ผลของบิสมัทต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเหนียว

นางสาววัชราภรณ์ แหวนทองคำ

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี
ปีการศึกษา 2567

EFFECT OF BISMUTH ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF DUCTILE IRON

WATCHARAPHON WAENTHONGKHAM

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements for the
Degree of Master of Engineering in Materials Engineering
Suranaree University of Technology
Academic Year 2024

ผลของบิสมัทต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเหนียว

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อนุมัติให้นับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญามหาบัณฑิต

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

.....

(รองศาสตราจารย์ ดร.สุดสาคร อินธิเดช)
ประธานกรรมการ

.....

(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สารัมภ์ บุญมี)
กรรมการ (อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์)

.....

(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ปัญญา บัวฮมบุรา)
กรรมการ

.....

(รองศาสตราจารย์ ดร.ยุพาพร รักสกุลพิวัฒน์)
รองอธิการบดีฝ่ายวิชาการและประกันคุณภาพ

.....

(รองศาสตราจารย์ ดร.พรศิริ จงกล)
คณบดีสำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

วัชราภรณ์ แหวนทองคำ : ผลของบิสมัทต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเหนียว (EFFECT OF BISMUTH ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF DUCTILE IRON)
อาจารย์ที่ปรึกษา: ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สารัมภ์ บุญมี , 113 หน้า.

คำสำคัญ : บิสมัท, EPMA, ชังกี้แกรไฟต์, เหล็กหล่อเหนียว, จำนวนแกรไฟต์, ความละเอียดของแกรไฟต์, การวิเคราะห์เชิงความร้อน

การศึกษานี้มีวัตถุประสงค์เพื่อสำรวจผลกระทบของบิสมัทที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเหนียว เพื่อเพิ่มคุณสมบัติเชิงกลและป้องกันการเกิดชังกี้แกรไฟต์ (Chunky Graphite) ผู้วิจัยจึงทำการผลิตเหล็กหล่อเหนียวขึ้นมาหลายชุดด้วยบิสมัทที่แตกต่างกันตั้งแต่ 0 – 0.010% โดยน้ำหนักและทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ทดสอบความแข็งของบริเนล และการทดสอบแรงดึง เพื่อระบุลักษณะเฉพาะของตัวอย่าง จากผลการวิจัยพบว่าบิสมัทมีอิทธิพลต่อโครงสร้างจุลภาค จำนวนแกรไฟต์ ความแข็ง และความต้านทานแรงดึงของเหล็กหล่อเหนียว โดยปริมาณบิสมัทที่เหมาะสม คือ 0.005-0.007 %Bi ขึ้นอยู่กับความหนาของหน้าตัด บิสมัทป้องกันการเกิดชังกี้แกรไฟต์และช่วยเพิ่มจำนวนแกรไฟต์ ส่งผลให้สมบัติทางกลดีขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งในส่วนที่มีความหนามากขึ้น นอกจากนี้ การศึกษายังแสดงให้เห็นว่าอัตราส่วน Ce/Bi มีค่าเท่ากับ 1.29 – 1.60 เป็นระดับที่สอดคล้องกันซึ่งมีโครงสร้างจุลภาคและคุณสมบัติที่เหมาะสมที่สุด การวิเคราะห์เชิงความร้อนแสดงให้เห็นถึงผลการเติมบิสมัทโดยการเปลี่ยนอุณหภูมิต่ำสุดของยูเทคติก (TE_{low}) และอุณหภูมิสูงสุดของยูเทคติก (TE_{high}) ไปสู่อุณหภูมิยูเทคติกแบบสมดล ผลลัพธ์ของ EPMA แสดงให้เห็นว่าบิสมัทออกไซด์และซัลไฟด์ถูกพบที่แกนแกรไฟต์ ซึ่งทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสของแกรไฟต์ในระหว่างการแข็งตัว

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ ลายมือชื่อนักศึกษา .....

ปีการศึกษา 2567 ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา .....

WATCHARAPHON WAENTHONGKHAM: EFFECT OF BISMUTH ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF DUCTILE IRON.
THESIS ADVISOR: ASSOC. PROF. SARUM BOONMEE, Ph.D., 113 PP.

Keywords: Bismuth, EPMA, Chunky graphite, Ductile Iron, Nodule count, Graphite fineness, Thermal analysis

This study explores the effect of bismuth on ductile iron to enhance its mechanical properties and to prevent the formation of chunky graphite. Various heats of ductile iron were produced with varying bismuth (0 – 0.010%Bi). Microscopic examinations, Brinell hardness tests, and tension tests were conducted to characterize the samples. The results indicate that bismuth influences the microstructure, nodule count, hardness, and tensile strength of the ductile iron, with optimal amount of bismuth (0.005-0.007 %Bi) depending on section thickness. Bismuth prevented the formation of chunky graphite and increased nodule count, leading to improved mechanical properties, particularly in heavier section thicknesses. In addition, the study demonstrated that Ce/Bi values of 1.29 – 1.60 were corresponding levels that showed optimal microstructure and properties. Thermal analysis demonstrated the inoculation effect of bismuth addition by shifting TE_{low} and TE_{high} toward the stable eutectic temperature. EPMA results showed that bismuth oxide and sulfide were found at the graphite cores as heterogeneous nucleation sites during solidification.

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

School of Metallurgical Engineering
Academic Year 2024

Student's Signature Watcharaphon
Advisor's Signature Sarum

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงได้ด้วยดี เนื่องจากได้รับความอนุเคราะห์ ความร่วมมือและคำแนะนำเป็นอย่างดี จากกลุ่มบุคคล หน่วยงานต่างๆที่มีส่วนเกี่ยวข้องทั้งในด้านวิชาการและการดำเนินงานวิจัย ของมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ซึ่งผู้วิจัยรู้สึกซาบซึ้งและเป็นพระคุณอย่างยิ่ง จึงขอกราบขอบพระคุณเป็นอย่างสูงไว้ ณ โอกาสนี้

ผู้วิจัยขอขอบพระคุณ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สารัมภ์ บุญมี อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ที่ได้กรุณาให้โอกาส แนะนำแนวทางการศึกษา ให้ความรู้ ให้คำปรึกษา ให้ความช่วยเหลือในทุก ๆ ด้าน และให้กำลังใจในระหว่างการทำการศึกษางานวิจัยจนไปถึงให้คำชี้แนะในการเรียบเรียง การเขียน และตรวจแก้ไขรายละเอียดต่างๆ ทำให้งานวิจัยฉบับนี้สมบูรณ์มากยิ่งขึ้น

ขอขอบพระคุณคณาจารย์ประจำสาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ทุกท่านที่กรุณาให้ความรู้ คำแนะนำทางด้านวิชาการและแนวทางการแก้ไขปัญหาที่เป็นประโยชน์ต่อการวิจัยครั้งนี้

คุณเอมอร ก่อเกียรติสกุล เจ้าหน้าที่บริหารงานทั่วไป สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ ที่ชี้แจงและให้คำแนะนำที่เป็นประโยชน์ในการติดต่อประสานงานกับหน่วยงานต่าง ๆ ตลอดระยะเวลาเรียนและในการทำวิทยานิพนธ์

กลุ่มวิจัยงานหล่อโลหะภายใต้การดูแลของ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สารัมภ์ บุญมี และผู้ที่มีส่วนเกี่ยวข้องทุกคนที่มีส่วนช่วยเหลือในการทำให้งานวิจัยนี้สำเร็จลุล่วงไปได้

ขอขอบพระคุณเจ้าหน้าที่ประจำอาคารเครื่องมือต่าง ๆ ได้แก่ F6 F10 และ F11 ศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ซึ่งให้คำแนะนำในการใช้เครื่องมือต่างๆ ตลอดการทำวิจัยครั้งนี้เป็นอย่างดี และยังเอื้ออำนวยอุปกรณ์ เครื่องมือที่ใช้ในงานวิจัยในครั้งนี้และขอขอบคุณผู้ให้ความช่วยเหลืออีกหลายท่าน ซึ่งไม่สามารถกล่าวนามในที่นี้ได้หมด

สุดท้ายนี้ ขอกราบขอบพระคุณบิดา มารดา ที่คอยดูแลเลี้ยงดูมาเป็นอย่างดี ส่งเสริมด้านการศึกษา และให้คำแนะนำ คำปรึกษาที่ดี คอยมอบความรัก ความห่วงใยและเป็นกำลังใจที่ดีเสมอมา

วัชราภรณ์ แหวนทองคำ

สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อ (ภาษาไทย) ..... ก

บทคัดย่อ (ภาษาอังกฤษ) ..... ข

กิตติกรรมประกาศ ..... ค

สารบัญ ..... ง

สารบัญตาราง ..... ซ

สารบัญรูป ..... ฌ

บทที่

1 บทนำ 1

1.1 ที่มาและความสำคัญของปัญหาของการวิจัย 1

1.2 วัตถุประสงค์ของการทำวิจัย 2

1.3 สมมติฐานงานวิจัย 2

1.4 ขอบเขตการทำวิจัย 2

1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ 3

2 ปริทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง 4

2.1 บทนำ 4

2.2 เหล็กหล่อเหนียว (DUCTILE CAST IRON) 5

2.2.1 สมบัติเหล็กหล่อเหนียว 5

2.2.2 การใช้งานเหล็กหล่อเหนียว 6

2.3 รูปร่างของแกรไฟต์ 7

2.4 การออกแบบการทดลองและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง 9

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

2.5 การแข็งตัวของโลหะ (SOLIDIFICATION OF METALS) 19
2.5.1 กระบวนการแข็งตัวของโลหะ 19
2.5.2 กลไกการเกิดนิวเคลียส 20
2.5.3 การแข็งตัวของโลหะในแบบหล่อ 24
2.6 เกรนรีไฟน์เมนต์ (GRAIN REFINEMENT) 25
2.6.1 วิธีการทำอินนอคคูเลชั่น 28
2.7 หลักการและทฤษฎีของเทอร์โมคัปเปิล 31
3 วิธีการดำเนินการวิจัย 33
3.1 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย 33
3.1.1 การออกแบบการทดสอบการหล่อ 33
3.2 วัสดุที่ใช้ในการวิจัย 35
3.3 อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในการทดลอง 37
3.4 ขั้นตอนการหล่อเหล็กหล่อเหนียว 47
3.5 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและการวิเคราะห์ทางภาพ 49
3.6 ทดสอบสมบัติเชิงกล 52
3.6.1 การทดสอบความแข็งของวัสดุ (Hardness Test) 52
3.6.2 การทดสอบแรงดึง (Tensile Test) 52
3.7 การย้อมสีโครงสร้าง 52
3.7.1 วัสดุที่ใช้ในการย้อมสี 52
3.7.2 ขั้นตอนการย้อมสีโครงสร้าง 53
3.8 การวิเคราะห์ด้วยเครื่องวิเคราะห์ไมโครโพรบอิเล็กตรอน (ELECTRON PROBE MICRO ANALYSIS; EPMA) 54

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

4 ผลการวิจัยและอภิปรายผล 55

4.1 องค์ประกอบทางเคมี 57

4.2 ผลของบิสมัทที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียว 57

4.2.1 โครงสร้างจุลภาคก่อนกัดกรด 57

4.2.2 โครงสร้างจุลภาคหลังกัดกรด 59

5 สรุปและข้อเสนอแนะ 71

5.1 สรุปผลงานวิจัย 71

5.2 ข้อเสนอแนะ 72

รายการอ้างอิง 73

ภาคผนวก 79

ภาคผนวก ก ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคก่อนกัดกรดและหลังกัดกรด 80

ภาคผนวก ข ผลทดสอบสมบัติเชิงกล 91

ภาคผนวก ค การหาค่าคาร์บอนสมมูล (CARBON EQUIVALENT) 94

ภาคผนวก ง บทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างการศึกษา 96

ประวัติผู้เขียน 113

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

สารบัญตาราง

ตารางที่ **หน้า**

2.1 สรุปช่วงที่เหมาะสมของ Ce/Bi จากการศึกษาที่กล่าวถึงข้างต้น 19
2.2 ตัวอย่างส่วนผสมของอินนอคคแูลนต์สำหรับใช้ในการผลิตเหล็กหล่อ 27
2.3 ส่วนประกอบของช่วงอุณหภูมิและวัสดุตัวนำการวัดของเทอร์โมคัปเปิลแต่ละชนิด 32
3.1 สรุปเงื่อนไขการทดลอง 35
3.2 ส่วนผสมทางเคมีของวัตถุดิบที่ใช้ในการหล่อเหล็กหล่อเหนียว 36
3.3 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อเหนียวที่ต้องการ 48
3.4 พารามิเตอร์สำหรับการทดลอง EPMA 54
4.1 ส่วนประกอบทางเคมีของชิ้นงานเหล็กเหนียวในการศึกษานี้ 57
4.2 รวมอุณหภูมิที่สำคัญที่ได้จากกราฟการเย็นตัว 64
4.3 คุณสมบัติทางกายภาพและพลังงานอิสระมาตรฐานของการเกิดสารประกอบที่เกี่ยวข้อง. 70

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

สารบัญรูป

รูปที่ **หน้า**

2.1 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียว 5

2.2 ตัวอย่างการใช้งานของเหล็กหล่อเหนียว 7

2.3 ลักษณะของแกรไฟต์แต่ละประเภท 9

2.4 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณบิสมัทและจำนวนโหนดของแกรไฟต์ 10

2.5 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณบิสมัทและอัตราส่วนของการเกิดทรงกลมของแกรไฟต์ 10

2.6 การออกแบบการทดลองของ H. Takeda และคณะ 11

2.7 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมานบิสมัทและอัตราการเย็นตัวของอุณหภูมิของจุดยูเทคติก เริ่มต้นและจุดสิ้นสุดการแข็งตัวของยูเทคติก 11

2.8 การเจริญเติบโตของแกร์ไฟท์รูปทรงกลม อินเทอมิเดียทแกรไฟต์ และชังกี้แกรไฟต์ 12

2.9 การก่อตัวของแกรไฟต์ในเหล็กหลอมเหลวที่ผ่านการทรีตด้วยแมกนีเซียม 12

2.10 ความสัมพันธ์ระหว่าง RCG กับสมบัติเชิงกลของชิ้นงานเหล็กหล่อแกรไฟต์ทรงกลม 13

2.11 สัณฐานวิทยาของกราไฟต์ของตัวอย่างที่มีปริมาณ Bi ต่างกันที่ตำแหน่ง 4; (a) 0.05wt.%; (b) 0.008wt.%; (c) 0.011wt.%; (d) 0.014wt.% 14

2.12 การออกแบบชิ้นงานของ Glavas Z และคณะ 15

2.13 ผลของการเพิ่มบิสมัทต่อความทรงกลม (a) และ จำนวนของแกรไฟต์ (b) ในความหนาของหน้าตัด 3 -100 มิลลิเมตร 15

2.14 การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่มีความหนา 3 มิลลิเมตร เมื่อมีการเติมบิสมัทที่แตกต่างกัน 16

2.15 โครงสร้างจุลภาคของกรวย: (a) กรวย 1 (b) กรวย 2, (c) กรวย 3, (d) กรวย 4 17

2.16 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณบิสมัทและพื้นที่ของชังกี้แกรไฟต์ 18

2.17 กระบวนการแข็งตัวของโลหะ a) การเกิดนิวคลีไอ b, c, d) โครงสร้างกิ่งไม้ขยายตัว e) สิ้นสุดการแข็งตัวเกิดเม็ดเกรนของโลหะและรอยต่อเรียกว่าขอบเกรน 20

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่ **หน้า**

2.18 พลังงานอิสระรวมที่เปลี่ยนแปลงเทียบกับรัศมีวิกฤติของเอมบริโอ 21
2.19 การเกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์ โดยการเกิดนิวคลีไอบนพื้นผิวของแข็ง 23
2.20 ลักษณะการแข็งตัวของน้ำโลหะในแบบหล่อ..... 25
2.21 โครงสร้างมหภาคของงานหล่อ Al-7Si ที่ผ่านการทำเกรนรีไฟน์เมนต์ด้วยการเติมโลหะ ผสม Ti-B 27
2.22 วิธีการทำอินนอคคูเลชั่น; a) ทรานสเฟอร์เลเดิล; b) อินสตรีม; c) อินโมลด..... 29
2.23 ลักษณะของนิวเคลียสเทียมในน้ำโลหะหลอมเหลว..... 30
2.24 เปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียว a) ไม่อินนอคคูเลชั่น; b) ทำอินนอคคูเลชั่นได้ไม่ดี; c) ทำอินนอคคูเลชั่นได้ดี 31
2.25 หลักการของเทอร์โมคัปเปิล 31
3.1 ขนาดของการหล่อแบบขั้นบันได 33
3.2 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย..... 34
3.3 วัสดุที่ใช้ในการทดลอง..... 36
3.4 เตาหลอมและตู้ควบคุม 37
3.5 เครื่องโม่ทราย 37
3.6 ทรายแบบ (ซ้าย) หีบแบบ (ขวา) 38
3.7 ชุดอุปกรณ์วัดอุณหภูมิ..... 38
3.8 แก๊สสำหรับเผาแบบ 39
3.9 เบ้ารองรับน้ำโลหะ (Ladle) 39
3.10 แม่พิมพ์ทองแดงสำหรับรองรับการชักตัวอย่างน้ำโลหะ 40
3.11 เบ้ารองรับน้ำโลหะสำหรับชักตัวอย่าง 40
3.12 เครื่องชั่งน้ำหนักแบบหยาบ (ซ้าย) เครื่องชั่งน้ำหนักแบบละเอียด (ขวา)..... 41
3.13 เครื่องตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี..... 41
3.14 อุปกรณ์สำหรับการวัดอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อเหนียว..... 42

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่ **หน้า**

3.15 ระบบเก็บข้อมูลแบบดิจิตอล (Digital data acquisition system) 42
3.16 คอมพิวเตอร์โน้ตบุ๊กเพื่อแสดงผล 43
3.17 เครื่องตัดเหล็กเพื่อใช้ในการตัดชิ้นงาน 43
3.18 เครื่องขัดผิวชิ้นงาน 44
3.19 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงพร้อมชุดอุปกรณ์ถ่ายภาพ 44
3.20 เครื่องกลึงเหล็กอัตโนมัติ 45
3.21 เครื่องทดสอบความแข็ง 45
3.22 เครื่อง Electron Probe Micro Analyzer (EPMA) 46
3.23 เครื่องทดสอบแรงดึง 46
3.24 ขั้นตอนการตำแบบหล่อ 47
3.25 การเทน้ำเหล็กมายังเบ้ารองรับน้ำโลหะเพื่อทำการอินน็อคคูเลชัน 48
3.26 ขั้นตอนการขัดด้วยผ้าสักหลาดโดยใช้ผงอะลูมิน่า 49
3.27 โปรแกรมวิเคราะห์ทางภาพ 50
3.28 วิธีการตั้งสเกลของโปรแกรมทางภาพ 50
3.29 ผลการคำนวณค่าต่างๆโดยการใช้โปรแกรมทางภาพ 50
3.30 การใช้ซอฟต์แวร์วิเคราะห์ทางภาพ ที่แสดงวิธีการนับจำนวนแกรไฟต์ 51
3.31 ตัวอย่างทดสอบแรงดึงมาตรฐานสำหรับเหล็กหล่อ 52
3.32 สีของกรดก่อนจุ่มชิ้นงาน 53
3.33 ชิ้นงานที่ใช้สำหรับวิเคราะห์ด้วยเครื่อง EPMA 54
4.1 ผลจากการจำลองการหล่อจากซอฟต์แวร์; a) อัตราการเย็นตัว; b) กราฟการเย็นตัว 56
4.2 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่มีความหนาและบิสมัทแตกต่างกัน (ก่อนกัดกรด) . 58
4.3 ผลของบิสมัทและความหนาต่อจำนวนแกรไฟต์; a) ความหนาของหน้าตัด ; b) บิสมัท 59

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่ **หน้า**

4.4 Inversed chill ที่พบในตัวอย่างที่มีความหนาของหน้าตัด 4 มิลลิเมตร (ซ้าย) 0.000%Bi; (ขวา) 0.003%Bi 60
4.5 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่มีความหนาและบิสมัทที่แตกต่างกัน (กัดกรดด้วย 3% Nital) 60
4.6 พื้นที่ร้อยละของเฟสในโครงสร้างจุลภาคที่สัมพันธ์กับความหนา; (a) เพิร์ลไลต์ (b) เฟอร์ไรต์ (c) คาร์ไบด์ (d) แกรไฟต์ 61
4.7 พื้นที่ร้อยละของเฟสในโครงสร้างจุลภาคที่สัมพันธ์กับบิสมัท; (a) เพิร์ลไลต์ (b) เฟอร์ไรต์ (c) คาร์ไบด์ (d) แกรไฟต์ 62
4.8 กราฟการเย็นตัว (a) นิยามของสัญลักษณ์ (b) จากตัวอย่างเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัทตั้งแต่ 0 – 0.01% 63
4.9 ผลกระทบของบิสมัทและความหนาของหน้าตัดต่อความแข็ง a) ความหนา b) บิสมัท 64
4.10 สมบัติเชิลกลของเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัทตั้งแต่ 0 – 0.01% ; ความแข็งแรงของจุดคราก (Yield Strength, YS) , ความต้านทานแรงดึงสูงสุด (Ultimate Tensile Strength, UTS) และเปอร์เซ็นต์การยืดตัว (Percent Elongation, %EL) 65
4.11 โครงสร้างจุลภาคย้อมสีเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัทตั้งแต่ 0 – 0.01% ที่ความหนา 36 มิลลิเมตร 66
4.12 โครงสร้างจุลภาคและการทำแผนที่ด้วย EPMA 67
4.13 ภาพรวมแผนที่ EPMA ของคาร์บอนและบิสมัท 68
4.14 แผนที่ EPMA ของบิสมัท ออกซิเจน และกำมะถันที่แกนแกรไฟต์ 68
4.15 แผนภาพเฟสบิสมัทและเหล็ก 69

บทที่ 1
บทนำ

1.1 ที่มาและความสำคัญของปัญหาของการวิจัย

เหล็กหล่อจัดเป็นเหล็กวัสดุวิศวกรรมหนึ่งที่รู้จักกันและนิยมถูกนำมาใช้ในงานด้านอุตสาหกรรมต่างๆ อย่างแพร่หลายมาเป็นระยะเวลานานแล้ว เช่น อุตสาหกรรมก่อสร้าง อุตสาหกกรรมยานยนต์ อุตสาหกรรมชิ้นส่วนเครื่องจักรกล เป็นต้น เนื่องจากเป็นวัสดุที่มีราคาต้นทุนในการผลิตต่ำและมีสมบัติเชิงกลที่ดีเหมาะกับการใช้งานหลายประเภท เช่น ความสามารถในการหล่อขึ้นรูป ความแข็งแรงในการรับแรงกดสูง ความต้านทานต่อการสึกหรอและยังสามารถปรับปรุงสมบัติต่าง ๆ ได้โดยการเติมธาตุผสมที่เหมาะสม ทำให้การพัฒนาอุตสาหกรรมเหล็กหล่อเป็นไปอย่างกว้างขวาง ด้วยเหตุนี้เหล็กหล่อจึงมีการผลิตและพัฒนาสมบัติเชิงกลให้เหมาะแก่การใช้งานตามเงื่อนไขที่แตกต่างกัน

เหล็กหล่อเหนียวมีสมบัติเชิงกลที่ดีกว่าเหล็กหล่อสีเทาค่อนข้างมากในด้านความแข็งแรงและความเหนียว โดยมีสาเหตุหลักมาจากความแตกต่างทางสัณฐานวิทยาของแกรไฟต์ เนื่องจากรูปทรงของแกรไฟต์ที่มีอยู่ในเหล็กหล่อเหนียวมีลักษณะกลม ช่วยลดการสะสมความเครียดเมื่อเทียบกับแกรไฟต์แบบแผ่นที่พบในเหล็กหล่อเทา ทำให้สามารถทนต่อแรงกระแทกได้ดีกว่า มีความแข็งแรงสูงประมาณ 392-686 MPa และมีความเหนียวสูงอยู่ในช่วง 8 - 25% ลักษณะโครงสร้างของเหล็กหล่อเหนียวหรือเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม โดยทั่วไปเหล็กหล่อเหนียวจะมีปริมาณคาร์บอนอยู่ที่ 3.5-3.8% ในแต่ละประเทศได้มีการจำแนกมาตรฐานของเหล็กหล่อเหนียวตามชั้นคุณภาพโดยอาศัยสมบัติแรงดึงสูงสุด

เนื่องจากเหล็กหล่อเหนียวนั้นมีความแข็งแรงและความเหนียว จึงมีการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมเพิ่มขึ้น ในหลายปีที่ผ่านมาการลดน้ำหนักและขนาดของผลิตภัณฑ์เครื่องจักรได้รับการส่งเสริมเพิ่มมากขึ้น เพื่อลดการใช้พลังงาน วัตถุดิบและลดการปล่อยก๊าซเรือนกระจก ซึ่งแนวโน้มนี้นำไปสู่การส่งเสริมการหล่อเหล็กหล่อเหนียวผนังบาง แต่การหล่อผนังบางนั้นจะทำให้มีอัตราการเย็นตัวอย่างรวดเร็วและมีแนวโน้มที่จะเกิดโครงสร้างซีเมนต์ไทต์ (Cementite) หรือคาร์ไบด์ (Carbide) เพิ่มขึ้นในเมทริกซ์ การเกิดโครงสร้างซีเมนต์ไทต์ทำให้สมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมลดลง เพื่อปรับปรุงความเหนียวของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมให้ดีขึ้น จึงนำไปทำการอบอ่อนเฟอร์ไรต์

อย่างไรก็ตามเนื่องจากค่าใช้จ่ายในการอบชุบทางความร้อนสูง จึงมีความจำเป็นที่จะต้องพัฒนาเทคนิคเพื่อให้ได้เหล็กหล่อแกรไฟต์กลมที่มีความเหนียวที่ดีเยี่ยม ผู้เขียนจึงเสนอการเติมบิสมัทในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม

งานวิจัยนี้มีความต้องการที่จะศึกษาอิทธิพลของบิสมัทที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลในเหล็กหล่อเหนียว โดยใช้กระบวนการหล่อผลิตเหล็กหล่อเหนียวที่ทำการเติมบิสมัทขึ้นมา จากนั้นใช้เทคนิคการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงและการทดสอบแรงดึง โดยหาค่าความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชิ้นงาน เวลากับอุณหภูมิในระหว่างการแข็งตัว ความกลมของแกรไฟต์ จำนวนก้อนขนาดแกรไฟต์ เส้นผ่านศูนย์กลางของอนุภาคแกรไฟต์ อัตราส่วนเฟอร์ไรต์และเพอร์ไลต์ และความแข็งแรง แล้วนำผลลัพธ์ที่ได้มาวิเคราะห์เพื่อหาเงื่อนไขในการหล่อและปริมาณของบิสมัทที่เหมาะสมสำหรับเหล็กหล่อเหนียวแต่ละความหนาต่อไปในอนาคต

1.2 วัตถุประสงค์ของการทำวิจัย

1.2.1 เพื่อศึกษาผลของบิสมัทที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียว

1.2.2 เพื่อศึกษาผลของบิสมัทที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเหนียว

1.2.3 เพื่อศึกษาและพัฒนาเหล็กหล่อเหนียวให้มีความแข็งแรงและความเหนียวมากยิ่งขึ้น

1.3 สมมติฐานงานวิจัย

1.3.1 ปริมาณของบิสมัทที่เพิ่มขึ้นน่าจะมีผลต่อขนาด ความกลมและจำนวนแกรไฟต์เพิ่มมากขึ้นในเหล็กหล่อเหนียว

1.3.2 ปริมาณของบิสมัทที่เพิ่มขึ้นน่าจะมีผลต่อสมบัติเชิงกล ทำให้เหล็กหล่อเหนียว มีความแข็งแรงและความเหนียวมากขึ้น

1.4 ขอบเขตการทำวิจัย

การวิจัยนี้แบ่งการศึกษาออกเป็นสองส่วนคือ

1.4.1 ศึกษาโครงสร้างจุลภาคของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อเหนียวที่มีความหนาตั้งแต่ 4 9 16 25 และ 36 มิลลิเมตร โดยกำหนดเงื่อนไขปริมาณบิสมัทอยู่ในช่วง 0%, 0.003%, 0.005%, 0.007% และ 0.010% ตามลำดับ

1.4.2 ศึกษาสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเหนียวที่มีความหนาตั้งแต่ 4 9 16 25 และ 36 มิลลิเมตร โดยกำหนดส่วนผสมทางเคมีให้มีบิสมัทอยู่ 0%, 0.003%, 0.005%, 0.007%, และ 0.010% ตามลำดับ

ส่วนผสมทางเคมีสำหรับเหล็กหล่อเหนียวที่ทำการศึกษา

1) คาร์บอน 3.3 – 3.7%

2) ซิลิคอน 2.0 – 3.2%

3) แม็กนีเซียม 0.4 – 0.8%

โดยมีคาร์บอนสมมูล (CE = C + Si/3+P/3) อยู่ที่ 4.3%

1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

ได้ทราบถึงอิทธิพลของบิสมัทที่มีต่อผลโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวแต่ละความหนาที่มีบิสมัทแตกต่างกันและทราบถึงสมบัติเชิงกลของชิ้นงานเหล็กหล่อเหนียว ซึ่งสามารถนำไปเป็นข้อมูลเพื่อใช้ในการพัฒนาการจำลองการแข็งตัวของเหล็กหล่อได้

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

บทที่ 2
ปริทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 บทนำ

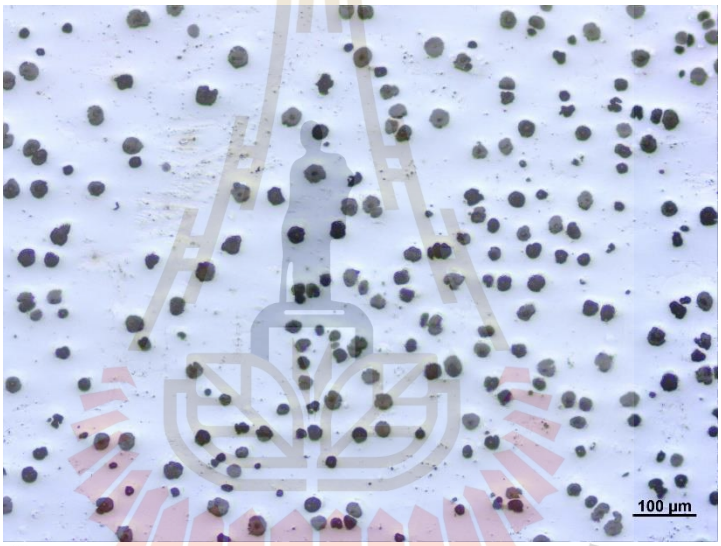
เหล็กหล่อคล้ายกับเหล็กกล้าตรงที่มีธาตุคาร์บอนเป็นส่วนประกอบหลักเช่นเดียวกัน แต่มีปริมาณคาร์บอนและสมบัติเชิงกลที่แตกต่างกัน จากแผนภูมิเฟสไดอะแกรมของเหล็กและเหล็กคาร์ไบด์ เหล็กหล่อมีปริมาณคาร์บอนมากกว่า 2% ซึ่งมากกว่าเหล็กกล้าหลายเท่า ปริมาณคาร์บอนที่สูงนี้ทำให้เหล็กหล่อมีสมบัติในการหล่อที่ดี และสามารถผลิตเป็นชิ้นส่วนที่มีรูปทรงซับซ้อนได้ สำหรับเหล็กหล่อขาวเมื่อปริมาณคาร์บอนเกินกว่า 4.0% อาจทำให้เหล็กหล่อมีลักษณะเปราะ แตกหักง่าย เนื่องจากคาร์บอนจะอยู่ในรูปของซีเมนไทต์

เหล็กหล่อเหนียวได้ถูกวิจัยและค้นพบในปี ค.ศ.1950 และเริ่มผลิตในงานอุตสาหกรรมในปี ค.ศ.1960 เหล็กหล่อเหนียวเริ่มเป็นที่รู้จักมากขึ้นในหลายประเทศทั่วโลกและได้เริ่มนำเข้ามาใช้แทนที่เหล็กหล่อเทามากขึ้นอย่างรวดเร็ว เพราะสามารถรับแรงกระแทกได้มากกว่าเหล็กหล่อเทา มีความเหนียว ทำให้ได้ชิ้นงานมีขนาดและน้ำหนักน้อยลงกว่าใช้เหล็กหล่อเทา ปัจจุบันมีการใช้เหล็กหล่อเหนียวแทนเหล็กหล่อเทาในส่วนที่ต้องรับแรงมากขึ้นแต่น้ำหนักน้อยลงเมื่อเทียบกับเหล็กหล่อเทา ทำให้ง่ายในการเคลื่อนย้ายและบำรุงรักษา

เหล็กหล่อเหนียวถือเป็นวัสดุทางวิศวกรรมที่ใช้กันอย่างแพร่หลายในงานอุตสาหกรรมต่าง ๆ เนื่องจากมีต้นทุนการผลิตต่ำและคุณสมบัติที่ดีทั้งในด้านความแข็งแรง ความยืดหยุ่น และความทนทานสูง รวมถึงความสามารถในการดูดซับแรงกระแทกและความยืดหยุ่นที่ดี ทำให้เหมาะสมกับการใช้งานในหลาย ๆ ด้าน เช่น ในการผลิตชิ้นส่วนเครื่องจักร ยานยนต์ ท่อประปา และอุปกรณ์ก่อสร้าง เป็นต้น เหล็กหล่อเหนียวนั้นเหนือกว่าเหล็กหล่อเทาในด้านของความแข็งแรงและความเหนียว โดยมีสาเหตุหลักมาจากความแตกต่างทางสัณฐานวิทยาของแกรไฟต์ แกรไฟต์แบบกลมที่มีอยู่ในเหล็กหล่อเหนียว ช่วยลดการสะสมความเครียด เมื่อเทียบกับแกรไฟต์แบบแผ่นที่พบในเหล็กหล่อเทา ความต้านทานแรงดึงโดยทั่วไปของเหล็กเหนียวอยู่ในช่วง 400 ถึง 700 MPa ขึ้นอยู่กับปัจจัยต่างๆ เช่น ลักษณะของแกรไฟต์ และโครงสร้างพื้น เป็นต้น นอกจากนี้ การมีแกรไฟต์ที่ละเอียดขึ้นยังมีแนวโน้มช่วยปรับปรุงสมบัติทางกลอีกด้วย

2.2 เหล็กหล่อเหนียว (Ductile Cast Iron)

เหล็กหล่อเหนียว หรือ เหล็กหล่อแกรไฟต์กลม (Spheroidal cast iron) หรือ เหล็กหล่อโนดูล่า (Nodular cast iron) เหตุผลที่ถูกเรียกแบบนี้เพราะลักษณะของแกรไฟต์มีรูปร่างกลม (Nodule หรือ spheroid) ตกผลึกอยู่ในเนื้อของเหล็กหล่อและด้วยลักษณะของแกรไฟต์ที่กลม ดังรูปที่ 2.1 ทำให้เหล็กหล่อชนิดนี้มีสมบัติเชิงกลที่ดีกว่าเหล็กหล่อเทาค่อนข้างมาก สามารถทนต่อแรงกระแทกได้ดีกว่า มีความแข็งแรงสูงอยู่ในช่วง 40-70 kg/mm^2 หรือประมาณ 392-686 MPa และมีความเหนียวสูงอยู่ในช่วง 8-25% เหล็กหล่อเหนียวนิยมใช้ในงานที่ต้องการความแข็งแรงสูง เช่น ชิ้นส่วนรถยนต์ ท่อประปา อุปกรณ์เครื่องจักรกล และอื่น ๆ ที่ต้องการความทนทานและอายุการใช้งานที่ยาวนาน



รูปที่ 2.1 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียว

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

2.2.1 สมบัติเหล็กหล่อเหนียว

เหล็กหล่อเหนียว มีคุณสมบัติที่โดดเด่นหลายประการที่ทำให้มันเป็นวัสดุที่นิยมใช้ในงานต่าง ๆ ดังนี้:

1. ความเหนียว (Ductility) มีความเหนียวสูง ซึ่งทำให้สามารถทนต่อการบิดเบี้ยวและการกระแทกได้ดี โดยไม่เกิดการแตกหักง่าย
2. ความแข็งแรง (Strength) มีความแข็งแรงสูงกว่าเหล็กหล่อเทา ทำให้สามารถรับน้ำหนักและแรงกระแทกได้มากขึ้น
3. ความทนทานต่อการสึกหรอ (Wear Resistance) มีความทนทานต่อการสึกหรอและการกัดกร่อน ทำให้มีอายุการใช้งานยาวนาน

4. ความสามารถในการดูดซับแรงกระแทก (Impact Resistance) สามารถดูดซับแรงกระแทกได้ดี ทำให้ลดโอกาสในการเกิดการแตกร้าว
5. ความสามารถในการขึ้นรูป (Castability) สามารถหล่อขึ้นรูปได้ง่ายและมีความแม่นยำสูงในกระบวนการหล่อ
6. การต้านทานการกัดกร่อน (Corrosion Resistance) มีความต้านทานต่อการกัดกร่อนได้ดี โดยเฉพาะอย่างยิ่งเมื่อมีการเคลือบป้องกันเพิ่มเติม
7. ความสามารถในการเชื่อม (Weldability) สามารถเชื่อมได้ดี ทำให้ง่ายต่อการประกอบและการซ่อมแซม

2.2.2 การใช้งานเหล็กหล่อเหนียว

เหล็กหล่อเหนียวมีการใช้งานหลากหลาย เนื่องจากมีสมบัติที่แข็งแรงและทนทานมาก นี่คือตัวอย่างบางส่วนของการใช้งานเหล็กหล่อเหนียว แสดงดังรูปที่ 2.2

1. ชิ้นส่วนรถยนต์ ใช้ทำเพลาข้อเหวี่ยง เกียร์ ตัวกันโครงรถ และชิ้นส่วนต่าง ๆ ที่ต้องการความแข็งแรงและทนทานต่อการเสียดสี
2. ท่อประปาและท่อส่งน้ำ ใช้ทำท่อส่งน้ำและท่อน้ำเสีย เพราะมีความต้านทานต่อการกัดกร่อนและการแตกร้าว
3. เครื่องจักรกล ใช้ทำชิ้นส่วนของเครื่องจักรกลต่าง ๆ เช่น ตัวเครื่อง โครงสร้าง และส่วนประกอบที่ต้องรับแรงมาก
4. งานก่อสร้าง ใช้ทำโครงสร้างสะพาน เสา และส่วนประกอบอื่น ๆ ที่ต้องการความแข็งแรง
5. อุตสาหกรรมพลังงาน ใช้ทำชิ้นส่วนในโรงงานผลิตพลังงาน เครื่องกำเนิดไฟฟ้า และอุปกรณ์ที่เกี่ยวข้อง

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

เพลาข้อเหวี่ยง

เหล็กกันโคลงรถ

รูปที่ 2.2 ตัวอย่างการใช้งานของเหล็กหล่อเหนียว

2.3 รูปร่างของแกรไฟต์

โดยทั่วไปแล้วลักษณะรูปร่างของแกรไฟต์ที่ต้องการในงานหล่อนั้น ควรมีขนาดเล็กละเอียดและกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ เพื่อให้ได้สมบัติเชิงกลที่ดี โดยทั่วไปการเกิดแกรไฟต์ในเหล็กหล่อเทาจะเกิดเป็นกลุ่มๆ ซึ่งประกอบด้วยแผ่นโค้งไปมาในสามมิติ เนื่องจากเมื่อเริ่มเกิดเป็นนิวเคลียสที่อยู่ในเหล็กหลอมเหลว การขยายตัวตอนแรกจะเป็นอิสระและมีทิศทางไปตามแกน C ในระบบผลึกเฮกซะโกนอล (Hexagonal) ซึ่งเป็นทิศทางที่เหมาะสมในการขยายตัว ซึ่งแกรไฟต์ต้องอาศัยอะตอมของคาร์บอนเมื่อขึ้นเกิดขึ้นในบริเวณใกล้เคียงกันทำให้เกิดการแย่งอะตอมของคาร์บอนซึ่งกันและกัน จึงพยายามเปลี่ยนทิศทางไปยังบริเวณที่มีคาร์บอนมากกว่า รูปร่างแกรไฟต์สามารถแบ่งออกเป็น 6 ชนิด แสดงดังในรูปที่ 2.3

ประเภท A เกิดขึ้นที่อุณหภูมิยูเทคติกให้สมบัติเชิงกลที่ดี เพราะมีขนาดเล็กและกระจายตัวสม่ำเสมอไม่ขึ้นอยู่กับทิศทาง ลักษณะการเกิดเป็นกลุ่มก้อนถูกห่อหุ้มด้วยออสเตนไนท์ แล้วจึงแตกแขนงออกเป็นแผ่นโค้งในสามมิติ แต่ละเซลล์เชื่อมต่อกันเมื่อการแข็งตัวสมบูรณ์

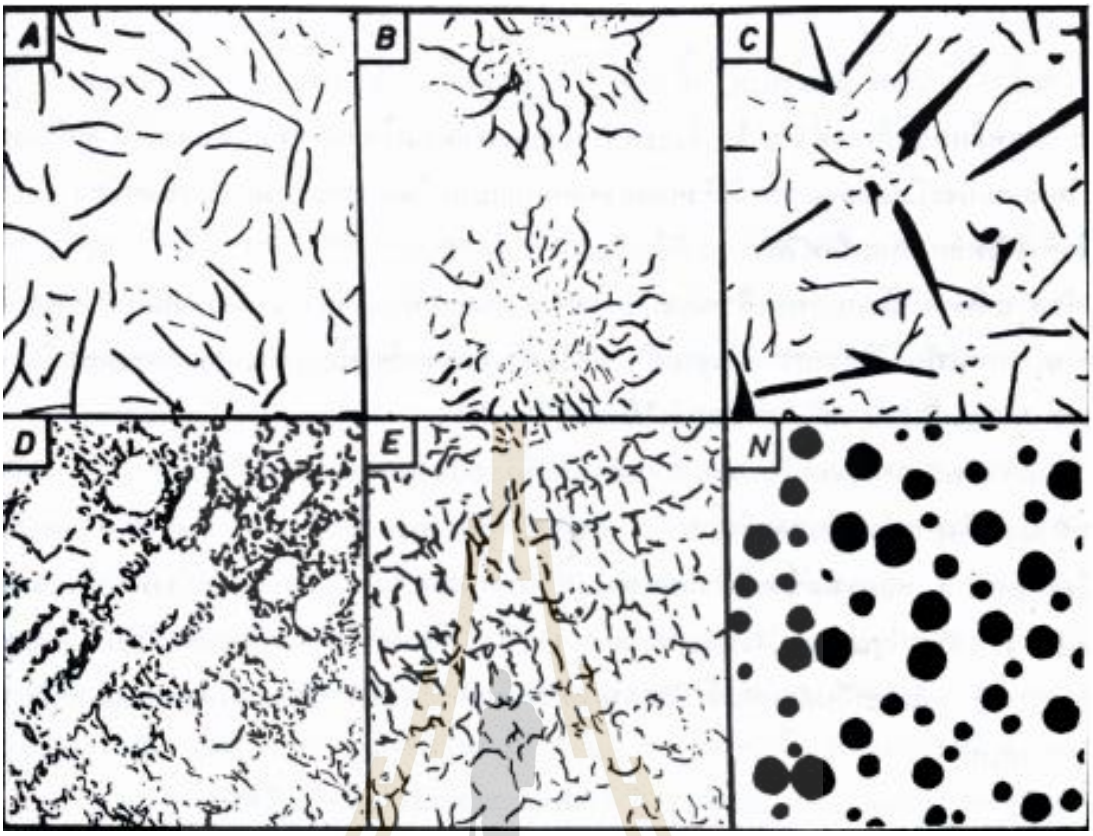
ประเภท B เป็นแกรไฟต์ขนาดเล็ก แต่การเกิดจะอยู่เป็นกลุ่มๆ มีลักษณะพุ่งไปบริเวณใจกลางคล้ายกลีบดอกไม้ (Rosette) จัดเป็นยูเทคติกแกรไฟต์แต่มีการกระจายตัวที่ไม่สม่ำเสมอเนื่องจากมีจำนวนนิวเคลียสน้อย มักพบในบริเวณใจกลางของชิ้นงานหรือเหล็กหล่อมอตเติล

