



การหล่ออะลูมิเนียมผสมกึ่งของแข็งโดยใช้แรงโน้มถ่วงในแบบหล่อทราย

**Aluminum Alloy Semi-Solid Gravity Casting in Sand Mold**

เชียรศักดิ์ ชูชีพ

**Thiensak Chucheeep**

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญา

วิศวกรรมศาสตรดุษฎีบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ

มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

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

**Doctor of Engineering in Materials Engineering**

**Prince of Songkla University**

**2555**

ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

ชื่อวิทยานิพนธ์                      การหล่ออะลูมิเนียมผสมกึ่งของแข็งโดยใช้แรงโน้มถ่วงในแบบหล่อทราย  
 ผู้เขียน                                      นายเชิรศักดิ์ ชูชีพ  
 สาขาวิชา                                    วิศวกรรมวัสดุ

---

**อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก**

**คณะกรรมการสอบ**

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

**อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม**

..... กรรมการ  
 (รองศาสตราจารย์ ดร.ศิริกุล วิสุทธิเมธางกูร)

..... กรรมการ  
 (รองศาสตราจารย์ ดร.ศิริกุล วิสุทธิเมธางกูร)                      (รองศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์)

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

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ อนุมัติให้รับวิทยานิพนธ์ฉบับ  
 นี้เป็น ส่วนหนึ่งของการศึกษา ตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรดุษฎีบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรม  
 วัสดุ

.....  
 (ศาสตราจารย์ ดร.อมรรัตน์ พงษ์ดารา)

คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

(3)

ขอรับรองว่า ผลงานวิจัยนี้เป็นผลมาจากการศึกษาวิจัยของนักศึกษาเอง และขอขอบคุณผู้ที่มีส่วนเกี่ยวข้องทุกท่านไว้ ณ ที่นี้

ลงชื่อ .....

(รองศาสตราจารย์ ดร.เจษฎา วรรณสินธุ์)

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์

ลงชื่อ .....

(นายเชิรศักดิ์ ชูชีพ)

นักศึกษา

ข้าพเจ้าขอรับรองว่า ผลงานวิจัยนี้ไม่เคยเป็นส่วนหนึ่งในการอนุมัติปริญญาในระดับใดมาก่อน  
และไม่ได้ใช้ในการยื่นขออนุมัติปริญญาในขณะนี้

ลงชื่อ .....

(นายเชิรศักดิ์ ชูชีพ)

นักศึกษา

ชื่อวิทยานิพนธ์	การหล่ออะลูมิเนียมผสมกึ่งของแข็งโดยใช้แรงโน้มถ่วงในแบบหล่อทราย
ผู้เขียน	นายเชิรศักดิ์ ชูชีพ
สาขาวิชา	วิศวกรรมวัสดุ
ปีการศึกษา	2555

### บทคัดย่อ

เทคโนโลยีการขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็งโดยใช้แรงดันสูงได้รับการพัฒนา และประยุกต์ใช้ขึ้นรูปขึ้นงานอย่างแพร่หลาย แต่การวิจัยและพัฒนาสำหรับการหล่อแบบแรงดันต่ำ อย่างเช่น การหล่อในแบบทรายโดยใช้แรงโน้มถ่วงในการไหลป้อนมีปริมาณน้อย ทั้งที่การหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งมีศักยภาพในการลดปริมาณโพรงในชิ้นงาน เพิ่มสัดส่วนผลได้ของผลผลิต และเพิ่มอายุการใช้งานของโมลด์ ซึ่งกระบวนการหล่อในแบบทรายโดยใช้แรงโน้มถ่วงนั้นยังมีความได้เปรียบเชิงเศรษฐศาสตร์ในลักษณะการหล่อ ชิ้นงานปริมาณน้อย ชิ้นงานขนาดใหญ่ หรือ ชิ้นงานที่มีความซับซ้อน แต่คุณลักษณะของโลหะกึ่งของแข็งที่มีความหนืดเพิ่มขึ้น การขาดความรู้พื้นฐานเกี่ยวกับสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นที่ส่งผลต่อความสามารถในการไหลของสเลอรัรี และ ปริมาณโพรงของชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็ง จึงทำให้กระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งยังไม่ได้รับความนิยมในงานหล่อแบบแรงดันต่ำ

งานวิจัยนี้จึงมุ่งศึกษาการประยุกต์ใช้เทคนิคการเตรียมโลหะกึ่งของแข็งแบบปล่อยฟองแก๊ส (GISS) สำหรับอะลูมิเนียมผสมในแบบหล่อทรายโดยใช้แรงโน้มถ่วงในการไหลป้อน แบ่งเป็น 3 ส่วนหลัก ดังนี้ (1) ศึกษาความเป็นไปได้ในการหล่ออะลูมิเนียมผสมกึ่งของแข็งเกรด 356 ในแบบหล่อทราย (2) ศึกษาคุณลักษณะของอนุภาคของแข็งเริ่มต้นและความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียมผสมกึ่งของแข็งเกรด 383 356 และ 7075 (3) ศึกษาปริมาณโพรงและสมบัติเชิงกลของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสมกึ่งของแข็งเกรด 356

ผลจากการศึกษาความเป็นไปได้ในการหล่อชิ้นงานอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 แบบกึ่งของแข็ง พบว่าโลหะกึ่งของแข็งสามารถไหลเติมเต็มโพรงช่องว่างในแบบหล่อทราย ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเป็นแบบไร้กิ่งไม้ ค่าความต้านแรงดึงสูงสุด (UTS) และค่าความยืดเมื่อขาดของชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งสูงกว่าชิ้นงานจากกระบวนการหล่อแบบเดิมประมาณ 9% และ 1.4% ตามลำดับ รวมทั้งมีสัดส่วนผลได้ของผลผลิตเพิ่มขึ้นประมาณ 10% แสดงให้เห็นว่าโลหะกึ่งของแข็งสามารถหล่อในแบบทรายโดยใช้แรงโน้มถ่วงได้

ผลจากการศึกษาคุณลักษณะของสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น โดยใช้โมลด์ทองแดง และความสามารถในการไหลของสเลอร์รี่ด้วยอุปกรณ์ทดลองสำหรับอะลูมิเนียมผสมกึ่งของแข็งเกรด 383 356 และ 7075 พบว่าวิธีการปรับเปลี่ยนปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นของสเลอร์รี่สามารถทำได้โดยการปรับเปลี่ยนเวลาปล่อยฟองแก๊ส ซึ่งวิธีการวิเคราะห์หาสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นในสเลอร์รี่ของอะลูมิเนียมผสมทั้ง 3 เกรด สามารถทำได้โดยการทำให้สเลอร์รี่เย็นตัวอย่างรวดเร็วในโมลด์ทองแดงและวิเคราะห์ปริมาณสัดส่วนของแข็งจากรูปโครงสร้างจุลภาค แต่ปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นที่ถูกต้องนั้น ต้องมีการปรับค่าโดยการลบชั้นความหนาที่โตขึ้นระหว่างกระบวนการเย็นตัวในโมลด์ออก และต้องมีการเพิ่มปริมาณเฟสของแข็งอื่นๆ ที่เกิดขึ้นระหว่างกระบวนการปล่อยฟองแก๊ส ซึ่งในงานวิจัยนี้ อะลูมิเนียมผสมเกรด 383 ต้องมีการรวมปริมาณเฟสอินเตอร์เมทัลลิก  $\beta$ -AlFeSi สำหรับลักษณะโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบความสามารถในการไหล พบว่าแต่ละตำแหน่งความยาวที่ห่างจากทางลงมีลักษณะโครงสร้างจุลภาคไม่แตกต่างกัน และความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียมผสมกึ่งของแข็งทั้ง 3 เกรด มีแนวโน้มเหมือนกัน คือเมื่อปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นเพิ่มขึ้น ความสามารถในการไหลจะลดลงอย่างรวดเร็ว และจะลดลงอย่างช้าๆ เมื่อเพิ่มสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นในช่วงต่อมา สำหรับของอะลูมิเนียมผสมกึ่งของแข็งเกรด 7075 ยังสามารถไหลได้ดีถึงแม้จะมีสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นเกือบ 30%

ผลจากการศึกษาปริมาณโพรงที่เกิดขึ้นสำหรับชิ้นงานหล่อที่อะลูมิเนียมผสมเกรด 356 โดยการรวมปริมาณโพรงเป็นดัชนี จากวิธีการหาปริมาณโพรงจาก 3 วิธี จากค่าความหนาแน่นการใช้รังสีแกมมา และพื้นที่หน้าตัดชิ้นงานที่ตำแหน่งรูสัน พบว่าชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งที่อัตราส่วนโมดูลัสสูง ( $M_c/M_r$  1.2) และสัดส่วนของแข็ง 5% สามารถลดดัชนีปริมาณโพรงลงประมาณ 50% เมื่อเทียบกับชิ้นงานหล่อแบบเดิม แต่ชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็งเพิ่มขึ้น 18% จะมีแนวโน้มค่าดัชนีปริมาณโพรงสูงขึ้น ซึ่งเป็นผลจากเวลาในการไหลเดิมสเลอร์รี่น้อยลง ส่วนค่าดัชนีคุณภาพชิ้นงานจากสมบัติทางกลของชิ้นงานพบว่า ค่าของดัชนีขึ้นอยู่กับสัดส่วนของแข็ง สัดส่วนรูปทรง และอัตราส่วนโมดูลัสที่ส่งผลกระทบป้อนในระหว่างการเย็นตัว

ผลจากการศึกษาการหล่ออะลูมิเนียมผสมกึ่งของแข็งจากเทคนิคปล่อยฟองแก๊ส โดยใช้แรงโน้มถ่วงในแบบหล่อทราย สามารถสรุปได้ ดังนี้ สัดส่วนผลได้ของผลผลิตจากการหล่อเพิ่มขึ้น โครงสร้างจุลภาคชิ้นงานมีความสม่ำเสมอ ไม่มีการแยกตัวระหว่างการไหล ปริมาณโพรงในชิ้นงานหล่อลดลงนำไปสู่การปริมาณโลหะหล่อที่ใช้ลดลง โลหะหล่อที่มีสัดส่วนของแข็งต่ำและขนาดอนุภาคขนาดเล็กมีความสามารถในการไหลที่ดี ปริมาณสัดส่วนของแข็งที่เหมาะสมในงานหล่อทรายโดยใช้แรงโน้มถ่วงขึ้นอยู่กับขนาดและรูปทรงของชิ้นงาน รวมทั้งระยะป้อนของโลหะหล่อ

**Thesis Title** Aluminum Alloy Semi-Solid Gravity Casting in Sand Mold  
**Author** Mr.Thiensak Chucheeep  
**Major Program** Materials Engineering  
**Academic Year** 2012

### **Abstract**

The semi-solid metal forming using high pressures has been applied for several years. In contrast, low pressure casting such as gravity sand casting has not been widely studied even though it may help reduce porosity defects, offer a better casting yield and increase die life. The reasons might be lower viscosity of slurry, limited data of initial solid particles and fluidity, and porosity in slurry casting parts. However, the sand casting process benefits in small batch castings, big part and complex shape castings.

This research aims to study the application of GISS process semi-solid aluminum alloy castings in gravity sand mold. There are three parts of this work (1) a feasibility study of aluminum alloy 356 semi-solid slurry in sand mold, (2) characterization of initial solid particles and fluidity of aluminum alloys 383, 356 and 7075 semi-solid slurries and (3) investigation of porosity and mechanical properties of aluminum alloy 356 semi-solid slurries.

The first part is the feasibility study of 356 slurries in gravity sand mold. A semi-solid gravity sand casting process using the Gas Induced Semi-Solid process was investigated. The results show that the process can produce complete parts without observable defects. The ultimate tensile strength and elongation of semi-solid cast samples are higher than those of the liquid cast samples about 9% and 1.4%. In addition, the semi-solid sand casting process gives a better casting yield about 10%. From these results show the feasibility of GISS process applied to semi-solid gravity sand casting.

The second part of this work applied the rapid quenching method and the modified gravity fluidity casting to characterize the initial solid fraction, fluidity, and microstructure of semi-solid slurries with three commercial aluminum alloys: 383, 356 and 7075 alloys. The results show that the initial solid fractions can be controlled by varying the

rheocasting time. The rapid quenching mold can be used to determine the initial solid fractions. In this method, it is important to apply the correcting procedure to account for growth during quenching and to include all the solid phases. The microstructure characterization results show that the solid particles in the slurries flow uniformly in the channel. Uniform and fine microstructure with limited phase segregation is observed in the slurry cast samples. The fluidity study results of semi-solid slurries show that the fluidity decreases as the initial solid fraction increases. The decrease is relatively rapid near the low end, but is quite slow near the high end of the initial the solid fractions of the slurries. All the three alloys follow this trend. However the fluidity of 7075 is still well at high solid fraction about 30%.

The last part is to study of porosity quantities and mechanical properties of 356 aluminum alloy produced by GISS process with different solid fractions, shape factors, and modulus ratios. The porosity index is determined by a summation of three different porosity analysis methods; density analysis, gamma ray analysis, and cross section analysis. The results show that the porosity index of slurry casting samples with high modulus ratio ( $M_c/M_r$  1.2) is lower than that of the conventional casting samples about 50%. The quality index of slurry casting depends on solid fraction, shape factor, and modulus ratio which effect on feeding distance during solidification.

From these studies found that gravity sand casting with GISS process results in; improvements of casting yields, uniformities of casting parts, and reductions of shrinkage porosities leading to decrease metal slurry consumptions, low solid fraction and small solid particles keep fluidity. However, optimum solid fraction for gravity casting depended on shape, size and feeding distance of cast metals.



## สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อ	(5)
กิตติกรรมประกาศ	(9)
สารบัญ	(10)
รายการตาราง	(12)
รายการรูป	(13)
<b>บทที่ 1 บทนำ</b>	<b>1</b>
1.1 ความสำคัญและความเป็นมาของปัญหา	1
1.2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	3
1.3 วัตถุประสงค์	39
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	39
1.5 ขอบเขตการวิจัย	40
1.6 เอกสารอ้างอิง	41
<b>บทที่ 2 การหล่ออะลูมิเนียมผสมซิลิกอนเกรด AC4C กิ่งของแข็งในแบบทราย</b>	<b>44</b>
2.1 บทนำ	44
2.2 วัสดุที่ใช้และขั้นตอนการทดลอง	46
2.3 ผลและการอภิปรายผล	52
2.4 สรุปผลการทดลอง	60
2.5 เอกสารอ้างอิง	61
<b>บทที่ 3 ลักษณะอนุภาคของแข็งเริ่มต้น ความสามารถในการไหล และโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมเกรดที่ใช้ในเชิงพาณิชย์</b>	<b>63</b>
3.1 บทนำ	63
3.2 วัสดุที่ใช้และขั้นตอนการทดลอง	65
3.3 ผลและการอภิปรายผล	73
3.4 สรุปผลการทดลอง	86
3.5 เอกสารอ้างอิง	87

## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
<b>บทที่ 4 การหดตัว และสมบัติเชิงกลของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 356 กิ่งของแข็ง</b>	<b>89</b>
4.1 บทนำ	89
4.2 วัสดุที่ใช้และขั้นตอนการทดลอง	91
4.3 ผลและการอภิปรายผล	98
4.4 สรุปผลการทดลอง	117
4.5 เอกสารอ้างอิง	118
<b>บทที่ 5 สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ</b>	<b>121</b>
5.1 สรุปผล	121
5.2 ข้อเสนอแนะ	122
<b>ภาคผนวก</b>	<b>123</b>
ภาคผนวก ก. Article 1	123
ภาคผนวก ข. Article 2	136
ภาคผนวก ค. Article 3	143
แบบที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย	173
<b>ประวัติผู้เขียน</b>	<b>194</b>

## รายการตาราง

ตารางที่		หน้า
1.1	อัตราการละลายของไฮโดรเจนที่อุณหภูมิต่างๆ	6
1.2	สมบัติทางกลของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการหล่อแบบเดิม และรีโอเคสติง	30
2.1	ส่วนผสมทางเคมีของอะลูมิเนียมผสมเกรด AC4C (wt%)	46
2.2	แผนการทดลอง	51
2.3	ผลการทดสอบสมบัติเชิงกล	57
2.4	สมบัติเชิงกลของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม A356 ในแบบทราย	59
3.1	ส่วนผสมทางเคมีของอะลูมิเนียมผสมทั้ง 3 เกรด (wt%) ที่ใช้ในการทดลอง	66
3.2	สภาวะในการทดลอง	67
3.3	คุณลักษณะต่างๆ ของอนุภาคของแข็งเริ่มต้นจากชิ้นงานตัวอย่างเย็นตัวอย่างรวดเร็ว	76
4.1	ส่วนผสมทางเคมีของอะลูมิเนียมผสมเกรดผสมเกรด 356 (wt%)	91
4.2	ขนาดกระสวนที่อัตราส่วนโมดูลัส $M_C/M_R$ และสัดส่วนรูปทรง W/T แตกต่างกัน	95

## รายการรูป

รูปที่		หน้า
1.1	ความสามารถในการละลายของไฮโดรเจนในอะลูมิเนียมที่อุณหภูมิต่าง ๆ กัน	5
1.2	ช่วงอุณหภูมิวิกฤตและ โซลิตัสที่เกิดจากการเติมธาตุเจือของโลหะผสมหล่อ	7
1.3	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสมไฮโปยูเทคติก	7
1.4	ความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนที่สัดส่วนซิลิกอนต่างๆ	8
1.5	แบบจำลองอุณหภูมิที่ตำแหน่งต่างๆ ของการหล่อโลหะ	9
1.6	แบบจำลองอุณหภูมิการแข็งตัวของโลหะบริสุทธิ์ในแบบหล่อทราย	9
1.7	แบบจำลองแสดงการแข็งตัว (ก) โลหะบริสุทธิ์ (ข) โลหะผสมช่วงการแข็งตัวยาว	11
1.8	ลักษณะรูปแบบการแข็งตัวตามช่วงอุณหภูมิการแข็งตัว (ก) ช่วงการแข็งตัวสั้น (ข) ช่วงการแข็งตัวปานกลาง (ค) ช่วงการแข็งตัวยาว	13
1.9	รูปแบบการเกาะกันของส่วนที่แข็งตัวก่อน 30% ที่ทำให้น้ำโลหะหยุดไหล	14
1.10	การทดสอบความสามารถในการไหล (ก) แบบหล่อทรายแบบวงก้นหอย และ (ข) การดูดสุญญากาศ	15
1.11	(ก) แบบหล่อทดสอบความสามารถในการไหลแบบเดิม และ (ข) อุปกรณ์และแบบหล่อทดสอบความสามารถในการไหลแบบใหม่	17
1.12	ส่วนต่าง ๆ ของระบบทางเข้า	18
1.13	ระยะป้อนสำหรับชิ้นงานเหล็กกล้าคาร์บอนหล่อ (ก) รูปทรงชิ้นงานแบบแท่ง (ข) รูปทรงชิ้นงานแบบแผ่น	21
1.14	การเกิดโพรงหดตัวของเหล็กกล้าคาร์บอนหล่อแบบ $W \leq 2EZL_2$ (ก) ความยาวชิ้นงานยังอยู่ภายในระยะตัด RZL และ EZL ไม่เกิดโพรงหดตัว (ข) ความยาวของชิ้นงานเกินระยะตัด RZL และ EZL เกิดโพรงหดตัวบริเวณกลางชิ้นงาน	22
1.15	การเกิดโพรงหดตัวของเหล็กกล้าคาร์บอนหล่อแบบ $W > 2EZL_2$ (ก) ชิ้นงานสมบูรณ์ (ข) ชิ้นงานเริ่มเกิดโพรงหดตัวที่รอยต่อระหว่าง RZL และ EZL (ค) ชิ้นงานเกิดโพรงหดตัวมากขึ้น (ง) ชิ้นงานเกิดโพรงหดตัวมากที่สุด	23
1.16	ปริมาณน้ำโลหะที่เหลือของรูล้นรูปทรงต่างๆ	24
1.17	การเกิดเดนไดรต์ที่วิญจจากการแตกหักของเดนไดรต์	26

## รายการรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
1.18	26
1.19	28
1.20	28
1.21	29
1.22	32
1.23	33
1.24	33
1.25	34
1.26	35
1.27	35
1.28	38
2.1	46
2.2	47
2.3	48
2.4	48
2.5	49
2.6	50
2.7	51
2.8	52
2.9	52
2.10	54

## รายการรูป (ต่อ)

รูปที่		หน้า
2.11	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ (ก) อุณหภูมิเท 740 °C (ข) อุณหภูมิเท 690 °C (ค) สกัดส่วนของแข็ง 5% และ (ง) สกัดส่วนของแข็ง 10%	55
2.12	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่ตำแหน่งต่างๆ (ก) อุณหภูมิเท 740 °C (ก1) ส่วนหนา (ก2) ส่วนวงกลม (ก3) ส่วนท่อ (ข) สกัดส่วนของแข็ง 5% (ข1) ส่วนหนา (ข2) ส่วนวงกลม และ (ข3) ส่วนท่อ	56
2.13	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนเพื่อปรับปรุงสมบัติ T6 (ก) อุณหภูมิเท 740 °C (ข) อุณหภูมิเท 690 °C (ค) สกัดส่วนของแข็ง 5% และ (ง) สกัดส่วนของแข็ง 10%	57
2.14	กราฟแสดงค่าความต้านแรงดึงสูงสุด และค่าความยืดเมื่อขาด	58
2.15	กราฟแสดงสัดส่วนผลได้จากชิ้นงานหล่อ	60
3.1	เทคนิคการ โลหะกึ่งของแข็งแบบปล่อยฟองแก๊ส	67
3.2	อุปกรณ์สำหรับทดสอบความสามารถในการไหล	71
3.3	แบบหล่อทรายที่มีช่องว่างแบบวงก้นหอย	72
3.4	ตำแหน่งวิเคราะห์คุณสมบัติขณะ โครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน ก = บริเวณติดกับทางลง ข = ระยะ 100 mm จากทางลง ค = ปลายชิ้นงาน	73
3.5	ตัวอย่างรูปโครงสร้างจุลภาคของสเลอร์รี่ที่แสดงให้เห็นอนุภาคของแข็งปฐมภูมิ ที่เวลาปล่อยฟองแก๊สแตกต่างกัน (ก) 383: (ก1) 5 s (ก2) 10 s (ก3) 20 s (ข) 356: (ข1) 5 s (ข2) 10 s (ข3) 20 s (ค) 7075 (ค1) 5 s (ค2) 10 s และ (ค3) 20 s	74
3.6	ตัวอย่างรูปโครงสร้างจุลภาคที่แสดงอนุภาคเฟส $\beta$ -AlFeSi ของอะลูมิเนียมผสมเกรด 383 ที่เวลาปล่อยฟองแก๊สแตกต่างกัน (ก) 5 s (ข) 10 s และ (ค) 20 s ตามที่ ลูกศรชี้	74
3.7	รูปโครงสร้างจุลภาคแสดงให้เห็นอนุภาคอัลฟาปฐมภูมิที่เกิดจากกระบวนการ ปล่อยฟองแก๊สเป็นเวลา 20 s (ก) 383 (ข) 356 และ (ค) 7075	75
3.8	รูปโครงสร้างจุลภาคที่แสดงชั้นความหนาที่เพิ่มขึ้นระหว่างกระบวนการเย็น ตัวอย่างรวดเร็วของอะลูมิเนียมผสมทั้ง 3 เกรด (ก) 383 (ข) 356 และ (ค) 7075	77

## รายการรูป (ต่อ)

รูปที่		หน้า
3.9	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นของอะลูมิเนียมผสมทั้ง 3 เกรด ที่เวลาปล่อยฟองแก๊ส 5 10 และ 20 s	77
3.10	กราฟแสดงสัดส่วนของแข็งสำหรับอะลูมิเนียมผสมเกรด 383 356 และ 7075 ที่เมื่อเทียบกับอุณหภูมิ โดยที่อะลูมิเนียมผสมเกรด 383 มาจาก Guo <i>et al.</i> [11] เกรด 356 จาก Gibbs and Mendez [12] และอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075 มาจาก and Chen <i>et al.</i> [13]	78
3.11	รูปโครงสร้างจุลภาคจากตัวอย่างชิ้นงานที่เวลาปล่อยฟองแก๊สแตกต่างกัน ที่ตำแหน่งใกล้ทางลง (ก) 383: (ก1) 5 s (ก2) 10 s (ก3) 20 s; (ข) 356: (ข1) 5 s (ข2) 10 s (ข3) 20 s; (ค) 7075: (ค1) 5 s (ค2) 10 s และ (ค3) 20 s	80
3.12	รูปโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานตัวอย่างที่ตำแหน่งต่างๆ ที่เวลาปล่อยฟองแก๊ส 5 s (ก) 383 (ก1) ติดกับทางลง (ก2) ห่างจากทางลง 100 mm (ก3) ปลายชิ้นงาน; (ข) 356: (ข1) ติดกับทางลง (ข2) ห่างจากทางลง 100 mm (ข3) ปลายชิ้นงาน; (ค) 7075: (ค1) ติดกับทางลง (ค2) ห่างจากทางลง 100 mm และ (ค3) ปลายชิ้นงาน	81
3.13	การกระจายตัวของเฟสอัลฟาของชิ้นงานหล่อแบบสเตอร์รี่เทียบกับความยาวรวม ( $L/L_p$ ) ที่เวลาปล่อยฟองแก๊สแตกต่างกัน (ก) 383 (ข) 356 และ (ค) 7075	82
3.14	ขนาดเฉลี่ยของอนุภาคเฟสอัลฟาในชิ้นงานหล่อที่ตำแหน่งต่างๆ เทียบกับความยาวรวม ( $L/L_p$ ) ที่เวลาปล่อยฟองแก๊สแตกต่างกัน (ก) 383 (ข) 356 และ (ค) 7075	82
3.15	ผลการทดสอบความสามารถในการไหลของสเตอร์รี่อะลูมิเนียมผสม ทั้ง 3 เกรด ที่เวลาปล่อยฟองแก๊สต่างๆ	83
3.16	แบบจำลองแสดงการไหลของชิ้นงานบางและขนาดเล็ก (ก) น้ำโลหะหลอมเหลว [19] และ (ข) โลหะกึ่งของแข็ง	84
4.1	เทคนิคการทำโลหะกึ่งของแข็งแบบปล่อยฟองแก๊ส	92
4.2	การออกแบบทางลงและรูฉลุน	94
4.3	ตำแหน่งวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน	95
4.4	ตำแหน่งสำหรับชิ้นงานทดสอบสมบัติเชิงกล (ก) สัดส่วนรูปทรง $W/T = 1$ (ข) สัดส่วนรูปทรง $W/T = 2$ 3 และ 4 (ค) ขนาดชิ้นงานทดสอบค่าความต้านแรงดึง	98

### รายการรูป (ต่อ)

รูปที่		หน้า
4.5	โครงสร้างจุลภาคของสเลอร์รี่ที่แสดงให้เห็นอนุภาคของแข็งปฐมภูมิที่เวลาปล่อย ฟองแก๊สแตกต่างกัน (ก) 3 s และ (ข) 8 s	98
4.6	โครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน $W/T = 1$ และ $M_C/M_R = 1.2$ ที่ตำแหน่งต่างๆ (ก) หล่อ แบบเดิม: (1) รูล้น (ก2) กลาง (ก3) ปลาย; (ข) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5%: (ข1) รู ล้น (ข2) กลาง (ข3) ปลาย; และ (ค) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18%: (ค1) รูล้น (ค2) กลาง (ค3) ปลาย	100
4.7	โครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน $W/T = 4$ และ $M_C/M_R = 1.2$ ที่ตำแหน่งต่างๆ (ก) หล่อ แบบเดิม: (ก1) รูล้น (ก2) กลาง (ก3) ปลาย; (ข) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5%: (ข1) รูล้น (ข2) กลาง (ข3) ปลาย; และ (ค) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18%: (ค1) รูล้น (ค 2) กลาง (ค3) ปลาย	101
4.8	รูปถ่ายฟิล์มที่รับรังสีแกมมาของชิ้นงานที่ $W/T = 1$ และอัตราส่วน $M_C/M_R$ ต่างๆ กัน (ก) หล่อแบบเดิม: (ก1) 0.8 (ก2) 1.2; (ข) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5%: (ข1) 0.8 (ข2) 1.2; และ (ค) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18%: (ค1) 0.8 (ค2) 1.2	102
4.9	รูปถ่ายฟิล์มที่รับรังสีแกมมาของชิ้นงานที่ $W/T = 4$ และอัตราส่วน $M_C/M_R$ แตกต่างกัน (ก) หล่อแบบเดิม: (ก1) 0.8 (ก2) 1.2; (ข) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5%: (ข1) 0.8 (ข2) 1.2; และ (ค) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18%: (ค1) 0.8 (ค2) 1.2	103
4.10	รูปหน้าตัดชิ้นงานตำแหน่งใต้รูล้น $W/T = 1$ และอัตราส่วน $M_C/M_R$ แตกต่างกัน (ก) หล่อแบบเดิม: (ก1) 0.8 (ก2) 1.0 (ก3) 1.2; (ข) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5%: (ข1) 0.8 (ข2) 1.0 (ข3) 1.2; และ (ค) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18%: (ค1) 0.8 (ค2) 1.0 (ค3) 1.2	104
4.11	รูปหน้าตัดชิ้นงานตำแหน่งรูล้น $W/T = 4$ และอัตราส่วน $M_C/M_R$ แตกต่างกัน (ก) หล่อแบบเดิม: (ก1) 0.8 (ก2) 1.2; (ข) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5%: (ข1) 0.8 (ข2) 1.2 และ (ค) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18%: (ค1) 0.8 (ค2) 1.2	105
4.12	ดัชนีปริมาณโพรงชิ้นงานหล่อ (ก) $M_C/M_R = 0.8$ (ข) $M_C/M_R = 1.0$ (ค) $M_C/M_R =$ 1.2	110



## รายการรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า	
4.13	ระยะป้อนสำหรับชิ้นงานแบบแท่ง ( $W/T = 1$ )	114
4.14	ผลของระยะป้อนที่เกิดจากรูล้น และส่วนปลายชิ้นงาน	115
4.15	การเกิด โพรงหดตัวในชิ้นงานที่มีการแข็งตัวเป็นช่วง	115
4.16	ดัชนีคุณภาพทางกลชิ้นงานหล่อ (ก) $M_C/M_R = 0.8$ (ข) $M_C/M_R = 1.0$ (ค) $M_C/M_R =$	116

1.2

## บทที่ 1

### บทนำ

#### 1.1 ความสำคัญและความเป็นมาของปัญหา

กระบวนการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง (Semi-Solid Metal Processing; SSM) ที่เป็นกระบวนการผสมผสานระหว่างคุณลักษณะการหล่อ (Casting) กับการทุบขึ้นรูป (Forging) สามารถขึ้นรูปชิ้นงานที่มีขนาดใกล้เคียงกับชิ้นงานสำเร็จ (Near net-shape) ด้วยสมบัติเชิงกลและผิวสำเร็จชิ้นงานที่ดีขึ้น (Surface finish) ภายหลังจากค้นพบจากกลุ่มนักวิจัยจากสถาบันเทคโนโลยีแห่งแมสซาชูเซตส์ (Massachusetts Institute of Technology; MIT) ช่วงต้นคริสต์ศักราช 1970 ต่อมาก็ได้รับการพัฒนาสู่การผลิตเชิงพาณิชย์ในการผลิตชิ้นงานอะลูมิเนียมผสมและทองแดงผสม โดยการนำ สเลอร์รี่ แล้วฉีดเข้าสู่แม่พิมพ์ภายใต้ชื่อรีโอแคสติง (Rheocasting) เมื่อเกิดวิกฤตการณ์พลังงานทำให้กลุ่มอุตสาหกรรมยานยนต์ให้ความสนใจกับพัฒนาชิ้นส่วนที่มีน้ำหนักลดลง จึงมุ่งเน้นมาที่การผลิตชิ้นงานอะลูมิเนียมผสมเพื่อลดน้ำหนักชิ้นส่วนแบบรีโอแคสติง แต่ยังมีข้อด้อยจากความเสถียรของกระบวนการ (Process reliability) และความสามารถในการผลิตชิ้นส่วนที่มีคุณภาพทัดเทียมกันทุกชิ้น ทำให้เกิดกระบวนการทางเลือกชิกโซแคสติง (Thixocasting) ซึ่งผลิตบิลเลต (Billet) ที่มีโครงสร้างจุลภาคแบบไร้กิ่งไม้ (Non-dendritic) แล้วนำมาอุ่น (Reheat) ให้อุณหภูมิอยู่ในช่วงระหว่างอุณหภูมิหลอมเหลวและอุณหภูมิแข็งตัว แล้วดำเนินการขึ้นรูป ซึ่งเป็นกระบวนการที่ควบคุมได้ง่ายกว่า ดังนั้นในยุคแรกกระบวนการชิกโซแคสติงได้รับการพัฒนาสู่การผลิตเชิงพาณิชย์ มากกว่ากระบวนการรีโอแคสติง [1]

ต่อมาปัจจัยด้านต้นทุนการผลิตเป็นตัวผลักดันให้อุตสาหกรรมมุ่งเน้นความสนใจมาที่รีโอแคสติง เนื่องจากต้นทุนในการซื้อเครื่องจักรและอุปกรณ์ที่มีราคาสูงสำหรับชิกโซแคสติง ประกอบกับแท่งบิลเลตวัตถุดิบที่ใช้ มีราคาแพงกว่าอินกอต (Ingot) ของโลหะที่ใช้ในการหล่อทั่วไป และการที่ชิ้นส่วนที่เป็นทางวิ่ง (Runner) และโอเวอร์โฟล (Overflow) หรือ ชิ้นงานที่ไม่ผ่านเกณฑ์ (Rejects) ต่างๆ ไม่สามารถนำมาหลอมใช้ใหม่ในโรงงานได้ เป็นสาเหตุสำคัญที่ทากลุ่มผู้พัฒนาเทคโนโลยีมุ่งความสนใจมาที่กรรมวิธีการผลิตแบบรีโอแคสติงอีกครั้ง [1]

กรรมวิธีการขึ้นรูปชิ้นงานโลหะกึ่งของแข็งนั้น ทำให้ชิ้นงานที่ได้มีลักษณะโครงสร้างแบบไร้กิ่งไม้ หรือที่เรียกว่าโครงสร้างเกรนแบบก้อนกลม (Spheroidal grain) และการไหลที่ราบเรียบเข้าสู่แม่พิมพ์ที่เกิดจากอนุภาคของแข็งในโลหะกึ่งของแข็งหรือที่เรียกว่าสเลอรี่ (Slurry) ซึ่งส่งผลต่อการจับตัวกับอากาศ (Air entrapment) การปนเปื้อนออกไซด์ฟิล์ม (Oxide film entrainment) โดยการขึ้นรูปสเลอรี่ที่อุณหภูมิต่ำสามารถลดอัตราการละลายของแก๊สต่างๆ ที่สามารถละลายในสเลอรี่ และสามารถลดอัตราการหดตัว (Shrinkage) ของชิ้นงานระหว่างการแข็งตัว นอกจากนี้เป็นการยืดอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ในการขึ้นรูป ลดต้นทุนพลังงาน และลดผลกระทบทางสิ่งแวดล้อมของกระบวนการขึ้นรูป [2]

ผลจากการให้ความสนใจในกรรมวิธีรีโอแคสติงของภาคอุตสาหกรรม ทำให้ปัจจุบันได้รับการพัฒนาขึ้นมาหลายเทคนิคในการผลิตโลหะกึ่งของแข็ง โดยเทคนิคการผลิตโลหะกึ่งของแข็งรีโอแคสติงที่มีการนำไปใช้ในอุตสาหกรรมในปัจจุบัน เช่น เทคนิค NRC (New Rheo Casting; NRC™) ของบริษัท UBE Machineries ประเทศญี่ปุ่น เทคนิค Sub Liquidus Casting (SLC™) ของบริษัท THT Presses ประเทศสหรัฐอเมริกา เทคนิค Slurry On Demand (SoD) ของ Mercury Marine ประเทศสหรัฐอเมริกา เทคนิค Honda ของบริษัท Honda ประเทศญี่ปุ่น และเทคนิค SSR (Semi-Solid Rheocasting; SSR™) ประเทศสหรัฐอเมริกา โดยเทคนิค SSR เป็นเทคนิคที่สามารถผลิตสเลอรี่ที่มีสัดส่วนของแข็งต่ำกว่า 0.2 ในขณะที่เทคนิคอื่นๆ สามารถผลิตสเลอรี่ที่มีสัดส่วนของแข็งอยู่ในช่วง 0.4 – 0.6 [1]

เทคนิคในการผลิตโลหะกึ่งของแข็งที่สามารถผลิตสเลอรี่ที่มีสัดส่วนของแข็งต่ำอีกเทคนิคหนึ่ง คือ เทคนิค Gas Induced Semi-Solid (GISS) ซึ่งได้รับการพัฒนาขึ้นในประเทศไทย โดยกลุ่มวิจัยที่นำโดย เจษฎา วรรณสินธุ์ อาจารย์จากภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ร่วมกับทีมนักวิจัยจากประเทศสหรัฐอเมริกาภายใต้การนำของ Merton C. Flemings โดยการสนับสนุนทุนวิจัยของโครงการสมองไหลกลับ สำนักงานวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ (สวทช.) โดยเทคนิคนี้จะใช้วิธีการพ่นฟองแก๊ส ผ่านแท่งแกรไฟต์พรุนให้เข้าสู่โลหะที่เหนืออุณหภูมิลิวิดัส (Liquidus temperature;  $T_L$ ) ทำให้มีอนุภาคของแข็งในน้ำโลหะ ซึ่งสามารถผลิตโลหะกึ่งของแข็งที่มีสัดส่วนของแข็งต่ำได้เช่นเดียวกับเทคนิค SSR™ ซึ่งปัจจุบันเทคนิคการผลิตโลหะกึ่งของแข็งแบบ GISS ได้นำมาผลิตชิ้นส่วนต่างๆ ทั้งในงานวิจัยและชิ้นส่วนอุตสาหกรรม โดยใช้กับการหล่อฉีดแรงดันสูง (High Pressure Die Casting; HPDC) ผลิตชิ้นส่วนต่างๆ เช่น ชิ้นส่วนขาเทียม และการทุบขึ้นรูป (Forging) เป็นต้น

ปัจจุบันเทคนิคการเตรียมโลหะกึ่งของแบบ GISS ยังไม่ได้ประยุกต์ใช้ในการหล่อแบบแรงดันต่ำ เช่น ใช้แรงโน้มถ่วงในการป้อนสเลอรี่เข้าสู่แบบทราย (Sand mold) ทั้งที่

นอกจากนี้ การผลิตชิ้นงานโดยการหล่อในแบบทรายนั้นยังมีความได้เปรียบเชิงเศรษฐศาสตร์สำหรับอุตสาหกรรมการผลิตชิ้นงานที่มีลักษณะซับซ้อน หรือเป็นโพรงที่ต้องใช้ใส่แบบ เช่น ระบบท่อไอเสีย (Exhaust) การผลิตในปริมาณน้อย (Small batch) หรือชิ้นส่วนทดแทน (Replacement) รวมทั้งชิ้นงานที่มีขนาดใหญ่มากๆ เช่น ยาวเกินกว่า 75 cm [3]

อย่างไรก็ตามการประยุกต์ใช้กรรมวิธีการหล่อโลหะกึ่งของแข็งสำหรับการหล่อโดยใช้แรงดันต่ำ โดยเฉพาะในแบบทรายได้รับการพัฒนาค่อนข้างน้อย เนื่องจากความหนืดของสเลอร์รี่ส่งผลให้ความสามารถในการไหลป้อนเข้าสู่โพรงแบบหล่อต่ำลงเมื่อเทียบกับการหล่อแบบเดิม จึงไม่ได้รับความสนใจจากนักวิจัยและผู้พัฒนากระบวนการ ดังนั้นโครงการวิจัยนี้จึงได้มุ่งเน้นที่จะศึกษาการประยุกต์ใช้กรรมวิธีการหล่อโลหะกึ่งของแข็งจากเทคนิคการปล่อยฟองแก๊สเพื่อเป็นพื้นฐานในการนำไปสู่การประยุกต์ใช้กรรมวิธีการหล่อโลหะกึ่งของแข็งในแบบทรายต่อไป

## 1.2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

### 1.2.1 การหล่ออะลูมิเนียมผสมในปัจจุบัน

การใช้อะลูมิเนียมผสมในอุตสาหกรรมชิ้นส่วนยานยนต์ (Automotive) ได้รับความนิยมเพิ่มขึ้นอันเป็นผลมาจากสมบัติความหนาแน่นต่ำ ทำให้สามารถพัฒนาชิ้นส่วนที่มีความแข็งแรงเทียบเท่าด้วยน้ำหนักเบากว่า ทำให้สามารถประหยัดพลังงานในอุตสาหกรรมขนส่ง (Transportation) ซึ่งกระบวนการหล่อเป็นกระบวนการที่นิยมใช้ในการขึ้นรูปชิ้นงานอะลูมิเนียมผสมอย่างแพร่หลาย อันเนื่องจากสมบัติในการหล่อที่ดี (Castability) และสามารถหล่อได้หลายกระบวนการทั้งแบบหล่อโลหะ (Metal mold) แบบหล่อทราย (Sand mold) แบบหล่อเปลือก (Shell mold) แบบหล่อเหวี่ยง (Centrifugal) แบบหล่ออินเวสเมนต์ (Investment) แบบหล่อปูนปลาสเตอร์ (Plaster) และหล่อฉีดแรงดันสูง โดย Jorstad and Rasmussen [3] ได้ระบุถึงข้อดีของการขึ้นรูปชิ้นงานอะลูมิเนียมผสมโดยกระบวนการหล่อ ดังนี้

(1) ความสามารถในการไหลที่ดี (Good fluidity) ของน้ำโลหะ (Molten metal) ซึ่งมีความสำคัญในการไหลป้อนเข้าสู่ชิ้นแบบหล่อ โดยเฉพาะส่วนบางของชิ้นงาน

(2) จุดหลอมเหลวต่ำ เมื่อเทียบกับโลหะผสมหล่ออื่นๆ ทำให้อุณหภูมิเทน้ำโลหะอยู่ในช่วง  $650 - 750 \text{ }^{\circ}\text{C}$  ทำให้ลดปัญหาทรายไหม้ อายุการใช้งานทรายมากขึ้น ลดการสึกหรอเครื่องมือและอุปกรณ์ในการหล่อ อุปกรณ์ในการเคลื่อนย้าย รวมทั้งการทำความสะอาดทรายออกจากชิ้นงานหลังการหล่อ

(3) ความหนาแน่นต่ำ ทำให้การเคลื่อนย้ายระหว่างการผลิตง่ายขึ้นเนื่องจากน้ำโลหะเบากว่าเมื่อเทียบกับโลหะหล่อกลุ่มเหล็ก และทำให้การเทน้ำโลหะลงสู่แบบหล่อในชิ้นงานที่มีขนาดกลางและขนาดเล็ก (Small and medium sized casting) สามารถทำได้ด้วยแรงงานคน

(4) การถ่ายเทความร้อนที่เร็ว ทำให้ปริมาณการผลิตสูงกว่าเนื่องจากระยะเวลาเย็นตัวต่ำกว่า

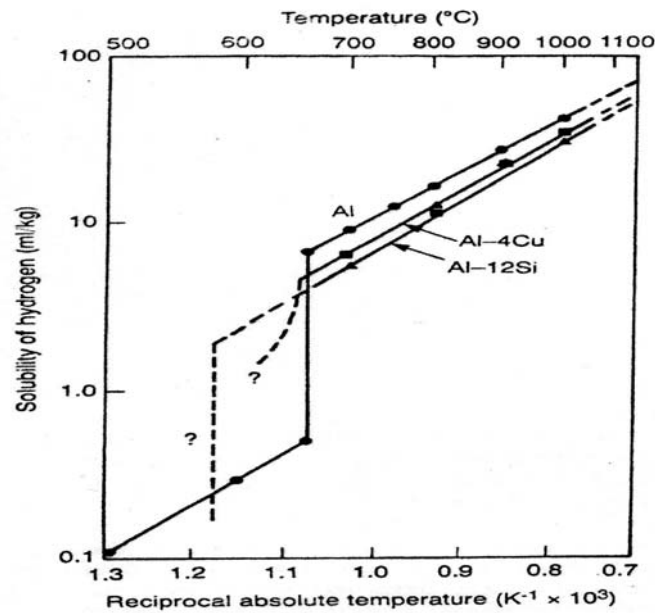
(5) ความมีเสถียรภาพด้านส่วนผสมทางเคมีเมื่อผลิตซ้ำ

(6) ลักษณะผิวชิ้นงานหลังการหล่อที่มีความแวววาว

สำหรับการขึ้นรูปชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม โดยกระบวนการหล่อ ผู้ปฏิบัติงานต้องมีความเข้าใจถึงวิธีการลดการละลายของไฮโดรเจนในน้ำโลหะระหว่างกระบวนการหลอม (Melting process) การแข็งตัวและความสามารถในการไหลของโลหะหล่อ การออกแบบระบบทางเข้า (Gating system) เพื่อลดการไหลแบบปั่นป่วน (Turbulent flow) ของน้ำโลหะระหว่างไหลเข้าสู่แบบหล่อ รวมทั้งการออกแบบรูค้ำ (Riser หรือ Feeder) ปัญหาการหดตัวของชิ้นงาน

### 1.2.1.1 การละลายของไฮโดรเจน

กระบวนการหลอมเป็นการทำให้อะลูมิเนียมผสมเปลี่ยนสถานะจากของแข็งเป็นน้ำโลหะ เพื่อให้สามารถไหลป้อนเข้าสู่โพรงแบบหล่อและแข็งตัวเป็นชิ้นงาน แต่ในระหว่างกระบวนการหลอมอะลูมิเนียมผสมมักจะพบปัญหาน้ำโลหะหลอมเหลวมีความสามารถในการละลายไฮโดรเจนในรูปอะตอมที่ดี ซึ่งเมื่อน้ำโลหะแข็งตัวในแบบหล่ออัตราการละลายไฮโดรเจนจะลดลงทำให้อะตอมของไฮโดรเจน (H) รวมตัวเป็นโมเลกุลไฮโดรเจน ( $\text{H}_2$ ) เกิดเป็นโพรงแก๊สหรือหนืออกสู่ผิวงานหล่อกลายเป็นตามด (Pin hole) โดยความสามารถในการละลายของไฮโดรเจนในน้ำโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรดต่างๆ แสดงดังรูปที่ 1.1 [4]



รูปที่ 1.1 ความสามารถในการละลายของไฮโดรเจนในอะลูมิเนียมที่อุณหภูมิต่างๆ [4]

สำหรับการละลายของไฮโดรเจนสู่น้ำโลหะหลอมเหลวนั้น มีที่มาหลักๆ ของไฮโดรเจน คือ ความชื้นของบรรยากาศภายในเตาหลอม ความชื้นจากวัสดุทนไฟ ความชื้นของอะลูมิเนียมที่ใช้หลอม และไฮโดรเจนที่แตกตัวมาจากเชื้อเพลิงไฮโดรคาร์บอน สำหรับการเกิดปฏิกิริยาในการละลายอะตอมไฮโดรเจน ดังสมการที่ (1.1) [3]



โดยอัตราการละลายของไฮโดรเจนที่อุณหภูมิน้ำโลหะอะลูมิเนียมผสม มีค่าสูงขึ้นเมื่ออุณหภูมิน้ำโลหะสูงขึ้น ค่าความสามารถในการละลาย ดังแสดงในตารางที่ 1.1 ซึ่งค่าดังกล่าวเป็นการตรวจสอบตัวอย่างที่ความดัน 1 atm และอุณหภูมิ 20 °C

ตารางที่ 1.1 อัตราการละลายของไฮโดรเจนที่อุณหภูมิต่างๆ [3]

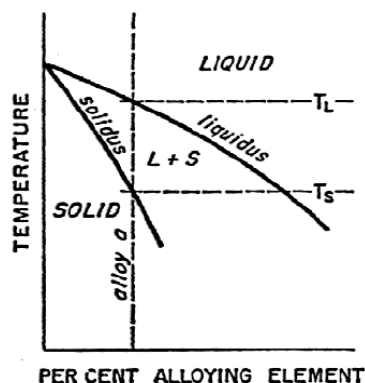
อุณหภูมิ (°C)	อัตราการละลายของไฮโดรเจน (cc/100g)
0	0.0000001
400	0.005
660 (สถานะของแข็ง)	0.036
660 (สถานะหลอมเหลว)	0.69
700	0.92
750	1.23
800	1.67
850	2.15

ซึ่งจะเห็นได้ว่าน้ำโลหะที่อุณหภูมิสูง เช่น 750 °C มีความสามารถในการละลายไฮโดรเจนถึง 1.23 cc/100 g แต่เย็นตัวกลายเป็นอะลูมิเนียมสถานะของแข็งที่อุณหภูมิ 660 °C มีความสามารถในการละลายที่ 0.036 cc/100 g โดยอะตอมไฮโดรเจนที่รวมตัวกลายเป็นโมเลกุลแก๊สไฮโดรเจนจะหนีออกสู่ผิวชิ้นงานหล่อระหว่างการแข็งตัวที่เรียกว่าตามด หรือจับตัวเป็นโพรงอากาศข้างในชิ้นงาน [3]

### 1.2.1.2 การแข็งตัวของโลหะหล่อ

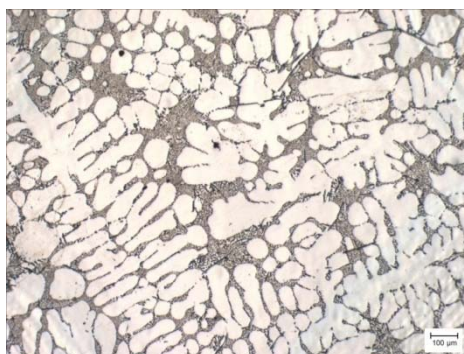
การแข็งตัวของโลหะผสมในการหล่อ มีความแตกต่างจากการแข็งตัวของโลหะบริสุทธิ์ที่อุณหภูมิลดลงและแข็งตัวที่ค่าเดียว ในขณะที่โลหะผสมมีอุณหภูมิการแข็งตัวเป็นช่วงโดยที่อุณหภูมิสูงกว่าลิควิดัส โลหะผสมจะหลอมเหลวทั้งหมด และที่อุณหภูมิต่ำกว่าโซลิดัส โลหะผสมจะกลายเป็นของแข็งทั้งหมด [5] ส่วนในช่วงอุณหภูมิระหว่างโซลิดัส และ ลิควิดัส โลหะผสมจะเป็นของผสมระหว่างของแข็งและของเหลวเรียกว่า “มุชชี โซน” (Mushy zone) ดังช่วงระหว่าง  $T_S$  และ  $T_L$  ในรูปที่ 1.2

การแข็งตัวของโลหะผสมที่หลอมเหลวเมื่อเกิดการถ่ายเทความร้อนอย่างช้าๆ จะมีลักษณะการแข็งตัวตามรูปที่ 1.2 โดยเริ่มการแข็งตัวที่อุณหภูมิ  $T_L$  และแข็งตัวทั้งหมดที่อุณหภูมิ  $T_S$



รูปที่ 1.2 ช่วงอุณหภูมิวิกฤตและ โซลิดัสที่เกิดจากการเติมธาตุเจือของโลหะผสมหล่อ [5]

โดยปกติโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสมที่ไม่ได้มีการปรับแต่งเกรน หรือขึ้นรูปแบบกรรมวิธีโลหะกึ่งของแข็ง จะมีลักษณะเป็นโครงสร้างแบบกิ่งไม้หรือที่เรียกว่าเดนไดรต์ ดังรูปที่ 1.3

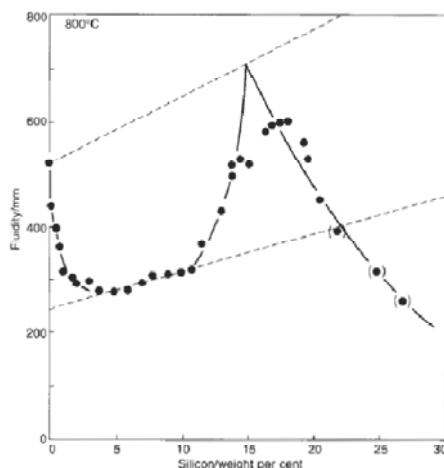


รูปที่ 1.3 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสมไฮโปยูเทคติก

ซึ่งโครงสร้างที่เป็นเดนไดรต์จะมีความสามารถในการไหลที่ลดลงเมื่อเทียบกับอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ หรืออะลูมิเนียมผสมยูเทคติก โดยความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียมผสมชิลิกอนได้รับการเสนอผลงานโดย Lang *et al.* [6] ดังแสดงในรูปที่ 1.4 ซึ่งความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียมผสมชิลิกอนจะต่ำเมื่อสัดส่วนธาตุเจือชิลิกอนต่ำ และจะเพิ่มขึ้นเมื่อสัดส่วนธาตุเจือชิลิกอนเพิ่มขึ้น และเพิ่มสูงสุดเมื่อเป็นโลหะผสมไฮเปอร์ยูเทคติก เมื่อเปอร์เซ็นต์ชิลิกอนประมาณ 17-18%



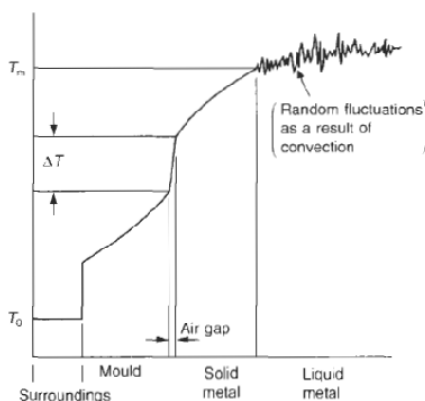
ซึ่งสมบัติความสามารถในการไหลของงานหล่อเป็นสมบัติที่สำคัญสำหรับช่างหล่อ (Foundrymen) ในการออกแบบงานหล่อ



รูปที่ 1.4 ความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนที่สัดส่วนซิลิกอนต่างๆ [6]

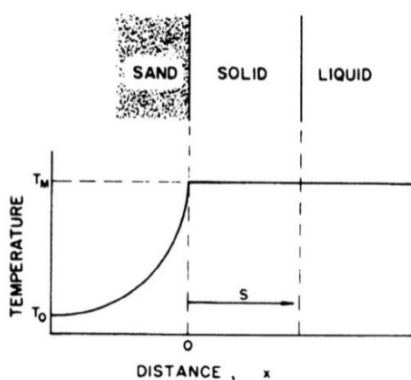
สำหรับระยะทางในการแข็งตัวของโลหะหลวนั้น Campbell [4] และ Flemings [7] แบ่งพฤติกรรมของการแข็งตัวของโลหะออกเป็น 2 ลักษณะ ตามชนิดของพฤติกรรมในการแข็งตัว คือ ลักษณะการแข็งตัวแบบโลหะบริสุทธิ์และโลหะผสมยูเทคติกที่มีรูปแบบการแข็งตัวที่อุณหภูมิเดียว (Single temperature) เรียกว่า “การแข็งตัวที่ผิว” (Skin freezing) และลักษณะการแข็งตัวแบบโลหะผสมที่มีรูปแบบการแข็งตัวเป็นช่วงอุณหภูมิการแข็งตัว (Freezing range temperature) เรียกว่า “การแข็งตัวแบบแป้งเปียก” (Pasty freezing)

การประมาณเวลาในการแข็งตัว Campbell [4] อธิบายการประมาณเวลาในการแข็งตัวว่าขึ้นอยู่กับรูปแบบการต้านทานการถ่ายเทความร้อนจากโลหะหล่อไปยังภายนอกเพื่อให้เกิดการแข็งตัว โดยได้จำแนกตามชนิดของการต้านทานการถ่ายเทความร้อนออกเป็น 5 รูปแบบ คือ (1) การต้านทานการถ่ายเทความร้อนในโลหะหลอมเหลว (The Liquid) (2) การต้านทานการถ่ายเทความร้อนของโลหะที่แข็งตัวแล้ว (The Solidified Metal) (3) การต้านทานการถ่ายเทความร้อนที่รอยต่อระหว่างโลหะที่แข็งตัวกับโมลด์ (The Mold/Metal Interface) และ (4) การต้านทานการถ่ายเทความร้อนภายในโมลด์ (The Mold) และ (5) การต้านทานการถ่ายเทความร้อนของสิ่งแวดล้อม ผลจากความต้านทานการถ่ายเทความร้อนตามที่กล่าวมาแล้ว ทำให้เกิดความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิในการหล่อโลหะ ซึ่งสามารถแสดงเป็นแบบจำลองที่แสดงถึงอุณหภูมิ ณ ตำแหน่งต่างๆ ตั้งแต่บรรยากาศแวดล้อมภายในโมลด์ รอยต่อระหว่างโมลด์กับโลหะที่แข็งตัวแล้ว



รูปที่ 1.5 แบบจำลองอุณหภูมิที่ตำแหน่งต่างๆ ของการหล่อโลหะ [4]

สำหรับกระบวนการหล่อโลหะผสม เช่น อะลูมิเนียมผสมในแบบทรายนั้น เป็นรูปแบบที่แบบหล่อมีความต้านทานที่สูง เมื่อเทียบกับการต้านทานการถ่ายเทความร้อนอื่นๆ ดังนั้นจึงตัดรูปการต้านทานการถ่ายเทความร้อนแบบอื่นๆ ออก และจากสมบัติการนำความร้อนที่ดีของอะลูมิเนียมผสม จึงสมมติให้อุณหภูมิของโลหะส่วนที่แข็งตัวแล้ว และส่วนที่หลอมเหลวมีอุณหภูมิเท่ากันตลอด ดังแบบจำลองของการแข็งตัวของโลหะหล่อในแบบทรายของ Flemings [7] ดังรูปที่ 1.6 [7]



รูปที่ 1.6 แบบจำลองอุณหภูมิการแข็งตัวของโลหะบริสุทธิ์ในแบบหล่อทราย [7]

โดยที่อัตราการแข็งตัวจะขึ้นอยู่กับสมบัติทางความร้อนของแบบทราย ซึ่งในแบบจำลองสมมติให้แบบทรายมีความยาวกึ่งอนันต์ (Semi-infinite) ทำให้ด้านนอกของแบบทรายไม่ได้รับความร้อน เมื่อเทน้ำโลหะลงสู่แบบทรายจะเกิดการถ่ายเทความร้อนเป็นทิศทางเดียว ซึ่งในกรณีนี้เทน้ำโลหะที่อุณหภูมิหลอมเหลว ( $T_M$ ) ลงในแบบทรายที่หนามากๆ จนกระทั่งด้านนอกแบบมีอุณหภูมิเท่ากับอุณหภูมิบรรยากาศแวดล้อม ( $T_0$ ) อุณหภูมิของผิวแบบที่สัมผัสกับน้ำโลหะจะมีค่าเท่ากับอุณหภูมิน้ำโลหะ ( $T_M$ ) ทันทีที่  $t=0$  เมื่ออินทิเกรตจากระยะที่โลหะแข็งตัวจาก  $S=0$  ที่  $t=0$  จะได้สมการที่ประมาณเวลาการแข็งตัว ( $t_f$ ) ของโลหะบริสุทธิ์หล่อในแบบทราย ได้ดังสมการที่ (1.2) และ 1.3 [7]

$$S = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \left( \frac{T_M - T_0}{\rho_s H} \right) \sqrt{K_m \rho_m c_m} \sqrt{t_f} \quad (1.2)$$

$$t_f = \frac{\pi}{4} \left( \frac{\rho_s H}{T_M - T_0} \right)^2 \frac{1}{K_m \rho_m c_m} (S)^2 \quad (1.3)$$

โดยที่

$T_M$  คือ อุณหภูมิของน้ำโลหะที่จุดหลอมเหลว (K)

$T_0$  คือ อุณหภูมิของบรรยากาศ (K)

$K_m$  คือ ความสามารถในการนำความร้อนของแบบทราย (J/m K s)

$\rho_m$  คือ ความหนาแน่นของแบบทราย ( $\text{kg/m}^3$ )

$C_m$  คือ ค่าความจุความร้อนของแบบทราย (J kg K)

จากสมการดังกล่าว เมื่อความหนาของโลหะที่แข็งตัวเพิ่มขึ้น (S) จะมีการแปรผันตรงกับเวลาในการแข็งตัว ( $t_f$ ) แบบพาราโบลา โดยอัตราการแข็งตัวช่วงแรกจะเร็ว และจะลดลงเมื่อระยะเวลาผ่านไป

สำหรับกรณีที่ชิ้นงานที่รูปทรงไม่ซับซ้อน สามารถประมาณระยะของโลหะที่แข็งตัวแล้ว (S) จากอัตราส่วนระหว่างปริมาตรของโลหะที่แข็งตัว ( $V_s$ ) กับพื้นที่การถ่ายเทความร้อนของโลหะที่แข็งตัว ( $A_s$ ) ตามสมการ (1.4) [7]

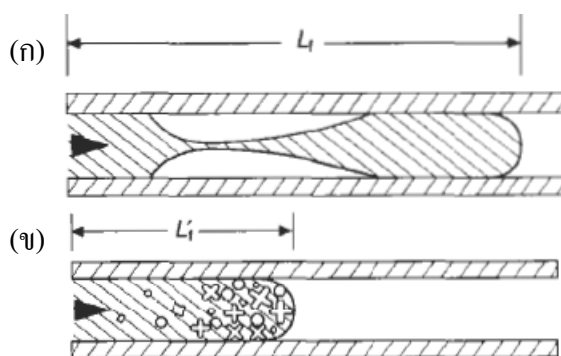
$$t_f = \frac{\pi}{4} \left( \frac{\rho_s H}{T_M - T_0} \right)^2 \frac{1}{K_m \rho_m c_m} \left( \frac{V}{A} \right)^2 \quad (1.4)$$

วัสดุที่มีลักษณะการแข็งตัวที่ผิว จะมีพฤติกรรมการแข็งตัวแบบเป็นระนาบ (Planar front solidification) จากบริเวณผิวที่สัมผัสกับแบบหล่อจนกระทั่งถึงบริเวณตรงกลางและปิดทางการไหลในที่สุด ซึ่งการหยุดการไหลของวัสดุดังกล่าวนี้ ต้องมีการแข็งตัวของจุดใดจุดหนึ่งครบ 100% จึงจะปิดทางการไหล โดยที่กำหนดให้ความเร็วของกระแสโลหะเหลว ( $v$ ) เท่ากัน และคงที่ตลอดระยะเวลา จึงสามารถคำนวณระยะสูงสุดของการไหลของโลหะกลุ่มนี้ จากผลคูณระหว่างความเร็วของน้ำโลหะ กับเวลาในการแข็งตัว ( $t_f$ ) ตามสมการที่ (1.5) ลักษณะการแข็งตัว ดังรูปที่ 1.7 (ก) [4]

$$L_f = vt_f \quad (1.5)$$

การแข็งตัวของโลหะที่มีช่วงอุณหภูมิการแข็งตัวยาว (Long freezing range) มีพฤติกรรมการแข็งตัวที่แตกต่างกัน การแข็งตัวเกิดจากการโตของเดนไดรต์ที่เกิดในช่วงแรกของการแข็งตัวแล้วมีการแตกหักระหว่างการไหล (Fragmentation) ทำให้เกิดโครงสร้างแบบแกนเท่ากัน (Equiaxed structure) ไหลมาชนกันทำให้เกิดการต้านการไหลสูงโดยเฉพาะในช่วงที่มีสัดส่วนของแข็ง 50 – 60% ดังนั้นระยะการไหลสูงสุดของโลหะกลุ่มนี้ จึงคิดเป็นสัดส่วนประมาณ 50% ของโลหะกลุ่มแรกซึ่งสามารถคำนวณความสามารถในการไหล จากผลคูณระหว่างความเร็วของน้ำโลหะกับเวลาในการแข็งตัวหารด้วย 2 ตามสมการที่ (1.6) ลักษณะการแข็งตัว ดังรูปที่ 1.7 (ข) [4]

$$L_f = 0.2vt_f \text{ to } 0.5vt_f \quad (1.6)$$



รูปที่ 1.7 แบบจำลองแสดงการแข็งตัว (ก) โลหะบริสุทธิ์ (ข) โลหะผสมช่วงการแข็งตัวยาว [4]

สำหรับการแบ่งรูปแบบการแข็งตัวของโลหะผสมต่างๆ ที่แตกต่างกันตามช่วงอุณหภูมิของโลหะผสมต่างๆ ที่แตกต่างกันระหว่างอุณหภูมิลiquidus และ solidus ดังนี้ [8]

(1) ช่วงการแข็งตัวสั้น ช่วงค่าความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิลiquidus กับอุณหภูมิลiquidus ( $T_L - T_S$ ) น้อยกว่า  $50\text{ }^{\circ}\text{C}$

(2) ช่วงการแข็งตัวปานกลาง ช่วงค่าความแตกต่างอุณหภูมิลiquidus กับอุณหภูมิลiquidus ( $T_L - T_S$ ) อยู่ในช่วง  $50 - 110\text{ }^{\circ}\text{C}$

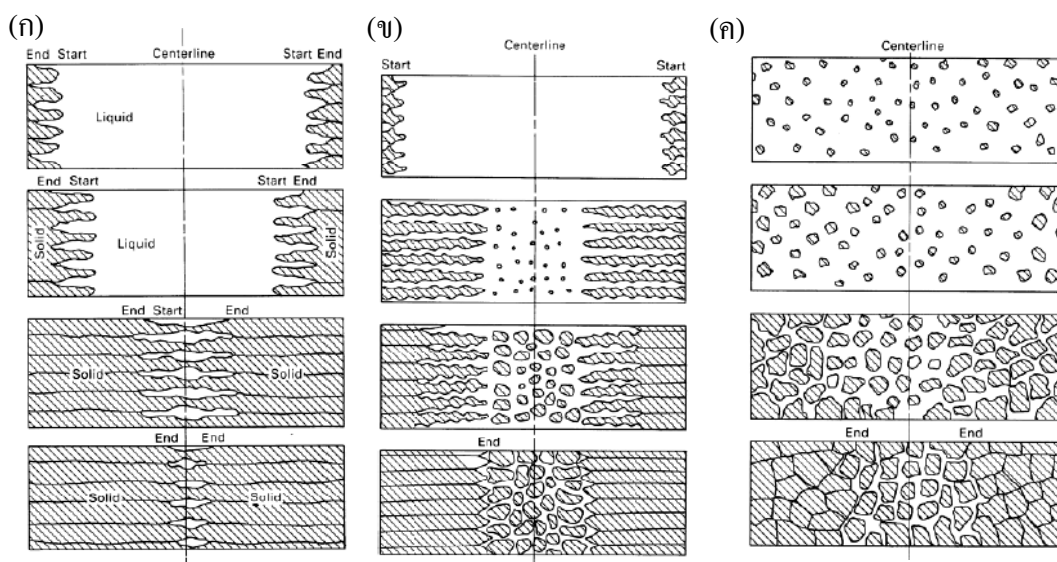
(3) ช่วงการแข็งตัวยาว ช่วงค่าความแตกต่างอุณหภูมิลiquidus กับอุณหภูมิลiquidus ( $T_L - T_S$ ) มากกว่า  $110\text{ }^{\circ}\text{C}$

สำหรับโลหะผสมที่มีช่วงการแข็งตัวสั้น รูปที่ 1.8 (ก) จะมีแนวโน้มการเกิดเฟสของแข็งหุ้มรอบแบบหล่อด้านใน (Skin formation) และแนวด้านหน้าของผลึกที่กำลังแข็งตัวเข้าด้านใน จะไม่เคลื่อนที่เร็วกว่าแนวฐานมากนัก การเติบโตของผลึกที่สั้นแบบนี้ช่วยทำให้เฟสของเหลวสัมผัสกับผิวของแข็งที่กำลังแข็งตัวอย่างทั่วถึง ทำให้เกิดการแข็งตัวไปข้างหน้าอย่างมีทิศทางไม่ว่าความแตกต่างของอุณหภูมิ (เกรเดียนต์) จะมีค่ามากหรือน้อย

สำหรับโลหะผสมที่มีช่วงการแข็งตัวปานกลาง รูปที่ 1.8 (ข) การแข็งตัวจะผสมผสานกันระหว่างการเกิดเฟสของแข็งแบบเปลือกหุ้ม และการแข็งตัวแบบมุขชี ในชิ้นงานที่หนามากโลหะที่มีช่วงการแข็งตัวแคบอาจจะเปลี่ยนไปเป็นแบบปานกลาง เพราะการระบายความร้อนทำได้ช้าลง ซึ่งความแตกต่างของอุณหภูมิจากส่วนกลางของชิ้นงานไปสู่ส่วนขอบลดลง การเติบโตของเกรนจะเปลี่ยนจากการเติบโตแบบคอลัมน์หรือเซลล์ เป็นแบบอควิแอกซ์กระจายอย่างทั่วถึงในตรงกลางที่ยังมีน้ำโลหะเหลืออยู่

สำหรับโลหะผสมที่มีช่วงการแข็งตัวยาว รูปที่ 1.8 (ค) การเกิดการแข็งตัวอย่างมีทิศทางเป็นไปได้ยาก ถึงแม้ว่าจะมีเปลือกบางๆ เกิดบนผนังแบบหล่อในช่วงแรก แต่การแข็งตัวจะไม่ดำเนินไปข้างหน้าตามทิศทางของผนังโมลด์ แต่จะเกิดทั่วทั้งชิ้นงานหล่อในตำแหน่งที่กระจัดกระจาย เป็นการแข็งตัวแบบมุขชี ทำให้เกิดช่องน้ำโลหะเล็กชิ้นจำนวนมากในช่วงท้ายการแข็งตัว และไม่สามารถเติมน้ำโลหะผ่านช่องเหล่านี้ทำให้เกิดโพรงหดตัวกระจายทั่วชิ้นงาน

ซึ่งพฤติกรรมการแข็งตัวที่ต่างกันส่งผลให้เกิดลักษณะโพรงหดตัวไม่เหมือนกัน โดยโพรงหดตัวสำหรับโลหะผสมที่มีช่วงการแข็งตัวสั้นจะเป็นโพรงขนาดใหญ่ที่ตำแหน่งรู้น



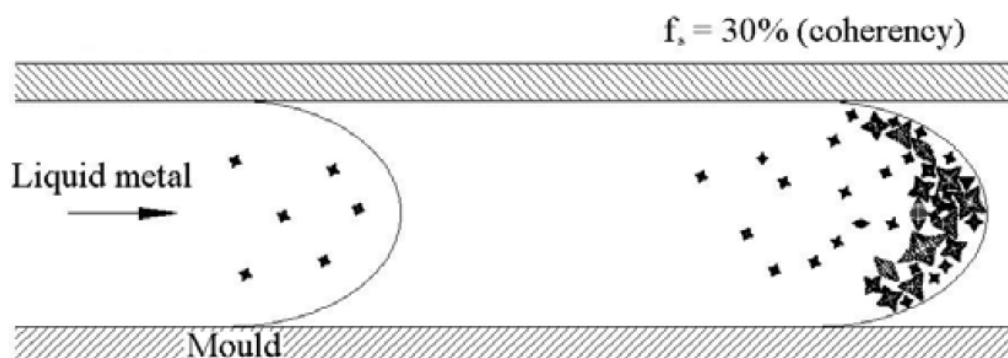
รูปที่ 1.8 ลักษณะรูปแบบการแข็งตัวตามช่วงอุณหภูมิการแข็งตัว (ก) ช่วงการแข็งตัวต้น (ข) ช่วงการแข็งตัวปานกลาง (ค) ช่วงการแข็งตัวยาว [8]

สำหรับปัจจัยที่มีผลต่อความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียมผสมชนิดต่างๆ นั้น Di Sabatino [9] ได้จำแนกออกเป็น 2 องค์ประกอบ คือ

(1) องค์ประกอบด้านโลหะวิทยา เช่น ส่วนผสมทางเคมี (Chemical compositions) ปริมาณความร้อนที่ใช้ในการหลอม (Latent heat) อุณหภูมิน้ำโลหะ (Superheat temperature) ความตึงผิวของน้ำโลหะ (Surface tension) ปริมาณของฟิล์มออกไซด์ (Oxide films) และ ชนิดของการแข็งตัว (Mode of solidification)

(2) องค์ประกอบที่สัมพันธ์กันระหว่างแบบหล่อกับน้ำโลหะ เช่น สัมประสิทธิ์การถ่ายเทความร้อนระหว่างแบบหล่อกับน้ำโลหะ (Heat transfer coefficient at the interface) อุณหภูมิแบบหล่อ (Mold temperature) และ ความสามารถในการนำความร้อนของแบบหล่อ (Mold conductivity)

ซึ่งต่อมา Bäckerud *et al.* [10] ระบุถึงการไหลของน้ำโลหะในรูปทรงแบบช่อง เมื่อปริมาณสัดส่วนของแข็ง 30% จะทำให้ส่วนที่เป็นของแข็งเกาะกันของโครงข่ายแล้วทำให้หยุดไหล ลักษณะเป็นดังรูป 1.9 [9]

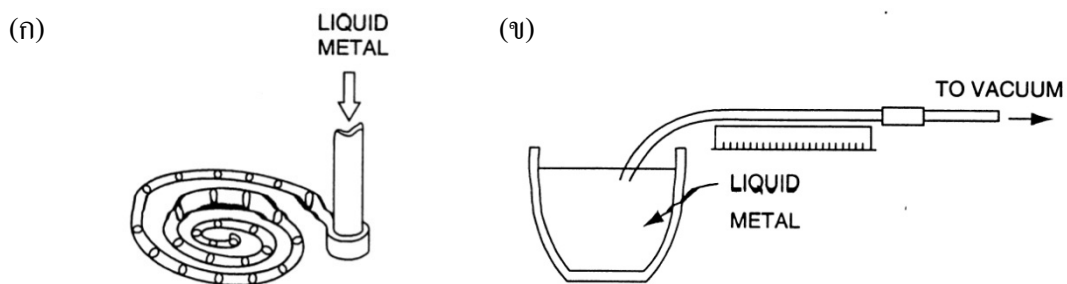


รูปที่ 1.9 รูปแบบการเกาะกันของส่วนที่แข็งตัวก่อน 30% ที่ทำให้น้ำโลหะหยุดไหล [9]

อย่างไรก็ตามในกรณีที่อุณหภูมิระหว่างแบบหล่อกับโลหะมีค่าต่ำนั้น Campbell [4] ระบุว่าปัจจัยที่มีผลต่อความสามารถในการไหล คือ ชนิดของการแข็งตัว

จากพฤติกรรมการแข็งตัวของโลหะผสมจะส่งผลต่อเวลาในการแข็งของโลหะผสม ซึ่งเมื่อนำโลหะผสมหลอมเหลวมาทดสอบความสามารถในการไหล โดยเป็นการวัดระยะความยาวสูงสุด ( $L_p$ ) ของโลหะผสมที่หลอมเหลวที่เทลงสู่แบบหล่อทดสอบความสามารถในการไหล ก่อนที่โลหะจะแข็งตัวและหยุดไหล [4,7] ในทางปฏิบัติการวัดความสามารถในการไหลที่นิยมใช้กันโดยทั่วไปมี 2 วิธี คือ (1) การเทน้ำโลหะลงในแบบทรายที่มีลักษณะแบบวงก้นหอย (Spiral) ดังรูปที่ 1.10 (ก) และ (2) การวัดโดยใช้การดูดสุญญากาศให้น้ำโลหะขึ้นมาตามท่อจนกระทั่งแข็งตัวและหยุดไหล ดังรูปที่ 1.10 (ข)

สำหรับการทดลองโดยวิธีดูดสุญญากาศ สำหรับโลหะผสมที่มีความสามารถในการไหลที่ดีจะต้องใช้ระยะทางยาวไม่สะดวกในการใช้งานในการปฏิบัติงาน และต้องปรับระดับให้เท่ากันจึงนิยมใช้ในห้องปฏิบัติการ ในขณะที่วิธีทดสอบแบบเทน้ำโลหะลงสู่แบบทรายที่มีช่องว่างแบบวงก้นหอยมีความสะดวกในการใช้งานพื้นที่น้อยกว่า และสามารถลดปัญหาการวางให้ได้ระดับลง [4]



