

ผลของศักย์การเกิดแกรไฟต์ต่อการขยายตัวของยูเทคติกในเหล็กหล่อเทา



นายอรรถชัย อุตสาใจ

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ปีการศึกษา 2562

**EFFECT OF GRAPHITIZATION POTENTIAL ON  
THE EUTECTIC EXPANSION IN GRAY IRON**



**Auttchai Utsajai**

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

**Degree of Master of Engineering in Materials Engineering**

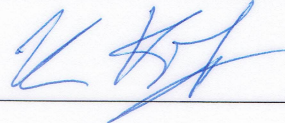
**Suranaree University of Technology**

**Academic Year 2019**

## ผลของศึกัการเกิดแกรไฟต์ต่อการขยายตัวของยูเทคติกในเหล็กหล่อเทา

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อนุมัติให้หน้าวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษา  
ตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์



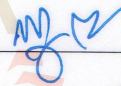
(ผศ. ดร.อุษณีย์ กิตกำธร)

ประธานกรรมการ



(ผศ. ดร.สารัมภ์ บุญมี)

กรรมการ (อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์)



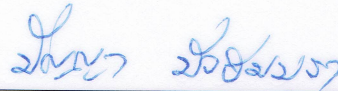
(รศ. ดร.สุดสาคร อินธิเดช)

กรรมการ



(รศ. ดร.พรวสา วงศ์ปัญญา)

กรรมการ



(อ. ดร.ปัญญา บัวสมบุรา)

กรรมการ



(รศ. ร.อ. ดร.กนต์ธร ชานีประศาสน์)

รองอธิการบดีฝ่ายวิชาการ

และพัฒนาความเป็นสากล



(รศ. ดร.พรศิริ จงกล)

คณบดีสำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

อรรถชัย อุตสาใจ : ผลของศักย์การเกิดแกรไฟต์ ต่อการขยายตัวของยูเทคติกในเหล็กหล่อเทา (EFFECT OF GRAPHITIZATION POTENTIAL ON THE EUTECTIC EXPANSION IN GRAY IRON) อาจารย์ที่ปรึกษา : ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สารัมภ์ บุญมี, 137 หน้า.

งานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาศักย์การเกิดแกรไฟต์ ตั้งแต่การเกิดในเหล็กหล่อขาว เหล็กหล่อมอดเตล ไปจนถึงเหล็กหล่อเทา และศึกษาระดับของการทำอินทรีย์ของยูเทคติกต่อการหดและการขยายตัวในระหว่างการแข็งตัวของเหล็กหล่อเทา อันเนื่องมาจากสัณฐานวิทยาของแกรไฟต์ที่เปลี่ยนไปด้วยวิธีการวัดการเคลื่อนที่เชิงเส้นและการวิเคราะห์ทางความร้อน โดยใช้ชุดอุปกรณ์ที่ประกอบด้วยแบบหล่อทรายฟุรานเรซินทรงกลมขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 76.2 มิลลิเมตร ที่ผลิตจากเครื่องพิมพ์ 3 มิติ ด้วยกรรมวิธีแอคติฟและหุ้มด้วยแบบเหล็กกล้า โดยมีเทอร์โมคัปเปิลและอุปกรณ์วัดการเคลื่อนที่เชิงเส้นสำหรับวัดอุณหภูมิและการเคลื่อนที่ในระหว่างการแข็งตัวไปในเวลาเดียวกัน จากนั้นได้หล่อเหล็กหล่อ 2 ชุดการศึกษา โดยชุดแรกศึกษาศักย์ของการเกิดแกรไฟต์ ที่มีปริมาณซิลิคอนตั้งแต่ 0.2 0.47 0.95 1.49 1.78 1.80 และ 2.06 ร้อยละโดยน้ำหนัก จากการทดลองพบว่าปริมาณและเวลาที่ใช้ในการขยายตัวของแกรไฟต์เพิ่มขึ้นและการหดตัวภายหลังจากการขยายตัวของแกรไฟต์ลดลงตามศักย์ของการเกิดแกรไฟต์และคาร์บอนสมมูลที่เพิ่มขึ้น โดยมีปริมาณการขยายตัวอยู่ในช่วง 0.14 – 1.36 มิลลิเมตร และเวลาที่ใช้ในการขยายตัวมีค่าอยู่ระหว่าง 162 – 471 วินาที ในชุดการศึกษาที่ 2 ศึกษาผลของการทำอินทรีย์ของยูเทคติกที่ปริมาณร้อยละ 0.1 0.2 และ 0.3 พบว่าเงื่อนไขที่มีปริมาณคาร์บอนสมมูลสูงกว่า มีการขยายตัวของแกรไฟต์มากกว่า

สาขาวิชา วิศวกรรมโลหการ  
ปีการศึกษา 2562

ลายมือชื่อนักศึกษา อรรถชัย อุตสาใจ  
ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา ดร.สารัมภ์ บุญมี

AUTTACHAI UTSAJAI : EFFECT OF GRAPHITIZATION POTENTIAL ON  
THE EUTECTIC EXPANSION IN GRAY IRON. THESIS ADVISOR :  
ASST. PROF. SARUM BOONMEE, PhD., 137 PP.

SOLIDIFICATION BEHAVIOR/GRAPHITIZATION POTENTIAL/CAST IRON/  
LINEAR DISPLACEMENT/SOLID FRACTION.

The objective of this research is to study the effect of the graphitization potential and the level of inoculation on the expansion and contraction in gray irons (GI). The special equipment was created for this work. The spherical furan resin additive-manufactured sand molds dimensions 76.2 mm were encased with the steel jackets to minimize the mold-wall movement. The mold was equipped with a thermocouple (type S) and a Linear Variable Differential Transformer (LVDT) to monitor the temperature change and displacement during solidification simultaneously. Irons with various graphitization potential that followed %Si 0.2, 0.47, 0.95, 1.49, 1.78, 1.80 and 2.06 were produced. It was found that the graphite expansion and the graphite expansion time increased with increasing graphitization potential. In addition, the contraction after the expansion of graphite decreased with increasing graphitization potential and carbon equivalent ranging from 0.14 - 1.36 mm 0.2 - 1.8 mm. for the graphite expansion and 162 - 471 s. for the graphite expansion time. The experiment with the level of inoculation demonstrated that the graphite expansion and the graphite expansion time increased with increasing carbon equivalent.

School of Metallurgical Engineering

Academic Year 2019

Student's Signature

Auttachai Utsajai

Advisor's Signature

Sarum

## กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์เล่มนี้สำเร็จได้ด้วยดี ก็ด้วยความร่วมมือและความอนุเคราะห์จากหลายฝ่ายที่มีส่วนเกี่ยวข้องทั้งในด้านวิชาการและการดำเนินงานวิจัย ผู้วิจัยจึงขอกราบขอบพระคุณบุคคล และกลุ่มบุคคลต่อไปนี้ ที่ได้กรุณาให้คำปรึกษา คำแนะนำ และให้ความช่วยเหลืออย่างดียิ่ง

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สารัมภ์ บุญมี อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ที่ได้ให้โอกาส แนะนำแนวทางการศึกษา และได้อบรมสั่งสอนให้คำปรึกษา ให้ความช่วยเหลือในทุกด้าน และเป็นกำลังใจให้เสมอมาในระหว่างการทำการศึกษาวิจัย จนไปถึงการให้คำชี้แนะในการเรียบเรียง เขียนและตรวจแก้ไขรายละเอียดและรูปแบบของวิทยานิพนธ์จนเสร็จสมบูรณ์

อาจารย์ประจำสาขาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารีทุกท่าน และอาจารย์ศุภฤกษ์ รัชมีแพทย์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลขอนแก่น ที่ให้ความรู้คำแนะนำทางด้านวิชาการเพื่อเป็นแนวทางการแก้ไขปัญหาในการดำเนินงานวิจัย

คุณไอลงการ จันทรสุขเกษม และ คุณนัฐฉิณี วัลลัษณ์อารยะ ผู้จัดการบริษัท สปีด ทรีดีโมลด์ ที่ให้ความอนุเคราะห์และสนับสนุนแบบหล่อทรายในการทำวิจัย

คุณ สุรธวัช จินาพันธ์ ผู้จัดการบริษัทเอส.เจ. เมทัลเวิร์ค จำกัด ที่ได้ให้ความอนุเคราะห์สถานที่ของบริษัท และนำเหล็กเพื่อใช้ในงานวิจัย

คุณวิชาญ วีระชัยสุนทร คุณกฤษดา ศรีรักษ์ คุณสังเวียน แคมเกษม คุณนพพร แถวเพชร คุณสุนิติ ชื่นเกษม คุณมานิช แสงศาสตรา คุณวิเศษ เพ็ชร์แดง และคุณคมสัน ภายเดช วิศวกร และเจ้าหน้าที่ประจำศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี (อาคารเครื่องมือ 6) กลุ่มห้องปฏิบัติการวิศวกรรมโลหการและกระบวนการผลิต ที่คอยให้คำแนะนำและคอยอำนวยความสะดวกในการใช้เครื่องมือที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย

กลุ่มวิจัยงานหล่อโลหะภายใต้การดูแลของ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สารัมภ์ บุญมี และผู้ที่มีส่วนเกี่ยวข้องทุกคนที่มีส่วนช่วยเหลือในการทำให้งานวิจัยนี้สำเร็จลุล่วงไปได้

ท้ายนี้ ผู้วิจัยขอกราบขอบพระคุณบิดา มารดา ที่คอยอบรมเลี้ยงดูสั่งสอน ส่งเสริมทางการศึกษา คอยมอบความรัก ความห่วงใยและเป็นกำลังใจให้เป็นอย่างดีเสมอมา

อรรถชัย อุตสาใจ

# สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อ (ภาษาไทย).....	ก
บทคัดย่อ (ภาษาอังกฤษ).....	ข
กิตติกรรมประกาศ.....	ค
สารบัญ.....	ง
สารบัญตาราง.....	ช
สารบัญรูป.....	ซ
บทที่	
<b>1 บทนำ</b> .....	1
1.1 ที่มาและความสำคัญของปัญหา.....	1
1.2 วัตถุประสงค์การวิจัย.....	3
1.3 สมมติฐานการวิจัย.....	3
1.4 ขอบเขตการวิจัย.....	3
1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	4
<b>2 ปรีทรีตเมนต์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง</b> .....	5
2.1 บทนำ.....	5
2.2 เทคนิคการวัดปริมาณการหดตัวและขยายตัวระหว่างการแข็งตัวของโลหะ.....	6
2.3 พฤติกรรมการหดและขยายตัวระหว่างการแข็งตัวของโลหะ.....	19
2.4 การวิเคราะห์ความสัมพันธ์ระหว่างกราฟการเย็นตัวและการเคลื่อนที่เชิงเส้น.....	22
2.5 การวิเคราะห์ทางความร้อน.....	23
2.6 เซ็นเซอร์ตำแหน่งเชิงเส้น.....	30
2.7 หลักการและแบบของเทอร์โมคัปเปิล.....	31
2.8 สมบัติทั่วไปของเหล็กหล่อขาว เหล็กหล่อเทา และเหล็กหล่อเหนียว.....	34
2.9 ศักยภาพการเกิดแกรไฟต์.....	39
2.10 สันฐานวิทยาของแกรไฟต์.....	45

## สารบัญ (ต่อ)

หน้า

2.11	การเกิดนิวเคลียส .....	48
2.12	การทำอินทรีย์คอลลอยด์ .....	51
<b>3</b>	<b>วิธีการดำเนินงานวิจัย .....</b>	<b>53</b>
3.1	บทนำ.....	54
3.2	วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย .....	55
3.3	อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในงานวิจัย .....	56
3.4	ขั้นตอนการทดลอง .....	65
3.4.1	การติดตั้งชุดอุปกรณ์สำหรับการวิจัย .....	65
3.4.2	การหล่อหลอมเหล็กหล่อ.....	65
3.4.3	การควบคุมส่วนผสมทางเคมี.....	65
3.4.4	การทำอินทรีย์คอลลอยด์และการเทน้ำเหล็กงานหล่อ .....	66
3.4.5	การวัดขนาดชิ้นงานภายหลังการแข็งตัว .....	67
3.4.6	การหาความหนาแน่นของงานหล่อ .....	67
3.4.7	การตัด ขัด ส่อง เพื่อดูโครงสร้างจุลภาค .....	67
3.5	การหาค่าสัดส่วนของการเป็นของแข็ง .....	65
3.6	การหาค่าสหสัมพันธ์ .....	65
<b>4</b>	<b>ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง .....</b>	<b>71</b>
4.1	บทนำ.....	71
4.2	การจำลองการหล่อ .....	73
4.3	โครงสร้างจุลภาค .....	77
4.4	การวิเคราะห์ทางความร้อนและการเคลื่อนที่เชิงเส้น .....	83
4.5	อิทธิพลของศักย์การเกิดเกรไฟต์ คาร์บอนผสม และอุณหภูมิเท .....	97
4.6	การเปลี่ยนแปลงขนาดและความหนาแน่นของงานหล่อ.....	102
<b>5</b>	<b>สรุปผลและข้อเสนอแนะ.....</b>	<b>104</b>
5.1	สรุปผล.....	104
5.2	ข้อเสนอแนะ .....	105



## สารบัญ (ต่อ)

หน้า

รายการอ้างอิง .....	106
ภาคผนวก .....	108
ภาคผนวก ก สรุปข้อมูลของอนุภูมิภาคและระยะการเคลื่อนที่.....	109
ภาคผนวก ข การเปลี่ยนแปลงขนาดและความหนาแน่นของงานหล่อ.....	112
ภาคผนวก ค อัตราการเคลื่อนที่และระยะการเคลื่อนที่ของเซ็นเซอร์ตำแหน่ง เชิงเส้น .....	114
ภาคผนวก ง อนุภูมิภาคการยื่นตัวและสัดส่วนของการเป็นของแข็ง .....	118
ภาคผนวก จ อนุภูมิภาคการยื่นตัว การเคลื่อนที่เชิงเส้นและสัดส่วนของการเป็น ของแข็ง .....	122
ภาคผนวก ฉ รายละเอียดชุดอุปกรณ์ .....	126
ภาคผนวก ช การหาค่าคาร์บอนสมมูล .....	133
ภาคผนวก ซ บทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่.....	135
ประวัติผู้เขียน .....	137

## สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
1.1	สรุปเงื่อนไขการทดลอง.....4
2.1	สรุปเทคนิคของอุปกรณ์วัดการหดและขยายตัวของโลหะระหว่างการแข็งตัว .....17
2.2	เทอร์โมคัปเปิลแบบมาตรฐานจากหลักการเปลี่ยนแปลงคุณสมบัติทางไฟฟ้า.....32
2.3	ส่วนประกอบของวัสดุตัวนำและช่วงอุณหภูมิการวัดของเทอร์โมคัปเปิล .....33
2.4	ธาตุที่ช่วยให้คาร์บอนตกผลึกเป็นแกรไฟต์และคาร์ไบด์.....41
2.5	การเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นของธาตุผสมในยูเทคติก.....41
3.1	ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อที่ใช้ในการวิจัย.....53
3.2	ปริมาณธาตุของเฟอร์โรซิลิคอนและปริมาณธาตุของสารโนดูลาไรเซอร์ .....55
4.1	ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อ .....72
4.2	ส่วนผสมของสารอินทรีย์คูลแลนต์ประเภท Superseed 75.....72
4.3	สัญลักษณ์และตัวแปรที่ใช้ในการวิเคราะห์พฤติกรรมการหดและขยายตัวของเหล็กหล่อ .....83
4.4	สหสัมพันธ์ของข้อมูลชุดการศึกษาที่ 1.....101
4.5	สหสัมพันธ์ของข้อมูลชุดการศึกษาที่ 2.....101

## สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
1.1	อุปกรณ์ที่ใช้ในการศึกษาพฤติกรรมการหดและขยายตัวของเหล็กหล่อในงานวิจัย .....4
2.1	อุปกรณ์วัดการเปลี่ยนแปลงปริมาตรของโลหะโดย Mallet (1874) .....6
2.2	อุปกรณ์วัดการเปลี่ยนแปลงปริมาตรของโลหะโดย Tatur (1876) .....7
2.3	อุปกรณ์วัดการเปลี่ยนแปลงปริมาตรของโลหะโดย Schmidt (1950) .....7
2.4	อุปกรณ์วัดการเปลี่ยนแปลงปริมาตรของโลหะโดย Zou (2012) .....8
2.5	อุปกรณ์วัดการเคลื่อนที่ของแท่งควอทซ์เพื่อวัดการหดและขยายตัวโดย Degois (1975) .....9
2.6	อุปกรณ์วัดการเคลื่อนที่ของแท่งควอทซ์และอุณหภูมิเพื่อศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างการหดและขยายตัวของงานหล่อและอุณหภูมิการเย็นตัวโดย Stefanescu (1979) .....10
2.7	อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการหดและการขยายตัวพร้อมกับอุณหภูมิการเย็นตัวและแรงดันในตัวอย่างทรงกระบอกโดย Gedenova (1995) .....10
2.8	อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการหดและการขยายตัวพร้อมกับอุณหภูมิการเย็นตัวโดย Yang กับ Aalheinen (1997) .....11
2.9	อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการขยายตัวและอุณหภูมิของผนังแบบหล่อโดย Mrvar (2002) .....12
2.10	อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการขยายตัวพร้อมกับอุณหภูมิการแข็งตัวของเหล็กหล่อเหนียวที่ทำอินทรีย์คลุเลชันด้วยสารอินทรีย์คลุเลนต์ที่แตกต่างกันโดย Chisamera (2011) .....12
2.11	อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการหดและขยายตัว โดย Stefanescu (2012) .....13
2.12	อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการหดและขยายตัว โดย Svidro กับ Dioszegi (2013) .....14
2.13	อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการขยายตัวของแกรไฟต์ในระหว่างการแข็งตัวของเหล็กหล่อเทาและเหล็กหล่อเหนียว โดย Alonso (2014) .....14
2.14	อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการหดและขยายตัวโดยของเหล็กหล่อ Chuancharoon (2017) .....15

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.15 อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการหดและขยายตัวของเหล็กหล่อเหนียว โดย Tadese (2018) .....	16
2.16 อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการหดและขยายตัวของเหล็กหล่อเทา โดย Péter Svidró (2018).....	16
2.17 การหดและขยายตัวของเหล็กหล่อเหนียว โดย Degois .....	19
2.18 การหดและขยายตัวของเหล็กหล่อเหนียว โดย Stefanescu .....	20
2.19 การหดและขยายตัวของเหล็กหล่อเทา โดย Stefanescu .....	21
2.20 ความสัมพันธ์ระหว่างคาร์บอนผสมกับปริมาณขยายตัวและเวลาการขยายตัว .....	21
2.21 พฤติกรรมการขยายและหดตัวของเหล็กหล่อเทาที่มีส่วนผสมเดียวกัน โดย Svidro.....	22
2.22 อิทธิพลของซูเปอร์ฮีตติงต่ออุณหภูมิวิกฤตของเหล็กหล่อเทา.....	24
2.23 อิทธิพลของซิลิกอนต่ออุณหภูมิวิกฤตของเหล็กหล่อเทา.....	24
2.24 อิทธิพลของสัดส่วนแมงกานีสต่อซัลเฟอร์ (Mn/S) ต่อกราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อเทา.....	25
2.25 อิทธิพลของธาตุซีเรียม (Ce) และซัลเฟอร์ (S) ต่อกราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อเทา .....	25
2.26 กราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อทั้ง 3 ประเภทที่เย็นตัวในแบบหล่อทราย .....	25
2.27 การคำนวณปริมาณความร้อนแฝงระหว่างกราฟอัตราการเย็นตัวและ Zero curve .....	29
2.28 ส่วนประกอบของเซ็นเซอร์ตำแหน่งเชิงเส้น .....	30
2.29 วงจรพื้นฐานของเซ็นเซอร์ตำแหน่งเชิงเส้น.....	30
2.30 ลักษณะการทำงานของเซ็นเซอร์ตำแหน่งเชิงเส้น .....	31
2.31 หลักการของ Thomas Seebeck.....	32
2.32 สมบัติของเทอร์โมคัปเปิลแบบ S .....	34
2.33 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อขาว .....	35
2.34 ตัวอย่างการใช้งานของเหล็กหล่อขาว.....	35
2.35 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเทา .....	37
2.36 ตัวอย่างการใช้งานของเหล็กหล่อเทา .....	37
2.37 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียว .....	38

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.38 ตัวอย่างการใช้งานของเหล็กหล่อเหนียว .....	38
2.39 แผนภาพเหล็กคาร์บอนกับระบบการเย็นตัวแบบสมดุลและกึ่งสมดุล .....	39
2.40 อิทธิพลของธาตุผสมต่อดัชนีวัดค่าศักย์การเกิดแกรไฟต์ .....	40
2.41 อิทธิพลของอัตราการเย็นตัวต่ออุณหภูมิยูเทคติกแบบสมดุล และกึ่งสมดุล .....	42
2.42 ความความสัมพันธ์ระหว่างการเย็นตัวและ โครงสร้างของเหล็กหล่อ .....	43
2.43 กราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อขาว มอดเติล และเทาในระบบสมดุลและกึ่งสมดุล .....	44
2.44 ลักษณะของแกรไฟต์แต่ละประเภท .....	46
2.45 ลักษณะแกรไฟต์แต่ละประเภทที่มีอัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน .....	47
2.46 พลังงานอิสระที่เปลี่ยนแปลงเทียบกับรัศมีของนิวเคลียสที่เกิดจากการแข็งตัวของ โลหะ .....	49
2.47 ลักษณะของนิวเคลียสเทียมในน้ำเหล็กหล่อ .....	51
3.1 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย .....	54
3.2 วัตถุประสงค์ที่ใช้ในงานวิจัย .....	56
3.3 เตาหลอมและตู้ควบคุม .....	57
3.4 เบ้ารองรับน้ำโลหะ .....	58
3.5 แท่นทองแดงสำหรับรองรับการชักตัวอย่างน้ำเหล็ก .....	58
3.6 เบ้ารองรับน้ำเหล็กสำหรับชักตัวอย่าง .....	59
3.7 เครื่องชั่งน้ำหนักแบบหยาบและแบบละเอียด .....	59
3.8 เครื่องตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี .....	60
3.9 อุปกรณ์สำหรับการวัดการหดและขยายตัวของเหล็กหล่อ .....	61
3.10 แบบหล่อทรายเรซินเส้นผ่านศูนย์กลางขนาด 3 นิ้ว .....	61
3.11 แบบหล่อฝ่าหุ้มที่ทำจากเหล็กกล้าและแท่งน้ำหนักกดทับ .....	62
3.12 เซ็นเซอร์ตำแหน่งเชิงเส้น .....	62
3.13 ระบบเก็บข้อมูลแบบดิจิทัล .....	63
3.14 คอมพิวเตอร์โน้ตบุ๊กเพื่อแสดงผล .....	63
3.15 เครื่องขัดผิวชิ้นงาน .....	64
3.16 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงพร้อมชุดอุปกรณ์ถ่ายภาพ .....	64

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
3.17 การติดตั้งอุปกรณ์สำหรับวัดการหดและการขยายตัวของเหล็กหล่อ .....	65
3.18 การหลอมเหล็กและปรุงส่วนผสมทางเคมี.....	66
3.19 การถ่ายโอนน้ำเหล็กจากเตาหลอมลงสู่เบ้ารองรับน้ำเหล็กและทำอินน็อกูเลชัน .....	66
3.20 การเทน้ำเหล็กลงแบบหล่อ.....	67
3.21 การหาจุดเริ่มต้นและจุดสิ้นสุดการแข็งตัวของยูเทคติกเพื่อหาสัดส่วนของการเป็นของแข็ง .....	68
3.22 ระดับความสัมพันธ์ของผลการทดลองในรูปแบบของสัมประสิทธิ์สหสัมพันธ์ .....	70
4.1 ชุดอุปกรณ์การวิจัยก่อนจำลองการหล่อแสดงในซอฟต์แวร์ ProCAST® Ver 2016 .....	73
4.2 กราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อเทา FC-200 .....	74
4.3 ผลการจำลองอุณหภูมิการเย็นตัวของเหล็กหล่อเทา FC-200 .....	75
4.4 ผลการจำลองสัดส่วนการเป็นของแข็งของเหล็กหล่อเทา FC-200.....	75
4.5 ผลการจำลองการเกิด Hot Spot ในเหล็กหล่อเทา FC-200 .....	76
4.6 ผลการจำลองการเกิด Voids ในเหล็กหล่อเทา FC-200.....	76
4.7 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 0.02%Si .....	77
4.8 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 0.47%Si .....	78
4.9 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 0.95%Si.....	78
4.10 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 1.49%Si .....	79
4.11 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 1.78%Si .....	79
4.12 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 1.80%Si .....	80
4.13 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 2.06%Si.....	80
4.14 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ Un inoculation.....	47
4.15 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ Inoculation 0.1%.....	81
4.16 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ Inoculation 0.2%.....	82
4.17 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ Inoculation 0.3%.....	82
4.18 แนวคิดความสัมพันธ์ระหว่างกราฟการเย็นตัว การเคลื่อนที่เชิงเส้น และอัตราการเย็นตัว .....	84
4.19 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ 0.02%Si .....	86

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.20 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ 0.47%Si .....	87
4.21 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ 0.95%Si .....	87
4.22 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ 1.49%Si .....	88
4.23 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ 1.78%Si .....	88
4.24 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ 1.80%Si .....	89
4.25 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ 2.06%Si .....	89
4.26 กราฟการเย็นตัว การหดขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ Un inoculation .....	90
4.27 กราฟการเย็นตัว การหดขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ Inoculation 0.1% .....	90
4.28 กราฟการเย็นตัว การหดขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ Inoculation 0.2% .....	91
4.29 กราฟการเย็นตัว การหดขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ Inoculation 0.3% .....	91
4.30 การขยายตัวของเกรไฟต์และการหดตัวเทียบกับเวลา .....	93
4.31 การสร้าง Zero curve เพื่อหาค่าความร้อนแฝงจากการแข็งตัวสะสมและสัดส่วนการ เป็นของแข็ง เทียบกับอัตราของการเกิดของแข็ง .....	93
4.32 สัดส่วนและอัตราการเป็นของแข็งของเหล็กหล่อ 0.02%Si และ 0.47%Si .....	94
4.33 สัดส่วนและอัตราการเป็นของแข็งของเหล็กหล่อ 0.95%Si และ 1.49%Si .....	94
4.34 สัดส่วนและอัตราการเป็นของแข็งของเหล็กหล่อ 1.78%Si และ 1.80%Si .....	95
4.35 สัดส่วนและอัตราการเป็นของแข็งของเหล็กหล่อ 2.06%Si .....	95
4.36 สัดส่วนและอัตราการเป็นของแข็งของเหล็กหล่อ Un inoculation และ Inoculation 0.1% .....	96
4.37 สัดส่วนและอัตราการเป็นของแข็งของเหล็กหล่อ Inoculation 0.2% และ Inoculation 0.3% .....	96
4.38 ความสัมพันธ์ระหว่างการขยายตัวของเกรไฟต์ เวลาที่ใช้ในการขยายตัวของ เกรไฟต์เทียบกับศักย์ของการเกิดเกรไฟต์ .....	97

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.39	สัดส่วนของเวลาที่ใช้ในการขยายตัวของแกรไฟต์และเวลาที่ใช้ในการหดตัวก่อนถึงจุดสิ้นสุดการแข็งตัวเทียบกับสัคย์การเกิดแกรไฟต์ .....98
4.40	การขยายตัวของแกรไฟต์และเวลาที่ใช้ในการขยายตัว.....99
4.41	การขยายตัวของแกรไฟต์และเวลาที่ใช้ในการขยายตัวต่อคาร์บอนสมมูล ..... 100
4.42	สัดส่วนการขยายตัวและสัดส่วนการหดตัวต่อคาร์บอนสมมูล .....
4.43	การเปลี่ยนแปลงขนาดของงานหล่อ..... 102
4.44	การเปลี่ยนแปลงความหนาแน่นของงานหล่อ ..... 102



# บทที่ 1

## บทนำ

### 1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหา

เหล็กหล่อจัดเป็น โลหะชนิดหนึ่งที่มีรู้จักกันและถูกใช้งานอย่างกว้างขวางและแพร่หลายมาเป็นระยะเวลานานแล้ว เนื่องจากเป็นวัสดุที่มีต้นทุนในการผลิตต่ำ กระบวนการผลิตไม่ซับซ้อน อีกทั้งยังมีสมบัติทางกลและทางความร้อนที่ค่อนข้างดี ด้วยเหตุนี้เหล็กหล่อจึงเป็นวัสดุที่จำเป็นในการผลิตและนิยมใช้ในอุตสาหกรรมขนาดใหญ่ต่าง ๆ เช่น อุตสาหกรรมยานยนต์ อุตสาหกรรมก่อสร้าง อุตสาหกรรมชิ้นส่วนเครื่องจักรกล เป็นต้น ซึ่งเป็นอุตสาหกรรมต่อเนื่องและมีส่วนสำคัญต่อการขยายตัวทางเศรษฐกิจของประเทศ

จากข้อมูลของกระทรวงอุตสาหกรรมพบว่าภาวะเศรษฐกิจอุตสาหกรรมในช่วงต้นปี 2561 มีการขยายตัวเป็นบวกอย่างต่อเนื่อง โดยดัชนีผลผลิตอุตสาหกรรม (MPI) ขยายตัว 3.4% เป็นผลจากการส่งออกที่ฟื้นตัวตามภาวะเศรษฐกิจโลก ซึ่งอุตสาหกรรมสำคัญที่ส่งผลให้ MPI ขยายตัวคือ อุตสาหกรรมรถยนต์ที่มียอดขายภายในประเทศเพิ่มขึ้นถึง 16.17% และอุตสาหกรรมชิ้นส่วนยานยนต์ที่เติบโตตามการประกอบรถยนต์ที่เพิ่มขึ้นโดยขยายตัว 15.6% (กระทรวงอุตสาหกรรม, 2561)

ดังนั้นจึงจำเป็นที่จะต้องผลิตเหล็กหล่อให้มีคุณภาพ ปราศจากข้อบกพร่องหรือตำหนิ ภายหลังจากแข็งตัวของชิ้นงานหล่อ การนำเหล็กหล่อนั้นขึ้นอยู่ด้วยวัตถุประสงค์ในการใช้ เนื่องจากเหล็กหล่อถูกพัฒนาขึ้นและแบ่งออกเป็นหลายประเภท แต่ละประเภทมีสมบัติที่แตกต่างกัน เหล็กหล่อเทา (Gray iron) มีความสามารถในการกลึงไส ตกแต่งได้ง่าย นำความร้อนและดูดซับแรงสั่นสะเทือนได้ดี เหล็กหล่อเหนียว (Ductile iron) มีสัดส่วนความแข็งแรงต่อน้ำหนักสูง และมีความสามารถในการต้านทานแรงกระแทกได้ดี ส่วนเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน (Compacted graphite iron) มีสมบัติกำลังระหว่างเหล็กหล่อเทาและเหล็กหล่อเหนียว

อย่างไรก็ตามปัญหาที่พบประการหนึ่งในกระบวนการหล่อเหล็กหล่อคือ การเกิดโพรงหดตัว (Shrinkage porosity) ที่เกิดขึ้นในระหว่างการแข็งตัว (Solidification contraction) ซึ่งเป็นการหดตัวเนื่องจากการเปลี่ยนสถานะของน้ำเหล็กหลอมเหลวไปเป็นของแข็ง และการหดตัวในสถานะของแข็ง (Solid contraction) คือ ช่วงของการหดตัวหลังจากโลหะเปลี่ยนสถานะไปเป็นของแข็งแล้ว

เย็นตัวลงมาจนถึงอุณหภูมิปกติ โดยลักษณะการหดตัวจะมากหรือน้อยขึ้นอยู่กับโลหะแต่ละชนิด ทั้งนี้พฤติกรรมของเหล็กหล่อนอกจากจะมีการหดตัวเหมือน โลหะทั่วไปแล้วยังมีการขยายตัวเกิดขึ้นด้วย ในช่วงแรกเมื่อน้ำเหล็กหลอมเหลวมีอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิวิกฤต (Liquids temperature,  $T_L$ ) จะเริ่มเกิดของแข็งที่ตกผลึกออกมา คือออสเทนไนต์ ซึ่งมีความหนาแน่นสูงกว่าน้ำเหล็กหลอมเหลว จึงทำให้มีปริมาตรลดลง พอเย็นตัวลงจนเกิดปฏิกิริยายูเทคติก จะเริ่มเกิดแกรไฟต์ร่วมกับออสเทนไนต์ไปจนถึงในช่วงสุดท้ายของการแข็งตัว เนื่องจากแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นมีความหนาแน่นต่ำจึงทำให้มีปริมาตรเพิ่มขึ้น หรือเรียกได้ว่าแกรไฟต์เกิดการขยายตัวนั่นเอง ซึ่งมีทั้งข้อดีและข้อเสีย สำหรับข้อดีคือการขยายตัวไปช่วยชดเชยการหดตัวของออสเทนไนต์ในช่วงแรก ส่วนข้อเสียคือหากแกรไฟต์มีการขยายตัวมากเกินไปจะทำให้เกิดแรงดันดันให้แบบหล่อโป่งบวม ส่งผลให้ชิ้นงานมีปริมาตรเพิ่มขึ้น ความหนาแน่นลดลงและอาจเกิดการหดตัวในภายหลังกลายเป็นโพรงหรือรูพรุนได้อีก หรือทำให้ชิ้นงานมีขนาดคลาดเคลื่อนไปจากแบบ ดังนั้นจึงต้องมีการสร้างรูสัน (Riser) เพื่อที่จะสามารถป้อนน้ำโลหะเข้าไปชดเชยการหดตัวของชิ้นงาน นอกจากนี้ก็ต้องมีการควบคุมรูปร่าง และ โครงสร้างของแกรไฟต์ให้ได้ตามที่ต้องการด้วย ซึ่งขึ้นอยู่กับ การควบคุม ส่วนผสมทางเคมีของน้ำเหล็กหลอมเหลวเริ่มต้น การควบคุมปริมาณส่วนผสมในเตา และการทำ อินทรีย์คลุเลชันเพื่อส่งเสริมให้แกรไฟต์มีขนาดเล็กและกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ ทั้งนี้โครงสร้างหรือรูปร่างของแกรไฟต์ยังขึ้นอยู่กับปัจจัยอื่นด้วย เช่น อัตราการเย็นตัว และประสิทธิภาพในการทำ อินทรีย์คลุเลชันที่ต่างกัน

งานวิจัยนี้มีความต้องการที่จะศึกษาอิทธิพลของสัณฐานการเกิดแกรไฟต์และผลของการทำ อินทรีย์คลุเลชันที่มีอิทธิพลต่อการขยายตัวของยูเทคติกในเหล็กหล่อ หรือ ปริมาณยูเทคติกแกรไฟต์ โดยใช้เทคนิคการวิเคราะห์ทางความร้อน และวิธีการวัดการเคลื่อนที่เชิงเส้นไปพร้อมกันโดยการหา ค่าความสัมพันธ์ระหว่างเวลากับอุณหภูมิในระหว่างการแข็งตัว สร้างกราฟการเย็นตัว ข้อมูลเหล่านี้ ทำให้สามารถระบุช่วงเวลาเริ่มต้นและสิ้นสุดการเกิดออสเทนไนต์และปริมาณยูเทคติกแกรไฟต์ได้ แล้วนำมาวิเคราะห์เพื่อหาสัดส่วนของการเป็นของแข็งต่อเวลาที่ใช้ในการเย็นตัวและปริมาณของ สารอินทรีย์คลุเลนต์ที่เหมาะสมสำหรับเหล็กหล่อเทหล่อไป

## 1.2 วัตถุประสงค์ของการทำวิจัย

เพื่อศึกษาผลของสัคัยการเกิดแกรไฟต์และปริมาณของการทำอินทรีย์วัตถุเลชันต่อการหดและการขยายตัวในระหว่างการแข็งตัวของเหล็กหล่อเทา อันเนื่องมาจากสัณฐานวิทยาของแกรไฟต์ที่เปลี่ยนไปด้วยวิธีการวัดการเคลื่อนที่เชิงเส้นและการวิเคราะห์ทางความร้อน

## 1.3 สมมติฐานงานวิจัย

1. ปริมาณสัคัยของการเกิดแกรไฟต์ถูกคาดการณ์ว่าน่าจะมีผลต่อพฤติกรรมของการขยายตัวของเหล็กหล่อในชุดการทดลองแรก
2. ปริมาณการทำอินทรีย์วัตถุเลชัน น่าจะมีผลต่อการหดและการขยายตัวโดยคาดการณ์ว่าเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณการทำอินทรีย์วัตถุเลชันมากที่สุด จะมีการขยายตัวของยูเทคติกแกรไฟต์มากที่สุด

## 1.4 ขอบเขตการทำวิจัย

การวิจัยนี้แบ่งการศึกษาออกเป็นสองส่วนคือ

1. ศึกษาผลของสัคัยการเกิดแกรไฟต์ในเหล็กหล่อเทาโดยกำหนดส่วนผสมทางเคมีที่มีซิลิคอนอยู่ 0.02 0.5 1.0 1.5 และ 2% ตามลำดับ
2. ศึกษาพฤติกรรมของการหดและขยายตัวในเหล็กหล่อเทาที่ผ่านการทำอินทรีย์วัตถุเลชันในปริมาณที่ต่างกัันสารอินทรีย์วัตถุเลชันที่ใช้แก่ Superseed 75

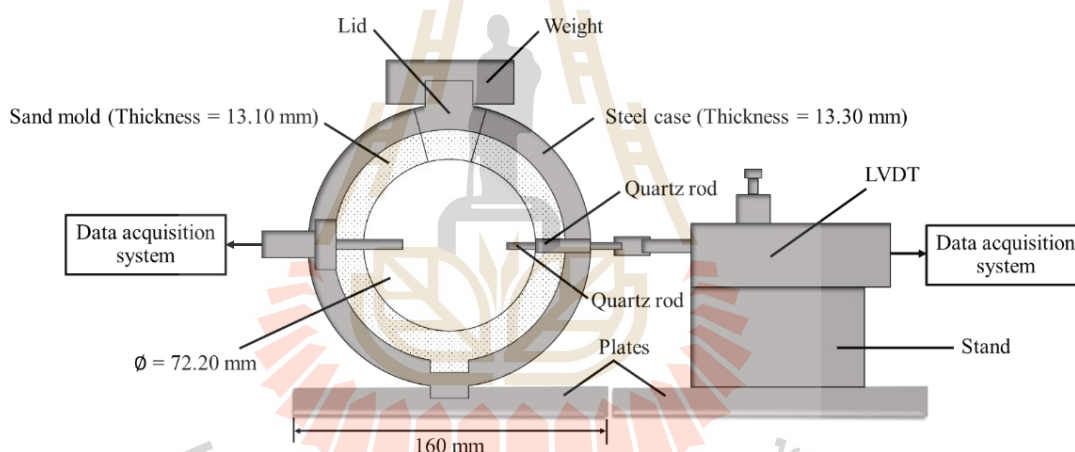
ส่วนผสมทางเคมีสำหรับเหล็กหล่อเทา

คาร์บอน	2.9 – 3.7%
ซิลิคอน	2.5 – 2.8%
แมกนีเซียม	0 – 0.08%

โดยมีคาร์บอนรวม (  $CE = \%C + \frac{(\%Si + \%P)}{3}$  ) อยู่ที่ 4.3% และแบ่งประเภทของเหล็กหล่อตามเปอร์เซ็นต์แมกนีเซียม (%Mg) ตั้งแต่ (0 %Mg, เหล็กหล่อเทา), (0.009%Mg, เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน), (0.080%Mg, เหล็กหล่อเหนียว) อุปกรณ์ที่ใช้ในงานวิจัยแสดงในรูปแบบที่ 1.1

ตารางที่ 1.1 สรุปเงื่อนไขการทดลอง

	ปริมาณส่วนผสมที่ใช้ในการทำอินทรีย์คลูเลชัน				
เหล็กหล่อขาว เหล็กหล่อมอดเตล เหล็กหล่อเทา	0.02 %Si	0.5 %Si	1.0 %Si	1.5 %Si	2.0 %Si
เหล็กหล่อเทา	Un inoc CE = 4.3	0.1% inoc CE = 4.3	0.2% inoc CE = 4.3	0.3% inoc CE = 4.3	



รูปที่ 1.1 อุปกรณ์ที่ใช้ในการศึกษาพฤติกรรมการหดและขยายตัวของเหล็กหล่อในงานวิจัย

## 1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

ได้ทราบถึงพฤติกรรมการหดและขยายตัวของเหล็กหล่อเทาเมื่อเทียบกับการเปลี่ยนแปลงศักย์ของการเกิดแกรไฟต์ และพฤติกรรมการหดและขยายตัวของยูเทคติกในเหล็กหล่อเทาที่ผ่านและไม่ผ่านการทำอินทรีย์คลูเลชันในระหว่างการแข็งตัว ที่ส่งผลให้ทราบถึงอัตราการเปลี่ยนแปลงสัดส่วนของการเป็นของแข็งในระหว่างการแข็งตัว ซึ่งสามารถนำไปเป็นข้อมูลเพื่อใช้ในการพัฒนาการจำลองการแข็งตัวของเหล็กหล่อได้

## บทที่ 2

### ปรีทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

#### 2.1 บทนำ

เหล็กหล่อเป็นวัสดุที่มีการใช้งานกันอย่างแพร่หลาย และใช้เป็นวัตถุดิบในอุตสาหกรรมขนาดใหญ่ต่าง ๆ เช่น อุตสาหกรรมยานยนต์ อุตสาหกรรมโครงสร้างพื้นฐาน หรืออุตสาหกรรมเครื่องจักรกล เป็นต้น ดังนั้นจึงจำเป็นต้องผลิตเหล็กหล่อให้มีคุณภาพ เนื่องจากว่าเหล็กหล่อมักมีความเหนียวน้อยกว่าเหล็กกล้าจึงไม่สามารถขึ้นรูปโดยใช้แรงทางกลได้ แต่ขึ้นรูปโดยการหลอมเหลวและเทลงตามแบบที่ต้องการจากนั้นจึงตกแต่งด้วยการกลึง ไซ ตัด และเจาะ

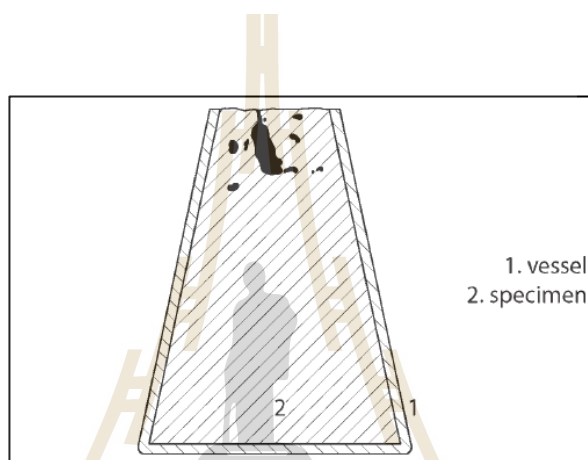
อย่างไรก็ตามปัญหาที่มักพบในการหล่อเหล็กหล่อคือการเกิดโพรงหดตัว ทั้งนี้พฤติกรรมการแข็งตัวของเหล็กหล่อต่างจากโลหะประเภทอื่น ๆ คือนอกจากมีการหดตัวแล้วยังมีการขยายตัว อันเนื่องมาจากการเกิดแกรไฟต์อีกด้วย ซึ่งปริมาณของแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นก็เป็นผลมาจากธาตุผสมในน้ำเหล็กหลอมเหลวก่อนเทลงแบบหล่อ จึงมีนักวิจัยหลายคนพยายามที่จะศึกษาเรื่องพฤติกรรมการหดและการขยายตัวของเหล็กหล่อ ทั้งการวัดแบบทางตรงและทางอ้อม ซึ่งในบทนี้จะนำเสนอเกี่ยวกับเทคนิคที่ใช้ในการวัดการหดและการขยายตัวตั้งแต่อดีตจนถึงปัจจุบัน รวมไปถึงลักษณะและสมบัติของเหล็กหล่อแต่ละประเภท ได้แก่

1. เหล็กหล่อขาว
2. เหล็กหล่อเทา
3. เหล็กหล่อเหนียว

## 2.2 เทคนิคการวัดปริมาณการหดตัวและขยายตัวของโลหะ

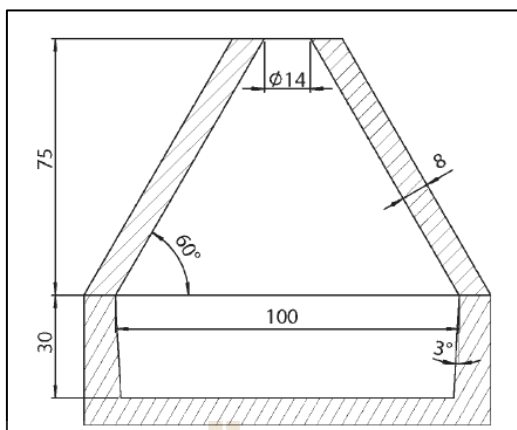
การศึกษาการเปลี่ยนแปลงปริมาณการหดตัวของโลหะในระหว่างการแข็งตัว โดยเฉพาะในเหล็กหล่อในยุคแรกนั้นมีเทคนิคการวัดอยู่ 2 วิธี วิธีการแรกคือการวัดการเปลี่ยนแปลงปริมาตรโดยตรง และวิธีที่สองคือการวัดปริมาณการหดตัวของโลหะด้วยวิธีการเคลื่อนที่เชิงเส้น วิธีการแรกนั้นถูกทดลองโดย Meltt และคณะ [1] ในปี ค.ศ.1874 ซึ่งใช้การเปรียบเทียบปริมาตรและความหนาแน่นของน้ำโลหะโดยตรง โดยเทน้ำโลหะหลอมเหลวลงในภาชนะทรงกรวยดังแสดงในรูปที่

2.1



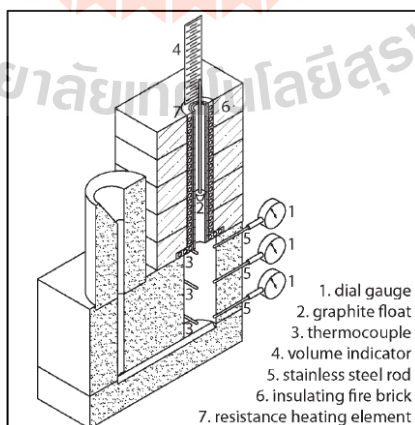
รูปที่ 2.1 อุปกรณ์วัดการเปลี่ยนแปลงปริมาตรของโลหะในระหว่างการแข็งตัวโดย Mallet's และคณะ [1]

การทดลองนี้ให้ข้อมูลเฉพาะ ปริมาณการหดตัวของโลหะภายหลังสิ้นสุดการแข็งตัวแล้วเท่านั้น ซึ่งยังไม่เป็นประโยชน์เพียงพอต่อการศึกษาพฤติกรรมการหดตัว โดยเฉพาะในเหล็กหล่อที่มีทั้งการหดและการขยายตัวที่เกิดขึ้นในระหว่างการแข็งตัว ในช่วงกลางทศวรรษเดียวกันนั้น Tatur [2] ได้เสนออุปกรณ์ที่มีการออกแบบเพื่อช่วยคำนวณหาปริมาณโพรงหดตัว โดยใช้แบบหล่อถาวรที่มีลักษณะคล้ายกรวยสองกรวยเชื่อมต่อกันและเทน้ำโลหะลงไปแบบหล่อแบบเปิด พบว่าบางจุดในชิ้นงานภายหลังการแข็งตัวแสดงให้เห็นถึงการเกิดโพรงหดตัวในส่วนบนตรงบริเวณที่สัมผัสกับอากาศภายนอก จากนั้นมีการเติมของเหลวเข้าไปในบริเวณที่เป็นโพรงหดตัวหรือรูพรุนเพื่อคำนวณหาปริมาณการหดตัวของชิ้นงาน ข้อเสียเปรียบของงานวิจัยนี้คือ ขาดข้อมูลในระหว่างการแข็งตัวของโลหะเช่นเดียวกับ Mallet อุปกรณ์ของ Tatur แสดงในรูปที่ 2.2



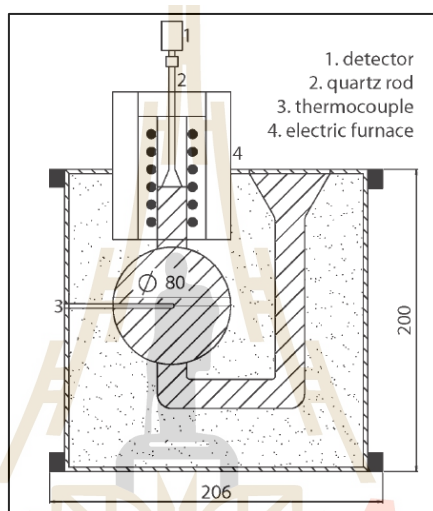
รูปที่ 2.2 อุปกรณ์การวัดการเปลี่ยนแปลงปริมาตรของโลหะภายหลังการแข็งตัวโดย Tatur [2]

หลังจากนั้นได้มีความพยายามในการพัฒนาเทคนิคการวัดการหดและการขยายตัวในเหล็กหล่ออย่างต่อเนื่อง ในปี ค.ศ.1950 Schmidt [3] และคณะได้ออกแบบไรเซอร์แบบพิเศษที่มีการให้ความร้อนกับไรเซอร์ด้วยขดลวดความร้อน มีการติดตั้งเกจวัดการเปลี่ยนแปลงขนาดของงานหล่อและเทอร์โมคัปเปิลเพื่อวัดอุณหภูมิ มีการวัดการเปลี่ยนแปลงปริมาตรของเหล็กหล่อในระหว่างการแข็งตัวโดยการวัดระดับของน้ำโลหะในไรเซอร์ด้วยท่อนลอยที่ทำจากแกรไฟต์ แต่การทดลองนี้มีข้อเสียคือ ผลจากความไม่แน่นอนของระบบทางเดินน้ำโลหะและการทำงานของท่อนลอยแกรไฟต์ ทำให้ผลที่ได้มีความคลาดเคลื่อนและไม่ได้ข้อมูลที่แท้จริงดังแสดงในรูปที่ 2.3



รูปที่ 2.3 อุปกรณ์การวัดการเปลี่ยนแปลงปริมาตรของโลหะในระหว่างการแข็งตัวโดย Schmidt และคณะ [3]

ในปี ค.ศ.2012 Zou และคณะ [4] ได้ออกแบบอุปกรณ์สำหรับวัดการหดและขยายตัวในเหล็กหล่อเหนียว โดยเทคนิคที่ใช้คล้ายกับงานของ Schmidt แต่ออกแบบให้ชิ้นงานเป็นทรงกลม เพื่อให้เกิดการแข็งตัวอย่างสม่ำเสมอ ภายนอกแบบหล่อยังเสริมความแข็งแรงด้วยหีบเหล็กกล้าเพื่อป้องกันการโป่งพวมของแบบหล่อ แต่เนื่องจากมีความซับซ้อนของกลไกการติดตามระดับของน้ำเหล็ก และผลจากความไม่สม่ำเสมอของอุณหภูมิของไฟต์จึงทำให้ผลที่ได้ไม่แน่นอน แสดงในรูปที่ 2.4

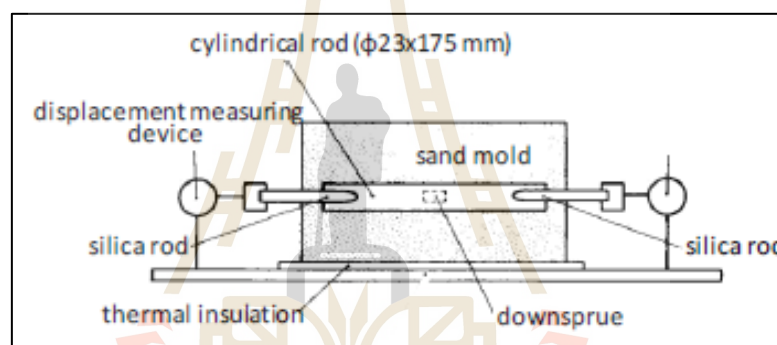


รูปที่ 2.4 อุปกรณ์การวัดการเปลี่ยนแปลงปริมาตรของโลหะในระหว่างการแข็งตัวโดย Zou และคณะ [4]

เนื่องจากการวัดปริมาณการหดตัวของโลหะ โดยใช้วิธีการวัดการเปลี่ยนแปลงปริมาตรโดยตรงนั้น ยังมีปัญหาและอุปสรรคอยู่มากเช่น ความไม่สม่ำเสมอของผลที่ได้จากการใช้อุณหภูมิไฟต์ จึงมีผู้ที่พยายามหาวิธีวัดการเปลี่ยนแปลงปริมาตรของโลหะระหว่างการแข็งตัวแบบทางอ้อม และเป็นที่มาของวิธีการที่สองนั่นคือ วิธีการวัดการเคลื่อนที่เชิงเส้นซึ่งมีหลักการที่คล้ายกันกับวิธีแรกแต่เปลี่ยนจากการใช้อุณหภูมิไฟต์มาเป็นแท่งซิลิกาหรือแท่งควอทซ์ที่มีสมบัติทนความร้อนสูงแทน โดยติดตั้งแท่งควอทซ์ให้เข้าไปในตำแหน่งที่เชื่อมต่อกับโปรแกรม ส่วนปลายอีกด้านหนึ่งต่อเข้ากับระบบวัดระยะการเคลื่อนที่ เมื่อน้ำโลหะแข็งตัวบริเวณรอบ ๆ แท่งควอทซ์ ถ้าเกิดการหดตัวแท่งควอทซ์จะถูกดึงเข้า แต่หากเกิดการขยายตัวแท่งควอทซ์จะถูกดันออก ระยะของการเคลื่อนที่นี้สามารถบ่งบอกถึงปริมาณการหดและขยายตัวในระหว่างการแข็งตัว

