

อิทธิพลของปริมาณทองแดงต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของ
เหล็กหล่อเกรไฟต์ในสภาพภายหลังการหล่อ

นายธำรงค์ศักดิ์ วิชชานันทกุล

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี
ปีการศึกษา 2555

**EFFECTS OF COPPER CONTENTS ON
MICROSTRUCTURES AND MECHANICAL
PROPERTIES OF GRAPHITIC CAST IRONS
IN AS-CAST CONDITION**

Thumrongsak Witchanantakul

**A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements for the
Degree of Master of Engineering in Metallurgical Engineering
Suranaree University of Technology**

Academic Year 2012

อิทธิพลของปริมาณทองแดงต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของ
เหล็กหล่อเกรไฟต์ในสภาพภายหลังการหล่อ

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อนุมัติให้นักวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษา
ตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

(ผศ. ดร.อุษณีย์ กิตติคำธร)

ประธานกรรมการ

(อ. ดร.ณรงค์ อัครพัฒนากุล)

กรรมการ (อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์)

(อ. ดร.ฐาปนี พิชร์วิชัย)

กรรมการ

(อ. ดร.รัตน์ บริสุทธิ์กุล)

กรรมการ

(อ. ดร.สงบ คำค้อ)

กรรมการ

(ศ. ดร.ชูกิจ ลิมปิจำนงค์)

รองอธิการบดีฝ่ายวิชาการ

(รศ. ร.อ. ดร.กนต์ธร ชำนิประศาสน์)

คณบดีสำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

ข้าราชการ วิชาชนนทุกล : อธิพลของปริมาณทองแดงต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์ในสภาพภายหลังการหล่อ (EFFECTS OF COPPER CONTENTS ON MICROSTRUCTURES AND MECHANICAL PROPERTIES OF GRAPHITIC CAST IRONS IN AS-CAST CONDITION) อาจารย์ที่ปรึกษา : อาจารย์ ดร.ณรงค์ อัครพัฒนากุล, 128 หน้า

วัตถุประสงค์ของงานวิจัย เพื่อศึกษาผลของปริมาณการเติมธาตุทองแดงต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่น เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน และเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม งานวิจัยนี้มีความมุ่งหมายเพื่อทำการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์โครงสร้างพื้นเฟอร์ไรต์ทั้งหมดในสภาพภายหลังการหล่อ ผลการวิจัยได้ทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์ทั้ง 3 ชนิดได้ผลการวิจัยดังต่อไปนี้

เหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นมีค่าคาร์บอนเทียบเท่าระหว่าง 4.4-4.5 เปอร์เซ็นต์ เมื่อทำการเติมธาตุทองแดงในปริมาณระหว่าง 0.5-2.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ได้โครงสร้างพื้นเฟอร์ไรต์ โดยประกอบด้วยโครงสร้างเฟอร์ไรต์อยู่ในช่วงระหว่าง 78.2-79.9 เปอร์เซ็นต์ ผลการทดสอบทางกลได้ค่าความแข็งอยู่ระหว่าง 167-179 BHN ค่าความแข็งแรงดึงจุดครากตัวอยู่ระหว่าง 104-122 MPa และค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดอยู่ระหว่าง 132-154 MPa

เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนมีค่าคาร์บอนเทียบเท่าระหว่าง 3.9-4.2 เปอร์เซ็นต์ เมื่อทำการเติมธาตุทองแดงในปริมาณระหว่าง 0.5-1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ได้โครงสร้างพื้นเฟอร์ไรต์-เพอร์ไรต์ โดยประกอบด้วยโครงสร้างเฟอร์ไรต์อยู่ในช่วงระหว่าง 26.2-57.7 เปอร์เซ็นต์ และมีปริมาณโครงสร้างเพอร์ไรต์อยู่ในช่วงระหว่าง 68.9-38.1 เปอร์เซ็นต์ ผลการทดสอบทางกลได้ค่าความแข็งอยู่ระหว่าง 179-229 BHN ค่าความแข็งแรงดึงจุดครากตัวอยู่ระหว่าง 448-474 MPa และค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดอยู่ระหว่าง 506-545 MPa

เหล็กหล่อแกรไฟต์กลมมีค่าคาร์บอนเทียบเท่าระหว่าง 4.3-4.5 เปอร์เซ็นต์ เมื่อทำการเติมธาตุทองแดงในปริมาณตั้งแต่ 0.5-1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักได้โครงสร้างพื้นเฟอร์ไรต์ โครงสร้างเฟอร์ไรต์อยู่ในช่วงระหว่าง 65.8-86.9 เปอร์เซ็นต์ และโครงสร้างเพอร์ไรต์อยู่ในช่วงระหว่าง 24.9-4.4 เปอร์เซ็นต์ ผลการทดสอบทางกลได้ค่าความแข็งอยู่ระหว่าง 241-302 BHN ค่าความแข็งแรงดึงจุดครากตัวอยู่ระหว่าง 539-641 MPa และค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดอยู่ระหว่าง 694-898 MPa

ค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนและเหล็กหล่อแกรไฟต์

กลมที่เติมธาตุทองแดงระหว่าง 0.0-1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ในสภาพภายหลังการหล่อพบว่ามี
แนวโน้มน้ลดลงตามปริมาณโครงสร้างเฟอร์ไรท์ที่ลดลงอันเนื่องมาจากการเติมธาตุทองแดง



สาขาวิชา วิศวกรรมโลหการ
ปีการศึกษา 2555

ลายมือชื่อนักศึกษา _____
ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา _____
ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษาร่วม _____

THUMRONGSAK WITCHANANTAKUL : EFFECTS OF COPPER
CONTENTS ON MICROSTRUCTURES AND MECHANICAL
PROPERTIES OF GRAPHITIC CAST IRONS IN AS-CAST CONDITION.
THESIS ADVISOR : NARONG AKKARAPATTANAGOON, Ph.D.,
128 PP.

COPPER/GRAPHITIC CAST IRONS/MICROSTRUCTURES/MECHANICAL
PROPERTIES/AS-CAST CONDITION

The objective of this research is to study effects of copper content addition on variation of microstructures and mechanical properties of flake compacted and spheroidal graphite cast irons. The purpose of this study is to produce graphitic cast irons in pearlitic matrix structure in the as-cast condition. Results of microstructure analysis and mechanical properties of three the graphite cast irons are as follows;

Flake graphite cast iron having carbon equivalence between 4.4-4.5%, with 0.5-2.5 wt% copper additions gave mainly pearlite microstructure (78.2-79.9%). Results of mechanical testing exhibited Brinell hardness values of 167–179 BHN, yield strength of 104-122 MPa and tensile strength of 132-154 MPa.

Compacted graphite cast iron having carbon equivalence between 3.9-4.2%, with 0.5-1.5 wt% copper additions gave pearlite-ferrite microstructure. The pearlite phase was measured to be 26.2-57.7% and 68.9-38.1 % ferrite. Results of mechanical testing showed Brinell hardness values of 179-229 BHN, yield strength of 448-474 MPa and tensile strength of 506-545 MPa.

Spheroidal graphite cast iron having carbon equivalence between 4.3-4.5%, with 0.5-1.5 wt% copper additions, gave pearlite microstructure. The pearlite phase was measured to be 65.8-86.9% and 24.9-4.4 % ferrite. Results of mechanical testing showed Brinell hardness of 241-302 BHN, yield strength of 539-641 MPa and tensile strength of 694-898 MPa.

Impact energy of compacted graphite irons and spheroidal graphite irons 0.0-1.5 wt% copper additions in the as-cast condition showed decreasing trends due to decreased ferrite structure according to copper additions.



School of Metallurgical Engineering

Academic Year 2012

Student's Signature _____

Advisor's Signature _____

Co-advisor's Signature _____

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์นี้สำเร็จลุล่วงด้วยดี เนื่องจากได้รับความช่วยเหลืออย่างดียิ่ง ทั้งทางด้านวิชาการและทางด้านการดำเนินงานวิจัย จากบุคคลและกลุ่มบุคคลต่าง ๆ ได้แก่

อาจารย์ ดร.ณรงค์ อัครพัฒนากุล อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ที่ได้กรุณาให้โอกาสทางการศึกษาและสนับสนุนให้ผู้วิจัยได้มีโอกาสทำวิจัยในหัวข้อนี้ ให้คำแนะนำปรึกษาชี้แนะแนวทางการแก้ปัญหาวิจัยรวมถึงไปถึงแนวทางการทำวิจัยเพื่อวิทยานิพนธ์ และให้กำลังใจแก่ผู้วิจัยอย่างดียิ่ง รวมถึงช่วยตรวจทานและให้คำชี้แนะในการปรับปรุงแก้ไขวิทยานิพนธ์เล่มนี้จนเสร็จสมบูรณ์

อาจารย์ ดร.ฐาปนีย์ พชรวิษณุ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม และดำรงตำแหน่งหัวหน้าสาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ที่ให้ความกรุณาเป็นอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม อีกทั้งให้การสนับสนุนและช่วยชี้แนะแก้ไขปรับปรุงการเขียนวิทยานิพนธ์จนเสร็จสมบูรณ์

อาจารย์ ดร.รัตน บิริสุทธิกุล และอาจารย์ สारัมภ์ บุญมี ที่ได้ให้คำชี้แนะในการทำวิจัยและให้ความสนับสนุนโดยให้นักศึกษาโครงการวิศวกรรมโลหการในระดับปริญญาตรีทำงานวิจัยร่วมกันในการผลิตชิ้นงานหล่อเหล็กหล่อที่ใช้ในงานวิจัยนี้ หากไม่ได้รับความช่วยเหลือดังกล่าว งานวิจัยนี้คงไม่สามารถสำเร็จลุล่วงได้

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.อุษณีย์ กิตติภัทร ประธานกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ที่ได้กรุณาให้คำปรึกษาด้านวิชาการ รวมถึงอาจารย์ ดร.สงบ คำค้อ กรรมการสอบวิทยานิพนธ์ที่ได้ให้คำชี้แนะเพื่อปรับปรุงแก้ไขวิทยานิพนธ์ให้มีความถูกต้องและสมบูรณ์ยิ่งขึ้น

ขอขอบคุณ วิชาญ วิรัชสุนทร คุณสมเกียรติ อรภาพ คุณสังเวียน แยมเกษม คุณสงคราม ยาวประภาส และคุณคัมภีร์ ศิริคะเนรัตน์ วิศวกรและเจ้าหน้าที่ประจำศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ที่ช่วยอำนวยความสะดวกทางด้านเครื่องมือและอุปกรณ์ที่ใช้ในงานวิจัยนี้

สำหรับคุณงามความดีอันใดที่เกิดจากวิทยานิพนธ์เล่มนี้ ผู้วิจัยขอมอบให้กับบิดา มารดา ซึ่งเป็นที่รักและเคารพยิ่ง ตลอดจนครูอาจารย์ที่เคารพทุกท่าน ที่ได้ประสิทธิ์ประสาทวิชาความรู้มาให้และถ่ายทอดประสบการณ์ที่ดีให้แก่ผู้วิจัยตลอดมา จนทำให้ประสบความสำเร็จในชีวิต

ธำรงค์ศักดิ์ วิชชานันทกุล

สารบัญ

หน้า

| | |
|--|----|
| บทคัดย่อ (ภาษาไทย) | ก |
| บทคัดย่อ (ภาษาอังกฤษ) | ง |
| กิตติกรรมประกาศ | จ |
| สารบัญ | ฉ |
| สารบัญตาราง | ฅ |
| สารบัญรูป | ญ |
| บทที่ | |
| 1 บทนำ | 1 |
| 1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา | 1 |
| 1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย | 2 |
| 1.3 ขอบเขตของงานวิจัย | 2 |
| 1.4 ประโยชน์ที่ได้รับจากงานวิจัย | 3 |
| 2 ปรัชญ่วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง | 4 |
| 2.1 รูปร่างของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ | 5 |
| 2.2 ลักษณะโครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อแกรไฟต์ | 28 |
| 2.3 การจำแนกเกรดของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตามมาตรฐาน ASTM | 31 |
| 2.4 กลไกการเกิดโครงสร้างเฟอร์ไรต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ | 32 |
| 2.4.1 กลไกการเกิดโครงสร้างเฟอร์ไรต์อิสระในเหล็กหล่อเทาหรือเหล็กหล่อแกรไฟต์แบบแผ่น | 32 |
| 2.4.2 กลไกการเกิดโครงสร้างเฟอร์ไรต์แบบวงแหวน (ferrite ring) หรือโครงสร้างดาวัว (Bullseye structure) ในเหล็กหล่อเหนียวหรือเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม | 35 |
| 2.5 บทบาทของธาตุผสมที่สนับสนุนการเกิดโครงสร้างเฟอร์ไรต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม | 38 |
| 2.6 กลไกของธาตุผสมที่สนับสนุนการเกิดเฟอร์ไรต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ | 40 |

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

| | | |
|----------|---|-----------|
| 2.7 | ผลของการเติมธาตุผสมที่สนับสนุนการเกิดเฟิร์ลไลต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ | 42 |
| 2.8 | การแยกตัวของธาตุผสมในระหว่างการเย็นตัวของเหล็กหล่อแกรไฟต์ | 44 |
| 2.9 | บทบาทของ Si และ Cu ต่อการเปลี่ยนแปลงแผนภูมิสมดุลของเหล็กกับคาร์บอน | 49 |
| 2.10 | กรอบแนวคิด ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง | 54 |
| 3 | วัสดุ อุปกรณ์ เครื่องมือ และวิธีการดำเนินงานวิจัย | 55 |
| 3.1 | วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย | 55 |
| 3.2 | เครื่องมือ และอุปกรณ์ | 57 |
| 3.3 | ขั้นตอนการผลิตชิ้นงานหล่อและชิ้นงานทดสอบสมบัติทางกล | 66 |
| 4 | ผลการทดลองและการอภิปรายผล | 71 |
| 4.1 | บทนำ | 71 |
| 4.2 | ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อแกรไฟต์ที่ใช้ศึกษาวิจัย | 71 |
| 4.3 | การระบุชนิดของโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแกรไฟต์และการจำแนกคุณลักษณะของแกรไฟต์ในสภาพหล่อ | 73 |
| 4.4 | รูปร่างแกรไฟต์ของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นที่เติมทองแดงและไม่เติมทองแดง | 75 |
| 4.5 | โครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นที่เติมทองแดงและไม่เติมทองแดง | 77 |
| 4.6 | ผลของปริมาณการเติมทองแดงต่อการเปลี่ยนแปลงปริมาณเฟสใน โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นสภาพภายหลังการหล่อ | 81 |
| 4.7 | รูปร่างแกรไฟต์ของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอนที่เติมทองแดงและไม่เติม | 84 |
| 4.8 | โครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอนที่เติมทองแดงและไม่เติม | 86 |
| 4.9 | ผลของปริมาณการเติมทองแดงต่อการเปลี่ยนแปลงปริมาณเฟสใน โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอนสภาพหล่อ | 87 |
| 4.10 | รูปร่างแกรไฟต์ของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมที่เติมทองแดงและไม่เติมทองแดง | 90 |
| 4.11 | โครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมที่เติมทองแดงและไม่เติมทองแดง | 92 |
| 4.12 | ผลของปริมาณการเติมทองแดงต่อการเปลี่ยนแปลงปริมาณเฟสใน โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมสภาพภายหลังการหล่อ | 93 |

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

| | | |
|------|--|-----|
| 4.13 | การผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมโครงสร้างพื้น เฟอร์ไรต์ทั้งหมด..... | 97 |
| 4.14 | พฤติกรรมการละลายของทองแดงที่เติมในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นและ เหล็กหล่อแกรไฟต์กลมโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรต์ทั้งหมด..... | 102 |
| 4.15 | บทบาทของธาตุทองแดงต่อการเพิ่มความแข็งแรงแบบสารละลายของแข็ง ในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม..... | 106 |
| 5 | สรุปผลการทดลอง..... | 109 |
| | รายการอ้างอิง..... | 111 |
| | ภาคผนวก..... | 114 |
| | ภาคผนวก ก. บทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่..... | 118 |
| | ประวัติผู้เขียน..... | 128 |

สารบัญตาราง

| ตารางที่ | | หน้า |
|----------|--|------|
| 2.1 | ช่วงส่วนผสมทางเคมีโดยทั่วไปของเหล็กหล่อที่ไม่ทำการเติมธาตุผสม..... | 4 |
| 2.2 | เปรียบเทียบสมบัติทางกลและคุณสมบัติทางฟิสิกส์ของเหล็กหล่อทั้ง 3 ชนิด..... | 5 |
| 2.3 | ความสัมพันธ์ระหว่างแรงดึงผิวกับลักษณะรูปร่างของแกรไฟต์..... | 15 |
| 2.4 | ผลของ Mn:S ratio ต่อ Cell count และ Chilling tendency ของเหล็กหล่อเทา ส่วนผสม 3.5%C 1.9%S และ 0.07%P..... | 23 |
| 2.5 | โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเทา 3 ส่วนผสม..... | 25 |
| 2.6 | แสดงการเปรียบเทียบคุณสมบัติของเหล็กหล่อแกรไฟต์ทั้ง 3 ชนิด..... | 30 |
| 2.7 | เปรียบเทียบสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมที่มีลักษณะโครงสร้างพื้นต่าง ๆ..... | 30 |
| 2.8 | Typical mechanical properties of as-cast standard gray iron test bars..... | 31 |
| 2.9 | Typical mechanical properties of as-cast standard spheroidal iron test bars..... | 31 |
| 2.10 | Typical mechanical properties of as-cast standard compacted iron test bars..... | 32 |
| 3.1 | ปริมาณธาตุผสมของเหล็กดิบ (Pig irons)..... | 56 |
| 3.2 | ปริมาณธาตุผสมของเฟอร์โร-ซิลิคอน..... | 56 |
| 3.3 | ปริมาณธาตุเจือในโลหะทองแดงบริสุทธิ์..... | 56 |
| 3.4 | ปริมาณธาตุผสมของสาร โนคคูลาไรเซอร์ และอินนोकูแลนท์ (%โดยน้ำหนัก)..... | 57 |
| 3.5 | แสดงรายละเอียดของกล้องจุลทรรศน์แบบแสง..... | 64 |
| 3.6 | แสดงขนาดของชิ้นงานทดสอบแรงดึงที่เลือกใช้..... | 69 |
| 4.1 | ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อแกรไฟต์ที่ใช้ศึกษาวิจัยทั้ง 3 ชนิด (FGI CGI และ SGI) (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)..... | 72 |
| 4.2 | แสดงผลการวิเคราะห์คุณลักษณะของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวนอน..... | 84 |
| 4.3 | แสดงค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวนอนสภาพหล่อ..... | 88 |
| 4.4 | แสดงผลการวิเคราะห์คุณลักษณะของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม..... | 90 |
| 4.5 | แสดงค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมสภาพหล่อ..... | 95 |
| 4.6 | ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณเฟอร์ไรต์ในเหล็กหล่อ CGI และ เหล็กหล่อ SGI ที่ปริมาณการเติมทองแดงต่าง ๆ กับค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทก..... | 96 |

สารบัญรูป

| รูปที่ | หน้า |
|--------|---|
| 2.1 | แสดงลักษณะรูปร่างของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ทั้ง 3 ชนิด ขนาดสเกลบาร์ 25 ไมครอน 6 |
| 2.2 | ผลของปริมาณแมกนีเซียมเหลือค้างต่อการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อ 6 |
| 2.3 | แสดงลักษณะรูปร่างของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อตามมาตรฐาน ASTM A247 และ ISO/R945-1969 7 |
| 2.4 | แผนภูมิสมมูลของเหล็กกับคาร์บอน 8 |
| 2.5 | แสดงความแตกต่างของอุณหภูมิยูเตคติก ΔT_{E-C} เป็นฟังก์ชันกับปริมาณซิลิคอน 9 |
| 2.6 | อุณหภูมิผิวรอยต่อระหว่างของแข็ง-ของเหลว ซึ่งเป็นฟังก์ชันกับอัตราคาร์บอนของยูเตคติก ซีเมนไทต์ และยูเตคติกแกรไฟต์ 9 |
| 2.7 | ภาพแสดงการเติบโตยูเตคติกในระบบของเหล็กกับคาร์บอน (a) ยูเตคติกแบบสมมูล (Fe-C eutectic) (b) ยูเตคติกแบบกึ่งสมมูล (Fe-Fe ₃ C eutectic) 10 |
| 2.8 | ทิศทางคาร์บอนของการเกิดแกรไฟต์ 11 |
| 2.9 | Branching mode ของแกรไฟต์ในยูเตคติกเซลล์ 11 |
| 2.10 | ช่วงของปริมาณแมกนีเซียมเหลือค้างที่ผลิตเป็นเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน 12 |
| 2.11 | รูปแสดงลักษณะการโตของแกรไฟต์แบบแผ่นและแกรไฟต์ตัวหนอน (a) รูปแสดงการโตของยูเตคติกเซลล์ของแกรไฟต์แบบแผ่น (b) แสดงการโตของยูเตคติกเซลล์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนที่แสดงชั้นของแกรไฟต์ซึ่งโตไปตามแกน C (c) แสดงการโตของความโค้งมนที่ส่วนปลายของแกรไฟต์ตัวหนอน 13 |
| 2.12 | ความสัมพันธ์ระหว่างลักษณะรูปร่างของแกรไฟต์และแรงดึงผิวที่แตกต่างกันตามปริมาณ modifying agent 14 |

สารบัญญรูป (ต่อ)

| รูปที่ | หน้า |
|--------|---|
| 2.13 | ปริมาณคาร์บอนและซิลิคอนสำหรับการผลิตเหล็กหล่ออบเหนียว เหล็กหล่อเทา และเหล็กหล่อเหนียว 16 |
| 2.14 | ปริมาณคาร์บอนและซิลิคอนที่เหมาะสมสำหรับการผลิตเหล็กหล่อ แกรไฟต์ตัวหนอน 16 |
| 2.15 | ปริมาณคาร์บอนและซิลิคอนสำหรับการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม 19 |
| 2.16 | แสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณการเติมโลหะผสมแมกนีเซียมในเบ้าผสมกับ วิธีการผสมในรูปแบบต่าง ๆ 17 |
| 2.17 | ผลของค่าความยาวสูงสุดของแกรไฟต์แผ่นต่อความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อเทา..... 19 |
| 2.18 | อิทธิพลของค่าคาร์บอนเทียบเท่าต่อค่าความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อเทา 19 |
| 2.19 | ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งแรงดึงและค่าคาร์บอนเทียบเท่าสำหรับชิ้นงานทดสอบรูปร่างทรงกระบอกขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางต่าง ๆ ของเหล็กหล่อเทาที่ไม่ได้ทำอินนอคจูเลชัน 20 |
| 2.20 | ผลของการทำอินนอคจูเลชันต่อค่าความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อเทาที่มีค่าคาร์บอนเทียบเท่าในช่วงระหว่าง 3.4-4.6 20 |
| 2.21 | แสดงลักษณะการกระจายตัวของแกรไฟต์แผ่นในเหล็กหล่อเทาทั้ง 5 แบบ 22 |
| 2.22 | Monotonic tensile stress-strain response of pearlitic and ferritic irons 24 |
| 2.23 | แสดงผลของค่าคาร์บอนเทียบเท่าต่อความแข็งแรงของเหล็กหล่อเทา เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมของชิ้นงานหล่อขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1.2 นิ้ว หรือ 30 มิลลิเมตร..... 26 |
| 2.24 | รูปแสดงจุดเริ่มต้นของรอยแตก (Crack initiation) และการขยายตัวของรอยแตก (Crack propagation)..... 26 |
| 2.25 | ผลของการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคต่อสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์ทั้ง 3 ชนิดในสภาพภายหลังการหล่อ..... 27 |
| 2.26 | โครงสร้างจุลภาคและการขยายตัวของรอยแตกของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมที่ไม่ได้ผสมธาตุผสม..... 28 |

สารบัญรูป (ต่อ)

| รูปที่ | หน้า |
|--------|---|
| 2.27 | ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงดึงสูงสุดกับค่าคาร์บอนเทียบเท่าที่มีโครงสร้างพื้น แตกต่างกันของเหล็กหล่อเทา..... 29 |
| 2.28 | แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเค้นจุดครากตัว (Yield strength) และเปอร์เซ็นต์การ ยืดตัวของเหล็กหล่อเหนียว โครงสร้างพื้นชนิดต่าง ๆ 29 |
| 2.29 | แสดง isopleths Fe-C แผนภูมิสมดุขของ Fe-C-Si phase diagram..... 34 |
| 2.30 | กลไกการเกิดโครงสร้างเฟอร์ไรต์อิสระและเฟิร์ลไลต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่น 34 |
| 2.31 | แสดงการเกิดเฟอร์ไรต์โดยการแพร่ของคาร์บอนเข้าไปในแกรไฟต์เม็ดกลม หรือ Carbon sink แล้วตามมาด้วยการเกิดเฟิร์ลไลต์..... 36 |
| 2.32 | การเปลี่ยนแปลงยูเทคตอยด์ในเหล็กหล่อเหนียว..... 37 |
| 2.33 | แสดงการเกิดโครงสร้างดาวัวในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม..... 37 |
| 2.34 | ปริมาณการเติมธาตุผสมที่สนับสนุนการเกิดโครงสร้างเฟิร์ลไลต์ในเหล็กหล่อเหนียว (a) ปริมาณการเติมธาตุ Mn Cu และ Sn ต่อปริมาณเฟิร์ลไลต์ (b) ปริมาณการเติมธาตุ Mn Sn Sb การใช้ธาตุ Sb ร่วมกับ Mn และการใช้ธาตุ Sn ร่วมกับ Mn ในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมต่อปริมาณเฟิร์ลไลต์..... 38 |
| 2.35 | การสลายตัวของซีเมนไทต์..... 41 |
| 2.36 | ผลของปริมาณการเติมธาตุ Mn ต่อปริมาณเฟิร์ลไลต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน 42 |
| 2.37 | แสดงผลของการเติมธาตุ Sn ต่อลักษณะของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน 42 |
| 2.38 | ผลของปริมาณการเติมธาตุ Sn ต่อปริมาณเฟิร์ลไลต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน 43 |
| 2.39 | ผลของปริมาณการเติมธาตุ Sn ต่อค่าความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน... 44 |
| 2.40 | แสดงค่า Segregation Factor ของธาตุต่างๆ..... 45 |
| 2.41 | Contour map of Mn distribution. 45 |
| 2.42 | Contour map of Si distribution. 46 |
| 2.43 | Contour map of Cu distribution. 46 |
| 2.44 | แผนภาพแสดงการแยกตัวของธาตุผสมบางธาตุในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม..... 47 |

สารบัญรูป (ต่อ)

| รูปที่ | หน้า |
|--------|---|
| 2.45 | รูปแสดงการตรวจสอบแบบ Linescans ระหว่างแกรไฟต์กลมของโครงสร้างจุลภาค ในสภาพหล่อ..... 48 |
| 2.46 | แผนภูมิสมมูลแสดงอาณาเขตของเหล็กหล่อที่มีซิลิคอน 2.4 wt%Si และ 4.8 wt% Si 49 |
| 2.47 | การเปลี่ยนแปลงแผนภูมิสมมูลของ Fe-C-Si เมื่อมีปริมาณซิลิคอน 0 2.4 และ 4.8 เปอร์เซ็นต์..... 50 |
| 2.48 | Ternary Fe-C-Si isopleths section at 2.9 wt% Si..... 50 |
| 2.49 | Fe-Si phase diagram..... 51 |
| 2.50 | Fe-Si austenite loop boundary 51 |
| 2.51 | A Fragment of phase diagram of the Fe-Cu system..... 52 |
| 2.52 | Plot showing the effect of copper on the eutectoid transformation temperature start temperatures for a cooling rate of 2 and 20 °C /min 53 |
| 2.53 | Fe-C isopleths section of the iron rich part of the stable diagram calculated for Fe-C-0.5%Si, Fe-C-0.5%Si-0.2%Cu alloys..... 53 |
| 3.1 | เตาหลอมไฟฟ้ากระแสเหนี่ยวนำ (Induction Furnace) 58 |
| 3.2 | เครื่องผสมทรายสำหรับการหล่อ..... 58 |
| 3.3 | ชุดอุปกรณ์ตําแบบและแต่งแบบหล่อทราย..... 59 |
| 3.4 | เข้รับน้ำโลหะ..... 60 |
| 3.5 | อุปกรณ์สำหรับชักตัวอย่างในการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี..... 60 |
| 3.6 | เครื่องตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี..... 61 |
| 3.7 | เครื่องชั่งแบบหยาบ..... 61 |
| 3.8 | เครื่องชั่งแบบละเอียด..... 61 |
| 3.9 | เครื่องยิงทราย..... 62 |
| 3.10 | เครื่องเลื่อยกึ่งอัตโนมัติ..... 62 |
| 3.11 | เครื่องขัดชิ้นงาน..... 63 |

สารบัญรูป (ต่อ)

| รูปที่ | หน้า | |
|--------|---|----|
| 3.12 | กล้องจุลทรรศน์แบบแสงพร้อมอุปกรณ์ถ่ายภาพ..... | 63 |
| 3.13 | เครื่องวัดความแข็งแบบรีอคเวด และแบบบริเนล..... | 64 |
| 3.14 | เครื่องทดสอบแรงดึงของบริษัท Instron รุ่น 8802..... | 65 |
| 3.15 | เครื่องทดสอบค่าความต้านทานแรงกระแทก..... | 65 |
| 3.16 | (a) รูปแบบหล่อทรายที่เตรียมไว้ (b) แบบชิ้นงานหล่อที่ต้องการ..... | 66 |
| 3.17 | การเทน้ำเหล็กลงใน chill Mold เพื่อนำชิ้นงานไปวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี..... | 67 |
| 3.18 | แสดงชิ้นงานทดสอบภายหลังการหล่อ..... | 68 |
| 3.19 | ขนาดและรูปร่างของชิ้นงานทดสอบค่าความแข็ง..... | 68 |
| 3.20 | รูปชิ้นงานทดสอบแรงดึงที่ได้ทำการขึ้นรูปตามมาตรฐาน..... | 69 |
| 3.21 | รูปชิ้นงานทดสอบแรงกระแทกที่ได้ทำการขึ้นรูปตามมาตรฐาน..... | 70 |
| 4.1 | แสดงการระบุชื่อเรียกของเฟสต่าง ๆ ใน โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเกรไฟต์..... | 73 |
| 4.2 | ผลการวิเคราะห์คุณลักษณะของเกรไฟต์ของเหล็กหล่อ CGI 0.0 %Cu..... | 74 |
| 4.3 | ภาพถ่ายลักษณะรูปร่างเกรไฟต์ของเหล็กหล่อเกรไฟต์แผ่น (Un-etched)..... | 75 |
| 4.4 | ภาพถ่ายลักษณะโครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อเกรไฟต์แผ่น (3%Nital)..... | 78 |
| 4.5 | โครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อเกรไฟต์แผ่นที่ผ่านการย้อมสีด้วยสาร Hot alkaline sodium picrate..... | 80 |
| 4.6 | เหล็กหล่อ FGI 0.5% Cu สภาพหล่อย้อมสีด้วยสาร Hot alkaline sodium picrate..... | 81 |
| 4.7 | ผลการวิเคราะห์ปริมาณเฟสโดยเฉลี่ยใน โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ FGI..... | 81 |
| 4.8 | แสดงค่าเฉลี่ยสมบัติทางกลของเหล็กหล่อเกรไฟต์แผ่นในสภาพภายหลังการหล่อ..... | 82 |
| 4.9 | ภาพถ่ายลักษณะรูปร่างเกรไฟต์ของเหล็กหล่อเกรไฟต์ตัวหนอน (Un etched)..... | 84 |
| 4.10 | ภาพถ่ายลักษณะ โครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อเกรไฟต์ตัวหนอน (3 %Nital)..... | 86 |
| 4.11 | แสดงผลการวิเคราะห์ปริมาณเฟสภายใน โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ CGI..... | 89 |
| 4.12 | แสดงสมบัติทางกลของเหล็กหล่อเกรไฟต์ตัวหนอนในสภาพภายหลังการหล่อ..... | 89 |
| 4.13 | ภาพถ่ายลักษณะรูปร่างเกรไฟต์ของเหล็กหล่อเกรไฟต์กลม (Un etched)..... | 90 |
| 4.14 | ภาพถ่ายลักษณะ โครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อเกรไฟต์กลม (3 %Nital)..... | 92 |

สารบัญรูป (ต่อ)

| รูปที่ | หน้า |
|--------|--|
| 4.15 | แสดงผลการวิเคราะห์ปริมาณเฟสภายในโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ SGI.....93 |
| 4.16 | แสดงค่าเฉลี่ยสมบัติทางกลของเหล็กหล่อเกรไฟต์กลมสภาพภายหลังการหล่อ.....95 |
| 4.17 | แสดงกระบวนการอบอ่อนอย่างสมบูรณ์ที่นำมาใช้ในงานวิจัยนี้.....97 |
| 4.18 | เหล็กหล่อ FGI 0.0%Cu และเหล็กหล่อ SGI 0.0%Cu Annealed (3% Nital)..... 98 |
| 4.19 | เหล็กหล่อ FGI 0.5%Cu และเหล็กหล่อ SGI 0.5%Cu Annealed (3% Nital)..... 99 |
| 4.20 | เหล็กหล่อ FGI 1.0%Cu และเหล็กหล่อ SGI 1.0%Cu Annealed (3% Nital)..... 100 |
| 4.21 | เหล็กหล่อ FGI 1.5%Cu และเหล็กหล่อ SGI 1.5%Cu Annealed (3% Nital)..... 101 |
| 4.22 | ค่าความแข็งแบบรีอคเวสเทล A โดยเฉลี่ยของเหล็กหล่อ FGI ที่เติม ทองแดงในปริมาณสูงถึง 1.5 เปอร์เซ็นต์ในสภาพการหล่อและสภาพอบอ่อน.....107 |
| 4.23 | ค่าความแข็งแบบรีอคเวสเทล A โดยเฉลี่ยของเหล็กหล่อ SGI ที่เติม ทองแดงในปริมาณสูงถึง 1.5 เปอร์เซ็นต์ในสภาพการหล่อและสภาพอบอ่อน.....108 |



บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

เหล็กหล่อแกรไฟต์ (Graphitic cast iron) จัดว่าเป็นโลหะผสมของเหล็ก-คาร์บอนและซิลิคอน การจำแนกชนิดของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตามลักษณะรูปร่างหรือรูปทรงของแกรไฟต์ (Graphite shape) ที่เกิดขึ้นจากการควบคุมการผลิตในสภาพการหล่อโดยทั่วไปสามารถแบ่งได้ 3 ชนิด คือ เหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่น (Flake graphite iron หรือ FGI) หรือที่รู้จักกันในชื่อ เหล็กหล่อเทา (Gray cast iron) เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอน (Compacted graphite iron หรือ CGI) และเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม (Spheroidal graphite cast iron หรือ SGI) หรือที่รู้จักกันในชื่อเหล็กหล่อเหนียว (Ductile cast iron) นอกเหนือจากการจำแนกชนิดของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตามลักษณะรูปร่างหรือรูปทรงของแกรไฟต์แล้ว ยังสามารถจำแนกชนิดของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตามชนิดของโครงสร้างพื้น (Matrix) ดังต่อไปนี้ คือ เฟอร์ไรต์ (Ferrite) เพิร์ลไลต์ (Pearlite) เฟอร์ไรต์-เพิร์ลไลต์ (Ferrite-Pearlite) ออสเตไนต์ (Austenite) มาร์เทนไซต์ (Martensite) และเบนไนต์ (Bainite) ดังนั้นผู้ผลิตชิ้นส่วนงานหล่อจึงสามารถเลือกผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์ให้มีคุณสมบัติทางกลและคุณสมบัติเฉพาะได้อย่างหลากหลาย ตามลักษณะรูปร่างหรือรูปทรงของแกรไฟต์และชนิดของโครงสร้างพื้นในสภาพภายหลังการหล่อ ในอดีตเหล็กหล่อเทาและเหล็กหล่อเหนียวถูกนำมาใช้ผลิตเป็นชิ้นส่วนยานยนต์และชิ้นส่วนเครื่องจักรกลกันเป็นจำนวนมาก สำหรับในปัจจุบันเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอนเริ่มได้รับความสนใจจากผู้ผลิตชิ้นส่วนยานยนต์มากขึ้น

การควบคุมโครงสร้างพื้นให้เป็นเพิร์ลไลต์ทั้งหมดด้วยการเติมธาตุทองแดงในขั้นตอนการหล่อหลอมเป็นวิธีที่ใช้กันอย่างแพร่หลายในวงการของผู้ผลิตชิ้นส่วนยานยนต์เกรดคุณภาพ ข้อมูลความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณการเติมธาตุทองแดงต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแกรไฟต์ทั้ง 3 ชนิด เป็นข้อมูลที่สำคัญสำหรับการนำไปใช้ในทางปฏิบัติของการผลิตงานวิจัยหัวข้อการเติมธาตุทองแดงในการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์โครงสร้างพื้นเพิร์ลไลต์ทั้งหมดของสถาบันการศึกษาภายในประเทศยังคงมีน้อย งานวิจัยนี้สามารถนำไปใช้ประกอบการเรียนการสอนในแขนงวิชาโลหะวิทยาของวัสดุเหล็กหล่อได้ นอกจากนี้ผู้ประกอบการงานหล่อเหล็กหล่อยังสามารถนำผลงานวิจัยเรื่องนี้ไปประยุกต์ใช้กับการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์โครงสร้างพื้นเพิร์ลไลต์ทั้งหมดด้วยวิธีการเติมธาตุทองแดงในการผลิตชิ้นส่วนงานหล่อได้อีกด้วย โดย

งานวิจัยนี้มุ่งเน้นในการศึกษาผลของปริมาณการเติมธาตุทองแดงต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์ทั้ง 3 ชนิด ในสภาพภายหลังการหล่อ

1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

เพื่อศึกษาผลของปริมาณการเติมธาตุทองแดงต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่น เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน และเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมในสภาพภายหลังการหล่อ

1.3 ขอบเขตของงานวิจัย

งานวิจัยนี้ศึกษาปริมาณการเติมธาตุทองแดงในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่น เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน และเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม โดยมีขอบเขตของงานวิจัยดังนี้

1.3.1 การควบคุมส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อแกรไฟต์ทั้ง 3 ชนิดมีรายละเอียดดังนี้

- ศึกษาปริมาณการเติมธาตุทองแดงตั้งแต่ 0.0 0.5 1.0 1.5 2.0 และ 2.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ในเหล็กหล่อแกรไฟต์แบบแผ่น

- ศึกษาปริมาณการเติมธาตุทองแดงตั้งแต่ 0.0 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน

- ศึกษาปริมาณการเติมธาตุทองแดงตั้งแต่ 0.0 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม

- ควบคุมปริมาณธาตุผสมทางเคมีหลักเป็นเปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ดังต่อไปนี้ ธาตุคาร์บอนในช่วง 3.0-3.6 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ธาตุซิลิกอน 2.3-3.0 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก สำหรับการผลิตเหล็กหล่อเทาไม่มีการผสมโลหะผสมแมกนีเซียม สำหรับการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนควบคุมปริมาณธาตุแมกนีเซียมเหลือค้ำในช่วง 0.010-0.018 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก และสำหรับการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมควบคุมปริมาณธาตุแมกนีเซียมเหลือค้ำในช่วง 0.040-0.055 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก

1.3.2 วิธีการหล่อขึ้นรูปและการอบอ่อน

- ทำการหล่อขึ้นรูปชิ้นงานหล่อรูปร่างทรงกระบอกขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 2.5 เซนติเมตร มีค่าความสูงในช่วงระหว่าง 45-50 เซนติเมตร ด้วยแบบหล่อทรายขึ้น

- ควบคุมอุณหภูมิการหลอมเหล็กหล่อในช่วงอุณหภูมิระหว่าง 1400-1550°C

- ควบคุมอุณหภูมิการเทแบบหล่อในช่วงอุณหภูมิระหว่าง 1330-1380°C

- ทำการอบอ่อนอย่างสมบูรณ์กับชิ้นงานตัวอย่างของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม ที่อุณหภูมิ 950°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง หลังจากนั้นปล่อยให้เย็นตัวลงในเตา แล้วควบคุมอุณหภูมิของเตาอบที่ 720°C เป็นเวลา 20 ชั่วโมง แล้วจึงปล่อยให้เย็นตัวในเตา

1.3.3 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล

- ทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงและใช้โปรแกรมคอมพิวเตอร์ในการวิเคราะห์ภาพถ่าย

- ทำการตรวจสอบสมบัติทางกลโดยการวัดค่าความแข็ง ค่าการทดสอบแรงดึง และค่าการทดสอบพลังงานการดูดซับแรงกระแทก

1.4 ประโยชน์ที่ได้รับจากงานวิจัย

ทราบปริมาณการเติมธาตุทองแดงที่พอเหมาะสำหรับการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน และเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมเพื่อให้ได้โครงสร้างพื้นเฟิร์ดไลต์ทั้งหมดในสภาพภายหลังการหล่อ



บทที่ 2

ปรีทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

เหล็กหล่อแกรไฟต์ (Graphitic cast iron) หมายถึง เหล็กหล่อที่มีโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟสของแกรไฟต์ (Graphite) แทรกตัวอยู่ในโครงสร้างพื้น (Matrix structures) ในการหล่อหลอมจะควบคุมปริมาณธาตุคาร์บอน 2.5-4.0 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก และซิลิคอน 1.5-3.0 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยธาตุซิลิคอน (Si) ในปริมาณนี้จะช่วยทำให้ปริมาณคาร์บอนส่วนเกินที่จะละลายได้ในเหล็กตกผลึกรวมตัวอยู่ในรูปของแกรไฟต์อิสระ (Free graphite) และหลีกเลี่ยงการเกิดโครงสร้างเหล็กคาร์ไบด์หรือซีเมนไทต์ (Cementite) ดังที่ปรากฏในเหล็กหล่อขาว (White cast iron) ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อชนิดต่าง ๆ แสดงข้อมูลเปรียบเทียบในตารางที่ 2.1 เมื่อจำแนกชนิดของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตามรูปทรงของแกรไฟต์ในสภาพหล่อจะสามารถแบ่งออกได้เป็น 3 ชนิด คือ เหล็กหล่อเทา (Gray cast iron) หรือเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่น (Flake graphite iron) เหล็กหล่อเหนียว (Ductile cast iron) หรือเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม (Spheroidal graphite iron) และเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน (Compacted graphite iron) ซึ่งเป็นเหล็กหล่อชนิดใหม่ที่ได้รับการสนใจมากขึ้นอย่างต่อเนื่องในปัจจุบัน เนื่องจากมีคุณสมบัติที่ดีเด่นอยู่ระหว่างเหล็กหล่อเทาและเหล็กหล่อเหนียวดังแสดงในตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.1 ช่วงส่วนผสมทางเคมีโดยทั่วไปของเหล็กหล่อที่ไม่ทำการเติมธาตุผสม

| Type of iron | Composition, % | | | | |
|--------------------|----------------|---------|----------|-----------|-----------|
| | C | Si | Mn | P | S |
| Gray | 2.5– 4.0 | 1.0–3.0 | 0.2–1.0 | 0.002–1.0 | 0.02–0.25 |
| Compacted graphite | 2.5–4.0 | 1.0–3.0 | 0.2–1.0 | 0.01–1.0 | 0.01–0.03 |
| Ductile | 3.0–4.0 | 1.8–2.8 | 0.1–1.0 | 0.01–1.0 | 0.01–0.03 |
| White | 1.8–3.6 | 0.5–1.9 | 0.25–0.8 | 0.06–0.2 | 0.06–0.2 |
| Malleable | 2.2–2.9 | 0.9–1.9 | 0.15–1.2 | 0.02–0.2 | 0.02–0.2 |

หมายเหตุ จาก [ASM Specialty Handbook Cast iron](#) (p. 9), โดย J.R. Davis, 1996, United States of America: ASM International Materials Parks.

ตารางที่ 2.2 เปรียบเทียบสมบัติทางกลและคุณสมบัติทางฟิสิกส์ของเหล็กหล่อทั้ง 3 ชนิด

| Property | Gray Iron | CGI | Ductile Iron |
|---------------------------|-----------|------|--------------|
| Ultimate Tensile Strength | 55% | 100% | 155% |
| Yield Strength | - | 100% | 155% |
| Elastic Modulus | 75% | 100% | 110% |
| Fatigue Strength | 55% | 100% | 125% |
| Hardness | 85% | 100% | 115% |
| Damping Capacity | 285% | 100% | 65% |
| Thermal Conductivity | 130% | 100% | 75% |

หมายเหตุ จาก “Study of the Machinability of Compacted Graphite Iron for Dilling Process,”

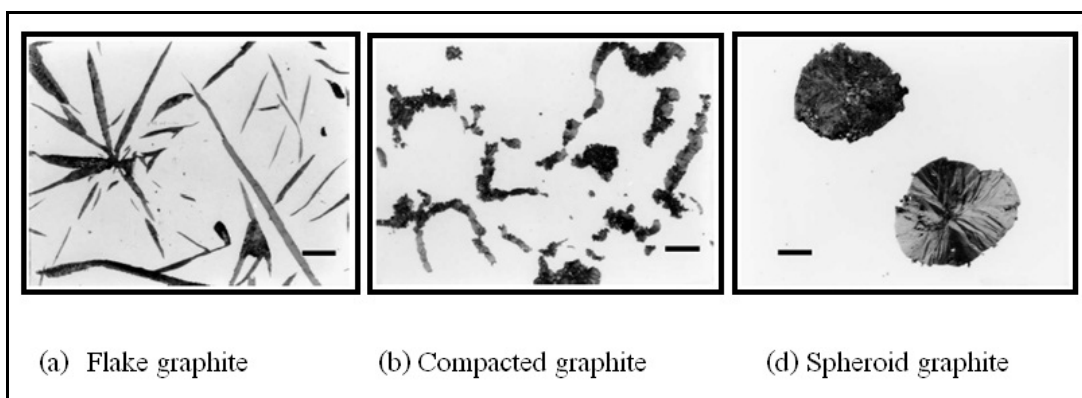
Mocellin, F., Melleras, E., Guesser, W.L. and Boehs, L., J. of Braz. Soc. Of, Mech. Sci& Eng., January – March 2004, vol.26 , n.1, pp. 22

โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเป็นตัวกำหนดสมบัติทางกลและคุณสมบัติเฉพาะสำหรับการนำไปใช้งาน โดยทั่วไปการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์ความแข็งแรงสูงในสภาพหล่อ สามารถทำได้ 2 แนวทาง ดังนี้

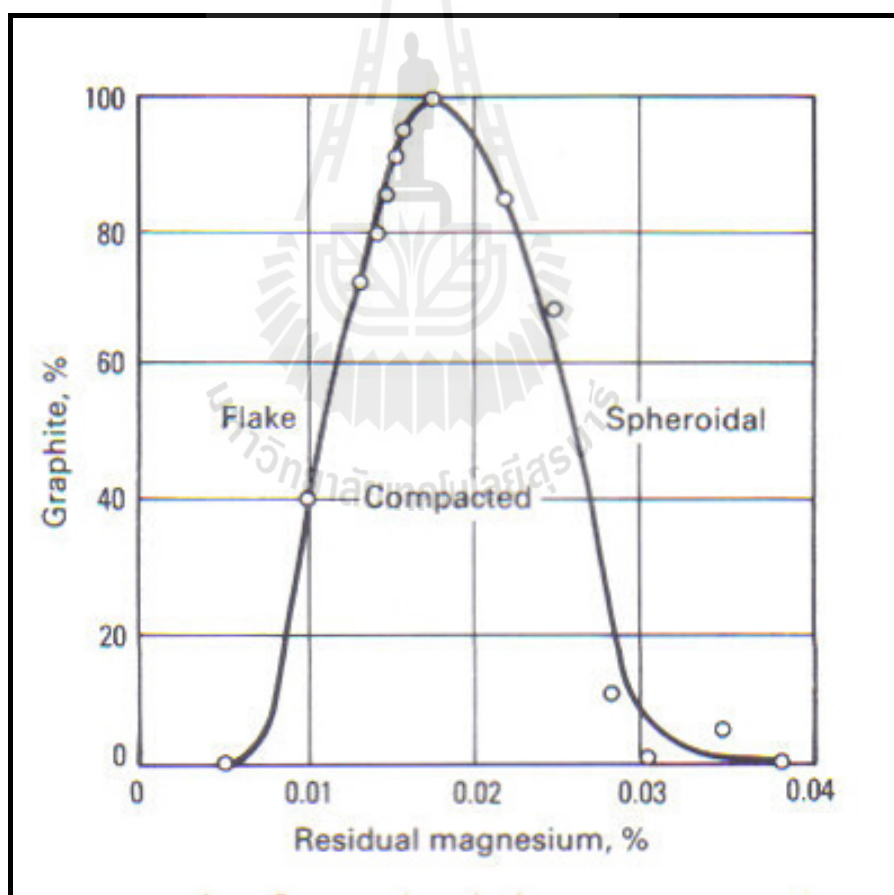
1. การปรับปรุงรูปร่างหรือรูปทรงของแกรไฟต์ (Graphite shape) จากแบบแผ่น (Flake graphite) ไปเป็นแบบตัวหนอน (Compacted graphite) และเป็นแกรไฟต์เม็ดกลม (Spheroidal graphite) ด้วยวิธีทำแมกนีเซียมทรูทเมนต์
2. การควบคุมโครงสร้างพื้นให้เป็นเพิร์ลไลต์ทั้งหมด ด้วยวิธีการเติมธาตุผสมที่สนับสนุนการเกิดเพิร์ลไลต์ (Pearlite stabilizer) เช่น ธาตุทองแดง ดีบุก พลวง หรือแมงกานีส เป็นต้น

2.1 รูปร่างของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์

การควบคุมรูปร่างหรือรูปทรงของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อจากแบบแผ่น (Flake graphite) ให้เปลี่ยนไปเป็นรูปร่างแบบตัวหนอน (Compacted graphite) และรูปร่างแบบเม็ดกลม (Spheroidal graphite) ดังรูปที่ 2.1 สามารถทำได้โดยการทำแมกนีเซียมทรูทเมนต์ เทคนิคการผสมโลหะผสมแมกนีเซียมในเหล็กหล่อหลอมเหลวก่อนการเทแบบหล่อให้มีปริมาณแมกนีเซียมเหลือค้าง (Residual magnesium) ในช่วง 0.010-0.018 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก จะได้เป็นเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน และเมื่อปริมาณแมกนีเซียมเหลือค้างในช่วง 0.03-0.04 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก จะได้เป็นเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม ดังรูปที่ 2.2

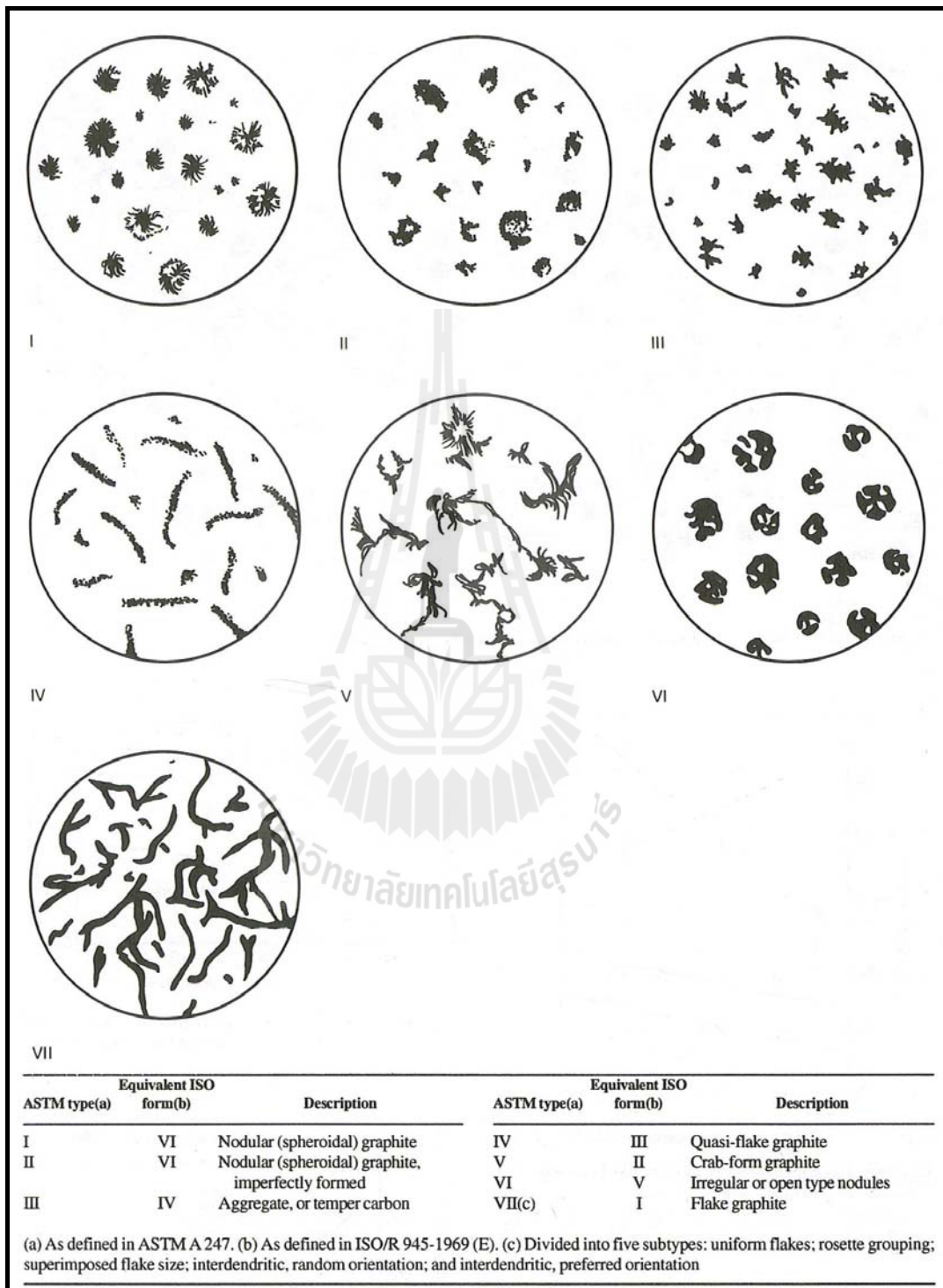


รูปที่ 2.1 แสดงลักษณะรูปร่างของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ทั้ง 3 ชนิด ขนาดสเกลบาร์ 25 ไมครอน (Radzikowska, 2005)



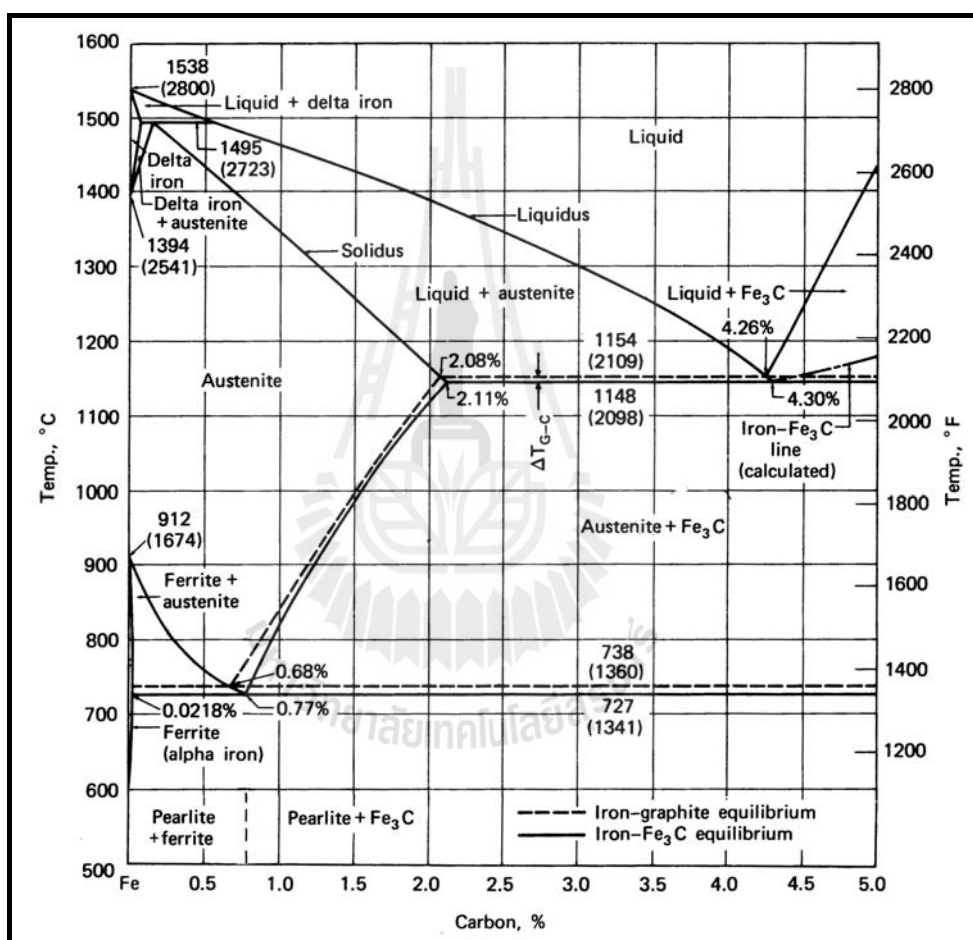
รูปที่ 2.2 ผลของปริมาณแมกนีเซียมเหลือค้างต่อการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อ (Davis & Associates, 1996)

มาตรฐาน ASTM A 247 ได้ระบุชนิดของรูปร่างของแกรไฟต์ทั้ง 7 รูปแบบ ดังรูปที่ 2.3



รูปที่ 2.3 แสดงลักษณะรูปร่างของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อตามมาตรฐาน ASTM A247 และ ISO/R 945-1969 (Davis & Associates, 1996)

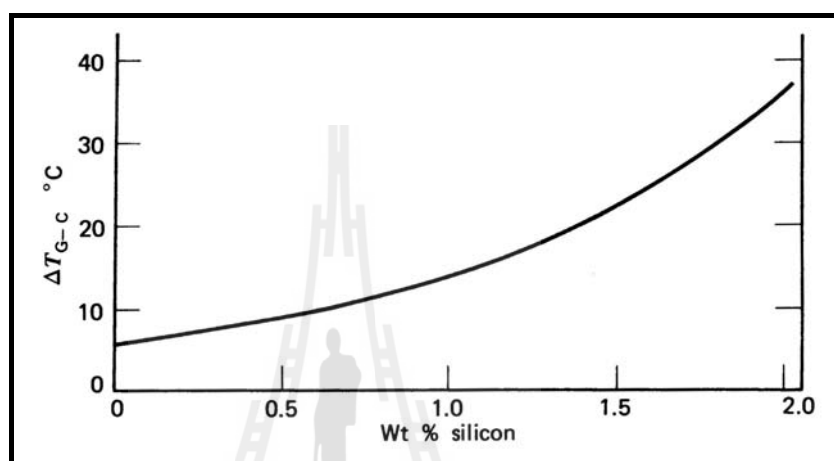
วัตถุดิบหลักสำหรับการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์ คือ เหล็กดิบ (Pig iron) โดยทั่วไปแล้วเหล็กดิบจะมีคาร์บอนประมาณ 4 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก และซิลิคอนสูงถึงระดับ 1-2 เปอร์เซ็นต์ โดยน้ำหนักจะถูกนำมาทำการหลอมในเตาหลอม เมื่อเหล็กหล่อหลอมเหลวเกิดการแข็งตัวคาร์บอนที่มีอยู่ในปริมาณที่สูงเกินกว่าที่จะละลายได้ในเหล็กจะอยู่ในรูปของแกรไฟต์ หรือเหล็กคาร์ไบด์ (Fe_3C) นั้นขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อ อัตราการเย็นตัวจากสภาวะของเหลวไปเป็นของแข็ง และการมีอยู่ของนิวคลีแอนท์ (Nucleants) (Brown, 1994)