รูปที่ 1.10 การทดสอบความสามารถในการไหล (ก) แบบหล่อทรายแบบวงก้นหอย และ (ข) การดูดสุญญากาศ [1]

สำหรับงานวิจัยเกี่ยวกับการศึกษาความสามารถในการไหลนั้นกลุ่มวิจัยที่นำโดย Flemings *et al.* [11] โดยมีการศึกษาเกี่ยวกับความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียมผสมเกรดต่างๆ โดยได้เสนอสมการแสดงความสามารถในการไหล ( $L_f$ ) ของโลหะหล่อไว้ ดังสมการ (1.7) [11]

$$L_f = \frac{A \cdot \rho \cdot V (k \cdot H_f + C \Delta T)}{S \cdot h (T - T_r)} \left(1 + \frac{B}{2}\right) \quad (1.7)$$

โดยที่

- A คือ พื้นที่ผิวโมลต์ ( $\text{cm}^2$ )
- $\rho$  คือ ความหนาแน่นของโลหะ ( $\text{g/cm}^3$ )
- V คือ ความเร็วในการไหลของน้ำโลหะ ( $\text{cm/s}$ )
- k คือ ปริมาณส่วนของแข็งวิกฤต (%)
- $H_f$  คือ ค่าความร้อนแฝงของการหลอมเหลว ( $\text{cal/g}$ )
- C คือ ค่าความจุความร้อนจำเพาะของโลหะ ( $\text{cal/g } ^\circ\text{C}$ )
- S คือ เส้นรอบรูปของช่องการไหลที่ทดสอบ ( $\text{cm}$ )
- h คือ สัมประสิทธิ์การถ่ายเทความร้อนระหว่างโลหะกับโมลต์ ( $\text{cal/cm}^2 \text{ sec } ^\circ\text{C}$ )
- T คือ อุณหภูมิน้ำโลหะ ( $^\circ\text{C}$ )
- $T_r$  คือ สภาวะอุณหภูมิห้อง ( $^\circ\text{C}$ )



โดยสมการสำหรับการคำนวณค่า B ดังสมการที่ ดังสมการ (1.8) [11]

$$B = \frac{h\sqrt{\pi\alpha\Delta X}}{k'\sqrt{V}} \quad (1.8)$$

โดยที่

$\alpha$  คือ ค่าการแพร่ความร้อนของโมลต์ (cm/s)

$\Delta X$  คือ ช่วงหยุดการไหล (cm)

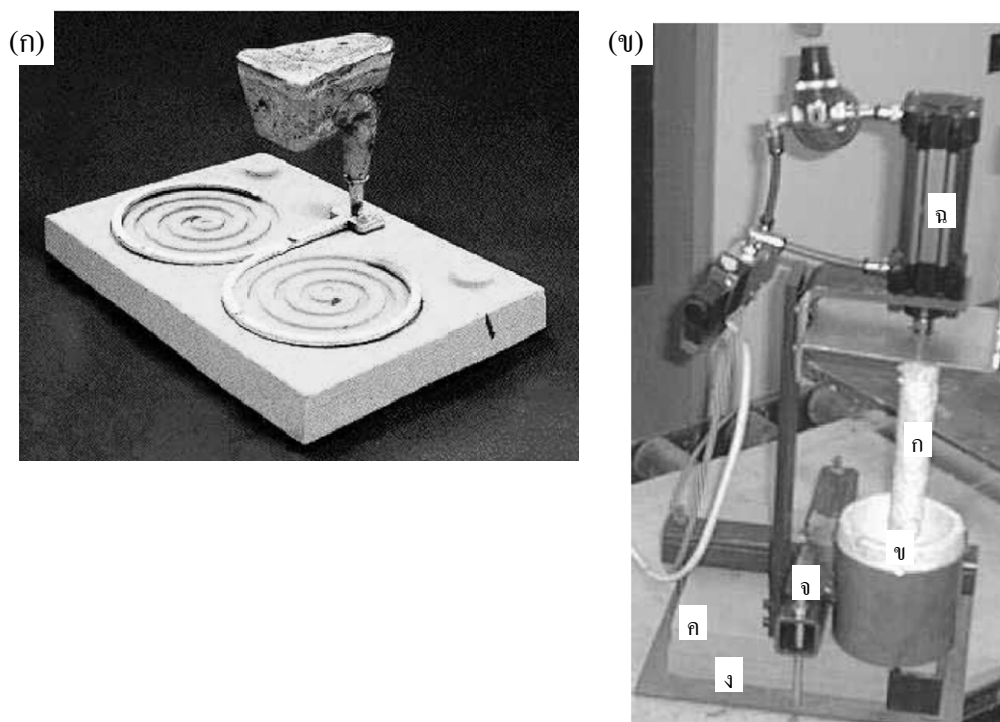
$k'$  คือ การนำความร้อนของโมลต์ (cal/s cm °C)

โดย Flemings *et al.* [11] ได้สรุปผลของความสามารถในการไหลของโลหะผสมไว้ ดังนี้

- (1) ความสามารถในการไหลมีสัมพันธเชิงเส้นตรงกับอุณหภูมิหลอมเหลวที่สูงกว่าจุดหลอมเหลว
- (2) ความสามารถในการไหลของโลหะที่จุดหลอมเหลวก่อนข้างจำกัด
- (3) ความร้อนแฝงของโลหะผสมมีผลต่อความสามารถในการไหล
- (4) แรงดันของน้ำโลหะมีผลต่อความสามารถในการไหล ( $L_f \propto p^n$ )
- (5) ความสามารถในการไหลขึ้นกับสัดส่วนพื้นที่หน้าตัดต่อความยาวเส้นรอบพื้นที่หน้าตัด
- (6) ช่วงเวลาของการไหลของน้ำโลหะลดลงเมื่อแรงดันไหลมากขึ้น

ต่อมา Di Sabatino *et al.* [9] ที่ดำเนินการปรับปรุงวิธีการวัดความสามารถในการไหลแบบวงก้นหอยในแบบทราย ซึ่งใช้แรงโน้มถ่วง จากแบบเดิมเป็นแบบวงก้นหอยคู่ มีพื้นที่หน้าตัด  $4 \times 10 \text{ mm}^2$  ความยาว 1.2 m จำนวน 3.5 รอบ ที่ปลายทั้งสองด้านมีรูระบายอากาศ มาเป็นแบบทรายแบบวงก้นหอยเดี่ยว ที่ขนาดเหมือนเดิม คือ พื้นที่หน้าตัดชิ้นงาน  $4 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$  ความยาว 1.2 m จำนวน 3.5 รอบ และมีแอ่งเต้านบน ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 90 mm ความสูง 130 mm ทางลงสั้น ที่ปลายช่องว่างภายในแบบหล่อมีรูระบายอากาศ และกระบอกกลม (นิวเมติกส์) ควบคุมในการควบคุมการปิด-เปิดจุก เพื่อปล่อยน้ำโลหะลงสู่แบบหล่อที่วางไว้ได้ของเบ้ารายละเอียดดังรูปที่ 1.11

อุปกรณ์ทดสอบความสามารถในการไหลประกอบด้วย (ก) แท่งปิด (ข) เบ้าเท (ค) แบบหล่อส่วนบน (ง) แบบหล่อส่วนล่าง (จ) ตัวจับเบ้า และ (ฉ) กระจกกลม [9]



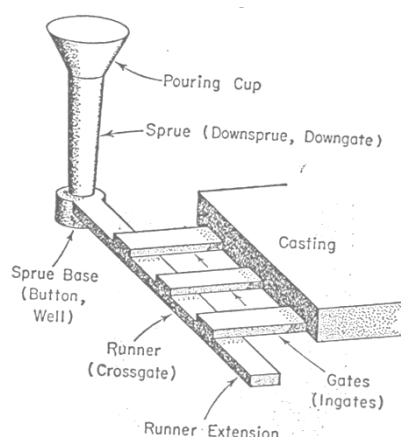
รูปที่ 1.11 (ก) แบบหล่อทดสอบความสามารถในการไหลแบบเดิม และ (ข) อุปกรณ์และแบบหล่อทดสอบความสามารถในการไหลแบบใหม่ [9]

โดยที่ Di Sabatino *et al.* [9] ได้แสดงความสัมพันธ์ของความสามารถในการไหลแบบใหม่กับอุณหภูมิตามสมการ  $L_f = 5.6T - 3840$  โดยที่  $L_f$  คือ ความสามารถในการไหล  $T$  คือ อุณหภูมิ ( $^{\circ}\text{C}$ ) และสรุปผลการทดลองว่า ระยะการไหลในแบบหล่อกั้นหอยที่ระดับอุณหภูมิ 700-730  $^{\circ}\text{C}$  มีความสัมพันธ์เชิงเส้นตรงกับอุณหภูมิหลอมที่สูงขึ้นสัดส่วนโดยประมาณเพิ่มขึ้น 1% ต่อการเพิ่มอุณหภูมิหลอม 1  $^{\circ}\text{C}$

### 1.2.1.3 การออกแบบระบบทางเข้าและรูล้น

การออกแบบระบบทางเข้า (Gating system) และรูล้น เพื่อให้เกิดการไหลแบบราบเรียบ และป้องกันเขยการหดตัวถือเป็นองค์ประกอบที่สำคัญสำหรับงานหล่อ เพื่อให้ได้ชิ้นงานหล่อที่สมบูรณ์ ปราศจากการไหลแบบปั่นป่วน และการหดตัว สำหรับระบบทางเข้า

- (1) เป็นระบบสำหรับเติมน้ำโลหะลงสู่ช่องว่างในแบบหล่อ
- (2) เป็นระบบที่ทำให้เกิดการไหลแบบปั่นป่วนน้อยที่สุด เพื่อป้องกันการกัดกร่อนของแบบหล่อและการจับแก๊สเข้าสู่ น้ำโลหะ
- (3) ส่งเสริมให้เกิดความต่างของอุณหภูมิ เพื่อให้เกิดการแข็งตัวอย่างเป็นทิศทางเดียว
- (4) สามารถคักสิ่งที่เป็นของปนในน้ำโลหะ
- (5) ปรับปริมาณน้ำโลหะสู่แบบหล่อให้เกิดความสม่ำเสมอ



รูปที่ 1.12 ส่วนต่าง ๆ ของระบบทางเข้า [5]

สำหรับทางเข้าน้ำโลหะมีหลายแบบขึ้นอยู่กับลักษณะของชิ้นงาน เช่น ทางเข้าด้านบน (Top gate) และทางเข้าหน้าผ่า (Parting line gate) ซึ่งผู้ออกแบบต้องเลือกใช้ให้เหมาะสมกับลักษณะของชิ้นงาน นอกจากนี้ผู้ที่ออกแบบงานหล่อต้องเลือกอัตราส่วนระบบทางเข้าให้เหมาะสมกับชนิดของโลหะผสมหล่อ โดยการเลือกอัตราส่วนระบบทางเข้านั้น Taylor *et al.* [5] ได้กล่าวถึงอัตราส่วนระหว่างส่วนต่างๆของการออกแบบระบบทางเข้า ดังนี้

- (1) อัตราส่วนระบบทางเข้าหมายถึงอัตราส่วนระหว่างพื้นที่ของทางลงต่อพื้นที่ทางวิ่งรวมต่อพื้นที่ทางเข้าทั้งหมด ซึ่งอัตราส่วนดังกล่าวมีผลต่อความเร็วในการป้อนน้ำโลหะ สามารถแบ่งได้เป็น 2 แบบ แบบมีแรงดัน (Pressurized) และแบบไม่มีแรงดัน (Unpressurized)

(2) แบบมีแรงดัน แรงดันที่ใช้ป้อนโลหะเหลวจะถูกจำกัดที่ทางเข้า (Gate) ดังนั้นพื้นที่รวมของทางเข้าต้องไม่โตกว่าพื้นที่ทางลง อัตราส่วนที่นิยมใช้ ทางลง:ทางวิ่ง:ทางเข้า คือ 1 : 0.75 : 0.5 หรือ 1 : 2 : 1 โดยแบบนี้เหมาะกับการป้อนโลหะเหลวที่เกิดออกไซด์ฟิล์มต่ำ และต้องการป้อนสูง ความเร็วหน้าโลหะสูง

(3) แบบไม่มีแรงดัน ข้อจำกัดการไหลของปริมาณน้ำโลหะ คือ บริเวณทางลง อัตราส่วน ทางลง:ทางวิ่ง:ทางเข้า ที่นิยมใช้ เช่น 1 : 3 : 3 ระบบทางเข้าแบบนี้อัตราป้อนต่ำและความเร็วหน้าโลหะต่ำแบบนี้เหมาะกับโลหะที่เกิดออกไซด์ได้ง่าย เช่น อะลูมิเนียมผสม

รูปแบบการไหลที่สำคัญในการป้อนน้ำโลหะสู่ช่องว่างภายในแบบหล่อนั้น มี 2 รูปแบบหลัก คือ การไหลแบบราบเรียบ (Laminar flow) การไหลแบบปั่นป่วน (Turbulent flow) [5] ซึ่งการออกแบบระบบทางเข้าในงานหล่อนับเป็นปัจจัยหลักที่ทำให้เกิดรูปแบบการไหลแบบราบเรียบหรือปั่นป่วน สำหรับการคาดการณ์รูปแบบการไหลในระบบทางเข้านั้น ใช้การประมาณการจากลักษณะการไหลในระบบท่อ ซึ่งมีความสัมพันธ์กับค่าตัวเลขเรย์โนลด์ (Reynold's number;  $N_R$ ) โดยสามารถคำนวณได้จากสมการที่ (1.9)

$$N_R = \frac{\rho \cdot v \cdot d}{\mu} \quad (1.9)$$

โดยที่

$N_R$  คือ ค่าตัวเลขเรย์โนลด์ (ไม่มีหน่วย)

$\rho$  คือ ค่าความหนาแน่นของของไหล ( $\text{kg/m}^3$ )

$v$  คือ ความเร็วของการไหล (m/s)

$d$  คือ เส้นผ่านศูนย์กลางท่อ (m)

$\mu$  คือ ค่าความหนืด (Pa.s หรือ  $\text{kg/m s}$ )

ค่าตัวเลขเรย์โนลด์ไม่มีหน่วย (Dimensionless) สำหรับเกณฑ์ในการแบ่งนั้น Taylor *et al.* [5] ได้ระบุว่า ตัวเลขเรย์โนลด์น้อยกว่า 2000 การไหลเป็นแบบราบเรียบหรือเป็นกระแสน้ำ ค่าตัวเลขที่มากกว่า 2000 โดยปกติจะเป็นการไหลแบบปั่นป่วน ถึงแม้ว่าในบางกรณีการไหลแบบราบเรียบจะเกิดที่ตัวเลขเรย์โนลด์สูงถึง 4000 ก็ตาม

การออกแบบงานหล่อแบบเดิม ต้องมีการออกแบบรูลิ้น (Riser) เพื่อชดเชยการหดตัวระหว่างการแข็งตัว เพื่อป้องกันการเกิดโพรงหดตัวหรือยุบตัวในงานขึ้นงาน ซึ่งรูลิ้นช่วยส่งเสริมให้เกิดการแข็งตัวอย่างเป็นทิศทางเดียว (Directional solidification) แต่รูลิ้นทำให้สัดส่วน

หลักการพื้นฐานอย่างหนึ่งในการออกแบบรูปล้น ได้พัฒนามาจากแนวคิดของ Chvorinov ที่เสนอสมการสำหรับประมาณเวลาในการแข็งตัวของชิ้นงานหล่อ คืออัตราส่วนระหว่างปริมาตรชิ้นงานต่อพื้นที่การถ่ายเทความร้อนยกกำลังสอง ดังสมการ (1.10) และ (1.11)

$$\theta_f = K \left( \frac{V}{A} \right)^2 \quad (1.10)$$

โดยที่

$\theta_f$  คือ เวลาในการแข็งตัว (s)

$V$  คือ ปริมาตรชิ้นงานหล่อ ( $m^3$ )

$A$  คือ พื้นที่ของชิ้นงานหล่อ ( $m^2$ )

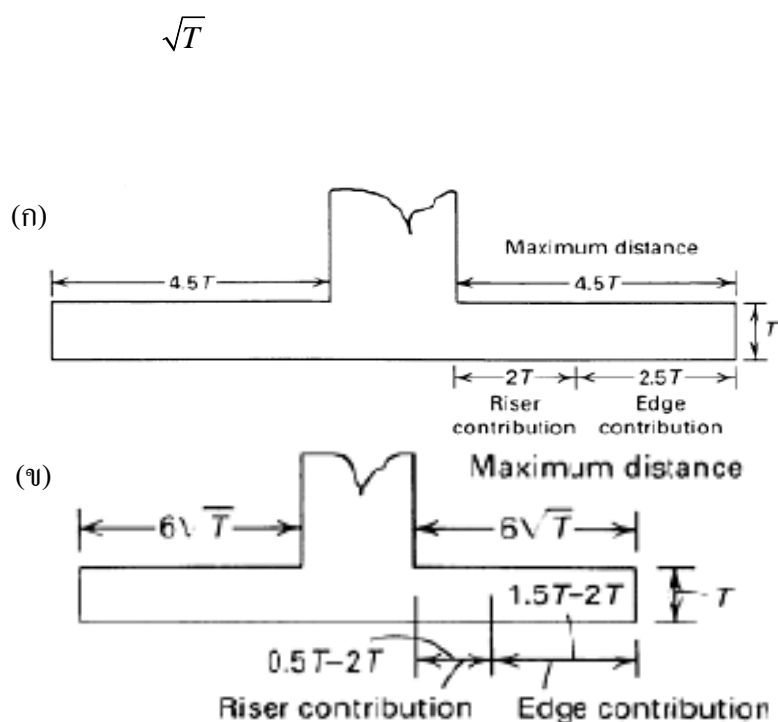
$K$  คือ ค่าคงที่ ( $s/m^2$ )

$$K = \frac{\pi}{4} \left( \frac{\rho_s H_f}{T_M - T_0} \right)^2 k_m \rho_m c_m \quad (1.11)$$

ต่อมาได้มีการพัฒนาหลักการของ Chvorinov มาเพื่อให้ง่ายต่อการใช้งาน โดยไม่ต้องพิจารณาเวลาที่แท้จริงในการแข็งตัว แต่ให้ความสำคัญเฉพาะเวลาในการแข็งตัวของรูปล้นต้องมากกว่าเวลาการแข็งตัวของชิ้นงาน ซึ่งการประมาณเวลาในการแข็งตัวใช้ค่าอัตราส่วนระหว่างปริมาตรกับพื้นที่การถ่ายเทความร้อนของชิ้นงานกับรูปล้น ตามสมการที่ (1.10) และเรียกค่าอัตราส่วนดังกล่าวว่าโมดูลัส (Modulus) [5]

$$\left( \frac{V}{A} \right)_{riser} > \left( \frac{V}{A} \right)_{casting} \quad (1.12)$$

นอกจากนี้ Taylor *et al.* [5] ได้อ้างอิงหลักการที่ออกแบบรูปล้นว่า นอกจากได้ขนาดที่เหมาะสมกับการป้อนแล้วยังต้องวางในตำแหน่งที่ถูกต้อง คือสามารถป้อนชิ้นงานหล่อได้สำหรับระยะเวลาการป้อนของชิ้นงานหล่อเหล็กกล้าคาร์บอนหล่อที่ไม่ก่อให้เกิดปัญหาโพรงหดตัว

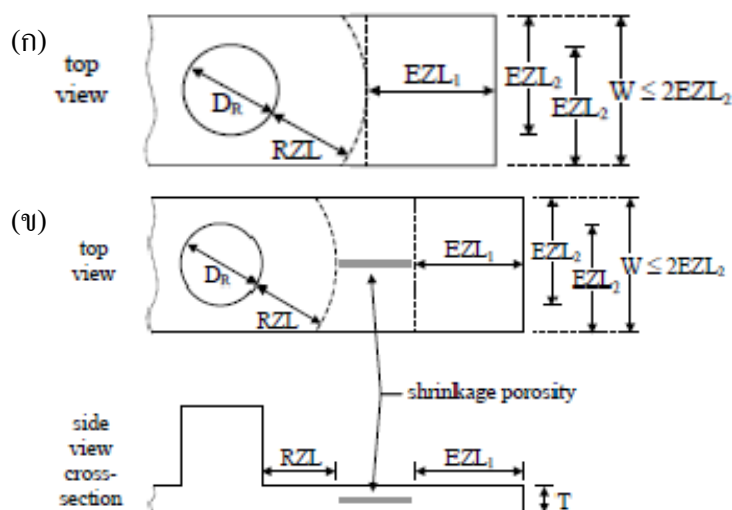


รูปที่ 1.13 ระยะป้อนสำหรับชิ้นงานเหล็กกล้าคาร์บอนหล่อ (ก) รูปทรงชิ้นงานแบบแท่ง (ข) รูปทรงชิ้นงานแบบแผ่น [8]

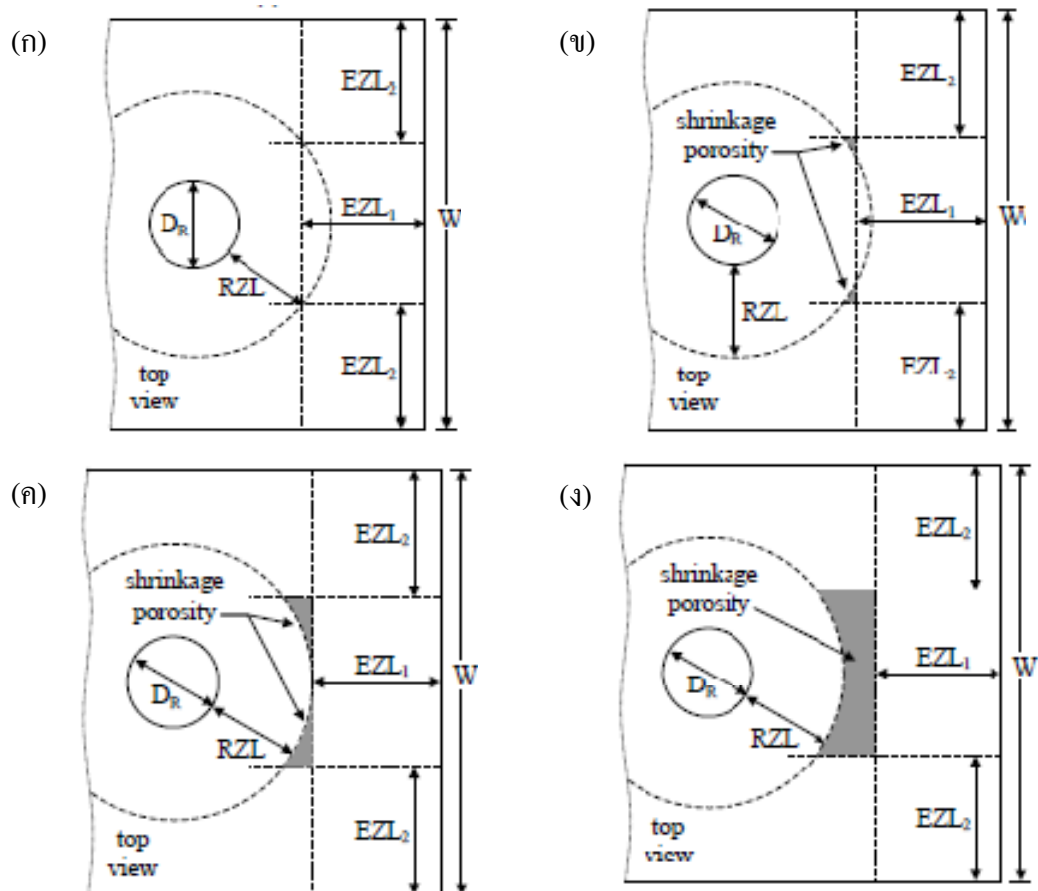
สำหรับการออกแบบระยะการป้อนนั้น ระยะป้อนและการทำรูสันสำหรับหลักการหล่อเหล็กกล้า (Feeding & risering guideline for steel casting) ในแบบทรายขึ้น โดยมี การหาระยะป้อนที่เหมาะสมจากรูสัน และผลของส่วนปลาย (End Zone;  $EZ_1$ ) กับส่วนขอบ ชิ้นงาน (End Zone;  $EZ_2$ ) โดยกล่าวถึงโอกาสในการเกิดโพรงหดตัวที่ตำแหน่งตรงกลางชิ้นงาน โดยโพรงหดตัวกลางชิ้นงานมีการแบ่งออกเป็น 2 แบบ ตามสัดส่วนรูปทรงชิ้นงาน คือ (1) ความกว้างชิ้นงานไม่เกิน 2 เท่าของผลจากส่วนขอบ ( $W \leq 2EZL_2$ ) และ (2) ความกว้างชิ้นงานมากกว่า 2 เท่าของผลจากส่วนขอบ ( $W > 2EZL_2$ ) [12]

สำหรับแบบที่ ความกว้างชิ้นงานไม่เกิน 2 เท่าของผลจากส่วนขอบ ( $W \leq 2EZL_2$ ) ดังรูปที่ 1.14 โดยในรูปที่ 1.14 (ก) เป็นกรณีที่ระยะป้อนจากรูสัน (RZL) ตัดกับระยะจากผลของ ส่วนปลาย ( $EZL_1$ ) จะไม่ก่อให้เกิดปัญหา โพรงหดตัวตรงกลาง แต่เมื่อชิ้นงานมีความยาวเพิ่มขึ้น

สำหรับแบบที่ ความกว้างชิ้นงานมากกว่า 2 เท่าของผลจากส่วนขอบ ( $W > EZL_2$ ) ดังแสดงในรูปที่ 1.14 โดยในรูปที่ 1.15 (ก) เป็นกรณีที่ระยะป้อนจากรูลิ้น (RZL) ตัดกับระยะจากผลของส่วนปลาย ( $EZL_1$ ) และตัดกับระยะจากผลของส่วนขอบ ( $EZL_2$ ) ทั้งสองด้าน จะไม่ก่อให้เกิดปัญหา โพรงหดตัวตรงกลาง แต่สำหรับรูปที่ 1.15 (ข) ระยะป้อนจากรูลิ้น (RZL) ตัดกับระยะผลของส่วนปลาย ( $EZL_1$ ) แต่ไม่ตัดกับระยะผลจากส่วนขอบทั้ง 2 ด้านทำให้เกิดโพรงหดตัวตรงกลางตามตำแหน่งที่ระบุไว้ในรูป ซึ่งเมื่อชิ้นงานมีความยาวมากขึ้นระยะป้อนจากรูลิ้น (RZL) ไม่ตัดกับระยะจากส่วนปลาย ( $EZL_1$ ) และระยะจากขอบ ( $EZL_2$ ) เมื่อระยะที่ไม่ตัดกันมากขึ้น จะทำให้เกิดโพรงหดตัวมากขึ้นตามตำแหน่งที่ระบุไว้ในรูปที่ 1.15 (ค) และ 1.15 (ง) [12]



รูปที่ 1.14 การเกิดโพรงหดตัวของเหล็กกล้าคาร์บอนหล่อแบบ  $W \leq 2E_{ZL2}$  (ก) ความยาวชิ้นงานยังอยู่ภายในระยะตัด RZL และ  $E_{ZL}$  ไม่เกิดโพรงหดตัว (ข) ความยาวของชิ้นงานเกินระยะตัด RZL และ  $E_{ZL}$  เกิดโพรงหดตัวบริเวณกลางชิ้นงาน [12]



รูปที่ 1.15 การเกิดโพรงหดตัวของเหล็กกล้าคาร์บอนหล่อแบบ  $W > 2EZZ_2$  (ก) ชิ้นงานสมบูรณ์ (ข) ชิ้นงานเริ่มเกิดโพรงหดตัวที่รอยต่อระหว่าง RZL และ EZZ (ค) ชิ้นงานเกิดโพรงหดตัวมากขึ้น (ง) ชิ้นงานเกิดโพรงหดตัวมากที่สุด [12]

สำหรับการออกแบบงานหล่อเพื่อชดเชยโพรงอากาศจากการหดตัว (Shrinkage cavities) โดยการใช้รูลันเป็นตัวป้อน ร่วมกับการออกแบบระบบทางเข้าแบบไม่มีแรงดันเพื่อลดการไหลแบบปั่นป่วน ทำให้ต้องใช้น้ำโลหะส่วนหนึ่งสำหรับรูลัน และอีกส่วนหนึ่งสำหรับขนาดของระบบทางเข้าที่มีขนาดโต ทำให้สัดส่วนของผลผลิตที่ได้ (Casting yield) เมื่อเทียบระหว่างน้ำหนักชิ้นงานจริง (Casting part) กับน้ำหนักน้ำโลหะที่ใช้ในงานหล่อทั้งหมดประกอบด้วย รูลัน (Feeder) ระบบทางเข้า (Gating system) และชิ้นงาน (Casting) มีค่าต่ำ การคำนวณ ดังสมการที่ (1.14) [13]

$$\text{Casting Yield} = \frac{\text{Casting}}{\text{Casting} + \text{Runners} + \text{Risers}} \quad (1.14)$$



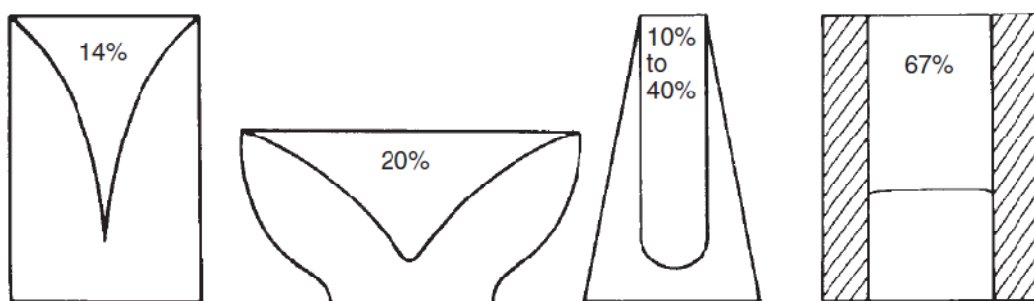
#### 1.2.1.4 คุณภาพงานหล่ออะลูมิเนียม

ถึงแม้ว่าปัจจุบันการหล่ออะลูมิเนียมผสมในแบบทรายจะมีปริมาณประมาณ 11% ของการผลิตอะลูมิเนียมผสมหล่อทั้งหมดทั่วโลก [3] แต่ก็ยังมีปัญหาในชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสมอยู่ ซึ่งปัญหาหลักๆ ในงานหล่ออะลูมิเนียมผสมประกอบด้วย (1) โพรงอากาศ และ โพรงหดตัวในระหว่างการแข็งตัว (2) รวมทั้งการปะปนออกไซด์ฟิล์มหรือสิ่งสกปรกอื่นๆ ในระหว่างการไหลเติมเข้าสู่โพรงแบบหล่อ ทำให้การทดสอบค่าความต้านแรงดึงของชิ้นงานไม่แน่นอน [14]

สำหรับปัญหาการเกิดโพรงอากาศขึ้นปริมาณการละลายของไฮโดรเจน ดังที่ได้กล่าวมาแล้ว ส่วนปัญหาโพรงหดตัวเป็นปัญหาจากการไหลเติมทั้งในช่วงการแข็งตัวเพื่อชดเชยการหดตัวโดยรูตัน และช่วงการเติมระหว่างเดนไดรต์ หากเติมชดเชยไม่ทันในช่วงการแข็งตัวในรูตันก็จะก่อให้เกิดโพรงขนาดใหญ่ที่ตำแหน่งจุดร้อนในชิ้นงาน ส่วนปัญหาการไหลเติมระหว่างเดนไดรต์หากไม่สามารถไหลเติมได้ก็จะก่อให้เกิดปัญหาเป็นโพรงขนาดเล็ก

สำหรับวิธีการหลีกเลี่ยงปัญหาในส่วนของ การไหลเติมเข้าสู่ชิ้นงาน Campbell [13] เสนอให้แก้ไขโดยการออกแบบระบบทางเข้าเพื่อป้องกันการไหลแบบปั่นป่วน และจำกัดความเร็วของน้ำโลหะที่บริเวณทางเข้าของชิ้นงานไม่ให้มีค่าสูงกว่า 0.5 m/s

ส่วนอีกปัญหาที่ส่งผลต่อการเกิดโพรงหดตัวในชิ้นงาน ทำให้ต้องมีการออกแบบรูตันเพื่อป้อนน้ำโลหะชดเชยในระหว่างการแข็งตัว ซึ่ง Campbell [13] ระบุว่าอะลูมิเนียมผสมมีการหดตัวมากกว่า 6% ซึ่งต้องมีการเตรียมน้ำโลหะไว้ในรูตันเพื่อให้เพียงพอสำหรับป้อน แต่รูปทรงของรูตันเป็นสิ่งสำคัญอีกประการหนึ่งเพราะว่าปริมาณของน้ำโลหะเหลือในรูตันไม่เท่ากัน ดังแสดงในรูปที่ 1.16 [14]



รูปที่ 1.16 ปริมาณน้ำโลหะที่เหลือของรูตันรูปทรงต่างๆ [13]

ซึ่งเมื่อประมาณการหัดตัวของอะลูมิเนียมที่ 7% และมีน้ำโลหะเหลือในรูสันรูปทรงทอ 14% จะประมาณหาปริมาตรของน้ำโลหะในรูสันเท่ากับปริมาตรชิ้นงาน ซึ่ง Campbell [14] ระบุว่าสัดส่วนผลได้ของผลผลิตในงานหล่ออะลูมิเนียมแทบไม่เกิน 50% ซึ่งตัวเลขปกติประมาณ 45%

นอกจากนี้ Campbell [13] ยังได้กล่าวถึงกรณีที่มีการออกแบบรูสันแล้วทำให้เกิดรอยต่อแบบตัวที (T-Junction) ระบุว่าต้องให้โมดูลัสของรูสันมีค่ามากกว่าโมดูลัสของชิ้นงานอย่างน้อย 2 เท่า ( $M_r > 2M_c$ ) เพื่อป้องกันปัญหาโพรงหัดตัวใ้รูสัน (Under feeder shrinkage หรือ Under riser shrinkage)

### 1.2.2 เทคโนโลยีการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง

เทคโนโลยีการหล่อโลหะกึ่งของแข็งมีการประยุกต์ใช้กับกระบวนการหล่ออัดรีดขึ้นรูปแรงดันสูงในการผลิตชิ้นงานที่มีสมบัติทางกลที่ดีขึ้น ด้วยต้นทุนพลังงานที่ต่ำลง ซึ่ง Flemings [2] ได้สรุปคุณลักษณะของการขึ้นรูปชิ้นงานจากโลหะกึ่งของแข็งไว้ ดังนี้

(1) พฤติกรรมการไหลของสเลอรัรีระหว่างกระบวนการไหลป้อนเข้าสู่แม่พิมพ์สเลอรัรีที่มีอนุภาคของแข็งเริ่มต้นมีความหนืดสูงกว่าน้ำโลหะ ทำให้พฤติกรรมการไหลเข้าสู่แม่พิมพ์หรือแบบหล่อราบเรียบกว่าเดิมทำให้โอกาสที่จะจับตัวกับอากาศระหว่างกระบวนการป้อนน้อยลง

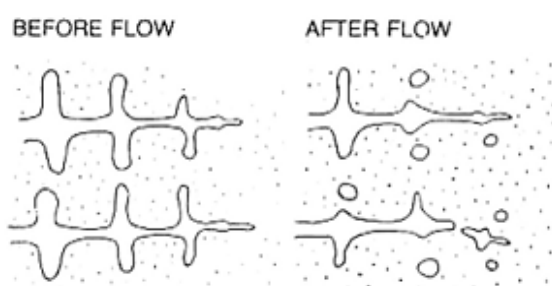
(2) ความสามารถในการละลายของไฮโดรเจนลดลง ดังที่ Campbell [4] ได้แสดงความสามารถในการละลายของไฮโดรเจนที่ลดลงเมื่ออุณหภูมิต่ำลง

(3) การหัดตัวที่น้อยลงอันเนื่องมาจากการใช้อุณหภูมิเต่ำทำให้สามารถลดการหัดตัวของโลหะหล่อ

(4) โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านจากการหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งเป็นแบบไม่เป็นเดนไดรต์ทำให้มีขนาดเล็กลงเมื่อเทียบกับโครงสร้างเดนไดรต์แบบเดิมส่งผลให้สมบัติเชิงกลดีขึ้น

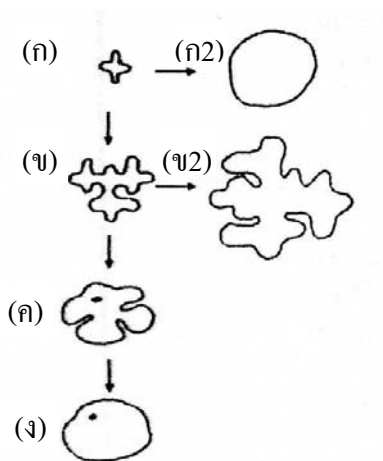
นอกจากนี้ยังมีปัจจัยที่เกี่ยวข้องกับด้านต้นทุน เช่น ใช้พลังงานในการหลอมต่ำกว่า การสึกหรอของเตาหลอม วัสดุทนไฟ และแม่พิมพ์ที่ใช้ในการหล่อน้อยกว่า รวมทั้งต้นทุนในการบำบัดมลภาวะที่ออกสู่สิ่งแวดล้อมที่อุณหภูมิเต่ำทำให้มีค่าใช้จ่ายน้อยกว่า

ซึ่งกลไกสำหรับการเกิดอนุภาคกึ่งของแข็ง (Solid particles) ยังมีแนวคิดที่แตกต่างกันระหว่างกลุ่มนักวิจัยที่เชื่อว่าเป็นการสร้างนิวเคลียส (Nucleation) กับกลุ่มที่เชื่อว่าเป็นการหักเดนไดรต์ (Fragmentation) โดยแนวคิดในการเกิดอนุภาคกึ่งของแข็งแบบหักเดนไดรต์นั้น



รูปที่ 1.17 การเกิดเดนไดรต์ทวิคูณจากการแตกหักของเดนไดรต์ [13]

ส่วนขั้นตอนการเติบโต (Coarsening) ของเกรนทวิคูณ Flemings and Martinez [15] และ Yurko *et al.* [16] ได้อธิบายขั้นตอนการโตของเกรน ดังรูปที่ 1.18



รูปที่ 1.18 การเกิดเกรนของโลหะกึ่งของแข็ง [16]

ภายหลังที่เกิดเกรนแบบทวิคูณ เกรนดังกล่าวจะโตขึ้นตามรูปที่ 1.18 โดยขึ้นกับเงื่อนไขต่างๆ ดังนี้

(1) หากจำนวนเกรนทวิคูณมีขนาดเล็กและจำนวนมากพอ ก็จะโตตามเส้นทางจาก (ก) ไปสู่ (ก2) เป็นเกรนทรงกลมอย่างสมบูรณ์โดยไม่กักเฟสยูเทคติกไว้ข้างในเฟสอัลฟา

(2) หากเกรนมีจำนวนมากพอ แต่ระดับอุณหภูมิคงที่ (Isothermal holding) หรือเกิดการเย็นตัวช้า จะกลายเป็นโครงสร้างโลหะกิ่งของแข็งที่มีเฟสยูเทคติก (Eutectic) โคนกักติดอยู่ข้างในเฟสอัลฟาตามขั้นตอนในรูปที่ 1.18 ตั้งแต่ (ก)-(ข)-(ค)-(ง) โดยโครงสร้างชั้นกลางคล้ายดอกกุหลาบ (ค) เรียกว่า “โรเซตต์” (Rosette)

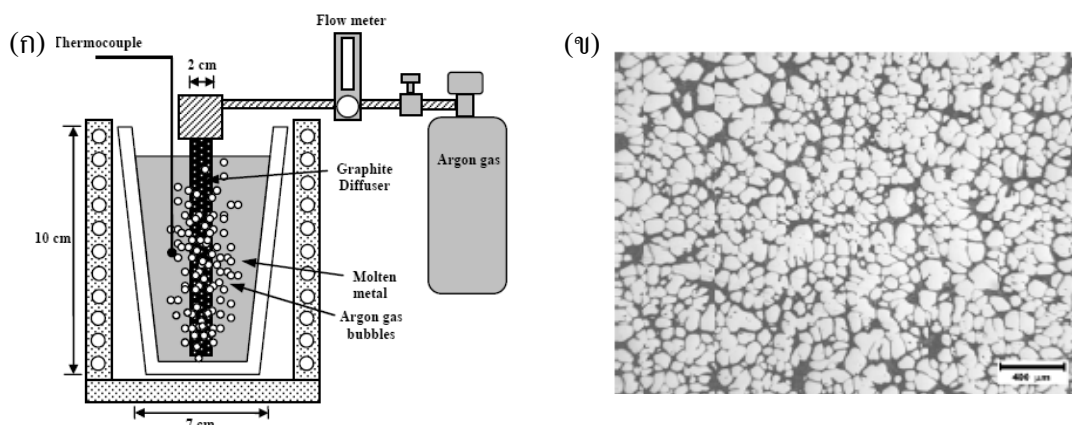
(3) หากปริมาณเกรนทวิคูณน้อยเกิน หรือความหนาแน่นของเกรนต่ำ เกรนจะโตเป็นโครงสร้างกิ่งไม้ตามเส้นทางในรูปที่ 1.18 จากรูป (ข) ไปสู่ (ข2)

สำหรับการพัฒนาประยุกต์ใช้กระบวนการหล่อโลหะกิ่งของแข็งในการหล่อแบบแรงดันต่ำ เทคนิคในการผลิตโลหะกิ่งของแข็งต้องสามารถผลิตสเลอรี่ที่มีสัดส่วนของแข็งต่ำ (Low solid fraction) เพื่อให้สามารถไหลตัวได้ โดยต้องมีการศึกษาความสามารถในการไหลของสเลอรี่ภายใต้แรงต่ำ เพื่อให้สามารถนำความรู้ความเข้าใจไปออกแบบระบบทางเข้าของงานหล่อที่โลหะหล่อมีความหนืดสูงกว่าเดิม

### 1.2.2.1 ศักยภาพของการหล่อโลหะกิ่งของแข็งในแบบหล่อทราย

เมื่อพิจารณาถึงต้นทุนแม่พิมพ์สำหรับกระบวนการหล่อชนิดแรงดันสูง ต้องเป็นการผลิตแบบเชิงปริมาณ (Mass production) จึงจะคุ้มค่าในทางเศรษฐศาสตร์ [17] ในขณะที่การผลิตชิ้นงานแบบน้อยชิ้น (Small batch) ชิ้นงานมีความซับซ้อน (Complex shape) และชิ้นส่วนทดแทน (Replacement) มักจะใช้กระบวนการหล่อแบบเท (Gravity casting) ลงในแบบหล่อทรายที่ใช้แรงโน้มถ่วงในการป้อนน้ำโลหะเข้าสู่ช่องว่างภายในแบบหล่อ โดยการหล่อในแบบทรายที่ใช้แรงโน้มถ่วงในการป้อนโลหะหล่อเข้าสู่ชิ้นงาน ต้องใช้เทคนิคการผลิตโลหะกิ่งของแข็งที่มีศักยภาพในการการผลิตที่สัดส่วนของแข็งต่ำ เช่น กระบวนการ GISS

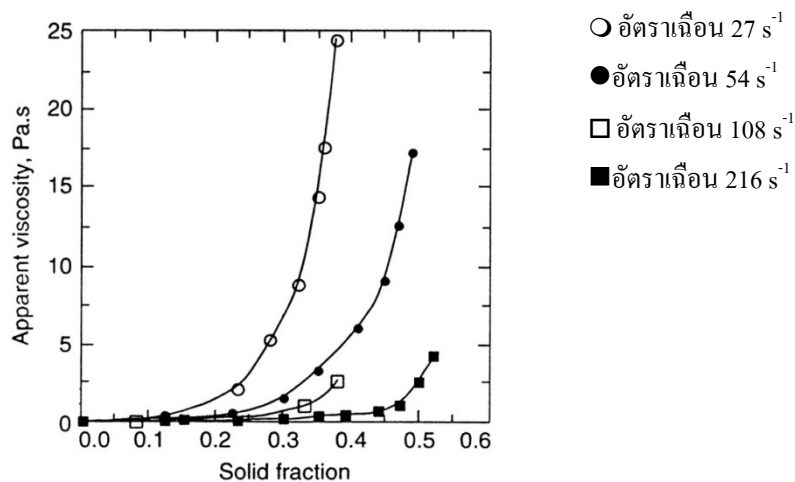
เทคนิคการเตรียมโลหะกิ่งของแข็งแบบปล่อยฟองแก๊ส อาศัยหลักการปล่อยฟองแก๊สเฉื่อย เช่น อาร์กอน หรือแก๊สไนโตรเจน ผ่านแท่งแกรไฟต์พูนลงในโลหะหลอมเหลวที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิวิกฤต ทำให้เกิดการสร้างนิวเคลียสรวมกับการแตกหักของเดนไดรต์เพื่อทำให้เกิดเกรนทวิคูณจำนวนมาก สำหรับหลักการปล่อยฟองแก๊สลงน้ำโลหะผ่านแท่งแกรไฟต์พูน ดังแสดงในรูปที่ 1.19 (ก) [18] และเมื่อทดลองปล่อยฟองแก๊สอาร์กอนลงในอะลูมิเนียมผสมเกรด A357 หลอมเหลวที่อุณหภูมิ 625 °C และตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทั้งตำแหน่งด้านบนและล่างของเบ้า มีโครงสร้างแบบเกรนก้อนกลม ดังรูปที่ 1.19 [ข]



รูปที่ 1.19 (ก) กระบวนการ GISS และ (ข) โครงสร้างจุลภาคที่ตำแหน่งด้านบนของเบ้า [18]

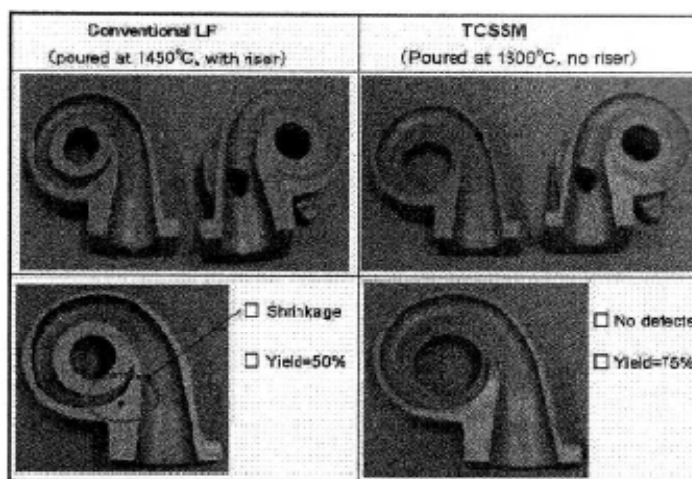
ถึงแม้ว่าการที่สเลอรี่ที่ใช้ในการหล่อมีความหนืดที่เพิ่มขึ้นอันเนื่องมาจากอนุภาคของแข็งในสเลอรี่ แต่ Kirkwood *et al.* [1] เสนอข้อมูลความหนืดของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 ที่สัดส่วนของแข็งต่ำ ซึ่งแสดงให้เห็นว่าที่สัดส่วนของแข็งน้อยกว่า 10% ค่าความหนืดมีค่าความหนืดน้อยมาก ที่ทุกอัตราการเฉือน (Shear rate) ดังแสดงในกราฟรูปที่ 1.20

แต่ในขณะเดียวกันค่าความหนืดที่ต่ำทำให้พฤติกรรมการไหลของสเลอรี่เข้าสู่โมลด์เปลี่ยนไปราบเรียบมากขึ้น เมื่อคำนวณหาค่าดัชนีเรย์โนลด์ ตามสมการที่ (1.6) ส่งผลให้ลดปัญหาการจับกับอากาศ และการปนเปื้อนออกไซด์ฟิล์ม นอกจากนี้คุณสมบัติที่ต่ำของสเลอรี่ทำให้อัตราการละลายแก่ลดลง และลดอัตราการหดตัว คุณลักษณะที่กล่าวมาทั้งหมด เป็นสาเหตุที่ทำให้สมบัติของชิ้นงานเพิ่มขึ้น



รูปที่ 1.20 ความหนืดของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 เทียบกับสัดส่วนของแข็ง [1]

การประยุกต์ใช้กระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งแบบใช้แรงดันต่ำมีรายงานผลการใช้กระบวนการหล่อเหล็กเหนียว (Ductile cast iron) แบบโลหะกึ่งของแข็ง โดย Masahito *et al.* [19] ในแบบหล่อทรายโดยใช้ร่วมกับกระสวนโฟม ซึ่งเรียกว่าการหล่อแบบโฟมหาย (Lost foam) โดยมีการพัฒนากระบวนการหล่อที่เรียกว่า การหล่อโลหะกึ่งของแข็งแบบควบคุม ขณะเกิดการเปลี่ยนแปลง (Transition Controlled Semi Solid Molding; TCSSM) ร่วมกับกระสวนโฟม เพื่อลดปัญหาสเลอรี่ (สัดส่วนของแข็งช่วง 0.1 – 0.3) กัดกร่อนผนังแบบทรายขณะเทสเลอรี่ ลงสู่ช่องว่างภายในแบบ (Mold wash) และปัญหาการไหลไม่เต็ม (Cold shut) ต่อมางานวิจัยนี้ได้เพิ่มอุณหภูมิเทที่อุณหภูมิ 1250 °C ร่วมกับการดูดสุญญากาศ (Vacuum) เพื่อเพิ่มความสามารถไหลป้อนสเลอรี่ และใช้กระสวนโฟม โดยกระบวนการที่ได้รับการพัฒนาดังกล่าว สามารถผลิตโครงสร้างของปั๊มเทอร์โบ ดังรูปที่ 1.21 ที่สามารถลดปัญหาการเกิดโพรงหดตัว (Shrinkage) โดยไม่จำเป็นต้องมีรูสัน โดยสัดส่วนผลได้ของผลผลิต (Casting yield) เพิ่มจาก 50% เป็น 70% นอกจากนี้ยังสามารถลดปริมาณการใช้พลังงาน และผลกระทบต่อสิ่งแวดล้อมในการทำงานที่อุณหภูมิต่ำลง



รูปที่ 1.21 การเปรียบเทียบชิ้นงานระหว่างกระบวนการหล่อแบบเดิมและกระบวนการหล่อแบบ TCSSM [19]

ส่วนการศึกษาสมบัติทางกลของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง Dey *et al.* [20] ได้รายงานผลการศึกษาเชิงเปรียบเทียบสมบัติทางกล และการสึกหรอระหว่างชิ้นงานอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม A356 ที่ผลิตจากกระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งแบบรีโอแคสติง กับ

เมื่อนำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการผลิตแบบเดิมและแบบรีโอแคสติง มาทดสอบค่าความต้านแรงดึงพบว่า ชิ้นงานผ่านกระบวนการรีโอแคสติงมีค่าความต้านแรงดึงสูงสุด (UTS) และค่าความยืดเมื่อขาด (Elongation) ต่ำกว่าอย่างเห็นได้ชัด ค่าดังแสดงในตารางที่ 1.2

ตารางที่ 1.2 สมบัติทางกลของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการหล่อแบบเดิม และรีโอแคสติง [20]

ชิ้นงาน	ความแข็งแรง	ความต้าน	ความยืดเมื่อ	ความแข็ง (VPN)
	คราก (MPa)	แรงดึงสูงสุด (MPa)	ขาด (%)	
การหล่อแบบเดิม	79.0	143.0	4.12	83.3
รีโอแคสติง	117.0	203.5	6.30	88.6
การหล่อแบบเดิม หลังการรีดลดขนาด 70%	179.0	196.5	2.20	87.2
รีโอแคสติงหลังการรีดลดขนาด 70%	217.0	232.2	2.60	94.0

โดยชิ้นงานจากกระบวนการหล่อแบบเดิมมีค่าความต้านแรงดึงสูงสุด (UTS) 143.0 MPa ในขณะที่ชิ้นงานรีโอแคสติงมีค่า 203.5 MPa และเมื่อนำไปลดขนาด 70 % ชิ้นงานจากกระบวนการแบบเดิม มีค่า 196.5 MPa ต่ำกว่าชิ้นงานจากกระบวนการรีโอแคสติงที่มีค่า 232.2 MPa

ผลของการทดสอบการสึกหรอเปรียบเทียบระหว่างชิ้นงานทั้งสองกระบวนการแสดงให้เห็นว่าค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการแบบเดิม มีค่าสูงกว่าอย่างเห็นได้ชัด ผลจากการศึกษา ดังกล่าว Dey *et al.* [20] สรุปดังนี้

(1) โครงสร้างของชิ้นงานจากกระบวนการหล่อแบบเดิมเป็นเดนไดรต์อย่างชัดเจน ในขณะที่ชิ้นงานหล่อจากกระบวนการรีโอแคสติงมีโครงสร้างเฟสอัลฟาปฐมภูมิแทบจะเป็นก้อนกลม

(2) ชิ้นงานที่หล่อจากกระบวนการรีโอแคสติงแสดงให้เห็นสมบัติเชิงกลที่ดีกว่าภายหลังจากกระบวนการรีดร้อน

(3) ชิ้นงานที่หล่อจากกระบวนการรีโอแคสติงมีความสามารถด้านการสึกหรอสูงกว่า

จากผลงานวิจัย Masahito *et al.* [19] ในการขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็งสำหรับเหล็กเหนียวโดยใช้วิธีการดูดสุญญากาศ แสดงให้เห็นศักยภาพของการขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็งในแบบหล่อทรายโดยใช้แรงโน้มถ่วงในการป้อน และสมบัติทางกลที่ขึ้นของชิ้นงานอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 ในงานของ Dey *et al.* [20] แสดงให้เห็นถึงศักยภาพของการหล่อโลหะกึ่งของแข็งในแบบหล่อทรายโดยใช้แรงโน้มถ่วง

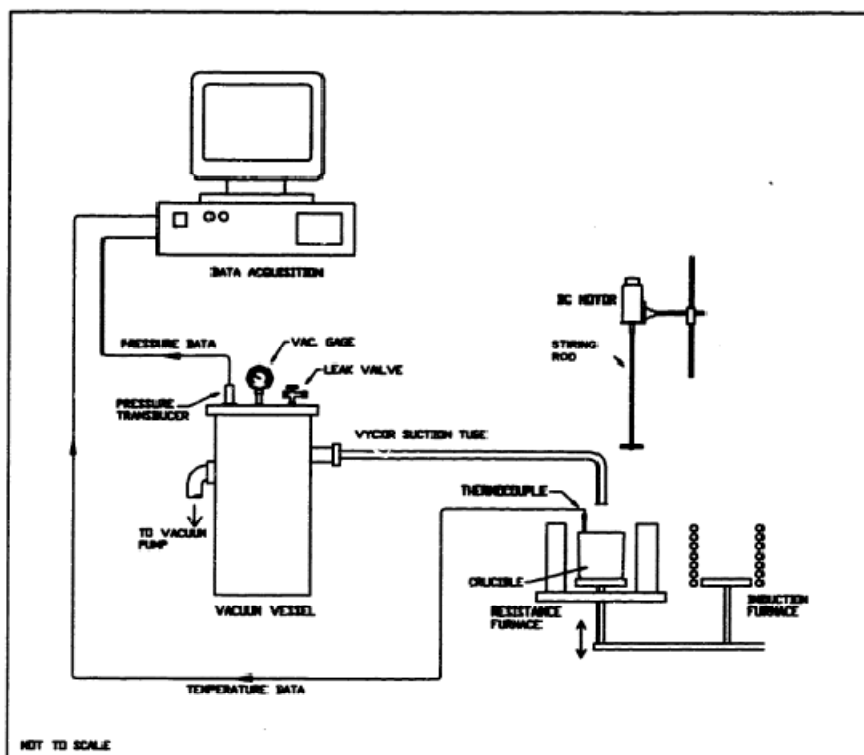
### 1.2.2.2 การวัดความสามารถในการไหลของโลหะหล่อ

ถึงแม้ว่าความหนืดของสเลอรี่ส์ต์ส่วนของแข็งต่ำ ( $<0.1$ ) จะแสดงให้เห็นว่ามีค่าไม่ต่ำลงมากนัก แต่ก็มีผู้ประยุกต์กระบวนการหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งในแบบหล่อที่ใช้แรงดันต่ำ โดยเฉพาะในแบบทรายน้อย ดังนั้นเพื่อเป็นการให้ข้อมูลพื้นฐานที่สำคัญของช่างหล่อเพื่อออกแบบงานหล่อ จึงต้องมีข้อมูลเกี่ยวกับความสามารถในการไหลของสเลอรี่ส์ เพื่อให้ช่างหล่อสามารถออกแบบระบบทางเข้า และรูปทรงชิ้นงานให้เหมาะสม

การศึกษาความสามารถในการไหลของโลหะกึ่งของแข็งที่ผ่านมา มีรายงานผลการวิจัยด้านความสามารถในการไหลของโลหะกึ่งของแข็งโดย Mirzadeh and Niroumand [17] Sumartha *et al.* [21] และ Wannasin *et al.* [22] และมีการพัฒนาเครื่องมือและอุปกรณ์การวัดเพื่อลดความผิดพลาดของผู้ปฏิบัติงาน โดย Di Sabatino *et al.* [9]

Sumartha *et al.* [21] ได้ศึกษาความสามารถของการไหลของอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 กึ่งของแข็ง โดยเปรียบเทียบระหว่างการเตรียมโลหะกึ่งของแข็งจากอินกอต “ธิกโซแคสติง” (Thixocasting) กับการเตรียมโลหะกึ่งของแข็งจากโลหะเหลว “รีโอแคสติง” (Rheocasting) โดยออกแบบการทดลองให้สามารถเตรียมโลหะกึ่งของแข็งแบบรีโอแคสติงจากการกวน และการอุ่นพร้อมทั้งใช้คลื่นแม่เหล็กในแบบธิกโซแคสติง เมื่อถึงสัดส่วนของแข็งที่กำหนดให้มีการดูดเข้าสู่ท่อตามที่กำหนด ถ่ายรูปลักษณะการไหล และเก็บข้อมูลเข้าสู่คอมพิวเตอร์ รายละเอียดของการทดลองดังแสดงในรูปที่ 1.22





รูปที่ 1.22 ผังแสดงการทดสอบความสามารถในการไหลโดยการดูดสุญญากาศ [21]

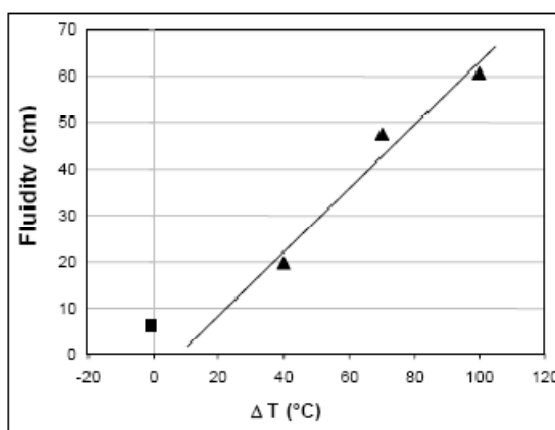
โดยความสามารถในการไหลแปรผกผันกับปริมาณสัดส่วนของแข็ง และที่สัดส่วนของแข็งเท่ากันโลหะกึ่งของแข็งแบบรีโอแคสติงมีความสามารถในการไหลมากกว่าโลหะกึ่งของแข็งแบบริกโซแคสติง

Wannasin *et al.* [22] รายงานผลที่แสดงให้เห็นถึงศักยภาพของการหล่อสเลอรัรีโดยใช้แรงดันต่ำ โดยการศึกษาในอะลูมิเนียมผสมอะลูมิเนียมผสมทองแดงเกรด B206 และผลิตโลหะกึ่งของแข็งจากเทคนิค SSR<sup>TM</sup> โดยทดสอบความสามารถในการไหลเฉพาะในแบบโมลด์โลหะที่สัดส่วนของแข็ง 5% ส่วนการหล่อแบบเดิม กำหนดอุณหภูมิเทน้ำโลหะสูงกว่าจุดหลอมเหลว 40 70 และ 100 °C และอุณหภูมิที่อุณหภูมิ 425 °C ซึ่งงานทดสอบความสามารถในการไหลที่ได้ ดังรูปที่ 1.23



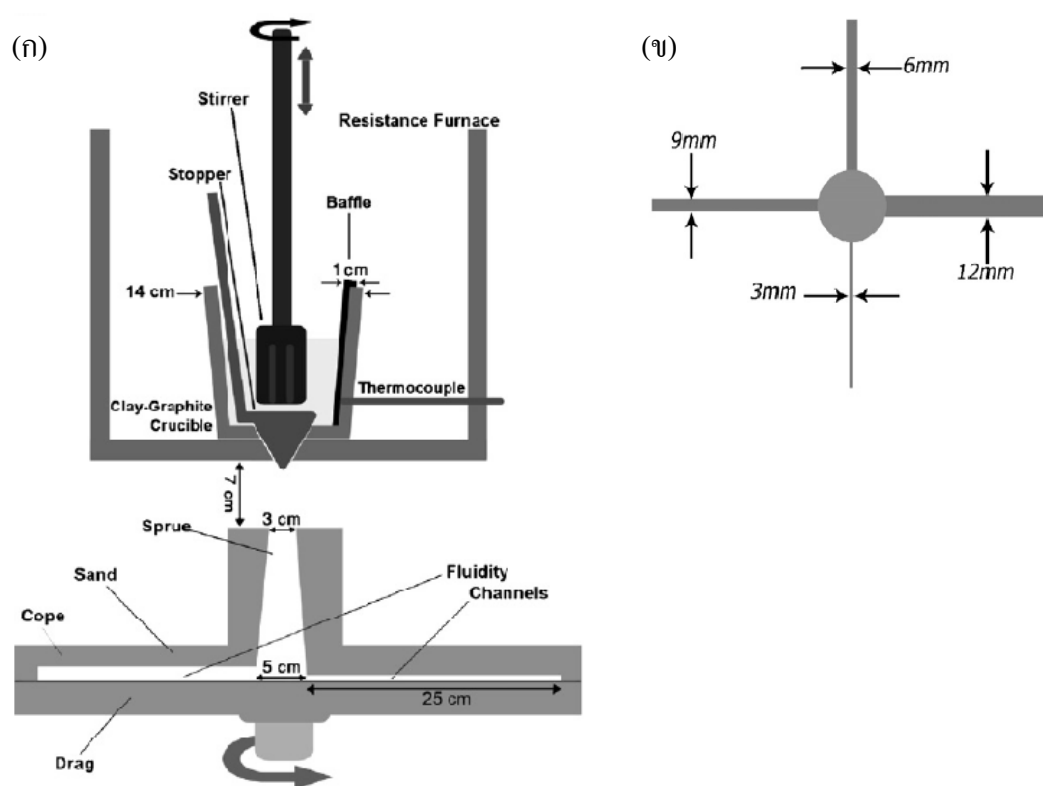
รูปที่ 1.23 ชิ้นงานทดสอบความสามารถการไหล [22]

Wannasin *et al.* [22] รายงานผลด้านความสามารถไหลในรูปความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิเหนือน้ำโลหะที่สูงกว่าจุดหลอมเหลวกับความสามารถในการไหล ซึ่งสามารถสรุปว่าความสามารถในการไหลขึ้นกับระดับอุณหภูมิที่ใช้ หากอุณหภูมิเหนือน้ำโลหะสูงขึ้น ความสามารถในการไหลมากขึ้น ดังสัญลักษณ์รูปสามเหลี่ยม ในกราฟรูปที่ 1.24 ส่วนความสามารถในการไหลของโลหะแข็งต่ำกว่าการไหลของน้ำโลหะที่อุณหภูมิสูง แต่เมื่อพิจารณาจากกราฟพบว่ากราฟมีการเปลี่ยนแปลงรูปแบบสำหรับความสามารถในการไหลที่สัดส่วนของแข็ง 5% โดยคณะผู้วิจัยสรุปว่ามีความเป็นไปได้ในการใช้กับแบบหล่อแรงโน้มถ่วงแรงดันต่ำ



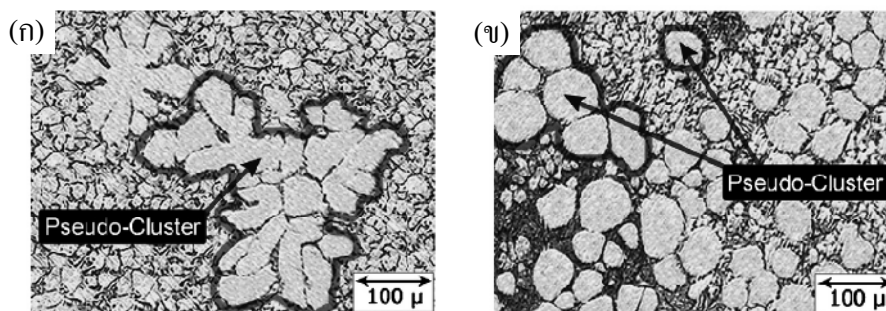
รูปที่ 1.24 ความสามารถในการไหลของ Al-Cu เกรด B206 ที่สัดส่วนของแข็ง 5% และอุณหภูมิเหนือน้ำโลหะต่างๆ [22]

การศึกษาความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียมผสมซิลิกอน 7% ในการหล่อเหวียงของ Mirzadeh and Niroumand [17] ที่ผลิตโลหะกึ่งของแข็งจากการกวนน้ำโลหะประมาณ 500 g แล้วปล่อยสเลอรัลทางด้านล่างของเบ้าที่อยู่ห่างจากทางลง 7 cm แล้วหมุนเหวียงป้อนน้ำโลหะเข้าสู่แบบทรายที่ความเร็วรอบแตกต่างกันตั้งแต่ 0 – 200 rpm โดยเรียกกระบวนการดังกล่าวว่า Rheo-Centrifugal Casting (RCC) ขนาดของชิ้นงานในแบบทราย ยาว 250 mm และมีขนาดความกว้างชิ้นงาน 3 6 9 และ 12 mm รายละเอียดของเครื่องมือและอุปกรณ์การทดลอง ดังรูปที่ 1.25 (ก) ขนาดของแบบหล่อทราย ดังรูปที่ 1.25 (ข)



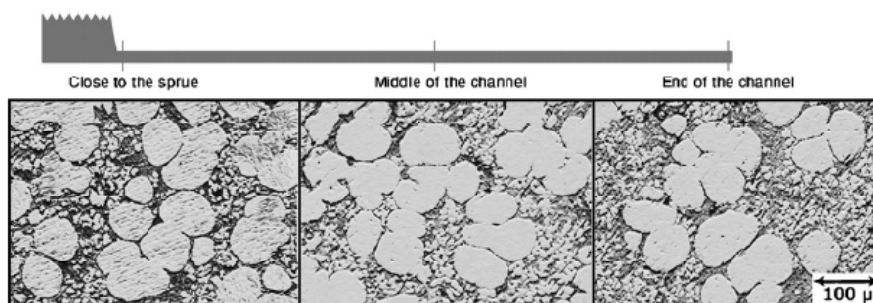
รูปที่ 1.25 (ก) เครื่องมือและอุปกรณ์ทดลอง และ (ข) ขนาดของชิ้นงานในแบบหล่อทราย [17]

จากผลของตัวแปรความเร็วรอบการหมุนกวนน้ำโลหะทำให้เกิดโครงสร้างจุลภาคที่แตกต่างกัน โดย Pseudo-Cluster ที่ความเร็วรอบการหมุนกวนที่ 1500 rpm มีความกลมมากกว่าความเร็วรอบหมุนกวนที่ 100 rpm ดังรูปที่ 1.26 ซึ่งทำให้เกิดการไหลได้ง่ายกว่า



รูปที่ 1.26 ผลจากความเร็วยวรอบ (ก) ความเร็วยวรอบ 100 rpm และ (ข) ความเร็วยวรอบ 1500 rpm [17]

ส่วนการแยกตัว (Segregation) ระหว่างส่วนที่เป็นโลหะเหลว และส่วนที่เป็นของแข็งในสเลอร์รี่ เมื่อศึกษาที่สัดส่วนของแข็งสเลอร์รี่ 50% วิเคราะห์ที่ตำแหน่งความยาวชิ้นงานแตกต่างกัน ของชิ้นงานขนาด 3 mm ความเร็วยวรอบหมุนเหวี่ยง 100 rpm พบว่าสัดส่วนของแข็งตำแหน่งใกล้ทางลง (Sprue base) มีสัดส่วนของแข็งประมาณ 55% และตำแหน่งปลายชิ้นงานมีสัดส่วนของแข็งประมาณ 44 % โดยโครงสร้างจุลภาคที่วิเคราะห์ที่ตำแหน่งต่างๆ ดังแสดงในรูปที่ 1.27



รูปที่ 1.27 การแยกตัวของระหว่างอนุภาคของแข็งกับส่วนที่หลอมเหลว [17]

ซึ่งผู้วิจัย Mirzadeh and Niroumand [17] สรุปผล ดังนี้

(1) ความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียม 7% ซิลิกอน เพิ่มตามปริมาณของสัดส่วนเหลวเกือบเป็นเส้นตรง

(2) ความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียม 7% ซิลิกอน เพิ่มตามพื้นที่หน้าตัดชิ้นงาน และแรงเหวี่ยงในการหมุนแบบหล่อ ตามความสัมพันธ์  $L_f \propto e^{nr}$  โดยที่  $n$  คือ แรงหมุนเหวี่ยงและ  $r$  คือพื้นที่หน้าตัด

(3) สมการอย่างง่ายในการหาความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียม 7% ซิลิกอนกึ่งของแข็งที่เตรียมจาก RCC ตามสมการ  $L_f = Be^m f_L^2$  ซึ่งทำให้สามารถปรับค่าตัวแปรต่างๆ เพื่อให้สามารถป้อนเต็มชิ้นงานหล่อได้

(4) ความสามารถการไหลของอะลูมิเนียมผสม 7% ซิลิกอนกึ่งของแข็ง สามารถเพิ่มได้โดยการเพิ่มการแรงหมุนเหวี่ยงซึ่งจะมีผลชัดเจนสำหรับชิ้นงานพื้นที่หน้าตัดหนา

(5) ความสามารถการไหลของอะลูมิเนียม 7% ซิลิกอน สามารถเพิ่มให้สูงโดยเพิ่มความเร็วยรอบการหมุน ซึ่งส่งผลให้ Pseudo-Cluster เล็กลงและกลมขึ้น

(6) การแยกตัวของระหว่างโลหะส่วนที่เป็นของเหลวกับส่วนที่เป็นของแข็งเกิดขึ้นบางส่วนตลอดความยาวชิ้นงาน ซึ่งมีแนวโน้มแยกตัวมากขึ้นเมื่อพื้นที่หน้าตัดขนาดเล็ก แต่ก็ไม่ส่งผลต่อชิ้นงานหล่อจากกระบวนการหล่อเหวี่ยงแบบรีโอแคสติง (RCC)

หากพิจารณาถึงความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียมผสมกึ่งของแข็งมีรายงานของ Brabazon *et al.* [23] ที่ศึกษาพฤติกรรมของสเลอร์รี่ A356 และพบว่าสัดส่วนที่อนุภาคของแข็งเริ่มเกาะกันทำให้ทอร์คของเครื่องทดสอบหมุนสูงขึ้นที่ปริมาณ 0.45 ในขณะที่ปริมาณเดนไดรต์ที่เริ่มเกาะตัวกันในแบบโลหะเหลวอยู่ที่ 0.30 [10] แสดงว่าปริมาณที่อนุภาคของแข็งเริ่มเกาะกันแล้วทำให้ และทำให้หยุดไหลนั้น

นอกจากนี้ในงานของ Murakami *et al.* [24] ได้รายงานความสามารถในการไหลของสเลอร์รี่ 356 ในการทดสอบความสามารถในการไหลในไดแคสติงที่แสดงว่าอนุภาคของแข็งในสเลอร์รี่ที่มีขนาดเล็กกว่ามีความสามารถในการไหลของสเลอร์รี่ที่มีอนุภาคของแข็งโตกว่า

จากรายงานผลการทดลองการประยุกต์ใช้วัดความสามารถการไหลในแบบดูดสุญญากาศในสเลอร์รี่ของ Sumartha *et al.* [21] แสดงให้เห็นว่าสามารถประยุกต์ใช้วิธีการวัดความสามารถการไหลแบบดูดสุญญากาศที่ใช้กันมาในอดีตร่วมกับสเลอร์รี่ ส่วน Mirzadeh and Niroumand [17] ก็พิสูจน์ว่าสเลอร์รี่ที่แรงดันต่ำจากการหมุนเหวี่ยงในการหล่อ (Centrifugal casting) สามารถไหลเข้าสู่แบบทรายสำหรับวัดความสามารถในการไหลได้ รวมทั้งการพัฒนาอุปกรณ์ทดสอบความสามารถในการไหลของ Di Sabatino *et al.* [9] ซึ่งออกแบบอุปกรณ์ควบคุมการเปิดปิดด้วยระบบนิวแมติกส์เพื่อควบคุมความเร็วเริ่มต้นน้ำโลหะ น่าจะสามารถประยุกต์ใช้วัดความสามารถในการไหลของสเลอร์รี่กับแบบทรายที่มีช่องว่างแบบวงก้นหอย (Spiral mold)

### 1.2.2.3 การออกแบบระบบทางเข้าในงานหล่อโลหะกึ่งของแข็ง

การออกแบบระบบทางเข้าของโลหะหล่อเพื่อเข้าสู่แบบหล่อ ถือเป็นองค์ประกอบสำคัญที่ส่งผลถึงคุณภาพชิ้นงาน ซึ่งต้องป้อนโลหะหล่อเข้าเต็มแบบก่อนที่จะแข็งตัว พร้อมทั้งพฤติกรรมระหว่างการไหลป้อนแบบราบเรียบ รวมทั้งการมีรูสลิ้นเพื่อชะดเซกการหดตัวระหว่างการแข็งตัว สำหรับการออกแบบทางเข้า โดยจุดอ่อนที่สำคัญสำหรับชิ้นงานที่ผลิตจากกระบวนการหล่อฉีดแรงดันสูง คือ ความเร็วน้ำโลหะสูงก่อให้เกิดการไหลแบบปั่นป่วน ทำให้อากาศติดอยู่ภายในชิ้นงาน ทำให้ชิ้นงานไม่สามารถอบหุงเพื่อปรับปรุงสมบัติด้วยกระบวนการทางความร้อน T6 เพราะจะทำให้อากาศที่ถูกจับตัว เกิดการขยายตัว ระหว่างกระบวนการอบละลาย และทำให้เกิดรอยโป่งพอง (Blister)

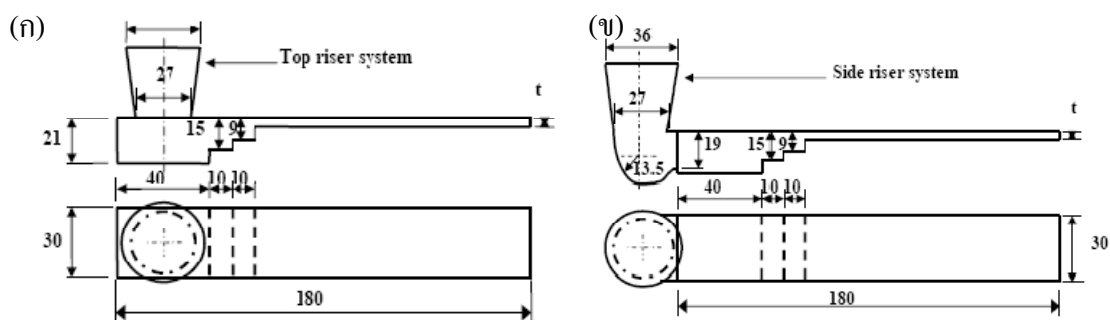
สำหรับหล่อสเตอร์รี่ด้วยกระบวนการหล่อฉีดแรงดันสูงนั้น Kirkwood *et al.* [1] ได้กล่าวถึงหลักเกณฑ์ไว้ดังนี้

(1) การออกแบบทางเข้าว่าต้องมีขนาดทางเข้า และทางวิ่งที่โตกว่าแบบเดิม เพื่อป้อนน้ำโลหะเข้าสู่แบบหล่อให้เต็มอย่างรวดเร็ว โดยไม่เกิดการไหลแบบปั่นป่วน และไม่เกิดการจับอากาศ (Air entrapment) ซึ่งเป็นข้อที่ด้อยที่สำคัญที่สุดของการหล่อฉีดแรงดันสูง ซึ่งมีผลสำหรับงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งสามารถให้ความเร็วน้ำโลหะสูงกว่าการหล่อแบบสควิช เนื่องจากความหนืดที่ปรากฏสูงกว่าเมื่อเทียบกับการหล่อแบบน้ำโลหะ ทำให้สามารถลดการไหลแบบปั่นป่วน และสามารถผลิตชิ้นงานบางๆ ได้ถึง 2 mm [1]

(2) ทางเข้า และทางวิ่งต้องหนาเพียงพอเพื่อให้สามารถที่จะป้อนตลอดช่วงระยะเวลาการแข็งตัว ในทางปฏิบัติทางเข้า และทางวิ่งต้องหนาไม่น้อยกว่า 0.9 เท่าของชิ้นงาน

โดยการหล่อฉีดแรงดันสูงสำหรับสเตอร์รี่นั้น Kirkwood *et al.* [1] ระบุว่ามีความแตกต่างจากการหล่อฉีดแรงดันสูงแบบเดิม โดยการไหลของสเตอร์รี่เข้าสู่โมลด์ต้องเป็นแบบเป็นแนวระนาบ โดยที่ไม่มีเกิดการไหลแบบปั่นป่วน และ ต้องมีช่องว่างสำหรับกักเก็บอากาศหรือทางระบายอากาศ สำหรับอากาศที่ถูกคั้นจากการไหลแบบแนวระนาบ (Planar front) นอกจากนี้สำหรับการหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็ง โดยปกติต้องออกแบบทางวิ่ง และทางเข้าให้มีลำดับการแข็งตัวย้อนกลับมาจากชิ้นงานสู่ทางวิ่ง และทางเข้าเป็นลำดับสุดท้าย โดยที่ทางเข้าต้องหนาพอสำหรับการแข็งตัวหลังชิ้นงาน ซึ่งทำให้แตกต่างจากการหล่อแบบเดิมที่ทางเข้าเล็กกว่า นอกจากนี้ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งมันวาวกว่า เนื่องจากไม่มีอากาศอยู่ภายใต้ผิวชิ้นงาน [1]

การศึกษาความสามารถในการไหลโดยที่ชิ้นงานมีลักษณะเป็นแผ่นแบนหนาไม่เท่ากันเป็นชั้นบันได ได้มีการรายงานผลโดย Ramadan *et al.* [25] ที่ศึกษาความสามารถในการไหลของเหล็กหล่อเทาถึงของแข็งในแบบหล่อทรายโดยได้ออกแบบชิ้นงานที่มีความหนาแตกต่างกัน โดยมีทั้งรูล้นด้านบน และ รูล้น ด้านข้าง รายละเอียดดังรูปที่ 1.28



รูปที่ 1.28 ชิ้นงานแบบแผ่นเพื่อทดสอบความสามารถในการไหล [20]

Ramadan *et al.* [25] สรุปผลจากการทดลองไว้ ดังนี้

(1) พบว่าชิ้นงานที่หล่อจากการออกแบบรูล้นด้านบนมีความสามารถในการไหลที่สูงกว่าชิ้นงานที่หล่อจากรูล้นด้านข้าง

(2) ชิ้นงานที่หล่อจากการออกแบบรูล้นด้านบนมีโอกาสเกิดโพรงขนาดใหญ่มากกว่าชิ้นงานรูล้นด้านข้างทั้งที่สัดส่วนของแข็ง 0.15 และ 0.32 ชิ้นงานหล่อจากรูล้นด้านข้างมีความสมบูรณ์มากกว่าโดยเฉพาะที่สัดส่วนของแข็งต่ำ

(3) โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่ใช้รูล้นด้านข้าง จะมีความกลมมากกว่าชิ้นงานที่ใช้รูล้นด้านบน

(4) การเพิ่มสัดส่วนของแข็งทำให้มีโอกาสเพิ่มโพรงขนาดใหญ่ โดยเฉพาะสัดส่วนของแข็งที่สูงเกินกว่า 0.22

(5) การเพิ่มสัดส่วนของแข็งทำให้โครงสร้างจุลภาคมีความกลมมากขึ้น

จากแนวคิดในการออกแบบระบบทางเข้าที่มีขนาดความโตและหนาสำหรับการหล่อฉีดแรงดันสูง และผลจากวิจัยของ Ramadan *et al.* [25] ที่พบว่าทางเข้าด้านบนมีประสิทธิภาพในการไหลป้อนของเหล็กหล่อเทามากกว่า ถึงแม้ว่าชิ้นงานจะมีคุณภาพน้อยกว่า จะต้องนำไปสู่การออกแบบระบบทางเข้าสำหรับการหล่อโลหะถึงของแข็งที่เหมาะสม

จากปริมาณการผลิตชิ้นส่วนอะลูมิเนียมผสมเกรดต่างๆ ในแบบหล่อทราย แสดงให้เห็นความสำคัญของกระบวนการหล่อทรายแบบเดิมที่ยังคงมีความสำคัญต่อภาคการผลิตในอุตสาหกรรมสำหรับชิ้นส่วนที่มีลักษณะเฉพาะ เช่น ขนาดใหญ่ รูปทรงซับซ้อน และปริมาณการผลิตจำนวนน้อย แต่กระบวนการผลิตแบบเดิมดังกล่าวยังมีข้อดีจากสมบัติทางกลที่ต่ำจากโพรงภายในชิ้นงาน และสัดส่วนผลได้ของผลผลิตที่ต่ำ ดังนั้นเทคโนโลยีการหล่อโลหะกึ่งของแข็งที่ลดอุณหภูมิโลหะหล่อต่ำลง ซึ่งเป็นผลให้ลดอัตราการหดตัวและความสามารถในการละลายแก๊สของโลหะหล่อลง นอกจากนี้โลหะกึ่งของแข็งที่สัดส่วนของแข็งต่ำยังคงความสามารถในการไหลได้ดีภายใต้การไหลป้อนโดยแรงโน้มถ่วง ประกอบกับในปัจจุบันเทคโนโลยีดังกล่าวมีการประยุกต์ใช้ในการผลิตชิ้นงานโดยใช้แรงดันสูง และแรงดันต่ำในการป้อนสเลอรี่เข้าสู่แบบหล่อ กับโลหะหล่อนอกกลุ่มเหล็ก เช่น อะลูมิเนียมผสม และ โลหะหล่อในกลุ่มเหล็ก จึงนำมาสู่การวิจัยเพื่อประยุกต์ใช้การหล่ออะลูมิเนียมผสมกึ่งของแข็งในแบบหล่อทราย โดยใช้แรงโน้มถ่วงในการไหลป้อน

### 1.3 วัตถุประสงค์

1.3.1 เพื่อศึกษาความเป็นไปได้ และทดลองหล่อชิ้นงานด้วยกระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งอะลูมิเนียมผสมในแบบทราย โดยใช้แรงโน้มถ่วงในการป้อนน้ำโลหะเข้าสู่แบบหล่อ

1.3.2 เพื่อพัฒนาอุปกรณ์ทดลอง และศึกษาความสามารถในการไหลของโลหะกึ่งของแข็งอะลูมิเนียมผสมเกรดที่ใช้เชิงพาณิชย์ทั่วไป ในแบบหล่อทราย

1.3.3 เพื่อศึกษาการออกแบบระบบทางเข้าที่เหมาะสม และทดลองหล่อชิ้นงานจากกระบวนการหล่อโลหะกึ่งของแข็งอะลูมิเนียมผสมเกรดที่ใช้เชิงพาณิชย์ทั่วไป เช่น AC4C ในแบบทราย

### 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.4.1 ทำให้ทราบถึงความเป็นไปได้ในการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง โดยใช้เทคนิคการปล่อยฟองแก๊สเพื่อสร้างโลหะกึ่งของ สำหรับการหล่อชิ้นงานในแบบหล่อทราย โดยใช้แรงโน้มถ่วงในการไหลป้อน

1.4.2 ทำให้ทราบถึงความสามารถในการไหลของโลหะกึ่งของแข็งในการหล่อแบบใช้แรงโน้มถ่วง ในแบบทราย



1.4.3 ทำให้ทราบถึงการออกแบบระบบทางเข้าที่เหมาะสมกับการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง ในแบบทรายที่ใช้แรงโน้มถ่วงในการป้อนไหลป้อน

### 1.5 ขอบเขตการวิจัย

งานวิจัยนี้ประกอบด้วย 3 ส่วน คือ ส่วนแรกเป็นการศึกษาความเป็นไปได้ในการหล่อโลหะกึ่งของแข็งจากเทคนิคการเตรียมโลหะกึ่งของแข็งแบบปล่อยฟองแก๊สในแบบทราย โดยเริ่มต้นตั้งแต่การเลือกชิ้นงานตัวอย่าง ทำกระสวน ทำแบบหล่อ หลอมอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียมที่ใช้ในเชิงพาณิชย์ทั่วไป เช่น เกรด AC4C ตาม JIS H5202 [26] หรือเกรด 356 ตามมาตรฐาน ASTM B26M [27] ทำโลหะกึ่งของแข็งตามสัดส่วนของแข็งที่ต้องการ นำชิ้นงานที่ได้สู่กระบวนการปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยความร้อนที่สภาวะ T6 ตามมาตรฐาน ASTM B917 [28] วิเคราะห์ผลโครงสร้างจุลภาค เตรียมชิ้นงานทดสอบและทดสอบสมบัติเชิงกลตามมาตรฐานที่เกี่ยวข้อง เช่น ASTM B557M [29]

ส่วนที่สองเป็นการศึกษาความสามารถในการไหลสำหรับการหล่อโลหะกึ่งของแข็ง โดยใช้แรงโน้มถ่วงในแบบทราย เริ่มต้นจากศึกษาข้อมูล ออกแบบแบบทดสอบความสามารถในการไหล ทำกระสวน การเตรียมน้ำโลหะและทำโลหะกึ่งของแข็ง วิเคราะห์ปริมาณสัดส่วนของแข็ง ทำแบบทราย ทดลองหล่อชิ้นงานวัดความสามารถในการไหล วิเคราะห์ข้อมูล สำหรับอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียมที่ใช้ในเชิงพาณิชย์

ส่วนสุดท้ายเป็นการศึกษาการออกแบบระบบทางเข้าที่เหมาะสมกับการหล่อโลหะกึ่งของแข็งเริ่มต้นตั้งแต่การออกแบบ ทำกระสวน ทำหีบหล่อ ดำเนินการทดลอง นำชิ้นงานเข้าสู่กระบวนการทางความร้อนที่สภาวะตามมาตรฐานที่เกี่ยวข้อง เช่น T6 ตามมาตรฐาน ASTM B917 [28] เตรียมชิ้นงานทดสอบตามมาตรฐานและทดสอบสมบัติเชิงกลตามมาตรฐานที่เกี่ยวข้อง เช่น ASTM E8 [30] หรือ ASTM B557M [28] และวิเคราะห์ผล

## 1.6 เอกสารอ้างอิง

- [1] Kirkwood, D. H., Suery, M., Kapranos, P., Atkinson H. V. and Young, K. P. 2009. Semi-solid processing of alloys. Springer Series in Materials Science 124, London, UK, 48-56.
- [2] Flemings, M. C. 1991. Behavior of metal alloys in the semisolid state. Metall. Trans. 22B, 269-293.
- [3] Jorstad, J. L. and Rasmussen, W. M. 1993. Aluminum casting technology 2<sup>nd</sup> Ed., American Foundrymen's Society Inc, Illinois, USA, 1, 185-202, 271- 305.
- [4] Campbell, J. 2003. Castings 2<sup>nd</sup> ed., Butterworth-Heinemann Ltd., Oxford, 74-98.
- [5] Taylor, H. F., Flemings M. C. and Wulff J. 1959. Foundry Engineering. John Wiley & Sons Inc., New York, USA, 132-199.
- [6] Lang, G. 1972. Giesseigenschaften and Oberflächenspannung von aluminium und aluminiumlegierungen. Aluminium 48 (10), 664-672.
- [7] Flemings, M. C. 1974. Solidification processing, McGraw-Hill, Inc., USA, 219-224.
- [8] ASM Metals Handbook: Casting, vol. 15. 1998. ASM International, USA, 1246-1361.
- [9] Di Sabatino, M., 2005. Fluidity of aluminium foundry alloys (Thesis). Trondheim, Norway, 5, 43-54.
- [10] Bäckerud, L., Arnberg, L., and Chai G. 1996. Solidification characteristics of aluminium alloys: Dendrite coherency, Skanaluminium, Des Plaines, IL, USA.
- [11] Flemings, M. C., Niyama, E., and Taylor, H. F. 1961. Fluidity of aluminum alloys – An quantitative evaluation. AFS Trans. 625 – 635.
- [12] SFSA. 2001. Feeding & risering guideline for steel castings, Steel Founders' Society of America, USA, 1-44.
- [13] Campbell, J. 2004. Castings practice – The 10 rules of casting. Elsevier Butterworth-Heinemann Ltd., Oxford, UK, 120-156.
- [14] Caceres, C. H. and Selling, B.I. 1996. Casting defects and the tensile properties of an Al-Si-Mg alloy. Mater. Sci. Eng. A220, 109 – 116.
- [15] Flemings, M. C., and Martinez, R.A. 2006 Principles of microstructural formation in semi-solid metal processing. Solid State Phenom. 116-117, 1-8.

## 1.6 เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [16] Yurko J. A., Martinez R. A. and Flemings M. C. 2004. SSR<sup>TM</sup> : The Spheroidal growth route to semi-solid forming. The 8<sup>th</sup> International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites. Limassol, Cyprus.
- [17] Mirzadeh H. and Niroumand B. 2009. Fluidity of Al-Si semi-solid slurries during rheocasting by novel process. *J. Mater. Proc. Technol.* 209, 4977-4982.
- [18] 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.
- [19] Masahito, G., Tatsuhiko, K., and Manabu, K. 2006. Integrated development of controlled semi-solid casting technology for super-cooled ductile iron. *Solid State Phenom.* 116-117, 9-15.
- [20] Dey, A. K., Poddar, P., Singh, K. K., and Sahoo, K. L. 2006. Mechanical and wear properties of rheocast and conventional die cast of A356 Alloy. *Mate. Sci. Eng. A435-436*, 521-529.
- [21] Sumartha, Y., De Figueredo, A. M., and Flemings, M. C. 1998. Flow behavior of semi-solid aluminum alloys A356 and A357. *Proceeding 5<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid processing of alloys and composites.* Golden Colorado, 57-67.
- [22] Wannasin, J., Martinez, R. A., and Flemings, M. C. 2006. Hot tearing susceptibility and fluidity of Semi-Solid Gravity Cast Al-Cu Alloy. *Solid State Phenom.*, 116-117, 76-79.
- [23] Brabazon, D., Browne, D. J., and Carr, A. J. 2003. Experimental investigation of the transient and steady state rheological behavior of Al-Si alloys in the mushy state. *Mater. Sci. Eng. A356*, 69 – 80.
- [24] Murakami Y, Miwa K, Kito M, Honda T, Yorioka K, Kanetake N, and Tada S. 2012. Effect of solid particles on fluidity of semisolid aluminum alloy slurry. *Light Met.*, 297 – 301.
- [25] Ramadon, M., Nomura, H., and Takita, M. 2004. Semi-solid processing of thin section gray cast iron in sand mold. The 8<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites. Limassol, Cyprus.
- [26] JIS H 5202–1999. 1999. Aluminium alloy castings. Japanese Standards Association, Tokyo, Japan, 1397-1413.

## 1.6 เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [27] ASTM B26/B26M-03. 2003. Standard specification of aluminum-alloy sand castings. ASTM International, Pennsylvania, USA, 1-14.
- [28] ASTM B917/B917M-01. 2001. Standard practice for heat treatment of aluminum-alloy casting from all processes. ASTM International, Pennsylvania, USA, 1-11.
- [29] ASTM B557M-02a. 2003. Standard test methods of tension testing wrought and cast aluminum-and magnesium-alloy product [Metric]. Pennsylvania: ASTM International, 1-15.
- [30] ASTM E8M-04. 2004. Standard test methods for tension testing of Metallic Materials [Metric]. ASTM International, Pennsylvania, USA, 1-24.

## บทที่ 2

### การหล่ออะลูมิเนียมผสมซิลิกอนเกรด AC4C กิ่งของแข็งในแบบทราย

งานวิจัยบทนี้ เป็นการนำเสนอการศึกษาความเป็นไปได้ในการประยุกต์ใช้กระบวนการหล่อโลหะกิ่งของแข็งกับแบบหล่อทรายโดยใช้แรงโน้มถ่วงในการป้อนสู่โพรงแบบหล่อทราย ชิ้นงานตัวอย่างเป็นชิ้นงานที่ได้มาจากผู้ประกอบการในภาคอุตสาหกรรม ซึ่งขั้นตอนการดำเนินงานประกอบไปด้วย การวิเคราะห์สัดส่วนของแข็งเริ่มต้น (Initial solid fraction) การออกแบบระบบทางเข้า (Gating system) การปรับปรุงคุณสมบัติความแข็งแรงด้วยกระบวนการทางความร้อน (Heat treatment) การแยกตัวของโครงสร้างจุลภาค (Micro segregation) และทดสอบสมบัติต่างๆ ของชิ้นงานที่ผลิตจากกระบวนการหล่อโลหะกิ่งของแข็งเพื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ผลิตจากกระบวนการหล่อแบบเดิม (Conventional casting) โดยใช้อะลูมิเนียมผสมเกรดที่ใช้ในเชิงพาณิชย์โดยทั่วไป

#### 2.1 บทนำ

การหล่อโลหะกิ่งของแข็งโดยส่วนใหญ่มีการประยุกต์ใช้กับกระบวนการหล่อที่ใช้แรงดันสูงป้อนโลหะหล่อเข้าสู่ชิ้นงาน [1] การหล่อโลหะกิ่งของแข็งมีข้อเด่นหลายประการ เช่น การไหลแบบราบเรียบเข้าสู่แบบหล่อ การลดปริมาณโพรง และการเพิ่มสมบัติเชิงกล [1-3, 4] แต่โดยทั่วไปการหล่อโลหะกิ่งของแข็งไม่ได้มีการประยุกต์ใช้สำหรับการหล่อในแบบทรายที่ใช้แรงโน้มถ่วงในการไหลป้อนชิ้นงาน เนื่องจากโลหะกิ่งของแข็งมีความหนืดที่สูงขึ้นทำให้ไม่สามารถไหลป้อนเข้าสู่โพรงแบบหล่อ [5] ถึงแม้ว่าการหล่อในแบบหล่อทรายมีประโยชน์สำหรับการหล่อแบบปริมาณน้อยชิ้น ชิ้นส่วนซับซ้อน หรือชิ้นงานขนาดใหญ่ [3, 5-6]

การหล่อในแบบทรายโดยใช้แรงโน้มถ่วงในการป้อนชิ้นงานมีข้อดีออกจากสัดส่วนผลได้ของผลผลิตจากการหล่อที่ต่ำ (Casting yield) โดยการคำนวณจากอัตราส่วนของน้ำหนักชิ้นงานต่อปริมาณน้ำโลหะทั้งหมด รวมทั้งมีโอกาที่จะเกิดข้อบกพร่องในงานหล่อ เช่น การหดตัว และ โพรงอากาศภายในชิ้นงาน [3,7] นอกจากนี้กระบวนการหล่อแบบเดิมยังต้องมีการ

Masahito *et al.* [3] ได้ประยุกต์ใช้การหล่อเหล็กหล่อเหนียว (Ductile cast iron) กิ่งของแข็งในแบบหล่อทรายที่หล่อในช่วงอุณหภูมิต่ำ ร่วมกับการใช้กระสวนโฟม (Lost foam) ร่วมกับการสุญญากาศ (Vacuum) ระหว่างการหล่อเพื่อเป็นการเพิ่มความสามารถในการไหลตัว ลดความหนืดที่เพิ่มขึ้น โดยทดลองหล่อกับข้อต่อท่อ (Pipe fits) และตัวเรือนเทอร์โบ (Turbo housing) ผลจากการทดลองหล่อข้อต่อท่อแบบโลหะกิ่งของแข็งสามารถหล่อขึ้นงานได้สมบูรณ์ โดยไม่ต้องใช้ไส้แบบ (Cores) และรูตัน รวมทั้งขึ้นงานหล่อโครงสร้างของปั๊มเทอร์โบที่สมบูรณ์ ปราศจากปัญหาการหดตัว โดยไม่ต้องใช้รูตัน และสามารถเพิ่มสัดส่วนผลได้จากการหล่อกว่าแบบเดิม 25%

Wannasin *et al.* [10] ได้รายงานผลการศึกษากการหล่อทองแดงผสมเกรด B206 กิ่งของแข็ง พบว่าสามารถลดปัญหาการแตกร้อน (Hot tearing) และมีความสามารถในการไหลสูงเพียงพอสำหรับการไหลขึ้นงานแบบใช้แรงโน้มถ่วง

ผลจากการตรวจสอบเอกสารงานวิจัยที่ผ่านมา สามารถสรุปได้ว่าการหล่อโลหะกิ่งของแข็งมีศักยภาพสำหรับการหล่อแบบใช้แรงโน้มถ่วงในแบบทราย มีผลต่อคุณภาพชิ้นงานที่ดีขึ้น และสามารถลดต้นทุนได้ แต่ในปัจจุบันยังไม่มีผลงานวิจัยสำหรับการหล่ออะลูมิเนียมผสม 356 (AC4C) กิ่งของแข็งในแบบหล่อทรายโดยใช้แรงโน้มถ่วงที่ได้รับการเผยแพร่ ถึงแม้ว่าโลหะผสมเกรดดังกล่าวจะมีสมบัติที่ดีหลายประการ เช่น ความสามารถในการไหลสูง ความสามารถในการต้านการแตกร้อน ปริมาณการหดตัวระหว่างการแข็งตัวต่ำ และสามารถกัดแต่งด้วยเครื่องจักรได้ง่ายภายหลังกระบวนการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อน T6 [8]

ดังนั้น งานวิจัยนี้จึงมุ่งไปสู่การศึกษาความเป็นไปได้ของการหล่ออะลูมิเนียมผสมเกรด AC4C กิ่งของแข็งที่ผลิตจากเทคนิคการปล่อยฟองแก๊ส [11] ในแบบหล่อทราย โดยใช้แรงโน้มถ่วงในการป้อนน้ำโลหะสำหรับการหล่อแบบเดิม และเสนอวิธีสำหรับการหล่อแบบโลหะกิ่งของแข็ง

## 2.2 วัสดุที่ใช้และขั้นตอนการทดลอง

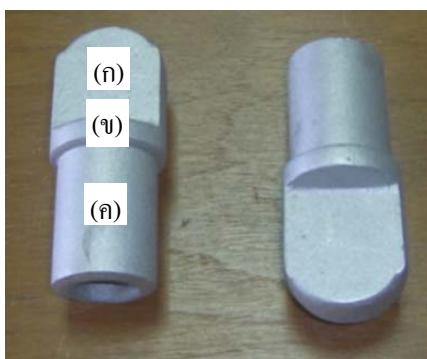
### 2.2.1 วัสดุที่ใช้

วัสดุที่ใช้ในการทดลองเป็นอะลูมิเนียมผสมเกรด AC4C ตามมาตรฐาน JIS H5202 [12] เทียบได้กับเกรด 356 ตามมาตรฐาน ASTM B26 โดยซื้อจากผู้ผลิตอะลูมิเนียมอินกอตในประเทศ ที่ผลิตขายเป็นเกรดเชิงพาณิชย์ มีส่วนผสมทางเคมี ดังตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของอะลูมิเนียมผสมเกรด AC4C (wt%)

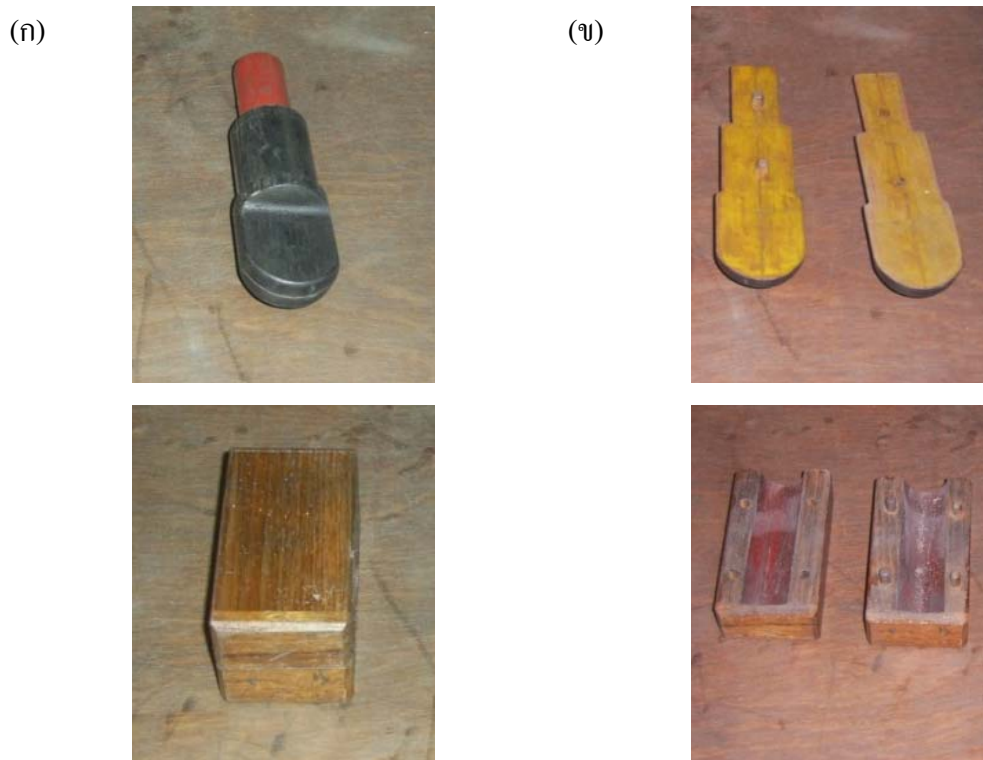
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni
6.95	0.42	0.03	0.04	0.39	0.01	0.10	0.004	0.006

โดยชิ้นงานตัวอย่างในการทดลองนี้ ได้รับจากผู้ประกอบการรายย่อยที่ เป็นผู้รับจ้างผลิตชิ้นส่วนตามแบบของความต้องการในภาคอุตสาหกรรม โดยชิ้นงานดังกล่าวสามารถแบ่งออกเป็น 3 ส่วน คือส่วนหนา (ก) ส่วนที่เป็นทรงกลม (ข) และส่วนที่เป็นท่อ (ค) รายละเอียดดังรูปที่ 2.1



รูปที่ 2.1 ชิ้นงานตัวอย่างที่ได้รับจากภาคอุตสาหกรรม

กระสวน (Pattern) สำหรับทำแบบหล่อใช้แบบ 2 ชิ้น ทำจากไม้ ดังรูป 2.2 (ก) โดยชิ้นงานส่วนที่มีลักษณะเป็นท่อต้องมีไส้แบบเพื่อให้เกิดรูปทรงกลวง โดยออกแบบหีบไส้แบบ (Core box) ดังรูปที่ 2.2 (ข)



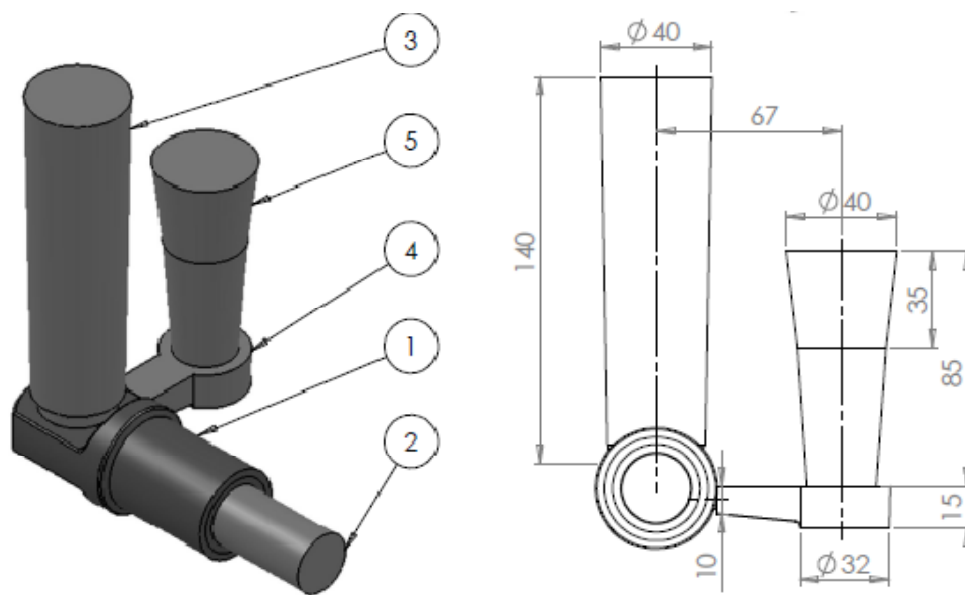
รูปที่ 2.2 (ก) กระจกวน และ (ข) หีบใส่แบบ

### 2.2.2 แบบหล่อทราย

การหล่อในที่นี้ใช้แบบหล่อทรายขึ้น (Green sand mold) โดยใช้หีบหล่อไม้ที่มีขนาดภายนอกกว้าง 26 cm ยาว 30 cm และสูง 7 cm ทำจากไม้หนา 1.5 cm เป็นหีบหล่อ 2 ชั้น โดยใช้ทรายแบบที่มีขนาดเฉลี่ย ( $d_{50}$ ) 175  $\mu\text{m}$  การเตรียมทรายแบบใช้ทรายเก่าที่ผ่านกระบวนการหล่อเพิ่มเบนโทไนต์ 0.75% และเติมน้ำ 1.75% (wt%) ผสมในเครื่องผสมทรายแบบหมุนกวน และใช้ใส่แบบ  $\text{CO}_2$  โดยใช้ทรายใหม่ผสมกับน้ำแก้ว (โซเดียมซิลิเกต) อัดลงในหีบใส่แบบแล้วปล่อยแก๊สคาร์บอนไดออกไซด์ผ่านทำให้เกิดการแข็งตัว

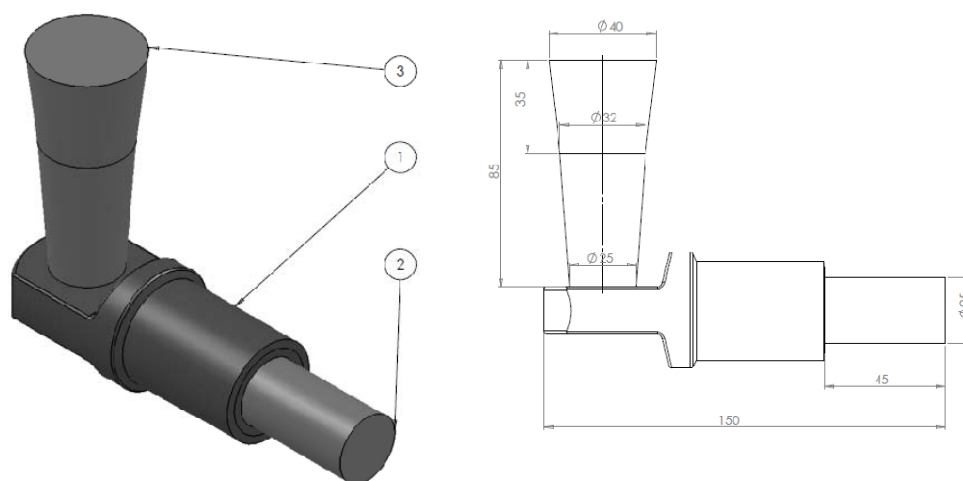
สำหรับการออกแบบระบบทางเข้าของชิ้นงานหล่อแบบเดิมใช้ระบบทางเข้าแบบไร้แรงดัน (Unpressurized gating system) โดยใช้ทางลงแบบเรียว (Tapered sprue) [9,13] ทางเข้าอยู่ด้านข้างขนาดพื้นที่หน้าตัดกว้าง 1.8 cm สูง 1.0 cm โดยมีรูล้น (Riser) ที่ตำแหน่งบนส่วนหนาชิ้นงาน รายละเอียด ดังรูปที่ 2.3





รูปที่ 2.3 ระบบทางเข้าสำหรับชิ้นงานหล่อแบบเดิม

สำหรับการออกแบบระบบทางเข้าของชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งใช้ระบบทางเข้าแบบด้านบน (Top gate) โดยใช้ทางลงแบบเรียว [14] ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางทางออกของทางลง (Sprue exit) 2.6 cm ไม่มีรูถัน รายละเอียด ดังรูปที่ 2.4



รูปที่ 2.4 ระบบทางเข้าสำหรับชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็ง

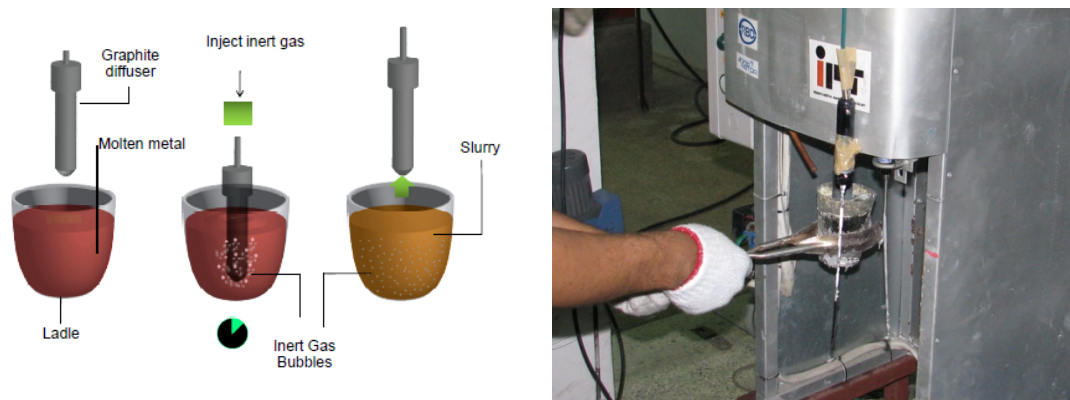
### 2.2.3 การเตรียมโลหะกึ่งของแข็ง

อะลูมิเนียมอินกอตผสมเกรด AC4C ตัดตามขนาดให้สามารถบรรจุลงเบ้าแกรไฟต์ (Graphite-clay base) ที่สามารถหลอมอะลูมิเนียมครั้งละประมาณ 6 kg ในเตาหลอมแบบขดลวดความต้านทาน 3 kW โดยตั้งอุณหภูมิหลอมที่ 730 °C และเมื่อหลอมละลายน้ำโลหะหมดแล้ว ดำเนินการทำความสะอาดน้ำโลหะด้วยฟลักซ์ที่ประกอบด้วยโซเดียมและคลอไรด์ (Na-Cl base) และฟลักซ์ลดปริมาณแก๊สที่มีองค์ประกอบหลักโซเดียมและฟลูออรีน (Na-F base) ในอัตราส่วนการใช้ 0.5% ต่อน้ำหนักน้ำโลหะเหลว



รูปที่ 2.5 เตาหลอมแบบขดลวดความต้านทานขนาด 3 kW

การเตรียมโลหะกึ่งของแข็งในที่นี้ ทำโดยการตักน้ำโลหะด้วยเบ้า (Ladle) ตามน้ำหนักประมาณ 300 – 350 กรัม วัสดุอุณหภูมิน้ำโลหะด้วยเทอร์โมคัปเปิล จนกระทั่งถึงอุณหภูมิที่กำหนดไว้ ซึ่งสูงกว่าอุณหภูมิวิกฤต 613 °C นำเบ้าไปจุ่มแท่งแกรไฟต์เพื่อปล่อยฟองแก๊สตามเวลาที่กำหนด เพื่อให้ได้สัดส่วนของแข็ง 5% และ 10% ตามลำดับ โดยในที่นี้อุณหภูมิจุ่มแท่งแกรไฟต์ คือ 620 °C เทคนิคการเตรียมโลหะกึ่งของแข็งแบบปล่อยฟองแก๊สดังแสดงในรูปที่ 2.6 [11]



รูปที่ 2.6 การผลิตโลหะกึ่งของแข็งโดยเทคนิคการปล่อยฟองแก๊ส (GISS) [11]

คำนวณหาสัดส่วนของแข็ง ( $f_s$ ) ตามสมการของไซล์ ดังสมการที่ (2.1) (Martinez *et al.* [15])

$$f_s = 1 - \left( \frac{T_p - T}{T_p - T_L} \right)^{\frac{1}{(1-k)}} \quad (2.1)$$

โดยที่

$T_p$  คือ อุณหภูมิหลอมเหลวของอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ( $^{\circ}\text{C}$ )

$T$  คือ อุณหภูมิของสเลอรัที่ที่ต้องการหาสัดส่วนของแข็ง ( $^{\circ}\text{C}$ )

$T_L$  คือ อุณหภูมิลิควิดัส ( $^{\circ}\text{C}$ )

$k$  คือ ค่าคงที่เฉพาะของแต่ละโลหะผสม ( $356 = 0.13$ ) [15]

สำหรับในการทดลองนี้อะลูมิเนียมผสมเกรด AC4C ปล่อยฟองแก๊สเป็นเวลา 7 s อุณหภูมิสเลอรัที่  $611.0^{\circ}\text{C}$  สัดส่วนของแข็งประมาณ 5% สำหรับการปล่อยฟองแก๊ส 11 s อุณหภูมิสเลอรัที่  $608.5^{\circ}\text{C}$  มีปริมาณสัดส่วนของแข็ง 5%

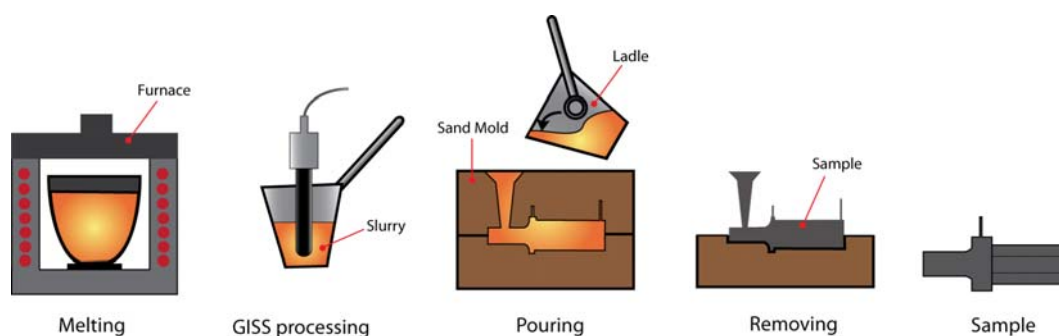
#### 2.2.4 การหล่อ

การหล่อโลหะประกอบด้วยการทดลอง 2 แบบ คือ การหล่อแบบเดิมจะใช้ อุณหภูมิที่  $740^{\circ}\text{C}$  (CVC1) และ  $690^{\circ}\text{C}$  (CVC2) ส่วนการหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งจะหล่อที่ สัดส่วนของแข็ง 5% (SSM1) และ 10% (SSM2) แผนการทดลองดังตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.2 แผนการทดลอง

การทดลอง	ตัวแปร
การทดลองหล่อแบบเดิม (CVC1)	อุณหภูมิเท 740 °C (สัดส่วนของแข็ง 0%)
การทดลองหล่อแบบเดิม (CVC2)	อุณหภูมิเท 690 °C (สัดส่วนของแข็ง 0%)
การทดลองหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็ง (SSM1)	สัดส่วนของแข็ง 5%
การทดลองหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็ง (SSM2)	สัดส่วนของแข็ง 10%

สำหรับขั้นตอนการทดลอง เริ่มจากการหลอมอะลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม AC4C กรณีหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งปล่อยฟองแก๊ส เหน้าโลหะลงสู่แบบหล่อ แกะแบบ และนำตัวอย่างไปวิเคราะห์ สามารถสรุปลำดับขั้นตอน ดังแสดงในรูปที่ 2.7

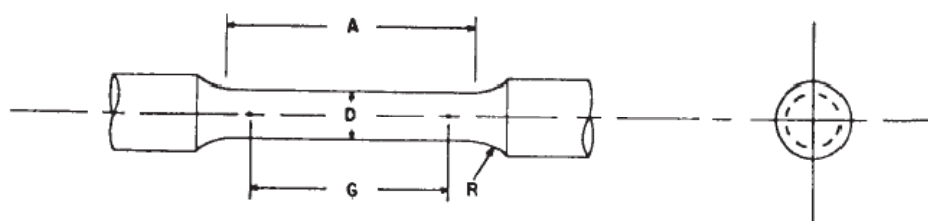


รูปที่ 2.7 ขั้นตอนการทดลองหล่อโลหะกึ่งของแข็งในแบบทรายโดยใช้แรงโน้มถ่วง

### 2.2.5 การวิเคราะห์ผลการทดลอง

ชิ้นงานตัวอย่างจากกระบวนการหล่อแบบเดิม และแบบโลหะกึ่งของแข็งจะได้รับการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค การปรับปรุงสมบัติชิ้นงานด้วยกระบวนการทางความร้อน T6 [16] ที่อุณหภูมิอบละลาย (Solution treated temperature) ที่อุณหภูมิ 540 °C เป็นเวลา 6 hrs เพื่อให้ซิลิกอนที่เฟสยูเทคติกละลายกลับโดยวิธีการแพร่เข้าไปในเฟสอัลฟาเป็นสารละลายของแข็ง ต่อมาดำเนินการชุบเย็น (Quenching) ในน้ำที่อุณหภูมิห้อง เพื่อให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วทำให้สารละลายของแข็งที่มีสถานะอิ่มตัวตัวยิ่งยวด (Supersaturated solid solution) และบ่มแข็ง (Aging) ที่อุณหภูมิ

กระบวนการเตรียมตัวอย่างเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค กำหนดที่ตำแหน่ง ส่วนหนาของชิ้นงานตัวอย่าง รวมทั้งตัวอย่างที่นำไปทดสอบสมบัติเชิงกลจากบริเวณส่วนหนา จะเตรียมตัวอย่างตามมาตรฐาน ASTM B 557 [17] ขนาดตัวอย่างยาว 36 mm เส้นผ่านศูนย์กลาง 6 mm (D) ความยาวเกจ 30 mm (A) และมีรัศมีฟิลเลต 6 mm (R) รายละเอียดชิ้นงาน ดังรูปที่ 2.8

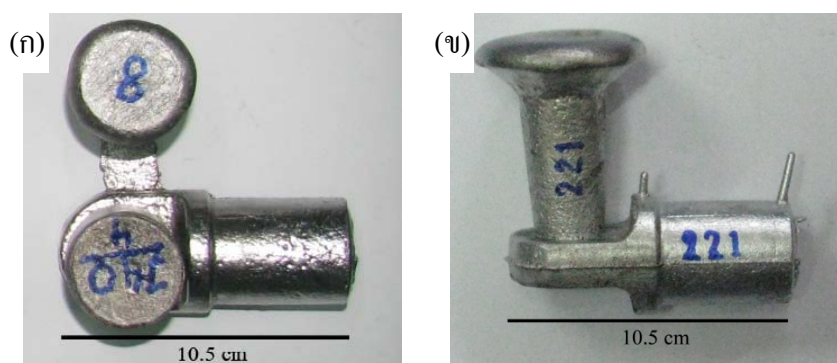


รูปที่ 2.8 ขนาดของตัวอย่างที่ใช้ในการทดสอบความต้านแรงดึง [17]

## 2.3 ผลและการอภิปรายผล

### 2.3.1 ชิ้นงานหล่อ

ชิ้นงานที่ได้รับจากการหล่อจากทั้ง 2 กระบวนการจะนำมาตรวจสอบสภาพความ สมบูรณ์ ดังแสดงในรูปที่ 2.9 ซึ่งชิ้นงานหล่อจากกระบวนการหล่อแบบเดิมจะมีระบบทางเข้า ด้านข้าง และรูล้นด้านบนตำแหน่งส่วนหนา ในขณะที่ชิ้นงานจากกระบวนการหล่อแบบโลหะกึ่ง ของแข็งจะมีเฉพาะทางลงด้านบน



รูปที่ 2.9 ชิ้นงานหล่อ (ก) กระบวนการหล่อแบบเดิม (ข) กระบวนการหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็ง

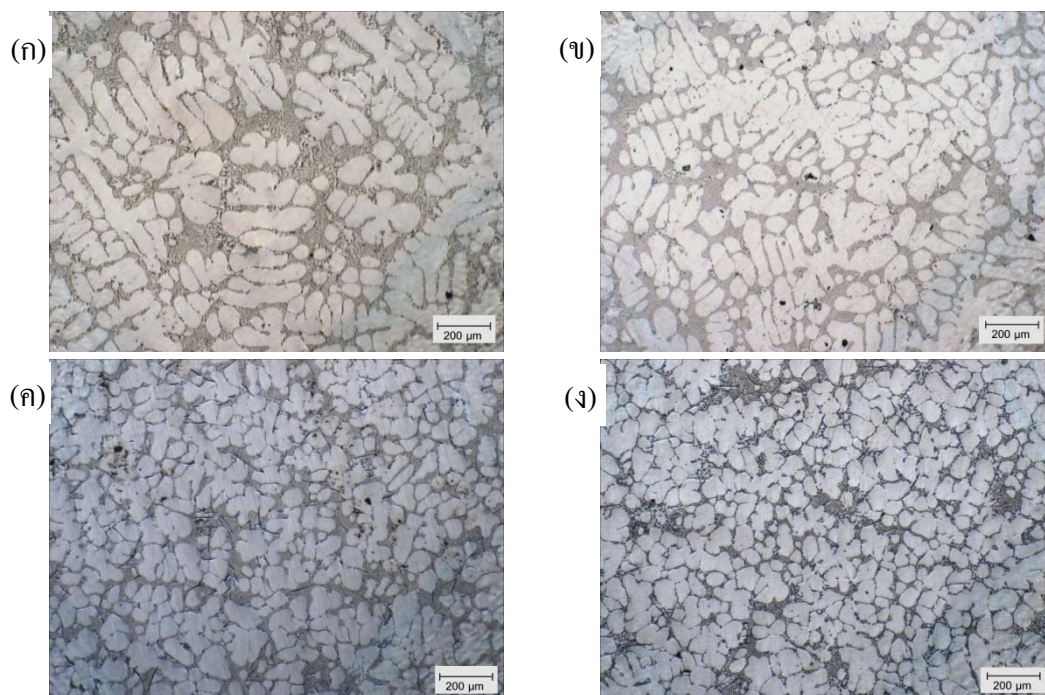
ชิ้นงานจากการหล่อตามแผนการทดลองมีความสมบูรณ์ โดยเฉพาะชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งสามารถไหลป้อนเต็มชิ้นงาน ซึ่งผลการทดลองดังกล่าวสอดคล้องกับผลการทดลองของ Wannasin *et al.* [10] ซึ่งทดลองการหล่ออะลูมิเนียมผสมทองแดงเกรด B206 แบบโลหะกึ่งของแข็ง และแสดงให้เห็นถึงความสามารถในการไหลที่ดีที่สัดส่วนของแข็งต่ำ และสอดคล้องกับผลงานของ Yurko *et al.* [4] ที่แสดงผลของสเลอร์รี่ที่สัดส่วนของแข็งต่ำสามารถไหลได้คล้ายๆ กับการไหลที่อุณหภูมิหน้าโลหะสูงกว่าจุดหลอมเหลว นอกจากนี้ Kirkwood *et al.* [18] ยังแสดงให้เห็นว่าความเหนียวปรากฏของอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนเกรด A356 ที่สัดส่วนของแข็งน้อยกว่า 10% ไม่ได้มีความเหนียวเพิ่มมากนัก

## 2.3.2 โครงสร้างจุลภาค

### 2.3.2.1 โครงสร้างจุลภาคชิ้นงานหล่อ

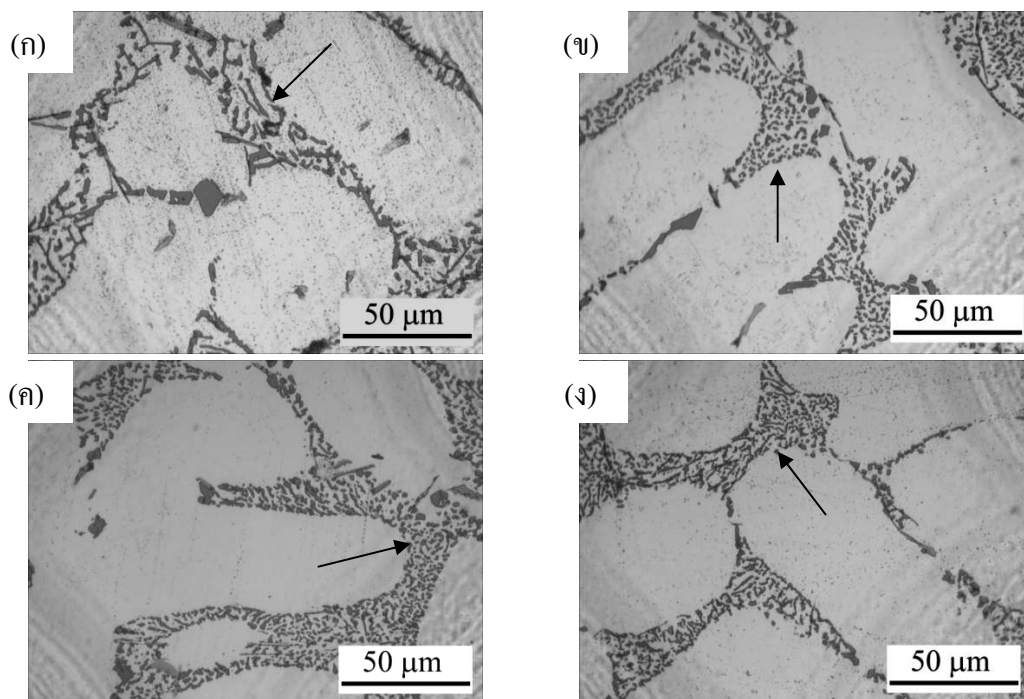
โครงสร้างจุลภาคชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งที่สัดส่วนของแข็ง 5% และ 10% มีค่าลักษณะคล้ายกัน ส่วนโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อแบบเดิมที่อุณหภูมิหน้าโลหะ 740 °C และ อุณหภูมิหน้าโลหะ 690 °C มีค่าใกล้เคียงกัน

โครงสร้างจุลภาคชิ้นงานหล่อแบบเดิมมีลักษณะเป็นเดนไดรต์ ดังรูปที่ 2.10 (ก) และ (ข) ในขณะที่ชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งมีลักษณะไม่เป็นเดนไดรต์ ดังรูปที่ 2.10 (ค) และ (ง) ซึ่งโครงสร้างจุลภาคที่มีลักษณะละเอียดกว่า และไม่เป็นเดนไดรต์ของชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งที่เกิดจากการปล่อยฟองแก๊ส (GISS Process) ระหว่างการแข็งตัว ส่งผลให้มีสมบัติที่ดีกว่า [11]



รูปที่ 2.10 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ (ก) อุณหภูมิเท 740°C (ข) อุณหภูมิเท 690°C  
(ค) สัดส่วนของแข็ง 5% และ (ง) สัดส่วนของแข็ง 10%

จากรูปที่ 2.11 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อจากกระบวนการแบบเดิมที่อุณหภูมิสูง (CVC1) มีลักษณะโครงสร้างเฟสยูเทคติกที่หยาบ อันเป็นผลมาจากอุณหภูมิน้ำโลหะที่สูงทำให้อัตราการเย็นตัวต่ำกว่า เฟสยูเทคติกมีเวลาโตมากกว่า เมื่อเทียบกับการเทน้ำโลหะที่อุณหภูมิต่ำกว่า (690°C) และการหล่อแบบโลหะกิ่งของแข็งที่สัดส่วนของแข็ง 5% และ 10% ซึ่งมีลักษณะโครงสร้างเฟสยูเทคติกที่ละเอียดกว่า

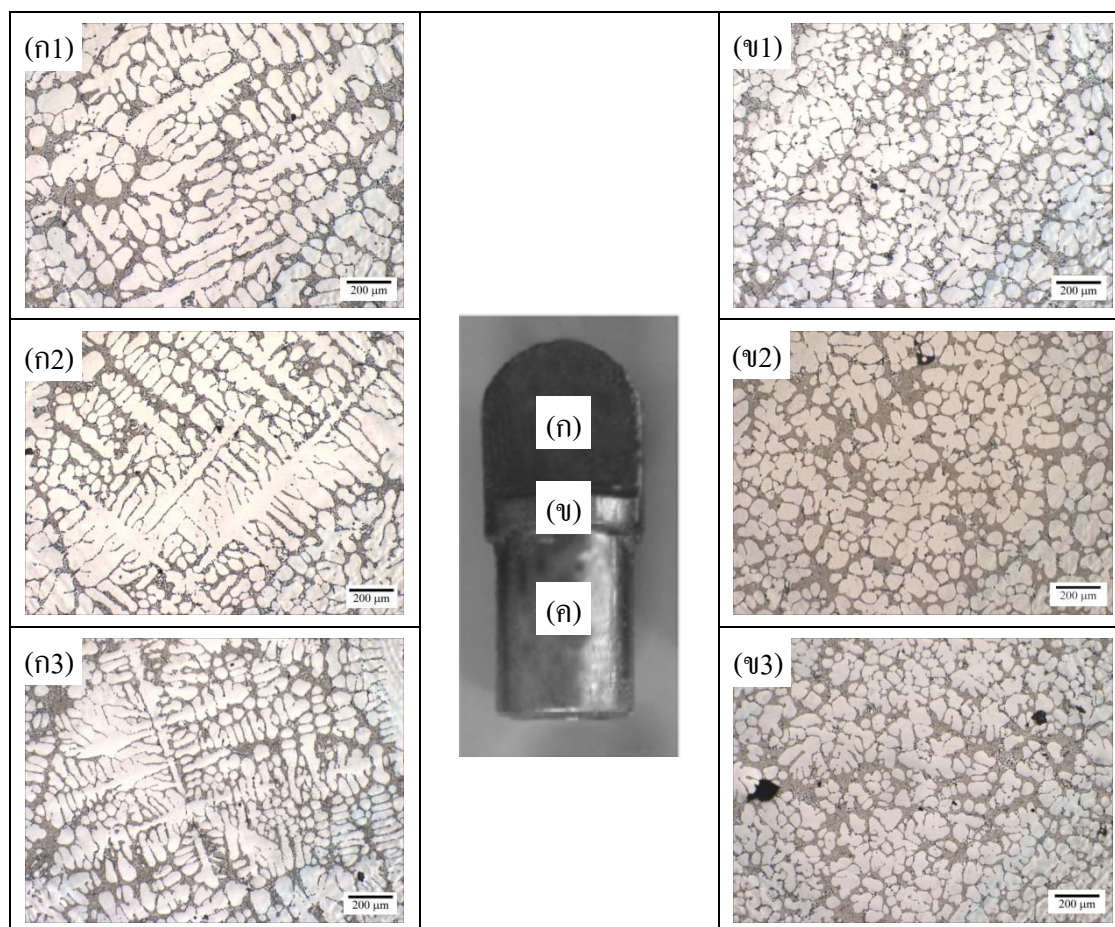


รูปที่ 2.11 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ (ก) อุณหภูมิเท 740°C (ข) อุณหภูมิเท 690°C (ค) สัดส่วนของแข็ง 5% และ (ง) สัดส่วนของแข็ง 10%

### 2.3.2.2 ความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อ

จากการวิเคราะห์ความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาค เพื่อศึกษาความเป็นไปของการของโลหะกึ่งของแข็งในแบบหล่อทรายโดยใช้แรงโน้มถ่วง โดยการตัดชิ้นงานที่ตำแหน่งส่วนหนา (ก) ส่วนที่เป็นวงกลม (ข) และส่วนที่เป็นท่อ (ค) มาเข้าสู่กระบวนการขัดผิว และตรวจสอบโครงสร้างด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope; OM) รายละเอียด ดังแสดงในรูปที่ 2.12 พบว่าโครงสร้างจุลภาคในแต่ละตำแหน่งไม่แตกต่างกัน

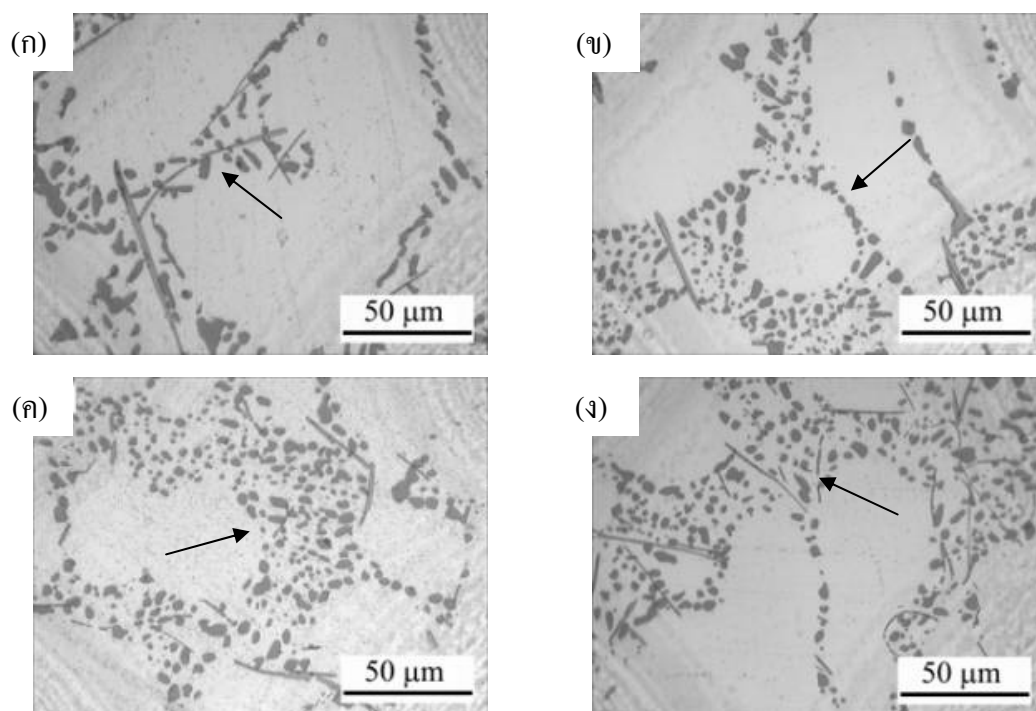




รูปที่ 2.12 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่ตำแหน่งต่างๆ (ก) อุณหภูมิเท 740°C (ก1) ส่วนหน้า (ก2) ส่วนวงกลม (ก3) ส่วนท่อ (ข) สัดส่วนของแข็ง 5% (ข1) ส่วนหน้า (ข2) ส่วนวงกลม และ (ข3) ส่วนท่อ

### 2.3.2.3 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อหลังจากปรับปรุงสมบัติชิ้นงานด้วยกระบวนการทางความร้อน T6

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังการปรับปรุงสมบัติชิ้นงานด้วยกระบวนการทางความร้อน T6 ดังในรูปที่ 2.13 ซึ่งแสดงให้เห็นโครงสร้างของซิลิกอนที่เฟสยูเทคติกของชิ้นงานที่หล่อจากกระบวนการหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งมีลักษณะกลม และเล็กกว่า ชิ้นงานจากกระบวนการหล่อแบบเดิมอย่างเห็นได้ชัด ลักษณะเหมือนกับผลจากงานวิจัยของ Shabestari and Shahri [19] ซึ่งน่าจะเป็นผลมาจากโครงสร้างเฟสยูเทคติกที่เล็กกว่าของชิ้นงานหล่อ ที่อุณหภูมิต่ำกว่า ทำให้อัตราเย็นตัวสูงกว่า ดังที่ได้กล่าวมาแล้วข้างต้น



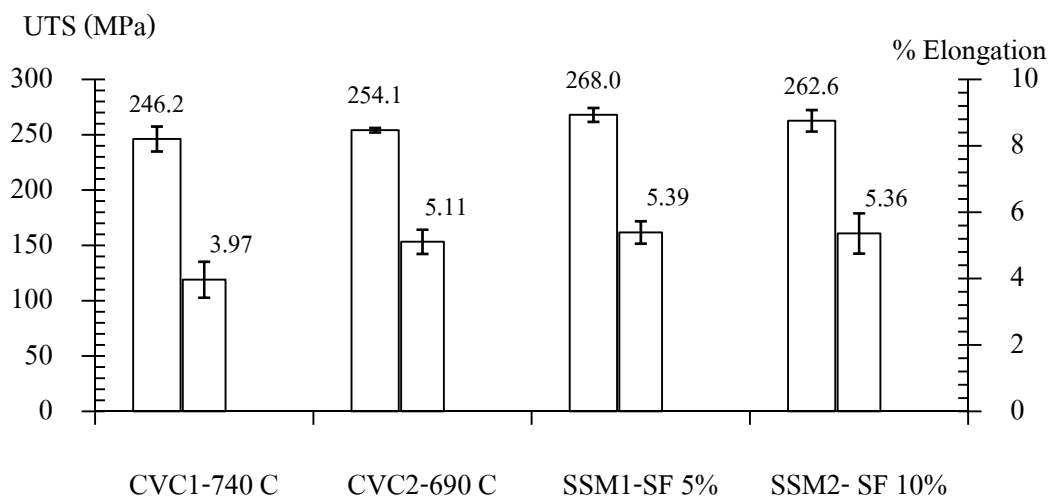
รูปที่ 2.13 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน เพื่อปรับปรุงสมบัติ ที่ T6 (ก) อุณหภูมิที่ 740°C (ข) อุณหภูมิที่ 690°C (ค) สัดส่วนของแข็ง 5% และ (ง) สัดส่วนของแข็ง 10%

### 2.3.3 สมบัติเชิงกล

ผลจากการทดสอบความต้านแรงดึง (Tensile strength) โดยวัดค่าความต้านแรงดึงสูงสุด (Ultimate Tensile Strength; UTS) ดังแสดงในตารางที่ 2.3 และแสดงในกราฟรูปที่ 2.14

ตารางที่ 2.3 ผลการทดสอบสมบัติเชิงกล

การทดลอง	ค่าความต้านแรงดึงสูงสุด (MPa)	ค่าความยืดเมื่อขาด (%)
อุณหภูมิที่ 740°C (CVC1) ( $f_s = 0\%$ )	246.2±11.3	3.97±0.5
อุณหภูมิที่ 690°C (CVC2) ( $f_s = 0\%$ )	254.1±2.1	5.11±0.4
สัดส่วนของแข็ง 5% (SSM1)	268.0±6.3	5.39±0.3
สัดส่วนของแข็ง 10% (SSM2)	262.6±9.7	5.36±0.6



รูปที่ 2.14 กราฟแสดงค่าความต้านแรงดึงสูงสุด และค่าความยืดเมื่อขาด

จากข้อมูลในตารางที่ 2.3 แสดงค่าความต้านแรงดึงสูงสุด พบว่าการหล่อแบบเดิมที่อุณหภูมิสูง 740 °C มีค่าความต้านแรงดึงสูงสุดอยู่ที่ 246.2±11.3 MPa ที่อุณหภูมิเต่ำ 690 °C มีค่าความต้านแรงดึงสูงสุดอยู่ที่ 254.1±2.1 MPa สำหรับตัวอย่างจากกระบวนการหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งที่สัดส่วนของแข็ง 5% มีค่า 268.0±6.3 MPa และสัดส่วนของแข็ง 10% มีค่า 262.6±9.7 MPa ค่าความยืดเมื่อขาดของชิ้นงานตัวอย่างจาก อุณหภูมิสูง 740 °C มีค่าความยืดเมื่อขาด 3.97±0.5 % ที่อุณหภูมิเต่ำ 690 °C มีค่าความยืดเมื่อขาด 5.11±0.4 % สำหรับตัวอย่างจากกระบวนการหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งที่สัดส่วนของแข็ง 5% มีค่า 5.39±0.3 % และสัดส่วนของแข็ง 10% มีค่า 5.36±0.6 %

สำหรับสมบัติทางกลของชิ้นงานที่ผ่านการหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งที่สัดส่วนของแข็ง 5% สูงกว่าชิ้นงานที่ผ่านการหล่อแบบเดิมที่อุณหภูมิสูง 740 °C ประมาณ 9% และความยืดเมื่อขาดสูงกว่า 1.4% น่าจะเป็นผลมาจากโครงสร้างเฟสอัลฟา (Alpha Phase) และโครงสร้างเฟสยูเทคติก ที่มีขนาดเล็กกว่า ทำให้สมบัติทางกลดีกว่า สอดคล้องกับผลงานวิจัยของ Emami *et al.* [7] และ Shabestari and Shahri [19]

นอกจากนี้เมื่อเปรียบเทียบกับผลงานวิจัยของ Shabestari and Shahri [19] ที่ทดลองหล่อชิ้นงานอะลูมิเนียมผสมเกรด A356 (AC4C H) ที่ความหนาต่างกัน คือ 3 5 7 และ 9 mm ผ่านกระบวนการปรับปรุงสมบัติทางความร้อน T6 ที่มีปรับโครงสร้างเฟสยูเทคติก ดังตารางที่ 2.4

ตารางที่ 2.4 สมบัติเชิงกลของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม A356 ในแบบทราย [19]

ความหนา (mm)	ไม่ปรับเกรน		ใช้ Sr ปรับเกรน		ใช้ Sb ปรับเกรน	
	UTS (MPa)	El. (%)	UTS (MPa)	El. (%)	UTS (MPa)	El. (%)
3	274±4	2.3±0.8	288±4	4.8±0.5	291±7	4.1±1.3
5	266±3	2.2±0.8	282±6	4.4±0.7	273±7.5	4.0±0.9
7	263±11	1.9±0.9	275±5	4.3±0.8	272±4	3.6±0.9
9	254±9	1.8±1.1	271±7	4.3±0.9	268±3	3.2±1.1

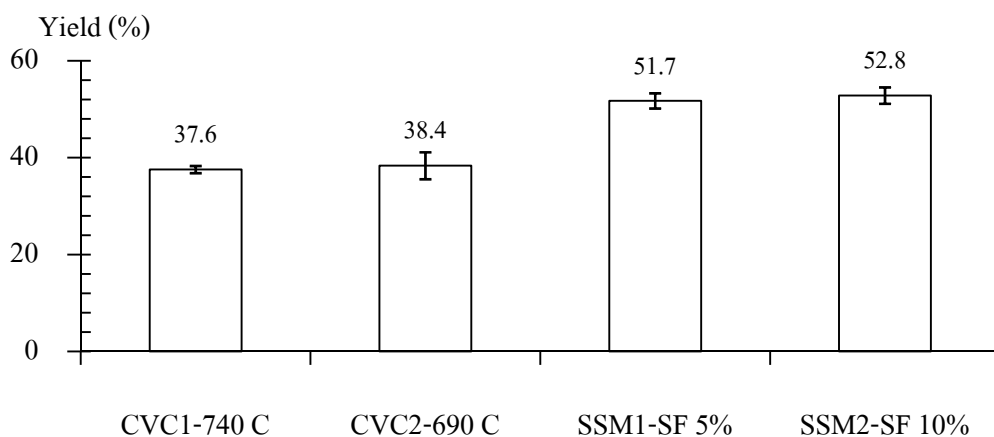
เมื่อเปรียบเทียบค่าเฉลี่ยความต้านแรงดึงสูงสุดของตัวอย่างจากชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็ง (268 และ 262 MPa) พบว่ามีค่าไม่แตกต่างจากผลการทดลองของ Shabestari and Shahri [19] และเมื่อเปรียบเทียบค่าความยืดเมื่อขาดระหว่างชิ้นงานจากการหล่อแบบเดิม และการหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งพบว่า ค่าความยืดเมื่อขาดของชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งมีค่าสูงกว่าเล็กน้อย (5.4%) และมีค่าสูงกว่าผลการทดลองของ Shabestari and Shahri [19] ตามตารางที่ 2.4

จากผลของสมบัติทางกล แสดงให้เห็นว่าชิ้นงานหล่อจากกระบวนการโลหะกึ่งของแข็งในแบบทรายโดยใช้แรงโน้มถ่วงในการไหลป้อนมีค่าใกล้เคียงกับชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการหล่อแบบเดิม

### 2.3.4 สัดส่วนผลได้ของผลผลิตจากการหล่อชิ้นงาน

สัดส่วนผลได้ของชิ้นงานหล่อคำนวณจากสัดส่วนระหว่างน้ำหนักของชิ้นงานต่อน้ำหนักโลหะที่ใช้ทั้งหมด รูปชิ้นงานหล่อดังในรูปที่ 2.12 สำหรับปริมาณน้ำหนักโลหะที่ใช้ทั้งหมดในการหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็ง ประกอบด้วยน้ำหนักชิ้นงาน และน้ำหนักส่วนทางลง ดังแสดงในรูปที่ 2.9 (ข) ส่วนน้ำหนักโลหะที่ใช้ทั้งหมดของการหล่อแบบเดิม ประกอบด้วยน้ำหนักชิ้นงาน น้ำหนักส่วนทางลง และน้ำหนักทางวิ่ง ดังรูปที่ 2.9 (ก)

สัดส่วนผลได้ของผลผลิตจากชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งที่สัดส่วนของแข็ง 5% มีค่า  $51.7 \pm 1.6$  % และชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 10% มีค่า  $52.8 \pm 1.7$  % ซึ่งสูงกว่าค่าสัดส่วนผลได้ของผลผลิตชิ้นงานหล่อแบบเดิมที่อุณหภูมิเท 740 °C มีค่า  $37.6 \pm 0.6$  % และอุณหภูมิเท 690 °C มีค่า  $38.4 \pm 2.8$  % รายละเอียด ดังแสดงในกราฟรูปที่ 2.15



รูปที่ 2.15 กราฟแสดงสัดส่วนผลได้จากชิ้นงานหล่อ

ค่าสัดส่วนผลได้จากผลผลิตชิ้นงานจากกระบวนการหล่อ โลหะกึ่งของแข็ง เป็นผลมาจากการใช้ทางเข้าด้านบนแบบอย่างง่าย (Simple top gate) โดยไม่ต้องมีรูล้น จึงทำให้สามารถเพิ่มสัดส่วนผลได้จากผลผลิตจากการหล่อจากประมาณ 40% ไปสู่ 50% ซึ่งการหล่อสเลอรรีที่อุณหภูมิเต่ำล่างจะช่วยลดการหดตัว [3] ทำให้ใช้ทางเข้าด้านบนทดแทนการใช้รูล้น นอกจากนี้การเพิ่มสัดส่วนผลได้จากผลผลิตจากการหล่อไม่เพียงแต่ลดการใช้พลังงานในการหลอมน้ำโลหะส่วนเกิน แต่ยังสามารถลดผลกระทบต่อสภาพแวดล้อมจากการใช้อุณหภูมิหล่อที่ต่ำลง [3]

## 2.4 สรุปผลการทดลอง

ผลจากการศึกษาความเป็นไปได้ในงานหล่อโลหะกึ่งของแข็งในแบบหล่อทราย โดยใช้แรงโน้มถ่วงในการไหลป้อนชิ้นงานของอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนเกรด AC4C สรุปได้ ดังนี้

(1) โลหะกึ่งของแข็งอะลูมิเนียมผสมซิลิกอนเกรด AC4C จากเทคนิคการเตรียมแบบปล่อยฟองแก๊สที่สัดส่วนของแข็งต่ำ สามารถไหลป้อนเต็มชิ้นงานโดยแรงโน้มถ่วง

(2) ผลการทดสอบความต้านแรงดึงสูงสุดของชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งมีค่าเท่ากับการหล่อแบบเดิม แต่ค่าความยืดเมื่อขาดของชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งมีแนวโน้มสูงกว่ากระบวนการหล่อแบบเดิมเล็กน้อย โดยเฉพาะในการหล่อแบบเดิมที่อุณหภูมิเตสูง

(3) สัดส่วนผลได้จากผลผลิตจากชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งสูงกว่าสัดส่วนผลได้จากผลผลิตจากชิ้นงานหล่อแบบเดิม ซึ่งเป็นผลมาจากการไม่มีรูล้นในชิ้นงานหล่อ

## 2.5 เอกสารอ้างอิง

- [1] Hong-Min, G., Xiang-Jie, Y., and Jia-Xuan, W. 2009. Pressurized solidification of semi-solid aluminium die casting alloy A356. *J. Alloy. Compd.* 485, 812-816.
- [2] Flemings, M.C. 1991. Behavior of metal alloys in the semisolid state. *Metall. Trans.* 22B, 269-293.
- [3] Masahito, G., Tatsuhiko, K., and Manabu, K. 2006. Integrated development of controlled semi-solid casting technology for super-cooled ductile iron. *Solid State Phenom.* 116-117, 9-15.
- [4] Yurko, J.A., Martinez, R.A., and Flemings, M.C. 2004. SSR™: The Spheroidal growth route to semi-solid forming. The 8<sup>th</sup> International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites. Limassol, Cyprus.
- [5] Mirzadeh, H., and Niroumand, B. 2009. Fluidity of Al-Si semi-solid slurries during rheocasting by novel process. *J. Mater. Proc. Technol.* 209, 4977-4982.
- [6] Mirzadeh H., and Niroumand B. 2006. Semi-Solid casting of Al-7wt%Si alloy in expendable molds. *Solid State Phenom.* 116-117, 495-500.
- [7] Emami, A.R., Begum, S., Chen, D.L., Skszek, T., Niu, X.P., Zhang, Y., and Gabbianelli, F. 2009. Cyclic deformation behavior of a cast aluminum alloy. *Mater. Sci. Eng.* 516A, 31-40.
- [8] Jorstad, J.L., and Rasmussen, W.M. 1993. Aluminum casting technology<sup>2nd</sup> edition. Illinois: American Foundrymen's Society Inc, 271-300.
- [9] Taylor, H.F., Flemings, M.C., and Wulff, J. 1959. *Foundry Engineering*. New York: John Wiley & Sons Inc, 132-199.
- [10] Wannasin, J., Schwam, D., Yurko, J.A., Rohloff, C., and Woycik, G. 2006. Hot tearing susceptibility and fluidity of semi-solid gravity cast Al-Cu alloy. *Solid State Phenom.* 116-117, 76-79.
- [11] 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.

## 2.5 เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [12] JIS H 5202–1999. 1999. Aluminium alloy castings. Japanese Standards Association, Tokyo, Japan, 1397-1413.
- [13] Sylvia, J.G. 1972. Cast metals technology. Addison-Wesley Publishing Company, Massachusetts, USA. 175-186.
- [14] Ramadon, M., Nomura, H., and Takita, M. 2004. Semi-solid processing of thin section gray cast iron in sand mold. The 8<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites. Limassol, Cyprus.
- [15] Martinez, R.A. 2004. Formation and processing of rheocasting micro. Ph.D. Thesis, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, USA.
- [16] ASTM B917/B917M–01. 2001. Standard practice for heat treatment of aluminum-alloy casting from all processes. ASTM International, Pennsylvania, USA, 1-11.
- [17] ASTM B557M–02a. 2002. Standard test methods of tension testing wrought and cast aluminum-and magnesium-alloy product [Metric]. ASTM International, Pennsylvania, USA, 1-15.
- [18] Kirkwood, D.H., Suery, M., Plato, K., Atkinson, H.V., and Young, K.P. 2009. Semi-solid processing of alloys. London: Springer Series in Materials Science 124, UK, 48-56.
- [19] Shabestari, S.G., and Shahri, F. 2004. Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy. J. Mater. Sci. 39, 2023-2032.

