยืนยันข้อสรุปดังกล่าวได้

ตารางที่ 5 - ผลเปรียบเทียบอุณหภูมิในการกำเนิดเฟสต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัว ด้วยเทคนิคต่าง ๆ ทั้งกรณีที่ไม่เติม (NGR) และเติม grain refiner (GR) ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 และ 1.0 โดยน้ำหนัก

Nucleation Phase	0.6%Fe					1.0%Fe				
	No Grain Refiner		Grain Refiner		ThermoCal	No Grain Refiner		Grain Refiner		ThermoCal
	Observation	DSC	Observation	DSC		Observation	DSC	Observation	DSC	
Primary Dendrite	596±1	598	602±1	601	600	597±1	598	602±1	603	599
β-Intermetallics	578±1	573	581±1	576	580	592±1	593	595±1	596	587
Al-Si Eutectic	561±1	565	564±1	561	565	563±1	560	565±1	562	565
Al <sub>2</sub> Cu	-	507	-	511	505	-	515	-	518	505

#### 4.3.2. ผลการศึกษาโครงสร้างจุลภาคแบบ 2 มิติ หลังการแข็งตัว ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

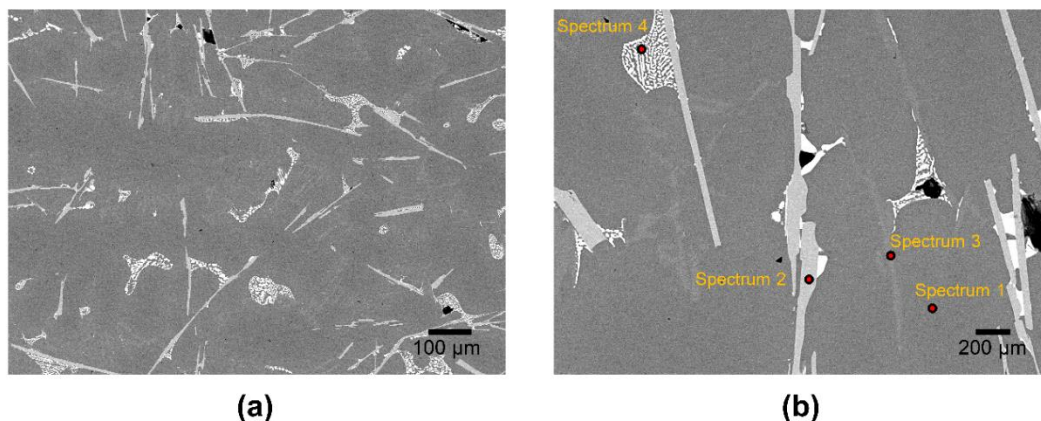
การศึกษาโครงสร้างจุลภาคแบบ 2 มิติ ภายหลังจากการแข็งตัว เพื่อยืนยันเฟสที่เกิดขึ้นในโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 และ 1.0 โดยน้ำหนัก เมื่อมีการเติม grain refiner ร่วมด้วย แสดงไว้ในรูปที่ 86 และ 87 ตามลำดับ ผลการศึกษาในทั้งสองส่วนผสม พบว่า มีเฟสที่กำเนิดขึ้นทั้งหมด 4 เฟส คือ (1) เฟสเนื้อพื้นของอะลูมิเนียม (2) เฟสสารประกอบเชิงโลหะที่มีลักษณะเป็นเข็ม (3) เฟสซิลิกอน มีลักษณะเป็นแท่งกระจายทั่วเนื้อพื้น และมีสีที่ใกล้เคียงกับเนื้อพื้น และ (4) เฟส Al<sub>2</sub>Cu มีลักษณะเป็นก้อนสีขาว และมักกำเนิดในบริเวณที่มีเฟสสารประกอบเชิงโลหะ จากผลของการสะสมปริมาณธาตุทองแดงที่ละลายในน้ำโลหะบริเวณใกล้เฟสสารประกอบเชิงโลหะ หรือบริเวณที่แข็งตัวสุดท้าย เมื่อทำการตรวจสอบส่วนประกอบทางเคมีด้วยเทคนิค Energy-Dispersive X-ray spectroscopy (EDS) ในตำแหน่งของทั้ง 4 เฟส ดังแสดงในตารางที่ 86(c) และ 87(c) สามารถยืนยันส่วนผสมทางเคมีของเฟสต่างๆที่ปรากฏ รวมทั้งสามารถยืนยันได้ว่าสารประกอบเชิงโลหะที่มีลักษณะเป็นเข็ม มีสูตรโครงสร้าง β-Al<sub>5</sub>FeSi สอดคล้องกับผลการศึกษาในอดีต [1, 2]



(c)

Spectrum	Composition (%atomic)			
	Al	Si	Fe	Cu
Spectrum 1	100.00	0.00	0.00	0.00
Spectrum 2	63.50	19.40	17.09	0.00
Spectrum 3	1.31	98.69	0.00	0.00
Spectrum 4	73.61	1.97	0.00	24.41

รูปที่ 86 - โครงสร้างจุลภาคหลังการแข็งตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่ส่วนผสมของเหล็กของเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ในกรณีของการเติม grain refiner โดยศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ที่กำลังขยาย (a) 100 เท่า และ (b) 400 เท่า และ (c) แสดงส่วนประกอบทางเคมี (โดยอะตอม) ณ บริเวณต่าง ๆ จากรูป (b) ด้วยเทคนิค Energy-dispersive X-ray spectroscopy



(c)

Spectrum	Composition (%atomic)			
	Al	Si	Fe	Cu
Spectrum 1	100.00	0.00	0.00	0.00
Spectrum 2	64.08	19.03	16.88	0.00
Spectrum 3	0.86	99.14	0.00	0.00
Spectrum 4	88.74	0.00	0.00	11.26

**รูปที่ 87** - โครงสร้างจุลภาคหลังการแข็งตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่ส่วนผสมของเหล็กของเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก ในกรณีของการเติม grain refiner โดยศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ที่กำลังขยาย (a) 100 เท่า และ (b) 400 เท่า และ (c) แสดงส่วนประกอบทางเคมี (โดยอะตอม) ณ บริเวณต่าง ๆ จากรูป (b) ด้วยเทคนิค Energy-dispersive X-ray spectroscopy

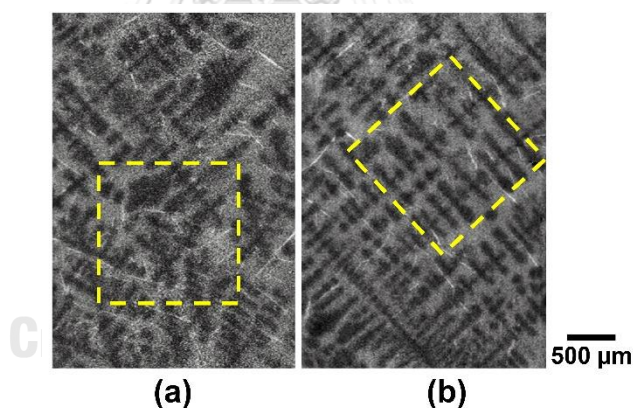
เฟสที่กำเนิดขึ้นทั้ง 4 เฟสนี้ มีสูตรโครงสร้างและลักษณะพื้นฐานวิทยาหลังการแข็งตัวที่ปรากฏในภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค 2 มิติ เหมือนกันกับผลการศึกษาโลหะอะลูมิเนียมเกรดนี้ ในกรณีที่ไม่เติม grain refiner ตามที่ได้อภิปรายในส่วนก่อนหน้า นั้นหมายความว่า ผลของ grain refiner ไม่ส่งผลต่อชนิดและพื้นฐานวิทยาของเฟสที่กำเนิดขึ้น ทั้งในส่วนผสมที่มีเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 หรือ 1.0 โดยน้ำหนัก

#### 4.3.3. ผลการศึกษาโครงสร้างจุลภาคแบบ 3 มิติ ระหว่างการแข็งตัว ด้วยเทคนิค X-ray tomography

##### 4.3.3.1 ชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ที่เติม grain refiner

โครงสร้างจุลภาคตัดขวางแนวตั้งจากข้อมูลภาพถ่าย 3 มิติโดยเทคนิค in situ X-ray tomography ในรูปที่ 88 แสดงโครงสร้างจุลภาคกึ่งแข็งกึ่งเหลวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียม

ผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก โดยที่ความแตกต่างของแต่ละเฟส สามารถแยกแยะได้อย่างชัดเจนจากระดับสีที่แตกต่างกัน คือ โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมมีสีเทาเข้ม และเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi มีสีขาว เมื่อเปรียบเทียบลักษณะโครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข็งตัวในกรณีที่มี grain refiner ดังรูปที่ 88(a) กับกรณีที่ไม่เติม grain refiner ดังรูปที่ 88(b) จะพบว่า กรณีที่มี grain refiner พบโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมมีลักษณะแบบ equiaxed ทั้งหมด 3 เกรน (ดังแสดงในรูปที่ 89) สังเกตได้จากทิศทางในการกำเนิดและเติบโตที่อิสระจากกัน แต่ในกรณีที่ไม่เติม grain refiner พบว่าโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมมีลักษณะแบบ columnar เพียงแค่ 1 เกรนเท่านั้น โดยแขนของเดนไดรต์จัดเรียงตัวในทิศทางที่ขนานกับชิ้นงาน ดังรูปที่ 88(b) ทำให้สรุปได้ว่า การเติม grain refiner ส่งผลโดยตรงต่อการปรับปรุงสภาพเกรน ซึ่งการที่โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมกำเนิดและเติบโตเป็นลักษณะ equiaxed นั้น เป็นผลมาจากอนุภาค TiB<sub>2</sub> (ที่มีชั้นของ Al<sub>3</sub>Ti เกาะอยู่) ในน้ำโลหะที่มาจากกรณีเติม grain refiner ระบบ Al-5Ti-1B ทำหน้าที่เป็น heterogeneous nucleation site ให้แก่การกำเนิดโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม [26, 31]

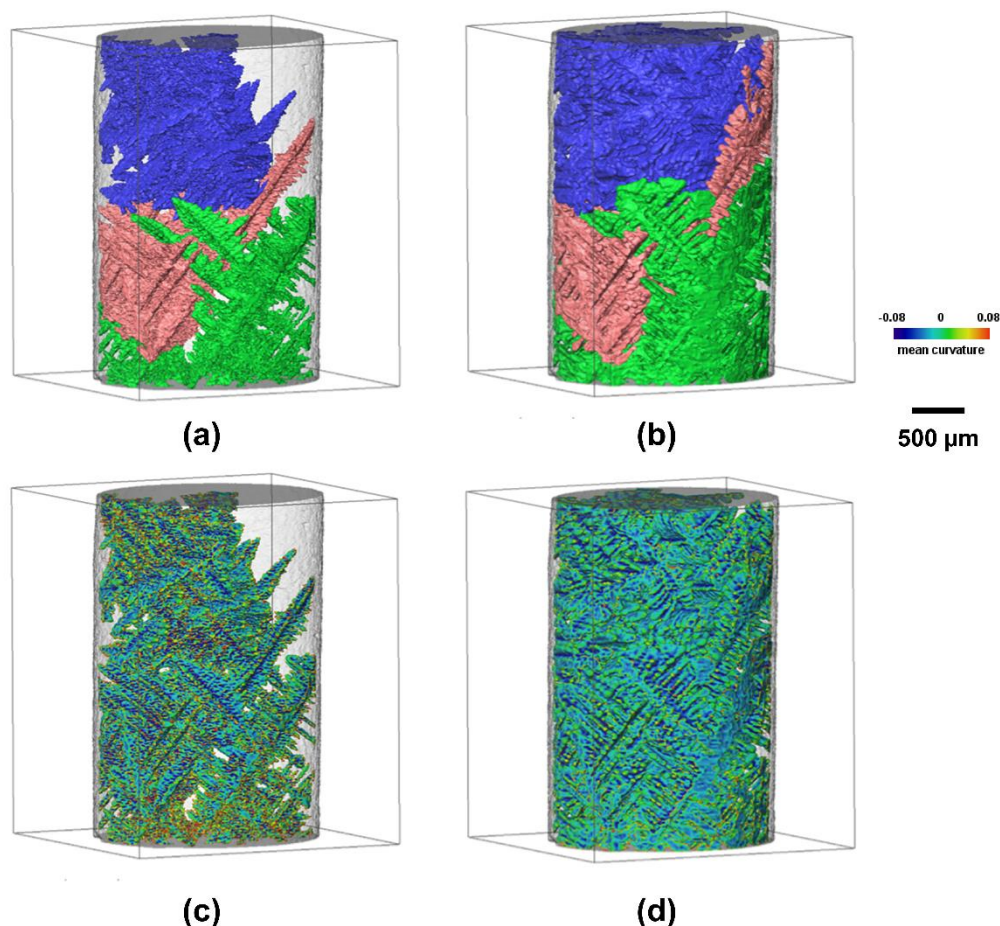


**รูปที่ 88** - โครงสร้างจุลภาคตัดขวางแนวตั้งระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ระหว่าง (a) เติม และ (b) ไม่เติม grain refiner โดยแสดงโครงสร้างจุลภาคที่สัดส่วนของแข็ง (a) 0.35 ( $577\pm 1^{\circ}\text{C}$ ) และ (b) 0.33 ( $575\pm 1^{\circ}\text{C}$ ) กรอบสี่เหลี่ยมแสดงบริเวณที่ถูกเลือกเพื่อทำการศึกษา

เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข็งตัวในกรณีที่มี grain refiner พบว่าโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม มีลักษณะแบบ equiaxed โดยพบว่าจุดกำเนิดของทั้ง 3 เกรนอยู่ใกล้กับผนังของชิ้นงาน (รูปที่ 89(a)) ในระหว่างการแข็งตัว โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมแต่ละเกรนจะเติบโตขึ้น จนกระทั่งชนกัน (รูปที่ 89(b)) โดยในการทดลองนี้ไม่พบ



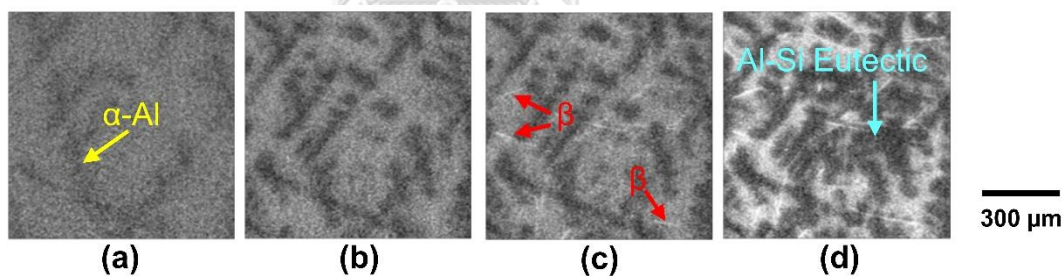
เกรนใหม่กำเนิดขึ้น เมื่อทำการคำนวณค่า local mean curvature ของโครงสร้างเดนไดรต์ในแต่ละบริเวณ ดังแสดงในรูปที่ 89(c, d) ทำให้สามารถอธิบายถึงความเร็วในการเติบโตของโครงสร้างเดนไดรต์จากผลของ curvature ได้ โดยในบริเวณปลายของเดนไดรต์ (dendrite tips) ที่ mean curvature สูงจะเติบโตด้วยความเร็วสูงกว่าบริเวณที่ mean curvature ต่ำกว่า