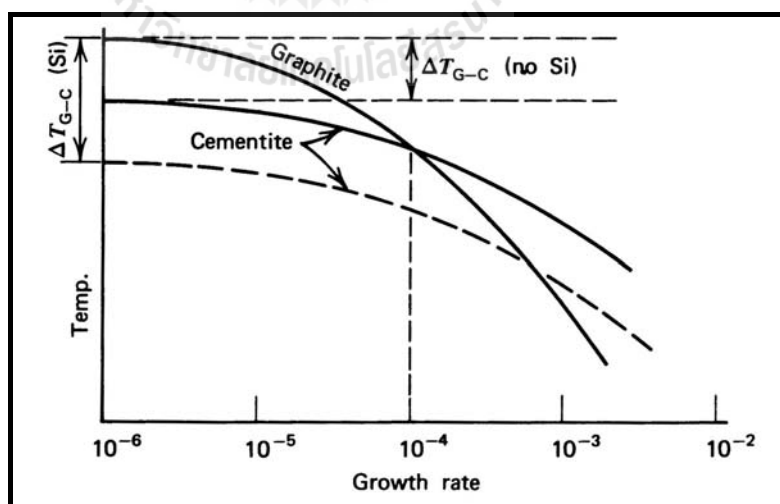
รูปที่ 2.4 แผนภูมิสมดุลของเหล็กกับคาร์บอน (Verhoeven, 1975)

ธาตุซิลิคอนเป็นธาตุที่ก่อให้เกิดนิวเคลียสของแกรไฟต์ (Nucleating agent) มากที่สุดในความเป็นจริงพบว่า ธาตุซิลิคอนส่งผลทั้ง ทำให้เกิดนิวเคลียสของแกรไฟต์และขยายช่วงห่างของอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสระหว่างแผนภูมิแบบสมดุล (Stable diagram) และแบบกึ่งสมดุล (Metastable diagram) ดังรูปที่ 2.4 และ 2.5 ตัวอย่างเช่น ความแตกต่างของอุณหภูมิเยือกติด ระหว่าง

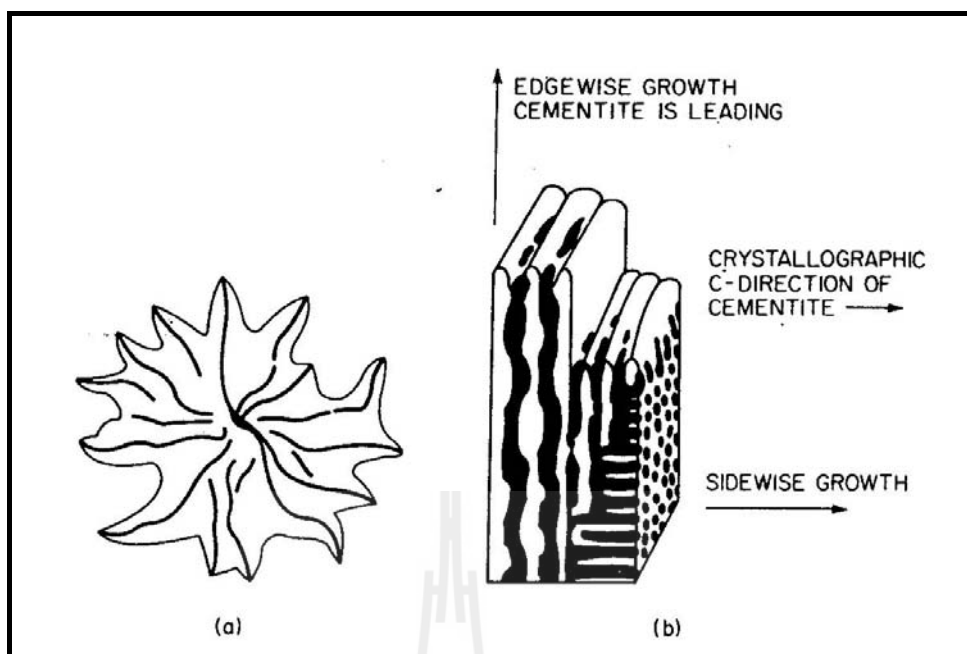
แบบสมมูลและกึ่งสมมูลประมาณ 7°C ในแผนภูมิสมมูลของเหล็กกับคาร์บอนดังรูปที่ 2.4 และ 2.5 การเติมซิลิคอน 2 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ทำให้ความแตกต่างของอุณหภูมินี้เพิ่มเป็น 35°C ดังรูปที่ 2.5 ความแตกต่างของอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้นนี้มีผลต่อช่วงอุณหภูมิมากขึ้นซึ่งก่อให้เกิดการโตของยูเต็คติคแบบสมมูล (stable eutectic) มากกว่ายูเต็คติคแบบกึ่งสมมูล (Verhoeven, 1975) ดังรูปที่ 2.6 และ 2.7



รูปที่ 2.5 แสดงความแตกต่างของอุณหภูมิยูเต็คติค ΔT_{G-C} เป็นฟังก์ชันกับปริมาณซิลิคอน (Verhoeven, 1975)



รูปที่ 2.6 อุณหภูมิวิรอยต่อระหว่างของแข็ง-ของเหลว ซึ่งเป็นฟังก์ชันกับอัตราการโตของยูเต็คติค ซิเมนไทต์ และยูเต็คติคแกรไฟต์ (Verhoeven, 1975)



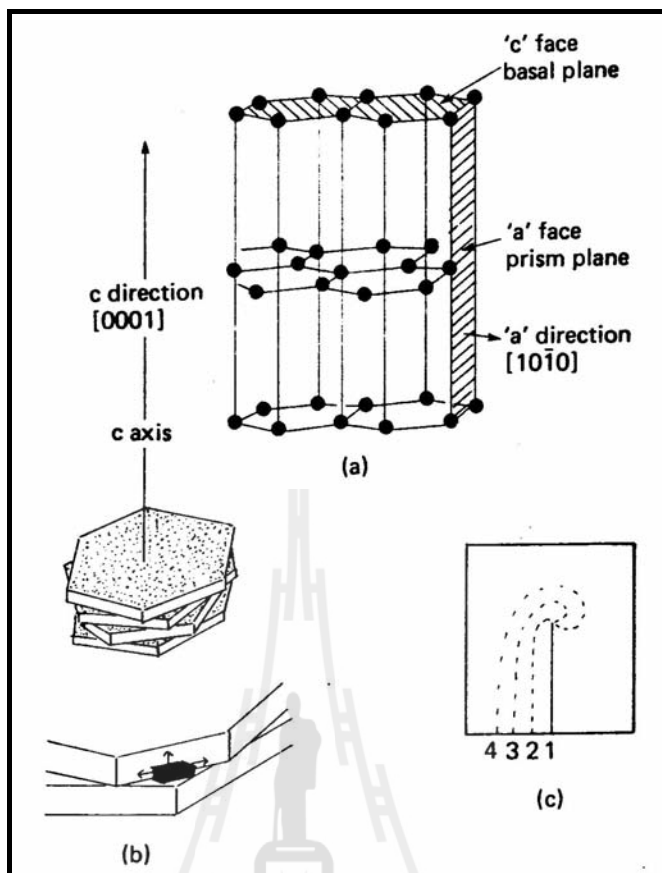
รูปที่ 2.7 ภาพแสดงการเติบโตยูเทคติกในระบบของเหล็กกับคาร์บอน (Flemings,1974)

(a) ยูเทคติกแบบสมดุล (Fe-C eutectic)

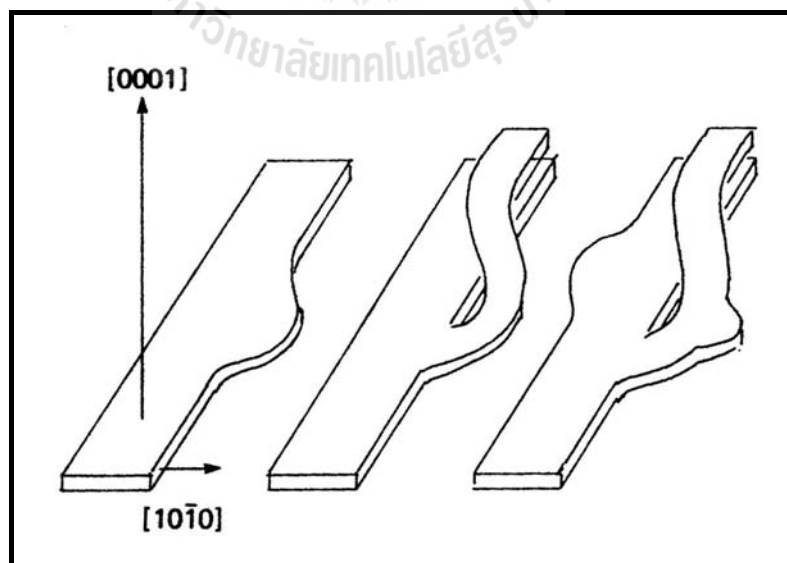
(b) ยูเทคติกแบบกึ่งสมดุล (Fe-Fe₃C eutectic)

โครงสร้างผลึกของแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นในเหล็กหล่อสามารถแสดงได้ดังรูปที่ 2.8 (a) โดยระนาบหรือด้านที่มีความสำคัญต่อการเกิดลักษณะต่าง ๆ ของแกรไฟต์ คือ ระนาบ [0001] และ [1010] ดังภาพ 2.8 (a) ซึ่งการโต (Growth) จะเกิดในทิศทาง A และ C ดังภาพ 2.8 (b) โดยที่ prism plane จะเป็นระนาบที่มีพลังงานสูงซึ่งมักจะเป็นตำแหน่งที่มลทิน (Impurities) ต่าง ๆ เช่น ซัลเฟอร์ (S) และออกซิเจน (O) มักจะมาดูดซับ (Absorb) ที่บริเวณนี้ และเหล็กหล่อจะมีความแข็งและความแข็งแรงสูงในกรณีที่ผลึกแกรไฟต์โตในทิศทาง C (ทิศทางการโตที่ทำให้เกิดแกรไฟต์กลม)

Shi, D., Li, D., Gao, G., and Wang, L. (2008) ได้รายงานว่าภายหลังจากที่ surface active element (S และ O) ถูกดูดซับไปยังขอบของระนาบ (Edge plane) ระหว่างแกรไฟต์และเหล็กหล่อ หลอมเหลว ค่า interfacial energy และ contact angle จะลดลง และการเติบโตของแกรไฟต์จะเกิดขึ้นอย่างรวดเร็ว ในที่สุดแกรไฟต์ก็จะโตไปเป็นแบบแผ่น (Flake) ไปตามแนวยาวของขอบระนาบเป็นลักษณะกิ่งก้าน (Branching form) ของระนาบ (1010) ดังรูปที่ 2.8 และ 2.9 รูปที่ 2.9 เป็นตัวอย่างรูปแบบของแกรไฟต์แบบแผ่นที่เป็นลักษณะกิ่งก้านที่ ๆ ธาตุมลทินจำพวก ออกซิเจน และซัลเฟอร์ เป็นธาตุสำคัญในการสนับสนุนให้เกิดรูปทรงแกรไฟต์แบบแผ่น (Flake morphology)

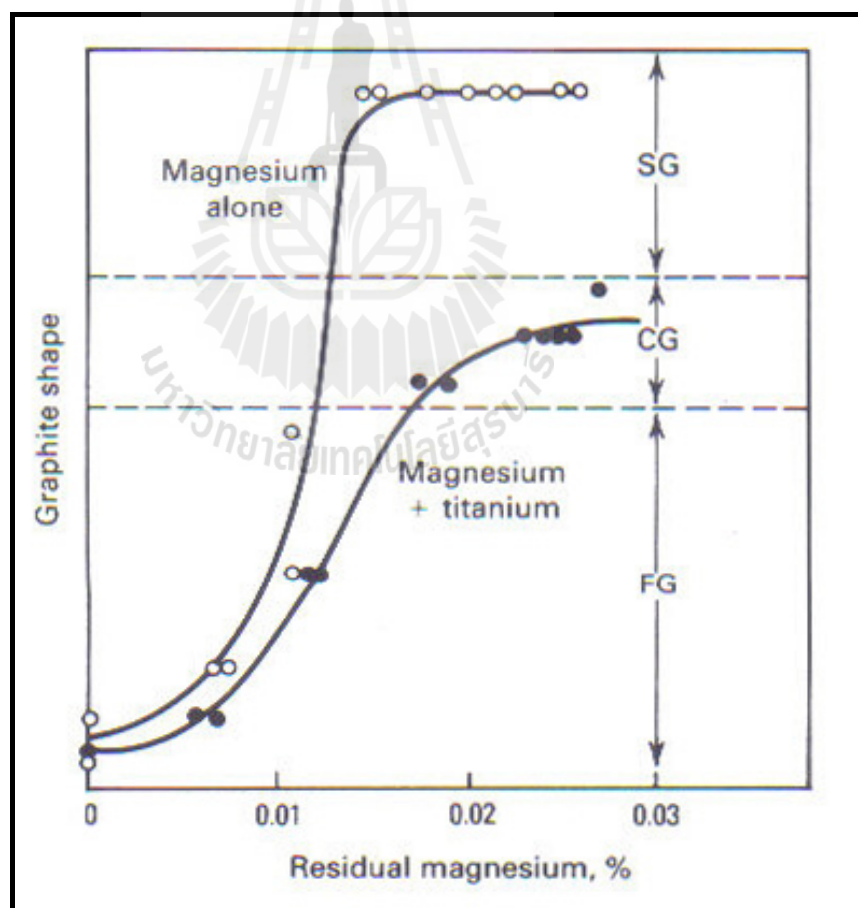


รูปที่ 2.8. ทิศทางการโตของการเกิดแกรไฟต์ (Elliott, 1988)



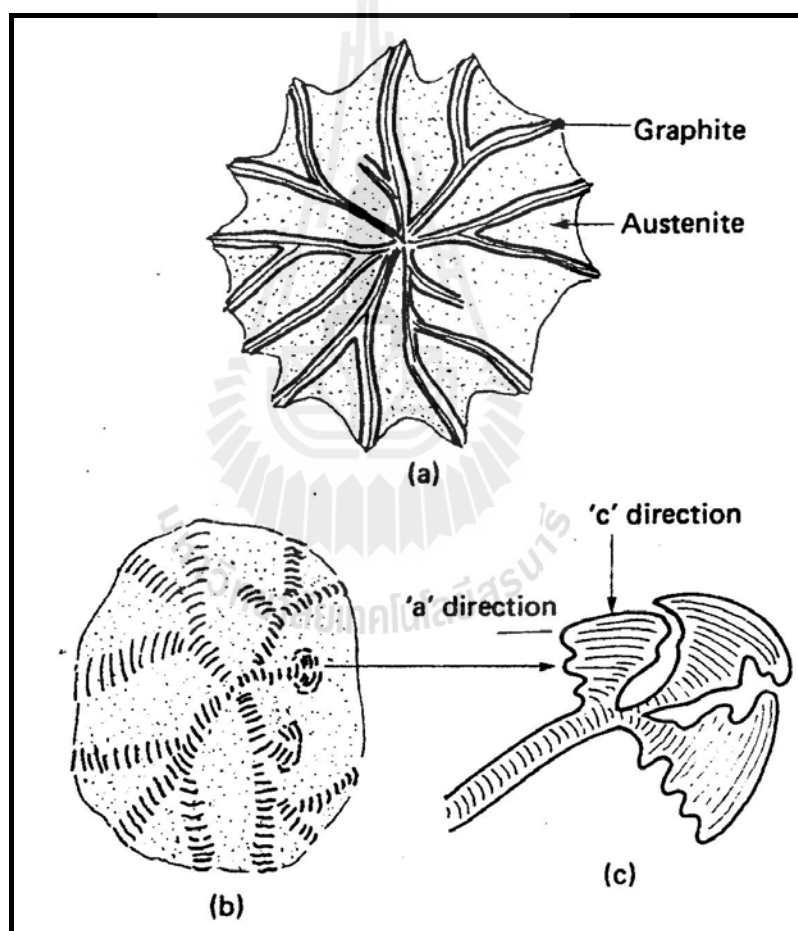
รูปที่ 2.9 Branching mode ของแกรไฟต์ในยูเรคติกเซลส์ (Elliott, 1988)

เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน หรือเหล็กหล่อ CGI เป็นเหล็กหล่อที่ผลิตได้โดยการผสมโลหะแมกนีเซียมหรือซีเรียมในการผลิตเหล็กหล่อเหนียวน้อยเกินไป ปริมาณแมกนีเซียมไม่สูงพอ ภายหลังการผสมทำให้ไม่ได้แกรไฟต์เป็นเม็ดกลม เป็นที่ยอมรับกันว่าเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนจะต้องไม่ประกอบด้วยแกรไฟต์แบบแผ่น (Flake graphite) ดังที่พบในเหล็กหล่อเทา และจะมีแกรไฟต์เม็ดกลมได้ไม่เกิน 20% ในโครงสร้างจุลภาค หรือส่วนที่เหลืออีก 80% เป็นแกรไฟต์รูปตัวหนอน (Compacted graphite) คือ แกรไฟต์ที่มีรูปร่างตามมาตรฐาน ASTM A247 Type IV ดังรูปที่ 2.3 เพื่อให้เกิดความแน่นอนที่จะให้ได้แกรไฟต์เป็นรูปตัวหนอน จำเป็นต้องใช้โลหะผสมกลุ่ม Compactizing (magnesium, rare earths, and calcium) กับกลุ่ม Anticompactizing (titanium and aluminum) ร่วมกัน ดังตัวอย่างรูปที่ 2.10 เป็นการแสดงผลเปรียบเทียบการใช้โลหะผสมแมกนีเซียม-ไทเทเนียมร่วมกันกับการใช้โลหะผสมแมกนีเซียมเพียงอย่างเดียว (Davis & Associates, 1996)



รูปที่ 2.10 ช่วงของปริมาณแมกนีเซียมเหลือค้างที่ผลิตเป็นเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน (Davis & Associates, 1996)

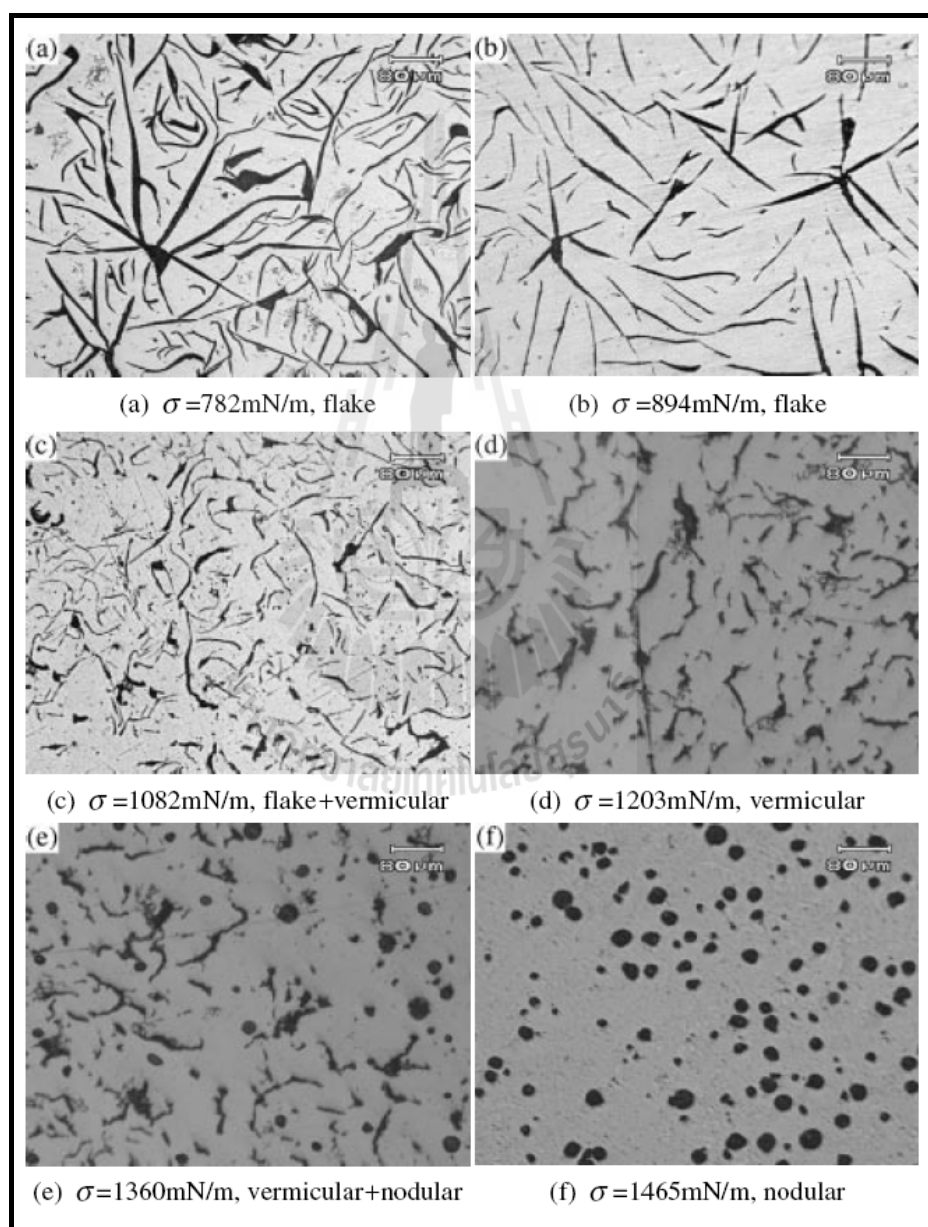
ผลการศึกษาลักษณะของแกรไฟต์รูปตัวหนอนที่เกิดจากการที่ปริมาณ Spheroidizing agent ในการทำแมกนีเซียมทรินาเมนต์ไม่เพียงพอหรือการมีทั้ง Spheroidizing agent และ Anti-spheroidizing agent อยู่จะแสดงให้เห็นลักษณะของแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นอยู่ในลักษณะที่เชื่อมต่อกันอยู่ในยูเต็คติกเซลล์ แต่การโตจะขยายตัวไปในทิศทาง c หรือไม่ก็ทิศทาง a ดังแสดงในรูปที่ 2.11 โดยแกรไฟต์ตัวหนอนจะโตและขยายตัวในทิศทางที่สัมผัสกับเหล็กหลอมเหลวโดยตรง ลักษณะรูปร่างจะคล้ายกับแกรไฟต์แบบแผ่น (Flake) แต่รูปแบบของการโตขึ้นและการขยายตัวของแกรไฟต์จะแตกต่างกัน โดยแกรไฟต์ตัวหนอนจะยังคงสามารถที่จะสัมผัสโดยตรงกับเหล็กหลอมเหลวหรือบางทีอาจจะถูกห้อมล้อมด้วย Austenite shell (Elliott, 1988)



รูปที่ 2.11 รูปแสดงลักษณะการโตของแกรไฟต์แบบแผ่นและแกรไฟต์ตัวหนอน (Elliott, 1988)

- (a) รูปแสดงการโตของยูเต็คติกเซลล์ของแกรไฟต์แบบแผ่น
- (b) แสดงการโตของยูเต็คติกเซลล์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนที่แสดงชั้นของแกรไฟต์ซึ่งโตไปตามแกน C
- (c) แสดงการโตของความโค้งมนที่ส่วนปลายของแกรไฟต์ตัวหนอน

Shi, D., Li, D., Gao, G., and Wang, L. (2008) รายงานว่าเงื่อนไขอันหนึ่งสำหรับการโตของแกรไฟต์ไปเป็นรูปร่างกลมได้นั้นค่า interfacial tension ระหว่างแกรไฟต์และเหล็กหล่อหลอมเหลวจะต้องมีค่าสูงกว่าการโตของแกรไฟต์รูปทรงอื่น ๆ และ แรงตึงผิว (Surface tension) เป็นคุณสมบัติหนึ่งทางเคมีฟิสิกส์ของเหล็กหล่อ ในกระบวนการแข็งตัวนั้น แรงตึงผิวเป็นตัวแปรสำคัญในการกำหนดการโตของผลึกแกรไฟต์ในเหล็กหล่อดังรูปที่ 2.12 และตารางที่ 2.3



รูปที่ 2.12 ความสัมพันธ์ระหว่างลักษณะรูปร่างของแกรไฟต์และแรงตึงผิวที่แตกต่างกันตามปริมาณ modifying agent (Shi, D., Li, D., Gao, G., and Wang, L., 2008)

ตารางที่ 2.3 ความสัมพันธ์ระหว่างแรงตึงผิวกับลักษณะรูปร่างของแกรไฟต์

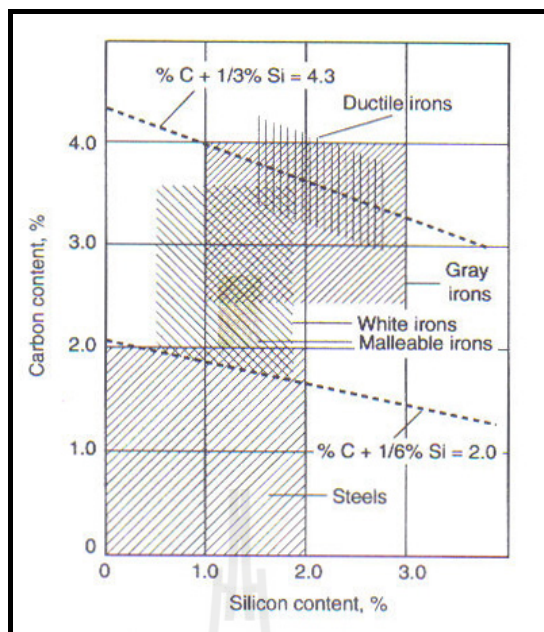
| Surface tension (mN/m) | Graphite shape |
|---------------------------|----------------------|
| ≤ 990 | flake |
| $990 < \sigma \leq 1108$ | flake + vermicular |
| $1108 < \sigma \leq 1283$ | vermicular |
| $1283 < \sigma < 1385$ | vermicular + nodular |
| $\sigma \geq 1385$ | nodular |

หมายเหตุ จาก “Relation between surface tension and graphite shape in cast iron,” Shi, D., Li, D., G. and Wang, L., *Materials Transactions*, Vol. 49 (No. 9): 2163-2165

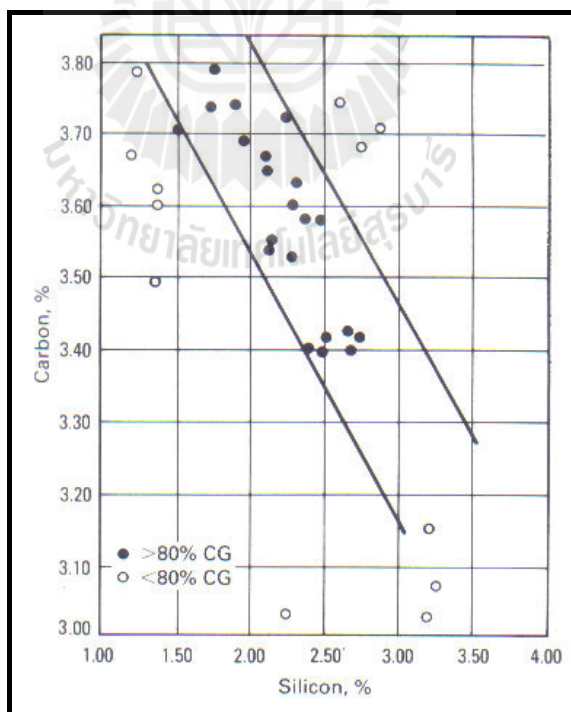
การควบคุมส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อแกรไฟต์ ที่ประกอบด้วยปริมาณธาตุคาร์บอน ซิลิคอน และฟอสฟอรัส เมื่อพิจารณาค่าคาร์บอนเทียบเท่า หรือ Carbon equivalent (CE)

$$CE = \%C + (1/3)\%Si + (1/3)\%P \quad (2.1)$$

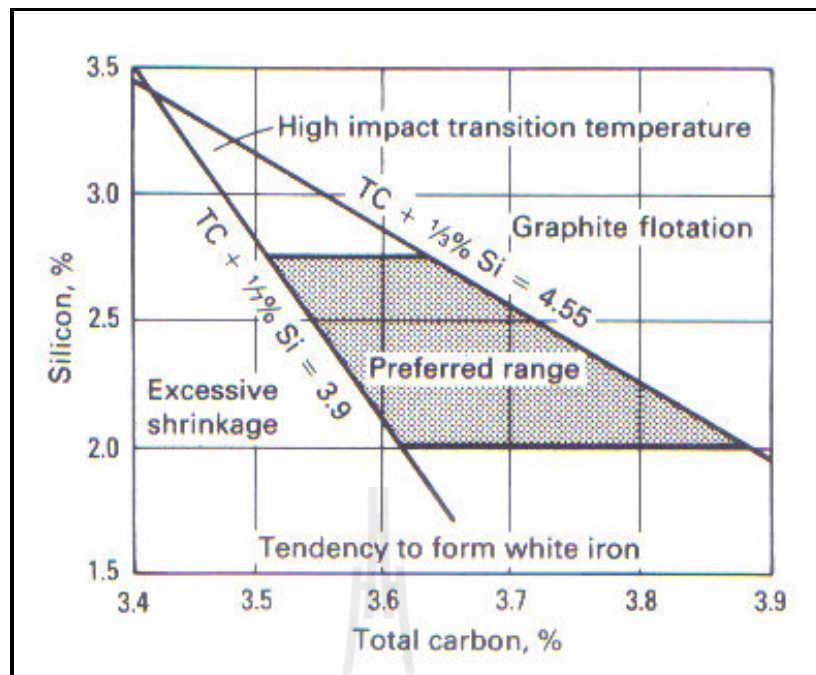
การควบคุมปริมาณคาร์บอนและซิลิคอนในการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์ มีข้อมูลดังต่อไปนี้ เหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นหรือเหล็กหล่อเทา (Gray irons) ธาตุผสมหลัก คือ คาร์บอน และซิลิคอน ซึ่งช่วงของส่วนผสมทางเคมีของธาตุคาร์บอน 2.5–4.0 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก และซิลิคอน 1.0–3.0 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ดังรูปที่ 2.13 เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน เมื่อต้องการให้ได้แกรไฟต์รูปตัวหนอนมากกว่า 80% ควรควบคุมปริมาณคาร์บอน 3.40–3.80 เปอร์เซ็นต์ และซิลิคอน 1.50–2.75 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ดังรูปที่ 2.14 เหล็กหล่อแกรไฟต์กลม เมื่อต้องการให้ได้เหล็กหล่อแกรไฟต์กลมที่ดี ควรควบคุมปริมาณคาร์บอน และซิลิคอน ให้อยู่ในช่วง Preferred range ดังรูปที่ 2.15 เพราะถ้าปริมาณซิลิคอนต่ำกว่า 2.0 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก มีแนวโน้มที่จะเกิดเป็นเหล็กหล่อขาว (White iron) ถ้าควบคุมค่าคาร์บอนเทียบเท่าหรือค่า CE < 3.9 มีแนวโน้มจะทำให้ชิ้นงานหล่อเกิดการหดตัวสูง (Excessive shrinkage) แต่ถ้าค่า CE > 4.55 จะทำให้เกิดแกรไฟต์ลอยตัว (Graphite flotation) ดังรูปที่ 2.15



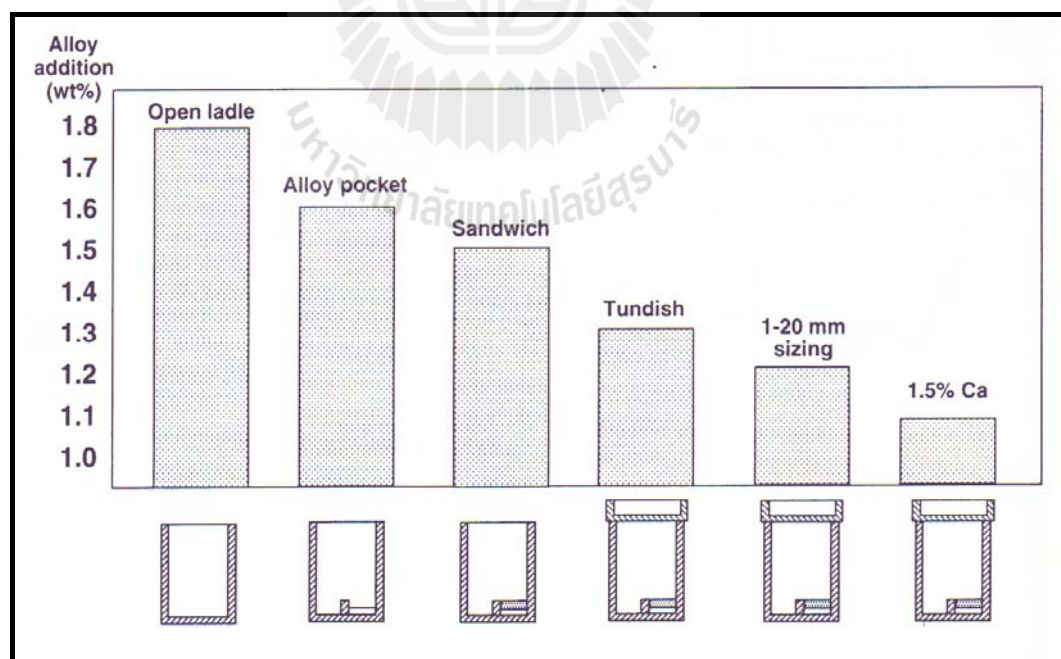
รูปที่ 2.13 ปริมาณคาร์บอนและซิลิคอนสำหรับการผลิตเหล็กหล่อเหนียว เหล็กหล่อเทา และเหล็กหล่อเหนียว (Davis & Associates, 1996)



รูปที่ 2.14 ปริมาณคาร์บอนและซิลิคอนที่เหมาะสมสำหรับการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอน (Davis & Associates, 1996)



รูปที่ 2.15 ปริมาณคาร์บอนและซิลิคอนสำหรับการผลิตเหล็กหล่อเกรดไฟต์กลม (Davis & Associates, 1996)



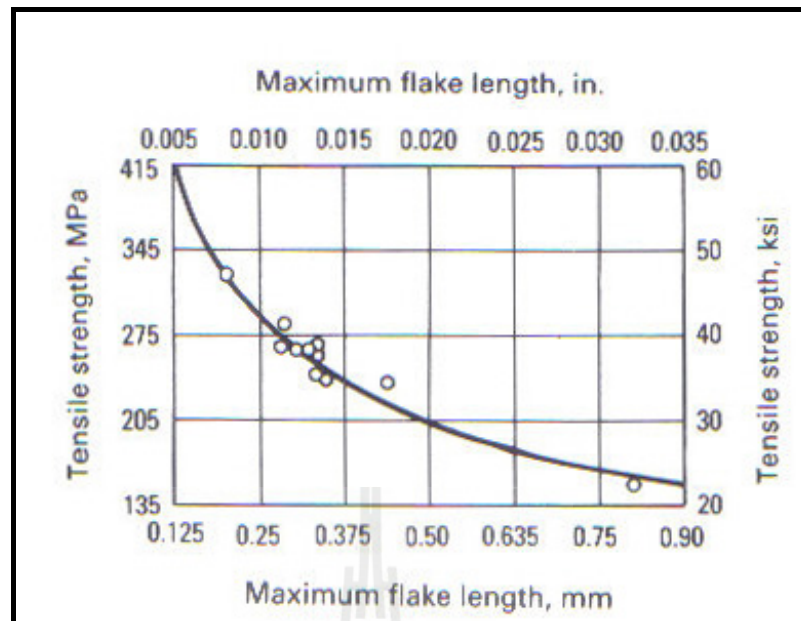
รูปที่ 2.16 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณการเติมโลหะผสมแมกนีเซียมในเบ้าผสมกับวิธีการผสมในรูปแบบต่าง ๆ (Skaland, no date)

วิธีการผสมโลหะแมกนีเซียมในเหล็กหล่อหลอมเหลว วิธีหนึ่งที่น่าสนใจในอุตสาหกรรมคือ วิธีการผสมในเบ้าผสม (In ladle) ประกอบด้วยวิธี Open ladle เป็นวิธีที่ง่ายที่สุด โดยการเอาโลหะผสมแมกนีเซียมใส่ไว้ที่ก้นเบ้า (Ladle) ถ้าเป็นโลหะผสมแมกนีเซียมที่เบากว่าเหล็กหล่อจะใช้เศษเหล็กเล็ก ๆ เช่น Iron chips หรือ Steel stamping หรืออาจใช้ทรายเททับไว้ ซึ่งเรียกวิธีนี้ว่า Sandwich จากนั้นก็เทเหล็กหล่อหลอมเหลวลงไปผสมกับแมกนีเซียม วิธีนี้เป็นวิธีที่มีการสูญเสียแมกนีเซียมในปริมาณสูง จึงทำให้ปริมาณของแมกนีเซียมที่ผสมในเหล็กเหลือน้อย เพราะโอกาสที่แมกนีเซียมจะสูญเสียโดยการกลายเป็นไอได้ง่าย แต่เนื่องจากวิธีนี้เป็นวิธีที่ง่ายในการเตรียมการและขั้นตอนในการผสมจึงพบว่าเป็นวิธีที่ใช้กันอย่างแพร่หลายในอุตสาหกรรม วิธี Tundish Cover เป็นวิธีที่ได้ผลดีมากที่สุดและเป็นที่ยอมรับซึ่งปรับปรุงมาจากวิธี Sandwich จึงช่วยควบคุมปริมาณ Mg Recovery การปรับปรุงนี้สามารถลดปริมาณการเติมโลหะผสมแมกนีเซียมลงจาก 1.5% (วิธี Sandwich) ไปเป็น 1.3% (วิธี Tundish) และป้องกันการสูญเสียความร้อนได้ดีกว่า ดังรูปที่ 2.16 (Skaland, no date)

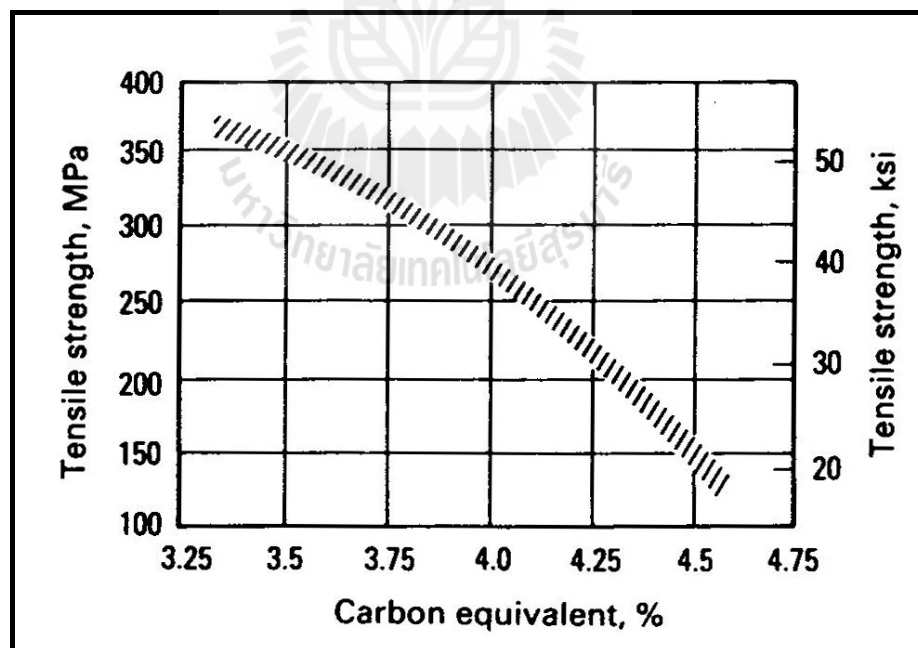
ปัจจัยที่มีผลต่อคุณสมบัติความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อเทา คุณสมบัติของเหล็กหล่อเทามีอิทธิพลมาจากอัตราการเย็นตัวของชิ้นงานหล่อ ซึ่งเป็นผลมาจากขนาดความหนาและรูปร่างของชิ้นงานหล่อ การระบุคุณสมบัติของเหล็กหล่อเทาโดยส่วนใหญ่จะอยู่บนบรรทัดฐานของการวัดค่าความแข็งแรงดึงต่ำสุดของชิ้นงานทดสอบที่ถูกดึงมาจากชิ้นงานหล่อที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางประมาณ 30 มิลลิเมตร ในกรณีนี้จะไม่มีการกำหนดส่วนผสมทางเคมีและผู้ควบคุมการหล่อสามารถเลือกได้อย่างอิสระขึ้นอยู่กับความต้องการในการผลิตชิ้นส่วนงานหล่อของตนเอง (Brown, 1994)

ความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อเทาขึ้นอยู่กับปัจจัยต่าง ๆ ดังต่อไปนี้

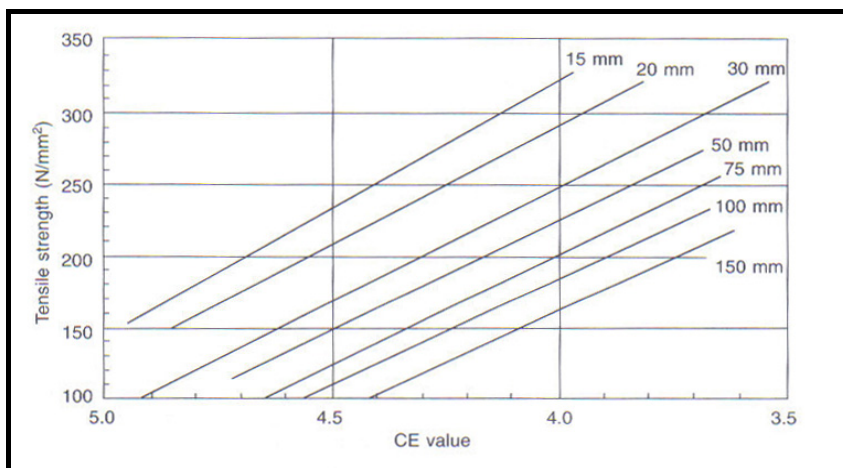
- ขนาดความยาวของแกรไฟต์แบบแผ่น (Flake length) ปริมาณคาร์บอนเทียบเท่า Carbon equivalent (CE) และขนาดความหนาของชิ้นงานหล่อ ทั้ง 3 ปัจจัยนี้มีผลต่อความแข็งแรงของเหล็กหล่อเทาเป็นอย่างมาก ดังแสดงในรูปที่ 2.17- 2.19 ค่าคาร์บอนเทียบเท่าเป็นตัวแปรหนึ่งที่ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงค่าความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นอย่างมีนัยสำคัญ เมื่อค่าคาร์บอนเทียบเท่าเป็น 4.3 หรือส่วนผสมยูเตคติกจะมีค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดประมาณ 200 MPa แต่เมื่อค่าคาร์บอนเทียบเท่าเพิ่มมากขึ้นจะส่งผลให้ค่าความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นลดลง แต่เมื่อทำการลดค่าคาร์บอนเทียบเท่าลดลงจนถึง 3.5 จะทำให้มีค่าความแข็งแรงดึงสูงถึง 350 MPa



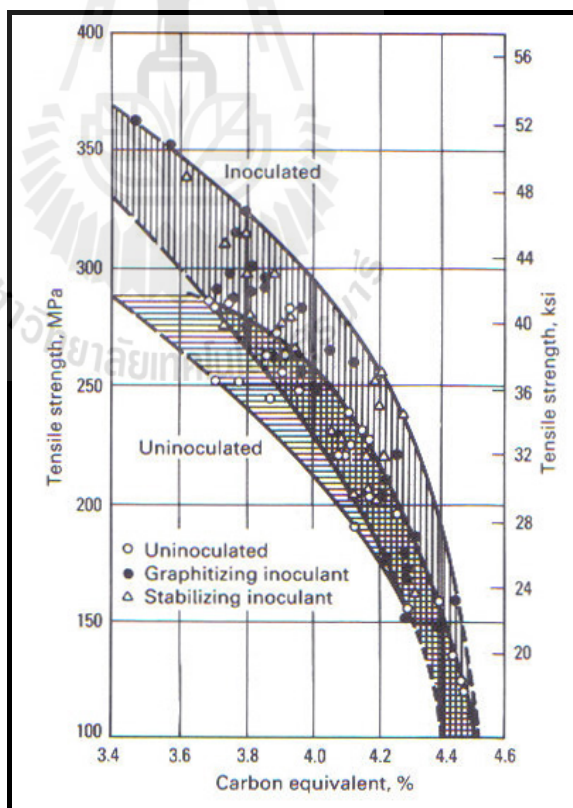
รูปที่ 2.17 ผลของค่าความยาวสูงสุดของแกรไฟต์แผ่นต่อความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อเทา (Davis & Associates, 1996)



รูปที่ 2.18 อิทธิพลของค่าคาร์บอนเทียบเท่าต่อค่าความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อเทา (Davis & Associates, 1996)



รูปที่ 2.19 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งแรงดึงและค่าคาร์บอนเทียบเท่าสำหรับชิ้นงานทดสอบรูปร่างทรงกระบอกขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางต่าง ๆ ของเหล็กหล่อเทาที่ไม่ได้ทำอินนोकูลชัน (Brown, 1994)



รูปที่ 2.20 ผลของการทำอินนोकูลชันต่อค่าความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อเทาที่มีค่าคาร์บอนเทียบเท่าในช่วงระหว่าง 3.4-4.6 (Davis & Associates, 1996)

- ปัจจัยต่าง ๆ ในขั้นตอนการผลิต เช่น การทำอินนอคูเลชัน การทำอินนอคูเลชันกับเหล็กหล่อสีเทาหรือเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นจะช่วยให้ได้แกรไฟต์ชนิด A และมีผลต่อการเพิ่มความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อเทาได้เมื่อเทียบกับการไม่ทำอินนอคูเลชัน ดังรูปที่ 2.20

มนัส สติรจินดา (2543) อธิบายว่าการทำอินนอคูเลชัน เป็นเทคนิคที่สำคัญประการหนึ่งในการฟอร์มแกรไฟต์แบบแผ่น หรือแกรไฟต์เม็ดกลมให้มีลักษณะเล็กละเอียด และกระจายอย่างสม่ำเสมอ ถ้าเป็นเหล็กหล่อเทาควรมีลักษณะแกรไฟต์เป็นชนิด A เหล็กหล่อแกรไฟต์กลมควรมี Nodule count หรือเปอร์เซ็นต์โนดูลาลิที่สูง นอกจากนี้การทำอินนอคูเลชัน ยังช่วยลดปัญหาเกิดโครงสร้างที่เป็นเหล็กหล่อขาวตามส่วนที่มีความหนาน้อย ๆ การทำอินนอคูเลชัน ด้วยการเกิดนิวเคลียสเทียม (Heterogeneous nucleus) ของแกรไฟต์ ในขณะที่เหล็กหลอมเหลวลดอุณหภูมิมาอยู่ในช่วงอุณหภูมิต่ำสุด ทำให้แกรไฟต์ยูเทคติกเกิดขึ้นได้ง่ายโดยไม่ต้องทำให้อัตราการเย็นตัวเร็ว หรือ ค่า Degree of Supercooling สูงในระดับหนึ่ง และการเกิดแกรไฟต์ยูเทคติกจะเป็นหน่วย (Eutectic cell) ที่มีขนาดเล็ก

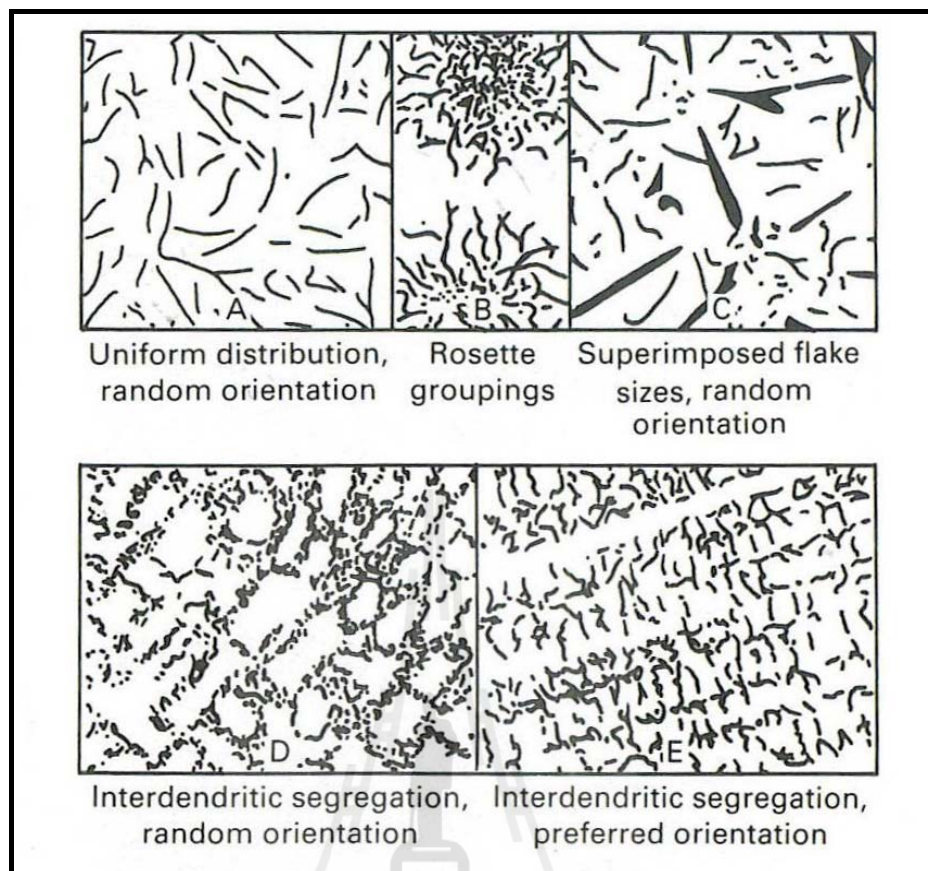
การทำอินนอคูเลชัน ทำได้โดยใช้ผงเฟอร์โร-ซิลิคอนผสมลงไปเหล็กหลอมเหลว หลังจากเทเหล็กหลอมเหลวจากเตาหลอมมาลงเบ้ารับน้ำเหล็กก่อนนำไปเทลงในแบบหล่อ ช่วยให้เกิดการฟอร์มแกรไฟต์ที่มีขนาดเล็ก การใช้ผงเฟอร์โร-ซิลิคอนที่มีความบริสุทธิ์สูง ๆ จะไม่ทำให้การทำอินนอคูเลชันได้ผลดี แต่ถ้าใช้ผงเฟอร์โร-ซิลิคอนที่มีธาตุบางตัว เช่น แคลเซียม (Ca) สตรอนเชียม (Sr) อลูมิเนียม (Al) แบเรียม (Ba) หรือ อื่น ๆ ผสมอยู่ด้วย จะทำให้การทำอินนอคูเลชันได้ผลดี (มนัส สติรจินดา, 2543)

ลักษณะของแกรไฟต์แผ่นในเหล็กหล่อเทาสามารถแบ่งออกได้ 5 รูปแบบดังรูปที่ 2.21 รูปแบบที่ 1 ประเภท A เป็นแกรไฟต์แบบแผ่นขนาดเล็ก กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ รูปแบบที่ 2 ประเภท B มีลักษณะเป็นกลุ่มคล้ายกลีบดอกไม้ (Rosette groupings) โดยแกรไฟต์แบบแผ่นแต่ละตัวจะพุ่งไปรวมตัวกันตรงกลาง ทำให้มีลักษณะการกระจายตัวที่ไม่สม่ำเสมอ

รูปแบบที่ 3 ประเภท C เป็นลักษณะของแกรไฟต์แบบแผ่นที่มีทั้งขนาดใหญ่ (Primary or Kisk graphite) และขนาดเล็ก (Eutectic graphite) เกิดขึ้นอยู่ร่วมกันซึ่งเกิดขึ้นกับเหล็กหล่อที่มีคาร์บอนเทียบเท่าเกินกว่า 4.3 เปอร์เซ็นต์

รูปแบบที่ 4 ประเภท D เป็นลักษณะของแกรไฟต์แบบแผ่นที่เกิดขึ้นในลักษณะที่ไม่มีทิศทาง (Random orientation) และเกิดลักษณะแยกตัวอยู่ตามขอบเกรน (Interdendritic segregation)

รูปแบบที่ 5 ประเภท E เป็นลักษณะของแกรไฟต์แบบแผ่นที่เกิดขึ้นในลักษณะที่มีทิศทาง (Preferred orientation) และเกิดลักษณะแยกตัวอยู่ตามขอบเกรนในลักษณะการเรียงตัวเป็นแนวขนานกัน



รูปที่ 2.21 แสดงลักษณะการกระจายตัวของแกรไฟต์แผ่นในเหล็กหล่อเทาทั้ง 5 แบบ (Davis & Associates, 1996)

● ปฏิกริยาระหว่างแมงกานีสและซัลเฟอร์ แสดงผลของ Mn:S ratio ในตารางที่ 2.4 การศึกษาเรื่องการเกิดนิวเคลียสของแกรไฟต์แบบแผ่น พบว่า การเกิดนิวเคลียสเทียมเกิดขึ้นกับมลทินที่อยู่ในเหล็กหล่อหลอมเหลว ความสัมพันธ์ระหว่างแมงกานีสและซัลเฟอร์เป็นสิ่งที่ได้รับความสนใจมากที่สุดและเป็นที่ยอมรับกันดีว่ามีความสัมพันธ์กับค่าความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อเทา

เมื่อ $\%Mn = 1.7\%S$ สองธาตุนี้จะอยู่อย่างสมดุล และรวมตัวกันเป็นสารประกอบของ MnS การมีอยู่ของ MnS inclusions นี้สามารถทำตัวเป็นนิวเคลียสได้

อย่างไรก็ตามเมื่อ $\%Mn > 1.7\%S$ ปริมาณของแมงกานีสในส่วนที่เกินนี้จะลดอุณหภูมิความแตกต่างระหว่างยูเทคติกทั้งสองระบบ และทำตัวเป็นธาตุที่เพิ่มเสถียรภาพให้กับคาร์ไบด์

แต่ถ้า $\%Mn < 1.7\%S$ ปริมาณของซัลเฟอร์ส่วนที่เกินนี้ ทำตัวเป็น Surface active element จำกัดอัตราการโตของแกรไฟต์และยังทำตัวเป็นธาตุที่สนับสนุนการเกิดคาร์ไบด์

ตารางที่ 2.4 ผลของ Mn:S ratio ต่อ Cell count และ Chilling tendency ของเหล็กหล่อเทา
ส่วนผสม 3.5%C 1.9%S และ 0.07%P

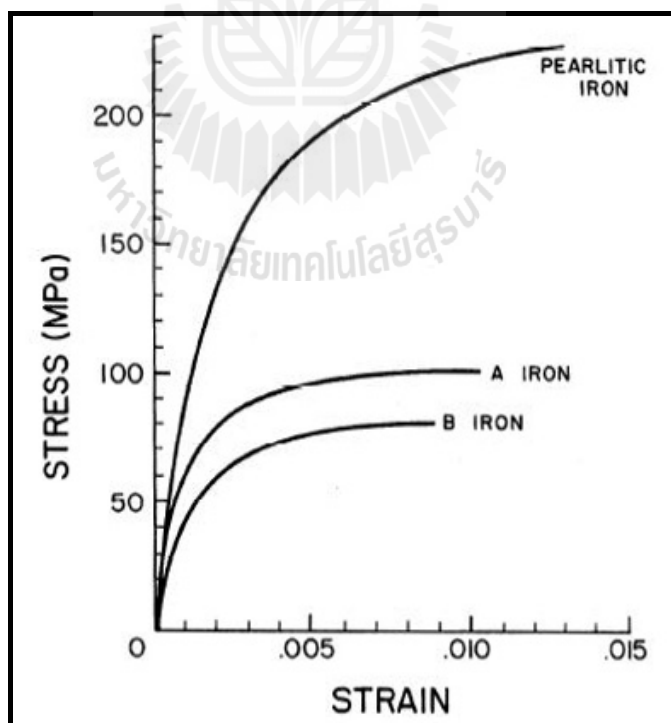
| Ratio of Mn and S | Undercooling | Cells count /inch | Chill depth (inch) | Graphite type and Matrix |
|------------------------------------|--------------|-------------------|-----------------------|-----------------------------------|
| %Mn = 66.0%S (0.8% Mn, 0.002%S) | Moderate | 362 | 16/32 | Type D + ferrite |
| %Mn = 45.0%S (1.0%Mn, 0.022%S) | Small | 362 | 13/32 | More type + pearlite |
| %Mn = 12.0%S (0.8%Mn, 0.065%S) | smallest | 517 | 9/32 | Type A + pearlite |
| %Mn=1.4%S (0.28%Mn, 0.2%S) | large | 1723 | 29/32 | Type D + carbide + pearlite |

หมายเหตุ จาก Cast iron technology, โดย Roy Elliott, BSc, 1988 Butterworth & Co. (Publisher)

● Fash James W. (1980) ศึกษาผลของลักษณะโครงสร้างพื้นและรูปแบบของแกรไฟต์แผ่นในเหล็กหล่อเทาต่อค่าความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อเทาที่หล่อขึ้นรูปด้วยทรายแบบหล่อแบบทรายขึ้น (Green sand mold) ผลการทดสอบสมบัติทางกลแสดงดังรูปที่ 2.22 และดังตารางที่ 2.5 สภาวะเงื่อนไขการหล่อเหล็กหล่อเทาโครงสร้างพื้นเฟิร์ลไลต์ทั้งหมดและเฟอร์ไรต์ทั้งหมด มีรายละเอียดดังนี้

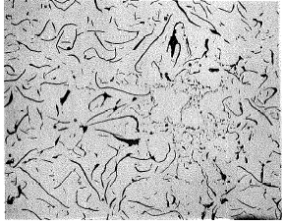


สำหรับชิ้นงานทดสอบที่เป็น Pearlitic gray iron หล่อขึ้นรูปชิ้นงานทดสอบเป็นรูปร่างทรงกระบอกขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 36 มิลลิเมตร มีความยาว 200 มิลลิเมตร โดยควบคุมปริมาณธาตุผสมดังนี้ 3.3%C, 2.2%Si, 0.44%Mn, 0.02%S และ 0.4%Cu โดยน้ำหนัก โครงสร้างพื้นและแกรไฟต์แผ่น (Flake graphite) จำแนกตามมาตรฐาน ASTM A247 พบว่าได้แกรไฟต์แผ่นรูปแบบ type A ประมาณ 60 เปอร์เซ็นต์ และรูปแบบ type D ประมาณ 40 เปอร์เซ็นต์ โดยมีขนาด size = 4 และ Eutectic cell size เท่ากับ 0.14 มิลลิเมตร ผลการทดสอบสมบัติทางกลพบว่ามีค่าความแข็งแรง 180 BHN ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด 228 MPa และค่าความแข็งแรงจุดครากเท่ากับ 185 MPa

สำหรับชิ้นงานทดสอบ Ferritic Irons หล่อขึ้นรูปให้มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 36 มิลลิเมตร และ 50 มิลลิเมตร เพื่อให้ได้โครงสร้างยูเตคติกเซลล์ (Eutectic cell structure) ที่มีความแตกต่างกัน สำหรับ Iron A ควบคุมปริมาณธาตุผสมดังนี้ 3.57%C, 2.31%Si, 0.70%Mn, 0.025%S, 0.12%Cu และ 0.06%Sn เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก พบว่าได้โครงสร้างเกรไฟต์แผ่นชนิด type A 50 เปอร์เซ็นต์ และ ชนิด type D 50 เปอร์เซ็นต์ มีขนาด size เท่ากับ 5 และ Eutectic cell size เท่ากับ 0.52 มิลลิเมตร ส่วนผลการทดสอบทางกลพบว่ามีค่าความแข็ง 80 BHN (500 kgf) ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดเท่ากับ 104 MPa และค่าความแข็งแรงจุดครากเท่ากับ 89 MPa และสำหรับ Iron B ควบคุมปริมาณธาตุผสมดังนี้ 3.90%C, 2.53%Si, 0.67%Mn, 0.032%S, 0.13%Cu และ 0.06%Sn เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก พบว่าได้ โครงสร้างเกรไฟต์แผ่นชนิด type B 50 เปอร์เซ็นต์ และ type D 50 เปอร์เซ็นต์ มีขนาด size เท่ากับ 2 และ Eutectic cell size เท่ากับ 0.75 มิลลิเมตร ผลการทดสอบทางกลพบว่ามีค่าความแข็ง 74 BHN (500 kgf) ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดเท่ากับ 85 MPa และค่าความแข็งแรงจุดครากเท่ากับ 73 MPa ตามลำดับ นอกจากนี้มีขนาดยูเตคติกเซลล์ของ Pearlitic Iron โดยเฉลี่ยเท่ากับ 0.14 มิลลิเมตร ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของยูเตคติกเซลล์ของ Iron A และ Iron B วัดได้เป็น 0.52 มิลลิเมตร และ 0.75 มิลลิเมตร ตามลำดับ



รูปที่ 2.22 Monotonic tensile stress-strain response of pearlitic and ferritic irons (Fash, W. James, 1980)

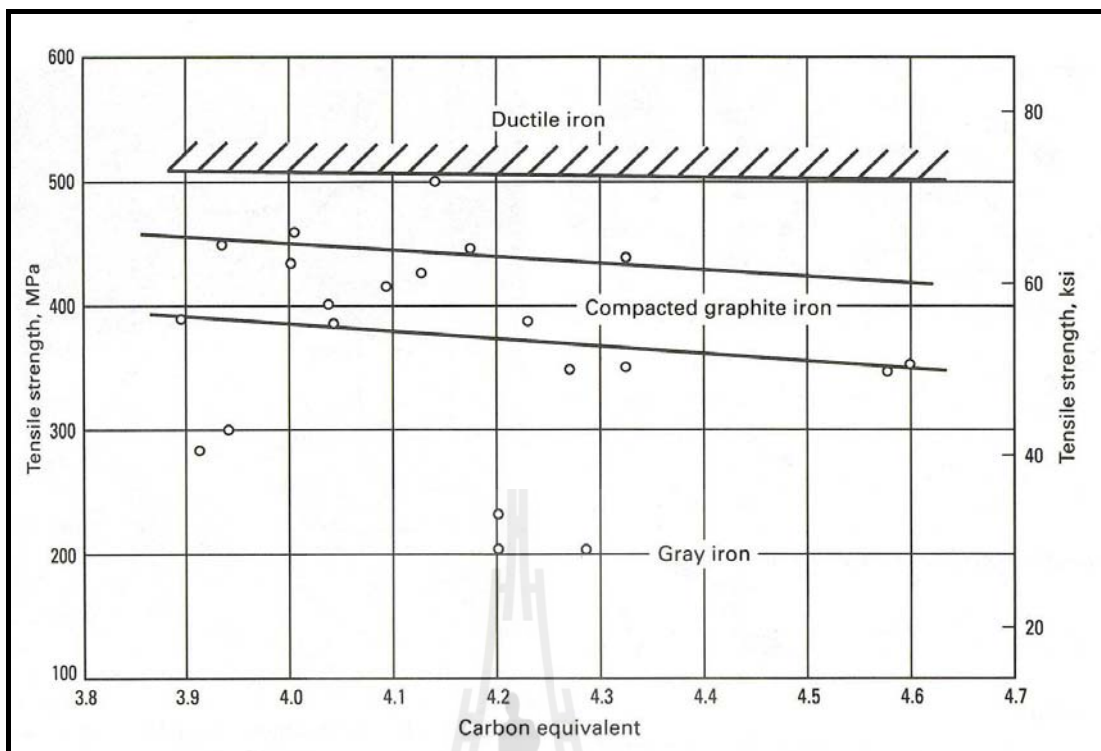
ตารางที่ 2.5 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเทา 3 ส่วนผสม

| Pearlitic Iron | A Iron (Ferritic iron) | B Iron (Ferritic iron) |
|---|---|---|
|  |  |  |
| Graphite size 4 | Graphite size 5 | Graphite size 2 |

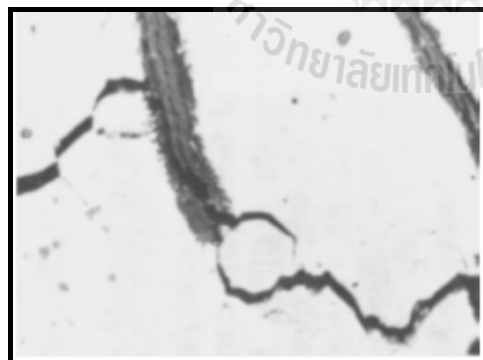
หมายเหตุ จาก “Fatigue crack initiation and growth in gray cast iron.” Fash, W. James, 1980, A report of fracture control program. College of Engineering, University of Illinois Urbana. Illinois 61801.

