



การหล่อแบบสเตอร์รี่ของอะลูมิเนียมบริสุทธิ์และโลหะผสมดีบุก-สังกะสี

Slurry Casting of Pure Aluminum and Sn-Zn Alloy

ธัญพร พันธุ์วิชาติกุล

Thanyaporn Phanwichatkul

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญา

วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ

มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

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

Master of Engineering in Materials Engineering

Prince of Songkla University

2558

ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

ชื่อวิทยานิพนธ์ การหล่อแบบสเตอร์รี่ของอะลูมิเนียมบริสุทธิ์และโลหะผสมดีบุก-สังกะสี
 ผู้เขียน รัชยพร พันธุ์วิชาติกุล
 สาขาวิชา วิศวกรรมวัสดุ

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์

คณะกรรมการสอบ

.....

.....ประธานกรรมการ

(รองศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์)

(ดร.บุญรัตน์ โล่ห์วงศ์วัฒน์)

.....กรรมการ

(รองศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์)

.....กรรมการ

(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ธวัชชัย ปลุกผล)

..... กรรมการ

(ดร.สมใจ จันทร์อุดม)

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ อนุมัติให้บัณฑิตวิทยาลัยนี้เป็นส่วนหนึ่ง
 ของการศึกษา ตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ

.....

(รองศาสตราจารย์ ดร.ธีระพล ศรีชนะ)

คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

ขอรับรองว่า ผลงานวิจัยนี้มาจากการศึกษาวิจัยของนักศึกษาเอง และได้แสดงความขอบคุณบุคคลที่มีส่วนช่วยเหลือแล้ว

ลงชื่อ.....

(รองศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์)

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์

ลงชื่อ.....

(นางสาวธันยพร พันธุ์วิชาติกุล)

นักศึกษา

ข้าพเจ้าขอรับรองว่า ผลงานวิจัยนี้ไม่เคยเป็นส่วนหนึ่งในการอนุมัติปริญญาในระดับใดมาก่อน และ
ไม่ได้ถูกใช้ในการยื่นขออนุมัติปริญญาในขณะนี้

ลงชื่อ.....

(นางสาวฉันทพร พันธุ์วิชาติกุล)

นักศึกษา

ชื่อวิทยานิพนธ์	การหล่อแบบสเตอร์รี่ของอะลูมิเนียมบริสุทธิ์และโลหะผสมดีบุก-สังกะสี
ผู้เขียน	นางสาวธันยพร พันธุ์วิชาติกุล
สาขาวิชา	วิศวกรรมวัสดุ
ปีการศึกษา	2557

บทคัดย่อ

จากงานวิจัยนี้มีจุดประสงค์ในการศึกษาพัฒนาคุณสมบัติของชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ 99.309% และ Sn-Zn โดยการประยุกต์ใช้เทคนิคการเตรียมน้ำโลหะแบบกึ่งของแข็งด้วยกระบวนการปล่อยฟองแก๊ส (Gas Induce Semi Solid, GISS)

ซึ่งเวลาในการปล่อยฟองแก๊ส (GISS time) และความดันในการปล่อยฟองแก๊ส (Gas Pressure) ที่เงื่อนไขต่างกัน เป็นตัวแปรสำคัญในการช่วยลดโพรงอากาศในชิ้นงานได้ ทำให้ชิ้นงานที่ได้มีการหดตัว (Shrinkage) ลดลง และโครงสร้างที่ได้มีลักษณะเป็นเกรนก่อนกลมสม่ำเสมอ คุณสมบัติเชิงกลของชิ้นงานดีขึ้น

จากการศึกษาพบว่า เมื่อเวลาในการปล่อยฟองแก๊สเพิ่มขึ้น การหดตัวของชิ้นจะลดลง ปริมาณโพรงในการหล่อชิ้นงานลดลง นำไปสู่ปริมาณการใช้ น้ำโลหะที่น้อยลงด้วย และมีโครงสร้างจุลภาคที่มีลักษณะแบบไร้กิ่งไม้ (non-dendrite) และที่ความดันในการปล่อยฟองแก๊สสูงขึ้นจะส่งผลให้อัตราการหดตัวของชิ้นงานลดลงเช่นกัน รวมถึงสามารถทดสอบได้ว่าการเกิดน้ำโลหะแบบ slurry สามารถเกิดขึ้นได้กับน้ำโลหะต่างๆที่นิยมใช้งานในอุตสาหกรรมได้

Thesis Title Slurry Casting of Pure Aluminum and Sn-Zn Alloy
Author Ms. Thanyaporn Phanwichatkul
Major Program Materials Engineering
Academic Year 2014

Abstract

The study aimed at the development of properties of pure aluminum 99.309% and Sn-Zn by Gas Induced Semi Solid (GISS) casting process.

GISS time and gas pressure at different conditions are important variables for reductions of shrinkage porosities and occurred globular, granular grain structure to affect the good mechanical properties.

The study found that when GISS time was increased, the shrinkage of casting parts was reduced and made uniformities structure of casting parts leading to decrease metal slurry consumptions and non-dendrite structure was observed.

In addition, the shrinkage porosities of Semi Solid casting parts were decreases with both increase gas pressure and optimum sold fraction.

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์เล่มนี้สำเร็จลุล่วงไปได้ ด้วยความช่วยเหลือและความอนุเคราะห์บุคคลหลายฝ่าย ตลอดจนทุนสนับสนุนการศึกษาศึกษาชั้นกัญญ์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ที่ได้ให้การสนับสนุนทุนการศึกษาในการทำวิจัย สนับสนุนค่าใช้จ่ายต่างๆ อันเกี่ยวข้องกับการดำเนินงานวิจัย ผู้วิจัยขอกราบขอบพระคุณเป็นอย่างสูงมา ณ โอกาสนี้

ขอขอบพระคุณ รศ.ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ที่กรุณาให้ความรู้ คำแนะนำ คำปรึกษา รวมทั้งตรวจสอบและแก้ไขวิทยานิพนธ์จนเสร็จสมบูรณ์ ผู้ทำวิจัยขอขอบพระคุณเป็นอย่างสูงในความเมตตากรุณาต่อศิษย์คนนี้ไว้ ณ โอกาสนี้

ขอขอบพระคุณ ผศ.ดร.ธวัชชัย ปูลูกผล อาจารย์ประจำ ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ ที่ได้ให้ความรู้และคำแนะนำด้วยดี ในงานวิจัยนี้ ตลอดจนกรุณาสละเวลามาร่วมเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ฉบับนี้

ขอขอบพระคุณ ดร.บุญรัตน์ โล่ห์วงศ์วัฒน และดร.สมใจ จันทร์อุดม ที่เสียสละเวลามาร่วมเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์นี้

ขอขอบพระคุณภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ที่ให้การสนับสนุนเครื่องมือและสถานที่ในงานวิจัยครั้งนี้

ขอขอบพระคุณอาจารย์ และบุคลากรทุกท่านของภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ สำหรับองค์ความรู้ คำแนะนำ และความช่วยเหลือ

นอกจากนี้วิทยานิพนธ์เล่มนี้จะสำเร็จไปไม่ได้เลย หากไม่ได้รับความช่วยเหลือจาก พี่ๆ ทีมงานบริษัท GISSCO Company Limited. ทุกคน รวมถึงเพื่อนๆ น้องๆ ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ที่เป็นกำลังใจและให้ความช่วยเหลือในการทำวิจัยครั้งนี้

และท้ายที่สุด ข้าพเจ้าขอขอบพระคุณบิดา มารดา ที่ให้การสนับสนุน เป็นกำลังใจ กำลังทรัพย์ ในสนับสนุนและส่งเสริมการศึกษาที่ดีมาโดยตลอด

ธัญพร พันธุ์วิชาติกุล

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อ	(5)
กิตติกรรมประกาศ	(7)
สารบัญ	(8)
สารบัญตาราง	(12)
สารบัญภาพ	(13)
สัญลักษณ์คำย่อและตัวย่อ	(18)
บทที่	
1 บทนำ	1
1.1 ความสำคัญและที่มาของหัวข้อวิจัย	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย	3
1.3 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	3
1.4 ขอบเขตของงานวิจัย	3
2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	4
2.1 ทฤษฎี สมมติฐาน	4
2.1 โโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์	4
2.2 ความรู้ทั่วไปเกี่ยวกับโลหะอะลูมิเนียม	5
2.3 สมบัติอะลูมิเนียมบริสุทธิ์	6
2.4 ลักษณะเฉพาะของโลหะบริสุทธิ์	7
2.5 กระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง	7
2.6 กลไกการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง	9
2.7 กระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง โดยกรรมวิธีการปล่อยฟองแก๊ส	10
2.8 ข้อดีและข้อเสียของการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง	11
2.9 การแตกหักของเดนไดรต์	12
2.10 การนิเวศลิเอชันและการโต	12
2.11 ข้อบกพร่องลักษณะเป็นรูพรุน	13
2.12 รูปแบบของการแข็งตัว	14
2.13 การแข็งตัวของโลหะหล่อ	15

สารบัญ (ต่อ)

		หน้า
	2.14 โพรงหดตัว	15
	2.15 การแยกตัวขององค์ประกอบทางเคมี หรือ เซกรีเกชัน	17
	2.16 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	17
	2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	20
3	วิธีดำเนินการวิจัย	33
	3.1 วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย	33
	3.2 เครื่องมือและอุปกรณ์	34
	3.3 วิธีการดำเนินการ	41
	(ส่วนที่ 1)	
	3.3.1 การเตรียมน้ำโลหะด้วยกระบวนการ GISS	41
	3.3.2 การวิเคราะห์ขนาดอนุภาค	42
	3.3.3 วิเคราะห์รูปพรุนในชิ้นงาน	42
	3.3.4 ขั้นตอนการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค	43
	3.3.5 การวิเคราะห์ธาตุประกอบของโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด	44
	3.3.6 แผนภาพการดำเนินงานวิจัย	45
	(ส่วนที่ 2)	
	3.3.7 การเตรียมน้ำโลหะด้วยกระบวนการ GISS	46
	3.3.8 การวิเคราะห์สัดส่วนของแข็งเริ่มต้นที่ได้จากกระบวนการ GISS	47
	3.3.9 การวิเคราะห์สัดส่วนของแข็ง	48
	3.3.10 การวิเคราะห์ขนาดอนุภาค	48
	3.3.11 วิเคราะห์โพรงอากาศ	49
	3.3.12 วิเคราะห์รูปพรุนภายในชิ้นงาน	49
	3.3.13 ขั้นตอนการตรวจสอบความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาค	50
	3.3.14 การวิเคราะห์ธาตุประกอบของโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ โดยใช้เทคนิคการเรืองรังสีเอกซ์	52
	3.3.15 แผนภาพวิธีการดำเนินงานวิจัย	52

สารบัญ (ต่อ)

		หน้า
4	ผลและวิจารณ์ผลการทดลอง (ส่วนที่ 1)	53
	4.1 อิทธิพลของส่วนผสมของธาตุและอุณหภูมิแม่พิมพ์	57
	4.1.1 วิเคราะห์ข้อบกพร่อง (Defect) ของโลหะผสม Sn-Zn (CLC)	57
	4.1.2 วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Sn-Zn (CLC)	58
	4.1.3 วิเคราะห์ขนาดอนุภาค (Particle size analyze) (CLC)	60
	4.2 อิทธิพลของเวลาในการปล่อยฟองแก๊สที่มีผลต่อการหดตัว ของโลหะผสม Sn-Zn	61
	4.2.1 การเตรียมน้ำโลหะแบบสเลอร์รี่ ด้วยกระบวนการ GISS	61
	4.2.2 วิธีการวิเคราะห์การหดตัวภายในชิ้นงานโลหะผสม Sn-Zn ด้วย photoshop และ Image J	63
	(ส่วนที่ 2)	
	4.3 เตรียมน้ำโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์แบบสเลอร์รี่ด้วยกระบวนการ GISS	65
	4.4 อิทธิพลของเวลาในการปล่อยฟองแก๊สและความดันแก๊ส	67
	4.5 วิเคราะห์ความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาค	70
	4.6 วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์	72
	4.7 วิเคราะห์การหดตัวของชิ้นงานระดับมหภาค	74
	4.8 วิเคราะห์การหดตัวของชิ้นงานระดับจุลภาค	77
5	สรุปผลการทดลอง (ส่วนที่ 1)	80
	5.1 อิทธิพลของส่วนผสมของธาตุและอุณหภูมิแม่พิมพ์	80
	5.2 อิทธิพลของเวลาในการปล่อยฟองแก๊สที่มีผลต่อการหดตัว ของโลหะผสม Sn-Zn	80
	(ส่วนที่ 2)	
	5.3 อิทธิพลของเวลาในการปล่อยฟองแก๊ส	81
	5.4 อิทธิพลของความดันในการปล่อยฟองแก๊ส	81
	5.5 วิเคราะห์การหดตัวระดับมหภาค	81
	5.5 วิเคราะห์การหดตัวระดับจุลภาค	82

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
เอกสารอ้างอิง	80
ภาคผนวก	83
ประวัติผู้เขียน	89

ตารางที่	หน้า	
2.1	แสดงตำแหน่งธาตุของอะลูมิเนียม	5
2.2	แสดงคุณสมบัติของธาตุของอะลูมิเนียม	6
2.3	แสดงคุณสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมบริสุทธิ์	7
3.1	สัดส่วนเปอร์เซ็นต์ของชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์	29
3.2	เงื่อนไขการทดลองผสม Sn-Zn	38
3.3	เงื่อนไขการทดลองของโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์	42
4.1	แสดงเงื่อนไขการทดลองแบบ CLC ในการวิเคราะห์ ส่วนประกอบทางเคมี อุณหภูมิแม่พิมพ์ อุณหภูมิเทน้ำโลหะของโลหะผสม Sn-Zn	53
4.2	แสดงเงื่อนไขการทดลองแบบ Slurry casting เพื่อหา Micro shrinkage fraction ที่โลหะผสม Sn-50%Zn เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 5,10 และ 15 วินาที ตามลำดับ	53
4.3	แสดงเงื่อนไขการทดลองของการเตรียมน้ำโลหะแบบสเตอริ์	58
4.4	แสดงเงื่อนไขการทดลองของชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์	62
4.5	แสดงส่วนผสมธาตุของโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์	63
4.6	แสดงขนาดอนุภาคของแข็งเริ่มต้นที่เงื่อนไขการทดลองต่างกัน	70

	รูปที่	หน้า
2.1	โครงสร้างเกรนก่อนกลมของโลหะกึ่งของแข็ง เปรียบเทียบกับ โครงสร้างการหล่อโลหะทั่วไปที่มีโครงสร้างแบบเดนไดรต์	8
2.2	สมบัติของแท่งอลูมิเนียมกึ่งของแข็งที่ตัดด้วยมือ โดยใช้แรงเพียงเล็กน้อย มีสมบัติคล้ายไอศกรีม	8
2.3	แสดงสมบัติการไหลคล้ายไอศกรีมของโลหะกึ่งของแข็ง	9
2.4	เส้นทางวิวัฒนาการการเติบโตของอนุภาคของแข็ง	9
2.5	การทำงานของกระบวนการ GISS	10
2.6	แสดงการแตกหักของเดนไดรต์ ทำให้มีอนุภาคหรือเกรนเพิ่มขึ้นแบบทวีคูณ	12
2.7	แสดงการเกิดอนุภาคขนาดเล็กที่บริเวณผนังแม่พิมพ์ และหลุดออกเนื่องจากการ พาของน้ำโลหะ	13
2.8	รูปแบบการแข็งตัวของโลหะ	14
2.9	ขั้นตอนการเกิดโพรงหดตัวปฐมภูมิแบบท่อ	16
2.10	ขั้นตอนการเกิดโพรงหดตัวปฐมภูมิภายใน	16
2.11	แสดงรูปแบบการหดตัวแบบมหภาค	16
2.12	แสดงโครงสร้างเปรียบเทียบระหว่างเกรนละเอียดและเกรนใหญ่ของโลหะ	18
2.13	รูพรุนขนาดใหญ่ที่เกิดจากแก๊ส และการหดที่เกิดจากแก๊สที่กระจายอยู่โดยรอบ	19
2.14	กลไกการเกิดข้อบกพร่องของการหดตัว	20
2.15	แสดงผลจากการหดตัวที่กระจายในชิ้นงาน AISi7 โดยมีขนาด 14 มิลลิเมตร จากแบบจำลองจากการทดลอง	21
2.16	แสดงพื้นผิวที่เป็นโพรงซึ่งเป็นผลมาจากการหดตัวในชิ้นงาน AISi12 โดยมีขนาด 14 มิลลิเมตร	21
2.17	แสดงสมบัติเชิงกลของชิ้นงาน AlMg5Si2Mn ที่หล่อด้วยแม่พิมพ์หล่อถาวร (PM) และการหล่อแบบฉีดขึ้นรูป (HPDC)	23

รูปที่	หน้า	
2.18	แสดงโครงสร้างของชิ้นงาน AZ91 alloy โดยไม่กัดกรด	24
2.19	แสดงลักษณะการเกิด shrinkage pores และแสดงลักษณะการเกิด gas pores	26
2.20	ชิ้นงานไม่กัดกรดแสดงการเกิด gas porosity และ shrinkage porosity	27
2.21	แสดงรูปขยายของรูปที่ 2.22 ด้วยกำลังขยายสูง	27
3.1	อินกอทอะลูมิเนียมที่ใช้ในงานวิจัย	29
3.2	เตาหลอมไฟฟ้า	30
3.3	เบ้าแกรไฟต์	30
3.4	เครื่องเตรียมน้ำโลหะแบบกึ่งของแข็งด้วยการปล่อยฟองแก๊ส, GISS	31
3.5	แก๊สไนโตรเจน	31
3.6	แก๊สหุงต้มและหัวเทอร์ช	32
3.7	ชุดปฏิบัติการ	32
3.8	ฟลักซ์	33
3.9	ปืนเลเซอร์วัดอุณหภูมิ	33
3.10	แม่พิมพ์ทองแดง	34
3.11	เครื่องตัดชิ้นงาน	34
3.12	เครื่อง mounting ชิ้นงาน	34
3.13	เครื่องขัดผิวชิ้นงาน	35
3.14	ผง Bakelite	35
3.15	กระดาษทราย	35
3.16	แผ่นสีกหลาด	36
3.17	Polycrystalline Diamond Suspension	36
3.18	Polishing Clothor	36
3.19	กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	37
3.20	การทำงานของกระบวนการ GISS และโครงสร้างเกรนแบบก่อนกลมที่ผลิตได้	37
3.21	รูปที่ผ่านโปรแกรม photoshop และ Image J วิเคราะห์หารูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน	38

สารบัญญภาพ (ต่อ)

	รูปที่	หน้า
3.22	ตำแหน่งที่ตัดชิ้นงานมาวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค	39
3.23	กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	40
3.24	Scanning Electron Microscope (SEM)	40
3.25	ขั้นตอนการทดลองเพื่อศึกษาโครงสร้างของโลหะผสม Sn-Zn ด้วยกระบวนการ ขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง	41
3.26	กระบวนการ GISS	42
3.27	ขั้นตอนการวิเคราะห์สัดส่วนของแข็ง	43
3.28	ขั้นตอนการวิเคราะห์รูปพรุน	46
3.29	ตำแหน่งที่ตัดชิ้นงานมาวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค	46
3.30	Polycrystalline Diamond Suspension ขนาด 9 และ 1 ไมครอน	47
3.31	X-Ray Fluorescence Spectrometer (XRF)	48
3.32	แผนภาพแสดงขั้นตอนการทดลองขึ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์	49
4.1	เฟสไดอะแกรมของโลหะผสม Sn-Zn	50
4.2	ขนาดชิ้นงานของโลหะผสม Sn-Zn	51
4.3	กระบวนการของโลหะผสม Sn-Zn	51
4.4	แผนภาพเงื่อนไขการทดลองโลหะผสม Sn-Zn	52
4.5	ข้อบกพร่องภายในชิ้นงานของโลหะผสม Sn-Zn	54
4.6	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Sn-Zn (a-c) ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 50 °C และส่วนผสมของธาตุ Sn-40%Zn, Sn-50%Zn, Sn-60%Zn ที่กำลังขยาย 20 เท่า	55
4.7	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Sn-Zn (d-f) ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 °C และส่วนผสมของธาตุ Sn-40%Zn, Sn-50%Zn, Sn-60%Zn ที่กำลังขยาย 20 เท่า	55
4.8	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Sn-Zn (g-i) ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 200 °C และส่วนผสมของธาตุ Sn-40%Zn, Sn-50%Zn, Sn-60%Zn ที่กำลังขยาย 20 เท่า	56
4.9	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง ขนาดอนุภาค และอุณหภูมิของแม่พิมพ์ ของโลหะผสม Sn-Zn	57

สารบัญภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า	
4.10	กระบวนกรขึ้นรูป GISS และ ตำแหน่งชิ้นงานที่นำมาทำการวิเคราะห์	58
4.11	กราฟแสดง average area fraction (%) ของโลหะผสม Sn-50wt%Zn และ CLC ที่เวลาในการปล่อยฟองแก๊สต่างกัน	58
4.12	รูพรุนภายในของชิ้นงานโลหะผสม Sn-50wt%Zn ที่เงื่อนไขของเวลาในการปล่อยฟองแก๊สต่างกัน (a) CLC (b) 5 วินาที (c) 10 วินาที และ (d) 15 วินาที	59
4.13	วิธีการวิเคราะห์ average area fraction (%) ของชิ้นงานโลหะผสมที่ทำการเตรียมน้ำโลหะแบบ CLC ด้วยโปรแกรม photoshop และ image J (ก) รูปที่ผ่านการวิเคราะห์ด้วยโปรแกรม photoshop (ข) รูปรูพรุนก่อนการวิเคราะห์ภาพ	60
4.14	วิธีการวิเคราะห์ average area fraction (%) ของชิ้นงานโลหะผสมที่ทำการเตรียมน้ำโลหะแบบสเลอรี่ ด้วยโปรแกรม photoshop และ image J (ก) รูปที่ผ่านการวิเคราะห์ด้วยโปรแกรม photoshop (ข) รูปรูพรุนก่อนการวิเคราะห์ภาพ	60
4.15	เปรียบเทียบแม่พิมพ์ของชิ้นงานโลหะผสม Sn-Zn และแม่พิมพ์ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์	61
4.16	กระบวนกรขึ้นรูปแบบ GISS	62
4.17	แผนภาพขั้นตอนการทดลองชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์	63
4.18	กระบวนกรทดลองชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์	63
4.19	ตำแหน่งชิ้นงานที่นำมาทดสอบ	64
4.20	ตัวอย่างชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ที่ทำการทดสอบสัดส่วนของแข็งที่ความดันแก๊ส 5, 7 bar, SSM 5,10 และ 15 วินาที	64
4.21	โครงสร้างอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ 99.309% ที่เวลาการปล่อยฟองแก๊ส 5 วินาทีที่ความดัน (ก) 5 bar และ (ข) 7 bar	65
4.22	โครงสร้างอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ 99.309% ที่เวลาการปล่อยฟองแก๊ส 10 วินาทีที่ความดัน (ค) 5 bar และ (ง) 7 bar	66
4.23	โครงสร้างอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ 99.309% ที่เวลาการปล่อยฟองแก๊ส 15 วินาทีที่ความดัน (จ) 5 bar และ (ฉ) 7 bar	66

สารบัญภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.24 ตำแหน่งชิ้นงานบริเวณที่นำมาส่งดูความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาค บริเวณหมายเลข (1):กลางชิ้นงาน บริเวณหมายเลข (2):ขอบชิ้นงาน	67
4.25 รูปแสดงความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ที่ความดัน 5 bar	67
4.26 รูปแสดงความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ที่ความดัน 7 bar	68
4.27 โครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ที่ทำการเตรียมน้ำโลหะแบบ CLC และแบบสเลอรัรี่ ที่ความดันแก๊ส 5 bar เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 5, 10 และ 15 วินาที	69
4.28 โครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ที่ทำการเตรียมน้ำโลหะแบบ CLC และแบบสเลอรัรี่ ที่ความดันแก๊ส 7 bar เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 5, 10 และ 15 วินาที	69
4.29 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลาในการปล่อยแก๊สและขนาดอนุภาค	71
4.30 ลักษณะการหดตัวของชิ้นงาน (ก) ความดัน 5 bar, (ข) ความดัน 7 bar ที่เวลาการปล่อยฟองแก๊ส 5,10 และ 15 วินาที ตามลำดับจากซ้ายไปขวา, (1) CLC 670	72
4.31 ลักษณะการหดตัวของชิ้นงานที่ SSM5, SSM10 และ SSM15 วินาที	72
4.31 แสดงแผนภาพจำลองการหดตัวของชิ้นงาน (a) CLC (b) SSM 5 (c) SSM 10 (d) SMM 15 ตามลำดับ	73
4.32 จำนวนการหดตัวระดับมหัพภาคของชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์	74
4.33 รูปพرونภายในชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ที่ความดันแก๊ส 5 bar ที่เวลาในการปล่อยฟองแก๊สต่างกัน (a) SSM 5 (b) SSM 10 (c) SSM 15 วินาที ตามลำดับ	74
4.34 รูปพرونภายในชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ที่ความดันแก๊ส 7 bar ที่เวลาในการปล่อยฟองแก๊สต่างกัน (d) SSM 5 (e) SSM 10 (f) SSM 15 วินาที ตามลำดับ	75
4.35 กราฟแสดง % porosity ชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ที่เงื่อนไขในการทดลองต่างกัน	76

สัญลักษณ์คำย่อและตัวย่อ

ASTM	American Society of Testing and Materials
XRF	X-Ray Fluorescence Spectrometer
SEM	Scanning Electron Microscope
SSM	Semi-Solid Metal
SSM 5	Semi-Solid at rheocasting time 5 sec
GISS	Gas Induce Semi-Solid
OM	Optical Microscope

บทที่ 1

บทนำ

1. ความสำคัญและที่มาของหัวข้อวิจัย

ในอุตสาหกรรมปัจจุบัน นิยมใช้โลหะต่างๆ เช่น อะลูมิเนียม, ดีบุก เป็นต้น มาใช้ในการผลิต ชิ้นส่วนต่างๆ มากมาย เนื่องจากมีการขยายตัวทางด้านการประยุกต์การใช้งาน ชิ้นงานโลหะ ไม่ว่าจะเป็นชิ้นส่วนยานยนต์ ชิ้นส่วนทางการแพทย์ อุตสาหกรรมอากาศยาน หรือผลิตชิ้นส่วนสำคัญต่างๆ ในด้านของการขนส่งและการสร้างอาคาร หรืออุปกรณ์ชิ้นส่วนทางด้านไฟฟ้า เช่น แกนมอเตอร์ไฟฟ้า เป็นต้น ซึ่งโลหะแต่ละชนิดก็มีความสมบัติเด่นหลายประการที่แตกต่างกันออกไป ไม่ว่าจะเป็นน้ำหนักเบา ความทนทานต่อการเกิดสนิมและการผุกร่อนในบรรยากาศที่ใช้งาน สามารถนำความร้อนได้ มีความแข็งแรง สามารถนำไปหลอมเหลวใหม่และขึ้นรูปด้วยกรรมวิธีต่างๆ ได้ง่าย ซึ่งโลหะที่ใช้ในอุตสาหกรรมมีหลายชนิด หลายเกรด ขึ้นอยู่กับความเหมาะสมของการนำไปใช้งานของชิ้นส่วนนั้นๆ

ในการขึ้นรูปชิ้นงานโลหะในอุตสาหกรรมสามารถผลิตชิ้นงานได้ปริมาณมาก ซึ่งกรรมวิธีที่ได้รับความนิยมใช้กันมากที่สุดและมีราคาถูกที่สุดในปัจจุบันก็คือ วิธีการขึ้นรูปในสถานะของเหลว แต่เนื่องจากการขึ้นรูปในสถานะของเหลว โดยทั่วไปนั้นก็มีข้อจำกัดในการขึ้นรูป เช่น การขึ้นรูปในสถานะของเหลวสามารถใช้ขึ้นรูปได้กับอะลูมิเนียมในประเภทกลุ่มของอะลูมิเนียมหล่อเท่านั้น ไม่สามารถใช้กับอะลูมิเนียมประเภทกลุ่มรีดได้ มีต้นทุนในการผลิตสูง และยังคงพบข้อบกพร่องอันเนื่องมาจากการบวนการผลิต ไม่ว่าจะเป็นการไหลของน้ำโลหะ รูพรุนภายในชิ้นงานหรือการหดตัว (shrinkage) ของชิ้นงาน รวมถึงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เกิดขึ้น เนื่องจากการขึ้นรูปแบบ Conventional Liquid Casting (CLC) ทำให้ชิ้นงานเกิดข้อบกพร่องได้ง่าย ชิ้นงานที่ได้จึงมีสมบัติเชิงกลที่ต่ำ

เมื่อไม่นานมานี้ได้มีการคิดค้นนวัตกรรมใหม่ เป็นกระบวนการหล่อโลหะแบบกึ่งแข็งกึ่งเหลว ซึ่งถูกคิดค้นโดย Wannasin J. [1] เรียกว่ากระบวนการ Gas Induced Semi-Solid; GISS โดยการใช้การปล่อยฟองแก๊ส ช่วยลดการเกิดโพรงอากาศ โพรงหดตัวในชิ้นงาน ซึ่งช่วยเพิ่มคุณสมบัติทางกลให้กับชิ้นงาน เพิ่มความแข็งแรง ลดพลังงานในการขึ้นรูป รวมถึงประโยชน์ที่สำคัญ คือ ช่วยลดการหดตัวที่เกิดขึ้นภายในชิ้นงาน เนื่องจากโลหะมีการแข็งตัวไปบางส่วนทำให้เกิดความหนืดลดแรงในการไหล ทำให้การไหลมีความราบเรียบขึ้น เข้าไปในแม่พิมพ์โดยไม่ก่อให้เกิดความปั่นป่วน และลดการปลอมปนของสิ่งปนเปื้อนได้ อีกทั้งเกรนที่ได้จะมีลักษณะเป็นก้อนกลม ต่างจากการขึ้นรูปจากน้ำโลหะที่จะเป็นแบบเดนไดรต์ ทำให้สมบัติเชิงกลของชิ้นงานสูงขึ้น

การหดตัว เป็นอีกปัญหาหนึ่งที่มีกพบในการขึ้นรูปชิ้นงาน การหดตัวมีผลทำให้สมบัติความแข็งแรงของชิ้นงานลดลง ชิ้นงานที่ได้จึงมีสมบัติเชิงกลต่ำ ในการแก้ปัญหาการหดตัวภายในชิ้นงาน มีหลายวิธีที่นิยมนำมาใช้เพื่อแก้ปัญหาการหดตัวนี้ เช่น การใช้การฉีดขึ้นรูปที่ความดันสูง (high- pressure die-cast) หรือ การใช้กระแส (electric current pulse) เป็นต้น

Gas Induced Semi-Solid; GISS จึงเป็นอีกกระบวนการหนึ่งที่น่าสนใจ ที่ถูกนำมาใช้ในงานวิจัยครั้งนี้ ซึ่งมุ่งเน้นในการศึกษาสเลอรรี่ (slurry) ในโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ และโลหะผสม Sn-Zn ซึ่งสามารถสร้างเกรนก้อนกลมได้อย่างมีประสิทธิภาพ และสามารถนำมาใช้เพื่อลดการหดตัวของชิ้นงานได้อย่างมีประสิทธิภาพ โดยเหตุผลที่ได้มีการเลือกโลหะทั้งสองชนิดนี้มาทำการศึกษาวิจัย เพราะเป็นช่วงที่ รศ.ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์ ได้มีการผลักดัน งานวิจัยเข้าสู่อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ ดังนั้นจึงมีการนำโลหะทั้งสองชนิดนี้มาใช้ในงานวิจัยในครั้งนี้ รวมถึงยังไม่เคยมีผู้วิจัยในแลป (laboratory) นี้ ศึกษาโลหะทั้งสองชนิดนี้มาก่อน จึงมีความสนใจ ศึกษาว่าโลหะทั้งสองชนิดนี้จะสามารถทำให้เป็นสเลอรรี่ได้หรือไม่

2. วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย

2.1 การขึ้นรูปด้วยกระบวนการ GISS สามารถสร้างเกรนก่อนกลมได้ในโลหะผสม Sn-Zn และโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ได้

2.2 เพื่อศึกษาอิทธิพลของเวลาในการปล่อยฟองแก๊สและความดันแก๊ส ที่มีผลต่อการหดตัว รุพูน และโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์และโลหะผสม Sn-Zn

3. ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

3.1 ได้รับองค์ความรู้เกี่ยวกับกระบวนการขึ้นรูปอะลูมิเนียมบริสุทธิ์แบบกึ่งของแข็งหรือ GISS

3.2 มีความรู้ความเข้าใจพฤติกรรม รวมถึงโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ และโลหะผสม Sn-Zn ซึ่งจะเป็นองค์ความรู้ที่สามารถนำไปใช้ในอุตสาหกรรมได้

3.3 กระบวนการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง จะช่วยส่งผลให้ลดการหดตัวในอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ และโลหะผสม Sn-Zn

3.4 สามารถเพิ่มสมบัติทางกลให้โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ และโลหะผสม Sn-Zn ที่ผลิตจากการขึ้นรูปแบบ GISS ได้

