



กลไกการเกิดโครงสร้างโลหะกึ่งของแข็งในกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติง

**Mechanism of Semi-Solid Metal Microstructure Formation in
Rheocasting Processes**

รังสิณี แคนยุกต์

Rungsinee Canyook

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญา

วิศวกรรมศาสตรดุษฎีบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ

มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements for the Degree of

Doctor of Engineering in Materials Engineering

Prince of Songkla University

2556

ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์



กลไกการเกิดโครงสร้างโลหะกึ่งของแข็งในกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติง

**Mechanism of Semi-Solid Metal Microstructure Formation in
Rheocasting Processes**

รังสีณี แคนยุกต์

Rungsinee Canyook

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญา

วิศวกรรมศาสตรดุษฎีบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ

มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements for the Degree of

Doctor of Engineering in Materials Engineering

Prince of Songkla University

2556

ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

ชื่อวิทยานิพนธ์ กลไกการเกิดโครงสร้างโลหะกิ่งของแข็งในกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติง
 ผู้เขียน นางสาวรังสิณี แคนยุกต์
 สาขาวิชา วิศวกรรมวัสดุ

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

คณะกรรมการสอบ

..... ประธานกรรมการ
 (รองศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์) (ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ชัชชัย ปลุกผล)

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม

.....
 (รองศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์)

.....
 (รองศาสตราจารย์ ดร.ศิริกุล วิสุทธิ์ เมฆางกูร) (รองศาสตราจารย์ ดร.ศิริกุล วิสุทธิ์ เมฆางกูร)

.....
 (Prof.Dr. Peter W. Voorhees)

.....
 (ดร.บุญรัตน์ โล่ห์วงศ์วัฒน์)

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ อนุมัติให้บัณฑิตวิทยาลัยรับนี้เป็น
 ส่วนหนึ่งของการศึกษา ตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรดุษฎีบัณฑิต สาขาวิศวกรรมวัสดุ

.....
 (รองศาสตราจารย์ ดร.ธีระพล ศรีชนะ)

คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

ขอรับรองว่า ผลงานวิจัยนี้เป็นผลมาจากการศึกษาวิจัยของนักศึกษาเอง และขอแสดงความขอบคุณบุคคลที่มีส่วนเกี่ยวข้อง

.....
(รองศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์)
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์

.....
(นางสาวรังสิณี แคนยุกต์)
นักศึกษา

ข้าพเจ้าขอรับรองว่า ผลงานวิจัยนี้ ไม่เคยเป็นส่วนหนึ่งในการอนุมัติปริญญาในระดับใดมาก่อน
และไม่ได้ถูกใช้ในการยื่นขออนุมัติปริญญาในขณะนี้

.....

(นางสาวรังสิณี แคนยุกต์)

นักศึกษา

ชื่อวิทยานิพนธ์	กลไกการเกิดโครงสร้างโลหะกิ่งของแข็งในกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติง
ผู้เขียน	นางสาวรังสิณี แคนยุกต์
สาขาวิชา	วิศวกรรมวัสดุ
ปีการศึกษา	2555

บทคัดย่อ

ในปัจจุบันกระบวนการผลิตโลหะกิ่งของแข็งมีการนำมาใช้ในอุตสาหกรรมอย่างกว้างขวาง เพื่อให้มีประสิทธิภาพในการขึ้นรูป การเข้าใจถึงการเกิดโครงสร้างเกรนก่อนกลมจึงมีความสำคัญมาก จากงานวิจัยที่ผ่านมาได้มีการนำเสนอกลไกการเกิดเกรนก่อนกลมในกระบวนการผลิตโลหะกิ่งของแข็ง 2 กลไกด้วยกัน คือ เกิดจากการนิวเคลียชันจากเนื้อที่แตกต่างกันและการแตกหักของเดนไดรต์ ดังนั้น โครงการวิจัยนี้ จึงศึกษากลไกการเกิดเกรนก่อนกลมในกระบวนการผลิตโลหะกิ่งของแข็งด้วยกระบวนการขึ้นตัวอย่างรวดเร็วในแม่พิมพ์ทองแดง โดยทำหล่อแบบรีโอแคสติงเป็นเวลา 1 5 10 12 15 20 30 35 40 และ 45 วินาที พบว่า ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 5-10 วินาที จะเกิดอนุภาคขนาดเล็กกระจายอยู่ในน้ำโลหะ เนื่องจากบางบริเวณในน้ำโลหะมีอุณหภูมิสูงกว่าจุดหลอมเหลว จึงเกิดการหลอมของอนุภาคไปบางส่วน เมื่อเพิ่มเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงเป็น 10-15 วินาที จะมีจำนวนของอนุภาคของแข็งเพิ่มสูงขึ้น และมีขนาดอนุภาคเล็กลง เนื่องจากกลไกการแตกหักของเดนไดรต์ จากกลไกการหลอมบริเวณโคน และเมื่อเวลาในการปล่อยฟองแก๊สเพิ่มสูงขึ้น อนุภาคจะเกิดการเชื่อมติดกัน ทำให้จำนวนเกรนก่อนกลมลดน้อยลง

เพื่อความเข้าใจถึงพฤติกรรมในการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ภายใต้อิทธิพลของการเติมตัวอินออกไซด์และการเพิ่มแรงจากการพาจากการเพิ่มอัตราการไหลของก๊าซในกระบวนการกสิผลจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในแม่พิมพ์ทองแดง พบว่า เกิดการนิวเคลียชันแบบพลศาสตร์ โดยการเติมตัวอินออกไซด์และการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ ทำให้สัดส่วนของแข็งและความหนาแน่นของอนุภาคเพิ่มขึ้น ผลจากการวิจัยพบว่า การเติมตัวอินออกไซด์และการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ โดยการประยุกต์ใช้แรงจากการพาในการเย็นตัวของน้ำโลหะทำให้ขนาดของอนุภาคหลังจากการหล่อมีขนาดเล็กลงเปรียบเทียบกับวิธีการหล่อแบบดั้งเดิม

สำหรับในการศึกษาอิทธิพลของขนาดอนุภาคในช่วงเริ่มเกิดการแข็งตัวของสมบัติเชิงกล โดยการหล่อเทในแบบหล่อแบบเอียงเทของแบบหล่อถาวรของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 พบว่า ถ้าอนุภาคของแข็งเริ่มต้นมีขนาดเล็ก จะทำให้ค่าแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดค่าสูงกว่าอนุภาคของแข็งเริ่มต้นที่มีขนาดใหญ่

ในงานวิจัยส่วนสุดท้าย การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยเทคนิค 3D โดยกรรมวิธี Serial sectioning ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสถึง 45 วินาที พบว่า อนุภาคเกิดการเกาะกลุ่มกันเป็นกลุ่มก้อน (clustered) ของอนุภาคเกรนก้อนกลม

Thesis Title	Mechanism of Semi-Solid Metal Microstructure Formation in Rheocasting Processes
Author	Miss Rungsinee Canaryook
Major Program	Materials Engineering
Academic Year	2012

ABSTRACT

Semi-solid metal processing has been applied widely in the industry for many years. To obtain the most of its potential, it is important to have a more efficient and effective semi-solid metal formation process. Two theories are often proposed by many researchers: copious nucleation and fragmentation. In order to understand of the formation mechanism, it is important to study the microstructure evolution at the early stages. This research has developed an experimental apparatus that can capture the grain structure at different times at the early stages to understand how the semi-solid structure evolves. In this technique, semi-solid slurry is produced by injecting fine gas bubbles into the melt through a graphite diffuser during solidification. Then, a copper quenching mold is used to draw some semi-solid slurry into a thin channel. The semi-solid slurry is then rapidly frozen in the channel giving the microstructure of the slurry at the desired time. Samples of semi-solid 356 aluminum alloy are taken at different gas injection times of 1, 5, 10, 12, 15, 20, 30, 35, 40 and 45 seconds. Analysis of the microstructure suggests that the fragmentation by remelting mechanism may be responsible for the formation of globular structure in this rheocasting process. In addition, the particle distribution may be quantified by the dilation and counting technique to determine different levels of particle clustering. The results from study suggest that this new characterization method can be used as a process and quality control tool in a rheocasting process. It can also be used to optimize the process and to study the formation mechanism of a rheocasting technique.

To understand the grain refinement behavior of an aluminum alloy under the influences of inoculation and dynamic nucleation. Rapid quenching results show that dynamic nucleation by application of forced convection with localized cooling to the melt yields increased solid fraction and particle density of the secondary nuclei. The solid fraction and

particle density are further increased by inoculation. This study also shows that increasing the convection level in an inoculated melt held at a temperature slightly above the liquidus temperature increases the dynamic nucleation effectiveness, which consequently yields finer microstructure of the final cast samples. The findings suggest that grain refinement can be effectively achieved by applying localized forced convection with rapid cooling to create a low fraction solid of secondary nuclei in the melt prior to pouring and casting.

For the studied effect of particle size at the early stages on mechanical properties of semi-solid casting of A356 aluminum alloy had been investigated. The results from study show that the ultimate tensile strength and elongation are affected by the particle size of the primary α (Al) at the early stages.

Finally, the three dimension (3D) analysis from such serial sections confirmed that particles that appear to be isolated are actually interconnected to others.

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์เล่มนี้ สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี ข้าพเจ้าต้องขอขอบคุณ สำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย(สกว.) (สัญญาเลขที่ MRG5280215) และโครงการปริญญาเอกกาญจนาภิเษก (สัญญาเลขที่ PHD/0134/2551) รวมถึงทุนอุดหนุนการวิจัยเพื่อวิทยานิพนธ์จากบัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ที่ให้การสนับสนุนทุนการศึกษาในการวิจัย และขอขอบคุณความช่วยเหลือและความอนุเคราะห์ของบุคคลหลายท่าน ซึ่งไม่อาจนำมากล่าวได้ทั้งหมด

ขอกราบขอบพระคุณ รศ.ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ รวมถึง รศ.ดร.ศิริกุล วิสุทธิเมธงกูร และ Prof.Dr. Peter W. Voorhees อาจารย์ที่ปรึกษาร่วมวิทยานิพนธ์ ซึ่งเป็นผู้ให้ความรู้ข้อคิด และคำแนะนำที่ดีมาโดยตลอด ข้าพเจ้าได้รับการสนับสนุนในการทำการวิจัยต่าง ๆ ซึ่งเป็นแรงผลักดันให้ข้าพเจ้าได้เติบโตทางด้านวิชาการและทางชีวิตจริง ท่านยังเป็นอาจารย์ผู้เป็นแรงบันดาลใจที่ทำให้ข้าพเจ้ายึดมั่นและระลึกเสมอในการเป็นอาจารย์ที่ดีตามรอยทางของท่าน ซึ่งข้าพเจ้าถือว่าเป็นความโชคดียิ่งสูงที่ได้อาจารย์ทั้งสามท่านมาเป็นที่ปรึกษาในงานวิจัยนี้

ขอกราบขอบพระคุณ ผศ.ดร.ธวัชชัย ปลุกผล และดร.บุญรัตน์ โฉ่ววงศ์วัฒน ที่เสียสละเวลามาเป็นกรรมการในการสอบวิทยานิพนธ์ และให้คำแนะนำในงานวิจัยนี้

ขอขอบคุณ ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ และบุคลากรทุกท่านที่ให้การสนับสนุนด้านสถานที่ และคำแนะนำต่าง ๆ จากบุคลากรทุกท่านซึ่งทำให้การดำเนินงานวิจัยเป็นไปอย่างราบรื่น

ขอขอบคุณทีมวิจัย Innovative Materials Technology (IMT) ทีมวิจัย Heat Treatment and Particulate Materials (HTPM) และทีมวิจัย Voorhees ทุก ๆ คน สำหรับความช่วยเหลือในงานวิจัย ทั้งในด้านการทดลอง การวิเคราะห์ข้อมูลตลอดจนคำแนะนำที่ดีในงานวิจัย

ท้ายนี้ ขอขอบคุณคุณพ่อแสงสีจันทร์ และคุณแม่เอารี แคนยุกต์ ที่รักยิ่งและเป็นยิ่งกว่าดวงใจของข้าพเจ้า ผู้ให้ชีวิตและครอบครัวที่อบอุ่น ที่คอยสนับสนุนเป็นกำลังใจและดูแลข้าพเจ้าตลอดมาในทุกเส้นทาง

รังสิณี แคนยุกต์

สารบัญ

	หน้า
สารบัญ	(10)
รายการตาราง	(14)
รายการรูป	(15)
บทที่ 1 บทนำ	1
1.1 ภูมิหลังและความเป็นมาของงานวิจัย	1
1.2 วัตถุประสงค์	5
1.3 ประโยชน์ของการวิจัย	5
1.4 ขอบเขตของการวิจัย	6
1.5 สถานที่ทำการวิจัย	6
บทที่ 2 ทฤษฎี หลักการ และการทบทวนงานวิจัย	7
2.1 ภูมิหลังของกระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง	7
2.2 เทคโนโลยีของการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง	8
2.2.1 กรรมวิธีนิวรีโอแคสติง (New Rheo Casting หรือ NRC)	8
2.2.2 กระบวนการเอสเอสอาร์ (Semi-Solid Rheocasting หรือ SSR)	9
2.2.3 กระบวนการแมกนีโต ไฮดรอดนามิก (Magneto Hydrodynamic หรือ MHD)	10
2.2.4 กระบวนการ Strain Induced Melt Activated (SIMA)	10
2.2.5 กระบวนการหล่อแบบสเปรย์ (Spray Casting)	10
2.2.6 กระบวนการสับลิกวิดัสแคสติง (Sub Liquidus Casting หรือ SLC)	11
2.2.7 กระบวนการคูลดิงสโลป (Cooling Slope หรือ CS)	11
2.2.8 กรรมวิธี Low Superheat Pouring with Shear Field (LSPSF)	12
2.2.9 กระบวนการทวิน-สกรูรีโอโมลดิ้ง (Twin-Screw Rheomoulding)	13
2.2.10 กระบวนการซีด (Swirled Enthalpy Equilibration Device หรือ SEED)	13
2.2.11 กระบวนการกิส (Gas Induced Semi-Solid หรือ GISS)	14
2.3 ข้อดีและข้อเสียของการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง	15
2.4 กลไกการเกิดโครงสร้างกึ่งของแข็ง	16

สารบัญ(ต่อ)

	หน้า
2.5 กลไกการเกิดอนุภาคของแข็ง	20
2.6 พฤติกรรมการแข็งตัวของตัวภายใต้แรงจากการพา	21
2.7 การปรับปรุงเกรนให้ละเอียด (Grain refinement)	22
2.8 การเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ (Dynamic nucleation)	24
2.9 การเติบโตของเกรน (Growth of the grain)	27
2.10 การเติบโตและการคอรัสเซนนิง (Coarsening) ของเดนไดรต์	28
2.11 การทบทวนงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	30
บทที่ 3 วิธีการวิจัย	43
3.1 วัสดุและอุปกรณ์ที่ใช้ในการวิจัย	43
3.1.1 อะลูมิเนียมผสมเกรด 356	43
3.1.2 โลหะผสม Al-5Ti-1B	44
3.1.3 เตาหลอมไฟฟ้า	44
3.1.4 เบ้ากราไฟต์	45
3.1.5 แท่งกราไฟต์พรุน (Porous graphite diffuser)	45
3.1.6 แม่พิมพ์ทองแดง (Rapid quenching mold)	46
3.1.7 เทอร์โมคัปเปิลแบบอินฟราเรด (Non-contact infrared thermometer)	46
3.1.8 การตรวจสอบการเรียงตัวของผลึกด้วยระบบการรับสัญญาณเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนกระเจิงกลับ (Electron Backscatter Diffraction, EBSD)	47
3.1.9 เครื่อง Reichert-Jung (Leica) Polycut E micromiller	47
3.2 วิธีการดำเนินการ	48
3.2.1 การศึกษาวิวัฒนาการของโครงสร้างเกรนก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัวของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356	48
3.2.3 พฤติกรรมของการเกิดโครงสร้างเกรนขนาดเล็กของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 โดยการเติมตัวอินออกไซด์และเกิดการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์	50

สารบัญ(ต่อ)

	หน้า
3.2.4 การศึกษาวิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 ในการหล่อแบบเอียงเทในแบบหล่อถาวร	52
3.3 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค	54
3.4 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคเชิงปริมาณ	55
3.4.1 สัดส่วนของแข็ง	56
3.4.2 ความหนาแน่นของอนุภาค	57
3.4.3 ขนาดของอนุภาค	57
3.4.4 ขนาดของอนุภาคด้วยเทคนิค Mean Lineal Interception	58
3.4.5 ลักษณะความกลมของอนุภาค (Shape factor)	58
3.4.6 การกระจายตัวของอนุภาค (Particle distribution)	58
3.5 การวิเคราะห์ด้วยเทคนิค 3D (Three-dimensional analysis)	59
3.5.1 การวิเคราะห์ด้วยวิธี Serial sectioning	59
3.5.2 การแยกส่วน (Segmentation)	60
3.5.3 การสร้างภาพ 3D (Three-dimensional reconstructions)	61
บทที่ 4 ผลและวิจารณ์ผลการวิจัย	62
4.1 การศึกษาวิวัฒนาการของโครงสร้างเกรนก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัวของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356	62
4.1.1 อิทธิพลของเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสต่อจำนวนของอนุภาคของแข็ง	65
4.1.2 อิทธิพลของเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสต่อจำนวนอนุภาคเกรนก่อนกลม	66
4.2 การวิเคราะห์ลักษณะของโครงสร้างเกรนก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัวในกระบวนการหล่อแบบรีโอแคส	69
4.2.1 สัดส่วนของแข็ง	69
4.2.2 ความหนาแน่นของอนุภาค	71
4.2.3 ขนาดและลักษณะความกลมของอนุภาค	71
4.2.4 การกระจายตัวของอนุภาค	74

สารบัญ(ต่อ)

	หน้า
4.3 การศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิแท่งกราไฟต์ที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ด้วยกรรมวิธีกิส	76
4.4 พฤติกรรมของการเกิดโครงสร้างเกรนขนาดเล็ทของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 โดยการเติมตัวอินอกคิวแลนท์และการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์	78
4.4.1 การวิเคราะห์ทางความร้อน	78
4.4.2 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคจากการเก็บตัวอย่างด้วยแม่พิมพ์ทองแดง	79
4.4.3 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคหลังจากการหล่อ	85
4.4.4 การตรวจสอบการเรียงตัวของผลึกด้วยระบบการรับสัญญาณเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนกระเจิงกลับ	87
4.5 การศึกษาวิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 โดยการหล่อแบบเอียงเทในแบบหล่อ	87
4.5.1 สเลอริริงของแข็ง	87
4.5.2 การทดสอบความแข็งแรงดึง	89
บทที่ 5 บทสรุปและข้อเสนอแนะ	92
5.1 สรุปผล	92
5.2 ข้อเสนอแนะ	94
เอกสารอ้างอิง	95
ภาคผนวก	101
ภาคผนวก ก	102

รายการตาราง

ตารางที่		หน้า
3.1	ส่วนประกอบทางเคมีของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ที่ใช้ในการวิจัย	43
3.2	สรุปเงื่อนไขในการทดลองที่ใช้ในการศึกษาโครงสร้างจุลภาคหลังการหล่อ	51
3.3	ตัวอย่างของขนาดชิ้นงานตามมาตรฐาน ASTM B 557M-02a	54
4.1	แสดงสัดส่วนของแข็งและการกระจายตัวของอนุภาคนิวทอนในเป้าหมายหลอม กราฟที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน	62
4.2	สรุปผลจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคเชิงปริมาณ	70
4.3	ตารางแสดงสัดส่วนของแข็งที่อนุภาคนิวทอนและเวลาในกระบวนการหล่อแบบ รีโอแคสติงแตกต่างกัน	77
4.4	สรุปผลจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของสเตอริอิ่งของแข็ง	88

รายการรูป

รูปที่	หน้า
2.1 แสดงกรรมวิธีนิวรีโอแคสติง	9
2.2 กระบวนการเอสเอสอาร์	9
2.3 กระบวนการสับลิควิตัสแคสติง	11
2.4 การหล่อแบบคูลลิ่งสโโลป (ก) น้ำ โลหะ(ข) การหล่อด้วยคูลลิ่งสโโลป	12
2.5 กระบวนการผลิตสเลอริตี้ด้วยกรรมวิธี LSPSF	12
2.6 แสดงกระบวนการหล่อแบบทวิน-สกรูรีโอโมลติง	13
2.7 กระบวนการซีด	14
2.8 กระบวนการกิส	14
2.9 (ก) การเปรียบเทียบ ΔG^* กับอันเดอร์คูลลิ่ง (ΔT) สำหรับการเกิดนิวเคลียสจากเนื้อเดียวกันและเนื้อที่แตกต่างกัน(ข) อัตราการเกิดนิวเคลียสที่ค่าวิกฤตของ ΔG^*	17
2.10 แสดงการเกิดอนุภาคนาโนขนาดเล็กที่บริเวณผนังและหลุมออก เนื่องจากการเคลื่อนที่ของน้ำ โลหะ	17
2.11 แสดงการแตกหักของเดนไดรต์ ทำให้มีอนุภาคหรือเกรนเพิ่มขึ้นแบบทวีคูณ	18
2.12 แสดงแบบจำลองการแตกหักของเดนไดรต์ด้วยแรงเฉือน (ก) เดนไดรต์ที่ยังไม่เสียรูป (ข) เมื่อเกิดแรงบิด (ค) เกิดการจัดเรียงใหม่ของแลตทิซ ทำให้เกิดขอบเกรน (ง) เมื่อ $\gamma_{gb} \geq 2\gamma_{sl} \cos(\theta/2)$ ขอบเกรนจะเกิดการเปื่อย	19
2.13 เส้นทางการวิวัฒนาการการเติบโตของอนุภาคของแข็ง	20
2.14 อุปสรรคในการเติบโตของนิวเคลียสตามโมเดลการเติบโตอย่างอิสระ (free growth model)	23
2.15 กราฟแสดงจำนวนของเกรนต่อจำนวนการเติมอนุภาคจากทฤษฎีและการทดลอง	24
2.16 รูปแสดงการพาที่เกิดจากอุณหภูมิและการเคลื่อนที่ของเดนไดรต์จากผนังแบบหล่อ	25
2.17 รูปแสดงเกรนอิกวิแอกซ์ขนาดเล็กที่ติดกับตาข่ายเหล็กของอะลูมิเนียมผสม 2% ทองแดง ที่กำลังแข็งตัว	26
2.18 ภาพถ่ายแสดงการแตกหักของเดนไดรต์ของสารละลายแอมโมเนียมคลอไรด์ผสมน้ำ บริเวณตรงกลางของอินกอตโดยการพาของของเหลว	27
2.19 รูปแสดงการเกิดของแพเดนไดรต์ซึ่งกลายเป็นเกรนบนผนังแบบหล่อ	28

รายการรูป(ต่อ)

รูปที่	หน้า	
2.20	ระยะห่างระหว่างแขนของเดนไดรต์ต่อเวลาในการแข็งตัว	29
2.21	แสดงขั้นตอนการเตรียมบิลเลตด้วยกรรมวิธี SEED	31
2.22	แสดงโครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 ที่ผ่านการสั้นที่อุณหภูมิ 605°C เป็นเวลา 5 นาที ที่ความถี่แตกต่างกัน คือ (ก) 11.7 Hz (ข) 20 Hz และ (ค) 33.3 Hz	32
2.23	แสดงกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งของโลหะผสมโปร่งแสง	33
2.24	แสดงภาพการเกิดโครงสร้างก่อนกลมจากการหมุนซิกซ์โนไนทริล 5 at.% นี้	34
2.25	กระบวนการผลิตสเลอรัรี่กึ่งของแข็งโดยการหมุนของสนามแม่เหล็กและท่อระบายความร้อน	34
2.26	แสดงการหลอมบริเวณโคนของเดนไดรต์	36
2.27	แสดงการพัฒนาของโครงสร้างจุลภาคบริเวณโซนमुखชีที่เวลาต่าง ๆ กัน (ก) 43.9 นาที (ข) 48.1 นาที (ค) 51.4 นาที และ (ง) 64 นาที ตามลำดับ	37
2.28	การแตกหักของเดนไดรต์ (บริเวณวงกลมสีขาว) ระหว่างการแข็งตัวของอะลูมิเนียมผสม 20 wt.% ทองแดง ที่เวลาต่าง ๆ กัน (ก) $t = 0$ วินาที (ข) $t = 2.25$ วินาที และ (ค) $t = 4.50$ วินาที	39
2.29	ภาพถ่ายจาก HSV ที่ 10 kHz ของการแข็งตัวที่ (ก) $\Delta T = 278$ K และ (ข) $\Delta T = 163$ K	40
2.30	แสดงการเปลี่ยนแปลงจากโซนคอลลิมนาร์เป็นโซนอิกวิแอกซ์ (CET) และโครงสร้างโครงสร้างบริเวณอินเตอร์เฟซของของเหลว/ของแข็ง ในการแข็งตัวของอะลูมิเนียมผสม 4.5 wt.% ทองแดงที่อัตราการเติบโต $10 \mu\text{ms}^{-1}$ ภายใต้การหมุนด้วยแม่เหล็ก	41
2.31	การถ่ายภาพทุก ๆ 1 วินาทีของการแตกตัวของเดนไดรต์ โดย Rayleigh-Bénard	42
3.1	ลักษณะแท่ง Al5Ti1B ที่ใช้ในงานวิจัย	44
3.2	เตาหลอมไฟฟ้าชนิดขดลวดด้านทานที่ใช้ในงานวิจัย	44
3.3	เข้ากราไฟต์ที่ใช้ในงานวิจัย	45
3.4	แท่งกราไฟต์ที่ใช้ในการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง	45
3.5	แม่พิมพ์ทองแดงที่ใช้ในงานวิจัย	46

รายการรูป(ต่อ)

รูปที่	หน้า	
3.6	เทอร์โมคัปเปิลแบบอินฟราเรด (DP88) ที่ใช้งานวิจัย	47
3.7	เครื่อง Reichert-Jung Polycut E micromiller	48
3.8	วิธีการทดลองในงานวิจัย	49
3.9	ตัวอย่างชิ้นงานจากแม่พิมพ์ทองแดงและบริเวณที่ทำการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค	49
3.10	แสดงการหล่อแบบเอียงเทในแบบหล่อถาวร	53
3.11	ขนาดของชิ้นงานทดสอบแรงดึง	53
3.12	ชิ้นงานจากการขึ้นรูปร้อนด้วยเกลือ	55
3.13	เครื่องขัดชิ้นงานที่ใช้ในงานวิจัย	55
3.14	โครงสร้างจุลภาคที่ได้จากแม่พิมพ์ทองแดง (ก) ก่อน และ (ข) หลังผ่านการแยกเฟสของแข็ง α และของเหลวให้ชัดเจน	56
3.15	โครงสร้างจุลภาคแสดงชั้นเติบโต (growth layer) ของอนุภาคของแข็งที่การหล่อแบบรีโอแคสติง 40 วินาที	57
3.16	เทคนิคการโคเลชัน และการนับจำนวน (ก) วิธีการโคเลชันของอนุภาคที่มีการกระจายตัวแบบสุ่ม หลังจากการเพิ่มขนาดรอบอนุภาคเป็นจำนวน (dilation cycles) 5 10 และ 15 ครั้ง (ข) กราฟแสดงผลจากเทคนิคโคเลชันของอนุภาคที่มีการกระจายตัวแบบเป็นระเบียบ แบบสุ่ม และแบบกลุ่มก้อน	59
3.17	แสดงขั้นตอนของเครื่อง serial sectioning	60
3.18	ภาพ 2D ของโครงสร้างจุลภาคก่อนและหลังจากการแยกส่วนของรูปภาพ (ก) รูปที่ได้จากเครื่อง serial sectioning (ข) ภาพสีเทาจากการกรอง (ค) ภาพสมบูรณ์	61
3.19	แผนผังกระบวนการสร้างภาพ 3D จากการซ้อนและจัดเรียงจากภาพ 2D	61
4.1	โครงสร้างจุลภาคที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน (ก) 1 (ข) 5 (ค) 10 (ง) 12 (จ) 15 (ฉ) 20 (ช) 30 (ซ) 35 (ฅ) 40 และ (ญ) 45 วินาที ตามลำดับ	63
4.2	โครงสร้างจุลภาคชนิดต่าง ๆ ที่พบในงานวิจัย (ก) อนุภาคแบบแฉก (ข) เคนไครต์ และ (ค) อนุภาคเกรนก้อนกลม	64
4.3	สัดส่วนของแข็งที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน	65

รายการรูป(ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.4 อนุภาคของแข็งทั้งหมดในการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคและความหนาแน่นของอนุภาคที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน	66
4.5 โครงสร้างจุลภาคของอนุภาคเกรนก่อนกลมและการหลอมบริเวณ โคนของเดนไดรต์	67
4.6 อิทธิพลของเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงต่อจำนวนของอนุภาคทรงกลมต่อตารางมิลลิเมตร	67
4.7 การคอรัสเซชันนิงของเดนไดรต์	68
4.8 กลุ่มก้อนจากการเชื่อมติดกันระหว่างอนุภาค	68
4.9 ตัวอย่างการเชื่อมติดกันระหว่างอนุภาคเกรนก่อนกลม	69
4.10 ขนาดของอนุภาคของแข็งที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน	72
4.11 ลักษณะความกลมของอนุภาคของแข็งที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน	72
4.12 โครงสร้างจุลภาคแสดงขนาดและลักษณะความกลมของอนุภาคของแข็งที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน (ก) 10 วินาที (ข) 12 วินาที (ค) 15 วินาที และ (ง) 35 วินาที ตามลำดับ	73
4.13 ขนาดอนุภาคของแข็งเฉลี่ยที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน เปรียบเทียบกับเวลาการแข็งตัวของสเลอรัรี่กิ้งของแข็ง	74
4.14 การกระจายตัวของอนุภาคของแข็งจากการวิเคราะห์ด้วยวิธีไดเลชัน	75
4.15 โครงสร้างจุลภาค (ก) การกระจายตัวของอนุภาคของแข็งแบบสุ่ม ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 12 วินาที และ (ข) การกระจายตัวของอนุภาคของแข็งแบบกลุ่มก้อน ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 40 วินาที	76
4.16 แสดงขนาดอนุภาคที่อุณหภูมิแห้งกราฟไฟต์แตกต่างกัน ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 20 และ 30 วินาที ตามลำดับ	77
4.17 กราฟอัตราการเย็นตัวของอะลูมิเนียมผสมเกรด356 ที่การเติมและไม่เติมตัวอินออกคิวแลนซ์	78
4.18 โครงสร้างจุลภาคจากการเก็บตัวอย่างด้วยแม่พิมพ์ทองแดงที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน (1) 10 วินาที (2) 30 วินาที และ (3) 40 วินาที ตามลำดับที่เงื่อนไขแตกต่างกัน (ก) F2 (ข) F2-I (ค) F4 และ (ง) F4-I ตามลำดับ	79

รายการรูป(ต่อ)

รูปที่		หน้า
4.19	สัดส่วนของแข็งจากการเก็บตัวอย่างด้วยแม่พิมพ์ทองแดง ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอ แคลสติงและเงื่อนไขแตกต่างกัน	80
4.20	ความหนาแน่นของอนุภาคของแข็งจากการเก็บตัวอย่างด้วยแม่พิมพ์ทองแดง ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคลสติงและเงื่อนไขแตกต่างกัน	81
4.21	ขนาดของอนุภาคของแข็งจากการเก็บตัวอย่างด้วยแม่พิมพ์ทองแดง ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคลสติงและเงื่อนไขแตกต่างกัน	82
4.22	ประสิทธิภาพของการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคลสติงและเงื่อนไขแตกต่างกัน	84
4.23	โครงสร้างจุลภาคที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคลสติง 10 วินาที หลังจากการหล่อโดยการปล่อยให้เย็นตัวในเบ้าเซรามิก ที่เงื่อนไขต่าง ๆ (ก) C650 (ข) 650-I (ค) F2 (ง) F2-I (จ) F4 และ (ฉ) F4-I ตามลำดับ	85
4.24	ขนาดของอนุภาคเฉลี่ยหลังจากการหล่อโดยการปล่อยให้เย็นตัวในเบ้าเซรามิก ที่เงื่อนไขต่าง ๆ	86
4.25	แสดงขนาดของเกรน จากการวิเคราะห์ด้วย EBSD ของชิ้นงานหล่อ (ก) C650 และ (ข) F4-I ตามลำดับ	87
4.26	แสดงโครงสร้างจุลภาคจากแม่พิมพ์ทองแดงที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคลสติงแตกต่างกัน (ก) 5 วินาที (ข) 10 วินาที และ (ค) 15 วินาที ตามลำดับ	88
4.27	ค่าแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดของสเลอรัรี่กึ่งของแข็งที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคลสติงแตกต่างกัน	89
4.28	อิทธิพลของขนาดอนุภาคของแข็ง α ที่เริ่มเกิดการแข็งตัวต่อค่าแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืด	90
4.29	แสดงภาพ 3D ของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคลสติงเป็นเวลา 45 วินาที	90
4.30	แสดงโครงสร้างเกรนก่อนกลมจากการวิเคราะห์แบบ 2D โดยการตัดผ่านเดนไดรต์	91

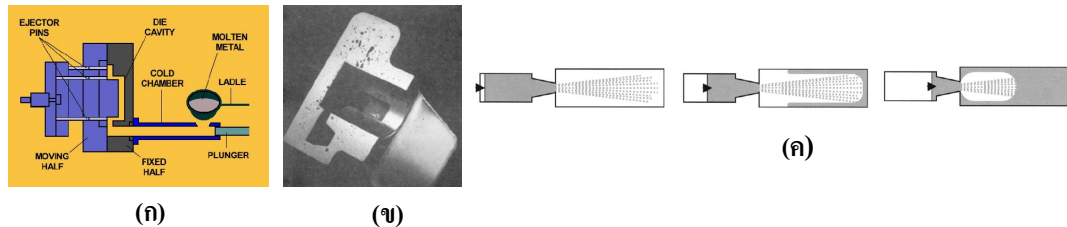
บทที่ 1

บทนำ

1.1 ภูมิหลังและความเป็นมาของงานวิจัย

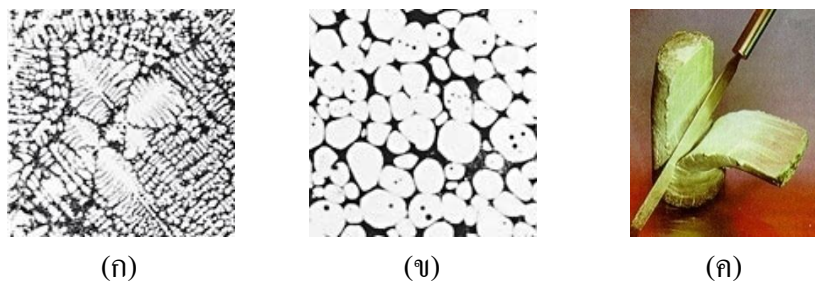
ในปัจจุบันประเทศไทยมีปริมาณการใช้โลหะผสมอะลูมิเนียมที่สูงขึ้นอย่างต่อเนื่อง เนื่องจากข้อได้เปรียบของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีน้ำหนักที่เบากว่าเหล็กมาก ทำให้สามารถนำไปใช้ประโยชน์ได้อย่างกว้างขวาง อาทิเช่น อุตสาหกรรมยานยนต์ ชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ อุปกรณ์ด้านกีฬา อุปกรณ์การแพทย์ และด้านเกษตรกรรม เป็นต้น ในภาคอุตสาหกรรมส่วนใหญ่นิยมใช้กระบวนการหล่อแบบไดคาสติง (die casting) หรือการหล่อฉีด เนื่องจากสามารถเพิ่มคุณภาพชิ้นงานหล่อและประสิทธิภาพในการผลิตการหล่อแบบไดคาสติงทั่วไปนั้นเป็นการฉีดขึ้นรูปน้ำโลหะเข้าไปในแม่พิมพ์ด้วยความดันและความเร็วสูงตามที่ 1.1(ก) ซึ่งทำให้เกิดปัญหาและข้อจำกัดหลายอย่าง เช่น การเกิดโพรงอากาศภายในชิ้นงานหล่อ ดังรูปที่ 1.1(ข) จากการไหลของน้ำโลหะเข้าแม่พิมพ์แบบปั่นป่วน (turbulent flow) ดังรูปที่ 1.1(ค) ชิ้นงานที่ผลิตได้จึงมีสมบัติเชิงกลที่ต่ำกว่าการหล่อโดยวิธีอื่น ๆ อีกทั้งการเกิดโพรงอากาศภายในชิ้นงานทำให้ไม่สามารถนำชิ้นงานไปผ่านกระบวนการอบชุบทางความร้อน (heat treatment) เพื่อเพิ่มความแข็งแรงให้กับชิ้นงานได้ และชิ้นงานหล่อดังกล่าวก็ไม่สามารถนำไปทำการเชื่อม (welding) ได้เช่นกัน อีกทั้งการใช้ น้ำโลหะที่มีอุณหภูมิสูงในการหล่อฉีดขึ้นรูปขึ้นจะทำให้แม่พิมพ์มีอายุการใช้งานที่สั้น เนื่องจากแม่พิมพ์เกิดความล้าจากความร้อน (thermal fatigue) เป็นสาเหตุให้เกิดการแตกร้าว (crack) ของแม่พิมพ์ ซึ่งทำให้ต้นทุนในการผลิตเพิ่มขึ้นมากอันเนื่องมาจากการซ่อมแซมหรือซื้อแม่พิมพ์ใหม่มาทดแทน [1] นอกจากนี้การแข่งขันในอุตสาหกรรมการหล่อแบบไดคาสติงที่มีมากขึ้นทั้งภายในและภายนอกประเทศ เป็นสิ่งที่ทำให้ผู้ประกอบการทั่วโลกต้องแข่งขันกันด้วยการลดต้นทุนการผลิต โดยในหลายบริษัทได้ใช้วิธีการย้ายฐานการผลิตไปในประเทศที่มีค่าแรงต่ำกว่า เช่น ประเทศจีน หรือในบางบริษัทได้มีการลงทุนในการทำวิจัยและพัฒนากระบวนการผลิตของตนเอง โดยการประยุกต์ใช้เทคโนโลยีใหม่ ๆ เพื่อเพิ่มคุณภาพและประสิทธิภาพในการผลิต โดยหนึ่งในเทคโนโลยีที่มีศักยภาพในการช่วยลดต้นทุนของการผลิตใน

การหล่อแบบไดคาสติง และกำลังได้รับความสนใจอย่างมากในปัจจุบัน คือ เทคโนโลยีการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง (Semi-Solid Metal Processing, SSM)



รูปที่ 1.1 (ก) กระบวนการหล่อแบบไดคาสติง [2] (ข) รูปพรุนในชิ้นงานที่เกิดจากการหล่อ [1] (ค) การไหลของน้ำโลหะ[3]

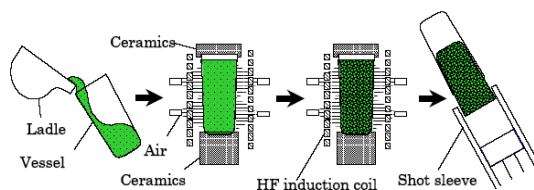
กระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง ถูกค้นพบครั้งแรกเมื่อต้นปี ค.ศ.1970 โดย Spencer และ Flemings ณ สถาบันเทคโนโลยีแห่งรัฐแมสซาชูเซตส์ (Massachusetts Institute of Technology, MIT) ซึ่งได้ค้นพบว่าเมื่อโลหะผสมที่กำลังแข็งตัวถูกกวนด้วยแรงเชิงกล (mechanically stirred) ในขณะที่มีอุณหภูมิอยู่ในช่วงของแข็ง-ของเหลว โครงสร้างเกรนที่ได้จะไม่เป็นแบบกิ่งไม้ (non - dendrite) แต่จะได้โครงสร้างเกรนแบบก้อนกลม (spheroidal grain) แทน ดังรูปที่ 1.2(ข) ซึ่งโลหะกึ่งของแข็งที่มีลักษณะโครงสร้างแบบก้อนกลมนี้มีลักษณะเด่นในแง่ของกระบวนการผลิต เช่น ลดการเกิดกับดักอากาศ (air entrapment) เนื่องจากการไหลเข้าแม่พิมพ์ที่ราบเรียบกว่า (laminar flow) ลดการเกิดโพรงหดตัวในตอนสุดท้าย (shrinkage) และเนื่องจากใช้อุณหภูมิที่ต่ำกว่าในการขึ้นรูปทำให้แม่พิมพ์มีอายุการใช้งานที่นานขึ้น เป็นต้น อีกทั้งยังทำให้เกิดลักษณะเด่นในแง่ของผลิตภัณฑ์ เช่น มีสมบัติเชิงกลที่สูงขึ้น เกิดโพรงอากาศภายในชิ้นงานน้อยมาก โครงสร้างของเกรนมีความสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน เป็นต้น [4]



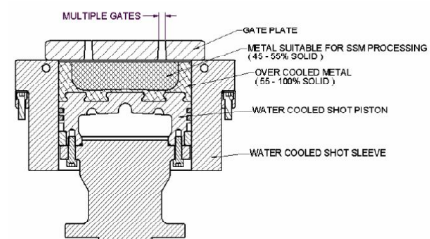
รูปที่ 1.2 (ก) โครงสร้างแบบกิ่งไม้ที่เกิดจากการหล่อแบบธรรมดา (ข) โครงสร้างแบบก้อนกลมจากการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง (ค) ก้อนโลหะกึ่งของแข็ง (SSM) [5]

ซึ่งในช่วงแรกของการประยุกต์ใช้เทคโนโลยีการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง ในกระบวนการหล่อแบบไดคาสติงนั้น จะใช้กรรมวิธีท็อกโซแคสติง (thixocasting) [6] อย่างไรก็ตามกรรมวิธีนี้มีข้อจำกัดอยู่หลายด้าน เช่น ต้นทุนในการซื้อเครื่องจักรและอุปกรณ์ที่มีราคาสูง ประกอบกับแท่งวัตถุดิบที่ใช้ (billet) มีราคาแพงกว่าอินกอต (ingot) ของโลหะที่ใช้ในการหล่อทั่วไป อีกทั้งชิ้นส่วนที่เป็นทางวิ่งและรูสลับ หรือชิ้นส่วนที่เกิดข้อบกพร่อง (reject) ต่าง ๆ ไม่สามารถนำมาหลอมใช้ใหม่ในโรงงานได้เป็นสาเหตุสำคัญที่ทำให้กรรมวิธีท็อกโซแคสติง ไม่ได้มีการใช้อย่างแพร่หลายจากข้อจำกัดของกรรมวิธีท็อกโซแคสติง ทำให้การวิจัยและพัฒนาเทคโนโลยีการผลิตโลหะกึ่งของแข็งในกระบวนการหล่อแบบไดคาสติงเปลี่ยนไปเป็นกรรมวิธีรีโอแคสติงแทน ซึ่งเป็นการผลิตโลหะกึ่งของแข็งในโรงงานหล่อโดยตรงและสามารถนำชิ้นส่วนที่เป็นทางวิ่งและรูสลับ หรือชิ้นส่วนเสียต่าง ๆ มาทำการหลอมและผลิตเป็นโลหะกึ่งของแข็งใหม่ และสามารถนำมาใช้ได้ซ้ำ ซึ่งทำให้ต้นทุนในการผลิตต่ำลงอย่างมาก ทำให้กรรมวิธีรีโอแคสติงมีศักยภาพที่จะใช้ผลิตชิ้นส่วนต่าง ๆ ได้อย่างไม่จำกัดในอุตสาหกรรมการหล่อแบบไดคาสติง

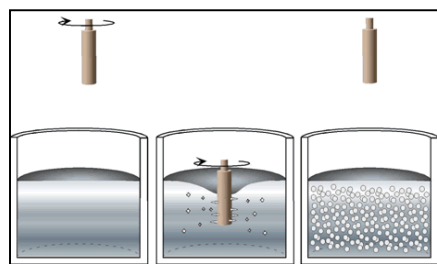
ปัจจุบันมีการพัฒนากรรมวิธีรีโอแคสติงแบบต่าง ๆ ที่ใช้ในอุตสาหกรรมอยู่หลายวิธี [7] โดยทุกวิธีจะต้องมีการสร้างอนุภาคของแข็งในปริมาณที่เหมาะสมในขณะที่โลหะกำลังแข็งตัว ซึ่งทำได้หลายแบบแต่ส่วนใหญ่ก็จะมีการทำให้เกิดจากการไหลและการเคลื่อนที่ของน้ำโลหะหรือแรงจากการพา (forced convection) ในช่วงอุณหภูมิที่แข็งของเหลว กรรมวิธีรีโอแคสติงที่มีการนำไปใช้ในอุตสาหกรรมแล้ว เช่น กรรมวิธีนิวรีโอแคสติง (New Rheo Casting, NRC) ดังรูปที่ 1.3 โดยบริษัททอเบะ (UBE machineries) จากญี่ปุ่น กรรมวิธีการสับลิกวิดสแคสติง (Sub Liquidus Casting, SLC) ดังรูปที่ 1.4 ของบริษัท THT Presses จากประเทศอเมริกา กรรมวิธีสเตลเลอร์ออนดีมานด์ โดยประเทศอเมริกา กระบวนการของซอนด้า โดยบริษัทซอนด้า (ญี่ปุ่น) และกระบวนการเอสเอสอาร์ (Semi-Solid Rheocasting, SSR) ดังรูปที่ 1.5 นอกจากนี้ยังมีอีกหลายวิธีที่อยู่ระหว่างการวิจัยและพัฒนาไปสู่การใช้เชิงพาณิชย์ในอุตสาหกรรม อาทิเช่น กระบวนการ CSIR จากแอฟริกาใต้และกระบวนการ Advanced Rheo-diecasting Technique (ART) จากเกาหลีใต้



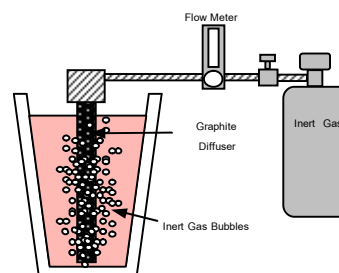
รูปที่ 1.3 กรรมวิธีนิวรีโอแคสติง [4]



รูปที่ 1.4 กรรมวิธีสับลิกวิดสแคสติง [7]



รูปที่ 1.5 กรรมวิธีกระบวนการเอสเอสอาร์ [8]



รูปที่ 1.6 กระบวนการกิส [9]

ในปัจจุบัน ประเทศไทยก็เริ่มมีการวิจัยและพัฒนาเทคโนโลยีการผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีแบบใหม่ เพื่อประยุกต์ใช้ในอุตสาหกรรมภายในประเทศและจากการศึกษาข้อมูลของกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีรีโอแคสติงนั้น นักวิจัยพบว่ากระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งในปัจจุบันมีอยู่หลายวิธีด้วยกัน แต่กระบวนการเหล่านี้มีต้นทุนในการผลิตที่สูง ราคาของเครื่องมือและอุปกรณ์ที่ใช้ในการผลิตโลหะกึ่งของแข็งมีราคาแพง และมีข้อจำกัดในกระบวนการผลิตหลายอย่าง อีกทั้งมีกระบวนการผลิตที่ซับซ้อนประกอบด้วยหลายขั้นตอน ทำให้ต้องมีการควบคุมกระบวนการผลิตอย่างรอบคอบด้วยผู้ที่มีความชำนาญ ดังนั้นจึงมีการวิจัยและพัฒนาเทคโนโลยีการผลิตโลหะกึ่งของแข็งแบบใหม่ขึ้นในประเทศไทย นำโดยเจษฎา วรรณสินธุ์ อาจารย์และนักวิจัยจากภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ โดยมีที่ปรึกษาจากประเทศสหรัฐอเมริกาหลายคน รวมทั้ง Prof. Merton Flemings จาก MIT กำลังวิจัยและพัฒนากรรมวิธีรีโอแคสติงแบบใหม่ ซึ่งกรรมวิธีใหม่นี้มีหลักการคล้ายวิธีรีโอแคสติงแบบอื่น ๆ แต่วิธีนี้จะใช้กาบหล่อป้องกันก๊าซ เช่น ก๊าซไนโตรเจน หรืออาร์กอน ผ่านแท่งกราไฟท์พรมในปริมาณที่น้อยมากให้ไหลลงไปในส่วนโลหะเพื่อผลิตโลหะกึ่งของแข็ง และเรียกรรมวิธีรีโอแคสติงแบบใหม่นี้ว่า กระบวนการกิส (Gas Induced Semi-Solid, GISS) ดังรูปที่ 1.6 ซึ่งผลจากการวิจัยและพัฒนากระบวนการที่ผ่านมาแสดงให้เห็นว่าเทคนิคนี้สามารถผลิตโลหะกึ่งของแข็งที่มีโครงสร้างเกรนแบบก่อนกลมได้