เหล็กหล่อเทามีค่าความแข็งแรงดิ่งต่ำที่สุด ผลของการปรับปรุงทรงของแกรไฟต์จึงมีผลทำให้เหล็กหล่อแกรไฟต์กลมมีความแข็งแรงดิ่งสูงที่สุด และเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนมีค่าความแข็งแรงดิ่งอยู่ระหว่างกลาง นอกจากนี้เมื่อควบคุมค่าคาร์บอนเทียบเท่าให้มีค่าต่ำลง จะผลมีผลทำให้ค่าความแข็งแรงดิ่งของเหล็กหล่อแกรไฟต์ทั้ง 3 ชนิด มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น ดังรูปที่ 2.23 ดังนั้นการปรับปรุงร่างของแกรไฟต์ทำให้เหล็กหล่อแกรไฟต์กลมมีความแข็งแรงดิ่งสูงกว่าเหล็กหล่อเทาเนื่องจากในเหล็กหล่อเทาพบร่างของแกรไฟต์เป็นแบบแผ่น (Flake graphite) ที่มีลักษณะปลายแหลม ภายใต้สภาวะที่รับแรงกระทำจะเป็นส่วนที่มีความเค้นสะสมสูง (Stress raiser) จึงก่อให้เกิดการขยายตัวของรอยแตกได้ง่าย ดังรูปที่ 2.24 (a) สำหรับในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมนั้นพบร่างของแกรไฟต์แบบเม็ดกลมซึ่งมีความโค้งมนและความกลมสูง (Spheroidal graphite) สามารถช่วยหน่วงรั้งการขยายตัวของรอยแตกได้ (Crack-arresters) ดังรูปที่ 2.24 (b)

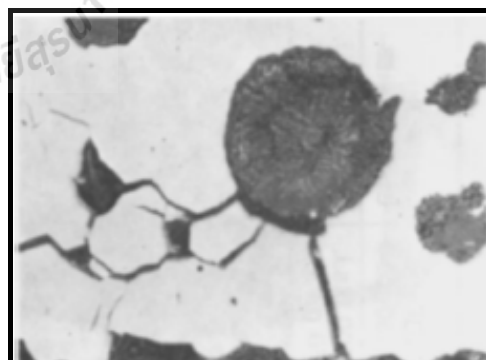
การเปลี่ยนแปลงร่างของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อจากแบบแผ่น ไปเป็นตัวหนอนและรูปเม็ดกลม ส่งผลต่อการเพิ่มค่าความแข็งแรงและความแข็งแรงดิ่งสูงสุดให้มีค่าสูงขึ้น ส่วนค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกขึ้นอยู่กับปริมาณของเฟสเฟอร์ไรต์และลักษณะร่างของแกรไฟต์ทั้ง 3 ชนิด ดังแสดงดังรูปที่ 2.25 (อ้างศักดิ์ วิชาชนันท์กุลและสมภพ รัตนจันทร์เพชร, 2547)



รูปที่ 2.23 แสดงผลของค่าคาร์บอนเทียบเท่าต่อความแข็งแรงของเหล็กหล่อเทา เหล็กหล่อแกรไฟต์ ตัวหนอนและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมของชิ้นงานหล่อขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1.2 นิ้ว หรือ 30 มิลลิเมตร (Davis & Associates, 1996)

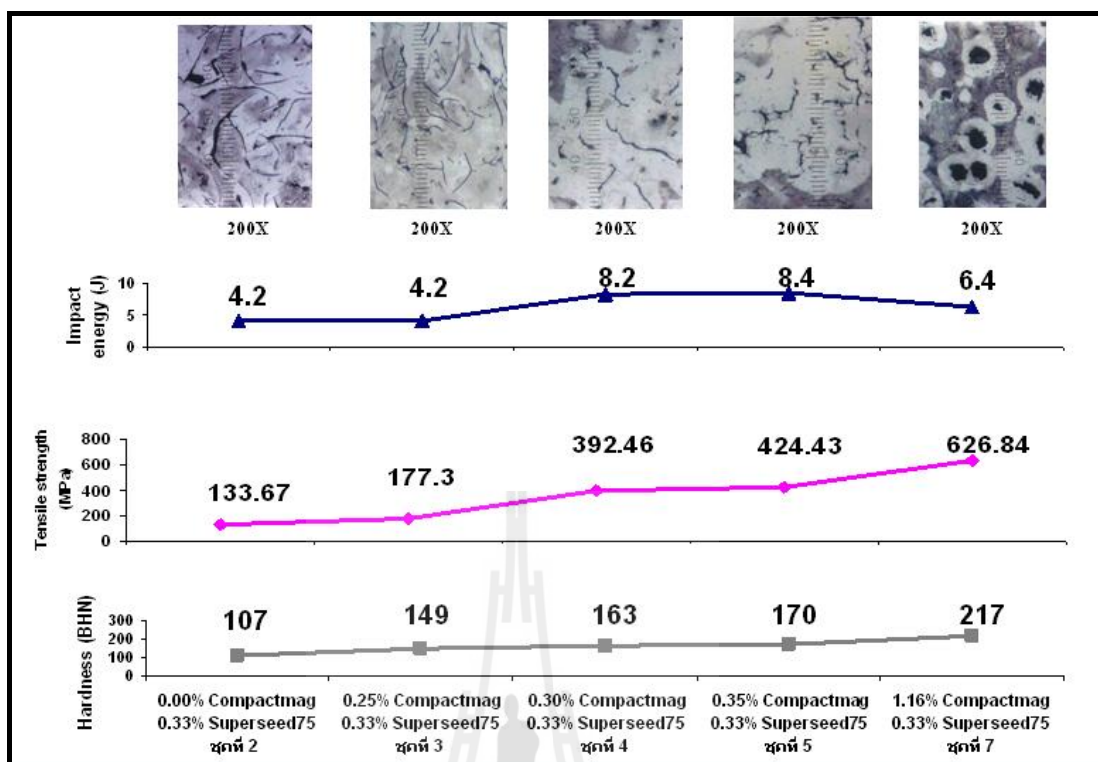


(a) Gray cast iron



(b) Spheroidal graphite iron

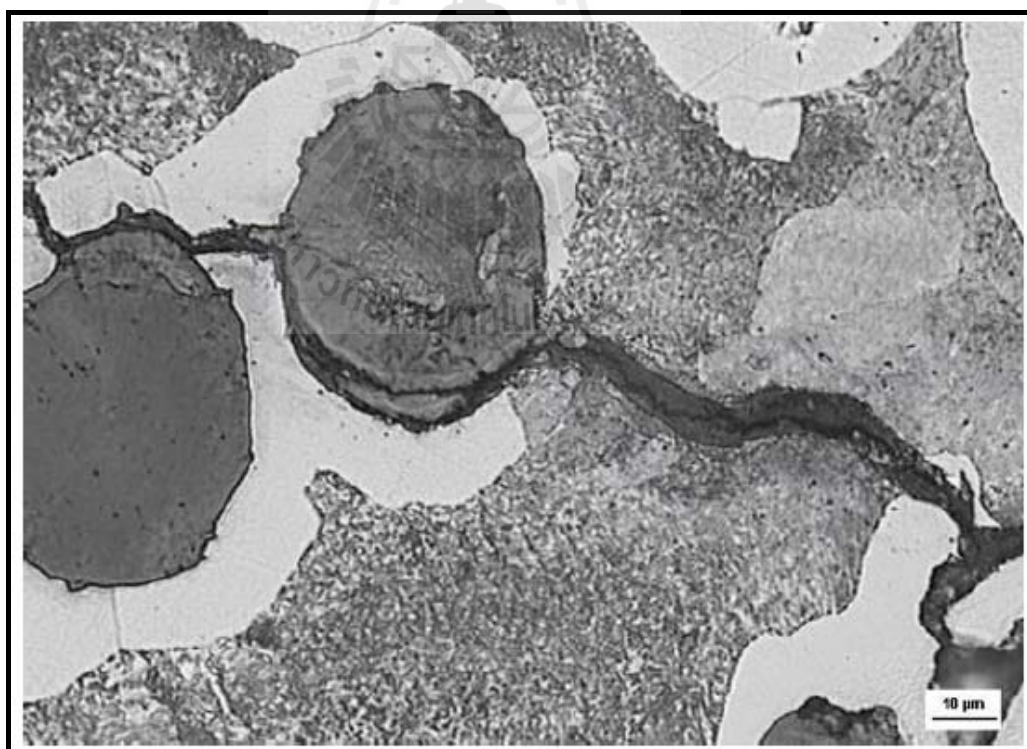
รูปที่ 2.24 รูปแสดงจุดเริ่มต้นของรอยแตก (Crack initiation) และการขยายตัวของรอยแตก (Crack propagation) (http://www.sorelmetal.com/en/publi/frset_publi.htm)



รูปที่ 2.25 ผลของการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคต่อสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์ทั้ง 3 ชนิดในสภาพภายหลังการหล่อ (ธีรศักดิ์ วิชานันท์กุล และสมภพ รัตนจันทร์เพชร, 2547)

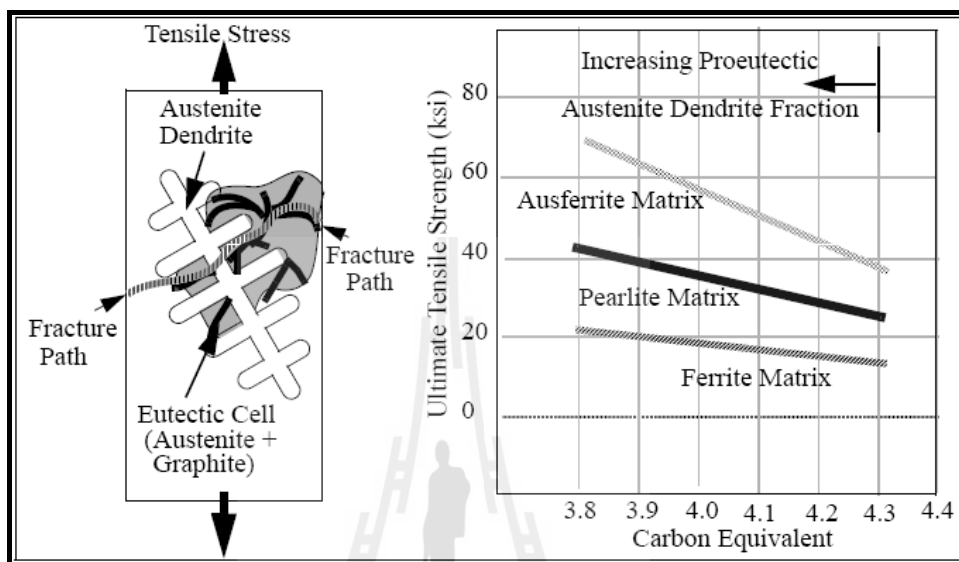
2.2 ลักษณะโครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อแกรไฟต์

การควบคุมลักษณะโครงสร้างพื้นในสภาพหล่อให้เป็นเฟิร์ลไลต์ทั้งหมดด้วยการเติมธาตุผสมที่สนับสนุนการเกิดโครงสร้างเฟิร์ลไลต์ (Pearlite promoter) โดยมีผลลดปริมาณเฟสของเฟอร์ไรต์อิสระ (Free ferrite) ที่อยู่ล้อมรอบแกรไฟต์ตัวหอน แกรไฟต์กลม หรือที่ส่วนปลายของแกรไฟต์แบบแผ่น ได้เป็นเฟิร์ลไลต์มากขึ้นมีผลช่วยต้านทานต่อการขยายตัวของรอยแตกร้าวได้ดีขึ้นเพราะปริมาณเฟสที่อ่อน คือ เฟอร์ไรต์มีปริมาณลดลง พิจารณารูปที่ 2.26 แสดงลักษณะโครงสร้างจุลภาคและรอยแตกของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมที่ไม่เติมธาตุผสมสนับสนุนการเกิดโครงสร้างเฟิร์ลไลต์ โดยทั่วไปมักพบเฟสของเฟอร์ไรต์อยู่ล้อมรอบแกรไฟต์เม็ดกลมและถัดออกไปเป็นโครงสร้างเฟิร์ลไลต์ จากรูปพิจารณาได้ว่าเฟสของแกรไฟต์ที่อยู่คู่กันน่าจะเป็นจุดเริ่มต้นของรอยแตกเพราะเป็นจุดศูนย์รวมความเค้นที่มีความเข้มข้นสูงสุดเมื่อโดนแรงกระทำ รอยแตกที่จุดเริ่มต้นนี้ก็จะสามารถขยายตัวและโตต่อไปได้โดยง่ายผ่านเฟสของเฟอร์ไรต์ที่อ่อนและมีความต้านทานแรงกระทำต่ำ จนเกิดรอยแตกผ่าเกรนของเฟิร์ลไลต์เป็นอันดับสุดท้ายไปบรรจบกับเฟอร์ไรต์ที่อยู่ล้อมรอบแกรไฟต์อีกกลุ่มหนึ่ง

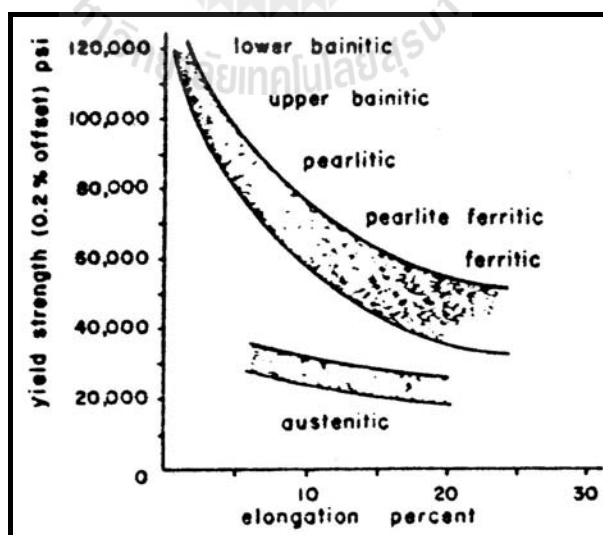


รูปที่ 2.26 โครงสร้างจุลภาคและการขยายตัวของรอยแตกของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมที่ไม่เติมธาตุผสม (Bubenko, Konecna and Nicoletto, 2009)

โครงสร้างพื้นเป็นปัจจัยสำคัญในการกำหนดความแข็งแรงของเหล็กหล่อเกรดไฟต์ทั้ง 3 ชนิด โครงสร้างพื้นเพิร์ลไลต์ทั้งหมดทำให้เหล็กหล่อมีความแข็งแรงสูงกว่าเหล็กหล่อที่มีโครงสร้างพื้นเป็นเฟอร์ไรต์ทั้งหมด ดังแสดงในรูปที่ 2.27 -2.28 และตารางที่ 2.6 – 2.7



รูปที่ 2.27 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงดึงสูงสุดกับค่าคาร์บอนเทียบเท่าที่มีโครงสร้างพื้นแตกต่างกันของเหล็กหล่อเทา (Rundman, n.d.)



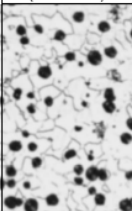
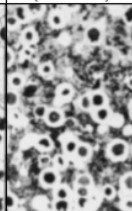
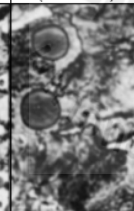

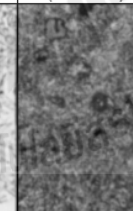

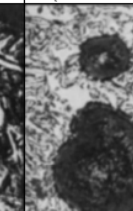
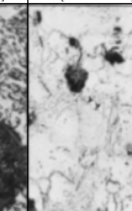
รูปที่ 2.28 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเค้นจุดครากตัว (Yield strength) และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของเหล็กหล่อเหนียวโครงสร้างพื้นชนิดต่าง ๆ (Karsay, 1985)

ตารางที่ 2.6 แสดงการเปรียบเทียบคุณสมบัติของเหล็กหล่อเกรไฟต์ทั้ง 3 ชนิด

| Material | Matrix | Hardness BHN | Tensile Strength MPa (ksi) | Yield Strength MPa (ksi) | Elongation % | Fatigue Strength MPa (ksi) | Thermal Conductivity W/mK BTU in/h ft ² °F |
|--------------|-----------|-----------------|----------------------------------|--------------------------------|-----------------|----------------------------------|---|
| Gray Iron | Pearlitic | 175 – 230 | 230 – 300 (33 – 43) | 115 – 210 (17 – 30) | 0 – 1 | 95 – 110 (14 – 16) | 44 – 52 (305 – 360) |
| CG Iron | Ferritic | 130 – 190 | 330 – 410 (48 – 60) | 240 – 305 (35 – 44) | 5 – 10 | 155 – 185 (22 – 27) | 40 – 50 (277 – 346) |
| | Pearlitic | 215 – 250 | 400 – 580 (58 – 84) | 345 – 415 (50 – 60) | 2 – 5 | 190 – 225 (27 – 33) | 31 – 42 (214 – 291) |
| Ductile Iron | Ferritic | 140 – 200 | 400 – 600 (58 – 87) | 285 – 315 (41 – 46) | 15 – 25 | 185 – 210 (27 – 30) | 32 – 38 (221 – 263) |
| | Pearlitic | 240 – 300 | 600 – 700 (87 – 100) | 375 – 482 (54 – 70) | 3 – 10 | 245 – 290 (35 – 42) | 25 – 32 (173 – 221) |

หมายเหตุ จาก *The Sorelmetal Book of Ductile Iron, Rio Tinto Iron and Titanium, 2004, Canada.*

ตารางที่ 2.7 เปรียบเทียบสมบัติทางกลของเหล็กหล่อเกรไฟต์กลที่มีลักษณะ โครงสร้างพื้นต่าง ๆ

| MATRIX | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|--|---|---|
| Ferritic Grade 60-40-18 | Ferritic- pearlitic Grade 80-55-06 | Pearlitic Grade 100-70-03 | Martensitic (With retained austenite) | Tempered Martensitic | ADI Grade 150-100-70 | ADI Grade 230-185- | Austenitic |
| 60,000 p.s.i. (414 mPa) | 80,000 p.s.i. (552 mPa) | 100,000 p.s.i. (690 mPa) | N.A. * | 115,000 p.s.i. (793 mPa) | 150,000 p.s.i. (1050 mPa) | 230,000 p.s.i. (1600 mPa) | 45,000 p.s.i. (310 mPa) |
|  |  |  |  |  |  |  |  |
| *Approximate ultimate tensile strength 87,000 p.s.i. (600 mPa) Hard, Brittle | | | | (Note that magnifications are different.) | | | |

หมายเหตุ จาก (http://www.ductile.org/didata/Section2/figures/pfig2_8.htm)

เหล็กหล่อเกรไฟต์กลสามารถปรับเปลี่ยนคุณสมบัติทางกลได้ในช่วงกว้าง ๆ ขึ้นอยู่กับลักษณะโครงสร้างพื้นดังแสดงในตารางที่ 2.7 จากข้อมูลในตารางนี้ พบว่าการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างพื้นจากเฟอร์ไรต์ทั้งหมด ไปเป็นเฟอร์ไรต์ร่วมกับเฟิร์ลไลต์ และเปลี่ยนไปเป็นเฟิร์ลไลต์ทั้งหมด ส่งผลทำให้ความแข็งแรงดึงมีค่าสูงขึ้นจาก 414 MPa ไปเป็น 552 MPa และ 690 MPa ตามลำดับ นอกจากนั้น การใช้กระบวนการอบชุบทางความร้อนแบบวิธีการชุบแข็งเพื่อปรับเปลี่ยนโครงสร้างพื้นในเหล็กหล่อเกรไฟต์กลให้ได้เป็นโครงสร้างพื้นมาร์เทนไซด์ และการผลิตเหล็กหล่อ ADI กระบวนการชุบแข็งเหล่านี้ทำให้ได้ค่าความแข็งแรงดึงสูงขึ้นไปอีก

2.3 การจำแนกเกรดของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตามมาตรฐาน ASTM

การแบ่งชั้นคุณภาพของเหล็กหล่อเทาหรือเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นโดยส่วนใหญ่ใช้ผลการทดสอบค่าความแข็งแรงดึงต่ำสุดเป็นเกณฑ์ โดยวัดจากชิ้นงานทดสอบแรงดึงที่ทำการกลึงขึ้นรูปจากชิ้นงานหล่อขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 30 มิลลิเมตร ผู้ที่ทำงานหล่อสามารถเลือกได้อย่างอิสระโดยไม่ต้องกำหนดส่วนผสมทางเคมี (Brown, 1994) จึงนำหลักเกณฑ์การทดสอบนี้มาใช้ในการทดสอบค่าความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อแกรไฟต์ทั้ง 3 ชนิดที่นำมาศึกษาในงานวิจัยนี้ ประกอบด้วย เหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่น เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน และเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม โดยอ้างอิงข้อมูลสมบัติทางกลตามมาตรฐานการทดสอบวัสดุของอเมริกัน ASTM เป็นเกณฑ์

ตารางที่ 2.8 Typical mechanical properties of as-cast standard gray iron test bars.

| ASTM A 48 class | Tensile Strength | | Hardness (BHN) |
|-----------------|------------------|------|-------------------|
| | MPa | ksi | |
| 20 | 152 | 22 | 156 |
| 25 | 179 | 26 | 174 |
| 30 | 214 | 31 | 210 |
| 40 | 293 | 42.5 | 212 |
| 50 | 362 | 52.5 | 262 |
| 60 | 431 | 62.5 | 302 |

หมายเหตุ จาก “ASM Specialty Handbook, cast iron” โดย J.R Davis, 1996, ASM International

ตารางที่ 2.9 Typical mechanical properties of as-cast standard spheroidal graphite iron test bars.

| ASTM A536 Grade | Minimum Tensile Strength | | Minimum Yield Strength | | % Elongation in 50 mm (2 in) | Hardness BHN |
|--------------------|-----------------------------|-----|---------------------------|-----|------------------------------------|-----------------|
| | MPa | ksi | MPa | ksi | | |
| | 60-40-18 | 414 | 60 | 276 | 40 | 18 |
| 65-45-12 | 448 | 65 | 310 | 45 | 12 | - |
| 80-55-06 | 552 | 80 | 379 | 55 | 6.0 | - |
| 100-70-03 | 689 | 100 | 483 | 70 | 3.0 | - |
| 120-90-02 | 827 | 120 | 621 | 90 | 2.0 | - |

หมายเหตุ จาก “ASTM Designation : A 842-84 (Reapproved 2004)”

ตารางที่ 2.10 Typical mechanical properties of as-cast standard compacted graphite iron test bars.

| ASTM A842 Grade | Minimum Tensile Strength | | Minimum Yield Strength | | % Elongation in 50 mm | Hardness |
|--------------------|-----------------------------|------|---------------------------|------|--------------------------|----------|
| | MPa | ksi | MPa | ksi | (2 in) | BHN |
| 250 (c) | 250 | 36.3 | 175 | 25.4 | 3.0 | 179 max |
| 300 | 300 | 43.5 | 210 | 30.5 | 1.5 | 143-207 |
| 350 | 350 | 50.8 | 245 | 35.5 | 1.0 | 163-229 |
| 400 | 400 | 58.0 | 280 | 40.6 | 1.0 | 197-255 |
| 450 (d) | 450 | 65.3 | 315 | 45.7 | 1.0 | 207-269 |

หมายเหตุ จาก “ASTM Designation : A 842-84 (Reapproved 2004)”

- (a) Grades are specified according to the minimum tensile strength (MPa.)
- (b) Brinell impression diameter (BID) is the diameter (in mm) of the impression of a 10 mm diam ball at a load of 3000 kgf.
- (c) The 250 grade is a ferritic grade. Heat treatment to attain required mechanical properties and microstructure shall be the option of the manufacturer.
- (d) The 450 grade is a pearlitic grade usually produced without heat treatment with addition of certain alloys to promote pearlite as a major part of the matrix.

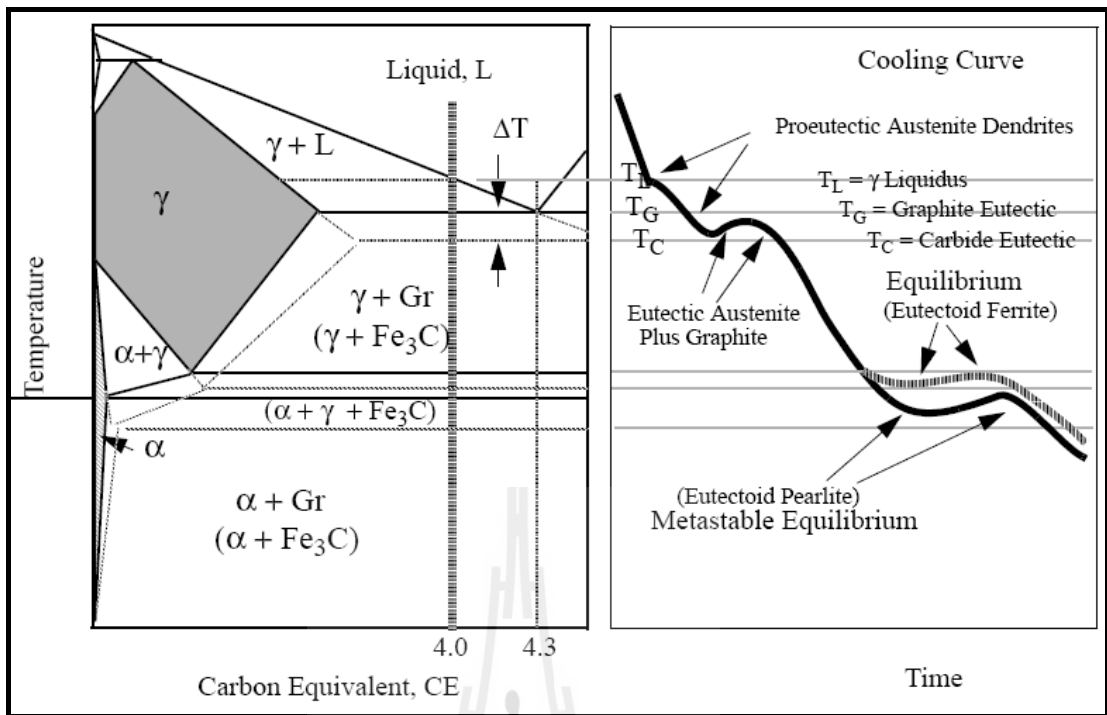
2.4 กลไกการเกิดโครงสร้างเฟอร์ไรต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์

เนื่องจากปริมาณเฟสของเฟอร์ไรต์และเฟิร์ลไลต์ในโครงสร้างพื้นมีความสำคัญต่อการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์ในสภาพหล่อ ดังนั้นหากเราทราบกลไกการเกิดโครงสร้างพื้นดังกล่าวเราจะสามารถควบคุมโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเพื่อให้ได้สมบัติเชิงกลตามต้องการ โดยมีงานวิจัยจำนวนหนึ่งที่ได้ทำการศึกษากลไกการเกิดโครงสร้างเฟอร์ไรต์และเฟิร์ลไลต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ อธิบายดังต่อไปนี้

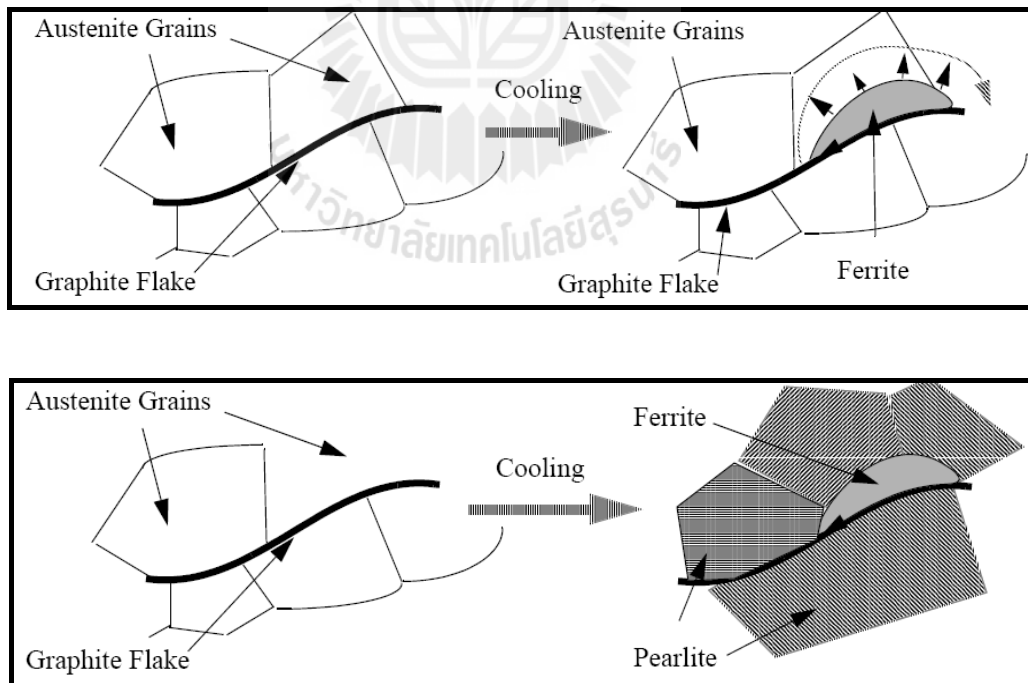
2.4.1 กลไกการเกิดโครงสร้างเฟอร์ไรต์อิสระในเหล็กหล่อเทาหรือเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่น

กลไกการเกิดโครงสร้างเฟอร์ไรต์อิสระในเหล็กหล่อเทาได้ถูกอธิบายโดย Mark Ihm (n.d.) ว่าธาตุซิลิคอนที่ทำการเติมเข้าไปในเหล็กหล่อเทาในช่วงระหว่าง 1-4 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ส่งผลเพิ่มอันเดอร์คูลิง (Under cooling) ที่ต้องการสำหรับการเกิดซีเมนไทต์ และสนับสนุนการเกิดแกรไฟต์ระหว่างการแข็งตัว โดยธาตุซิลิคอนนี้ส่งผลต่อการลดยูเต็คติกคาร์ไบด์ (Eutectic carbide) ระหว่างการแข็งตัวอีกทั้งยังสนับสนุนการเกิดแกรไฟต์ปฐมภูมิ (Primary graphite) นอกจากนี้ซิลิคอนยังสนับสนุนการเกิดแกรไฟต์ทุติยภูมิ (Secondary graphite) ไปบนแกรไฟต์ปฐมภูมิระหว่าง

การเปลี่ยนแปลงยูเตคตอยด์ ซึ่งส่งผลให้เกิดเป็นพื้นที่บริเวณกว้างของเฟอร์ไรต์อยู่รอบ ๆ แกรไฟต์ โดยทั่วไปแล้วถูกเรียกว่า เฟอร์ไรต์อิสระ Rundman, Karl B. (n.d.) ให้คำอธิบายว่า โครงสร้างพื้นในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นขึ้นอยู่กับขนาดของแกรไฟต์ ลักษณะรูปทรงของแกรไฟต์ ความหนาของชิ้นงานหล่อ กระบวนการที่ผ่านมา และปริมาณธาตุผสม อย่างไรก็ตาม ปริมาณคาร์บอนและซิลิคอนมีผลต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค แผนภูมิสมดุลของระบบ Fe-C-Si phase diagram และ Cooling curve ดังรูปที่ 2.29 จะถูกนำมาใช้ประกอบการอธิบายการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างเฟอร์ไรต์หรือ เฟอร์ไรต์ระหว่างการเย็นตัว เมื่อสังเกตกราฟการเย็นตัวอุณหภูมิในสภาวะของแข็งหยุดชะงัก (Thermal arrest) เป็นผลมาจากการสูญเสียความร้อนแฝง (Latent heat) ระหว่างการเปลี่ยนแปลงออสเตไนต์ของเหล็กหล่อเทาที่มีค่า CE = 4.0 กราฟการเย็นตัวในช่วงเส้นกราฟที่เป็นเส้นประที่ลากผ่านแสดงการเกิดนิวเคลียส และการโตต่อของเฟสเฟอร์ไรต์ในสภาวะสมดุล (Equilibrium ferrite) ไปบนแกรไฟต์ เมื่อพิจารณาการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของช่วงนี้ในแผนภูมิสมดุลของ Fe-C-Si phase diagram ธาตุซิลิคอนที่เติมในเหล็กหล่อปริมาณ 2-3 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักทำให้เกิดบริเวณ 3 เฟส (Three phase field) ซึ่งเมื่อพิจารณาการเย็นตัวลงมาพบว่าระบบสมดุล (Stable equilibrium) ประกอบด้วย ออสเตไนต์ เฟอร์ไรต์และแกรไฟต์ จะเกิดขึ้นก่อนระบบกึ่งสมดุล (Metastable equilibrium) ประกอบด้วย ออสเตไนต์ เฟอร์ไรต์ และซิเมนไทต์ จึงก่อให้เกิดเฟอร์ไรต์อิสระอยู่บนแกรไฟต์ (อาจมีปัจจัยร่วมเนื่องจากการแพร่ของคาร์บอนในออสเตไนต์ไปรวมกับแกรไฟต์แผ่นร่วมกันด้วย) ก่อนแล้วจึงเกิดเป็นเฟอร์ไรต์ตามมาในภายหลัง ในรูปที่ 2.29 เส้นทึบแสดงถึงการเปลี่ยนแปลงของออสเตไนต์ไปเป็นยูเตคตอยด์เฟอร์ไรต์ (Eutectoid pearlite) ซึ่งเป็นโครงสร้างของเฟอร์ไรต์ ในลักษณะเช่นนี้จึงทำให้ปรากฏทั้งเฟอร์ไรต์และเฟอร์ไรต์ในชิ้นงานหล่อดังแสดงในรูปที่ 2.30



รูปที่ 2.29 แสดง isopleths Fe-C แผนภูมิสมมูลของ Fe-C-Si phase diagram. (Rundman, n.d.)



รูปที่ 2.30 กลไกการเกิดโครงสร้างเฟอร์ไรต์อิสระและเพิร์ลไลต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่น

(Rundman, n.d.)

2.4.2 กลไกการเกิดโครงสร้างเฟอร์ไรต์แบบวงแหวน (Ferrite ring) หรือโครงสร้างดาว (Bullseye structure) ในเหล็กหล่อเหนียวหรือเหล็กหล่อเกรไฟต์กลม

กลไกการเกิดเฟอร์ไรต์แบบวงแหวนในเหล็กหล่อเหนียวหรือเหล็กหล่อเกรไฟต์กลมเป็นรูปแบบอย่างหนึ่งที่สำคัญ Kovacs B. V. ให้คำอธิบายในเอกสารสิทธิบัตร U.S. Patent No. 4,363,661 (1982) ว่าการเติบโตของเฟอร์ไรต์จะเกิดรอบ ๆ เกรไฟต์เม็ดกลมระหว่างการเปลี่ยนเฟส การเติบโตของเฟอร์ไรต์นี้เกิดจากการสลายตัวของซีเมนไทต์ในโครงสร้างพื้นเพิร์ลไลต์ทั้งหมด และโดยการแพร่ของคาร์บอนร่วมกับการตกผลึกของเกรไฟต์ทุติยภูมิบนเกรไฟต์กลมการเกิดเฟอร์ไรต์ในชิ้นงานหล่อเหล็กหล่อเหนียวเกิดได้ด้วย 3 ปฏิกริยา ดังนี้

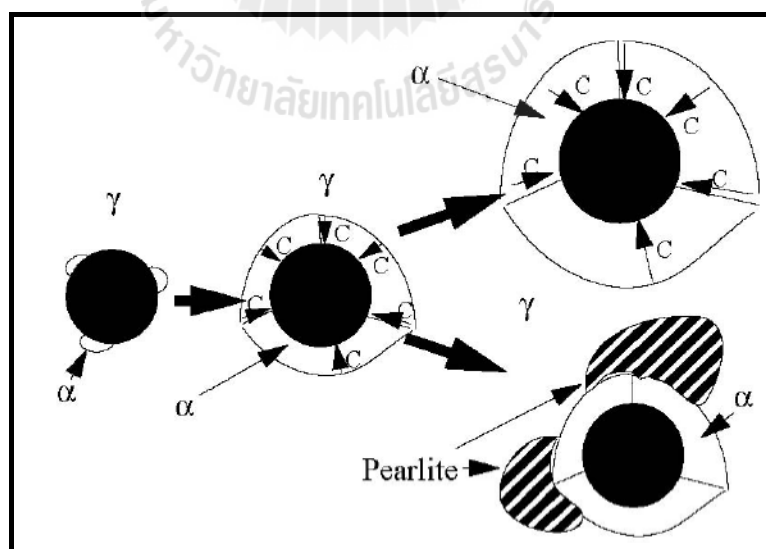
ปฏิกริยาแรก คือ การแตกตัวของออสเตไนต์ไปเป็นเฟอร์ไรต์และเกรไฟต์ที่ผิวของเกรไฟต์เม็ดกลม เฟอร์ไรต์รูปวงแหวน เกิดขึ้นโดยการแพร่ของคาร์บอนจากโครงสร้างพื้นที่เป็นออสเตไนต์ผ่านวงแหวนเฟอร์ไรต์เข้าไปยังผิวของเกรไฟต์เม็ดกลม เป็นการหยุดพักโครงสร้างพื้นที่จะเปลี่ยนแปลงไปเป็นเพิร์ลไลต์ ดังรูปที่ 2.31 นอกจากนั้นแล้วการเติบโตของเฟอร์ไรต์รูปวงแหวนตามปกติ เกิดโดยการแตกตัวของซีเมนไทต์ที่ผิวรอยต่อของเฟอร์ไรต์และเพิร์ลไลต์ (Ferrite/pearlite interface) และโดยการแพร่ของคาร์บอนไปยังผิวของเกรไฟต์เม็ดกลม ศัพท์เฉพาะของวงการงานหล่อเรียกชื่อ เฟอร์ไรต์ชนิดนี้ว่า เฟอร์ไรต์รูปดาว (Bull's eye ferrite) ดังรูปที่ 2.32 และ 2.33 การเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์รูปดาวเป็นที่ทราบโดยทั่วกันว่าเกิดก่อนการเปลี่ยนแปลงของเพิร์ลไลต์ การหน่วงรั้งการเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์ดาวมีผลที่สำคัญต่อเสถียรภาพของการเปลี่ยนแปลงเพิร์ลไลต์ (U.S. Patent No. 4,363,661, 1982) นอกจากนี้ Rundman Karl B. (n.d.) ได้เสนอกฎการเกิดโครงสร้างดาวดังแสดงรายละเอียดของคำอธิบายไว้ในรูปที่ 2.33

ปฏิกริยาที่สอง เฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานหล่อเหล็กหล่อเหนียวเกิดขึ้นโดยการเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์ที่ขอบเกรนของออสเตไนต์ขึ้นก่อนที่จะเกิดโครงสร้างเพิร์ลไลต์ เฟอร์ไรต์ชนิดนี้ถูกเรียกว่า โปรยูเต็คตอยด์เฟอร์ไรต์ (proeutectoid ferrite) การเติบโตของโปรยูเต็คตอยด์เฟอร์ไรต์ถูกควบคุมด้วยการแพร่ (diffusion control) และรวมทั้งการแพร่เชิงปริมาตรและการแพร่ตามขอบเกรน (volume and grain boundary diffusion) การขยายตัวเชิงปริมาตรของโปรยูเต็คตอยด์เฟอร์ไรต์ถูกกำหนดโดยเส้นทางการแพร่ตามแนวยาวจากขอบเกรนจนกระทั่งคาร์บอนเกิดการจมหาย (carbon sinks) ไปในเกรไฟต์เม็ดกลม (U.S. Patent No. 4,363,661, 1982)

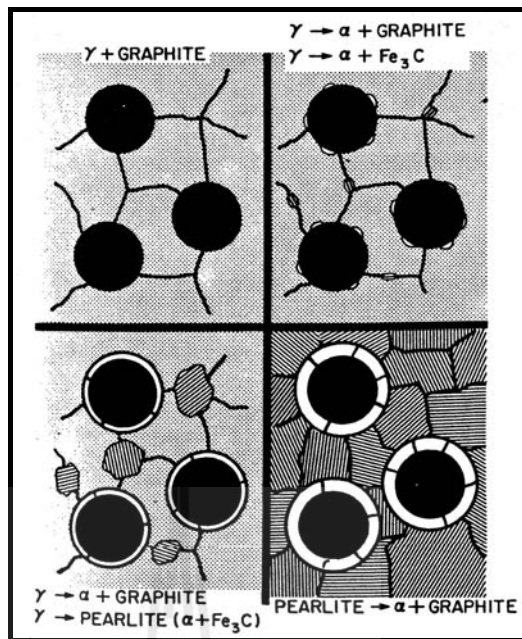
ปฏิกริยาที่สามเป็นรูปแบบของเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานหล่อเหล็กหล่อเหนียวด้วยการแยกตัวของธาตุ (segregation) ชิ้นงานหล่อที่มีปริมาณธาตุซิลิคอน 3 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักหรือมากกว่านี้มักพบเฟอร์ไรต์เฟสในปริมาณที่สูง ปริมาณธาตุซิลิคอนที่อาจสูงระดับ 5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก เฟอร์ไรต์ที่อยู่กับออสเตไนต์และเกรไฟต์ที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิการ

เปลี่ยนแปลงยูเทคตอยด์ ถ้าเฟอร์ไรต์เกิดขึ้นก่อนการเปลี่ยนแปลงของออสเตไนต์จากปฏิกิริยา ยูเทคตอยด์ในชิ้นงานหล่อ โดยเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นนี้จะยังคงปรากฏอยู่ที่อุณหภูมิห้องโดยไม่ได้มีผล อันเนื่องมาจากอัตราการเย็นตัว เฟอร์ไรต์ชนิดนี้จะถูกเรียกว่า ซิลิโคเฟอร์ไรต์ (silico-ferrite) (U.S. Patent No. 4,363,661, 1982)

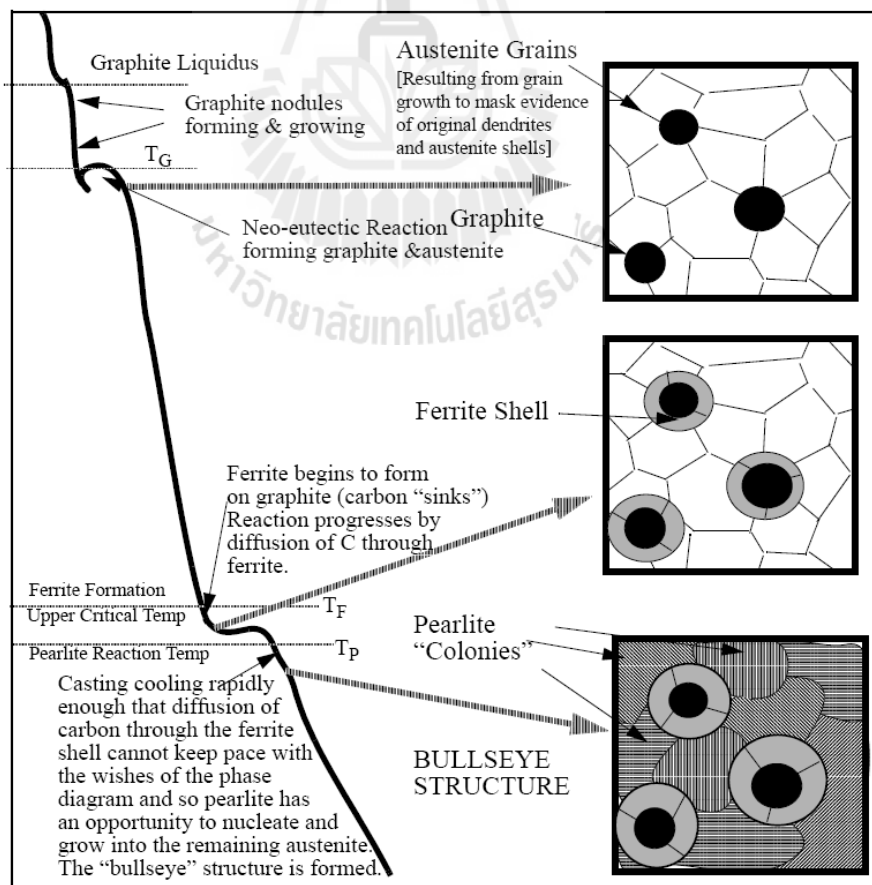
Aleksandrov, N.N. and Klochnev, N.I., (1965) รายงานว่า ผลของธาตุซิลิคอน ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างพื้น ในระบบแผนภูมิสมดุระบบสามธาตุของ Fe-C-Si โดย ซิลิคอนเป็นธาตุที่สนับสนุนการเกิดแกรไฟต์ที่รุนแรง (Graphitizing element) และเกิดเฟสแบบ เสถียร (Stable phase) ความสามารถในการละลายของคาร์บอนในเหล็กหล่อลดลงเนื่องจากซิลิคอน ทำให้ปริมาณคาร์บอนในสารละลายของแข็ง (Solid solution) และในเฟิร์ลไลต์ลดลงเห็นได้ชัด ในแผนภูมิของระบบ Fe-C-Si เหล็กหล่อที่มีปริมาณธาตุซิลิคอนอยู่ระหว่าง 2-3.5%Si จะก่อให้เกิด แกรไฟต์ที่มีขนาดใหญ่ในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม นอกจากนี้ยังได้ รายงานผลการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่มีซิลิคอน 5 เปอร์เซ็นต์ (ในชิ้นงานหล่อที่ ผนังมีความหนา 30 มิลลิเมตร) ปรากฏว่าไม่พบโครงสร้างเฟิร์ลไลต์ เนื่องจากเฟิร์ลไลต์ไม่เสถียรที่ อุณหภูมิเปลี่ยนแปลง เหล็กหล่อที่มีซิลิคอน 5 เปอร์เซ็นต์ โครงสร้างพื้นในสภาพหล่อจะได้ โครงสร้างเฟอร์ไรต์เพียงเฟสเดียว ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบที่มี ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 20 มิลลิเมตร ของเหล็กหล่อที่มีซิลิคอนมากกว่า 5 เปอร์เซ็นต์ ได้ โครงสร้างพื้นเป็นเฟอร์ไรต์ทั้งหมดหรือเป็นโครงสร้างซิลิโคเฟอร์ไรต์จำนวนมาก (Silicoferritic)



รูปที่ 2.31 แสดงการเกิดเฟอร์ไรต์โดยการแพร่ของคาร์บอนเข้าไปในแกรไฟต์เม็ดกลม หรือ Carbon sink แล้วตามมาด้วยการเกิดเฟิร์ลไลต์ (Rundman, n.d.)



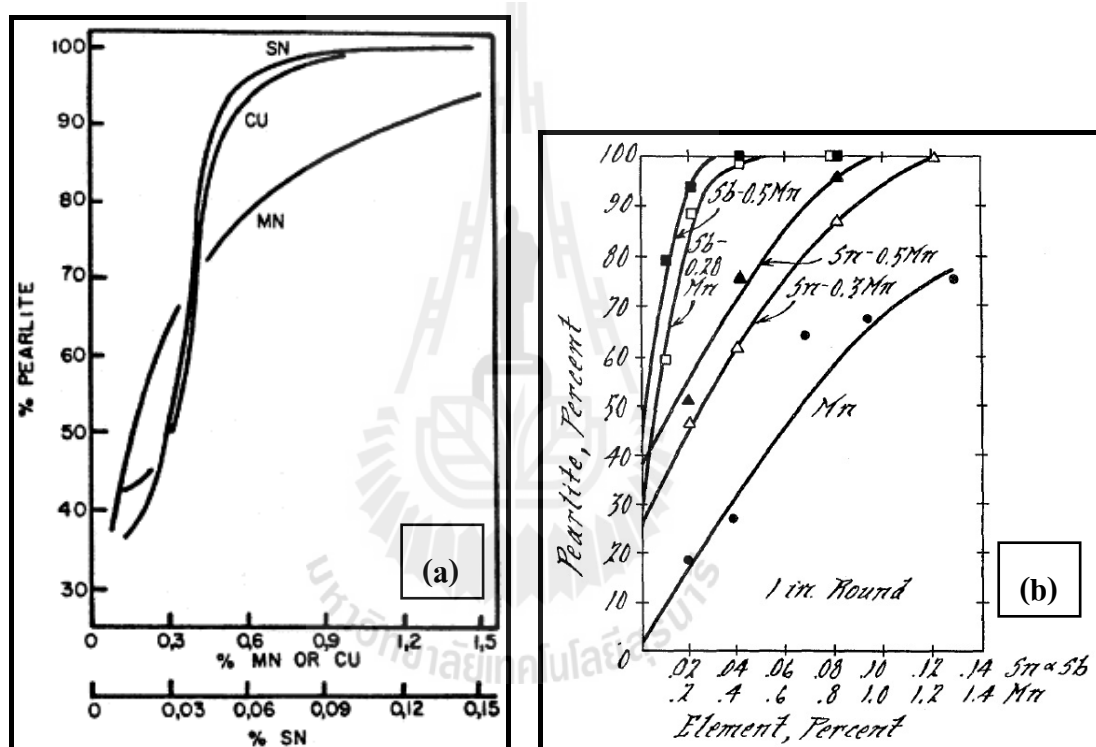
รูปที่ 2.32 การเปลี่ยนแปลงยูเทคตอยด์ในเหล็กหล่อเหนียว (Johnson and Kovacs, 1978)



รูปที่ 2.33 แสดงการเกิดโครงสร้างดาวในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม (Karl B. Rundman)

2.5 บทบาทของธาตุผสมที่สนับสนุนการเกิดเฟิร์ลไลต์ในเหล็กหล่อเกรไฟต์กลม

ผลการศึกษารoles บทบาทของธาตุทองแดง (Cu) ดีบุก (Sn) และแมงกานีส (Mn) ที่สนับสนุนการเกิดโครงสร้างเฟิร์ลไลต์ในเหล็กหล่อเหนียวพบว่า ธาตุดีบุกให้ผลในการเกิดเฟิร์ลไลต์อย่างรุนแรงเป็น 10 เท่าเมื่อเทียบกับธาตุทองแดง โดยที่ปริมาณเฟิร์ลไลต์ประมาณ 97 เปอร์เซ็นต์เป็นผลมาจากการเติมทองแดง 0.9 เปอร์เซ็นต์ หรือเทียบเท่ากับการเติมดีบุก 0.09 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ส่วนธาตุแมงกานีสให้ผลการเกิดเฟิร์ลไลต์ที่น้อยกว่าทองแดงเมื่อเติมในปริมาณที่เท่ากัน (Labrecque and Gagné, 1998) ดังรูปที่ 2.34 (a)



รูปที่ 2.34 ปริมาณการเติมธาตุผสมที่สนับสนุนการเกิดโครงสร้างเฟิร์ลไลต์ในเหล็กหล่อเหนียว

- ปริมาณการเติมธาตุ Mn Cu และ Sn ต่อปริมาณเฟิร์ลไลต์ (Labrecque and Gagné, 1998)
- ปริมาณการเติมธาตุ Mn Sn Sb การใช้ธาตุ Sb ร่วมกับ Mn และการใช้ธาตุ Sn ร่วมกับ Mn ในเหล็กหล่อเกรไฟต์กลมต่อปริมาณเฟิร์ลไลต์ (U.S. Patent No. 4,363,661, 1982)

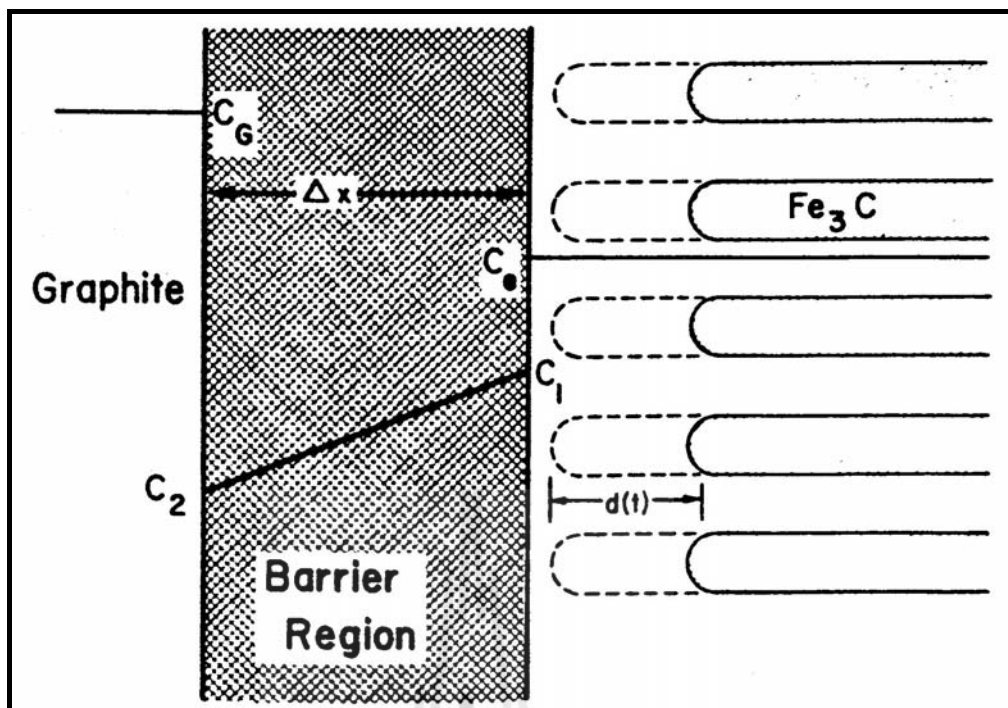
Kovacs B. V. (1982) แสดงผลของปริมาณธาตุดีบุก แมงกานีส พลวง และผลของการเติมธาตุผสมที่สนับสนุนการเกิดเฟิร์ลไลต์ด้วยการใช้ธาตุผสมร่วมกันดังนี้ ดีบุกร่วมกับแมงกานีสและพลวงร่วมกับแมงกานีส ในชิ้นงานหล่อของเหล็กหล่อเหนียวที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1 นิ้ว โดยแสดงผลการวิจัยไว้ในเอกสารสิทธิบัตร U.S. Patent No. 4,363,661 (1982) ไว้ว่า ความสัมพันธ์ของ

ปริมาณเพิร์ลไลต์กับปริมาณการเติมธาตุที่สนับสนุนการเกิดเพิร์ลไลต์ (Pearlite stabilizer) ของชิ้นงานหล่อเหล็กหล่อเหนียวขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1 นิ้ว พบว่า การใช้ธาตุแมงกานีส (Mn) เพียงธาตุเดียวจะยังไม่เพียงพอ เพราะเมื่อเติมแมงกานีสในช่วง 0.2–1.2 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก จะมีผลต่อการเพิ่มปริมาณเพิร์ลไลต์ได้เพียงแคในช่วงระหว่าง 30 – 60 เปอร์เซ็นต์เท่านั้น ผลการวิจัยยังพบอีกว่าการใช้พลวงร่วมกับแมงกานีส หรือ ดินุกร่วมกับธาตุแมงกานีสกลับให้ผลที่ชัดเจนในการเพิ่มปริมาณเพิร์ลไลต์มากกว่าการใช้ธาตุแมงกานีสเพียงธาตุเดียวดังรูปที่ 2.34 (b) ทั้งพลวงและดินุกลส่งผลทางด้านลบต่อค่าโนดูลาริตี (Nodularity) และได้ตรวจพบและยืนยันอย่างชัดเจนว่าเกิดการสูญเสียความกลมของแกรไฟต์กลม (Nodule degeneration) เมื่อทำการเติมพลวงในขั้นตอนการหลอม ทั้งดินุคและพลวงส่งผลทางด้านลบต่อค่าความกลมของแกรไฟต์ วิธีการแก้ปัญหานี้คือ ทำการเติมซีเรียม (Ce) หรือใช้โลหะผสมของ cerium bearing Mg/Fe/Si alloy ในการทำแมกนีเซียมทรีทเมนต์ การเติมโลหะแลนทานัม (Lanthanum) ในปริมาณ 0.0015 เปอร์เซ็นต์โดยประมาณจะช่วยให้เพิ่มค่า Nodule count

Burditt, Michale F. (1999) ได้รายงานผลของการเติมธาตุทองแดง (Cu) ในเหล็กหล่อเหนียวว่าเป็นธาตุผสมที่สนับสนุนการเกิดแกรไฟต์ และเพิร์ลไลต์ ธาตุทองแดงลดปริมาณเฟอร์ไรต์ และสนับสนุนการเกิดเพิร์ลไลต์ ทองแดงเพิ่มความแข็งและความแข็งแรงในสภาพหล่อได้ด้วย การเพิ่มปริมาณเพิร์ลไลต์และทำให้เพิร์ลไลต์ละเอียดขึ้น ความแข็งและความแข็งแรงของเหล็กหล่อแกรไฟต์โครงสร้างพื้นเฟอร์ไรต์ทั้งหมดที่เติมทองแดงมีค่าเพิ่มขึ้นอันเนื่องมาจากกลไกการเพิ่มความแข็งแบบสารละลายของแข็ง (solid solution hardening) ธาตุทองแดงเป็นธาตุที่ถูกนำมาใช้มากที่สุดในการควบคุมโครงสร้างพื้นเพิร์ลไลต์ทั้งหมด ทองแดงให้ผลคล้ายนิเกิลคือ เป็นธาตุที่เพิ่มเสถียรภาพให้กับออสเตไนต์ เมื่อพิจารณาความสามารถในการละลายของธาตุทองแดงพบว่ามีขอบเขตจำกัดในการละลายในเหล็กหล่อและสามารถละลายได้จนถึง 2.5 เปอร์เซ็นต์ ความสามารถในการละลายของธาตุทองแดงในเฟอร์ไรต์มีค่าต่ำกว่า และสามารถเกิดการเพิ่มความแข็งแบบการตกตะกอน (Precipitation hardening) ได้ด้วยในกรณีที่เหล็กหล่อมีทองแดงมากกว่า 1 เปอร์เซ็นต์ นอกจากนี้ปริมาณธาตุทองแดงที่สูงประมาณ 2 เปอร์เซ็นต์ จะมีส่วนที่ไม่ละลายและตกตะกอนตามขอบเกรน อย่างไรก็ตามก็ยังไม่ปรากฏพบว่าการเหนียวทำให้เกิดคาร์ไบด์ปฐมภูมิ นอกจากนี้การเติมทองแดงมีผลทางด้านลบต่อการลดความสามารถในการรับแรงกระแทกและเพิ่มอุณหภูมิเปลี่ยนแปลงค่าการพลังงานดูดซับแรงกระแทก (Ductile to brittle transition temperature) ไปในทางอุณหภูมิสูงขึ้น

2.6 กลไกของธาตุผสมที่สนับสนุนการเกิดเฟิร์ลไลต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์

การควบคุมโครงสร้างพื้นด้วยการเติมธาตุผสมที่สนับสนุนการเกิดโครงสร้างเฟิร์ลไลต์ มีกลไกสำคัญที่ใช้อธิบายการเกิดโครงสร้างเฟิร์ลไลต์ตามที่รายงานไว้ว่า ถ้าเป็นวัสดุเหล็กกล้าคาร์บอนปานกลางและเหล็กกล้าคาร์บอนสูงจะไม่พบลักษณะ Carbon sink โครงสร้างพื้นที่เกิดขึ้นจากปฏิกิริยายูเทคตอยด์เป็นเฟิร์ลไลต์ตามปกติ (Karsay, S.I., 1992) เมื่อพิจารณาในกรณีของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม โดยเฟสแกรไฟต์เม็ดกลมสามารถเกิดลักษณะของ Carbon sinks เกิดขึ้นได้เนื่องจากซิลิคอนที่ละลายอยู่ในโครงสร้างพื้นมีผลในการเพิ่มความสามารถในการเลื่อนที่ของคาร์บอนซึ่งไม่เหมือนในเหล็กกล้า ดังนั้นเมื่อพิจารณาการเย็นตัวในแบบหล่อ เหล็กหล่อแกรไฟต์กลมที่แข็งตัวลงมาจะประกอบด้วยแกรไฟต์เม็ดกลมเล็ก ๆ ที่ถูกห่อหุ้มด้วยออสเตไนต์ เมื่อชิ้นงานหล่อเย็นตัวลงผ่านอุณหภูมิยูเทคตอยด์ โครงสร้างพื้นแบบยูเทคตอยด์จะมีความเข้มข้นของคาร์บอนประมาณ 0.7 เปอร์เซ็นต์ แต่ถ้าหากการเย็นตัวเป็นแบบช้า ๆ หรือชิ้นงานหล่อมีขนาดหนามาก คาร์บอนก็จะมีเวลาเพียงพอที่จะเกิดการแพร่เข้าไปในแกรไฟต์เม็ดกลม ทำให้ได้โครงสร้างพื้นที่เป็นเฟอร์ไรต์ทั้งหมดขึ้นเป็นจำนวนมากซึ่งมีความเข้มข้นของคาร์บอนน้อยกว่า 0.02 เปอร์เซ็นต์ (Burditt, 1999) โครงสร้างในสภาพภายหลังการหล่อ ถูกกำหนดโดยอัตราการเย็นตัวซึ่งมีอิทธิพลมาจากขนาดของชิ้นงานหล่อ และส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานหล่อ อัตราส่วนของเฟอร์ไรต์ต่อเฟิร์ลไลต์ของชิ้นงานหล่อที่ได้มีความสัมพันธ์กันกับเวลาจากสภาวะการหล่อเหนืออุณหภูมิวิกฤติ และอัตราการเย็นตัวผ่านช่วงอุณหภูมิที่ต่ำกว่าอุณหภูมิวิกฤติ โครงสร้างพื้นที่จะได้ถูกกำหนดด้วยความสามารถในการแพร่ของคาร์บอนที่เกิดการเคลื่อนไหวแบบแพร่ซึมจากโครงสร้างพื้นไปยังแกรไฟต์เม็ดกลม กระบวนการแพร่นี้ถูกควบคุมด้วยเวลาที่ผ่านเหนืออุณหภูมิวิกฤติและโดยการมีอยู่หรือไม่มีอยู่ของตัวขัดขวางการแพร่ของคาร์บอน (Diffusion barrier) ที่จะเป็นตัวไปขัดขวางการแพร่ซึมของคาร์บอนที่จะเข้าไปในแกรไฟต์เม็ดกลม กลไกนี้แสดงดังรูปที่ 2.35 ในความเป็นจริงพบข้อเท็จจริงว่าธาตุเหล่านี้มีแนวโน้มแยกตัวอยู่ในพื้นที่ใกล้ ๆ กับแกรไฟต์เม็ดกลม โดยธาตุพลวง (Sb) ดีบุก (Sn) และทองแดง (Cu) มีความสำคัญมากที่สุดเมื่อมีการเติมธาตุเหล่านี้ในเหล็กหล่อจะส่งผลต่อการเพิ่มปริมาณเฟิร์ลไลต์ของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมสภาพหล่อเป็นอย่างมาก (Burditt, 1999) ในทางปฏิบัติก็ยังขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีของ Graphite/matrix interface ที่เกิดการแยกตัวจะมีผลช่วยยับยั้งการแพร่ของคาร์บอนในออสเตไนต์ไปยังแกรไฟต์กลม นอกจากนี้ทองแดงยังหวังความสามารถในการอบอ่อนของเฟิร์ลไลต์ (Karsay, S.I., 1992)



รูปที่ 2.35 การสลายตัวของซีเมนต์ไทต์ (Johnson and Kovacs, 1978)

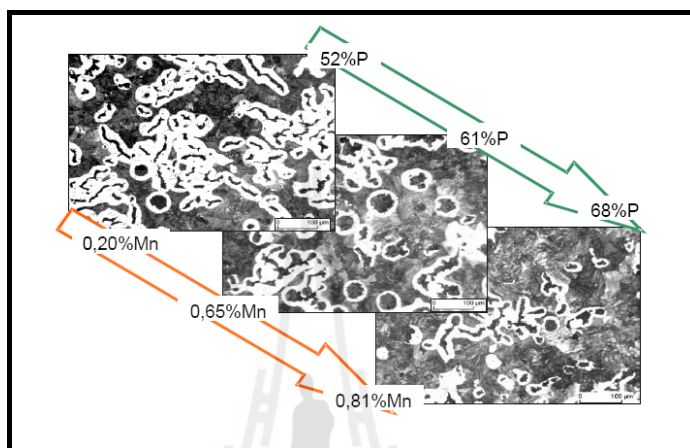
จากการศึกษาค้นคว้าเกี่ยวกับเรื่องกลไกการเกิดโครงสร้างพื้นเฟิร์ลไลต์ทั้งหมดในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมสามารถสรุปได้ดังนี้

1. กลไกการเกิดเฟิร์ลไลต์อันเนื่องมาจากการแยกตัวของธาตุผสม Sn และ Sb โดยเกิดเป็นชั้นบาง ๆ (Thin layer) ที่ขอบรอยต่อของแกรไฟต์กับโครงสร้างพื้น (Graphite/matrix phase boundary) ระหว่างการแข็งตัวจึงทำหน้าที่ขวางการแพร่ของคาร์บอนไปยังแกรไฟต์กลมและลดความสามารถในการแพร่ของคาร์บอนผ่านผิวรอยต่อ และยังทำให้เกิดการลดความสามารถในการละลายของคาร์บอนลงด้วย จึงมีผลทำให้ช่วยยับยั้งการแพร่ของคาร์บอนผ่านบริเวณผิวรอยต่อ (Johnson and Kovacs, 1978) เพื่อหลีกเลี่ยงการเกิดปฏิกิริยา Carbon-sink action

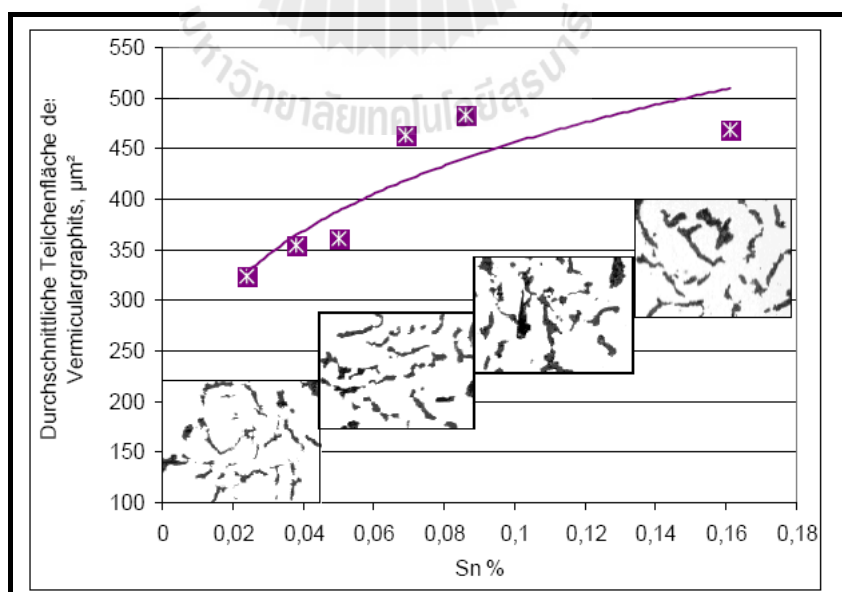
2. ธาตุผสมในกลุ่มอื่นเช่น Mn ได้ถูกนำมาศึกษาในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมพบว่า การเกิดการเปลี่ยนแปลงปฏิกิริยายูเทคตอยด์เกิดได้ช้าลง ลดอัตราการแพร่ของคาร์บอนในเฟอร์ไรต์ และรักษาเสถียรภาพของซีเมนต์ไทต์ (Stabilize cementite) (Karsay, S.I., 1992)

2.7 ผลของการเติมธาตุผสมที่สนับสนุนการเกิดเฟิร์ลไลต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์

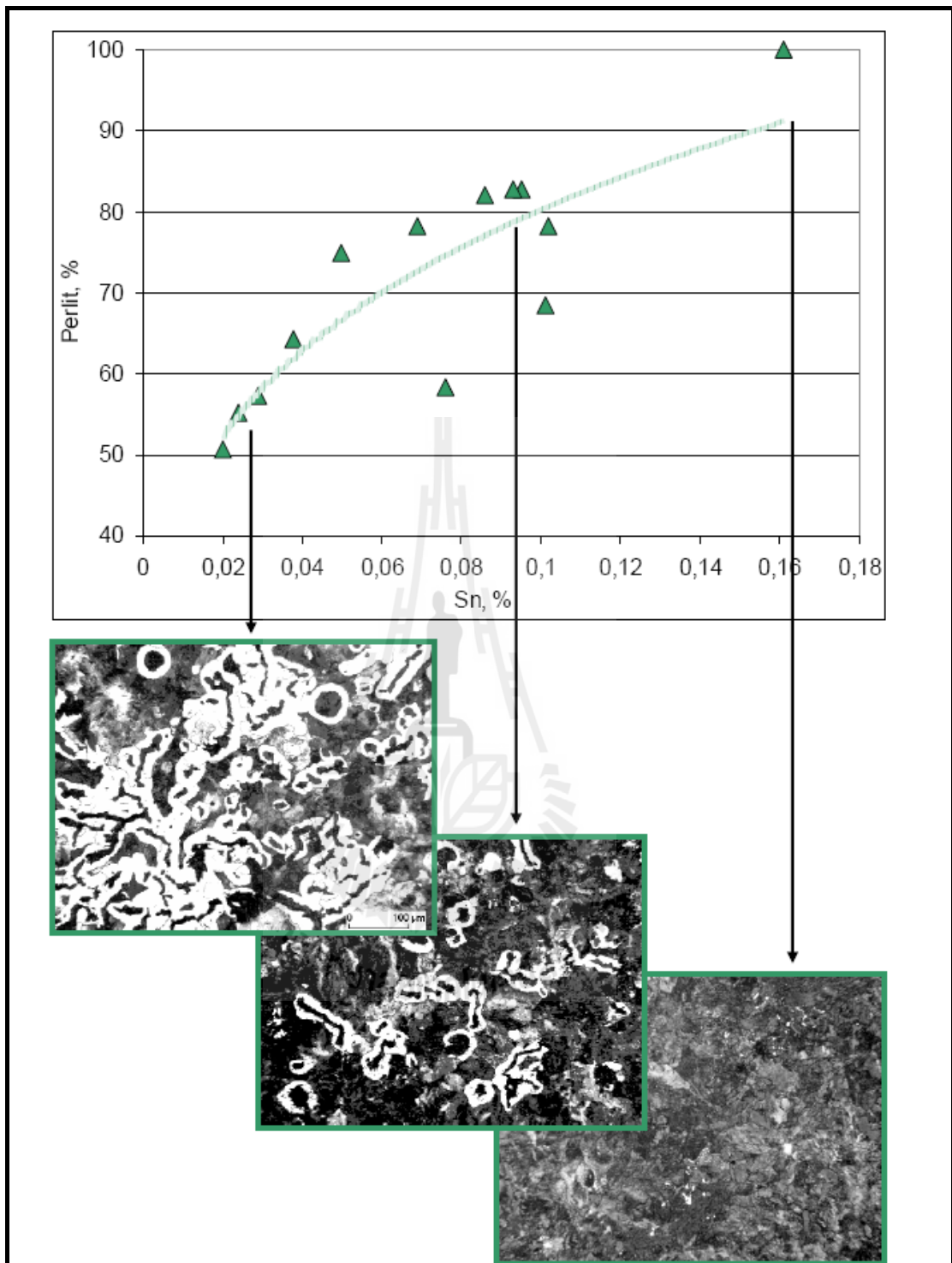
Vorgelegt (1978) ได้ผลการวิจัยการเติมธาตุแมงกานีส 0.2-0.85 % และธาตุดีบุก 0.02–0.16% ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวนอนผลของปริมาณเฟิร์ลไลต์ ลักษณะของแกรไฟต์และการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางกลดังแสดงในรูปที่ 2.36 – 2.39



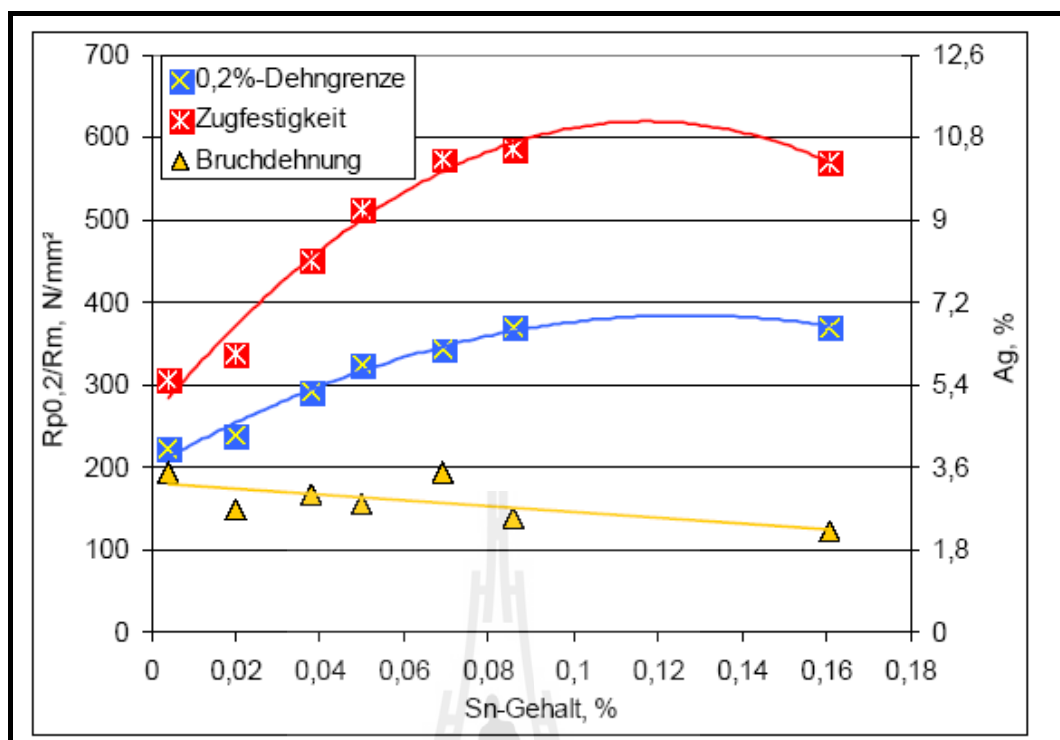
รูปที่ 2.36 ผลของปริมาณการเติมธาตุ Mn ต่อปริมาณเฟิร์ลไลต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวนอน (Vorgelegt,1978)



รูปที่ 2.37 แสดงผลของการเติมธาตุ Sn ต่อลักษณะของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวนอน (Vorgelegt,1978)



รูปที่ 2.38 ผลของปริมาณการเติมธาตุ Sn ต่อปริมาณเพิร์ลไลต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน
(Vorgelegt, 1978)



รูปที่ 2.39 ผลของปริมาณการเติมธาตุ Sn ต่อค่าความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอน
(Vorgelegt,1978)

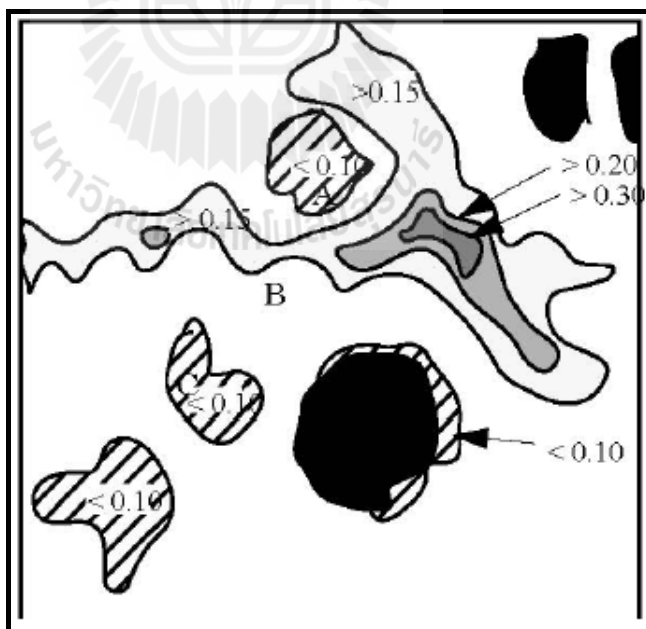
2.8 การแยกตัวของธาตุผสมในระหว่างการเย็นตัวของเหล็กหล่อแกรไฟต์

มนัส สติรจินดา (ผู้แปลและเรียบเรียง) เอกสารของ Qit- Fer et Titane ได้ให้ข้อมูลว่า ธาตุผสมบางธาตุจะถูกผลักไปอยู่ตามบริเวณที่มีการแข็งตัวสุดท้าย เป็นการเกิดการแยกตัว (Segregation) บริเวณเหล่านี้จะอยู่ระหว่างเม็ดแกรไฟต์และจะเรียกบริเวณนี้ว่าเป็นพื้นที่ระหว่างเซลล์ลูลา (Intercellular) ธาตุผสมที่มีแนวโน้มแยกตัวได้มีหลายธาตุ ได้แก่ ฟอสฟอรัส (P) แมงกานีส (Mn) โครเมียม (Cr) วานเดียม (V) ไทเทเนียม (Ti) และ โมลิบดีนัม (Mo) ซึ่งเป็นธาตุที่แยกตัวได้มากเป็นอันดับแรกๆ ดังรูปที่ 2.40 แสดงค่า Segregation factor (Ductile iron production vol 1 chapter IV) ถึงแม้ว่าธาตุผสมจะมีปริมาณไม่ได้มากเกินกว่าพิกัดที่จะมีได้ในเหล็กหล่อ แต่ด้วยการเป็นธาตุที่เกิดการแยกตัวได้ง่ายจึงเป็นเหตุให้พบธาตุเหล่านี้ในปริมาณที่สูงตามบริเวณระหว่างเซลล์ลูลา (Intercellular areas) สิ่งที่เป็นอันตรายมากที่ต้องระวัง คือ ธาตุที่อยู่ในกลุ่มรวมตัวกับคาร์บอนให้คาร์ไบด์ ถ้าไปรวมอยู่ตามบริเวณระหว่างเซลล์ลูลาจะทำให้บริเวณเหล่านี้มีความแข็งสูงและเปราะแตกหักง่าย มีธาตุผสมบางตัวที่มีลักษณะพิเศษ เช่น พลวง (Sb) ทองแดง (Cu) และ ดีบุก (Sn) เมื่อละลายอยู่ในเนื้อเหล็กรอบ ๆ เม็ดแกรไฟต์จะทำหน้าที่เป็นตัวกั้นหรือเป็นตัวขัดขวาง (Barriers) การเคลื่อนไหวของธาตุคาร์บอน ทำให้คาร์บอนไม่สามารถแพร่ซึมไปยังแกรไฟต์ได้

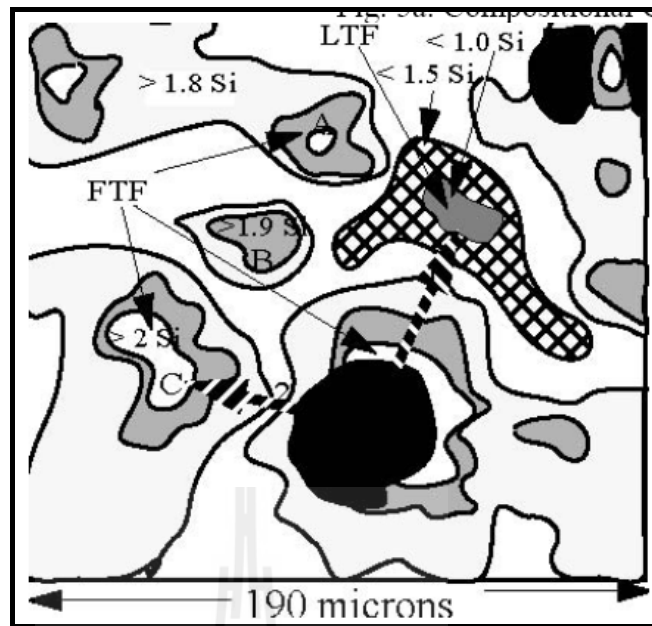
เหล็กที่มีธาตุเหล่านี้ผสมอยู่ด้วยจึงมีผลทำให้ได้โครงสร้างเฟิร์ลไลต์ใกล้ 100 เปอร์เซ็นต์ และนอกจากนี้ยังช่วยให้เฟิร์ลไลต์มีเสถียรภาพไม่เปลี่ยนแปลงได้ง่าย Rundman (n.d.) ได้แสดงแผนที่การกระจายตัวของธาตุ Mn, Si และ Cu ดังรูปที่ 2.41– 2.43

| SEGREGATION OF VARIOUS ELEMENTS | |
|---------------------------------|--------------------|
| Element | Segregation Factor |
| Mo | 25.3 |
| Ti | 25.0 |
| V | 13.2 |
| Cr | 11.6 |
| Mn | 1.7 – 3.5 |
| P | 2.0 |
| Si | 0.7 |
| Co | 0.4 |
| Ni | 0.3 |
| Cu | 0.1 |

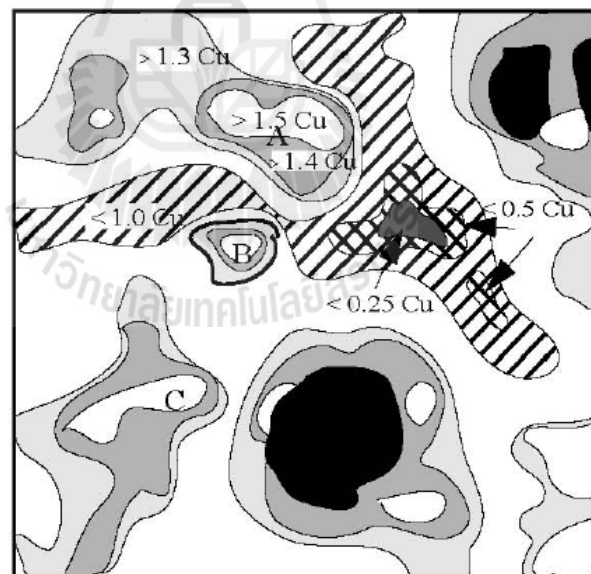
รูปที่ 2.40 แสดงค่า Segregation Factor ของธาตุต่าง ๆ (มนัส สกริจินดา,ผู้แปลและเรียบเรียง)



รูปที่ 2.41 Contour map of Mn distribution. (Rundman, n.d.)



รูปที่ 2.42 Contour map of Si distribution. (Rundman, n.d.)

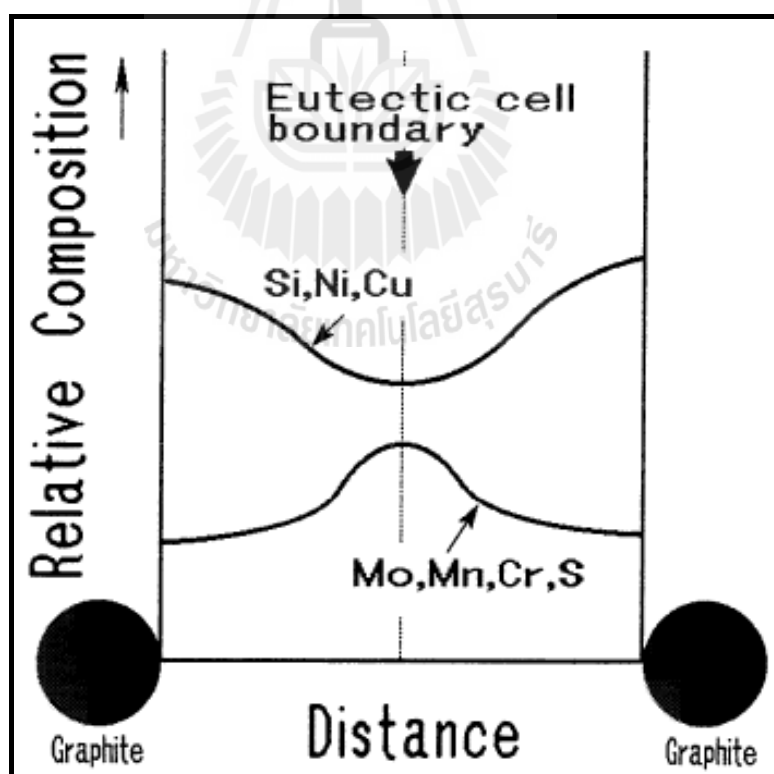


รูปที่ 2.43 Contour map of Cu distribution. (Rundman, n.d.)

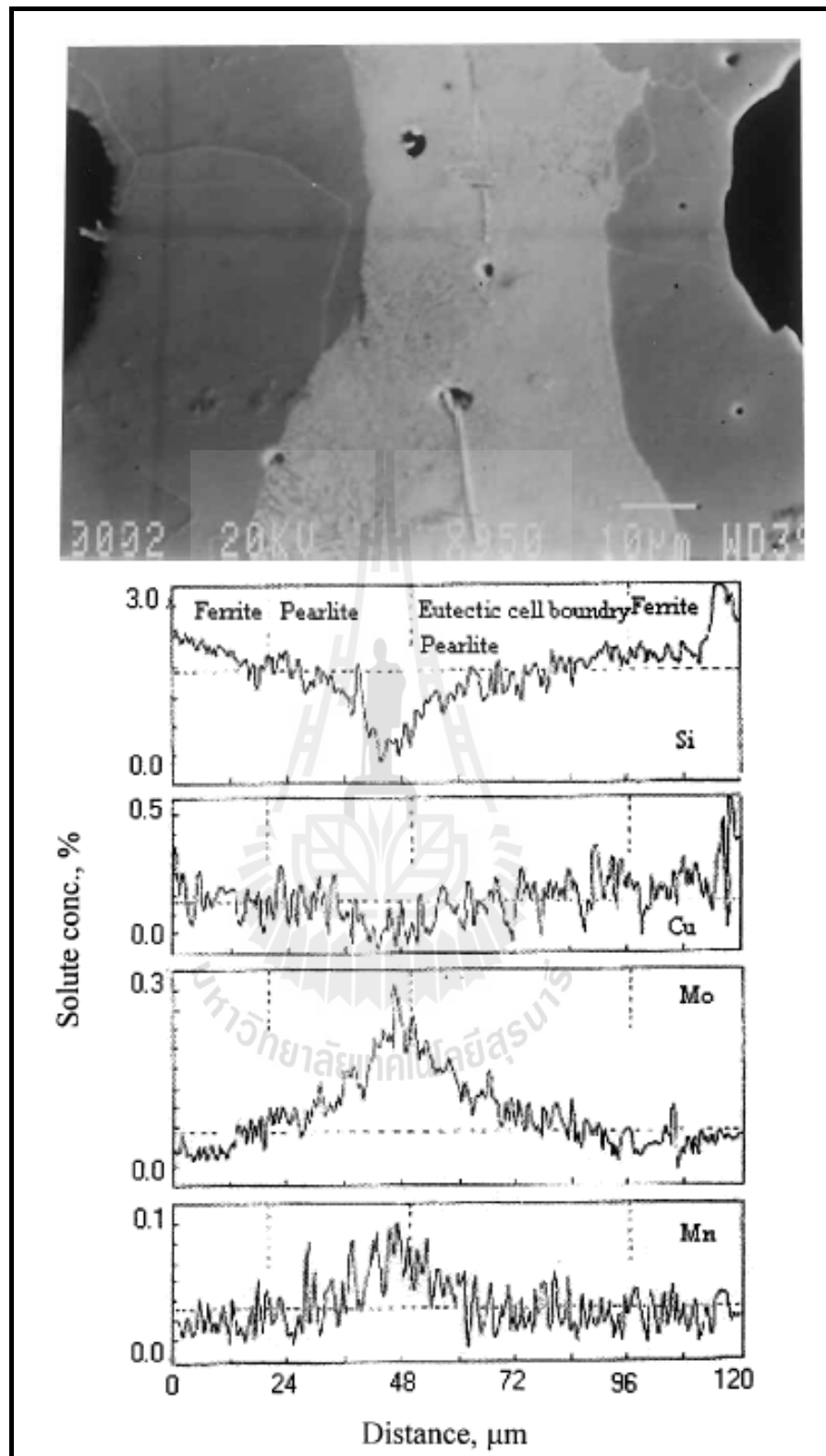
ความแตกต่างของธาตุผสมที่กระจายตัวในโครงสร้างพื้นมีบทบาทสำคัญมากต่อการเปลี่ยนแปลงในสถานะของแข็ง ยกตัวอย่างเช่น ธาตุซิลิคอน (Si) นิกเกิล (Ni) และทองแดง (Cu) พบว่าอยู่อย่างหนาแน่นบริเวณใกล้ ๆ กับแกรไฟต์ เป็นลักษณะของการแยกตัวแบบ negative segregation

ในขณะที่ระดับปริมาณสูงสุดของธาตุแมงกานีส (Mn) โครเมียม (Cr) และ โมลิบดีนัม (Mo) พบอยู่ในบริเวณที่เกิดการแข็งตัวสุดท้ายเป็นลักษณะการแยกตัวแบบ Positive segregation ปริมาณของการแยกตัว (Degree of segregation) เพิ่มขึ้นเมื่อขนาดของชิ้นงานหล่อหนาขึ้นเพราะ อัตราการแข็งตัวช้าลงและระยะทางจากศูนย์กลางของเดนไดรต์ไปยังศูนย์กลางระหว่างเดนไดรต์ยาวขึ้น ดังนั้นเวลาของการแยกส่วน (Partitioning) จึงมากขึ้นตามไปด้วย (Tanaka and Kage, 1992) ดังแสดงในรูปที่ 2.44

Branka Bosnjak และคณะ (2000) ได้แสดงผลการวัดการกระจายตัวของธาตุผสม (Solute distribution) ระหว่างแกรไฟต์เม็ดกลมแบบ Linescans ในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมสภาพหล่อที่มีส่วนผสมทางเคมีประกอบด้วย 3.14%C, 2.67%Si, 0.07%Mn, 0.3%Cu, 0.12%Cr, 0.8%Ni, 0.25%Mo, 0.023nP และ 0.003%S ดังรูปที่ 2.45 โดยพบว่าธาตุ Si และ Cu เกิดการแยกตัวแบบ negative segregation ระหว่างที่เกิดการแข็งตัว และพบปริมาณ Si และ Cu อยู่มากที่บริเวณใกล้แกรไฟต์เม็ดกลม นอกจากนี้ Mo และ Mn แยกตัวแบบ Positive segregation ระหว่างที่เกิดการแข็งตัวดังรูปที่ 2.45



รูปที่ 2.44 แผนภาพแสดงการแยกตัวของธาตุผสมบางธาตุในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม (Tanaka and kage, 1992)

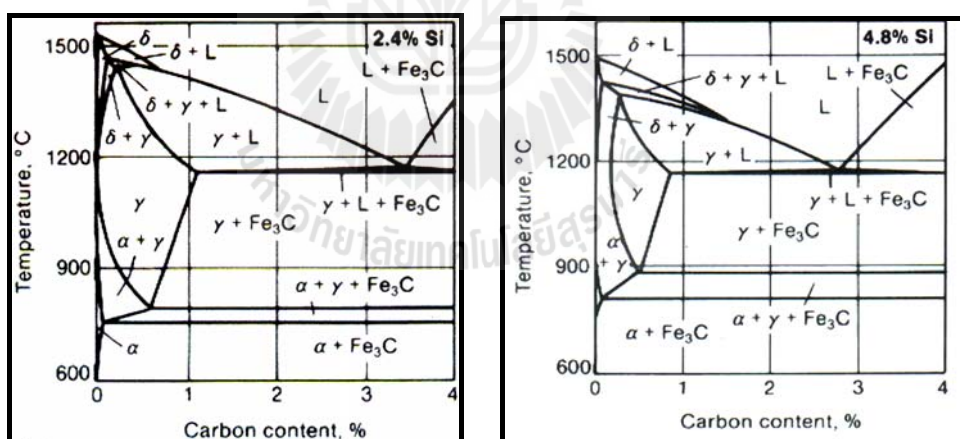


รูปที่ 2.45 รูปแสดงการตรวจสอบแบบ Linescans ระหว่างเกรไฟต์กลมของโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อ (Bosnjak, Radulovic, Tonev and Asanovic, 2000)

2.9 บทบาทของธาตุ Si และ Cu ต่อการเปลี่ยนแปลงแผนภูมิสมมูลของเหล็กกับ

คาร์บอน

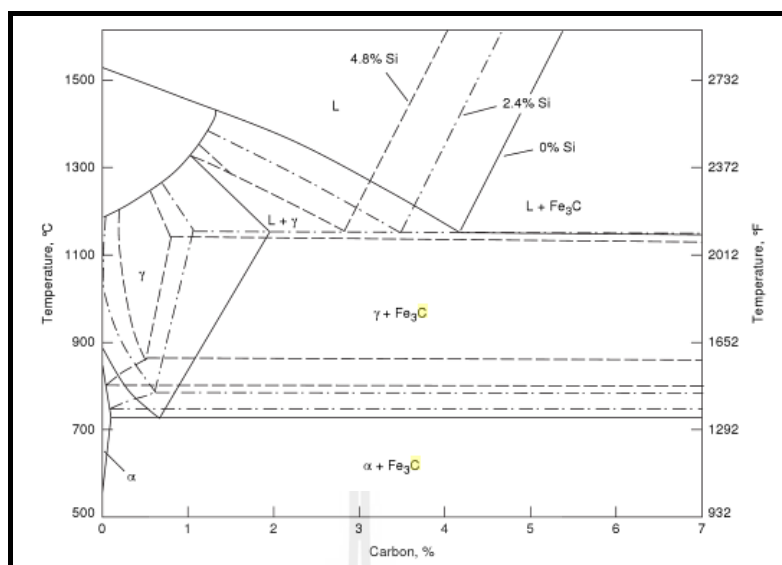
เมื่อพิจารณาแผนภูมิสมมูลของเหล็ก-คาร์บอน-ซิลิกอน ที่มีปริมาณซิลิกอน 2.4 และ 4.8 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก เปรียบเทียบกัน ในรูปที่ 2.46 และ 2.47 พบว่า เมื่อปริมาณธาตุซิลิกอนสูงขึ้น จะทำให้แผนภูมิสมมูลเกิดการเปลี่ยนแปลง โดยทำให้อุณหภูมิยูเทคตอยด์มีค่าสูงขึ้น ความสามารถในการละลายของคาร์บอนในออสเตไนต์ลดลงจากเส้น A_{CM} ที่แสดงอัตราการละลายของคาร์บอนในออสเตไนท์ พบว่ามีแนวโน้มเคลื่อนตำแหน่งจากขวาไปทางซ้ายของแผนภูมิสมมูล และความสามารถละลายสูงสุดของคาร์บอนในออสเตไนท์ลดลงจนมีค่าน้อยกว่า 1 เปอร์เซ็นต์ เมื่อประมาณซิลิกอน 4.8 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก (ที่อุณหภูมิยูเทคตอยด์) เมื่อซิลิกอนสูงขึ้นจาก 0.0 ไปเป็น 2.4 และ 4.8 เปอร์เซ็นต์ตามลำดับ มีผลทำให้เกิดการลดอาณาเขตพื้นที่ของเฟสออสเตไนท์ให้แคบลง เฟสของออสเตไนท์ที่จุดยูเทคตอยด์มีปริมาณคาร์บอนน้อยลง นอกจากนี้เมื่อปริมาณซิลิกอนสูงขึ้นยังส่งผลให้เกิดการเลื่อนจุดส่วนผสมของคาร์บอนที่เกิดปฏิกิริยายูเทคตอยด์เคลื่อนไปทางซ้าย โดยเมื่อซิลิกอนสูงถึง 4.8 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ส่วนผสมของปริมาณคาร์บอนที่เกิดปฏิกิริยายูเทคตอยด์จะเกิดขึ้นที่ปริมาณคาร์บอนต่ำกว่า 3 เปอร์เซ็นต์



รูปที่ 2.46 แผนภูมิสมมูลแสดงอาณาเขตของเหล็กหล่อที่มีซิลิกอน 2.4 wt%Si และ 4.8 wt% Si

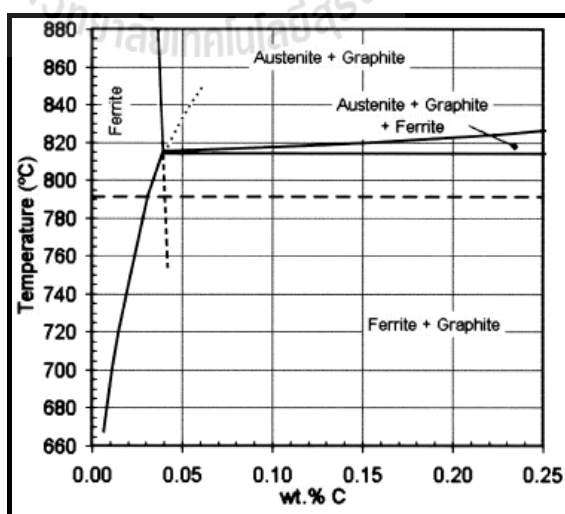
(Davis & Associates, 1996)

ดังนั้นสำหรับเหล็กหล่อแกรไฟต์ที่มีปริมาณซิลิกอน 2.4 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ถ้าปริมาณคาร์บอนมากกว่า 3.4 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก และสำหรับเหล็กหล่อแกรไฟต์ที่มีปริมาณซิลิกอน 4.8 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ถ้าปริมาณคาร์บอนมากกว่า 2.8 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักจะกลายเป็นเหล็กหล่อที่มีส่วนผสมไฮเปอริยูเทคตอยด์ได้ง่าย และทำให้เกิดเฟสของ Primary graphite

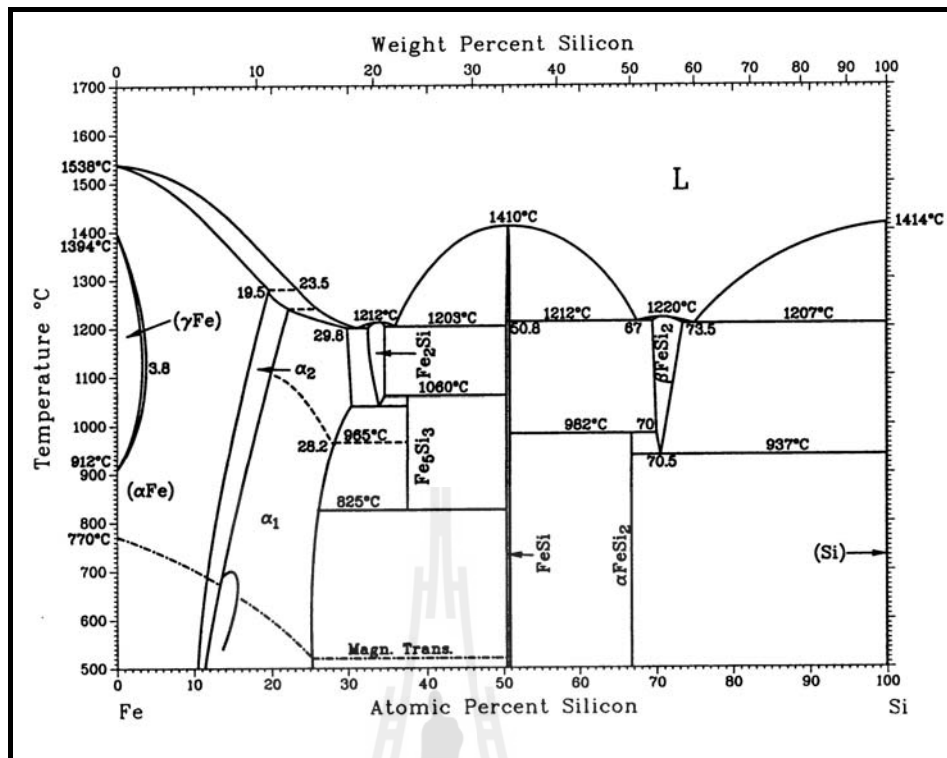


รูปที่ 2.47 การเปลี่ยนแปลงแผนภูมิสมมูลของ Fe-C-Si เมื่อมีปริมาณซิลิคอน 0 2.4 และ 4.8 เปอร์เซ็นต์ (Flake C. Campbell, 2008)

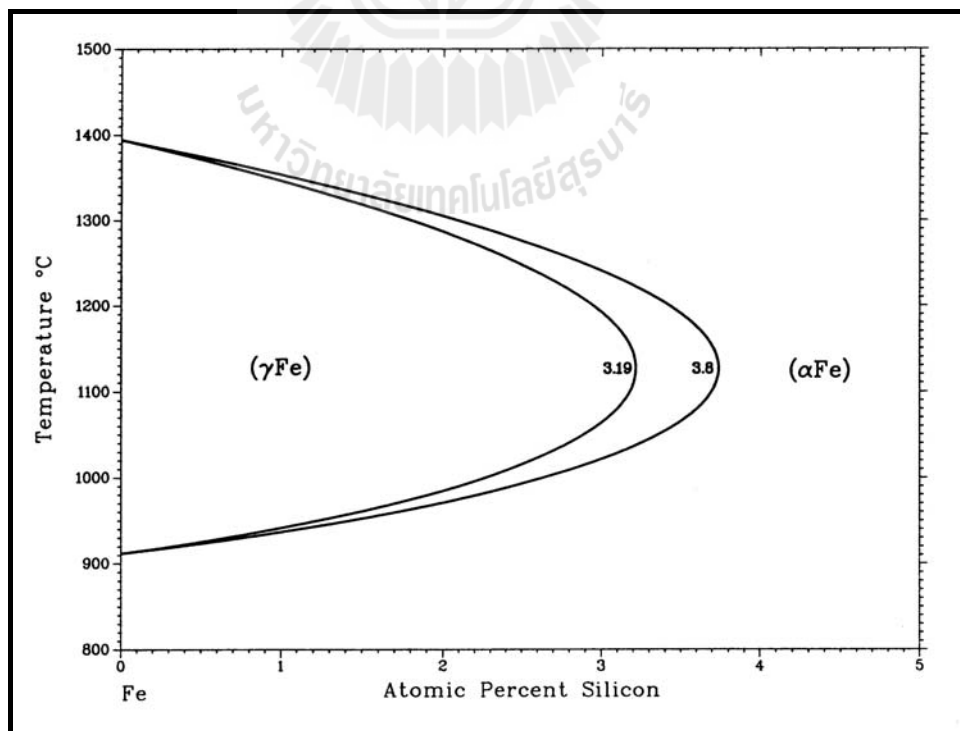
แผนภูมิสมมูลของ Fe-Si Fe-C-Si และ Fe-Cu diagram จะนำมาใช้ในการอธิบายลักษณะการละลายของคาร์บอนในเหล็ก และการละลายของทองแดงในเหล็ก ดังรูปที่ 2.48-2.51 ธาตุซิลิคอนเป็นธาตุที่เพิ่มเสถียรภาพให้กับเฟอร์ไรต์ ดังรูปที่ 2.49 ธาตุซิลิคอนละลายในออสเตไนต์ได้น้อยกว่าในเฟอร์ไรต์ดังแสดงในรูปที่ 2.50 ธาตุทองแดงจะให้ผลนี้ในทางตรงกันข้ามดังรูปที่ 2.51



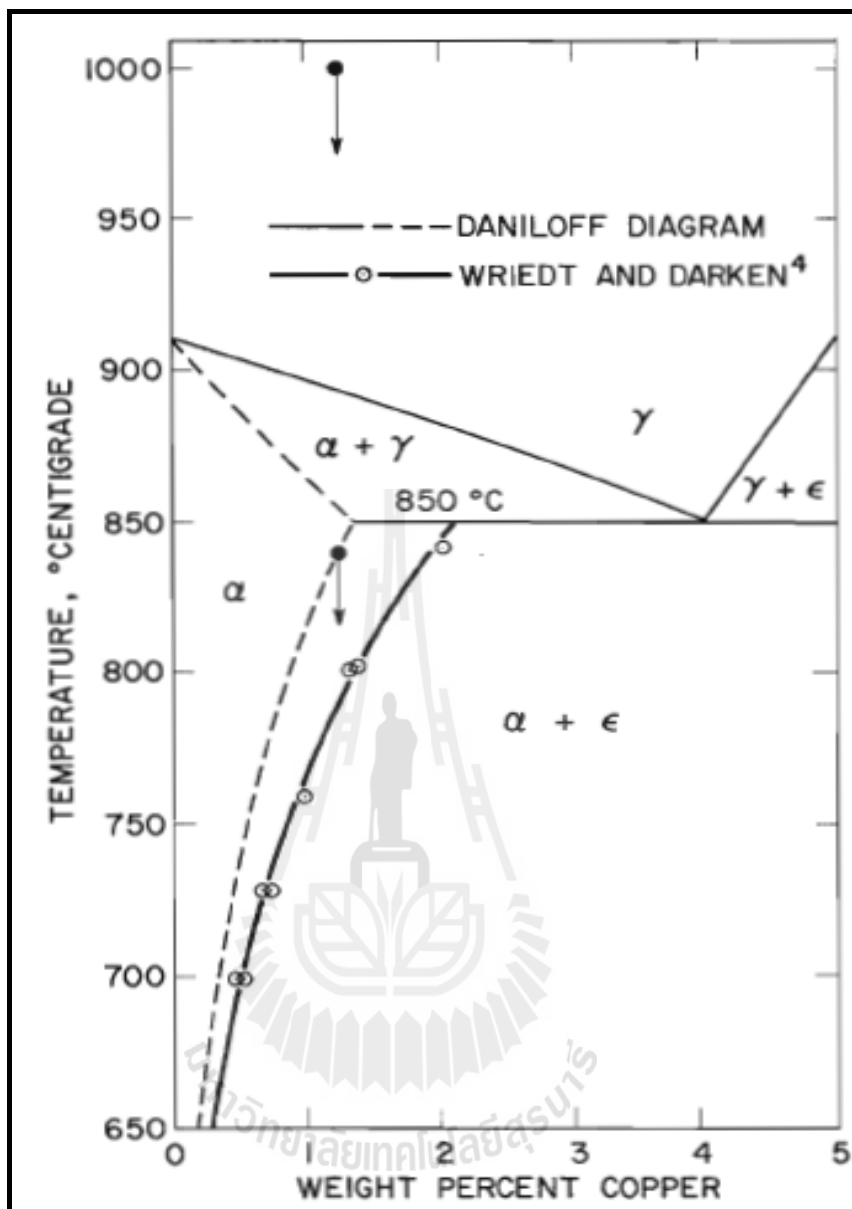
รูปที่ 2.48 Ternary Fe-C-Si isopleths section at 2.9 wt%Si. (Suarez and Loper, 2001)



รูปที่ 2.49 Fe-Si phase diagram. (Okamoto, 1993)

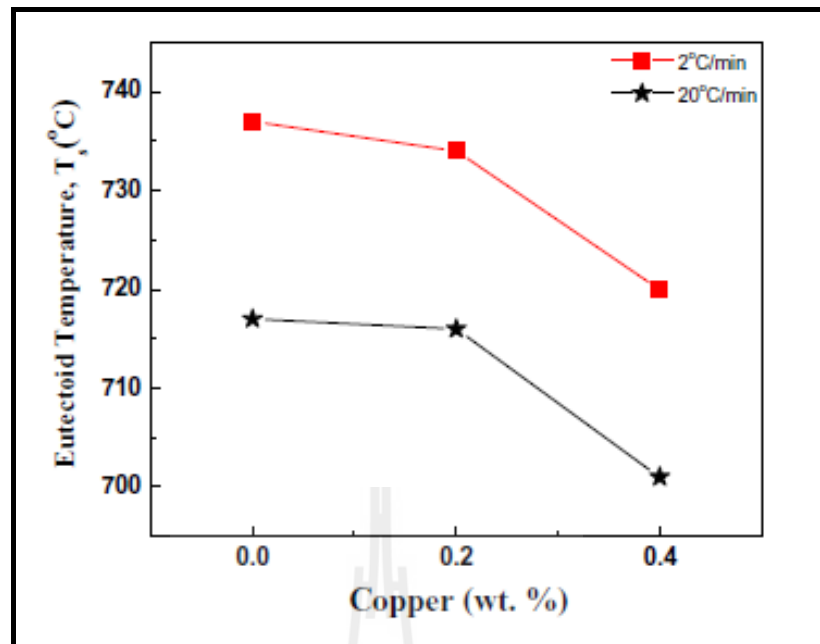


รูปที่ 2.50 Fe-Si austenite loop boundary (Okamoto, 1993)

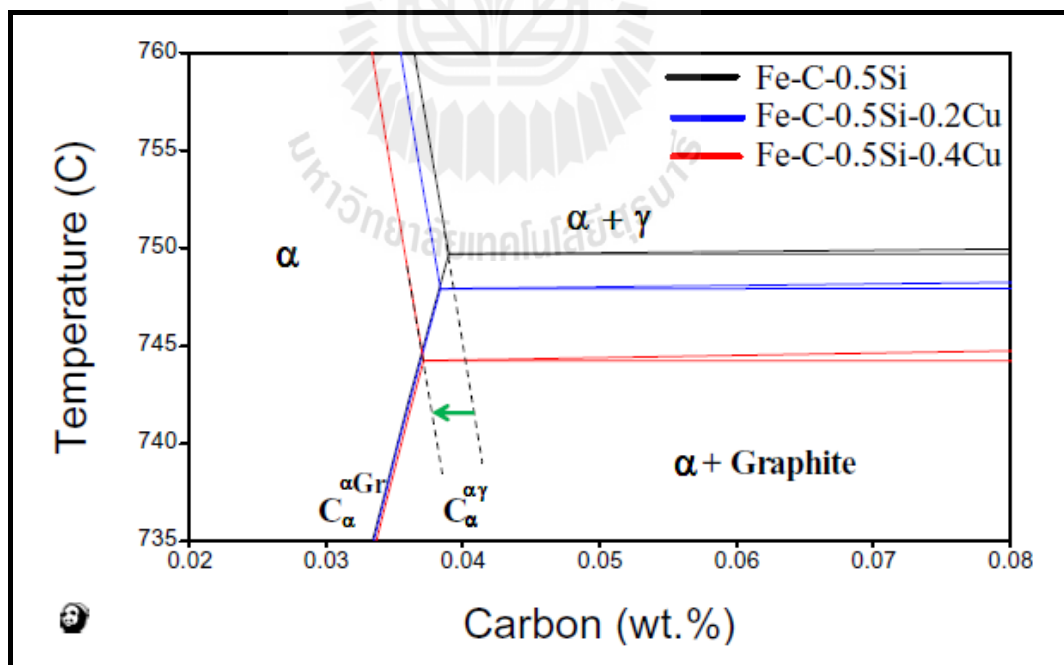


รูปที่ 2.51 A Fragment of phase diagram of the Fe-Cu system. (E. ornbogen and R.C.Glenn,1960)

Chris john paul Samuel (2010) ได้ทำการศึกษาและรายงานว่าการเติมทองแดงมีผลให้อุณหภูมิยูเต็คตอยด์ต่ำลง ดังรูปที่ 2.52-2.53 ลดอัตราการโตของเฟอร์ไรต์อย่างรุนแรงที่ระดับการเติม 0.5 และ 1.0 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยสันนิษฐานว่ากลไกที่ควบคุมอัตราการโตของเฟอร์ไรต์เป็นความเข้มข้นของทองแดงในปริมาณที่สูงอยู่รอบ ๆ แกรไฟต์เม็ดกลมโดยกระบวนการแพร่จะเป็นตัวควบคุมการโตของเฟอร์ไรต์ นอกจากนี้ยังพบว่า การเพิ่มระดับปริมาณทองแดงยังมีผลสำคัญที่ทำให้อุณหภูมิเปลี่ยนเฟส (Transformation) เป็นไปในทางลดต่ำลง ดังแสดงในรูปที่ 2.52-2.53



រូបភាព 2.52 Plot showing the effect of copper on the eutectoid transformation temperature start temperatures for a cooling rate of 2 and 20 °C /min (Chris john paul Samuel, 2010)



រូបភាព 2.53 Fe-C isopleths section of the iron rich part of the stable diagram calculated for Fe-C-0.5%Si, Fe-C-0.5%Si-0.2%Cu alloys . (Chris john paul Samuel, 2010)

2.10 กรอบแนวคิด ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ปริมาณเพิร์ลไลต์ในโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแกรไฟต์ในสภาพหล่อเป็นตัวแปรที่ส่งผลโดยตรงต่อการเปลี่ยนแปลงคุณสมบัติทางกลของชิ้นงานหล่อ เนื่องจากโครงสร้างพื้นเพิร์ลไลต์ทั้งหมดทำให้เหล็กหล่อแกรไฟต์มีความแข็งและความแข็งแรงดึงสูงกว่าโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรต์ทั้งหมด และโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรต์-เพิร์ลไลต์ ปัจจัยสำคัญที่เป็นตัวควบคุมปริมาณของโครงสร้างเพิร์ลไลต์ในสภาพหล่อ คือ อัตราการเย็นตัวของชิ้นงานหล่อและส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานหล่อ ซึ่งในทางปฏิบัติการควบคุมอัตราการเย็นตัวของชิ้นงานหล่อจะทำได้ยาก เนื่องจากลักษณะของรูปร่างรูปทรงตลอดจนขนาดของชิ้นงานหล่อที่มีความจำเพาะตามการออกแบบ ถึงแม้ว่ากรรมวิธีการอบชุบความร้อนแบบเพิร์ลไลต์ซิง (Pearlitizing) เป็นวิธีที่สามารถนำมาใช้เพื่อเพิ่มปริมาณเพิร์ลไลต์ให้กับโครงสร้างพื้นของชิ้นงานหล่อได้ แต่วิธีนี้กลับไม่ได้รับความนิยม เพราะเป็นการเพิ่มขึ้นตอนในกระบวนการผลิตและยังทำให้ต้นทุนในการผลิตสูงขึ้น

วิธีการเติมธาตุผสมที่สนับสนุนการเกิดโครงสร้างเพิร์ลไลต์ในสภาพหล่อ เป็นวิธีที่ได้รับความนิยมมากเพราะสามารถควบคุมและทำนายปริมาณเพิร์ลไลต์เฟสได้ดี (Kovacs, 1982) เหล็กหล่อแกรไฟต์เป็นโลหะผสมของเหล็ก-คาร์บอน-ซิลิคอน โดยทั่ว ๆ ไปจะควบคุมปริมาณธาตุคาร์บอน 3-4 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก และซิลิคอน 2-3 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก เพื่อให้มีคุณสมบัติทางด้านการหล่อที่ดี ธาตุซิลิคอนเป็นธาตุที่ช่วยให้เกิดแกรไฟต์ได้ง่าย ในขณะเดียวกันก็สนับสนุนการเกิดเฟอร์ไรต์ร่วมด้วย จึงมักพบ โครงสร้างพื้นที่ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์อยู่ร่วมกับเพิร์ลไลต์เสมอภายในโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแกรไฟต์ในสภาพภายหลังการหล่อ งานวิจัยนี้เลือกใช้ธาตุทองแดงเป็นธาตุผสมที่สนับสนุนการเกิดโครงสร้างเพิร์ลไลต์ เนื่องจากธาตุทองแดงเป็นธาตุผสมในเหล็กหล่อที่ส่งผลดีมากกว่าผลเสียเพราะเป็นธาตุที่สนับสนุนการเกิดเพิร์ลไลต์ร่วมกับการเกิดแกรไฟต์ นอกจากนี้ธาตุทองแดงยังเป็นธาตุผสมที่ไม่ส่งผลทางด้านลบอย่างเช่น ในกรณีของธาตุ V Cr Sn Mo และ Mn ซึ่งธาตุเหล่านี้ส่งผลต่อการเกิด Whitening effect ดังนั้นผู้วิจัยจึงเลือกใช้ธาตุทองแดงเป็นธาตุผสมของเหล็กหล่อแกรไฟต์ในงานวิจัยนี้

ธาตุทองแดงเป็นธาตุผสมตัวหนึ่งที่นิยมนำมาเติมในเหล็กหล่อแกรไฟต์เพื่อเพิ่มปริมาณเพิร์ลไลต์ในสภาพหล่อหรือในทางกลับกันคือส่งผลต่อการลดปริมาณเฟอร์ไรต์ ด้วยเหตุนี้ผู้วิจัยจึงเชื่อว่าการเติมธาตุทองแดงในปริมาณที่สูงเพียงพอจะสามารถผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์โครงสร้างพื้นเพิร์ลไลต์ทั้งหมดในสภาพภายหลังการหล่อได้

บทที่ 3

วัสดุ อุปกรณ์ เครื่องมือ และวิธีการดำเนินงานวิจัย

3.1 วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย

วัสดุที่ใช้ในการวิจัยนี้ประกอบไปด้วย เหล็กคิบ (Pig iron) สารอินนอคคูแลนต์ (Inoculant) ผงแกรไฟต์ สารโนดคูลาไรเซอร์ (Nodularizer) เฟอร์โร-ซิลิคอน (Ferrosilicon) และสารก่อตะกรัน

3.1.1 เหล็กคิบ หรือที่เรียกว่า Pig iron เป็นวัตถุดิบหลักที่ใช้ในการผลิตเหล็กหล่อสำหรับงานวิจัยนี้ โดยเหล็กคิบเป็นเหล็กที่ได้จากกระบวนการถลุงและหล่อเป็นก้อนเล็ก ๆ ที่มีขนาดพอใส่ลงสู่เตาหลอมเหล็กได้ เหล็กคิบที่ใช้ในการศึกษานี้มีส่วนผสมทางเคมี ดังตารางที่ 3.1

3.1.2 สารอินนอคคูแลนต์ เป็นสารที่ผสมเข้าไปในเหล็กหล่อนก่อนการเทลงสู่แบบหล่อ โดยมีวัตถุประสงค์ คือ เพื่อให้แกรไฟต์ที่ได้หลังการหล่อมมีขนาดเล็กละเอียดและกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ นอกจากนี้ยังช่วยลดโอกาสของการเกิด โครงสร้างยูเทคติกซีเมนไทต์ที่พบในเหล็กหล่อขาว สารอินนอคคูแลนต์ที่ใช้เป็นของบริษัท Elkem Foundry Products ชื่อทางการค้าของสารอินนอคคูแลนต์ คือ Superseed 75 และมีส่วนผสมทางเคมีดังแสดงในตารางที่ 3.2