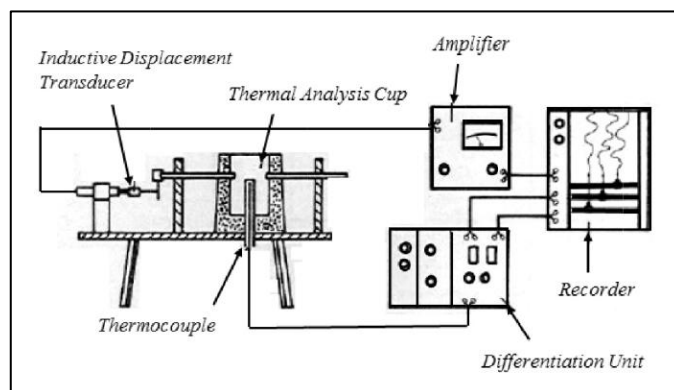


ของงานหล่อได้ โดยในปี ค.ศ. 1975 Degois และคณะ [5] ได้ออกแบบงานหล่อทรงกระบอกที่ปลายทั้งสองข้างติดตั้งแท่งควอทซ์ไว้เพื่อวัดปริมาณการหดและขยายตัวของโลหะ ดังแสดงในรูปที่ 2.5 โดยใช้วิธีวัดค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของโลหะเชิงเส้น (Linear dilatometer) ผลจากงานวิจัยนี้สามารถสรุปได้ว่า แท่งซิลิกาหรือควอทซ์เหมาะสำหรับนำมาใช้กับวิธีการวัดการเคลื่อนที่เชิงเส้น เนื่องจากมีความแข็งแรงและทนความร้อนได้สูง มีความสามารถในการนำความร้อนและอัตราการขยายตัวจากความร้อนต่ำ จากนั้นเป็นต้นมาจึงมีการนำแท่งควอทซ์เข้ามาใช้งานวิจัยด้านนี้อย่างต่อเนื่อง รวมไปถึงการเสริมความแข็งแรงให้แบบหล่อโดยใช้หีบหล่อเหล็กกล้าเพื่อลดการเคลื่อนที่ของผนังแบบหล่อทำให้ผลการทดลองที่ได้มีความแน่นอนและน่าเชื่อถือมากยิ่งขึ้น



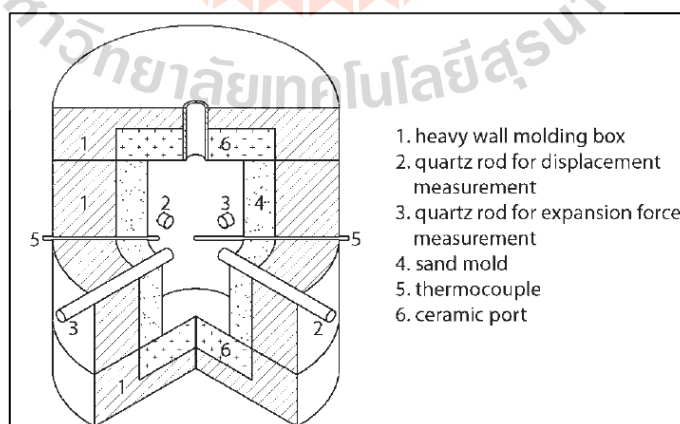
รูปที่ 2.5 อุปกรณ์วัดการเคลื่อนที่ของแท่งควอทซ์เพื่อวัดการหดและการขยายตัวของโลหะ โดย Degois และคณะ [5]

ในปี ค.ศ. 1979 Stefanescu และคณะ [6] ได้มีการวิจัยที่ถือได้ว่าเป็นส่วนสำคัญสำหรับการพัฒนาเทคนิคการวัดปริมาณการหดและขยายตัวของเหล็กหล่อขึ้นอีกระดับหนึ่ง โดยสามารถวัดการเคลื่อนที่ของแท่งควอทซ์และอุณหภูมิการเย็นตัวได้ในเวลาเดียวกัน โดยแสดงผลในรูปแบบเส้นกราฟการเย็นตัว อุปกรณ์ที่ใช้ในการทดลองแสดงในรูปที่ 2.6 กราฟการเย็นตัวที่ได้มีความสัมพันธ์กับการเปลี่ยนแปลงปริมาณงานหล่อในระหว่างการแข็งตัวทำให้สามารถวิเคราะห์ข้อมูลได้ง่ายและน่าเชื่อถือมากขึ้น แต่ปัญหาที่พบในงานวิจัยนี้คือ การใช้แบบหล่อแบบเปิดจึงเกิดการแผ่รังสีความร้อนที่ไม่เท่ากันในแต่ละจุดและทำให้การแข็งตัวของงานหล่อเป็นไปแบบไม่สมมาตร อีกทั้งแรงดันที่เกิดจากการขยายตัวของงานหล่อไม่ได้กระทำต่อแท่งควอทซ์เพียงอย่างเดียว



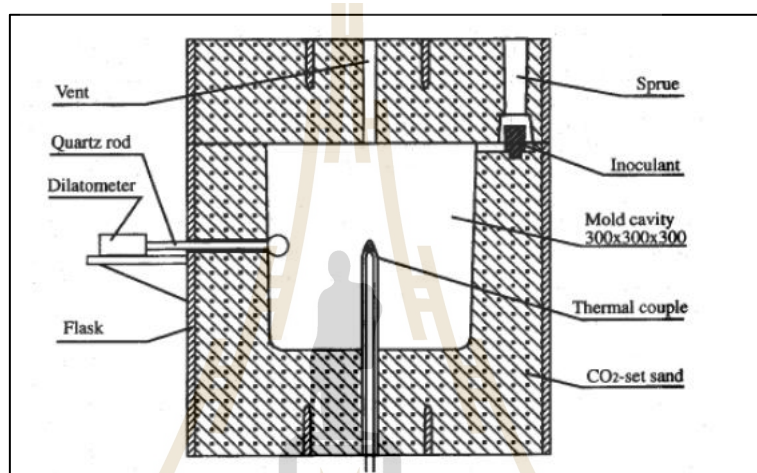
รูปที่ 2.6 หลักการทำงานของอุปกรณ์วัดการเคลื่อนที่ของแท่งควอทซ์และอุณหภูมิเพื่อศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างการหดและขยายตัวของงานหล่อและอุณหภูมิการเย็นตัวโดย Stefanescu และคณะ [6]

ในปี ค.ศ.1995 Gedeonova และคณะ [7] ได้ใช้หีบหล่อทรงกระบอกที่ทำจากโลหะที่มีความแข็งแรงเสริมให้กับแบบหล่อ โดยวัดการเคลื่อนที่ในแนวรัศมีและแรงที่เกิดจากการขยายตัวของงานหล่อ ซึ่งการติดตั้งหีบหล่อนี้ มีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาอิทธิพลความมั่นคงของแบบหล่อที่มีผลต่อการหดและขยายตัวของชิ้นงาน และพบว่าการใช้หีบหล่อที่มีความแข็งแรงแนั้นสามารถช่วยลดการเคลื่อนที่ของผนังแบบหล่อส่งผลให้ผลการทดลองและข้อมูลที่ได้มีความแน่นอนสม่ำเสมอ ดังแสดงในรูปที่ 2.7



รูปที่ 2.7 อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการหดและการขยายตัวพร้อมกับอุณหภูมิการเย็นตัวและแรงดันในตัวอย่างทรงกระบอกโดย Gedenova และคณะ [7]

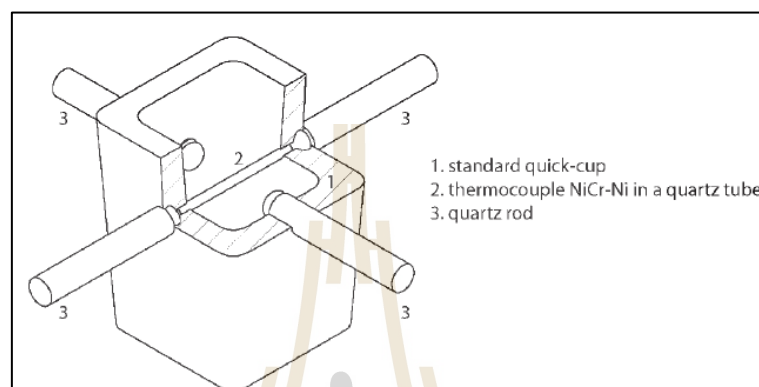
ในปี ค.ศ. 1997 Yang กับ Aalheinen และคณะ [8] ได้ออกแบบการทดลองโดยใช้แบบหล่อทรายประเภทโซเดียมซิลิเกตซึ่งมีความแข็งแรงและทนความร้อนได้สูงหุ้มด้วยของแข็ง มีการทำอินทรีย์เคลือบบริเวณฐานแอ่งเทก่อนเข้าสู่แบบหล่อ ผลจากการทดลองคือ กราฟการเย็นตัวที่ได้นั้นมีความเชื่อมโยงกับการเคลื่อนที่ของแท่งควอทซ์ทำให้สามารถวิเคราะห์การหดและขยายตัวของงานหล่อและระยะเวลาที่เกิดขึ้นได้เป็นอย่างดี อีกทั้งยังสามารถวัดความเร็วในการเคลื่อนที่ของแท่งควอทซ์ซึ่งแปลงมาเป็นอัตราการหดและขยายตัวได้ ดังแสดงในรูปที่ 2.8



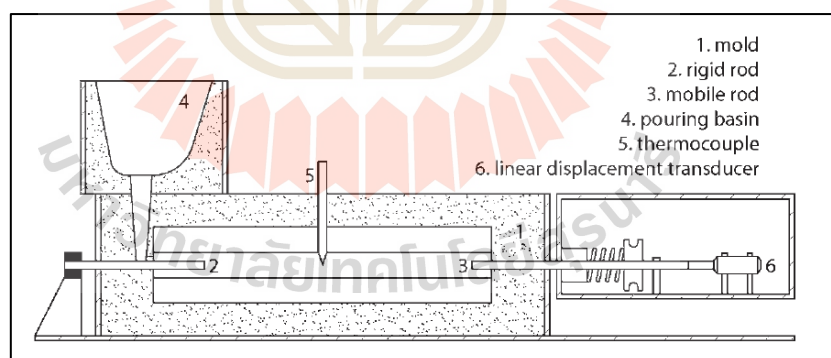
รูปที่ 2.8 อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการหดและการขยายตัวพร้อมกับอุณหภูมิการเย็นตัวโดย Yang กับ Aalheinen และคณะ [8]

ในปี ค.ศ. 2002 Mrvar และคณะ [9] ได้มีการวัดการขยายตัวและอุณหภูมิของแบบหล่อด้วยโพลีคาร์บอเนตและเทอร์โมคัปเปิลแบบ NiCr-Ni ที่ใส่ในท่อควอทซ์ ซึ่งสามารถยืนยันข้อสรุปของ Gedenova ที่ว่าการใช้หีบหล่อสามารถช่วยลดการเคลื่อนที่ของผนังแบบหล่ออันเนื่องมาจากการขยายตัวของงานหล่อได้ ดังแสดงในรูปที่ 2.9 ปี ค.ศ. 2011 Chisamera และคณะ [10] ได้ออกแบบและประดิษฐ์ชุดอุปกรณ์สำหรับวัดการเคลื่อนที่ของแท่งควอทซ์จากการหดและขยายตัวของงานหล่อประเภทเหล็กหล่อเหนียวและอุณหภูมิในระหว่างการแข็งตัว โดยมีพื้นที่หน้าตัดเป็นแบบสี่เหลี่ยมจัตุรัสขนาด 30 × 30 มิลลิเมตร ยาว 200 มิลลิเมตร ไปในทิศทางเดียว โดยใช้ทรายแบบประเภททรายขึ้นและทรายแบบประเภทฟูรานเรซินเสริมด้วยหีบหล่อเหล็กกล้าเพื่อเปรียบเทียบกัน และเพื่อศึกษาอิทธิพลของสารอินทรีย์เคลือบแต่ละประเภทที่มีผลต่อการหดและขยายตัวของงานหล่อ ดังแสดงในรูปที่ 2.10 และในปี ค.ศ. 2012 Stefanescu และคณะ [11] ได้ออกแบบอุปกรณ์

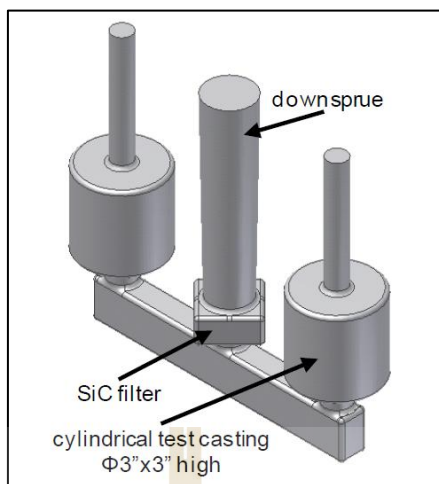
สำหรับวัดการหดและขยายตัวของงานหล่อจากการเคลื่อนที่ของแท่งควอทซ์โดยใช้แบบหล่อทรงกระบอกที่มีความยาวเส้นผ่านศูนย์กลางและความสูงเท่ากันคือ 3 นิ้วและใช้แบบหล่อทรายประเภทโซเดียมซิลิเกตที่เสริมความแข็งแรงด้วยหีบหล่อเหล็กกล้าเพื่อป้องกันการเคลื่อนที่ของผนังแบบหล่อ ดังแสดงในรูปที่ 2.11



รูปที่ 2.9 อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการขยายตัวพร้อมกับอุณหภูมิของผนังแบบหล่อโดย Mrvar และคณะ [9]



รูปที่ 2.10 อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการขยายตัวและอุณหภูมิการแข็งตัวของเหล็กหล่อเหนียวที่ทำอินทรีย์เคลือบด้วยสารอินทรีย์เคลือบที่แตกต่างกันโดย Chisamera และคณะ [10]

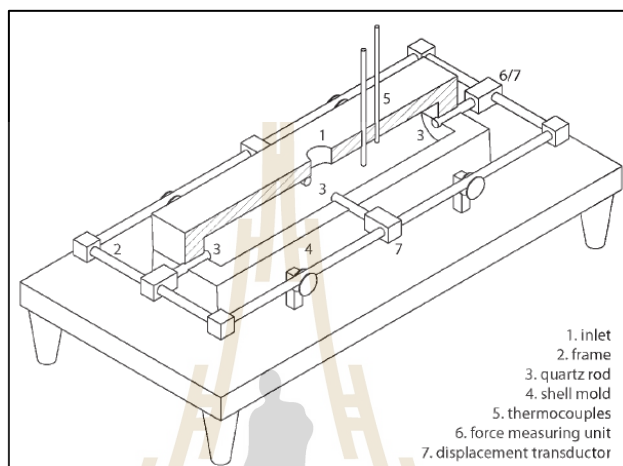


รูปที่ 2.11 อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการหดและขยายตัว โดย Stefanescu และคณะ[11]

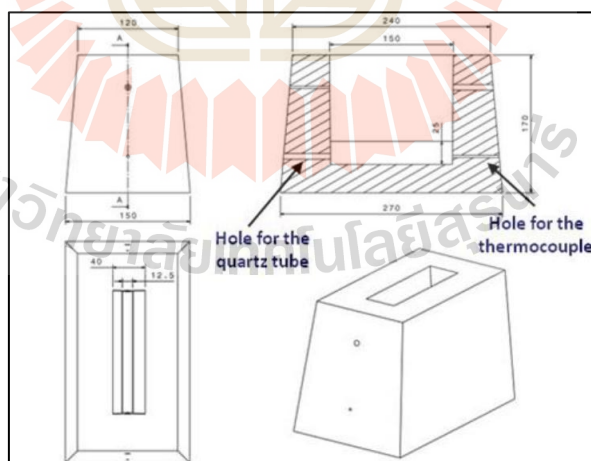
ในปี ค.ศ. 2013 Svidro กับ Dioszegi และคณะ [12] ได้ออกแบบชุดอุปกรณ์ที่มีลักษณะใกล้เคียงกับของ Chisamera แต่เพิ่มการวัดการหดและการขยายตัวเป็นแบบสองทิศทางคือแนวยาวและแนวขวาง มีการติดตั้งเทอร์โมคัปเปิลในทิศตั้งฉากเพื่อวัดอุณหภูมิอยู่สองจุดคือบริเวณผิวและใจกลางของชิ้นงาน รวมไปถึงอุปกรณ์สำหรับวัดแรงดันที่เกิดจากการขยายตัวของแบบหล่อ หีบบนและหีบล่างมีขนาด  $45 \times 100 \times 407$  มิลลิเมตร ทำการทดลองให้อุณหภูมิเย็นตัวไปจนถึงปฏิกิริยายูเทคตอยด์เพื่อสังเกตพฤติกรรมการหดและขยายตัวแต่พบว่าไม่มีความจำเป็นที่ต้องปล่อยให้อุณหภูมิเย็นตัวไปถึงจุดนั้นเนื่องจากสามารถวัดโดยละเอียดได้ด้วยวิธีการวัดสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน (Thermal dilatometry) งานวิจัยนี้พบข้อสรุปว่าการหดและขยายตัวของงานหล่อขึ้นอยู่กับทิศทางและมีอัตราการหดและขยายตัวที่ไม่เท่ากัน (ในแนวตามยาวหรือแนวตามขวาง) และแรงดันเนื่องจากการขยายตัวของแบบหล่อนั้นมีความสัมพันธ์กับอัตราการการหดและขยายตัวของงานหล่อ ดังรูป 2.12

ปี ค.ศ. 2014 Alonso และคณะ [13] ได้นำวิธีการวัดการเคลื่อนที่เชิงเส้นและระบบวิเคราะห์ทางความร้อนเข้ามาใช้ในงานวิจัยเพื่อศึกษาจลศาสตร์การขยายตัวของแกรไฟต์ในระหว่างการแข็งตัวในเหล็กหล่อเทาและเหล็กหล่อเหนียว โดยใช้แบบหล่อทรายโซเดียมซิลิเกตทรงสี่เหลี่ยมคางหมูที่เสริมความแข็งแรงด้วยหีบหล่อเหล็กกล้าเพื่อป้องกันอิทธิพลการขยายตัวของแบบหล่ออันเนื่องมาจากความร้อน มีการติดตั้งแท่งควอทซ์และเทอร์โมคัปเปิลควบคู่กันในบริเวณส่วนบนและส่วนล่างเพื่อวัดการหดและขยายตัวของงานหล่อรวมถึงอุณหภูมิที่เปลี่ยนแปลงระหว่างการแข็งตัว

ผลที่ได้ออกมาในรูปแบบกราฟการเย็นตัวที่สัมพันธ์กับการเคลื่อนที่ของแท่งควอทซ์ พบว่าแกรไฟต์มีการขยายตัวมากเมื่อขึ้นเมื่อส่วนผสมทางเคมีมีธาตุคาร์บอนเพิ่มขึ้น รูปทรงแกรไฟต์เปลี่ยนจากแบบแผ่นเป็นแบบกลม และมีอัตราการเย็นตัวที่ต่ำ อีกทั้งยังสังเกตได้ว่าบริเวณส่วนบนของงานหล่อนี้มีการขยายตัวของแกรไฟต์มากกว่าส่วนล่าง อุปกรณ์และการติดตั้งแสดงในรูปที่ 2.13

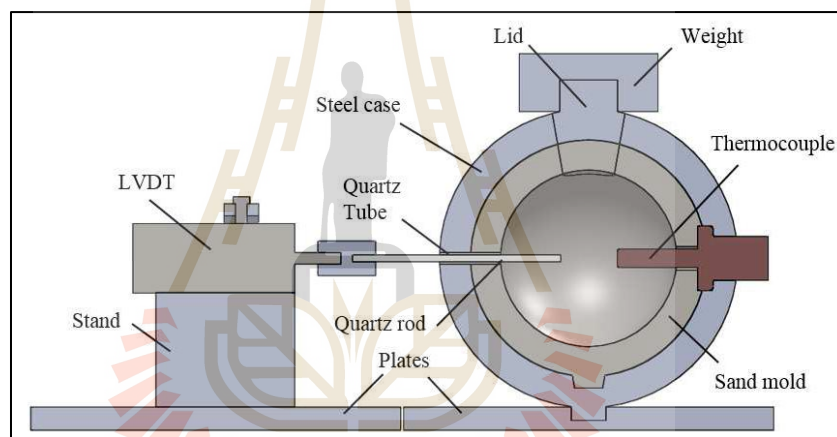


รูปที่ 2.12 อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมหดและขยายตัว โดย Svidro กับ Dioszegi และคณะ[12]



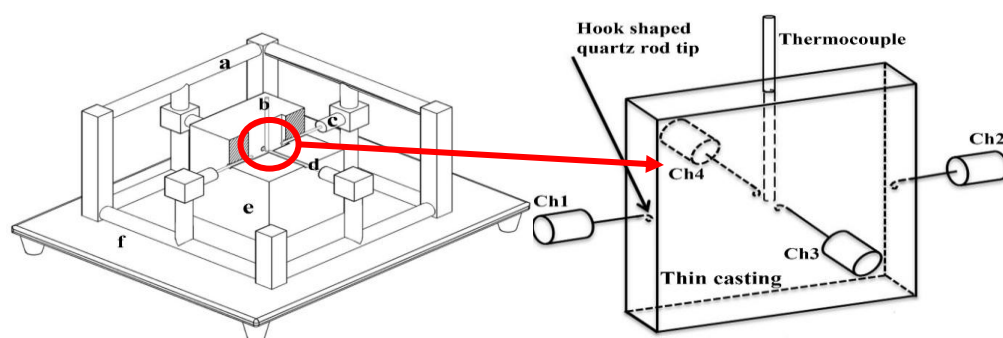
รูปที่ 2.13 อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมขยายตัวของแกรไฟต์ในระหว่างการแข็งตัวของเหล็กหล่อเทาและเหล็กหล่อเหนียว โดย Alonso และคณะ [13]

ในปี 2017 Chuanchareon และคณะ [14] ได้ศึกษาการหดและการขยายตัวของเหล็กหล่อเทา เหล็กหล่อกราฟต์ตัวหนอน และเหล็กหล่อเหนียวด้วยวิธีการวัดการเคลื่อนที่เชิงเส้น โดยได้สร้างอุปกรณ์การทดลองที่มีลักษณะทรงกลม ใช้แบบหล่อที่ทำมาจากทรายฟุรานเรซินหุ้มด้วยหีบแบบเหล็กกล้าทรงกลมแบบประกบบนล่างและมีฝาปิดและแท่งเหล็กเพื่อนำน้ำหนักกดทับบริเวณปากกรูเทหลังจากเทน้ำเหล็กเสร็จ ทั้งสองฝั่งของแบบหล่อมีรูสำหรับใส่แท่งควอทซ์และเทอร์โมคัปเปิลเพื่อวัดอุณหภูมิในระหว่างการเย็นตัวไปพร้อมกับการหดและขยายตัว ทั้งนี้เนื่องจากแบบหล่อเป็นลักษณะทรงกลมจึงทำให้การแข็งตัวของเหล็กมีลักษณะที่สมมาตร และการใช้หีบแบบเหล็กกล้าทำให้ช่วยลดการเคลื่อนที่ของผนังแบบหล่อทราย จึงสามารถรักษาแรงดันที่เกิดจากการขยายตัวของน้ำเหล็กได้ดี แสดงในรูปที่ 2.14



รูปที่ 2.14 อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการหดและการขยายตัวโดย Chuanchareon และคณะ[14]

ในปี 2018 Tadesee และคณะ[15] ได้ออกแบบอุปกรณ์เพื่อศึกษาการเปลี่ยนแปลงปริมาตรในระหว่างการแข็งตัวของเหล็กหล่อเหนียวโดยใช้เทคนิคการวัดการเคลื่อนที่เชิงเส้นและวัดอุณหภูมิไปพร้อม ๆ กัน โดยทดลองในเหล็กหล่อไฮโปยูเทคติกและไฮเปอร์ยูเทคติก โดยมีการปรับส่วนผสมทางเคมีไปตามตัวอย่างการทดลอง แบบหล่อที่ใช้ทำจากทรายซิลิกาผสมกับโซเดียมซิลิเกตทาเคลือบด้วยวัสดุทนไฟจากนั้นนำไปบ่มในเตา สำหรับการติดตั้งแท่งควอทซ์มีการติดตั้งในแนวตามขวางและตามยาว พบว่าเกิดการหดและขยายตัวที่ไม่เท่ากันในแต่ละแนวการติดตั้ง ในแนว  $Ch_3-Ch_4$  นั้นไม่พบการหดและขยายตัวมากนักเนื่องจากการแข็งตัวเป็นไปอย่างไม่สมมาตรแสดงในรูป 2.15

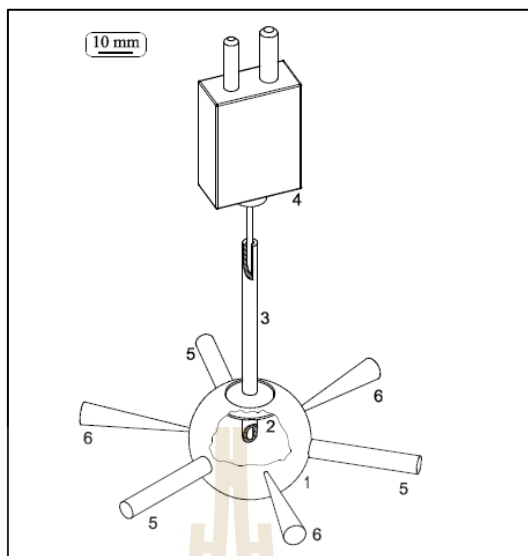


รูปที่ 2.15 อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการหดและการขยายตัวของเหล็กหล่อเหนียวโดย Tadese และคณะ[15]

(a) Metallic frame	(b) Thermocouple
(c) LVDT sensor	(d) Quartz rod
(e) Sand mold	(f) Base plate
(Ch1-2) : Measures longitudinal displacement	
(Ch3-4) : Measures transversal displacement	

ในปี ค.ศ. Péter Svidró (2018) และคณะ [16] ได้ทำการทดลองวัดการหดและการขยายตัวของงานหล่อ โดยใช้แบบหล่อทรงกลมเพื่อให้การแข็งตัวเป็นไปอย่างสมมาตรและติดตั้งเทอร์โมคัปเปิลและแท่งซิลิกาอย่างละ 3 ชั้นบริเวณผิวชิ้นงานในแนวรัศมี เพื่อวัดอุณหภูมิและการหดการขยายตัวไปพร้อมกัน มีการวัดอุณหภูมิภายในใจกลางชิ้นงาน โดยทั้งหมดนี้ใช้เทคนิคการวิเคราะห์ทางความร้อนแบบฟูเรียร์ (Fourier thermal analysis) พบว่าที่บริเวณผิวนั้นกราฟการเคลื่อนที่ของแท่งคอรทซ์มีสัญญาณรบกวนค่อนข้างสูงและมีการเคลื่อนที่แบบขัดแย้งกันแต่ก็มีการปรับแก้ค่า สังเกตได้ว่าในแต่ละบริเวณนั้นทั้ง Columnar zone และ Equiaxed zone มีสัดส่วนของการเป็นของแข็งที่แตกต่างกันและท้ายสุดของการแข็งตัวนั้นชิ้นงานมีปริมาตรลดลง





รูปที่ 2.16 อุปกรณ์ศึกษาพฤติกรรมการหดและการขยายตัวของเหล็กเทาโดย Péter Svidró และคณะ [16]

ตารางที่ 2.1 สรุปเทคนิครายละเอียดโดยสังเขปของอุปกรณ์วัดพฤติกรรมการหดและขยายตัวของโลหะระหว่างการแข็งตัว

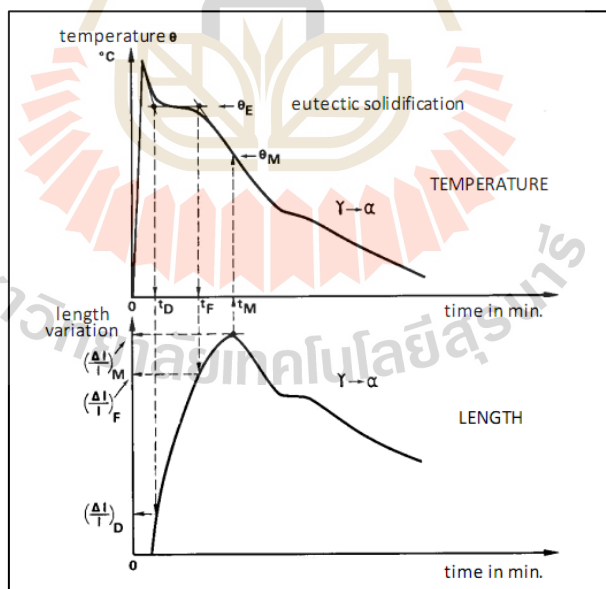
ผู้วิจัย	เทคนิค	ลักษณะงานหล่อ	หมายเหตุ
Mallet et al. (1874)	Volume change	Vessel	-
Schmidt et al. (1954)	Graphite buoy Dial gauges in mold wall	Cylindrical; vertical	Green sand mold
Degois (1975)	Displacement on silica rod	23 mm diameter, 175 mm long Cylindrical; horizontal	-
Stefanescu et al. (1979)	LVDT on quartz rod Thermocouple	Thermal analysis cup	Furan mold (hot box)
Hummer (1985)	2 LVDTs on quartz rods Thermocouple	-	CO <sub>2</sub> sand mold

ตารางที่ 2.1 สรุปเทคนิครายละเอียดโดยสังเขปของอุปกรณ์วัดพฤติกรรมการหดและขยายตัวของโลหะระหว่างการแข็งตัว (ต่อ)

ผู้วิจัย	เทคนิค	ลักษณะงานหล่อ	หมายเหตุ
Yang et al. (1989)	Dilatometer on quartz rod, Thermocouple	Square box	CO <sub>2</sub> Sand mold
Gedeonova et al. (1995)	LVDT on quartz rod 2 Thermocouples (wall, center) Load cell on quartz rod	Cylindrical; vertical	-
Mrvar et al. (2002)	LVDT on quartz rod Thermocouple	Thermal analysis cup	CO <sub>2</sub> sand mold
Chisamera et al. (2011)	LVDT on quartz rod Thermocouple	30 × 30 × 200 mm Square bar, horizontal	Green sand mold; Furan sand mold; both encased in a container
Zou et al. (2012)	Graphite buoy LVDT on quartz rod	80 mm diameter spherical	Bottom fed, encased in steel flask, vertical parting line
Svidro and Dosizegi (2013)	2 LVDTs on quartz rods (axial and radial) 2 Thermocouples (wall, center) Load cell on quartz rod	Stefanescu (2012)	LVDTs mounted on a separated frame, shell sand mold, horizontal parting line
G.Alonso et al. (2014)	2 Thermocouples, 2 LVDTs (top, bottom)	Resin sand molds, steel frame	Walls in front of the LVDT to prevent disturbance
Chuanchareon et al. (2017)	Thermocouple, LVDT (Middle)	Spherical steel jacket (13.3 mm)	No parting line of mold
Tadesee et al. (2018)	Thermocouple, 4LVDT	Longitudinal and transversal displacement	Sodium silicate sand mold
Péter Svidró et al (2018)	3 Thermocouple at surface 3 LVDT (al)	Axial Displacement	Spherical steel mold

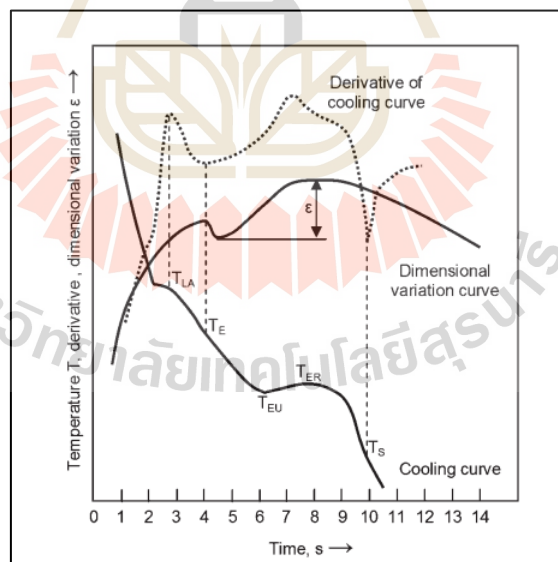
## 2.3 พฤติกรรมการหดและขยายตัวระหว่างการแข็งตัวของโลหะ

หัวข้อนี้จะนำเสนอเฉพาะผลงานที่สำคัญที่แสดงให้เห็นถึงความพยายามในการศึกษาพฤติกรรมการหดและขยายตัวระหว่างการแข็งตัวของโลหะตั้งแต่อดีตเป็นต้นมา โดยในปี ค.ศ. 1975 Degois และคณะ [5] ได้ทำการทดลองแต่ยังคงขาดเทคโนโลยีในการจัดการและการเก็บระบบข้อมูลจึงทำให้ข้อมูลที่ได้อาจจากการทดลองไม่ละเอียดเพียงพอต่อการวิเคราะห์ มีเพียงข้อมูลการหดและขยายตัวเท่านั้นดังแสดงในรูปที่ 2.17 ซึ่งเห็นเพียงกราฟการหดและขยายตัวของเหล็กหล่อเหนียว ทั้งนี้ Degois และคณะ ได้ให้สมมุติฐานเกี่ยวกับความสัมพันธ์ระหว่างกราฟการเย็นตัวและการเคลื่อนที่ของแท่งซิลิกา จากภาพ  $\theta_E$  คืออุณหภูมิที่มีการขยายตัวสูงสุด  $\theta_M$  คืออุณหภูมิยูเทคติก  $t_D$  คือเวลาที่เริ่มเกิดปฏิกิริยายูเทคติก  $t_E$  คือเวลาที่ปฏิกิริยายูเทคติกสิ้นสุด  $t_M$  คือเวลาที่มีการขยายตัวสูงสุด จากข้อมูลจะเห็นได้ว่าในช่วงต้นของกราฟไม่ปรากฏการหดตัวเนื่องจากการเกิดออกซิเดชันในดี Degois ได้สันนิษฐานว่าเกิดการขยายตัวอย่างต่อเนื่องไปจนถึงอุณหภูมิยูเทคติก จากนั้นจึงเกิดการหดตัวในสถานะของแข็ง ไปจนถึงอุณหภูมิยูเทคติก ซึ่งทำให้อัตราการหดตัวช้าลง งานวิจัยนี้ให้ข้อมูลที่สามารนำไปใช้ได้น้อยเนื่องจากไม่มีการวัดอุณหภูมิเพื่อหาความสัมพันธ์กับการหดและขยายตัว และการเคลื่อนที่ของแท่งซิลิกานั้นมีความไม่สม่ำเสมอ

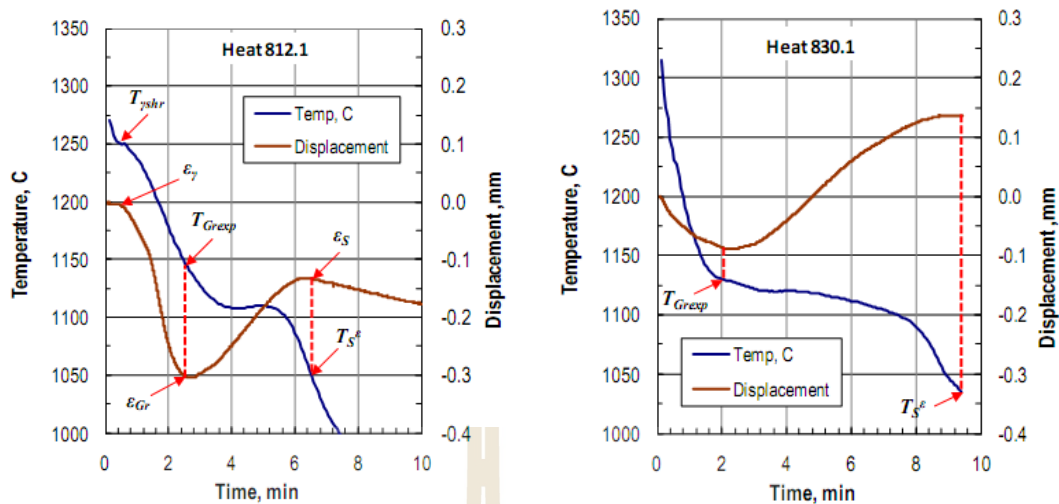


รูปที่ 2.17 การหดและขยายตัวของเหล็กหล่อเหนียวโดย Degois และคณะ [12]

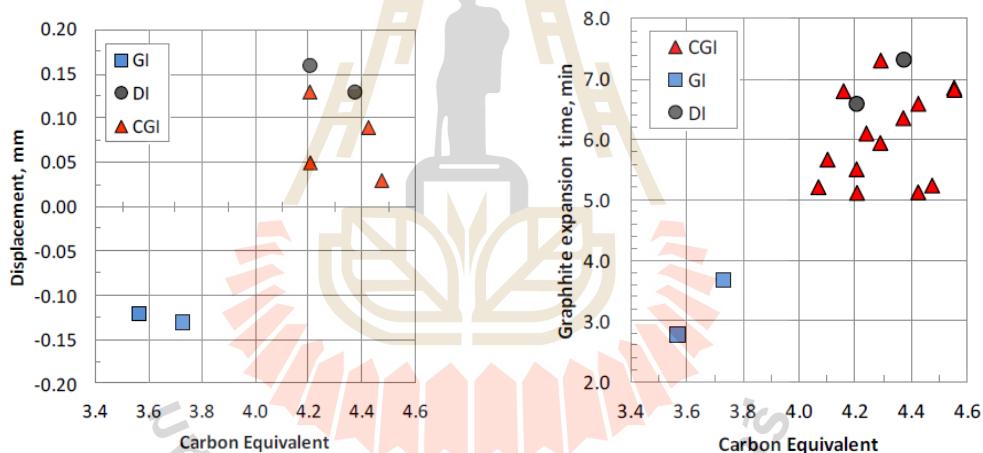
ในปี ค.ศ. 1979 Stefanescu และคณะ [6] ได้ทำการทดลองซึ่งได้ข้อมูลออกมาเป็นกราฟความสัมพันธ์ระหว่างการหดและขยายตัวพร้อมกับกราฟการเย็นตัวเป็นครั้งแรก ดังแสดงในรูปที่ 2.18 พบกว่าเห็นการหดตัวที่เกิดจากออสเทนไนต์และการขยายตัวจากปฏิกิริยายูเทคติก ซึ่งกราฟการเย็นตัวและการเคลื่อนที่มีความสัมพันธ์กัน นอกจากนี้ยังแสดงให้เห็นอีกว่าการขยายตัวสูงสุดเกิดขึ้นในช่วงปฏิกิริยายูเทคติกและค่อย ๆ หดตัวไปจนถึงจุดสิ้นสุดการแข็งตัว ซึ่งหลังจากนั้นในปี ค.ศ. 2011 Chisamera และคณะ [10] ทำการทดลองและแสดงผลความสัมพันธ์ในลักษณะเดียวกัน จากนั้น Stefanescu และคณะ [11] ได้กลับมาทำการทดลองโดยออกแบบให้งานหล่อเป็นแบบปิด โดยทดลองกับเหล็กหล่อเทา เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนและเหล็กหล่อเหนียว ดังแสดงในรูปที่ 2.19 พบว่าเหล็กหล่อที่มีคาร์บอนสมมูลสูงกว่าจะมีปริมาณการขยายตัวสูงกว่าและมีช่วงเวลาการขยายตัวนานกว่าเหล็กหล่อที่มีคาร์บอนสมมูลน้อย ดังแสดงในรูปที่ 2.20 แต่มีข้อสังเกตที่พบคือผลการทดลองไม่ค่อยสม่ำเสมอเนื่องจากอุปสรรคในการวัด และได้ตั้งข้อสังเกตว่าเหล็กหล่อเทาให้ผลสม่ำเสมอเนื่องมาจากพฤติกรรมของการแข็งตัวที่เริ่มต้นจากที่ผิวซึ่งยึดจับกับแท่งควอทซ์ตั้งแต่จุดเริ่มต้นของการแข็งตัว แต่เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนและเหล็กหล่อเหนียวมีการแข็งตัวแบบเกิดขึ้นในหลายบริเวณ (Mushy) จึงไม่ยึดจับกับแท่งควอทซ์ตั้งแต่ต้นทำให้ผลที่ได้มีค่าไม่คงที่



รูปที่ 2.18 การหดและขยายตัวของเหล็กหล่อเหนียวโดย Stefanescu และคณะ [6]



รูปที่ 2.19 การหดและขยายตัวของเหล็กหล่อเหนียวโดย Stefanescu และคณะ[11]

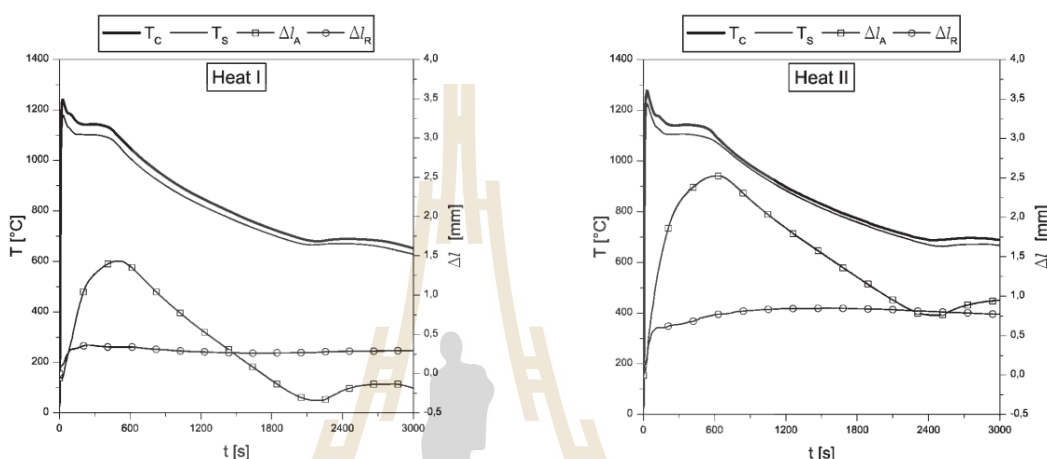


รูปที่ 2.20 ความสัมพันธ์ระหว่างคาร์บอนสมมูลกับปริมาณขยายตัว (ซ้าย) และเวลาที่ใช้ในการขยายตัว (ขวา) [11]

หลังจากนั้น ในปี ค.ศ. 2013 Svidro กับ Diosezgi และคณะ [12] ได้ทำการทดลองและไม่พบการหดตัวเนื่องจากการเกิดออสเทนไนต์ในทุกเงื่อนไขการทดลองซึ่งเป็นผลที่ตรงกันข้ามกับงานวิจัยของ Stefanescu ทั้งนี้อาจเป็นผลมาจากการทดลองในเหล็กหล่อที่มีค่าคาร์บอนสมมูลเท่ากับ 4.1 ซึ่งใกล้เคียงส่วนผสมยูเทคติก จึงอาจไม่ปรากฏการหดตัวของออสเทนไนต์ งานวิจัยนี้ได้แสดงให้เห็นว่าพฤติกรรมการหดและขยายตัวนั้นขึ้นอยู่กับทิศทางการวัด โดยการขยายตัวตามแนว

รัศมี (Radial expansion) มีความอ่อนไหวต่อช่วงเวลาการแข็งตัวกว่าการขยายตัวตามแนวแกน (Axial expansion)

โดยเฉพาะในช่วงปฏิบัติการยู่เทคคอยด์ซึ่งไม่สามารถสังเกตได้จากการขยายตัวตามแนวแกน นอกจากนี้งานวิจัยนี้ก็ได้แสดงให้เห็นความอ่อนไหวของการวัดซึ่งจากการทดลองซ้ำในเหล็กหล่อเทาที่มีส่วนผสมทางเคมีคงที่ แต่ปริมาณการขยายตัวสูงสุดแตกต่างกัน ดังแสดงในรูปที่ 2.21



รูปที่ 2.21 พฤติกรรมการขยายและหดตัวของเหล็กหล่อเทาที่มีส่วนผสมเดียวกันโดย Svidro กับ Dioezgi และคณะ [12]

## 2.4 การวิเคราะห์ความสัมพันธ์ระหว่างกราฟการเย็นตัวและการเคลื่อนที่เชิงเส้น

การวิเคราะห์จากกราฟการเย็นตัวและกราฟการหดและการเคลื่อนที่เชิงเส้น ทำได้โดยการคำนวณหาอัตราการเย็นตัว ( $dT/dt$ ) และอัตราการหดและขยายตัว ( $dr/dt$ ) เพื่อให้สามารถระบุจุดเริ่มต้นและสิ้นสุดของการเกิดออสเทนไนต์และการขยายตัวจากแกรไฟต์ ดังแสดงในรูปที่ 2.19 อัตราการหดและขยายตัว ( $dr/dt$ ) สามารถนำไปแปลงเป็นอัตราการเปลี่ยนแปลงปริมาตร ( $dv/dt$ ) จากความสัมพันธ์

$$\text{ปริมาตรของงานหล่อทรงกลม } v = \frac{4}{3} \pi r^3$$

$$\text{ดังนั้น } \frac{dv}{dr} = 4\pi r^2 \quad (2.1)$$

และ

$$\frac{dv}{dt} = \frac{dv}{dr} \frac{dr}{dt} = 4\pi r^2 \frac{dr}{dt} \quad (2.2)$$

ดังนั้นจึงสามารถคำนวณอัตราการเปลี่ยนแปลงปริมาตรได้จากการหดและขยายตัวหากทราบอัตราการเปลี่ยนแปลงปริมาตร สามารถนำไปใช้ในการคำนวณการเปลี่ยนแปลงความดัน ( $\Delta P$ ) ระหว่างการแข็งตัวของโลหะได้จากความสัมพันธ์ของ Clausius – Clapeyron

$$(\Delta P) = \frac{\Delta H_f}{\Delta v T_m} \Delta T = \frac{\Delta H_f}{T_m} \frac{dT}{dv} \quad (2.3)$$

โดยที่

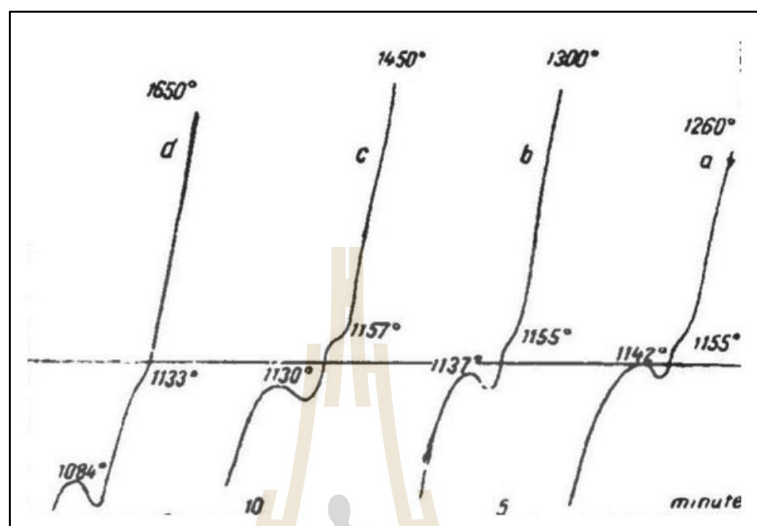
$$\frac{dv}{dt} = \frac{dv}{dT} \frac{dT}{dt} \quad (2.4)$$

$\Delta H_f$  คือ ค่าความร้อนแฝงจากการเปลี่ยนเฟส (Latent heat of fusion) การเปลี่ยนแปลงแรงดันระหว่างการแข็งตัวของโลหะสามารถนำไปทำนายโอกาสเกิดโพรงหดตัวระดับจุลภาคได้

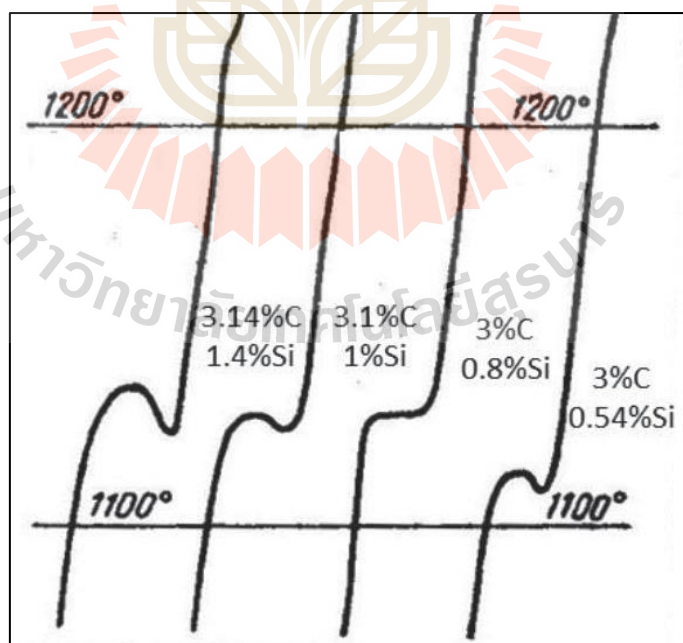
## 2.5 การวิเคราะห์ทางความร้อน

การวิเคราะห์ทางความร้อน (Thermal analysis) เป็นอีกวิธีการหนึ่งที่ถูกนำมาใช้ในการควบคุมกระบวนการผลิตเหล็กหล่อให้มีคุณภาพ โดยอาศัยผลจากกราฟการเย็นตัว (Cooling curve) ที่มีการแปลผลอุณหภูมิที่บันทึกได้ ณ เวลาต่าง ๆ ในระหว่างการให้ความร้อนหรือการเย็นตัวของวัสดุ สำหรับในการหล่อเหล็กมีหลายตัวแปรที่ส่งผลให้กราฟการเย็นตัวมีลักษณะแตกต่างกันเช่น อุณหภูมิเท ส่วนผสมทางเคมี รูปทรงของชิ้นงานหล่อ การทำอินเนอร์คูเลชัน วัสดุที่ใช้ทำแบบหล่อ เป็นต้น เพราะฉะนั้นกราฟการเย็นตัวจึงทำให้สามารถทราบถึงปรากฏการณ์หรือพฤติกรรมทางความร้อนที่มีความสัมพันธ์กับการแข็งตัวของเหล็กหล่อในระหว่างการเย็นตัว โดยนักวิทยาศาสตร์คนแรกที่มีการบันทึกการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิเทียบกับเวลาในรูปแบบของกราฟการให้ความร้อนในปีค.ศ. 1887 นั่นคือ Le Chateller [17] หลังจากนั้นก็มีการนำเทคนิคการวิเคราะห์ทางความร้อนมาประยุกต์ใช้กับอุตสาหกรรมการหล่อเรื่อยมา ในปีค.ศ 1931 Esser และ Lautenbusch [18] ได้แสดงให้เห็นว่าการเพิ่มซูเปอร์ฮีตติง (Superheating) ในเหล็กหล่อเทาทำให้อุณหภูมิยูเทคติกอะเรส

ลดลง แสดงในรูปที่ 2.22 ปีค.ศ. 1938 Piowarski [19] สังเกตว่าเมื่อซิลิคอนมีปริมาณเพิ่มขึ้นส่งผลให้อันเตอร์คูตลดลง ดังรูปที่ 2.23



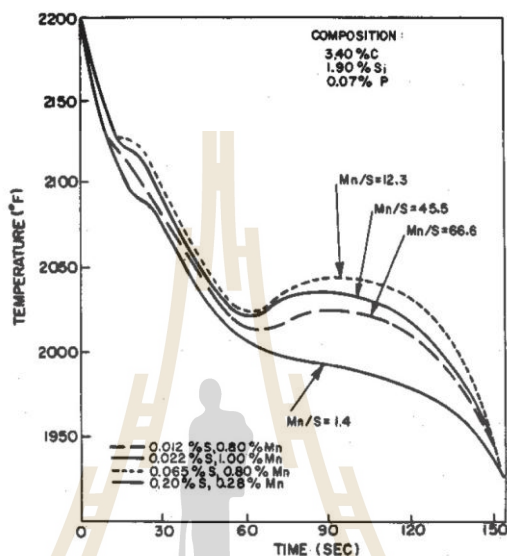
รูปที่ 2.22 อิทธิพลของหุ้ปเปอร์อิตตงต่ออุณหภูมิเขตติกของเหล็กหล่อเทา [18]



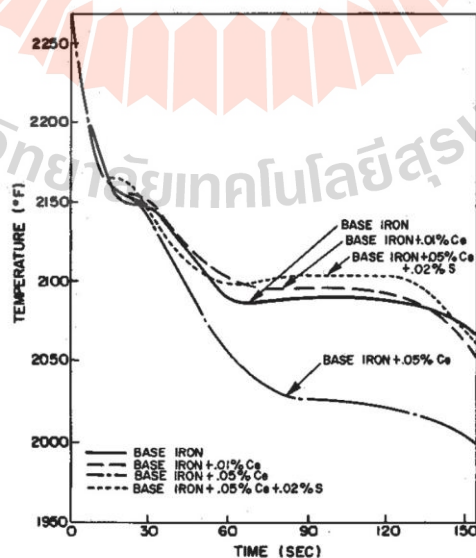
รูปที่ 2.23 อิทธิพลของซิลิคอนต่ออุณหภูมิเขตติกของเหล็กหล่อเทา [19]