ประเภท C เป็นแกรไฟต์ที่มีทั้งขนาดใหญ่ (Primary or Kish graphite) และขนาดเล็ก (Eutectic graphite) เกิดแบบสลับกันซึ่งพบในเหล็กหล่อที่มีคาร์บอนและซิลิคอนสูงหรือมีค่าคาร์บอนสมมูลมากกว่า 4.3% (Hypereutectic) อัตราการเย็นตัวค่อนข้างช้าและเกิดก่อนที่จะถึงอุณหภูมิยูเทคติก ซึ่งลักษณะแกรไฟต์ที่มีขนาดใหญ่จะส่งผลเสียต่อสมบัติเชิงกลแต่ส่งผลดีต่อการนำความร้อน ดังนั้นเหล็กหล่อที่มีแกรไฟต์ประเภทนี้เป็นองค์ประกอบจึงเหมาะสำหรับการใช้งานในบางประเภท

ประเภท D เป็นแกรไฟต์ขนาดเล็กละเอียดมากเกิดในเหล็กหล่อที่มีอัตราการเย็นตัว แต่มีค่าคาร์บอนสมมูลต่ำ ทำให้การแข็งตัวอยู่ห่างจากสมดุลเปรียบเสมือนว่ามีส่วนผสมไฮโปยูเทคติกมากขึ้น (เกิดออสเทนไนต์มากขึ้นกว่าสมดุล) ลักษณะแกรไฟต์จะเป็นเกล็ดเล็กๆคล้ายกับยูเทคติกแกรไฟต์ มักเกิดที่บริเวณขอบเกรนของออสเทนต์และเกิดแบบไม่มีทิศทาง หากมีแกรไฟต์ประเภทนี้ในชิ้นงานจะทำให้เหล็กเปราะและแตกหักได้ง่าย

ประเภท E เป็นแกรไฟต์ที่มีลักษณะคล้ายกับประเภท D แต่เป็นการเกิดแบบมีทิศทาง (orientation)

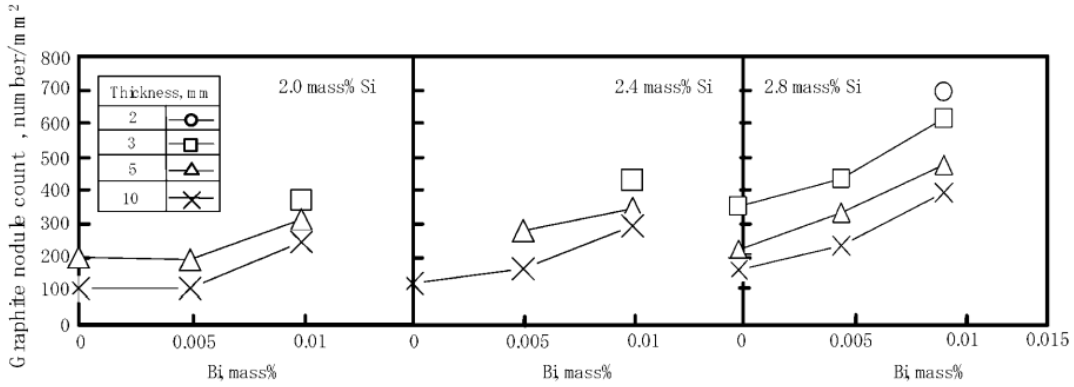
ประเภท N เป็นแกรไฟต์ที่มีลักษณะกลมพบในเหล็กหล่อเหนียว ซึ่งเกิดขึ้นจากการเติมธาตุผสมบางตัวเช่น Ce, Mg ซึ่งเป็นธาตุที่ส่งเสริมให้เกิดคาร์ไบด์ แต่นิยมใช้แมกนีเซียมมากกว่าเนื่องจากได้ผลกับเหล็กหล่อที่มีส่วนผสมทางเคมีกว้างกว่าซีเรียม ทำให้แกรไฟต์ที่ได้อยู่ในรูปทรงกลม มีจุดรวมความเค้นน้อย จึงทำให้มีสมบัติเหนียวและความแข็งแรงดึงสูงกว่าปกติ



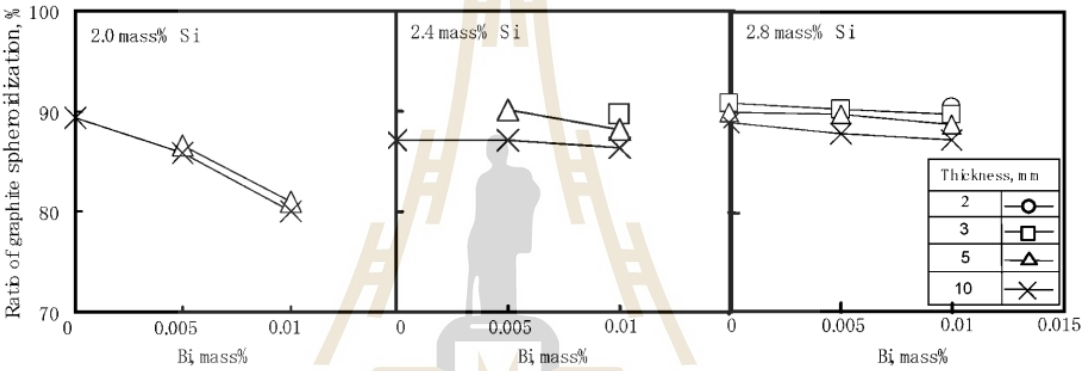
รูปที่ 2.3 ลักษณะของแกรไฟต์แต่ละประเภท [1]

2.4 การออกแบบการทดลองและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ความละเอียดของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อเหนียวได้รับอิทธิพลจากปัจจัยต่างๆ รวมถึงอัตราการเย็นตัวและการทำอินน็อคคูเลชัน นักวิจัยหลายคนได้ศึกษาผลกระทบของบิสมัทต่อโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อเหนียว จากผลการทดลองของ H. Takeda และคณะ [2] พบว่าการเติมบิสมัทในปริมาณ 0.005 – 0.010 % ลงในเหล็กหล่อเหนียว ช่วยเพิ่มจำนวนโหนดของแกรไฟต์ (โหนด/ตารางมิลลิเมตร) และทำให้แกรไฟต์มีค่าความกลมสูงมากกว่า 80% ในทุกชิ้นงาน ผลกระทบนี้ชัดเจนมากขึ้นเมื่อมีปริมาณซิลิคอน 2.0 % เมื่อเปรียบเทียบกับเปอร์เซ็นต์ซิลิคอนที่สูงกว่าคือ 2.4% และ 2.8 % ดังรูปที่ 2.4 และ 2.5 ดังนั้น จากการศึกษานี้สรุปได้ว่าบิสมัทช่วยลดแนวโน้มการเกิดชิลล์ (chill) และเพิ่มอัตราส่วนเฟอร์ไรต์ในเมทริกซ์

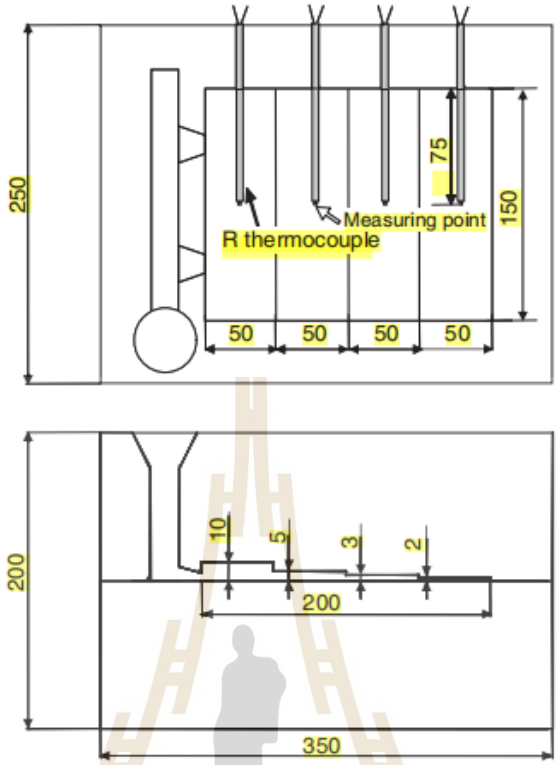


รูปที่ 2.4 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณบิสมัทและจำนวนโหนดของแกรไฟต์ [2]

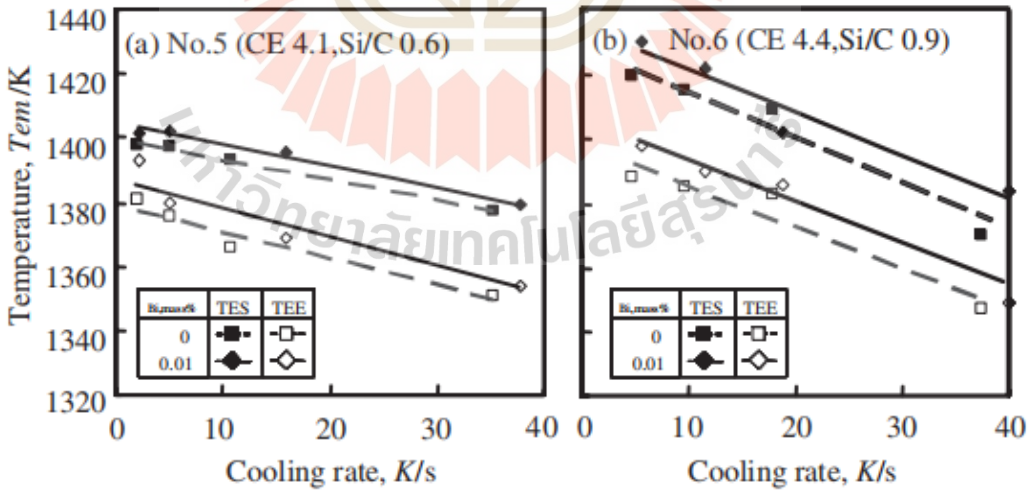


รูปที่ 2.5 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณบิสมัทและอัตราส่วนของการเกิดทรงกลมของแกรไฟต์[2]

จากรูปที่ 2.6 แสดงผลการทดลองของ Takeda และคณะ [3] ได้ขยายการวิจัยโดยใช้วิธีการฝังเทอร์โมคัปเปิลในแต่ละความหนาทั้งหมด 4 ชั้น เพื่อใช้การวิเคราะห์ทางความร้อน และจากรูปที่ 2.7 แสดงให้เห็นว่าการเติมบิสมัทในปริมาณ 0.010 % ทำให้อุณหภูมิเริ่มต้นของยูเทคติก (TES) และอุณหภูมิสิ้นสุดของยูเทคติก (TEE) เพิ่มขึ้น นอกจากนี้ ผลการศึกษาจาก EPMA ชี้ให้เห็นว่าอนุภาคของบิสมัทโลหะ บิสมัทออกไซด์ และบิสมัทซัลไฟด์ทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสที่ต่างกัน ส่งผลให้เกิดแกรไฟต์ที่ละเอียดขึ้นอีกด้วย

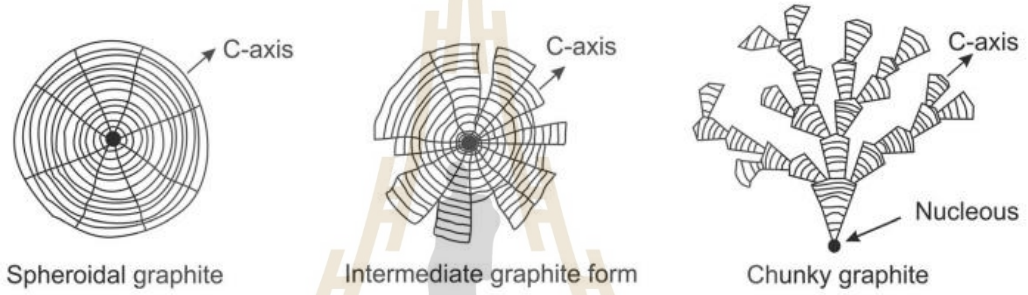


รูปที่ 2.6 การออกแบบการทดลองของ H. Takeda และคณะ [3]

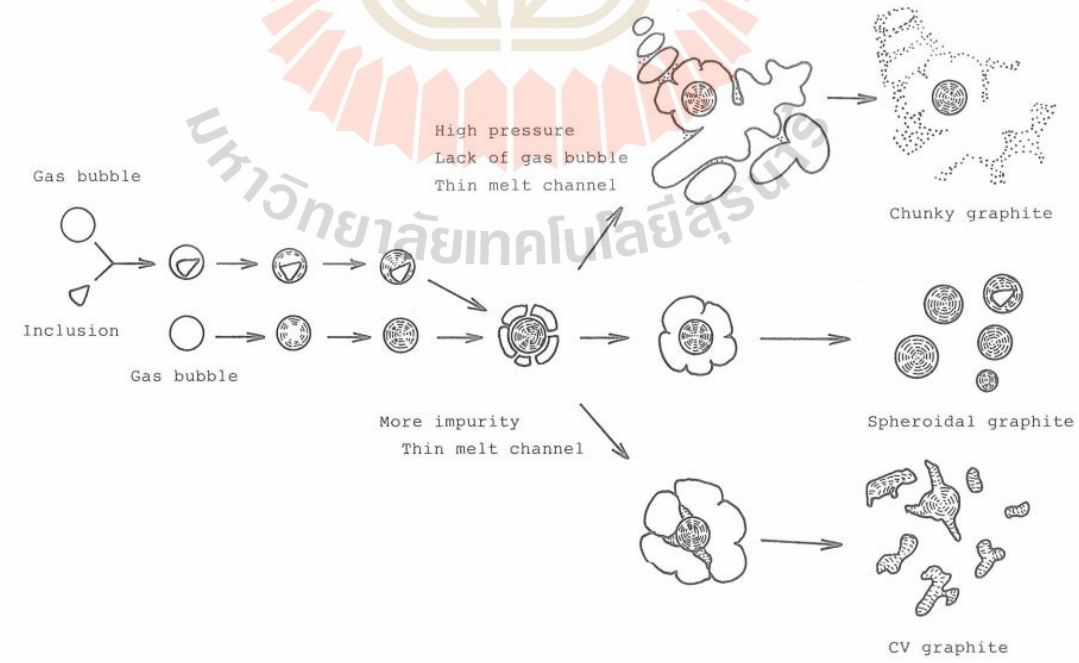


รูปที่ 2.7 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมานบิสมัทและอัตราการเย็นตัวของอุณหภูมิของจุดยูเทคติกเริ่มต้นและจุดสิ้นสุดการแข็งตัวของยูเทคติก [3]

ในชิ้นงานที่มีความหนามากขึ้น จะมีแนวโน้มที่จะเกิดชังแกรไฟต์ (Chunky graphite) ได้มากขึ้น ซึ่งจากการทำการทดลองของ W.Baer [4] ได้สรุปเกี่ยวกับการก่อตัวของชังแกรไฟต์ โดยปัจจัยที่มีผลได้แก่ องค์ประกอบทางเคมี, การปรับสภาพของโลหะหลอมเหลว (melt treatment) และความหนาของชิ้นงาน เป็นต้น ชังกี้แกรไฟต์พบได้บ่อยที่จุดศูนย์กลางทางความร้อนของชิ้นงานหล่อ แม้ว่าจะไม่มีทฤษฎีที่ได้รับการยืนยันเกี่ยวกับการก่อตัวของชังกี้แกรไฟต์ แต่ก็มีการส่งเสริมด้วย 1) การมีองค์ประกอบแรร์เอิร์ธมากเกินไป 2) โมดูลัสการหล่อที่สูงขึ้น และ 3) การทำอินน็อคคูเลชันที่ไม่เพียงพอ นอกจากนี้ H.Itofuji และคณะ [5-6] ได้เสนอทฤษฎีเกี่ยวกับการเกิดการเกิดชังกี้แกรไฟต์ผ่านกระบวนการการเฟดของแมกนีเซียมและการขยายตัวของยูเทคติก



รูปที่ 2.8 การเจริญเติบโตของแกร์ไฟต์รูปทรงกลม อินเทอมิเดียทแกรไฟต์ และชังกี้แกรไฟต์ [4]



รูปที่ 2.9 การก่อตัวของแกรไฟต์ในเหล็กหลอมเหลวที่ผ่านการทรีตด้วยแมกนีเซียม [5]

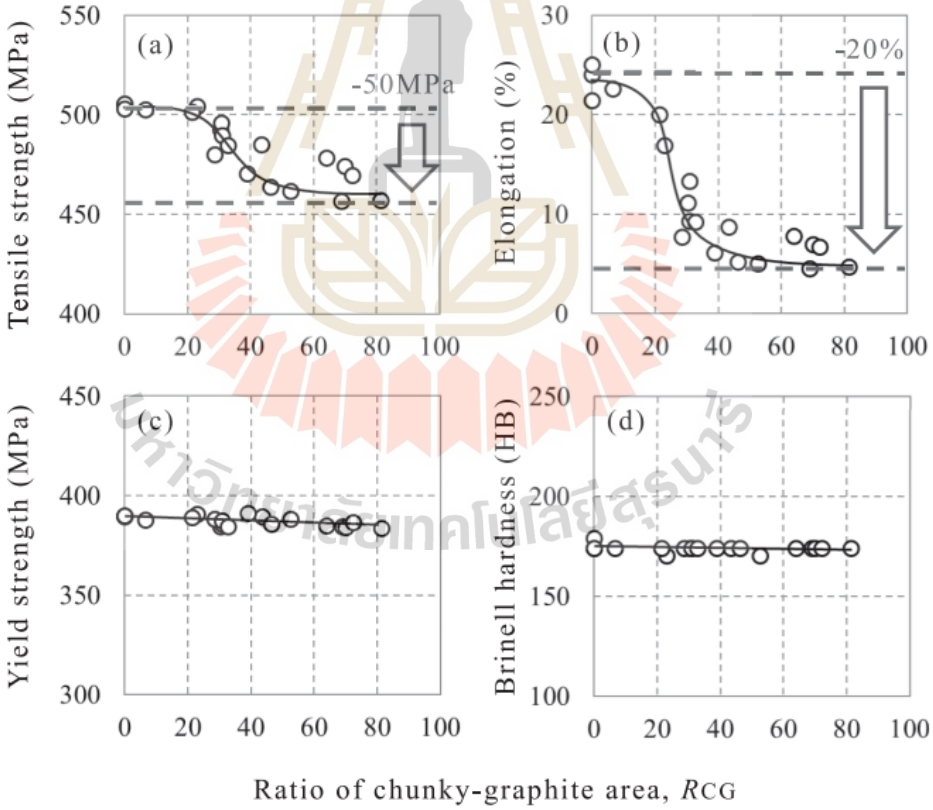
ต่อมาการทดลอของ Sertucha และคณะ [7] ได้ใช้ระบบวิเคราะห์เชิงความร้อนเพื่อสำรวจลำดับการเติบโตของชังกี้แกรไฟต์ ซึ่งมีลำดับขั้นตอนประกอบด้วย

1) การเกิดนิวเคลียสของแกรไฟต์ปฐมภูมิในของเหลว

2) ปฏิกิริยายูเทคติกเริ่มต้นกับการเติบโตของออสเทนไนต์เดนไดรต์รอบ ๆ ก้อนแกรไฟต์ปฐมภูมิ

3) ปฏิกิริยายูเทคติกจำนวนมากที่นำไปสู่การเติบโตของเซลล์ชังกี้แกรไฟต์ และก้อนแกรไฟต์ทุติยภูมิ ทำให้เกิดเซลล์ยูเทคติกแกรไฟต์ทรงกลม

โดยรวมแล้ว Stefanescu [8] ชี้ให้เห็นว่าการรวมกันของระดับของสารละลายและอัตราการแข็งตัวเป็นปัจจัยสำคัญในการเกิดนิวเคลียสและการเติบโตของแกรไฟต์ ส่งผลให้แกรไฟต์มีสัณฐานวิทยาที่แตกต่างกัน

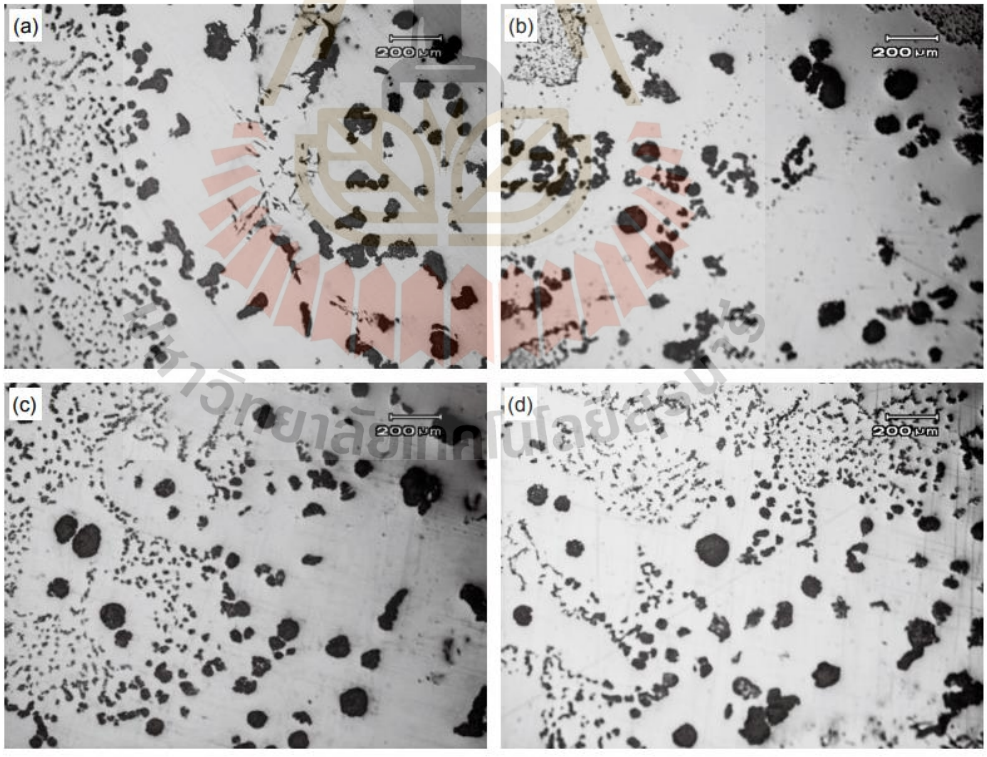


รูปที่ 2.10 ความสัมพันธ์ระหว่าง RCG กับสมบัติเชิงกลของชิ้นงานเหล็กหล่อแกรไฟต์ทรงกลม

(a) ความแข็งแรงแรงดึง (b) การยืดตัว (c) ความแข็งแรงการยืดหยุ่น (d) ความแข็งบริเนล [9]

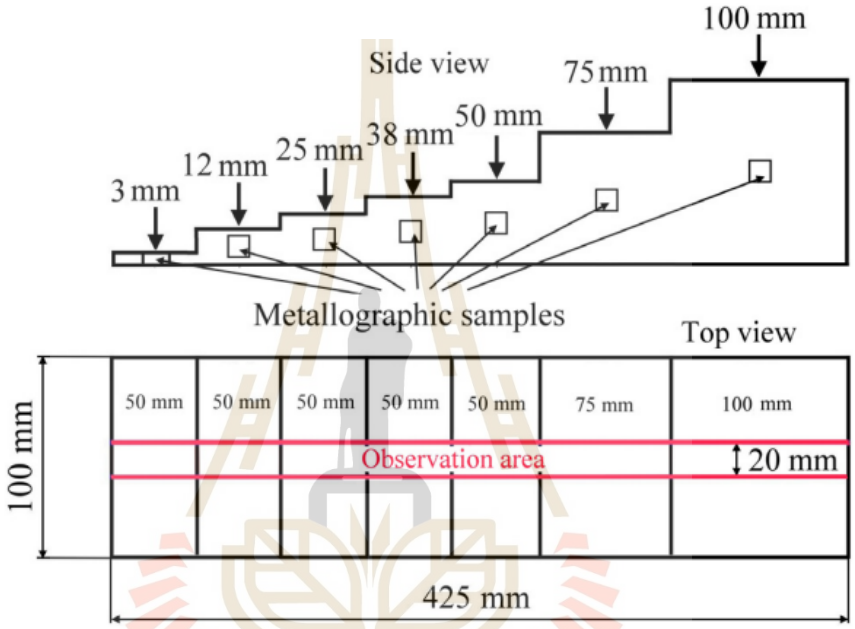
การก่อตัวของชังกี้แกรไฟต์จะเป็นอันตรายต่อสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเหนียว ซึ่งในความเป็นจริง ชังกี้แกรไฟต์ถือว่าเป็นข้อบกพร่องในการหล่อที่มีผลกระทบอย่างมากต่อความยืดหยุ่นและความแข็งแกร่งของเหล็กหล่อเหนียว จากการทดลอง H.Nakayama และคณะ [9] ทดลองเกี่ยวกับผลกระทบของปริมาณชังกี้แกรไฟต์ต่อสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเหนียว จากกราฟพบว่าปริมาณของชังกี้แกรไฟต์ที่เพิ่มขึ้น จะลดความแข็งแรงในการดึงลงประมาณ ~50 MPa และลดการยืดตัวลงประมาณ 20% แต่ความแข็งแรงการยืดหยุ่น และความแข็งมีค่าลดลงเพียงเล็กน้อย ดังรูปที่ 2.10 นอกจากนี้ การยืดตัวลดลงเหลือเพียง 1/5 ของตัวอย่างที่ไม่มีชังกี้แกรไฟต์

หลายๆ งานวิจัย [10-16] ได้ศึกษาอิทธิพลของบิสมัทในการป้องกันการก่อตัวของชังกี้แกรไฟต์และการปรับปรุงความละเอียดของอนุภาคแกรไฟต์ จากการทดลอง Song Liang และคณะ [10] แสดงให้เห็นว่าบิสมัทช่วยลดการก่อตัวของชังกี้แกรไฟต์และช่วยปรับปรุงคุณสมบัติทางกล นอกจากนี้ยังสรุปได้ว่าการเติมบิสมัทที่มากกว่า 0.011% ขึ้นไป ไม่ได้ทำให้คุณสมบัติเชิงกลดีขึ้นแต่อย่างใด เนื่องจากการเติมบิสมัทมากเกินไปทำให้เกิดการรวมตัวของชังกี้แกรไฟต์

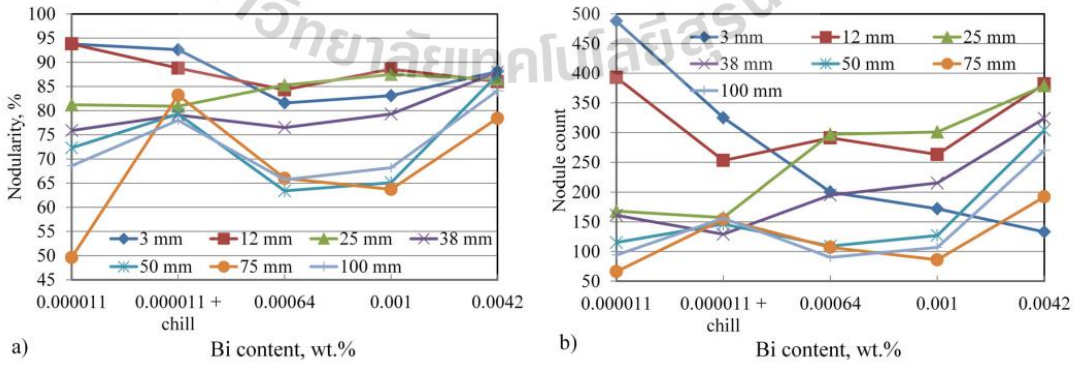


รูปที่ 2.11 สัณฐานวิทยาของแกรไฟต์ของตัวอย่างที่มีปริมาณบิสมัทต่างกันที่ตำแหน่ง 4; (a) 0.05wt.%; (b) 0.008wt.%; (c) 0.011wt.%; (d) 0.014wt.% [10]

จากการทดลอง Ferro และคณะ [11] ได้ทำการวิจัยผลกระทบของอินน็อคคูแลนที่มีแรร์เอิรท์และบิสมัทในชิ้นงานหล่อขนาดใหญ่ของเหล็กหล่อเหนียว พบว่าการก่อตัวของชังกี้แกรไฟต์สามารถป้องกันได้ด้วยแรร์เอิรท์และบิสมัท ในความเป็นจริง เมื่อมีการเติมบิสมัท จะทำให้จำนวนแกรไฟต์มากขึ้น อีกทั้งสารประกอบเชิงโลหะของแรร์เอิร์ทยังช่วยทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสเทียมในการเกิดแกรไฟต์ ซึ่งอาจทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสที่แตกต่างกันสำหรับนิวเคลียสของแกรไฟต์



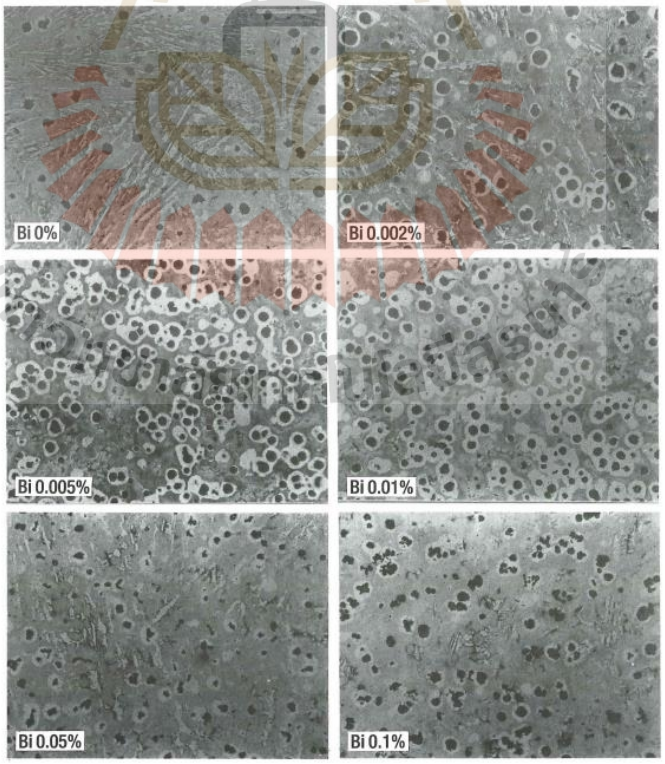
รูปที่ 2.12 การออกแบบชิ้นงานของ Glavas Z และคณะ [12]



รูปที่ 2.13 ผลของการเพิ่มบิสมัทต่อความทรงกลม (a) และ จำนวนของแกรไฟต์ (b) ในความหนาของหน้าตัด 3 -100 มิลลิเมตร [12]

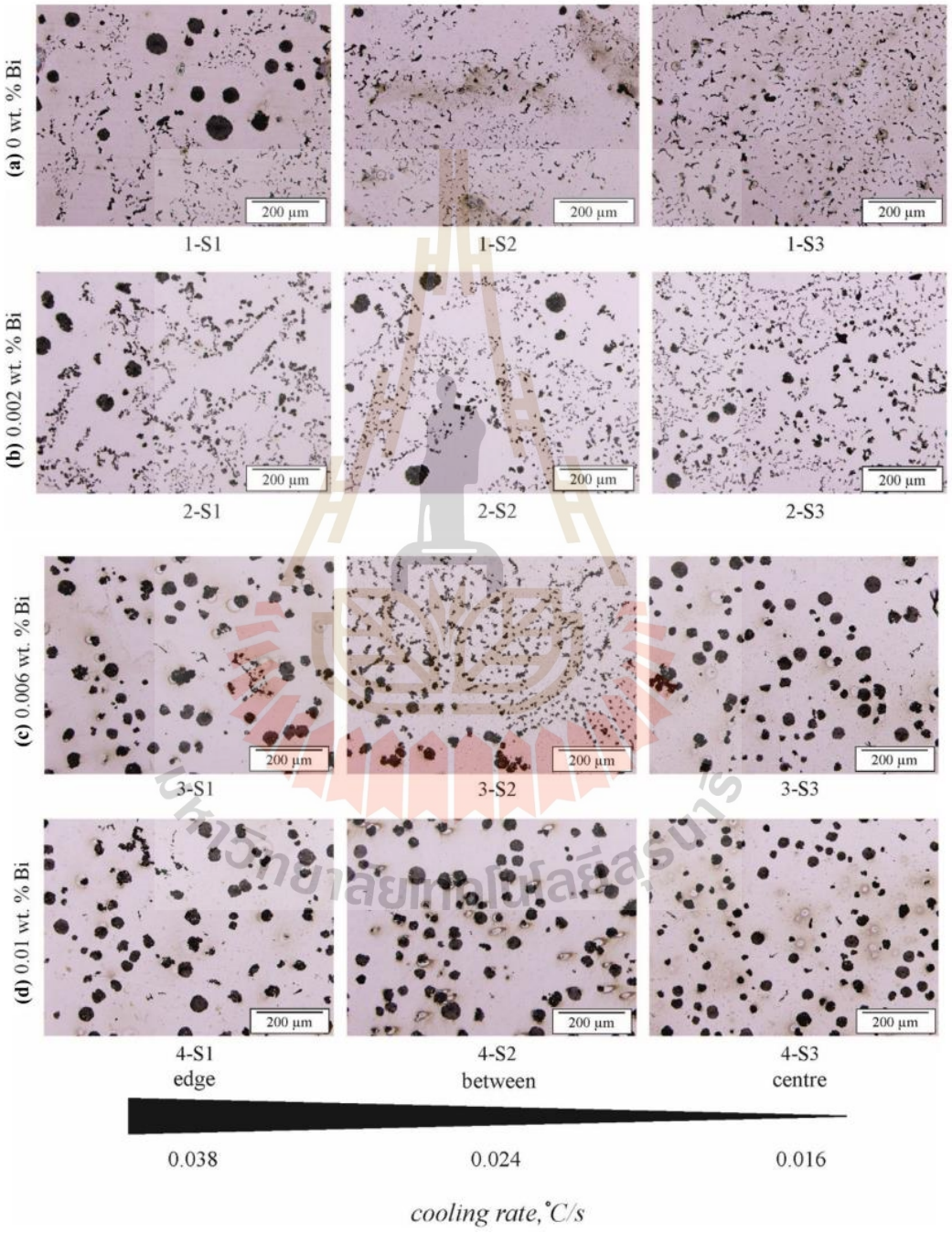
จากการทดลอง Glavas และคณะ [12] ชี้ให้เห็นว่าผลกระทบของบิสมัทต่อเหล็กหล่อเหนียวนั้น สามารถเป็นได้ทั้งเชิงบวกและเชิงลบ ขึ้นอยู่กับความหนาของชิ้นงาน ในกรณีที่มีความหนาของชิ้นงานขนาดใหญ่ บิสมัทได้รับการพิสูจน์แล้วว่ามีประโยชน์ในการป้องกันการเกิดชังกี้แกรไฟต์และเพิ่มค่าความเป็นทรงกลม (nodularity) ในการศึกษานี้มีการเพิ่มปริมาณบิสมัทไปถึง 0.0042% พบว่าแนวโน้มของจำนวนแกรไฟต์เพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องในชิ้นงานที่มีความหนาขนาดกลางและขนาดใหญ่ อย่างไรก็ตาม บิสมัทยังเพิ่มแนวโน้มการเกิดซิลล์ (Chilling) ในชิ้นงานที่มีความหนาขนาดเล็ก ซึ่งผลลัพธ์นี้ขัดแย้งกับการค้นพบของการศึกษาก่อนหน้านี้โดย Takeda และคณะ [2]

จากผลการทดลองของ Horie และคณะ [13] พบว่าโลหะบิสมัทโลหะ (Bi) บิสมัทออกไซด์ (Bi_2O_3) และบิสมัทซัลไฟด์ (Bi_2S_3) ให้ผลคล้ายกันในการเพิ่มจำนวนของแกรไฟต์และช่วยลดแนวโน้มการเกิดซิลล์ นอกจากนี้พวกเขายังแสดงให้เห็นว่าจำนวนแกรไฟต์เพิ่มขึ้นสูงสุด เมื่อมีปริมาณบิสมัทสูงถึง 0.005% โดยน้ำหนัก แล้วลดลงเรื่อยๆ ดังรูปที่ 2.14 ในทำนองเดียวกัน Yicheng และคณะ [14] ได้สรุปว่าช่วงที่เหมาะสมของบิสมัทในเหล็กหล่อเหนียวคือช่วงระหว่าง 0.004% ถึง 0.016% สำหรับความหนา 10 มิลลิเมตร และ 30 ถึง 70 มิลลิเมตร ตามลำดับ

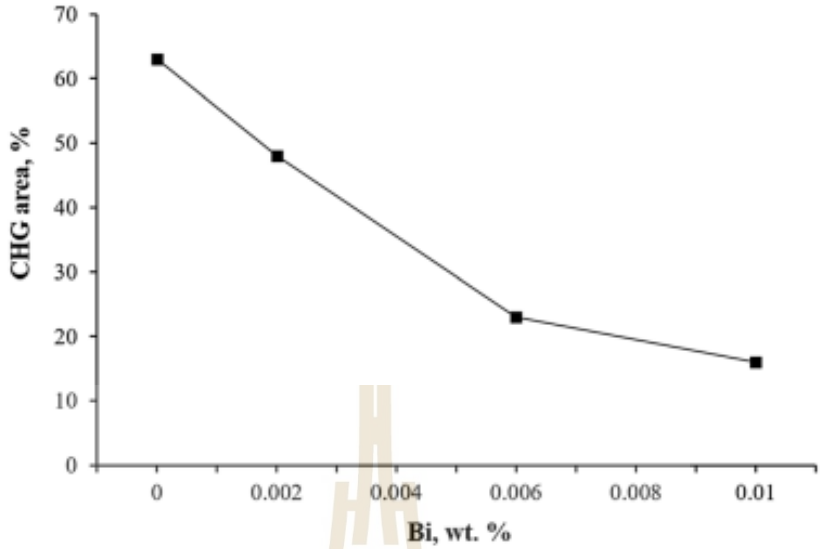


รูปที่ 2.14 การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่มีความหนา 3 มิลลิเมตร เมื่อมีการเติมบิสมัทที่แตกต่างกัน [13]

จากผลการทดลองของ Song และคณะ [15] พบว่าการเพิ่มปริมาณบิสมัทไปถึง 0.011% ส่งผลให้บิสมัทปรับปรุงคุณสมบัติทางกลได้ ในทำนองเดียวกัน Gao และคณะ [16] ได้ทำการทดสอบทางกลที่อุณหภูมิ -40 ℃ และพบว่าปริมาณบิสมัทที่เหมาะสมที่สุดอยู่ในช่วง 0.010% ถึง 0.012% สำหรับชิ้นงานที่มีขนาด 180 × 180 × 200 มิลลิเมตร



รูปที่ 2.15 โครงสร้างจุลภาคของกรวย: (a) กรวย 1 (b) กรวย 2, (c) กรวย 3, (d) กรวย 4 [17]



รูปที่ 2.16 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณบิสมัทและพื้นที่ของชังกี้แกรไฟต์ [17]

จากการทดลองของ Bauer และคณะ [17-18] พบว่าบิสมัทป้องกันการเกิดชังกี้แกรไฟต์ได้ (รูปที่ 2.15-2.16) โครงสร้างจุลภาคเผยให้เห็นว่าการเติมบิสมัทไม่เพียงแต่ส่งผลต่อการลดปริมาณของชังกี้แกรไฟต์เท่านั้น แต่ยังส่งผลต่อการกระจายตัวตลอดหน้าตัดของชิ้นงานหล่อด้วย ผลกระทบที่รวมกันของอัตราการเย็นตัวและปริมาณของซีเรียมเป็นตัวกำหนดปริมาณบิสมัทที่เหมาะสมที่สุด ในการทดลองนี้ การเติมบิสมัทในปริมาณที่สูงขึ้นยังมีประสิทธิภาพมากขึ้นในการปรับปรุงสัณฐานวิทยาของแกรไฟต์ที่เป็นทรงกลมอีกด้วย การเติมบิสมัทที่ 0.01% ให้ผลลัพธ์ที่ดีที่สุด ในขณะที่อัตราส่วน Ce/Bi อยู่ที่ประมาณ 0.6 ดังนั้น อัตราส่วนของ Ce/Bi มีความสำคัญ เนื่องจากถ้ามีปริมาณที่สูงกว่านี้อาจมีผลกระทบที่เป็นผลเสียต่อคุณสมบัติทางกลได้

จากการทดลองของ Pan และ Chen [19] พบว่าอัตราส่วน Ce/Bi ในช่วง 0.8 ถึง 1.1 สามารถป้องกันการเกิดชังกี้แกรไฟต์ในส่วนที่มีขนาดใหญ่ได้ พวกเขายังรายงานเพิ่มเติมว่าต้องใช้อัตราส่วน Ce/Bi เกิน 1.1 สำหรับส่วนที่มีขนาดเล็ก

Stieler และคณะ [20] ได้ทำการทดลองสำรวจเพิ่มเติมถึงผลกระทบรวมของบิสมัทและซีเรียมที่เกี่ยวข้องกับสัณฐานวิทยาของแกรไฟต์ โดยทั่วไป ปริมาณบิสมัทที่เหมาะสมจะขึ้นอยู่กับปริมาณซีเรียมหรือธาตุแรร์เอิร์ท และความหนาของหน้าตัด โดยส่วนที่มีขนาดใหญ่จะต้องมีความเข้มข้นของบิสมัทสูงกว่าส่วนที่มีขนาดเล็ก