3.1.3 เฟอร์โร-ซิลิคอน เป็นสารที่ใช้ในการเพิ่มปริมาณซิลิคอนในน้ำเหล็กที่มีปริมาณซิลิคอนต่ำกว่า กว่าปริมาณที่ต้องการ โดยสารเฟอร์โร-ซิลิคอนที่ใช้เป็นของบริษัท Pine-Pacific Corporation LTD มีส่วนผสมทางเคมี ดังตารางที่ 3.2

3.1.4 โลหะทองแดงบริสุทธิ์ ในงานวิจัยนี้เลือกธาตุทองแดงเป็นธาตุผสมในเหล็กหล่อแกรไฟต์ โลหะทองแดงบริสุทธิ์ที่ใช้ในงานวิจัยนี้มีปริมาณธาตุเจือดังแสดงในตารางที่ 3.3

3.1.5 สารโนดคูลาไรเซอร์ เป็นสารเฟอร์ไรต์ล้อยด์ของ Fe-Mg-Si alloy ที่เติมลงสู่เหล็กหล่อหลอมเหลวในงานวิจัยนี้ วัตถุประสงค์ของการเติมสารดังกล่าวคือ เพื่อความมุ่งหมายในการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของแกรไฟต์จากรูปร่างแผ่น (Flake graphite) ให้กลายเป็นรูปร่างกลม (Spheroidal graphite) หรือรูปตัวหนอน (Compacted graphite or Vermicular graphite) โดยสารโนดคูลาไรเซอร์ที่ใช้เป็นของบริษัท Elkem Foundry Products ชื่อทางการค้า คือ Elmag 5800 และ COMPACTMAG™ alloy โดยใช้ในการผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม และเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนตามลำดับ ส่วนผสมทางเคมีแสดงในตารางที่ 3.4

3.1.6 ผงแกรไฟต์ จุดประสงค์ของการเติมผงแกรไฟต์ คือ เพื่อปรับปริมาณของคาร์บอนในน้ำเหล็กให้ได้ตามที่ต้องการ สำหรับผงแกรไฟต์ที่ใช้มีส่วนผสมของคาร์บอนไม่น้อยกว่า 99%

ตารางที่ 3.1 ปริมาณธาตุผสมของเหล็กดิบ (Pig irons)

| ปริมาณธาตุผสมของเหล็กดิบ (% โดยน้ำหนัก) | | |
|---|------------------|--------------------|
| ธาตุผสม | เหล็กดิบมดทินต่ำ | เหล็กดิบเกรดทั่วไป |
| Fe | 94.79 | 93.71 |
| C | 4.28 | 3.85 |
| Si | 0.764 | 1.934 |
| Mn | 0.057 | 0.297 |
| P | 0.072 | 0.055 |
| S | 0.009 | 0.023 |
| Ni | 0.003 | 0.015 |
| Cr | 0.009 | 0.022 |
| Mo | <0.003 | 0.001 |
| Cu | 0.013 | 0.045 |
| Al | <0.001 | 0.047 |
| Mg | 0.000 | 0.001 |

ตารางที่ 3.2 ปริมาณธาตุผสมของเฟอร์โร-ซิลิกอน

| ปริมาณธาตุผสมของเฟอร์โร-ซิลิกอน | |
|---------------------------------|-------------|
| ธาตุผสม | %โดยน้ำหนัก |
| Fe | 25 |
| Si | 75 |

ตารางที่ 3.3 ปริมาณธาตุเจือในโลหะทองแดงบริสุทธิ์

| ธาตุผสม | Cu | Zn | Pb | Sn | Al | Fe | Ni | Mn |
|-------------|-------|-------|--------|--------|-------|-------|--------|-------|
| %โดยน้ำหนัก | 99.94 | <0.71 | <0.008 | <0.023 | 0.020 | 0.027 | <0.004 | 0.001 |

3.1.7 สารก่อตะกรัน ใช้เพื่อให้สารประกอบออกไซด์เกิดขึ้นที่ผิวหน้าเหล็กขณะทำการหลอมเกิดการจับตัวกันทำให้ง่ายต่อการกำจัดออกจากผิวหน้าเหล็ก สำหรับในงานวิจัยนี้ใช้สารก่อตะกรันที่มีชื่อทางการค้า คือ Slag top C

ตารางที่ 3.4 ปริมาณธาตุผสมของสาร โนคดูลาไรเซอร์ และอินนอคคูแลนท์ (% โดยน้ำหนัก)

| ปริมาณธาตุผสมของ สาร โนคดูลาไรเซอร์ COMPACTMAG™ alloy | ปริมาณธาตุผสมของ สาร โนคดูลาไรเซอร์ Elmag 5800 alloy | ปริมาณธาตุผสมของ สารอินนอคคูแลนท์ Superseed 75 |
|---|--|--|
| Si 44 - 48 % | Si 44 - 48 % | Si 73 - 78 % |
| Mg 5.0 - 6.0 % | Mg 5.5 - 6.15 % | Sr 0.6 - 1.0 % |
| Ca 1.8 - 2.3 % | Ca 0.8 - 1.2 % | Ca max 0.1 % |
| RE 5.5 - 6.5 % | RE 0.85 - 1.15 % | Al max 0.5 % |
| Al max 1.0 % | Al max 1.0 % | - |
| Balance Iron | Balance Iron | Balance Iron |

หมายเหตุ จาก (www.foundry.elkem.com)

3.2 เครื่องมือ และอุปกรณ์

3.2.1 เตาหลอมโลหะ เป็นเครื่องมือที่ใช้ในการหลอมเหล็กหล่อ และให้ความร้อนเพื่อ การผสมโลหะผสมต่าง ๆ ให้ได้ตามที่กำหนดก่อนการผสมสาร โนคดูลาไรเซอร์ อินนอคคูแลนท์ เตาหลอมที่ใช้ในงานวิจัยนี้เป็นเตาหลอมโลหะประเภทไฟฟ้าเหนี่ยวนำ หรือ Induction furnace ของบริษัท Inductotherm (ดังแสดงในรูปที่ 3.1) ส่วนประกอบของเตาหลอมโลหะแบ่งออกเป็น 2 ส่วน คือ 1) อุปกรณ์ควบคุมการจ่ายพลังงานไฟฟ้า และ 2) เตาหลอม โดยอุปกรณ์ควบคุมการจ่ายกระแสไฟฟ้า สามารถจ่ายกำลังไฟฟ้าสูงสุดได้ที่ 100 kVA ส่วนเตาหลอมโลหะที่ใช้เป็นเตาหลอมขนาด 50 กิโลกรัม ทำจากวัสดุทนไฟประเภทมีความเป็นกลาง เพื่อให้เตาหลอมโลหะดังกล่าวสามารถใช้หลอมได้ทั้งเหล็กหล่อและเหล็กกล้า

3.2.2 ชุดเครื่องมือเตรียมแบบหล่อทราย เป็นชุดเครื่องมือที่ใช้ในการสร้างแบบหล่อทรายที่มีช่องว่างภายในแบบเป็นรูปร่างทรงกระบอก โดยชุดอุปกรณ์ดังกล่าวประกอบไปด้วย อุปกรณ์ย่อย 3 กลุ่ม คือ 1) เครื่องผสมทรายแบบ 2) ชุดอุปกรณ์ด้าแบบ และ 3) อุปกรณ์แต่งแบบหล่อทราย



1) อุปกรณ์ควบคุมการจ่ายไฟฟ้า



2) เตาหลอม

รูปที่ 3.1 เตาหลอมไฟฟ้ากระแสเหนี่ยวนำ (Induction Furnace)



รูปที่ 3.2 เครื่องผสมทรายสำหรับการหล่อ

- เครื่องผสมทรายแบบ เป็นอุปกรณ์ที่ใช้ในการผสมทราย ดินเหนียว แกรไฟต์ และ น้ำเข้าด้วยกันตามสัดส่วนที่เหมาะสม โดยเครื่องผสมทรายดังรูปที่ 3.2 เป็นเครื่องของบริษัท สยามโตซู
- ชุดอุปกรณ์ดำแบบและแต่งแบบหล่อทราย เป็นชุดที่ใช้ในการเตรียมแบบหล่อทราย โดยขั้นตอนปกติของการเตรียมแบบหล่อจากทรายขึ้น (Green sand) ในอุปกรณ์ชุดนี้ประกอบด้วย อุปกรณ์ย่อยหลายชนิดดังแสดงในรูปที่ 3.3



1) อุปกรณ์แต่งแบบหล่อ

2) อุปกรณ์ดำแบบ

รูปที่ 3.3 ชุดอุปกรณ์ดำแบบและแต่งแบบหล่อทราย

3.2.3 ชุดอุปกรณ์ในการหล่อ ชุดอุปกรณ์ในการหล่อประกอบไปด้วย

- เบ้ารับน้ำโลหะซึ่งมีหน้าที่รับน้ำเหล็กจากเตาหลอม เป็นอุปกรณ์ที่ใช้ทำการผสมสารอินนอคูลแลนต์ (Inoculant) และ สาร โนคดูลาไรเซอร์ แสดงในรูปที่ 3.4

- อุปกรณ์สำหรับชักตัวอย่างในตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อ เนื่องด้วยเหล็กหล่อ แกรไฟต์เป็นเหล็กหล่อที่ไม่สามารถตรวจสอบส่วนผสมโดยตรงจากชิ้นงานหล่อในสภาพหล่อด้วยทรายแบบที่มีโครงสร้างของแกรไฟต์ได้ จึงจำเป็นต้องทำการชักตัวอย่างสำหรับการตรวจวัดปริมาณธาตุผสมทางเคมีโดยทำการหล่อในแบบหล่อโลหะที่ทำด้วยเหล็กกล้า และฐานแบบหล่อโลหะทำด้วยโลหะทองแดงเพื่อควบคุมให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว เพื่อให้เหล็กที่ชักตัวอย่างเกิดการเย็นอย่างรวดเร็วจนกลายเป็นเหล็กหล่อขาว ดังรูปที่ 3.5

- เครื่องวัดอุณหภูมิน้ำโลหะซึ่งมีหน้าที่วัดอุณหภูมิของน้ำเหล็กก่อนผสม กับสารอินนอคูลแลนต์ (Inoculant) และสาร โนคดูลาไรเซอร์ในเบ้ารับน้ำโลหะและวัดอุณหภูมิของน้ำเหล็กก่อนเทลงแบบหล่อโดยเครื่องวัดอุณหภูมิน้ำโลหะนี้ทางมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารีซื้อมาประกอบเอง



รูปที่ 3.4 เบ้ารับน้ำโลหะ



รูปที่ 3.5 อุปกรณ์สำหรับชักตัวอย่างในการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี

3.2.4 เครื่องตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีหรือเครื่องสเปกโตรมิเตอร์

ในการศึกษานี้เครื่องมือสำหรับใช้ตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อ ทั้งขณะทำการหลอมน้ำโลหะ และก่อนการเทน้ำเหล็กลงแบบ คือ เครื่องสเปกโตรมิเตอร์ (Spectrometer) ซึ่งมีการสอบเทียบผลการวัดส่วนผสมทางเคมีในช่วงที่ทำการศึกษาอยู่เป็นประจำ โดยเครื่องสเปกโตรมิเตอร์ ที่ใช้ในงานวิจัยนี้เป็นเครื่องรุ่น BAIRD FSQ ของบริษัท BAIRD แสดงดังรูปที่ 3.6

3.2.5 เครื่องชั่งโลหะ เครื่องชั่งที่ใช้ในการศึกษามีอยู่สองประเภท คือ เครื่องชั่งหยาบ และเครื่องชั่งละเอียดสำหรับเครื่องชั่งหยาบจะให้ชั่งเหล็กดิบที่จะใส่ลงสู่เตาหลอมโลหะจำนวน 35 กิโลกรัม ส่วนเครื่องชั่งละเอียดใช้ในการชั่งสารเติมเพื่อปรับส่วนผสมทางเคมี สารโนดคูลาไรเซอร์ และสารอินนอคูลแลนท์ โดยเครื่องชั่งแบบหยาบดังแสดงในรูปที่ 3.7 เป็นเครื่องชั่ง ตราหัวกิเลนคู่ ส่วนเครื่องชั่งละเอียดแสดงในรูปที่ 3.8 เป็นของบริษัท OHAUS รุ่น Precision plus สามารถชั่งได้ละเอียดในทศนิยมตำแหน่งที่สองของหน่วยกรัม



รูปที่ 3.6 เครื่องตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี



เครื่องชั่งหยาบ

รูปที่ 3.7 เครื่องชั่งแบบหยาบ



รูปที่ 3.8 เครื่องชั่งแบบละเอียด

3.2.6 ชุดอุปกรณ์เตรียมชิ้นงานทดสอบ เป็นชุดอุปกรณ์ที่ประกอบไปด้วย เครื่องยิงทราย เครื่องเลื่อยชิ้นงาน และเครื่องขัดชิ้นงานตัวอย่าง โดยเครื่องยิงทรายมีหน้าที่ทำความสะอาดทรายที่ติดอยู่ที่ชิ้นงานหล่อก่อนการตัดด้วยใบเลื่อย สำหรับเครื่องยิงทรายที่ใช้ดังรูปที่ 3.9 เป็นเครื่องยิงทรายรุ่น IKK STEEL SHOT&GRIT ของบริษัท สยามโตซู จำกัด ส่วนเครื่องเลื่อยชิ้นงานมีหน้าที่ในการตัดชิ้นงานหล่อให้มีขนาดพอเหมาะต่อการเตรียมชิ้นงานตัวอย่าง โดยเครื่องเลื่อยชิ้นงานหล่อที่ใช้เป็นเครื่องเลื่อยกึ่งอัตโนมัติ ของบริษัท C.M. Scortegana รุ่น ercote 280 ดังแสดงในรูปที่ 3.10 ส่วนอุปกรณ์สุดท้ายในชุดอุปกรณ์นี้ คือ เครื่องขัดชิ้นงานตัวอย่างเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแกรไฟต์ที่นำมาศึกษา โดยเครื่องขัดชิ้นงานตัวอย่างเป็นของบริษัท BUEHLER รุ่น Ecomet 6 ดังแสดงในรูปที่ 3.11



รูปที่ 3.9 เครื่องยิงทราย



รูปที่ 3.10 เครื่องเลื่อยกึ่งอัตโนมัติ



รูปที่ 3.11 เครื่องขัดชิ้นงาน

3.2.7 กล้องจุลทรรศน์แบบแสงสะท้อนพร้อมอุปกรณ์ถ่ายภาพ ใช้ประโยชน์ในงานวิจัยนี้ เพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเกรดไฟต์ที่นำมาศึกษา กล้องจุลทรรศน์แบบแสงสะท้อนที่ใช้เป็นของ บริษัท ZEISS รุ่น AXIO Imager. A1M ดังแสดงในรูปที่ 3.12 ส่วนอุปกรณ์ถ่ายภาพเป็นของบริษัท ZEISS รุ่น AXIO cam MRC5 ดังแสดงในรูปที่ 3.12 รายละเอียดของกล้องถ่ายภาพแสดงดังตารางที่ 3.5



รูปที่ 3.12 กล้องจุลทรรศน์แบบแสงพร้อมอุปกรณ์ถ่ายภาพ

ตารางที่ 3.5 แสดงรายละเอียดของกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

| |
|---|
| AxioCam MRc 5 - Technical Specification |
| Number of Pixels: 2584 (H) x 1936 (V) = 5 Megapixel |
| Digitization: 12-bit / 12 Mhz pixel clock |
| Dynamic Ranbge: 1:1300 |
| Integration time: 1 ms to 60 s |
| Cooling: Single stage Peltier cooling |
| Interface: FireWire / IEEE 1394, 6 pin jack, speed 400 Mbit |

3.2.8 โปรแกรมวิเคราะห์ภาพถ่าย โปรแกรมวิเคราะห์ภาพในการศึกษาวิจัยครั้งนี้ได้ใช้โปรแกรมการวิเคราะห์ภาพ Image J ร่วมกับ Axiovision multiphase และ Axiovision graphite เพื่อใช้ในการวิเคราะห์ลักษณะรูปทรงเกรไฟต์และปริมาณเฟสของโครงสร้างพื้นที่ได้หลังการหล่อและหาค่า % Nodularity ในชิ้นงานหล่อต่าง ๆ

3.2.9 เครื่องวัดความแข็งแบบร็อคเวลและแบบบริเนล ในการศึกษานี้ใช้เครื่องวัดความแข็งแบบร็อคเวลของบริษัท Wilson รุ่น Rockwell Hardness tester Series 500 เครื่องวัดความแข็งแบบบริเนลของบริษัท Wilson รุ่น Model MJ ดังแสดงในรูปที่ 3.13



รูปที่ 3.13 เครื่องวัดความแข็งแบบร็อคเวล และแบบบริเนล

3.2.10 เครื่องทดสอบแรงดึงของบริษัท Instron รุ่น 8802 ดังรูปที่ 3.14



รูปที่ 3.14 เครื่องทดสอบแรงดึงของบริษัท Instron รุ่น 8802

3.2.11 เครื่องทดสอบค่าความต้านทานแรงกระแทกของบริษัท Denison Mayes Group รุ่น 6705 CE



รูปที่ 3.15 เครื่องทดสอบค่าความต้านทานแรงกระแทก

3.2.12 เครื่องขัดสายพาน ใช้ขัดผิวหน้าชิ้นงานให้เรียบภายหลังจากการตัดชิ้นงานให้เล็ก
ลง ก่อนที่จะนำไปขัดด้วยเครื่องขัดอัตโนมัติต่อไป

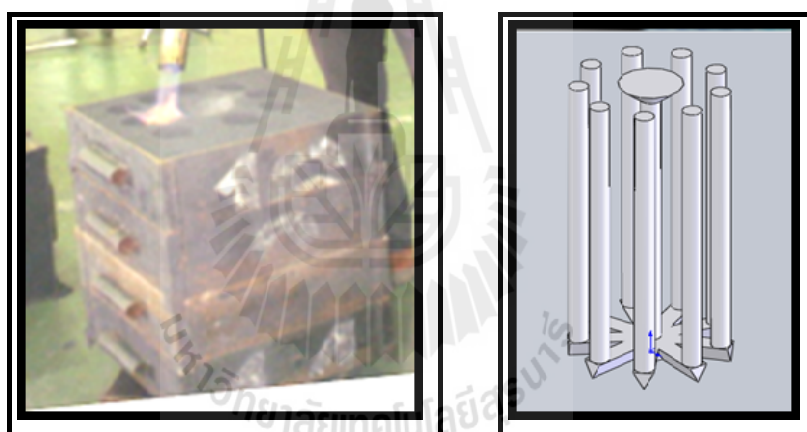
3.2.13 หินเจียร ใช้เจียรส่วนที่ไม่ต้องการออกจากชิ้นงาน เช่น ครีป ที่ติดมากับชิ้นงานหล่อ

3.2.14 เครื่องขัดผิวชิ้นงาน ใช้ขัดชิ้นงานภายหลังจากปรับผิวด้วยเครื่องขัดสายพาน โดยจะ
ทำการขัดด้วยกระดาษทรายตั้งแต่ เบอร์ 100-1200

3.2.15 กระดาษทรายเบอร์ 100-1200 ใช้สำหรับเตรียมผิวหน้าชิ้นงานเพื่อขัดต่อ โครงสร้าง
จุลภาคของชิ้นงานทดสอบของเหล็กหล่อ

3.3 ขั้นตอนการผลิตชิ้นงานหล่อและชิ้นงานทดสอบสมบัติทางกล

3.3.1 เตรียมแบบหล่อทรายขึ้นดังรูปที่ 3.16 (a) และมีโพรงภายในแบบหล่อที่มีรูปร่างดัง
แสดงในภาพที่ 3.16 (b)



รูปที่ 3.16 (a) รูปแบบหล่อทรายที่เตรียมไว้ (b) แบบชิ้นงานหล่อที่ต้องการ

3.3.2 หลอมเหล็กคิบ (Pig iron) ในเตาหลอมแบบกระแสไฟฟ้าเหนี่ยวนำ หลังเหล็กหลอม
ละลายแล้วควบคุมอุณหภูมิอุณหภูมิประมาณ 1500-1550°C แล้วทำการปรุงส่วนผสมทางเคมีของ
น้ำเหล็กหล่อ โดยควบคุมปริมาณการเติมธาตุทองแดงในเหล็กหล่อแกรไฟต์ที่ใช้ศึกษาวิจัยมี
รายละเอียดดังต่อไปนี้

เหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่น (Flake graphite iron) หรือเหล็กหล่อ FGI ที่ใช้ศึกษาวิจัยควบคุม
ปริมาณการเติมธาตุทองแดง ตั้งแต่ 0.0 0.5 1.0 1.5 2.0 และ 2.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยมีค่า
คาร์บอนเทียบเท่าอยู่ระหว่าง 4.4-4.5 เปอร์เซ็นต์

เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน (Compacted graphite iron) หรือเหล็กหล่อ CGI ที่ใช้ศึกษาวิจัยควบคุมปริมาณการเติมธาตุทองแดง ตั้งแต่ 0.0 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยมีค่าคาร์บอนเทียบเท่าอยู่ระหว่าง 3.9-4.2 เปอร์เซ็นต์

เหล็กหล่อแกรไฟต์กลม (Spheroidal graphite iron) หรือเหล็กหล่อ SGI ที่ใช้ศึกษาวิจัยควบคุมปริมาณการเติมธาตุทองแดง ตั้งแต่ 0.0 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยมีค่าคาร์บอนเทียบเท่าอยู่ระหว่าง 4.3-4.5 เปอร์เซ็นต์

3.3.3 ทำการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีโดยการตักน้ำเหล็กเทใน Chill Mold ดังรูปที่ 3.17 เพื่อนำไปตรวจสอบด้วยเครื่องสเปกโตรและคำนวณค่า C.E. ให้ตรงตามเป้าหมายที่ต้องการ ใช้เศษเหล็กกล้าเติมน้ำเหล็กหลอมเหลว ในกรณีที่ต้องการลดปริมาณของธาตุ คาร์บอน



รูปที่ 3.17 การเทน้ำเหล็กลงใน Chill Mold เพื่อนำชิ้นงาน ไปวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี

3.3.4 ทำเมกนีเซียมทรูทิตเมนท์สำหรับเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน ด้วยวิธี Open ladle โดยเติมสาร Compactmag alloy ปริมาณ 0.3 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักของน้ำเหล็กไว้ด้านล่างสุดของเบ้ารับน้ำเหล็กแล้วทับด้วยสารอินนอคูลแลนปริมาณที่ใช้ 0.4 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักของน้ำเหล็ก โดยการผสมจะทำขณะเทน้ำเหล็กหลอมเหลวจากเตาหลอมมาลงเบ้ารับน้ำเหล็กก่อนนำไปเทลงในแบบหล่อที่เตรียมไว้

3.3.5 ทำเมกนีเซียมทรูทิตเมนท์สำหรับเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม ด้วยวิธี ladle Inoculation โดยเติมสาร Elmag 5800 ปริมาณ 1.2 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักของน้ำเหล็กไว้ด้านล่างสุดของเบ้ารับน้ำเหล็กแล้วโรยทับด้วยสารอินนอคูลแลนในปริมาณที่ใช้ 0.4 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักของน้ำเหล็ก โดยการผสมจะทำขณะเทน้ำเหล็กหลอมเหลวจากเตาหลอมมาลงเบ้ารับน้ำเหล็กก่อนนำไปเทลงในแบบหล่อที่เตรียมไว้

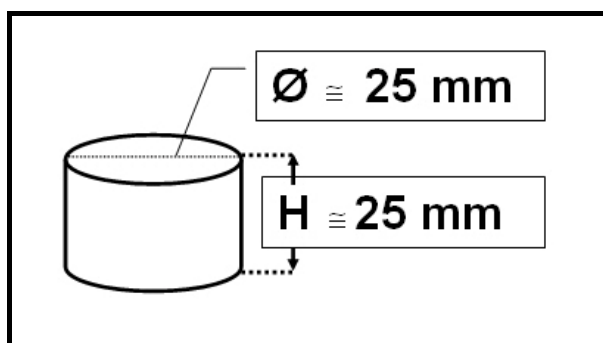
3.3.6 การรื้อแบบหล่อทำหลังจากการหล่อ 1 วันเสมอ ซึ่งภายหลังจากการหล่อจะได้ชิ้นงาน ดังรูปที่ 3.18 จากนั้นตัดชิ้นงานตามต้องการเพื่อเตรียมพร้อมที่จะนำไปวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค และทดสอบสมบัติทางกล



ภาพที่ 3.18 แสดงชิ้นงานทดสอบภายหลังการหล่อ

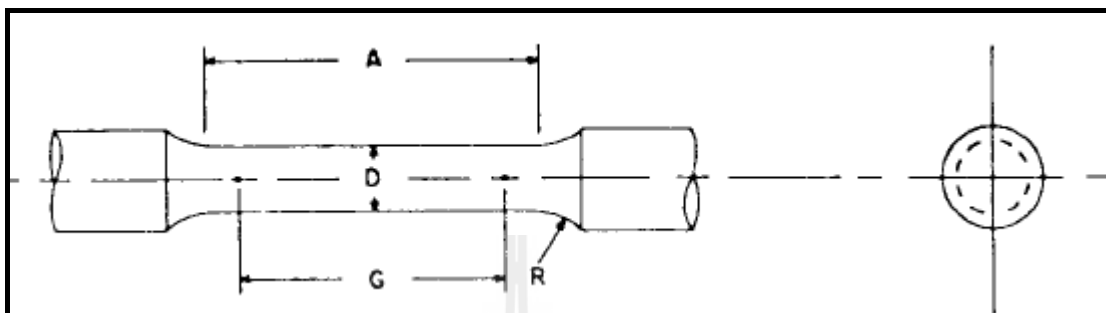
3.3.7 ถ่ายภาพโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงสะท้อนของชิ้นงานที่ผ่านกัดกรดด้วยสารละลาย Nital 3% จากนั้นวิเคราะห์ปริมาณโครงสร้างจุลภาคด้วยโปรแกรมคอมพิวเตอร์วิเคราะห์ภาพ

3.3.8 ทำการทดสอบสมบัติทางกลตามมาตรฐาน ASTM มีรายละเอียดดังต่อไปนี้ การทดสอบค่าความแข็งแรงแบบบริเนลและรีอคเวลทำการวัดตามมาตรฐาน ASTM E10-01 และ E 18-05 ตามลำดับ ชิ้นงานทดสอบค่าความแข็งแรงมีรูปทรงตามรูปที่ 3.19



รูปที่ 3.19 ขนาดและรูปร่างของชิ้นงานทดสอบค่าความแข็งแรง

การทดสอบค่าความแข็งแรงดึง เตรียมชิ้นงานทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM E8M
 ดังแสดงในรูปที่ 3.20 ASTM Designation : E 8M-04 METRIC Standard Test Methods for
 Tension Testing of Metallic Materials. [Metric]

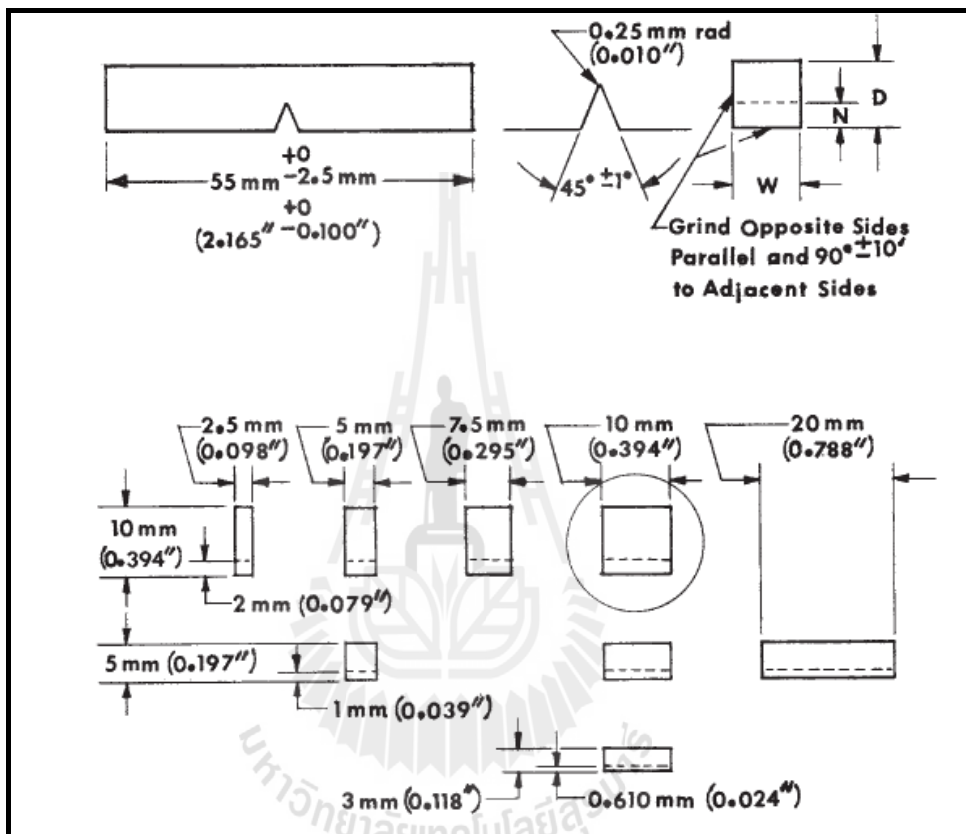


รูปที่ 3.20 รูปชิ้นงานทดสอบแรงดึงที่ได้ทำการขึ้นรูปตามมาตรฐาน

ตารางที่ 3.6 แสดงขนาดของชิ้นงานทดสอบแรงดึงที่เลือกใช้

| Dimensions Standard Specimen, mm. | |
|------------------------------------|---------------|
| G – Gage length | 62.5 ± 0.1 mm |
| D - Diameter | 12.5 ± 0.2 mm |
| R – Radius of fillet, min | 10 mm |
| A – Length of reduced section, min | 75 mm |

การทดสอบค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกเตรียมชิ้นงานทดสอบตามมาตรฐาน ASTM E23 ดังแสดงในรูปที่ 3.21 ASTM Designation : E 23 – 05 Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. Charpy (Simple-Beam) Subsize (Type A) Impact Test Specimens



รูปที่ 3.21 รูปชิ้นงานทดสอบแรงกระแทกที่ได้ทำการขึ้นรูปตามมาตรฐาน

บทที่ 4

ผลการทดลองและการอภิปรายผล

4.1 บทนำ

วิทยานิพนธ์นี้ศึกษาผลของปริมาณการเติมธาตุทองแดงในเหล็กหล่อแกรไฟต์ทั้ง 3 ชนิด ประกอบด้วยเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่น เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอนและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม โดยมีความมุ่งหมายเพื่อผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์โครงสร้างพื้นเพิร์ลไลต์ทั้งหมดในสภาพภายหลังการหล่อด้วยการใช้วิธีการเติมธาตุทองแดงเป็นธาตุผสมที่สนับสนุนการเกิดโครงสร้างเพิร์ลไลต์ ปริมาณการเติมธาตุทองแดงในเหล็กหล่อแกรไฟต์ที่ใช้ศึกษาวิจัยมีรายละเอียดดังต่อไปนี้

1. เหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่น (Flake graphite iron) หรือเหล็กหล่อ FGI ที่ใช้ศึกษาวิจัย ควบคุมปริมาณการเติมธาตุทองแดง ตั้งแต่ 0.0 0.5 1.0 1.5 2.0 และ 2.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยมีค่าคาร์บอนเทียบเท่าอยู่ระหว่าง 4.4 – 4.5 เปอร์เซ็นต์
2. เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอน (Compacted graphite iron) หรือเหล็กหล่อ CGI ที่ใช้ศึกษาวิจัยควบคุมปริมาณการเติมธาตุทองแดง ตั้งแต่ 0.0 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยมีค่าคาร์บอนเทียบเท่าอยู่ระหว่าง 3.9 – 4.2 เปอร์เซ็นต์
3. เหล็กหล่อแกรไฟต์กลม (Spheroidal graphite iron) หรือเหล็กหล่อ SGI ที่ใช้ศึกษาวิจัย ควบคุมปริมาณการเติมธาตุทองแดง ตั้งแต่ 0.0 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยมีค่าคาร์บอนเทียบเท่าอยู่ระหว่าง 4.3 – 4.5 เปอร์เซ็นต์

ผลการทดลองมีรายละเอียดดังต่อไปนี้ ผลการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคพร้อมวิเคราะห์ปริมาณเฟสด้วยโปรแกรมวิเคราะห์ภาพ และผลการตรวจสอบสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์ในสภาพภายหลังการหล่อ ประกอบด้วยค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด ค่าความแข็งแรงดึงจุดคราก ค่าความแข็งแรงแบบบริเนล ค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทก

4.2 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อแกรไฟต์ที่ใช้ศึกษาวิจัย

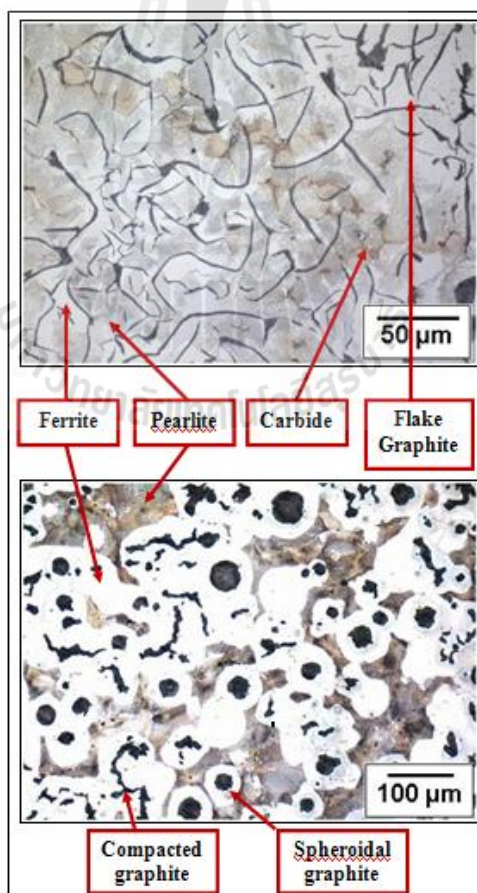
ผลการตรวจวัดส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อแกรไฟต์ทั้ง 3 ชนิดที่ใช้ศึกษาวิจัยโดยใช้เครื่องสเปกโทมิเตอร์แสดงรายละเอียดของปริมาณธาตุต่าง ๆ ดังแสดงในตารางที่ 4.1

ตารางที่ 4.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อเกรดไฟต์ที่ใช้ศึกษาวิจัยทั้ง 3 ชนิด (FGI CGI และ SGI)
(เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

| Cast irons No. | C.E. | C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | Cu | Mg |
|----------------|------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 1.FGI 0.0%Cu | 4.5 | 3.48 | 3.01 | 0.149 | 0.061 | 0.010 | 0.009 | 0.020 | 0.027 | 0.001 |
| 2.FGI 0.5%Cu | 4.4 | 3.42 | 2.99 | 0.155 | 0.072 | 0.019 | 0.010 | 0.016 | 0.483 | 0.001 |
| 3.FGI 1.0%Cu | 4.4 | 3.41 | 2.93 | 0.190 | 0.073 | 0.029 | 0.012 | 0.018 | 0.970 | 0.001 |
| 4.FGI 1.5%Cu | 4.4 | 3.41 | 2.98 | 0.120 | 0.085 | 0.020 | 0.009 | 0.014 | 1.510 | 0.001 |
| 5.FGI 2.0%Cu | 4.5 | 3.42 | 2.97 | 0.114 | 0.088 | 0.019 | 0.008 | 0.013 | 2.070 | 0.001 |
| 6.FGI 2.5%Cu | 4.4 | 3.40 | 2.92 | 0.127 | 0.085 | 0.020 | 0.030 | 0.036 | 2.510 | 0.001 |
| 7.CGI 0.0%Cu | 4.0 | 3.24 | 2.40 | 0.086 | 0.044 | 0.015 | 0.025 | 0.066 | 0.008 | 0.010 |
| 8.CGI 0.5%Cu | 4.2 | 3.36 | 2.34 | 0.096 | 0.034 | 0.015 | 0.015 | 0.020 | 0.533 | 0.018 |
| 9.CGI 1.0%Cu | 3.9 | 3.07 | 2.49 | 0.049 | 0.036 | 0.013 | 0.043 | 0.073 | 0.995 | 0.013 |
| 10.CGI 1.5%Cu | 4.0 | 3.22 | 2.31 | 0.077 | 0.039 | 0.015 | 0.024 | 0.039 | 1.400 | 0.010 |
| 11.SGI 0.0%Cu | 4.5 | 3.52 | 3.05 | 0.080 | 0.050 | 0.013 | 0.016 | 0.035 | 0.036 | 0.042 |
| 12.SGI 0.5%Cu | 4.5 | 3.50 | 2.93 | 0.106 | 0.055 | 0.015 | 0.021 | 0.028 | 0.595 | 0.044 |
| 13.SGI 1.0%Cu | 4.3 | 3.34 | 2.88 | 0.036 | 0.047 | 0.012 | 0.022 | 0.029 | 0.927 | 0.055 |
| 14.SGI 1.5 %Cu | 4.4 | 3.37 | 3.00 | 0.058 | 0.056 | 0.015 | 0.037 | 0.030 | 1.450 | 0.040 |

4.3 การระบุชนิดของโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแกรไฟต์และการจำแนก คุณลักษณะของแกรไฟต์ในสภาพภายหลังการหล่อ

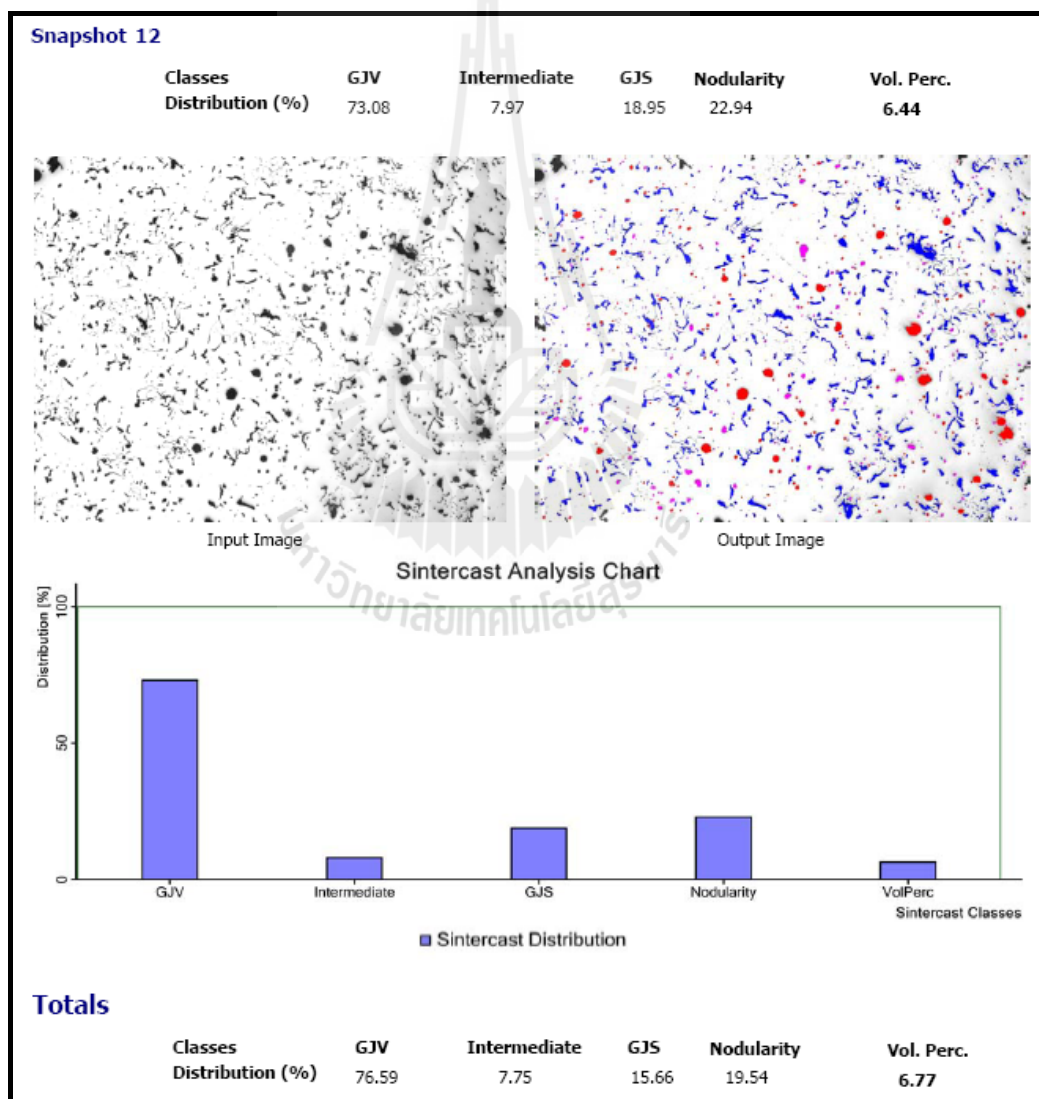
การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแกรไฟต์ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงสะท้อน ลักษณะรูปทรงของแกรไฟต์ของเหล็กหล่อแกรไฟต์ในสภาพภายหลังการหล่อจะสามารถจำแนกออกได้เป็น 3 รูปทรงดังนี้ รูปทรงของแกรไฟต์แบบแผ่น (Flake graphite) รูปทรงของแกรไฟต์แบบตัวหนอน (Compacted graphite) และรูปทรงของแกรไฟต์แบบเม็ดกลม (Spheroidal graphite) วิธีการเตรียมตัวอย่างด้วยการขัดหยาบและขัดมันโดยไม่ทำการกัดผิวขึ้นรอย (Un etched) การกัดผิวขึ้นรอย (Etching) ใช้ Nital 3 % การตรวจสอบโครงสร้างของคาร์ไบด์ (Carbide) ใช้การย้อมสีจะพบลักษณะเป็นสีน้ำตาลเข้มจนถึงดำ การวิเคราะห์โครงสร้างพื้นใช้โปรแกรม Image J นอกจากนี้การเรียกชื่อโครงสร้างพื้นชนิดต่าง ๆ จะเรียกตามชนิดของเฟสที่ปรากฏดังแสดงตัวอย่างการเรียกชื่อของโครงสร้างเฟสต่าง ๆ ในรูปที่ 4.1



รูปที่ 4.1 แสดงการระบุชื่อเรียกของเฟสต่าง ๆ ในโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแกรไฟต์

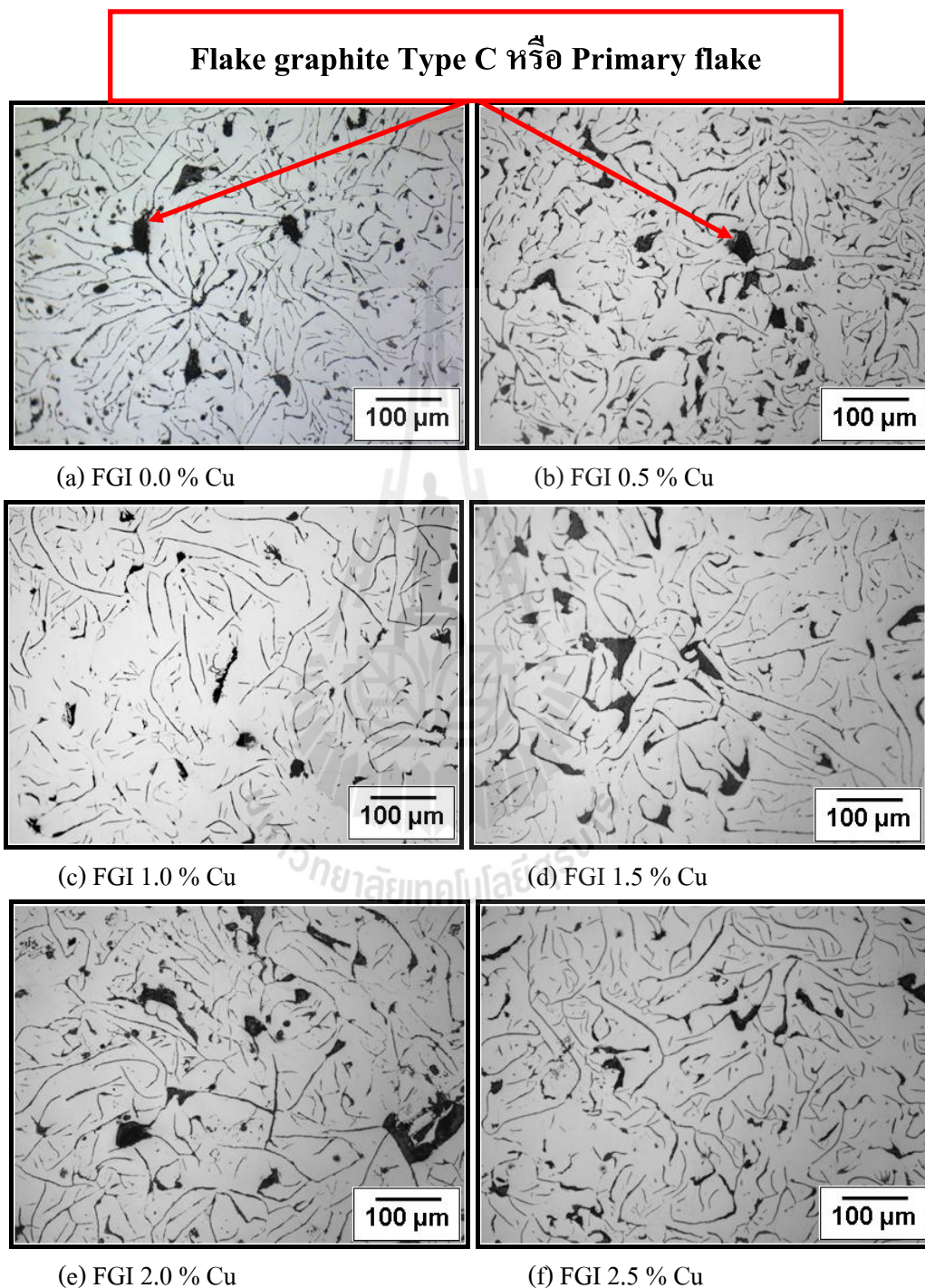
การวิเคราะห์คุณลักษณะของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมที่ใช้ศึกษาวิจัย ทำโดยการถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยายเลนส์ไมโครสโคป 10 x ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงสะท้อนของบริษัท Zeiss รุ่น Axio Imager. A1M ทำการจัดเตรียมผิวแบบขัดหยาบและขัดมันโดยไม่ทำการกัดผิวหน้าชิ้นงาน ใช้ภาพถ่ายจำนวนไม่น้อยกว่า 5 ภาพ กำหนดค่า Minimum area = 20 μm^2 ของการวิเคราะห์คุณลักษณะของแกรไฟต์

ผลการวิเคราะห์คุณลักษณะของแกรไฟต์ด้วยซอฟต์แวร์วิเคราะห์ภาพที่ชื่อ Axiovision graphite ของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนที่ไม่เติมธาตุทองแดง หรือเหล็กหล่อ CGI 0.0%Cu ได้ผลวิเคราะห์ ดังแสดงในภาพที่ 4.2



รูปที่ 4.2 ผลการวิเคราะห์คุณลักษณะของแกรไฟต์ของเหล็กหล่อ CGI 0.0 %Cu

4.4 รูปร่างเกรไฟต์ของเหล็กหล่อเกรไฟต์แผ่นที่เติมทองแดงและไม่เติมทองแดง



รูปที่ 4.3 ภาพถ่ายลักษณะรูปร่างเกรไฟต์ของเหล็กหล่อเกรไฟต์แผ่น (Un-etched)

เหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นหรือเหล็กหล่อ FGI ที่ใช้ศึกษาวิจัยทั้ง 6 ส่วนผสม มีส่วนผสมทางเคมีตามตารางที่ 4.1 โดยมีปริมาณคาร์บอน 3.40–3.48 ซิลิคอน 2.9–3.0 แมงกานีส 0.114 – 0.190 ซัลเฟอร์ 0.010 – 0.029 เปอร์เซนต์โดยน้ำหนัก เปรียบเทียบปริมาณการเติมธาตุทองแดง ดังนี้ 0.0 0.5 1.0 1.5 2.0 และ 2.5 เปอร์เซนต์โดยน้ำหนัก งานวิจัยนี้ผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นและทำอินนอคูลูชันโดยใช้สารอินนอคูลูแลนที่มีชื่อทางการค้าว่า Superseed 75 ในปริมาณ 0.4 เปอร์เซนต์ โดยน้ำหนักในเบ้าผสมที่อุณหภูมิประมาณ 1500 °C อุณหภูมิเทแบบหล่ออยู่ในช่วงระหว่าง 1330 – 1370 โดยเหล็กหล่อที่ใช้ศึกษาวิจัยทั้ง 6 ส่วนผสมมีลักษณะรูปร่างของแกรไฟต์เป็นแบบแผ่นดังแสดงในรูปที่ 4.3 พบรูปแบบของแกรไฟต์แผ่นชนิด type C ซึ่งเป็นลักษณะของแกรไฟต์แบบแผ่นที่พบในเหล็กหล่อเทาส่วนผสมไฮเปอร์ยูเตคติก เนื่องจากมีค่าคาร์บอนเทียบเท่าอยู่ในช่วง 4.4 – 4.5 เปอร์เซนต์ ซึ่งมีค่ามากกว่า 4.3 มนัส สตรีจินดา (2543) ได้รายงานว่าแกรไฟต์แผ่นประเภท Type C เป็นลักษณะของแกรไฟต์ที่มีทั้งขนาดใหญ่และขนาดเล็กเกิดสลับกัน เป็นลักษณะของแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นกับเหล็กหล่อที่มีคาร์บอนและซิลิคอนสูง หรือค่าคาร์บอนเทียบเท่าสูงเกินกว่า 4.3 เปอร์เซนต์ เหล็กหล่อหลอมเหล่านี้เมื่อเกิดการเย็นตัวจะเกิด Primary graphite ตกผลึกก่อนโดยมีเหล็กหลอมเหลวอยู่ล้อมรอบ การขยายตัวของ Primary graphite ที่เกิดขึ้นก่อนนี้เป็นไปได้อย่างอิสระ เพราะมีแต่เหล็กหลอมเหลวอยู่ล้อมรอบโดยไม่มีเฟสของแข็งมาขัดขวางการขยายตัวตามแนวแกน C ลักษณะแกรไฟต์ชนิดนี้จะทำให้เหล็กมีความต้านทานแรงดึงได้ต่ำ จากภาพถ่ายโครงสร้างของแกรไฟต์พบว่าแกรไฟต์แผ่นชนิด C เป็นแกรไฟต์แผ่นที่มีขนาดใหญ่ที่พบอยู่ร่วมกับกับยูเตคติกแกรไฟต์ แกรไฟต์แผ่นขนาดใหญ่นี้มีชื่อเรียกกันโดยทั่วไปว่า Primary Kish graphite หรือ Proeutectic graphite หรือ Primary Flake graphite เนื่องจากเป็นแกรไฟต์แผ่นที่เกิดขึ้นก่อนปฏิกิริยายูเตคติกจึงกลายเป็นแกรไฟต์แผ่นที่มีขนาดใหญ่

4.5 โครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นที่เติมทองแดงและไม่เติมทองแดง

การควบคุมการเกิดโครงสร้างพื้นเฟิร์ลไลต์ทั้งหมดในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นนั้นควรพิจารณาความสัมพันธ์ระหว่างแมงกานีสกับซัลเฟอร์ โดยมีความสัมพันธ์ตามสมการดังนี้ (Rosenthal et al., 1967)

$$1. \quad \%S \times 1.7 = \%Mn \quad (4.1)$$

เปอร์เซ็นต์ของ Mn และ S ที่เทียบเท่ากันเพื่อรวมตัวกันเป็นสารประกอบของ MnS

$$2. \quad 1.7 \times \%S + 0.15 = \%Mn \quad (4.2)$$

เปอร์เซ็นต์ของ Mn ที่สนับสนุนให้เกิดเฟอร์ไรต์มากที่สุด และเกิดเฟิร์ลไลต์ต่ำสุด

$$3. \quad 3 \times \%S + 0.35 = \%Mn \quad (4.3)$$

เปอร์เซ็นต์ของ Mn ที่จะสนับสนุนให้เกิดโครงสร้างพื้นเป็นเฟิร์ลไลต์ทั้งหมด

ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณแมงกานีสกับซัลเฟอร์ของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นหรือเหล็กหล่อ FGI 0.0-2.5%Cu ที่ใช้ศึกษาวิจัยจากข้อมูลในตารางที่ 4.1 พบว่าช่วงของปริมาณซัลเฟอร์อยู่ระหว่าง 0.010 – 0.029 และแมงกานีสอยู่ระหว่าง 0.114 – 0.190 เปอร์เซ็นต์ เมื่อทดลองแทนค่าปริมาณซัลเฟอร์ลงในสมการที่ 4.2 ได้ค่าดังนี้

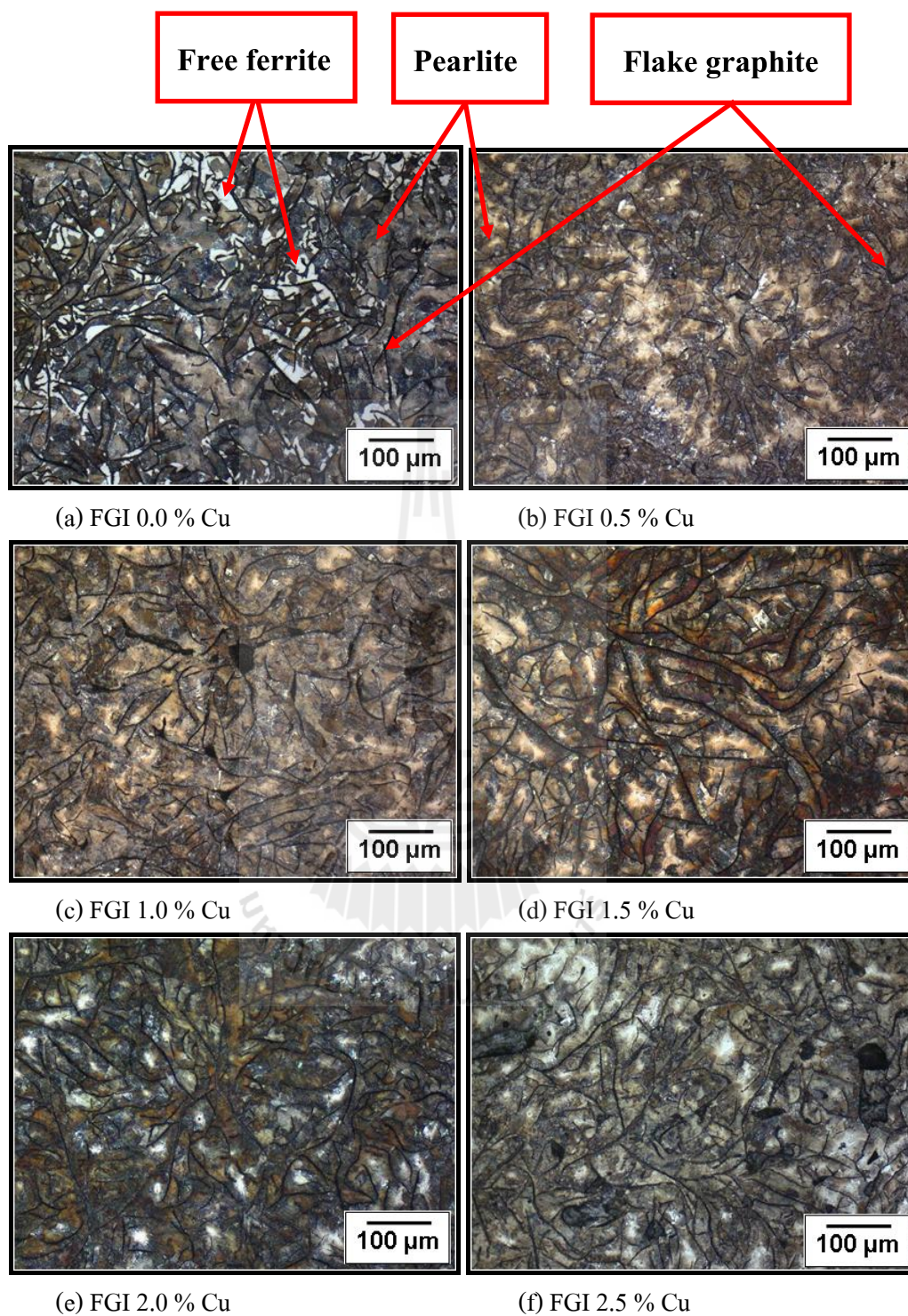
$$\text{เมื่อ } \%S = 0.010 ; \quad 1.7 \times 0.010 + 0.15 = 0.167 = \%Mn \quad (4.4)$$

$$\text{เมื่อ } \%S = 0.029 ; \quad 1.7 \times 0.029 + 0.15 = 0.199 = \%Mn \quad (4.5)$$

ผลการพิจารณาความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณแมงกานีสกับซัลเฟอร์ของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นหรือเหล็กหล่อ FGI 0.0-2.5%Cu ที่ใช้ศึกษาวิจัย พบว่ามีความสัมพันธ์สอดคล้องใกล้เคียงกับกรณีที่ 2 (สมการที่ 4.2 มากที่สุด คือ $1.7 \times \%S + 0.15 = \%Mn$) เป็นเงื่อนไขที่เปอร์เซ็นต์ของแมงกานีสที่มีอยู่อย่างพอเหมาะก่อให้เกิดเฟอร์ไรต์มากที่สุด และเกิดเฟิร์ลไลต์ต่ำสุด เพื่อไม่ก่อให้เกิดปัญหาของปริมาณแมงกานีสที่สูงเกินไปจนส่งผลกระทบต่อกระบวนการเปลี่ยนแปลงปริมาณเฟิร์ลไลต์ ดังนั้นผู้วิจัยจึงสามารถศึกษาบทบาทของปริมาณธาตุทองแดงในช่วง 0.0-2.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักต่อการเปลี่ยนแปลงปริมาณโครงสร้างเฟิร์ลไลต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นตามเงื่อนไขควบคุม

โครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นทั้ง 6 ส่วนผสมแสดงในภาพที่ 4.4

(a) เหล็กหล่อ FGI ที่ไม่เติมธาตุทองแดง (b) เหล็กหล่อ FGI ที่เติมธาตุทองแดง 0.5% (c) เหล็กหล่อ FGI ที่เติมธาตุทองแดง 1.0% (d) เหล็กหล่อ FGI ที่เติมธาตุทองแดง 1.5% (e) เหล็กหล่อ FGI ที่เติมธาตุทองแดง 2.0% และ (f) เหล็กหล่อ FGI ที่เติมธาตุทองแดง 2.5% (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาครูปที่ 4.4 (a) FGI 0.0% Cu พบโครงสร้างเฟอร์ไรต์อิสระ (Free ferrite) อยู่ตำแหน่งบริเวณติดกันกับแกรไฟต์แผ่น

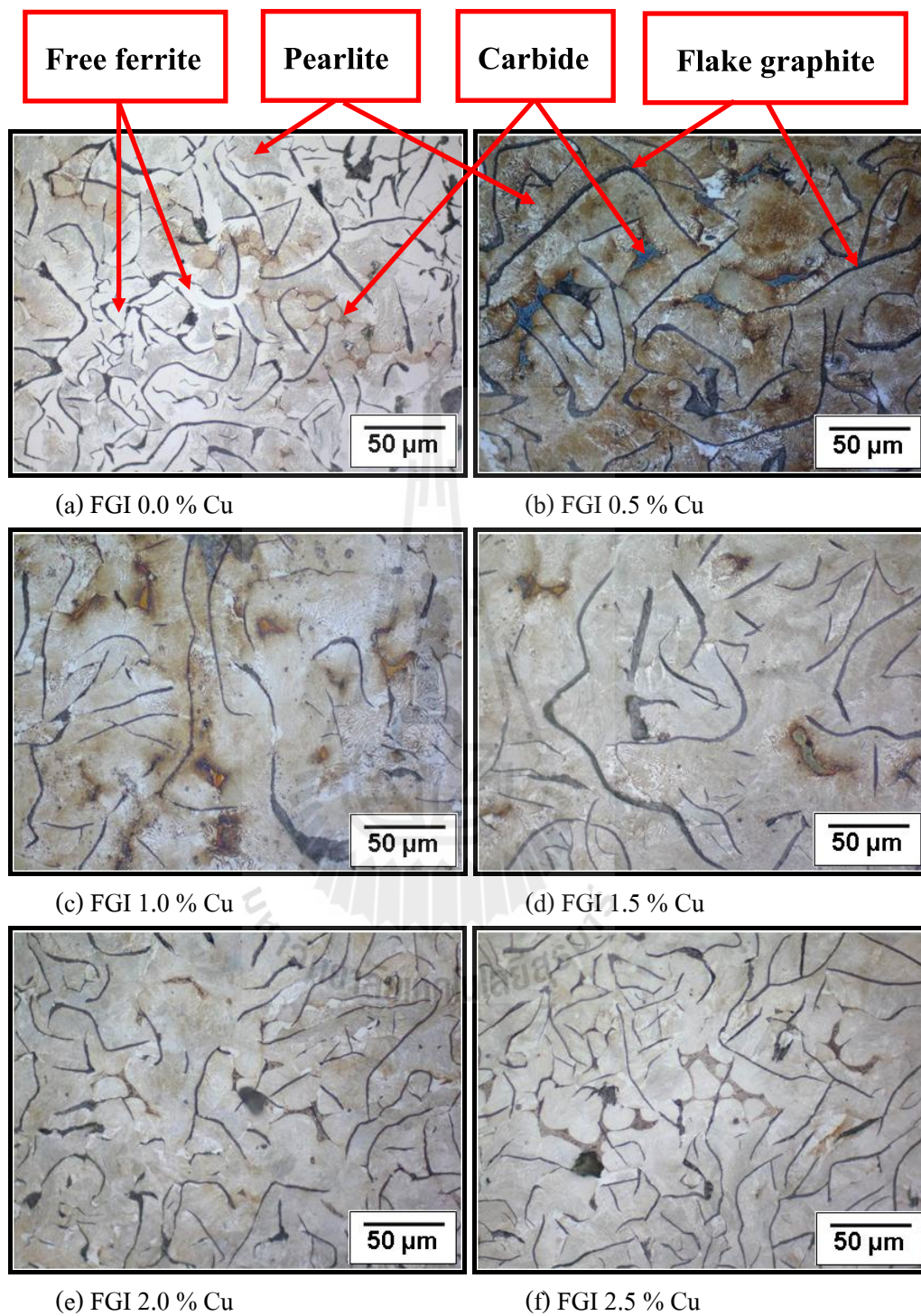


รูปที่ 4.4 ภาพถ่ายลักษณะโครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อเกรไฟต์แผ่น (3 %Nital)

แต่สำหรับรูปที่ 4.4 (b) (c) (d) (e) และ (f) พบลักษณะเฟสสีขาวที่ไม่ใช่เฟอร์ไรต์อยู่บริเวณเดียวกันกับที่พบโครงสร้างเฟิร์ลไลต์ เพื่อให้สามารถแยกแยะได้ว่าเฟสสีขาวนี้เป็นเฟอร์ไรต์หรือคาร์ไบด์จึงใช้เทคนิคการย้อมสีได้ผลแสดงดังรูปที่ 4.5 การย้อมสี (Color Etching) ด้วยวิธีการนี้ชื่อ Hot Alkaline sodium picrate สารเคมีที่ใช้ประกอบด้วย picric acid 2 g, $C_6H_6(OH)(NO_2)_3$, sodium hydroxide 25 g, NaOH 100 ml distilled water ต้มน้ำที่อุณหภูมิ 70°C เวลา 10 นาที ใช้เวลาทำการย้อมสีประมาณ 3 นาที ถ้าโครงสร้างเป็นซีเมนไทต์ จะถูกทำให้เป็นสีน้ำตาลหรือสีเทาดำ แต่ถ้าเป็นเฟอร์ไรต์จะยังคงเป็นสีขาวตามเดิม รูปที่ 4.5 และ 4.6

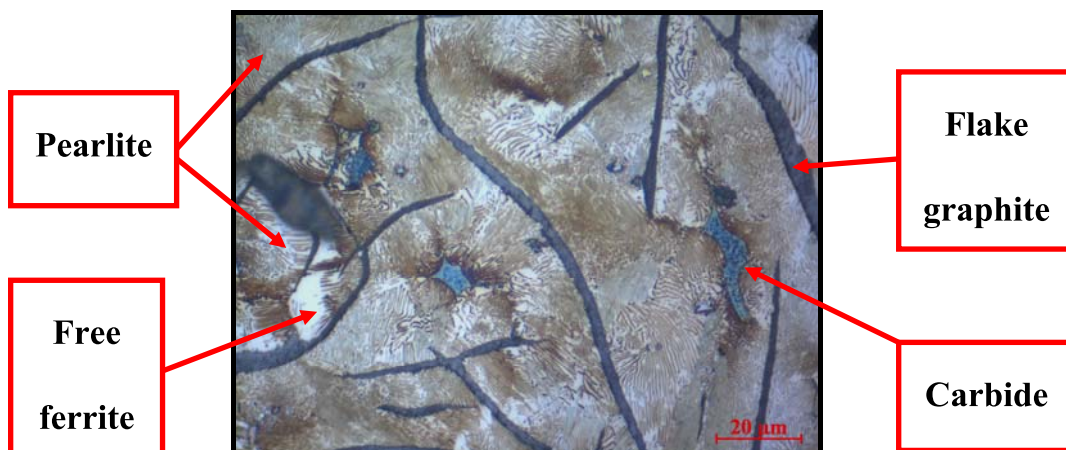
Rundman, Karl B. (n.d.) ได้รายงานว่ธาตุผสมทั่วไปที่ละลายแบบแทนที่ในเหล็ก (Substitutional alloying) เช่น Si Ni Mn Cu และ Mo ทั้งหมดนี้เกิดการแยกตัวของธาตุผสมระหว่างที่เกิดการแข็งตัว ดังนั้นส่วนผสมของโครงสร้างพื้นจะมีความไม่สม่ำเสมอโดยตลอด ธาตุเหล่านี้จะเกิดการกระจายตัวและมีความไม่สม่ำเสมออยู่มาก

ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ FGI 0.0-2.5%Cu ถูกย้อมสีด้วย Hot alkaline sodium picrate พบการเปลี่ยนสีของคาร์ไบด์บริเวณขอบยูเทคติกเซลล์ (Eutectic cell boundary) ดังรูปที่ 4.5 และ 4.6 ผลการย้อมสีทำให้เห็นเฟสคาร์ไบด์เป็นสีน้ำเงินเข้มแถมดำคาดว่าน่าจะเป็นคาร์ไบด์ของธาตุผสมที่เกิดการแยกตัวตามขอบยูเทคติกเซลล์ จากข้อมูลส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อ FGI ดังตารางที่ 4.1 พบว่า มีธาตุแมงกานีสอยู่ระหว่าง 0.114-0.190 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ผู้วิจัยเชื่อว่าเป็นคาร์ไบด์ของธาตุแมงกานีสหรือเรียกว่าแมงกานีสคาร์ไบด์ เนื่องจากแมงกานีสเป็นธาตุเจือที่สามารถรวมตัวกับคาร์บอนให้คาร์ไบด์ได้ และจากข้อมูลรูปที่ 2.40 และ 2.41 (บทที่ 2 หน้า 45) แมงกานีสมีค่า Segregation factor สูงกว่าฟอสฟอรัส และรองจากโครเมียมเป็นข้อมูลประกอบและสนับสนุนความเชื่อของผู้วิจัยที่ว่าเฟสของคาร์ไบด์สีน้ำเงินแถมดำที่ได้ทำการย้อมสีดังรูปที่ 4.6 นั้นมีลักษณะการแยกตัวคล้ายกับรูปแบบเฉพาะตัวของธาตุแมงกานีสที่เกิดการแยกตัวตามบริเวณระหว่างเซลล์ (Intercellular areas) และยังมีลักษณะการแยกตัวที่สอดคล้องกันกับรูปที่ 2.41 Contour map of Mn distribution (บทที่ 2 หน้า 45) ที่แมงกานีสสามารถแยกตัวที่บริเวณระหว่างได้มากกว่า 0.3 เปอร์เซ็นต์ นอกจากนี้ข้อมูลแสดงการแยกตัวของธาตุแมงกานีสในปริมาณสูงที่สุดตรงบริเวณขอบยูเทคติกเซลล์ (Eutectic cell boundary) ดังรูปที่ 2.44 และ 2.45 (บทที่ 2 หน้า 47-48) ดังนั้นผลการย้อมสีแล้วพบการแยกตัวของคาร์ไบด์ที่เห็นได้ดังรูปที่ 4.5 และ 4.6 จึงคาดเดาได้ว่ามีความเป็นไปได้สูงที่จะเป็นการแยกตัวของแมงกานีสคาร์ไบด์



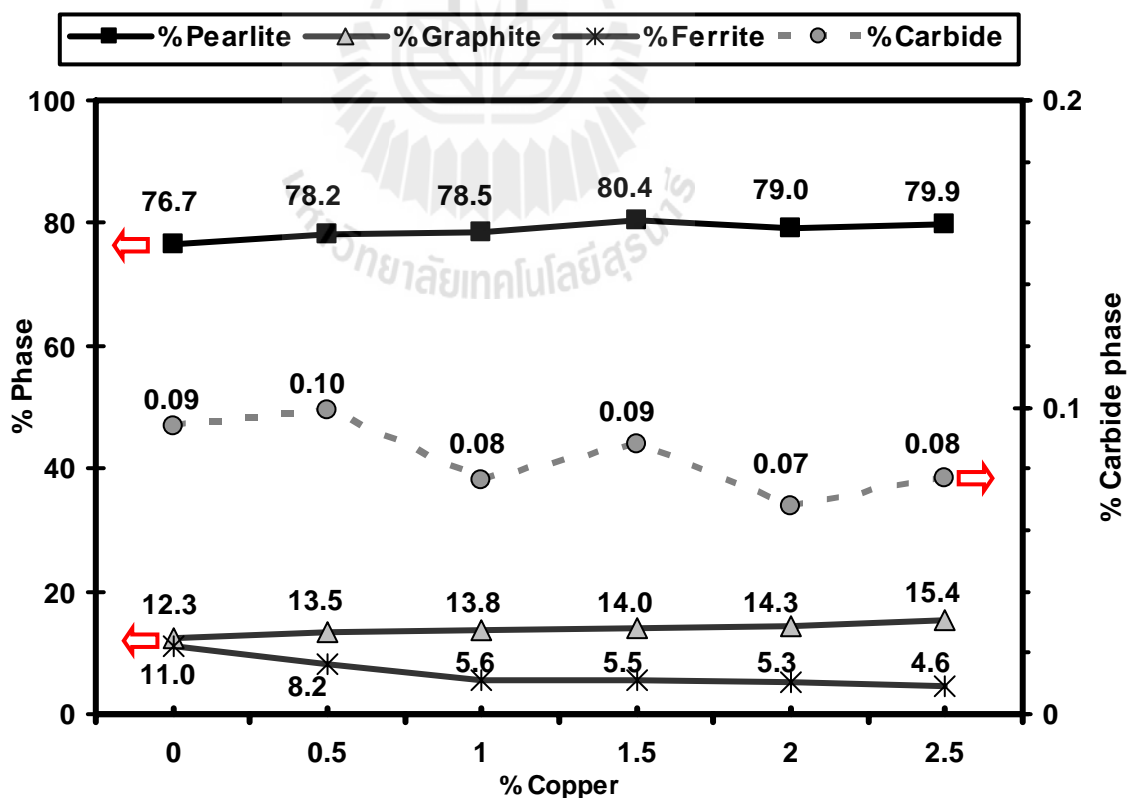
รูปที่ 4.5 โครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นที่ผ่านการเชื่อมสีด้วยสาร

Hot alkaline sodium picrate

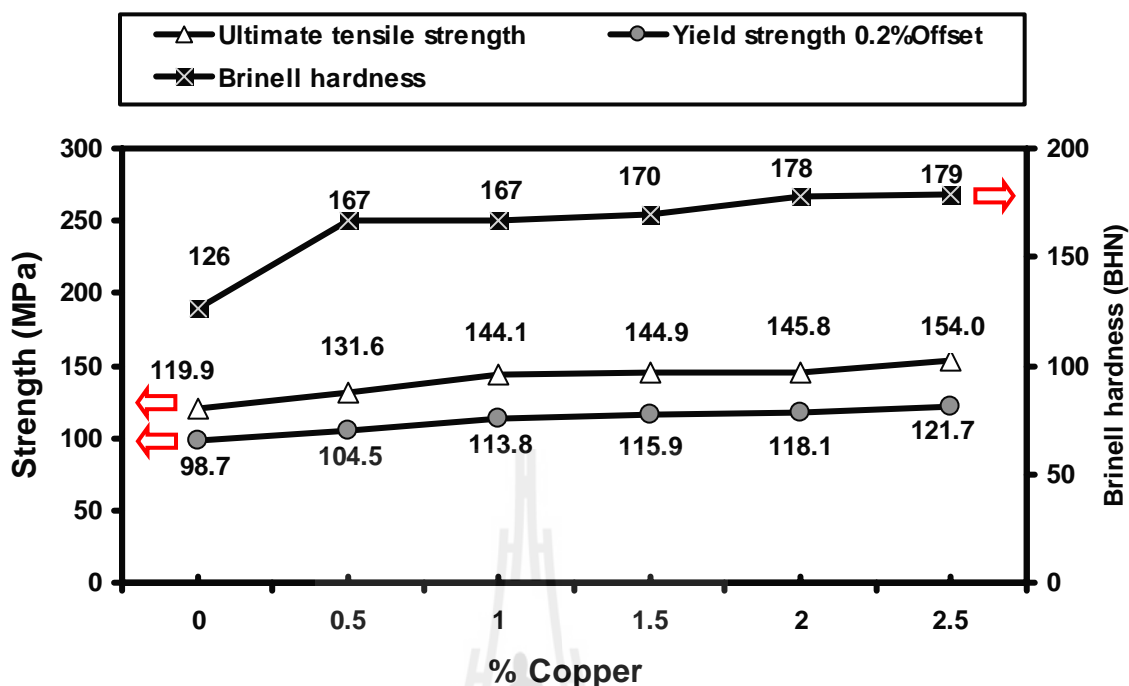


รูปที่ 4.6 เหล็กหล่อ FGI 0.5% Cu สภาพหล่อเชื่อมสีด้วยสาร Hot alkaline sodium picrate

4.6 ผลของปริมาณการเติมธาตุทองแดงต่อการเปลี่ยนแปลงปริมาณเฟสในโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นสภาพภายหลังการหล่อ



รูปที่ 4.7 ผลการวิเคราะห์ปริมาณเฟสโดยเฉลี่ยในโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ FGI



รูปที่ 4.8 แสดงค่าเฉลี่ยสมบัติทางกลของเหล็กหล่อเกรไฟต์แผ่นในสภาพภายหลังการหล่อ

เหล็กหล่อเกรไฟต์แผ่นที่ไม่เติมธาตุทองแดง หรือเหล็กหล่อ FGI 0.0%Cu ได้ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคดังแสดงในรูปที่ 4.4 และ 4.5 ได้ผลวิเคราะห์ปริมาณเฟสดังแสดงในรูปที่ 4.7 พบว่ามีปริมาณเฟอร์ไรต์ 76.7% เพอร์ไรต์ 11% เกรไฟต์ 12.3% และยังประกอบด้วยคาร์ไบด์จำนวนเล็กน้อยประมาณ 0.09 % อัตราส่วนระหว่างเฟอร์ไรต์ต่อเพอร์ไรต์เท่ากับ 7.0 รูปที่ 4.8 แสดงผลการทดสอบสมบัติทางกลได้ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดโดยเฉลี่ย 120 MPa ค่าความแข็งแรงดึงจุดครากโดยเฉลี่ย 99 MPa ค่าความแข็งแบบบริเนลโดยเฉลี่ย 126 BHN เมื่อเทียบเกรดตามมาตรฐาน ASTM A48 ดังข้อมูลในตารางที่ 2.8 (หน้า 31) พบว่าเหล็กหล่อ FGI 0.0%Cu ในสภาพภายหลังการหล่อดีมีสมบัติทางกลต่ำกว่าเกรดต่ำสุดของ ASTM A48 class 20 (min. Tensile strength 152 MPa, min. Hardness 156 BHN) เมื่อทำการเติมธาตุทองแดงในปริมาณตั้งแต่ 0.5 1.0 1.5 2.0 และ 2.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ได้ผลดังนี้ จากการตรวจสอบโครงสร้างพื้นในรูปที่ 4.4 และ 4.5 พบว่าเหล็กหล่อเกรไฟต์แผ่นที่ไม่ได้เติมธาตุทองแดง หรือเหล็กหล่อ FGI 0.0%Cu โครงสร้างพื้นส่วนใหญ่เป็นเฟอร์ไรต์ ส่วนโครงสร้างเพอร์ไรต์พบในลักษณะเป็นเฟสสีขาว อยู่ติดกันกับเฟสของเกรไฟต์แผ่น ดังแสดงในรูปที่ 4.4 และ 4.5 (a) และผลการข้อมลืพบเฟสของ คาร์ไบด์ปริมาณเล็กน้อย ดังแสดงในรูปที่ 4.5 (a) เมื่อเปรียบเทียบปริมาณการเติมธาตุทองแดงในเหล็กหล่อ FGI 0.0% Cu และ FGI 0.5%Cu ดังรูปที่ 4.4-4.5 (a) และ (b) พบว่าปริมาณการเติมทองแดง 0.5

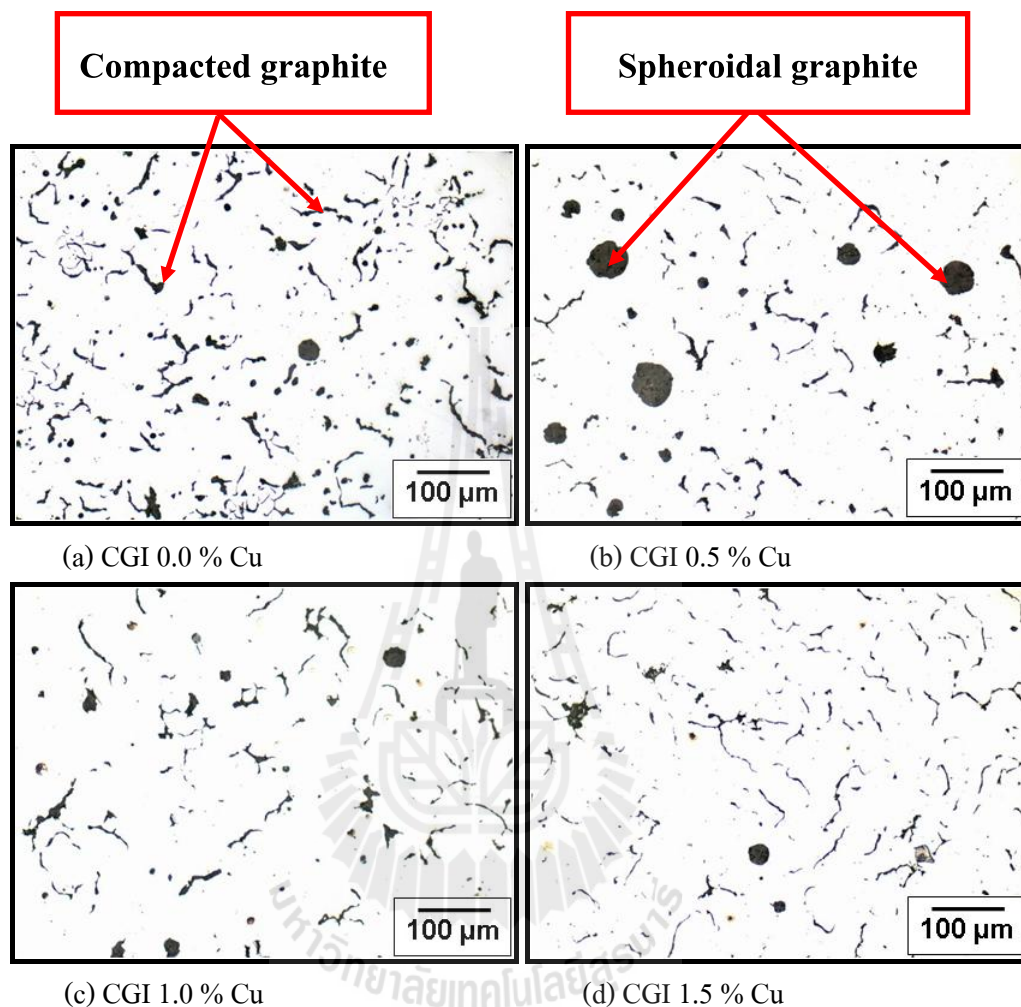
เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักส่งผลต่อการลดปริมาณเฟอร์ไรต์ลงจาก 11.0% ไปเป็น 8.2% สำหรับ เหล็กหล่อ FGI 0.5–2.5%Cu การเติมปริมาณทองแดงในช่วงนี้พบว่าปริมาณเฟอร์ไรต์ลดลงเล็กน้อย และการเพิ่มขึ้นของปริมาณเฟอร์ไรต์ก็มีค่าเพียงเล็กน้อย ดังแสดงในรูปที่ 4.4 และ 4.5 (b)–(f) ผล การวิเคราะห์เฟสและการตรวจสอบ โครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 4.7 พบว่า การเติมทองแดงในปริมาณ มากขึ้นส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงคือ เพิ่มปริมาณเฟอร์ไรต์เพียงเล็กน้อย คือในช่วงระหว่าง 78.2–80.4 เปอร์เซ็นต์ ในทางกลับกันส่งผลต่อการลดปริมาณเฟอร์ไรต์ได้จนถึง 4.6 เปอร์เซ็นต์ การ เปลี่ยนแปลงปริมาณของแกรไฟต์เพิ่มขึ้นเล็กน้อยอยู่ในช่วงระหว่าง 13.5–15.4 เปอร์เซ็นต์

ผลการทดสอบสมบัติทางกลพบว่า การเติมทองแดงในปริมาณระหว่าง 0.5–2.5 เปอร์เซ็นต์ โดยน้ำหนัก ส่งผลต่อการเพิ่มค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด ค่าความแข็งแรงจุดคราก และค่าความแข็งแรงแบบบริเนลได้ ดังแสดงในรูปที่ 4.8 ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดโดยเฉลี่ยอยู่ระหว่าง 132–154 MPa ค่าความแข็งแรงดึงจุดครากโดยเฉลี่ยอยู่ระหว่าง 105–122 MPa ค่าความแข็งแรงแบบบริเนลโดยเฉลี่ย อยู่ระหว่าง 167–179 BHN เมื่อเทียบสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์แบบแผ่นที่เติมธาตุ ทองแดงด้วยมาตรฐาน ASTM A48 พบว่า การเติมทองแดง 2.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักในเหล็กหล่อ แกรไฟต์แผ่น หรือเหล็กหล่อ FGI 2.5% Cu ให้ค่าสมบัติทางกลโดยเฉลี่ยเทียบเท่ากับเกรด มาตรฐาน ASTM A48 class 20 ซึ่งเป็นเกรดต่ำสุด ได้เป็นผลสำเร็จ ผลของการเติมทองแดงใน ปริมาณที่มากขึ้นในช่วงระหว่าง 0.5–2.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักส่งผลต่อการเพิ่มอัตราส่วนระหว่าง เฟอร์ไรต์ต่อเฟอร์ไรต์ (Pearlite / Ferrite ratio) ให้มากขึ้นอย่างเห็นได้ชัด คือในช่วงระหว่าง 9.5–17.4 จึงกล่าวได้ว่า การเติมทองแดงในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นในช่วงระหว่าง 0.5–2.5 เปอร์เซ็นต์ ส่งผลที่ชัดเจนในการเพิ่มอัตราส่วนระหว่างเฟอร์ไรต์ต่อเฟอร์ไรต์จึงส่งผลต่อการปรับปรุงสมบัติ ทางกลในด้านความแข็งแรงและความแข็งแรงดึงให้สูงขึ้นได้

ผลการทดลองชี้ให้เห็นว่า การผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นความแข็งแรงสูงด้วยวิธีการเติม ธาตุทองแดงในปริมาณสูงถึง 2.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก สามารถปรับปรุงเหล็กหล่อให้มีสมบัติ ทางกลเทียบเท่ากับเกรดมาตรฐาน ASTM A48 class 20 ซึ่งเป็นเกรดต่ำสุด

ข้อเสนอแนะสำหรับวิธีการผลิตเหล็กหล่อเทาความแข็งแรงสูงวิธีหนึ่งที่ได้ผลดีและราคา ค่าวัสดุต่ำกว่าวิธีการเติมธาตุทองแดง คือ การใช้วิธีลดค่าคาร์บอนเทียบเท่าเพื่อเพิ่มความแข็งแรงดึง ดังแสดงในรูปที่ 2.18 (บทที่ 2 หน้า 19) เนื่องจากค่าคาร์บอนเทียบเท่า (% Carbon equivalent) เป็น ตัวแปรหนึ่งซึ่งส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงค่าความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นอย่างมี นัยสำคัญ

4.7 รูปร่างเกรไฟต์ของเหล็กหล่อเกรไฟต์ตัวหนอนที่เติมทองแดงและไม่เติม



รูปที่ 4.9 ภาพถ่ายลักษณะรูปร่างเกรไฟต์ของเหล็กหล่อเกรไฟต์ตัวหนอน (Un etched)

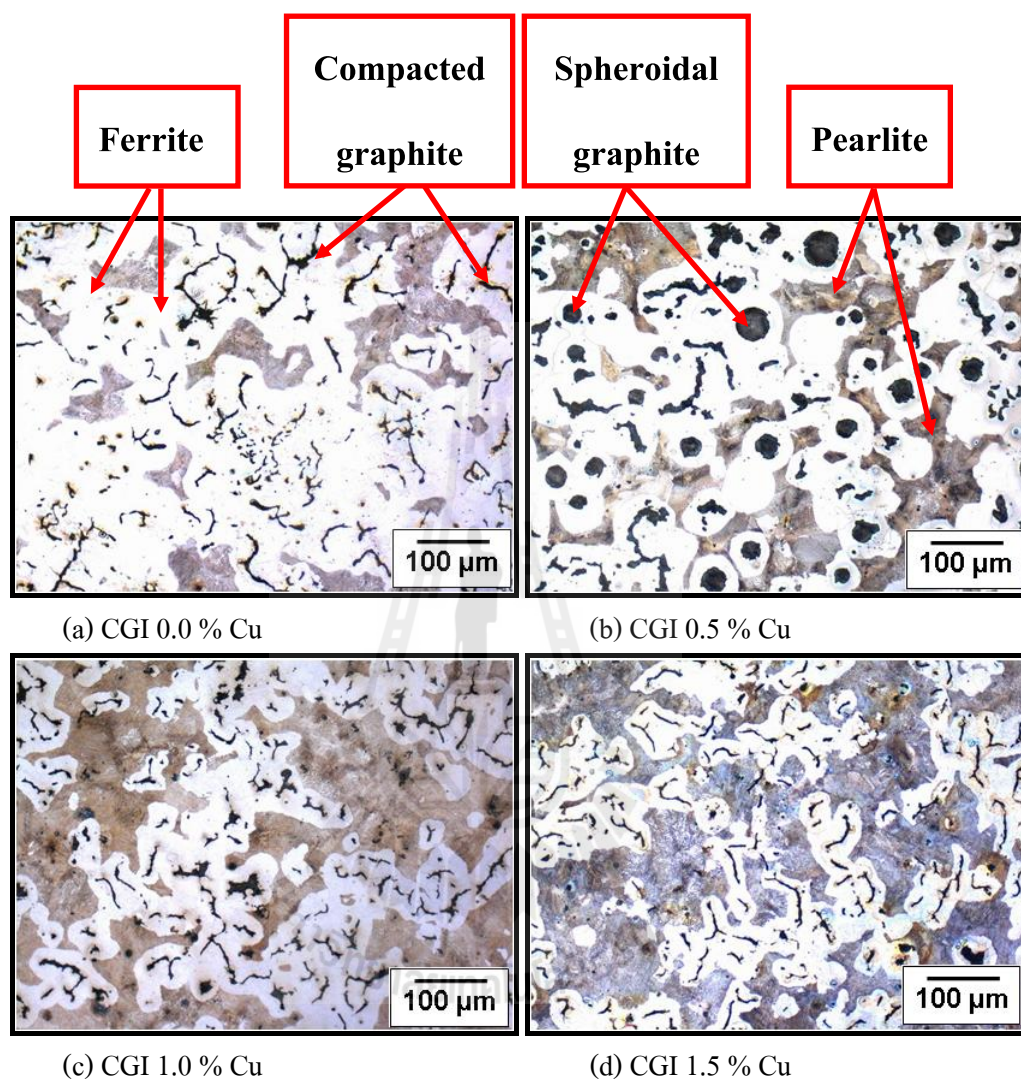
ตารางที่ 4.2 แสดงผลการวิเคราะห์คุณสมบัติของเกรไฟต์ในเหล็กหล่อเกรไฟต์ตัวหนอน

| Percentage (%) | CGI 0.0%Cu | CGI 0.5%Cu | CGI 1.0%Cu | CGI 1.5%Cu |
|----------------|------------|------------|------------|------------|
| % Residual Mg | 0.010 | 0.018 | 0.013 | 0.010 |
| % Nodularity | 19.54 | 52.52 | 17.45 | 19.09 |
| % Compacted | 76.59 | 43.69 | 79.83 | 77.05 |
| % Intermediate | 7.75 | 7.57 | 5.45 | 7.72 |
| % Spheroidal | 15.66 | 48.73 | 14.73 | 17.45 |

เหล็กหล่อ CGI ทั้ง 4 ส่วนผสมที่ใช้ศึกษาวิจัยมีคาร์บอน 3.07–3.36 ซิลิคอน 2.31–2.49 ปริมาณการเติมธาตุทองแดงตั้งแต่ 0.0 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก มีส่วนผสมไฮโปยู เต็คติก เพราะมีค่าคาร์บอนเทียบเท่าน้อยกว่า 4.3 เปอร์เซ็นต์ คือ มีค่าอยู่ในช่วงระหว่าง 3.91–4.15 ดังตารางที่ 4.1 การผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวนอนของงานวิจัยนี้ ใช้วิธีการผสมโลหะผสม แมกนีเซียมในเบ้าผสมแบบเปิด (Open ladle) โดยโลหะผสมแมกนีเซียมที่มีชื่อทางการค้าว่า Compactmag alloy ในปริมาณ 0.3 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก และใช้สารอินนอคูลแลนท์ที่มีชื่อทางการค้าว่า Superseed75 ในปริมาณ 0.4 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก อุณหภูมิในการทำแมกนีเซียมทรีทเม้นท์ในช่วง 1440 – 1460°C และควบคุมอุณหภูมิเทแบบในช่วงระหว่าง 1330 – 1370 °C

จากข้อกำหนดตามมาตรฐาน ASTM A 247 เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวนอนในสภาพภายหลังการหล่อ รูปทรงของแกรไฟต์ต้องมีแกรไฟต์กลมได้ไม่เกิน 20 % ส่วนที่เหลือเป็นรูปตัวนอนมากกว่า 80 % และจะต้องไม่ปรากฏแกรไฟต์แบบแผ่น โดยแกรไฟต์ตัวนอนจะต้องมีรูปร่างตามมาตรฐาน ASTM A 247 ชนิดที่ 4 (Type IV) ลักษณะโครงสร้างของแกรไฟต์ที่ใช้ศึกษาวิจัยเป็นแกรไฟต์แบบรูปตัวนอน ผสมกับแกรไฟต์เม็ดกลมบางส่วนดังรูปที่ 4.9 ข้อมูลผลการวิเคราะห์ในตารางที่ 4.2 เมื่อทำการพิจารณาค่าปริมาณเปอร์เซ็นต์แมกนีเซียมเหลือค้างกับเปอร์เซ็นต์ค่าโนดคูลาริตีร่วมกับการตรวจสอบลักษณะรูปร่างของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อ CGI พบว่า เหล็กหล่อ CGI 0.0%Cu CGI 1.0%Cu และ CGI 1.5%Cu มีค่าเปอร์เซ็นต์แมกนีเซียมเหลือค้างอยู่ระหว่าง 0.010 - 0.013 % ได้ค่าเปอร์เซ็นต์โนดคูลาริตีน้อยกว่า 20% คือ 19.54% 17.45% และ 19.09% ตามลำดับ สำหรับค่าเปอร์เซ็นต์แกรไฟต์ตัวนอนมีค่าเข้าใกล้ 80% คือ 76.59% 79.83% และ 77.05% ตามลำดับ จึงกล่าวได้ว่าเหล็กหล่อ CGI 0.0%Cu CGI 1.0%Cu และ CGI 1.5%Cu ที่ใช้ศึกษาวิจัยเป็นเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวนอนที่สามารถยอมรับได้ตามมาตรฐาน ASTM A247 แต่เหล็กหล่อ CGI 0.5%Cu มีค่าเปอร์เซ็นต์แมกนีเซียมเหลือค้างอยู่ที่ 0.018% ซึ่งสูงกว่าเดาหลอมอื่น ๆ ซึ่งความผิดพลาดนี้เกิดขึ้นในขั้นตอนการผลิต ความผิดพลาดที่เกิดขึ้นนี้อาจมีสาเหตุมาจาก ความสับสนในการเตรียมสารผสมที่ใช้ทั้งสองชนิดคือ Compactmag alloy และ Superseed75 เนื่องจากข้อจำกัดในเรื่องของเวลาในการทดลอง จึงไม่ได้ทำการทดลองใหม่ อย่งไรก็ตามเหล็กหล่อ CGI 0.5%Cu นี้ก็ยังสามารถนำมาใช้ศึกษาปริมาณของการเติมธาตุทองแดงต่อการเปลี่ยนแปลงปริมาณของโครงสร้างเฟิร์ลไลต์ได้

4.8 โครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนที่เติมทองแดงและไม่เติมทองแดง



รูปที่ 4.10 ภาพถ่ายลักษณะโครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน (3 %Nital)

จากรูปที่ 4.10 (a)–(d) พิจารณาได้ว่าเหล็กหล่อ CGI 0.0%Cu เมื่อไม่ทำการเติมธาตุทองแดงโครงสร้างพื้นส่วนใหญ่เป็นเฟอร์ไรต์ โดยลักษณะของโครงสร้างเฟอร์ไรต์พบเป็นเฟสสีขาวที่อยู่รวมตัวกันอย่างต่อเนื่องและห่อหุ้มเฟสของแกรไฟต์รูปตัวหนอน มีอัตราส่วนระหว่างปริมาณเฟอร์ไรต์ : เฟอร์ไรต์ประมาณ 1 : 3.1 และเมื่อทำการเติมธาตุทองแดงในปริมาณตั้งแต่ 0.5–1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ดังรูปที่ 4.10 (b)–(d) ทำให้ได้โครงสร้างเฟอร์ไรต์ในปริมาณที่สูงขึ้นตามปริมาณการเติมทองแดงที่มากขึ้น และพบว่าเฟสสีขาวคือโครงสร้างเฟอร์ไรต์มีปริมาณลดลง

เมื่อปริมาณการเติมทองแดงเพิ่มขึ้น ถึงแม้ว่าจะทำการเติมทองแดงในปริมาณสูงถึง 1.5 เปอร์เซ็นต์ โดยน้ำหนัก ผลการวิจัยพบว่าไม่ได้โครงสร้างพื้นเพิร์ลไลต์ทั้งหมด โดยพบว่าเหล็กหล่อ CGI 1.5%Cu ได้โครงสร้างพื้นเพิร์ลไลต์-เฟอร์ไรต์ดังแสดงในรูปที่ 4.10 (d)

4.9 ผลของปริมาณการเติมทองแดงต่อการเปลี่ยนแปลงปริมาณเฟสในโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอนสภาพภายหลังการหล่อ

เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอนที่มีเปอร์เซ็นต์โนคคูลาริตี 19.54% ที่ไม่เติมธาตุทองแดง หรือเหล็กหล่อ CGI 0.0%Cu ได้ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 4.10 ผลวิเคราะห์ปริมาณเฟสดังรูปที่ 4.11 มีปริมาณเพิร์ลไลต์ 22.6% เฟอร์ไรต์ 70.6% แกรไฟต์ 6.8% ผลการทดสอบสมบัติทางกลดังรูปที่ 4.12 และตารางที่ 4.3 ได้ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดโดยเฉลี่ย 337 MPa ค่าความแข็งแรงดึงจุดครากโดยเฉลี่ย 229 MPa ค่าความแข็งแรงแบบบริเนลโดยเฉลี่ย 163 BHN ค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกโดยเฉลี่ย 13.4 J เมื่อเทียบเกรดตามมาตรฐานของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอน ASTM A842 ดังตารางที่ 2.10 หน้า 32 พบว่าเหล็กหล่อ CGI 0.0%Cu ในสภาพภายหลังการหล่อดีสมบัติทางกลสูงกว่าเกรดเฟอร์ไรต์ทั้งหมดซึ่งเป็นเกรดต่ำสุดของ ASTM A842 Grade 250 และสมบัติทางกลของเหล็กหล่อ CGI 0.0%Cu ประมาณเทียบเคียงได้กับสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอน ASTM A842 Grade 300 (min. U.T.S 300 MPa, min. Y.S. 210 MPa and Hardness 143–207 BHN)

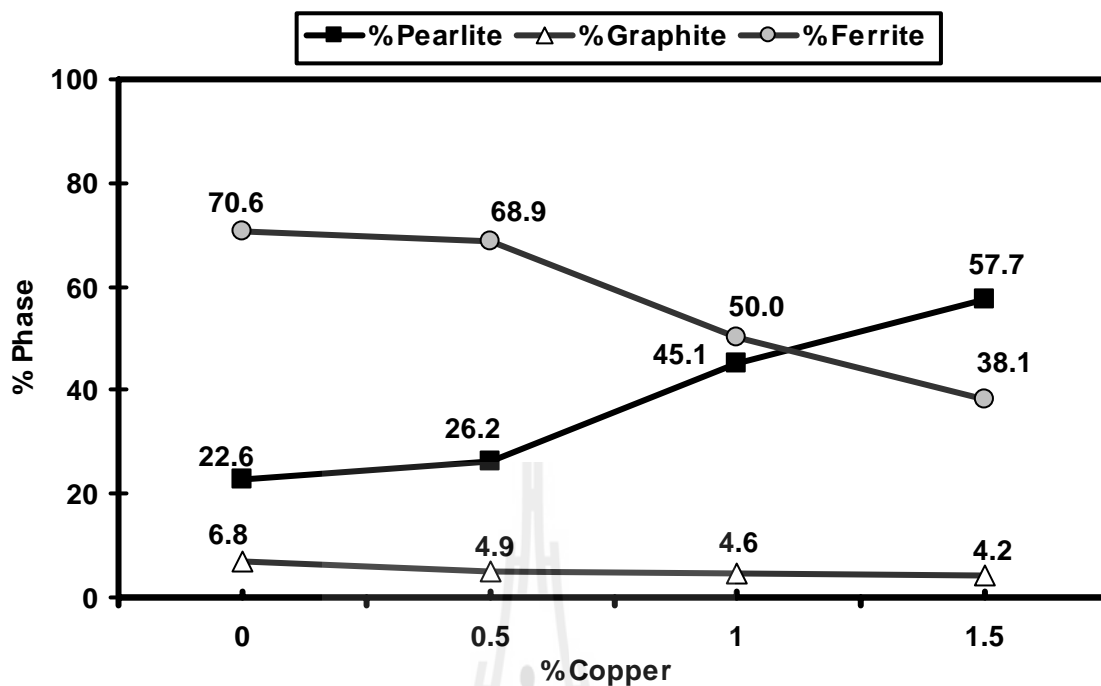
เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอนที่มีเปอร์เซ็นต์โนคคูลาริตี 52.52% เมื่อเติมปริมาณธาตุทองแดง 0.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก หรือเหล็กหล่อ CGI 0.5%Cu ได้ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 4.10 ได้ผลวิเคราะห์ปริมาณเฟสดังรูปที่ 4.11 พบว่า มีปริมาณเพิร์ลไลต์ 26.2% เฟอร์ไรต์ 68.9% แกรไฟต์ 4.9% ผลการทดสอบสมบัติทางกลดังแสดงในรูปที่ 4.12 และตารางที่ 4.3 ได้ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดโดยเฉลี่ย 525 MPa ค่าความแข็งแรงดึงจุดครากโดยเฉลี่ย 448 MPa ค่าความแข็งแรงแบบบริเนลโดยเฉลี่ย 179 BHN ค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกโดยเฉลี่ย 13.0 J เมื่อเทียบเกรดกับมาตรฐานการทดสอบเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม ASTM A536 ดังข้อมูลในตารางที่ 2.9 หน้า 31 พบว่า มีสมบัติทางกลสูงกว่าเกรดต่ำสุดของ ASTM A536 Grade 60-40-18 เมื่อเทียบเกรดของเหล็กหล่อ CGI 0.5%Cu ในสภาพภายหลังการหล่อกับข้อมูลในตารางที่ 2.10 หน้า 32 พบว่าสมบัติทางกลของเหล็กหล่อ CGI 0.5%Cu ประมาณเทียบเคียงได้กับสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหอนเกรดเพิร์ลไลต์ทั้งหมดซึ่งเป็นเกรดสูงสุด คือ ASTM A842 Grade 450 (ซึ่งสมบัติเชิงกลที่สูงขึ้นนี้เนื่องมาจากค่าเปอร์เซ็นต์โนคคูลาริตีที่สูง)

เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนที่มีเปอร์เซ็นต์โนดคูลาริตี 17.45% เมื่อเติมธาตุทองแดง 1.0 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักหรือเหล็กหล่อ CGI 1.0%Cu ได้ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 4.10 ผลวิเคราะห์ปริมาณเฟสดังรูปที่ 4.11 พบว่า มีปริมาณเฟอร์ไรต์ 45.1% เพอร์ไรต์ 50.0% แกรไฟต์ 4.6% ผลการทดสอบสมบัติทางกลดังรูปที่ 4.12 และตารางที่ 4.3 ได้ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดโดยเฉลี่ย 506 MPa ค่าความแข็งแรงดึงจุดครากโดยเฉลี่ย 452 MPa ค่าความแข็งแรงแบบบริเนลโดยเฉลี่ย 217 BHN ค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกโดยเฉลี่ย 9.8 J เมื่อเทียบเกรดกับมาตรฐานการทดสอบเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนของข้อมูลในตารางที่ 2.10 พบว่า เหล็กหล่อ CGI 1.0%Cu ในสภาพภายหลังการหลอมมีสมบัติทางกลที่สามารถเทียบเคียงได้กับเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนเกรดเฟอร์ไรต์ ไลต์ทั้งหมดซึ่งเป็นเกรดสูงสุด คือ ASTM A842 Grade 450 นอกจากนี้เหล็กหล่อ CGI 1.0%Cu ยังมีสมบัติทางกลที่เทียบเคียงได้กับเหล็กหล่อแกรไฟต์กลุ่มของ ASTM A536 Grade 65-45-12 เมื่อเทียบกับข้อมูลในตารางที่ 2.9 หน้า 31

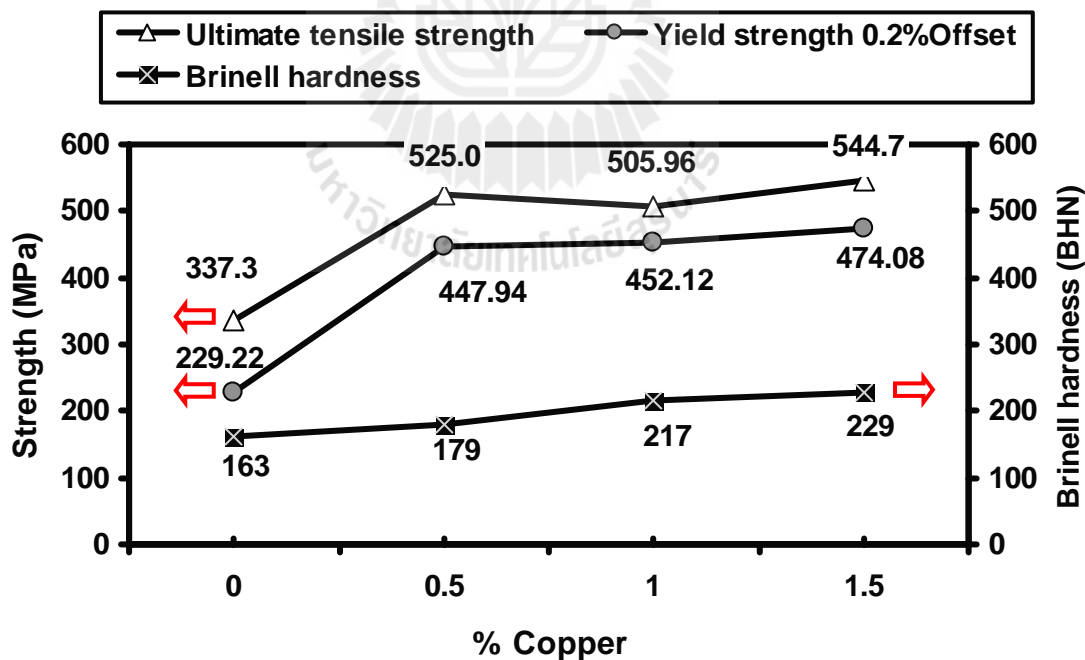
เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนที่มีเปอร์เซ็นต์โนดคูลาริตี 19.09% ที่ได้ทำการเติมธาตุทองแดง 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักหรือเหล็กหล่อ CGI 1.5%Cu ได้ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 4.10 จากผลวิเคราะห์ปริมาณเฟสในรูปที่ 4.11 พบว่า มีปริมาณเฟอร์ไรต์ 57.7% เพอร์ไรต์ 38.1% แกรไฟต์ 4.2% ผลการทดสอบสมบัติทางกลในรูปที่ 4.12 ได้ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดโดยเฉลี่ย 545 MPa ค่าความแข็งแรงดึงจุดครากโดยเฉลี่ย 474 MPa ค่าความแข็งแรงแบบบริเนลโดยเฉลี่ย 229 BHN ค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกโดยเฉลี่ย 8.4 J พบว่า เหล็กหล่อ CGI 1.5%Cu ในสภาพภายหลังการหลอมมีสมบัติทางกลที่สามารถเทียบเคียงได้กับเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนเกรดเฟอร์ไรต์ ไลต์ทั้งหมดซึ่งเป็นเกรดสูงสุด คือ ASTM A842 Grade 450 นอกจากนี้เหล็กหล่อ CGI 1.5%Cu ยังมีสมบัติทางกลที่เทียบเคียงได้กับเหล็กหล่อแกรไฟต์กลุ่ม ASTM A536 Grade 65-45-12

ตารางที่ 4.3 แสดงค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนสภาพหล่อ

| Cast Iron Alloys | Impact energy (J) | | | % Ferrite |
|------------------|-------------------|--------|---------|-----------|
| | 1 | 2 | Average | |
| CGI 0.0%Cu | 12.8 J | 14.0 J | 13.4 J | 70.6 |
| CGI 0.5%Cu | 12.4 J | 13.6 J | 13.0 J | 68.9 |
| CGI 1.0%Cu | 8.4 J | 11.2 J | 9.8 J | 50.0 |
| CGI 1.5%Cu | 8.4 J | 8.4 J | 8.4 J | 38.1 |

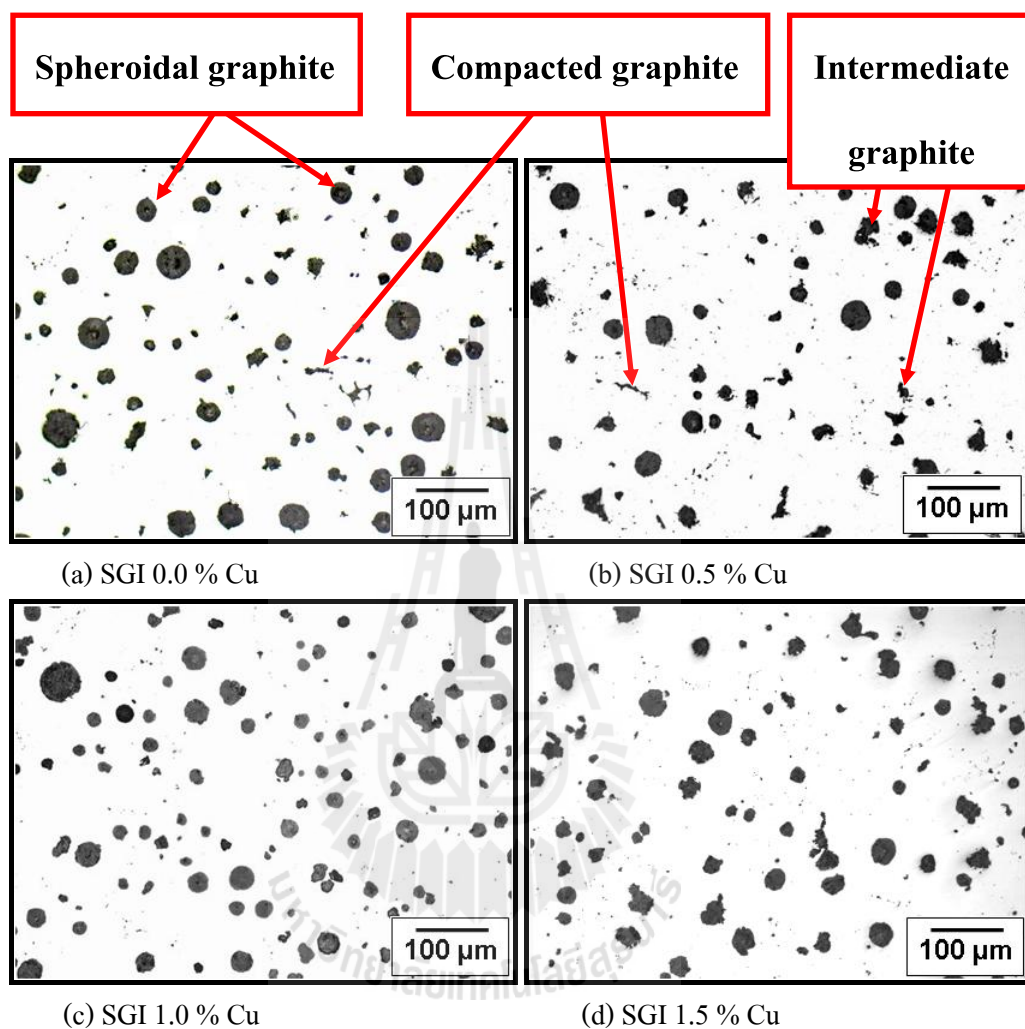


รูปที่ 4.11 แสดงผลการวิเคราะห์ปริมาณเฟสภายในโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ CGI



รูปที่ 4.12 แสดงสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนในสภาพภายหลังการหล่อ

4.10 รูปร่างเกรไฟต์ของเหล็กหล่อเกรไฟต์กลมที่เติมทองแดงและไม่เติมทองแดง



รูปที่ 4.13 ภาพถ่ายลักษณะรูปร่างเกรไฟต์ของเหล็กหล่อเกรไฟต์กลม (Un etched)

ตารางที่ 4.4 แสดงผลการวิเคราะห์คุณสมบัติของเกรไฟต์ในเหล็กหล่อเกรไฟต์กลม

| Percentage (%) | SGI 0.0%Cu | SGI 0.5%Cu | SGI 1.0%Cu | SGI 1.5%Cu |
|----------------|------------|------------|------------|------------|
| % Residual Mg | 0.042 | 0.044 | 0.055 | 0.040 |
| % Nodularity | 63.17 | 66.34 | 85.64 | 71.41 |
| % Compacted | 28.33 | 24.07 | 8.21 | 20.73 |
| % Intermediate | 16.99 | 19.17 | 12.30 | 15.72 |
| % Spheroidal | 54.67 | 56.76 | 79.49 | 63.55 |

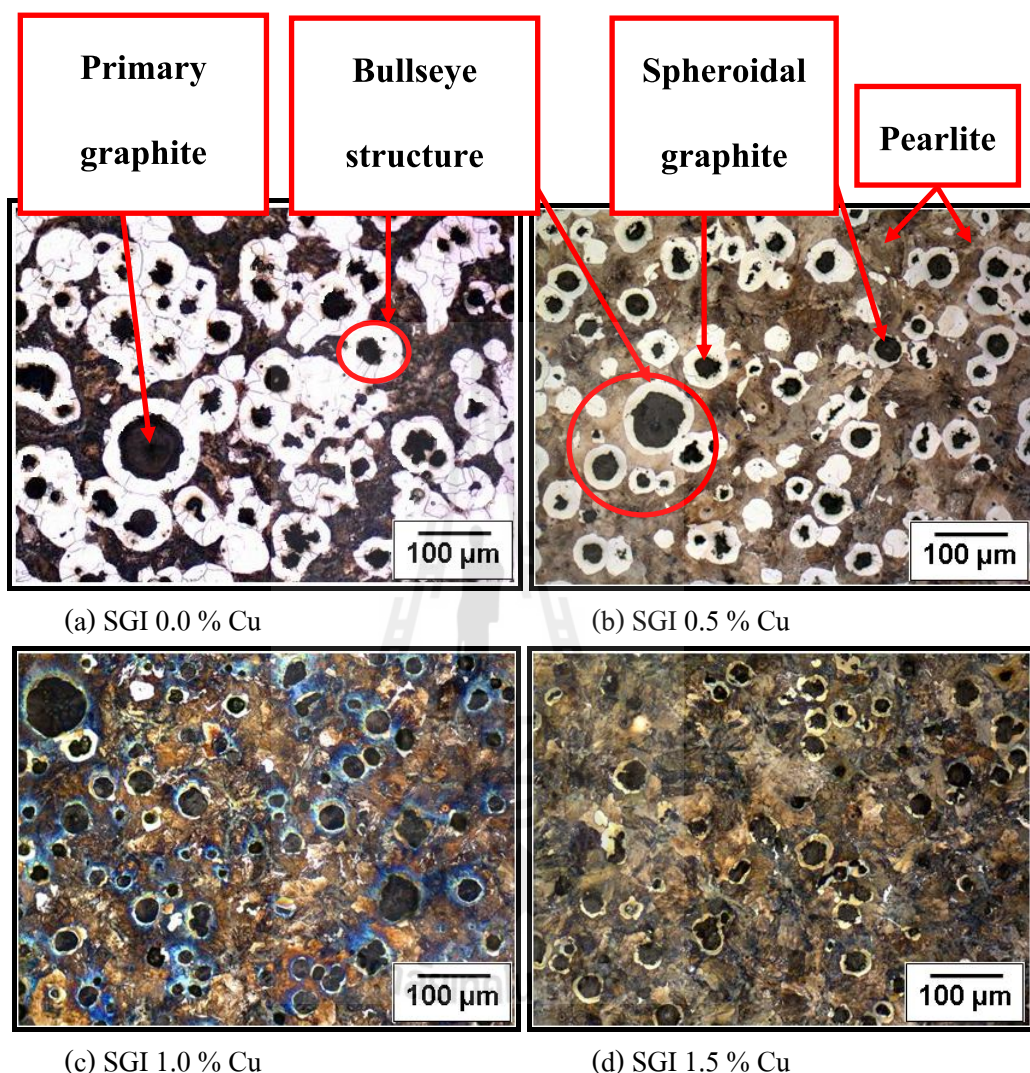
การผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมของงานวิจัยนี้ ใช้วิธีการผสมโลหะผสมแมกนีเซียมในเบ้าผสมแบบเปิด (Open ladle) โดยโลหะผสมแมกนีเซียมที่มีชื่อทางการค้าว่า Elmag5800 ในปริมาณ 1.2 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก และใช้สารอินนอคูลแลนท์ที่มีชื่อทางการค้าว่า Superseed75 ในปริมาณ 0.4 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก อุณหภูมิในการทำแมกนีเซียมทรีทเมนต์ในช่วง 1490–1510°C และควบคุมอุณหภูมิเทแบบในช่วง 1330–1370°C รูปร่างแกรไฟต์ของเหล็กหล่อ SGI ดังรูปที่ 4.13 (a)–(d) มีส่วนผสมทางเคมีแสดงในตารางที่ 4.1 พบว่ามีคาร์บอน 3.34–3.52 ซิลิคอน 2.89–3.05 แมงกานีสต่ำกว่า 0.11 ซัลเฟอร์อยู่ระหว่าง 0.013–0.015 ปริมาณแมกนีเซียมเหลือค้างอยู่ในช่วงระหว่าง 0.035 – 0.044 และปริมาณการเติมธาตุทองแดง 0.0 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก

จากข้อกำหนดของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมในสภาพภายหลังการหล่อที่ได้คุณภาพนั้น รูปร่างของแกรไฟต์ต้องมีค่าเปอร์เซ็นต์โนดูลาริตีมากกว่า 80% เมื่อใช้ข้อมูลในตารางที่ 4.4 พิจารณาความสัมพันธ์ระหว่างค่าปริมาณเปอร์เซ็นต์แมกนีเซียมเหลือค้างกับค่าเปอร์เซ็นต์โนดูลาริตีร่วมกับการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อ SGI ในรูปที่ 4.13 พบว่าเหล็กหล่อ SGI 0.0%Cu SGI 0.5%Cu และ SGI 1.5%Cu มีค่าเปอร์เซ็นต์แมกนีเซียมเหลือค้าง 0.040-0.044 % พบว่ามีค่าเปอร์เซ็นต์โนดูลาริตีน้อยกว่า 80% คือ 63.17% 66.34% และ 71.41% ตามลำดับ สำหรับค่าเปอร์เซ็นต์แกรไฟต์ตัวหอนมีค่าดังนี้ 28.33% 24.07% และ 20.73% ตามลำดับ จึงกล่าวได้ว่าเหล็กหล่อ SGI 0.0%Cu SGI 0.5%Cu และ SGI 1.5%Cu ที่ใช้ศึกษาวิจัยเป็นเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมที่มีความกลมของแกรไฟต์ต่ำกว่ามาตรฐานหรือเปอร์เซ็นต์โนดูลาริตีต่ำกว่า 80% แต่สำหรับเหล็กหล่อ SGI 1.0%Cu มีค่าเปอร์เซ็นต์แมกนีเซียมเหลือค้างอยู่ที่ 0.055% ซึ่งสูงกว่าเดาหาลอมอื่น ๆ ทำให้เหล็กหล่อ SGI 1.0% Cu มีค่าเปอร์เซ็นต์โนดูลาริตีมากกว่า 80% คือ ได้ 85.64% ถือได้ว่าเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม SGI 1.0%Cu มีความกลมของแกรไฟต์เป็นที่ยอมรับได้ตามมาตรฐานเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม

ผลการหล่อเหล็กหล่อ SGI 0.0 %Cu SGI 0.5%Cu และ SGI 1.5%Cu ที่ได้ค่าเปอร์เซ็นต์โนดูลาริตีต่ำกว่า 80% อาจมีสาเหตุมาจากวิธีการผสมโลหะผสมแมกนีเซียมในเบ้าผสมแบบเปิด (Open ladle) เพราะวิธีนี้เป็นวิธีที่ประสิทธิภาพของการเก็บโลหะผสมแมกนีเซียมต่ำ และเกิดการสูญเสียโลหะแมกนีเซียมได้ง่าย

เหล็กหล่อ SGI ทั้ง 4 ส่วนผสมจัดได้ว่ามีส่วนผสมไฮเปอร์ยูเทคติก เนื่องจากมีค่าคาร์บอนเทียบเท่ากับมากกว่า 4.3 เปอร์เซ็นต์ จึงเป็นผลทำให้ปรากฏพบรูปร่างแกรไฟต์กลมขนาดใหญ่ปะปนอยู่กับโครงสร้างยูเทคติกแกรไฟต์ดังรูปที่ 4.13 และ 4.14

4.11 โครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมที่เติมทองแดงและไม่เติมทองแดง

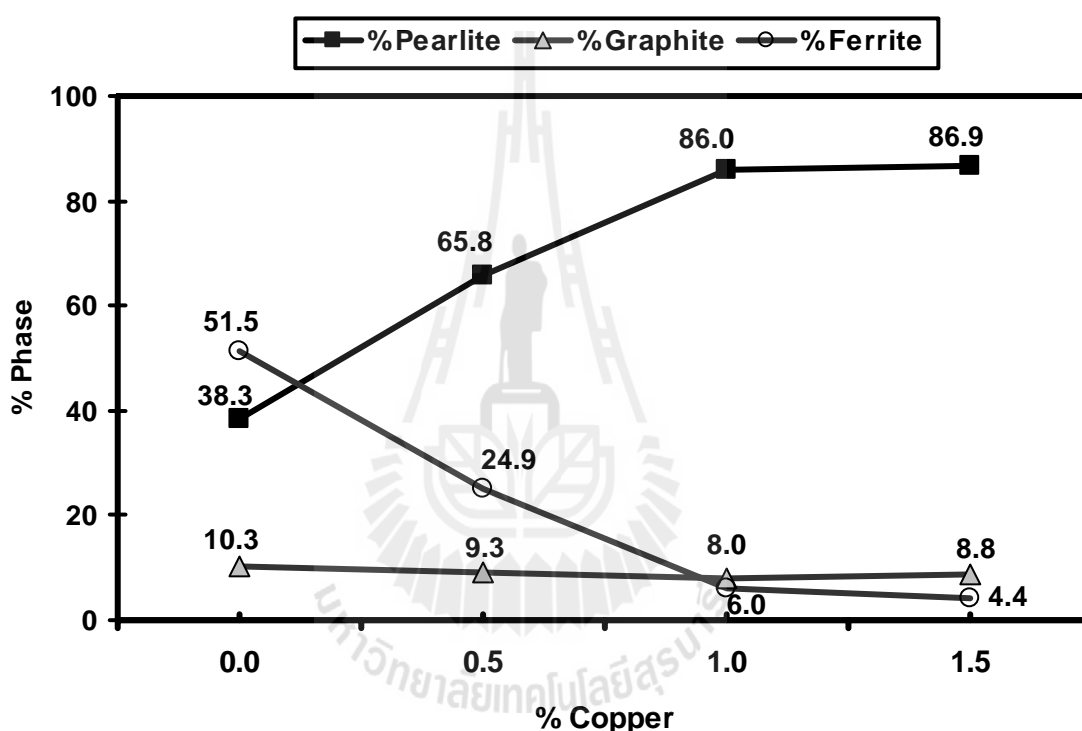


รูปที่ 4.14 ภาพถ่ายลักษณะ โครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม (3 %Nital)

เมื่อพิจารณาเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมที่ไม่ทำการเติมธาตุทองแดงหรือเหล็กหล่อ SGI 0.0% Cu ดังในรูปที่ 4.14 (a) พบว่าโครงสร้างพื้นส่วนใหญ่เป็นเฟอร์ไรต์ โดยลักษณะของโครงสร้างเฟอร์ไรต์พบเป็นเฟสสีขาวที่อยู่รวมตัวกันอย่างต่อเนื่องและห่อหุ้มโครงสร้างของแกรไฟต์ ถ้าหากคิดเป็นอัตราส่วนระหว่างปริมาณของโครงสร้างเฟอร์ไรต์ : เฟอร์ไรต์ จะได้ประมาณ 1 : 1.3 เมื่อทำการเติมธาตุทองแดงในปริมาณตั้งแต่ 0.5–1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก พบว่าปริมาณเฟอร์ไรต์ลดลง ส่วนปริมาณเฟอร์ไรต์เพิ่มมากขึ้นตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณทองแดง รูปที่ 4.14 (c) SGI 1.0%Cu

และ (d) SGI 1.5%Cu พบว่าการเติมทองแดงในปริมาณ 1.0–1.5 เปอร์เซ็นต์ ทำให้ได้เป็นเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม โครงสร้างพื้นเพิร์ลไลต์ จากผลการทดลองพบว่าธาตุทองแดงมีบทบาทในการสนับสนุนการเพิ่มขึ้นของปริมาณเพิร์ลไลต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมอย่างมีนัยสำคัญ

4.12 ผลของปริมาณการเติมทองแดงต่อการเปลี่ยนแปลงปริมาณเฟสในโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมสภาพภายหลังการหล่อ



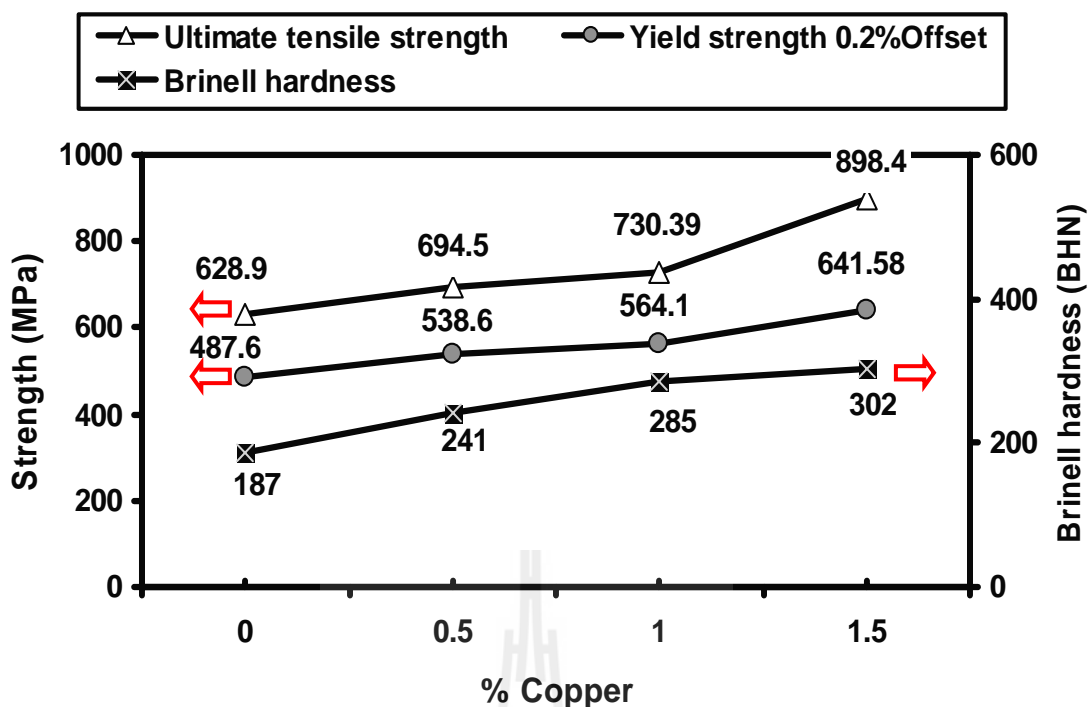
รูปที่ 4.15 แสดงผลการวิเคราะห์ปริมาณเฟสภายในโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ SGI

เหล็กหล่อแกรไฟต์กลมที่มีเปอร์เซ็นต์โนดคูลาริตี 63% และไม่เติมธาตุทองแดง หรือเหล็กหล่อ SGI 0.0%Cu ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและผลวิเคราะห์ปริมาณเฟสดังรูปที่ 4.14 และ 4.15 พบว่ามีปริมาณเพิร์ลไลต์ 38.3% เฟอไรต์ 51.5% แกรไฟต์ 10.3% ผลการทดสอบสมบัติทางกลดังรูปที่ 4.16 และตารางที่ 4.5 ได้ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดโดยเฉลี่ย 629 MPa ค่าความแข็งแรงดึงจุดครากโดยเฉลี่ย 488 MPa ค่าความแข็งแรงแบบบริเนลโดยเฉลี่ย 187 BHN ค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกโดยเฉลี่ย 13 J เมื่อเทียบเกรดตามมาตรฐานของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม ASTM A536 จากข้อมูลในตารางที่ 2.9 พบว่าเหล็กหล่อ SGI 0.0%Cu ในสภาพ

ภายหลังการหล่อมีสมบัติทางกลสูงกว่าเกรดต่ำสุดของ ASTM A536 Grade 60-40-18 และสมบัติทางกลของเหล็กหล่อ SGI 0.0%Cu ประมาณเทียบเคียงได้กับสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม ASTM A536 Grade 80-55-06

เหล็กหล่อแกรไฟต์กลมที่มีเปอร์เซ็นต์โนคูลาริตี 66% 86% และ 71% เมื่อเปรียบเทียบปริมาณการเติมธาตุทองแดงตั้งแต่ 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักตามลำดับ หรือเหล็กหล่อ SGI 0.5%Cu SGI 1.0%Cu และ SGI 1.5%Cu ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและผลการวิเคราะห์ปริมาณเฟสในรูปที่ 4.14-4.15 พบว่าการเติมธาตุทองแดงในปริมาณที่มากขึ้นส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงปริมาณเฟสดังนี้ ส่งผลเพิ่มปริมาณเฟิร์ลไลต์จาก 65.8% 86.0% และ 86.9% ตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณทองแดง ส่งผลทำให้ปริมาณเฟอร์ไรต์มีค่าลดลงจาก 24.9% 6.0% และ 4.4% ตามลำดับ ให้ผลในทางตรงกันข้ามกับปริมาณเฟิร์ลไลต์เมื่อปริมาณการเติมทองแดงมากขึ้น ส่วนปริมาณเฟสของแกรไฟต์มีค่าลดลงเล็กน้อยอยู่ในช่วง 9.3%-8.0% ผลการทดสอบสมบัติทางกลดังรูปที่ 4.16 และตารางที่ 4.5 พบว่า การเติมธาตุทองแดงตั้งแต่ 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักในเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม ส่งผลต่อการเพิ่มค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดโดยเฉลี่ยดังนี้ 695 730 และ 898 MPa ค่าความแข็งแรงดึงจุดครากโดยเฉลี่ยมีค่าเพิ่มขึ้นจาก 539 564 และ 642 MPa และค่าความแข็งแรงแบบบริเนลโดยเฉลี่ยมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นจาก 241 285 และ 302 BHN ตามปริมาณทองแดงที่เพิ่มขึ้น ส่วนค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกโดยเฉลี่ยมีแนวโน้มลดลงจาก 8.0 6.6 และ 5.0 J ตามลำดับ ผลการวิจัยพบว่าค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกโดยเฉลี่ยมีค่าลดลงสัมพันธ์กันกับปริมาณ โครงสร้างเฟอร์ไรต์ที่ลดลงเมื่อปริมาณการเติมทองแดงสูงขึ้น

เมื่อทำการเทียบเกรดเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมตามมาตรฐาน ASTM พบว่า สมบัติทางกลของเหล็กหล่อ SGI 0.5%Cu และ เหล็กหล่อ SGI 1.0%Cu ในสภาพภายหลังการหล่อมีสมบัติทางกลสูงกว่าเกรดต่ำสุดของ ASTM A536 Grade 60-40-18 และประมาณเทียบเคียงได้กับสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม ASTM A536 Grade 100-70-03 นอกจากนี้เหล็กหล่อ SGI 1.5%Cu มีสมบัติทางกลที่เทียบเคียงได้กับสมบัติทางกลของเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม ASTM A536 Grade 120-90-02



รูปที่ 4.16 แสดงค่าเฉลี่ยสมบัติทางกลของเหล็กหล่อเกรไฟต์กลมสภาพภายหลังการหล่อ

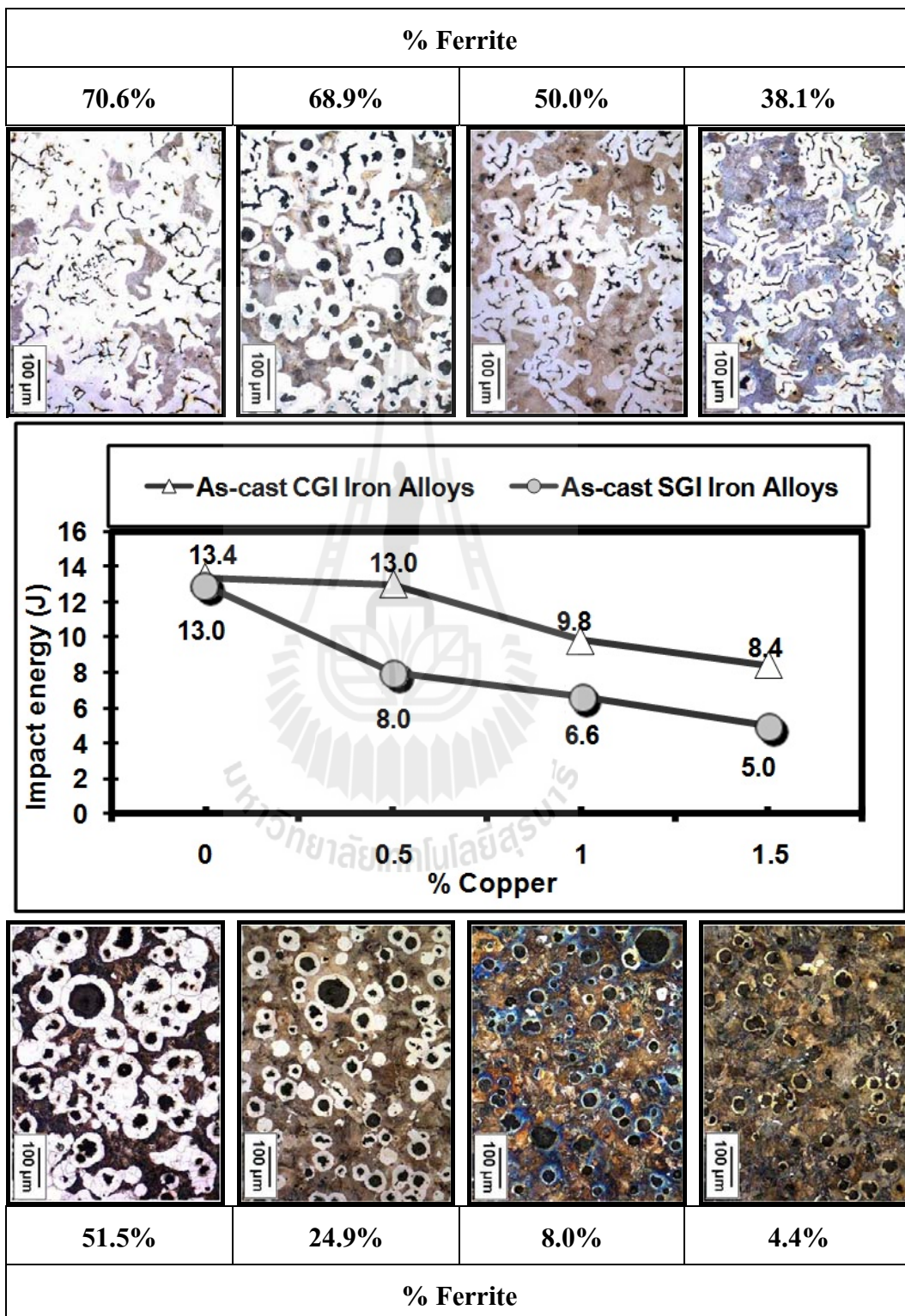
ตารางที่ 4.5 แสดงค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกของเหล็กหล่อเกรไฟต์กลมสภาพหล่อ

| Cast Iron Alloys | Impact energy (J) | | | % Ferrite |
|------------------|-------------------|--------|---------|-----------|
| | 1 | 2 | Average | |
| SGI 0.0 % Cu | 14.0 J | 12.0 J | 13.0 J | 51.5 |
| SGI 0.5% Cu | 8.0 J | 8.0 J | 8.0 J | 24.9 |
| SGI 1.0% Cu | 7.2 J | 6.0 J | 6.6 J | 8.0 |
| SGI 1.5% Cu | 4.8 J | 5.2 J | 5.0 J | 4.4 |

เหล็กหล่อเกรไฟต์ตัวหนอนและเหล็กหล่อเกรไฟต์กลมที่ไม่เติมทองแดงมีค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกโดยเฉลี่ยสูงสุด การเติมทองแดงในปริมาณที่สูงขึ้นมีผลทำให้ค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกมีค่าต่ำลงตามปริมาณการเติมทองแดงที่มากขึ้น

ค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกของเหล็กหล่อเกรไฟต์ตัวหนอนมีค่าสูงกว่าเหล็กหล่อเกรไฟต์กลมเมื่อเปรียบเทียบปริมาณการเติมทองแดงที่เท่ากัน เนื่องจากปริมาณเฟอร์ไรต์ในเหล็กหล่อเกรไฟต์ตัวหนอนมีปริมาณสูงกว่าเหล็กหล่อเกรไฟต์กลมทุกๆ กรณีที่เติมทองแดงในปริมาณเดียวกัน จากผลการวิจัยดังข้อมูลในตารางที่ 4.6 พบว่าปริมาณเฟอร์ไรต์เป็นปัจจัยหลักที่เป็นตัวกำหนดค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกมากกว่าลักษณะรูปทรงของเกรไฟต์

ตารางที่ 4.6 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณเฟอร์ไรต์ในเหล็กหล่อ CGI และ เหล็กหล่อ SGI ที่ปริมาณการเติมทองแดงต่าง ๆ กับค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทก



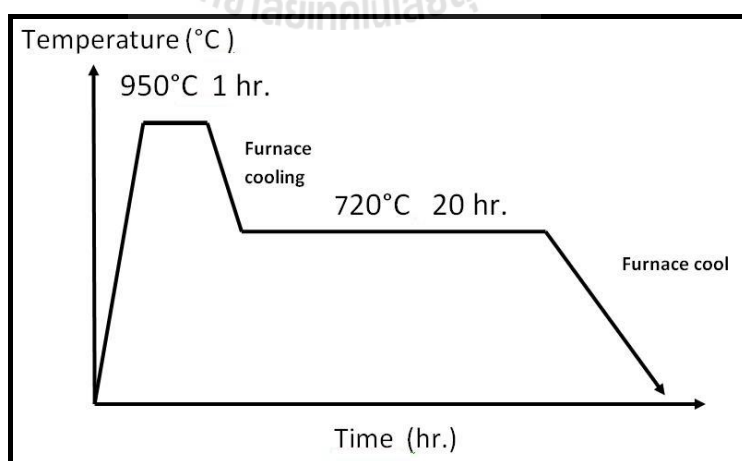
4.13 การผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมโครงสร้างพื้นเพอร์ไรต์ทั้งหมด

วิธีการอบชุบความร้อนแบบอบอ่อนอย่างสมบูรณ์ (Full annealing process) ถูกนำมาใช้เพื่อเปลี่ยนโครงสร้างเฟอร์ไรต์ในสภาพภายหลังการหล่อให้กลายเป็นโครงสร้างเพอร์ไรต์ทั้งหมดและแกรไฟต์ โครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการอบอ่อนอย่างสมบูรณ์แสดงในรูปที่ 4.18–4.21

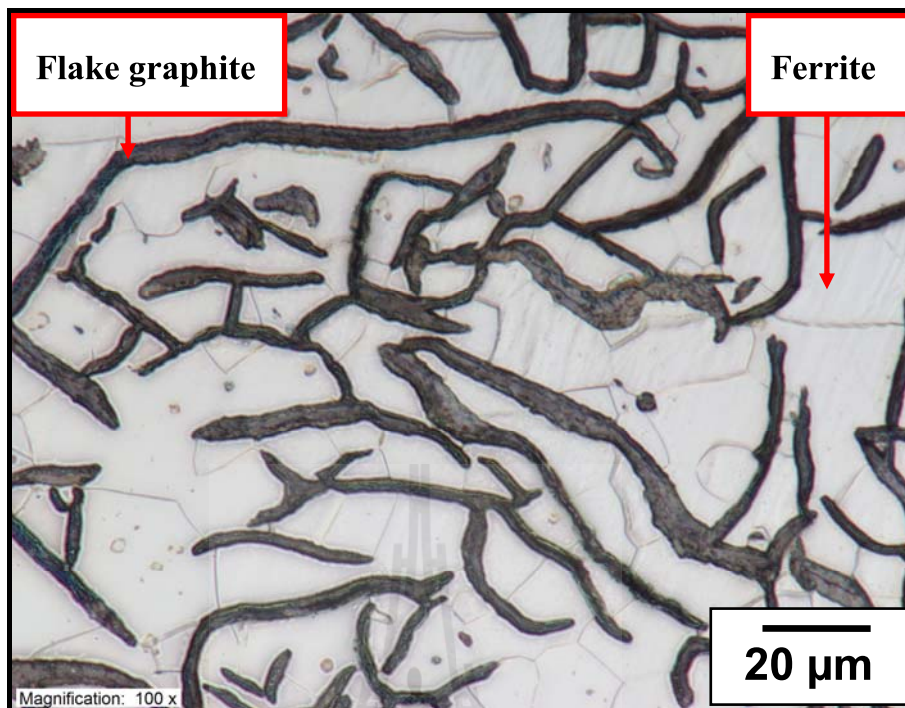
ความมุ่งหมายของการทำการอบอ่อนอย่างสมบูรณ์ในงานวิจัยนี้เพื่อต้องการทำความเข้าใจบทบาทของธาตุทองแดงที่เติมเข้าไปตั้งแต่ 0.0 0.5 1.0 ถึง 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่น (เหล็กหล่อ FGI) และเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม (เหล็กหล่อ SGI) โครงสร้างพื้นเพอร์ไรต์ทั้งหมด ประเด็นที่สนใจศึกษามีดังนี้

1. เพื่ออธิบายพฤติกรรมการละลายของธาตุทองแดงที่เติมเข้าไปในปริมาณสูงถึง 1.5 เปอร์เซ็นต์ในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม โครงสร้างพื้นเพอร์ไรต์ทั้งหมด
2. เพื่อทราบบทบาทของธาตุทองแดงที่เติมเข้าไปในปริมาณสูงถึง 1.5 เปอร์เซ็นต์ต่อการเพิ่มความแข็งแรงแบบสารละลายของแข็งในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม โครงสร้างพื้นเพอร์ไรต์ทั้งหมด
3. เพื่อทราบลักษณะการแยกตัวของธาตุทองแดงเมื่อเติมทองแดงเข้าไปในปริมาณสูงถึง 1.5 เปอร์เซ็นต์ เพื่อทำความเข้าใจว่าทองแดงแยกตัวอยู่ในลักษณะใดของโครงสร้างพื้นเพอร์ไรต์ทั้งหมดในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม

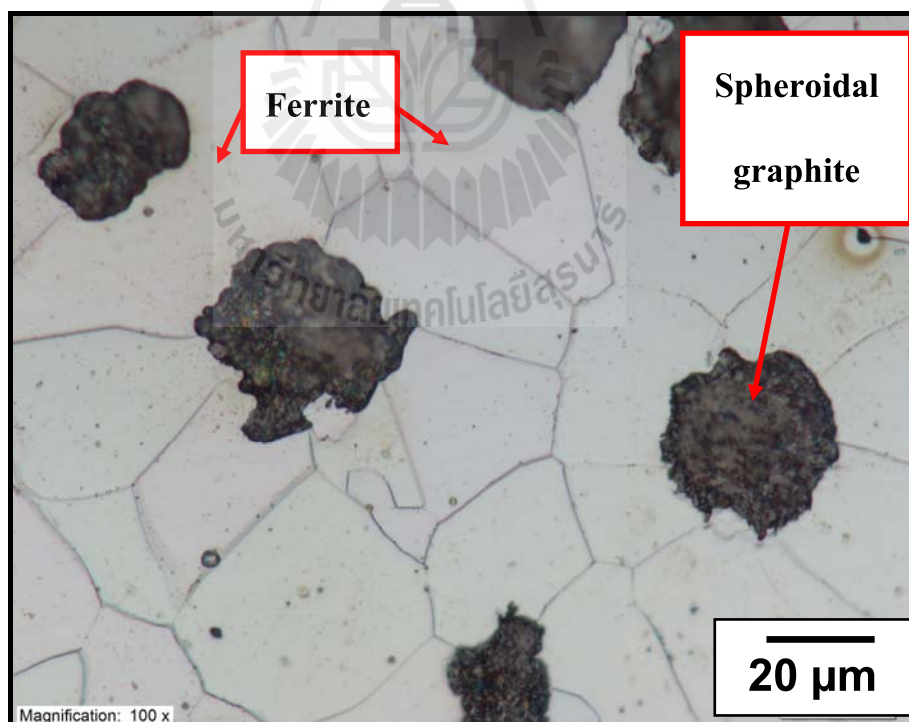
กระบวนการอบอ่อนอย่างสมบูรณ์ที่นำมาใช้ในงานวิจัยนี้แสดงดังรูปที่ 4.17



รูปที่ 4.17 แสดงกระบวนการอบอ่อนอย่างสมบูรณ์ที่นำมาใช้ในงานวิจัยนี้

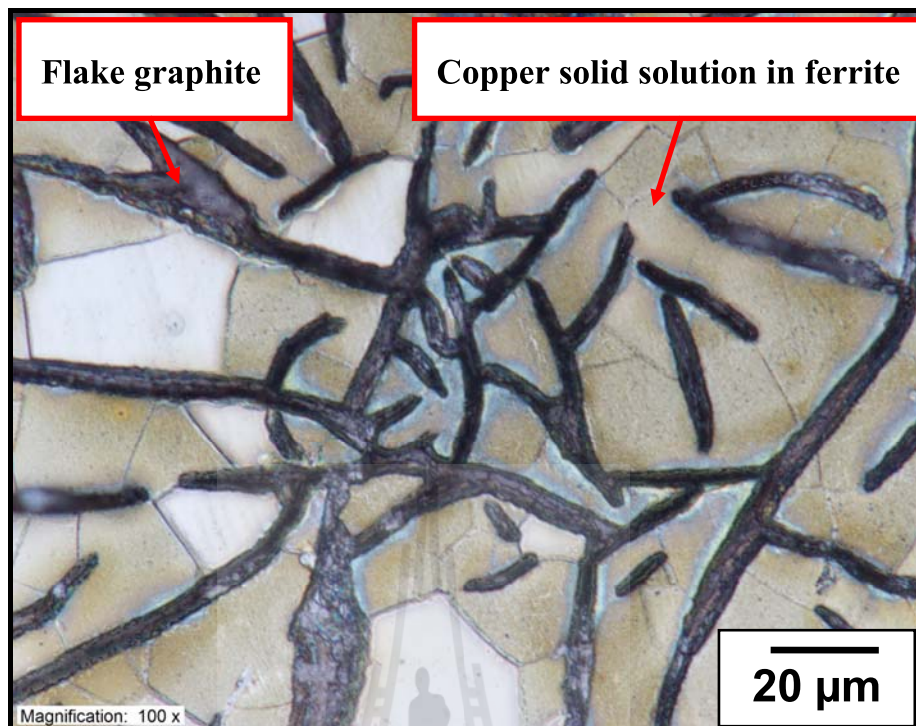


(a) FGI 0.0%Cu Annealed

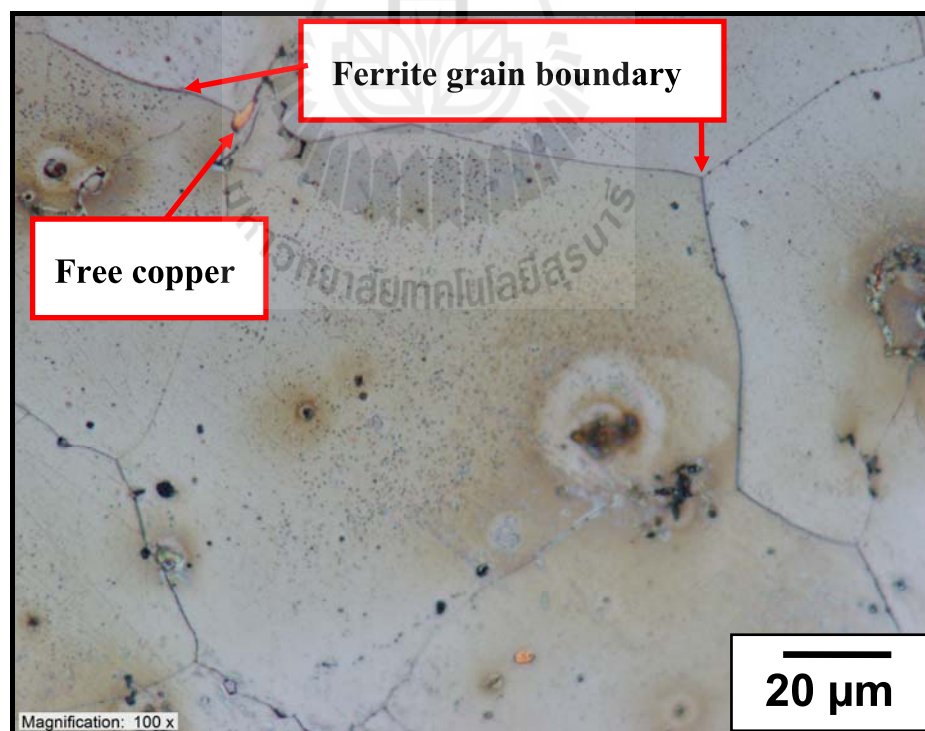


(b) SGI 0.0 %Cu Annealed

รูปที่ 4.18 เหล็กหล่อ FGI 0.0%Cu และเหล็กหล่อ SGI 0.0%Cu Annealed (3% Nital)

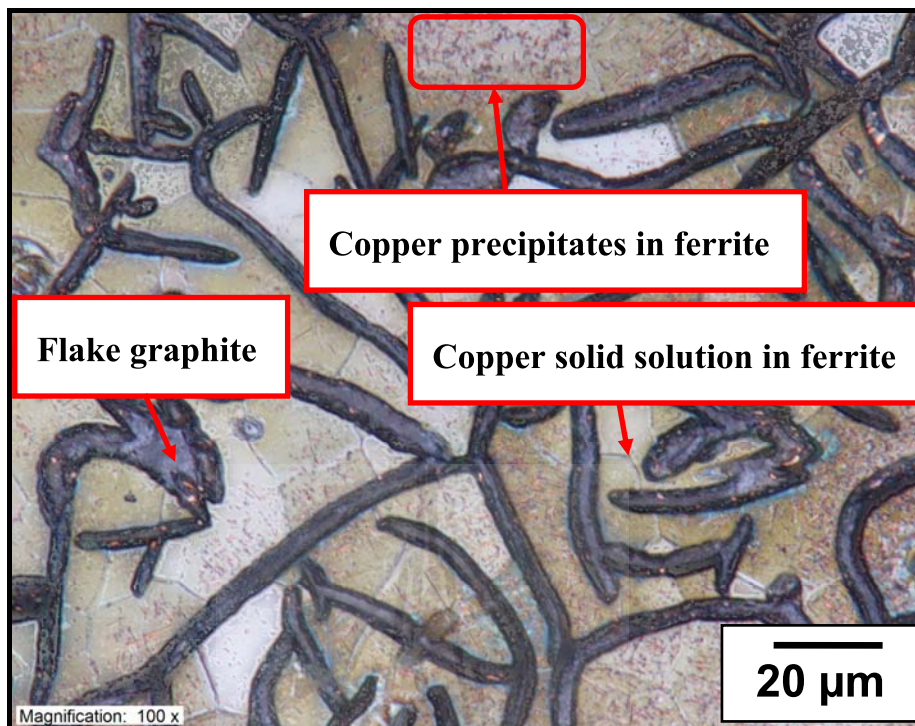


(a) FGI 0.5% Cu Annealed

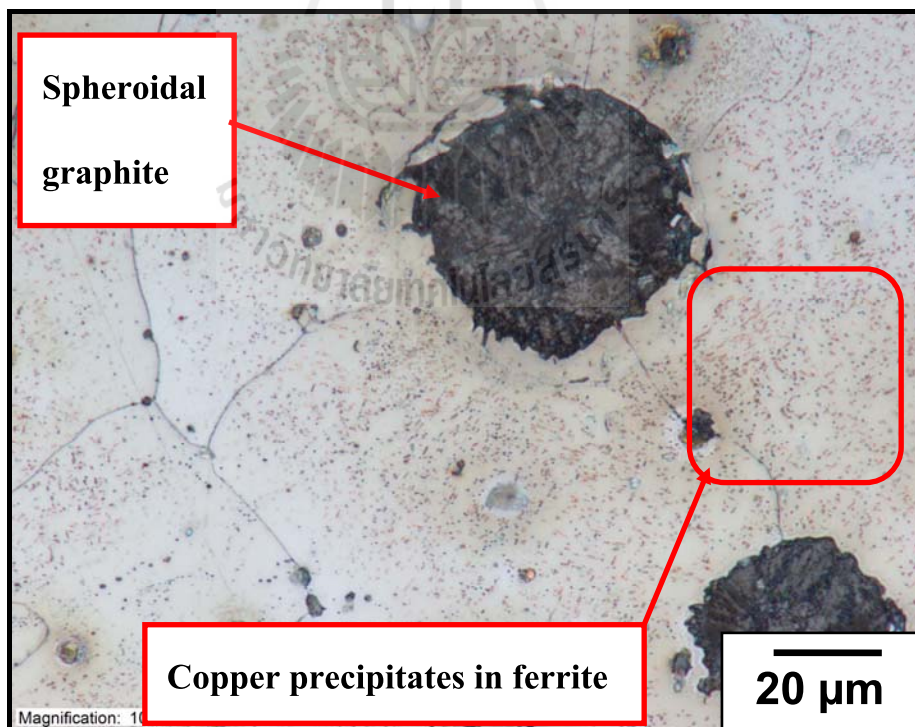


(b) SGI 0.5% Cu Annealed

รูปที่ 4.19 เหล็กหล่อ FGI 0.5%Cu และเหล็กหล่อ SGI 0.5%Cu Annealed (3% Nital)

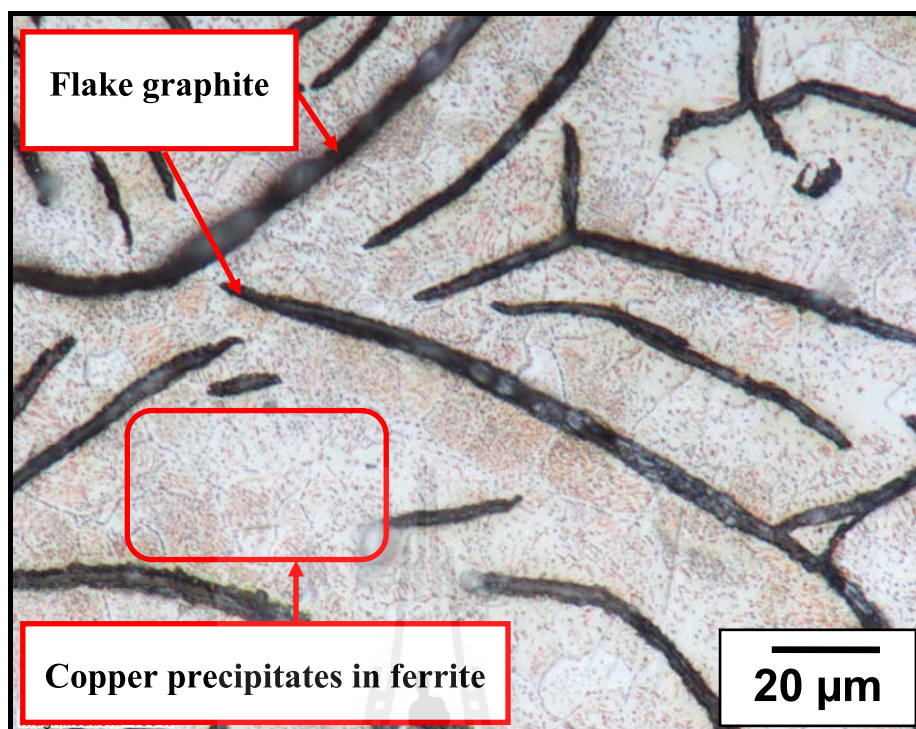


(a) FGI 1.0% Cu Annealed

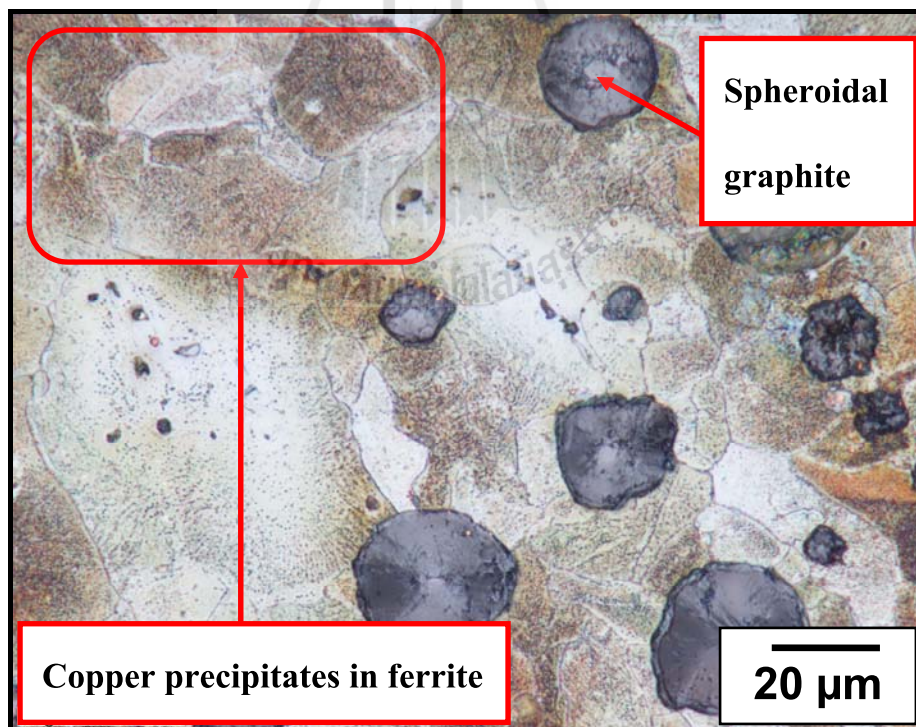


(b) SGI 1.0% Cu Annealed

รูปที่ 4.20 เหล็กหล่อ FGI 1.0%Cu และเหล็กหล่อ SGI 1.0%Cu Annealed (3% Nital)



(a) FGI 1.5% Cu Annealed



(b) SGI 1.5% Cu Annealed

รูปที่ 4.21 เหล็กหล่อ FGI 1.5%Cu และเหล็กหล่อ SGI 1.5%Cu Annealed (3% Nital)

4.14 พฤติกรรมการละลายของทองแดงในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรต์ทั้งหมด

ขนาดรัศมีอะตอม (Atomic radii) ของเหล็ก (Fe) และทองแดง (Cu) มีขนาดใกล้เคียงกันคือ 1.28\AA สำหรับซิลิคอน (Si) 1.17\AA ดังนั้นอะตอมของทองแดงและซิลิคอนจึงมีลักษณะการละลายของอะตอมแบบแทนที่ในเหล็ก ส่วนขนาดรัศมีอะตอมของคาร์บอน 0.77\AA คาร์บอนจึงละลายในเหล็กเฟอร์ไรต์แบบแทรกที่กั้น แผนภูมิสมมูลของเหล็กกับทองแดงเป็นเครื่องมือช่วยพิจารณาความสามารถในการละลายของทองแดงในเหล็กแอลฟาหรือเฟอร์ไรต์ (Alpha iron or ferrite) ดังรูปที่ 2.51 (หน้า 52) พบว่าความสามารถในการละลายของทองแดงสูงสุดในเหล็กแอลฟาที่อุณหภูมิยูเทคตอยด์ คือ 850°C มีค่าเท่ากับ 2.2 wt\% (จากกราฟเส้นที่บในแผนภูมิสมมูลของ Fe-Cu) หรือมีค่าเท่ากับ 1.23 wt\% (จากกราฟเส้นประในแผนภูมิสมมูลของ Fe-Cu)

เนื่องด้วยเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่น (FGI) และเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม (SGI) ที่ใช้ศึกษาวิจัย มีปริมาณธาตุซิลิคอนอยู่ระหว่าง $2.9\text{--}3.0\text{ wt\%}$ จึงนำแผนภูมิสมมูลดังรูปที่ 2.48 (หน้า 50) แผนภูมิสมมูลของระบบ Fe-C-2.9wt% Si มาใช้พิจารณาประกอบการทำการอบอุ่นพบว่าอุณหภูมิยูเทคตอยด์อยู่ที่ 818°C ความสามารถในการละลายของคาร์บอนสูงสุดในเฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมินี้ประมาณ 0.035 wt\% C

เมื่อพิจารณาสถานะเงื่อนไขของอุณหภูมิในการอบอุ่นอย่างสมบูรณ์ ในขั้นตอนแรกคือการทำการอบอุ่นสแตนไดต์ซึ่งที่อุณหภูมิ 950°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง เหล็กหล่อ FGI และเหล็กหล่อ SGI ที่ไม่เติมทองแดง และเติมทองแดงในปริมาณ 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่สูงกว่าอุณหภูมิยูเทคตอยด์ของทั้งระบบ Fe-Cu system และ Fe-C-2.9wt% Si โครงสร้างเฟอร์ไรต์ที่ได้มาจากสภาพหล่อจะเปลี่ยนไปเป็นโครงสร้างออสเตไนต์ทั้งหมดและเป็นโครงสร้างออสเตไนต์ที่มีคาร์บอนละลายอยู่ด้วย เมื่อพิจารณาเหล็กหล่อที่เติมทองแดงในปริมาณ 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักโดยพิจารณาที่แผนภูมิสมมูลของ Fe-Cu system ดังรูปที่ 2.51 (หน้า 52) ทองแดงในปริมาณนี้จะสามารถละลายได้ทั้งหมดในโครงสร้างออสเตไนต์ของเหล็ก หมายความว่าถ้าเป็นกรณีเหล็กหล่อ FGI และ SGI ที่เติมทองแดงด้วยแล้ว โครงสร้างออสเตไนต์นี้จะมีทั้งคาร์บอนและทองแดงละลายอยู่ด้วยกัน เมื่อปล่อยให้เย็นตัวช้า ๆ ภายในเตาอบไฟฟ้าก็จะเกิดการเปลี่ยนแปลงปฏิกิริยายูเทคตอยด์ในระบบสมมูลของทั้ง 2 ระบบตามแผนภูมิ ลงมาจนถึงอุณหภูมิ 720°C (ซึ่งเป็นอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิยูเทคตอยด์ตามเงื่อนไขการอบอุ่น) เป็นเวลา 20 ชั่วโมง จะทำให้เกิดกระบวนการแพร่ของทั้งคาร์บอนและทองแดง โดยเหล็กเฟอร์ไรต์จะลดความสามารถในการละลายของทั้งคาร์บอนและทองแดงลงโดยทำนายได้จากเส้น โซลิวส (Solvus line) ของแผนภูมิสมมูลทั้ง 2 ระบบ

เมื่อพิจารณาความสามารถในการละลายของคาร์บอนที่อุณหภูมิ 720°C ในระบบของ Fe-C-2.9 wt%Si เพียงอย่างเดียว เป็นกรณีที่ไม่ทำการเติมธาตุทองแดง โครงสร้างเฟอร์ไรต์จะยอมให้คาร์บอนละลายได้เพียง 0.018 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยคาร์บอนส่วนที่เหลือจะเกิดการแพร่ไปรวมตัวอยู่กับแกรไฟต์ จึงทำให้ได้โครงสร้างพื้นเป็นเฟอร์ไรต์อย่างสมบูรณ์

เมื่อพิจารณาความสามารถในการละลายของคาร์บอนที่อุณหภูมิ 720°C ในระบบของ Fe-C-2.9 wt% Si ร่วมกันกับระบบของ Fe-Cu เป็นกรณีที่ทำกรเติมธาตุทองแดง ตั้งแต่ 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ผลที่ได้คือเฟอร์ไรต์จะยอมให้คาร์บอนละลายได้เพียง 0.018 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยคาร์บอนส่วนที่เกินจากนี้ จะเกิดการแพร่ไปรวมตัวอยู่กับเฟสแกรไฟต์ จึงทำให้ได้โครงสร้างพื้นเป็นเฟอร์ไรต์โดยไม่เหลือเฟิร์ลไลต์อีก เมื่อพิจารณาความสามารถในการละลายของทองแดงในเฟอร์ไรต์ด้วยระบบของ Fe-Cu โดยพิจารณาที่เส้นโซลิวัสที่อุณหภูมิ 720°C นี้ พบว่าความสามารถในการละลายของธาตุทองแดงสูงสุดในเฟอร์ไรต์เท่ากับ 0.4 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก (จากกราฟเส้นประในแผนภูมิสมมูลของ Fe-Cu) หรือมีค่าเท่ากับ 0.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก (จากกราฟเส้นทึบในแผนภูมิสมมูลของ Fe-Cu) เมื่อทำนายตามแผนภูมิสมมูลของระบบ Fe-Cu system

เมื่อพิจารณาลักษณะโครงสร้างเฟอร์ไรต์ของเหล็กหล่อ FGI และ SGI ทั้งที่ทำกรเติมธาตุทองแดงในปริมาณตั้งแต่ 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักและไม่เติมธาตุทองแดงดังในรูปที่ 4.19-4.21 ทั้ง (a) และ (b) ที่ได้ผ่านการทำการอบอ่อนอย่างสมบูรณ์ สามารถพิจารณาได้ดังนี้

1. เหล็กหล่อ FGI 0.0%Cu และ เหล็กหล่อ SGI 0.0%Cu ที่ผ่านการอบอ่อนโครงสร้างพื้นฐานเฟอร์ไรต์ทั้งหมดซึ่งอยู่ร่วมกับแกรไฟต์อย่างสมบูรณ์ ดังรูปที่ 4.18 (a) และ (b)

2. เหล็กหล่อ FGI 0.5%Cu และ เหล็กหล่อ SGI 0.5%Cu ที่ผ่านการอบอ่อนโครงสร้างพื้นฐานเฟอร์ไรต์ทั้งหมดซึ่งอยู่ร่วมกับแกรไฟต์ โดยเป็นโครงสร้างเฟอร์ไรต์ที่มีทองแดงละลายอยู่

โดยภายในโครงสร้างเฟอร์ไรต์ของเหล็กหล่อ FGI 0.5%Cu พบว่าธาตุทองแดงในปริมาณ 0.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก (ปริมาณทองแดงที่วัดได้จากเครื่องสเปกโตรมิเตอร์คือ 0.483 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก จากข้อมูลในตารางที่ 4.1) จึงพบว่าปริมาณทองแดงจำนวนนี้สามารถละลายแบบสารละลายของแข็งในเฟอร์ไรต์ได้อย่างสมบูรณ์สังเกตจากสีน้ำตาลแกมแดงอยู่ภายในขอบเกรนของเฟอร์ไรต์ที่อยู่ติดกับเฟสของแกรไฟต์แผ่น นอกจากนี้ยังพบลักษณะเกรนของเฟอร์ไรต์ที่เป็นสีขาวผสมอยู่ด้วยโดยไม่พบผลึกเม็ดทองแดงขนาดเล็กตกผลึกแยกตัว

เมื่อทำวิเคราะห์พฤติกรรมการละลายของทองแดงในเหล็กหล่อ SGI 0.5%Cu ที่ผ่านการอบอ่อนอย่างสมบูรณ์พบว่าได้โครงสร้างพื้นเฟอร์ไรต์ทั้งหมดอยู่ร่วมกับแกรไฟต์ ทองแดงในปริมาณนี้ส่วนใหญ่จะละลายได้แบบสารละลายของแข็งในเฟอร์ไรต์สังเกตจากรูปที่ 4.19 (b) พบเป็นลักษณะสีน้ำตาลแกมแดง นอกจากนั้นแล้วยังพบผลึกเม็ดทองแดงที่มีขนาดใหญ่เกิดการตกผลึก

แยกตัวอยู่ตามขอบเกรนเป็นทองแดงอิสระ (Free copper) จำนวนเล็กน้อย เพื่อให้สามารถอธิบายการแยกตัวของทองแดงอิสระตามขอบเกรนในรูปที่ 4.19 (b) ได้อย่างชัดเจน จึงต้องพิจารณาข้อมูลผลการวิเคราะห์ปริมาณทองแดงในเหล็กหล่อ SGI 0.5%Cu ที่วัดได้จากเครื่องสเปกโตรมิเตอร์ พบว่ามีทองแดงอยู่จริงในปริมาณ 0.595 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก (จากข้อมูลในตารางที่ 4.1) และทำการตรวจสอบความสามารถในการละลายของธาตุทองแดงที่เส้นโซลิวสตามแผนภูมิสมมูลของระบบ Fe-Cu system ดังรูปที่ 2.51 ที่อุณหภูมิ 720°C พบว่ามีความสอดคล้องกันกับผลที่ทำนายโดยเส้นโซลิวสแบบเส้นทึบโดยความสามารถในการละลายของธาตุทองแดงสูงสุดในเฟอร์ไรต์มีค่าเท่ากับ 0.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ดังนั้นเมื่อเหล็กหล่อ SGI 0.5%Cu มีธาตุทองแดงอยู่ในปริมาณ 0.595 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักซึ่งเป็นปริมาณที่มากเกินไปกว่าที่จะละลายได้ทั้งหมดในเฟอร์ไรต์คือ 0.5%Cu ดังนั้นจึงกล่าวได้ว่ามีความเป็นไปได้ที่จะพบทองแดงจำนวนหนึ่งเกิดการตกผลึกแยกตัวในเฟอร์ไรต์ ซึ่งผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคพบทองแดงอิสระแยกตัวตามขอบเกรนของเฟอร์ไรต์ดังรูปที่ 4.19 (b) ได้ยืนยันว่าสอดคล้องกันกับที่ทำนายได้จากแผนภูมิสมมูลของ Fe-Cu

3. เหล็กหล่อ FGI 1.0%Cu และ เหล็กหล่อ SGI 1.0%Cu ที่ผ่านการอบอ่อนโครงสร้างพื้นฐานเฟอร์ไรต์ทั้งหมดอยู่ร่วมกับแกรไฟต์ พบว่าเป็นโครงสร้างเฟอร์ไรต์ที่มีทองแดงละลายแบบสารละลายของแข็งโดยมีสีน้ำตาลแกมแดงคล้าย ๆ กันกับเหล็กหล่อ FGI 0.5%Cu และเหล็กหล่อ SGI 0.5%Cu แต่มีความแตกต่างตรงที่มีการตกผลึกของอนุภาคเม็ดทองแดงขนาดเล็ก ๆ พบทั้งที่มีลักษณะเป็นเม็ดกลมเล็ก ๆ ร่วมกับเป็นแท่งในแนวยาวเล็ก ๆ ที่มีสีแดงส้มในปริมาณที่มากกว่าตามปริมาณการเติมทองแดงโดยตกผลึกกระจายตัวอยู่ทั่วไปภายในเกรนของเฟอร์ไรต์และพบอย่างหนาแน่นอยู่ใกล้ ๆ บริเวณเฟสของแกรไฟต์ของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม และความหนาแน่นจะน้อยลงในบริเวณขอบยูเทคติกเซลล์ดังรูปที่ 4.20 (a) และ (b)

เมื่อทำวิเคราะห์พฤติกรรมของการละลายของทองแดงในเหล็กหล่อ FGI 1.0%Cu และเหล็กหล่อ SGI 1.0%Cu โดยอาศัยข้อมูลปริมาณของธาตุทองแดงที่วัดได้จากเครื่องสเปกโตรมิเตอร์คือ 0.970 และ 0.927 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ตามลำดับ (จากข้อมูลในตารางที่ 4.1) ร่วมกันกับการพิจารณาความสามารถในการละลายของธาตุทองแดงที่เส้นโซลิวสตามแผนภูมิสมมูลของระบบ Fe-Cu system ดังรูปที่ 2.51 หน้า 52 ที่อุณหภูมิ 720 °C พบว่ามีความสอดคล้องกันกับผลที่ทำนายโดยเส้นโซลิวสทั้งสองเส้นซึ่งความสามารถในการละลายของธาตุทองแดงสูงสุดในเฟอร์ไรต์มีค่าเท่ากับ 0.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก เมื่อเหล็กหล่อมีทองแดงปริมาณ 1.0 เปอร์เซ็นต์ ซึ่งเป็นปริมาณที่มากเกินไปกว่าที่จะละลายได้ทั้งหมดในเฟอร์ไรต์จึงพบการตกผลึกแยกตัวของทองแดงจำนวนมากขึ้นใกล้เคียง 50 เปอร์เซ็นต์เมื่อพิจารณาตามการกระจายดังรูปที่ 4.20 (a) และ (b)

4. เหล็กหล่อ FGI 1.5%Cu และ เหล็กหล่อ SGI 1.5%Cu ที่ผ่านการอบอ่อนอย่างสมบูรณ์

ได้โครงสร้างพื้นเฟอร์ไรต์ทั้งหมดอยู่ร่วมกันกับแกรไฟต์ โดยเป็นโครงสร้างเฟอร์ไรต์ที่มีทองแดงละลายอยู่และมีการตกผลึกของอนุภาคเม็ดทองแดงเป็นเม็ดกลม ๆ เล็ก ๆ อยู่อย่างหนาแน่นและสม่ำเสมอ สังเกตพบว่ามีลักษณะคล้ายกันกับ Lamellar structure ของในระบบเหล็กกับคาร์บอน แต่ในกรณีนี้มีสีน้ำตาลส้มในปริมาณที่มากตามปริมาณการเติมทองแดงโดยตกผลึกกระจายตัวอยู่ทั่วไปภายในเกรนของเฟอร์ไรต์และพบอยู่อย่างหนาแน่นทั่วไปในเฟอร์ไรต์และอยู่ใกล้ ๆ บริเวณเฟสของแกรไฟต์ของเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม และพบลักษณะการแยกตัวตามขอบเกรนจำนวนมากดังรูปที่ 4.21 (a) และ (b)

เมื่อพิจารณาความสามารถในการละลายของธาตุทองแดงที่เส้น โซลิวัสตามแผนภูมิสมมูลของระบบ Fe-Cu system ดังรูปที่ 2.51 ที่อุณหภูมิ 720 °C พบว่ามีความสอดคล้องกันกับผลที่ทำนายโดยเส้น โซลิวัสว่าความสามารถในการละลายของธาตุทองแดงสูงสุดในเฟอร์ไรต์มีค่าเท่ากับ 0.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ซึ่งสอดคล้องกันกับผลของปริมาณการเติมทองแดงประมาณ 1.5 เปอร์เซ็นต์เป็นปริมาณที่มากกว่าที่จะละลายได้ทั้งหมดในเฟอร์ไรต์จึงพบการตกผลึกของทองแดงจำนวนมากขึ้นใกล้เคียง 80 เปอร์เซ็นต์เมื่อพิจารณาตามการกระจายตัวดังรูปที่ 4.21 (a) และ (b)

เมื่อใช้แผนภูมิสมมูลของเหล็กกับทองแดงเป็นเครื่องมือช่วยพิจารณา ดังรูปที่ 2.51 หน้า 52 จะประเมินขอบเขตที่ธาตุทองแดงละลายในเฟอร์ไรต์ได้มากที่สุดที่อุณหภูมิยูเทคตอยด์ของระบบ Fe-Cu ที่ 850°C มีค่าเท่ากับ 2.2wt% (จากกราฟเส้นทึบในแผนภูมิสมมูลของ Fe-Cu) หรือมีค่าเท่ากับ 1.23wt% (จากกราฟเส้นประในแผนภูมิสมมูลของ Fe-Cu) หรืออาจพิจารณาส่วนผสมของโลหะผสมของเหล็กกับทองแดงที่จะทำให้ปฏิกิริยายูเทคตอยด์ได้ก็ต่อเมื่อเหล็กมีปริมาณทองแดงเจืออยู่มากกว่าหรือเท่ากับ 1.23wt% หรือ 2.2wt% ตามลำดับ (เมื่อพิจารณาจากกราฟเส้นประและกราฟเส้นทึบในแผนภูมิสมมูลของ Fe-Cu เรียงตามลำดับ) จากข้อมูลนี้จึงวิเคราะห์ได้ว่าการเติมทองแดงในเหล็กหล่อ FGI และ SGI ในปริมาณ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักนี้เป็นส่วนผสมของทองแดงในเหล็กที่สามารถให้ปฏิกิริยายูเทคตอยด์ได้ ถ้าเลือกพิจารณาแผนภูมิสมมูลของ Fe-Cu (จากกราฟเส้นประในแผนภูมิสมมูลของ Fe-Cu) ก็จะพิจารณาได้ว่าเหล็กหล่อ FGI 1.5%Cu และเหล็กหล่อ SGI 1.5%Cu ในช่วงการเย็นตัวลงมาอาจเกิดปฏิกิริยายูเทคตอยด์ของระบบ Fe-Cu เพราะเป็นส่วนผสมที่สามารถเกิดปฏิกิริยายูเทคตอยด์ได้ด้วยจึงได้ลักษณะการตกผลึกแยกตัวของอนุภาคทองแดงมีลักษณะแบบ lamellar structure หรืออีกนัยหนึ่งถ้ายึดถือแผนภูมิสมมูล (จากกราฟเส้นทึบในแผนภูมิสมมูลของ Fe-Cu) การเติมทองแดงในปริมาณ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักจะไม่เกิดปฏิกิริยายูเทคตอยด์ของระบบ Fe-Cu เมื่อเป็นเช่นนี้อาจสันนิษฐานได้ว่าลักษณะของการตกผลึกแยกตัวของทองแดงที่มีลักษณะคล้ายกันกับโครงสร้างแบบ Lamellar structure นี้ อาจเกิดขึ้นพร้อม ๆ กันกับการเกิดโครงสร้างเฟิร์ลไลต์ในสภาพการเย็นตัวของปฏิกิริยายูเทคตอยด์ของระบบ Fe-C-Si

system ทำให้อนุภาคทองแดงเกิดการแยกตัวและไปแทรกตัวอยู่ระหว่างแถบบาง ๆ สลับกันของ Lamellar structure

4.15 บทบาทของธาตุทองแดงต่อการเพิ่มความแข็งแรงแบบสารละลายของแข็งในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลม

ผลการวัดค่าความแข็งแรงแบบร็อคเวลสเกล A โดยเฉลี่ยของเหล็กหล่อ FGI และ SGI ที่เติมธาตุทองแดงในปริมาณตั้งแต่ 0.0 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ดังในรูปที่ 4.18–4.21 (a) และ (b) ที่ได้จากการทำการอบอ่อนอย่างสมบูรณ์ พบลักษณะการละลายของธาตุทองแดงในเหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่นและเหล็กหล่อแกรไฟต์กลมมีรายละเอียดดังนี้

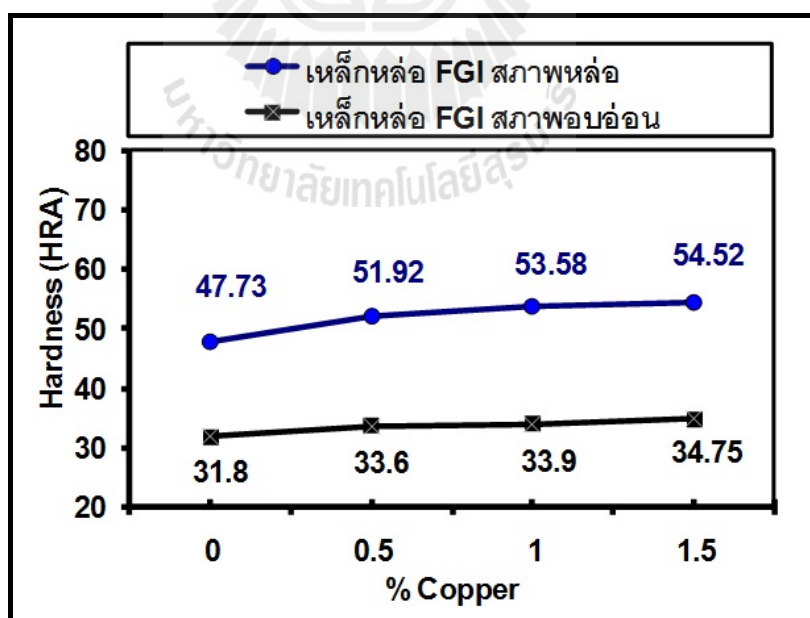
1. เหล็กหล่อ FGI 0.0%Cu และเหล็กหล่อ SGI 0.0%Cu ที่ผ่านการอบอ่อนอย่างสมบูรณ์มีโครงสร้างเฟสเฟอร์ไรต์ทั้งหมดซึ่งอยู่ร่วมกับแกรไฟต์อย่างสมบูรณ์ ดังรูปที่ 4.18 (a) และ (b) ผลการวัดค่าความแข็งแรงแบบร็อคเวลสเกล A โดยเฉลี่ยเท่ากับ 31.8 HRA และ 46.95 HRA ตามลำดับดังรูปที่ 4.22 และ 4.23

2. เหล็กหล่อแกรไฟต์เหล็กหล่อ FGI 0.5%Cu และเหล็กหล่อ SGI 0.5%Cu ที่ผ่านการอบอ่อนอย่างสมบูรณ์ โดยมีเฟอร์ไรต์เป็นโครงสร้างพื้นฐานอยู่ร่วมกับแกรไฟต์ ในโครงสร้างเฟอร์ไรต์พบการละลายของทองแดงแบบสารละลายของแข็งที่มีสีน้ำตาลแกมแดงอยู่ภายในเกรนเฟอร์ไรต์ ผลการทดลองพบว่าค่าความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นนี้เกิดจากกลไกการเพิ่มความแข็งแรงด้วยสารละลายของแข็งเนื่องจากการเติมทองแดงในปริมาณ 0.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ดังรูปที่ 4.19 (a) และ (b) ได้ค่าความแข็งแรงแบบร็อคเวลสเกล A โดยเฉลี่ยเท่ากับ 33.6 HRA และ 48.87 HRA ตามลำดับดังรูปที่ 4.22 และ 4.23

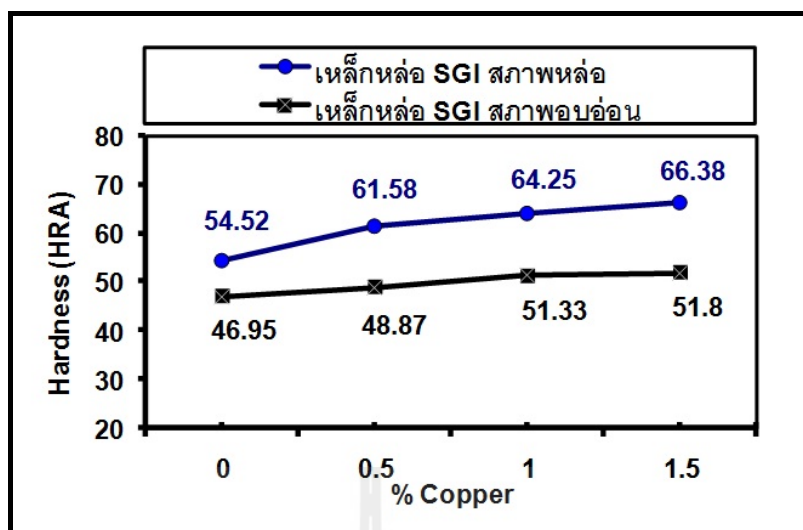
3. เหล็กหล่อแกรไฟต์เหล็กหล่อ FGI 1.0%Cu และเหล็กหล่อ SGI 1.0%Cu ที่ผ่านการอบอ่อนอย่างสมบูรณ์ โดยมีเฟอร์ไรต์เป็นโครงสร้างพื้นฐานอยู่ร่วมกับแกรไฟต์ และยังพบการตกผลึกแยกตัวของธาตุทองแดงที่มีปริมาณมากเกินไปที่จะละลายได้ในเฟอร์ไรต์ (0.5% Cu ตามเส้นกราฟในแผนภูมิ Fe-Cu diagram ของ (จากกราฟเส้นทึบในแผนภูมิสมมูลของ Fe-Cu) จึงพบอนุภาคเม็ดทองแดงตกผลึกเป็นลักษณะต่าง ๆ ขนาดเล็กแยกตัวออกมามีอยู่ภายในเกรนเฟอร์ไรต์ จึงมีผลสนับสนุนให้ค่าความแข็งแรงเพิ่มขึ้นอีกด้วยกลไกการเพิ่มความแข็งแรงด้วยสารละลายของแข็งและการตกตะกอนของอนุภาคเม็ดทองแดงขนาดเล็กจากการเติมทองแดงในปริมาณ 1.0 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ได้ค่าความแข็งแรงแบบร็อคเวลสเกล A โดยเฉลี่ยเท่ากับ 33.9 HRA และ 51.33 HRA ตามลำดับดังรูปที่ 4.22 และ 4.23

4. เหล็กหล่อเกรไฟต์เหล็กหล่อ FGI 1.5%Cu และเหล็กหล่อ SGI 1.5%Cu ที่ผ่านการอบอ่อนอย่างสมบูรณ์ โดยมีเฟอร์ไรต์เป็นโครงสร้างพื้นฐานอยู่ร่วมกับเกรไฟต์ และพบการตกผลึกแยกตัวของธาตุทองแดงในปริมาณที่มากเกินไปที่จะละลายได้ในเฟอร์ไรต์ (0.5% Cu ตามเส้นกราฟเส้นทึบในแผนภูมิ Fe-Cu diagram) จึงกลายเป็นอนุภาคเม็ดทองแดงตกผลึกเป็นลักษณะต่าง ๆ ขนาดเล็กแยกตัวออกมาอยู่ภายในเกรนเฟอร์ไรต์ จึงมีผลสนับสนุนให้ค่าความแข็งเพิ่มขึ้นไปอีกระดับหนึ่งด้วยกลไกการเพิ่มความแข็งด้วยสารละลายของแข็งและการตกตะกอนของอนุภาคเม็ดทองแดงขนาดเล็กจากการเติมทองแดงในปริมาณ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ได้ค่าความแข็งแบบร็อคเวลสเกล A โดยเฉลี่ยเท่ากับ 34.75 HRA และ 51.8 HRA ตามลำดับดังรูปที่ 4.22 และ 4.23

5. เมื่อเปรียบเทียบแนวโน้มของค่าความแข็งแบบร็อคเวลสเกล A โดยเฉลี่ยของทั้งเหล็กหล่อ FGI และเหล็กหล่อ SGI ที่เติมทองแดงและไม่เติมทองแดงพบว่า ค่าความแข็งโดยเฉลี่ยของเหล็กหล่อทั้งสองชนิดในสภาพภายหลังการหล่อมีค่าสูงกว่าในสภาพอบอ่อนอย่างสมบูรณ์ เพราะในสภาพภายหลังการหล่อมีเฟิร์ลไลต์ซึ่งเป็นโครงสร้างที่มีความแข็งสูงกว่าเฟอร์ไรต์ นอกจากนี้การเติมทองแดงในปริมาณตั้งแต่ 0.5 – 1.5 เปอร์เซ็นต์ส่งผลให้ค่าความแข็งในสภาพภายหลังการหล่อเพิ่มขึ้นได้อีกเนื่องจากปริมาณเฟิร์ลไลต์เพิ่มขึ้นและปริมาณเฟอร์ไรต์ลดลงตามปริมาณการเติมทองแดง



รูปที่ 4.22 ค่าความแข็งแบบร็อคเวลสเกล A โดยเฉลี่ยของเหล็กหล่อ FGI ที่เติมทองแดงในปริมาณสูงถึง 1.5 เปอร์เซ็นต์ในสภาพหล่อและสภาพอบอ่อน



รูปที่ 4.23 ค่าความแข็งแบบรีอคเวดสเกล A โดยเฉลี่ยของเหล็กหล่อ SGI ที่เติมทองแดงในปริมาณสูงถึง 1.5 เปอร์เซ็นต์ในสภาพหล่อและสภาพอบอ่อน



บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

การผลิตเหล็กหล่อแกรไฟต์โครงสร้างพื้นเฟิร์ลไลต์ทั้งหมดในสภาพหล่อด้วยการใช้วิธีการเติมธาตุทองแดงเป็นธาตุผสมสำหรับงานวิจัยนี้ สามารถสรุปผลการวิจัยได้ว่า

1. เหล็กหล่อแกรไฟต์แผ่น (Flake graphite iron) หรือเหล็กหล่อ FGI ที่ใช้ศึกษาวิจัยควบคุมปริมาณการเติมธาตุทองแดง ตั้งแต่ 0.0 0.5 1.0 1.5 2.0 และ 2.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยมีค่าคาร์บอนเทียบเท่าอยู่ระหว่าง 4.4-4.5 เปอร์เซ็นต์ ผลการวิจัยพบว่าปริมาณการเติมธาตุทองแดงในช่วง 0.5-2.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงปริมาณเฟิร์ลไลต์เพียงเล็กน้อยโดยมีค่าระหว่าง 78.2-79.9 เปอร์เซ็นต์ และลดปริมาณโครงสร้างเฟอร์ไรต์ลงตามปริมาณการเติมธาตุทองแดงที่มากขึ้น โดยมีค่าระหว่าง 8.2-4.6 เปอร์เซ็นต์ ผลการเติมทองแดงในปริมาณ 0.5-2.5 เปอร์เซ็นต์ทำให้ได้โครงสร้างพื้นเฟิร์ลไลต์ทั้งหมด และได้ค่าสมบัติทางกลดังนี้ ค่าความแข็งแรงในช่วงระหว่าง 167-179 BHN ค่าความแข็งแรงดึงจุดครากตัว (Yield strength) ในช่วงระหว่าง 104-122 MPa และค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดในช่วงระหว่าง 132-154 MPa

2. เหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน (Compacted graphite iron) หรือเหล็กหล่อ CGI ที่ใช้ศึกษาวิจัยควบคุมปริมาณการเติมธาตุทองแดง ตั้งแต่ 0.0 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยมีค่าคาร์บอนเทียบเท่าอยู่ระหว่าง 3.9-4.2 เปอร์เซ็นต์ ผลการวิจัยพบว่าปริมาณการเติมธาตุทองแดงในช่วง 0.5-1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ปริมาณเฟิร์ลไลต์เพิ่มขึ้นโดยอยู่ระหว่าง 26.2-57.7 เปอร์เซ็นต์ และปริมาณเฟอร์ไรต์ลงโดยมีค่าระหว่าง 68.9-38.1 เปอร์เซ็นต์ ตามปริมาณการเติมธาตุทองแดงที่มากขึ้น ผลการเติมทองแดงในปริมาณ 0.5-1.5 เปอร์เซ็นต์ทำให้ได้โครงสร้างพื้นฐานเฟิร์ลไลต์-เฟอร์ไรต์ และได้ค่าสมบัติทางกลดังนี้ ค่าความแข็งแรงในช่วงระหว่าง 179-229 BHN ค่าความแข็งแรงดึงจุดครากตัว (Yield strength) ในช่วงระหว่าง 448-474 MPa และค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดในช่วงระหว่าง 506-545 MPa

3. เหล็กหล่อแกรไฟต์กลม (Spheroidal graphite iron) หรือเหล็กหล่อ SGI ที่ใช้ศึกษาวิจัยควบคุมปริมาณการเติมธาตุทองแดง ตั้งแต่ 0.0 0.5 1.0 และ 1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยมีค่าคาร์บอนเทียบเท่าอยู่ระหว่าง 4.3-4.5 เปอร์เซ็นต์ ผลการวิจัยพบว่าปริมาณการเติมธาตุทองแดงในช่วง 0.5-1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักได้ปริมาณเฟิร์ลไลต์เพิ่มขึ้น โดยมีค่าระหว่าง 65.8-86.9 เปอร์เซ็นต์ ปริมาณเฟอร์ไรต์ลดลงโดยมีค่าระหว่าง 24.9-4.4 เปอร์เซ็นต์ ตามปริมาณการเติมธาตุทองแดงที่มากขึ้น และได้ค่าสมบัติทางกลดังนี้ ค่าความแข็งแรงในช่วงระหว่าง 241-302 BHN ค่าความ

แข็งแรงถึงจุดครากตัว (Yield strength) ในช่วงระหว่าง 539-641 MPa และค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดในช่วงระหว่าง 694-898 MPa ผลการเติมทองแดงในปริมาณ 0.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักทำให้ได้โครงสร้างพื้นเฟิร์ลไลต์-เฟอร์ไรต์ และการเติมทองแดงในปริมาณ 1.0-1.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักทำให้ได้โครงสร้างพื้นเฟิร์ลไลต์ทั้งหมด

4. การเติมทองแดงในปริมาณที่สูงขึ้นทำให้ปริมาณเฟอร์ไรต์ลดลงและทำให้ค่าพลังงานการดูดซับแรงกระแทกของเหล็กหล่อเกรไฟต์ตัวหนอนและเหล็กหล่อเกรไฟต์กลมลดต่ำลง



รายการอ้างอิง

- มนัส สติรจินดา. (2543). **เหล็กหล่อ**. พิมพ์ครั้งที่ 4. สมาคมวิศวกรรมสถานแห่งประเทศไทยในพระบรมราชูปถัมภ์. กรุงเทพมหานคร: โรงพิมพ์แห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
- มนัส สติรจินดา. (ผู้แปลและเรียบเรียง, ม.ป.ป.). **คำแนะนำที่เป็นประโยชน์สำหรับการผลิตเหล็กหล่อเหนียว**. แปลจาก D.I. TECHNIQUES, Rio Tinto Iron & Titanium : Qit-Fer et Titane ., บริษัท พี.เอส สตีล จำกัด
- ข้าราชการดี วิชานันท์กุล และสมภพ รัตนจันทร์เพชร. (2547). อิทธิพลของแมงกานีสและซิลิกอนต่อการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคร่วมกับการอบชุบความร้อนเพื่อเพิ่มสมบัติทางกลของเหล็กหล่อสำหรับการใช้งานทดแทนเหล็กกล้าคาร์บอน. **โครงการวิศวกรรมโลหการมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี**. : 71.
- Aleksandrov, N.N., and Klochnev, N.I. (1965). **Production Technology and Properties of Heat-Resisting Cast Iron, translated from TEKHOLOGIYA POLUCHENIYA I SVOISTVA ZHAROSTOIKIKH CHUGUNOV** . Translated from Russian by Adolph World. Jerusalem: Israel Program for Scientific Translations Jerusalem 1965
- Bosnjak, B., Radulovic, B., Tonev, K.P., and Asnovic, V. (2000). Microstructural and Mechanical Characteristics of Low Alloyed Ni-Mo-Cu Austempered Ductile Iron. **ISIJ International**, Vol. 40 (No. 12.) pp. 1246-1252.
- Brown, John R. (1994). **Foseco Foundryman's Handbook**. Great Britain: Butterworth-Heinemann.
- Bubenko, L., Konecna, R. and Nicoletto, G. (2009). Observation of fatigue crack paths in nodular cast iron and ADI microstructures. **Materials Engineering**, Vol. 16 (No.3) : 13-18.
- Burditt, Michael F. (ed.) (1999). **Ductile Iron Handbook**. United States of America: American Foundrymen's Society.
- Davis, J.R., Henry, S.D., Reidenbach, F., Davidson, G.M., Boring, R.L., and Scott, W.W. (1996). **ASM Specialty Handbook: Cast iron**. United States of America: ASM International Materials Parks.
- Ductile Iron Society. **Ductile Iron Data for Design Engineers**, [On-line]. Available: http://www.sorelmetal.com/en/publi/frset_publi.htm

- Elliott, Roy. (1988). Cast Iron Technology, **Butterworth & Co. (Publishers) Ltd.**,
- Fash, W. James, (1980). Fatigue crack initiation and growth in gray cast iron. **A Report of the FRACTURE CONTROL PROGRAM.** College of Engineering, University of Illinois Urbana. Illinois 61801.
- Flemings, Merton C. (1974). **Solidification Processing.** United States of America: McGraw-Hill Series in materials science and engineering.
- Johnson, W.C. and Kovacs, B.V. (1978). The Effect of Additives on the Eutectoid Transformation of Ductile Iron, **Metallurgical Transactions A.** Vol. 9A (February 1978) :219-229
- Karsay, S.I. (1985). **Ductile iron production practices.** (3rd ed.). U.S.A.: Golf & Wolf Roads, Des Plaines, Il 60016.
- Karsay, S.I. (1992). **Ductile Iron I Production.** (Revision). Canada.: QIT-Fer et Titane.
- Kovacs, B. V. (1982). **U.S. Patent No. 4,363,661.** Bloomfield Hill, Mich. Method for increasing mechanical properties in ductile iron by alloy additions.
- Labrecque, C. and Gagné, M. (1998). Review ductile irons: fifty years of continuous development. **Canadian Metallurgical Quarterly.** Vol.37 (No. 5) : 343-378.
- Mark Ihm. TRW Automotive, **Introduction to Gray cast iron brake rotor metallurgy,** SAE, Available:<http://www.sae.org/events/bce/tutorial-ihm.pdf>
- Mocellin, F., Melleras, E., Guesser W.L., and Boechs, L. (2004). Study of the machinability of compacted graphite iron for dilling process. **J. of the Braz. Soc. of Mech. Sci.& Eng.** Vol.26, n.1, pp. 22-27. ISSN 1678-5878.
- Okamoto, Hiroaki. Editor (1993). **Phase Diagrams of Binary Iron Alloys.** United States of America: ASM International.
- Radzikowska, Janina M. (2005). Effect of specimen preparation on evaluation of cast iron microstructures. **Materials Characterization.** (54): 287-304.
- Rosenthal, P. C., Loper, C. R. and Heine, R. W. (1967). **Principles of Metal Casting.** United States of America : McGraw-Hill Book Company.
- Rundman, Karl B. **Reference book for MY 4130 Metal Casting.** [On-line]. Available: <http://www.scribd.com/doc/1132352/My-4130-Text>
- Shi, D., Li, D., Gao, G. and Wang, L. (2008). Relation between surface tension and graphite shape in cast iron. **Materials Transactions,** Vol. 49 (No. 9): 2163-2165.

- Skaland, T. A Comparison of alternative Treatment Methods, Ductile Iron production-
Proceedings, 4th Asian Foundry congress, n.d. p596
- Suarez, O. M., and Loper, C. R. (2001). Discussion of The Role of Manganese and Copper in the
Eutectoid Transformation of Spheroidal Graphite Cast Iron. **Metallurgical and
Materials Transactions A**. Vol. 32A. August 2001 : 2131-2133
- Tanaka, Y. and Kage, H. (1992). Development and Application of Austempered Spheroidal
Graphite Cast Iron, **Materials Transactions, JIM**. Vol. 33, No. 6 :543-557
- The Sorelmetal Book of Ductile Iron, Rio Tinto Iron and Titanium, Canada, 2004.
- Verhoeven, J.D. (1975). **Fundamentals of Physical Metallurgy**. Canada: John Wiley & Sons.
- Vorgelegt. (1978). Bestimmung der Wirkung von Spurenelementen im Einsatzmaterial bei der
Herstellung von Gusseisen mit Vermiculargraphit. [On-line] (Doktor-Ingenieur,
Technischen Universität Bergakademie Freiberg eingereichte). **Dissertation**. Available
: http://webdoc.sub.gwdg.de/ebook/serien/aa/Freiburger_Diss_Online/247.pdf



ภาคผนวก ก

บทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

Publications

Witchanantakul, T. Kitkamthorn, U. Boonmee, S. Borrisutthekul, R. and

Akkarapattanagoon, N. (2008). Influence of copper on microstructure and mechanical properties of hypereutectic ductile irons. **The Minerals, Metals and Materials Society – 3rd International Conference on Processing Materials for Properties** 2008, PMP III 2, pp. 670-675

Witchanantakul, T. Kitkamthorn, U. Boonmee, S. Borrisutthekul, R. and

Akkarapattanagoon, N. (2009). Influence of copper on microstructure and mechanical properties of hypereutectic ductile irons. In **Proceedings of the International Conference on Science, Technology and Innovation for Sustainable Well-Being** 2009 , STISWB, pp. 584-589

Witchanantakul, T. Buahombura, P. Boonmee, S. and Akkarapattanagoon, N. (2009).

Effects of copper on microstructure and mechanical properties of compacted graphite irons in as-cast condition. In **Proceeding of Metallurgical Research for Thailand Development- 3rd Thailand Metallurgy Conference** (2009), pp. 11

Witchanantakul, T. Pratumwan, I. Chantarach, J. Chumyen, R. Wintachai, L.

Chinnawong, A. Punjamrat, R. Nomthaisong, S. Udomphol, T. Buahombura, P. and Akkarapattanagoon, R. (2010). On the Microstructure-Mechanical properties Relationships of Gray cast Iron with 0 – 2.5 wt% Copper Additions. In **Proceeding of 4th Thailand Metallurgy Conference** (2009), pp. 104

Witchanantakul, T. Udomphol, T. Akkarapattanagoon, N. Borrisutthekul, R. and Boonmee, S. Effects of Copper Contents on Microstructures and Hardness of Flake and Spheroidal Graphite Cast Irons. In **Proceeding of 6th Thailand Metallurgy Conference** (2012), pp. 67





Technical Program

in single screw extruder. The composition of PP/PET blends were 100/0, 90/10 and 80/20 with and without a compatibilizer. The compatibilizer was maleic anhydride grafted polypropylene (PP-G-MA). The effectiveness of the compatibilizer was evaluated using various techniques, such as mechanical analysis, scanning electron microscopy, and rheological analysis. The results show that the addition of PP-G-MA promotes a fine dispersed-phase morphology, and improves toughness of the blends. Shifts in the glass-transition temperature of the PET phase and the increase in the melt viscosity of the compatibilized blends indicated enhanced interactions between the discrete PET and PP phases induced by the compatibilizer.

5:10 PM

Catalytic Process for the Dehydrohalogenation of NiCl₂ Catalytic Process for the Dehydrohalogenation of NiCl₂ Supported on Al₂O₃: *Chatsak Chetapongsaphan*¹; ¹National Metal and Materials Technology Center

In the process for the preparation of catalysts for hydrogenation from oxides of nickel from the aqueous solution of the chlorides the solutions are introduced into a pyrohydrolysis unit, where the desired oxides are formed with specific surface areas of between 40 and 60 m²/g, agglomerate sizes from 1 to 4 micrometers and a mean particle size of between 2 and 3 micrometers, and the anions are combined with hydrogen to give the corresponding acids. As a further process step, this can be followed by a reduction at high temperature not exceeding 1400°C. The catalytically active substances can also be deposited on support matrices such as aluminium oxide supports. Simple further processing to shaped forms (pellets etc.) is possible.

Materials Processing XI

Wednesday PM
December 10, 2008

Room: Plaza 7
Location: Sofitel Centara Grand Bangkok

Session Chair: Animesh Jha, University of Leeds

2:45 PM Invited

Influence of Copper on Microstructure and Mechanical Properties of Hypereutectic Ductile Irons: *Tumrongsak Witchanantakul*¹; *Usanee Kitkamthorn*¹; *Sarum Boonme*¹; *Rattana Borrisuthhekul*¹; *Narong Akkarapattanaoorn*¹; ¹Suranaree University of Technology

Hypereutectic ductile cast irons with the compositions of Fe-(3.3-3.5)C-(2.8-3.0)Si-xCu where x = 0-1.5 (in weight%) were cast into the cylindrical bars. The alloys were austenitized at 950°C for 0-3 hours, and then air-cooled. Austempering at 300°C for 2 hours after austenitizing were also carried out. Results show that increasing the levels of Cu promotes the pearlitic microstructure of the matrix in the as-cast alloys. Fully pearlitic microstructure of each alloy is obtained when austenitizing time for 0%, 0.5%, 1% and 1.5% Cu-added iron alloys are 2 hrs, 1.5 hrs, 1 hr and 45 minutes, respectively. Addition of Cu also improves mechanical properties of the as-cast alloys and those of the air-cooled samples. Results from the austempering experiment show that low levels of Cu (< 1.5wt%) do not significantly affect the microstructure and mechanical properties of the austempered irons. Relations among microstructure, mechanical properties and heat treatment conditions were discussed.

3:05 PM

The Investigation of Ultra-High Strength Steel by Quenching-Partitioning-Tempering (Q-P-T) Process: *Rong Yonghua*¹; *Wang Xiaodong*¹; *Xu (Hsu) Zuyao (T.Y.)*¹; ¹Shanghai Jiao Tong University

By comparing quenching and partitioning(Q&P) process proposed by Speer et al with quenching-partitioning-tempering (Q-P-T) process proposed by Hsu, an ultra-high strength steel of Fe-0.485C-1.195Mn-1.185Si-0.98Ni-0.21Nb by the Q-P-T process was designed and the microstructure was characterized. The results indicate that this Q-P-T steel exhibits the tensile strength over 2000MPa combined with good elongation above 10%, and a steel with the carbon content less than 0.5wt% and with the tensile strength over 2000MPa accompanying elongation above 10% at heat treatment

state has not yet been reported. The modification of alloying elements was suggested to improve the mechanical properties of this steel.

3:25 PM

Synthesis of S and N Co-Doped TiO₂ Films by AC-PLD Method and Their Photo Properties: *Minoru Matsuda*¹; *Masaki Yoshinaga*¹; *Nobuaki Sato*¹; *Atsushi Muramatsu*¹; ¹Tohoku University

For the application of TiO₂ film to visible light active photocatalyst by anion doping, synthesis of S and N co-doped TiO₂ films was conducted by atmosphere controlled pulsed laser deposition (AC-PLD) method. In this method, anion doped TiO₂ film was formed on quartz substrate by the irradiation of pulsed Nd:YAG laser light on TiO₂ target in the presence of CS₂ and CH₃CN. Both S and N were found to be doped homogeneously in the obtained TiO₂ film. The co-doped film was visible light active and its absorption property was sensitive to the partial pressure of the gaseous reagents during the ablation. Furthermore, the co-doped film showed better catalytic performance than either sulfur or nitrogen doped TiO₂ film.

3:45 PM

Synthesis of Two Types of Adsorbents: A Comparison Study of Their Efficiencies and Environmental Impacts when Adsorbing Molybdenum from Wastewater: *Gjergj Dobibiba*¹; *Teji Nukaya*²; *Yuji Tanimura*²; *Toyohisa Fujita*¹; ¹University of Tokyo; ²Nittetsu Mining Company, Ltd.

A comparison study was carried out in order to compare the adsorption efficiencies and the environmental impacts of two different methods for treatment of Mo contaminated wastewater. In other words, a FeCl₃-based adsorbent and a FeSO₄-based adsorbent were synthesized and their efficiencies in adsorbing Mo from wastewater were compared in terms of the adsorption capacity and the rate of adsorption. Here, it should be noted that the main material being used in the synthesis of the FeSO₄-based adsorbent is a waste product from the manufacturing process of titanium dioxide. Finally, the experimental results were used as input parameters in assessing the environmental impacts of these two different adsorption methods. In other words, both methods were compared in the context of the life cycle assessment (LCA). The environmental impacts were expressed in terms of resources depletion potential and global warming potential.

4:05 PM Break

4:30 PM

Synthesis of Slow Release Fertilizer by Means of Mechanochemical Method: *Solihin*¹; *Qiwu Zhang*¹; *Fumio Saito*¹; ¹Institute of Multidisciplinary Research for Advanced Materials, Tohoku University

The candidates of slow release fertilizer materials, such as KMgPO₄ and NH₄MgPO₄, have been synthesized by means of mechanochemical method, using a planetary mill to conduct solid-state reaction. It is found that rate of nutrient release depends on the rotational speed of the mill. The release performance of both KMgPO₄ and NH₄MgPO₄ in water is depending on mill speed. For example, small amount of KMgPO₄ and NH₄CaPO₄ formed on the surface of reactant powder particles decreases with an increase in mill speed of rotation. The nutrient release rate of phosphorous, potassium, ammonium from KMgPO₄ and NH₄MgPO₄ is decreased down to 10-20%, whereas magnesium can be dissolved slightly. Thus the mechanochemical method may be an effective synthesizing tool for controlling the release of fertilizer materials, such as KCaPO₄ and NH₄CaPO₄, in water.

4:50 PM

Synthesis of Metallic Nanoparticles by Hydrolysis of Magnides, Aluminides, and Sodides: *Huabin Wang*¹; *Derek Northwood*¹; ¹University of Windsor

The hydrolysis behaviour of magnides, aluminides, and sodides at room temperature has been systematically investigated. Ni, Cu, Au, Ag, Si, Ge, and Pt nanoparticles prepared by the hydrolysis of magnides and sodides were roughly spherical in shape with particle sizes below 20nm. The hydrolysis byproduct of magnides, Mg(OH)₂, has a very small solubility in water, and is easily removed by a dilute acid. The use of a dilute acid for the removal of Al(OH)₃, the hydrolysis byproduct of aluminides, leads to a fairly low pH, as a result, chemically active transition metal nanoparticles do not survive, especially when exposed to air. Only chemically inert transition metals,

W
E
D
N
E
S
D
A
Y
P
M



International Conference on Science, Technology and Innovation for Sustainable Well-Being (STISWB), 23-24 July 2009, Maharakham University, Thailand

Influence of copper on microstructure and mechanical properties of hypereutectic ductile irons

Thumrongsak Witchanantakul¹, Usanee Kitkamthorn², Sarum Boonmee²,
Rattana Borrisutthekul², Narong Akkarapattanagoon²

¹Graduate Student, School of Metallurgical Engineering, Suranaree University of Technology
111 University Avenue, Muang District, Nakhon Ratchasima 30000, Thailand

²Lecturer, School of Metallurgical Engineering, Suranaree University of Technology
111 University Avenue, Muang District, Nakhon Ratchasima 30000, Thailand

E-mail: rattana@sut.ac.th

Abstract

Hypereutectic ductile cast irons with the compositions of Fe-(3.3-3.5)C-(2.8-3.0)Si-xCu where x = 0-1.5 (in weight%) were cast into the cylindrical bars. The alloys were austenitized at 950°C for 0-3 hours, and then air-cooled. Austempering at 300°C for 2 hours after austenitizing were also carried out. Results show that increasing the levels of Cu promotes the pearlitic microstructure of the matrix in the as-cast alloys. Fully pearlitic microstructure of each alloy is obtained when austenitizing time for 0%, 0.5%, 1% and 1.5% Cu-added iron alloys are 2 hrs, 1.5 hrs, 1 hr and 45 minutes, respectively. Addition of Cu also improves mechanical properties of the as-cast alloys and those of the air-cooled samples. Results from the austempering experiment show that low levels of Cu (< 1.5wt%) do not significantly affect the microstructure and mechanical properties of the austempered irons. Relations among microstructure, mechanical properties and heat treatment conditions were discussed.

Keywords: Austenitizing, Austempering, Hypereutectic Ductile Irons

1. Introduction

In the production of thin wall ductile iron, the undesirable primary carbide tends to develop during solidification [1]. To avoid its formation, the carbon equivalent of ductile iron should be kept at high level which is normally in the range of hypereutectic iron. The carbon equivalent is a function of the concentration of carbon, silicon and phosphorus in cast iron [2]. It is given by;

$$CE = \%C + (\%Si + \%P)/3$$

It has been suggested that silicon contents higher than 2.0 wt% are preferred for production of thin wall ductile irons [3]. Silicon promotes graphite formation and delays the precipitation of cementite. This, in turn, leads to an increase in volume fraction of ferrite matrix and a decrease in mechanical properties of ductile iron. Cu is a moderate graphite stabilizer. It is also promotes pearlite formation by retarding carbon diffusion in austenite [4]. In [5], it has been indicated that Cu builds up at the

austenite/graphite interface during solidification and creates a diffusion barrier against carbon diffusion in austenite. Therefore, Cu is believed to be one of the potential elements added to ductile iron to reduce the ferrite formation. Although previous research works were carried out on the ductile irons containing Cu [6-7], none has explained effects of Cu on the microstructure and mechanical properties of ductile irons clearly. Thus, in this paper, the effects of Cu contents on ductile iron in as cast condition and heat-treated condition were studied.

2. Experimental Procedures

Four different compositions of iron alloys in Table 1 were used in this study. The carbon equivalents of all alloys were kept to the same level in order to avoid its effect on microstructures. The alloys were melted in a 40-kg induction furnace. The melts were





inoculated and treated with a commercial nodulizer (COMPACTMAG) at 1500°C by the sandwich method, then cast in the form of cylindrical bars shown in Figure 1. Specimens with a thickness of 25 mm were sliced from the bars. These specimens were austenitized at 950°C for 30, 45, 60, 90, 120, 150, 180 minutes and followed by air-cooling. Appropriate austenitizing times were then chosen for the austempering experiment carried out at 300°C for 2 hours. The microstructure of as-cast and air-cooled and austempered specimens were observed by optical microscopy. Brinell hardness of all specimens was also investigated. The standard tensile test specimens machined from the bars were also subjected to the same thermal treatments. Tensile testing was performed using the Instron 8801 universal testing machine.

Table 1: Chemical composition of ductile iron

| Wt% | Alloy No. | | | |
|-----|-----------|--------|--------|--------|
| | SG 0.0 | SG 0.5 | SG 1.0 | SG 1.5 |
| C | 3.52 | 3.50 | 3.34 | 3.40 |
| Si | 3.05 | 2.93 | 2.88 | 3.03 |
| Cu | 0.0 | 0.6 | 0.9 | 1.5 |
| Ni | 0.016 | 0.021 | 0.022 | 0.037 |
| Cr | 0.035 | 0.028 | 0.029 | 0.050 |
| Al | 0.021 | 0.028 | 0.018 | 0.020 |
| P | 0.050 | 0.055 | 0.047 | 0.050 |
| S | 0.013 | 0.015 | 0.012 | 0.015 |
| Mg | 0.042 | 0.044 | 0.055 | 0.040 |

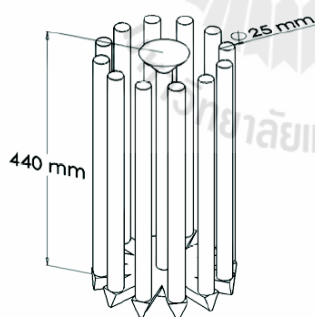


Fig.1: Dimension of casting

3. Results and Discussions

3.1 As-Cast Microstructures and Mechanical Properties

Microstructures of as-cast ductile iron alloys are shown in Figure 2. Unalloyed iron exhibits bull's eye microstructure as shown in Figure 2(a). The additions of Cu into the alloys promote pearlitic microstructure as illustrated in Figure 2(b)-(d). Near-fully pearlitic microstructure was obtained when 1 wt.% of Cu or higher amount was added into the iron alloys. Figure 3 shows the variation of hardness, yield strength, and tensile strength of as-cast alloys with Cu contents. These properties were improved with increased amounts of Cu.

The higher levels of Cu contents in iron alloys result in an increase in the amount of pearlite in the matrix. Since graphite sizes and its distribution in all alloys are not significantly different, such augmentation of pearlite, in turn, results in an increase in hardness, yield strength and tensile strength as would be expected. This is consistent with the results in this study.

3.2 Microstructures and Hardness of Air-Cooled Samples

Figure 4(a)-(b) reveal microstructures of SG0.0 alloy after austenitized at 950°C for 120 and 180 minutes and then air-cooled. As the austenitizing time increases, the higher amount of pearlite is observed. However, near-fully pearlitic microstructure of SG0.0 was not obtained even though the austenitizing time had been increased to 180 minutes.

The effect of austenitizing time on the amounts of pearlite in Cu-added alloys is also evident. Examples of microstructures of the air-cooled SG0.5 (austenitized for 30 and 90 minutes) are illustrated in Figure 5. It was found that near-fully pearlitic matrix of Cu-added iron alloys were obtained when the austenitizing time for SG0.5, SG1.0, and SG1.5 are 90, 60, and 45 minutes, respectively. Figure 5(b) is an example of near-fully pearlitic microstructure of SG0.5. Figure 6 shows the hardness of air-cooled samples austenitized for various times. The hardness increases with the when austenitizing times and the maximum hardness of SG0.0, SG0.5, SG1.0, and SG1.5 were obtained at 120, 90, 60, and 45 minutes, respectively. The maximum hardness indirectly implies the austenitizing time required to reach maximum carbon dissolved in austenite.





International Conference on Science, Technology and Innovation for Sustainable Well-Being (STISWB), 23-24 July 2009, Maharakham University, Thailand

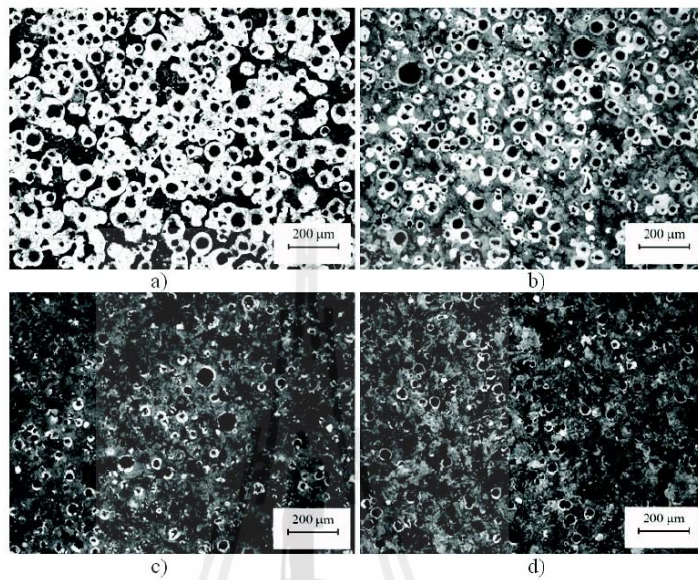


Fig. 2: Microstructures of as-cast iron alloys (a) SG 0.0 (b) SG 0.5 (c) SG 1.0 and (d) SG 1.5.

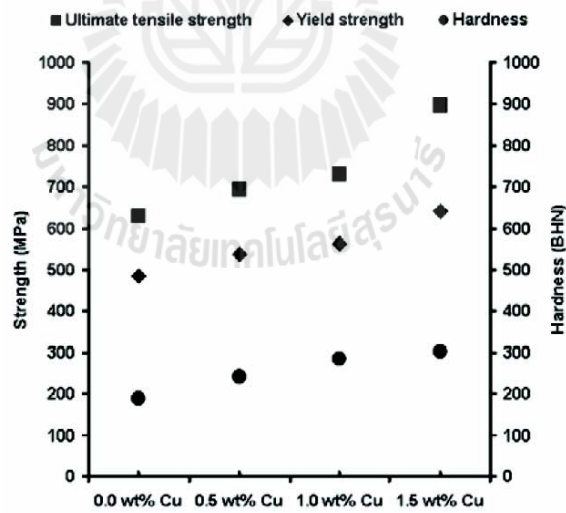


Fig. 3: Hardness, yield strength, and tensile strength of as-cast alloys



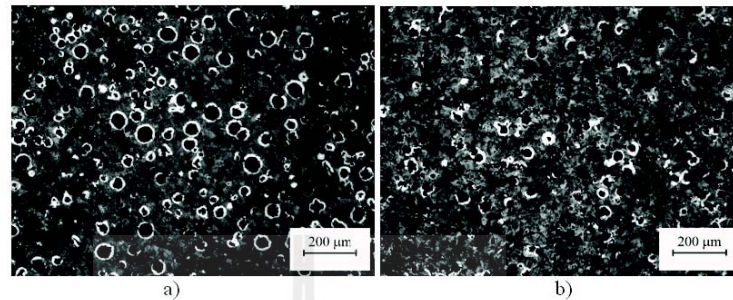


Fig. 4: Microstructures of air-cooled SG 0.0 austenitized at 950°C for (a) 120 minutes, and (b) 180 minutes.

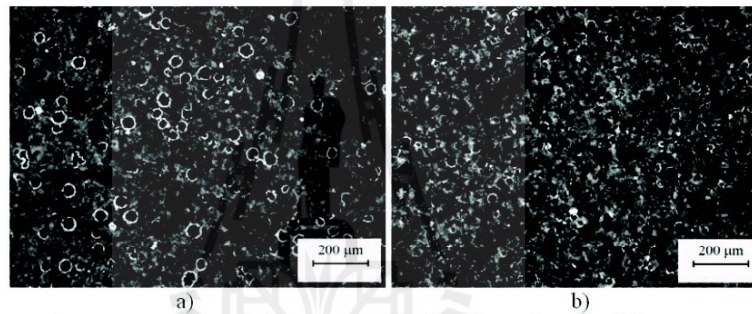


Fig. 5: Microstructures of air-cooled SG 0.5 austenitized for (a) 30 minutes, and (b) 90 minutes.

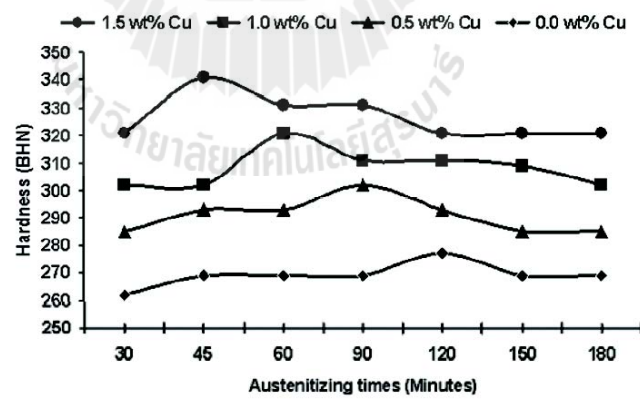


Fig. 6: Hardness versus austenizing times of air-cooled samples.





International Conference on Science, Technology and Innovation for Sustainable Well-Being (STISWB), 23-24 July 2009, Maharakham University, Thailand

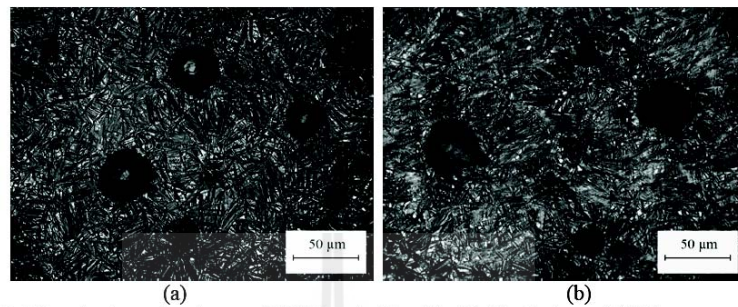


Fig. 7: Microstructure of austempered SG0.5 austenitized for (a) 30 minutes and (b) 90 minutes.

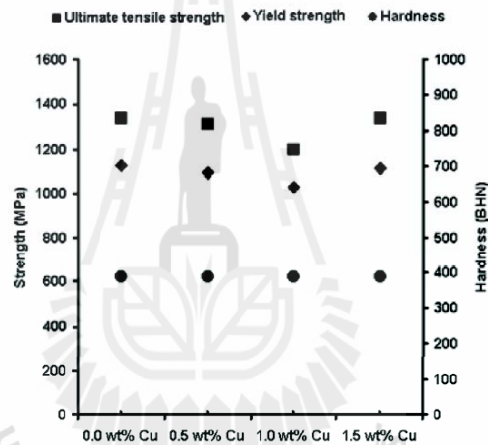


Fig. 8: Hardness, yield strength, and tensile strength of austempered iron alloys.

Shorter austenizing time for higher Cu content alloys is expected since the higher levels of Cu, lead to more pearlitic microstructure in the as-cast alloys.

The maximum hardness of higher Cu content alloys is greater than that of lower Cu content alloys. This is due to the matrix which consists of some ferrite surrounding the graphite nodules. The Cu-added alloys exhibiting maximum hardness have similar constituent matrix phases. The higher maximum hardness of higher Cu content alloys is presumably due to the effect of Cu in austenite on the eutectoid transformation temperature. It has been reported that the presence of Cu in austenite depresses the

eutectoid transformation and thus results in finer $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ lamellar spacing. It is worth noting that prolonged austenizing times lead to the decrease of hardness. This may be attributed to the austenite grain growth.

According to the microstructures and hardness of air-cooled samples, appropriate austenization times for 120, 90, 60, and 45 minutes were applied to SG0.0, SG0.5, SG1.0, and SG1.5 respectively, prior to quenching into salt bath.

3.3 Microstructures and Mechanical Properties of Austempered Samples

Austempering of all samples was carried out at 300°C for 120 minutes. Figure 7 (a)-(b)





show examples of austempered microstructure of SG0.5 specimens which were austenitized for 30 minutes and 90 minutes, respectively, prior to austempering. The dark phase in the matrix is the bainitic ferrite whereas the bright phase is retained austenite. It can be seen that the microstructure in Figure 7(b) exhibits a slightly higher amount of retained austenite than that in Figure 7(a). This indicated that the level of austenite carbon content is higher in the specimen austenitized for 90 minutes.

Figure 8 shows the hardness and tensile properties of austempered iron alloys. Each alloy was austenitized at their optimum times (time required to reach maximum hardness) and subsequently austempered at 300°C for 120 minutes. It shows slight variation of these mechanical properties due to the difference in Cu contents. Since the alloys were austenitized at the optimum austenitized time, the carbon in austenite should be at the same level. The microstructure and mechanical properties of austempered iron alloys would be different if Cu affects the bainitic transform. However, the results in this study imply that Cu does not play a significant role on the bainitic reaction in ductile cast irons.

4. Conclusion

- 1) Small amount of Cu in cast iron alloys promote pearlitic microstructure in the as-cast condition. This leads to shorter austenitizing times of Cu-added alloys.
- 2) If the optimum austenitizing times for each alloys have been chosen, low levels of Cu of less than 1.5wt.% do not significantly affect

the microstructure and mechanical properties of the austempered ductile cast irons.

5. References

- [1] K. M. Pedersen, J. H. Hattel, and N. Tiedje, Numerical Modeling of Thin-Walled Hypereutectic Ductile Cast Iron Parts, *Acta Materialia*, Vol.54, pp.5103-5114, 2006.
- [2] Davis, J.R.(ED.) *ASM Specialty Handbook-Cast Irons*. (Materials Park, OH:ASM International), pp.5-6, 86, 1996.
- [3] M.A. Yescas, H.K.D.H. Bhadeshia, and D.J. MacKay, Estimation of the amount of retained austenite in austempered ductile irons using neural networks, *Materials Science and Engineering*, A311, pp.162-173, 2001.
- [4] C.Labrecque and M. Gagne, Review Ductile Iron : Fifty Years of Continuous Development, *Canadian Metallurgical Quarterly*, Vol.37, No.5, pp.343 – 378, 1998.
- [5] R.Gibi, A.Kalkanli and H.Güenç Effect of Copper Alloying on Fatigue Life and Fatigue Crack Growth Behaviour of Ductile Cast Irons, *Canadian Metallurgical Quarterly*, Vol.43, No.1, pp.137-144, 2004.
- [6] Uma Batra, S. Ray, and S.R. Prabhakar, Austempering and Austempered Ductile Iron Microstructure in Copper Alloyed Ductile Iron, *ASM International*, Vol.12, No.4, pp.426-429, 2003.
- [7] G.S.Cho, et al., Effects of Alloying Elements on the Microstructures and Mechanical Properties of Heavy Section Ductile cast Iron, *J. Mater. Sci. Technol*, Vol.23, No.1, pp.97-101, 2007.



Effects of copper on microstructure and mechanical properties of compacted graphite irons in as-cast condition

T. Witchanantakul^a, P. Buahombura^{b*}, S. Boonmee^b, N. Akkarapattanagoon^b

^aGraduate Student, School of Metallurgical Engineering, Suranaree University of Technology, 111 University Avenue, Muang District, Nakorn Ratchasima 30000, Thailand

^bLecturer, School of Metallurgical Engineering, Suranaree University of Technology, 111 University Avenue, Muang District, Nakorn Ratchasima 30000, Thailand

* Tel: 044-224484, Fax: 044-224482 Email: panya_b@sut.ac.th

Abstract

In recent automotive industrial trends, compacted graphite irons (CGI) have been used for high performance diesel engine blocks which require high strength and weight-saving materials, in order to improve fuel consumption. To achieve high strength in the as-cast condition, copper (Cu) was added to CGI melt compositions for microstructure and mechanical property improvements. Chemical compositions of each CGI melt were controlled in the range of 3.1-3.4 % C and 2.3-2.5 % Si with subsequent treating of 0.3 wt% spheroidizing agent and 0.4 wt% inoculants by using sandwich method treatment at 1450 ± 20 °C. The amounts of Cu in CGI melt were varied from 0-1.5 wt%. CGI specimens were cast into green sands mold in cylindrical shape bar of 2.5 cm in diameter 40 cm in height. Chemical compositions were inspected by using a spark emission spectroscopy analyzer. Tensile properties were tested by a universal tensile testing machine and hardness values were tested using a brinell hardness tester. Microstructure of CGI specimens were investigated by using an optical microscope coupled with an image analyzer. It was found that pearlite phase in as-cast structure is increasing with increasing Cu contents and mechanical properties of CGI with Cu addition in the range of 0.5-1.5 wt% show range of hardness value of 179-229 BHN, yield strength value of 448-474 MPa, tensile strength value of 506-545 MPa. Experimental results clearly show that increasing amounts of Cu content promote formation of pearlitic structure of the CGI matrix which resulting in increasing hardness, yield strength and tensile strength in the as-cast condition.

Keywords: Compacted graphite iron; Chemical composition; As-cast condition; Microstructure; Mechanical properties

On the Microstructure-Mechanical property Relationships of Gray cast Iron with 0 – 2.5 wt% Copper Additions

Thumrongsak Witchanantakul*, **Ittipon Pratumwan***, **Janthira Chantarach***,
Ruangrid Chumyen*, **Luriy Wintachai***, **A-Phirat Chinnawong***,
Ratchaneepon Punjamrat*, **Songphop Nomthaisong***, **Tapany Udomphol****,
Panya Buahombura**, **Narong Akkarapattanagoon****

* *School of Metallurgical Engineering, Suranaree University of Technology, 111 University Avenue, Muang District, Nakorn Ratchasima 30000, Thailand*

** *lecturer, School of Metallurgical Engineering, Suranaree University of Technology, 111 University Avenue, Muang District, Nakorn Ratchasima 30000, Thailand*
E-mail: tapany@sut.ac.th, Tel: 044-224484, Fax: 044-224482

Mechanical properties of gray cast iron are a sensitive function of graphite morphology and matrix structures. Type C graphite, present in hypereutectic irons, greatly reduces mechanical properties of the gray cast irons. To achieve higher strength in the as-cast condition, copper was added to the gray cast iron melt as it helps to retard carbon diffusion, thus promoting pearlite formation. Hypereutectic gray cast irons with nominal compositions of Fe-(3.4-3.5)C-(2.9-3.1)Si-xCu, where x= 0.0, 0.5, 1.0, 1.5, 2.0 and 2.5 (wt%) were cast into green sand molds to produce cylindrical bars of 2.5 cm in diameter and 52 cm in height. Investigations on microstructures and mechanical properties revealed that tensile and Brinell hardness properties increased with increasing amounts of pearlite structure when copper was added up to 1.0 wt%. Higher contents of copper additions of 1.5 – 2.5% however lowered the tensile strength due to the role of copper in promoting graphitization. Both tensile and hardness properties were also affected by carbide formation at higher copper additions.

Poster Session

On the Microstructure-Mechanical property Relationships of Gray Cast Iron with 0 – 2.5 wt% Copper Additions



Thumrongsak Witchanantakul, Ittipon Pratumwan, Jantkira Chantarach, Ruangrid Chumyen, Luriya Wintachai, A-Phirat Chinnawong, Ratchaneepon Punjamrat, Songphop Nonthaisong, Tapany Udomphol, Pannya Buahombura, Narong Akkarapattanagoon
 School of Metallurgical Engineering, Institute of Engineering, Suranaree University of Technology, Thailand

School of metallurgical engineering - SUT

Abstract

Mechanical properties of gray cast iron are a sensitive function of graphite morphology and matrix structures. Type C graphite, present in hypereutectic irons, greatly reduces mechanical properties of the gray cast irons. To achieve higher strength in the as-cast conditions, copper was added to the gray cast iron melt as it helps to retard carbon diffusion, thus promoting pearlite formation. Hypereutectic gray cast irons with nominal compositions of Fe-(3.4-3.5)C-(2.9-3.1)Si-(x)Cu, where x = 0.0, 0.5, 1.0, 1.5, 2.0 and 2.5 (wt%) were cast into green sand molds to produce cylindrical bars of 2.5 cm in diameter and 52 cm in height. Investigation on microstructures and mechanical properties revealed that both tensile and Brinell hardness properties increased with increasing amounts of pearlite structure when copper was added from 0.5 – 2.5 wt%.

Introduction

Mechanical properties of gray cast iron are a sensitive function of graphite morphology and matrix structures. The microstructure of gray cast iron is controlled by several factors, the C and Si content (C.E.V = %C + 1/3(%Si+%P)) were minor elements and other alloying additions as well as processing variables, such as method of melting, inoculation practice and cooling rate. Hypereutectic gray cast irons are preferred for production of thin wall casting to reduce chill formation and promote castability with a negative effect on strength.

To achieve high strength gray cast iron in the as-cast condition, copper (Cu) was added to the melt composition. Copper is a graphitizer and can be used in partial replacement for silicon to minimize chilling tendencies without promote free ferrite. Copper also promotes pearlite formation by retarding carbon diffusion in austenite. Therefore, Copper is believed to be one of the potential elements added to gray cast iron to reduce ferrite formation. In this study, the effects of copper additions between 0 – 2.5 wt% on microstructure and mechanical properties of hypereutectic gray cast irons were studied. Influences of copper content on the matrix structure of gray cast irons together with strength and hardness properties were investigated.

Experimental Procedures

Pig iron, steel scrap and high purity copper billet were melt in a 35 kg capacity induction furnace to produce gray cast iron having the controlled compositions. Inoculation treatment was carried out using the ladle transfer method. The melt was inoculated (0.4% by weight of charge), using Fe-75Si-0.8Sr alloy by placing at the bottom of the treatment ladle prior to pouring of the molten metal. Inoculation treatment temperature and pouring temperature of molten cast iron were controlled in the temperature range of 1500 – 1520 °C and 1330 – 1370 °C respectively.

Chemical analysis of the gray cast irons was carried out using a spectrometer as listed in Table 1, showing varied amounts of copper addition (0 – 2.5 wt%). The prepared melt were cast into green sand mold to produce cylindrical bars of 2.5 cm in diameter and 52 cm in height. Microstructure of GCI specimens were investigated using an optical microscope coupled with an image analyzer. Tensile specimens were machined and tested on a universal tensile testing machine following ASTM E8. Brinell hardness values were evaluated.



Results and Discussion

Optical Micrographs as shown in Fig. 1 demonstrates a gradual change in gray cast iron microstructure with increasing amounts of copper additions. Image analysis results (Fig. 2) indicate pearlite to ferrite ratio increases with increasing amounts of copper additions (0.5 – 2.5 wt% Cu). The amount of graphite phase increases only slightly with increasing copper additions while the amount of carbide appeared to be rather constant. Furthermore, yield and tensile strength values of the casting were improved with copper additions (0.5 – 2.5 wt%) giving ranges of tensile strength values of 132 – 154 MPa and yield strength values of 104.2 – 121.7 MPa. Brinell hardness values were measured to be 167 – 179 BHN as shown in Fig. 3. Overall results indicate that increasing copper additions from 0.5 – 2.5 wt% in the production of gray cast iron provide only little improvements in tensile and hardness properties with a trade off on material cost.

Table 1. Chemical composition of gray cast iron alloys

| Alloy No. | C | Si | Cu | Mn | P | S | Ni | Cr | Mo | C.E.V |
|-----------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|-------|
| GCI 0.0 | 3.48 | 3.01 | 0.03 | 0.15 | 0.06 | 0.01 | 0.01 | 0.05 | 0.01 | 4.50 |
| GCI 0.5 | 3.42 | 2.99 | 0.49 | 0.16 | 0.07 | 0.02 | 0.01 | 0.02 | 0.01 | 4.44 |
| GCI 1.0 | 3.41 | 2.98 | 0.97 | 0.17 | 0.06 | 0.02 | 0.02 | 0.03 | 0.01 | 4.42 |
| GCI 1.5 | 3.41 | 2.98 | 1.51 | 0.12 | 0.09 | 0.02 | 0.01 | 0.01 | 0.01 | 4.43 |
| GCI 2.0 | 3.44 | 3.02 | 2.07 | 0.14 | 0.07 | 0.02 | 0.02 | 0.01 | 0.01 | 4.47 |
| GCI 2.5 | 3.40 | 2.93 | 2.51 | 0.13 | 0.09 | 0.02 | 0.01 | 0.01 | 0.01 | 4.41 |

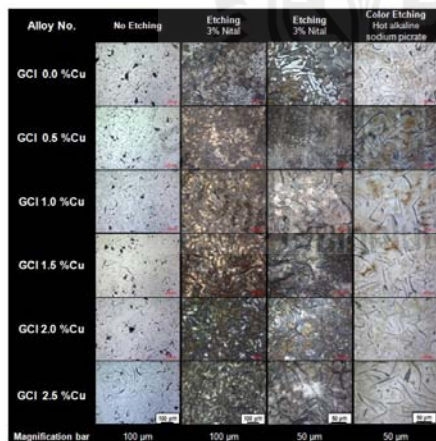


Figure 1. Microstructures of As-cast gray cast iron alloys.

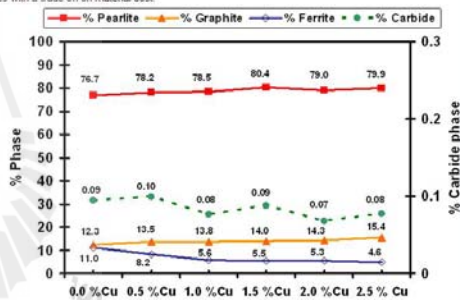
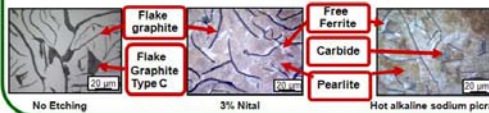


Figure 2. Results of Phase analysis of gray cast iron alloys.

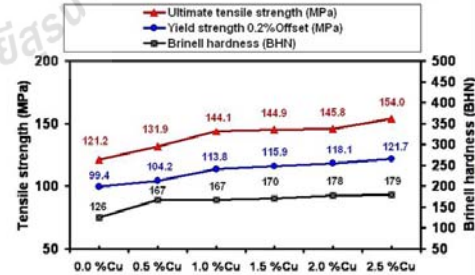


Figure 3. Mechanical properties of gray cast iron alloys.

Alkaline sodium picrate:
 25 g of sodium hydroxide (NaOH), 2 g of picric acid[(NO₂)₂C₆H₃OH](binitrophenol),
 75 mL of distilled water at 60 to 100°C for 1 – 3 min.
 Colors cementite (Fe₃C) dark brown to black, depending on etching time.
 3% Nital: 3 mL of nitric acid (HNO₃), 97 mL of ethanol.

Conclusions

1. Additions of copper in gray cast irons in the range of 0.5 – 2.5 wt% increase the pearlite to ferrite ratio observed in the microstructures, giving slightly higher strength and hardness in comparison to those found in the as-cast condition.
2. The addition of copper in gray cast iron also promote graphite formation and eliminate free ferrite in as-cast structure.

Acknowledgement

The author would like to thank the center of scientific and technology equipment, Suranaree University of Technology for collaboration.

Effects of Copper Contents on Microstructures and Hardness of Flake and Spheroidal Graphite Cast Irons

**Thumrongsak Witchanantakul*, Tapany Udomphol,
Narong Akkarapattanagoon, Rattana Borrisutthekul and Sarum Boonmee**

*School of Metallurgical Engineering, Suranaree University of Technology
111 University Avenue, Muang District, Nakorn Ratchasima 30000, Thailand
Tel: 044-224484, Fax: 044-224482,*

* Corresponding author. E-mail address: Thum_w@sut.ac.th

ABSTRACT

Mechanical properties of flake and spheroidal graphite cast irons are sensitive functions of graphite morphology and matrix structures. Primary graphite, present in hypereutectic cast irons, greatly reduces mechanical properties of flake and spheroidal graphite cast irons. To achieve higher hardness in hypereutectic cast irons, copper was added into cast iron melt to retard carbon diffusion, thus promoting pearlite formation. Hypereutectic flake and spheroidal graphite cast irons with nominal compositions of Fe-(3.4-3.5)C-(2.9-3.1)Si-xCu, where x= 0.0, 0.5, 1.0 and 1.5 (wt%) were cast using green sand molds to produce cylindrical bars of 2.5 cm in diameter and 52 cm in height. Microstructure of cast iron specimens were investigated by using an optical microscope coupled with an image analyzer. Investigation on microstructures and hardness of spheroidal graphite irons revealed that the hardness significantly increased with the amounts of pearlite phase when copper was added from 0.5 – 1.5 wt%. Addition of copper in flake graphite irons in the range of 0.5 – 1.5 wt%, gave rise to a slight increase in the amount of pearlite phase and a little improvements in hardness with a trade off on material cost. Furthermore, as the pearlite microstructure was excluded by annealing the sample to achieve fully ferrite microstructure, the influence of copper additions will be discussed.

KEYWORDS: Flake Graphite Cast Irons, Spheroidal Graphite Cast Irons, Microstructures, Hardness



ประวัติผู้เขียน

นายธีรศักดิ์ วิชชานันท์กุล เกิดเมื่อวันที่ 16 มกราคม พ.ศ.2525 ที่จังหวัดราชบุรี สำเร็จการศึกษาระดับชั้นประถมศึกษาจากโรงเรียนวันทามาริอา จังหวัดราชบุรี เมื่อปีพุทธศักราช 2536 ต่อมาได้สำเร็จการศึกษาระดับชั้นมัธยมศึกษาตอนต้นและตอนปลายจากโรงเรียนประสาทรัฐประชากิจ จังหวัดราชบุรี เมื่อปีพุทธศักราช 2542 และสำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรี สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ จากมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ในปีพุทธศักราช 2548 เมื่อสำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรีได้เข้าทำงานในตำแหน่งผู้ช่วยสอนและวิจัย สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี รวมระยะเวลาการทำงานโดยประมาณ 5 ปี จากนั้นจึงได้เข้าศึกษาต่อในระดับปริญญาโท สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ในปีการศึกษา 2551 ระหว่างการศึกษารับรางวัลรองชนะเลิศ ในส่วนของ Poster Session จากบทความวิจัยเรื่อง “*On the Microstructure-Mechanical properties Relationships of Gray cast Iron with 0-2.5 wt% Copper Additions*” ในการประชุมวิชาการทางโลหะวิทยาแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 4 นอกจากนี้รายละเอียดของผลงานทางวิชาการเรื่องอื่น ๆ ที่ได้เผยแพร่ผ่านงานประชุมเชิงวิชาการดังแสดงในภาคผนวก ก.