**รูปที่ 89** – ข้อมูลในรูปแบบ 3 มิติแสดงโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมทั้งชิ้นงานระหว่างการแข็งตัว ความแตกต่างของสี (a, b) เพื่อแยกแยะเกรนทั้งหมด 3 เกรน และ (c,d) ขึ้นกับ local curvature โดยแสดงที่อุณหภูมิ (a, c)  $596 \pm 1^\circ\text{C}$  และ (b, d)  $582 \pm 1^\circ\text{C}$

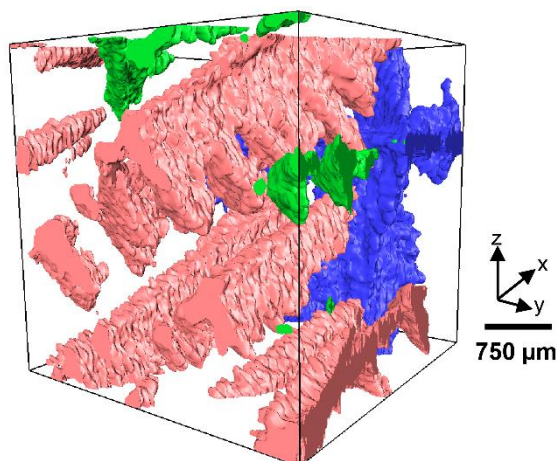
ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค 3 มิติของชิ้นงานทรงกระบอกระหว่างการแข็งตัวที่ได้จากเทคนิค in situ X-ray tomography จะถูกเลือกบริเวณ (subvolume) ที่แสดงถึงโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed ได้ดี (กรอบสี่เหลี่ยมในรูปที่ 88(a)) ขนาด  $400 \times 400 \times 400 \text{ voxels}^3$  เท่ากันกับการศึกษาในกรณีที่ไม่เติม grain refiner ในหัวข้อก่อนหน้า เพื่อเป็นตัวแทนในการวิเคราะห์ผลการกำเนิดและเติบโตของแต่ละเฟส และเพื่อลดขนาดของข้อมูลสำหรับการจำลองการไหลของน้ำโลหะต่อไป

วิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคตัดขวางระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก เมื่อเติม grain refiner แสดงไว้ในรูปที่ 90(a-d) ที่อุณหภูมิ 602±1, 585±1, 581±1 และ 564±1°C ตามลำดับ เฟสแรกๆที่พบคือเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิซึ่งมีสีเข้มกว่าน้ำโลหะ ลักษณะโครงสร้างเดนไดรต์เป็น equiaxed ดังรูปที่ 90(a) เมื่ออุณหภูมิลดลง โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมเติบโตขึ้น ทำให้เกิดการผลึกอะตอมของธาตุทองแดงละลายเข้าสู่ น้ำโลหะมากขึ้น จึงยังเกิดความแตกต่างของระดับสีระหว่างเฟส จากผลของ X-ray attenuation ดังรูปที่ 90(b) เมื่ออุณหภูมิลดลงมากขึ้น พบการกำเนิดและเติบโตของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ที่มีลักษณะสัณฐานวิทยาเป็นเข็ม ดังรูปที่ 90(c) หลังจากนั้นพบการกำเนิดขึ้นของโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน ในรูปที่ 90(d) และเฟส Al<sub>2</sub>Cu ที่กำเนิดขึ้นในช่วงสุดท้ายของการแข็งตัว (ไม่ได้แสดงไว้) ผลการทดลองจากเทคนิค in situ X-ray tomography ยืนยันได้ว่าการกำเนิดเฟสของโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรดนี้เมื่อเติม grain refiner จะมีลำดับในการกำเนิดเฟสเช่นเดียวกันกับกรณีที่ไม่เติม grain refiner ในขณะที่อุณหภูมิกำเนิดเฟสแตกต่างกันเล็กน้อย ดังแสดงในตารางที่ 5 ซึ่งปฏิกริยาและลำดับของการกำเนิดเฟสสอดคล้องกับการศึกษาอื่น ๆ ในอดีตของโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรดเดียวกันที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนแตกต่างกัน [3, 14]



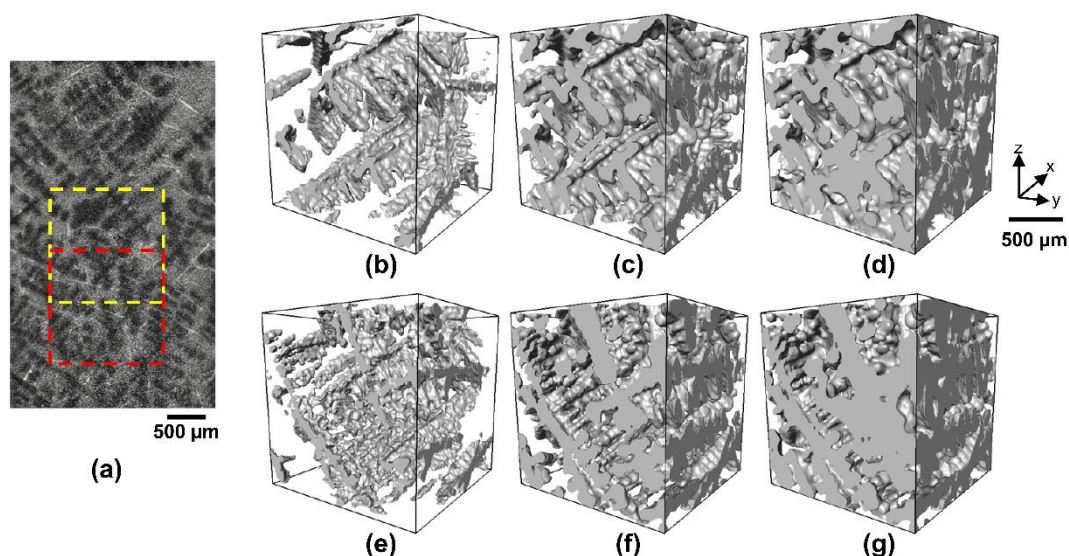
รูปที่ 90 - วิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคตัดขวางระหว่างการแข็งตัวในบริเวณที่ถูกเลือกเพื่อทำการศึกษา ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก เมื่อเติม grain refiner รวมด้วย โดยแสดงที่สัดส่วนปริมาตรของแข็ง 0.08, 0.28, 0.31 และ 0.56 ตามลำดับ

รูปที่ 91 แสดงโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมในรูปแบบ 3 มิติ ณ อุณหภูมิแรกที่พบการกำเนิดของเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิ (อุณหภูมิเดียวกันกับรูปที่ 90(a)) พบว่า โครงสร้างเดนไดรต์ภายในบริเวณที่ถูกเลือกเพื่อทำการศึกษ เป็นบริเวณร่วมกันระหว่าง 3 เกรน และครอบคลุมบริเวณที่ทั้ง 3 เกรนมาชนกัน ซึ่งเป็นบริเวณส่วนตรงกลางของชิ้นงานทรงกระบอก ดังแสดงในรูปที่ 88(a)



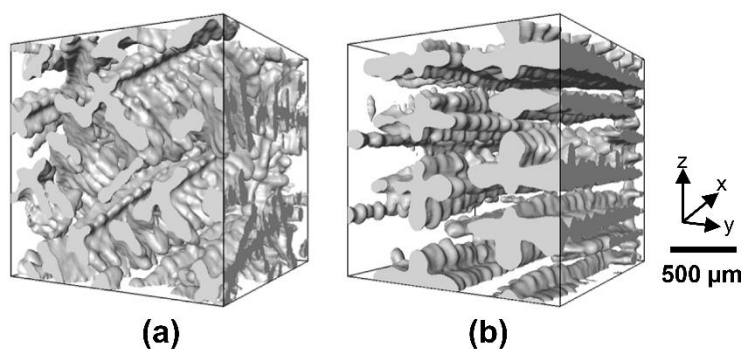
**รูปที่ 91** – ข้อมูลในรูปแบบ 3 มิติแสดงโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมระหว่างการแข็งตัวในกรณีที่ไม่เติม grain refiner โดยพิจารณาในบริเวณที่ถูกเลือกเพื่อทำการศึกษา ณ อุณหภูมิ  $596 \pm 1^\circ\text{C}$  และความแตกต่างของสีบ่งบอกเกรนที่แตกต่างกัน

รูปที่ 92 แสดงข้อมูลภาพถ่าย 3 มิติของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมระหว่างการแข็งตัว โดยในงานวิจัยนี้เลือกทำการศึกษาใน 2 บริเวณ ดังรูปที่ 92(a) เพื่อยืนยันว่าบริเวณที่เลือกศึกษาเป็นตัวแทนของทั้งชิ้นงาน เมื่อพิจารณาบริเวณที่ 1 (กรอบสี่เหลี่ยมของชิ้นงานดังรูปที่ 92(a)) พบว่า ลักษณะสัณฐานวิทยาของโครงสร้างเดนไดรต์เป็น equiaxed ที่เติบโตขึ้นเมื่ออุณหภูมิลดต่ำลง โดยจะสังเกตเห็นว่าช่องว่างระหว่างแขนของเดนไดรต์ของโครงสร้าง equiaxed มีความซับซ้อนมากกว่าโครงสร้าง columnar (ในกรณีที่ไม่เติม grain refiner) ดังแสดงในรูปที่ 93 โดยเฉพาะอย่างยิ่งบริเวณที่เป็นรอยต่อระหว่างเกรน เมื่อโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนกำเนิดขึ้นที่อุณหภูมิ  $564 \pm 1^\circ\text{C}$  ดังรูปที่ 92(d) โครงสร้างยูเทคติกจะกำเนิดอย่างเต็มที่ภายในช่องแขนของเดนไดรต์อย่างเห็นได้ชัด ทำให้สัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว ซึ่งมีลักษณะเช่นเดียวกับกับชิ้นงานที่ไม่เติม grain refiner เมื่อพิจารณาบริเวณที่ 2 (กรอบสีแดงของชิ้นงานดังรูปที่ 92(a)) พบว่าลักษณะโครงสร้างเดนไดรต์และโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนมีพฤติกรรมการกำเนิดและเติบโตเช่นเดียวกับกับบริเวณที่ 1 และมีสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรใกล้เคียงกันกับบริเวณที่ 1 ตลอดช่วงของการแข็งตัว



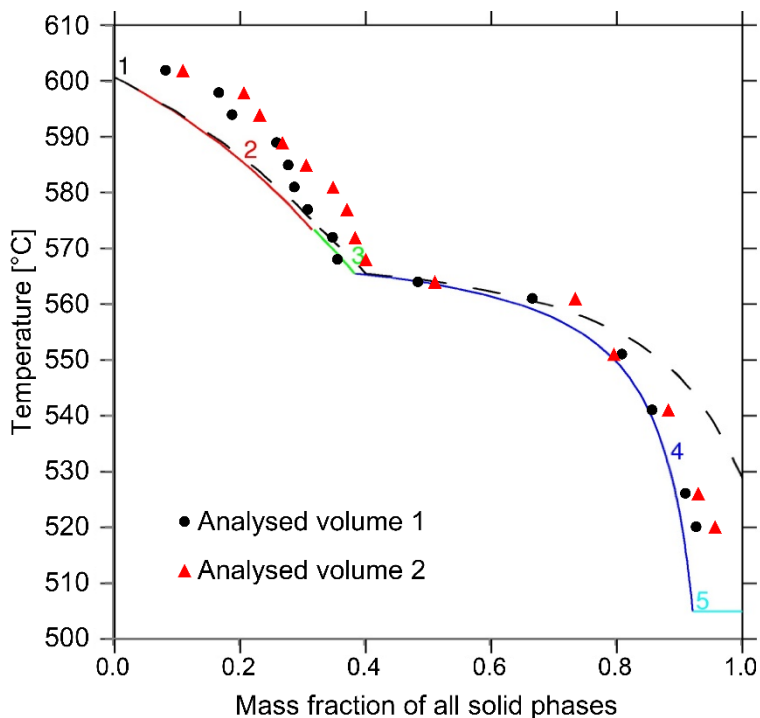
รูปที่ 92 – ข้อมูลในรูปแบบ 3 มิติแสดงโครงสร้างอะลูมิเนียมเดนไดรต์ระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก เมื่อเติม grain refiner ร่วมด้วย โดยที่ (b-d) ถูกเลือกเพื่อศึกษาจากบริเวณที่ 1 (กรอบสีเหลือง) และ (e-g) บริเวณที่ 2 (กรอบสีแดง) ขนาด  $400 \times 400 \times 400 \text{ voxels}^3$  ที่อุณหภูมิ (b, e)  $602 \pm 1^\circ\text{C}$ , (c, f)  $581 \pm 1^\circ\text{C}$  และ (g, d)  $564 \pm 1^\circ\text{C}$

รูปที่ 93 แสดงข้อมูลภาพถ่ายในรูปแบบ 3 มิติ ของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมในโครงสร้างจุลภาคกึ่งแข็งกึ่งเหลว ระหว่างกรณีที่มีและไม่มีผลของ grain refiner พบลักษณะสัณฐานวิทยาของโครงสร้างที่แตกต่างกันอย่างเห็นได้ชัด โดยรูป 93(a) ซึ่งแสดงลักษณะสัณฐานวิทยาของโครงสร้างเดนไดรต์เป็น equiaxed และรูปที่ 93(b) แสดงลักษณะโครงสร้างเดนไดรต์เป็น columnar ที่แขนของเดนไดรต์เรียงตัวขนานกันกับทิศทางแกน x ทั้งนี้สัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรของทั้งสองโครงสร้างมีค่าใกล้เคียงกัน ( $f_s \sim 0.28 \pm 0.1$ ) แต่ช่องว่างระหว่างแขนของเดนไดรต์ในโครงสร้างลักษณะ equiaxed จะมีความซับซ้อนกว่ามาก โดยเฉพาะบริเวณรอยต่อระหว่างเกรน



**รูปที่ 93** - เปรียบเทียบโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมที่แสดงผลเป็น 3 มิติระหว่างการแข็งตัว ทั้งในกรณี (a) เดิม และ (b) ไม่เติม grain refiner โดยพิจารณาที่อุณหภูมิ (a)  $585 \pm 1^\circ\text{C}$  และ (b)  $582 \pm 1^\circ\text{C}$  ซึ่งเป็นอุณหภูมิก่อนการกำเนิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะ

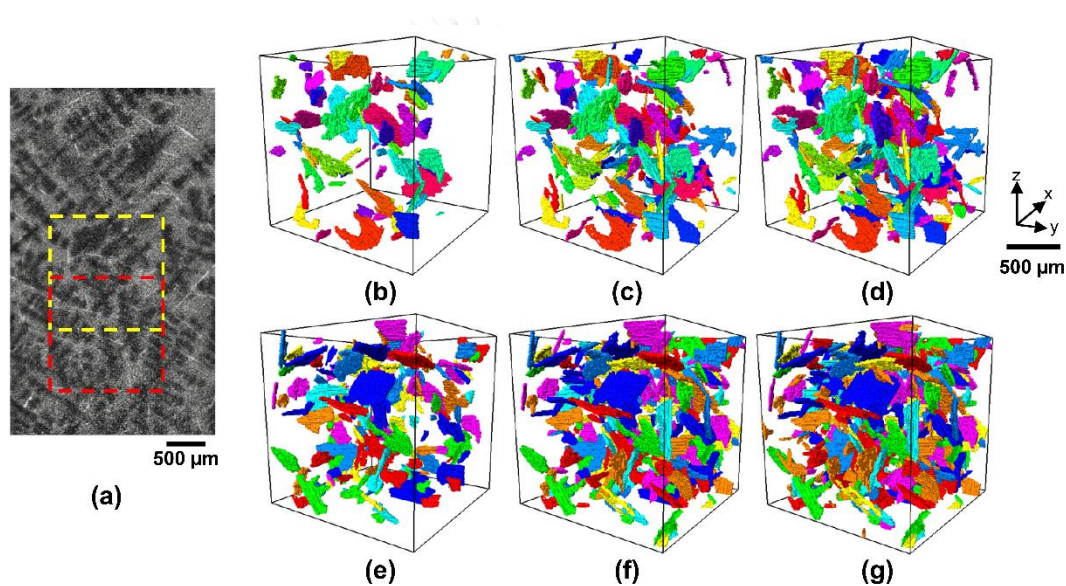
เมื่อวิเคราะห์เปรียบเทียบสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรของโครงสร้างเดนไดรต์ตลอดช่วงของการแข็งตัว กับแบบจำลอง Equilibrium solidification (Lever rule) และแบบจำลอง Scheil solidification ดังรูปที่ 94 พบว่า สัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรในช่วงแรกของการแข็งตัวจะสูงกว่า ค่าที่คำนวณได้จากแบบจำลอง เป็นผลจากการปรับปรุงสภาพเกรน ที่มี  $\text{TiB}_2$  เป็น heterogeneous nucleation site ในการกำเนิด ทำให้ในช่วงแรก สัดส่วนของแข็งของโครงสร้างเดนไดรต์มากขึ้นกว่าค่าที่คำนวณได้จากแบบจำลองหรือกรณีที่ไม่มี  $\text{TiB}_2$  เป็นอนุภาคที่เอื้อต่อการกำเนิดและเติบโต นอกจากนี้ จากผลของอุณหภูมิกำเนิดเฟสที่เพิ่มขึ้น ทำให้โครงสร้างเดนไดรต์มีระยะเวลาในการกำเนิดและเติบโตได้สัดส่วนโดยปริมาตรมากกว่าเดิม เมื่อเปรียบเทียบ ณ อุณหภูมิเดียวกัน แต่อย่างไรก็ตาม หลังจากผ่านช่วงแรกของการกำเนิดและเติบโต สัดส่วนของแข็งของโครงสร้างเดนไดรต์จะใกล้เคียงกับค่าที่คำนวณได้จากแบบจำลอง เมื่อพิจารณาสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตร ภายในบริเวณที่ทำการศึกษาทั้ง 2 บริเวณ พบว่า มีค่าใกล้เคียงกันตลอดช่วงของการแข็งตัว ทำให้ยืนยันว่าบริเวณที่ทำการศึกษามีการใช้เป็นตัวแทนของชิ้นงานได้



**รูปที่ 94** - ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิระหว่างการแข็งตัวและสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตร ภายในบริเวณที่ทำการศึกษาทั้ง 2 บริเวณ ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก เมื่อเติม grain refiner ร่วมด้วย เปรียบเทียบกับค่าที่ได้จากแบบจำลอง Equilibrium (เส้นประ) และ Scheil solidification (เส้นทึบ)

เมื่อพิจารณาโครงสร้าง 3 มิติของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่มีการเติม grain refiner ดังแสดงในรูปที่ 95 พบว่าลักษณะสัณฐานวิทยาของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เป็นแผ่น (plate-like) ที่มีทิศทางการจัดเรียงตัวในแต่ละแผ่นแตกต่างกันออกไป โดยไม่พบลักษณะสัณฐานวิทยาอื่น เช่น Chinese script ดังที่พบในโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนจากการศึกษาที่ผ่านมา [8] นั้นหมายความว่า การเติม grain refiner เพื่อให้ส่งผลต่อการปรับปรุงสภาพเกรน จะเปลี่ยนลักษณะสัณฐานวิทยาของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม แต่จะไม่ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงลักษณะสัณฐานวิทยาของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ (สอดคล้องกับผลการวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ตามที่ได้กล่าวไปแล้ว) เมื่อพิจารณาลักษณะสัณฐานวิทยาและขนาดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในบริเวณที่ทำการศึกษาทั้ง 2 บริเวณ พบว่าไม่มีความแตกต่างกัน แต่ในบริเวณที่ 2 (กรอบสีแดงในรูปที่ 95(a)) มีสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในช่วงแรกสูงกว่าบริเวณที่ 1 (กรอบสีเหลือง ในรูปที่ 95(a)) ซึ่งเมื่อพิจารณาร่วมกันกับโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมทั้งชิ้นงาน

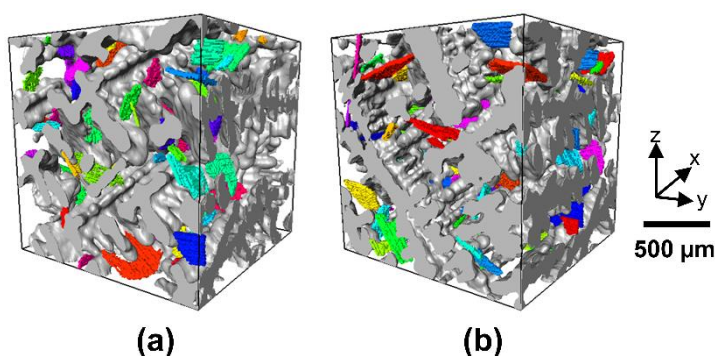
ระหว่างการเติบโต ดังรูปที่ 89(a, c) พบว่า การกำเนิดและเติบโตของเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิไม่เท่ากันตลอดทั้งชิ้นงาน โดยมีการกำเนิดและเติบโตในส่วนล่างของชิ้นงานทรงกระบอกเร็วกว่าส่วนบน (คาดว่าเป็ผลของการมี temperature gradient ภายในชิ้นงาน) จึงน่าจะเป็นสาเหตุให้สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในบริเวณที่ 2 มากกว่าบริเวณอื่นในช่วงแรก และบริเวณเหนือขึ้นไปจากบริเวณที่ 1 มีปริมาณที่น้อยกว่าปกติ ณ อุณหภูมิเดียวกัน แต่อย่างไรก็ตาม สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในช่วงหลังของการแข็งตัว ไม่แตกต่างอย่างมีนัยสำคัญ ด้วยเหตุผลดังกล่าว ในงานวิจัยนี้จึงเลือกข้อมูลจากบริเวณที่ 1 ซึ่งเป็นช่วงกลางของชิ้นงาน สำหรับการวิเคราะห์การกำเนิดและเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงปริมาณต่อไป



**รูปที่ 95** – ข้อมูลในรูปแบบ 3 มิติแสดงเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก เมื่อเติม grain refiner ร่วมด้วย โดยที่ (b-d) ถูกเลือกเพื่อศึกษาจากบริเวณที่ 1 (กรอบสีเหลือง) และ (e-g) บริเวณที่ 2 (กรอบสีแดง) ขนาด  $400 \times 400 \times 400 \text{ voxels}^3$  ที่อุณหภูมิ (b, e)  $581 \pm 1^\circ\text{C}$ , (c, f)  $577 \pm 1^\circ\text{C}$  และ (g, d)  $541 \pm 1^\circ\text{C}$  โดยที่สามารถแยกแยะแผ่นได้จากความแตกต่างของสี

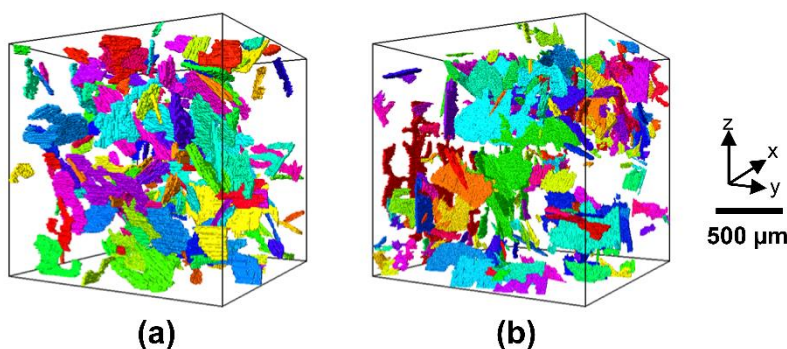
นอกจากนั้น เมื่อศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างการกำเนิดและเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ต่อโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม พบว่า เฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มักจะกำเนิดใกล้ ๆ หรือบนเฟสของอะลูมิเนียมปฐมภูมิภายในช่องว่างระหว่างแขนของเดนไดรต์ ดังรูปที่ 96 ซึ่งสอดคล้องกับการศึกษาในอดีต [15] แต่อย่างไรก็ตาม การจัดเรียงตัวของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$

แต่ละแผ่น ไม่มีทิศทางการจำเพาะภายในช่องแกนของเดนไดรต์และไม่พบทิศทางการจัดเรียงตัวจำเพาะของ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ต่อแกนทุติยภูมิของเดนไดรต์เช่นเดียวกัน ทั้งในบริเวณที่ 1 และ 2



**รูปที่ 96** - ข้อมูลในรูปแบบ 3 มิติแสดงการกำเนิดและเติบโตของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ภายในช่องแกนระหว่างเดนไดรต์ ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก เมื่อเติม grain refiner ร่วมด้วย ของทั้ง 2 บริเวณที่ทำการศึกษา ณ อุณหภูมิ  $581 \pm 1^\circ\text{C}$

เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบข้อมูลภาพถ่าย 3 มิติของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ระหว่างกรณีที่ได้และไม่เติม grain refiner ดังรูปที่ 97 ไม่พบความแตกต่างระหว่าง 2 ชิ้นงาน ทั้งลักษณะสัณฐานวิทยาและขนาดของแผ่น  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi รวมถึงไม่พบทิศทางการจัดเรียงตัวจำเพาะของแผ่น  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi อีกด้วย

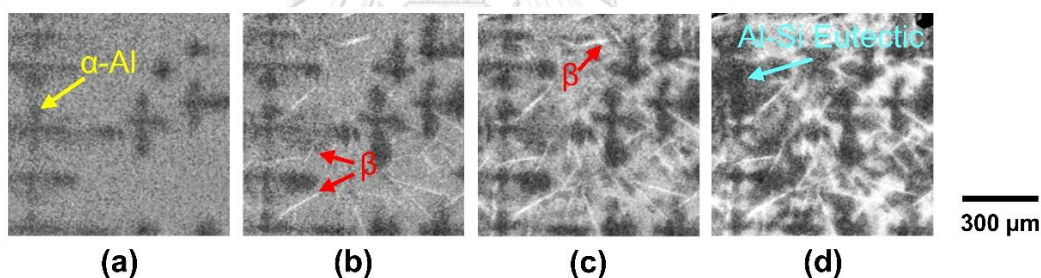


**รูปที่ 97** - เปรียบเทียบลักษณะสัณฐานวิทยาและขนาดของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ระหว่าง (a) เติม และ (b) ไม่เติม grain refiner ที่อุณหภูมิ (a)  $551 \pm 1^\circ\text{C}$  และ (b)  $550 \pm 1^\circ\text{C}$  ในช่วงสุดท้ายของการแข็งตัว โดยที่สามารถแยกแยะแผ่นได้จากความแตกต่างของสี

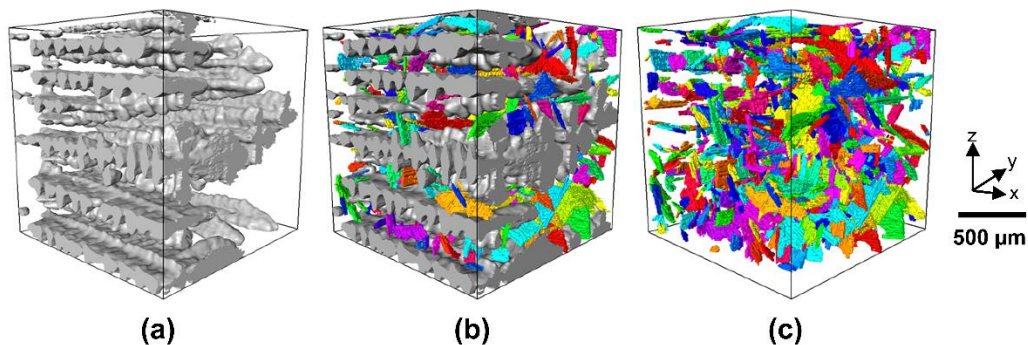


#### 4.3.3.2 ชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก ที่เติม grain refiner

พิจารณาภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคระหว่างการแข็งตัวของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอน และทองแดง ที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก ในกรณี que เติม grain refiner จากเทคนิค in situ X-ray tomography ดังรูปที่ 98 ที่บันทึกได้ ณ อุณหภูมิ  $598\pm 1^{\circ}\text{C}$ ,  $592\pm 1^{\circ}\text{C}$ ,  $567\pm 1^{\circ}\text{C}$  และ  $564\pm 1^{\circ}\text{C}$  พบว่า ลำดับในการกำเนิดเฟสเหมือนกันกับชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเท่ากันในกรณีที่ไม่เติม grain refiner และเหมือนกับชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.4 และ 0.6 โดยน้ำหนัก นอกจากนี้ยังสอดคล้องกับการศึกษาด้วยวิธีการคำนวณทางเทอร์โมไดนามิกส์อีกด้วย โดยเฟสแรกที่พบคือเฟสของอะลูมิเนียมปฐมภูมิ ซึ่งมีสีเทาเข้มกว่าบริเวณอื่นในรูปที่ 98(a) จากนั้นเมื่ออุณหภูมิลดต่ำลง พบการกำเนิดขึ้นของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_7\text{FeSi}$  ในรูปที่ 98(b) มีลักษณะสัณฐานวิทยาเป็นเข็มในภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคตัดขวางเช่นเดียวกับกรณีที่ไม่เติม grain refiner และเมื่ออุณหภูมิลดลงถึง  $564\pm 1^{\circ}\text{C}$  พบการกำเนิดของโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนที่เติบโตอย่างเต็มที่ภายในช่องแชนของเดนไดรต์ ดังรูปที่ 98(d)



รูปที่ 98 - วิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคตัดขวางระหว่างการแข็งตัวในบริเวณที่ถูกเลือกเพื่อทำการศึกษา ขนาด  $400\times 400$  voxels<sup>2</sup> ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีส่วนผสมเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก เมื่อเติม grain refiner ร่วมด้วย โดย (a-d) แสดงที่สัดส่วนปริมาตรของแข็ง 0.24, 0.29, 0.35 และ 0.56 ตามลำดับ

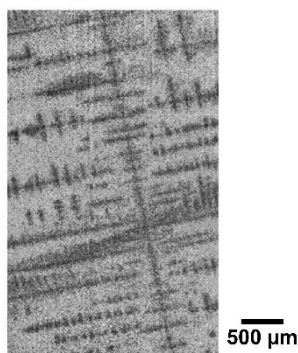


**รูปที่ 99** - ข้อมูลในรูปแบบ 3 มิติแสดง (a) โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม ณ อุณหภูมิเริ่มกำเนิด, (b) การกำเนิดและเติบโตของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ภายในช่องแชนระหว่างเดนไดรต์ และ (c) เฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในช่วงสุดท้ายของการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก เมื่อเติม grain refiner ร่วมด้วย โดยที่ (a-c) แสดงที่อุณหภูมิ  $598\pm 1$ ,  $592\pm 1$  และ  $564\pm 1^\circ\text{C}$  ตามลำดับ