### บทที่ 3

## ลักษณะของอนุภาคของแข็งเริ่มต้น ความสามารถในการไหล และโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมกึ่งของแข็งเกรดที่ใช้เชิงพาณิชย์

ผลของความเป็นไปได้จากการหล่ออะลูมิเนียมผสมซิลิกอนกึ่งของแข็งเกรด AC4C (356) ในบทที่ 2 นำมาสู่การศึกษาสมบัติพื้นฐานของอะลูมิเนียมผสมกึ่งของแข็งที่เกรดที่ใช้เชิงพาณิชย์ 3 เกรด คือ 383 356 และ 7075 โดยศึกษาครอบคลุมคุณลักษณะของอนุภาคของของแข็งเริ่มต้น (Initial solid fraction) ความสามารถในการไหล และพฤติกรรมการไหล การแยกตัวของโครงสร้างจุลภาคภายในชิ้นงาน เพื่อให้ง่ายต่อการนำกระบวนการดังกล่าวไปประยุกต์เข้าสู่กระบวนการผลิตในปัจจุบัน

### 3.1 บทนำ

ช่วงระยะเวลากว่า 40 ปีที่ผ่านมา เป็นที่ทราบกันดีว่ากระบวนการขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็งมีข้อดีได้เปรียบหลายประการสำหรับการขึ้นรูปอะลูมิเนียม โดยมีการวิจัยและการพัฒนากระบวนการดังกล่าวออกสู่เชิงพาณิชย์ในช่วงหลายปีที่ผ่านมา อย่างไรก็ตาม Kirwood *et al.* [1] ได้รายงานว่ามีปริมาณชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยกรรมวิธีโลหะกึ่งของแข็งมีประมาณ 1% ของปริมาณชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมทั้งหมดประมาณ 2.5 ล้านตัน ทั้งอเมริกาเหนือ ยุโรป และญี่ปุ่น ซึ่งสาเหตุหลักประการหนึ่ง คือ ความซับซ้อนในการประยุกต์ใช้เทคโนโลยีโลหะกึ่งของแข็งเข้าสู่สายการผลิตที่มีอยู่ในปัจจุบัน ที่ต้องอาศัยการปรับเปลี่ยนการออกแบบแม่พิมพ์ ระบบทางเข้า และระบบรูลัน ซึ่งจำเป็นสำหรับผู้ออกแบบงานหล่อ ที่ต้องมีความรู้พื้นฐานเกี่ยวกับกรรมวิธีโลหะกึ่งของแข็ง ซึ่งการวิจัยและพัฒนาในช่วงระยะหลัง มีความพยายามที่จะมุ่งนำข้อดีของกรรมวิธีโลหะกึ่งของแข็งมาใช้ในอุตสาหกรรมหล่อโลหะ โดยการปรับเปลี่ยนกระบวนการในปัจจุบันให้น้อยที่สุด ไม่ว่าจะเป็นกระบวนการผลิต ระบบแม่พิมพ์ อุปกรณ์ต่างๆ รวมทั้งความรู้พื้นฐานที่ใช้ ดังที่ Wannasin *et al.* [2] ได้เสนอว่าวิธีการที่จะนำเทคนิคการขึ้นรูปแบบโลหะกึ่งของแข็งมาประยุกต์ใช้ โดยการลดการปรับเปลี่ยนกระบวนการปัจจุบันให้น้อยที่สุด คือ ขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็งที่สัดส่วนอนุภาค



ถึงแม้ว่ากรรมวิธีโลหะกึ่งของแข็งที่สัดส่วนอนุภาคของแข็งต่ำอาจจะไม่ได้ทำให้โครงสร้างจุลภาคเกรนของชิ้นงานเป็นก้อนกลมสมบูรณ์แบบ และยังคงมีโพรงอยู่บ้าง เมื่อเทียบกับกรรมวิธีโลหะกึ่งของแข็งที่สัดส่วนอนุภาคของแข็งสูง แต่กรรมวิธีโลหะกึ่งของแข็งที่สัดส่วนอนุภาคของแข็งต่ำก็ยังมีประโยชน์หลายประการ อันเป็นผลจากสเลอรัที่ีมีอุณหภูมิต่ำ และความหนืดสูง ทำให้สามารถลดรอบเวลาในการผลิตทำให้ผลิตผลสูงขึ้น และลดต้นทุนในการผลิตลง นอกจากนี้อายุการใช้งานแม่พิมพ์ยาวนานกว่า เพราะว่ามีปริมาณความร้อนของสเลอรัที่น้อยกว่า ในการหล่อแบบใช้แรงโน้มถ่วง สัดส่วนผลได้ของผลผลิตชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งสูงกว่า ซึ่งเป็นผลมาจากการออกแบบทางเข้า และรูสันที่มีปริมาณโลหะน้อยลง ปริมาณโพรงก็ลดลง เพราะวาสเลอรัที่ีมีความหนืดสูงไหลตัวราบเรียบกว่าและมีอัตราการหดตัวต่ำกว่า อันนำไปสู่การคุณภาพของชิ้นงานหล่อสูงขึ้น และลดปริมาณของเสียให้น้อยลง

ปัจจัยสำคัญปัจจัยหนึ่งที่ส่งผลต่อความสำเร็จในการขึ้นรูปแบบโลหะกึ่งของแข็งคือ ความสามารถในการควบคุมอนุภาคสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น รวมทั้งความเข้าใจพฤติกรรมกรไหลของสเลอรัที่ีสัดส่วนอนุภาคของแข็งเริ่มต้นแตกต่างกัน ในกระบวนการรีโอแคสติงเป็นการยากที่จะหาปริมาณของสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น โดยเฉพาะในกรณีที่เป็นสเลอรัที่ีมีสัดส่วนของแข็งต่ำ เพราะว่าในระหว่างกระบวนการมีการเปลี่ยนแปลงของอนุภาคของแข็งตลอดเวลา การใช้วิธีการวัดอุณหภูมิสเลอรัที่ี เพื่อคำนวณหาปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น อาจจะทำให้ค่าที่ไม่แม่นยำอันเกิดจากสาเหตุจากปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นที่มีปริมาณน้อย และเกิดความไม่สม่ำเสมอของการกระจายตัวของอนุภาคของแข็งในช่วงเริ่มต้นการเกิดอนุภาคของแข็ง ดังในรายงานการวิจัยของ Canyook *et al.* [3] ดังนั้นการศึกษาคุณลักษณะของสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นและวิธีการควบคุมอนุภาคของแข็งในสเลอรัที่ีเป็นปัจจัยที่สำคัญในการประสพผลสำเร็จของการขึ้นรูปแบบโลหะกึ่งของแข็ง

จากการศึกษางานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับการศึกษาคุณลักษณะของสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นของรีโอแคสติงสเลอรัที่ีพบว่ามีปริมาณงานวิจัยไม่มากนัก โดย Wannasin *et al.* [4] ได้รายงานผลการศึกษาวิธีการหาสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นโดยใช้โมลด์ที่ีเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ซึ่งในรายงานการศึกษา แสดงให้เห็นความสอดคล้องระหว่างวิธีการดังกล่าวกับข้อมูลที่ได้โดยใช้การคำนวณตามโมเดลสมการของไซล์ ต่อมา Canyook *et al.* [5] ได้ใช้วิธีดังกล่าวศึกษาวิวัฒนาการ

นอกจากนี้ยังมีการศึกษาการไหลของสเลอรัรีโดย Chucheept *et al.* [6] ที่ดัดแปลงอุปกรณ์การทดลองจากงานของ Di Sabatino *et al.* [7] ให้ใช้ระบบการปล่อยสเลอรัรีลงสู่ด้านล่างเพื่อประมาณความสามารถในการไหลของสเลอรัรีแบบรีโอแคสติงที่มีสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นต่ำ ซึ่งอุปกรณ์ดังกล่าว ช่วยให้ง่ายต่อการควบคุมสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น และความเร็วในการไหลของสเลอรัรีได้ ดังนั้นเพื่อให้เกิดความเข้าใจอย่างถ่องแท้เกี่ยวกับการควบคุมและพฤติกรรมของการไหลของสเลอรัรี ของโลหะผสมต่างๆ ที่ปริมาณสัดส่วนของแข็งแตกต่างกัน จึงได้นำเสนองานวิจัยนี้ เป็นการประยุกต์ใช้โมเดลที่เขียนตัวอย่างรวดเร็ว กับอุปกรณ์ทดลองดัดแปลงทดลองแบบใช้แรงโน้มถ่วง เพื่อศึกษาคุณลักษณะของสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น ความสามารถในการไหล คุณลักษณะของโครงสร้างจุลภาค ของอะลูมิเนียมเกรดเชิงพาณิชย์ที่สำคัญ 3 เกรด คือ 383 356 และ 7075

### 3.2 วัสดุที่ใช้และขั้นตอนการทดลอง

การทดลองนี้ใช้การเตรียมโลหะกึ่งของแข็งโดยเทคนิคการปล่อยฟองแก๊ส (Gas Induced Semi-Solid Process; GISS) โดยการปล่อยฟองแก๊สเหนือผ่านแท่งแกรไฟต์พรุนลงสู่ น้ำโลหะ ที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวเล็กน้อย ซึ่งฟองแก๊สที่ละเอียดขนาดเล็กรวมกันจำนวนมาก จะทำให้เกิดอนุภาคของแข็ง วิธีการปรับปริมาณสัดส่วนอนุภาคของแข็งในสเลอรัรีทำได้โดยการปรับเวลาที่ปล่อยฟองแก๊สลงสู่ น้ำโลหะ

สำหรับการศึกษาพฤติกรรมในการไหลของสเลอรัรีที่สัดส่วนของแข็งแตกต่างกัน ที่อัตราการหล่อเย็นต่ำ ใช้แบบทรายที่เป็นแบบวงก้นหอย โดยใช้แนวคิดซึ่งพัฒนาโดย Di Sabatino *et al.* [7] และปรับปรุงเพิ่มเติมโดย Chucheept *et al.* [6] โดยการปล่อยสเลอรัรีที่มีอนุภาคของแข็งเริ่มต้น ลงสู่โพรงแบบหล่อ โดยแรงดันจากแรงโน้มถ่วงที่ควบคุมให้มีค่าใกล้เคียงกัน

#### 3.2.1 วัสดุที่ใช้ในการทดลอง

อะลูมิเนียมผสมเกรดที่ใช้ในเชิงพาณิชย์ 3 เกรด คือ (1) 383 (Al-Si11Cu) (2) 356 (Al-Si6Mg) และ 7075 (Al-Zn6MgCu) โดยมีส่วนผสมทางเคมี และการเทียบเกรดตามมาตรฐานอื่นที่เกี่ยวข้อง ดังสรุปไว้ในตารางที่ 3.1 อะลูมิเนียมผสมเกรด 383 เป็นเกรดที่ใช้สำหรับไดแคสติง อะลูมิเนียมผสม 356 เป็นเกรดที่ใช้สำหรับการหล่อแบบแรงโน้มถ่วง ส่วนอะลูมิเนียมผสมเกรดรีด

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของอะลูมิเนียมผสมทั้ง 3 เกรด (wt%) ที่ใช้ในการทดลอง

เกรดของโลหะผสม			Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Al
(AA)	(ISO)	(JIS)							
383	Al-Si11Cu	ADC12	10.68	0.89	1.62	0.22	0.21	0.98	Bal.
356	Al-Si6Mg	AC4C	6.40	0.41	0.06	0.04	0.26	0.03	Bal.
7075	Al-Zn6MgCu	7075	0.21	0.36	1.54	0.04	2.45	5.75	Bal.

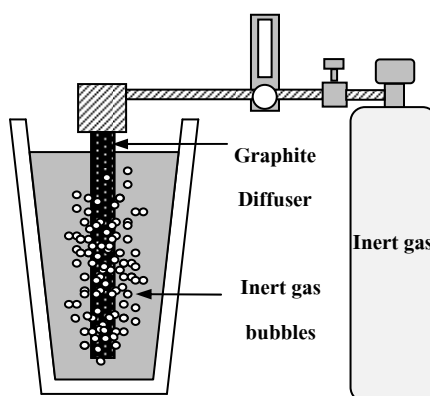
### 3.2.2 การทดลองเพื่อวิเคราะห์สัดส่วนของแข็งเริ่มต้น

การทดลองเพื่อหาปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นในที่นี่ใช้การดูดสเลอรี่ที่ประกอบด้วยส่วนที่เป็นโลหะเหลว และส่วนที่เป็นอนุภาคของแข็งเข้าสู่โมลด์ทองแดงให้ขนาดชิ้นงานบาง เพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ซึ่ง Wannasin *et al.* [4] ได้เสนอผลการประยุกต์ใช้โมลด์ดังกล่าวเพื่อหาค่าสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น

โดยขั้นตอนแรกจะหลอมอะลูมิเนียมผสมในเบ้าภายในเตาแบบขดลวดความดันทาน ที่ระดับอุณหภูมิเหมาะสมกับอะลูมิเนียมผสมแต่ละเกรด ต่อมาใช้เบ้าตัก (Ladle) ตักน้ำโลหะประมาณ 1 กิโลกรัม แล้วนำมาปล่อยฟองแก๊สผ่านแท่งแกรไฟต์พรมลงในน้ำโลหะตามเวลา ( $t_R$ ) และอุณหภูมิในน้ำโลหะที่สูงกว่าอุณหภูมิวิกฤตที่กำหนดไว้ โดยกำหนดเวลาปล่อยฟองแก๊สในน้ำโลหะ เป็นเวลา 5 10 และ 20 วินาที ฟองแก๊สอาร์กอนขนาดละเอียดจะทำให้เกิดการเย็นตัวเฉพาะตำแหน่ง (Localized cooling) และดูดความร้อนจากน้ำโลหะ (Vigorous convection) จากแท่งแกรไฟต์ปล่อยฟองแก๊ส ทำให้เกิดอนุภาคของแข็งที่โครงสร้างไม่เป็นเดนไดรต์ในสเลอรี่ ดังที่ Wannasin *et al.* [8] ได้อธิบายไว้ รายละเอียดของเทคนิคการทำโลหะกึ่งของแข็งของอะลูมิเนียมผสมทั้ง 3 เกรด ดังแสดงไว้ในตารางที่ 3.2 และรายละเอียดของเทคนิคการทำโลหะกึ่งของแข็งแบบปล่อยฟองแก๊ส ดังแสดงไว้ในรูปที่ 3.1

ตารางที่ 3.2 สภาวะในการทดลอง

โลหะผสมเกรด	$T_L$ ( $^{\circ}C$ )	$T_E$ ( $^{\circ}C$ )	สภาวะในการเตรียมโลหะกึ่งของแข็ง	
			อุณหภูมิ ( $^{\circ}C$ )	เวลา (s)
383	582	571	590	5
			590	10
			590	20
356	613	568	620	5
			620	10
			620	20
7075	635	476	640	5
			640	10
			640	20



รูปที่ 3.1 เทคนิคการโลหะกึ่งของแข็งแบบปล่อยฟองแก๊ส [8]

ภายหลังจากเตรียมสเลอรี่ในเบ้าตัก โดยการปล่อยฟองแก๊สตามเวลาที่กำหนด เทสเลอรี่ลงสู่เบ้าปล่อยน้ำโลหะ (Tapping ladle) รอเวลาประมาณ 3 s เพื่อให้สเลอรี่นิ่ง ก่อนปล่อยลงสู่แบบหล่อทราย ซึ่งในการทดลองเพื่อวิเคราะห์สัดส่วนของแข็ง ใช้เวลารอประมาณ 3 s ก่อนที่จะใช้โมลด์ทองแดงที่ต่อกับปั๊มสุญญากาศ (Vacuum pump) เพื่อดูดสเลอรี่เข้าสู่โมลด์ที่มีช่องว่างความหนาเพียง 1 mm ให้ชิ้นงานเย็นตัวอย่างรวดเร็ว โดยชิ้นงานตัวอย่างจากสเลอรี่ของอะลูมิเนียมผสมทั้ง 3 เกรด ที่เวลาปล่อยฟองแก๊ส 5 10 และ 20 s จะถูกตัดที่ตำแหน่งกลางชิ้นงาน ขนาดประมาณกว้าง 2 cm ยาว 2 cm นำชิ้นงานไปจับยึดด้วยเรซิน จัดเตรียมชิ้นงานตามมาตรฐาน เมื่อจัดเตรียมตัวอย่างเรียบร้อยแล้ว จะกัดด้วยกรดเพื่อดูโครงสร้างจุลภาค โดยอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 กัดด้วยกรดเคลเลอร์ (Keller's reagent) ส่วนอะลูมิเนียมผสม 383 และ 7075 กัดด้วยกรด

### 3.2.2.1 การวิเคราะห์สัดส่วนแรงแ้งซึ่งงานที่ถูกทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็ว

จากรูปที่ถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ที่บันทึกเข้าสู่คอมพิวเตอร์สามารถนำมาวิเคราะห์สัดส่วนของแ้งโดยคำนวณจากสมการ (3.1) ดังที่ Wannasin *et al.* [4] เสนอไว้ดังนี้

$$f_r = \frac{A_{pf}}{A_T} \times 100 = \frac{\sum_{i=1}^N A_i}{A_T} \times 100 \quad (3.1)$$

โดยที่

$A_{pf}$  คือ พื้นที่อนุภาคของแ้งทั้งหมด

$A_T$  คือ พื้นที่ทั้งหมดที่ทำการวิเคราะห์

$A_i$  คือ พื้นที่ของอนุภาค  $i$

$N$  คือ จำนวนอนุภาคของแ้งทั้งหมดที่ทำการวิเคราะห์

### 3.2.2.2 ความหนาแน่นของอนุภาคของแ้ง

ความหนาแน่นของอนุภาคของแ้งช่วงเริ่มต้น ( $D_p$ ) คำนวณตามสมการที่ (3.2) ที่ Canyook *et al.* [5] ได้นำเสนอไว้ ดังนี้

$$D_p = \frac{N}{D_A} \quad (3.2)$$

โดยที่

$N$  คือ จำนวนอนุภาคเฟสอัลฟารวมทั้งหมดที่พบในพื้นที่ที่วิเคราะห์

$D_A$  คือ พื้นที่ทั้งหมดที่ทำการวิเคราะห์

### 3.2.2.3 อนุภาคของแข็งเริ่มต้น

การวิเคราะห์เป็นการประมาณการจาก 2 มิติ ให้เป็นรูปวงกลม และหาค่าขนาดอนุภาคเฉลี่ย ( $d$ ) ของเฟสอัลฟา ซึ่งคำนวณตามงานวิจัยของ Canyook *et al.* [5] ดังสมการ (3.3)

$$d = 2 \cdot \sqrt{\frac{A_p}{\pi}} \quad (3.3)$$

โดยที่

$A_p$  คือ พื้นที่ของสัดส่วนของแข็งของแต่ละอนุภาค

### 3.2.2.4 ขนาดของเฟสอัลฟาในชิ้นงานตัวอย่างที่หล่อแบบโลหะกึ่งของแข็ง

การวิเคราะห์ขนาดของเฟสอัลฟาในชิ้นงานหล่อทำได้ค่อนข้างยาก เนื่องจากการแยกแยะและระบุส่วนที่เป็นเฟสอัลฟาที่เกิดจากอนุภาคของแข็งเริ่มต้น ดังนั้นการวิเคราะห์ขนาดของเฟสอัลฟาในชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็ง ( $D_f$ ) จึงใช้วิธีการแบบค่าเฉลี่ยตัดเกรนโดยเส้นตรง (The mean lineal interception) ดังที่ Kirkwood *et al.* [1] ได้ระบุไว้ ดังสมการ (3.4)

$$D_f = f_r \cdot \frac{L_T}{I_T \cdot M} \quad (3.4)$$

โดยที่

$L_T$  คือ จำนวนความยาวรวมของเส้นตัดแบบสุ่ม

$I_T$  คือ จำนวนจุดตัดทั้งหมดของเฟสอัลฟาเริ่มต้น

$M$  คือ กำลังขยาย

### 3.2.2.5 การวิเคราะห์อัตราการเย็นตัว

การวิเคราะห์หาอัตราเย็นตัวของสเลอร์รี่ที่ถูกดูดเข้าสู่โมลด์ทองแดง ขนาดกว้าง 3 cm ยาว 12.5 cm และหนา 0.1 cm ตัดและขัดเตรียมตัวอย่างชิ้นงาน ถ่ายรูปโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมทั้ง 3 เกรด นำมาหาค่าระยะห่างระหว่างแขนเดนไดรต์ทุติยภูมิ (Secondary Dendrite Arm Spacing; DAS) เพื่อคำนวณหาเวลาในการเย็นตัวตามสมการที่ (3.5) [9,10]

$$DAS = 10 * (t_s)^{1/3} \quad (3.5)$$

โดยที่

DAS คือ ระยะห่างระหว่าง Secondary Dendrite Arm Spacing ( $\mu\text{m}$ )

จากนั้นนำไปคำนวณหาค่าสัมประสิทธิ์การถ่ายเทความร้อน  $h$  เฉพาะส่วนที่ยังเป็นโลหะเหลวโดยการเพิ่มสัดส่วนของเฟสที่เป็นของเหลว ( $f_L$ ) เข้าไปในสมการของ Flemings [10] จึงสามารถคำนวณหาค่า  $h$  ตามสมการที่ (3.6) [10]

$$h = \frac{S \cdot \rho_s H_f \cdot f_L}{(T_m - T_0) \cdot t_s} \quad (3.6)$$

โดยที่

$S$  คือ ระยะที่โลหะแข็งตัว มีค่า  $1/2$  เท่าของความหนาชิ้นงาน (cm)

$\rho_s$  คือ ความหนาแน่นของโลหะที่แข็งตัว ( $\text{g/cm}^3$ )

$H_f$  คือ ความร้อนแฝงของการหลอมเหลว (J/g)

$f_L$  คือ สัดส่วนของเฟสของเหลวในสเลอรัรี

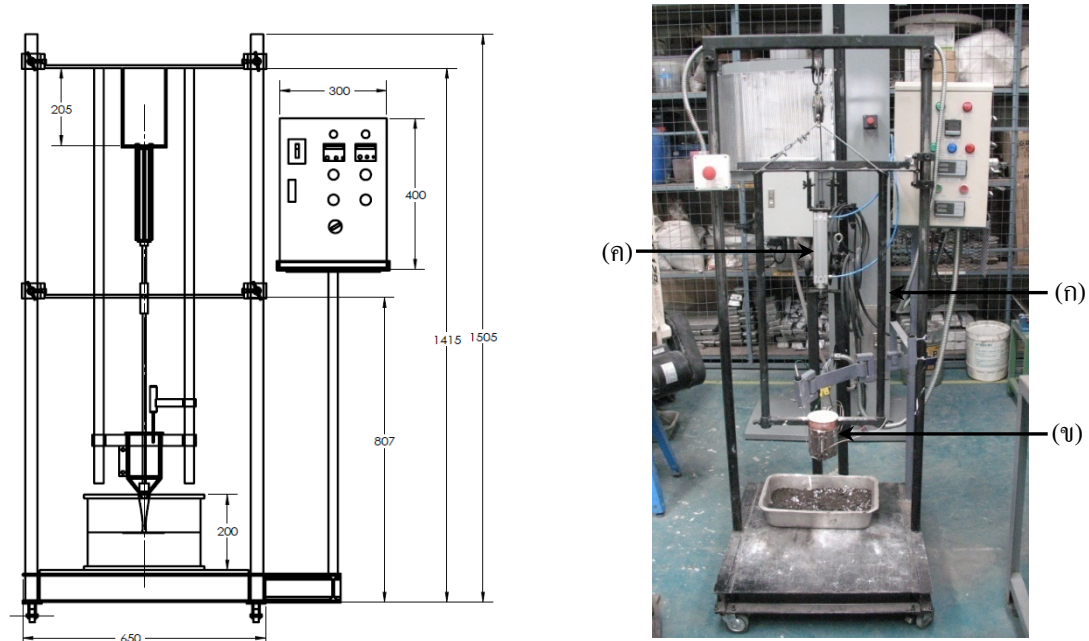
$T_m$  คือ อุณหภูมิของสเลอรัรี ( $^{\circ}\text{C}$ )

$T_0$  คือ อุณหภูมิของสภาวะแวดล้อม ( $^{\circ}\text{C}$ )

$T_s$  คือ เวลาในการแข็งตัว (s)

### 3.3.3 การวัดความสามารถในการไหลด้วยแบบทรายที่มีช่องว่างแบบวงก้นหอย

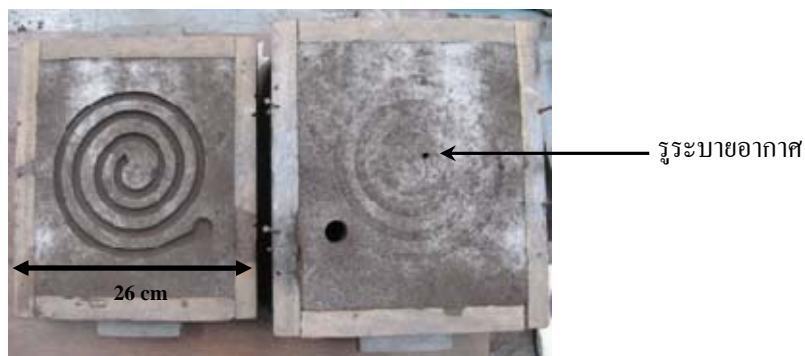
อุปกรณ์ที่ใช้ในการหล่อสเลอรัรีนี้มีเป้าหมายเพื่อให้การไหลเกิดความราบเรียบ และลดความผิดพลาดของผู้ปฏิบัติงาน ทำให้มั่นใจได้ว่าเกิดแรงดันคงที่ (Pressure head) และความเร็วเริ่มต้นที่คงที่เท่ากัน โครงสร้างหลักประกอบด้วย โครงปรับได้ (ก) เบ้าปล่อยน้ำโลหะที่หุ้มด้วยฉนวนความร้อน (ข) กระจบกลมสำหรับดึงจุกแกรไฟต์ (ค) รางละเอียด ดังรูปที่ 3.2 ความสูงของเบ้าปล่อยน้ำโลหะ 130 mm และมีเส้นผ่านศูนย์กลาง 90 mm ที่ก้นของเบ้าเทมีลักษณะลาดเอียง มีรูขนาด 2.5 cm ที่ก้นเบ้า โดยใช้จุกแกรไฟต์ปิด โดยลักษณะจุกแกรไฟต์แบบเรียวเส้นผ่านศูนย์กลาง 2.5 cm และความยาวจุก 1.5 cm ยึดติดกับแกนกระจบกลม



รูปที่ 3.2 อุปกรณ์สำหรับทดสอบความสามารถในการไหล

แบบหล่อทรายสำหรับการวัดความสามารถในการไหล เป็นแบบหล่อทรายที่มีช่องว่างแบบวงก้นหอย (Spiral) ใช้วัดความสามารถในการไหลพื้นที่หน้าตัดแบบรูปทรงสี่เหลี่ยมที่มีขนาด กว้าง 9.1 cm หนา 7.6 cm โดยมีจำนวนรอบทั้งหมด 3.5 รอบ และความยาว 1.2 m การทำแบบหล่อทรายใช้ทรายเก่า 95% ร่วมกับทรายใหม่ 5% เบนโทไนต์ 0.5% และน้ำ 1.8% ผสมให้เข้ากันโดยเครื่องผสมทรายแบบกวน ใช้การดำทรายแบบด้วยมือ โดยใช้หีบหล่อที่มีขนาดภายนอก กว้าง 26 cm ยาว 30 cm และสูง 14 cm สำหรับแบบบน (Cope) ส่วนแบบล่างมีความสูง 7 cm สำหรับระบบทางเข้าใช้ทางลงแบบเร็วโดยไม่มีบริเวณเวลล์ (Well) ความสูงของทางลง 14 cm ขนาดทางเข้าทางลง (Sprue entrance) 2.5 cm และทางออกทางลง (Sprue exit) 2.0 cm สำหรับหีบหล่อด้านบนจะระบุระบายอากาศที่ปลายสุดของช่องว่างแบบวงก้นหอย รายละเอียดของหีบหล่อ ดังแสดงในภาพที่ 3.3





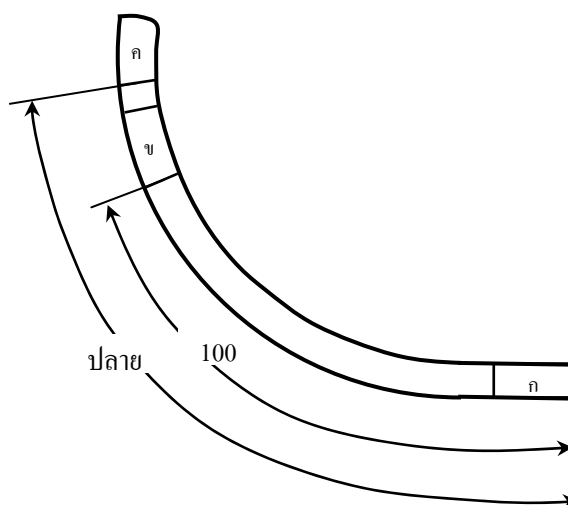
รูปที่ 3.3 แบบหล่อทรายที่มีช่องว่างแบบวงก้นหอย

ความสูงของเบ้าปล่อยน้ำโลหะ 130 mm และมีเส้นผ่านศูนย์กลาง 90 mm ที่ก้นของเบ้าเทมีลักษณะลาดเอียง มีรูขนาด 2.5 cm ที่ก้นเบ้า โดยใช้จุกแกรไฟต์ปิด

การทดสอบความสามารถในการไหลของสเลอร์รี่ ทำโดยการวางแบบทรายที่ตำแหน่งใต้เบ้าปล่อยน้ำโลหะ ตักน้ำโลหะมาประมาณ 1 kg ปล่อยฟองแก๊สตามอุณหภูมิและเวลาที่กำหนดไว้ของอะลูมิเนียมผสมแต่ละเกรดตามตารางที่ 3.2 แล้วเทสเลอร์รี่ลงเบ้าปล่อยน้ำโลหะที่มีขดลวดให้ความร้อนแบบรัดท่อพันอยู่รอบเบ้า อุณหภูมิของเบ้าปล่อยน้ำโลหะควบคุมอุณหภูมิอยู่ในช่วง  $400 \pm 10$  °C เมื่อรอให้น้ำโลหะนิ่งประมาณ 3 s กระบอกลมจะดึงจุกแกรไฟต์ขึ้น ปล่อยน้ำโลหะลงสู่แบบหล่อทดสอบความสามารถในการไหล ซึ่งที่ความสูงของสเลอร์รี่ที่อยู่ในเบ้าปล่อยน้ำโลหะประมาณ 12 cm ทำให้ได้แรงดันประมาณ 3 kPa

### 3.2.4 การศึกษาคุณลักษณะของโครงสร้างจุลภาค

ชิ้นงานตัวอย่างจะถูกตัดที่ความยาวแตกต่างกัน เพื่อตรวจสอบความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาค ดังนี้ ตำแหน่งตัดกับทางลง (ก) ตำแหน่งระยะ 100 mm (ข) จากทางลง ตำแหน่ง 200 mm จากทางลง และที่ปลายสุดของชิ้นงาน (ค) รายละเอียดแต่ละตำแหน่ง ดังแสดงรูปที่ 3.4 โดยจำนวนชิ้นงานตัวอย่างของอะลูมิเนียมผสมแต่ละเกรดที่นำมาวิเคราะห์จะไม่มีเท่ากันขึ้นกับความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียมผสมแต่ละเกรด บางสภาวะการหล่อจะไม่มีตัวอย่างที่ความยาว 100 และ 200 mm เนื่องจากชิ้นงานสั้นกว่าความยาวดังกล่าว โดยชิ้นงานตัวอย่างที่ตัดนำมาจับยึดกับเรซิน ชัด และกัดกรด ตามวิธีการที่ได้กล่าวมาแล้ว เพื่อนำมาถ่ายภาพด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง บันทึกภาพเข้าคอมพิวเตอร์ เพื่อวิเคราะห์ความสม่ำเสมอของโครงสร้าง โดยการวิเคราะห์เชิงปริมาณ และขนาดเฟสอัลฟาของโครงสร้างจุลภาคที่ตำแหน่งต่างๆ ของชิ้นงาน

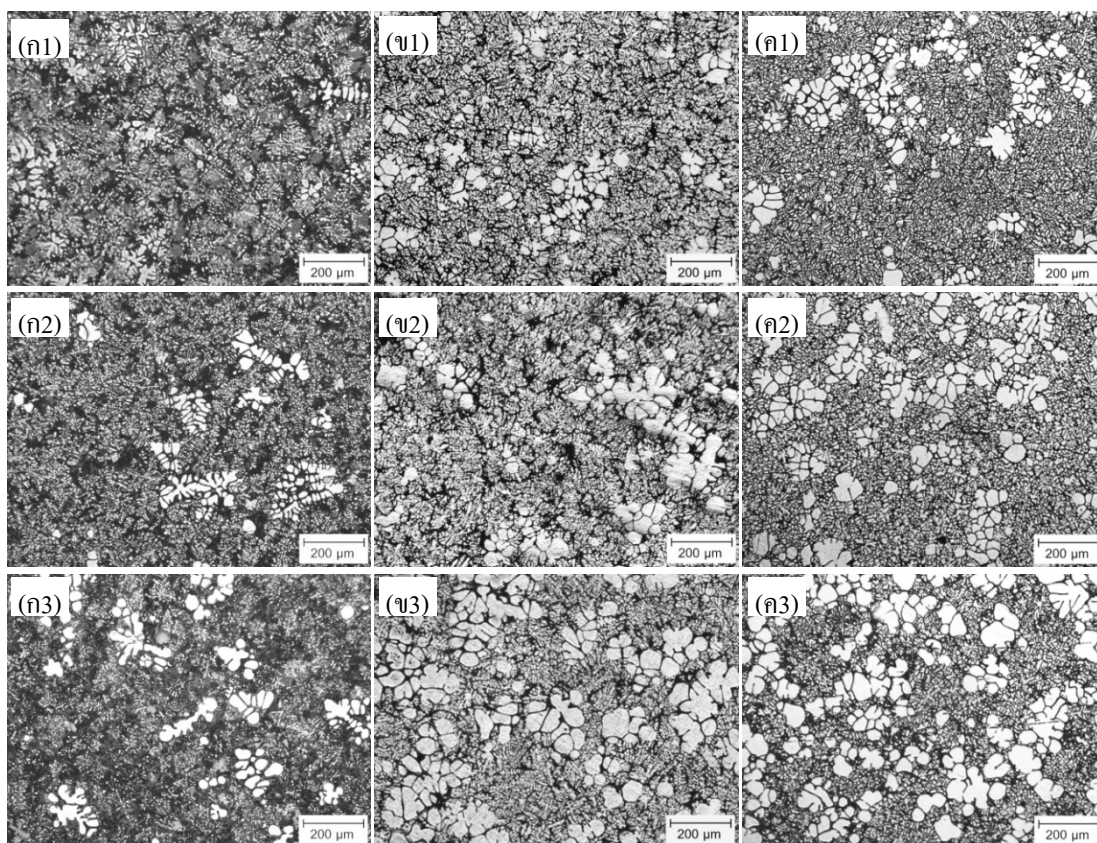


รูปที่ 3.4 ตำแหน่งวิเคราะห์คุณลักษณะ โครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน ก = บริเวณติดกับทางลง ข = ระยะ 100 mm จากทางลง ค = ปลายชิ้นงาน

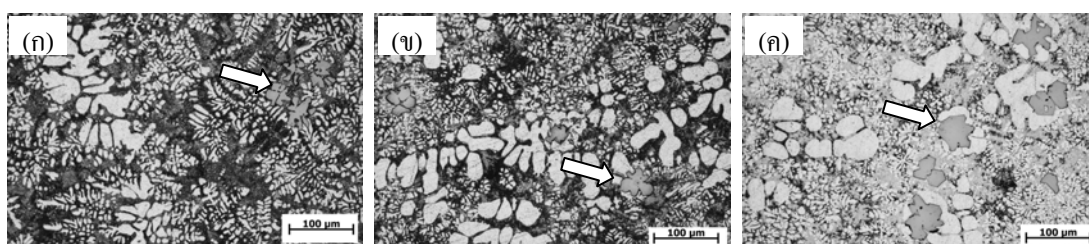
### 3.3 ผลและการอภิปรายผล

#### 3.3.1 สัดส่วนของแข็งเริ่มต้น

สัดส่วนของแข็งเริ่มต้นในสเลอรัรี ที่ได้ตัวอย่างจากโมลด์ทองแดงที่เวลาแตกต่างกันได้นำเสนอในรูปที่ 3.5 จากรูปโครงสร้างจุลภาคแสดงให้เห็นอนุภาคของแข็งปฐมภูมิของเฟสอัลฟาที่มีลักษณะเป็นสี่จางกว่าอยู่ในโครงสร้างอัลฟาทุติยภูมิและเฟสยูเทคติก สำหรับอะลูมิเนียมเกรด 383 จะมีอนุภาคสี่เทาที่เป็นเฟส  $\beta$ -AlFeSi ดังแสดงในรูปที่ 3.6

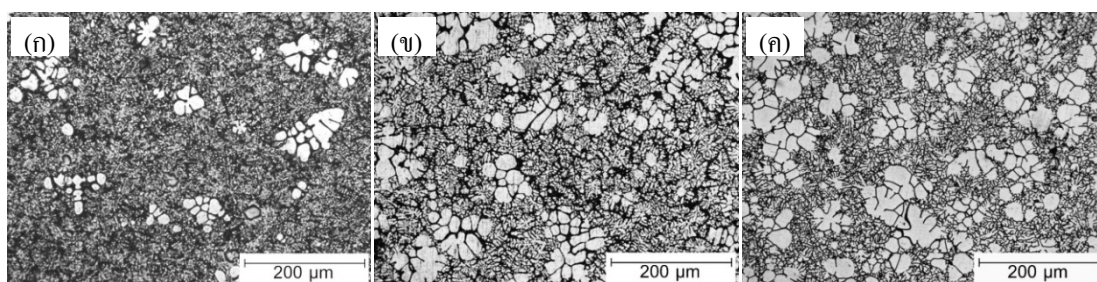


รูปที่ 3.5 ตัวอย่างรูปโครงสร้างจุลภาคของสเลอร์รี่ที่แสดงให้เห็นอนุภาคของแข็งปฐมภูมิที่เวลาปล่อยฟองแก๊สแตกต่างกัน (ก) 383: (ก1) 5 s (ก2) 10 s (ก3) 20 s (ข) 356: (ข1) 5 s (ข2) 10 s (ข3) 20 s (ค) 7075 (ค1) 5 s (ค2) 10 s และ (ค3) 20 s



รูปที่ 3.6 ตัวอย่างรูปโครงสร้างจุลภาคที่แสดงอนุภาคเฟส  $\beta$ -AlFeSi ของอะลูมิเนียมผสมเกรด 383 ที่เวลาปล่อยฟองแก๊สแตกต่างกัน (ก) 5 s (ข) 10 s และ (ค) 20 s ตามที่ลูกศรชี้

สำหรับอะลูมิเนียมผสมทั้ง 3 เกรด อนุภาคอัลฟาปฐมภูมิที่เวลาปล่อยฟองแก๊สนานกว่าจะมีขนาดโตกว่า เพราะว่าอนุภาคมีเวลาในการโต ลักษณะโครงสร้างของอัลฟาปฐมภูมิดังแสดงในรูปที่ 3.7 ซึ่งสามารถสังเกตเห็นโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยรูปร่างหลากหลาย



รูปที่ 3.7 รูปโครงสร้างจุลภาคแสดงให้เห็นอนุภาคอัลฟาปฐมภูมิที่เกิดจากกระบวนการปล่อยฟอง แก๊สเป็นเวลา 20 s (ก) 383 (ข) 356 และ (ค) 7075

สำหรับการวิเคราะห์เชิงปริมาณของอนุภาคของแข็งจากรูปเพื่อหาค่าสัดส่วนของแข็งเฟสอัลฟาจากตัวอย่างที่เย็นตัวอย่างรวดเร็ว ผลจากการวิเคราะห์สัดส่วนของแข็งแสดงในตารางที่ 3 ที่เวลาปล่อยฟองแก๊ส 5 10 และ 20 s สัดส่วนของแข็งสำหรับอะลูมิเนียมผสมเกรด 383 มีค่า 5.3 8.4 และ 9.5% สำหรับอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 มีค่า 11.1 16.0 และ 24.9% สำหรับอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075 มีค่า 16.2 17.8 และ 31.0% โดยปริมาณเฟสอัลฟาของเวลาปล่อยฟองแก๊สนานกว่าจะมีค่ามากกว่า ซึ่งเป็นผลจากการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องร่วมกับการดูดความร้อนโดยแท่งแกรไฟต์ ดังในงานวิจัยที่โดย Wannasin *et al.* [8]

ปริมาณเฟสอัลฟาที่ได้จากการวิเคราะห์ผลจากรูปโครงสร้างจุลภาค จะมีปริมาณสูงกว่าอนุภาคเฟสอัลฟาที่แท้จริงก่อนที่สเลอรี่จะเย็นตัวอย่างรวดเร็ว เนื่องจากเกิดการโตของเฟสอัลฟาระหว่างกระบวนการเย็นตัว โดย Martinez and Flemings [10] แสดงวิธีการหาค่าชั้นความหนาของการโตของอนุภาคของแข็งโดยการกัด้วยกรดที่เหมาะสมกับชนิดของอะลูมิเนียมผสม ซึ่งการใช้วิธีการดังกล่าวสามารถหาปริมาณเฟสอัลฟาเริ่มต้นก่อนเย็นตัวได้ และ Wannasin *et al.* [4] ได้ใช้วิธีการดังกล่าวในการหาค่าเฟสอัลฟาเริ่มต้น โดยการนำค่าชั้นความหนาที่โตระหว่างกระบวนการเย็นตัวอย่างรวดเร็วมาหักออกพื้นที่อนุภาคของแข็งที่ได้จากตัวอย่างเย็นตัวอย่างรวดเร็ว จากวิธีการของ Wannasin *et al.* [4] ได้กำหนดให้ค่า  $f_0$  เป็นค่าอนุภาคเฟสอัลฟาของแข็งเริ่มต้นก่อนการเย็นตัว ซึ่งสามารถคำนวณได้จากสมการที่ (3.7) ดังนี้

$$f_0 = \frac{A_{P0}}{A_T} = \frac{\sum_{i=1}^N [\pi \cdot (R_i - \Delta \bar{R}_i)^2]}{A_T} \quad (3.7)$$

โดยที่

$A_{P0}$  คือ พื้นที่ของอนุภาคเฟสอัลฟาทั้งหมด

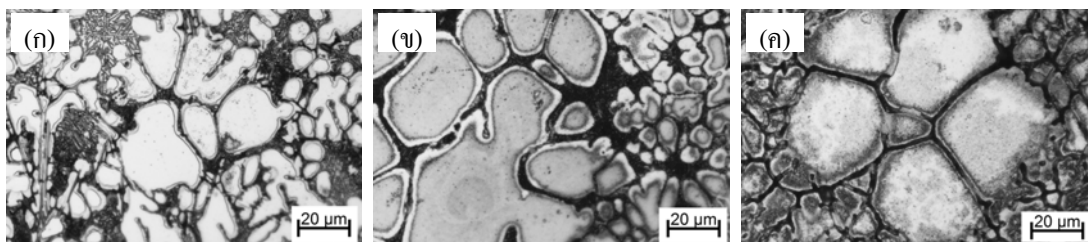
$R_i$  คือ รัศมีของเฟสอัลฟาที่อนุภาค  $i$  ใดๆ ที่เป็นวงกลมเทียบเท่า

จากรูปที่ 3.8 แสดงให้เห็นถึงความหนาชั้นที่โตขึ้นระหว่างกระบวนการเย็นตัวอย่างรวดเร็วของอะลูมิเนียมผสมทั้ง 3 เกรด 383 356 และ 7075 มีค่าเฉลี่ย 1.4 2.8 และ 1.8  $\mu\text{m}$

ค่าดังกล่าวสามารถไปคำนวณหาปริมาณเฟสอัลฟาเริ่มต้นโดยสมการที่ (3.5) ซึ่งได้แสดงผลไว้ในตารางที่ 3.3 ซึ่งแสดงให้เห็นว่าปริมาณของเฟสอัลฟาในตัวอย่างเย็นตัวอย่างรวดเร็วมีปริมาณเฟสอัลฟาเพิ่มมากกว่าเฟสอัลฟาเริ่มต้นอยู่ประมาณ 16% ซึ่งต้องปรับแก้ให้ถูกต้องในการหาค่าปริมาณเฟสอัลฟาเริ่มต้น

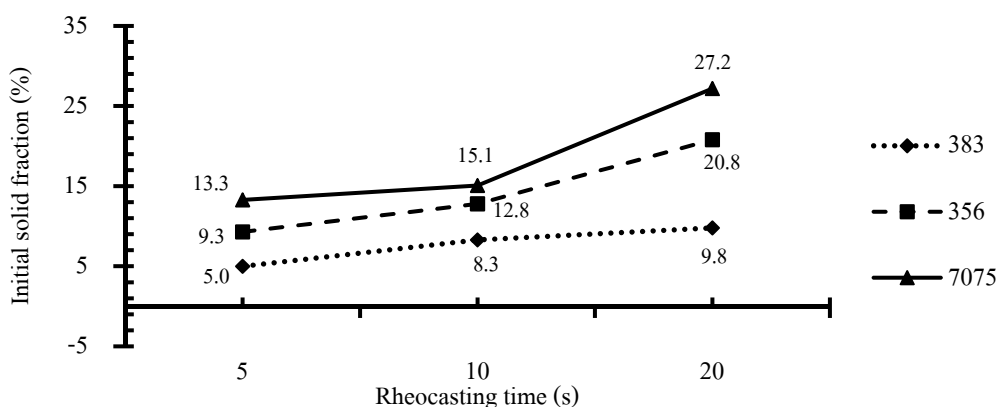
ตารางที่ 3.3 คุณลักษณะต่างๆ ของอนุภาคของแข็งเริ่มต้นจากชิ้นงานตัวอย่างเย็นตัวอย่างรวดเร็ว

โลหะผสม	$t_R$ (s)	$f_i$ fraction of $\alpha$ phase (%)	$f_i$ of $\beta$ phase (%)	$d$ of $\alpha$ phase particle ( $\mu\text{m}$ )	$d$ of $\beta$ phase particle ( $\mu\text{m}$ )	$D_p$ of $\alpha$ phase ( $\#/\text{mm}^2$ )	$\Delta \bar{R}_i$ ( $\mu\text{m}$ )	$f_0$ of $\alpha$ phase (%)	Initial $f_s$ (%)
383	5	5.3	0.70	18.5	18.5	140	1.4	4.3	5.0
	10	8.4	1.25	24.4	27.3	127		7.1	8.4
	20	9.5	1.64	29.7	29.0	97		8.1	9.7
356	5	11.1	-	40.6	-	70	2.8	9.3	9.3
	10	16.0	-	41.2	-	95		12.8	12.8
	20	24.9	-	50.4	-	97		20.8	20.8
7075	5	16.2	-	29.3	-	189	1.8	13.3	13.3
	10	17.8	-	34.6	-	150		15.1	15.1
	20	31.0	-	44.7	-	158		27.2	27.2



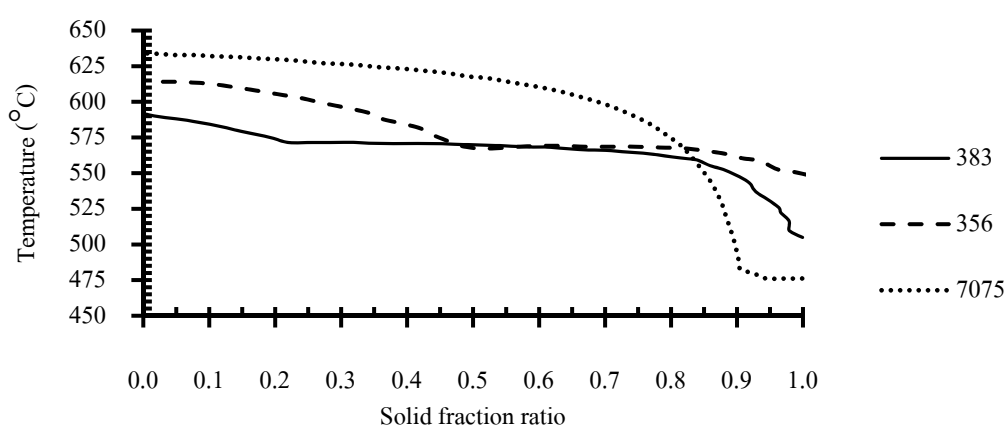
รูปที่ 3.8 รูปโครงสร้างจุลภาคที่แสดงชั้นความหนาที่เพิ่มขึ้นระหว่างกระบวนการเย็นตัวอย่างรวดเร็วของอะลูมิเนียมผสมทั้ง 3 เกรด (ก) 383 (ข) 356 และ (ค) 7075

จากโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 3.6 – 3.8 แสดงให้เห็นว่าโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 และ 7075 ประกอบด้วยเฟสอัลฟาปฐมภูมิและเฟสยูเทคติก ส่วนอะลูมิเนียมผสมเกรด 383 มีเฟสอินเตอร์เมทัลลิก  $\beta$ -AlFeSi เพิ่มขึ้นมาประกอบด้วย ดังนั้นในการหาปริมาณเฟสของแข็งเริ่มต้นสำหรับอะลูมิเนียมผสมเกรด 383 จำเป็นต้องหาปริมาณเฟสดังกล่าว ซึ่งจากการวิเคราะห์เชิงปริมาณพบว่ามีค่าสัดส่วน 0.7 1.25 และ 1.64% ที่เวลาปล่อยฟองแก๊ส 5 10 และ 20 s เมื่อนำปริมาณสัดส่วนของเฟส  $\beta$ -AlFeSi ไปรวมกับปริมาณของสัดส่วนเฟสอัลฟาของอะลูมิเนียมผสมเกรด 383 ที่ลบค่าความหนาของการโตระหว่างการกระบวนการเย็นตัวอย่างรวดเร็วจะได้ปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นที่แท้จริง ดังแสดงในตารางที่ 3 และในกราฟรูปที่ 3.9 ซึ่งแสดงให้เห็นว่าปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มเวลาปล่อยฟองแก๊ส สอดคล้องกับงานวิจัยของ Canyook *et al.* [5]



รูปที่ 3.9 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นของอะลูมิเนียมผสมทั้ง 3 เกรด ที่เวลาปล่อยฟองแก๊ส 5 10 และ 20 s

ผลจากการปล่อยฟองแก๊สแสดงให้เห็นว่าที่เวลาปล่อยฟองแก๊สเท่ากัน ปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นของอะลูมิเนียมผสมแต่ละเกรดจะแตกต่างกัน ซึ่งที่เวลาเท่ากันปริมาณสัดส่วนของแข็งของอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075 จะมีปริมาณมากที่สุด ถึงแม้ว่าอัตราการเย็นตัวจากการปล่อยฟองแก๊สและจุดความร้อนออกจากน้ำโลหะด้วยแท่งแกรไฟต์ที่เท่ากัน น่าจะได้ปริมาณสัดส่วนของแข็งใกล้เคียง ซึ่งยังไม่ได้ข้อสรุปที่ชัดเจนสำหรับปริมาณสัดส่วนของแข็งที่แตกต่างกัน



รูปที่ 3.10 กราฟแสดงสัดส่วนของแข็งสำหรับอะลูมิเนียมผสมเกรด 383 356 และ 7075 ที่เมื่อเทียบกับอุณหภูมิ โดยที่อะลูมิเนียมผสมเกรด 383 มาจาก Guo *et al.* [11] เกรด 356 จาก Gibbs and Mendez [12] และอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075 มาจาก and Chen *et al.* [13]

สำหรับสาเหตุหนึ่งน่าจะมาจากความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนของแข็งและอุณหภูมิที่ลดลงของอะลูมิเนียมผสมทั้ง 3 เกรด ดังที่แสดงไว้ในรูปที่ 3.10 ซึ่งแสดงให้เห็นว่าโครงสร้างของอะลูมิเนียมผสมที่เย็นตัวจะมีปริมาณสัดส่วนโครงสร้างที่แตกต่างกัน โดยอะลูมิเนียมผสมเกรด 383 มีสัดส่วนโครงสร้างเฟสอัลฟาประมาณ 20% ส่วนเกรด 356 มีเฟสอัลฟาประมาณ 50% ในขณะที่ 7075 มีสัดส่วนประมาณ 95% ซึ่งในระหว่างกระบวนการปล่อยฟองแก๊สจะทำให้เกิดชั้นของแข็งบางๆ ที่รอบผิวแท่งแกรไฟต์ และถูกดันออกไปสู่ส่วนที่เป็นน้ำโลหะภายในเบ้าโดยฟองแก๊ส ซึ่งชั้นความหนาดังกล่าวประกอบด้วยส่วนที่เป็นเฟสอัลฟาและยูเทคติกเมื่อออกไปสู่ส่วนที่เป็นน้ำโลหะส่วนที่เป็นเฟสของยูเทคติกจะหลอมละลาย และได้เฟสที่เป็นอัลฟาปฐมภูมิ ดังที่เห็นในรูปที่ 3.7 ซึ่งภายใต้อัตราการดึงความร้อนออกในเวลาเท่ากัน ควรจะเกิดปริมาณของชั้นของแข็งที่บริเวณผิวแกรไฟต์ใกล้เคียงกันทุกอะลูมิเนียมผสม ซึ่งการเกิด

### 3.3.2 อัตราการเย็นตัวในโพลด์ทองแดง

สำหรับชิ้นงานสเลอรัที่ถูกลดเข้าสู่โพลด์ทองแดงจะถูกทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วซึ่งปริมาณพลังงานความร้อนของสเลอรัแต่ละเกรดจะมีค่าไม่เท่ากันขึ้นกับค่าความหนาแน่นของอะลูมิเนียมผสมแต่ละเกรด 383 มีค่าเท่า 470 J/g และ 356 มีค่า 430 J/g [14] สำหรับ 7075 มีค่า 332 J/g [15] สำหรับระยะ S ซึ่งเป็นการแข็งตัวจาก 2 ด้านของชิ้นงานซึ่งมีค่าเท่ากับครึ่งหนึ่งของความหนาชิ้นงาน (0.05 cm) ดังนั้นพลังงานความร้อนจึงมีค่าเท่ากับครึ่งหนึ่งของพลังงานความร้อนทั้งหมดที่มีในชิ้นงาน

โดยการคำนวณตามสมการที่ (3.6) ค่าความหนาแน่น 383 356 และ 7075 มีค่า 2.70 2.68 และ 2.81 g/cm<sup>3</sup> [16] ตามลำดับ ส่วนค่า T<sub>0</sub> ใช้อุณหภูมิบรรยากาศที่ 30 °C เท่ากัน รายละเอียดค่าต่างๆ ดังแสดงในตารางที่ 3.4

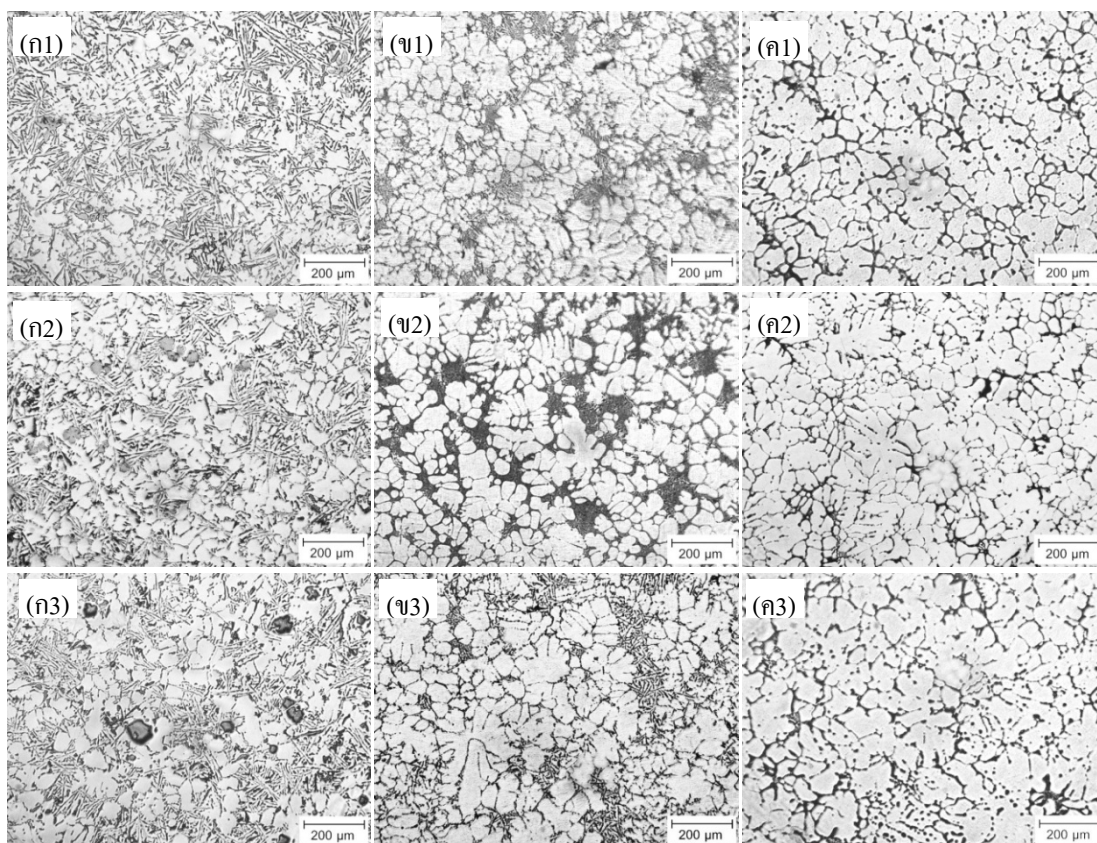
ตารางที่ 3.4 สถานะการทดลอง เวลาในการเย็นตัว และอัตราการเย็นตัวของสเลอรั

โลหะผสม	T <sub>L</sub> (°C)	T <sub>E</sub> (°C)	dT	Initial f <sub>s</sub> (%)	SDAS (μm)	t <sub>s</sub> (s)	dT/dt	Total Heat (J)	T <sub>m</sub> (°C)	h (Wcm <sup>-2</sup> C <sup>-1</sup> )	h (Wm <sup>-2</sup> C <sup>-1</sup> )
383	582	571	11	5.0	8.63	0.64	17	2,260.5	588.1	0.854	8,540
				8.4	7.81	0.48	23	2,179.5	585.7	1.103	11,030
				9.7	6.95	0.34	32	2,148.5	584.5	1.538	15,380
356	613	568	45	9.3	8.57	0.63	17	1,960.0	607.5	0.722	7,220
				12.8	7.75	0.47	23	1,884.0	605.0	0.934	9,340
				20.8	6.69	0.30	37	1,711.5	598.6	1.344	13,444
7075	635	476	159	13.3	8.16	0.54	20	1,516.5	631.6	0.656	6,560
				15.1	7.21	0.37	30	1,485.0	631.2	0.938	9,380
				27.2	6.20	0.24	46	1,273.5	627.2	1.248	12,480

### 3.3.3 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโลหะกึ่งของแข็ง

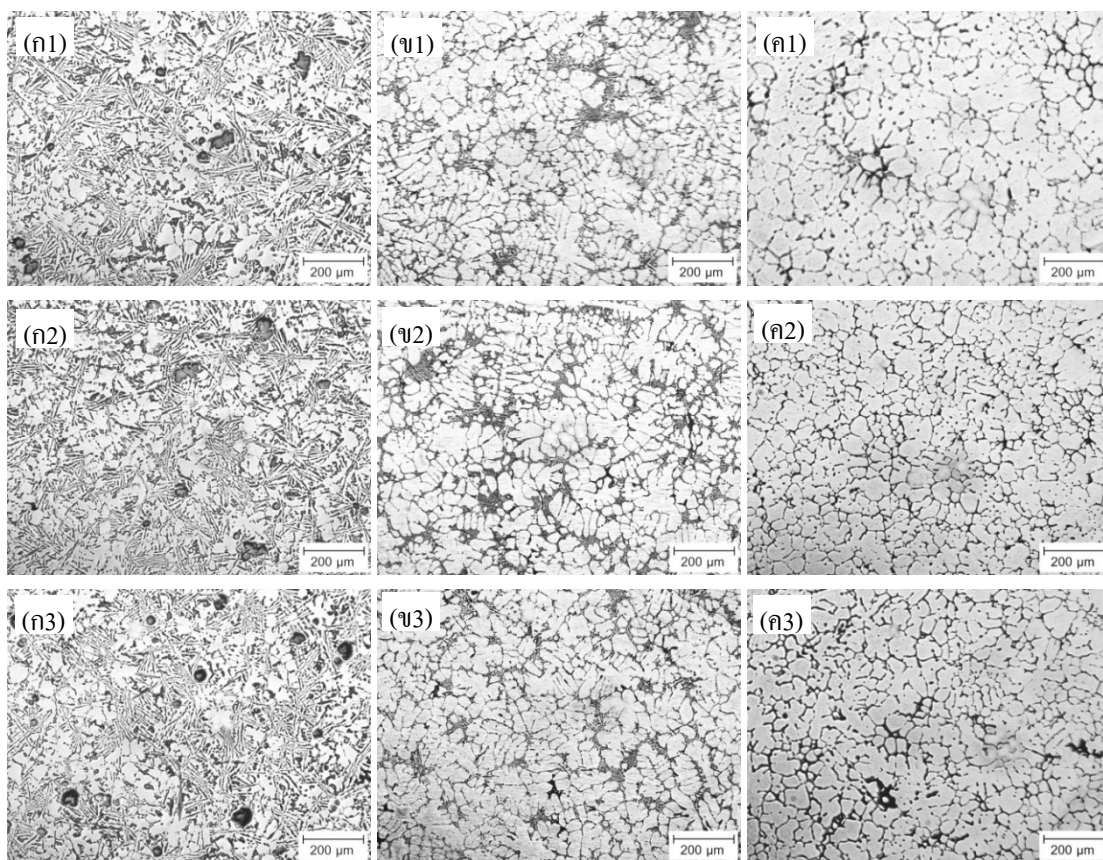
โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อได้นำมาศึกษาที่ตำแหน่งต่างๆ โดยโครงสร้างชิ้นงานหล่อที่ตำแหน่งใกล้ทางลงดังแสดงในรูปที่ 3.11 ซึ่งแสดงให้เห็นว่าโครงสร้างจุลภาค





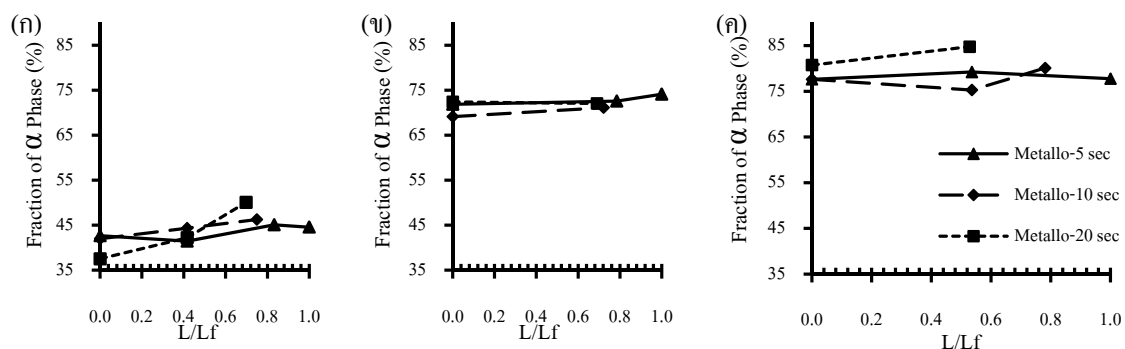
รูปที่ 3.11 รูปโครงสร้างจุลภาคจากตัวอย่างชิ้นงานที่เวลาปล่อยฟองแก๊สแตกต่างกัน ที่ตำแหน่ง  
ใกล้ทางลง (ก) 383: (ก1) 5 s (ก2) 10 s (ก3) 20 s; (ข) 356: (ข1) 5 s (ข2) 10 s (ข3) 20 s;  
(ค) 7075: (ค1) 5 s (ค2) 10 s และ (ค3) 20 s

สำหรับอะลูมิเนียมผสมเกรด 383 แสดงให้เห็นเฟสอินเตอร์เมทัลลิก  $\beta$ -AlFeSi ที่มีขนาดโตขึ้นอย่างชัดเจน ดังแสดงในรูปที่ 3.1 (ก1) – (ก3) ซึ่งแสดงว่าในอะลูมิเนียมผสมเกรด 383 ต้องลดเวลาปล่อยฟองแก๊สเพื่อหลีกเลี่ยงการเกิดเฟสอินเตอร์เมทัลลิกที่มีขนาดใหญ่ แต่อาจจะมีความเหมาะสมสำหรับชิ้นงานที่ต้องการสมบัติในการต้านการสึกหรอ เช่น คลັบลูกปืน ซึ่งจากข้อมูลดังกล่าว แสดงให้เห็นว่าเวลาในการปล่อยฟองแก๊สเป็นปัจจัยในการควบคุมของเฟสอินเตอร์เมทัลลิก



รูปที่ 3.12 รูปโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานตัวอย่างที่ตำแหน่งต่างๆ ที่เวลาปล่อยฟองแก๊ส 5 s (ก) 383 (ก1) ติดกับทางลง (ก2) ห่างจากทางลง 100 mm (ก3) ปลายชิ้นงาน; (ข) 356: (ข1) ติดกับทางลง (ข2) ห่างจากทางลง 100 mm (ข3) ปลายชิ้นงาน; (ค) 7075: (ค1) ติดกับทางลง (ค2) ห่างจากทางลง 100 mm และ (ค3) ปลายชิ้นงาน

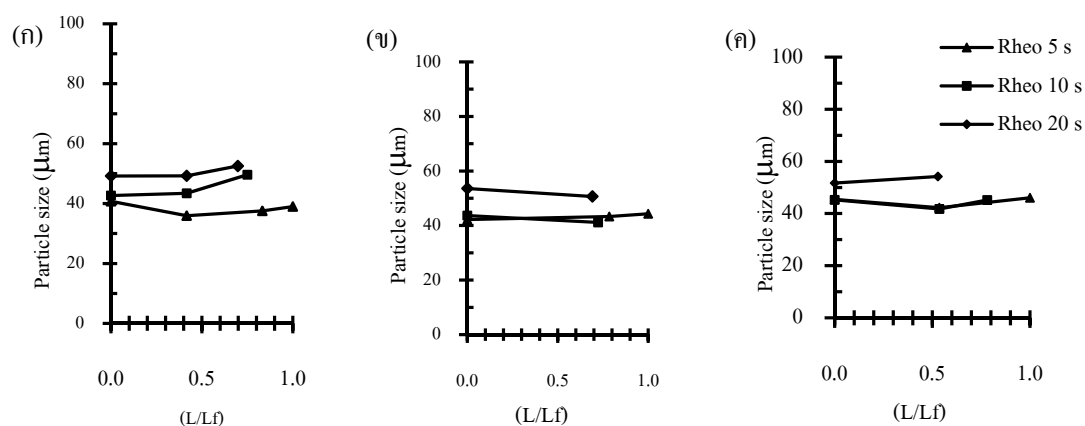
คุณสมบัติที่สำคัญประการหนึ่งในการหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็ง คือ การที่โครงสร้างจุลภาคมีความสม่ำเสมอตลอดชิ้นงาน จึงได้มีการศึกษาความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ตัวอย่างรูปชิ้นงานหล่อที่ปล่อยฟองแก๊ส 5 s ที่ตำแหน่งต่างๆ จากรูปสังเกตเห็นว่าโครงสร้างจุลภาคค่อนข้างสม่ำเสมอทุกตำแหน่งของชิ้นงาน จากการวิเคราะห์เชิงปริมาณของเฟสอัลฟาในตำแหน่งต่างๆ ตามระยะความยาวและปรับให้เป็นความยาวเท่ากันจากตำแหน่งทางลง (Normalized distance;  $L/L_0$ ) อะลูมิเนียมผสมเกรด 383 มีสัดส่วนเฟสอัลฟา 38 – 50% เกรด 356 มี 70 – 74% เกรด 7075 มี 75 – 85% ดังแสดงในรูปที่ 3.13 ซึ่งปริมาณเฟสอัลฟาใกล้เคียงกันถึงแม้ว่าสัดส่วนของเริ่มต้นแตกต่างกัน



รูปที่ 3.13 การกระจายตัวของเฟสอัลฟาของชิ้นงานหล่อแบบสเลอร์รี่เทียบกับความยาวรวม ( $L/L_f$ ) ที่เวลาปล่อยฟองแก๊สแตกต่างกัน (ก) 383 (ข) 356 และ (ค) 7075

ผลจากการวิเคราะห์ขนาดของเฟสอัลฟาในชิ้นงานหล่อดังกล่าวในรูปที่ 3.14 ค่าเฉลี่ยของเฟสอัลฟา อะลูมิเนียมผสม 383 มีค่า 38-50  $\mu\text{m}$  อะลูมิเนียมผสม 356 มีค่า 42-52  $\mu\text{m}$  อะลูมิเนียมผสม 7075 มีค่า 44-52  $\mu\text{m}$  ซึ่งแสดงผลที่ค่อนข้างสม่ำเสมอทุกระยะตำแหน่งความยาวที่วิเคราะห์

โดยสรุปผลจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานแสดงว่าชิ้นงานหล่อโลหะกึ่งของแข็งภายใต้แรงโน้มถ่วงที่เย็นตัวช้ามีโครงสร้างที่เล็ก ไม่แยกตัว ซึ่งโครงสร้างที่เล็กดังกล่าวสามารถเกิดได้ถึงแม้สัดส่วนของแข็งเริ่มต้นจะน้อยกว่า 10% ของทั้งอะลูมิเนียมผสมทั้ง 3 ชนิด

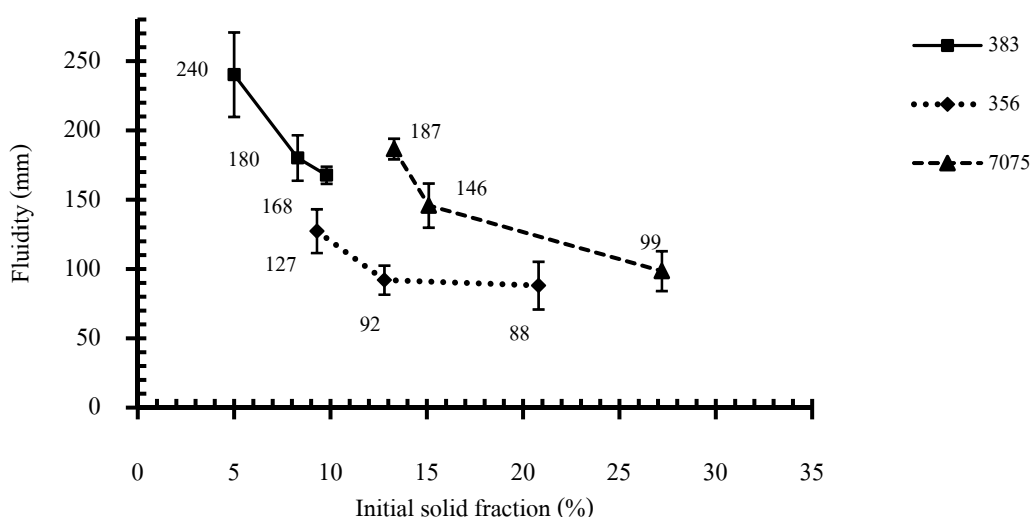


รูปที่ 3.14 ขนาดเฉลี่ยของอนุภาคเฟสอัลฟาในชิ้นงานหล่อที่ตำแหน่งต่างๆ เทียบกับความยาวรวม ( $L/L_f$ ) ที่เวลาปล่อยฟองแก๊สแตกต่างกัน (ก) 383 (ข) 356 และ (ค) 7075

### 3.3.4 ความสามารถในการไหลของสเลอร์รี่

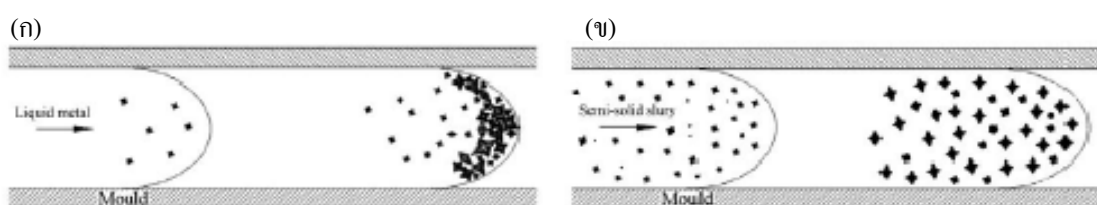
กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นและความสามารถในการไหลแสดง ดังในรูปที่ 3.15 ซึ่งข้อมูลแสดงให้เห็นว่าความสามารถในการไหลลดลงเมื่อสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นเพิ่มขึ้น เมื่อพิจารณาจากกราฟอัตราการลดลงของความสามารถในการไหลสูงในช่วงแรก และอัตราความสามารถในการไหลลดลงต่ำลงในช่วงหลัง ซึ่งจากแนวโน้มของกราฟความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียมผสมเหมือนกันทั้ง 3 ชนิด ซึ่งแสดงให้เห็นว่าความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียมผสมทั้ง 3 ชนิดค่อนข้างดี ถึงแม้จะมีสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นที่ค่อนข้างสูง คือ 356 ที่สัดส่วนของแข็งประมาณ 20% และ 7075 ที่สัดส่วนของแข็งประมาณ 27%

ผลของความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075 มีค่าสูงกว่า เกรด 356 นั้น ยังไม่สามารถอธิบายได้ชัดเจน ในที่นี้ต้องมีการศึกษาเพิ่มเติม แต่สาเหตุหนึ่งที่เป็นไปได้คือ ความแตกต่างระหว่างขนาดของสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น ดังแสดงในตารางที่ 3 ที่ผ่านมา ซึ่งอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075 มีค่าเฉลี่ยของอนุภาคของแข็งน้อยกว่าที่เวลาปล่อยฟองแก๊สเท่ากัน โดยค่าเฉลี่ยของอนุภาคเฟสอัลฟาเริ่มต้นของอะลูมิเนียมผสม 7075 ที่เวลาปล่อยฟองแก๊ส 5 10 และ 20 s มีค่าเท่ากับ 29.3 34.6 และ 44.7  $\mu\text{m}$  ตามลำดับ ซึ่งต่ำกว่าอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ที่มีค่า 40.6 41.2 และ 50.4  $\mu\text{m}$  ที่เวลาปล่อยฟองแก๊ส 5 10 และ 20 s ตามลำดับ



รูปที่ 3.15 ผลการทดสอบความสามารถในการไหลของสเลอร์รี่อะลูมิเนียมผสม ทั้ง 3 เกรด ที่เวลาปล่อยฟองแก๊สต่างๆ

ซึ่งขนาดของอนุภาคของแข็งเริ่มต้นที่มีผลต่อความสามารถในการไหล และส่งผลต่อพฤติกรรมในการไหลของน้ำโลหะ และสเลอรัรี ในการหล่อชิ้นงานบาง-ขนาดเล็ก โดยสำหรับการไหลของน้ำโลหะนั้น Flemings [9] และ Flemings *et al.* [17] ได้อธิบายถึงการหยุดไหลว่าเกิดจากสาเหตุที่เดนไดรต์เกิดการแตกหักระหว่างการไหลและสะสมรวมกันที่ใกล้ๆ ส่วนปลายขณะที่ไหล และเมื่อสะสมถึงปริมาณวิกฤติ ( $f_{crit}$ ) จะเกิดการเกาะตัวกัน (Coherency) ทำให้สเลอรัรีมีความหนืดเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว และหยุดการไหลในที่สุด ในรูปที่ 3.16 (ก) แสดงลักษณะการไหลของน้ำโลหะในการหล่อชิ้นงานบางและขนาดเล็ก ซึ่งงานของ Flemings *et al.* [17] และ Bäckerud *et al.* [18] ได้สรุปว่าปริมาณสัดส่วนเดนไดรต์ที่เริ่มเกาะกันรวมเป็นเครือข่ายที่ทำให้หยุดการไหลมีค่าประมาณ 30 – 35%



รูปที่ 3.16 แบบจำลองแสดงการไหลของชิ้นงานบาง-ขนาดเล็ก (ก) น้ำโลหะหลอมเหลว [19] และ (ข) โลหะกึ่งของแข็ง

ดังนั้นจากของ Flemings [9] ความสามารถในการไหลของน้ำโลหะที่อุณหภูมิหลอมเหลว (Melting temperature) สามารถประมาณสำหรับ โมลต์ที่นำความร้อนได้น้อย ตามสมการที่ (3.8) ดังนี้

$$L_f = v \cdot c \left( \frac{\rho H_f \cdot f_{crit}}{T_M - T_0} \right)^2 \left( \frac{V}{A} \right)^2 \quad (3.8)$$

โดยที่

- v คือ ความเร็วในการไหล (m/s)
- c คือ ค่าคงที่
- $\rho$  คือ ความหนาแน่นของ โลหะที่แข็งตัว ( $\text{kg/m}^3$ )
- $H_f$  คือ ค่าความร้อนแฝงของการหลอมเหลว (kJ/kg)
- $f_{crit}$  คือ ปริมาณสัดส่วนของแข็งวิกฤติที่ทำให้หยุดไหล

$T_M$  คือ อุณหภูมิของน้ำโลหะที่จุดหลอมเหลว (K)

$T_0$  คือ อุณหภูมิของบรรยากาศ (K)

$(V/A)$  คือ อัตราส่วนระหว่างปริมาตรชิ้นงานกับพื้นที่การถ่ายเทความร้อน

จากรูปลักษณะการกระจายตัวที่สม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ไหลภายในชิ้นงานบาง-ขนาดเล็ก แสดงให้เห็นว่าอนุภาคของแข็งมีการไหลที่สม่ำเสมอพร้อมๆกับการไหลของส่วนที่ยังมีสถานะเป็นของเหลวในสเลอรัรี และต่อมาอนุภาคของแข็งโตเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิของสเลอรัรีลดลง เมื่ออนุภาคของแข็งโตจนถึงขนาดและสัดส่วนที่เกิดการเกาะกันจะทำให้ความหนืดมีค่าสูงพอที่จะทำให้บริเวณส่วนปลายของการไหลหยุด ดังแสดงในแบบจำลองในรูปที่ 16 (ข) ดังนั้นความสามารถในการไหลของโลหะกึ่งของแข็งที่มีสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น  $f_0$  สามารถเขียนเป็นสมการที่ (3.9) ดังนี้

$$L_f = v.c \left( \frac{\rho \cdot H_f \cdot (f_{crit} - f_0)^2}{T_M - T_0} \right) \left( \frac{V}{A} \right)^2 \quad (3.9)$$

ดังนั้นสำหรับการไหลของโลหะกึ่งของแข็ง ค่าสัดส่วนของแข็งวิกฤติเป็นปัจจัยหลักที่ส่งผลต่อความสามารถในการไหล ในงานวิจัยของผู้ที่มีความเชี่ยวชาญด้านความสามารถในการไหลของน้ำโลหะ Flemings *et al.* [17] ได้กล่าวว่าขนาดของอนุภาคที่แข็งตัวเป็นปัจจัยหลักที่ส่งผลต่อสัดส่วนของแข็งวิกฤติ ซึ่งสามารถจินตนาการได้ว่ากรณีที่สัดส่วนของแข็งเท่ากัน ระยะของอนุภาคที่มีขนาดเล็กกว่า มีระยะมากกว่าที่จะโตมาเกาะกันเป็นโครงข่าย เมื่อเทียบกับระยะของอนุภาคที่โตกว่า ทำให้ขนาดอนุภาคที่เล็กกว่ามีเวลาในการโตมากกว่า ก่อนที่จะถึงจุดที่เกาะกันเป็นโครงข่าย ดังนั้นสเลอรัรีที่มีสัดส่วนของแข็งเท่ากัน แต่มีขนาดอนุภาคของแข็งเล็กกว่าจึงสามารถไหลมากกว่า ซึ่งสอดคล้องกับผลงาน Hirai *et al.* [20] ที่เสนอว่าอนุภาคขนาดเล็กกว่ามีความหนืดที่ต่ำกว่า ทำให้มีความสามารถในการไหลสูงกว่า เช่นเดียวกับงานของ Koren *et al.* [21] และ Murakami *et al.* [22]

### 3.4 สรุปผลการทดลอง

จากงานวิจัยในเรื่องนี้ สามารถสรุปการทดลองได้ ดังนี้

(1) การศึกษาเกี่ยวกับปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น แสดงว่าวิธีการในการปรับปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น สามารถควบคุมได้โดยการปรับเปลี่ยนเวลาในการปล่อยฟองแก๊สในขณะเดียวกัน การวิเคราะห์หาปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น ต้องมีการปรับให้ถูกต้องจาก 2 ค่าคือ

- ค่าชั้นความหนาที่เกิดขึ้นในระหว่างกระบวนการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ต้องนำมาหักออกจากปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น

- การเกิดเฟสของแข็งอื่นๆ ในระหว่างกระบวนการเตรียม โลหะกึ่งของแข็ง ต้องนำเฟสของแข็งอื่นๆ นับรวมเป็นปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น

สำหรับการหาข้อสรุปถึงความแตกต่างของปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น ที่เวลาปล่อยฟองแก๊สเท่าๆ กันของแต่ละอะลูมิเนียมผสม ยังไม่สามารถอธิบายสาเหตุที่ชัดเจนในตอนนี้อย่างเป็นประเด็นที่ต้องศึกษาเพิ่มเติม

(2) ลักษณะของโครงสร้างจุลภาคแสดงให้เห็นว่าในการหล่อขึ้นงานบาง-ขนาดเล็ก อนุภาคของแข็งสามารถไหลได้สม่ำเสมอ เกิดเกรนเล็ก และไม่แยกตัว ซึ่งแสดงให้เห็นถึงความเป็นไปได้ในงานขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็งที่ต้องการความสามารถในการไหลที่สูง

(3) ผลจากการศึกษาความสามารถในการไหลของโลหะกึ่งของแข็งพบว่าความสามารถในการไหลลดลงเมื่อสัดส่วนของแข็งเพิ่มขึ้น โดยลดลงอย่างรวดเร็วเมื่อสัดส่วนของแข็งมีปริมาณน้อยและลดลงอย่างช้าๆ เมื่อปริมาณสัดส่วนของแข็งมีค่ามาก ซึ่งอะลูมิเนียมผสมทั้ง 3 เกรดมีแนวโน้มในทิศทางเดียวกัน และนอกจากนี้อะลูมิเนียมผสมกึ่งของแข็งเกรด 7075 ยังแสดงถึงความสามารถในการไหลที่ดี ถึงแม้ว่าค่าสัดส่วนของแข็งเพิ่มขึ้นถึง 30%

### 3.5 เอกสารอ้างอิง

- [1] Kirkwood, D.H., Suery, M., Kapranos, P., Atkinson, H.V., and Young, K.P. 2009. Semi-solid processing of alloys, Springer Series in Materials Science, Springer-Verlag, New York, 17,141-149.
- [2] Wannasin, J., Janudom, S., Rattanochaikul, T., Canyook, R., Burapa, R., Chucheep, T., and Thanabumrungskul, S. 2010. Research and development of gas induced semi-solid process for industrial applications. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20, s1010-s1015.
- [3] Canyook, R., Petsut, S., Wisutmethangoon, S., Flemings, M.C., and Wannasin, J. 2010. Evolution of microstructure in semi-solid slurries of rheocast aluminum alloy. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20, 1649-1655.
- [4] Wannasin, J., Canyook, R., Burapa, R., Sikong, L., and Flemings, M.C. 2008. Evaluation of solid fraction in a rheocast aluminum die casting alloy by a rapid quenching method. *Scripta Mater.* 59, 1091-1094.
- [5] Canyook, R., Wannasin, J., Wisuthmethangoon, S., and Flemings, M.C. 2012. Characterization of the microstructure evolution of a semi-solid metal slurry during the early stages. *Acta Mater.* 60, 3501-3510.
- [6] Chucheep, T., Canyook, R., Rattanochaikul, T., Janudom, S., Wisutmethangoon, S., and Wannasin, J. 2011. A fluidity study of semi-solid rheo-slurry of AC4C aluminum alloy in gravity sand casting. *Adv. Mater. Res.* 337, 439-442.
- [7] Di Sabatino, M., Syverten, F., Arnberg, L., and Nordmark, A. 2005. An improved method for fluidity measurement by gravity casting of spirals in sand mold. *J. Cast Met. Res.* 18, 59-62.
- [8] 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.
- [9] Flemings, M.C., 1974. *Solidification processing*. McGraw-Hill, New York, USA. 214-224.
- [10] Martinez, R.A., and Flemings, M.C. 2005. Evolution of particle morphology in semisolid processing. *Metall. Mater. Trans. A* 36, 2205-2210.
- [11] Guo, Z., Suanders, N., Miodownik, A.P., and Schille, J-Ph. 2005. Modeling of materials properties and behavior critical to casting simulation. *Mater. Sci. Eng.* A413, 465-469.



### 3.5 เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [12] Gibbs, J.W., Mendez, and P.F. 2008. Solid fraction measurement using equation-based cooling curve analysis. *Scripta Mater.* 58, 699-702.
- [13] Chen, D., Zhang, H., Jiang, H., and Cui, J. 2011. Experimental investigation of microsegregation in low frequency electromagnetic casting 7075 aluminum alloy. *Mat-Wiss. U. Werkstofftech* 42, 500-505.
- [14] Djurdjevic, M.B., Francis, R, Sokolowski, J.H., Emaid D, Sahoo, M. 2004. *Mater. Sci. Eng. A386*, 277-293.
- [15] Mills, K.C. 2002. Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys. Woodhead-publishing Ltd., Cambridge, England.
- [16] www.matweb.com; 383-<http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=2d5590682b514946b8f77c47f2908356&ckck=1>; 356-<http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=595aeac7a5af4446bf4d912226644759>; 7075-<http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=da98aea5e9de44138a7d28782f60a836>
- [17] Flemings, M.C., Niyama, E., and Taylor, H.F. 1961. Fluidity of aluminum alloys – An experimental quantitative evaluation, *AFS Trans.* 69, 625-635.
- [18] Bäckerud, L., Arnberg, L., and Chai, G., 1996. Solidification characteristics of aluminium alloys: Dendrite coherency, *Skandaluminium, Des Plaines, IL, USA*, 220-240.
- [19] Di Sabatino, M. 2005. Fluidity of aluminum foundry alloys (Thesis), Norwegian University of Science and Technology, Thronheim, Norway, 6-14.
- [20] Hirai, M., Takebayashi, K., Yoshikawa, Y., and Yamagushi, R. 1993. Apparent viscosity of Al-10mass%Cu semi-solid alloys. *ISIJ Int.* 33, 405-412.
- [21] Koren, Z., Ronsenson, H., Gutman, E.M., Unigovski, YaB, and Eliezer, A. 2002. Development of semisolid casting for AZ91 and AM50 magnesium alloys. *J. Light Met.* 2, 81-87.
- [22] Murakami, Y., Miwa, K., Kito, M., Honda, T., Yoriok, K., Kanetake, N., and Tada, S. 2012. Effect of solid particles on fluidity of semisolid aluminum alloy slurry. *Light Met.* 297-312.

## บทที่ 4

### การหดตัวและสมบัติเชิงกลของชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 356 กิ่งของแข็ง

การหดตัวของชิ้นงานหล่อเป็นปัญหาที่สำคัญอย่างหนึ่งในการขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อโลหะ โดยส่วนใหญ่โลหะหล่อที่หลอมเหลวกลายเป็นน้ำโลหะในกระบวนการหล่อ มักจะมีการขยายตัวเนื่องจากระยะห่างระหว่างอะตอมสูงขึ้น และเมื่อโลหะหล่อเย็นตัวลงในแบบหล่ออะตอมจะเรียงตัวชิดกันมากขึ้นทำให้มีขนาดเล็กลง

#### 4.1 บทนำ

การหดตัวในงานหล่อโลหะเกิดขึ้นใน 3 ช่วง ของกระบวนการหล่อโลหะ คือ การหดตัวที่สถานะของเหลวเมื่อลดอุณหภูมิลง การหดตัวในช่วงการเปลี่ยนเฟสจากของเหลวเป็นของแข็ง และการหดตัวที่สถานะของแข็งเมื่ออุณหภูมิต่ำลง โดยการหดตัวในสถานะของแข็งสามารถแก้ไขโดยการเผื่อน้ำโลหะ ส่วนการหดตัวในสถานะของแข็งสามารถแก้ไขโดยใช้การออกแบบขนาดกระสวยที่เผื่อค่าการหดตัวไว้แล้ว ซึ่งการหดตัวที่สำคัญต่อคุณภาพงานหล่อ คือ การหดตัวในช่วงการเปลี่ยนเฟสที่น้ำโลหะหลอมเหลวเย็นตัวลงกลายเป็นของแข็งในแบบหล่อ ในช่วงดังกล่าว ทำให้เกิดปัญหาหลายประการในกระบวนการหล่อโลหะ เช่น การเกิดโพรงในชิ้นงาน และการแตกร้าว [1] สำหรับอะลูมิเนียมผสมหล่อ Campbell [2] ระบุว่ามียัตราการหดตัวมากกว่า 6%

อะลูมิเนียมผสม 356 เป็นโลหะผสมที่มีช่วงการแข็งตัวยาว หากมีการเติมน้ำโลหะไม่เพียงพอในระหว่างการเย็นตัวจะทำให้เกิดโพรงหดตัวในชิ้นงานหล่อ 2 ช่วง คือ (1) ช่วงเติมน้ำโลหะเข้าสู่จุดที่มีการแข็งตัวครั้งสุดท้ายที่เป็นจุดร้อนภายในชิ้นงานซึ่งมักจะเป็นส่วนหนาของชิ้นงาน เนื่องจากบริเวณดังกล่าวเย็นตัวครั้งสุดท้าย น้ำโลหะจึงถูกดึงไปชดเชยการหดตัวให้กับชิ้นงานตำแหน่งอื่นๆ ที่หดตัวไปก่อน ทำให้มีปริมาณน้ำโลหะไม่พอ หากน้ำโลหะที่เดิมมีปริมาณไม่เพียงพอที่จะเติม จะทำให้เกิดโพรงหดตัวขนาดใหญ่ที่ตำแหน่งดังกล่าว และ (2) ช่วงการเติมที่เดนไดรต์ที่เริ่มเกาะตัวกันเป็นโครงข่าย และมีการเติมน้ำโลหะที่เหลือ เข้าสู่ช่องว่างระหว่างเดนไดรต์ ซึ่ง

การเกิดโพรงขนาดใหญ่ในจุกร้อนสามารถลดปัญหาในขั้นตอนการออกแบบชิ้นงานให้ลดตำแหน่งของจุกร้อน และลดขนาดจุกร้อนลง รวมทั้งออกแบบชิ้นงานให้มีขนาดแตกต่างกันเพื่อส่งเสริมให้เกิดการแข็งตัวตามลำดับ [3] โดยปกติในงานหล่อมักจะใช้รูล้นเพื่อสำรองน้ำโลหะ และป้อนน้ำโลหะสู่ตำแหน่งที่เกิดจุกร้อนของชิ้นงานที่แข็งตัวในช่วงหลัง

สำหรับการออกแบบรูล้นนั้น Taylor *et al.* [3] กล่าวถึงหลักการพื้นฐานที่มีการปรับปรุงมาจากสมการประมาณเวลาในการแข็งตัวของ Chvorinov โดยตัดค่าคงที่ออกและไม่จำเป็นต้องทราบเวลาในการแข็งตัวที่แท้จริง โดยใช้อัตราส่วนของปริมาตรต่อพื้นที่การถ่ายเทความร้อนของชิ้นงาน ( $V/A$ ) หรือที่เรียกว่าโมดูลัสของชิ้นงาน ( $M_C$ ) มากกว่าอัตราส่วนของปริมาตรรูล้นต่อพื้นที่การถ่ายเทความร้อนของรูล้นหรือที่เรียกว่าโมดูลัสรูล้น ( $M_R$ ) ดังสมการที่ (4.1) [3]

$$\left(\frac{V}{A}\right)_{riser} > \left(\frac{V}{A}\right)_{casting} \quad (4.1)$$

ซึ่งจากข้อมูลโมดูลัสดังกล่าวเป็นแนวทางให้กับผู้ออกแบบงานหล่อ ออกแบบรูล้นให้แข็งตัวหลังชิ้นงาน เพื่อจะป้อนน้ำโลหะเข้าสู่ตำแหน่งที่มีการหดตัว ซึ่งการออกแบบรูล้นแต่ละรูปแบบโดยไม่ใช้ฉนวนช่วยเพื่อลดการระบายความร้อน จะทำให้น้ำโลหะที่เหลืออยู่ในรูล้นไม่เพียงพอต่อการชดเชยการหดตัว สำหรับรูปทรงกระบอกนั้น Campbell [2] ระบุว่าปริมาณน้ำโลหะเหลือเพียงแค่ 14% เมื่อใช้คำนวณหาปริมาณน้ำโลหะในรูล้น เพื่อป้อนชดเชยการหดตัวแล้วจะได้ปริมาตรของรูล้น ( $V_R$ ) เท่ากับปริมาตรของชิ้นงาน ( $V_C$ ) ทำให้สัดส่วนผลได้ของผลผลิตประมาณของงานหล่ออะลูมิเนียม 45 – 50% [2]

สำหรับการหดตัวอันเกิดจากปัญหาที่ไม่สามารถป้อนเติมระหว่างเดนไดรต์นั้น มักจะเกิดในงานหล่อที่ไม่ใช้แรงดันป้อนน้ำโลหะ เช่น งานหล่อโดยใช้แรงโน้มถ่วง ที่แรงดันไม่พอที่จะป้อนเติมโลหะเหลวส่วนที่เหลือให้เข้าไปสู่บริเวณช่องว่างได้ Campbell [1] อธิบายกลไกการป้อนเติมน้ำโลหะระหว่างเดนไดรต์ว่า มีลักษณะคล้ายการไหลที่ท่อเล็กจำนวนมากในระหว่างการแข็งตัวของโลหะเหลว ซึ่งต้องมีความดันที่แตกต่างกันระหว่างต้นทางของท่อ และปลายท่อเพียงพอจึงจะทำให้เกิดการไหลเติมได้ ซึ่ง Piwonka and Flemings [4] ได้ศึกษาไว้ โดยได้สมการ

สำหรับการศึกษาเกี่ยวกับโพรงที่มีผลต่อสมบัติของชิ้นงาน ส่วนใหญ่เป็นการศึกษาโพรงหุดตัวที่มีขนาดเล็กที่ส่งผลต่อสมบัติเชิงกล *Caceres et al.* [5] ศึกษาปัญหาของตำหนิต่างๆ ที่ส่งผลต่อความต้านแรงดึง และความยืดเมื่อขาดของชิ้นงานจากการหล่อโมลด์ถาวร โดยสรุปว่าปริมาณสัดส่วนของรอยตำหนิที่เกิดบนพื้นที่หน้าตัดของชิ้นงานสัมพันธ์กับค่าความต้านแรงดึง แต่ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานหล่อ และปริมาณโพรงเฉลี่ยไม่มีความสัมพันธ์กับค่าความต้านแรงดึง และความยืดเมื่อขาดของชิ้นงาน

แนวทางหนึ่งสำหรับการลดปัญหาโพรงหุดตัวในงานหล่ออะลูมิเนียมผสม คือการใช้การหล่อโลหะในสถานะกึ่งของแข็ง เพราะว่าโลหะหล่อที่มีอนุภาคของแข็งบางส่วนสามารถลดปริมาณการหุดตัวในช่วงการเปลี่ยนเฟสจากของแข็งเป็นของเหลว โดยมีงานของ *Masahito et al.* [6] ที่แสดงให้เห็นว่าสามารถเพิ่มสัดส่วนผลได้ของผลผลิต 25% จากการไม่ต้องใช้รูปล้นในงานหล่อเหล็กเหนียวกึ่งของแข็งแบบโฟมหายร่วมกับการควบคุมสุญญากาศ

ดังนั้นการศึกษานี้ จึงมุ่งศึกษาเพื่อเปรียบเทียบปริมาณการหุดตัวระหว่างชิ้นงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 356 แบบเดิม กับการหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็ง ที่มีต่อปริมาณโพรงและสมบัติทางกลชิ้นงาน ที่สัดส่วนรูปทรง และอัตราส่วนโมดูลัสแตกต่างกัน

## 4.2 วัสดุที่ใช้และขั้นตอนการทดลอง

### 4.2.1 วัสดุที่ใช้

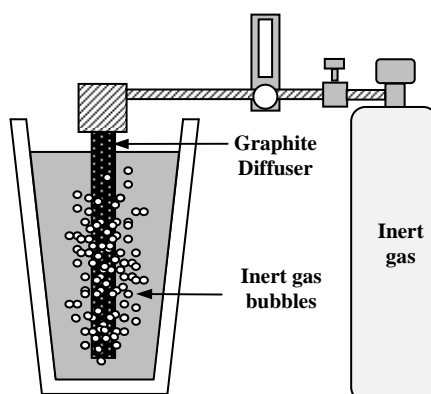
วัสดุที่ใช้ในการทดลองเป็นอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 (AC4C-JIS H5202) ซึ่งจากผู้ผลิตอะลูมิเนียมอินกอตในประเทศ ที่ผลิตขายเป็นเกรดเชิงพาณิชย์ ส่วนผสมทางเคมี ดังตารางที่ 4.1

ตารางที่ 4.1 ส่วนผสมทางเคมีของอะลูมิเนียมผสมเกรดผสม 356 (wt%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni
7.16	0.40	0.07	0.04	0.30	0.09	0.02	0.01	0.01

#### 4.2.2 การทดลองเพื่อวิเคราะห์สัดส่วนของแข็งเริ่มต้น

การทดลองเพื่อหาปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นในที่นี้ใช้การควบแน่นโลหะเข้าสู่โมลด์ทองแดงเพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ซึ่ง Wannasin *et al.* [7] ได้เสนอผลการประยุกต์ใช้โมลด์ดังกล่าว โดยขั้นตอนแรกจะหลอมอะลูมิเนียมผสมในเบ้าภายในเตาแบบขดลวดความต้านทาน ที่ระดับอุณหภูมิ  $730 \pm 10$  °C ทำความสะอาดด้วยฟลักซ์ โดยขั้นตอนการเตรียมโลหะกึ่งของแข็งนั้น ใช้เบ้าเท (Ladle) ตักน้ำโลหะประมาณ  $400 \pm 50$  g แล้วจุ่มแท่งแกรไฟต์พอร์นที่มีการปล่อยฟองแก๊สในโตรเจนขนาดละเอียดที่เวลา 3 และ 8 s โดยอุณหภูมิที่จุ่มแท่งแกรไฟต์สูงกว่าอุณหภูมิวิกฤตประมาณ 7 °C ฟองแก๊สในโตรเจนจะทำให้เกิดการเย็นตัวเฉพาะตำแหน่ง (Localized cooling) ออกจากน้ำโลหะร่วมกับการดูดความร้อนโดยแท่งแกรไฟต์ (Vigorous convection) ทำให้เกิดอนุภาคของแข็งปฐมภูมิในสเลอรี่ ดังรายละเอียดที่ Wannasin *et al.* [8] ได้อธิบายไว้ เทคนิคการทำโลหะกึ่งของแข็งแบบปล่อยฟองแก๊ส (GISS) ดังแสดงไว้ในรูปที่ 4.1



รูปที่ 4.1 เทคนิคการทำโลหะกึ่งของแข็งแบบปล่อยฟองแก๊ส [9]

หลังจากเตรียมโลหะกึ่งของแข็งในเบ้าเท สำหรับการทดลองเพื่อวิเคราะห์สัดส่วนของแข็งเริ่มต้น วางเบ้าในตำแหน่งที่กำหนด แล้วใช้โมลด์ทองแดงที่ต่อกับปั๊มสุญญากาศ (Vacuum pump) เพื่อดูดสเลอรี่เข้าสู่โมลด์ที่มีความหนาเพียง 1 mm เพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ชิ้นงานที่แข็งตัวแล้ว จะถูกตัดที่ตำแหน่งกลางชิ้นงานขนาดกว้าง 2 cm ยาว 2 cm จับยึดกับเรซิน ชัดเตรียมชิ้นงานตามมาตรฐาน กัดด้วยกรดเคเลเลอร์ (Keller's reagent) นำชิ้นงานไปดูโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope; OM) ที่สามารถบันทึกภาพเข้าคอมพิวเตอร์ สำหรับภาพโครงสร้างจุลภาคที่ได้จะนำเข้าสู่วิธีการปรับแต่งภาพ (Contrast) แล้วนำรูปที่ได้ไปวิเคราะห์หาปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้นด้วยโปรแกรม

#### 4.2.2.1 การวิเคราะห์สัดส่วนแข็งชิ้นงานที่ถูกทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็ว

จากรูปที่ถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง นำมาวิเคราะห์สัดส่วนของแข็งโดยคำนวณจากสมการ (4.3) ดังที่ Wannasin *et al.* [7] เสนอไว้ ดังนี้

$$f_r = \frac{A_{pf}}{A_T} \times 100 = \frac{\sum_{i=1}^N A_i}{A_T} \times 100 \quad (4.3)$$

โดยที่

$A_{pf}$  คือ พื้นที่อนุภาคของแข็งทั้งหมด

$A_T$  คือ พื้นที่ทั้งหมดที่ทำการวิเคราะห์

$A_i$  คือ พื้นที่ของอนุภาค  $i$  และ  $N$  เป็นจำนวนอนุภาคของแข็งทั้งหมด

#### 4.2.2.2 ความหนาแน่นของอนุภาคของแข็ง

จากปริมาณของอนุภาคของแข็งทั้งหมดที่พบในรูปที่วิเคราะห์ นำมาคำนวณหาค่าความหนาแน่นของอนุภาคของแข็งช่วงเริ่มต้น ( $D_p$ ) ตามสมการที่ (4.4) [9] ดังนี้

$$D_p = \frac{N}{D_A} \quad (4.4)$$

โดยที่

$N$  คือ จำนวนอนุภาคอัลฟาปฐมภูมิ รวมทั้งหมดที่พบในพื้นที่ที่วิเคราะห์

$A_T$  คือ จำนวนอนุภาค ซึ่งถือว่าทั้งหมดเป็นอิสระต่อกัน

#### 4.2.2.3 อนุภาคของแข็งเริ่มต้น

การวิเคราะห์ลักษณะอนุภาคของแข็งเริ่มต้นเป็นการประมาณการจาก 2 มิติ ให้เป็นรูปร่างวงกลมเทียบเท่า และหาค่าขนาดอนุภาคเฉลี่ย ( $d$ ) ของเฟสอัลฟา ซึ่งคำนวณตามงานวิจัยของ Canyook *et al.* [9] ดังสมการ (4.5)

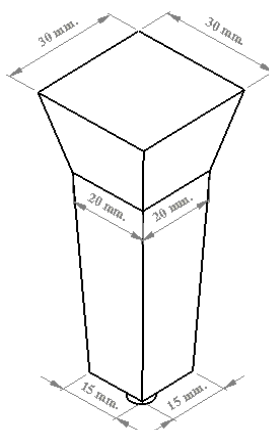
$$d = 2 \cdot \sqrt{\frac{A_p}{\pi}} \quad (4.5)$$

โดยที่

$A_p$  คือ พื้นที่ของสัปดาห์ของแข็งของแต่ละอนุภาค

### 4.2.3 ชิ้นงานตัวอย่างที่ใช้ในการหล่อ

การออกแบบโดยใช้ระบบทางเข้าอย่างง่าย (Simple top gate) และมีขนาดเท่ากันทุกชิ้นงาน โดยการออกแบบให้ทางลงเป็นแบบสี่เหลี่ยมเพื่อป้องกันน้ำโลหะหมุนวนขณะลงสู่ช่องว่างในแบบหล่อ [2] ลักษณะของทางลง และถ้วยทดสอบแสดงในรูปที่ 4.2 เนื่องจากในการหล่อชิ้นงานนี้ ทางลงได้ทำหน้าที่เป็นรูสั่น โดยค่าโมดูลัสของรูสั่นมีค่า 0.433



รูปที่ 4.2 การออกแบบทางลงและรูสั่น

ชิ้นงานในการทดลองนี้มีลักษณะรูปทรงเป็นแท่ง (Bar) และเป็นแผ่น (Plate) โดยมีอัตราส่วนโมดูลัสเทียบกับรูสั่น โดยอัตราส่วน  $M_c/M_r = 0.8$  1.0 และ 1.2 โดยให้ชิ้นงานมีสัปดาห์รูปทรงแตกต่างกัน โดยใช้สัปดาห์ระหว่างความกว้างต่อความหนาชิ้นงาน  $(W/T) = 1$  2 3 และ 4 กำหนดตามอัตราส่วนโมดูลัส  $M_c/M_r$  โดยขนาดชิ้นงานดังแสดงในตารางที่ 4.2

สำหรับการเตรียมโลหะหล่อ การหล่อแบบเดิมใช้อุณหภูมิเท 715 – 720 °C การหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งใช้เวลาปล่อยฟองแก๊ส 3 sec (s) และ ใช้เวลาปล่อยฟองแก๊ส 8 s

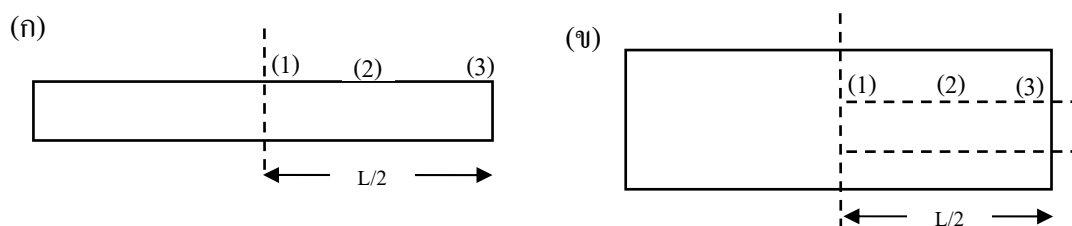
ตารางที่ 4.2 ขนาดกระสวยที่อัตราส่วนโมดูลัส  $M_C/M_R$  และสัดส่วนรูปทรง W/T แตกต่างกัน

สัดส่วนรูปทรง (W/T)	อัตราส่วนโมดูลัส $M_C/M_R = 0.8$			อัตราส่วนโมดูลัส $M_C/M_R = 1.0$			อัตราส่วนโมดูลัส $M_C/M_R = 1.2$		
	กxยxส	V/A	Yield (%)	กxยxส	V/A	Yield (%)	กxยxส	V/A	Yield (%)
	(cm*cm*cm)	(cm)	(%)	(cm*cm*cm)	(cm)	(%)	(cm*cm*cm)	(cm)	(%)
1	1.47x1.47x14.73	0.36	55	1.83x1.83x17.97	0.44	70	2.20x2.20x21.30	0.53	80
2	2.24x1.12x11.58	0.36	52	2.76x1.38x13.92	0.44	67	3.34x1.67x16.53	0.53	78
3	3.00x1.00x10.50	0.36	54	3.54x1.18x12.12	0.42	66	4.47x1.49x14.91	0.53	79
4	3.68x0.92x13.01	0.35	63	4.6x1.15x14.37	0.44	74	5.65x1.39x15.65	0.53	82

นำชิ้นงานที่ได้จากการหล่อทั้งแบบเดิม และแบบโลหะกึ่งของแข็ง ตัดเอาทางลง ออก และนำไปปรับปรุงสมบัติทางกลด้วยกระบวนการทางความร้อน T6 ที่อุณหภูมิอบละลาย 540 °C เป็นเวลา 4 hrs และชุบเย็นในน้ำที่อุณหภูมิห้อง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 195 °C เป็นเวลา 3 hrs ตามที่ Wisutmethangoon *et al.* [10] ได้ใช้ในการปรับปรุงสมบัติของชิ้นงานชุบขึ้นรูปโลหะกึ่งของแข็งจากเทคนิคปล่อยฟองแก๊ส

#### 4.2.4 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค

นำชิ้นงานหล่อที่ผ่านกระบวนการปรับปรุงสมบัติทางความร้อน T6 มาตัดที่ตำแหน่งแตกต่างกัน 3 ตำแหน่ง เพื่อดูความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาค คือ ตำแหน่งรูล้น (1) ตำแหน่งกลางระหว่างรูล้นกับปลายชิ้นงาน (2) และ ตำแหน่งปลายชิ้นงาน (3) ดังรูปที่ 4.3 โดยรูปที่ 4.3 (ก) สำหรับชิ้นงาน W/T = 1 และ รูปที่ 4.3 (ข) สำหรับชิ้นงาน W/T = 2 3 และ 4 และนำชิ้นงานเข้าสู่กระบวนการจับยึดกับเรซิน และขัดตามมาตรฐาน กัดด้วยกรดเคเลลอร์ และถ่ายรูปโครงสร้างจุลภาค



รูปที่ 4.3 ตำแหน่งวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน



#### 4.2.5 การวิเคราะห์ปริมาณโพรง

การวิเคราะห์ปริมาณโพรงเพื่อทำเป็นดัชนีวัดปริมาณ ในที่นี้จะวิเคราะห์ 3 รูป คือ การวิเคราะห์ด้วยความหนาแน่น การวิเคราะห์ด้วยรังสีแกมมา และการวิเคราะห์โดยการตัดชิ้นงานที่ตำแหน่งได้รูลึน

##### 4.2.5.1 การวิเคราะห์ปริมาณโพรงด้วยการวิเคราะห์ความหนาแน่น

การหาปริมาณโพรงในชิ้นงาน โดยการหาความหนาแน่นของชิ้นงานหล่อที่ได้เทียบกับค่าความหนาแน่นมาตรฐาน การหาค่าความหนาแน่นชิ้นงาน ตามวิธีการของ Janudom *et al.* [11] โดยคำนวณความหนาแน่นชิ้นงาน ( $D_L$ ) ตามสมการที่ (4.6) และคำนวณหาปริมาณโพรงภายในชิ้นงาน ( $\eta$ ) ตามสมการที่ (4.7)

$$D_L = \frac{m_{dry}}{m_{wet} - m_{in-water}} \quad (4.6)$$

$$\eta = \frac{D_s - D_L}{D_s} \quad (4.7)$$

โดยที่

$m_{dry}$  คือ น้ำหนักชิ้นงานขณะแห้ง (g)

$m_{wet}$  คือ น้ำหนักชิ้นงานเปียก (g)

$m_{in-water}$  คือ น้ำหนักชิ้นงานชั่งในน้ำ (g)

$D_s$  คือ ความหนาแน่นมาตรฐาน 2.693 g/cm<sup>3</sup>

##### 4.2.5.2 การวิเคราะห์ปริมาณโพรงด้วยการใช้รังสีแกมมา (Gamma ray)

นำชิ้นงานตัวอย่าง ไปฉายรังสีแกมมาลงบนแผ่นฟิล์ม ตำแหน่งที่ชิ้นงานเป็นโพรงจะทำให้รังสีตกลงบนฟิล์มในปริมาณมากเกิดเป็นสีเข้มกว่าบริเวณอื่นๆ และนำฟิล์มที่ได้มาถ่ายรูป นำรูปดังกล่าวเข้าปรับตกแต่ง และนำไปหาเชิงปริมาณด้วยโปรแกรม ImageJ โดยวิธีการคำนวณปริมาณโพรงคำนวณ  $f_p$  ตามสมการที่ (4.8)

$$f_p = \frac{A_{Pf}}{A_T} \times 100 = \frac{\sum_{i=1}^N A_i}{A_T} \times 100 \quad (4.8)$$

โดยที่

$A_{Pf}$  คือ ปริมาณ โพรงที่พบในฟิล์มทั้งหมด

$A_T$  คือ พื้นที่ฟิล์มที่ทำการวิเคราะห์ทั้งหมด

$A_i$  คือ พื้นที่ของ โพรง  $i$  และ  $N$  เป็นจำนวน โพรงทั้งหมดที่วิเคราะห์

#### 4.2.5.3 การวิเคราะห์ปริมาณโพรงด้วยการตัดตามแนวขวาง

นำชิ้นงานตัวอย่างทั้งหมดที่ผ่านกระบวนการปรับปรุงสมบัติทางความร้อน ตัดที่ตำแหน่งตรงบริเวณใต้รูลันในแนวขวาง ดังรูป 4.3 เพื่อวิเคราะห์หาปริมาณโพรงในชิ้นงานตำแหน่งใต้รูลัน โดยการถ่ายรูปพื้นที่หน้าตัด และนำรูปดังกล่าวเข้าสู่การวิเคราะห์ความแตกต่าง และนำไปหาปริมาณโพรงด้วยโปรแกรม ImageJ โดยวิธีการคำนวณปริมาณโพรงคำนวณ  $f_p$  ตามสมการที่ (4.9)

$$f_p = \frac{A_{Pf}}{A_T} \times 100 = \frac{\sum_{i=1}^N A_i}{A_T} \times 100 \quad (4.9)$$

โดยที่

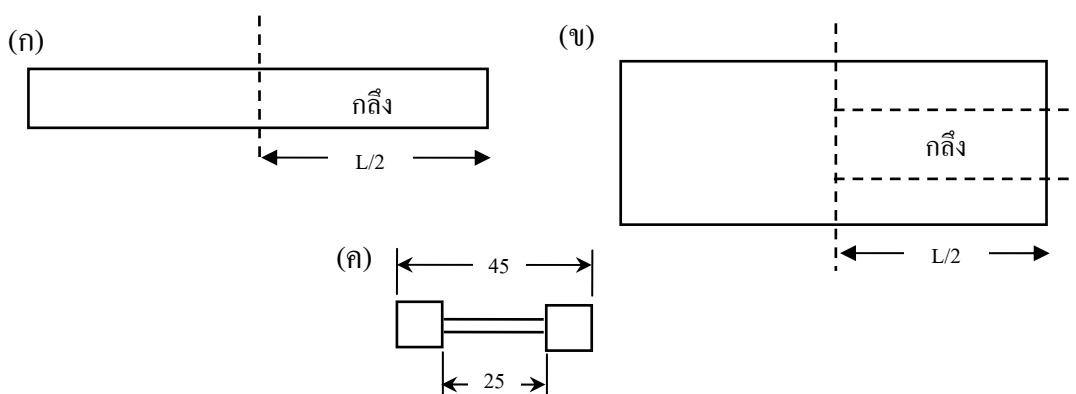
$A_{Pf}$  คือ ปริมาณ โพรงที่พบชิ้นงานในฟิล์ม

$A_T$  คือ พื้นที่ชิ้นงานในฟิล์มทั้งหมด

$A_i$  คือ พื้นที่ของ โพรง  $i$  และ  $N$  เป็นจำนวน โพรงทั้งหมดที่วิเคราะห์

#### 4.2.6 การทดสอบสมบัติเชิงกล

นำชิ้นงานที่ได้ทั้งหมดมาตัดที่ครึ่งหนึ่งของความยาว ( $L/2$ ) ดังรูปที่ 4.4 โดยชิ้นงานที่มีสัดส่วน  $W/T = 1$  ทุกอัตราส่วน โมดูลัส  $M_C/M_R$  ดังรูปที่ 4.4 (ก) และชิ้นงานที่มีสัดส่วนทรง  $W/T = 2$  3 และ 4 ให้ตัดบริเวณด้านข้างของชิ้นงานออกเฉพาะตำแหน่งกลางไปกลึง ดังแสดงในรูปที่ 4.4 (ข) โดยชิ้นงานกลึงเพื่อนำไปกลึงเป็นชิ้นงานทดสอบ ที่ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 5 mm ความยาวแกน 25 mm ดังรูปที่ 4.4 (ค)

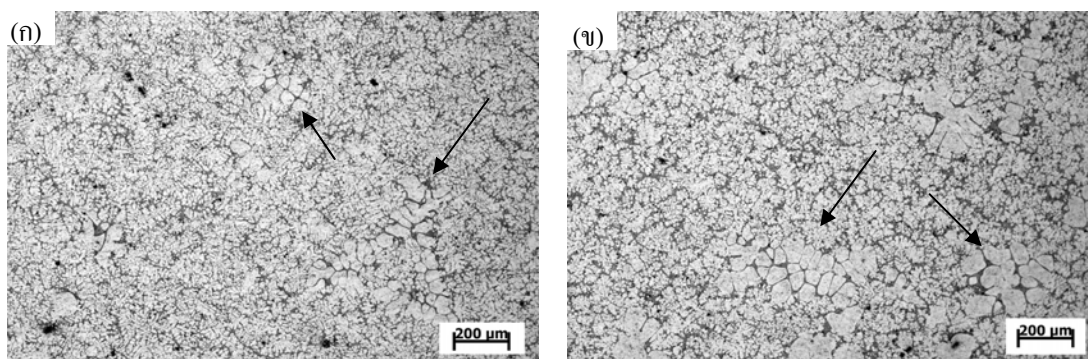


รูปที่ 4.4 ตำแหน่งสำหรับชิ้นงานทดสอบสมบัติเชิงกล (ก) สักส่วนรูปทรง  $W/T = 1$  (ข) สักส่วนรูปทรง  $W/T = 2/3$  และ 4 (ค) ขนาดชิ้นงานทดสอบค่าความต้านแรงดึง

#### 4.3 ผลและการอภิปรายผล

##### 4.3.1 สักส่วนของแข็งเริ่มต้น

รูปโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากชิ้นงานที่เย็นตัวในโหมดทองแดง ดังรูปที่ 4.5 จากโครงสร้างจุลภาค พบว่าอนุภาคของแข็งปฐมภูมิของเฟสอัลฟาที่มีลักษณะเป็นสี่เหลี่ยม (ดังลูกศรชี้) อยู่ในโครงสร้างอัลฟาทุติยภูมิและเฟสยูเทคติก สักส่วนของแข็งเริ่มต้นในสเลอรัรีภายหลังจากปล่อยฟองแก๊สเป็นเวลา 3 s มีค่า 5.0% และ 8 s มีค่าเท่า 17.7% สำหรับการเกิดเฟสอัลฟาปฐมภูมิเป็นผลจากการการแตกหักของเดนไดรต์ ดังที่ Canyook *et al.* [12] ได้อธิบายไว้ปริมาณสักส่วนของแข็งดังกล่าวได้ตัดค่าชั้นความหนาที่โตขึ้น (Growth layer) ระหว่างการเย็นตัวในโหมดออกสำหรับค่าชั้นความหนาที่โตระหว่างกระบวนการเย็นตัวอย่างรวดเร็วสำหรับอะลูมิเนียมผสม 356 มีค่า  $2.83 \mu\text{m}$  Chucheeep *et al.* [13]

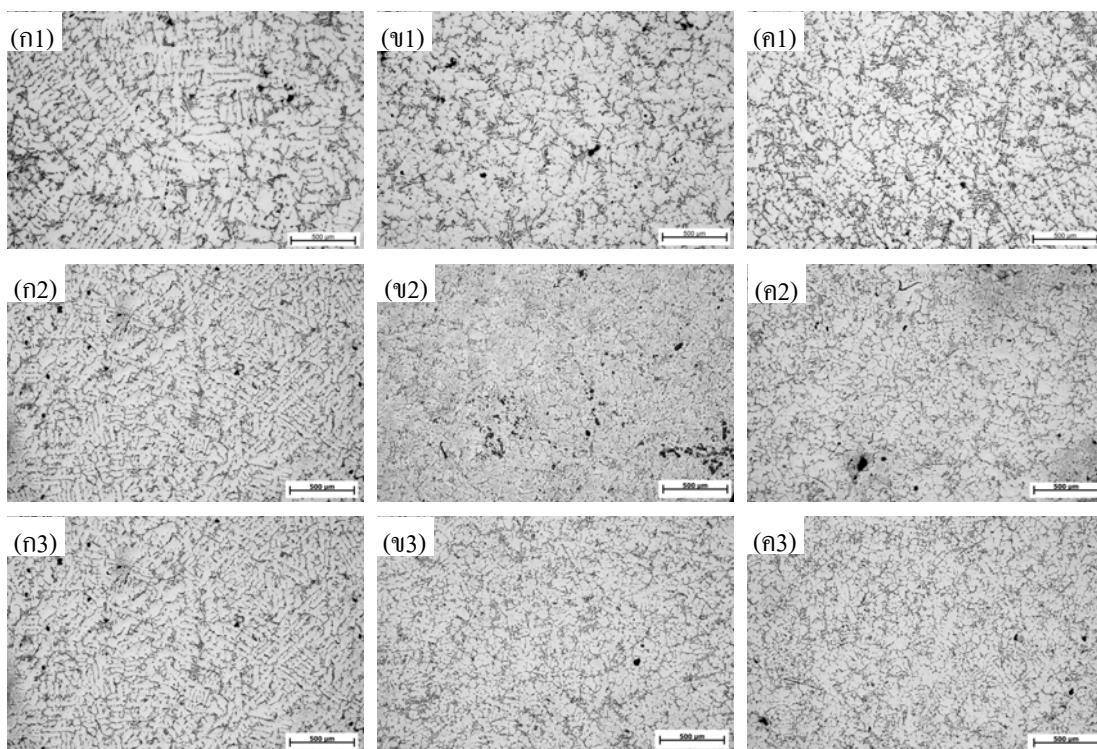


รูปที่ 4.5 โครงสร้างจุลภาคของสโลว์รีที่แสดงให้เห็นอนุภาคของแข็งปฏิกิริยาที่เวลาปล่อยฟองแก๊สแตกต่างกัน (ก) 3 s และ (ข) 8 s

จากผลการวิเคราะห์ด้วยโปรแกรม ImageJ พบว่าอนุภาคของแข็งเริ่มต้นที่เวลาปล่อยฟองแก๊ส 3 วินาที มีขนาดอนุภาคเฉลี่ย  $29.4 \mu\text{m}$  และความหนาแน่นเฉลี่ย  $47 \text{ particles}/\text{mm}^2$  ส่วนอนุภาคของแข็งเริ่มต้นที่เวลาปล่อยฟองแก๊ส 8 s มีขนาดอนุภาคเฉลี่ย  $37.0 \mu\text{m}$  และ ความหนาแน่น  $110 \text{ particles}/\text{mm}^2$

#### 4.3.2 ผลโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน

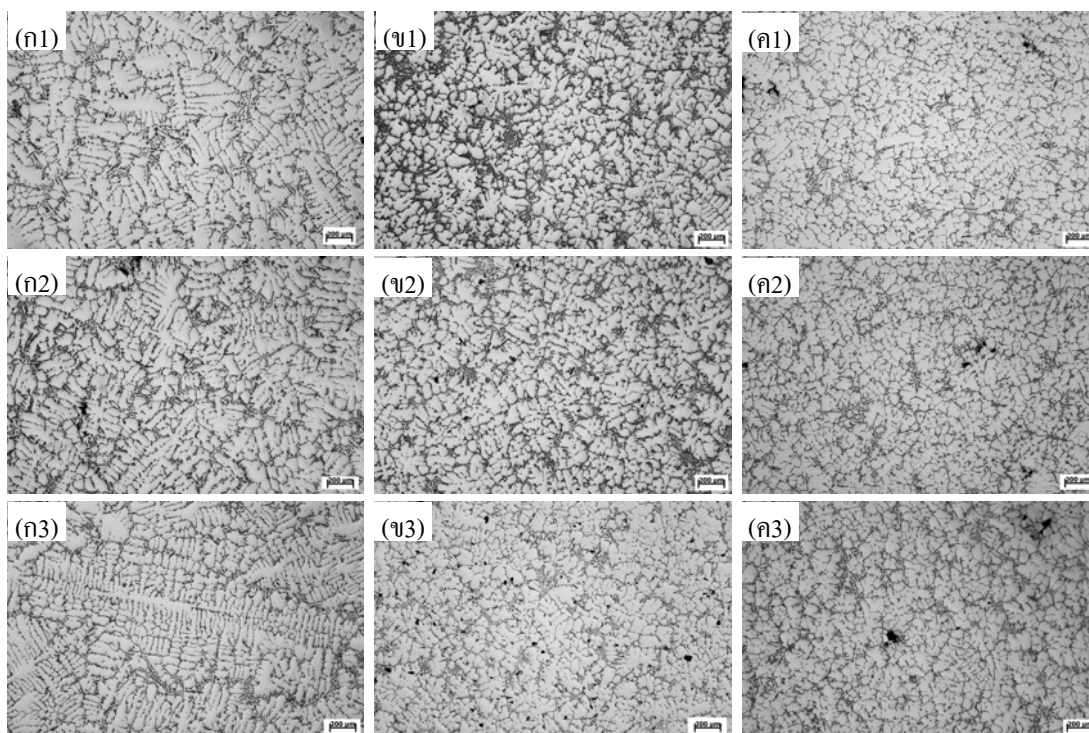
โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อได้นำมาศึกษาที่ตำแหน่งแตกต่างกันสำหรับชิ้นงานที่มีสัดส่วนรูปทรง  $W/T = 1$  และอัตราส่วนโมลลัส  $M_c/M_r = 1.2$  ดังแสดงรูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟสอัลฟา และเฟสยูเทคติก โดยพบว่าลักษณะของโครงสร้างจุลภาค ของการหล่อแบบเดิมจะมีโครงสร้างเป็นแบบเดนไดรต์ชัดเจน ดังรูปที่ 4.6 (ก) ส่วนโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5% ดังรูปที่ 4.6 (ข) และโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18% ดังรูปที่ 4.6 (ค) มีลักษณะไม่เป็นเดนไดรต์



รูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน  $W/T = 1$  และ  $M_C/M_R = 1.2$  ที่ตำแหน่งต่างๆ (ก) หล่อแบบเดิม: (1) รูลิ้น (ก2) กลาง (ก3) ปลาย; (ข) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5%: (ข1) รูลิ้น (ข2) กลาง (ข3) ปลาย; และ (ค) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18%: (ค1) รูลิ้น (ค2) กลาง (ค3) ปลาย

เมื่อเปรียบเทียบลักษณะโครงสร้างชิ้นงานหล่อที่อัตราส่วน  $M_C/M_R = 1.2$  และ  $W/T = 1$  จากการสังเกต พบว่าที่ตำแหน่งรูลิ้น โครงสร้างจุลภาคชิ้นงานจะมีขนาดใหญ่กว่าตำแหน่งกลาง และปลายเล็กน้อย รวมทั้งจะมีลักษณะเป็นโพรงมากกว่า นอกจากนี้ ปริมาณโพรงมากขึ้นเมื่ออัตราส่วน โมดูลัส  $M_C/M_R$  มีค่ามากขึ้น

สำหรับโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่สัดส่วนรูปทรง  $W/T = 4$  และอัตราส่วน โมดูลัส  $M_C/M_R = 1.2$  ดังแสดงในรูปที่ 4.7 โดยรูปที่ 4.7 (ก) เป็นโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อแบบเดิม ส่วนรูปที่ 4.7 (ข) เป็นชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5% และ รูปที่ 4.7 (ค) เป็นชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18% ลักษณะของโครงสร้างจุลภาค ชิ้นงานหล่อแบบเดิมเป็นเดนไดรต์ ส่วนชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งเป็นแบบไม่เป็นเดนไดรต์



รูปที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน  $W/T = 4$  และ  $M_C/M_R = 1.2$  ที่ตำแหน่งต่างๆ (ก) หล่อแบบเดิม: (ก1) วัสดุ (ก2) กลาง (ก3) ปลาย; (ข) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5%: (ข1) วัสดุ (ข2) กลาง (ข3) ปลาย; และ (ค) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18%: (ค1) วัสดุ (ค2) กลาง (ค3) ปลาย

ผลจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค ที่อัตราส่วน  $M_C/M_R = 1.2$  และ  $W/T = 4$  ชิ้นงานแต่ละตำแหน่งมีโครงสร้างค่อนข้างสม่ำเสมอ

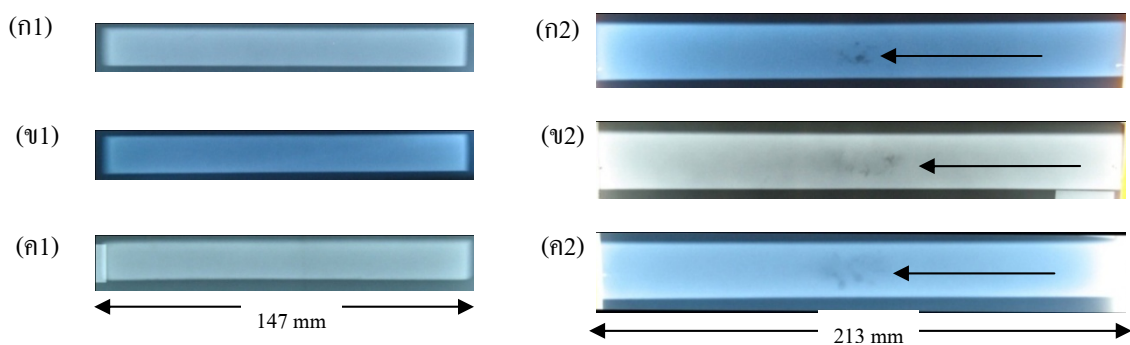
#### 4.3.3 การวิเคราะห์ปริมาณโพรง

(1) ผลการวิเคราะห์ปริมาณโพรง โดยการหาค่าความหนาแน่นชิ้นงานหล่อ เปรียบเทียบกับค่าความหนาแน่นชิ้นงานมาตรฐาน ( $2.693 \text{ g/cm}^3$ ) วิธีการหาค่าความหนาแน่นชิ้นงานหล่อ โดยการชั่งน้ำหนักชิ้นงานแห้ง ชั่งน้ำหนักชิ้นงานเปียก และชั่งน้ำหนักชิ้นงานในน้ำ เพื่อคำนวณหาค่าความหนาแน่นของชิ้นงาน ( $D_L$ ) และนำไปคำนวณโดยการเปรียบเทียบกับค่าความหนาแน่นมาตรฐานของชิ้นงานที่สมมติให้ปริมาณโพรงเป็นศูนย์ ค่าปริมาณโพรงที่ได้ ดังในตารางที่ 4.3 (ก)

ปริมาณโพรงเฉลี่ยของชิ้นงานที่มีอัตราส่วนโมดูลัส  $M_C/M_R$  เท่ากัน แต่สัดส่วนรูปทรง  $W/T$  แตกต่างกัน จะมีค่าปริมาณโพรงใกล้เคียงกัน และที่อัตราส่วนโมดูลัส  $M_C/M_R = 1.2$  ปริมาณโพรงเฉลี่ยจะสูงกว่าที่อัตราส่วนโมดูลัส  $M_C/M_R = 0.8$  และ  $1.0$  สำหรับที่อัตราส่วน

(2) ผลการวิเคราะห์ปริมาณโพรง โดยการวิเคราะห์เชิงปริมาณจากฟิล์มที่ได้จากการฉายรังสีแกมมาผ่านชิ้นงานลงบนฟิล์ม สำหรับฟิล์มที่ผ่านการฉายรังสีแกมมา ดังรูปที่ 4.8 ซึ่งเป็นชิ้นงาน  $W/T = 1$  และ  $M_C/M_R = 0.8$  และ 1.2 จากรูปฟิล์มจะสังเกตเห็นว่าชิ้นงานที่  $M_C/M_R = 1.2$  จะมีจุดดำบนฟิล์ม (ตำแหน่งลูกศรชี้) ซึ่งแสดงว่าตำแหน่งดังกล่าวชิ้นงานมีช่องว่างทำให้รังสีผ่านชิ้นงานมากเกิดเป็นสีเข้มกว่าส่วนอื่นๆ รูปที่ 4.8 (ก1) เป็นของชิ้นงานหล่อแบบเดิม รูปที่ 4.8 (ข1) เป็นชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5% และ รูปที่ 4.8 (ค1) เป็นรูปชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18% ทั้งหมดเป็นชิ้นงานที่อัตราส่วนโมดูลัส  $M_C/M_R = 0.8$  ไม่พบจุดดำบนฟิล์มแสดงว่าปริมาณโพรงเป็นศูนย์

ส่วนชิ้นงานที่สัดส่วนรูปทรง  $W/T = 1$  และอัตราส่วนโมดูลัส  $M_C/M_R = 1.2$  มีจุดสีดำบนฟิล์มแสดงถึงโพรงภายในชิ้นงาน เมื่อนำไปวิเคราะห์เชิงปริมาณ ค่าเฉลี่ยชิ้นงานหล่อแบบเดิมมีค่าปริมาณโพรงเฉลี่ยเทียบกับพื้นที่ทั้งหมด 0.5% สูงกว่าชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5% (0.3%) และ 18% เล็กน้อย (0.3%)



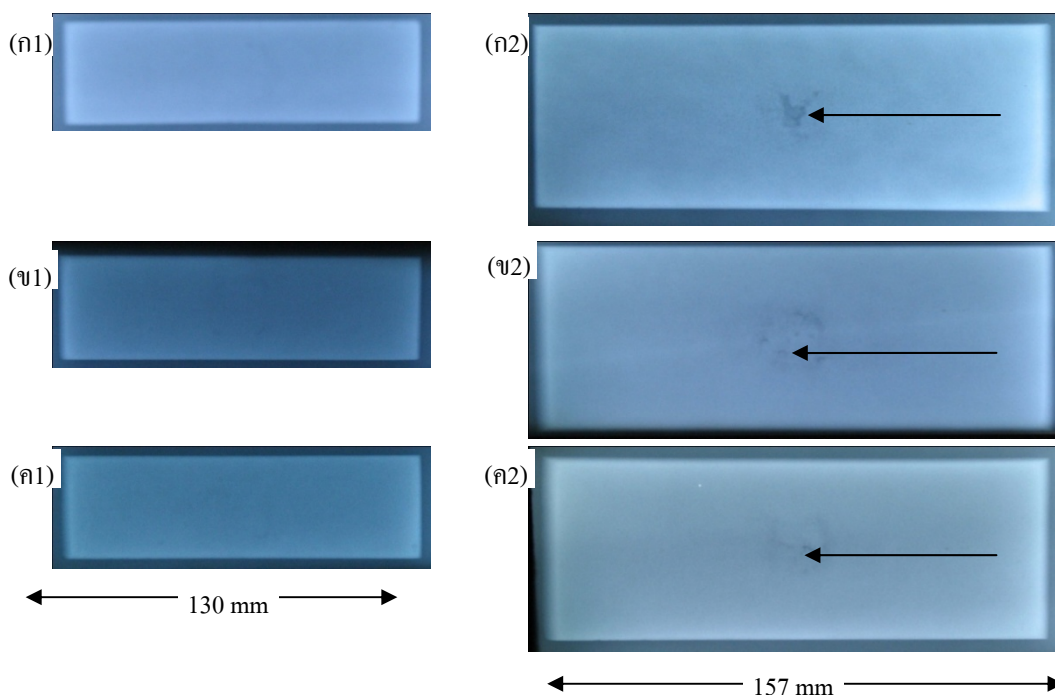
รูปที่ 4.8 รูปถ่ายฟิล์มที่รับรังสีแกมมาของชิ้นงานที่  $W/T = 1$  และอัตราส่วน  $M_C/M_R$  ต่างๆ กัน

(ก) หล่อแบบเดิม: (ก1) 0.8 (ก2) 1.2; (ข) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5%: (ข1) 0.8 (ข2) 1.2;

และ (ค) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18%: (ค1) 0.8 (ค2) 1.2

รูปที่ 4.9 เป็นรูปถ่ายฟิล์มที่ของชิ้นงาน  $W/T = 4$  และ  $M_C/M_R = 0.8$  และ 1.2 และเป็นเช่นเดียวกับชิ้นงานสัดส่วน  $W/T = 1$  ที่ไม่พบโพรงที่  $M_C/M_R = 0.8$  และพบโพรงที่ขนาดใหญ่  $M_C/M_R = 1.2$  มีที่ตำแหน่งรูสัน ดังที่ลูกศรชี้

ผลจากการวิเคราะห์เชิงปริมาณ ชิ้นงานที่สัดส่วนรูปทรง  $W/T = 4$  และ  $M_C/M_R = 1.2$  พบว่าชิ้นงานหล่อแบบเดิมมีค่าปริมาณโพรงเฉลี่ยเทียบต่อพื้นที่ทั้งหมด 0.9% ชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5% มีปริมาณต่ำกว่าเล็กน้อยโพรง 0.8% และชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18% มีปริมาณโพรง 0.7%



รูปที่ 4.9 รูปถ่ายฟิล์มที่รับรังสีแกมมาของชิ้นงานที่  $W/T = 4$  และอัตราส่วน  $M_C/M_R$  แตกต่างกัน  
 (ก) หล่อแบบเดิม: (ก1) 0.8 (ก2) 1.2; (ข) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5%: (ข1) 0.8 (ข2) 1.2; และ (ค) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18%: (ค1) 0.8 (ค2) 1.2

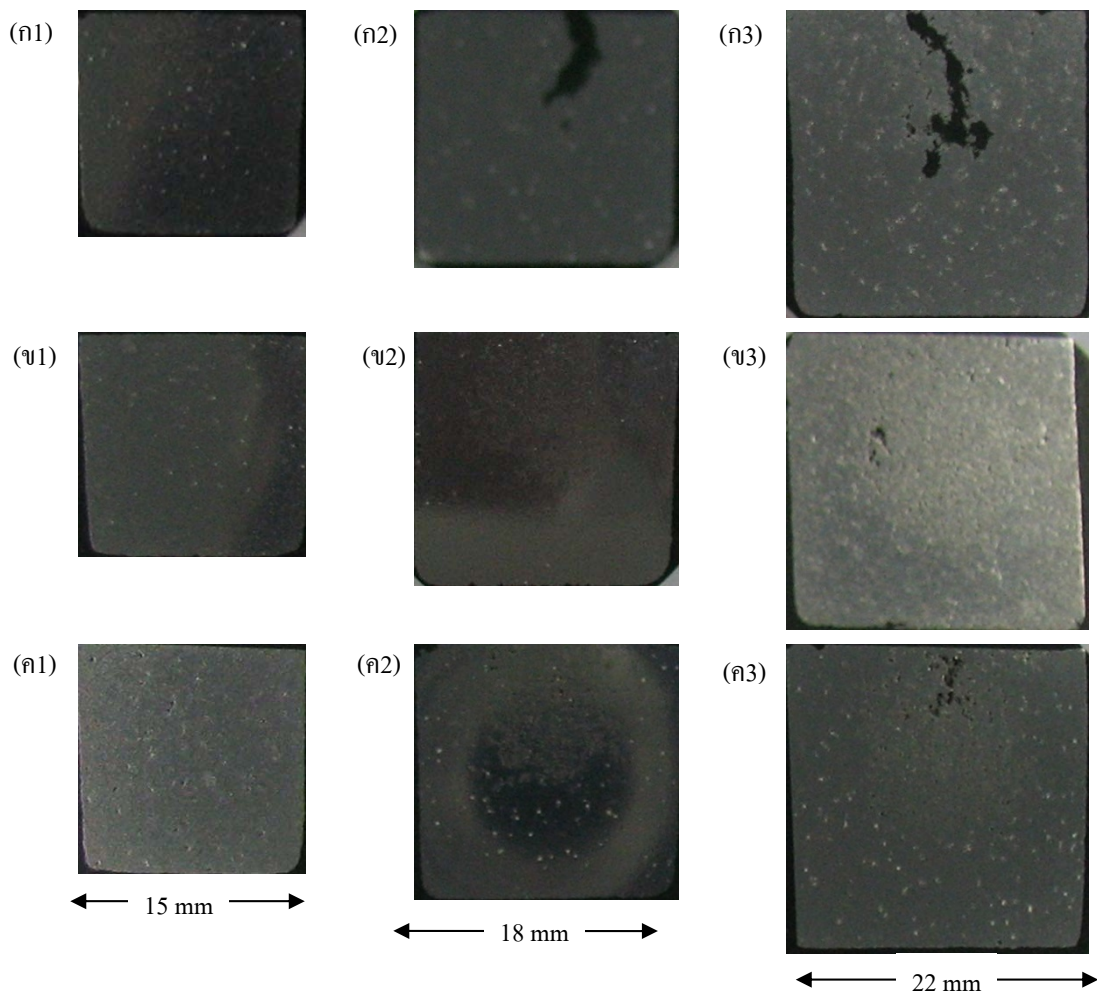
ซึ่งเมื่อพิจารณาจากรูปที่ 4.8 และ 4.9 ไม่พบการเกิดโพรงที่ตำแหน่งกลางระหว่างส่วนปลายของชิ้นงานกับรูสัน ซึ่งอาจจะเป็นไปได้ว่าระยะป้อนของชิ้นงานเพียงพอ หรือวิธีการใช้รังสีแกมมาในการวิเคราะห์ปริมาณโพรงขนาดเล็กมีข้อจำกัดเช่นเดียวกับการใช้รังสีเอ็กซ์ที่สามารถตรวจสอบได้ในกรณีที่โพรงมีขนาดใหญ่ 2-3 mm ขึ้นไป ในขณะที่โพรงขนาดเล็กกว่า ไม่สามารถตรวจสอบได้โดยวิธีการดังกล่าว [14] ผลการวิเคราะห์ปริมาณโพรงโดยใช้รังสีแกมมา ดังตารางที่ 4.3 (ข)

(3) ผลการวิเคราะห์ปริมาณโพรงที่ตำแหน่งรูสัน โดยการตัดชิ้นงานตามแนวขวาง ชิ้นงานที่นำมาวิเคราะห์ดังแสดงในรูปที่ 4.10 ซึ่งเป็นรูปชิ้นงานหล่อ  $W/T = 1$  และ  $M_C/M_R = 0.8$  1.0 และ 1.2



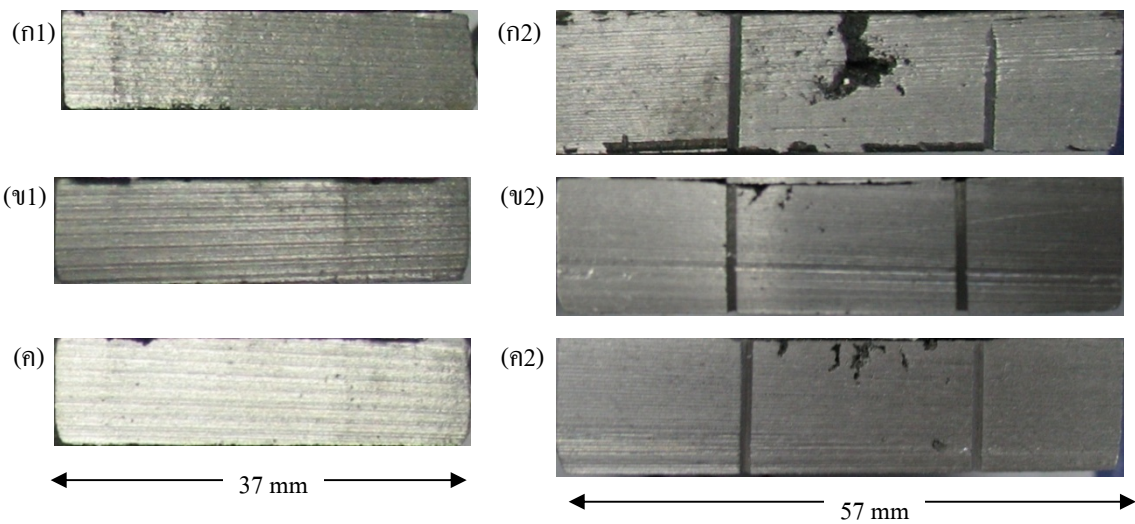
จากรูปที่ 4.10 จะเห็นว่าที่  $M_C/M_R = 0.8$  ไม่พบโพรงขนาดใหญ่ แต่มีโพรงขนาดเล็กกระจัดกระจาย และเริ่มมีปริมาณโพรงที่  $M_C/M_R = 1.0$  ในชิ้นงานหล่อแบบเดิม โดยชิ้นงานที่มี  $M_C/M_R = 1.2$  จะเห็นปริมาณโพรงมากที่สุด ปริมาณโพรงสูงขึ้นเมื่ออัตราส่วน  $M_C/M_R$  สูงขึ้น โดยสังเกตเห็นว่าชิ้นงานหล่อแบบเดิมเริ่มมีโพรงตั้งแต่  $M_C/M_R = 1.0$  ส่วนชิ้นงานหล่อ ที่สัดส่วนของแข็ง 5% และ 18% เริ่มมีโพรงที่  $M_C/M_R = 1.2$

ปริมาณโพรงเฉลี่ยของชิ้นงาน  $W/T = 1$  และ  $M_C/M_R = 1.2$  เทียบกับพื้นที่หน้าตัดของชิ้นงานหล่อแบบเดิม หล่อที่สัดส่วน 5% และหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18% มีค่า 4.2 0.6 และ 0.7% ตามลำดับ ปริมาณโพรงที่ภาคตัดขวางตำแหน่งรูล้น แสดงให้เห็นความแตกต่างอย่างชัดเจนระหว่างชิ้นงานหล่อแบบเดิม กับชิ้นงานหล่อโลหะกึ่งของแข็ง ดังแสดงในตารางที่ 4.3 (ค)



รูปที่ 4.10 รูปหน้าตัดชิ้นงานตำแหน่งได้รูล้น  $W/T = 1$  และอัตราส่วน  $M_C/M_R$  ต่างกัน (ก) หล่อแบบเดิม: (ก1) 0.8 (ก2) 1.0 (ก3) 1.2; (ข) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5%: (ข1) 0.8 (ข2) 1.0 (ข3) 1.2; และ (ค) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18%: (ค1) 0.8 (ค2) 1.0 (ค3) 1.2

สำหรับชิ้นงาน  $W/T = 4$  รูปภาคตัดชิ้นงานที่ตำแหน่งรูล้น ดังแสดงในรูปที่ 4.11 ซึ่งรูปที่ 4.11 (ก1) (ข1) และ (ค1) แสดงให้เห็นว่า ที่  $M_C/M_R = 0.8$  ไม่พบปริมาณโพรงทั้งชิ้นงานหล่อแบบเดิม และชิ้นงานหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็ง แต่ปริมาณโพรงจะแตกต่างกันที่  $M_C/M_R = 1.2$  ดังรูปที่ 4.11 (ก2) (ข2) และ (ค2) ชิ้นงานหล่อแบบเดิมจะมีโพรงอย่างเห็นได้ชัด (3.7%) ส่วนชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5% และ 18% มีปริมาณโพรงเฉลี่ยน้อยกว่า 0.4% และ 0.5% ตามลำดับ รายละเอียดปริมาณโพรงเฉลี่ยทั้งหมดทุก  $W/T$  และ  $M_C/M_R$  ดังตารางที่ 4.3 (ก)



รูปที่ 4.11 รูปหน้าตัดชิ้นงานตำแหน่งรูล้น  $W/T = 4$  และอัตราส่วน  $M_C/M_R$  ต่างกัน (ก) หล่อแบบเดิม: (ก1) 0.8 (ก2) 1.2; (ข) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5%: (ข1) 0.8 (ข2) 1.2 และ (ค) หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18%: (ค1) 0.8 (ค2) 1.2

ตารางที่ 4.3 ปริมาณ โพรงจากการวิเคราะห์แบบต่างๆ

สภาวะการหล่อ	โพรงจากความ หนาแน่น (%) (ก)	โพรงจากรังสีแกมมา (%) (ข)	โพรงได้รู้สึ้น (%) (ค)	ดัชนีโพรง (%) (ง)
CVC-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W1T	1.70	0.00	0.0	1.70
CVC-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W2T	1.83	0.05	0.0	1.88
CVC-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W3T	1.72	0.00	0.1	1.79
CVC-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W4T	1.78	0.00	0.0	1.78
CVC-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W1T	2.23	0.19	2.0	4.41
CVC-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W2T	2.24	0.22	0.8	3.23
CVC-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W3T	2.00	0.14	0.7	2.82
CVC-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W4T	2.03	0.41	1.8	4.22
CVC-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W1T	2.98	0.49	4.2	7.68
CVC-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W2T	3.19	0.63	3.1	6.89
CVC-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W3T	2.97	0.57	3.9	7.49
CVC-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W4T	3.06	0.93	3.7	7.70
R3S-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W1T	1.40	0.01	0.0	1.41
R3S-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W2T	1.27	0.00	0.0	1.27
R3S-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W3T	1.04	0.00	0.1	1.10
R3S-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W4T	1.33	0.00	0.0	1.33
R3S-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W1T	2.43	0.11	0.5	3.02
R3S-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W2T	1.78	0.21	1.4	3.39
R3S-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W3T	1.64	0.06	0.4	2.12
R3S-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W4T	1.65	0.42	0.5	2.53

ตารางที่ 4.3 (ต่อ)

สภาวะการหล่อ	โพรงจากความ หนาแน่น (%) (ก)	โพรงจากรังสีแกมมา (%) (ข)	โพรงรูปล้น (%) (ค)	ดัชนีโพรง (%) (ง)
R3S-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W1T	2.66	0.30	0.6	3.54
R3S-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W2T	2.49	0.47	0.8	3.80
R3S-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W3T	2.49	0.42	0.4	3.35
R3S-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W4T	2.33	0.76	0.4	3.52
R8S-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W1T	1.69	0.00	0.0	1.40
R8S-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W2T	1.40	0.00	0.0	1.27
R8S-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W3T	1.65	0.00	0.0	1.04
R8S-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W4T	1.38	0.00	0.0	1.38
R8S-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W1T	2.11	0.09	0.4	2.59
R8S-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W2T	2.04	0.07	0.1	2.21
R8S-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W3T	1.89	0.00	0.3	2.14
R8S-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W4T	2.09	0.31	0.5	2.87
R8S-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W1T	3.08	0.27	0.7	4.08
R8S-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W2T	2.76	0.47	1.7	4.89
R8S-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W3T	2.84	0.33	0.2	3.36
R8S-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W4T	2.74	0.74	0.5	4.00

เป็นที่น่าสังเกตว่าปริมาณโพรงที่ตำแหน่งรูปล้น ซึ่งเป็นจุดร้อนในงานหล่ออันเกิดจากรอยต่อตัวที่ ซึ่งเป็นจุดที่ควรหลีกเลี่ยงในงานหล่อ [2,3] อัตราโพรงของชิ้นงานหล่อ M<sub>C</sub>/M<sub>R</sub> = 1.2 และ W/T = 1 ของชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5% มีปริมาณโพรงหดตัว 0.6% ต่ำกว่าชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18% ที่มีปริมาณโพรงหดตัว 0.7% รวมทั้งชิ้นงานหล่อ M<sub>C</sub>/M<sub>R</sub> = 1.2 และ W/T = 4 ชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5% มีปริมาณโพรงหดตัว 0.4% ต่ำกว่าชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18% ที่มีปริมาณสัดส่วนของแข็ง 0.5%

จากแนวโน้มนี้นี้คาดว่าน่าจะมีสาเหตุจากเวลาในการไหลที่ถึงจุดเกาะกันของอนุภาคของแข็ง (Dendrite Coherency Point; DCP) โดยเมื่อพิจารณาจากสเลอรี่ที่สัดส่วนของแข็งเริ่มต้นที่ 5% กับ 18% สเลอรี่ที่สัดส่วนของแข็ง 5% มีเวลาในการไหลเข้าสู่ชิ้นงานนานกว่าก่อนที่จะแข็งตัวตามสมการที่ Flemings [15] ได้เสนอไว้ ตามสมการที่ (4.10)

$$t_f = \frac{\pi}{4} \left[ \frac{\rho H_f}{T_M - T_0} \right]^2 \frac{1}{k_m \rho_m c_m} \left[ \frac{V}{A} \right]^2 \quad (4.10)$$

โดยที่

$T_M$  คือ อุณหภูมิของน้ำโลหะที่จุดหลอมเหลว (K)

$T_0$  คือ อุณหภูมิของบรรยากาศ (K)

$K_m$  คือ ความสามารถในการนำความร้อนของแบบทราย (J/m K s)

$\rho_m$  คือ ความหนาแน่นของแบบทราย (kg/m<sup>3</sup>)

$C_m$  คือ ค่าความจุความร้อนของแบบทราย (J kg K)

สำหรับปริมาณที่อนุภาคของแข็งเกาะตัวกันเป็นโครงข่ายหยุดไหลนั้น Brabazon *et al.* [16] ได้รายงานว่ามีค่าประมาณ 0.45 ซึ่งสูงกว่าโครงสร้างแบบเดนไดรต์ ดังนั้นหากประมาณการเวลาในการแข็งตัวของโลหะกึ่งของแข็งที่มีสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น  $f_0$  จากสมการของ Flemings [15] ตามสมการที่ (4.11)

$$t_f = \frac{\pi}{4} \left[ \frac{\rho H_f (f_{0.45} - f_0)}{T_M - T_0} \right]^2 \frac{1}{k_m \rho_m c_m} \left[ \frac{V}{A} \right]^2 \quad (4.11)$$