4. ขอบเขตของโครงการวิจัย

งานวิจัยนี้เน้นศึกษาอิทธิพลของตัวแปรที่ใช้ในการหล่อขึ้นรูปชิ้นงานด้วยกระบวนการ GISS ซึ่งตัวแปรประกอบด้วย เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส (sec) และความดันแก๊ส (bar) ในการปล่อยฟองแก๊สซึ่งส่งผลต่อการหดตัวที่ลดลง และการเกิดสเลอรัรีในชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์และโลหะผสม Sn-Zn โดยมีขอบเขตการวิจัยดังนี้

4.1 พิสูจน์ได้ว่าอะลูมิเนียมบริสุทธิ์และโลหะผสม Sn-Zn สามารถทำให้เกิดเกรนก่อนกลมได้ด้วยกระบวนการหล่อกึ่งของแข็ง

4.2 ตรวจสอบ โครงสร้างชิ้นงานเพื่อคุณลักษณะของเกรนที่เกิดขึ้นและดูการเกิดการหดตัว ที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน

บทที่ 2

ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2. ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ทฤษฎีและหลักการ

2.1 โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์

อะลูมิเนียมเป็นโลหะที่มีน้ำหนักเบา ด้านทานต่อการเกิดสนิมมีความแข็งแรง และมีความเหนียวสูง สามารถนำไปใช้งานได้กว้างขวาง เนื่องจากอะลูมิเนียมมีสมบัติเด่นหลายประการในงานด้านวิศวกรรมและในเชิงอุตสาหกรรม อะลูมิเนียมมีสมบัติทางด้านการหล่อที่ดี โดยมีจุดหลอมเหลวต่ำ สามารถหล่อหลอมและรวมตัวกับโลหะอื่นๆ เป็นโลหะผสมได้ง่าย มีความสามารถในการไหลอยู่ในเกณฑ์สูง แต่อะลูมิเนียมมีขอบเขตการยืดหยุ่นต่ำ ทำให้การนำไปใช้งานมีขอบเขตจำกัด

อะลูมิเนียมเป็นโลหะที่ได้รับความนิยมในการนำไปใช้งานที่มากที่สุดในกลุ่มโลหะที่มีน้ำหนักเบา เนื่องจากโลหะอะลูมิเนียมมีสมบัติเด่นหลายประการ เช่นมีความหนาแน่นน้อย มีกำลังวัสดุต่อหน่วยน้ำหนักสูง จึงนิยมใช้ทำเครื่องใช้และชิ้นส่วนบางอย่างในจรวดเครื่องบิน และจรวดนำวิถี สามารถขึ้นรูปด้วยกระบวนการต่างๆ ได้และหลอมเหลวได้ง่าย จุดหลอมเหลวต่ำ และมีอัตราการไหลสูง แต่ค่าการนำไฟฟ้าไม่สูงมากนักแต่เนื่องจากมีน้ำหนักเบาจึงนิยมใช้เป็นตัวนำไฟฟ้า ทนทานต่อการกัดกร่อนและการเกิดสนิมในบรรยากาศใช้งานได้ดี แต่ไม่ทนต่อการกัดกร่อนของกรดและด่าง สามารถหาซื้อได้ง่ายและราคาไม่แพง

อะลูมิเนียมทั่วไปสามารถจำแนกได้เป็น 2 ประเภทคือ โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์และโลหะผสมอะลูมิเนียม ซึ่งมีรายละเอียดดังนี้

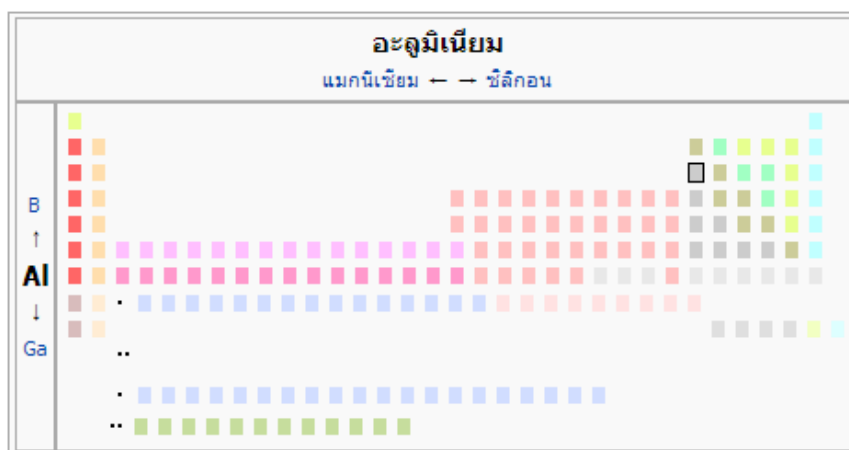
2.1.1 โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ คือ โลหะที่มีปริมาณอะลูมิเนียมไม่ต่ำกว่า 99% โดยมีธาตุอื่นๆ เจือปนอยู่ในปริมาณเล็กน้อยได้แก่ ซิลิกอน แมกนีเซียม เหล็ก และทองแดง อะลูมิเนียมมีความเหนียวมาก เนื่องจากอะลูมิเนียมมีระบบผลึกเป็นแบบ FCC ซึ่งเหมาะกับการนำไปใช้สำหรับทำภาชนะเครื่องครัว เครื่องใช้ต่างๆ ที่ไม่ต้องการกำลังวัสดุสูง

2.1.2 โลหะผสมอะลูมิเนียม คือ โลหะอะลูมิเนียมที่สามารถจะผสมกับโลหะอื่นๆ ได้หลายชนิด เช่น ซิลิกอน แมกนีเซียม แมงกานีส และทองแดง เป็นต้น โลหะอื่นๆที่ผสมกับโลหะ

อะลูมิเนียมเหล่านี้ ทำให้โลหะอะลูมิเนียมมีสมบัติทางกลที่เปลี่ยนไป ด้วยเหตุผลนี้จึงทำให้โลหะอะลูมิเนียมผสมถูกนำไปใช้งานอย่างกว้างขวาง

2.2 ความรู้ทั่วไปเกี่ยวกับโลหะอะลูมิเนียม

โลหะอะลูมิเนียม คือธาตุในตารางธาตุที่มีสัญลักษณ์ Al และมีเลขอะตอม 13 เป็นโลหะที่มีความมันวาวและอ่อนดัดง่าย มีคุณสมบัติคือ น้ำหนักเบา แข็งแรง และต้านทานต่อปฏิกิริยาออกซิเดชันได้ดี มีการใช้โลหะอะลูมิเนียมในงานอุตสาหกรรมหลายประเภท เพื่อผลิตชิ้นส่วนต่างๆ มากมาย และโลหะอะลูมิเนียมที่สำคัญต่อเศรษฐกิจอย่างมาก ชิ้นส่วนโครงสร้างที่ผลิตจากโลหะอะลูมิเนียมสำคัญต่ออุตสาหกรรมอากาศยานและการสร้างอาคาร ซึ่งต้องการน้ำหนักเบา ความทนทาน และความแข็งแรง



ตารางที่ 2.1 แสดงตำแหน่งธาตุของอะลูมิเนียม [3]

ชื่อธาตุ (Name)	อะลูมิเนียม
สัญลักษณ์ (Symbol)	Al
เลขอะตอม (Atomic Number)	13
ลักษณะ (Characteristic)	มันวาว
ความหนาแน่น	2.70 g/cm ³
โครงสร้างผลึก	FCC
ขนาดของแลตทิซ (Lattice Dimension) a_0 (Å°)	4.041
จุดหลอมเหลว (°C)	660.32
จุดเดือดกลายเป็นไอ (°C)	1800

สัมประสิทธิ์การขยายตัว (20°C)	70%
ความร้อนแฝงของการหลอมเหลว (cal/g)	93
การหดขณะแข็งตัว (Solidification Shrinkage)	6.6%
ความร้อนของการกลายเป็นไอ (KJ/mol)	294.0
ความแข็งแรง (Tensile Strength) kg/mm ²	8-10
อัตราการยืดตัว (Percent Elongation)	40-45%
ความแข็ง (Hardness) H _B	16-20
โมดูลัสของยังก์	70 GPa
ความต้านทานไฟฟ้า	(20 °C) 26.50 nΩ·m

ตารางที่ 2.2 แสดงคุณสมบัติของธาตุของอะลูมิเนียม [3]

2.3 สมบัติโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์

โลหะอะลูมิเนียมผสม กลุ่ม 1XX.X มีคุณสมบัติ [4] ดังนี้

2.3.1) เป็นโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ทางการค้า

2.3.2) มีความบริสุทธิ์ของโลหะอะลูมิเนียมสูงถึง 99.0%

2.3.3) ใช้งานประเภทที่ต้องการประสิทธิภาพการเป็นตัวนำไฟฟ้าสูง

2.3.4) มีเหล็กและซิลิกอนผสมอยู่ด้วยเพื่อปรับโครงสร้างให้เป็น Eutectic Materials เพื่อให้สามารถปรับปรุงคุณสมบัติ Feeding Characteristics

2.3.5) ปริมาณของเหล็กจะมีประมาณ 6 เท่าของซิลิกอน ส่วนธาตุอื่นที่มีปะปนอยู่บ้างเพื่อจุดมุ่งหมายในการปรับปรุงคุณสมบัติการเป็นตัวนำไฟฟ้าดีขึ้น

2.3.6) ความแข็งแรงของโลหะอะลูมิเนียมผสมกลุ่มนี้ค่อนข้างต่ำกว่ากลุ่มอื่นมากเพราะมีความอ่อนและเหนียวมากที่สุด

2.3.7) จุดมุ่งหมายหลักในการใช้งาน คือ พวกอุปกรณ์ไฟฟ้า เช่น งานหล่อพวก Connector ของสายส่งไฟฟ้าแรงสูงและ Rotors ของมอเตอร์ไฟฟ้า และตัว Conductor Bar Collector Rings ที่ภายในเป็นเหล็กกล้าโดยหล่อโลหะอะลูมิเนียมหุ้มผิวไว้

2.3.8) คุณสมบัติทางกล (Mechanical Properties) [4]

Temper	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	Elongation (%)	Hardness (HB)
F (Permanent mold Casting)	93	27	39	25
F (Sand Casting)	87	31	39	22

ตารางที่ 2.3 แสดงคุณสมบัติทางกลของโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ [3]

2.4 ลักษณะเฉพาะของโลหะบริสุทธิ์

โลหะบริสุทธิ์มีสมบัติเฉพาะหลายประการที่ทำให้เป็นที่ต้องการในการใช้งานหลายประเภท เช่น ความสามารถในการนำไฟฟ้าและนำความร้อนที่สูง จุดหลอมเหลวและความเหนียวสูง และสามารถต้านทานต่อการกัดกร่อนได้ดีกว่าโลหะผสม ความแข็งแรงต่ำ อย่างไรก็ตาม การหล่อโลหะบริสุทธิ์ให้สมบูรณ์ทำได้ยากเพราะโลหะบริสุทธิ์มีแนวโน้มที่จะเกิดปฏิกิริยาต่างๆอย่างรุนแรงในแบบหล่อและมีแนวโน้มที่จะเกิดการแตกร้าวได้ง่าย นอกจากนี้ลักษณะการแข็งตัวและโครงสร้างของโลหะบริสุทธิ์ยังทำให้การออกแบบแม่พิมพ์เพื่อให้ได้ชิ้นงานที่สมบูรณ์ทำได้ยาก

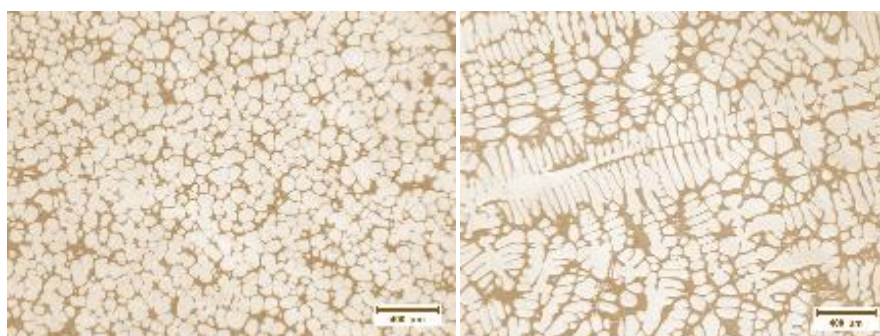
โลหะบริสุทธิ์จะหลอมและแข็งตัวที่อุณหภูมิหนึ่ง เรียกว่า อุณหภูมิหลอมเหลว หรืออุณหภูมิแข็งตัว เมื่ออุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิในสภาวะสมดุล โลหะจะมีสถานะเป็นของเหลวทั้งหมด และเมื่อต่ำกว่านี้ก็จะมีส่วนเป็นของแข็งทั้งหมด ในการทดลองโดยปล่อยให้ น้ำ โลหะบริสุทธิ์เย็นตัวในเบ้าหลอมแบบช้าๆ ตัววัดอุณหภูมิหรือเทอร์โมคัปเปิลที่จุ่มในเบ้าหลอมจะอ่านค่าอุณหภูมิ ณ เวลาต่างๆ ซึ่งจะให้กราฟแสดงการเย็นตัวของน้ำโลหะบริสุทธิ์

2.5 กระบวนการหล่อโลหะแบบ GISS

กระบวนการหล่อโลหะแบบ GISS ถูกค้นพบเป็นครั้งแรกในช่วงต้นปี 1970 โดย Spencer และ Flemings ที่สถาบันเทคโนโลยีแห่งรัฐแมสซาชูเซตส์ (Massachusetts Institute of Technology, MIT) พวกเขาได้พบว่าเมื่อโลหะผสมที่กำลังแข็งตัวถูกรบกวนในด้านเชิงกลขณะที่มีอุณหภูมิอยู่ในช่วงกึ่งแข็งกึ่งเหลวโครงสร้างเกรนที่ได้จะไม่เป็นแบบกิ่งไม้ (non-dendritic grain) แต่จะได้โครงสร้างแบบก้อนกลม (globular grain) แทนกระบวนการปล่อยฟองแก๊ส ก็เป็นอีก

กระบวนการหนึ่งในการขึ้นรูปโลหะแบบ GISS โดยมีหลักการทำงานคือใช้การปล่อยฟองแก๊สเฉื่อย เช่น แก๊สไนโตรเจนผ่านแท่งกราไฟต์พอร์น เพื่อทำการกวนน้ำโลหะในระหว่างที่กำลังจะแข็งตัวจึงทำให้เกิดการแตกหักของโครงสร้างของเกรนแบบกึ่งไม่เกิดเป็นโครงสร้างแบบก้อนกลมแทนและการไหลตัวของโลหะเป็นแบบราบเรียบจึงทำให้เกิดโลหะกึ่งของแข็งขึ้น

โลหะกึ่งของแข็งคือโลหะที่อยู่ในสถานะกึ่งแข็งกึ่งเหลวโดยที่โลหะส่วนที่แข็งตัวแล้วมีโครงสร้างเกรนไม่เป็นแบบเดนไดรต์ หรือเรียกว่าเกรนแบบก้อน ดังแสดงในรูปที่ 1(ก) โดยที่เกรนก้อนกลมที่ลอยอยู่ในน้ำโลหะนี้ทำให้ SSM มีความหนืดมากกว่าน้ำโลหะหลายเท่า ซึ่งทำให้การไหลเข้าในแม่พิมพ์ราบเรียบกว่าการเทน้ำโลหะและการที่โลหะอยู่ในสถานะกึ่งแข็งกึ่งเหลวทำให้สามารถขึ้นรูปได้ง่ายกว่าของแข็งหลายเท่า ทำให้ไม่จำเป็นต้องใช้เครื่องจักรกำลังสูงในการผลิตสมบัติเชิงกลของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยการอัดรีดจะสูงใกล้เคียงกับชิ้นงานที่ทุบขึ้นรูป



(ก)

(ข)

รูปที่ 2.1 (ก) โครงสร้างเกรนก้อนกลมของโลหะกึ่งของแข็งเปรียบเทียบกับ (ข) โครงสร้างการหล่อโลหะทั่วไปที่มีโครงสร้างแบบเดนไดรต์ [7] [8]



รูปที่ 2.2 สมบัติของแท่งอลูมิเนียมกึ่งของแข็งที่ตัดด้วยมือโดยใช้แรงเพียงเล็กน้อยมีสมบัติคล้ายไอศกรีม

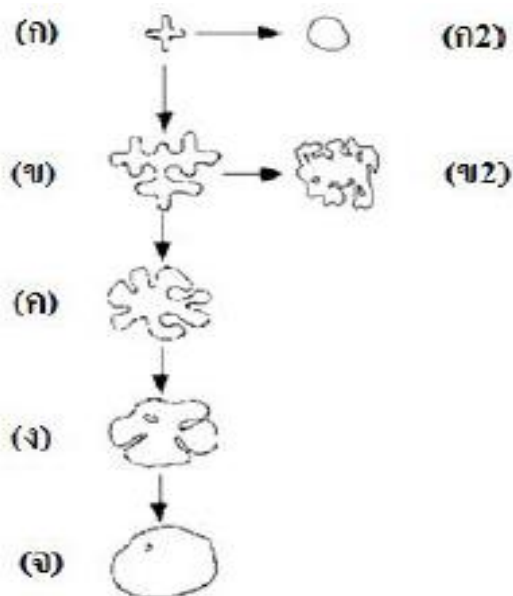
(ภาพจาก J. Wannasin. “Semi-Solid Die Casting Technology”) [7] [8]



รูปที่ 2.3 แสดงสมบัติการไหลคล้ายไอศกรีมของโลหะกิ่งของแข็ง [1] [5]

2.6 กลไกการผลิตโลหะกิ่งของแข็ง

การเกิดขึ้นของอนุภาคของแข็ง ที่เกิดจากกระบวนการนิวคลีเอชัน หรือกระบวนการแตกตัวของเดนไดรต์ โดยมีรูปร่างเป็นแบบอิกวิแอกซ์ (Equiaxed) หรือเป็นผลจากทั้งสองกระบวนการนั้น อนุภาคของแข็งเหล่านี้ก็จะเติบโตด้วยการแพร่ของอะตอมหรือ coarsening ทำให้รูปร่างแบบอิกวิแอกซ์ ของเกรนเหล่านั้นกลายเป็นเกรนก้อนกลม เส้นทางการวิวัฒนาการการเติบโตของอนุภาคของแข็ง แสดงดังรูปที่ 2.4 (ก) ไป (ก2) หากอนุภาคของแข็งที่เกิดเริ่มแรกนั้นมีขนาดเล็ก และมีปริมาณมาก เกรนแบบก้อนกลมก็จะเกิดได้โดยตรง แต่ถ้าอนุภาคใหญ่เกินไป การเกิดเกรนแบบก้อนกลมก็จะเป็นไปตามเส้นทางการวิวัฒนาการ ดังรูป (ก) ไป (จ)

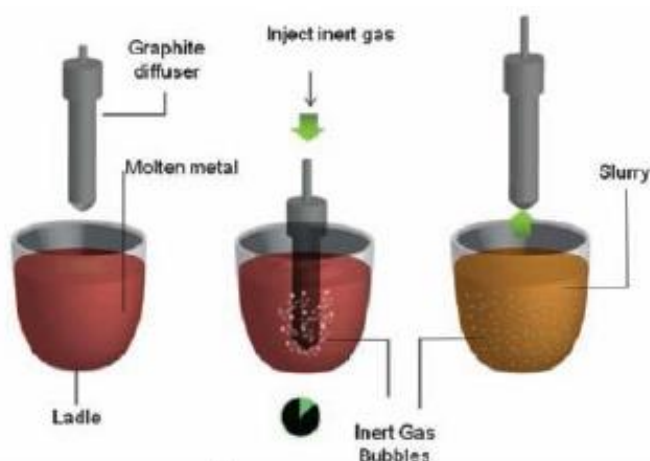


รูปที่ 2.4 เส้นทางการวิวัฒนาการการเติบโตของอนุภาคของแข็ง [1]

2.7 กระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็งโดยกรรมวิธีการปล่อยฟองแก๊ส

กระบวนการ GISS เป็นนวัตกรรมใหม่ที่ถูกคิดค้นขึ้น โดย รศ.ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์และคณะ ซึ่งได้มีการยื่นจดสิทธิบัตรในประเทศไทยและต่างประเทศ ทำงานโดยใช้หลักการปล่อยฟองแก๊สเนื้อผ่านแท่งกราฟไฟต์พูนในปริมาณที่น้อยมาก เพื่อให้เกิดการไหลเคลื่อนที่ของน้ำโลหะในขณะที่โลหะแข็งตัวทำให้เกิดโลหะกึ่งของแข็งขึ้น

โครงสร้างที่ได้จะมีลักษณะค่อนข้างกลม ไม่เป็นเคนไดรต์ จากโครงสร้างและสมบัติการไหลที่ดีของโลหะกึ่งของแข็ง ชิ้นงานที่ได้จึงมีผิวสำเร็จของชิ้นงานที่ดี มีคุณสมบัติทางกลดีกว่าชิ้นงานที่มีโครงสร้างแบบเคนไดรต์ เนื่องจากสามารถลดปริมาณการหดตัวที่เกิดขึ้นในโครงสร้างแบบเคนไดรต์และมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นด้วย อีกทั้งยังช่วยลดปัญหาการแตกร้าวของชิ้นงานได้อีกด้วยกระบวนการ GISS กำลังถูกพัฒนาไปประยุกต์ใช้ในการผลิตชิ้นส่วนในด้านอุตสาหกรรม



รูปที่ 2.5 การทำงานของกระบวนการ GISS [9]

ในกระบวนการหล่อแบบ GISS จากที่กล่าวมาข้างต้น จะเกิดจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว และเกิดการกวนด้วยแก๊สในระหว่างการแข็งตัว ที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลว พบได้ว่า ไม่ว่าจะจากกลไกการนิวคลีเอชันหรือกลไกการแตกหักของเคนไดรต์ จะทำให้เกิดโครงสร้างแบบเกรนก้อนกลม สำหรับการหล่อแบบ GISS ความเข้าใจถึงกลไกการเกิดเกรนแบบก้อนกลมที่เริ่มเกิดการแข็งตัวจึงเป็นสิ่งสำคัญ นอกจากนี้ความเข้าใจถึงการเติบโตของอนุภาคและความเสถียรของอินเตอร์เฟซระหว่างของแข็งและของเหลวจะช่วยให้การควบคุมกระบวนการให้มีประสิทธิภาพขึ้นอีกด้วย

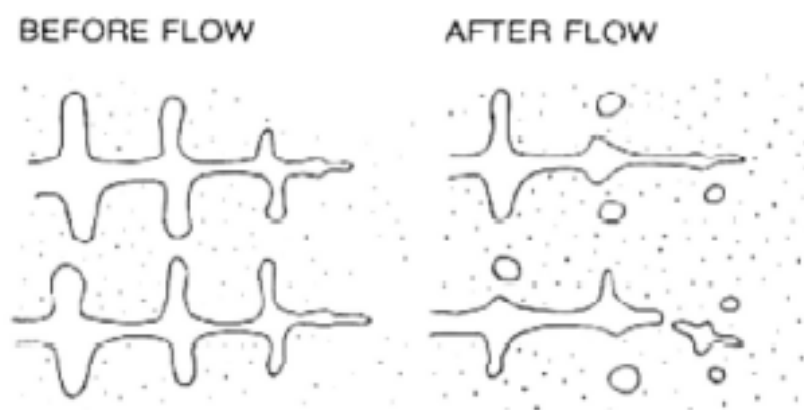
2.8 ข้อดีและข้อเสียของการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง

จากกระบวนการผลิตโลหะด้วยกระบวนการ GISS มีข้อดีและข้อเสีย [12] สรุปไว้ ดังนี้

- ข้อดี**
- 1) ให้ช่วยประหยัดพลังงาน เพราะในการหล่อน้ำโลหะแบบดั้งเดิม (CLC) จะใช้เวลาในการแข็งตัวของน้ำโลหะที่ยาวนานกว่าการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง
 - 2) การไหลแบบราบเรียบ ทำให้ไม่มีการกักเก็บอากาศและมีรูพรุนจากการหดตัวที่ต่ำ ทำให้มีความสมบูรณ์ของชิ้นงานและผิวสำเร็จที่ดี
 - 3) อัตราการผลิตที่ได้ จะดีกว่าการขึ้นรูปแบบดั้งเดิม
 - 4) การขึ้นรูปที่อุณหภูมิต่ำ สามารถช่วยลดการเกิดเทอร์มอลช็อก (thermal shock) ของแม่พิมพ์เพิ่มอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ และสามารถประยุกต์ใช้ การหล่อโลหะกึ่งของแข็งกับโลหะผสมที่มีอุณหภูมิหลอมเหลวสูงได้
 - 5) โครงสร้างจุลภาคมีขนาดเล็ก มีลักษณะเป็นก้อนกลม และมีความสม่ำเสมอ ทำให้สมบัติเชิงกลดีขึ้น
 - 6) ช่วยลดขั้นตอนการตกแต่งชิ้นงานให้ได้ขนาดตามที่ต้องการด้วยการกลึง กัด หรือเจาะ ทำให้ลดค่าใช้จ่ายในขั้นตอนการตกแต่งผิวและการสูญเสียของวัสดุ และสามารถขึ้นรูปชิ้นงานหล่อที่มีขนาดใกล้เคียงชิ้นงานจริง (near net shape)
 - 7) ผิวของชิ้นงานหล่อสามารถเคลือบชุบผิวได้
- ข้อเสีย**
- 1) ค่าใช้จ่ายของต้นทุนสูง จากการเพิ่มขั้นตอนและติดตั้งอุปกรณ์ในกระบวนการผลิต เนื่องจากจะต้องมีการพัฒนาแม่พิมพ์ เพื่อให้เหมาะต่อการไหลของน้ำโลหะแบบสเลอรี่
 - 2) จะต้องมีความรู้ ความเข้าใจ และประสบการณ์ในกระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง เพื่อง่ายต่อการประยุกต์ใช้กระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งในอุตสาหกรรม
 - 3) การควบคุมอุณหภูมิ ความหนืด และสัดส่วนของแข็ง ในสภาวะกึ่งของแข็งจะขึ้นอยู่กับอุณหภูมิหลอมเหลวของโลหะ โลหะผสมที่มีช่วงอุณหภูมิการแข็งตัวที่แคบ จำเป็นต้องมีการควบคุมอุณหภูมิอย่างเหมาะสมและแม่นยำ
 - 4) การเซกรีเกชัน เนื่องจากความไม่สม่ำเสมอของอุณหภูมิ จะทำให้เกิดความไม่สม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาคในชิ้นงาน

2.9 การแตกหักของเดนไดรต์

การแตกหักของเดนไดรต์เป็นอีกปัจจัยหนึ่งที่ทำให้เกิดอนุภาคเกรนก้อนกลมในการหล่อแบบกึ่งของแข็ง โดยการพาหรือแรงเฉือนของน้ำโลหะ จากงานวิจัยที่ผ่านมาได้มีการศึกษาในสารละลายโปร่งแสง พบว่า ที่แรงจากการพาดำจะทำให้เกิดอนุภาคเกรนขนาดใหญ่ และเมื่อเพิ่มแรงจากการพาในระหว่างการแข็งตัว จะทำให้เกิดอนุภาคเกรนขนาดเล็กในช่วงเริ่มเกิดการแข็งตัว รูปแสดงการแตกหักของเดนไดรต์ ดังรูปที่ 2.6

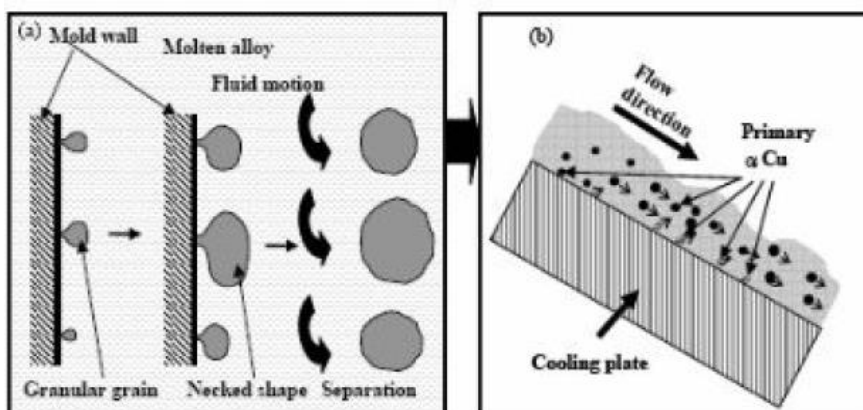


รูปที่ 2.6 แสดงการแตกหักของเดนไดรต์ทำให้มีอนุภาคหรือเกรนเพิ่มขึ้นแบบทวีคูณ [1]

2.10 การนิวคลีเอชันและการเติบโต

กระบวนการนิวคลีเอชันเป็นขั้นตอนที่ทำให้เกิดการฟอร์มตัวของอนุภาคของแข็งขนาดเล็ก หรือเรียกว่า นิวคลีไอ (nuclei) เกิดเป็นเกรนก้อนกลม การนิวคลีไอจะเกิดได้ 2 ลักษณะคือ การเกิดนิวคลีเอชันจากเนื้อเดียวกัน (homogeneous nucleation) และการเกิดนิวคลีเอชันจากเนื้อที่แตกต่างกัน (heterogeneous nucleation)

โดยทั่วไปอัตราการเกิดนิวคลีเอชันจากเนื้อเดียวกันจะเกิดการรวมตัวกันของนิวคลีไอมีขนาดใหญ่ขึ้นเรื่อยๆ จนมีขนาดเท่ากับค่าวิกฤติ และเกิดเป็นนิวเคลียส การเกิดนิวคลีเอชันจากเนื้อเดียวกันจะเกิดขึ้นในการแข็งตัวของโลหะเดี่ยวบริสุทธิ์ ไม่มีสิ่งเจือปน ส่วนการเกิดนิวคลีเอชันของน้ำโลหะที่เกิดจากเนื้อที่แตกต่างกัน เป็นการฟอร์มตัวอนุภาคของแข็งจากบริเวณเบ้าหรือผนังแม่พิมพ์ จะทำให้เกิดเกรนจำนวนมาก โดยเกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วจากการระบายความร้อนและการพาของน้ำโลหะที่ผนังเบ้าที่มีอุณหภูมิต่ำกว่าน้ำโลหะ ดังรูปที่ 2.8



รูปที่ 2.7 แสดงการเกิดอนุภาคขนาดเล็กที่บริเวณผนังแม่พิมพ์ และหลุดออกเนื่องจากการพาของน้ำโลหะ [1]

2.11 ข้อบกพร่องลักษณะเป็นรูพรุน (Porosity Defect)

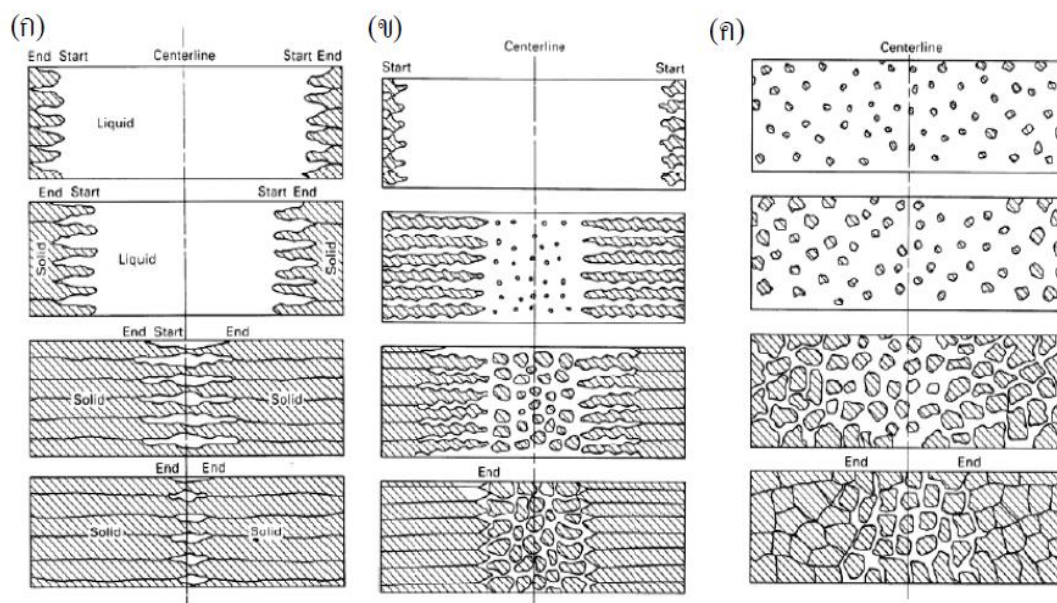
ข้อบกพร่องลักษณะเป็นรูพรุนที่เกิดจากกระบวนการหล่อโลหะ เกิดจาก 2 สาเหตุหลักได้แก่

1) รูพรุนที่เกิดเนื่องจากก๊าซ เมื่อโลหะหลอมเหลวเริ่มแข็งตัว ความสามารถในการละลายของก๊าซลดลง จึงทำให้ก๊าซก่อตัวขึ้นและถูกกักขังอยู่ภายใน จึงเกิดทำให้เกิดรูที่มีลักษณะกลม และมีผิวเรียบ

2.) รูพรุนที่เกิดจากการหดตัวของโลหะ ในขณะที่เปลี่ยนสถานะจากของเหลวเป็นของแข็ง มักมีผิวขรุขระ และมีรูปร่างไม่แน่นอน ซึ่งรูพรุนที่เกิดขึ้นเป็นปัญหาสำคัญในภาคอุตสาหกรรมที่ไม่ต้องการให้เกิดขึ้น เนื่องจากส่งผลต่อชิ้นงานทำให้สมบัติทางกลลดลง เช่น ความต้านแรงดึง ความเหนียว และความต้านทานการล้า เป็นต้น ซึ่งบางครั้งรูพรุนอาจเป็นสาเหตุนำไปสู่รอยร้าวได้ ยิ่งไปกว่านั้นงานที่ต้องการผลิตผิวขัดเงา รูพรุนที่มีขนาดใหญ่ที่มองเห็นด้วยตาเปล่า จะส่งผลให้ความสวยงามลดลง และไม่ได้คุณภาพตามต้องการ เป็นปัญหาสำคัญที่ทำให้ผู้ผลิตเสียค่าใช้จ่ายมากในการปัญหา