ปีค.ศ. 1967 Lopper [20] และคณะพบว่าอัตราส่วนของธาตุแมงกานีสและซัลเฟอร์ (Manganese sulfur ratio, Mn/S) ในเหล็กหล่อมีผลต่อยูเทคติกอันเดอร์คูลลิ่งดังแสดงในรูปที่ 2.24 ในปีค.ศ. 1970 Naro และ Wallace [21] ได้ทำการทดลองที่ทำให้ทราบถึงอิทธิพลของธาตุผสมคือซีเรียม (Ce) และซัลเฟอร์ (S) ในเหล็กหล่อที่มีต่อกราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อให้เห็นในรูปที่ 2.25

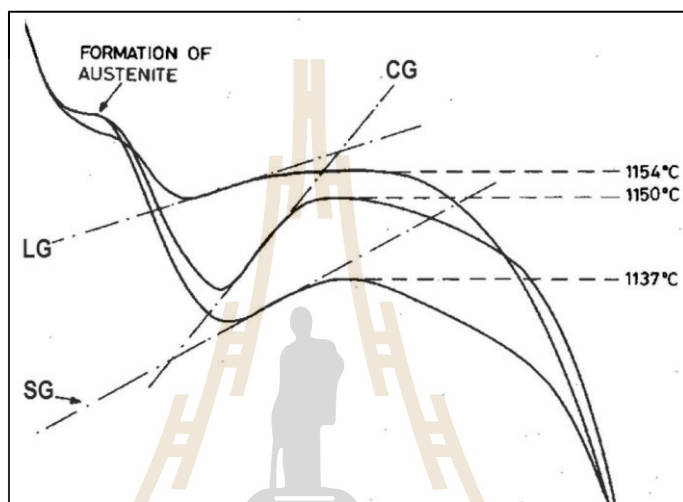


รูปที่ 2.24 อิทธิพลของสัดส่วนแมงกานีสต่อซัลเฟอร์ต่อกราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อเทา [20]

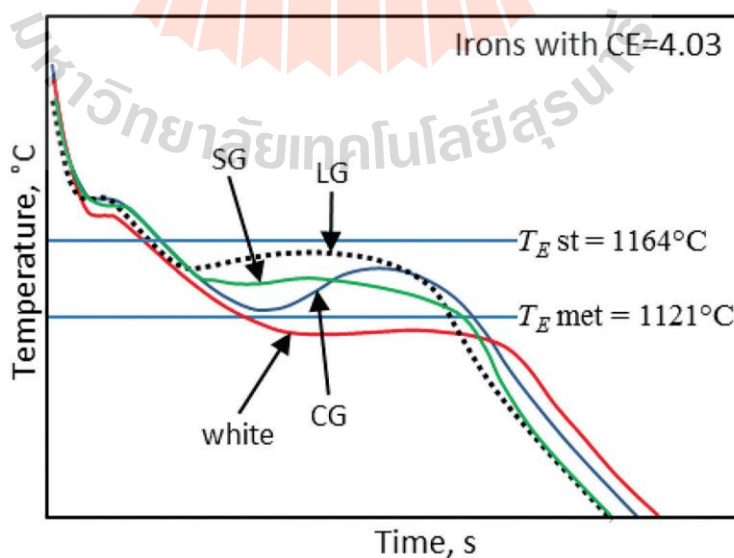


รูปที่ 2.25 อิทธิพลของธาตุซีเรียม (Ce) และซัลเฟอร์ (S) ต่อกราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อเทา [21]

ในปีค.ศ. 1962 De Sy และ Vidts [22] ได้ทำการวิจัยเพื่อศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างรูปร่างของแกรไฟต์กับกราฟการเย็นตัวและชี้ให้เห็นว่าลักษณะของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อที่ต่างกันทำให้มีกราฟการเย็นตัวที่แตกต่างกันด้วย ซึ่งตัวอย่างแนวความคิดนี้สามารถอธิบายได้ผ่านการเปรียบเทียบกราฟการเย็นตัวระหว่างเหล็กหล่อเทา เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน และเหล็กหล่อเหนียว ดังรูปที่ 2.25 และ 2.26



รูปที่ 2.25 กราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อทั้ง 3 ประเภทที่เย็นตัวในแบบหล่อเหล็ก [23]



รูปที่ 2.26 กราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อทั้ง 3 ประเภทที่เย็นตัวในแบบหล่อทราย [24]

จากรูปที่ 2.26 ในแบบหล่อทรายนั้น จะเห็นได้ว่ากราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อแต่ละประเภทมีอันเดอร์คูลลิ่งที่แตกต่างกัน เหล็กหล่อเทา มีอันเดอร์คูลลิ่งต่ำ เนื่องจากว่าเหล็กหล่อเทาไม่จำเป็นต้องอาศัยแรงขับ (Driving force) ในการเกิดและการโตของแกรไฟต์มากนัก เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอนและเหล็กหล่อหล่อเหนียวต้องการแรงขับในการเกิดและการโตมากกว่าเหล็กหล่อเทา แต่ที่เหล็กหล่อเหนียวมีอันเดอร์คูลลิ่งสูงกว่าเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอนเนื่องจากว่าเหล็กหล่อเหนียวมีจำนวนนิวเคลียสหรือยูเทคติกเซลล์มากกว่าจึงมีการคายความร้อนที่สูงกว่า

ทั้งนี้หลักการที่สำคัญในการวิเคราะห์ทางความร้อนอย่างหนึ่งคือ การวิเคราะห์แบบนิวโตเนียน (Newtonian Analysis) ซึ่งมีวัตถุประสงค์เพื่อคำนวณความร้อนแฝงที่เกิดขึ้นและสัดส่วนของการแข็งตัวในระหว่างการเย็นตัวของโลหะ โดยอาศัยข้อมูลจากราฟการเย็นตัว และอยู่บนสมมติฐานที่ว่าเกรเดียนต์ของความร้อนที่ตรงข้ามกับงานหล่อมีค่าเป็นศูนย์ และการถ่ายเทความร้อนระหว่างงานหล่อกับแบบหล่อเป็นแบบการพาความร้อน (Thermal Convection) ทั้งนี้เพื่อให้สามารถคำนวณได้อย่างง่ายจึงสมมติว่าการสูญเสียความร้อนจากการแผ่รังสีในระหว่างการแข็งตัวของโลหะนั้นเกิดขึ้นน้อยมาก สำหรับการคำนวณทางคณิตศาสตร์ของหลักการนี้ เริ่มต้นจากสมการระบบสมดุลของอัตราการถ่ายเทความร้อนระหว่างงานหล่อกับแบบหล่อ ดังสมการที่ 2.5

$$\frac{dQ_f}{dt} - v\rho c_p \left( \frac{dT}{dt} \right)_{cc} = h_{cc} A (T_{cc} - T_o) \quad (2.5)$$

โดย  $Q_f$  = ความร้อนแฝงของการแข็งตัว ( $J/kg$ )

$v$  = ปริมาตรของงานหล่อ ( $m^3$ )

$\rho$  = ความหนาแน่นของเหล็ก ( $kg/m^3$ )

$h$  = สัมประสิทธิ์การถ่ายความร้อน ( $W/m^2\text{ }^\circ C$ )

$A$  = พื้นที่ผิวของงานหล่อ ( $m^2$ )

$T$  = อุณหภูมิโดยเฉลี่ยของงานหล่อ ( $^\circ C$ )

$T_o$  = อุณหภูมิโดยรอบงานหล่อ ( $^\circ C$ )

ในที่นี้ตัวห้อย cc หมายถึง Cooling curve เมื่อจัดรูปสมการใหม่ในเทอมของอัตราการเย็นตัวจะได้

$$\left(\frac{dT}{dt}\right)_{cc} = \frac{1}{v\rho c_p} \left[ \frac{dQ_f}{dt} - h_{cc}A(T_{cc}) \right] \quad (2.6)$$

สมมติให้ไม่มีการเปลี่ยนแปลงเกิดขึ้นในระหว่างการเย็นตัว ค่าความร้อนแฝงของการแข็งตัว ( $Q_f$ ) มีค่า = 0

$$\left(\frac{dT}{dt}\right)_{zc} = -\frac{h_{zc}A(T_{cc} - T_o)}{v\rho c_p} \quad (2.7)$$

ในที่นี้ตัวห้อย zc หมายถึง Zero-curve เมื่อไม่มีการเปลี่ยนแปลงเกิดขึ้นสำหรับ zc ที่เป็นอัตราการเย็นตัวของตัวอ้างอิงเสมือนจริง (Virtual reference) จึงสมมติให้  $h_{cc} = h_{zc}$  จะได้สมการ

$$\frac{dQ_f}{dt} = v\rho c_p \left[ \left(\frac{dT}{dt}\right)_{cc} - \left(\frac{dT}{dt}\right)_{zc} \right] \quad (2.8)$$

และความร้อนแฝงที่เกิดขึ้นทั้งหมดในระหว่างการแข็งตัวคือ

$$Q_f = v\rho c_p \int_{t_{start}}^{t_{end}} \left[ \left(\frac{dT}{dt}\right)_{cc} - \left(\frac{dT}{dt}\right)_{zc} \right] dt \quad (2.9)$$

ความร้อนแฝงของการแข็งตัวสามารถคำนวณได้จากการหาค่าปริพันธ์เชิงตัวเลข (Numerical integration)

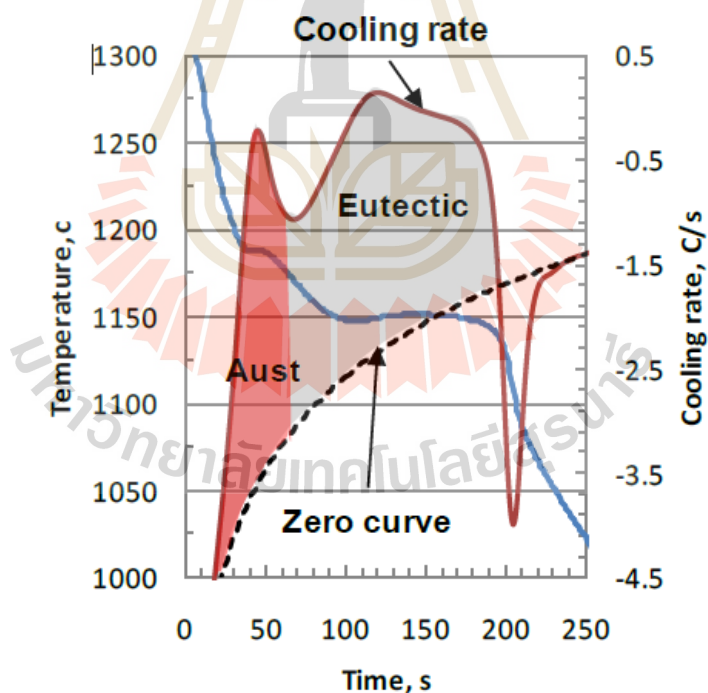
$$Q_f = v\rho c_p \left[ \text{area under } (dT/dt)_{cc} - \text{area under } (dT/dt)_{zc} \right] \quad (2.10)$$

สัดส่วนของการเป็นของแข็งที่เวลา  $i$  สามารถคำนวณได้จากสมการที่ 2.11 และ 2.12

$$f_s^i = \frac{Q_f^i}{Q_f} = \frac{v\rho c_p \int_{t_{start}}^t \left[ \left( \frac{dT}{dt} \right)_{cc} - \left( \frac{dT}{dt} \right)_{zc} \right] dt}{Q_f} \quad (2.11)$$

$$f_s^i = f_s^{i-1} + \frac{Q_f^i}{Q_f} \quad (2.12)$$

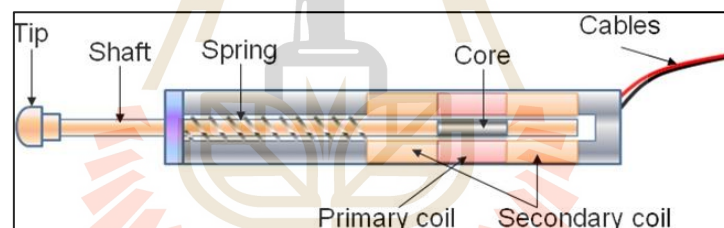
การสร้างเส้น Zero-curve จำนวนหาความร้อนแฝงที่เกิดจากการแข็งตัว เพื่อที่จะแบ่งเฟส และหาสัดส่วนของการเป็นของแข็งจากพื้นที่ระหว่างกราฟอัตราการเย็นตัวและ Zero-curve แสดงได้ดังรูปที่ 2.27



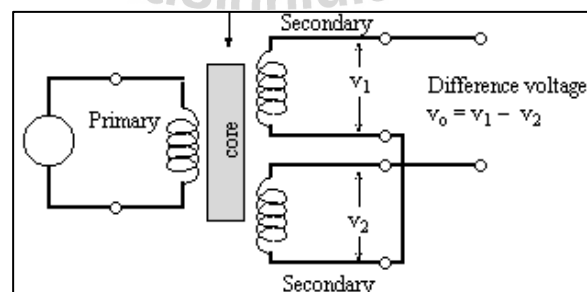
รูปที่ 2.27 การคำนวณปริมาณเฟสจากพื้นที่ใต้กราฟระหว่างอัตราการเย็นตัวและ Zero curve [25]

## 2.6 เซ็นเซอร์ตำแหน่งเชิงเส้น

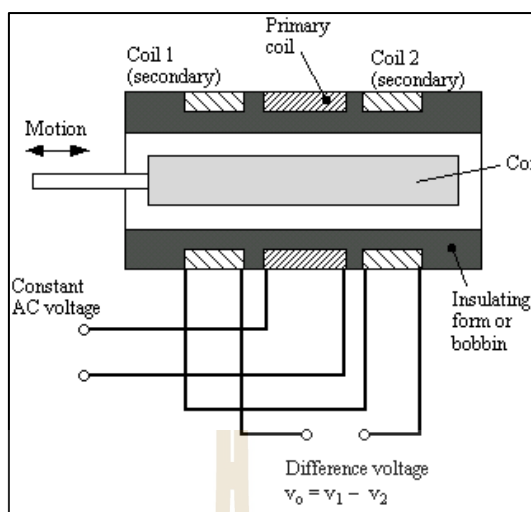
เซ็นเซอร์ตำแหน่งเชิงเส้น (Linear variable differential transformer, LVDT) เป็นทรานสดิวเซอร์สำหรับวัดระยะทาง (ส่วนมากเป็นระยะทางสั้น ๆ) เช่น การนำไปใช้วัดการเปลี่ยนแปลงตำแหน่งในมอเตอร์วัดความเร่ง ลักษณะโครงสร้างและการต่อวงจรใช้งานแสดงในรูปที่ 2.28 ในงานวิจัยนี้ได้นำมาใช้เพื่อศึกษาพฤติกรรมการหดและขยายตัวระหว่างการแข่งขันตัวของ LVDT ประกอบด้วยหม้อแปลง 3 ขด คือขดปฐมภูมิ (Primary) 1 ขด และขดทุติยภูมิ (Secondary) 2 ขด โดยทั้งสองขดจะมีทิศทางการพันตรงข้ามกันทำให้มีเฟสตรงข้ามกันและมีแกน (Core) ที่สามารถเคลื่อนที่ได้อีก 1 ตัวดังแสดงในรูปที่ หากแกนอยู่ในตำแหน่งกึ่งกลาง แรงดันที่ขดทุติยภูมิทั้งสองจะเท่ากันและมีเฟสตรงข้าม ทำให้แรงดันรวมมีค่าเป็นศูนย์ เมื่อแกนมีการเคลื่อนที่แรงดันที่ขดทุติยภูมิขดหนึ่งจะเพิ่มขึ้นในขณะที่อีกขดหนึ่งจะลดลง ทำให้แรงดันรวมขดทุติยภูมิเกิดมีค่าขึ้นมา ซึ่งจะเป็นบวกหรือลบขึ้นอยู่กับทิศทางการเคลื่อนที่ของแกน ส่วนขนาดของแรงดันจะขึ้นอยู่กับระยะทางที่แกนเคลื่อนที่ไป โดยวงจรของ LVDT จะต่อเข้ากับวงจรเรกติไฟร์ทางเฟส (Phase sensitive rectifier) และได้แรงดันไฟกระแสตรงเพื่อนำไปประมวลผลต่อไปดังแสดงในรูปที่ 2.29



รูปที่ 2.28 ส่วนประกอบของเซ็นเซอร์ตำแหน่งเชิงเส้น (ที่มา: [www.learnprotocols.com](http://www.learnprotocols.com), 2012)



รูปที่ 2.29 วงจรพื้นฐานของเซ็นเซอร์ตำแหน่งเชิงเส้น (ที่มา: [www.learnprotocols.com](http://www.learnprotocols.com), 2012)



รูปที่ 2.30 ลักษณะการทำงานของเซ็นเซอร์ตำแหน่งเชิงเชิงเส้น (ที่มา: [www.learnprotocols.wordpress.com](http://www.learnprotocols.wordpress.com), 2012)

## 2.7 หลักการและแบบของเทอร์โมคัปเปิล

เนื่องจากปรากฏการณ์และกลไกในขณะเกิดการเปลี่ยนสถานะจากของเหลวไปเป็นของแข็งสำหรับโลหะนั้นเกิดขึ้นที่อุณหภูมิสูงมาก ดังนั้นการทำความเข้าใจเกี่ยวกับพฤติกรรมดังกล่าวจึงจำเป็นต้องเลือกใช้เครื่องมือในการติดตามอย่างเหมาะสม เพราะอุปกรณ์ที่ใช้วัดอุณหภูมินั้นมีหลายประเภท แต่ละประเภทมีการเปลี่ยนแปลงสมบัติตามลักษณะเฉพาะของสาร กล่าวคือ จะต้องมีการเปลี่ยนแปลงที่วัดได้เมื่ออุณหภูมิที่วัดเปลี่ยนไป

เทอร์โมคัปเปิลหรือเซ็นเซอร์วัดอุณหภูมิ ถูกคิดค้นหลักการทำงานโดย Thomas Seebeck นักวิทยาศาสตร์ชาวเยอรมันในปี ค.ศ.1821 ซึ่งอาศัยหลักการทางไฟฟ้า คือการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิหรือความร้อนเป็นแรงเคลื่อนไฟฟ้า (Electromotive force, emf) พบว่าเมื่อนำโลหะตัวนำ 2 ตัวที่ต่างชนิดกันมาเชื่อมต่อปลายทั้งสองเข้าด้วยกัน ที่ปลายด้านหนึ่งปล่อยให้เปิดไว้ เรียกว่าจุดอ้างอิง ส่วนปลายอีกด้านเรียกว่าจุดวัดอุณหภูมิ ปริมาณการไหลของกระแสไฟฟ้าในวงจรเทอร์โมคัปเปิลจะเปลี่ยนแปลงไปตามผลต่างของอุณหภูมิ หากจุดต่อทั้งสองมีอุณหภูมิต่างกันจะเกิดกระแสไฟฟ้าไหลในวงจรโลหะตัวนำทั้งสอง



รูปที่ 2.31 หลักการของ ThomasSeebeck (ที่มา: [www.saba.kntu.ac.ir.com](http://www.saba.kntu.ac.ir.com), 2010)

ตารางที่ 2.2 เทอร์โมคัปเปิลแบบมาตรฐานจากหลักการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางไฟฟ้า

Criteria	RTD	Thermistor	Thermocouple	IC sensor
Curve				
Temperature range	-250 °C to +750 °C	-100 °C to +500 °C	-267 °C to +2,316 °C	-55 °C to +200 °C
Accuracy	Best	Depends on calibration	Good	Good
Linearity	Good	Worst	Good	Best
Sensitivity	Less	Best	Worst	Good
Circuitry	Complex	Depends on accuracy/power	Complex	Simplest
Power consumption	High when tanking measurement		Low-high	Lowest
Relative system cost	Moderate to high	Moderate to high	Moderate to high	Low





โดยที่เทอร์โมคัปเปิลจะวัดอุณหภูมิและแปลงไปเป็นแรงเคลื่อนไฟฟ้าส่วนอาร์ทีดีและเทอร์มิสเตอร์จะแปลงข้อมูลจากจากอุณหภูมิไปเป็นความต้านทาน ในปัจจุบันสามารถแบ่งเทอร์โมคัปเปิลมาตรฐานได้อยู่ 7 ชนิดตามมาตรฐานของ ANSI และ ASTM E1159 โดยการจำแนกตามประเภทของวัสดุที่ใช้ทำ ดังแสดงในตารางที่ 2.3

ตารางที่ 2.3 ส่วนประกอบของวัสดุตัวนำและช่วงอุณหภูมิการวัดของเทอร์โมคัปเปิล

Type	Temperature (°C)	ส่วนประกอบของวัสดุตัวนำ	
		ขั้วบวก (+)	ขั้วลบ (-)
B	600 - + 1,700 °C	70%Platinum,30%Rhodium	94%Platinum,6% Rhodium
R	0 - + 1,600 °C	87%Platinum,13%Rhodium	100%Platinum
S	0 - + 1,600 °C	90%Platinum,10%Rhodium	100%Platinum
K	-200 - + 1,200 °C	90%Ni,10%Cr	95%Ni,2%Mn,2%Al
E	-200 - + 800 °C	90%Ni,10%Cr	Constantan 55%Cu,45%Ni
J	-200 - + 800 °C	99.5%Iron	Constantan 55%Cu,45%Ni
T	-200 - + 350 °C	100%Copper	Constantan 55%Cu,45%Ni

ในส่วนองงานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาพฤติกรรมการแข็งตัวของเหล็กหล่อ ซึ่งหลอมเหลวในเตาแบบเหนี่ยวนำด้วยกระแสไฟฟ้าอุณหภูมิ 1,400 - 1,500 °C ก่อนเทลงเข้ารับน้ำด้วยอุณหภูมิ 1,350 - 1,400 °C และหล่อลงแบบทรายอุณหภูมิ 1,250 - 1,350 °C ซึ่งได้เลือกใช้เทอร์โมคัปเปิลแบบ S ที่ทำจากส่วนประกอบของวัสดุ Pt/Rh 90%/10% - Pt เพราะเหมาะสำหรับงานวัดอุณหภูมิสูงและวัดอุณหภูมิได้ต่อเนื่อง โดยสามารถวัดอุณหภูมิสูงสุดอยู่ที่ 1,700°C โดยทาง ITS-90 ระบุช่วงการใช้งานของเทอร์โมคัปเปิลแบบ S ที่มีความละเอียดสูงอยู่ที่ 630 - 1,064°C ให้ความเที่ยงตรงสูงที่สุดเมื่ออยู่ภายใต้สภาวะที่เหมาะสม สมบัติของเทอร์โมคัปเปิลแบบ S แสดงในรูปที่ 2.32

<b>MAXIMUM TEMPERATURE RANGE</b> <b>Thermocouple Grade</b> 32 to 2642°F 0 to 1450°C <b>Extension Grade</b> 32 to 300°F 0 to 150°C <b>LIMITS OF ERROR</b> (whichever is greater) <b>Standard:</b> 1.5°C or 0.25% <b>Special:</b> 0.6°C or 0.1% <b>COMMENTS, BARE WIRE ENVIRONMENT:</b> Oxidizing or Inert; Do Not Insert in Metal Tubes; Beware of Contamination; High Temperature <b>TEMPERATURE IN DEGREES °C</b> <b>REFERENCE JUNCTION AT 0°C</b>		<b>Thermocouple Grade</b> NONE ESTABLISHED
	<b>Platinum-10% Rhodium</b> vs. <b>Platinum</b> <b>Extension Grade</b>	

รูปที่ 2.32 สมบัติของเทอร์โมคัปเปิลแบบ S (ที่มา: www.omega.com, 2013)

## 2.8 สมบัติทั่วไปของเหล็กหล่อขาว เหล็กหล่อเทา และเหล็กหล่อเหนียว

เหล็กหล่อ (Cast iron) เป็นเหล็กที่มีคาร์บอนผสมอยู่เช่นเดียวกับเหล็กกล้า จากแผนภาพเหล็กคาร์บอนเหล็กหล่อจะมีคาร์บอนมากกว่าเหล็กกล้าคือตั้งแต่ 2 - 6.67% แต่ในทางปฏิบัติหรือในภาคอุตสาหกรรมจะผลิตเหล็กหล่อที่มีคาร์บอนระหว่าง 2.5 - 4.0% เพราะหากมีมากกว่านั้นจะทำให้เหล็กหล่อขาดสมบัติด้านความเหนียวและมีลักษณะเปราะ

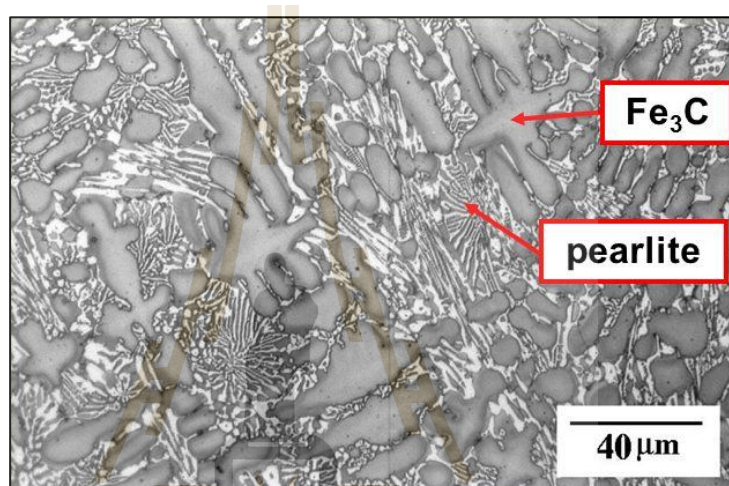
โดยปกติเหล็กหล่อมีความเหนียวต่ำเมื่อเทียบกับเหล็กกล้า ทำให้ไม่สามารถขึ้นรูปโดยการรีดหรือดึงขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูงได้ จึงขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อซึ่งมีข้อดีคือสามารถหล่อชิ้นงานที่มีรูปร่างซับซ้อนได้ จากนั้นจึงมีการกลึง ไส ตัด เจาะ ตกแต่ง ให้ได้ขนาดและความละเอียดตามต้องการ และถึงแม้ว่าเหล็กหล่อส่วนใหญ่จะมีสมบัติรับความเค้นแรงดึงสูงแต่ความเหนียวต่ำกว่าเหล็กกล้า เหล็กหล่อนั้นราคาถูก มีจุดหลอมตัวที่อุณหภูมิต่ำกว่าเหล็กกล้า และยังสามารถปรับปรุงสมบัติอื่น ๆ ได้โดยการเติมธาตุผสมที่เหมาะสมและการอบชุบที่ดีทำให้มีสมบัติของเหล็กหล่อดีขึ้นและนำไปใช้กับงานได้ตามความต้องการ

### 2.8.1 เหล็กหล่อขาว

เหล็กหล่อขาว (White iron) เป็นเหล็กที่มีปริมาณธาตุคาร์บอนผสมอยู่ตั้งแต่ 1.7 หรือ 2.0% ขึ้นไป มีการเปลี่ยนแปลงสถานะแบบระบบกึ่งเสถียร (Meta stable) คือธาตุคาร์บอนทั้งหมดที่ผสมอยู่ในเหล็กจะอยู่ในรูปของสารประกอบเหล็กคาร์ไบด์ หรือซีเมนไตต์ทำให้เหล็กมีความแข็งสูงและเปราะ แตกหักได้ง่าย รอยแตกจะเห็นเป็นสีขาวจึงนิยมเรียกชื่อตามสีที่ปรากฏ เหล็กหล่อขาวมีความแข็งอยู่ระหว่าง 385-550 H<sub>B</sub> ความต้านทานแรงดึงสูงสุด 20,000-70,000 psi ความต้านทานแรงอัดสูงสุด 200,00-250,000 psi และมอดุลัสยืดหยุ่น 24-28 ล้าน psi ทั้งนี้ก็ขึ้นอยู่กับปริมาณของคาร์บอนและธาตุผสมบางตัว เช่น โมลิบดีนัม โครเมียม เป็นต้น ในการผลิต

เหล็กหล่อขาวต้องทำให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วพอที่จะไม่ทำให้ธาตุคาร์บอนในเหล็กแยกตัวอยู่ในรูปคาร์บอนอิสระหรือเปลี่ยนไปเป็นแกรไฟต์ และต้องควบคุมปริมาณธาตุคาร์บอน ซิลิกอนและแมงกานีสให้เหมาะสม โดยปริมาณแมงกานีสจะมากกว่าส่วนปริมาณซิลิกอนจะน้อย

การใช้งานของเหล็กหล่อขาว เนื่องจากว่าเหล็กหล่อขาวมีความแข็งสูงมาก ทนต่อการขัดสีจึงนิยมใช้เป็นชิ้นส่วนในเครื่องผสมซีเมนต์ อุปกรณ์ที่ใช้ในการบดของแข็ง (Grinding equipment) ลูกโม่บดหิน และใช้ในการทำเหล็กหล่ออบเหนียว เป็นต้น



รูปที่ 2.33 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อขาว (ที่มา: Anameric, 2006)



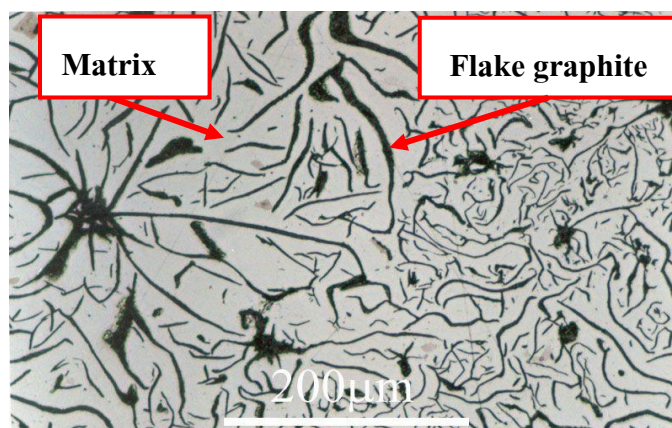
รูปที่ 2.34 ตัวอย่างการใช้งานของเหล็กหล่อขาว (ที่มา: www.donsrentall.com, 2013)

## 2.8.2 เหล็กหล่อเทา

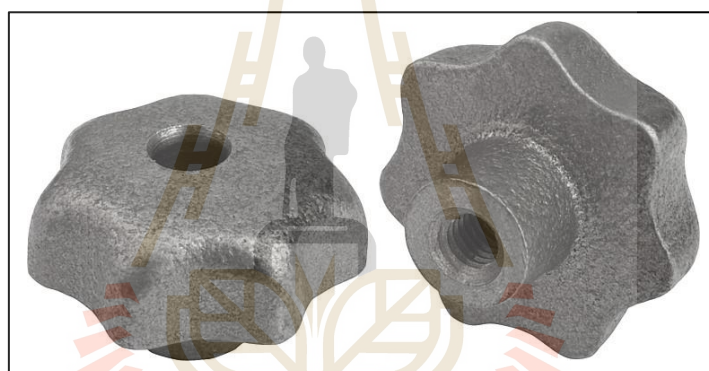
เหล็กหล่อเทา (Gray iron) เป็นเหล็กหล่อที่มีโครงสร้างและส่วนผสมใกล้เคียงกับเหล็กคิบ (Pig iron) ในขณะที่เปลี่ยนสภาวะจากของเหลวไปเป็นของแข็งจะเป็นระบบเสถียร ปริมาณคาร์บอนส่วนใหญ่จะอยู่ในรูปของคาร์บอนบริสุทธิ์ และแยกออกมารวมตัวเป็นแผ่นหรือเกล็ดที่เรียกว่าแกรไฟต์ (Flakes graphite) กระจุกกระจายอยู่ทั่วไปในเนื้อเหล็ก ที่ถูกเรียกเช่นนี้ เพราะรอยแตกจะเป็นเนื้อสีเทาอันเนื่องมาจากธาตุคาร์บอนที่อยู่ในรูปของแกรไฟต์หรือคาร์บอนอิสระมีสีดำเมื่ออยู่รวมกันกับเนื้อเหล็กที่เป็นสีขาวทำให้เห็นเป็นสีเทา โครงสร้างจุลภาคหลังการหล่อจะประกอบด้วยแกรไฟต์และโครงสร้างพื้น ได้แก่ เฟอร์ไรต์ เฟอร์ไลต์ หรือมีทั้งคู่ขึ้นอยู่กับอัตราการเย็นตัว ทั้งนี้แกรไฟต์และเนื้อเหล็กจะอยู่รวมกันในรูปของสารผสม

เหล็กหล่อเทาที่ใช้โดยทั่วไปจะมีปริมาณคาร์บอนอยู่ระหว่าง 2.5 - 4.0% และซิลิกอนระหว่าง 1.0 - 3.0% โดยซิลิกอนที่เติมเข้าไปนั้นจะทำให้คาร์บอนแยกตัวออกจากเนื้อเหล็กจับตัวกันเป็นแกรไฟต์ และเพิ่มเสถียรภาพให้กับแกรไฟต์ (Graphite stabilizer) นอกจากนี้ซิลิกอนยังทำให้ส่วนผสมยูเทคตอยด์และจุดจำกัดในการละลายของคาร์บอนในออสเทนไนต์ลดลง

สมบัติของเหล็กหล่อเทาที่เหมาะสมสำหรับการนำไปใช้งานมีหลายประการ คือมีความต้านทานต่อแรงอัดและรับแรงสั่นสะเทือนได้ดี (Damping capacity) มีการขยายตัวน้อยจึงเหมาะกับงานที่ต้องการรูปร่างและขนาดที่แน่นอน มีความสามารถในการหล่อไหล (Fluidity) ทำให้ผลิตชิ้นงานที่มีรูปร่างซับซ้อนได้ดี มีความแข็งที่ไม่สูงมากนักจึงสามารถนำไปตกแต่งให้ได้ขนาดด้วยการกลึงได้ง่าย นำความร้อนได้ดี นอกจากนั้นยังสามารถปรับปรุงสมบัติความต้านทานแรงดึงด้วยการอบชุบและปรับปรุงส่วนผสมทางเคมีได้อีกด้วยซึ่งทำให้มีความสามารถในการใช้งานได้กว้างขึ้น ตัวอย่างการใช้งานของเหล็กหล่อเทาได้แก่ ชิ้นส่วนของยานยนต์ เช่น เสื้อสูบ ล้อตุ้มกำลัง แหวนลูกสูบ การสูบ ครัมเกียร์ งานเบก แท่นฐานเครื่องจักรกล เช่น ฐานเครื่องกลึง เครื่องกัด ทำปากกาจับชิ้นงาน อีกทั้งยังมีเครื่องจักรกลต่าง ๆ และท่อน้ำขนาดใหญ่ เป็นต้น



รูปที่ 2.35 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเทา (ที่มา: [www.core.materials.ac.uk](http://www.core.materials.ac.uk), 2010)



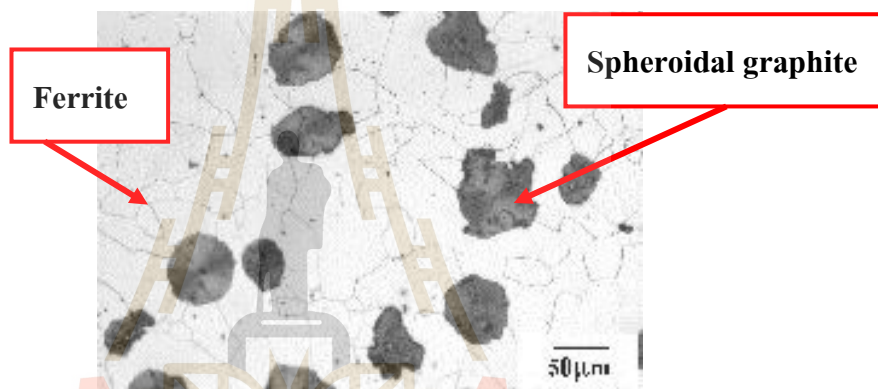
รูปที่ 2.36 ตัวอย่างการใช้งานของเหล็กหล่อเทา (ที่มา: [www.metals-china.com](http://www.metals-china.com), 2013)

### 2.8.3 เหล็กหล่อเหนียว

เหล็กหล่อเหนียว (Ductile iron) มีอีกชื่อเรียกว่า เหล็กหล่อโนดูล่า (Nodular cast iron) หรือ เหล็กหล่อแกรไฟต์กลม (Spheroidal cast iron) เนื่องจากมีแกรไฟต์รูปร่างกลม (Spheroidal graphite) ต่างจากเหล็กหล่อเทาที่มีแกรไฟต์ลักษณะเป็นแผ่น หรือแถบยาว ด้วยเหตุนี้จึงทำให้เหล็กหล่อเหนียวมีความเหนียว (Ductile) และความสามารถในการรับแรงกระแทกได้ดีกว่าเหล็กหล่อเทา โครงสร้างพื้นเป็นโครงสร้างเฟอไรต์ เฟอร์ไรต์ หรือมีทั้งเฟอไรต์และเฟอร์ไรต์ การที่แกรไฟต์มีรูปร่างกลมนั้นเป็นผลมาจากการเติมธาตุแมกนีเซียมหรือซีเรียมในปริมาณเล็กน้อยลงไปในน้ำเหล็กก่อนเทลงแบบหล่อ โดยปริมาณคาร์บอนในเหล็กหล่อเหนียวจะเหมือนกับเหล็กหล่อเทาแต่ต้องมีค่าคาร์บอนสมมูล (Carbon equivalent) ไม่น้อยกว่า 4.3 และปริมาณซิลเฟอร์

ต้องน้อยกว่า 0.01% ซึ่งธาตุแมกนีเซียมและซีเรียมที่เติมลงไปจะทำให้ปฏิกิริยากับซัลเฟอร์เกิดเป็นสารประกอบซัลไฟด์ทำให้ซัลเฟอร์ไม่สามารถไปขัดขวางการโตของเกรนไฟต์ได้ เกรนไฟต์จึงเกิดเป็นลักษณะกลม เรียกว่าธาตุเหล่านี้ว่าตัวลดซัลเฟอร์ (Desulfurized)

เหล็กหล่อเหนียวโดยทั่วไปมีความต้านแรงดึง 40-70 kg/mm<sup>2</sup> และการยืดตัวอยู่ที่ 8-25% ทนทานต่อการสึกหรอ และนำไปผ่านกระบวนการทางเครื่องมือกลได้ง่าย หากเป็นเกรดที่มีความแข็งแรงต่ำมีความเหนียวสูงจะมีโครงสร้างส่วนใหญ่เป็นเฟอไรต์ การใช้งานเหล็กหล่อเหนียวได้แก่ ชิ้นส่วนเครื่องยนต์ รถแทรกเตอร์ เพลาหมุนของเครื่องกลึง เพลาข้อเหวี่ยง ของเครื่องยนต์ ลูกสูบ ครอบลูกสูบ เปลือกมอเตอร์ ฐานเครื่องจักร เป็นต้น



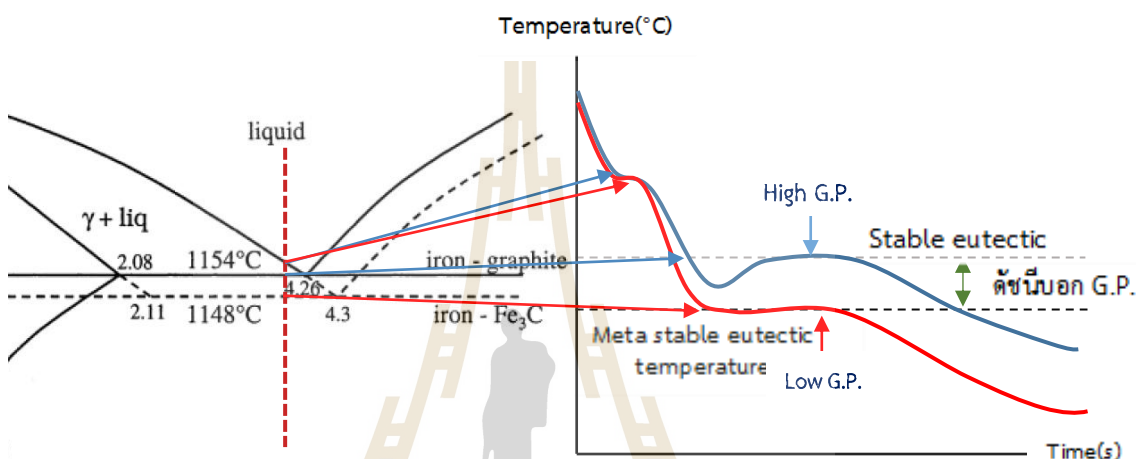
รูปที่ 2.37 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียว (ที่มา: Ahmed, 2014)



รูปที่ 5.38 ตัวอย่างการใช้งานของเหล็กหล่อเหนียว (ที่มา : [www.kindpng.com/imgv/ihmwibw\\_series-2800-c-for-ductile-iron-or-cast.com](http://www.kindpng.com/imgv/ihmwibw_series-2800-c-for-ductile-iron-or-cast.com), 2010)

## 2.9 ศักยภาพการเกิดแกรไฟต์

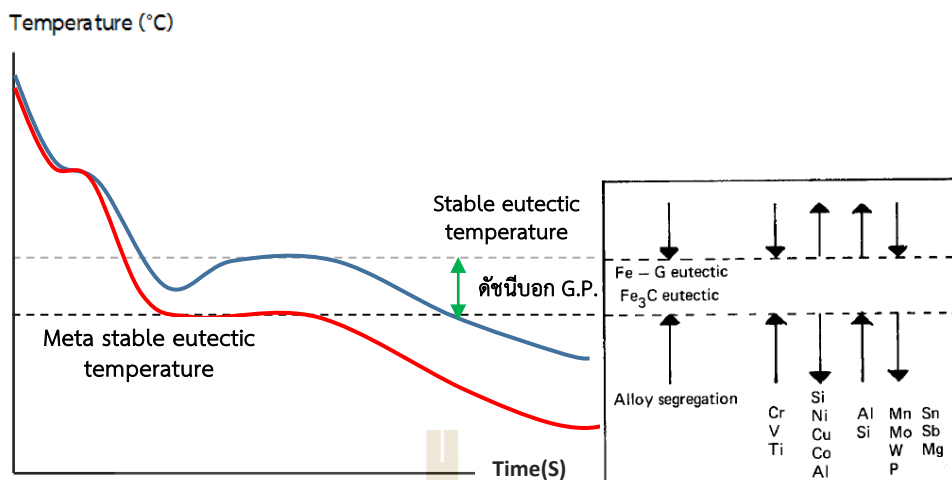
เหล็กหล่อเทาและเหล็กหล่อขาวนั้นปกติจะมีระบบการเย็นตัวที่แตกต่างกัน โดยเหล็กหล่อเทาจะมีการเย็นตัวแบบสมดุล (Stable) ทำให้มีโครงสร้างจุลภาคเป็นเหล็กคาร์บอน (Fe-C) ส่วนเหล็กหล่อขาวนั้นจะเป็นการเย็นตัวแบบกึ่งสมดุล (Meta-stable) มีโครงสร้างจุลภาคเป็นเหล็กและซีเมนต์ไคต์ (Fe-Fe<sub>3</sub>C) ทั้งนี้ก็เนื่องมาจากอิทธิพลของส่วนผสมทางเคมีและอัตราการเย็นตัว



รูปที่ 2.39 แผนภาพเหล็กคาร์บอนกับระบบการเย็นตัวแบบสมดุลและกึ่งสมดุล [26]

ในการหล่อเหล็กหล่อหรือเหล็กที่มีปริมาณคาร์บอนมากกว่า 2% นั้น มีโอกาสที่จะได้เหล็กหล่อขาว เหล็กหล่อเทา หรือเหล็กหล่อมอตเติล (Mottle) ที่มีโครงสร้างทั้งส่วนที่เป็นเหล็กหล่อขาวและเทาผสมกันได้ โดยสามารถประเมินได้จากค่าศักยภาพการเกิดแกรไฟต์ (Graphitization Potential, G.P.)

ศักยภาพการเกิดแกรไฟต์คือค่าที่บอกถึงผลต่างระหว่างอุณหภูมิยูเทคติกแบบสมดุลและแบบกึ่งสมดุลซึ่งสามารถบอกถึงแนวโน้มการเกิดแกรไฟต์หรือการเกิดชิลด์ในงานหล่อได้ หากศักยภาพการเกิดแกรไฟต์มีค่ามากจะทำให้มีโอกาสที่เกิดชิลด์ (Chill tendency) ต่ำ แต่หากศักยภาพการเกิดแกรไฟต์มีค่าน้อยจะมีโอกาสในการเกิดชิลด์ที่สูง วิธีการคำนวณหาศักยภาพการเกิดแกรไฟต์แสดงในตัวอย่างที่ 2.1 และธาตุผสมที่มีส่วนในการช่วยเพิ่มอุณหภูมิยูเทคติกทั้งในแบบสมดุลและกึ่งสมดุลแสดงในรูปที่ 2.40



รูปที่ 2.40 อิทธิพลของธาตุผสมต่อดัชนีวัดค่า G.P.[26]

โดยปกติในการหล่อเหล็กหล่อ นั้นมักจะจำแนกธาตุผสมต่าง ๆ ที่มีผลต่อโครงสร้างของเหล็กหล่อออกเป็นสองกลุ่มหลัก ธาตุเหล่านี้เมื่อละลายอยู่ในน้ำเหล็กหลอมเหลวและแข็งตัวจะช่วยให้เกิดแกรไฟต์ (Graphitiser) หรือช่วยให้เกิดโครงสร้างคาร์ไบด์ ธาตุที่ส่งเสริมให้เกิดแกรไฟต์จะช่วยให้อะตอมคาร์บอนรวมตัวสร้างพันธะระหว่างกันเองและเกิดเป็นแกรไฟต์ในโครงสร้างหลังการหล่อ ส่วนธาตุที่ส่งเสริมให้เกิดคาร์ไบด์นั้นจะช่วยให้อะตอมคาร์บอนสร้างพันธะกับอะตอมเหล็กเกิดเป็นซิเมนต์ ไตรังที่ 5.3 แสดงธาตุต่าง ๆ ที่ช่วยส่งเสริมให้เกิดโครงสร้างทั้งแกรไฟต์และซิเมนต์ ไตรัง

วัตถุดิบตั้งต้นในการหลอมก่อนที่จะป้อนเข้าสู่เตาหลอมตามปกติซึ่งได้แก่ เศษเหล็ก เหล็กดิบ จะมีส่วนผสมทางเคมีหรือปริมาณธาตุต่าง ๆ เช่น โครเมียม ทองแดง ดีบุก พลวง วานาเดียม โมลิบดีนัม ไทเทเนียม และธาตุอื่น ๆ ที่ไม่แน่นอนและแตกต่างกันตามรอบการสั่งซื้อหรือตามแหล่งที่มาของแต่ละวัสดุ แม้แต่เหล็กดิบที่ผลิตจากเศษเหล็กก็อาจจะมีส่วนผสมของธาตุผสมอยู่ถึงจะมีการเจือปนเพียงเล็กน้อยก็ตาม ส่งผลให้มีการตอบสนองต่อการทำอินทรีย์คลุเลชันที่แตกต่างกันไป การควบคุมเพื่อให้ได้การตอบสนองต่อการทำอินทรีย์คลุเลชันที่สม่ำเสมออาจทำได้โดยใช้เหล็กดิบที่ได้จากการถลุงสินแร่ในปริมาณที่มากพอ เพื่อจำกัดปริมาณธาตุที่ส่งเสริมให้เกิดคาร์ไบด์ให้ปนอยู่น้อยที่สุด เพราะเหล็กดิบที่ได้จากการถลุงจะมีธาตุที่ไม่ต้องการเหล่านี้เจือปนอยู่น้อยมาก การควบคุมความเข้มข้นของธาตุผสมจึงเป็นวิธีการหนึ่งที่จะช่วยให้ได้ชิ้นงานที่เป็นเหล็กหล่อเทาและยังช่วยหลีกเลี่ยงผลจากธาตุเหล่านี้ที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติอื่น ๆ ได้



อีกด้วย เช่น การเติมธาตุซิลิกอนลงไปจะช่วยในการป้องกันการเกิดโครงสร้างซิลต์ได้ แต่ก็มีข้อจำกัดเพราะซิลิกอนทำให้ได้โครงสร้างเฟอร์ไรต์ ดังนั้นจึงไม่ควรเติมเกิน 5% เป็นต้น

ตารางที่ 2.4 ธาตุที่ช่วยให้คาร์บอนตกผลึกเป็นแกรไฟต์และธาตุที่ช่วยให้ตกผลึกเป็นคาร์ไบด์ [27]

ธาตุที่ช่วยให้เกิดผลึกแกรไฟต์	ธาตุที่ช่วยให้เกิดคาร์ไบด์
ซิลิกอน (Si)	วานาเดียม (V)
ฟอสฟอรัส (P)	โครเมียม (Cr)
อะลูมิเนียม (Al)	แมงกานีส (Mn)
นิกเกิล (Ni)	โมลิบดีนัม (Mo)
โคบอลต์ (Co)	ทังสเตน (W)
ทองแดง (Cu)	ไนโตรเจน(N)
แคลเซียม(Ca)	แมกนีเซียม (Mg)
เบเรียม (Ba)	ธาตุหายาก (R.E. )
สตรอนเชียม (Sr)	

ตารางที่ 2.5 การเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นของธาตุผสมในยูเทคติก ( $^{\circ}\text{C}/\text{wt}\%$ ) [28]

Alloying Element	Change in Eutectic, ( $^{\circ}\text{C}/\text{wt}\%$ )	
	Metastable eutectic	Stable eutectic
Si	-20	+4
Cu	-2.3	+5
Al	-15	+8
Ni	-6	+4
Cr	+7	-
Mn	+3	-2
V	(+6)-(+8)	-
P	-37	-30

วิธีการคำนวณศักย์การเกิดแกรไฟต์ (G.P.)

ตัวอย่างที่ 2.1 ศักย์การเกิดแกรไฟต์ของเหล็กหล่อที่มีส่วนผสม 2%Si, 0.5%Mn, 1%Cu

$$T_{st} = 1154 + (2\%)(+4) + (0.5\%)(-2) + (1\%)(+5)$$

$$T_{st} = 1166^\circ \text{C}$$

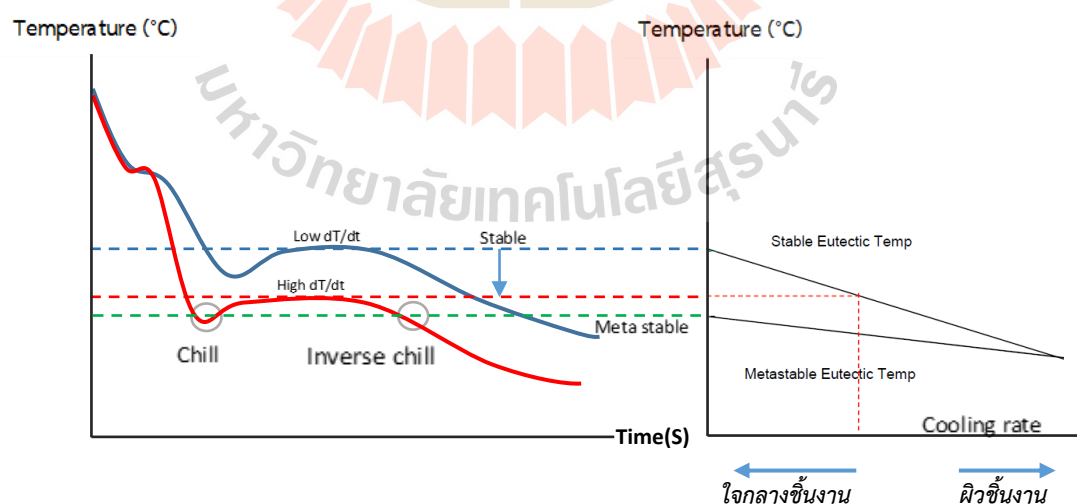
$$T_{met} = 1148 + (2\%)(-20) + (0.5\%)(+3) + (1\%)(-2.3)$$

$$T_{st} = 1117.2^\circ \text{C}$$

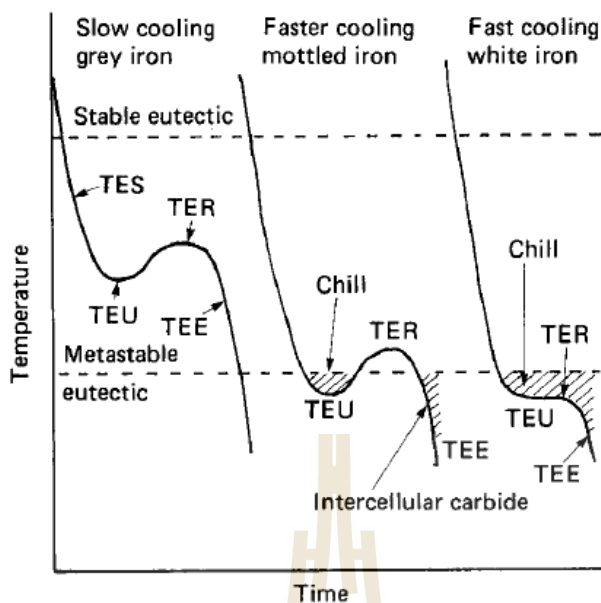
$$\text{G.P. of Fe-C} = 1154 - 1148 = 6^\circ \text{C}$$

$$\text{G.P. of Fe-C-2Si-0.5Mn-1Cu} = 1166^\circ \text{C} - 1117.2^\circ \text{C} = 48.8^\circ \text{C}$$

ในกระบวนการเย็นตัวของเหล็กหล่อนั้น หากมีอัตราการเย็นตัวสูงจะพบว่าเป็นการเย็นตัวอย่างไม่สมดุล (Non-equilibrium cooling) ซึ่งส่งผลให้อุณหภูมิตกแบบสมดุลและกึ่งสมดุลลดลง แต่ระบบกึ่งสมดุลมีความอ่อนไหวต่ออัตราการเย็นตัวน้อยกว่าจึงทำให้ศักย์การเกิดแกรไฟต์ต่ำลงน้อยกว่า (อุณหภูมิระหว่างสมดุลและกึ่งสมดุลต่างกันน้อยลง) จึงเป็นผลให้มีโอกาสในการเกิดซิลล์สูงขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.41 และอิทธิพลของการเย็นตัวที่ต่างกันต่อการเกิดเหล็กหล่อแต่ละประเภทดังแสดงในรูปที่ 2.42



รูปที่ 2.41 อิทธิพลของอัตราการเย็นตัวต่ออุณหภูมิยูเทคติกแบบสมดุล และกึ่งสมดุล [26]



รูปที่ 2.42 ความสัมพันธ์ระหว่างการเย็นตัวและโครงสร้างของเหล็กหล่อที่ได้ [29]

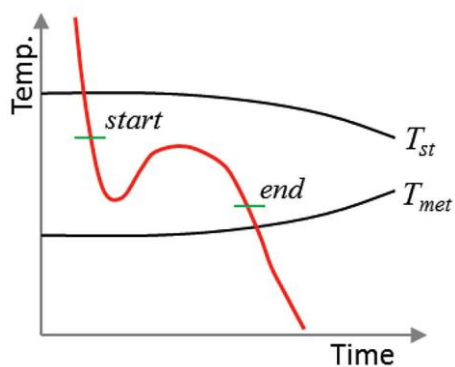
โดยที่ TSE คือ อุณหภูมิยูเทคติกเริ่มต้น (Temperature of eutectic start)

TER คือ อุณหภูมิยูเทคติกอะเรส (Temperature of eutectic recalescence)

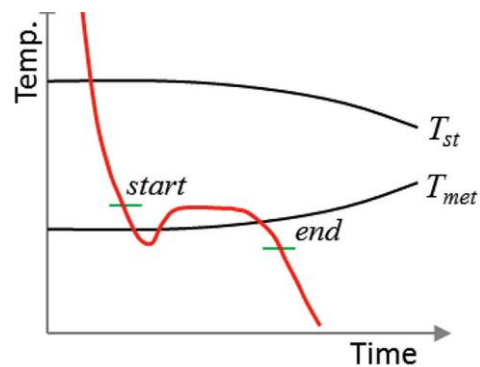
TEU คือ อุณหภูมิยูเทคติกอันเดอร์คูลลิ่ง (Temperature of eutectic undercooling)

TEE คือ อุณหภูมิยูเทคติกสุดท้ายของการแข็งตัว (End of eutectic solidification)

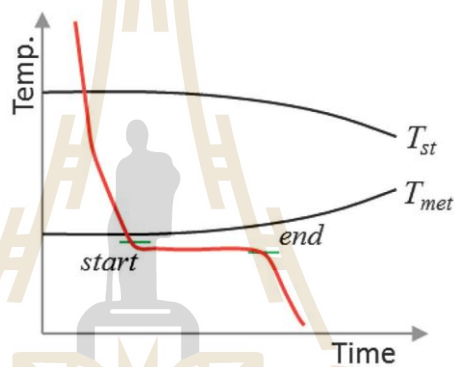
การวิเคราะห์ทางความร้อนมีการพัฒนาอย่างต่อเนื่อง โดย Stefanescu [25] ได้นำการวิเคราะห์ทางความร้อนแบบเทอร์โมคัปเปิลเดี่ยว (Single Thermocouple) มาช่วยในการทำนายโครงสร้างยูเทคติกของเหล็กหล่อเทาในระบบสมดุลและเหล็กหล่อขาวในระบบกึ่งสมดุล โดยพิจารณาจากการเริ่มและการสิ้นสุดการแข็งตัวที่ยูเทคติก หากจุดเริ่มและจุดสิ้นสุดการแข็งตัวของยูเทคติกอยู่ระหว่างเส้นสมดุลและกึ่งสมดุลจะได้เหล็กหล่อเทา (รูปที่ 2.43a) ถ้าจุดเริ่มการแข็งตัวอยู่เหนือระหว่างเส้นสมดุลและกึ่งสมดุลแต่จุดสิ้นสุดการแข็งตัวอยู่ต่ำกว่าเส้นสมดุล จะได้โครงสร้างที่เป็นเหล็กหล่อขาวผสมกับเหล็กหล่อเทาที่เรียกว่ามอดดิล (รูปที่ 2.43b) และหากจุดเริ่มและจุดสิ้นสุดการแข็งตัวอยู่ต่ำกว่าเส้นกึ่งสมดุลจะได้โครงสร้างของเหล็กหล่อขาว (รูปที่ 2.43c)



a) Gray iron



b) Mottled iron



c) White iron

รูปที่ 2.43 กราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อเทา เหล็กหล่อมอตเติล และเหล็กหล่อขาวในระบบสมดุล และกึ่งสมดุล [25]

## 2.10 ลักษณะวิทยาของแกรไฟต์

โดยทั่วไปแล้วลักษณะแกรไฟต์ (Graphite Morphology) ที่ต้องการให้เกิดขึ้นในงานหล่อ เพื่อให้มีสมบัติเชิงกลที่ดี คือมีขนาดเล็ก ละเอียดและกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ โดยทั่วไปการเกิดแกรไฟต์ในเหล็กหล่อเทาจะเกิดเป็นกลุ่ม ๆ ที่เรียกว่า “เซลล์” ซึ่งประกอบด้วยแผ่นโค้งไปมาในระบบ 3 มิติ เนื่องจากเมื่อเริ่มเกิดเป็นนิวเคลียสที่ลอยอยู่ในน้ำเหล็กหลอมเหลว การขยายตัวครั้งแรกจะเป็นอิสระและมีทิศทางไปตามแกน C ในระบบผลึก Hexagonal ซึ่งเป็นทิศทางที่เหมาะสมในการขยายตัว (Preferential direction) ซึ่งแกรไฟต์ต้องอาศัยอะตอมของคาร์บอนเมื่อขึ้นเกิดขึ้นในบริเวณใกล้เคียงกันทำให้เกิดการแย่งอะตอมของคาร์บอนซึ่งกันและกันจึงพยายามเปลี่ยนทิศทางไปยังบริเวณที่มีคาร์บอนมากกว่า

ตามลักษณะวิทยาของแกรไฟต์สามารถแบ่งแกรไฟต์ออกเป็น 6 ประเภท

ประเภท A เกิดขึ้นที่อุณหภูมิเทคนิคทำให้สมบัติเชิงกลที่ดี เพราะมีขนาดเล็กและกระจายตัวสม่ำเสมอไม่ขึ้นอยู่กับทิศทาง ลักษณะการเกิดเป็นกลุ่มก้อนถูกห่อหุ้มด้วยออกซิเจนไนต์ แล้วจึงแตกแขนงออกเป็นแผ่นโค้งในสามมิติ แต่ละเซลล์มาเชื่อมต่อกันเมื่อการแข็งตัวสมบูรณ์

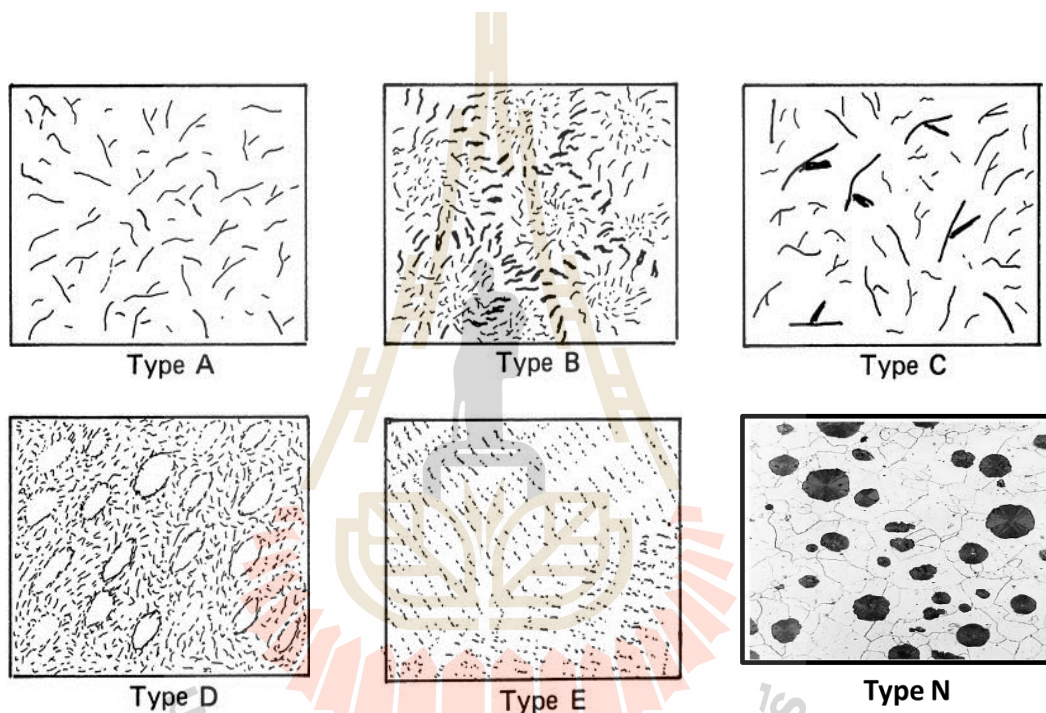
ประเภท B เป็นแกรไฟต์ขนาดเล็กเช่นเดียวกับประเภท A แต่การเกิดจะอยู่เป็นกลุ่ม ๆ มีลักษณะคุดพุ่งไปบริเวณใจกลางคล้ายกลีบดอกไม้ (Rosette) จัดเป็นยูเทคติกแกรไฟต์เช่นเดียวกันกับประเภท A แต่มีการกระจายตัวที่ไม่สม่ำเสมอเนื่องจากมีจำนวนนิวเคลียสน้อย มักพบในบริเวณใจกลางของชิ้นงานหรือเหล็กหล่อมอดเติล

ประเภท C เป็นแกรไฟต์ที่มีทั้งขนาดใหญ่ (Primary or Kish graphite) และขนาดเล็ก (Eutectic graphite) เกิดแบบสลับกันซึ่งพบในเหล็กหล่อที่มีคาร์บอนและซิลิคอนสูงหรือมีค่าคาร์บอนสมมูลมากกว่า 4.3 เปอร์เซนต์ (Hyper eutectic) อัตราการเย็นตัวค่อนข้างช้าและเกิดก่อนที่จะถึงอุณหภูมิเทคนิค ซึ่งลักษณะแกรไฟต์ที่มีขนาดใหญ่จะส่งผลเสียต่อสมบัติเชิงกลแต่ส่งผลดีต่อการนำความร้อน ดังนั้นเหล็กหล่อที่มีกราฟต์ประเภทนี้เป็นองค์ประกอบจึงเหมาะสำหรับการใช้งานในบางประเภท

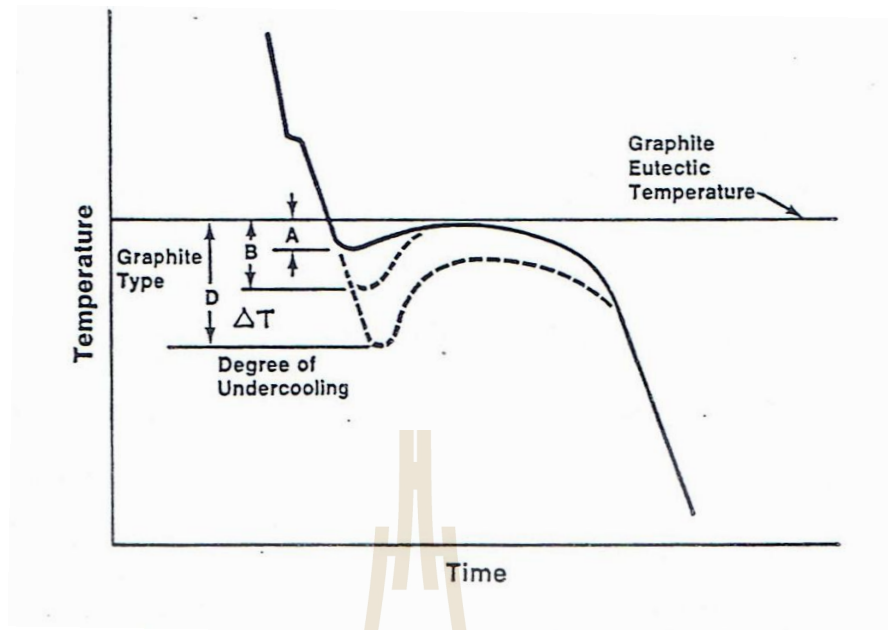
ประเภท D เป็นแกรไฟต์ขนาดเล็กละเอียดมากเกิดในเหล็กหล่อที่มีอัตราการเย็นตัวสูง อัตราการเย็นตัวสูง แต่มีค่าคาร์บอนสมมูลต่ำ ทำให้การแข็งตัวอยู่ห่างจากสมดุลเปรียบเสมือนว่ามีส่วนผสมไฮโปยูเทคติกมากขึ้น (ออกซิเจนไนต์มากขึ้นกว่าสมดุล) ลักษณะแกรไฟต์จะเป็นเกล็ดเล็ก ๆ คล้ายกับยูเทคติกแกรไฟต์ มักเกิดที่บริเวณขอบเกรนของออกซิเจนไนต์และเกิดแบบไม่มีทิศทาง (Random) หากมีแกรไฟต์ประเภทนี้ในชิ้นงานจะทำให้เหล็กเปราะและแตกหักได้ง่าย

ประเภท E เป็นแกรไฟต์ที่มีลักษณะคล้ายกับประเภท D แต่เป็นการเกิดแบบมีทิศทาง (Orientation)

ประเภท N เป็นแกรไฟต์ที่มีลักษณะกลมพบในเหล็กหล่อเหนียว ซึ่งเกิดขึ้นจากการเติมธาตุผสมบางตัวเช่น ซีเรียม และแมกนีเซียม ซึ่งเป็นธาตุที่ส่งเสริมให้เกิดคาร์ไบด์ แต่นิยมใช้แมกนีเซียมมากกว่าเนื่องจากได้ผลกับเหล็กหล่อที่มีส่วนผสมทางเคมีกว้างกว่าซีเรียม และซีเรียมมีราคาค่อนข้างแพง ทำให้แกรไฟต์ที่ได้มีลักษณะกลม มีผลของความเข้มข้นของความเค้น (Stress concentration) ต่ำ จึงทำให้มีความเหนียวและความแข็งแรงดึงสูงกว่าปกติ



รูปที่ 2.44 ลักษณะของแกรไฟต์แต่ละประเภท [30]



รูปที่ 2.45 ลักษณะแกรไฟต์แต่ละประเภทที่มีอัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน [30]

แกรไฟต์ที่แทรกอยู่ในโครงสร้างของเหล็กหล่อเย็นไม่มีความแข็งแรงในตัวเอง (อ่อนและเปราะ) แต่การที่มีแกรไฟต์กระจายตัวในโครงสร้างจะทำให้สมบัติเชิงกลของเหล็กดีขึ้น ถึงแม้ว่าค่า G.P. ที่เกิดขึ้นจะกว้างพอที่จะหล่อได้เหล็กหล่อแกรไฟต์แล้ว แต่ก็อาจพบว่าการเกิดโครงสร้างแบบซิลต์หรือเกิดแกรไฟต์ประเภท D และ E ขึ้นในชิ้นงานซึ่งมีสาเหตุมากจากการขาดนิวเคลียสเทียมที่จะก่อตัวเป็นแกรไฟต์ในขณะที่เกิดปฏิกิริยายูเทคติก ทั้งนี้แกรไฟต์ที่ละเอียดโดยเฉพาะประเภท B และ D หรือ E จะช่วยให้เกิดเฟอร์ไรต์อิสระมากขึ้นบริเวณรอบ ๆ เกล็ดแกรไฟต์ ซึ่งเฟอร์ไรต์มีความแข็งแรงต่ำกว่าเพิลไรต์ดังนั้นจึงจำเป็นต้องทำให้แกรไฟต์ประเภทนี้กลายเป็นแกรไฟต์แบบประเภท A ซึ่งเกิดจากการเย็นตัวที่เหมาะสมคือไม่ช้าหรือเร็วเกินไป มีการเกิดนิวเคลียสที่เพียงพอและการคายความร้อนที่เหมาะสม จึงเป็นที่มาของการทำอินน็อกูเลชัน

## 2.11 การเกิดนิวเคลียส

2.11.1 การเกิดนิวเคลียสแบบเอกพันธ์ (Homogeneous nucleation) หมายถึง นิวเคลียสที่เกิดจากกลุ่มอะตอมของโลหะหลอมเหลวโดยตรง ไม่มีอะตอมแปลกปลอมเข้ามาปะปน โดยอะตอมของโลหะจะเคลื่อนที่มารวมตัวกันอย่างช้า ๆ จนได้ขนาดที่มีเสถียรภาพเรียกว่าขนาดวิกฤติ (Critical size) ซึ่งสามารถเติบโตไปเป็นผลึกได้ หากนิวเคลียสมีขนาดเล็กกว่าขนาดวิกฤติจะเรียกว่า เอมบริโอ (Embryo) ซึ่งไม่มีเสถียรภาพและสลายกลับไปเป็นโลหะหลอมเหลว แต่ถ้านิวเคลียสมีขนาดใหญ่กว่าขนาดวิกฤติจะเรียกว่านิวเคลียสซึ่งมีเสถียรภาพและโตไปเป็นผลึกต่อไป ถ้าสมมติให้ลักษณะของนิวเคลียสเป็นทรงกลมขนาดเล็กที่มีรัศมีเท่ากับ  $r$  การเกิดนิวเคลียสที่มีขนาดรัศมี  $r$  นี้จะมีพลังงานอิสระภายในที่เกี่ยวข้องอยู่ 3 ประการ คือ

1. พลังงานอิสระเชิงปริมาตร (Volume or bulk free energy) ซึ่งเป็นพลังงานที่ได้จากการแข็งตัวของโลหะหลอมเหลวและทำให้กลุ่มอะตอมมีเสถียรภาพ รวมตัวกันได้จนกลายเป็นนิวเคลียส มักจะกำหนดให้ผลต่างของพลังงานอิสระนี้มีค่าเป็นลบ ตามหลักทางเทอร์โมไดนามิกส์

$$\text{Volume free energy} = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_V \quad (2.13)$$

โดยที่  $\Delta G_V$  คือการเปลี่ยนแปลงพลังงานอิสระจากการเปลี่ยนสถานะจากของเหลวเป็นของแข็งต่อ 1 หน่วยปริมาตร

2. พลังงานอิสระเชิงพื้นผิว (Surface free energy) หมายถึงพลังงานอิสระระหว่างผิวของนิวเคลียสกับโลหะหลอมเหลวที่ล้อมรอบนิวเคลียส พลังงานจำนวนนี้จะช่วยให้นิวเคลียสหรืออะตอมบริเวณผิวของนิวเคลียส ไม่ให้เกิดการสลายตัวกลับไปเป็นโลหะหลอมเหลวใหม่อีก ซึ่งมีค่าเป็นบวกเพราะพลังงานจำนวนนี้มีค่ามากกว่าพลังงานอิสระของโลหะหลอมเหลว

$$\text{Surface Free Energy} = 4\pi r^2 \Delta G_S \quad (2.4)$$

โดยที่  $\Delta G_S$  เป็นค่าพลังงานอิสระระหว่างผิวต่อหน่วยพื้นที่

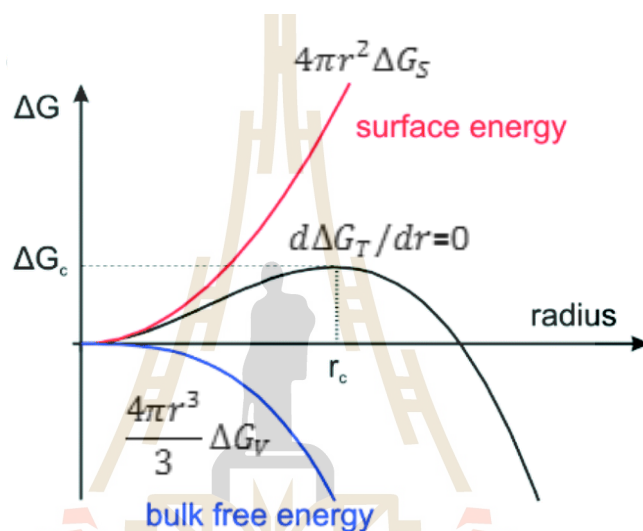
3. พลังงานที่เกิดจากการเปลี่ยนแปลงปริมาตรจากสภาพหลอมเหลวมาเป็นของแข็ง แต่ไม่นำมาพิจารณาเนื่องจากการเปลี่ยนแปลงในปริมาณที่น้อยมาก



ดังนั้นผลรวมของพลังงานอิสระทั้งหมดซึ่งกำหนดให้เป็น  $\Delta G_T$  จะมีค่าเท่ากับผลรวมของพลังงานอิสระปริมาตรรวมกับพลังงานอิสระระหว่างผิว

$$\Delta G_T = 4\pi r^2 \Delta G_S - \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_V \quad (2.15)$$

เมื่อนำสมการมาสร้างความสัมพันธ์จะแสดงได้ดังรูปที่ 2.46



รูปที่ 2.46 พลังงานอิสระที่เปลี่ยนแปลงเทียบกับรัศมีของเอมบริโอหรือนิวเคลียสที่เกิดจากการแข็งตัวของโลหะ [31]

ความสัมพันธ์ระหว่างขนาดวิกฤติของพลังงานอิสระเชิงปริมาตร และพลังงานอิสระเชิงพื้นผิวในกระบวนการแข็งตัวของโลหะได้โดยการหาอนุพันธ์ของสมการ ซึ่งทำให้สามารถหาขนาดวิกฤติของนิวเคลียสได้

$$\frac{dG_T}{dr} = 0$$

$$\frac{12}{3} \pi r \Delta G_S - 8\pi r^2 \Delta G_V = 0$$

$$r_c = \frac{\Delta G_s}{\Delta G_v} \quad (2.16)$$

ค่า  $r_c$  คือค่ารัศมีวิกฤต (Critical radius) ของนิวเคลียส ถ้านิวเคลียสที่เกิดขึ้นน้อยกว่า  $r_c$  นิวเคลียสที่เกิดขึ้น จะไม่มีเสถียรภาพ อาจจะไม่เสถียรภาพ อาจสลายตัว และละลายกลับไปเป็นโลหะหลอมเหลวแต่ถ้ารัศมีของนิวเคลียสมากกว่า  $r_c$  หมายความว่า นิวเคลียสมีเสถียรภาพสามารถคงสภาพเป็นนิวเคลียสอยู่ได้ และการเกิดนิวเคลียสประเภทนี้ต้องการอันเดอร์คูลลิงในการรักษาเสถียรภาพ

2.11.2 การเกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์ (Heterogeneous nucleation) เป็นการเกิดนิวเคลียสที่อาศัยสิ่งแปลกปลอมในโลหะหลอมเหลวเป็นตำแหน่งให้อะตอมในสถานะของเหลวมาเกาะและเกิดเป็นนิวเคลียสได้ ในการหลอมโลหะนั้นมักมีสิ่งเจือปนอยู่ในโลหะเสมอ ทั้งในรูปของสารมลทิน (Impurities) ที่มาจากวัตถุดิบและที่มาจากวัสดุทนไฟที่ใช้เป็นเบ้าหลอม ซึ่งอยู่ในรูปของออกไซด์และมีสภาพเป็นผงขนาดเล็ก (Solid particle) ลอยตัวอยู่ในโลหะหลอมเหลว นิวเคลียสที่เกิดในลักษณะนี้มักเรียกว่า นิวเคลียสเทียม

ปัจจัยที่มีบทบาทสำคัญที่ส่งผลให้เกิดการแข็งตัวในลักษณะ Heterogeneous Nucleation ได้แก่

1. พลังงานอิสระระหว่างผิวของอนุภาคของแข็งกับโลหะหลอมเหลว ดังสมการที่ 2.17

$$\Delta G_r = \frac{1}{3}(\sigma_1 A_1 + \sigma_2 A_2) \quad (2.17)$$

เมื่อ

$A_1$  = พื้นที่ผิวสัมผัสระหว่างอนุภาคของแข็งกับเฟสของเหลว ( $cm^2$ )

$A_2$  = พื้นที่ระหว่างอนุภาคของแข็งกับโลหะที่แข็งตัวแล้ว ( $cm^2$ )

$\sigma_1$  = แรงตึงผิวบริเวณระหว่างนิวเคลียสและโลหะหลอมเหลว ( $dyn/cm$ )

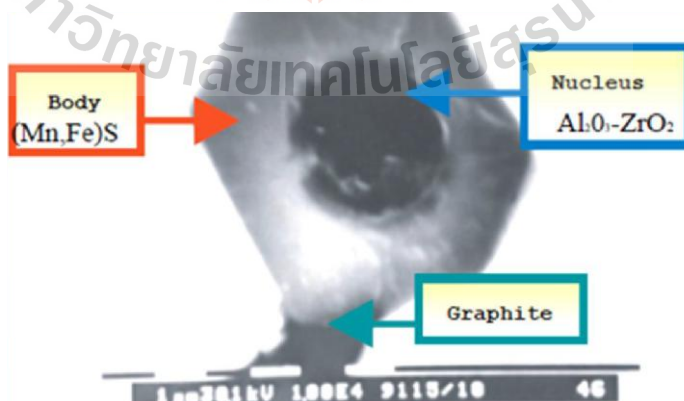
$\sigma_2$  = แรงตึงผิวระหว่างนิวเคลียสและโลหะที่แข็งตัวแล้ว ( $dyn/cm$ )

ในกรณีที่ผลรวมของพลังงานอิสระทั้งหมดของการเกิดแบบเอกพันธ์น้อยกว่าแบบวิวิธ-พันธ์จะทำให้การแข็งตัวในลักษณะนิวเคลียสเทียมเกิดได้ง่าย

2. โครงสร้างผลึก (Crystallographic structure) หากอนุภาคของแข็งกับโลหะหลอมเหลวมีโครงสร้างผลึกที่คล้ายกัน จะทำให้การจับตัวของอะตอมโลหะหลอมเหลวของนิวเคลียสเทียมเกิดขึ้นได้ง่าย ซึ่งไม่จำเป็นต้องอาศัยค่ารัศมีวิกฤตของนิวเคลียสหรือหมายความว่ามีการเคลื่อนที่เพียงเล็กน้อยก็สามารถทำให้นิวเคลียสเทียมเกิดการขยายตัวได้ ทั้งนี้อนุภาคที่จะเป็นนิวเคลียสเทียมได้ต้องมีความสามารถในการเปียกผิว (Wettability) ที่ดีกับน้ำโลหะ

## 2.12 การทำอินน็อคูเลชัน

การทำอินน็อคูเลชัน (Inoculation) เป็นกรรมวิธีที่ใช้ควบคุมโครงสร้างและรวมถึงสมบัติของเหล็กหล่อโดยทำให้มีการเย็นตัวเลขอุณหภูมิตกผลึกน้อยที่สุดและเพิ่มจำนวนตำแหน่งที่ผลึกจะเกิดให้ได้มากที่สุดระหว่างการแข็งตัวของน้ำเหล็ก ซึ่งเป็นเทคนิคที่สำคัญในการทำให้เกิดแกรไฟต์ มีลักษณะเล็กละเอียด และกระจายอย่างสม่ำเสมอ ถ้าเป็นเหล็กหล่อเทาแกรไฟต์ควรจะเป็นประเภท A ส่วนเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมควรจะมี Nodule count หรือเปอร์เซ็นต์โนดูลาลิตีสูง นอกจากนี้การทำอินน็อคูเลชันยังช่วยลดปัญหาการเกิดโครงสร้างที่เป็นเหล็กหล่อขาว (Chill) ตามส่วนที่มีความบางหรือตามมุมต่าง ๆ ของชิ้นงานหล่อจึงทำให้สามารถดึงไสตบแต่งชิ้นงานหล่อได้ง่าย กลไกของอินน็อคูเลชัน คือการทำให้เกิดแกรไฟต์ที่เล็กละเอียดจากการเกิดนิวเคลียสเทียม (Heterogeneous nucleus) ในขณะที่เหล็กหลอมเหลวลดอุณหภูมิอยู่ในช่วงอุณหภูมิยูเทคติก ทำให้แกรไฟต์ยูเทคติกเกิดขึ้นได้ง่ายโดยไม่ต้องทำให้อัตราการเย็นตัวเร็ว หรือมีค่าอันเดอร์คูลลิงสูงในระดับหนึ่งและการเกิดแกรไฟต์ยูเทคติกจะเป็นหน่วยยูเทคติกเซลล์ที่มีขนาดเล็ก



รูปที่ 2.47 ลักษณะของนิวเคลียสเทียมในน้ำเหล็กหล่อ [28]

ในขั้นแรกจะเกิดการก่อตัวของสิ่งแปลกปลอมที่เป็นอนุภาคของธาตุขนาดเล็กที่อยู่ในรูปของสารประกอบออกไซด์ (โดยออกไซด์ที่มักพบจะเป็นของธาตุ พวก Al + (Mn, Si, Ti, Sr, Zr เป็นต้น) จากนั้นจะเกิดการก่อตัวของสารประกอบ (Mn,X)S บนผิวของสิ่งแปลกปลอมขนาดเล็กที่ก่อตัวไปแล้วก่อนหน้า สุดท้ายแกรไฟต์ก็จะไปจับตัวบน (Mn,X)S ซึ่งในบางครั้งบางครั้งมีการทำ Preconditioning หลังจากการกำจัดแสดงก่อนเพื่อเตรียมน้ำเหล็กให้มีนิวเคลียสเทียมก่อนและทำอินนีออกลูเลชันเพิ่มจำนวนแกรไฟต์ให้มากขึ้น

เทคนิคการเติมอินนีออกลูเลนต์มีผลอย่างมากต่อการควบคุมคุณภาพ การทำอินนีออกลูเลชันในเบ้า (Ladle inoculation) คือการเติมสารอินนีออกลูเลนต์อย่างต่อเนื่องลงในน้ำเหล็กที่ไหลอยู่เพื่ออาศัยการไหลแบบปั่นป่วนของน้ำโลหะช่วยให้สารอินนีออกลูเลนต์กระจายทั่วถึงและสม่ำเสมอ การทำอินนีออกลูเลชันอาจทำร่วมกับระบบเตาชนิดเทอัตโนมัติ (Automatic pouring furnace) ซึ่งเรียกว่าการทำอินนีออกลูเลชันแบบโปรยในน้ำเหล็กที่กำลังเทลงเบ้า (Stream inoculation) โดยใช้สารอินนีออกลูเลนต์ที่ละเอียดขนาดเล็กกว่า และใช้อัตราเติมที่ต่ำกว่าแบบการทำในเบ้า ช่วงเวลาตั้งแต่เติมสารอินนีออกลูเลนต์จนถึงการเทน้ำเหล็กลงในแบบการจะสั้นที่สุดเพราะหากทิ้งไว้นานจะทำให้สารอินนีออกลูเลนต์นั้นจางหายไปซึ่งสารอินนีออกลูเลนต์แต่ละชนิดก็มีอัตราการเสื่อมที่แตกต่างกัน นอกจากเทคนิคการเติมทั้งสองแบบดังที่ได้กล่าวไปแล้ว อาจใช้สารอินนีออกลูเลนต์ที่เป็นเม็ดขนาดเล็กวางไว้ในรูเทหรือทางวิ่งของน้ำเหล็กในแบบ สารอินนีออกลูเลนต์จะทำปฏิกิริยากับน้ำเหล็กภายในแบบหล่อซึ่งเราเรียกเทคนิคนี้ว่าการทำอินนีออกลูเลชันในแบบหล่อ (In-mold inoculation) โดยสารอินนีออกลูเลนต์ที่ใช้ แบ่งออกเป็น 3 กลุ่มหลักได้แก่ กลุ่ม แกรไฟต์ (Graphite, C) กลุ่มเฟอร์โรซิลิคอน (Ferrosilicon, FeSi) และกลุ่ม แคลเซียมซิลิไซด์ (Calcium silicide, CaSi)

## บทที่ 3

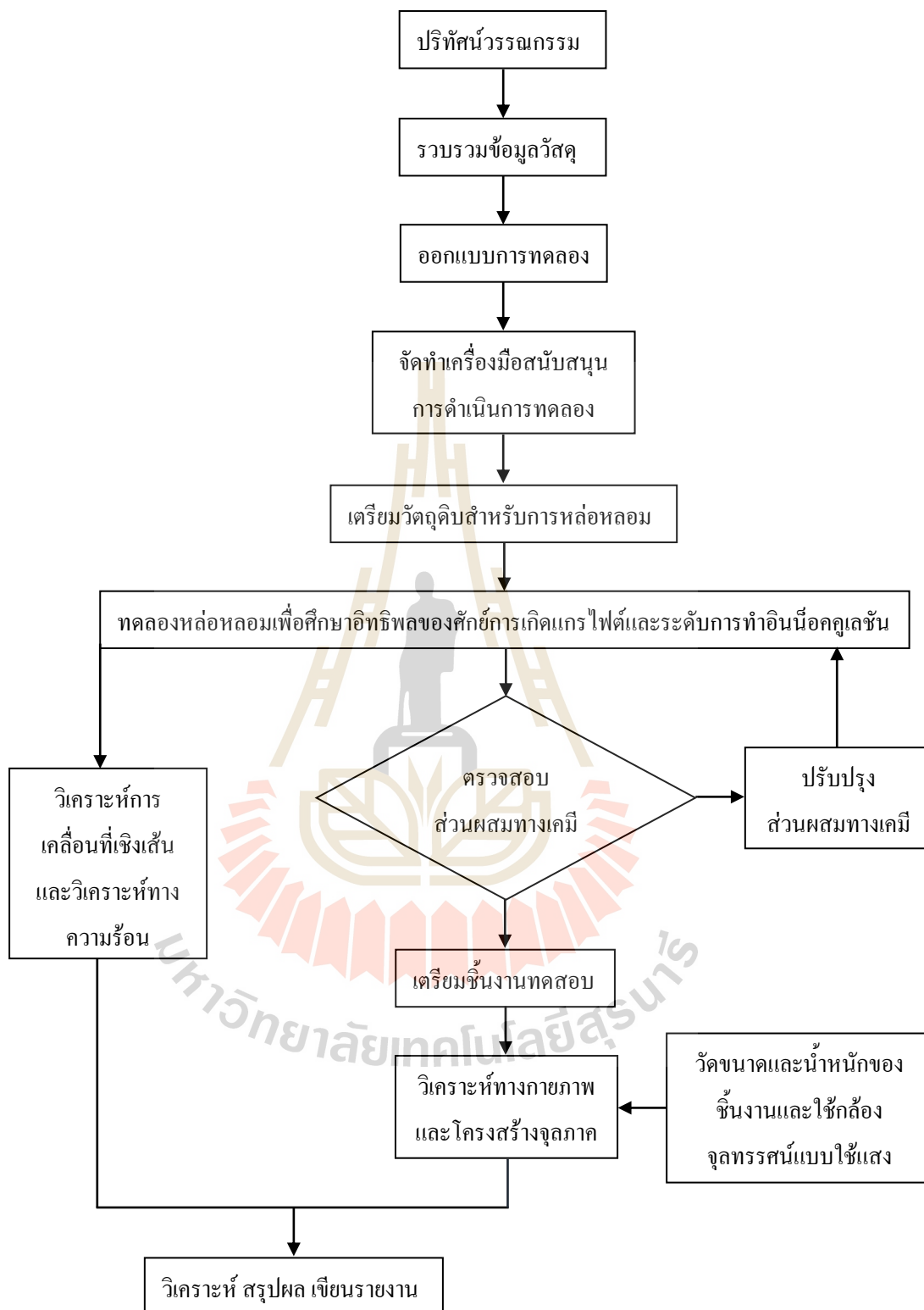
### วิธีการดำเนินงานวิจัย

#### 3.1 บทนำ

งานวิจัยนี้ศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างสัจยของการเกิดแกรไฟต์ และระดับของการทำอินทรีย์คูลเลอร์ที่มีผลต่ออุณหภูมิการเย็นตัว อัตราการเย็นตัว และพฤติกรรมการหด การขยายตัวของเหล็กหล่อ โดยใช้เทคนิคการวัดการเคลื่อนที่เชิงเส้นและเทคนิคการวิเคราะห์ทางความร้อนแบบนิวโทรเนียน เพื่อสร้างเส้น Zero curve และหาสัดส่วนของการเป็นของแข็งในแต่ละช่วงเวลาจากความร้อนแฝงที่เกิดขึ้นในระหว่างการเย็นตัวของเหล็กหล่อ โดยในการทดลองจะใช้น้ำเหล็กที่มีส่วนผสมทางเคมีดังตารางที่ 3.1 และมีขั้นตอนในการดำเนินงานวิจัยแสดงดังรูปที่ 3.1

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อที่ใช้ในการวิจัย

Element	C	Si	Mn	P	S	Mg	CE	%Inoc
Range	3.50 - 3.80	0.02 - 2.20	0.005 - 0.09	0.02 - 0.04	0.01 - 0.09	0 - 0.06	3.7 - 4.4	0.1 - 0.3



รูปที่ 3.1 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

### 3.2 วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย

3.2.1. เหล็กกล้า (Steel) เป็นวัตถุดิบที่ใส่ลงไปเพื่อช่วยลดปริมาณคาร์บอนของเหล็กหลอมเหลว ในกรณีที่เหล็กหลอมเหลวนั้นมีคาร์บอนเกินความต้องการ

3.2.2. เหล็กดิบ (Pig iron) เป็นวัตถุดิบตั้งต้นในการผลิตเหล็กหล่อ ซึ่งจะใส่ลงไปเป็นลำดับแรก โดยเหล็กดิบนั้นต้องไม่มีความชื้นและต้องมีขนาดที่เหมาะสมในการใส่เตาหลอม

3.2.3. เฟอร์โรซิลิคอน (Ferro silicon) เป็นวัตถุดิบที่เพิ่มปริมาณซิลิคอนในน้ำเหล็ก เพื่อให้มีปริมาณซิลิคอนที่เหมาะสม

3.2.4. สารโนดูลาไรเซอร์ (Nodularizer) เป็นเฟอร์โรอัลลอยของ Fe-Si-Mg alloy ซึ่งเป็นวัตถุดิบในการเติมลงไปนเหล็กหล่อหลอมเหลว เพื่อวัตถุประสงค์ในการเปลี่ยนรูปทรงของแกรไฟต์จากรูปทรงแบบแผ่น (Flake graphite) เป็นรูปทรงกลม (Spheroidal graphite) หรือรูปทรงคล้ายตัวหนอน (Vermicular graphite) การเปลี่ยนรูปทรงแกรไฟต์นั้นขึ้นอยู่กับปริมาณแมกนีเซียม โดยเฟอร์โรอัลลอยมีส่วนผสมดังตารางที่ 3.2

3.2.5. คาร์บอน เป็นวัตถุดิบที่เติมเพื่อเพิ่มปริมาณคาร์บอนในเหล็กหลอมเหลวให้มีปริมาณคาร์บอนตามที่ต้องการ ผงคาร์บอนที่เติมมักมีเปอร์เซ็นต์คาร์บอนไม่น้อยกว่า 99%

3.2.6 สารอินนอคูลแลนต์ ได้แก่ Superseed 75

ตารางที่ 3.2 ปริมาณธาตุของเฟอร์โรซิลิคอนและปริมาณธาตุของสารโนดูลาไรเซอร์ (Fe-Si-Mg)

	Chemical Composition (%)								
	Fe	C	Si	P	S	Mg	Al	Ti	Sn
<b>Ferro Silicon</b>	Bal.	0.2 Max	75 Min	0.05	0.02 Max	-	1.5 Max	-	-
<b>Nodularizer</b>	Bal.	-	45	-	-	4.5	0.93	-	



รูปที่ 3.2 วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย

### 3.3 อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในงานวิจัย

3.3.1 เตาหลอมโลหะประเภทไฟฟ้ากระแสเหนี่ยวนำ (Electric induction furnaces) เป็นเครื่องมือที่ใช้ในการให้ความร้อนทำให้เหล็กเกิดการหลอมเหลว ก่อนจะมีการเติมส่วนผสมอื่นลงไปให้น้ำเหล็กหลอมเหลว เพื่อให้ได้ส่วนผสมทางเคมีตามต้องการ โดยเตาหลอมมาพร้อมชุดควบคุมการจ่ายพลังงานไฟฟ้าสามารถจ่ายกำลังไฟฟ้าสูงสุดได้ที่ 100 kVA ดังแสดงรูปในที่ 3.3





รูปที่ 3.3 เตาหลอมและตู้ควบคุมการดำเนินการ

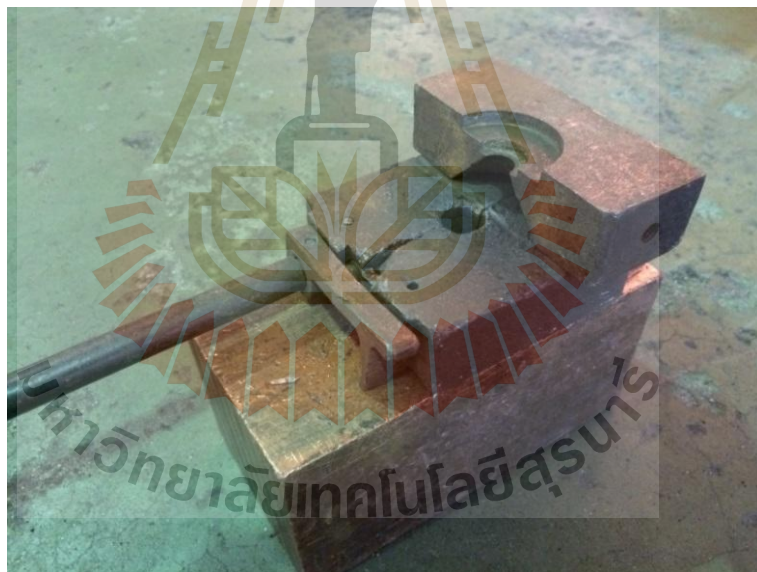
3.3.2 ชุดอุปกรณ์วัดอุณหภูมิที่ประกอบไปด้วยเทอร์โมคัปเปิลประเภท S ใช้ในการวัดอุณหภูมิน้ำเหล็กหลอมเหลวก่อนเทลงในแบบหล่อ

3.3.3 เบ้ารองรับน้ำเหล็ก (Ladle) เป็นเบ้าที่รองรับน้ำเหล็กจากเตาหลอมโลหะ และเป็นที่ใช้ในการผสมสารอินนอคูลแลนต์ก่อนเทลงในแบบหล่อ ดังแสดงในรูปที่ 3.4

3.3.4 ชุดอุปกรณ์สำหรับชักตัวอย่างน้ำเหล็ก ประกอบไปด้วยแท่นที่ทำด้วยโลหะทองแดงและเบ้ารองรับน้ำเหล็กสำหรับชักตัวอย่างแบบเหรียญ ก่อนที่จะนำไปตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีด้วยเครื่องสเปกโตรมิเตอร์ ดังแสดงในรูปที่ 3.5 และรูปที่ 3.6



รูปที่ 3.4 เข็ารองรับน้ำเหล็ก (Ladle)



รูปที่ 3.5 แทนทองแดงสำหรับรองรับการชักตัวอย่างน้ำเหล็ก



รูปที่ 3.6 เบ้ารองรับน้ำเหล็กสำหรับชักตัวอย่าง

3.3.5 เครื่องชั่งน้ำหนักแบบหยาบและเครื่องชั่งดิจิทัล (ซึ่งแบบละเอียด) สำหรับเครื่องชั่งน้ำหนักแบบหยาบใช้สำหรับชั่งเหล็กดิบ (Pig iron) และเศษเหล็กกล้าก่อนใส่เตาหลอมและเครื่องชั่งละเอียดนั้นใช้สำหรับชั่งวัตถุดิบต่าง ๆ ลงสู่เตาหลอมเพื่อปรับส่วนผสมทางเคมีของน้ำเหล็ก ดังแสดงในรูปที่ 3.7



รูปที่ 3.7 เครื่องชั่งน้ำหนักแบบหยาบ (ซ้าย) เครื่องชั่งน้ำหนักแบบละเอียด (ขวา)

3.3.6 เครื่องตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี หรือ สเปกโตรมิเตอร์ (Spectrometer) เป็นเครื่องที่ใช้ในการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี ในขณะที่ทำการหล่อหลอมและก่อนเทน้ำเหล็กลงแบบหล่อ แสดงในรูปที่ 3.8



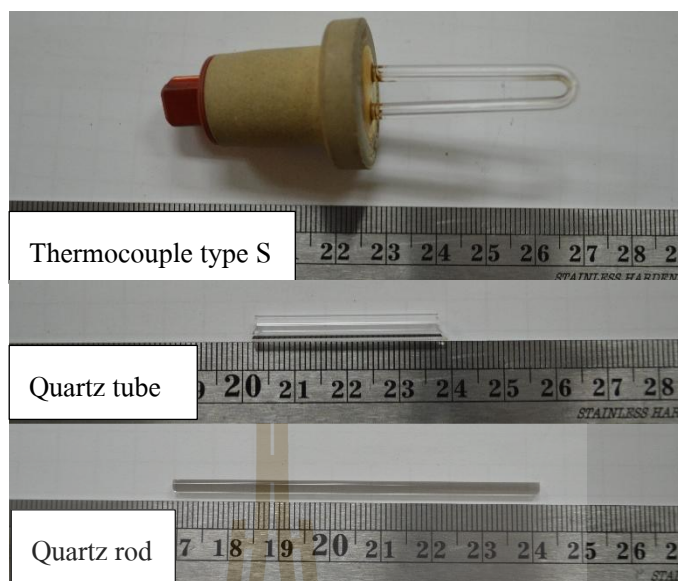
รูปที่ 3.8 เครื่องตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี

3.3.7 อุปกรณ์สำหรับวัดปริมาณการหดตัวและขยายตัวของเหล็กหล่อ ประกอบด้วย

3.3.7.1 เทอร์โมคัปเปิลประเภท S ที่สามารถวัดอุณหภูมิได้สูงถึง  $1700^{\circ}\text{C}$  ซึ่งจะต่อเข้ากับระบบเก็บข้อมูล (Digital data acquisition system)

3.3.7.2 แท่งควอทซ์ (Quartz rod) และท่อควอทซ์ (Quartz tube) เป็นอุปกรณ์สำหรับใช้วัดระยะการเคลื่อนที่ของงานหล่อ ซึ่งเชื่อมต่อกับทรานสดิวเซอร์

3.3.7.3 แบบหล่อทรายทรงกลมขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 3 นิ้ว ผลิตด้วยเครื่องพิมพ์แบบหล่อ 3 มิติ ดังรูปที่ 3.10

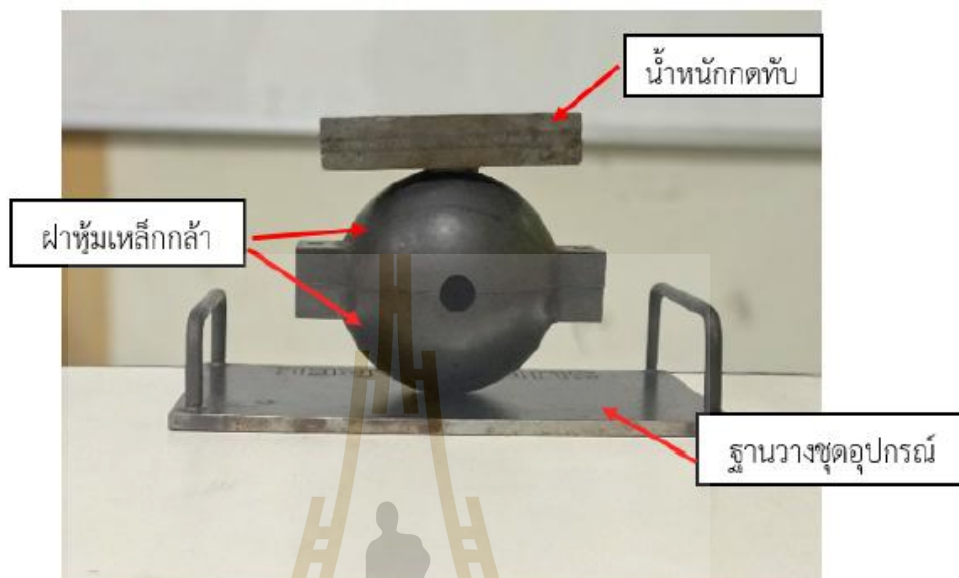


รูปที่ 3.9 อุปกรณ์สำหรับการวัดการหดและขยายตัวของเหล็กหล่อ



รูปที่ 3.10 แบบหล่อทรายเรซินเส้นผ่านศูนย์กลางขนาด 3 นิ้ว

3.3.7.4 แบบหล่อหุ้มเหล็กกล้าฝานล่างพร้อมน้ำหนักกดทับเพื่อลดการโป่งบวมของแบบหล่อทรายโดยภายในมีแบบหล่อทรายบรรจุอยู่เพื่อรองรับน้ำหนัก



รูปที่ 3.11 แบบหล่อฝาหุ้มที่ทำจากเหล็กกล้าและแตงน้ำหนักกดทับ

3.3.7.5 เซ็นเซอร์ตำแหน่งเชิงเส้น (Linear Variable Differential Transformer, LVDT) หรือ ทรานสดิวเซอร์ (Transducer) คือ อุปกรณ์ที่ทำหน้าที่เปลี่ยนพลังงานไฟฟ้าที่วัดได้จากการเคลื่อนที่ของแท่งควอทซ์แล้วสามารถแปรผลออกมาเป็นระยะได้ ซึ่งเชื่อมต่อกับตัวควบคุมและขยายสัญญาณ (Signal modulator) แสดงในรูปที่ 3.12



รูปที่ 3.12 เซ็นเซอร์ตำแหน่งเชิงเส้น (Linear Variable Differential Transformer, LVDT)

3.3.7.6 ระบบเก็บข้อมูลแบบดิจิทัล (Digital data acquisition system) เป็นอุปกรณ์ในการเก็บระบบข้อมูลจาก LVDT และเทอร์โมคัปเปิลซึ่งตัวระบบเก็บข้อมูลนั้นจะเชื่อมต่อกับคอมพิวเตอร์โน้ตบุ๊กเพื่อแสดงผลการทดลอง แสดงในรูปที่ 3.13

3.3.7.7 คอมพิวเตอร์โน้ตบุ๊ก เป็นอุปกรณ์ทำหน้าที่เป็นจอแสดงผลการทดลองที่ได้มาจากระบบเก็บข้อมูลแบบดิจิทัล แสดงในรูป 3.14



รูปที่ 3.13 ระบบเก็บข้อมูลแบบดิจิทัล (Digital data acquisition system)



รูปที่ 3.14 คอมพิวเตอร์โน้ตบุ๊กเพื่อแสดงผล

3.3.8 เครื่องขัดผิวชิ้นงาน สำหรับเตรียมผิวชิ้นงานในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค แสดงในรูปที่ 3.15

3.3.9 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงพร้อมอุปกรณ์การถ่ายภาพ ใช้ในการตรวจสอบลักษณะ โครงสร้างภายหลังการหล่อ ดังแสดงในรูปที่ 3.16



รูปที่ 3.15 เครื่องขัดผิวชิ้นงาน



รูปที่ 3.16 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงพร้อมชุดอุปกรณ์ถ่ายภาพ



### 3.4 ขั้นตอนการทดลอง

#### 3.4.1 ติดตั้งชุดอุปกรณ์สำหรับการวิจัย



รูปที่ 3.17 การติดตั้งอุปกรณ์สำหรับการวัดและการขยายตัวของเหล็กหล่อ

3.4.2 หลอมเหล็กดิบในเตาหลอมโลหะ เมื่อเหล็กดิบหลอมเหลวทำการปรุงส่วนผสมทางเคมีที่ต้องการ โดยควบคุมปริมาณธาตุซิลิกอนให้อยู่ในช่วง 0.02-1.7% สำหรับเหล็กหล่อขาว และเหล็กหล่อมอดเติล และ 1.8-2.2% สำหรับเหล็กหล่อเทา หลังจากนั้นเติมวัตถุดิบให้ได้ส่วนผสมตามที่ต้องการศึกษาวิจัยโดยสรุปในตารางที่ 4.1

3.4.3 หลังจากทำการปรุงส่วนผสมทางเคมีเป็นที่เรียบร้อยแล้วทำการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี โดยเทน้ำเหล็กลงบนแท่นทองแดงเพื่อนำเหรียญตัวอย่างไปตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีด้วยเครื่องสเปกโตรมิเตอร์และคำนวณค่าคาร์บอนสมมูลให้ตรงตามความต้องการ หากน้ำเหล็กมีปริมาณคาร์บอนที่มากเกินไป จะทำการเติมเหล็กกล้าเพื่อลดปริมาณคาร์บอนในน้ำเหล็ก หรือถ้ามีปริมาณซิลิกอนในน้ำเหล็กมีมาก จะต้องเติมเหล็กดิบเพื่อลดปริมาณซิลิกอน



รูปที่ 3.18 การหลอมเหล็กและปรุงส่วนผสมทางเคมี

3.4.4 เมื่อเทน้ำเหล็กลงสู่แบบหล่อหลังจากการทำอินทรีย์คลุสชันเรียบร้อยแล้วทำการปิดฝา รอให้ชิ้นงานแข็งตัวและมีอุณหภูมิอยู่ที่ประมาณ  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  (อุณหภูมิยูเทคตอยด์) หลังจากนั้นทำการรื้อแบบและนำผลการทดลองไปวิเคราะห์



รูปที่ 3.19 การถ่ายโอนน้ำเหล็กจากเตาหลอมลงสู่เบ้ารองรับน้ำเหล็กและทำอินทรีย์คลุสชัน