พิจารณาลักษณะของโครงสร้างเดนไดรต์ในรูปแบบ 3 มิติ พบว่า โดยส่วนใหญ่มีลักษณะโครงสร้างเป็น columnar ที่แชนของเดนไดรต์เรียงตัวขนานกัน ดังรูปที่ 99 (a) มีเพียงบางบริเวณของชิ้นงานที่แชนของเดนไดรต์ไม่ขนานกัน ซึ่งเป็นบริเวณเดียวกันกับที่ถูกเลือกเพื่อทำการวิเคราะห์การกำเนิดและเติบโต (เนื่องจากเป็นบริเวณเดียวที่มีความซับซ้อนของช่องแชนระหว่างเดนไดรต์ ดังรูปที่ 100) โดยที่พบเดนไดรต์ลักษณะนี้เพียงแค่ช่วงประมาณ 200 ไมครอนจากชิ้นงานขนาด 5 มิลลิเมตร และไม่สามารถยืนยันได้อย่างแน่ชัดว่าเป็นโครงสร้างลักษณะ columnar หรือ equiaxed เนื่องจากอาจจะเป็นผลของอนุภาค  $\text{TiB}_2$  ที่อยู่ใกล้ผนังของชิ้นงาน หรืออาจเป็นแชนทุติยภูมิของโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ columnar ที่ไม่สามารถยืนยันได้

พิจารณาลักษณะสัณฐานวิทยาและขนาดของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ดังแสดงในรูปที่ 99(b) พบว่า เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ไม่เปลี่ยนแปลงจากกรณีที่ไม่มีการเติม grain refiner โดยที่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ยังคงกำเนิดใกล้ ๆ หรือบนเฟสของอะลูมิเนียมปฐมภูมิภายในช่องว่างระหว่างแชนของเดนไดรต์ และไม่พบทิศทางของการจัดเรียงตัวจำเพาะของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ต่อแชนของเดนไดรต์ นอกจากนี้ยังพบว่า สัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรและจำนวนของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สูงตั้งแต่ช่วงแรกของการแข็งตัว เช่นเดียวกับกับกรณีที่ไม่เติม grain refiner เนื่องด้วยเหตุผลจากการที่มีปริมาณเหล็กในน้ำโลหะมากขึ้น จะทำให้ความเข้มข้นของเหล็กที่ละลายในน้ำโลหะมากเพียงพอที่จะตกตะกอนเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ได้สัดส่วนของแข็งมากขึ้นตั้งแต่ช่วงแรกของการกำเนิดและเติบโต และพบว่าสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรหลังจากการแข็งตัวสมบูรณ์

ของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สูงถึงร้อยละ 6.06 (รูปที่ 99(c)) ซึ่งไม่แตกต่างอย่างมีนัยสำคัญกับกรณีที่ไม่เติม grain refiner ที่มีสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรร้อยละ 6.75



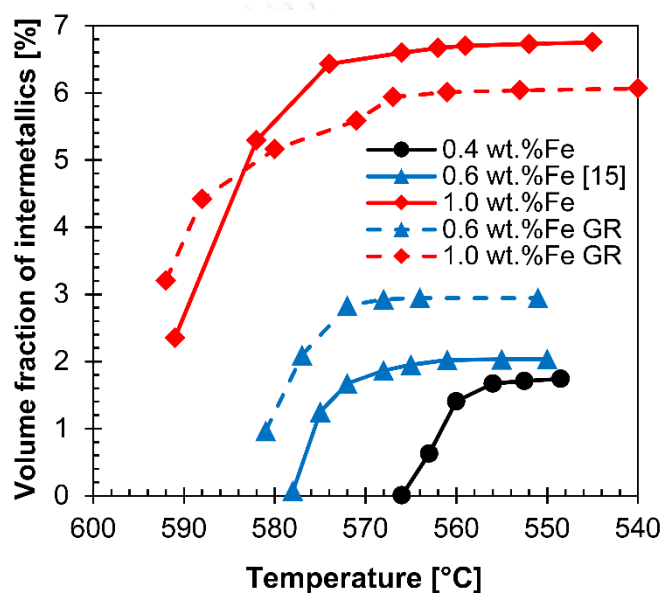
**รูปที่ 100** – ภาพโครงสร้างจุลภาคตัดขวางแนวตั้งระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะ อะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก ที่เติม grain refiner โดยแสดงโครงสร้างจุลภาคที่สัดส่วนของแข็ง 0.24 ( $598 \pm 1^\circ\text{C}$ )

จากผลของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมที่มีลักษณะเป็น columnar และไม่พบโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed อย่างชัดเจน รวมถึงสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ไม่เพิ่มขึ้นเมื่อเติม grain refiner เหมือนกับผลการศึกษาในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก เพราะฉะนั้น จึงไม่สามารถสรุปได้ว่า ชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็ก ร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนักที่เติม grain refiner นี้ เกิดการปรับปรุงสภาพเกรนจากผลของ grain refiner หรือไม่

#### 4.3.4. ผลการวิเคราะห์พฤติกรรมกรรมการกำเนิดและเติบโตของสารประกอบเชิงโลหะ $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ เชิงปริมาณ

ผลการวิเคราะห์เปรียบเทียบสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ระหว่างการแข็งตัว ทั้งในกรณีที่มีและไม่มีการเติม grain refiner แสดงดังรูปที่ 101 เมื่อพิจารณาชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก (เส้นสีน้ำเงิน) สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในกรณีที่ไม่เติม grain refiner (เส้นประ) สูงกว่ากรณีที่ไม่เติม grain refiner (เส้นทึบ) ตลอดช่วงของการแข็งตัว โดยหลังจากการแข็งตัวสมบูรณ์ สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในกรณีที่ไม่เติม grain refiner สูงถึงร้อยละ 2.94 เทียบกับกรณีที่ไม่เติม grain refiner คือ ร้อยละ 2.04 นอกจากนี้ยังพบว่า สัดส่วนโดยปริมาตรที่เพิ่มขึ้นของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แบ่งออกเป็น 2 ช่วงตามปฏิกิริยาที่กำเนิดและเติบโต เช่นเดียวกันกับกรณีที่ไม่เติม grain refiner คือ เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะเริ่มกำเนิดผ่านปฏิกิริยา

$L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  หรือก่อนโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนจะกำเนิดขึ้น ในช่วงนี้ สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงระยะเวลาสั้น ๆ จนกระทั่ง อุณหภูมิลดลงถึง  $564 \pm 1^\circ\text{C}$  เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะเริ่มกำเนิดผ่านปฏิกิริยา  $L \rightarrow (\alpha\text{-Al} + \text{Si}) + \beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ซึ่งสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะเริ่มคงที่อย่างเห็นได้ชัด เนื่องจากอะตอมของธาตุที่ ละลายในน้ำโลหะมีปริมาณลดลง และเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ถูกขัดขวางอย่างเต็มที่จากโครงสร้างยูเทคติก ของอะลูมิเนียมและซิลิกอนที่กำเนิดอย่างอิสระภายในช่องแขนของเดนไดรต์ สัดส่วนโดยปริมาตรของ เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงแทบจะไม่เปลี่ยนแปลง ทั้งจากผลของการกำเนิดและเติบโตที่ลดลงของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$

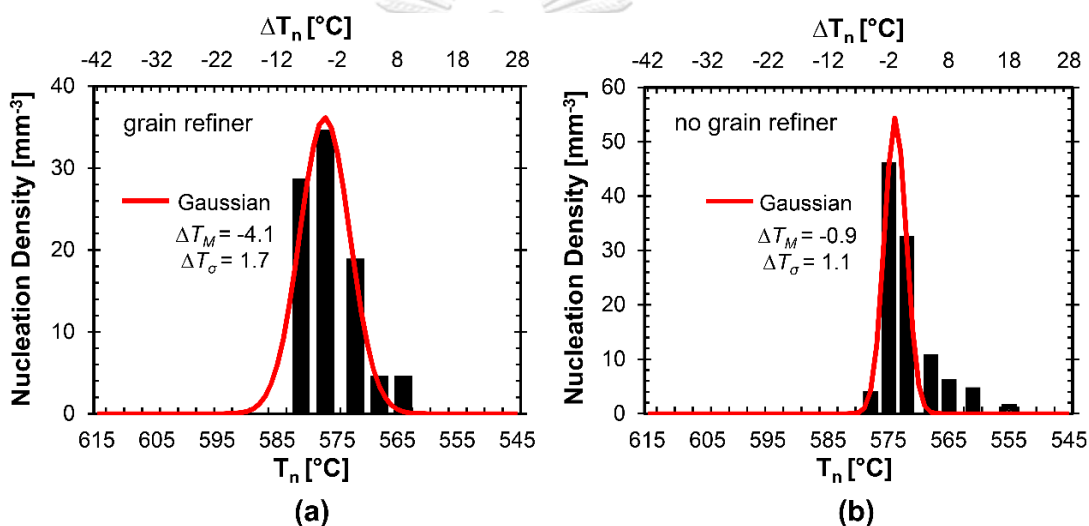


รูปที่ 101 - สัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรของเฟสสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการ แข็งตัว ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนต่างกัน ทั้ง กรณีที่เติมและไม่เติม grain refiner โดยที่ GR หมายถึงกรณีที่เติม grain refiner

พฤติกรรมในการกำเนิดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เมื่อมีผลของ grain refiner มีลักษณะการ กระจายตัวแบบระฆังคว่ำ (Gaussian distribution) ดังรูปที่ 102(a) ซึ่งมีลักษณะเดียวกันกับกรณีที่ ไม่เติม grain refiner ดังรูปที่ 102(b) จากการ fitting สมการเกาส์เซียนในการกำเนิดตั้งสมการที่ (17) (เส้นสีแดง) พบว่า กรณีที่เติม grain refiner มีช่วงของการกำเนิดที่กว้างกว่า รวมทั้งมีอุณหภูมิ เฉลี่ยของการกำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่สูงกว่ากรณีที่เติม grain refiner เมื่อวิเคราะห์ความถี่ในการ กำเนิดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  พบว่า เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กำเนิดขึ้นจำนวนมากทันทีตั้งแต่อุณหภูมิแรกที่ ตรวจพบการกำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เนื่องจากเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิกำเนิดและเติบโตออกมาใน ปริมาณสูงกว่ากรณีที่เติม grain refiner ตั้งแต่ช่วงแรกของการแข็งตัว ทำให้เกิดการผลึกอะตอม

ของธาตุเข้าสู่เนื้อโลหะได้มากขึ้น ความเข้มข้นของธาตุผสมในน้ำโลหะจึงยิ่งยวดพอที่จะตกตะกอนเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ได้จำนวนมากที่อุณหภูมิสูงขึ้น สังเกตได้จากการที่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยส่วนใหญ่ยังคงกำเนิดใกล้ ๆ หรือบนแขนของเดนไดรต์ ภายในช่องว่างระหว่างแขนของเดนไดรต์ นอกจากนี้การที่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เริ่มกำเนิดที่อุณหภูมิสูงขึ้นนี้อาจเป็นผลมาจากอนุภาค  $\text{TiB}_2$  ทำหน้าที่เป็น nucleation site ให้แก่การกำเนิดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ตามที่เคยมีผู้เสนอไว้ในอดีต [47, 48]

การที่จำนวนของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดมากขึ้น ณ อุณหภูมิกำเนิดเฟส ในกรณีที่มี grain refiner ประกอบกับพฤติกรรมการเติบโตอย่างรวดเร็วภายหลังการกำเนิด จึงเป็นสาเหตุหลักให้สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในกรณีที่มี grain refiner เพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว เมื่อเทียบกับกรณีที่ไม่เติม grain refiner ในส่วนผสมของเหล็กที่เจือปนเท่ากัน

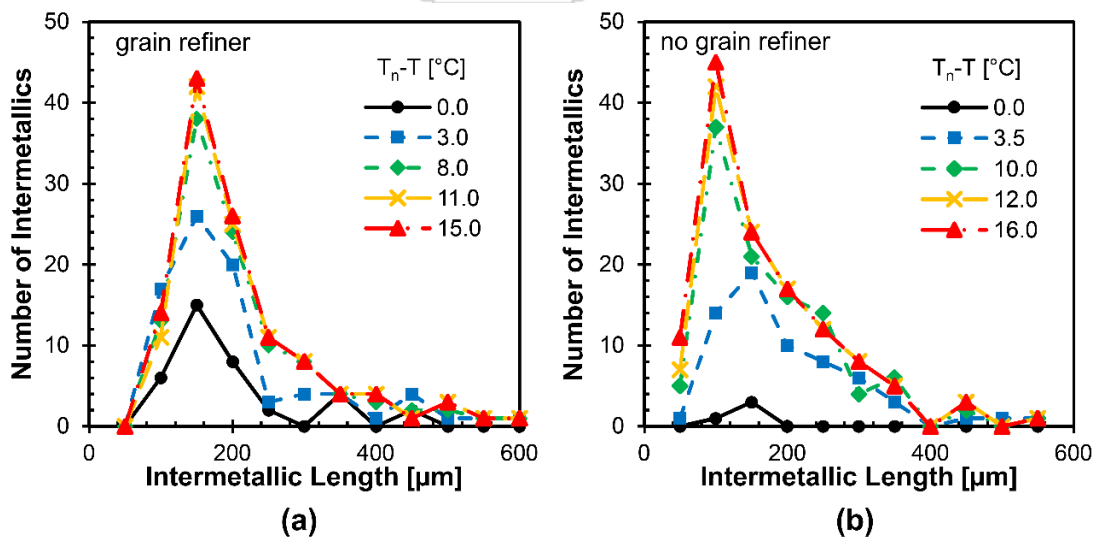


**รูปที่ 102** - เปรียบเทียบกราฟแสดงความถี่ในการกำเนิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะต่อหน่วยปริมาตรในแต่ละอุณหภูมิ ( $T_n$ ) ระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ระหว่างกรณีที่ (a) เติม และ (b) ไม่เติม grain refiner โดยที่  $\Delta T_n$  แสดง nucleation undercooling และเส้นสีแดงแสดงการกระจายตัวแบบประจักษ์กว่า

เมื่อพิจารณาพฤติกรรมการเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จากการกระจายตัวของความยาวแผ่นที่เปลี่ยนไป ณ อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัว ดังแสดงในรูปที่ 103 พบว่าในกรณีที่ไม่เติม grain refiner (รูปที่ 103(b)) การเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีพฤติกรรมเช่นเดียวกันกับชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กเจือปนอื่น คือ ในช่วงแรก เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดขึ้นแล้วยังสามารถเติบโตเพิ่มขนาดขึ้นได้ในอุณหภูมิถัดไป (ยังไม่ถูกจำกัดด้วยขนาดของช่องว่างระหว่างแขนของเดนไดรต์) ในขณะเดียวกัน