อย่างไรก็ตามลักษณะและขนาดของรูพรุนดังกล่าว มีความแตกต่างกันออกไปขึ้นอยู่กับชนิดของโลหะ ธาตุผสมของโลหะ และกระบวนการหล่อ อีกทั้งพารามิเตอร์ต่างๆที่ใช้ในการหล่อ เช่น อุณหภูมิหล่อ และอัตราการเย็นตัว

2.12 รูปแบบของการแข็งตัว (Solidification Mode)



รูปที่ 2.8 รูปแบบการแข็งตัวของโลหะ (ก) ช่วงการแข็งตัวแคบ
(ข) ช่วงการแข็งตัวปานกลาง (ค) ช่วงการแข็งตัวกว้าง [1]

รูปแบบการแข็งตัวของโลหะมีผลต่อความสมบูรณ์และข้อบกพร่องขึ้นที่เกิดขึ้นของโลหะผสมเป็นอย่างมาก สำหรับการแบ่งรูปแบบการแข็งตัวตามช่วงอุณหภูมิของโลหะผสมที่แตกต่างกันระหว่างอุณหภูมิลiquidus และ solidus สามารถแบ่งได้เป็น 3 รูปแบบ ตามช่วงอุณหภูมิการแข็งตัวดังนี้

- (1) ช่วงอุณหภูมิการแข็งตัวแคบ: ช่วงค่าความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิลiquidus กับ solidus ($T_L - T_S$) น้อยกว่า 50 องศาเซลเซียส
- (2) ช่วงอุณหภูมิการแข็งตัวปานกลาง: ช่วงค่าความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิลiquidus กับ solidus ($T_L - T_S$) อยู่ในช่วงระหว่าง 50-100 องศาเซลเซียส
- (3) ช่วงอุณหภูมิการแข็งตัวกว้าง: ช่วงค่าความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิลiquidus กับ solidus ($T_L - T_S$) มากกว่า 110 องศาเซลเซียส

สำหรับโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ จะมีการแข็งตัวแบบ short freezing range หรือ ช่วงการแข็งตัวที่แคบ แบบรูปแบบ (ก) เมื่อเทน้ำโลหะที่บริสุทธิ์ลงสู่แบบแล้ว น้ำโลหะจะถ่ายเทความร้อนเกิดการแข็งตัวแบบแนวระนาบคือมีการแข็งตัวเท่ากันทุกทิศทาง โดยมีการขยายตัวทางด้านข้างด้วย ทำให้เกิดการชนกันของเกรน มีแนวโน้มที่จะเกิดลักษณะของการเกิดเฟสของแข็งแบบหล่อด้าน

ใน (skin forming) และแนวด้านหน้าของผลึกที่กำลังแข็งตัวเข้าด้านใน การแข็งตัวที่ดำเนินไปข้างหน้าแบบนี้ ช่วยทำให้เกิดการแข็งตัวแบบมีทิศทาง จึงเกิดช่องว่างระหว่างเกรนน้อยกว่าการแข็งตัวแบบอื่น

สำหรับโลหะผสมที่มีช่วงอุณหภูมิของการแข็งตัวปานกลาง การแข็งตัวจะ ผสมผสานกันระหว่างการเกิดเฟสของแข็งแบบเปลือกหุ้ม และการแข็งตัวแบบมุขชี ในชิ้นงานที่ หนามากโลหะที่มีช่วงการแข็งตัวแคบอาจจะเปลี่ยน ไปเป็นแบบปานกลาง เพราะการระบายความร้อนทำได้ช้าลง ซึ่งความแตกต่างของอุณหภูมิจากส่วนกลางของชิ้นงาน ไปสู่ส่วนขอบลดลง การ เติบโตของเกรน จะเปลี่ยนจากการเติบโตแบบคอลัมน์าร์หรือเซลล์ เป็นแบบอควิแอกซ์กระจาย อย่างทั่วถึงในตรงกลางที่ยังมีน้ำโลหะเหลืออยู่

สำหรับโลหะผสมที่มีช่วงอุณหภูมิของการแข็งตัวกว้าง การเกิดการแข็งตัวอย่างมี ทิศทางเป็นไปได้ยาก ถึงแม้ว่าจะมีเปลือกบางๆ เกิดบนผนังแบบหล่อในช่วงแรก แต่การแข็งตัวจะ ไม่ดำเนินไปข้างหน้าตามทิศทางของผนัง โมล แต่จะเกิดทั่วทั้งในชิ้นงานหล่อในตำแหน่งที่ กระจาย เป็นการแข็งตัวแบบมุขชี ทำให้เกิดช่องน้ำโลหะเล็กชิ้นจำนวนมากในช่วงท้ายการ แข็งตัว และไม่สามารถเติมน้ำโลหะผ่านช่องเหล่านี้ได้ทำให้เกิดโพรงหดตัวกระจายทั่วชิ้นงาน

2.13 การแข็งตัวของโลหะหล่อ (Solidification of Cast Metals)

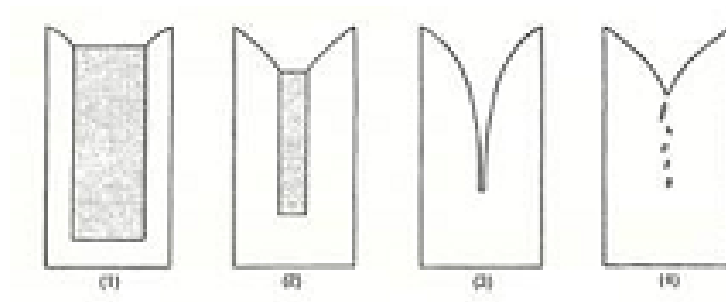
ถ้าปล่อยให้โลหะบริสุทธิ์หลอมเหลวเย็นตัวต่ำกว่าจุดหลอมเหลว น้ำโลหะก็จะเปลี่ยนจากของเหลวกลายเป็นของแข็งซึ่งเรียกว่า Solidification หรือ crystallization โดยทั่วไปการแข็งตัวของโลหะนั้นสามารถแบ่งออกได้เป็น 2 ช่วง นั่นคือ

1. ช่วงการเกิดนิวเคลียส (Nuclei) เล็กๆ ซึ่งเรียกว่า นิวเคลียชัน (Nucleation)
2. การเติบโตของนิวเคลียส โดยนิวเคลียสในโลหะหลอมเหลวจะใหญ่ขึ้นจนเกิดเป็นผลึก และผลึกเหล่านี้จะต่อกันเป็น โครงสร้างของเกรน เรียกบริเวณที่เกรนสัมผัสกันว่าขอบเขตเกรน (grain boundaries)

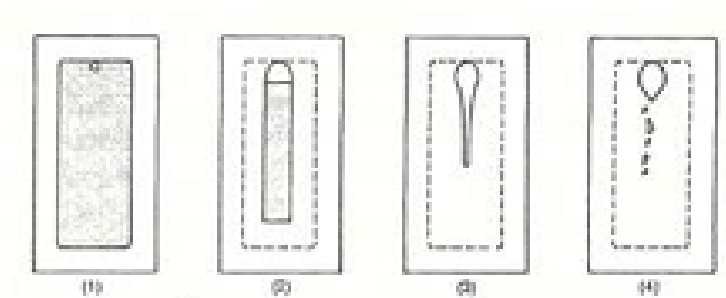
2.14 โพรงหดตัว (Shrinkage cavity)

ในระหว่างการป้อนน้ำโลหะ จะมีทิศทางการแข็งตัวของน้ำโลหะจากบริเวณขอบไปยังมีตรงกลางของชิ้นงานหล่อและระดับน้ำโลหะในรูฉลุนั้นก็จะลดลงด้วย ผลลัพธ์ที่ได้คือ การเกิดโพรงที่เป็นรูปกรวยที่เรียว ดังแสดงในรูปที่ 2.10 โพรงหดตัวแบบนี้เรียกว่า ท่อหดตัวปฐมภูมิ (primary shrinkage pipe) เพื่อที่จะแยกได้ชัดเจนจากโพรงหดตัวทุติยภูมิ (secondary shrinkage pipe) ซึ่งจะ

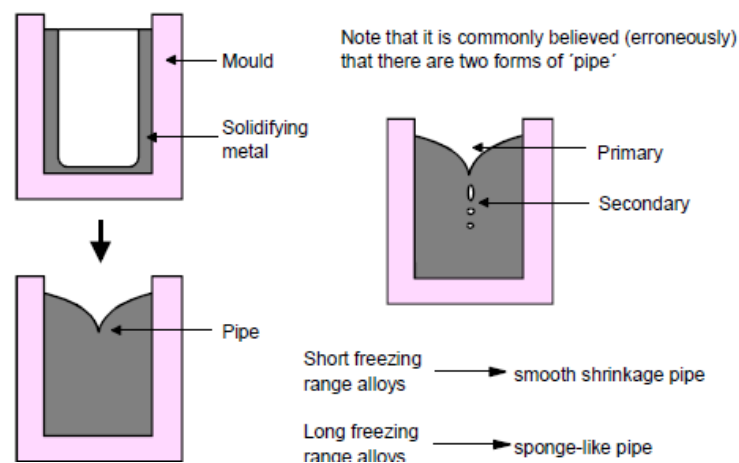
เห็นได้จากภาพตัดผ่านของชิ้นงานหล่อ โดยในลักษณะที่ประกอบไปด้วยรูพรุนที่แยกตัวเป็นกลุ่ม และอยู่บริเวณด้านล่างท่อปฐุมภูมิ ดังแสดงในรูปที่ 2.11



รูปที่ 2.9 ขั้นตอนการเกิดโพรงหดตัวปฐุมภูมิแบบท่อ [1]



รูปที่ 2.10 ขั้นตอนการเกิดโพรงหดตัวปฐุมภูมิภายใน [1]



รูปที่ 2.11 แสดงรูปแบบการหดตัวแบบมหภาค

2.15 การแยกตัวขององค์ประกอบทางเคมีหรือเซกรีเกชัน (Segregation)

การเกิดเซกรีเกชัน หมายถึง การเกิดบริเวณที่มีการกระจายตัวของธาตุที่ไม่สม่ำเสมอเท่าเทียมกันในชิ้นงานหล่อ ซึ่งชิ้นงานหล่อจะมีการเกิดเซกรีเกชันทุกชิ้น แต่ระดับการเกิดจะแตกต่างกันเหตุผลเพราะว่าในโลหะผสมจะมีการแยกตัวของธาตุ (partition) ระหว่างการแข็งตัว

เซกรีเกชันสามารถแบ่งออกได้เป็น 2 ชนิดหลักตามระดับขนาดของการเกิด ได้แก่ การแยกตัวระดับจุลภาค หรือ ไมโครเซกรีเกชัน (microsegregation) และการแยกตัวระดับมหภาคหรือมาโครเซกรีเกชัน (macrosegregation)

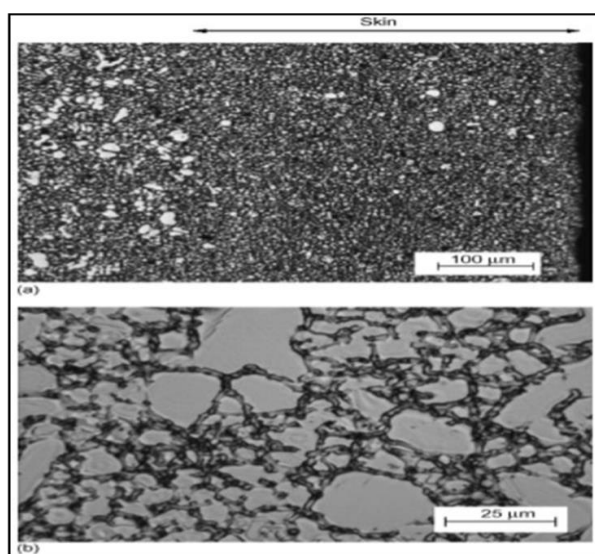
2.16 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope หรือ Light Microscope)

กล้องจุลทรรศน์ใช้แสงแบบเชิงประกอบ (compound light microscope) เป็นกล้องจุลทรรศน์ ชนิดที่ใช้เลนส์หลายอันและมีกำลังขยายต่างๆ กันจะเห็นภาพวัตถุได้โดยมีการสะท้อนแสงจากวัตถุเข้าสู่เลนส์ ประกอบด้วย เลนส์ 2 ชุด คือ เลนส์ใกล้วัตถุ (objective lens) และเลนส์ใกล้ตา (ocular lens หรือ eyepiece) กำลังขยายของภาพคือ ผลคูณของกำลังขยายของเลนส์ใกล้วัตถุกับกำลังขยายของเลนส์ใกล้ตา ความสามารถในการแจกแจงรายละเอียดของภาพของกล้องจุลทรรศน์ขึ้นอยู่กับคุณสมบัติของเลนส์และแสงต้นกำเนิดการหาค่ากำลังขยาย

$$\text{กำลังขยายของกล้อง} = \text{กำลังขยายของเลนส์ใกล้ตา} \times \text{กำลังขยายของเลนส์ใกล้วัตถุ}$$

2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

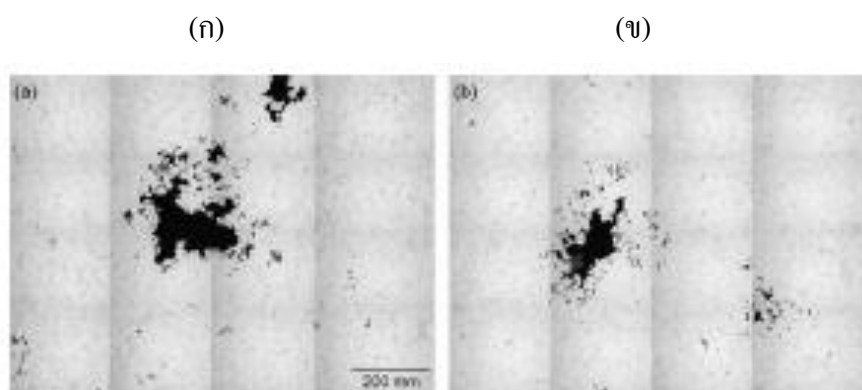
S.G.Lee และคณะ [13] ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของตัวแปรในการขึ้นรูป AM50-Mg alloy ด้วยวิธีฉีดขึ้นรูปโดยใช้แรงดันสูง โดยมีตัวแปรสำคัญ ซึ่งได้แก่ แรงดัน, gage velocity และอุณหภูมิของน้ำโลหะ ที่มีผลต่อการกระจายตัวของรูพรุน โดยขึ้นรูปชิ้นงานเป็นแผ่นสี่เหลี่ยมขนาด 146 mm x 146 mm x 14.3 mm หลอมที่อุณหภูมิ 977 °k จากนั้นนำไปขัดตามมาตรฐานของโลหะและไม่กัดกรด จากการทดลองพบว่าแรงดันที่เพิ่มขึ้นสามารถลดปริมาณของรูพรุนรวมไปถึงลดการเกิดฟองแก๊สได้ด้วย ซึ่งความดันที่เพิ่มขึ้นจะลดจำนวนความหนาแน่นและสัดส่วนพื้นที่ของฟองแก๊สที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางใหญ่กว่า 100 ไมครอน เมื่อ gage velocity ลดลง สามารถลดปริมาณของรูพรุนได้ดีมาก รวมไปถึงการเกิดฟองแก๊ส และช่วยลดการเกิดโพรงหดตัวได้ด้วย ซึ่ง gage velocity ต่ำช่วยลดจำนวนความหนาแน่นและสัดส่วนพื้นที่ของฟองแก๊สได้ทุกขนาด สุดท้ายการลดอุณหภูมิของน้ำโลหะส่งผลให้จำนวนรูพรุนเริ่มต้นมีปริมาณลดลง รวมไปถึงฟองแก๊สก็ลดลงด้วย นอกจากนี้สามารถลดจำนวนความหนาแน่นและสัดส่วนพื้นที่ของฟองแก๊สที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางใหญ่กว่า 30 ไมครอน ได้อีกด้วย



รูปที่ 2.12 แสดงโครงสร้างเปรียบเทียบระหว่างเกรนละเอียดและเกรนใหญ่ของโลหะ

S.G.Lee และคณะ (2006) [9] ได้ศึกษาเกี่ยวกับแก๊สที่ช่วยลดโพรงหดตัวใน Mg-alloy ที่ขึ้นรูปด้วยวิธีฉีดขึ้นรูปโดยใช้แรงดันสูง ทำการทดลองโดยขึ้นรูป AM60 Mg-alloy ผ่านกระบวนการฉีดขึ้นรูปโดยใช้แรงดันสูง ได้ชิ้นงานเป็นแผ่นสี่เหลี่ยมมุมฉากขนาด 200 mm x 100 mm x 4 mm โดยใช้ gate velocity ที่ 520 cm/s และอุณหภูมิหลอมเหลวที่ 705 °c จากนั้นนำชิ้นงานไปตัดแนวระนาบตามทิศทางความหนาของแผ่น นำไปขัดตามมาตรฐานของโลหะ จากนั้นนำไป

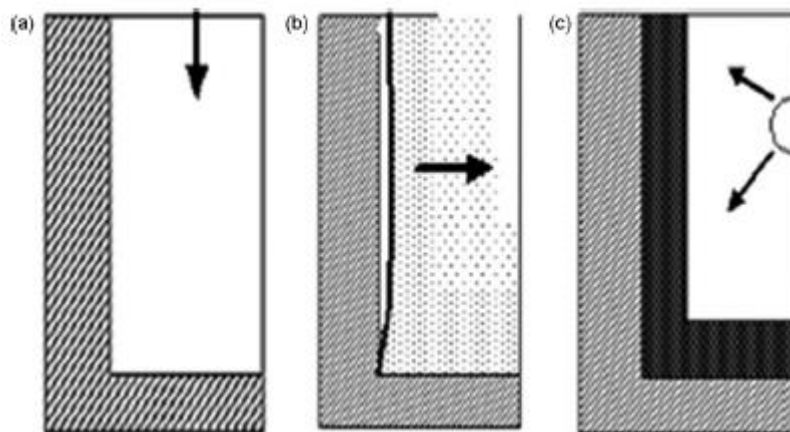
วิเคราะห์โครงสร้างทั้งแบบ 2 มิติ และ 3 มิติ นอกจากนั้นได้ทำการ simulation เพื่อวิเคราะห์การถ่ายโอนความร้อน ด้วยโปรแกรม ANSYS 7.1 พบว่าภายใต้เงื่อนไขการขึ้นรูปทั้งหมดนั้นแก๊สจะช่วยลดโพรงหดตัวได้ และจากการ simulation การถ่ายโอนความร้อนระหว่างกระบวนการหล่อนั้น ช่วยยืนยันได้ว่าฟองแก๊สสามารถขัดขวางการถ่ายโอนความร้อนและเปลี่ยนแปลงอัตราการแข็งตัว ทำให้แก๊สสามารถลดการเกิดโพรงหดตัวได้ จากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคแบบ 3 มิติ อธิบายถึงรูพรุนที่มีขนาดเล็กมากๆ และไม่เกิดโพรงหดตัวบริเวณด้านบน ซึ่งเป็นสิ่งที่สนับสนุนทฤษฎีนี้ได้



รูปที่ 2.13 (ก) และ (ข) รูพรุนขนาดใหญ่ที่เกิดจากแก๊สและการหดที่เกิดจากแก๊สที่กระจายอยู่โดยรอบ

A.Reis และคณะ [11] ได้ทำการศึกษาเกี่ยวกับโมเดลของการหดตัวระหว่างการแข็งตัวของโลหะทั้งแบบช่วงการแข็งตัวยาวและช่วงการแข็งตัวสั้น โดยโมเดลที่ทำการศึกษานั้นมีเงื่อนไขคือพื้นผิวของโลหะเริ่มต้นจะติดกับแม่พิมพ์ บริเวณอื่นสมมติให้เป็นพื้นผิวอิสระ และบริเวณภายนอกของเบ้าหล่อนั้นความร้อนจะถูกนำตามธรรมชาติเท่านั้น ที่บริเวณพื้นผิวแม่พิมพ์โลหะนั้นเกิดสัมประสิทธิ์การถ่ายเทความร้อนขึ้น ซึ่งจะสมมติให้การถ่ายเทความร้อนไม่มีผลต่อบริเวณพื้นผิวอิสระ จากการศึกษาพบว่า การหดตัวที่เกิดในโลหะที่มีช่วงการแข็งตัวสั้นจะเกิดภายในเป็นรูพรุน ในขณะที่โลหะที่มีช่วงการแข็งตัวยาว ข้อบกพร่องมีแนวโน้มที่จะเกิดการยุบตัวลงไปของผิวในช่วงการแข็งตัวยาวนั้นจะมีช่วง mushy ซึ่งเป็นส่วนสำคัญในการหดตัว ช่วงการแข็งตัวแบบนี้จะเกิดรูพรุนภายในน้อย เพราะความดันน้อย เนื่องจากความดันมาตรฐานจะขึ้นอยู่กับสัดส่วนของแข็ง นอกจากนั้นการป้อนความเร็วน้ำโลหะโดยตรงจากพื้นผิวสู่ภายในจะขับเคลื่อนโดยแรงดันจากความดันจากภายนอกสู่ภายใน ทำให้เกิดรูพรุนจากความเร็วในการป้อนโดยตรงเพราะความดัน

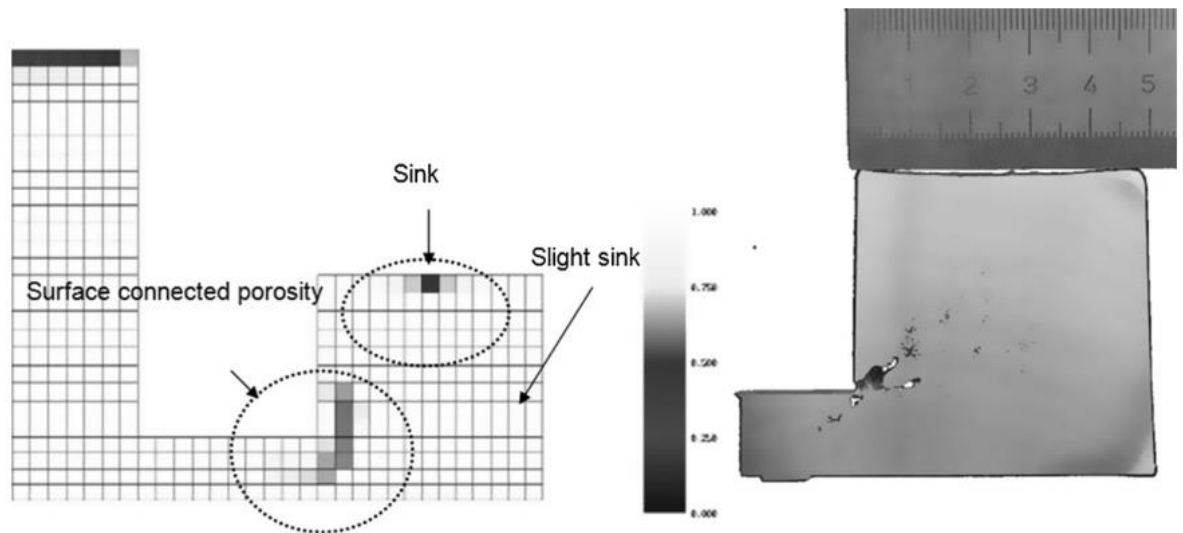
ภายในของรูพรุนมากกว่าความดันรอบๆน้ำโลหะ ดังนั้นจึงต้องเปลี่ยนแปลงความเร็วเมื่อรูพรุนเริ่มเกิดขึ้น



รูปที่ 2.14 กลไกการเกิดข้อบกพร่องของการหดตัว

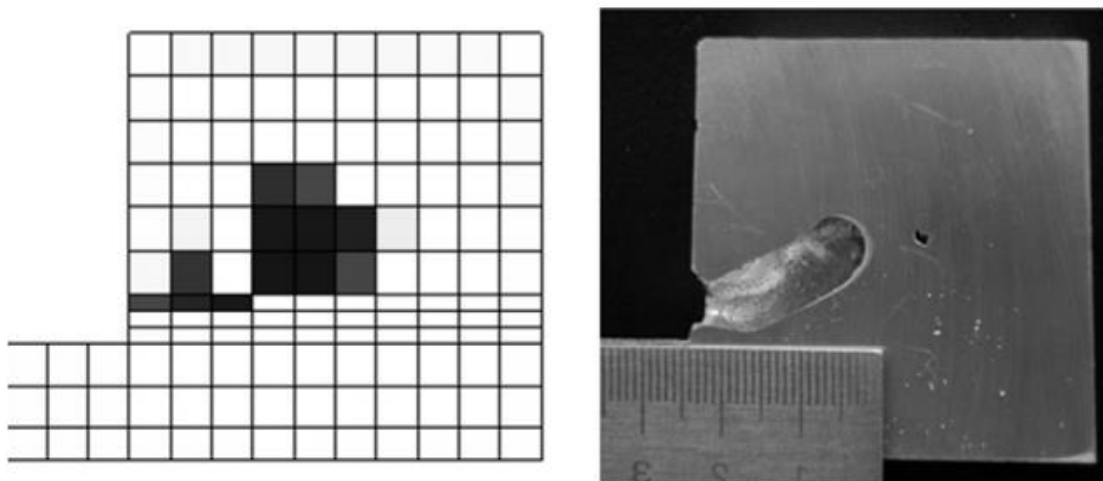
A.Reis และคณะ (2011) [12] ได้ศึกษาแบบจำลองการป้อนการไหลของน้ำโลหะที่ส่งผลต่อการหดตัวของอะลูมิเนียมหล่อ โดยแบบจำลองนั้น ได้สร้างสมการสำหรับมวล, โมเมนตัม และพลังงาน ซึ่งได้คำนวณการไหลและความดันในน้ำโลหะเหลว เพื่อให้ได้ผลลัพธ์ของการเย็นตัวและการแข็งตัว ในงานวิจัยนี้ใช้วิธี finite volume ในการแก้สมการต่างๆเพื่อออกแบบแบบจำลอง และจากการศึกษาวิจัยนี้เพื่อนำไปประยุกต์ใช้กับอะลูมิเนียมหล่อ AISi ผลจากการศึกษาพบว่าแบบจำลองนี้สามารถทำนายข้อบกพร่องที่เกิดขึ้นในชิ้นงานได้หลายชนิด สามารถทำนายได้ว่าเกิดรูพรุนจากพื้นผิวเริ่มต้น, เกิดรูพรุนภายนอกและรูพรุนภายในจากการนิวคลีเอชัน โดยได้นำเสนอจากลักษณะเฉพาะของการแข็งตัว ซึ่ง AISi12 มีช่วงการแข็งตัวสั้น และ AISi7 มีช่วงการแข็งตัวยาว จึงทำให้มีพฤติกรรมแตกต่างกันมาก สำหรับรูพรุนภายในที่เกิดจากพื้นผิวเริ่มต้นจะพบในโลหะที่มีช่วงการแข็งตัวสั้น และช่วงการแข็งตัวยาว ในช่วงการแข็งตัวยาวของ AISi7 จะเกิดการแยกตัวภายในทำให้เกิดรูพรุนภายใน โครงสร้างแบบกิ่งไม้ เมื่อรูพรุนเดี่ยวๆที่เกิดขึ้นมาเชื่อมต่อกัน จะมีรูปร่างที่ซับซ้อนสูงมาก ในทางกลับกัน AISi12 ที่มีช่วงการแข็งตัวสั้น จะเผยให้เห็นถึงรูพรุนเดี่ยวขนาดใหญ่และปรากฏโพรงขึ้น ผลเชิงตัวเลขได้แสดงชนิดของข้อบกพร่องที่เกิดขึ้นในช่วงการแข็งตัวยาวนั้นพบว่า ขั้นตอนในการแข็งตัวจะใช้เวลานาน ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างแบบกิ่งไม้ (มีปริมาณสัดส่วนของแข็งสูงขึ้น) หมายความว่า การจำลองป้อนของเหลวจากใกล้ๆ บริเวณพื้นผิวจะง่ายกว่าการป้อนจากระยะไกล แต่อย่างไรก็ตามในโลหะที่มีช่วงการแข็งตัวสั้นการเกิดรูพรุนเริ่มต้นจะเกิดที่พื้นผิวและเกิดในบริเวณจำกัด สำหรับพื้นผิวที่เป็นแอ่งพบในโลหะที่มีช่วง

การแข็งตัวยาว ปรากฏชัดเมื่อป้อนน้ำโลหะในระยะใกล้ๆ เนื่องจากความดันภายในต่ำทำให้นำไปสู่การเคลื่อนที่ภายในของพื้นผิวด้านนอกของการหล่อ เพราะของแข็งจะไม่ต้านทานแรงดึงเนื่องจากความดันลดลง



รูปที่ 2.15 แสดงผลจากการหดตัวที่กระจายในชิ้นงาน AISi7 โดยมีขนาด 14 มิลลิเมตร

(a) จากแบบจำลอง (b) จากการทดลอง

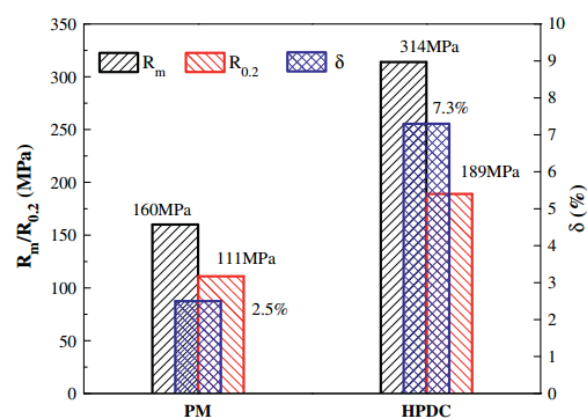


รูปที่ 2.16 แสดงพื้นผิวที่เป็นโพรงซึ่งเป็นผลมาจากการหดตัวในชิ้นงาน AISi12

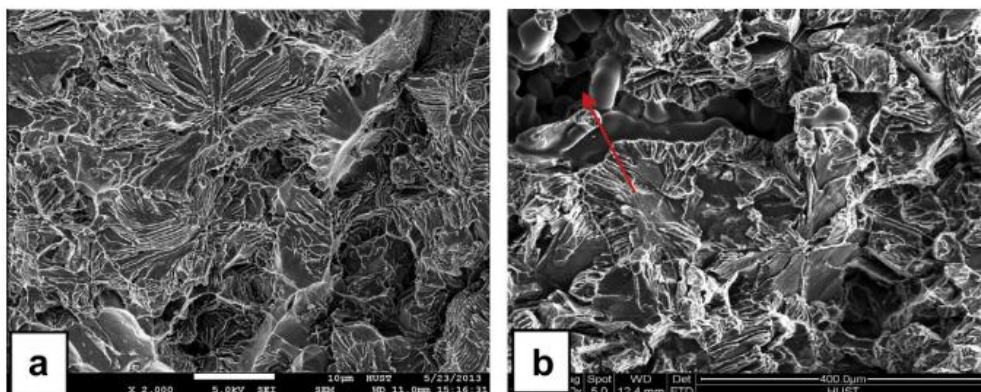
โดยมีขนาด 14 มิลลิเมตร

Zuqi Hu และคณะ (2013) [13] ได้ศึกษาพฤติกรรมของโครงสร้างจุลภาค, ความดำ และการกัดกร่อน ของการหล่อด้วยแม่พิมพ์หล่อถาวร และการหล่อแบบฉีดขึ้นรูปของอะลูมิเนียมผสม

โดยการทดลองได้ชิ้นรูปขึ้นงานขนาด 120 mm x 80 mm x 25 mm สำหรับแม่พิมพ์หล่อแบบถาวร และขนาด 200 mm x 60 mm x 4 mm สำหรับการฉีดขึ้นรูป อุ่นแม่พิมพ์ที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส และเทน้ำโลหะเหลวที่อุณหภูมิ 700 องศาเซลเซียส โลหะที่ใช้ศึกษาสำหรับการทดลองนี้คือ AlMg₅Si₂Mn สำหรับการทดสอบความแข็งแรงดึงและความล้าจะเตรียมชิ้นงานตามมาตรฐาน ASTM : E466-07 และการทดสอบการกัดกร่อนตามมาตรฐาน ASTM : G110-92, ASTM : G67-13 และ ASTM : G31-12a ผลการทดลองพบว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอะลูมิเนียมหล่อของการหล่อด้วยแม่พิมพ์หล่อถาวร และการฉีดขึ้นรูปนั้น จะประกอบด้วย α -Al เป็นเนื้อหลัก และ Al+Mg₂Si เป็นบริเวณยูเทคติก ซึ่งในชิ้นงานอะลูมิเนียมหล่อของการหล่อด้วยแม่พิมพ์หล่อถาวร จะปรากฏเฟสที่มีลักษณะเป็นแผ่นสีขาวคือ β -Al₃FeSi และ ที่มีลักษณะเป็น script คือเฟส α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ เมื่อทำการทดสอบสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมหล่อผสมพบว่า ในชิ้นงานที่หล่อขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์หล่อถาวรนั้นจะให้ค่าสมบัติเชิงกลเท่ากับ 160 MPa, 111 MPa และ 2.5% ในการฉีดขึ้นรูปจะให้ค่าสมบัติเชิงกลเท่ากับ 314 MPa, 189 MPa and 7.3% จากค่าดังกล่าวจะเห็นได้ว่าสมบัติเชิงกลของการหล่อด้วยแม่พิมพ์หล่อถาวรจะต่ำกว่าการฉีดขึ้นรูป เนื่องจากการฉีดขึ้นรูปมีขนาดเกรนที่เล็กกว่า และผลของรูพรุนหดตัวที่เกิดขึ้นภายในชิ้นงานของการขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์หล่อถาวรมากกว่า ส่วนกระบวนการทดสอบความล้าพบว่าชิ้นงานที่หล่อขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์หล่อถาวรให้ค่าความต้านทานความล้า 45 MPa ซึ่งต่ำกว่าชิ้นงานที่ฉีดขึ้นรูปที่ให้ค่าเท่ากับ 56 MPa เนื่องจากในชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์หล่อถาวรบริเวณรอยแตกเริ่มต้นและการขยายตัวของรอยแตกนั้นจะพบรูพรุนอยู่ภายใน การทดสอบกัดกร่อนของชิ้นงานนั้นพบว่าชิ้นงานที่ฉีดขึ้นรูปจะมีความต้านทานการกัดกร่อนที่ดีกว่าชิ้นงานที่หล่อขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์หล่อถาวร เนื่องจากขนาดเกรนที่เล็กและความหนาแน่นของขอบเกรน



รูปที่ 2.17 แสดงสมบัติเชิงกลของชิ้นงาน AlMg₅Si₂Mn ที่หล่อด้วยแม่พิมพ์หล่อถาวร (PM) และการหล่อแบบฉีดขึ้นรูป (HPDC)



รูปที่ 2.18 แสดงภาพถ่ายพื้นผิวชิ้นงาน AlMg5Si2Mn หลังจากการแตกหัก
(a) หล่อแบบฉีดขึ้นรูป (HPDC) (b) หล่อด้วยแม่พิมพ์หล่อถาวร

J.Wannasin และ คณะ(2008) ได้ศึกษากระบวนการใหม่ที่ถูกคิดค้นขึ้นเพื่อทดสอบสัดส่วนการแข็งตัวของน้ำโลหะกึ่งของแข็ง โดยใช้วิธีแม่พิมพ์ thin channel vacuum ในการ quench น้ำโลหะกึ่งของแข็งที่เวลาในการปล่อยฟองแก๊สต่างกัน อุณหภูมิของน้ำโลหะ สามารถวิเคราะห์ได้จาก cooling curve และสามารถอ้างอิงสัดส่วนการแข็งตัวได้จากข้อมูลมาตรฐาน (Standard quantitative metallography) ซึ่งใช้ค่าเฉลี่ยของการเติบโตของอนุภาคของแข็งเป็นเกณฑ์ นำ aluminum alloy ที่มี Al Si Cu Fe เป็นส่วนประกอบ 2 กิโลกรัม หลอมลงใน graphite crucible และใช้ thermocouples 3 อัน วัดบันทึกอุณหภูมิตำแหน่งต่างกันดังรูปที่ 1 โดยข้อมูลจะถูกบันทึกด้วย winview software กระบวนการ GISS จะนำแท่งกราฟไฟต์พูน มาจุ่มลงในน้ำโลหะหลอมเหลวที่อุณหภูมิเหนืออุณหภูมิหลอมเหลวไม่กี่องศา ฟองแก๊สที่ปล่อยจะทำให้เกิดการหมุนเวียนของความร้อนทำให้เกรนแตกตัวเป็นก้อนกลม

จากนั้นนำชิ้นส่วนบริเวณตำแหน่งกลางชิ้นงานดังรูปที่ 2 มาเตรียมผิวและกัดผิวหน้าชิ้นงานด้วยกรด Keller 5 วินาที คำนวณหาค่าสัดส่วนการแข็งตัวเริ่มต้น (Initial solid fraction) กับค่าสัดส่วนการแข็งตัวสุดท้าย (Final solid fraction) จากนั้นทำการ plot กราฟ เทียบข้อมูลที่ได้ออกกับ data base ซึ่งได้ผลใกล้เคียงกัน

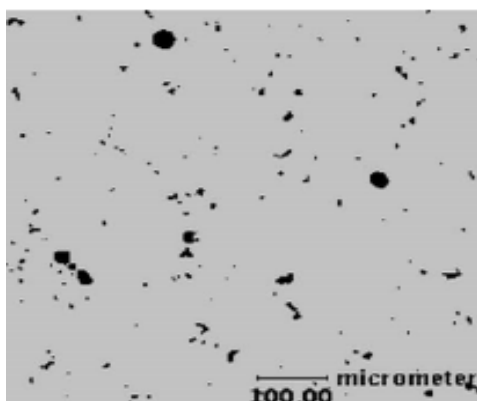
สรุปผลการทดลองพบว่าวิธีการใหม่นี้มีประสิทธิภาพในการประมาณค่าสัดส่วนการแข็งตัวได้อย่างเหมาะสม และสามารถนำกระบวนการ Semi Solid มาทำการศึกษาโครงสร้างได้อีกด้วย

D.G Leo Prakash และคณะ (2005) ได้ทำการศึกษาเทคนิคการวิเคราะห์การเกิด shrinkage กับ gas pores ของ pressure die cast AZ91 magnesium alloys โดยใช้เทคนิคการวิเคราะห์รูป

โครงสร้างด้วยโปรแกรมคอมพิวเตอร์ ซึ่งการหัดัวระดับจุลภาค และการหัดัวจากแก๊ส สามารถแยกได้จากเทคนิคดังกล่าว และขนาดการกระจายตัว อีกข้อดีของการใช้เทคนิคการวิเคราะห์รูปโครงสร้างข้างต้นคือสามารถวัด nearest neighbor distance ของทั้ง การหัดัวระดับจุลภาค และการหัดัวจากแก๊ส ได้อีกด้วย

สาเหตุของการเกิดการหัดัวระดับจุลภาค เกิดได้ 2 สาเหตุหลักๆ คือ 1) Dissolves gases เมื่อโลหะเย็นตัวและเกิดการแข็งตัว ความเข้มข้นของ dissolved gases มีปริมาณเพิ่มมากขึ้นจนทำให้เกิดฟองแก๊สขึ้นในที่สุด 2) กาหัดัวความแตกต่างของปริมาตรจำเพาะ (specific volume) ของของเหลวและของแข็ง การไหลถูกกีดขวางเป็นสาเหตุทำให้เกิดแรงดัน ทำให้เกิดหัดัวขึ้นบริเวณนั้นๆ อย่างไรก็ตามการหัดัวระดับจุลภาค เป็นสาเหตุทำให้สมบัติทางกลลดลง เช่น ultimate strength, yield strength, ductility และความต้านทานการล้า ในงานวิจัยนี้จะใช้รูปโครงสร้างที่เป็นแบบ 2D-dimensional

การเกิดการหัดัว เกิดขึ้นจากการเกิดรูพรุนขนาดเล็กๆหลายๆ รูรวมกันเป็นกลุ่มจนทำให้เกิดเป็นรูพรุน ซึ่งมีลักษณะไม่กลม (non-equiaxed) ส่วนการหัดัวที่เกิดจากแก๊สจะเกิดเป็นลักษณะกลมเป็นบริเวณกว้าง เพราะฉะนั้น ขนาดและรูปร่างของรูพรุนที่เกิดขึ้นจะเป็นกุญแจสำคัญที่ใช้ในการแยกการเกิดการหัดัวระดับจุลภาคและการหัดัวที่เกิดจากแก๊ส



รูปที่ 2.19 แสดงโครงสร้างของชิ้นงาน AZ91 alloy โดยไม่กัดกรด

Xiliang Liao และคณะ (2007) [14] กลไกที่ทำให้เกิดเกรนละเอียด โดยใช้ Electric Current Pulse (ECP) ของอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ไม่สามารถเกิดเกรนละเอียดโดย ECP ในช่วงระหว่างการเกิดการเกิดใหม่ (nucleation) ของๆ เหลว ECP จะไปยับยั้งการเติบโตของผลึก (crystal) อย่างไรก็ตาม โครงสร้างที่ละเอียดมากๆ สามารถเกิดได้ในช่วงที่อุณหภูมิสูงเหนือ liquid phase

อะลูมิเนียมบริสุทธิ์ (99.97%) หลอมเหลวในเตาหลอมเหลวไฟฟ้าที่ 839.85°C แล้วปล่อยให้เย็นลงในเตาเป็นเวลา 30 นาที จากนั้นนำน้ำโลหะหลอมเหลวเทในแม่พิมพ์หล่อทราย (sand mold) สองอันในเวลาเดียวกัน ภายใต้เงื่อนไขการหล่อเย็นที่เหมือนกัน โดยชิ้นงานอีกอันจะไม่ใช้ ECP ในการ treat ส่วนอันอื่นๆ ใช้ ECP ขนาดชิ้นงานที่ใช้ในการทดลองคือ 40 × 60 mm ผลการทดลองสามารถแยกวิเคราะห์ได้ดังต่อไปนี้

1. ช่วง Liquid phase ที่อุณหภูมิสูง ECP จะไม่มีผลต่อขนาดเกรนเมื่ออยู่ในช่วง liquid phase และ ECP จะไม่สามารถทำให้เกิดเกรนของอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ได้เมื่ออยู่ในช่วงที่มีอุณหภูมิสูง
2. ช่วง Nucleation ผลการทดลองแสดงให้เห็นว่า โครงสร้างการแข็งตัว (solidification structure) ของอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ มีผลต่อความละเอียดของเกรนโดยการใช้ ECP ระหว่างการเกิด nucleation และมีผลกระทบอย่างมากต่อความละเอียดของเกรน
3. ช่วง การเติบโตของผลึก (Crystal growing) ให้ ECP ในช่วงครั้งแรกของคาบการเกิด crystal growth หลังการเกิด nucleation โดย ECP จะได้ผลดีเมื่อ apply ในช่วง nucleation แต่ไม่อยู่ในช่วง crystal growth หรือในช่วง liquid phase

ในช่วงที่อุณหภูมิของน้ำโลหะสูง ECP จะไม่สามารถทำให้เกิด เกรนละเอียดได้ เพราะการหลอมเหลวของน้ำโลหะยังไม่ถึงช่วงอุณหภูมิ nucleation และไม่มีการ form ตัวของ crystal nuclei เกิดขึ้นที่ผนังโมล

J.P. Anson และ J.E. Gruzleski (1999) จากงานวิจัยแสดงให้เห็นถึงความแตกต่างของ shrinkage กับ gas porosity โดยใช้วิธีการที่เรียกว่า nearest neighbor analysis ในการจำแนก โดยโลหะที่ใช้ในการทดลองการกระจายตัวของรูพรุน (pore) คือ A356 ซึ่งประกอบด้วย Al-7%Si

การหดตัวในอะลูมิเนียมหล่อ สามารถแบ่งได้เป็น การหดตัวที่เกิดจากแก๊สกับ การหดตัวระดับจุลภาค

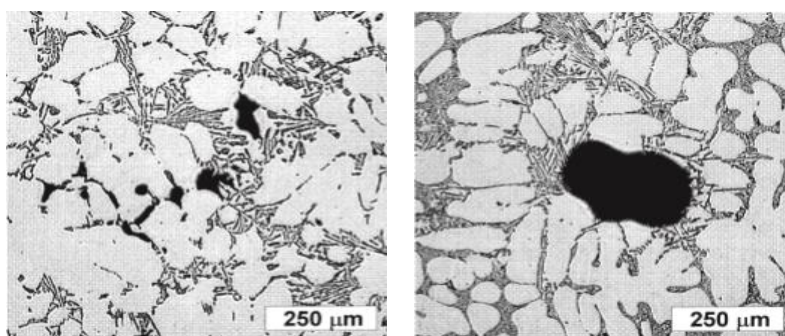
1. Gas porosity เกิดจากการที่อะลูมิเนียมหลอมเหลวทำปฏิกิริยากับไอน้ำตามชั้นบรรยากาศทำให้เกิด อะลูมิเนียม ออกไซด์ (Aluminum Oxide) และแก๊สไฮโดรเจน (Hydrogen gas) ดังปฏิกิริยาต่อไปนี้



เมื่อน้ำโลหะอยู่ในสถานะ super saturation และเกิดฟองก๊าซไฮโดรเจนทำให้เกิดเป็นหลุม บ่อ ในของแข็งหรือที่เรียกว่า gas pores บริเวณ โคครอบของฟองแก๊สจะไม่มีก๊าซไฮโดรเจนเหลืออยู่ทำให้ไม่สามารถเกิดฟองแก๊สได้ในระยะใกล้เคียงกัน ระยะทางในการแพร่ของก๊าซไฮโดรเจน จะขึ้นกับอิทธิพลของพื้นที่

2. Shrinkage porosity การแข็งตัวของอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ จะลดลง 7% เนื่องจากความแตกต่างของความหนาแน่นระหว่างเฟสของเหลวกับเฟสของแข็งจึงเกิดการหดตัว เช่นเดียวกับกับอะลูมิเนียมอัลลอยด์ ที่ปริมาตรจะลดลง (เกิดการหดตัว) 5-6 % ในช่วง long freezing range จะ feed ผ่านช่วง mushy zone ความยากของการ feed จะยากขึ้นเรื่อยๆเมื่อลดขนาดของ channel ในช่วงนี้ก็จะเกิด shrinkage ขึ้นเนื่องจากเกิดแรงดึงผิว ที่ของเหลวและช่องว่าง (voids) ก็เกิดขึ้นเมื่อลดการเกิดแรงดึงผิว

จากงานวิจัยสามารถแยกการหดตัวเนื่องจากรูพรุน กับการหดตัวเนื่องจากแก๊สโดยรูปร่าง (shape), ตำแหน่งบริเวณที่เกิด (location), ลักษณะการเกิด เกิดเป็นกลุ่มหรือแยกตัวเดี่ยวๆ

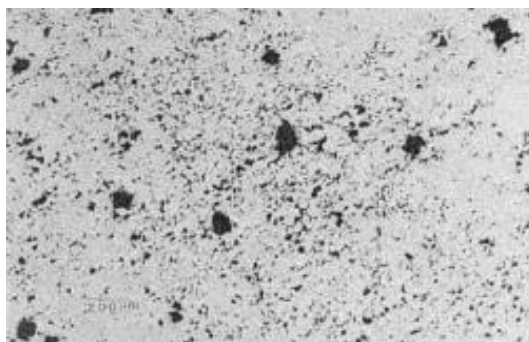


รูปที่ 2.20 แสดงลักษณะการเกิด shrinkage pores และแสดงลักษณะการเกิด gas pores

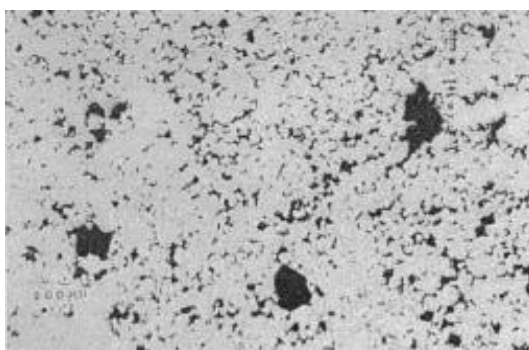
A. Balasundaram และ A.M. Gokhale (2001) pressure die cast Mg alloys ถูกนำมาใช้ศึกษา shrinkage และ gas (air) porosity ที่เกิดขึ้นในงาน โดยสามารถศึกษาเพื่อเข้าใจถึงโครงสร้าง คุณสมบัติที่เกิดขึ้นทั้ง shrinkage และ gas porosity ได้จากวิธี DIA หรือ Digital Image Analysis technique โดยวัดการกระจายตัวของ nearest-neighbor ของ shrinkage และ gas pores เพื่อศึกษาแนวโน้มของการเกิดรูพรุน

การเตรียมชิ้นงานจะเริ่มจากการขัดหยาบ โดยใช้กระดาษเบอร์ 320-1000 grit SiC จากนั้นก็จะนำมาสั่งน้ำเปล่าแล้วจุ่มลงใน methanol แล้วเป่าให้แห้ง ขั้นตอนต่อไปทำการขัดละเอียด โดยใช้ oil based diamond ขนาด 6 และ 1 ไมครอน และขั้นตอนท้ายสุดในการขัดละเอียด

จะใช้ colloidal silica ขนาด 0.3 และ 0.05 ไมครอน ตามลำดับ ในการดูการเกิดรูพรุนในชิ้นงาน จะต้องไม่กั้ตรวจผิวชิ้นงานเท่านั้น



รูปที่ 2.21 ชิ้นงานไม่กั้ตรวจแสดงการเกิด gas porosity และ shrinkage porosity



รูปที่ 2.22 แสดงรูปขยายของรูปที่ 2.22 ด้วยกำลังขยายสูง

Aphirat และ คณะ (2011) งานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์ เพื่อศึกษาอิทธิพลของตัวแปรในกระบวนการหล่อแบบหมุนเหวี่ยงที่มีผลต่อการกระจายตัวและขนาดของรูพรุนของชิ้นงานสังกะสีผสมหล่อด้วยแม่พิมพ์ยางซิลิโคนทนความร้อน ตัวแปรที่ศึกษาประกอบด้วยอุณหภูมิหล่อ ความเร็วรอบในการเหวี่ยง ความยาวทางวิ่งและขนาดทางเข้าของน้ำโลหะ การวิเคราะห์ข้อมูลใช้เทคนิคการวิเคราะห์ด้วยภาพและเก็บข้อมูลโดยใช้โปรแกรม SigmaScan® ผลการวิจัยสรุปว่า เมื่อใช้อุณหภูมิหล่อสูงส่งผลให้สัดส่วนของพื้นที่รูพรุนต่อพื้นที่ทั้งหมดมีค่าเพิ่มขึ้นและขนาดรูพรุนใหญ่ขึ้น ในขณะที่ใช้ความเร็วรอบในการเหวี่ยงเพิ่มขึ้นทำให้สัดส่วนพื้นที่รูพรุนต่อพื้นที่ทั้งหมดมีค่าลดลง และรูพรุนมีขนาดเล็กลง การเพิ่มความยาวทางวิ่งของน้ำโลหะส่งผลให้จำนวนรูพรุนเพิ่มขึ้นเล็กน้อย แต่รูพรุนที่พบมีขนาดเล็กเล็กลง ส่วนการลดขนาดทางเข้าทำให้น้ำโลหะไหลเข้าอย่างช้าๆ ส่งผลให้จำนวนรูพรุนและสัดส่วนของพื้นที่รูพรุนต่อพื้นที่ทั้งหมดลดลง ดังนั้นข้อมูลที่ได้จึงเป็นประโยชน์ต่ออุตสาหกรรมเพื่อลดปัญหาของเสียที่เกิดจากรูพรุน

Lee และคณะ (2006)[12] ได้ศึกษาการเกิดรูพรุนในโลหะแมกนีเซียมผสม AM50 ในกระบวนการหล่อความดันสูง ด้วยเทคนิคการวิเคราะห์จากภาพ พบว่าการใช้อุณหภูมิหล่อที่สูงเกินไป เป็นปัจจัยหลักที่ส่งผลให้ขนาดและปริมาณของรูพรุนเพิ่มขึ้นอีกทั้งการใช้ความเร็วในการฉีดสูง ส่งผลให้รูพรุนเพิ่มขึ้นและมีขนาดใหญ่ขึ้น

Prakash (2005) ได้ศึกษาการเกิดรูพรุนของแมกนีเซียมผสม AZ91 โดยการจำแนกรูพรุนที่เกิดจากแก๊สและการหดตัว พบว่า รูพรุนที่เกิดจากการหดตัว มีจำนวนน้อยกว่า มีขนาดเล็กกว่าและมีค่าร้อยละสัดส่วนพื้นที่รูพรุนต่อพื้นที่ทั้งหมด (Area Fraction) น้อยกว่ารูพรุนที่เกิดจากแก๊ส เป็นต้น

VanderBoon (2005) ศึกษาผลของอัตราการแข็งตัวต่อการเกิดรูพรุนของอะลูมิเนียมผสม A356 พบว่าอัตราการเย็นตัวเพิ่มขึ้นส่งผลให้รูพรุนมีขนาดเล็กลง แต่จำนวนรูพรุนมีเพิ่มมากขึ้น

บทที่ 3

วิธีดำเนินการวิจัย

ในงานวิจัยเล่มนี้ มุ่งเน้นศึกษาการเกิดน้ำโลหะแบบกึ่งแข็งของแข็งในโลหะผสม Sn-Zn และโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ด้วยการขึ้นรูปด้วยกระบวนการขึ้นรูปแบบ GISS และช่วยลดการหดตัวในชิ้นงาน โดยในบทนี้จะประกอบไปด้วย วัสดุในงานวิจัย อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในงานวิจัย ขั้นตอนโดยละเอียดในการทำวิจัย รวมถึงการวิเคราะห์ผลต่างๆ โดยมีรายละเอียดดังต่อไปนี้

3.1 วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย

โลหะที่ใช้ในงานวิจัยนี้เป็นโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ 99.309 % สำหรับศึกษาการเกิดหดตัวด้วยกระบวนการขึ้นรูปแบบ GISS ส่วนประกอบทางเคมีของอะลูมิเนียมบริสุทธิ์แสดงดังตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3.1 สัดส่วนเปอร์เซ็นต์ ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์

ธาตุ(Element)	Fe	Zn	Al
ส่วนผสมทางเคมี (wt%)	0.081	0.610	Bal.



รูปที่ 3.1 อินกอทอะลูมิเนียมที่ใช้ในงานวิจัย

3.2 เครื่องมือและอุปกรณ์

3.2.1 เตาหลอมไฟฟ้า

เตาหลอมที่ใช้ในงานวิจัย คือ เตาหลอมไฟฟ้าแบบชนิดใช้ลวดความต้านทาน (Electric Resistance Furnace) ดังแสดงในรูปที่ 3.2 ซึ่งอุณหภูมิในการหลอมสามารถหลอมโลหะที่มีอุณหภูมิสูงสุดไม่เกิน 1000 °C ซึ่งในงานวิจัยนี้จะควบคุมอุณหภูมิหลอมเหลวให้อยู่ในช่วง 750 °C ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่สูงกว่า อุณหภูมิหลอมเหลวของน้ำโลหะจริง



รูปที่ 3.2 เตาหลอมไฟฟ้า

3.2.2 เบ้าหลอมกราไฟต์

เบ้าหลอมที่ใช้ในงานวิจัย คือ เบ้าหลอมที่ทำจากกราไฟต์ (Graphite-Clay Base) เนื่องจากเบ้ากราไฟต์สามารถทำความสะอาดได้ง่ายหลังการใช้งานและสามารถทนอุณหภูมิได้สูง



รูปที่ 3.3 เบ้าแกรไฟต์

3.2.3 เครื่องเตรียมโลหะกึ่งของแข็งด้วยฟองแก๊ส (GISS Unit)

เป็นเครื่องที่ใช้เตรียมโลหะกึ่งของแข็งด้วยการปล่อยฟองแก๊สเหนือผ่านแท่งกราไฟต์พอร์น แก๊สที่ถูกปล่อยออกมาจะทำให้ น้ำโลหะเกิดการปั่นป่วน มีผลทำให้โครงสร้างเดนไดรต์เกิดการแตกหักแล้วเกิดเป็น โครงสร้างก้อนกลมแทน โดยเครื่อง GISS มีส่วนประกอบที่สำคัญคือ แท่งกราไฟต์พอร์น, ชุดวัดอุณหภูมิของน้ำโลหะ, ชุดควบคุมระบบ (Central Control Unit) และระบบควบคุมการไหลของลมและแก๊ส,



รูปที่ 3.4 เครื่องเตรียมน้ำโลหะแบบกึ่งของแข็งด้วยการปล่อยฟองแก๊ส, GISS

3.2.4 แก๊สไนโตรเจน

เป็นแก๊สเฉื่อยที่ใช้ในกระบวนการ GISS ดังรูปที่ 3.5



รูปที่ 3.5 แก๊สไนโตรเจน

3.2.5 แก๊สหุงต้มและหัวทอร์ช

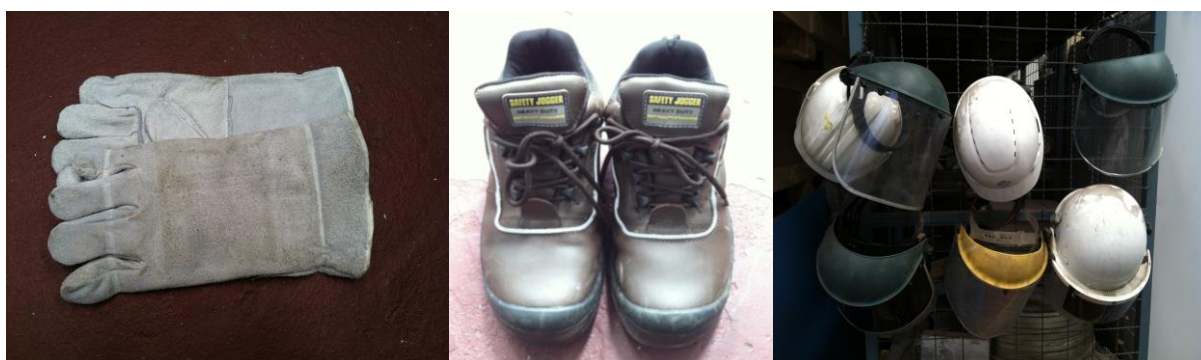
ใช้ในการให้ความร้อนแม่พิมพ์ก่อนทำการทดลองดังรูปที่ 3.6



รูปที่ 3.6 แก๊สหุงต้มและหัวทอร์ช

3.2.6 ชุดปฏิบัติการ

เพื่อความปลอดภัยในการทำการทดลอง ชุดปฏิบัติการที่ใช้จึงประกอบไปด้วย หน้ากากกันความร้อน, รองเท้าเซฟตี้ (safety), ถุงมือกันความร้อน



รูปที่ 3.7 ชุดปฏิบัติการ

3.2.7 ฟลักซ์

เนื่องจากโลหะที่ใช้ในการวิจัยนี้ต้องมีความบริสุทธิ์ จึงใช้ฟลักซ์ ในการทำให้น้ำโลหะสะอาด



รูปที่ 3.8 ฟลักซ์

3.2.8 ปืนเลเซอร์วัดอุณหภูมิ

ใช้ตรวจวัดอุณหภูมิแม่พิมพ์ อุณหภูมิน้ำโลหะ



รูปที่ 3.9 ปืนเลเซอร์วัดอุณหภูมิ

3.2.9 แม่พิมพ์ทองแดง

ใช้แม่พิมพ์ทองแดง (Copper Quenching Mold) เพื่อเก็บตัวอย่างของน้ำโลหะอะลูมิเนียมกึ่งของแข็งที่ได้จากการทดลองที่เวลาในการปล่อยฟองแก๊สต่างกันซึ่งลักษณะของแม่พิมพ์ทองแดงแสดงดังรูปที่ 3.10



รูปที่ 3.10 แม่พิมพ์ทองแดง

3.2.10 อุปกรณ์ที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานก่อนการวิเคราะห์, ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน

1. เครื่องตัดชิ้นงาน



รูปที่ 3.11 เครื่องตัดชิ้นงาน

2. เครื่อง mounting ชิ้นงาน



รูปที่ 3.12 เครื่อง mounting ชิ้นงาน รุ่น Struers A/S DK 2750 Ballerup

3. เครื่องขัดละเอียด



รูปที่ 3.13 เครื่องขัดผิวชิ้นงาน

4. ผง Bakelite



รูปที่ 3.14 ผง Bakelite

5. กระดาษทราย เบอร์ 320, 600, 800, 1200, 2400 และ 4000 ตามลำดับ



รูปที่ 3.15 กระดาษทราย

6. แผ่นลึกลาด



รูปที่ 3.16 แผ่นลึกลาด

7. Polycrystalline Diamond Suspension ขนาด 9 และ 1 ไมครอน



รูปที่ 3.17 Polycrystalline Diamond Suspension

8. METADI Fluid



รูปที่ 3.18 METADI Fluid

9. กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope, OM)



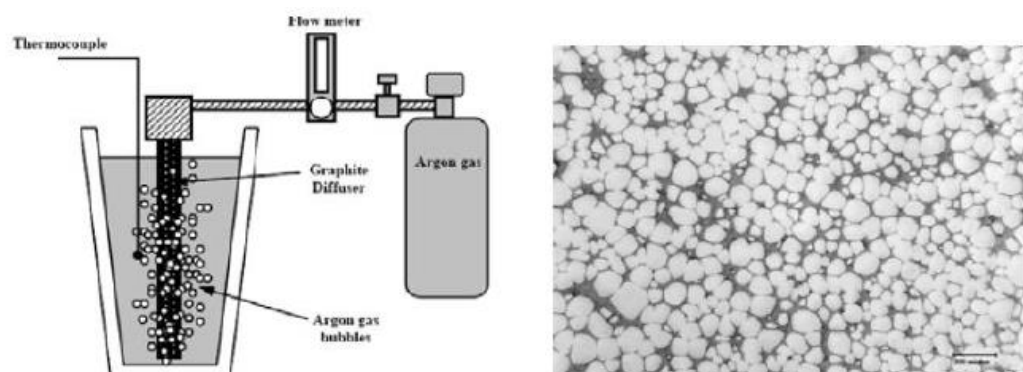
รูปที่ 3.19 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

3.3 วิธีการดำเนินงาน

ส่วนที่ 1: Slurry casting of Sn-Zn

3.3.1 การเตรียมน้ำโลหะด้วยกระบวนการ GISS

ในการทดลองเพื่อศึกษาอิทธิพลของเวลาในการปล่อยฟองแก๊สที่เงื่อนไขต่างกัน ด้วยการเทน้ำโลหะ Sn-Zn ที่มีความบริสุทธิ์สูง ปริมาตร 200 กรัม ลงในแม่พิมพ์อะลูมิเนียมสี่เหลี่ยมขนาด $10 \times 10 \times 1 \text{ cm}^3$ หลอมรวมกัน โดยใช้ torch เเผาในเบ้า Stainless และกวนเข้าด้วยกัน จากนั้นเทลงในแม่พิมพ์แล้วนำเอาแผ่นแม่พิมพ์อะลูมิเนียมอีกแผ่น ประกบอย่างรวดเร็วแล้วบีบให้แข็ง



รูปที่ 3.20 การทำงานของกระบวนการ GISS และโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลมที่ผลิตได้

ตารางที่ 3.2 ตารางเงื่อนไขการทดลองชิ้นงานโลหะผสม Sn-Zn

โลหะ	อุณหภูมิที่ใช้หลอมเหลว (°C)	อุณหภูมิลิกวิคัส (°C)	อุณหภูมิปล่อย ฟองแก๊ส (°C)	เวลาปล่อยฟอง แก๊ส (วินาที)
Sn-Zn	700	419	430	5, 10, 15

3.3.2 การวิเคราะห์ขนาดอนุภาค

ในการวิเคราะห์ขนาดอนุภาคแบบสองมิติ จะทำการวัดพื้นที่ของแต่ละอนุภาคของแข็งทั้งหมดภายในโครงสร้างที่ได้ จากนั้นทำการเทียบพื้นที่ให้เป็นพื้นที่วงกลม นั่นคือสมมติให้อนุภาคเป็นวงกลม ตามรายงานของ R.Canyook และคณะ [30] โดยคำนวณได้จากสมการ

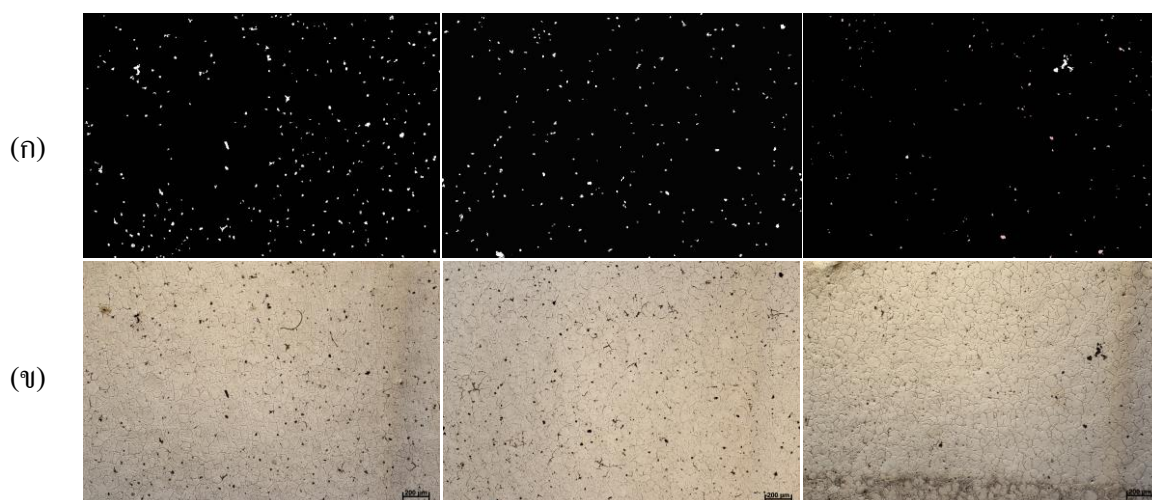
$$d = 2 \sqrt{\frac{A_p}{\pi}} \quad (3-5)$$

โดยที่

A_p = พื้นที่สี่ส่วนของแข็งแต่ละอนุภาค

3.3.3 วิเคราะห์รูพรุนในชิ้นงาน

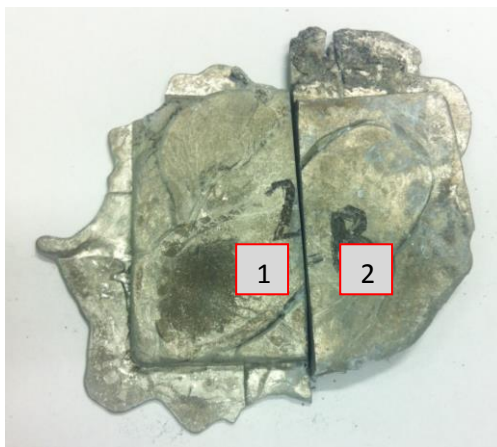
ชิ้นงานที่ได้จากการขึ้นรูปด้วยกระบวนการ GISS จะถูกนำมาผ่านการวิเคราะห์ด้วยโปรแกรม Photoshop และ โปรแกรม Image J วิเคราะห์หารูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงานชิ้นงานโลหะผสม Sn-Zn ดังรูป



รูปที่ 3.21 แสดงรูปที่ผ่านโปรแกรม Photoshop และ Image J วิเคราะห์หารูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน

3.3.4 ขั้นตอนการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะ Sn-Zn ที่ได้จากการทดลอง ในขั้นตอนนี้จะนำชิ้นงานที่ได้จากการขึ้นรูปแบบ Liquid ของแต่ละเงื่อนไข มาตัดวิเคราะห์โครงสร้าง บริเวณดังรูป



รูปที่ 3.22 ตำแหน่งที่ตัดชิ้นงานมาวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค

จากนั้นทำการเตรียมชิ้นงานดังกล่าวเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค โดยมีวิธีการดังต่อไปนี้

- 1) เมื่อได้ชิ้นงานที่ตัดตามตำแหน่งที่ต้องการแล้ว ทำการขึ้นรูปชิ้นงานแบบร้อน (Hot Mounting) เพื่อสร้างพื้นที่ในการจับชิ้นงานที่สะดวกขึ้น โดยใช้ผงเบกาไลต์ ใส่ลงในเครื่องอัด ใช้ความร้อนและความดันเพื่อให้ผงเบกาไลต์เกิดการแข็งตัวติดกับชิ้นงาน แล้วทำการ cooling ชิ้นงาน โดยลักษณะของชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปแบบ Hot Mounting แสดงดังรูปที่ 3.13
- 2) นำชิ้นงานที่ได้จากการขึ้นรูปแบบ Hot Mounting มาทำการขัดหยาบ (Grinding) ด้วยกระดาษทรายเบอร์ P320 P600 P800 P1200 และ P2500 ตามลำดับ
- 3) ทำการขัดละเอียด (Polishing) ชิ้นงาน โดยใช้แผ่นสักหลาด (Cloth Pad) ร่วมกับ ฟองขัด อะลูมินา ขนาด 5, 1 และ 0.05 μm ตามลำดับ จากนั้นทำการเป่าให้แห้งด้วยเครื่องเป่าลมร้อนเป็นขั้นตอนสุดท้าย

4) กัดผิวหน้าชิ้นงานด้วยกรด Keller Reagent ที่ประกอบไปด้วย 2 ml HF (48%) + 3 ml HCl + 5 ml HNO₃ + 190 ml H₂O โดยนำชิ้นงานมาจุ่มลงในสารละลาย Keller Reagent ประมาณ 3-5 วินาที จากนั้นนำชิ้นงานมาล้างผ่านน้ำให้สะอาด เป่าผิวหน้าชิ้นงานให้แห้งด้วยเครื่องเป่าลมร้อน

5) ต่อดูโครงสร้างชิ้นงานด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope, OM)



รูปที่ 3.23 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

3.3.5 การวิเคราะห์ธาตุประกอบของโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope, SEM)

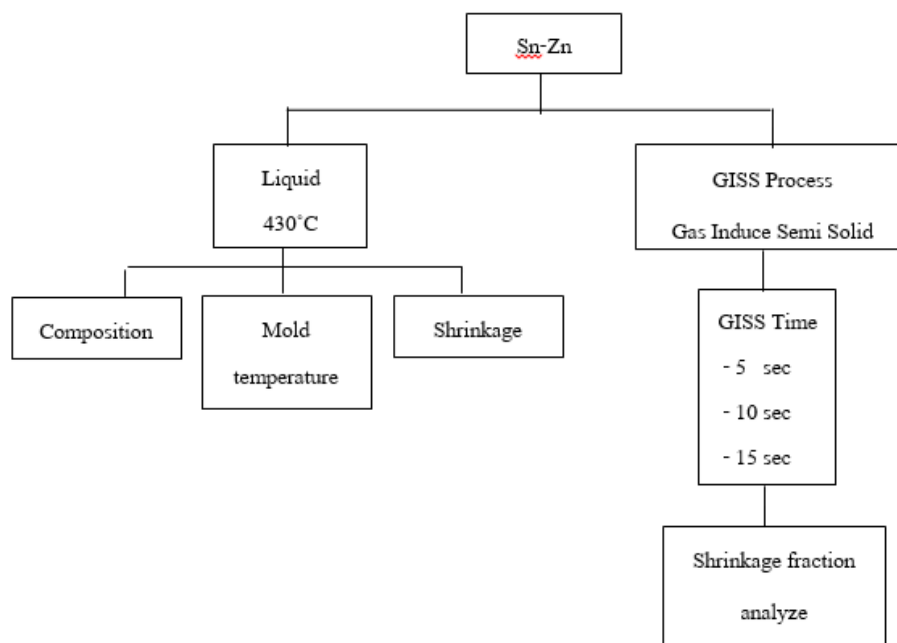
กระบวนการวิเคราะห์จะใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดเพื่อวิเคราะห์เฟสของโลหะผสม Sn-Zn ที่มีส่วนประกอบทางเคมีต่างกัน โดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด แสดงดังรูปที่ 3.24



รูปที่ 3.24 Scanning Electron Microscope (SEM)

3.3.6 แผนภาพการดำเนินงานวิจัย (Method)

ในที่นี้จะกล่าวถึงวัสดุ อุปกรณ์ เครื่องมือที่ใช้ในการวิเคราะห์ และวิธีการดำเนินงาน ซึ่งประกอบด้วยขั้นตอนการหล่อโลหะผสม Sn-Zn ด้วยกระบวนการหล่อแบบ GISS และวิเคราะห์การหดตัวในงาน



รูปที่ 3.25 แสดงขั้นตอนการทดลองเพื่อศึกษาโครงสร้างของโลหะผสม Sn-Zn ด้วยกระบวนการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็ง

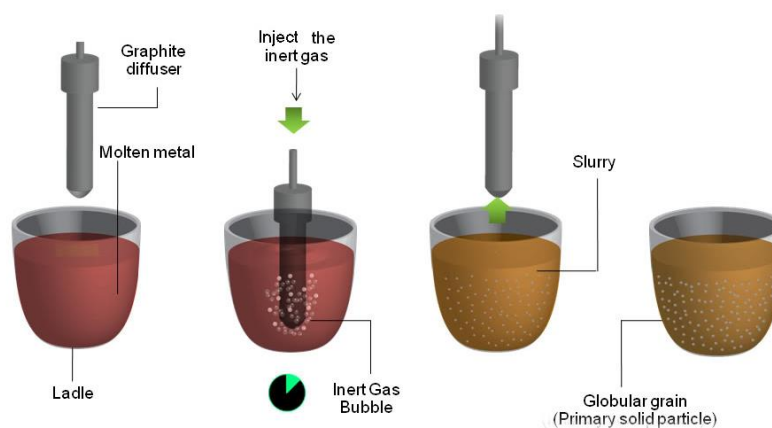
Part 2: Slurry casting of pure aluminum

3.3.7 การเตรียมน้ำโลหะด้วยกระบวนการ GISS

ในกระบวนการเตรียมน้ำโลหะแบบ GISS เป็นกระบวนการปล่อยฟองแก๊สเฉื่อย โดยใช้แก๊สไนโตรเจนให้ไหลผ่านแท่งกราฟไฟท์พุนลงไปใต้น้ำโลหะ เพื่อให้ได้โลหะกึ่งของแข็งที่มีโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลม จากการทดลอง นำแท่งโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ หลอมในเตาที่อุณหภูมิ 750 °C ทำการปลักซ์ แล้วเข้าสู่กระบวนการ GISS ที่ความดัน 5 และ 7 bar ทำการปล่อยฟองแก๊สที่อุณหภูมิเหนืออุณหภูมิหลอมเหลว 10 °C โดยจะทำการปล่อยฟองแก๊สที่ 5, 10 และ 15 วินาที ตามลำดับ เพื่อให้ได้สัดส่วนของแข็งตามต้องการ

ตารางที่ 3.3 เงื่อนไขในการทดลอง

โลหะ	อุณหภูมิที่ใช้หลอมเหลว (°C)	อุณหภูมิลิกวิดัส (°C)	อุณหภูมิปล่อย ฟองแก๊ส (°C)	เวลาปล่อยฟอง แก๊ส (วินาที)
Pure Al	750	660	670	5, 10, 15

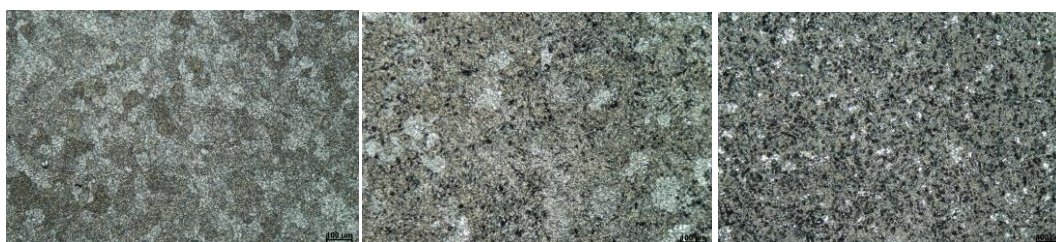


รูปที่ 3.26 กระบวนการ GISS

3.3.8 การวิเคราะห์สัดส่วนของแข็งเริ่มต้นที่ได้จากกระบวนการ GISS

วิเคราะห์หาสัดส่วนของแข็งของโลหะผสมอะลูมิเนียมด้วยการนำน้ำโลหะที่ได้จากกระบวนการเตรียมโลหะแบบสเลอร์รี่ มาวิเคราะห์สัดส่วนของแข็งที่เกิดจากการปล่อยฟองแก๊สเข้าไปในน้ำโลหะที่ระยะเวลาการปล่อยฟองแก๊สต่างกัน โดยขั้นตอนในการวิเคราะห์สัดส่วนของแข็งมีดังนี้

1. ทำการหลอมอะลูมิเนียมผสมในเบ้ากราไฟต์ในเตาหลอมชนิดลวดต้านทาน
2. ตักน้ำโลหะจากเบ้ากราไฟต์ด้วยกระบวยตัก (Ladle) ทำจากเหล็กกล้าไร้สนิมเคลือบด้วยเซรามิกทนความร้อน
3. ทำการสร้างโลหะกึ่งของแข็งโดยการปล่อยฟองแก๊สที่เวลาแตกต่างกัน คือ 5, 10 และ 15 วินาทีตามลำดับ
4. ใช้แม่พิมพ์ทองแดง (Copper Quenching Mold) เพื่อเก็บตัวอย่างของน้ำโลหะอะลูมิเนียมกึ่งของแข็งที่เตรียมได้จากข้อ 3 ที่เวลาในการปล่อยฟองแก๊สต่างกัน
5. นำชิ้นงานที่ได้จากข้อ 4 มาตัดและเตรียมชิ้นงานเพื่อนำไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค
6. ถ่ายรูปโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ชิ้นงานละ 10 จุดที่กำลังขยาย 50 เท่า
7. นำรูปโครงสร้างจุลภาคมาคำนวณหาปริมาณสัดส่วนของแข็ง ทำการแต่งรูปโดยใช้โปรแกรม Photoshop เพื่อแต่งภาพให้เป็นสีขาว-ดำ โดยบริเวณสีขาวคืออนุภาคของของแข็งและบริเวณสีดำคือส่วนของของเหลว และนำรูปที่แต่งแล้วไปวิเคราะห์หาสัดส่วนของของแข็งด้วยโปรแกรม Image J ดังแสดงในรูปที่ 3.22



รูปที่ 3.27 ขั้นตอนการวิเคราะห์สัดส่วนของแข็ง

3.3.9 การวิเคราะห์สัดส่วนของแข็ง

วิเคราะห์หาสัดส่วนของแข็งของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรดต่าง ๆ ด้วยการหลอมโลหะผสมอะลูมิเนียม ทำการปล่อยฟองแก๊สให้ไหลผ่านแท่งกราฟิต์พุนลงไปในน้ำโลหะที่เวลาตามเงื่อนไขในตารางที่ 3.2 จากนั้นใช้ Copper quenching mold คว้าเก็บตัวอย่างน้ำโลหะเพื่อให้ได้ชิ้นงานนำชิ้นงานไปขัดเพื่อดูโครงสร้างจุลภาค การวิเคราะห์หาสัดส่วนของแข็ง โดยจะส่องถ่ายภาพด้วยกล้อง Optical microscope ชิ้นงานละ 10 จุดที่กำลังขยาย 50 เท่าจากนั้นทำการแต่งรูปด้วยโปรแกรม Photoshop เพื่อแต่งภาพให้เป็นสีขาว-ดำ โดยบริเวณสีขาวคืออนุภาคของแข็งและบริเวณสีดำคือส่วนของของเหลว และนำรูปที่แต่งแล้วไปวิเคราะห์หาสัดส่วนของแข็งด้วยโปรแกรม Image J

การคำนวณสัดส่วนของแข็งเชิงปริมาณจากรูปโครงสร้างที่ได้ สามารถคำนวณได้จากสมการ

$$f_s = \frac{\text{พื้นที่อนุภาคของแข็งทั้งหมด}}{\text{พื้นที่ทั้งหมดที่ทำกรวิเคราะห์}} \times 100 \quad (3-1)$$

3.3.10 การวิเคราะห์ขนาดอนุภาค

ในการวิเคราะห์ขนาดอนุภาคแบบสองมิติ จะทำการวัดพื้นที่ของแต่ละอนุภาคของแข็งทั้งหมดภายในโครงสร้างที่ได้ จากนั้นทำการเทียบพื้นที่ให้เป็นพื้นที่วงกลม นั่นคือสมมุติให้อนุภาคเป็นวงกลม ตามรายงานของ R. Canyook และคณะ [30] โดยคำนวณได้จากสมการ

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

โดยที่

A_p = พื้นที่สัดส่วนของแข็งแต่ละอนุภาค

3.3.11 วิเคราะห์โพรงอากาศ

ชิ้นงานที่ได้จากการฉีดขึ้นรูปจะถูกนำมาชั่งน้ำหนักแห้ง น้ำหนักเปียก และน้ำหนักในน้ำ ตามสมการ (3-3) เพื่อคำนวณหาความหนาแน่นของชิ้นงาน

$$D = \frac{\text{น้ำหนักแห้ง}}{\text{น้ำหนักเปียก} - \text{น้ำหนักในน้ำ}} \quad (3-3)$$

จากนั้น ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานที่ได้ จะถูกนำเข้าสู่สมการ (3-4) เพื่อคำนวณหาโพรงอากาศที่เกิดขึ้น โดยเปรียบเทียบกับความหนาแน่นมาตรฐานของอะลูมิเนียม

$$\%Porosity = \frac{D_s - D_L}{D_s} \times 100 \quad (3-4)$$

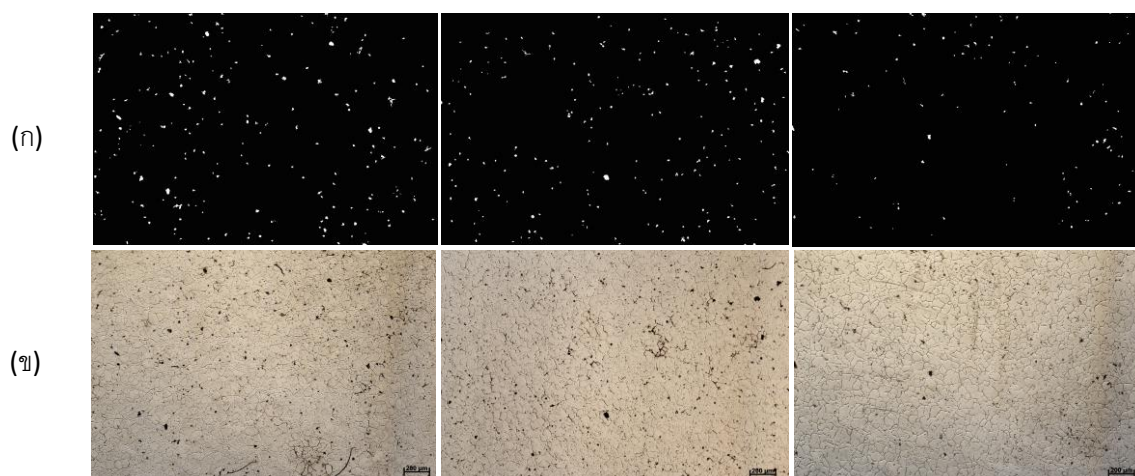
โดยที่

D_s คือ ความหนาแน่นจริงของอะลูมิเนียม (g/cm^3)

D_L คือ ความหนาแน่นของชิ้นงานอะลูมิเนียมที่ฉีดขึ้นรูป (g/cm^3)

3.3.12 วิเคราะห์รูพรุนภายในชิ้นงาน

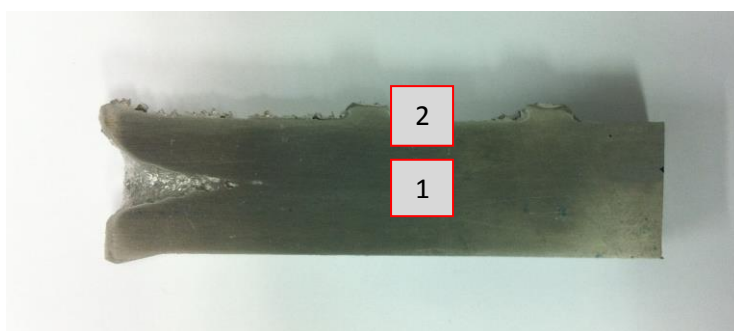
นำชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยกระบวนการเตรียมน้ำโลหะแบบสเตอร์รี่ และแบบ CLC มาทดสอบหารูพรุนที่เกิดขึ้นภายในชิ้นงาน แล้วนำมาเปรียบเทียบผล โดยการใช้รูปที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ซึ่งเป็นภาพสองมิติแล้วใช้โปรแกรม Photoshop กับ Image J มาช่วยในการวิเคราะห์หารูพรุนที่เกิดขึ้น ดังแสดงในรูป



รูปที่ 3.28 ขั้นตอนการวิเคราะห์ห้รุพรุน (ก) โครงสร้างหลังผ่าน Photoshop
(ข) โครงสร้างจุดภาค

3.3.13 ขั้นตอนการตรวจสอบความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุดภาค

การวิเคราะห์โครงสร้างจุดภาคของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ที่ได้จากการทดลองในขั้นตอนนี้จะนำชิ้นงานที่ได้จากการขึ้นรูปแบบกึ่งของแข็งมาตัดวิเคราะห์โครงสร้าง 2 บริเวณ



รูปที่ 3.29 ตำแหน่งที่ตัดชิ้นงานมาวิเคราะห์โครงสร้างจุดภาค

จากนั้นทำการเตรียมชิ้นงานดังกล่าวเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุดภาค โดยมีวิธีการดังต่อไปนี้

- 1) เมื่อได้ชิ้นงานที่ตัดตามตำแหน่งที่ต้องการแล้ว ทำการขึ้นรูปชิ้นงานแบบร้อน (Hot Mounting) เพื่อสร้างพื้นที่ในการจับชิ้นงานที่สะดวกขึ้น โดยใช้ผงเบกาไลต์ (Bakalite) ใตลงไปในเครื่องอัด ใช้ความร้อนและความดันเพื่อให้ผงเบกาไลต์เกิดการแข็งตัวติดกับ

ชิ้นงาน แล้วทำการ cooling ชิ้นงาน โดยลักษณะของชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปแบบ Hot Mounting

2) นำชิ้นงานที่ได้จากการขึ้นรูปแบบ Hot Mounting มาทำการขัดหยาบด้วยกระดาษทรายเบอร์ P320 P600 P800 P1200 P2500 และ P4000 ตามลำดับ

3) ทำการขัดละเอียด ชิ้นงาน โดยใช้แผ่นสักหลาด (Cloth Pad) ร่วมกับ Polycrystalline Diamond Suspension ขนาด 9 และ 1 μm ตามลำดับ จากนั้นใช้น้ำยา Extender for Diamond Abrasives เคลือบผิวชิ้นงานเป็นขั้นตอนสุดท้าย



รูปที่ 3.30 แสดงรูป Polycrystalline Diamond Suspension ขนาด 9 และ 1 μm ตามลำดับ

4) กัดผิวหน้าชิ้นงานด้วยกรด Keller Reagent ที่ประกอบไปด้วย 3 ml Nitric acid + 3 ml Hydrofluoric acid + 9 ml Hydrochloric acid + 5 ml distilled water โดยนำชิ้นงานมาจุ่มลงในสารละลาย Keller Reagent ประมาณ 5-8 วินาที จากนั้นนำชิ้นงานมาล้างผ่านน้ำให้สะอาด เป่าผิวหน้าชิ้นงานให้แห้งด้วยเครื่องเป่าลมร้อน

5) ต่อกองโครงสร้างชิ้นงานด้วยก้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

3.3.14 การวิเคราะห์ธาตุประกอบของโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ โดยใช้เทคนิคการเรืองรังสีเอกซ์ (X-Ray Fluorescence Spectrometer, XRF)

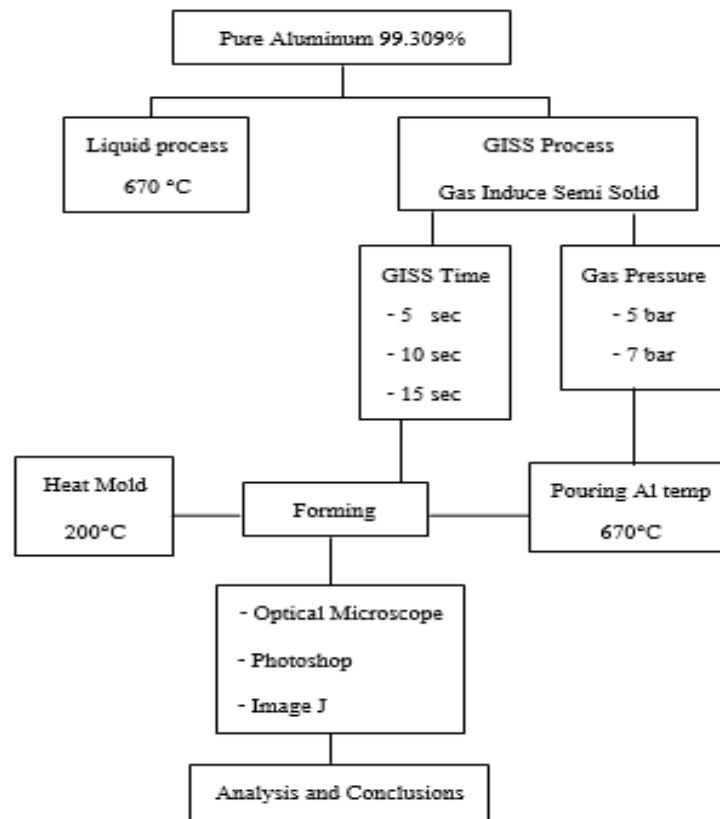
กระบวนการวิเคราะห์จะใช้โดยใช้เทคนิคการเรืองรังสีเอกซ์ เพื่อวิเคราะห์ธาตุประกอบของวัสดุอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ 99.7% เพื่อวิเคราะห์ธาตุประกอบว่าตรงตามที่ต้องการหรือไม่และวิเคราะห์ธาตุโลหะอะลูมิเนียมเป็นเปอร์เซ็นต์ ซึ่งลักษณะของกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดแสดงดังรูปที่ 3.31



รูปที่ 3.31 X-Ray Fluorescence Spectrometer (XRF)

3.3.15 แผนภาพวิธีการดำเนินงานวิจัย

ในที่นี้จะกล่าวถึงวัสดุ อุปกรณ์ เครื่องมือที่ใช้ในการวิเคราะห์และวิธีการดำเนินงาน ซึ่งประกอบด้วยขั้นตอนการหล่ออะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ด้วยกระบวนการหล่อแบบ GISS และวิเคราะห์การหดตัวในงาน

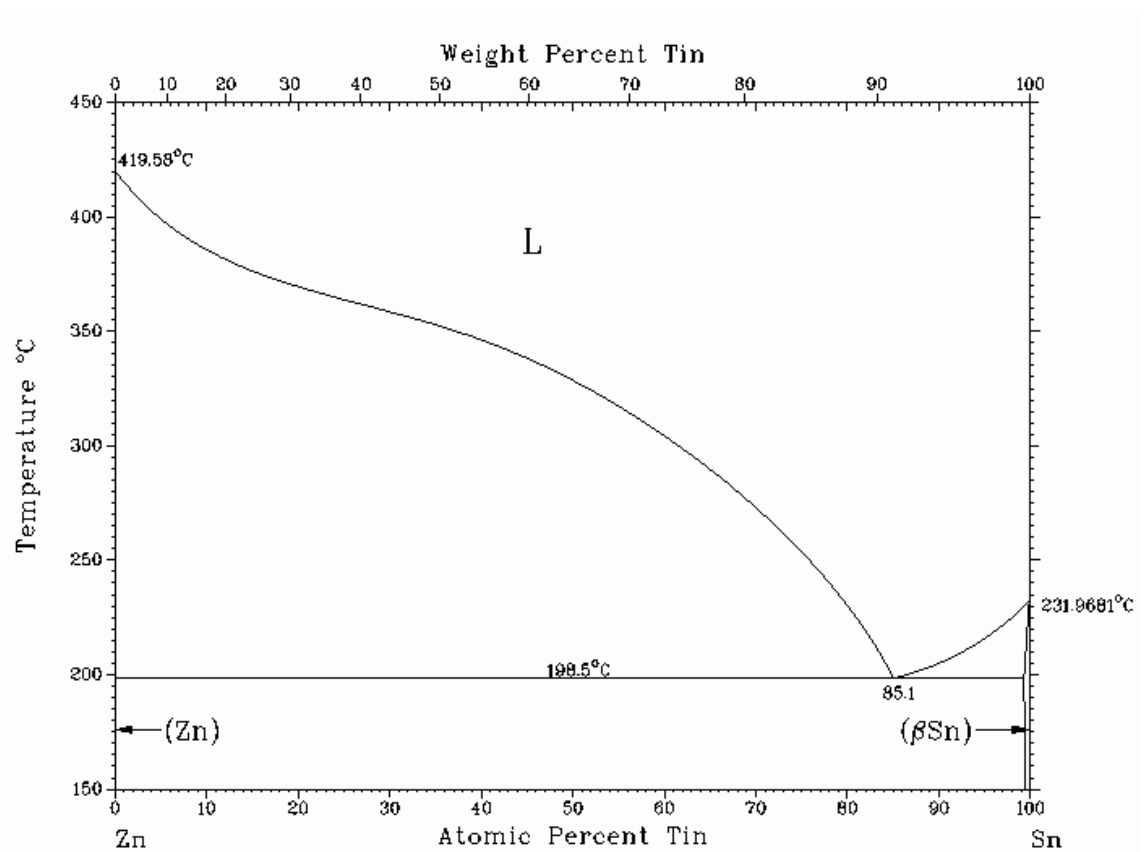


รูปที่ 3.32 แผนภาพแสดงขั้นตอนการทดลองชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์

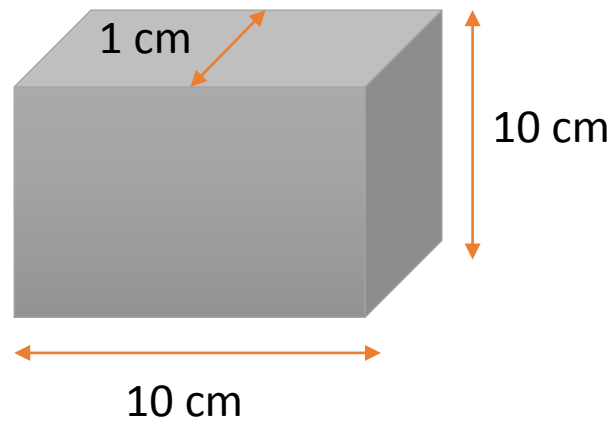
บท 4

ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผลการทดลอง

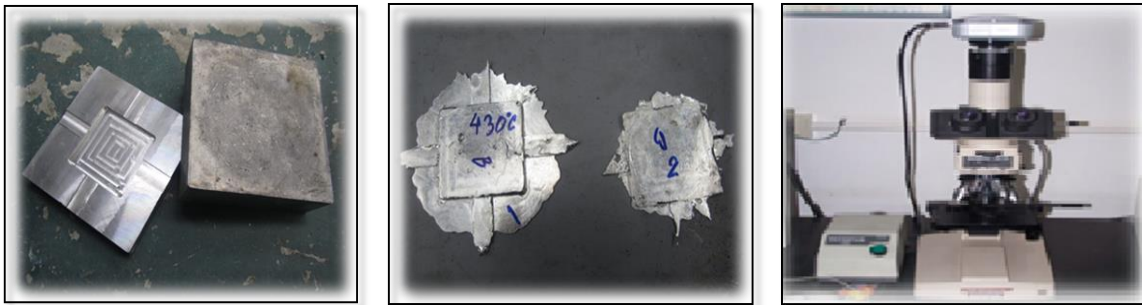
ส่วนที่ 1: Slurry casting of Sn-Zn



รูปที่ 4.1 แสดงเฟสไดอะแกรม (phase diagram) ของโลหะผสม Sn-Zn

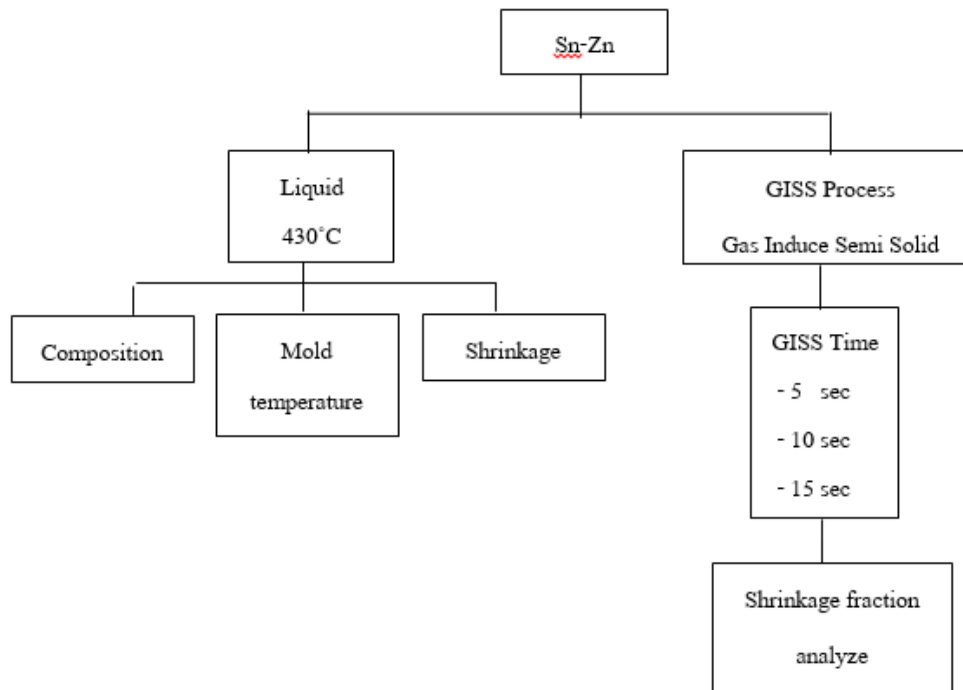


รูปที่ 4.2 ขนาดชิ้นงานของโลหะผสม Sn-Zn



รูปที่ 4.3 กระบวนการของโลหะผสม Sn-Zn

ในการทดลองเพื่อศึกษาอิทธิพลของเวลาในการปล่อยฟองแก๊สที่เงื่อนไขต่างกัน ด้วยการเทน้ำโลหะผสม Sn-Zn ปริมาตร 200 กรัม ลงในแม่พิมพ์อะลูมิเนียมสี่เหลี่ยมขนาด $10 \times 10 \times 1 \text{ cm}^3$ หลอมรวมกัน โดยใช้ torch เเผาในเบ้า Stainless และกวนเข้าด้วยกัน จากนั้นเทลงในแม่พิมพ์ แล้วนำเอาแผ่นแม่พิมพ์อะลูมิเนียมอีกแผ่นประกบอย่างรวดเร็วแล้วบีบให้แข็ง



รูปที่ 4.4 แผนภาพเงื่อนไขการทดลองของโลหะผสม Sn-Zn

โดยทำการทดลองสองเงื่อนไข คือ

- 1) การเตรียมน้ำโลหะแบบ CLC (Conventional Liquid Casting) โดยทำการวิเคราะห์ในสามส่วน คือ วิเคราะห์ส่วนประกอบทางเคมี วิเคราะห์หัตถิพลของอุณหภูมิแม่พิมพ์ และวิเคราะห์การหดตัวของชิ้นงานโลหะผสม Sn-Zn
- 2) การเตรียมน้ำโลหะแบบสลอร์รี่ (Slurry) โดยกระบวนการขึ้นรูปแบบ Gas Induced Semi Solid Casting โดยทำการปล่อยฟองแก๊สที่เวลา 5 10 และ 15 วินาที ตามลำดับ แล้วทำการวิเคราะห์การหดตัวของโลหะผสม Sn-Zn

ตารางที่ 4.1 แสดงเงื่อนไขการทดลองแบบ CLC ในการวิเคราะห์ ส่วนประกอบทางเคมี อุนหภูมิแม่พิมพ์ อุนหภูมิเทน้ำโลหะของโลหะผสม Sn-Zn

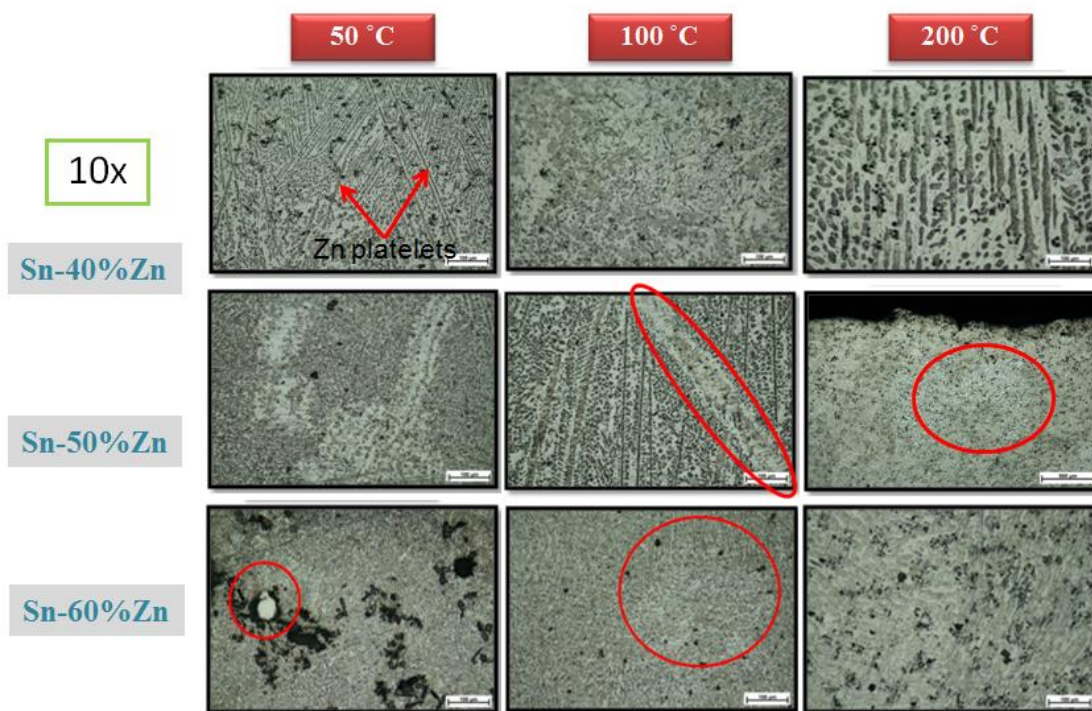
CLC			
Sample No.	Alloy	Mold Temp	Pour Temp
1	Sn-40%Zn	50 °C	430 °C
2		100 °C	
3		200 °C	
4	Sn-50%Zn	50 °C	
5		100 °C	
6		200 °C	
7	Sn-60%Zn	50 °C	
8		100 °C	
9		200 °C	

ตารางที่ 4.2 แสดงเงื่อนไขการทดลองแบบ Slurry casting เพื่อหา Micro shrinkage fraction ที่โลหะผสม Sn-50%Zn เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 5,10 และ 15 วินาที ตามลำดับ

SSM				
Sample No.	Alloy	Conditions	Mold Temp	Pour temp
1	Sn-50%Zn	SSM 5	200 °C	430 °C
2		SSM 10		
3		SSM 15		

4.1 อิทธิพลของส่วนผสมของธาตุและอุณหภูมิแม่พิมพ์

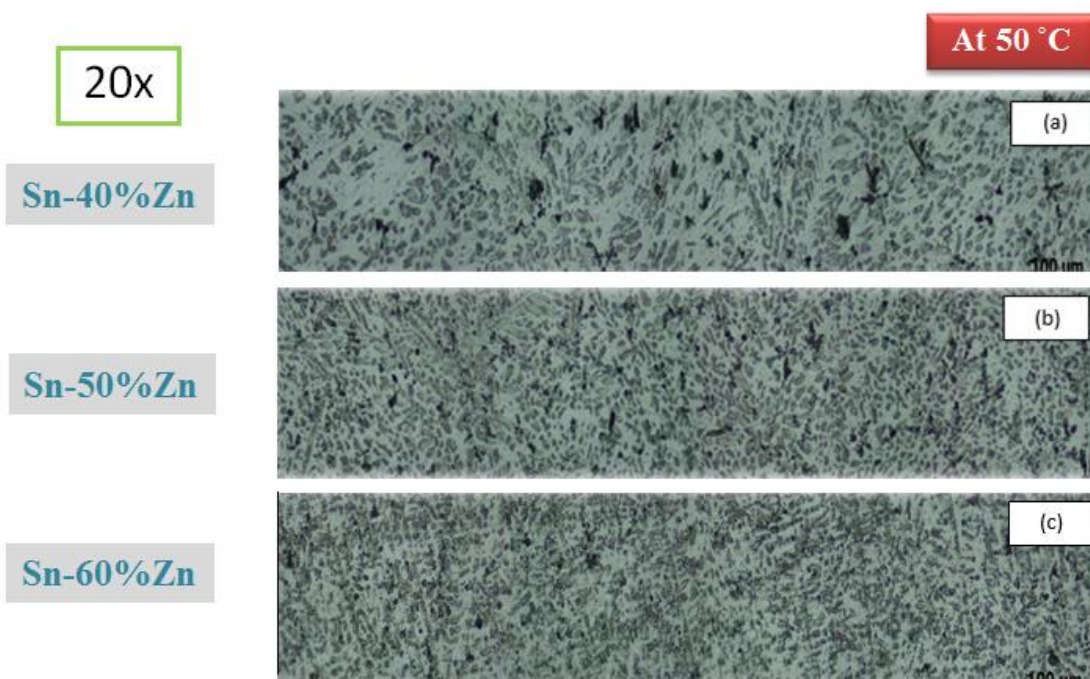
4.1.1 วิเคราะห์ข้อบกพร่อง (Defect) ของโลหะผสม Sn-Zn (CLC)



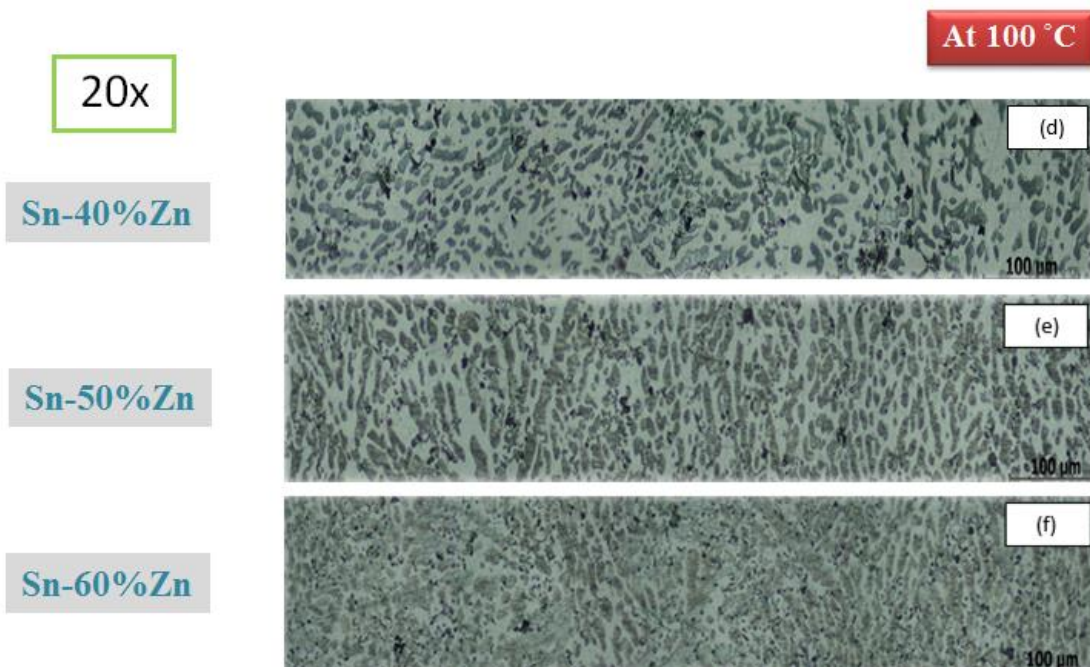
รูปที่ 4.5 ข้อบกพร่องภายในชิ้นงานของโลหะผสม Sn-Zn

จากรูปเป็นโครงสร้างที่เกิดข้อบกพร่องภายในชิ้นงานของโลหะผสม Sn-Zn ที่เกิดขึ้น เมื่อทำการขึ้นรูปแบบ CLC ที่เงื่อนไขการทดลองต่างกัน คือ อุณหภูมิแม่พิมพ์ที่ 50, 100 และ 200 °C และ ส่วนผสมของธาตุ ต่างกันคือ Sn-40%Zn , Sn-50%Zn และ Sn-60%Zn ที่กำลังขยาย 10 เท่า พบว่า จะเกิดโครงสร้างแบบ Zn platelets เกิดขึ้น กระจุกตัวอยู่เป็นกลุ่มๆ รวมถึงรูพรุนภายในชิ้นงานที่ กระจายอยู่ทั่วไป ซึ่งมีขนาดใหญ่

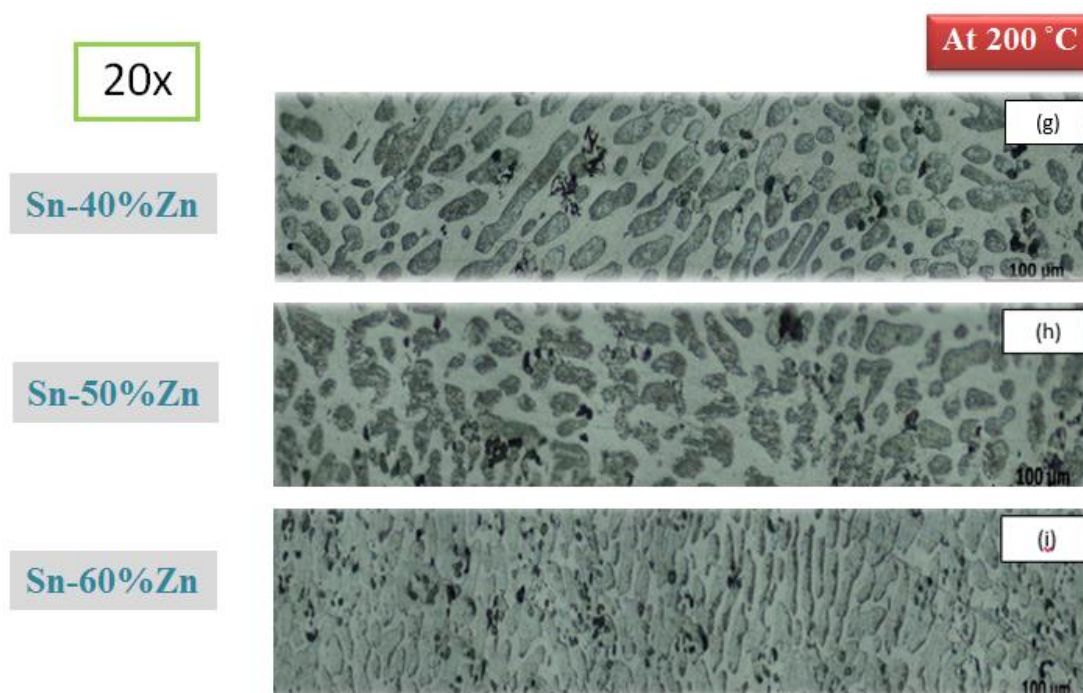
4.1.2 วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Sn-Zn (CLC)



รูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Sn-Zn (a-c) ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 50 °C และส่วนผสมของธาตุ Sn-40%Zn, Sn-50%Zn, Sn-60%Zn ที่กำลังขยาย 20 เท่า



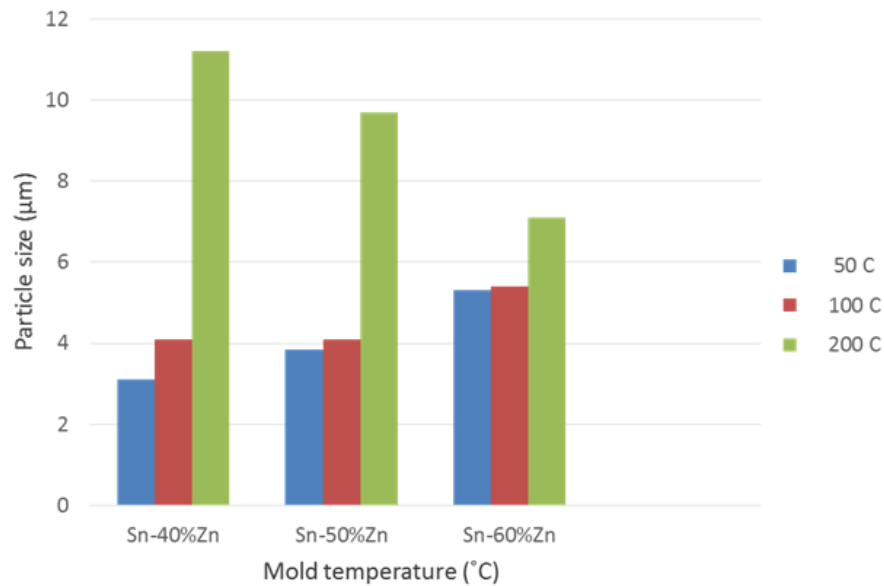
รูปที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Sn-Zn (d-f) ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 100 °C และส่วนผสมของธาตุ Sn-40%Zn, Sn-50%Zn, Sn-60%Zn ที่กำลังขยาย 20 เท่า



รูปที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม Sn-Zn (g-i) ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 200 °C และส่วนผสมของธาตุ Sn-40%Zn, Sn-50%Zn, Sn-60%Zn ที่กำลังขยาย 20 เท่า

จากผลโครงสร้าง แสดงให้เห็นถึงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 50, 100 และ 200 °C ตามลำดับ จะสังเกตเห็นได้ว่าเมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์สูงขึ้น มีผลทำให้เกรนมีขนาดใหญ่ขึ้นด้วย จึงสามารถสรุปได้ว่า อุณหภูมิแม่พิมพ์มีผลต่อขนาดของเกรน โดยที่แม่พิมพ์อุณหภูมิต่ำ จะทำให้เกรนที่เกิดขึ้นมีขนาดเล็กกว่าแม่พิมพ์ที่มีอุณหภูมิสูง แต่เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์สูงขึ้นที่อุณหภูมิ 200 °C จะพบว่า โครงสร้างแบบ needle-like Zn หรือ Zn platelets จะลดน้อยลงเมื่อเปรียบเทียบกับเงื่อนไขอื่น

4.1.3 วิเคราะห์ขนาดอนุภาค (Particle size analyze) (CLC)



รูปที่ 4.9 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง ขนาดอนุภาค (μm) และอุณหภูมิของแม่พิมพ์ ($^{\circ}\text{C}$) ของโลหะผสม Sn-Zn

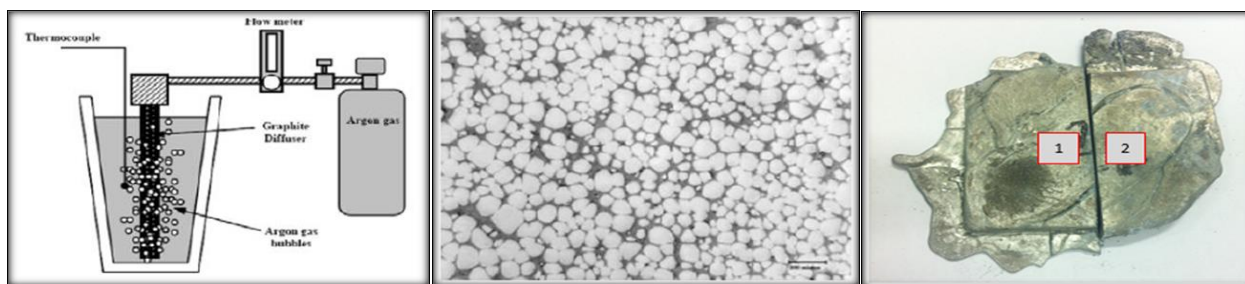
จากกราฟ แสดงความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิแม่พิมพ์ในแกน x ($^{\circ}\text{C}$) และขนาดอนุภาคในแกน Y (μm) พบว่าขนาดอนุภาคจะแปรผันตรงกับอุณหภูมิแม่พิมพ์ นั่นคือ เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์เพิ่มขึ้นส่งผลให้ขนาดเกรนใหญ่ขึ้นด้วย ดังนั้นจากกราฟสามารถสรุปได้ว่าที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 50°C เกรนจะมีขนาดเล็กกว่าที่อุณหภูมิอื่นๆ ซึ่งเมื่อเกรนมีขนาดเล็กยิ่งช่วยให้คุณสมบัติทางกลดีกว่า โครงสร้างที่มีเกรนขนาดใหญ่

4.2 อิทธิพลของเวลาในการปล่อยฟองแก๊สที่มีผลต่อการหดตัวของโลหะผสม Sn-Zn (Shrinkage fraction)

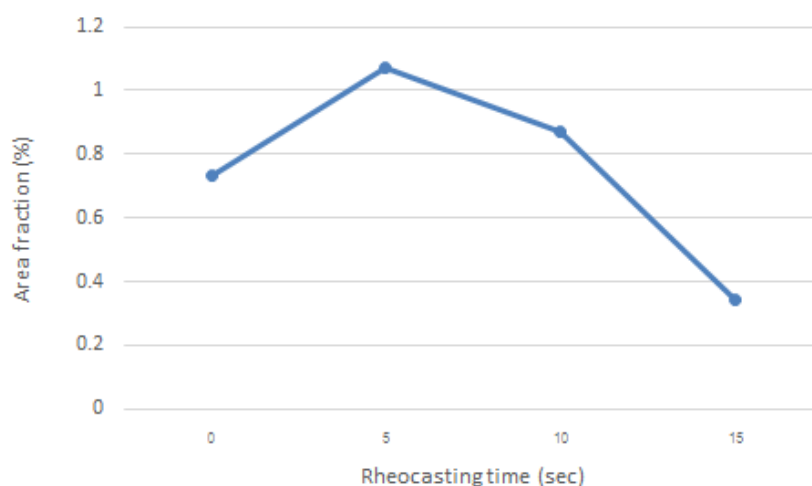
4.2.1 การเตรียมน้ำโลหะแบบสเลอรี่ ด้วยกระบวนการ GISS

ตารางที่ 4.3 แสดงเงื่อนไขการทดลองของการเตรียมน้ำโลหะแบบสเลอรี่

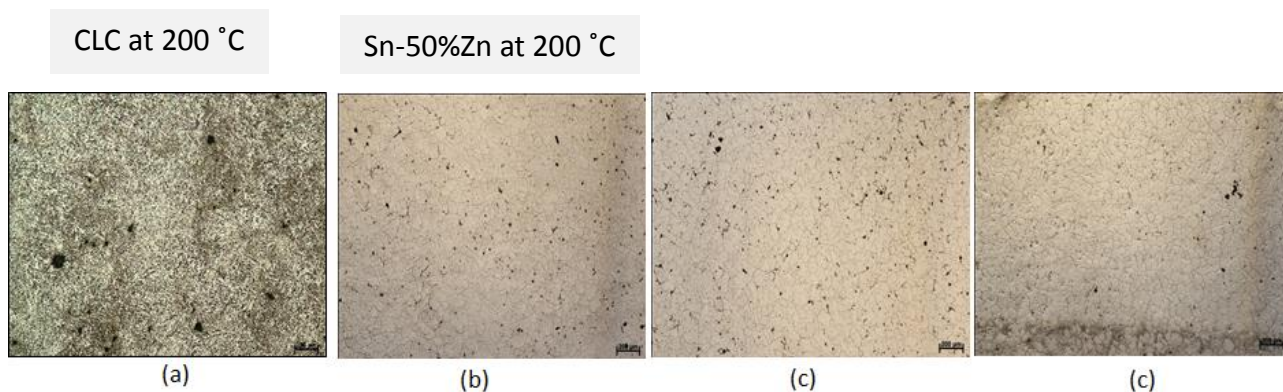
โลหะ	อุณหภูมิที่ใช้หลอมเหลว (°C)	อุณหภูมิตีควิตต์ (°C)	อุณหภูมิปล่อยฟองแก๊ส (°C)	เวลาปล่อยฟองแก๊ส (°C)
Sn-50%Zn	700	419	430	5,10,15



รูปที่ 4.10 กระบวนการขึ้นรูป GISS และ ตำแหน่งชิ้นงานที่นำมาทำการวิเคราะห์



รูปที่ 4.11 กราฟแสดง average area fraction (%) ของโลหะผสม Sn-50wt%Zn และ CLC ที่เวลาในการปล่อยฟองแก๊สต่างกัน



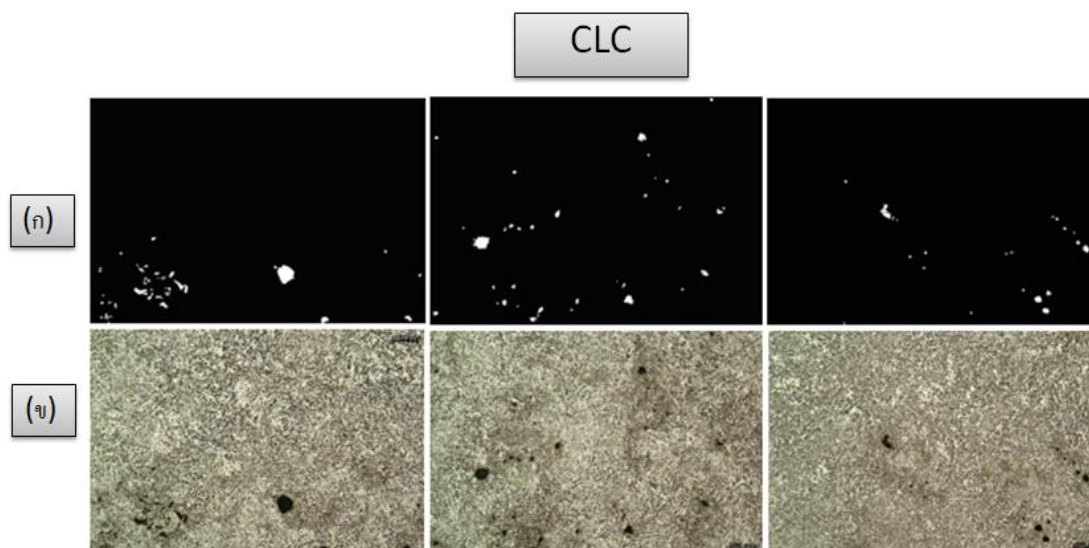
รูปที่ 4.12 รูพรุนภายในของชิ้นงานโลหะผสม Sn-50wt%Zn ที่เปลี่ยนแปลงของเวลาในการปล่อยฟองแก๊ส
ต่างกัน (a) CLC (b) 5 วินาที (c) 10 วินาที และ (d) 15 วินาที

จากการทดลองเพื่อทดสอบการหดตัว (shrinkage fraction) ของโลหะผสม Sn-50%Zn ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 200 °C เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 5,10 ,15 วินาที และ ชิ้นงาน CLC ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 200 °C

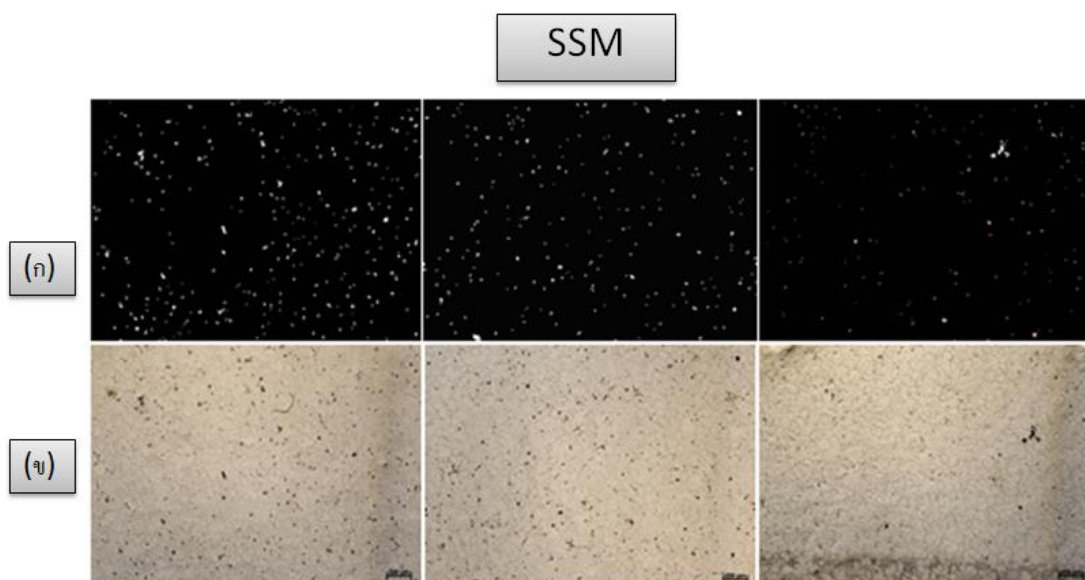
โดยเหตุผลที่ทำการทดลองโดยเลือกนำชิ้นงานที่มีส่วนผสมของธาตุ Sn-50%Zn เพราะเดิมมีงานวิจัยที่มีความเกี่ยวข้องกับบริษัท Western Digital (Thailand) Co., Ltd. ซึ่งเป็นบริษัทที่ผลิตฮาร์ดดิสก์ (Hard Disk Drive) รายใหญ่ของประเทศไทย ซึ่งทางบริษัทมีการใช้โลหะผสม Sn-50%Bi ในกระบวนการผลิตชิ้นส่วนหัวอ่านหัวเขียนในฮาร์ดดิสก์ ดังนั้นจึงได้มีการเลือกส่วนผสมของธาตุที่ใกล้เคียงกันกับทางบริษัทมาใช้ในงานวิจัย และเลือกนำชิ้นงานที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ที่ 200 °C มาใช้ในการวิเคราะห์เพราะที่อุณหภูมิแม่พิมพ์สูงขึ้น พบว่าจะเกิดข้อบกพร่องภายในชิ้นงานลดลง ดังการทดลองที่ผ่านมาในหัวข้อการวิเคราะห์ข้อบกพร่องภายในชิ้นงานของโลหะผสม Sn-Zn ซึ่งจะพบว่าภายในชิ้นงานจะมีโครงสร้างแบบ Zn platelets ลดลง

จากกราฟ แสดงค่าความสัมพันธ์ระหว่าง Average area fraction (%) ของ Sn-50%Zn กับเวลาในการปล่อยฟองแก๊สที่วินาทีต่างกัน และ Average area fraction ของ CLC พบว่าที่เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 15 วินาที มีผลทำให้รูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงานมีปริมาณน้อยลงเมื่อเปรียบเทียบกับเวลาในการปล่อยฟองแก๊สอื่น

4.2.2 วิธีการวิเคราะห์การหดตัวของชิ้นงานโลหะผสม Sn-Zn ด้วย photoshop และ Image J



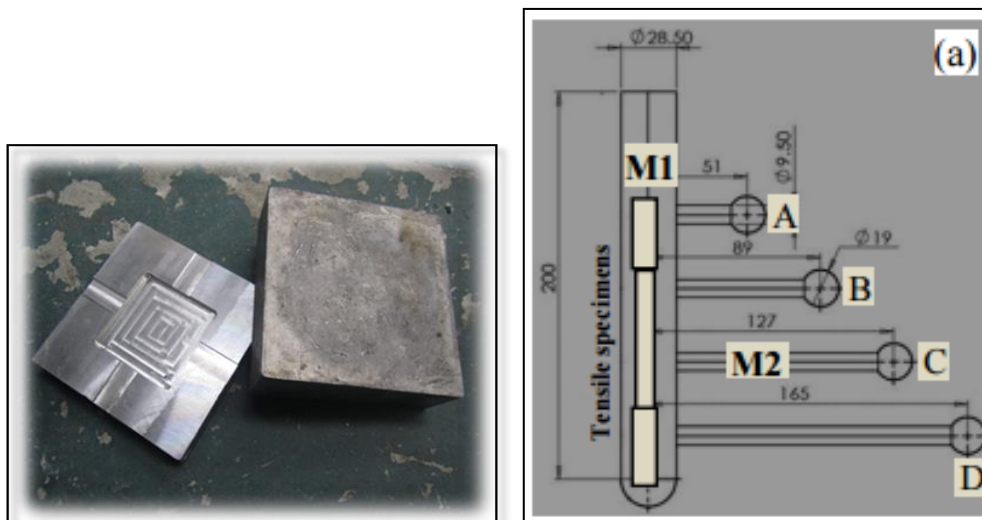
รูปที่ 4.13 วิธีการวิเคราะห์ average area fraction (%) ของชิ้นงานโลหะผสมที่ทำการเตรียมน้ำโลหะแบบ CLC ด้วยโปรแกรม photoshop และ image J (ก) รูปที่ผ่านการวิเคราะห์ด้วยโปรแกรม photoshop (ข) รูปรูปพรุนก่อนการวิเคราะห์ภาพ



รูปที่ 4.14 วิธีการวิเคราะห์ average area fraction (%) ของชิ้นงานโลหะผสมที่ทำการเตรียมน้ำโลหะแบบสเลอร์รี่ ด้วยโปรแกรม photoshop และ image J (ก) รูปที่ผ่านการวิเคราะห์ด้วยโปรแกรม photoshop (ข) รูปรูปพรุนก่อนการวิเคราะห์ภาพ

ส่วนที่ 2 Slurry casting of pure aluminum

ส่วนของงานวิจัยในส่วนที่ 2 การเตรียมน้ำโลหะแบบสเลอรี่ด้วยโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ เนื่องจากแม่พิมพ์ที่ใช้กับโลหะผสม Sn-Zn ไม่สามารถวิเคราะห์หารูพรุนระดับมหัพภาค (Macro shrinkage fraction) ได้ ซึ่งสามารถวิเคราะห์ได้เฉพาะ รูพรุนระดับจุลภาค (Micro shrinkage fraction) โดยใช้การวิเคราะห์ด้วยรูป (photo analyze) ซึ่งโอกาสที่จะเจอรูพรุนขนาดใหญ่เกิดขึ้นได้น้อย จึงหาวิธีการใหม่ที่จะทำการวิเคราะห์รูพรุนระดับมหัพภาค ได้ดีขึ้น และสามารถวิเคราะห์ การหดตัวแบบเปิด (Open shrinkage) ได้ โดยแม่พิมพ์ที่จะเกิดการหดตัวแบบเปิดได้ จะต้องเป็นแม่พิมพ์ที่มีทรงยาวและสูง จึงสามารถเกิดการหดตัวแบบเปิดได้ และการแข็งตัวเป็นไปตามรูปแบบ โดยบริเวณที่สัมผัสกับอากาศจะมีการแข็งตัวช้าที่สุด โดยแม่พิมพ์เดิมจะมีการแข็งตัวพร้อมกันทุกทิศทางจึงทำให้ไม่เกิดการหดตัวแบบเปิด จึงทำการวิเคราะห์ รูพรุนระดับมหัพภาค ไม่ได้ ทำได้แต่การวิเคราะห์รูพรุนระดับจุลภาค เท่านั้น

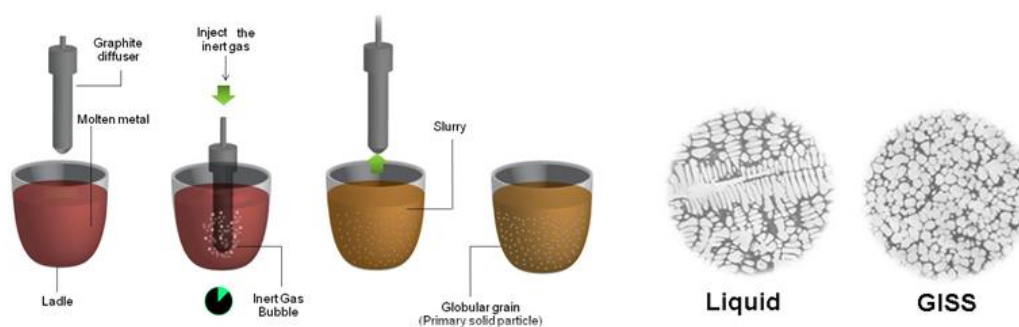


รูปที่ 4.15 เปรียบเทียบแม่พิมพ์ของชิ้นงานโลหะผสม Sn-Zn และ แม่พิมพ์ของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์

4.3 เตรียมน้ำโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์แบบสเตอร์รี่ด้วยกระบวนการ GISS

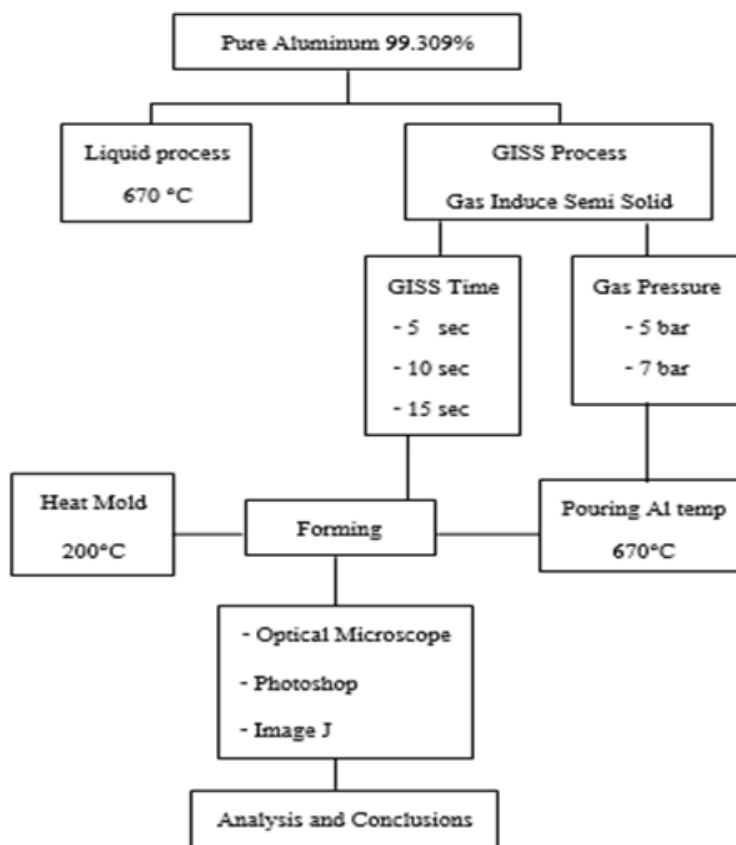
ตารางที่ 4.4 แสดงเงื่อนไขการทดลองของชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์

โลหะ	อุณหภูมิที่ใช้หลอมเหลว (°C)	อุณหภูมิ <u>ลิควิดัส</u> (°C)	อุณหภูมิปล่อย ฟองแก๊ส (°C)	เวลาปล่อยฟอง แก๊ส (วินาที)
Pure Al	750	660	670	5, 10, 15



รูปที่ 4.16 กระบวนการขึ้นรูปแบบ GISS

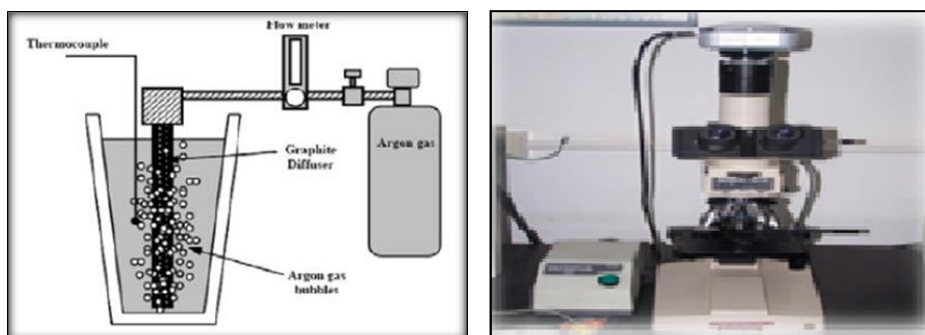
ในกระบวนการเตรียมน้ำโลหะแบบกึ่งของแข็ง เป็นกระบวนการปล่อยฟองแก๊สเฉื่อย โดยใช้แก๊สไนโตรเจนให้ไหลผ่านแท่งกราฟไฟท์พุนลงไปใต้น้ำโลหะ เพื่อให้ได้โลหะกึ่งของแข็งที่มีโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลม จากการทดลอง นำแท่งโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์หลอมในเตาที่อุณหภูมิ 750 °C ทำการฟลักซ์ (flux) แล้วเข้าสู่กระบวนการ GISS ที่ความดัน 5 และ 7 bar ทำการปล่อยฟองแก๊สที่อุณหภูมิเหนืออุณหภูมิหลอมเหลว 10 °C โดยจะทำการปล่อยฟองแก๊สที่ 5, 10 และ 15 วินาที ตามลำดับ



รูปที่ 4.17 แผนภาพขั้นตอนการทดลองชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์

ตารางที่ 4.5 แสดงส่วนผสมธาตุของโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์

ธาตุ(Element)	Fe	Zn	Al
ส่วนผสมทางเคมี (wt%)	0.081	0.610	Bal.



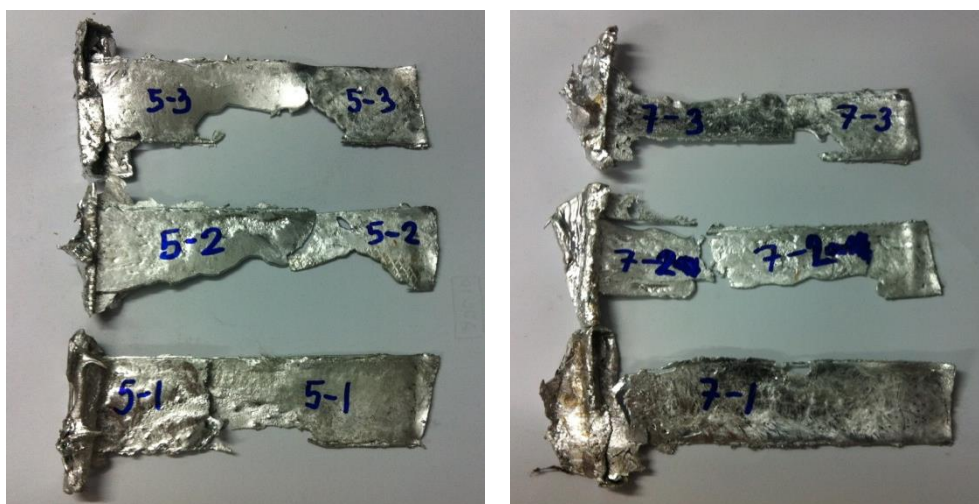
รูปที่ 4.18 กระบวนการทดลองชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์

4.4 อิทธิพลของเวลาในการปล่อยฟองแก๊สและความดันแก๊ส

จากการทดลองจะทำการศึกษาอิทธิพลของความดันในการปล่อยฟองแก๊ส โดยทำการเปรียบเทียบชิ้นงานที่ความดันในการปล่อยฟองแก๊ส (Gas Pressure) ต่างกัน คือ 5 และ 7 bar ที่เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 5, 10 และ 15 วินาที ตามลำดับ



รูปที่ 4.19 ตำแหน่งชิ้นงานที่นำมาทดสอบ

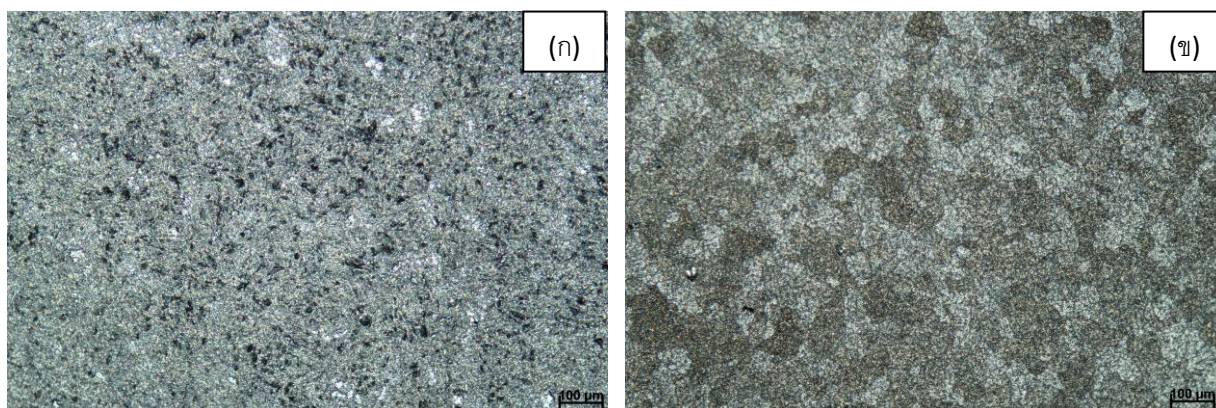


รูปที่ 4.20 ตัวอย่างชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ที่ทำการทดสอบสัดส่วนของแข็งที่ความดันแก๊ส 5, 7 bar, SSM 5,10 และ 15 วินาที

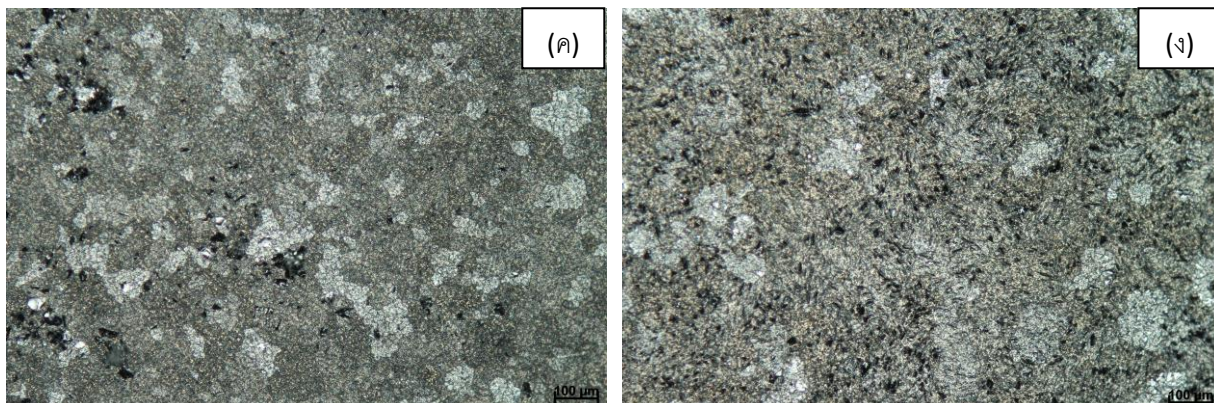
ทำการวิเคราะห์สัดส่วนของแข็งเริ่มต้นที่ได้จากกระบวนการ GISS ในการทดลองเพื่อหาปริมาณสัดส่วนแข็งเริ่มต้นของโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ที่ใช้ในงานวิจัย โดยการคูดน้ำโลหะเข้าสู่ Copper Mold เพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว โดยขั้นตอนแรกจะหลอมโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ในเตาแกรไฟต์ภายในเตาหลอมแบบขดลวดด้านทาน ที่อุณหภูมิ 660 ± 10 °C ใส่ฟลักซ์เพื่อทำความสะอาดน้ำโลหะ ทำการปล่อยฟองแก๊สด้วยแท่งแกรไฟต์พูนที่เวลา 5, 10 และ 15 วินาที ตามลำดับ ลงไปในน้ำโลหะอะลูมิเนียมหลอมเหลวที่คักด้วยกระบวย จากนั้นใช้ Copper Mold และ Vacuum Pump คูดน้ำโลหะเพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว

จากนั้นนำชิ้นงานที่ได้เตรียมผิวเพื่อส่องดูโครงสร้างจุลภาค ทำการขัดหยาบและขัดละเอียดและกัดผิวชิ้นงานด้วย Keller's reagent ถ่ายภาพชิ้นงานด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ที่กำลังขยาย 10x นำรูปไปวิเคราะห์ปริมาณเฟสของแข็งด้วยโปรแกรม Photoshop และ Image J ตามลำดับ

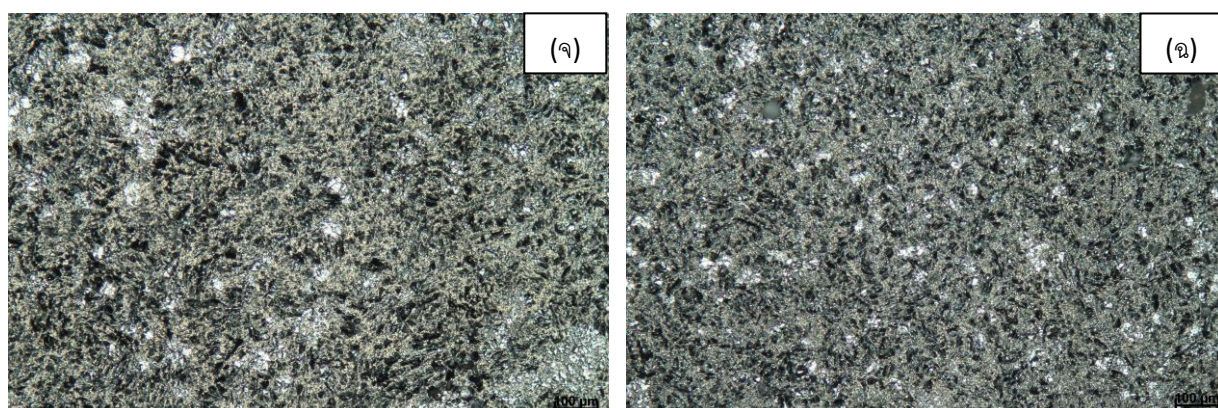
จากรูปที่ 4.19 เป็นตำแหน่งของชิ้นงานอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ที่ทำการทดลองในส่วนของสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น



รูปที่ 4.21 โครงสร้างอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ 99.309% ที่เวลาการปล่อยฟองแก๊ส 5 วินาที ที่ความดัน (ก) 5 bar และ (ข) 7 bar



รูปที่ 4.22 โครงสร้างอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ 99.309% ที่เวลาการปล่อยฟองแก๊ส 10 วินาที
ที่ความดัน (ค) 5 bar และ (ง) 7 bar



รูปที่ 4.23 โครงสร้างอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ 99.309% ที่เวลาการปล่อยฟองแก๊ส 15 วินาที
ที่ความดัน (จ) 5 bar และ (ฉ) 7 bar

จากผลการทดลอง 1 สามารถสรุปได้ว่า เมื่อเวลาในการปล่อยฟองแก๊สเท่ากัน และเพิ่ม ความดันแก๊สจาก 5 เป็น 7 bar เมื่อวิเคราะห์ความดันแก๊สที่เพิ่มขึ้นพบว่าความดันแก๊สต่ำๆจะทำให้ เกิดอนุภาคของแข็งที่ใหญ่กว่า ในการทำสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นของโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ไม่ สามารถสังเกตเห็นได้ชัดเจนเนื่องจากมีปริมาณที่น้อยมาก

4.5 วิเคราะห์ความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาค



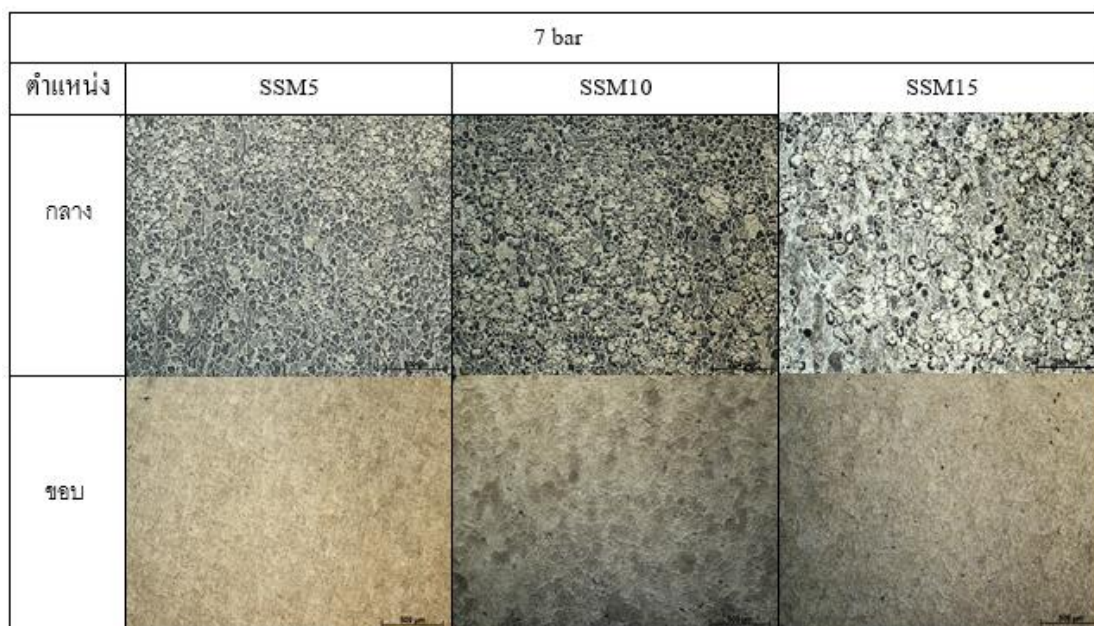
รูปที่ 4.24 ตำแหน่งชิ้นงานบริเวณที่นำมาส่งดูความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาค บริเวณหมายเลข (1):กลางชิ้นงาน บริเวณหมายเลข (2):ขอบชิ้นงาน

5 bar			
ตำแหน่ง	SSM5	SSM10	SSM15
กลาง			
ขอบ			

รูปที่ 4.25 รูปแสดงความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ที่ความดัน 5 bar

ชิ้นงานถูกนำมาตัดวิเคราะห์โครงสร้างเพื่อดูความสม่ำเสมอของเกรนภายในชิ้นงาน โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานได้สุ่มจากสองบริเวณคือบริเวณกลางชิ้นงานและขอบของชิ้นงานในแต่ละเงื่อนไขที่แตกต่างกัน จากรูปเป็นโครงสร้างของชิ้นงาน อะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ที่ความดัน 5 bar

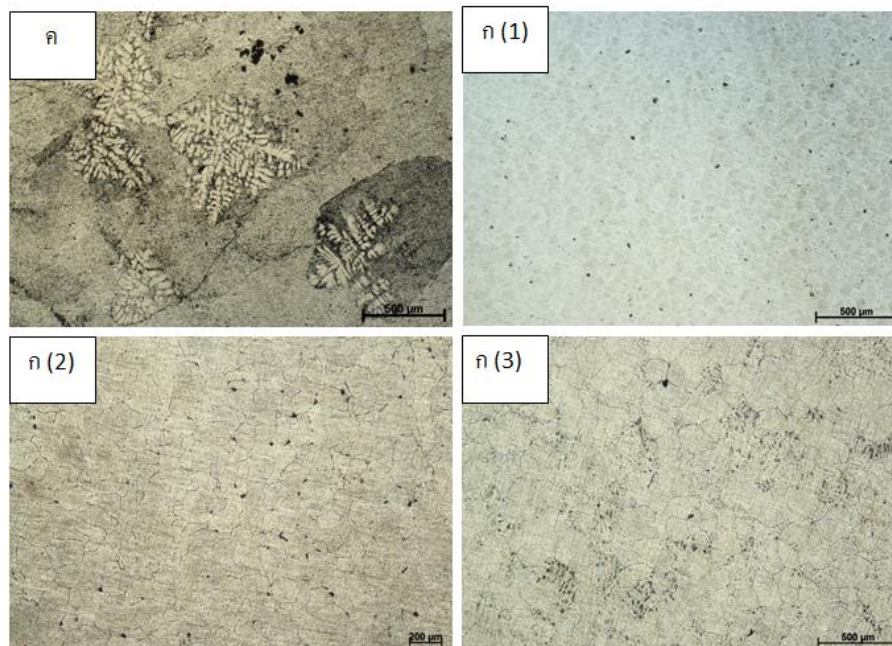
บริเวณกลางและขอบชิ้นงานความสม่ำเสมอของโครงสร้างภายในชิ้นงาน จากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคในตำแหน่งต่างๆ 2 บริเวณ ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope, OM) ที่กำลังขยาย 10x เพื่อวิเคราะห์ความสม่ำเสมอของโครงสร้างภายในชิ้นงาน ตามตำแหน่งต่างๆ แสดงดังรูป



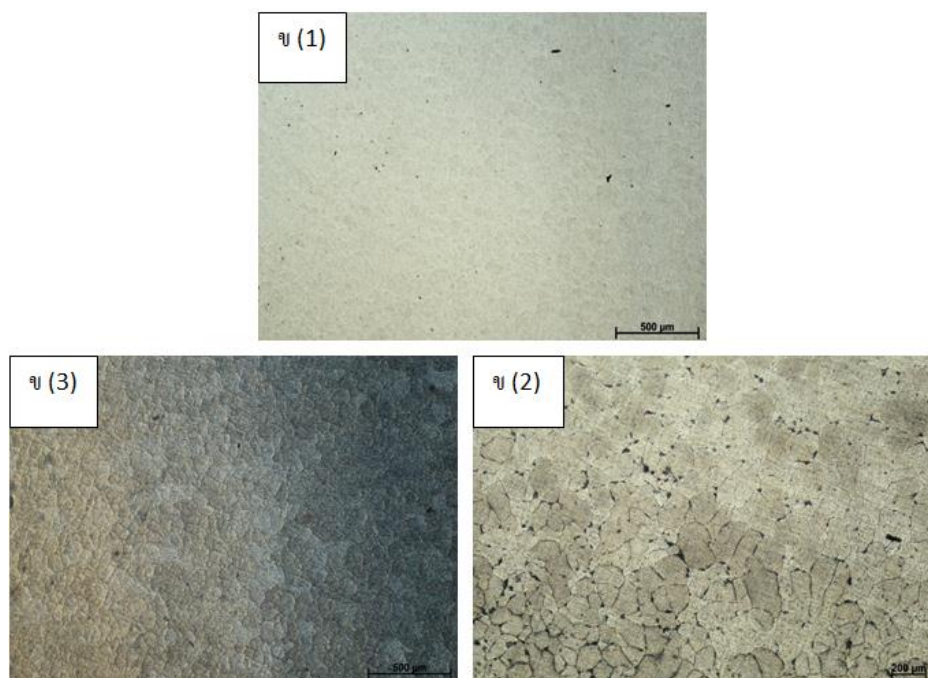
รูปที่ 4.26 รูปแสดงความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน
โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ที่ความดัน 7 bar

จากการวิเคราะห์พบว่าโครงสร้างภายในชิ้นงานแต่ละบริเวณมีความสม่ำเสมอเท่ากันทั่วทั้งชิ้นงาน ส่งผลให้ชิ้นงานมีสมบัติเชิงกลที่ดี

4.6 วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์



รูปที่ 4.27 โครงสร้างจุลภาคชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ที่ทำการเตรียมน้ำโลหะแบบ CLC และแบบสเลอรี่ ที่ความดันแก๊ส 5 bar เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 5, 10 และ 15 วินาที



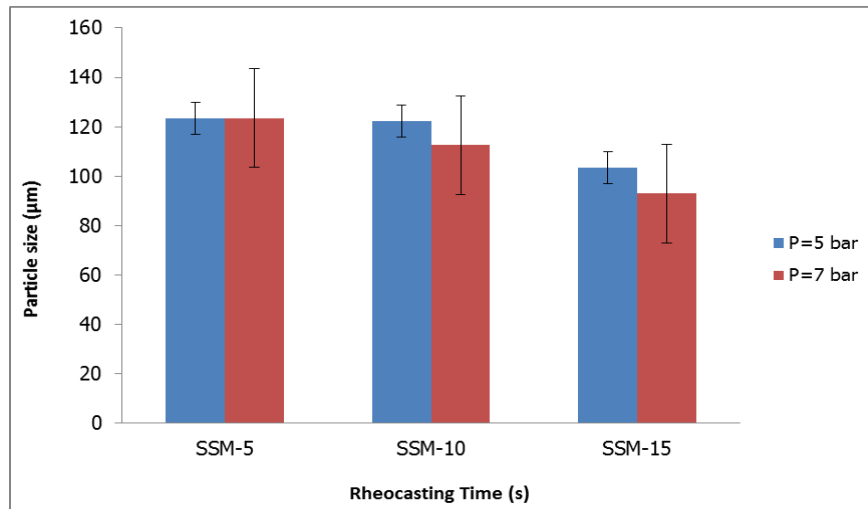
รูปที่ 4.28 โครงสร้างจุลภาคชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ที่ทำการเตรียมน้ำโลหะแบบ CLC และแบบสเลอรี่ ที่ความดันแก๊ส 7 bar เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 5, 10 และ 15 วินาที

พิจารณาภาพโครงสร้างจุลภาคที่ความดันในการปล่อยฟองแก๊สต่างกัน คือ 5 และ 7 bar อนุภาคก้อนกลมที่ความดัน 7 bar มีการกระจายตัวและขนาดอนุภาคที่สม่ำเสมอมากกว่าที่ความดัน 5 bar เมื่อพิจารณาที่ความดันเดียวกันพบว่า เมื่อเวลาในการปล่อยฟองแก๊สเพิ่มมากขึ้น ส่งผลให้ขนาดของเกรนก้อนกลมเล็กลง จากผลการทดลองจึงอธิบายได้ว่า ที่เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 5 วินาที ใช้ความดัน 7 bar โครงสร้างมีอนุภาคก้อนกลมขนาดเล็ก มีการกระจายตัวที่สม่ำเสมอ และเกิดในปริมาณมาก ทำให้ได้โครงสร้าง

ตารางที่ 4.6 แสดงขนาดอนุภาคของแข็งเริ่มต้นที่เงื่อนไขการทดลองต่างกัน

Sample	particle size (μm)
P5-5	123.35 \pm 11.07
P7-5	123.54 \pm 13.56
P5-10	122.39 \pm 20.53
P7-10	112.53 \pm 12.69
P5-15	103.49 \pm 20.59
P7-15	92.96 \pm 17.97

จากการทดลองจะทำการศึกษาอิทธิพลของความดันในการปล่อยฟองแก๊ส โดยทำการเปรียบเทียบชิ้นงานที่ความดันแก๊สต่างกัน คือ 5 และ 7 bar ที่เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 5, 10 และ 15 วินาที ตามลำดับ โดยทำการวัดขนาดอนุภาคด้วยวิธีการวัดขนาดเกรน แบบ ASTM E 112

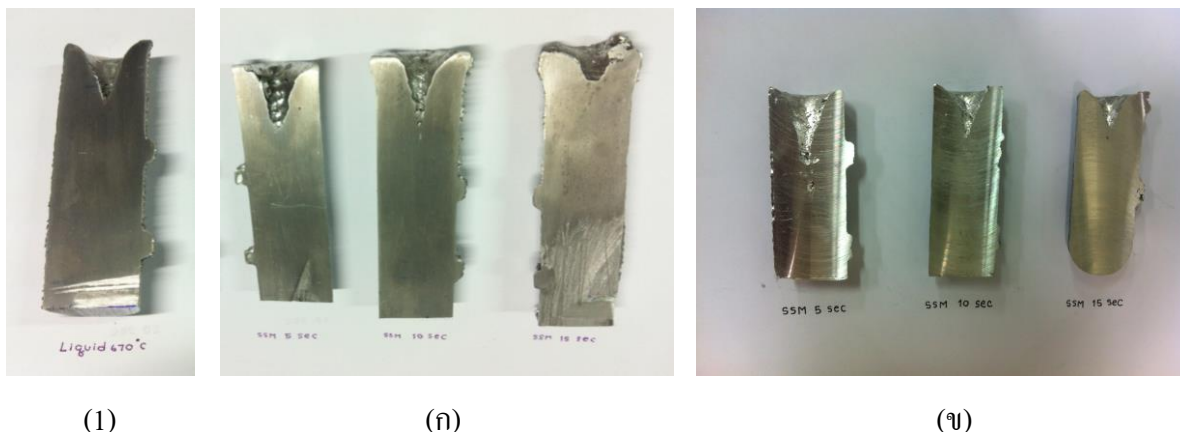


รูปที่ 4.29 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลาในการปล่อยแก๊ส (sec) และขนาดอนุภาค (µm)

จากผลการทดลองในตารางที่ 5 และรูปที่ 30,31 สามารถสรุปได้ว่า เมื่อเวลาในการปล่อยฟองแก๊สเท่ากัน และเพิ่มความดันแก๊สจาก 5 เป็น 7 bar เมื่อวิเคราะห์ความดันแก๊สที่เพิ่มขึ้นพบว่า ความดันแก๊สต่ำๆจะทำให้เกิดอนุภาคของแข็งที่ใหญ่กว่า

4.7 วิเคราะห์การหดตัวของชิ้นงานระดับมหภาค (Macro shrinkage fraction)

จากการทดลองเพื่อศึกษาการหดตัวของชิ้นงานอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ 99.309% ที่ความดันในการปล่อยฟองแก๊ส 5 และ 7 bar เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 5, 10 และ 15 วินาที ตามลำดับ โดยใช้แม่พิมพ์ที่มีลักษณะเป็นทรงกระบอก เพื่อให้สามารถสังเกตเห็นถึงการหดตัวได้อย่างชัดเจน เนื่องจากการหดตัวภายในชิ้นงานลักษณะนี้จะเกิดการหดตัวจากผิวชิ้นงานด้านบนลงไปตามความยาวของชิ้นงาน



รูปที่ 4.30 ลักษณะการหลุดตัวของชิ้นงาน (ก) ความดัน 5 bar, (ข) ความดัน 7 bar ที่เวลาการปล่อยฟองแก๊ส 5,10 และ 15 วินาที ตามลำดับจากซ้ายไปขวา, (1) CLC 670

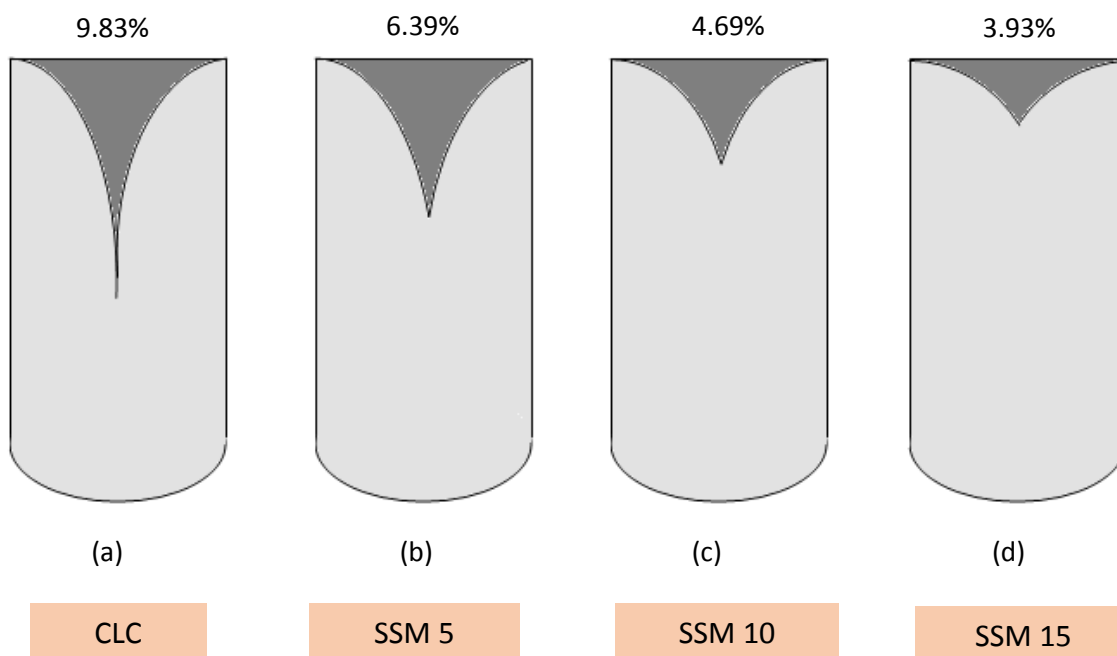


รูปที่ 4.31 ลักษณะการหลุดตัวของชิ้นงานที่ SSM5, SSM10 และ SSM15 วินาที

วิเคราะห์การหลุดตัวระดับมหภาค จากการทดลองเพื่อศึกษาการหลุดตัว ของชิ้นงาน อะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ที่ความดันในการปล่อยฟองแก๊ส 5 และ 7 bar เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 5, 10 และ 15 วินาที ตามลำดับ โดยใช้แม่พิมพ์ที่มีลักษณะเป็นทรงกระบอก เพื่อให้สามารถสังเกตเห็นถึงการหลุดตัวได้อย่างชัดเจนเนื่องจากการหลุดตัวภายในชิ้นงานลักษณะนี้จะเกิดการหลุดตัวจากผิวชิ้นงาน ด้านล่างขึ้นไปตามความยาวของชิ้นงาน และจุดที่แข็งตัวสุดท้ายคือบริเวณที่เกิดการหลุดตัว

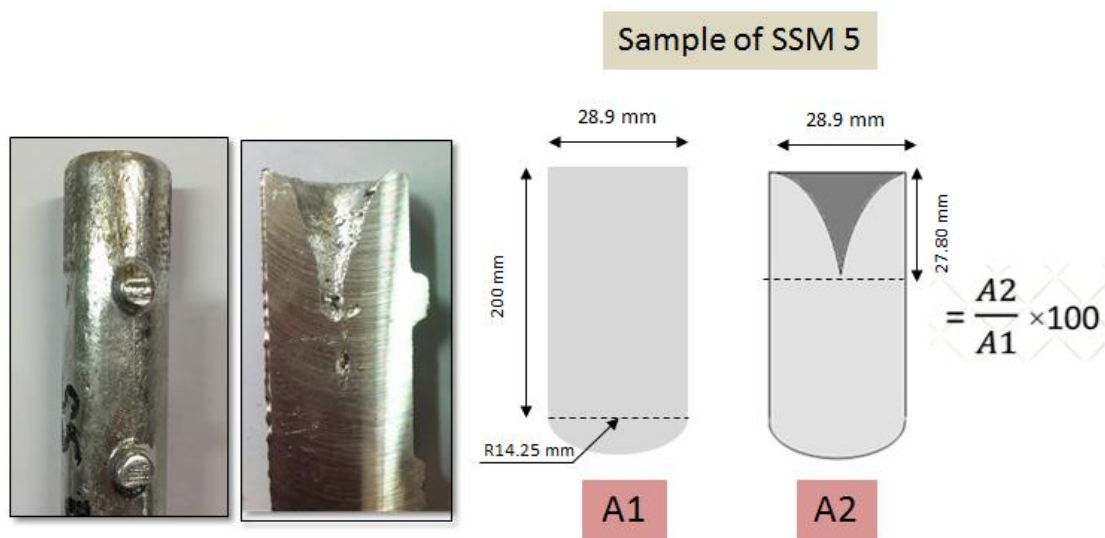
ผลการหลุดตัวของชิ้นงานในรูปที่ พบว่าชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ GISS ที่ 7 bar เวลาการปล่อยฟองแก๊ส 15 วินาทีจะมีการหลุดตัวน้อยที่สุด และชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ Liquid จะเกิดการหลุดตัว

มากที่สุด โดยเวลาในการปล่อยฟองแก๊ส สามารถลดการหดตัวของชิ้นงานได้ ยิ่งปล่อยฟองแก๊สเป็นเวลานานขึ้น ยิ่งทำให้มีอนุภาคของแข็งมากขึ้น จะยิ่งทำให้การหดตัวของชิ้นงานลดลงได้



รูปที่ 4.31 แสดงแผนภาพจำลองการหดตัวของชิ้นงาน (a) CLC (b) SSM 5 (c) SSM 10 (d) SSM 15 ตามลำดับ

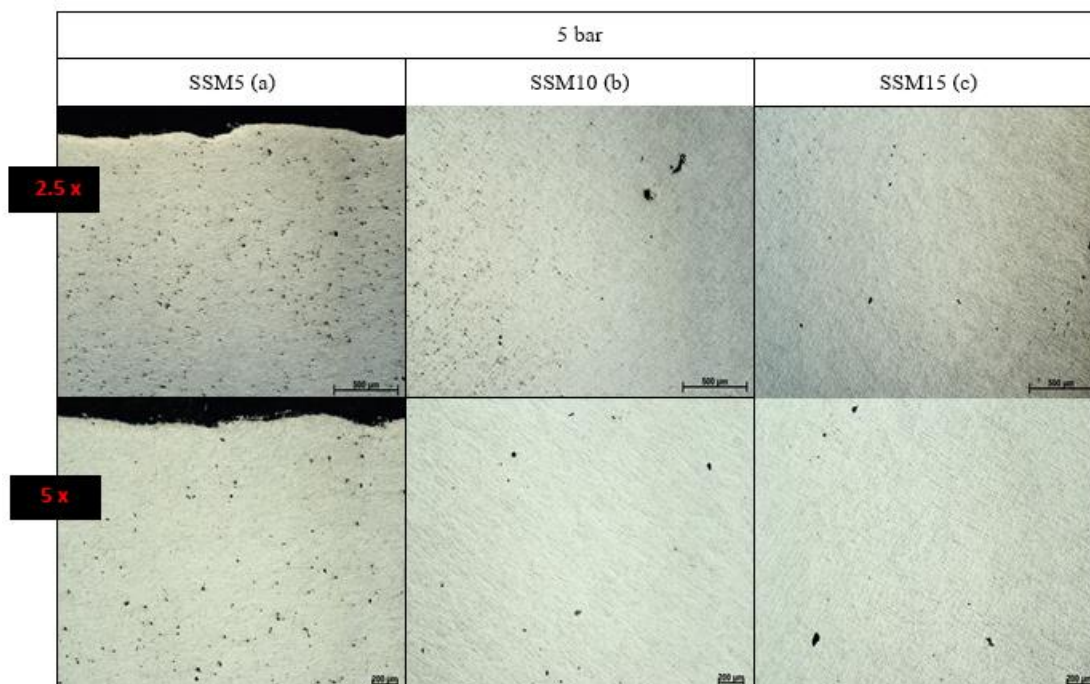
จากรูปที่ 4.31 แสดงภาพจำลองการหดตัวของชิ้นงาน โลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ทำการทดลองโดยการปล่อยฟองแก๊สที่เวลา 5, 10, 15 วินาที และแบบ CLC พบว่าแบบ CLC มีการหดตัวของชิ้นงานมากที่สุดและลดลงตามลำดับ ตามเวลาการปล่อยฟองแก๊สที่นานขึ้น คิดเป็นสัดส่วนเปอร์เซ็นต์ดังนี้คือ 9.83%, 6.39%, 4.69% และ 3.93% ตามลำดับ



รูปที่ 4.32 คำนวณการหดตัวระดับมหัพภาคของชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์

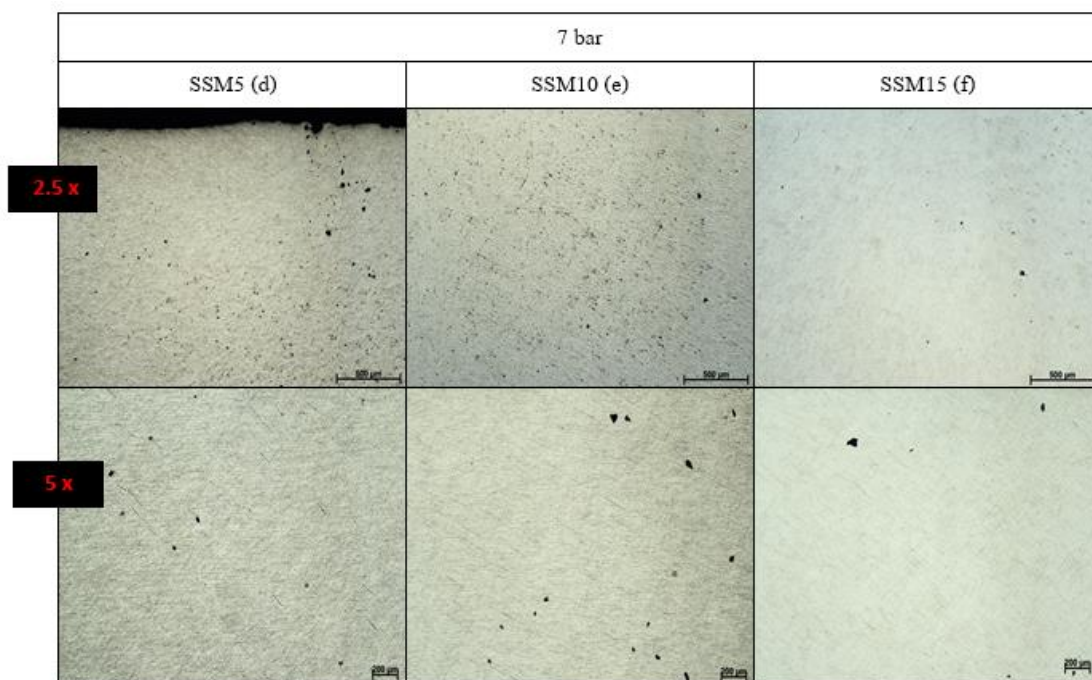
จากรูปแบบจำลองการคำนวณหาเปอร์เซ็นต์การหดตัวของชิ้นงาน โดยจะทำการวัดพื้นที่ทั้งหมดของชิ้นงานก่อนเกิดการหดตัว จากนั้นวัดหาพื้นที่การหดตัวที่เกิดขึ้น จากรูป A2 หาคด้วย A1 คูณด้วย 100 ก็จะได้ค่าเปอร์เซ็นต์การหดตัวโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์

4.8 วิเคราะห์การหดตัวของชิ้นงานระดับจุลภาค (Micro shrinkage fraction)



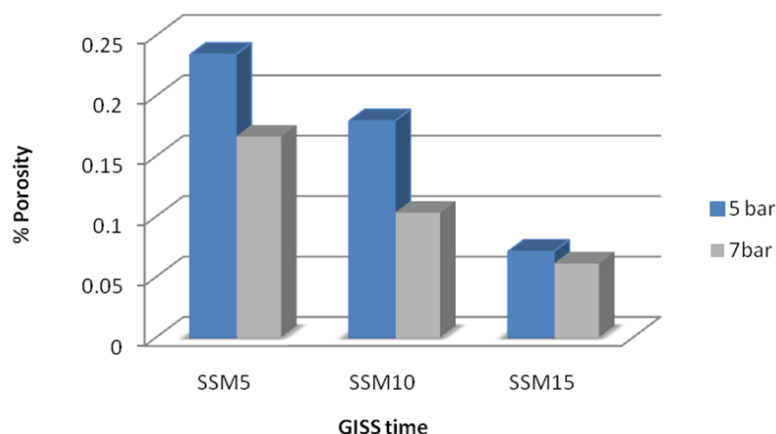
รูปที่ 4.33 รูพรุนภายในชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ที่ความดันแก๊ส 5 bar ที่เวลาในการปล่อย
 ฟองแก๊สต่างกัน (a) SSM 5 (b) SSM 10 (c) SSM 15 วินาที ตามลำดับ

จากรูปเป็นการทดสอบเวลาในการปล่อยฟองแก๊สที่มีผลต่อรูพรุนที่เกิดขึ้นภายในชิ้นงาน
 ที่ความดัน 5 bar ด้วยกำลังขยาย 2.5x และ 5x ตามลำดับ



รูปที่ 4.34 รูพรุนภายในชิ้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ที่ความดันแก๊ส 7 bar ที่เวลาในการปล่อย
 ฟองแก๊สต่างกัน (d) SSM 5 (e) SSM 10 (f) SSM 15 วินาที ตามลำดับ

พบว่าที่เวลาการปล่อยฟองแก๊สนานขึ้น มีผลต่อจำนวนรูพรุนที่ลดลง ตามลำดับ สังเกต
 ได้ว่าที่เวลาการปล่อยฟองแก๊ส 15 วินาที จะมีจำนวนรูพรุนที่เกิดขึ้นน้อยกว่าเวลาในการปล่อยฟอง
 แก๊สในเงื่อนไขอื่น



รูปที่ 4.35 กราฟแสดง % porosity ชั้นงานโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ที่เงื่อนไขในการทดลองต่างกัน

จากการทดลองนี้รูพรุน (Porosity) ส่วนใหญ่ที่เกิดขึ้น จะพบมากในช่วงบริเวณกลาง ชั้นงานเป็นรูพรุนขนาดเล็ก และพบการหดตัว เกิดขึ้น โดยชั้นงานที่ขึ้นรูปด้วยความดัน 5 bar พบว่า ชั้นงานที่มีรูพรุนและการหดตัว เกิดขึ้นน้อย เรียงตามลำดับดังนี้ SSM 15, SSM 10, SSM 5, CLC 670 และชั้นงานที่ขึ้นรูปด้วยความดัน 7 bar พบว่าชั้นงานที่มีรูพรุนและการหดตัวเกิดขึ้นน้อย เรียงตามลำดับดังนี้ SSM 15, SSM 10, SSM 5

เมื่อเปรียบเทียบรูพรุนและการหดตัว ที่เกิดขึ้นที่ความดัน 5 และ 7 bar แล้วพบว่า ชั้นงาน ที่ขึ้นรูปด้วยความดัน 7 bar, เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 15 วินาที จะมีรูพรุน และการหดตัวตัว เกิดขึ้นน้อยสุดเมื่อเปรียบเทียบกับเงื่อนไขอื่น

บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

งานวิจัยการขึ้นรูปโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์และ Sn-Zn แบบกึ่งของแข็ง โดยใช้ความดันและเวลาในการปล่อยฟองแก๊สเพื่อหาสภาวะที่เหมาะสมในการขึ้นรูป และศึกษาอุณหภูมิที่เกิดขึ้นของโลหะกึ่งของแข็งที่ขึ้นรูปด้วยวิธี GISS สามารถสรุปได้ดังนี้

ส่วนที่ 1 Slurry casting of Sn-Zn

5.1 อิทธิพลของส่วนผสมของธาตุและอุณหภูมิแม่พิมพ์

5.1.1 อุณหภูมิแม่พิมพ์มีผลต่อขนาดของเกรน โดยที่แม่พิมพ์อุณหภูมิต่ำ จะทำให้เกรนที่เกิดขึ้นมีขนาดเล็กกว่าแม่พิมพ์ที่มีอุณหภูมิสูง แต่เมื่ออุณหภูมิแม่พิมพ์สูงขึ้นที่อุณหภูมิ 200 °C จะพบว่าโครงสร้างแบบ needle-like Zn จะลดน้อยลงเมื่อเปรียบเทียบกับแม่พิมพ์อุณหภูมิอื่น

5.1.2 ที่อุณหภูมิแม่พิมพ์ 50 °C เกรนมีขนาดเล็กกว่าที่อุณหภูมิอื่นๆ ซึ่งเมื่อเกรนมีขนาดเล็กยิ่งช่วยให้คุณสมบัติทางกลดีกว่าเกรนขนาดใหญ่

5.2 อิทธิพลของเวลาในการปล่อยฟองแก๊สที่มีผลต่อการหดตัวของโลหะผสม Sn-Zn (Shrinkage fraction)

5.2.1 ที่เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 15 วินาที มีผลทำให้รูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงานมีปริมาณน้อยลงเมื่อเปรียบเทียบกับเวลาในการปล่อยฟองแก๊สอื่น

ส่วนที่ 2 Slurry casting of pure aluminum

5.3 อิทธิพลของเวลาในการปล่อยฟองแก๊ส

5.3.1 เมื่อเวลาในการปล่อยฟองแก๊สเท่ากัน และเพิ่มความดันแก๊สจาก 5 เป็น 7 bar เมื่อวิเคราะห์ความดันแก๊สที่เพิ่มขึ้นพบว่าความดันแก๊สต่างๆจะทำให้เกิดอนุภาคของแข็งที่ใหญ่กว่า ในการทำสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นของโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ไม่สามารถสังเกตเห็นได้ชัดเจน เนื่องจากมีปริมาณที่น้อยมาก

5.3.2 โครงสร้างภายในชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อแบบกึ่งของแข็งแต่ละบริเวณ มีความสม่ำเสมอเท่ากันทั่วทั้งชิ้นงาน ส่งผลให้ชิ้นงานมีสมบัติเชิงกลที่ดี

5.4 อิทธิพลของความดันในการปล่อยฟองแก๊ส

5.4.1 ขนาดอนุภาคของแข็งเริ่มต้นที่ความดันในการปล่อยฟองแก๊ส 7 bar ปล่อยฟองแก๊สเป็นเวลา 15 วินาที พบว่ามีขนาดอนุภาคเล็กสุด คือ 92.96 ไมครอน

5.4.2 อนุภาคก่อนกลมที่ความดัน 7 bar มีการกระจายตัวและขนาดอนุภาคที่สม่ำเสมอมากกว่าที่ความดัน 5 bar เมื่อพิจารณาที่ความดันเดียวกันพบว่า เมื่อเวลาในการปล่อยฟองแก๊สเพิ่มมากขึ้น ส่งผลให้ขนาดของเกรนก่อนกลมใหญ่ขึ้นด้วย

5.5 วิเคราะห์การหดตัวระดับมหภาค

5.5.1 ชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ GISS ที่เวลาการปล่อยฟองแก๊ส 15 วินาทีจะมีการหดตัวน้อยที่สุดเป็นสัดส่วน 3.93% และชิ้นงานที่ขึ้นรูปแบบ CLC จะเกิดการหดตัวมากที่สุดเป็นสัดส่วน 9.83% โดยเวลาในการปล่อยฟองแก๊ส สามารถลดการหดตัวภายในชิ้นงานได้ ยิ่งปล่อยฟองแก๊สเป็นเวลานานขึ้น ยิ่งทำให้มีอนุภาคของแข็งมากขึ้น จะยิ่งทำให้การหดตัวของชิ้นงานลดลงได้

5.5.2 ชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยความดัน 7 bar, เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 15 วินาที จะมีรูพรุนและการหดตัวตัวเกิดขึ้นน้อยสุดเมื่อเปรียบเทียบกับเงื่อนไขอื่น

5.6 วิเคราะห์การหดตัวระดับจุลภาค

5.6.1 ที่เวลาในการปล่อยฟองแก๊ส 15 วินาที มีผลทำให้รูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงานมีปริมาณน้อยลงเมื่อเปรียบเทียบเวลาในการปล่อยฟองแก๊สอื่น

5.7 เอกสารอ้างอิง

- [1] เฉษฐา วรรณสินธุ์, “การหล่อโลหะ สำหรับวิศวกร,” Metal Casting for Engineers, พิมพ์ครั้งที่ 1, ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์, หาดใหญ่, สงขลา, 2553, หน้า 239-327
- [2] William F. Smith, วัสดุวิศวกรรม-Principles of Material Science and Engineering, กรุงเทพฯ: สำนักงานพิมพ์ที่อุป/แมคกรอ-ฮิล, 2547
- [3] Karamis M.B. , Nair , F. and Tasdemirci, A. , “Analyses of metallurgical behavior of Al-SiCp composite after ballistic impacts” ,Erciyes University , Kayseri , Turkey, 2004.
- [4] วิจิตร พงษ์บัณฑิต “การหลอมละลาย และการปรับปรุงทางโลหะวิทยาของอะลูมิเนียมผสมกลุ่ม Al-Si-Cu-mg alloys LM25” เทคโนโลยีการหล่อโลหะ ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ กรุงเทพมหานคร 2542.
- [5] Chinh, N.Q., Lendvai, J., Ping, D.H., Hono, K. 2004. The effect of Cu on mechanical and precipitation properties of Al-Zn-Mg alloys. Journal of Alloys and Compounds. 378, 52-60.
- [6] สุกชัย ประเสริฐสกุล, “เทคโนโลยีงานหล่อโลหะ 2” ฉบับมาตรฐาน. สำนักพิมพ์ไชนส์ แอนด์ เอ็นจิเนียริง.
- [7] Wannasin, J., Martinez, R.A., and Flemings, M.C. 2006. A Novel technique to produce metal slurries for semi-solid metal processing. Solid State Phenom. 116-117, 366-369.
- [8] Jessada Wannasin, “Semi-Solid Die Casting Technology,” Proceeding of the Third Thai Foundry Conference, Bitec Bangna, Bangkok, Thailand, 2006
- [9] Wannasin J, Martinez RA and Flemings MC, “Method to Prepare Metal Structure Suitable for Semi-Solid Metal Processing,” US Provisional Patent, 2006
- [10] Jessada Wannasin, Martinez RA and Flemings MC, “Method to Prepare Metal Structure Suitable for Semi-Solid Metal Processing,” Thai Patent Application, 2006
- [11] A. Reis, Y. Houbaert, Zhian Xub, Rob Van Tol , A.D. Santosa, J.F. Duarte, A.B. Magalhaes ., “ Modeling of shrinkage defects during solidification of long and short freezing materials,” Journal of Materials processing technology 2008; 202: 428-434.

- [12] Soon Gi Lee and Arun M. Gokhale ., "Formation of gas induced shrinkage porosity in Mg-alloy high-pressure die-castings," *Scripta Materialia* 2006; 55: 387–390.
- [13] S.G. Lee, A.M. Gokhale, G.R. Patel, M. Evans., "Effect of process parameters on porosity distributions in high-pressure die casting AM50 Mg-alloy," *Materials Science and Engineering* 2006; A 427: 99-111.
- [14] Xiliang Liao, Qijie Zhai, Jun Luo, Wenjie Chen, Yongyong Gong., "Refining mechanism of the electric current pulse on the solidification structure of pure aluminum," *Acta Materialia* 2007; 55: 3103-3109.
- [15] Bitu Ghaffari, George Mozurkewich, Larry A. Godlewski, Jac W.Zindel., "Ultrasonic characterization of shrinkage microporosity in aluminum castings," *ultrasonic* 2004; 41:699-707.
- [16] A. Reis, Z. Xu, R.V. Tol, R. Neto., "Modelling feeding flow related shrinkage defects in aluminum castings," *Journal of Manufacturing Processes* 2012;14:1–7.
- [17] J. Wannasin, R. Canyook, S. Wisutmethangoon, M.C. Flemings., "Grain refinement behavior of an aluminum alloy by inoculation and dynamic nucleation," *Acta Materialia*; 2013: 61: 3897-3903
- [18] R. Canyook, J. Wannasin, S. Wisuthmethangkul, M.C. Flemings., "Characterization of the microstructure evolution of a semi-solid metal slurry during the early stages," *Acta Materialia*; 2012: 60: 3501-3510
- [19] Vforge, Inc. Semi Solid Material (SSM): Viscous Forged Semi Solid Manufacturing. <http://www.vforge.com> (accessed Feb 12, 2012).
- [20] Fleming, M.C. *Solidification Processing*. McGraw-Hill: Newyork,1974.
- [21] 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 CDROM by NADCA, USA, 2004.
- [22] 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.
- [23] Taylor, H. F., Flemings M. C. and Wulff J. 1959. Foundry Engineering. John Wiley & Sons Inc., New York, USA, 132-199.
- [24] ASM Metals Handbook: Casting, vol. 15. 1998. ASM International, USA, 1246-1361.
- [25] Martinez, R. A. A New Technique for the Formation of Semisolid Structures, M.S.Dissertation, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, June 2001.
- [26] Fan, Z. Semi-solid Metal Processing. *Inter. Mater. Rev.* 2002, 47, 2, 49-85.
- [27] Young, K. P.; Kyonka, C. P.; Courtois, J. A. Fine Grained Metal Composition, US Patent no. 4,415,374, March 30, 1982.
- [28] P.K. Seo, D.U. Kim, C.G. Kang. The effect of the gate shape on the microstructural characteristic of the grain size of Al-Si alloy in the semi-solid die casting process. *Materials Science and Engineering A* 445-446 (2007) 20-30.
- [29] H.Mirzadeh, B.Niroumand. Fluidity of Al-Si semisolid slurries during rheocasting by a novel process. *J. Mater. Process. Technol* 209 (2009) 4977-4982.
- [30] Yuichiro Murakami, Kenji Miwa, Masayuki Kito, Takashi Honda, Keigo Yorioka, Naoyuki Kanetake, Shuji Tada. Effect of Solid Particles on Fluidity of Semisolid Aluminum Alloy Slurry. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2012.
- [31] R. Canyook, J. Wannasin, S. Wisuthmethangkul, M.C. Flemings, Characterization of the microstructure evolution of a semi-solid metal slurry during the early stages. *Acta Materialia* 60 (2012) 3501-3510.
- [32] Martinez, R. A. and Flemings, M. C. Evolution of Particle Morphology in Semi-solid Processing. *Metall. Mater. Trans. A.* 2005, 36, 2205-2210.
- [33] Shehata, M. In Practical guide to Image Analysis, ASM International: Materials Park, OH, USA, 2000.
- [34] S.THANABUMRUNKUL¹, S.JANUDOM¹, R.BURAPA², P. DULYAPRAPHANT³, J. WANNASIN, Industrial development of gas induced semi-solid process, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20(2010) s1016-s1021.
- [35] 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.

ภาคผนวก ก

ผลงานที่เผยแพร่ในงานประชุมวิชาการ

Microstructure and Mechanical Properties of Sn-Zn Alloys by Gas Induced Semi-Solid Casting Process (GISS).

Thanyaporn Phanwichatkul^{1,a}, Jessada Wannasin^{1,b}

¹ Department of Mining and Materials Engineering, Prince of Songkhla University, Hat Yai, Songkhla 90112, Thailand

^at.phanwichatkul@hotmail.com, ^bjessada.w@psu.ac.th

Keywords: Gas Induce Semi-Solid; Semi-Solid Metal; Rheocasting; Sn-Zn alloy

Abstract. The study aimed at development of mechanical properties to make a comparison between Sn-50wt%Zn and Sn-50wt%Bi were investigated by properly design experiments, respectively, different mold temperature affecting the particle size of Sn-50wt%Zn, mechanical properties and microstructure were developed by GISS process, hardness test were used to compare both alloys. The results show that mold temperature has an effect on the grain sizes and grain characteristics. Gas Induce Semi-Solid (GISS) caused granular grains to affect the good mechanical properties.

Introduction

Tin is a materials that is widely used in the industry of manufacturing various components such as electronic industries, food packaging and plastic industries, etc. Tin commonly used rather additions of other elements to improve the mechanical properties with a proper usefulness. The element that widely used to add for improving mechanical properties of Tin is Tin-Bismuth (Sn-Bi) which is strength, but brittle. Fracture properties of Sn-Bi in this research develop mechanical properties by testing other element fillers where Zinc. Sn-Zn has a nearby mechanical properties and microstructure with Sn-Bi, but it's not brittle.

Gas Induced Semi-Solid (GISS) process is used for developing mechanical properties and defect by releasing gas bubbles which increase strength, reduce shrinkage, grain refinement [2] and made granular grains which increase mechanical properties to be different from dendrite structure. Gas Induces Semi-Solid or GISS is an interesting process invent by Wannasin J.[1] used in this research.

Experimental Methods

The Sn-based alloys (Sn-50wt%Zn) were prepared from high purity grade metal, i.e., Sn (99.9 wt%), Zn (99.995 wt%). The experiment was divided into three procedures. First, the alloys were melted in the resistance furnace at 430°C and pour the liquid melting into aluminum mold of 10×10×1 cm³. at 430°C. The differences of the mold temperature are shown in table 1, then Optical Microscope (OM) was used for the microstructure of each condition. Second, the alloys were melted in the resistance furnace by Gas Induced Semi-Solid (GISS) casting process. The conditions are shown in table 4. After that, the alloys were poured into aluminum mold temperature at 50°C by using OM for the microstructure of each condition. Third,

Vickers hardness test was used to compare between Sn-50wt%Zn alloys and Sn-50wt%Bi alloys (commercial) used load 60 HV 5.

Table.1 The conditions of Sn-50wt%Zn alloys.

CLC	Alloys	Mold Temp (°C)	Pour Temp (°C)
	Sn-50%Zn	50	430
		100	430
		200	430

Table.2 Process conditions for the GISS rheocasting process

Alloys	Rheocasting time (s)	Pour Temp (°C)
Sn-50%Zn	1	430
	3	
	5	

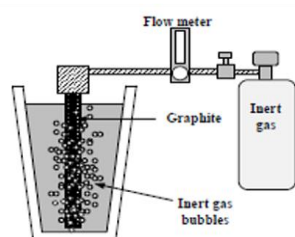


Fig.1 Schematic diagram of the GISS technique [1].

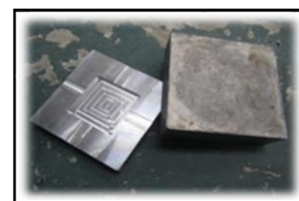


Fig.2 Aluminum mold

Results

The microstructure of CLC Sn-50wt%Zn alloys in table.1 was showed in Fig.3

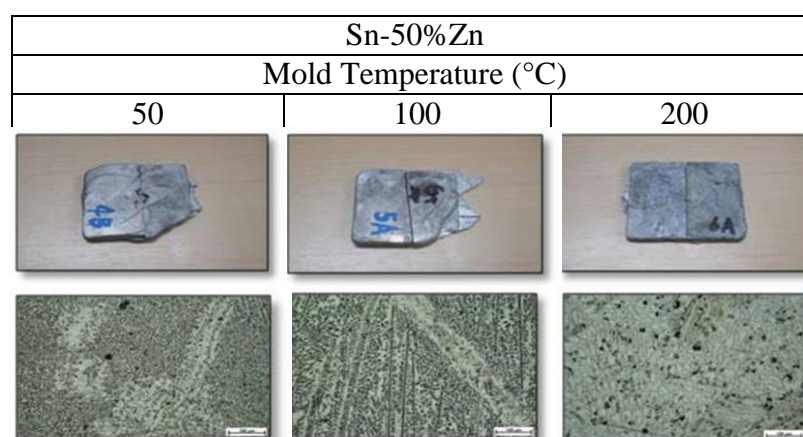


Fig.3 The microstructure of CLC Sn-50wt%Zn alloys at difference mold temperature.

The graph (Fig.4) shows the relationship between mold temperature (°C) in x-axis and particle sizes (µm) in y-axis. The grain sizes were larger when increasing

mold temperature. So the mold temperature at 50°C has smaller grains than other temperature. Small grains have better mechanical properties [2] than large grain sizes.

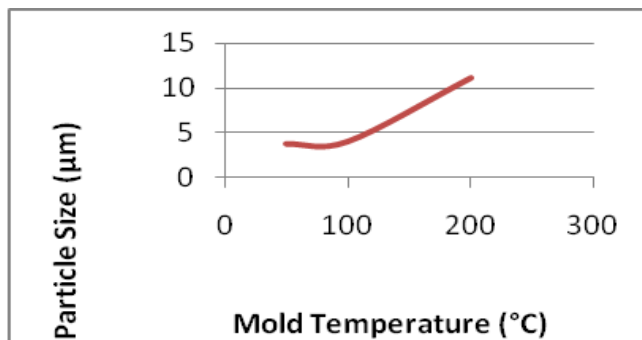


Fig.4 Average particles size of CLC Sn-50wt%Zn alloys at difference mold temperature.



Fig.5 The microstructure of CLC Sn-50%Zn alloys at 50°C (a) 5x, (b) 20x and (c) 50x

Fig.6 shows the comparison of microstructure of GISS process in each condition of Sn-50wt%Zn alloys at 50°C that measured the porosity. The results are shown in Fig.7., when spending rheocasting time for 5 second. The porosity was less than others that affecting mechanical properties.

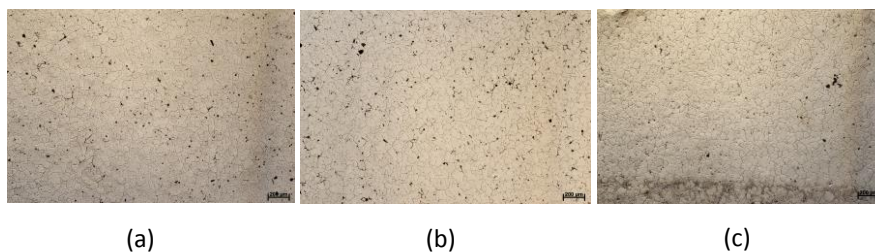


Fig.6 Representative microstructure showing the condition of Sn-50wt%Zn alloys different rheocasting time: (a) 1 sec (b) 3 sec and (c) 5 sec

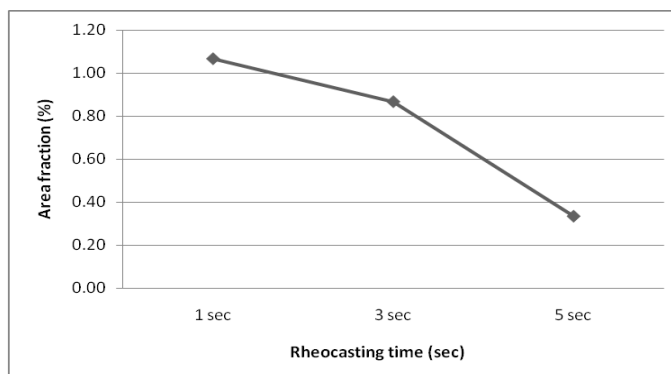


Fig.7 Average area fraction (%) of SSM Sn-50wt%Zn alloys at difference rheocasting time.

The average values of the hardness, of Sn-Zn alloy with 50 weight% were 19.2, 19.4, 19.7, 19.4 and 19.9 HV, respectively. In addition, those of Sn-Bi alloy were 18.8, 19.3, 17.1, 20.5, 19.5 HV, respectively. Sn-Zn alloy has greater hardness average values and uniform hardness in each area than those of the Sn-Bi.

Conclusions

The present paper aimed to study the effects of Sn-50wt%Zn alloy prepared by GISS process that could increase mechanical properties when compared with Sn-50wt%Bi alloy (commercial). The results showed that:

- 1) Mold temperature has an effect on the grain sizes and grain characteristics.
- 2) Higher mold temperature made larger grain sizes.
- 3) Gas Induce Semi-Solid (GISS) caused granular grains to affect the good mechanical properties.
- 4) Sn-Zn alloys has greater hardness average value and uniform hardness in each area than those the Sn-Bi alloys.

Acknowledgement

We would like to thank Prince of Songkhla University (PSU) and faculty of engineering, Thailand for financial support of this research.

References:

- [1] Jessada Wannasin, R.A. Martinez and M.C. Flemings. A, Novel Technique to Produce Metal Slurries for Semi-Solid Metal Processing, *Solid State Phenomena*. 116-117(2006)366-369.
- [2] J. Wannasin, R. Canyook, S. Wisutmethangoon, M.C. Flemings.,” Grain refinement behavior of an aluminum alloy by inoculation and dynamic nucleation,” *Acta Materialia*; 2013: 61: 3897-3903.

[3] R. Canyook, J. Wannasin, S. Wisuthmethangkul, M.C. Flemings.,” Characterization of the microstructure evolution of a semi-solid metal slurry during the early stages,” *Acta Materialia*; 2012: 60: 3501-3510.

[4] Leonardo R. Garcia, Leandro C. Peixoto, Wislei R. Osório, Amauri Garcia.,” Globular-to-needle Zn-rich phase transition during transient solidification of a eutectic Sn–9%Zn solder alloy,” *Materials Letters*; 2009: 63: 1314–1316.

ประวัติผู้เขียน

ชื่อสกุล นางสาวธันยพร พันธุ์วิชาตกุล

รหัสประจำตัวนักศึกษา 5410120032

วุฒิการศึกษา

วุฒิ	ชื่อสถาบัน	ปีที่สำเร็จการศึกษา
วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วิศวกรรมวัสดุ)	มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์	2553

ทุนการศึกษาที่ได้รับในระหว่างการศึกษา

- ทุนโครงการศึกษย์ก้นกุฏิ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

การตีพิมพ์เผยแพร่ผลงาน

Thanyaporn Phanwichatkul, Jessada Wannasin., “Microstructure and Mechanical Properties of Sn-Zn Alloys by Gas Induced Semi-Solid Casting Process (GISS)”, 2014 3rd International Conference on Metallurgy Technology and Materials (ICMTM2014), 25-26 April 2014, Kunming, China.