รูปที่ 3.20 การเทน้ำเหล็กลงแบบหล่อ

3.4.5 ทำการวัดขนาดชิ้นงานภายหลังการแข็งตัว เพื่อหาขนาดชิ้นงานที่เปลี่ยนแปลงไป โดยใช้การวัดเพื่อหาค่าเฉลี่ยด้วยเวอร์เนียสคาลิปเปอร์

3.4.6 หาความหนาแน่นของชิ้นงานตามหลักการของอาร์คิมิดีส (Archimedes' principle) ดังสมการ

$$\rho = \frac{W_1 \rho_w}{W_2 - (W_3 - W_w)} \quad (3.1)$$

โดยที่

$W_1$  = น้ำหนักชิ้นงานก่อนปิดรูปพูน ( $kg$ )

$W_2$  = น้ำหนักชิ้นงานหลังปิดรูปพูน ( $kg$ )

$W_3$  = น้ำหนักชิ้นงานที่จุ่มในน้ำ ( $kg$ )

$W_w$  = น้ำหนักเส้นลวดที่ใช้แขวน ( $kg$ )

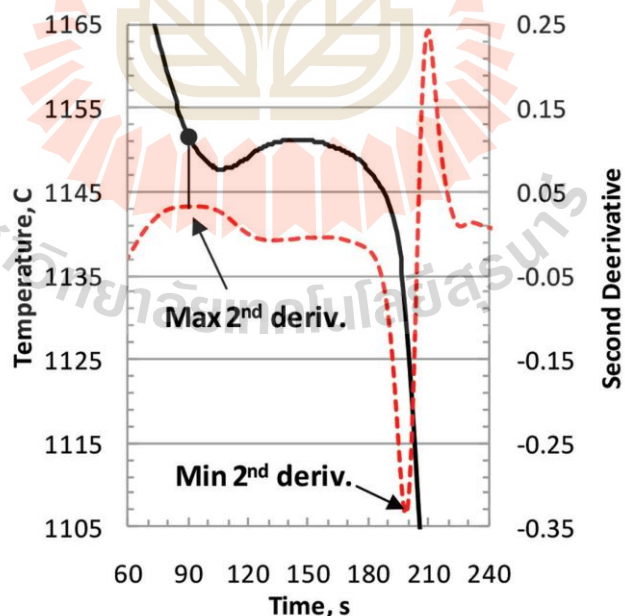
$\rho_w$  = ความหนาแน่นของน้ำ ( $kg / m^3$ )

3.4.7 นำชิ้นงานไปตัดด้วยเครื่องตัดด้วยลวด (Wire cutter) จากนั้นนำไปขัด กัดกรด แล้วนำไปส่องดูโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

### 3.5 การหาค่าสัดส่วนของการเป็นของแข็ง (Fraction solid)

การหาค่าสัดส่วนของการเป็นของแข็งนั้นสามารถหาได้จากค่าความร้อนแฝงของการแข็งตัวดังได้อธิบายไปแล้วในบทที่ 2 เกี่ยวกับระบบวิเคราะห์ทางความร้อน ทั้งนี้จุดที่มีการเปลี่ยนแปลงทางความร้อนเกิดขึ้นอย่างเห็นได้ชัดในกราฟการเย็นตัว สามารถหาได้จากการหาอนุพันธ์อันดับหนึ่ง (First derivative) และอนุพันธ์อันดับสอง (Second derivative) ของกราฟการเย็นตัว โดยที่ จุดสูงสุดของอนุพันธ์อันดับสองนั้นบ่งบอกถึงการลดลงอย่างทันทีของอัตราการเย็นตัวในขณะที่จุดต่ำสุดของอนุพันธ์อันดับสองนั้นบ่งบอกในทางตรงกันข้ามคือการเพิ่มขึ้นอย่างทันทีของอัตราการเย็นตัว ส่วนค่าสูงสุดของอนุพันธ์อันดับหนึ่งนั้นหมายถึงอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้นในช่วงก่อนเกิดปฏิกิริยาอุทกติก (Arrest temperature) ดังแสดงในรูปที่ 3.20

จากนั้นสร้างเส้น Zero-curve ซึ่งเป็นเส้นที่บ่งบอกถึงสัมประสิทธิ์การถ่ายเทความร้อนที่ถูกสมมติให้ไม่มีการเปลี่ยนแปลงเกิดขึ้น ซึ่งวิธีการนี้ถูกอธิบายไว้โดย Ekpoom และ Heine [31] และสร้างมาจากค่าอนุพันธ์อันดับหนึ่งของกราฟการเย็นตัวซึ่งพื้นที่ระหว่างกราฟอัตราการเย็นตัวและเส้น Zero-curve นี้คือสัดส่วนของความร้อนแฝงที่เกิดจากการแข็งตัวและสามารถนำไปหาค่าสัดส่วนของการเป็นของแข็งในแต่ละช่วงเวลาของการเย็นตัวได้



รูปที่ 3.21 การใช้อนุพันธ์อันดับสองของกราฟการเย็นตัวเพื่อสร้างจุดเริ่มต้นและจุดสิ้นสุดการแข็งตัวของยูเทคติก [25]

### 3.6 การหาค่าสหสัมพันธ์

การศึกษาค่าสหสัมพันธ์ (Correlation) คือความสัมพันธ์ของข้อมูลตั้งแต่ 2 ข้อมูลขึ้นไปว่ามีความสัมพันธ์กันในระดับใด และเป็นไปในทิศทางไหน โดยพิจารณาจากค่าสัมประสิทธิ์สหสัมพันธ์ (Correlation coefficient) หรือค่า  $r$  ซึ่งมีค่าอยู่ระหว่าง -1.0 ถึง +1.0 ซึ่งหากมีค่าเข้าใกล้ -1.0 หมายความว่าข้อมูลทั้งสองมีความสัมพันธ์กันอย่างมากในเชิงตรงกันข้าม หากมีค่าใกล้ +1.0 หมายความว่า ทั้งสองข้อมูลมีความสัมพันธ์กันโดยตรงอย่างมาก และหากมีค่าเป็น 0 นั้นหมายความว่า ข้อมูลทั้งสองไม่มีความสัมพันธ์ต่อกัน ซึ่งค่า  $r$  หาได้จากสมการที่ 3.2 โดยค่า  $x$  คือข้อมูลที่ 1 ค่า  $y$  คือข้อมูลที่ 2 และ  $n$  คือจำนวนข้อมูล

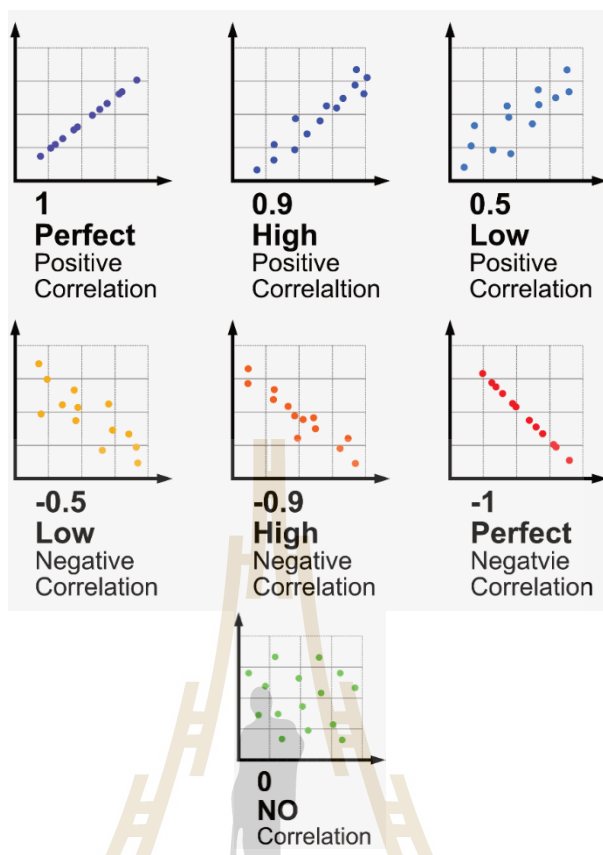
$$r = \frac{\sum x_i y_i - n\bar{x}\bar{y}}{\sqrt{\sum (x_i^2 - n\bar{x}^2)} \sqrt{\sum (y_i^2 - n\bar{y}^2)}} \quad (3.2)$$

ค่า $r$	ระดับของความสัมพันธ์
0.90-1.00	มีความสัมพันธ์กันในระดับสูงมาก
0.70-0.90	มีความสัมพันธ์กันในระดับสูง
0.50-0.70	มีความสัมพันธ์กันในระดับปานกลาง
0.30-0.50	มีความสัมพันธ์กันในระดับต่ำ
0.00-0.03	มีความสัมพันธ์กันในระดับต่ำมาก

ค่า  $r$  มีเครื่องหมายเป็นบวก (+) หมายถึง ข้อมูลมีความสัมพันธ์กันแบบแปรผันตรง

ค่า  $r$  มีเครื่องหมายเป็นลบ (-) หมายถึง ข้อมูลมีความสัมพันธ์กันแบบแปรผกผัน

โดยตัวอย่างระดับความสัมพันธ์ที่แสดงในรูปแบบของสัมประสิทธิ์สหสัมพันธ์สามารถแสดงได้ดังรูปที่ 3.21 ทั้งนี้การที่ข้อมูลทั้งสองข้อมูลมีค่าสหสัมพันธ์ที่อยู่ในระดับที่มีนัยสำคัญ หมายความว่าตัวแปรทั้งสองมีแนวโน้มจะไปในทิศทางเดียวกัน แต่อย่างไรก็ตามไม่ได้หมายความว่าตัวแปรทั้งสองนั้นเป็นปัจจัย หรือเป็นเหตุผลให้เกิดซึ่งกันและกัน ทั้งนี้จึงต้องนำไปวิเคราะห์ในเชิงการวิเคราะห์แบบถดถอย (Regression) ต่อไป



รูปที่ 3.22 ระดับความสัมพันธ์ที่แสดงในรูปแบบของสัมประสิทธิ์สหสัมพันธ์ ( $r$ )

## บทที่ 4

### ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง

#### 4.1 บทนำ

บทนี้จะนำเสนออิทธิพลของสัณฐานการเกิดแกรไฟต์ในเหล็กหล่อขาว เหล็กหล่อมอดเตล เหล็กหล่อเทา และผลของปริมาณการทำอินทรีย์คลุเลชันในเหล็กหล่อเทาที่มีต่อกราฟการเย็นตัวและกราฟการหด ขยายตัวของเหล็กหล่อ เพื่อเป็นข้อมูลสำหรับการวิเคราะห์อัตราหด ขยายตัวและข้อมูลในการทำอินทรีย์คลุเลชัน โดยมีกราฟวิเคราะห์เปรียบเทียบกับพฤติกรรมการแข็งตัวของโปรแกรมจำลองการหล่อ (ProCAST® Ver 2016) (ในกรณีเหล็กหล่อเทา) และวิเคราะห์อิทธิพลจากตัวแปรต่าง ๆ ที่มีผลต่อพฤติกรรมการหด ขยายตัว ทำยเสนอการหาค่าสัดส่วนของการเป็นของแข็งเพื่อใช้เป็นข้อมูลพื้นฐานสำหรับซอฟต์แวร์ในการทำนายการเย็นตัวของงานหล่อ

โดยในการศึกษาพฤติกรรมการขยายตัวเนื่องจากการเกิดแกรไฟต์ที่ปฏิริยาอุทกติกในเหล็กหล่อเทาแบ่งออกเป็นสองชุดการศึกษา ชุดแรก (Series1) ศึกษาสัณฐานการเกิดแกรไฟต์โดยการเติมธาตุซิลิคอนในปริมาณตั้งแต่ 0.02 จนถึง 2.06 ร้อยละ โดยน้ำหนัก และสังเกตการเกิดของแกรไฟต์เริ่มจากเหล็กหล่อขาวที่มีปริมาณซิลิคอนในส่วนผสมต่ำ เหล็กหล่อมอดเตล ไปจนถึงเหล็กหล่อเทา ชุดที่สอง (Series2) ศึกษาการขยายตัวของยูเทคติกแกรไฟต์ในเหล็กหล่อเทาที่ผ่านการทำอินทรีย์คลุเลชันในปริมาณ 0.1 0.2 และ 0.3 ร้อยละโดยน้ำหนัก โดยใช้สารอินทรีย์คลุเลนต์ประเภท Superseed 75

ส่วนผสมทางเคมีของตัวอย่างการทดลองและค่าสัณฐานของการเกิดแกรไฟต์ในชุดการศึกษาที่ 1 แสดงดังตารางที่ 4.1 และส่วนผสมของสารอินทรีย์คลุเลนต์แสดงดังตารางที่ 4.2

ตารางที่ 4.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อ

ตัวอย่าง	ประเภทการศึกษา	ส่วนผสมทางเคมี (%)						G.P. (°C)
		CE	C	Si	Mn	P	S	
0.02Si	สัทธิการเกิดแกรไฟต์ (Series1)	3.74	3.72	0.02	0.007	0.027	0.014	6.46
0.47Si		3.85	3.70	0.48	0.016	0.029	0.020	17.23
0.95Si		4.03	3.70	0.95	0.060	0.032	0.091	28.59
1.49Si		4.23	3.72	1.49	0.032	0.032	0.088	41.63
1.78Si		5.58	4.98	1.78	0.355	0.043	0.015	47.07
1.80Si		4.26	3.65	1.8	0.066	0.032	0.057	48.89
2.06Si		4.36	3.67	2.06	0.037	0.035	0.091	55.31
Un inoc	การทำอินน็อก-คูเลชั่น (Series2)	4.34	3.66	2.07	0.088	0.029	0.049	-
Inoc 0.1		4.39	3.71	2.01	0.086	0.031	0.050	
Inoc 0.2		4.36	3.71	1.92	0.085	0.031	0.049	
Inoc 0.3		4.35	3.68	1.99	0.086	0.031	0.049	

ตารางที่ 4.2 ส่วนผสมของสารอินน็อกคูเลนต์ประเภท Superseed 75

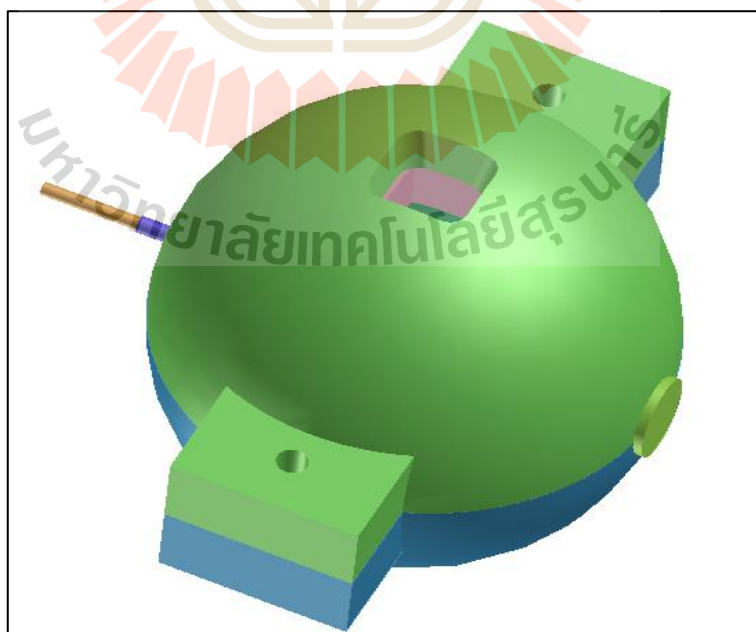
ธาตุ	ปริมาณ (%)
Si	78
Sr	0.6 - 1.0
Ca	0.1 max
Al	0.5 max



## 4.2 การจำลองการหล่อ

ก่อนดำเนินการวิจัยในขั้นตอนของการหล่อหลอม จำเป็นที่จะต้องมีการจำลองการหล่อ โดยใช้ซอฟต์แวร์ เพื่อเปรียบเทียบความแตกต่างระหว่างผลจากการจำลองและผลจากการทดลอง ซึ่งซอฟต์แวร์ที่ใช้คือ ProCAST® Ver 2016 โดยความแม่นยำและความถูกต้องจากการคำนวณของซอฟต์แวร์นั้นขึ้นอยู่กับค่าพารามิเตอร์ หรือตัวแปรต่าง ๆ ที่ผู้ทำการจำลองจำเป็นต้องกำหนดและเลือกใช้ ในอุตสาหกรรมการหล่อนิยมใช้ซอฟต์แวร์จำลองการหล่อเพื่อศึกษา วิเคราะห์ และออกแบบงานหล่อให้เป็นที่ไปตามความต้องการ โดยคำนึงถึงการลดข้อบกพร่องในชิ้นงาน ลดต้นทุน และระยะเวลาในการทำงาน

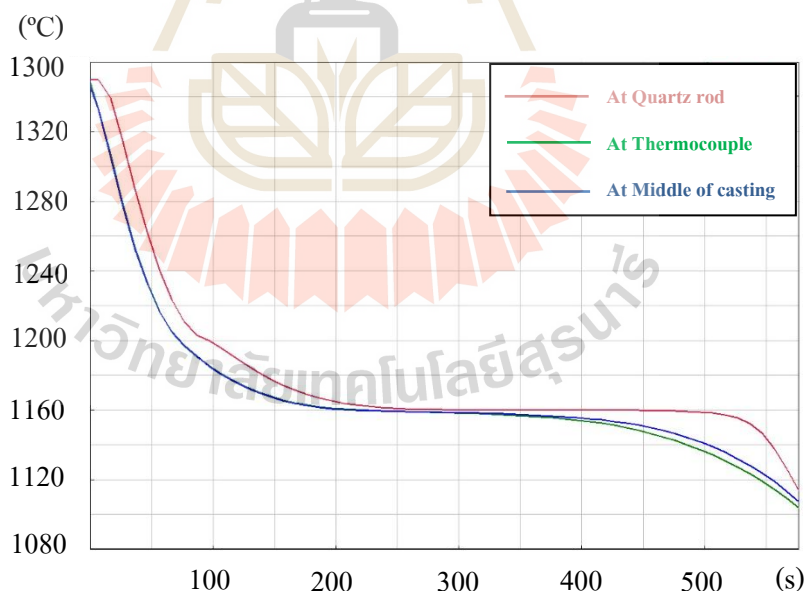
เมื่อนำไฟล์ CAD เข้าสู่ซอฟต์แวร์แล้วจะมีการแบ่งกริด (Meshing) เพื่อคำนวณพื้นที่ผิวและปริมาตรของชิ้นงานในลักษณะของอิลิเมนต์เล็ก ๆ ต่อเนื่องกัน โดยต้องกำหนดขนาดของอิลิเมนต์ให้เหมาะสม หากมีขนาดใหญ่เกินไปจะทำให้ผลการจำลองไม่ละเอียดพอและอาจเกิดความผิดพลาดหรือคลาดเคลื่อนจากความเป็นจริงได้ แต่หากขนาดเล็กเกินไปจะทำให้ซอฟต์แวร์ประมวลผลช้าและใช้เวลาในการจำลองนานเกินความจำเป็น โดยกำหนดวัสดุที่ใช้ในการจำลองเป็นเหล็กหล่อเทาประเภท FC-200 (ตามมาตรฐาน JIS) ที่มีส่วนผสมทางเคมีคือ 3.30 - 3.60%*C*, 1.80 - 2.30%*Si*, 0.60 - 0.90%*Mn*, 0.20 max %*P*, 0.10 max %*S* วัสดุที่ใช้ทำแบบหล่อเป็นทรายประเภทฟูรานเรซินและประกบด้วยหีบเหล็กกล้า อุณหภูมิเทอยู่ที่ 1,340 °C



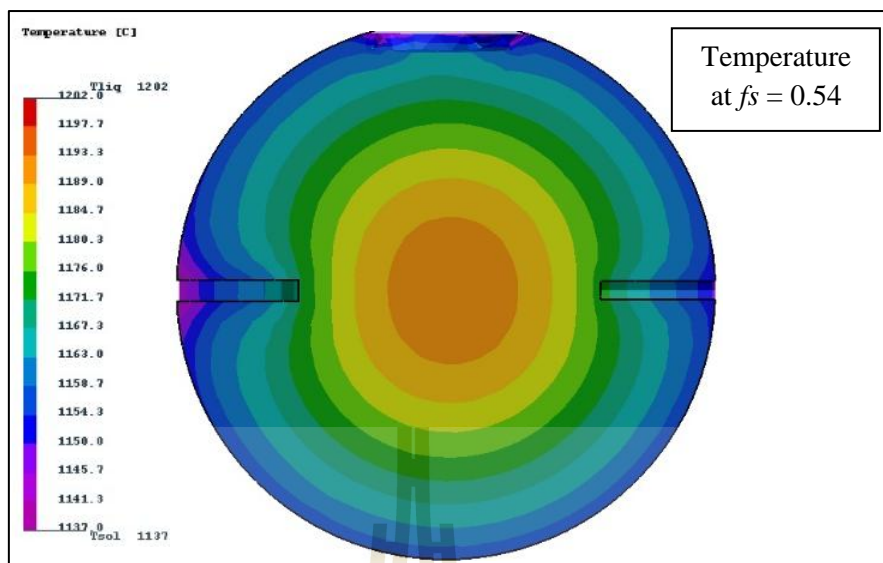
รูปที่ 4.1 ชุดอุปกรณ์การวิจัยก่อนจำลองการหล่อแสดงในซอฟต์แวร์ Pro CAST® Ver 2012

จากผลการจำลองการเย็นตัวของเหล็กหล่อเทา FC-200 ในแบบหล่อทรายทรงกลมขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 3 นิ้วที่ถูกประกบด้วยหีบเหล็กกล้า พบว่ามีการเย็นตัวอย่างสมมาตรในแนวรัศมีจากบริเวณผิวเข้าสู่ใจกลางชิ้นงาน บริเวณรอบแท่งควอทซ์และเทอร์โมคัปเปิลมีการเย็นตัวค่อนข้างเร็วกว่าบริเวณอื่นเนื่องจากมีการถ่ายเทความร้อนได้ดีกว่า อีกทั้งยังเย็นตัวพร้อม ๆ กัน นั่นชี้ให้เห็นว่าการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิและการเคลื่อนที่ของแท่งควอทซ์ในระหว่างการเย็นตัวมีความสัมพันธ์และเชื่อมโยงกันค่อนข้างสูง ซึ่งกราฟการเย็นตัวของทั้งสองบริเวณก็มีความใกล้เคียงกันมากดังแสดงในรูปที่ 4.2 จากกราฟการเย็นตัว สังเกตได้ว่าที่อุณหภูมิ 1,340 °C นั้น จะเริ่มเกิดปฏิกิริยายูเทคติกที่เวลาประมาณ 200 วินาที และสิ้นสุดที่เวลาประมาณ 500 วินาทีซึ่งใกล้เคียงกับเงื่อนไขการทดลองในเหล็กหล่อเทาที่ 2.06%Si (ในหัวข้อที่ 4.4) ทั้งนี้อุณหภูมิการเย็นตัวและสัดส่วนของการเป็นของแข็งแสดงในรูปที่ 4.3 และ 4.4 (ที่สัดส่วนของการเป็นของแข็งเท่ากับ 0.54)

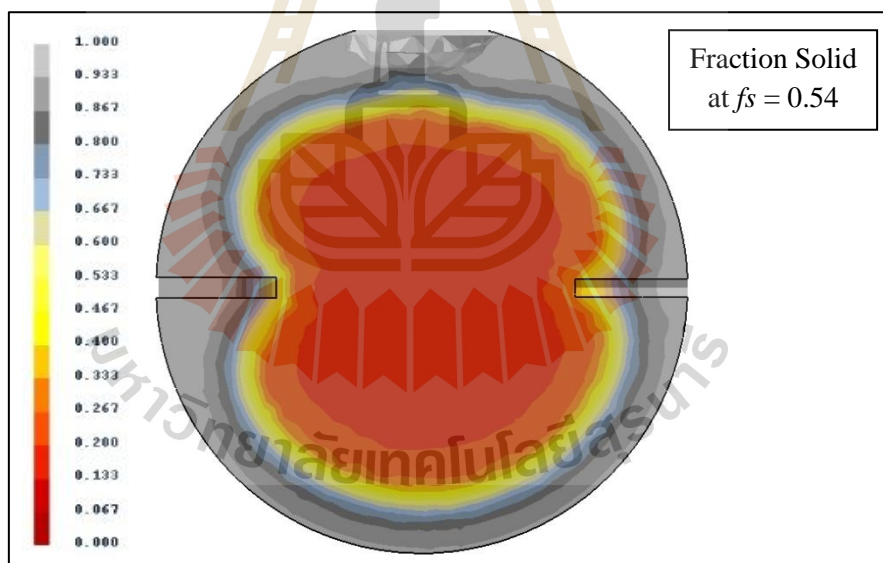
จากรูปที่ 4.5 บริเวณใจกลางของชิ้นงานมีจุดสะสมความร้อน (Hot Spot) เกิดขึ้นเล็กน้อยซึ่งจุดสะสมความร้อนนี้ เป็นอีกหนึ่งปัจจัยที่อาจก่อให้เกิดรูพรุนหรือโพรงหดตัวภายในชิ้นงานภายหลังจากการแข็งตัวขึ้นได้ และยังพบการหดตัวของบริเวณรูเท ในลักษณะของช่องว่างอากาศ (Voids) เล็กน้อย ดังแสดงในรูปที่ 4.6



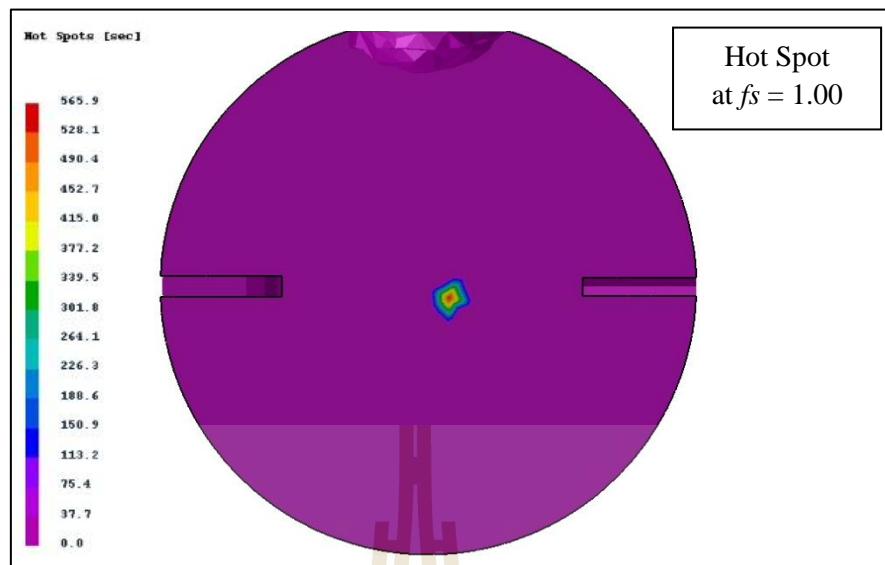
รูปที่ 4.2 กราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อเทา FC-200 บริเวณแท่งควอทซ์ เทอร์โมคัปเปิล และกลางชิ้นงาน



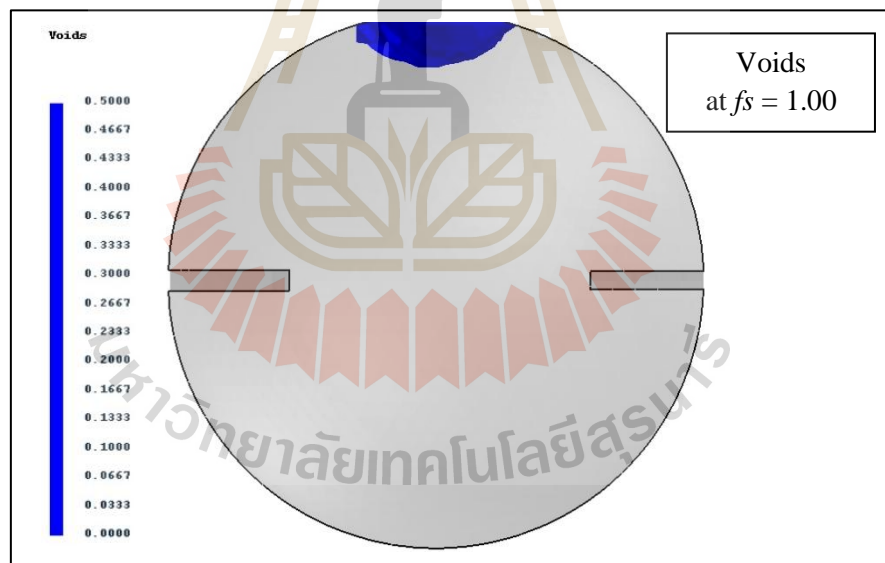
รูปที่ 4.3 ผลการจำลองอุณหภูมิการแข็งตัวของเหล็กหล่อเทา FC-200



รูปที่ 4.4 ผลการจำลองสัดส่วนการเป็นของแข็งของเหล็กหล่อเทา FC-200



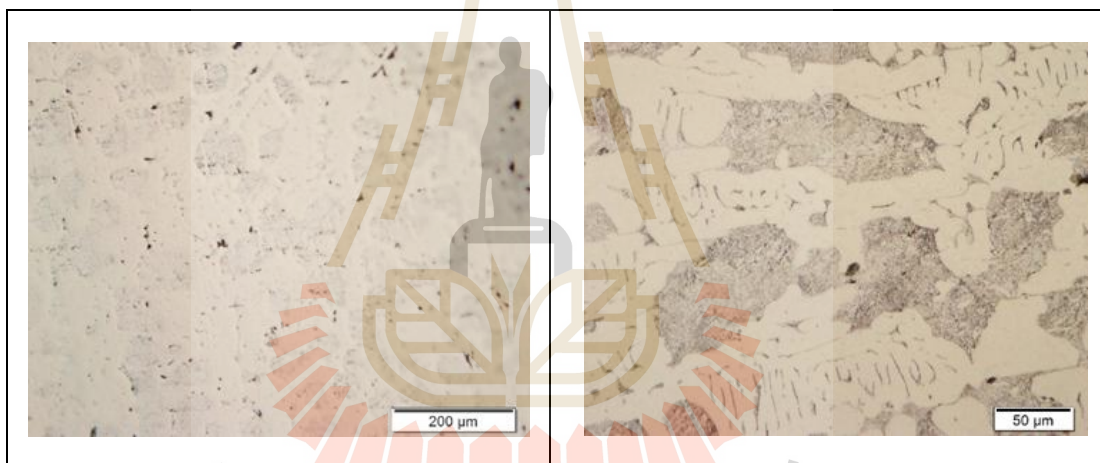
รูปที่ 4.5 ผลการจำลองการเกิด Hot Spot ในเหล็กหล่อเทา FC-200



รูปที่ 4.6 ผลการจำลองการเกิด Voids ในเหล็กหล่อเทา FC-200

### 4.3 โครงสร้างจุลภาค

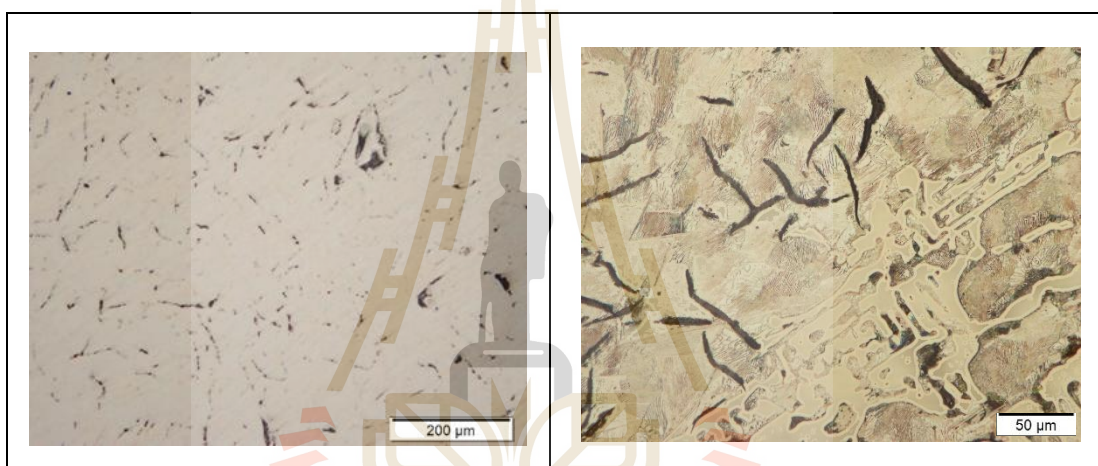
การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคภายหลังการหล่อเป็นการตรวจสอบลักษณะรูปทรง ปริมาณของ แกรไฟต์ที่เกิดขึ้นรวมไปถึงโพรงหดตัวและโครงสร้างพื้นของชิ้นงานภายหลังการหล่อ โดยนำ ชิ้นงานตัวอย่างไปตัดด้วยเครื่องไวร์คัท ชัด กัดกรด และส่องโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical microscope) รูปที่ 4.7 แสดงโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อขาวที่ 0.02%Si ซึ่งมีการ แข็งตัวเป็นแบบระบบกิ่งสมดุค ( $Fe-Fe_3C$ ) และมีส่วนผสมทางเคมีเป็นเหล็กไฮโปยูเทคติก โครงสร้างที่พบ เป็นเฟิร์รไลต์ที่โตมาจากออสเทนไนต์ เล็ดเดอร์รูไรต์และซีเมนไตต์อยู่รอบ ๆ ซึ่ง ไม่ปรากฏการเกิดแกรไฟต์แบบแผ่น เนื่องจากการเย็นตัวเร็วกว่าสมดุคมาก ๆ มีธาตุซิลิคอนต่ำและ ช่วงอุณหภูมิศักย์การเกิดแกรไฟต์แคบคือ  $6.46\text{ }^{\circ}C$  ทำให้คาร์บอนอิสระที่จะแพร่ไปรวมกันเป็น แกรไฟต์ไม่เกิดขึ้น



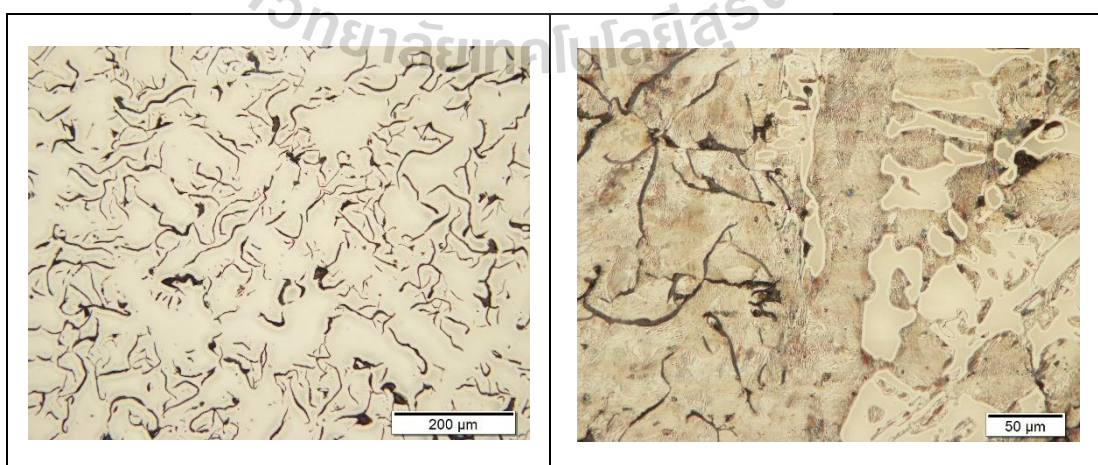
รูปที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 0.02%Si

รูปที่ 4.8 แสดงโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมธาตุซิลิคอน 0.47% ซึ่งเป็นเหล็กหล่อ มอดเติลที่พบว่าเริ่มเกิดแกรไฟต์แบบแผ่นเล็กน้อยแต่โครงสร้างหลักที่พบยังเป็นซีเมนไตต์ เล็ดเดอร์รูไรต์ และเนื้อพื้นเป็นเฟิร์รไลต์ มีศักย์ของการเกิดแกรไฟต์อยู่ที่  $17.23\text{ }^{\circ}C$  ซึ่งการเพิ่มธาตุ ซิลิคอนช่วยเพิ่มช่วงอุณหภูมิศักย์ของการเกิดแกรไฟต์ คือเพิ่มการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิยูเทคติกใน ระบบสมดุค และลดการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิยูเทคติกในระบบกิ่งสมดุค ดังจะเห็นได้ว่าอิทธิพล ของธาตุซิลิคอนในการคำนวณศักย์ของการเกิดแกรไฟต์ (ในหัวข้อที่ 2.7) มีการเปลี่ยนแปลงใน ระบบกิ่งสมดุคถึง  $-20\text{ }^{\circ}C$  และระบบสมดุค  $+4\text{ }^{\circ}C$  ต่อร้อยละของความเข้มข้น ดังนั้นเมื่อศักย์ของการ เกิดแกรไฟต์เพิ่มขึ้นจึงส่งผลให้คาร์บอนมีเวลาแยกตัวและรวมตัวกันเป็นแกรไฟต์ได้มากขึ้น เมื่อ

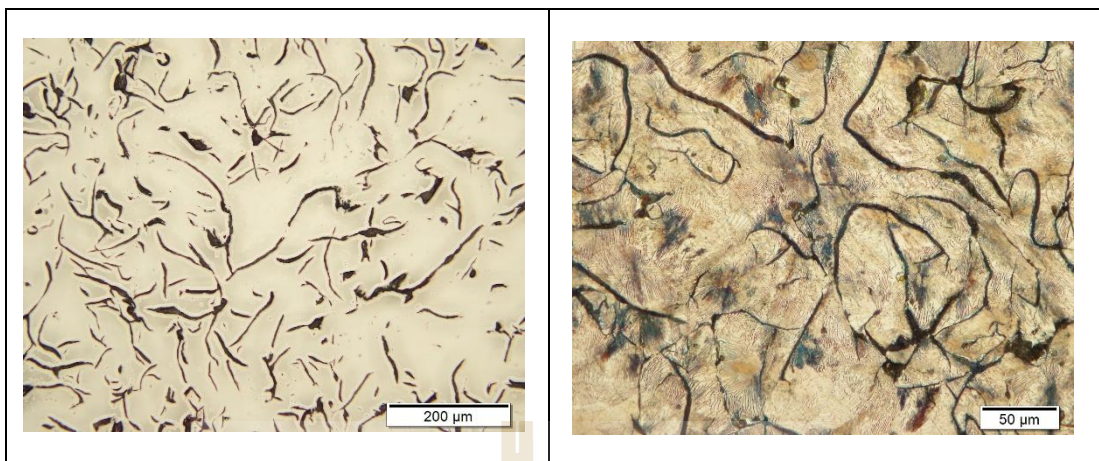
เพิ่มปริมาณธาตุซิลิกอนเป็น 0.95% และ 1.49 % พบว่ามีปริมาณของแกรไฟต์แบบแผ่นเพิ่มขึ้น ปริมาณของซีเมนต์ไครต์ลดลงตามลำดับ และไม่พบโครงสร้างที่เป็นซีเมนต์ไครต์ในเหล็กหล่อที่เติมซิลิกอน 1.78 % ซึ่งเป็นเหล็กหล่อชุบเปอร์ไฮเปอร์ยูเทคติกแต่จะพบแกรไฟต์แบบ Kish graphite (Type C) สำหรับในเหล็กหล่อที่มีการเติมซิลิกอน 1.8 และ 2.0 % พบว่ามีแกรไฟต์แบบแผ่นในปริมาณมากและใกล้เคียงกัน จากภาพโครงสร้างจุลภาคของการทดลองในชุดการศึกษาแรกนั้นมีความสอดคล้องกับการทดลองของ M.Sheikholeslami และ S.M.A Boutorabi [32] ในปี ค.ศ. 2012 ที่พบว่าเมื่อสัคย์ของแกรไฟต์เพิ่มขึ้นในรูปแบบของการเพิ่มคาร์บอนสมมูลที่ 3.85%CE และ 4.17%CE ทำให้มีปริมาณของแกรไฟต์แบบแผ่นในเหล็กหล่อเทาเพิ่มขึ้นเป็น 12.87% และ 17.56%



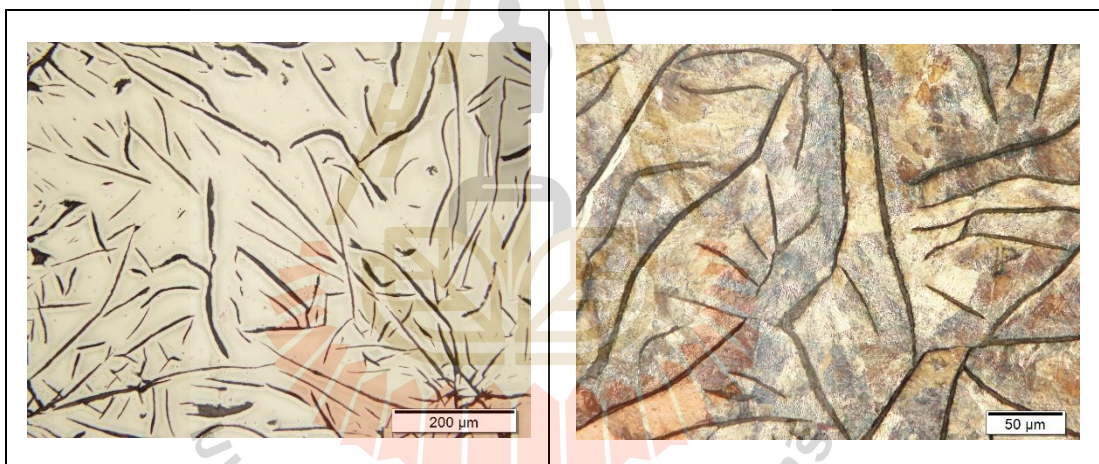
รูปที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 0.47%Si



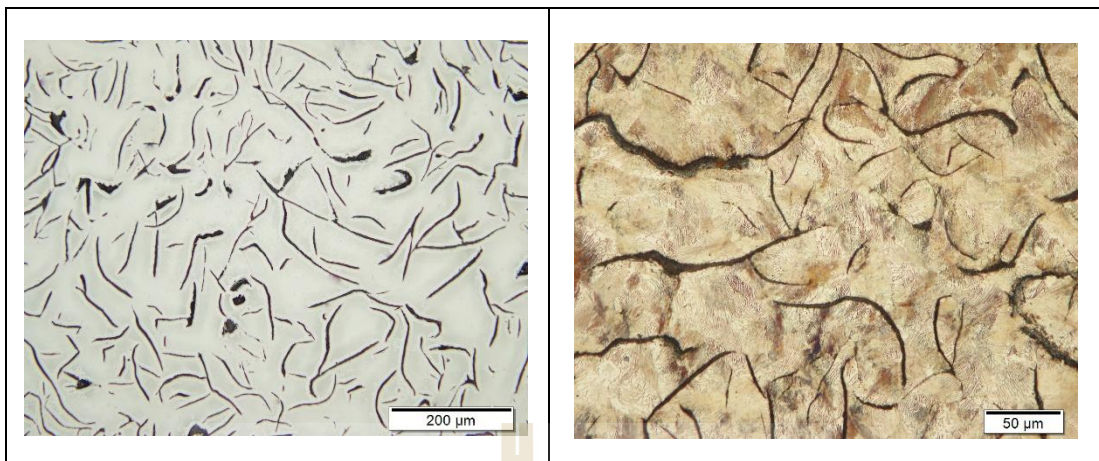
รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 0.95%Si



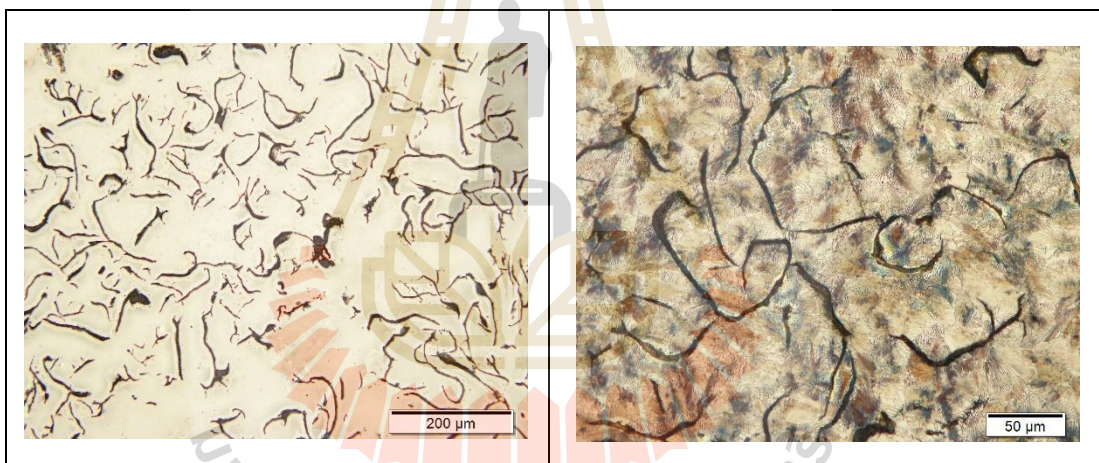
รูปที่ 4.10 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 1.49%Si



รูปที่ 4.11 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 1.78%Si (hipereutectic)



รูปที่ 4.12 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 1.80%Si

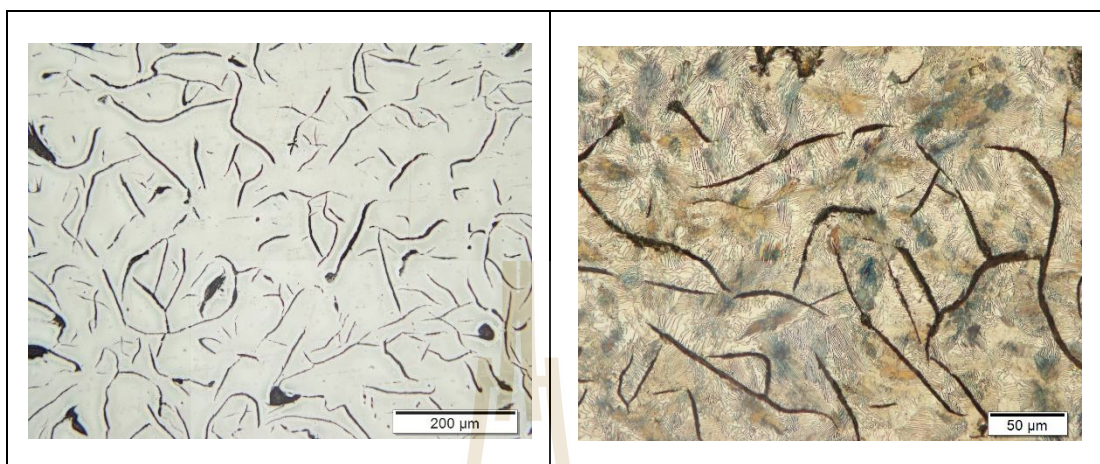


รูปที่ 4.13 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 2.06%Si

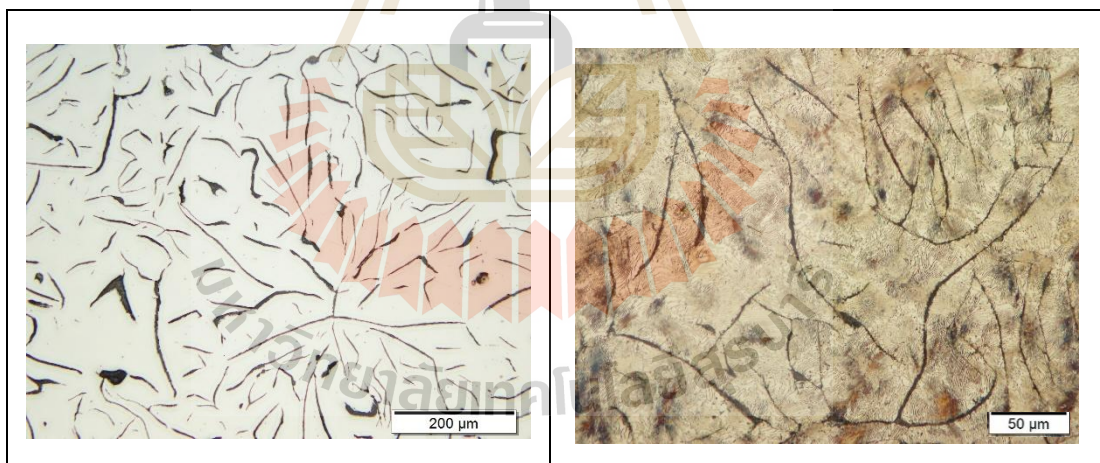
สำหรับเหล็กหล่อในชุดการศึกษาที่ 2 นั้น เป็นการเปรียบเทียบผลจากระดับของการทำอินทรีย์เคลือบในปริมาณที่แตกต่างกันคือ ที่ 0.1 0.2 และ 0.3 ร้อยละ โดยน้ำหนัก พบว่าแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นเป็นแบบ Type A (มาตรฐาน ASTM247) โดยมีปริมาณ และความละเอียดของแกรไฟต์เพิ่มขึ้นตามระดับของการทำอินทรีย์เคลือบ แกรไฟต์มีการกระจายตัวแบบสม่ำเสมอและไร้ทิศทาง (Random) และเหล็กหล่อมีโครงสร้างพื้นฐานเป็นเฟอร์ไรต์เนื่องจากมีความเร็วในการเย็นตัวปานกลาง (Modulate) ทั้งนี้ยังเห็นได้อีกว่าแกรไฟต์แบบแผ่นของเหล็กหล่อเทาที่ผ่านการทำอินทรีย์เคลือบมีความยาวมากกว่าเหล็กหล่อเทาในเงื่อนไขปกติ (เหล็กหล่อ 2.07%Si) ซึ่งสอดคล้อง



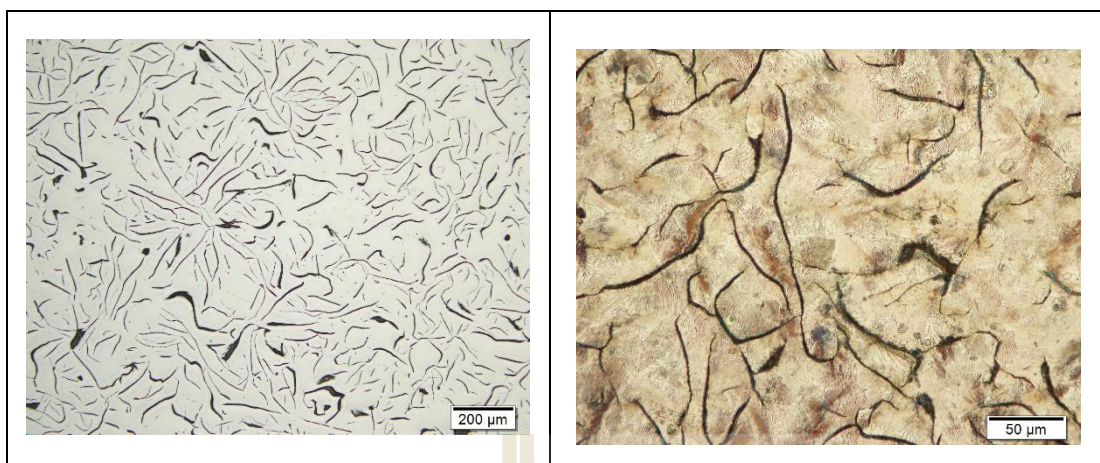
กับผลการวิจัยของ Wendong Xue และ Yan Li [33] ในปี ค.ศ.2016 โดยโครงสร้างจุลภาคของแต่ละตัวอย่างการทดลองดังที่กล่าวมาแสดงในรูปที่ 4.14 ถึง 4.17 ตามลำดับ



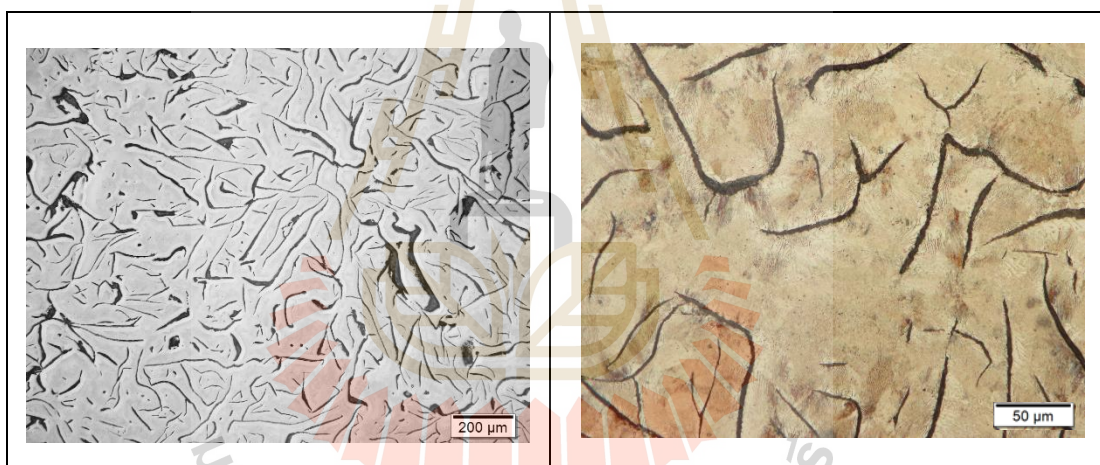
รูปที่ 4.14 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่ผ่านการทำอินทรีย์คลูเลชัน (Un inoc)



รูปที่ 4.15 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ทำอินทรีย์คลูเลชัน 0.1% โดยน้ำหนัก



รูปที่ 4.16 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ทำอินโนคูลเลชัน 0.2% โดยน้ำหนัก