จากสมการดังกล่าวแสดงให้เห็นว่าหากปริมาณสัดส่วนของแข็งเพิ่มขึ้น จะทำให้เวลาในการแข็งตัวน้อยลง  $t_f$  ทำให้สเลอรี่ที่สัดส่วนของแข็งสูงไม่เหมาะสมสำหรับการหล่อภายใต้แรงดันต่ำอย่างเช่น การใช้แรงโน้มถ่วงเนื่องจากสเลอรี่ไม่สามารถเติมเต็มชิ้นงานเกิดการเกาะกันและหยุดไหลก่อน ทำให้เกิดโพรงภายในชิ้นงาน ซึ่งในงานของ Ramadan *et al.* [17] ที่ศึกษาในเหล็กหล่อเทาโลหะกึ่งของแข็งในแบบหล่อทรายโดยใช้แรงโน้มถ่วงในการไหลป้อน มีผลออกมาสอดคล้องกันโดยที่สัดส่วนของแข็งต่ำกว่า 0.22 จะมีปริมาณโพรงน้อย หากสัดส่วนของแข็งเกินกว่า 0.22 จะมีปริมาณโพรงเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้นมาก โดยทางผู้วิจัยให้เหตุผลว่าปริมาณแก๊สที่ละลายในน้ำโลหะหนีออกจากน้ำโลหะไม่ทันเกิดการแข็งตัวก่อน

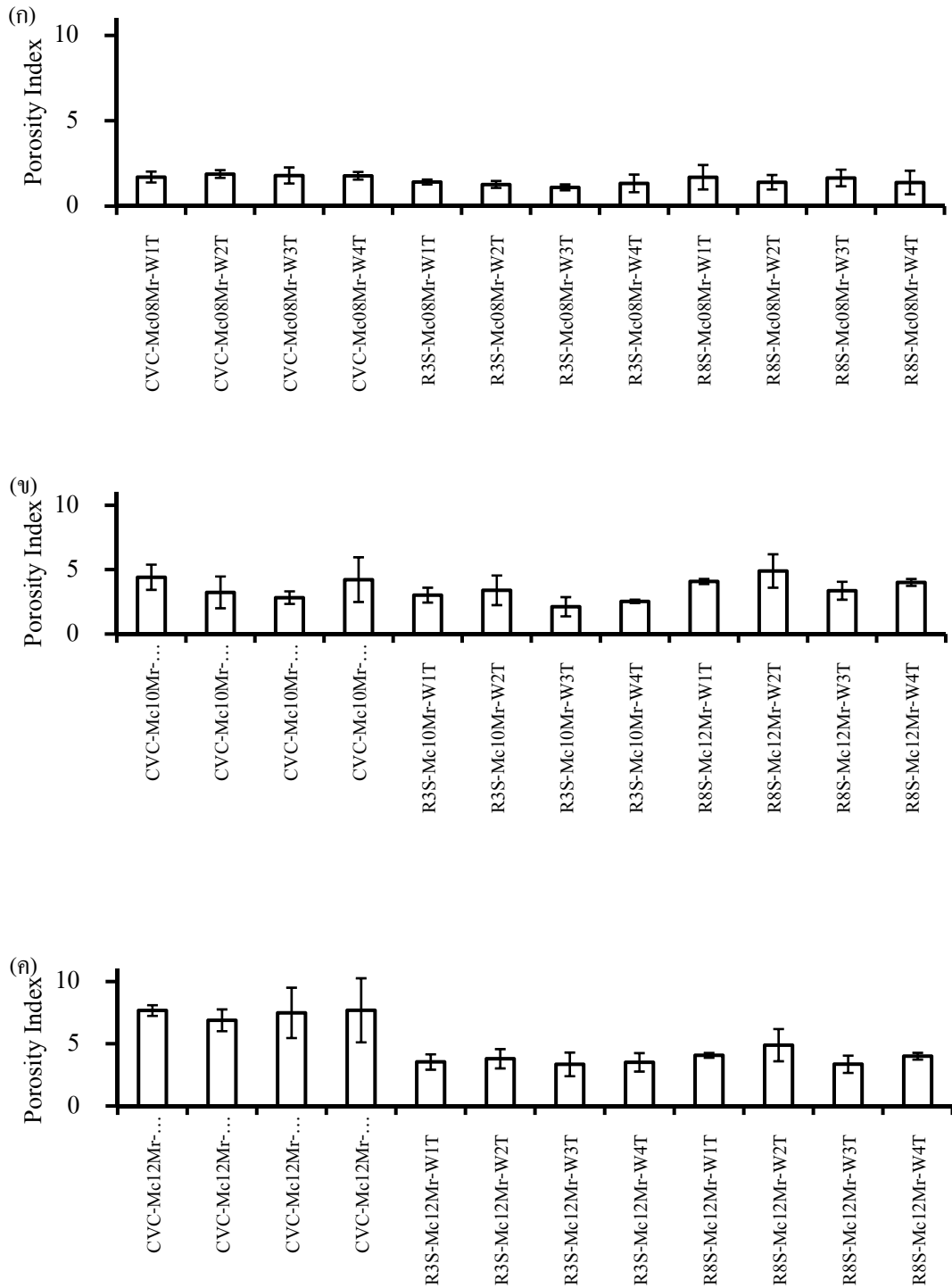
ส่วนอีกสาเหตุ คือ ขนาดของอนุภาคของแข็งที่ 5% มีขนาดเล็กกว่า 29.4  $\mu\text{m}$  เมื่อเทียบกับขนาดอนุภาคของแข็งที่สัดส่วนของแข็ง 18% มีขนาด 37  $\mu\text{m}$  ซึ่งขนาดอนุภาคที่เล็กกว่าทำให้มีเวลามากกว่าก่อนที่จะเกิดการ โดจนกระทั่งเกาะกันเป็นโครงข่าย และอนุภาคที่มีขนาดเล็กกว่าใช้แรงดันที่ต่ำกว่าในการไหลป้อนสอดคล้องกับงานของ Murakami *et al.* [18]

ผลจากการวิเคราะห์ปริมาณโพรงจาก 3 วิธีที่แตกต่างกัน จึงนำมาหาความสัมพันธ์ของการวิเคราะห์แต่ละแบบ เพื่อเลือกสถานะเหมาะสมสำหรับการขึ้นรูปชิ้นงานด้วยสเลอรี่ โดยการรวมผลระหว่างปริมาณโพรงจากการวิเคราะห์ทั้ง 3 แบบ ทำเป็นดัชนีปริมาณโพรง (Porosity Index) เกิดจากผลรวมของโพรงจากการวิเคราะห์ (1) จากความหนาแน่น ( $P_{\text{density}}$ ) (2) จากรังสีแกมมา ( $P_{\text{gamma ray}}$ ) และ (3) จากพื้นที่หน้าตัดรูกลืน ( $P_{\text{cross section}}$ ) ตามสมการ (4.12)

$$\text{Porosity Index} = P_{\text{density}} + P_{\text{gamma ray}} + P_{\text{cross-section}} \quad (4.12)$$

ค่าจากดัชนีโพรงจากสถานะการขึ้นรูปของชิ้นงานหล่อแบบเดิม ชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5% และ 10% ดังแสดงในตารางที่ 4.3 (ง) และรูปที่ 4.12 ผลจากการดัชนีปริมาณโพรงของชิ้นงานแสดงให้เห็นว่าที่ชิ้นงานสัดส่วนรูปทรงต่างๆ ของอัตราส่วนโมดูลัส  $M_c/M_R = 1.2$  ชิ้นงานหล่อแบบเดิมมีดัชนีโพรงในช่วง 6.9 – 7.7 ส่วนชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5% มีดัชนีโพรงที่ต่ำกว่าอยู่ในช่วง 3.4 – 3.8 และชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18% มีดัชนีโพรง 3.4 – 4.9 ซึ่งเป็นดัชนีที่บางค่าสูงกว่าสัดส่วนของแข็ง 5% ดังรูปที่ 4.12 (ค) เมื่อพิจารณาตามเกณฑ์ของดัชนีปริมาณโพรงจะแสดงให้เห็นว่าชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5% มีดัชนีปริมาณโพรงต่ำกว่าชิ้นงานหล่อแบบเดิม คิดประมาณ 45 – 55% ส่วนชิ้นงานหล่อที่มีปริมาณสัดส่วนของแข็งเริ่มต้น 18% มีดัชนีปริมาณโพรงต่ำกว่าชิ้นงานหล่อแบบเดิม 29 – 55% ผลดังกล่าวแสดงให้เห็นว่าในการออกแบบรูกลืนแบบรอยต่อตัวทีของโลหะกึ่งของแข็งสามารถลดปริมาตรน้ำโลหะในรูกลืนสำหรับสัดส่วนของแข็งต่ำประมาณ 50% ส่งผลให้สามารถเพิ่มสัดส่วนผลได้ของผลผลิต โดยในงานหล่อโดยทั่วไปที่มีรอยต่อแบบตัวที Campbell [2] ได้แนะนำให้ใช้อัตราส่วนโมดูลัส  $M_c/M_R < 0.5$  (หรือ  $M_R > 2.0 M_c$ )

แต่อย่างไรก็ตามสำหรับการหล่อโลหะกึ่งของแข็งที่สัดส่วนของแข็งมากขึ้นมีผลต่อปริมาณโพรงเพิ่มขึ้น ดังสาเหตุที่ได้กล่าวมาแล้วข้างต้น



รูปที่ 4.12 คำนวณปริมาณโพรงชิ้นงานหล่อ (ก)  $M_C/M_R = 0.8$  (ข)  $M_C/M_R = 1.0$  (ค)  $M_C/M_R = 1.2$

#### 4.3.4 การทดสอบความต้านแรงดึง

ค่าผลการทดสอบแรงความต้านแรงดึงสูงสุด (UTS) และความยืดเมื่อขาดของ ชิ้นงานหล่อแบบเดิม หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5% และหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18% ที่สัดส่วน รูปทรง  $W/T = 1, 2, 3$  และ 4 และอัตราส่วนโมดูลัส  $M_C/M_R = 0.8, 1.0$  และ 1.2 ดังแสดงในตารางที่ 4.4 โดยผลการทดสอบค่าความต้านแรงดึงสูงสุด ของชิ้นงานมีแนวโน้มลดลงเมื่ออัตราส่วน โมดูลัส  $M_C/M_R$  มีค่ามากขึ้น และเมื่อเปรียบเทียบระหว่างสัดส่วนรูปทรงปรากฏว่าแนวโน้มของ ชิ้นงานทั้งการหล่อแบบเดิม หล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5% และ สัดส่วนของแข็ง 18% ค่าที่สัดส่วน รูปทรง  $W/T = 1$  มีค่าต่ำ

ค่าเฉลี่ยความต้านแรงดึงสูงสุดของชิ้นงานหล่อแบบเดิมมีค่าสูงสุด 261 MPa ที่ อัตราส่วนโมดูลัส  $M_C/M_R = 0.8$  และสัดส่วนรูปทรง  $W/T = 2$  สำหรับชิ้นงานหล่อที่สัดส่วน ของแข็ง 5% มีค่าสูงสุด 277 MPa ที่อัตราส่วนโมดูลัส  $M_C/M_R = 0.8$  และสัดส่วนรูปทรง  $W/T = 3$  ส่วนชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18% มีค่าความต้านแรงดึงสูงสุด 277 MPa ที่อัตราส่วน โมดูลัส  $M_C/M_R = 0.8$  และสัดส่วนรูปทรง  $W/T = 3$  เช่นเดียวกับชิ้นงานสัดส่วนของแข็ง 5%

สำหรับผลของความยืดเมื่อขาดมีแนวโน้มลดลงเมื่ออัตราส่วน โมดูลัส  $M_C/M_R$  มี ค่าเพิ่มขึ้น แต่เมื่อเทียบกับสัดส่วนรูปทรงก่อนข้างแตกต่างกัน โดยชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5% และ 18% มีแนวโน้มสูงสุดเมื่ออัตราส่วนโมดูลัส  $M_C/M_R = 0.8$  และ สัดส่วนรูปทรง ( $W/T$ ) มี ค่าเท่ากับ 3 หรือ 4 ส่วนชิ้นงานหล่อแบบเดิมไม่แสดงให้เห็นแนวโน้มอย่างชัดเจน

โดยค่าของความยืดเมื่อขาดสูงสุดของชิ้นงานหล่อแบบเดิมที่อัตราส่วนโมดูลัส  $M_C/M_R = 0.8$  สัดส่วนรูปทรง  $W/T = 2$  มีค่า 3.1% โดยชิ้นงานหล่อสัดส่วนของแข็ง 5% มีค่าสูงสุด 3.4% ที่อัตราส่วนโมดูลัส  $M_C/M_R = 0.8$  และสัดส่วนรูปทรง  $W/T = 4$  ส่วนชิ้นงานหล่อสัดส่วน ของแข็ง 18% มีค่าสูงสุดที่  $W/T = 4$  มีค่า 3.3%



ตารางที่ 4.4 ผลการทดสอบความต้านแรงดึงสูงสุด และความยืดเมื่อขาด

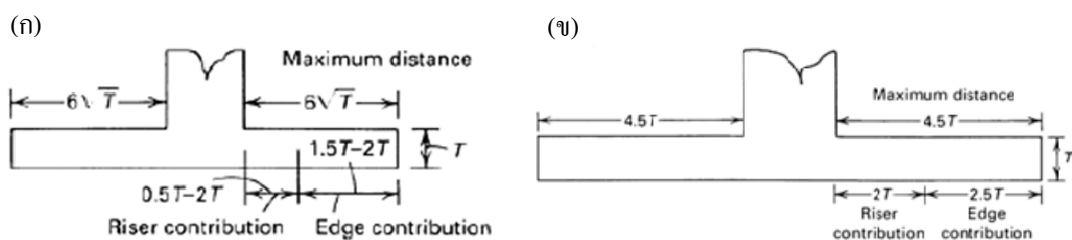
สภาวะการหล่อ	ค่าความต้านแรงดึงสูงสุด (MPa)	ค่าความยืดเมื่อขาด (%)	ดัชนีคุณภาพชิ้นงาน
CVC-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W1T	257.4	2.8	325
CVC-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W2T	260.9	3.1	336
CVC-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W3T	258.6	2.7	323
CVC-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W4T	253.0	3.1	326
CVC-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W1T	225.8	2.6	287
CVC-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W2T	232.5	2.6	294
CVC-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W3T	236.8	2.6	298
CVC-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W4T	235.6	2.4	292
CVC-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W1T	203.1	2.6	264
CVC-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W2T	171.9	2.5	233
CVC-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W3T	187.6	2.2	240
CVC-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W4T	213.1	2.4	271
R3S-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W1T	247.5	3.0	320
R3S-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W2T	254.8	2.9	324
R3S-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W3T	276.9	3.3	355
R3S-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W4T	258.9	3.4	339

ตารางที่ 4.4 (ต่อ)

สภาวะการหล่อ	ค่าความต้านแรงดึงสูงสุด (MPa)	ค่าความยืดเมื่อขาด (%)	ดัชนีคุณภาพชิ้นงาน
R3S-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W1T	206.9	2.6	268
R3S-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W2T	234.8	2.7	299
R3S-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W3T	269.4	3.0	344
R3S-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W4T	249.2	2.7	314
R3S-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W1T	195.5	2.5	256
R3S-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W2T	210.3	2.4	268
R3S-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W3T	209.6	2.5	268
R3S-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W4T	229.5	2.6	291
R8S-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W1T	261.2	2.9	331
R8S-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W2T	267.8	2.9	338
R8S-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W3T	277.2	3.0	349
R8S-M <sub>C</sub> 08M <sub>R</sub> -W4T	272.9	3.3	352
R8S-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W1T	221.2	2.6	283
R8S-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W2T	225.1	2.5	285
R8S-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W3T	248.9	2.9	285
R8S-M <sub>C</sub> 10M <sub>R</sub> -W4T	258.8	2.9	329
R8S-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W1T	191.1	2.2	241
R8S-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W2T	212.7	2.4	269
R8S-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W3T	210.9	2.3	266
R8S-M <sub>C</sub> 12M <sub>R</sub> -W4T	210.2	2.8	278

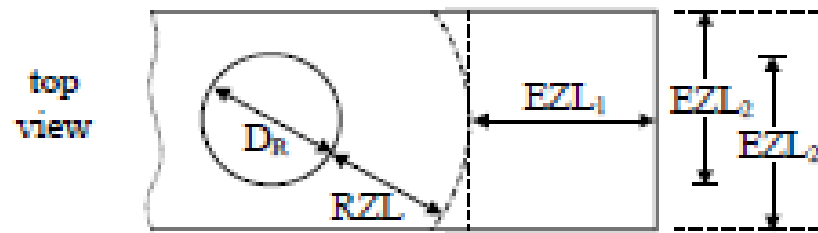
ผลจากค่าความต้านแรงดึงสูงสุดของชิ้นงานที่อัตราส่วน โมดูลัส  $M_C/M_R = 1.2$  และ  $W/T = 1$  ของชิ้นงานแบบเดิมมีค่า 203 MPa สูงกว่าชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 5% (196 MPa) และชิ้นงานหล่อที่สัดส่วนของแข็ง 18% (191 MPa) สำหรับสาเหตุที่ทำให้งานหล่อที่สัดส่วนของแข็งมีค่าต่ำกว่า ที่สัดส่วนรูปทรงดังกล่าว น่าจะมีผลมาจากการออกแบบรูปทรง โดย

สำหรับชิ้นงานที่มีการออกแบบรูปทรงแตกต่างกันระหว่างชิ้นงานที่มีลักษณะรูปทรงเป็นแท่งและรูปทรงแบบแผ่น โดยในชิ้นงานหล่อเหล็กกล้าคาร์บอน มีระยะป้อนที่เกิดจากผลของส่วนปลายประมาณ  $1.5 - 2.0$  เท่าของความหนาชิ้นงาน ( $1.5T - 2.0T$ ) และระยะป้อนจากรูล้นอีก  $0.5 - 2.0$  เท่าของความหนา ( $0.5T - 2T$ ) ดังแสดงในรูปที่ 4.13 (ก) ในขณะที่ชิ้นงานที่มีรูปทรงแบบแผ่น มีระยะป้อนที่เกิดจากผลของส่วนปลาย  $2.5$  เท่าของความหนา ( $2.5T$ ) และผลจากรูล้น  $2.0$  เท่าของความหนา ( $2.0T$ ) ดังแสดงในรูปที่ 4.13 (ข) [21] โดย Carlson and Beckermann [22] ได้ศึกษาระยะป้อนตามเกณฑ์ Niyama (Niyama criterion;  $N_y$ ) เปรียบเทียบระหว่างชิ้นงานเหล็กกล้า WCB อะลูมิเนียมผสม A356 และแมกนีเซียม AZ91D พบว่าระยะป้อนขึ้นอยู่กับอัตราการเย็นตัว หากอัตราการเย็นตัวสูงทำให้ระยะป้อนน้อยลง โดยเมื่อเปรียบกับโลหะผสมทั้ง 3 เกรดที่อัตราการเย็นตัวเท่ากัน พบว่าระยะป้อนของอะลูมิเนียมผสม A356 ต่ำที่สุด เมื่อเทียบกับเหล็กกล้า WCB มีค่าน้อยกว่าประมาณ 3 เท่า



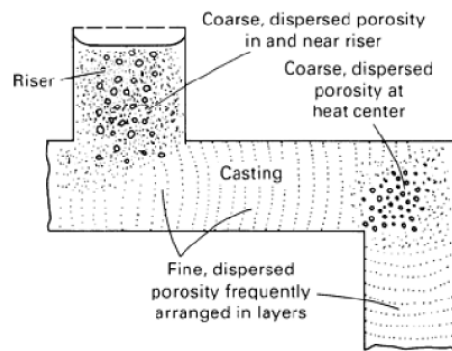
รูปที่ 4.13 ระยะป้อนสำหรับชิ้นงานแบบแท่ง ( $W/T = 1$ ) [21]

ในขณะที่ชิ้นงานที่มีสัดส่วนรูปทรงแบบแผ่นที่สัดส่วนรูปทรง  $W/T > 3$  ดังรูปที่ 4.14 อัตราการถ่ายเทความร้อนมากกว่า เนื่องจากชิ้นงานที่มีรูปทรงแบบแผ่นบางไม่มีจุดร้อนที่ตำแหน่งกลางของชิ้นงาน รวมทั้งผลจากส่วนปลายชิ้นงานทำให้เกิดความแตกต่างด้านอุณหภูมิ



รูปที่ 4.14 ผลของระยะป้อนที่เกิดจากรู้น และส่วนปลายชิ้นงาน [20]

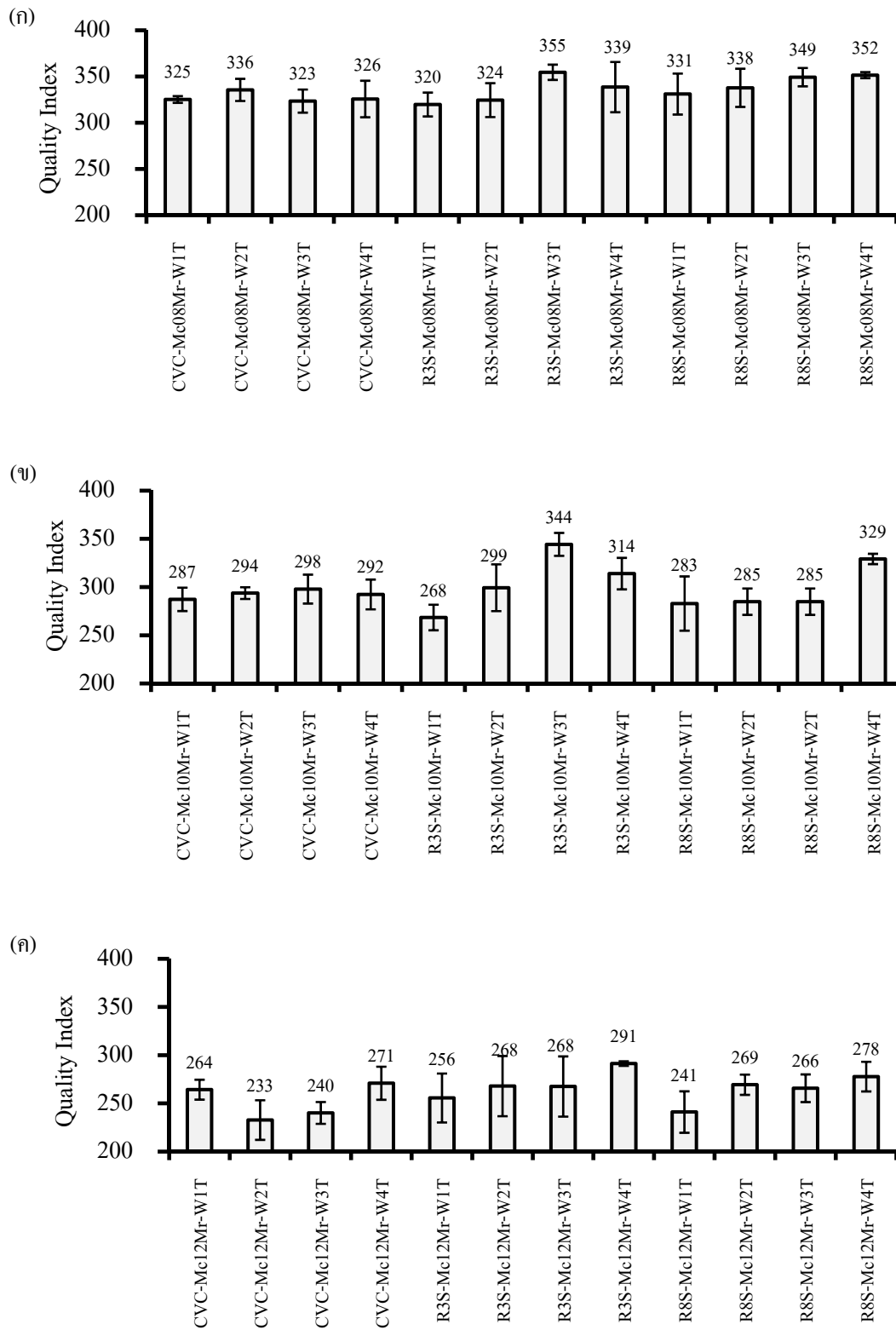
แต่การการเกิดโพรงดังกล่าวภายในชิ้นงานอะลูมิเนียมผสม 356 เป็นโพรงขนาดเล็กกระจายตามพฤติกรรมของโลหะที่มีช่วงการแข็งตัวยาว ดังแสดงในรูป 4.15 [21] ทำให้การใช้รังสีแกมมาตรวจไม่พบ [14]



รูปที่ 4.15 การเกิดโพรงหดตัวในชิ้นงานที่มีการแข็งตัวเป็นช่วง [21]

ดัชนีคุณภาพสำหรับชิ้นงานหล่อเป็นการนำความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านแรงดึงสูงสุด (UTS) ร่วมกับค่าความยืดเมื่อขาด (E%) ดังสมการ (4.13) [22]

$$Q = UTS + 150 \log E \quad (4.13)$$



รูปที่ 4.16 ดัชนีคุณภาพทางกลชิ้นงานหล่อ (ก)  $M_C/M_R = 0.8$  (ข)  $M_C/M_R = 1.0$  (ค)  $M_C/M_R = 1.2$

ผลจากดัชนีคุณภาพสมบัติทางกลของชิ้นงานรูปที่ 4.16 ชิ้นงานหล่อที่อัตราส่วนโมดูลัส 1.2 สำหรับชิ้นงานแบบเดิมมีค่า 233 – 271 ในขณะที่ชิ้นงานหล่อสัดส่วนของแข็ง 5% และ 18% มีค่า 256 – 291 และ 241 – 278 และเป็นที่น่าสังเกตว่าชิ้นงานที่มีสัดส่วนรูปทรง  $W/T = 1$  ที่อัตราส่วนโมดูลัส  $M_c/M_c = 1.2$  ของชิ้นงานหล่อแบบเดิมมีค่า 264 ซึ่งสูงกว่าดัชนีคุณภาพของการหล่อแบบสเลอร์รี่ที่สัดส่วนของแข็ง 5% และ 18% มีค่า 256 และ 241 ตามลำดับ

#### 4.4 สรุปผล

จากผลการทดลองสามารถสรุปได้ว่า

(1) ผลจากการวิเคราะห์ดัชนีปริมาณโพรงในชิ้นงาน แสดงว่าชิ้นงานแบบโลหะกึ่งของแข็งที่สัดส่วนของแข็งต่ำ และอัตราส่วนโมดูลัสสูง สามารถลดปริมาณโพรงได้ประมาณ 50% เมื่อเทียบกับการหล่อแบบเดิม แต่ในงานหล่อโลหะกึ่งของแข็งในการใช้แรงโน้มถ่วงในการไหลป้อนนั้น ปริมาณสัดส่วนของแข็งที่สูงเกินไป ทำให้ชิ้นงานมีเวลาไหลป้อนน้อยทำให้ชิ้นงานไม่สมบูรณ์

(2) ผลจากการวิเคราะห์ดัชนีคุณภาพทางกลชิ้นงาน แสดงให้เห็นว่าสมบัติทางกลของชิ้นงานขึ้นอยู่กับปริมาณสัดส่วนของแข็ง การออกแบบรูปทรงชิ้นงาน และ อัตราส่วนโมดูลัสชิ้นงานต่อรูต้น ซึ่งส่งผลต่อระยะป้อนของโลหะหล่อในระหว่างการแข็งตัว โดยชิ้นงานที่มีสัดส่วนรูปทรงพื้นที่หน้าตัดความกว้างเท่ากับความหนา ( $W/T = 1$ ) สำหรับโลหะการหล่อแบบโลหะกึ่งของแข็งมีดัชนีคุณภาพที่ต่ำ

#### 4.5 เอกสารอ้างอิง

- [1] Campbell, J. 2003. Casting 2<sup>nd</sup> ed. Elsevier Butterworth-Heinemann Ltd., Oxford, 205-231.
- [2] Campbell, J. 2004. Castings practice-The 10 rules of castings. Elsevier Butterworth-Heinemann Ltd., Oxford, 120-156.
- [3] Taylor, H.F., Flemings, M.C., and Wulff, J. 1959. Foundry engineering. New York: John Wiley & Sons Inc., 132-199.
- [4] Piwonka, T.S., and Flemings, M.C. 1966. Pore formation in solidification. Trans. Met. Soc. AIME 236, 1157-1165.
- [5] Caceres, C.H. and Selling, B.I. 1996. Casting defects and the tensile properties of an Al-Si-Mg alloy. Mater. Sci. Eng. A220, 109-116.
- [6] Masahito, G., Tatsuhiko, K., and Manabu, K. 2006. Integrated development of controlled semi-solid casting technology for super-cooled ductile iron. Solid State Phenom. 116-117, 9-15.
- [7] Wannasin, J., Canyook, R., Burapa, R., Sikong, L., and Flemings, M.C. 2008. Evaluation of solid fraction in a rheocast aluminum die casting alloy by a rapid quenching method. Scripta Mater. 59, 1091-1094
- [8] 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.
- [9] Canyook, R., Wannasin, J., Wisuthmethangoon, S., and Flemings, M.C. 2012. Characterization of the microstructure evolution of a semi-solid metal slurry during the early stages. Acta Mater. 60, 3501-3510.
- [10] Wisutmethangoon, S., Thongan, S., Mahathaninwong, N., Plookphol, T., and Wannasin, J. 2012. Precipitation hardening of A356 Al alloy produced by gas induced semi-solid process. Mater. Sci. Eng. A 532, 610-615.
- [11] Janudom, S., Rattanochaikul, T., Burapa, R., Wisutmethangoon, S., and Wannasin, J. 2010. Feasibility of semi-solid die casting of ADC12 aluminum alloy. Trans. Nonferrous Met. Soc. China 20, 1756-1762.

#### 4.5 เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [12] Canyook, R., Petsut, S., Wisutmethangoon, S., Flemings, M.C., and Wannasin, J. 2010. Evolution of microstructure in semi-solid slurries of rheocast aluminum alloy. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20, 1649-1655.
- [13] Chucheep, T., Wannasin, J., Canyook, R., Rattanochaikul, T., Janudom, S., Wisutmethangoon, S., and Flemings, M.C. Characterization of initial solid fraction, fluidity and microstructure of semi-solid slurries of commercial aluminum alloys. [In Submission Process].
- [14] Nicoletto, G., Konecna, R., and Fintova, S. 2012. Characterization of microshrinkage casting defect of Al-Si alloys by X-Ray computed tomography and metallography. *Int. J. of Failure*. 41, 39-46.
- [15] Flemings MC. 1974. *Solidification processing*, McGraw-Hill, New York, USA., 1-15, 219 – 224.
- [16] Brabazon, D., Browne, D.J., and Carr A.J. 2003. Experimental investigation of the transient and steady state rheological behavior of Al-Si alloys in the mushy state. *Mater. Sci. Eng. A* 356, 69-80.
- [17] Ramadon, M., Nomura, H., and Takita, M. 2004. Semi-solid processing of thin section gray cast iron in sand mold. *The 8<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites*. Limassol, Cyprus.
- [18] Murakami Y, Miwa K, Kito M, Honda T, Yorioka K, Kanetake N, and Tada S. 2012. Effect of solid particles on fluidity of semisolid aluminum alloy slurry. *Light Met.*, 297 – 301.
- [19] Di Sabatino, M. 2005. *Fluidity of aluminum foundry alloys (Thesis)*. Trondheim, Norway. 5, 43-54.
- [20] SFSA. 2001. *Feeding & risering guideline for steel castings*, Steel Founders' Society of America, USA, 1-44.
- [21] ASM Handbook: Casting, vol.15, 1992. ASM International, USA, 1246-1301.
- [22] Carlson, K.D., and Beckermann, C. 2009. Prediction of shrinkage pore volume fraction using a dimensionless Niyama criterion. *Metall. Mater. Trans.* 40A, 163-175.



#### 4.5 เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [23] Ammar, H.R., Moreau, C., Samuel A.M., Samuel, F.H., and Doty, H. 2008. Influences of alloying elements, solution treatment time and quenching media on quality indices of 413-type Al-Si casting alloys. *Mater. Sci. Eng. A*489, 426-438.

## บทที่ 5

### สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ

จากผลการทดลองงานการศึกษาความเป็นไปได้ในงานหล่อโลหะกึ่งของแข็ง อะลูมิเนียมผสม 356 ในแบบทราย การศึกษาคุณลักษณะของอนุภาคของแข็งช่วงเริ่มต้นที่ส่งผลต่อความสามารถในการไหลของอะลูมิเนียมผสมเกรด 383 356 และ 7075 รวมทั้งการศึกษาการหดตัวและสมบัติเชิงกลของงานหล่ออะลูมิเนียมผสม 356 สามารถสรุปผลและข้อเสนอแนะได้ ดังนี้

#### 5.1 สรุปผล

จากผลการศึกษาการหล่ออะลูมิเนียมผสมกึ่งของแข็งจากเทคนิคปล่อยฟองแก๊ส โดยใช้แรงโน้มถ่วงในการไหลป้อนสำหรับแบบหล่อทราย สามารถสรุปได้ ดังนี้

- (1) ชิ้นงานหล่อมีสัดส่วนผลได้ของผลผลิต เพิ่มขึ้นจากการออกแบบงานหล่อที่ลดขนาดรูล้น หรือไม่ใช้รูล้น
- (2) โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อไม่มีการแยกตัวระหว่างเฟสของแข็งปฐมภูมิที่เกิดขึ้นในระหว่างการเตรียมสเตอร์รี่ และเฟสโลหะเหลวระหว่างการไหลเติมโพรงช่องว่างภายในแบบหล่อ ซึ่งส่งผลให้สมบัติทางกลของชิ้นงานที่ตำแหน่งต่างๆ มีความสม่ำเสมอ
- (3) ปริมาณโพรงในชิ้นงานหล่อลดลง ส่งผลให้ลดปริมาณโลหะหล่อซึ่งสำรองไว้สำหรับป้อนชดเชยการหดตัวในระหว่างการแข็งตัวให้น้อยลง
- (4) สเตอรรี่ที่มีสัดส่วนของแข็งต่ำ และมีขนาดอนุภาคของแข็งที่ เล็กมีความสามารถในการไหลที่ดี เหมาะสมกับการหล่อโดยใช้แรงโน้มถ่วง
- (5) การหาปริมาณสัดส่วนของแข็งที่เหมาะสมสำหรับการหล่อโลหะกึ่งของแข็งในแบบหล่อทราย โดยใช้แรงโน้มถ่วง ขึ้นอยู่กับลักษณะชิ้นงาน คือ ขนาด รูปทรง และ ระยะป้อนของชิ้นงานหล่อ

## 5.2 ข้อเสนอแนะ

(1) การศึกษาเพิ่มเติมสำหรับ การดึงความร้อนออกจากอะลูมิเนียมผสมเกรดต่างๆ ที่เท่ากันในกระบวนการปล่อยฟองแก๊ส แต่สัดส่วนของแข็งเริ่มของโลหะผสมต่างๆ ก็ไม่เท่ากัน ที่ยังไม่สามารถอธิบายสาเหตุที่ชัดเจนในตอนี้

(2) การศึกษาเพิ่มเติมปริมาณของออกไซด์ที่ปะปนเข้าสู่ชิ้นงาน และวิธีการลด เพื่อให้สามารถใช้ออกแบบทางเข้าแบบอย่างง่ายในงานหล่อสเตอร์รี่

(3) ศึกษาเพิ่มเติมระยะทางการป้อนจากรู้นของสเตอร์รี่ที่ก่อให้เกิดโพรงหดตัวในชิ้นงาน

## 1.6 เอกสารอ้างอิง

- [1] Kirkwood, D. H., Suery, M., Kapranos, P., Atkinson H. V. and Young, K. P. 2009. Semi-solid processing of alloys. Springer Series in Materials Science 124, London, UK, 48-56.
- [2] Flemings, M. C. 1991. Behavior of metal alloys in the semisolid state. Metall. Trans. 22B, 269-293.
- [3] Jorstad, J. L. and Rasmussen, W. M. 1993. Aluminum casting technology 2<sup>nd</sup> Ed., American Foundrymen's Society Inc, Illinois, USA, 1, 185-202, 271- 305.
- [4] Campbell, J. 2003. Castings 2<sup>nd</sup> ed., Butterworth-Heinemann Ltd., Oxford, 74-98.
- [5] Taylor, H. F., Flemings M. C. and Wulff J. 1959. Foundry Engineering. John Wiley & Sons Inc., New York, USA, 132-199.
- [6] Lang, G. 1972. Giesseigenschaften and Oberflächenspannung von aluminium und aluminiumlegierungen. Aluminium 48 (10), 664-672.
- [7] Flemings, M. C. 1974. Solidification processing, McGraw-Hill, Inc., USA, 219-224.
- [8] ASM Metals Handbook: Casting, vol. 15. 1998. ASM International, USA, 1246-1361.
- [9] Di Sabatino, M., 2005. Fluidity of aluminium foundry alloys (Thesis). Trondheim, Norway, 5, 43-54.
- [10] Bäckerud, L., Arnberg, L., and Chai G. 1996. Solidification characteristics of aluminium alloys: Dendrite coherency, Skanaluminium, Des Plaines, IL, USA.
- [11] Flemings, M. C., Niyama, E., and Taylor, H. F. 1961. Fluidity of aluminum alloys – An quantitative evaluation. AFS Trans. 625 – 635.
- [12] SFSA. 2001. Feeding & risering guideline for steel castings, Steel Founders' Society of America, USA, 1-44.
- [13] Campbell, J. 2004. Castings practice – The 10 rules of casting. Elsevier Butterworth-Heinemann Ltd., Oxford, UK, 120-156.
- [14] Caceres, C. H. and Selling, B.I. 1996. Casting defects and the tensile properties of an Al-Si-Mg alloy. Mater. Sci. Eng. A220, 109 – 116.
- [15] Flemings, M. C., and Martinez, R.A. 2006 Principles of microstructural formation in semi-solid metal processing. Solid State Phenom. 116-117, 1-8.

## 1.6 เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [16] Yurko J. A., Martinez R. A. and Flemings M. C. 2004. SSR<sup>TM</sup> : The Spheroidal growth route to semi-solid forming. The 8<sup>th</sup> International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites. Limassol, Cyprus.
- [17] Mirzadeh H. and Niroumand B. 2009. Fluidity of Al-Si semi-solid slurries during rheocasting by novel process. *J. Mater. Proc. Technol.* 209, 4977-4982.
- [18] 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.
- [19] Masahito, G., Tatsuhiko, K., and Manabu, K. 2006. Integrated development of controlled semi-solid casting technology for super-cooled ductile iron. *Solid State Phenom.* 116-117, 9-15.
- [20] Dey, A. K., Poddar, P., Singh, K. K., and Sahoo, K. L. 2006. Mechanical and wear properties of rheocast and conventional die cast of A356 Alloy. *Mate. Sci. Eng. A435-436*, 521-529.
- [21] Sumartha, Y., De Figueredo, A. M., and Flemings, M. C. 1998. Flow behavior of semi-solid aluminum alloys A356 and A357. *Proceeding 5<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid processing of alloys and composites.* Golden Colorado, 57-67.
- [22] Wannasin, J., Martinez, R. A., and Flemings, M. C. 2006. Hot tearing susceptibility and fluidity of Semi-Solid Gravity Cast Al-Cu Alloy. *Solid State Phenom.*, 116-117, 76-79.
- [23] Brabazon, D., Browne, D. J., and Carr, A. J. 2003. Experimental investigation of the transient and steady state rheological behavior of Al-Si alloys in the mushy state. *Mater. Sci. Eng. A356*, 69 – 80.
- [24] Murakami Y, Miwa K, Kito M, Honda T, Yorioka K, Kanetake N, and Tada S. 2012. Effect of solid particles on fluidity of semisolid aluminum alloy slurry. *Light Met.*, 297 – 301.
- [25] Ramadon, M., Nomura, H., and Takita, M. 2004. Semi-solid processing of thin section gray cast iron in sand mold. The 8<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites. Limassol, Cyprus.
- [26] JIS H 5202–1999. 1999. Aluminium alloy castings. Japanese Standards Association, Tokyo, Japan, 1397-1413.

## 1.6 เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [27] ASTM B26/B26M-03. 2003. Standard specification of aluminum-alloy sand castings. ASTM International, Pennsylvania, USA, 1-14.
- [28] ASTM B917/B917M-01. 2001. Standard practice for heat treatment of aluminum-alloy casting from all processes. ASTM International, Pennsylvania, USA, 1-11.
- [29] ASTM B557M-02a. 2003. Standard test methods of tension testing wrought and cast aluminum-and magnesium-alloy product [Metric]. Pennsylvania: ASTM International, 1-15.
- [30] ASTM E8M-04. 2004. Standard test methods for tension testing of Metallic Materials [Metric]. ASTM International, Pennsylvania, USA, 1-24.

## 2.5 เอกสารอ้างอิง

- [1] Hong-Min, G., Xiang-Jie, Y., and Jia-Xuan, W. 2009. Pressurized solidification of semi-solid aluminium die casting alloy A356. *J. Alloy. Compd.* 485, 812-816.
- [2] Flemings, M.C. 1991. Behavior of metal alloys in the semisolid state. *Metall. Trans.* 22B, 269-293.
- [3] Masahito, G., Tatsuhiko, K., and Manabu, K. 2006. Integrated development of controlled semi-solid casting technology for super-cooled ductile iron. *Solid State Phenom.* 116-117, 9-15.
- [4] Yurko, J.A., Martinez, R.A., and Flemings, M.C. 2004. SSR<sup>TM</sup>: The Spheroidal growth route to semi-solid forming. The 8<sup>th</sup> International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites. Limassol, Cyprus.
- [5] Mirzadeh, H., and Niroumand, B. 2009. Fluidity of Al-Si semi-solid slurries during rheocasting by novel process. *J. Mater. Proc. Technol.* 209, 4977-4982.
- [6] Mirzadeh H., and Niroumand B. 2006. Semi-Solid casting of Al-7wt%Si alloy in expendable molds. *Solid State Phenom.* 116-117, 495-500.
- [7] Emami, A.R., Begum, S., Chen, D.L., Skrzek, T., Niu, X.P., Zhang, Y., and Gabbianelli, F. 2009. Cyclic deformation behavior of a cast aluminum alloy. *Mater. Sci. Eng.* 516A, 31-40.
- [8] Jorstad, J.L., and Rasmussen, W.M. 1993. Aluminum casting technology<sup>2nd</sup> edition. Illinois: American Foundrymen's Society Inc, 271-300.
- [9] Taylor, H.F., Flemings, M.C., and Wulff, J. 1959. *Foundry Engineering*. New York: John Wiley & Sons Inc, 132-199.
- [10] Wannasin, J., Schwam, D., Yurko, J.A., Rohloff, C., and Woycik, G. 2006. Hot tearing susceptibility and fluidity of semi-solid gravity cast Al-Cu alloy. *Solid State Phenom.* 116-117, 76-79.
- [11] 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.

## 2.5 เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [12] JIS H 5202–1999. 1999. Aluminium alloy castings. Japanese Standards Association, Tokyo, Japan, 1397-1413.
- [13] Sylvia, J.G. 1972. Cast metals technology. Addison-Wesley Publishing Company, Massachusetts, USA. 175-186.
- [14] Ramadon, M., Nomura, H., and Takita, M. 2004. Semi-solid processing of thin section gray cast iron in sand mold. The 8<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites. Limassol, Cyprus.
- [15] Martinez, R.A. 2004. Formation and processing of rheocasting micro. Ph.D. Thesis, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, USA.
- [16] ASTM B917/B917M–01. 2001. Standard practice for heat treatment of aluminum-alloy casting from all processes. ASTM International, Pennsylvania, USA, 1-11.
- [17] ASTM B557M–02a. 2002. Standard test methods of tension testing wrought and cast aluminum-and magnesium-alloy product [Metric]. ASTM International, Pennsylvania, USA, 1-15.
- [18] Kirkwood, D.H., Suery, M., Plato, K., Atkinson, H.V., and Young, K.P. 2009. Semi-solid processing of alloys. London: Springer Series in Materials Science 124, UK, 48-56.
- [19] Shabestari, S.G., and Shahri, F. 2004. Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy. J. Mater. Sci. 39, 2023-2032.



### 3.5 เอกสารอ้างอิง

- [1] Kirkwood, D.H., Suery, M., Kapranos, P., Atkinson, H.V., and Young, K.P. 2009. Semi-solid processing of alloys, Springer Series in Materials Science, Springer-Verlag, New York, 17,141-149.
- [2] Wannasin, J., Janudom, S., Rattanochaikul, T., Canyook, R., Burapa, R., Chucheep, T., and Thanabumrungskul, S. 2010. Research and development of gas induced semi-solid process for industrial applications. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20, s1010-s1015.
- [3] Canyook, R., Petsut, S., Wisutmethangoon, S., Flemings, M.C., and Wannasin, J. 2010. Evolution of microstructure in semi-solid slurries of rheocast aluminum alloy. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20, 1649-1655.
- [4] Wannasin, J., Canyook, R., Burapa, R., Sikong, L., and Flemings, M.C. 2008. Evaluation of solid fraction in a rheocast aluminum die casting alloy by a rapid quenching method. *Scripta Mater.* 59, 1091-1094.
- [5] Canyook, R., Wannasin, J., Wisuthmethangoon, S., and Flemings, M.C. 2012. Characterization of the microstructure evolution of a semi-solid metal slurry during the early stages. *Acta Mater.* 60, 3501-3510.
- [6] Chucheep, T., Canyook, R., Rattanochaikul, T., Janudom, S., Wisutmethangoon, S., and Wannasin, J. 2011. A fluidity study of semi-solid rheo-slurry of AC4C aluminum alloy in gravity sand casting. *Adv. Mater. Res.* 337, 439-442.
- [7] Di Sabatino, M., Syverten, F., Arnberg, L., and Nordmark, A. 2005. An improved method for fluidity measurement by gravity casting of spirals in sand mold. *J. Cast Met. Res.* 18, 59-62.
- [8] 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.
- [9] Flemings, M.C., 1974. *Solidification processing*. McGraw-Hill, New York, USA. 214-224.
- [10] Martinez, R.A., and Flemings, M.C. 2005. Evolution of particle morphology in semisolid processing. *Metall. Mater. Trans. A* 36, 2205-2210.
- [11] Guo, Z., Suanders, N., Miodownik, A.P., and Schille, J-Ph. 2005. Modeling of materials properties and behavior critical to casting simulation. *Mater. Sci. Eng.* A413, 465-469.

### 3.5 เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [12] Gibbs, J.W., Mendez, and P.F. 2008. Solid fraction measurement using equation-based cooling curve analysis. *Scripta Mater.* 58, 699-702.
- [13] Chen, D., Zhang, H., Jiang, H., and Cui, J. 2011. Experimental investigation of microsegregation in low frequency electromagnetic casting 7075 aluminum alloy. *Mat.-Wiss. U. Werkstofftech* 42, 500-505.
- [14] Djurdjevic, M.B., Francis, R, Sokolowski, J.H., Emaid D, Sahoo, M. 2004. *Mater. Sci. Eng. A386*, 277-293.
- [15] Mills, K.C. 2002. Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys. Woodhead-publishing Ltd., Cambridge, England.
- [16] www.matweb.com; 383-<http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=2d5590682b514946b8f77c47f2908356&ckck=1>; 356-<http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=595aeac7a5af4446bf4d912226644759>; 7075-<http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=da98aea5e9de44138a7d28782f60a836>
- [17] Flemings, M.C., Niyama, E., and Taylor, H.F. 1961. Fluidity of aluminum alloys – An experimental quantitative evaluation, *AFS Trans.* 69, 625-635.
- [18] Bäckerud, L., Arnberg, L., and Chai, G., 1996. Solidification characteristics of aluminium alloys: Dendrite coherency, *Skandaluminium, Des Plaines, IL, USA*, 220-240.
- [19] Di Sabatino, M. 2005. Fluidity of aluminum foundry alloys (Thesis), Norwegian University of Science and Technology, Thronheim, Norway, 6-14.
- [20] Hirai, M., Takebayashi, K., Yoshikawa, Y., and Yamagushi, R. 1993. Apparent viscosity of Al-10mass%Cu semi-solid alloys. *ISIJ Int.* 33, 405-412.
- [21] Koren, Z., Ronsenson, H., Gutman, E.M., Unigovski, YaB, and Eliezer, A. 2002. Development of semisolid casting for AZ91 and AM50 magnesium alloys. *J. Light Met.* 2, 81-87.
- [22] Murakami, Y., Miwa, K., Kito, M., Honda, T., Yoriok, K., Kanetake, N., and Tada, S. 2012. Effect of solid particles on fluidity of semisolid aluminum alloy slurry. *Light Met.* 297-312.

#### 4.5 เอกสารอ้างอิง

- [1] Campbell, J. 2003. Casting 2<sup>nd</sup> ed. Elsevier Butterworth-Heinemann Ltd., Oxford, 205-231.
- [2] Campbell, J. 2004. Castings practice-The 10 rules of castings. Elsevier Butterworth-Heinemann Ltd., Oxford, 120-156.
- [3] Taylor, H.F., Flemings, M.C., and Wulff, J. 1959. Foundry engineering. New York: John Wiley & Sons Inc., 132-199.
- [4] Piwonka, T.S., and Flemings, M.C. 1966. Pore formation in solidification. Trans. Met. Soc. AIME 236, 1157-1165.
- [5] Caceres, C.H. and Selling, B.I. 1996. Casting defects and the tensile properties of an Al-Si-Mg alloy. Mater. Sci. Eng. A220, 109-116.
- [6] Masahito, G., Tatsuhiko, K., and Manabu, K. 2006. Integrated development of controlled semi-solid casting technology for super-cooled ductile iron. Solid State Phenom. 116-117, 9-15.
- [7] Wannasin, J., Canyook, R., Burapa, R., Sikong, L., and Flemings, M.C. 2008. Evaluation of solid fraction in a rheocast aluminum die casting alloy by a rapid quenching method. Scripta Mater. 59, 1091-1094
- [8] 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.
- [9] Canyook, R., Wannasin, J., Wisuthmethangoon, S., and Flemings, M.C. 2012. Characterization of the microstructure evolution of a semi-solid metal slurry during the early stages. Acta Mater. 60, 3501-3510.
- [10] Wisutmethangoon, S., Thongan, S., Mahathaninwong, N., Plookphol, T., and Wannasin, J. 2012. Precipitation hardening of A356 Al alloy produced by gas induced semi-solid process. Mater. Sci. Eng. A 532, 610-615.
- [11] Janudom, S., Rattanochaikul, T., Burapa, R., Wisutmethangoon, S., and Wannasin, J. 2010. Feasibility of semi-solid die casting of ADC12 aluminum alloy. Trans. Nonferrous Met. Soc. China 20, 1756-1762.

#### 4.5 เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

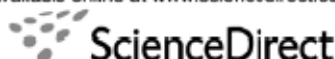
- [12] Canyook, R., Petsut, S., Wisutmethangoon, S., Flemings, M.C., and Wannasin, J. 2010. Evolution of microstructure in semi-solid slurries of rheocast aluminum alloy. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20, 1649-1655.
- [13] Chucheep, T., Wannasin, J., Canyook, R., Rattanochaikul, T., Janudom, S., Wisutmethangoon, S., and Flemings, M.C. Characterization of initial solid fraction, fluidity and microstructure of semi-solid slurries of commercial aluminum alloys. [In Submission Process].
- [14] Nicoletto, G., Konecna, R., and Fintova, S. 2012. Characterization of microshrinkage casting defect of Al-Si alloys by X-Ray computed tomography and metallography. *Int. J. of Failure*. 41, 39-46.
- [15] Flemings MC. 1974. *Solidification processing*, McGraw-Hill, New York, USA., 1-15, 219 – 224.
- [16] Brabazon, D., Browne, D.J., and Carr A.J. 2003. Experimental investigation of the transient and steady state rheological behavior of Al-Si alloys in the mushy state. *Mater. Sci. Eng. A* 356, 69-80.
- [17] Ramadon, M., Nomura, H., and Takita, M. 2004. Semi-solid processing of thin section gray cast iron in sand mold. *The 8<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites*. Limassol, Cyprus.
- [18] Murakami Y, Miwa K, Kito M, Honda T, Yorioka K, Kanetake N, and Tada S. 2012. Effect of solid particles on fluidity of semisolid aluminum alloy slurry. *Light Met.*, 297 – 301.
- [19] Di Sabatino, M. 2005. *Fluidity of aluminumium foundry alloys (Thesis)*. Trondheim, Norway. 5, 43-54.
- [20] SFSA. 2001. *Feeding & risering guideline for steel castings*, Steel Founders' Society of America, USA, 1-44.
- [21] ASM Handbook: Casting, vol.15, 1992. ASM International, USA, 1246-1301.
- [22] Carlson, K.D., and Beckermann, C. 2009. Prediction of shrinkage pore volume fraction using a dimensionless Niyama criterion. *Metall. Mater. Trans.* 40A, 163-175.

#### 4.5 เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [23] Ammar, H.R., Moreau, C., Samuel A.M., Samuel, F.H., and Doty, H. 2008. Influences of alloying elements, solution treatment time and quenching media on quality indices of 413-type Al-Si casting alloys. Mater. Sci. Eng. A489, 426-438.

**Article 1**

**Semi-Solid Gravity Sand Casting using the Gas Induced Semi-Solid Process**  
T. CHUCHEEP, R. BURAPA, S. JANUDOM, S. WISUTMETHANGOON, J. WANNASIN

Available online at [www.sciencedirect.com](http://www.sciencedirect.com)

Trans. Nonferrous Met. Soc. China 20(2010) s981–s987

---

 Transactions of  
 Nonferrous Metals  
 Society of China
 

---

[www.tnmsc.cn](http://www.tnmsc.cn)

## Semi-solid gravity sand casting using gas induced semi-solid process

T. CHUCHEEP<sup>1</sup>, K. BURAPA<sup>2</sup>, S. JANUDOM<sup>1</sup>, S. WISUTMETHANGOON<sup>2</sup>, J. WANNASIN<sup>1</sup>

1. Department of Mining and Materials Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Songkhla, 90112, Thailand;
2. Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Songkhla, 90112, Thailand;
3. Department of Industrial Engineering, Faculty of Engineering, Rajamangala University of Technology Srivijaya, Songkhla, 90000, Thailand

Received 13 May 2010; accepted 15 July 2010

**Abstract:** The semi-solid metal forming using high pressures has been applied for several years. In contrast, low pressure casting, such as gravity sand casting, has not been widely studied even though it may help reduce porosity defects and offer a better casting yield. A semi-solid gravity sand casting process using the Gas Induced Semi-Solid process was investigated. The results show that the process can produce complete parts with no observable defects. The ultimate tensile strength and elongation data of semi-solid cast samples are higher than those of the liquid cast samples. In addition, the semi-solid sand casting process gives a better casting yield. It can be concluded that the semi-solid sand casting of an aluminum alloy using the GISS process is a feasible process.

**Key words:** gravity sand casting; semi-solid sand cast; Al7Si0.3MgFe; gas induced semi-solid

### 1 Introduction

The semi-solid metal forming is mostly applied with high pressures[1]. This process has a number of attractive properties, such as laminar filling of die cavities, reduced porosity and improved mechanical properties[1–3, 4]. In contrast, the gravity sand casting has not been commonly used because the lower fluidity of the slurry has generally made their gravity impossible[5] even though it has several advantages in small lots, complex parts or big parts[3, 5–6].

The major disadvantages of gravity sand casting are low casting yield and high possibility of defects, such as shrinkage and gas porosity[3, 7].

In addition, the proper gating and riser design must be carefully considered in the conventional sand casting[8–9]. Therefore, the semi-solid casting has been considered in this conventional sand casting. Presently, only a small number of semi-solid gravity casting studies have been carried out.

MASAHITO et al[3] developed transition controlled semi solid molding (TCSSM) for ductile iron in lost foam sand mold casting. In the process, the vacuum system increases the fluidity of casting. The results show

that sand casting of pipe fits with no core and no riser, and turbo housing with no shrinkage and no riser, and about 25% higher casting yield than the conventional process.

WANNASIN et al[10] reported that semi-solid sand casting of Al-Cu B204 reduced hot tearing and had sufficient fluidity to fill the molds even with a low gravity pressure.

According to the literatures, it can be concluded that the semi-solid gravity sand casting is possible to be performed and can give several benefits.

Currently, no research focusing on the semi-solid gravity sand casting with Al7Si0.3MgFe has been reported even though this alloy has excellent fluidity, resistance to hot cracking, low solidification shrinkage, and good machinability after T6[8]. Therefore, this work aims to study the feasibility of the semi-solid gravity with Al7Si0.3MgFe casting in sand mold by the gas induced semi-solid (GISS) process[11].

### 2 Experimental

#### 2.1 Materials

The secondary Al7Si0.3MgFe ingots (commercial grade “AC4C”) were bought from a local producer in

# Semi-Solid Gravity Sand Casting using the Gas Induced Semi-Solid Process

T. CHUCHEEP<sup>1</sup>, R. BURAPA<sup>3</sup>, S. JANUDOM<sup>1</sup>, S. WISUTMETHANGOON<sup>2</sup>,  
J. WANNASIN<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Department of Mining and Materials Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Songkhla, 90112, Thailand

<sup>2</sup>Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Songkhla, 90112, Thailand

<sup>3</sup>Department of Industrial Engineering, Faculty of Engineering, Rajamangala University of Technology Srivijaya, Songkhla, 90000, Thailand

Received 13 May 2010; accepted 15 July 2010

**Abstract:** The semi-solid metal forming using high pressures has been applied for several years. In contrast, low pressure casting such as gravity sand casting has not been widely studied even though it may help reduce porosity defects and offer a better casting yield. A semi-solid gravity sand casting process using the Gas Induced Semi-Solid process was investigated. The results show that the process can produce complete parts with no observable defects. The ultimate tensile strength and elongation data of semi-solid cast samples are higher than those of the liquid cast samples. In addition, the semi-solid sand casting process gives a better casting yield. It can be concluded that semi-solid sand casting of an aluminum alloy using the GISS process is a feasible process.

**Keywords:** Gravity Sand Casting; Semi-solid Sand Cast; Al7Si0.3MgFe; Gas Induced Semi-Solid

## 1 Introduction

The semi-solid metal forming are mostly applied with high pressures[1]. This process has a number of attractive properties such as laminar filling of die cavities, reduced porosity, and improved mechanical properties[1-3, 4]. In contrast, gravity sand casting has not been commonly used because the lower fluidity of the slurry has generally made their gravity impossible[5] even though it has several advantages in small lots, complex parts or big parts[3, 5-6].

The major disadvantages of gravity sand casting are low casting yield and high possibility of defects such as shrinkage and gas porosity[3, 7].

In addition, the proper gating and riser design must be carefully considered in the conventional sand casting[8-9]. Therefore, semi-solid casting has been considered in this conventional sand casting. Presently, only a small number of semi-solid gravity casting studies have been carried out.

MASAHITO et al[3] developed Transition Controlled Semi-Solid Molding (TCSSM) for ductile iron in lost foam sand mold casting. In the process, the vacuum system increases the fluidity of casting. The results show that sound casting of pipe fits with no core and no riser, and turbo housing with no shrinkage and no riser, and about 25% higher casting yield than the conventional process.



WANNASIN et al[10] reported that semi-solid sand casting of Al-Cu B206 reduced hot tearing and had sufficient fluidity to fill the molds even with a low gravity pressure.

According to the literatures, it can be concluded that the semi-solid gravity sand casting is possible to be performed and can give several benefits.

Currently, no research focusing on the semi-solid gravity sand casting with Al7Si0.3MgFe has been reported even though this alloy has excellent fluidity, resistance to hot cracking, low solidification shrinkage, and good machinability after T6[8]. Therefore, this work aims to study the feasibility of the semi-solid gravity with Al7Si0.3MgFe casting in sand mold by the Gas Induced Semi-Solid (GISS) process [11].

## 2 Experimental

### 2.1 Materials

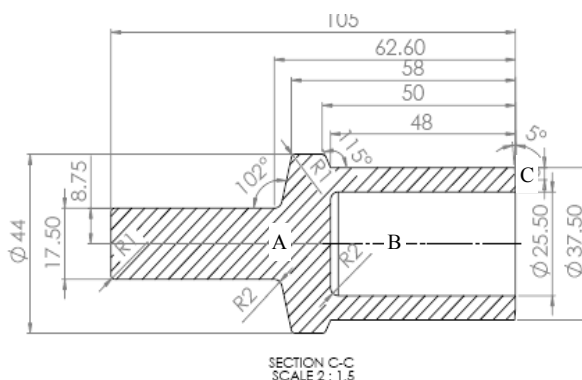
The secondary Al7Si0.3MgFe ingots (commercial grade “AC4C”) were bought from a local producer in Thailand. It was produced following the JIS H 5202-1999 standard[12]. The chemical composition of the alloy is shown in the Table 1.

**Table 1** Chemical composition of the alloy used in the experiment (mass fraction, %)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni
6.95	0.42	0.03	0.04	0.39	0.01	0.10	0.004	0.006

The trial casting part in this experiment is obtained from a small casting company as shown in Fig.1. The trial cast part consists of three sections: thick section (A), circular section (B) and tube section (C).

Two pieces of wood split pattern for sand mold and core box were machined following the drawing. The two pieces of the core box were made of wood with the diameter of 2.5 cm and the length of 90 cm.

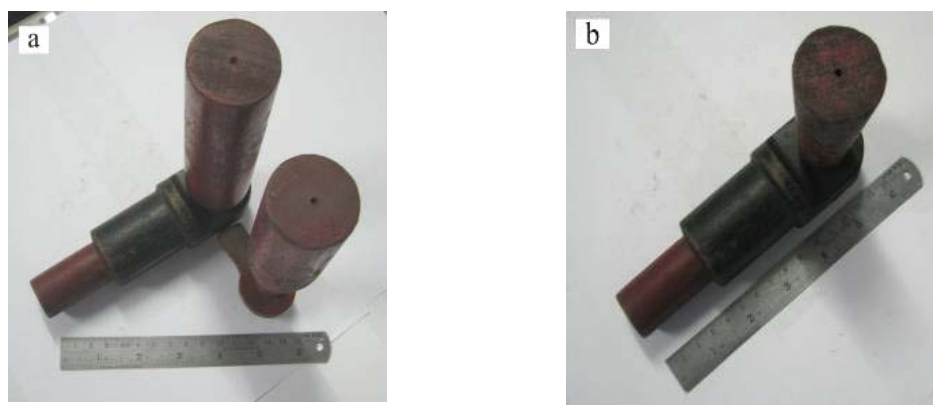


**Fig.1** Drawing of trial casting part

### 2.2 Sand Mold

Green sand molds were prepared by manual ramming. The sand for molding was recycled sand, added with bentonite 0.75%, and water 1.75%. The mixing was done

by a rotary sand mixer. The CO<sub>2</sub> sand cores were pure sand and rammed in a core box. The cope and drag were made of wood with the thickness of 1.5 cm and the outer dimensions of 30 cm×26 cm×7 cm. The conventional casting used unpressurized gating system with the side gate (1 cm×1.8 cm), a tapered sprue[9,13], and a top riser (40 mm diameter). The semi-solid casting used tapered sprue and top gate[14] (diameter 2.6 cm), and no riser as shown in Fig.2.



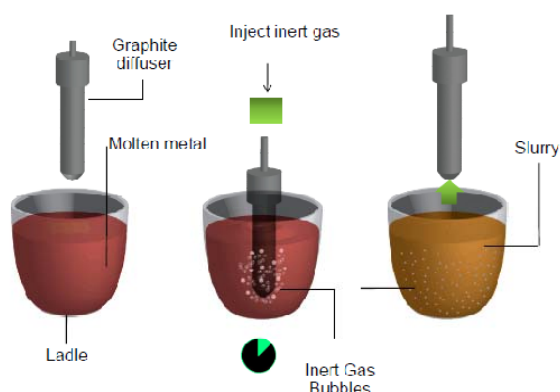
**Fig.2** Gating system of conventional casting (a) and semi-solid casting (b)

### 2.3 Semi-solid slurry preparation

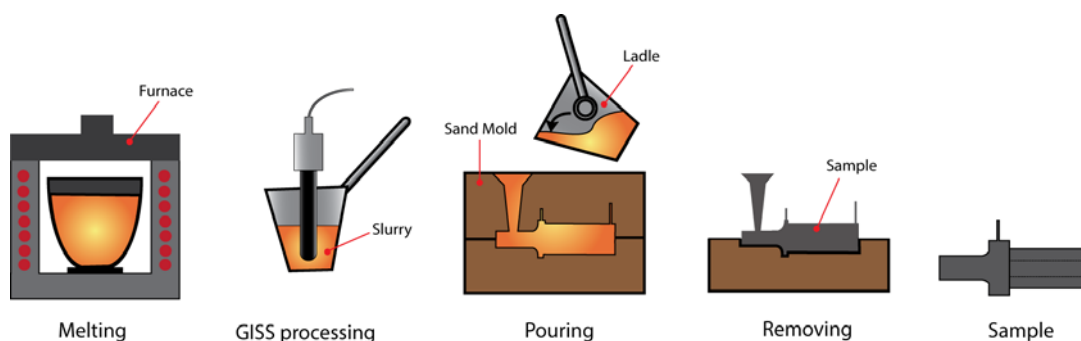
The alloy was melted at  $730 \pm 15$  °C, and treated with commercial cleaning flux and degassing flux.

The slurry was prepared by immersing a porous graphite in the molten aluminum above the liquidus temperature and introducing fine inert gas bubbles in the melt. The schematic of the GISS process is shown in Fig.3[11].

From preliminary studies, the solid fraction higher than 10% had a chance of unsuccessful filling of the mold cavity. In this experiment, the solid fractions were selected to be about 5% and 10%.



**Fig.3** Schematic of the Gas Induced Semi-Solid process



**Fig.4** Schematic of the GISS sand casting process

## 2.4 Casting

This study consists of four experiments. The first and second experiments are conventional sand casting pouring with a high temperature  $740\text{ }^{\circ}\text{C}$  (CVC1), and a low pouring temperature  $690\text{ }^{\circ}\text{C}$  (CVC2) as shown in Table 2. The third and fourth experiments are semi-solid sand casting at the solid fractions of about 5% (SSM1) and 10% (SSM2) as shown in Table 2. The schematic of the GISS sand casting is shown in Fig.4.

**Table 2** Condition of the experiments

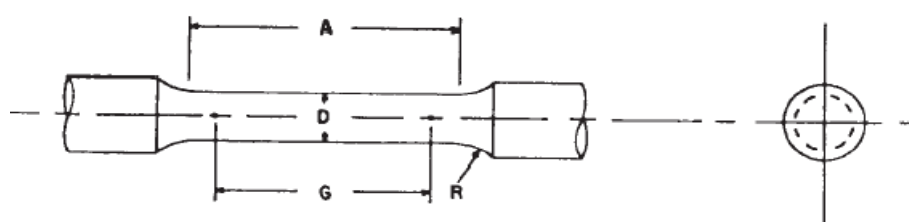
Experiment	Casting Conditions
Conventional casting (CVC1)	Pouring temperature $740\text{ }^{\circ}\text{C}$
Conventional casting (CVC2)	Pouring temperature $690\text{ }^{\circ}\text{C}$
Semi-solid casting (SSM1)	Solid fraction 5%
Semi-solid casting (SSM2)	Solid fraction 10%

## 2.5 Analysis

Both of the conventional and semi-solid sand casting samples were heat treated with the T6 condition (solution treat at  $540\text{ }^{\circ}\text{C}$  for 6 hours, quenching in the water, aging at  $180\text{ }^{\circ}\text{C}$  for 6 hours)[15].

The metallographic samples were obtained by sectioning the thick position of the trial part.

The tensile test specimens were selected from the thick section of the trial casting part and machined according to the ASTM B557M standard as shown in Fig.5[16]. The specimens with length of 36 mm, diameter of 6 mm, gage length of 30 mm, and fillet radius of 6 mm were used.



**Fig.5** Specimens for tensile testing[16]

### 3 Results and discussion

#### 3.1 The cast samples

The casting parts of conventional and semi-solid casting are shown in Fig 6. The conventional part consists of a side gate and a top riser at the thick section. In contrast, the semi-solid part has only a top gate.



**Fig.6** Casting parts prepared by conventional casting (a) and semi-solid casting (b)

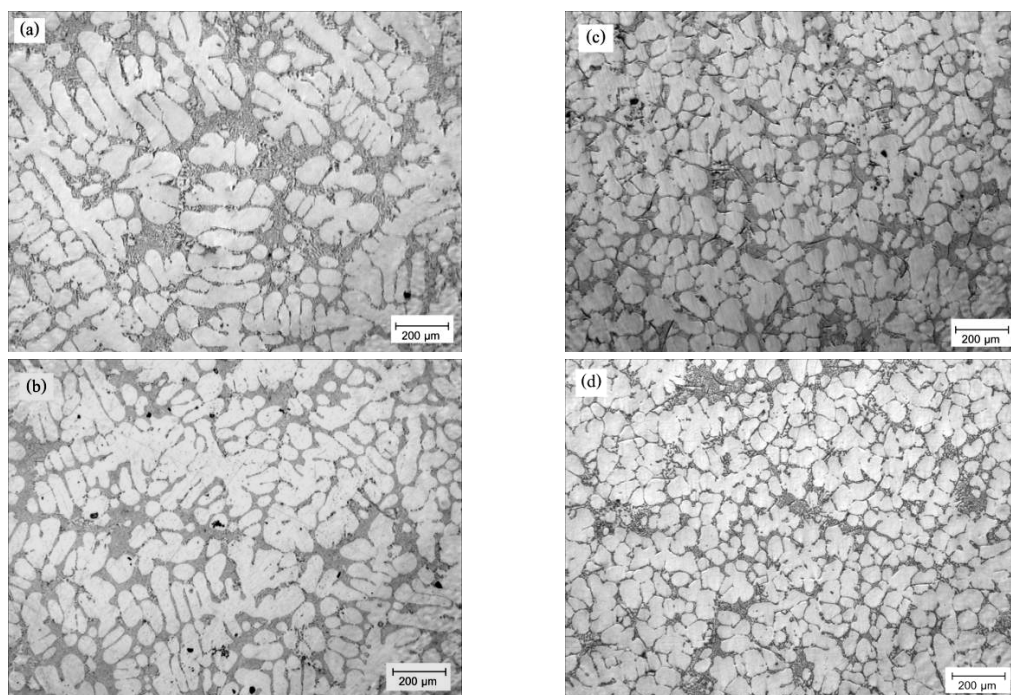
All the casting conditions can produce complete filling. The semi-solid parts achieved good feeding at low solid fractions, which agrees with the results by WANNASIN et al[10], which show feasible gravity casting and by YURKOO[4], which show that semi-solid slurry at low solid fractions can flow like a superheated melt. Also, KIRKWOOD et al[17] reported that the apparent viscosity for A356 at different shear rates at a low solid fraction ( $<0.1$ ) did not have very high viscosity [17].

#### 3.2 The Microstructure

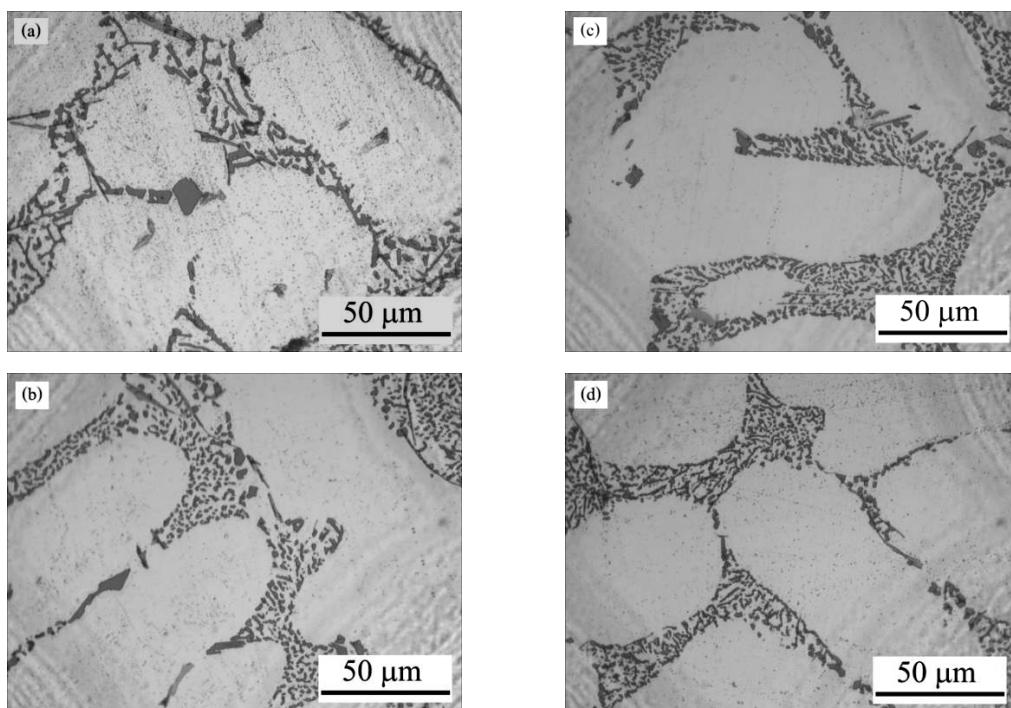
##### 3.2.1 As cast microstructure

The microstructures of the semi-solid castings at the solid fraction 5% and solid fraction 10% are quite similar. The microstructures of the conventional sand casting at the pouring temperatures of 740 °C and 690 °C are also similar.

The typical microstructures of conventional sand casting are shown in Fig.7 (a) and (b). A comparison shows that the microstructure of conventional casting has large dendritic structure. However, the semi-solid castings shown in Fig.7 (c) and (d) have finer non-dendritic structure.



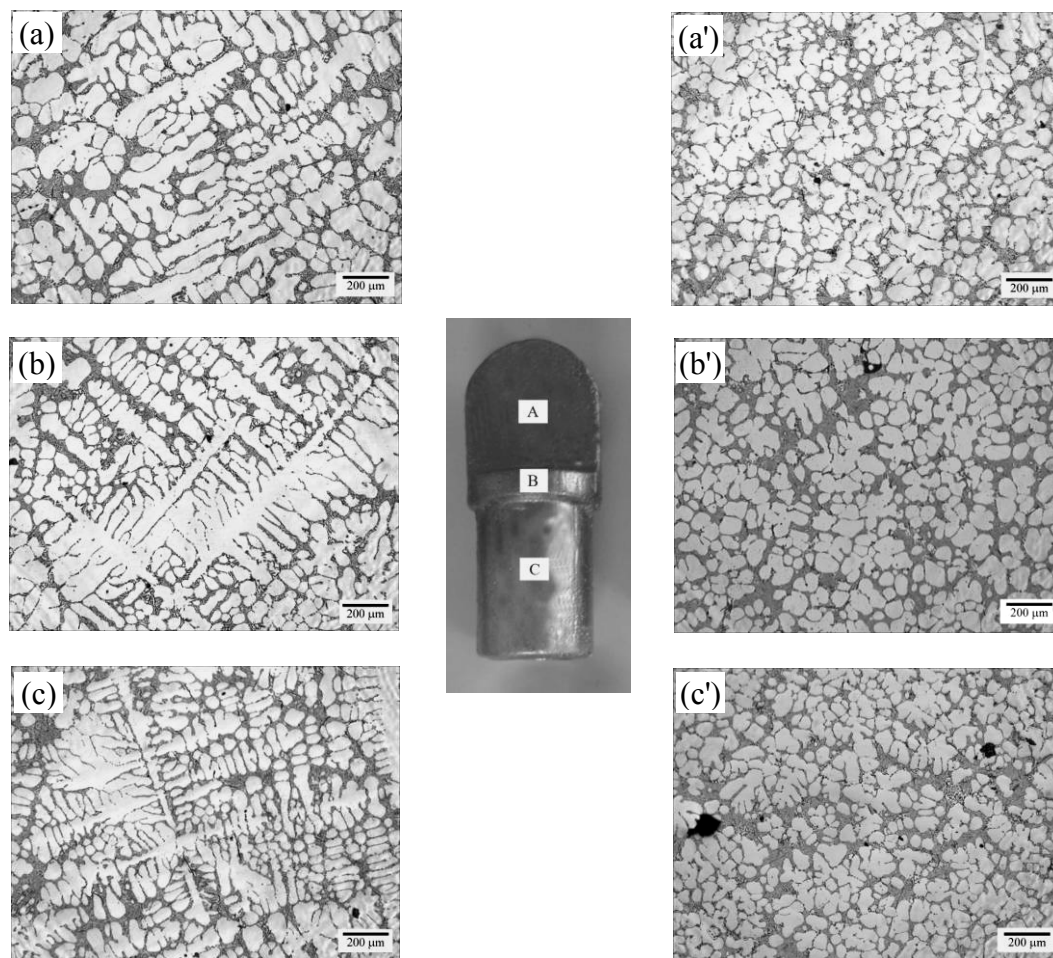
**Fig.7** Typical microstructures of samples by different castings: (a) CVC1, 740 °C; (b) CVC2, 690 °C; (c) SSM1, SF5%; (d) SSM2 SF, 10%



**Fig.8** Typical microstructures of samples by different castings: (a) CVC1, 740 °C; (b) CVC2, 690 °C; (c) SSM1, SF5%; (d) SSM2, SF 10%

The finer and non-dendritic microstructure of the semi-solid samples is achieved by the GISS process as reported elsewhere [11].

As shown in Fig.8, the microstructure of the conventional casting at a high temperature “CVC1” has coarser eutectic structure. This is because the high pouring temperature results in a low cooling rate. The results of the low pouring temperature and both of the low solid fractions show that the eutectic structures are finer.



**Fig.9** As-cast microstructures of different positions by different castings (a), (a') position A; (b), (b') position B; (c), (c') position C; (a), (b), (c) Conventional casting; (a'), (b'), (c') Semi-solid sand casting

### 3.2.2 Microstructure uniformity

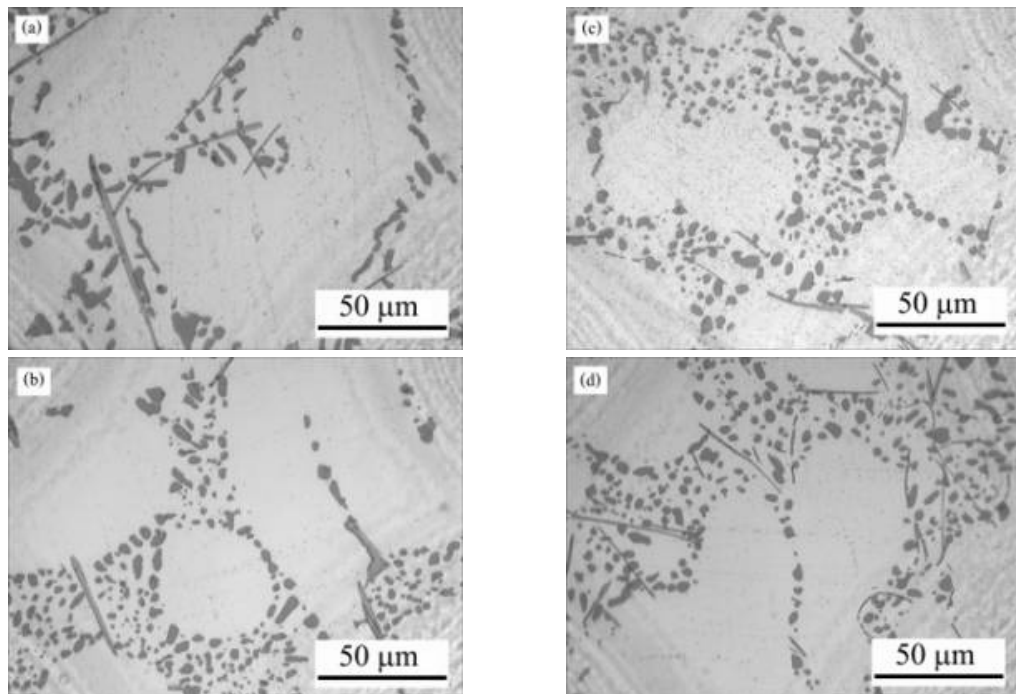
A microstructure uniformity analysis is conducted to confirm the feasibility of semi-solid sand casting. The specimens were cut from 3 positions of the sample parts as shown in Fig.9. The results show that for both cases of conventional and semi-solid castings, the microstructure is quite uniform. The only difference is the finer size of the semi-solid structure.

### 3.2.3 Microstructure after heat treatment

The microstructures after T6 heat treatment of both cases are given in Fig.10. The results show that the silicon particles are rounder in the semi-solid samples[18]. This is expected since the eutectic structure in the as cast condition is also finer for the lower casting temperatures.

### 3.3 Mechanical properties

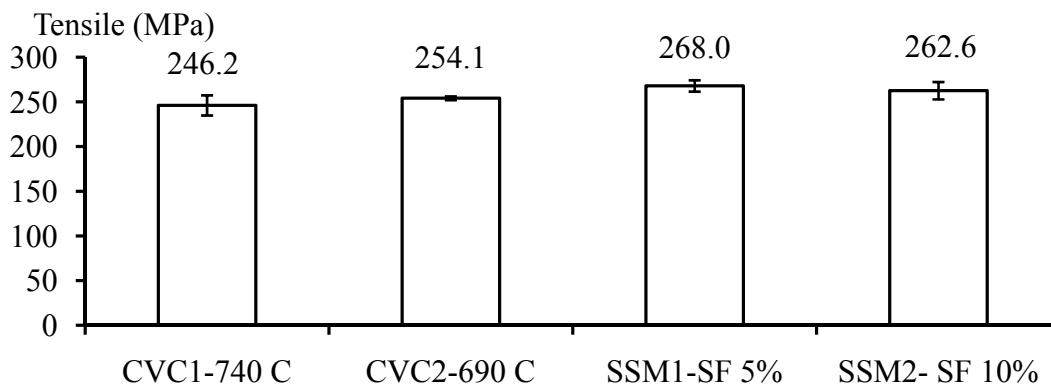
The ultimate tensile strength and standard error from 5-6 samples for the conventional castings CVC1 and CVC2 are  $(246.2 \pm 11.3)$  MPa, and  $(254.1 \pm 2.1)$  MPa, respectively. The values are slightly lower than the semi-solid samples SSM1  $((268.0 \pm 6.3)$  MPa), and SSM2  $((262.6 \pm 9.7)$  MPa). The results are shown in Fig.11.



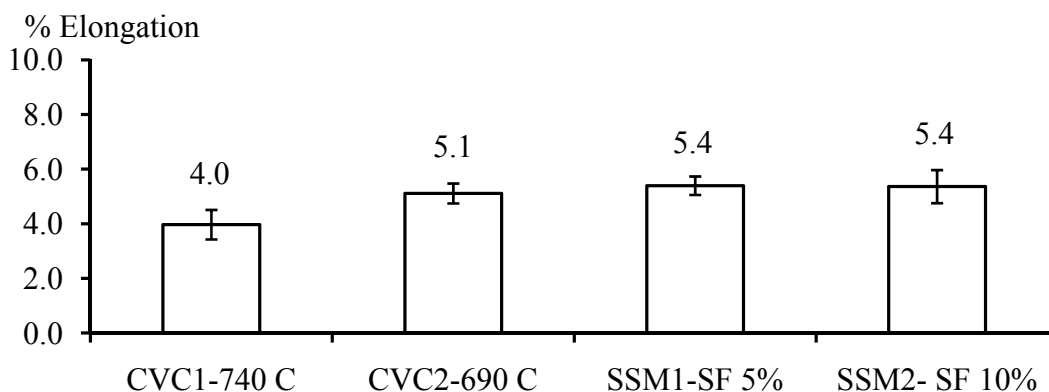
**Fig.10** Microstructures of samples after heat treatment: (a) CVC1, 740°C; (b) CVC2, 690°C; (c) SSM1, SF5%; (d) SSM2, SF 10%

The elongation results also show the same trend in Fig.12. The semi-solid samples have slightly higher values (SSM1  $(5.4 \pm 0.3)\%$ , and SSM2  $(5.4 \pm 0.6)\%$ ) compared with the conventional casting (CVC1  $(4.0 \pm 0.5)\%$ , and CVC2  $(5.1 \pm 0.4)\%$ ).

The finer primary phase and eutectic structure may be responsible for this slightly better properties [7].



**Fig.11** Tensile strength of conventional and semi-solid casting



**Fig.12** Elongation data of each process

A previous study by SHABESATARI et al[18] reported their results of A356-T6 sand cast at different thicknesses as summarized in the Table 3.

**Table 3** Mechanical properties of sand cast samples after T6 heat treatment[18]

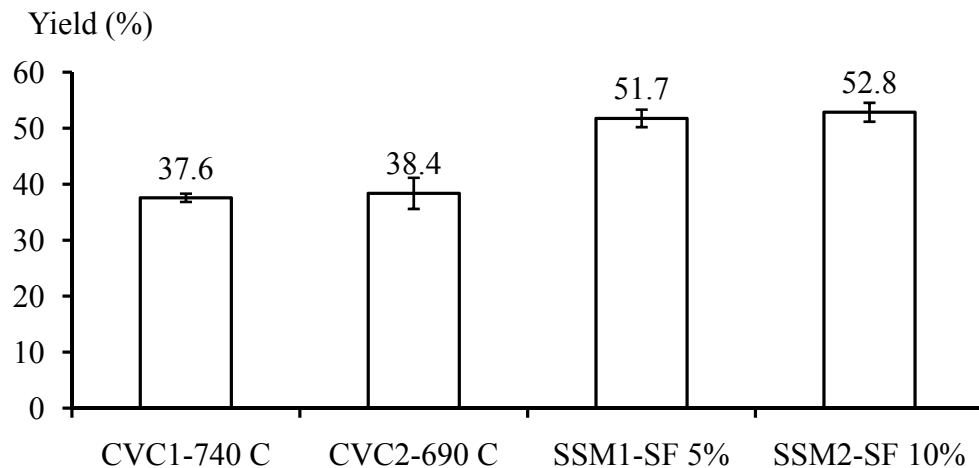
Thickness (mm)	Unmodified		Sr Modified		Sb Modified	
	UTS (MPa)	El. (%)	UTS (MPa)	El. (%)	UTS (MPa)	El. (%)
3	274 $\pm$ 4	2.3 $\pm$ 0.8	288 $\pm$ 4	4.8 $\pm$ 0.5	291 $\pm$ 7	4.1 $\pm$ 1.3
5	266 $\pm$ 3	2.2 $\pm$ 0.8	282 $\pm$ 6	4.4 $\pm$ 0.7	273 $\pm$ 7.5	4.0 $\pm$ 0.9
7	263 $\pm$ 11	1.9 $\pm$ 0.9	275 $\pm$ 5	4.3 $\pm$ 0.8	272 $\pm$ 4	3.6 $\pm$ 0.9
9	254 $\pm$ 9	1.8 $\pm$ 1.1	271 $\pm$ 7	4.3 $\pm$ 0.9	268 $\pm$ 3	3.2 $\pm$ 1.1

Compared with these results, it is noted that the average ultimate tensile strengths of the semi-solid casting (268 MPa and 262 MPa) are not different when compared with A356-T6 unmodified in Table 3. The elongation of the semi-solid casting with the solid fraction of 5% and 10% of about 5.4% is slightly higher than all the results in the Table 3[18]. The result shows that the semi-solid casting can give acceptable properties compared with other conventional sand casting processes.



### 3.4 Casting yield

The semi-solid casting yields of SSM1 ( $51.7 \pm 1.6\%$ ), and SSM2 ( $52.8 \pm 1.7\%$ ) are higher than conventional casting yields CVC1 ( $37.6 \pm 0.6\%$ ) and CVC2 ( $38.4 \pm 2.8\%$ ) as summarized in Fig.13.



**Fig.13** Casting yield of each process

The casting yield of the semi-solid casting is improved in this experiment even though the semi-solid casting needs to use a bigger gate. In this experiment the semi-solid casting can eliminate the use of a riser, so the casting yield is increased from about 40% to 50%. The semi-solid casting without a riser can also complete the feeding of the thick part because the lower casting temperature of the semi-solid casting can decrease shrinkage[3].

The higher casting yield not only reduces the energy cost[3] but also reduces the environmental impact from the low casting temperature.

### 4 Conclusions

- 1) Gas Induced Semi-Solid casting of  $Al7Si0.3MgFe$  at a low solid fraction can fill the casting in gravity sand casting.
- 2) The results of the ultimate tensile strength of semi-solid casting are similar to those of the conventional casting. However, the elongation data of the semi-solid sand castings are slightly higher than those of the conventional casting, especially when compared with the high-temperature casting.
- 3) The casting yield of the semi-solid process is higher than that of the conventional casting. This is due to the elimination of a big riser.

### Acknowledgements

The authors gratefully thank the funding from Prince of Songkla University for Ph.D. 50% Scholarship, the Royal Golden Jubilee Ph.D. program (Grant No.

PHD/0173/2550), Graduate School Scholarship, the Department of Mining and Materials Engineering, and Asst.Prof.Dr. Sakesun Suthummanon, Head of the Industrial Engineering Department for facility support.

We also thank the Innovative Metal Technology (IMT) team especially Miss R. Canyook, Mr. T. Rattanochaikul, Ms. N. Mahathaninwong, Mr. S. Chantaramanee and Mr. T. Junin for all the kind supports.

## References

- [1] GUO HONG-MIN, YANG XIANG-JIE, WANG JIA-XUAN. Pressurized solidification of semi-solid aluminium die casting alloy A356[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 485: 812-816.
- [2] FLEMINGS M C. Behavior of metal alloys in the semisolid state[J]. *Metallurgical Transactions B*, 1991, 22B: 269-293.
- [3] MASAHITO G, TATSUHIKO K, MANABU K. Integrated development of controlled semi-solid casting technology for super-cooled ductile iron[J]. *Solid State Phenomena*, 2006, 116-117: 9-15.
- [4] YURKO J A, MARTINEZ R A, FLEMINGS M C. SSR<sup>TM</sup> : The Spheroidal Growth Route to Semi-Solid Forming[C]//The 8<sup>th</sup> International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites. Limassol, Cyprus, 2004.
- [5] MIRZADEH H, NIROUMAND B. Fluidity of Al-Si semi-solid slurries during rheocasting by novel process[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209: 4977-4982.
- [6] MIRZADEH H, NIROUMAND B. Semi-Solid casting of Al-7wt%Si alloy in expendable Molds[J]. *Solid State Phenomena*, 2006, 116-117: 495-500.
- [7] EMAMI A R, BEGUM S, CHEN D L, SKSZEX T, NIU X P, ZHANG Y, GABBIANELLI F. Cyclic deformation behavior of a cast aluminum alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 516: 31-40.
- [8] JORSTAD J L, RASMUSSEN W M. Aluminum casting technology 2<sup>nd</sup> Edition[M]. Illinois: American Foundrymen's Society Inc, 1993: 271.
- [9] TAYLOR H F, FLEMINGS M C, WULFF J. Foundry Engineering[M]. New York: John Wiley & Sons Inc, 1959: 132-199.
- [10] WANNASIN J, SCHWAM D, YURKO J A, ROHLOFF C, WOYCIK G. Hot tearing susceptibility and fluidity of semi-solid gravity cast Al-Cu alloy[J]. *Solid State Phenomena*, 2006, 116-117: 76-79.
- [11] WANNASIN J, MARTINEZ R A, FLEMINGS M C. A Novel technique to produce metal slurries for semi-solid metal processing[J]. *Solid State Phenomena*, 2006, 116-117: 366-369.
- [12] JIS H 5202-1999. Aluminium alloy castings[M]. Tokyo: Japanese Standards Association, 1999: 397-1413.
- [13] SYLVIA J G. Cast metals technology[M]. Massachusetts: Addison-Wesley Publishing Company, 1972: 175-186.
- [14] MOHAMED R, HIROYUKI N, MITSU HARU T. Semi-solid processing of thin section gray cast iron in sand mold[C]//The 8<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites. Limassol, Cyprus, 2004.
- [15] ASTM B917/B917M-01. Standard practice for heat treatment of aluminum-alloy casting from all processes[M]. Pennsylvania: ASTM International, 2001: 1-11.
- [16] ASTM B557M-02a. Standard test methods of tension testing wrought and cast aluminum-and magnesium-alloy product[Metric] [M]. Pennsylvania: ASTM International, 2003: 1-15.
- [17] KIRKWOOD DAVID H, SUERY MICHEL, KAPRANOS PLATO, ATKINSON HELEN V, AND YOUNG, KENNETH P. Semi-solid processing of alloys[M]. London: Springer Series in Materials Science, 2009, 124: 48-56.
- [18] SHABESTARI S G, SHAHRI F. Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy[J]. *Journal of Materials Science*, 2004, 39: 2023-2032.

**Article 2**

**A Fluidity Study of Semi-Solid Rheo-Slurry of AC4C Aluminum Alloy in Gravity  
Sand Casting**

Thiensak Chuchep, Rungsinee Canyook, Tanate Rattanochaikul, Somjai Janudom, Sirikul  
Wisutmethangoon, Jessada Wanansin

## A Fluidity Study of Semi-Solid Rheo-Slurry of AC4C Aluminum Alloy in Gravity Sand Casting

Thiensak Chucheep<sup>1,a</sup>, Rungsinee Canyook<sup>1,b</sup>, Tanate Rattanochaikul<sup>2,c</sup>,  
 Somjai Janudom<sup>1,d</sup>, Sirikul Wisutmethangoon<sup>3,e</sup>, Jessada Wannasin<sup>1,f</sup>

<sup>1</sup>Department of Mining and Materials Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Thailand

<sup>2</sup>GISSCO Co., Ltd., Business Incubation Center, Prince of Songkla University, Hat Yai, Thailand

<sup>3</sup>Department of Mechanical Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Thailand

\*[thiensak.c@psu.ac.th](mailto:thiensak.c@psu.ac.th), [r.canyook@yahoo.com](mailto:r.canyook@yahoo.com), [tanate\\_arm@hotmail.com](mailto:tanate_arm@hotmail.com),

[r-somchai@hotmail.com](mailto:r-somchai@hotmail.com), [sirikul@me.psu.ac.th](mailto:sirikul@me.psu.ac.th), [jessada.w@psu.ac.th](mailto:jessada.w@psu.ac.th)

**Keywords:** Semi-solid fluidity; Rheocasting; Slurry casting; Sand casting; GISS process

**Abstract.** A new approach to evaluate fluidity of semi-solid rheo-slurries was developed. The equipment was designed in order to reduce pouring error by using bottom tapping and heated tapping ladle. Commercial AC4C aluminum alloy slurries were tested in spiral sand mold by gravity casting. The slurries were prepared by introducing fine gas bubbles into molten metal above the liquidus temperature at different rheocasting times. Average fluidity and microstructures of cast spirals were reported. Results show that the spiral microstructure is non-dendritic and the fluidity of AC4C alloy decreases with increasing solid fraction. In conclusion, the spiral casting method using bottom tapping can be used to evaluate the fluidity of rheocast slurries in gravity sand casting.

### Introduction

Semi-solid casting processes have been used to form commercial casting parts for many years [1]. Slurries with non-dendritic microstructure are cast between the liquidus and solidus temperature. Benefits of slurry casting are reducing energy consumption, less turbulent flow, less gas entrapment, and less shrinkage [1]. In recent years, there has been studies of slurry casting showing the feasibility of the process. Wannasin et al. [2] showed potential fluidity of B206 aluminum-copper alloy slurry in sand mold by gravity casting. In addition, Chucheep et al. [3] has shown the feasibility of gravity casting of AC4C aluminum alloy slurry in sand mold with higher casting yield.

However, it is generally known that high viscosity of slurries decreases the feedability in castings [1], especially in gravity casting which is an economic process for small batches [4]. In metal casting, fillability of casting alloys can be evaluated by fluidity test. The fluidity is defined as the ability of molten metal to flow before being stopped by solidification [5,6,7]. The data is used by foundrymen to design the gating system and casting geometry, particularly, for the thinner and lighter components in aerospace and automotive industries [7]. However, in gravity sand casting, quantitative fluidity studies of rheo-slurries have not been reported.

In literature, a few groups of researchers worked on low-pressure fluidity tests of slurries. For example, Mirzadeh and Niroumand [4] reported that the fluidity varies with the square of the liquid content ( $L_f \propto f_L^2$ ) in Al-7%Si by centrifugal casting. Sumartha [8] reported that the fluidity of rheocast A356 using vacuum fluidity method is reduced with the increasing solid content ( $L_f \propto f_L$ ). In addition, Wannasin et al. [2] found expected fluidity of B206 aluminum-copper alloy with gravity sand casting using manual pouring into a pouring basin. However, semi-solid slurries are difficult to control laminar feeding in a big basin as in conventional spiral fluidity casting. In addition, it is quite difficult to control the initial velocity of the slurries when using manual pouring into the basin. The improved method of fluidity casting by Sabatino et al. [7] can be adapted to study the fluidity of slurries. The method uses bottom tapping controlled by a pneumatic cylinder, and constant slurry velocity controlled by the pressure head of the tapping ladle. This work has developed the equipment to test the fluidity of rheo-slurries in gravity sand casting. The fluidity of AC4C commercial aluminum alloy using this method is reported and discussed.

## A Fluidity Study of Semi-Solid Rheo-Slurry of AC4C Aluminum Alloy in Gravity Sand Casting

Thiensak Chucheep<sup>1,a</sup>, Rungsinee Canyook<sup>1,b</sup>, Tanate Rattanochaikul<sup>2,c</sup>, Somjai Janudom<sup>1,d</sup>, Sirikul Wisutmethangoon<sup>3,e</sup>, Jessada Wannasin<sup>1,f</sup>

<sup>1</sup>Department of Mining and Materials Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Thailand

<sup>2</sup>GISSCO Co., Ltd., Business Incubation Center, Prince of Songkla University, Hat Yai, Thailand

<sup>3</sup>Department of Mechanical Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Thailand

<sup>a</sup>thiensak.c@psu.ac.th, <sup>b</sup>r.canyook@yahoo.com, <sup>c</sup>tanate\_arm@hotmail.com,

<sup>d</sup>r-somchai@hotmail.com, <sup>e</sup>sirikul@me.psu.ac.th, <sup>f</sup>jessada.w@psu.ac.th

**Keywords:** Semi-solid fluidity; Rheocasting; Slurry casting; Sand casting; GISS process

**Abstract.** A new approach to evaluate fluidity of semi-solid rheo-slurries was developed. The equipment was designed in order to reduce pouring error by using bottom tapping and heated tapping ladle. Commercial AC4C aluminum alloy slurries were tested in spiral sand mold by gravity casting. The slurries were prepared by introducing fine gas bubbles into molten metal above the liquidus temperature at different rheocasting times. Average fluidity and microstructures of cast spirals were reported. Results show that the spiral microstructure is non-dendritic and the fluidity of AC4C alloy decreases with increasing solid fraction. In conclusion, the spiral casting method using bottom tapping can be used to evaluate the fluidity of rheocast slurries in gravity sand casting.

### Introduction

Semi-solid casting processes have been used to form commercial casting parts for many years [1]. Slurries with non-dendritic microstructure are cast between the liquidus and solidus temperature. Benefits of slurry casting are reducing energy consumption, less turbulent flow, less gas entrapment, and less shrinkage [1]. In recent years, there has been studies of slurry casting showing the feasibility of the process. Wannasin et al. [2] showed potential fluidity of B206 aluminum-copper alloy slurry in sand mold by gravity casting. In addition, Chucheep et al. [3] has shown the feasibility of gravity casting of AC4C aluminum alloy slurry in sand mold with higher casting yield.

However, it is generally known that high viscosity of slurries decreases the feedability in castings [1], especially in gravity casting which is an economic process for small batches [4]. In metal casting, fillability of casting alloys can be evaluated by fluidity test. The fluidity is defined as the ability of molten metal to flow before being stopped by solidification [5,6,7]. The data is used by foundrymen to design the gating system and casting geometry, particularly, for the thinner and lighter components in

aerospace and automotive industries [7]. However, in gravity sand casting, quantitative fluidity studies of rheo-slurries have not been reported.

In literature, a few groups of researchers worked on low-pressure fluidity tests of slurries. For example, Mirzadeh and Niroumand [4] reported that the fluidity varies with the square of the liquid content ( $L_f \propto f_L^2$ ) in Al-7%Si by centrifugal casting. Sumartha [8] reported that the fluidity of rheocast A356 using vacuum fluidity method is reduced with the increasing solid content ( $L_f \propto f_s$ ). In addition, Wannasin et al. [2] found expected fluidity of B206 aluminum-copper alloy with gravity sand casting using manual pouring into a pouring basin. However, semi-solid slurries are difficult to control laminar feeding in a big basin as in conventional spiral fluidity casting. In addition, it is quite difficult to control the initial velocity of the slurries when using manual pouring into the basin. The improved method of fluidity casting by Sabatino et al. [7] can be adapted to study the fluidity of slurries. The method uses bottom tapping controlled by a pneumatic cylinder, and constant slurry velocity controlled by the pressure head of the tapping ladle. This work has developed the equipment to test the fluidity of rheo-slurries in gravity sand casting. The fluidity of AC4C commercial aluminum alloy using this method is reported and discussed.

### Experimental Procedures

The AC4C (JIS H5202) commercial aluminum alloy was used in this study. The chemical composition of this alloy is given in Table 1.

Table 1. Chemical composition of aluminum alloy AC4C

Alloys	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Ni	Pb	Al
AC4C	6.40	0.41	0.06	0.04	0.26	0.03	0.06	0.01	0.01	Balanced

The alloy was melted in a resistant furnace at  $720 \pm 15$  °C, and treated with commercial cleaning and degassing fluxes. The semi-solid slurries in this experiment were prepared by the Gas Induced Semi-Solid (GISS) process [9]. Approximately 1 kg of the alloy was poured into a cup. A porous graphite rod was then immersed into the molten alloy at 620 °C, about 7 °C above the liquidus temperature of the alloy. Three gas inducing times were used: 5, 10 and 20 seconds. A schematic drawing of the GISS technique is shown in Fig. 1.

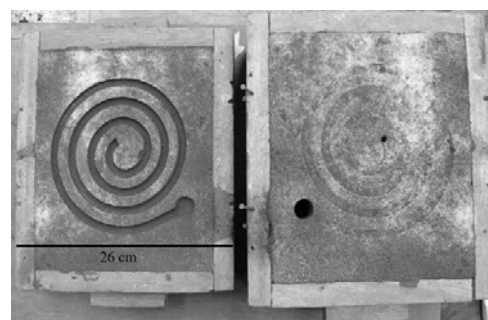
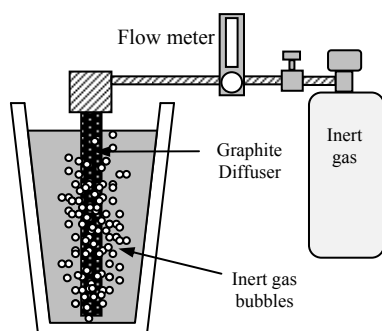


Fig. 1. Schematic diagram of the GISS technique [9]. Fig. 2. Spiral fluidity sand mold.

A spiral fluidity pattern had a cross section of 9.1 x 7.6 mm [6] without curved at the bottom, consisted of 3.5 turns and the maximum running length of 1.2 m [7]. Recycled sand 95%, bentonite 0.5% and water 1.8% were mixed by a rotary sand mixer. Spiral fluidity test sand molds were prepared by manual ramming as shown in Fig. 2.

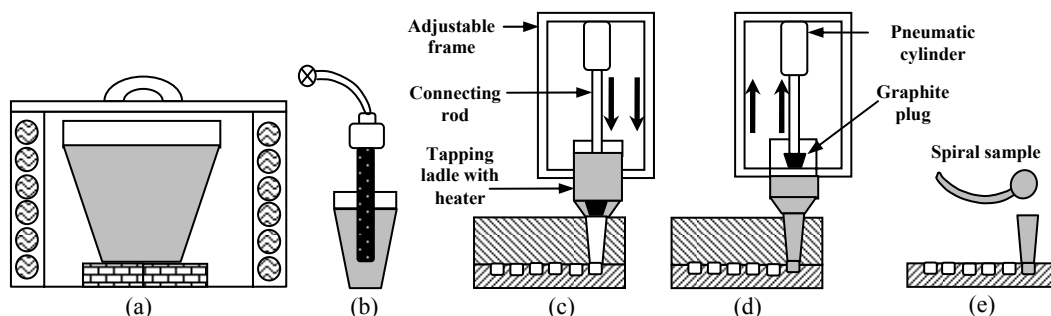


Fig. 3. Schematic diagram of the spiral fluidity casting process (a) Melting, (b) GISS processing, (c) Equipment set up, (d) Bottom tapping, and (e) Mold shaking.

The casting equipment consists of an adjustable height frame, a tapping ladle with a heater, a pneumatic lifting cylinder connected to a graphite plug by stainless connecting rod. The tapping ladle dimension is 130 mm in height, 90 mm in diameter. The tapping hole is 25 mm in diameter at the bottom. Fig. 3 shows the schematic drawing of the equipment.

In the experiments, the sand molds were placed under the tapping ladle. The slurries prepared in a cup at the GISS station were then poured into the preheated tapping ladle which was controlled at the temperature of about 400 °C. About 3 seconds after pouring, the graphite plug was lifted by the pneumatic cylinder. The slurries then flowed into the spiral mold.

After casting, the spirals were measured for length. Specimens at different positions of the spiral cast samples (close to the sprue, 100 mm from the sprue, and at the end of spiral) were cut for microstructure characterization using standard metallographic procedure.

## Results and discussion

### Microstructure of spiral cast samples

The representative micrographs of three positions of the samples with the rheocasting time of 5 seconds are shown in Fig. 4. The micrographs show non-dendritic microstructure at all the positions. The non-dendritic structure of the cast samples has been reported by Chuchep et al. [3] to yield better tensile properties and higher casting yield compared with conventional sand casting.

In centrifugal fluidity sand casting reported by Mirzadeh and Niroumand [4], the solid fraction segregation of Al-7%Si was observed which increased in small cross section. In gravity sand casting, however, the segregation was not present. The lower flow velocity yielded uniform flow of the slurries.

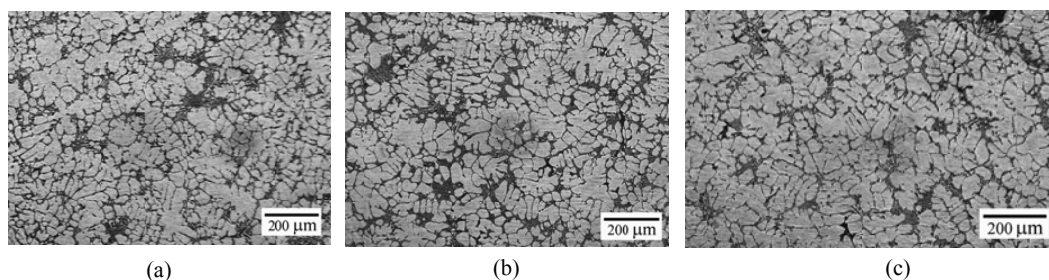


Fig. 4. Representative spiral cast sample rheocasting time 5 sec, (a) Microstructure at sprue position, (b) Microstructure at 100 mm position, and (c) Microstructure at the end position.

### Fluidity of AC4C slurries

In slurry fluidity tests, one of the most important parameters is the initial solid fraction of the slurry [2,4,8]. In this study, three levels of solid fractions were investigated. Three spiral castings for each solid fraction were performed. The relationship between the solid fraction and fluidity is plotted in the Fig. 5.

The results show the average fluidity of  $127.4 \pm 15.8$  mm,  $92.2 \pm 10.5$  mm, and  $88.1 \pm 17.2$  mm for the solid fraction of  $10.8 \pm 2.5\%$ ,  $15.6 \pm 3.0\%$ , and  $24.3 \pm 2.8\%$ , respectively. The fluidity of AC4C alloy has the same trend of lower fluidity with higher solid fraction. This is expected since the heat content in the slurries is reduced with higher solid fraction. The results are consistent with Wannasin et al. [2], Mirzadeh and Niroumand [4], and Sumartha [8]. During the flow and solidification of this long-freezing-range AC4C alloy, equiaxed grains accumulate near the tip and stop the flow of the casting. The solidification behavior of the slurry casting is shown schematically in Fig. 6. [5-7,10].

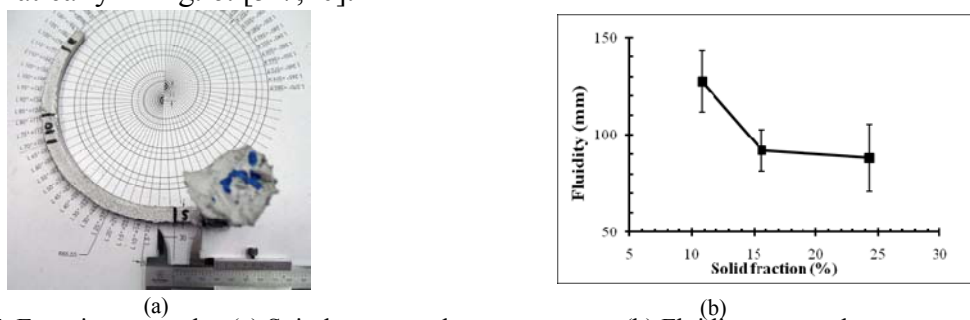


Fig. 5. Experiment results. (a) Spiral cast sample measurement, (b) Fluidity test results.

The results in Fig. 5. also show that the fluidity is relatively high at the solid fraction of about 10% and significantly decreases to lower values when the solid fraction is higher. This might be because when the solid fraction is higher than 10%, the density of the particles is so high that the solid grains are too close to each other. This results in early flow stoppage at the tip.

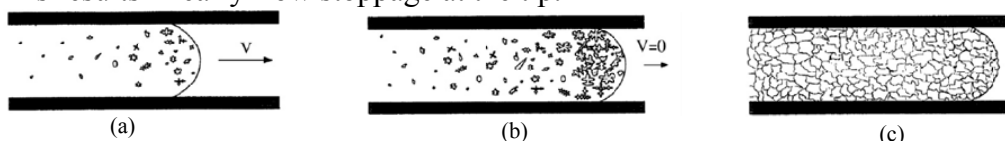


Fig. 6. Equiaxed solidification pattern. (a) Beginning of flow, (b) Stop flow (c) Equiaxed grain [10].



## Conclusions

This study has shown that gravity sand casting of semi-solid rheo-slurry yields uniform non-dendritic microstructure with no liquid segregation. The fluidity of the slurries is high at the solid fraction of about 10% and significantly decreases to lower values when the solid fraction is higher. The developed equipment and procedure to measure the fluidity of rheo-slurries using simple spiral sand mold and a bottom tapping ladle can be successfully used in this study.

## Acknowledgements

The authors gratefully thank the funding from Prince of Songkla University for Ph.D 50% Scholarship, Graduate School Scholarship, the National Research University Project of the Thailand's Office of the Higher Education Commission (Grant No.ENG540551b), and the Royal Golden Jubilee Ph.D. program (Grant No.PHD/0173/2550 and Grant No.PHD/0134/2551). We also thank the Innovative Metal Technology (IMT) team especially Ms. B. Kanjanadit and Ms. K. Kongpuang for data analysis, Mr. J. Niwong and Mr. R. Burapa for equipments construction.

## References

- [1] M.C. Flemings: Metall. Trans. B. Vol. 22B (1991), pp.269-293.
- [2] J. Wannasin, R.A. Martinez, and M.C. Flemings: Solid State Phenom. Vol.116-117, Oct.2006 (76-77).
- [3] T. Chucheeep, R. Burapa, S. Janudom, S. Wisutmethangoon, J. Wannasin: T Nonferr. Metal Soc. China 20 (2010) s981-s987.
- [4] H. Mirzadeh, and B. Niroumand: J. Mater. Process. Tech. 209 (2009) 4977-4982.
- [5] M.C. Flemings: Solidification processing, McGraw-Hill, Inc. 1974.
- [6] J. Campbell: Castings, second ed., Butterworth-Heinemann Ltd., Oxford (2003) pp.74–98.
- [7] M.D. Sabatino, F. Syverten, L. Arnberg, A. Nordmark: Int. J. Cast Metal Res. v18. 59-62.
- [8] Y. Sumartha: 5<sup>th</sup> Int. Con. on Semi-solid proc. of alloys and com. Jun. 23-25, 1998. pp.57-67.
- [9] J. Wannasin, R.A. Martinez, and M.C. Flemings: Solid State Phenom. Vol.116-117, Oct.2006 (366-369).
- [10] A.K Dahle, S.Karlse, L.Arnberg, Int. J. Cast Metal Res. v9. (1996) 103-112.

**Article 3**

**Characterization of Initial Solid Fraction, Fluidity and  
Microstructure of Semi-solid Slurries of Commercial Aluminum  
Alloys**

T. Chucheeep, J. Wanansin, R. Canyook, T. Rattanochaikul, S. Janudom, S. Wisutmethangoon,  
M.C. Flemings

*Submission Process*

## Characterization of Initial Solid Fraction, Fluidity and Microstructure of Semi-solid Slurries of Commercial Aluminum Alloys

T. Chuchee<sup>1</sup>, J. Wannasin<sup>1,\*</sup>, R. Canyook<sup>1</sup>, T. Rattanochaikul<sup>2</sup>, S. Janudom<sup>1</sup>, and S. Wisutmethangoon<sup>3</sup>, M.C. Flemings<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Department of Mining and Materials Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Songkhla, Thailand 90112

<sup>2</sup>GISSCO Co., Ltd., Business Incubation Center, Prince of Songkla University, Hat Yai, Songkhla, Thailand 90112

<sup>3</sup>Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Songkhla, Thailand 90112

<sup>4</sup>Department of Materials Science and Engineering, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, USA 02139

### Abstract

Semi-solid slurry forming at low solid fractions is a new approach that offers several potential benefits to the metal casting industry, including reduced cycle time, longer tool life, increased casting yield, fine and uniform microstructure, and reduced porosity. However, to successfully apply this slurry forming process, it is necessary to fully understand the control of the initial solid fractions and the flow behavior of semi-solid slurries. This present work applied the rapid quenching method and the modified gravity fluidity casting to characterize the initial solid fraction, fluidity, and microstructure of semi-solid slurries. Three commercial aluminum alloys were used in this study: 383 (Al-Si11Cu), 356 (Al-Si6Mg) and 7075 (Al-Zn6MgCu) alloys. The results show that the initial solid fractions can be controlled by varying the rheocasting time. The rapid quenching mold can be used to determine the initial solid fractions. In this method, it is important to apply the correcting procedure to account for growth during quenching and to include all the solid phases. The microstructure characterization results show that the solid particles in the slurries flow uniformly in

the channel. Uniform and fine microstructure with limited phase segregation is observed in the slurry cast samples. Results from the fluidity study of semi-solid slurries show that the fluidity decreases as the initial solid fraction increases. The decrease is relatively rapid near the low end, but is quite slow near the high end of the initial the solid fractions of the slurries. All the three alloys follow this trend. The results also demonstrate that the slurries that contain high solid fractions of up to 30% can still flow well.

*Keywords:* Semi-solid metal; Semi-solid slurry; Initial solid fraction; Rheocasting; Gravity casting; Fluidity.

## **1. Introduction**

Semi-solid metal (SSM) processing has been known to offer several benefits to the aluminum forming industry for about forty years. There have been a lot of research, development, and commercialization activities during these years. However, SSM processing represents only about 1% of the total aluminum casting production, which is in the order of 2,500,000 metric tons in North America, Europe, and Japan, as reported in Kirkwood et al. (2009). One of the reasons for this limited usage of the SSM technology is the difficult control of the process due to the added complexity to the current production cycles, the need to modify the design of the die, gating, and risering system, and the need for the foundrymen to have knowledge of SSM processing. Recent research and development efforts are thus trying to overcome these issues by introducing SSM processing and its benefits to the foundries with minimal modifications to the process, die system, and equipment, and consequently,

minimal needed knowledge in SSM processing as described by Wannasin et al. (2010). One approach is by forming semi-solid slurries at low fractions of solid.

In semi-solid slurry forming processes, slurries having the temperature slightly below the liquidus temperature with low fractions of solid are poured into a mold or a die casting shot sleeve with controlled and low cooling rates. Even though semi-solid slurries having low fractions of solid may not yield parts with perfect spheroidal grain structure and may still have some porosity unlike when formed with high solid fractions, several benefits can be expected because the forming temperature is lower and the viscosity is higher. Reduced cycle time gives improved productivity and reduction in production costs. Tool life is longer because of the lower remaining heat content of the cast alloys. In gravity casting, casting yield will be increased due to simpler gating design and smaller risers. Lower porosity is also expected due to the higher viscosity of the flow and less solidification shrinkage. The improved casting quality will result in a lower reject rate.

The success of this semi-solid slurry forming approach, however, requires the control of the initial solid fractions of the slurry and the understanding of the flow behaviors of semisolid slurries at different solid fractions. The initial solid fractions of slurries having low solid fractions are difficult to be determined since during a rheocasting process, the formation of solid particles occurs rapidly and in a non-steady condition. Temperature measurements to determine the solid fraction may not give accurate data since the fractions of solid are low and the temperatures are not uniform and steady at these early stages of the grain formation as reported by Canyook et al. (2010). Thus, the studies on characterization of the initial solid fraction

and the control of solid fraction of semi-solid slurries are critical to the success of semi-solid slurry forming.

In literature, limited studies on semi-solid slurries having low solid fractions have been investigated and reported. Recent work by Wannasin et al. (2008) reported a method to evaluate solid fraction in a rheocasting process using a rapid quenching mold. They show that the analysis of solid fraction agrees well with the data calculated from the Scheil model. Canyook et al. (2012) applied this rapid quenching method to study microstructure evolution during the early stages in a rheocasting process. The method allows the analysis of the solid fraction, particle density, particle morphology, and particle distribution. Regarding the semisolid slurry flow studies, Chuchep et al. (2011) developed a modified fluidity casting method using bottom tapping to evaluate the fluidity of rheocast slurries having different low fractions of solid. This technique allows a good control of the initial solid fraction and initial flow velocity of the semi-solid slurries. To fully understand the control and flow behavior of semi-solid slurries of different alloys having different solid fractions, this present work applied the rapid quenching method and the modified gravity fluidity casting to characterize the initial solid fraction, fluidity, and microstructure of semi-solid slurries of three important commercial aluminum alloys.

## **2. Experimental**

In this work, semi-solid slurries were prepared by the Gas Induced Semi-Solid process (GISS). This technique injects fine inert gas bubbles through a graphite diffuser in a molten alloy near the liquidus temperature to produce fine and numerous solid particles. By varying the time of the graphite immersion, different levels of solid

fractions can be achieved. To study the flow behavior of semi-solid slurries at different solid fractions at a low cooling rate, the spiral fluidity sand casting method, which was developed by Di Sabatino et al. (2005) and modified by Chucheep et al. (2011), was used. This technique allows the control of the initial solid fraction of the slurries entering the mold cavity. The pressure head of the slurry can also be controlled. It also gives uniform and low cooling conditions.

## 2.1 Materials

The three commercial aluminum alloys used in this study were 383 (Al-Si11Cu), 356 (Al-Si6Mg) and 7075 (Al-Zn6MgCu). The chemical compositions and cross references of the alloys are summarized in Table 1. 383 and 356 alloys are the commonly used aluminum alloys in die casting and gravity casting applications, respectively. 7075 alloy is a wrought aluminum alloy, which is preferred in several applications in semi-solid metal processing due to its superior mechanical properties.

Table 1. Chemical composition of the aluminum alloys used in the experiment (wt%).

Alloy (AA)	Alloy (ISO)	Alloy (JIS)	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Al
383	Al-Si11Cu	ADC12	10.68	0.89	1.62	0.22	0.21	0.98	Bal.
356	Al-Si6Mg	AC4C	6.40	0.41	0.06	0.04	0.26	0.03	Bal.
7075	Al-Zn6MgCu	7075	0.21	0.36	1.54	0.04	2.45	5.75	Bal.

Reference: (a) Data from Chucheep et al. (2011).

## 2.2 Initial Solid Fraction Experiment

To evaluate the initial solid fractions, the rapid quenching method previously reported by Wannasin et al. (2008) was used. The alloys were first melted in a resistant furnace at different temperatures. Approximately 1 kg of the alloy was taken

from the crucible by a ladling cup. The Gas Induced Semi-Solid (GISS) process was used to create semi-solid slurries. In this GISS process, a porous graphite was immersed into the molten metal in the ladling cup at a temperature above the liquidus temperature for different rheocasting times ( $t$ ) of 5, 10, and 20 seconds. Then, fine argon gas bubbles were injected into the melt. The combination of localized cooling and vigorous convection produced by the graphite diffuser created non-dendritic solid particles in the slurry as described by Wannasin et al. (2006). Summary of the experimental conditions is given in Table 2. The GISS process is illustrated in Fig. 1 (a).

Table 2. Summary of the experimental conditions of the commercial aluminum alloys.

Alloys	$T_L$ (°C)	$T_E$ (°C)	Rheocasting	
			Temperature (°C)	Time (s)
383 <sup>a</sup>	582	571	590	5
			590	10
			590	20
356 <sup>b</sup>	613	568	620	5
			620	10
			620	20
7075 <sup>c</sup>	635	476	640	5
			640	10
			640	20

References: (a) Guo et al. (2005), (b) Gibbs and Mendez (2008), (c) Chen et al. (2011).

After the slurry was prepared in the ladle, the slurry was poured into the tapping ladle. In the actual fluidity experiments, the slurry was in the tapping ladle for about three seconds before flowing into the fluidity mold. To determine the solid fraction of the slurry at this point, a vacuum copper quenching mold was lowered into the slurry about three seconds after the slurry was poured into the tapping ladle to draw some slurry from the tapping ladle into the thin mold (1-mm channel). The



slurry was then rapidly solidified. The quenched samples at different rheocasting times (5, 10, and 20 seconds) were cut to the dimension of about 2x2 cm at the middle location. Standard grinding and polishing procedures were conducted to study the microstructure. The samples were etched with Keller's reagent for 356 alloy, and the Poulton's reagent for 7075 and 383 alloys. The microstructures of the samples were captured using an optical microscope equipped with an image acquisition system. The contrast of the captured micrographs was adjusted with an image editing software and then quantified with ImageJ software. The images were then analyzed for the quenched solid fraction, initial particle density, and particle size with the detail given as follows.

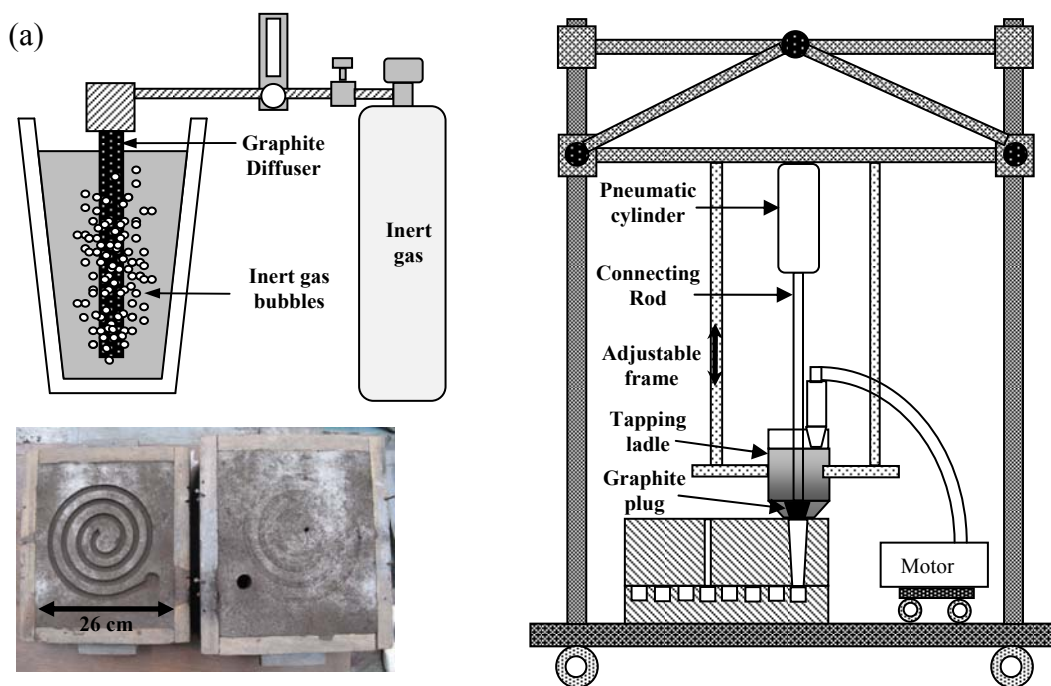


Fig. 1: Illustrations of the modified spiral gravity fluidity test for semi-solid slurry sand casting: (a) the Gas Induced Semi-Solid (GISS) process (Wannasin et al., 2006), (b) the spiralsand mold, and (c) the modified equipment setup (Chucheeep et al., 2011).

### 2.2.1 Quenched solid fraction

From the analyzed optical micrographs, the quenched solid fraction ( $f_r$ ) was calculated using the following equation (Wannasin et al., 2008),

$$f_r = \frac{A_{pf}}{A_T} \times 100 = \frac{\sum_{i=1}^N A_i}{A_T} \times 100 \quad (1)$$

where  $A_{pf}$  is the total area of the final solid particles,  $A_T$  is the total analyzed area,  $A_i$  is the final solid particle area for particle  $i$ , and  $N$  is the total number of solid particles examined.

### 2.2.2 Initial particle density

The particle density ( $D_p$ ) was calculated by (Canyook et al., 2012):

$$D_p = \frac{N}{D_A} \quad (2)$$

where  $N$  is the total number of the primary  $\alpha$  particles found in the total analyzed area of the micrographs,  $A_T$ . The observed particles on the polished section are assumed to be all independent.

### 2.2.3 Initial particle size

Assuming that the two-dimensional (2-D) shape of the particles is circular, the

average particle size ( $d$ ) for each primary particle was calculated (Canyook et al., 2012):

$$d = 2 \cdot \sqrt{\frac{A_P}{\pi}} \quad (3)$$

where  $A_P$  is the area of each solid particle on the sectioned surface.

#### 2.2.4 Average size of $\alpha$ phase in the slurry cast samples

Since the domain and size of the  $\alpha$  phase in the cast microstructure are not simple to distinguish, the average size of  $\alpha$  phase in the slurry cast sample ( $D_f$ ) was analyzed using the mean lineal interception method. In this technique, the mean length is determined by laying a number of randomly placed test lines on the micrograph and counting the number of times that phase boundaries are intercepted. The equation to calculate the mean lineal interception length is given by (Kirkwood et al., 2009):

$$D_f = f_r \cdot \frac{L_T}{I_T \cdot M} \quad (4)$$

where  $L_T$  is the total length of the test lines,  $I_T$  is the total number of primary phase boundary intersection, and  $M$  is the magnification.

### 2.3 Fluidity Test

The slurry casting equipment used in the work was aimed to achieve laminar feeding, to reduce human errors, and to ensure constant head pressures and initial

flow velocities. It consisted of an adjustable height frame, a tapping ladle with heaters, and a pneumatic lifting cylinder with a graphite plug, see Fig. 1 (c). The tapping ladle dimensions were 130 mm in height and 90 mm in diameter. The tapping hole had the diameter of 2.5 cm at the bottom. The graphite plug, which had a tapered shape with the diameter of 2.5 cm and the length of 1.5 cm, was controlled by a pneumatic cylinder.

The sand mold has a spiral without a curve at the bottom with the cross section of 9.1x7.6 mm. The spiral consists of 3.5 turns and the maximum running length of 1.2 m. Green sand molds were prepared by manual ramming. The sand for molding (95% recycled sand and 5% new sand) was mixed with 0.5% bentonite and 1.8% water. The mixing was done by a rotary sand mixer. The cope and drag had the outer dimensions of 30x26x14 cm and 30x26x7 cm, respectively. The gating system used a tapered sprue without a well with the height of 14 cm (2.5 cm at the top, 2.0 cm at the bottom). The cope had a vent at the end of spiral cavity. Illustration of the mold is given in Fig. 1 (b).

In the slurry fluidity casting experiments, the sand molds were placed under the tapping ladle. Approximately 1 kg of molten metal was taken from the melting crucible by a ladling cup. Then, slurries were prepared by the GISS process. The porous graphite diffuser was immersed into the molten metal at a temperature above the liquidus temperature and introduced inert gas bubbles for a pre-defined time. The slurries were then poured into the tapping ladle which was heated to about 400°C. The metal height of the slurries in the tapping ladle was approximately 12 cm, yielding the pressure head of about 3kPa. About three seconds after pouring, the

graphite plug was then lifted by the pneumatic cylinder to let the slurry enter the spiral fluidity channel.

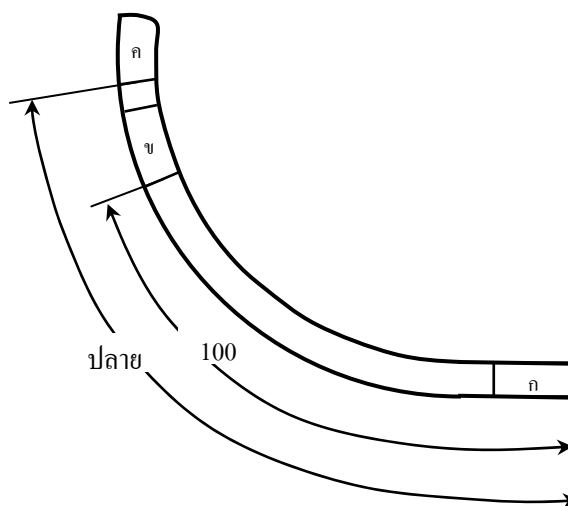


Fig. 2: Schematic illustration of the locations of microstructure characterization: A = near the sprue; B = 100 mm from the sprue; C = the end.

## 2.4 Microstructure Characterizations

Several specimens were cut from the spiral cast samples at different positions, including, near the sprue, 100 mm from the sprue, and at the end of the spiral casting. The selected specimens were then ground, polished, and etched with the standard procedures as described earlier. The microstructure uniformity at these different positions was then evaluated by optical microscopy.

## 3. Results and Discussion

### 3.1 Initial Solid Fraction

Representative microstructures of the rapidly quenched samples are given in Fig. 3. The micrographs clearly show solid particles of primary  $\alpha$  phase (bright

particles) in the matrix of secondary  $\alpha$  phase and eutectic microstructure. In the 383 alloy, gray particles of  $\beta$ -AlFeSi phase are also present as shown representatively in Figure 4.

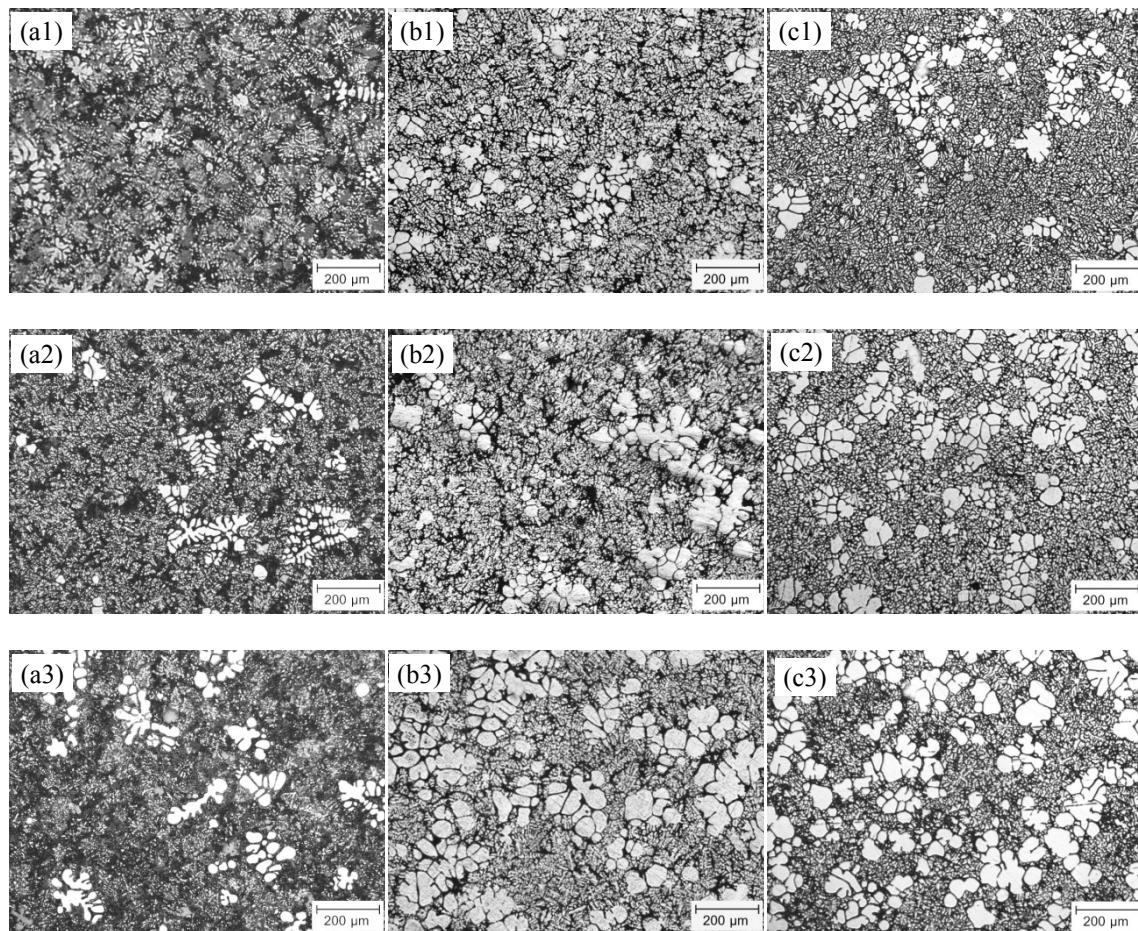


Fig. 3: Representative optical micrographs of the quenched slurry samples showing the initial solid fractions of the aluminum alloys at different gas injection times: (a) 383 alloy: (a1) 5 sec, (a2) 10 sec, (a3) 20 sec; (b) 356 alloy: (b1) 5 sec, (b2) 10 sec, (b3) 20 sec; (c) 7075 alloy: (c1) 5 sec, (c2) 10 sec, and (c3) 20 sec.

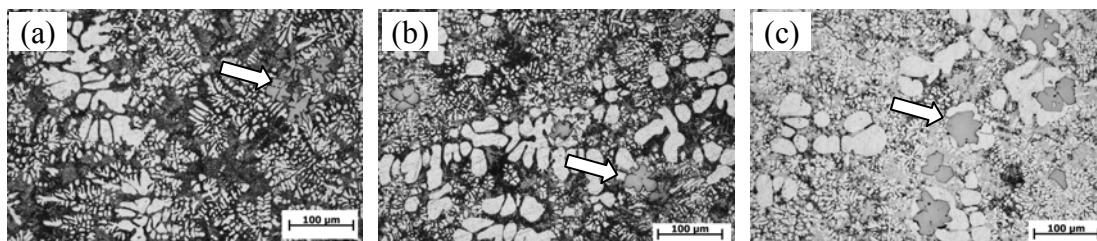


Fig. 4: Representative optical micrographs showing the  $\beta$ -AlFeSi particles in the rheocast 383 alloy at different rheocasting times of (a) 5, (b) 10, and (c) 20 seconds. Arrows identify some of the  $\beta$ -AlFeSi particles.

For all the alloys, Canyon et al. (2012) reported that the primary  $\alpha$  particles are larger with increasing rheocasting times because of the longer growth time. The morphologies of the primary  $\alpha$  particles are presented in Fig. 5. It can be clearly observed that, for all the alloys, the microstructures consist of particles with different shapes: dendritic, rosette, equiaxed, and globular shape. These particles with different shapes may be the results of dendrite fragmentation by remelting created by the rheocasting process reported by Canyon et al. (2010). The micrographs of the quenched slurries in Fig. 3 also reveal that a large number of these initial solid particles still have dendritic morphology, especially in the slurries with low fractions of solid.

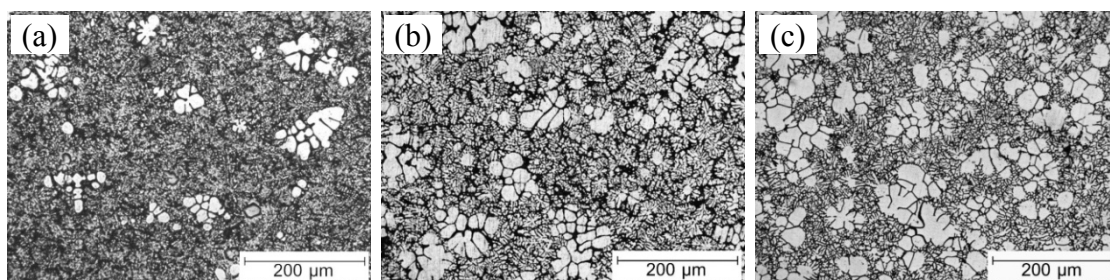


Fig. 5: Representative optical micrographs showing the primary  $\alpha$  particles formed by the rheocasting process with the rheocasting time of 20 sec: (a) 383 alloy, (b) 356 alloy, and (c) 7075 alloy.

Quantitative analysis of the obtained micrographs gives the values of the quenched  $\alpha$  phase fractions. The results summarized in Table 3 show that for different gas injection times of 5, 10, and 20 seconds, the quenched  $\alpha$  phase fractions of 383 alloy are 5.3, 8.4, and 9.5%, those of 356 alloy are 11.1, 16.0, and 24.9%, and those of 7075 alloy are 16.2, 17.8 and 31.0%, respectively. As expected, increasing the gas injection time yields higher  $\alpha$  phase fraction. This is caused by the continuous cooling coupled with vigorous convection induced by the graphite diffuser. However, as reported earlier by previous studies (Wannasin et al., 2008), the  $\alpha$  phase fractions obtained from quantitative metallography of quenched samples are higher than the true  $\alpha$  phase fractions in the slurry before quenching. The difference is due to the growth of the  $\alpha$  phase particles during quenching. Martinez and Flemings (2005) observed the growth layers of the solid particles by etching the samples with an appropriate etchant. By characterizing the microstructure for the growth layer thickness, the initial  $\alpha$  phase fraction before quenching can be obtained. Wannasin et al. (2008) used this technique to determine the initial  $\alpha$  phase fraction by applying the correction of the growth layer to the quenched  $\alpha$  phase fraction data. Following the analysis by Wannasin et al. (2008), the initial  $\alpha$  phase fraction of the slurries before quenching,  $f_0$ , was calculated using the analyzed data by the following equation:

$$f_0 = \frac{A_{p0}}{A_T} = \frac{\sum_{i=1}^N \left[ \pi \cdot (R_i - \Delta \bar{R}_i)^2 \right]}{A_T} \quad (5)$$



where  $A_{p0}$  is the total area of the  $\alpha$  phase solid particles, and  $R_i$  is the radius of the  $\alpha$  phase particle  $i$ , which is calculated from the area of particle  $i$  assuming a circular shape.

The etched microstructures in Fig. 6 clearly show growth layers of different thicknesses for different alloys. Image analysis of these micrographs gives the average growth layer thickness for 383, 356, and 7075 alloys as 1.4, 2.8, and 1.8  $\mu\text{m}$ , respectively. These values can then be used to calculate the initial  $\alpha$  phase fraction using Eq. 5. The results of the calculation are summarized in Table 3. They show that the quenched  $\alpha$  phase fractions are approximately 16% higher than the true initial  $\alpha$  phase fraction. The error is quite substantial that there should be a correction procedure as used in this work to obtain accurate initial  $\alpha$  phase fraction data.

Table 3. Summary of the experimental results from the quantitative analysis.

Alloy	$t_R$ (S)	$f_f$ fraction of $\alpha$ phase (%)	$f_f$ of $\beta$ phase (%)	$d$ of $\alpha$ phase particle ( $\mu\text{m}$ )	$d$ of $\beta$ phase particle ( $\mu\text{m}$ )	$D_p$ of $\alpha$ phase (#/mm <sup>2</sup> )	$\Delta \bar{R}_i$ ( $\mu\text{m}$ )	$f_0$ of $\alpha$ phase (%)	Initial Solid Fraction (%)
383	5	5.3	0.70	18.5	18.5	140	1.4	4.3	5.0
	10	8.4	1.25	24.4	27.3	127		7.1	8.4
	20	9.5	1.64	29.7	29.0	97		8.1	9.7
356	5	11.1	-	40.6	-	70	2.8	9.3	9.3
	10	16.0	-	41.2	-	95		12.8	12.8
	20	24.9	-	50.4	-	97		20.8	20.8
7075	5	16.2	-	29.3	-	189	1.8	13.3	13.3
	10	17.8	-	34.6	-	150		15.1	15.1
	20	31.0	-	44.7	-	158		27.2	27.2

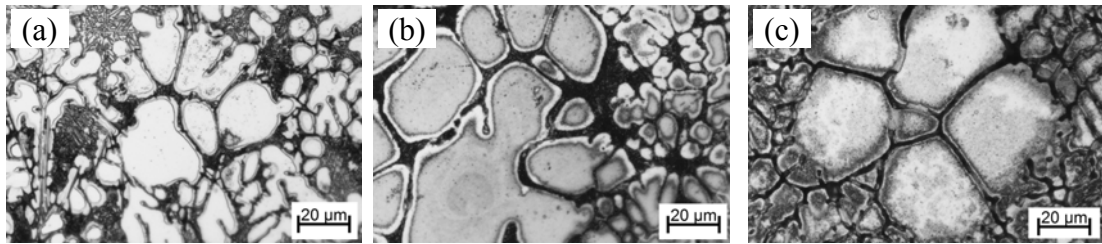


Fig. 6: Representative microstructures showing the growth layer of the alloys after the rapid quenching process: (a) 383 alloy, (b) 356 alloy, and (c) 7075 alloy.

From microstructure observation of the quenched slurries as in Fig. 3 - Fig. 5, it is clear that 356 and 7075 alloys have only two microstructure features: primary  $\alpha$  phase and eutectic microstructure. However, for the 383 alloy, another intermetallic phase,  $\beta$ -AlFeSi, is also present. To determine the initial solid fraction, therefore, it is important to analyze for the fraction of the  $\beta$ -AlFeSi phase. Image analysis of the microstructure gives the initial  $\beta$ -AlFeSi particle fractions of 0.70, 1.25, and 1.64 % for the rheocasting times at 5, 10, and 20 seconds, respectively, see Table 3. After applying the correction for growth of the primary  $\alpha$  phase and including the  $\beta$ -AlFeSi phase for the 383 alloy, the initial solid fractions can be obtained. The data are plotted in Fig. 7. They show that the initial solid fractions increase as the rheocasting time increases. This relationship is not clearly linear, which is consistent with the report by Canyook et al. (2012).

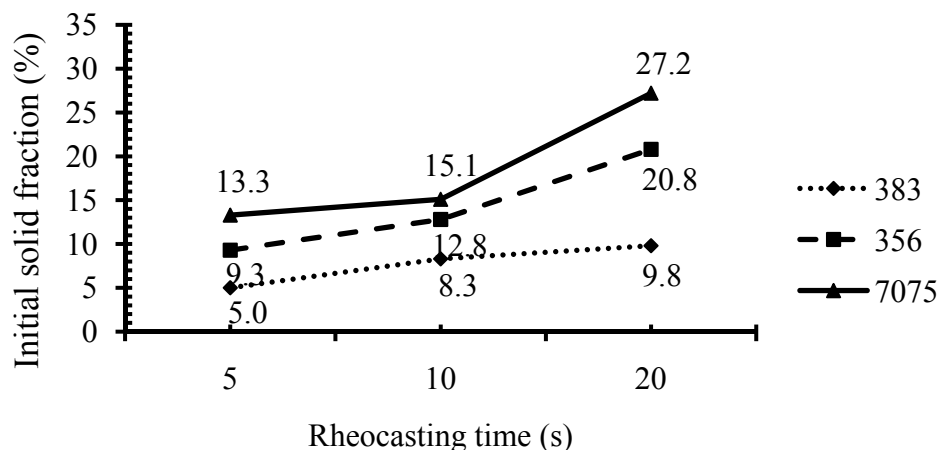


Fig. 7: Results of initial solid fractions of the aluminum alloys with different rheocasting times. Data of 356 alloy are obtained from Chucdeep et al. (2011).

The results also demonstrate that for different alloys at the same rheocasting times, the initial solid fractions are different. For all the rheocasting times, the initial solid fractions of 7075 alloy are higher than those of 356 and 383 alloys, respectively. This result is interesting because one would expect that with the same cooling condition and heat extraction time by the same graphite diffuser, the initial solid fractions should be similar for all the alloys. It is not clear why different initial solid fractions are obtained for different alloys in this rheocasting technique. This finding offers an interesting research subject for future work.

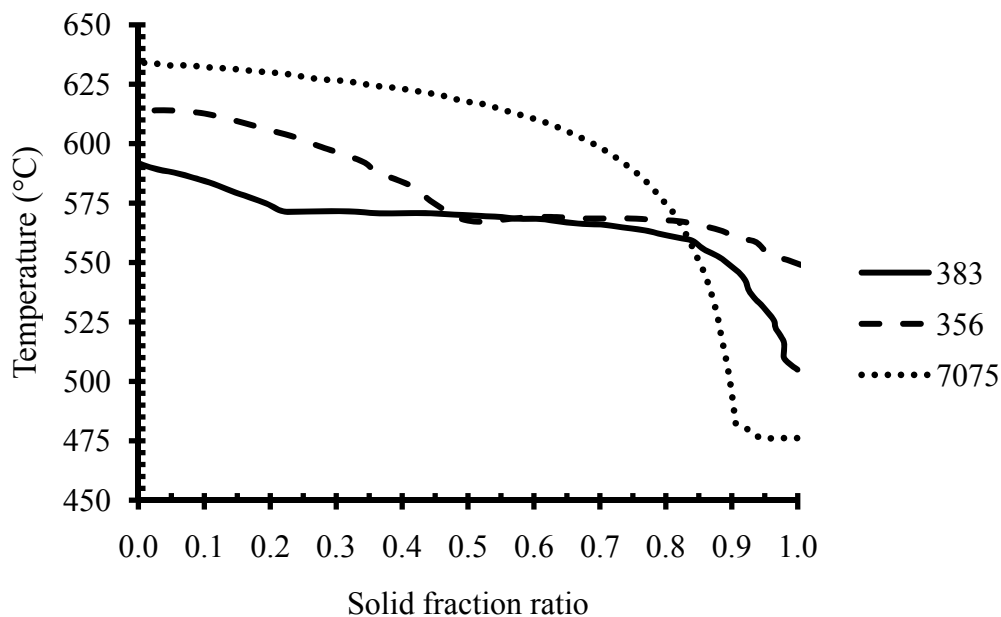


Fig. 8: Solid fraction curves for 383, 356, and 7075 alloys. The data of 383, 356, and 7075 alloys were obtained from Guo et al. (2005), Gibbs and Mendez (2008), and Chen et al.(2011), respectively.

One explanation for this result that can be offered here involves the data from the relationships between the solid fraction and temperature of these alloys as shown in Fig. 8. The data show that when the 383, 356, and 7075 alloys are solidified, there will be approximately 20%, 50%, and 95% of the primary  $\alpha$  phase in the solidified microstructure, respectively. During the GISS process, very thin solid shells or skins of the alloys are rapidly formed around the graphite surfaces, and instantly pushed away to the superheated liquid in the ladle by the gas bubbles. These solid shells, which consist of primary phases and eutectic structure, will be remelted, yielding fragments of primary  $\alpha$  phase particles of different morphologies as observed in Fig. 5. With the same heat extraction rates and times, it is expected that similar volumes of solid shells will be formed near the graphite surfaces. The grain formation and

remelting actions in this rheocasting process are expected to occur in a non-equilibrium condition. With this hypothesis, it is expected that the difference in the fractions of primary  $\alpha$  phase in these solid shells may contribute to the difference in the initial solid fractions of the slurries. More detailed studies need to be performed to confirm this hypothesis.

### **3.2 Microstructure of Semi-solid Slurry Castings**

Representative micrographs of the semi-solid slurry castings near the sprue location are given in Fig. 9. In general, the microstructures of the alloys consist of  $\alpha$  phase, eutectic structure, and  $\beta$ -AlFeSi phase for 383 alloy. Observation of the micrographs shows that the amounts of  $\alpha$  phase for the samples with the rheocasting times of 5, 10, and 20 seconds are quite similar.

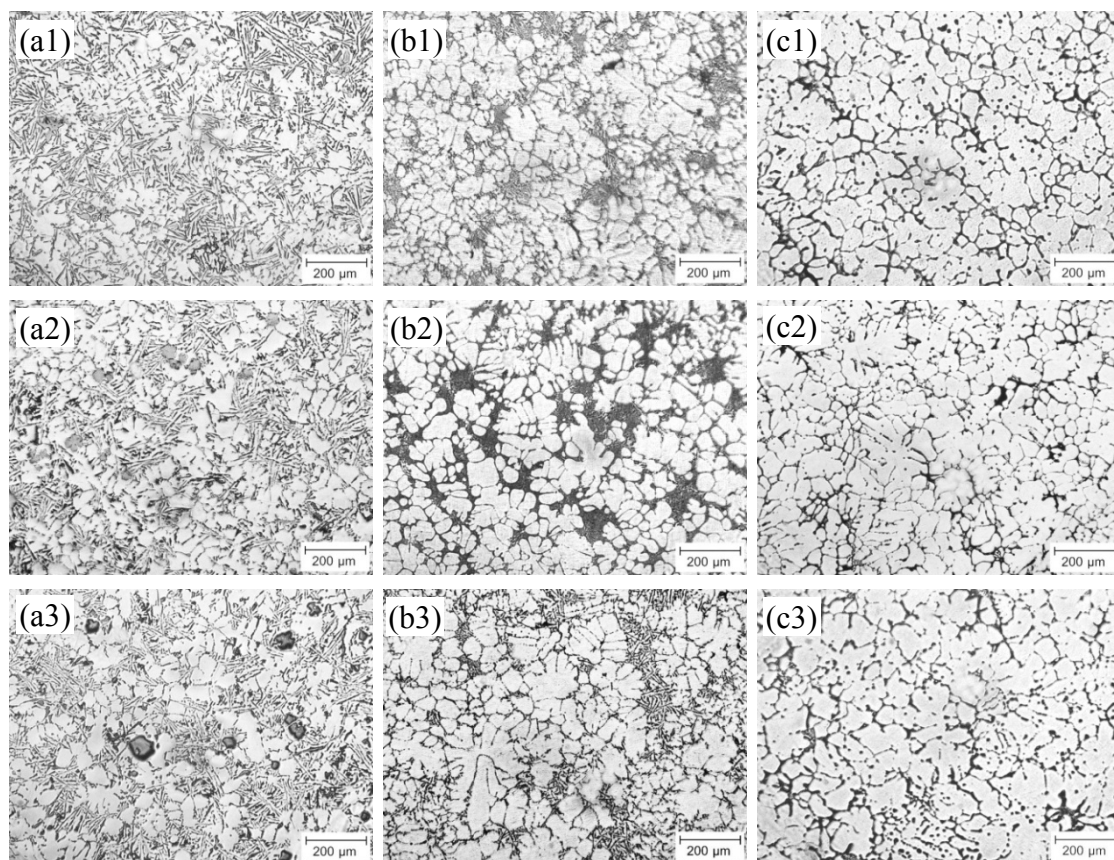


Fig. 9: Representative optical micrographs of the spiral cast samples with different rheocasting times near sprue location: (a) 383 alloy: (a1) 5 sec, (a2) 10 sec, (a3) 20 sec; (b) 356 alloy: (b1) 5 sec, (b2) 10 sec, (b3) 20 sec; (c) 7075 alloy: (c1) 5 sec, (c2) 10 sec, and (c3) 20 sec.

For 383 alloy, the observation of coarse intermetallic  $\beta$ -AlFeSi particles at a longer rheocasting time is clear, see Fig. 9 (a1)-(a3). This suggests that lower rheocasting time is preferred to avoid coarse intermetallic particles. On the other hand, some applications such as wear resistance or bearing parts prefer coarse intermetallic particles. The data suggest that the size of intermetallic particles can be controlled by varying the rheocasting times.

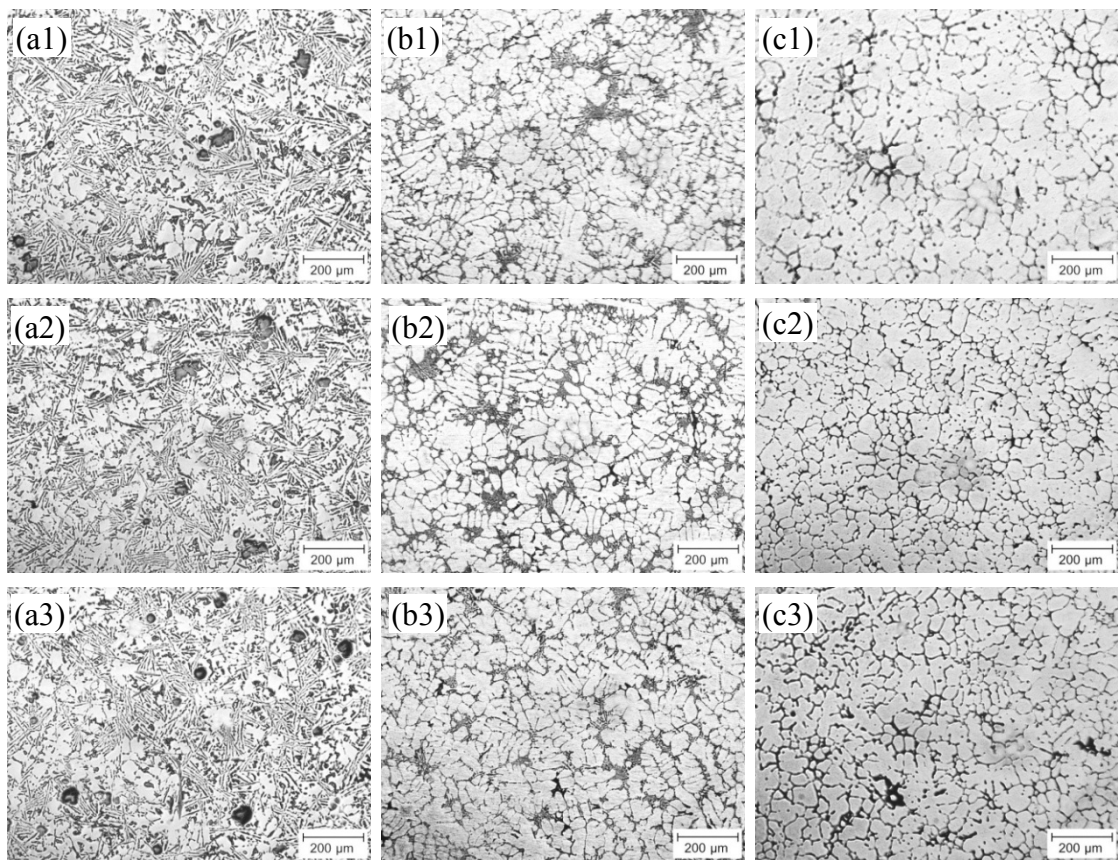


Fig. 10: Representative optical micrographs of the spiral cast samples at different locations with 5 seconds of rheocasting time: (a) 383 alloy: (a1) near the sprue, (a2) 100 mm from the sprue, (a3) the end; (b) 356 alloy: (b1) near the sprue, (b2) 100 mm from the sprue, (b3) the end; (c) 7075 alloy: (c1) near the sprue, (c2) 100 mm from the sprue and (c3) the end.

It is important that the microstructure is uniform at all locations in the castings is limited. The semi-solid slurry castings were then characterized for microstructure uniformity by optical microscopy. Representative micrographs of the cast spirals with 5 seconds of rheocasting time at different locations are given in Fig. 10. It can be observed that for all the alloys the microstructures are quite uniform at all locations.

Quantitative analysis results of the  $\alpha$  phase fraction in the castings as a function of normalized distance from the sprue for each alloy are given in Fig. 11. The results show that for the 383, 356, and 7075 alloys, the  $\alpha$  phase fractions are in

the narrow ranges of about 38 to 50%, 70 to 74%, and 75 to 85%, respectively. The analyzed results of the average size of  $\alpha$  phase in the slurry cast samples are plotted in Figure 12. For all the alloys, the average sizes of the  $\alpha$  phase particles at different rheocasting times are in the range of 38-50  $\mu\text{m}$ , 42-52  $\mu\text{m}$ , and 44-52  $\mu\text{m}$  for 383, 356, and 7075 alloys, respectively. The data show that the sizes of  $\alpha$  particles are quite uniform throughout the castings for all the initial solid fractions.

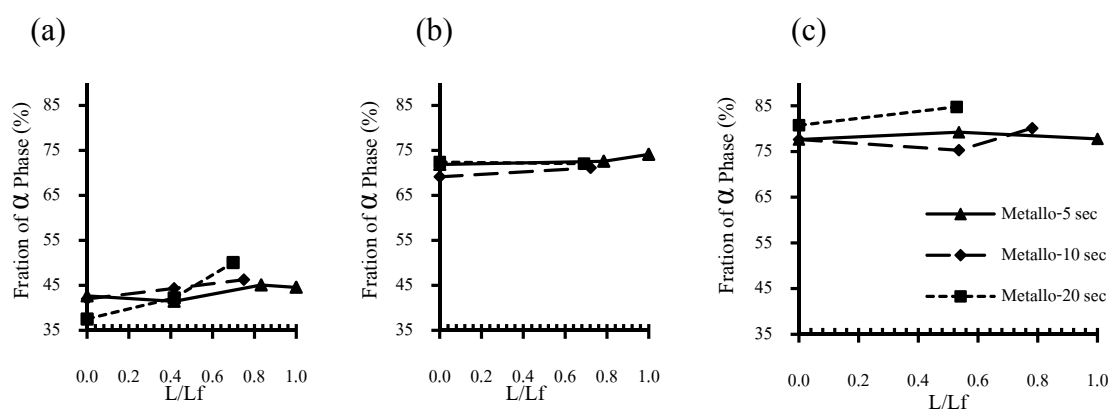


Fig. 11: Distribution of  $\alpha$  phase in the slurry cast samples at different normalized distances and rheocasting times: (a) 383 alloy, (b) 356 alloy, and (c) 7075 alloy.

In summary, the results of the microstructure characterizations show that limited phase segregation is obtained with fine grain structure under low gravity pressures and slow cooling rates of semi-solid slurry casting. The fineness and uniformity of the microstructure are achieved at all initial solid fractions, even at the low initial solid fractions of less than 10% for all the alloys.



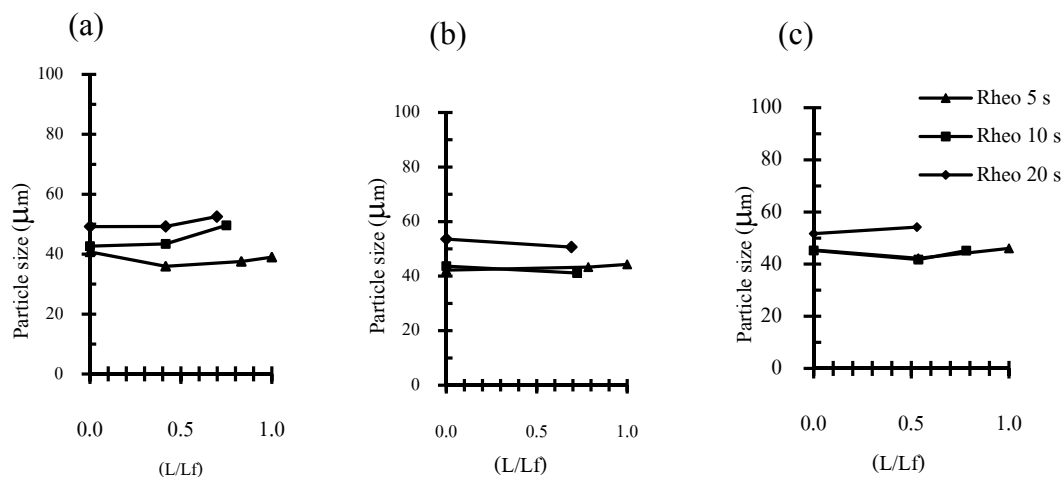


Fig. 12: Average size of  $\alpha$  phase particles in the slurry cast samples at different normalized distances and rheocasting times: (a) 383 alloy, (b) 356 alloy, and (c) 7075 alloy.

### 3.3 Fluidity of Semi-solid Slurries

Results showing the relationship between the initial solid fraction and fluidity are plotted in Fig. 13. The data show that the fluidity decreases as the initial solid fraction increases. The decrease is relatively rapid near the low end of the initial solid fractions. On the other hand, when the initial the solid fractions of the slurries are at the high end, the decrease is slower. The data plotted in Fig. 13 show that all the three alloys follow this trend. The results also show that the slurries can flow quite well even at high initial solid fractions of about 20% and 27% for the 356 and 7075 slurries, respectively.

One interesting observation from these fluidity results is that the fluidity lengths of 7075 slurries are higher than those of 356 slurries at all the initial solid fractions. It is not clear why these results are obtained. More detailed studies are being

conducted to understand this behavior. A possible explanation for this finding may be due to the different sizes of the initial solid particles of these two alloys at different solid fractions as shown in Table 3. The data show that 7075 slurries have finer initial solid particles at all initial solid fractions.

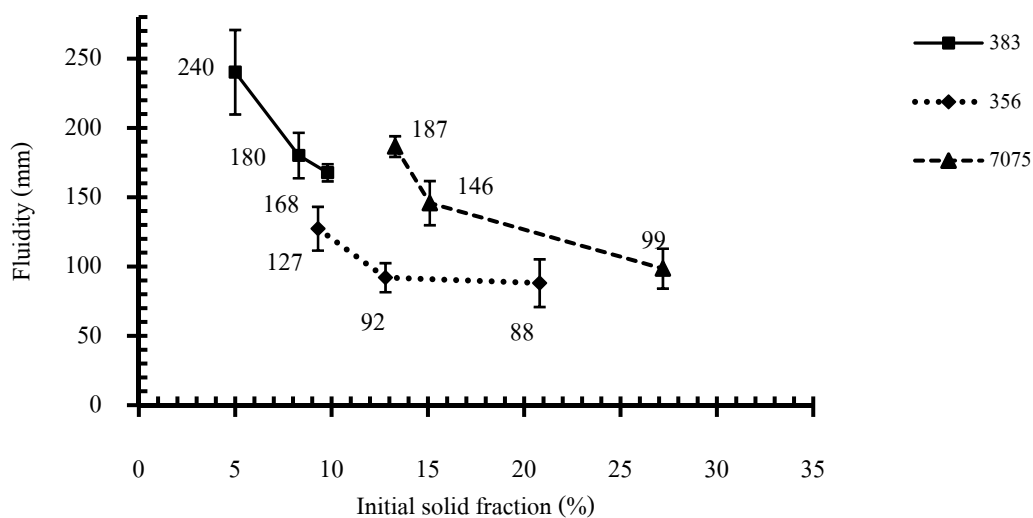


Fig. 13: Distribution of the major alloying elements obtained from OES analysis at different normalized distances and rheocasting times: (a) 383 alloy: (a1) 5 sec, (a2) 10 sec, (a3) 20 sec; (b) 356 alloy: (b1) 5 sec, (b2) 10 sec, (b3) 20 sec; (c) 7075 alloy: (c1) 5 sec, (c2) 10 sec and (c3) 20 sec.

To understand the effects of the initial solid particle size on the fluidity, it is important to understand the flow behaviors of liquid alloys and semi-solid slurries in thin channels. For a molten alloy, Flemings (1974) and Flemings et al. (1961) suggest that the flow stoppage in thin channels of an alloy is caused by broken dendrite accumulation near the tip when the solid fraction is at the critical solid fraction ( $f_{crit}$ ) where the solid particles near the tip develop coherency or interlocking such that the viscosity increases very rapidly and the flow is stopped. Figure 14 (a) shows a

schematic representation of liquid metal flowing in a fluidity channel and the mode of the flow stoppage. From the works by Flemings et al. (1961) and Bäckerud et al. (1996), they suggest that dendrites start impinging and form a network that prevents further flow at a fraction solid of approximately 30-35%.

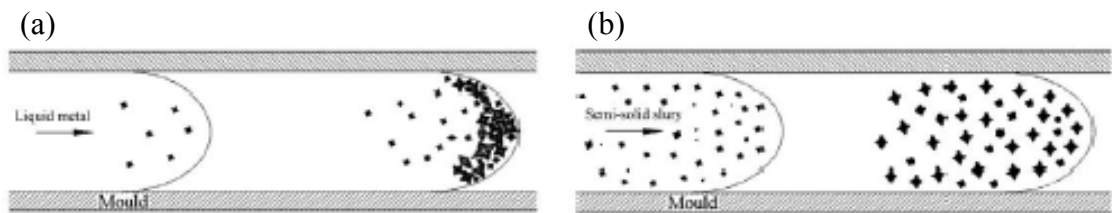


Fig. 14: Schematic representations of the flow in a thin channel of (a) liquid metal (Di Sabatino (2005), and (b) semi-solid slurry.

Thus, the fluidity of liquid metal cast at its melting point can be written, assuming an insulating mold, (Flemings, 1974):

$$L_f = v \cdot C \left( \frac{\rho H_f \cdot f_{crit}}{T_M - T_0} \right)^2 \left( \frac{V}{A} \right)^2 \quad (6)$$

where  $v$  is the flow velocity,  $C$  is a constant,  $(V/A)$  is the volume per surface area of the casting.

For the case of semi-solid slurries, results of the microstructure characterizations suggest uniform distribution of the primary solid particles in the slurries before and during the flow in the channel. The solid particles are created and distributed uniformly in the slurries. During the flow, the solid particles move uniformly with the liquid phase while growing larger as the slurries cool down. When the solid particles grow to the size and fraction that yield sufficiently high viscosity,

the slurry front stops to flow. Fig. 14 (b) shows this flow behavior schematically. The fluidity for semi-solid slurries having the initial solid fraction of  $f_0$  may be written as:

$$L_f = v.c \left( \frac{\rho.H_f.(f_{crit} - f_0)^2}{T_M - T_0} \right) \left( \frac{V}{A} \right)^2 \quad (7)$$

Therefore, for semi-solid slurries, the critical solid fraction is also the key parameter controlling the fluidity lengths. In a pioneer work on fluidity, Flemings et al. (1961) discussed that the size of the solid phase was one of the key factors affecting the critical solid fraction. It can be imagined that for the same initial solid fractions, the average distance between solid particles in the slurries which contain finer solid particles is longer than those with coarse particles. So, these particles have longer time to grow before being in contact with one another and developing coherency. Therefore, with the same initial solid fractions, slurries containing finer particles should have longer fluidity lengths. Besides the effects of the initial solid particle size on the critical solid fraction, semi-solid slurries containing finer solid particles have also been reported by Hirai et al. (1993) to have lower viscosity. The lower viscosity of these slurries is expected to give higher fluidity as reported by Koren et al. (2002) and Murakami et al. (2012).

#### 4. Conclusions

The following conclusions can be derived from this study:

(1) The initial solid fraction study shows that the initial solid fractions can be controlled by varying the rheocasting time. However, it is important to correctly

determine the initial solid fractions of the slurries. Key points learned from this study are:

- To determine the solid fraction using the rapid quenching method, it is important to perform a correction procedure to account for the growth during quenching.
- Some alloys may contain more than one phase present in the slurries. So, it is necessary to determine and include the initial solid fractions of all the solid phases.
- The results also show that even with the same extraction rate and rheocasting time of a rheocasting process for different alloys, the initial solid fractions obtained from a rheocasting technique can be significantly different. It is not clear why different initial solid fractions are obtained for different alloys in this rheocasting technique. This finding offers an interesting research subject for future work.

(2) The microstructure characterization results show that the solid particles in the slurries flow uniformly in the channel yielding uniform and fine microstructure with limited phase segregation in the slurry cast samples. This finding has practical importance in semi-solid metal processing in the applications where high fluidity is needed.

(3) Results from the fluidity study of semi-solid slurries show that the fluidity decreases as the initial solid fraction increases. The decrease is relatively rapid near the low end, but is quite slow near the high end of the initial the solid fractions of the slurries. All the three alloys follow this trend. The results also demonstrate that the slurries that contain high solid fractions of up to 30% can still flow well.

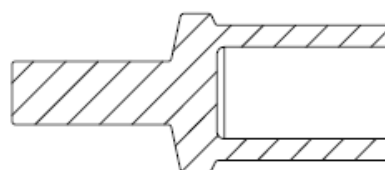
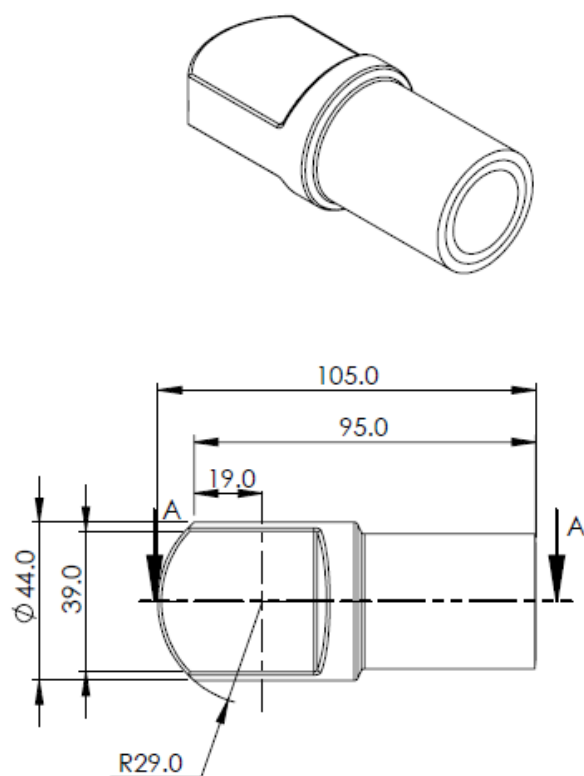
## References

- Bäckerud, L., Arnberg, L., Chai, G., 1996. Solidification Characteristics of Aluminium Alloys: Dendrite coherency, *Skandaluminium*, pp.220-240.
- Canyook, R., Petsut, S., Wisutmethangoon, S., Flemings, M.C., Wannasin, J., 2010. Evolution of microstructure in semi-solid slurries of rheocast aluminum alloy. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20, 1649-1655.
- Canyook, R., Wannasin, J., Wisuthmethangoon, S., Flemings, M.C., 2012. Characterization of the microstructure evolution of a semi-solid metal slurry during the early stages. *Acta Mater.* 3501.
- Chen, D., Zhang, H., Jiang, H., Cui, J., 2011. Experimental investigation of microsegregation in low frequency electromagnetic casting 7075 aluminum alloy. *Mat.-Wiss. U. Werkstofftech* 42, 500-505.
- Chucheep, T., Canyook, R., Rattanochaikul, T., Janudom, S., Wisutmethangoon, S., Wannasin, J., 2011. A Fluidity Study of Semi-Solid Rheo-Slurry of AC4C Aluminum Alloy in Gravity Sand Casting. *Adv. Mater. Res.* 337, 439-442.
- Di Sabatino, M., 2005. Fluidity of aluminum foundry alloys (Thesis), Norwegian University of Science and Technology, Thronheim pp. 6-14.
- Di Sabatino, M., Syverten, F., Arnberg, L., Nordmark, A., 2005. An improved method for fluidity measurement by gravity casting of spirals in sand mold. *J. Cast Met. Res.* 18, 59-62.
- Flemings, M.C., 1974. *Solidification processing*. McGraw-Hill, New York, pp.214-224.
- Flemings, M.C., Niyama, E., Taylor, H.F., 1961. *AFS Trans.* 69, 625-635.
- Gibbs, J.W., Mendez, P.F., 2008. Solid fraction measurement using equation-based cooling curve analysis. *Scripta Mater.* 58, 699-702.
- Guo, Z., Suanders, N., Miodownik, A.P., Schille, J-Ph., 2005. Modelling of materials properties and behavior critical to casting simulation. *Mater. Sci. Eng. A* 413-414, 465-469.
- Hirai, M., Takebayashi, K., Yoshikawa, Y., Yamagushi, R., 1993. Apparent Viscosity of Al-10mass%Cu Semi-solid Alloys. *ISIJ Int.* 33, 405-412.
- Kirkwood, D.H., Suery, M., Kapranos, P., Atkinson, H.V., Young, K.P., 2009. *Semi-solid processing of alloys*, Springer Series in Materials Scienc, Springer-Verlag, New York, pp.17,141-149.
- Koren, Z., Ronsenson, H., Gutman, E.M., Unigovki, YaB, Eliezer, A., 2002. Development of semisolid casting for AZ91 and AM50 magnesium alloys. *J. Light Met.* 2, 81-87.
- Martinez, R.A., Flemings, M.C., 2005. Evolution of Particle Morphology in Semisolid Processing. *Metall. Mater. Trans. A* 36A, 2205-2210.
- Murakami, Y., Miwa, K., Kito, M., Honda, T., Yoriok, K., Kanetake, N., Tada, S., 2012. Effect of Solid Particles on Fluidity of Semisolid Aluminum Alloy Slurry. *Light Met.* 297-312.
- Wannasin, J., Janudom, S., Rattanochaikul, T., Canyook, R., Burapa, R., Chucheep, T., Thanabumrungskul, S., 2010. Research and development of gas induced semi-solid process for industrial applications. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20, s1010-s1015.

- Wannasin, J., Canyook, R., Burapa, R., Sikong, L., Flemings, M.C., 2008. Evaluation of solid fraction in a rheocast aluminum die casting alloy by a rapid quenching method. *Scripta Mater.*, 1091-1094.
- Wannasin, J., Martinez, R.A., Flemings, M.C., 2006. A Novel Technique to Produce Metal Slurries for Semi-Solid Metal Processing. *Solid State Phenom.* 116-117, 366-369.

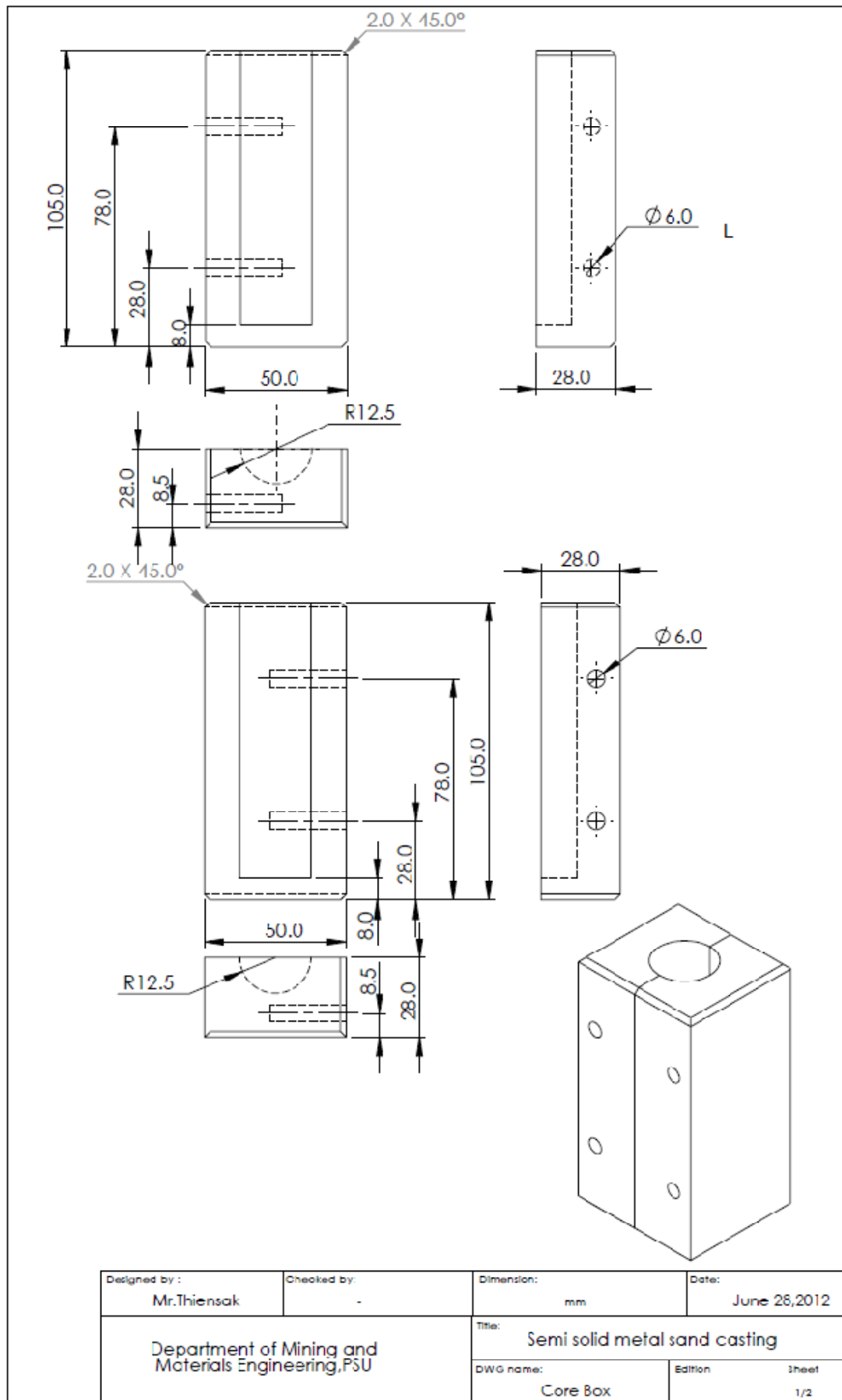
**แบบทั้งหมดที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย**

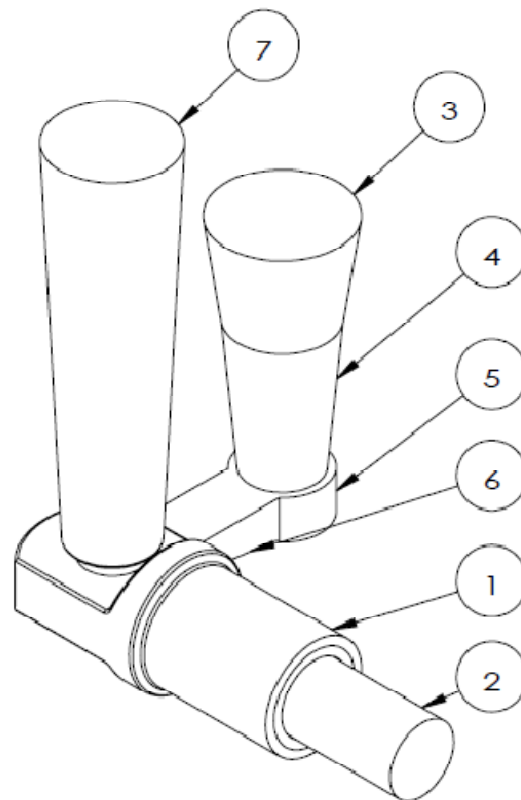




SECTION A-A

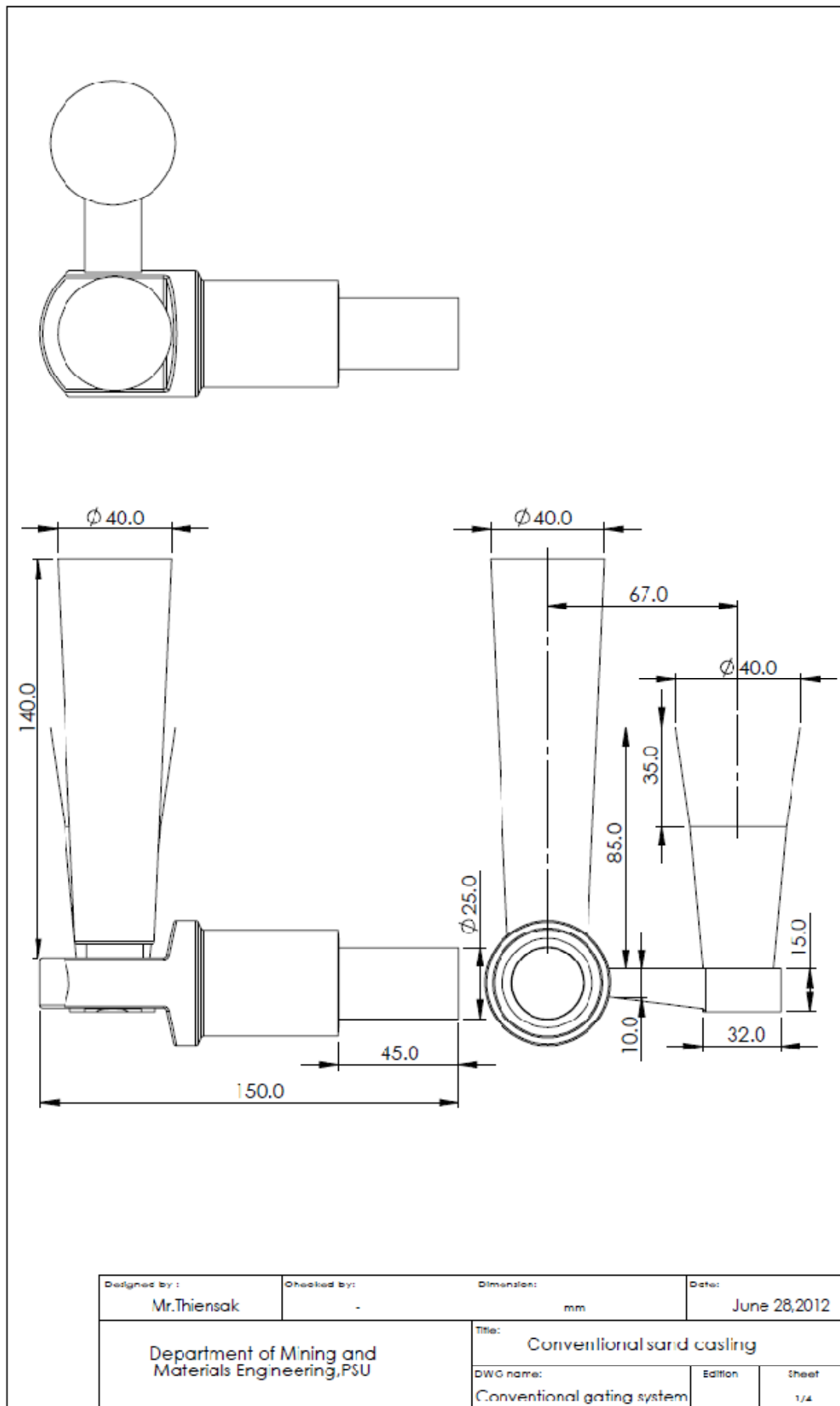
Designed by : Mr.Thiensak	Checked by: -	Dimension: mm	Date: June 28,2012
Department of Mining and Materials Engineering,PSU		Title: Semi solid metal sand casting	
		DWG name: Connecting Rod	Sheet 1/1



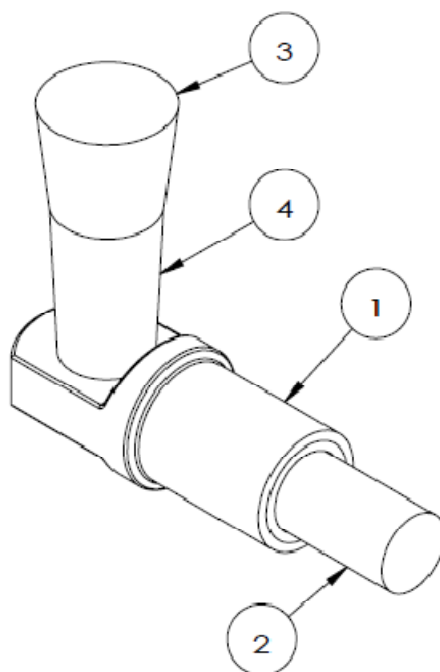
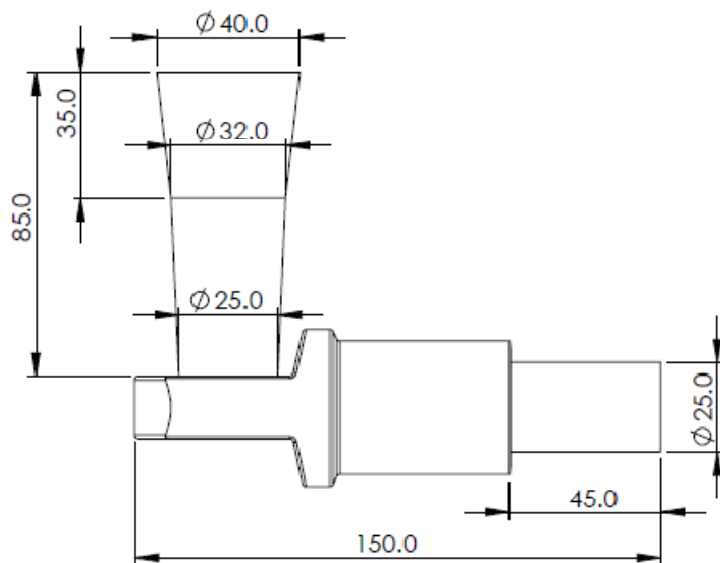


Number	Name
1	Pattern
2	Core print
3	Pouring Cup
4	Sprue
5	Well
6	Runner
7	Riser

Designed by : Mr.Thiensak	Checked by: -	Dimension: mm	Date: June 28,2012
Department of Mining and Materials Engineering,PSU		Title: Conventional sand casting	
		DWG name: Conventional gating system	Sheet 1/3

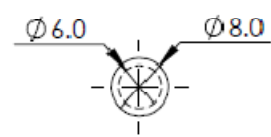
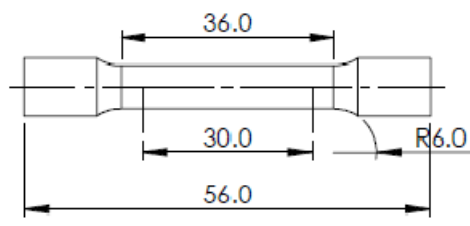
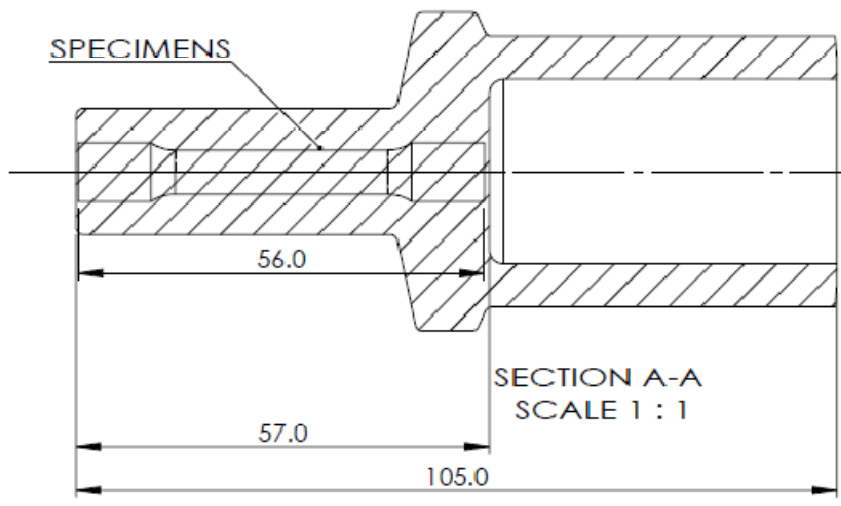
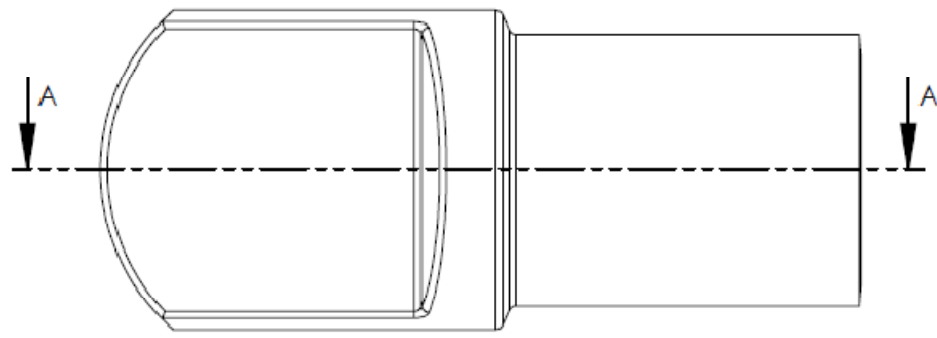


Designed by : Mr.Thiensak	Checked by : -	Dimension: mm	Date: June 28,2012
Department of Mining and Materials Engineering,PSU		Title: Conventional sand casting	
		DWG name: Conventional gating system	Edition sheet 1/4



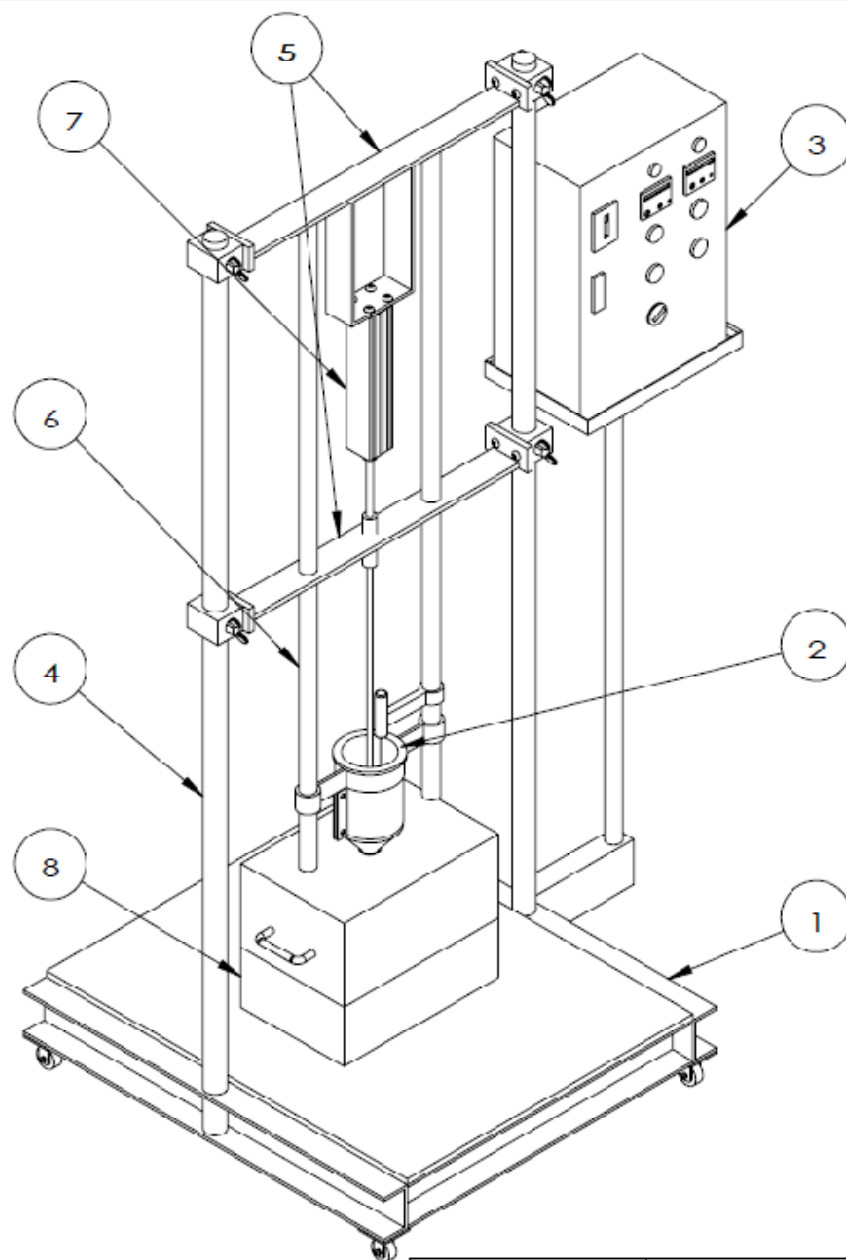
Number	Name
1	Pattern
2	Core print
3	Pouring cup
4	Sprue

Designed by : Mr.Thiensak	Checked by: -	Dimension: mm	Date: June 28,2012
Department of Mining and Materials Engineering,PSU		Title: Semi solid sand casting	
		DWG name: Semi solid gating system	Sheet 1/6



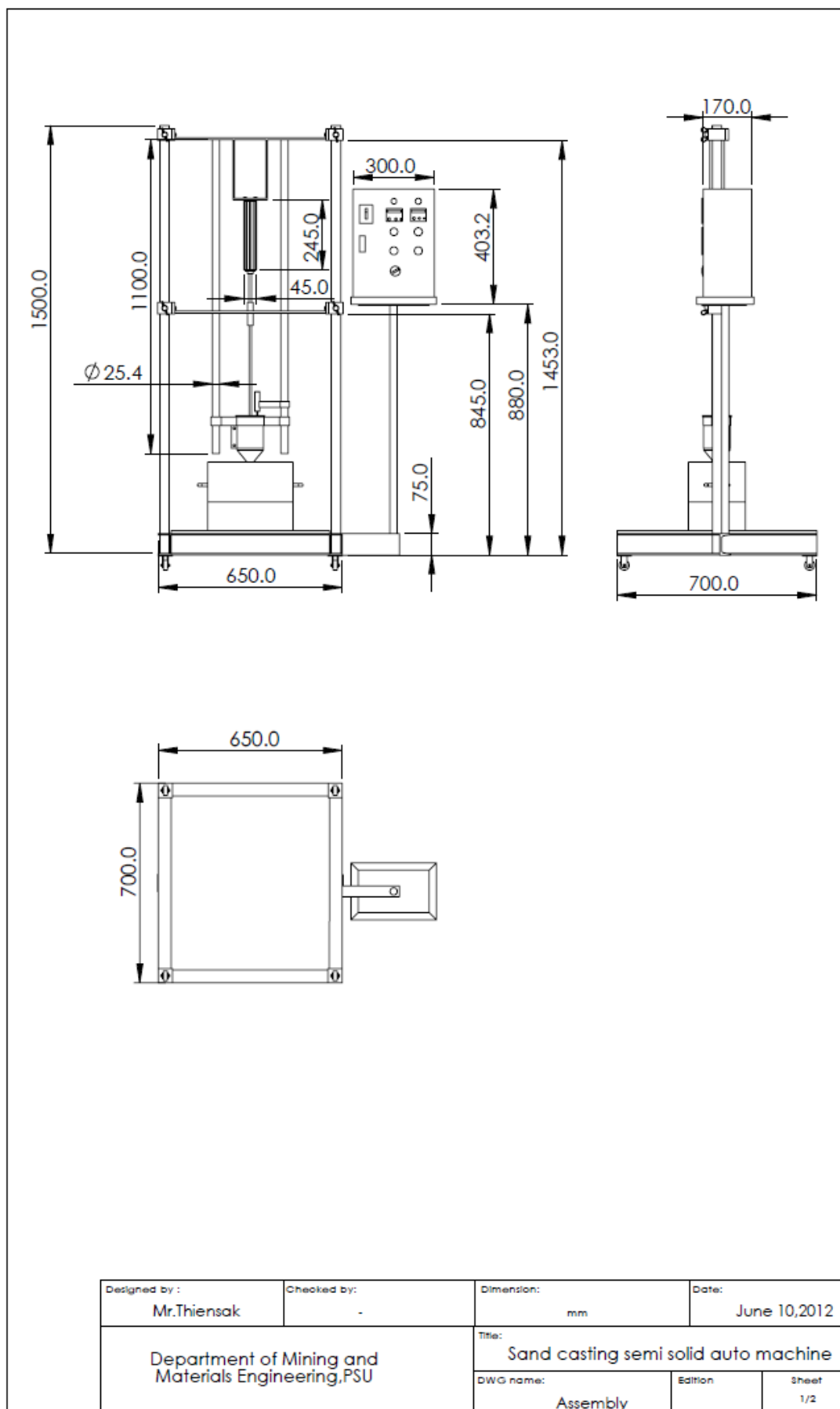
SPECIMENS ASTM B557M

Designed by: Mr.Thiensak	Checked by: -	Dimension: mm	Date: June 28,2012
Department of Mining and Materials Engineering,PSU		Title: Specimens	
		DWG name: Semi solid gating system	Sheet 1/6



NUMBER	NAME
1	Base Plate
2	Tapping Ladle
3	Control Box
4	Fixed frame
5	Moving Frame
6	Ladle Frame
7	Pneumatic Cylinder
8	Spril Sand Mold

Designed by : Mr.Thiensak	Checked by : -	Dimension: mm	Date: June 10,2012
Department of Mining and Materials Engineering,PSU		Title: Sand casting semi solid auto machine	
		DWG name: Assembly	Edition Sheet 1/1

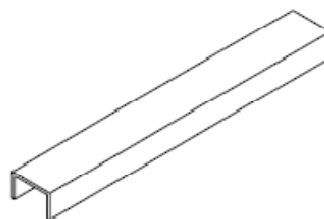
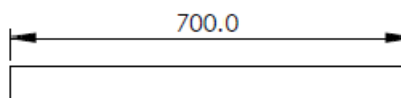
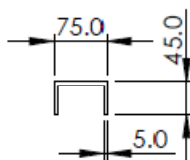


Designed by : Mr.Thiensak	Checked by: -	Dimension: mm	Date: June 10,2012
Department of Mining and Materials Engineering,PSU		Title: Sand casting semi solid auto machine	
		DWG name: Assembly	Sheet 1/2

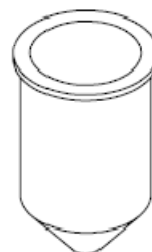
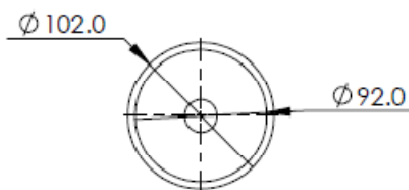
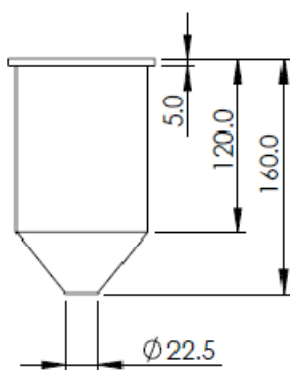




1



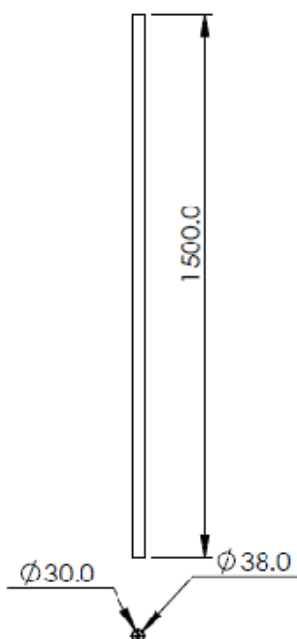
2



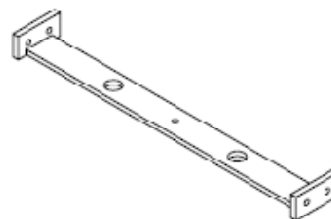
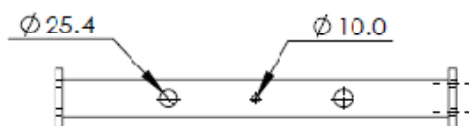
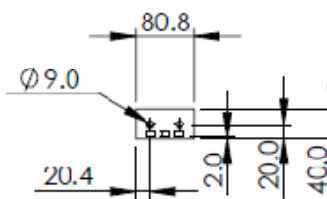
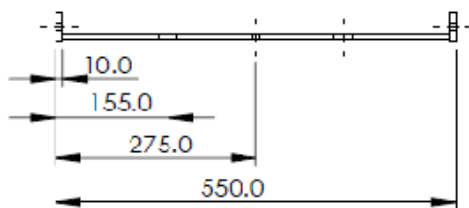
NUMBER	NAME
1	Base Plate
2	Ladle

Designed by : Mr.Thiensak	Checked by : -	Dimension: mm	Date: June 10,2012
Department of Mining and Materials Engineering,PSU		Title: Sand casting semi solid auto machine	
		DWG name: 1,2	Sheet 1/3

4

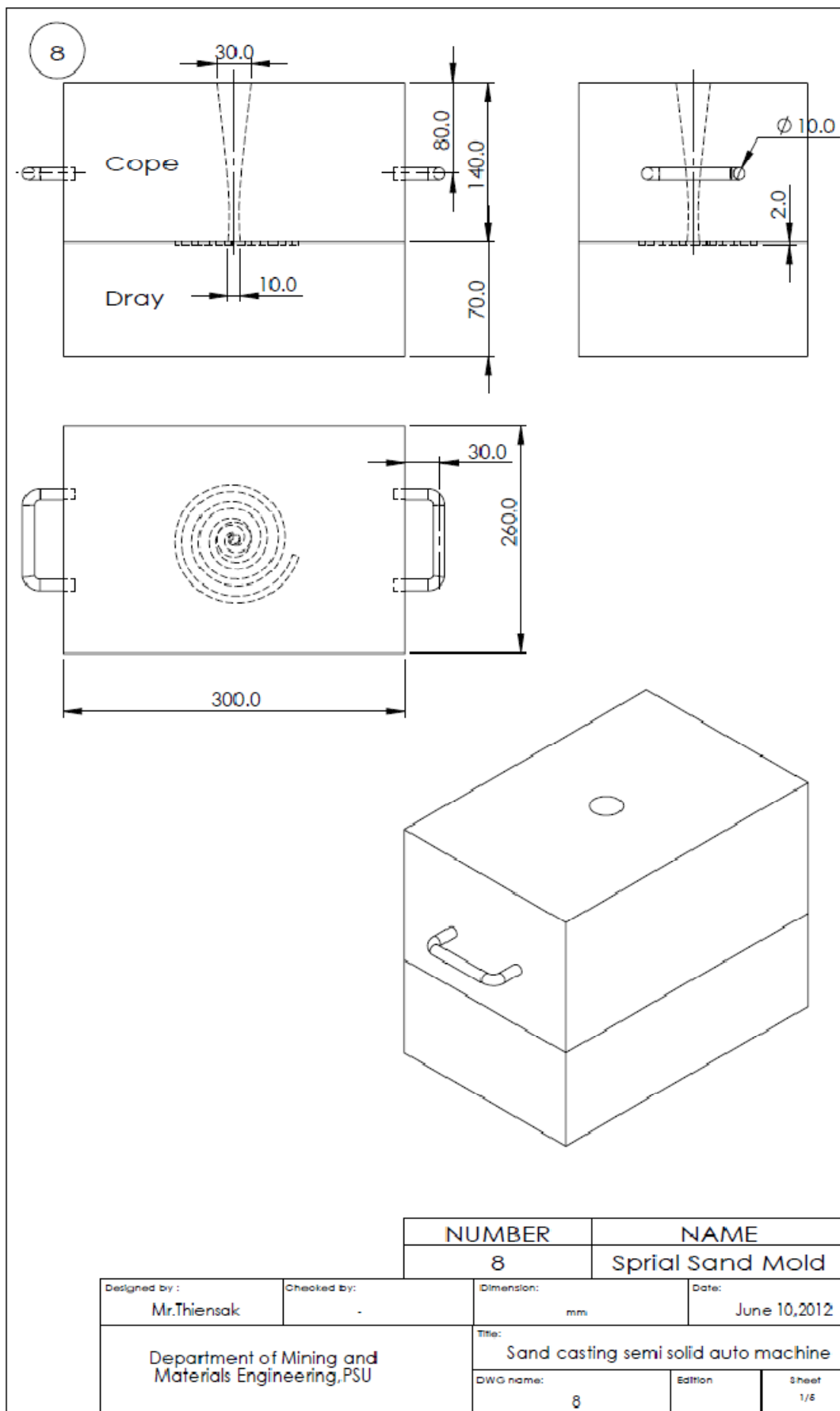


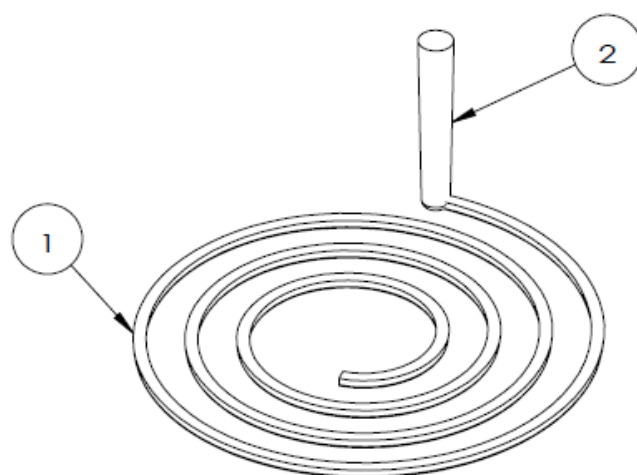
5



NUMBER	NAME
4	Fixed frame
5	Moving Frame

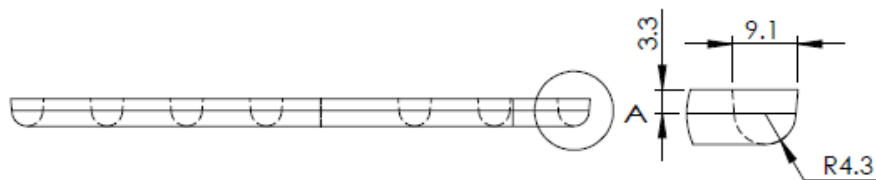
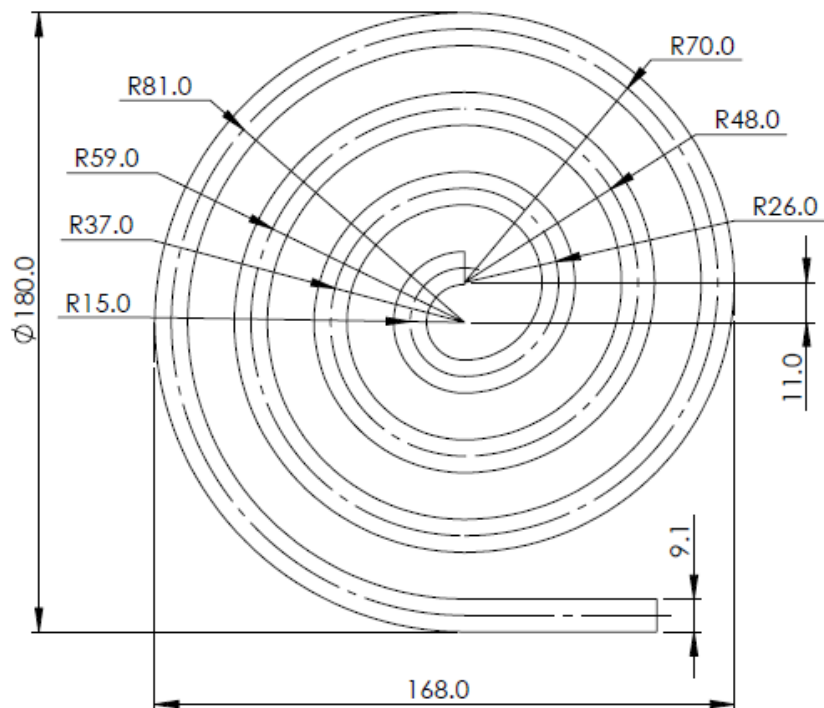
Designed by : Mr.Thionsak	Checked by: -	Dimension: mm	Date: June 10,2012
Department of Mining and Materials Engineering, PSU		Title: Sand casting semi solid auto machine	
		DWG name: 4,5	Sheet 1/4



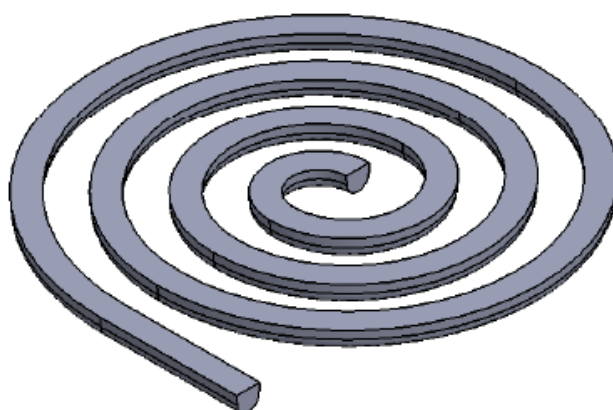


NUMBER	NAME
1	Spiral Pattern
2	Sprue Pattern

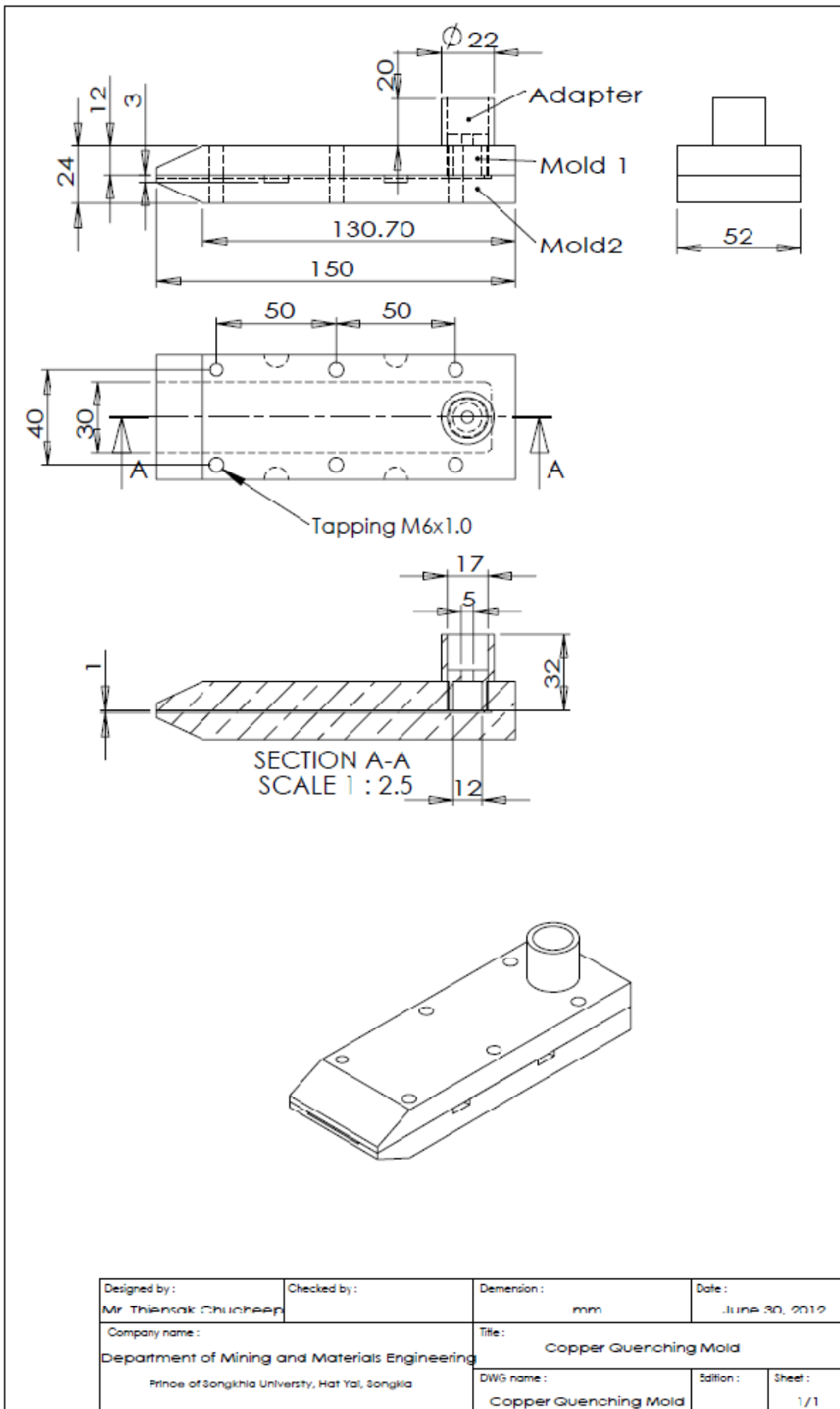
Designed by : Mr.Thiensak	Checked by: -	Dimension: mm	Date: June 28,2012
Department of Mining and Materials Engineering,PSU		Title: Semi solid metal sand casting	
		DWG name: Assembly	Sheet 1/1



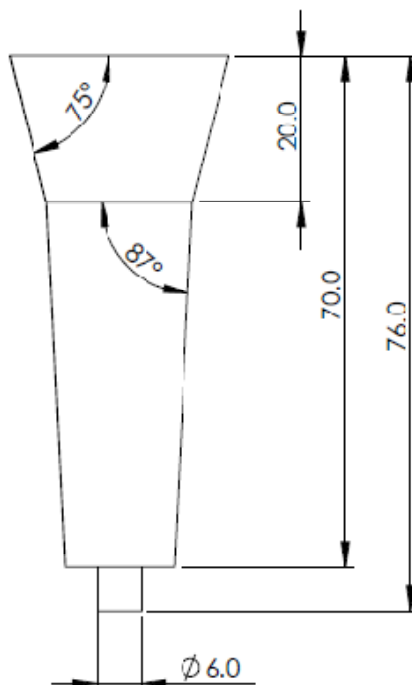
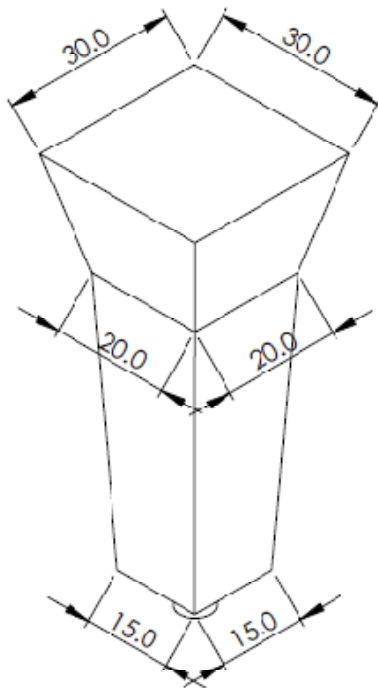
DETAIL A  
SCALE 1 : 1



NUMBER		NAME	
1		Spiral pattern	
Designed by:	Checked by:	Dimension:	Date:
Mr.Thiensak	-	mm	June 28,2012
Department of Mining and Materials Engineering,PSU		Title:	
		Semi solid metal sand casting	
DWG name:		Edition	Sheet
Spiral Pattern			1/2

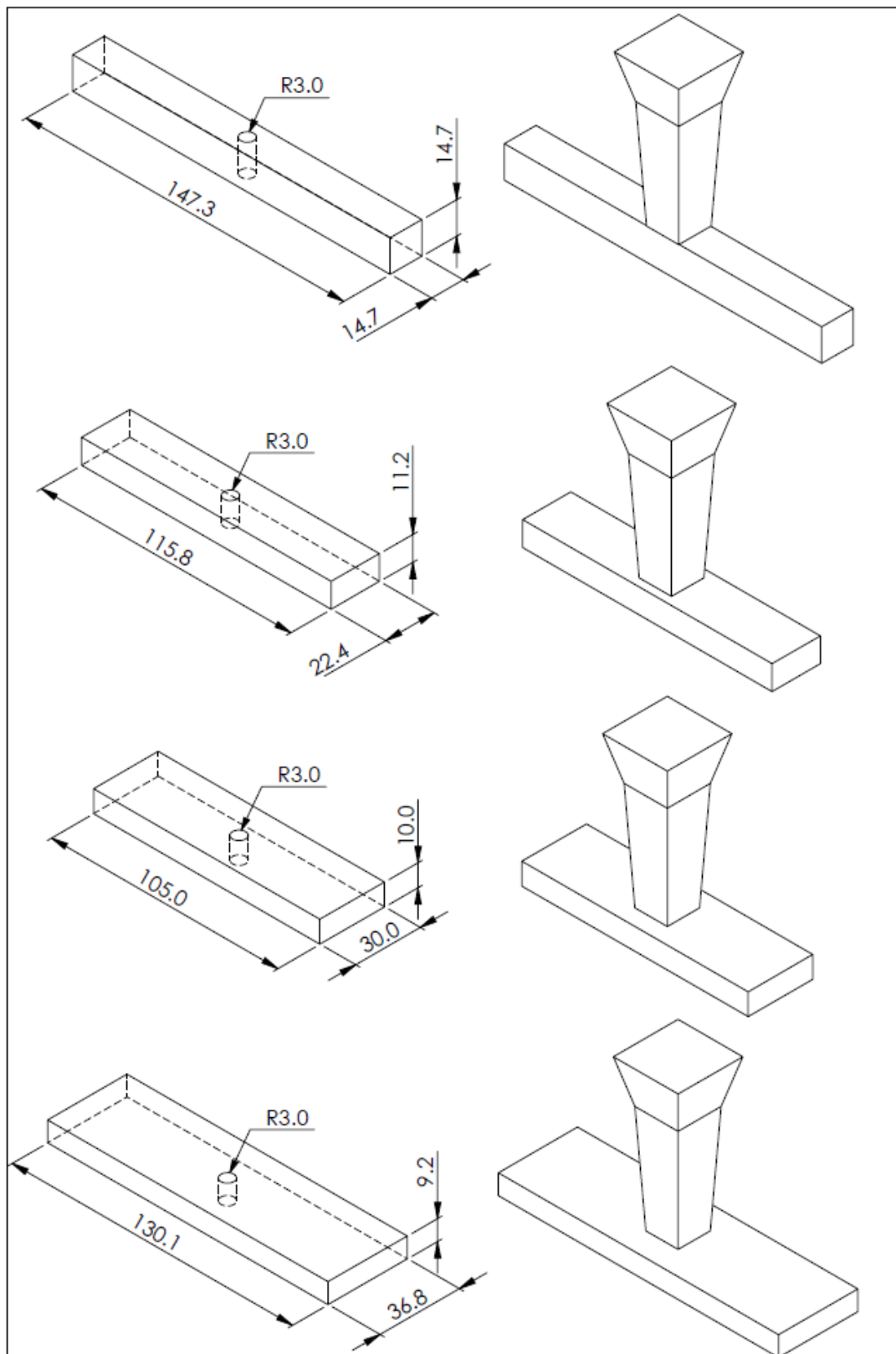


Designed by: Mr. Thiensak Chucheeb	Checked by:	Dimension: mm	Date: June 30, 2012
Company name: Department of Mining and Materials Engineering Prince of Songkhla University, Hat Yai, Songkla		Title: Copper Quenching Mold	
DWG name: Copper Quenching Mold		Edition:	Sheet: 1/1

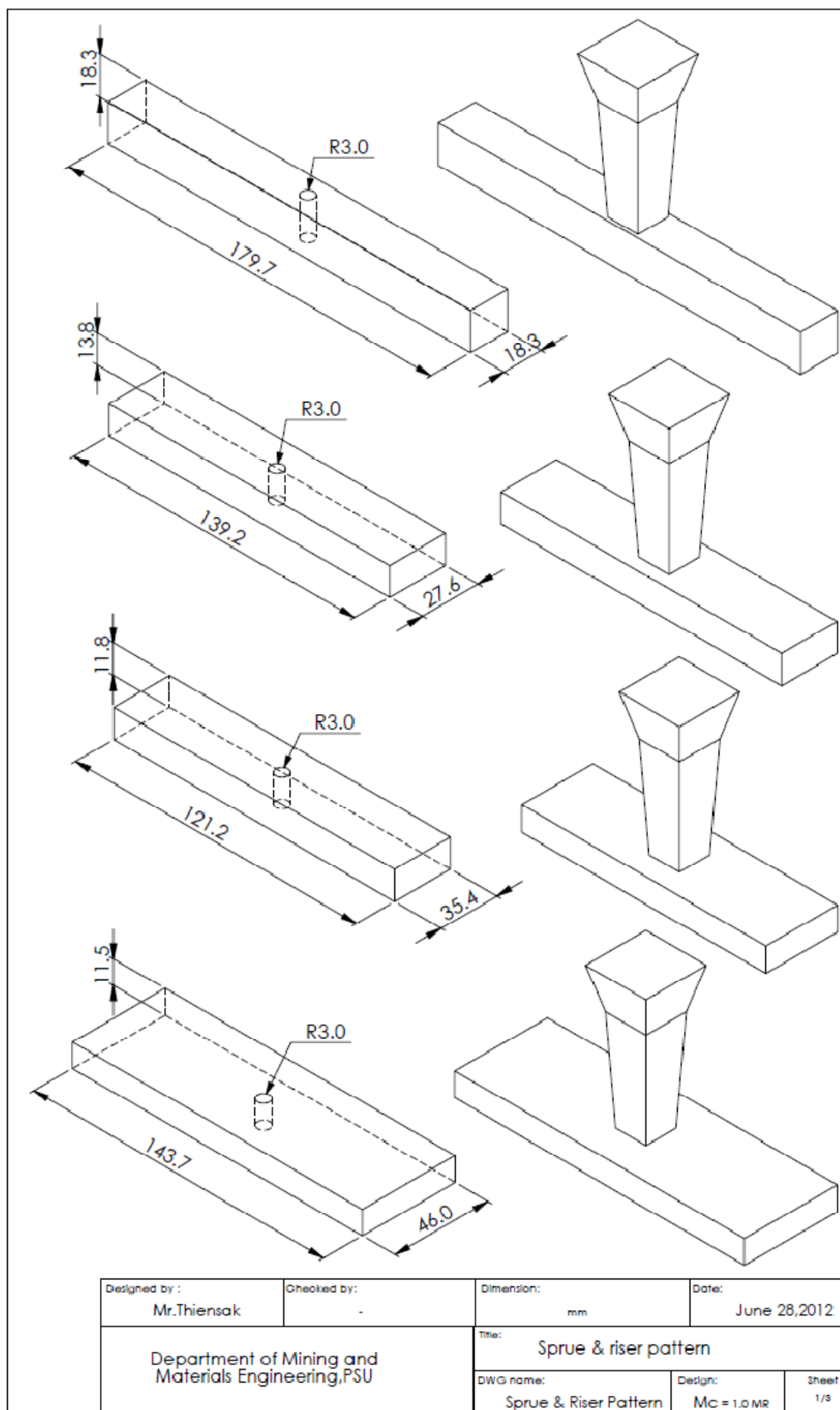


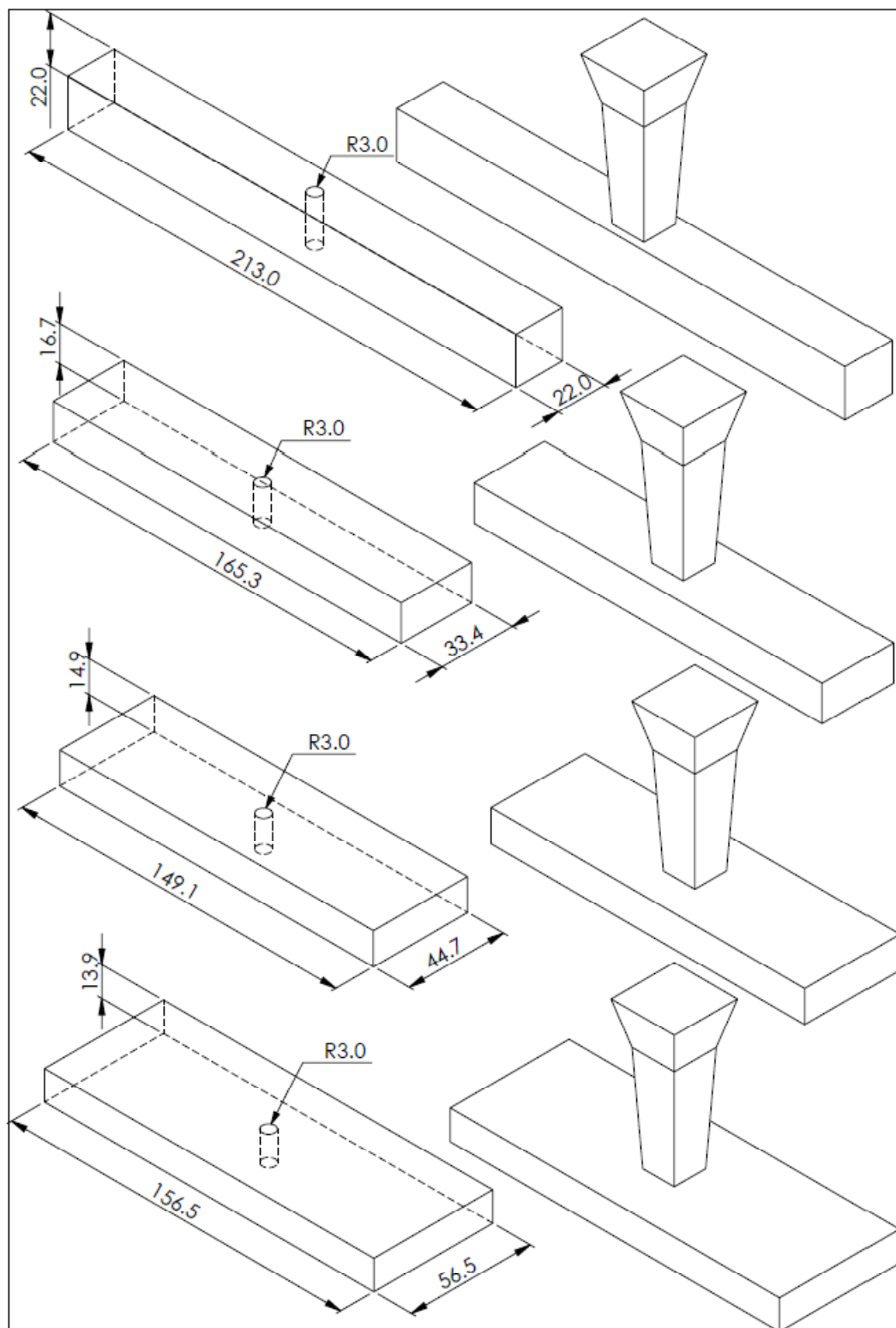
Designed by: Mr Thiensak	Checked by: -	Dimension: mm	Date: June 28, 2012
Department of Mining and Materials Engineering, PSU		Title: Sprue & riser pattern	
		DWG name: Sprue & Riser Pattern	Design: M <sub>R</sub> = 0.433 cm <sup>3</sup> V <sub>R</sub> = 28.10 cm <sup>3</sup>
			Sheet 1/1



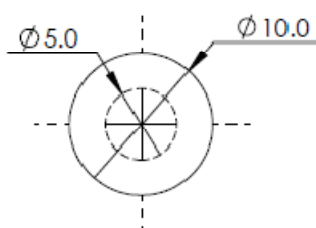
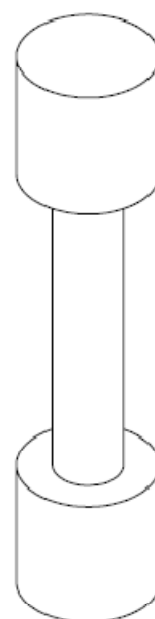
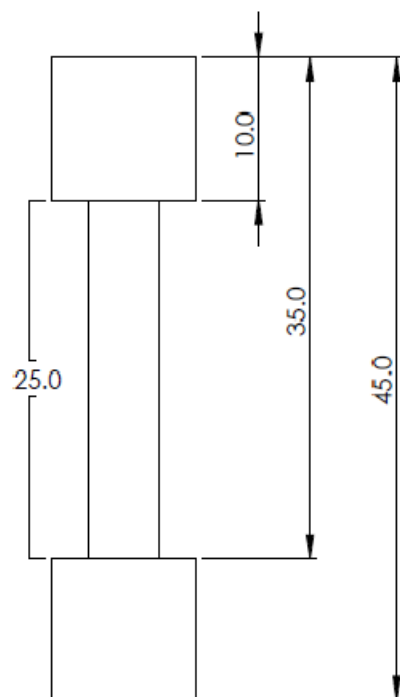


Designed by : Mr.Thiensak	Checked by : -	Dimension: mm	Date: June 28,2012
Department of Mining and Materials Engineering,PSU		Title: Sprue & riser pattern	
		DWG name: Sprue & Riser Pattern	Design: Mc = 0.8 MR
		Sheet 1/2	





Designed by: Mr.Thiensak	Checked by: -	Dimension: mm	Date: June 28,2012
Department of Mining and Materials Engineering,PSU		Title: Sprue & riser pattern	
		DWG name: Sprue & Riser Pattern	Design: MC = 1.2 MR Sheet 1/4



Designed by: Mr.Thiensak	Checked by: -	Dimension: mm	Date: June 22,2012
Department of Mining and Materials Engineering,PSU		Title: Tensile specimen	
		DWG name: Specimen	Sheet 1