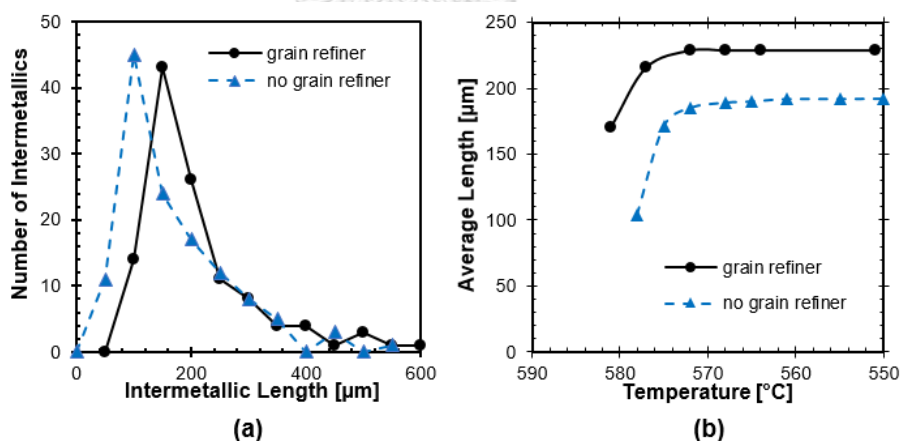
$\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi แผ่นใหม่ก็สามารถกำเนิดขึ้นได้โดยมีขนาดความยาวเริ่มต้นที่สั้น แต่ภายหลังจากโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนกำเนิดขึ้น การกระจายตัวของความยาว  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi แทบจะไม่เปลี่ยนแปลง เพราะนอกจาก  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi แผ่นเดิมจะเติบโตเพิ่มขึ้นได้อย่างจำกัดเนื่องจากการขัดขวางจากเฟสอื่นแล้ว  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi แผ่นใหม่ยังกำเนิดขึ้นน้อยมาก (ดังรูปที่ 102(b)) อีกด้วย

เมื่อพิจารณาในกรณีที่ไม่เติม grain refiner เฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi จะกำเนิดขึ้นจำนวนมาก ตั้งแต่อุณหภูมิแรกที่ตรวจพบ (ดังรูปที่ 102(a)) ซึ่งเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi เหล่านี้ โดยส่วนใหญ่มีความยาวอยู่ในช่วง 100-200  $\mu$ m (เส้นสีดำ ในรูปที่ 103(a)) เมื่ออุณหภูมิลดต่ำลงระหว่างการแข็งตัว พบว่า การกระจายตัวของความยาวมีลักษณะเดิม แต่จะมีจำนวนของแผ่นที่แต่ละขนาดความยาวเพิ่มมากขึ้น รวมทั้งมีค่าฐานนิยมของความยาวแผ่นคงที่ประมาณ 150  $\mu$ m ลักษณะการกระจายตัวนี้ แสดงให้เห็นว่า ถึงแม้จะมีการกำเนิดขึ้นของ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi แผ่นใหม่ที่มีขนาดที่สั้น แต่  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi แผ่นเดิมก็จะเติบโตเพิ่มขึ้นได้อย่างมากในอุณหภูมิลดไป ทำให้ฐานนิยมของกราฟจึงอยู่ ณ ตำแหน่งความยาวของแผ่นเท่าเดิม ไม่เปลี่ยนแปลงอย่างเห็นได้ชัด ทำให้เป็นข้อที่แตกต่างอย่างชัดเจนเมื่อเทียบกับกรณีไม่เติม grain refiner (ดังรูปที่ 103(b)) ที่การกระจายตัวของกราฟจะขยับเบ้ขวามากขึ้น (ฐานนิยมลดลง) ในระหว่างการเย็นตัว เนื่องจากเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ที่กำเนิดใหม่มีความยาวที่สั้นและมีข้อจำกัดในการเติบโต จึงสามารถถ่วงน้ำหนักพีคของกราฟให้ขยับเบ้ขวาได้มากขึ้น



รูปที่ 103 - เปรียบเทียบการกระจายตัวของความยาวของเฟสสารประกอบเชิงโลหะที่เปลี่ยนแปลงระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ระหว่างกรณี (a) เติม และ (b) ไม่เติม grain refiner โดยที่  $T_n-T$  แสดงถึง nucleation undercooling

เมื่อทำการเปรียบเทียบการกระจายตัวของความยาว  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  หลังจากแข็งตัวสมบูรณ์ ระหว่างชิ้นงานที่เติมและไม่เติม grain refiner ดังรูปที่ 104 พบว่า เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในชิ้นงานที่เติม grain refiner มีโอกาสที่จะเติบโตเป็นแผ่นยาวได้มากกว่า (ค่าฐานนิยมของความยาวแผ่น  $150\ \mu\text{m}$  เทียบกับ  $100\ \mu\text{m}$  ดังรูปที่ 104(a)) เนื่องจากในชิ้นงานนี้ เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กำเนิดขึ้นจำนวนมากตั้งแต่ อุณหภูมิแรก ในขณะที่สัดส่วนของแข็งของเฟสต่าง ๆ และความซับซ้อนของช่องแชนระหว่าง เตนไดรท์ยังไม่สูงมาก ทำให้เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยส่วนใหญ่ กำเนิดออกมาในช่วงที่ยังมีพื้นที่อิสระให้ เติบโตต่อได้ แตกต่างจากชิ้นงานที่ไม่เติม grain refiner ที่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยส่วนใหญ่กำเนิดที่ อุณหภูมิต่ำกว่า (อุณหภูมิกำเนิดเฟส  $578\pm 1^\circ\text{C}$  เทียบกับ  $581\pm 1^\circ\text{C}$ ) จึงมีความยาวแผ่นที่สั้นเพราะมี พื้นที่ให้เติบโตเหลืออยู่น้อยลง (ปริมาณสัดส่วนของแข็งของโครงสร้างเตนไดรท์ของอะลูมิเนียม ณ อุณหภูมิกำเนิดเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  คือ  $0.31$  เทียบกับ  $0.29$ ) เพื่อยืนยันถึงคำอธิบายเกี่ยวกับการเติบโต ของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ดังที่ได้อภิปรายนี้ งานวิจัยนี้จึงได้ทำการวิเคราะห์วิวัฒนาการของความยาวเฉลี่ย ระหว่างการแข็งตัว ของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เฉพาะแผ่นที่กำเนิด ณ อุณหภูมิแรก ในกรณีที่เติมและไม่เติม grain refiner ดังรูปที่ 104(b) ผลการวิเคราะห์แสดงให้เห็นว่า เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในชิ้นงานที่มีการเติม grain refiner มีความยาวเฉลี่ย ณ อุณหภูมิที่เกิดสูงกว่า และสามารถเติบโตเป็นเฟสที่มีความยาวเฉลี่ยสูงกว่าได้เมื่อเทียบกับกรณีที่ไม่มีการเติม grain refiner อันเป็นผลมาจากการที่มีพื้นที่อิสระให้สามารถเติบโตต่อได้ดังที่ได้กล่าวข้างต้น



รูปที่ 104 - (a) การกระจายตัวของความยาวของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  หลังจากการแข็งตัวสมบูรณ์ และ (b) ความสัมพันธ์ระหว่างความยาวเฉลี่ยของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เฉพาะแผ่นที่กำเนิด ณ อุณหภูมิแรกระหว่างการแข็งตัว ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่มีเหล็ก เจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ระหว่างกรณีที่เติมและไม่เติม grain refiner

เพราะฉะนั้น จึงสามารถยืนยันได้ว่า สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่เพิ่มขึ้นอย่างมากในช่วงแรกของชิ้นงานที่เติม grain refiner นอกจากจะมีผลหลักจากการกำเนิดขึ้นจำนวนมากตั้งแต่อุณหภูมิแรกแล้วนั้น การที่แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดในช่วงแรกสามารถเติบโตต่อได้หลังจากการกำเนิด ก็เป็นสาเหตุให้สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงแรกของการแข็งตัวเช่นเดียวกัน โดยที่ grain refiner ส่งผลโดยตรงต่อการปรับปรุงสภาพเกรนทำให้พฤติกรรมการกำเนิดและเติบโตของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมเปลี่ยนไป จึงเป็นสาเหตุให้พฤติกรรมการกำเนิดและเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เปลี่ยนแปลงตามไปด้วย อย่างไรก็ตามผลการศึกษาในงานวิจัยนี้ยังไม่สามารถพิสูจน์ข้อเสนอก่อนที่ grain refiner สามารถเป็น nucleation site ให้กับเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยตรงได้

#### 4.4 ผลการศึกษาความสามารถในการไหลของน้ำโลหะระหว่างการแข็งตัวของโครงสร้างจุลภาคที่มีผลของ grain refiner ร่วมด้วย

ผลการศึกษาความสามารถในการไหลของน้ำโลหะระหว่างการแข็งตัว ภายในโครงสร้างจุลภาคที่มีเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed จากผลของ grain refiner ทั้งในกรณีที่มีและไม่มีเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยการจำลองการไหลของน้ำโลหะเข้าสู่โครงสร้างจุลภาคทั้ง 3 ทิศทาง (ไหลทิศทางขนานกับแกน x, y และ z) ได้ค่าความสามารถในการซึมผ่านที่วัดได้ ณ อุณหภูมิต่าง ๆ ดังแสดงในตารางที่ 6

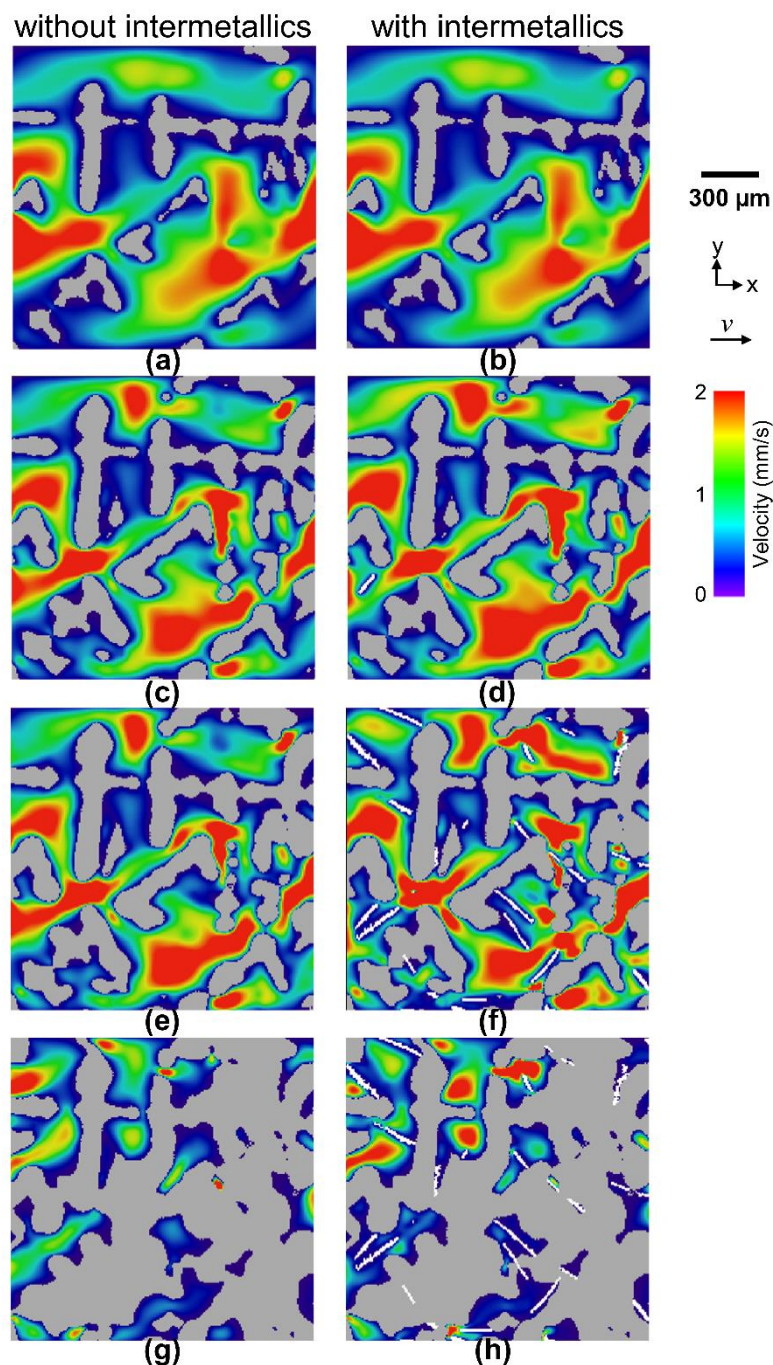
ตารางที่ 6 - ค่าความสามารถในการซึมผ่าน ณ อุณหภูมิต่าง ๆ จากการจำลองการไหลของน้ำโลหะเข้าสู่โครงสร้างจุลภากระหว่างการแข็งตัวทั้งที่ไม่มีและมีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยการจำลองการไหลของน้ำโลหะเข้าสู่โครงสร้างจุลภาคทั้ง 3 ทิศทาง (ไหลทิศทางขนานกับแกน x, y และ z)

Temperature (°C)	Permeability $\times 10^{-12}$ [m <sup>2</sup> ]								<i>in situ</i> identification
	Without intermetallics				With intermetallics				
	Kxx	Kyy	Kzz	Kavg	Kxx	Kyy	Kzz	Kavg	
602	478.28	491.63	387.68	452.53					$\alpha\text{-Al}$
598	325.04	283.45	300.61	303.03					
594	275.25	243.66	257.08	258.66					
589	182.18	163.70	176.45	174.11					
585	166.96	148.78	154.03	156.59					
581	151.24	139.91	138.75	143.30	125.96	116.31	113.15	118.47	$\beta\text{-intermetallics}$
577	131.38	125.86	125.46	127.56	79.56	75.14	78.15	77.62	
572	108.62	104.71	105.29	106.21	54.64	53.33	56.20	54.72	
568	104.86	100.82	101.99	102.56	51.06	49.93	53.34	51.44	$\text{Al-Si eutectic}$
564	40.83	45.27	43.82	43.31	19.65	19.96	19.44	19.69	
561	10.64	15.98	11.75	12.79	5.69	5.99	5.44	5.70	
551	1.36	2.79	1.56	1.90	1.36	1.44	1.50	1.43	
541	1.11	1.20	1.20	1.17	1.09	0.94	0.99	1.01	
526	0.72	0.68	0.64	0.68	0.67	0.67	0.56	0.63	
520	0.70	0.52	0.51	0.58	0.59	0.54	0.47	0.53	



จากผลการศึกษา พบว่า ค่าความสามารถในการซึมผ่านมีค่าใกล้เคียงกันในทั้ง 3 ทิศทาง ( $K_{xx} \approx K_{yy} \approx K_{zz}$ ) ทั้งในกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  อันเป็นผลมาจากการที่โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมมีลักษณะเป็น equiaxed ทำให้ลักษณะช่องทางเดินของน้ำโลหะในทิศทางต่าง ๆ ไม่แตกต่างกันเหมือนกับในกรณีของ columnar dendrite และจากการที่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ไม่มีทิศทางจำเพาะในการจัดเรียงตัว (no preferred orientation) เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จึงส่งผลกระทบต่ออัตราการไหลที่ไม่แตกต่างกันในแต่ละทิศทาง ดังนั้น จึงได้ใช้ค่าความสามารถในการซึมผ่านเฉลี่ย ( $K_{avg}$ ) ของทั้ง 3 ทิศทาง ( $K_{xx}, K_{yy}, K_{zz}$ ) เป็นค่าความสามารถในการซึมผ่าน ( $K$ ) สำหรับการวิเคราะห์ต่อไป ซึ่งแตกต่างอย่างชัดเจนกับผลการศึกษาในหัวข้อที่ 4.2 และงานวิจัยในอดีต [5, 49] ที่พบว่าการไหลของน้ำโลหะภายในโครงสร้างเดนไดรต์ที่มีลักษณะ columnar น้ำโลหะจะไหลได้ดีกว่าในทิศทางขนานกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ เมื่อเทียบกับการไหลในทิศทางตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์

ผลการศึกษาความเร็วของน้ำโลหะที่ไหลภายในช่องแกนของเดนไดรต์ที่มีโครงสร้างเป็น equiaxed ระหว่างการแข็งตัว ทั้งกรณีที่มีและไม่มีสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แสดงไว้ดังรูปที่ 105 โดยจำลองการไหลของน้ำโลหะในทิศทางแกน x (ทิศทางจากซ้ายไปขวาในรูป) เมื่อพิจารณาการเปลี่ยนแปลงขนาดและทิศทางของความเร็วน้ำโลหะ ณ อุณหภูมิกำเนิดเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิที่  $598 \pm 1^\circ\text{C}$  ซึ่งยังไม่พบการกำเนิดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ดังรูปที่ 105(a-b) พบว่า น้ำโลหะไหลเข้าสู่แต่ละช่องทางเดินของน้ำโลหะได้ดีทั้งบริเวณระหว่างเกรนและบริเวณระหว่างแกนของเดนไดรต์ภายในเกรน โดยความเร็วของน้ำโลหะที่เกิดการเปลี่ยนแปลงระหว่างการไหลเป็นผลจากการขัดขวางทางกายภาพโดยโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม จากนั้นที่อุณหภูมิ  $581 \pm 1^\circ\text{C}$  เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กำเนิดขึ้นภายในโครงสร้างจุลภาค ดังรูปที่ 105(d) เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดขึ้นนี้ ส่งผลกระทบต่อเปลี่ยนแปลงความเร็วของน้ำโลหะเมื่อเปรียบเทียบกับกรณีที่ไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ณ อุณหภูมิเดียวกัน ดังรูปที่ 105(c) เมื่อเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กำเนิดและเติบโตเพิ่มขึ้น ดังรูปที่ 105(f) ช่องทางเดินของน้ำโลหะซับซ้อนมากขึ้น จากการที่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ขัดขวางการไหลของน้ำโลหะ และส่งผลกระทบต่อเปลี่ยนแปลงความเร็วของน้ำโลหะอย่างชัดเจนเมื่อเปรียบเทียบกับกรณีที่ไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ดังรูปที่ 105(e) ณ อุณหภูมิเดียวกัน



รูปที่ 105 - แสดงความเร็วของน้ำโลหะ หรือ fluid flow ภายในช่องแชนของเดนไดรต์ระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก เมื่อมีผลของ grain refiner ร่วมด้วย ทั้งกรณีไม่มี (a,c,e,g) และมี (b,d,f,h) เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยที่ปริมาตรของแข็งของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ร้อยละ (a,b) 0.00 ( $598\pm 1^\circ\text{C}$ ), (c,d) 0.97 ( $581\pm 1^\circ\text{C}$ ), (e,f) 2.83 ( $572\pm 1^\circ\text{C}$ ) และ (g,h) 2.94 ( $564\pm 1^\circ\text{C}$ ) บริเวณสีเทาแสดงโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมและบริเวณสีขาวแสดงถึงเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$

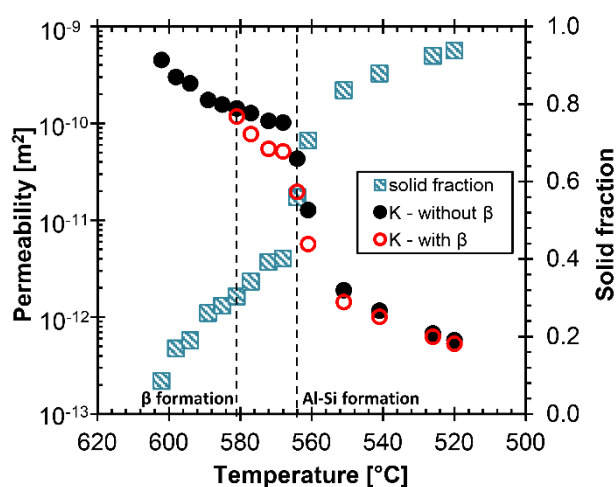
การกำเนิดและเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ซึ่งมีลักษณะสัญญาณวิทยาเป็นแบบแผ่น ทำให้ส่งผลโดยตรงต่อการขัดขวางการไหลของน้ำโลหะทางกายภาพ ในบางบริเวณที่ช่องทางเดินของน้ำโลหะซับซ้อนมาก และถูกขัดขวางด้วยเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะเกิดการเปลี่ยนเส้นทางในการไหลเข้าสู่ช่องทางเดินของน้ำโลหะอื่นที่ไม่ถูกขัดขวางด้วยเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ดังเช่นบริเวณส่วนล่างของรูป 105(f) ในขณะที่บางบริเวณ น้ำโลหะเกิดการไหลย้อนกลับหรือไหลอ้อมแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในบริเวณช่องว่างที่เหลืออยู่ เห็นได้ชัดจากบริเวณตรงกลางของภาพตัดขวางรูปที่ 105(d, f) และเนื่องจากรูปที่ 105 เป็นการแสดงภาพตัดขวาง 2 มิติ ทำให้ในบางบริเวณจะพบการเปลี่ยนแปลงความเร็วของน้ำโลหะ จากการที่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในระนาบอื่น (ด้านหลังระนาบของภาพตัดขวางที่แสดง) ขัดขวางการไหลของน้ำโลหะ และทำให้น้ำโลหะไหลอ้อมแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  นั้น ปรากฏให้เห็นเป็นการเปลี่ยนแปลงความเร็วของน้ำโลหะในระนาบที่พิจารณา

นอกจากน้ำโลหะจะถูกขัดขวางโดยโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมและเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แล้วนั้น เมื่อพิจารณา ณ อุณหภูมิ  $564\pm 1^\circ\text{C}$  ดังรูปที่ 105(g,h) พบว่า เกิดการขัดขวางการไหลของน้ำโลหะที่กำลังแข็งตัวระหว่างช่องแขนของเดนไดรต์อย่างเห็นได้ชัด ทั้งกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ซึ่งเป็นผลจากโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนที่กำเนิดขึ้นภายในช่องแขนระหว่างเดนไดรต์ การขัดขวางการไหลของน้ำโลหะจึงเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว

ผลความสัมพันธ์ระหว่างค่าความสามารถในการซึมผ่านที่วัดได้จากการทดลองผ่านการจำลองทางคอมพิวเตอร์ ณ อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัว ที่เปรียบเทียบระหว่างกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แสดงไว้ดังรูปที่ 106 เมื่อพิจารณาจะพบว่า ค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะลดลงระหว่างการแข็งตัว จากการขัดขวางทางกายภาพโดยโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมที่มีสัดส่วนโดยปริมาตรเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิลดลง หลังจากนั้นเมื่อเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กำเนิดขึ้นที่อุณหภูมิ  $581\pm 1^\circ\text{C}$  ค่าความสามารถในการซึมผ่านในกรณีที่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะต่ำกว่ากรณีที่จำลองให้ไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในโครงสร้าง โดยเฉพาะอย่างยิ่ง เมื่อสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เพิ่มขึ้น ค่าความสามารถในการซึมผ่านเมื่อมีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะยิ่งแตกต่างจากกรณีที่ไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ณ อุณหภูมิเดียวกัน สอดคล้องกับความซับซ้อนของช่องทางเดินของน้ำโลหะที่เพิ่มขึ้นและความเร็วของน้ำโลหะที่เปลี่ยนแปลงอย่างชัดเจนดังรูปที่ 105(f)

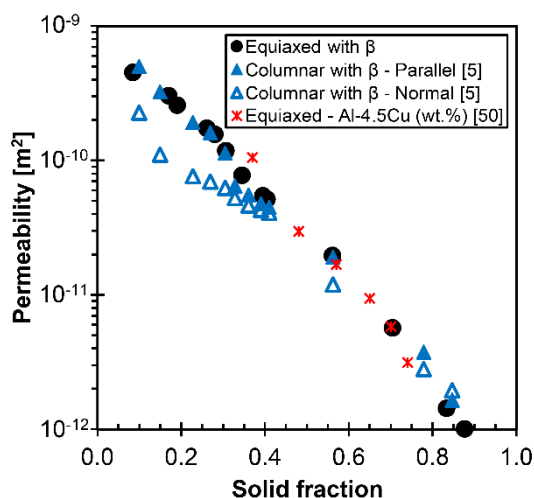
ในช่วงอุณหภูมิก่อนที่โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนจะกำเนิดขึ้น การลดลงของค่าความสามารถในการซึมผ่านในกรณีที่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เป็นผลโดยตรงจากการขัดขวางทางกายภาพโดยเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  แต่เมื่อโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนกำเนิดขึ้น ณ อุณหภูมิ  $564\pm 1^\circ\text{C}$  ค่าความสามารถในการซึมผ่านจะยิ่งลดลงทั้งกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  (ดังแสดงในรูปที่ 106) เนื่องจากช่องทางเดินของน้ำโลหะยิ่งถูกปิดกั้นจากโครงสร้างยูเทคติกที่กำเนิดอย่างอิสระภายในช่องแขนของเดนไดรต์ สังเกตได้จากรูปที่ 105(g, h) การไหลของน้ำโลหะจึงถูก

ขัดขวางอย่างเห็นได้ชัดทั้งกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  โดยทั้งเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  และโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนจะส่งผลร่วมกันในการปิดกั้นช่องทางเดินของน้ำโลหะที่เหลืออยู่ และเมื่อสัดส่วนโดยปริมาตรของโครงสร้างยูเทคติกเพิ่มขึ้น ค่าความสามารถในการซึมผ่านระหว่างกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  จะยิ่งแตกต่างกันน้อยลง เนื่องจากผลของการขัดขวางโดยเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  น้อยมากเมื่อเปรียบเทียบกับผลของการขัดขวางโดยเฟสอื่น ๆ โดยเฉพาะโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน



**รูปที่ 106** - ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะเมื่อไหลภายในโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed ทั้งที่มีและไม่มีเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  กับสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตร ณ อุณหภูมิต่าง ๆ ระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดง ที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก เมื่อมีผลของ grain refiner ร่วมด้วย เส้นประแสดงอุณหภูมิในการกำเนิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  และโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน

ในงานวิจัยนี้ ยังได้ทำการศึกษาเปรียบเทียบค่าความสามารถในการซึมผ่าน ของโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed ที่มีเฟส  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนและทองแดงที่ส่วนผสมของเหล็กเจือปนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ที่ได้จากการทดลองผ่านการจำลองทางคอมพิวเตอร์ด้วยเทคนิค CFD ในการศึกษา นี้ กับค่าความสามารถในการซึมผ่านของโลหะเกรดเดียวกัน ซึ่งมีโครงสร้างเดนไดรต์เป็นลักษณะ columnar (ไม่เติม grain refiner) ทั้งการไหลในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ [5] และเทียบกับค่าความสามารถในการซึมผ่านของโลหะอะลูมิเนียมผสมทองแดงที่มีโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed จากการศึกษาของ [50] ดังแสดงในรูปที่ 107



**รูปที่ 107** - เปรียบเทียบค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะระหว่างโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed, โครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ columnar ของชิ้นงาน Al-7.5Si-3.5Cu-0.6Fe (wt.%) [50] และโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed ของชิ้นงาน Al-4.5Cu (wt.%) [5]

จากความสัมพันธ์ระหว่างค่าความสามารถในการซึมผ่านกับสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตร ในรูปที่ 107 พบว่า ค่าความสามารถในการซึมผ่านที่ได้จากการศึกษานี้มีค่าใกล้เคียงกับ ค่าที่ได้จากโลหะอะลูมิเนียมผสมทองแดง ที่โครงสร้างเดนไดรต์มีลักษณะ equiaxed เช่นเดียวกัน ตลอดช่วงการแข็งตัว เมื่อเปรียบเทียบกับค่าความสามารถในการซึมผ่านของโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรดเดียวกันที่มีโครงสร้างเดนไดรต์เป็นลักษณะ columnar พบว่า ผลที่ได้มีแนวโน้มไปในทิศทางเดียวกันและมีค่าใกล้เคียงกับค่าความสามารถในการซึมผ่าน กรณีที่น้ำโลหะไหลในทิศทางขนานกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ โดยเฉพาะช่วงที่สัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรยังไม่สูง และโครงสร้างยูเทคติกระหว่างอะลูมิเนียมและซิลิกอนยังไม่กำเนิด

เมื่อพิจารณาค่าความสามารถในการซึมผ่านกรณีที่น้ำโลหะไหลในทิศทางตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ พบว่า ค่าความสามารถในการซึมผ่านในช่วงแรกของการแข็งตัว (สัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรยังไม่สูง) มีค่าต่ำกว่าค่าที่ได้จากการไหลภายในโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed เนื่องจากลักษณะช่องทางเดินของน้ำโลหะกรณีที่น้ำโลหะไหลในทิศทางตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์จะไม่ต่อเนื่องและการไหลของน้ำโลหะถูกขัดขวางได้มากกว่าการไหลในทิศทางขนานกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ ณ อุณหภูมิเดียวกัน ซึ่งในช่วงที่สัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรยังไม่สูงนี้ ช่องทางเดินของน้ำโลหะภายในโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed มีช่องการไหลที่ต่อเนื่อง น้ำโลหะจึงไหลได้ราบรื่นกว่าการไหลในทิศทางตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ลักษณะ columnar

แต่อย่างไรก็ตาม เมื่อสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรมากขึ้น โดยเฉพาะหลังจากโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนกำเนิด ค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะภายในโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed ไม่แตกต่างอย่างชัดเจนจากโครงสร้างลักษณะ columnar ทั้งกรณีการไหลในทิศทางขนานหรือตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ เนื่องจากโครงสร้างยูเทคติกกำเนิดและเติบโตอย่างเต็มที่ภายในช่องแชนของเดนไดรต์ ทำให้ช่องทางเดินของน้ำโลหะซับซ้อนเพิ่มขึ้นอย่างมากและถูกปิดกั้นอย่างเต็มที่ทุกทิศทาง น้ำโลหะจึงไม่สามารถไหลได้อย่างต่อเนื่อง แม้แต่การไหลในทิศทางขนานกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ลักษณะ columnar ก็ถูกปิดกั้นและไม่สามารถไหลได้อย่างราบรื่นได้ การกำเนิดของโครงสร้างยูเทคติกนี้ทำให้ลักษณะสัณฐานวิทยาของช่องทางเดินของน้ำโลหะที่เหลืออยู่ซับซ้อนอย่างมาก และเป็นผลให้ค่าความสามารถในการซึมผ่านใกล้เคียงกันในทุกกรณี



จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย  
CHULALONGKORN UNIVERSITY