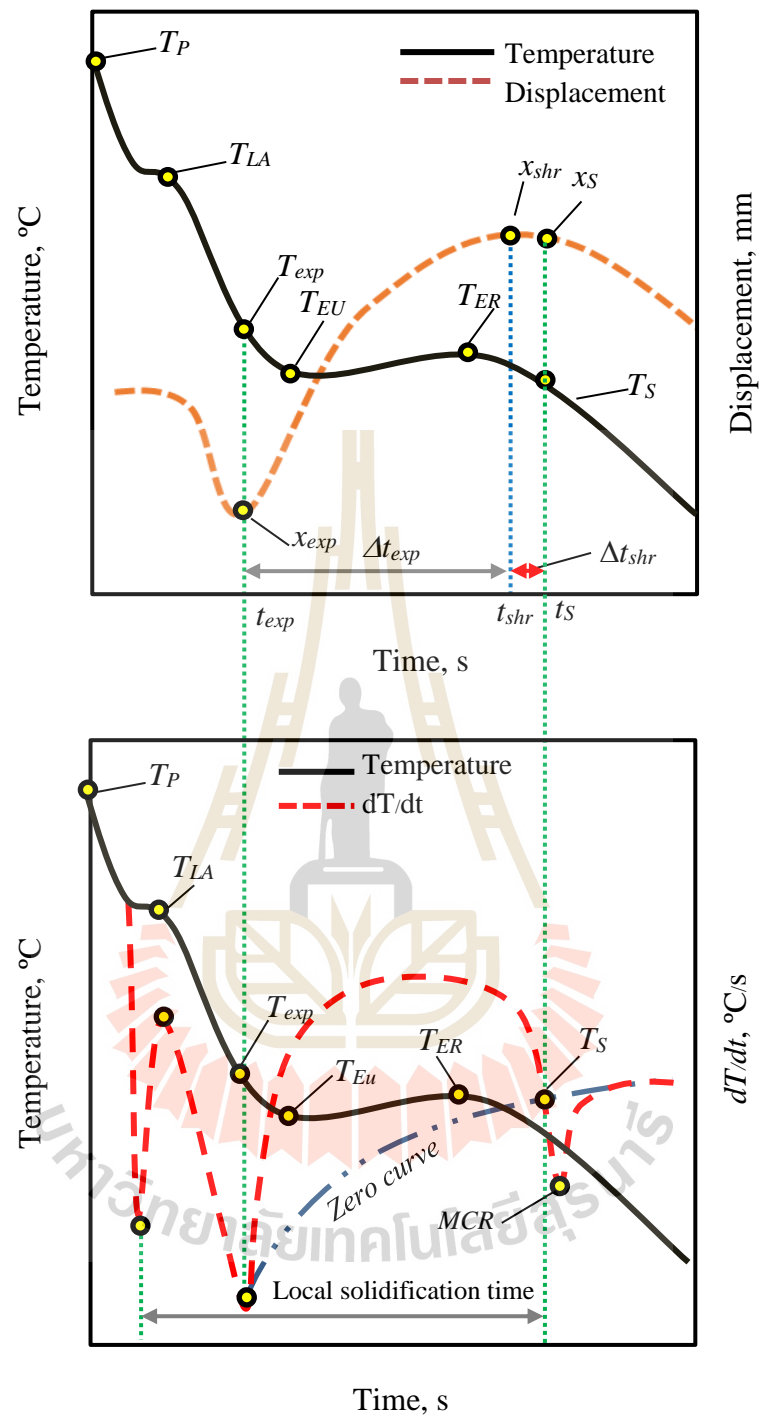
รูปที่ 4.17 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ทำอินโนคูลเลชัน 0.3% โดยน้ำหนัก

#### 4.4 การวิเคราะห์ทางความร้อนและการเคลื่อนที่เชิงเส้น

หัวข้อนี้นำเสนอผลการทดลองที่แสดงความสัมพันธ์ระหว่างกราฟการเย็นตัวและกราฟการเคลื่อนที่เชิงเส้น โดยตัวแปรสำคัญแสดงดังตารางที่ 4.3

ตารางที่ 4.3 สัญลักษณ์ตัวแปรที่ใช้ในการวิเคราะห์พฤติกรรมการหดและขยายตัวของเหล็กหล่อ

วิเคราะห์การเคลื่อนที่เชิงเส้น		
สัญลักษณ์	ความหมาย	หน่วย
$T_{exp}$	อุณหภูมิที่เริ่มเกิดยูเทคติกแกรไฟต์	°C
$T_S$	อุณหภูมิสุดท้ายของการแข็งตัว	°C
$x_{exp}$	การเคลื่อนที่เริ่มต้นของการเกิดการขยายตัวของยูเทคติกแกรไฟต์	mm
$x_{shr}$	การเคลื่อนที่เริ่มต้นของการหดตัวภายหลังการแข็งตัว	mm
$x_S$	การเคลื่อนที่ ณ จุดสุดท้ายของการแข็งตัว	mm
$\Delta x_{exp}$	ระยะการขยายตัวของยูเทคติกแกรไฟต์ ( $x_{shr} - x_{exp}$ )	mm
$\Delta x_{shr}$	ระยะการหดตัวในระหว่างการแข็งตัว ( $x_S - x_{shr}$ )	mm
$t_{exp}$	เวลาเริ่มต้นของการเกิดการขยายตัวของยูเทคติกแกรไฟต์	s
$t_{shr}$	เวลาเริ่มต้นของการเกิดการหดตัวในระหว่างการแข็งตัว	s
$t_s$	เวลาสุดท้ายของการแข็งตัว	s
$\Delta t_{exp}$	เวลาทั้งหมดที่เกิดการขยายตัวของยูเทคติกแกรไฟต์	s
$\Delta t_{shr}$	เวลาทั้งหมดที่เกิดการหดตัวในระหว่างการแข็งตัว	s
$\Delta t_{total}$	เวลาทั้งหมดในการแข็งตัว	s
วิเคราะห์กราฟการเย็นตัว		
สัญลักษณ์	ความหมาย	หน่วย
$T_P$	อุณหภูมิเท	°C
$T_{LA}$	อุณหภูมิลิกวิคัสอะเรส	°C
$T_E$	อุณหภูมิเริ่มต้นการแข็งตัวที่ปฏิกิริยายูเทคติก	°C
$T_{EU}$	อุณหภูมียูเทคติกอันเดอร์คูลิ่ง	°C
$T_{ER}$	อุณหภูมียูเทคติกรีแคลเรนเซนส์	°C
$T_S$	อุณหภูมิสุดท้ายของการแข็งตัวที่ปฏิกิริยายูเทคติก	°C



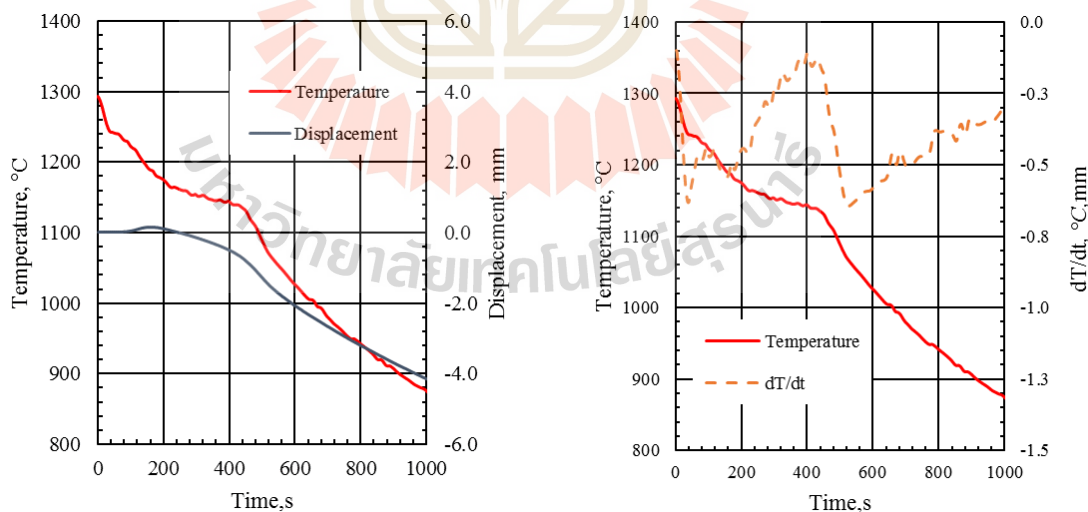
รูปที่ 4.18 แนวคิดความสัมพันธ์ระหว่างกราฟการเย็นตัว การเคลื่อนที่เชิงเส้น และอัตราการเย็นตัว

รูปที่ 4.18 แสดงตัวอย่างกราฟการเย็นตัว อัตราการเย็นตัว และระยะการเคลื่อนที่เชิงเส้นของเหล็กหล่อประเภทไฮโปยูเทคติก (Hypo-eutectic) ซึ่งช่วยในการอธิบายพฤติกรรมการหดและการขยายตัวของเหล็กหล่อในระหว่างการแข็งตัวได้ดังนี้ เริ่มจากอุณหภูมิสูงสุดของกราฟการเย็นตัวคืออุณหภูมิเท ( $T_p$ ) ซึ่งมีค่าน้อยกว่าอุณหภูมิในเตาหลอมเนื่องจากเกิดการสูญเสียความร้อนให้กับสิ่งแวดล้อมในระหว่างการเทลงเบ้ารองรับน้ำเหล็ก เมื่อเทน้ำเหล็กหลอมเหลวลงแบบหล่อ อุณหภูมิจะลดลงจนถึงอุณหภูมิที่เริ่มเกิดการแข็งตัว ซึ่งในช่วงแรกของการแข็งตัวนั้นจะเกิดการหดตัว ในสภาวะหลอมเหลว (Liquid contraction) และเย็นตัวไปจนถึงจุดที่เกิดการคายความร้อน นั่นคืออุณหภูมิลิควิดัสอะเรส ( $T_{LA}$ ) เมื่อน้ำเหล็กหลอมเหลวมีอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิลิควิดัสก็จะเกิดการหดตัวในระหว่างการแข็งตัว (Solidifying contraction) ซึ่งเป็นการหดตัวอันเนื่องมาจากการเปลี่ยนสถานะของน้ำโลหะหลอมเหลวไปเป็นของแข็ง โดยของแข็งแรกที่ได้คือ ออสเทนไนต์ จากนั้นน้ำเหล็กจะเย็นตัวไปจนถึงอุณหภูมิยูเทคติกและเริ่มเกิดแกรไฟต์ หากชิ้นงานมีการเย็นตัวเป็นไปอย่างสมดุลจะเห็นอุณหภูมิยูเทคติกอันเดอร์คูลลิง ( $T_{EU}$ ) เมื่อแกรไฟต์เกิดเพิ่มมากขึ้นจะเกิดการคายความร้อนทำให้อุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นเรียกจุดสูงสุดของอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้นนี้ว่าอุณหภูมิยูเทคติกกรีแคลเลนส์ ( $T_{ER}$ ) แต่หากมีการเย็นตัวอย่างรวดเร็วจะไม่พบอุณหภูมิยูเทคติกอันเดอร์คูลลิงเนื่องจากอุณหภูมิยูเทคติกอันเดอร์คูลลิงจะเท่ากับอุณหภูมิยูเทคติกกรีแคลเลนส์ และ โครงสร้างที่ได้คือซีเมนไตต์จึงไม่เกิดการคายความร้อนอันเนื่องมาจากการเกิดแกรไฟต์

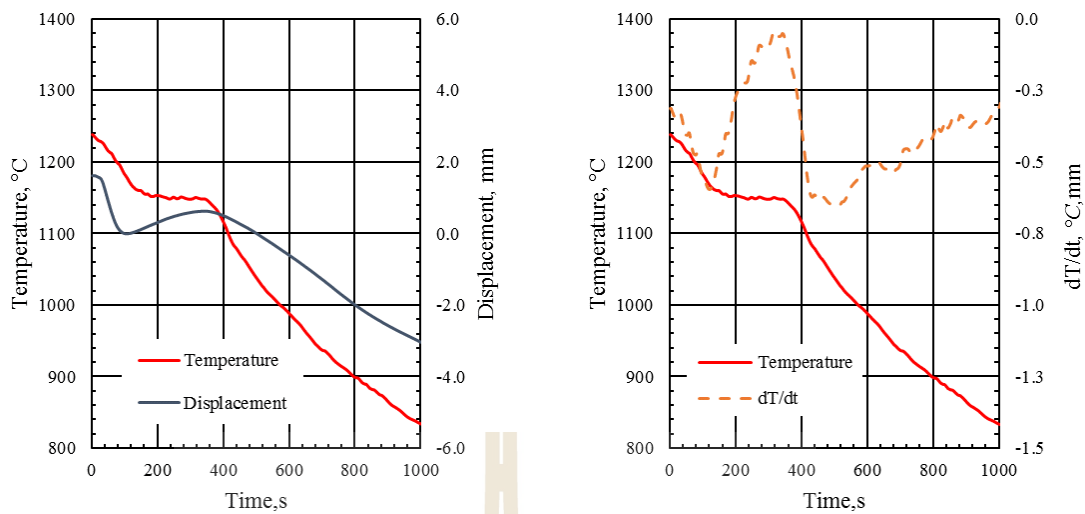
ออสเทนไนต์ที่เกิดขึ้นมีความหนาแน่นมากกว่าความหนาแน่นของน้ำเหล็กหลอมเหลวจึงทำให้มีปริมาตรลดลงหรือมีการหดตัวเกิดขึ้นนั่นเอง ดังนั้นในบริเวณที่ออสเทนไนต์ยึดจับกับแท่งควอทซ์ที่ติดตั้งเข้ากับ LVDT จึงทำให้แท่งควอทซ์ถูกดึงเข้าไปในตัวชิ้นงานและมีเครื่องหมายของระยะการเคลื่อนที่เป็นลบ (-) ซึ่งในบางกรณีอาจไม่พบการหดตัวของออสเทนไนต์เนื่องจากไม่พบอุณหภูมิลิควิดัส หรือออสเทนไนต์ไม่ยึดจับกับแท่งควอทซ์ในช่วงแรก หลังจากนั้นเมื่อชิ้นงานเย็นตัวลงมาถึงอุณหภูมิยูเทคติก ( $T_E$ ) จะเกิดแกรไฟต์จากการรวมตัวกันของธาตุคาร์บอนอิสระ ซึ่งแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นมีความหนาแน่นน้อยกว่าความหนาแน่นของเหล็กจึงทำให้มีปริมาตรเพิ่มขึ้นหรือเกิดการขยายตัวอันเนื่องมาจากการเกิดแกรไฟต์ แท่งควอทซ์ที่ติดตั้งกับ LVDT จึงถูกดันออกจากตัวชิ้นงานและมีเครื่องหมายของระยะการเคลื่อนที่เป็นบวก (+) โดยกำหนดให้สัญลักษณ์  $T_{exp}$  คืออุณหภูมิที่เริ่มเกิดแกรไฟต์  $t_{exp}$  คือ เวลาที่เริ่มเกิดการขยายตัวของแกรไฟต์  $x_{exp}$  คือจุดเริ่มต้นของการเกิดแกรไฟต์

การขยายตัวของแกรไฟต์จะเพิ่มขึ้นไปจนถึงจุดสิ้นสุดปฏิกิริยาอุทกติก หรือจุดสิ้นสุดการแข็งตัว แต่ในบางกรณีการขยายตัวของแกรไฟต์อาจสิ้นสุดก่อนถึงจุดสิ้นสุดการแข็งตัว ซึ่งไม่เป็นที่ต้องการมากนัก เนื่องจากการขยายตัวของแกรไฟต์ชัดเจนได้ไม่เพียงพอต่อการหดตัวและอาจส่งผลให้เกิดโพรงหดตัวในชิ้นงานภายหลังการแข็งตัวได้ โดยกำหนดให้จุดสูงสุดของการขยายตัวของแกรไฟต์หรือจุดที่เริ่มเกิดการหดตัวอีกครั้งหลังจากการขยายตัวของแกรไฟต์คือ  $x_{shr}$  จุดสิ้นสุดการแข็งตัวคือ  $x_s$  เวลาสิ้นสุดการแข็งตัวคือ  $t_s$  และอุณหภูมิสุดท้ายของการแข็งตัวคือ  $T_s$  โดยที่ตัวแปรเหล่านี้จะทำให้ทราบถึงช่วงเวลา ปริมาณของการเกิด การการขยายตัวของยูเทคติกแกรไฟต์ และการหดตัวภายหลังการแข็งตัวของชิ้นงาน หากจุด  $x_{shr}$  และ  $x_s$  มีค่าใกล้เคียงกันมากหรือเป็นค่าเดียวกันหมายความว่า ชิ้นงานนั้นหดตัวภายหลังจากการแข็งตัวเสร็จสิ้นแล้ว หรือมีการหดตัวในระหว่างการแข็งตัวในปริมาณน้อยมาก ซึ่งถือว่าเป็นผลดีเพราะไม่ทำให้เกิดโพรงหดตัวภายในชิ้นงาน

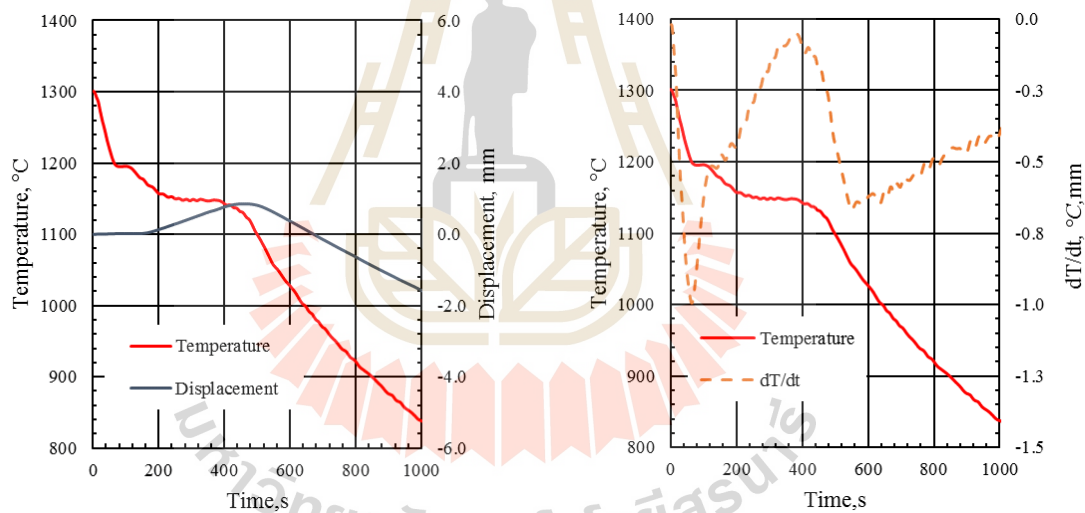
อัตราการเย็นตัวสูงสุด (Maximum cooling rate, MCR) จะมีค่ามากหรือน้อยนั้นขึ้นอยู่กับปริมาณการเกิดและรูปร่างของแกรไฟต์เนื่องจากแกรไฟต์แต่ละประเภทนั้นมีการคายความร้อนในอัตราที่แตกต่างกัน และผลต่างระหว่างกราฟอัตราการเย็นตัวและเส้น Zero-curve ทำให้ทราบถึงพื้นที่ใต้กราฟที่บ่งบอกถึงปริมาณความร้อนที่เกิดขึ้นจากการแข็งตัวตั้งแต่การเกิดไปถึงจุดสิ้นสุดของการแข็งตัว กราฟการเย็นตัว อัตราการเย็นตัว และระยะการเคลื่อนที่เชิงเส้นของแต่ละตัวอย่างการทดลองนั้นแสดงดังรูปที่ 4.19 ถึง 4.29



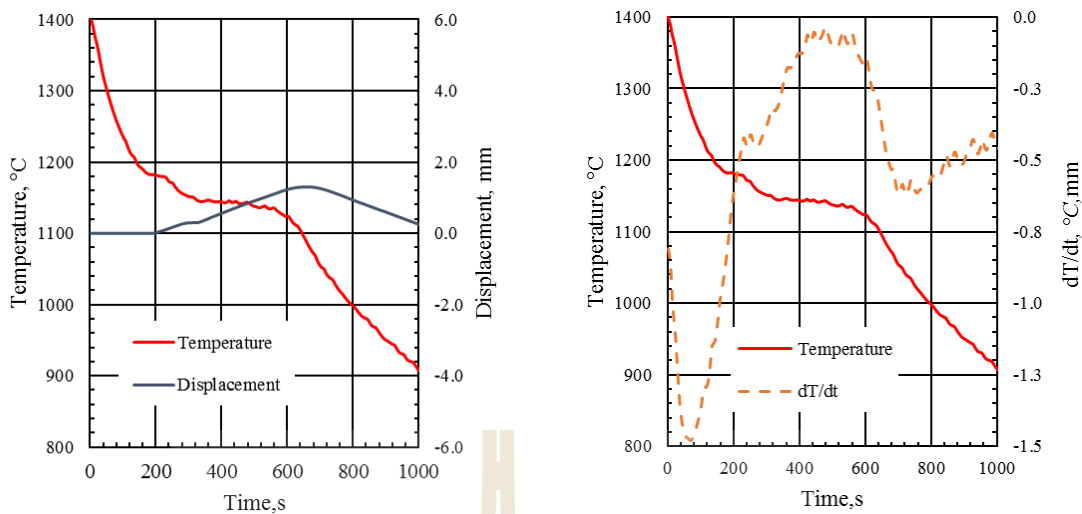
รูปที่ 4.19 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ 0.02%Si



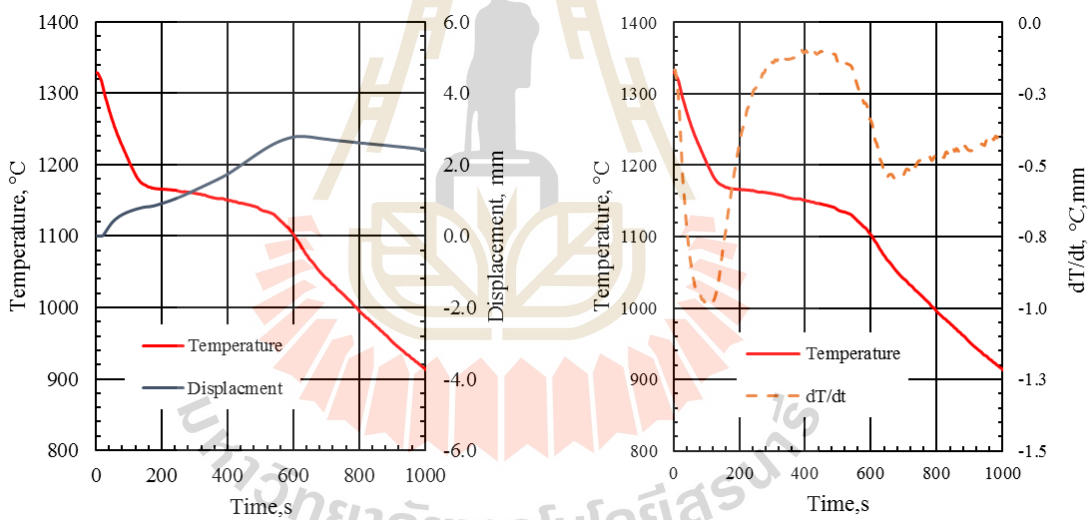
รูปที่ 4.20 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ 0.47%Si



รูปที่ 4.21 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ 0.95%Si

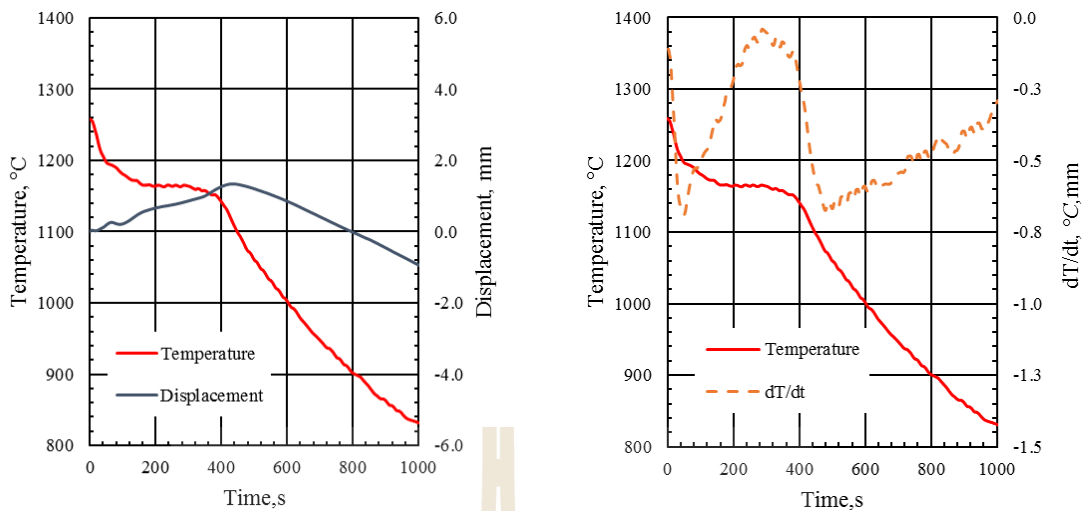


รูปที่ 4.22 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ 1.49%Si

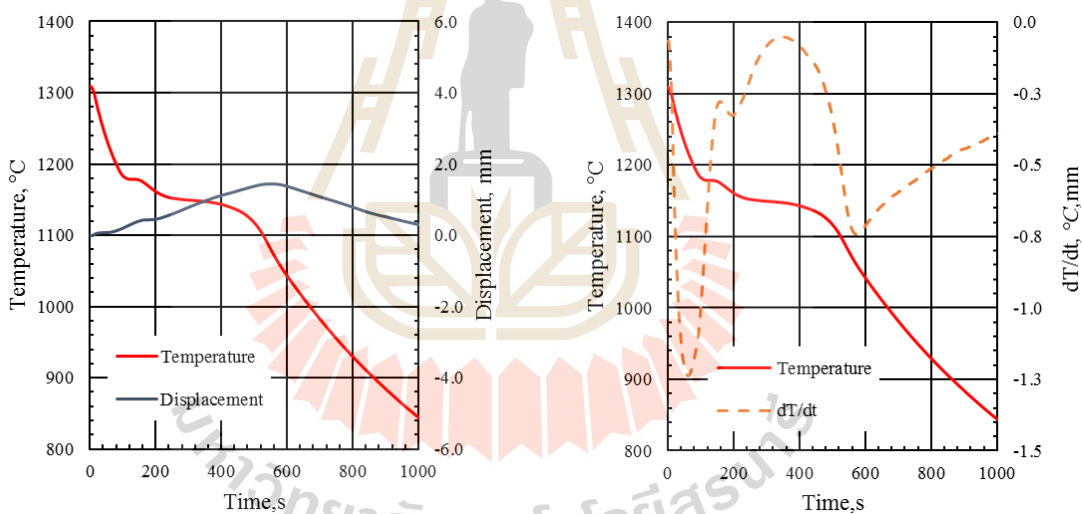


รูปที่ 4.23 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ 1.78%Si

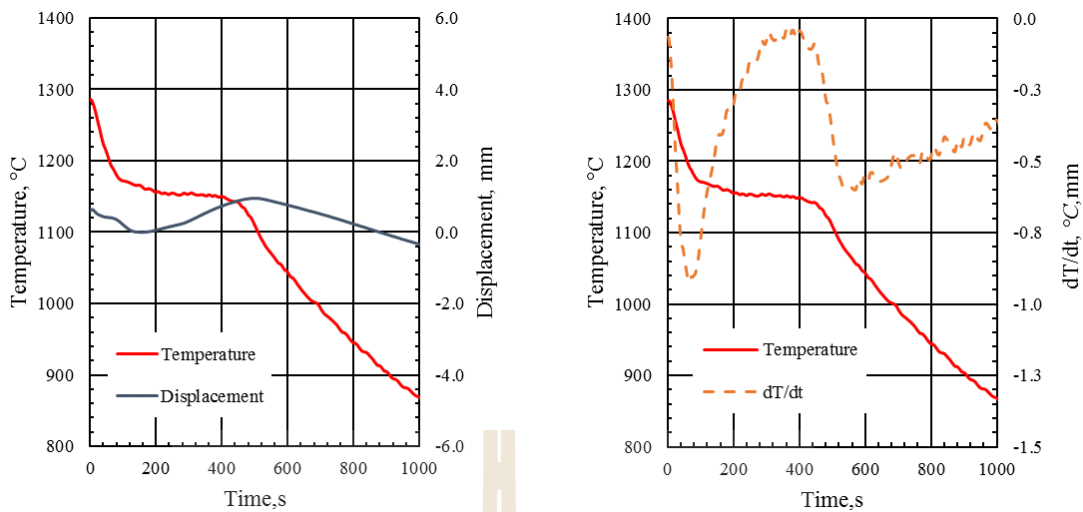




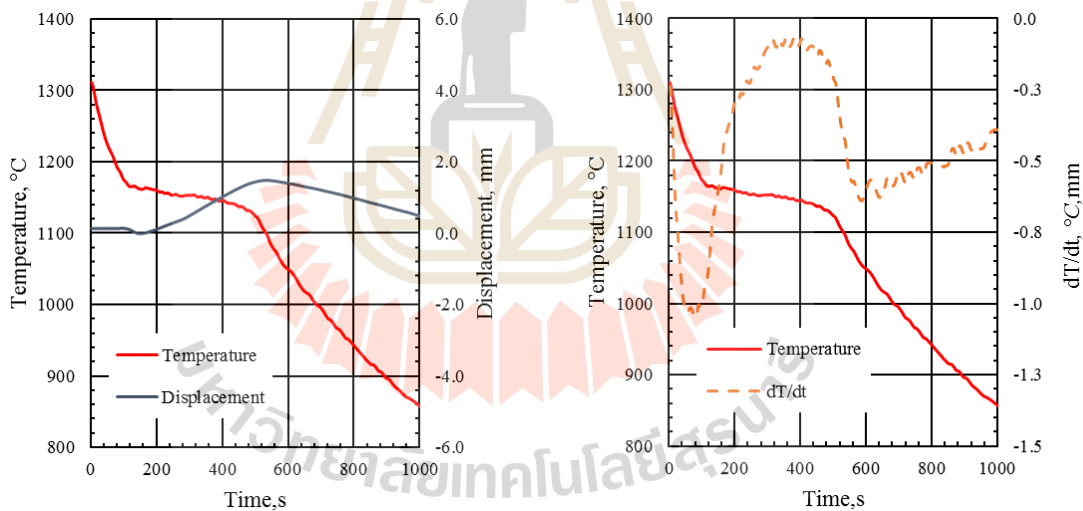
รูปที่ 4.24 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ 1.80%Si



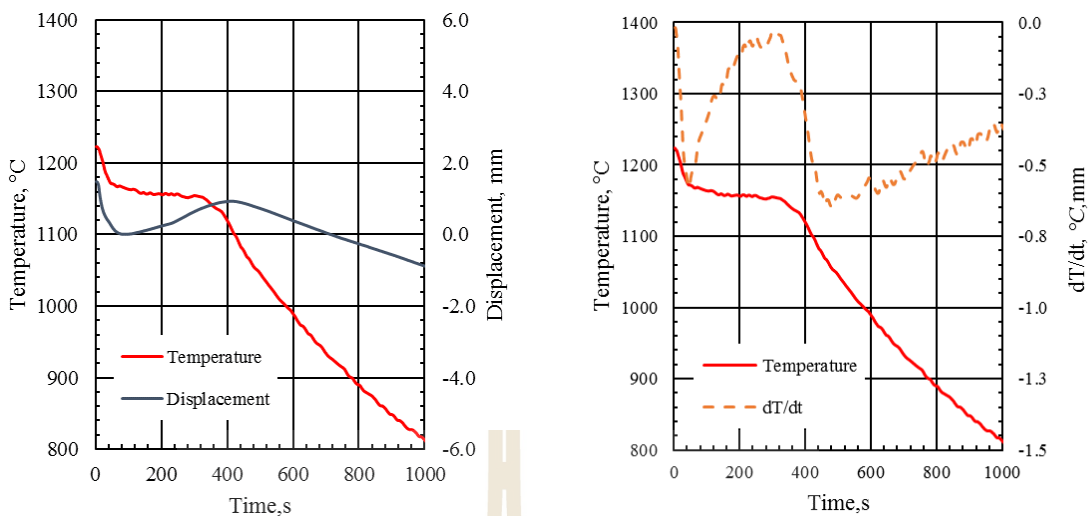
รูปที่ 4.25 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ 2.06%Si



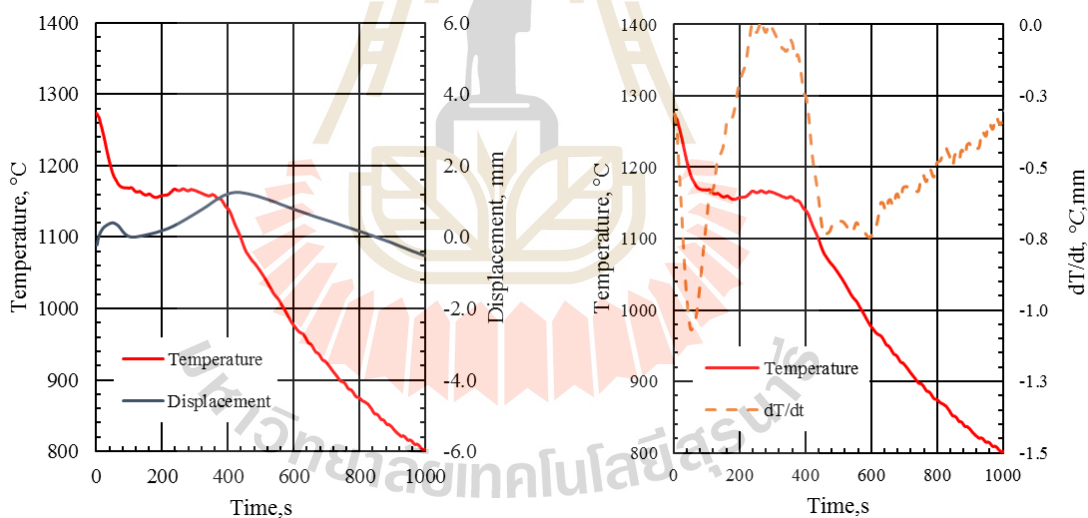
รูปที่ 4.26 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อที่ไม่ผ่านการทำอินน็อกูเลชัน (Un inoc)



รูปที่ 4.27 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อที่ทำอินน็อกูเลชัน 0.1% โดยน้ำหนัก



รูปที่ 4.28 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อที่ทำ อินทรีย์คลูเลชัน 0.2% โดยน้ำหนัก



รูปที่ 4.29 กราฟการเย็นตัว การหดและขยายตัว และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อที่ทำ อินทรีย์คลูเลชัน 0.3% โดยน้ำหนัก

ในบางกรณีพบว่าการหดตัวของออสเทนไนต์เกิดขึ้น ซึ่งขึ้นอยู่กับความแตกต่างของเส้น อุณหภูมิลิควิดัส ( $T_L$ ) กับอุณหภูมิยูเทคติก ( $T_E$ ) ถ้าเหล็กหล่อมีความห่างของเส้นอุณหภูมิทั้งสอง ( $T_L - T_E$ ) มาก อาจทำให้พบปริมาณการหดตัวจากออสเทนไนต์เพิ่มขึ้น หรือในบางกรณีก็ไม่พบ การหดตัวของออสเทนไนต์เลยอาจเป็นเพราะแท่งควอทซ์ไม่ยึดจับกับชิ้นงานเนื่องจากมีลักษณะ

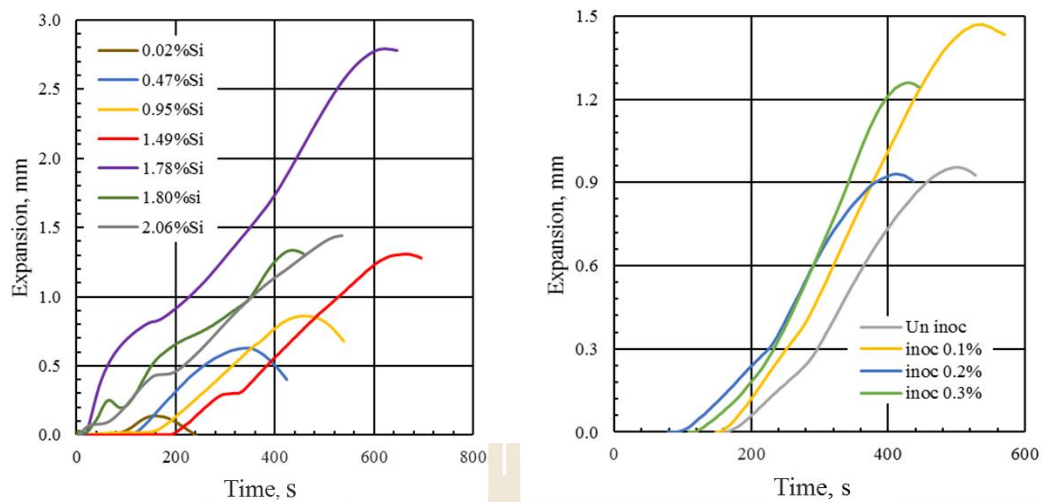
การแข็งตัวเป็นแบบ Mushy คือ เริ่มแข็งตัวในหลายบริเวณ เช่นในกรณีเหล็กหล่อไฮเปอร์ยูเทคติก (1.78%Si) แต่กลับเห็นได้ว่าการขยายตัวก่อนถึงอุณหภูมิยูเทคติกเกิดขึ้น ซึ่งทำให้ใช้เวลาในการขยายตัวนานกว่าปกตินั้นเป็นเพราะว่ามี Primary graphite เกิดขึ้นก่อน

เหล็กหล่อในแต่ละเงื่อนไขการทดลองนั้นมีการขยายตัวของแกรไฟต์เมื่อเทียบกับเวลาที่ใช้ในการขยายตัวที่แตกต่างกันออกไป โดยการขยายตัวของแกรไฟต์เพิ่มขึ้นเมื่อศักย์ของแกรไฟต์มีค่าสูงขึ้นเห็นได้ว่าเหล็กหล่อ 2.06%Si เมื่อกลายเป็นของแข็งทั้งหมดมีการขยายตัวของแกรไฟต์มากที่สุด ( ยกเว้นเหล็กหล่อ 1.78%Si เนื่องจากมีส่วนผสมทางเคมีเป็นเหล็กหล่อไฮเปอร์ยูเทคติกซึ่งมีการ์บอนในปริมาณสูงมากจึงทำให้มีการขยายตัวมากกว่า ) ส่วนเหล็กหล่อ 1.49%Si มีการเย็นตัวช้าและใช้เวลาในการขยายตัวนานที่สุดเนื่องจากว่ามีอุณหภูมิสูงกว่าเงื่อนไขอื่น ดังแสดงในรูปที่ 4.30 (ซ้าย) สำหรับในชุดการศึกษาที่ 2 นั้น มีการเปรียบเทียบผลของการทำอินน็อกูเลชันต่อการขยายตัวของแกรไฟต์ พบว่าที่ Inoc 0.1% มีการขยายตัวมากที่สุด ตามด้วย Inoc 0.3% Un inoc และ Inoc 0.2% ทั้งนี้พบว่า เป็นไปตามปริมาณค่าคาร์บอนผสมและปริมาณซิลิคอนที่ปรากฏ เนื่องจากว่าในการทำอินน็อกูเลชันที่ Inoc 0.2% นั้นไม่ได้ปริมาณซิลิคอนตามที่คำนวณไว้ อาจเป็นเพราะว่าสารอินน็อกูแลนต์ที่เติมลงไปบางส่วนไม่หลอมละลายจึงเห็นได้ว่าการขยายตัวของแกรไฟต์น้อยกว่าเงื่อนไขอื่นดังแสดงในรูปที่ 4.30 (ขวา)

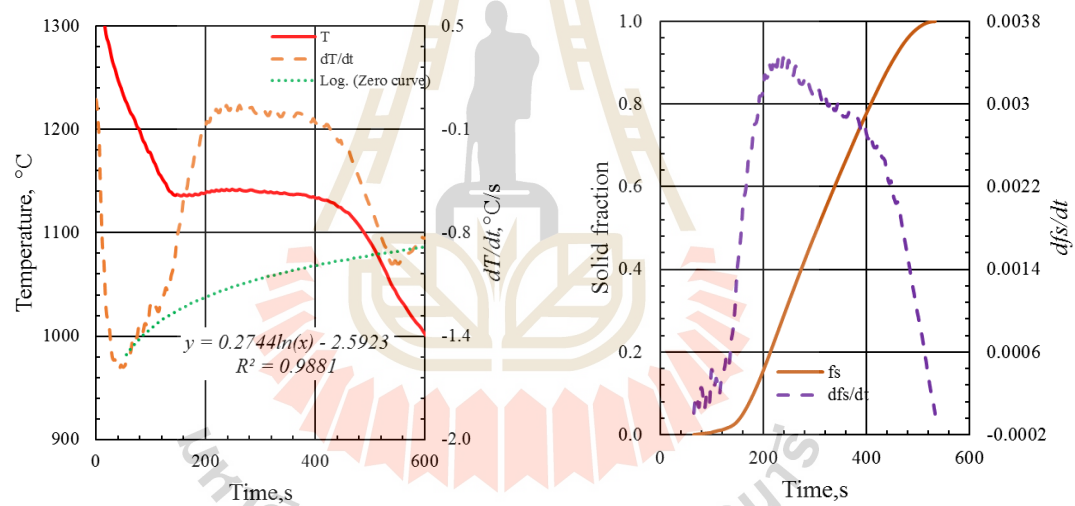
จากข้อมูลนี้ทำให้เห็นได้ว่าแต่ละเงื่อนไขการทดลองมีกลไกการแข็งตัวอย่างไร และส่วนที่สำคัญคือการแข็งตัวในช่วงสุดท้าย เพราะเป็นตัวบ่งบอกโอกาสในการเกิดโพรงหดตัว โดยสังเกตได้ว่าบริเวณปลายของเส้นโค้งนั้นจะลดลงคือเกิดการหดตัวภายหลังจากการขยายตัวสูงสุดของแกรไฟต์ ในกรณีของเหล็กหล่อที่มีการหดตัวเกิดขึ้นในช่วงท้ายก่อนเวลาสิ้นสุดการแข็งตัวอาจทำให้เกิดโพรงหดตัวภายในชิ้นงานได้ ซึ่งพบว่าเหล็กหล่อที่มีค่าศักย์การเกิดแกรไฟต์ต่ำจะมีการลดลงของกราฟมาก

โดยทั่วไปแล้วในระหว่างการแข็งตัวของเหล็กหล่อหากมีแกรไฟต์เพียงพอ จะช่วยลดปัญหาการเกิดโพรงหดตัวในชิ้นงานได้ ดังนั้นจึงจำเป็นที่จะต้องรู้ถึงจลศาสตร์ของการเกิดและปริมาณการขยายตัวของแกรไฟต์ที่แต่ละสัดส่วนของการเป็นของแข็ง โดยเฉพาะในช่วงสุดท้ายของการแข็งตัว

การขยายตัวจากการเกิดแกรไฟต์สามารถนำมาคำนวณเป็นสัดส่วนของการเกิดของแข็งได้ โดยอาศัยกราฟการเย็นตัวและกราฟอัตราการเย็นตัวที่มีความสอดคล้องกันด้วยความสัมพันธ์ของเวลา (Time evolution) โดยหาผลต่างระหว่างกราฟอัตราการเย็นตัวและ Zero curve หรือพื้นที่ใต้กราฟที่บ่งบอกถึงปริมาณการคายความร้อนอันเนื่องมาจากการเกิดของแข็งในช่วงที่เกิดการขยายตัวของแกรไฟต์ และคำนวณสัดส่วนของการเป็นของแข็ง (Fraction solid,  $f_s$ ) จากการขยายตัวสะสมของแกรไฟต์ (Cumulative expansion) ดังแสดงในรูปที่ 4.31



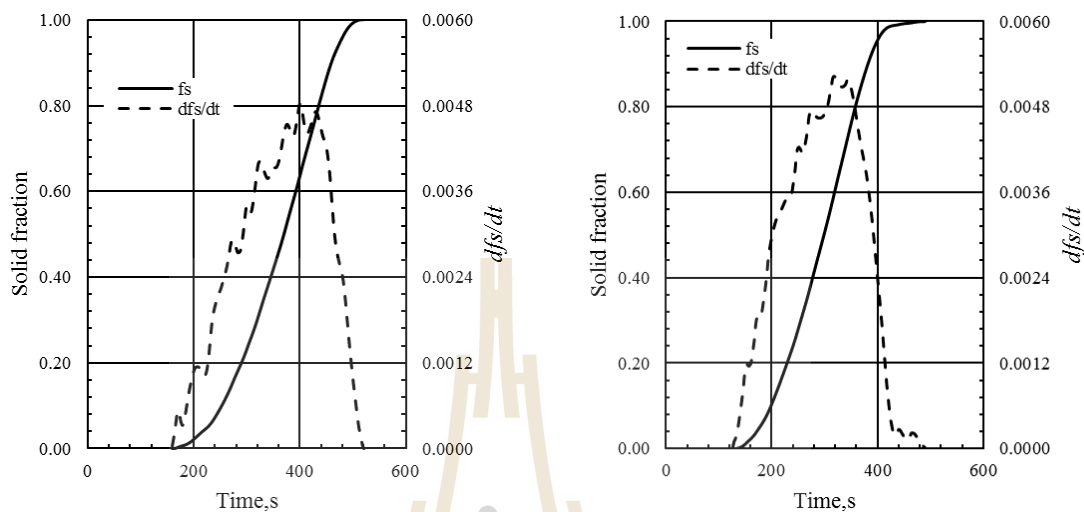
รูปที่ 4.30 การขยายตัวจากแกรไฟต์และการหดตัวเทียบกับเวลาของชุดที่ 1 (ซ้าย) และชุดที่ 2 (ขวา)



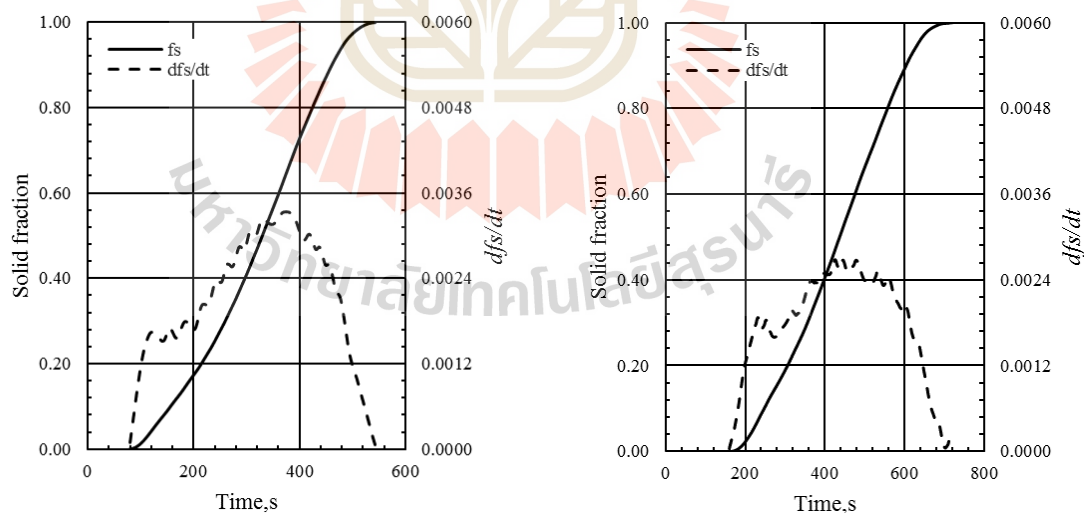
รูปที่ 4.31 การสร้าง Zero curve เพื่อหาค่าการขยายตัวสะสมของแกรไฟต์และสัดส่วนการเป็นของแข็ง (ซ้าย) สัดส่วนของการเป็นของแข็งและอัตราของการเกิดของแข็ง (ขวา)

พบว่าสัดส่วนของการเป็นของแข็งนั้นเกิดขึ้นอย่างช้า ๆ ในช่วงแรกของการแข็งตัวและจะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงปฏิกิริยายุทคติกเนื่องจากเกิดแกรไฟต์เพิ่มมากขึ้น โดยสังเกตจากความชันของเส้นกราฟที่มีความชันมาก ส่วนอัตราการเกิดของแข็ง ( $df_s / dt$ ) นั้นเป็นตัวระบุอัตราการเกิดของแข็งในแต่ละช่วงเวลาทำให้รู้ว่ามีการเกิดของแข็งในช่วงเวลาใดเร็วหรือช้าที่สุด หากมีการเขียนตัวอย่างรวดเร็วมุมโค้งคว่ำของค่า  $df_s / dt$  จะมีลักษณะแหลม แต่หากเขียนตัวช้ามุมโค้งคว่ำ

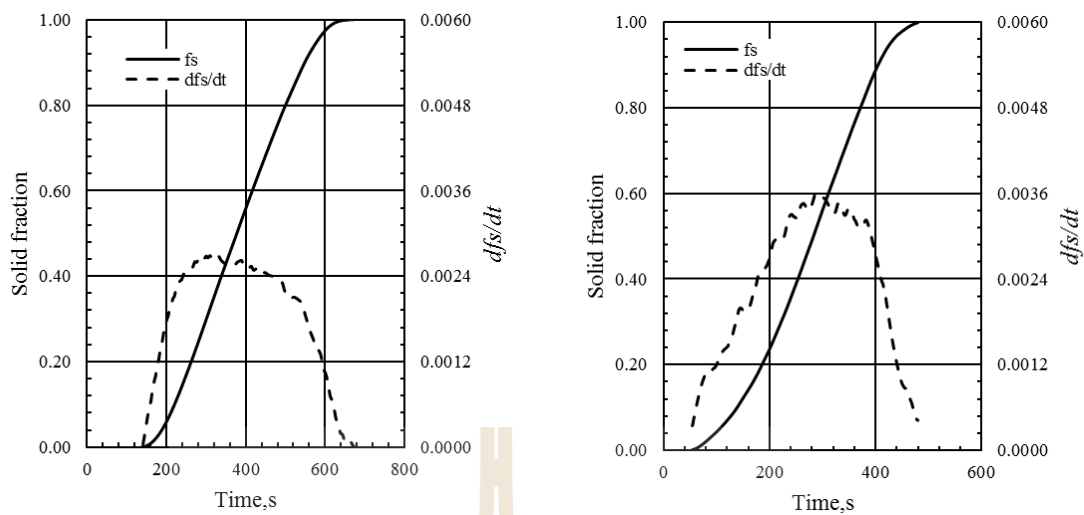
ของ  $df_s / dt$  จะมีลักษณะป้าน กราฟสัดส่วนของการเป็นของแข็งและอัตราการเกิดของแข็งของแต่ละเงื่อนไขการทดลองแสดงในรูปที่ 4.32 ถึง 4.37



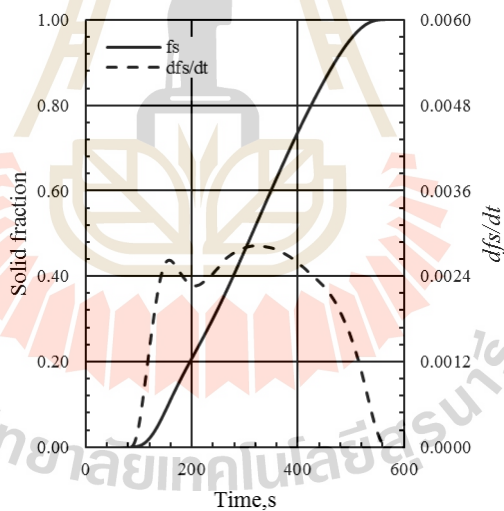
รูปที่ 4.32 สัดส่วนของการเป็นของแข็งและอัตราการเกิดของแข็ง ของเหล็กหล่อ 0.02%Si (ซ้าย) และ 0.47%Si (ขวา)



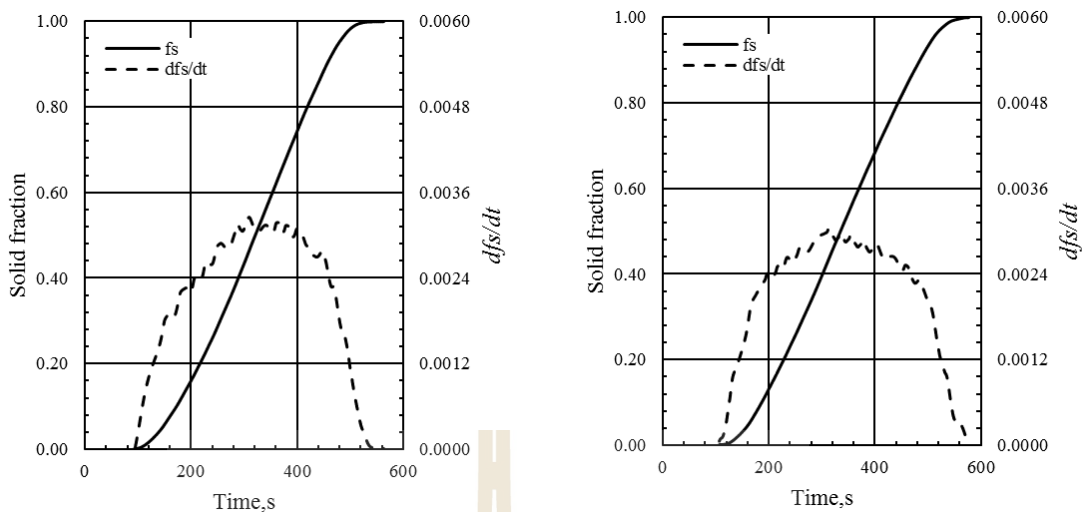
รูปที่ 4.33 สัดส่วนของการเป็นของแข็งและอัตราการเกิดของแข็ง ของเหล็กหล่อ 0.95%Si (ซ้าย) และ 1.49%Si (ขวา)



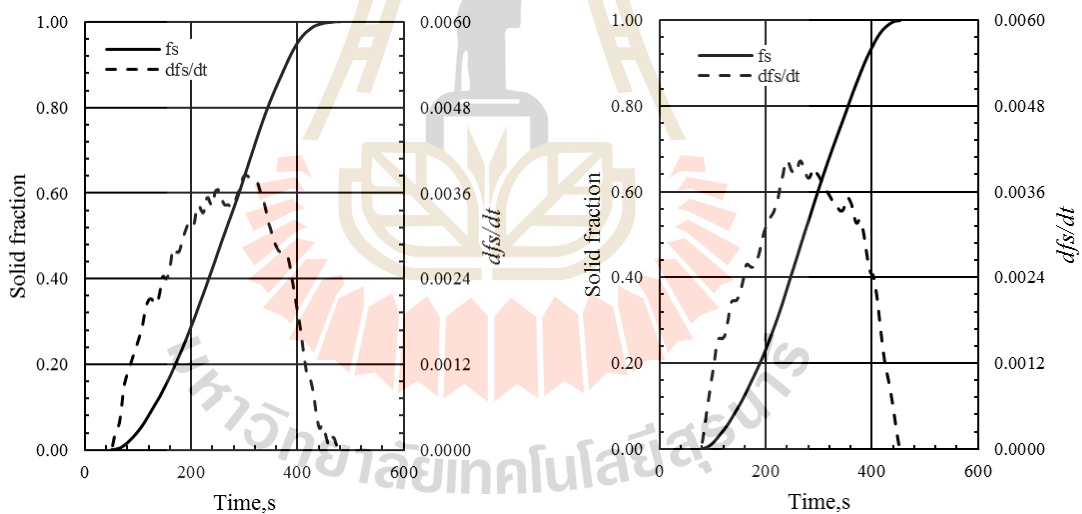
รูปที่ 4.34 สัดส่วนของการเป็นของแข็งและอัตราของการเกิดของแข็ง ของเหล็กหล่อ 1.78%Si (ซ้าย) และ 0.1.80%Si (ขวา)



รูปที่ 4.35 สัดส่วนของการเป็นของแข็งและอัตราของการเกิดของแข็ง ของเหล็กหล่อ 2.06%Si



รูปที่ 4.36 สัดส่วนของการเป็นของแข็งและอัตราของการเกิดของแข็ง ของเหล็กหล่อที่ไม่ผ่านการทำอินน็อกูเลชัน (ซ้าย) และทำอินน็อกูเลชัน 0.1% โดยน้ำหนั (ขวา)



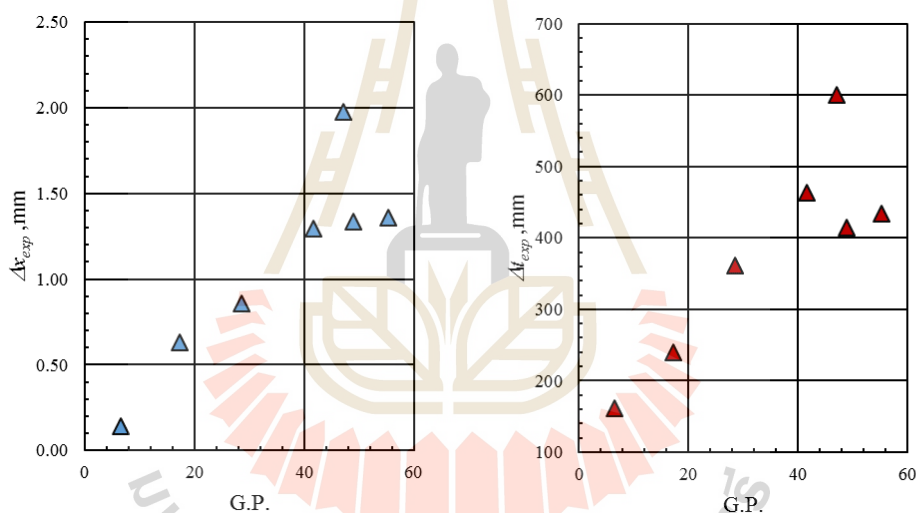
รูปที่ 4.37 สัดส่วนของการเป็นของแข็งและอัตราของการเกิดของแข็งของเหล็กหล่อที่ทำอินน็อกูเลชัน 0.2% โดยน้ำหนั (ซ้าย) และ Inoc 0.3% (ขวา) โดยน้ำหนั

ทั้งนี้ค่าสัดส่วนของแข็งมีค่าเป็น 0 หมายความว่ายังไม่เกิดของแข็ง ค่าสัดส่วนของแข็งมีค่าเป็น 1 หมายความว่าเกิดของแข็งทั้งหมดแล้ว



#### 4.5 อิทธิพลของศักย์การเกิดแกรไฟต์ คาร์บอนสมมูล และอุณหภูมิ

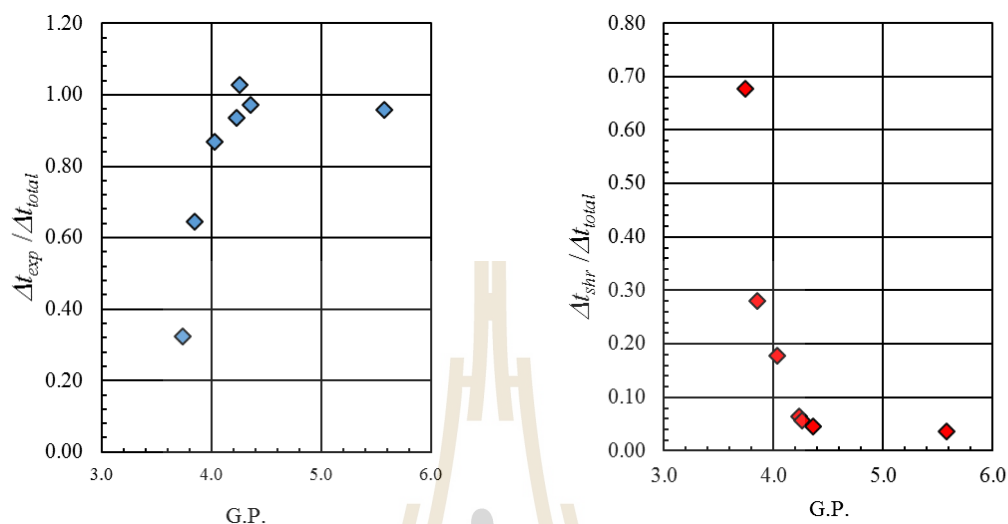
จากข้อมูลผลการทดลองที่แสดงในรูปที่ 4.38 และ 4.39 แสดงให้เห็นถึงอิทธิพลของศักย์การเกิดแกรไฟต์ที่มีผลต่อพฤติกรรมการขยายตัวของแกรไฟต์และการหดตัวหลังจากการขยายตัวสูงสุด จะเห็นได้ว่าเหล็กหล่อที่มีศักย์การเกิดแกรไฟต์ต่ำหรือในที่มีคาร์บอนสมมูลน้อยกว่า 4.3 (ไฮโปยูเทคติก) มีแกรไฟต์เกิดขึ้นน้อย จึงมีปริมาณการขยายตัวของแกรไฟต์ ( $\Delta x_{exp}$ ) ต่ำ มีช่วงเวลาของการเกิดแกรไฟต์ ( $\Delta t_{exp}$ ) สั้น และมีการหดตัวในช่วงสุดท้ายของการแข็งตัว ( $\Delta x_{shr}$ ) สูง เมื่อเปรียบเทียบกับเหล็กหล่อส่วนผสมยูเทคติกพบว่ามีช่วงเวลาที่เกิดการขยายตัวของแกรไฟต์นานกว่าส่งผลให้มีปริมาณการขยายตัวจากแกรไฟต์มากขึ้น สำหรับในกรณีของเหล็กหล่อที่มีค่าคาร์บอนสมมูลมากกว่า 4.3 (ไฮเปอร์ยูเทคติก) นั้นยังพบว่ามีกรขยายตัวสูงสุดและใช้เวลาในการขยายตัวมากที่สุดด้วย



รูปที่ 4.38 ความสัมพันธ์ระหว่างการขยายตัวของแกรไฟต์ (ซ้าย) เวลาที่ใช้ในการขยายตัวของแกรไฟต์ (ขวา) เทียบกับศักย์ของการเกิดแกรไฟต์

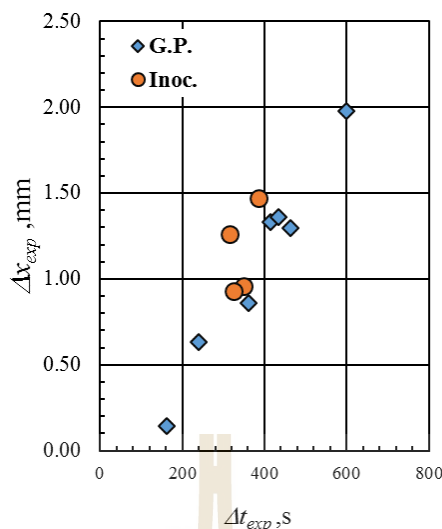
จากรูปที่ 4.32 เมื่อเปรียบเทียบหาสัดส่วนระหว่างเวลาที่ใช้ในการขยายตัวและเวลาที่ใช้ในการหดตัวภายหลังการขยายตัวสูงสุดของแกรไฟต์ไปถึงจุดสิ้นสุดการแข็งตัวกับเวลาทั้งหมดคือเวลาที่เริ่มเกิดแกรไฟต์และเวลาที่จุดสิ้นสุดการแข็งตัวพบว่าเวลาที่ใช้การขยายตัวต่อเวลาทั้งหมดมีค่าเพิ่มขึ้นตามศักย์ของการเกิดแกรไฟต์และมีเวลาที่ใช้ในการหดตัวต่อเวลาทั้งหมดมีค่าลดลงตามศักย์ของการเกิดกราฟไฟต์ซึ่งก็เป็นการยืนยันตามงานวิจัยของ M. Sheikholeslami (2012) [32] ที่

พบว่าปริมาณแกรไฟต์เพิ่มขึ้นตามศักย์ของการเกิดแกรไฟต์และเกิดขึ้นมากที่สุดที่ปฏิกิริยาอุทกติก ยกเว้นในกรณีของเหล็กหล่อไฮเปอร์ยูเทคติกที่ใช้เวลาในการแข็งตัวนานกว่าเงื่อนไขอื่น



รูปที่ 4.39 สัดส่วนของเวลาที่ใช้ในการขยายตัวของแกรไฟต์ (ซ้าย) และเวลาที่ใช้ในการหดตัวก่อนถึงจุดสิ้นสุดการแข็งตัวของแกรไฟต์ (ขวา) เทียบกับศักย์การเกิดแกรไฟต์

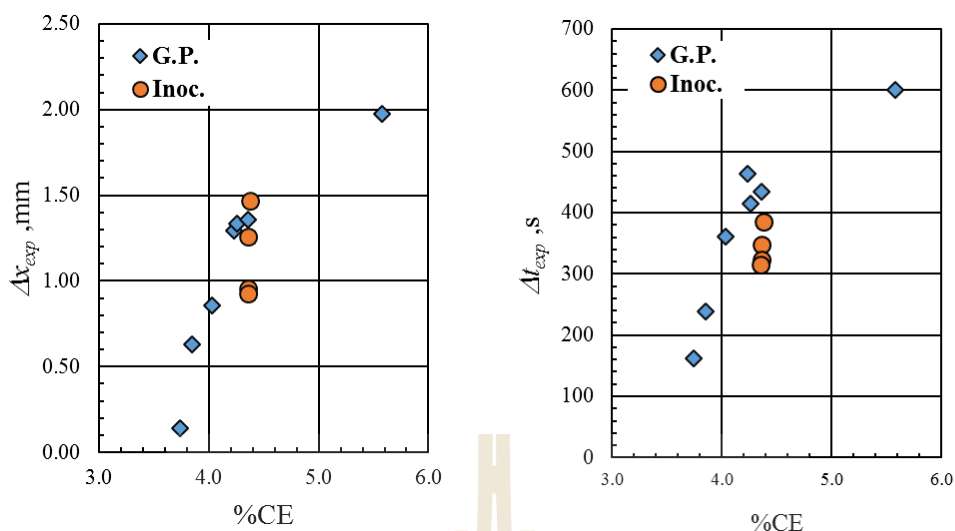
เมื่อแกรไฟต์มีการขยายตัวมากขึ้นพบว่าใช้เวลาที่ใช้ในการขยายตัวเพิ่มมากขึ้นเช่นกันดังแสดงในรูปที่ 4.40 ทั้งนี้การขยายตัวของแกรไฟต์และเวลาที่ใช้ในการขยายตัวต่างก็มีความสัมพันธ์ไปในทิศทางเดียวกันกับค่าคาร์บอนสมมูลซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Stefanescu (2012) [11] และ Lertrit (2017) [14] ที่ได้ให้ข้อสรุปเกี่ยวกับคาร์บอนสมมูลว่า เหล็กหล่อที่มีคาร์บอนสมมูลเพิ่มขึ้นจะมีปริมาณการขยายตัวของแกรไฟต์สูงขึ้นและใช้เวลาในการขยายตัวนาน แต่ก็ม้งานวิจัยของ Dioszegi (2013) [5] ที่สังเกตได้ว่าไม่พบการหดตัวของออสเทนไนต์ในทุกเงื่อนไขการทดลอง อาจเป็นเพราะเหล็กหล่อมีคาร์บอนสมมูล 4.1 ซึ่งใกล้เคียงกับส่วนผสมยูเทคติก จึงไม่ค่อยเกิดการหดตัวของออสเทนไนต์ นอกจากนี้ยังมีงานวิจัยที่พบว่าอุปกรณ์ที่ใช้ออกแบบสำหรับวัดการหดการขยายตัวที่ไม่สมมาตรนั้นแสดงให้เห็นว่าปริมาณการหดและขยายตัวขึ้นอยู่กับทิศทางอย่างเนื่องจากการถ่ายเทความร้อนที่ไม่เท่ากัน เช่นงานวิจัยของ Tadesee (2018) [15] ซึ่งแตกต่างจากงานวิจัยนี้ที่ชิ้นงานเป็นทรงกลมมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 76.2 มิลลิเมตร ทำให้การเย็นตัวเป็นไปอย่างสม่ำเสมอทั้งชิ้นงาน โดยปริมาณการหดและขยายนั้นจะไม่ขึ้นกับทิศทางและมีการเย็นตัวจากผิวเข้าสู่ใจกลางชิ้นงานอย่างสมมาตรเช่นเดียวกับงานวิจัยของ Péter Svidró (2018) [16]



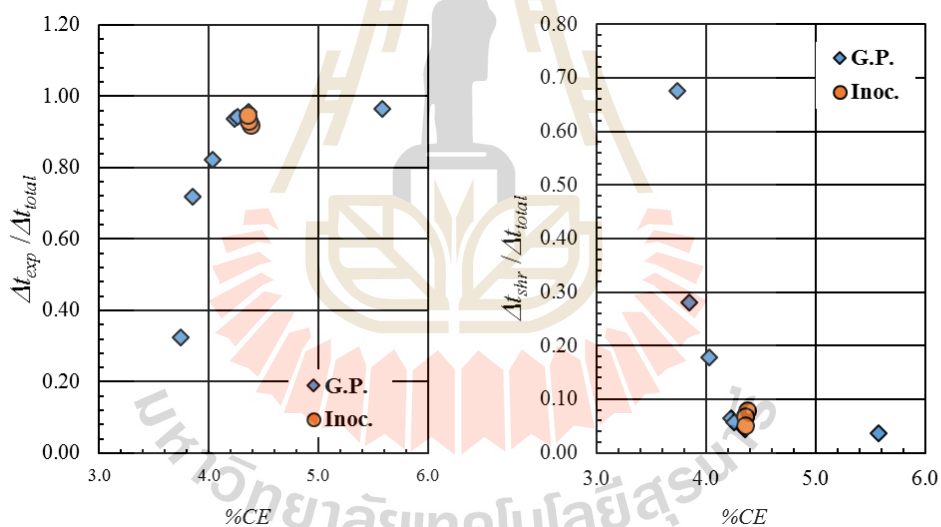
รูปที่ 4.40 การขยายตัวของแกรไฟต์กับเวลาที่ใช้ในการขยายตัว

อย่างไรก็ดีจากรูปที่ 4.31 ที่แสดงระยะการเคลื่อนที่ภายหลังการแข็งตัวของเหล็กหล่อทั้ง 2 ชุดการศึกษาจะเห็นได้ว่าค่าคาร์บอนสมมูลที่เพิ่มขึ้นมีแนวโน้มให้ความชันของระยะการเคลื่อนที่ภายหลังการแข็งตัวน้อยลง เนื่องจากว่าเมื่อคาร์บอนสมมูลเพิ่มขึ้นทำให้แกรไฟต์ขยายตัวมากขึ้นจึงช่วยลดการหดตัวภายหลังการหล่อและอัตราการหดตัวลดลง ทั้งนี้ สำหรับข้อมูลชุดการศึกษาที่ 2 ที่พบว่า 0.3%Inoc มีการขยายตัวของแกรไฟต์ น้อยกว่า 0.2 %Inoc และ 0.1%Inoc ก็อาจเป็นเพราะว่าเงื่อนไขที่ 0.3%Inoc มีค่าคาร์บอนสมมูลน้อยกว่าเงื่อนไขอื่นด้วย

ทั้งนี้ยังพบอีกว่าเงื่อนไขการทดลองที่มีอุณหภูมิเต่ำส่งผลให้ชิ้นงานเกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วและเป็นไปอย่างไม่สมดุลทำให้ปฏิกิริยาอุทกเคลื่อนไปทางขวาและถูกกดให้ต่ำลง ส่งผลให้เกิดการขยายตัวของแกรไฟต์สั้นกว่าปกติ เช่น เงื่อนไขที่ 1.80%Si มีอุณหภูมิเต่ำ 1,258 °C เมื่อเทียบกับเงื่อนไข 1.49 %Si ที่มีอุณหภูมิเต่ำสูงถึง 1,400°C ในชุดการศึกษาแรกพบว่าปริมาณการขยายตัวของแกรไฟต์ใกล้เคียงกันมากทั้งที่มีค่าคาร์บอนสมมูลต่างกัน แต่เงื่อนไข 1.49%Si มีเวลาที่ใช้ในการขยายตัวของแกรไฟต์ คือ 464 วินาที มากกว่าเงื่อนไข 1.80 %Si ที่ใช้เวลา 415 วินาที เช่นเดียวกับในชุดการศึกษาที่ 2 คือ เงื่อนไขการทดลอง 0.2%Inoc (อุณหภูมิเต่ำ 1,223 °C) ที่มีอุณหภูมิเต่ำต่ำกว่า 0.1%Inoc (อุณหภูมิเต่ำ 1,311 °C) จึงทำให้มีปริมาณการขยายตัวและเวลาที่ใช้ในการขยายตัวของแกรไฟต์น้อยกว่า ทั้งนี้ความสัมพันธ์ระหว่าง การขยายตัวของแกรไฟต์และเวลาที่ใช้ในการขยายตัวของแกรไฟต์เปรียบเทียบกับค่าคาร์บอนสมมูลแสดงดังรูปที่ 4.41 สัดส่วนของเวลาที่ใช้ในการขยายตัวและการหดตัวภายหลังการขยายตัวสูงสุดของแกรไฟต์เปรียบเทียบกับค่าคาร์บอนสมมูลแสดงดังรูปที่ 4.42



รูปที่ 4.41 การขยายตัวของแกรไฟต์ (ซ้าย) และเวลาที่ใช้ในการขยายตัว (ขวา) ต่อคาร์บอนสมมูล



รูปที่ 4.42 สัดส่วนการขยายตัว (ซ้าย) และสัดส่วนการหดตัว (ขวา) ต่อคาร์บอนสมมูล

ความสัมพันธ์กันของแต่ละตัวแปรสามารถหาได้จากการหาค่าสหสัมพันธ์โดยพิจารณาจากค่าสัมประสิทธิ์สหสัมพันธ์ หรือค่า  $r$  ซึ่งมีค่าอยู่ระหว่าง -1.0 ถึง +1.0 ซึ่งหากมีค่าเข้าใกล้ -1.0 หมายความว่าข้อมูลทั้งสองมีความสัมพันธ์กันอย่างมากในเชิงตรงกันข้าม หากมีค่าใกล้ +1.0 หมายความว่า ทั้งสองข้อมูลมีความสัมพันธ์กัน โดยตรงอย่างมาก และหากมีค่าเป็น 0 นั้นหมายความว่า ข้อมูลทั้งสองไม่มีความสัมพันธ์ต่อกัน ทั้งนี้แสดงดังตารางที่ 4.4 และ 4.5

ตารางที่ 4.4 สหสัมพันธ์ของข้อมูลชุดการศึกษาที่ 1

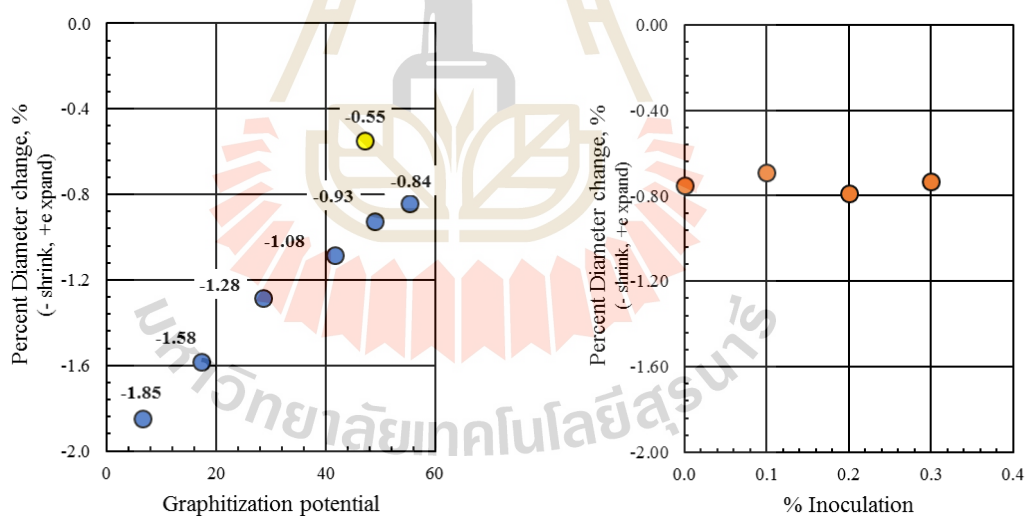
	$T_P$	$T_L$	C	Si	CE	$\Delta x_{exp}$	$\Delta t_{exp}$	$\Delta T_{exp}$	ts	Ts
$T_L$	-0.57	1.00								
C	0.29	0.43	1.00							
Si	0.35	-0.92	0.29	1.00						
CE	0.38	-0.95	0.92	0.65	1.00					
$\Delta x_{exp}$	0.43	-0.91	0.64	0.90	0.88	1.00				
$\Delta t_{exp}$	0.57	-0.97	0.36	0.92	0.68	0.92	1.00			
$\Delta T_{exp}$	0.60	-0.43	0.06	0.30	0.19	0.17	0.25	1.00		
ts	0.97	-0.60	0.48	0.44	0.57	0.57	0.65	0.52	1.00	
Ts	-0.40	0.12	-0.10	-0.04	-0.09	-0.16	-0.23	0.33	-0.47	1.00
$\Delta x_{shr}$	-0.46	0.91	-0.31	-0.98	-0.66	-0.92	-0.94	-0.31	-0.54	0.09

ตารางที่ 4.5 สหสัมพันธ์ของข้อมูลชุดการศึกษาที่ 2

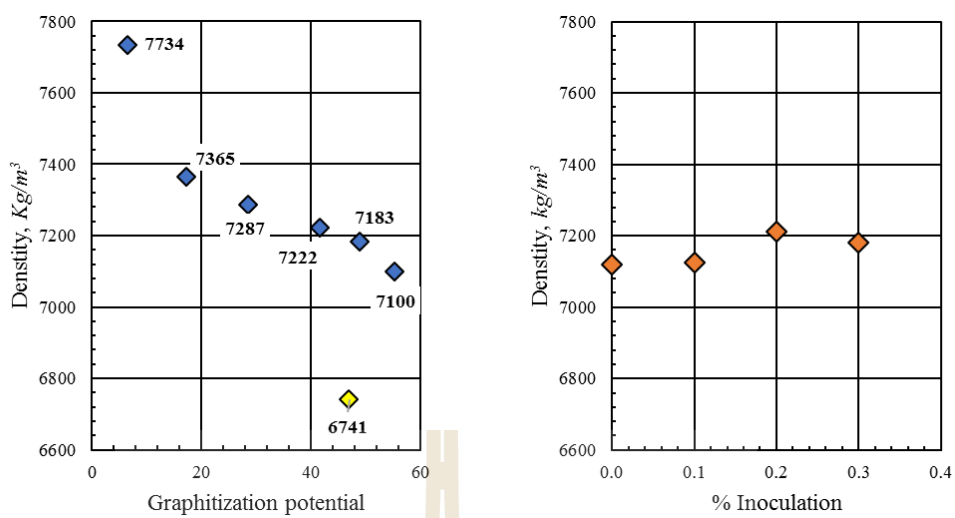
	$T_P$	C	Si	CE	$\Delta x_{exp}$	$\Delta t_{exp}$	$\Delta T_{exp}$	ts	Ts
C	-0.40	1.00							
Si	0.76	-0.86	1.00						
CE	0.58	0.41	0.12	1.00					
$\Delta x_{exp}$	0.73	0.21	0.13	0.64	1.00				
$\Delta t_{exp}$	0.75	0.08	0.44	0.94	0.56	1.00			
$\Delta T_{exp}$	0.66	0.40	0.12	0.98	0.77	0.91	1.00		
ts	0.87	-0.22	0.69	0.80	0.51	0.95	0.78	1.00	
Ts	-0.72	-0.26	-0.27	-0.98	-0.70	-0.97	-0.98	-0.88	1.00
$\Delta x_{shr}$	0.50	0.21	0.28	0.91	0.31	0.94	0.83	0.85	-0.89

#### 4.6 การเปลี่ยนแปลงขนาดและความหนาแน่นของซิงงาน

จากการวัดขนาดและความหนาแน่นของซิงงานภายหลังจากการแข็งตัวและเย็นตัวที่อุณหภูมิห้องแล้ว พบว่าขนาดของซิงงานเปลี่ยนแปลงไปจากขนาดเริ่มต้นที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 76.2 มิลลิเมตร โดยซิงงานมีขนาดเล็กกว่าขนาดเริ่มต้นทั้งหมด แสดงให้เห็นว่ามีการหดตัวเกิดขึ้น แต่ทั้งนี้การเปลี่ยนแปลงขนาดมีความสัมพันธ์กับศักย์ของการเกิดแกรไฟต์และค่าคาร์บอนสมมูลโดยซิงงานที่มีศักย์ของการเกิดแกรไฟต์สูงจะมีร้อยละของการเปลี่ยนแปลงขนาดต่ำหรือเกิดการหดตัวน้อย ซึ่งตรงข้ามกับความหนาแน่นเพราะเมื่อแกรไฟต์มีปริมาณเพิ่มขึ้นย่อมทำให้ความหนาแน่นของซิงงานลดลงเนื่องจากว่าแกรไฟต์มีความหนาแน่นต่ำกว่าเหล็กมาก นอกจากนี้ในกรณีของเหล็กหล่อ 1.78%Si ซึ่งเป็นเหล็กชุบเปอร์ไฮเปอร์ยูเทคติกยังพบว่าไม่มีการขยายตัวจนเกินขนาดของซิงงานเริ่มต้น อาจเป็นเพราะว่าแบบหล่อทรายถูกหุ้มด้วยแบบหล่อเหล็กกล้าซึ่งช่วยป้องกันการโป่งบวมและการขยายตัวของเหล็กจากการเกิดแกรไฟต์ได้ ความสัมพันธ์ของการเปลี่ยนแปลงขนาดและความหนาแน่นกับศักย์การเกิดแกรไฟต์และปริมาณการทำอินทรีย์เคลือบแสดงดังรูปที่ 4.43 และ 4.44



รูปที่ 4.43 การเปลี่ยนแปลงขนาดของชุดการศึกษาที่ 1 (ซ้าย) และชุดการศึกษาที่ 2 (ขวา)



รูปที่ 4.44 ความหนาแน่นของชุดการศึกษาที่ 1 (ซ้าย) และชุดการศึกษาที่ 2 (ขวา)

## บทที่ 5

### บทสรุป

#### 5.1 สรุปผลงานวิจัย

การศึกษาพฤติกรรมการหดและขยายตัวของยูเทคติกแกรไฟต์ระหว่างการแข็งตัวของเหล็กหล่อที่ผ่านการทำอินทรีย์เคลือบ และพฤติกรรมการขยายตัวอันเนื่องมาจากการเปลี่ยนแปลงศักย์ของการเกิดแกรไฟต์ด้วยวิธีวัดการเคลื่อนที่เชิงเส้นและการวิเคราะห์ทางความร้อนจากผลการวิจัยสามารถสรุปได้ดังนี้

5.1.1 พฤติกรรมการขยายตัวของเหล็กหล่อที่มีการเปลี่ยนแปลงศักย์ของการเกิดแกรไฟต์โดยการเพิ่มปริมาณซิลิคอนนั้นพบว่าเมื่อศักย์ของการเกิดแกรไฟต์มีค่าสูงขึ้นส่งผลให้แกรไฟต์เกิดและขยายตัวมากและใช้เวลาในการขยายตัวมากขึ้นด้วย เนื่องจากว่าธาตุซิลิคอนมีอิทธิพลในการเพิ่มช่วงอุณหภูมิศักย์ของการเกิดแกรไฟต์ คือเพิ่มการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิยูเทคติกในระบบสมดุล และลดการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิยูเทคติกในระบบกึ่งสมดุล ยกเว้นในกรณีเหล็กหล่อไฮเปอร์ยูเทคติกที่มีการขยายตัวมากที่สุดเป็นเพราะว่ามีค่าคาร์บอนสมดุลสูงสุด

5.1.2 คาร์บอนสมดุลมีผลต่อปริมาณการหดการขยายตัว และเวลาที่ใช้ในการขยายตัวซึ่งสัมพันธ์กับค่าศักย์การเกิดแกรไฟต์ในชุดการศึกษาที่ 1 โดยที่คาร์บอนสมดุล 3.74 - 4.36 และ 5.58% (เหล็กหล่อไฮเปอร์ยูเทคติก) ปริมาณการขยายตัวมีค่าอยู่ระหว่าง 0.14 - 1.36 มิลลิเมตร และเวลาที่ใช้ในการขยายตัวมีค่าอยู่ระหว่าง 162 - 471 วินาที ส่วนในชุดการศึกษาที่ 2 พบว่าการทำอินทรีย์เคลือบทำให้แกรไฟต์มีความละเอียดขึ้น แต่เงื่อนไขที่มีค่าคาร์บอนสมดุลสูงกว่ามักมีปริมาณการขยายตัวและเวลาที่ใช้ในการขยายตัวมากกว่า

5.1.3 อุณหภูมิเทมีผลต่อปริมาณการขยายตัวและเวลาที่ใช้ในการขยายตัวของแกรไฟต์ หากมีอุณหภูมิสูงจะทำให้เวลาที่ใช้ในการขยายตัวของแกรไฟต์นานขึ้น

5.1.4 ขนาดของชิ้นงานภายหลังการแข็งตัวและเย็นตัวที่อุณหภูมิห้องมีขนาดน้อยกว่าชิ้นงานเริ่มต้นทุกเงื่อนไข แต่การเปลี่ยนแปลงขนาดมีความสัมพันธ์กับศักย์ของการเกิดแกรไฟต์และค่าคาร์บอนสมดุล โดยชิ้นงานที่มีศักย์ของการเกิดแกรไฟต์สูงจะมีร้อยละของการเปลี่ยนแปลงขนาดต่ำหรือเกิดการหดตัวน้อย โดยชุดการศึกษาที่ 1 มีการเปลี่ยนแปลงขนาดน้อยที่สุดคือเงื่อนไข 1.78%Si มีค่า -0.55% และการเปลี่ยนแปลงขนาดมากที่สุดคือเงื่อนไข 0.02%Si มีค่า -1.85%



การศึกษาที่ 2 ที่ผ่านการทำอินออกลูเลชันพบว่ามีส่วนของการเปลี่ยนแปลงขนาดน้อยกว่าคืออยู่ในช่วง  $-0.69\%$  ถึง  $+0.79\%$

5.1.5 ความหนาแน่นของชิ้นงานมีค่าลดลงเมื่อมีปริมาณแกรไฟต์เพิ่มขึ้น โดยในชุดการศึกษาที่ 1 มีค่าอยู่ในช่วง 6,741 ถึง 7,734 กิโลกรัมต่อลูกบาศก์เมตร และชุดการศึกษาที่ 2 มีค่าอยู่ในช่วง 7,120 ถึง 7,211 กิโลกรัมต่อลูกบาศก์เมตร

## 5.2 ข้อเสนอแนะ

5.2.1 เหล็กหล่อในบางเงื่อนไขการทดลองไม่สามารถวัดการหดตัวเนื่องจากการเกิดออกสเทนไนท์ได้ อาจเป็นผลมาจากปริมาณของแข็งออกสเทนไนท์ที่เกิดขึ้นในช่วงแรกมีปริมาณน้อยหรือการแข็งตัวไม่ได้เกิดจากผิวงานหล่อ

5.2.2 อุณหภูมิที่มีความแตกต่างกันมากในเหล็กหล่อประเภทเดียวกัน จะส่งผลให้ผลปริมาณการขยายตัวและเวลาที่ใช้ในการขยายตัวของแกรไฟต์แตกต่างกับเงื่อนไขอื่น เพราะที่อุณหภูมิเท่ากันการเย็นตัวเป็นไปแบบไม่สมดุล ดังนั้นจึงควรควบคุมอุณหภูมิให้ใกล้เคียงกันมากที่สุด

5.2.3 ในบางการทดลองพบว่ากราฟการเย็นตัวและการเคลื่อนที่ของแท่งควอทซ์ไม่สัมพันธ์กัน ซึ่งเป็นเพราะความยาวของเทอร์โมคัปเปิลและแท่งควอทซ์ที่เข้าไปในตัวชิ้นงานต่างกัน จึงทำให้ผลที่ได้ไม่สอดคล้องกันเท่าที่ควร จึงควรให้แท่งควอทซ์และเทอร์โมคัปเปิลมีขนาด ระยะ และตำแหน่งเดียวกันในทุกเงื่อนไขการทดลอง

5.2.4 แบบหล่อทรายทรงกลมส่งผลให้การเย็นตัวและการคายความร้อนเป็นไปอย่างสม่ำเสมอและเท่ากันทุกทิศทางในแนวรัศมี จึงแสดงให้เห็นถึงข้อมูลที่เป็นตัวแทนของการทดลองได้อย่างทั่วถึง รวมถึงการใช้หีบเหล็กกล้าทำให้ช่วยลดการเคลื่อนที่ของผนังแบบหล่อและลดแรงดันที่เกิดจากการขยายตัวของเหล็กได้ค่อนข้างดี

5.2.5 การทำอินออกลูเลชันควรทำให้สารอินออกลูเลนต์ละลายให้หมดโดยไม่กระทบต่ออุณหภูมิ

## รายการอ้างอิง

- [1] Mallet, R. (1874). On the alleged expansion in volume of various substances in passing by refrigeration from the state of liquid fusion to that of solidification. *Proceedings of the Royal Society of London*, 1874(23), 209–234.
- [2] Tatur, A. (1876). La solidification des alliages le'gers, e'tude de lareta'ssure, *Fonderie*, 1955 (116), 4681–4693.
- [3] Schmidt, WA., Sullivan, E., Taylor, HF. (1954). Riserling of gray iron castings. *Trans. Am. Foundrymen Soc*, 1954(62), 70–77 .
- [4] Zou, Y. (2012). Influence of mold material and ce value on shrinkage of spheroidal graphite cast iron. *Proceeding of 70th World Foundry Congress Monterrey*, Nuevo Leon, Mexico, WFO, April 2012(11).
- [5] Degois, M. (1975). The metallurgy of cast iron. *Georgi Publishing*, Switzerland, 1975, 741.
- [6] Stefanescu, D.M. (1979). Production of vermicular graphite cast-irons by operative control and correction of graphite shape. *Proceeding of 46th Int. Foundry Congress*, CIATF, Madrid, Spain, WFO, October 1979 (37).
- [7] Gedeonova, Z. (1995). Displacement on the surface mould and metal during the solidification of nodular graphite iron castings. *Materials Science Forum*, 1995( 2), 391–398.
- [8] Yang, Y., Aalhainen, J. (1997). The physical metallurgy of cast iron. V,(Edited by V G. Lesoult and J.Lacaze), Scite Publ., Switzerland, 1997 ,433-438.
- [9] Mrvar, P., JoŽef, M., Milan, T. (2002). Examination of dimensional changes of casting and mould during the solidification. *International Metallurgical & Material Conference METAL*, 2002.
- [10] Chisamera, M., Riposan, I., Stan, S., Toboc, P., Skaland, T., White, D. (2011). Shrinkage evaluation in ductile iron as influenced by mould media and inoculant type. *International journal of cast metals research* 2011(24). 28-36.

- [11] Stefanescu, D.M., Moran, M., Boonmee, S. (2012). The use of combined liquid displacement and cooling curve analysis in understanding the solidification of cast iron. *AFS Proceedings 2012 American Foundry Society*, Schaumburg, IL USA. 2012(120), 365-74.
- [12] Svidróna, P., Diószegi, A. (2013). On problems of volume change measurements in lamellar cast iron. *International Journal of Cast Metals Research*, 2013(27), 26-37.
- [13] Alonso, G., Loizaga, A., Zarrabeitia, G., Stefanescu, D.M. (2014). Kinetics of graphite expansion during the eutectic solidification of cast iron. *Transactions of the American Foundry Society*, 2014(122), 237-248.
- [14] Boonmee, S., Chuanchareon, L. (2017). The study of solidification behavior in cast irons using the linear displacement method. *Solid state phenomena*, 2017(263), 21-87.
- [15] Tadesse, A. (2018). The experimental study of nodular cast iron volume changes during Solidification. *Materials science forum*, 2018(925), 140-216.
- [16] Svidró, P., Diószegi, A., Jönsson, P.G. (2018). Extended method of volume change measurements during solidification of lamellar graphite iron. *Materials Science Forum*. 2018(925). 163-170.
- [17] Chatelier, H.L. (1887). *Z. Phys. Chem.* (1), 396.
- [18] Piwowarski, E. (1961). *Hochwertiges Gusseisen*, Springer Verlag, Berlin Germany.
- [19] Piwowarski, E. (1938). *Giesserei*, (25), 523.
- [20] Loper, C.R., Heine, R.W., Shah A., (1967). Thermal analysis of ductile iron. *AFS Trans.*, (75), 541.
- [21] Naro, R.L., Wallace, J.F. (1970). Minor elements in grey iron. *AFS Trans.*, (78), 229-238.
- [22] De Sy, A., Vidts, J. (1962). *Traité de metallurgie structurale theorique et appliquée. Bulletin de Mineralogie*, Paris, (85), 464.
- [23] Bäckerud, L., Nilsson K., Steen, H. (1975). *The metallurgy of cast iron. V*, (Edited by B. Lux, I. Minkoff and F. Mollard), *Georgi Publishing*, Switzerland (1975) 625.
- [24] Stefanescu, D.M. (1985). *The physical metallurgy of cast iron. V*, (Edited by H. Fredriksson and M. Hillert), *Elsevier*, 151.

- [25] Stefanescu, D.M.(2015). Thermal analysis—Theory and applications in metal casting. *International journal of metal casting*, 2015(9), 7-22.
- [26] Trepczyńska-Lent, M. (2009). White and gray solidification of the Fe-C eutectic. *Growth*, 2009 (2), 3.
- [27] สถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งประเทศไทย. (2553). รายงานฉบับสมบูรณ์การปรับลดปริมาณสารอินออกลูแลนต์ในงานหล่อขนาดใหญ่. สืบค้นจาก <http://www.isit.or.th/uploads/Portfolio/91-file.pdf>
- [28] สारัมภ์ บุญมี (2556). เหล็กหล่อแต่ละประเภท. เอกสารประกอบการสอนโลหการกายภาพ 3 สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี.
- [29] Elliott, R. (1988). *Cast Iron Technology*. Butterworth-Heinemann, 117.
- [30] มนต์ สติจินดา (2543). เหล็กหล่อ. พิมพ์ครั้งที่ 4, กรุงเทพฯ: วิศวกรรมสถานแห่งประเทศไทย, 170 หน้า
- [31] Ekpoom, L., Heine R.W. Thermal analysis by differential heat analysis (DHA) of cast iron. *Trans. AFS*, 1981(89), 27.
- [32] Sheikholeslami, M., Boutorabi S.A. (2012). A research on the calculation of graphitization ability of gray cast irons. *Iranian Journal of Materials Science and Engineering*, 2012. 9(4), 28-33.
- [33] Xue, W., Li, Y. (2016). Pretreatments of gray cast iron with different inoculants. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016(689), 408-415.
- [34] พรวสา วงศ์ปัญญา (2551). การแข็งตัวของโลหะ เอกสารประกอบการสอนโลหการกายภาพ 2 สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี.
- [35] รัตน์ บริสุทธิ์กุล (2554). ทฤษฎีอินออกลูแลนต์ เอกสารประกอบการสอนโลหการกายภาพ 3 สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี.
- [36] ข้อมูลจากกระทรวงพาณิชย์, ภาวะเศรษฐกิจอุตสาหกรรม เดือนมกราคม 2561 และแนวโน้มไตรมาสที่ 1 ปี 2561: ดัชนีผลผลิตอุตสาหกรรม (MPI) ปี 2561. สืบค้นจาก <https://www.ryt9.com/s/oie/2804728>



ภาคผนวก ก

ข้อมูลอุณหภูมิและระยะเวลาเคลื่อนที่

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

## สรุปข้อมูลของอุณหภูมิและระยะเวลาเคลื่อนที่

ตารางที่ ก.1 ข้อมูลของอุณหภูมิและระยะเวลาเคลื่อนที่

ประเภท	ตัวอย่าง	CE	$T_{exp}$	$T_{shr}$	$T_S$	$\Delta t_{exp}$	$\Delta t_{shr}$	$\Delta t_{total}$
สัปดาห์การเกิด กราฟไฟต์	0.02Si	3.74	1224	1189	1086	162	339	504
	0.47Si	3.85	1180	1148	1061	266	104	450
	0.95Si	4.03	1195	1129	1067	362	78	538
	1.49Si	4.23	1182	1086	1061	464	32	694
	1.78Si	5.58	1172	1088	1070	603	23	646
	1.80Si	4.26	1193	1115	1093	381	23	565
	2.06Si	4.36	1178	1077	1068	426	20	565
การทำ อินน็อค- กูเลชั่น	Un inoc	4.34	1165	1109	1084	348	26	374
	Inoc 0.1	4.39	1161	1097	1067	385	33	418
	Inoc 0.2	4.36	1166	1109	1087	324	24	348
	Inoc 0.3	4.35	1166	1111	1089	315	17	332

หมายเหตุ

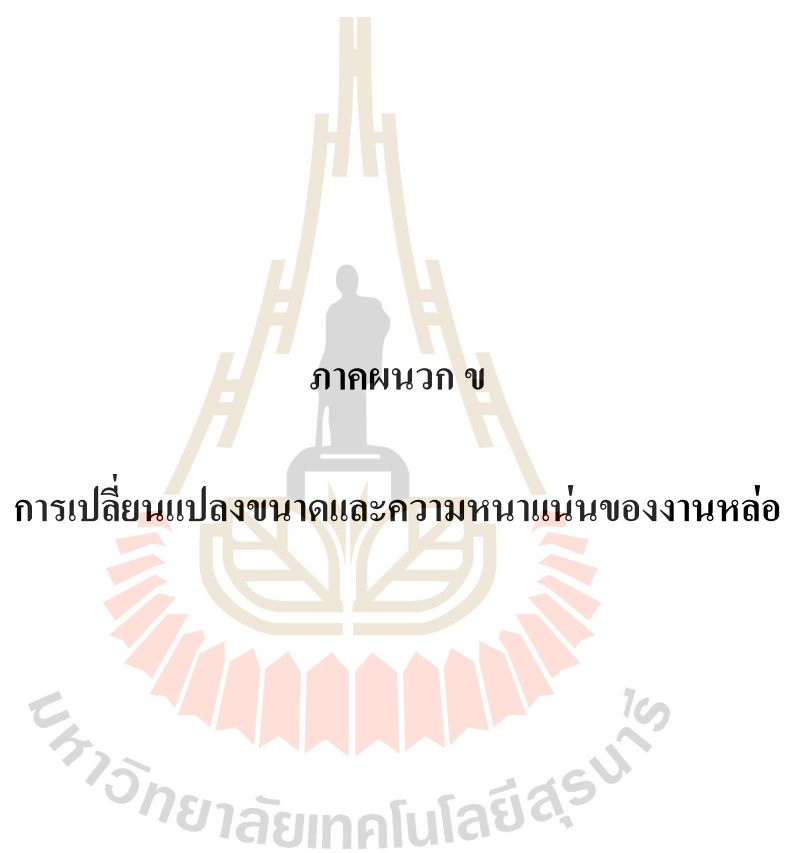
CE คือ คาร์บอนรวม

หน่วยการวัดและขยายตัวเป็นมิลลิเมตร

ตารางที่ ก.1 ข้อมูลของอุณหภูมิและระยะเวลาเคลื่อนที่ (ต่อ)

ประเภท	ตัวอย่าง	CE	$\Delta T_{exp}$	$\Delta x_{exp}$	$\Delta x_{shr}$	$\Delta t_{exp} / \Delta t_{total}$	$\Delta t_{shr} / \Delta t_{total}$
ศึกษาการเกิด กราฟไฟต์	0.02Si	3.74	103	0.14	1.18	0.32	0.68
	0.47Si	3.85	32	0.63	0.86	0.72	0.28
	0.95Si	4.03	66	0.86	0.68	0.82	0.18
	1.49Si	4.23	97	1.30	0.03	0.94	0.06
	1.78Si	5.58	84	1.98	0.01	0.96	0.04
	1.80Si	4.26	79	1.33	0.03	0.94	0.06
	2.06Si	4.36	101	1.36	0.003	0.96	0.04
การทำ อินน็อค- กูเลชั่น	Un inoc	4.34	56	0.96	0.029	0.93	0.07
	Inoc 0.1	4.39	64	1.47	0.037	0.92	0.08
	Inoc 0.2	4.36	57	0.93	0.026	0.93	0.07
	Inoc 0.3	4.35	56	1.26	0.018	0.95	0.05







## การเปลี่ยนแปลงขนาดและความหนาแน่นของงานหล่อ

ตารางที่ ข.1 การเปลี่ยนแปลงขนาดและความหนาแน่นของงานหล่อ

ประเภท	ตัวอย่าง	CE	ขนาดชิ้นงาน เริ่มต้น (mm)	ขนาดชิ้นงาน สุดท้าย (mm)	การ เปลี่ยนแปลง ขนาด (%)	ความ หนาแน่น ( $kg / m^3$ )
สัถ์การเกิด กราไฟต์	0.02Si	3.74	76.20	74.35	-1.85	7,734
	0.47Si	3.85	76.20	74.62	-1.58	7,365
	0.95Si	4.03	76.20	74.92	-1.28	7,287
	1.49Si	4.23	76.20	75.12	-1.08	7,222
	1.78Si	5.58	76.20	75.65	-0.55	6,741
	1.80Si	4.26	76.20	75.27	-0.93	7,183
	2.06Si	4.36	76.20	75.36	-0.84	7,100
การทำ อินทรีย์กุเลชัน	Un inoc	3.74	76.20	75.45	-0.75	7,120
	Inoc 0.1	3.85	76.20	75.51	-0.69	7,125
	Inoc 0.2	4.03	76.20	75.41	-0.79	7,211
	Inoc 0.3	4.23	76.20	75.47	-0.73	7,181

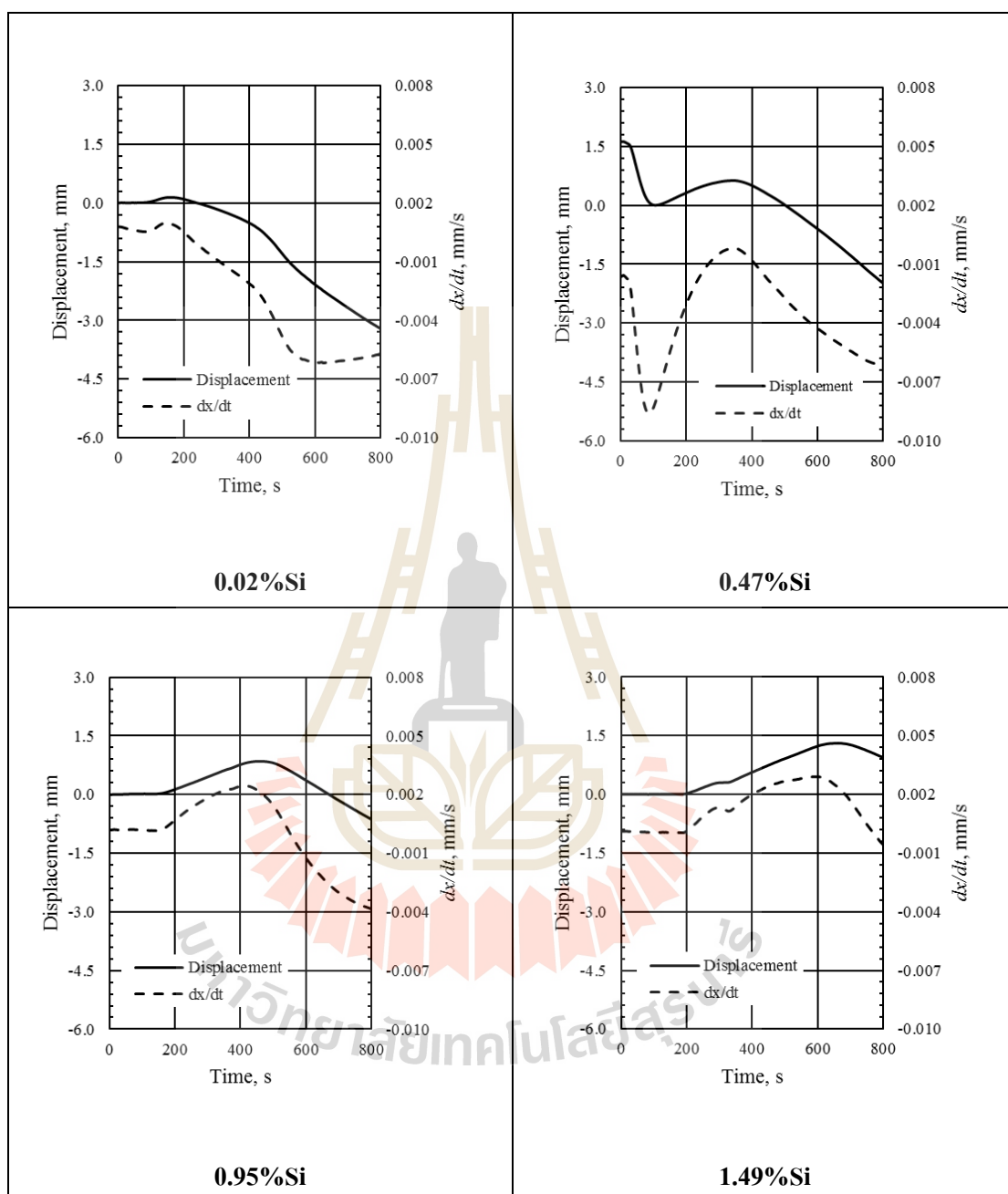
หมายเหตุ CE คือ คาร์บอนรวม  
 - คือ ปริมาณการหดตัว  
 + คือ ปริมาณการขยายตัว



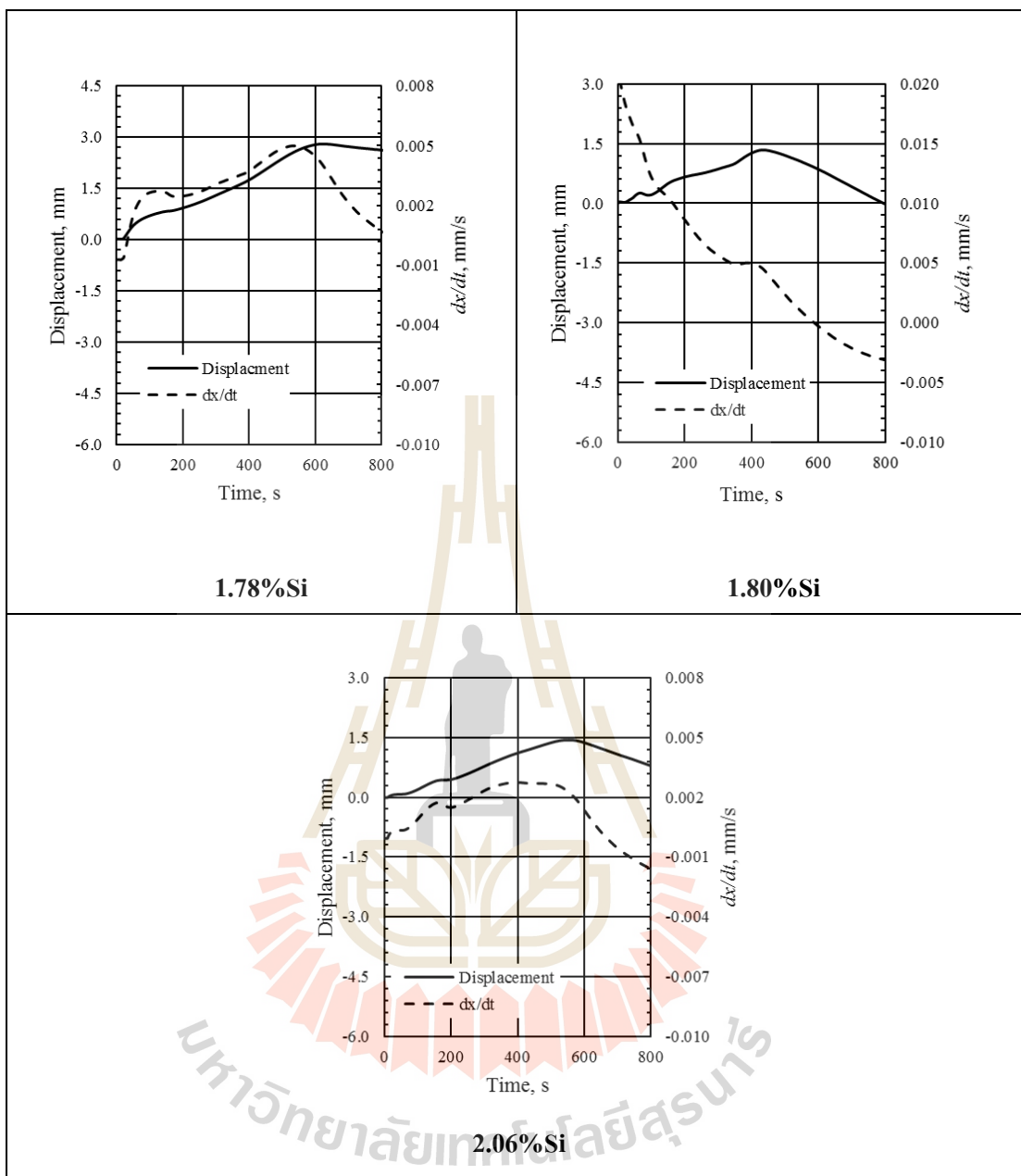
ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล

อัตราเคลื่อนที่และระยะการเคลื่อนที่ของ LVDT

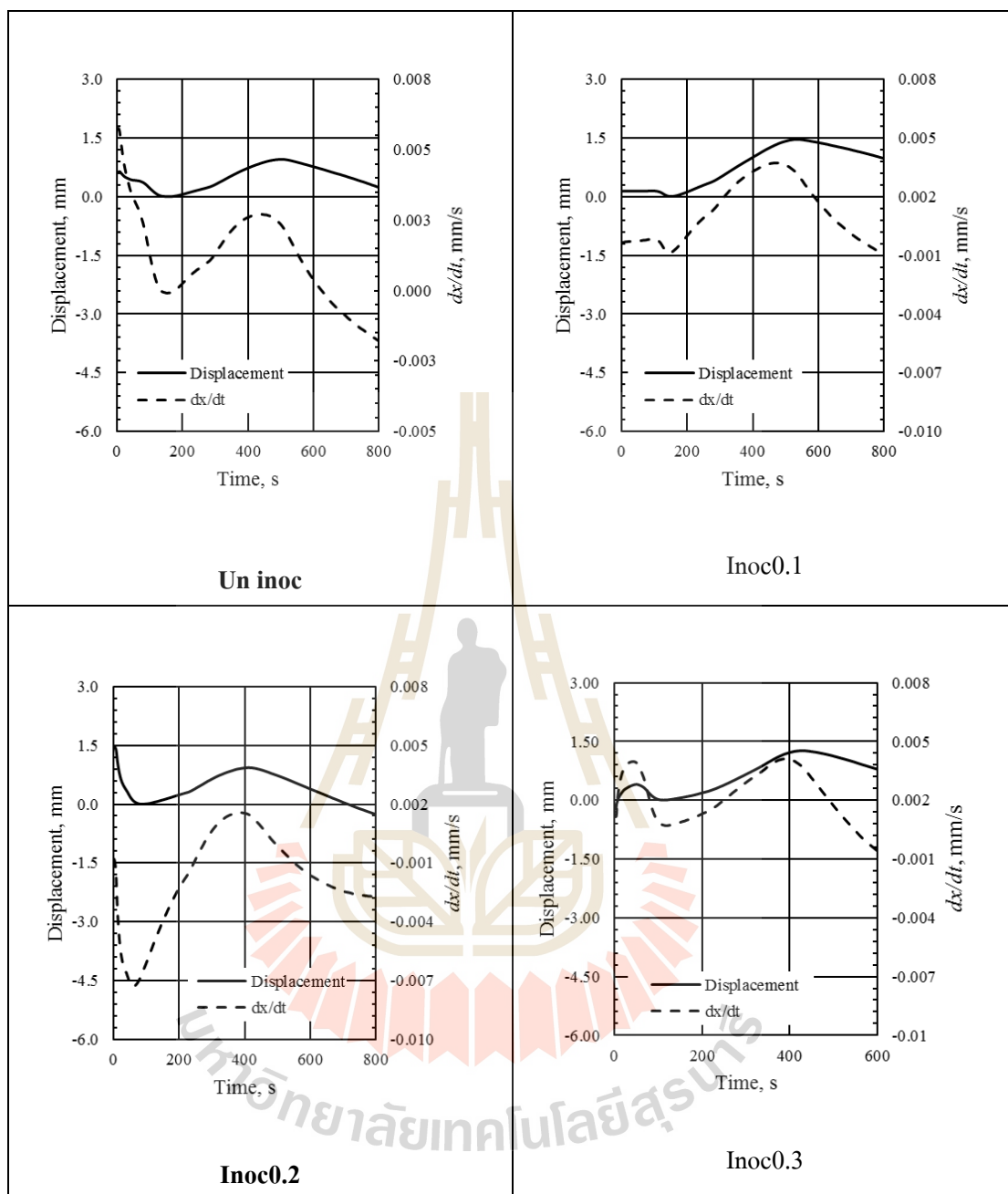
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี



รูปที่ ค.1 อัตราการเคลื่อนที่และระยะการเคลื่อนที่ของเหล็กหล่อ 0.02 0.47 0.95 และ 1.49%Si



รูปที่ ค.2 อัตราการเคลื่อนที่และระยะการเคลื่อนที่ของเหล็กหล่อ 1.78 1.8 และ 2.06%Si



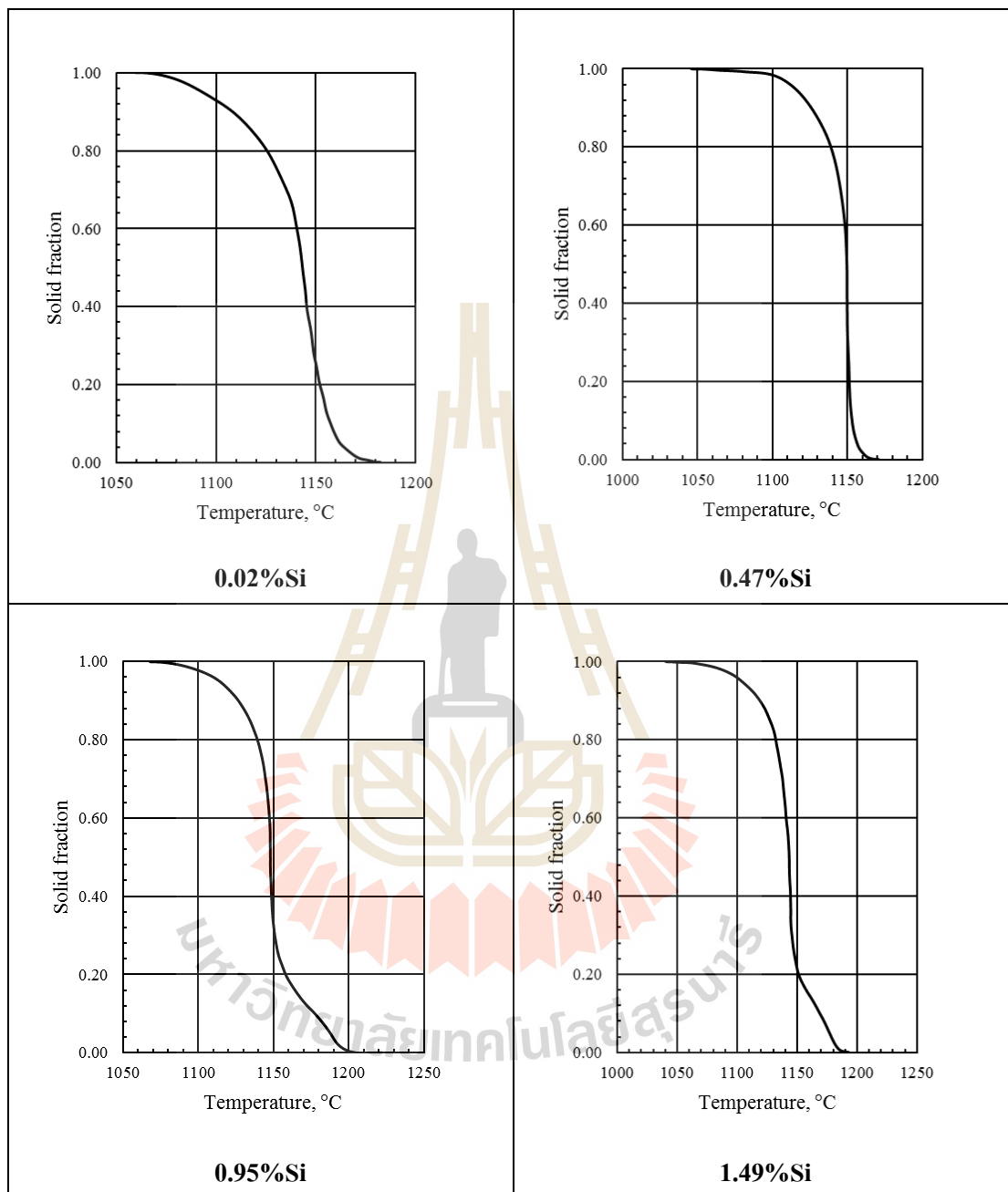
รูปที่ ค.3 อัตราการเคลื่อนที่และระยะการเคลื่อนที่ของเหล็กหล่อ Un inoc, Inoc0.1, Inoc0.2 และ Inoc 0.3



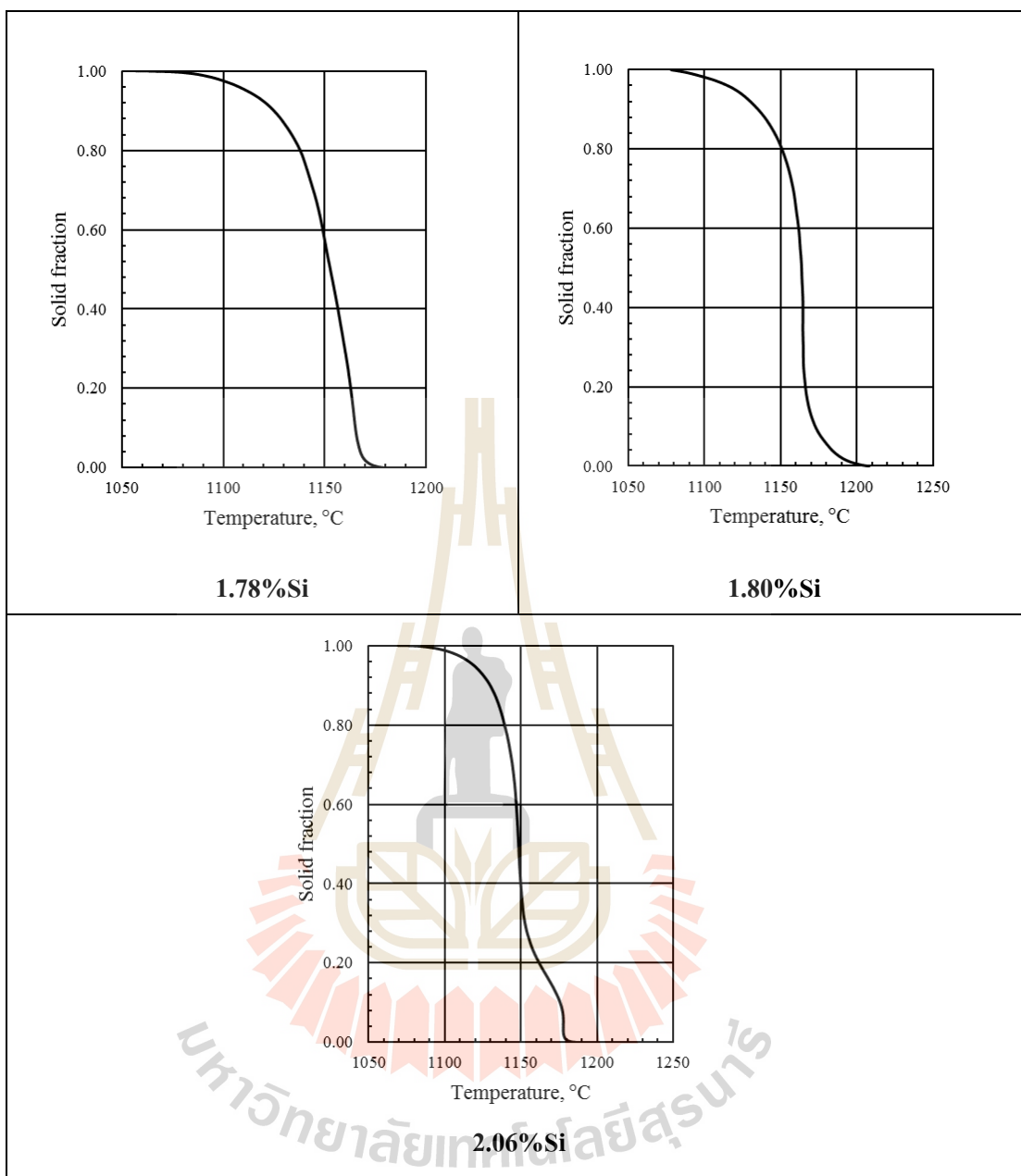
ภาคผนวก ง

อนุกรรมการยื่นตัวและตัดส่วนของการเป็นของแข็ง

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

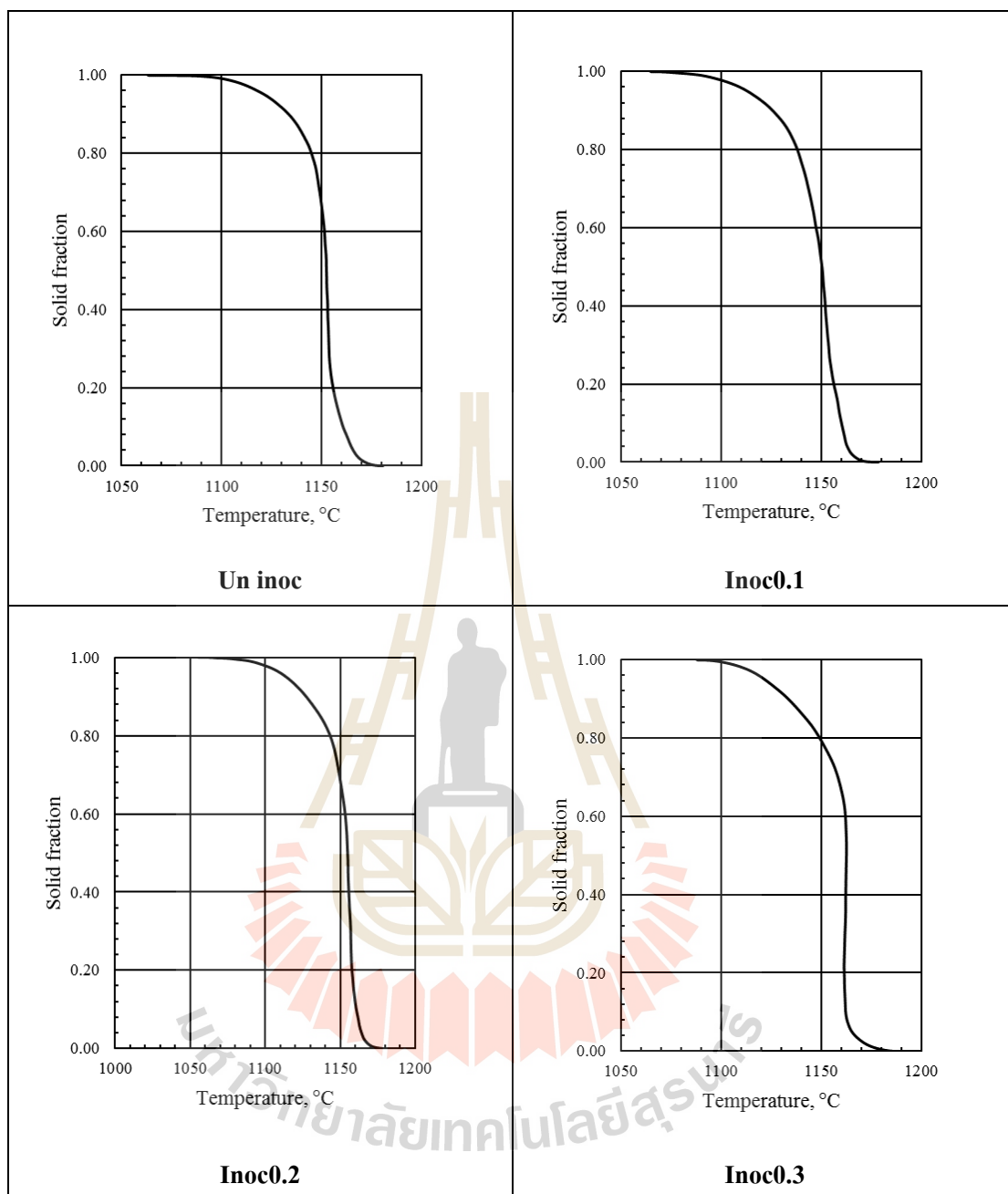


รูปที่ ง.1 อุณหภูมิการเย็นตัวและสัดส่วนของการเป็นของแข็งของเหล็กหล่อ 0.02 0.47 0.95 และ 1.49%Si



รูปที่ ง.2 อุณหภูมิการเย็นตัวและสัดส่วนของการเป็นของแข็งของเหล็กหล่อ 1.78 1.8 และ 2.06%Si



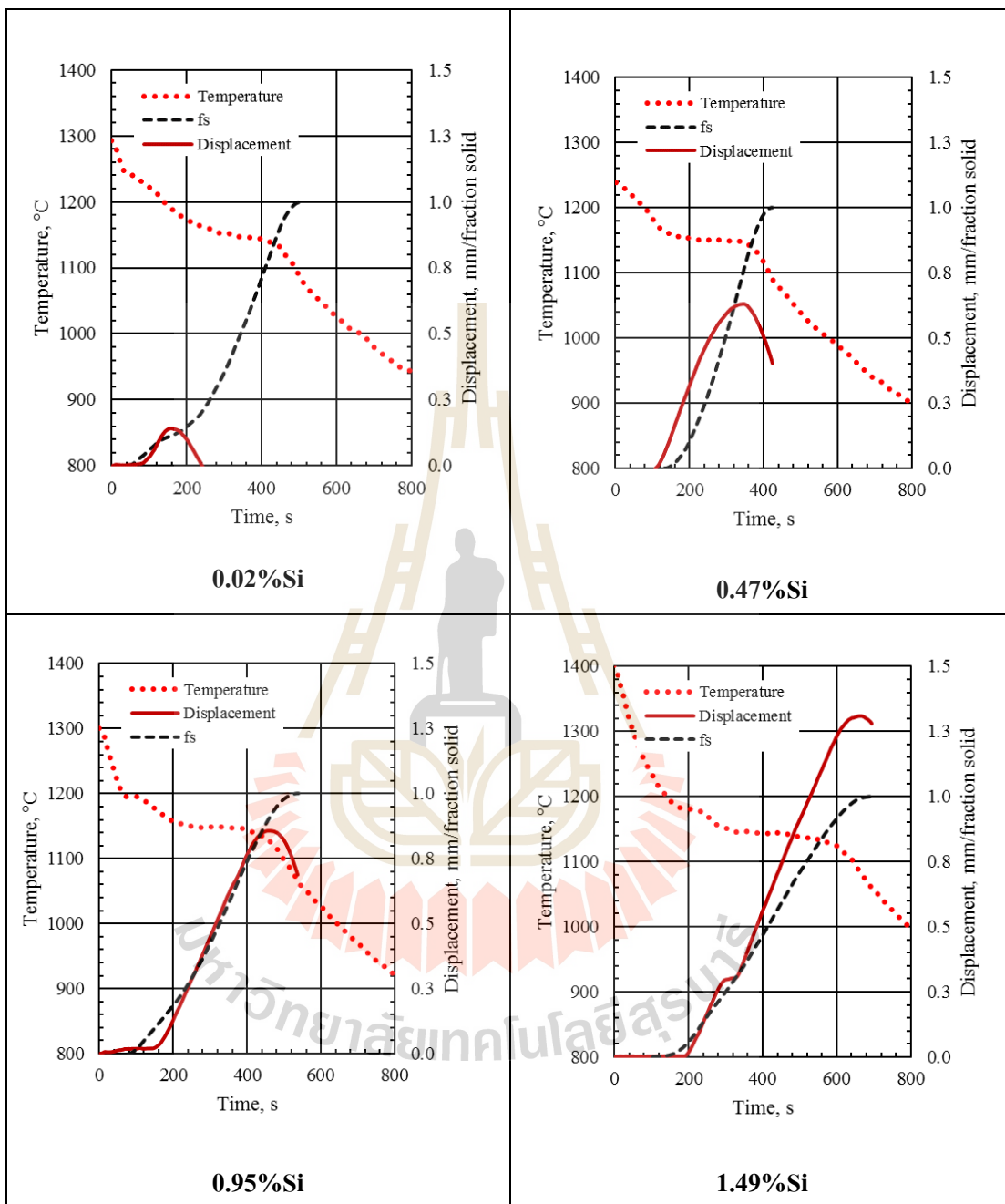


รูปที่ 3.3 อุณหภูมิการเย็นตัวและสัดส่วนของการเป็นของแข็งของเหล็กหล่อ Un inoc, Inoc0.1, Inoc0.2 และ Inoc0.3

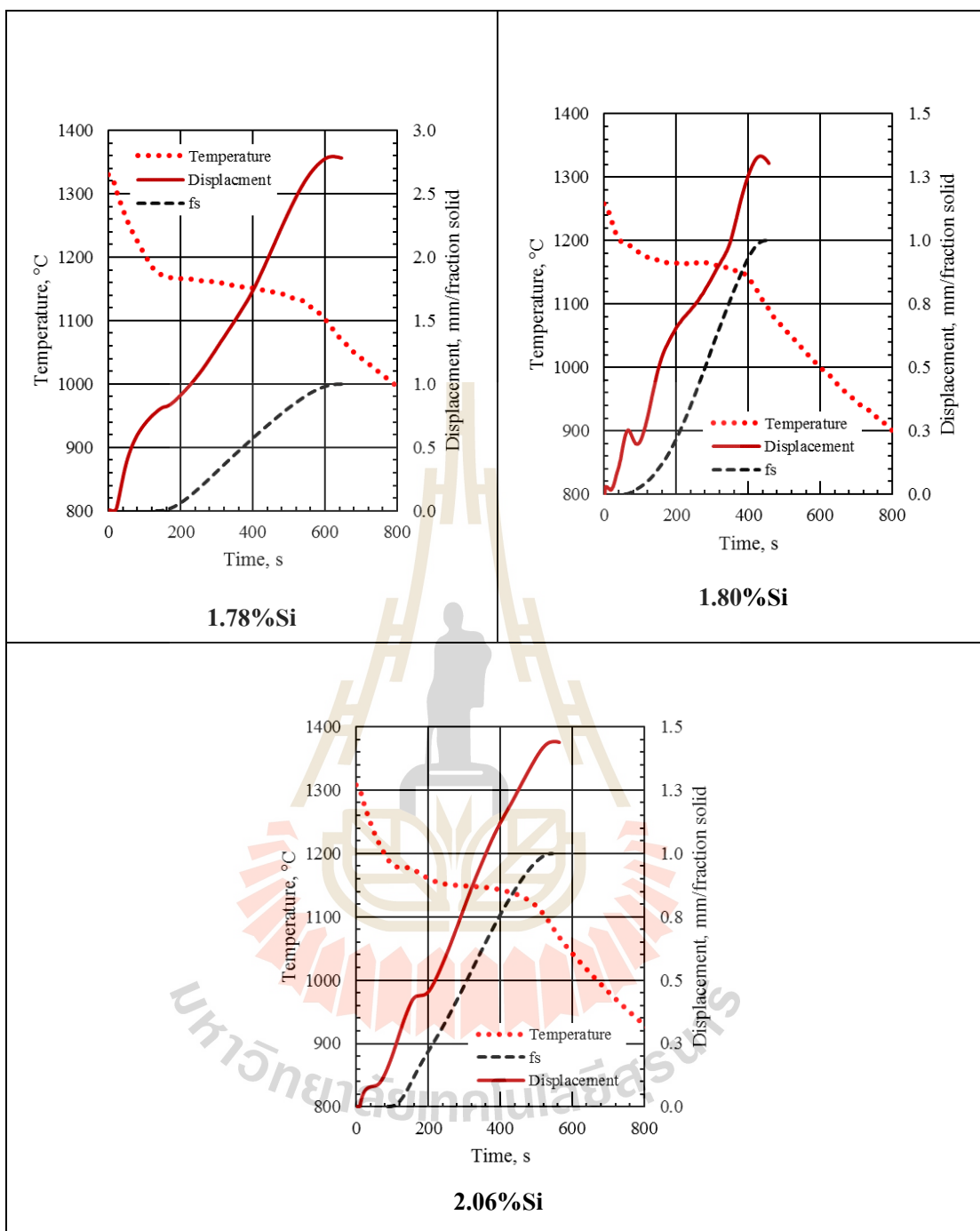
ภาคผนวก จ

อนุกรรมการยื่นตัว การเคลื่อนที่เชิงเส้นและสัดส่วนของการเป็นของแข็ง

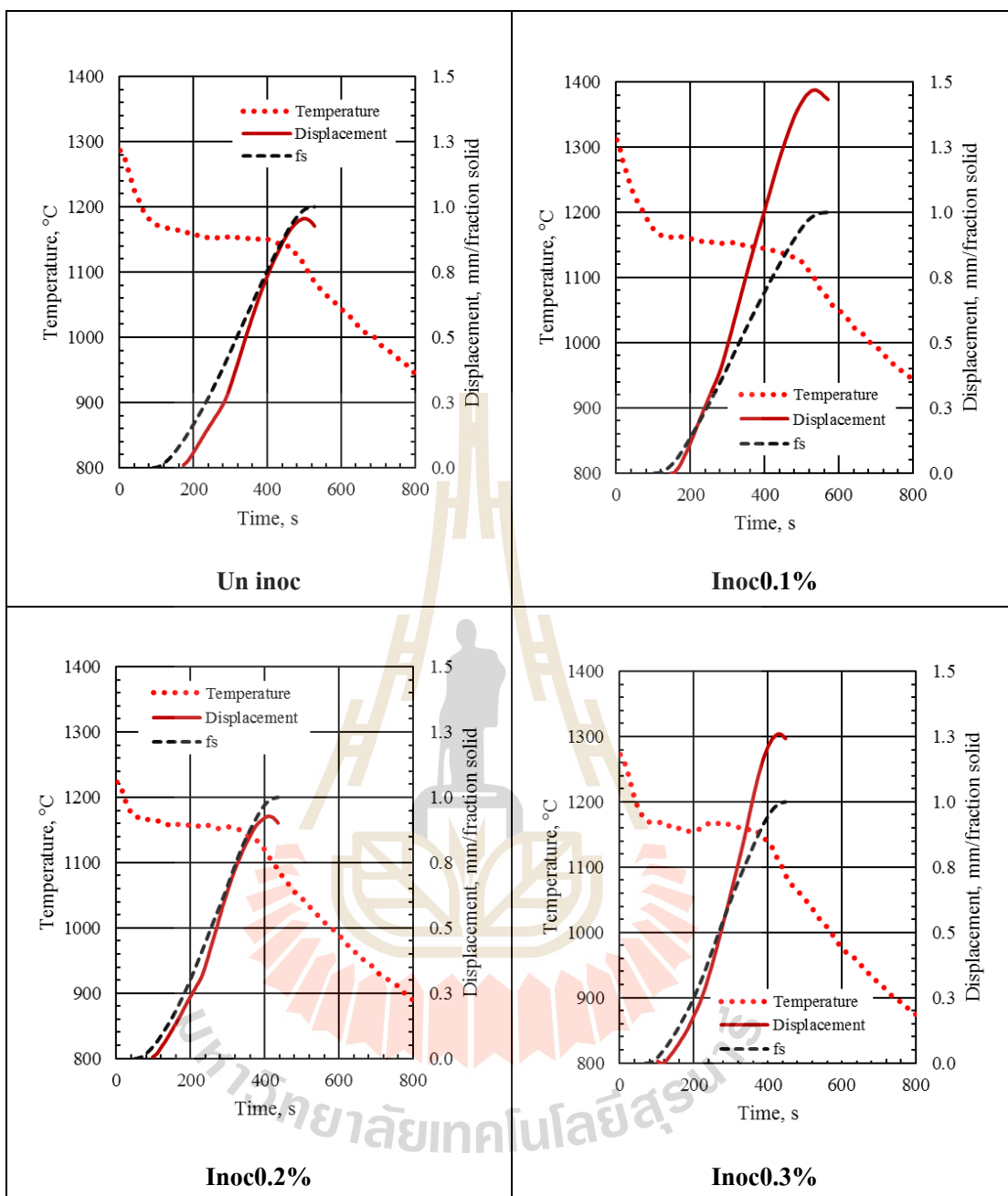
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี



รูปที่ จ.1 อุณหภูมิการเย็นตัว การเคลื่อนที่เชิงเส้น และสัดส่วนของการเป็นของแข็งของเหล็กหล่อ 0.02 0.47 0.95 และ 1.49%Si



รูปที่ จ.2 อุณหภูมิการเย็นตัว การเคลื่อนที่เชิงเส้น และสัดส่วนของการเป็นของแข็งของเหล็กหล่อ 1.78 1.8 และ 2.06%Si



รูปที่ จ.3 อุณหภูมิการเย็นตัว การเคลื่อนที่เชิงเส้น และสัดส่วนของการเป็นของแข็งของเหล็กหล่อ  
Un inoc, Inoc0.1%, Inoc0.2%, และ Inoc0.3%



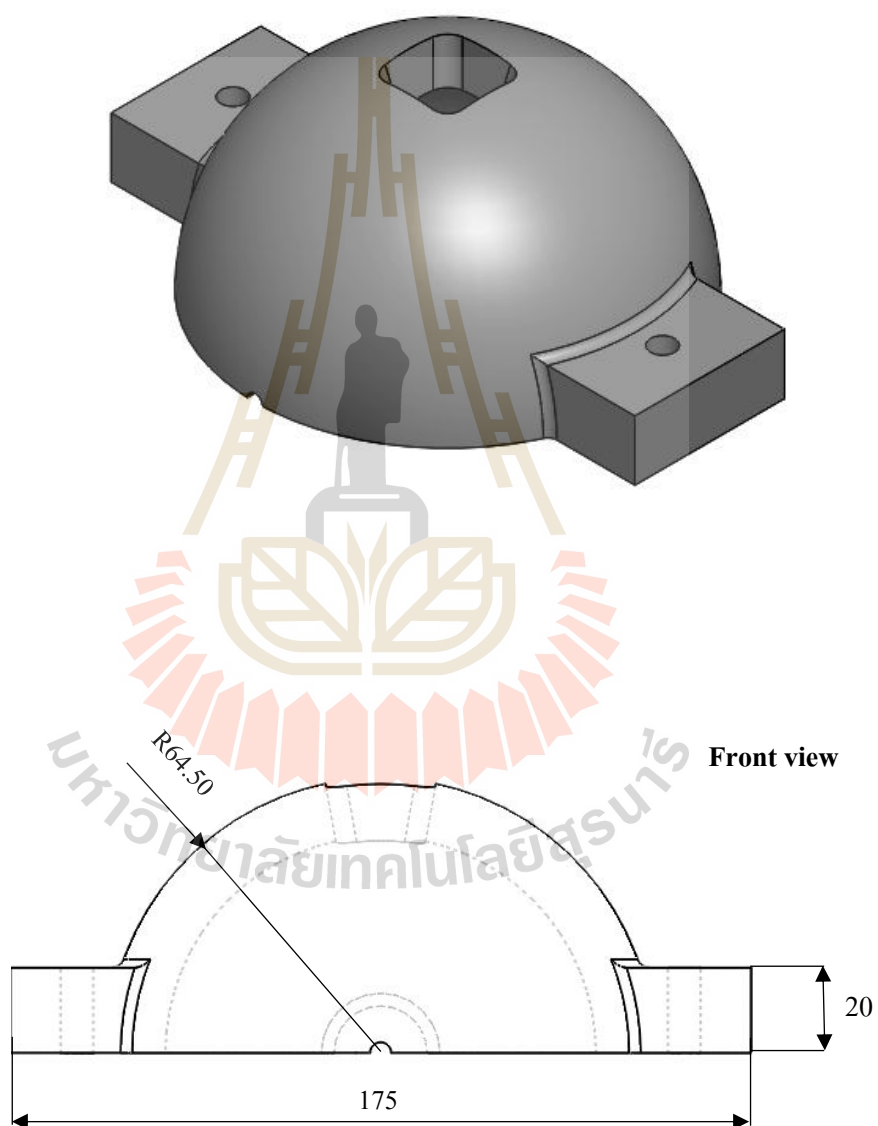
ภาคผนวก ฉ

รายละเอียดชุดอุปกรณ์ที่ใช้ในงานวิจัย

## ขนาดชิ้นงานหีบแบบเหล็กกล้าส่วนบน

หน่วย มิลลิเมตร (mm)

Isometric view

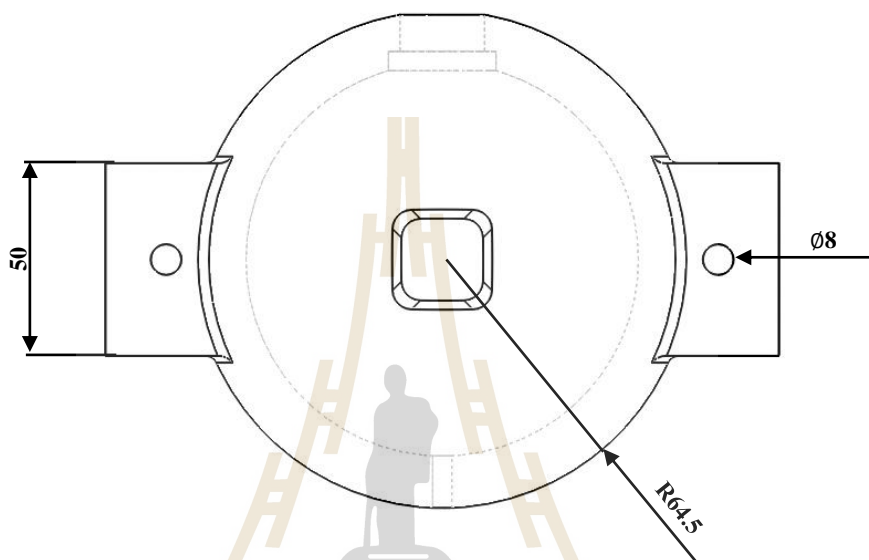


รูปที่ จ.1 ขนาดชิ้นงานหีบแบบเหล็กกล้าส่วนบน

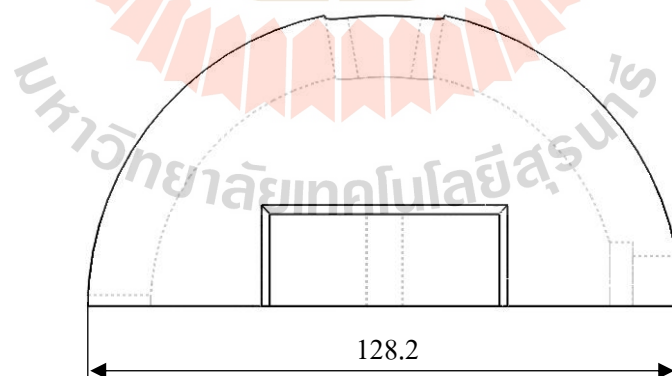
## ขนาดชิ้นงานหีบแบบเหล็กกล้าส่วนบน (ต่อ)

หน่วย มิลลิเมตร (mm)

Top view



Right view



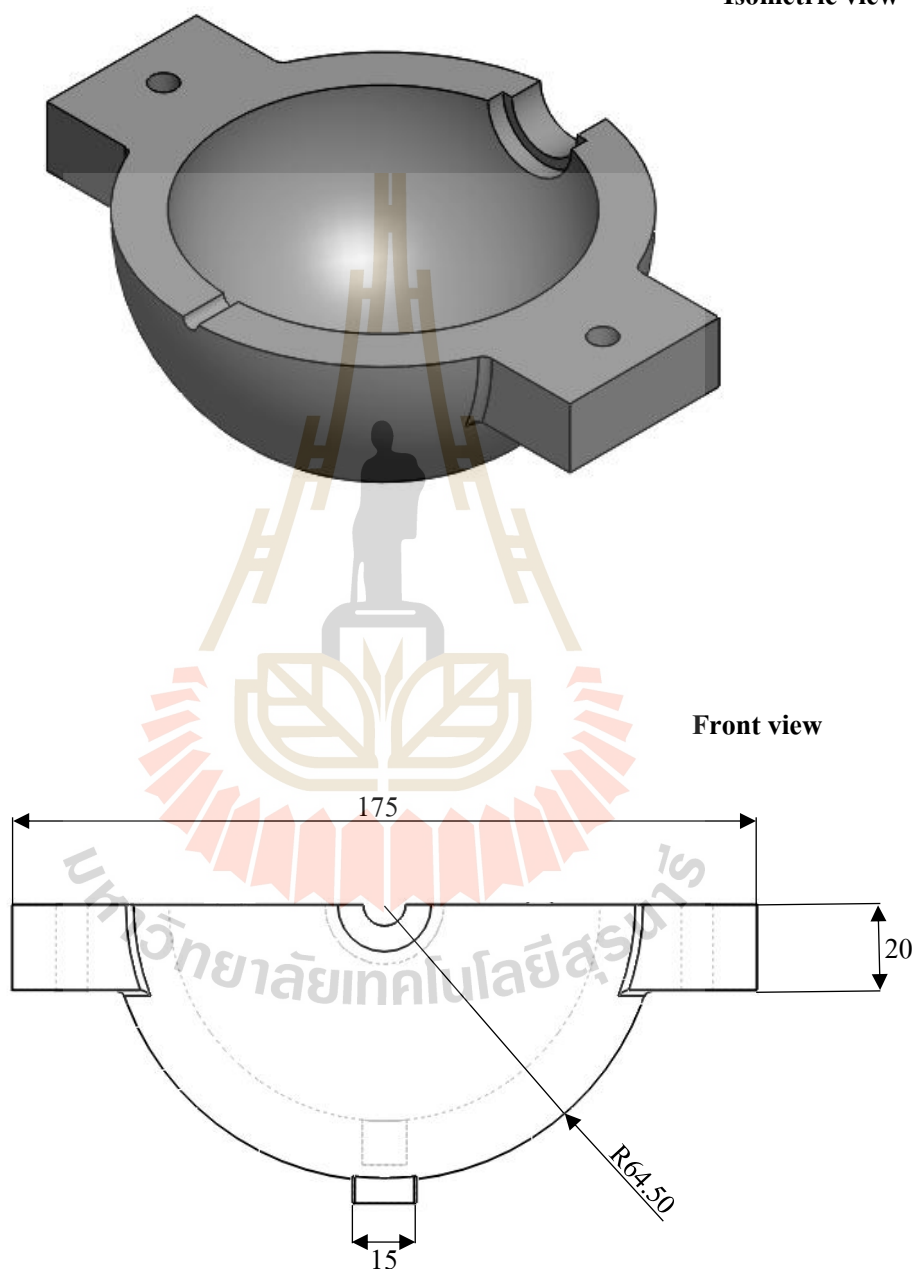
รูปที่ จ.1 ขนาดชิ้นงานหีบแบบเหล็กกล้าส่วนบน (ต่อ)



## ขนาดชิ้นงานหีบแบบเหล็กกล้าส่วนล่าง

หน่วย มิลลิเมตร (mm)

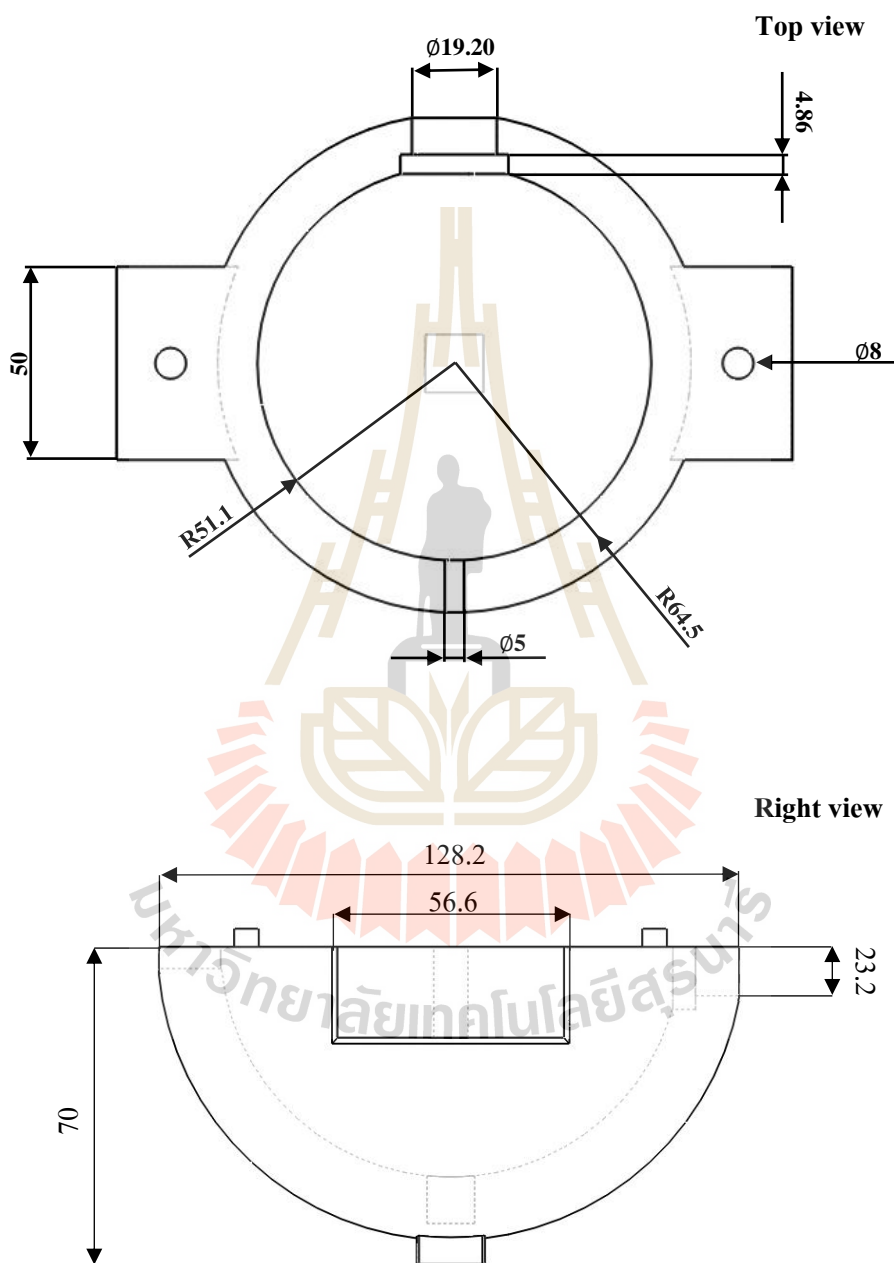
Isometric view



รูปที่ จ.2 ขนาดชิ้นงานหีบแบบเหล็กกล้าส่วนล่าง

## ขนาดชิ้นงานหีบแบบเหล็กกล้าส่วนล่าง (ต่อ)

หน่วย มิลลิเมตร (mm)

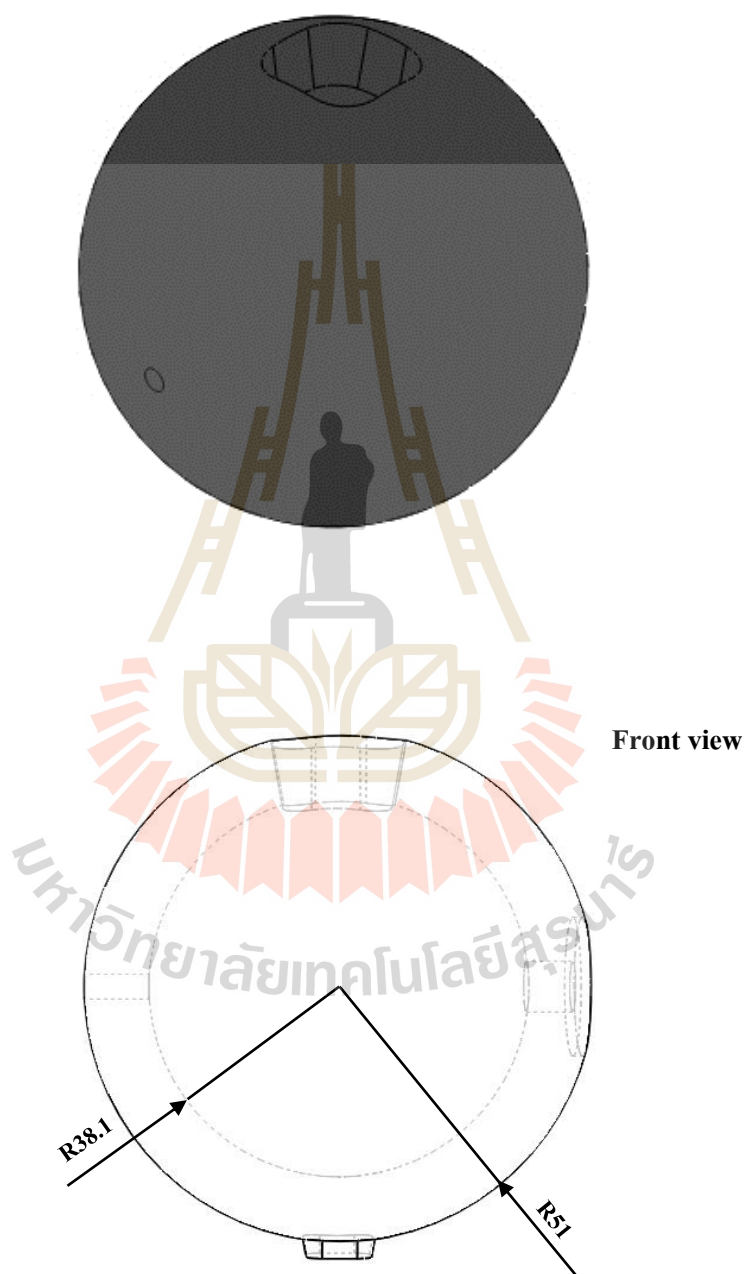


รูปที่ จ.2 ขนาดชิ้นงานหีบแบบเหล็กกล้าส่วนล่าง (ต่อ)

## ขนาดแบบหล่อทราย

หน่วย มิลลิเมตร (mm)

Isometric view

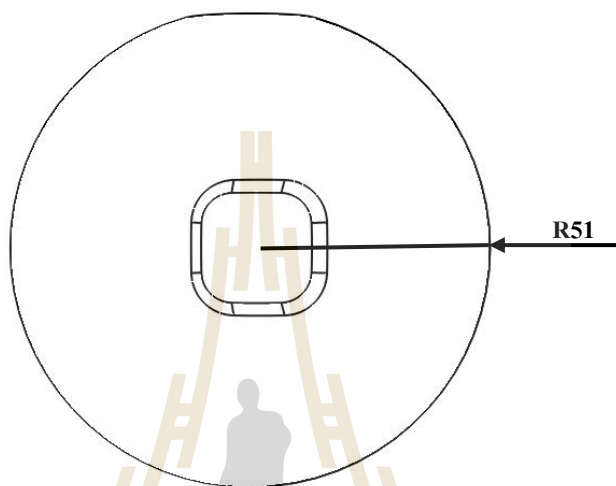


รูปที่ ๓.๓ ขนาดแบบหล่อทราย

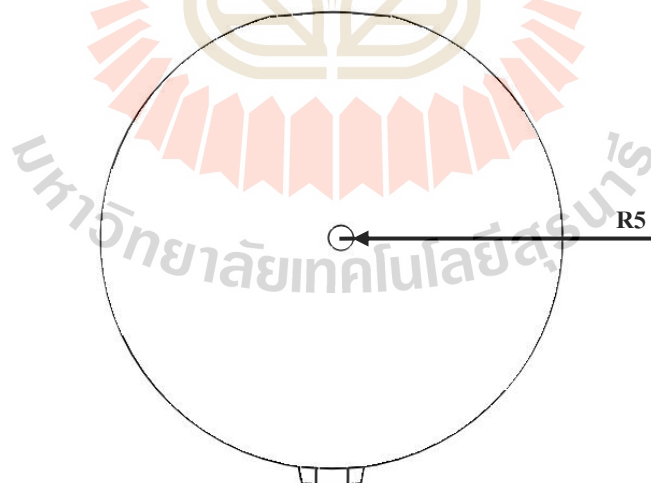
## ขนาดแบบหล่อทราย (ต่อ)

หน่วย มิลลิเมตร (mm)

Top view



Right view



รูปที่ ๓.3 ขนาดแบบหล่อทราย (ต่อ)



ภาควิชา

การหาค่าคาร์บอนสมมูล (Carbon Equivalent, CE)

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

### การหาค่าคาร์บอนสมมูล (Carbon Equivalent)

$$CE = \%C + \left( \frac{\%Si + \%P}{3} \right)$$

โดย %C คือ ร้อยละของธาตุคาร์บอนที่เจืออยู่ในเหล็กหล่อ  
%Si คือ ร้อยละของธาตุซิลิกอนที่เจืออยู่ในเหล็กหล่อ  
%P คือ ร้อยละของธาตุฟอสฟอรัสที่เจืออยู่ในเหล็กหล่อ





ภาคผนวก ซ

บทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่

## รายชื่อบทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่

1. Sarum boonme, Auttachai utsajai. 2018. **On the kinetics of the eutectic expansion in cast irons.** API conference proceeding 1986,020011(2018), The 3<sup>rd</sup> international conference on mechanics, Materials and Structure Engineering (ICMMSE 2018), Loisir hotel NaHa in Okinawa Japane 20-22/4/2018.

2. Sarum boonme, Kittirat worakut, Auttachai utsajai, Suphalerk rassamipat, Nupol maingam.2018. **On the prediction of residual magnesium and nodularity in ductile iron by thermal analysis.**Solid state phenomena ISSN :1662-9779.vol 287,P 24-29, The 9<sup>th</sup> international conference on manufacturing science and technology(ICMST 2018), University of Malaya, Kuala lumpur,Malaysia 11-13/8/2018.

3. Auttachai utsajai, Thammanoon patiphanwassana, Preeya nakornkeaw, Thaen yawai, Phumrapee suriyapong, Phuthanabordee watchasirisathean, Sarum boonme.2019. **Foundry resin sand reclamation using microwave radiation.** The 3<sup>rd</sup> international symposium on advanced material research, Nalod hotel, Danung, Vietnam, 21-23/6/2019.



## ประวัติผู้เขียน

นายอรรถชัย อุตสาใจ เกิดเมื่อวันที่ 30 เดือนกรกฎาคม พ.ศ. 2537 ณ จังหวัดเชียงราย สำเร็จ การศึกษาระดับชั้นประถมศึกษาจากโรงเรียนบ้านแม่เปาในปีการศึกษา 2549 และระดับมัธยมศึกษา จากโรงเรียนพญาเม็งราย อำเภอพญาเม็งราย จังหวัดเชียงราย ในปีการศึกษา 2555 จากนั้นได้เข้า ศึกษาต่อมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารีและสำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรีจากคณะ วิศวกรรมศาสตร์ สาขาเทคโนโลยีธรณี ในปีการศึกษา 2559 ในช่วงก่อนสำเร็จการศึกษาได้เป็น นักศึกษาฝึกประสบการณ์อยู่ที่กองสำรวจและผลิตปิโตรเลียม ศูนย์พัฒนาปิโตรเลียมภาคเหนือ กรมการพลังงานทหาร จากนั้นได้ศึกษาต่อมหาวิทยาลัยรามคำแหงและสำเร็จการศึกษาในสาขา บริหารรัฐกิจ คณะรัฐศาสตร์ในปีการศึกษา 2562 เนื่องจากมีความสนใจทางด้านวัสดุศาสตร์จึงทำ ให้เกิดแรงจูงใจที่จะศึกษาต่อในระดับปริญญาโท เพื่อเป็นการพัฒนาความรู้และความสามารถ ให้กับตนเอง โดยได้เข้าศึกษาต่อในระดับปริญญาโท หลักสูตรวิศวกรรมวัสดุ สาขาวิชาวิศวกรรม โลหการ สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ในปีการศึกษา 2560 มีอาจารย์ ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์คือ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สารัมภ์ บุญมี ในขณะที่ศึกษาอยู่มีโอกาสนเป็นผู้ช่วย สอนและวิจัยในสาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ จำนวน 2 รายวิชา คือ (1) วิศวกรรมหล่อ (2) กระบวนการทางโลหะวิทยา ในระหว่างการศึกษาระดับปริญญาโทได้มีผลงานตีพิมพ์เผยแพร่ จำนวน 3 เรื่อง

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี