

การพัฒนากระบวนการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่



นายศุภฤกษ์ รัศมีแพทย์

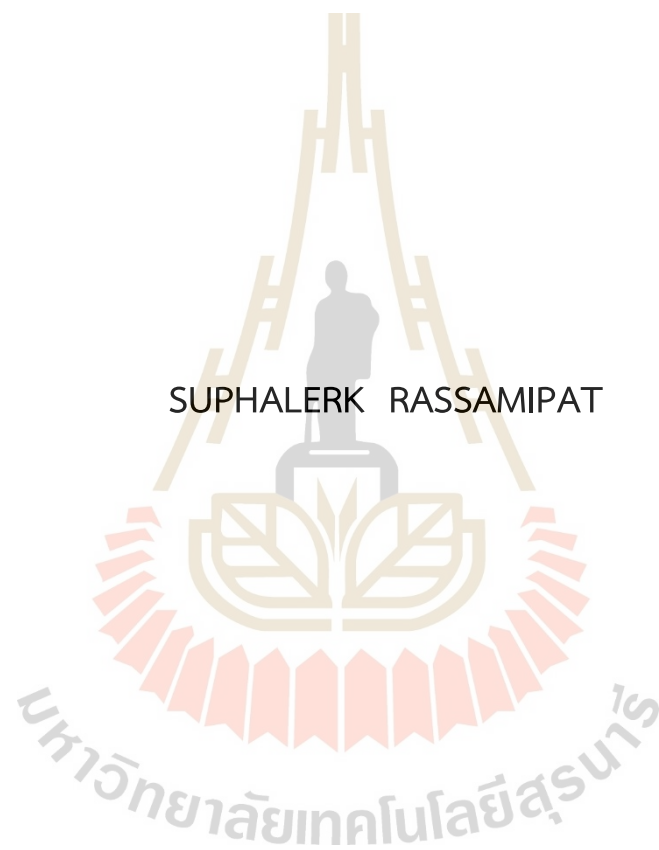
วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรดุษฎีบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ปีการศึกษา 2565

THE DEVELOPMENT OF THE DUAL GRAPHITE IRON PROCESSES

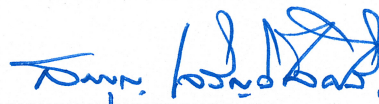


A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements for the
Degree of Doctor of Philosophy in Materials Engineering
Suranaree University of Technology
Academic Year 2022

การพัฒนากระบวนการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อนุมัติให้บัณฑิตวิทยาลัยฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษา
ตามหลักสูตรปริญญาตรีบัณฑิต

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์



(ผศ. ดร.สมบุญ เจริญวิไลศิริ)

ประธานกรรมการ




(ผศ. ดร.สารัมภ์ บุญมี)

กรรมการ (อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์)



(รศ. ดร.พรวิสา วงศ์ปัญญา)

กรรมการ



(ผศ. ดร.ปัญญา บัณฑิตบุรณ)

กรรมการ



(ผศ. ดร.สงบ คำค้อ)

กรรมการ



(รศ. ดร.ฉัตรชัย โชติชูชูยางกูร)

รองอธิการบดีฝ่ายวิชาการและประกันคุณภาพ



(รศ. ดร.พรศิริ จงกล)

คณบดีสำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

ศุภฤกษ์ รัตมีแพทย์ : การพัฒนากระบวนการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ (THE DEVELOPMENT OF THE DUAL GRAPHITE IRON PROCESSES) อาจารย์ที่ปรึกษา : ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สารัมภ์ บุญมี, 111 หน้า.

คำสำคัญ: เหล็กหล่อแกรไฟต์คู่/การเสื่อมของแกรไฟต์/ชั้นเสื่อมแกรไฟต์

สมบัติของเหล็กหล่อขึ้นอยู่กับสัณฐานของแกรไฟต์และโครงสร้างพื้นฐาน ในงานวิจัยนี้แสดงถึงความเป็นไปได้ของการทำให้เกิดความแตกต่างของสัณฐานแกรไฟต์ในชิ้นงานเดียวกันเพื่อการใช้งานที่ต้องการสมบัติเฉพาะที่แตกต่างกันในแต่ละบริเวณ โดยทดลองผลิตเหล็กหล่อที่มีแกรไฟต์แบบแผ่น (Lamellar graphite, LG) และแกรไฟต์กลม (Spheroidal graphite, SG) ในชิ้นงานเดียวกันแบบแบ่งชั้นด้วยการให้เหล็กหล่อเหนียว (Ductile iron) หลอมเหลวสัมผัสกับทรายใส่แบบที่มีกำมะถัน ทำให้เกิดแกรไฟต์แบบแผ่นบริเวณผิวชิ้นงาน เรียกว่าเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ (Dual graphite iron, DGI) การทดลองผลิตเหล็กหล่อชนิดนี้แบ่งการทดลองออกเป็น 2 ส่วน คือ 1. การทดลองผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ 2. การศึกษาปรากฏการณ์และตัวแปรต่าง ๆ ในการเกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ด้วยแบบจำลองคณิตศาสตร์ ในการทดลองผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ มีการวัดค่าความหนาชั้นแกรไฟต์แบบแผ่น (Depth of degradation layer) และการวัดความคดโค้ง (Tortuosity) ของรอยต่อระหว่างแกรไฟต์ทั้งสองประเภท ผลการทดลองพบว่าสามารถผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ได้โดยการใช้เหล็กหล่อเหนียวไฮโปยูเทคติก (Hypoeutectic ductile iron) และเพิ่มปริมาณกำมะถันในทรายใส่แบบ ความหนาของชั้นแกรไฟต์แบบแผ่น คือ 2.2 มิลลิเมตร มีค่าความคดโค้งเท่ากับ 1.12 เมื่อเพิ่มกำมะถันร้อยละ 6.6 ของน้ำหนักใส่แบบ จากแบบจำลองคณิตศาสตร์ที่สร้างขึ้นแสดงให้เห็นว่ากลไกหลักของการเกิดโครงสร้างแกรไฟต์แบบแผ่น คือ การแพร่ของกำมะถันเข้าไปในเหล็กหลอมเหลวระหว่างการแข็งตัว

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ
ปีการศึกษา 2565

ลายมือชื่อนักศึกษา.....
ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา.....

SUPHALERK RASSAMIPAT : THE DEVELOPMENT OF THE DUAL GRAPHITE IRON PROCESSES. THESIS ADVISOR : ASST. PROF SARUM BOONMEE, Ph.D., 111 PP.

Keywords: DUAL GRAPHITE IRON/GRAPHITE DEGRADATION/DEGRADED LAYER

Properties of cast iron depend on graphite morphologies and matrix structures. This research demonstrates the possibility of creating different graphite morphologies in the same specimen for applications requiring specific properties in different areas. Specimens were produced to have the layer of Lamellar graphite (LG) and the bulk microstructure of Spheroidal graphite (SG). The molten ductile iron was in contacted with the sulfur-bearing core creating the lamellar graphite in the adjacent area. The result was the Dual graphite iron (DGI). The experiments of the dual graphite iron were divided into two parts; (i) production of the dual graphite iron; (ii) the study of phenomena and variables on the occurrence of the dual graphite iron using a mathematical model. The dual graphite irons were examined the thickness and the tortuosity of the lamellar graphite layer. It was found that the dual graphite iron could be produced with the hypoeutectic ductile iron using the sulfurizing method. The thickest lamellar graphite layer found was 2.2 mm with the tortuosity of 1.12 at 6.6% added sulfur. The mathematic model created in this research demonstrated that the diffusion of sulfur into the liquid iron during solidification was the main formation mechanism of the lamellar graphite layer.

School of Metallurgical Engineering

Academic Year 2022

Student's Signature.....*Suphalerk*.....
Advisor's Signature.....*Sarum*.....

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์นี้สำเร็จลุล่วงด้วยดีด้วยความกรุณาอย่างยิ่งจาก ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. สารัมภ์ บุญมี อาจารย์ประจำสาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ที่ให้โอกาสทางการศึกษา คอยให้คำแนะนำช่วยเหลือ เสียสละเวลาและให้กำลังใจแก่ผู้วิจัยมาโดยตลอด ในการดำเนินการทำวิทยานิพนธ์ แก่ไขข้อบกพร่อง จนทำให้วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงไปด้วยดี

ขอขอบพระคุณ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สมบุญ เจริญวิไลศิริ ประธานกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ คณาจารย์สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ กรรมการผู้ทรงคุณวุฒิ ที่ได้ให้คำแนะนำคำปรึกษา และให้ความรู้ ความช่วยเหลือในการสอบวิทยานิพนธ์

ขอขอบพระคุณ นายสุรวัช จินาพันธ์ กรรมการผู้จัดการ บริษัท เอส.เจ. เมทัลเวิร์ค จำกัด และเจ้าหน้าที่ประจำศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี (อาคารเครื่องมือ 6) สำหรับการอนุเคราะห์สถานที่ผลิตชิ้นงานและดำเนินงานวิจัย

ขอขอบพระคุณ นางกนกนันท รัศมีแพทย์ ผู้เชี่ยวชาญพิเศษทางการศึกษา ศาสนา ศิลปะและวัฒนธรรม องค์การบริหารส่วนจังหวัดนนทบุรี และคณะครูหมวดวิชาภาษาไทย โรงเรียนนนทบุรีวิทยาลัย จังหวัดนนทบุรี สำหรับการตรวจสอบความถูกต้องและภาษาที่ใช้ในวิทยานิพนธ์ สำหรับคุณงามความดีอันใดที่เกิดจากวิทยานิพนธ์เล่มนี้ ผู้วิจัยขอมอบให้กับคุณตา ศาสตราจารย์ ดร.อุดม วัชรธรรมสิขิตต์ อดีตอุปนายกราชบัณฑิตยสภา ผู้ล่วงลับ และ คุณแม่กนกนันท รัศมีแพทย์ ตลอดจนคณาจารย์ทุกท่าน ผู้คอยสนับสนุน ส่งเสริมให้สามารถทำวิจัยครั้งนี้สำเร็จลุล่วงด้วยดี

ศุภฤกษ์ รัศมีแพทย์

สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อ (ภาษาไทย).....	ก
บทคัดย่อ (ภาษาอังกฤษ).....	ข
กิตติกรรมประกาศ.....	ค
สารบัญ.....	ง
สารบัญตาราง.....	ช
สารบัญรูป.....	ซ
บทที่	
1 บทนำ.....	1
1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหาการวิจัย.....	1
1.2 วัตถุประสงค์การวิจัย.....	5
1.3 ขอบเขตการวิจัย.....	5
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	5
2 ปรีทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	6
2.1 เหล็กหล่อแกรไฟต์.....	6
2.1.1 เหล็กหล่อเทา (Gray Iron).....	6
2.1.2 เหล็กหล่อเหนียว (Ductile Iron).....	7
2.1.3 เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน (Compacted Graphite Iron).....	7
2.2 กระบวนการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์.....	8
2.2.1 กระบวนการผลิตเหล็กหล่อเทา.....	8
2.2.2 กระบวนการผลิตเหล็กหล่อเหนียว.....	9
2.2.3 กระบวนการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน.....	10
2.3 สมบัติของเหล็กหล่อแกรไฟต์.....	11
2.4 การเกิดแกรไฟต์ในเหล็กหล่อ.....	14
2.5 การเชื่อมของแกรไฟต์กลม.....	16
2.6 การวิเคราะห์รูปร่างสัญญาณแกรไฟต์.....	17

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
2.7 การผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่.....	20
2.8 การแข็งตัวในแบบหล่อทราย.....	29
2.9 การถ่ายเทความร้อนในแบบหล่อ.....	31
2.10 การถ่ายเทมวลสารในแบบหล่อ.....	33
2.11 การสร้างแบบจำลองการเกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์.....	35
2.12 เทคนิคอิเล็กทรอนิกส์โพรบไมโครแอนาไลซิส (EPMA).....	39
3 วิธีการดำเนินการวิจัย	43
3.1 การผลิตชิ้นงานทดลอง.....	43
3.1.1 การออกแบบกระสวย.....	43
3.1.2 การทำแบบ.....	45
3.1.3 การเพิ่มก้ำมะถันในทราย.....	46
3.1.4 การหลอมเหล็กหล่อเหนียว	47
3.1.5 การเตรียมชิ้นงานทดลอง.....	48
3.2 การทดสอบชิ้นงาน.....	49
3.2.1 ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค.....	49
3.2.2 วิเคราะห์รูปร่างสัญญาณแกรไฟต์.....	49
3.2.3 ตรวจสอบและการประเมินคุณภาพของชั้นเชื่อมแกรไฟต์	49
3.3 การนำตัวอย่างไปวิเคราะห์ด้วยเทคนิคอิเล็กทรอนิกส์โพรบไมโครแอนาไลซิส	53
3.4 การสร้างแบบจำลองชั้นเชื่อมแกรไฟต์.....	53
3.4.1 การกำหนดเงื่อนไขของการสร้างแบบจำลอง.....	53
3.4.2 การกำหนดสมการที่ใช้ในแบบจำลอง.....	54
3.4.3 การกำหนดค่าตัวแปรใช้ในแบบจำลอง	56
4 ผลการวิจัยและอภิปรายผล	59
4.1 ค่าส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานทดลอง.....	59
4.2 โครงสร้างจุลภาคและค่าแฟคเตอร์รูปร่างสัญญาณแกรไฟต์ของชิ้นงานเหล็กหล่อ แกรไฟต์คู่.....	62
4.2.1 ชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ใช้วิธีการผสมก้ำมะถันในทรายใส่แบบ.....	62

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

4.2.2	ชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ใช้วิธีการเคลือบทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถัน	66
4.2.3	ชิ้นงานไฮเปอร์ยูเทคติกที่ใช้วิธีการผสมกำมะถันในทรายใส่แบบและวิธีการเคลือบทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถัน.....	70
4.3	ผลการประเมินคุณภาพของแกรไฟต์	73
4.3.1	ค่าชั้นความหนาของชั้นเชื่อมแกรไฟต์	73
4.3.2	ค่าความคดโค้งของชั้นเชื่อมแกรไฟต์.....	74
4.4	ผลการแทนค่าตัวแปรในการสร้างแบบจำลองการเกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่.....	76
4.5	ผลการแทนค่าตัวแปรของเงื่อนไขในการผลิตที่มีผลกระทบต่อค่าความหนาชั้นเชื่อมแกรไฟต์ ในแบบจำลองการเกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่.....	78
4.6	ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุในบริเวณชั้นเชื่อมแกรไฟต์โดยใช้เทคนิคอิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิส (EPMA).....	84
5	สรุปและข้อเสนอแนะ.....	88
5.1	สรุปผลการทดลอง.....	88
5.2	ข้อเสนอแนะ.....	88
	รายการอ้างอิง.....	89
	ภาคผนวก ก.บทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างศึกษา.....	95
	ประวัติผู้เขียน.....	111

สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
1.1	งานวิจัยการที่เกี่ยวข้องกับเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่..... 4
2.1	เปรียบเทียบสมบัติเชิงกลของ เหล็กหล่อเทา เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน เหล็กหล่อเหนียว ที่มีโครงสร้างเนื้อพื้นเป็นเฟิร์ลไลต์ 12
2.2	เปรียบเทียบเทคนิคในการวิเคราะห์ธาตุและสารประกอบในบริเวณการเปลี่ยนแปลง ของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ และแกรไฟต์ปกติ..... 41
3.1	เงื่อนไขการวิเคราะห์ด้วยเทคนิคอิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิส (EPMA)..... 53
3.2	รายละเอียดเครื่องคอมพิวเตอร์ที่ใช้ประมวลผลแบบจำลอง 54
3.3	สรุปค่าสัดส่วนแมกนีเซียมต่อกำมะถันของแต่ละสัณฐานแกรไฟต์ 56
3.4	ค่าเงื่อนไขในการผลิตและการจำลอง 57
3.5	ค่าสมบัติของวัสดุที่ใช้ในการทดลอง..... 57
4.1	ผลการวิเคราะห์รูปร่างสัณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานที่ไม่เติมกำมะถัน..... 60
4.2	ส่วนผสมทางเคมีที่ 1 เหล็กหล่อเหนียวไฮโปยูเทคติก 60
4.3	ส่วนผสมทางเคมีที่ 2 เหล็กหล่อเหนียวไฮเปอร์ยูเทคติก 61
4.4	ความแตกต่างค่าแฟคเตอร์รูปร่างสัณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงาน ไฮโปยูเทคติกที่ใช้วิธีการผสมกำมะถันในทรายใส่แบบ..... 63
4.5	ความแตกต่างค่าแฟคเตอร์รูปร่างสัณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงาน ไฮโปยูเทคติกโดยวิธีการเคลือบทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถัน..... 67
4.6	เงื่อนไขการผลิตที่ส่งผลต่อค่าความหนาชั้นเสื่อมแกรไฟต์ของเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ โดยกำหนดให้กำมะถันและแมกนีเซียมในเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวต่ำที่สุด 79
4.7	เงื่อนไขการผลิตที่ส่งผลต่อค่าความหนาชั้นเสื่อมแกรไฟต์ของเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ โดยกำหนด ให้กำมะถันที่เพิ่มเข้าไปสูงที่สุดและแมกนีเซียมในเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวต่ำที่สุด 80
4.8	เงื่อนไขการผลิตที่ส่งผลต่อค่าความหนาชั้นเสื่อมแกรไฟต์ของเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ โดย กำหนดให้กำมะถันที่ผสมในทรายและอยู่ในเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวสูงที่สุด 82
4.9	สรุปผลกระทบของตัวแปรต่อสัณฐานของแกรไฟต์ในการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่โดย กำหนดเงื่อนไขการผลิตให้มีกำมะถันผสมในทรายและอุณหภูมิเทสูงที่สุด 83

สารบัญรูป

รูปที่		หน้า
1.1	เหล็กหล่อแกรไฟต์คู่.....	2
1.2	ตัวอย่างการวิเคราะห์ภาพเพื่อจำแนกรูปร่างสีฐานแกรไฟต์.....	5
2.1	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแกรไฟต์.....	7
2.2	ผลกระทบของอินทรีย์วัตถุแลนทั่วไปกับอินทรีย์วัตถุแลนสารประกอบต่อโครงสร้างจุลภาค ของเหล็กหล่อเทา.....	9
2.3	กระบวนการแมกนีเซียมทรีทเมนต์ทั่วไปที่ใช้กระบวนการแซนวิช.....	10
2.4	ปริมาณแมกนีเซียมและกำมะถันในการผลิตเหล็กหล่อเหนียวและเหล็กหล่อแกรไฟต์ ตัวหนอนในแต่ละเบ้า.....	10
2.5	ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของแกรไฟต์ใน เหล็กหล่อเทา, เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน และเหล็กหล่อเหนียว.....	12
2.6	ภาพโครงสร้างจุลภาคที่ผ่านการกัดกรดของชิ้นงานที่สัมผัสกับไส้แบบที่เคลือบด้วย กำมะถันและผ่านการทำเพอร์ไลไทเซชัน (Pearlitzation).....	13
2.7	S-N diagram ของชิ้นงานทดสอบความล้า.....	14
2.8	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวไฮโปยูเทคติก และไฮเปอร์ยูเทคติก.....	15
2.9	ลักษณะการโตของแกรไฟต์ในเงื่อนไขต่าง ๆ.....	16
2.10	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่เย็นตัวในแบบทรายฟูราน.....	17
2.11	การพิสูจน์นิยามของความกลม.....	18
2.12	การพิสูจน์นิยามของสัดส่วนรูปร่าง.....	19
2.13	การพิสูจน์นิยามของความมน.....	19
2.14	สัญญาณของแกรไฟต์ในท่อที่ผลิตด้วยกระบวนการหล่อเหวี่ยงที่ใช้การนำความร้อน ที่ผิวแบบหล่อด้วยน้ำ.....	21
2.15	โครงสร้างจุลภาคของการทดลองที่ 1 ทั้ง 5 เบ้า.....	22
2.16	โครงสร้างจุลภาคของการทดลองที่ 2 ทั้ง 5 แบบ.....	22
2.17	ภาพจำลองแบบหล่อที่ใช้ในการทดลองที่ 3.....	23
2.18	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในแต่ละส่วนของการทดลองที่ 3.....	24

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.19	ภาพจำลองแบบหล่อที่ใช้ในการทดลองที่ 4 24
2.20	ผลการทดลองที่ 4..... 25
2.21	ภาพจำลองแบบหล่อ..... 26
2.22	โครงสร้างจุลภาคของที่ขึ้นงานทดลองที่มีปริมาณกำมะถันแตกต่างกัน..... 26
2.23	ภาพตัดขวางของแบบจำลองขึ้นงานทดลองโดยสีแดงคือ ไโรเซอร์น้ำโลหะและโดยรอบคือปลอกให้ความร้อนแก่โรเซอร์น้ำโลหะ 27
2.24	แบบหล่อและระบบทางวุ้นน้ำโลหะที่ใช้ในการผลิตขึ้นงานทดลอง 27
2.25	โครงสร้างจุลภาคของขึ้นงานทดลอง 28
2.26	ผลการทดลองของความหนาชั้นเสื่อมแกรไฟต์ในแต่ละตำแหน่งการไหลของเหล็กหล่อหลอมเหลว 29
2.27	แผนภูมิสมดุลของเหล็กและคาร์บอน 30
2.28	รูปแบบการแทนค่าเพื่อคำนวณหาความแตกต่างของค่าในแต่ละโหนดเมื่อเวลาเปลี่ยนแปลงไป 37
3.1	แบบกระสวนที่ใช้ในงานวิจัยครั้งที่ 1 43
3.2	ผลการจำลองการเกิดการไหลแบบปั่นป่วนของแบบกระสวนในงานวิจัยครั้งที่ 1 44
3.3	แบบกระสวนที่ใช้ในงานวิจัยครั้งที่ 2 44
3.4	การวางทรายใส่แบบในกระสวนที่ใช้ในงานวิจัยครั้งที่ 2 45
3.5	แบบทรายที่ใช้ในการผลิตขึ้นงานทดลอง..... 45
3.6	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ที่ผลิตโดยใช้ผงกำมะถันผสมในทรายใส่แบบ 4.4%S 46
3.7	การวางทรายใส่แบบที่ผสมเฟอร์โรซิลเฟอร์ทั้ง 2 เรือนไข 47
3.8	ตัวอย่างการตัดเตรียมชิ้นงานวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค 48
3.9	ตัวอย่างการหาค่าแฟคเตอร์รูปร่างด้วยโปรแกรมวิเคราะห์ภาพ 49
3.10	ตัวอย่างการวัดความยาวเพื่อใช้คำนวณค่าความคดโค้งในสมการที่ 3.2 50
3.11	การเก็บข้อมูลค่าความยาวของชั้นเสื่อมแกรไฟต์สุดท้ายก่อนเปลี่ยนเป็นแกรไฟต์ทรงกลม 51

สารบัญญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
3.12 ตัวอย่างการวัดความหนาเพื่อใช้คำนวณค่าความหนาของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ใน สมการที่ 3.3.....	51
3.13 ตัวอย่างการวัดความหนาเพื่อใช้คำนวณค่าความหนาของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ใน สมการที่ 3.4.....	52
3.14 การเก็บข้อมูลค่าความหนาของชั้นแกรไฟต์แผ่นที่เกิดขึ้น	52
3.15 แผนผังการคำนวณแบบจำลองทางคณิตศาสตร์	54
4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดลองไฮโปยูเทคติกที่ไม่เติมกำมะถัน.....	60
4.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดลองไฮเปอร์ยูเทคติกที่ไม่เติมกำมะถัน.....	61
4.3 โครงสร้างจุลภาคสัณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ใช้วิธีการผสมกำมะถันใน ทรายใส่แบบ	62
4.4 สรุปรูปค่าแฟคเตอร์รูปร่างสัณฐานฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ใช้วิธีการผสม กำมะถันในทรายใส่แบบ	63
4.5 ค่าแฟคเตอร์รูปร่างสัณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ผลิตโดยวิธีการผสม กำมะถันในทรายใส่แบบให้มีปริมาณกำมะถัน ร้อยละ 13.2 ที่กำลังขยาย 100 เท่า (10X) ..	64
4.6 ภาพจำลองลำดับการเกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ 2 ชั้น โดยวิธีการผสมกำมะถัน ในทรายใส่แบบ	65
4.7 โครงสร้างจุลภาคสัณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ใช้วิธีการเคลือบ ทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถัน.....	66
4.8 สรุปรูปค่าแฟคเตอร์รูปร่างสัณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ผลิตโดย วิธีการเคลือบทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถัน.....	67
4.9 ค่าแฟคเตอร์รูปร่างสัณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ผลิตโดยวิธีการ เคลือบทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถันให้มีปริมาณกำมะถัน ร้อยละ 8.8 ที่กำลังขยาย 100 เท่า (10X).....	68
4.10 ภาพจำลองการผลิตชิ้นงานทดลองของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ผลิตโดยวิธีการ เคลือบทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถันให้มีปริมาณกำมะถัน ร้อยละ 8.8	69
4.11 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานไฮเปอร์ยูเทคติกที่เพิ่มกำมะถันด้วยวิธีผสมในทรายใส่ แบบกำลังขยาย 100 เท่า (10X).....	70

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.12 ภาพจำลองกลไกการแข็งตัวจากการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องของเหล็กหล่อแกรไฟต์ แผ่นและแกรไฟต์กลม.....	71
4.13 โครงสร้างจุลภาคสัณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮเปอร์ยูเทคติกที่ใช้วิธีการผสม ก้ำมะถันในทรายใส่แบบ	72
4.14 โครงสร้างจุลภาคสัณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮเปอร์ยูเทคติกที่ใช้วิธีการเคลือบทราย ใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมก้ำมะถัน	72
4.15 ความหนาของชั้นเชื่อมแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติก (ก) การผสมก้ำมะถัน ในทรายใส่แบบ, (ข) การเคลือบทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมก้ำมะถัน	74
4.16 ความหนาของชั้นเชื่อมแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮเปอร์ยูเทคติก (ก) การผสมก้ำมะถันใน ทรายใส่แบบ, (ข) การเคลือบทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมก้ำมะถัน	74
4.17 ความคดโค้งของชั้นเชื่อมแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติก.....	75
4.18 ความคดโค้งของชั้นเชื่อมแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮเปอร์ยูเทคติก.....	76
4.19 กราฟการเปรียบเทียบการเย็นตัวของบริเวณผิวงานหล่อระหว่างโปรแกรมจำลอง Procast กับการแทนค่าตัวแปร ในแบบจำลองคณิตศาสตร์.....	77
4.20 ผลจากการแทนค่าในแบบจำลองการเกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ที่ปริมาณก้ำมะถัน ในทรายร้อยละ 6.6.....	78
4.21 ค่าแมกนีเซียมต่อก้ำมะถันเมื่อสิ้นสุดการแปรในของเหลวจากแบบจำลองคณิตศาสตร์ ในแต่ละปริมาณก้ำมะถันที่ผสมในทรายและในแต่ละอุณหภูมิเท.....	79
4.22 ค่าแมกนีเซียมต่อก้ำมะถันเมื่อสิ้นสุดการแปรในของเหลวจากแบบจำลองคณิตศาสตร์ ในแต่ละปริมาณก้ำมะถันในเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวและในแต่ละอุณหภูมิเท.....	81
4.23 ค่าแมกนีเซียมต่อก้ำมะถันเมื่อสิ้นสุดการแปรในของเหลวจากแบบจำลองคณิตศาสตร์ ในแต่ละปริมาณแมกนีเซียมในเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวและ ในแต่ละอุณหภูมิเท	82
4.24 กราฟการเปรียบเทียบความหนาชั้นเชื่อมแกรไฟต์ในแต่ละอุณหภูมิเท ของแต่ละ ตัวแปรที่เปลี่ยนแปลงไป	83
4.25 ลักษณะการกระจายตัวของธาตุต่าง ๆ ในบริเวณเปลี่ยนแปลงระหว่างชั้นเชื่อม แกรไฟต์และแกรไฟต์ปกติ ด้วยเทคนิคอิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิส (EPMA) ในชิ้นงานทดลองที่ใช้ใส่แบบเคลือบสีทาแบบที่ผสมก้ำมะถันร้อยละ 8.8.....	86

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.26 ปริมาณธาตุต่าง ๆ ในบริเวณเปลี่ยนแปลงระหว่างชั้นเสื่อมแกรไฟต์และแกรไฟต์ปกติ ด้วยเทคนิคอิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิส (EPMA) ส่องกราดไปตามแนวใน ชิ้นงานทดลองที่ใช้ใส่แบบเคลือบสีทาแบบที่ผสมกำมะถันร้อยละ 8.8.....	87



บทที่ 1

บทนำ

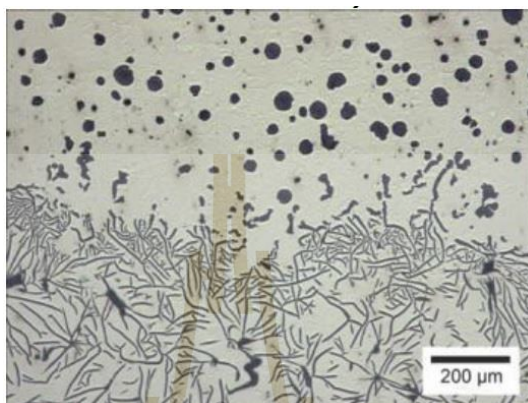
1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหาการวิจัย

เหล็กหล่อเป็นโลหะที่ถูกนำไปใช้งานอย่างกว้างขวาง เนื่องจากมีต้นทุนต่ำ และสามารถผลิตได้ง่าย ทั้งยังมีสมบัติทางกลอยู่ในเกณฑ์ที่เหมาะสมกับการใช้งานหลายประเภท ดังนั้น เพื่อรองรับความต้องการของผู้บริโภคที่ต้องการสมบัติของเหล็กที่หลากหลาย จึงมีการพัฒนาเหล็กหล่อหลากหลายขึ้นมาตรฐาน โดยมีสมบัติเชิงกล และทางกายภาพที่แตกต่างกัน (Boonmee และ Mai-Ngam, 2018; Boonmee และ Stefanescu, 2016)

สมบัติของเหล็กหล่อขึ้นอยู่กับโครงสร้างจุลภาค (Microstructure) ของเหล็กหล่อชนิดนั้น เหล็กหล่อขาวเป็นเหล็กหล่อชนิดเดียวที่มีซีเมนไต์ (Fe_3C) มีคาร์บอนเป็นธาตุผสมหลักอยู่ในรูปแบบกึ่งสมดุล (Metastable) สมบัติทั่วไปของเหล็กหล่อขาวคือมีความแข็งสูง เปราะ และทนต่อการเสียดสี เหล็กหล่อชนิดอื่นนอกเหนือจากเหล็กหล่อขาวเรียกว่า “เหล็กหล่อแกรไฟต์” เพราะคาร์บอนในเหล็กชนิดนี้อยู่ในรูปแบบแกรไฟต์ สมบัติของเหล็กหล่อแกรไฟต์ขึ้นอยู่กับสัณฐานแกรไฟต์แต่ละประเภท (El Soedy, 2002)

โดยทั่วไปเหล็กหล่อแกรไฟต์หากไม่มีการเจือธาตุผสมลงไปในเหล็กหล่อหลอมเหลว คาร์บอนในเหล็กจะเป็นแกรไฟต์แผ่น (Lamellar Graphite, LG) เหล็กหล่อที่มีแกรไฟต์รูปแบบนี้เรียกว่าเหล็กหล่อเทา (Gray Iron, GI) หากเจือแมกนีเซียม (Magnesium, Mg) และซีเรียม (Cerium, Ce) ลงในเหล็กหล่อหลอมเหลวในปริมาณที่เหมาะสม สัณฐานของแกรไฟต์จะเปลี่ยนจากแกรไฟต์แผ่นเป็นแกรไฟต์ทรงกลม (Spheroidal Graphite, SG) เหล็กหล่อชนิดนี้เรียกว่า เหล็กหล่อเหนียว (Ductile Iron, DI) โดยมีความเหนียวมากกว่าเหล็กหล่อเทา ต่อมาได้มีการพัฒนาเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน (Compacted Graphite Iron, CGI) ที่มีสัณฐานของแกรไฟต์ระหว่างเหล็กหล่อเทาและเหล็กหล่อเหนียว เรียกแกรไฟต์ชนิดนี้ว่า แกรไฟต์ตัวหนอน (Compacted Graphite, CG) โดยการเติมและควบคุมปริมาณ แมกนีเซียม (Mg) และซีเรียม (Ce) ให้อยู่ในช่วงเหมาะสม และภายหลังมีนักวิจัยพยายามพัฒนาเหล็กหล่อชนิดใหม่ ที่มีสัณฐานของแกรไฟต์แบบแผ่น และแบบกลมอยู่รวมกัน แตกต่างจากเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน เหล็กหล่อชนิดนี้เรียกว่า เหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ (Dual Graphite Iron, DGI) ดังรูปที่ 1.1

รูปที่ 1.1 แสดงถึงภาพโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ เกิดจากการที่ผู้วิจัยได้ทำการเทเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวที่ผสมกำมะถัน และไม่ผสมกำมะถันลงไปโดยการเท 2 ครั้ง เพื่อให้เหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวทั้ง 2 เรือนไขมาบรรจบกันที่บริเวณหนึ่ง จึงเกิดโครงสร้างจุลภาคดังกล่าว (Boonmee และ Mai-Ngam, 2017, 2018; Lekakh, Qing, และ Richards, 2012)



รูปที่ 1.1 เหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ (Lekakh และคณะ, 2012)

ตามที่ได้กล่าวมาข้างต้น สมบัติของเหล็กหล่อแกรไฟต์ขึ้นอยู่กับสัณฐานของแกรไฟต์ เช่น แกรไฟต์แผ่นในเหล็กหล่อเทา ทำให้เหล็กหล่อเทามีความแข็งแรงต่ำกว่าเหล็กหล่อแกรไฟต์ชนิดอื่น เนื่องจากแกรไฟต์แผ่นมีจุดรวมความเค้น (Stress Concentration) บริเวณปลายแหลม และขอบของแกรไฟต์เป็นจุดเริ่มต้นของรอยแตกได้ ทั้งนี้แกรไฟต์แผ่นมีลักษณะเชื่อมต่อกันเป็นโครงข่าย ทำให้มีสมบัติการนำความร้อน การต้านทานการกัดกร่อน และดูดซับแรงสั่นสะเทือนดีกว่าเหล็กหล่อเหนียว และเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอน เหล็กหล่อเหนียวมีแกรไฟต์เป็นทรงกลม จึงมีความแข็งแรงสูงกว่าเหล็กหล่อเทา และเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอน เนื่องจากแกรไฟต์ที่มีลักษณะเป็นทรงกลม สามารถลดจุดรวมความเค้น แต่สมบัติการนำความร้อน การต้านทานการกัดกร่อน และการต้านทานแรงสั่นสะเทือน ต่ำกว่าเหล็กหล่อเทา และเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอน สำหรับเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอน โดยจะมีความแข็งแรง ความเหนียว มากกว่าเหล็กหล่อเทา มีสมบัติการนำความร้อน การต้านทานการกัดกร่อน และดูดซับแรงสั่นสะเทือนที่ดีกว่าเหล็กหล่อเหนียว สำหรับเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ ที่มีสัณฐานแกรไฟต์แผ่นและกลมอยู่รวมกันแบบแบ่งชั้น อาจเป็นอีกหนึ่งตัวเลือกที่เหมาะสมกับการใช้งาน เนื่องด้วยมีสัณฐานของแกรไฟต์ที่เหมาะสมกับความต้องการของสมบัติการใช้งานเฉพาะบริเวณ โดยหากต้องการสมบัติการนำความร้อน การต้านทานการกัดกร่อน และดูดซับแรงสั่นสะเทือนสามารถให้บริเวณนั้นมีสัณฐานของแกรไฟต์แบบแผ่น และหากในชิ้นงานเดียวกันต้องการความแข็งแรงและความเหนียวสูง เราสามารถเลือกบริเวณนั้นเป็นแกรไฟต์กลมเช่นกัน

(Boonmee, 2013; Boonmee และ Stefanescu, 2013; Collini, Nicoletto, และ Konečná, 2008)

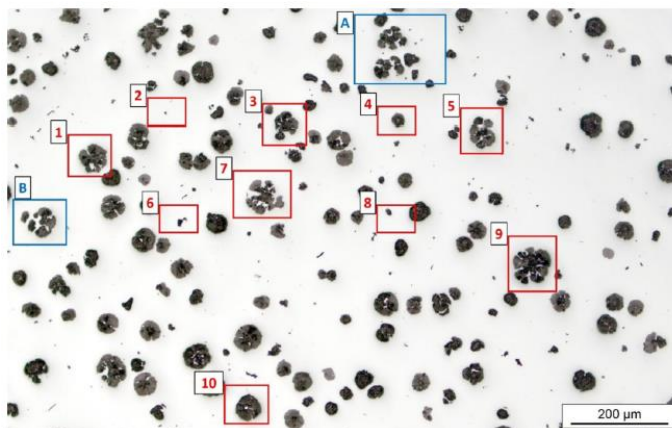
ตัวอย่างการใช้งานเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ เช่น ท่อส่งกรดกำมะถัน 95% ที่อุณหภูมิ 120 – 149 องศาเซลเซียส ขนาดใหญ่ที่ต้องทนการกัดกร่อน และมีความแข็งแรง เพื่อทนต่อแรงสั่นสะเทือนจากแผ่นดินไหวหรือจากรถบรรทุกวิ่งผ่าน ในปัจจุบันชิ้นงานนี้ทำมาจากเหล็กหล่อเทา โดยเน้นการต้านทานการกัดกร่อนเป็นหลัก ถ้าต้องการความแข็งแรงสูงต้องใช้ท่อที่มีความหนา การนำเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่มาใช้จะช่วยลดความหนาของท่อ และยังสามารถทนการกัดกร่อนได้เช่นเดิม อีกตัวอย่างคือ เสื้อสูบเครื่องยนต์ (Engine Block) บริเวณผนังกระบอกสูบที่ต้องสัมผัสการเสียดสีกับลูกสูบจะเกิดความร้อนขึ้น บริเวณนั้นจำเป็นต้องมีการระบายความร้อน ในขณะที่เดียวกันต้องทนทานต่อแรงอัดจากการจุดระเบิด หากให้บริเวณที่ต้องการการระบายความร้อนเป็นเหล็กหล่อเทา และบริเวณอื่นเป็นเหล็กหล่อเหนียวที่มีความแข็งแรงสูง จะสามารถลดขนาดและน้ำหนักของเสื้อสูบได้ สามารถลดการใช้เชื้อเพลิงในการขับเคลื่อนได้ ดังนั้น เหล็กหล่อแกรไฟต์คู่จึงเป็นเหล็กหล่อที่น่าสนใจที่จะนำมาศึกษาต่อไป (Ates, 2009; Bouaziz, Guidara, Schmitt, Hadj-Taïeb, และ Azari, 2014; Malizio และ Jennings, 1989)

ในการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ มีงานวิจัยที่ใช้กระบวนการผลิตต่าง ๆ ในการผลิตเหล็กหล่อชนิดนี้เช่น การใช้อิทธิพลของกำมะถันในเฟอร์โรซัลเฟอร์ (Ferro sulfur, FeS) เพื่อให้เกิดการเสื่อมสลายของแกรไฟต์แบบกลมเป็นแบบแผ่นเรียกว่า การเสื่อมสภาพแกรไฟต์ (Graphite Degradation) การเทเหล็กหล่อเทาและเหล็กหล่อเหนียวโดยการเท 2 ครั้ง และการใช้อิทธิพลจากการเย็นตัวทำให้การโตของแกรไฟต์แผ่นสั้นลงและไม่ต่อเนื่อง กระบวนการเหล่านี้เป็นแนวทางในการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ ดังนั้น นักวิจัยจึงใช้การทดลองที่ผ่านมาเหล่านี้ในการพัฒนาการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ต่อไป (Boonmee และ Mai-Ngam, 2018; Elbel และ Hampl, 2012; Friess, Sonntag, Steller, และ Bührig-Polaczek, 2020; Rueden และคณะ, 2017)

ตารางที่ 1.1 งานวิจัยการที่เกี่ยวข้องกับเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่

ปี	วิธีการ	อ้างอิง
1989	ใช้การเย็นตัวเร็วในกระบวนการหล่อเหวียง (DeLavaud Process) เพื่อให้เหล็กหล่อที่มีปริมาณแมกนีเซียมคงค้างต่ำ เกิดแกรไฟต์กลมขึ้น โดยอัตราการเย็นตัวเร็ว ทำให้การโตของแกรไฟต์แผ่นนั้นสั้นลงและไม่ต่อเนื่อง	Malizio และ Jennings, 1989
2012	ใช้การเติมกำมะถันในเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวเพื่อให้เกิดการเชื่อมของแกรไฟต์	Lekakh และคณะ, 2012
2013	การเชื่อมแกรไฟต์ของเหล็กหล่อเหนียวบริเวณผิวสัมผัสทรายแบบหล่อชนิด Furan Resin ที่ใช้ P-toluenesulphonic acid (PTSA) เป็นตัวทำให้ตัวประสานแข็ง	Ivan, Chisamera, และ Riposan, 2013
2017	ผสมเฟอร์โรซัลเฟอร์ (FeS) ในทรายซีโอทู (CO ₂ Sand) เพื่อให้เกิดการเชื่อมแกรไฟต์บริเวณผิวสัมผัสระหว่างเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวและแบบทราย	Boonmee และ Mai-Ngam, 2017

การนำเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ไปผลิตชิ้นงาน ต้องสามารถกำหนดบริเวณที่ต้องการใช้งานสมบัติของเหล็กหล่อแต่ละชนิดได้ และมีความสม่ำเสมอตลอดบริเวณที่ใช้งาน บางบริเวณต้องมีการกลึงผิวให้เหมาะสมกับการใช้งาน ดังนั้น ชั้นเชื่อมแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นต้องมีความหนาตามความต้องการ และต้องมีความราบเรียบของรอยต่อชั้นเชื่อมแกรไฟต์ เมื่อนำไปกลึงผิวจะคงเหลือชั้นเชื่อมแกรไฟต์ที่มีความหนาตามความต้องการทั่วบริเวณ จึงต้องมีการตรวจสอบ และประเมินคุณภาพเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ ได้แก่ ความหนา (Depth) และความคดโค้ง (Tortuosity) ของชั้นเชื่อมแกรไฟต์ (Degraded Layer) การวัดค่าดังกล่าว สามารถใช้โปรแกรมวิเคราะห์ภาพ (Image Analysis) เพื่อจำแนกสัณฐานของแกรไฟต์ โปรแกรมจะระบุค่าในรูปที่นำมาแทนค่าในสมการแฟคเตอร์รูปร่าง (Shape Factor) เช่น ความกลม (Circularity), อัตราส่วนรูปร่าง (Aspect Ratio) และความมน (Roundness) เพื่อแบ่งชั้นแกรไฟต์เชื่อมออกจากชั้นสัณฐานของแกรไฟต์กลม โดยจากรูปที่ 1.2 แสดงให้เห็นถึงการจำแนกสัณฐานแกรไฟต์โดยใช้การวิเคราะห์ภาพด้วยโปรแกรมคอมพิวเตอร์ (Boonmee และ Mai-Ngam, 2018; Elbel และ Hampl, 2012; Friess และคณะ, 2020; Rueden และคณะ, 2017)



รูปที่ 1.2 ตัวอย่างการวิเคราะห์ภาพเพื่อจำแนกรูปร่างสัณฐานแกรไฟต์ (Friess และคณะ, 2020)

งานวิจัยนี้จึงทดลองเกี่ยวกับเงื่อนไขในการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ ให้ได้คุณภาพตามต้องการ โดยมีการสร้างแบบจำลองคณิตศาสตร์ เพื่อให้ทราบแนวทางการกำหนดเงื่อนไข และตัวแปรที่มีผลในการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่

1.2 วัตถุประสงค์การวิจัย

เพื่อศึกษาอิทธิพลของกัมมะถันต่อกระบวนการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ (Dual Graphite Iron)

1.3 ขอบเขตการวิจัย

- 1.3.1 ศึกษาความสัมพันธ์ของกัมมะถันต่อความหนาของชั้นเสื่อมแกรไฟต์
- 1.3.2 ศึกษาวิธีการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ โดยใช้การเพิ่มกัมมะถันในทราย
- 1.3.3 ศึกษาปรากฏการณ์และตัวแปรที่มีผลต่อการเกิดชั้นเสื่อมแกรไฟต์ด้วยแบบจำลองทางคณิตศาสตร์

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

เพื่อทราบถึงความเป็นไปได้ของการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ ด้วยการเพิ่มกัมมะถันในทราย ให้ได้ค่าความหนาชั้นเสื่อมแกรไฟต์ และค่าความคดโค้งที่เหมาะสม ให้เป็นทางเลือกสำหรับลักษณะการใช้งานของชิ้นส่วนที่ต้องการสมบัติที่แตกต่างกันจากสัณฐานที่แตกต่างกันของแกรไฟต์

บทที่ 2

ปรีทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 เหล็กหล่อแกรไฟต์

เหล็กหล่อจัดเป็นโลหะในกลุ่มเหล็กประเภทหนึ่ง โดยเป็นที่รู้จักและใช้งานอย่างแพร่หลาย ตั้งแต่ 3,500 ปีก่อนคริสตกาล เหล็กหล่มีส่วนผสมระหว่างเหล็กกับคาร์บอนเช่นเดียวกับเหล็กกล้า จึงสามารถศึกษาโครงสร้างจุลภาคได้จากแผนภูมิระหว่างเหล็กกับเหล็กคาร์ไบต์ได้เหมือนกัน แต่มีความต่างที่ปริมาณคาร์บอนในเหล็กหล่มีมากกว่าเหล็กกล้า โดยเหล็กหล่มีปริมาณคาร์บอนมากกว่าร้อยละ 2.0 ขึ้นไป ในทางอุตสาหกรรม มักนิยมใช้เหล็กหล่อแกรไฟต์ที่มีคาร์บอนอยู่ระหว่างร้อยละ 2.5 -4.0 เนื่องจากคาร์บอนในช่วงนี้ทำให้เกิด ไพรมารีแกรไฟต์ (Primary graphite) ส่งผลต่อความแข็งแรง เหล็กหล่อแกรไฟต์มีหลายประเภทสามารถจำแนกตามสัณฐานแกรไฟต์ดังต่อไปนี้

- 1) เหล็กหล่อเทา (Gray Iron, GI)
- 2) เหล็กหล่อเหนียว (Ductile Iron, DI)
- 3) เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน (Compacted Graphite Iron, CGI)

เหล็กหล่อแกรไฟต์แต่ละประเภทมีสมบัติและการใช้งานที่แตกต่าง ขึ้นอยู่กับรูปร่างสัณฐานแกรไฟต์ (Boonmee, 2013; Boonmee และ Stefanescu, 2009; Rehren และคณะ, 2013)

2.1.1 เหล็กหล่อเทา (Gray Iron)

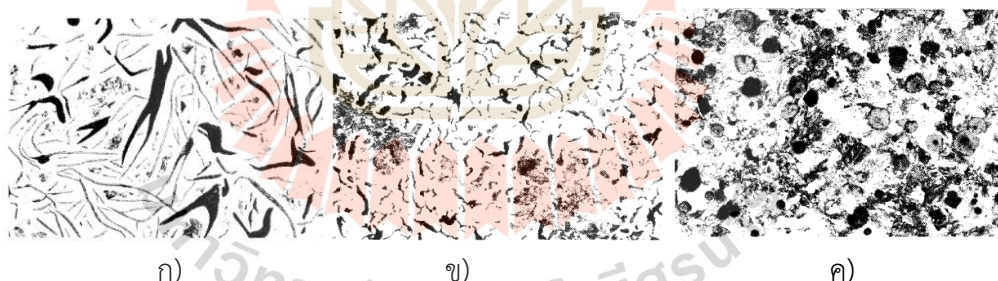
เหล็กหล่อเทาเป็นเหล็กหล่ที่มีส่วนผสมใกล้เคียงกับเหล็กดิบ (Pig Iron) มีซิลิกอนมากกว่าร้อยละ 1.0 ทำให้ภายในโครงสร้างมีแกรไฟต์เกิดขึ้นในสภาพภายหลังการหล่ (As Cast) เมื่อสังเกตรอยแตกของเหล็กหล่อเทาด้วยตาจะเห็นสีของแกรไฟต์เป็นสีเทา แตกต่างจากเหล็กหล่ขาวที่มีปริมาณเปอร์เซ็นต์คาร์บอนใกล้เคียงกัน คือ ปริมาณร้อยละ 2.5 – 4.0 แกรไฟต์ในเหล็กหล่อเทาเกิดขึ้นจากการเย็นตัวอย่างช้า ๆ และด้วยอิทธิพลของซิลิกอน (Silicon, Si) ที่มีมากกว่าร้อยละ 1.5 ทำให้คาร์บอนส่วนใหญ่แยกตัวออกมารวมกันในรูปแกรไฟต์แบบแผ่นหรือเกล็ด (Flakes) ดังแสดงในรูปที่ 2.1 ก) ทำให้เห็นผิวเหล็กตรงรอยแตกเป็นสีเทา หากยังมีคาร์บอนในเหล็กที่เหลือจากการเกิดแกรไฟต์รวมตัวกันในลักษณะสารประกอบเชิงโลหะเรียกว่าซีเมนไทต์ (Cementite) เหมือนในเหล็กหล่ขาว (Fischer, Groß, Bührig-Polaczek, และ Bünck, 2015; Nadal, Roca, Fals, และ Zoqui, 2015; Theuwissen, Lacaze, และ Laffont, 2016)

2.1.2 เหล็กหล่อเหนียว (Ductile Iron)

เหล็กหล่อเหนียวหรือเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม เหล็กหล่อชนิดนี้เป็นเหล็กหล่อที่มีการเติมแมกนีเซียมระหว่างกระบวนการผลิต โดยแมกนีเซียมเปลี่ยนรูปร่างสัณฐานแกรไฟต์จากแผ่นเป็นกลม ดังแสดงในรูปที่ 2.1 ค) เนื่องจากแมกนีเซียมเข้าไปรวมตัวกับธาตุมลทินที่แทรกตัวอยู่ในโครงผลึกของแกรไฟต์ที่เป็นระบบเฮกซะโกนอลโคลสแพ็ค (Hexagonal closest-packed, HCP) ในระนาบปริซึม (Prism plane) ทำให้ระนาบปริซึมมีพลังงานอินเตอร์เฟซสูงขึ้น ดังนั้น การโตของแกรไฟต์เมื่อไม่มีธาตุมลทินอยู่ในโครงผลึกจะมีลักษณะเป็นทรงกลม ตามทฤษฎีของ กิบ-คูรี-วูล์ฟ (Gibbs-Curie-Wulf theory) (An และ คณะ, 2011; Elmabrouk, Irfan, และ Kalkanli, 2011; Stefanescu, Alonso, Larranaga, De la Fuente, และ Suarez, 2016)

2.1.3 เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอน (Compacted Graphite Iron)

เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอน เหล็กหล่อชนิดนี้เป็นเหล็กหล่อที่สมบัติอยู่ระหว่างเหล็กหล่อเทา และเหล็กหล่อเหนียว โดยกระบวนการผลิตเช่นเดียวกันกับการผลิตเหล็กหล่อเหนียว จะต่างกันในการควบคุมปริมาณแมกนีเซียมและซีเรียมให้อยู่ในค่าที่เหมาะสม ซึ่งจะต่ำกว่าการผลิตเหล็กหล่อเหนียว ร่วมกับอิทธิพลของธาตุมลทินที่มีผลทำให้แกรไฟต์ไม่กลมสมบูรณ์ ทำให้สัณฐานแกรไฟต์มีลักษณะคล้ายตัวหอนดังแสดงในรูปที่ 2.1 ข) (Boonmee และ Stefanescu, 2009; Boonmee และ Stefanescu, 2016)



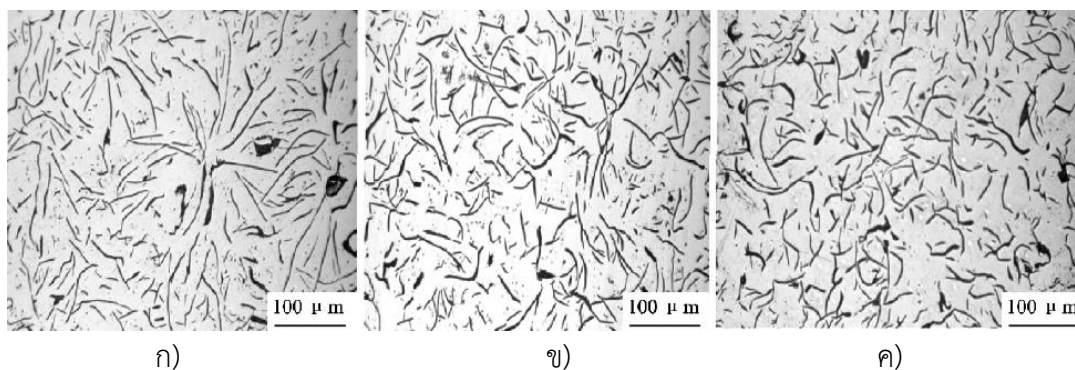
รูปที่ 2.1 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแกรไฟต์ ก) เหล็กหล่อเทา; ข) เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอน; ค) เหล็กหล่อแกรไฟต์กลม (Martin และ SI, 1979)

2.2 กระบวนการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์

เหล็กหล่อแกรไฟต์เป็นเหล็กหล่อที่มีแกรไฟต์เป็นส่วนหนึ่งของโครงสร้างจุลภาค โดยนิยมใช้เตาหลอมไฟฟ้าเหนี่ยวนำ วัสดุดิบที่ใช้ ได้แก่ เหล็กดิบ (Pig iron) จากกระบวนการถลุงที่มีคาร์บอนสูง และมีจุดหลอมตัวต่ำกว่าเหล็กกล้า ทางเดินน้ำโลหะจากชิ้นงานหล่อ (Return Scrap) มีธาตุผสมที่ต้องการเช่น คาร์บอน ซิลิกอน แมงกานีส ซัลเฟอร์ ฟอสฟอรัส และธาตุอื่น ๆ จากนั้นใส่ผงคาร์บูไรเซอร์ (Carburizer) และวัสดุดิบสุดท้ายคือเหล็กกล้า (Steel Scrap) ที่มีส่วนผสมทางเคมีของธาตุต่าง ๆ ต่ำ เหตุผลที่ต้องใส่เหล็กกล้าหรือเหล็กดิบในการหลอมเหล็กหล่อแกรไฟต์ทุกครั้ง เนื่องจากการเกิดแกรไฟต์ในเหล็กหล่อหลอมเหลวจำเป็นต้องมีนิวเคลียสที่เป็นสารประกอบของซิลิกอน ระหว่างหลอมเหล็กหล่อ นิวเคลียสซิลิกอนจะลอยขึ้นมาบนผิวหน้าเหล็กหล่อหลอมเหลว กลายเป็นซีตระกัรัน (Slag) ต้องถูกกำจัดออกไป ดังนั้น จึงมีการเพิ่มนิวเคลียสเทียมในเหล็กหล่อหลอมเหลว เมื่อหลอมเหล็กหล่อได้ตามส่วนผสมที่ต้องการแล้ว ก่อนการเทลงแบบหล่อต้องทำอินน็อกูเลชัน (Inoculation) โดยสารประกอบเฟอร์โรซิลิกอน (FeSi) ที่เรียกว่าอินน็อกูแลน (Inoculant) ทั้งนี้เงื่อนไขการผลิตของเหล็กหล่อแกรไฟต์แต่ละประเภทก็จะแตกต่างกันออกไป (Fengzhang, Fengjun, Weiming, Zhanhong, และ Baohong, 2009; Fischer และคณะ, 2015; Stefanescu, Alonso, Larranaga, Fuente, และ Suárez, 2018)

2.2.1 กระบวนการผลิตเหล็กหล่อเทา

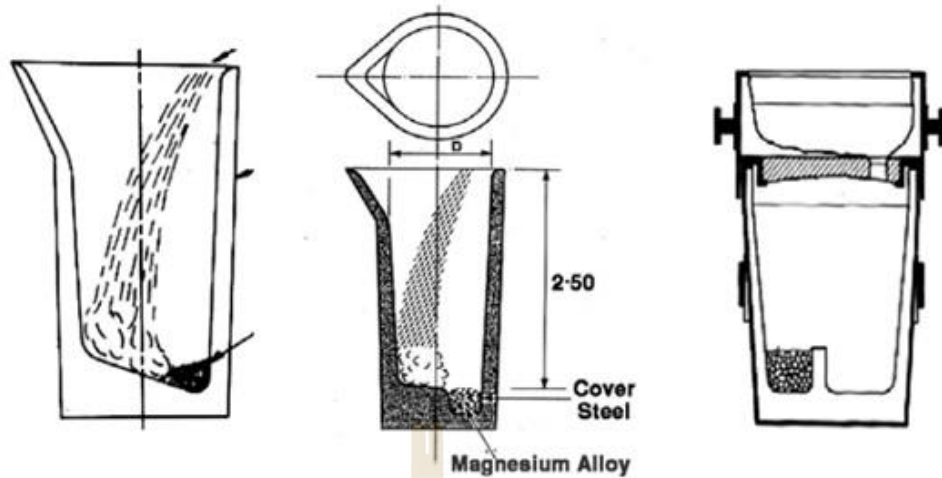
เหล็กหล่อเทาเป็นเหล็กหล่อแกรไฟต์ที่ผลิตโดยไม่ต้องผ่านกระบวนการแมกนีเซียม-ทรีทเม้นท์ ในเหล็กหล่อหลอมเหลวต้องมีซิลิกอนมากกว่าร้อยละ 1.5 และมีกำมะถันไม่ต่ำกว่าร้อยละ 0.03 เนื่องจากซิลิกอนเป็นธาตุที่ส่งเสริมการเกิดแกรไฟต์ โดยมีกำมะถันเป็นตัวช่วยให้แกรไฟต์มีรูปร่างเป็นแบบแผ่น การผลิตเหล็กหล่อเทามีการทำอินน็อกูเลชัน เพื่อให้ได้แกรไฟต์แผ่นชนิด A และไม่เกิดโครงสร้างเหล็กหล่อขาว (Chill) ขึ้นในโครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อแกรไฟต์ ดังแสดงในรูปที่ 2.2 มีงานวิจัยที่แสดงให้เห็นถึงผลของการทำอินน็อกูเลชันที่ส่งผลต่อสัญญาณแกรไฟต์แผ่นในเหล็กหล่อเทา โดยใช้อินน็อกูแลนทั่วไปกับอินน็อกูแลนที่มีสตรอนเซียม (Strontium, Sr) เป็นสารประกอบ เมื่อนำอินน็อกูแลนที่ผสมสตรอนเซียมในปริมาณร้อยละ 80 มาทำอินน็อกูเลชันในกระบวนการผลิตเหล็กหล่อเทาที่มีหน้าตัดชิ้นงานบาง ซึ่งเกิดคาร์ไบด์ (Carbide) ได้ง่ายจะทำให้คาร์ไบด์มีขนาดเล็กมาก (Micro-carbide) สามารถลดการสึกหรอของดอกเจาะได้ (Boonmee และ Mai-Ngam, 2018; Fengzhang และคณะ, 2009)



รูปที่ 2.2 ผลกระทบของอินทรีย์กุแลนทั่วไปกับอินทรีย์กุแลนสารประกอบต่อโครงสร้างจุลภาคของ เหล็กหล่อเทา ก) FeSi75 ; ข) Sr ; ค) 80%Sr+20%FeSi75 (Fengzhang และคณะ, 2009)

2.2.2 กระบวนการผลิตเหล็กหล่อเหนียว

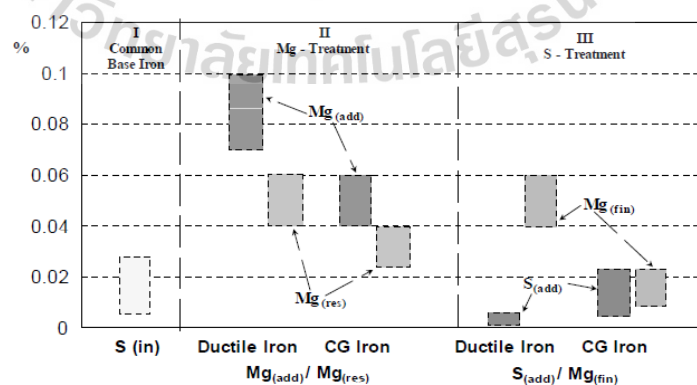
เหล็กหล่อเหนียวหรือเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม ต้องใช้วัตถุดิบที่มีปริมาณกำมะถันต่ำที่สุด เพื่อไม่ให้อิทธิพลของกำมะถันกระทบต่อการเกิดแกรไฟต์กลม ดังนั้น การหลอมเหล็กหล่อเหนียวต้องใช้เหล็กดิบ และใช้คาบูไรเซอร์ที่มีกำมะถันต่ำ ในกระบวนการผลิตเหล็กหล่อเหนียว ต้องมีการเติมแมกนีเซียมเพื่อให้แกรไฟต์เปลี่ยนจากแผ่นเป็นกลม จากงานวิจัยที่ผ่านมาแสดงให้เห็นว่าแมกนีเซียมทำหน้าที่ลดอิทธิพลของกำมะถัน และช่วยสร้างนิวเคลียสของแกรไฟต์กลม เหล็กหล่อเหนียวสามารถผลิตได้จากการเติมแมกนีเซียมในเหล็กหล่อหลอมเหลวที่มีปริมาณกำมะถันน้อยกว่าร้อยละ 0.03 – 0.06 โดยแมกนีเซียมจะกลายเป็นไอและบังคับให้คาร์บอนที่แยกตัวออกมาจากเหล็กหล่อหลอมเหลวกลายเป็นแกรไฟต์แบบกลมแทนแบบแผ่น กระบวนการเติมแมกนีเซียมมีหลายวิธี วิธีที่นิยมใช้และพบเห็นได้ทั่วไปคือ วิธีแบบเข้าเปิด (Open-ladle) เป็นวิธีที่ง่ายที่สุด โดยการนำแมกนีเซียมวางไว้ที่ก้นเข้า (Ladle) จากนั้น ใช้เศษเหล็กเหนียว (Steel Shot) ทับ กระบวนการนี้เรียกว่ากระบวนการแซนวิช (Sandwich Process) ดังแสดงในรูปที่ 2.3 กระบวนการแซนวิชเป็นกระบวนการที่สูญเสียแมกนีเซียมมากเพราะมีโอกาสที่แมกนีเซียมจะกลายเป็นไอและไม่ผสมกับเหล็กหล่อหลอมเหลว ทำให้ได้ปริมาณสารแมกนีเซียมตกค้างในเหล็กหล่อประมาณร้อยละ 50-60 (Elmabrouk และ คณะ, 2011; Hartung, White, Copi, Liptak, และ Logan, 2014; Ivan, Chisamera, และ Riposan, 2012; Lerner และ Panteleev, 2002)



รูปที่ 2.3 กระบวนการแมกนีเซียมทรีทเมนต์ที่ทั่วไปที่ใช้กระบวนการแซนด์วิซ
(Hartung และคณะ, 2014)

2.2.3 กระบวนการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวนอน

เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวนอนมีกระบวนการผลิตเช่นเดียวกับเหล็กหล่อเหนียว ทั้งในด้านวัตถุดิบที่ใช้ที่ต้องมีปริมาณกำมะถันต่ำ และต้องเติมแมกนีเซียม ที่แตกต่างกันคือการควบคุมปริมาณแมกนีเซียมคงค้าง ต้องอยู่ระหว่างร้อยละ 0.02 - 0.03 ซึ่งต่ำกว่าปริมาณควบคุมของเหล็กหล่อเหนียว หรือสามารถเติมกำมะถันให้มีปริมาณใกล้เคียงกับแมกนีเซียมคงค้าง ดังรูปที่ 2.4 (Boonmee และ Stefanescu, 2013; Chisamera และคณะ, 2002; Riposan, Chisamera, Kelley, Barstow, และ Naro, 2003)



รูปที่ 2.4 ปริมาณแมกนีเซียมและกำมะถันในการผลิตเหล็กหล่อเหนียวและเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวนอนในแต่ละเบ้า (Riposan และคณะ, 2003)

2.3 สมบัติของเหล็กหล่อแกรไฟต์

สมบัติของเหล็กหล่อขึ้นอยู่กับโครงสร้างจุลภาคทางโลหะวิทยาของเหล็กหล่อชนิดนั้น ในส่วนของสมบัติของเหล็กหล่อแกรไฟต์ขึ้นอยู่กับสัณฐานแกรไฟต์ (Stefanescu และคณะ, 2016)

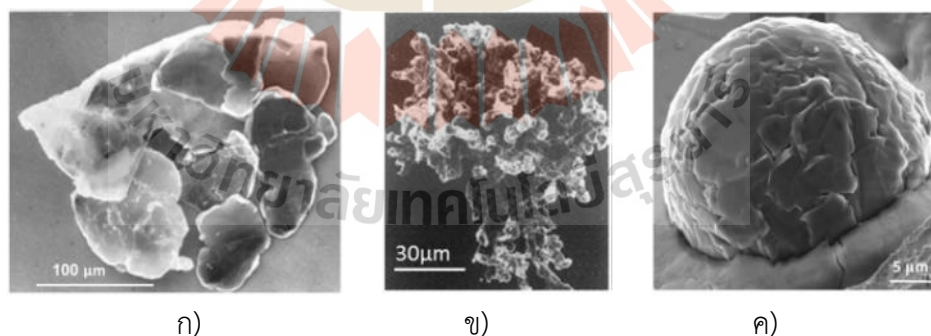
สมบัติของเหล็กหล่อเทา (GI) มาจากแกรไฟต์ที่มีลักษณะเป็นแผ่น (LG) และเชื่อมต่อกันเป็นโครงข่าย ดังรูปที่ 2.5 ก) โดยสมบัติของเหล็กหล่อเทาที่เด่นชัด คือ ทนต่อแรงอัด ทนต่อแรงสั่นสะเทือน ดูดซับเสียงได้ดี มีความแข็งไม่สูง ทำให้กลึง ไส ตัด เจาะได้ง่าย มีอุณหภูมิหลอมเหลวไม่สูง มีความสามารถในการไหลดี ทำให้หล่อชิ้นงานที่มีรูปร่างซับซ้อนได้ง่าย มีอัตราการขยายตัวต่ำ ดังตารางที่ 2.1 ทำให้หล่อชิ้นงานได้รูปร่างและขนาดที่แน่นอน ทนต่อการกัดกร่อนได้พอสมควร เนื่องจากแกรไฟต์แบบแผ่นมีลักษณะเชื่อมต่อกันเป็นโครงข่าย เมื่อเกิดการกัดกร่อนลึกลงไปถึงบริเวณที่เป็นแกรไฟต์การกัดกร่อนจะหยุด เนื่องจากแกรไฟต์เป็นวัสดุที่ไม่ถูกกัดกร่อนโดยสารละลายกรด และด้วยลักษณะของแกรไฟต์แบบแผ่นในเหล็กหล่อเทา ที่เป็นโครงข่ายเชื่อมต่อกันทำให้ระบายความร้อนได้ดี การใช้งานนิยมใช้ผลิตชิ้นส่วนของเครื่องจักร เช่น เสื้อสูบ งานเบรค แท่นฐาน เครื่องจักรกลต่าง ๆ เช่น ฐานเครื่องกลึง ทำปากกาจับชิ้นงาน และนิยมใช้ทำท่อส่งน้ำมันขนาดใหญ่ เป็นต้น (Collini และคณะ, 2008)

สมบัติของเหล็กหล่อเหนียว (DI) มาจากแกรไฟต์ที่มีลักษณะเป็นทรงกลม (SG) ดังรูปที่ 2.5 ค) มีความแข็งแรงสูงกว่าเหล็กหล่อแกรไฟต์ประเภทอื่น เนื่องจากแกรไฟต์ที่มีลักษณะเป็นทรงกลมสามารถลดความเค้นในโครงสร้างจุลภาคได้ แต่สมบัติด้านการนำความร้อน การต้านทานการกัดกร่อน และต้านทานแรงสั่นสะเทือนด้อยกว่าเหล็กหล่อเทา และเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน ดังตารางที่ 2.1 การใช้งานนิยมใช้ทำชิ้นส่วนเครื่องจักรที่ต้องการความแข็งแรง ความเหนียว และต้านทานต่อความล้าเป็นหลักเช่น เพลาลูกเบี้ยว เพลาข้อเหวี่ยง เพลาต่าง ๆ ของเครื่องจักร เป็นต้น (Boonmee, 2013; Goodrich และ Lobenhofer, 2002)

เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน (CGI) มีโครงสร้างแกรไฟต์ที่เป็นตัวหนอน (CG) ดังรูปที่ 2.5 ข) จึงมีสมบัติไม่เฉพาะทางเหมือนเหล็กหล่อเทา หรือเหล็กหล่อเหนียว โดยมีความแข็งแรง ความเหนียวมากกว่าเหล็กหล่อเทา แต่มีสมบัติการนำความร้อน การต้านทานการกัดกร่อน การต้านทานแรงสั่นสะเทือนที่ดีกว่าเหล็กหล่อเหนียว ดังตารางที่ 2.1 การใช้งานนิยมใช้ทำชิ้นส่วนรถยนต์เช่น เสื้อสูบเครื่องยนต์ หรือใช้ทดแทนชิ้นส่วนที่เป็นเหล็กหล่อเทาในเครื่องจักร เพื่อลดน้ำหนักของชิ้นงาน เป็นต้น (Boonmee และ Stefanescu, 2010, 2013) (Stefanescu และคณะ, 2016) (Collini และคณะ, 2008)

ตารางที่ 2.1 เปรียบเทียบสมบัติเชิงกลของ เหล็กหล่อเทา เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน เหล็กหล่อเหนียว ที่มีโครงสร้างเนื้อพื้นเป็นเฟิร์ลไลต์ (Boonmee, 2013; Boonmee และ Stefanescu, 2010; Collini และคณะ, 2008)

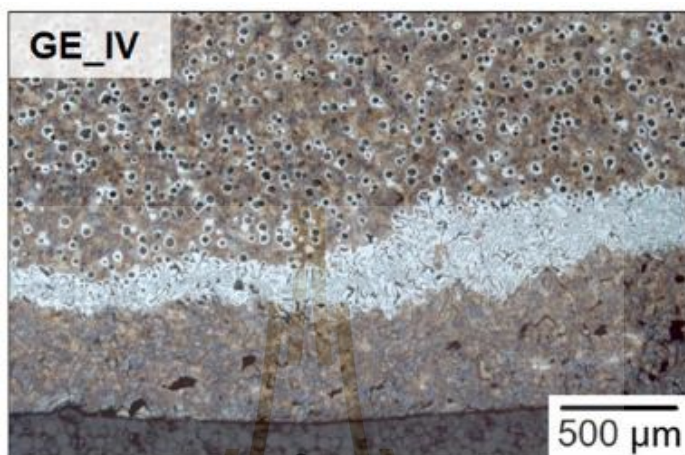
สมบัติของวัสดุ	เหล็กหล่อเทา	เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน	เหล็กหล่อเหนียว
Tensile strength (MPa)	250	450	750
Elastic modulus (GPa)	105	145	160
Elongation (%)	0	1.5	5
Thermal conductivity (W/m.K)	48	37	28
Relative damping capacity	1	0.35	0.22
Hardness (HV)	208	240	286
R-B fatigue (MPa)	110	200	250
Yield Strength (0.2%)	160	380	425



รูปที่ 2.5 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของแกรไฟต์ใน (ก) เหล็กหล่อเทา (ข) เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน (ค) เหล็กหล่อเหนียว (Stefanescu และคณะ, 2016)

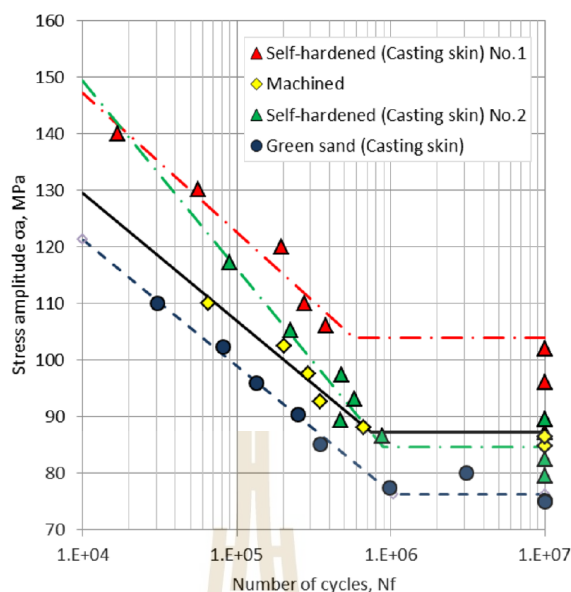
เหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ (DGI) สมบัติของเหล็กหล่อชนิดนี้จะขึ้นอยู่กับโครงสร้างของชั้นเชื่อมแกรไฟต์เป็นหลัก จากงานวิจัยที่เกี่ยวกับชั้นผิวหล่อที่เกิดการเชื่อมของแกรไฟต์ขึ้น พบว่า

ชั้นแกรไฟต์แผ่นที่เกิดขึ้นที่ผิวของเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ ส่งผลต่อความต้านทานความล้าของชิ้นงาน เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคที่ถัดจากชั้นเสื่อมของผิวชิ้นงานที่เกิดการเสื่อมของแกรไฟต์ จะเป็นโครงสร้างเฟอร์ไรต์ที่เป็นสีขาว (Ferritic rim) ดังรูปที่ 2.6



รูปที่ 2.6 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่ผ่านการกัดกรดของชิ้นงานที่สัมผัสกับไส้แบบที่เคลือบด้วยกำมะถัน และผ่านการทำเพอร์ลิไทเซชัน (Kutz, Martin, และ Bührig-Polaczek, 2020)

ซึ่งจะทำให้ความต้านทานความล้าลดลง จากงานวิจัยที่เกี่ยวข้องพบว่าในบริเวณผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับแบบทรายชิ้นเกิดเป็นโครงสร้างเฟอร์ไรต์ เนื่องจากความชื้นคือน้ำที่มีออกซิเจนเป็นส่วนประกอบ และออกซิเจนเป็นหนึ่งในธาตุมลทินส่งผลให้เกิดการเสื่อมของแกรไฟต์ ทำให้บริเวณดังกล่าวมีโครงสร้างพื้นฐานเป็นเฟอร์ไรต์ ดังนั้น บริเวณที่เกิดการเสื่อมของแกรไฟต์จะมีความต้านทานความล้าต่ำดังรูปที่ 2.7 (Boonmee และ Stefanescu, 2013; Kutz และคณะ, 2020; Nasu, Fujita, Furusato, Yamada, และ Hiratsuka, 2017)



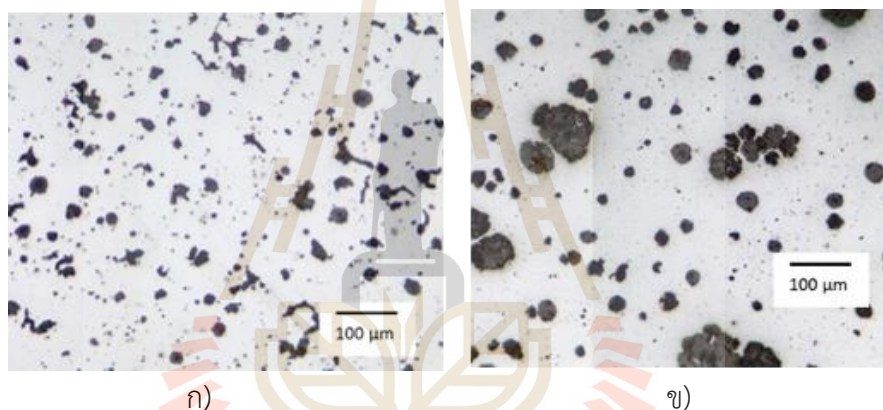
รูปที่ 2.7 S-N diagram ของชิ้นงานทดสอบความล้า (Nasu และคณะ, 2017)

2.4 การเกิดแกรไฟต์ในเหล็กหล่อ

การเกิดแกรไฟต์ในเหล็กหล่อเริ่มต้นจาก การเกิดนิวเคลียสของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อ หลอมเหลว โดยมีอิทธิพลมาจากอันเดอร์คูลิ่ง (Undercooling) ส่งผลต่อจำนวนนิวเคลียส และการเติบโตของออสเทนไนต์เซลล์ (Austenite Cell) นิวเคลียสแกรไฟต์แบบแผ่นในเหล็กหล่อเทา เกิดจากการทำอินน็อกูเลชัน (Inoculation) โดยมีธาตุแคลเซียม (Ca) แบเรียม (Ba) เป็นส่วนประกอบในสารอินน็อกูเลชัน นอกจากออกไซด์ของซิลิกอน (SiO_2), ออกไซด์ของแคลเซียม (CaO) และออกไซด์ของอลูมิเนียม (Al_2O_3) แล้วยังมีออกไซด์ของแรร์เอิร์ธ (Rare-earth Oxide) จากอินน็อกูเลนต์ที่เป็นนิวเคลียสของแกรไฟต์แบบแผ่นในเหล็กหล่อเทา ในส่วนของแกรไฟต์กลมในเหล็กหล่อ เหนียว จากทฤษฎี “ดับเบิลเลเยอร์ (Double-layered)” นิวเคลียสแกรไฟต์กลม จากการวิเคราะห์ โดยใช้ เทคนิคจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกนนิ่ง (Scanning Electron Microscopy, SEM) ทำให้ทราบว่า มีสารประกอบออกไซด์ของซัลเฟอร์ (Sulfur Oxide) เป็นแกนกลางนิวเคลียสแกรไฟต์กลม และมีสารประกอบออกไซด์เชิงซ้อน (Mg-Al-Si-Ti Oxide) เป็นเปลือกของนิวเคลียสแกรไฟต์กลม จากนั้นคาร์บอนอิสระที่ละลายอยู่ในเหล็กหล่อหลอมเหลว จึงเข้ามาจับตัวกับนิวเคลียสและเติบโตไปเป็นแกรไฟต์แต่ละชนิดตามนิวเคลียส (Moumeni, 2013; Stefanescu, 2002; Stefanescu และ คณะ, 2016)

สัณฐานแกรไฟต์แตกต่างกัน ขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมี และอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อ แกรไฟต์ดังรูปที่ 2.8 โดยมี 2 ลักษณะคือ สัณฐานแกรไฟต์แบบไฮโปยูเทคติก (Hypoeutectic) และ

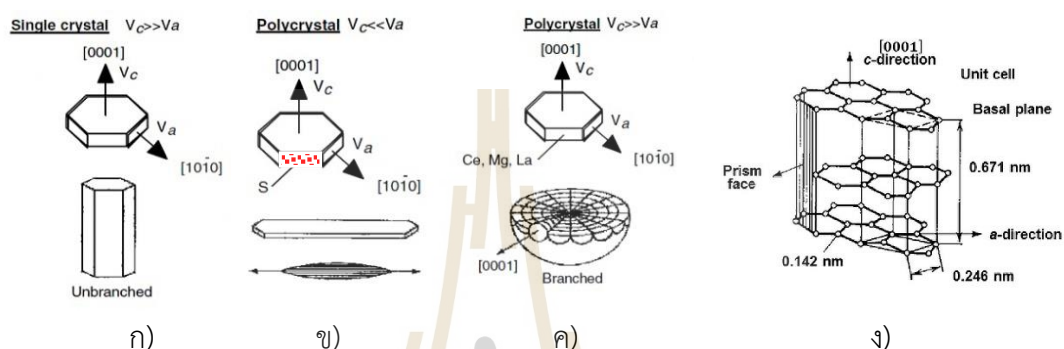
สัณฐานแกรไฟต์แบบไฮเปอร์ยูเทคติก (Hypereutectic) หากพิจารณาจากแผนภูมิสมดุล (Equilibrium diagram) ของเหล็ก และแกรไฟต์ พบว่าเหล็กหล่อไฮโปยูเทคติก เกิดแกรไฟต์เมื่อเย็นตัวผ่านอุณหภูมิปฏิกิริยายูเทคติก (Eutectic temperature) ส่วนเหล็กหล่อไฮเปอร์ยูเทคติกเกิดแกรไฟต์เมื่อการเย็นตัวผ่านอุณหภูมิวิกฤต (Liquidus temperature) ดังนั้นขนาด และตำแหน่งการเกิดแกรไฟต์ของเหล็กหล่อแกรไฟต์จึงแตกต่างกัน โดยที่แกรไฟต์ที่เกิดในส่วนผสมของไฮเปอร์ยูเทคติก มีขนาดใหญ่เรียกว่าไพรมารีแกรไฟต์ (Primary Graphite) ส่วนแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นในส่วนผสมไฮโปยูเทคติกเรียกว่ายูเทคติกแกรไฟต์ (Eutectic Graphite) (Kanetkar, Chen, Stefanescu, และ El-Kaddah, 1988; Fischer และคณะ, 2015; Nadal และคณะ, 2015; Vadiraj, Balachandran, Kamaraj, และ Kazuya, 2011) (Moumeni, 2013; Stefanescu, 2002; Stefanescu และคณะ, 2016)



รูปที่ 2.8 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียว (ก) ไฮโปยูเทคติก, (ข) ไฮเปอร์ยูเทคติก
(Boonmee และ Rassamipat, 2023)

สัณฐานแกรไฟต์มาจากอิทธิพลของธาตุมลทินที่เจืออยู่ในเหล็กหล่อหลอมเหลว หากมีธาตุมลทินอยู่ในระดับหนึ่งจะทำให้สัณฐานแกรไฟต์ขยายตัวในลักษณะแผ่น โดยธาตุมลทินจะเข้าไปแทรกตัวในโครงผลึกของแกรไฟต์ที่เป็นเอกซะโกนอลโคลสแพก (Hexagonal close pack, HCP) ในระนาบของปริซึม (Prism plane) ทำให้ในระนาบปริซึมมีพลังงานลดลง ต่ำกว่าระนาบบาซอล (Basal plane) จากงานวิจัยที่เกี่ยวข้องกล่าวว่า หากไม่มีธาตุมลทินมารบกวนการโตของแกรไฟต์ แกรไฟต์จะโตไปในทิศทาง $[0001]$ ทำให้มีลักษณะเป็นทรงกลม (Spheroidal) แต่ถ้าธาตุมลทินมารบกวนแกรไฟต์จะโตไปในทิศทาง $[10\bar{1}0]$ ทำให้สัณฐานแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นในทิศทางนี้มีลักษณะเป็นแผ่น (Flake) และเชื่อมต่อกันเป็นโครงข่าย ดังรูปที่ 2.9 ธาตุมลทินที่มีผลต่อการโตของแกรไฟต์ คือ กำมะถัน, ออกซิเจน และไนโตรเจน ซึ่งในเหล็กดิบมีธาตุมลทินผสมอยู่ในปริมาณหนึ่ง เมื่อผลิต

เหล็กหล่อที่มีปริมาณซิลิกอนที่กำหนด จะได้สัณฐานแกรไฟต์แบบแผ่น ดังนั้นจึงมีการใช้แมกนีเซียมหรือซีเรียมมากำจัดธาตุมลทินเหล่านี้ออกไป โดยรวมตัวกับธาตุมลทินที่อยู่ในระนาบปริซึม เรียกว่า สารที่ทำให้เกิดแกรไฟต์กลมว่า สเฟียรอยไดเซอร์ (Spheroidizer) (An และคณะ, 2011; Boonmee และ Mai-Ngam, 2017; Ivan และ คณะ, 2012; Lekakh และ คณะ, 2012; Martin และ SI, 1979; Riposan และคณะ, 2003; Stefanescu และคณะ, 2016)



รูปที่ 2.9 ลักษณะการโตของแกรไฟต์ในเงื่อนไขต่างๆ (ก) ไม่มีสารเจือปนในระบบผลึกเดี่ยว, (ข) มีธาตุมลทินเจือปนทำให้การโตออกไปทางระนาบปริซึม, (ค) เมื่อเติมสารสเฟียรอยไดเซอร์เพื่อไปรวมตัวกับธาตุมลทิน, (ง) ระบบผลึกของแกรไฟต์ (Stefanescu และคณะ, 2016)

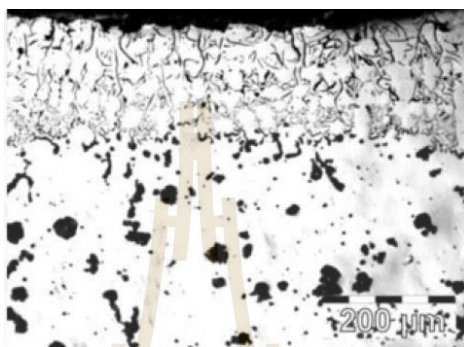
2.5 การเสื่อมของแกรไฟต์กลม

การเสื่อมของแกรไฟต์กลมในเหล็กหล่อเหนียวสามารถเกิดได้ในกระบวนการผลิต ทั้งก่อนและเกิดหลังจากเทเหล็กหล่อหลอมเหลวลงแบบหล่อ (Lekakh และคณะ, 2012)

การเสื่อมของแกรไฟต์ก่อนเทเหล็กหล่อหลอมเหลวลงแบบหล่อ การผลิตเหล็กหล่อเหนียวมีการทำแมกนีเซียมทรีทเมนท์เพื่อทำให้เกิดแกรไฟต์กลม หากปริมาณแมกนีเซียมคงค้าง (Mg Recovery) และสัดส่วนของแมกนีเซียมต่อกำมะถัน (Mg/S ratio) ลดลง เนื่องจากมีกำมะถันในเหล็กหล่อหลอมเหลวสูง เกิดการเสื่อมของแมกนีเซียม (Magnesium Fading) ตลอดจนเหล็กหล่อหลอมเหลวที่ถ่ายลงเข้าทรีตมีปริมาณมากเกินไป ส่งผลให้สัณฐานแกรไฟต์จากกลมกลายเป็นแผ่นหรือแกรไฟต์ตัวหอนอนได้ (Chisamera และคณะ, 2002; Elmabrouk และคณะ, 2011; Lerner และ Pantelev, 2002; Martin และ SI, 1979)

การเกิดการเสื่อมของแกรไฟต์หลังเทลงแบบส่วนใหญ่เกิดที่ผิวชิ้นงาน เนื่องจากธาตุมลทินที่ผสมอยู่ในแบบทราย เช่น กำมะถันที่มาจากการใช้ทรายฟูราน (Furan sand) ที่ใช้ PTSA (*p*-Toluene sulfonic acid) เป็นส่วนผสมของตัวประสานแข็ง ออกซิเจนที่เป็นส่วนประกอบของน้ำที่อยู่ใน

แบบทรายขึ้น (Green sand) และไนโตรเจนที่อยู่ในตัวประสานทรายปั้นแบบอัลคาไรเรซิน (Alkaline Resin) โดยธาตุมลทินที่พบมากในงานวิจัยที่ผ่านมาคือกำมะถัน (Sulfur) ทำให้สัดส่วนของแมกนีเซียมต่อกำมะถันในบริเวณที่เหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวสัมผัสลดลง ส่งผลให้สัณฐานแกรไฟต์ทรงกลมกลายเป็นแบบแผ่นหรือแกรไฟต์ตัวหนอนได้เช่นกันดังรูปที่ 2.10 (Ivan และคณะ, 2012; Ivan, Chisamera, และ Riposan, 2013; Martin และ Si, 1979; Xiaogan, Jin, Xuqi, และ Yaoke, 1992)



รูปที่ 2.10 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่เย็นตัวในแบบทรายฟูราน (Ivan และคณะ, 2012)

กลไกการเชื่อมแกรไฟต์จากกลมเป็นแผ่น เกิดขึ้นเมื่อเพิ่มกำมะถันในเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลว หรือแมกนีเซียมคงค้างลดลง ทำให้สัดส่วนของแมกนีเซียมกับกำมะถันลดลง และเมื่อปริมาณแมกนีเซียมไม่เพียงพอที่รวมตัวกับกำมะถัน ทำให้กำมะถันแทรกตัวในโครงสร้างผลึกของแกรไฟต์ที่เป็นเฮกซะโกนอลโคเลสแพก ในระนาบของปริซึม และทำให้ในระนาบปริซึมมีพลังงานลดลงต่ำกว่าระนาบบาซอล ส่งผลให้แกรไฟต์โตไปในทิศทาง $[10\bar{1}0]$ สัณฐานแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นมีลักษณะเป็นแผ่นและเชื่อมต่อกันเป็นโครงข่าย (Ivan และคณะ, 2012, 2013; Stefanescu และคณะ, 2016)

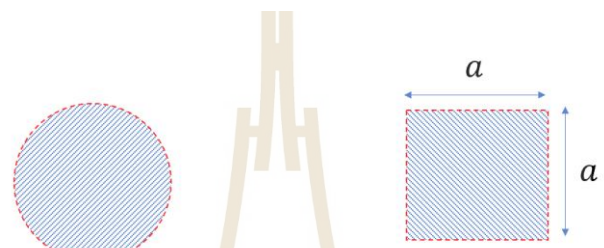
2.6 การวิเคราะห์รูปร่างสัณฐานแกรไฟต์

งานวิจัยนี้ใช้โปรแกรมวิเคราะห์ภาพ (Image Analysis) จำแนกรูปร่างสัณฐานของแกรไฟต์ โดยโปรแกรมจะระบุค่าในรูปที่นำมาแทนค่าในสมการโดยค่าที่ได้จะเรียกว่าแฟคเตอร์รูปร่าง (Shape Factor) ประกอบด้วย ความกลม (Circularity, Circ) สัดส่วนรูปร่าง (Aspect ratio, AR) และความมน (Roundness, Round) เพื่อแบ่งชั้นแกรไฟต์เชื่อมออกจากชั้นสัณฐานของแกรไฟต์กลม โดยสูตรการคำนวณดังต่อไปนี้ (Friess และคณะ, 2020; Rueden และคณะ, 2017; Shi, Yang, Li, Tao, และ Ma, 2020)

สมการความกลม (Circularity, *Circ*)

$$Circ = 4\pi \times \frac{Area}{Perimeter^2} \quad (2.1)$$

ความกลมเป็นค่าความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่ของรูป (Area) และเส้นรอบรูป (Perimeter) โดยหากค่านี้มีค่าน้อยกว่า 1.0 แสดงว่ารูปนี้ไม่เป็นทรงกลม ยิ่งค่าใกล้ 1.0 แสดงว่ากลมมากขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 2.11



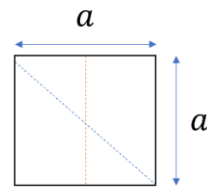
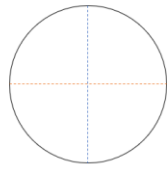
$$4\pi \times \frac{\pi r^2}{(2\pi r)^2} = 1 \quad 4\pi \times \frac{a \times a}{(2a + 2a)^2}; \frac{4\pi}{(4a)^2} < 1$$

รูปที่ 2.11 การพิสูจน์นิยามของความกลม

สมการสัดส่วนรูปร่าง (Aspect ratio, *AR*)

$$AR = \frac{Major Axis}{Minor Axis} \quad (2.2)$$

สัดส่วนรูปร่างเป็นค่าความสัมพันธ์ระหว่างเส้นตรงที่ลากระหว่างขอบรูปที่ยาวที่สุดและสั้นที่สุด โดยหากค่านี้มีค่ามากกว่า 1.0 แสดงว่ารูปนี้ไม่เป็นทรงกลม ยิ่งค่าใกล้ 1.0 แสดงว่ากลมมากขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 2.12



$MajorAxis = Minor Axis = D$ $MajorAxis > Minor Axis$

$$\frac{D}{D} = 1$$

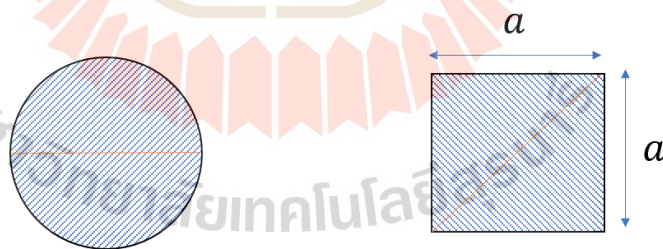
$$\frac{a\sqrt{2}}{a} > 1$$

รูปที่ 2.12 การพิสูจน์นิยามของสัดส่วนรูปร่าง

สมการความมน (Roundness, *Round*)

$$Round = 4 \times \frac{Area}{\pi \times Major Axis^2} \quad (2.3)$$

ความมนเป็นค่าความสัมพันธ์ระหว่างเส้นตรงที่ลากระหว่างขอบรูปที่ยาวที่สุดและพื้นที่ของรูปนั้น โดยหากค่านี้มีค่าน้อยกว่า 1.0 แสดงว่ารูปนี้ไม่เป็นทรงกลม ยิ่งค่าใกล้ 1.0 แสดงว่ากลมมากขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 2.13



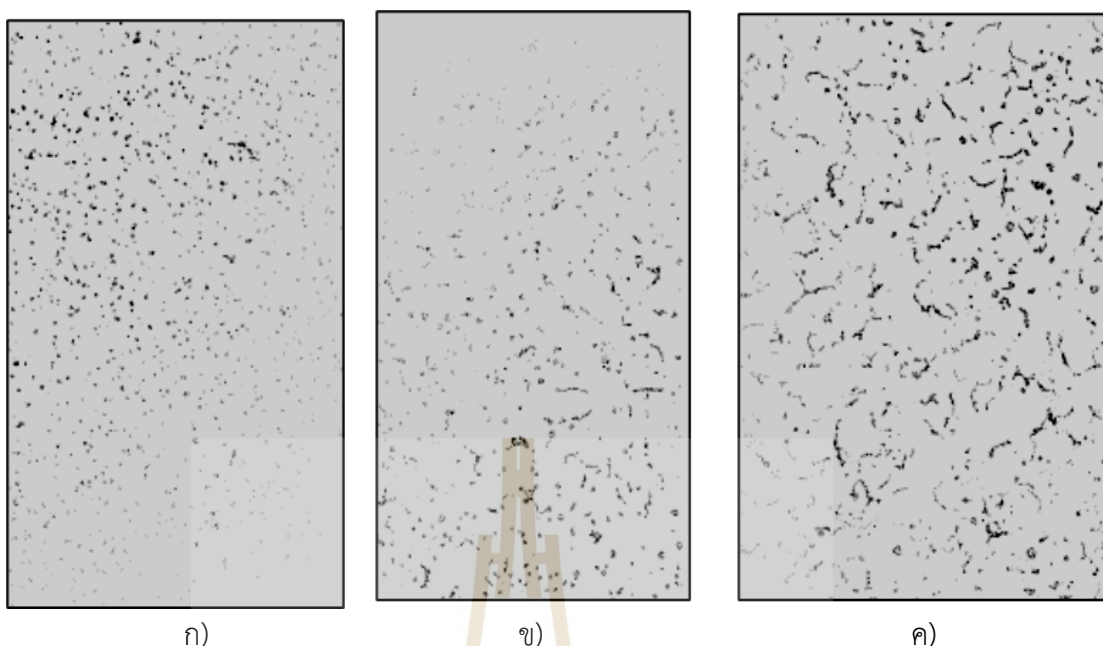
$$4 \times \frac{\pi r^2}{\pi \times (2r)^2}; \frac{4\pi r^2}{4\pi r^2} = 1 \quad 4 \times \frac{a \times a}{\pi \times (a\sqrt{2})^2}; \frac{4a^2}{\pi \times 2a^2} < 1$$

รูปที่ 2.13 การพิสูจน์นิยามของความมน

2.7 การผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่

เหล็กหล่อแกรไฟต์คู่เป็นเหล็กหล่อที่มีสัดส่วนแกรไฟต์ 2 ชนิด ที่แบ่งชั้นกันระหว่างแกรไฟต์แผ่นและแกรไฟต์กลม โดยเงื่อนไขการเกิดแกรไฟต์นั้นแบ่งออกเป็นอิทธิพลของการเย็นตัวและอิทธิพลของธาตุมลทิน โดยมีงานวิจัยที่เกี่ยวข้องดังต่อไปนี้

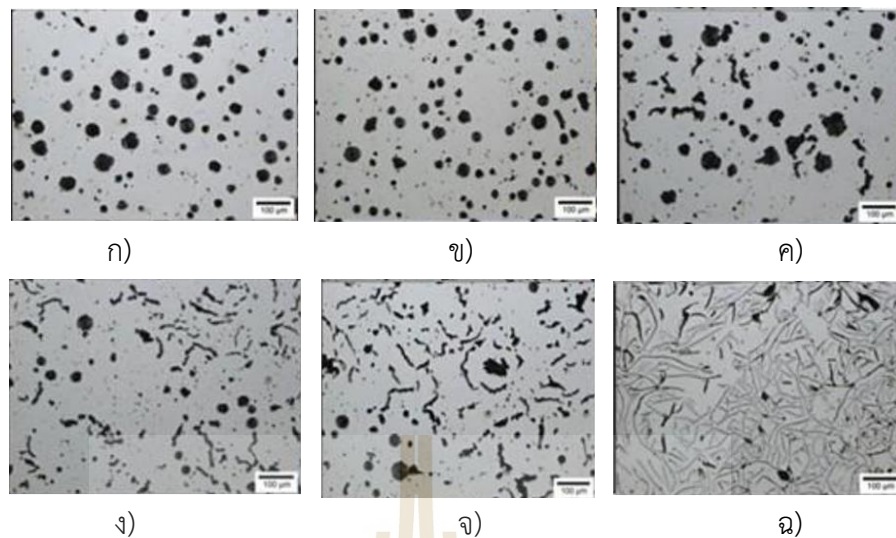
อิทธิพลของการเย็นตัว เพื่อผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ เกิดขึ้นในปี 1989 กับชิ้นงานท่อส่งกรดกำมะถันเข้มข้น ผู้วิจัยต้องการท่อที่เป็นชิ้นเดียว (Monolithic iron pipe) เริ่มแรกท่อชนิดนี้ใช้เหล็กหล่อเทาในการผลิต เพราะเหล็กหล่อเทานั้นสามารถทนกรดกำมะถันความเข้มข้นร้อยละ 95 ที่มีอุณหภูมิ 120-150° C และไหลด้วยความเร็วสูงกว่า 3 – 4 เมตรต่อวินาทีได้ หากต้องการความแข็งแรงเพื่อทนต่อแรงดันสูงภายในท่อ จำเป็นต้องใช้ท่อเหล็กหล่อเทาที่มีความหนา ทางผู้วิจัยจึงทดลองใช้เหล็กหล่อเหนียว ผลที่ได้คือที่ความหนาเท่ากันกับเหล็กหล่อเทา เหล็กหล่อเหนียวใช้งานรับแรงดันได้มากกว่า หากใช้กรดกำมะถันเข้มข้นไหลด้วยความเร็วดังกล่าว ท่อเหล็กหล่อเหนียวเกิดการสึกกร่อนมากกว่าท่อเหล็กหล่อเทา ดังนั้นทางผู้วิจัยจึงใช้กระบวนการ “DeLavaud” ซึ่งเป็นกระบวนการนำความร้อนในกระบวนการหล่อเหวี่ยง (Centrifugal Casting) ประเภทหนึ่งที่ใช้หล่อเย็นที่ผิวแบบหล่อ เพื่อให้ผิวเหล็กหล่อภายนอกเกิดการแข็งตัวเร็วกว่าภายในท่อ โดยที่ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อได้แก่คาร์บอนร้อยละ 3.0 ซิลิกอนร้อยละ 1.8 กำมะถันร้อยละ 0.006 และเติมแมกนีเซียมให้เป็นเหล็กหล่อเหนียว โดยมีแมกนีเซียมคงค้าง ร้อยละ 0.019 - 0.026 ปรากฏว่าชิ้นงานที่มีความหนา 1 นิ้ว เกิดการแบ่งชั้นสัดส่วนของแกรไฟต์ระหว่างบริเวณผิวที่ติดกับผนังแบบหล่อที่มีการเย็นตัวเร็ว และบริเวณผิวท่อด้านในที่มีการเย็นตัวช้ากว่า โดยบริเวณที่มีการเย็นตัวเร็วสัดส่วนแกรไฟต์จะเป็นทรงกลม สำหรับด้านในที่ยื่นตัวช้ากว่ามีสัดส่วนของแกรไฟต์เป็นแบบแผ่น ตัวหนอนและทรงกลมอยู่รวมกัน ดังรูปที่ 2.14 โครงสร้างเหล็กหล่อในลักษณะนี้สามารถทนต่อการกัดกร่อนของกรดกำมะถันความเข้มข้นร้อยละ 95 ที่มีอุณหภูมิ 120-150° C และไหลด้วยความเร็วสูงกว่า 3-4 เมตรต่อวินาที ได้ดีกว่าท่อเหล็กหล่อเหนียว ผู้วิจัยเรียกท่อเหล็กหล่อประเภทนี้ว่า ท่อเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ ดังนั้นอิทธิพลจากการเย็นตัวจะทำให้แกรไฟต์แผ่นมีลักษณะคล้ายแกรไฟต์กลม โดยการใช้การเย็นอย่างรวดเร็วด้วยน้ำบริเวณผนังแบบหล่อ ส่งผลให้แกรไฟต์แผ่นบริเวณนั้นไม่สามารถขยายตัวเป็นแผ่นยาว และประสานกันเป็นโครงข่ายได้ เกิดเป็นเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่



รูปที่ 2.14 สัณฐานของแกรไฟต์ในท่อที่ผลิตด้วยกระบวนการหล่อเหวี่ยงที่ใช้การนำความร้อนที่ผิวแบบหล่อด้วยน้ำ (ก) ด้านนอก (ข) ระหว่างด้านนอกและด้านใน (ค) ด้านใน (Malizio และ Jennings, 1989)

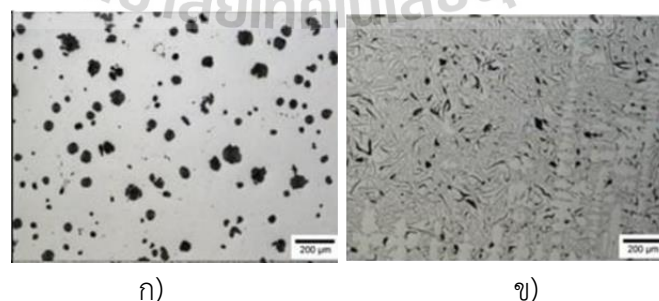
อิทธิพลของกำมะถันต่อการเกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่มีการทดลองมาตั้งแต่ปี 2012 ถึงปัจจุบัน โดยในปี 2012 Lekakh และคณะได้ทดลองผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่จากอิทธิพลของกำมะถัน โดยแบ่งการทดลองออกเป็น 4 การทดลองดังนี้

การทดลองที่ 1 ทดลองหล่อเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่โดยผสมเฟอร์โรซิลเฟอร์ (FeS_2) ในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมหลอมเหลวผ่านกระบวนการแมกนีเซียมทรีทเมนต์จำนวน 5 เบ้า โดยเฟอร์โรซิลเฟอร์ที่ใส่ลงไปในแต่ละเบ้ามีปริมาณแตกต่างกันในแต่ละเบ้า ผลที่ได้จากการทดลองคือ จากรูปที่ 2.15 แสดงให้เห็นความแตกต่างของชิ้นงานที่เติมเฟอร์โรซิลเฟอร์แตกต่างกัน เกิดการเชื่อมสัณฐานแกรไฟต์กลมเกิดขึ้นทั้งชิ้นงาน เปลี่ยนไปเป็นสัณฐานแกรไฟต์ตัวหอนและแกรไฟต์แผ่น ตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณเฟอร์โรซิลเฟอร์ที่ใส่ในแต่ละเบ้า ดังนั้น วิธีการผลิตของการทดลองที่ 1 ไม่สามารถผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ได้ แต่ทำให้ทราบว่าปริมาณเฟอร์โรซิลเฟอร์ที่ร้อยละ 0.14 สามารถเปลี่ยนแปลงสัณฐานแกรไฟต์จากกลมเป็นแบบแผ่นทั้งชิ้นงาน



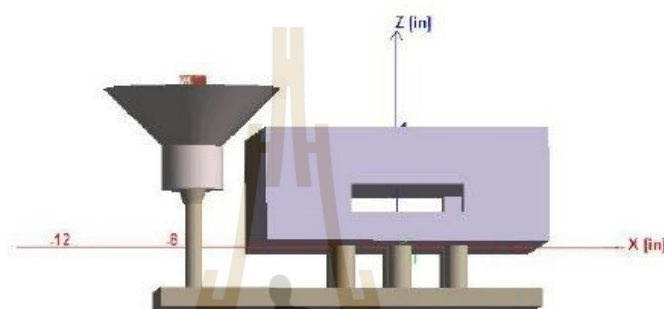
รูปที่ 2.15 โครงสร้างจุลภาคของการทดลองที่ 1 ทั้ง 5 เบ้าโดย (ก) เหล็กหล่อเหนียวก่อนผสม FeS_2 , (ข) ผสม FeS_2 0.02%, (ค) ผสม FeS_2 0.05%, (ง) ผสม FeS_2 0.1%, (จ) ผสม FeS_2 0.1%+ CuO 0.1%, ฉ) ผสม FeS_2 0.14% (Lekakh และคณะ, 2012)

การทดลองที่ 2 ทดลองหล่อเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่โดยผสมเฟอร์โรซิลเฟอร์ในเหล็กหล่อที่ผ่านกระบวนการแมกนีเซียมทรีทเมนต์จำนวน 5 แบบ โดยใช้เฟอร์โรซิลเฟอร์ลงในแบบด้วยวิธีอินสตรีม (Instream) ที่ปริมาณแตกต่างกัน ผลที่ได้จากการทดลองคล้ายกับการทดลองที่ 1 คือเกิดการเปลี่ยนแปลงสัณฐานแกรไฟต์จากกลมเป็นแบบแผ่นทั้งชิ้นงานทุกแบบ ดังนั้น วิธีการผลิตของการทดลองที่ 2 ไม่สามารถผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ได้ แต่การทดลองนี้ทำให้ทราบว่าปริมาณกำมะถันที่ละลายอยู่ในเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวร้อยละ 0.02-0.03 สามารถเปลี่ยนแปลงสัณฐานแกรไฟต์จากกลมเป็นแบบแผ่นทั้งชิ้นงาน ดังรูปที่ 2.16



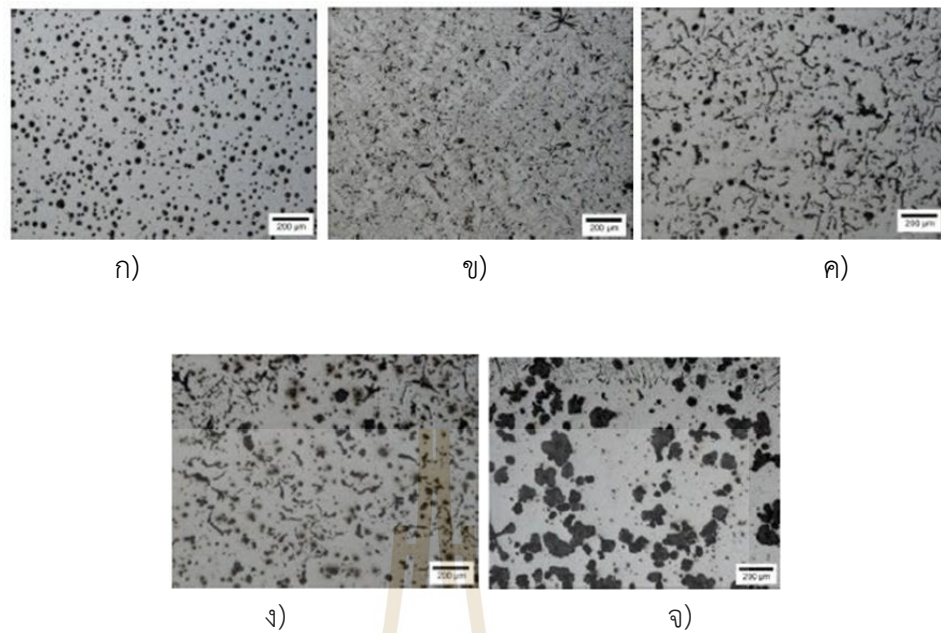
รูปที่ 2.16 โครงสร้างจุลภาคของการทดลองที่ 2 ทั้ง 5 แบบโดย (ก) เหล็กหล่อเหนียวก่อนผสม FeS_2 , (ข) ผสม Instream FeS_2 โดยมีปริมาณกำมะถันอยู่ร้อยละ 0.028 – 0.034 ในชิ้นงานทดสอบ (Lekakh และคณะ, 2012)

การทดลองที่ 3 ทดลองหล่อเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่โดยผสมเฟอร์โรซิลเฟอร์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมหลอมเหลวที่ผ่านกระบวนการแมกนีเซียมทรีทเมนต์ โดยใช้เฟอร์โรซิลเฟอร์ลงในแบบด้วยวิธีอินสตรีมและหยุดการเติมเมื่อเวลาผ่านไปครึ่งหนึ่งของเวลาเท รูปแบบการไหลของเหล็กหล่อหลอมเหลวเป็นแบบจากล่างขึ้นบน (Bottom-Up) จากนั้นนำชิ้นงานที่ผ่านการหล่อมาตรวจสอบในแต่ละส่วนของชิ้นงานดังรูปที่ 2.17 ได้แก่ ทางวิ่งน้ำโลหะ ด้านล่างชิ้นงาน ส่วนกลางชิ้นงาน และด้านบนของชิ้นงาน



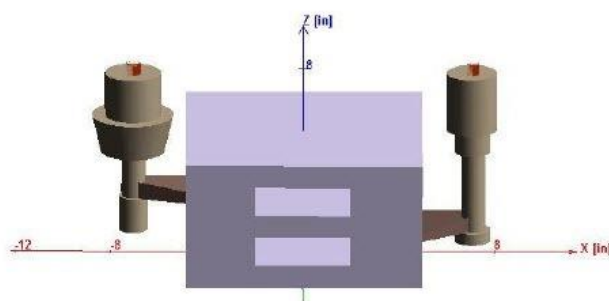
รูปที่ 2.17 ภาพจำลองแบบหล่อที่ใช้ในการทดลองที่ 3 (Lekakh และคณะ, 2012)

จากรูปที่ 2.18 เหล็กหล่อหลอมเหลวในเข้าที่ยังไม่ผ่านการอินสตรีมโครงสร้างเป็นเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมสมบูรณ์ ส่วนระบบทางวิ่งน้ำโลหะมีสัญญาณของแกรไฟต์เป็นแบบแผ่น ในส่วนด้านล่างและในส่วนกลางชิ้นงานนั้น สัญญาณของแกรไฟต์เป็นแบบแผ่น และแบบตัวหนอนรวมกัน ในส่วนบนของชิ้นงานมีสัญญาณของแกรไฟต์ตัวหนอนที่มีลักษณะเป็นก้อนใหญ่ แตกต่างจากส่วนล่างและส่วนกลางที่โครงสร้างแกรไฟต์ตัวหนอนเป็นเส้นยาว จากการทดลองทำให้ทราบว่าในชิ้นงานส่วนบนเกิดการแยกตัวของสัญญาณของแกรไฟต์ หากปริมาณกำมะถันในเหล็กหล่อหลอมเหลวไม่เพียงพอให้เกิดสัญญาณของแกรไฟต์ที่ต้องการ กระบวนการนี้ไม่ทำให้เกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่

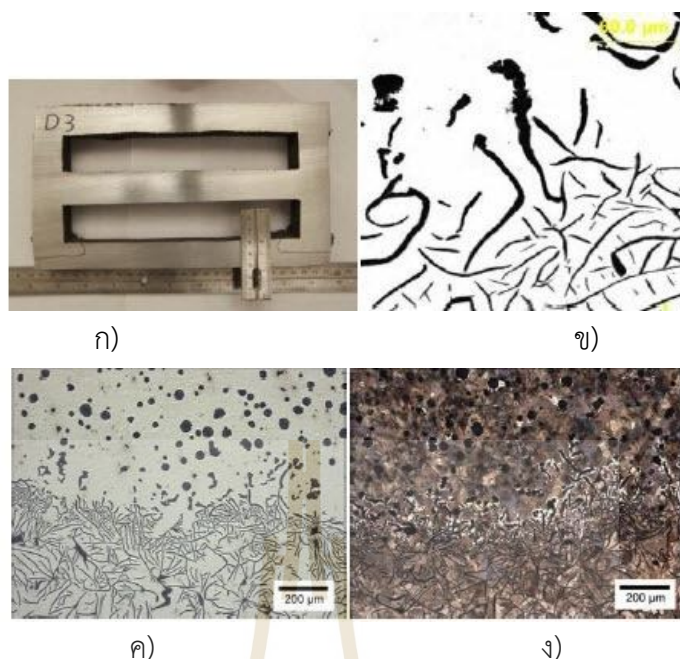


รูปที่ 2.18 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในแต่ละส่วนของการทดลองที่ 3 (ก) เหล็กหล่อเหนียว ก่อนผสม FeS_2 , (ข) ชิ้นงานส่วนทางริงน้ำโลหะ, (ค) ส่วนล่างของชิ้นงาน, (ง) ส่วนกลางของชิ้นงาน, (จ) ส่วนบนของชิ้นงาน (Lekakh และคณะ, 2012)

การทดลองที่ 4 ทดลองหล่อชิ้นงานทดสอบโดยการเทเหล็กหล่อที่ผสมเฟอร์โรซิลเฟอร์ และไม่ผสมเฟอร์โรซิลเฟอร์ลงไปพร้อมกันโดยใช้ระบบทางริงน้ำโลหะเป็นตัวกำหนดจุดที่ประสานกันในชิ้นงานทดสอบ ดังรูปที่ 2.19 กล่าวคือ ให้เหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวที่ยังไม่ผ่านการทำให้เสื่อมสภาพของแกรไฟต์เทลงไปในแบบ จากนั้นเทเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวที่ผ่านการทำให้เสื่อมสภาพของแกรไฟต์ด้วยเฟอร์โรซิลเฟอร์



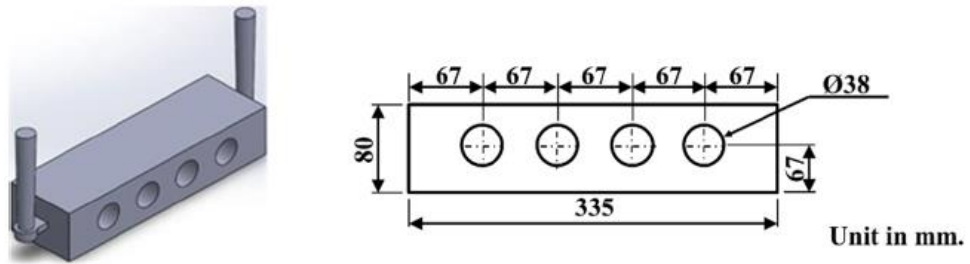
รูปที่ 2.19 ภาพจำลองแบบหล่อที่ใช้ในการทดลองที่ 4 (Lekakh และคณะ, 2012)



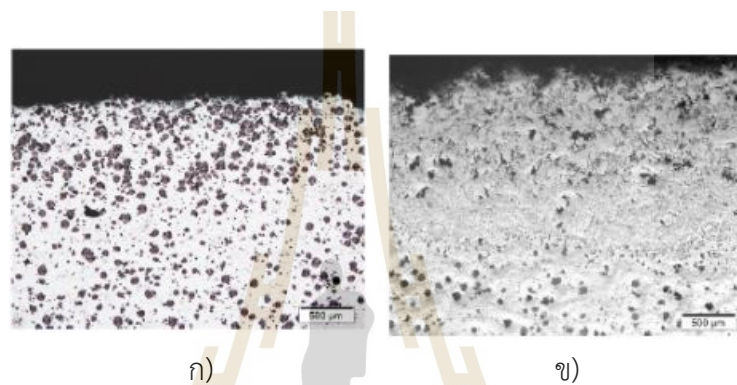
รูปที่ 2.20 ผลการทดลองที่ 4 โดย (ก) ชิ้นงานทดสอบ, (ข) ภาพสัณฐานของแกรไฟต์ในบริเวณของ เหล็กหลอมเหลวที่ผ่านการเติม FeS_2 , (ค) และ (ง) ภาพโครงสร้างของชิ้นงาน ทดสอบ ณ จุดที่ประสานกันระหว่างเหล็กหลอมเหลวทั้ง 2 ชนิด (Lekakh และคณะ, 2012)

ผลทดลองที่ 4 คือ ในบริเวณที่ประสานกันระหว่างเหล็กหลอมเหลวที่ผ่าน และไม่ผ่านการเติมเฟอร์โรซิลเฟอร์ พบว่าเกิดโครงสร้างเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ จากการทดลองนี้สามารถผลิต เหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ด้วยวิธีเทพร้อมกันระหว่างเหล็กหล่อที่มีสัณฐานของแกรไฟต์แผ่นและกลมโดย เหล็กหล่อจะไม่ผสมรวมกัน เนื่องจากความหนาแน่น และความสามารถในการไหลของเหล็กหล่อทั้ง 2 ชนิดนี้แตกต่างกัน ดังนั้น การทดลองที่ 4 ทำให้เกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ได้ ดังรูปที่ 2.20

ในปี 2018 Boonmee และ Mai-Ngam ได้ทดลองใช้อิทธิพลของกำมะถันเพื่อผลิต เหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ โดยเพิ่มกำมะถันรูปแบบของเฟอร์โรซิลเฟอร์ในทรายใส่แบบชนิดซีโอทู (CO_2 Sand) ผู้วิจัยได้ควบคุมปริมาณกำมะถันในทราย 0.5 – 3.5% โดยมีลักษณะของชิ้นงานทดสอบ ดังรูปที่ 2.21 จากผลการทดลองพบว่าเกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ขึ้นโดยได้ความหนาแน่นมากที่สุด 4,794 μm โดยมีปริมาณกำมะถันผสมในทรายใส่แบบ 3.36%S โครงสร้างที่ได้จากการทดลองนี้เป็น โครงสร้างของเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ดังรูปที่ 2.22

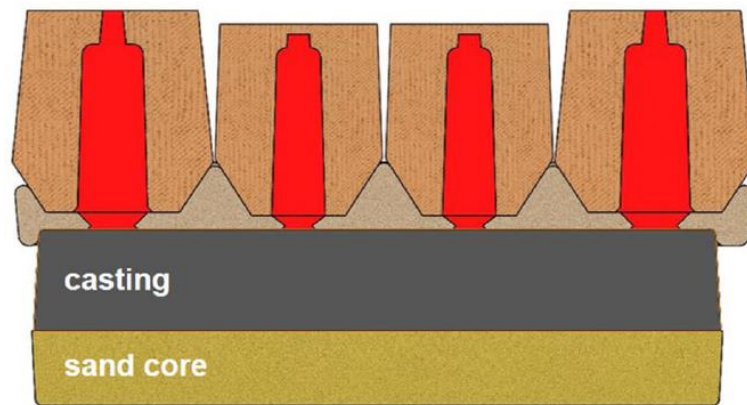


รูปที่ 2.21 ภาพจำลองแบบหล่อ (Boonmee และ Mai-Ngam, 2018)



รูปที่ 2.22 โครงสร้างจุลภาคของที่ขึ้นงานทดลองที่มีปริมาณกำมะถันแตกต่างกันโดย (ก) 0%S, (ข) 1.92%S (Boonmee และ Mai-Ngam, 2018)

ในปี 2020 Kutz ได้ทดลองปรับโครงสร้างจุลภาคของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ในเหล็กหล่อเหนียว เพื่อเป้าหมายในการประเมินสมบัติด้านความต้านทานความล้า โดยนักวิจัยได้ทำการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ด้วยวิธีการผสมผงกำมะถันในสีทาแบบที่มีส่วนผสมหลัก คือ อลูมิเนียมซิลิเกต และใช้ แอลกอฮอล์เป็นตัวทำละลาย จากนั้นทาบนผิวทรายใส่แบบฟูรานชนิด PTSA โดยมีกรดกำมะถันเป็นตัวประสานแข็ง จากนั้นนำไปวางไว้ด้านล่างของแบบดังรูปที่ 2.23 แบบที่ใช้ในการผลิตชิ้นงานทดลองจะเป็นไปดังรูปที่ 2.24



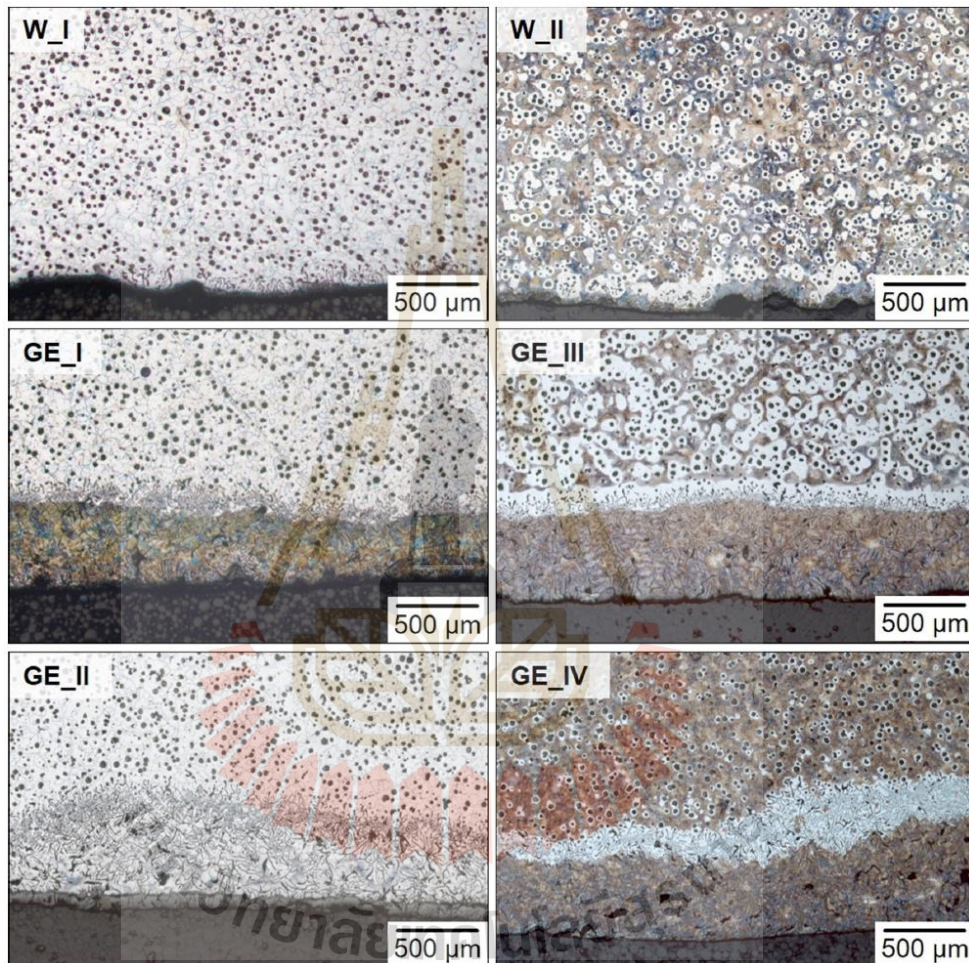
รูปที่ 2.23 ภาพตัดขวางของแบบจำลองขึ้นงานทดลองโดยสีแดงคือโรเซอร์น้ำโลหะและโดยรอบคือปลอกให้ความร้อนแก่โรเซอร์น้ำโลหะ (Kutz และคณะ, 2020)

ในการทดลองนี้ได้ผลิตชิ้นงาน และนำไปผ่านกระบวนการปรับปรุงโครงสร้างพื้น (Matrix) ด้วยวิธีทางความร้อน 2 วิธีคือการคือ เฟอร์ริไทเซชัน (Ferritization) และเพอร์ลิตเซชัน (Pearlitization) จากนั้นนำชิ้นงานทดลองมาตรวจสอบ โครงสร้างจุลภาคพบว่าชิ้นงานที่ผ่านการเคลือบผิวด้วยกำมะถันเกิดขึ้นเสี้ยนของแกรไฟต์ และมีชั้นเสี้ยนแกรไฟต์เกิดขึ้นน้อยสุดคือ $500\ \mu\text{m}$ ซึ่งเพียงพอต่อการผลิตชิ้นงานทดสอบค่าความต้านทานความล้าของชั้นเสี้ยนแกรไฟต์ในทางอุตสาหกรรม



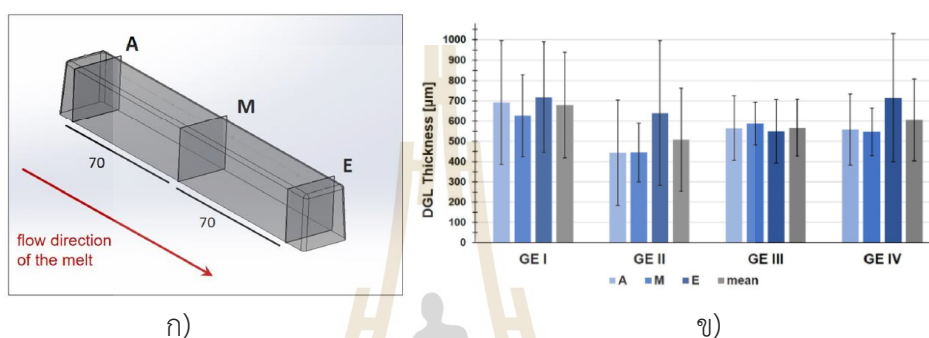
รูปที่ 2.24 แบบหล่อและระบบทางวิ่งน้ำโลหะที่ใช้ในการผลิตชิ้นงานทดลอง (Kutz และคณะ, 2020)

หลังจากปรับปรุงโครงสร้างพื้นด้วยวิธีทางความร้อน พบการตกตะกอนของซีเมนต์ไวด์ (Cementite precipitate) ในบริเวณชั้นเชื่อมแกรไฟต์ และในบริเวณชั้นเชื่อมแกรไฟต์ไม่สามารถทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างพื้นได้ดังแสดงในรูปที่ 2.25 โดยโครงสร้างพื้นของชั้นเชื่อมแกรไฟต์เป็นเฟอร์ไรต์ทั้งหมด



รูปที่ 2.25 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดลอง (Kutz และคณะ, 2020)

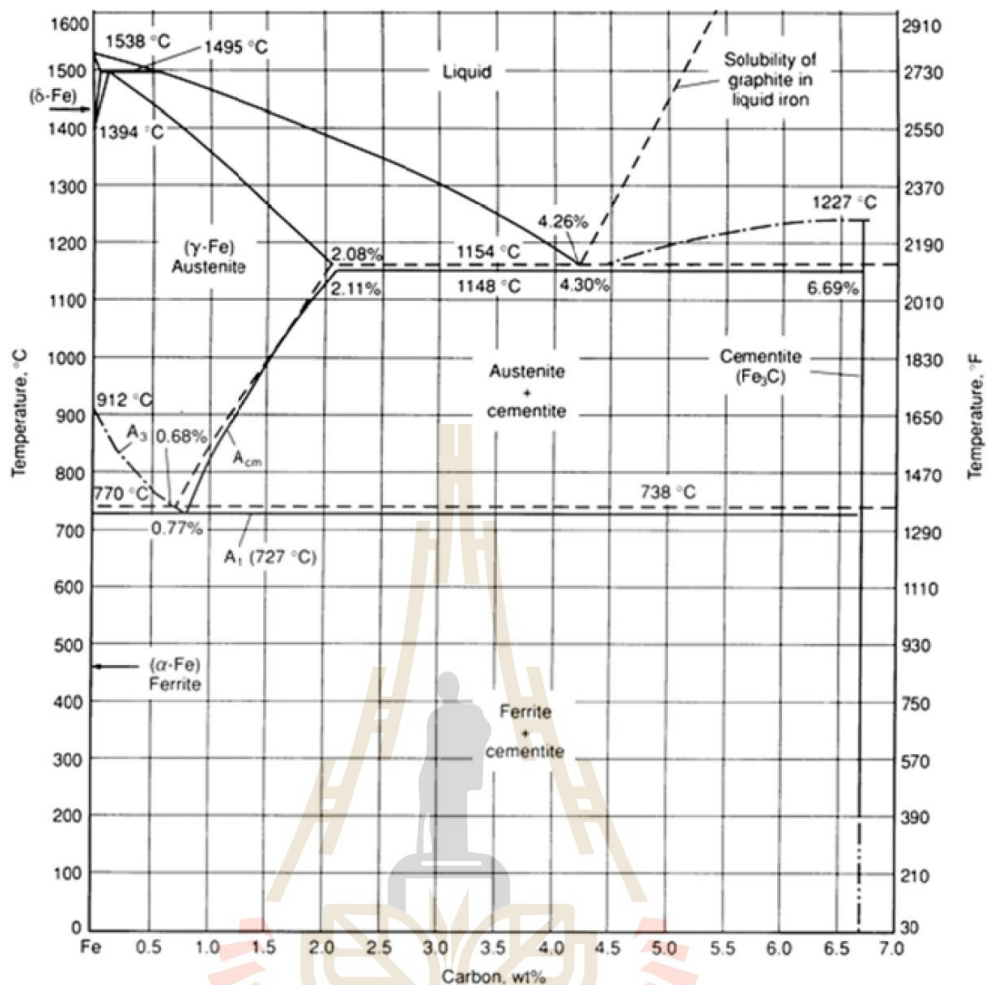
จากกระบวนการผลิตชิ้นงานทดลองนี้ การนำแหล่งของกำมะถันไว้ด้านล่างของแบบทราย และให้เหล็กหล่อหลอมเหลวไหลผ่านเกิดขึ้นเชื่อมของแกรไฟต์ไม่สม่ำเสมอทั้งชิ้นงาน โดยบริเวณปลายสุดของชิ้นงานที่เหล็กหล่อหลอมเหลวไปหยุดเป็นจุดสุดท้าย จะมีค่าชั้นเชื่อมแกรไฟต์สูงที่สุดในชิ้นงานที่มีการผลิตด้วยวิธีเคลือบผิวไส้แบบด้วยกำมะถันดังแสดงในรูปที่ 2.26 สาเหตุที่ชั้นเชื่อมแกรไฟต์ไม่สม่ำเสมอเกิดจากการฟุ้งกระจายจากการพัดพากำมะถัน เมื่อเทเหล็กหล่อหลอมเหลวลงในแบบหล่อ



รูปที่ 2.26 ผลการทดลองของความหนาชั้นเชื่อมแกรไฟต์ในแต่ละตำแหน่งการไหลของเหล็กหล่อหลอมเหลว ก) แบบจำลองตำแหน่งการไหลของเหล็กหล่อหลอมเหลว ข) ค่าชั้นความหนาชั้นเชื่อมแกรไฟต์ในแต่ละตำแหน่ง (Kutz และคณะ, 2020)

2.8 การแข็งตัวในแบบหล่อทราย

การแข็งตัวในแบบหล่อทรายเกิดขึ้นหลังจากเทเหล็กหล่อหลอมเหลวลงในแบบหล่อทราย โดยเย็นตัวช้ากว่างานหล่อในแบบหล่อโลหะ (Die Casting) เนื่องจากการถ่ายเทความร้อนของแบบทรายช้ากว่าแบบโลหะ การแข็งตัวของเหล็กหล่อในแบบหล่อทรายมีการเกิดเกรนของเหล็กหล่ออยู่ 3 ลักษณะ คือ ชิลล์เกรน (Chill grain) เกิดขึ้นที่บริเวณสัมผัสกับแบบทรายที่เย็นตัวเร็วที่สุด เกิดอันเดอร์คูลิ่ง (Undercooling) สูง ทำให้เกิดนิวเคลียสของของแข็งมาก ส่งผลให้มีเกรนเล็กละเอียดที่สุด คอลัมน์เกรน (Columnar grain) มีลักษณะการเติบโตตั้งฉากกับผนังแบบทราย ทิศทางการถ่ายเทความร้อนของเหล็กหล่อเกิดเร็วในส่วนที่สัมผัสกับชิลล์เกรน ทำให้ลักษณะของคอลัมน์เกรนเป็นเกรนยาวตั้งฉากกับผนังแบบทราย อีควิแอกซ์เกรน (Equiaxed grain) เกิดขึ้นอย่างอิสระในบริเวณที่อิทธิพลการเย็นตัวของชิลล์เกรนไม่มีผลกระทบ รูปร่างของเกรนที่เกิดขึ้นมีทิศทางการเติบโตแต่ละด้านใกล้เคียงกัน



รูปที่ 2.27 แผนภูมิสมดุลของเหล็กและคาร์บอน (Giannuzzi และ University, 2004)

การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อขึ้นอยู่กับ การเปลี่ยนแปลงจากของเหลวไป เป็นของแข็งมีอยู่ 2 สถานะ คือสถานะของเหลว และสถานะของแข็ง ในสถานะเหลว มีลักษณะการ แข็งตัวที่แตกต่างกัน 2 ลักษณะ คือไฮโปยูเทคติก จะเกิดผลึกของออสเทนไนท์ (Austenite) ใน เหล็กหล่อหลอมเหลวก่อน แต่ไฮเปอร์ยูเทคติกจะเกิดแกรไฟต์ก่อนในเหล็กหล่อหลอมเหลว เมื่อ เหล็กหล่อหลอมเหลวเกิดการแข็งตัวที่ปฏิกิริยายูเทคติกประกอบด้วยออสเทนไนท์และเกิดเฟสซีเมน ไตท์ (Cementite) ในกรณีเย็นตัวแบบกึ่งเสถียร หรือเกิดแกรไฟต์ในกรณีเย็นแบบเสถียร ตามแผนภูมิ สมดุลของเหล็กและคาร์บอน

การแข็งตัวในเหล็กหล่อที่ส่วนผสมยูเทคติกขึ้นอยู่กับ 2 ปัจจัยคือส่วนผสมทางเคมี และอัตรา การเย็นตัว ดังแสดงให้เห็นในแผนภูมิสมดุลของเหล็ก และคาร์บอน โดยคาร์บอนเปลี่ยนเป็นแกรไฟต์ จากการเติมซิลิกอนในเหล็กหล่อ ซิลิกอนช่วยเพิ่มคาร์บอนสมมูล (Carbon Equivalent, C.E.) ทำให้

การเกิดแกรไฟต์เสถียรมากขึ้น แต่ลักษณะสัญญาณแกรไฟต์จะถูกระบุด้วยทิศทางการโตของโครงสร้างแกรไฟต์ (Moumeni, 2013; Stefanescu, 2002)

2.9 การถ่ายเทความร้อนในแบบหล่อ

การถ่ายเทความร้อนมี 3 รูปแบบคือ การนำความร้อน, การพาความร้อน และการแผ่ความร้อน

การนำความร้อน คือกระบวนการถ่ายเทความร้อนโดยอาศัยการเคลื่อนไหวของอะตอมหรือโมเลกุลในของแข็งไปตามลำดับ เช่นมีพื้นที่ตั้งฉากกับทิศทางการไหลของความร้อน ณ ตำแหน่งใดตำแหน่งหนึ่งภายในตัววัตถุ ให้ปริมาณความร้อนที่ถ่ายเทผ่านพื้นที่ต่อเวลา ปริมาณนี้เรียกว่า ฟลักซ์ความร้อน มีหน่วยพื้นฐานเท่ากับ $[W/m^2]$ เท่ากับ q และ q แปรผันตามความชันของอุณหภูมิ ณ ตำแหน่งนั้น กล่าวคือหากให้อุณหภูมิเท่ากับ $T [K]$ ให้ระยะทางตามทิศทางการไหลของความร้อนเท่ากับ $x [m]$ และให้ค่าคงที่ของการแปรผันเท่ากับ $k [W/m \cdot K]$

(Kanetkar และคณะ, 1988; Stefanescu, 2002)

$$q = -k \frac{dT}{dx} \quad (2.4)$$

สมการดังกล่าวเรียกว่า สมการความสัมพันธ์พื้นฐานของการนำความร้อน หรือ สมการของฟูเรียร์ (Fourier Equation) โดยค่าคงที่ k เรียกว่า สัมประสิทธิ์การนำความร้อน เป็นค่าสมบัติทางกายภาพของวัสดุชนิดหนึ่ง ค่า q เป็นฟลักซ์ความร้อนที่ชี้ไปตามทิศทางบวกของ x และเครื่องหมายลบทางด้านขวาของสมการแสดงว่า ความร้อนไหลไปในทิศทางที่มีอุณหภูมิลดต่ำลง ($(dT/dx) < 0$) สมการนี้ในงานหล่อเหล็กหล่อในแบบทราย สามารถใช้สร้างแบบจำลองเพื่อพยากรณ์การเย็นตัวในแบบหล่อของเหล็กหล่อได้ โดยความร้อนจะไหลจากเหล็กหล่อหลอมเหลวออกสู่ผนังแบบทรายเหล็กหล่อหลอมเหลวบริเวณผนังแบบทรายเปลี่ยนจากของเหลวเป็นของแข็งก่อนตำแหน่งอื่น เมื่อนำค่าพลังความร้อนภายใน (Q) มาเปลี่ยนเป็นสมการของอัตราการเพิ่มขึ้นของพลังงานความร้อนภายในเมื่อเวลา (t) เปลี่ยนแปลงไป (Rate of Internal Heat Energy) ตามกฎของเทอร์โมไดนามิก (Thermodynamics' law) (Kanetkar และคณะ, 1988; Stefanescu, 2002)

$$\frac{\partial Q}{\partial t} = \rho c \frac{\partial T}{\partial t} \quad (2.5)$$

เมื่อนำสมการของอัตราการเพิ่มขึ้นของพลังงานความร้อนภายในมาสร้างความสัมพันธ์กับสมการของฟูเรียร์ ตามกฎของการนำพลังงาน คืออัตราที่ความร้อนสะสมเท่ากับการไหลของความร้อน ณ จุดนั้น จะได้สมการการส่งผ่านความร้อน (Heat Transfer Equation) (Cannon, 1984)

$$\frac{\partial Q}{\partial t} = - \frac{\partial q}{\partial x} \quad (2.6)$$

เมื่อนำสมการที่ 2.4 และ 2.5 แทนค่าในสมการที่ 2.6

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = - \left(\frac{\partial \left(-k \frac{\partial T}{\partial x} \right)}{\partial x} \right) \quad (2.7)$$

จากนั้นจัดรูปสมการที่ 2.7

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{k}{\rho c} \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (2.8)$$

เมื่อ

ดังนั้นจะได้

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (2.9)$$

โดย α คือ ค่าการแพร่ของอุณหภูมิ (Thermal diffusivity)

การพาความร้อน คือกระบวนการถ่ายเทความร้อนโดยอาศัยการเคลื่อนที่ของของไหล การถ่ายเทความร้อนระหว่างผิวหน้าของวัตถุกับของไหล คือการพาความร้อนที่เกิดขึ้นตามธรรมชาติ เนื่องจากความแตกต่างของอุณหภูมิ หรือความหนาแน่น เรียกว่า การพาความร้อนตามธรรมชาติ (Natural Convection) และการไหลที่เกิดขึ้นจากปั๊มหรือพัดลม เรียกว่า การพาความร้อนด้วยการบังคับ (Forced Convection) ในงานหล่อทรายการพาความร้อนจากผนังแบบหล่อ ความร้อนถูกพาออกไปจากแบบหล่อโดยอากาศที่สัมผัสกับแบบหล่อทราย เป็นการพาความร้อนตามธรรมชาติ ในการสร้างสมการสามารถกำหนดโหนด (Node) ของอากาศภายนอกแบบหล่อทรายเป็นอุณหภูมิคงที่ได้ เพราะระบบของอากาศภายนอกเป็นระบบใหญ่มีการถ่ายเทความร้อนตลอดเวลา ทำให้กำหนดอุณหภูมิของ

อากาศคงที่ได้ (Boonmee และ Stefanescu, 2013; Kanetkar และคณะ, 1988; Welty, Wicks, Rorrer, และ Wilson, 2009)

การแผ่ความร้อน วัสดุทุกชนิดจะแผ่คลื่นแม่เหล็กไฟฟ้าที่มีความยาวคลื่น และความเข้มข้นค่าหนึ่งจากพื้นผิวอยู่ตลอดเวลา โดยความยาวคลื่น และความเข้มข้นอยู่กับอุณหภูมิของวัสดุ การแผ่คลื่นแม่เหล็กไฟฟ้าเรียกว่า การแผ่ความร้อน หากวัตถุอื่นดูดกลืนคลื่นแม่เหล็กไฟฟ้า จะได้รับพลังงานความร้อน ทำให้อุณหภูมิสูงขึ้น การแผ่ความร้อนสามารถแบ่งออกเป็นสถานการณ์คงที่ (Steady State) หมายถึง การถ่ายเทความร้อน การกระจายอุณหภูมิภายในตัววัตถุ และปริมาณความร้อนที่ถ่ายเทมีค่าคงที่ไม่ขึ้นอยู่กับเวลา และสถานะไม่คงที่ (Non-Steady State) คือปริมาณความร้อนที่ถ่ายเทมีค่าคงที่เปลี่ยนแปลงตามเวลา (Welty และคณะ, 2009)

2.10 การถ่ายเทมวลสารในแบบหล่อ

กระบวนการหล่อเหล็กหล่อ การแพร่ของคาร์บอนเพื่อให้เกิดเป็นแกรไฟต์ หรือการแพร่ของกำมะถันจากผนังแบบทรายฟูรานเข้าไปในพื้นผิวเหล็กหลอมเหลว เรียกว่า การถ่ายเทมวลสาร กลไกการถ่ายเทมวลสารมี 2 แบบ คือ

1) การแพร่ของโมเลกุล (Molecular diffusion) เป็นการถ่ายเทมวลที่เกิดขึ้นจากการเคลื่อนที่แบบสุ่ม (random) ผ่านตัวกลางที่อยู่นิ่ง

2) การพามวล (Convective mass transfer) เป็นการถ่ายเทมวลที่เกิดขึ้นโดยตัวกลางของผสม มีการเคลื่อนที่อาจเกิดจากการกวน และความแตกต่างของความหนาแน่น

ในการเทเหล็กหลอมเหลวในแบบหล่ออาจเกิดได้ทั้ง 2 กลไก หากการไหลของเหล็กหล่อหลอมเหลวเป็นแบบราบเรียบ (Laminar) การถ่ายเทมวลเป็นแบบการแพร่ เนื่องจากไม่มีการเคลื่อนที่ของเหล็กหลอมเหลวช่วยให้เกิดการแพร่ หากการไหลเป็นแบบปั่นป่วน (Turbulent) การถ่ายเทมวลเป็นแบบการพามวล (Convective mass transfer) แบ่งเป็น 2 แบบ คือ

1) การพามวลแบบบังคับ (Forced convection) คือ การที่ของไหลเคลื่อนที่โดยอาศัยปั๊มหรืออุปกรณ์อื่น ๆ

2) การพามวลแบบธรรมชาติ (Natural convection) คือ การที่ของไหลเคลื่อนที่จากความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิ ความเข้มข้น หรือความหนาแน่น

ส่วนการแพร่ของโมเลกุลเกิดขึ้นหากการไหลของเหล็กหล่อหลอมเหลวเป็นแบบราบเรียบ เกิดการเคลื่อนที่แบบสุ่มผ่านเหล็กหล่อหลอมเหลว แรงขับที่เกิดขึ้น คือ ความแตกต่างของความเข้มข้นของมวลสาร (Concentration gradient) การแพร่จากบริเวณความเข้มข้นสูงไปยังบริเวณความเข้มข้นต่ำ โดยลักษณะการแพร่มี 2 แบบ คือ

1) การแพร่ของ A ผ่าน B ที่ไม่แพร่ กล่าวคือ มวลของ A เคลื่อนที่เข้าไปในมวลของ B โดยมวลของ B หยุดนิ่งไม่เคลื่อนที่แลกเปลี่ยนกับมวลของ A ยกตัวอย่างเช่น การแพร่ของคาร์บอน เข้าไปในเหล็กผิวเหล็ก ของกระบวนการทำคาร์บูไรซิ่ง (Carburizing Process)

2) A และ B แพร่ทั้งคู่ในทิศทางตรงข้ามกัน กล่าวคือมวลของ A เคลื่อนที่เข้าไปในมวลของ B โดยมวลของ B ก็เคลื่อนที่แลกเปลี่ยนกับมวลของ A ด้วยเช่นกัน ยกตัวอย่างเช่น การแพร่ระหว่างสังกะสี (Zinc) กับทองแดง (Copper) ในการผลิตทองเหลือง (Brass)

การแพร่ของกำมะถันในทรายแบบหล่อในเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลว เหมือนกับการแพร่แบบที่ 1 โดยกำมะถันแพร่เข้าไปในเหล็กหล่อหลอมเหลว ทำให้เกิดการเสื่อมของสัญญาณแกรไฟต์จากกลมกลายเป็นแผ่น และตัวหนอน จากหลักการนี้สามารถนำมาสร้างแบบจำลองการเพิ่มขึ้นของกำมะถันในเหล็กหล่อเมื่อสัมผัสกับแบบหล่อทรายที่มีกำมะถันสูงได้ กระบวนการแพร่สามารถอธิบายได้ด้วยสมการทางคณิตศาสตร์จากกฎของฟิคส์ (Fick's law) หลักของการแพร่แบบ 1 มิติแบบง่าย ที่มีความแตกต่างของความเข้มข้นตามแนวแกนสามารถอธิบายได้ด้วยสมการกฎข้อที่ 1 ของฟิคส์ (Fick's first law equation)

$$j = -D \frac{\partial c}{\partial x} \quad (2.10)$$

จากความสัมพันธ์นี้ เมื่อนำมาคำนวณเป็นอัตราการเปลี่ยนแปลงของความเข้มข้นที่เกิดจากการแพร่ จึงได้เป็นสมการกฎข้อที่ 2 ของฟิคส์ (Fick's second law)

$$\frac{\partial c}{\partial t} = - \frac{\partial j}{\partial x} \quad (2.11)$$

เมื่อนำสมการที่ 2.10 แทนค่าในสมการที่ 2.11 จะได้

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad (2.12)$$

เมื่อ D คือ สัมประสิทธิ์การแพร่ (Diffusion coefficient) สามารถเป็นค่าคงที่และแปรเปลี่ยนได้ตามตัวกลาง สัมประสิทธิ์การแพร่ในก๊าซ จะมากกว่าสัมประสิทธิ์การแพร่ในของเหลว และจะมากกว่าสัมประสิทธิ์การแพร่ในของแข็งตามลำดับ สามารถคำนวณได้จากสมการนี้

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2.13)$$

ดังนั้น ตัวแปรที่ส่งผลต่อค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ นอกจากสถานะของตัวกลางในการแพร่แล้ว ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิ (7) (Boonmee, 2013; Maisuradze และ Kuklina, 2018; Stefanescu, 2002; Welty และคณะ, 2009; Won และ Ramkrishna, 2019)

2.11 การสร้างแบบจำลองการเกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่

การสร้างโปรแกรมแบบจำลองการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ มีความจำเป็นในการทดลองผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ เนื่องจากการเกิดขึ้นเสียมแกรไฟต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ เป็นปรากฏการณ์ที่ อุณหภูมิสูง ไม่สามารถวิเคราะห์ปรากฏการณ์ระหว่างการเกิดขึ้นเสียมแกรไฟต์ได้ ทำให้ผลของชั้นเสียมที่เกิดขึ้นไม่เป็นไปตามที่ต้องการ ดังนั้นการสร้างโปรแกรมแบบจำลองเพื่อพยากรณ์การเกิดขึ้นเสียมแกรไฟต์ จึงเป็นสิ่งสำคัญในการพัฒนากระบวนการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์

สมการที่ใช้เพื่อสร้างโปรแกรมจำลองใช้หลักการของระเบียบวิธีไฟไนต์ดิฟเฟอเรนซ์ (Finite Difference Method, FDM) 1 มิติ โดยกำหนดให้เมื่อมีการเปลี่ยนแปลงค่าของตำแหน่งนั้น ๆ จะส่งผลต่อค่าในตำแหน่งถัดไป (Explicit formulation) การคำนวณในลักษณะนี้ ใช้การคำนวณในแต่ละตำแหน่งของการเคลื่อนที่ของอุณหภูมิหรือมวลสารเรียกว่าโหนด (Node) ทางทฤษฎีกล่าวว่า ยิ่งโหนดการคำนวณมีมาก ทำให้ความละเอียดของแบบจำลองมีมากขึ้น ดังนั้น เมื่อการคำนวณของแบบจำลองอยู่ในรูปแบบการคำนวณเป็นโหนด ผลการคำนวณของแต่ละโหนดก่อนหน้าส่งผลไปยังโหนดในเวลาถัดไป จึงสามารถใช้โปรแกรม Microsoft Excel ซึ่งเป็นโปรแกรมอย่างง่ายในการทดลองสร้างแบบจำลอง โดยใช้การบรรจุสมการของแต่ละโหนดลงไปในแต่ละเซลล์ (cell) ของโปรแกรม โดยสมการที่ใช้คือชุดสมการของเทเลอร์ (Equation of Taylor's series ; Explicit formulation) แบ่งเป็นการคำนวณค่าเมื่อเวลา (t) เปลี่ยนแปลงไป โดยใช้คำนวณค่า (V) ความแตกต่างแบบไปข้างหน้า (Forward difference representation) และการคำนวณความแตกต่างเมื่อมีการส่งผ่านค่า ณ เวลาเดียวกัน ใช้คำนวณค่าความแตกต่างตรงกลาง (Central difference representation) มีรูปแบบของสมการดังต่อไปนี้

คำนวณค่าความแตกต่างแบบไปข้างหน้า (n+1) (Forward difference representation)

$$\left(\frac{\partial V}{\partial t}\right)_{n,i} \cong \frac{V_i^{n+1} - V_i^n}{t^{n+1} - t^n} = \frac{V_i^{n+1} - V_i^n}{\Delta t} \quad (2.14)$$

คำนวณค่าความแตกต่างตรงกลาง (Central difference representation)

การคำนวณค่าโหนดด้านขวา (i+1) ดังสมการที่ 2.15

$$\left(\frac{\partial V}{\partial x}\right)_E \cong \frac{V_{i+1}^n - V_i^n}{\Delta x} \quad (2.15)$$

การคำนวณค่าโหนดด้านซ้าย ($i-1$) ดังสมการที่ 2.16

$$\left(\frac{\partial V}{\partial x}\right)_W \cong \frac{V_i^n - V_{i-1}^n}{\Delta x} \quad (2.16)$$

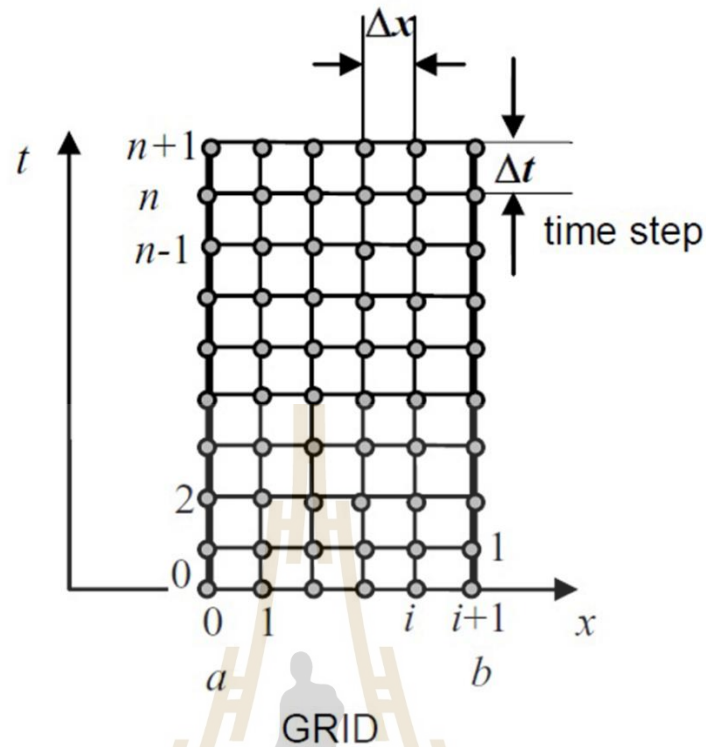
เมื่อหาผลต่างของสมการที่ 2.15 และ 2.16 จะได้ค่าของโหนดตรงกลาง

$$\left(\frac{\partial(\partial V/\partial x)}{\partial x}\right)_{n,i} \cong \frac{[(\partial V/\partial x)_E - (\partial V/\partial x)_W]}{\Delta x} \quad (2.17)$$

หรือ

$$\frac{\partial^2 V}{\partial x^2} = \frac{V_{i+1}^n - 2V_i^n + V_{i-1}^n}{(\Delta x)^2} \quad (2.18)$$

เมื่อได้สมการของการเปลี่ยนแปลงของค่าต่าง ๆ ในแต่ละตำแหน่งแล้ว จากนั้นก็นำสมการของค่าที่ต้องการมาแทนค่าลงในสมการ 2.14 และ 2.18



รูปที่ 2.28 รูปแบบการแทนค่าเพื่อคำนวณหาความแตกต่างของค่าในแต่ละโหนดเมื่อเวลาเปลี่ยนแปลงไป (Stefanescu, 2002)

การสร้างแบบจำลองของการเกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คือ การสร้างแบบจำลองการแพร่ของกำมะถันในแบบทรายไปยังผิวเหล็กหล่อเหนียวที่สัมผัสกับแบบทราย ค่าการแพร่จะขึ้นอยู่กับอุณหภูมิในแต่ละตำแหน่งการแพร่ โดยลดลงตามการถ่ายเทความร้อนออกเหล็กหล่อหลอมเหลวจนกระทั่งเหล็กหล่อหลอมเหลวเปลี่ยนเป็นของแข็งโดยสมบูรณ์ การแพร่จึงเสมือนหยุดลง ดังนั้น สมการที่ต้องใช้เป็นอันดับแรกคือสมการการถ่ายเทความร้อน จะได้สมการดังต่อไปนี้

แทนค่าสมการที่ 2.14 และ 2.18 ลงในสมการที่ 2.9 โดยให้ $V=T$

$$T_i^{n+1} = T_i^n + \frac{\alpha(\Delta t)}{(\Delta x)^2} (T_{i+1}^n - 2T_i^n + T_{i-1}^n) \quad (2.19)$$

จากนั้น กำหนดให้

$$Fo_T = \frac{\alpha(\Delta t)}{(\Delta x)^2} \quad (2.20)$$

จะได้สมการของการถ่ายเทอุณหภูมิที่ใช้แทนค่าในโหนด ดังนี้

$$T_i^{n+1} = T_i^n + Fo_T (T_{i+1}^n - 2T_i^n + T_{i-1}^n) \quad (2.21)$$

การเย็นตัวจะต้องมีช่วงเปลี่ยนแปลงสถานะของวัสดุ จะมีการคายความร้อนแฝง (Latent heat, H_f) ออกมาทำให้การเย็นตัวแตกต่างจากในช่วงของเหลว เรียกสถานะในช่วงนี้ว่า สถานะคงตัว (Stability state) ดังนั้น สมการจึงต้องเพิ่มค่า a คือ อัตราการเพิ่มขึ้นของความร้อนแฝง $(1 + \frac{\Delta H_f}{c\Delta T})$ โดยที่ C คือ ค่าความจุความร้อน จะได้สมการดังต่อไปนี้

$$T_i^{n+1} = T_i^n + \frac{Fo_T}{a} (T_{i+1}^n - 2T_i^n + T_{i-1}^n) \quad (2.22)$$

หากสรุปสมการของการเย็นตัวของเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวในแต่ละสถานะจะได้

สถานะของเหลว (Liquid state)

$$T_i^{n+1} = T_i^n + Fo_{T_{Liquid}} (T_{i+1}^n - 2T_i^n + T_{i-1}^n) \quad (2.23)$$

สถานะคงตัว (Stability state)

$$T_i^{n+1} = T_i^n + \frac{Fo_{T_{Liquid}}}{a} (T_{i+1}^n - 2T_i^n + T_{i-1}^n) \quad (2.24)$$

สถานะของแข็ง (Solid state)

$$T_i^{n+1} = T_i^n + Fo_{T_{Solid}} (T_{i+1}^n - 2T_i^n + T_{i-1}^n) \quad (2.25)$$

เมื่อได้ค่าอุณหภูมิในแต่ละตำแหน่งที่เปลี่ยนแปลงไป จากนั้นนำอุณหภูมิ (T_i) มาแทนค่าในสมการที่ 2.26 เพื่อคำนวณค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ในแต่ละตำแหน่งที่เปลี่ยนแปลงไป โดยใช้สมการที่ 2.13 แต่เนื่องจากการแพร่ที่เกิดขึ้นในของแข็งเกิดขึ้นช้ามาก ดังนั้นจึงได้กำหนดสัมประสิทธิ์การแพร่ในของแข็งไว้เป็นค่าคงที่ดังต่อไปนี้

สัมประสิทธิ์การแพร่ในสถานะของเหลว

$$D_i = D_{Liquid} = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT_i}\right) \quad (2.26)$$

สัมประสิทธิ์การแพร่ในสถานะของแข็ง

$$D_i = D_{Solid} \quad (2.27)$$

เมื่อได้ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ในแต่ละตำแหน่ง จึงนำมาแทนค่าในสมการการแพร่ที่จัดอยู่ในรูปแบบของชุดสมการเทลเลอร์ ดังต่อไปนี้

แทนค่าสมการที่ 2.14 และ 2.18 ลงในสมการที่ 2.12 โดยให้ $v=c$

$$C_i^{n+1} = C_i^n + \frac{D(\Delta t)}{(\Delta x)^2} (C_{i+1}^n - 2C_i^n + C_{i-1}^n) \quad (2.28)$$

จากนั้นกำหนดให้

$$Fo_c = \frac{D(\Delta t)}{(\Delta x)^2} \quad (2.29)$$

จะได้สมการของการแพร่ของกัมมันต์ที่ใช้แทนค่าในโหนดดังนี้

$$C_i^{n+1} = C_i^n + Fo_c (C_{i+1}^n - 2C_i^n + C_{i-1}^n) \quad (2.30)$$

เมื่อได้สมการเพื่อคำนวณค่าในแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ จึงนำมาสร้างเงื่อนไขเพื่อแทนค่าในการใช้สมการของแบบจำลองต่อไป (Boonmee, 2013; Kanetkar และคณะ, 1988; Stefanescu, 2002)

2.12 เทคนิคอิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิส (EPMA)

อิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิส (Electron probe microanalysis, EPMA) คือ การวัดค่าด้วยลำแสงขนาดเล็ก ใช้ในงานตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานแบบไม่ทำลายตัวอย่าง

ชิ้นงาน โดยทั่วไปอิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิสใช้โพรบ (probe) ในการวิเคราะห์เป็นหลัก การเดียวกันกับเทคนิคใช้อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscopy, SEM) โดยเพิ่มความสามารถในการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีเข้าไป หลักสำคัญของอิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิสคือมีความแม่นยำสูง ใช้วิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่มีขนาดเล็กมาก 1-2 ไมครอนเมตร และวิเคราะห์จากความยาวคลื่นเช่นเดียวกับเทคนิคเวฟเลงท ดิสเพอร์ซีฟ สเปกโตรสโคปี (Wavelength dispersive spectroscopy, WDS) อิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิสสามารถใช้ในการวิเคราะห์เชิงพื้นที่ร่วมด้วย โดยใช้ความสามารถในการสร้างรายละเอียดภาพชิ้นงานตัวอย่าง สามารถใช้วิเคราะห์แยกแยะตัวอย่างที่เป็นสารประกอบเชิงซ้อนที่อยู่รวมกันเป็นเฟสเดียวของแร่ทางธรณีวิทยาได้ เช่น แก้ว และแร่ทางธรณีวิทยา เลนส์อิเล็กตรอนของอิเล็กตรอนแบบส่องกราด หรืออิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิส ให้ความละเอียดภาพที่สูง และรายละเอียดภาพมากกว่าเลนส์ที่ใช้แสงที่มองเห็นได้ ดังนั้นการวิเคราะห์ตัวอย่างโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสงธรรมดา ไม่สามารถวิเคราะห์รายละเอียดภาพในระดับจุลภาค หรือมีขนาดเล็กมาก ที่เป็นจุดเฉพาะได้ อิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิสสามารถใช้งานได้ดังต่อไปนี้

- 1) ใช้สร้างภาพ โดยใช้เทคนิคเช่น เซคอนเดอรีอิเล็กตรอน อิมเมจ (Secondary electron image, SEI), แบ็ค-สแคทเตอร์ อิเล็กตรอน (Back-scattered electron, BES)
- 2) ใช้สร้างภาพพื้นที่ธาตุ ในรูปแบบ 2 มิติ
- 3) ใช้บอกข้อมูลของสารประกอบ โดยใช้เทคนิคอิเล็กตรอน-ดิสเพอร์ซีฟ สเปกโตรสโคปี (Electron dispersive spectroscopy, EDS) และ เทคนิคเวฟเลงท ดิสเพอร์ซีฟ สเปกโตรสโคปี
- 4) สามารถวิเคราะห์ระบบผลึก โดยใช้เทคนิคอิเล็กตรอนแบคสแคตเตอร์ดิฟแฟรคชัน (Electron backscatter diffraction, EBSD)

หลักการพื้นฐานของการทำงานของอิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิสคือ กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนนี้มีหลักการทำงานโดยใช้การระเบิดของอะตอมบนผิววัสดุแข็ง พิจารณาจากความเร่ง และแสงของลำอิเล็กตรอน จะให้พลังงานเฉพาะมาจากสสาร และพลังงานของตัวอย่าง อิเล็กตรอนของตัวอย่างจะปล่อยพลังงานความร้อนเป็นหลัก แต่อิเล็กตรอนของตัวอย่างได้ให้อนุพันธ์ของอิเล็กตรอน และรังสีเอกซ์ด้วย โดยทั่วไปแล้วเราจะใช้เซคอนเดอรีอิเล็กตรอน อิมเมจ และแบ็ค-สแคทเตอร์ อิเล็กตรอน ในการวิเคราะห์ตัวอย่างทางธรณีวิทยา จะได้ภาพของสารประกอบในรูปแบบค่าเฉลี่ยที่มีอยู่ในวัสดุ การสร้างรังสีเอกซ์เกิดจากการชนแบบไม่ยืดหยุ่นของอิเล็กตรอนที่ตกกระทบกับอิเล็กตรอนชั้นในของอะตอมในตัวอย่าง เมื่ออิเล็กตรอนของเปลือกชั้นในถูกดีดออกจากวงโคจรปล่อยให้มีที่ว่างอิเล็กตรอนที่มีเปลือกสูงกว่าจะตกลงไปในที่ว่างนี้ และสูญเสียพลังงานบางอย่างในรูปของรังสีเอกซ์ โดยพลังเชิงปริมาณเหล่านี้เป็นลักษณะเฉพาะขององค์ประกอบวัสดุ ตัวอย่าง

อิเล็กทรอนิกส์ทรานโพรบไมโครแอนาไลซิสเป็นการวิเคราะห์แบบไม่ทำลาย คือ รังสีเอกซ์ที่เกิดจากปฏิกิริยาระหว่างอิเล็กตรอนจะไม่ทำให้ตัวอย่างสูญเสียปริมาตร จึงวิเคราะห์วัสดุเดิมซ้ำมากกว่าหนึ่งครั้งได้ ดังนั้น อิเล็กตรอนทรานโพรบไมโครแอนาไลซิสจึงเหมาะกับการใช้งานดังต่อไปนี้

- 1) ใช้วิเคราะห์เชิงปริมาณกับชิ้นงานตัวอย่างที่เป็นแร่ขนาดเล็กทางธรณีวิทยาได้
- 2) ใช้วิเคราะห์วัสดุสังเคราะห์ได้ เช่น เซมิ-คอนดักเตอร์ และซูเปอร์คอนดักเตอร์ได้

ในงานวิจัยการพัฒนากระบวนการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ เป็นวัสดุสังเคราะห์ที่มีสัณฐานแกรไฟต์แตกต่างกันในชิ้นงานเดียวกัน การวิเคราะห์สารประกอบที่เกิดขึ้นในแต่ละสัณฐานแกรไฟต์ต้องใช้เทคนิคอิเล็กทรอนิกส์ทรานโพรบไมโครแอนาไลซิส ดังกล่าวในการวิเคราะห์

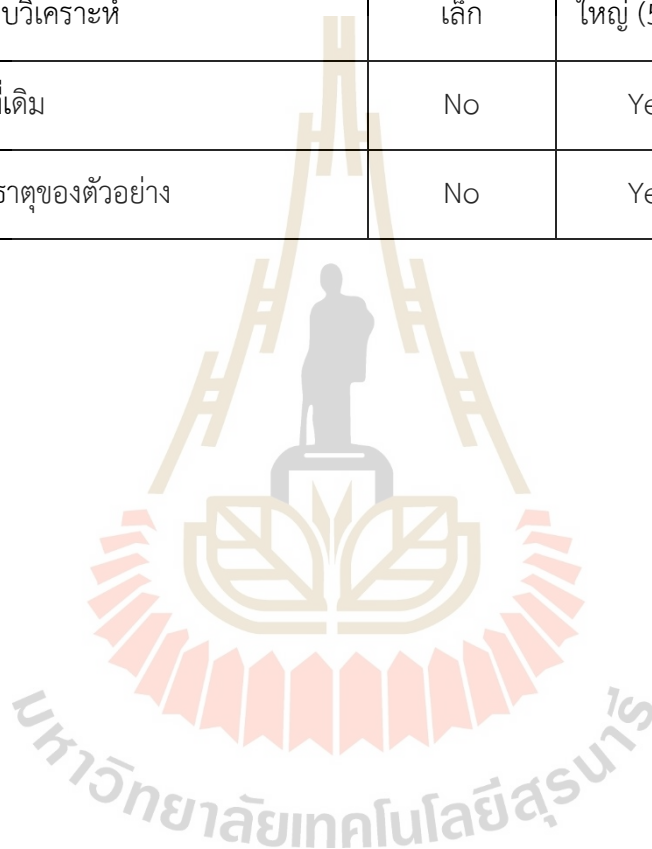
เนื่องจากการวิเคราะห์ธาตุเชิงซ้อนในพื้นที่รอยต่อระหว่างสัณฐานแกรไฟต์ 2 รูปร่างเพื่อยืนยันธาตุ สารประกอบ ที่ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงขึ้น ธาตุที่เกี่ยวข้องกับการเปลี่ยนแปลงดังกล่าวจะมีปริมาณอยู่ในช่วงร้อยละ 0.03 – 0.01 จากตารางที่ 2.2 เปรียบเทียบข้อดี และข้อจำกัดของแต่ละเทคนิคที่ใช้ในการวิเคราะห์ธาตุ สารประกอบ ที่ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงสัณฐานแกรไฟต์ขึ้น ผู้วิจัยจึงเลือกเทคนิคอิเล็กทรอนิกส์ทรานโพรบไมโครแอนาไลซิส ในการวิเคราะห์ (Çubukçu, Ersoy, Aydar, และ Çakir, 2008; Laigo, Christien, Le Gall, Tancret, และ Furtado, 2008; Shi และคณะ, 2020)

ตารางที่ 2.2 เปรียบเทียบเทคนิคในการวิเคราะห์ธาตุและสารประกอบในบริเวณการเปลี่ยนแปลงของชั้นเชื่อมแกรไฟต์ และแกรไฟต์ปกติ

No.	รายละเอียด	EDS	EPMA	WDS
1	ใช้เทคนิควิเคราะห์โดย	Energy of X-ray photon	Wavelength of X-ray	Wavelength of X-ray
2	สามารถวิเคราะห์ได้ทั้งเชิงปริมาณและเชิงคุณภาพ	Yes	Yes	Yes
3	Dwell time วิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณและเชิงคุณภาพ	3-5 min	ช้ากว่า 5 min	ช้ากว่า 5 min
4	Dwell time วิเคราะห์แบบ Mapping และ Linescan	3-5 min	ช้ากว่า 5 min	ช้ากว่า 5 min
5	ความละเอียดสเปกตรัมพีค	115-133 ev	10 ev	10-15 Ev
6	สเปกตรัมเกิด Peak overlap	มาก	น้อยมาก ๆ	น้อย

ตารางที่ 2.2 เปรียบเทียบเทคนิคในการวิเคราะห์ธาตุและสารประกอบในบริเวณการเปลี่ยนแปลงของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ และแกรไฟต์ปกติ (ต่อ)

No.	รายละเอียด	EDS	EPMA	WDS
7	สามารถวิเคราะห์ธาตุ ที่มีปริมาณธาตุตั้งแต่	0.1 %wt up	0.01 %wt up	0.05 %wt up
8	ตัวอย่างเบริน	ปานกลาง	น้อยมากๆ	มาก
9	หัวโพรบวิเคราะห์	เล็ก	ใหญ่ (5 CH.)	ใหญ่ (1 CH.)
10	ยิงซ้ำที่เดิม	No	Yes	No
11	ข้อมูลธาตุของตัวอย่าง	No	Yes	Yes



บทที่ 3

วิธีดำเนินการวิจัย

3.1 การผลิตชิ้นงานทดลอง

3.1.1 การออกแบบกระสวย

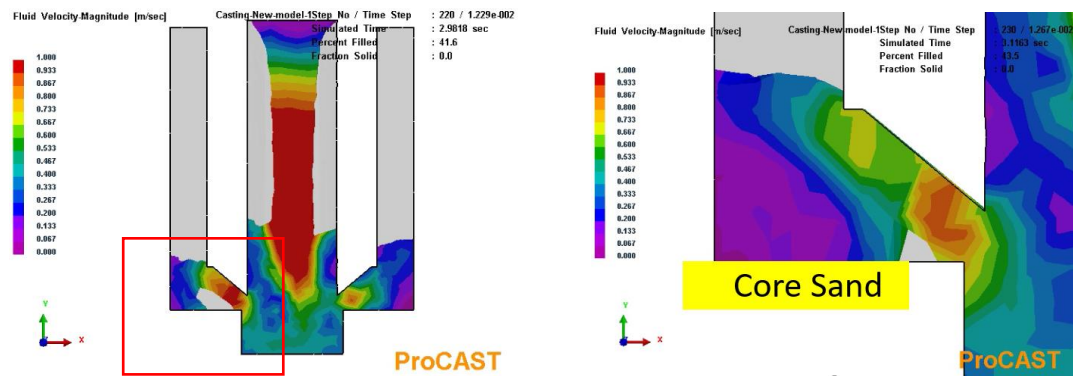
ดังนี้

กระสวยงานหล่อทดลองในงานวิจัยนี้ได้มีการปรับปรุงจากปัญหาที่เกิดขึ้น 2 ครั้ง



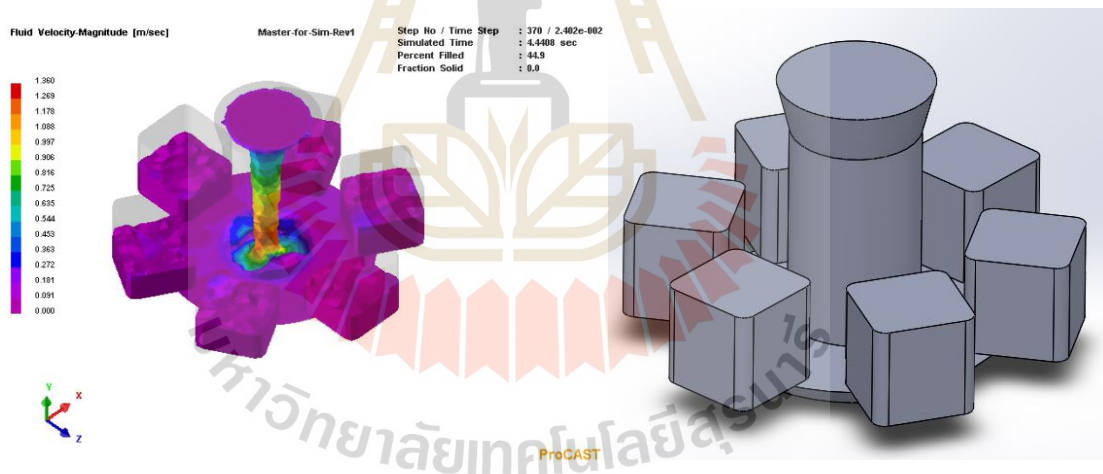
รูปที่ 3.1 แบบกระสวยที่ใช้ในงานวิจัยครั้งที่ 1

ลักษณะของกระสวยในงานวิจัยครั้งที่ 1 มีแนวคิดให้การเทเหล็กหล่อหลอมเหลวลงในรูเทกลางแบบ เพื่อให้เหล็กหล่อหลอมเหลวไหลไปยังชิ้นงานทดลองทั้ง 4 ชั้นที่อยู่ล้อมรอบ โดยรูเทกลางแบบทำหน้าที่เป็นไรเซอร์ (Riser) ให้เหล็กหล่อหลอมเหลวที่เทลงในแบบ จากนั้นเหล็กหล่อหลอมเหลวจึงไหลผ่านแหล่งของก้ำมะถันที่อยู่บริเวณทางเข้าแบบ (Ingate) ของชิ้นงานทั้ง 4 ชั้น แหล่งของก้ำมะถันที่อยู่บริเวณทางเข้าแบบ มีปริมาณก้ำมะถันที่แตกต่างกัน การออกแบบชิ้นงานทดลอง ขนาดความสูงของชิ้นงาน 30 เซนติเมตร เนื่องจากไม่สามารถทราบความหนาชั้นเสื้อมแกรไฟต์ ผู้วิจัยจึงออกแบบให้ความสูงของชิ้นงานทดลองสูงเกินกว่าค่าชั้นเสื้อมของงานวิจัยที่ผ่านมา เมื่อนำแบบกระสวยในงานวิจัยครั้งที่ 1 ดังรูปที่ 3.1 มาจำลองการไหลของเหล็กหล่อหลอมเหลวพบว่า เกิดการไหลแบบปั่นป่วนบริเวณทางเข้าแบบที่วางทรายใส่แบบผสมก้ำมะถัน ดังรูปที่ 3.2



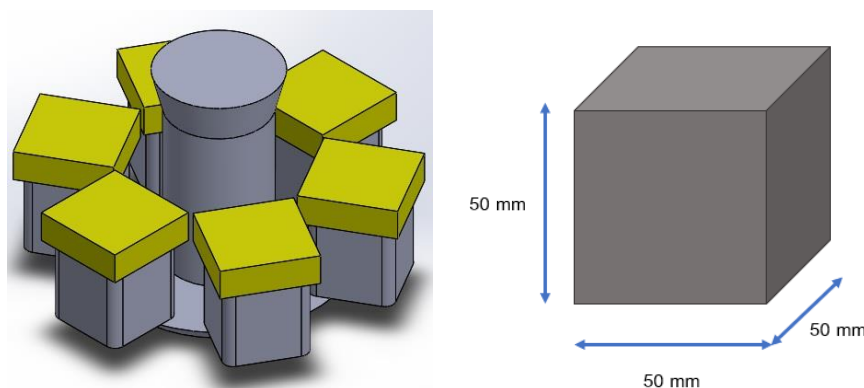
รูปที่ 3.2 ผลการจำลองความเร็วการไหลของแบบกระสวนในงานวิจัยครั้งที่ 1

ผลทำให้เกิดการฟุ้งกระจายของกัมมะถันที่อยู่ในทรายไส้แบบเกิดเป็นการพามวลไม่ใช้การแพร่เพียงกลไกเดียว ดังนั้นเพื่อลดความซับซ้อนของปรากฏการณ์การเคลื่อนที่ของกัมมะถันจากทรายไส้แบบไปยังผิวเหล็กหล่อหลอมเหลว จึงต้องออกแบบกระสวนมีลักษณะดังรูปที่ 3.3



รูปที่ 3.3 แบบกระสวนที่ใช้ในงานวิจัยครั้งที่ 2

ในการวางไส้แบบที่เป็นแหล่งของกัมมะถัน (สีเหลืองในรูปที่ 3.4) โดยวางไว้ด้านบนของแบบ เพื่อให้เหล็กหล่อหลอมเหลวเอ่อขึ้นมาสัมผัสเมื่อเทเต็มแบบ



รูปที่ 3.4 การวางทรายใส่แบบในกระสวยที่ใช้ในงานวิจัยครั้งที่ 2
(Boonmee และ Rassamipat, 2023)

โดยแบบกระสวยใหม่นี้จะมีขนาด 50×50×50 มิลลิเมตร สามารถผลิตชิ้นงานทดลองได้
ครั้งละ 6 ชิ้น

3.1.2 การทำแบบ

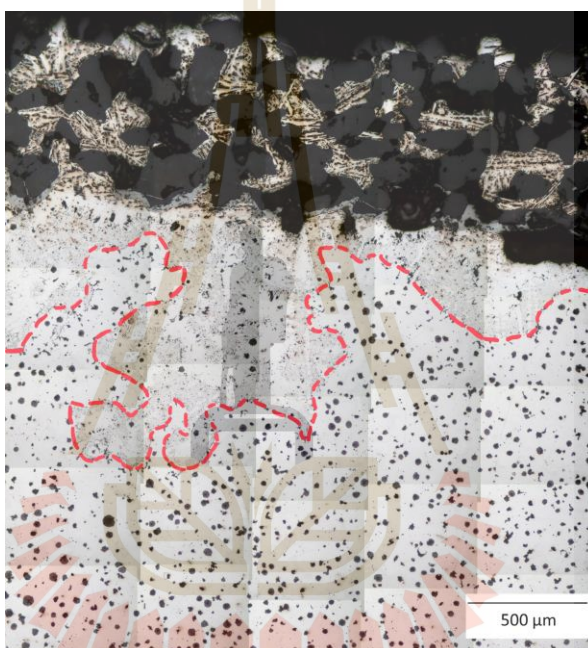
แบบทรายที่ใช้ในการทดลองผลิตมาจากทรายซีโอทู (CO₂ Sand) อัตราส่วนที่ใช้
ผสมระหว่าง น้ำแก้ว และทรายขาวคือ 1 : 10 จากนั้นนำทรายซีโอทูมาปั่นแบบ และฉีดก๊าซ
คาร์บอนไดออกไซด์เข้าไปในแบบทรายซีโอทูเป็นระยะเวลา 5 นาที จึงทำการถอดแบบเนื่องจากทราย
ซีโอทู ไม่ทำให้เกิดปัญหาการเสื่อมแกรไฟต์ ดังรูปที่ 3.5



รูปที่ 3.5 แบบทรายที่ใช้ในการผลิตชิ้นงานทดลอง

3.1.3 การเพิ่มกำมะถันในทราย

การเพิ่มกำมะถันในทรายไส้แบบจะใช้แหล่งที่มาของกำมะถันเป็นเฟอร์โรซัลเฟอร์ ที่มีปริมาณกำมะถันผสมร้อยละ 44 ทำการบด และแยกขนาด โดยใช้ตระแกรงร่อนแยกขนาดเม็ดทราย จากนั้นนำเฟอร์โรซัลเฟอร์ที่ค้างอยู่บนตะแกรงเมช (Mesh) 100 มาใช้ในการผสมในทรายไส้แบบ และสีทาแบบ ผู้วิจัยได้เคยทำการทดลองใช้ผงกำมะถัน พบว่า ชั้นเสื่อมแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นที่ผิวชั้นงานมีคุณภาพต่ำ ไม่มีความสม่ำเสมอของชั้นความหนาชั้นเสื่อมแกรไฟต์ ดังรูปที่ 3.6 ดังนั้น ผงกำมะถันจึงไม่เหมาะนำมาทดลองผลิตชั้นงานเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่



รูปที่ 3.6 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ที่ผลิตโดยใช้ผงกำมะถันผสมในทรายไส้แบบ 4.4%S

ในการทดลอง ผู้วิจัยได้แบ่งเงื่อนไขการเพิ่มปริมาณกำมะถันในทรายไส้แบบออกเป็น 2 เงื่อนไขดังนี้

- 1) การผสมเฟอร์โรซัลเฟอร์ในทรายไส้แบบโดยตรง (Mixing)
- 2) การเคลือบทรายไส้แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมเฟอร์โรซัลเฟอร์ (Coating)

โดยการผสมเฟอร์โรซัลเฟอร์ในทรายไส้แบบแต่ละปริมาณกำมะถันคือ 0.0%S, 4.4%S, 6.6%S, 8.8%S, 11.0%S และ 13.2%S ตามลำดับ

การผสมเฟอร์โรซัลเฟอร์ในสีทาแบบ ผู้วิจัยได้ผสมสีทาแบบกับแอลกอฮอล์ และวัดค่าความหนืดด้วยถ้วยวัดความหนืด โดยการไหลของสีจะใช้เวลา 10 วินาทีทุกเงื่อนไข จากนั้นผสมเฟอร์โร

ซิลเฟอร์สีทาแบบให้ได้ปริมาณตามเงื่อนไข ให้ได้ปริมาณสีทาแบบรวม 100 กรัม ดังสมการที่ 3.1 โดยนำแอลกอฮอล์ผสมกับเฟอร์โรซิลเฟอร์ในอัตราส่วน 1:1 เพื่อให้ค่าความหนืดของสีไม่เปลี่ยนแปลง จากนั้นนำก้อนทรายใส่แบบมาชุบสีทาแบบที่ผสมเฟอร์โรซิลเฟอร์ และจุดไฟ เพื่อให้แอลกอฮอล์ถูกเผาไหม้จนหมด คงเหลือเฉพาะสีทาแบบที่มีสัดส่วนของกำมะถันตามต้องการ สมการการคำนวณปริมาณเฟอร์โรซิลเฟอร์ที่ผสมในสีทาแบบ

$$FeS = \frac{\%S}{\%S_{Yield}} \times coating \quad (3.1)$$

<i>FeS</i>	คือ	ปริมาณเฟอร์โรซิลเฟอร์ที่ใช้ผสมเพื่อให้ได้ %S ที่ต้องการ (กรัม)
<i>%S</i>	คือ	เปอร์เซ็นต์กำมะถันที่ต้องการตามเงื่อนไขที่กำหนด
<i>%S_{Yield}</i>	คือ	เปอร์เซ็นต์กำมะถันที่มีอยู่ในเฟอร์โรซิลเฟอร์
<i>coating</i>	คือ	ปริมาณสีทาเคลือบที่ต้องการใช้ (กรัม)



รูปที่ 3.7 การวางทรายใส่แบบที่ผสมเฟอร์โรซิลเฟอร์ทั้ง 2 เงื่อนไข

3.1.4 การหลอมเหล็กหล่อเหนียว

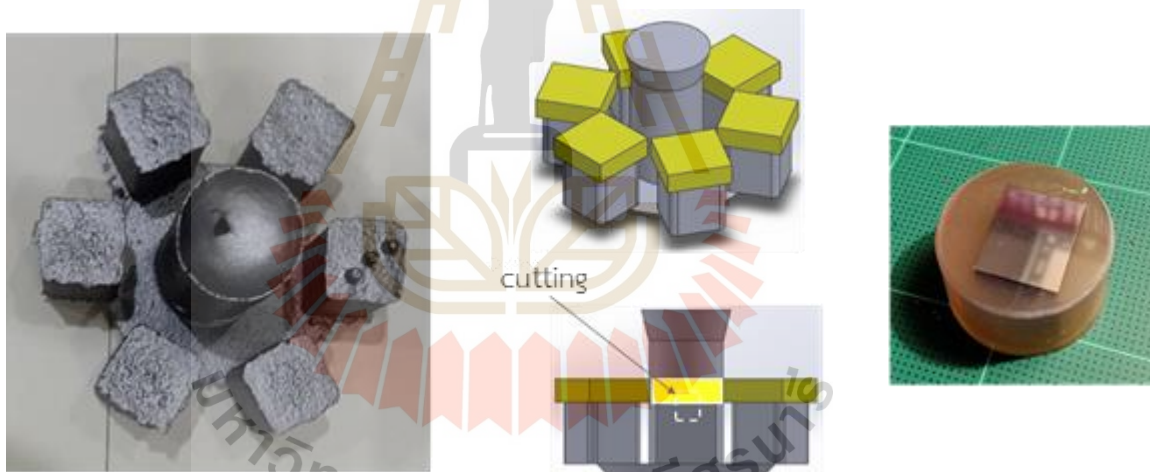
การหลอมเหล็กหล่อเหนียว โดยใช้เตาเหนียวนำไฟฟ้า (Induction Furnace) ขนาด 250 กิโลกรัมในการหลอม และใช้กระบวนการแซนวิช ในการทำแมกนีเซียมทริทเม้นท์ จากนั้นเทเหรียญตัวอย่างในแบบทองแดงเพื่อนำไปวิเคราะห์ค่าเคมี โดยการทดลองครั้งนี้ทำการหลอม 2 เตา

โดยเตาที่ 1 เป็นส่วนผสมของเหล็กหล่อเหนียวไฮโปยูเทคติก และเตาที่ 2 เป็นเหล็กหล่อเหนียวไฮเปอร์ยูเทคติก จะได้ชิ้นงานทดลองออกมาทั้งหมด 4 เงื่อนไขดังต่อไปนี้

- 1) เหล็กหล่อไฮโปยูเทคติกที่ใช้การเพิ่มปริมาณกำมะถันโดยการผสมในทรายใส่แบบ
- 2) เหล็กหล่อไฮโปยูเทคติกที่ใช้การเพิ่มปริมาณกำมะถันโดยการเคลือบทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถัน
- 3) เหล็กหล่อไฮเปอร์ยูเทคติกที่ใช้การเพิ่มปริมาณกำมะถันโดยการผสมในทรายใส่แบบ
- 4) เหล็กหล่อไฮเปอร์ยูเทคติกที่ใช้การเพิ่มปริมาณกำมะถันโดยการเคลือบทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถัน

3.1.5 การเตรียมชิ้นงานทดลอง

เมื่อหล่อชิ้นงานทดลองเสร็จจึ้น นำชิ้นงานขัดผิวด้วยเครื่องยิงทราย จากนั้นนำชิ้นงานมาตัดให้ได้ขนาดที่ต้องการ และนำมาทำตัวเรือนแบบเย็น (Cold mounting) ดังรูปที่ 3.8 เพื่อให้สามารถถ่ายภาพโครงสร้างบริเวณผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับกำมะถันได้ชัดเจน



รูปที่ 3.8 ตัวอย่างการตัดเตรียมชิ้นงานวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค
(Boonmee และ Rassamipat, 2023)

3.2 การทดสอบชิ้นงาน

3.2.1 ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

ในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดลอง จะตรวจสอบเฉพาะสัณฐานแกรไฟต์ โดยจะไม่ทำการกัดกรด (Etching) ใช้กระดาษทรายขัดถึงเบอร์ 1,200 จากนั้นขัดเงา (Polishing) ด้วยผงอลูมิน่า (Alumina powder) ขนาด $0.3 \mu\text{m}$

3.2.2 วิเคราะห์รูปร่างสัณฐานแกรไฟต์

การวิเคราะห์รูปร่างสัณฐานแกรไฟต์ ใช้ภาพโครงสร้างจุลภาคขนาด 40 เท่า และ 100 เท่ามาวิเคราะห์ด้วยโปรแกรมวิเคราะห์ภาพ กำหนดความเข้มสีของภาพขาวดำ 8-bit และให้สีเกณฑ์ (Threshold color) เท่ากับ 140 จากนั้นทำการวิเคราะห์ภาพออกมาเป็นค่าแฟคเตอร์รูปร่าง (Shape Factor) ประกอบด้วย ความกลม (Circularity, *Circ*), สัดส่วนรูปร่าง (Aspect ratio, *AR*) และความมน (Roundness, *Round*) ดังตัวอย่างในรูปที่ 3.9 นำค่าที่ได้มาสร้างความสัมพันธ์กับระยะทางรูปโครงสร้างของชิ้นงาน จากบริเวณผิวที่สัมผัสกับกำมะถันในแบบทรายจนถึงสัณฐานแกรไฟต์ปกติที่ไม่เปลี่ยนแปลง



รูปที่ 3.9 ตัวอย่างการหาค่าแฟคเตอร์รูปร่างด้วยโปรแกรมวิเคราะห์ภาพ

3.2.3 ตรวจสอบ และการประเมินคุณภาพของชั้นเสื่อมแกรไฟต์

การนำเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่มาผลิตเป็นชิ้นงาน ต้องสามารถเลือกบริเวณที่ต้องการใช้งานสมบัติของเหล็กหล่อแต่ละชนิดได้ง่าย และมีความสม่ำเสมอตลอดบริเวณที่ใช้งานสมบัตินั้น บางบริเวณต้องมีการกลึงผิวเพื่อให้เหมาะกับการใช้งาน ดังนั้น ชั้นเสื่อมแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นต้องมีความหนาตามความต้องการ และต้องมีความราบเรียบของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ เมื่อกลึงผิวจะคงเหลือชั้นเสื่อมแกรไฟต์ที่มีความหนาตามต้องการ ในการประเมินผลการทดลองการเกิดการเสื่อมของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อเหนียว หรือการทำให้เกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ จำเป็นต้องประเมินผล 2 ค่า ได้แก่

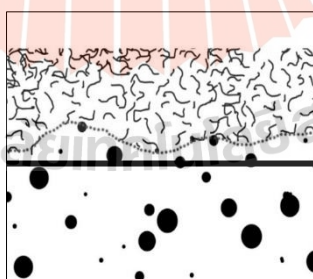
- 1) ค่าความคดโค้ง (Ω)
- 2) ค่าความหนาชั้นเชื่อมแกรไฟต์ (T_{LG}) มี 2 เงื่อนไข ดังนี้
 - 2-1 ชั้นความหนาของชั้นแกรไฟต์แผ่นที่เกิดขึ้นต่อที่เนื่องจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายไล่แบบที่ผสมกำมะถัน (T_{LG1})
 - 2-2 ชั้นความหนาของแกรไฟต์ที่เป็นจุดสิ้นสุดของแกรไฟต์แผ่นที่ไม่ต่อเนื่อง มาจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายไล่แบบที่ผสมกำมะถัน (T_{LG2})

โดยทั้ง 2 ค่าดังกล่าวจะมีสูตรการคำนวณดังต่อไปนี้
สมการค่าความคดโค้งของชั้นเชื่อมแกรไฟต์

$$\text{ค่าความคดโค้ง } (\Omega) = \frac{L_{LG}}{L_{cast}} \quad (3.2)$$

L_{LG} คือ ค่าความยาวของชั้นเชื่อมแกรไฟต์สุดท้ายก่อนเปลี่ยนเป็นแกรไฟต์ทรงกลม (เส้นประ)
 L_{cast} คือ ค่าความยาวของรูปภาพที่ใช้ในการวัด (เส้นทึบ)

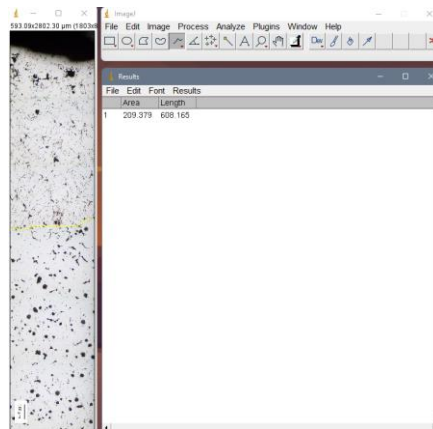
ค่าความคดโค้งที่ต้องการคือ มีค่าเข้าใกล้ 1 มากที่สุด แสดงถึงความราบเรียบของการแบ่งชั้นเชื่อมแกรไฟต์ ในกรณีที่ต้องกลึงแต่งผิวเพื่อให้เหมาะสมกับการใช้งาน ความหนาชั้นเชื่อมแกรไฟต์จะ ได้มีความสม่ำเสมอทั้งชิ้นงาน



รูปที่ 3.10 ตัวอย่างการวัดความยาวเพื่อใช้คำนวณค่าความคดโค้งในสมการที่ 3.2

(Boonmee และ Mai-Ngam, 2018)

วิธีการเก็บข้อมูลค่าความคดโค้งของชั้นเชื่อมแกรไฟต์ คือใช้โปรแกรมวิเคราะห์ภาพเก็บข้อมูลความยาว (Length) เพื่อนำไปแทนค่าในสมการที่ 3.2



รูปที่ 3.11 การเก็บข้อมูลค่าความยาวของชั้นเสื่อมแกรไฟต์สุดท้ายก่อนเปลี่ยนเป็นแกรไฟต์ทรงกลม

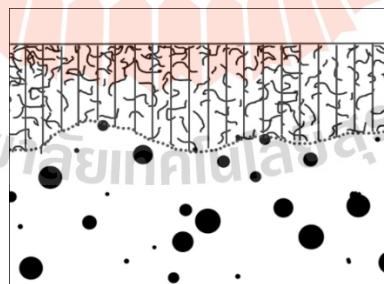
สมการค่าความหนาชั้นเสื่อมแกรไฟต์เงื่อนไขที่ 2-1

$$T_{LG1} = \frac{\sum_{i=1}^n Y_i}{n} \quad (3.3)$$

T_{LG1} คือ ชั้นความหนาของชั้นแกรไฟต์แผ่นที่เกิดขึ้นต่อเนื่อง

Y_i คือ ค่าความยาวในแต่ละเส้นของชั้นแกรไฟต์แผ่นที่เกิดขึ้นต่อเนื่อง

n คือ จำนวนเส้นของชั้นแกรไฟต์แผ่นที่เกิดขึ้นต่อเนื่องที่วัด



รูปที่ 3.12 ตัวอย่างการวัดความหนาเพื่อใช้คำนวณค่าความหนาของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ในสมการที่ 3.3

(Boonmee และ Mai-Ngam, 2018)

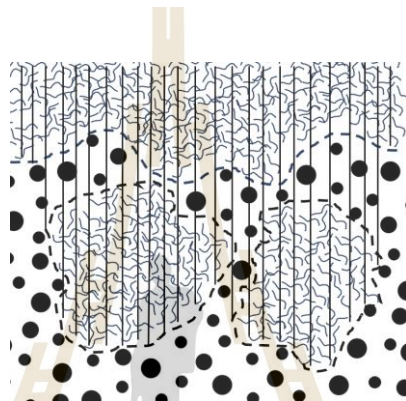
สมการค่าความหนาชั้นเสื่อมแกรไฟต์เงื่อนไขที่ 2-2

$$T_{LG2} = \frac{\sum_{i=1}^n Z_i}{n} \quad (3.4)$$

T_{LG2} คือ ชั้นความหนาของชั้นแกรไฟต์แผ่นที่เกิดขึ้นไม่ต่อเนื่อง

Z_i คือ ค่าความยาวในแต่ละเส้นของชั้นแกรไฟต์แผ่นที่เกิดขึ้นไม่ต่อเนื่อง

n คือ จำนวนเส้นของชั้นแกรไฟต์แผ่นที่เกิดขึ้นไม่ต่อเนื่องที่วัด



รูปที่ 3.13 ตัวอย่างการวัดความหนาเพื่อใช้คำนวณค่าความหนาของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ในสมการที่ 3.4

วิธีการเก็บข้อมูลค่าความหนาของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ คือ ใช้โปรแกรมวิเคราะห์ภาพเก็บข้อมูลความหนา ไม่ต่ำกว่ารูปละ 30 ค่า แล้วนำมาแทนค่าในสมการที่ 3.3 และ 3.4 ตามลักษณะชั้นเสื่อมแกรไฟต์ของแต่ละภาพ

File	Edit	Font	Results
Area	Angle	Length	
1	357.189	-89.583	1065.555
2	351.956	-90.000	1069.737
3	356.488	-90.000	1069.474
4	375.368	-90.000	1140.789
5	390.950	-90.000	1188.158
6	392.248	-90.000	1192.165
7	368.876	-90.000	1121.053
8	366.279	-90.000	1113.158
9	369.851	-90.000	1184.211
10	383.159	-90.000	1164.474
11	398.740	-90.000	1211.842
12	348.110	-90.000	1057.895
13	373.174	-90.000	1125.060
14	396.144	-90.000	1203.947
15	379.263	-90.000	1152.632
16	354.960	-90.000	1109.211
17	413.824	-90.000	1255.263
18	383.159	-90.000	1164.474
19	383.159	-90.000	1164.474
20	383.159	-90.000	1164.474
21	367.877	-90.000	1113.112
22	400.839	-90.000	1215.789
23	384.457	-90.000	1168.421
24	379.263	-90.000	1152.632
25	356.488	-90.000	1069.474
26	362.383	-90.000	1101.316
27	366.279	-90.000	1113.158
28	407.426	-89.976	1274.684

รูปที่ 3.14 การเก็บข้อมูลค่าความหนาของชั้นแกรไฟต์แผ่นที่เกิดขึ้น

3.3 การนำตัวอย่างไปวิเคราะห์ด้วยเทคนิคอิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิส

นำตัวอย่างชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่เพิ่มกำมะถันด้วยวิธีเคลือบที่มีกำมะถันผสมอยู่ร้อยละ 8.8 มาขัดเตรียมผิวและกัดกรด เนื่องจากชิ้นงานนี้เป็นชิ้นงานที่มีความหนาชั้นเสื่อมเกรไฟต์อยู่ในระยะขอบเขตของการวิเคราะห์ตามต้องการ จากนั้น นำเข้ากระบวนการวิเคราะห์ด้วยเทคนิคอิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิสมีเงื่อนไขดังตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3.1 เงื่อนไขการวิเคราะห์ด้วยเทคนิคอิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิส (EPMA)

รายการ	ข้อมูลเฉพาะ	รายการ	ข้อมูลเฉพาะ
Model	EPMA 1720HT	Method	Mapping and Line scan analysis
ACC	15 kV	Beam size	1 μm
Current	50 nA	Analysis mode	Stage scan
Start type	Center	Measuring time	10 msec
Step size	1 μm	Area size	808 x 607 μm^2

3.4 การสร้างแบบจำลองชั้นเสื่อมเกรไฟต์

3.4.1 การกำหนดเงื่อนไขของการสร้างแบบจำลอง

เพื่อให้เข้าใจปรากฏการณ์ของการเกิดเหล็กหล่อเกรไฟต์ ผู้วิจัยจึงใช้แบบจำลองทางคณิตศาสตร์ โดยระบุเงื่อนไขให้แบบจำลอง ดังต่อไปนี้

3.4.1.1 กำหนดให้การแข็งตัวของเหล็กหล่อเหนียวเป็นชนิดยูเทคติก การเปลี่ยนแปลงสถานะจากของเหลวเป็นของแข็งจะไม่มีเกิดการเกิดเฟสของกึ่งแข็งกึ่งเหลว

3.4.1.2 กำหนดให้อุณหภูมิภายนอกแบบหล่อคงที่ เนื่องจากสิ่งแวดล้อมเป็นระบบที่มีขนาดใหญ่สามารถกำหนดให้ของอุณหภูมิไม่เปลี่ยนแปลงได้

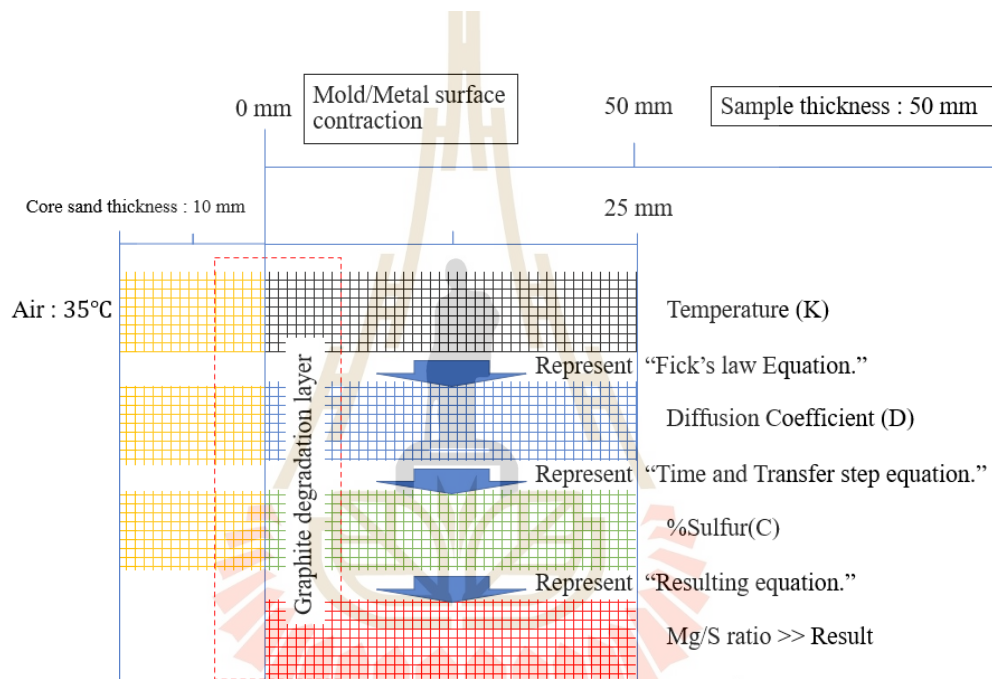
3.4.1.3 ผลของการคำนวณค่าการถ่ายเทความร้อนในเนื้อชิ้นงานทดลอง สามารถแบ่งครึ่งชิ้นงาน โดยแต่ละส่วนมีค่าการถ่ายเทความร้อนเท่ากัน ผู้วิจัยต้องการพิจารณาการถ่ายเทความร้อนบริเวณผิวสัมผัสระหว่างแบบทรายกับผิวเหล็กหล่อเท่านั้น

3.4.1.4 กำหนดให้แมกนีเซียมในชิ้นงานทดลองคงที่ เนื่องจากใช้แบบทรายซีโอทู ซึ่งไม่ทำปฏิกิริยากับแมกนีเซียม

3.4.1.5 อัตราการแพร่ในของแข็งนั้นข้างจึงถูกกำหนดให้มีค่าคงที่

ตารางที่ 3.2 รายละเอียดเครื่องคอมพิวเตอร์ที่ใช้ประมวลผลแบบจำลอง

รายการ	ข้อมูลจำเพาะ
โปรเซสเซอร์	Intel Core i5-9400F
หน่วยความจำแรม	32 GB Dual Channels
ฮาร์ดดิสก์	SSD 256 GB
ระบบปฏิบัติการ	Window 10 Pro 64-bit
โปรแกรม	Microsoft Excel 2016



รูปที่ 3.15 แผนผังการคำนวณแบบจำลองทางคณิตศาสตร์

3.4.2 การกำหนดสมการที่ใช้ในแบบจำลอง

การนำสมการมาใช้ในการคำนวณร่วมกับโปรแกรม Microsoft Excel จำเป็นต้องเขียนให้อยู่ในรูปแบบของเงื่อนไขที่ตัวโปรแกรมกำหนด ดังต่อไปนี้

3.4.2.1 สมการถ่ายเทความร้อน

เนื่องจากการถ่ายเทความร้อนของเหล็กหล่อเกิดขึ้นได้ 3 สถานะ ต้องมีการกำหนดเงื่อนไขการใช้สมการ คือ อุณหภูมิที่เป็นของแข็งต้องต่ำกว่าอุณหภูมิของเหลวเล็กน้อย

$$T_{Solid} = T_{Liquid} - \Delta T \quad (3.5)$$

ดังนั้น เมื่อนำมาสร้างความสัมพันธ์ร่วมกันกับสมการที่ 2.3 ถึง 2.5 จะได้สมการในเซลล์ดังต่อไปนี้

$$if\left(T_i > T_{Liquid}, T_i^{n-1} + Fo_{T_{Liquid}} (T_{i+1}^{n-1} - 2T_i^{n-1} + T_{i-1}^{n-1}), if\left(T_i > T_{Solid}, T_i^{n-1} + \frac{Fo_{T_{Liquid}}}{a} (T_{i+1}^{n-1} - 2T_i^{n-1} + T_{i-1}^{n-1}), T_i^{n-1} + Fo_{T_{Solid}} (T_{i+1}^{n-1} - 2T_i^{n-1} + T_{i-1}^{n-1})\right)\right) \quad (3.6)$$

3.4.2.2 สมการการแพร่

เมื่อได้ค่าของอุณหภูมิในแต่ละตำแหน่งของชิ้นงาน นำไปแทนค่าในสมการค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ในสมการที่ 2.6 และ 2.7 จะได้สมการในเซลล์ ดังต่อไปนี้

$$if(T_i > T_L, D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT_i}\right), D_s) \quad (3.7)$$

เมื่อได้ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่แล้วจึงนำมาแทนค่าในสมการที่ 2.30 จะได้สมการในเซลล์ดังต่อไปนี้

$$C_i^{n-1} + \frac{D_i(\Delta t)}{(\Delta x)^2} (C_{i+1}^{n-1} - 2C_i^{n-1} + C_{i-1}^{n-1}) \quad (3.8)$$

เมื่อได้ค่าปริมาณของกำมะถันในแต่ละตำแหน่งแล้ว นำค่ากำมะถันมาหารกับค่าแมกนีเซียม ให้ได้ค่าแมกนีเซียมต่อกำมะถัน (Mg/S ratio) เพื่อนำมาเทียบกับค่าแมกนีเซียมต่อกำมะถันของสัณฐานแกรไฟต์แผ่นและทรงกลม โดยมีข้อกำหนดดังตารางที่ 3.3

ตารางที่ 3.3 สรุปค่าสัดส่วนแมกนีเซียมต่อกำมะถันของแต่ละฐานแกรไฟต์

No.	Literature References	Year	Mg/S ratio					
			LG		CG		SG	
			Min	Max	Min	Max	Min	Max
1	Boonmee, S. (2013). Ductile and Compacted Graphite Iron Casting Skin – Evaluation, Effect on Fatigue Strength and Elimination.	2013		0.38		2.00		
2	Martin, F. and K. SI (1979). "Localized flake graphite structure as a result of a reaction between molten ductile iron and some components of the mold."	1979						
3	Boonmee, S. and D. Stefanescu (2013). Casting Skin Management in Compacted Graphite Iron - Part II: Mechanism of Casting Skin Formation. 121: 449-459.	2013			0.40	2.00		
4	Riposan, L., et al. (2008). "Surface graphite degeneration in ductile iron castings for resin molds." Tsinghua science and technology 13(2): 157-163.	2008						
5	Riposan, L., et al. (2003). "Magnesium-sulfur relationships in ductile and compacted graphite cast irons as influenced by late sulfur additions." AFS Transactions 111(03-093): 869-883.	2003						
6	Chisamera, M., Riposan, L., Stan, St., Sparkman, D., Kelley, D. and Barstow, M. "Experience Producing Compacted Graphite Cast Irons by Sulfur Addition After Magnesium Treatment", AFS Transactions, Vol.110, pp.851-859 (2002).	2002			0.50	2.00		

3.4.3 การกำหนดค่าตัวแปรใช้ในแบบจำลอง

การกำหนดค่าตัวแปรต่างที่ใช้ในการคำนวณนั้น จะมีค่าอยู่ 2 ประเภท คือ

- 1) ตัวแปรควบคุม คือ ค่าสมบัติของวัสดุ นำข้อมูลมาจากงานวิจัยอื่น
- 2) ตัวแปรต้น คือ ค่าเงื่อนไขในการผลิตและค่าเงื่อนไขในการจำลอง หรือ ปริมาณของวัตถุดิบที่ใช้ในการทดลอง ค่าทั้งหมดนี้ได้มาจากการทดลองในงานวิจัยนี้

ตารางที่ 3.4 ค่าเงื่อนไขในการผลิตและการจำลอง

Conditions	Label	Data type	Silica sand	Eutectic Iron	Pyrite (FeS ₂)	Unit
Pouring Temperature	T_{init}	Experiment	308	1,723	308	K
Initial sulfur	C_{init}	Experiment	-	0.017	44	%
Solid diffusion range	ΔT	Simulation	40	-	-	K
Time step	Δt	Simulation	0.00475	-	-	s
Node size	Δx	Simulation	300	-	-	μm
Initial magnesium	Mg_{init}	Experiment	-	0.035	-	%

ตารางที่ 3.5 ค่าสมบัติของวัสดุที่ใช้ในการทดลอง

Material Properties	Label	Silica Sand	Eutectic Iron		Pyrite (FeS ₂)	Unit
			Liquid state	Solid state		
Thermal conductivity	k	0.52	2.92	48.9	47.8	$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$
Heat capacity	c	1,170	915.4	752.4	510	$J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$
Density	ρ	1,600	7,000		5,050	$kg \cdot m^{-3}$
Liquid Temperature	T_L	1,883	1,427.5		1,461	K
Latent Heat of formation	ΔH_f	-	2.92		-	$J \cdot kg^{-1}$
Diffusivity	D_0	-	-	-	9×10^{-7}	$m^2 \cdot s^{-1}$
Activation energy	Q	-	-	-	188,149.65	$J \cdot mol^{-1}$
Gas	R	8.31				$J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$

รายการอ้างอิงค่าสมบัติของวัสดุที่ใช้ในการทดลอง

Thermal conductivity (Silica Sand (Stefanescu, 2002), Eutectic Iron Liquid and Solid state (Kanetkar และคณะ, 1988), Pyrite (Popov, Fedorov, และ Kuznetsov, 2013)), Heat capacity (Silica Sand (Stefanescu, 2002), Eutectic Iron Liquid and Solid state (Kanetkar และคณะ, 1988), Pyrite (Waples และ Waples, 2004)), Density (Silica Sand (Stefanescu, 2002), Eutectic Iron Liquid and Solid state (Kanetkar และคณะ, 1988), Pyrite (Waples และ Waples, 2004)), Melting Temperature (Silica Sand (Ahmed, 2013), Eutectic Iron Liquid and Solid state (Kanetkar และคณะ, 1988), Pyrite (Farndon, 2006)), Diffusivity constant and Activation energy of Pyrite (Zhang, Law, และ Wu, 2015), Gas constant (Stefanescu, 2002)



บทที่ 4

ผลการวิจัยและอภิปรายผล

4.1 ค่าส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานทดลอง

การทดลองมีการหลอมเหล็กหล่อเหนียว 2 ส่วนผสมทางเคมี คือตารางที่ 4.2 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อเหนียวไฮโปยูเทคติก และตารางที่ 4.3 ส่วนผสมของเหล็กหล่อเหนียวไฮเปอร์ยูเทคติก จะเห็นได้ว่าเหล็กหล่อแกรไฟต์มีสัดส่วนของแกรไฟต์แตกต่างกัน ขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีและอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อแกรไฟต์มี 2 ลักษณะ คือ สัดส่วนแกรไฟต์แบบไฮโปยูเทคติกและสัดส่วนแกรไฟต์แบบไฮเปอร์ยูเทคติก เมื่อพิจารณาจากแผนภูมิสมดุลของเหล็กและคาร์บอนในรูปที่ 2.27 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่มีส่วนผสมไฮโปยูเทคติก แกรไฟต์จะเกิดขึ้นเมื่อการเย็นตัวผ่านอุณหภูมิปฏิกริยายูเทคติก สำหรับโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่มีส่วนผสมไฮเปอร์ยูเทคติก จะเกิดแกรไฟต์เมื่อการเย็นตัว ปริมาณคาร์บอนละลายได้น้อยลงในของเหลว ทำให้เกิดการแยกตัวจากเหล็กหล่อหลอมเหลว และรวมตัวกันเป็นแกรไฟต์ ดังนั้น ขนาด และตำแหน่งการเกิดบนโครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อแกรไฟต์จึงแตกต่างกัน ดังรูปที่ 4.1 และ 4.2 แกรไฟต์ที่เกิดในส่วนผสมของไฮเปอร์ยูเทคติก จะมีขนาดใหญ่เรียกว่าแกรไฟต์ชนิดนี้ว่าไพรมารีแกรไฟต์ สำหรับแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นในส่วนผสมไฮโปยูเทคติกเรียกว่ายูเทคติกแกรไฟต์ เมื่อนำมาพิจารณาค่าแฟคเตอร์รูปร่างดังตารางที่ 4.1 เหล็กหล่อเหนียวไฮโปยูเทคติกมีจำนวนอนุภาคแกรไฟต์มากกว่าเหล็กหล่อเหนียวไฮเปอร์ยูเทคติกในบริเวณผิวชิ้นงาน เนื่องจากแกรไฟต์ขนาดเล็กของเหล็กหล่อไฮโปยูเทคติก สามารถเกิดขึ้นในเวลาสั้นกว่าแกรไฟต์ขนาดใหญ่ของไฮเปอร์ยูเทคติก จึงมีปริมาณสัดส่วนกระจายตัวอยู่ทั่วบริเวณโครงสร้างพื้น (Matrix) และสำหรับค่าสัดส่วนแมกนีเซียมต่อกำมะถันที่แตกต่างกันของเหล็กหล่อเหนียวทั้ง 2 ชนิด หากพิจารณาจากค่าแฟคเตอร์รูปร่างของสัดส่วนแกรไฟต์ สังเกตได้ว่าค่าความกลมของเหล็กหล่อทั้ง 2 ชนิดมีค่าใกล้เคียงกัน

ตารางที่ 4.1 ผลการวิเคราะห์รูปร่างสัณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานที่ไม่เต็มกำมะถัน

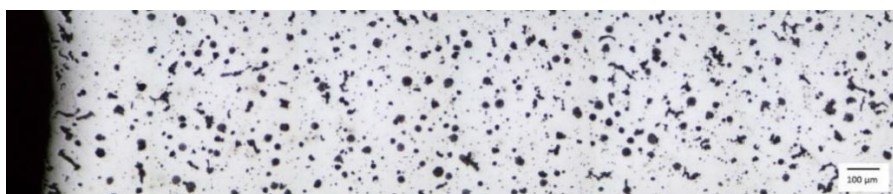
ตัวอย่าง	จำนวนแกรไฟต์ต่อหน่วยพื้นที่ (Particle/mm ²)	ขนาดเม็ดแกรไฟต์ที่ใหญ่ที่สุด (μm ²)	Graphite Shape Factor		
			Circularity (Circ.)	Aspect ratio (AR.)	Roundness
Hypoeutectic	266.45	1,547.68	0.67	1.53	0.73
Hypereutectic	152.54	12,092.71	0.72	1.30	0.80

ตารางที่ 4.2 ส่วนผสมทางเคมีที่ 1 เหล็กหล่อเหนียวไฮโปยูเทคติก

No.	ปริมาณส่วนผสมทางเคมี (%)								
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg	C.E	Mg/S ratio
1	3.50	2.34	0.44	0.039	0.016	0.00	0.029	4.28	1.80
2	3.44	2.33	0.45	0.041	0.017	0.00	0.032	4.22	1.86
3	3.45	2.35	0.45	0.042	0.017	0.00	0.032	4.23	1.89
ค่าเฉลี่ย	3.46	2.34	0.44	0.041	0.017	0.00	0.031	4.24	1.85



ก)

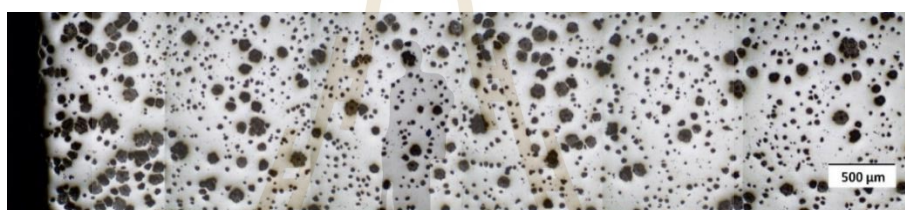


ข)

รูปที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อไฮโปยูเทคติกที่ไม่เต็มกำมะถัน (ก) กำลังขยาย 40 เท่า (4X) ,(ข) กำลังขยาย 100 เท่า (10X) (Boonmee และ Rassamipat, 2023)

ตารางที่ 4.3 ส่วนผสมทางเคมีที่ 2 เหล็กหล่อเหนียวไฮเปอร์ยูเทคติก

No.	ปริมาณส่วนผสมทางเคมี (%)								
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg	C.E	Mg/S ratio
1	3.75	2.74	0.41	0.043	0.007	0.04	0.032	4.66	4.57
2	3.69	2.79	0.41	0.042	0.007	0.04	0.039	4.62	5.57
3	3.60	2.80	0.41	0.042	0.007	0.04	0.035	4.53	5.00
ค่าเฉลี่ย	3.68	2.77	0.41	0.042	0.007	0.04	0.035	4.60	5.05



ก)

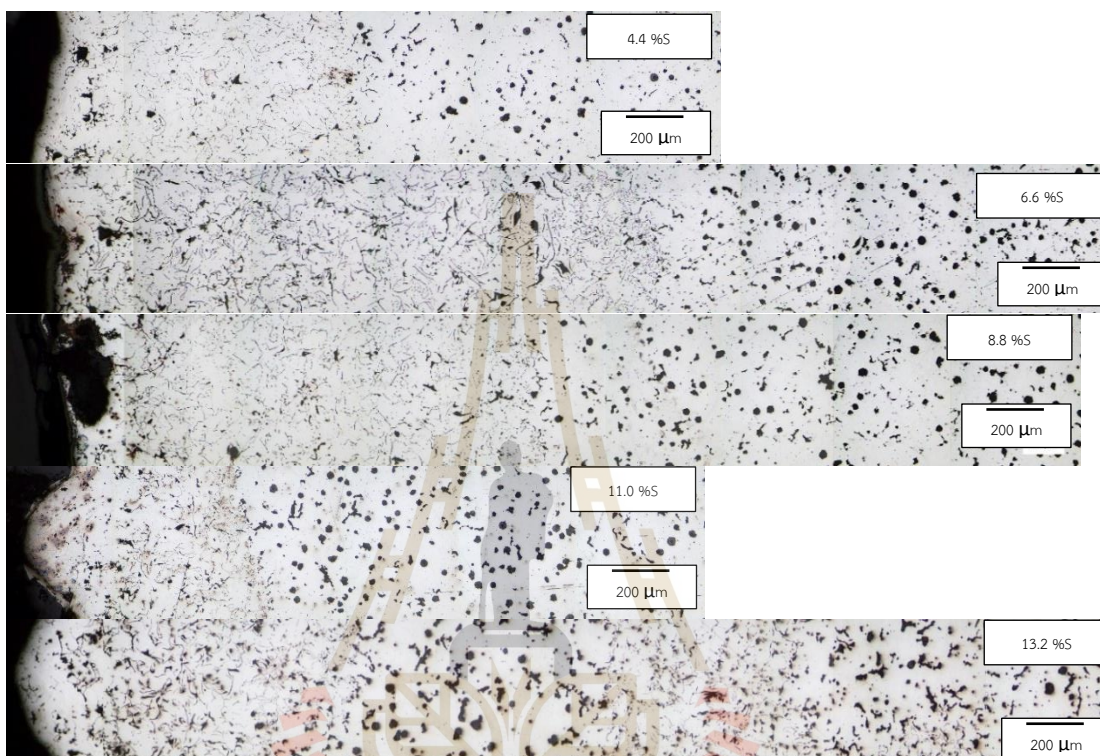


ข)

รูปที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อไฮเปอร์ยูเทคติกที่ไม่เต็มกำมะถัน (ก) กำลังขยาย 40 เท่า (4X), (ข) กำลังขยาย 100 เท่า (10X) (Boonmee และ Rassamipat, 2023)

4.2 โครงสร้างจุลภาคและค่าแฟคเตอร์รูปร่างพื้นฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานเหล็กหล่อ แกรไฟต์คู่

4.2.1 ชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ใช้วิธีการผสมกำมะถันในทรายใส่แบบ

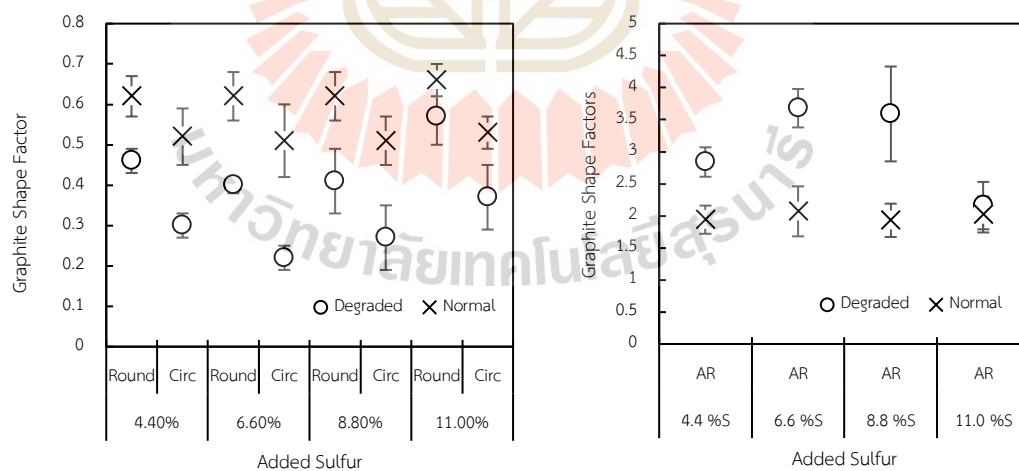


รูปที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคพื้นฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ใช้วิธีการผสมกำมะถันในทราย
ใส่แบบ (Boonmee และ Rassamipat, 2023)

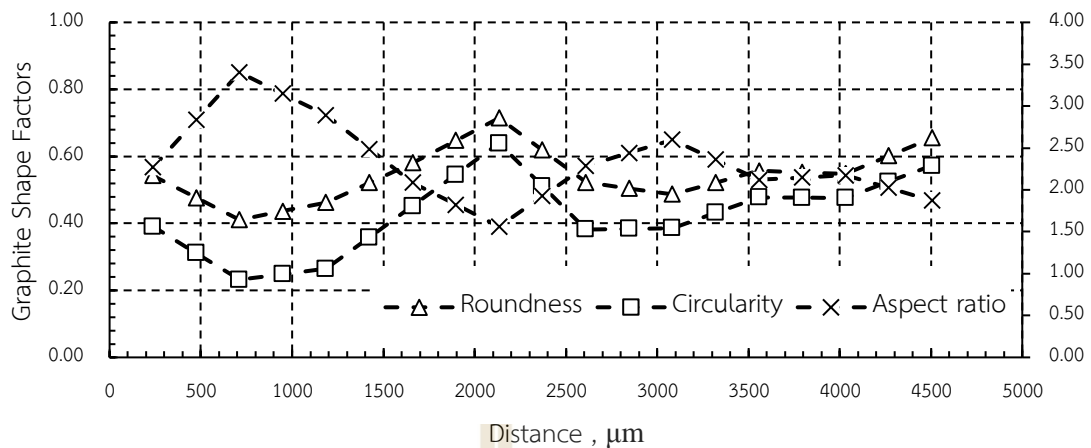
จากรูปที่ 4.3 ชั้นเสื่อแกรไฟต์มีความหนาเพิ่มขึ้นจากปริมาณกำมะถันที่ผสมจากร้อยละ 4.4 และสูงสุดที่ร้อยละ 6.6 จากนั้นความหนาชั้นเสื่อจะลดลงเมื่อปริมาณกำมะถันเพิ่มขึ้น และความหนาจะเพิ่มขึ้นอีกครั้งเมื่อผสมกำมะถันมากขึ้น สันนิษฐานว่าอัตราการนำความร้อนเพิ่มขึ้นทำให้บริเวณนั้นเย็นตัวเร็ว ส่งผลให้การแพร่ของกำมะถันในของเหลวสิ้นสุด ความหนาของชั้นเสื่อแกรไฟต์จึงลดลงเมื่อมีปริมาณกำมะถันเพิ่มขึ้น หากพิจารณาจากรูปร่างของแกรไฟต์ในบริเวณชั้นเสื่อพื้นฐานของแกรไฟต์ในบริเวณที่มีกำมะถันเพิ่มมากขึ้นมีค่าแฟคเตอร์รูปร่างพื้นฐานแกรไฟต์ใกล้เคียงกับแกรไฟต์ปกติ สังเกตได้จากค่าความมน ค่าสัดส่วนรูปร่าง ระหว่างสันฐานแกรไฟต์ในชั้นเสื่อและชั้นปกติที่ปริมาณกำมะถันร้อยละ 11.0 มีค่าใกล้เคียงกัน ซึ่งแตกต่างจากค่าแฟคเตอร์รูปร่างที่ปริมาณกำมะถันต่ำกว่า ดังรูปที่ 4.4

ตารางที่ 4.4 ความแตกต่างค่าแฟคเตอร์รูปร่างพื้นฐานฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ใช้วิธีการผสมกำมะถันในทรายใส่แบบ

ช่วง สถานะ แกรไฟต์		4.4 %S			6.6 %S			8.8 %S			11.0 %S			13.2 %S		
		Aspect ratio	Roundness	Circularity	Aspect ratio	Roundness	Circularity	Aspect ratio	Roundness	Circularity	Aspect ratio	Roundness	Circularity	Aspect ratio	Roundness	Circularity
Degraded	AVG	2.84	0.46	0.30	3.68	0.40	0.22	3.59	0.41	0.27	2.16	0.57	0.37	มี 2 ช่วงการ เสื่อมแกรไฟต์		
	Max	3.07	0.5	0.36	3.89	0.44	0.26	4.52	0.56	0.45	2.69	0.64	0.46			
	Min	2.52	0.43	0.26	3.04	0.38	0.19	2.27	0.33	0.21	1.77	0.46	0.26			
	SD	0.23	0.03	0.03	0.3	0.02	0.03	0.74	0.08	0.08	0.37	0.07	0.08			
Normal	AVG	1.94	0.62	0.52	2.07	0.62	0.51	1.93	0.62	0.51	2.02	0.66	0.53			
	Max	2.29	0.67	0.6	2.81	0.66	0.59	2.51	0.7	0.56	2.42	0.71	0.58			
	Min	1.75	0.54	0.42	1.78	0.49	0.34	1.61	0.49	0.36	1.71	0.6	0.48			
	SD	0.22	0.05	0.07	0.39	0.06	0.09	0.26	0.06	0.06	0.28	0.04	0.04			



รูปที่ 4.4 สรุปค่าแฟคเตอร์รูปร่างพื้นฐานฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ใช้วิธีการผสมกำมะถันในทรายใส่แบบ



รูปที่ 4.5 ค่าแฟคเตอร์รูปร่างสัณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ผลิตโดยวิธีการผสมกำมะถัน ในทรายใส่แบบให้มีปริมาณกำมะถัน ร้อยละ 13.2 ที่กำลังขยาย 100 เท่า (10X)

จากรูปที่ 4.5 สำหรับชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ผลิตโดยวิธีการผสมกำมะถันในทรายใส่แบบให้มีปริมาณกำมะถัน ร้อยละ 13.2 มีบริเวณการเกิดการเชื่อมแกรไฟต์เกิดขึ้น 2 ช่วง เมื่อนำมาวิเคราะห์รูปร่างสัณฐานแกรไฟต์ด้วยโปรแกรมวิเคราะห์ทางภาพจะได้ผลการทดลอง ดังต่อไปนี้

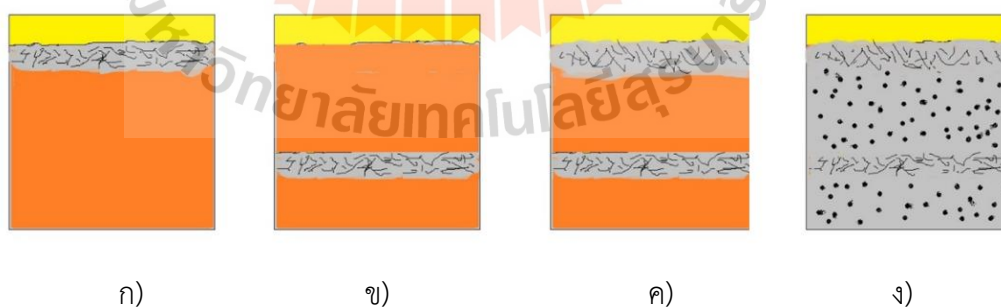
ในช่วงที่ 1 ค่าสัดส่วนรูปร่างสูงสุดอยู่ห่างจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายที่มีการเพิ่มกำมะถันที่ระยะ 711 μm มีค่าเท่ากับ 3.4 ค่าความมนต่ำสุดอยู่ห่างจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายที่มีการเพิ่มกำมะถันที่ระยะ 711 μm มีค่าเท่ากับ 0.41 และค่าความกลมต่ำสุดอยู่ห่างจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายที่มีการเพิ่มกำมะถันที่ระยะ 711 μm มีค่าเท่ากับ 0.23 โดยจากกราฟในรูปที่ 4.5 ค่าสัดส่วนรูปร่างมีแนวโน้มลดลง ค่าความมน และความกลมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น และเริ่มคงที่ โดยมีค่าสัดส่วนรูปร่างต่ำสุดอยู่ห่างจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายที่มีการเพิ่มกำมะถันที่ระยะ 2,134 μm มีค่าเท่ากับ 1.56 ค่าความมน สูงสุดอยู่ห่างจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายที่มีการเพิ่มกำมะถันที่ระยะ 2,134 μm มีค่าเท่ากับ 0.71 และค่าความกลมสูงสุดอยู่ห่างจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายที่มีการเพิ่มกำมะถันที่ระยะ 2,134 μm มีค่าเท่ากับ 0.64 จากนั้นจะเกิดการเชื่อมแกรไฟต์อีกครั้ง

ในช่วงที่ 2 ค่าสัดส่วนรูปร่างสูงสุดอยู่ห่างจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายที่มีการเพิ่มกำมะถันที่ระยะ 3,083 μm มีค่าเท่ากับ 2.6 ค่าความมนต่ำสุดอยู่ห่างจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายที่มีการเพิ่มกำมะถันที่ระยะ 3,083 μm มีค่าเท่ากับ 0.49 และค่าความกลมต่ำสุดอยู่ห่างจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายที่มีการเพิ่มกำมะถันที่ระยะ 3,083 μm มีค่าเท่ากับ 0.38 โดยจากกราฟในรูปที่ 4.5 จะสังเกตว่าค่าสัดส่วนรูปร่างจะมีแนวโน้มลดลง ความมน และความกลมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น และเริ่มคงที่ โดยมีค่าสัดส่วนรูปร่างต่ำสุดอยู่ห่างจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายที่มีการเพิ่มกำมะถันที่ระยะ 4,506 μm มีค่าเท่ากับ 1.87 ค่า ความมนสูงสุดอยู่ห่างจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายที่มีการเพิ่ม

กำมะถันที่ระยะ 4,506 μm มีค่าเท่ากับ 0.66 และค่าความกลมสูงสุดอยู่ห่างจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายที่มีการเพิ่มกำมะถันที่ระยะ 4,506 μm มีค่าเท่ากับ 0.57 และเมื่อพิจารณาร่วมกับโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 4.3 จะสังเกตว่าในโครงสร้างจุลภาคมีการเกิดขึ้นของสัณฐานแกรไฟต์แผ่นจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายที่มีการเพิ่มกำมะถันขึ้น 2 ช่วง ซึ่งจะมีรูปร่างสัณฐานแกรไฟต์เป็นแผ่นมากที่สุดอยู่ในช่วงระยะ 711 μm และ 3,083 μm ระหว่างช่วงที่ 1 และ 2 ที่มีรูปร่างสัณฐานแกรไฟต์เป็นแผ่นนั้น จะมีสัณฐานแกรไฟต์กลมชั้นกลาง และถัดจากช่วงที่ 2 จะเปลี่ยนรูปร่างสัณฐานแกรไฟต์กลม ซึ่งมีค่าแพคเตอร์รูปร่างใกล้เคียงสัณฐานแกรไฟต์ปกติของชิ้นงานทดลองไฮโปยูเทคติกที่ไม่เติมกำมะถันดังรูปที่ 4.5

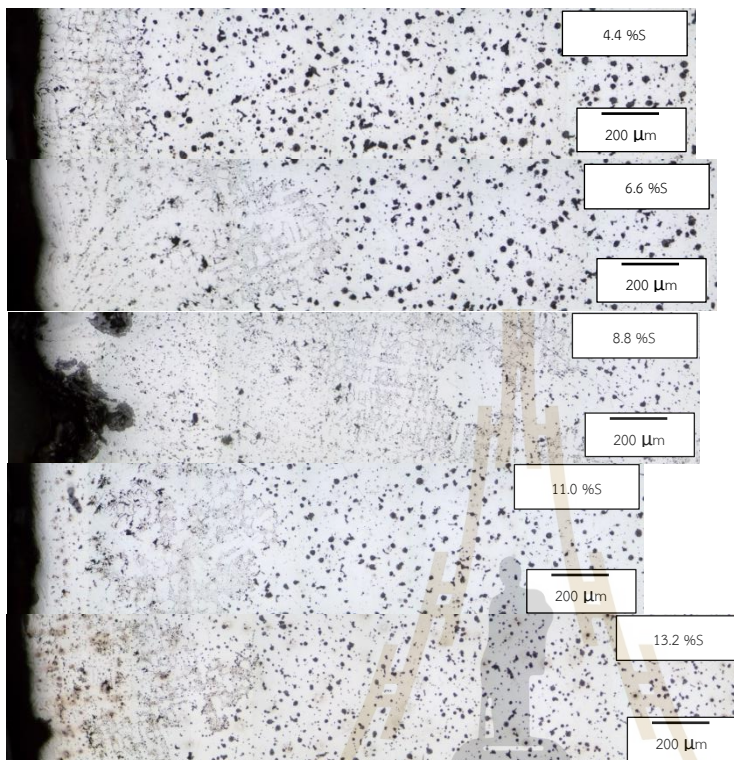
ข้อสันนิษฐานการเกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่แบบ 2 ชั้น (Dual Graphite Double Layer) ดังรูปที่ 4.3 และ 4.5 เกิดขึ้นจากการผสมเฟอร์โรซิลเฟอร์ในทรายใส่แบบปริมาณมากเกินไปทำให้จุดหลอมตัวของทรายใส่แบบลดลง เนื่องจากการจุดหลอมตัวของเฟอร์โรซิลเฟอร์ที่ผสมในทรายใกล้เคียงกับเหล็กหล่อหลอมเหลวที่เทในแบบ ทำให้เกิดการเชื่อมของแกรไฟต์ และเกิดการแข็งตัวขึ้นบริเวณผิวแบบหล่อ จากนั้นเหล็กหล่อหลอมเหลวที่แข็งตัวจะจมลงมาในโลหะหลอมเหลวที่ยังไม่เกิดการแข็งตัวดังแบบจำลองในรูปที่ 4.6 (Xu, 2008)

จากทฤษฎีที่กล่าวว่าในวัสดุชนิดเดียวกัน ความถ่วงจำเพาะของแข็งมากกว่าของเหลว เมื่อเหล็กหล่อหลอมเหลวสัมผัสกับใส่แบบที่ผสมกำมะถัน และเกิดขึ้นเชื่อมแกรไฟต์ชั้นแรกหลุดออก จะเกิดการเชื่อมแกรไฟต์อีกครั้งเมื่อเหล็กหล่อหลอมเหลวสัมผัสกับใส่แบบ เนื่องจากปริมาณกำมะถันที่ผสมในทรายใส่แบบยังคงมีผสมอยู่ภายในทรายร้อยละ 13.2 จึงสามารถเกิดขึ้นเชื่อมแกรไฟต์อีกครั้งก่อนเกิดการแข็งตัวโดยสมบูรณ์ เกิดเป็นเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่แบบ 2 ชั้น



รูปที่ 4.6 ภาพจำลองลำดับการเกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ 2 ชั้น โดยวิธีการผสมกำมะถันในทรายใส่แบบ (ก) ชั้นเชื่อมแกรไฟต์แรก, (ข) ชั้นเชื่อมแกรไฟต์แรกหลุดออก, (ค) เกิดขึ้นเชื่อมแกรไฟต์ที่ 2 ชั้น, (ง) โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ 2 ชั้น (Boonmee และ Rassamipat, 2023)

4.2.2 ชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ใช้วิธีการเคลือบทรายไล่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถัน

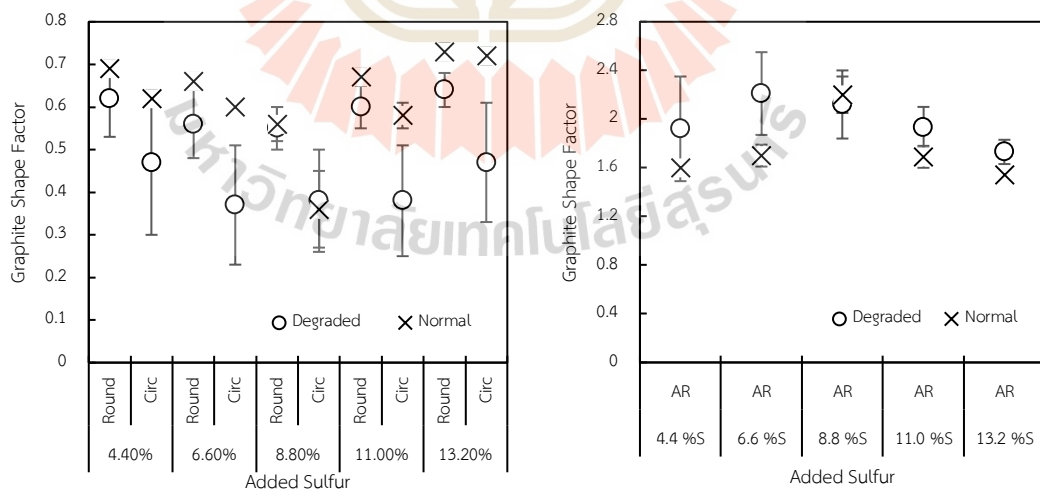


รูปที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคสัณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ใช้วิธีการเคลือบทรายไล่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถัน (Boonmee และ Rassamipat, 2023)

จากรูปที่ 4.7 ความหนาของชั้นเชื่อมแกรไฟต์โดยวิธีการเคลือบทรายไล่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถันมีพฤติกรรมคล้ายกับวิธีการผสมกำมะถันในทรายไล่แบบ คือ เมื่อเพิ่มปริมาณกำมะถันขึ้น ความหนาชั้นเชื่อมจะเพิ่มขึ้น และเมื่อเพิ่มถึงปริมาณหนึ่ง ค่าความหนาชั้นเชื่อมจะลดลง และสัณฐานแกรไฟต์จะมีค่าแฟคเตอร์รูปร่างสัณฐานแกรไฟต์ใกล้เคียงกับสัณฐานแกรไฟต์พื้นฐานของเหล็กหล่อ จะสังเกตได้ว่าแกรไฟต์ของวิธีการเคลือบทรายไล่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถันเป็นแกรไฟต์แผ่นประเภทที่ 4 (Type- D) ตามทฤษฎีแกรไฟต์แผ่นประเภทที่ 4 เกิดจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว สันนิษฐานว่า สีทาแบบเป็นตัวแปรที่ทำให้การเย็นตัวเร็วขึ้น ส่งผลให้การแพร่ของกำมะถันในของเหลวสิ้นสุดเร็วขึ้น และทำให้ความหนาของชั้นเชื่อมแกรไฟต์ลดลงเช่นเดียวกับชิ้นงานที่ใช้วิธีการผสมกำมะถันในทรายไล่แบบ

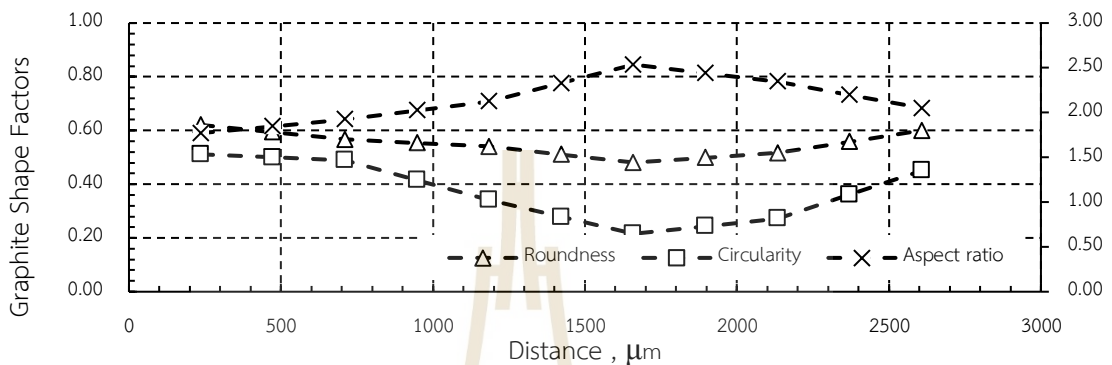
ตารางที่ 4.5 ความแตกต่างค่าแฟคเตอร์รูปร่างสัญญาณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ผลิตโดยวิธีการเคลือบทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถัน

ช่วง สัญญาณ แกรไฟต์	4.4 %S			6.6 %S			8.8 %S			11.0 %S			13.2 %S			
	Aspect ratio	Roundness	Circularity	Aspect ratio	Roundness	Circularity	Aspect ratio	Roundness	Circularity	Aspect ratio	Roundness	Circularity	Aspect ratio	Roundness	Circularity	
Degraded	AVG	1.92	0.62	0.47	2.21	0.56	0.37	2.12	0.55	0.38	1.93	0.60	0.38	1.73	0.64	0.47
	Max	2.58	0.72	0.65	2.61	0.71	0.63	2.54	0.62	0.51	2.17	0.68	0.59	1.82	0.7	0.69
	Min	1.48	0.48	0.22	1.61	0.48	0.24	1.77	0.48	0.22	1.66	0.54	0.2	1.58	0.61	0.37
	SD	0.43	0.09	0.17	0.34	0.08	0.14	0.28	0.05	0.12	0.17	0.05	0.13	0.10	0.04	0.14
Normal	AVG	1.60	0.69	0.62	1.70	0.66	0.60	2.20	0.56	0.36	1.69	0.67	0.58	1.54	0.73	0.72
	Max	1.67	0.71	0.64	1.81	0.68	0.61	2.35	0.6	0.45	1.78	0.7	0.61	1.64	0.74	0.73
	Min	1.53	0.68	0.6	1.6	0.65	0.59	2.05	0.52	0.27	1.57	0.65	0.55	1.48	0.7	0.69
	SD	0.05	0.01	0.01	0.09	0.02	0.01	0.15	0.04	0.09	0.09	0.02	0.03	0.06	0.02	0.02



รูปที่ 4.8 สรุปค่าแฟคเตอร์รูปร่างสัญญาณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ผลิตโดยวิธีการเคลือบทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถัน

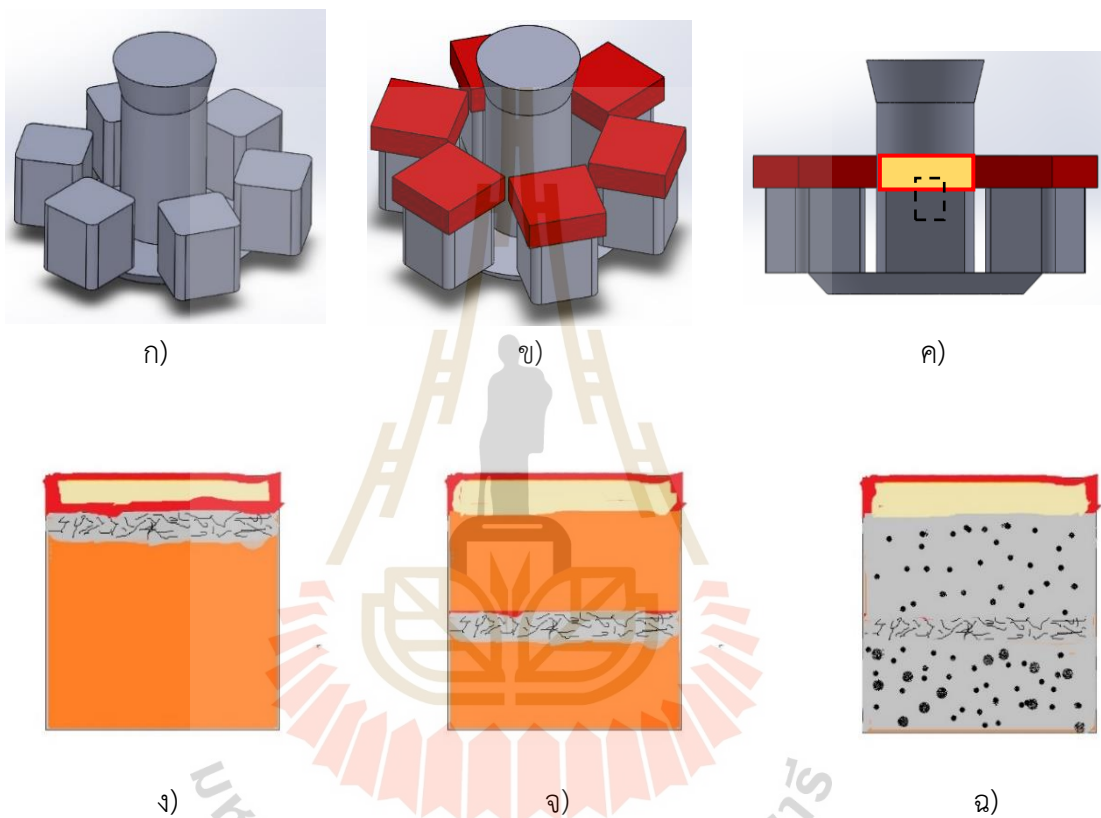
จากรูปที่ 4.8 สังเกตได้ว่าค่าแฟคเตอร์รูปร่างพื้นฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ผลิตโดยวิธีการเคลือบทรายไล่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถันให้มีปริมาณกำมะถัน มีค่าใกล้เคียงกันระหว่างช่วงที่เป็นชั้นเสื่อมและช่วงที่เป็นแกรไฟต์ปกติ โดยเฉพาะที่กำมะถันร้อยละ 8.8 จะมีค่าใกล้เคียงกันมากที่สุด



รูปที่ 4.9 ค่าแฟคเตอร์รูปร่างพื้นฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ผลิตโดยวิธีการเคลือบทรายไล่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถันให้มีปริมาณกำมะถัน ร้อยละ 8.8 ที่กำลังขยาย 100 เท่า (10X)

ชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ผลิตโดยวิธีการเคลือบทรายไล่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถันให้มีปริมาณกำมะถัน ร้อยละ 8.8 จะได้โครงสร้างจุลภาคดังรูปที่ 4.7 สังเกตได้จากบริเวณผิวชิ้นงานมีพื้นฐานแกรไฟต์เป็นแบบกลม เมื่อนำมาวิเคราะห์รูปร่างพื้นฐานแกรไฟต์ด้วยโปรแกรมวิเคราะห์ทางภาพพบว่าค่าสัดส่วนรูปร่างที่ผิวชิ้นงานมีค่าเท่ากับ 1.77 ค่าความมนที่ผิวชิ้นงานมีค่าเท่ากับ 0.62 และค่าความกลมที่ผิวชิ้นงานมีค่าเท่ากับ 0.51 จากนั้นค่าสัดส่วนรูปร่างจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น ส่วนค่าความมน และความกลมมีแนวโน้มลดลง สันนิษฐานว่าในบริเวณนี้มีการเสื่อมแกรไฟต์เกิดขึ้น เมื่อนำมาวิเคราะห์รูปร่างพื้นฐานแกรไฟต์ด้วยโปรแกรมวิเคราะห์ทางภาพพบว่า ค่าสัดส่วนรูปร่างสูงสุดอยู่ห่างจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายที่มีการเพิ่มกำมะถันที่ระยะ 1,660 μm มีค่าเท่ากับ 2.54 ค่าความมนต่ำสุดอยู่ห่างจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายที่มีการเพิ่มกำมะถันที่ระยะ 1,660 μm มีค่าเท่ากับ 0.48 และค่าความกลมต่ำสุดอยู่ห่างจากผิวชิ้นงานที่สัมผัสกับทรายที่มีการเพิ่มกำมะถันที่ระยะ 1,660 μm มีค่าเท่ากับ 0.22 โดยจากกราฟในรูปที่ 4.9 สังเกตว่าสัดส่วนรูปร่างมีแนวโน้มลดลง ส่วนค่าความมน และความกลมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น แสดงให้เห็นว่าพื้นฐานแกรไฟต์บริเวณนี้มีรูปร่างกลมอีกครั้ง ลักษณะโครงสร้างจุลภาคนี้เกิดขึ้นจากการหลุตร้อนของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นเมื่อเหล็กหลอมเหลวสัมผัสกับกำมะถันที่ผสมอยู่ในสีทาแบบที่เคลือบอยู่บนผิวทราย และสีเคลือบที่มีกำมะถันผสมร้อยละ 8.8 ต้องใช้เฟอร์โรซิลเฟอร์ผสมในสีทาแบบร้อยละ 20 คิดเป็นสัดส่วน 1 ต่อ 5

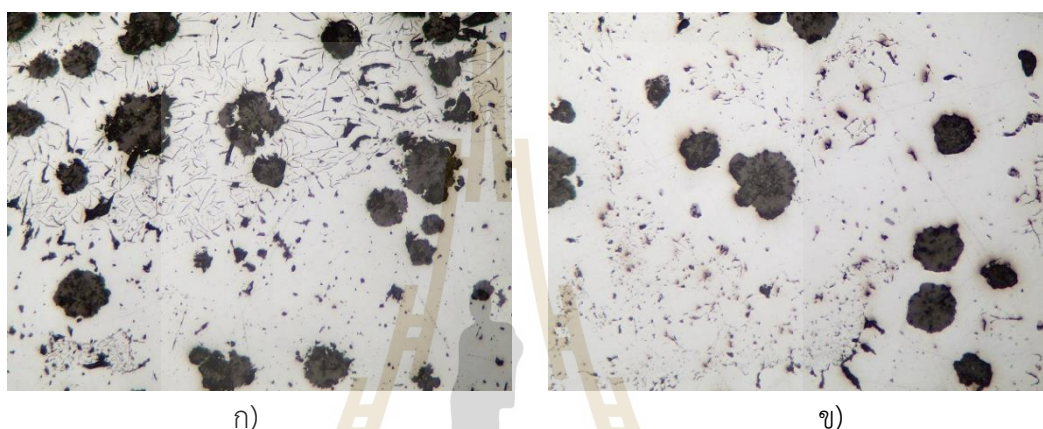
ของสี่ที่ใช้เคลือบ ทำให้เฟอร์โรซิลเฟอร์ละลายหลุดออกมาจากสี่เคลือบ จึงสันนิษฐานว่าเมื่อเหล็กสัมผัสกับสี่เคลือบที่ผสมกำมะถันเกิดการเชื่อมแกรไฟต์และแข็งตัว จากนั้น จะหลุดออกมาและจมลง เมื่อเหล็กที่แข็งตัวหลุดออกจะนำเฟอร์โรซิลเฟอร์ออกมาจากสี่เคลือบด้วย ทำให้แหล่งของกำมะถันในบริเวณนั้นหายไปจากผิวเคลือบ ส่งผลให้เมื่อเหล็กหลอมเหลวมาสัมผัสอีกครั้งจึงไม่เกิดการเชื่อมของแกรไฟต์ ทำให้โครงสร้างที่ผิวสุดท้ายเป็นสัณฐานแกรไฟต์แบบกลม ดังรูปที่ 4.10



รูปที่ 4.10 ภาพจำลองการผลิตชิ้นงานทดลองของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกที่ผลิตโดยวิธีการเคลือบทรายใส้แบบด้วยสี่แบบที่ผสมกำมะถันให้มีปริมาณกำมะถัน ร้อยละ 8.8 ก) แบบชิ้นงานก่อนวางทรายที่เพิ่มกำมะถัน, ข) แบบชิ้นงานหลังวางทรายที่เพิ่มกำมะถัน, ค) แบบตัดของชิ้นงานที่วางทรายที่เพิ่มกำมะถันและบริเวณที่เกิดการเชื่อมของแกรไฟต์ในแบบจำลอง, ง) การแข็งตัวบริเวณเกิดการเชื่อมของแกรไฟต์หลังจากนำเหล็กหล่อสัมผัสกับผิวทรายที่เพิ่มกำมะถัน, จ) บริเวณที่เกิดการแข็งตัวและเกิดการเชื่อมแกรไฟต์หลุดและจมลง, ฉ) ภาพจำลองโครงสร้างหลังจากการแข็งตัวสมบูรณ์

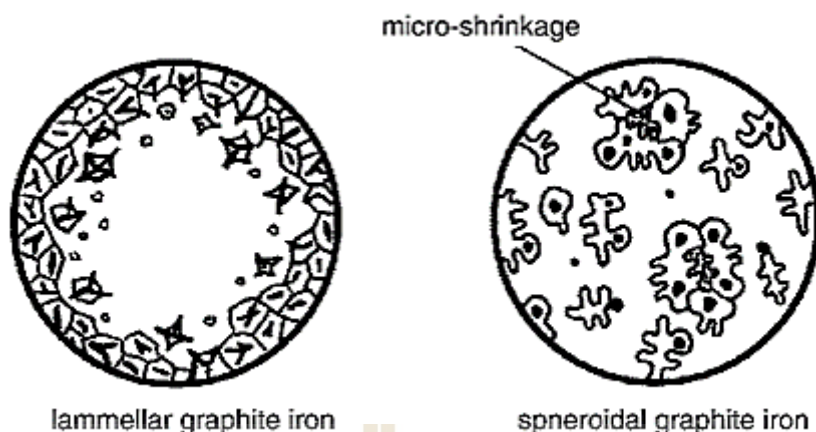
4.2.3 ชิ้นงานไฮเปอร์ยูเทคติกที่ผลิตโดยใช้วิธีการผสมก้ำมะถันในทรายไล้แบบ และวิธีการเคลือบทรายไล้แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมก้ำมะถัน

ชิ้นงานไฮเปอร์ยูเทคติกที่เพิ่มก้ำมะถันทั้ง 2 วิธี มีโครงสร้างคล้ายกัน โดยลักษณะของโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดลองมีสัณฐานไพรมารีแกรไฟต์ (Primary Graphite) กระจายอยู่ทั่วชิ้นงาน มีการปนกันระหว่างแกรไฟต์กลมกับแกรไฟต์แผ่นทั้งบริเวณผิวชิ้นงาน และบริเวณที่ตัดออกมาจากผิวชิ้นงาน ดังรูปที่ 4.11



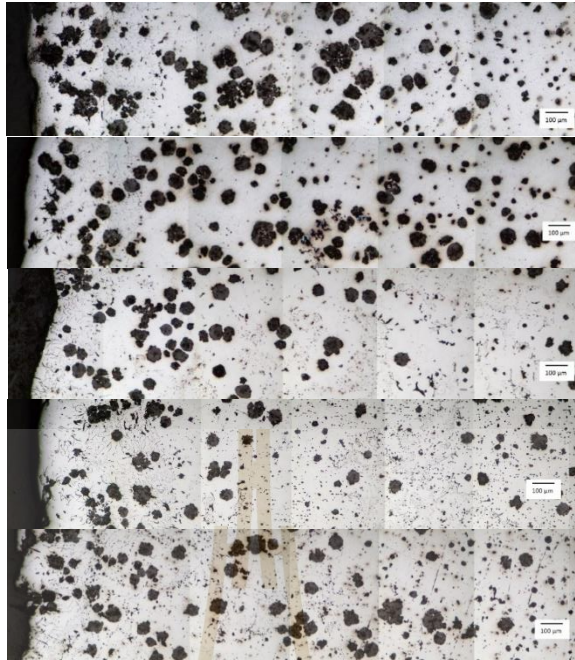
รูปที่ 4.11 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานไฮเปอร์ยูเทคติกที่เพิ่มก้ำมะถันด้วยวิธีผสมในทรายไล้แบบ กำลังขยาย 100 เท่า (10X) ก) เพิ่มก้ำมะถันร้อยละ 8.8 ที่ระยะ 711 μm จากผิวชิ้นงาน, ข) เพิ่มก้ำมะถันร้อยละ 6.6 ที่ระยะ 1,660 μm จากผิวชิ้นงาน (Boonmee และ Rassamipat, 2023)

จากแผนภูมิสมดุลของเหล็กและคาร์บอน พบว่า เมื่อเหล็กหล่อเหนียวส่วนผสมไฮเปอร์ยูเทคติกเย็นตัวผ่านอุณหภูมิเริ่มเกิดของเหลว (Liquidus Temperature) จะเกิดแกรไฟต์กลมก่อนที่จะเทลงแบบทราย เมื่อเทเหล็กหล่อหลอมเหลวจนเต็มแบบ ไพรมารีแกรไฟต์จึงลอยขึ้นไปอยู่บริเวณผิวด้านบนของชิ้นงาน เรียกว่าการเกิดแกรไฟต์โฟเตชัน (Graphite floatation) ส่งผลให้เมื่อเกิดการเชื่อมแกรไฟต์บริเวณผิวชิ้นงาน จึงมีการปนกันระหว่างแกรไฟต์แผ่นที่เกิดจากการเชื่อม และแกรไฟต์ปกติ ดังรูปที่ 4.11 ก) และในรูปที่ 4.11 ข) รอบแกรไฟต์กลมขนาดใหญ่จะไม่มีแกรไฟต์อยู่ แต่จะมีแกรไฟต์แผ่นขนาดเล็กในส่วนถัดออกมา สามารถอธิบายได้จากการแข็งตัวของแกรไฟต์กลมที่เป็นแบบสุ่ม ดังรูปที่ 4.12 จึงทำให้ก้ำมะถันที่แพร่เข้าไปในเนื้อเหล็กถูกผลักออกไปอยู่ล้อมรอบแกรไฟต์กลม



รูปที่ 4.12 ภาพจำลองกลไกการแข็งตัวจากการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่น และแกรไฟต์กลม (D. M. Stefanescu, 2005)

ความแตกต่างระหว่างโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานไฮเปอร์ยูเทคติกที่ผลิตโดยใช้วิธีการผสม กำมะถันในทรายใส่แบบ และวิธีการเคลือบทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถัน คือ โครงสร้าง จุลภาคของชิ้นงานไฮเปอร์ยูเทคติกที่เพิ่มกำมะถันด้วยวิธีการผสมในแบบทรายใส่แบบ สัณฐานของ แกรไฟต์แผ่นที่เกิดจากการเชื่อมแกรไฟต์ จะเกิดขึ้นตั้งแต่ผิวสัมผัสแบบทรายเนื่องจากการผสมในแบบ ทราย ทำให้มีแหล่งของกำมะถันเพียงพอที่จะละลายเข้ามาตลอดเวลาจนถึงอุณหภูมิยูเทคติก เมื่อแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นในบริเวณที่มีกำมะถันสูง ทำให้เกิดการเชื่อมแกรไฟต์ฟุ้งกระจายเข้ามาในระยะที่ ห่างจากผิวชิ้นงาน ดังรูปที่ 4.13 แต่ในส่วนของชิ้นงานไฮเปอร์ยูเทคติกที่ผลิตโดยวิธีการเคลือบทราย ใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถัน ในรูปที่ 4.14 ชิ้นงานมีการแบ่งชั้นของชั้นเชื่อมแกรไฟต์ และ แกรไฟต์ปกติได้ดีว่า เนื่องจากแหล่งของกำมะถันที่อยู่เฉพาะชั้นผิวเคลือบสีทาแบบ มีปริมาณของ กำมะถันน้อยกว่าวิธีการผสมกำมะถันในแบบทรายใส่แบบ ส่งผลให้ปริมาณการฟุ้งกระจายของ กำมะถันน้อยกว่า



รูปที่ 4.13 โครงสร้างจุลภาคสัณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮเปอรยูเทคติกที่ใช้วิธีการผสมกำมะถันในทรายใส่แบบ (Boonmee และ Rassamipat, 2023)



รูปที่ 4.14 โครงสร้างจุลภาคสัณฐานแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮเปอรยูเทคติกที่ใช้วิธีการเคลือบทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถัน

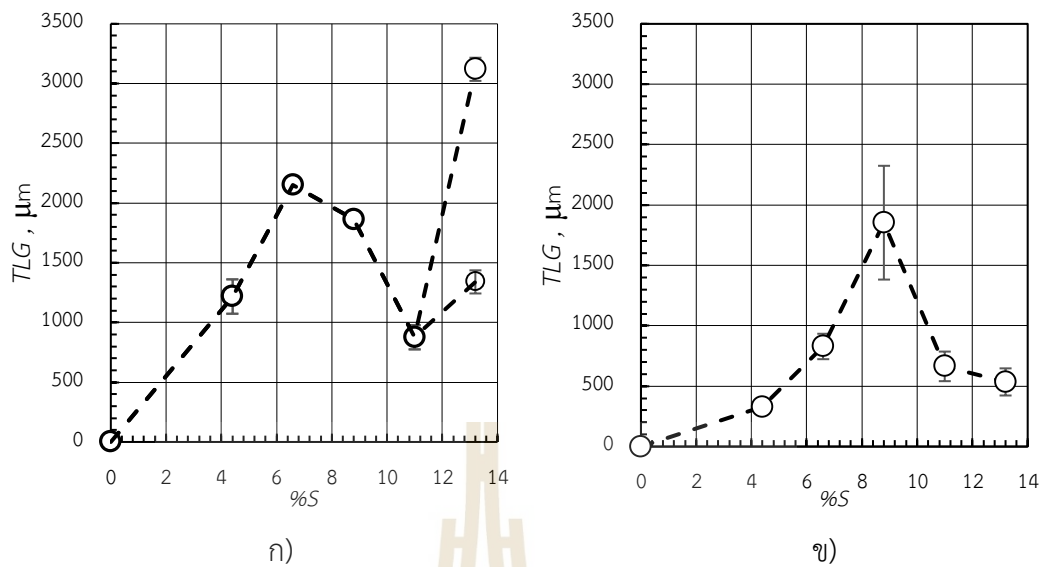
4.3 ผลการประเมินคุณภาพของแกรไฟต์

4.3.1 ค่าชั้นความหนาของชั้นเสื่อมแกรไฟต์

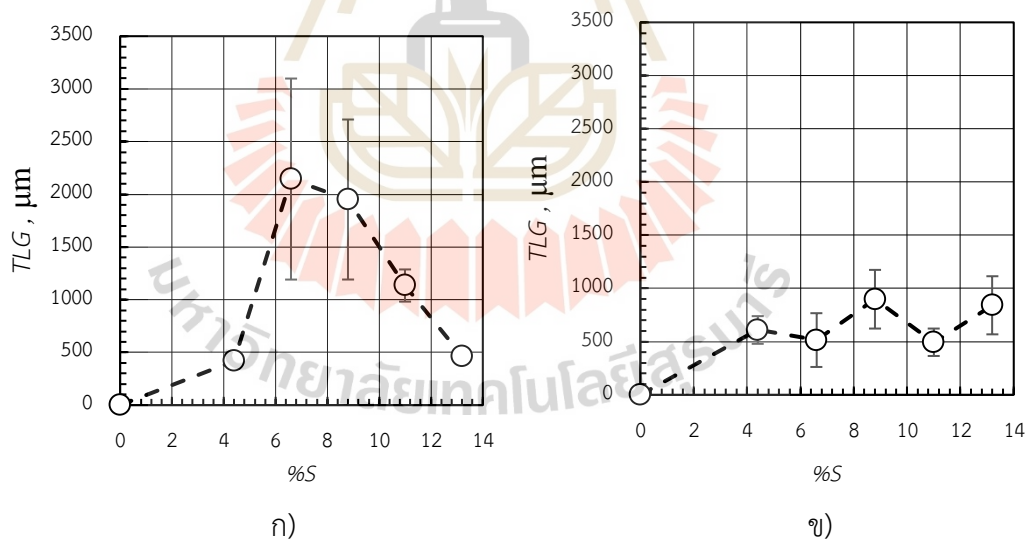
จากการทดลองพบว่าความลึกของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ของการใช้กำมะถันผสมในทราย ลึกกว่าการเคลือบบนผิวแบบทรายด้วยสีทาแบบที่ผสมกำมะถัน ดังรูปที่ 4.15 และ 4.16 เนื่องจากปริมาณกำมะถันของการผสมในแบบทรายมีปริมาณมากกว่าการเคลือบแบบทรายด้วยสีทาแบบ ทำให้ได้ชั้นเสื่อมแกรไฟต์ลึกกว่า วิธีการผสมกำมะถันทั้งสองรูปแบบสามารถหลุดออกเมื่อเหล็ก หลอมเหลวสัมผัสกับผิวแบบทราย แต่ในรูปแบบของการเคลือบด้วยสีทาแบบ เมื่อชั้นเสื่อมแกรไฟต์ หลุดออกจะไม่มีกำมะถันมาเติม ทำให้ชั้นเสื่อมแกรไฟต์เกิดขึ้นไม่สม่ำเสมอเหมือนกับรูปแบบการผสม กำมะถันในแบบทราย เมื่อเกิดการพองของกำมะถันในบริเวณผิว จะมีกำมะถันในบริเวณถัดไปมา เติม ทำให้ชั้นเสื่อมแกรไฟต์เกิดขึ้นได้สม่ำเสมอ และแบ่งชั้นกันอย่างชัดเจน เมื่อผสมกำมะถันในทราย ถึงปริมาณหนึ่ง ความลึกของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ลดลง การผสมกำมะถันในทรายหรือในสีเคลือบแบบ มากขึ้น ทำให้ค่าการนำความร้อนของแบบทรายสูงขึ้น และการเย็นตัวเร็วขึ้น ดังนั้น การแพร่ของ กำมะถันจึงเปลี่ยนจากการแพร่ในของเหลวเป็นการแพร่ในของแข็ง ซึ่งแพร่ได้ช้า ทำให้โครงสร้าง จุลภาคเป็นไปดังรูปที่ 4.6 คือ สันฐานแกรไฟต์ทั้งสองรูปแบบการเพิ่มกำมะถันเป็นประเภทที่ 4 (Type D) เกิดขึ้นต่อเมื่อการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในช่วงปฏิบัติการยู่เทคนิค

กราฟแสดงค่าความลึกชั้นเสื่อมแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติกแบบผสมกำมะถัน ในทรายเมื่อผสมกำมะถัน 13.2 % เกิดการหลุดของชั้นเสื่อมออกจากผิวแบบอย่างทีกล่าวไว้ในข้างต้น เกิดเป็นชั้นเสื่อมแกรไฟต์ 2 ชั้น

จากภาพโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 4.11 แสดงให้เห็นว่าในชั้นเสื่อมของแกรไฟต์ใน เหล็กหล่อไฮเปอร์ยูเทคติกมีสันฐานของแกรไฟต์กลมปะปนอยู่ เนื่องจากแกรไฟต์ที่เกิดในเหล็กหล่อ ไฮเปอร์ยูเทคติก แบ่งออกเป็นไพรมารีแกรไฟต์ และยูเทคติกแกรไฟต์ หลังจากแมกนีเซียมทริทเม้นท์ การโตของแกรไฟต์จะเป็นทรงกลม โดยแมกนีเซียมจะทำให้ธาตุมลทินในเหล็กหลอมเหลวลดลง ส่งผล ให้พลังงานพื้นผิวของระนาบปริซึมในระบบผลึกของแกรไฟต์เพิ่มขึ้น ดังนั้น การโตของแกรไฟต์จึง เป็นไปในทิศทางขนานกับระนาบปริซึม จะมีลักษณะการโตเป็นทรงกลม แต่เมื่อเหล็กหลอมเหลวได้ สัมผัสกับแบบทรายที่มีการเพิ่มกำมะถัน ทำให้พลังงานพื้นผิวของแกรไฟต์ในระนาบปริซึมลดลง การโตของแกรไฟต์เป็นไปในทิศทางตั้งฉากกับระนาบปริซึม ลักษณะสันฐานแกรไฟต์จึงเป็นแบบแผ่น



รูปที่ 4.15 ความหนาของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮโปยูเทคติก (ก) การผสมก้ำมะถันในทรายใส่แบบ, (ข) การเคลือบทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมก้ำมะถัน (Boonmee และ Rassamipat, 2023)



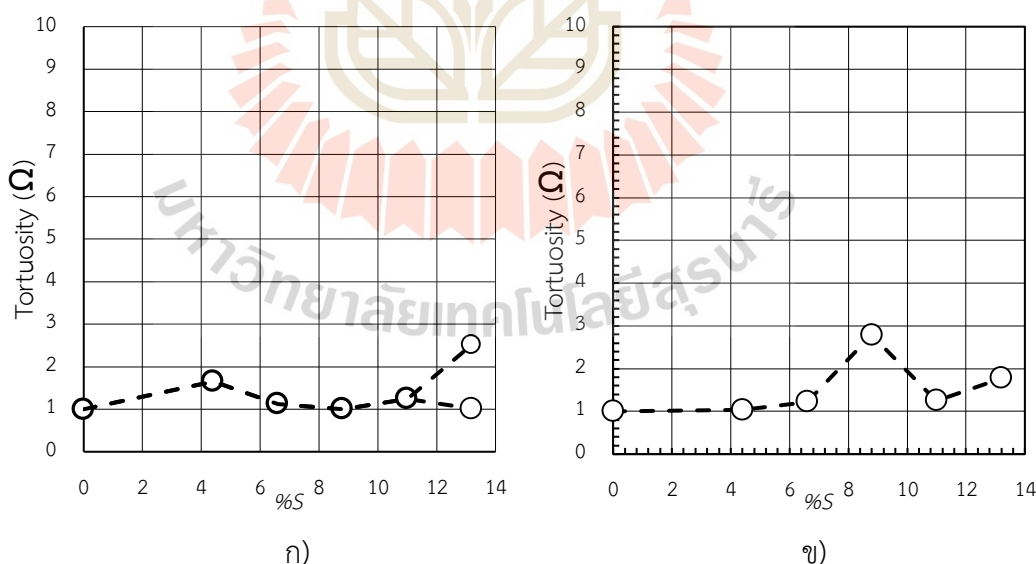
รูปที่ 4.16 ความหนาของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ของชิ้นงานไฮเปอร์ยูเทคติก (ก) การผสมก้ำมะถันในทรายใส่แบบ, (ข) การเคลือบทรายใส่แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมก้ำมะถัน

4.3.2 ค่าความคดโค้งของชั้นเสื่อมแกรไฟต์

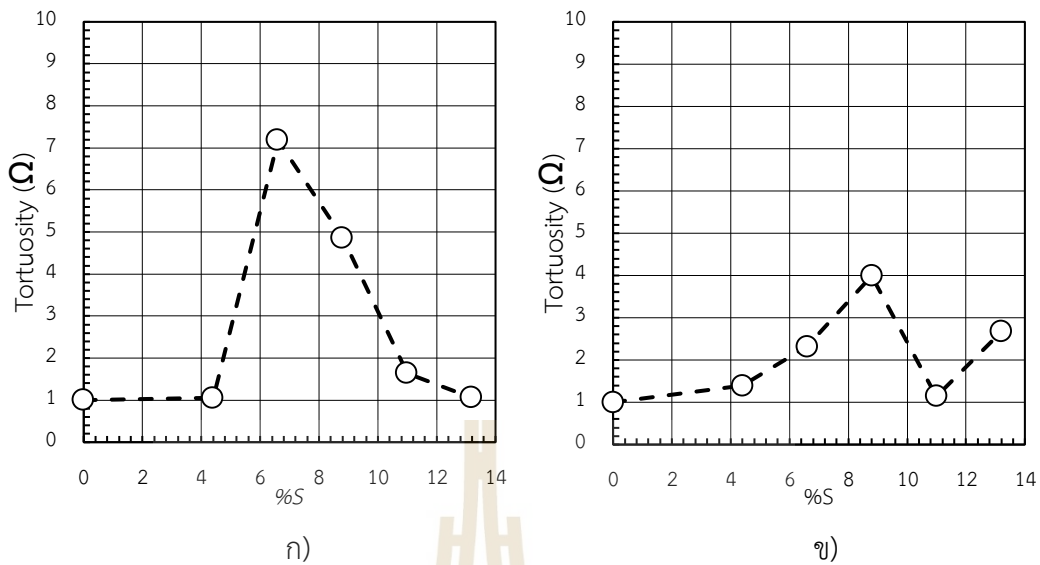
จากผลการทดลองพบว่า ความคดโค้งแสดงถึงความสม่ำเสมอของการแบ่งชั้นเสื่อมแกรไฟต์ส่งผลต่อการกลิ้งผิวชิ้นงาน หากการแบ่งชั้นไม่สม่ำเสมออาจทำให้ผิวกลิ้งไม่มีชั้นเสื่อม

แกรไฟต์ตามต้องการได้ การวัดความคดโค้ง คือ การวัดขอบเขตการแบ่งของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ที่แบ่งชั้นกันอย่างชัดเจน หากความคดโค้งน้อยหรือใกล้เคียงกับเส้นตรง ค่าความคดโค้งของชั้นงานจะเข้าใกล้ 1 หรือถ้าชั้นงานมีค่ามากหรือน้อยกว่า 1 แสดงว่าชั้นงานมีขอบเขตการแบ่งชั้นเสื่อมแกรไฟต์ที่ไม่สม่ำเสมอ เป็นชั้นงานเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ที่ไม่มีคุณภาพ

จากรูปที่ 4.17 และ 4.18 ชั้นงานไฮโปยูเทคติกมีความคดโค้งดีกว่าชั้นงานไฮเปอร์ยูเทคติก เนื่องจากชั้นงานไฮเปอร์ยูเทคติกเกิดการแข็งตัวช้ากว่าไฮโปยูเทคติก จากแผนภูมิสมมูลของเหล็ก และคาร์บอน ปริมาณเฟสของแข็งที่เกิดขึ้นในเหล็กหล่อไฮโปยูเทคติกที่เหนืออุณหภูมิยูเทคติกมีของแข็งมากกว่าครึ่ง ทำให้การแพร่เริ่มช้าลงตามปริมาณของเฟสแข็งที่เพิ่มขึ้น แตกต่างจากการเย็นตัวที่เกิดขึ้นในเหล็กหล่อไฮเปอร์ยูเทคติก ตามแผนภูมิสมมูลจะเห็นได้ว่า ของแข็งที่เกิดขึ้นมีแกรไฟต์ปริมาณน้อยเมื่อเทียบกับสัดส่วนของปริมาณเฟสทั้งหมด ดังนั้น การแพร่จึงเกิดขึ้นได้อย่างต่อเนื่องหากมีปริมาณกำมะถันบริเวณผิวสัมผัสระหว่างแบบทรายกับเหล็กหลอมเหลวมาก กำมะถันจะแพร่จากผิวชั้นงานได้ลึกจนเมื่อการเย็นตัวต่ำกว่าอุณหภูมิยูเทคติก การแบ่งของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ในเหล็กหล่อไฮเปอร์ยูเทคติกจึงมีค่าความคดโค้งสูงกว่าไฮโปยูเทคติก และค่าความคดโค้งจะลดลงเมื่อปริมาณกำมะถันเพิ่มขึ้น สันนิษฐานว่าการผสมกำมะถันในทรายหรือในสีก้อนแบบมากขึ้น ทำให้ค่าการนำความร้อนของแบบทรายสูงขึ้น และการเย็นตัวเร็วขึ้น การแพร่ของกำมะถันจึงเปลี่ยนจากการแพร่ในของเหลวกลายเป็นการแพร่ในของแข็ง เช่นเดียวกับการวิเคราะห์ความลึกของชั้นเสื่อมแกรไฟต์



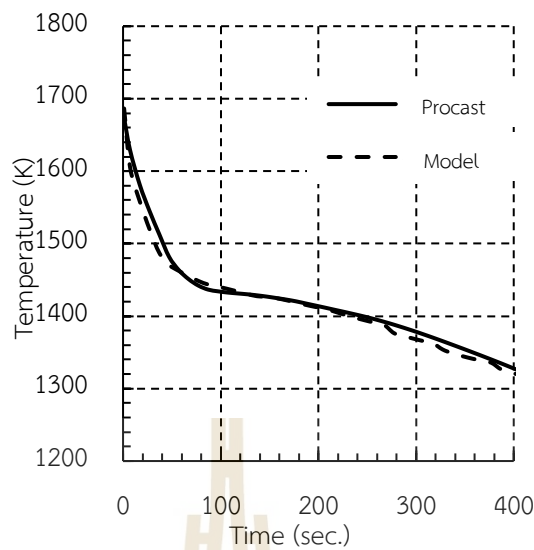
รูปที่ 4.17 ความคดโค้งของชั้นเสื่อมแกรไฟต์ของชั้นงานไฮโปยูเทคติก (ก) การผสมกำมะถันในทรายใส่แบบ, (ข) การเคลือบทรายใส่แบบด้วยสีก้อนแบบที่ผสมกำมะถัน (Boonmee และ Rassamipat, 2023)



รูปที่ 4.18 ความคดโค้งของชั้นเส้นใยไฟฟ้าของชิ้นงานไฮเปอร์ยูเทคติก (ก) การผสมก้ำมะถันในทรายไส้แบบ, (ข) การเคลือบทรายไส้แบบด้วยสีทาแบบที่ผสมก้ำมะถัน

4.4 ผลการแทนค่าตัวแปรในการสร้างแบบจำลองการเกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่

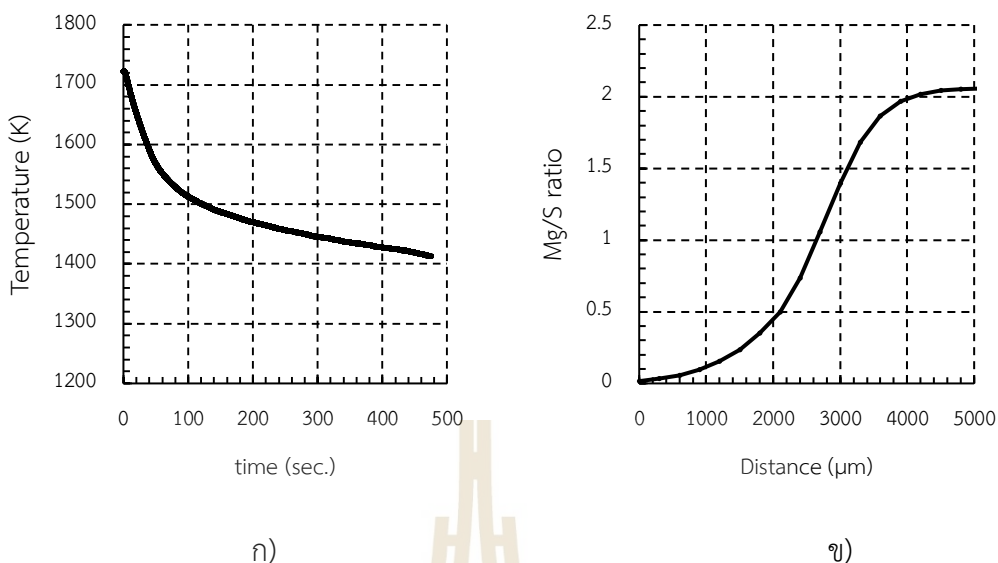
การสร้างแบบจำลองการเกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่เริ่มต้นจากการหาอุณหภูมิการเย็นตัวของชิ้นงานที่ใกล้เคียงกับความเป็นจริง ผู้วิจัยจึงใช้กราฟการเย็นตัวจากโปรแกรมจำลอง Procast ในการอ้างอิงการเย็นตัวบริเวณผิวชิ้นงานในการสร้างแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ และเมื่อทำการเปรียบเทียบการเย็นตัวบริเวณผิวงานหล่อระหว่างโปรแกรมจำลอง Procast กับการแทนค่าตัวแปรที่มาจากงานวิจัยที่ผ่านมาในแบบจำลองคณิตศาสตร์ ลักษณะของกราฟการเย็นตัวมีความคล้ายกันกับโปรแกรมจำลอง Procast ดังรูปที่ 4.19



รูปที่ 4.19 กราฟการเปรียบเทียบการเย็นตัวบริเวณผิวงานหล่อระหว่างโปรแกรมจำลอง Procast กับ การแทนค่าตัวแปรในแบบจำลองคณิตศาสตร์

จากรูปที่ 4.19 จากการเปรียบเทียบการเย็นตัวบริเวณผิวงานหล่อระหว่างโปรแกรมจำลอง Procast และแบบจำลองทางคณิตศาสตร์มีค่าใกล้เคียงกัน เนื่องจากการสร้างสมการในโปรแกรมจำลอง Procast ใช้การคำนวณโดยใช้จำนวนโหนดการคำนวณมากกว่าในแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ ทั้งในแบบหล่อและสภาวะแวดล้อมโดยรอบแบบหล่อ ในการคำนวณอุณหภูมิบริเวณผิวสัมผัสแบบทราย และชิ้นงานหล่อในโปรแกรมจำลอง Procast จึงมีการเย็นตัวที่ช้ากว่าแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ อาจเกิดจากการคำนวณข้ามโหนดของของเหลว และเข้าสู่เงื่อนไขการคำนวณในส่วนที่เป็นของแข็งทันทีในแบบจำลองทางคณิตศาสตร์

จากนั้น เมื่อนำค่าอุณหภูมิที่ได้ไปแทนค่าเพื่อหาค่ากัมมะถันในแต่ละตำแหน่ง และนำค่ากัมมะถันไปหาแมกนีเซียมต่อกัมมะถัน เมื่อแทนค่าในเงื่อนไขการผลิตชิ้นงานที่มีการผสมกัมมะถันในทรายใส่แบบร้อยละ 6.6 ดังรูปที่ 4.20



รูปที่ 4.20 ผลจากการแทนค่าในแบบจำลองการเกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ที่ปริมาณกำมะถันในทราย ร้อยละ 6.6 (ก) กราฟการเย็นตัว , (ข) กราฟแมกนีเซียมต่อกำมะถันเมื่อสิ้นสุดการแปรในของเหลว

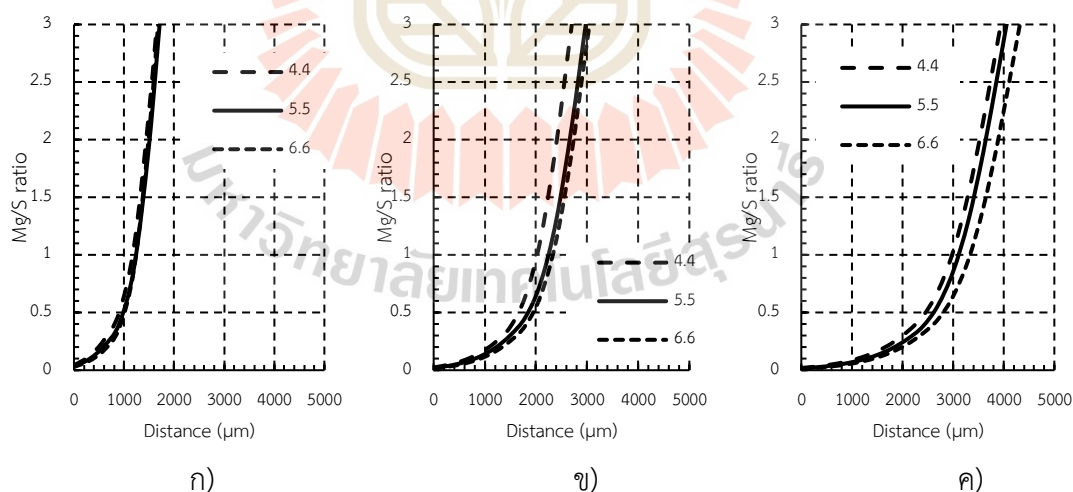
4.5 ผลการแทนค่าตัวแปรของเงื่อนไขในการผลิตที่มีผลกระทบต่อค่าความหนา ชั้นเสื่อแกรไฟต์ ในแบบจำลองการเกิดเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่

เพื่อหาตัวแปรที่มีอิทธิพลต่อความหนาของชั้นเสื่อแกรไฟต์ในแบบจำลองเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ ผู้วิจัยจึงใช้แบบจำลองทางคณิตศาสตร์ ที่ผ่านการเปรียบเทียบผลการจำลองกับผลการทดลองผลิตชิ้นงานที่มีการผสมกำมะถันในทรายใส่แบบร้อยละ 6.6 ได้ผลการแทนค่าเงื่อนไขในการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ โดยตัวแปรที่มีผล คือ

- 1) กำมะถันที่เพิ่มขึ้นในทราย (Adding %S) โดยกำหนดให้ค่าต่ำที่สุด คือ 4.4%S ค่าปานกลาง คือ 5.5 %S และสูงที่สุดคือ 6.6%S
- 2) กำมะถันของเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลว (Initial %S) โดยกำหนดให้ค่าต่ำที่สุด คือ 0.007 %S ค่าปานกลางคือ 0.017 %S และสูงที่สุด คือ 0.027 %S
- 3) แมกนีเซียมของเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลว (Initial %Mg) โดยกำหนดให้ค่าต่ำที่สุด คือ 0.035 %Mg ค่าปานกลางคือ 0.045 %Mg และสูงที่สุด คือ 0.055 %Mg

ตารางที่ 4.6 เงื่อนไขการผลิตที่ส่งผลต่อค่าความหนาชั้นเสื่อมเกรไฟต์ของเหล็กหล่อเกรไฟต์คู่ โดยกำหนดให้กำมะถันและแมกนีเซียมในเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวต่ำที่สุด

Condition				Depth of DGI (μm)
Adding %S	Initial %S	Initial %Mg	Pouring Temp. (K)	
6.6	0.007	0.035	1,623	900
5.5	0.007	0.035	1,623	900
4.4	0.007	0.035	1,623	900
6.6	0.007	0.035	1,723	1,800
5.5	0.007	0.035	1,723	1,800
4.4	0.007	0.035	1,723	1,500
6.6	0.007	0.035	1,823	2,700
5.5	0.007	0.035	1,823	2,400
4.4	0.007	0.035	1,823	2,400

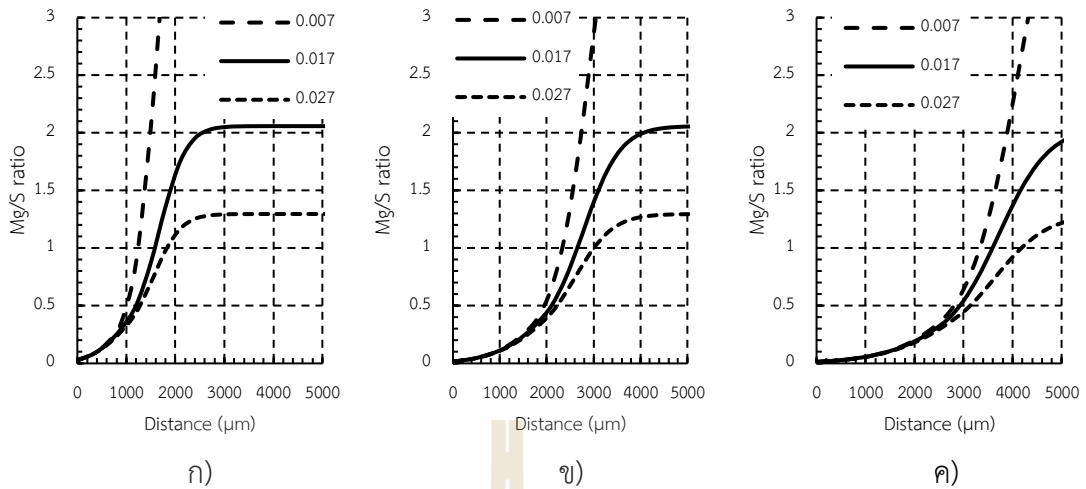


รูปที่ 4.21 ค่าแมกนีเซียมต่อกำมะถันเมื่อสิ้นสุดการแพร่ในของเหลวจากแบบจำลองที่สร้างจากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ ในแต่ละปริมาณกำมะถันที่ผสมในทรายและในแต่ละอุณหภูมิเท (ก) 1,623 K, (ข) 1,723 K และ (ค) 1,823 K

จากรูปที่ 4.21 เมื่อปรับเปลี่ยนค่ากำมะถันในทราย และอุณหภูมิเทในแบบจำลอง ภายใต้เงื่อนไขที่ค่ากำมะถัน และค่าแมกนีเซียมในเหล็กหล่อหลอมเหลวเริ่มต้นคงที่ ณ ค่าต่ำที่สุด พบว่า ความหนาของชั้นเชื่อมแกรไฟต์เพิ่มมากขึ้นเมื่ออุณหภูมิเทเพิ่มขึ้น เนื่องจากอุณหภูมิมีผลโดยตรง และมีอิทธิพลต่อการแพร่ของกำมะถันสูง หากอัตราการเย็นตัวเท่ากัน อุณหภูมิยิ่งสูงการแพร่ในของเหลวจะเกิดขึ้นนานกว่าอุณหภูมิต่ำ โดยสัมพันธ์กับการแพร่ในของเหลวมากกว่าในของแข็งเกิน 100 เท่า ทำให้ความหนาชั้นเชื่อมแกรไฟต์เพิ่มเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น ความหนาชั้นเชื่อมแกรไฟต์ที่ค่ากำมะถันในทรายที่เพิ่มขึ้นมีค่าใกล้เคียงกันเมื่อใช้อุณหภูมิเทต่ำกว่า 1,623 K หรือ 1,350 องศาเซลเซียส แต่หากอุณหภูมิเทสูงขึ้นเกินกว่า 1,823 K หรือ 1,550 องศาเซลเซียส ทำให้ของความหนาชั้นเชื่อมแกรไฟต์เพิ่มขึ้นเล็กน้อย ในเงื่อนไขที่เพิ่มกำมะถันในทรายได้แบบไม่เกินร้อยละ 6.6 และจากการพิจารณาลักษณะความโค้งของกราฟ เมื่อใช้ค่าแมกนีเซียม และกำมะถันเริ่มต้นในเหล็กหล่อหลอมเหลวต่ำ ทำให้การแบ่งแยกชั้นเชื่อมแกรไฟต์จากชั้นแกรไฟต์ปกติ ที่อุณหภูมิเทต่ำกว่า 1,623 K หรือ 1,350 องศาเซลเซียส มีการแบ่งชั้นได้ชัดเจนที่สุด แต่ความหนาชั้นเชื่อมจะเกิดขึ้นน้อย โดยเริ่มมีบริเวณของชั้นแกรไฟต์ตัวหนอนเพิ่มเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น รวมทั้งความหนาชั้นเชื่อมแกรไฟต์จะเพิ่มขึ้นด้วยตามลำดับ

ตารางที่ 4.7 เงื่อนไขการผลิตที่ส่งผลต่อค่าความหนาชั้นเชื่อมแกรไฟต์ของเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ โดยกำหนดให้กำมะถันที่เพิ่มเข้าไปสูงที่สุดและแมกนีเซียมในเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวต่ำที่สุด

Condition				Depth of DGI (μm)
Adding %S	Initial %S	Initial %Mg	Pouring Temp. (K)	
6.6	0.007	0.035	1,623	900
6.6	0.017	0.035	1,623	1,200
6.6	0.027	0.035	1,623	1,200
6.6	0.007	0.035	1,723	1,800
6.6	0.017	0.035	1,723	2,100
6.6	0.027	0.035	1,723	2,100
6.6	0.007	0.035	1,823	2,700
6.6	0.017	0.035	1,823	2,700
6.6	0.027	0.035	1,823	3,000



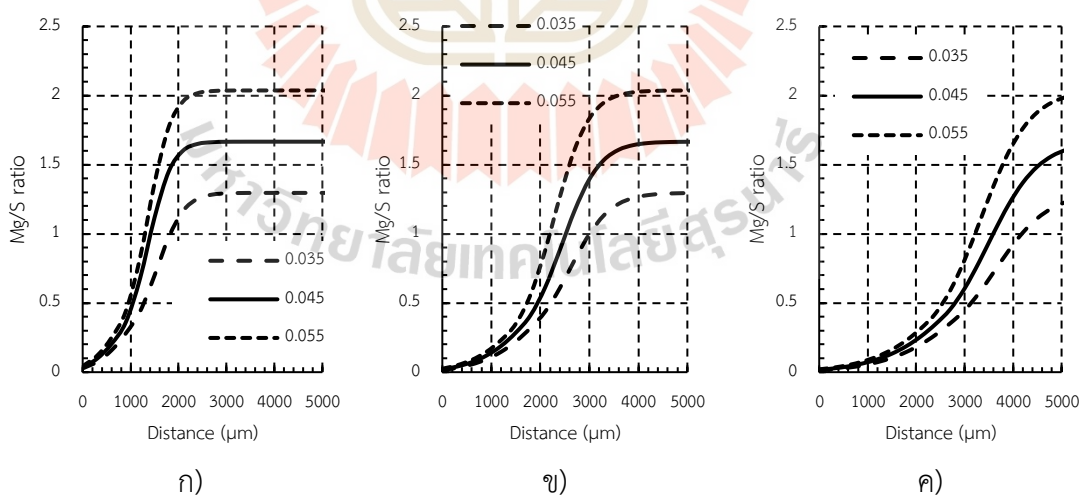
รูปที่ 4.22 ค่าแมกนีเซียมต่อกำมะถันเมื่อสิ้นสุดการแพร่ในของเหลวจากแบบจำลองที่สร้างจากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ ในแต่ละปริมาณกำมะถันในเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวและในแต่ละอุณหภูมิเท (ก) 1,623 K, (ข) 1,723 K และ (ค) 1,823 K

จากรูปที่ 4.22 เมื่อปรับเปลี่ยนค่ากำมะถันเริ่มต้นในเหล็กหล่อหล่อเหลว และอุณหภูมิเทในแบบจำลองภายใต้เงื่อนไขที่ค่ากำมะถันในทรายใส่แบบสูงที่สุด และค่าแมกนีเซียมในเหล็กหล่อหลอมเหลวต่ำที่สุด พบว่า เมื่อค่ากำมะถันในเหล็กหล่อหลอมเหลวเพิ่มขึ้น การแบ่งแยกบริเวณที่เกินชั้นเชื่อมแกรไฟต์และชั้นแกรไฟต์ปกติจะไม่ชัดเจน เนื่องจากบริเวณแกรไฟต์ปกติกลายเป็นแกรไฟต์ตัวหนอน หรืออาจเกิดเป็นแกรไฟต์แผ่นเช่นเดียวกับบริเวณที่เกิดการเชื่อมของแกรไฟต์ได้ กำมะถันในเหล็กหล่อหลอมเหลวส่งผลต่อสัญญาณแกรไฟต์ปกติของเหล็กหล่อ ในโรงงานอุตสาหกรรมหากต้องการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม ควรควบคุมค่ากำมะถันในเหล็กหล่อหลอมเหลวไม่ให้เกินร้อยละ 0.01

จากรูปที่ 4.23 เมื่อปรับเปลี่ยนค่าแมกนีเซียมที่อยู่ในเหล็กหล่อหลอมเหลว และอุณหภูมิเทในแบบจำลองภายใต้เงื่อนไขที่ค่ากำมะถันในทรายใส่แบบ และในเหล็กหล่อหลอมเหลวสูงที่สุด พบว่า ความหนาชั้นเชื่อมแกรไฟต์ลดลงเมื่อแมกนีเซียมในเหล็กหล่อหลอมเหลวเพิ่มขึ้น เนื่องจากแมกนีเซียมสามารถลดอิทธิพลของกำมะถันในทรายใส่แบบ ทำให้ชั้นเชื่อมแกรไฟต์ลดลง

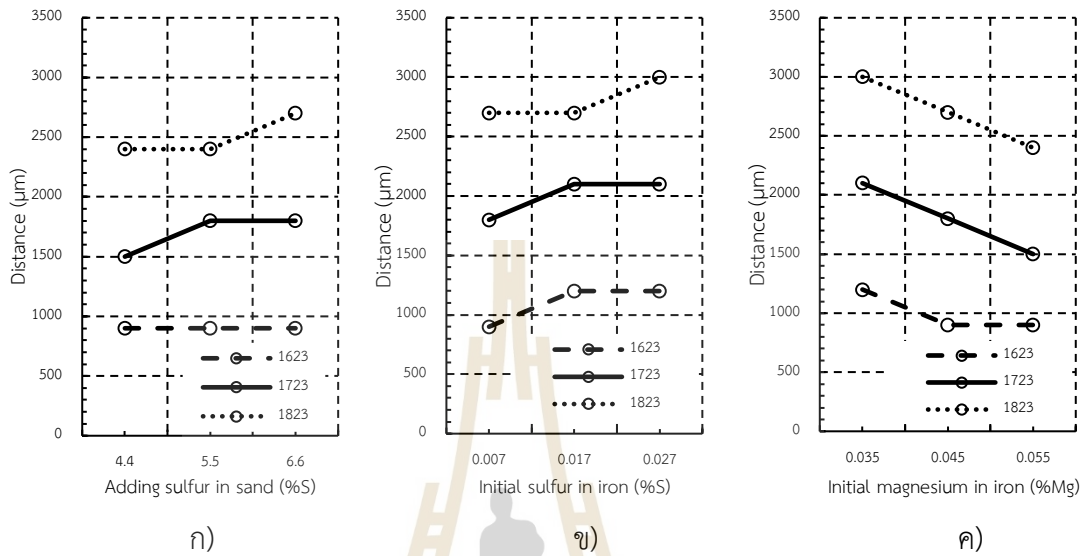
ตารางที่ 4.8 เงื่อนไขการผลิตที่ส่งผลต่อค่าความหนาชั้นเสื่อมเกรไฟต์ของเหล็กหล่อเกรไฟต์คู่ โดยกำหนดให้กำมะถันที่ผสมในทรายและอยู่ในเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลวสูงที่สุด

Condition				Depth of DGI (μm)
Adding %S	Initial %S	Initial %Mg	Pouring Temp. (K)	
6.6	0.027	0.035	1,623	1,200
6.6	0.027	0.045	1,623	900
6.6	0.027	0.055	1,623	900
6.6	0.027	0.035	1,723	2,100
6.6	0.027	0.045	1,723	1,800
6.6	0.027	0.055	1,723	1,500
6.6	0.027	0.035	1,823	3,000
6.6	0.027	0.045	1,823	2,700
6.6	0.027	0.055	1,823	2,400



รูปที่ 4.23 ค่าแมกนีเซียมต่อกำมะถันเมื่อสิ้นสุดการแพร่ในของเหลวจากแบบจำลองที่สร้างจากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ ในแต่ละปริมาณแมกนีเซียมในเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลว และในแต่ละอุณหภูมิเท (ก) 1,623 K, (ข) 1,723 K และ (ค) 1,823 K

เมื่อนำข้อมูลของการเปรียบเทียบแต่ละตัวแปรที่อุณหภูมิแตกต่างกันมาวิเคราะห์จะสังเกตเห็นว่าอุณหภูมิจะส่งผลอย่างมากต่อความหนาชั้นเสื่อมของเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ ดังรูปที่ 4.24



รูปที่ 4.24 กราฟการเปรียบเทียบความหนาชั้นเสื่อมแกรไฟต์ในแต่ละอุณหภูมิ ของแต่ละตัวแปรที่เปลี่ยนแปลงไป ก) ปริมาณกำมะถันในทรายใส่แบบ, ข) ปริมาณกำมะถันในเหล็กหล่อเหนียวหล่อเหลว, ค) ปริมาณแมกนีเซียมในเหล็กหล่อเหนียวหล่อเหลว

ตัวแปรในการผลิตที่มีผลกระทบต่อเกิดการแบ่งชั้นของสัณฐานแกรไฟต์เหล็กหล่อแกรไฟต์คู่สามารถสรุปได้ดังตารางที่ 4.9

ตารางที่ 4.9 สรุปผลกระทบของตัวแปรต่อสัณฐานของแกรไฟต์ในการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่โดยกำหนดเงื่อนไขการผลิตให้มีกำมะถันผสมในทรายและอุณหภูมิที่สูงที่สุด

Initial %S	Initial %Mg	เกิดแกรไฟต์คู่	ความหนาชั้นเสื่อมแกรไฟต์	แกรไฟต์ปกติ
น้อยกว่า 0.007	น้อยกว่า 0.035	ง่าย	มาก	แกรไฟต์กลม
มากกว่า 0.027	น้อยกว่า 0.035	ง่าย	มาก	แกรไฟต์แผ่น
น้อยกว่า 0.007	มากกว่า 0.055	ยาก	น้อย	แกรไฟต์กลม
มากกว่า 0.027	มากกว่า 0.055	ง่าย	มาก	แกรไฟต์กลม

จากตารางที่ 4.9 การผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ ควรควบคุมกำมะถัน และแมกนีเซียมในเหล็กหล่อหลอมเหลว ให้อยู่ในค่ามาตรฐานของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม เพื่อให้สามารถแบ่งแยกชั้นสัญญาณแกรไฟต์ปกติ และชั้นเสียมแกรไฟต์ได้อย่างชัดเจน หากต้องการเพิ่มความหนาชั้นเสียมแกรไฟต์สูงขึ้น ให้เพิ่มอุณหภูมิเทเหล็กหล่อหลอมเหลว และเพิ่มปริมาณกำมะถันในทรายใส่แบบดังแสดงในรูปที่ 4.24

4.6 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุในบริเวณชั้นเสียมแกรไฟต์โดยใช้เทคนิคอิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิส (EPMA)

เพื่อให้ยืนยันผลการทดลองการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ ชั้นเสียมแกรไฟต์เกิดจากการเพิ่มขึ้นของกำมะถันในบริเวณผิวสัมผัสระหว่างทรายใส่แบบ และเหล็กหล่อหลอมเหลว ต้องใช้การวิเคราะห์ชิ้นงานทดลองนี้ด้วยเทคนิคอิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิส จากรูปที่ 4.25 การรวมกันของสารละลายที่อยู่ระหว่างการเปลี่ยนสัญญาณแกรไฟต์จากแผ่นเป็นกลมในชิ้นงานทดลองที่ใช้ใส่แบบเคลือบสีทาแบบผสมกำมะถันร้อยละ 8.8 เป็นไปตามที่คาดการณ์ไว้ ปริมาณคาร์บอน และซิลิกอนสูงอยู่บริเวณพื้นผิวเหล็กหล่อ และบริเวณแกรไฟต์ ดังรูปที่ 4.25x และ 4.25c แมงกานีสอยู่ในบริเวณชั้นแกรไฟต์แผ่นในรูปแบบของก้อนแมงกานีสซิลไฟต์ (MnS) คงค้าง โดยแมงกานีส และฟอสฟอรัสสามารถพบได้ตามเดนไดรที่อยู่ในบริเวณที่เกิดแกรไฟต์กลม ดังรูปที่ 4.25ง และ 4.25จ เป็นไปตามที่คาดการณ์ไว้คือ พบกำมะถันใกล้บริเวณผิวงานหล่อที่บริเวณเกิดแกรไฟต์แผ่นดังรูปที่ 4.25x สำหรับแมกนีเซียมพบในบริเวณถัดออกมาอยู่ในรูปแบบของแมกนีเซียมซิลไฟต์ (MgS) และแมกนีเซียมออกไซด์ (MgO)

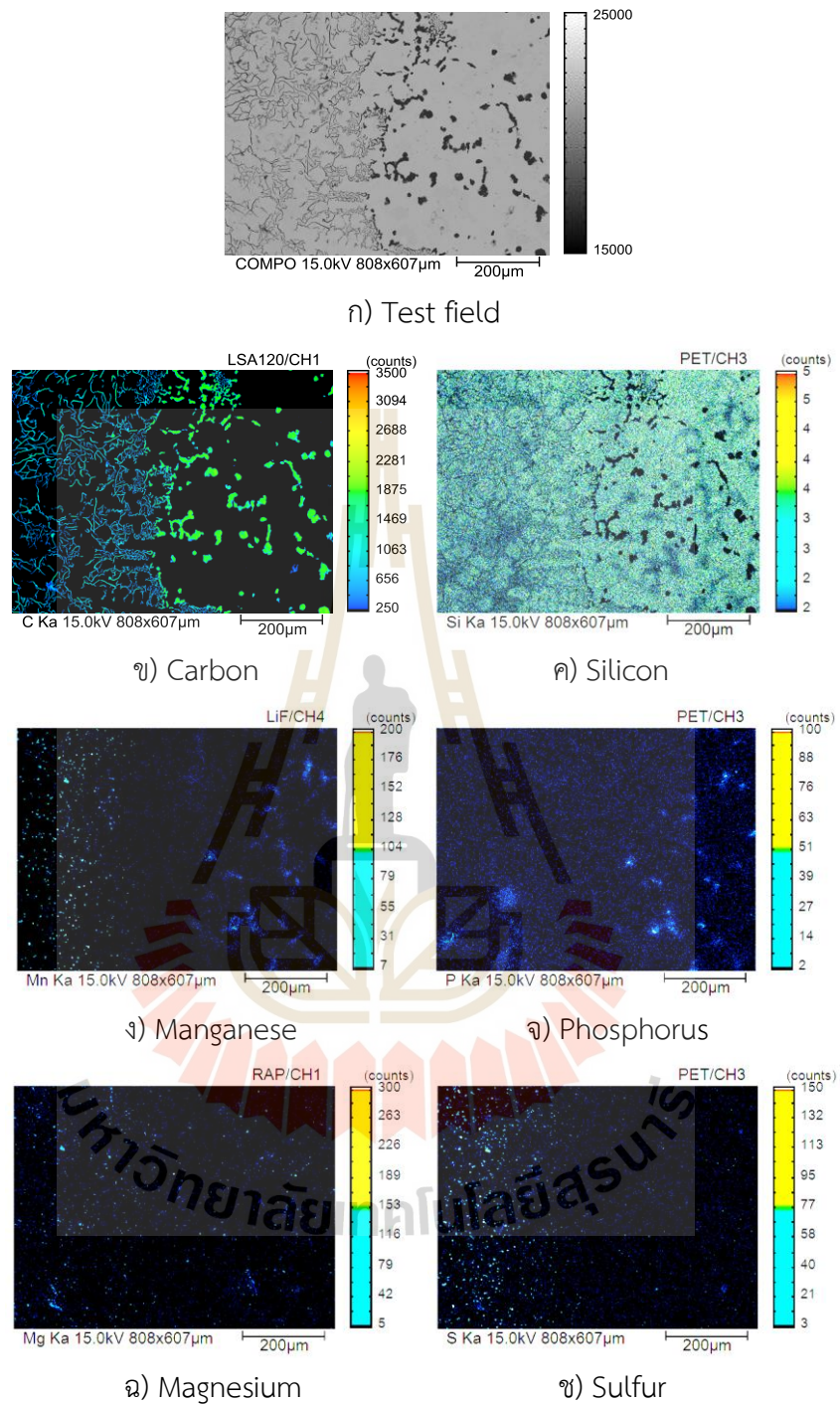
จากการวิเคราะห์เพิ่มเติมด้วยการสแกนธาตุตลอดช่วงการเปลี่ยนแปลงสัญญาณแกรไฟต์จากแผ่นเป็นกลม จากรูปที่ 4.26ก ธาตุคาร์บอนมีการกระจายตัวอยู่ทั่วทั้งบริเวณกว้าง จากการสแกนสัญญาณของธาตุคาร์บอนจะกระจายตัวอยู่ทั้งปริมาณมาก และปริมาณน้อยในบริเวณก่อนแกรไฟต์หรือบริเวณโครงสร้างพื้น ในส่วนของฟอสฟอรัสจะมีค่าสูงบริเวณช่วงการเปลี่ยนแปลงสัญญาณแกรไฟต์จากแผ่นเป็นกลม ดังรูปที่ 4.26x ปริมาณฟอสฟอรัสที่สูงขึ้นอยู่กับโครงสร้างระหว่างการแข็งตัวของเหล็กหล่อ จากแผนภูมิสมดุลของเหล็กและฟอสเฟอรัส (Fe-P diagram) ค่าสัมประสิทธิ์การแบ่งตัวค่อนข้างต่ำโดยอยู่ระหว่าง 0.20 - 0.25 สัญญาณฟอสฟอรัสที่สูงเกิดขึ้นบริเวณช่วงการเปลี่ยนแปลงสัญญาณแกรไฟต์จากแผ่นเป็นกลม และลดลงเหลือประมาณ 0.04 ในค่าความหนาของขอบชิ้นงานที่ 1 มิลลิเมตร สำหรับแมกนีเซียม และซิลเฟออร์ ทั้ง 2 ธาตุนี้มีการกระจายตัวคล้ายกัน ดังรูปที่ 4.26ค และ 4.26ง ผลการสแกนทั้ง 2 ธาตุมีค่าสูง และลดลงเมื่อห่างออกมาจากผิวชิ้นงานในกรณีแมกนีเซียม เมื่ออยู่ห่างออกมาจะมีปริมาณใกล้เคียงกับเหล็กหล่อหลอมเหลว คือ ร้อยละ 0.35 ในลักษณะเดียวกัน ซิลเฟออร์จะมีค่าสูงกว่าค่าในเหล็กหล่อหลอมเหลวคือ ร้อยละ 0.017 ใน

กรณีของซัลเฟอร์จะได้รับอิทธิพลมาจากใส่แบบในงานหล่อที่มีการเพิ่มกำมะถัน สำหรับค่าแมกนีเซียมที่สูงบริเวณผิวหล่อมาจากการเกิดแมกนีเซียมซัลไฟด์ (MgS) โดยปฏิกิริยาการลดลงของซัลเฟอร์ (desulfurizing reaction) ดังเช่น สมการการเกิดปฏิกิริยาและพลังงานอิสระของ (Voronova, Association, Iron, และ AIME., 1983)

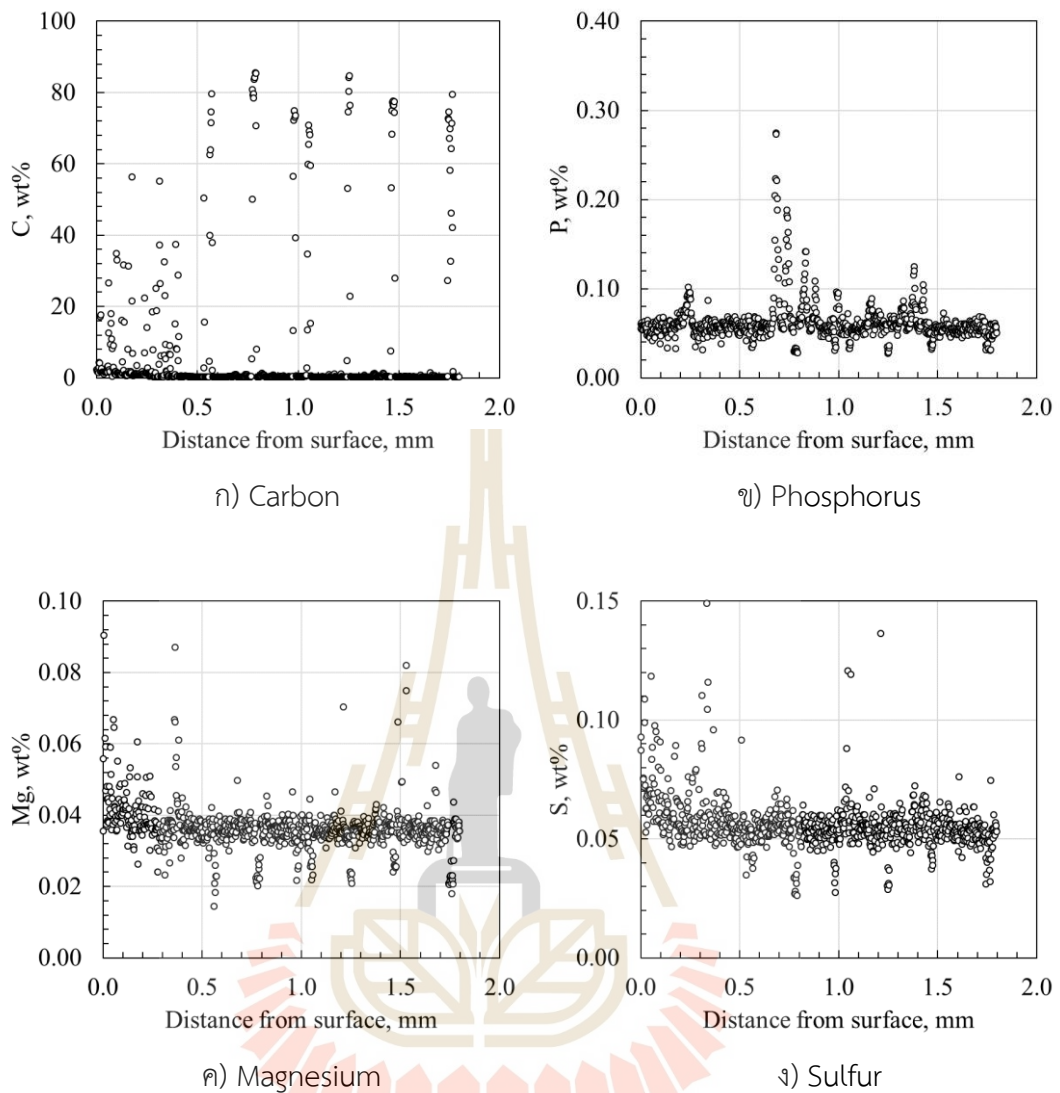
สมการพลังงานอิสระของ Voronova

Reaction	Change in Free Energy
$Mg + \frac{1}{2} S_2 = MgS$	$-134350 + 48.75 T \quad J/mol$
$Mg + [S] = MgS$	$-104100 + 44.07 T \quad J/mol$

เมื่อ T คืออุณหภูมิ ทำให้เกิดการบดพองของแมกนีเซียมในการทำปฏิกิริยากับออกซิเจน เกิดเป็นแมกนีเซียมออกไซด์ลอยออกมาจากเหล็กหล่อหลอมเหลว เช่นเดียวกับผลกระทบจากการเสื่อมของแมกนีเซียมหลังจากการทำแมกนีเซียมทรีสมั่นก่อนการเทลงแบบทราย นอกจากนี้ บางบริเวณสามารถอ่านสัญญาณของแมกนีเซียมและซัลเฟอร์ได้สูง อาจเป็นเพราะก้อนแมกนีเซียมซัลไฟด์ ซึ่งไม่สามารถพบได้ในบริเวณช่วงการเปลี่ยนแปลงสัณฐานแกรไฟต์จากแผ่นเป็นกลม



รูปที่ 4.25 ลักษณะการกระจายตัวของธาตุต่าง ๆ ในบริเวณเปลี่ยนแปลงระหว่างชั้นเสื่อมแกรไฟต์และแกรไฟต์ปกติ ด้วยเทคนิคอิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิส (EPMA) ในชิ้นงานทองลงที่ใช้ใส่แบบเคลือบสีทาแบบที่ผสมกำมะถันร้อยละ 8.8 (Boonmee และ Rassamipat, 2023)



รูปที่ 4.26 ปริมาณธาตุต่าง ๆ ในบริเวณเปลี่ยนแปลงจากผิวชิ้นงานที่เกิดการเชื่อมแกรไฟต์จนถึงแกรไฟต์ปกติ ด้วยเทคนิคอิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิส (EPMA) ส่องกราดไปตาม แนวในชิ้นงานทองแดงที่ใช้ไส้แบบเคลือบสีทาแบบที่ผสมกำมะถันร้อยละ 8.8 (Boonmee และ Rassamipat, 2023)

บทที่ 5

สรุปและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลการทดลอง

5.1.1 เหล็กหล่อเหนียวไฮโปยูเทคติก เหมาะสำหรับการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์คู่ เนื่องจากในเหล็กหล่อเหนียวไฮโปยูเทคติก จะไม่เกิดแกรไฟต์โพเตชั่น (Graphite flotation) จึงสามารถสร้างชั้นเชื่อมแกรไฟต์ที่มีค่าความคดโค้งต่ำได้

5.1.2 การใช้วิธีการเพิ่มปริมาณกำมะถันในทรายให้ความหนาของชั้นเชื่อมแกรไฟต์มากกว่าการเคลือบสีทาแบบที่ผสมกำมะถัน เนื่องจากการเย็นตัวที่ช้ากว่า และปริมาณกำมะถันที่มากกว่า

5.1.3 จากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ สันนิษฐานว่าตัวแปรในการผลิตที่มีผลกระทบด้านความหนาของชั้นเชื่อมแกรไฟต์มากที่สุดคืออุณหภูมิเทของเหล็กหล่อเหนียวหลอมเหลว

5.1.4 จากการวิเคราะห์โดยใช้เทคนิคอิเล็กตรอนโพรบไมโครแอนาไลซิส (EPMA) แมกนีเซียมและซิลเฟอร์พบบริเวณผิวหล่อใกล้กับไส้แบบ เนื่องจากแมกนีเซียม และซิลเฟอร์รวมตัวกันกลายเป็นแมกนีเซียมซิลไฟต์ จึงเกิดการบกร่องของแมกนีเซียมบริเวณผิวหล่อ ส่งผลให้ซิลเฟอร์ที่อยู่ในระนาบปริซึมของโครงผลึกแกรไฟต์มีปริมาณเพียงพอทำให้เกิดการเชื่อมแกรไฟต์จากกลมเป็นแผ่น

5.2 ข้อเสนอแนะ

5.2.1 เพื่อให้ไม่เกิดการพดพาเฟอร์โรซิลเฟอร์ที่ผสมในทรายไส้แบบเมื่อเทเหล็กหลอมเหลว ควรวางไส้แบบไว้ด้านบนของแบบ หรือออกห่างจากทางเข้าน้ำโลหะของแบบ เพื่อไม่ให้ไส้แบบอยู่บริเวณทางผ่านของเหล็กหลอมเหลว

5.2.2 เพื่อให้ได้ความหนาชั้นเชื่อมแกรไฟต์มากที่สุด ควรควบคุมปริมาณการผสมเฟอร์โรซิลเฟอร์ในทรายไม่เกินร้อยละ 20 ของน้ำหนักทรายไส้แบบ เพราะจะทำให้การนำความร้อนของทรายไส้แบบสูงขึ้น ส่งผลให้ความหนาชั้นเชื่อมแกรไฟต์ลดลง

รายการอ้างอิง

- Ahmed, A. (2013). Geological Overview of White silica Sands.
- An, C., Li, H., Ding, H., Li, Y., Yu, H., Zhang, K., Liu, X. (2011). Growth of graphite spheres in liquid nickel. *Carbon*, 49(12), 3953-3957.
- Ates, M. (2009). Fuel economy modeling of light-duty and heavy-duty vehicles, and coastdown study.
- Boonmee, S. (2013). Ductile and Compacted Graphite Iron Casting Skin - Evaluation, Effect on Fatigue Strength and Elimination.
- Boonmee, S., & Mai-Ngam, N. (2017). Effect of Sulfur on the Formation of the Graphite Degradation in Ductile Iron. Paper presented at the Materials Science Forum.
- Boonmee, S., & Mai-Ngam, N. (2018). On the development of the dual graphite iron. *Materials Today: Proceedings*, 5(3, Part 2), 9264-9271. doi:<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.10.099>
- Boonmee, S., & Rassamipat, S. (2023). On the Development of Dual Graphite Iron as a Functionally Graded Material. *International Journal of Metalcasting*. doi:10.1007/s40962-023-01023-8
- Boonmee, S., & Stefanescu, D. (2009). On the mechanism of casting skin formation in compacted graphite cast iron. *International Journal of Metalcasting*, 3(4), 19-24.
- Boonmee, S., & Stefanescu, D. (2010). Casting Skin of Compacted Graphite Iron Part II: Influence on Tensile Mechanical Properties. In (Vol. 118, pp. 217-224).
- Boonmee, S., & Stefanescu, D. (2013). Casting Skin Management in Compacted Graphite Iron - Part I: Effect of Mold Coating and Section Thickness. In (Vol. 121, pp. 435-448).
- Boonmee, S., & Stefanescu, D. (2013). Casting Skin Management in Compacted Graphite Iron - Part II: Mechanism of Casting Skin Formation. In (Vol. 121, pp. 449-459).
- Boonmee, S., & Stefanescu, D. (2016). Occurrence and effect of casting skin in compacted graphite iron. *International Journal of Cast Metals Research*, 29(1-2), 47-54.

- Bouaziz, M. A., Guidara, M. A., Schmitt, C., Hadj-Taïeb, E., & Azari, Z. (2014). Water hammer effects on a gray cast iron water network after adding pumps. *Engineering Failure Analysis*, 44, 1-16. doi:<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2014.04.023>
- Kanetkar, Chen, I. G., Stefanescu, D., & El-Kaddah, N. (1988). A Latent Heat Method for Macro-Micro Modeling of Eutectic Solidification. *Transactions of the Iron and Steel Inst. of Japan*, 28, 860-868. doi:10.2355/isjinternational1966.28.860
- Cannon, J. R. (1984). *The One-Dimensional Heat Equation*. Cambridge: Cambridge University Press.
- . Chapter 14 - Sodium silicate bonded sand. (2000). In J. R. Brown (Ed.), *Foseco Ferrous Foundryman's Handbook (Eleventh Edition)* (pp. 204-215). Oxford: Butterworth-Heinemann.
- Chisamera, M., Riposan, I., Stan, S., Sparkman, D., Kelley, D., & Barstow, M. (2002). Experience Producing Compacted Graphite Cast Irons by Sulfur Addition After Magnesium Treatment. *Casting congress; Transactions of the American Foundry Society and the proceedings of the one hundred sixth annual casting congress, 2002*, 851-860.
- Collini, L., Nicoletto, G., & Konečná, R. (2008). Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron. *Materials Science and Engineering: A*, 488(1), 529-539. doi:<https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.11.070>
- Çubukçu, H. E., Ersoy, O., Aydar, E., & Çakir, U. (2008). WDS versus silicon drift detector EDS: A case report for the comparison of quantitative chemical analyses of natural silicate minerals. *Micron*, 39(2), 88-94. doi:<https://doi.org/10.1016/j.micron.2006.11.004>
- El Soedy, R. (2002). The Effect of Graphite Aspect Ratio on the Mechanical and Microstructural Properties of Cast Iron. *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik - MATERIALWISS WERKSTOFFTECH*, 33, 73-79. doi:10.1002/1521-4052(200202)33:23.0.CO;2-D
- Elbel, T., & Hampl, J. (2012). Thermodynamic Analysis of Cast Irons Solidification With Various Types of Graphite. *Archives of Foundry Engineering*, 12. doi:10.2478/v10266-012-0125-7

- Elmabrouk, O., Irfan, O., & Kalkanli, A. (2011). The Effect of Magnesium to Sulfur Ratio on the Graphite Morphology of Graphite Cast Iron Produced at Different Section Thicknesses. *Advanced Materials Research*, 383-390, 5880-5885. doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.383-390.5880
- Farndon, J. (2006). *The Practical Encyclopedia of Rocks & Minerals: How to Find, Identify and Collect the World's Most Fascinating Specimens, Featuring Over 800 Colour Photographs and Artworks*: Lorenz Books.
- Fengzhang, R., Fengjun, L., Weiming, L., Zhanhong, M., & Baohong, T. (2009). Effect of inoculating addition on machinability of gray cast iron. *Journal of rare earths*, 27(2), 294-299.
- Fischer, S. F., Groß, H., Bührig-Polaczek, A., & Bünck, M. (2015). Surface layer inoculation of a sand cast hypoeutectic gray iron melt. *Journal of Materials Processing Technology*, 220, 251-256.
- Friess, J., Sonntag, U., Steller, I., & Bührig-Polaczek, A. (2020). From Individual Graphite Assignment to an Improved Digital Image Analysis of Ductile Iron. *International Journal of Metalcasting*, 14. doi:10.1007/s40962-020-00416-3
- Giannuzzi, L. A., & University, N. C. S. (2004). *Introduction to Focused Ion Beams: Instrumentation, Theory, Techniques and Practice*: Springer US.
- Goodrich, G., & Lobenhofer, R. (2002). Effect of cooling rate on ductile iron mechanical properties. Paper presented at the Transactions of the American Foundry Society and the One Hundred Sixth Annual Casting Congress.
- Hartung, C., White, D., Copi, K., Liptak, M., & Logan, R. (2014). The Continuing Evolution of MgFeSi Treatments for Ductile and CG Irons. *International Journal of Metalcasting*, 8, 7-15. doi:10.1007/BF03355577
- Ivan, N., Chisamera, M., & Riposan, I. (2012). Mg bearing coating of resin sand-PTSA moulds to control graphite degeneration in surface layer of ductile iron castings. *Materials Science and Technology*, 28(11), 1246-1253. doi:10.1179/1743284712Y.0000000066
- Ivan, N., Chisamera, M., & Riposan, I. (2013). Graphite degeneration in surface layer of ductile iron castings. *International Journal of Cast Metals Research*, 26(3), 138-142. doi:10.1179/1743133612Y.0000000046

- Kutz, A., Martin, P., & Bührig-Polaczek, A. (2020). Microstructural Adjustment of the Degenerated Graphite Layer in Ductile Iron for Targeted Evaluation on the Fatigue Properties. *International Journal of Metalcasting*, 14(4), 1183-1194. doi:10.1007/s40962-020-00455-w
- Laigo, J., Christien, F., Le Gall, R., Tancret, F., & Furtado, J. (2008). SEM, EDS, EPMA-WDS and EBSD characterization of carbides in HP type heat resistant alloys. *Materials characterization*, 59(11), 1580-1586. doi:https://doi.org/10.1016/j.matchar.2008.02.001
- Lekakh, S. N., Qing, J., & Richards, V. L. (2012). Investigation of Cast Iron Processing to Produce Controlled Dual Graphite Structure in Castings.
- Lerner, Y. S., & Panteleev, G. V. (2002). Magnesium treatment in ductile iron production - Part 1. 130.
- Maisuradze, M. V., & Kuklina, A. A. (2018). Numerical solution of the differential diffusion equation for a steel carburizing process. Paper presented at the Solid State Phenomena.
- Malizio, A. B., & Jennings, R. W. (1989). Dual graphite structured pipe. In: Google Patents.
- Martin, F., & Si, K. (1979). Localized flake graphite structure as a result of a reaction between molten ductile iron and some components of the mold.
- Moumeni, E. (2013). Solidification of cast iron-A study on the effect of microalloy elements on cast iron. Technical University of Denmark Danmarks Tekniske Universitet, Department of Management Engineering Institut for Systemer, Produktion og Ledelse.
- Nadal, R., Roca, A., Fals, H., & Zoqui, E. (2015). Mechanical properties of thixoformed hypoeutectic gray cast iron. *Journal of Materials Processing Technology*, 226, 146-156.
- Nasu, S., Fujita, S., Furusato, N., Yamada, S., & Hiratsuka, S. (2017). Effect of Casting Skin Condition on Fatigue Strength of Gray Cast Iron. *International Journal of Metalcasting*, 11(1), 155-161. doi:10.1007/s40962-016-0109-4
- Popov, P., Fedorov, P., & Kuznetsov, S. (2013). Thermal conductivity of FeS₂ pyrite crystals in the temperature range 50–300 K. *Crystallography Reports*, 58. doi:10.1134/S1063774513020223

- Rehren, T., Belgya, T., Jambon, A., Káli, G., Kasztovszky, Z., Kis, Z., Szőkefalvi-Nagy, Z. (2013). 5,000 years old Egyptian iron beads made from hammered meteoritic iron. *Journal of Archaeological Science*, 40, 4785–4792. doi:10.1016/j.jas. 2013. 06.002
- Riposan, I., Chisamera, M., Kelley, R., Barstow, M., & Naro, R. (2003). Magnesium-sulfur relationships in ductile and compacted graphite cast irons as influenced by late sulfur additions. *AFS Transactions*, 111(03-093), 869-883.
- Rueden, C. T., Schindelin, J., Hiner, M. C., DeZonia, B. E., Walter, A. E., Arena, E. T., & Eliceiri, K. W. (2017). ImageJ2: ImageJ for the next generation of scientific image data. *BMC Bioinformatics*, 18(1), 529. doi:10.1186/s12859-017-1934-z
- Shi, G. Q., Yang, Z., Li, J. P., Tao, D., & Ma, Z. J. (2020). Investigation on the graphite nucleation and growth mechanism of the compacted graphite iron. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(4), 8186-8196. doi:https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.05.051
- Stefanescu, D. (2002). *Science and Engineering of Casting Solidification*, Second Edition.
- Stefanescu, D., Alonso, G., Larranaga, P., De la Fuente, E., & Suarez, R. (2016). On the crystallization of graphite from liquid iron–carbon–silicon melts. *Acta Materialia*, 107, 102-126.
- Stefanescu, D., Alonso, G., Larranaga, P., Fuente, E., & Suárez, R. (2018). A Comparative Study of Graphite Growth in Cast Iron and in Analogous Systems. *International Journal of Metalcasting*, 12. doi:10.1007/s40962-017-0204-1
- Stefanescu, D. M. (2005). Solidification and modeling of cast iron—A short history of the defining moments. *Materials Science and Engineering A-structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 413, 322-333.
- Theuwissen, K., Lacaze, J., & Laffont, L. (2016). Structure of graphite precipitates in cast iron. *Carbon*, 96, 1120-1128. doi:https://doi.org/10.1016/j.carbon.2015.10.066
- Vadiraj, A., Balachandran, G., Kamaraj, M., & Kazuya, E. (2011). Mechanical and wear behavior of quenched and tempered alloyed hypereutectic gray cast iron. *Materials & Design*, 32(4), 2438-2443.
- Voronova, N. A., Association, I. M., Iron, & AIME., S. S. o. (1983). *Desulfurization of Hot Metal by Magnesium*: International Magnesium Association.

- Waples, D., & Waples, J. (2004). A Review and Evaluation of Specific Heat Capacities of Rocks, Minerals, and Subsurface Fluids. Part 1: Minerals and Nonporous Rocks. *Natural Resources Research*, 13, 97-122. doi:10.1023/B:NARR. 0000032647.41046.e7
- Welty, J. R., Wicks, C. E., Rorrer, G., & Wilson, R. E. (2009). *Fundamentals of momentum, heat, and mass transfer*: John Wiley & Sons.
- Won, Y.-Y., & Ramkrishna, D. (2019). Revised Formulation of Fick's, Fourier's, and Newton's Laws for Spatially Varying Linear Transport Coefficients. *ACS Omega*, 4(6), 11215-11222. doi:10.1021/acsomega.9b00736
- Xiaogan, H., Jin, X., Xuqi, D., & Yaoke, W. (1992). Nodular iron surface deterioration due to PTSA in resin. *AFS Transactions*, 100, 9-15.
- Xu, J. (2008). Strength of modified silicate sand for CO₂ hardening process. 28, 671-673. doi:10.3870/tzzz.2008.09.006
- Zhang, Y. N., Law, M., & Wu, R. Q. (2015). Atomistic Modeling of Sulfur Vacancy Diffusion Near Iron Pyrite Surfaces. *The Journal of Physical Chemistry C*, 119(44), 24859-24864. doi:10.1021/acs.jpcc.5b08300






รายชื่อบทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างศึกษา

Boonmee, S., & Rassamipat, S. (2023). On the Development of Dual Graphite Iron as a Functionally Graded Material. International Journal of Metalcasting. doi:10.1007/s40962-023-01023-8





ON THE DEVELOPMENT OF DUAL GRAPHITE IRON AS A FUNCTIONALLY GRADED MATERIAL

S. Boonmee  and S. Rassamipat

Suranaree University of Technology, Nakhon Ratchasima, Thailand

Copyright © 2023 American Foundry Society
<https://doi.org/10.1007/s40962-023-01023-8>

Abstract

Graphite morphology plays significant roles in mechanical properties in graphitic cast irons. Typically, cast irons are made with uniform graphite morphology and distribution across the microstructure of castings. This research explored the possibility of using the difference in graphite morphology over the volume of castings to create a Functionally Graded Material (FGM). The FGM will enable future applications that require the tailor-made microstructure. The hybridization method used in this research was the sulfurization of liquid iron using the sulfur-bearing cores. The result was the Dual Graphite Iron (DGI) that comprised with the lamellar and spheroidal graphite (LG and SG). It was found that the thickness

of LG layer increased with increasing sulfur levels in cores. The maximum thickness of the LG layer of 2.2 mm was observed at 6.6 wt%S. The LG/SG interfaces were quite smooth (e.g., controllable) up to 8.8 wt%S where the scattering of the LG microstructure appeared. It was concluded that sulfurization of liquid iron was viable method for producing DGI.

Keywords: dual graphite iron, functionally graded materials, ductile iron, casting skin, graphite degradation, sulfurization method, hybridization

Introduction

Previous studies showed that the subsurface microstructure in ductile iron castings could differ from the bulk microstructure depending on the casting parameters. The differences are including the graphite morphology and the matrix structures. Several investigators^{1,2} reported the occurrence of the lamellar graphite layer near the casting surface which leads to the negative impact on the mechanical properties (e.g., tensile strength, fatigue strength). The lamellar graphite layer is known as the “graphite degradation layer” which is a subsurface feature of the casting skin. Figure 1 shows an example micrograph of the graphite degradation layer. It is seen that the graphite degradation layer is observed next to the casting surface. The main formation mechanisms of the casting skin were magnesium depletion and sulfurization via molding materials.³ There have been studies on minimizing the occurrence of the graphite degradation layer via mold coatings. It was reported that the MgO coating was able to reduce the

thickness of the graphite degradation layer.⁴⁻⁶ This confirmed that the sulfurization is the main formation mechanism of the phenomenon. Furthermore, Ivan et al.⁵ suggested that a reactive coating of Mg-FeSi materials contribute to the Mg replenishment which further reduced the graphite degradation layer.

Functionally Graded Materials (FGMs) are materials with variations of chemical composition, microstructures, and properties over volume of the parts. Previously, FGMs were mainly made by combining materials from different families (e.g., ceramics, polymers, metals) to form composite materials. However, typical composite materials exhibit an abrupt change in microstructure and properties which sometimes suffer from the delamination when subjected to thermal or mechanical fatigue.⁷ On contrary, the FGMs have gradual transition of changes and do not prone to fatigue.⁸ The examples of FGMs fabrication processes are including powder metallurgy, centrifugal casting, and vapor deposition method. In fact, FGMs can be found in nature as well. Bones have denser structure near the surface providing wear resistance and strength. On the other hand, bones are less dense in the central part resulting in the

Received: 02 January 2023 / Accepted: 09 March 2023
 Published online: 21 April 2023

International Journal of Metalcasting

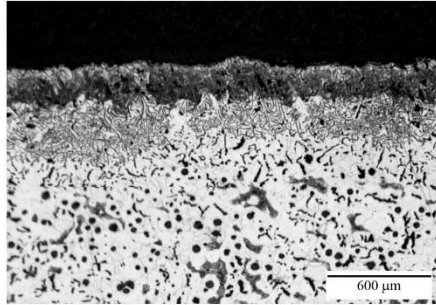


Figure 1. Examples of the graphite degradation layer in ductile iron.

better specific strength. The study of design using the inspiration by nature is called "biomimicry". Assuming that nature has been going through iterations of designs over million years, many designs by nature are the clever ways to use the materials and inspired by designers.⁹

FGMs can be created with metalcasting processes. There have been number of studies that created FGMs using the centrifugal casting.¹⁰ Distribution of reinforcement particles can be engineered by adjusting casting parameters such as rotating speed and solidification rate. A review on these works can be found in Reference 10. For conventional casting processes, some studies focused on engineering the casting surfaces to achieve desirable properties such as wear resistance and corrosion resistance. Rane et al.¹¹ developed a method to improve hardness and corrosion resistance of a steel component using a metal powder mold coating. The results showed the formation of the surface alloyed layer containing Ni, Cr, Si and Mn which provided lower corrosion rate and higher hardness than the base WCB steel. A similar approach by El Fawkhry et al.¹² was the mold coating of silicon carbide and ferrochromium for low alloy steel. This led to the formation of the silicon and chromium carbide particles near the casting surface which resulted in better wear resistance than the base steel (AISI 1020). A recent study by Wróbel et al.¹³ used the additive manufacturing in cooperate with sand casting to create a FGM. Gray iron was poured in mold cavities with 3D printed spatial skeleton Ti inserts. Titanium carbide particles were observed in an area adjacent to the inserts providing better wear resistance. The application of additive manufacturing to create FGMs could gain more attention in future.

Cast iron is one of the most commonly used engineering material. Since cast irons have lowest cost per unit mass (or volume) among engineering alloys; therefore, they have been used in wide range of applications. The main drawback of cast irons is the lower specific strength when

compared to the lightweight alloys. Microstructure of gray and ductile irons consists with graphite particles and the iron matrix which can be considered as a composite structure. Therefore, variation of graphite morphology and fraction over the volume of a casting can be considered as an FGM. This infers that the performance of cast iron can be further increased by having the appropriate graphite morphology at the location that requires specific properties. One excellent example was demonstrated by Malizio and Jennings.¹⁴ In the patent, it was claimed that the gray iron pipe has better corrosion resistance than ductile iron and steel pipes for transporting 95% sulfuric acid at elevated temperature (120–150 °C). The interconnected lamella graphite in gray iron inhibits the propagation of corrosion (*a.k.a.* self-corrosion inhibition). On contrary, the spheroidal graphite particles are isolated and do not have similar effect to the gray iron counterpart. Therefore, a pipe for specific types of corrosive chemicals can be made with the lamellar graphite on the interior for corrosion resistance and the spheroidal graphite on the exterior for strength. It is worth noting that the corrosion behavior of the gray and ductile iron can be different depending on the corrosive media and conditions. As seen, the differences in graphite morphology and fraction can be altered to achieve the desirable properties at various locations in the castings. Another potential application is the engine block. The lamellar graphite in gray irons promotes damping capacity and thermal conductivity whereas the spheroidal graphite gives the strength and ductility in ductile irons. Engine blocks require both thermal conductivity for heat dissipation, damping capacity for noise reduction and strength for the structural integrity. The present solution for the engine blocks is the compacted graphite iron (CGI). The further development is the hybridization of the graphite types across the casting. Presumably, having the lamellar graphite at the locations where heat dissipation is needed and having spheroidal graphite where strength is required would give the optimal solution to such applications. Present study focuses on the hybridization of cast iron microstructure as an FGM.

There have been studies regarding the dual graphite (DG) iron. Martin and Karsay¹⁵ found that localized lamellar graphite could form at casting surface. This is due to the reaction between molten metal and molding materials. Several investigators reported the negative effect of the casting skin on mechanical properties. Approximately 10 and 40 percent of reduction of tensile and fatigue strength were reported, respectively.¹ Nasu et al.¹⁶ reported that the test sample from green sand molds showed ferrite colonies on the casting surface. The combination of the graphite degradation layer and the ferrite colonies contributed to approximately 30% reduction of the fatigue strength despite the finer eutectic cell in the samples. As for development of the DG iron, the method for fabrication of the dual graphite structured pipe was filed by Malizio and Jennings in 1989.¹⁴ The invention claimed that the

Table 1. Summary of Previous Studies on Development of DG Iron

	Experimental Approach	References
Malizio and Jennings (1989)	Double pouring with different melt composition in centrifugal casting; pipe shape	14
Lekakh et al. (2012)	(i) In-ladle FeS ₂ treatment; stationary molds (ii) Intermittent in-stream FeS ₂ treatment; stationary tundish; moving molds (iii) Similar to (ii) but with different design (plate with a core, bottom gate) (iv) Double pouring; plate casting with cores; multiple side gates	17
Boonmee and Mai-Ngam (2013)	Rectangular block casting; multiple sulfur-bearing cores; single pouring of Mg treated melt	18
Kutz et al. (2020)	Multiple rectangular plates; sulfur-bearing cores on the bottom surfaces	19

connected network of lamellar graphite provides the self-inhabitation property. The method involving with double pouring in centrifugal casting process. Lekakh et al.¹⁷ attempted to produce dual graphite structure in castings by various approaches such as partial melt treatment, sequential fill with different melt composition. The result showed that the processes were rather challenging. Boonmee and Mai-Ngam¹⁸ used sulfur-bearing cores placed in the middle of castings to generate the graphite degradation layer around the cores. The study showed that the higher levels of sulfur resulted in thicker graphite degradation layer. However, there were difficulties in the controlling of the formation of the layers due to the convection of liquid iron and the graphite flotation. Kutz et al.¹⁹ experimented with the adjustment of the formation of the graphite degradation layer to produced fatigue test samples with the presence of the casting skin. It was found that the conventional furan resin did not produce the intended thickness (500 µm) of the graphite degradation layer. Furthermore, they concluded that using pyrite or sulfur powders demonstrated the most promising results. Table 1 summarizes the previous studies on developing DG iron.

Experimental Procedure

Test Casting Design

A test casting was designed specifically for this experiment. The design criteria are as follows.

- The design must provide the placement of multiple sulfur-bearing cores. These cores will be used at the source of sulfur for melt treatment.
- Mold cavity must be filled with the minimal turbulence. Convection on the core surface will result in uncontrollable of the occurrence of lamellar graphite.
- The test casting must provide a comparable cooling rate to the typical industrial counterpart.

In order to fulfill the design requirements, the commercial casting simulation software was used to determine the

filling pattern, velocity at the gate, temperature distribution and cooling rate.

Figure 2 shows the design used in this study. The sulfur-bearing cores were placed at the top of each cavity providing minimal melt convection. The design allowed 6 samples with different sulfur levels in one casting. The simulated velocity at the gate was in the range of 0.18–0.27 m/s which was acceptable. The simulated cooling rate (5 °C before the eutectic reaction) was approximately 0.75°C /s at 5 mm from the top surface.

The molds used were green sand. The molding sand used was silica sand with GFN 55–60. Cores were made of silica sand and ferrosulfur with sodium silicate as a binder.

Production of the Test Casting

Two iron heats were produced using an induction furnace (60kW, 100-kg capacity). The melting cycles included superheating at 1620 °C to minimize pre-existing nuclei and then tapped at 1550–1570 °C. The pouring temperature was 1470 ± 10 °C. To observe the influence of processing parameters, no inoculation was done to the melt which can obscure the influence in the as-cast microstructure.

In present study, the sulfurization method was used as it is more controllable and has less limitation than other approaches. The design of test casting is shown in Figure 2. As seen the design consists with six mold cavities (50 × 50 × 50 mm). Sulfur-bearing cores were placed at the top of cavities. There were two types of sulfur-bearing cores. The first type was achieved by mixing the ferrosulfur with sodium silicate sand and then exposed with carbon dioxide. The levels of sulfur in cores were 0, 4.4, 6.6, 8.8 and 11.0 wt%S. The latter type was sodium silicate core coated with a sulfur-bearing mold wash (alcohol-based alumina mixed with ferrosulfur). The ferrosulfur used was 20–45 microns in size. The coating thickness was approximately 500 µm throughout the experiment. The level of sulfur in the coatings were 0, 4.4, 6.6, 8.8 and 11.0 wt%S. The

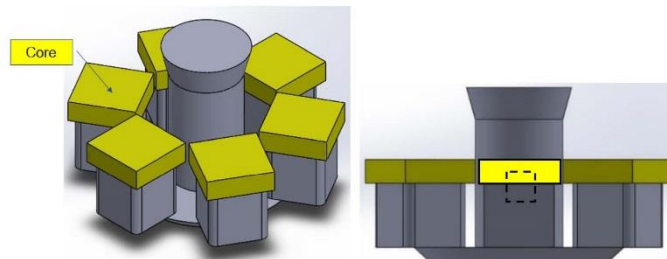


Figure 2. The design of test casting in present study.

ferrosulfur used contained 44 wt%S. It is worth noting that this design employed the bottom gates for the quiescent filling. The filling pattern is rather important as sulfur could be washed by liquid iron resulting in irregular results. The castings were then dissected for microscopic examination at the middle of top surface (adjacent to the cores).

Characterization

The quantification of the graphite morphology (*e.g.*, graphite shape factors) was done under an optical microscope and an image analysis software. Several shape factors were used such as Roundness, Circularity and Aspect ratio. Table 2 summarizes the formulae and definitions of shape factors used in this study.

To measure the thickness of lamellar graphite layer (T_{LG}), the line at the LG-to-SG transition boundary was established. Then the perpendicular lines from the casting surface to the boundary were drawn. The average of the length of the lines (y_i) was calculated for the thickness of lamellar graphite layer (T_{LG}) with the following equation.

$$T_{LG} = \frac{\sum_{i=1}^n y_i}{n}$$

Another parameter included in the analysis is tortuosity (Ω). The tortuosity measures the curviness of the LG-to-SG boundary which is important from the development of DG iron perspective. The tortuosity is calculated by the following equation.

$$\Omega = \frac{C}{L}$$

where C is the length of LG-to-SG boundary and L is the width of image frame. Figure 3 demonstrates the measuring method for T_{LG} and Ω .

Color metallurgy was applied to a selected sample, the etchant used was 80 g of NaOH, 20 g of KOH, 20 g of

Table 2. Summary of Formulae and Definitions of Graphite Shape Factors

Quantity	Equation	Definition
Circularity	$C = 4\pi \frac{A}{P^2}$	P : perimeter of graphite particle A : Area of a graphite particle
Roundness	$R = \frac{4A}{\pi r^2}$	r : radius of circumscribed circle
Aspect ratio	$A_{ratio} = \frac{l_{max}}{l_{min}}$	l_{max} : Length of longest ferret l_{min} : Length of shortest ferret
Graphite fraction	$f_{Gr} = \frac{A_{Gr}}{A_{total}}$	A_{Gr} : Total area of graphite A_{total} : Total area of image

picric acid in 200 ml of distilled water. The samples were immersed in the etchant at 120 C for 120 seconds.

The Electron Probe Micro Analysis (EPMA) was done to a selected sample with 8.8 wt%S coated in cores. Both mapping and line scanning were done with the beam size of

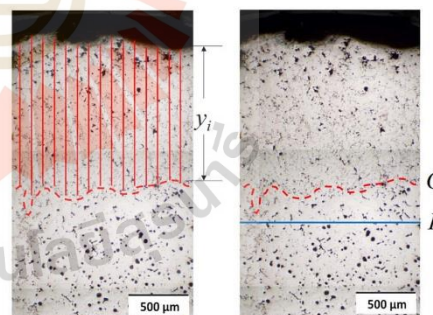


Figure 3. The representation for the measurement of the thickness of LG-to-SG boundary layer (T_{LG}) and the tortuosity (Ω).

1 μm . Measuring time (*a.k.a.* dwell time) was 10 milliseconds. The accelerating voltage was 15 kV.

The surface roughness was measured by a stylus roughness tester with a capacity up to 30 microns.

Results and Discussions

Chemistry

Table 3 shows the chemical composition of treated melts. It is seen that the carbon equivalents were 4.24 and 4.60 for Heat I and Heat II, respectively. This was intentional to observe the difference in the precipitation of the primary phases (primary austenite *vs.* primary graphite) in the hypoeutectic and hypereutectic irons. Despite the low level of magnesium (0.031–0.035%Mg), the overall visual nodularity in the bulk microstructure was still greater than 80%. In fact, the higher Mg level than this could affect the desired thickness of the graphite degradation layer.

Microstructure

Figures 4 and 5 show a microstructure of the test castings without the sulfur-bearing cores for hypoeutectic and hypereutectic composition, respectively. The casting surfaces (next to the cores) were to the far left of the images. It is seen that both samples were absence of the graphite degradation layer. This indicates that with this level of Mg/S ratio the ductile iron can be produced without concern of the casting skin effect. Furthermore, the hypereutectic condition showed the large graphite nodules scattered throughout the microstructure. This is known as the graphite flotation commonly occurred in the hypereutectic iron with the improper or without inoculation. The visual nodularity was greater than 80% for both conditions. The nodule counts were 266.5 and 152.4 nodules/mm² for the hypoeutectic and the hypereutectic conditions, respectively. The hypoeutectic iron demonstrated lower graphite fraction (0.09, by area) as compared to the hypereutectic iron (0.14), which was expected from the difference in the carbon equivalents.

Figure 6 shows example microstructures of hypoeutectic and hypereutectic SG irons with 8.8 wt%S-mixed cores. It can be seen that the layers of graphite degradation were found adjacent to the casting surface. For the hypoeutectic iron, sulfur from core diffused through the molten iron and reacted with magnesium resulting in low Mg/S zone. Consequently, the available sulfur and oxygen promoted

the formation of lamellar graphite. This phenomenon occurred from the casting surface to the location where the level of Mg/S increased back to the normal range (in this case $\sim 1,800 \mu\text{m}$). As a result, the transition in the graphite morphology from the lamellar graphite (LG) to the spheroidal graphite (SG) was observed. For the hypereutectic iron, the primary graphite was the first phase to form. Some nodules of the primary graphite floated to the top of the casting. Thus, the nodules coexisted with lamellar graphite in the low Mg/S zone. Noted that the casting surface quality was relative poor and unmeasurable by a surface roughness tester (over 30 microns). The introduction of ferrosulfur in the cores reduced the refractoriness of the molding sand; hence, greater degree of metal penetration was observed. At higher magnification, the difference in the presence of the nodular graphite in the hypoeutectic and the hypereutectic irons can be seen in Figure 7. As seen the nodules are encapsulated by the austenite for the hypoeutectic iron where the nodules in the hypereutectic iron were not. In addition, the graphite morphology changed over distance from the casting surface (Figure 8). For hypoeutectic DG iron, the roundness (*R*) and circularity (*C*) showed low values at the casting surface and increased with distance up to the location of the LG-to-SG transition. On contrary, the aspect ratio (A_{ratio}) decreased with distance from the casting surface up to the transition. At the transition, values of *R* and *C* changes markedly with distance from surface. Typically, peaks of graphite shape factors (*R* and *C*) were observed after the LG-to-SG transition due to the combination effect of sulfurization and cooling rate. After the peak, the graphite shape factors (*R* and *C*) decreased toward the center of the cross section. These observations were in line with previous study.³ For the hypereutectic DG iron, the effect was not as clear as the hypoeutectic counterpart because of the effect of the graphite flotation. Therefore, the hypereutectic compositions were not pursued for in the further experiments. These observations were consistently found in all conditions in this study.

Figure 9 shows the microstructure of the hypoeutectic DG iron with 4.4, 6.6, 8.8, 11.0 and 13.2 wt%S-mixed cores. It is seen that the thickness of the lamellar graphite layer increased with the level of sulfur up to 2,151 μm at 6.6 wt%S. This was expected as the higher level of sulfur in the mixed cores created the higher sulfur concentration gradient resulting in the higher diffusion rate of sulfur in the liquid iron. In addition, the higher level of sulfur in the mixed cores provided greater available sulfur for diffusion. At higher level of sulfurs (*e.g.*, 8.8 and 11.0 wt%S); however, the thickness of the lamellar graphite layer decreased. This can be explained through the chilling effect

Table 3. Chemical Composition of the Treated Melts

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg	C.E	Mg/S
Heat I	3.46	2.34	0.44	0.041	0.017	<0.05	0.031	4.24	1.85
Heat II	3.68	2.77	0.41	0.042	0.017	<0.05	0.035	4.60	2.06

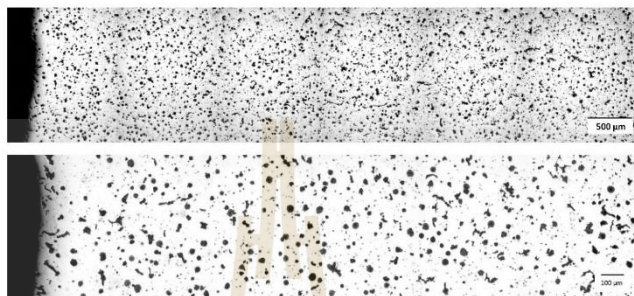


Figure 4. Microstructure of hypoeutectic SG iron (Heat I) without sulfur-bearing core.

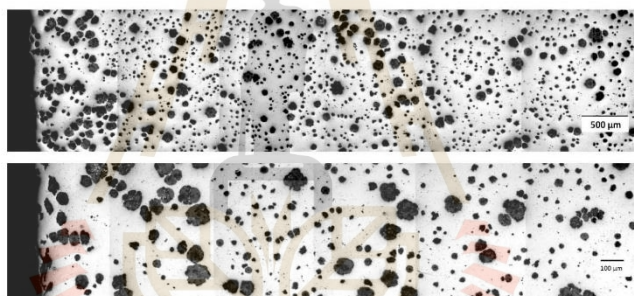


Figure 5. Microstructure of hypereutectic SG iron (Heat II) without sulfur-bearing core.

of the ferrosulfur in the cores. As the ferrosulfur content increased, heat in liquid iron was absorbed and used for the melting of the ferrosulfur. As a result, the solidification time of liquid iron was reduced; hence, the diffusion of sulfur is demoted. Figure 10 shows the thickness of the lamellar graphite layer (T_{LG}) for various percent sulfur in mixed cores. At 13.2 wt%S, the double layers of lamellar graphite were observed. Presumably, the layer of early solidified LG iron was shrunk and drawn away from the liquid metal-core interface allowing the liquid iron to seep in the gap. Therefore, the final microstructure showed double LG layers. The other explanation was flaking off of the sulfur-mixed core. However, this was unlikely as no

sand inclusion was found in all conditions. Nonetheless, the occurrence of the double LG layer was not consistent as seen in the error bar depicted in Figure 10. Figure 11 shows the effect of the level of sulfur in mixed cores on the tortuosity (Ω). The value of the tortuosity demonstrated the curviness of the LG layer whereas the perfect smooth layer return the value of 1.0. As seen, the observed tortuosity was appear to be in line with the T_{LG} . The greater T_{LG} resulted in higher tortuosity and vice versa.

Figure 12 shows the microstructure of hypoeutectic DG iron with 4.4, 6.6, 8.8, 11.0 and 13.2 wt%S-coated cores. The similar trend to the mixed core counterpart was seen.

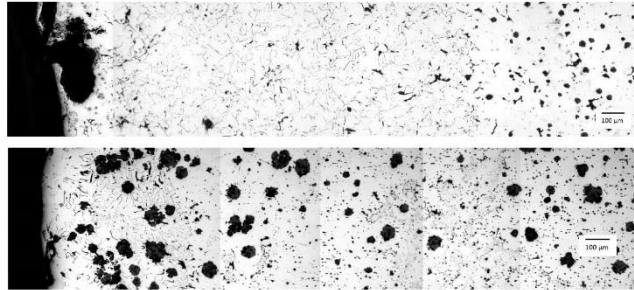


Figure 6. Microstructure of hypoeutectic (Heat I) and hypereutectic (Heat II) DG iron with 8.8 wt% S-mixed cores.

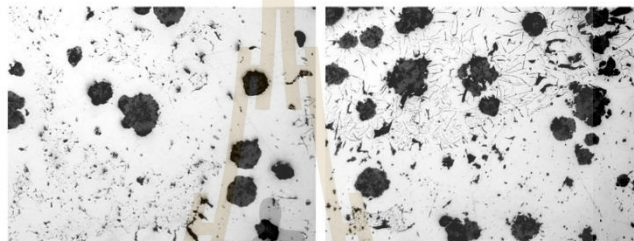


Figure 7. Presence of nodular graphite in hypoeutectic (left) and hypereutectic (right) DG irons.

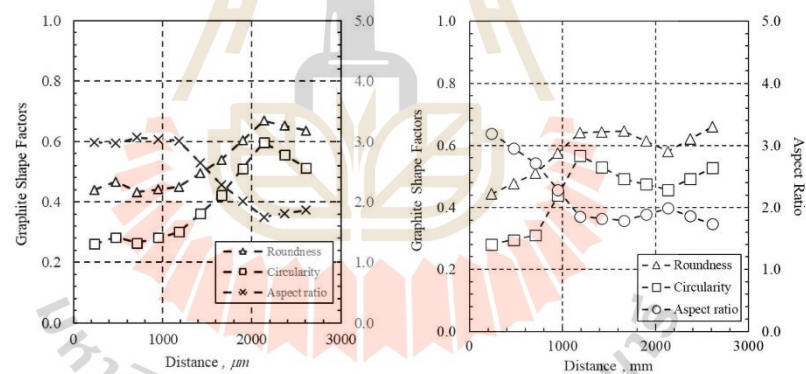


Figure 8. Graphite shape factors as function of distance from the casting surface in hypoeutectic (left) and hypereutectic (right) DG iron with 6.6 wt% S-mixed cores.

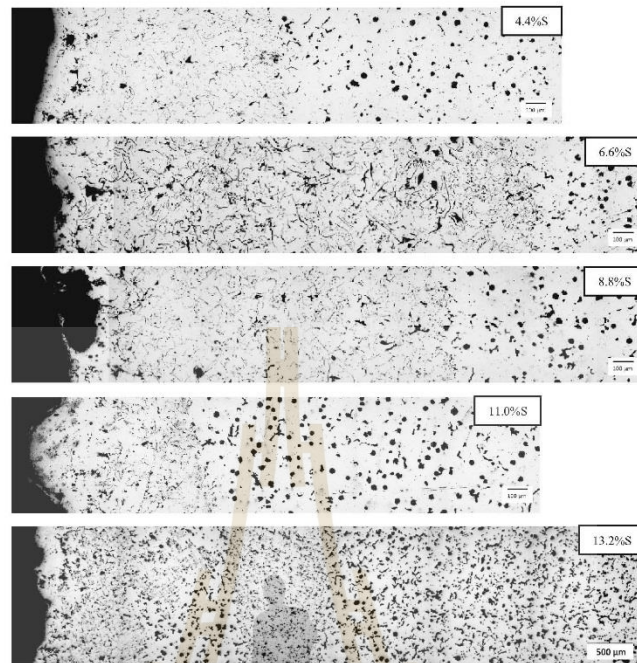


Figure 9. Microstructure of hypoeutectic DG iron with various levels of sulfur in the mixed cores.

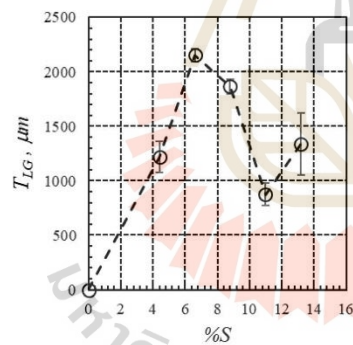


Figure 10. Thickness of the lamellar graphite layer (T_{LG}) at various level of sulfur in the mixed cores.

The thickness of the lamellar graphite layer (T_{LG}) for various percent sulfur in the coated cores is shown in Figure 13. Notable differences in results between types of sulfur-bearing cores were (i) the T_{LG} in the coated core was lower at the same level of sulfur; (ii) the surface quality of

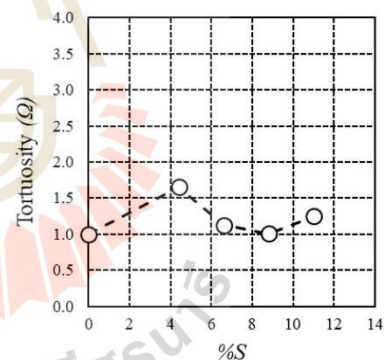


Figure 11. Tortuosity (Ω) at various level of sulfur in the mixed cores.

castings of the coated cores was noticeably improved. Presumably, the coated cores produced smaller T_{LG} because of the available sulfur atoms were fewer than the mixed cores. Figure 14 shows the comparison of surface

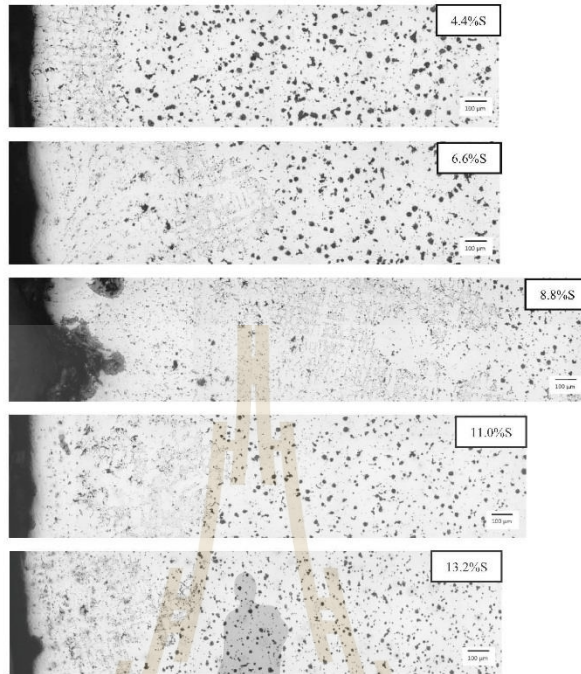


Figure 12. Microstructure of hypoeutectic DG iron with various levels of sulfur in the coated cores.

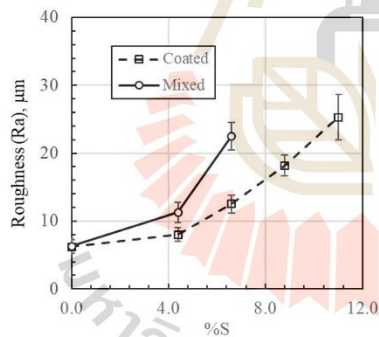


Figure 13. Comparison of the surface roughness of the test samples with mixed and coated cores.

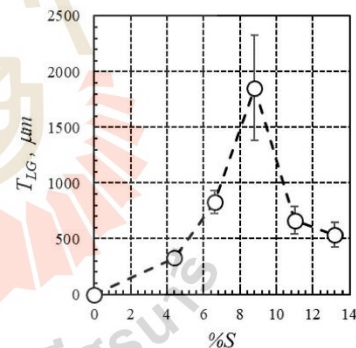


Figure 14. Thickness of the lamellar graphite layer (T_{LG}) at various level of sulfur in the coated cores.

roughness between the mixed and coated cores. It is seen that the coatings have higher refractoriness than the mixed core resulting in the better surface quality. In fact, the mixed cores demonstrated severe roughness at higher than

8.8 wt%S that were unmeasurable by the roughness tester. For the coated cores, some severe roughness were found at the higher level of sulfur in the coated cores. This could be the result from the presence of the agglomeration of the

ferrosulfur particles in the coating. Figure 15 shows the tortuosity of the LG layer (Ω) for various percent sulfurs in the coated cores. It was seen that the conditions with the thicker LG layer produced higher tortuosity. This demonstrates the nature of the random walk in the diffusion process. In addition, the double LG layers were found in the samples from the coated cores. This was explained by the following steps. Firstly, the liquid iron at mold/metal interface is sulfurized and became LG layer upon solidification. Secondly, the layer occasionally fell off from the mold/metal interface because of the higher density of the solidified metal (i.e., natural convection). The new liquid metal then replace the space and solidified with SG structure because of the limited available sulfur in the coatings

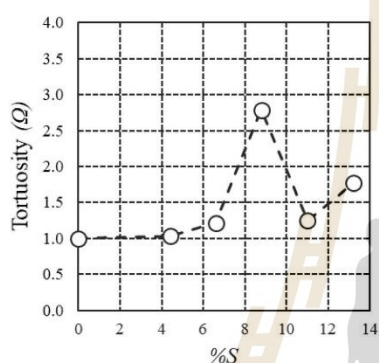


Figure 15. Tortuosity (Ω) at various level of sulfur in the coated cores.



Figure 16. Formation mechanism of the double LG layer occurrence in DG iron with sulfur-mixed and coated cores.

(unlike the mixed core counterpart). As a result, the SG-LG-SG structures were found occasionally at 13.2 wt%S. Figure 16 demonstrates the formation mechanisms of the double LG layers. The double LG layer occurred only in the anti-gravity direction (top surface). To explore the nature of the double LG layer in greater extent, a selected sample was color etched to reveal the segregation of elements in the microstructure. The contrast in the color metallography was created by the solute segregation within the microstructure. The brighter (bluish) area in Figure 17 was higher in silicon and lower in manganese and vice versa for the darker (orangish) area. It is seen that the cellular structure at the double LG layer and the dendritic structure at the SG layer. This demonstrates the cooperative and divorced eutectic growth mechanisms for the LG and SG layer, respectively.

Electron Probe Microanalysis (EPMA)

For better understanding of metallurgical phenomena of the hybridization, a selected sample was further analyzed with EPMA technique. Figure 18 shows the solute segregation in the LG-SG transition area of the sample with 8.8 wt%S-coated core. As expected, the carbon-rich and silicon-rich areas were coincide with the graphite and iron matrix, respectively (Figure 18b, c). Manganese was uniformly scattered in the LG layer where the MnS particles resided. In addition, manganese and phosphorus were found at the interdendritic area in the SG structure (Figure 18d, e). As expected, sulfur was found mainly near the casting surface where the LG layer located. Magnesium was distributed mainly next to the core representing the MgS and MgO.

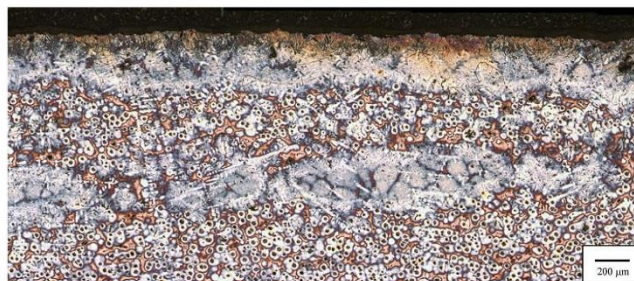
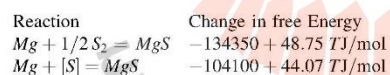


Figure 17. Color-etched microstructure of the double LG layer.

Further analyses were done with the line scanings of elements across the LG-SG transition. As seen in Figure 19a, the carbon content were widely varying throughout the scanning. This was expected as the scanning was through graphite particles or the matrix which return very high and very low signals, respectively. For phosphorus, there was a peak at the LG-SG transition (Figure 19b). This was due to the solute redistribution of phosphorus in the solidified structure. When consider the Fe-P phase diagram, the relatively low value of the partition coefficient was observed (0.20–0.25). The signal of phosphorus was peaked at the LG-SG transition and gradually decreased to an average value of 0.04. The thickness of the boundary layer was about 1 mm. For magnesium and sulfur, the redistributions of both elements were similar (Figure 19c, d). The scanings showed higher values at near the casting surface and then gradually decreased. In the case of magnesium, the values on the far side of the casting surface were close to the melt average (0.035%). On the other hand, the values of sulfur were higher than the melt average (0.017%), as there were influenced by the diffusion of sulfur from the core to the casting. The occurrence of the magnesium and sulfur-rich area was due to formation of the MgS (desulfurizing reaction). According to Voronova²⁰ the reactions and the corresponding change in free energy are,



where T is the temperature. This is not to be confused with magnesium depletion via oxidation. As oxidation forms MgO which then leave the iron melt similar to the fading effect after spheroidization (*i.e.*, Mg treatment) before

pouring. In addition, there were some high signal value for magnesium and sulfur throughout the readings. Presumably, these readings were corresponding to MgS particles. No segregation was observed at the LG-SG transition.

Conclusions

This study demonstrates an approach for creating the Functionally-Graded Materials over the different in structures and properties between LG and SG. The hybridization was done by placing the sulfur-bearing cores where the LG were needed. Followings are key findings.

- It is seen that the sulfurization method worked well with the hypoeutectic iron where the hyper-eutectic showed a difficulty of graphite flotation.
- Graphite shape factors (*e.g.*, roundness, circularity, aspect ratio) showed different values between the LG layer and SG structure. It was viable to use the graphite shape factors to quantify the microstructure across the LG-SG transition.
- The thickness of LG layer increased with the level of sulfur in cores until reaching the highest value at 6.6 and 8.8 wt%S for mixed and coated cores, respectively. Higher level of sulfur did not yield thicker LG layer due to the chilling effect of the cores. The surface quality from the coated cores was superior to the mixed counterpart.
- The EPMA revealed that both magnesium and sulfur in the casting were rich at the adjacent to the cores. Magnesium and sulfur were tied up by forming MgS in the area.

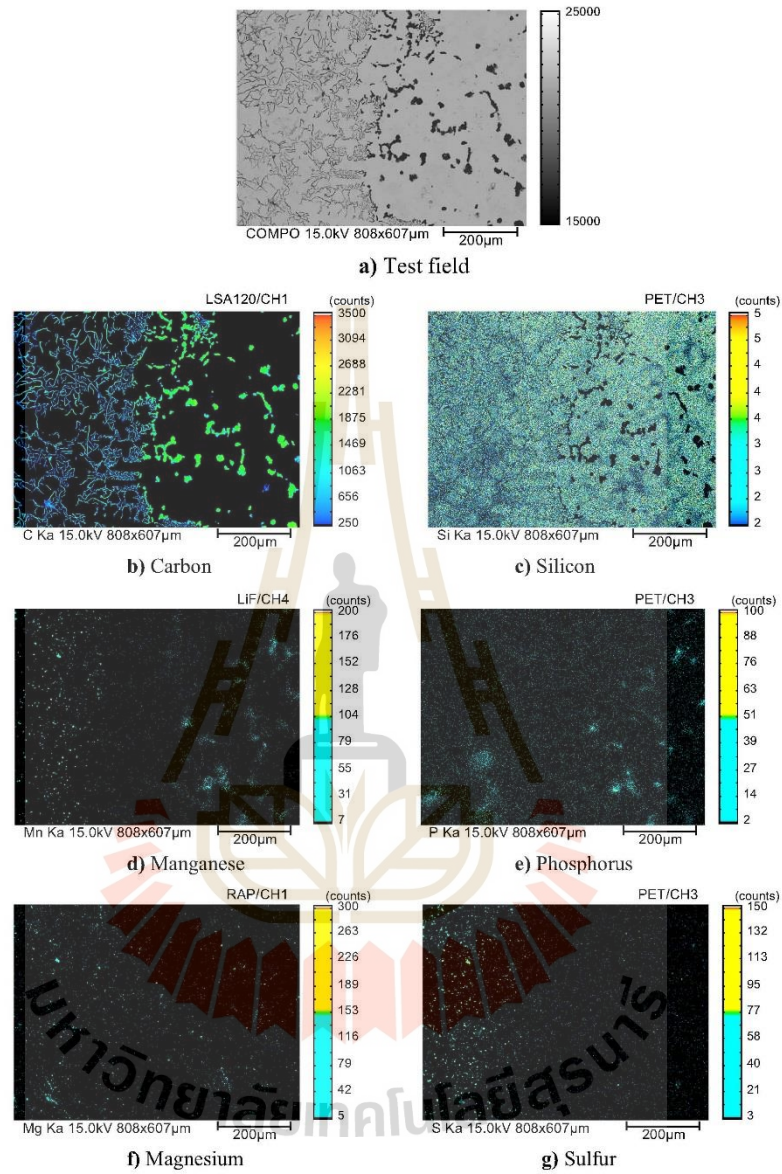


Figure 18. Electron Probe Microanalysis (EPMA) element mappings of the LG-SG transition area (8.8 wt% S-coated core).

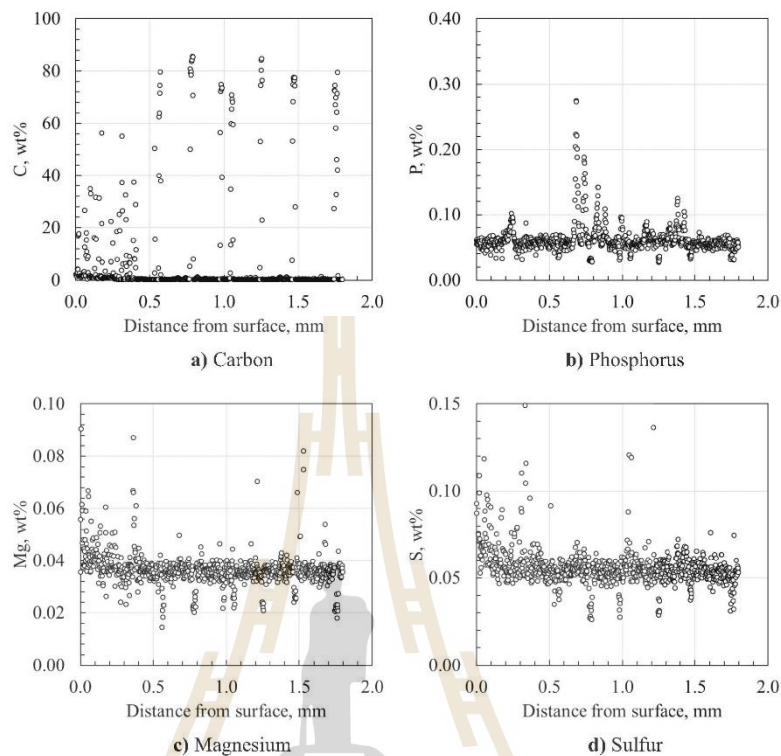


Figure 19. Line scanings of the LG-SG transition area using EPMA.

Acknowledgement

This work was supported by (i) Suranaree University of Technology (SUT), (ii) Thailand Science Research and Innovation (TSRI), and (iii) National Science, Research and Innovation Fund (NSRF).

REFERENCES

1. S. Boonmee, D. Stefanescu, Effect of casting skin on fatigue properties of CG iron. *Inter Metalcast* **7**, 15–26 (2013). <https://doi.org/10.1007/BF03355550>
2. C. Labrecque, M. Gagné, P. Cabanne et al., Comparative study of fatigue endurance limit for 4 and 6 mm thin wall ductile iron castings. *Inter Metalcast* **2**, 7–17 (2008). <https://doi.org/10.1007/BF03355424>
3. S. Boonmee, B. Gyesi, D.M. Stefanescu, Casting skin of compacted graphite iron part I: evaluation and mechanism for formation. *AFS Trans.* **118**, 205–216 (2010)
4. S. Boonmee, D.M. Stefanescu, Casting skin management in compacted graphite iron part II: effect of mold coating and section thickness. *AFS Trans.* **118**, 217–226 (2010)
5. N. Ivan, M. Chisamera, I. Riposan, Mold coatings to reduce graphite degeneration in the surface layer of ductile iron castings. *Inter Metalcast* **6**, 61–70 (2012). <https://doi.org/10.1007/BF03355539>
6. D. Dhaneswara, B. Suharno, R.D.S. Ariobimo et al., Effect of coating layer of sand casting mold in thin-walled ductile iron casting: reducing the skin effect formation. *Inter Metalcast* **12**, 362–369 (2018). <https://doi.org/10.1007/s40962-017-0173-4>
7. S.N.A.B. Safri, M.T.H. Sultan, M. Jawaid, *Damage analysis of glass fiber reinforced composites, composites science and engineering* (Woodhead Publishing, Sawston, 2019), pp.133–147
8. R.M. Mahamood, E.T. Akinlabi, Types of functionally graded materials and their areas of application, in

- Functionally Graded Materials*. (Springer, Cham, 2017), pp.9–21
9. V. Kapsali, Biomimetics for designers: applying nature's processes and materials in the real world, Thames & Hudson, Ltd. (2021)
 10. A.D. Pradeep, T. Rameshkumar, Review on centrifugal casting of functionally graded materials. *Mater. Today Proc.* **45**, 729–734 (2021)
 11. K. Rane, M. Beining, S. Behera et al., Sand casting of surface alloyed butterfly valve with improved hardness and corrosion resistance by incorporating metal powders in-mold coatings. *Inter Metalcast* **16**, 359–369 (2022). <https://doi.org/10.1007/s40962-021-00609-4>
 12. M.K. El Fawkhry, T. Mattar, Influence of diffusion and wetting on the sic reinforcement of the cast surface of low alloy steel. *Inter Metalcast* **12**, 139–147 (2018). <https://doi.org/10.1007/s40962-017-0151-x>
 13. T. Wróbel, N. Przyszlak, A. Dulcka, Technology of alloy layers on surface of castings. *Inter Metalcast* **13**, 604–610 (2019). <https://doi.org/10.1007/s40962-018-00304-x>
 14. A.B. Malizio and R.W. Jennings (1989). U.S. Patent No. 4832084
 15. F. Marti, S.I. Karsay, Localized flake graphite structure as a result of a reaction between molten ductile iron and some components of the mold. *AFS Trans.* **87**, 221–226 (1979)
 16. S. Nasu, S. Fujita, N. Furusato et al., Effect of casting skin condition on fatigue strength of gray cast iron. *Inter Metalcast* **11**, 155–161 (2017). <https://doi.org/10.1007/s40962-016-0109-4>
 17. S.N. Lekakh, J. Qing, V.L. Richards, Investigation of cast iron processing to produce controlled dual graphite structure in castings. *AFS Trans.* **120**, 297–306 (2012)
 18. S. Boonmee, N. Mai-Ngam, On the development of the dual graphite iron. *Materials Today: Proceedings* **5**(3), 9264–9271 (2018)
 19. A. Kutz, P. Martin, A. Bührig-Polaczek, Microstructural adjustment of the degenerated graphite layer in ductile iron for targeted evaluation on the fatigue properties. *Inter Metalcast* **14**, 1183–1194 (2020). <https://doi.org/10.1007/s40962-020-00455-w>
 20. N.A. Voronova, Desulfurization of hot metal by magnesium, iron and steel society (1983)

Publisher's Note Springer Nature remains neutral with regard to jurisdictional claims in published maps and institutional affiliations.

Springer Nature or its licensor (e.g. a society or other partner) holds exclusive rights to this article under a publishing agreement with the author(s) or other rightsholder(s); author self-archiving of the accepted manuscript version of this article is solely governed by the terms of such publishing agreement and applicable law.

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ประวัติผู้เขียน

นายศุภฤกษ์ รัศมีแพทย์ เกิดเมื่อวันที่ 29 มีนาคม พ.ศ. 2528 สำเร็จการศึกษาระดับ
วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี จังหวัด
นครราชสีมา ปีการศึกษา 2550 และสำเร็จการศึกษาระดับวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชา
วิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี กรุงเทพมหานคร ปีการศึกษา 2557
จากนั้นได้เข้าศึกษาต่อในระดับวิศวกรรมศาสตรดุษฎีบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ (วิศวกรรมโลหการ)
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ปีการศึกษา 2559 มีประสบการณ์การทำงานเป็นอาจารย์ประจำ
สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลอีสาน วิทยาเขตขอนแก่น และผ่านการ
ทำงานในโรงงานอุตสาหกรรมด้านงานหล่อเหล็กหล่อขึ้นส่วนยานยนต์