จากงานวิจัยที่ผ่านมาได้มีการนำเสนอกลไกการเกิดเกรนก่อนกลมในกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งออกมามากมาย คือ เกิดจากการนิวเคลียสชันจากเนื้อที่แตกต่างกันและการแตกหักของเดนไดรต์ แต่อย่างไรก็ตามข้อสงสัยถึงกลไกการเกิดเกรนก่อนกลมในกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งยังไม่กระจ่างชัด[6] ดังนั้นโครงการวิจัยนี้จึงได้ศึกษากลไกการเกิดเกรนก่อนกลมในกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง เพื่อตอบข้อสงสัยและเข้าใจถึงพื้นฐานในการแข็งตัวของโครงสร้างเกรนก่อนกลม อีกทั้งยังได้ศึกษาถึงอิทธิพลของตัวแปรต่าง ๆ ที่มีต่อ

กระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง เช่น อัตราการเย็นตัว อัตราการพา และการปรับปรุงโครงสร้างทางจุลภาค เป็นต้น เพื่อตอบคำถามต่าง ๆ เมื่อเข้าสู่อุตสาหกรรมต่อไป

1.2 วัตถุประสงค์

- 1.2.1 ศึกษาวิวัฒนาการของโครงสร้างแบบก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัว ในกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีปล่อยฟองก๊าซ โดยการ ใช้แม่พิมพ์ทองแดง (copper quenching mold)
- 1.2.2 ศึกษาอิทธิพลของอัตราการเย็นตัว สภาวะของการพา และการปรับปรุงโครงสร้างทางจุลภาคในกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีปล่อยฟองก๊าซที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาค
- 1.2.3 ศึกษาวิวัฒนาการของโครงสร้างแบบก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัวด้วยเทคนิคการวิเคราะห์แบบ 3D ด้วยกรรมวิธี serial sectioning
- 1.2.4 ศึกษากลไกและอธิบายด้วยทฤษฎีต่าง ๆ ในการเกิดโครงสร้างแบบก่อนกลมในกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง ด้วยกรรมวิธีปล่อยฟองก๊าซระหว่างการแข็งตัว

1.3 ประโยชน์ของการวิจัย

- 1.3.1 สามารถอธิบายถึงวิวัฒนาการของโครงสร้างแบบก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัว ในกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีปล่อยฟองก๊าซ
- 1.3.2 สามารถอธิบายถึงผลกระทบของตัวแปรต่าง ๆ ในกระบวนการผลิต เพื่อตอบคำถามต่าง ๆ เมื่อเข้าสู่ภาคอุตสาหกรรม
- 1.3.3 สามารถอธิบายถึงกลไกและทฤษฎีต่าง ๆ ในการเกิดของโครงสร้างเกรนก่อนกลม ในกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีปล่อยฟองก๊าซระหว่างการแข็งตัว

1.4 ขอบเขตของการวิจัย

ขอบเขตของการวิจัยนี้คือ การใช้อะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ในการทดลอง โดยใช้กระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีปล่อยฟองก๊าซระหว่างการแข็งตัว โดยมีเงื่อนไขในงานวิจัยคือ อัตราการเย็นตัว อัตราการพา และการเติมตัวปรับปรุงโครงสร้างจุลภาค ที่มีต่อการเกิดอนุภาคเกรนก่อนกลมที่เกิดขึ้นในน้ำ โลหะกึ่งระหว่างเริ่มเกิดการแข็งตัว จากนั้นจึงทำการวิเคราะห์ผลและอธิบายถึงผลกระทบของตัวแปรต่าง ๆ ที่เกิดขึ้นในกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีปล่อยฟองก๊าซระหว่างการแข็งตัว และสามารถอธิบายถึงกลไกการเกิดโครงสร้างโลหะกึ่งของแข็งด้วยทฤษฎีต่าง ๆ ได้

1.5 สถานที่ทำการวิจัย

- 1.5.1 ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์
- 1.5.2 ศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์อำเภอหาดใหญ่ จังหวัดสงขลา
- 1.5.3 ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ 114 อุทยานวิทยาศาสตร์ประเทศไทย ถนนพหลโยธิน ตำบลคลองหนึ่ง อำเภอคลองหลวง จังหวัดปทุมธานี 2120
- 1.5.4 Department of Materials Science and Engineering, Northwestern University, 2220 Campus Drive, Evanston, Illinois, 60208 United State of America

บทที่ 2

ทฤษฎี หลักการ และการทบทวนงานวิจัย

2.1 ภูมิหลังของกระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง

กระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งถูกค้นพบครั้งแรกในระหว่างการวิจัยการแตก ร้อนของการหล่อโลหะอะลูมิเนียม ณ สถาบันเทคโนโลยีแห่งรัฐแมสซาชูเซตส์ ในช่วงต้นปี ค.ศ. 1970 [4] ขณะกำลังทำความเข้าใจเกี่ยวกับอิทธิพลของแรงในการเสีรูปร่างและการแตกหักของ โครงสร้างเดนไดรต์ นักวิจัยจาก สถาบันเทคโนโลยีแห่งรัฐแมสซาชูเซตส์ ได้ผลิตเครื่องสำหรับ หมุนน้ำ โลหะที่อุณหภูมิสูง พวกเขาได้ทำการศึกษาเกี่ยวกับโลหะผสมตะกั่ว-ดีบุก โดยการใส่โลหะผสมตะกั่ว-ดีบุกลงในท่อรูปวงแหวน 2 ชั้น และวัดการส่งผ่านของแรงไปยังการเย็นตัวของ โลหะผสมตะกั่ว-ดีบุก ได้ค้นพบว่า เมื่อทำการหมุนท่อวงแหวนชั้นนอกอย่างต่อเนื่องจะทำให้เกิด โลหะกึ่งของแข็งที่มีความแข็งแรงเหมือนดั่งที่สัดส่วนของแข็งค่อนข้างสูง และเมื่อนำไปวิเคราะห์ โครงสร้างจุลภาคพบว่า โลหะผสมดังกล่าวจะมีโครงสร้างจุลภาคที่ไม่เป็นกิ่งไม้ จากนั้นทาง นักวิจัยและทีมวิศวกรของสถาบันเทคโนโลยีแห่งรัฐแมสซาชูเซตส์จึงได้นิยามกระบวนการนี้ใน ชื่อว่า “กระบวนการรีโอแคสติง” พวกเขาได้แสดงการตัดเนื้อก้อนโลหะกึ่งของแข็งระหว่างการ แข็งตัวที่มีความหนืดและแสดงถึงการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค และยังสรุปว่า ความหนืดของ โลหะกึ่งของแข็งจะขึ้นอยู่กับอัตราการเย็น[10]

กว่า 40 ปีที่ผ่านมาของการวิจัยกระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง ในช่วงแรกจะ ทำการศึกษาเกี่ยวกับโลหะที่มีอุณหภูมิหลอมเหลวสูง เช่น เหล็กกล้า เนื่องจากแรงขับเคลื่อนของ เทคโนโลยีการหล่อฉีดของเหล็ก สำหรับการประยุกต์ใช้ในงานด้านการทหาร พบว่า การหล่อ โลหะกึ่งของแข็งจะสามารถลดอุณหภูมิในการหล่อโลหะ แต่อย่างไรก็ตาม เนื่องจากวิกฤตน้ำมัน ในปี ค.ศ. 1970 ทำให้มีการให้ความสนใจด้านสิ่งแวดล้อมตั้งแต่ปี ค.ศ. 1980 อุตสาหกรรมรถยนต์ ได้รับการกดดันอย่างหนักในการลดน้ำหนักของรถยนต์ โดยการใช้โลหะที่มีประสิทธิภาพสูงแต่มิ ้นน้ำหนักเบาทำให้ตั้งแต่ปี ค.ศ. 1990 ได้มีการนำกระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งมาประยุกต์ใช้ ในการหล่ออะลูมิเนียมผสม ในทศวรรษที่ผ่านมา ได้มีการวิจัยการประยุกต์ใช้และการพัฒนา รวมถึงด้านการใช้ประโยชน์ในเชิงพาณิชย์ของโลหะกึ่งของแข็งอย่างกว้างขวาง ในปัจจุบัน

กระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งเป็นเทคโนโลยีทางวิทยาศาสตร์ที่มีชื่อเสียงและเป็นเทคโนโลยีที่มีประโยชน์ในเชิงพาณิชย์สำหรับการผลิตชิ้นส่วนโลหะที่มีสมบัติเชิงกลที่ดี สามารถขึ้นรูปชิ้นงานที่มีรูปร่างซับซ้อน และสามารถควบคุมขนาดได้อย่างแม่นยำ (near net shape) จากที่กล่าวมาข้างต้น แสดงให้เห็นถึงศักยภาพในการพัฒนาเทคโนโลยีและการใช้ประโยชน์ในเชิงพาณิชย์ของการหล่อโลหะกึ่งของแข็งต่อไป [11]

2.2 เทคโนโลยีของการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง

เทคโนโลยีของการหล่อโลหะกึ่งของแข็งจะแบ่งออกเป็น 2 กรรมวิธีด้วยกัน คือ การหล่อแบบรีโอแคสติงและการหล่อแบบริกโซแคสติง การหล่อแบบรีโอแคสติงเป็นการเตรียมสเลอรั๊กกึ่งของแข็งจากน้ำ โลหะโดยตรง โดยทำการกวนน้ำ โลหะในระหว่างการแข็งตัวและนำไปขึ้นรูป ส่วนการหล่อแบบริกโซแคสติงจะเป็นกระบวนการหล่อที่ประกอบด้วย 2 ขั้นตอน คือ การผลิตแท่งโลหะที่มีโครงสร้างเกรนที่ละเอียดมากโดยการหล่อแบบต่อเนื่องที่มีการกวนน้ำ โลหะขณะแข็งตัวด้วย โรงงานผลิตจะทำการซื้อแท่งบิลเลตและตัดเป็นท่อน ๆ จากนั้นนำมาให้ความร้อนด้วยการเหนี่ยวนำ (induction heating) เพื่อให้อุณหภูมิแท่งโลหะอยู่ในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลวอย่างรวดเร็ว โครงสร้างเกรนที่ละเอียดมากนี้ จะเติบโตและเปลี่ยนรูปทรงเป็นเกรนก่อนกลมในเวลาอันสั้นด้วยกลไกการคอรัสเซนนิง (coarsening) จากนั้นจะนำไปขึ้นรูป ซึ่งเทคโนโลยีที่พัฒนาจากการหล่อโลหะกึ่งของแข็งจาก 2 กรรมวิธี จะมีรายละเอียด ดังนี้

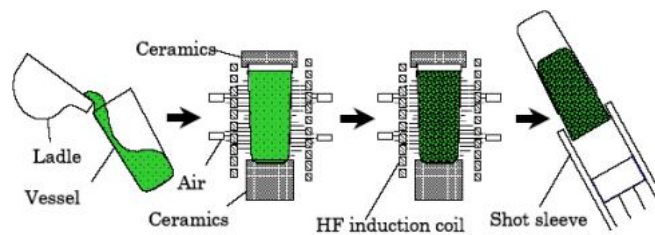
2.2.1 กรรมวิธีนิวรีโอแคสติง (New Rheo Casting หรือ NRC)

กรรมวิธีนิวรีโอแคสติง หรือเรียกว่า NRC พัฒนาโดยบริษัททอูเบะ จากประเทศญี่ปุ่น โดยจะต้มน้ำ โลหะจากเข้าหลอมเทลงไปในเบ้าเวสเซล (vessel) โดยจะควบคุมการเติบโตของอนุภาคของแข็งจากการควบคุมการถ่ายเทความร้อนของน้ำ โลหะในช่วงกึ่งของแข็งของเหลว โครงสร้างเกรนก่อนกลมที่ได้จึงจะปราศจากการหมุนด้วยแรงเชิงกล และเทโลหะกึ่งของแข็งลงในกระบอกลัด และอัดเข้าแม่พิมพ์เครื่อง NRC สามารถผลิตโลหะกึ่งของแข็งได้หลายชิ้นในเวลาอันสั้น โดยการมีเบ้าหลายชิ้นหมุนเวียนกันผลิตโลหะกึ่งของแข็งดังแสดงในรูปที่ 2.1

หลายบริษัททั่วโลกได้ประยุกต์ใช้กรรมวิธีนิวรีโอแคสติงในการผลิตชิ้นงานในอุตสาหกรรมยานยนต์ แต่ก็ยังไม่ได้ใช้กันอย่างแพร่หลาย ซึ่งข้อจำกัดคือ ราคาของเครื่อง NRC ที่สูงถึงประมาณ 80 ล้านบาท ทำให้เหมาะสมกับการผลิตชิ้นงานที่มีมูลค่าสูงเท่านั้น อีกข้อจำกัดคือ

กระบวนการผลิตที่ซับซ้อนประกอบด้วยหลายขั้นตอนทำให้ต้องมีการควบคุมกระบวนการผลิตอย่างรอบคอบด้วยผู้ที่มีความชำนาญ

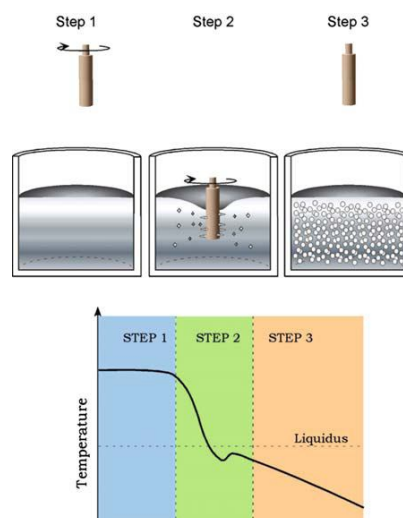
จากข้อจำกัดของกรรมวิธีนารีโอแคสติง ซึ่งเป็นกระบวนการแบบรีโอแคสติงวิธีแรกได้มีการประดิษฐ์วิธีต่างๆ เพื่อลดความซับซ้อนของกระบวนการ รวมถึงราคาของเครื่องมือและอุปกรณ์ ซึ่งวิธีที่กำลังพัฒนาและใช้ในอุตสาหกรรมแล้วมีดังนี้



รูปที่ 2.1 แสดงกรรมวิธีนารีโอแคสติง [4]

2.2.2 กระบวนการเอสเอสอาร์ (Semi-Solid Rheocasting หรือ SSR)

กระบวนการเอสเอสอาร์ หรือเรียกว่า SSR เป็นผลจากการวิจัยของนักวิจัยจากสถาบันเทคโนโลยีแห่งรัฐแมสซาชูเซตส์ [13] รูปที่ 2.2 แสดงกระบวนการเอสเอสอาร์ โดยจะนำแท่งกราฟไฟต์ทำหน้าที่ในการระบายความร้อน หมุนลงในน้ำ โลหะที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวจนอุณหภูมิลดต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลว เพื่อสร้างเกรนก่อนกลมอย่างมีประสิทธิภาพ โครงสร้างเกรนก่อนกลมจะเกิดเป็นสัดส่วนของแข็งในน้ำ โลหะ



รูปที่ 2.2 กระบวนการเอสเอสอาร์ [13]

2.2.3 กระบวนการแมกนีโต ไฮดรอดนามิก (Magneto Hydrodynamic หรือ MHD)

กระบวนการแมกนีโต ไฮดรอดนามิก หรือเรียกว่า MHD พัฒนาโดยบริษัทไอทีที (ITT) ประเทศสหรัฐอเมริกา ในกระบวนการนี้ จะทำการผลิตบิลเลตที่มีโครงสร้างไม่เป็นกิ่งไม้ โดยแรงเหวี่ยงจากการหมุนด้วยแม่เหล็กไฟฟ้า (electromagnetic) ในการหล่อแบบต่อเนื่อง (continuous casting) ขณะเกิดการแข็งตัว ระบบของกระบวนการแมกนีโต ไฮดรอดนามิก ประกอบไปด้วยการป้อนของน้ำ โลหะและกาทำจัดแก๊ส (degassed) ภายในแม่พิมพ์ก่อนส่งไปยังเข้าเวสเซล น้ำ โลหะที่มีอุณหภูมิสูงของแข็งจะถูกหมุนด้วยแม่เหล็กไฟฟ้าภายในแม่พิมพ์ เพื่อสร้างเกรนก่อนกลม และจะควบคุมการถ่ายเทความร้อนโดยการหล่อเย็นที่ผนังแม่พิมพ์[11]

2.2.4 กระบวนการ Strain Induced Melt Activated (SIMA)

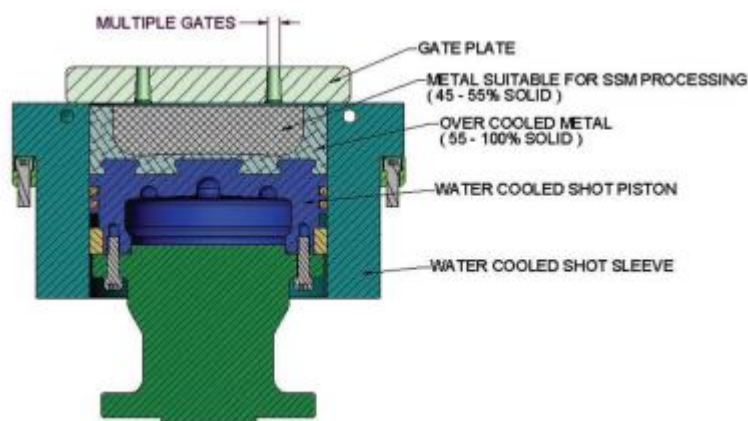
กระบวนการ Strain Induced Melt Activated หรือเรียกว่า SIMA เกิดขึ้นที่ประเทศอังกฤษ โดย Kirkwood และคณะ จากมหาวิทยาลัยเซฟฟิลด์ โดยกระบวนการนี้จะแบ่งออกเป็น 4 ขั้นตอนด้วยกัน[14] คือ เริ่มแรก บิลเลตที่มีโครงสร้างเดนไดรต์จะถูกนำไปผ่านกระบวนการอัดรีดร้อน เพื่อลดขนาดของโครงสร้างจุลภาคและความหนาของบิลเลต ตามด้วยอบชุบความร้อน จากนั้น จะทำการขึ้นรูปเย็นเพื่อทำให้เกิดความเครียดภายในบิลเลต สุดท้ายจะนำมามีความร้อนในช่วงอุณหภูมิสูงของแข็งเพื่อทำให้เกิดเป็นแท่งบิลเลตที่มีโครงสร้างเกรนแบบก่อนกลมละเอียดและมีสัดส่วนของแข็งประมาณ 15-50% [14]

2.2.5 กระบวนการหล่อแบบสเปรย์ (Spray Casting)

ในกระบวนการหล่อแบบสเปรย์ น้ำ โลหะจะถูกฉีดจากหัวฉีด (nozzle) ด้วยความดันของก๊าซ (ก๊าซไนโตรเจน หรือก๊าซอาร์กอน) กระแสของน้ำ โลหะจะถูกฉีดด้วยความดันสูงให้มีลักษณะเป็นหยดน้ำ (droplets) ขนาดไมโครเมตร พบว่า อัตราการเย็นตัวของการกระจายของหยดน้ำ จะมีค่า 10^3 K s^{-1} ในขณะที่หยดน้ำที่มีขนาดใหญ่จะเต็มไปด้วยน้ำ โลหะ และหยดน้ำขนาดเล็กจะเกิดการแข็งตัวในระหว่างการพ่น ขณะที่หยดน้ำที่มีขนาดปานกลางที่มีลักษณะเป็นโลหะกิ่งของแข็งที่เหมาะสมต่อการขึ้นรูป[11]

2.2.6 กระบวนการสับลิวิดัสแคสติง (Sub Liquidus Casting หรือ SLC)

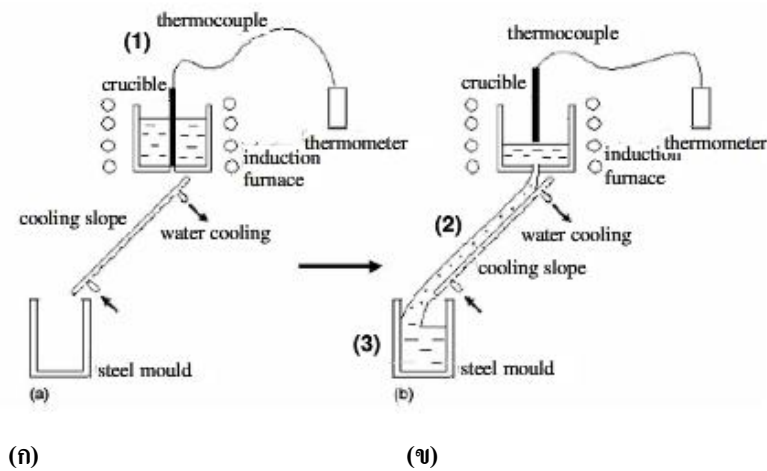
กระบวนการสับลิวิดัสแคสติงเป็นเทคโนโลยีของบริษัททีเอสทีเพรสส์ (THT Presses) ประเทศสหรัฐอเมริกา ดังแสดงในรูปที่ 2.3 หลักการของเครื่อง SLC คือ การเทน้ำ ที่มีอุณหภูมิใกล้จุดหลอมเหลวและมีการเติมตัวปรับปรุงเกรนให้ละเอียด (grain refiner) ในน้ำ โลหะ ซึ่งเครื่อง SLC มีราคาค่อนข้างสูง ประมาณ 50 ล้านบาท



รูปที่ 2.3 กระบวนการสับลิวิดัสแคสติง [7]

2.2.7 กระบวนการคูลลิ่งสโลป (Cooling Slope หรือ CS)

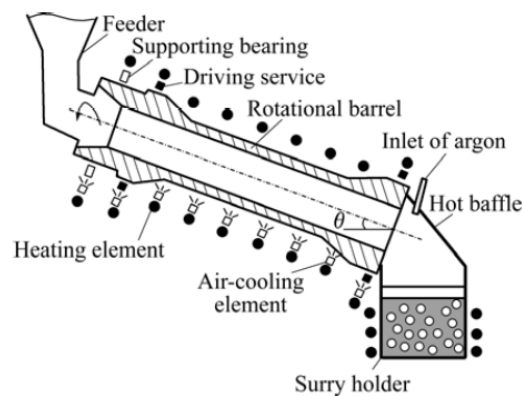
กระบวนการคูลลิ่งสโลป แสดงดังรูปที่ 2.4 สเตอริ์ในกระบวนการคูลลิ่งสโลป จะเกิดจากการเทน้ำ โลหะที่มีอุณหภูมิสูงเปอร่ี้อีทลง ในแผ่นโลหะเย็นที่ลาดเอียงก่อนไหลเข้าเบ้า โลหะ และทำให้เกิดการเย็นตัวในเบ้าโลหะ นิวเคลียสจะถูกสร้างและเติบโตบนผนังแผ่นสโลป และอนุภาคเหล่านี้ จะถูกกวาดจากการไหลของน้ำ โลหะ ทำให้น้ำ โลหะ ประกอบไปด้วย นิวเคลียสในปริมาณมาก เมื่อเกิดการแข็งตัว โครงสร้างที่ได้จะมีลักษณะเป็นกรนก่อนกลมขนาดเล็ก ขนาดของบิลเลตจะกำหนดโดยปริมาณของน้ำ โลหะและขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของน้ำ โลหะ กระบวนการนี้มีราคาที่ค่อนข้างต่ำ เมื่อเปรียบเทียบกับกระบวนการเมกนีโต ไฮดรอไดนามิก หรือการกวาดด้วยแรงเชิงกล และยังสามารถทำได้ง่าย



รูปที่ 2.4 การหล่อแบบคูลลิ่งสโลป (ก) น้ำโลหะ(ข) การหล่อด้วยคูลลิ่งสโลป [15]

2.2.8 กรรมวิธี Low Superheat Pouring with Shear Field (LSPSF)

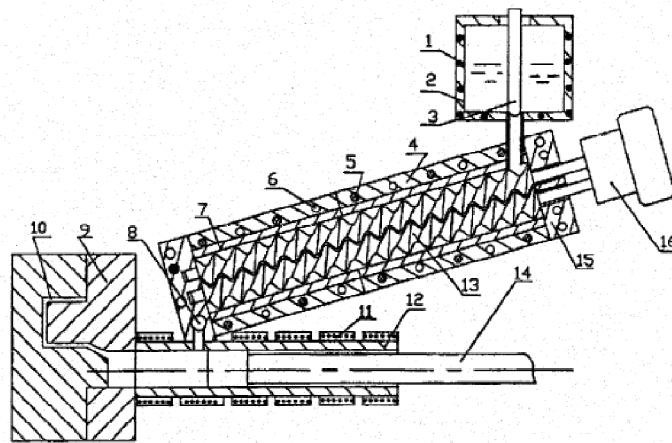
เครื่อง LSPSF จะประกอบไปด้วยบาร์เรล (barrel) ที่สามารถหมุนได้ ระบบควบคุมอัตราการเย็นตัวและเบ้าเก็บสเลอรี่ (slurry holder) บาร์เรลจะทำมาจากเหล็กกล้าไร้สนิม (stainless steel) ตัวเก็บสเลอรี่จะทำมาจากกราฟไฟต์ โดยจะให้ความร้อนแก่เบ้าสำหรับเก็บสเลอรี่ ที่อุณหภูมิพอเหมาะสำหรับการเย็นตัวและตัดส่วนของแข็งของสเลอรี่กิ่งของแข็ง กรรมวิธี LSPSF แสดงดังรูปที่ 2.5 น้ำโลหะที่ถูกหลอมที่อุณหภูมิซูเปอร์ฮีท จะถูกเทลงไปในบาร์เรลที่มีการหมุน น้ำโลหะจะเย็นตัวอย่างรวดเร็วและเกิดการหมุนของน้ำโลหะโดยบาร์เรล น้ำโลหะจะค่อย ๆ มีอุณหภูมิลดต่ำลง จนต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลว เนื่องจากการเกิดนิวเคลียสในน้ำโลหะ จากนั้นสเลอรี่กิ่งของแข็งจะไหลลงสู่เบ้าเก็บสเลอรี่ และเกิดการเย็นตัวอย่างช้า ๆ ที่ตัดส่วนของแข็งตามต้องการ



รูปที่ 2.5 กระบวนการผลิตสเลอรี่ด้วยกรรมวิธี LSPSF [16]

2.2.9 กระบวนการทวิน-สกรูรีโอโมลดิ้ง (Twin-Screw Rheomoulding)

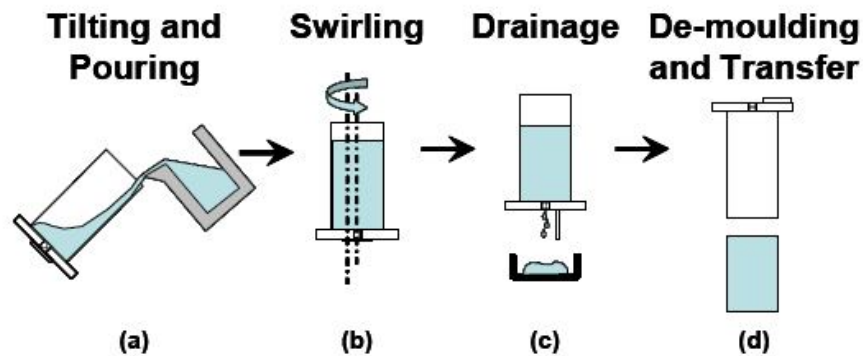
กระบวนการทวิน-สกรูรีโอโมลดิ้ง แสดงดังรูปที่ 2.6 จะประกอบไปด้วยตัวป้อนน้ำ โลหะตัวอัดทวิน-สกรู และตัวควบคุม น้ำ โลหะจะถูกป้อนที่อุณหภูมิและปริมาณที่เหมาะสม สำหรับตัวอัดทวิน-สกรูจะประกอบไปด้วยบาร์เรล ตัวกวาด (wiping) และสกรูในการหมุนจำนวน 1 คู่ สกรูจะมีการออกแบบพิเศษเพื่อให้ น้ำ โลหะเกิดแรงจากการเสียดและการปั่นป่วนสูง โลหะจะเกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วเพื่อให้ได้สัดส่วนของแข็งที่ต้องการ



รูปที่ 2.6 แสดงกระบวนการหล่อแบบทวิน-สกรูรีโอโมลดิ้ง [17]

2.2.10 กระบวนการซีด (Swirled Enthalpy Equilibration Device หรือ SEED)

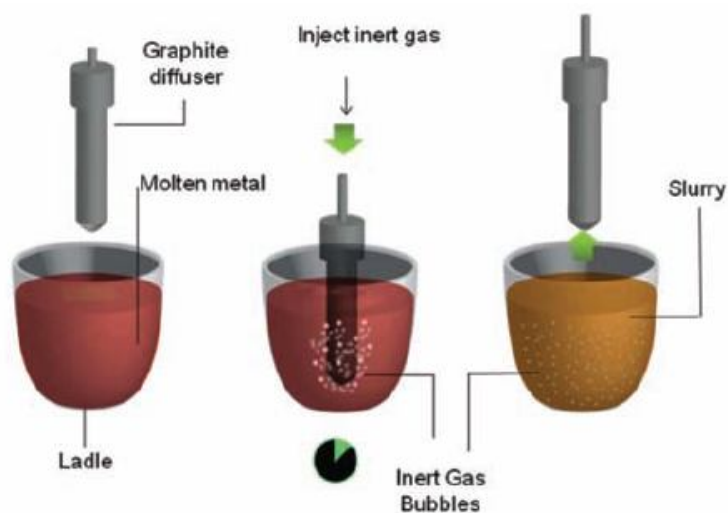
กระบวนการซีด แสดงในรูปที่ 2.7 การเตรียมสเลอรี่จะประกอบไปด้วย 4 ขั้นตอนด้วยกัน คือ เริ่มจากการหลอมอะลูมิเนียมในเบ้าเวสเซล และทำการหมุนเบ้าเวสเซล การหมุนจะช่วยทำให้เกิดอนุภาคปฐมภูมิที่ผนังของเบ้าเวสเซลและกระจายไปในน้ำ โลหะ จากนั้นเบ้าเวสเซลจะหยุดหมุน วาล์วที่อยู่ด้านล่างของเบ้าเวสเซลจะถูกเปิดออก เพื่อรินน้ำ โลหะที่ไม่ต้องการออก วัตถุประสงค์ที่ทำการหยุดเพื่อรินน้ำ โลหะ เพื่อทำให้เกิดการสร้างของอนุภาคปฐมภูมิเพิ่มขึ้น เมื่อน้ำ โลหะถูกรินออก โลหะกึ่งของแข็งที่คงเหลืออยู่ภายในเบ้าเวสเซลจะมีลักษณะคล้ายก้อนเค้ก และขั้นตอนสุดท้าย โลหะกึ่งของแข็งจะถูกนำไปขึ้นรูปเป็นรูปร่างตามที่ต้องการ



รูปที่ 2.7 กระบวนการฉีด [18]

2.2.11 กระบวนการกิส (Gas Induced Semi-Solid หรือ GISS)

กระบวนการกิส [9] เป็นกรรมวิธีใหม่ในการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง กรรมวิธีนี้ใช้วิธีการพ่นฟองก๊าซ เช่น ก๊าซอาร์กอน หรือ ก๊าซไนโตรเจน ผ่านแท่งกราฟไฟต์ที่มีรูพรุนขนาดเล็ก เพื่อให้เกิดการเคลื่อนที่ของน้ำโลหะในขณะที่โลหะเกิดการแข็งตัว กระบวนการกิส แสดงดังรูปที่ 2.8 โดยกระบวนการนี้ สามารถผลิตโลหะกึ่งของแข็งที่มีคุณภาพได้อย่างมีประสิทธิภาพ



รูปที่ 2.8 กระบวนการกิส [9]

ในกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติงที่ประสบความสำเร็จ จากที่กล่าวมาข้างต้น ส่วนใหญ่จะเกิดจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็วและการกวนในระหว่างการแข็งตัว ที่อุณหภูมิต่ำกว่า อุณหภูมิหลอมเหลว [10] เห็นได้ชัดว่า ไม่ว่าจากกลไกการนิวคลีเอชันหรือกลไกการแตกหักของ เคนไครต์ จะทำให้เกิดโครงสร้างแบบไม่เป็นกึ่งไม้หรือโครงสร้างเกรนก่อนกลม สำหรับการหล่อ แบบรีโอแคสติง ความเข้าใจถึงกลไกการเกิดเกรนแบบก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัวจึงเป็นสิ่ง สำคัญ นอกจากนี้ ความเข้าใจถึงการเติบโตของอนุภาคและความเสถียรของอินเตอร์เฟซระหว่าง ของแข็งและของเหลวจะช่วยให้การควบคุมกระบวนการให้มีประสิทธิภาพขึ้นอีกด้วย

2.3 ข้อดีและข้อเสียของการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง

จากกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง ได้มีการสรุปข้อดีและข้อเสีย[12] ไว้ดังนี้

ข้อดี

- 1) ในการหล่อด้วยน้ำ โลหะจะใช้เวลาในการแข็งตัวของน้ำ โลหะที่ยาวนานกว่า การหล่อโลหะกึ่งของแข็ง ทำให้ช่วยประหยัดพลังงาน
- 2) อัตราการผลิตที่ได้ จะมีความคล้อยคลึงหรือดีกว่าการหล่อชนิดแบบดั้งเดิม
- 3) การไหลแบบราบเรียบ โดยไม่มีการกักเก็บอากาศและมีรูพรุนจากการหดตัว ต่ำ ทำให้มีความสมบูรณ์ของชิ้นงาน (รวมถึงชิ้นงานที่มีความหนา)
- 4) การขึ้นรูปที่อุณหภูมิต่ำ สามารถช่วยลดการเกิดเทอร์มอลช็อก (thermal shock) ของแม่พิมพ์ เพิ่มอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ และสามารถประยุกต์ใช้ การหล่อโลหะกึ่งของแข็งกับโลหะผสมที่มีอุณหภูมิหลอมเหลวสูงได้ เช่น เหล็กเครื่องมือ (tool steel)
- 5) โครงสร้างจุลภาคมีขนาดเล็ก และสม่ำเสมอทำให้สมบัติเพิ่มขึ้น
- 6) สามารถขึ้นรูปชิ้นงานหล่อที่มีขนาดใกล้เคียงชิ้นงานจริง (near net shape) และช่วยลดขั้นตอนการตกแต่งชิ้นงานให้ได้ขนาดตามที่ต้องการด้วยการ กลึง กัด และเจาะ ทำให้ลดค่าใช้จ่ายในขั้นตอนการตกแต่งผิวและการ สูญเสียของวัสดุ
- 7) ผิวของชิ้นงานหล่อสามารถเคลือบชุบผิว

ข้อเสีย

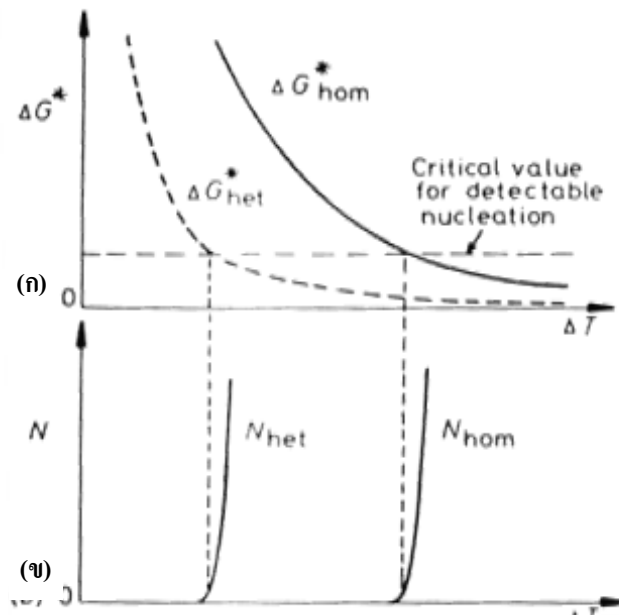
- 1) ค่าใช้จ่ายของต้นทุนที่สูงจากการเพิ่มขึ้นตอนและอุปกรณ์ในกระบวนการผลิต
- 2) จะต้องมีความรู้ความเข้าใจ และประสบการณ์ในกระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง เพื่อง่ายต่อการประยุกต์ใช้กระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งในอุตสาหกรรม
- 3) นำไปสู่ค่าใช้จ่ายที่อาจสูงขึ้น เนื่องจากจะต้องมีการพัฒนาแม่พิมพ์ เพื่อให้เหมาะต่อการไหลของสเตอริ์กึ่งของแข็ง
- 4) ในขั้นต้น บุคลากรจำเป็นต้องมีการอบรมและทักษะมากกว่าการหล่อแบบดั้งเดิม
- 5) การควบคุมอุณหภูมิ สัดส่วนของแข็ง และความหนืดในสถานะกึ่งของแข็ง จะขึ้นอยู่กับอุณหภูมิหลอมเหลวของโลหะ โลหะผสมที่มีช่วงอุณหภูมิการแข็งตัวที่แคบ จำเป็นต้องมีการควบคุมอุณหภูมิอย่างเหมาะสมและแม่นยำ
- 6) การเซกริเกชัน (segregation) เนื่องจากความไม่สม่ำเสมอของอุณหภูมิ จะทำให้เกิดความไม่สม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาคในชิ้นงาน

2.4 กลไกการเกิดโครงสร้างกึ่งของแข็ง

แม้ว่าจะมีผู้พยายามอธิบายถึงกลไกในการเกิดโลหะกึ่งของแข็ง แต่จนกระทั่งปัจจุบันก็ยังไม่สามารถหาข้อสรุปที่ชัดเจนเกี่ยวกับกลไกการเกิดโลหะกึ่งของแข็งได้ โดยทฤษฎีการเกิดโลหะกึ่งของแข็ง ที่สำคัญมีดังต่อไปนี้คือ

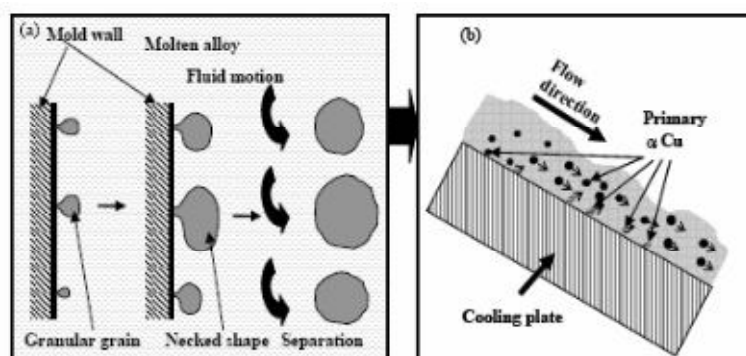
การนิวคลีเอชัน

เป็นที่ทราบกันโดยทั่วไปเกี่ยวกับทฤษฎีการนิวคลีเอชันว่าอัตราการนิวคลีเอชันจากเนื้อเดียวกัน (homogeneous nucleation) จะต่ำมากจนกระทั่งค่าอันเดอร์คูลลิง (ΔT) มาที่ค่าวิกฤต (critical value) ค่าหนึ่ง ซึ่งอัตราการนิวคลีเอชันจะสูงขึ้นอย่างรวดเร็วเมื่อเพิ่มอันเดอร์คูลลิง ซึ่งพฤติกรรมนี้ ก็เกิดขึ้นเช่นเดียวกันกับอัตราการนิวคลีเอชันจากเนื้อที่แตกต่าง (heterogeneous nucleation) เพียงแต่ค่าอันเดอร์คูลลิง โดยการนิวคลีเอชันจากเนื้อที่แตกต่างกันมีค่าต่ำกว่าการนิวคลีเอชันจากเนื้อเดียวกันมาก ดังแสดงดังรูปที่ 2.9 ดังนั้น โดยทั่วไปแล้วการเกิด นิวคลีเอชันจากน้ำ โลหะเป็นการนิวคลีเอชันจากเนื้อที่แตกต่างกัน



รูปที่ 2.9 (ก) การเปรียบเทียบ ΔG^* กับอันเตอร์คูลลิง (ΔT) สำหรับการเกิดนิวเคลียสจากเนื้อเดียวกันและเนื้อที่แตกต่างกัน(ข) อัตราการเกิดนิวเคลียสที่ค่าวิกฤตของ ΔG^* [19]

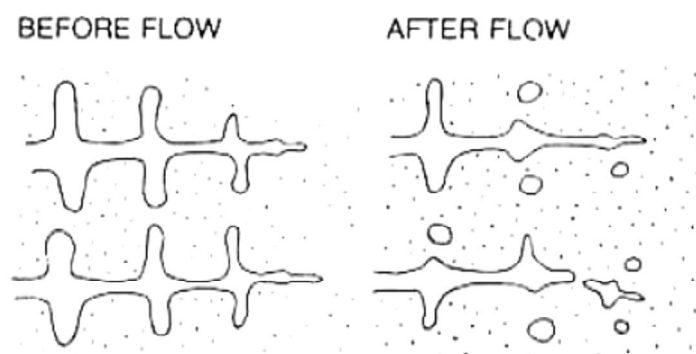
กลไกนี้จะทำให้เกิดโครงสร้างเกรนจำนวนมาก เป็นผลมาจากการนิวเคลียเอชันจำนวนมาก (copious nucleation) โดยเกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วจากการระบายความร้อนและการพาของน้ำ โลหะ ผั่งงเป้าห่อหรืออินอกิวแลนต์ (inoculants) ที่มีพื้นผิวอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิ น้ำโลหะจะทำให้เกิดการนิวเคลียเอชันจากเนื้อที่แตกต่างกันของนิวเคลียส ทฤษฎีนี้มีความเชื่อว่าอนุภาค หรือนิวเคลียเอ (nuclei) จำนวนมากถูกสร้างขึ้นบริเวณพื้นผิวหรือผั่งงที่เย็น เช่น ผั่งงของเป้า เนื่องจากเกิดการนิวเคลียเอชันจากเนื้อที่แตกต่างกัน จากนั้นจะหลุดหรือแยกออก เมื่อมีแรงพา (force convection) หรือมีการเคลื่อนที่ของน้ำ โลหะดังแสดงในรูปที่ 2.10



รูปที่ 2.10 แสดงการเกิดอนุภาคนขนาดเล็กที่บริเวณผั่งงและหลุดออก เนื่องจากมีการเคลื่อนที่ของน้ำ โลหะ[20]

การแตกหักของเดนไดรต์

การเติบโตของเดนไดรต์สามารถเกิดในระหว่างการแข็งตัว ถ้าจำนวนเกรนต่อปริมาตรสูงเพียงพอ การเกิดเกรนจำนวนมากสามารถทำได้โดยการเติมตัวฉนวนออกซิเจน (เช่น เดิมเซอร์โคเนียม (Zr) ในโลหะผสมแมกนีเซียม-สังกะสี) และยังสามารถทำได้โดยเพิ่มแรงจากการพาในระหว่างเริ่มเกิดการแข็งตัว โดยเฉพาะอย่างยิ่งเมื่อเพิ่มอัตราการเย็นตัวให้เกิดอย่างรวดเร็ว การพาในระหว่างเริ่มเกิดการแข็งตัว เป็นผลทำให้เกิด“เกรนแบบทวีคูณ” ซึ่งเป็นการแตกตัวจากเดนไดรต์แม่ จากงานวิจัยที่ผ่านมาได้มีการศึกษาในสารละลายโปรงแสง พบว่า ที่แรงจากการพาต่ำ จะทำให้เกิดอนุภาคเกรนขนาดใหญ่ และเมื่อเพิ่มแรงจากการพาในระหว่างการแข็งตัว จะทำให้เกิดอนุภาคเกรนขนาดเล็กในช่วงเริ่มเกิดการแข็งตัว รูปแสดงการแตกหักของเดนไดรต์ แสดงดังรูปที่ 2.11



รูปที่ 2.11 แสดงการแตกหักของเดนไดรต์ ทำให้มีอนุภาคหรือเกรนเพิ่มขึ้นแบบทวีคูณ[21]

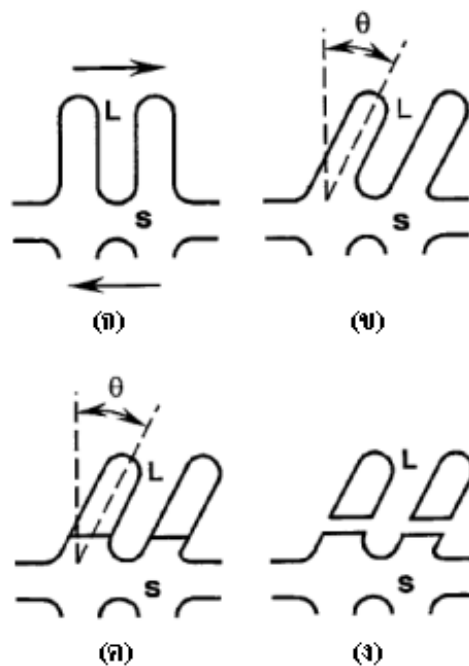
ทฤษฎีนี้ได้อธิบายว่าการเกิดขึ้นของโครงสร้างโลหะกิ่งของแข็งเกิดจากการแตกหักของเดนไดรต์ ทำให้อนุภาคที่แตกออกมามีปริมาณเพิ่มขึ้นแบบทวีคูณ (grain multiplication) Martinez และ Flemings [22] ได้แสดงให้เห็นว่าการทำให้เกิดการพาในน้ำ โลหะที่อุณหภูมิเหนืออุณหภูมิหลอมเหลว จะเกิดโครงสร้างแบบไม่เป็นกิ่งไม้ พวกเขาได้เสนอว่าเดนไดรต์ที่เกิดในน้ำ โลหะบริเวณใกล้โซนซิลล์ (chill zone) อาจจะมีขนาดเล็กละเอียด และเกิดการแตกหักของเดนไดรต์เนื่องจากแรงจากการพา อย่างไรก็ตาม สาเหตุของการแตกหักของเดนไดรต์จะแบ่งออกเป็น 3 ทฤษฎีด้วยกัน คือ

(ก) Vogel และคณะ [23] นำเสนอกลไกการแตกหักของแขนเดนไดรต์เกิดเป็นเกรนแบบทวีคูณ ดังแสดงในรูปที่ 2.12 พวกเขาได้นำเสนอกลไกที่แตกต่างออกไป คือ พวกเขาเชื่อว่าแขนของเดนไดรต์จะเกิดการบิด (bend) และมีการเสียรูปแบบพลาสติกด้วยแรงเค้น (stress) ซึ่งความเครียดแบบพลาสติก (plastic strain) ที่เกิดขึ้นจะทำให้เกิดการจัดเรียงตัวใหม่ของดิสโลเคชัน โดยที่อุณหภูมิหลอมเหลว ดิสโลเคชันสามารถปีน (climb) และรวมกันจนเกิดเป็นขอบเขตของ

เกรน โดยเมื่อมุมที่เกิดขึ้นมีค่ามากกว่า 20° จะทำให้พลังงานตรงขอบของเกรนมีค่ามากกว่าพลังงานบริเวณอินเตอร์เฟซระหว่างของแข็งและของเหลว 2 เท่า ซึ่งจะทำให้ขอบของเกรนเกิดการเป็ยกด้วยน้ำ โลหะ ทำให้แขนหรือกิ่งของเดนไดรต์หลุดออกมา

(ข) Hellawell [24] ได้นำเสนอการหลอมออกจากบริเวณ โคนของแขนเดนไดรต์ เนื่องจากกระบวนการไรเพนิง (ripening) ทำให้ปริมาณตัวถูกละลายบริเวณ โคนมีความเข้มข้นสูงขึ้น เป็นสาเหตุทำให้จุดหลอมเหลวบริเวณนั้นลดต่ำลง จึงเป็นสาเหตุให้เกิดแขนของเดนไดรต์ ถูกหลอมออกบริเวณ โคน และหลุดออกมา ทำให้เกิดเกรนแบบทวิคูณ

(ค) Mullis [25] กล่าวว่าไว้ว่า แรงจากการพา เนื่องจากการหมุนทำให้เกิดการเสียรูปของเดนไดรต์เกิดเป็นเกรนก้อนกลม การแตกหักของเดนไดรต์ปฐมภูมิจะเกิดโดยการหลอมบริเวณ โคนของเดนไดรต์ทุติยภูมิ การบิดจากแรงเฉือนของแขนเดนไดรต์ และการบิดจากหลอมบริเวณ โคนของเดนไดรต์ทุติยภูมิ



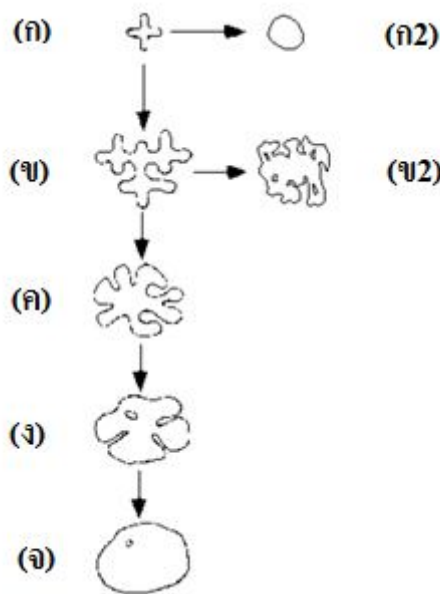
รูปที่ 2.12 แสดงแบบจำลองการแตกหักของเดนไดรต์ด้วยแรงเฉือน (ก) เดนไดรต์ที่ยังไม่เสียรูป (ข) เมื่อเกิดแรงบิด (ค) เกิดการจัดเรียงใหม่ของแลตทิซ ทำให้เกิดขอบเกรน (ง) เมื่อ $\gamma_{gb} \geq 2\gamma_{sl} \cos(\theta/2)$ ขอบเกรนจะเกิดการเป็ยก

2.5 กลไกการเกิดอนุภาคของแข็ง

ถึงแม้ว่าเวลาจะผ่านไปกว่าทศวรรษแล้ว แต่ความเข้าใจถึงกลไกการผลิตโลหะกิ่งของแข็งยังไม่เป็นที่สรุป อย่างไรก็ตามก็เป็นที่ยอมรับกันว่ามีขั้นตอนสำคัญในการสร้างโครงสร้างเกรนก่อนกลมดังนี้

การเกิดของอนุภาคของแข็งขนาดเล็กที่มีรูปร่างอิกวิแอกซ์ (equiaxed) จำนวนมาก ซึ่งอาจจะเกิดจากกระบวนการเกิดนิวเคลียสและการเติบโต หรือ กระบวนการแตกหักของเดนไดรต์ หรือเป็นผลจากทั้งสองกระบวนการผสมกัน จากนั้นอนุภาคของแข็งเหล่านี้ก็จะเติบโตด้วยการแพร่ของอะตอม หรือเกิดการเติบโตแบบคอรัสเซชันนิ่ง ทำให้รูปร่างแบบอิกวิแอกซ์ของเกรนเหล่านี้ กลายเป็นเกรนก่อนกลม

โดยหากอนุภาคของแข็งที่เกิดเริ่มต้นมีขนาดเล็กและจำนวนมาก จะใช้ระยะเวลาในการเกิดเกรนแบบก่อนกลมที่สั้น เพราะการเกิดอนุภาคของแข็งจะเกิดได้โดยตรงจากเกรนแบบอิกวิแอกซ์ ซึ่งแสดงตามเส้นทางวิวัฒนาการจากรูปที่ 2.13(ก) - รูปที่ 2.13(ก2) ในทางตรงกันข้ามหากขนาด “นิวเคลียส” เริ่มต้นที่เกิดขึ้นมีขนาดใหญ่ ซึ่งอาจเกิดจากอัตราการเย็นตัวของน้ำ โลหะที่ช้า จะทำให้เกิดโครงสร้างแบบก่อนกลมที่มีขนาดใหญ่ ดังแสดงตามเส้นทางวิวัฒนาการจากรูปที่ 2.13(ง) - รูปที่ 2.13(จ) โดยเส้นทางนี้ จะใช้เวลาในการเกิดที่ยาวนานกว่า และหากจำนวน “นิวเคลียส” ที่เกิดขึ้นมีจำนวนไม่เพียงพอโครงสร้างที่ได้ก็จะไม่เป็นก่อนกลม แม้จะใช้เวลานานก็ตาม ดังแสดงตามเส้นทางวิวัฒนาการจากรูปที่ 2.13(ก) - รูปที่ 2.13(ข2)



รูปที่ 2.13 เส้นทางวิวัฒนาการการเติบโตของอนุภาคของแข็ง[22]

2.6 พฤติกรรมการแข็งตัวของวัสดุภายใต้แรงจากการพา

ดังที่ได้กล่าวไว้ก่อนหน้านี้ การหมุน หรือแรงจากการพาทำให้เกิดโครงสร้างแบบอควิแอกซ์ จากงานวิจัยก่อนหน้านี้ โดย Spencer และคณะ [26] และ Joly และ Mehrabian [27] ในการศึกษาการผลิตโลหะกึ่งของแข็งโดยการหมุนของโลหะผสมดีบุก-ตะกั่ว พบว่า เฟสของแข็งในสถานะกึ่งของแข็งที่เกิดขึ้นจะมีลักษณะไม่เป็นเดนไดรต์หรือโครงสร้างแบบแอก (rosette) และเมื่อมีการหมุนเป็นเวลานาน อนุภาคเหล่านั้น จะเกิดการเปลี่ยนแปลงเป็นโครงสร้างไม่เป็นกึ่งไม้ที่มีการกักเก็บ (entrapped) ของของเหลว โดยกระบวนการไรเฟนนิ่ง เมื่อเพิ่มอัตราการหมุนจะช่วยเร่งให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค และลดปริมาณของการกักเก็บของของเหลวภายในอนุภาคของแข็ง [11]

ยิ่งไปกว่านั้น ยังมีการศึกษาเกี่ยวกับอะลูมิเนียมผสมทองแดง Vogel และคณะ [23] ได้ประยุกต์ใช้แรงจากการหมุนอนุภาคปฐมภูมิเกิดการเติบโตจนกระทั่งไม่สามารถเติบโตได้ การแข็งตัวที่ตามมาจะแทนที่โดยการเกิดอนุภาคจำนวนมากเวลาในการกวนไม่มีอิทธิพลต่อความหนาแน่นและขนาดของอนุภาค แต่จะส่งผลต่อการเติบโตของอนุภาค Ji และ Fan [28] ได้ศึกษาถึงอิทธิพลของการไหลแบบปั่นป่วนต่อลักษณะการแข็งตัวของโลหะผสมดีบุก 15 wt.% ตะกั่ว โดยการหล่อด้วยเครื่อง TSRM ขนาดห้องปฏิบัติการ (laboratory scale) พวกเขาพบว่า ภายใต้แรงจากการปั่นป่วนของน้ำโลหะ จะเกิดโครงสร้างเกรนก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัวยังพบว่า ขนาดลักษณะความกลม และความหนาแน่นของอนุภาคของแข็งจะขึ้นอยู่กับเวลาในการหมุน และได้มีการยอมรับจากงานวิจัยโดย Ryoo และ Kim [29] ในการศึกษาโลหะผสมแมกนีเซียม-อะลูมิเนียม-สังกะสี-ซิลิกอน พบว่า การเพิ่มแรงจากการหมุน ทำให้มีความหนาแน่นของอนุภาคเพิ่มขึ้น และขนาดของอนุภาคเล็กลง

จากงานวิจัยที่ผ่านมา ผลจากการแข็งตัวของวัสดุภายใต้แรงจากการพา [11] พอจะสรุปได้ดังนี้

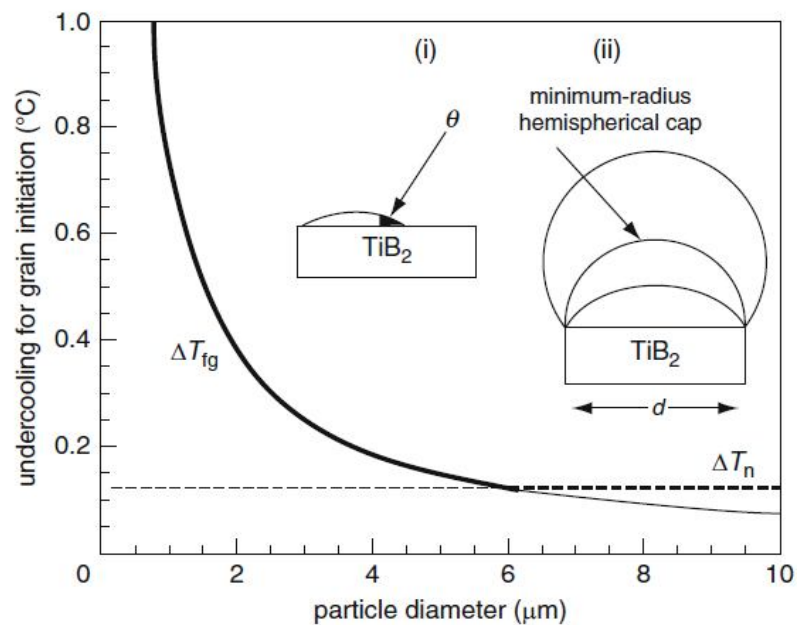
- แรงจากการพาจะทำให้อนุภาคเกรนก่อนกลมมีขนาดเล็ก
- แรงจากการพาช่วยทำให้เกิดการเติบโตของอนุภาค
- การไหลแบบปั่นป่วนมีอิทธิพลต่อขนาดของอนุภาคและลักษณะของโครงสร้างจุลภาคมากกว่าการไหลแบบราบเรียบ
- เมื่อเพิ่มอัตราการหมุนและการปั่นป่วนจะทำให้ลักษณะของอนุภาคเกิดการเปลี่ยนแปลงจากเดนไดรต์เป็นเกรนก่อนกลม

2.7 การปรับปรุงเกรนให้ละเอียด (Grain refinement)

ในอุตสาหกรรมหล่อโลหะ จะมีการเพิ่มการเกิดนิวเคลียสจากเนื้อที่แตกต่างกัน โดยการเติมตัวอินออกไซด์ในน้ำ โลหะเพื่อให้ขนาดของเกรนเล็กลงจากงานวิจัยที่ผ่านมา [30] แสดงให้เห็นว่า อินออกไซด์หรือสารปรับปรุงเกรนให้ละเอียด เช่น Al-5Ti-1B ที่เติมเข้าไปใน อะลูมิเนียมผสมทำให้อุณหภูมิอันเดอร์คูลิ่งลดลงอย่างมาก ซึ่งอาจทำให้ได้ค่าอุณหภูมิอันเดอร์คูลิ่งสูงสุดถึงประมาณ 0.2°C ซึ่งแสดงให้เห็นว่า การเกิดนิวเคลียสบนพื้นผิวของอนุภาคอินออกไซด์เป็นไปได้ง่ายมาก ซึ่งเกิดจากมุมเปียกที่ต่ำมากหรืออาจจะเป็นการเกิดขึ้นของนิวเคลียสที่มีรูปร่างเป็นแผ่นบนพื้นผิวของอนุภาคที่ทำให้เกิดนิวเคลียส (nucleant) จากการศึกษาการเกิดนิวเคลียสของเฟสของแข็ง α ของอะลูมิเนียมบนผิวของอนุภาคอินออกไซด์โดยใช้อะลูมิเนียมที่มีสถานะเป็นแก้ว (glass) ซึ่งมีอนุภาคของ Al-5Ti-1B เป็นตัวทำให้เกรนละเอียด การที่โลหะพื้นมีสถานะเป็นแก้วทำให้การแพร่ของอะตอมของอะลูมิเนียมช้าลงทำให้สามารถใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (TEM) ศึกษาพฤติกรรมของการเกิดนิวเคลียสได้ ผลการวิจัยแสดงให้เห็นอย่างชัดเจนว่า เฟสของแข็งของอะลูมิเนียมเกิดการสร้างนิวเคลียสบนผิว $\{0001\}$ ของอนุภาค TiB_2 เท่านั้น โดยจะมีแผ่นบาง ๆ ของ Al_3Ti เคลือบอยู่บนผิวของอนุภาค TiB_2 ซึ่งแผ่นบาง ๆ ของ Al_3Ti นี้ที่เป็นผิวพื้นของการเกิดนิวเคลียส (nucleation substrate) ให้ออกกับเฟสของแข็ง α

อย่างไรก็ตาม ผลการวิจัยพบว่ามีเพียงประมาณ 1% ของอนุภาค TiB_2 ในระบบที่ทำให้เกิดการเติบโตเป็นเกรนของอะลูมิเนียมทั้ง ๆ ที่อนุภาค TiB_2 ที่เหลือก็พบนิวเคลียสของอะลูมิเนียมเฟสของแข็ง α เกาะอยู่บนผิว และนี่ก็ทำให้เกิดคำถามถึงประสิทธิภาพในการสร้างเกรน โดย Maxwell และ Hallowell [31] คาดว่าเป็นเพราะความร้อนแฝงที่คายออกจากรวมของนิวเคลียสที่เกิดขึ้นในช่วงแรก ๆ ทำให้อุณหภูมิของน้ำ โลหะสูงขึ้น ส่งผลให้อัตราการเกิดนิวเคลียสต่ำลงด้วย อย่างไรก็ตาม Greer ได้แนะนำว่า มีอุปสรรคอื่นในการเติบโตของนิวเคลียสได้เกิดขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.14(1) อุปสรรคในการเติบโตของนิวเคลียสนี้ เกี่ยวกับขนาดของอนุภาคอินออกไซด์และพื้นที่ผิวที่เหลือสำหรับการเติบโตของนิวเคลียสสำหรับอนุภาคเล็ก ๆ นิวเคลียสจะสามารถปกคลุมพื้นผิวของอนุภาคได้ทั้งหมด ฉะนั้นการเติบโตต่อไปของยอดของนิวเคลียส (nucleus cap) จะต้องมีการลดขนาดของรัศมีลง พิจารณาจาก รูปที่ 2.14(2) ซึ่งจะต้องมีอุณหภูมิอันเดอร์คูลิ่งที่สูงขึ้นเพื่อให้เกิดการเติบโตของนิวเคลียสขึ้น ในที่สุดขนาดของนิวเคลียสซึ่งมีรูปทรงลักษณะซีกทรงกลม (hemisphere) ก็จะถึงค่าวิกฤต r^* ที่อุณหภูมิอันเดอร์คูลิ่งหนึ่ง ซึ่งจะทำให้เกิดสภาวะการเติบโตอย่างอิสระ (free growth condition) ซึ่งเขียนได้ว่า $\Delta T_{\text{E}} = 4\sigma/\Delta Sd$, โดยที่ ΔS คือ เอนโทรปีต่อปริมาตร และ $d = 2 \cdot r^*$ คือ ขนาดของอนุภาคที่ทำให้เกิดนิวเคลียส

ที่อุณหภูมิอันเดอร์คูลิ่งนี้ จะเกิดการเติบโตของนิวเคลียสอย่างอิสระ โดยที่ขนาดของนิวเคลียสก็จะใหญ่ขึ้นเรื่อย ๆ จนก่อเป็นเกรนอันใหม่ รูปที่ 2.14 ได้อธิบายหลักการนี้ ซึ่งแสดงให้เห็นว่า เมื่ออนุภาคที่ทำให้เกิดนิวเคลียสมีขนาดเล็กกว่า 6 ไมครอน การเติบโตของนิวเคลียสจะหยุดจนกว่าอุณหภูมิอันเดอร์คูลิ่งจะเพิ่มขึ้นถึง ΔT_{ig} จึงจะมีการเติบโตอย่างอิสระ การเติบโตของนิวเคลียสในช่วงขนาดอนุภาคที่น้อยกว่า 6 ไมครอนนี้จะถูกควบคุมโดยโมเดลการเติบโตแบบอิสระ (free growth control) อย่างไรก็ตาม สำหรับขนาดอนุภาคที่ใหญ่กว่า 6 ไมครอน นิวเคลียสที่เกิดขึ้นมาแล้วจะเติบโตเป็นเกรนอย่างต่อเนื่องไปได้ (nucleation controlled)

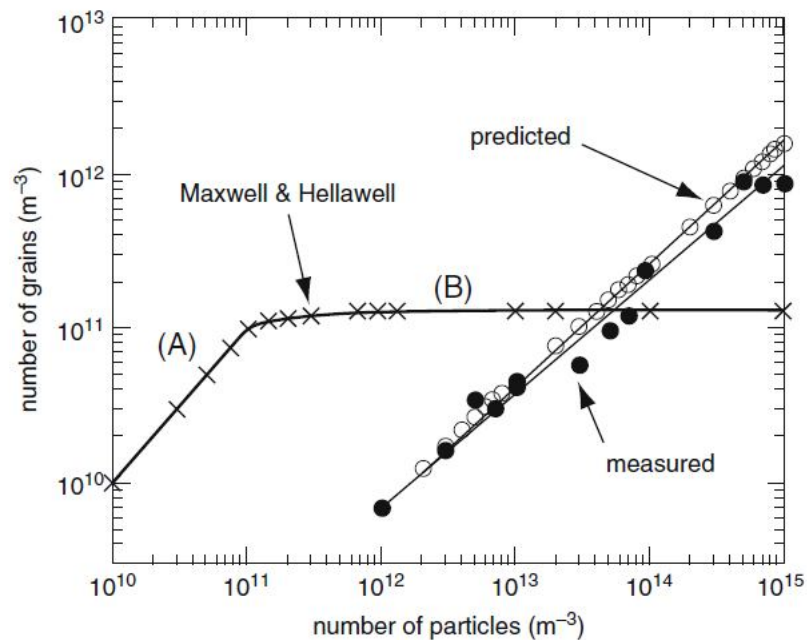


รูปที่ 2.14 อุปสรรคในการเติบโตของนิวเคลียสตามโมเดลการเติบโตอย่างอิสระ (free growth model) [30]

Greer [30] ได้ทดสอบโมเดลการเติบโตอย่างอิสระ ซึ่งใช้อธิบายการเกิดความหนาแน่นของเกรนภายใต้สภาวะบางอย่าง โดยการวัดจำนวนของเกรนที่เกิดขึ้นในน้ำ าลอหะ ปริมาณไม่มากนัก ภายใต้สภาวะอุณหภูมิที่เท่ากันในระบบ (isothermal condition) จำนวนเกรนที่เกิดขึ้นวิเคราะห์เปรียบเทียบกับจำนวนอนุภาคอินออกไซด์วงกลมที่เติมลงไป ในน้ำ าลอหะ ในขั้นแรก จำนวนของเกรนที่เกิดขึ้นถูกคาดคะเนจากทฤษฎีการเกิดนิวเคลียสจากเนื้อที่ที่แตกต่างกัน ซึ่งเสนอโดย Maxwell และ Hallowell [31] จะแสดงความสัมพันธ์แบบเส้นตรงที่เพิ่มขึ้นของความหนาแน่นของเกรนตามจำนวนของอนุภาคที่ทำให้เกิดนิวเคลียส ดังรูปที่ 2.14 (บริเวณพื้นที่ A) เนื่องจากที่ปริมาณความเข้มข้นของอนุภาคที่ทำให้เกิดนิวเคลียสที่ยังน้อยอยู่ ทำให้อนุภาคทุก

อนุภาคสามารถทำหน้าที่เป็นแหล่งของการเกิดนิวเคลียสและความร้อนแฝงที่ถูกปล่อยออกมาไม่ต่างผลกระทบมากนัก แต่เมื่อปริมาณความเข้มข้นของอนุภาคที่ทำให้เกิดนิวเคลียสเพิ่มขึ้นมากจนมีค่าคงที่ (บริเวณพื้นที่ B) จำนวนเกรนที่ก่อตัวขึ้นก็จะไม่เพิ่มขึ้น

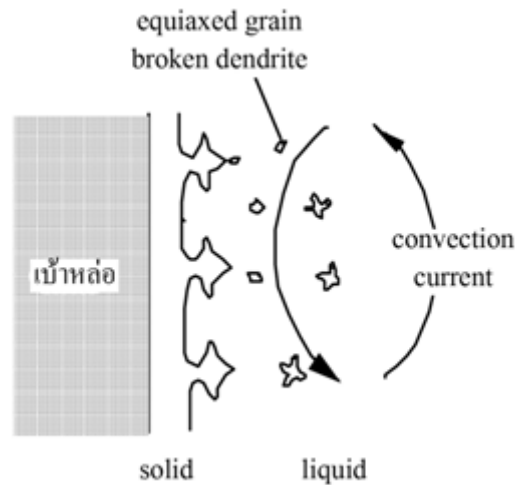
การคาดคะเนจากทฤษฎีอันที่สองใช้หลักการการเติบโตอย่างอิสระ และใช้การเติมอนุภาคที่ทำให้เกิดนิวเคลียสที่มีขนาดอนุภาคที่กระจายซึ่งได้วัดไว้แล้ว จากการคำนวณพบว่าจำนวนของเกรนที่เกิดขึ้น จะไม่ลดลงตามจำนวนอนุภาคที่เติมเพิ่มเข้าไป แต่จะเพิ่มสูงขึ้น ซึ่งก็เป็นไปในแนวทางเดียวกันกับผลการทดลองดังแสดงในรูปที่ 2.15 (B)



รูปที่ 2.15 กราฟแสดงจำนวนของเกรนต่อจำนวนการเติมอนุภาคจากทฤษฎีและการทดลอง[30]

2.8 การเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ (Dynamic nucleation)

มีหลายกรณีที่ชิ้นงานหล่อมีโครงสร้างเกรนที่ละเอียดได้ โดยไม่มีการเติมอินออกคิวแลนที่ลงไป ในน้ำ โลหะและเกิดเกรนแบบอควิแอกซ์ โดยที่มีอุณหภูมิอันเดอร์คูลิ่งที่ต่ำ ผลการวิจัยที่ผ่านมาแสดงให้เห็นว่าสภาวะการเคลื่อนไหวในน้ำ โลหะส่งผลต่อกระบวนการเกิดนิวเคลียส โดยมีการอธิบายการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ไว้ 2 กลไก ได้แก่ กลไกระเบิดแบบบิกแบง (big-bang mechanism) และกลไกการแตกหักของเดนไดรต์ (dendrite fragmentation mechanism)



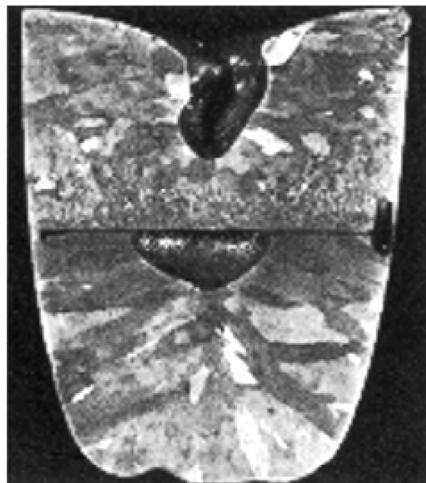
รูปที่ 2.16 รูปแสดงการพาที่เกิดจากอุณหภูมิและการเคลื่อนที่ของเดนไดรต์จากผนังแบบหล่อ

ก่อนที่จะอภิปรายรายละเอียดของทั้งสองกลไกนี้จำเป็นต้องทำความเข้าใจพฤติกรรมของเฟสของเหลวที่อยู่ติดกับอินเตอร์เฟซของเฟสของแข็งกับเฟสของเหลว เมื่อมีการเทน้ำโลหะลงไปแบบหล่อ จะมีการเคลื่อนที่ของน้ำโลหะภายในแบบหล่อเนื่องจากโมเมนตัมจากการเท และจากการพาของความร้อนและตัวทำละลาย (thermo-solutal convection) ซึ่งเกิดขึ้นจากความแตกต่างของความหนาแน่นของส่วนประกอบต่าง ๆ ในน้ำโลหะ โลหะส่วนที่อยู่ติดกับอินเตอร์เฟซระหว่างของแข็งกับของเหลวจะมีอุณหภูมิต่ำกว่าน้ำโลหะบริเวณอื่น ๆ การที่มีอุณหภูมิต่ำกว่าโดยทั่วไปแล้วจะมีความหนาแน่นที่สูงกว่า ดังนั้นจะเกิดการพาของน้ำโลหะซึ่งมีทิศทางขนานกับทิศทางของแรงโน้มถ่วงของโลก โดยที่บริเวณใกล้ ๆ กับอินเตอร์เฟซน้ำโลหะจะไหลไปในทิศทางเดียวกับแรงโน้มถ่วงของโลก ดังแสดงในรูปที่ 2.16 การพาของกระแสน้ำโลหะชนิดนี้เรียกว่า “การพาจากอุณหภูมิ (thermal convection)” ในหลักการเดียวกัน ความแตกต่างของส่วนผสมทางเคมีในน้ำโลหะระหว่างบริเวณที่อยู่ติดกับอินเตอร์เฟซและบริเวณน้ำโลหะในแบบหล่อ จะทำให้เกิดความแตกต่างของความหนาแน่น ซึ่งจะทำให้เกิดการไหลของน้ำโลหะในทิศทางที่ขนานกับอินเตอร์เฟซ ส่วนทิศทางการไหลจะขึ้นอยู่กับความแตกต่างของความหนาแน่นระหว่างตัวถูกละลายและตัวทำละลาย ผลกระทบจากอุณหภูมิและส่วนผสมทางเคมีที่ต่างนี้ทำให้เกิดการพาของน้ำโลหะที่อินเตอร์เฟซระหว่างเฟสของแข็งและเฟสของเหลว

ก. กลไกบิกแบง (The Big Bang mechanism)

กลไกนี้อธิบายว่า เกรนเติบโตมาจากนิวเคลียสของเดนไดรต์ตั้งต้น (pre-dendrite nuclei) ซึ่งเกิดขึ้นระหว่างการผ่านแบบหล่อที่เย็นจะมีการถ่ายเทความร้อนในช่วงแรกเป็นอย่างดี ทำให้เกิดนิวเคลียสจำนวนมาก เกรนที่เกิดขึ้นเหล่านี้จะถูกพาไปในน้ำ โลหะ โดยกระแส น้ำ โลหะ และจะยังคงอยู่ได้โดยไม่ถูกหลอมกลับจนกว่าจะมีอุณหภูมิซูเปอร์ฮีท (superheat temperature) หลอมเกรนเหล่านี้กลับไป กลไกนี้อาศัยหลักการของกระแสไหลวนที่เกิดขึ้นในน้ำ โลหะ

หลักฐานจากการทดลองที่น่าเชื่อถือของกลไกนี้ได้ถูกรายงานโดย Davies ในปี ค.ศ. 1973 และ Ohno ในปี ค.ศ. 1987 รูปที่ 2.17 แสดงผลจากการทดลองโดยการใช้ตาข่ายเหล็กวางลงไปตรงกลางของแบบหล่อที่มีน้ำ โลหะอะลูมิเนียมผสม 2% ทองแดงซึ่งกำลังแข็งตัว แสดงให้เห็นว่าด้านข้างของแบบหล่อจะมีโครงสร้างเป็นเกรนแบบคอลัมน์าร์ ส่วนด้านบนจะปรากฏเกรนแบบอควิแอกซ์ขนาดเล็กติดกับตาข่ายเหล็ก ผลที่ได้ถูกอธิบายว่าเกรนแบบอควิแอกซ์เหล่านี้เกิดขึ้นจากขอบแบบหล่อและถูกพามาตรงกลางของแบบหล่อโดยกระแส น้ำ โลหะ แต่ถูกกักไม่ให้ตกลงกันแบบหล่อโดยตาข่ายเหล็ก

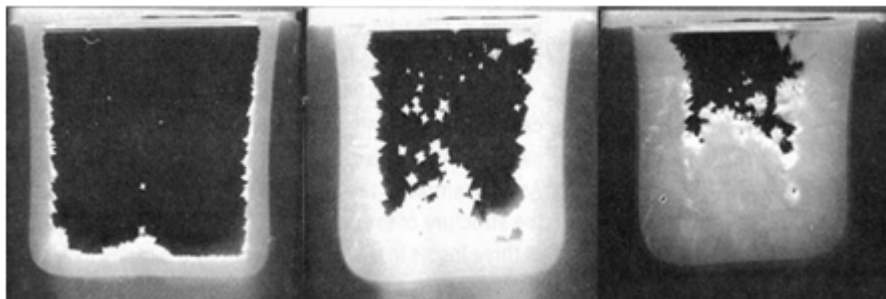


รูปที่ 2.17 รูปแสดงเกรนอควิแอกซ์ขนาดเล็กที่ติดกับตาข่ายเหล็กของอะลูมิเนียมผสม 2% ทองแดงที่กำลังแข็งตัว[32]

ข. กลไกการแตกหักของเดนไดรต์ (Dendrite fragmentation mechanism)

กลไกนี้อธิบายว่า การหลอมเหลวเกิดขึ้นที่โคนของแขนของเดนไดรต์แบบคอลัมน์นาร์ ซึ่งกำลังเติบโตจากผนังแบบหล่อ การหลอมเหลวนี้อาจเกิดขึ้นจากการได้รับความร้อนที่ปลดปล่อยออกมาในช่วงที่มีการแข็งตัว เรียกว่า รีคาเลสเซนซ์ (recalescence) หรือเกิดจากการแกว่งตัวของความร้อน (thermal fluctuations) จากการพาในน้ำ โลหะ หรือจากแรงที่ติดจากการไหล ซึ่งทำให้แขนของเดนไดรต์หลุดจากเดนไดรต์แม่ (mother dendrite) และถูกพาไปในน้ำ โลหะ

ผลการทดลองกับสารอินทรีย์ผสมที่โปร่งแสงแสดงให้เห็นว่า กลไกการแตกหักของเดนไดรต์เกิดขึ้นจริง ดังแสดงในรูปที่ 2.18 โดยนิวเคลียสที่เกิดในบริเวณตรงกลางของแบบหล่อมีจุดเริ่มต้นมาจากแขนเดนไดรต์ที่ถูกหัก ซึ่งถูกกระแสน้ำ โลหะพัดพามาตรงกลางแบบหล่อ ถ้าน้ำ โลหะที่อยู่กลางแบบหล่ออยู่ในสถานะที่มีอันเดอร์คูลลิ่ง ผลึกเหล่านี้ก็จะทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสสำหรับการเติบโตของเกรนแบบอควิแอกซ์

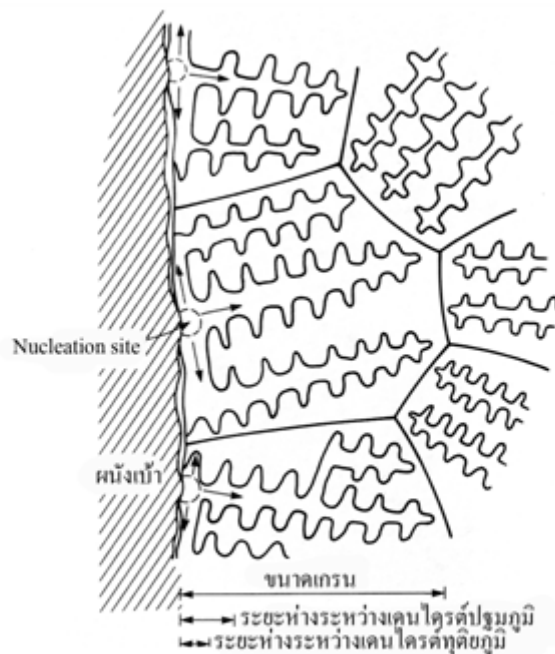


รูปที่ 2.18 ภาพถ่ายแสดงการแตกหักของเดนไดรต์ของสารละลายแอมโมเนียมคลอไรด์ผสมน้ำ บริเวณตรงกลางของอินกอตโดยการพาของของเหลว [32]

2.9 การเติบโตของเกรน (Growth of the grain)

การเติบโตของเกรนอาจเริ่มจากการเกิดนิวเคลียสของคอลัมน์นาร์เดนไดรต์ (columnar dendrite) บนผนังแบบหล่อของชิ้นงานหล่อ และเติบโตในทิศทางด้านหน้าและด้านข้าง มีการสร้างแขนทุติยภูมิ (secondary arms) เพิ่มขึ้น จนกระทั่งกลายเป็นรูปร่างเหมือนแพ (raft) ดังแสดงในรูปที่ 2.19 แขนของเดนไดรต์นี้มีทิศทางขนานกันทั้งหมด ในเชิงการเรียงตัวของอะตอม (atomic plane) ดังนั้นในระหว่างการแข็งตัวของแขนเดนไดรต์เหล่านี้จะเชื่อมติดกันเกือบจะสมบูรณ์แบบ จนทำให้เกิดผลึกเดี่ยวที่เรียกว่า “เกรน” เกรนหนึ่งเกรนอาจจะประกอบไปด้วยเดนไดรต์หนึ่งพันเดนไดรต์อยู่ในแพเดียว หรือเกรนหนึ่งเกรนอาจจะประกอบไปด้วยแขนของ

เดนไดรต์ปฐมภูมิเพียงตัวเดียว หรืออาจจะประกอบไปด้วยแขนของเดนไดรต์ทุติยภูมิเพียงแขนเดียวก็อาจเป็นไปได้ ขอบเขตที่เกิดขึ้นระหว่างแขนของเดนไดรต์ที่มีมุมการจัดเรียงตัว(orientation) ที่ต่างกัน ซึ่งหมายถึง การเกิดขึ้นจากเหตุการณ์การเกิดนิวเคลียสที่ต่างกัน เรียกว่า ขอบเกรน(grain boundary) บางครั้งอาจเรียกว่า ขอบเกรนที่มีมุมสูง(high-angle grain boundary) เพื่อที่จะแยกให้ชัดเจนออกจากขอบเกรนที่มีมุมต่ำ(low-angle grain boundary) ซึ่งเกิดจากความไม่สมบูรณ์เพียงเล็กน้อยในการเติบโตของแขนเดนไดรต์ หรือเกิดจากความเสียหายจากแรงกระทำเพียงเล็กน้อยทำให้เกิดมุมเอียงต่ำระหว่างแขนเดนไดรต์



รูปที่ 2.19 รูปแสดงการเกิดของแขนเดนไดรต์ซึ่งกลายเป็นเกรนบนผนังแบบหล่อ[1]

2.10 การเติบโตและการคอสรเซนนิง (Coarsening) ของเดนไดรต์

Martinez เสนอในวิทยานิพนธ์ปริญญาเอก [4] ไว้ว่า ระยะห่างระหว่างแขนของเดนไดรต์สามารถวิเคราะห์ได้ในโลหะผสมทุกชนิด โดยนักวิจัยจำนวนมากจะทำการพล็อตกราฟอัตราการเย็นตัวเฉลี่ย หรือ “เวลาในการแข็งตัว (local solidification time)” เวลาในการแข็งตัว หมายถึงช่วงอุณหภูมิของการแข็งตัวของโลหะผสมหารด้วยอัตราการเย็นตัว รูปที่ 2.20 คือกราฟสรุปของอะลูมิเนียมผสม 4-7 wt.% ทองแดง ข้อมูลจากนักวิจัย ซึ่งประกอบไปด้วย Bower Brody และ Flemings จาก Bardes และ Flemings และจาก Annavarapu และ Doherty ผลจากการวิจัยโดย

Spear และ Gardner ได้สรุปข้อมูลของระยะห่างระหว่างแกนของเดนไดรต์จากอะลูมิเนียมผสมจำนวน 6 เกรดด้วยกัน และสรุปความชันจากกราฟพล็อต มีค่าเท่ากับ $1/3$ จากความสัมพันธ์ของเส้นในรูปที่ 2.20 สรุปดังสมการ

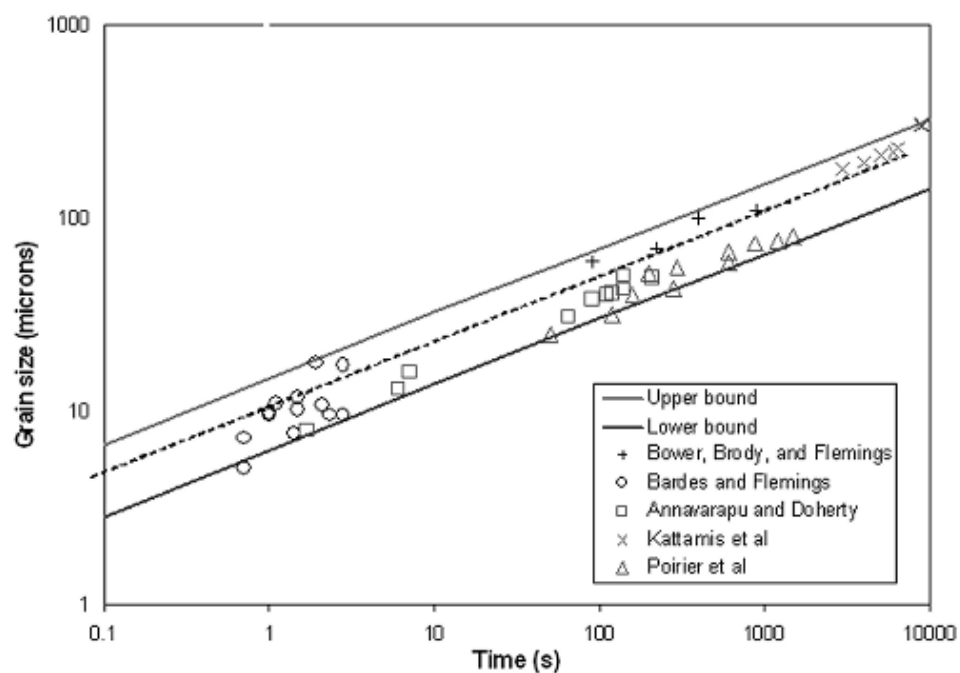
$$\lambda^3 = Kt_L \quad (2-1)$$

เมื่อ λ คือ ระยะห่างระหว่างแกนของเดนไดรต์ในการแข็งตัวจากการหล่อที่เวลาในการแข็งตัว, t_L และ K คือ ค่าคงที่ของการคอรัสเซนนิง ค่าคงที่ของเส้นล่าง คือ $290 \mu\text{m}^3 \text{s}^{-1}$ และค่าคงที่ของเส้นบน คือ $3400 \mu\text{m}^3 \text{s}^{-1}$

เมื่อพิจารณาระหว่างเส้นบนและเส้นล่างจากการกระจายของข้อมูล สามารถเขียนสมการใหม่ได้ว่า

$$\lambda = 10t_L^{1/3} \quad (2-2)$$

โดย λ คือ ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของเกรน (ไมครอน) และ t_L คือ เวลาในการแข็งตัว (วินาที)



รูปที่ 2.20 ระยะห่างระหว่างแกนของเดนไดรต์ต่อเวลาในการแข็งตัว [4]

2.11 การทบทวนงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

เป็นที่ยอมรับกันโดยทั่วไปว่าโครงสร้างแบบไม่เป็นกึ่งไม้หรือโครงสร้างเกรนก่อนกลม เกิดจากจำนวนอนุภาคของแข็งที่เกิดขึ้นในระหว่างการแข็งตัว [6] ซึ่งอนุภาคของแข็งที่มีความหนาแน่นสูงจะส่งผลให้เกิดการเติบโตเป็นโครงสร้างเกรนก่อนกลม ได้มีนักวิจัยหลายท่านพยายามนำเสนอกลไกการเกิดโครงสร้างเกรนก่อนกลม แต่อย่างไรก็ตาม ยังไม่มีข้อสรุปที่ระจ่างชัดของการเกิดโครงสร้างเกรนก่อนกลม โดยมีการกล่าวถึงสองทฤษฎีด้วยกัน ดังนี้

1. ทฤษฎีการนิวเคลียสเอนซ์ (Enhanced Nucleation Theory)

ทฤษฎีนี้อาจเรียกว่า การนิวเคลียสเอนซ์จากเนื้อที่แตกต่างกัน ซึ่งทฤษฎีนี้มีความเชื่อว่าอนุภาคหรือนิวเคลียสไอจำนวนมากถูกสร้างขึ้นบริเวณพื้นผิวหรือผนังที่เย็น เช่น ผนังของเบ้าตั้งเจือปน และวัสดุอื่น ๆ

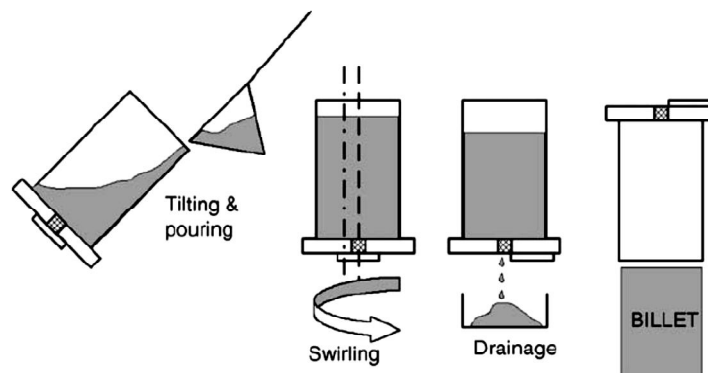
อัตราการนิวเคลียสเอนซ์จะเพิ่มขึ้นเมื่อมีอันเอร์จี้สูง จากงานวิจัยที่ผ่านมา [33] เมื่อไม่มีการดูความร้อนจำนวนนิวเคลียสไอจะเกิดขึ้นเพียงเล็กน้อย การดูความร้อนอย่างรวดเร็วและต่อเนื่องบริเวณพื้นผิวจะช่วยกำจัดความร้อนแฝงที่เกิดขึ้นจากการคายความร้อนของอนุภาคของแข็ง ทำให้เกิดการสร้างนิวเคลียสไอเพิ่มขึ้น

แรงจากการพาที่เกิดจากการหมุน การสั่น หรือการเท ทำให้เกิดการไหลวนของน้ำ โลหะและมีการกระจายของอนุภาคของแข็งภายในน้ำ โลหะ ส่งผลให้เกิดการเย็นตัวอย่างต่อเนื่อง อุณหภูมิและส่วนประกอบทางเคมีที่สม่ำเสมอ การนิวเคลียสเอนซ์สามารถเกิดขึ้นที่บริเวณพื้นผิวเย็นของอนุภาคของแข็งที่สภาวะของการพาสูง ๆ อาจทำให้นิวเคลียสไอจำนวนมากถูกสร้างขึ้นอย่างรวดเร็ว นิวเคลียสไอที่เกิดขึ้นจะเติบโตเป็นโครงสร้างไม่เป็นกึ่งไม้หรือเดนไดรต์ภายในของเหลว

จากกลไกอื่น ๆ [34] ผลจากความสม่ำเสมอของอุณหภูมิและความสม่ำเสมอของส่วนประกอบทางเคมีภายในน้ำ โลหะในระหว่างการแข็งตัวอย่างต่อเนื่องภายใต้แรงจากการพา จะเกิดการนิวเคลียสเอนซ์จากเนื้อที่แตกต่างกันภายในเฟสของเหลว เมื่อเปรียบเทียบกับกรณีแข็งตัวแบบดั้งเดิม อัตราการนิวเคลียสเอนซ์ในกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติงอาจจะไม่เพิ่มขึ้น แต่นิวเคลียสทั้งหมดจะสามารถดำรงอยู่ในอุณหภูมิที่สม่ำเสมอได้ ส่งผลให้อัตราการเกิดนิวเคลียสมีประสิทธิภาพเพิ่มขึ้น นอกจากนี้ผลจากสองกระบวนการจะทำให้เกิดการแตกตัวของกลุ่มก้อนของอนุภาค (cluster) ส่งผลให้เพิ่มจำนวนของนิวเคลียส

มีการเสนอผลและอภิปรายผลการทดลองที่ได้จากการวิจัย จากนักวิจัยหลายท่าน ที่สนับสนุนทฤษฎีการนิวคลีเอชัน ดังนี้

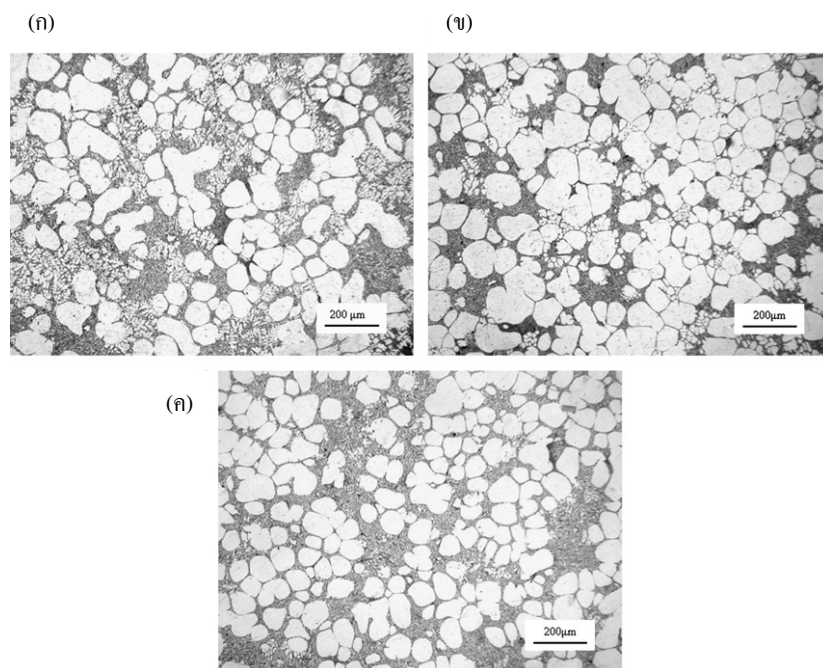
Nafisi และ Ghomashchi 2006 [34] ได้นำเสนอเทคนิคในการผลิตโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธี SEED โดยการเทน้ำโลหะลงในถ้วยที่กำลังหมุนเพื่อให้เกิดการพา น้ำโลหะบางส่วนจะถูกระบายออกบริเวณก้นถ้วย เกิดเป็นก้อนโลหะกึ่งของแข็ง ดังรูปที่ 2.21 แสดงขั้นตอนของกรรมวิธี SEED ในงานวิจัยนี้ จากงานวิจัยพบว่า แรงการพาที่เกิดจากการหมุนจะทำให้อุณหภูมินิวคลีเอชันเพิ่มขึ้นประมาณ 6°C ซึ่งง่ายต่อการเกิดนิวคลีเอชันของอนุภาคปฐมภูมิ เมื่อช่วงของการนิวคลีเอชันขยายกว้างขึ้นทำให้จำนวนนิวคลีไอเพิ่มขึ้นด้วย และมีความเป็นไปได้ว่า ความสม่ำเสมอของอุณหภูมิจากการพา ทำให้เกิดอุณหภูมิราเดียนต์ (temperature gradient) เพียงเล็กน้อยภายในน้ำโลหะ ยิ่งไปกว่านั้น การหมุนจะช่วยลดเวลาในการแข็งตัวเนื่องจากการถ่ายเทความร้อน การลดลงของโพรงอากาศ และอุณหภูมิที่เท่ากันของน้ำโลหะ พวกเขาเชื่อว่าแรงจากการพาทำให้เกิดการแตกหักของเดนไดรต์และขัดขวางการเกิดชั้นของตัวถูกละลาย หากปราศจากชั้นความเข้มข้นของตัวถูกละลาย ทำให้การเติบโตของเดนไดรต์เกิดการขาดตอนและกิ่งของเดนไดรต์จะเปลี่ยนเป็นเกรนก่อนกลม



รูปที่ 2.21 แสดงขั้นตอนการเตรียมบิลเลตด้วยกรรมวิธี SEED [34]

Wu และคณะ 2008 [35] ได้ทำการศึกษาการเกิดโครงสร้างเกรนก่อนกลมของโลหะกึ่งของแข็งอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม A356 ด้วยกรรมวิธีการสั่นเชิงกล (mechanical vibration) โดยการทดลองได้ศึกษาถึงผลของการสั่นต่อโครงสร้างอะลูมิเนียมปฐมภูมิ (primary Al) จากการใช้ความถี่ของการสั่นแตกต่างกันจาก 11.7 Hz ถึง 33.3 Hz พบว่าเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ยของอนุภาคลดลงจาก $125\ \mu\text{m}$ เป็น $90\ \mu\text{m}$ และลักษณะความกลมของอนุภาคเพิ่มขึ้นจาก 0.40 เป็น 0.55 รูปที่ 2.22 แสดงตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม A356 ที่ผ่านการสั่นที่

อุณหภูมิ 605°C เป็นเวลา 5 นาทีที่ความถี่แตกต่างกัน ที่เป็นเช่นนี้อาจเนื่องมาจากอันเดอร์คูลลิ่งและการพาของของเหลว เป็นตัวกำหนดอิทธิพลของการนิวเคลียชันและการเติบโตของอนุภาคระหว่างการแข็งตัว ในการทดลองได้ทำการอุ่นเบ้าให้มีอุณหภูมิ 40°C จากนั้นจึงเทน้ำโลหะลงไปภายในเบ้า การเย็นตัวอย่างรวดเร็วทำให้มีจำนวนนิวเคลียสเกิดขึ้นมากมายภายในเบ้าโลหะ เนื่องจากอุณหภูมิอันเดอร์คูลลิ่ง หรือกล่าวอีกนัยหนึ่งก็คือ จำนวนนิวเคลียสมากมายเกิดขึ้นจากผนังเบ้าจากกระบวนการนิวเคลียชันจากเนื้อที่แตกต่างกัน และกระจายไปสู่ น้ำ โลหะ และกระบวนการพาเป็นตัวขัดขวางไม่ให้อนุภาคเหล่านั้นเติบโตไปเป็นโครงสร้างเดนไดรต์

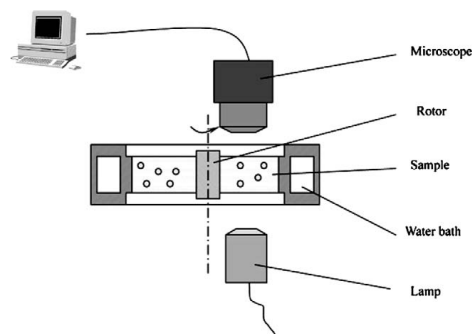


รูปที่ 2.22 แสดงโครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม A356 ที่ผ่านการสั่นที่อุณหภูมิ 605°C เป็นเวลา 5 นาที ที่ความถี่แตกต่างกัน คือ (ก) 11.7 Hz (ข) 20 Hz (ค) 33.3 Hz [35]

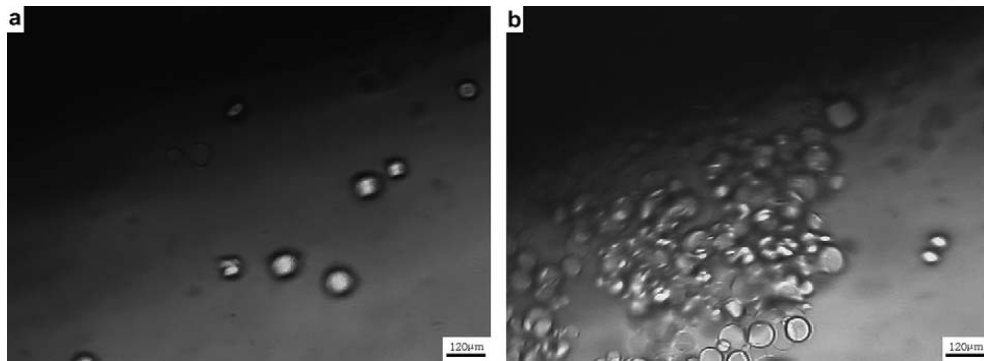
Jian และคณะ 2005 [36] ทำการศึกษาอิทธิพลของการสั่นด้วยความถี่ (ultrasonic vibration) ในการเกิดนิวเคลียชันและการเติบโตของอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม A356 โดยการปล่อยรังสีในน้ำ โลหะที่สัดส่วนของแข็งต่าง ๆ กัน พบว่าโครงสร้างเกรนก่อนกลมสามารถเกิดขึ้นใกล้อุณหภูมิหลอมเหลวและเย็นตัวอย่างรวดเร็ว พวกเขาว่าการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิหรือความดันโดยการสั่นด้วยความถี่ไม่สามารถทำให้เกิดการแตกหักของเดนไดรต์ในโซน mushy (mushy zone) และการแตกหักของเดนไดรต์จะเกิดจากการหลอมบริเวณ โคนของเดนไดรต์ทุติยภูมิ การหลอมเหลวของของแข็งจะเกิดขึ้นได้ขึ้นเนื่องจากการหลอมเหลวของเดนไดรต์ทุติยภูมิจำเป็นต้องใช้ความร้อนแฝง การแตกหักของเดนไดรต์จะทำให้ขนาดเกรนลดลงโดยการสั่นผลจากการวิจัย

สรุปว่าโครงสร้างแบบก้อนกลมเกิดจากการนิวเคลียสจากเนื้อที่แตกต่างกันในการสั่นด้วยความถี่ของน้ำ โลหะโดยการสั่นจะทำให้เกิดหลุม(cavity) จำนวนมาก เกิดการขยายตัวของหลุมเหล่านั้น ทำให้อุณหภูมิจุดเดือดลดลง และทำให้เกิดอุณหภูมิอันเดอร์คูลลิ่งเป็นผลให้เกิดนิวเคลียสของแข็ง การกระจายของนิวเคลียสจากการสั่นทำให้เกิดเป็นเกรนก้อนกลม

Li และคณะ 2006 [37] ทำการศึกษากลไกการเกิดโครงสร้างเกรนก้อนกลมระหว่างการแข็งตัวโดยการหมุนของซัคซิโนไนทริล (succinonitrile) 5 at.% ในน้ำ ดังรูปที่ 2.23 และดิบูก 15 wt.% ตะกั่ว ภายใต้การหมุนและทำให้เย็นตัว พบว่า ผลึกทรงกลมสามารถเกิดอย่างรวดเร็วจากการนิวเคลียสและเติบโตโดยการหมุน ดังรูปที่ 2.24 การพาที่เกิดจากการหมุนไม่เพียงแต่จะทำให้โครงสร้างผลึกทรงกลมเติบโตขึ้นแต่ยังช่วยให้เกิดการนิวเคลียสเพิ่มขึ้นอีกด้วย และหากปราศจากการหมุน นิวเคลียสจะเกิดบริเวณผนังเบ้าและนำไปสู่การเกิดของเดนไดรต์ การหมุนอย่างต่อเนื่องเหนืออุณหภูมิหลอมเหลวจะทำให้เกิดโครงสร้างเกรนก้อนกลมในน้ำ โลหะ แทนการเกิดบริเวณผนังเบ้า หากเริ่มหมุน ณ อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวทำให้เกิดการแตกหักของเดนไดรต์ แต่อย่างไรก็ตามการแตกหักของเดนไดรต์ส่วนใหญ่จะไม่พัฒนาไปเป็นโครงสร้างเกรนก้อนกลม เนื่องจากอิทธิพลของการหมุนทำให้เกิดผลึกทรงกลมจากการนิวเคลียส และโครงสร้างจุลภาคหลังจากการแข็งตัวจะประกอบไปด้วยโครงสร้างเดนไดรต์และโครงสร้างเกรนก้อนกลม ผลจากการศึกษาแสดงให้เห็นว่าโครงสร้างผลึกทรงกลมจะเกิดจากนิวเคลียสที่มาจากเฟสของเหลวโดยตรงแทนการแตกหักของเดนไดรต์

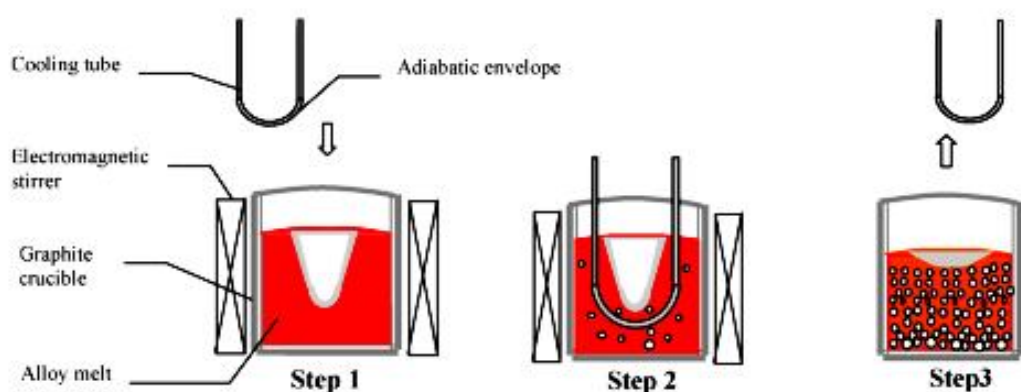


รูปที่ 2.23 แสดงกระบวนการผลิตโลหะกิ่งของแข็งของโลหะผสมโปร่งแสง [37]



รูปที่ 2.24 แสดงภาพการเกิดโครงสร้างก่อกมลจากการหมวนซซิโนไนทริล 5 at.% นี้ [37]

Zhang Xiao-li และคณะ 2009 [38] ได้นำเสนอกลไกการนิวเคลียชันจำนวนมาก โดยการหมวนของสนามแม่เหล็กและท่อระบายความร้อน (cooling tube) ของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 จะเกิดการนิวเคลียชันจำนวนมากในโลหะหลอมเหลว และในขณะเดียวกันจะเกิดการกระจายตัวของอนุภาคและส่วนประกอบทางเคมีอย่างสม่ำเสมอ โดยการหมวนของสนามแม่เหล็กและท่อระบายความร้อน แสดงดังรูปที่ 2.25 โครงสร้างจุลภาคหลังจากการแข็งตัวจากการหล่อด้วยแบบหล่อโลหะและการหล่อด้วยแบบหล่อทราย พบว่า โครงสร้างที่ได้เป็นโครงสร้างไม่เป็นกึ่งไม้ผลของโครงสร้างจุลภาคจากการหล่อแบบรีโอแคสติงของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 พบว่า มีความหนาแน่นของนิวเคลียสสูง เกิดจากการจุ่มท่อระบายความร้อนในสเลอรัที่หมวนด้วยสนามแม่เหล็กที่อุณหภูมิหลอมเหลว ในกรณีของอัตราการเย็นตัวช้า สเลอรัจะมีนิวเคลียสจำนวนมาก และอนุภาคของแข็งปฐมภูมิจะเกิดเป็นโครงสร้างแบบไม่เป็นกึ่งไม้ ยิ่งไปกว่านั้น ยูเทคติกซิลิกอนจะเกิดการคอรัสเซชันเมื่อมีเวลาในการรอ



รูปที่ 2.25 กระบวนการผลิตสเลอรักึ่งของแข็งโดยการหมวนของสนามแม่เหล็กและท่อระบายความร้อน [38]

2. ทฤษฎีการเพิ่มขึ้นแบบทวีคูณ (Grain Multiplication Theory, GMT)

ทฤษฎีนี้เสนอว่า อนุภาคของแข็งจำนวนมากเกิดจากการแตกหักของเดนไดรต์ หรือ นิวเคลียสที่สอง (secondary nuclei) ในการเติบโต แขนของเดนไดรต์อาจจะแตกหักจากการหลอมบริเวณโคนของเดนไดรต์ [39] หรือแตกหักจากแรงเชิงกล [40] อย่างไรก็ตาม มิงานวิจัยจำนวนมากสนับสนุนกลไกการหลอมบริเวณโคนของเดนไดรต์ [39] ดังนี้

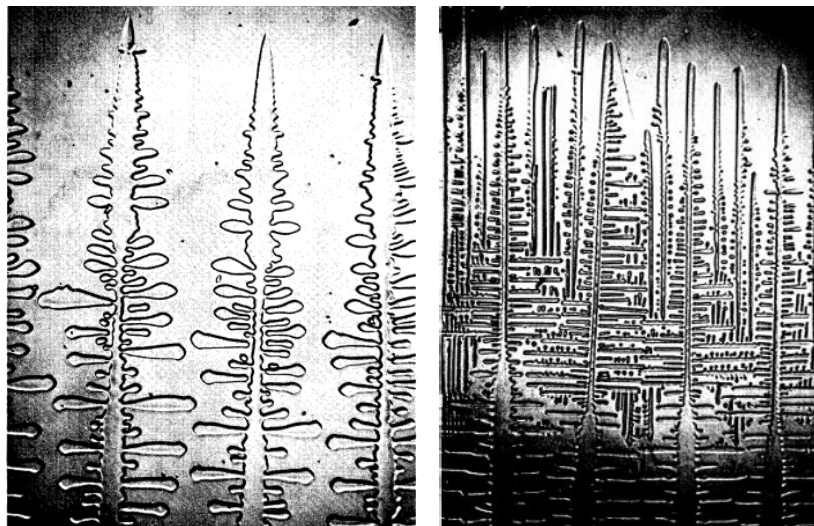
กลไกการหลอมบริเวณโคนของเดนไดรต์เกิดจากอัตราการเย็นตัวสูงจะทำให้เกิดเดนไดรต์ละเอียด เดนไดรต์จะเกิดจากผนังเบ้าหรือพื้นผิวเย็นหรืออินอกิวแลนที่ขนาดเล็ก กระบวนการไรเฟนนิ่งหรือกระบวนการคอรสเซนนิ่งเกิดขึ้นอย่างรวดเร็ว กระบวนการไรเฟนนิ่งหรือกระบวนการคอรสเซนนิ่งเกิดขึ้นเพื่อลดพลังงานพื้นผิวในระบบที่เกิดขึ้นของโครงสร้างเกรนขนาดใหญ่ที่เวลาเพิ่มขึ้น หนึ่งในกลไกของการไรเฟนนิ่งชี้ให้เห็นว่าการหลอมบริเวณโคนของเดนไดรต์หรือการละลายของเดนไดรต์หลักจะแตกออกเป็นเกรนก้อนกลมขนาดเล็ก [39] เนื่องจากบริเวณโคนของเดนไดรต์จะมีรัศมีความโค้งสูงกว่า จึงมีปริมาณของตัวถูกละลายสูงกว่า ทำให้มีจุดหลอมเหลวต่ำกว่าในระบบที่มีการกระจายตัวของอุณหภูมิที่ต่ำ แขนของเดนไดรต์จะเกิดการแตกหักออกจากเดนไดรต์หลักหลังจากโคนของแขนเดนไดรต์เกิดการหลอม

การหลอมบริเวณโคนของเดนไดรต์จะเกิดโดยการเพิ่มอัตราการเย็นตัวและแรงจากการพา ที่อัตราการเย็นตัวสูงจะมีอันเดอร์คูลิ่งสูง ทำให้ระยะห่างระหว่างแขนของเดนไดรต์ปฐมภูมิและทุติยภูมิมีขนาดเล็ก ระยะห่างระหว่างแขนของเดนไดรต์ทุติยภูมิที่มีขนาดเล็กจะละเอียดจะทำให้ระยะทางของการแพร่สั้นค่าและเวลาในการหลอมบริเวณโคนของเดนไดรต์เร็วกว่า และที่แรงจากการพาสูง จะทำให้เกิดการไหลของของเหลวบริเวณชั้นขอบเขตของเดนไดรต์ผลจากการผันผวนของอุณหภูมิในน้ำ โลหะกีดบริเวณนี้ โลหะที่อุณหภูมิต่ำกว่าโดยการไหลของของเหลว ความร้อนจากน้ำ โลหะที่มีอุณหภูมิสูงกว่าจะทำให้เกิดการหลอมบริเวณโคนของเดนไดรต์ บริเวณที่มีจุดหลอมเหลวต่ำกว่าและบางกว่า (บริเวณโคนของเดนไดรต์) จะเกิดการหลอมอย่างสมบูรณ์ก่อนเดนไดรต์อื่น ๆ แขนของเดนไดรต์จะแตกตัวจากเดนไดรต์หลัก เมื่อมีเวลาเพียงพอ เดนไดรต์บางส่วนและเดนไดรต์ที่แตกตัวจะเกิดการหลอมหรือละลายในบริเวณที่มีอุณหภูมิสูงกว่า อย่างไรก็ตาม อนุภาคเหล่านี้สามารถดำรงอยู่ได้ หากถูกกวาดไปยังพื้นที่ที่มีอันเดอร์คูลิ่งหรืออุณหภูมิต่ำกว่า เนื่องจากมีความเสถียรมากกว่า และที่แรงจากการพาสูงมาก ในช่วงการไหลแบบปั่นป่วน การไหลของของเหลวจะเข้าไปสู่บริเวณอินเตอร์เดนไดรต์ติก (interdendritic region) [41] บริเวณโคนของเดนไดรต์จะได้รับผลกระทบจากการไหลของของเหลว โดยจะเกิดการกัดกร่อนบริเวณโคนของเดนไดรต์และถูกกวาดออกไป และจะเกิดการ

สะสมของตัวถูกละลายบริเวณของของเหลว หากปราศจากการสะสมของตัวถูกละลายในของเหลวบริเวณอินเตอร์เฟซของของแข็ง จะทำให้บริเวณโคนของเดนไดรต์เกิดการหลอมในเวลาอันสั้น

จากงานวิจัยที่ผ่านมา มีการแสดงผลและวิเคราะห์ผลในการสนับสนุนทฤษฎีการแตกหักของเดนไดรต์ ดังนี้

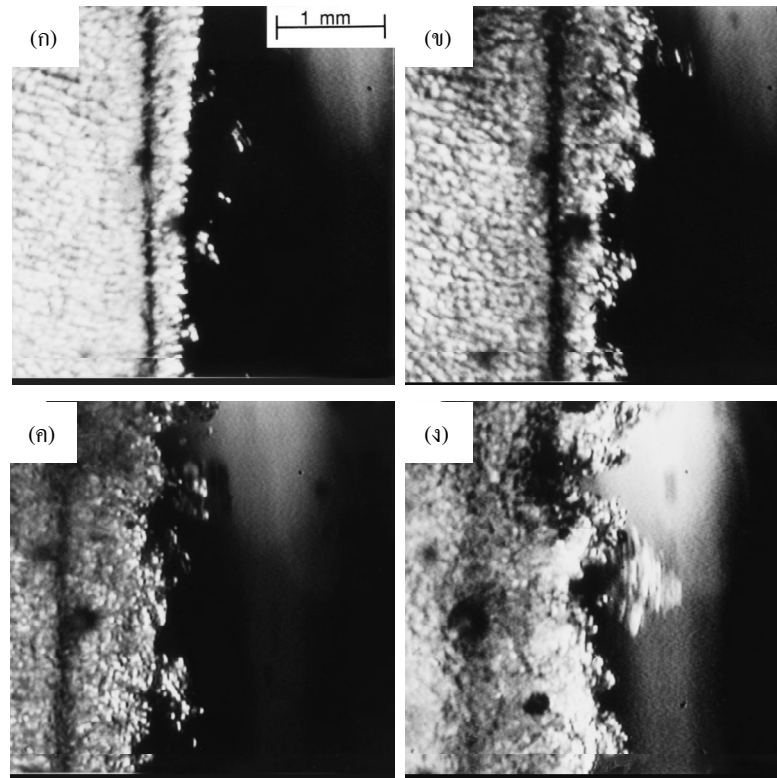
Jackson และคณะ 1966 [42] ทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพบว่า แขนของเดนไดรต์จะหลอมภายใต้เงื่อนไขการเติบโต เนื่องจากปฏิกิริยาทางความร้อนและการไหลของมวลขณะที่เดนไดรต์เกิดการเติบโต การหลอมจะเกิดบริเวณรอยต่อระหว่างแขนของเดนไดรต์กับเดนไดรต์หลักดังรูปที่ 2.26 แสดงการหลอมออกบางส่วนของเดนไดรต์ และส่วนที่หลอมออกนั้นเองจะทำให้เกิดบริเวณฉีกขาดในงานหล่อ



รูปที่ 2.26 แสดงการหลอมบริเวณโคนของเดนไดรต์

Paradies และคณะ 1995 [43] ได้นำเสนอกลไกการแตกหักในสารละลายซคซิโนไนทริล และอะซีโตน (acetone) โดยใช้แรงจากการพาที่อุณหภูมิซูเปอร์ฮีทของสารละลายระหว่างการแข็งตัว โดยทำการเก็บตัวอย่างด้วยกล้องวิดีโอ(microscope-video) พบว่า ที่เวลาเริ่มเกิดการแข็งตัว โซนमुखीจะมีลักษณะบาง ความเร็วเฉลี่ยในบริเวณแอนนูลาร์(annular) จะต่ำ ความแตกต่างของอุณหภูมิระหว่างโซนमुखीกับผนังเบ้าจะกว้างมาก อิทธิพลของแรงลอยตัวต่อการไหลของอนุภาค เกิดจากการแตกตัวของโครงสร้างเดนไดรต์บริเวณโซนमुखी และไหลออกจากบริเวณโซนमुखी ดังรูปที่ 2.27 พวกเขาได้สรุปว่าความเร็วของการไหลที่อยู่ติดกับบริเวณโซนमुखीมีความสัมพันธ์กับอัตราการแตกตัวของอนุภาคที่อัตราการเย็นตัวต่าง ๆ อนุภาคที่แตกต่างกัน และ

อัตราการแตกตัวของโซนमुखซีเป็นกลไกสำคัญของการปรับปรุงเกรนให้ละเอียด และส่งผลให้เกิดมาโครเซกกรีเกชัน (macrosegregation)



รูปที่ 2.27 แสดงการพัฒนาของโครงสร้างจุลภาคบริเวณ โซน मुखซี ที่เวลาต่าง ๆ กัน (ก) 43.9 นาที (ข) 48.1 นาที (ค) 51.4 นาที และ (ง) 64 นาที ตามลำดับ

Hellawell และคณะ 1997 [44] ได้ศึกษาการแตกหักของเดนไดรต์และอิทธิพลของการไหลในการหล่อขึ้นรูปพบว่า การเติมตัวปรับปรุงเกรนให้ละเอียด จะทำให้เกิดการนิวคลิเอชันจากเนื้อที่แตกต่างกัน บริเวณอควิเอกซ์ในงานหล่อจะเกิดจากการแตกหักของเดนไดรต์ปฐมภูมิ พวกเขาได้สรุปไว้ว่า บริเวณที่เกิดการหลอมเหลวจะทำให้เกิดการแตกหักของเดนไดรต์และการไหลทำให้เกิดการกระจายตัวของอนุภาคของแข็งที่เกิดจากการแตกหัก

Herlach และคณะ 2001 [45] ได้ทำการศึกษาการปรับปรุงเกรนให้ละเอียดโดยการแตกหักของเดนไดรต์โดยใช้ RF-levitation ภายใต้สิ่งเจือปนสูง พวกเขาพบว่า เดนไดรต์ปฐมภูมิเกิดการแตกหักออกจากเดนไดรต์หลักโดยการหลอมและการคอรัชันนิ่งของเดนไดรต์ โดยขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ยเปรียบเทียบกับรัศมีของเดนไดรต์หลัก ซึ่งจะเปรียบเทียบได้กับ

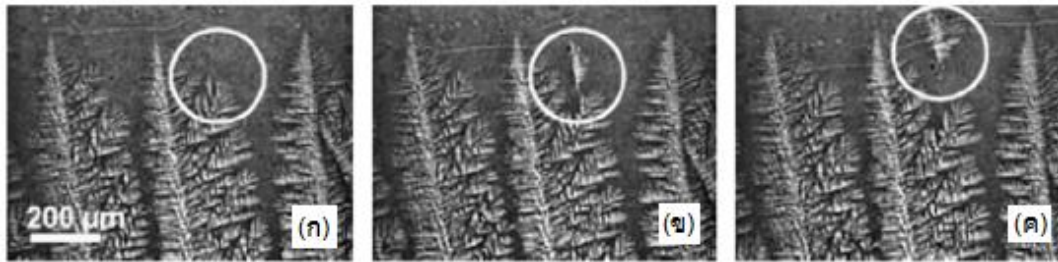
ระยะห่างระหว่างแกนของเดนไดรต์ พวกเขาสรุปไว้ว่าการเกิด โครงสร้างเกรนละเอียดภายใต้ อุณหภูมิอันเดอร์คูลิ่ง เป็นผลจากการแตกหักของเดนไดรต์

Das และคณะ 2002 [41] ได้เสนอการจำลองวิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาค ภายใต้แรงจากการพา ด้วยโปรแกรม Monte-Carlo พบว่า การไหลของของเหลวแบบราบเรียบ ที่ อินเตอร์เฟซระหว่างของแข็ง-ของเหลวจะเกิดการเติบโตของอนุภาค และเกิดเป็น โครงสร้างเดนไดรต์จากความสมบูรณ์ของอะตอมของตัวทำละลายในการเติบโตบริเวณปลายของเดนไดรต์ อนุภาคแขวนลอยในของเหลวจะเกิดการเคลื่อนที่ภายใต้การไหลแบบราบเรียบ ความเสถียรและการปั่นป่วนบริเวณอินเตอร์เฟซระหว่างของแข็ง-ของเหลวจะทำให้เกิด โครงสร้างแบบแตก การไหลแบบปั่นป่วนจะทำให้เกิดการแทรกซึมเข้าไปในบริเวณอินเตอร์เดนไดรต์ดึกและเพื่อป้องกันการเติบโตของเดนไดรต์และรักษาความเสถียรบริเวณอินเตอร์เฟซของแข็ง-ของเหลวจะต้อง ควบคุมการแข็งตัวของโครงสร้างจุลภาค อัตราการเติบโตเพิ่มขึ้นภายใต้การไหลแบบราบเรียบโดย เกิดจากการแพร่ และภายใต้การไหลแบบปั่นป่วน อนุภาคของแข็งจะเติบโตอย่างรวดเร็วจนถึง ขนาดหนึ่งและจะค่อย ๆ หยุต ความหนาแน่นของอนุภาคจะเพิ่มขึ้นภายใต้แรงเฉือนที่สูง เกิดจาก อุณหภูมิที่สม่ำเสมอ ทำให้นิวเคลียสสามารถดำรงอยู่ในน้ำ โลหะได้

Ji 2003 [46] ได้ทำการศึกษาการแตกหักของแกนเดนไดรต์ในดีบุกผสม 15wt% ตะกั่วภายใต้การเลื่อนตัวกรรมวิธีทวินสกรู และการแทรกซึมบริเวณขอบเกรนของดีบุกในการ ผลิตโลหะกึ่งของแข็งของดีบุกผสม 15wt% ตะกั่ว พบว่า การแตกหักของแกนเดนไดรต์จะเกิด อย่างรวดเร็ว เมื่อเพิ่มแรงเฉือนขณะเริ่มเกิดการแข็งตัวทำให้เกิด โครงสร้างแบบขนานก้อนกลม แต่ ความกลมของอนุภาคที่เกิดจากการแตกหักของเดนไดรต์เกิดขึ้นค่อนข้างช้าพวกเขาได้สรุปไว้ว่า การแตกหักของแกนเดนไดรต์เกิดจากการแทรกซึมของน้ำ โลหะบริเวณ โคนของเดนไดรต์

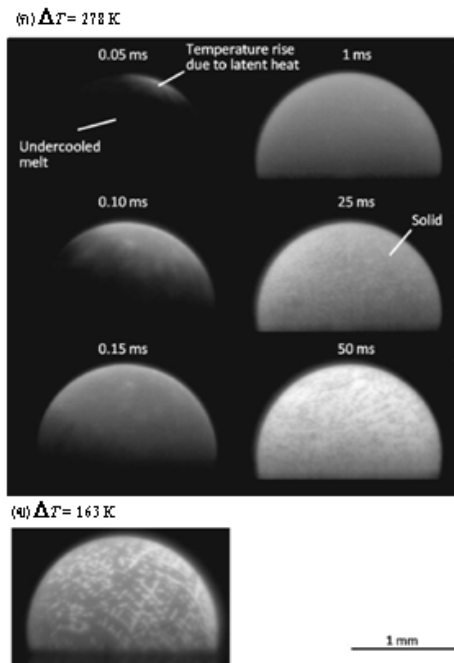
Yang และคณะ 2005 [40] ได้ทำการศึกษาวิวัฒนาการของการหล่อโลหะกึ่ง ของแข็งแบบรีโอแคสติงของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 โดยการวิเคราะห์ทิศทางของผลึก จาก ผลการวิจัย พบว่า โครงสร้างเกรนก้อนกลมส่วนใหญ่เกิดจากการเสีรูปร่างของเดนไดรต์ ที่เวลาใน การหล่อแบบรีโอแคสติง 90 วินาที ทำให้ขนาดเกรนจากการเสีรูปร่างของเดนไดรต์ลดลง จากการ ลดลงของจำนวนของเดนไดรต์ และยังชี้ให้เห็นว่าการแตกหักของเดนไดรต์จะเกิดขึ้นเมื่อโลหะ เริ่มเกิดการแข็งตัวและก่อนที่อนุภาคเหล่านี้ จะเกิดการเติบโต

Ruvalcaba และคณะ 2007 [47] ได้ทำการศึกษาการแตกหักของแขนเดนไดรต์ระหว่างการแข็งตัวของอะลูมิเนียมผสม 20 wt.% ทองแดง ภายใต้สภาวะไร้การพา โดยใช้เทคนิค High – brilliance synchrotron x– radiation พบว่า จะเกิดการเคลื่อนที่ของตัวถูกละลายระหว่างการแข็งตัว ตัวถูกละลายจะถูกขับออกมาจากขอบเกรนทำให้เกิดแขนเดนไดรต์ตติยภูมิ (tertiary dendrite arm) มีการเพิ่มของอันเดอร์คูลลิ่ง ทำให้เกิดการเติบโตและผลักตัวถูกละลายบริเวณปลายของแขนเดนไดรต์ตติยภูมิ ในขณะเดียวกันแขนเดนไดรต์ตติยภูมิจะเก็บสะสมสารละลายเหล่านั้ไว้บริเวณโคน ทำให้บริเวณโคนมีความเข้มข้นมากขึ้น เป็นสาเหตุทำให้จุดหลอมเหลวบริเวณนั้นลดต่ำลง ทำให้เกิดการหลอมบริเวณ โคนและหลุดออกมา รูปที่ 2.28 แสดงการแตกหักของเดนไดรต์ที่เกิดขึ้นในงานวิจัย



รูปที่ 2.28 การแตกหักของเดนไดรต์ (บริเวณวงกลมสีขาว) ระหว่างการแข็งตัวของอะลูมิเนียมผสม 20 wt.% ทองแดง ที่เวลาต่าง ๆ กัน (ก) $t = 0$ วินาที (ข) $t = 2.25$ วินาที และ (ค) $t = 4.50$ วินาที [47]

Nagashio และคณะ 2007 [48] ได้ทำการศึกษากระบวนการแตกหักของเดนไดรต์ในช่วงอันเดอร์คูลลิ่งต่าง ๆ กันระหว่างการแข็งตัวของซิลิกอน โดยใช้ Time-resolved x-ray diffraction พบว่า การแข็งตัวที่ $\Delta T = 261$ K ที่เวลา 1 ms หลาย ๆ ตำแหน่งจะมีความร้อนเพิ่มขึ้นอีก และต่อมาจะเกิดการเปลี่ยนจากจุดเป็นวงแหวนภายในเวลา 25 ms การแตกหักจะเกิดขึ้นหลังจากมีการเพิ่มขึ้นของความร้อน และจะเกิดในช่วงแรกของการแข็งตัวเท่านั้น อิทธิพลจากอุณหภูมิอันเดอร์คูลลิ่งป็นแรงผลักดันในการเกิดการแตกหักของเดนไดรต์ การแตกหักของเดนไดรต์แบบทันทีทันใดจะเกิดที่เวลา ΔT_c และการแตกหักของเดนไดรต์จะลดน้อยลงเมื่อขนาดของเดนไดรต์ลดลง โดยลักษณะดังกล่าวจะปรากฏอยู่ข้างในหยดตัวอย่างดังรูปที่ 2.29

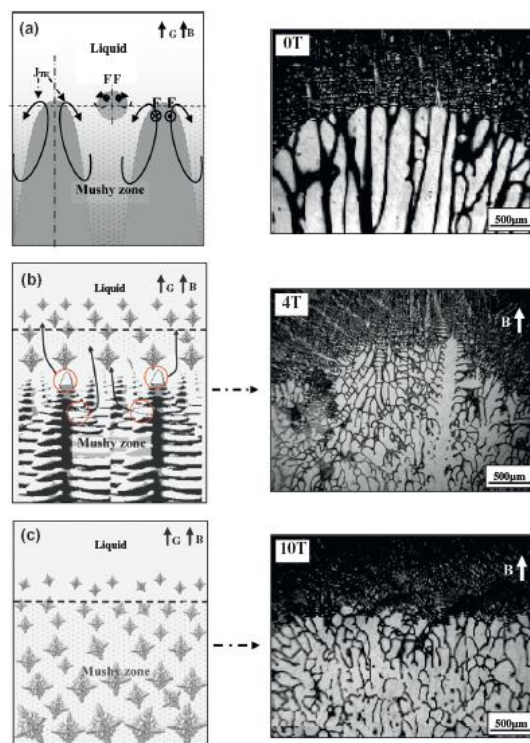


รูปที่ 2.29 ภาพถ่ายจาก HSV ที่ 10 kHz ของการแข็งตัวของ (ก) $\Delta T = 278$ K และ (ข) $\Delta T = 163$ K

Wang และคณะ 2011 [49] ได้นำเสนอการปรับปรุงเกรนให้ละเอียดโดยการยื่นตัวอย่างรวดเร็วของเฟสของแข็งของสารละลาย ซึ่งเป็นการผสมผสานของกลไกการแตกตัวของเดนไดรต์ในรูปแบบจลศาสตร์การแข็งตัว โดยจะช่วยให้เกิดการแตกตัวของเดนไดรต์ในระหว่างเกิดการแข็งตัว (เช่น ระหว่างการแข็งตัวในโซนมุขซี) พบว่า อิทธิพลของแรงจากการพาเป็นแรงผลักดัน ยกเว้นในระหว่างการเติบโตหรือที่ ΔT น้อย การแพร่จะเกิดเป็นแรงเสียดทานที่เริ่มเกิดการแข็งตัวสำหรับ ΔT ที่เพียงพอ และที่การแข็งตัวสุดท้าย พวกเขาสรุปว่า แรงจากการพาและการแพร่ เป็นแรงผลักดันในการแตกหักของเดนไดรต์ซึ่งขึ้นอยู่กับอุณหภูมิอันเดอร์คูลลิ่ง และกระบวนการแข็งตัว ผลกระทบของการแพร่ต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคจะมีความสำคัญน้อยกว่าอัตราการเย็นตัว

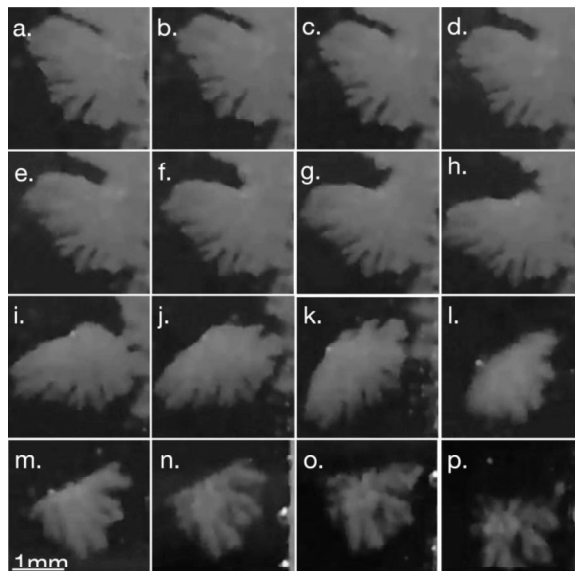
Li และคณะ 2012 [50] นำเสนออิทธิพลของการหมุนด้วยแม่เหล็กไฟฟ้าต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคจากโซนมอดินาร์ไปยังโซนมอดินาร์ (CET) ของโลหะผสมจำนวน 6 ชนิด ที่อัตราการเติบโตต่ำ ($1-10 \mu\text{m s}^{-1}$) ระหว่างการแข็งตัว พบว่า ระหว่างการเติบโตภายใต้การหมุนด้วยแม่เหล็กไฟฟ้าจะเกิดแรง 2 ชนิดด้วยกัน คือ แรงจากแม่เหล็กโดยตรง และแรงจากอุณหพลศาสตร์ของแม่เหล็ก (thermoelectric magnetic force) จากการทำงานร่วมกันระหว่างอุณหพลศาสตร์กับสนามแม่เหล็ก พวกเขาเสนอว่าการประยุกต์ใช้แรงจากสนามแม่เหล็กจะทำให้เกิดการแตกหักของเดนไดรต์และเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคจากโซนมอดินาร์ไปยัง

โซนอควิแอกซ์ที่ความเร็วในการเติบโตช้า ค่าของแรงจากอุณหพลศาสตร์ของแม่เหล็กจะเพิ่มขึ้น เมื่อความแรงของสนามแม่เหล็กและอุณหภูมิกราเดียนต์เพิ่มขึ้น แรงบิด (torque) จะทำให้เกิดเดนไดรต์และเกรนอควิแอกซ์ แรงบิดนี้ จะทำให้เกิดการแตกหักของเดนไดรต์กลายเป็นเกรนอควิแอกซ์ เกรนอควิแอกซ์ที่เกิดจากโซนมูชชีจะเกิดจากการเสีรูปของเดนไดรต์ ดังรูปที่ 2.30 อิทธิพลของแรงอุณหพลศาสตร์ของแม่เหล็กต่อเดนไดรต์ระหว่างเริ่มเกิดการแข็งตัว เดนไดรต์ขนาดเล็กจะเกิดการแตกหักกลายเป็นเกรนอควิแอกซ์บริเวณอินเตอร์เฟสระหว่างของเหลวและของแข็ง เดนไดรต์ที่มีขนาดใหญ่กว่าจะเกิดการเสีรูปและเติบโตตามทิศทางการแข็งตัวของโลหะ เมื่อเกิดการเสีรูปของเดนไดรต์จากทิศทางการแข็งตัว เดนไดรต์จะเกิดการแตกหักกลายเป็นเกรนขนาดเล็ก โดยแรงอุณหพลศาสตร์ของแม่เหล็ก ดังนั้นการเพิ่มขึ้นของสนามแม่เหล็กและอุณหภูมิกราเดียนต์ จะทำให้สัดส่วนของแข็งของเกรนอควิแอกซ์เพิ่มขึ้น เมื่อถึงค่าวิกฤตของสนามแม่เหล็กและอุณหภูมิกราเดียนต์ จะเกิดการเติบโตของเดนไดรต์ บริเวณคอแลมน์าร์ และเกิดการแตกหักของเดนไดรต์ ส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคจากโซนคอแลมน์าร์ไปยังโซนอควิแอกซ์



รูปที่ 2.30 แสดงการเปลี่ยนแปลงจากโซนคอแลมน์าร์เป็นโซนอควิแอกซ์ (CET) และโครงสร้างโครงสร้างบริเวณอินเตอร์เฟสของของเหลว/ของแข็ง ในการแข็งตัวของอะลูมิเนียมผสม 4.5 wt.% ทองแดงที่อัตราการเติบโต $10 \mu\text{ms}^{-1}$ ภายใต้การหมุนด้วยแม่เหล็ก[50]

Aveson 2012 [51] ทำการศึกษาอิทธิพลของการไหลของของเหลวต่อการแตกหักของเดนไดรต์ โดยใช้การพาของ Rayleigh-Bénard ใน โลหะโปร่งแสง พบว่า เกรนจะลดลงจากการกระจายตัวของน้ำ โลหะที่อุณหภูมิสูงการแตกหักของเดนไดรต์จะเกิดจากการหลอมบริเวณโคนของเดนไดรต์ทุกภูมิภาคภายใต้แรงจากการพา จากการถ่ายรูปทุก ๆ 1 วินาที แสดงในรูปที่ 2.31 เดนไดรต์จะเกิดบริเวณผนังเป้าจากรูปที่ 2.31 a-d จะเห็นช่องของน้ำ โลหะระหว่างของแข็ง และจะค่อย ๆ กว้างขึ้น ลึกขึ้น จากการหลอมเหลวดังแสดงในรูปที่ 2.31 e-h เกรนของแข็งเกิดการบิดออกและโคนของเดนไดรต์ขนาดเล็กลง และหักออกในที่สุด จากรูปที่ 2.31 i และ j บริเวณโคนของเดนไดรต์เกิดการหลอมและเกิดการแตกหักของเดนไดรต์



รูปที่ 2.31 การถ่ายภาพทุก ๆ 1 วินาทีของการแตกตัวของเดนไดรต์ โดย Rayleigh-Bénard [51]

จากการทบทวนงานวิจัยแสดงให้เห็นถึงความขัดแย้งในกลุ่มของนักวิจัยถึงกลไกการเกิดของอนุภาคของแข็งในกระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง มีหลายงานวิจัยที่เชื่อว่าเกิดจากการนิวคลีเอชันของเนื้อที่แตกต่างกันเมื่อมีการเย็นตัวและการพาอย่างต่อเนื่อง การแตกหักของเดนไดรต์อาจจะเกิดขึ้นได้แต่ไม่มีกำลังเพียงพอที่จะเพิ่มจำนวนของอนุภาคของของแข็ง ในทางตรงกันข้ามเชื่อว่าการเย็นตัวและการพาอย่างต่อเนื่องไม่ได้ช่วยเพิ่มอัตราการนิวคลีเอชันแต่เป็นการเพิ่มขึ้นของจำนวนของอนุภาคแบบทวีคูณจากการแตกหักของแขนเดนไดรต์ งานวิจัยนี้จึงต้องการศึกษาถึงวิวัฒนาการของโครงสร้างกรณก่อนกลมที่เกิดขึ้นในช่วงแรก เพื่อความเข้าใจถึงกลไกในการเกิดโครงสร้างกรณก่อนกลมในระหว่างการแข็งตัวและทำการศึกษาอิทธิพลของอัตราการเย็นตัว อัตราการพา และการเติมตัวปรับปรุงโครงสร้างให้ละเอียดที่มีต่อการเกิดโครงสร้างกรณก่อนกลมโดยใช้แม่พิมพ์ทองแดง

บทที่ 3

วิธีการวิจัย

เนื้อหาในบทนี้ จะกล่าวถึงวิธีการวิจัยซึ่งประกอบไปด้วย วัสดุและอุปกรณ์ที่ใช้ในการวิจัย การเตรียมชิ้นงาน วิธีการตรวจสอบโครงสร้างเกรนก่อนกลม ทำการศึกษาวิวัฒนาการของเกรนก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัว การวิเคราะห์ลักษณะของโครงสร้างเกรนก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัวในกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติง การศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิแท่งกราไฟต์ที่มีต่อโครงสร้างโลหะกึ่งของแข็งของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ด้วยกรรมวิธีกิส พฤติกรรมของการเกิดโครงสร้างเกรนขนาดเล็กของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 โดยการเติมตัวอินอกคิวแลนท์และการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ การศึกษาวิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 ในการหล่อแบบเอียงเทในแบบหล่อถาวร และการศึกษาโครงสร้างเกรนก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัวด้วยเทคนิค 3D มีรายละเอียดดังนี้

3.1 วัสดุและอุปกรณ์ที่ใช้ในการวิจัย

3.1.1 อะลูมิเนียมผสมเกรด 356

โลหะที่ใช้ในงานวิจัยนี้คือ อะลูมิเนียมผสมเกรด 356 จากการวิเคราะห์ส่วนประกอบทางเคมีด้วย Optical Emission Spectrometer (OES) แสดงดังตารางที่ 3.1 จากการวิเคราะห์ทางความร้อน พบว่า จะมีอุณหภูมิหลอมเหลวที่ 613°C และอุณหภูมิยูเทคติกที่ 573°C

ตารางที่ 3.1 ส่วนประกอบทางเคมีของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ที่ใช้ในการวิจัย

ธาตุ	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Ni	Al
% น้ำหนัก	6.90	0.47	0.09	0.05	0.40	0.06	0.07	0.01	ที่เหลือ

3.1.2 โลหะผสม Al-5Ti-1B

แท่ง Al5Ti1B ที่ใช้ในงานวิจัย เป็นโลหะผสมเกรดเชิงพาณิชย์ ดังแสดงในรูปที่

3.1



รูปที่ 3.1 ลักษณะแท่ง Al5Ti1B ที่ใช้ในงานวิจัย

3.1.3 เตาหลอมไฟฟ้า

เตาหลอมที่ใช้ในงานวิจัย คือ เตาหลอมไฟฟ้าชนิดขดลวดต้านทาน (electric resistance furnace) แสดงดังรูปที่ 3.2 อุณหภูมิในการหลอมสามารถควบคุมด้วยการวัดด้วยเทอร์โมคัปเปิลและเครื่องควบคุมอุณหภูมิ โดยสามารถหลอมโลหะที่มีอุณหภูมิสูงไม่เกิน 1,000°C ซึ่งในงานวิจัยนี้จะควบคุมอุณหภูมิเตาสำหรับการหลอมนี้ โลหะอะลูมิเนียมผสมไม่เกิน 20°C



รูปที่ 3.2 เตาหลอมไฟฟ้าชนิดขดลวดต้านทานที่ใช้ในงานวิจัย

3.1.4 เบ้ากราไฟต์

เบ้าหลอมที่ใช้ในงานวิจัย คือ เบ้าหลอมทำจากกราไฟต์ (graphite-clay base) แทนเบ้าหลอมที่ทำจากเหล็ก เนื่องจากเบ้ากราไฟต์จะมีจุดหลอมเหลวสูงกว่าอะลูมิเนียมที่นำมาหลอม และมีความแข็งแรงที่ดีเมื่ออยู่ในอุณหภูมิสูง ช่วยลดการปนเปื้อนของเหล็กลงไป ในน้ำ โลหะ และสามารถทำความสะอาดได้ง่ายหลังจากการใช้งาน ตัวอย่างเบ้ากราไฟต์ที่ใช้ในงานวิจัย แสดงดังรูปที่ 3.3



รูปที่ 3.3 เบ้ากราไฟต์ที่ใช้ในงานวิจัย

3.1.5 แท่งกราไฟต์พรุน (Porous graphite diffuser)

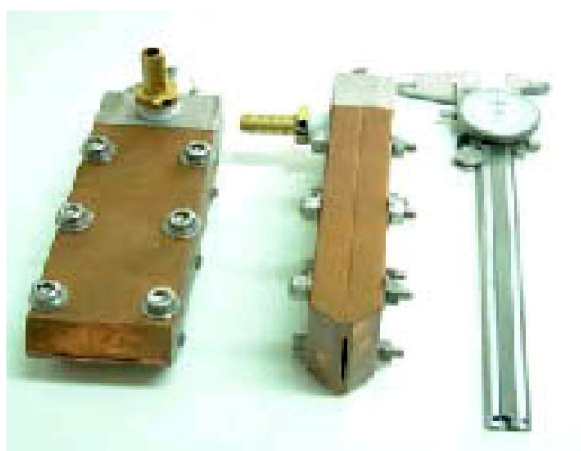
แท่งกราไฟต์ที่ใช้ในการผลิตโลหะกึ่งของแข็งในงานวิจัยนี้แสดงดังรูปที่ 3.4 โดยจะทำการปล่อยฟองก๊าซเฉื่อยผ่านแท่งกราไฟต์ที่มีรูพรุนขนาดเล็กในน้ำ โลหะขณะเกิดการแข็งตัว



รูปที่ 3.4 แท่งกราไฟต์ที่ใช้ในการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง

3.1.6 แม่พิมพ์ทองแดง (Rapid quenching mold)

ในการเก็บตัวอย่างของสเลอรี่กึ่งของแข็งที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติ้งต่าง ๆ กัน เพื่อสร้างอนุภาคของแข็งในช่วงเริ่มต้นที่เกิดการแข็งตัว จะใช้เทคนิคการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว [52]-[53] รูปที่ 3.5 แสดงลักษณะของแม่พิมพ์ทองแดงที่ใช้เก็บตัวอย่างในงานวิจัย ซึ่งจะประกอบไปด้วยแผ่นทองแดง 2 แผ่นประกบกัน โดยจะมีลักษณะของทางเข้าของน้ำ โลหะหนา 1 มิลลิเมตร กว้าง 31 มิลลิเมตร และยาว 125 มิลลิเมตร สำหรับที่สัดส่วนของแข็งของสเลอรี่สูง จะมีการเพิ่มขนาดความกว้างของทางเข้าของน้ำ โลหะจาก 1 เป็น 3 มิลลิเมตร แผ่นทองแดงจะถูกเคลือบด้วยสีทนความร้อน และส่วนบนของแม่พิมพ์ทองแดงจะต่อเข้ากับระบบปั๊มสุญญากาศ ส่วนด้านล่างของแม่พิมพ์ทองแดงจะถูกปิดด้วยแผ่นพลาสติกบาง เนื่องจากต้องการทำให้ภายในช่องว่างของแม่พิมพ์ทองแดงเป็นสุญญากาศและง่ายต่อการดูดเก็บตัวอย่างน้ำ โลหะ การเย็นตัวอย่างรวดเร็วจากแม่พิมพ์ทองแดง จะทำให้สามารถเก็บตัวอย่างของโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิสเลอรี่แตกต่างกัน



รูปที่ 3.5 แม่พิมพ์ทองแดงที่ใช้ในงานวิจัย[52]

3.1.7 เทอร์โมคัมป์เปิดแบบอินฟราเรด (Non-contact infrared thermometer)

เทอร์โมคัมป์เปิดแบบอินฟราเรด (DIGICON, DP88) แสดงดังรูปที่ 3.6 เพื่อควบคุมอุณหภูมิของแท่งกราไฟท์พูนในการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง เทอร์โมคัมป์เปิดแบบอินฟราเรด DP88 ทำหน้าที่วัดอุณหภูมิบริเวณพื้นผิวของวัตถุซึ่งสามารถวัดและอ่านอุณหภูมิได้อย่างรวดเร็วโดยใช้แสงอินฟราเรด อุณหภูมิที่วัดได้จะถูกแสดงบริเวณหน้าจอ LCD และสามารถตรวจวัดอุณหภูมิได้หลายค่าต่อนาที



รูปที่ 3.6 เทอร์โมคัปเปิลแบบอินฟราเรด (DP88) ที่ใช้งานวิจัย

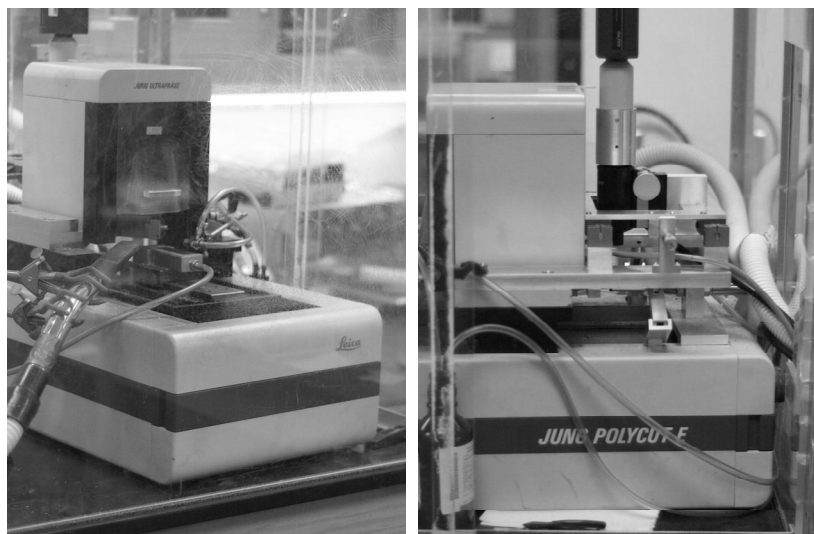
3.1.8 การตรวจสอบการเรียงตัวของผลึกด้วยระบบการรับสัญญาณเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนกระเจิงกลับ (Electron Backscatter Diffraction, EBSD)

การเตรียมชิ้นงานก่อนการวิเคราะห์ ทำโดยการนำชิ้นงานลักษณะทรงกระบอกขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 30 มิลลิเมตร สูง 13 มิลลิเมตร ชัดด้วยกระดาษทราย (SiC paper) และอะลูมินาขนาด 1 ไมครอน จากนั้นทำการขัดละเอียดด้วยสารละลายซิลิกาในรูปคอลลอยด์ (colloidal silica) ด้วยเครื่องขัดระบบสั่น (Buehler Vibratory Polisher Vibromet) จะใช้น้ำหนักประมาณ 200 กรัม เป็นเวลา 2 ชั่วโมง

ในการวิเคราะห์ชิ้นงานจะใช้เครื่อง Hitachi SEM model S-3400N ในการวิเคราะห์การเรียงตัวของผลึกด้วยระบบการรับสัญญาณเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนกระเจิงกลับและใช้โปรแกรม TSL OIM Data Collection 5.3 ในการการวิเคราะห์

3.1.9 เครื่อง Reichert-Jung (Leica) Polycut E micromiller

เครื่อง Reichert-Jung Polycut E micromiller [54] แสดงดังรูปที่ 3.17 การเตรียมชิ้นงานจะทำโดยการขัด กัดกรดและถ่วงรูปด้วยกลิ้งจูลทรรศน์ สามารถตัดชิ้นงานออกชั้นละ 20 ไมครอน สามารถเตรียมชิ้นงานได้ 10-30 ชั้นต่อชั่วโมง อย่างไรก็ตาม ตัวตัด (micromiller) จะไม่เหมาะกับการวิเคราะห์เหล็กกล้า เนื่องจากตัวตัดปาดหน้าชิ้นงานทำจากเพชร หากนำไปตัดเหล็กจะทำให้เพชรทำปฏิกิริยากับเหล็กเกิดเป็นเหล็กคาร์ไบด์



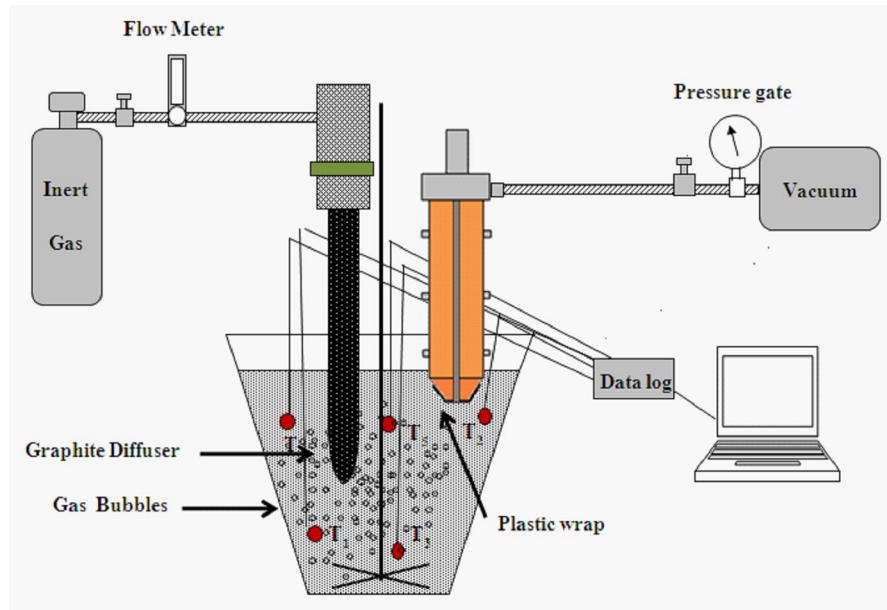
รูปที่ 3.7 เครื่อง Reichert-Jung Polycut E micromiller [54]

3.2 วิธีการดำเนินการ

3.2.1 การศึกษาวิวัฒนาการของโครงสร้างเกรนก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัวของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356

อะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ปริมาณ 2 กิโลกรัม จะถูกหลอมในเตาหลอมด้วยเบ้ากราไฟต์ที่อุณหภูมิ 720°C หลังจากนั้นจุ่มชุดใบพัดควานในน้ำ โลหะลงไปบริเวณใกล้กับก้นของเบ้ากราไฟต์ และหมุนด้วยความเร็วต่ำ (< 100 รอบต่อนาที) เพื่อทำให้เกิดความสม่ำเสมอของอุณหภูมิภายในเบ้าหลอม จุ่มเทอร์โมคัปเปิลชนิด K จำนวน 5 ตัว ที่ตำแหน่งต่าง ๆ ของเบ้าหลอม และทำการเก็บข้อมูลของอุณหภูมิที่ตำแหน่งต่าง ๆ ด้วยโปรแกรม Winview ดังรูปที่ 3.8 ในงานวิจัยจะทำการจุ่มแท่งกราไฟต์เพื่อปล่อยฟองก๊าซที่อุณหภูมิ 620°C เนื่องจากอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 มีอุณหภูมิหลอมเหลวอยู่ที่ 613°C ในการทำให้เกิดโลหะกิ่งของแข็งจะต้องเริ่มที่อุณหภูมิเหนืออุณหภูมิหลอมเหลวประมาณ $7-10^{\circ}\text{C}$ และในงานวิจัยนี้จะทำการหล่อแบบรีโอแคสติงโดยการจุ่มแท่งกราไฟต์เป็นเวลา 1 5 10 12 15 20 30 35 40 และ 45 วินาที ตามลำดับ ในการเก็บตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคด้วยแม่พิมพ์ทองแดง จะใช้แม่พิมพ์ทองแดงที่มีช่องทางเข้าขนาด 1 มิลลิเมตร ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงสั้น ๆ คือ 1 5 10 12 15 20 และ 30 วินาที และที่เวลาในการปล่อยฟองก๊าซนานหรือที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงเป็นเวลา 35 40 และ 45 วินาที เนื่องจากสเลอรี่กิ่งของแข็งจะค่อนข้างหนืดมาก ทำให้เกิดการแยกตัวของเฟสของเหลวและของแข็งในการเก็บตัวอย่าง เพื่อให้ตัวอย่างที่ได้มีความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาค ดังนั้นจึงเพิ่มขนาดช่องทางเข้าของแม่พิมพ์ทองแดงเป็น 3 มิลลิเมตร จากนั้นจะทำการ

วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคจากชิ้นงานที่ได้จากแม่พิมพ์ทองแดงที่ตำแหน่งบน กลางและล่างของชิ้นงาน ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 3.9 จากนั้น นำการขัดชิ้นงานตัวอย่างเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (optical microscope)



รูปที่ 3.8 วิธีการทดลองในงานวิจัย



รูปที่ 3.9 ตัวอย่างชิ้นงานจากแม่พิมพ์ทองแดงและบริเวณที่ทำการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค

3.2.2 การศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิแท่งกราไฟต์ที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของ อะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ด้วยกรรมวิธีกึ่ง

ในงานวิจัยนี้ จะทำการหลอมอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ปริมาณ 2 กิโลกรัม ใน เบ้ากราไฟต์ที่อุณหภูมิ 720°C หลังจากนั้นจะชุบในน้ำ โลหะลงไปบริเวณใกล้กับก้นของ เบ้ากราไฟต์ และหมุนด้วยความเร็วต่ำ เพื่อทำให้เกิดความสม่ำเสมอของอุณหภูมิภายในเบ้าหลอม จุ่มเทอร์โมคัปเปิลชนิด K จำนวน 5 ตัว ที่ตำแหน่งต่าง ๆ ของเบ้าหลอม เพื่อทำการเก็บข้อมูลของ อุณหภูมิที่ตำแหน่งต่าง ๆ ด้วยโปรแกรม Winview ดังรูปที่ 3.8 และให้ความร้อนแก่แท่งกราไฟต์ที่ อุณหภูมิ 100 200 300 และ 400°C ตามลำดับ โดยจะควบคุมอุณหภูมิของแท่งกราไฟต์ด้วยเทอร์โมคัปเปิลแบบอินฟราเรด จากนั้นทำการหล่อแบบรีโอแคสติง โดยการจุ่มแท่งกราไฟต์เพื่อปล่อย ฟองก๊าซที่อุณหภูมิของน้ำ โลหะ 620°C เป็นเวลา 10 20 และ 30 วินาที ตามลำดับ จากนั้นจึงทำการ เก็บตัวอย่างด้วยแม่พิมพ์ทองแดง แล้วนำชิ้นงานที่ได้มาตัดบริเวณส่วนบน ส่วนกลาง และส่วนล่าง ของชิ้นงาน จากนั้นทำการขัดชิ้นงานตัวอย่างเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์ แบบแสงต่อไป

3.2.3 พลวัตกรรมของการเกิดโครงสร้างเกรนขนาดเล็กของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 โดยการเติมตัวอินออกไซด์และเกิดการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์

ในการทดลอง ปริมาณ 2 กิโลกรัมของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 หลอมในเบ้าหลอม กราไฟต์ ทำการเติมตัวอินออกไซด์และเติม AI-5Ti1B ปริมาณ 20 กรัม ลงในน้ำ โลหะหลอมเหลวที่อุณหภูมิระหว่าง 680-700°C (ปริมาณไทเทเนียม 0.05 wt% หรือ 500 ppm ของ อะลูมิเนียมหลอมเหลว 2 กิโลกรัม) หลังจากการเติมตัวอินออกไซด์ผ่านไป 20 นาที ทำการ หมุนใบพัดบริเวณใต้เบ้ากราไฟต์ด้วยความเร็วต่ำ เพื่อทำให้เกิดความสม่ำเสมอของอุณหภูมิภายใน เบ้าหลอม จุ่มเทอร์โมคัปเปิลชนิด K จำนวน 5 ตัว ที่ตำแหน่งต่าง ๆ ของเบ้าหลอม เพื่อทำการเก็บ ข้อมูลของอุณหภูมิที่ตำแหน่งต่าง ๆ ด้วยโปรแกรม Winview ดังรูปที่ 3.8 และให้ความร้อนแก่ แท่งกราไฟต์ที่อุณหภูมิ 100°C ควบคุมอุณหภูมิของแท่งกราไฟต์ด้วยเทอร์โมคัปเปิลแบบ อินฟราเรด จากนั้นทำการหล่อแบบรีโอแคสติง โดยการจุ่มแท่งกราไฟต์เพื่อปล่อยฟองก๊าซที่อุณหภูมิ น้ำ โลหะ 620°C ในงานวิจัยจะทำการศึกษาที่อัตราการไหลของก๊าซ 2 และ 4 ลิตร/นาที ตามลำดับ และทำการศึกษาที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 20 และ 30 วินาที ตามลำดับ

เงื่อนไขของกระบวนการเตรียมโลหะกึ่งของแข็งด้วยกรรมวิธีกึ่งประกอบด้วย 4 เงื่อนไขด้วยกันคือ อัตราการไหลของก๊าซ 2 และ 4 ลิตร/นาที ที่การเติมและไม่เติมอินออกไซด์แพลนท์ ดังตารางที่ 3.2 จากนั้นจึงทำการเก็บตัวอย่างด้วยแม่พิมพ์ทองแดง แล้วนำชิ้นที่ได้มาตัดบริเวณ ส่วนบน ส่วนกลาง และส่วนล่างของชิ้นงาน แล้วทำการขัดชิ้นงานตัวอย่างเพื่อตรวจสอบ โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง ดังรูปที่ 3.9

3.2.3.1 การวิเคราะห์ทางความร้อน (Thermal analysis)

ในการศึกษาอิทธิพลของการเติมตัวอินออกไซด์แพลนท์ต่ออุณหภูมิหลอมเหลว จะทำการวิเคราะห์ทางความร้อน โดยทำการหลอมอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม 356 ปริมาณ 2 กิโลกรัม ในเบ้าหลอมกราไฟต์ที่อุณหภูมิ 650°C จากนั้นนำจุ่มเทอร์โมคัปเปิลชนิด K ในน้ำ โลหะ และปล่อยให้เย็นตัวอย่างช้า ๆ ทำการเก็บข้อมูลด้วย data logging โดยจะทำการเก็บตัวอย่าง 10 ตัวอย่างต่อวินาที ในการวิเคราะห์ทางความร้อนจะทำการเปรียบเทียบอัตราการเย็นตัวของอะลูมิเนียมที่เติมและไม่เติมอินออกไซด์แพลนท์

3.2.3.2 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคหลังจากการหล่อ

ในการศึกษาอิทธิพลของความหนาแน่นของอนุภาคนิวเคลียสทุติยภูมิที่เกิดจากการเติมตัวอินออกไซด์แพลนท์และการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ต่อพฤติกรรมของการเกิดเกรนขนาดเล็ก โดยวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคหลังจากการหล่อที่เงื่อนไขต่าง ๆ ประกอบไปด้วย 6 เงื่อนไข ดังแสดงในตารางที่ 3.2 คือ C650 C650-I F2 F2-I F4 และ F4-I โดย C650 คือ การหล่อแบบดั้งเดิมโดยการเทที่อุณหภูมิ 650°C I คือ การเติมตัวอินออกไซด์แพลนท์ และ F2 และ F4 คือ อัตราการไหลของก๊าซที่ 2 และ 4 ลิตรต่อนาที ตามลำดับ

ตารางที่ 3.2 สรุปเงื่อนไขในการทดลองที่ใช้ในการศึกษาโครงสร้างจุลภาคหลังการหล่อ

เงื่อนไขของ กระบวนการ	อินออกคิวแลนท์	อัตราการไหลของก๊าซ (ลิตร/นาท)	อุณหภูมิในการหล่อ (°C)
C650	ไม่เติม	-	650
C650-I	เติม	-	650
F2	ไม่เติม	2	<620
F2-I	เติม	2	<620
F4	ไม่เติม	4	<620
F4-I	เติม	4	<620

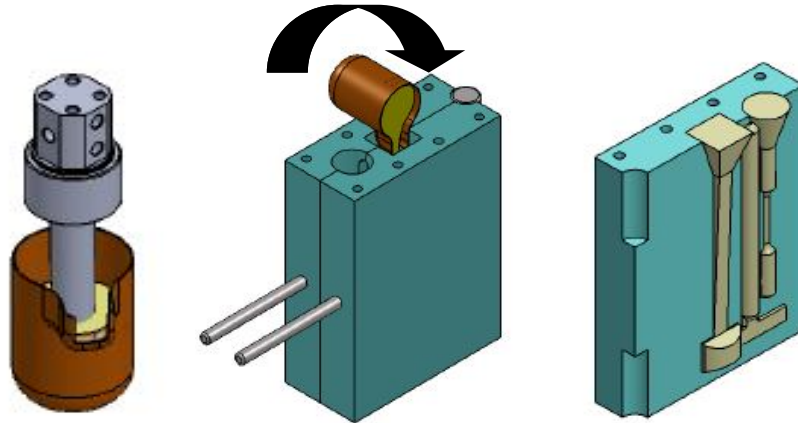
ในการวิจัยจะทำการหล่อแบบดั้งเดิมโดยการเทอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม 356 ที่อุณหภูมิ 650°C ที่ไม่เติมอินออกคิวแลนท์ (C650) และที่เติมอินออกคิวแลนท์ (C650-I) และที่เงื่อนไขของการอัตราการไหลของก๊าซ 2 และ 4 ลิตร/นาท (เงื่อนไข F2 และ F4) และที่ทำการเติมอินออกคิวแลนท์ (เงื่อนไข F2-I และ F4-I) ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแอสติง 10 วินาที หลังจากกระบวนการที่เงื่อนไขต่าง ๆ ทำการเทน้ำ โลหะลงในเบ้าเซรามิก โดยให้ความร้อนแก่เบ้าเซรามิกก่อนการเทที่อุณหภูมิ 200°C ปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ และนำชิ้นงานหลังจากการหล่อ คัดเอาบริเวณส่วนกลางของชิ้นงาน แล้วนำไปวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค

3.2.4 การศึกษาวิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม 356 ในการหล่อแบบเอียงเทในแบบหล่อถาวร

ทำการหลอมอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม 356 ในเบ้าหลอมกราไฟต์ที่อุณหภูมิ 720°C และทำความสะอาดน้ำ โลหะด้วยฟลักซ์ (flux) ทำการตัดน้ำ โลหะจากเตาหลอมปริมาณ 1 กิโลกรัม ด้วยเบ้าเหล็กกล้าไร้สนิมขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางภายใน 95 มิลลิเมตร จากนั้นจะทำการเตรียมสเลอรี่กึ่งของแข็งโดยการจุ่มแท่งกราไฟต์ที่อุณหภูมิ 630°C เป็นเวลา 5 10 และ 15 วินาที และทำการเก็บตัวอย่างด้วยแม่พิมพ์ทองแดงเพื่อวิเคราะห์สัดส่วนของแข็งของอนุภาคเริ่มต้น ดังแสดงในรูปที่ 3.9

ในการหล่อแบบเอียงเทในแบบหล่อถาวร จะให้ความร้อนแก่แม่พิมพ์ก่อนการขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 450°C ระบบการเอียงของแม่พิมพ์ถูกควบคุมด้วยระบบไฮดรอลิกดังรูปที่ 3.10 เพื่อให้การเทน้ำ โลหะมีารไหลเข้าแม่พิมพ์แบบราบเรียบ และมีความเร็วในการเทต่อเนื่อง จากนั้นนำชิ้นงานที่ได้หลังการหล่อไปเพิ่มความแข็งแรงด้วยความร้อน (T6) ที่อุณหภูมิอบละลาย 528°C

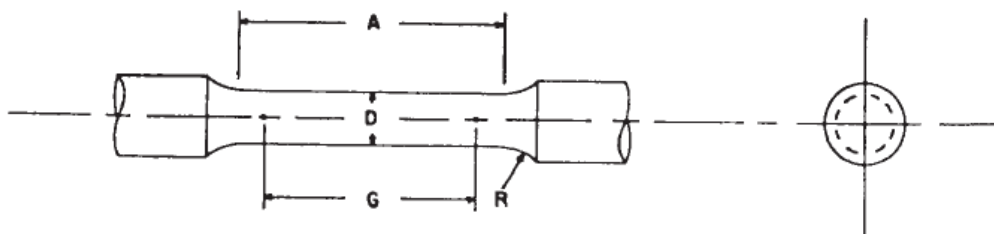
เป็นเวลา 5 ชั่วโมง แล้วทำให้เย็นตัวในน้ำที่อุณหภูมิ 5°C หลังจากนั้นทำการบ่มที่อุณหภูมิ 170°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง[55] และนำชิ้นงานที่ได้ไปทดสอบความแข็งแรงดึง



รูปที่ 3.10 แสดงการหล่อแบบเอียงเทในแบบหล่อถาวร

3.2.4.1 ชิ้นงานสำหรับการทดสอบแรงดึง (Tensile test)

นำชิ้นงานที่ได้หลังจากการหล่อ จะมีรูปทรงแบบคัมเบล ดังแสดงในรูปที่ 3.11 โดยจะมีขนาดของชิ้นงานตาม ASTM B 557M-02a ซึ่งแสดงดังตารางที่ 3.3 และ รูปที่ 3.11 ในงานวิจัย ชิ้นงานจะมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง(D) 12.5 มิลลิเมตร และมีความยาวของระยะทดสอบ (gauge length, G) 62.5 มิลลิเมตร โดยมีขนาดตามมาตรฐาน



รูปที่ 3.11 ขนาดของชิ้นงานทดสอบแรงดึง

ตารางที่ 3.3 ตัวอย่างของขนาดชิ้นงานตามมาตรฐานASTM B 557M-02a

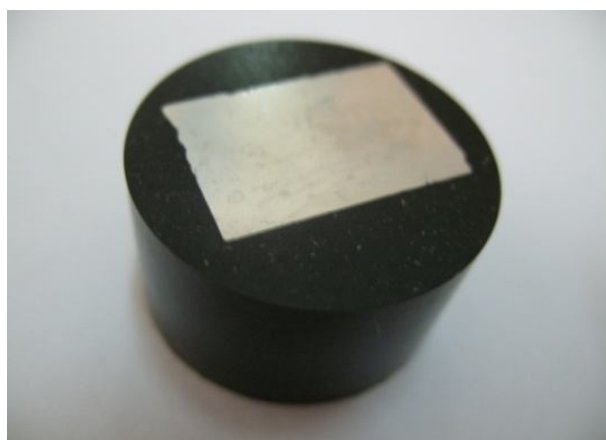
ขนาดที่กำหนด	เส้นผ่านศูนย์กลาง มิลลิเมตร			
	ชิ้นงาน มาตรฐาน	การลดขนาดของชิ้นงานตามมาตรฐาน		
	12.5	9	6	4
G-ความยาวระยะทดสอบ	62.50±0.10	45.00±0.09	30.00±0.06	20.00±0.04
D-เส้นผ่านศูนย์กลาง	12.50±0.25	9.00±0.10	6.00±0.10	4.00±0.05
R-รัศมีความโค้ง	9	8	6	4
A-ความยาวรวม	75	54	36	24

3.2.4.2 เครื่องที่ใช้ในการทดสอบแรงดึง

เครื่องทดสอบที่ใช้ในงานวิจัยนี้ คือ HOUNSFIELD TEST EQUIPMENT Model H 100ks Serial No. 0068 การเคลื่อนที่ของ Crosshead จะเคลื่อนที่โดยการหมุนของสกรูลูกบอล (ballscrew) โดยส่งกำลังมาจากมอเตอร์เซอร์โวไฟฟ้ากระแสตรง (DC Servo Motor) สามารถกำหนดความเร็วของครอสเฮด (crosshead speed) ช่วงระหว่าง 0.001-250 มิลลิเมตร/นาที ใช้โหลดเซลล์ (load cell) ขนาด 100 KN โดยทำการทดสอบที่ความเร็ว (speed test) คงที่เท่ากับ 1.5 มิลลิเมตร/นาที หรือเทียบเป็นค่าอัตราความเครียด (strain rate) เท่ากับ $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ข้อมูลจากการทดสอบถูกบันทึกผลด้วยโปรแกรม QMat ข้อมูลความสัมพันธ์ระหว่างค่าระยะยืด (มิลลิเมตร) และค่าแรงดึง (N) ถูกนำไปคำนวณ แปลงเป็นค่าความเครียด (strain) และความเค้น (stress) ตามมาตรฐาน ASTM E 8M - 98 และ ASTM E 21 - 92

3.3 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

ในการเตรียมชิ้นงานเพื่อนำไปวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อจะถูกตัดและขึ้นเรือนด้วยด้ายบคิลด์ ดังรูปที่ 3.12 จากนั้นทำการขัดหยาบด้วยกระดาษทราย (SiC paper) เบอร์ 320 600 800 1000 1200 และ 2400 ตามลำดับ และขัดละเอียดด้วยผงอะลูมินาขนาด 5 1 0.3 และ 0.05 μm ตามลำดับ ด้วยเครื่องขัดชิ้นงาน ดังรูปที่ 3.13 จนผิวหน้าชิ้นงานมีลักษณะมันวาว ทำการกัดกรดด้วย 2% HF เป็นเวลา 10 วินาที ถ่ายรูปโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง และทำการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยโปรแกรม Image Tool



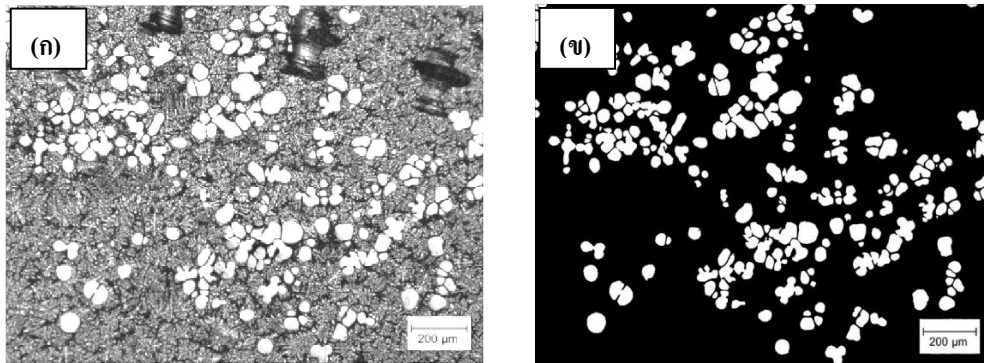
รูปที่ 3.12 ชิ้นงานจากการขึ้นรูปร้อนด้วยเทโลลิต์



รูปที่ 3.13 เครื่องขัดชิ้นงานที่ใช้ในงานวิจัย

3.4 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคเชิงปริมาณ

โครงสร้างจุลภาคที่ได้จากกล้องจุลทรรศน์แบบแสงจะประกอบไปด้วย อนุภาคปฐมภูมิ อนุภาคทุติยภูมิขนาดเล็ก และยูเทกติก อนุภาคปฐมภูมิจะถูกสร้างขึ้นจากกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติง จะทำการแยกเฟสอนุภาคปฐมภูมิด้วยโปรแกรม Photoshop ดังรูปที่ 3.14 แสดงตัวอย่างการแยกเฟสปฐมภูมิ และจะทำการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคเชิงปริมาณด้วยโปรแกรม Image Tool เช่น สัดส่วนของแข็ง ความหนาแน่นของอนุภาค ขนาดของอนุภาค ลักษณะความกลมของอนุภาคและการกระจายตัวของอนุภาค



รูปที่ 3.14 โครงสร้างจุลภาคที่ได้จากแม่พิมพ์ทองแดง (ก) ก่อน และ (ข) หลังผ่านการแยกเฟสของแข็ง α และของเหลวให้ชัดเจน

3.4.1 สัดส่วนของแข็ง

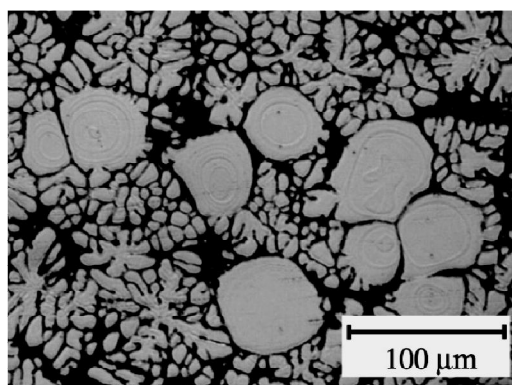
สัดส่วนของแข็ง (f_s) จะทำการวิเคราะห์จากโครงสร้างจุลภาค โดยวิเคราะห์จากสมการ:

$$f_s = \frac{\text{Total area of the primary particles}}{\text{Total area of the analyzed micrographs}} \times 100 \quad (3-1)$$

แต่อย่างไรก็ตาม สัดส่วนของแข็งจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคเชิงปริมาณที่แท้จริงควรเป็นสัดส่วนของแข็งที่เกิดขึ้นในสเลอรั้งของแข็งก่อนเกิดการแข็งตัวของอนุภาคของแข็ง จะเกิดการเติบโตขึ้นในระหว่างกระบวนการแข็งตัว โดย Martinez และ Flemings [56] ได้กล่าวไว้ว่า ชั้นของการเติบโต (growth layer) ของอนุภาคของแข็งจะสามารถวิเคราะห์ได้จากการกัดด้วยกรดเพื่อแสดงชั้นของการเติบโต สัดส่วนของแข็งที่เกิดขึ้นก่อนเกิดการแข็งตัวและเติบโตจะสามารถวิเคราะห์ได้จากความหนาของชั้นการเติบโต รูปโครงสร้างจุลภาคแสดงชั้นเติบโตของอนุภาคของแข็ง ดังรูปที่ 3.15 โดยจะทำการวัดค่าเฉลี่ยของความหนาของชั้นการเติบโต ($\overline{\Delta R}_i$) ด้วยโปรแกรม Image Tool สัดส่วนของแข็งที่เริ่มเกิดการแข็งตัว (f_0) สามารถวิเคราะห์ได้จากสมการ:

$$f_0 = \frac{A_{P0}}{A_T} = \frac{\sum_{i=1}^N [\pi \cdot (R_i - \overline{\Delta R}_i)^2]}{A_T}, \quad (3-2)$$

โดยที่ A_{p0} คือ พื้นที่ทั้งหมดของอนุภาคของแข็ง R_i คือ รัศมีของอนุภาคของแข็ง และ i คือ จำนวนอนุภาคของแข็ง โดยจะสมมติให้อนุภาคของแข็งมีรูปร่างกลม



รูปที่ 3.15 โครงสร้างจุลภาคแสดงชั้นเติบโต (growth layer) ของอนุภาคของแข็งที่การหล่อแบบรีโอเอสติง 40 วินาที

3.4.2 ความหนาแน่นของอนุภาค

ความหนาแน่นของอนุภาค (D_p) สามารถวิเคราะห์ได้จากสมการ:

$$D_p = \frac{N}{A_T} \quad (3-3)$$

เมื่อ N คือ จำนวนอนุภาคของแข็งทั้งหมดและ A_T คือ พื้นที่ของรูปทั้งหมดที่ทำการวิเคราะห์

3.4.3 ขนาดของอนุภาค

ขนาดของอนุภาค (d) ในการวิเคราะห์รูปร่างแบบ 2D จะสมมติให้อนุภาคมีรูปร่างเป็นวงกลม โดยจะวิเคราะห์จากพื้นที่ทั้งหมดของอนุภาคของแข็ง จากสมการ:

$$d = 2 \cdot \sqrt{\frac{A_p}{\pi}} \quad (3-4)$$

เมื่อ A_p คือ พื้นที่ของอนุภาคของแข็ง

3.4.4 ขนาดของอนุภาคด้วยเทคนิค Mean Linear Interception

ขนาดของอนุภาคเฉลี่ยของอนุภาคปฐมภูมิ α ด้วยเทคนิค Mean linear interception ในวิธีนี้จะการวิเคราะห์โดยการขีดเส้นแบบสุ่มลงในรูปโครงสร้างจุลภาค และทำการนับจำนวนขอบเกรนที่ตัดผ่านเส้น โดยเทคนิคการวิเคราะห์แบบ Mean linear interception สามารถวิเคราะห์ได้จากสมการ:

$$D_f = f_f \cdot \frac{L_T}{n \cdot M} \quad (3-5)$$

เมื่อ L_T คือ ความยาวของเส้นที่วัด n คือ จำนวนของขอบเกรนที่ตัดผ่านเส้น และ M คือ กำลังขยายของรูปโครงสร้างจุลภาคที่นำมาวิเคราะห์

3.4.5 ลักษณะความกลมของอนุภาค (Shape factor)

ลักษณะความกลม (F) ของอนุภาคของแข็ง สามารถวิเคราะห์ได้จากสมการ:

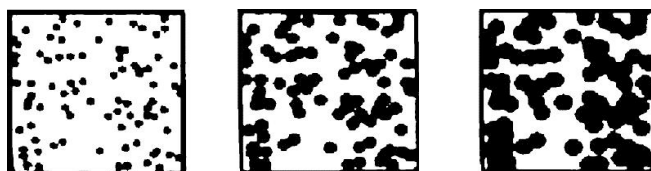
$$F = \frac{4\pi A_p}{P^2} \quad (3-6)$$

เมื่อ P คือ เส้นรอบวงของอนุภาคของแข็ง โดยหากค่า $F = 1$ จะบ่งบอกว่า อนุภาคมีลักษณะกลม และหากค่า $F < 1$ จะบ่งบอกว่า อนุภาคมีลักษณะที่ซับซ้อนหรือไม่กลม นั่นเอง

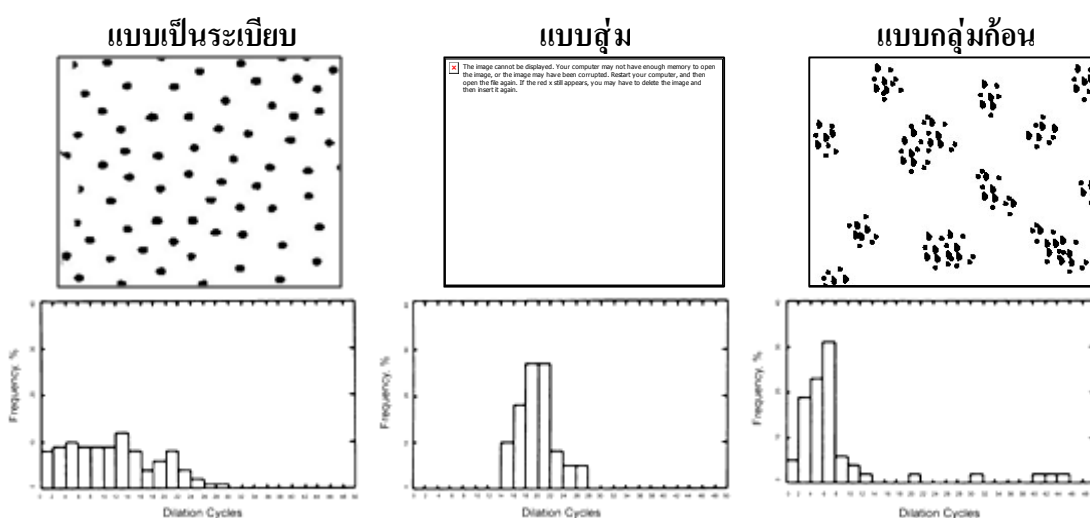
3.4.6 การกระจายตัวของอนุภาค (Particle distribution)

ในการวิเคราะห์อนุภาคของแข็งเชิงปริมาณเกี่ยวกับการกระจายตัวของอนุภาคอย่างสม่ำเสมอหรือการจับกลุ่มกันของอนุภาค ในงานวิจัยนี้ได้เลือกเทคนิคการไคเลชัน (dilation) และการนับจำนวน [57] ในการวิเคราะห์การกระจายตัวของอนุภาคของแข็ง โดยเทคนิคนี้จะนำรูปโครงสร้างจุลภาคหลังจากการแยกเฟสระหว่างของแข็งและของเหลว มาเพิ่มขนาดของอนุภาคครั้งละ 1 พิกเซลรอบ ๆ อนุภาค จากนั้นจะทำการนับจำนวนของอนุภาคหลังจากการเพิ่มขนาดรอบอนุภาค 1 ครั้ง ทำซ้ำ ๆ ไปมาจนอนุภาคเกิดการเชื่อมต่อกันเป็นอนุภาค ขึ้นตอนของเทคนิคไคเลชันแสดงในรูปที่ 3.16 (ก) การไคเลชันของอนุภาคที่มีการกระจายตัวของอนุภาคแบบสุ่ม นำผลจาก

การวิเคราะห์ฟัลดเป็นกราฟระหว่างจำนวนอนุภาคที่เหลือ(หรือ ความถี่) กับจำนวนครั้งของการเพิ่มขนาดรอบอนุภาค รูปที่ 3.16 (ข) แสดงผลจากเทคนิคไคเลชันของอนุภาคที่มีการกระจายตัวแบบเป็นระเบียบ แบบสุ่ม และแบบกลุ่มก้อน ตามลำดับ



(ก)



(ข)

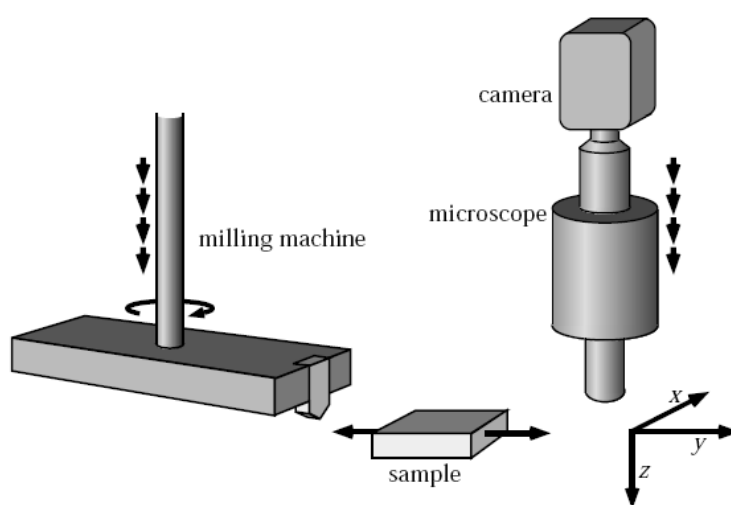
รูปที่ 3.16 เทคนิคการไคเลชันและการนับจำนวน (ก) วิธีการไคเลชันของอนุภาคที่มีการกระจายตัวแบบสุ่ม หลังจากการเพิ่มขนาดรอบอนุภาคเป็นจำนวน (dilation cycles) 5 10 และ 15 ครั้ง (ข) กราฟแสดงผลจากเทคนิคไคเลชันของอนุภาคที่มีการกระจายตัวแบบเป็นระเบียบ แบบสุ่ม และแบบกลุ่มก้อน [57]

3.5 การวิเคราะห์ด้วยเทคนิค 3D (Three-dimensional analysis)

3.5.1 การวิเคราะห์ด้วยวิธี Serial sectioning

ชิ้นงานจะถูกขึ้นเรือนด้วยอีพอกซี(epoxy) จากนั้นจะถูกยึดติดด้วยกาวลงในแผ่นกระจกใส เพื่อป้องกันการกระเด็นของชิ้นงานในแนวแกน y ของกระบวนการ sectioning ในการวิเคราะห์ด้วยวิธี serial sectioning จะทำการตัดผิวหน้าชิ้นงานด้วยเครื่อง Reichert-Jung Polycut E micromiller ดังรูปที่ 3.7 ในงานวิจัยนี้ ชิ้นงานจะถูกขัดออกชิ้นละ $3 \mu\text{m}$ โดยผิวหน้าที่ถูกขัดออกจะ

ถูกทำความสะอาดด้วยสารละลายเอทานอล และเป่าให้แห้ง เพื่อทำความสะอาดสิ่งสกปรกจากการขัดบนผิวหน้าชิ้นงาน จากนั้นจะทำภาพถ่ายรูปโครงสร้างที่ได้ด้วยกล้องจุลทรรศน์ ตัว linear variable differential transformer (LVDT) เป็นตัวเก็บข้อมูลของตำแหน่งชิ้นงานในแนวตั้ง เมื่อชิ้นงานได้เลื่อนเข้าไปถ่ายรูปร่างโครงสร้างจุลภาค จากนั้นชิ้นงานจะกลับไปเริ่มต้นอีกครั้ง ดังแสดงในรูปที่ 3.17

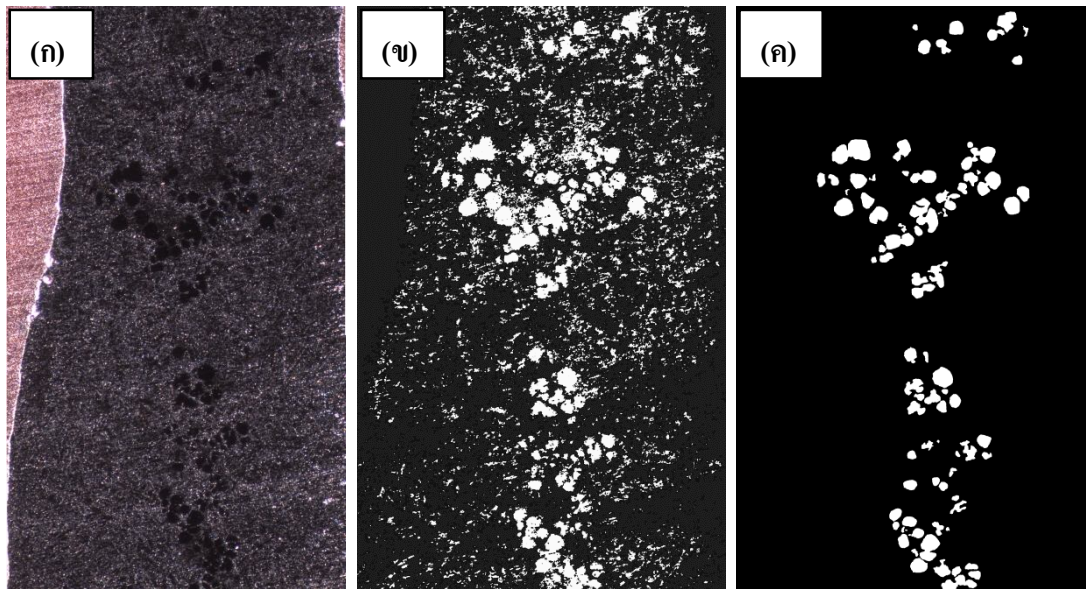


รูปที่ 3.17 แสดงขั้นตอนของเครื่อง serial sectioning

3.5.2 การแยกส่วน (Segmentation)

การแยกส่วนของรูปโครงสร้างจุลภาค โดยจะทำการแยกเฟสของอนุภาคของแข็ง โดยการแยกอนุภาคที่สนใจออกจากพื้นหลัง โดยในงานวิจัย จะนำรูปโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากเครื่อง serial sectioning มากรองด้วยโปรแกรม ภาพที่ได้จะกลายเป็นภาพสีเทา และภาพสีขาว-ดำ จากกระบวนการข้างต้น จะวิเคราะห์ด้วยโปรแกรม EmMpmGui

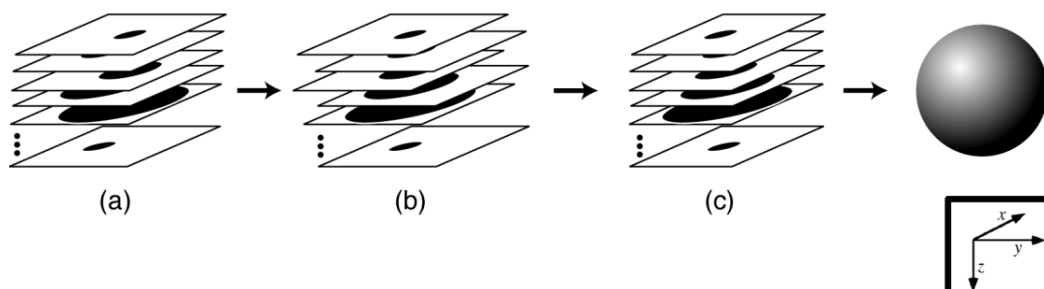
รูปที่ 3.18 แสดงขั้นตอนในกระบวนการแยกส่วนจากภาพที่ได้จากเครื่อง serial sectioning ดังรูปที่ 3.18 (ก) จากนั้นทำการกรองด้วยโปรแกรม ภาพที่ได้จะมีลักษณะสีเทา (grayscale) ดังรูปที่ 3.18 (ข) จากนั้นจะได้ภาพสมบูรณ ดังรูปที่ 3.18 (ค)



รูปที่ 3.18 ภาพ 2D ของโครงสร้างจุดภาคก่อนและหลังจากการแยกส่วนของรูปภาพ (ก) รูปที่ได้จากเครื่อง serial sectioning (ข) ภาพสีเทาจากการกรอง (ค) ภาพสมบูรณ์

3.5.3 การสร้างภาพ 3D (Three-dimensional reconstructions)

ภาพที่ได้จากเครื่อง Serial sectioning หลังการแยกเฟสระหว่างของแข็งกับของเหลวด้วยวิธีการแยกส่วน นำมาเรียงซ้อนกันด้วยโปรแกรมIDL รูปที่ 3.19 แสดงแผนผังของกระบวนการ ในระหว่างกระบวนการ sectioning ตำแหน่งในแกน y จะถูกเก็บรวบรวมข้อมูลของตำแหน่งด้วยLVDT ในทุกๆ รูป เพื่อความมั่นใจว่าตำแหน่งถูกต้อง ควรจะมีระยะน้อยกว่า $0.5 \mu\text{m}$ ในกระบวนการนี้ไม่จำเป็นต้องใช้การเก็บภาพด้วยเอ็กซเรย์ (x-ray tomography) ภาพสามารถซ้อนเรียงกันเป็นภาพ 3D ได้อย่างสมบูรณ์



รูปที่ 3.19 แผนผังกระบวนการสร้างภาพ 3D จากการซ้อนและจัดเรียงจากภาพ 2D

บทที่ 4

ผลและวิจารณ์ผลการวิจัย

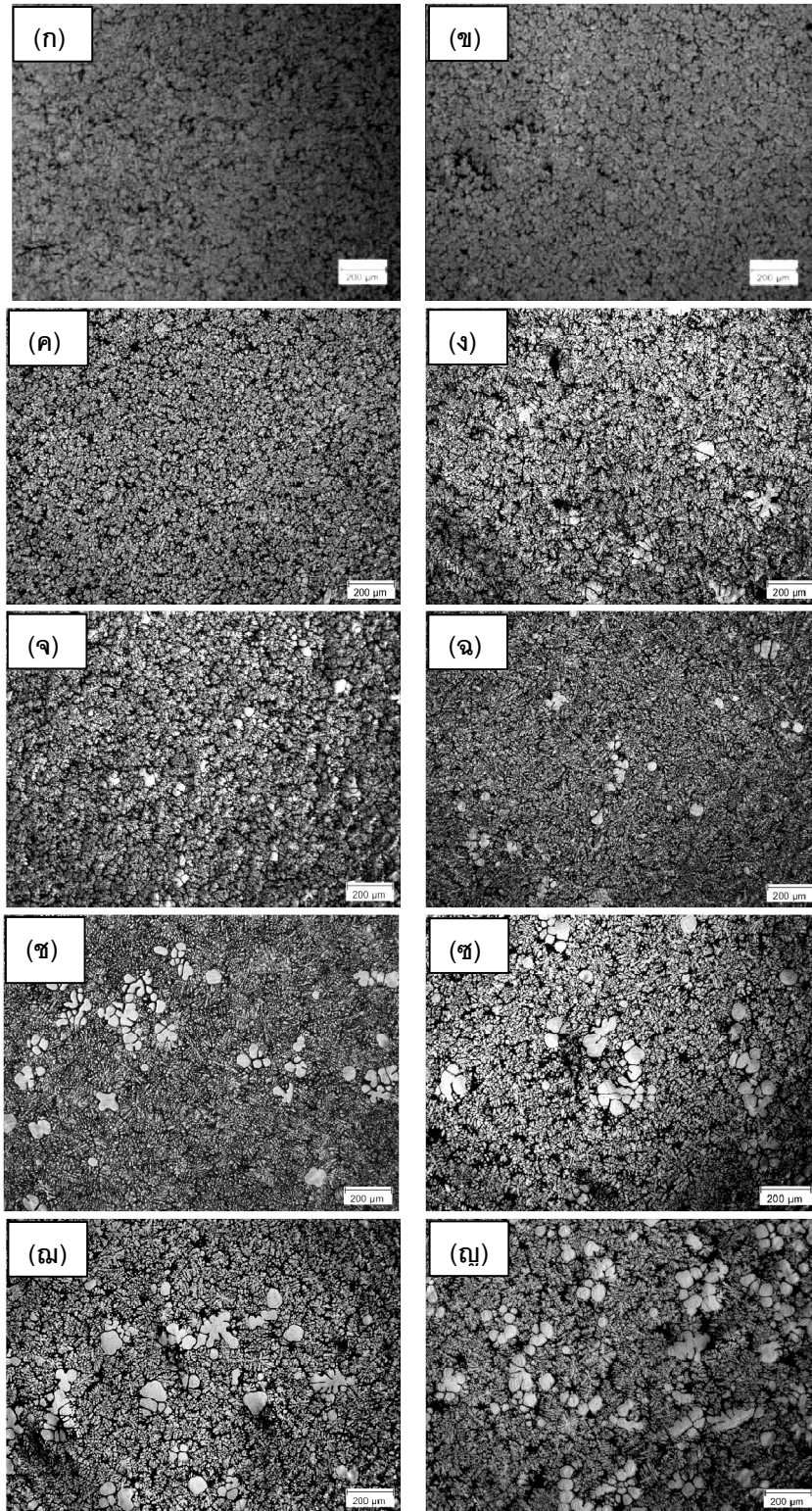
4.1 การศึกษาวิวัฒนาการของโครงสร้างเกรนก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัวของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356

การกระจายตัวของอนุกรมโลหะรีที่ตำแหน่งต่าง ๆ ภายในเบ้าหลอมและสัดส่วนของแข็งที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน แสดงดังตารางที่ 4.1 ยกตัวอย่างเช่น ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 วินาที การกระจายตัวของอนุกรมโลหะรีที่ตำแหน่งต่าง ๆ ของเบ้าหลอม คือ 614.3 615.6 615.9 616.2 และ 613.0°C แสดงให้เห็นว่า การกระจายตัวของอนุกรมโลหะรีในเบ้าหลอมมีการกระจายตัวของอนุกรมโลหะรีที่สม่ำเสมอ

ตารางที่ 4.1 แสดงสัดส่วนของแข็งและการกระจายตัวของอนุกรมโลหะรีภายในเบ้าหลอมกราฟไฟต์ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน

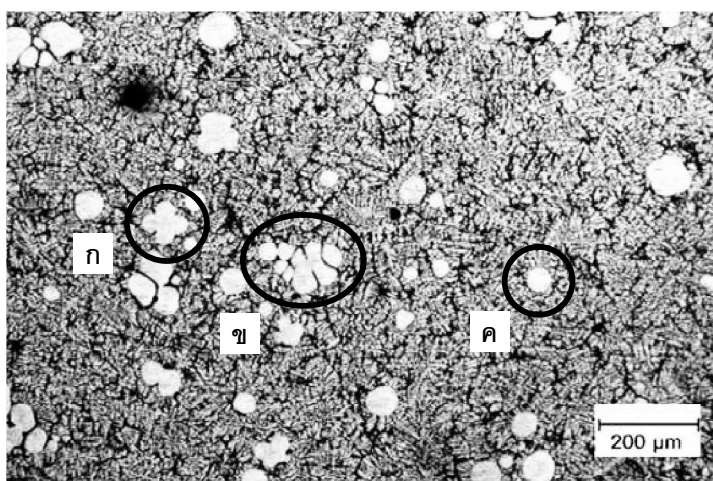
เวลาในการจุ่ม แท่งกราฟไฟต์ (วินาที)	การกระจายตัวของอนุกรมโลหะรี (°C)					สัดส่วนของแข็ง (%)
	T ₁	T ₂	T ₃	T ₄	T ₅	
1	619.2	620.6	618.7	620.7	620.2	0.00
5	619.3	620.3	620.8	618.4	617.8	0.01
10	614.3	615.6	615.9	616.2	613.0	0.05
12	611.5	612.6	612.8	611.7	612.2	1.80
15	611.5	612.5	611.8	611.4	611.9	2.05
20	610.1	612.3	610.1	611.7	611.6	2.78
30	612.5	613.4	612.1	612.5	611.9	5.55
35	611.5	607.4	608.7	609.8	609.0	7.89
40	609.1	604.0	606.5	603.1	602.8	10.86
45	608.9	602.2	606.3	603.5	602.7	14.58

โครงสร้างจุลภาคที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสถึง 1 5 10 12 15 20 30 35 40 และ 45 วินาที แสดงในรูปที่ 4.1



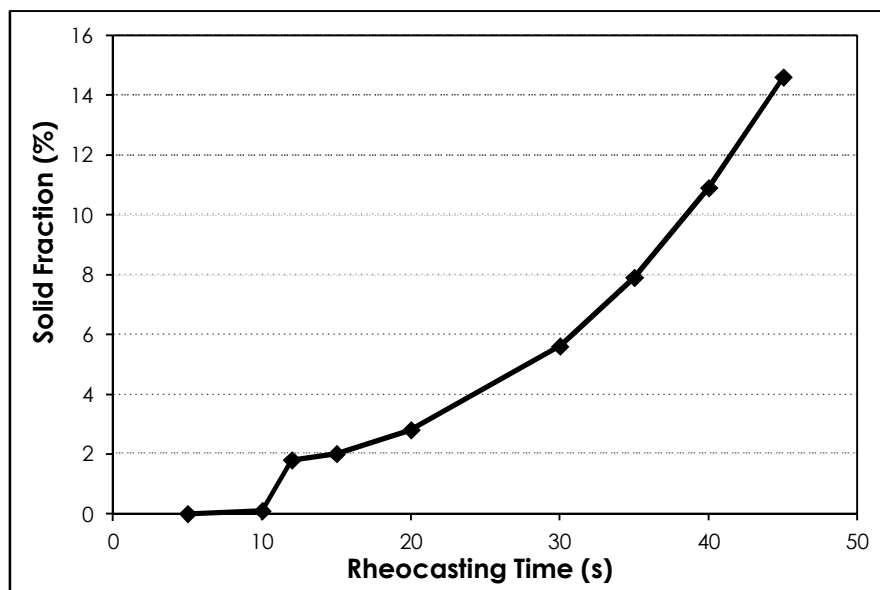
รูปที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสถึงแตกต่างกัน (ก) 1 (ข) 5 (ค) 10 (ง) 12 (จ) 15 (ฉ) 20 (ช) 30 (ซ) 35 (ฅ) 40 และ (ญ) 45 วินาที ตามลำดับ

โครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการเก็บตัวอย่างด้วยแม่พิมพ์ทองแดงที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน ดังรูปที่ 4.1 อนุภาคของแข็งปฐมภูมิ α (เฟสสีขาว) จะมีการกระจายอยู่ในเมทริกซ์อนุภาคทุติยภูมิและยูเทคติกขนาดเล็กละเอียด จากการวิเคราะห์ลักษณะของอนุภาคของแข็งปฐมภูมิ α จะแบ่งออกเป็น 3 ชนิดด้วยกัน คือ เคนไดรต์ อนุภาคแบบแฉก (rosette) และอนุภาคเกรนก้อนกลม ดังรูปที่ 4.2 โดยอนุภาคเกรนก้อนกลมเหล่านี้ เกิดจากการแตกหักของเคนไดรต์โดยกลไกการหลอม



รูปที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคชนิดต่าง ๆ ที่พบในงานวิจัย (ก) อนุภาคแบบแฉก (ข) เคนไดรต์ และ (ค) อนุภาคเกรนก้อนกลม

ผลจากการวิเคราะห์สัดส่วนของแข็งที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 1 5 10 12 15 20 30 35 40 และ 45 วินาที จะมีสัดส่วนของแข็ง 0.00 0.01 0.05 1.80 2.05 2.78 5.55 7.89 10.86 และ 14.58% ตามลำดับ จากผลการวิเคราะห์สัดส่วนของแข็ง พบว่า เมื่อเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงเพิ่มขึ้นจะทำให้สัดส่วนของแข็งเพิ่มขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 4.3



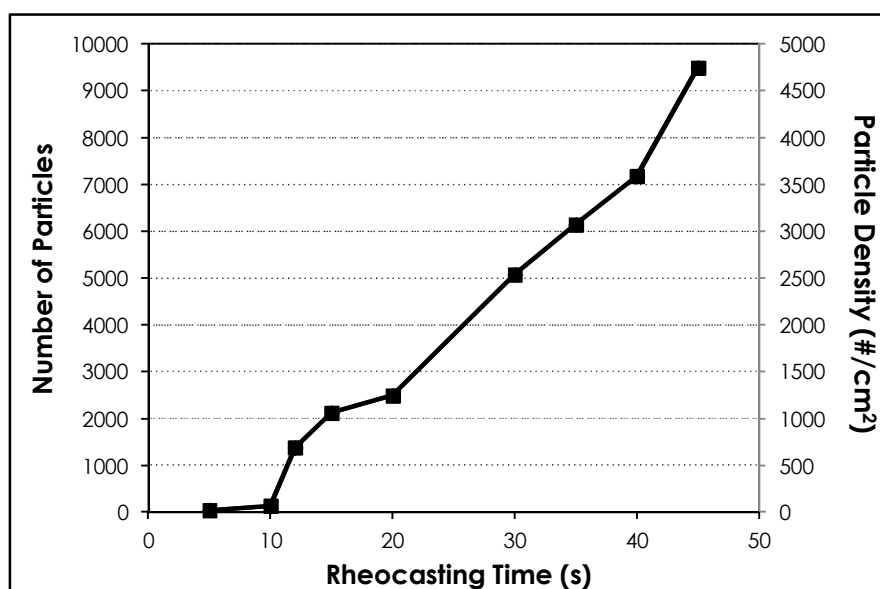
รูปที่ 4.3 สัดส่วนของแข็งที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน

4.1.1. อิทธิพลของเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงต่อจำนวนของอนุภาคของแข็ง

จำนวนของอนุภาคของแข็งในการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคเชิงปริมาณที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน สรุปได้ดังรูปที่ 4.4 โดยจะวิเคราะห์จำนวนของอนุภาคของแข็งจากจำนวนของอนุภาคแข็งทั้งหมดต่อพื้นที่ของรูปโครงสร้างจุลภาคทั้งหมดที่นำมาวิเคราะห์ พบว่า มีค่า 0 24 68 693 1,063 1,249 2,541 3,073 3,588 และ 4,746 ต่อตารางเซนติเมตร ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 1 5 10 12 15 20 30 35 40 และ 45 วินาที ตามลำดับ จากผลการวิจัย พบว่า ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 1 5 และ 10 วินาที จะเกิดอนุภาคของแข็งจำนวนน้อยมาก อย่างไรก็ตาม เมื่อเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงเพิ่มขึ้นเป็น 12 วินาที จะเกิดการเพิ่มขึ้นของจำนวนอนุภาคของแข็งอย่างชัดเจน (จาก 67 อนุภาคต่อตารางเซนติเมตร เป็น 230 อนุภาคต่อตารางเซนติเมตร) หลังจากนั้น การเพิ่มของจำนวนอนุภาคของแข็งจะมีอัตราการเพิ่มค่อนข้างคงที่

ซึ่งจากผลการวิเคราะห์ สามารถอธิบายได้ด้วยกลไกการแตกหักของเดนไดรต์ เนื่องจากแท่งกราฟที่ทำการจุ่มในน้ำ โลหะเพื่อผลิตโลหะกึ่งของแข็งในกระบวนการกึ่งจะมีอุณหภูมิต่ำ (ที่อุณหภูมิห้อง $\sim 25^{\circ}\text{C}$) เดนไดรต์ขนาดเล็กจำนวนมากจะถูกสร้างขึ้นบริเวณพื้นผิวเย็นและถูกผลักออกด้วยแรงจากการปล่อยฟองก๊าซในน้ำ โลหะ ในช่วงเวลาเริ่มกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติงที่ 1-10 วินาที อุณหภูมิของน้ำ โลหะยังคงมีอุณหภูมิเหนืออุณหภูมิหลอมเหลว

ดังนั้น เคนไดรต์ที่ถูกสร้างขึ้นจะเกิดการหลอมกลับต่ออย่างไรก็ตาม การแตกหักของเคนไดรต์จากกลไกการหลอมจำเป็นต้องมีเวลาและอุณหภูมิอันเดอร์คูลลิงที่เพียงพอ จึงจะมีการเสีรูปร่างหรือแตกหักของเคนไดรต์บางส่วนเกิดขึ้น แสดงดังรูปที่ 4.1(ก) - (ง) แม้ว่าอุณหภูมิของน้ำ โลหะในเบ้าหลอมบางบริเวณจะมีอุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวและบางบริเวณจะมีอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวก็ตาม เมื่ออุณหภูมิของน้ำ โลหะต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวหรือไม่ใช่ซูเปอร์ฮีท (ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 15 วินาที และมากกว่า ดังรูปที่ 4.1) อนุภาคของแข็งที่เกิดจากการแตกหักของเคนไดรต์จะสามารถดำรงอยู่ได้ในน้ำ โลหะดังรูปที่ 4.1 (ง) จากพฤติกรรมการหลอมของเคนไดรต์จะสามารถอธิบายได้ด้วยกลไกการหลอมของเคนไดรต์บริเวณโคน ดังรูปที่ 2.11

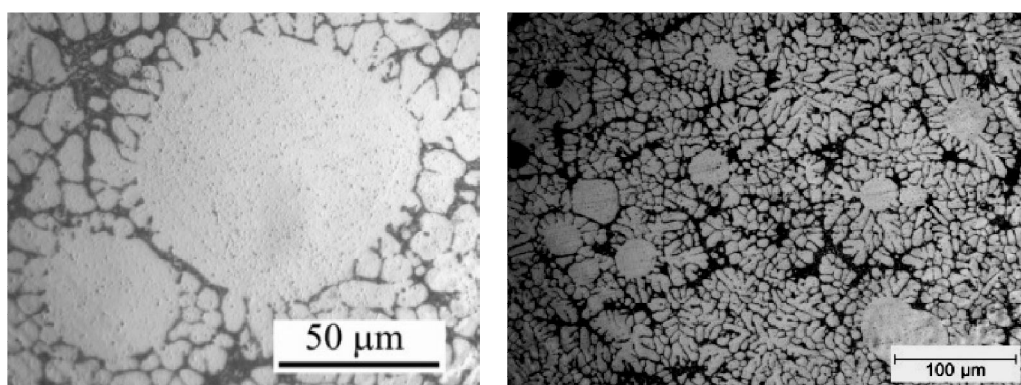


รูปที่ 4.4 อนุภาคของแข็งทั้งหมดในการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคและความหนาแน่นของอนุภาคที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน

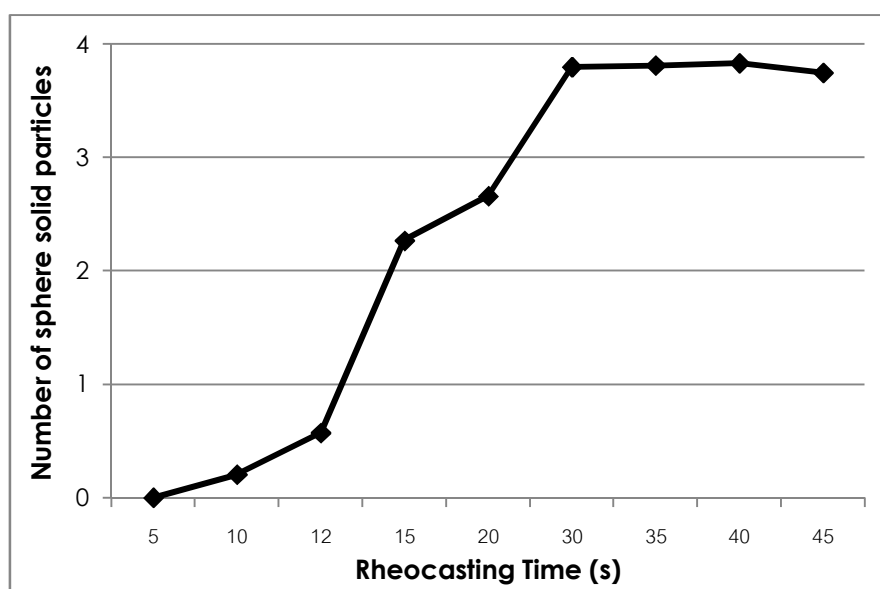
4.1.2. อิทธิพลของเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงต่อจำนวนอนุภาคเกรนก่อนกลม

จากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคอย่างละเอียด จึงทำการวิเคราะห์จำนวนอนุภาคเกรนก่อนกลมในสเลอรั๊กซ์ของแข็งรูปที่ 4.5 แสดง โครงสร้างจุลภาคของอนุภาคเกรนก่อนกลมจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคเชิงปริมาณ พบว่า ค่าเฉลี่ยของอนุภาคเกรนก่อนกลมต่อตารางมิลลิเมตร มีค่า 0 0 0 1 2 3 3 4 4 4 และ 4 ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 1 5 10 12 15 20 30 35

40 และ 45 วินาที ตามลำดับกราฟจากการวิเคราะห์แสดงในรูปที่ 4.6 จากกราฟแสดงให้เห็นว่า ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 – 15 วินาที จะเกิดการเพิ่มขึ้นของจำนวนเกรนก่อนกลมอย่างชัดเจน และจะเพิ่มขึ้นเรื่อย ๆ จนกระทั่งที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 30 วินาที จะเกิดการคงที่ของจำนวนเกรนก่อนกลม จากผลการวิจัยสามารถอธิบายได้ว่า เคนไดรต์เกิดการแตกหักที่เริ่มกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติง

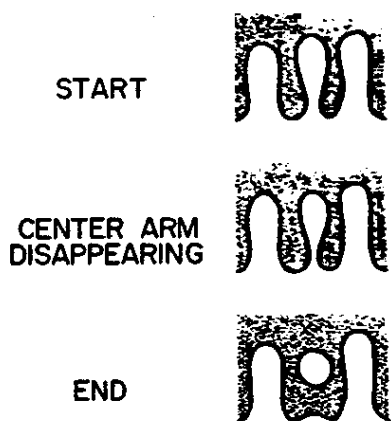


รูปที่ 4.5 โครงสร้างจุลภาคของอนุภาคเกรนก่อนกลมและการหลอมบริเวณ โคนของเคนไดรต์



รูปที่ 4.6 อิทธิพลของเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงต่อจำนวนของอนุภาคทรงกลมต่อตารางมิลลิเมตร

กลไกการแตกหักของเดนไดรต์โดยการหลอมบริเวณ โคน แสดงให้เห็นว่า จะเกิดอนุภาคเกรนก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัวจากการหักของแขนเดนไดรต์ทุติยภูมิหรือตติยภูมิ กลไกการแตกหักของเดนไดรต์โดยการหลอมบริเวณ โคนแสดงดังรูปที่ 2.11 โครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นหลังจากการแตกหักของเดนไดรต์โดยการหลอมบริเวณ โคนจะประกอบไปด้วย เดนไดรต์ อีควิแอกซ์ และเกรนก่อนกลม จากกลไกการคอสรเซนนิงของเดนไดรต์ ดังรูปที่ 4.7 แสดงให้เห็นเช่นกันว่า จะเกิดอนุภาคเกรนก่อนกลมหลังจากเกิดการหลอมของเดนไดรต์บริเวณ โคน



รูปที่ 4.7 การคอสรเซนนิงของเดนไดรต์

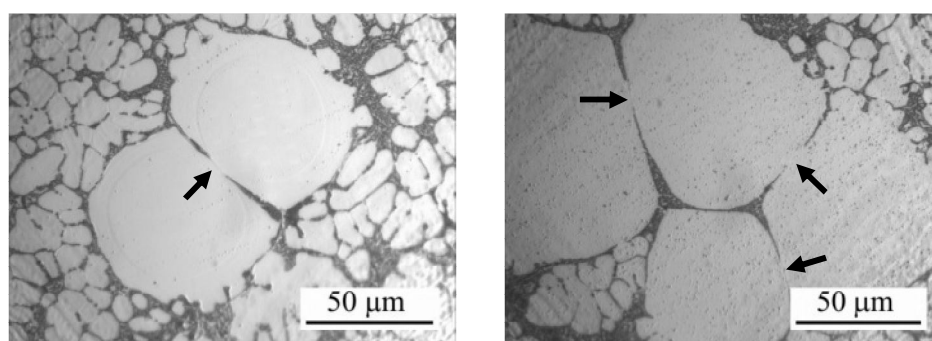
[39]



รูปที่ 4.8 กลุ่มก้อนจากการเชื่อมติดกันระหว่าง

อนุภาค [58]

การเชื่อมติดกันระหว่างอนุภาคของแข็งและการเติบโตจะเกิดขึ้นในสเลอรัรี่กึ่งของแข็ง ระหว่างการไหลของน้ำ โลหะ อนุภาคของแข็งจะเกิดการชนกันและเชื่อมติดกันระหว่างอนุภาคของแข็ง รูปที่ 4.8 แสดงกลุ่มก้อนของการเชื่อมติดกันระหว่างอนุภาค จากปรากฏการณ์นี้สามารถอธิบายได้ว่า ความหนาแน่นของอนุภาคเกรนก่อนกลมจะคงที่เมื่อเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงเพิ่มขึ้น ปรากฏการณ์นี้ สามารถอธิบายได้ว่า ทำไมความหนาแน่นของอนุภาคเกรนก่อนกลมเกิดการคงที่ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงเพิ่มสูงขึ้น แม้ว่าการแตกหักของเดนไดรต์จะเกิดขึ้นอย่างต่อเนื่อง อนุภาคเกรนก่อนกลมอาจจะเกิดการเชื่อมติดกันระหว่างอนุภาคเกิดเป็นกลุ่มก้อนของอนุภาค ที่สัดส่วนของแข็งเพิ่มขึ้น การเติบโตของอนุภาคที่ดีขึ้นรูปที่ 4.9 แสดงตัวอย่างของการเชื่อมติดกันระหว่างอนุภาคเกรนก่อนกลมที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงมากที่เกิดขึ้นในงานวิจัย ดังนั้นจากผลการวิจัย อาจจะสรุปได้ว่า การแตกหักของเดนไดรต์จะเกิดขึ้นอย่างต่อเนื่องที่เวลาเริ่มต้นของกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติง



รูปที่ 4.9 ตัวอย่างการเชื่อมติดกันระหว่างอนุภาคเกรนก่อนกลม

4.2 การวิเคราะห์ลักษณะของโครงสร้างเกรนก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัวในกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติง

4.2.1. สัดส่วนของแข็ง

จากผลการวิเคราะห์โครงสร้างเชิงปริมาณ ดังแสดงในตารางที่ 4.2 และจากการพล็อตกราฟในรูปที่ 4.3 แสดงผลของสัดส่วนของแข็ง 0.0 0.1 1.8 2.0 2.8 5.6 7.9 10.9 และ 14.6% ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 5 10 12 15 20 30 35 40 และ 45 วินาที ตามลำดับที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 5 วินาที จะไม่เกิดอนุภาคของแข็ง และที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 วินาที จะเกิดอนุภาคของแข็งเพียงเล็กน้อย โดยมีสัดส่วนของแข็งเพียง 0.1% ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงสั้นเกินไป จะมีเวลาไม่เพียงพอที่จะทำให้อุณหภูมิ น้ำโลหะลดต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลว (อุณหภูมิหลอมเหลว $\sim 613^{\circ}\text{C}$) ดังแสดงในตารางที่ 4.2 แสดงการกระจายตัวของอุณหภูมิ น้ำโลหะภายในเบ้าหลอมที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน ดังนั้น อนุภาคของแข็งที่เกิดขึ้น จะเกิดการหลอมกลับหมดสำหรับที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 5 วินาที และอนุภาคของแข็งเกือบจะหลอมกลับหมดที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 วินาที จากผลพบว่า ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงมากกว่า 10 วินาที อุณหภูมิภายในเบ้าหลอมจะลดลงต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลว ดังนั้น อนุภาคของแข็งที่เกิดขึ้นจะไม่เกิดการหลอมกลับ สัดส่วนของแข็งจะเพิ่มขึ้นที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงเพิ่มขึ้น จากข้อมูลเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง, $t_R > 10$ วินาที) ในรูปที่ 4.3 สามารถหาความสัมพันธ์ของกราฟได้ ($R^2 = 0.9995$) ดังนี้

(70)

$$f_s = 0.0117 \cdot t_s^2 - 0.0503 \cdot t_s + 1.951 \quad (4-1)$$

โดยที่ t_s คือเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง ที่ทำให้อุณหภูมิเสลดรีต่ำกว่่าอุณหภูมิหลอมเหลว โดย $t_s = t_R - t_i$ เมื่อ t_R เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง และ t_i คือเวลาที่ทำให้อุณหภูมิลดต่ำกว่่าอุณหภูมิหลอมเหลว ซึ่งในกรณีนี้ $t_i = 10$ วินาที

จากความสัมพันธ์ที่กล่าวมาข้างต้น สามารถนำมาควบคุมกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติงได้ ตัวอย่างเช่น เมื่อต้องการขึ้นรูปชิ้นงานด้วยกรรมวิธีกิส ที่สัดส่วนของแข็ง 0% เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงจะมีค่าประมาณ 38.5 วินาที ($t_s = 28.5$ วินาที) และยังสามารถคาดการณ์ปริมาณสัดส่วนของแข็งที่เกิดขึ้นที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงต่าง ๆ ยกตัวอย่างเช่น ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 32 วินาที จะมีสัดส่วนของแข็งประมาณ 6.5% ในกรรมวิธีการหล่อแบบรีโอแคสติงอื่น ๆ เช่น อัตราการเย็นตัวหรืออัตราการเย็นต่าง ๆ จำเป็นต้องมีการหาความสัมพันธ์ต่อไป

ตารางที่ 4.2 สรุปผลจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคเชิงปริมาณ

เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง (วินาที)	สัดส่วนของแข็ง (%)	จำนวนของอนุภาคทั้งหมด	ความหนาแน่นของอนุภาค ($\#/cm^2$)	ขนาดของอนุภาค (μm)	ลักษณะความกลมของอนุภาค
5	0.0	47	24	7.3	0.79
10	0.1	136	68	13.2	0.75
12	1.8	1,385	693	60.8	0.68
15	2.0	2,126	1,063	44.9	0.71
20	2.8	2,497	1,249	48.8	0.71
30	5.6	5,081	2,541	49.1	0.72
35	7.9	6,146	3,073	63.5	0.74
40	10.9	7,176	3,588	66.6	0.73
45	14.6	9,492	4,746	68.4	0.73

4.2.2. ความหนาแน่นของอนุภาค

เป็นที่ยอมรับกันว่า เกรนก้อนกลมละเอียดในสเลอรัรีกึ่งของแข็งจะเกิดการจำนวนอนุภาคของแข็งขนาดเล็กที่เกิดขึ้นในช่วงเริ่มเกิดการแข็งตัว เพื่อควบคุมและเพิ่มประสิทธิภาพในการหล่อแบบรีโอแคสติง มันจึงมีความสำคัญที่จะศึกษาความหนาแน่นของอนุภาคที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน ในงานวิจัยนี้ ผลของการวิเคราะห์โครงสร้างเชิงปริมาณของความหนาแน่นของอนุภาค แสดงในรูปที่ 4.4 พบว่า เมื่ออุณหภูมิของสเลอรัรีกึ่งของแข็งลดต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลว(เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงมากกว่า 10 วินาที) ความหนาแน่นของอนุภาคจะเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรงกับเวลา สามารถหาความสัมพันธ์ของกราฟได้($R^2 = 0.9769$) ดังนี้

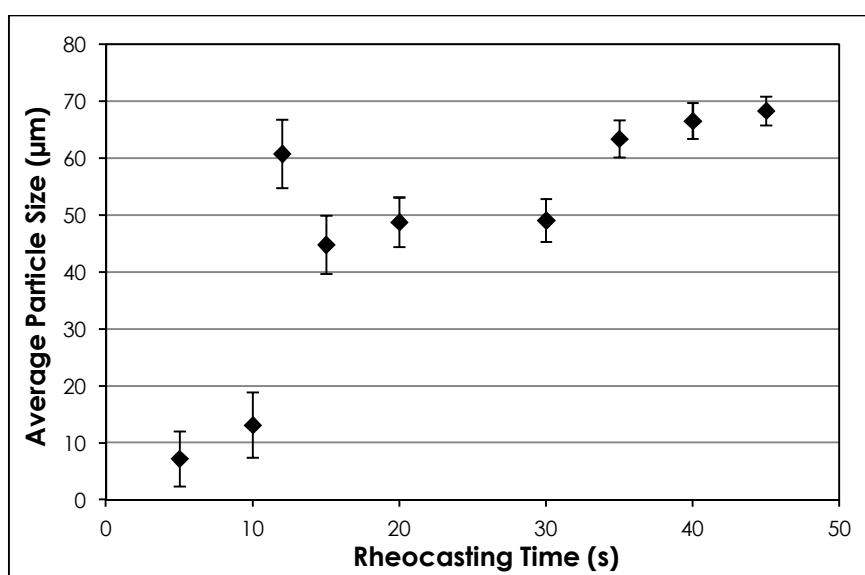
$$D_p = 115.94 \cdot t_s + 318.23 \quad (4-2)$$

ในการวิเคราะห์นี้เป็นการวิเคราะห์จาก 2D ซึ่งอาจไม่ใช่ความหนาแน่นของอนุภาคที่แท้จริง การวิเคราะห์ความหนาแน่นของอนุภาคที่แท้จริงจะต้องวิเคราะห์ด้วยวิธี 3D และในการวิเคราะห์ลักษณะของโครงสร้างเกรนก้อนกลมนี้ สามารถนำไปใช้ควบคุมและเพิ่มประสิทธิภาพเพื่อให้เกิดความหนาแน่นของอนุภาคของแข็งสูงขึ้น อีกทั้งยังสามารถนำไปวิเคราะห์อิทธิพลของการเพิ่มอัตราการเย็นตัวหรืออัตราการพาหรือการเติมตัวปรับปรุงโครงสร้างได้อีกด้วย

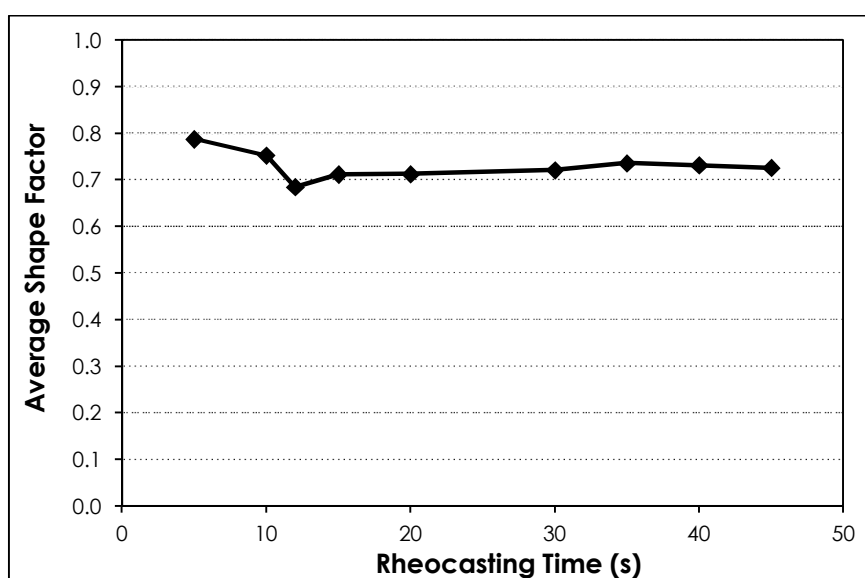
4.2.3. ขนาดและลักษณะความกลมของอนุภาค

รูปที่ 4.10 และ รูปที่ 4.11 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างขนาดอนุภาคเฉลี่ยและลักษณะความกลมของอนุภาคที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน ตามลำดับจากกราฟพบว่า ขนาดของอนุภาคจะเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาในการจุ่มแท่งกราฟไฟต์เพิ่มขึ้น ยกเว้นที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 12 วินาที ขนาดอนุภาคเฉลี่ยลดลงจาก $60.8 \mu\text{m}$ เป็น $44.9 \mu\text{m}$ ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงเพิ่มขึ้นเป็น 15 วินาที ลักษณะความกลมของอนุภาคที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน ในรูปที่ 4.11 แสดงการเปลี่ยนแปลงอย่างชัดเจนที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 12 วินาทีเช่นกัน ลักษณะความกลมของอนุภาคจะค่อย ๆ ลดลงที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 5 - 12 วินาที และจะเพิ่มขึ้นหลังจากจุ่มแท่งกราฟไฟต์ 12 วินาที ในช่วงเริ่มต้นของกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติง เคนไครต์จะเริ่มเกิดการเสีรูปร่าง ทำให้ส่งผลกระทบต่อขนาดของ

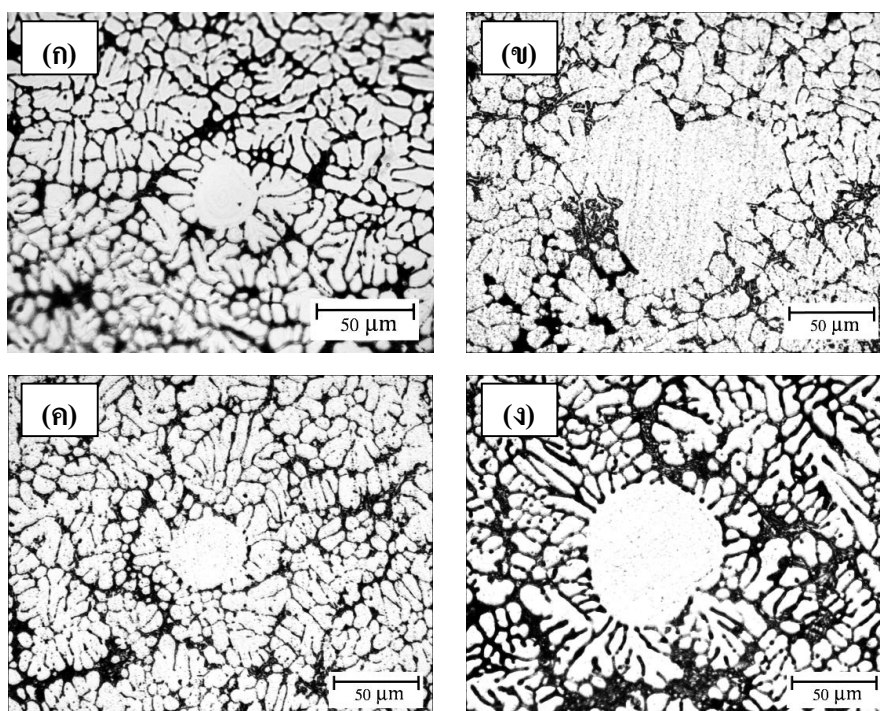
อนุภาคอย่างชัดเจน การเปลี่ยนแปลงขนาดและลักษณะความกลมของอนุภาค แสดงในรูปที่ 4.12 ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 12 วินาที จะมีลักษณะความกลมของอนุภาคเพียง 0.68 รูปที่ 4.12 (ข) แสดงตัวอย่างลักษณะความกลมของอนุภาคที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 12 วินาที โดยจะมีรูปร่างแบบแจ็ก จากการสังเกตขนาดและลักษณะความกลมของอนุภาคที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 12 วินาที อาจเกิดการแตกหักของเดนไดรต์และเกิดเป็นเกรนก้อนกลม เพื่อยืนยันสมมติฐานนี้ จำเป็นต้องทำการศึกษาที่เงื่อนไขอื่น ๆ ของกระบวนการต่อไป



รูปที่ 4.10 ขนาดของอนุภาคของแข็งที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน



รูปที่ 4.11 ลักษณะความกลมของอนุภาคของแข็งที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน



รูปที่ 4.12 โครงสร้างจุลภาคแสดงขนาดและลักษณะความกลมของอนุภาคของแข็งที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน (ก) 10 วินาที (ข) 12 วินาที (ค) 15 วินาที และ (ง) 35 วินาที

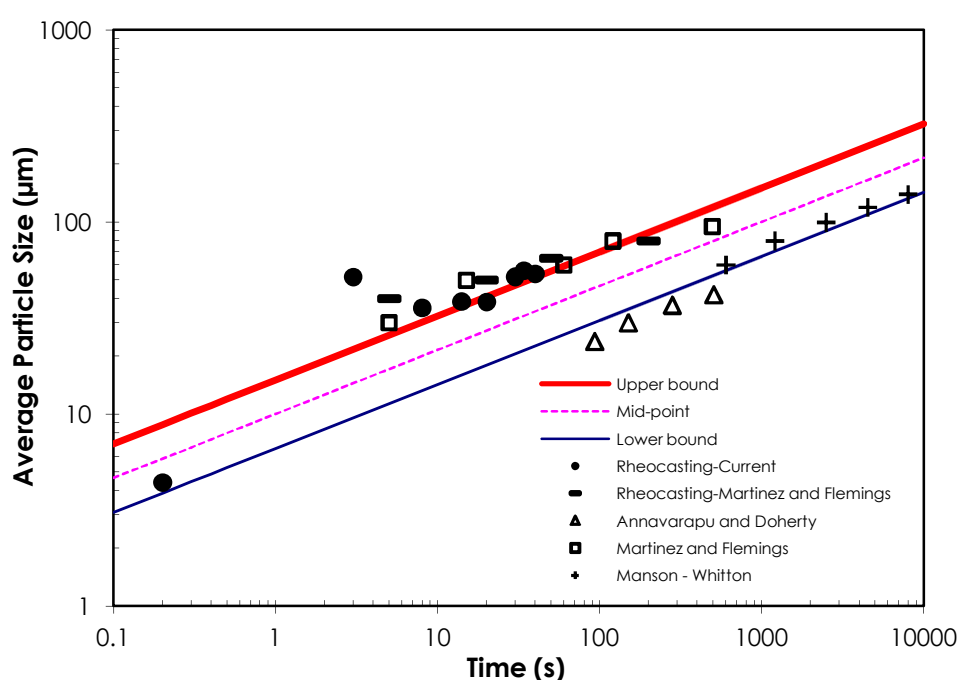
จากงานวิจัยที่ผ่านมาโดย Martinez และ Flemings [56] ได้นำเสนอการเพิ่มขนาดของอนุภาคที่เวลาต่าง ๆ ระหว่างกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติงตามกลไกไรเฟนนิ่ง ความสัมพันธ์ถูกแสดงโดยสมการ

$$d = k \cdot t_f^{1/3} \quad (4-3)$$

เมื่อ d คือ ขนาดอนุภาคเฉลี่ย ในหน่วย ไมครอน t_f คือ เวลาในการแข็งตัว ในหน่วย วินาที และ k คือ ค่าคงที่การไรเฟนนิ่ง สำหรับค่าสัมประสิทธิ์ ของเส้นล่าง กลาง และบน คือ 6.6 10 และ 15 ตามลำดับ

รูปที่ 4.13 กราฟแสดงผลสรุปขนาดอนุภาคของแข็งเฉลี่ยที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน ด้วยกรรมวิธีกิส โดยจะเป็นการเปรียบเทียบข้อมูลที่ได้จากการวิจัยกับงานวิจัยที่ผ่านมา จะแสดงเป็นเครื่องหมายแบบกลม ข้อมูลจากงานวิจัยของ Martinez และ Flemings [56] จะแสดงเป็นเครื่องหมายแบบขีด ข้อมูลจากการศึกษาการเติบโตของโครงสร้างเดน

ไครต์ของ Martinez และ Flemings จะแสดงเครื่องหมายสี่เหลี่ยม Annavarapu และ Doherty [59] จะแสดงเป็นเครื่องหมายสามเหลี่ยม Manson-Whitton และคณะ [60] จะแสดงเป็นเครื่องหมายบวก จากผลงานวิจัยแสดงถึงวิวัฒนาการของอนุภาคตามกลไกโรเพนนิ่ง (ripening) ในกรณีนี้ ยกตัวอย่างเช่น ขนาดของอนุภาคสามารถวิเคราะห์ได้จากสมการที่ 4-3 จะกระจายอยู่บริเวณค่าสัมประสิทธิ์ของเส้นบน ดังนั้นจึงมีความเป็นไปได้ที่จะประเมินค่าและควบคุมขนาดของอนุภาคได้ด้วยวิธีนี้

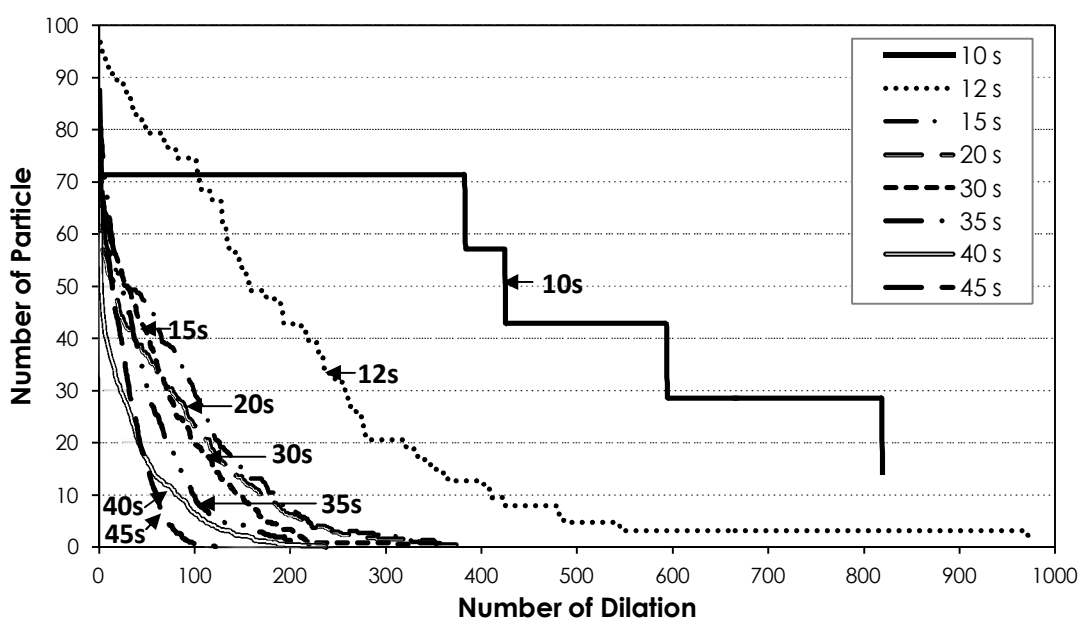


รูปที่ 4.13 ขนาดอนุภาคของแข็งเฉลี่ยที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกันเปรียบเทียบกับเวลาการแข็งตัวของสเลอรี่กึ่งของแข็ง [56]

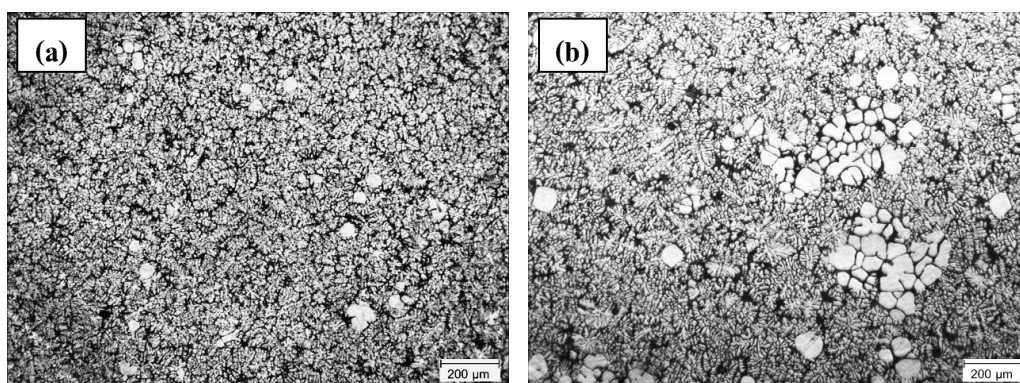
4.2.4. การกระจายตัวของอนุภาค

ในกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติง สเลอรี่กึ่งของแข็งจะต้องมีอนุภาคของแข็งก่อนกลม เพื่อให้พฤติกรรมการไหลที่ดี อย่างไรก็ตาม การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคในแบบ 2D ยากที่จะอธิบายลักษณะของอนุภาคที่แท้จริงว่า จะเป็นอนุภาคก่อนกลมหรือกลุ่มก้อนของอนุภาคหรือเดนไดรต์ [61]-[62] การวิเคราะห์การกระจายตัวของอนุภาคมีความสำคัญสำหรับการควบคุมและเพิ่มประสิทธิภาพของกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติง การวิเคราะห์ด้วยวิธีใดเลชันเป็นอีกหนึ่งวิธีที่สามารถใช้วิเคราะห์การกระจายตัวของอนุภาค ผลจากการวิเคราะห์การกระจายตัวด้วยวิธี

ไคเลชัน แสดงด้รูปที่ 4.14 จากกราฟแสดงให้เห็นว่า อนุภาคจะเริ่มเกิดการจับตัวกันเป็นกลุ่มก้อน ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงเพิ่มขึ้น อาจเนื่องมาจากอนุภาคเกรนก่อนกลมจะเริ่มเชื่อมติดกัน ระหว่างอนุภาคที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงเพิ่มขึ้น และอีกสาเหตุที่สามารถอธิบาย ปรากฏการณ์ดังกล่าว คือ ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงเพิ่มขึ้น ผิวของแท่งกราฟไฟต์จะมีความ ร้อนสูงขึ้น ทำให้อัตราการเกิดเกรนก่อนกลมลดน้อยลง ส่งผลให้เกิดเป็นเดนไดรต์ขนาดใหญ่ เป็น ผลให้เกิดการกระจายตัวแบบกลุ่มก้อนที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงสูงขึ้น การวิเคราะห์ โครงสร้างจุลภาคด้วยเทคนิค 3D ที่การหล่อแบบรีโอแคสติงของอะลูมิเนียมผสมทองแดง โดย Niroumand และ Xia [63] เสนอไว้ว่า กลุ่มก้อนเหล่านี้เกิดจากเดนไดรต์ที่มีรูปร่างซับซ้อน เกิด การเสถียรโดยแรงจากการเหนือนของน้ำ โลหะ ผลการศึกษา 3D ของการเปลี่ยนแปลงของ โครงสร้างจุลภาคระหว่างการรอของอะลูมิเนียมผสม 15.8 wt.% ทองแดงในสภาวะกึ่งของแข็ง โดย Limdim และคณะ [64] ได้อธิบายไว้เช่นกันว่า จากการวิเคราะห์แบบ 2D จะให้มองเห็นเป็น อนุภาคเกรนก่อนกลม แต่หากวิเคราะห์แบบ 3D จะเห็นเป็นกลุ่มก้อนของอนุภาคเกรนก่อนกลม ตัวอย่างของโครงสร้างจุลภาคที่มีการกระจายตัวของอนุภาคของแข็งแบบสุ่มที่เวลาที่เวลาในการ หล่อแบบรีโอแคสติง 12 วินาที และการกระจายตัวของอนุภาคของแข็งแบบกลุ่มก้อนที่เวลาในการ หล่อแบบรีโอแคสติง 40 วินาที แสดงด้รูปที่ 4.15 ในการวิเคราะห์การกระจายตัวของอนุภาค ของแข็งเป็นวิธีที่สามารถควบคุมอนุภาคของแข็งในสเลอรี่กึ่งของแข็งและสามารถศึกษาอิทธิพล ของปัจจัยต่าง ๆ ในกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติงต่อโครงสร้างจุลภาค



รูปที่ 4.14 การกระจายตัวของอนุภาคของแข็งจากการวิเคราะห์ด้วยวิธีไคเลชัน



รูปที่ 4.15 โครงสร้างจุลภาค (ก) การกระจายตัวของอนุภาคของแข็งแบบสุ่ม ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 12 วินาที และ (ข) การกระจายตัวของอนุภาคของแข็งแบบกลุ่มก้อน ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 40 วินาที

4.3 การศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิแท่งกราฟไฟต์ที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ด้วยกรรมวิธีกีด

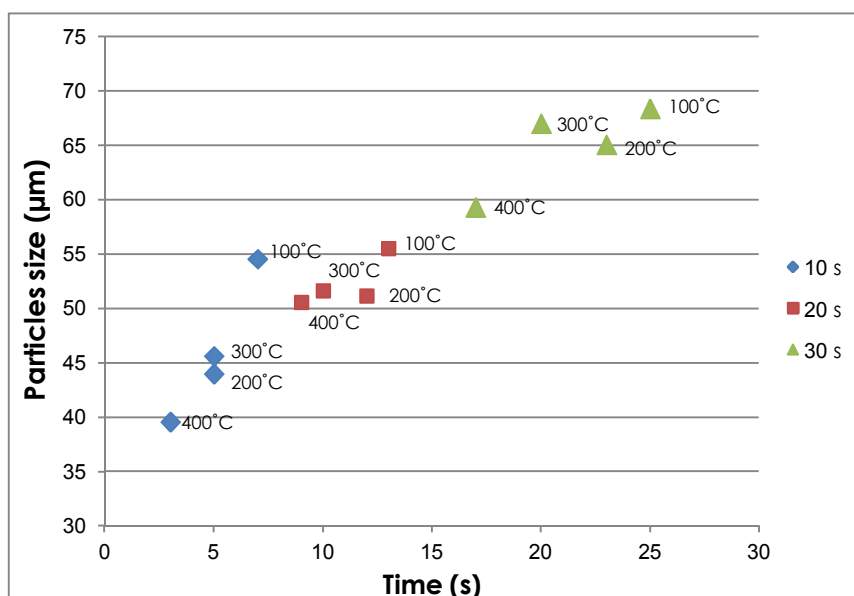
จากตารางที่ 4.3 แสดงอิทธิพลของอุณหภูมิแท่งกราฟไฟต์ต่อสัดส่วนของแข็ง ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 วินาที และอุณหภูมิแท่งกราฟไฟต์ 100 200 300 และ 400°C มีสัดส่วนของแข็ง 2.54 2.41 2.77 และ 1.50% ตามลำดับที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 20 วินาที และอุณหภูมิแท่งกราฟไฟต์ 100 200 300 และ 400°C มีสัดส่วนของแข็ง 5.98 2.95 2.01 และ 1.86% ตามลำดับ และที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 30 วินาที และอุณหภูมิแท่งกราฟไฟต์ 100 200 300 และ 400°C มีสัดส่วนของแข็ง 9.24 4.41 4.04 และ 2.24% ตามลำดับ

จากผลการวิจัยพบว่า ที่อุณหภูมิแท่งกราฟไฟต์ 100°C จะทำให้เกิดสัดส่วนของแข็งสูงกว่าที่อุณหภูมิแท่งกราฟไฟต์ 25 200 300 และ 400°C เนื่องจากที่อุณหภูมิแท่งกราฟไฟต์ 100°C จะไม่เกิดการเคลือบผิวแท่งกราฟไฟต์ของน้ำ โลหะหลังจากจุ่มแท่งกราฟไฟต์ ทำให้แก๊สเกิดการไหลได้ดีขึ้น อีกทั้งแท่งกราฟไฟต์ก็ไม่ได้มีอุณหภูมิสูงจนเกินไป เนื่องจากมีอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิของเหลวมากทำให้นิวเคลียสสามารถเกิดบริเวณผิวของแท่งกราฟไฟต์ได้มาก จึงเกิดสัดส่วนของแข็งเพิ่มสูงขึ้นอย่างเห็นได้ชัด แต่เมื่ออุณหภูมิแท่งกราฟไฟต์สูงกว่า 100°C ซึ่งจะมีอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิของเหลว จึงไม่สามารถเกิดขึ้นหรือเกิดขึ้นได้น้อย ทำให้สัดส่วนของแข็งลดน้อยลง

ตารางที่ 4.3 ตารางแสดงสัดส่วนของแข็งที่อุณหภูมิและเวลาในกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน

เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง (วินาที)	สัดส่วนของแข็ง (%) ที่อุณหภูมิแท่งกราไฟต์				
	25°C	100°C	200°C	300°C	400°C
10 s	0.05	2.54	2.41	2.77	1.50
20 s	2.78	5.98	2.95	2.01	1.86
30 s	5.55	9.24	4.41	4.04	2.24

การวิเคราะห์ขนาดอนุภาคของแข็งที่อุณหภูมิแท่งกราไฟต์และเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกันกับเวลาหลังจากเวลาการแข็งตัวของสเลอรัรี่กิ้งของแข็งแสดงดังรูปที่ 4.16 จากการวิเคราะห์ขนาดอนุภาคของแข็งที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 วินาที และอุณหภูมิแท่งกราไฟต์ 100 200 300 และ 400°C มีขนาดอนุภาคของแข็ง 55 44 46 และ 40 μm ตามลำดับ ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 20 วินาที และอุณหภูมิแท่งกราไฟต์ 100 200 300 และ 400°C มีขนาดอนุภาคของแข็ง 56 51 52 และ 51 μm ตามลำดับ และที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 30 วินาที และอุณหภูมิแท่งกราไฟต์ 100 200 300 และ 400°C มีขนาดอนุภาคของแข็ง 68 65 67 และ 59 μm ตามลำดับ



รูปที่ 4.16 แสดงขนาดอนุภาคที่อุณหภูมิแท่งกราไฟต์แตกต่างกัน ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 20 และ 30 วินาที ตามลำดับ

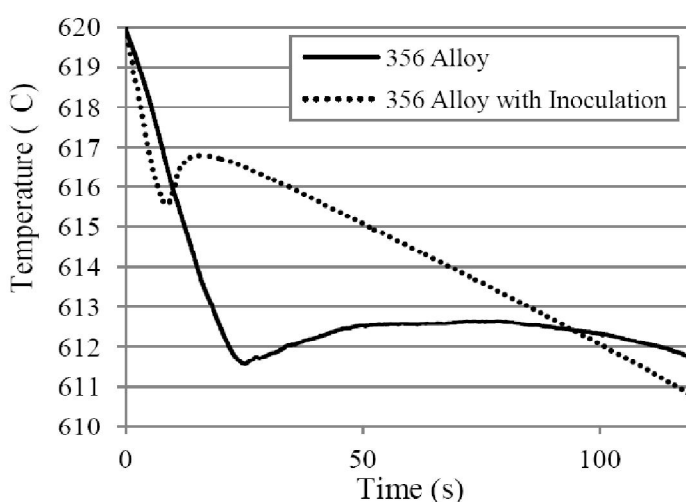
4.4 พฤติกรรมของการเกิดโครงสร้างเกรนขนาดเล็กลงของอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม 356 โดยการเติมตัวอินอกคิวแลนท์และการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์

4.4.1 การวิเคราะห์ทางความร้อน

กราฟอัตราการเย็นตัวของอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม 356 ที่การเติมและไม่เติมตัวอินอกคิวแลนท์ แสดงดังรูปที่ 4.17 จากกราฟสามารถสังเกตความแตกต่างเป็น 2 กรณีด้วยกัน คือ

- (ก) อุณหภูมิหลอมเหลวของอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม 356 ที่ไม่เติมตัวอินอกคิวแลนท์เป็น 612.6°C และเมื่อเติมตัวอินอกคิวแลนท์จะทำให้อุณหภูมิหลอมเหลวสูงขึ้นเป็น 616.7°C
- (ข) การเติมตัวอินอกคิวแลนท์จะทำให้เกิดกลไกการคายความร้อนในน้ำ โลหะ

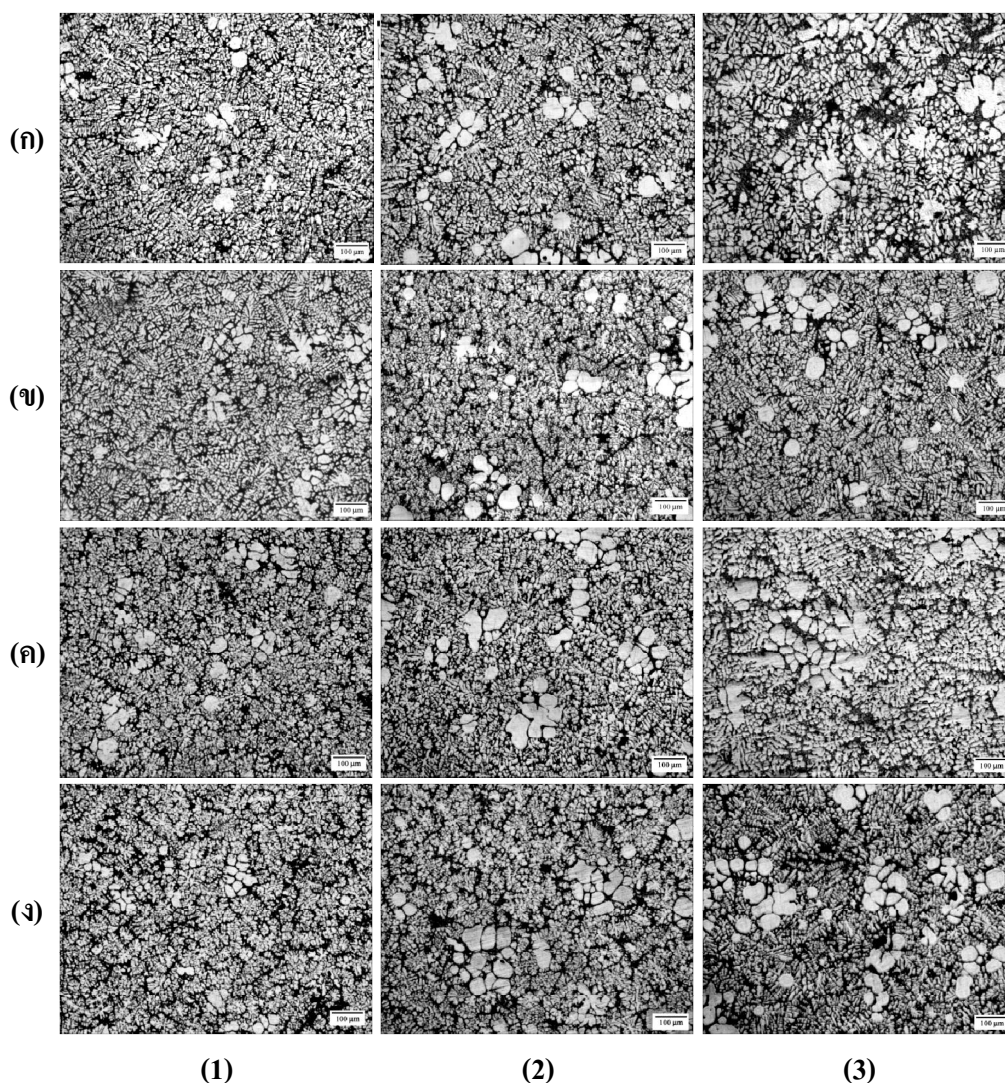
ก่อนหน้านี้ ข้อเสนอเหล่านี้ได้ถูกนำเสนอไว้ในงานวิจัย [58] ตัวปรับปรุงโครงสร้างเกรนละเอียดขนาดเล็กลงของโลหะผสมไทเทเนียม-โบรอน จะทำให้เกิดการนิวเคลียสที่อุณหภูมิสูงและรวดเร็วกว่า เนื่องจากการนิวเคลียสจากเนื้อที่แตกต่างจากพื้นผิวของอนุภาค TiB_2 ในน้ำ โลหะ จากงานวิจัยของ Nafisi และ Ghomashchi [65] ได้ใช้โปรแกรมเทอร์โมแคล (Thermo-Calc software) ในการศึกษาอิทธิพลของไทเทเนียมต่ออะลูมิเนียมผสม-7ซิลิกอน-1แมกนีเซียม พบว่า การเติมไทเทเนียมจะทำให้อุณหภูมิหลอมเหลวเพิ่มสูงขึ้น เป็นผลให้การเกิดการนิวเคลียสได้ง่ายและรวดเร็วขึ้น



รูปที่ 4.17 กราฟอัตราการเย็นตัวของอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม 356 ที่การเติมและไม่เติมตัวอินอกคิวแลนท์

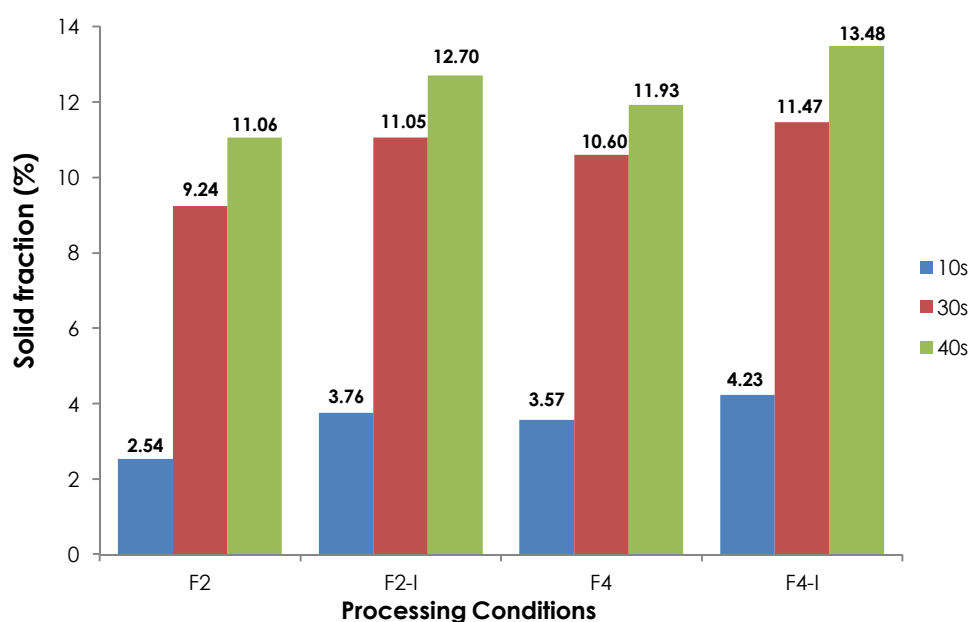
4.4.2 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคจากการเก็บตัวอย่างด้วยแม่พิมพ์ทองแดง

โครงสร้างจุลภาคจากการเก็บตัวอย่างด้วยแม่พิมพ์ทองแดงที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงและเงื่อนไขต่าง ๆ กัน แสดงดังรูปที่ 4.18 จากรูปโครงสร้างจุลภาคแสดงอนุภาคของแข็งปฐมภูมิของนิวเคลียสทุติยภูมิ (พื้นที่สีขาว) กระจายอยู่ในเมทริกซ์ของเฟสทุติยภูมิและยูเทกติกขนาดเล็ก ลักษณะของอนุภาคของแข็งจะแบ่งออกเป็น 3 ลักษณะด้วยกัน คือ เคนไดรต์ อนุภาคแบบแฉก และอนุภาคทรงกลม อนุภาคจะเกิดการเกาะกลุ่มกันระหว่างอนุภาค อนุภาคของแข็งที่เกิดขึ้นจะเกิดจากการแตกหักของเคนไดรต์จากกลไกการหลอม



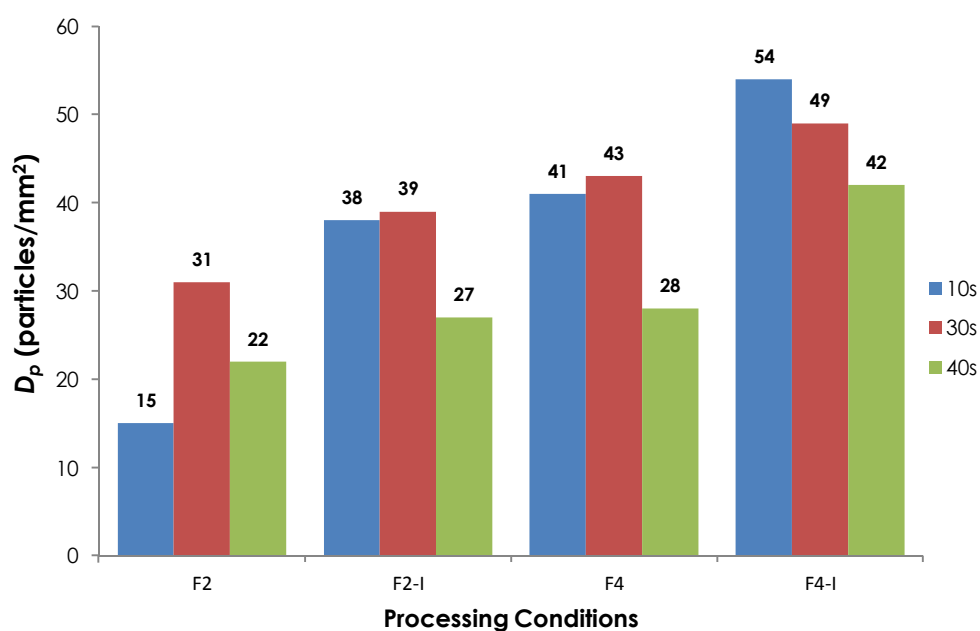
รูปที่ 4.18 โครงสร้างจุลภาคจากการเก็บตัวอย่างด้วยแม่พิมพ์ทองแดงที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน (1) 10 วินาที (2) 30 วินาที และ (3) 40 วินาที ตามลำดับ ที่เงื่อนไขแตกต่างกัน (ก) F2 (ข) F2-I (ค) F4 และ (ง) F4-I ตามลำดับ

ผลจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคเชิงปริมาณของการวิเคราะห์สัดส่วนของแข็ง ความหนาแน่นของอนุภาค และขนาดของอนุภาค แสดงดังรูปที่ 4.19 รูปที่ 4.20 และรูปที่ 4.21 ตามลำดับ สำหรับสัดส่วนของแข็ง ข้อมูลจะแสดงดังรูปที่ 4.19 จากกราฟพบว่า การเพิ่มแรงจากการพาดจากการเพิ่มอัตราการไหลของก๊าซจาก 2 เป็น 4 ลิตรต่อนาที จะเพิ่มสัดส่วนของแข็งเป็นทวิคูณที่ การเติมและไม่เติมตัวอินออกคิวแลนท์ (เช่น ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 วินาที เงื่อนไข F2 = 2.54% เปรียบเทียบกับเงื่อนไข F4 = 3.53% และเงื่อนไข F2-I = 3.76% เปรียบเทียบกับเงื่อนไข F4-I = 4.23%)



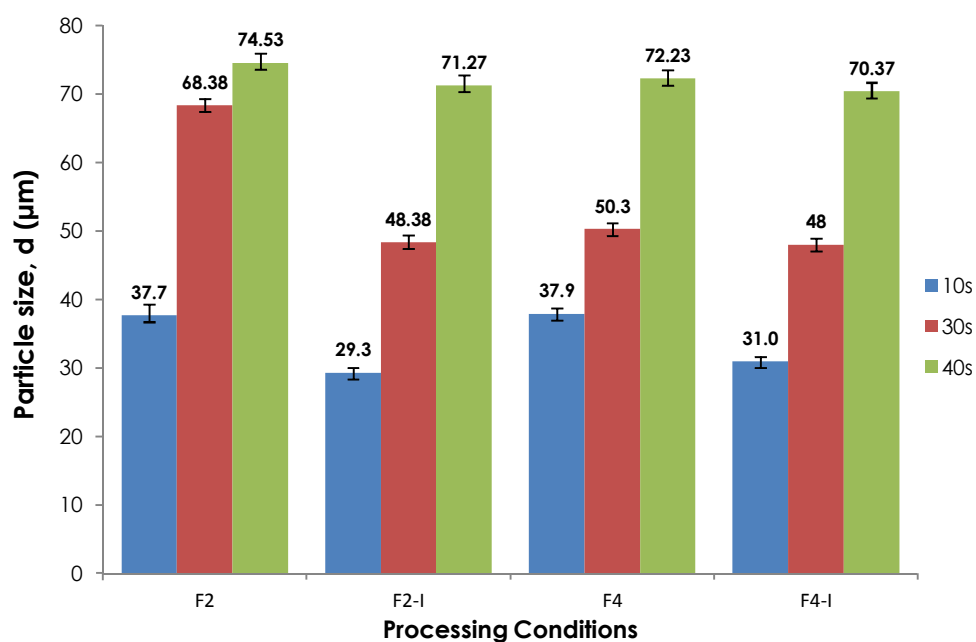
รูปที่ 4.19 สัดส่วนของแข็งจากการเก็บตัวอย่างด้วยแม่พิมพ์ทองแดง ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงและเงื่อนไขแตกต่างกัน

รูปที่ 4.20 แสดงผลการวิเคราะห์ความหนาแน่นของอนุภาค จากผลการวิจัยแสดงให้เห็นว่าการเพิ่มแรงจากการพาดทำให้ความหนาแน่นของอนุภาคของแข็งเพิ่มขึ้นที่ การเติมและไม่เติมตัวอินออกคิวแลนท์ ซึ่งที่การเติมตัวอินออกคิวแลนท์เพียงอย่างเดียวจะช่วยเพิ่มความหนาแน่นของอนุภาคด้วยเช่นกัน



รูปที่ 4.20 ความหนาแน่นของอนุภาคของแข็งจากการเก็บตัวอย่างด้วยแม่พิมพ์ทองแดงที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงและเงื่อนไขแตกต่างกัน

สำหรับการวิเคราะห์ขนาดของอนุภาค ผลจากการวิเคราะห์แสดงในรูปที่ 4.21 จากผลการวิจัย แสดงให้เห็นว่า ทุกเงื่อนไขในการวิจัยทั้งที่การเติมและไม่เติมตัวอินอกทิวแลนท์ จะทำให้อนุภาคของแข็งที่เริ่มเกิดการแข็งตัวมีขนาดเล็ก ซึ่งขนาดของอนุภาคจะอยู่ในช่วง 29 – 38 μm สำหรับเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 วินาที ขนาดของอนุภาคจะอยู่ในช่วง 48 – 69 μm สำหรับเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 30 วินาที และขนาดของอนุภาคจะอยู่ในช่วง 71 – 75 μm สำหรับเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 40 วินาที จากผลการวิจัย สามารถสรุปได้ว่า การเพิ่มแรงจากการพาหรืออัตราการไหลของก๊าซจาก 2 เป็น 4 ลิตรต่อนาทีไม่ได้ส่งผลต่อขนาดของอนุภาค (เช่น ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 วินาที เงื่อนไข F2 = 37.7 μm เปรียบเทียบกับเงื่อนไข F4 = 37.9 μm และเงื่อนไข F2-I = 29.3 μm เปรียบเทียบกับเงื่อนไข F4-I = 31.0 μm) ในทางตรงกันข้าม การเติมตัวอินอกทิวแลนท์จะทำให้อนุภาคของแข็งมีขนาดเล็กลง



รูปที่ 4.21 ขนาดของอนุภาคของแข็งจากการเก็บตัวอย่างด้วยแม่พิมพ์ทองแดง ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงและเงื่อนไขแตกต่างกัน

เพื่อความเข้าใจถึงอิทธิพลของการเติมตัวอินออกไซด์และสารเพิ่มแรงจากการพาต่อประสิทธิภาพในการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ มันมีความสำคัญที่จะเข้าใจถึงความสัมพันธ์ที่เกี่ยวข้องกับสัดส่วนของแข็ง ความหนาแน่นของอนุภาค และขนาดของอนุภาค ความสัมพันธ์ระหว่างตัวแปรต่าง ๆ สามารถวิเคราะห์ที่ได้ดังนี้

จากการรวมสมการ (3-1) กับสมการ (3-3) และสมการ (3-4) สัดส่วนของแข็งที่เกี่ยวข้องกับขนาดอนุภาคและความหนาแน่นของอนุภาค สามารถเขียนเป็นสมการ:

$$f_f = \frac{\pi}{4} \cdot D_p \cdot d^2 \quad (4-4)$$

และเขียนเป็นสมการใหม่ได้ว่า:

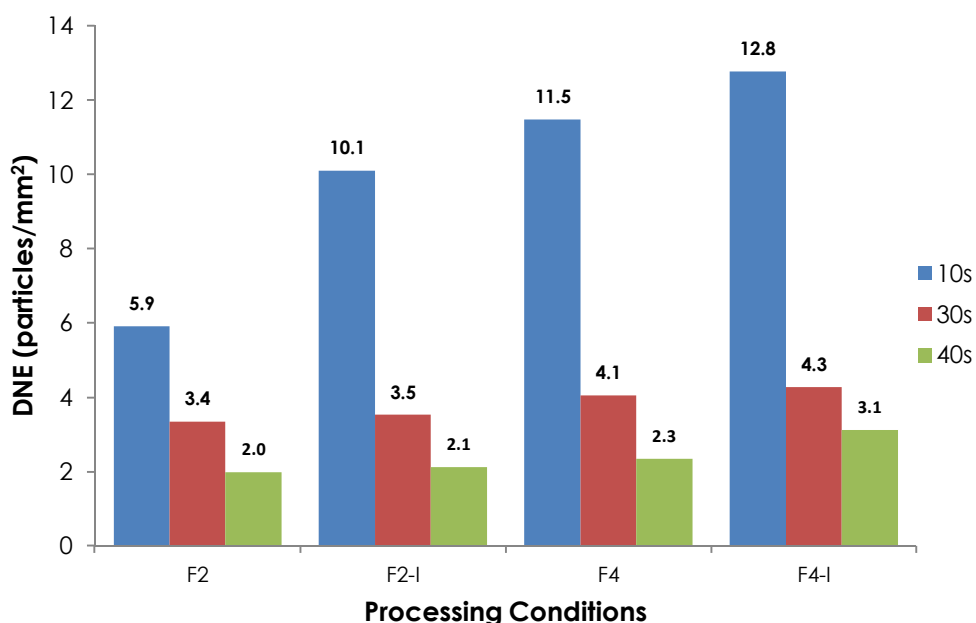
$$D_p = \frac{4}{\pi} \cdot \frac{f_s}{d^2} \quad (4-5)$$

จากสมการที่กล่าวมาข้างต้น แสดงให้เห็นว่าที่สัดส่วนของแข็งเดียวกัน ความหนาแน่นของอนุภาคจะมีค่าสูงได้นั้น อนุภาคของแข็งจะต้องมีขนาดเล็กมาก สำหรับการประยุกต์ใช้ในการหล่อ จะต้องการให้ความสามารถในการไหลสูง สมการนี้แสดงให้เห็นว่าประสิทธิภาพของการเกิดโครงสร้างละเอียด ในกระบวนการจำเป็นต้องสร้างอนุภาคของแข็งให้มีจำนวนมากที่สุดที่สัดส่วนของแข็งค่า ๆ และในเวลาที่ยาวเร็ว

ประสิทธิภาพในการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ (dynamic nucleation effectiveness, DNE) เป็นตัวบอกความสามารถในการเกิดอนุภาคของแข็งจากความหนาแน่นของอนุภาคและสัดส่วนของแข็ง โดยสามารถวิเคราะห์ได้ดังสมการ:

$$DNE = \frac{D_p}{f_s} \quad (4-6)$$

จากการวิเคราะห์ประสิทธิภาพในการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ ผลจากการวิเคราะห์ค่า DNE ที่เงื่อนไข F2 F2-I F4 และ F4-I ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 30 และ 40 วินาที ตามลำดับ ดังรูปที่ 4.22 ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 วินาที จะมีค่าประสิทธิภาพในการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ที่ 5.9 10.1 11.5 และ 12.8 อนุภาคต่อตารางมิลลิเมตร ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 30 วินาที จะมีค่าประสิทธิภาพในการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ที่ 3.4 3.5 4.1 และ 4.3 อนุภาคต่อตารางมิลลิเมตร และที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 40 วินาที จะมีค่าประสิทธิภาพในการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ที่ 2.0 2.1 2.3 และ 3.1 อนุภาคต่อตารางมิลลิเมตร ตามลำดับ ผลจากการวิเคราะห์ประสิทธิภาพในการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ สรุปได้ว่า แรงจากการพาเพิ่มประสิทธิภาพในการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์และเมื่อเติมตัวอินอกคิวแลนที่จะช่วยเพิ่มประสิทธิภาพในการเกิดนิวเคลียสให้สูงขึ้นไปอีก



รูปที่ 4.22 ประสิทธิภาพของการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง และเงื่อนไขแตกต่างกัน

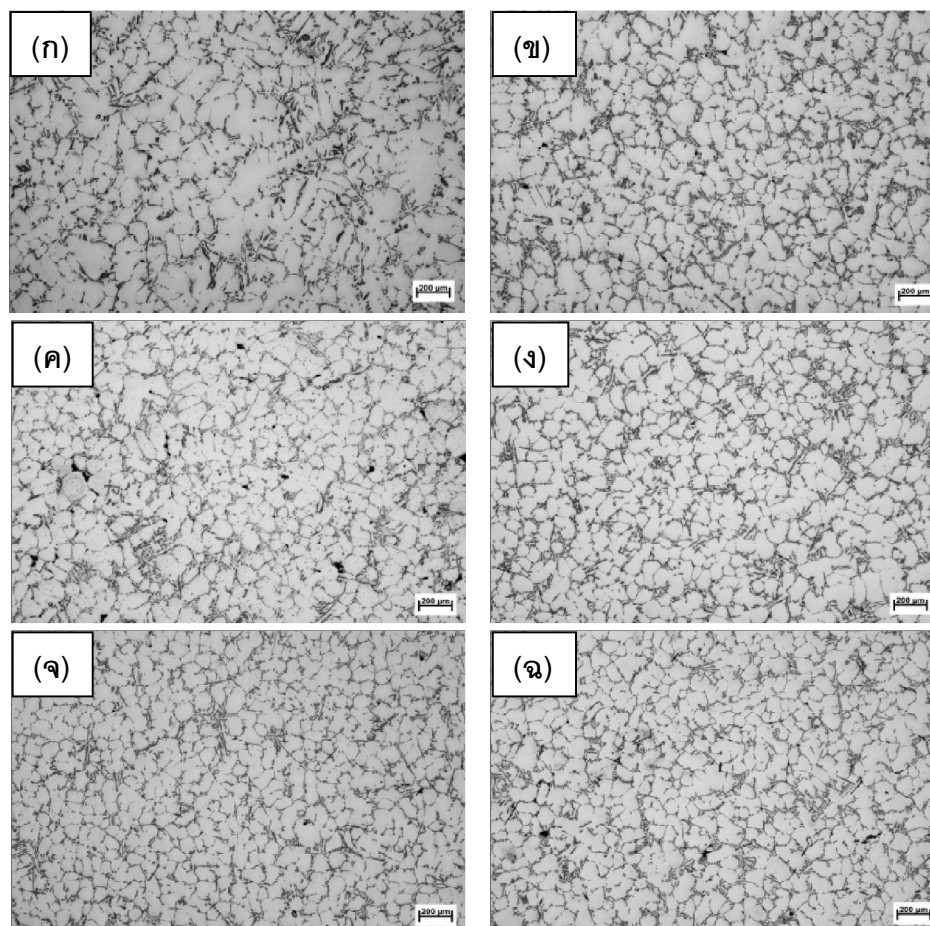
จากงานวิจัยที่ผ่านมา มีการศึกษาอิทธิพลของแรงจากการพาต่อการปรับปรุงเกรนให้ละเอียด [66]-[67] สรุปได้ว่า การปรับปรุงเกรนให้ละเอียดจะประกอบไปด้วย 2 ปัจจัยด้วยกัน คือ (1) การพาจากการไหลของของเหลวที่เข้าไปแทรกซึมใน โชนमुखี ทำให้แกนของเดนไดรต์เกิดการหลอม เกิดการสร้างนิวเคลียสทุติยภูมิ และ (2) การพาจะช่วยลดอุณหภูมิการเย็นตัวในน้ำ โลหะ ทำให้บริเวณของอุณหภูมิอินเตอร์คูลิงขยายออกและการเกิดการเปลี่ยนโชนจากโชนคอแลมน์นาร์ เป็นโชนอควิแอกซ์ กรณีนี้จะทำให้เกิดการเพิ่มจำนวนการอยู่รอดของนิวเคลียสทุติยภูมิ ทำให้เกิดอนุภาคของแข็งในน้ำ โลหะที่เสถียร

ความเข้าใจที่ดีต่ออิทธิพลของการเติมตัวอินอกคิวแลนท์ จากงานวิจัยที่ผ่านมา [30] การเติมตัวอินอกคิวแลนท์จะทำให้นิวเคลียสเกิดการนิวคลีเอชันเพิ่มขึ้น ไม่เพียงแต่จะเกิดที่ผนังเย็นแต่จะเกิดในน้ำ โลหะด้วย แรงจากการพาทำให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำโลหะ จะเพิ่มอัตราการนิวคลีเอชันโดยการแผ่ความร้อนจากการรีคาเลสเซนซ์ ดังนั้น เมื่อแรงจากการพาเพิ่มขึ้นในน้ำ โลหะที่มีการเติมตัวอินอกคิวแลนท์ จะเกิดการแตกหักของเดนไดรต์ ช่วยทำให้เกิดนิวเคลียสทุติยภูมิเพิ่มขึ้น

4.4.3 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคหลังจากการหล่อ

โครงสร้างจุลภาคที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 วินาที หลังจากการหล่อ โดยการปล่อยให้เย็นตัวในเบ้าเซรามิกที่เงื่อนไขต่าง ๆ คือ C650 C650-I F2 F2-I F4 และ F4-I แสดงดังรูปที่ 4.23 จากโครงสร้างจุลภาคหลังจากการหล่อ พบว่า การเติมตัวอินออกไซด์และ การเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ ดังรูปที่ 4.23 (ค) – (ง) ทำให้อนุภาคของแข็งปฐมภูมิ α มีขนาดเล็กกว่าการหล่อแบบดั้งเดิม ดังรูปที่ 4.23 (ก) – (ข)

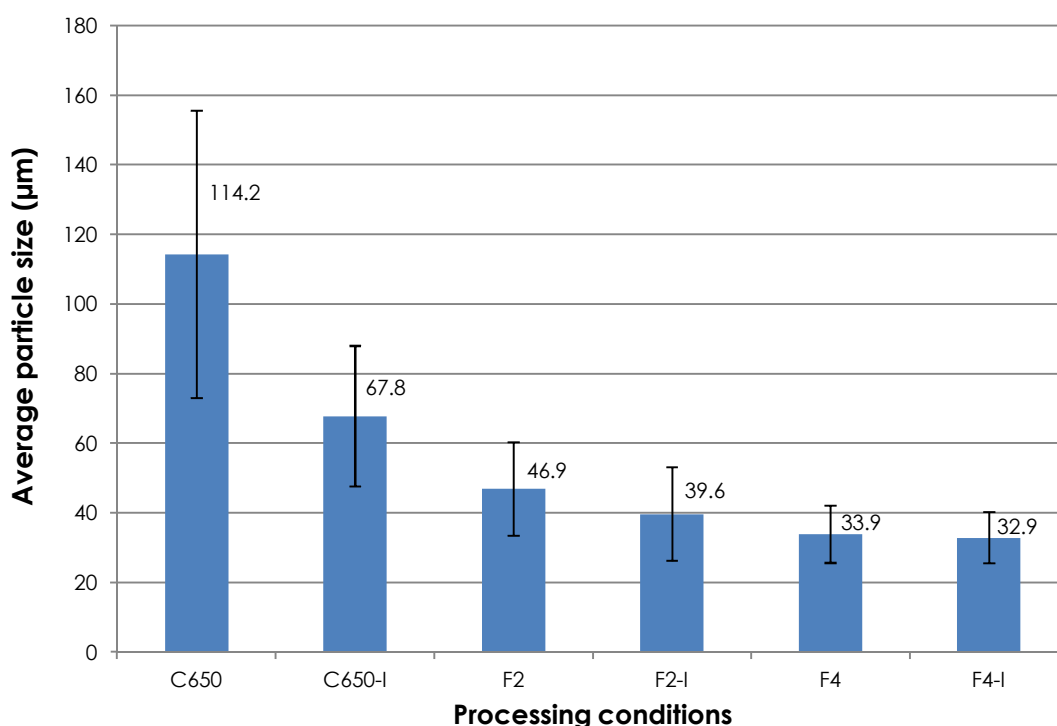
ผลของขนาดของอนุภาคเฉลี่ยหลังจากการหล่อโดยการปล่อยให้เย็นตัวในเบ้าเซรามิก จากการวิเคราะห์ด้วยวิธี Mean lineal interception แสดงดังรูปที่ 4.24



รูปที่ 4.23 โครงสร้างจุลภาคที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 วินาที หลังจากการหล่อ โดยการปล่อยให้เย็นตัวในเบ้าเซรามิก ที่เงื่อนไขต่าง ๆ (ก) C650 (ข) 650-I (ค) F2 (ง) F2-I (จ) F4 และ (ฉ) F4-I ตามลำดับ

ขนาดของอนุภาคเฉลี่ยหลังจากการหล่อโดยการปล่อยให้เย็นตัวในเบ้าเซรามิกจากการวิเคราะห์ด้วยวิธี Mean lineal interception ดังรูปที่ 4.24 อนุภาคของแข็งปฐมภูมิ α ที่เงื่อนไข C650 C650-I F2 F2-I F4 และ F4-I มีขนาดของอนุภาค 114.2 67.8 46.9 39.6 33.9 และ 32.9 μm ตามลำดับจากผลการวิเคราะห์นี้สามารถยืนยันผลจากการวิเคราะห์ประสิทธิภาพของการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ ในรูปที่ 4.22

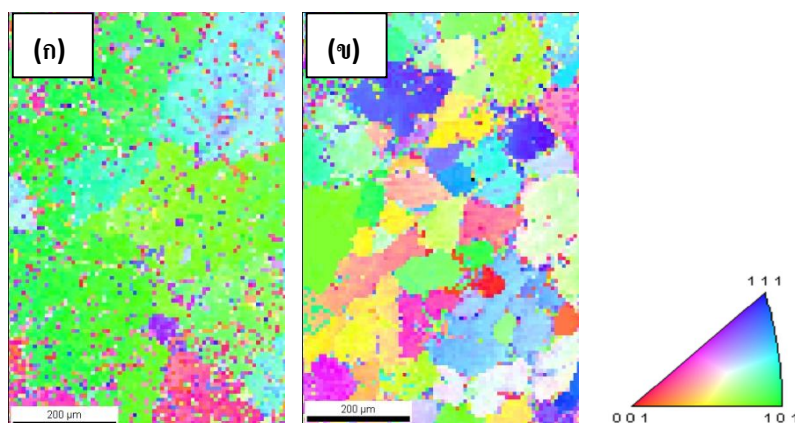
ในการศึกษานี้แสดงให้เห็นถึงประสิทธิภาพของการเติมตัวอินออกไซด์และ การเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ ในการเกิดอนุภาคของแข็งขนาดเล็กระหว่างกระบวนการหล่อ ด้วยกรรมวิธีกิส จากผลการวิจัย พบว่า การเติมตัวอินออกไซด์จะส่งผลอย่างมากต่อขนาดของอนุภาค โดยจะทำให้ขนาดของอนุภาคลดลงครึ่งหนึ่งในการหล่อแบบดั้งเดิม อย่างไรก็ตาม ขนาดของอนุภาคจะสามารถเกิดการลดขนาดได้อีกครั้งจากการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ด้วยกรรมวิธี กิส โดยไม่ต้องเติมตัวอินออกไซด์



รูปที่ 4.24 ขนาดของอนุภาคเฉลี่ยหลังจากการหล่อโดยการปล่อยให้เย็นตัวในเบ้าเซรามิกที่เงื่อนไขต่าง ๆ

4.4.4 การตรวจสอบการเรียงตัวของผลึกด้วยระบบการรับสัญญาณเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนกระเจิงกลับ

ผลจากการตรวจสอบการเรียงตัวของผลึกด้วยระบบการรับสัญญาณเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนกระเจิงกลับ (EBSD) แสดงการเปรียบเทียบขนาดของอนุภาคหลังการหล่อระหว่างเงื่อนไข C650 และเงื่อนไข F4-I ดังรูปที่ 4.25 จากผลการวิเคราะห์ พบว่า การเติมตัวอินอกคิวแลนต์และการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์จะทำให้โครงสร้างจุลภาคหลังจากการหลอมมีขนาดเล็กลงอย่างเห็นได้ชัดเมื่อเปรียบเทียบกับกรหล่อแบบดั้งเดิม และเป็นการยืนยันถึงประสิทธิภาพในการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ในงานวิจัย



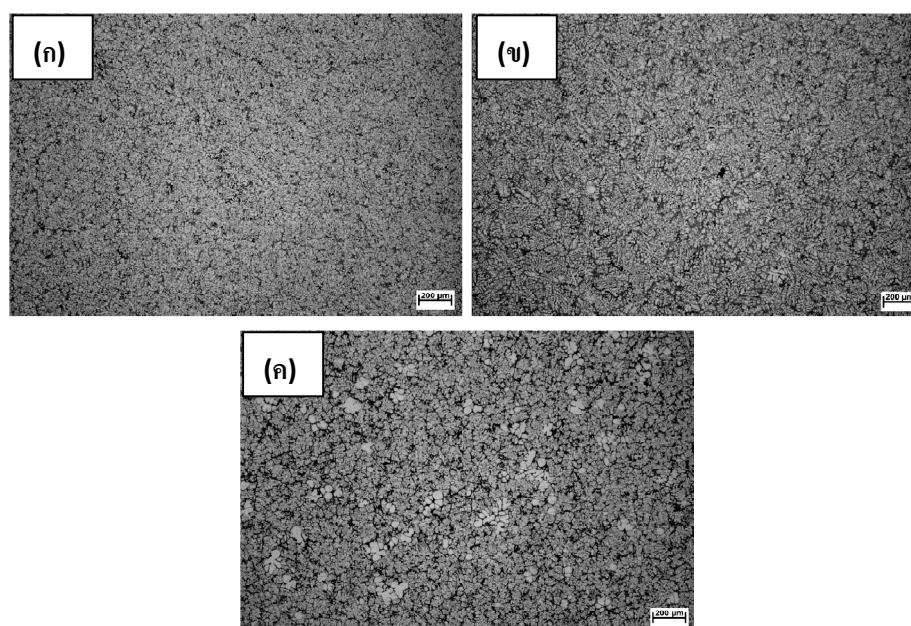
รูปที่ 4.25 แสดงขนาดของเกรน จากการวิเคราะห์ด้วย EBSD ของชิ้นงานหล่อ (ก) C650 และ (ข) F4-I ตามลำดับ

4.5 การศึกษาวิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 โดยการหล่อแบบเอียงเทในแบบหล่อ

4.5.1 สเตอริริงของแข็ง

จากการเก็บตัวอย่างสเตอริริงของแข็งด้วยแม่พิมพ์ทองแดงที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 5 10 และ 15 วินาที พบว่า จะมีสัดส่วนของแข็ง 0.01% 0.53% และ 6.41% ตามลำดับ ดังรูปที่ 4.26 แสดงโครงสร้างจุลภาคจากการเก็บตัวอย่างด้วยแม่พิมพ์ทองแดงที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 5 10 และ 15 วินาที จากรูปโครงสร้างจุลภาค พบว่า อนุภาคของแข็งปฐมภูมิ α (เฟสสีขาว) จะเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงเพิ่มขึ้น ซึ่งความหนืดของสเตอริริง

จะเพิ่มขึ้นเมื่อสัดส่วนของแข็งเพิ่มขึ้น ผลจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคเชิงปริมาณที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 5 10 และ 15 วินาที แสดงในตารางที่ 4.4 โดยจะมีขนาดอนุภาคของแข็งเฉลี่ย 7 66 และ 83 μm และลักษณะความกลมของอนุภาค 0.7 0.6 และ 0.6 ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 5 10 และ 15 วินาที ตามลำดับ ขนาดของอนุภาคของแข็งจะเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงเพิ่มขึ้นเนื่องจากกลไกการไรเฟนนิ่ง[4]



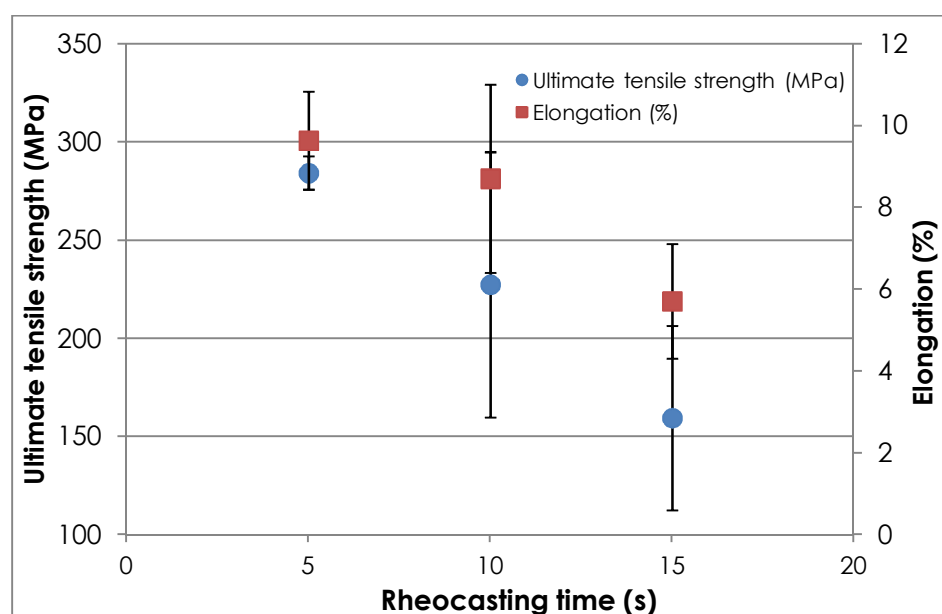
รูปที่ 4.26 แสดงโครงสร้างจุลภาคจากแม่พิมพ์ทองแดงที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน (ก) 5 วินาที (ข) 10 วินาที และ (ค) 15 วินาที ตามลำดับ

ตารางที่ 4.4 สรุปผลจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของสเตอร์รี่กึ่งของแข็ง

เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง (วินาที)	สัดส่วนของแข็ง (%)	ขนาดของอนุภาค (μm)	ลักษณะความ กลมของ อนุภาค
5	0.01	7	0.7
10	0.53	66	0.6
15	6.41	83	0.6

4.5.2 การทดสอบความแข็งแรงดึง

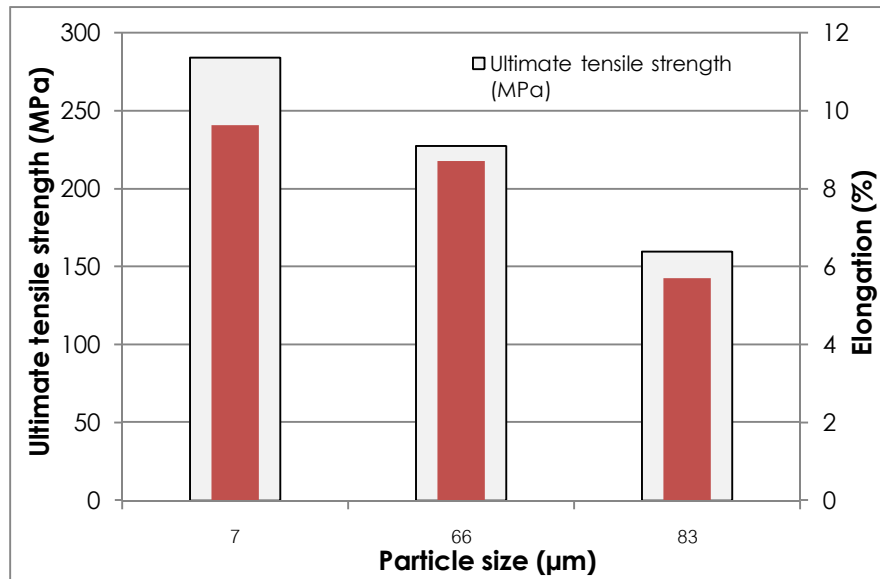
ผลจากการทดสอบค่าแข็งแรงดึงของชิ้นงานหลังจากการหล่อแบบเอียงเทในแบบหล่อถาวร แสดงในรูปที่ 4.27 ค่าแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดของชิ้นงานจากกระบวนการหล่อแบบ GISS โดยทำการหล่อแบบรีโอแคสติงเป็นเวลา 5 10 และ 15 วินาที คือ 284.1 227.3 และ 159.4 MPa และ 9.6% 8.7% และ 5.7% ตามลำดับ



รูปที่ 4.27 ค่าแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดของสเลอร์รี่กึ่งของแข็งที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงแตกต่างกัน

ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 5 วินาที จะมีค่าแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดสูงที่สุด เมื่อเปรียบเทียบกับที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 และ 15 วินาที เนื่องจากที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 5 วินาที อนุภาคของแข็ง α มีขนาดเล็ก ส่งผลให้มีการไหลที่ดีกว่าเวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 และ 15 วินาที ซึ่งจะเกิดการเติบโตของอนุภาค ดังรูปที่ 4.28 และสามารถสรุปได้ว่า เมื่อขนาดของอนุภาคที่เริ่มเกิดการแข็งตัวมีขนาดเล็ก จะทำให้ค่าแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดเพิ่มขึ้น

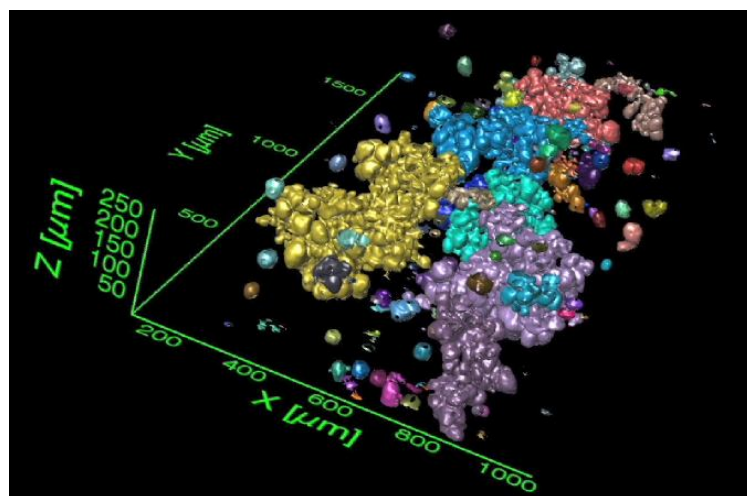
จากผลการวิจัย ขนาดของอนุภาคของแข็ง α ที่เริ่มเกิดการแข็งตัวมีอิทธิพลอย่างมากต่อสมบัติเชิงกล เช่น ค่าแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืด



รูปที่ 4.28 อิทธิพลของขนาดอนุภาคของแข็ง α ที่เริ่มเกิดการแข็งตัวต่อค่าแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืด

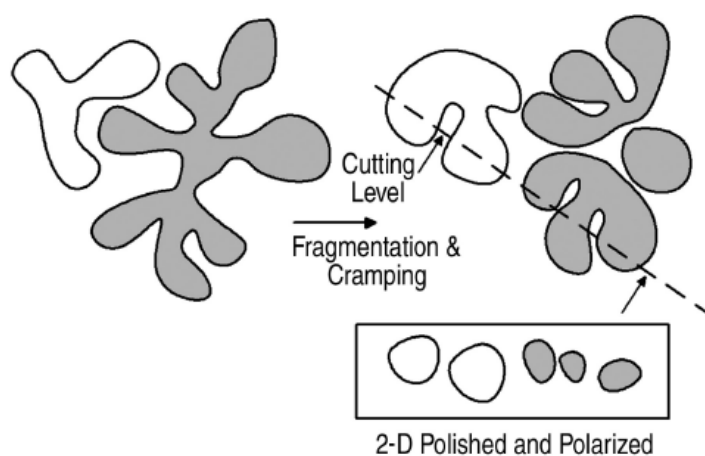
4.6 Three-dimensional analysis of 356 aluminum alloy using GISS process

จากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยเทคนิค 3D โดยวิธี Serial sectioning ของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 45 วินาที แสดงดังรูปที่ 4.29 ภาพ 3D ที่ได้จากการวิเคราะห์ พบว่าอนุภาคของแข็งเกิดการเชื่อมติดกันระหว่างอนุภาคเกิดเป็นกลุ่มก้อน (clustered) ของอนุภาคของแข็ง



รูปที่ 4.29 แสดงภาพ 3D ของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติงเป็นเวลา 45 วินาที

จากงานวิจัยที่ผ่านมา โดย Niroumand และคณะ [64] ศึกษาการผลิตโลหะกิ่งของแข็งโดยการหมุนด้วยแรงเชิงกลของอะลูมิเนียมผสม 10.25% ทองแดง สรุปไว้ว่า กลุ่มอนุภาคของแข็ง (pseudo-particles) เกิดการจับตัวกัน ทำให้ใน 2D จะแสดงเป็นกลุ่มของแข็งคล้ายเดนไดรต์ มีนักวิจัยหลายท่านได้แสดงปรากฏการณ์นี้เป็นการรวมตัวกันของอนุภาคของแข็งขนาดเล็ก แต่พวกเขาเชื่อว่าใน 2D เกิดการเชื่อมกันของอนุภาค และใน 3D จะเกิดเป็นเกรนเดนไดรต์ ดังรูปที่ 4.30



รูปที่ 4.30 แสดงโครงสร้างเกรนก่อนกลมจากการวิเคราะห์แบบ 2D โดยการตัดผ่านเดนไดรต์ [58]

บทที่ 5

บทสรุปและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผล

วิทยานิพนธ์ในหัวข้อเรื่องกลไกการเกิดโครงสร้างโลหะกิ่งของแข็งในกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติง ด้วยกระบวนการ GISS โดยจะทำการศึกษาวิวัฒนาการของเกรนก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัว การวิเคราะห์ลักษณะของโครงสร้างเกรนก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัวในกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติง การศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิแท่งกราไฟต์ที่มีต่อโครงสร้างโลหะกิ่งของแข็งของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ด้วยกรรมวิธีกิส พฤติกรรมของการเกิดโครงสร้างเกรนขนาดเล็กของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 โดยการเติมตัวอินอกคิวแลนท์และการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ การศึกษาวิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 ในการหล่อแบบเอียงเทในแบบหล่อถาวร และการศึกษาโครงสร้างเกรนก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัวด้วยเทคนิค3D ซึ่งสามารถสรุปผลการวิจัย ดังนี้

- 1) โครงสร้างจุลภาคในระยะเริ่มต้นของกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติง จะประกอบด้วย เกรนก่อนกลมเกรนอิควิแอกซ์ และเดนไดรต์
- 2) ในระยะเริ่มต้นของการปล่อยฟองก๊าซ จะเกิดอนุภาคนาขนาดเล็ก ซึ่งอุณหภูมินี้ โลหะบริเวณต่าง ๆ จะมีบางบริเวณที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิหลอมเหลว จึงทำให้เกิดการหลอมกลับของอนุภาคของแข็ง แต่เมื่ออุณหภูมิลดลงต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวจะทำให้อนุภาคของแข็งเหล่านั้นสามารถดำรงอยู่ได้
- 3) จำนวนของอนุภาคเกรนก่อนกลมเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาของกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติงเพิ่มขึ้น เนื่องจากเกิดการแตกหักของเดนไดรต์โดยกระบวนการหลอมบริเวณโคน แต่เมื่อเวลาของกระบวนการหล่อแบบรีโอแคสติงเพิ่มขึ้นอย่างมาก จะทำให้ความหนาแน่นของเกรนก่อนกลมคงที่ เนื่องจากเกิดการเชื่อมติดกันระหว่างอนุภาคเกรนก่อนกลม

- 4) แม่พิมพ์ทองแดงสามารถนำมาประยุกต์ใช้กับการวิเคราะห์ขนาดอนุภาค ความหนาแน่นของอนุภาค รูปร่างของอนุภาค และการกระจายตัวของอนุภาค ภายใต้การหล่อแบบรีโอแคสติง
- 5) ผลของสัดส่วนของแข็ง ความหนาแน่นของอนุภาค และขนาดอนุภาค สามารถอธิบายออกมาเป็นสมการที่แตกต่างกัน นอกจากนี้ การกระจายตัวของอนุภาคสามารถวิเคราะห์ด้วยวิธีไดเลชัน (dilatation method)
- 6) ผลที่ได้จากงานวิจัย ชี้ให้เห็นว่าการวิเคราะห์ลักษณะโครงสร้างจุลภาคสามารถนำไปใช้เป็นเครื่องมือในการควบคุมกระบวนการและคุณภาพในการหล่อแบบรีโอแคสติง นอกจากนี้ยังสามารถใช้เพิ่มประสิทธิภาพของกระบวนการและการศึกษากลไกการเติบโตในการหล่อแบบรีโอแคสติง
- 7) เทคนิคการเย็นตัวอย่างรวดเร็วของแม่พิมพ์ทองแดง สามารถนำมาใช้ศึกษาวิวัฒนาการของโครงสร้างสเลอว์ริงของแข็งที่เริ่มเกิดการแข็งตัว ซึ่งผลจากงานวิจัยทำให้เข้าใจถึงกลไกการเกิดโครงสร้างเกรนก่อนกลม
- 8) อุณหภูมิของแท่งกราไฟต์จะส่งผลต่อการเกิดโครงสร้างเกรนก่อนกลม หากแท่งกราไฟต์มีอุณหภูมิต่ำ ($25-40^{\circ}\text{C}$) จะทำให้จำนวนอนุภาคของแข็งเกิดได้น้อย เนื่องจากเกิดการเคลือบของน้ำ โลหะที่แท่งกราไฟต์ และหากมีอุณหภูมิสูงเกินไปจะทำให้ความสามารถในการสร้างอนุภาคของแข็งลดน้อยลงเช่นกัน
- 9) เติมตัวอินออกคิวแลนต์และการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์โดยการประยุกต์ใช้แรงจากการพาในการเย็นตัวของน้ำ โลหะ ส่งผลให้สัดส่วนของแข็งและความหนาแน่นของนิวเคลียสทุติยภูมิเพิ่มขึ้น
- 10) การเพิ่มแรงจากการพาในน้ำ โลหะที่เติมตัวอินออกคิวแลนต์จะทำให้เพิ่มประสิทธิภาพของการเกิดนิวเคลียสแบบพลศาสตร์ (dynamic nucleation effectiveness) ซึ่งทำให้โครงสร้างจุลภาคหลังจากการหล่อมีขนาดเล็กลง
- 11) การปรับปรุงเกรนให้ละเอียดสามารถทำได้เพียงใช้แรงจากการพา เพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วของน้ำ โลหะก่อนการขึ้นรูป
- 12) อิทธิพลของการเติมตัวอินออกคิวแลนต์ที่ไม่มีผลต่อการเกิดอนุภาคของแข็งที่แรงจากการพาสูง
- 13) ขนาดของอนุภาคของแข็ง α ที่เริ่มเกิดการแข็งตัวมีอิทธิพลต่อค่าแข็งแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืด

- 14) ในการวิเคราะห์เทคนิค 3-D ด้วยกรรมวิธี Serial sectioning พบว่า อนุภาคของแข็งเกิดการเชื่อมติดกันระหว่างอนุภาค เกิดเป็นกลุ่มก้อน

5.2 ข้อเสนอแนะ

5.2.1 การตรวจสอบการเรียงตัวของผลึกด้วยระบบการรับสัญญาณเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนกระเจิงกลับ (EBSD) เป็นวิธีการวิเคราะห์ที่น่าสนใจ น่าจะเป็นอีกแนวทางหนึ่งในการศึกษากลไกการเกิดโครงสร้างโลหะกึ่งของแข็ง

5.2.2 สามารถศึกษาเพิ่มเติมถึงรูปร่างและลักษณะความกลมของอนุภาคของแข็ง α ที่เริ่มเกิดการแข็งตัวต่อสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356

5.2.3 การศึกษากลไกการเกิดเกรนก่อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัวที่เวลาในการหล่อแบบรีโอแคสติง 10 12 และ 15 วินาที ด้วยเทคนิค 3D เป็นสิ่งที่น่าสนใจ

เอกสารอ้างอิง

- [1] Campbell, J. *Castings*, 2nd ed.; Butterworth-Heinemann Ltd: Oxford, 1991.
- [2] NADCA. Die casting: The North American Die Casting Association. <http://www.diecasting.org/default.php> (accessed Feb 21, 2012).
- [3] Vinarcik, E. J. *High Integrity Die Casting Processes*. John Wiley & Sons: New York, 2003.
- [4] Martinez, R. A. Formation and Processing of Rheocast Microstructures. Ph.D. Dissertation, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, 2004.
- [5] Vforge, Inc. Semi Solid Material (SSM): Viscous Forged Semi Solid Manufacturing. <http://www.vforge.com> (accessed Feb 12, 2012).
- [6] de Figueredo, A. M. Science and Technology of Semi-Solid Metal Processing. The North American Die Casting Association: Rosemont, IL, 2001.
- [7] Jorstad, J. L. *SSM Processes – An Overview*, Proceedings of the 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Limassol, Cyprus, September 21-23, 2004, published as CD-ROM by NADCA, USA, 2004.
- [8] Yurko, J. A.; Martinez, R. A.; Flemings M.C. *SSRTM: The Spheroidal Growth Route to Semi-Solid Forming*, Proceedings of the 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Limassol, Cyprus, September 21-23, 2004, published as CD-ROM by NADCA, USA, 2004.
- [9] Wannasin, J.; Martinez R. A.; Flemings M. C. Grain refinement of an aluminum alloy by introducing gas bubbles during solidification. *Scripta Mater.* 2006, 55(2), 115-118.
- [10] Kenney, M. P.; Courtois, J. A.; Evans, R. D.; Farrior, G. M.; Kyonka, C. P.; Koch, A. A.; Young, K. P. In *Semisolid metal casting and forging*. ASM Metals Handbook; 9th ed.; Materials Park, OH, USA, 1988; Vol.15; pp 327-338.
- [11] Fan, Z. Semi-solid Metal Processing. *Inter. Mater. Rev.* 2002, 47, 2, 49-85.
- [12] Atkinson, H. V. Modelling the Semisolid Processing of Metallic Alloys. *Progress in Materials Science.* 2005, 50, 341-412.

- [13] Martinez, R. A. A New Technique for the Formation of Semisolid Structures, M.S. Dissertation, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, June 2001.
- [14] Young, K .P.; Kyonka, C. P.; Courtois, J. A. Fine Grained Metal Composition, US Patent no. 4,415,374, March 30, 1982.
- [15] Liu, D.; Atkinson, H. V.; Kappranos, P.; Jirattiticharoean, W.; Jones, H. Microstructural Evolution and Tensile Mechanical Properties of Thixoformed High Performance Aluminum Alloys. *Mater. Sci. Eng. A.* 2003, 361, 213-224.
- [16] Hong-min, G.; Xiang-jie, Y. Preparation of Semi-solid Slurry Containing Fine and Globular Particles for Wrought Aluminum Alloy 2024. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 2007, 17, 799-804.
- [17] Fan, Z.; Ji, S.; Bevis, M. J. *Twin-screw rheomoulding – A new semi-solid processing technology.* Proceedinds of the 6th International Conference on Semi-solid Alloys and Composites. Royal Turin Polytechnic, Turin, Italy, September 27-29, 2000.
- [18] Langlais, J.; Lemieux, A. The SEED technology for semi-solid processing of aluminum alloys: A metallurgical and process overview. *Solid State Phenomena.* 2006, 116-117, 472-477.
- [19] Porter, D. A.; Easterling, K. E. *Phase Transformations in Metals and Alloys.* 2nd ed.; Nelson Thornes Ltd.: United Kingdom, 2001.
- [20] C.I.T.; Motegi T.; Tanabe F. *New semi-solid casting of copper alloys using an inclined cooling plate.* Proceedings of the 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Limassol, Cyprus, September 21-23, 2004, published as CD-ROM by NADCA, USA, 2004.
- [21] Flemings, M. C.; Yurko J.; Martinez R. A. *Semi-solid forming: Our understanding today and its implications for improved process.* Proceedings of the 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Limassol, Cyprus, September 21-23, 2004, published as CD-ROM by NADCA, USA, 2004.
- [22] Flemings, M. C. and Martinez, R. A. Principles of Microstructural Formation in Semi-solid Metal Processing. *Solid State Phenomena.* 2006, 116-117, 1-8.
- [23] Vogel, A.; Doherty, R. D.; Cantor, B. *Stir-cast microstructure and slow crack growth.* Proceedings of International Conference on Solidification, Sheffield, UK, July 7-10, 1979.

- [24] Hellawell, A. *Grain evaluation in conventional rheocasting*. Proceedings of the 4th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Sheffield, UK, June 19-21, 1996.
- [25] Mullis, A. M. Growth Induced Dendritic Bending and Rosette Formation during Solidification in a Shearing Flow. *Acta Mater.* 1999, 47(6), 1783-1789.
- [26] Spencer, D. B.; Mehrabian, R.; Flemings, M. C. Rheological Behavior of Sn-15 pct Pb in the Crystallization Range. *Metal. Trans.* 1972, 3, 1925-1932.
- [27] Joly, P. A.; Mehrabian, R. Rheology of a partially solid alloy. *J. Mater. Sci.* 1976, 11, 1392-1418.
- [28] Ji, S.; Fan, Z. Solidification behavior of Sn-15wt.%Pb alloys under high shear rate and high intensity of turbulence. *Metall. Trans. A.* 2002, 33A, 3511-3520.
- [29] Ryoo, H.; Kim, D. H. *Evolution of microstructure during semi-solid state processing of Mg-Al-Zn-X alloys*. Proceedings of the 3th International Conference on Processing of Semi-solid Alloys and Composites, Tokyo, Japan, June 13-15, 1994, 95-106.
- [30] Greer, L. A.; Cooper P. S.; Meredith, M. W.; Schneider, W.; Schumacher, P. Spittle, J. A.; Tronche A. Grain refinement of aluminum alloys by inoculation. *Adv. Eng. Mater.* 2003, 5(1-2), 81-91.
- [31] Maxwell, I. and Hellawell, A. A Simple Model for grain refinement during solidification. *Acta Mater.* 1975, 23, 229-237.
- [32] Doru Michael Stefanescu. *Science and Engineering of Casting Solidification*. Kluwer Academic/Plenum Publishers, USA, 2002.
- [33] Iqbal, N.; van Dijk, N. H.; Offerman, S. E.; Moret, M. P.; Katgerman, L.; Kearley, G. J. Real-time observation of grain nucleation and growth during solidification of aluminum alloys. *Acta Mater.* 2005, 53, 2875-2880.
- [34] Nafisi, S.; Ghomashchi, R. Effect of stirring on solidification pattern and alloy distribution during semi-solid-metal casting. *Mater. Sci. Eng. A.* 2006, 437, 388-395.
- [35] Wu, S.; Xie, L.; Zhao, J.; Nakae, H. Formation of non-dendritic microstructure of semi-solid aluminum alloy under vibration. *Scripta Mater.* 2008, 58, 556-559.
- [36] Jian, X.; Xu, H.; Meek, T. T.; Han, Q. Effect of power ultrasound on solidification of aluminum A356 alloy. *Mater. Lett.* 2005, 59, 190-193.

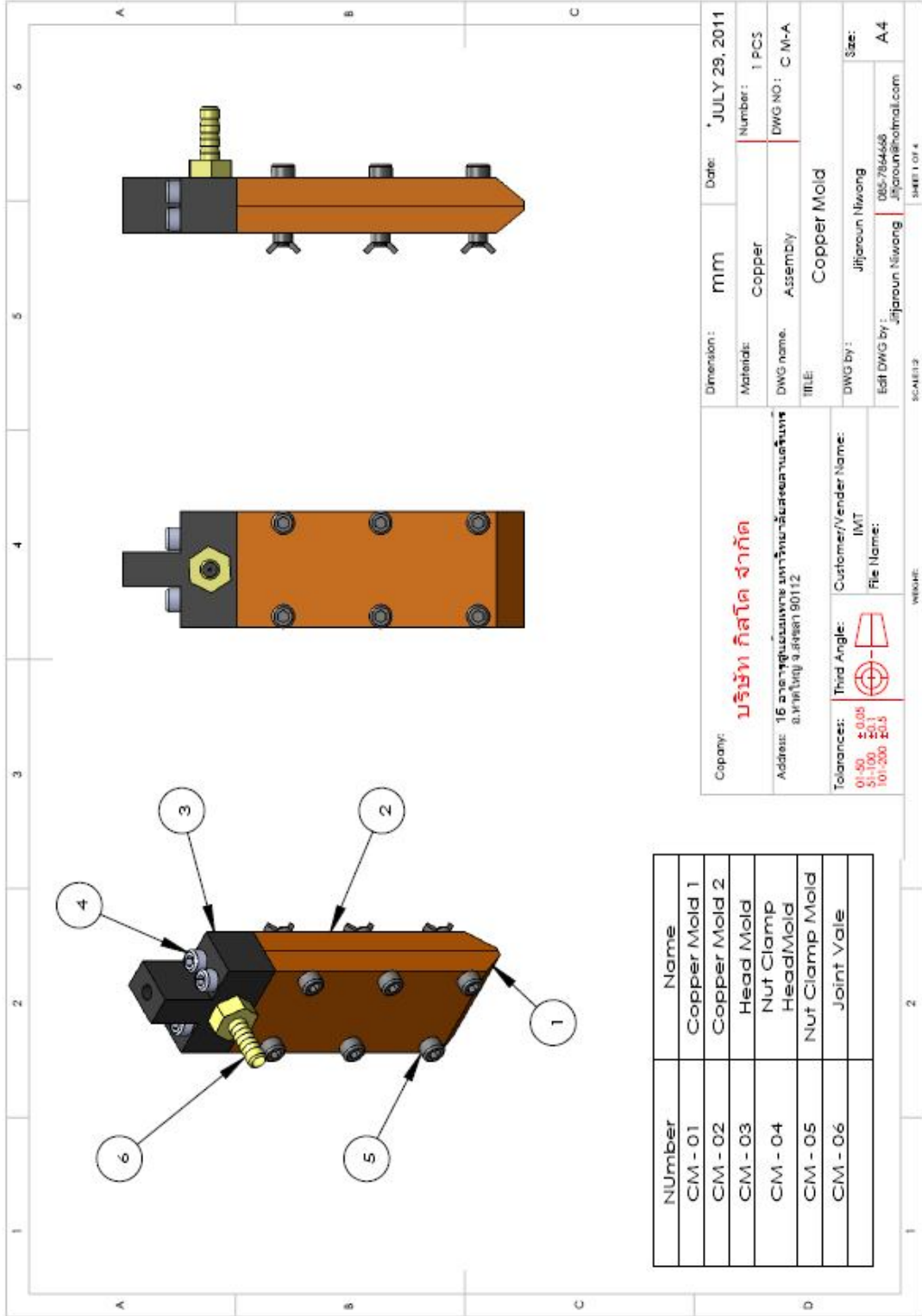
- [37] Li, T.; Lin, X.; Huang, W. Morphological evolution during solidification under stirring. *Acta Mater.* 2006, 54, 4815-4824.
- [38] Zhang Xiao-li.; Li Ting-ju.; Xie Shui-sheng.; Teng Hai-Tao.; Jin Jun-ze. Microstructure evolution of A356 alloy in a novel rheocasting approach. *J. Mater. Process. Tech.* 2009, 209, 2092-2098.
- [39] Flemings, M. C. *Solidification Processing*. McGraw-Hill: New York, 1974.
- [40] Yang, Z.; Kang, C. G.; Hu, Z. Q. Microstructural stress concentration: An important role in grain refinement of rheocasting structure. *Metall. Mater. Trans. A.* 2005, 36, 2785-2792.
- [41] Das, A.; Ji, S.; Fan, Z. Morphological development of solidification structures under forced fluid flow: a Monte-Carlo simulation. *Acta Mater.* 2002, 50, 4571-4585.
- [42] Jackson, K. A.; Hunt, J. D.; Uhlman, D. R.; Seward, T. P. On the origin of the equiaxed zone in casting. *Trans. Metall. Soc. AIME.* 1996, 236, 149-158.
- [43] Paradise, C. J.; Smith, R. N.; Glicksman, M. E. The influence of convection during solidification on fragmentation of the mushy zone of a model alloy. *Metall. Mater. Trans. A.* 1997, 28, 875-883.
- [44] Hellawell, A.; Liu, S.; Lu, S. Z. Dendrite fragmentation and the effects of fluid flow in casting. *J. Mater. Soc.* 1997, 49(3), 18-20.
- [45] Herlach, D. M.; Eckler, K.; Karma, A.; Schwarz, M. Grain refinement through fragmentation of dendrites in undercooled melts. *Mater. Sci. Eng. A.* 2001, 304-306, 20-25.
- [46] Ji, S. The fragmentation of primary dendrites during shearing in semisolid processing. *J. of Mater. Sci.* 2003, 38, 1559-1564.
- [47] Ruvalcaba, D.; Mathiesen, R. H.; Eskin, D. G.; Arnberg, L.; Katgerman, L. In situ observations of dendritic fragmentation due to local solute-enrichment during directional solidification of an aluminum alloy. *Acta Mater.* 2007, 55, 4287-4292.
- [48] Nagashio, K.; Nozaki, K.; Kuribayashi, K. Dynamic process of dendrite fragmentation in solidification from undercooled Si melt using time-resolved x-ray diffraction. *App. Phy. Lett.* 2007, 91, 061916-1.
- [49] Wang, H.; Liu, F.; Tan, Y. Modeling grain refinement for undercooled single-phase solid-solution alloys. *Acta Mater.* 2011, 59, 4787-4789.

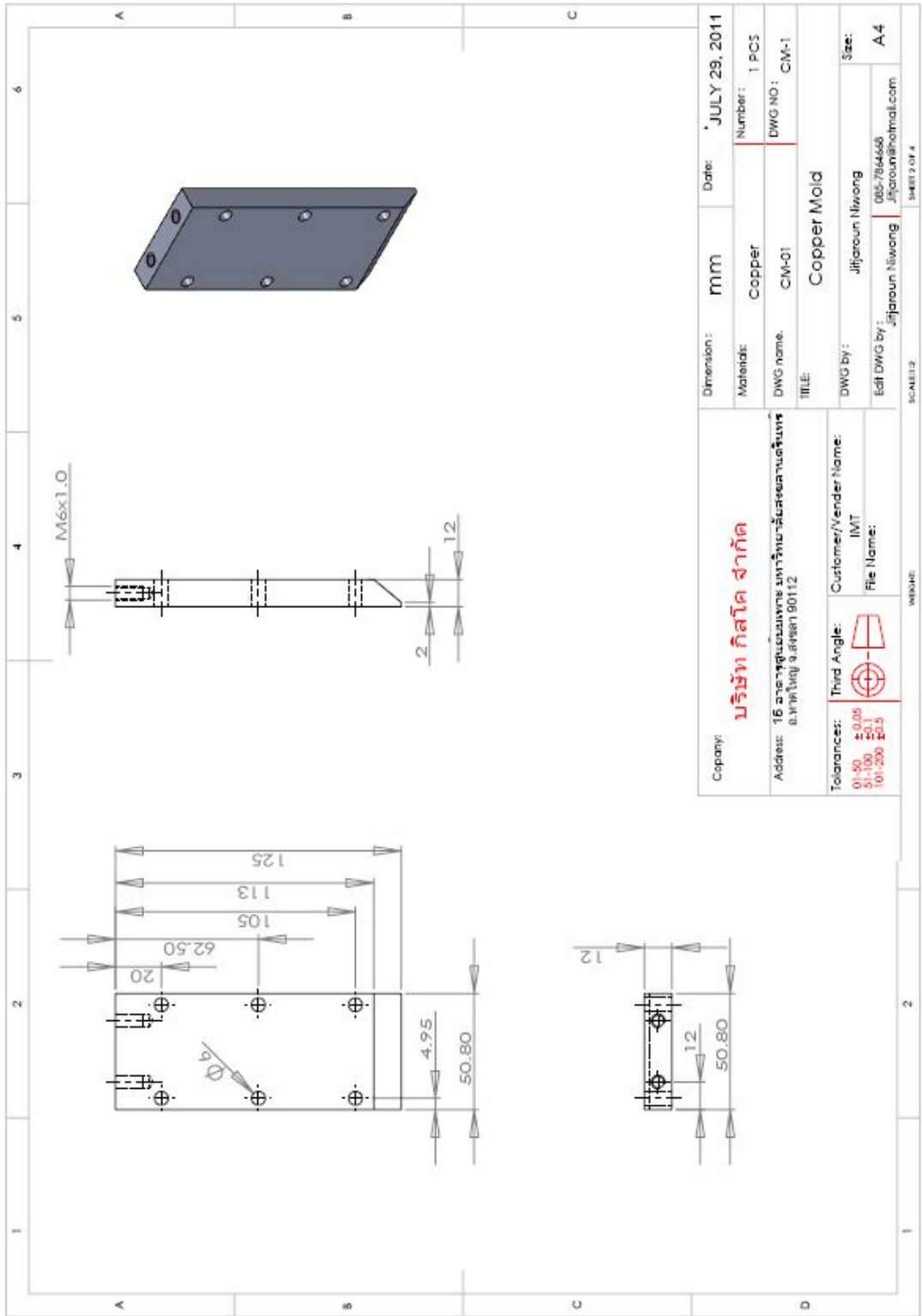
- [50] Li, X.; Gagnoud, A.; Fautrelle, Y.; Ren, Z.; Moreau, R.; Zhang, Y.; Esling, C. Dendrite fragmentation and columnar-to-equiaxed transition during directional solidification at lower growth speed under a strong magnetic field. *Acta Mater.* 2012, 60, 3321-3332.
- [51] Aveson, J. W. Studying flow effects on dendrite fragmentation using Rayleigh-Bénard convection. *Mater. Sci. and Tech.* 2012, 28, 8, 1014-1017.
- [52] Martinez, R. A. and Flemings, M. C. Evolution of Particle Morphology in Semi-solid Processing. *Metall. Mater. Trans. A.* 2005, 36, 2205-2210.
- [53] Wannasin, J.; Canyook, R.; Burapa, R.; Flemings, M. C. Evaluation of solid fraction in a rheocast aluminum die casting alloy by a rapid quenching method. *Scripta Mater.* 2008, 59, 1091.
- [54] Alkemper, J. and Voorhees, P. W. Quantitative serial sectioning analysis. *J. of Micro.* 2001, 201, 388-394.
- [55] Chul, P.; Sanshik, K.; Yongnam, K.; Youngseon, L.; Junghwan, L. Mechanical and corrosion properties of rheocast and low-pressure cast A356-T6 alloy. *Mater. Sci. Eng. A*, 2005, 391, 86-94.
- [56] Martinez, R. A. and Flemings, M. C. Spheroidal Particle Stability in Semi-Solid Processing. *Metall. Mater. Trans. A.* 2006, 37A, 2807-2815.
- [57] Shehata, M. In *Practical guide to Image Analysis*, ASM International: Materials Park, OH, USA, 2000.
- [58] Nafisi, S.; Ghomashchi, R. The microstructural characterization of semi-solid slurries. *JOM.* 2006, 58, 24-30.
- [59] Annavarapu, S. and Doherty, R. D. Inhibited coarsening of solid-liquid microstructures in spray casting at high volume fractions of solid. *Acta Mater.* 1995, 43, 3207.
- [60] Manson-Whitton, E. D.; Stone, I. C.; Jones, J. R.; Grant, P. S.; Cantor, B. Isothermal grain coarsening of spray formed alloys in the semi-solid state. *Acta Mater.* 2002, 50, 2517.
- [61] Kumar, P.; Martin, C. L.; Brown, S. Constitutive modeling and characterization of the flow behavior of semi-solid metal alloy slurries – I. The flow response. *Acta Metall. Mater.* 1994, 42, 3595-3602.
- [62] Martin, C. L.; Kumar, P.; Brown, S. Constitutive modeling and characterization of the flow behavior of semi-solid metal alloy slurries: Part II. Structural evolution under shear deformation. *Acta Metall. Mater.* 1994, 42, 3603.

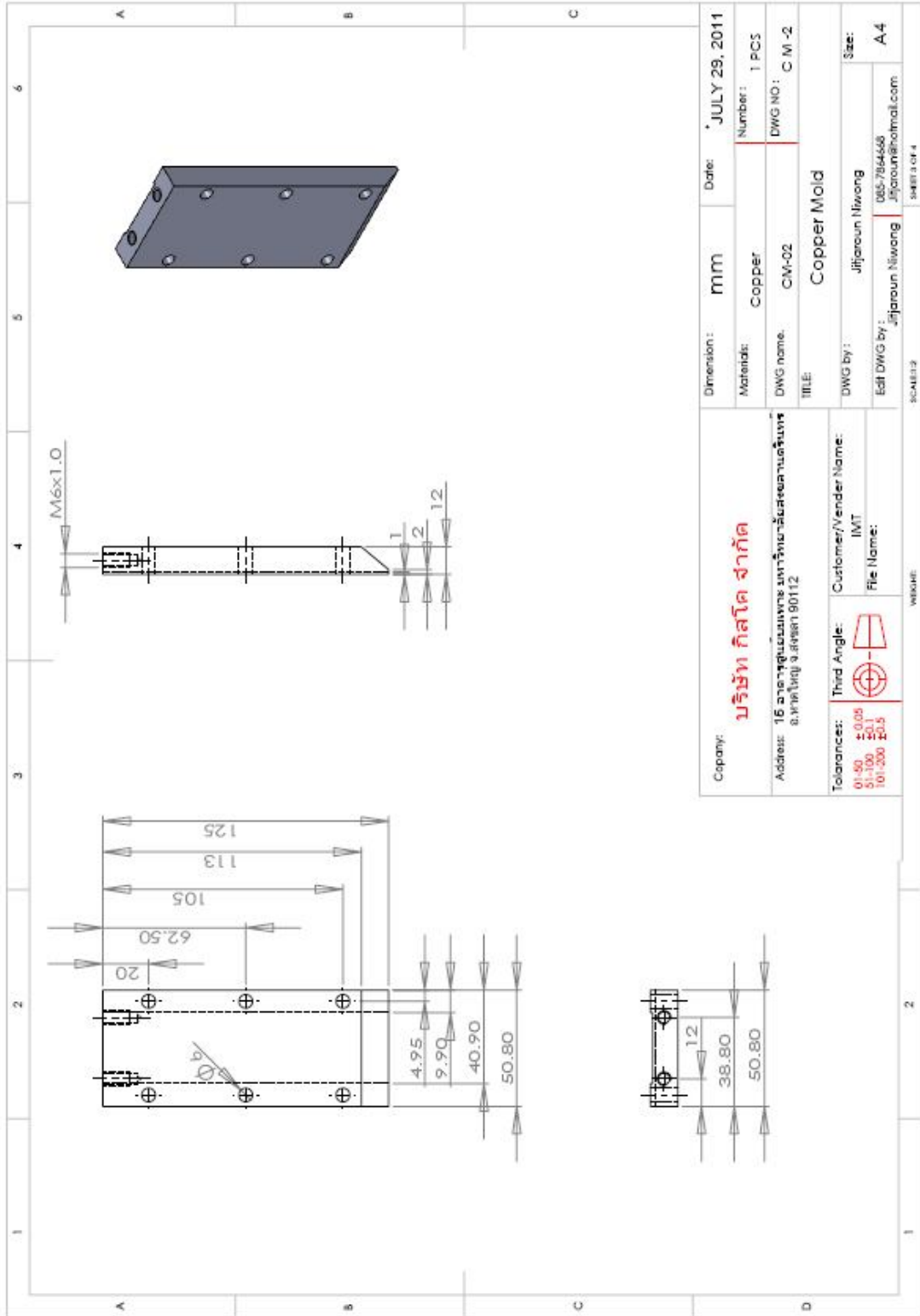
- [63] Limodin, N.; Salvo, L.; Suery, M.; DiMichiel, M. In situ investigation by X-ray tomography of the overall and local microstructural changes occurring during partial remelting of an Al-15.8 wt.%Cu alloy. *Acta Mater.* 2007, 55, 3177-3191.
- [64] Niroumand, B.; Xia, K. Three Dimensional Study of the Structure of Primary Crystals in a Rheocast Al-Cu Alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 2000, 283, 70-75.
- [65] Nafisi, S.; Ghomashchi, R. Grain refining of conventional and semi-solid A356 Al-Si alloy. *J. Mater. Proc. Tech.* 2006, 174, 371-383.
- [66] HUNT, J.D. Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutectic. *Mater. Sci. Eng.*, 1984, 65(1), 75-83.
- [67] Vivès, C. Electromagnetic refining of aluminum alloys by the CREM process, part I : working principle and metallurgical results, *Metall. Trans. B*, 1989, 20B(8), 623-629.

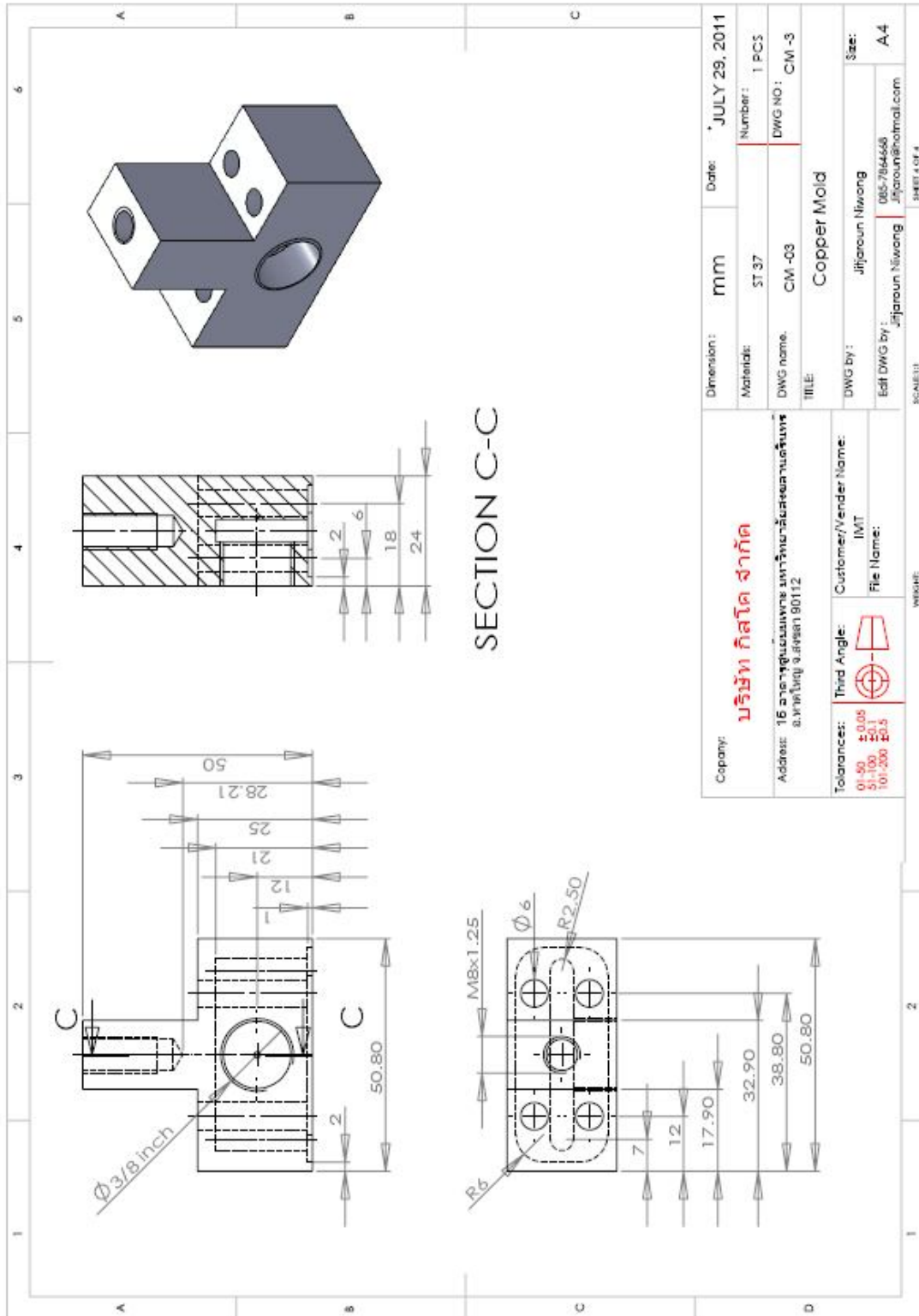
ภาคผนวก

ภาคผนวก ก









Company:	บริษัท กัสโต จำกัด	Dimension:	mm	Date:	JULY 29, 2011
Address:	16 บางขุนเทียน แขวง บางหว้า ต.บางขุนเทียน กรุงเทพมหานคร อ.บางหว้า จ.สมุทรสาคร 90112	Material:	ST 37	Number:	1 PCS
Tolerances:	0:50 ±0.05 0:100 ±0.1 10:300 ±0.3	DWG name:	CM-03	DWG NO.:	CM-3
Third Angle:		TITLE:	Copper Mold		
Customer/Vender Name:	IMT	DWG by:	Jijaroun Niwong		
File Name:		Self DWG by:	Jijaroun Niwong	085-784668	Size:
			jijaroun@hotmail.com		A4
					SHEET 4 OF 4

ประวัติผู้เขียน

ชื่อ สกุล นางสาวรังสิณี แคนยุกต์

รหัสประจำตัวนักศึกษา 5110130029

วุฒิการศึกษา

วุฒิ	ชื่อสถาบัน	ปีที่สำเร็จการศึกษา
วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วิศวกรรมวัสดุ)	มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์	2551

ทุนการศึกษา (ที่ได้รับในระหว่างการศึกษา)

- ทุนโครงการปริญญาเอกกาญจนาภิเษก (สัญญาเลขที่ PHD/0134/2551)

การตีพิมพ์เผยแพร่ผลงาน

1. R. Canyook, S. Petsut, S. Wisutmethangoon, M.C. Flemings, J. Wannasin. "Evolution of microstructure in semi-solid slurries of rheocast aluminum alloy", *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. vol. 20, pp. 1649-1655, 2010.
2. J. Wannasin, S. Janudom, T. Rattanochaikul, R. Canyook, R. Burapa, T. Chucheeep, S. Thanabumrungskul. "Research and development of gas induced semi-solid process for industrial applications", *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. vol. 20, pp. s1010-s1015, 2010.
3. R. Burapa, S. Janudom, T. Chucheeep, R. Canyook, J. Wannasin. "Effects of primary phase morphology on mechanical properties of Al-Si-Mg-Fe alloy in semi-solid slurry casting process", *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. vol. 20, pp. s857-s861, 2010.
4. Thiensak Chucheeep, Rungsinee Canyook, Tanate Rattanochaikul, Somjai Janudom, Sirikul Wisutmethangoon, Jessada Wannasin "A fluidity study of semi-solid rheo-slurry of AC4C aluminum alloy in gravity sand casting", *Adv. Mater. Res.* vol. 33, pp. 439-442, 2011.
5. R. Canyook, J. Wannasin, S. Wisuthmethankul, M.C. Flemings. "Characterization of the microstructure evolution of a semi-solid metal slurry during the early stages", *Acta Mater.* vol. 60, pp. 3501-3510, 2012.

6. J. Wannasin, R. Canyook, S. Wisutmethangoon, M.C. Flemings. “Grain refinement behavior of an aluminum alloy by inoculation and dynamic nucleation”, *Acta Mater.* vol. 61, pp. 3897-3903, 2013.
7. T. Chucheep, J. Wannasin, R. Canyook, T. Rattanochaikul, S. Janudom, S. Wisutmethangoon, M.C. Flemings. “Characterization of flow behavior of semi-solid slurries with low solid fractions”, To be published in *Metall. Mat. Trans. A.* 2013.