## บทที่ 5

### สรุปผลการวิจัย

#### 5.1 ผลของปริมาณเหล็กต่อการกำเนิดและเติบโตของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ

จากการศึกษาผลของปริมาณเหล็กที่เพิ่มขึ้น ต่อพฤติกรรมการกำเนิดและการเติบโตของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ (Fe-rich intermetallics) โดยใช้เทคนิค in situ X-ray tomography พบว่า ลำดับของปฏิกิริยาการกำเนิดเฟสไม่เปลี่ยนแปลงตามปริมาณเหล็กเจือปนที่เพิ่มขึ้น แต่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะเริ่มกำเนิดที่อุณหภูมิที่สูงขึ้นอย่างชัดเจน แตกต่างจากอุณหภูมิในการกำเนิดเฟสอื่น ๆ ที่ไม่เปลี่ยนแปลงอย่างชัดเจนจากผลของปริมาณเหล็กที่เพิ่มขึ้น นอกจากนี้ ปริมาณของเหล็กยังไม่ส่งผลต่อลักษณะสัณฐานวิทยาของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม ซึ่งมีลักษณะเป็น columnar dendritic ทุกส่วนผสม อีกทั้งยังไม่ส่งผลต่อลักษณะสัณฐานวิทยาของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ซึ่งมีลักษณะเป็นแผ่น (plate-like) ทั้งหมด โดยที่ไม่พบสารประกอบเชิงโลหะในลักษณะสัณฐานวิทยาอื่น ๆ ในทุกส่วนผสม

ส่วนผสมที่มีเหล็กเจือปนมากขึ้น นอกจากจะทำให้เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เริ่มกำเนิดที่อุณหภูมิสูงขึ้น แล้วนั้น ยังทำให้สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยรวมเพิ่มสูงขึ้นอีกด้วย โดยเมื่อพิจารณา สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่เพิ่มขึ้น ณ อุณหภูมิต่างๆ สามารถแบ่งการกำเนิดและการเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ออกเป็น 2 ช่วงตามปฏิกิริยาที่กำเนิด คือ ก่อนโครงสร้างยูเทคติกของ อะลูมิเนียมและซิลิกอนจะกำเนิดขึ้น สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว แต่ภายหลังจากที่โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนเริ่มกำเนิดขึ้นแล้ว สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีการเปลี่ยนแปลงในปริมาณที่น้อย ทั้งจากผลของการกำเนิดและการเติบโตที่ลดลง

ผลการวิเคราะห์เชิงปริมาณ ทำให้พบว่า เมื่อส่วนผสมของเหล็กที่เจือปนในชิ้นงานเพิ่มขึ้น จะส่งผลต่อกลไกการกำเนิด (nucleation) ของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทั้งในด้านอุณหภูมิกำเนิดเฟสที่สูงขึ้น และจำนวนต่อปริมาตรที่เพิ่มสูงขึ้น โดยพฤติกรรมการกำเนิดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  จะเกิดขึ้นในช่วงแคบๆและมีลักษณะการกระจายตัวแบบบระขั้วคว่ำ (Gaussian distribution) กลไกการเติบโต (growth) ของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ไม่ได้รับผลจากปริมาณเหล็กเจือปน โดยมีพฤติกรรมเติบโตแบบ Burst growth คือเติบโตในช่วงอุณหภูมิแคบ ๆ อย่างรวดเร็วภายหลังการกำเนิดเฟส สรุปได้ว่า สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่เพิ่มขึ้น มีผลหลักมาจาก nucleation and burst growth นอกจากนี้ยังพบว่า เหล็กเจือปนที่เพิ่มขึ้นไม่ได้ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงพฤติกรรมในการเกิด

ปฏิสัมพันธ์ระหว่างเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  (intermetallic-intermetallics interactions) แบบใดแบบหนึ่งอย่างเห็นได้ชัด

## 5.2 ผลของปริมาณเหล็กต่อความสามารถในการไหลของน้ำโลหะ

จากการจำลองผ่านน้ำโลหะอะลูมิเนียมเข้าไปในโครงสร้างจุลภาคกึ่งแข็งกึ่งเหลว 3 มิติของทั้ง 2 ส่วนผสม ด้วยเทคนิค computational fluid dynamics (CFD) พบว่าเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ส่งผลให้ค่าความสามารถในการซึมผ่านลดลงกว่ากรณีที่ไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  อนุกรมเดียวกัน เนื่องจากการไหลของน้ำโลหะถูกขัดขวางทั้งจากผลของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมและเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ร่วมกัน โดยที่ค่าความสามารถในการซึมผ่านเมื่อมีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ของส่วนผสมที่มีเหล็กเจือปนสูง จะลดลงมากกว่า เนื่องจากมีสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรและจำนวนแผ่นของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มากกว่า จึงส่งผลต่อการขัดขวางการไหลของน้ำโลหะได้มากกว่า นอกจากนี้ ยังพบว่าการจัดเรียงตัวของแผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ภายในช่องแชนของเดนไดรต์ ไม่มีทิศทางจำเพาะ (no preferred orientation) ที่ส่งผลต่อการขัดขวางการไหลของน้ำโลหะภายในช่องแชนของเดนไดรต์อย่างชัดเจน ทั้งในทิศทางขนานและตั้งฉากกับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์

ในงานวิจัยนี้ยังพบว่า โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอน มีแนวโน้มที่จะกำเนิดในบริเวณพื้นที่ระหว่างโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมและเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ทำให้โครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนที่กำเนิดบริเวณเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  นี้ ปิดกั้นบริเวณช่องทางเดินของน้ำโลหะที่เหลืออยู่ระหว่างเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และยังทำให้ช่องทางเดินของน้ำโลหะมีความซับซ้อนเพิ่มขึ้นอีกด้วย เมื่อมีเหล็กเจือปนมากขึ้น จะส่งผลให้เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีจำนวนมากขึ้น ทำให้เกิดโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนที่ยิ่งปิดกั้นพื้นที่อิสระภายในช่องแชนระหว่างเดนไดรต์มากขึ้น จึงเกิดเป็นผลร่วมกันในการขัดขวางการไหลและลดความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะให้น้อยลง

พจน์จากผลของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  และค่าตัวแปรที่ได้จากการศึกษา เมื่อนำมาใช้พัฒนาปรับปรุงแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของ Blake-Kozeny สามารถใช้ทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านทั้งการไหลของน้ำโลหะในทิศทางขนาน (สมการที่ (27)) และตั้งฉาก (สมการที่ (28)) กับแกนปฐมภูมิของเดนไดรต์ได้ดี ตลอดช่วงของการแข็งตัว ทั้งในกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  นอกจากนี้ พจน์จากผลของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ ยังสามารถนำไปประยุกต์ใช้เพื่อทำนายค่าความสามารถในการซึมผ่านของโครงสร้างระหว่างการแข็งตัวที่มีลักษณะเป็น columnar ในโลหะชนิดอื่น ๆ ได้อีกด้วย



$$K_p = \left[ 1 - \left( \frac{\beta f_L}{1-f_{L,\alpha}} \right)^{\frac{1}{f_s}} \right] C_1 \frac{\lambda_1^2 f_L^3}{1-f_L} \quad (27)$$

$$K_n = \left[ 1 - \left( \frac{\beta f_L}{1-f_{L,\alpha}} \right)^{\frac{1}{f_s}} \right] C_2 \left( \frac{\lambda_1}{\lambda_2} \right)^p \frac{\lambda_2^2 f_L^3}{(1-f_L)^n} \quad (28)$$

### 5.3 ผลของการปรับปรุงสภาพเกรนต่อการกำเนิดและเติบโตของโครงสร้างจุลภาค

จากผลการศึกษาทางความร้อน พบว่า การเติม grain refiner ระบบ Al-5Ti-1B ในโลหะอะลูมิเนียมผสม ทำให้อุณหภูมิในการกำเนิดเฟสอะลูมิเนียมปฐมภูมิ เพิ่มขึ้นอย่างชัดเจน และอุณหภูมิในการกำเนิดเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi เพิ่มขึ้นเล็กน้อย จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคภายหลังการแข็งตัว ยืนยันเฟสที่เกิดขึ้นได้ว่าไม่มีความแตกต่างกับกรณีที่ไม่เติม grain refiner

จากผลการศึกษาภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลว 3 มิติโดยเทคนิค in situ X-ray tomography พบว่า ลำดับในการกำเนิดเฟสของโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรนนี้เมื่อเติม grain refiner ไม่แตกต่างกับกรณีที่ไม่เติม grain refiner ในขณะที่อุณหภูมิกำเนิดเฟสแตกต่างกันเล็กน้อย กรณีที่เติม grain refiner โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมมีลักษณะแบบ equiaxed ในขณะที่กรณีที่ไม่เติม grain refiner โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมมีลักษณะแบบ columnar สัดส่วนของแข็งโดยปริมาตร ในช่วงแรกของการแข็งตัวที่มีการเติม grain refiner จะสูงกว่าแบบจำลอง Equilibrium solidification (lever rule) และแบบจำลอง Scheil solidification เป็นผลจากการปรับปรุงสภาพเกรนและผลของอุณหภูมิกำเนิดเฟสที่เพิ่มขึ้น แต่อย่างไรก็ตาม หลังจากผ่านช่วงแรกของการกำเนิดและเติบโต สัดส่วนของแข็งของโครงสร้างเดนไดรต์จะใกล้เคียงกับค่าที่คำนวณได้จากแบบจำลอง

การเติม grain refiner จะเปลี่ยนลักษณะสัณฐานวิทยาของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียม แต่จะไม่ส่งผลกระทบต่อเปลี่ยนแปลงลักษณะสัณฐานวิทยาของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ โดยพบว่า ลักษณะสัณฐานวิทยาของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi เป็นแผ่น (plate-like) โดยไม่พบลักษณะสัณฐานวิทยาอื่น และพบว่าเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi มักจะกำเนิดใกล้ ๆ หรือบนเฟสของอะลูมิเนียมปฐมภูมิภายในช่องว่างระหว่างแขนของเดนไดรต์ โดยไม่พบทิศทางการจัดเรียงตัวจำเพาะของ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ผลการวิเคราะห์เปรียบเทียบสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ระหว่างการแข็งตัว พบว่าสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ในกรณีที่เติม grain refiner สูงกว่ากรณีที่ไม่เติม grain refiner ตลอดช่วงของการแข็งตัว นอกจากนี้ยังพบว่า สัดส่วนโดยปริมาตรที่เพิ่มขึ้นของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi แบ่งออกเป็น 2 ช่วงตามปฏิกิริยาที่กำเนิดและเติบโตเช่นเดียวกันกับกรณีที่ไม่เติม grain refiner อันเป็นผลจากการกำเนิดและการเติบโตที่ลดลงของเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi

พฤติกรรมในการกำเนิดของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เมื่อมีผลของ grain refiner มีลักษณะการกระจายตัวแบบระฆังคว่ำ (Gaussian distribution) เช่นเดียวกับกรณีที่ไม่เติม grain refiner แต่พบว่าเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  กำเนิดขึ้นจำนวนมากทันทีตั้งแต่อุณหภูมิแรกของการกำเนิด ประกอบกับพฤติกรรมการเติบโตอย่างรวดเร็วภายหลังการกำเนิด จึงเป็นสาเหตุหลักให้สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในกรณีที่เติม grain refiner เพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว เมื่อเทียบกับกรณีที่ไม่เติม grain refiner ในส่วนผสมที่มีเหล็กเจือปนเท่ากัน

เมื่อพิจารณาพฤติกรรมการเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  พบว่า การเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  มีพฤติกรรมเช่นเดียวกันกับ ในกรณีที่ไม่เติม grain refiner แต่เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ในชิ้นงานที่มีการเติม grain refiner มีความยาวเฉลี่ย ณ อุณหภูมิที่กำเนิดสูงกว่า และสามารถเติบโตเป็นเฟสที่มีความยาวเฉลี่ยสูงกว่าได้ อันเป็นผลจากการที่มีพื้นที่อิสระให้สามารถเติบโตต่อได้มากกว่า เพราะฉะนั้น จึงสามารถยืนยันได้ว่า สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่เพิ่มขึ้นอย่างมากในช่วงแรกของการขึ้นงานที่เติม grain refiner นอกจากจะมีผลหลักจากการกำเนิดขึ้นจำนวนมากตั้งแต่อุณหภูมิแรกแล้วนั้น การที่แผ่น  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ที่กำเนิดในช่วงแรกสามารถเติบโตต่อได้อย่างรวดเร็วหลังจากการกำเนิด ก็เป็นสาเหตุให้สัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงแรกของการแข็งตัวเช่นเดียวกัน โดยที่ grain refiner ส่งผลโดยตรงต่อการปรับปรุงสภาพเกรนทำให้พฤติกรรมการกำเนิดและเติบโตของโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมเปลี่ยนไป จึงเป็นสาเหตุให้พฤติกรรมการกำเนิดและเติบโตของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  เปลี่ยนแปลงตามไปด้วย อย่างไรก็ตามผลการศึกษาในงานวิจัยนี้ ยังไม่สามารถพิสูจน์ข้อเสนอนี้ว่า grain refiner สามารถเป็น nucleation site ให้กับเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  โดยตรงได้

จากการศึกษาชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนักที่เติม grain refiner พบว่าโครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมมีลักษณะเป็น columnar และไม่พบโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed อย่างชัดเจน รวมถึงสัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรของเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  ไม่เพิ่มขึ้นเมื่อเติม grain refiner เหมือนกับผลการศึกษาในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของเหล็กร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก เพราะฉะนั้น จึงไม่สามารถสรุปได้ว่า ชิ้นงานนี้ เกิดการปรับปรุงสภาพเกรนจากผลของ grain refiner หรือไม่

#### 5.4 ผลการศึกษาความสามารถในการไหลของน้ำโลหะระหว่างการแข็งตัวของโครงสร้างจุลภาคที่มีผลของ grain refiner ร่วมด้วย

ผลการศึกษาความสามารถในการไหลของน้ำโลหะระหว่างการแข็งตัว ภายในโครงสร้างจุลภาคที่มีเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed พบว่าค่าความสามารถในการซึมผ่านมีค่าใกล้เคียงกันในทั้ง

3 ทิศทาง ทั้งในกรณีที่มีและไม่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  อันเป็นผลมาจากการที่โครงสร้างเดนไดรต์ของ อะลูมิเนียมมีลักษณะเป็น equiaxed ทำให้ลักษณะช่องทางเดินของน้ำโลหะในทิศทางต่าง ๆ ไม่แตกต่างกัน เมื่อพิจารณาความเร็วของน้ำโลหะในช่องทางเดินของน้ำโลหะระหว่างแขนของเดนไดรต์ พบว่า เฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  สามารถขัดขวางการไหลของน้ำโลหะได้ และการขัดขวางการไหลของน้ำโลหะ จะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วเมื่อโครงสร้างยูเทคติกของอะลูมิเนียมและซิลิกอนกำเนิดขึ้นภายในช่องแขน ระหว่างเดนไดรต์ ซึ่งให้ผลในลักษณะเช่นเดียวกันกับการไหลภายในโครงสร้างที่มีเดนไดรต์ลักษณะ columnar

จากการศึกษาเปรียบเทียบค่าความสามารถในการซึมผ่าน ของโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed ของงานวิจัยนี้ พบว่ามีค่าใกล้เคียงกันกับ ค่าที่เคยศึกษาได้ในโลหะอะลูมิเนียมผสม ทองแดง ที่โครงสร้างเดนไดรต์มีลักษณะ equiaxed เช่นเดียวกัน และจากการศึกษาเปรียบเทียบกับ ค่าความสามารถในการซึมผ่าน ของโครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed เทียบกับโครงสร้าง เดนไดรต์ลักษณะ columnar ที่มีเฟส  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  พบว่า ผลที่ได้มีแนวโน้มไปในทิศทางเดียวกัน โดยมี ค่าความสามารถในการซึมผ่านใกล้เคียงกันกับกรณีที่น้ำโลหะไหลในทิศทางขนานกับแขนปฐมภูมิของ เดนไดรต์ โดยเฉพาะช่วงที่สัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรยังไม่สูงนัก แต่ค่าความสามารถในการซึมผ่าน ของการไหลในทิศทางตั้งฉากกับแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์ มีค่าต่ำกว่าค่าที่ได้จากการไหลภายใน โครงสร้างเดนไดรต์ลักษณะ equiaxed เนื่องจากลักษณะช่องทางเดินของน้ำโลหะกรณีที่น้ำโลหะไหล ในทิศทางตั้งฉากกับแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์จะไม่ต่อเนื่องและการไหลของน้ำโลหะถูกขัดขวางได้ มากกว่าการไหลในทิศทางขนานกับแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์ ณ อุณหภูมิเดียวกัน อย่างไรก็ตาม เมื่อ สัดส่วนของแข็งโดยปริมาตรมากขึ้น ค่าความสามารถในการซึมผ่านของน้ำโลหะภายในโครงสร้าง เดนไดรต์ลักษณะ equiaxed ไม่แตกต่างอย่างชัดเจนจากโครงสร้างลักษณะ columnar ทั้งกรณีการ ไหลในทิศทางขนานหรือตั้งฉากกับแขนปฐมภูมิของเดนไดรต์ เนื่องจากการเกิดโครงสร้างยูเทคติกนี้ ทำให้ลักษณะสันฐานวิทยาของช่องทางเดินของน้ำโลหะที่เหลืออยู่ซับซ้อนอย่างมาก และถูกปิดกั้น อย่างเต็มที่ทุกทิศทาง น้ำโลหะจึงไม่สามารถไหลได้อย่างต่อเนื่อง เป็นผลให้ค่าความสามารถในการซึม ผ่านใกล้เคียงกันในทุกกรณี

## 5.5 ประโยชน์จากงานวิจัยและแนวทางการพัฒนา

ผลของปริมาณเหล็กเจือปนและผลของการปรับปรุงสภาพเกรนด้วยวิธี grain refinement ที่มีต่อพฤติกรรมในการกำเนิดและเติบโตของโครงสร้างจุลภาคและความสามารถในการซึมผ่านของน้ำ โลหะระหว่างการแข็งตัว จะเป็นประโยชน์ต่ออุตสาหกรรมยานยนต์ โดยเฉพาะการผลิตเสื้อสูบ รถยนต์ ในการควบคุมและทำนายคุณภาพของโลหะอะลูมิเนียมผสมในกระบวนการหล่อให้มี

ข้อบกพร่องน้อยลงได้ นอกจากนี้ ยังสามารถนำองค์ความรู้ ความเข้าใจถึงสาเหตุและกลไกในการกำเนิดข้อบกพร่องจากผลของเฟสสารประกอบเชิงโลหะในงานวิจัยนี้ เพื่อการวิจัยและพัฒนาต่อยอดแนวทางและกรรมวิธีต่าง ๆ สำหรับการปรับปรุงน้ำโลหะ (melt treatment) ทั้งทางเคมีและทางกลผ่านกระบวนการ heterogeneous nucleation เพื่อให้โลหะอะลูมิเนียมผสมเกรตริไซเคิล มีสมบัติทางกลหลังการหล่อที่ดีขึ้น และสามารถนำไปใช้งานทางวิศวกรรม เช่น ในอุตสาหกรรมยานยนต์ได้ ซึ่งจะเป็นการลดต้นทุนในการผลิตและสามารถลดการปลดปล่อยก๊าซ CO<sub>2</sub> ที่ส่งผลเสียต่อสิ่งแวดล้อมระหว่างกระบวนการผลิตอะลูมิเนียมได้อีกด้วย



## รายการอ้างอิง

1. Taylor, J. A. Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys. Procedia Materials Science. 1 (2012): 19-33.
2. Lu, L. and Dahle, A. K. Iron-rich intermetallic phases and their role in casting defect formation in hypoeutectic Al-Si alloys. Metallurgical and Materials Transactions A. 36 (2005): 819-835.
3. Wang, J., Lee, P. D., Hamilton, R. W., Li, M., and Allison, J. The kinetics of Fe-rich intermetallic formation in aluminium alloys: In situ observation. Scripta Materialia. 60 (2009): 516-519.
4. Liu, L., et al. Precipitation of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi phase platelets in Al-Si based casting alloys. Metallurgical and Materials Transactions A. 40 (2009): 2457-2469.
5. Puncreobutr, C., Phillion, A. B., Fife, J. L., and Lee, P. D. Coupling in situ synchrotron X-ray tomographic microscopy and numerical simulation to quantify the influence of intermetallic formation on permeability in aluminium-silicon-copper alloys. Acta Materialia. 64 (2014): 316-325.
6. Mikolajczak, P. and Ratke, L. Interplay between melt flow and the 3D distribution and morphology of Fe-rich phases in AlSi alloys. Metallurgical and Materials Transactions A. 46 (2015): 1312-1327.
7. Narayanan, L. A., Samuel, F. H., and Gruzleski, J. E. Crystallization behavior of iron-containing intermetallic compounds in 319 aluminum alloy. Metallurgical and Materials Transactions A. 25 (1994): 1761-1773.
8. Samuel, A. M., Samuel, F. H., and Doty, H. W. Observations on the formation of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi phase in 319 type Al-Si alloys. Journal of Materials Science. 31 (1996): 5529-5539.
9. Bonsack, W. Discussion on the effect of minor alloying elements on aluminum casting alloys. ASTM Bulletin 117 (1942):
10. Mascré, C. Influence of iron and manganese alloys on the type of TA-S13. Fonderie. 108 (1955): 30-36.

11. Colwell, D. L. and Kissling, R. J. Die and permanent mold casting aluminum alloy minor elements. AFS Transactions. 69 (1961): 610-616.
12. Villeneuve, C. and Samuel, F. H. Fragmentation and dissolution of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi phase during solution heat treatment of Al-13%Si-Fe alloys. International Journal of Cast Metals Research. 12 (1997): 145-160.
13. Pennors, A., Samuel, A. M., Samuel, F. H., and Doty, H. W. Precipitation of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi iron intermetallic in Al-6% Si-3.5%Cu (319) type alloys: role of Sr and P. AFS Transactions. 106 (1998): 98-105.
14. Terzi, S., et al. In situ study of nucleation and growth of the irregular  $\alpha$ -Al/ $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi eutectic by 3-D synchrotron X-ray microtomography. Acta Materialia. 58 (2010): 5370-5380.
15. Puncreobutr, C., et al. In situ quantification of the nucleation and growth of Fe-rich intermetallics during Al alloy solidification. Acta Materialia. 79 (2014): 292-303.
16. Mikolajczak, P. and Ratke, L. Effect of stirring induced by rotating magnetic field on  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi intermetallic phases during directional solidification in AlSi alloys. International Journal of Cast Metals Research. 26 (2013): 339-353.
17. Steinbach, S. and Ratke, L. The influence of fluid flow on the microstructure of directionally solidified AlSi-base alloys. Metallurgical and Materials Transactions A. 38 (2007): 1388-1394.
18. Puncreobutr, C., et al. Influence of Fe-rich intermetallics on solidification defects in Al-Si-Cu alloys. Acta Materialia. 68 (2014): 42-51.
19. Mbuya, T. O., Odera, B. O., and Ng'ang'a, S. P. Influence of iron on castability and properties of aluminium silicon alloys. International Journal of Cast Metals Research. 16 (2003):
20. Roy, N., Samuel, A. M., and Samuel, F. H. Porosity formation in Al-9 wt pct Si-3 wt pct Cu alloy systems: Metallographic observations. Metallurgical and Materials Transactions A. 27 (1996): 415-429.
21. Taylor, J. A., Schaffer, G. B., and StJohn, D. H. The role of iron in the formation of porosity in Al-Si-Cu-based casting alloys: Part III. A microstructural model. Metallurgical and Materials Transactions A. 30 (1999): 1657-1662.

22. Dinnis, C. M., Taylor, J. A., and Dahle, A. K. Iron-related porosity in Al-Si-(Cu) foundry alloys. Materials Science and Engineering: A. 425 (2006): 286-296.
23. Santos, R. G. and Melo, M. L. N. M. Permeability of interdendritic channels. Materials Science and Engineering: A. 391 (2005): 151-158.
24. Poirier, D. R. Permeability for flow of interdendritic liquid in columnar-dendritic alloys. Metallurgical Transactions B. 18 (1987): 245-255.
25. Quested, T. E. Understanding mechanisms of grain refinement of aluminium alloys by inoculation. Materials Science and Technology. 20 (2004): 1357-1369.
26. Fan, Z., et al. Grain refining mechanism in the Al/Al-Ti-B system. Acta Materialia. 84 (2015): 292-304.
27. Delamore, G. W. and Smith, R. W. The mechanism of grain refinement in dilute Al alloys. Metallurgical and Materials Transactions A. 2 (1971): 1733-1738.
28. Sigworth, G. K. The grain refining of aluminum and phase relationships in the Al-Ti-B system. Metallurgical Transactions A. 15 (1984): 277-282.
29. Maxwell, I. and Hellawell, A. The constitution of the system Al-Ti-B with reference to Al-base alloy. Metallurgical Transactions A. 3 (1972): 1487-1493.
30. Jones, G. P. and Pearson, J. Factors affecting the grain-refinement of aluminum using titanium and boron additives. Metallurgical Transactions B. 7 (1976): 223-234.
31. Cibula, A. Discussion of the mechanisms of grain refinement in dilute aluminum alloys. Metallurgical Transactions. 3 (1972): 751-753.
32. Mohanty, P. S. and Gruzleski, J. E. Grain refinement mechanisms of hypoeutectic AlSi alloys. Acta Materialia. 44 (1996): 3749-3760.
33. Crossley, F. A. and Mondolfo, L. F. Mechanism of grain refinement in aluminum alloys. AIME Trans. 191 (1951): 1143-1148.
34. Marcantonio, J. A. and Mondolfo, L. F. Grain refinement in aluminum alloyed with Ti and some other elements. Metallurgical Transactions A. 98 (1970): 23-27.
35. Schumacher, P., et al. New studies of nucleation mechanisms in aluminium alloys: implications for grain refinement practice. Materials Science and Technology. 14 (1998): 394-404.

36. Shabestari, S. G. and Malekan, M. Assessment of the effect of grain refinement on the solidification characteristics of 319 aluminum alloy using thermal analysis. Journal of Alloys and Compounds. 492 (2010): 134-142.
37. Backerud, L., Chai, G., and Tamminen, J. Solidification characteristics of aluminum alloys. 3rd ed. Foundry Alloys. vol. 2. Stockholm, Sweden: AFS Skanaluminium, 1990.
38. Argyropoulos, S., Closset, B., and Gruzleski, J. E. Application of microprocessors in metal casting studies. in Transactions of the American Foundrymen's Society, 515-522. 1983
39. Yen, C. M., Evans, W. J., Nowicki, R. M., and Cole, G. S. Measuring the quality of aluminum casting alloys with microprocessor-aided thermal analysis. AFS Trans. 93 (1985): 199-204.
40. Hassani, A., Ranjbar, K., and Sami, S. Microstructural evolution and intermetallic formation in Al-8wt% Si-0.8wt% Fe alloy due to grain refiner and modifier additions. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials. 19 (2012): 739-746.
41. D'Elia, F. and Ravindran, C. Influence of grain refinement on hot tearing in B206 and A319 aluminum alloys. Transactions of the Indian Institute of Metals. 62 (2009): 315-319.
42. Metz, S. A. and Flemings, M. C. A Fundamental study of hot tearing. AFS Transactions. 78 (1970): 453.
43. Ferdian, D., et al. Differential thermal analysis assessment of beta phase precipitation in Al-6.5Si-1Fe alloy. Transactions of the Indian Institute of Metals. 65 (2012): 821-825.
44. Dinnis, C. M., Taylor, J. A., and Dahle, A. K. As-cast morphology of iron-intermetallics in Al-Si foundry alloys. Scripta Materialia. 53 (2005): 955-958.
45. Taylor, J. A., Schaffer, G. B., and StJohn, D. H. The role of iron in the formation of porosity in Al-Si-Cu-based casting alloys: Part I. Initial experimental observations. Metallurgical and Materials Transactions A. 30 (1999): 1643-1650.
46. Oldfield, W. A quantitative approach to casting solidification: freezing of cast iron. Transactions of American Society for Metals. 59 (1966): 945-959.



47. Rakhmonov, J., Timelli, G., Bonollo, F., and Arnberg, L. Influence of grain refiner addition on the precipitation of Fe-rich phases in secondary AlSi7Cu3Mg alloys. International Journal of Metalcasting. 11 (2017): 294-304.
48. Kumar, S., Malisano, J., Ito, Y., and O'Reilly, K. A. Q. Influence of trace element additions on Fe bearing intermetallic solidification of a 6063 Al alloy. in Light Metals 2017. A.P. Ratvik, Editor. Springer International Publishing: Cham, 2017.
49. Poirier, D. R. and Ocansey, P. Permeability for flow of liquid through equiaxial mushy zones. Materials Science and Engineering: A. 171 (1993): 231-240.
50. Ehsan, K. and Daan, M. M. Permeability evolution during equiaxed dendritic solidification of Al-4.5 wt%Cu. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. 20 (2012): 035004.





ภาคผนวก

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย  
CHULALONGKORN UNIVERSITY

## ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

นางสาวสุรดา ช่วยประดิษฐ์ กำเนิดเมื่อวันที่ 6 สิงหาคม พ.ศ. 2537 ที่จังหวัดพัทลุง จบการศึกษามัธยมศึกษาตอนปลายจากโรงเรียนพัทลุง จังหวัดพัทลุง สำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรีในสาขาวิชาวิศวกรรมโลหการและวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย เมื่อปี พ.ศ. 2559 ด้วยเกียรตินิยมอันดับ 2 จากนั้นศึกษาต่อระดับปริญญาโทในสาขาวิชาวิศวกรรมโลหการและวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย และสำเร็จการศึกษาในปีพ.ศ. 2561

ระหว่างการศึกษาในระดับปริญญาโทได้รับทุนอุดหนุนการศึกษาจากบัณฑิตวิทยาลัย จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย (ทุนอุดหนุนการศึกษาระดับบัณฑิตศึกษาจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย เพื่อเฉลิมฉลองวโรกาสที่พระบาทสมเด็จพระเจ้าอยู่หัวทรงเจริญพระชนมายุครบ 72 พรรษา) นอกจากนี้ ได้รับรางวัล Best Oral Presentation จากการนำเสนอผลงานในการประชุม The First Materials Research Society of Thailand International Conference ในปีพ.ศ. 2560 และในปีเดียวกัน ได้รับรางวัล Best Oral Presentation จากการนำเสนอผลงานในการประชุม The 10th Thailand Metallurgy Conference และในปีพ.ศ. 2561 ได้รับการคัดเลือกให้ไปนำเสนอผลงานในการประชุมวิชาการ 147th TMS Annual Meeting and Exhibition ณ เมือง ฟีนิกซ์ รัฐแอริโซนา สหรัฐอเมริกา ซึ่งได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ผลงานในวารสารวิชาการ Light Metals 2018 ภายใต้หัวข้อ “Quantifying effects of grain refiner addition on Fe-rich intermetallic solidification of Al-Si-Cu alloys using in-situ synchrotron X-ray tomography”