มีการศึกษา [11, 21-22] ที่ทดลองแนวคิดในการนำบิสมัทเข้าไปในสารอินน็อคคูแลนท์ เช่น อินน็อคคูเลชันที่มีบิสมัท ซึ่ง Margaria และคณะ [22] ได้ยื่นจดสิทธิบัตรสำหรับผลิตภัณฑ์สารอินน็อค

คูแลนท์ ที่ประกอบด้วยบิสมัทและแรร์เอิร์ท สารอินน็อคคูแลนท์ประกอบด้วยแรร์เอิร์ท บิสมัท พลวง และตะกั่ว โดยมีอัตราส่วน (Bi+Pb+Sb/RE ทั้งหมด) ระหว่าง 0.9 ถึง 2.2 แม้ว่าจะมีข้อจำกัดในการเปรียบเทียบระหว่างการศึกษาต่างๆ สามารถสรุปได้ว่าความหนาของส่วนที่ใหญ่กว่านั้นต้องการบิสมัทมากกว่า (หรือค่า Ce/Bi ต่ำกว่า) ตารางที่ 2.1 สรุปช่วงที่เหมาะสมที่สุดของ Ce/Bi จากการศึกษาวิจัยที่กล่าวถึงข้างต้น

การศึกษานี้มีวัตถุประสงค์เพื่อตรวจสอบศักยภาพในการใช้บิสมัทเป็นสารเติมแต่งในเหล็กหล่อเหนียวแบบดั้งเดิม และกำหนดปริมาณที่เหมาะสมของบิสมัทและอัตราส่วน Ce/Si ที่ให้จำนวนแกรไฟต์สูงขึ้นและคุณสมบัติที่ต้องการ

ตารางที่ 2.1 สรุปช่วงที่เหมาะสมของ Ce/Bi จากการศึกษาที่กล่าวถึงข้างต้น

อ้างอิง	Ce/Bi	หมายเหตุ
Glavas และคณะ [12]	0.67	ความหนา 50 – 100 มิลลิเมตร
Bauer และคณะ [18]	0.60	ความหนาสูงสุดถึง 300 มิลลิเมตร
Pan และ Chen [19]	0.80 – 1.10	ระยะเวลาการแข็งตัวสูงสุดถึง 3200 วินาที
Stieler และคณะ [20]	1.56 – 5.30	ความหนา 75 มิลลิเมตร
Margaria และคณะ [22]	0.45 – 1.11*	*แปลงมาจาก (Bi+Pb+Sb)/RE

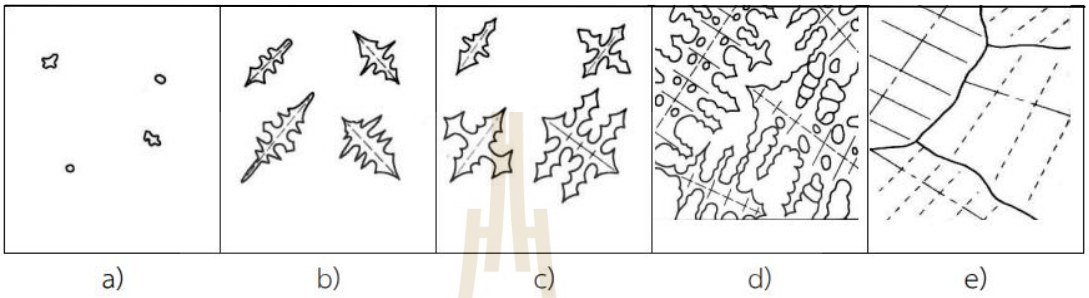
2.5 การแข็งตัวของโลหะ (Solidification of Metals)

เมื่ออุณหภูมิหลอมเหลวลดต่ำลงจนถึงอุณหภูมิแข็งตัว กระบวนการที่เกิดขึ้นคือการเปลี่ยนสถานะจากของเหลวเป็นของแข็ง กระบวนการนี้มีความสำคัญอย่างยิ่งในอุตสาหกรรมโลหะและการหล่อโลหะ เนื่องจากมีผลต่อโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติเชิงกลของโลหะที่ผลิตขึ้น

2.5.1 กระบวนการแข็งตัวของโลหะ

กระบวนการแข็งตัวของโลหะสามารถแบ่งออกเป็น 2 ขั้นตอนหลัก คือ การกำเนิดนิวเคลียส (Nucleation) และการเติบโตหรือขยายตัวของนิวเคลียส (Growth or Expansion of Nuclei) จะเป็นขั้นตอนถัดมา จากรูปที่ 2.17a แสดงการกำเนิดนิวเคลียสเริ่มต้นของของแข็ง ซึ่งเกิดจากอะตอมของโลหะหลอมเหลวมารวมตัวกัน เมื่ออุณหภูมิของน้ำโลหะเย็นลงมาถึงจุดแข็งตัว อนุภาคของแข็งขนาดเล็กที่เรียกว่า “นิวคลีไอ (Nuclei)” จะขยายตัวโตขึ้น เนื่องจากอะตอมของโลหะในโลหะเหลววิ่งมาเกาะตัวเพิ่มขึ้นและขยายตัวเป็นกิ่งก้านสาขาคล้ายกิ่งไม้ (รูปที่ 2.17b และ 2.17c) และมีชื่อเรียกตามลักษณะที่มองเห็นว่า “ผลึกกิ่งไม้ (Dendrite)” เมื่อมีการขยายตัวโตขึ้นเรื่อยๆ

ปลายของผลึกกิ่งไม้จะชนกัน (รูปที่2.17d) ทำให้ไม่สามารถขยายตัวไปในทิศทางนั้นได้อีก แต่จะเปลี่ยนไปขยายตัวไปยังบริเวณที่เป็นของเหลวจนกระทั่งของเหลวกลายเป็นของแข็งทั้งหมด ผลึกกิ่งไม้เมื่อเติบโตเต็มที่จะเรียกว่า เม็ดเกรน (Grain) และขอบของเม็ดเกรนที่เป็นรอยเชื่อมต่อกันจะเรียกว่าขอบเกรน (Grain Boundary) ดังแสดงในรูปที่ 2.17e การเกิดนิวเคลียส (Nucleation)



รูปที่ 2.17 กระบวนการแข็งตัวของโลหะ a) การเกิดนิวคลีไอ b, c, d) โครงสร้างกิ่งไม้ขยายตัว e) สิ้นสุดการแข็งตัวเกิดเม็ดเกรนของโลหะและรอยต่อเรียกว่าขอบเกรน [23]

2.5.2 กลไกการเกิดนิวเคลียส

การแข็งตัวของโลหะจะเกิดขึ้นเมื่อโลหะหลอมเหลวเย็นตัวมาถึงอุณหภูมิแข็งตัว ซึ่งกระบวนการนี้จะมีการถ่ายเทความร้อนเกิดขึ้น โดยพลังงานความร้อนของโครงผลึกจะถูกถ่ายเทออกมาทำให้พลังงานความร้อนของโครงผลึกน้อยกว่าพลังงานความร้อนในโลหะหลอมเหลว จึงเกิดความแตกต่างของพลังงานความร้อนเกิดขึ้นระหว่างของแข็งกับของเหลว เราเรียกว่าพลังงานนี้ว่าพลังงานอิสระเชิงปริมาตร (Volume Free Energy (ΔG_v)) โดยเมื่อขนาดของของแข็งโตขึ้นจะทำให้พลังงาน ΔG_v เพิ่มขึ้นด้วย

เมื่อโลหะหลอมเหลวเริ่มมีการแข็งตัวเป็นของแข็งจะเกิดรอยเชื่อมต่อระหว่างผิวของอนุภาคของแข็งกับโลหะหลอมเหลว ดังแสดงในรูปที่ 2.18 พลังงานอิสระเชิงพื้นผิว (γ) จะสัมพันธ์กับการเชื่อมต่อระหว่างผิวของโลหะหลอมเหลว โดยถ้าขนาดของอนุภาคของแข็งมีขนาดโตขึ้นจะทำให้พลังงานเชิงพื้นผิวเพิ่มขึ้นด้วย ดังนั้น การเปลี่ยนแปลงของพลังงานรวม (ΔG_v) จึงเป็นไปตามสมการ

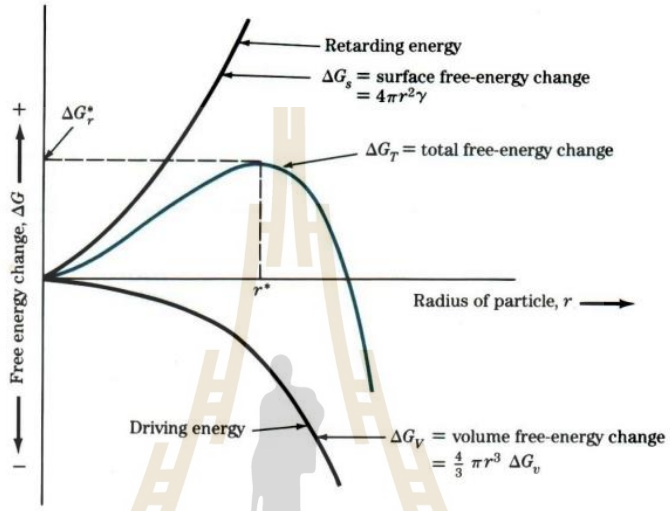
$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma \qquad \text{สมการที่ 2.1}$$

เมื่อ $\frac{4}{3}\pi r^3$ คือ ปริมาตรของอนุภาคของแข็งรูปทรงกลม (Embryo)

$4\pi r^2$ คือ พื้นที่ผิวของอนุภาคของแข็งรูปทรงกลม (Embryo)

γ คือ พลังงานอิสระเชิงพื้นผิว

ΔG_v คือ พลังงานอิสระเชิงปริมาตร (มีค่าเป็นลบ)



รูปที่ 2.18 พลังงานอิสระรวมที่เปลี่ยนแปลงเทียบกับรัศมีวิกฤติของเอมบริโอ [23]

ขนาดความโตของอนุภาคของแข็ง จะเปลี่ยนแปลงตามปริมาณของพลังงานเชิงพื้นผิวและเชิงปริมาตร ถ้ารัศมีของอนุภาคของแข็งมีขนาดเล็กกว่ารัศมีวิกฤติ (r*) พลังงานรวมจะลดต่ำลง ทำให้อนุภาคของแข็งมีโอกาสละลายกลับไปเป็นของเหลวอีกครั้ง แต่ถ้าขนาดของอนุภาคของแข็งมีขนาดโตกว่ารัศมีวิกฤติ (r*) พลังงานรวมก็จะลดลงอีกเช่นกัน แต่อย่างไรก็ตามอนุภาคของแข็งก็จะขยายตัวโตขึ้นเรื่อยๆ จนกลายเป็นนิวเคลียส อันเนื่องมาจากได้รับพลังงานอิสระเชิงปริมาตรที่ถูกปล่อยออกมาขณะที่โลหะหลอมเหลวเกิดการแข็งตัวเพื่อใช้ในการสร้างพื้นผิวของแข็งขึ้นมาใหม่ กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างพลังงานรวม (ΔG_v) บรัศมีของอนุภาคของแข็งที่มีรัศมีวิกฤติ (r*) แสดงดังรูปที่ 2.18 อนุภาคของแข็งที่มีรัศมีวิกฤติ (r*) นี้เราเรียกว่าเอมบริโอ (Embryo)

การเกิดนิวเคลียสแบบเอกพันธ์ (Homogeneous Nucleation) เป็นกระบวนการที่นิวเคลียสเกิดขึ้นภายในเนื้อของเหลวโดยไม่ต้องมีสิ่งแปลกปลอมมาเป็นศูนย์กลาง ต้องใช้พลังงานมากในการสร้างนิวเคลียส เนื่องจากต้องเอาชนะพลังงานผิวหน้าที่สูง การเกิดนิวเคลียสแบบเอกพันธ์นี้มักเกิดจากการแข็งตัวของโลหะบริสุทธิ์ที่อุณหภูมิแข็งตัวสมดุล (Equilibrium Freezing Temperature) ของโลหะนั้นๆ โดยการเกิดนิวเคลียสอะตอมจะเคลื่อนตัวมารวมกันและเกิดพันธะโลหะซึ่งกันและกัน

อย่างช้าๆ จนได้ขนาดที่เป็นเอมบริโอและขยายตัวโตขึ้นไปเป็นนิวเคลียสแบบเอกพันธ์ รัศมีวิกฤติ (r*) จะมีความเกี่ยวข้องกับความแตกต่างของอุณหภูมิที่ต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวของโลหะ ซึ่งเราเรียกว่า“Undercooling (ΔT)” โดยหาก ΔT มีค่ามากจะทำให้การเปลี่ยนแปลงพลังงานอิสระเชิงปริมาตร (ΔG_v) มีค่ามากด้วย แต่พลังงานอิสระเชิงพื้นผิว (ΔG_s) จะไม่เปลี่ยนแปลงมากนัก

ขนาดของรัศมีวิกฤติ (r*) มีความสัมพันธ์กับ ΔT ดังสมการ

$$r^* = \frac{2\gamma T_m}{\Delta H_f \Delta T} \qquad \text{สมการที่ 2.2}$$

เมื่อ ΔH_f คือ ความร้อนแฝงของการหลอมละลาย

T_m คือ อุณหภูมิจุดแข็งตัว

ΔT คือ $T_m - T$ (ปริมาณ undercooling)

การเกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์ (Heterogeneous Nucleation) เป็นกระบวนการเกิดนิวคลีไอจากสิ่งเจือปนในโลหะหลอมเหลว หรือพื้นผิวของแบบหล่อเป็นตัวช่วย ซึ่งการเกิดนิวคลีไอแบบนี้มักเกิดขึ้นกับชิ้นงานหล่อที่เป็นโลหะ ที่เป็นเช่นนี้เพราะในทางปฏิบัติเรามักใช้แบบหล่อในการหล่อโลหะให้เป็นรูปร่างต่างๆ ตามที่เราต้องการ ดังนั้นน้ำโลหะจึงต้องสัมผัสกับแบบหล่อหรืออาจมีสิ่งเจือปนอยู่ในน้ำโลหะหลอมเหลว ซึ่งเป็นตัวที่ทำให้เกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์

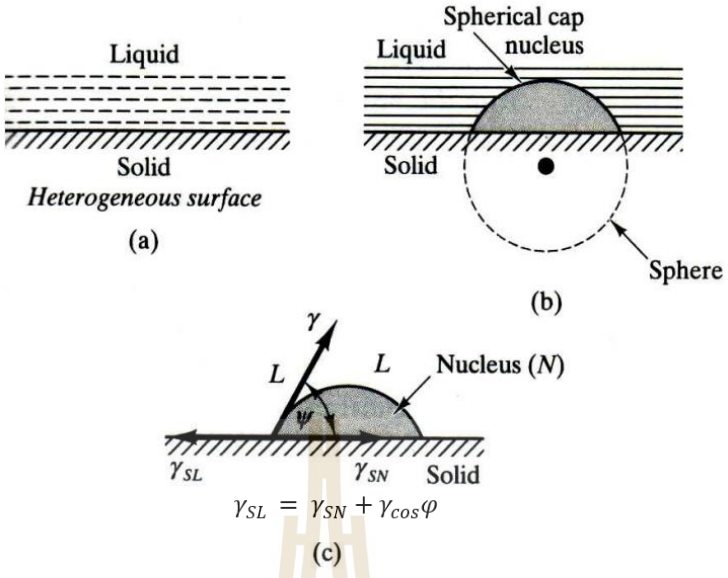
ขั้นตอนการเกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์นี้จะเริ่มจากโลหะหลอมเหลวสัมผัสกับผิวของแข็งและเริ่มกำเนิดอนุภาคของแข็งขึ้นจากผิวของของแข็ง โดยอนุภาคของแข็งที่เกิดขึ้นจะมีลักษณะเป็นรูปทรงกลมและมีพื้นผิวสัมผัสกับโลหะเหลว อนุภาคของแข็งที่เกิดขึ้นมาจะติดอยู่กับพื้นผิวของแข็งและมีมุมสัมผัส φ เกิดขึ้น การที่จะคงสภาพของอนุภาคของแข็งให้อยู่ได้จะต้องมีความสมดุลของความตึงผิว 3 ส่วน ดังสมการ

$$\gamma_{SL} = \gamma_{SN} + \gamma_{cos}\varphi \qquad \text{สมการที่ 2.3}$$

เมื่อ γ_{SL} คือ พลังงานผิวสัมผัสระหว่างของแข็งกับของเหลว

γ_{SN} คือ พลังงานผิวสัมผัสระหว่างของแข็งกับนิวเคลียส

γ คือ พลังงานผิวสัมผัสของเหลวกับนิวเคลียส



รูปที่ 2.19 การเกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์ โดยการเกิดนิวคลีไอบนพื้นผิวของแข็ง [23]

การหาขนาดรัศมีวิกฤติของนิวเคลียส เราจำเป็นจะต้องตั้งสมมติฐานว่านิวเคลียสมีรูปร่างทรงกลมและมีรัศมี r ดังแสดงในรูปที่ 2.19 b) โดยค่าของจะอยู่ระหว่าง $0° < \varphi < 90°$ จะได้

$$r^* = \frac{-2\gamma}{\Delta G_v}$$ สมการที่ *2.4*

เมื่อเปรียบเทียบค่าของรัศมีวิกฤติของนิวเคลียสแบบเอกพันธ์และวิวิธพันธ์จะพบว่าปริมาตรของนิวเคลียสแบบเอกพันธ์จะมีขนาดที่โตกว่าปริมาตรนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์ ดังสมการ

$$(V_c)_{hom} = \frac{4}{3}\pi r_c^3$$

$$(V_c)_{het} = \frac{2\pi r_c^3}{3}\left(1 - \frac{2}{3}cos\varphi + \frac{1}{2}cos^3\varphi\right)$$ สมการที่ 2.5

ดังนั้น พลังงานอิสระที่ใช้ในการเกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์จึงต้องการมากกว่าการเกิดนิวเคลียสแบบเอกพันธ์และต้องการอุณหภูมิ Under Cooling น้อยกว่า จึงส่งผลให้การเกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์เกิดขึ้นง่ายกว่าแบบเอกพันธ์และในทางปฏิบัติชิ้นงานหล่อมักเกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์มากกว่าแบบเอกพันธ์

2.5.3 การแข็งตัวของโลหะในแบบหล่อ

ในการผลิตชิ้นงานหล่อ เมื่อทำการเทโลหะหลอมเหลวลงไปในแบบหล่อ น้ำโลหะจะเกิดการแข็งตัว โดยเปลี่ยนจากของเหลวไปเป็นของแข็ง แล้วได้ชิ้นงานหล่อสำเร็จออกมาในที่สุด ลักษณะการแข็งตัวของน้ำโลหะในแบบหล่อ จะประกอบไปด้วย 3 ส่วน ดังแสดงในรูปที่ 2.20

1) เกรนละเอียด (Chilled Zone)

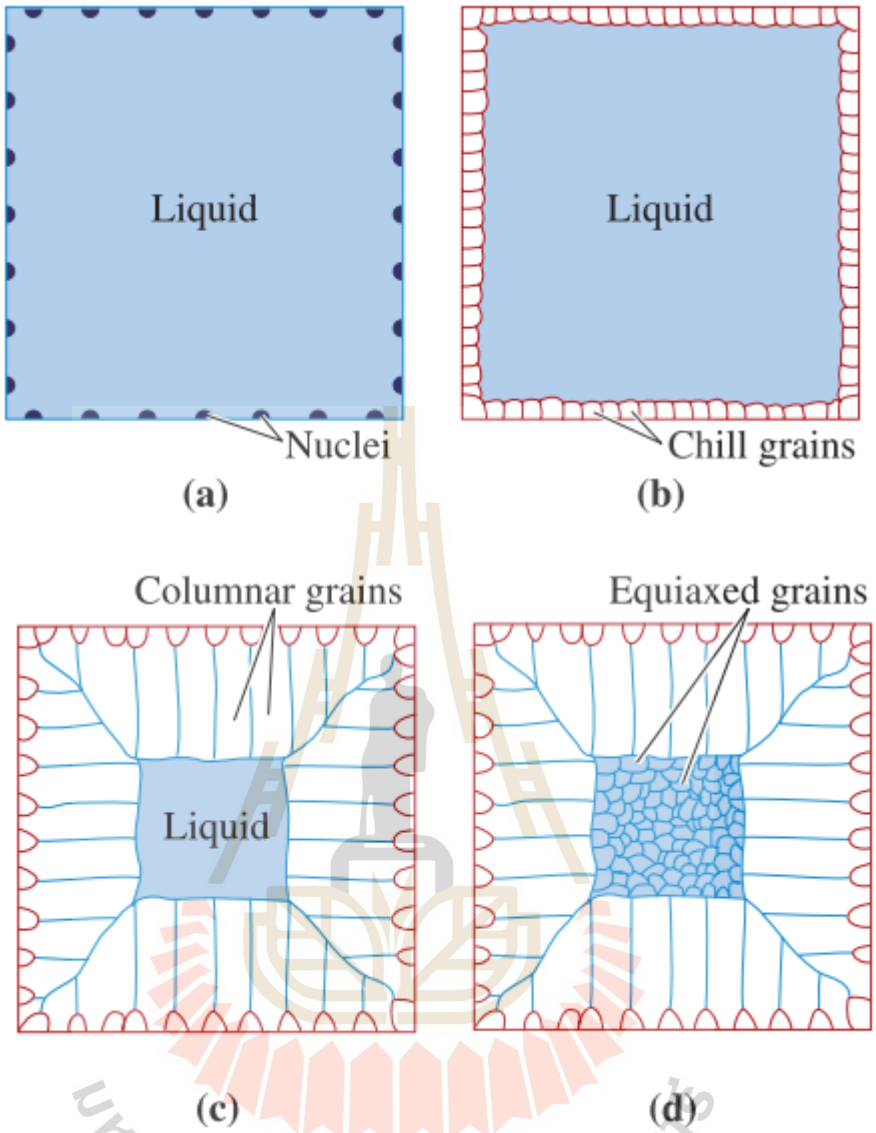
บริเวณที่เกิดเกรนละเอียดนี้จะอยู่บริเวณที่น้ำโลหะสัมผัสผิวของแบบหล่อและเป็นแถบเพียงบางๆ เท่านั้น ลักษณะของเกรนจะมีลักษณะเล็กและละเอียด ดังแสดงใน รูปที่ 2.20 (b) อันเนื่องจากมีอัตราการถ่ายเทความร้อนที่สูงจึงทำให้มีอุณหภูมิ Under Cooling สูง ส่งผลให้รัศมีวิกฤติของนิวเคลียสมีขนาดเล็กและเกิดขึ้นเป็นจำนวนมาก อีกทั้งยังมีพื้นที่ผิวของแบบหล่อเป็นบริเวณกว้าง ซึ่ง จะเป็นตัวช่วยสนับสนุนการเกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์ขึ้นบริเวณดังกล่าว

2) เกรนแบบแท่ง (Columnar Zone)

ลักษณะของเกรนแบบแท่งจะมีลักษณะยาวคล้ายเสาเข็ม โดยปลายของผลึกจะยื่นไปในทิศทางเข้าหาศูนย์กลางของความร้อนและตั้งฉากกับผนังแบบหล่อ สาเหตุที่ทำให้ เกรนมีลักษณะเป็นแท่งยาว เพราะการขยายตัวของเกรนจะเป็นไปทุกทิศทาง แต่ว่าการขยายตัวออกทางด้าน ข้างจะไปชนเข้ากับขอบของเม็ดเกรนอื่นๆ ทำให้ไม่สามารถขยายออกด้านข้างได้ แต่สามารถขยายตัวออกไป บริเวณศูนย์กลางของแบบหล่อได้ ดังนั้น เกรนบริเวณนี้จึงมีลักษณะเป็นแท่ง ดังแสดงในรูปที่ 2.20 (c) อีกทั้ง ยังมีขนาดที่โตกว่าผลึกละเอียดบริเวณผนังแบบหล่อ อันเนื่องมาจากอัตราการถ่ายเทความร้อนบริเวณนี้จะต่ำกว่า นั่นเอง

3) เกรนแบบสม่ำเสมอ (Equiaxed Grain)

เม็ดเกรนแบบสม่ำเสมอนี้จะเกิดขึ้นบริเวณกึ่งกลางของแบบหล่อ ที่เป็นเช่นนี้เพราะน้ำโลหะบริเวณกึ่งกลางแบบหล่อจะถ่ายเทความร้อนอย่างช้าๆ และถ่ายเทได้ทุกทิศทาง ทำให้ผลึกขยายตัวได้ทุกทิศทาง จึงส่งผลให้มีลักษณะที่เป็นทรงสมมาตร ดังแสดงในรูปที่ 2.20 (d)



รูปที่ 2.20 ลักษณะการแข็งตัวของน้ำโลหะในแบบหล่อ [24]

2.6 เกรนรีไฟน์เมนต์ (Grain refinement)

เกรนรีไฟน์เมนต์เป็นกระบวนการที่มีบทบาทสำคัญในอุตสาหกรรมโลหะและการผลิตวัสดุ โดยมีจุดประสงค์หลักในการควบคุมและปรับปรุงขนาดเกรนหรือผลึกของโลหะขณะเย็นตัวและแข็งตัว กระบวนการนี้ทำให้คุณสมบัติเชิงกลของโลหะดีขึ้นในหลายด้าน ได้แก่

1) การกระจายตัวของธาตุผสมดีขึ้น เกรนที่มีขนาดเล็กลงช่วยให้ธาตุผสมหรือสารเติมแต่งในโลหะกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอมากขึ้นในโครงสร้างจุลภาค ซึ่งช่วยให้สมบัติทางกายภาพและเคมีของโลหะมีความสม่ำเสมอมากขึ้นทั้งชิ้น

2) สมบัติเชิงกลเท่ากันทุกทิศทางมากขึ้น เกรนที่มีขนาดเล็กและกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ ช่วยให้โลหะมีสมบัติเชิงกลที่ดีขึ้นและมีความสม่ำเสมอในทุกทิศทาง ซึ่งเป็นสิ่งสำคัญในการผลิตชิ้นงานที่ต้องการความแข็งแรงและความทนทานในทุกมิติ

3) โอกาสเกิดการฉีกขณะร้อนน้อยลง การลดขนาดเกรนทำให้โลหะมีความเหนียวและทนทานมากขึ้น ซึ่งช่วยลดโอกาสเกิดการฉีกขาดหรือแตกร้าวขณะโลหะอยู่ในอุณหภูมิสูง ซึ่งเป็นข้อได้เปรียบสำคัญในกระบวนการหล่อและการขึ้นรูปโลหะ

4.) เหมาะสมสำหรับการอบชุบทางความร้อน เกรนที่มีขนาดเล็กและสม่ำเสมอทำให้โลหะสามารถตอบสนองต่อกระบวนการอบชุบทางความร้อนได้ดียิ่งขึ้น โดยเฉพาะในกระบวนการที่ต้องการควบคุมความแข็งแรงและความเหนียวของวัสดุให้เหมาะสมกับการใช้งาน

โดยรวมแล้ว เกรนรีไฟน์เมนต์เป็นกระบวนการที่มีประโยชน์อย่างมากในทุกด้านของโลหะวิทยา และไม่ก่อให้เกิดผลเสียทางโลหะวิทยา ทั้งนี้เนื่องจากการปรับปรุงขนาดและโครงสร้างของเกรนช่วยเพิ่มคุณภาพของโลหะในทุกด้านตั้งแต่ความแข็งแรงไปจนถึงความทนทานและความสามารถในการทำงานในสภาวะต่าง ๆ

โลหะผสมแต่ละชนิดใช้สารเติมเกรนรีไฟน์เนอร์ (Grain refiner) ต่างกัน ยกตัวอย่างเช่น

1) โลหะผสมอะลูมิเนียม ได้แก่ โลหะผสม Ti-B (ส่วนผสม 3 – 10%Ti และ 0.2 – 1.0%B) (รูปที่ 2.21)

2) โลหะผสมแมกนีเซียม ได้แก่ Zr

3) เหล็กกล้า ได้แก่ Al หรือ Ti

4) เหล็กหล่อ ได้แก่ Al, Ca, Ba, Sr โดยมี Ferro silicon (FeSi) เป็นพาหะ เรียกว่า “อินนอคคูแลนต์” ตัวอย่างส่วนผสมของอินนอคคูแลนต์แสดงดังตารางที่ 2.2

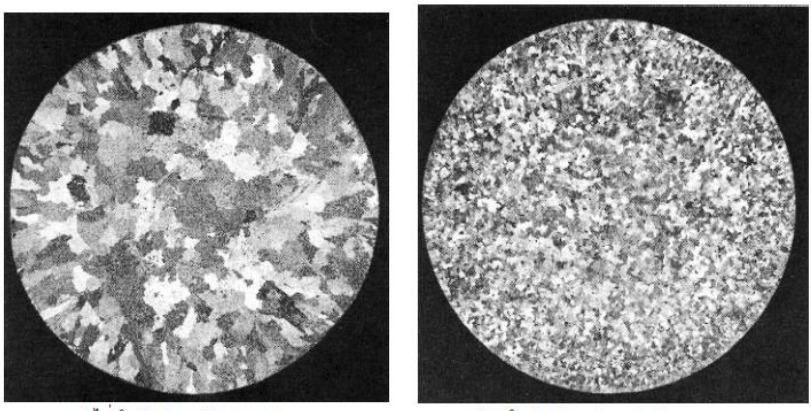
เกรนรีไฟน์เมนต์ที่เหมาะสมควรมีสมบัติดังต่อไปนี้

1) มีโครงสร้างผลึกที่เข้ากันได้กับโลหะผสมของงานหล่อ

2) มีจุดหลอมตัวสูงกว่าหรือใกล้เคียงกับจุดหลอมตัวของงานหล่อ

3) มีความหนาแน่นใกล้เคียงกับโลหะหลอมเหลว

4) มีความสามารถในการเปียกผิว (Wettability) ที่ดีกับโลหะหลอมเหลว



a) ไม่ทำ Grain refinement b) ทำ Grain refinement

รูปที่ 2.21 โครงสร้างมหภาคของงานหล่อ Al-7Si ที่ผ่านการทำเกรนรีไฟน์เมนต์ด้วยการเติมโลหะผสม Ti-B [25]

ตารางที่ 2.2 ตัวอย่างส่วนผสมของอินนอคคูแลนต์สำหรับใช้ในการผลิตเหล็กหล่อ

Si	Al	Ca	Ba	Ce	TRE	Ti	Mn	Sr
46 – 50	0.5 – 1.2	0.6 – 0.9						
74 – 79	1.25 max	0.5 – 1.0						
74 – 79	0.7 – 1.5	1.0 – 1.5						
46 – 50	1.25 max	0.7 – 1.2	0.7 – 1.2				1.25 max	
60 – 65	0.8 – 1.5	1.5 – 3.0	4.0 – 6.0				7 – 12	
70 – 74	0.8 – 1.5	0.8 – 1.5	0.7 – 1.3					
42 – 44		0.7 – 1.2				9 – 11		
50 – 55		5.0 – 7.0				9 – 11		
50 – 55		0.5 – 1.5				9 – 11		
36 – 40				9 – 11	10 – 15			
46 – 50	0.5 max	0.1 max						0.6 – 1.0
73 – 78	0.5 max	0.1 max						0.6 – 1.0

สำหรับเกรนรีไฟต์เมนต์ในเหล็กหล่อนั้น รู้จักกันในชื่อ “อินนอคคูเลชัน (Inoculation)” โดยอินนอคคูแลนต์ส่วนใหญ่มี FeSi เป็นพาหะและมีธาตุอื่น ๆ ได้แก่ Al, Ca, Ba, Bi, Sr, Rare earth (RE) ซึ่งช่วยลดโอกาสเกิดชิลล์ (Chill) ในส่วนบางของชิ้นงานและช่วยลดอัตราการจางลงของอินนอคคูเลชั่นโดยเฉพาะเกรดที่มี Ba, Bi และแรเอิร์ทเป็นองค์ประกอบ อัตราการเติมอินนอคคูแลนต์ของเหล็กหล่อเทาและเหล็กหล่อเหนียวอยู่ในช่วง 0.1 – 0.3% และ 0.3 – 1.0% โดยน้ำหนักตามลำดับ โดยหากเติมมากกว่าในช่วงนี้อาจเกิดปัญหา อินนอคคูแลนต์ไม่ละลาย การสะสมตัวในเลเดิล การอุดตันฟิลเตอร์ เป็นต้น

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

2.6.1. วิธีการทำอินนอคคูเลชั่น

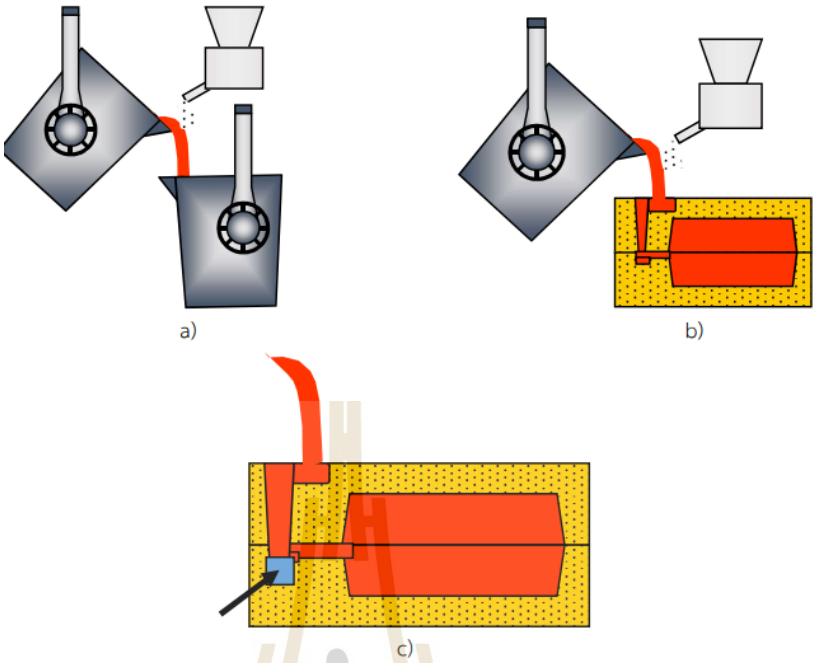
มีทั้งหมด 3 วิธี ได้แก่

1. ทรานสเฟอร์เลเดิล (Transfer ladle) เป็นวิธีที่นิยมที่สุดคือการเติมสารอินนอคคูแลนต์ในเหล็กหลอมเหลวที่กำลังถูกถ่ายเทไปสู่เลเดิลโดยมีเทคนิคคือควรให้เลเดิลมีเหล็กหลอมเหลวประมาณหนึ่งก่อนเติม โดยไม่ควรวางอินนอคคูแลนต์ไว้ที่ก้นเลเดิลเพราะอาจเกิดการเผาผนึกกับผนังวัสดุทนไฟได้ ทั้งนี้หากเติมอินนอคคูแลนต์จากผิวหน้าเหล็กหลอมเหลวที่เต็ม เลเดิลแล้วจะไม่ได้ผลดี เนื่องจากการผสมไม่สม่ำเสมอกัน และอินนอคคูแลนต์อาจติดค้างที่สแลกได้ หลังจากทำอินนอคคูเลชั่นแล้ว ควรเทหล่อทันที เนื่องจากผลจะจางหายไป (โดยทั่วไปผลจะจางลงครึ่งหนึ่งภายใน 5 นาที และหมดประสิทธิผลโดยสิ้นเชิงภายใน 9 นาที ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับประเภทของอินนอคคูแลนต์ที่ใช้) การป้อนอินนอคคูแลนต์อาจใช้อุปกรณ์โปรยผงอินนอคคูแลนต์ด้วยแรงโน้มถ่วง หรืออาจใช้แรงดันอากาศช่วยพ่น หรือใช้วิธีป้อนลวดอินนอคคูแลนต์ (เกรด Fe-75Si) ลงจากทางผิวหน้าของเลเดิล

2. อินสตรีม (In-stream) เป็นการเติมในเหล็กหลอมเหลวขณะถูกเทสู่แบบหล่อ ซึ่งอาจทำเพื่อเสริมการทำ Transfer ladle ได้ ข้อได้เปรียบที่ชัดเจนคือได้ผลจากอินนอคคูเลชั่นเต็มที่เนื่องจากไม่ต้องรอเทลงแบบหล่อ ข้อจำกัดสำคัญคือต้องระวังกรณีที่อินนอคคูแลนต์หลอมละลายไม่สมบูรณ์ ทำให้เป็นอนุภาคฝังภายในงานหล่อ หรือทำให้โครงสร้างจุลภาคของงานหล่อไม่สม่ำเสมอ ปัจจัยที่ต้องควบคุมได้แก่ อุณหภูมิเท ปริมาณซิลิกอนใน เหล็กหลอมเหลว ปริมาณอินนอคคูแลนต์ที่ใช้ การทำอินนอคคูเลชั่นแบบ In-stream มีความเสี่ยงประการหนึ่ง คือมีโอกาสที่อินนอคคูแลนต์จะไม่โดนลำโลหะหลอมเหลวและไปปะปนอยู่กับทรายแบบ ทำให้ไม่ได้ผลตาม ต้องการ

3. อินโมลด์ (In-mold) ใช้วิธีวางอินนอคคูแลนต์ไว้ในระบบทางเดินโลหะหลอมเหลว เช่น บนฟิลเตอร์ เมื่อเหล็กหลอมเหลวไหลผ่านจะเกิดปฏิกิริยาและไหลเข้าสู่แบบหล่อ ข้อได้เปรียบของวิธีนี้คือได้ผลของอินนอคคูเลชั่น เต็มที่ นอกจากนี้ยังสามารถได้ระดับของอินนอคคูเลชั่นในแต่ละแบบต่างกันได้ด้วยเหล็กหลอมเหลวเตาเดียวกัน

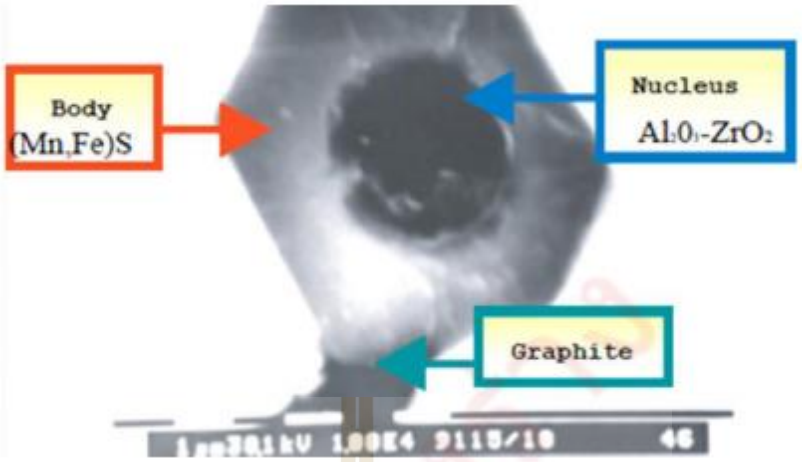
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี



รูปที่ 2.22 วิธีการทำอินนอคคูเลชั่น; a) ทรานสเฟอร์เลเดิล; b) อินสตรีม; c) อินโมลด[25]

กลไกของอินน็อคคูเลชัน คือการทำให้เกิดแกรไฟต์ที่เล็กละเอียดจากการเกิดนิวเคลียสเทียม (Heterogeneous nucleus) ในขณะที่เหล็กหลอมเหลวลดอุณหภูมิมาอยู่ในช่วงอุณหภูมิยูเทคติก ทำให้แกรไฟต์ยูเทคติกเกิดขึ้นได้ง่ายโดยไม่ต้องทำให้อัตราการเย็นตัวเร็ว หรือมีค่าอันเดอคูลลิงสูงในระดับหนึ่งและการเกิดแกรไฟต์ยูเทคติกจะเป็นหน่วยยูเทคติกเซลล์ที่มีขนาดเล็ก

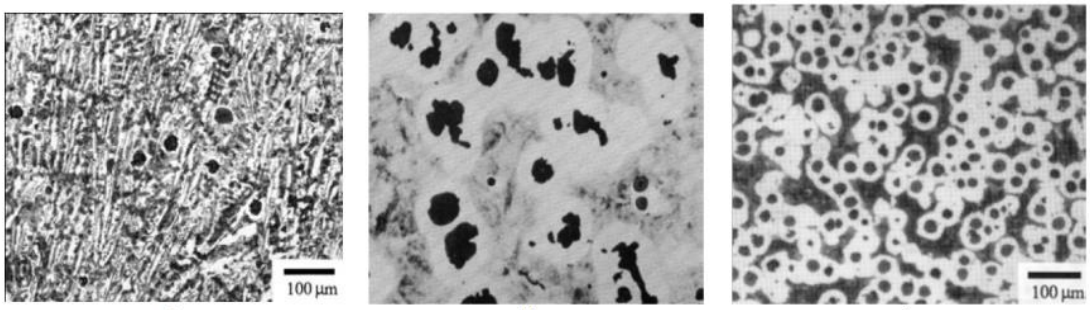
ในขั้นแรกจะเกิดการก่อตัวของสิ่งแปลกปลอมที่เป็นอนุภาคของธาตุขนาดเล็กที่อยู่ในรูปของสารประกอบออกไซด์ ดังรูปที่ 2.23 (โดยออกไซด์ที่มักพบจะเป็นของธาตุ พวก Al + (Mn, Si, Ti, Sr, Zr เป็นต้น) จากนั้นจะเกิดการก่อตัวของสารประกอบ (Mn,X)S บนผิวของสิ่งแปลงปลอมขนาดเล็กที่ก่อตัวไปแล้วก่อนหน้า สุดท้ายแกรไฟต์ก็จะไปจับตัวบน (Mn,X)S ซึ่งบางครั้งมีการทำการปรับสภาพเบื้องต้น (Preconditioning) หลังจากการกำจัดแสลกก่อนเทเพื่อเตรียมน้ำเหล็กให้มีนิวเคลียสเทียมก่อนและทำอินน็อคคูเลชันเพิ่มจำนวนแกรไฟต์ให้มากขึ้น



รูปที่ 2.23 ลักษณะของนิวเคลียสเทียมในน้ำโลหะหลอมเหลว [26]

เทคนิคการเติมอินอคคูแลนต์มีผลอย่างมากต่อการควบคุมคุณภาพ การทำอินอคคูเลชันในเบ้า (Ladle inoculation) คือการเติมสารอินน็อคคูแลนต์อย่างต่อเนื่องลงในน้ำโลหะที่ไหลอยู่เพื่ออาศัยการไหลแบบปั่นป่วนของน้ำโลหะช่วยทำให้สารอินน็อคคูแลนต์กระจายทั่วถึงและสม่ำเสมอ การทำอินอคคูเลชันอาจทำร่วมกับระบบเตาชนิดเทอัตโนมัติ (Automatic pouring furnace) ซึ่งเรียกว่าการทำอินอคคูเลชันแบบโปรยในน้ำโลหะหลอมเหลวที่กำลังเทลงเบ้า (Zn-stream inoculation) โดยใช้สารอินอคคูแลนต์ที่ละเอียดขนาดเล็กกว่าและใช้อัตราเติมที่ต่ำกว่าแบบการทำในเบ้า ช่วงเวลาตั้งแต่เติมสารอินอคคูแลนต์จนถึงการเทน้ำโลหะลงในแบบควรจะสั้นที่สุดเพราะหากทิ้งไว้นานจะทำให้สารอินน็อคคูแลนต์นั้นจางหายไปซึ่งสารอินน็อคคูแลนต์แต่ละชนิดก็มีอัตราการเสื่อมที่แตกต่างกันออกไป นอกจากเทคนิคการเติมทั้งสองแบบได้กล่าวไปแล้ว อาจใช้สารอินน็อคคูแลนต์ที่เป็นเม็ดขนาดเล็กวางไว้ในรูเทหรือทางวิ่งของน้ำโลหะในแบบ สารอินน็อคคูแลนต์จะทำปฏิกิริยากับน้ำโลหะภายในแบบหล่อซึ่งเราเรียกเทคนิคนี้ว่าการทำอินน็อคคูเลชันในแบบหล่อ (In-mould inoculation) โดยสารอินน็อคคูแลนต์ที่ใช้ แบ่งออกเป็น 3 กลุ่มหลักได้แก่ กลุ่ม Graphite (C) กลุ่ม Ferrosilicon (FeSi) และกลุ่ม Calcium silicide (CaSi)

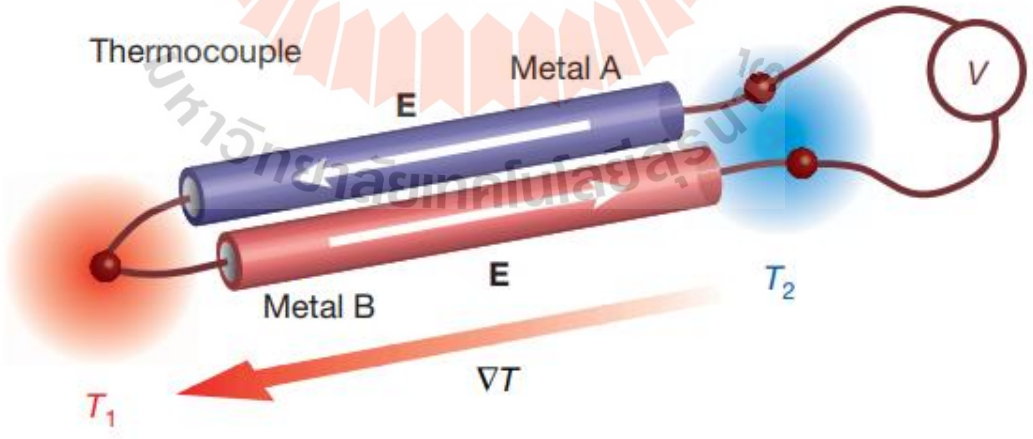
นอกจากการทำอินนอคคูเลชั่นในเหล็กหล่อช่วยให้ได้โครงสร้างที่ละเอียดขึ้นแล้ว ยังช่วยให้ลดปัญหาโอกาสเกิดชิลล์ด้วย รูปที่ 2.24 แสดงการเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่ไม่ผ่านและผ่านการทำอินนอคคูเลชั่นจะเห็นได้ว่าการทำอินนอคคูเลชั่นช่วยแก้ไขการเกิดชิลล์และทำให้ได้โครงสร้างที่ละเอียดขึ้นในเวลาเดียวกัน



รูปที่ 2.24 เปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียว a) ไม่อินนอคคูเลชั่น;
b) ทำอินนอคคูเลชันได้ไม่ดี; c) ทำอินนอคคูเลชั่นได้ดี [25]

2.7 หลักการและทฤษฎีของเทอร์โมคัปเปิล

เทอร์โมคัปเปิล (Thermocouple) เป็นอุปกรณ์ที่ใช้วัดอุณหภูมิในหลายอุตสาหกรรม โดยอาศัยหลักการของปรากฏการณ์เซเบก (Seebeck Effect) ซึ่งถูกค้นพบโดย Thomas Johann Seebeck นักวิทยาศาสตร์ชาวเยอรมันในปี ค.ศ.1821 โดยใช้หลักการเปลี่ยนแปลงความร้อนหรืออุณหภูมิเป็นแรงเคลื่อนไฟฟ้า (EMF) ในวงจร เมื่อมีการเชื่อมต่อโลหะสองชนิดที่ต่างกันและปลายทั้งสองของโลหะนั้นมีอุณหภูมิต่างกัน ถ้าจุดทั้งสองจุดมีอุณหภูมิต่างกันจะทำให้มีการไหลของกระแสในวงจรโลหะตัวนำทั้งสอง (รูปที่ 2.25)



รูปที่ 2.25 หลักการของเทอร์โมคัปเปิล [27]

เทอร์โมคัปเปิลมีหลากหลายชนิดทำมาจากลวดโลหะต่างชนิด จึงมีช่วงวัดอุณหภูมิที่แตกต่างกันด้วย แสดงในตารางดังต่อไปนี้

ตารางที่ 2.3 ส่วนประกอบของช่วงอุณหภูมิและวัสดุตัวนำการวัดของเทอร์โมคัปเปิลแต่ละชนิด

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

ในส่วนของงานวิจัยนี้มีการศึกษาผลของบิสมัทที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเหนียว ซึ่งถูกหลอมเหลวในเตาแบบเหนี่ยวนำด้วยกระแสไฟฟ้าที่อุณหภูมิ 1,500°C ก่อนเทลงเบ้ารับน้ำโลหะและลงแบบหล่อทรายที่อุณหภูมิ 1380°C ในการทดลองนี้ได้เลือกใช้เทอร์โมคัปเปิลแบบ S เพราะเหมาะสำหรับงานวัดอุณหภูมิสูงและวัดอุณหภูมิได้ต่อเนื่อง โดยสามารถวัดอุณหภูมิสูงสุดอยู่ที่ 1,600°C

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

บทที่ 3
วิธีดำเนินการวิจัย

3.1 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

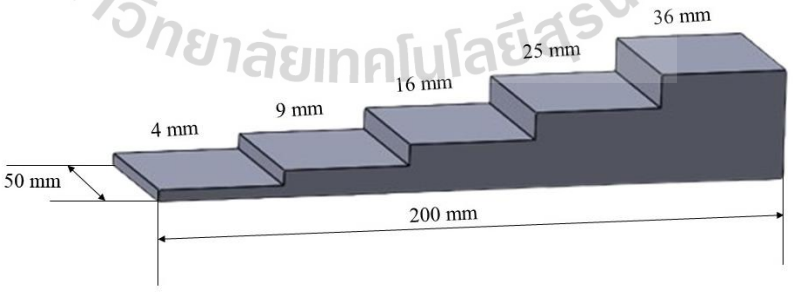
3.1.1 การออกแบบการทดสอบการหล่อ

งานวิจัยนี้ต้องการต้องศึกษาอิทธิพลของบิสมัทที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเหนียว มีขั้นตอนในการดำเนินงานวิจัยแสดงดังรูปที่ 3.2 โดยใช้เทคนิคการหล่อเหล็กหล่อเหนียวขึ้นมาทั้งหมด 5 ชุด ตามตารางที่ 3.1 โดยแต่ละชุดมีการเติมบิสมัทที่แตกต่างกันตั้งแต่ 0 ถึง 0.01% ตามน้ำหนัก ซึ่งในการออกแบบการทดสอบการหล่อชิ้นงานตัวอย่างจะมีทั้งหมด 2 ประเภท ดังต่อไปนี้

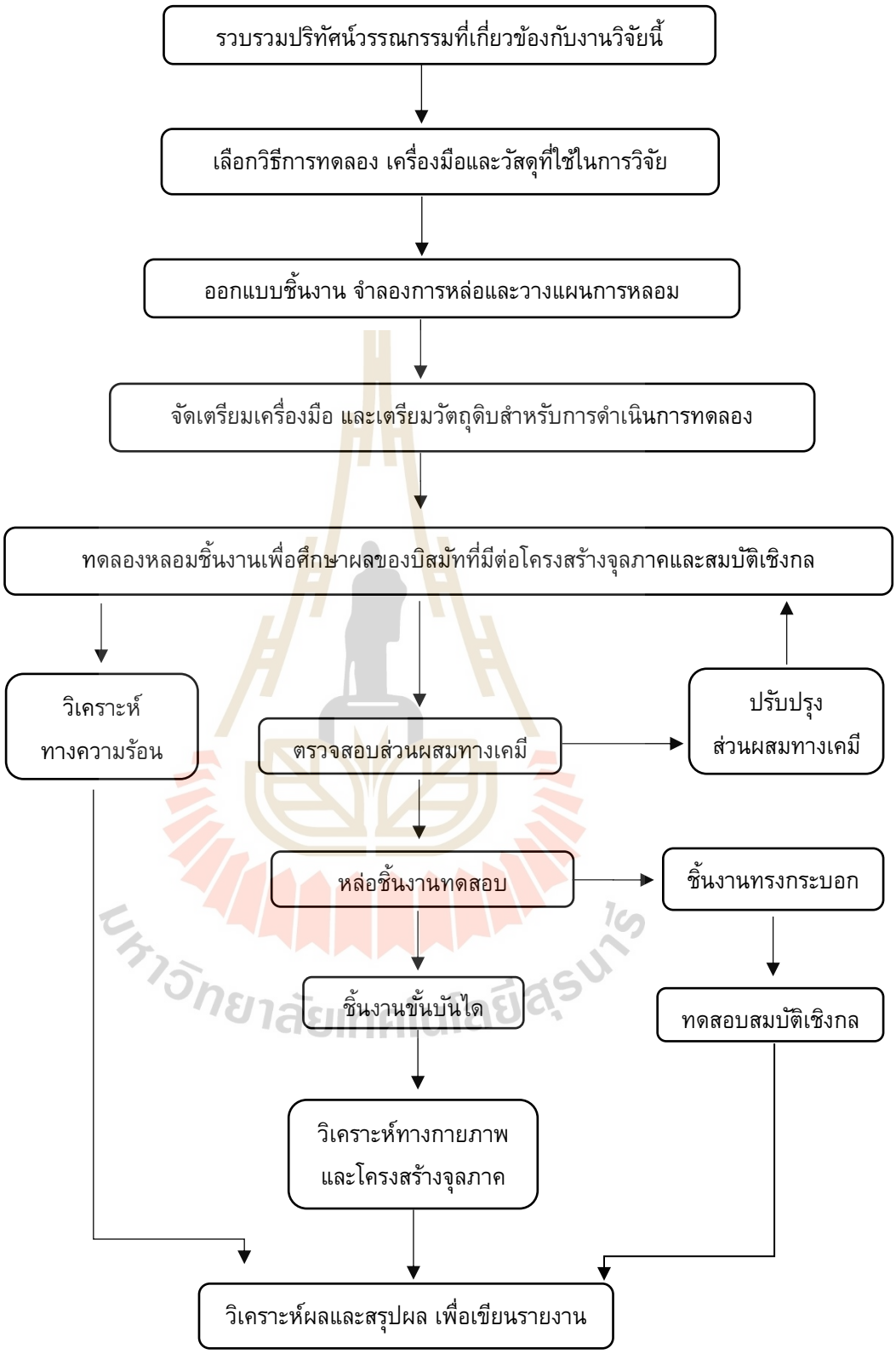
1) การออกแบบแรกคือการหล่อทรงกระบอกสำหรับการทดสอบแรงดึง ตามมาตรฐาน ASTM E8 ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางงานหล่อ 25.4 มิลลิเมตร

2) การออกแบบประเภทที่สองคือการหล่อแบบขั้นบันได (Step pattern) ซึ่งจะมีความหนาแตกต่างกัน ตั้งแต่ 4 9 16 25 และ 36 มิลลิเมตร ตามลำดับ ดังรูปที่ 3.1

นอกจากนี้ยังได้นำซอฟต์แวร์จำลองการหล่อเชิงพาณิชย์ มาใช้เพื่อประมาณอัตราการเย็นตัวที่สอดคล้องกับความหนาของส่วนต่างๆ อีกด้วย



รูปที่ 3.1 ขนาดของการหล่อแบบขั้นบันได



รูปที่ 3.2 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

ตารางที่ 3.1 สรุปเงื่อนไขการทดลอง

เงื่อนไข	ความหนา (มิลลิเมตร)	จำนวนบิสมัท (%น้ำหนัก)
เหล็กหล่อเหนียว	4	0, 0.003, 0.005, 0.007, 0.010
	9	0, 0.003, 0.005, 0.007, 0.010
	16	0, 0.003, 0.005, 0.007, 0.010
	25	0, 0.003, 0.005, 0.007, 0.010
	36	0, 0.003, 0.005, 0.007, 0.010

3.2 วัสดุที่ใช้ในการวิจัย

3.2.1 เหล็กดิบ (Ductile Pig iron) เป็นวัตถุดิบตั้งต้นสำหรับการผลิตเหล็กหล่อเหนียว จะใส่ลงไปในเตาหลอมเป็นลำดับแรก โดยต้องเผาไล่ความชื้นในเหล็กก่อนนำลงไปในเตาหลอม

3.2.2 เหล็กกล้า (Steel) เป็นวัตถุดิบที่ใส่ลงไปเพื่อช่วยลดปริมาณคาร์บอนของเหล็กหลอมเหลว ในกรณีที่เหล็กหลอมเหลวนั้นมีคาร์บอนเกินความต้องการ

3.2.3 เฟอร์โร-ซิลิคอน-แมกนีเซียม (Fe-Si-Mg alloy) เป็นวัตถุดิบที่เติมลงไปในเหล็กหลอมเหลว เพื่อเปลี่ยนรูปทรงของแกรไฟต์เป็นรูปทรงกลม (Spheroidal Graphite) การเปลี่ยนรูปร่างของแกรไฟต์นั้นขึ้นอยู่กับปริมาณของแมกนีเซียม

3.2.4 ผงคาร์บอน (Carbon) เป็นวัตถุดิบที่เติมเพื่อเพิ่มปริมาณคาร์บอนในเหล็กหลอมเหลว ผงคาร์บอนที่เติมมักมีเปอร์เซ็นคาร์บอนไม่น้อยกว่า 99%

3.2.5 บิสมัทบริสุทธิ์ (Pure Bismuth) เป็นวิตถุดิบที่เติมเพื่อเพิ่มปริมาณบิสมัทในเหล็กหลอมเหลวให้มีปริมาณคาร์บอนตามเงื่อนไขที่กำหนด ดังรูปที่ 3.3

3.2.6 สารอินนอคคูแลนต์ เป็นวัตถุดิบสำหรับการทำอินนอคคูเลชั่น ในน้ำเหล็ก ซึ่งสารอินนอคคูแลนต์ที่ใช้ได้ในการทดลองนี้ได้แก่ Superseed75 inoculant โดยมีส่วนผสมตามตารางที่ 3.2

ตารางที่ 3.2 ส่วนผสมทางเคมีของวัตถุดิบที่ใช้ในการหล่อเหล็กหล่อเหนียว

Materials	%C	%Si	%Mn	%P	%S
Ductile Pig iron	4.439	0.61	0.062	0.058	0.028
Steel scrap	0.191	0.284	0.359	0.0082	0.0018

Materials	%C	%Si	%Mg	%Ca	%Re	%Al	%S
Ferro silicon magnesium	-	48.0	5.1	-	-	0.8	-

Materials	%Si	%Ba	%Ca	%Sr	%Al	%Zr	%Ce
Superseed 75 inoculant	73-78	-	0.1 Max	0.6-0.1	0.5 Max	-	-

รูปที่ 3.3 วัสดุที่ใช้ในการทดลอง

3.3 อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในการทดลอง

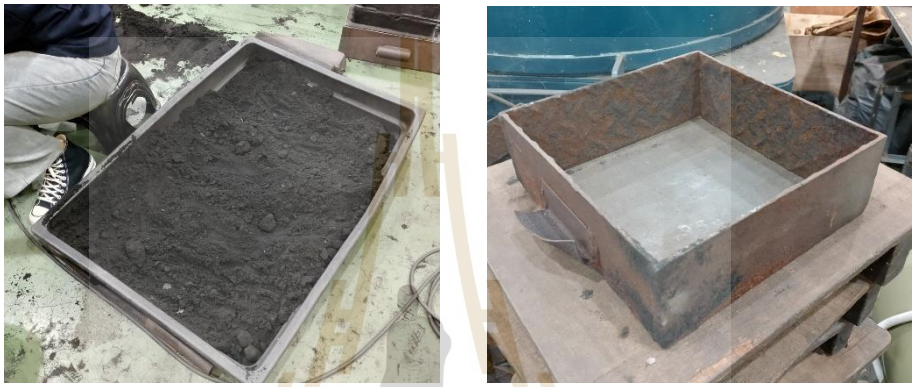
3.3.1 เตาหลอมโลหะประเภทไฟฟ้ากระแสเหนี่ยวนำ (Electric Induction Furnaces) เป็นเครื่องมือที่ใช้ในการหลอมละลายก้อนเหล็กดิบ ก่อนจะมีการเติมส่วนผสมอื่นลงไปให้น้ำโลหะหลอมเหลว เพื่อให้ได้ส่วนผสมทางเคมีตามเงื่อนไขที่ต้องการ โดยเตาหลอมมาพร้อมชุดควบคุมการจ่ายพลังงานไฟฟ้าสามารถจ่ายกำลังไฟฟ้าสูงสุดได้ที่ 100 kVA แสดงดังรูปที่ 3.4

รูปที่ 3.4 เตาหลอมและตู้ควบคุม

3.3.2 เครื่องโม่ทราย เครื่องบดทราย (sand mill) คือเครื่องจักรที่ใช้สำหรับโม่หรือกระจายตัวทราย เพื่อให้ได้เม็ดทรายที่มีขนาดละเอียดและสม่ำเสมอ เหมาะสำหรับการใช้งานในกระบวนการผลิต เช่น การหล่อโลหะ การผลิตกระเบื้อง หรือการใช้งานในอุตสาหกรรมอื่น ๆ ที่ต้องการทรายละเอียดคุณภาพสูง เครื่องโม่ทรายมักมีหลายรูปแบบและขนาด ขึ้นอยู่กับลักษณะการใช้งานและประเภทของวัสดุที่ต้องการบด ดังรูปที่ 3.5

รูปที่ 3.5 เครื่องโม่ทราย

3.3.2 หีบแบบและทรายแบบ เป็นอุปกรณ์และวัสดุที่ใช้ในการทำแม่พิมพ์สำหรับการหล่อโลหะ หีบแบบ (mold) คือโครงสร้างที่ใช้ในการสร้างรูปทรงของชิ้นงาน โดยทั่วไปมักทำจากโลหะหรือวัสดุแข็งอื่น ๆ ส่วนทราย (sand) ใช้เป็นวัสดุทำแม่พิมพ์ในกระบวนการหล่อโลหะ โดยเฉพาะในการหล่อเหล็กหรืออลูมิเนียม ทรายที่ใช้หล่อมักมีการผสมสารเคมีเพื่อเพิ่มความแข็งแรงและความทนทานในการใช้งาน ดังรูปที่ 3.6



รูปที่ 3.6 ทรายแบบ (ซ้าย) หีบแบบ (ขวา)

3.3.3 ชุดอุปกรณ์วัดอุณหภูมิที่ประกอบไปด้วยเทอร์โมคัปเปิลประเภท S ใช้ในการวัดอุณหภูมิน้ำโลหะหลอมเหลวก่อนเทลงในแม่พิมพ์ ดังแสดงในรูปที่ 3.7

รูปที่ 3.7 ชุดอุปกรณ์วัดอุณหภูมิ (ที่มา : http://th.qrdetecting.com และ https://nakayama-meps.co.jp/english/thermometer/index.html)

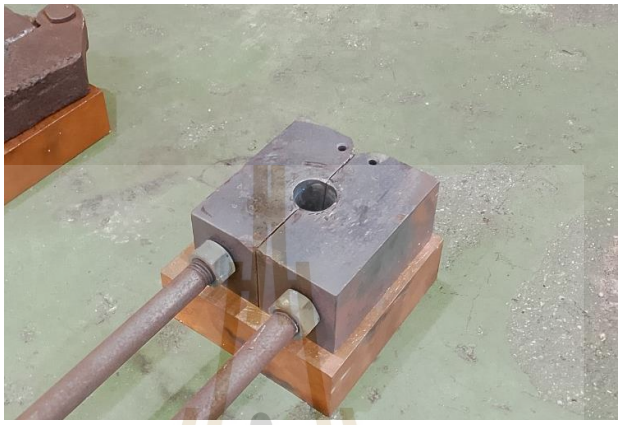
3.3.4 แก๊สเผาแบบ (gas-fired mold) เป็นเชื้อเพลิงในการให้ความร้อนกับแม่พิมพ์ เพื่อทำให้แม่พิมพ์ร้อนและพร้อมใช้งานในการหล่อโลหะ การเผาแม่พิมพ์ด้วยแก๊สช่วยเพิ่มความแม่นยำในการควบคุมอุณหภูมิ ทำให้แม่พิมพ์มีความทนทานและให้ผลลัพธ์ที่ดีกว่าในกระบวนการผลิต ดังรูปที่ 3.8

รูปที่ 3.8 แก๊สสำหรับเผาแบบ

3.3.5 เบ้ารองรับน้ำโลหะ (Ladle) เป็นเบ้าที่รองรับน้ำโลหะจากเตาหลอมโลหะ และเป็นที่ใช้ในการผสมสารโนดูลลาไรเซอร์ (Nodularizer) หรือสารอินน็อคคูแลนต์ก่อนเทลงแบบหล่อ ดังแสดงในรูปที่ 3.9

รูปที่ 3.9 เบ้ารองรับน้ำโลหะ (Ladle)

3.3.6 ชุดอุปกรณ์สำหรับชักตัวอย่างน้ำโลหะ ประกอบไปด้วยแม่พิมพ์ที่ทำด้วยโลหะทองแดงและเบ้ารองรับน้ำโลหะสำหรับชักตัวอย่างแบบเหรียญ ก่อนที่จะนำไปตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีด้วยเครื่องสเปกโตรมิเตอร์ (Optical emission spectrometers) ดังแสดงในรูปที่ 3.10 และรูปที่ 3.11



รูปที่ 3.10 แม่พิมพ์ทองแดงสำหรับรองรับการชักตัวอย่างน้ำโลหะ

รูปที่ 3.11 เบ้ารองรับน้ำโลหะสำหรับชักตัวอย่าง

3.3.7 เครื่องชั่งน้ำหนักแบบหยาบและเครื่องดิจิทัล (ชั่งละเอียด) สำหรับเครื่องชั่งหยาบใช้สำหรับชั่งเหล็กดิบ (Pig iron) และเศษเหล็กกล้าก่อนก่อนใส่เตาหลอมและเครื่องชั่งละเอียดนั้นใช้สำหรับชั่งวัตถุดิบต่าง ๆ ลงสู่เตาหลอม เพื่อปรับส่วนผสมทางเคมีของน้ำโลหะ ดังแสดงในรูปที่ 3.12

รูปที่ 3.12 เครื่องชั่งน้ำหนักแบบหยาบ (ซ้าย) เครื่องชั่งน้ำหนักแบบละเอียด (ขวา)

3.3.8 เครื่องตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี หรือที่เรียกว่าสเปกโตรมิเตอร์ (Optical emission spectrometers) เป็นเครื่องในการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี ในขณะที่ทำการหล่อหลอมและก่อนเทน้ำโลหะลงแม่พิมพ์เพื่อตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีของน้ำโลหะ แสดงในรูปที่ 3.13

รูปที่ 3.13 เครื่องตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี

3.3.9 อุปกรณ์สำหรับการวัดอัตรากาเย็นตัวของเหล็กหล่อเหนียว ประกอบไปด้วย

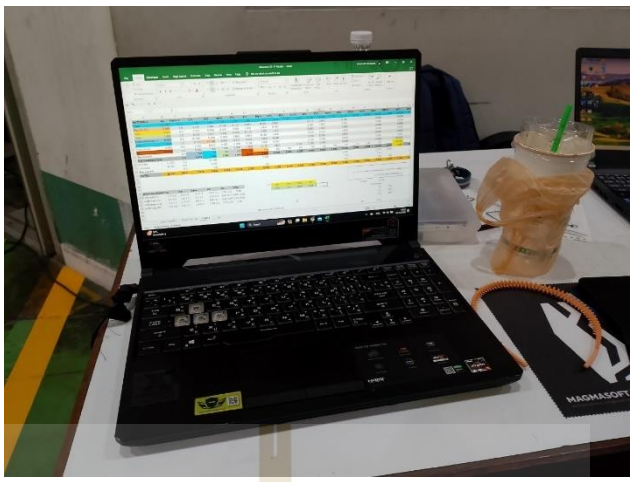
3.3.9.1 เทอร์โมคัปเปิลประเภท S ที่สามารถวัดอุณหภูมิได้สูงถึง 1600 °C ซึ่งจะต่อเข้ากับระบบเก็บข้อมูล (Digital data acquisition system) แสดงในรูปที่ 3.14

รูปที่ 3.14 อุปกรณ์สำหรับการวัดอัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อเหนียว

3.3.9.2 ระบบเก็บข้อมูลแบบดิจิตอล (Digital data acquisition system) เป็นอุปกรณ์ในการเก็บระบบข้อมูลจาก Transducer และ Thermocouple ซึ่งตัวระบบเก็บข้อมูลนั้นจะเชื่อมต่อกับคอมพิวเตอร์โน้ตบุ๊กเพื่อแสดงผลการทดลอง แสดงในรูปที่ 3.15

รูปที่ 3.15 ระบบเก็บข้อมูลแบบดิจิตอล (Digital data acquisition system)

3.3.9.3 คอมพิวเตอร์โน้ตบุ๊ก เป็นอุปกรณ์ทำหน้าที่เป็นจอแสดงผลการทดลองที่ได้มาจากระบบเก็บข้อมูลแบบดิจิตอล แสดงในรูปที่ 3.16



รูปที่ 3.16 คอมพิวเตอร์โน้ตบุ๊กเพื่อแสดงผล

3.3.10 เครื่องตัดเหล็ก (Steel Cutting Machine) เป็นเครื่องจักรที่ใช้สำหรับตัดเหล็กและวัสดุโลหะต่างๆ โดยทั่วไปมีหลายประเภทที่ออกแบบมาเพื่อรองรับการตัดในรูปแบบและขนาดที่แตกต่างกัน แสดงในรูปที่ 3.17

รูปที่ 3.17 เครื่องตัดเหล็กเพื่อใช้ในการตัดชิ้นงาน

3.3.11 เครื่องขัดผิวชิ้นงาน สำหรับเตรียมผิวชิ้นงานให้เรียบเนียนหรือขจัดคราบสนิม และความไม่เรียบของพื้นผิว ช่วยให้ชิ้นงานมีคุณภาพและความสวยงามที่ดีขึ้นเพื่อนำมาใช้ในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค แสดงในรูปที่ 3.18

รูปที่ 3.18 เครื่องขัดผิวชิ้นงาน

3.3.12 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงพร้อมอุปกรณ์การถ่ายภาพ (Optical Microscope with Imaging Equipment) เป็นเครื่องมือที่ใช้ในการขยายภาพวัตถุขนาดเล็กโดยใช้แสง เพื่อให้มองเห็นรายละเอียดที่ไม่สามารถมองเห็นด้วยตาเปล่าได้ โดยมีการติดตั้งอุปกรณ์ถ่ายภาพเพื่อบันทึกภาพหรือวิดีโอของสิ่งที่สังเกตได้ ใช้ในการตรวจสอบลักษณะของโครงสร้างจุลภาคภายหลังการหล่อ ดังแสดงในรูปที่ 3.19

รูปที่ 3.19 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงพร้อมชุดอุปกรณ์ถ่ายภาพ

3.3.13 เครื่องกลึงเหล็ก (Metal Lathe) คือเครื่องจักรที่ใช้สำหรับการขึ้นรูปและแปรรูปเหล็กและโลหะอื่น ๆ ให้เป็นชิ้นงานที่มีรูปทรงต่าง ๆ โดยการหมุนวัสดุรอบแกนหมุนและใช้เครื่องมือ

ในการตัด เจาะ หรือขัดพื้นผิว เครื่องกลึงเหล็กมีหลายประเภทและสามารถใช้ในงานหลากหลายประเภท ตั้งแต่งานผลิตชิ้นส่วนขนาดเล็กจนถึงงานผลิตชิ้นส่วนขนาดใหญ่ในอุตสาหกรรมหนัก ดังแสดงในรูปที่ 3.20

รูปที่ 3.20 เครื่องกลึงเหล็กอัตโนมัติ

3.3.14 เครื่องทดสอบความแข็ง (Hardness Tester) เป็นเครื่องมือที่ใช้ในการวัดค่าความแข็งของวัสดุ ซึ่งเป็นการประเมินความทนทานของวัสดุต่อการเกิดรอยบุ๋มหรือการเสียรูปแบบถาวรเมื่อมีแรงกด เครื่องทดสอบความแข็งมีหลายประเภทที่ใช้วิธีการวัดที่แตกต่างกันออกไป เช่น วิธีการทดสอบความแข็งแบบบริเนล (Brinell), ร็อคเวล (Rockwell), วิกเกอร์ส (Vickers) และอื่น ๆ ดังแสดงในรูปที่ 3.21

รูปที่ 3.21 เครื่องทดสอบความแข็ง

3.3.15 Electron Probe Micro Analyzer (EPMA) เป็นเครื่องมือในการวิเคราะห์ว่าองค์ประกอบใดบ้างที่ประกอบเป็นสสาร โดยการฉายรังสีลำอิเล็กตรอนลงบนพื้นผิวของสารและวัดลักษณะเฉพาะของรังสีเอกซ์ที่สร้างขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 3.22

รูปที่ 3.22 เครื่อง Electron Probe Micro Analyzer (EPMA) (ที่มา: https://www.jeol.com/products/science/epma.php)

3.3.16 เครื่องทดสอบแรงดึง (Tensile Testing Machine) เป็นอุปกรณ์ที่ใช้ในการทดสอบแรงดึงของวัสดุต่าง ๆ โดยการดึงวัสดุให้ยืดออกจนถึงจุดที่วัสดุนั้นแตกหรือขาด การทดสอบนี้ช่วยในการวัดคุณสมบัติทางกลของวัสดุ เช่น ความแข็งแรง ความยืดหยุ่น และความทนทาน ดังแสดงในรูปที่ 3.23

รูปที่ 3.23 เครื่องทดสอบแรงดึง

3.4 ขั้นตอนการหล่อเหล็กหล่อเหนียว

3.4.1 เตรียมชั่งน้ำหนักวัตถุดิบและเตรียมอุปกรณ์ไว้สำหรับการหล่อ

3.4.2 จากนั้นผสมทรายแบบและตำแบบทั้ง 2 ชิ้นงานเพื่อชิ้นงานขั้นบันไดและชิ้นงานทรงกระบอก ดังรูปที่ 3.24

รูปที่ 3.24 ขั้นตอนการตำแบบหล่อ

3.4.3 นำเหล็กดิบ (Ductile Pig iron) ที่เตรียมไว้ใส่เตาหลอมและทำการเปิดเตาหลอมโลหะ เมื่อเหล็กหลอมเหลวแล้วก็ทำการปรุงส่วนผสมทางเคมีตามเงื่อนไขที่กำหนด โดยจะทำการหลอมทั้งหมด 5 ชุด ดังตารางที่ 3.3

3.4.4 หลังจากการปรุงส่วนผสมทางเคมีเป็นที่เรียบร้อยแล้ว จะต้องตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี โดยเทน้ำเหล็กลงบนแท่นทองแดงเพื่อนำเหรียญตัวอย่างไปตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีด้วยเครื่องสเปกโตรมิเตอร์ (Spectrometer) และคำนวณค่าคาร์บอนสมมูล (Carbon equivalent, CE) ให้ตรงตามความต้องการ หากน้ำเหล็กมีปริมาณคาร์บอนที่มากเกินจะทำการเติมเหล็กกล้า เพื่อลดปริมาณคาร์บอนในน้ำเหล็ก หรือถ้ามีปริมาณซิลิคอนในน้ำเหล็กมีมากจะต้องเติมเหล็กดิบเพื่อลดปริมาณซิลิคอน

3.4.5 สำหรับการจะทำให้แกรไฟต์กลมนั้น จะต้องเติมสารเฟอร์โร-ซิลิคอน-แม็กนีเซียม อินน็อคคูแลนต์ และบัสมัทบริสุทธิ์หลังจากการกำจัดออกซิเจน เหล็กหลอมเหลวจะถูกทำให้ร้อนจนถึงอุณหภูมิสูง และถูกเทออกที่ประมาณ 1500°C และ 1450°C ตามลำดับ มายังเบ้ารองรับน้ำ

โลหะ (Ladle) หลังจากทำอินน็อคคูเลชันแล้วควรเทน้ำเหล็กใส่แบบหล่อ ทันทีเพื่อป้องกันการจางหายไปของสารอินน็อคคูแลนต์ ดังรูปที่ 3.25

รูปที่ 3.25 การเทน้ำเหล็กมายังเบ้ารองรับน้ำโลหะเพื่อทำการอินน็อคคูเลชัน

3.4.6 เมื่อเทน้ำโลหะลงสู่แบบหล่อทั้งสองแบบที่อุณหภูมิ 1380 °C เรียบร้อยแล้ว รอให้ชิ้นงานแข็งตัวหลังจากนั้นทำการรื้อแบบ

3.4.7 ทำการวัดขนาดชิ้นงานภายหลังการแข็งตัว เพื่อหาขนาดชิ้นงานที่เปลี่ยนแปลงไป โดยใช้การวัดเพื่อหาค่าเฉลี่ยและวัดน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปเพื่อคำนวณหาปริมาตรที่หายไป

3.4.8 นำชิ้นงานที่ได้จากการหล่อแบบขั้นบันไดไปวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคและชิ้นงานทรงกระบอกไปทดลองสมบัติเชิงกล

ตารางที่ 3.3 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อเหนียวที่ต้องการ

เงื่อนไข	Bi	C	Si	Mn	P	S	Mg	CE
1	0	3.50	2.60	0.04	0.02	0.01	0.06	4.3
2	0.003							
3	0.005							
4	0.007							
5	0.010							

3.5 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและการวิเคราะห์ทางภาพ

3.5.1 นำชิ้นงานที่ได้จากการหล่อแบบขั้นบันได ทั้ง 5 เงื่อนไขนำมาตัดด้วยเครื่องตัดเหล็ก (Cutting Machine) แยกเป็นชิ้นของแต่ละความหนา ตั้งแต่ 4 ถึง 36 มิลลิเมตร จากนั้นผ่ากลางชิ้นงานทุกชิ้น เพื่อเตรียมนำไปขัด

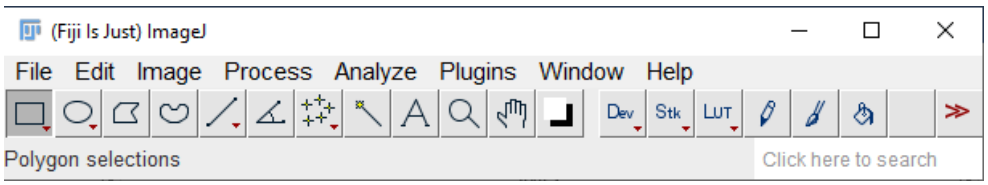
3.5.2 นำชิ้นงานที่ตัดแล้วมาขัดด้วยกระดาษทรายตั้งแต่เบอร์ 100 -1200 จากนั้นขัดด้วยผ้าสักหลาดโดยใช้ผงอะลูมิน่า 0.3 ไมครอน และ 0.05 ไมครอน ตามลำดับ ดังรูปที่ 3.26

รูปที่ 3.26 ขั้นตอนการขัดด้วยผ้าสักหลาดโดยใช้ผงอะลูมิน่า

3.5.3 นำชิ้นงานที่ขัดเสร็จแล้วไปกัดกรดด้วย 3% Nital จากนั้นทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงและทำการถ่ายภาพโครงสร้างใช้เพื่อนำภาพที่ได้มาใช้ซอฟต์แวร์วิเคราะห์ทางภาพ

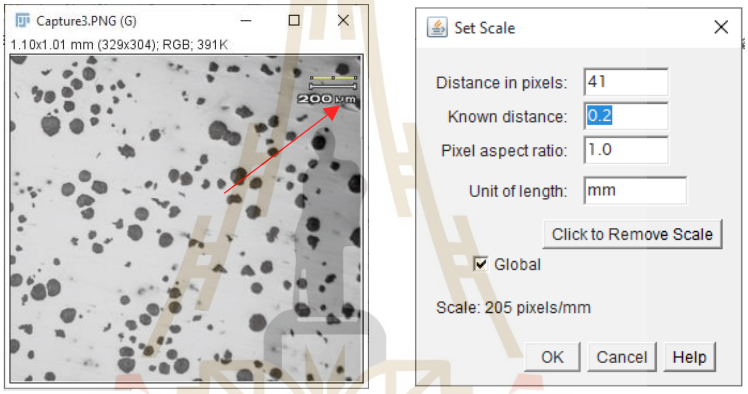
3.5.4 เมื่อนำภาพมาวิเคราะห์ในซอฟต์แวร์วิเคราะห์ทางภาพ จากนั้นทำการวัดจำนวนกราไฟท์ เส้นผ่านศูนย์กลาง ความกลมของแกรไฟต์ อัตราส่วนพื้นที่ของแกรไฟต์ เฟอร์ไรต์ และเพิร์ลไลต์ นำค่าที่ได้มาวิเคราะห์และสรุปผล

3.5.5 วิธีการวัดจำนวนก้อนแกรไฟต์ เส้นผ่านศูนย์กลางและความกลมของแกรไฟต์ นำภาพถ่ายที่กำลังขยาย 50X เท่า ที่บริเวณใจกลางหน้าตัดของชิ้นงานแต่ละความหนาตั้งแต่ 4 ถึง 36 มิลลิเมตร มาเข้าโปรแกรมวิเคราะห์ทางภาพ (Image J) ดังรูปที่ 3.27



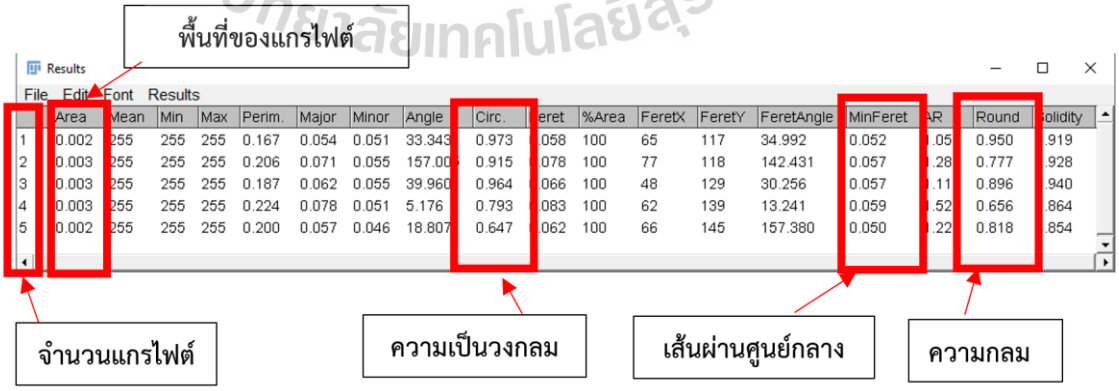
รูปที่ 3.27 โปรแกรมวิเคราะห์ทางภาพ

3.5.6 เมื่อเปิดโปรแกรมแล้วเลือกไปที่ File>Open> เลือกรูปภาพที่ต้องการหาค่าต่างๆ จากนั้นลากเส้นตรงบนรูปภาพ (เส้นสีเหลือง) ให้เท่ากับสเกลบาร์บนรูปภาพ แล้วเลือกไปที่ Analyze>set scale แล้วใส่ค่าต่างๆให้ตรงกับรูปภาพลงไป เสร็จแล้วกด OK เพื่อทำการตั้งค่าสเกล แสดงดังรูปที่ 3.28



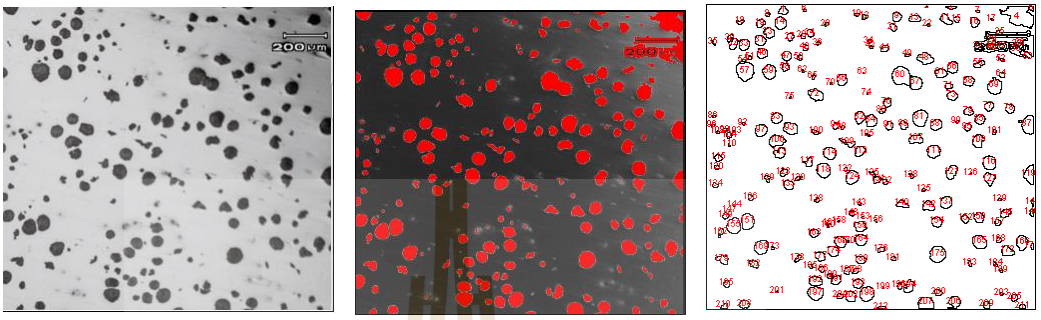
รูปที่ 3.28 วิธีการตั้งสเกลของโปรแกรมทางภาพ

3.5.7 การวัดเส้นผ่านศูนย์กลางนั้นทำได้โดยลากเส้นจากขอบของแกรไฟต์ไปยังขอบฝั่งตรงข้ามกัน ซึ่งโปรแกรมจะคำนวณออกมาให้ในช่อง MinFeret แสดงดังรูปที่ 3.29



รูปที่ 3.29 ผลการคำนวณค่าต่างๆโดยการใช้โปรแกรมทางภาพ

3.5.8 จากนั้นวัดจำนวนแกรไฟต์ออกมาเป็น *Nodule/mm²* โดยไปที่ File > Open > เลือกรูปภาพที่ต้องการหาค่าต่างๆ > Edit > Invert จากนั้นปรับชนิดภาพเป็น 8 bit และใช้ Threshold ในการเลือกพื้นที่ที่ต้องการหา ทำการ Analyze particle ดังรูปที่ 3.30



รูปที่ 3.30 การใช้ซอฟต์แวร์วิเคราะห์ทางภาพ ที่แสดงวิธีการนับจำนวนแกรไฟต์

3.5.9 การคำนวณความกลมของแกรไฟต์ของซอฟต์แวร์วิเคราะห์ทางภาพ หาได้จากสมการทั้ง 2 สมการนี้ แสดงดังรูปที่ 3.26

$$Circ = 4\pi A/P^2 \qquad \text{สมการที่ 3.1}$$

$$Round = 4A/\pi {l_m}^2 \qquad \text{สมการที่ 3.2}$$

3.5.10 วิธีการหาร้อยละพื้นที่ของแกรไฟต์ เฟอร์ไรต์ เพิร์ลไลต์ นำพื้นที่ของแกรไฟต์ เฟอร์ไรต์ เพิร์ลไลต์ ที่ได้จากโปรแกรมมาคำนวณหาร้อยละพื้นที่ของแกรไฟต์ เฟอร์ไรต์ เพิร์ลไลต์ ตามมาสมการที่กำหนดไว้ดังต่อไปนี้

$$\%Gr = \frac{A_{Gr}}{A_{Total}}\ x\ 100 \qquad \text{สมการที่ 3.3}$$

$$\%\propto = \frac{A_{\propto}}{A_{Total}}\ x\ 100 \qquad \text{สมการที่ 3.4}$$

$$\%P = \frac{A_p}{A_{Total}}\ x\ 100 \qquad \text{สมการที่ 3.5}$$

3.6 ทดสอบสมบัติเชิงกล

3.6.1 การทดสอบความแข็งของวัสดุ (Hardness Test)

3.6.1.1 เตรียมชิ้นงานที่ได้จากการหล่อแบบขั้นบันได (Step pattern) ทั้ง 5 เงื่อนไขที่ทำการตัดแยกเป็นชิ้นของแต่ละความหนา ตั้งแต่ 4 ถึง 36 มิลลิเมตร

3.6.1.2 ตั้งค่าแรงกดสำหรับหัวกดแบบริเนลล์ จากนั้นนำชิ้นงานที่เตรียมไว้มากกด 5 จุด เพื่อหาค่าเฉลี่ยความแข็งของชิ้นงาน ทำวนไปทั้งหมดจำนวน 25 ชิ้น

3.6.2 การทดสอบแรงดึง (Tensile Test)

3.6.2.1 นำชิ้นงานเหล็กหล่อเหนียวทรงกระบอกขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางหล่อ 25.4 มิลลิเมตร ที่ได้ทำการหล่อไว้ในตอนต้น ไปกลึงให้ได้ขนาดและรูปร่างที่เหมาะสมสำหรับทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM E8 แบบที่ 1 ดังรูปที่ 3.31

3.6.2.2 เมื่อกลึงจนได้รูปร่างตามมาตรฐานแล้ว นำชิ้นงานไปทำการทดสอบด้วยเครื่องทดสอบแรงดึงได้ทันที ทำวนไปทั้งหมดจำนวน 20 ชิ้น

รูปที่ 3.31 ตัวอย่างทดสอบแรงดึงมาตรฐานสำหรับเหล็กหล่อ

3.7 การย้อมสีโครงสร้าง

3.7.1 วัสดุที่ใช้ในการย้อมสี

1) ชิ้นงานเหล็กหล่อเหนียว ความหนา 36 มิลลิเมตร จำนวน 5 ชิ้น

2) โซเดียมไฮดรอกไซด์ (NaOH) 80 กรัม

3) โพแทสเซียมไฮดรอกไซด์ (KOH) 20 กรัม

4) กรดพิคริก 20 กรัม

5) น้ำ DI 200 มิลลิลิตร

3.7.2 ขั้นตอนการย้อมสีโครงสร้าง

3.7.2.1 ชั่งสาร NaOH 80 กรัมและ KOH 20 กรัม เตรียมไว้

3.7.2.2 ตวงน้ำกลั่น 200 มิลลิลิตร นำ NaOH 80 กรัม เทลงในน้ำกลั่น ค่อยๆเททีละนิดแล้วคนให้ละลาย เมื่อ NaOH ละลายหมดแล้วให้เท KOH 20 กรัม ลงในน้ำกลั่น แล้วคนจนกว่าจะละลายทั้งหมด จากสีขาวขุ่นจนใส

3.7.2.3 ชั่ง Picric ประมาณ 20 กรัม แล้วค่อยๆ เทลงในบีกเกอร์ที่ละลาย NaOH ผสม KOH แล้ว คนจนกว่าจะละลาย

3.7.2.4 เปิด Hot plate แล้วตั้งอุณหภูมิให้อุณหภูมิกรดถึงประมาณ 120˚C ใช้เทอร์โมมิเตอร์คอยวัดอุณหภูมิกรด ในระหว่างที่มีความร้อนเกิดขึ้นหาฟอยล์อะลูมิเนียมมาปิดปากบีกเกอร์ไว้ เพื่อลดการระเหยของน้ำ เพราะกรดมันจะเดือด

3.7.2.5 เมื่อทุกอย่างละลายหมดแล้วกรดจะเป็นสีน้ำตาลเข้มตามภาพที่ 3.32 อุณหภูมิกรดถึงประมาณ 120˚C แล้วให้นำชิ้นงานจุ่มลงไป พยายามอย่าวางลงไปก้นบีกเกอร์ เนื่องจากมันมีตะกอนของสารที่ละลายไม่หมดอยู่ซึ่งจะทำให้งานสกปรก จุ่มชิ้นงานลงไปประมาณ 120 วินาที จนผิวหน้างานออกเป็นสีตามที่ต้องการ

3.7.2.6 นำชิ้นงานไปล้างน้ำ และแอลกอฮอลล์ แล้วเป่าให้แห้ง จากนั้นนำไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

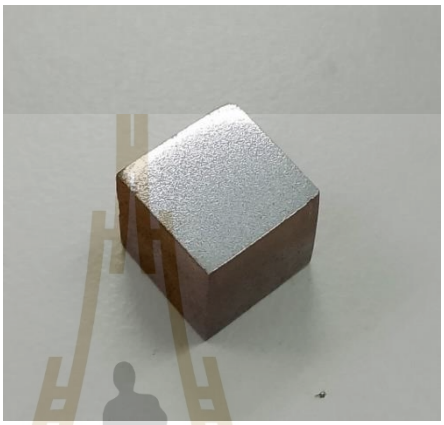
รูปที่ 3.32 สีของกรดก่อนจุ่มชิ้นงาน

3.8 การวิเคราะห์ด้วยเครื่องวิเคราะห์ไมโครโพรบอิเล็กตรอน (Electron Probe

Micro Analysis; EPMA)

3.8.1 เตรียมชิ้นงานที่ได้จากการหล่อแบบขั้นบันได ความหนา 36 มิลลิเมตรและมีการเติมบิสมัท 0.005% นำไปตัดให้ได้ขนาด 1x1x1 เซนติเมตร

3.8.2 แล้วนำชิ้นงานมาขัดด้วยกระดาษทรายตั้งแต่เบอร์ 100 -1200 จากนั้นขัดด้วยผ้าสักหลาดโดยใช้ผงอะลูมิน่า 0.3 ไมครอน และ 0.05 ไมครอน ตามลำดับ ดังรูปที่ 3.33



รูปที่ 3.33 ชิ้นงานที่ใช้สำหรับวิเคราะห์ด้วยเครื่อง EPMA

3.8.3 นำชิ้นงานที่ขัดเสร็จแล้วไปกัดกรดด้วย 3% Nital จากนั้นเป่าชิ้นงานให้แห้งสนิทเพื่อไม่ให้เกิดสนิมบนผิวชิ้นงาน

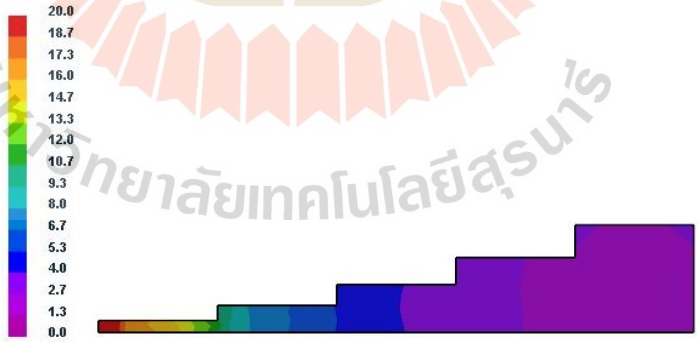
3.8.4 นำชิ้นงานที่เตรียมไว้ไปทำการวิเคราะห์ด้วยเครื่องวิเคราะห์ไมโครโพรบอิเล็กตรอน (EPMA) เพื่อสังเกตการกระจายตัวขององค์ประกอบในโครงสร้างจุลภาค เกณฑ์ที่ใช้ในการทดลอง EPMA แสดงดังตารางที่ 3.4

ตารางที่ 3.4 พารามิเตอร์สำหรับการทดลอง EPMA

	Parameter
Acceleration volage	15 kV
Beam size	1 mm
Current	7.5 nA
Measuring time	10 msec
Step size	0.4 mm
Total area size	410d x 307 mm

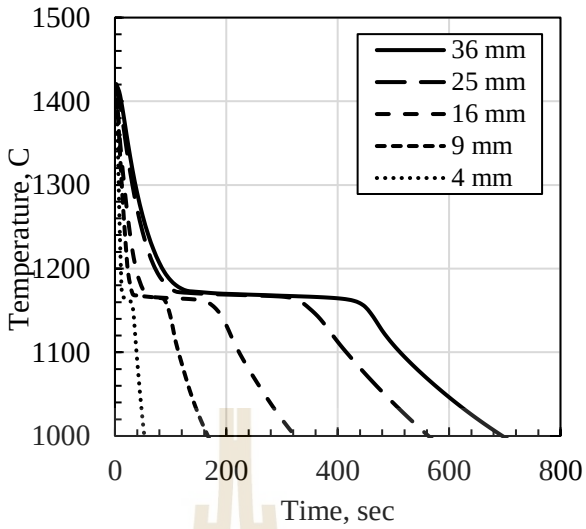
บทที่ 4
ผลการวิจัยและอภิปรายผล

ในบทนี้จะนำเสนอผลการทดลองและการวิเคราะห์ผลการทดลองของอิทธิพลของบิสมัทที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเหนียว โดยการทดสอบการหล่อมีสองประเภท การออกแบบแรกคือการหล่อทรงกระบอกสำหรับการทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM E8 ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางหล่อ 25.4 มิลลิเมตร การทดสอบการหล่อประเภทที่สองคือการหล่อแบบขั้นบันได ซึ่งมีความหนาที่แตกต่างกัน ตั้งแต่ 4 ถึง 36 มิลลิเมตร ได้รับการออกแบบเพื่อรองรับการศึกษาผลกระทบของอัตราการเย็นตัว และใช้ซอฟต์แวร์จำลองการหล่อเชิงพาณิชย์ เพื่อประมาณอัตราการเย็นตัวที่สอดคล้องกับความหนาของส่วนต่างๆ นอกจากนี้ จากรูปที่ 4.1 อัตราการเย็นตัวและกราฟการเย็นตัวที่จำลองขึ้น ได้นำข้อมูลจากเทอร์โมคัปเปิลเสมือนที่ใส่ไว้ที่จุดศูนย์กลางชิ้นงานของแต่ละความหนานั้น โดยรวมแล้ว อัตราการเย็นตัวที่จำลองได้ มีค่าอยู่ในช่วงประมาณ 1.0 – 18.0 องศาเซลเซียส/วินาที เวลาในการแข็งตัวเฉพาะที่อยู่ระหว่างไม่กี่วินาทีถึงหลายนาที ซึ่งแสดงถึงความหนาของส่วนทั่วไปในการใช้งานทางอุตสาหกรรม



a)

รูปที่ 4.1 ผลจากการจำลองการหล่อจากซอฟต์แวร์; a) อัตราการเย็นตัว; b) กราฟการเย็นตัว



b)

รูปที่ 4.1 ผลจากการจำลองการหล่อจากซอฟต์แวร์; a) อัตราการเย็นตัว; b) กราฟการเย็นตัว (ต่อ)

4.1 องค์ประกอบทางเคมี

เหล็กหล่อเหนียวจำนวน 5 ชุด ถูกผลิตขึ้นโดยใช้เตาหลอมเหนี่ยวนำ โดยแต่ละชุดมีปริมาณบิสมัทที่แตกต่างกัน ตั้งแต่ 0 ถึง 0.01% โดยน้ำหนัก ตลอดการทดลอง ค่าคาร์บอน ซิลิคอน และแมงกานีสยังคงที่ หลังจากการกำจัดออกซิเจน เหล็กหลอมเหลวจะถูกทำให้ร้อนจนถึงอุณหภูมิสูงและถูกเทออกที่ประมาณ 1500℃ และ 1450℃ ตามลำดับ การทำให้เกิดทรงกลมทำโดยใช้ FeSiMg ที่ประกอบด้วยแรร์เอิร์ท (Fe-45Si-5.2Mg-2.0Ca-0.4Al-2.23RE) การทำอินน็อคคูเลชั่น (Fe-75Si, 0.2% โดยน้ำหนักของเหล็กหลอมเหลว) ก่อนที่จะเทที่อุณหภูมิประมาณ 1380℃ ใช้แบบหล่อทรายโดยมีการหล่อเพื่อทดสอบสองประเภทคือ แบบขั้นบันไดและแบบทรงกระบอก ค่าความละเอียดของเกรน (Grain Fineness Number, GFN) อยู่ระหว่าง 55-60 องค์ประกอบทางเคมีตรวจสอบด้วยเครื่องตรวจวิเคราะห์หาส่วนผสมทางเคมี (Optical Emission Spectrometer : OES) และปริมาณของบิสมัทและเซเรียมถูกกำหนดโดยเครื่องวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยเทคนิค ICP-OES (Inductively Coupled Plasma Optical Emission Spectrometry) ตารางที่ 4.1 แสดงองค์ประกอบทางเคมีของเหล็กที่ผลิตในงานวิจัยนี้ มีปริมาณคาร์บอน ซิลิคอน แมงกานีส ฟอสฟอรัส และกำมะถัน ยังคงอยู่ในช่วงของขอบเขตที่จำกัด ค่าคาร์บอนสมมูล (CE = %C + 1/3 (%Si+%P)) แสดงให้เห็นว่าเงื่อนไขทั้งหมดมีแนวโน้มใกล้เคียงกับส่วนประกอบยูเท็คติก ส่วนปริมาณแมกนีเซียมนั้นมีค่าเกินอุตสาหกรรมทั่วไป เพื่อการประเมินผลกระทบของแรร์เอิร์ทในส่วนที่หนากว่าและอิทธิพลรวมกับบิสมัท

แมกนีเซียมที่สูงขึ้นสามารถนำไปสู่การเกิดคาร์ไบด์ได้ เนื่องจากแมกนีเซียมเพิ่มแนวโน้มการเย็นตัว นอกจากนี้เฟอร์โรซิลิคอนแมกนีเซียม (FeSiMg) ที่ใช้เป็นแหล่งของแมกนีเซียมยังมีซีเรียมที่ทำงานร่วมกับบิสมัทอีกด้วย ปริมาณบิสมัทอยู่ระหว่าง 0 ถึง 0.01% โดยมีการสูญเสียบางส่วนระหว่างการเติมในช่วงการหลอม นอกจากนี้อะลูมิเนียมและดีบุกมีปริมาณอยู่ที่ 0.009% และ 0.0024% ตามลำดับ องค์ประกอบอื่นๆ มีอยู่ในปริมาณเล็กน้อย (<0.0004% As, <0.0005% Pb, <0.0004% Sb, <0.00001% Cd) ธาตุแรร์เอิร์ทที่ใช้ในการทดลองนี้มีธาตุซีเรียม (Ce) เป็นหลัก เนื่องจากแลนทานัม (La), ตะกั่ว (Pb) และพลวง (Sb) อยู่ในระดับต่ำมาก ดังนั้น อัตราส่วนของ Ce/Bi จึงแสดงไว้ใน ตารางที่ 2.1 เพื่อการวิเคราะห์เพิ่มเติม

ตารางที่ 4.1 ส่วนประกอบทางเคมีของชิ้นงานเหล็กเหนียวในการศึกษานี้

Heat	Bi	C	Si	Mn	P	S	Mg	CE	Ce	Ce/Bi
1	0.0001	3.41	2.59	0.064	0.037	0.01	0.078	4.27	0.007	70.0
2	0.003	3.42	2.45	0.061	0.041	0.01	0.088	4.24	0.008	2.67
3	0.005	3.40	2.57	0.064	0.040	0.01	0.079	4.26	0.008	1.60
4	0.007	3.41	2.46	0.055	0.046	0.03	0.077	4.23	0.009	1.29
5	0.010	3.47	2.47	0.058	0.044	0.01	0.058	4.29	0.010	1.00

4.2 ผลของบิสมัทที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียว

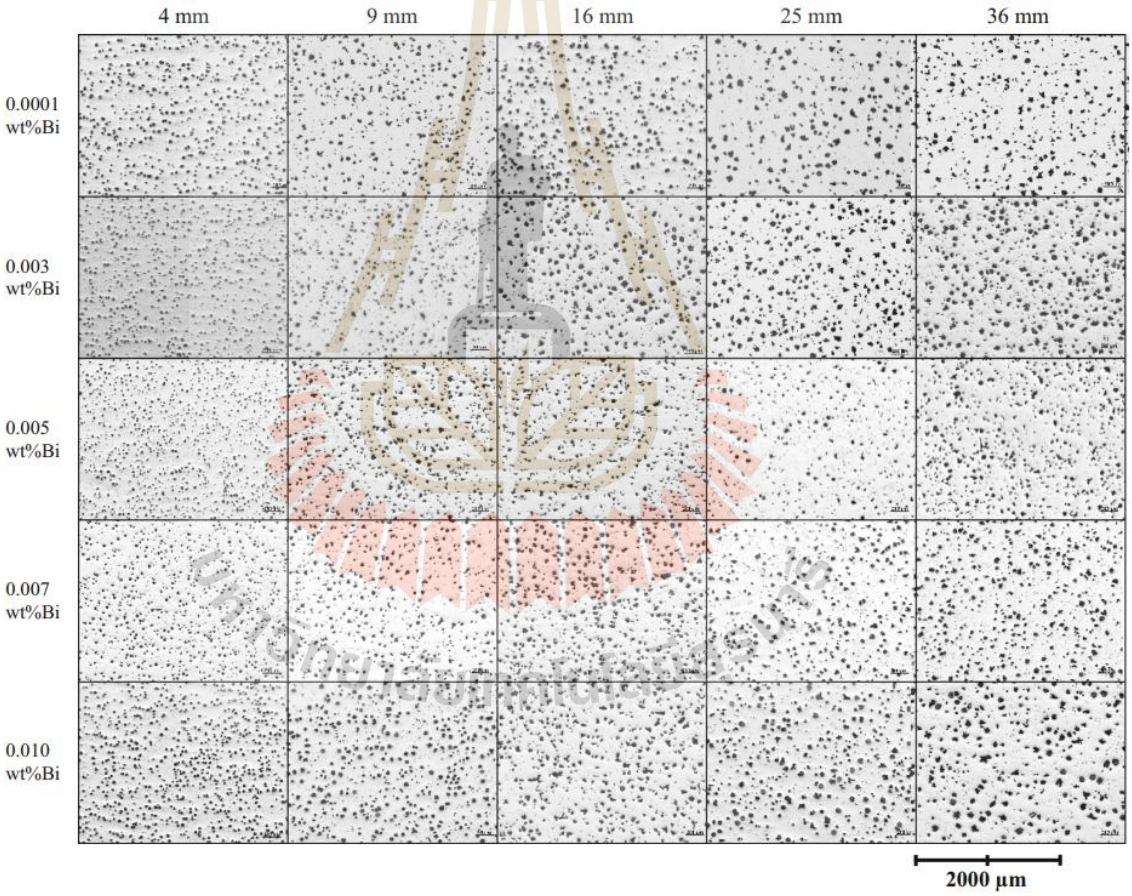
4.2.1 โครงสร้างจุลภาคก่อนกัดกรด

จากรูปที่ 4.2 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานตัวอย่างที่ไม่ได้กัดกรด ซึ่งมีความหนาและบิสมัทที่แตกต่างกัน โดยรวมแล้วมีค่าความกลม (Circularity) มากกว่า 0.8 ซึ่งแสดงเห็นถึงความเป็นก้อนกลมที่ยอมรับได้ในทุกตัวอย่าง แม้ในกรณีที่มีความหนาของหน้าตัดที่ใหญ่ที่สุดก็เช่นเดียวกัน พบว่ามีส่วนของชังกี้แกรไฟต์(Chunky graphite) เพียงเล็กน้อยเท่านั้น ที่พบที่จุดศูนย์กลางความร้อนของความหนา 25 และ 36 มิลลิเมตร

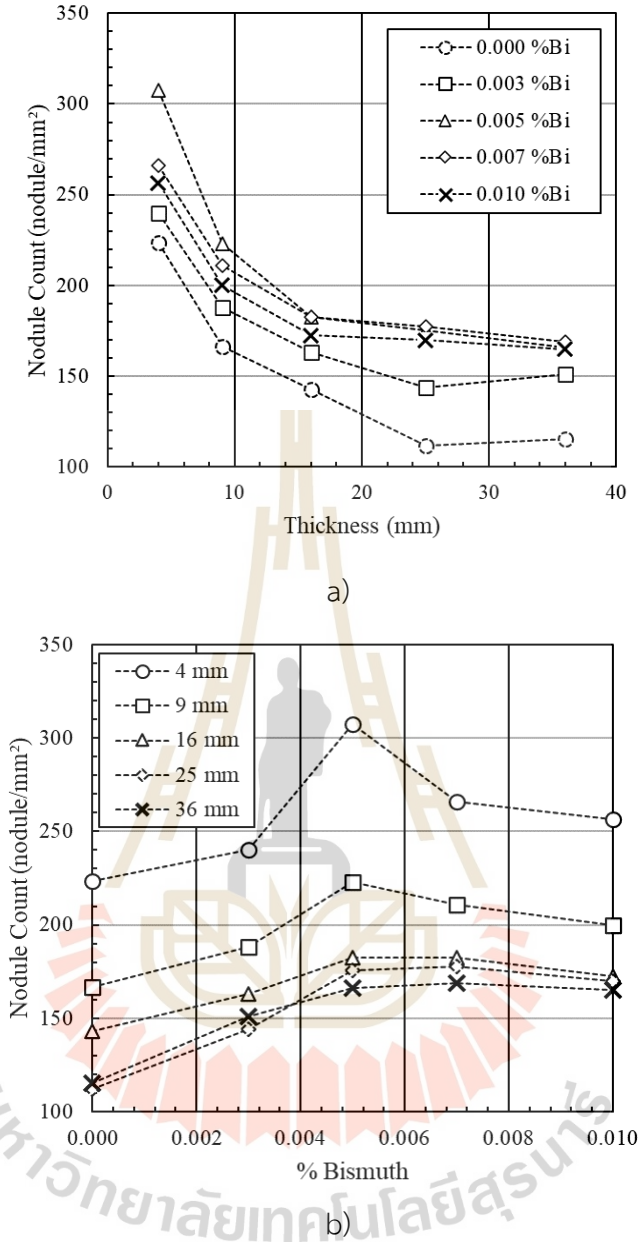
จากรูปที่ 4.3a แสดงอิทธิพลของความหนาต่อจำนวนแกรไฟต์ (Nodule count) จะเห็นได้ว่าส่วนที่หนาขึ้นส่งผลให้จำนวนแกรไฟต์ลดลง เนื่องจากอัตราการเย็นตัวช้าลง การวัดจำนวนแกรไฟต์ที่ได้เทียบกับงานวิจัยในหน้าอ้างอิงลำดับที่ 13 และ 14

จากรูปที่ 4.3b แสดงอิทธิพลของบิสมัทต่อจำนวนแกรไฟต์ สำหรับความหนาของหน้าตัด 4 และ 9 มิลลิเมตร จะเห็นได้ว่าจำนวนแกรไฟต์จะเพิ่มขึ้น เมื่อทำการเพิ่มบิสมัทไปจนถึง

0.005% แต่เมื่อเติมบิสมัทให้มีปริมาณสูงกว่านั้น พบว่าจำนวนแกรไฟต์นั้นลดลง สำหรับความหนาของหน้าตัด 16, 25 และ 36 มิลลิเมตร จำนวนแกรไฟต์จะถึงจุดสูงสุดที่ 0.007%Bi และไม่มีแนวโน้มลดลงอย่างชัดเจนของจำนวนแกรไฟต์เมื่อบิสมัทสูงขึ้น นี่แสดงให้เห็นว่าความหนาของหน้าตัดที่ใหญ่กว่านั้น ต้องใช้ความเข้มข้นของบิสมัทที่สูงขึ้นเพื่อการปรับแต่งแกรไฟต์เบื้องหลังกลไกของบิสมัทที่มีผลกระทบต่อจำนวนแกรไฟต์ จะมีการหารือในภายหลัง เป็นที่น่าสังเกตว่าตัวอย่างที่มีความหนาของหน้าตัด 4 มิลลิเมตร ที่ไม่มีบิสมัท จะแสดงการเกิดคาร์ไบด์ในโครงสร้างจุลภาค เนื่องจากมีอัตราการเย็นตัวและปริมาณแมกนีเซียมสูง ในความเป็นจริงแมกนีเซียมเป็นที่รู้จักในด้านการส่งเสริมการเกิดชิล (Chill) นั้นมีค่อนข้างสูงในการวิจัยครั้งนี้



รูปที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่มีความหนาและบิสมัทแตกต่างกัน (ก่อนกัดกรด)

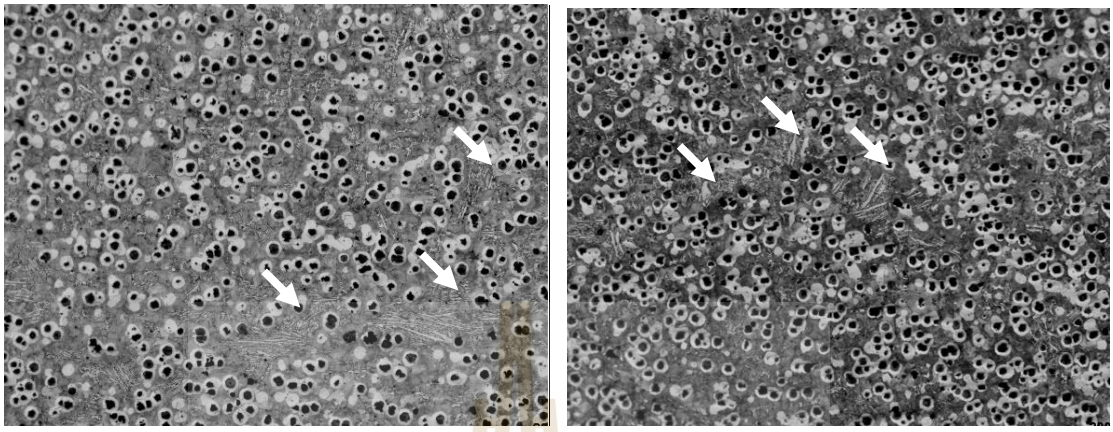


รูปที่ 4.3 ผลของบิสมัทและความหนาต่อจำนวนแกรไฟต์; a) ความหนาของหน้าตัด ; b) บิสมัท

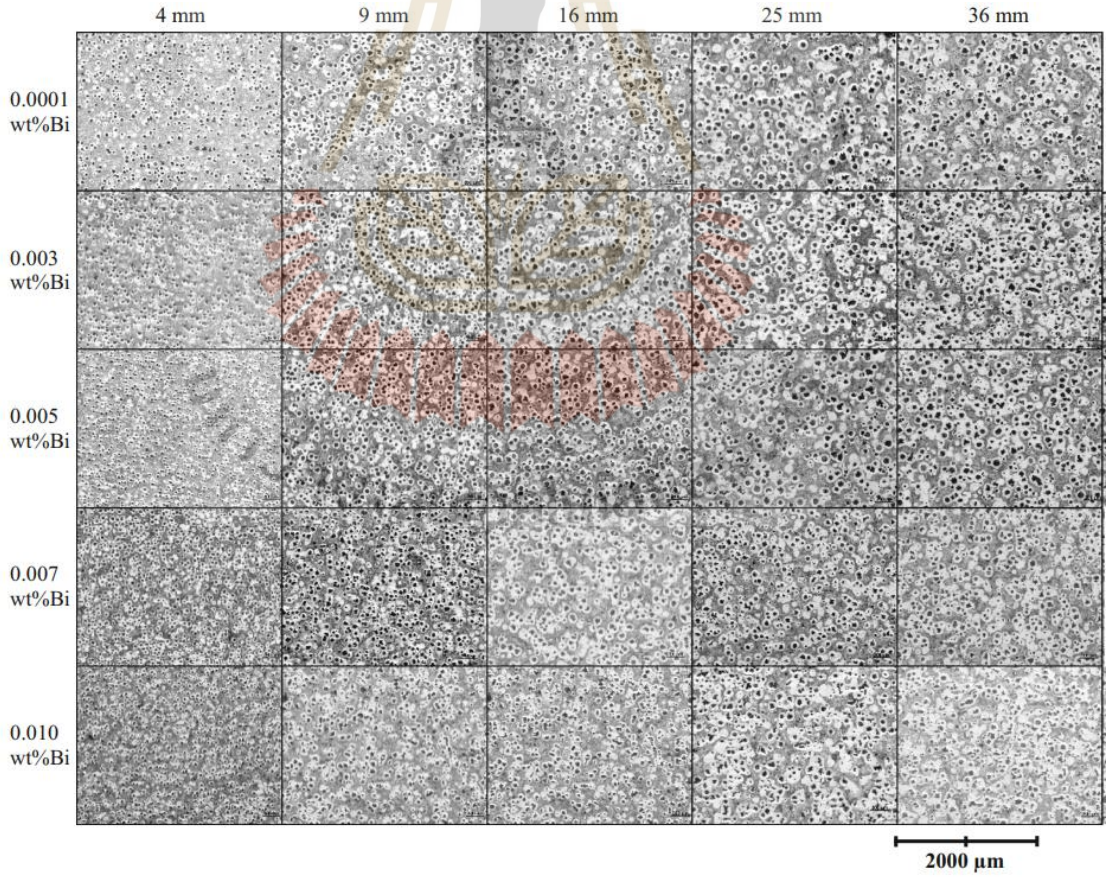
4.2.2 โครงสร้างจุลภาคหลังกัดกรด

จากรูปที่ 4.4 แสดงการก่อตัวของคาร์ไบด์ในตัวอย่างชิ้นงานกัดกรด ที่มีความหนาของหน้าตัด 4 มิลลิเมตร เนื่องจากการเกิดคาร์ไบด์ทำให้จำนวนแกรไฟต์ลดลง โดยพบจำนวนแกรไฟต์ที่ต่ำมากที่ความหนาของหน้าตัด 4 มิลลิเมตร อย่างไรก็ตามผลกระทบนี้จะลดลงเรื่อยๆ เมื่อมีความหนาของหน้าตัดและบิสมัทสูงขึ้น ในการศึกษานี้ พบว่าอิทธิพลของบิสมัทมีแนวโน้มช่วยลด

ความสามารถในการเกิดชิลล์ (Chill) หรือคาร์ไบด์เช่นเดียวกันกับที่รายงานไว้ก่อนหน้านี้ [13, 14 และ 18]

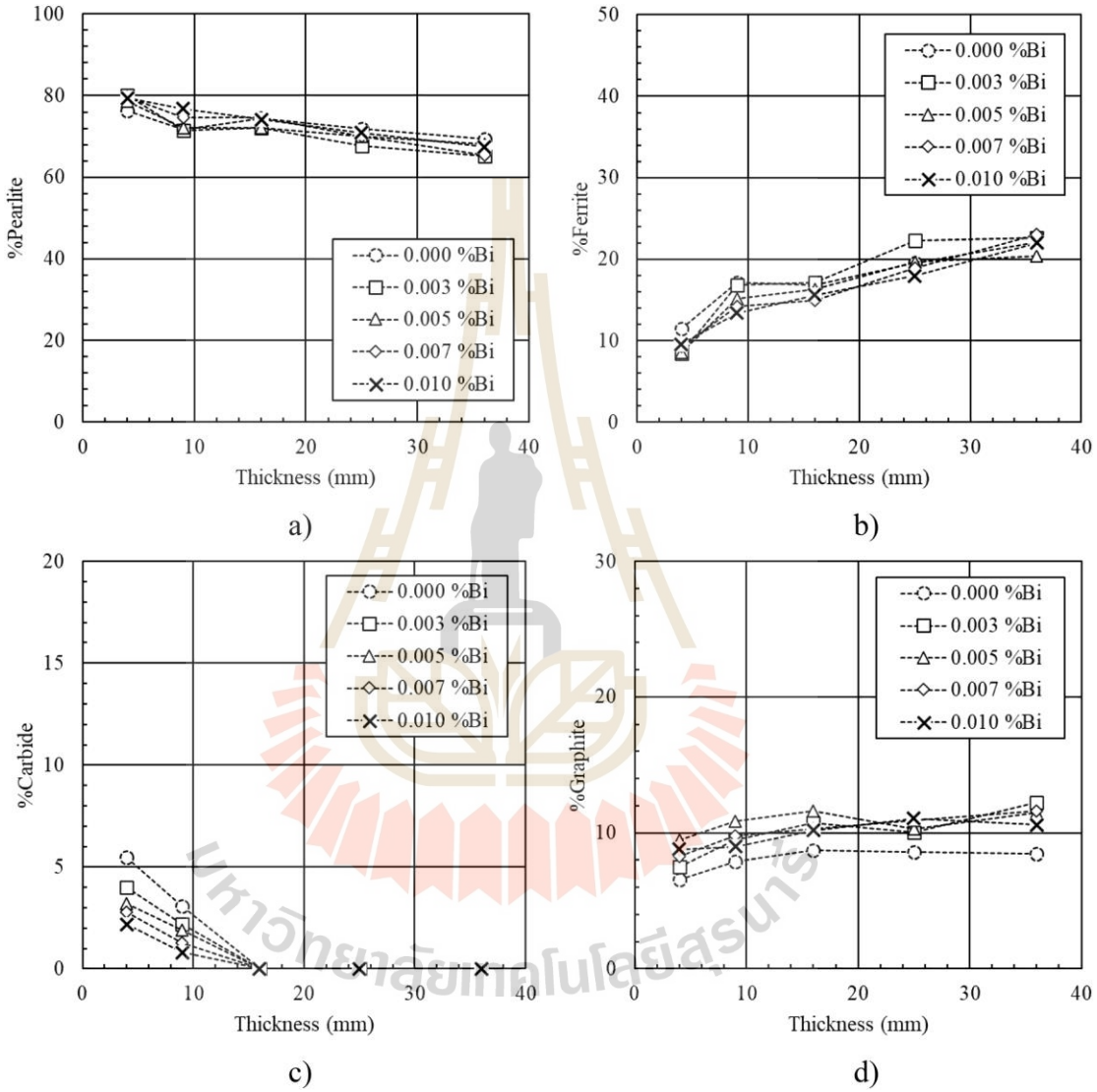


รูปที่ 4.4 Inversed chill ที่พบในตัวอย่างที่มีความหนาของหน้าตัด 4 มิลลิเมตร (ซ้าย) 0.000%Bi ; (ขวา) 0.003%Bi



รูปที่ 4.5 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่มีความหนาและบิสมัทที่แตกต่างกัน (กัดกรดด้วย 3% Nital)

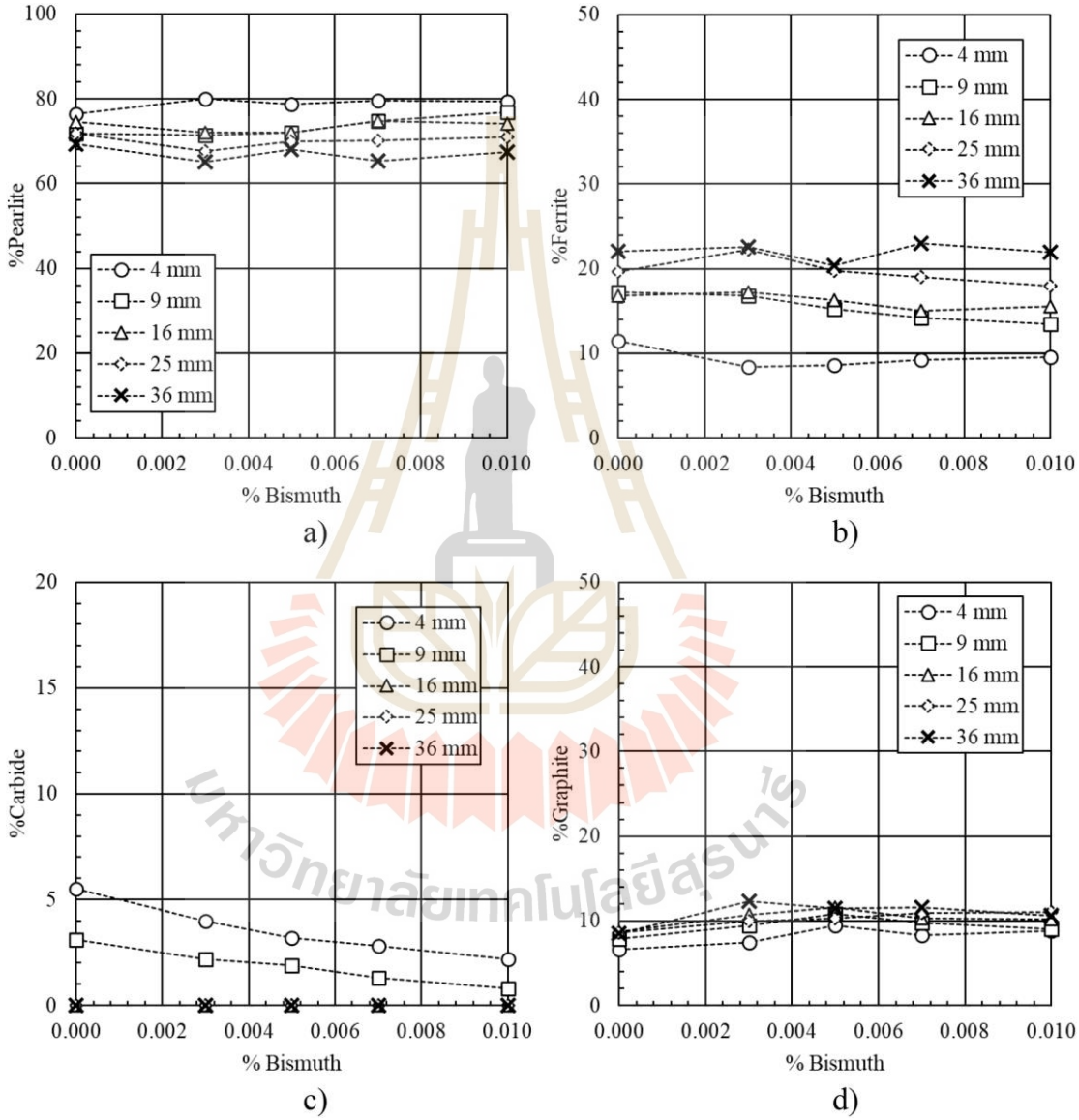
จากรูปที่ 4.5 แสดงให้เห็นโครงสร้างจุลภาคของตัวอย่างที่ผ่านกัดกรด โดยรวมแล้ว เพิร์ลไลท์เป็นเฟสที่โดดเด่นในโครงสร้างพื้น การมีเฟอร์ไรต์ ในปริมาณที่สูงขึ้นในส่วนที่มีความหนามากขึ้น นั้นเป็นผลมาจากอัตราการเย็นตัวที่ช้าลง อย่างไรก็ตาม ผลของบิสมัทต่อโครงสร้างพื้นยังไม่ชัดเจน



รูปที่ 4.6 พื้นที่ร้อยละของเฟสในโครงสร้างจุลภาคที่สัมพันธ์กับความหนา; (a) เพิร์ลไลต์ (b) เฟอร์ไรต์ (c) คาร์ไบด์ (d) แกรไฟต์

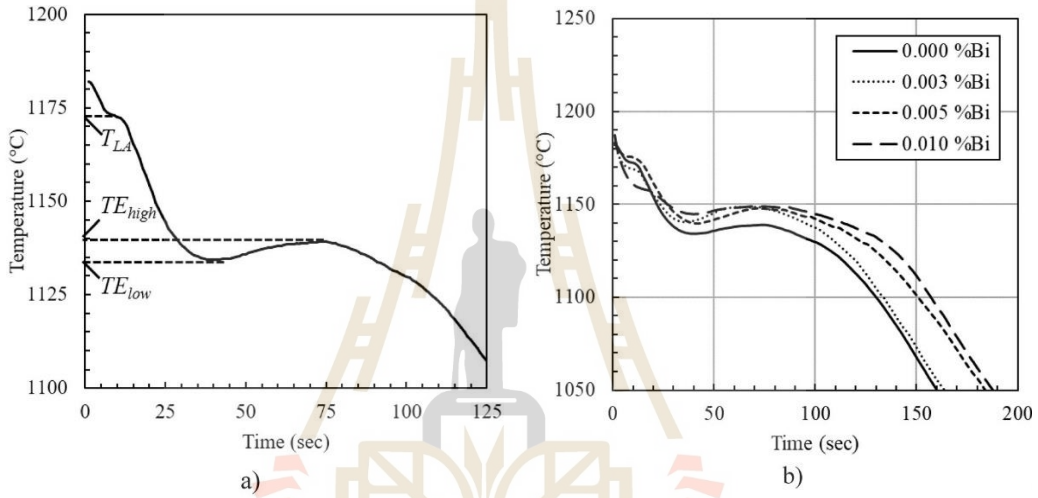
จากรูปที่ 4.6 แสดงผลการวิเคราะห์ภาพโครงสร้างจุลภาคของตัวอย่างที่กัดกรดแล้ว ซึ่งแสดงพื้นที่ร้อยละของเฟสในโครงสร้างจุลภาค โดยรวมแล้ว จากรูป 4.6a พบเพิร์ลไลต์เป็นเฟสหลักในโครงสร้างเมทริกซ์ และเปอร์เซ็นต์ของเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้นตามความหนาที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากอัตราการ

เย็นตัวที่ช้าลง (ดังรูป 4.6b) ส่วนคาร์ไบด์ปรากฏในตัวอย่างที่มีความหนา 4 และ 9 มิลลิเมตรทั้งหมด และหายไปหมดที่ความหนา 16 มิลลิเมตรขึ้นไป (ดังรูป 4.6c) ดังนั้น เปอร์เซ็นต์ของแกรไฟต์ในตัวอย่างที่มีความหนา 4 และ 9 มิลลิเมตร จึงต่ำกว่าตัวอย่างอื่นๆ เนื่องมาจากการก่อตัวของคาร์ไบด์ที่แสดงดังรูป 4.6d



รูปที่ 4.7 พื้นที่ร้อยละของเฟสในโครงสร้างจุลภาคที่สัมพันธ์กับบิสมัท ; (a) เพิร์ลไลต์ (b) เฟอร์ไรต์ (c) คาร์ไบด์ (d) แกรไฟต์

จากรูปที่ 4.7 แสดงผลกระทบของบิสมัทต่อโครงสร้างจุลภาค พบว่าไม่มีแนวโน้มที่ชัดเจนเกี่ยวกับเปอร์เซ็นต์ของเพิร์ลไลต์และเฟอร์ไรต์ (ดังรูป 4.7 a และ 4.7 b) ซึ่ง Yicheng และคณะ [14] ได้รายงานผลที่คล้ายกัน จากรูป 4.7c แสดงผลกระทบของบิสมัทที่ชัดเจนมากขึ้น เนื่องจากเปอร์เซ็นต์คาร์ไบด์ลดลงอย่างชัดเจนเมื่อบิสมัทเพิ่มขึ้น ซึ่งก็ยืนยันได้ว่าบิสมัทมีผลของต่อการยับยั้งคาร์ไบด์ในส่วนบาง ซึ่งรายงานโดย Takeda และคณะ [2] และ Horie และคณะ [13]

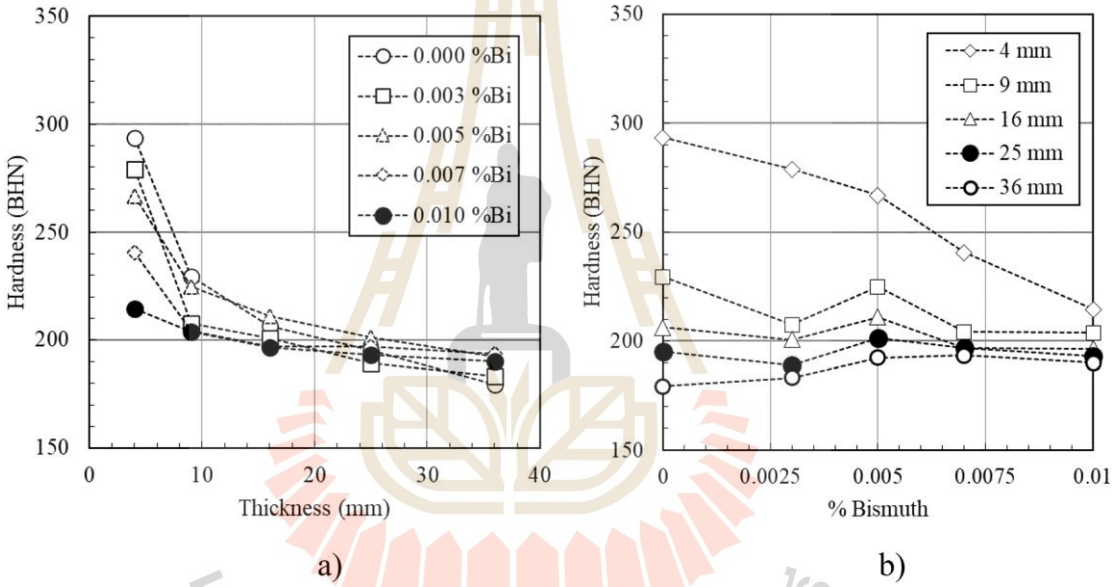


รูปที่ 4.8 กราฟการเย็นตัว (a) นิยามของสัญลักษณ์ (b) จากตัวอย่างเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัทตั้งแต่ 0 – 0.01%

จากรูปที่ 4.8 แสดงกราฟการเย็นตัวระหว่างปฏิกิริยายูเทคติกสำหรับตัวอย่างที่มีบิสมัทตั้งแต่ 0.00 ถึง 0.01% กราฟเหล่านี้ได้มาจากถ้วยวิเคราะห์เชิงความร้อน ไม่ใช่จากงานหล่อแบบขั้นบันได โดยตรง ซึ่งถ้วยวิเคราะห์เชิงความร้อนมีโมดูลัสการหล่อประมาณ 9.8 มิลลิเมตร ตารางที่ 4.2 รวมอุณหภูมิลิคิวดัสอาเรส (T_{LA}) ,อุณหภูมิต่ำสุดของยูเทคติก (TE_{low}) และอุณหภูมิสูงสุดของยูเทคติก (TE_{high}) จะเห็นได้อย่างชัดเจนว่าการมีอยู่บิสมัททำให้อุณหภูมิต่ำสุดของยูเทคติกและอุณหภูมิสูงสุดของยูเทคติกมีค่าเพิ่มขึ้น โดยเพิ่มอุณหภูมิต่ำสุดของยูเทคติก จาก 1133 เป็น 1143 องศาเซลเซียส และอุณหภูมิสูงสุดของยูเทคติกจาก 1140 เป็น 1149 องศาเซลเซียส สำหรับตัวอย่างที่มีบิสมัทตั้งแต่ 0% และ 0.01% โดยน้ำหนัก ตามลำดับ การเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิต่ำสุดของยูเทคติกและอุณหภูมิสูงสุดของยูเทคติกมีสาเหตุมาจากการทำอินน็อคคูเลชั่น ซึ่งเป็นผลของการเติมบิสมัท สังเกตได้ว่าผลกระทบนี้สามารถสังเกตได้โดยการวิเคราะห์กราฟการเย็นตัว

ตารางที่ 4.2 รวมอุณหภูมิที่สำคัญที่ได้จากกราฟการเย็นตัว

Heat	Bi	CE	Ce/Bi	T_{LA}	TE_{low}	TE_{high}
1	0.0001	4.27	180	1175	1133	1140
2	0.003	4.24	7.33	1171	1139	1148
3	0.005	4.26	3.20	1176	1140	1149
4	0.007	4.23	2.57	1173	1134	1148
5	0.010	4.29	1.60	1159	1143	1149

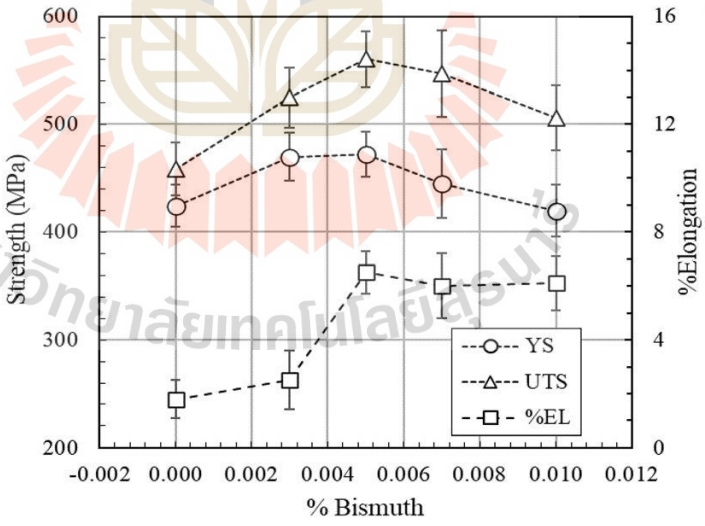


รูปที่ 4.9 ผลกระทบของบิสมัทและความหนาของหน้าตัดต่อความแข็ง a) ความหนา b) บิสมัท

จากรูปที่ 4.9 แสดงให้เห็นถึงผลกระทบของบิสมัทและความหนาต่อความแข็ง โดยความแข็งของเหล็กเหนียวเฟอร์ริติกล้วน (ASTM A536 เกรด 60-40-18) และเพิร์ลไลติกล้วน (ASTM A536 เกรด 100-70-03) คือ 143–187 และ 240–300 BHN ตามลำดับ ค่าความแข็งในการทดลองนี้อยู่ในช่วงปกติสำหรับเหล็กเหนียวเพิร์ลลิโต-เฟอร์ไรต์ โดยแนวโน้มที่เห็นชัดคือความแข็งลดลงเมื่อความหนาเพิ่มขึ้น เนื่องจากอัตราการเย็นตัวที่ช้าลง ส่งผลให้จำนวนแกรไฟต์ลดลงและมีเฟอร์ไรต์ในเมทริกซ์มากขึ้น สังเกตได้ว่าการก่อตัวของคาร์ไบด์ที่พบในตัวอย่างที่มีความหนา 4 มิลลิเมตรทั้งหมด ทำให้ความแข็งมีค่าเพิ่มขึ้น ซึ่งผลกระทบนี้สะท้อนให้เห็นในรูปที่ 4.7b ความแข็งของชิ้นงานที่มีความหนา 4 มิลลิเมตรที่ไม่มีบิสมัท จะมีค่าสูงอย่างเห็นได้ชัด แต่เมื่อเพิ่มบิสมัทเป็น 0.003% ทำให้ความ

แข็งมีค่าลดลง ความแข็งของชิ้นงานที่มีความหนา 4 มิลลิเมตรที่ไม่มีบิสมัทนั้นมีค่าสูง เนื่องจากการก่อตัวของคาร์ไบด์ ผลกระทบที่คล้ายกันของการก่อตัวของคาร์ไบด์ต่อความแข็งนั้นพบเห็นได้ในความหนา 9 และ 16 มิลลิเมตร แต่ในระดับที่น้อยกว่า ในส่วนที่มีความหนามาก ความแข็งจะเพิ่มขึ้นเมื่อมีการเติมบิสมัท โดยสูงสุดที่ 0.005 – 0.007% ดังนั้นปริมาณบิสมัทที่สูงขึ้นมีแนวโน้มที่จะช่วยเพิ่มความแข็งในส่วนที่มีความหนามากขึ้น นอกจากนี้ ความแข็งจะลดลงตามความหนาที่เพิ่มขึ้นเนื่องมาจากการเย็นตัวที่ช้าลงและอัตราส่วนเฟอร์ไรต์/เพิร์ลไลต์ที่สูงขึ้นที่ปริมาณบิสมัทเท่ากันดังแสดงในรูปที่ 4.6

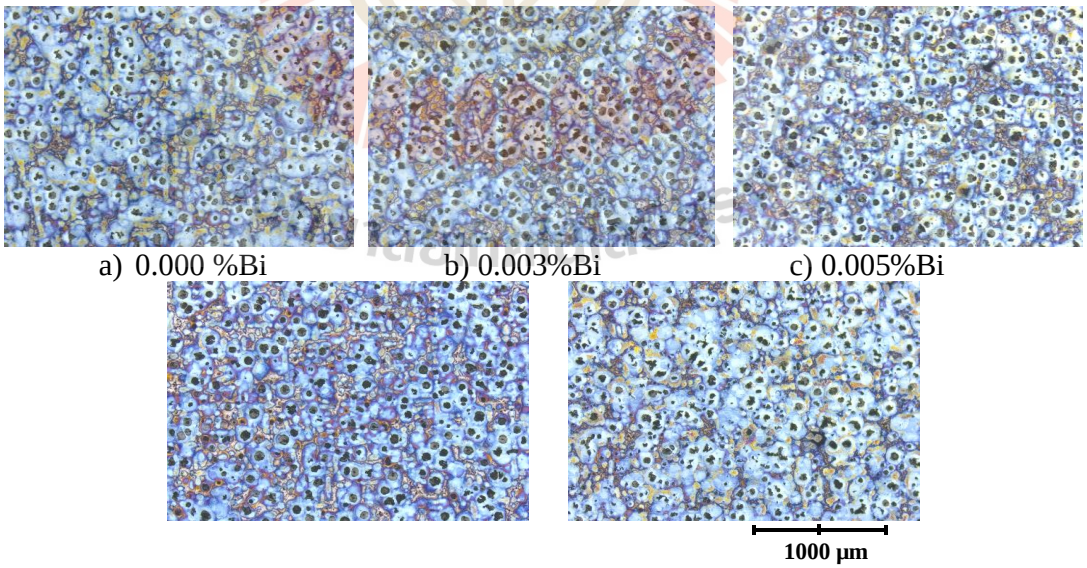
จากรูปที่ 4.10 แสดงอิทธิพลของบิสมัทต่อความต้านทานแรงดึงสูงสุด ความแข็งแรงของจุดครากและเปอร์เซ็นต์การยืดตัว แนวโน้มดังกล่าวบ่งชี้ว่าปริมาณบิสมัทที่ลดลงส่งผลให้มีความแข็งแรงและการยืดตัวลดลง เนื่องจากจำนวนแกรไฟต์ลดลงและการเกิดคาร์ไบด์ การยืดตัวดีขึ้นเมื่อปริมาณบิสมัทมีค่า 0.005% ขึ้นไป เนื่องจากบิสมัทสามารถยับยั้งการก่อตัวของคาร์ไบด์ได้ ซึ่งตัวอย่างที่มีปริมาณบิสมัท 0.005% ให้ความแข็งแรงสูงสุดในงานวิจัยนี้ ทั้งนี้ตัวอย่างมีโมดูลัสการหล่อที่ 6.35 มิลลิเมตร ใกล้เคียงกับส่วนที่มีความหนา 16 มิลลิเมตรในงานหล่อแบบขั้นบันได ซึ่งทำให้พฤติกรรมสังเกตได้สอดคล้องกับแนวโน้มความแข็งที่แสดงในรูปที่ 4.9



รูปที่ 4.10 สมบัติเชิลกลของเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัทตั้งแต่ 0 – 0.01% ; ความแข็งแรงของจุดคราก (Yield Strength, YS) , ความต้านทานแรงดึงสูงสุด (Ultimate Tensile Strength, UTS) และเปอร์เซ็นต์การยืดตัว (Percent Elongation, %EL)

โดยสรุป ปริมาณบิสมัทที่เหมาะสมจะขึ้นอยู่กับความหนาของหน้าตัด สำหรับความหนา 4, 9 และ 16 มิลลิเมตร บิสมัท 0.005% (อัตราส่วน Ce/Bi = 1.60) เหมาะสมที่สุดในแง่ของจำนวนแกรไฟต์ ความแข็ง และความต้านทานแรงดึง อย่างไรก็ตาม สำหรับส่วนที่มีความหนา 25 และ 36 มิลลิเมตร บิสมัท 0.007% (อัตราส่วน Ce/Bi = 1.29) เหมาะสมกว่า ทั้งนี้ หากมีการเปลี่ยนแปลงของปริมาณซีเรียม การกำหนดปริมาณบิสมัทที่เหมาะสมจะต้องพิจารณาตามอัตราส่วน Ce/Bi ผลการวิจัยนี้ชี้ให้เห็นว่าบิสมัทมีประโยชน์มากกว่าเมื่อมีความหนาเพิ่มขึ้น ซึ่งช่วยป้องกันเกิดชังกี้แกรไฟต์ (Chunky graphite) และทำให้อนุภาคแกรไฟต์ละเอียดขึ้น เมื่อเปรียบเทียบอัตราส่วน Ce/Bi ที่เหมาะสมที่สุดกับตารางที่ 2.1 จะเห็นว่าอัตราส่วน Ce/Si ที่เหมาะสมในงานวิจัยนี้สูงกว่าในตารางแสดงไวด เนื่องจากความหนาในงานวิจัยนี้มีขนาดเล็กกว่า ซึ่ง Pan และ Chen [16] พบว่าอัตราส่วน Ce/Si ที่เหมาะสมสำหรับชิ้นงานที่บางควรมีค่ามากกว่า 1.1

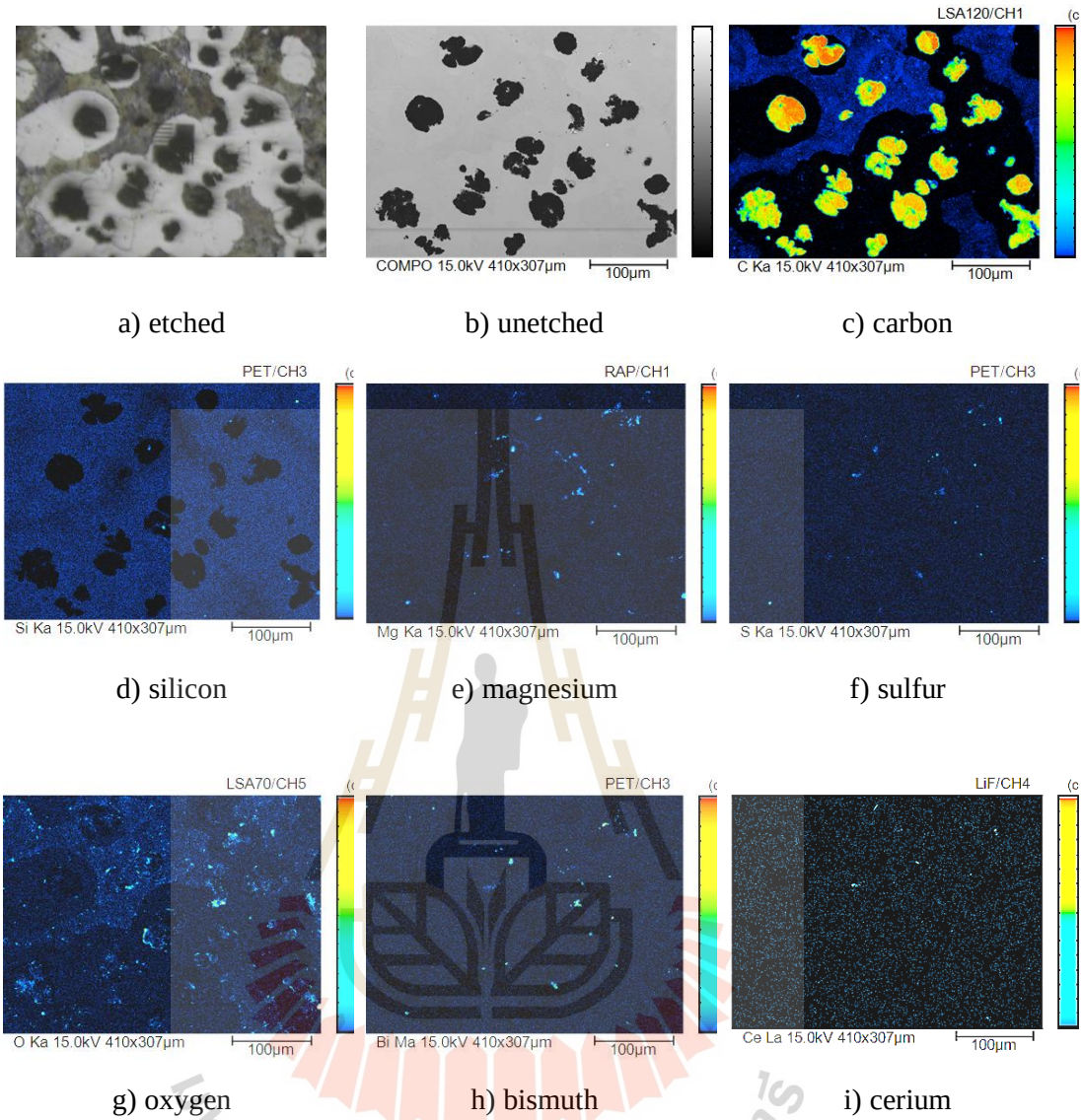
จากรูปที่ 4.11 แสดงภาพโครงสร้างจุลภาคย้อมสีของเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัทตั้งแต่ 0 ถึง 0.01% ที่มีความหนา 36 มิลลิเมตร การวิเคราะห์โลหะวิทยาด้วยสีเผยให้เห็นว่ามีการแยกตัวของธาตุผสม โดยเฉพาะซิลิคอน (Si) และแมงกานีส (Mn) ภายในโครงสร้างจุลภาค ซึ่งทำให้สามารถสังเกตโครงสร้างเดนไดรต์ (Dendritic) และผลกระทบของบิสมัทต่อระยะห่างของแขนเดนไดรต์ได้ อย่างไรก็ตาม ไม่พบความแตกต่างอย่างมีนัยสำคัญในระยะห่างของแขนเดนไดรต์ เมื่อบิสมัทมีค่าเปลี่ยนแปลง



a) 0.000 %Bi b) 0.003%Bi c) 0.005%Bi

d) 0.007%Bi e) 0.010%Bi

รูปที่ 4.11 โครงสร้างจุลภาคย้อมสีเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัทตั้งแต่ 0 – 0.01% ที่ความหนา 36 มิลลิเมตร



a) etched b) unetched c) carbon

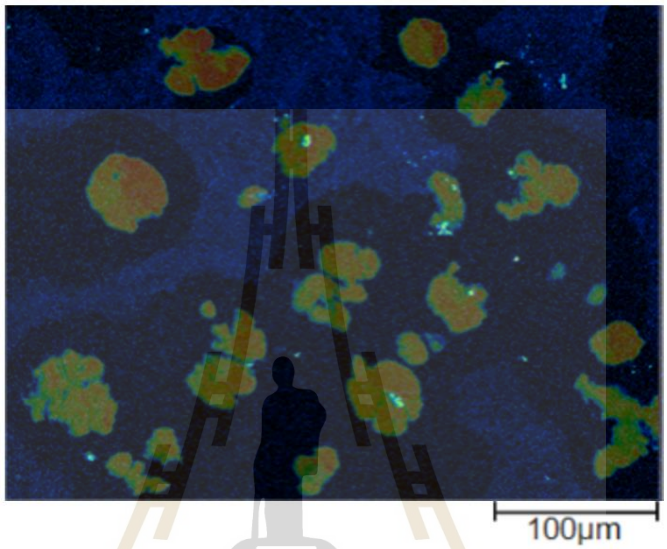
d) silicon e) magnesium f) sulfur

g) oxygen h) bismuth i) cerium

รูปที่ 4.12 โครงสร้างจุลภาคและการทำแผนที่ด้วย EPMA

จากรูปที่ 4.12 แสดงผลการทดสอบด้วย EPMA ของตัวอย่างที่มีความหนาของหน้าตัด 36 มิลลิเมตร บริเวณทดสอบมีอนุภาคแกรไฟต์หลายอนุภาคพร้อมกับพื้นที่ระหว่างอนุภาคเพื่อสังเกตการแยกตัวของธาตุผสม รูปที่ 4.12a และ 4.12b แสดงรูปแบบเฟอร์ไรต์ เพิร์ลไลต์ และตำแหน่งของแกรไฟต์ในโครงสร้างจุลภาค ซึ่งสอดคล้องกับการทำแผนที่คาร์บอน (รูปที่ 4.12c) แผนที่ซิลิคอนในรูปที่ 4.12d แสดงให้เห็นว่าซิลิคอนมีแนวโน้มที่จะอยู่ในเมทริกซ์รอบๆ แกรไฟต์มากกว่า และน้อยกว่าระหว่างแกรไฟต์ นอกจากนี้ แมกนีเซียม ซัลเฟอร์ ออกซิเจน และบิสมัทในบริเวณเดียวกัน ซึ่งบ่งบอกถึงการเกิดสารประกอบกึ่งโลหะ ซีเรียมมีรูปแบบคล้ายกันแต่สัญญาณอ่อนกว่า

เพื่อสังเกตการแยกตัวของบิสมัทในระดับไมโคร จึงสร้างภาพที่ซ้อนทับระหว่างแผนที่คาร์บอนและบิสมัท (รูปที่ 4.13) โดยบิสมัทมีแนวโน้มที่จะอยู่ที่ศูนย์กลางของอนุภาคแกรไฟต์สิ่งนี้บ่งชี้ว่าบิสมัทเกี่ยวข้องกับการเกิดนิวเคลียสของแกรไฟต์นอกจากนี้ ยังพบออกซิเจนและกำมะถันในแกนแกรไฟต์ซึ่งมีบิสมัทอยู่ด้วย

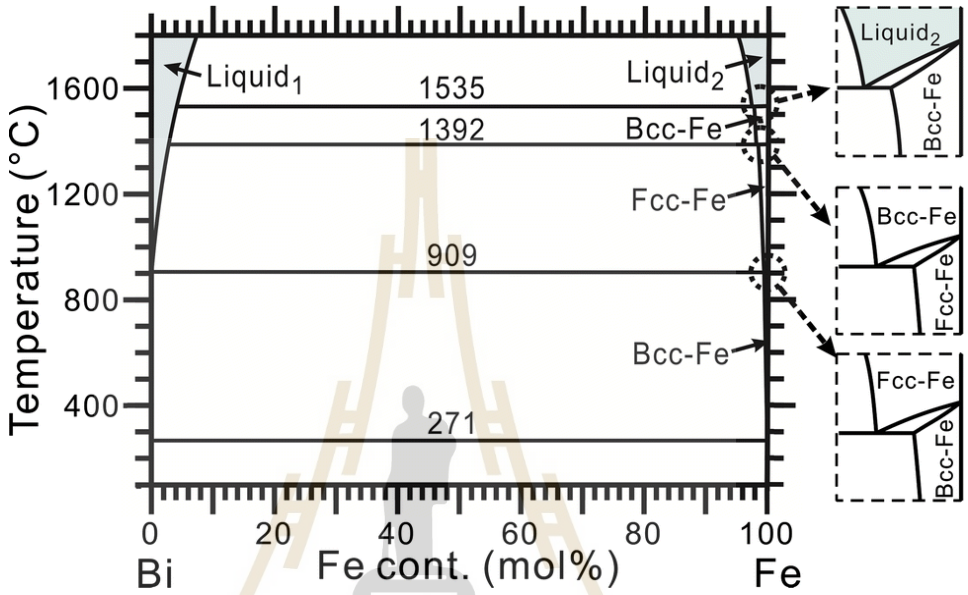


รูปที่ 4.13 ภาพรวมแผนที่ EPMA ของคาร์บอนและบิสมัท

รูปที่ 4.14 แผนที่ EPMA ของบิสมัท ออกซิเจน และกำมะถันที่แกนแกรไฟต์

จากรูปที่ 4.14 แสดงแผนที่ EPMA ของบิสมัท ออกซิเจน และกำมะถันที่แกนแกรไฟต์ ซึ่งแสดงให้เห็นว่าบริเวณนิวเคลียสประกอบด้วยธาตุเหล่านี้ในรูปของสารประกอบ เช่น บิสมัทออกไซด์และซัลไฟด์ การค้นพบนี้สอดคล้องกับผลการวิจัยของ Takeda และคณะ [2] และ Horie และคณะ [12]. กลไกการทำให้แกรไฟต์ละเอียดขึ้นโดยการเติมบิสมัทสามารถอธิบายได้ดังนี้:

บิสมัทปรากฏตัวเป็นเม็ดเล็ก ๆ ในเหล็กหลอมเหลว เนื่องจากเหล็กและบิสมัทก่อให้เกิดปฏิกิริยาโมโนเทคติก (Monotectic reaction) ตามแผนภาพเฟสของบิสมัท-เหล็ก (รูปที่ 4.15) พบว่าปฏิกิริยาโมโนเทคติกคือ $L_2 = L_1 + \delta$ เฟอร์ไรต์ ของเหลวสองประเภทนี้มีความสามารถในการละลายจำกัดมาก ดังนั้นจึงเป็นไปได้ที่จะมีเม็ดที่อุดมด้วยบิสมัทที่กระจายตัวในเหล็กหลอมเหลว



รูปที่ 4.15 แผนภูมิสมดุลของเฟสบิสมัทและเหล็ก [21]

ในระหว่างการแข็งตัว เม็ดที่อุดมด้วยบิสมัทจะกลายเป็นออกไซด์และซัลไฟด์ โดยการรวมกับออกซิเจนและกำมะถันที่มีอยู่ในเหล็กหลอมเหลว ตารางที่ 4.3 แสดงคุณสมบัติทางกายภาพของบิสมัทและสารประกอบที่เกี่ยวข้อง จะเห็นได้ว่าบิสมัทออกไซด์ (Bi_2O_3) และบิสมัทซัลไฟด์ (Bi_2S_3) มีพลังงานอิสระมาตรฐานติดลบ ที่อุณหภูมิ 1,500 °C ซึ่งบ่งชี้ว่าสารประกอบเหล่านี้เกิดขึ้นได้เอง ซึ่งต่อมาสารประกอบเหล่านี้จะกลายเป็นนิวเคลียสสำหรับแกรไฟต์ต่อไป

ในระหว่างแมกนีเซียมทรีตเมนต์ แมกนีเซียมจะถูกเพิ่มทำปฏิกิริยากับ Bi_2O_3 และ Bi_2S_3 ที่มีอยู่ ทำให้เกิดสารประกอบที่เสถียรมากขึ้น เช่น แมกนีเซียมออกไซด์ (MgO) และซัลไฟด์ (MgS) ซึ่งพบว่าแมกนีเซียมในพื้นที่เดียวกันกับบิสมัท ออกซิเจน และกำมะถันในแผนที่ EPMA นอกจากนี้ซิลิคอนยังสามารถมีรวมตัวกับแมกนีเซียมเป็นแมกนีเซียมซิลิไซด์ (Mg_2Si) จึงเป็นไปได้ที่จะพบการอยู่ร่วมกันของ Bi_2O_3, Bi_2S_3, MgO, MgS และ Mg_2Si

ตารางที่ 4.3 คุณสมบัติทางกายภาพและพลังงานอิสระมาตรฐานของการเกิดสารประกอบที่เกี่ยวข้อง

สารประกอบ	**จุดหลอมเหลว, ^{o}C**	**จุดเดือด, ^{o}C**	**ความหนาแน่น, g/cm^3**	**พลังงานอิสระมาตรฐานติดลบที่อุณหภูมิ 1500 ^{o}C, kJ/mol [2]**	**อ้างอิง**
Bi	271	1564	9.79	-	[29]
Bi_2O_3	817	1890	8.90	-136.5*	[30]
Bi_2S_3	850	-	6.78	-64.35	[31]
MgO	2852	3600	3.60	-733.7	[32]
MgS	2000	-	2.84	-395.2	[33]
Mg_2Si	1102	-	1.99	-8552.5	[32]

*ΔG_f°, Bi_2O_3 = -584235 + 289.28(T/K) [34]

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

บทที่ 5
สรุปและข้อเสนอแนะ

5.1.1 สรุปผลงานวิจัย

งานวิจัยนี้ศึกษาผลกระทบของบิสมัทต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่อเหนียว ผลการวิจัยแสดงให้เห็นว่าการเติมบิสมัทในปริมาณที่เหมาะสมในเหล็กหล่อเหนียวทำให้เกิดการปรับปรุงในโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล

1) การเติมบิสมัทตั้งแต่ 0.005 - 0.007% โดยน้ำหนัก ทำให้เกิดโครงสร้างจุลภาคที่ละเอียดขึ้นพร้อมกับเพิ่มจำนวนแกรไฟต์ (nodule count) อย่างไรก็ตาม การเพิ่มบิสมัทต่อไปจะทำให้จำนวนแกรไฟต์ลดลงและส่งผลเสียต่อคุณสมบัติทางกล

2) โครงสร้างจุลภาคที่ได้รับการปรับปรุงทำให้เหล็กเหนียวขึ้นที่ความหนาตั้งแต่ 9 ถึง 36 มิลลิเมตร มีความแข็งแรงและความแข็งมากขึ้น เมื่อทำการเติมบิสมัท 0.005% โดยน้ำหนัก ส่งผลให้ความแข็งแรงแรงดึง (Tensile Strength) และความแข็งแรงจุดคราก (Yield strength) มีค่าเพิ่มขึ้นประมาณ 20% แต่ในตัวอย่างที่มีความหนา 4 มิลลิเมตรนั้น พบว่ามี inversed chill ในทุกตัวอย่าง นอกจากนี้ยังแสดงให้เห็นว่าการเติมบิสมัทช่วยยับยั้งการก่อตัวของคาร์ไบด์ชิ้นงานที่บาง

3) อัตราส่วนของ Ce/Bi สามารถใช้เป็นแนวทางสำหรับการเติมบิสมัทได้ โดยขึ้นอยู่กับความหนาของหน้าตัด ซึ่งหน้าตัดบางต้องการอัตราส่วน Ce/Bi ที่สูงกว่า ในการศึกษานี้ อัตราส่วน Ce/Bi ที่เหมาะสมที่สุดคือ 1.60 สำหรับความหนาตั้งแต่ 4 ถึง 16 มิลลิเมตร และ 1.29 สำหรับความหนาตั้งแต่ 25 ถึง 36 มิลลิเมตร

4) การเพิ่มบิสมัททำให้กราฟการเย็นตัวเปลี่ยนไปสู่การแข็งตัวยูเทคติกแบบสมดุล ส่งผลให้แนวโน้มการเกิดชิลล์ลดลงและจำนวนแกรไฟต์เพิ่มขึ้น ซึ่งสามารถสังเกตได้จากการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิต่ำสุดของยูเทคติก ($\mathbf{TE_{low}}$) และอุณหภูมิสูงสุดของยูเทคติก ($\mathbf{TE_{high}}$) โดยใช้การวิเคราะห์เชิงความร้อน

5) ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EPMA (Electron Probe Microanalysis) ชี้ให้เห็นว่าบิสมัทก่อตัวเป็นออกไซด์และซัลไฟด์ ซึ่งทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสของแกรไฟต์ในระหว่างการแข็งตัว

5.2 ข้อเสนอแนะ

5.2.1 ควรควบคุมอุณหภูมิเทให้ใกล้เคียงกันมากที่สุด เนื่องจากอุณหภูมิที่มีความแตกต่างกันมาก จะทำให้ปริมาณการขยายตัวและเวลาที่ใช้ในการขยายตัวของแกรไฟต์นั้นแตกต่างกัน

5.2.2 การทำอินน็อคคูเลชันที่ดี ควรทำให้สารอินน็อคคูแลนต์ละลายให้หมดก่อนจะนำมาเทในแบบหล่อ โดยไม่ให้กระทบต่ออุณหภูมิเท

5.2.3 ในบางเงื่อนไขการทดลอง ไม่สามารถวัดหาปริมาณบิสมัทได้ เนื่องจากเครื่องตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี ไม่สามารถวัดค่าบิสมัทที่มากกว่า 0.02% ได้ ทำให้ต้องปรับเปลี่ยนเงื่อนไขการทดลองให้เหมาะสม

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

รายการอ้างอิง

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

รายการอ้างอิง

[1] มนัส สถิรจินดา (2536). เหล็กหล่อ. พิมพ์ครั้ง4, กรุงเทพฯ: วิศวกรรมสถานแห่งประเทศไทย, 130 หน้า

[2] H. Takeda, K. Asano, and H. Yoneda. Effect of Bismuth on Refinement of Graphite in Thin Wall Spheroidal Graphite Cast Iron. International Journal of Cast Metals Research 21, no. 1–4 81–85 (2008).https://doi.org/10.1179/136404608X361710

[3] H. Takeda, H. Yoneda, and K. Asano, Effect of Silicon and Bismuth on Solidification Structure of Thin Wall Spheroidal Graphite Cast Iron. Materials Transactions 51, 176-185 (2010). https://doi.org/10.2320/matertrans.M2009255

[4] W. Baer, Chunky Graphite in Ferritic Spheroidal Graphite Cast Iron: Formation, Prevention, Characterization, Impact on Properties: An Overview. Inter Metalcast 14, 454–488 (2020). https://doi.org/10.1007/s40962-019-00363-8

[5] H. Itofuji, H. Uchikawa, Formation mechanism of chunky graphite in heavy-section ductile cast irons. Trans. AFS 98, 429–448 (1990)

[6] H. Itofuji, & Masutani, A. (2001). Nucleation and growth behaviour of chunky graphite. International Journal of Cast Metals Research, 14(1), 1–14. https://doi.org/10.1080/13640461.2001.11819419

[7] J. Sertucha, R. Sua´rez, I. Asenjo, P. Larranaga, J.Lacaze, I. Ferrer, S. Armendariz, Thermal analysis of the formation of chunky graphite during solidification of heavy-section spheroidal graphite iron parts. ISIJ Int. 49(2), 220–228 (2009). https://doi.org/10.2355/isijinternational.49.220

[8] D.M. Stefanescu, Solidification and modeling of cast iron—a short history of the defining moments. Mater.Sci. Eng. A 413–414, 322–333 (2005). https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.180

รายการอ้างอิง (ต่อ)

[9] H. Nakayama, B.-R. Zhao, N. Furusato, S. Yamada, T. Nishi, H. Ohta, Effect of amount of chunky graphite on mechanical properties of spheroidal graphite cast iron. Mater. Trans.59(3), 412–419 (2018).https://doi.org/10.2320/matertrans.M2017305

[10] S. Liang, G. Erjun, T. Chang-long, Effect of Bi on graphite morphology and mechanical properties of heavy section ductile cast iron. China Foundry 11, 125-131 (2014)

[11] P. Ferro, A. Fabrizi, R. Cervo, C. Carollo, Effect of inoculant containing rare earth metals and bismuth on microstructure and mechanical properties of heavy-section near-eutectic ductile iron castings, Journal of Materials Processing Technology 213, 1601-1608 (2013). https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.03.012

[12] Z. Glavas, A. Strkalj, K. Maldini and F. Kozina, Effect of Bismuth and Rare Earth Elements on Graphite Structure in Different Section Thicknesses of Spheroidal Graphite Cast Iron Castings, Arch. Metall. Mater. 63, 1547-1553 (2018).

[13] H. Horie, T. Kowata and A. Chida, Influence of Bismuth on Graphite Nodule Count in Thin-section Spheroidal-graphite Cast Irons, International Journal of Cast Metals Research 2, 197-202 (1989).

[14] F. Yicheng, M. Mengdi, W. Changliang et al. Effect of Trace Element Bi on Microstructure and Mechanical Properties of Ductile Cast Iron with Different Wall Thickness. Trans Indian Inst Met 76, 2669–2679 (2023). https://doi.org/10.1007/s12666-022-02856-3

[15] W.L. Gao, G. Cen, Z.C. Yan, X.F. Song, Effect of Bi on the microstructure and mechanical properties of heavy section ductile cast iron, Journal of Hunan University Natural Sciences 40(6): 74-79 (2013)

รายการอ้างอิง (ต่อ)

[16] L.Song, E. Guo, C. Tan, Effect of Bi on graphite morphology and mechanical properties of heavy section ductile cast iron, China Foundry 11(2): 125-131 (2014). https://doi.org/10.3969/j.issn.1672-6421.2014.02.009

[17] B. Bauer, I. Mihalic Pokopec, M. Petrič, et al. Effect of Bismuth on Preventing Chunky Graphite in High-Silicon Ductile Iron Castings. Inter Metalcast 14, 1052–1062 (2020). https://doi.org/10.1007/s40962-020-00419-0

[18] B. Bauer, I. Mihalic Pokopec, P. Mrvar, et al. Influence of Chemical Composition and Cooling Rate on Chunky Graphite Formation in Thick-Walled Ductile Iron Castings. Inter Metalcast 17, 2050–2061 (2022). https://doi.org/10.1007/s40962-022-00913-7

[19] E.N. Pan, C.Y. Chen, Effects of Bi and Sb on Graphite Structure of Heavy-section Ductile Cast Iron. AFS Trans. 104, 845–858 (1996)

[20] F. Stieler, D. Funk, B. Tonn, Alteration of the Graphite Morphology in Solid Solution-Strengthened Ductile Iron Due to High Contents of Cerium and Bismuth. Inter Metalcast 17, 1315–1325 (2023).https://doi.org/10.1007/s40962-022-00857-y

[21] T. Beach, J. Clayton, P. Leblang, et al. The Effects of MgFeSi and Inoculant Selection on Microstructure and Mechanical Properties of Varying Section Size Ductile Iron Castings. Inter Metalcast (2024). https://doi.org/10.1007/s40962-024-01265-0

[22] T. Margaria, R. Siclari, Inoculant Products Comprising Bismuth and Rare Earth (U.S. Patent No. 7,569,092 B2). U.S. Patent and Trademark Office, 2009

[23] วิษณุ เจริญถนอม (2563). การแข็งตัวของโลหะ. เอกสารประกอบการสอนวิชาวัสดุวิศวกรรม. ภาควิชาวิศวกรรมวัสดุและโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลธัญบุรี, หน้า 59-66

รายการอ้างอิง (ต่อ)

[24] Donald R. Askeland. and Pradeep P. Phulé. (2003). The Science and Engineering of Materials, 4^{th} Edition, USA: Thomson Learning, Inc.

[25] สารัมภ์ บุญมี (2565). การหลอมและการควบคุมคุณภาพโลหะหลอมเหลว. คู่มือวิศวกรรมการหล่อโลหะ สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี,

[26] สารัมภ์ บุญมี (2556). เหล็กหล่อแต่ละประเภท. เอกสารประกอบการสอนโลหการกายภาพ 3 สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

[27] Standard Specification for Ductile Iron Castings. (ASTM International, 2019)

[28] A. Kishimoto, T. Uda, Thermodynamics on the Bi-Fe-Ti System and the Gibbs Energy of Bi9Ti8. Metall Mater Trans B 49, 2975–2985 (2018). https://doi.org/10.1007/s11663-018-1393-6

[29] J.W. Arblaster, Selected Values of the Crystallographic Properties of Elements. Materials Park, Ohio, (ASM International, 2008)

[30] P. Patnaik, Handbook of Inorganic Chemical Compounds. (McGraw-Hill, 2003) p. 243

[31] N. Greenwood, A. Earnshaw, Chemistry of the Elements (2nd ed.). (Butterworth-Heinemann, 1997)

[32] W.M. Haynes, CRC Handbook of Chemistry and Physics (92nd ed.). Boca Raton, Florida, (CRC Press, 2011). p. 4.74

[33] C. Bradford, C.B. O'Donnell, B. Urbaszek, A. Balocchi, C. Morhain, K.A Prior, B.C. Cavenett, Growth of zinc blende MgS/ZnSe single quantum wells by molecular-beam epitaxy using ZnS as a sulphur source. Appl. Phys. Lett. 76 (26): 3929-3921 (2000) https://doi.org/10.1063/1.126824

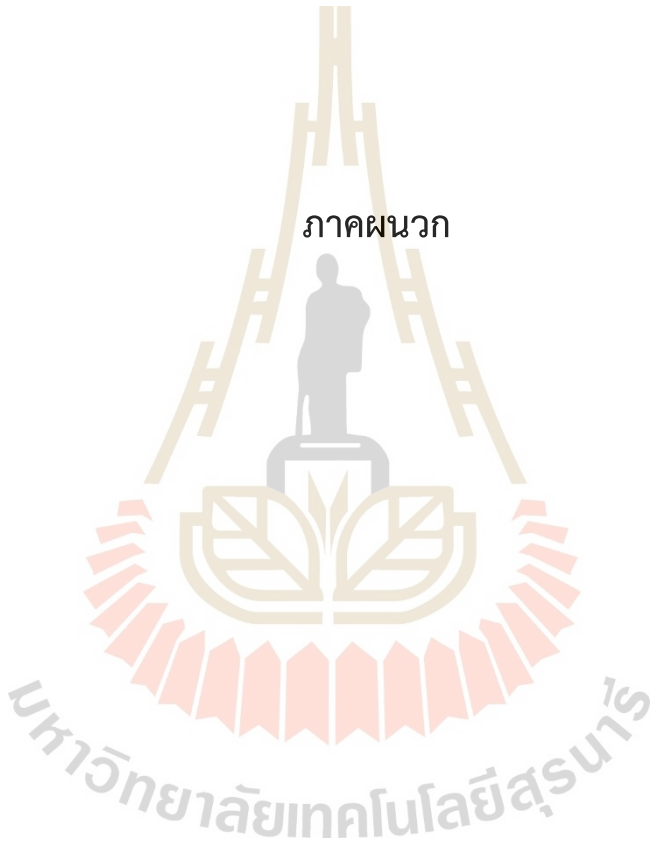
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

รายการอ้างอิง (ต่อ)

[34] K.T. Jacob, Amal K. Mansoor, Gibbs energy of formation of bismuth (III) oxide, Thermochimica Acta 630: 90-96 (2016) https://doi.org/10.1016/j.tca.2016.02.006

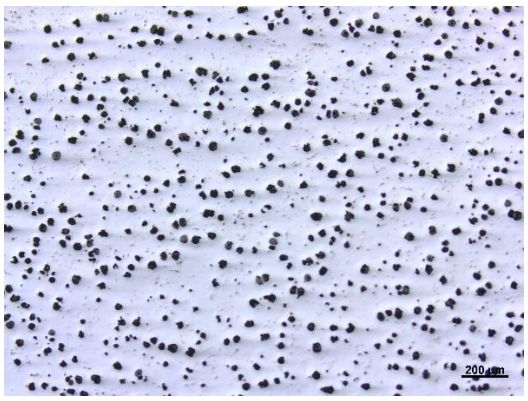
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ภาคผนวก

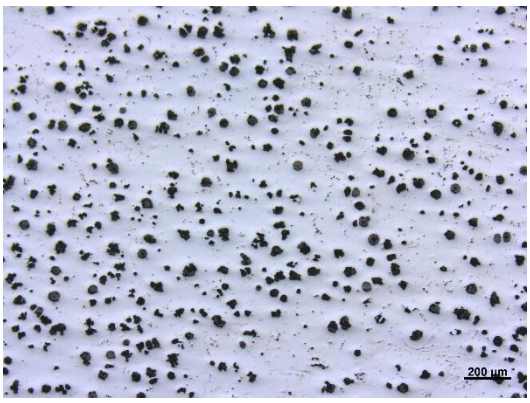


ภาคผนวก ก
ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคก่อนกัดกรดและหลังกัดกรด

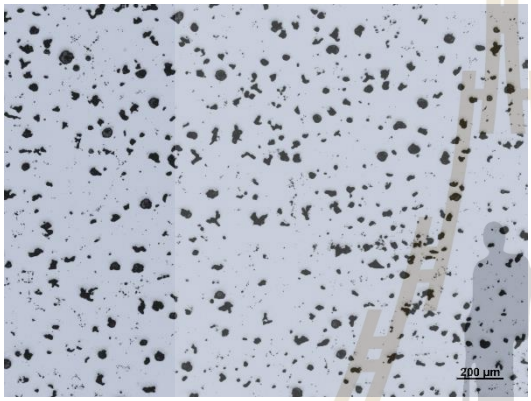
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี



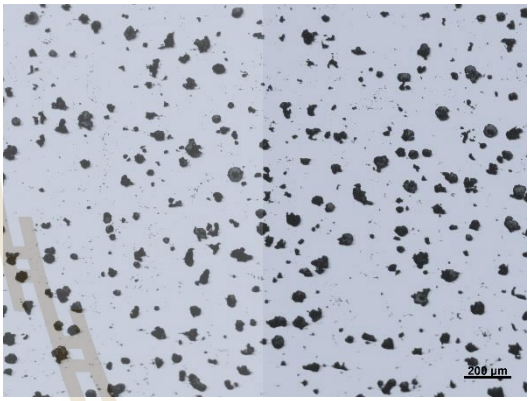
ความหนา 4 มิลลิเมตร



ความหนา 9 มิลลิเมตร



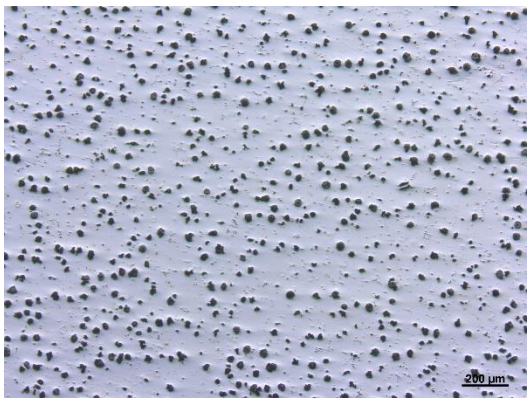
ความหนา 16 มิลลิเมตร



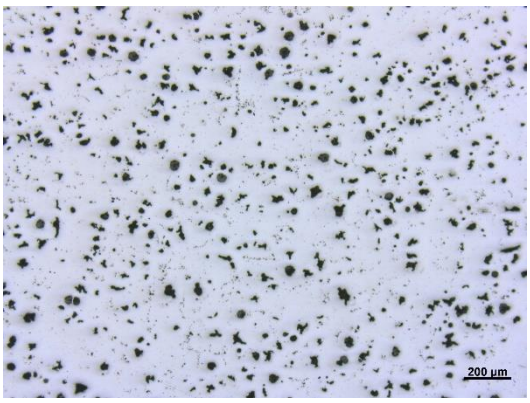
ความหนา 25 มิลลิเมตร

ความหนา 36 มิลลิเมตร

รูปที่ ก.1 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัท 0.0001% และความหนาตั้งแต่ 4-36 มิลลิเมตร (ก่อนกัดกรด)

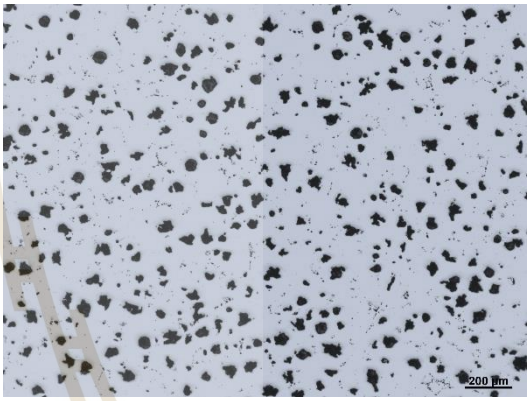


ความหนา 4 มิลลิเมตร

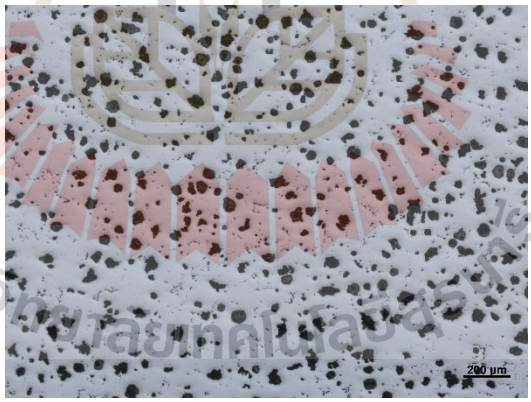


ความหนา 9 มิลลิเมตร

ความหนา 16 มิลลิเมตร

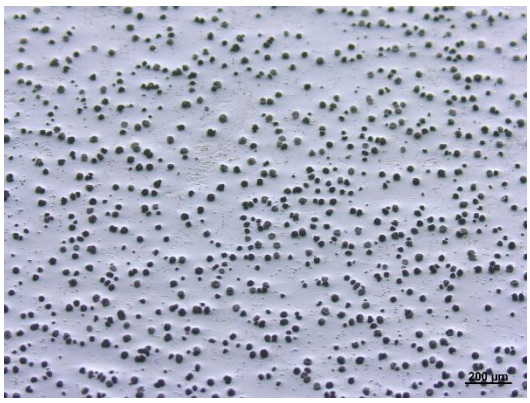


ความหนา 25 มิลลิเมตร

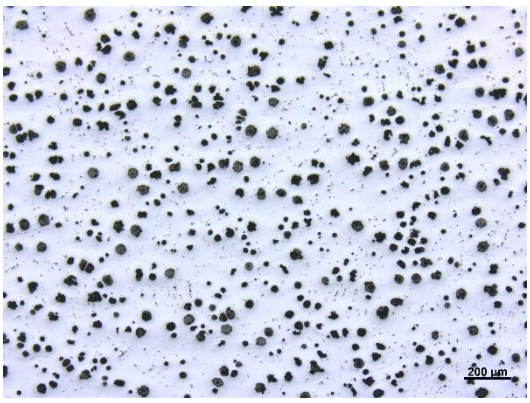


ความหนา 36 มิลลิเมตร

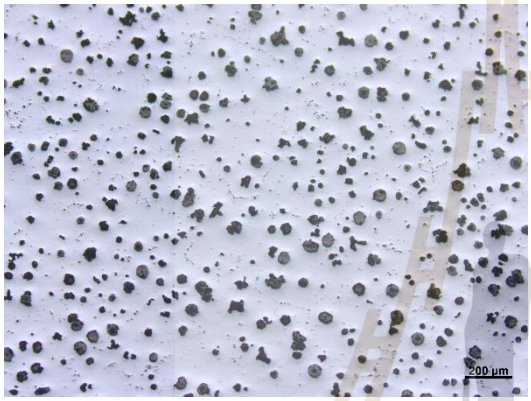
รูปที่ ก.2 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัท 0.003% และความหนาตั้งแต่ 4-36 มิลลิเมตร (ก่อนกัดกรด)



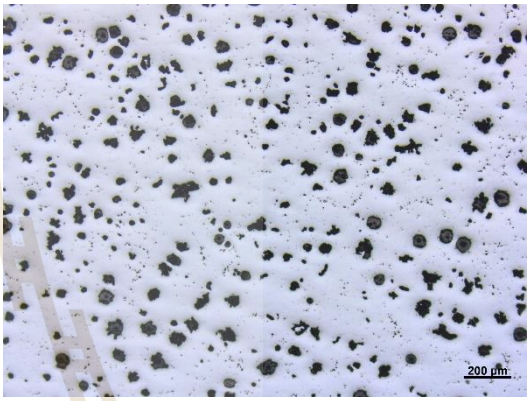
ความหนา 4 มิลลิเมตร



ความหนา 9 มิลลิเมตร



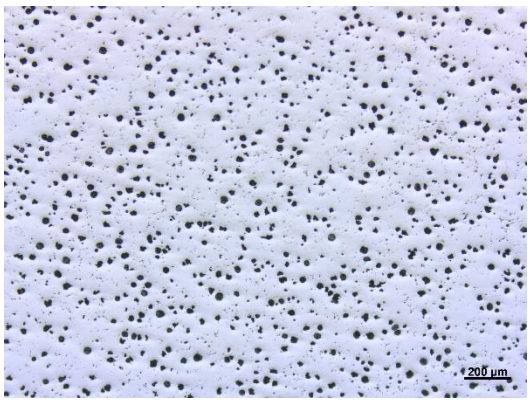
ความหนา 16 มิลลิเมตร



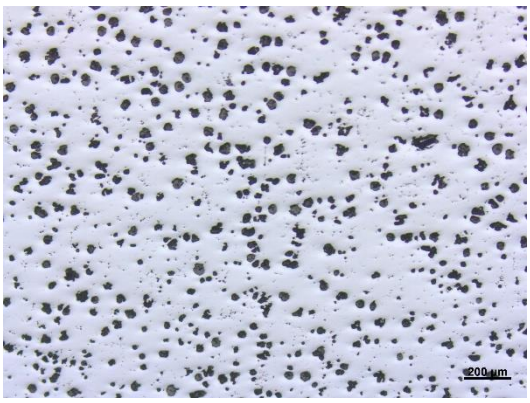
ความหนา 25 มิลลิเมตร

ความหนา 36 มิลลิเมตร

รูปที่ ก.3 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัท 0.005% และความหนาตั้งแต่ 4-36 มิลลิเมตร (ก่อนกัดกรด)



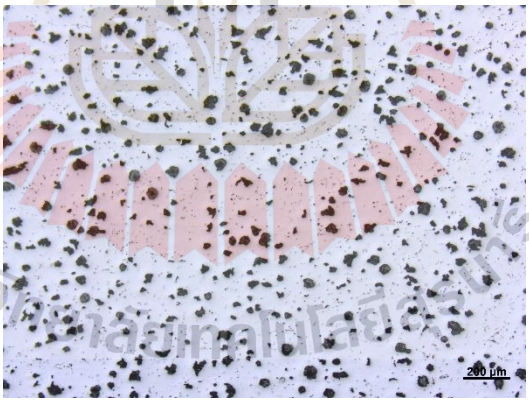
ความหนา 4 มิลลิเมตร



ความหนา 9 มิลลิเมตร

ความหนา 16 มิลลิเมตร

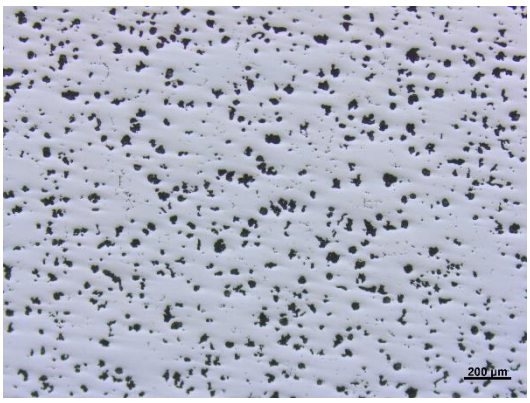
ความหนา 25 มิลลิเมตร



ความหนา 36 มิลลิเมตร

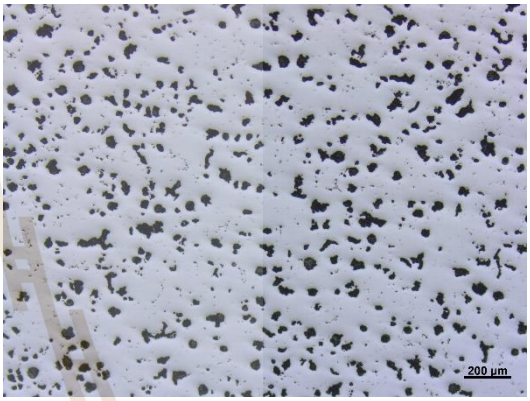
รูปที่ ก.4 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัท 0.007% และความหนาตั้งแต่ 4-36 มิลลิเมตร (ก่อนกัดกรด)

ความหนา 4 มิลลิเมตร

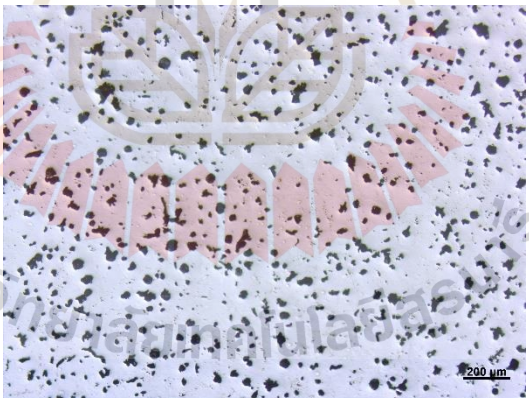


ความหนา 9 มิลลิเมตร

ความหนา 16 มิลลิเมตร

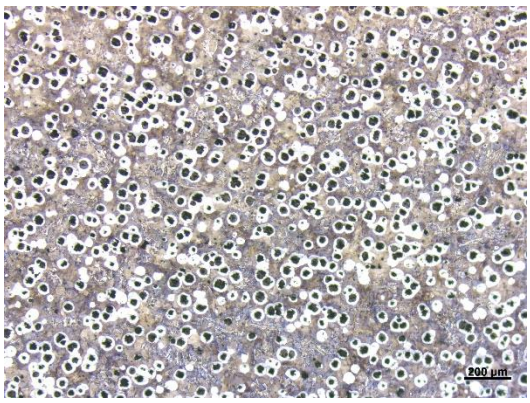


ความหนา 25 มิลลิเมตร

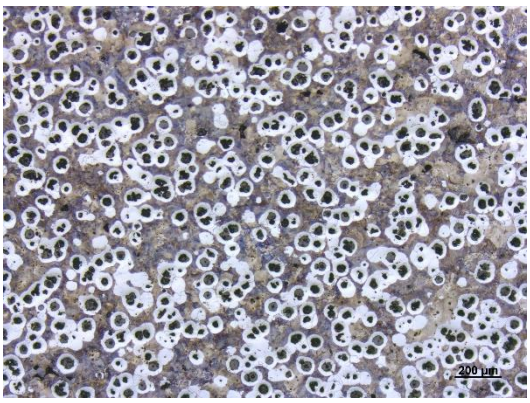


ความหนา 36 มิลลิเมตร

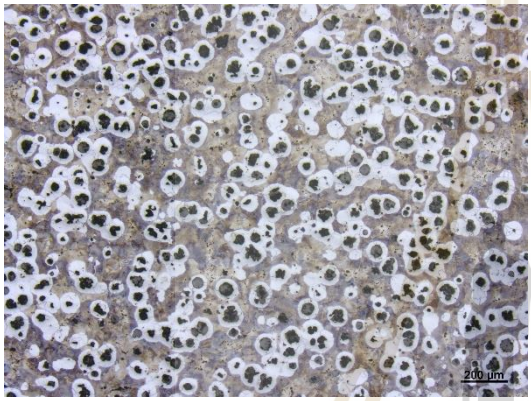
รูปที่ ก.5 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัท 0.010% และความหนาตั้งแต่ 4-36 มิลลิเมตร (ก่อนกัดกรด)



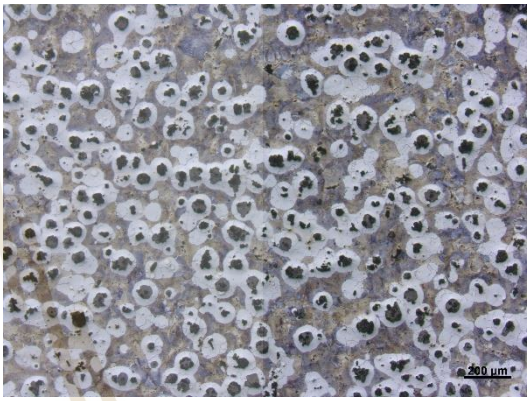
ความหนา 4 มิลลิเมตร



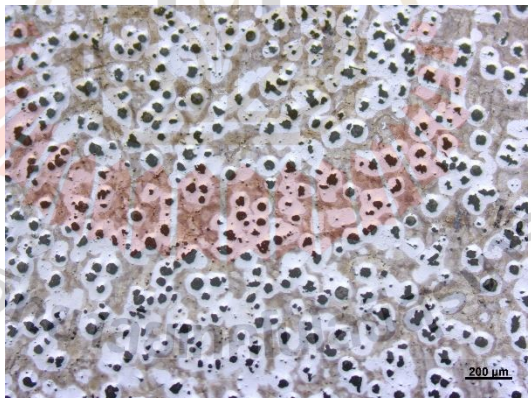
ความหนา 9 มิลลิเมตร



ความหนา 16 มิลลิเมตร



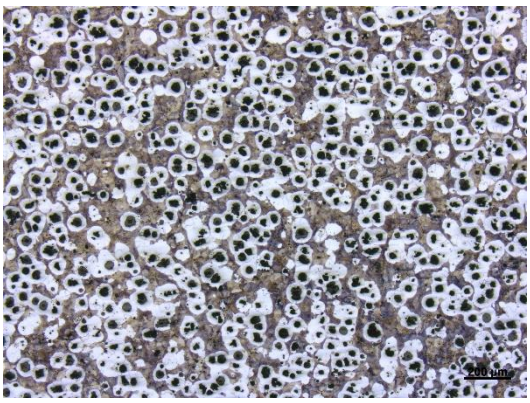
ความหนา 25 มิลลิเมตร



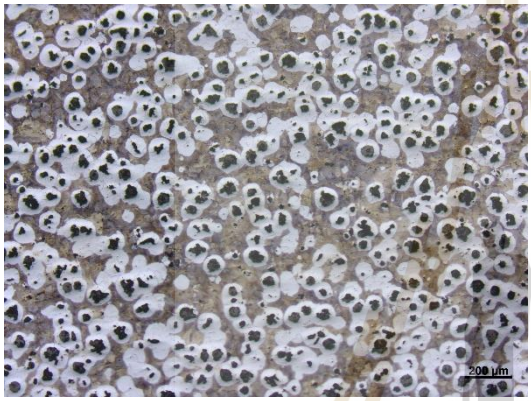
ความหนา 36 มิลลิเมตร

รูปที่ ก.6 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัท 0.0001% และความหนาตั้งแต่ 4-36 มิลลิเมตร (หลังกัดกรด)

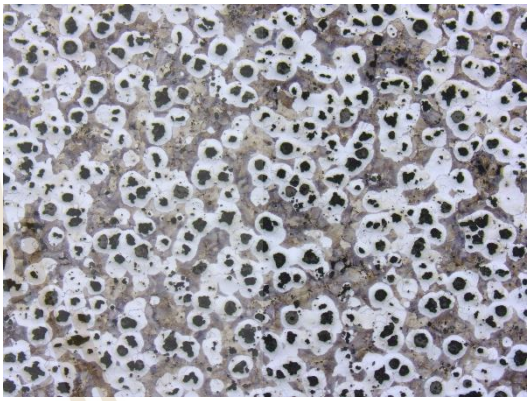
ความหนา 4 มิลลิเมตร



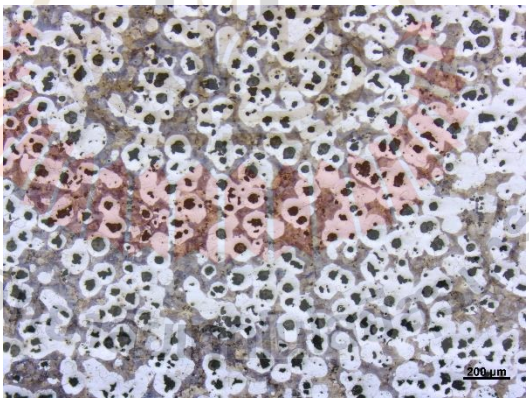
ความหนา 9 มิลลิเมตร



ความหนา 16 มิลลิเมตร



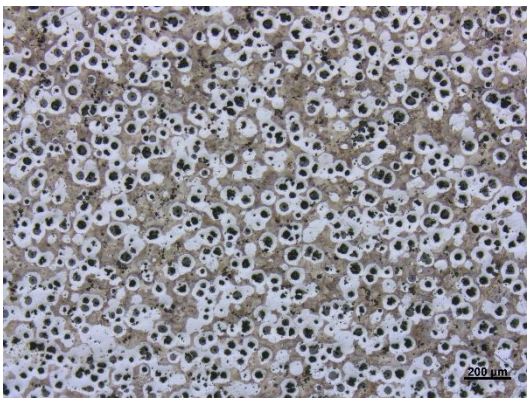
ความหนา 25 มิลลิเมตร



ความหนา 36 มิลลิเมตร

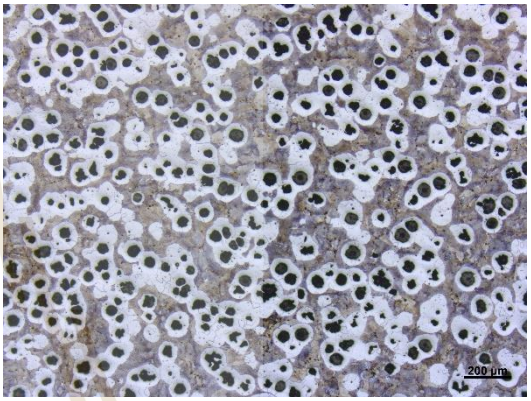
รูปที่ ก.7 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัท 0.003% และความหนาตั้งแต่ 4-36 มิลลิเมตร (หลังกัดกรด)

ความหนา 4 มิลลิเมตร

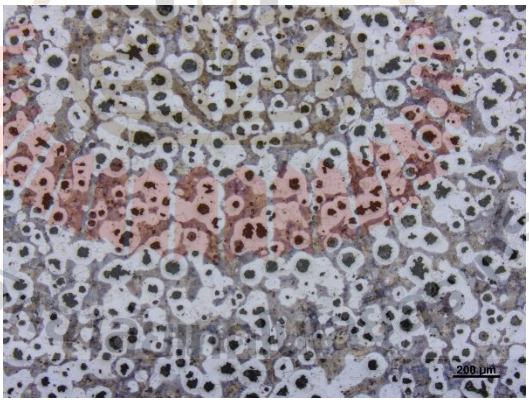


ความหนา 9 มิลลิเมตร

ความหนา 16 มิลลิเมตร

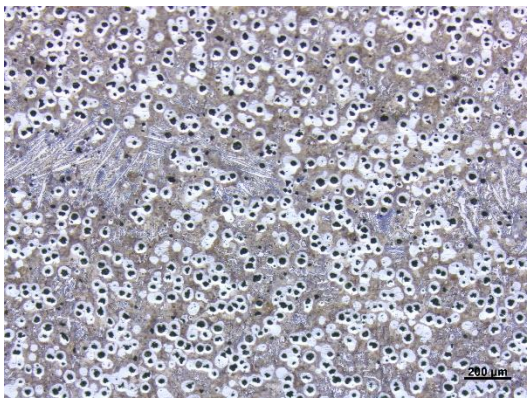


ความหนา 25 มิลลิเมตร

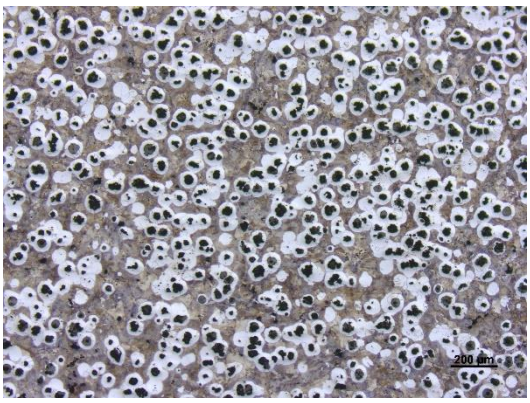


ความหนา 36 มิลลิเมตร

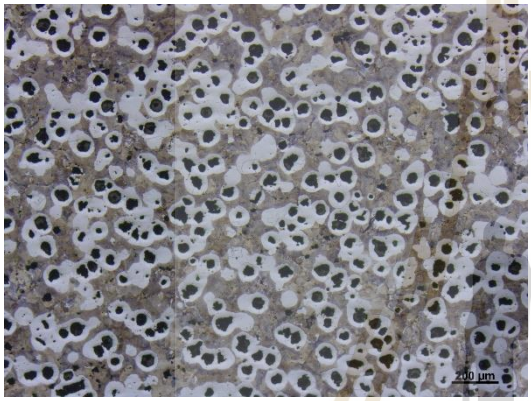
รูปที่ ก.8 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัท 0.005% และความหนาตั้งแต่ 4-36 มิลลิเมตร (หลังกัดกรด)



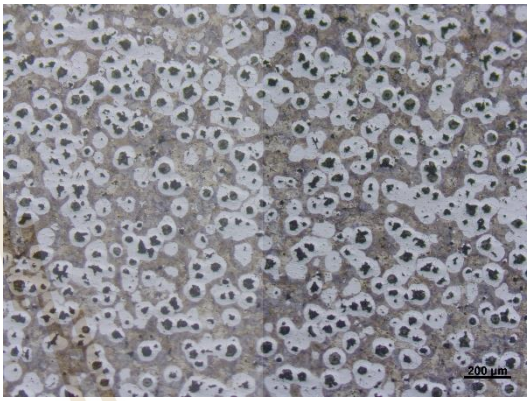
ความหนา 4 มิลลิเมตร



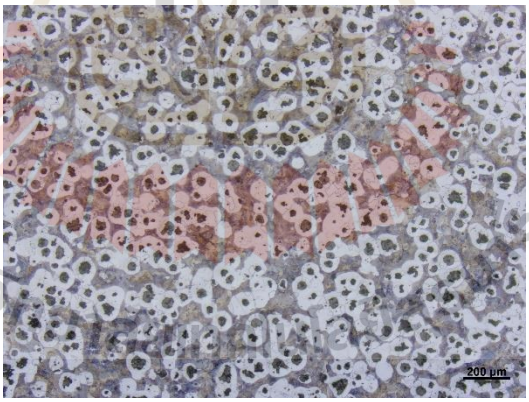
ความหนา 9 มิลลิเมตร



ความหนา 16 มิลลิเมตร

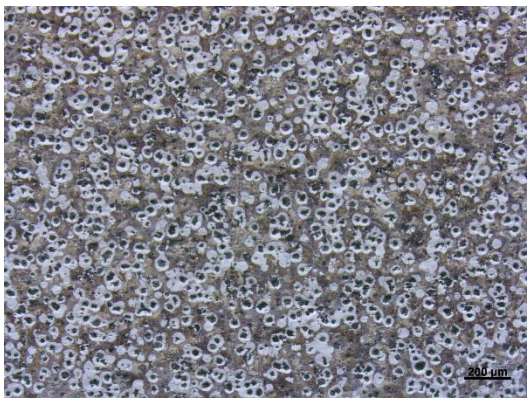


ความหนา 25 มิลลิเมตร

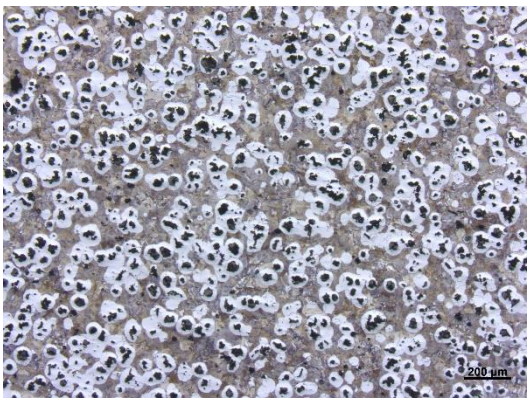


ความหนา 36 มิลลิเมตร

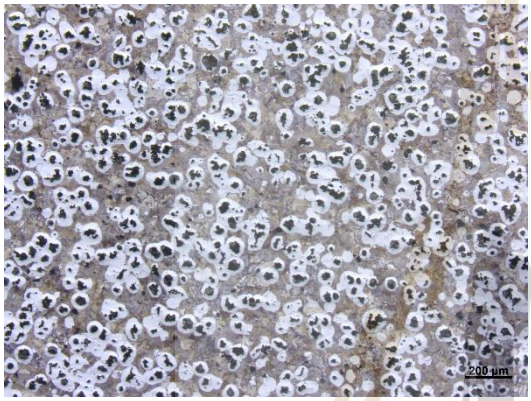
รูปที่ ก.9 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัท 0.007% และความหนาตั้งแต่ 4-36 มิลลิเมตร (หลังกัดกรด)



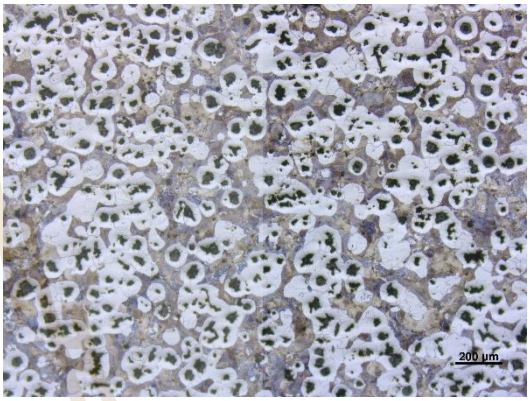
ความหนา 4 มิลลิเมตร



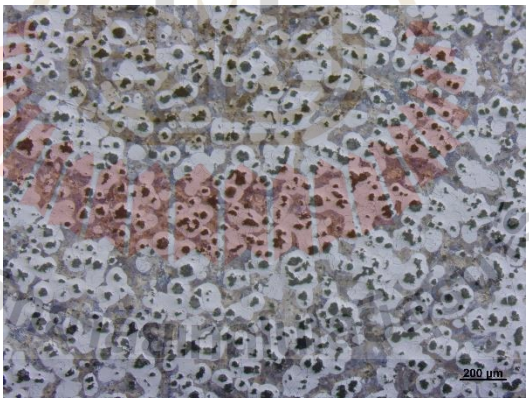
ความหนา 9 มิลลิเมตร



ความหนา 16 มิลลิเมตร



ความหนา 25 มิลลิเมตร



ความหนา 36 มิลลิเมตร

รูปที่ ก.10 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัท 0.010% และความหนาตั้งแต่ 4-36 มิลลิเมตร (หลังกัดกรด)

ภาคผนวก ข
ผลทดสอบสมบัติเชิงกล

ตารางที่ ข.1 ค่าความแข็งแรงของจุดคราก (Yield Strength, YS) และค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด (Ultimate Tensile Strength, UTS) ของเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัทตั้งแต่ 0 – 0.01%

Sample	NO.	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)
0.000 %Bi	1	460.7	562.3
	2	409.7	411.3
	3	402.6	402.6
	เฉลี่ย	**424.3**	**458.7**
0.003 %Bi	1	436.7	468.6
	2	486.7	570.9
	3	485.3	534.4
	เฉลี่ย	**469.6**	**524.6**
0.005 %Bi	1	454.8	584.8
	2	470.3	588.9
	3	491.0	507.0
	เฉลี่ย	**472.0**	**560.2**
0.007 %Bi	1	455.2	538.8
	2	423.5	579.6
	3	456.7	521.3
	เฉลี่ย	**445.1**	**546.6**
0.010 %Bi	1	439.8	456.9
	2	414.6	537.0
	3	404.4	524.5
	เฉลี่ย	**419.6**	**506.1**

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ตารางที่ ข.2 ค่าความแข็งของเหล็กหล่อเหนียวที่มีบิสมัทตั้งแต่ 0 – 0.01%

%Bi	ความหนา (mm)	ทดสอบความแข็ง (รอบ)					
		1	2	3	4	5	เฉลี่ย
0.000 %Bi	4	110.8	110.3	109.3	108.9	109.3	109.72
	9	98.2	99.9	98.2	98.1	97.0	98.28
	16	92.5	95.1	95.3	93.7	92.9	93.90
	25	94.0	93.1	93.7	94.7	92.9	93.68
	36	88.7	90.0	89.5	90.0	88.1	89.26
0.003 %Bi	4	106.4	105.5	105.8	107.3	110.6	107.12
	9	93.2	94.8	94.6	93.6	92.5	93.74
	16	92.2	93.2	94.1	92.8	93.3	93.12
	25	90.6	90.6	91.0	91.0	90.6	90.76
	36	92.4	89.9	89.8	88.2	89.7	90.00
0.005 %Bi	4	105.5	104.0	104.1	104.9	106.2	104.94
	9	96.8	98.9	97.3	96.1	98.1	97.44
	16	93.0	93.7	95.3	94.7	94.5	94.24
	25	92.2	94.3	94.0	94.2	91.4	93.22
	36	91.5	93.5	92.0	92.9	92.9	92.56
0.007 %Bi	4	105.0	101.3	99.0	97.0	99.1	100.28
	9	93.6	93.1	93.7	93.1	91.6	93.02
	16	92.7	91.7	92.8	91.0	91.8	92.00
	25	89.5	92.0	92.0	93.0	91.6	91.62
	36	83.9	85.7	85.4	88.0	88.7	86.34
0.010 %Bi	4	95.1	94.5	94.2	97.0	97.1	95.58
	9	93.0	92.6	94.3	95.3	93.2	93.68
	16	90.6	93.0	93.0	94.6	90.6	92.36
	25	87.3	87.6	90.8	91.3	89.8	89.36
	36	86.6	88.7	89.3	88.3	87.1	88.00

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ภาคผนวก ค

การหาค่าคาร์บอนสมมูล (Carbon Equivalent)

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

การหาค่าคาร์บอนสมมูล (Carbon Equivalent)

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

โดย %C คือ ร้อยละโดยน้ำหนักของธาตุคาร์บอนที่เจืออยู่ในเหล็กหล่อ

%Si คือ ร้อยละโดยน้ำหนักของธาตุซิลิคอนที่เจืออยู่ในเหล็กหล่อ

%P คือ ร้อยละโดยน้ำหนักของธาตุฟอสฟอรัสที่เจืออยู่ในเหล็กหล่อ

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ภาคผนวก ง
บทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างการศึกษา

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

รายชื่อบทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่

S. Boonmee*, **W. Waenthongkam**, K. Worakhut (2024). **Effect of Bismuth on Microstructure and Properties of Ductile Iron**. International Journal of Metalcasting (IJMC2024), Springer Link, 31 July 2024

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

EFFECT OF BISMUTH ON MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF DUCTILE IRON

S. Boonmee, W. Waenthongkham and K. Worakhut
Suranaree University of Technology, Nakhon Ratchasima, Thailand

Copyright © 2024 American Foundry Society
https://doi.org/10.1007/s40962-024-01421-6

Abstract

This study explores the effect of bismuth on ductile iron to enhance its mechanical properties and to prevent the formation of chunky graphite. Various heats of ductile iron were produced with varying bismuth (0.000–0.010 wt%Bi). Microscopic examinations, Brinell hardness tests, and tension tests were conducted to characterize the samples. The results indicate that Bi influences the microstructure, nodule count, hardness, and tensile strength of the ductile iron, with optimal amount of Bi (0.005–0.007 wt%Bi) depending on section thickness. Bi prevented the carbide formation and increased the nodule count, leading to improved mechanical properties. In addition, the study demonstrated that Ce/Bi values of 1.29–1.60 were corresponding levels that showed optimal microstructure and properties. Thermal analysis demonstrated the inoculation effect of Bi addition by shifting TE_{low} and TE_{high} toward the stable eutectic temperature. Electron Probe Microanalysis (EPMA) results showed that Bi oxide and sulfide were found at the graphite cores as heterogeneous nucleation sites during solidification.

Keywords: *bismuth, Electron Probe Microanalysis, EPMA, chunky graphite, ductile iron, nodule count, graphite fineness, thermal analysis*

Introduction

Ductile iron has been known as one of the most used engineering materials across various industrial applications due to its low production cost, favorable mechanical properties at normal and elevated temperatures. Ductile iron is superior to gray iron in terms of strength and ductility, primarily due to differences in graphite morphology. The nodular graphite present in ductile iron offers reduced stress concentration compared to the lamellar graphite found in gray iron. The typical tensile strength of ductile iron ranges from 400 to 700 MPa, depending on factors such as graphite morphology and matrix structure. Furthermore, the presence of finer graphite contributes to improved mechanical properties. Therefore, the mechanical properties of the ductile iron can be improved by increasing graphite nodularity and nodule count.

The graphite fineness in ductile iron is influenced by various factors, including the cooling rate (e.g. section thickness) and inoculation. Several investigators have explored the impact of Bi on the as-cast microstructure of ductile iron. Takeda et al.[1] found that incorporating 0.005–0.010 wt%Bi increased graphite nodule count (nodules/mm^2). This effect was more pronounced at 2.0 wt%Si compared to higher Si percentages (2.4 and 2.8 wt%Si). The study concluded that Bi reduced chilling tendencies and raised the ferrite ratio in the matrix. Takeda et al.[2] extended their investigations using thermal analysis, showing that the addition of Bi increased the Temperature of Eutectic Start (TES) and Temperature of Eutectic End (TEE). The EPMA findings suggested that metallic Bi, Bi oxide and Bi sulfide particles acted as heterogeneous nuclei, resulting in finer graphite.

In thicker sections, there is a greater tendency for chunky graphite formation. Baer[3] summarized the formation of the chunky graphite that the influencing parameters are chemical composition, melt treatment, section thickness, etc. Chunky graphite is commonly found at the thermal center of the casting section. Although there is no confirmed theory for the formation of the chunky graphite, it is promoted with (i) the presence of excessive rare earth elements; (ii) the higher casting modulus and (iii) the insufficient inoculation. Itofuji et al.[4,5] proposed a theory of the chunky graphite formation through magnesium fading

Received: 28 May 2024 / Accepted: 20 July 2024
Published online: 31 July 2024

and eutectic expansion. Later, Sertucha et al.[6] used the thermal analysis system to explore the growth sequence of the chunky graphite. The sequence involves: (i) nucleation of primary graphite in the liquid; (ii) initial eutectic reaction with growth of austenite dendrites around primary nodules; (iii) bulk eutectic reaction leading to growth of chunky graphite cells and secondary nodules, forming spheroidal graphite eutectic cells. Overall, Stefanescu[7] suggested that the combination of the level of solute and solidification rate is the major factors in graphite nucleation and growth resulting in different graphite morphologies.

The formation of the chunky graphite is detrimental to the mechanical properties of ductile irons. In fact, the chunky graphite is considered as a casting defect that significantly affects the ductility and toughness of ductile iron. Nakayama et al.[8] reported the reduction of tensile strength approximately ~50 MPa for samples with more than 20% chunky graphite. Moreover, the elongation reduced to only 1/5 of the samples without chunky graphite.

Numerous studies[9–15] have investigated the role of Bi in preventing chunky graphite and refining graphite particles. Liang et al.[9] illustrated that adding metallic Bi to the iron melt counteracted the formation of chunky graphite, thereby improving mechanical properties. Additionally, it was concluded that Bi greater than 0.011 wt% did not further enhance mechanical properties, as the excessive Bi addition led to chunky graphite aggregation.

Ferro et al.[10] experimented with the effect of rare earth and Bi in heavy casting section of ductile iron. It was found that chunky graphite formation could be prevented by both rare earth and Bi. In fact, a higher nodule count was observed when Bi was added.

According to Glavas et al.[11], the impact of Bi on ductile iron can be both advantageous and detrimental, depending on the section thickness. In cases of heavier section thickness, Bi was proved beneficial by preventing chunky graphite formation and enhancing nodularity. The study extended to 0.0042 wt%Bi, revealing a consistent upward trend in nodule count for medium and heavy section thickness. However, Bi also increased the chilling tendencies in small section thickness. The results contradicted the findings of an earlier study by Takeda et al.[1] and Horie et al.[12], which suggested that Bi suppressed chilling tendencies. Furthermore, they demonstrated that the nodule count increased with Bi up to 0.005 wt% and then gradually decreased. Similarly, Yicheng et al.[13] conclude that the optimal range of Bi in ductile iron is between 0.004–0.016 wt%Bi for 10 mm and 30–70 mm thickness, respectively. Song et al.[14] reported that Bi improved mechanical properties up to 0.011 wt%Bi. Similarly, Gao et al.[15] performed mechanical testing at − 40 °C and found that the optimal Bi was in the range of 0.010–0.012 wt%Bi for 180 × 180 × 200 mm specimen.

Bauer et al.[16,17] illustrated how Bi prevented the formation of chunky graphite. They demonstrated that the combined influence of the cooling rate and the quantity of cerium determined the optimal amount of Bi. The Ce/Bi ratio was important as higher amounts were associated with adverse effects on mechanical properties. In their experiments, Ce/Bi of 0.6 yielded the best results.

Pan and Chen[18] found that the Ce/Bi ratio of 0.8–1.1 were able to prevent the formation of the chunky graphite in heavy section. They further reported that the Ce/Bi exceeds 1.1 was required for the lighter section.

Stieler et al.[19] further explored the combined effect of Bi and cerium in relation to graphite morphology. Generally, the suitable amount of Bi depends on Ce content and section thickness. The thicker sections requiring higher Bi concentrations than smaller sections.

There have been studies[10,20,21] that experimented with the idea of introducing Bi in inoculants (e.g. Bi-bearing inoculants). Margaria et al.[19] filed a patent for an inoculant product comprising Bi and rare earth. The inoculant contained rare earth, Bi, Sb, and Pb with the ratio (Bi+Pb+Sb/Total RE) between 0.9 and 2.2. Although, there are limitations for comparing between studies. A conclusion can be made that heavier section thickness require more Bi (or lower value of Ce/Bi). Table 1 summarizes the optimal range of Ce/Bi from studies mentioned above.

This study aims to investigate the potential use of Bi as an additive in traditional ductile iron and determine the

Table 1. Summary of the Optimal Ce/Bi from Investigators

Reference	Ce/Bi	Remark
Glavas et al.[11]	0.67	50–100 mm thickness
Bauer et al.[17]	0.60	Up to 300 mm thickness
Pan and Chen[18]	0.80–1.10	Solidification time up to 3200 s
Stieler et al.[19]	1.56–5.30	75 mm thickness
Margaria et al.[20]	0.45–1.11	converted from (Bi+Pb+Sb)/RE

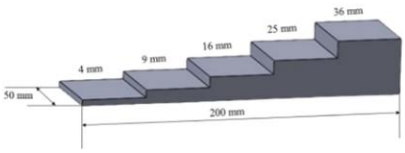


Figure 1. Dimensions of the step casting.

optimal amounts of Bi and Ce/Bi ratio that yield a high nodule count and desirable properties.

Experimental Procedure

Design of Test Castings

There were two types of test castings. The first design was the cylindrical castings for tension test as per ASTM E8. The as-cast diameter was 25.4 mm. The second type of test casting was the step casting. It was designed to accommodate the study of the effect of cooling rates. Figure 1 depicts the basic dimensions of the step casting, featuring various thicknesses from 4 to 36 mm. A commercial casting simulation software was used to estimate the corresponding cooling rates of section thicknesses. Furthermore, the cooling curves were retrieved from virtual thermocouples inserted at the geometrical center of each section. Figure 2 shows the simulated cooling rates and cooling curves. Overall, the simulated cooling rates were approximately in the range of 1.0–18.0 °C/sec. These cooling rates were taken at 5 °C above eutectic temperature. Noted that the latent heat release was dictated by the heat of formation and enthalpy provided by the software database. The enthalpy was a function of temperature. The local solidification times ranged from a few seconds to several minutes representing typical section thicknesses in the industrial applications.

Production of the Test Castings

Five batches of ductile iron were produced using a 100-kg induction furnace, each with different Bi levels (ranging from 0 to 0.01 wt% Bi). Throughout the experiment, carbon, Si, and manganese remained constant. After cleaning, the melt was superheated to eliminated existing nuclei at 1500 °C and tapped at approximately at 1450 °C, respectively. Metallic Bi was added to the melt before tapping. Spheroidization was done using rare earth-containing FeSiMg (Fe-45Si-5.2Mg-2.0Ca-0.4Al-2.23RE). The base melt for the spheroidization was 100 kg of iron melt. Inoculation (Fe-75Si, 0.2% by weight of the melt) took

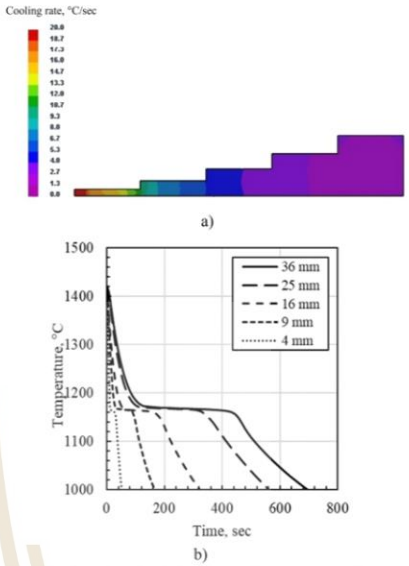


Figure 2. Result of casting simulation; (a) cooling rate; (b) cooling curves.

Table 2. Experimental Parameters for the EPMA Experiment

	Parameter
Acceleration voltage	15 kV
Beam size	1 μm
Current	7.5 nA
Measuring time	10 msec
Step size	0.4 μm
Total area size	410 × 307 μm

place before pouring at around 1380 °C. Green sand molds were used for casting, with two types of test casting: step casting and cylindrical casting. Silica sand with the Grain Fineness Number (GFN) was between 55 and 60. The chemical compositions were taken from the Optical Emission Spectrometry (OES) and amount of Bi and Ce were determined by Inductively Coupled Plasma Optical Emission Spectrometry (ICP-OES).

Table 3. The Chemical Composition of the Ductile Irons in This Study

Heat	Composition, wt%									
	Bi	C	Si	Mn	P	S	Mg	CE	Ce	Ce/Bi
1	0.0001	3.41	2.59	0.064	0.037	0.01	0.078	4.27	0.007	70.0
2	0.003	3.42	2.45	0.061	0.041	0.01	0.088	4.24	0.008	2.67
3	0.005	3.40	2.57	0.064	0.040	0.01	0.079	4.26	0.008	1.60
4	0.007	3.41	2.46	0.055	0.046	0.03	0.077	4.23	0.009	1.29
5	0.010	3.47	2.47	0.058	0.044	0.01	0.078	4.29	0.010	1.00

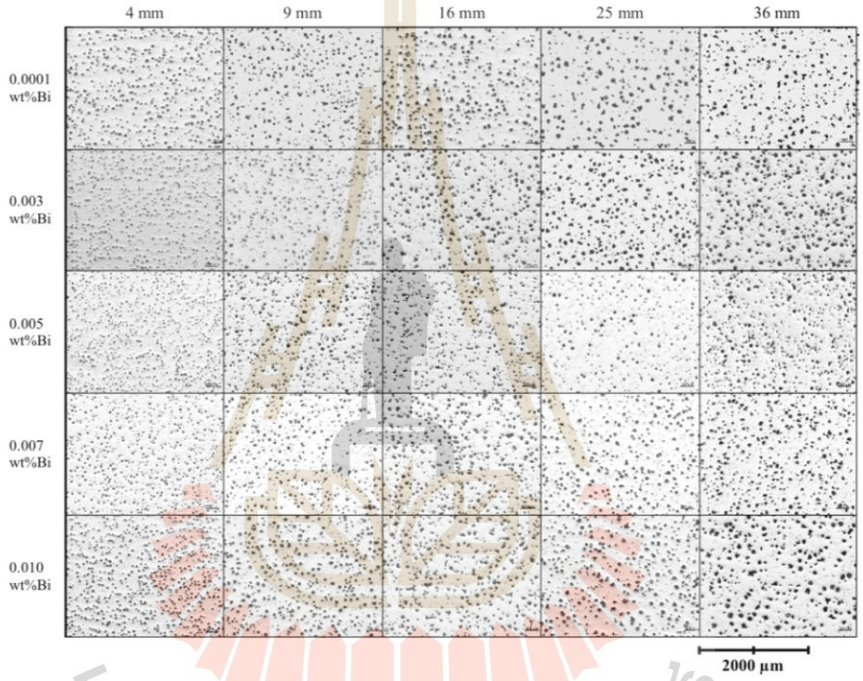


Figure 3. Microstructure of ductile irons with various section thickness and Bi (unetched).

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

Characterization

Microscopic examinations were conducted at the geometrical centers of each step, and Brinell hardness tests were performed at corresponding locations. The cylindrical castings had a diameter of 25.4 mm, which were later machined to 20 mm diameter and tested according to ASTM E8 standards. Cooling curves were obtained for all

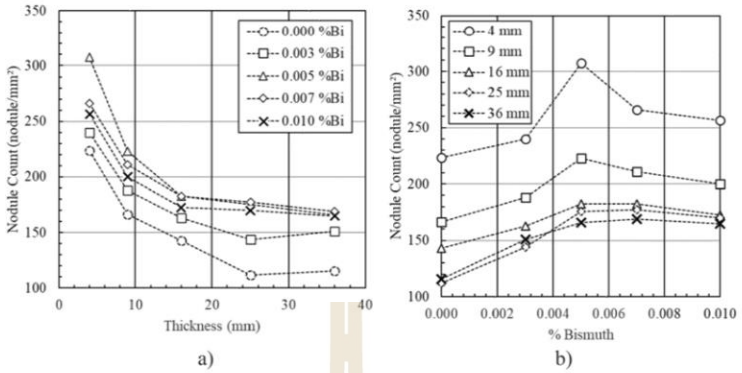


Figure 4. Effect of Bi and section thickness on nodule count; (a) section thickness; (b) Bi.

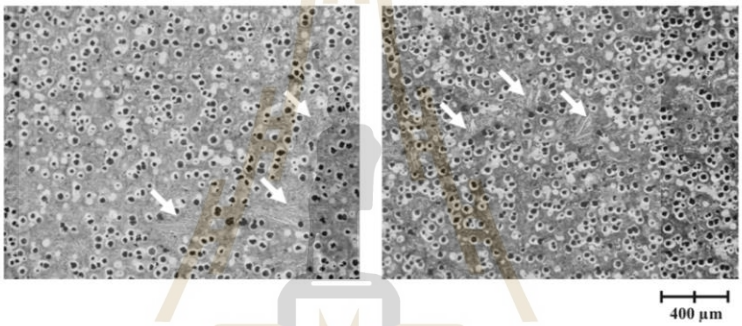


Figure 5. Carbide found in sample with 4-mm section thickness; (left) 0.000 wt%Bi (right) 0.003 wt%Bi.

batches through thermal analysis cups with a diameter of 31 mm and a height of 53 mm.

For microstructure analysis, the unetched micrographs were used for measuring nodule counts with an image analysis software. Particles smaller than 1 μm^2 were excluded from the analyzes as they were likely artifacts from sample preparation. Circularity was also analyzed for all samples. The definition of Circularity is given by Eqn. 1.

$$C = 4\pi A/P^2 \qquad \text{Eqn. 1}$$

where A and P are the area and perimeter of graphite particles, respectively.

The image analysis was conducted for the etched micrographs to quantify the constituents of the graphite, pearlite, ferrite and carbide. The images used were taken at 100×

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

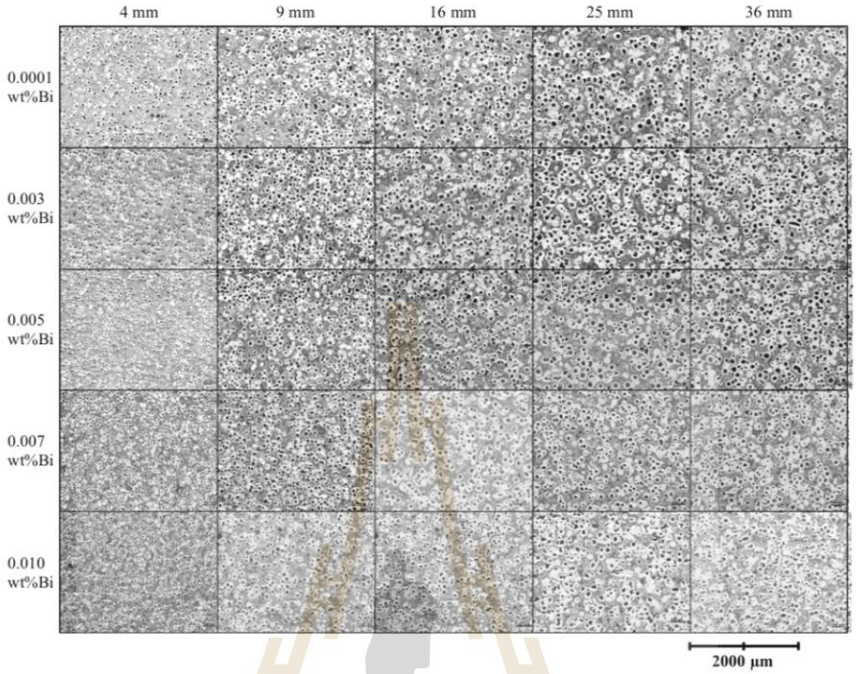


Figure 6. Microstructure of ductile irons with various section thickness and Bi (etched, 3%Nital).

magnification at the middle of each section thickness. At least 5 images were used for one condition of the analysis. The graphite or phases that were cropped by the edge of the image were excluded from the analysis. The image size was 2560 × 1920 pixels (~ 4.9 megapixels). The image resolution was kept constant throughout the process.

Color metallography was applied to selected samples, and the etchant used was 80 g NaOH, 20 g KOH, 20 g picric acid in 200 ml distilled water. The samples were immersed in the etchant at 120 °C for 120 seconds.

The Electron Probe Micro Analysis (EPMA) was conducted on a selected sample to observe the elemental distribution in the microstructure. Table 2 shows the criteria used in the EPMA experiment.

Results and Discussion

Chemical Composition

Table 3 presents the chemical composition of the iron produced in this study. The levels of C, Si, Mn, P and S were maintained within a narrow range. The Carbon Equivalents (CE = %C + 1/3(%Si+%P)) indicated that all conditions approached eutectic compositions. The Mg level exceeded typical industry values, to assess the impact of rare earth in thicker sections and its combined influence with Bi. Higher Mg can lead the carbide formation as magnesium increases the chilling tendency. In addition, the FeSiMg that was used as the source of Mg also contains cerium that interplays with Bi. Bi content ranged from 0 to 0.01 wt%Bi, with some losses during addition to the melts.

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

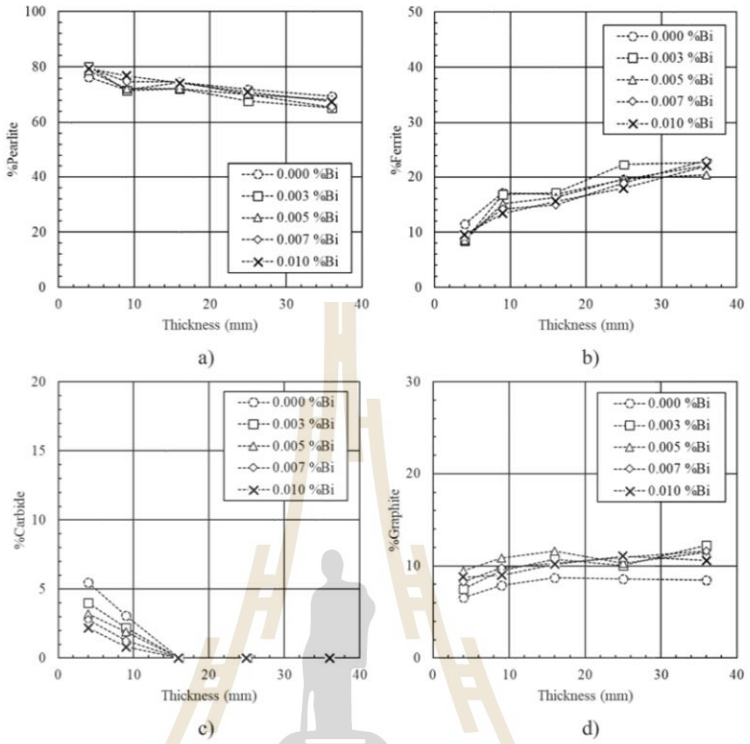


Figure 7. Percentage area of phases in microstructure as a function of section thickness; (a) pearlite; (b) ferrite; (c) carbide; (d) graphite.

Additionally, Al and Sn were present at levels of 0.009 wt%Al and 0.0024 wt%Sn, respectively, their effects were not observable in the experiment, no spiky graphite was found throughout the experiment. Other elements were present in trace amounts (<0.0004 wt%As, <0.0005 wt%Pb, <0.0004 wt%Sb, <0.00001 %wtCd, <0.00003 wt%La). The rare earth element used in this experiment was primarily Ce. Because La, Pb and Sb were at a very low levels, therefore; the ratio of Ce/Bi is presented in Table 1 for further analysis.

Microstructure

Figure 3 illustrates the microstructure of unetched samples with varying thickness and Bi. Overall, the Circularity exceeded 0.8, indicating acceptable nodularity across all samples, even in the case of the thickest section. Figure 4a shows the effect of section thickness on nodule count. It is seen that the thicker sections resulted in lower nodule counts due to the slow cooling rate. The measured nodule count was comparable to the findings in Reference 12 and 13. Figure 4b shows the influence of Bi on nodule count. For 4-mm and 9-mm section thickness, the nodule count

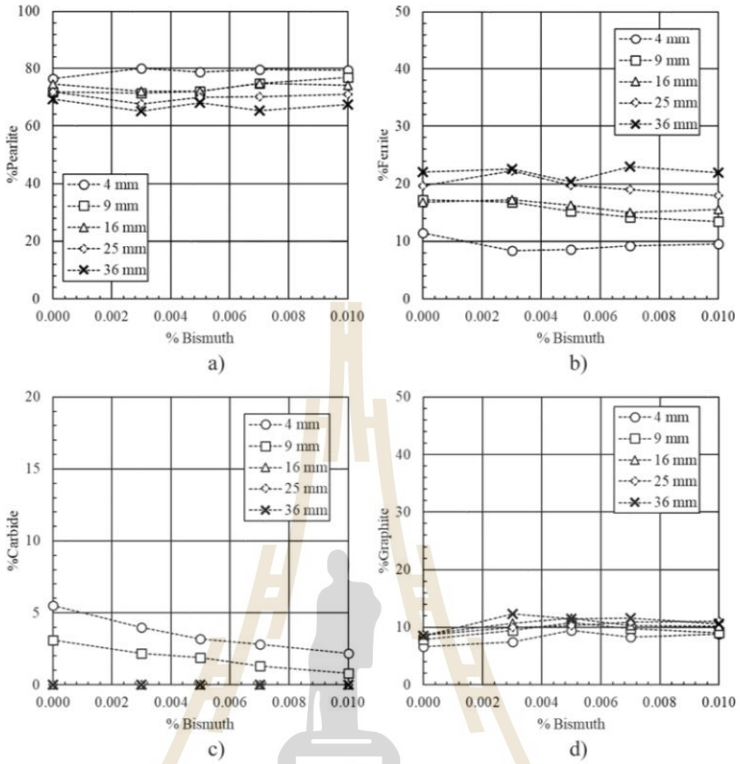


Figure 8. Percentage area of phases in microstructure as a function of %Bi; (a) pearlite; (b) ferrite; (c) carbide; (d) graphite.

increased with Bi up to 0.005 wt%Bi. At higher Bi, the nodule counts decreased. For 16-, 25-, and 36-mm section thickness, the nodule count peaked at 0.007 wt%Bi and there was no clear decreasing trend in nodule count at higher Bi. This suggests that heavier section thickness requires a higher Bi concentration for graphite refinement. The mechanism behind the effect of Bi on nodule count will be discussed later. It is worth noting that samples with 4-mm section thickness without Bi displayed carbide formation in the microstructure, due to the high cooling rate and Mg content. In fact, Mg, known for promoting chill formation, was relatively high in this study. Figure 5 illustrates carbide formation in samples with 4-mm section thickness. The carbide formation reduced the amount of graphite, a very low nodule count was observed at 4-mm section thickness. However, this effect gradually disappeared at thicker section and higher Bi. In this study, the effect of Bi in decreasing the chilling tendency was observed similarly to previously reported in Reference 12, 13 and 17.

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

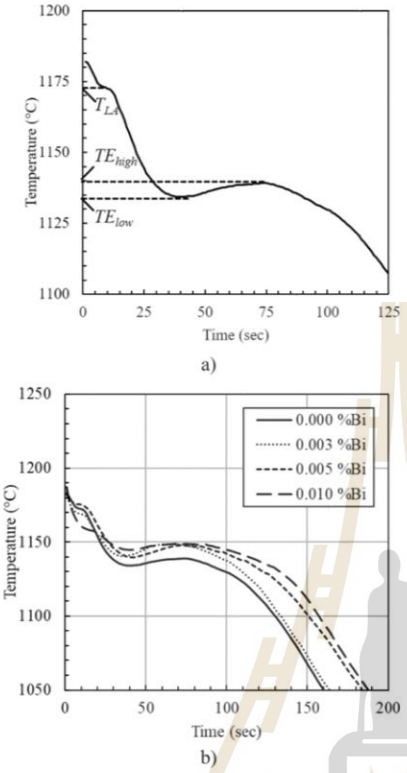


Figure 9. Cooling curves; (a) definitions of symbol; (b) from ductile iron samples with 0–0.010 wt%Bi.

Figure 6 shows the microstructure of etched samples. Figure 7 displays the image analysis results of the etched samples showing the percentage of phases in the microstructure. Overall, pearlite was the dominant phase in the matrix structure (Figure 7a). The percentage of ferrite increased with increasing thickness due to the slower cooling rate (Figure 7b). The carbide appeared in all 4 and 9-mm samples and completely disappeared at 16 mm and thicker (Figure 7c). Consequently, the percentage of graphite in 4-mm and 9-mm were lower than the rest due to the carbide formation (Figure 7d).

Table 4. Summary of Characteristic Temperatures Retrieved From Cooling Curves

Heat	Bi	CE	Ce/Bi	T_{LA}	TE_{low}	TE_{high}
1	0.0001	4.27	180	1175	1133	1140
2	0.003	4.24	7.33	1171	1139	1148
3	0.005	4.26	3.20	1176	1140	1149
4	0.007	4.23	2.57	1173	1134	1148
5	0.010	4.29	1.60	1159	1143	1149

The effect of Bi on the microstructure is shown in Figure 8. There was no clear trend on the percentage pearlite and ferrite (Figure 8a and b). Similar results were reported by Yicheng et al.[13]. The effect of Bi was more pronounced in Figure 8c. The percentage carbide clearly decreased with the increasing Bi. This confirms the effect of Bi on carbide suppression at thinner sections reported by Takeda et al.[1] and Horie et al.[12]

Figure 9 displays the cooling curves during the eutectic reaction for samples containing 0.00 to 0.01 wt%Bi. It is important to note that these curves were obtained from thermal analysis cups, not directly from the step castings. The thermal analysis cups have a casting modulus of approximately 0.98 cm. Table 4 summarizes the Temperature of Liquidus Arrest (T_{LA}), The Lower Temperature of Eutectic (TE_{low}) and the Higher Temperature of Eutectic (TE_{high}). It is clearly seen that the presence of Bi increased TE_{low} and TE_{high}, shifting TE_{low} from 1133 to 1143 °C and TE_{high} from 1140 to 1149 °C for 0 and 0.01 wt%Bi, respectively. The increased TE_{low} and TE_{high} were caused by the inoculation effect of Bi addition. It should be noted that this effect can be observed by the analysis of the cooling curves.

Figure 10 illustrates the effect of Bi and section thickness on hardness. The hardness of the fully ferritic (ASTM A536 Grade 60-40-18) and fully pearlitic (ASTM A536 Grade 100-70-03) ductile irons are 143–187 and 240–300 BHN, respectively.[21] Overall, the hardness values in this experiment were in the typical range for the pearlito-ferrite ductile iron. A noticeable trend is observed where hardness decreased with increasing section thickness due to the slower cooling rate resulting in lower nodule count and greater ferrite in the matrix. It is worth noting that carbide formation, observed in all 4-mm section thickness samples,

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

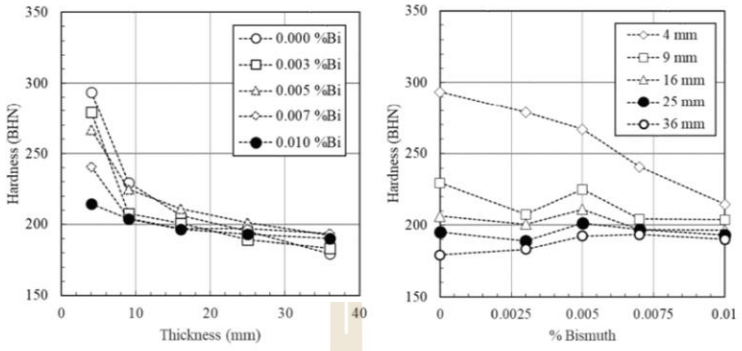


Figure 10. Effect of Bi and section thickness on hardness; (a) thickness; (b) Bi.

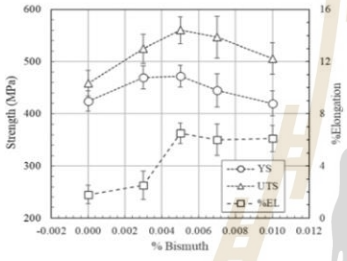


Figure 11. Mechanical properties of ductile iron with 0–0.01 wt%Bi; Yield strength (YS), Ultimate Tensile Strength (UTS) and Percent Elongation (%EL).

contributes to increased hardness, the effect reflected in Figure 10b. As seen, the initial hardness of 4-mm section thickness without Bi was significantly high, and increasing of Bi to 0.003 wt% decreased hardness. The hardness of the samples with 4-mm section thickness was high due to the carbide formation. A similar effect of carbide formation on hardness is seen in 9- and 16-mm section thickness but in lesser degree. At thicker section, hardness increases with Bi, peaking at 0.005–0.007 wt%Bi. Higher Bi concentrations are more favorable for achieving increased hardness in thicker section. In addition, hardness decreased with the increasing section thickness due to slower cooling and higher ferrite/pearlite ratio at the same level of Bi shown in Figure 7.

In Figure 11, the influence of Bi on ultimate tensile strength, yield strength and percent elongation is presented. The trend indicates that lower Bi concentrations resulted in lower strength and elongation, due to the lower nodule count and carbide formation. Elongation improved significantly beyond 0.005 wt%Bi due to the suppression of carbide formation. In fact, 0.005 wt%Bi samples demonstrated the highest strength in this study. It is important to note that the tensile samples have a casting modulus of 6.35 mm close to a 16-mm section thickness, aligning the observed behavior with the hardness trends depicted in Figure 10.

In summary, the optimal Bi content was contingent on the section thickness. For sections with thicknesses of 4, 9, and 16 mm, 0.005 wt%Bi (Ce/Bi = 1.60) exhibited the best outcomes in terms of nodule count, hardness, and tensile strength. However, for sections with thicknesses of 25 and 36 mm, 0.007 wt%Bi (Ce/Bi = 1.29) demonstrated better results. It is worth noting that if there were variations in cerium (Ce), the determination of the optimal Bi content needs to be guided by the Ce/Bi ratio. The findings suggest that Bi is more advantageous as section thickness increases by preventing the formation of chunky graphite and refining graphite particles. When comparing the optimal Ce/Bi ratio to Table 1, it is seen that the optimal Ce/Si ratio in this study is higher than the table suggests. This is due to the

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

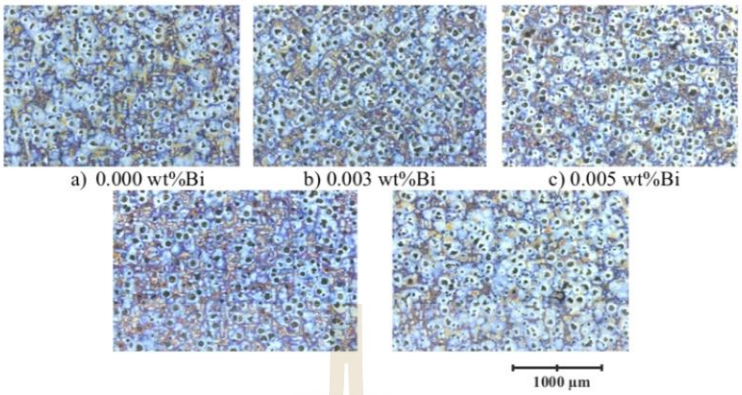


Figure 12. Color-etch micrographs of ductile irons with 0–0.010 wt%Bi at 36-mm section thickness.

small section thickness in this study. Pan and Chen[16] also mentioned that the optimal Ce/Bi ratio for lighter sections would have been more than 1.1.

Figure 12 shows color-etched micrographs of ductile irons with 0–0.01 wt%Bi at a section thickness of 36 mm. The color metallography revealed the microsegregation of elements, primarily Si and Mn, within the microstructure. This enables the observation of the dendritic structure and the impact of Bi on dendrite arm spacing. However, no significant difference in dendrite arm spacing was observed with varying Bi.

Figure 13 shows the EPMA results of a sample with 0.010 wt%Bi and 36-mm section thickness. The testing field was selected to have several graphite particles along with interparticle area to observe the microsegregation of elements. The microstructure showed low nodularity due to the slower cooling rate and higher Bi. Figure 13a and b shows the ferrite, pearlite pattern and location of graphite particles in the microstructure which aligns with the carbon mapping (Figure 13c). The Si mapping in Figure 13d shows that Si tended to be more in the matrix around graphite and less in the interparticle area. Mg, S, O and Bi were found in the same area indicating the formation of intermetallic compound between them. Ce showed a similar pattern with weaker signal.

To discuss the microsegregation of Bi, the superimposed image between the carbon and Bi is created (Figure 14). As seen, Bi tends to reside at the center of graphite particles. This indicates that Bi is involved with the nucleation of graphite. Moreover, O and S are also found in the graphite cores where Bi is presented.

Figure 15 shows the EPMA mapping of Bi, oxygen and sulfur at the graphite cores which suggests that the nucleation sites are made up of these elements in form of compounds such as Bi oxide and sulfide. This finding is inline with the results by Takeda et al.[2] and Horie et al.[12]. The mechanism for graphite refining by Bi addition is proposed as follows:

- Bi presents itself as a small droplet in iron melt. This is because Fe and Bi form a monotectic reaction. According the Bi-Fe phase diagram (Figure 16), it is seen that the monotectic reaction is $L_2 = L_1 + \delta$ ferrite. The two types of liquid have very limited solubility. Therefore, it is possible to have Bi-rich droplets dispersed in iron melt. The

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

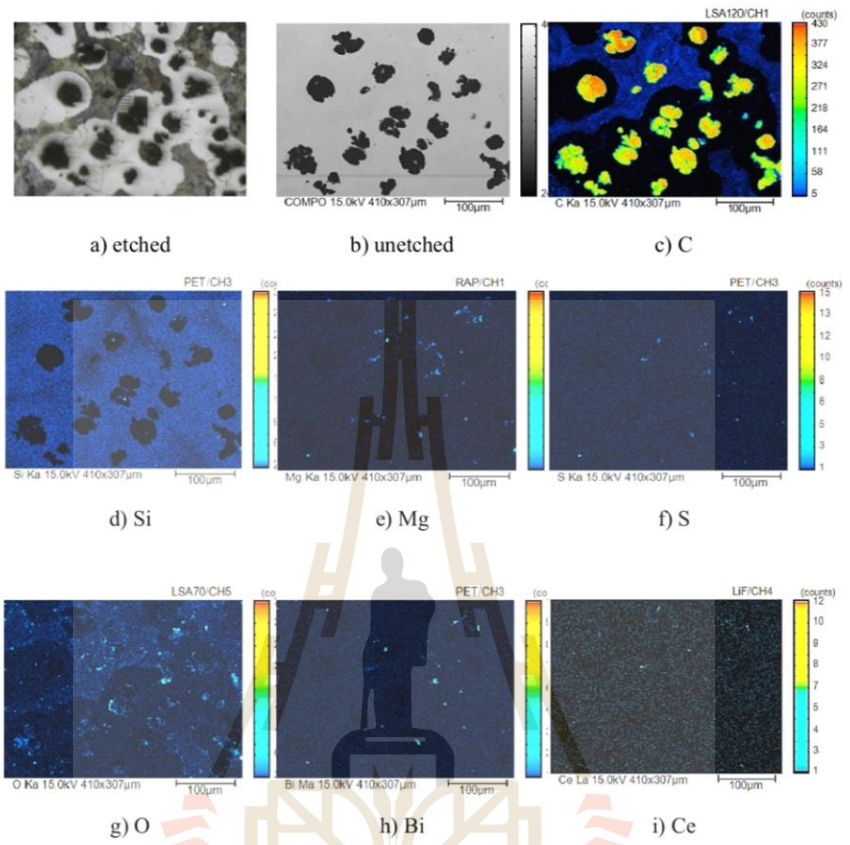


Figure 13. Microstructure and EPMA mappings of the sample with 0.010 wt%Bi and 36-mm section thickness.

Bi-rich droplets presumably exist in the melt down to the monotectic temperature.

- During solidification, Bi-rich droplets precipitate and become oxide and sulfide by combining with O and S available in the melt. Table 5 shows the physical properties of Bi and related compounds. It is seen that Bi oxide (Bi_2O_3) and Bi sulfide (Bi_2S_3) have negative standard free energy of formation at 1500 °C, indicating spontaneous formation of these compounds. These compounds later become heterogeneous nucleation sites for graphite.
- During the spheriodization, Mg is introduced to the melts and can then react with the existing

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

Bi_2O_3 and Bi_2S_3 forming more stable compounds such as magnesium oxide (MgO) and sulfide (MgS). This is supported by the presence of magnesium in the same area to Bi, oxygen and sulfur in the EPMA mappings. Si can also be involved by forming magnesium silicide. The result of this process is the reduction of Bi compounds to metallic Bi at the graphite cores. Therefore, it is possible to find the coexistence of Bi_2O_3, Bi_2S_3, MgO, MgS, and Mg_2Si.

Conclusions

This work investigates the influence of Bi on microstructure and mechanical properties of ductile iron. The results showed that the presence of appropriate levels of Bi in ductile iron leads to improvements in microstructure and properties.

- The addition of 0.005–0.007 wt%Bi resulted in a refined microstructure, with a higher nodule count. The further addition of Bi reduced the nodule count and had adverse effects on mechanical properties.
- The refined microstructure increased the strength and hardness of the ductile iron with casting section thickness 9–36 mm. The improvement of the tensile strength and yield strength was approximately 20% at 0.005 wt%Bi addition. At smaller section thicknesses (for example, 4 mm), chill was observed in all samples. Moreover, the results showed that the addition of Bi suppressed the formation of carbides.
- The ratio of Ce/Bi can be used as a guide for the required Bi addition depending on the section thickness. The lighter section thickness requires a higher Ce/Bi ratio. In this study, the optimal Ce/Bi

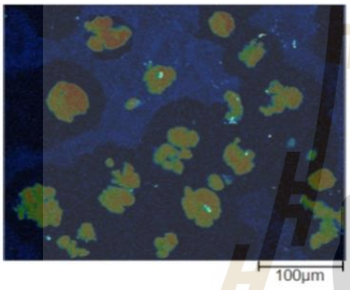


Figure 14. Combined image of carbon and Bi EPMA mapping.

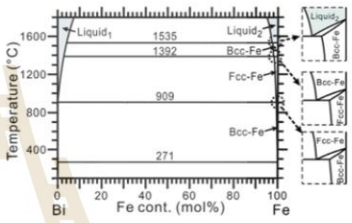


Figure 16. Bi–Fe phase diagram[22].

Figure 15. EPMA mapping of Bi, O and S at the graphite cores.

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

Table 5. Physical Properties and Standard Free Energy of Formation of Related Compounds

Compound	Melting point, °C	Boiling point, °C	Density, g/cm^3	Standard free energy of formation at 1500 °C, kJ/mol[2]	References
Bi	271	1564	9.79	–	23
Bi_2O_3	817	1890	8.90	− 136.5*	24
Bi_2S_3	850	–	6.78	− 64.35	25
MgO	2852	3600	3.60	− 733.7	26
MgS	2000	–	2.84	− 395.2	27

*ΔG_f°, Bi_2O_3 = − 584235 + 289.28(T/K) [28]

ratios were 1.60 for 4–16 mm section thickness and 1.29 for 25–36 mm section thicknesses.

- The introduction of Bi shifted the cooling curves toward stable eutectic solidification resulting in reduction of chilling tendency and higher nodule count. This can be observed by the increase in TE_{low} and TE_{high} using thermal analysis.
- The EPMA results suggested that Bi form oxide and sulfide that act as heterogeneous nucleation sites during solidification.

Acknowledgement

This work was supported by the SUT Research and Development Fund, Suranaree University of Technology, Thailand.

REFERENCES

1. H. Takeda, K. Asano, H. Yoneda, Effect of bismuth on refinement of graphite in thin wall spheroidal graphite cast iron. Int. J. Cast Met. Res. **21**(1–4), 81–85 (2008). https://doi.org/10.1179/136404608X361710
2. H. Takeda, H. Yoneda, K. Asano, Effect of silicon and bismuth on solidification structure of thin wall spheroidal graphite cast iron. Mater. Trans. **51**, 176–185 (2010). https://doi.org/10.2320/matertrans.M2009255
3. W. Baer, Chunky graphite in ferritic spheroidal graphite cast iron: formation, prevention, characterization, impact on properties: an overview. Inter. Metalcast. **14**, 454–488 (2020). https://doi.org/10.1007/s40962-019-00363-8
4. H. Itofuji, H. Uchikawa, Formation mechanism of chunky graphite in heavy-section ductile cast irons. Trans. AFS **98**, 429–448 (1990)
5. H. Itofuji, A. Masutani, Nucleation and growth behaviour of chunky graphite. Int. J. Cast Met. Res. **14**(1), 1–14 (2001). https://doi.org/10.1080/13640461.2001.11819419
6. J. Sertucha, R. Suarez, I. Asenjo, P. Larranaga, J. Lacaze, I. Ferrer, S. Armendariz, Thermal analysis of the formation of chunky graphite during solidification of heavy-section spheroidal graphite iron parts. ISIJ Int. **49**(2), 220–228 (2009). https://doi.org/10.2355/isijinternational.49.220
7. D.M. Stefanescu, Solidification and modeling of cast iron—A short history of the defining moments. Mater. Sci. Eng. A **413–414**, 322–333 (2005). https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.180
8. H. Nakayama, B.-R. Zhao, N. Furusato, S. Yamada, T. Nishi, H. Ohta, Effect of amount of chunky graphite on mechanical properties of spheroidal graphite cast iron. Mater. Trans. **59**(3), 412–419 (2018). https://doi.org/10.2320/matertrans.M2017305
9. S. Liang, G. Erjun, T. Chang-long, Effect of Bi on graphite morphology and mechanical properties of heavy section ductile cast iron. China Foundry **11**, 125–131 (2014)
10. P. Ferro, A. Fabrizi, R. Cervo, C. Carollo, Effect of inoculant containing rare earth metals and bismuth on microstructure and mechanical properties of heavy-section near-eutectic ductile iron castings. J. Mater. Process. Technol. **213**, 1601–1608 (2013). https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.03.012
11. Z. Glavas, A. Strkalj, K. Maldini, F. Kozina, Effect of bismuth and rare earth elements on graphite structure in different section thicknesses of spheroidal graphite cast iron castings. Arch. Metall. Mater. **63**, 1547–1553 (2018)
12. H. Horie, T. Kowata, A. Chida, Influence of bismuth on graphite nodule count in thin-section spheroidal-graphite cast irons. Int. J. Cast Met. Res. **2**, 197–202 (1989)
13. F. Yicheng, M. Mengdi, W. Changliang et al., Effect of trace element Bi on microstructure and mechanical properties of ductile cast iron with different wall thickness. Trans. Indian Inst. Met. **76**, 2669–2679 (2023). https://doi.org/10.1007/s12666-022-02856-3
14. W.L. Gao, G. Cen, Z.C. Yan, X.F. Song, Effect of Bi on the microstructure and mechanical properties of heavy section ductile cast iron. J. Hunan Univ. Nat. Sci. **40**(6), 74–79 (2013)
15. L. Song, E. Guo, C. Tan, Effect of Bi on graphite morphology and mechanical properties of heavy section ductile cast iron. China Foundry **11**(2),

125–131 (2014). https://doi.org/10.3969/j.issn.1672-6421.2014.02.009
16. B. Bauer, I. Mihalic Pokopec, M. Petrič et al., Effect of bismuth on preventing chunky graphite in high-silicon ductile iron castings. Inter. Metalcast. **14**, 1052–1062 (2020). https://doi.org/10.1007/s40962-020-00419-0
17. B. Bauer, I. Mihalic Pokopec, P. Mrvar et al., Influence of chemical composition and cooling rate on chunky graphite formation in thick-walled ductile iron castings. Inter Metalcast **17**, 2050–2061 (2023). https://doi.org/10.1007/s40962-022-00913-7
18. E.N. Pan, C.Y. Chen, Effects of Bi and Sb on graphite structure of heavy-section ductile cast iron. AFS Trans. **104**, 845–858 (1996)
19. F. Stieler, D. Funk, B. Tonn, Alteration of the graphite morphology in solid solution-strengthened ductile iron due to high contents of cerium and bismuth. Inter Metalcast **17**, 1315–1325 (2023). https://doi.org/10.1007/s40962-022-00857-y
20. T. Margaria, R. Siclari, Inoculant products comprising bismuth and rare earth (U.S. Patent No. 7,569,092 B2). U.S. Patent and Trademark Office, (2009)
21. Standard Specification for Ductile Iron Castings. (ASTM International, 2019)
22. A. Kishimoto, T. Uda, Thermodynamics on the Bi-Fe-Ti system and the gibbs energy of Bi9Ti8. Metall. Mater. Trans. B **49**, 2975–2985 (2018). https://doi.org/10.1007/s11663-018-1393-6
23. J.W. Arblaster, Selected Values of the Crystallographic Properties of Elements. Materials Park, Ohio, (ASM International, 2008)
24. P. Patnaik, *Handbook of inorganic chemical compounds* (McGraw-Hill, New York, 2003), p.243
25. N. Greenwood, A. Earnshaw, *Chemistry of the elements*, 2nd edn. (Butterworth-Heinemann, Oxford, 1997), pp.85–66
26. W.M. Haynes, *CRC handbook of chemistry and physics*, 92nd edn. (CRC Press, Boca Raton, 2011), pp.4–74
27. C. Bradford, C.B. O'Donnell, B. Urbaszek, A. Balocchi, C. Morhain, K.A. Prior, B.C. Cavenett, Growth of zinc blende MgS/ZnSe single quantum wells by molecular-beam epitaxy using ZnS as a sulphur source. Appl. Phys. Lett. **76**(26), 3929–3921 (2000). https://doi.org/10.1063/1.126824
28. K.T. Jacob, A.K. Mansoor, Gibbs energy of formation of bismuth (III) oxide. Thermochimica Acta **630**, 90–96 (2016). https://doi.org/10.1016/j.tca.2016.02.006

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

นางสาววัชราภรณ์ แหวนทองคำ เกิดเมื่อวันที่ 3 เดือนเมษายน พ.ศ. 2538 สำเร็จการศึกษามัธยมศึกษาจากโรงเรียนเตรียมอุดมน้อมเกล้า นครราชสีมา อำเภอเมือง จังหวัดนครราชสีมา ในปีการศึกษา 2555 จากนั้นได้เข้าศึกษาต่อมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารีและสำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรีจากคณะวิศวกรรมศาสตร์สาขาเทคโนโลยีธรณีในปีการศึกษา 2560 ในช่วงก่อนสำเร็จการศึกษาได้เป็นนักศึกษาฝึกประสบการณ์ด้านผู้ช่วยนักธรณีอยู่ที่ บริษัท เอิร์ท เอ๊กซพลอเรชั่น แอนด์ เอ็นจิเนียริ่ง จำกัด เนื่องจากมีความสนใจทางด้านวัสดุศาสตร์ จึงได้ศึกษาต่อในระดับปริญญาโท เพื่อเป็นการพัฒนาความรู้และความสามารถให้กับตนเอง โดยได้เข้าศึกษาต่อในระดับปริญญาโท หลักสูตรวิศวกรรมวัสดุ สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ในปีการศึกษา 2562 มีอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์คือ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สารัมภ์ บุญมี ในขณะที่ศึกษาอยู่มีโอกาสเป็นผู้ช่วยสอนและวิจัยในสาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ จำนวน 3 รายวิชา คือ (1) วิศวกรรมการหล่อโลหะ (2) โลหวิทยาโลหะผง (3) ปฏิบัติการกระบวนการผลิตทางโลหการ 2 ในระหว่างการศึกษาระดับปริญญาโทได้มีผลงานตีพิมพ์เผยแพร่จำนวน 1 เรื่อง

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี