

โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่ออบเหนียวภายหลังการอบชุบด้วยความร้อน



เสนอต่อบัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ เพื่อเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตาม
หลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล
พฤษภาคม 2554

โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่ออบเหนียวภายหลังการอบชุบด้วยความร้อน



ปริญญาโท
ของ
ณัฐพงศ์ สุวรรณมณี

เสนอต่อบัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ เพื่อเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตาม
หลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล

พฤษภาคม 2554

ลิขสิทธิ์เป็นของมหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ

โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่ออบเหนียวภายหลังการอบชุบด้วยความร้อน



เสนอต่อบัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ เพื่อเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตาม
หลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล
พฤษภาคม 2554

ณัฐพงศ์ สุวรรณมณี. (2554). โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่ออบเหนียวภายหลังการอบชุบด้วยความร้อน. วิทยานิพนธ์ วศ.ม. (วิศวกรรมเครื่องกล). กรุงเทพฯ: บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ. คณะกรรมการควบคุม: ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.กัณวริช พลุประชาญ, รองศาสตราจารย์ ดร.ไพศาล นาผล.

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อหาความเค้นจํานน ซึ่งได้จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและขนาดเกรนเฟอร์ไรท์ของเหล็กหล่อขาว ที่มีธาตุคาร์บอน 2.5 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ซิลิกอน 1 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก แมงกานีส 0.4 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก กำมะถัน - ฟอสฟอรัส 0.18 เปอร์เซ็นต์สูงสุด ผลของความเค้นจํานนถูกควบคุมโดยค่าเฉลี่ยขนาดเกรนเฟอร์ไรท์ ตามสมการของ ฮอลล์-เพตซ์ ที่แสดงให้เห็นว่าเป็นการสลายตัวของคาร์ไบด์ เป็นการเพิ่มความเค้นจํานน เมื่อพิจารณาผลการทดลองจากการประเมินค่าเฉลี่ยขนาดเกรนและความเค้นจํานนแล้ว พบว่า มีค่าความผิดพลาดสูงสุด 4.5 และ 2.5 เปอร์เซ็นต์ ตามลำดับ



AS-CAST MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES
OF A MALLEABLE IRON AFTER HEAT TREATMENT

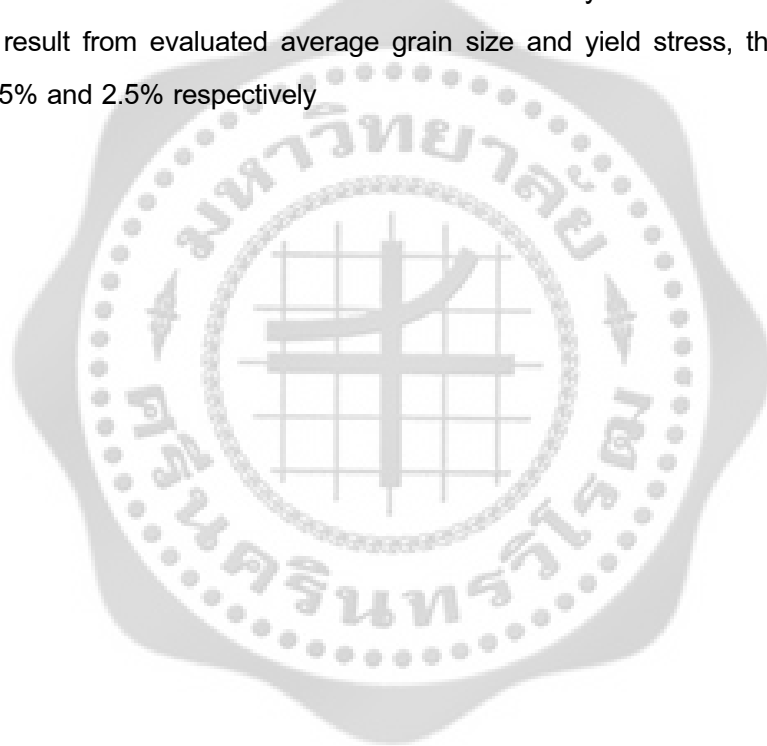


Presented in Partial Fulfillment of the Requirements for the
Master of Engineering Degree in Mechanical Engineering
at Srinakharinwirot University

May 2011

Nattapong Suwanmanee. (2011). *As-cast Microstructure and Mechanical Properties of a Malleable Iron After Heat Treatment*. Master thesis, M.Eng. (Mechanical Engineering). Bangkok: Graduate School, Srinakharinwirot University. Advisor Committee: Asst. Prof. Dr. Ganwarich Pluphrach, Assoc. Dr.Paisarn Naphon.

This thesis aim to consider yield stress derives from microstructure and size of pearlite grain inspection of white cast iron that there are carbon atom 25% per weight, Silicon 1% per weight, Manganese 0.4% per weight, Sulfur - Phosphorus 0.18%. The result of yield stress will be controlled by the average of ferrite grain size followed Hall-Patch's equation that is shown about decarburization of carbide that will increase yield stress. Where reviewed the experimental result from evaluated average grain size and yield stress, there is the highest error value 4.5% and 2.5% respectively



ปริญญาบัตร
เรื่อง

โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่ออบเหนียวภายหลังการอบชุบด้วยความร้อน
ของ
ณัฐพงศ์ สุวรรณมณี

ได้รับอนุมัติจากบัณฑิตวิทยาลัยให้นับเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร
ปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิศวกรรมเครื่องกล
ของมหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ

.....คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

(รองศาสตราจารย์ ดร.สมชาย สันติวัฒนกุล)

วันที่.....เดือน.....พ.ศ. 2554

คณะกรรมการควบคุมปริญญาบัตร

คณะกรรมการสอบปากเปล่า

.....ประธาน

.....ประธาน

(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. กัณวรัช พลุปราชญ์) (รองศาสตราจารย์ ดร.สุรเชษฐ์ ชุติมา)

.....กรรมการ

.....กรรมการ

(รองศาสตราจารย์ ดร.ไพศาล นาผล)

(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. กัณวรัช พลุปราชญ์)

.....กรรมการ

.....กรรมการ

(อาจารย์ ดร.ประชา บุญยวานิชกุล)

(รองศาสตราจารย์ ดร.ไพศาล นาผล)

ประกาศคุณูปการ

ปริญญาโทฉบับนี้ สำเร็จได้ด้วยความกรุณาของ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.กัณวีรัช พลุปราชญ์ ประธานกรรมการควบคุมการทำปริญญาโท และ รองศาสตราจารย์ ดร.ไพศาล นาผล กรรมการควบคุมการทำปริญญาโท ให้ความช่วยเหลือและแก้ไขความบกพร่อง อีกทั้งให้กำลังใจขณะดำเนินการทำปริญญาโท ผู้วิจัยขอกราบขอบพระคุณเป็นอย่างสูงตลอดไป

ขอขอบพระคุณ รองศาสตราจารย์ ดร.สุรเชษฐ์ ชุติมา ที่สละเวลามาเป็นประธานในการสอบปริญญาโท ตลอดจนอาจารย์ทุกท่านที่ให้ความรู้ตลอดระยะเวลาที่ได้ทำการศึกษาตามหลักสูตรความรู้ที่ได้ศึกษาทุกวิชา เป็นประโยชน์กับการทำปริญญาโทอย่างมาก

ท้ายสุดขอขอบพระคุณ บิดา มารดา ตลอดจนเพื่อนร่วมรุ่น และเพื่อนร่วมงานทุกท่านที่ให้ความสนับสนุนช่วยเหลือให้กำลังใจเป็นอย่างดีตลอดมา

ณัฐพงศ์ สุวรรณมณี



สารบัญ

บทที่	หน้า
1 บทนำ	1
ความสำคัญและที่มาของปัญหาที่ทำวิจัย	1
วัตถุประสงค์ของการวิจัย	2
ขอบเขตของการวิจัย	2
ทฤษฎี สมมุติฐาน และกรอบแนวความคิดของโครงการวิจัย	3
ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับจากการวิจัย	3
2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	4
ทฤษฎี	4
เหล็กหล่อ	4
ตำหนิในผลึกของแข็ง	10
การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของเหล็กในขณะที่ได้รับความร้อนโดยเปลี่ยนแปลง โครงสร้างเฟอร์ไรต์ไปเป็นออสเทนไนต์	17
การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของเหล็กในขณะที่ปล่อยให้เย็นโดยเปลี่ยนแปลง โครงสร้างออสเทนไนต์ในสภาพการเย็นตัวที่ไม่สมดุล	18
การอบชุบเหล็กหล่อ	26
การควบคุมบรรยากาศภายในเตา	28
วิธีการของสเปคเตอร์	28
ความสัมพันธ์ฮอลล์-เพทซ์	30
งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	30
3 วิธีการดำเนินการวิจัย	32
ขั้นตอนการวิจัย	32
อุปกรณ์ที่ใช้ในการวิจัย	33
การเตรียมเหล็กหล่อสีขาว	35
การอบชิ้นงาน	36
การทดสอบชิ้นงานหลังผ่านกระบวนการอบชุบด้วยความร้อน	37
การทดสอบหาค่าส่วนประกอบของชิ้นงาน	37
การทดสอบความแข็งของชิ้นงาน	39

สารบัญ(ต่อ)

บทที่	หน้า
3 (ต่อ)	
การถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน	40
4 ผลการวิจัย	41
ผลการตรวจสอบค่าส่วนประกอบและภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อสี ขาวและเหล็กหล่ออบเหนียว	41
ค่าความเค้นจําแนกจากการคํานวณจากความสัมพันธ์ฮอลล์-เพตช์(Hall-Petch) และการทดสอบโดยวิธีรีอคเวลล์	43
ขนาดเกรนเมื่อเทียบกับ International Standard ISO643	49
5 สรุปผล และข้อเสนอแนะ	50
สรุปผลการวิจัย	50
ข้อเสนอแนะ	51
บรรณานุกรม	52
ภาคผนวก	54
ภาคผนวก ก.	55
ภาคผนวก ข.	58
ภาคผนวก ค.	61
ภาคผนวก ง.	68
ภาคผนวก จ.	71
ประวัติย่อผู้วิจัย	77

บัญชีตาราง

ตาราง	หน้า
1 ค่าส่วนประกอบต่างๆ ของเหล็กหล่อสีขาวและเหล็กหล่ออบเหนียว Pearlitic Malleable และ Ferritic Malleable	41
2 การวัดขนาดเกรนในแนวตั้งของเฟอร์ไรท์เกรน	43
3 การวัดขนาดเกรนในแนวนอนของเฟอร์ไรท์เกรน	44
4 การวัดขนาดเกรนในแนวตั้งของเฟิลไลต์เกรน	45
5 การวัดขนาดเกรนในแนวนอนของเฟิลไลต์เกรน	46
6 ผลการวัดขนาดและนับจำนวนเฟอร์ไรท์เกรน	47
7 ผลการวัดขนาดและนับจำนวนเฟิลไลต์เกรน	47
8 ขนาดเกรนและความเค้นจำนวนของเกรนเฟอร์ไรท์และเกรนเฟิลไลต์ของเหล็กหล่ออบเหนียว	48
9 ค่าความแข็งของเหล็กหล่ออบเหนียว	49
10 ขนาดเกรนจาก Spektor's method ประเมินเทียบกับ International Standard (ISO643)	49
11 ตัวแปรต่างๆ ในการประเมินจำนวนเกรน	59
12 ค่าความแข็งสมมูลย์และค่า Ultimate tensile strengths สำหรับเหล็กอัลลอยด์และเหล็กคาร์บอน	60

บัญชีภาพประกอบ

ภาพประกอบ	หน้า
1 Phase equilibrium diagram	6
2 โครงสร้างเหล็กหล่อสีขาวประเภทไฮโปยูเทคติก	8
3 โครงสร้างเหล็กหล่อสีขาวประเภทยูเทคติก	9
4 โครงสร้างเหล็กหล่อสีขาวประเภทไฮเปอร์ยูเทคติก	10
5 การเรียงตัวของอะตอมรอบๆ ดิสโลเคชันแบบขอบและระนาบเกินจากปกติ	11
6 (a) ดิสโลเคชันแบบเกลียวในผลึก (b) ภาพเมื่อมองจากด้านบนของรูป a เส้น AB คือ เส้นดิสโลเคชันอะตอมของระนาบด้านบนแทนด้วยวงกลมสีขาวและอะตอมของระนาบด้านล่างแทนด้วยจุดสีดำ	12
7 (a) ดิสโลเคชันแบบเกลียว แบบขอบและแบบผสมในผลึก (b) ภาพเมื่อมองจากด้านบนของรูป a อะตอมของระนาบด้านบนแทนด้วยวงกลมสีขาวและอะตอมของระนาบด้านล่างแทนด้วยจุดสีดำ ที่จุด A เป็นดิสโลเคชันแบบเกลียว ที่จุด B เป็นดิสโลเคชันแบบขอบ ส่วนที่โค้งเป็นดิสโลเคชันแบบผสม	13
8 รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน ของโลหะผสมไทเทเนียมแสดงเส้นดิสโลเคชันสีดำในภาพ กำลังขยาย 51,450 เท่า	14
9 ภาพแสดงขอบเกรนมุมต่ำและมุมสูงและอะตอมข้างเคียงบริเวณขอบเกรน	15
10 ขอบเกรนแบบเอียงที่มุม θ เกิดจากการเรียงตัวของดิสโลเคชันแบบขอบ	16
11 แผนภูมิสมมูลของเหล็กกับคาร์บอนที่ได้แก้ไขปริมาณของคาร์บอนและอุณหภูมิที่จุดต่างๆ	17
12 แสดงอุณหภูมิวิกฤติของเหล็กที่มีลักษณะเข้าใกล้กันเมื่ออัตราการเย็นตัวสูงขึ้น (เหล็กไฮโปยูเทคตอยด์)	18
13 แสดงผลของการเย็นตัวที่สูงขึ้น เป็นผลให้จุดอุณหภูมิวิกฤติเปลี่ยนแปลง	19
14 แสดงจุดอุณหภูมิวิกฤติ A_1 ของเหล็กกล้ายูเทคตอยด์ที่ลดต่ำลงและเกิดอุณหภูมิวิกฤติใหม่ A_1' และ A_1'' เมื่ออัตราการเย็นตัวสูงขึ้น	20
15 แสดงระบบผลึกของออสเทนไนต์ (FCC) และเฟอร์ไรต์ (BCC)	21
16 แสดงการเปลี่ยนแปลงจากออสเทนไนต์ไปเป็นเฟอร์ไรต์	22
17 แสดงตำแหน่งของอะตอมคาร์บอนที่แรกอยู่ในออสเทนไนต์ก่อนที่จะเปลี่ยนไปเป็นมาร์เทนไซต์	22
18 ออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิสูง และ ออสเทนไนต์ภายหลังทำให้เย็นอย่างรวดเร็วได้มาร์เทนไซต์	23

บัญชีภาพประกอบ(ต่อ)

ภาพประกอบ	หน้า
19 แสดงค่าพารามิเตอร์ a, b และ c ที่ต่างกันของเหล็กกล้าที่ปริมาณคาร์บอนต่าง ๆ กันภายหลังการชุบแข็ง	24
20 ภาพแสดงโครงสร้างจุลภาคมาร์เทนไซต์ "เฟลท" และ ออสเทนไนท์เกรน	25
21 แสดงลักษณะการเกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์	25
22 ขอบเขตโดยประมาณของคาร์บอนและซิลิกอนของเหล็กกล้าและเหล็กหล่อ	27
23 อิทธิพลของซิลิกอนที่มีต่ออุณหภูมิวิกฤติของเหล็กหล่ออบเหนียว เหล็กหล่อสีเทา และเหล็กหล่อเหนียวที่อัตราการเย็นตัว 5°C/hr	27
24 Flow Chart ขั้นตอนการวิจัย	32
25 เครื่องวัดส่วนประกอบวัสดุ	33
26 เตาอบเหล็กขนาดเล็ก Nabertherm N280E	33
27 เครื่องมือเตรียมชิ้นงาน	34
28 กล้องถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคเชื่อมต่อกอมพิวเตอรืเพื่อบันทึกไฟล์ภาพ (Stereoscope zoom microscope : Nikon, C-PS)	34
29 เครื่องทดสอบความแข็ง (Microhardness Tester: Future-Tech FM-700e)	35
30 ชิ้นงานเหล็กหล่อสีขาวสำหรับการวิจัย	35
31 ไตอะแกรมที่ 1 การอบเหล็กหล่อสีขาวเพื่อให้โครงสร้างเปลี่ยนเป็น Pearlitic malleable iron	36
32 ไตอะแกรมที่ 2 การอบเหล็กหล่อสีขาวเพื่อให้โครงสร้างกลายเป็น Ferritic malleable iron	36
33 การสอบเทียบกับชิ้นงานมาตรฐานก่อนทดสอบกับชิ้นงานวิจัย	37
34 คอมพิวเตอรืเชื่อมต่อกับเครื่อง Spectrotest TXCO2 และอุปกรณ์สำหรับเตรียมผิว	38
35 การนำชิ้นงานวางบนหัวยิง Spectro เพื่อตรวจสอบค่าส่วนประกอบ	38
36 ผลค่าส่วนประกอบของเหล็กแสดงที่หน้าจอคอมพิวเตอรื	39
37 (ก) ชิ้นงานมาตรฐานสำหรับการสอบเทียบเครื่องมือวัด (ข) การตรวจสอบค่าความแข็งของชิ้นงาน	39
38 ชิ้นงานหลังจากทำการ Mounting พร้อมเพื่อทำการถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาค	40
39 การวางชิ้นงานบนถาดรองชิ้นงานเพื่อถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาค	40

บัญชีภาพประกอบ(ต่อ)

ภาพประกอบ	หน้า
40 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค 200 เท่าของเหล็กหล่อสีขาว	41
41 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค 200 เท่าของเหล็กหล่ออบเหนียวขาว	42
42 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค 200 เท่าของเหล็กหล่ออบเหนียวดำ	42
43 กราฟแสดงจำนวนเฟอร์ไรท์เกรนที่นับได้ในแต่ละแถวในแนวตั้ง	43
44 จำนวนเฟอร์ไรท์เกรนที่นับได้ในแต่ละแถวในแนวนอน	44
45 จำนวนเฟิลไลท์เกรนที่นับได้ในแต่ละแถวในแนวตั้ง	45
46 จำนวนเฟิลไลท์เกรนที่นับได้ในแต่ละแถวในแนวนอน	46
47 ผลกระทบของเกรนเฟอร์ไรท์และเฟิลไลท์ที่มีต่อความเค้นจำนวนของเหล็กหล่อ อบเหนียว	48
48 การแบ่งสเกลการวัดขนาดเฟอร์ไรท์เกรน	56
49 การแบ่งสเกลการวัดขนาดเฟิลไลท์เกรน	57

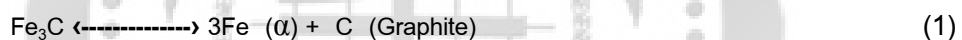
บทที่ 1

บทนำ

1. ความสำคัญและที่มาของปัญหาที่ทำวิจัย

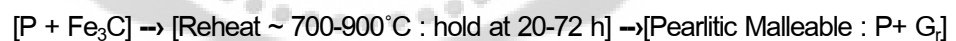
เหล็กหล่ออบเหนียว ได้มาจากเหล็กหล่อสีขาวที่ถูกปรับปรุงให้มีความอ่อนและเหนียว ด้วยการอบเหล็กหล่อสีขาวในบรรยากาศพิเศษ โดยทางทฤษฎีแล้วโครงสร้างซีเมนไทท์ของเหล็กหล่อสีขาวมีภาวะกึ่งเสถียร แนวโน้มที่จะสลายตัว เป็นเหล็กและคาร์บอน ณ อุณหภูมิในระดับหนึ่งนั้น มีความเป็นไปได้ ดังสำนวนสำคัญต่อไปนี้ "ถ้าเหล็กหล่อสีขาวได้รับการอบอ่อนธาตุซิลิคอนในเหล็กหล่อ นั้น จะกระทำต่อเหล็กคาร์ไบด์ มวลคาร์ไบด์เหล่านั้นก็แตกออกเป็นเหล็กและคาร์บอน การกระทำทางความร้อนนั้นเป็นการจัดลักษณะความแข็ง เพราะของโลหะและแปลงกลับสู่ความเป็นเหล็กหล่ออบเหนียว ซึ่งง่ายต่อการแปรรูปด้วยเครื่องจักรมากกว่า" จึงเป็นเหตุให้เกิดแนวคิดการวิจัยในการปรับเหล็กหล่อสีขาวที่มีความแข็งและเปราะให้มีสภาพที่เปลี่ยนแปลงโครงสร้างใหม่เป็นความต้องการใช้งานทางวิศวกรรมอีกรูปแบบหนึ่งของเหล็กหล่ออบเหนียว

ปฏิกิริยาของโครงสร้างซีเมนไทท์ มักเกิดขึ้นเมื่อโครงสร้างดังกล่าวได้รับความร้อน ด้วยอุณหภูมิสูงระดับหนึ่ง ดังนี้

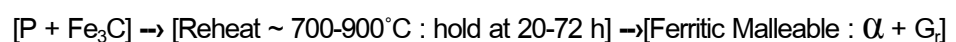


ดังนั้นการทำให้อ่อนและเหนียวก็คือการสลายโครงสร้างทั้งหลายที่รวมตัวอยู่กับคาร์บอนในเหล็กหล่อสีขาวให้เป็นโครงสร้าง ดังนี้

1. เหล็กหล่อสีขาวเย็นตัวเร็ว \rightarrow นำสู่การอบชุบ \rightarrow เย็นตัวเร็วได้รับเหล็กหล่ออบเหนียวขาว



2. เหล็กหล่อสีขาวเย็นตัวเร็ว \rightarrow นำสู่การอบชุบ \rightarrow เย็นตัวช้าได้รับเหล็กหล่ออบเหนียวดำ



โดยที่ α = Ferrite, P = Pearlite, G_r = Graphite Rosettes

เหล็กหล่อสีขาวที่เหมาะสมสำหรับการเปลี่ยนสภาพมาเป็นเหล็กหล่ออบเหนียว ควรมีสัดส่วน (Chemical Composition) ดังนี้

C \sim 2.00 - 2.65 %

Si \sim 0.90 - 1.65 %

Mn \sim 0.25 - 0.55 %

S & P \sim 0.18 % max

B & Bi \sim 0.01 % max

ในการอบอ่อนชิ้นแรกจะอบเหล็กให้มีอุณหภูมิสูงขึ้นอย่างช้าๆ จนได้ระดับ 700 – 900° C ในระหว่างที่เหล็กร้อนขึ้น เฟอไรต์จะสลายตัวเป็นออสเทนไนท์ โดยที่ออสเทนไนท์ จะสลายคาร์บอน ออกมารวมกับคาร์บอนของซีเมนไทท์ในจังหวะอบอ่อน ออสเทนไนท์ในระบบกึ่งเสถียร สามารถละลาย คาร์บอนออกมาได้มากกว่าออสเทนไนท์ในรูปของกราไฟท์ อิสระ นิวเคลียสของกราไฟท์ทำให้ออสเทนไนท์ พร่องคาร์บอน ดังนั้นคาร์บอนบางส่วนจะสลายออกมาจากซีเมนไทท์เข้าไปรวมตัวกับนิวเคลียส ทำให้ นิวเคลียสสามารถเติบโตได้ทุกทิศทาง โครงสร้างกราไฟท์ที่ได้ จึงมีลักษณะเป็นเม็ดกลม เรียกว่า “เทมเปอร์คาร์บอน” หรือ Graphite Rosettes เทมเปอร์คาร์บอน จะก่อตัวขึ้นที่บริเวณหน้าสัมผัส ระหว่างโครงสร้างคาร์ไบด์เดิมกับโครงสร้างออสเทนไนท์ที่อ้อมตัว ในขั้นของการอบอ่อนสามารถที่จะเร่ง ปฏิกริยานี้ ให้เร็วได้ระหว่าง 20 – 72 ชั่วโมง ด้วยเหตุที่การก่อตัวเป็นกราไฟท์เกิดขึ้นช้ามาก อีกทั้ง ยังขึ้นอยู่กับขนาดของชิ้นงานด้วย แต่ทั้งนี้พบว่า เมื่อมีซิลิคอนและคาร์บอนผสมสูงจะทำให้เกิดกราไฟท์ กลมได้ง่ายขึ้น

การใช้งานของเหล็กหล่อสีขาวมักจำกัดอยู่ในวงแคบ เช่น Wearing Plates, Pump Liners, Grinding Balls, Rolling Mills, ตรงกันข้ามกับเหล็กหล่ออบเหนียวซึ่งประยุกต์ใช้มาก ดังนี้

1. เหล็กหล่ออบเหนียวขาว (Pearlitic Malleable) ใช้กับ Pipe Fitting and Flanges, กระจุกเฟืองท้ายรถยนต์ เฟลาข้อเหวี่ยง เฟลากลม เฟลาราวลิ่ง โซ่ขับเฟือง ซีเฟือง อุปกรณ์สายพาน ล้อเล็ก ลูกกลิ้ง บีม หัวฟัน ลูกเบี้ยว คันโยก ชิ้นส่วนเครื่องจักรกล โครงปั้น ชิ้นส่วนรถถัง ปลอกลูกปืน เครื่องมือช่างทั่วไป
2. เหล็กหล่ออบเหนียวดำ (Ferritic Malleable) ใช้กับอุปกรณ์รถยนต์ อุปกรณ์การเกษตร อุปกรณ์ประกอบรางรถไฟ หัวต่อขยายตัวรางเลื่อนของสะพาน ชุดโซ่ ปั่นจั่น ตัวยึดท่อ อุปกรณ์ฮาร์ดแวร์ ทั่วไป

2. วัตถุประสงค์ของการวิจัย

- 2.1 เพื่อศึกษาผลของกระบวนการอบชุบโลหะต่อพฤติกรรมของเหล็กหล่ออบเหนียว
- 2.2 เพื่อวิเคราะห์หาความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล

3. ขอบเขตของการวิจัย

3.1 ศึกษาทางทฤษฎีและการทดลอง เกี่ยวกับธาตุผสมเหล็กหล่อสีขาวเพื่ออบชุบให้ได้เป็น เหล็กหล่ออบเหนียวที่ดี โดยมีสัดส่วนอุณหภูมิ และเวลาที่เหมาะสมเชิงความประหยัดสูงสุดเพื่อให้ได้ เป็นโครงการวิจัยใหม่โดยที่

นำเหล็กหล่อสีขาวขนาด $\varnothing 20 \times 150$ มม.จำนวน 4 ชิ้น เพื่ออบให้ได้เหล็กหล่ออบ เหนียวขาว และ เหล็กหล่ออบเหนียวดำที่แบ่งอุณหภูมิ เวลา และ ความเร็วในการเย็นตัวต่อการอบ เหล็กเป็น 5 ช่วง (อุณหภูมิ เวลาและความเร็วในการเย็นตัว) เพื่อหาความเหมาะสมสูงสุด

3.2 ศึกษาขนาดเกรนและสมบัติทางกลด้านความแข็งแรงที่จุดคราก (Yield Strength) โดยใช้ทฤษฎีความสัมพันธ์ของ ฮอลล์-เพทช์ (Hall-Petch)

4. ทฤษฎี สมมติฐาน และกรอบแนวคิดของโครงการวิจัย

4.1 การแข็งตัวจะเริ่มขึ้นเมื่อมีการถ่ายเทความร้อน โดยเฉพาะการนำความร้อนที่ทำให้เกิดอะตอมของของแข็งในโลหะเหลวเติบโตเป็นเดนไดรทและในที่สุดเป็นขอบของเกรนที่สมบูรณ์ ค่า E เป็นตัวบอกการเติบโตของกราฟฟิยูเทคทิก

4.2 สมบัติทางกลได้จากความแข็งแรงที่จุดคราก โดยใช้สมการความสัมพันธ์ของฮอลล์-เพทช์

4.3 การประเมินขนาดเกรนโดยสมการของสเปคเตอร์ (Spektor Analysis Theory) โดยใช้ระยะตั้งฉากจากเส้นทดสอบ (Test line) ไปสู่ศูนย์กลางของเกรน จำนวนเกรนต่อหน่วยปริมาตรของโครงสร้างจุลภาค วิเคราะห์ได้จากจำนวนของคอร์ด (Chord) ต่อหน่วยความยาวของเส้นตรงที่ตัดส่วนโค้ง

5. ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับจากการวิจัย

5.1 สามารถนำสมมติฐานไปใช้ในการปรับปรุงชิ้นงานเหล็กหล่อสีขาว ซึ่งเกิดจากความผิดพลาดในกระบวนการผลิต กลับมาใช้ให้เป็นประโยชน์ได้ ทำให้ประหยัดต้นทุนในการสั่งซื้อใหม่ และลดจำนวนของเสียภายในสถานประกอบการ

5.2 สามารถนำไปปรับปรุงและพัฒนาการอบชุบด้วยความร้อนกับชิ้นงานเหล็กหล่อสีขาวในขนาดต่างๆ หรือรูปทรงอื่นๆ

บทที่ 2

ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

1. ทฤษฎี

1.1 เหล็กหล่อ (Cast irons)

เหล็กหล่อจัดเป็นเหล็กชนิดหนึ่งที่รู้จักกันและใช้งานอย่างแพร่หลายมาเป็นระยะเวลาอันยาวนานแล้ว เหล็กหล่อคล้ายกับเหล็กกล้า (Steel) ก็ตรงที่เหล็กหล่อเป็นเหล็กที่มีธาตุคาร์บอนผสมอยู่เช่นเดียวกัน และสามารถศึกษาโครงสร้างจากแผนภาพ Phase equilibrium ระหว่างเหล็กกับคาร์บอนได้เหมือนกัน เพียงแต่ว่าปริมาณของคาร์บอนในเหล็กหล่อจะมีมากกว่าในเหล็กกล้า คือ ตั้งแต่ 2% คาร์บอนขึ้นไป จนถึง 6.67% ในอุตสาหกรรมผลิตเหล็กหล่อจะผลิตเหล็กหล่อมีคาร์บอนอยู่ประมาณ 2.5% - 4% ถ้าปริมาณมากกว่านี้ เหล็กจะสูญเสียสมบัติทางด้านความเหนียว (Ductility) คือ จะเปราะและแตกหักได้ง่าย เมื่อถูกแรงกระแทก ปกติเหล็กหล่อส่วนมากจะขาดสมบัติทางด้านความเหนียวเมื่อเทียบกับเหล็กกล้า ไม่สามารถจะฟอร์มขึ้นรูปโดยการรีดหรือดึงขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูง การฟอร์มขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูงก็ทำได้ยาก วิธีที่ใช้กันในการฟอร์มรูปร่าง แม้ถึงรูปร่างจะซับซ้อนก็สามารถทำได้โดยการหลอมเหล็กให้ละลายแล้ว เทลงในแบบหล่อที่ทำด้วยทรายหรือวัสดุทนความร้อน จึงได้ชื่อตามกรรมวิธีการฟอร์มรูปร่างว่า เหล็กหล่อ หลังจากหล่อรูปร่างให้ได้ใกล้เคียงแล้ว จึงนำมาทำการผ่านกระบวนการทางเครื่องจักร (Machining) ให้ได้รูปร่างสุดท้ายตามความต้องการ

แม้ว่าเหล็กหล่อส่วนใหญ่จะให้สมบัติความเค้นแรงดึงสูงสุดที่ต่ำ และขาดสมบัติทางด้านความเหนียวแต่เหล็กหล้อมีราคาถูกกว่า มีจุดหลอมตัวต่ำ สามารถหล่อได้รูปร่างง่ายกว่าเหล็กกล้า และยังสามารถปรับปรุงสมบัติต่างๆ โดยการเติมธาตุผสมที่เหมาะสมและการอบชุบที่ดี จะทำให้สมบัติของเหล็กหล่อเปลี่ยนแปลงได้อย่างกว้างขวาง จนเหล็กหล่อบางชนิดมีสมบัติใกล้เคียงกับเหล็กกล้า ทำให้การพัฒนาอุตสาหกรรมเหล็กหล่อเป็นไปอย่างกว้างขวาง รวมทั้งปริมาณการผลิตเหล็กหลอก็เพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว

ชนิดของเหล็กหล่อ สามารถจำแนกประเภทได้หลายลักษณะ ซึ่งมีทั้งจำแนกโดยกำหนดส่วนผสม การอบชุบภายหลังการหล่อ อัตราการเย็นตัวของเหล็กภายในแบบหล่อ ธาตุผสม ตลอดจนสิ่งเจือปน แต่ที่แพร่หลายเป็นที่ยอมรับกันนั้นอาศัยลักษณะโครงสร้างพื้นฐาน และลักษณะการรวมตัวของคาร์บอนเป็นหลัก ในการจำแนกประเภทซึ่งจัดไว้ 4 กลุ่มใหญ่ คือ

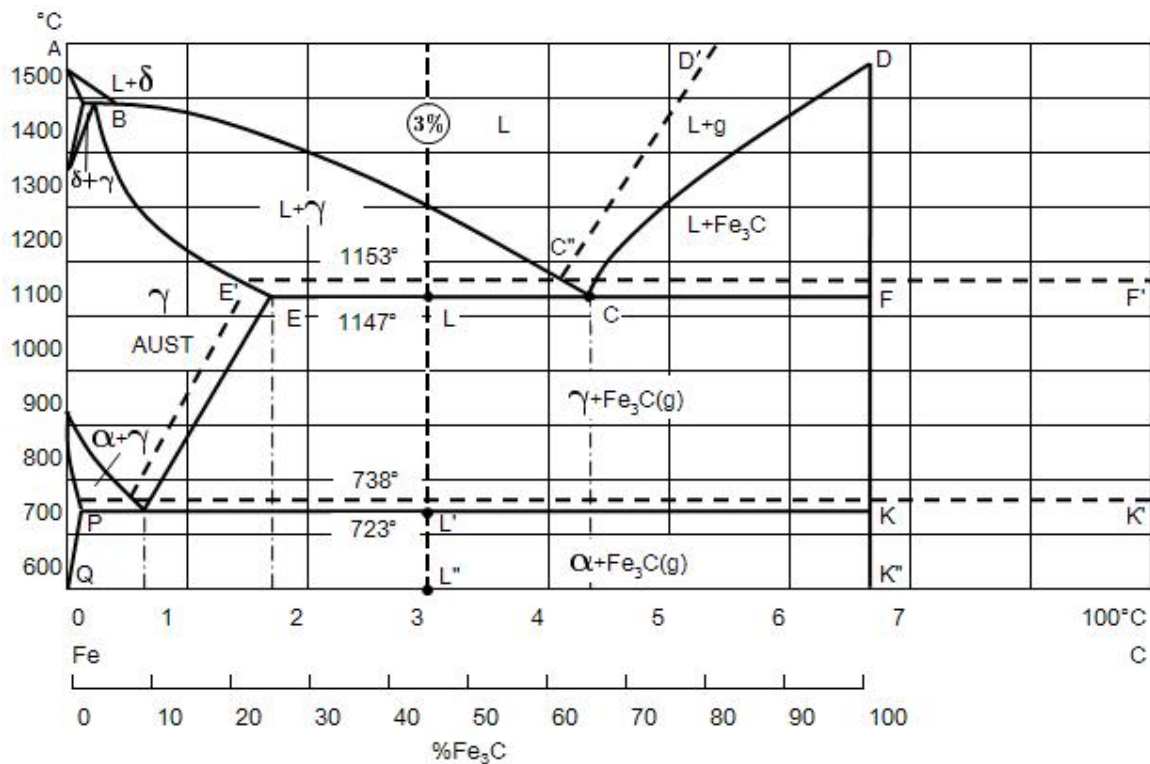
1. เหล็กหล่อสีขาว (White cast iron)
2. เหล็กหล่อสีเทาหรือเหล็กหล่อสีดำ (Gray cast iron)
3. เหล็กหล่อเหนียว (Ductile and malleable cast iron)
4. เหล็กหล่อผสมหรือเหล็กหล่อพิเศษ (Alloys or special cast iron)

เหล็กหล่อทั้ง 4 กลุ่มนี้ ยังแยกออกเป็นประเภทย่อยและหลายๆ ชั้นคุณภาพ ขึ้นอยู่กับความเค้นแรงดึงซึ่งจะได้กล่าวถึงในรายละเอียดต่อไป แต่สำหรับในการวิจัยนี้ขอก้าวเพียงเหล็กหล่อสีขาวเท่านั้น

เหล็กหล่อสีขาว (white cast iron) คือ เหล็กหล่อที่มีธาตุคาร์บอนผสมอยู่ตั้งแต่ 1.7 หรือ 2% ขึ้นไป การเปลี่ยนสภาวะของเหล็กหล่อชนิดนี้ จากสภาพหลอมเหลวไปสู่สภาวะของแข็งจะเป็นระบบเมตาสเตเบิล (Metastable) คือ คาร์บอนที่ผสมอยู่ในเหล็กทั้งหมดจะอยู่ในรูปของเหล็กคาร์ไบด์ หรือ ซีเมนไตต์ (Fe_3C) ทำให้เหล็กมีสมบัติแข็งและเปราะแตกหักได้ง่าย รอยแตกหรือรอยหักจะดูเป็นสีขาวเหมือนเนื้อเหล็กทั่วๆ ไป จึงนิยมเรียกชื่อตามลักษณะที่ปรากฏว่าเหล็กหล่อสีขาว สมบัติของเหล็กหล่อสีขาวจะมีความแข็งอยู่ระหว่าง 380 - 550 HB ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับปริมาณของคาร์บอน และธาตุผสมบางตัว เช่น โครเมียม หรือโมลิบดีนัม ซึ่งอาจจะให้ความแข็งได้สูงกว่าที่กล่าวถึง ซึ่งจะอธิบายถึงรายละเอียดในเรื่องของเหล็กหล่อผสม (Alloy cast iron)

เหล็กหล่อสีขาวแบ่งออกเป็นสามประเภทตามลักษณะของโครงสร้าง ซึ่งจะขึ้นอยู่กับปริมาณของคาร์บอนคือ เหล็กหล่อสีขาวไฮโปยูเทคติก, ยูเทคติก และไฮเปอร์ยูเทคติก

เหล็กหล่อสีขาวไฮโปยูเทคติกเป็นเหล็กหล่อที่มีคาร์บอนไม่เกิน 4.3% โครงสร้างของเหล็กจะประกอบด้วยเกรนของเฟอไรต์, ซีเมนไตต์ และโครงสร้างยูเทคติกซึ่งมีชื่อเรียกโดยเฉพาะว่า เลดเดอร์ไบท์ (Ledeburite) เพื่อให้สามารถทำความเข้าใจลักษณะของโครงสร้างได้ลึกซึ้ง จะขอยกตัวอย่างเหล็กหล่อที่มีคาร์บอน 3% เริ่มจากจุดที่เหล็กหล่ออยู่ในสภาพหลอมเหลว จนถึงอุณหภูมิปกติ โดยอาศัย Phase equilibrium diagram ของเหล็กกับซีเมนไตต์ (Fe_3C)



ภาพประกอบ 1 Phase equilibrium diagram Fe - Fe₃C —————
Fe - graphite - - - - -

ที่มา: Manus Satilachinda. (2000). "Cast Iron". The Engineering Institute of Thailand Under H.M. The King's Patronage. p. 2.

จากภาพ เหล็กหล่อจะเริ่มแข็งตัว เมื่อเส้นของเหล็กหล่อ 3% ตัดกับเส้น BC จะให้กำเนิดนิวเคลียสของออสเทนไนต์ที่มีคาร์บอนประมาณ 0.6% และเมื่ออุณหภูมิลดลง นิวเคลียสของออสเทนไนต์จะขยายตัวให้โครงสร้างเดนไดรต์ที่มีปริมาณคาร์บอนเพิ่มขึ้นตามเส้น BE และในขณะเดียวกัน เหล็กหล่อหลอมเหลวที่ล้อมรอบผลึกของออสเทนไนต์จะมีปริมาณลดลง และมีปริมาณของคาร์บอนเพิ่มขึ้นตามเส้น BC

พิจารณาที่อุณหภูมิเหนือเส้น ELCF (ซึ่งเป็นเส้นอุณหภูมิยูเทคติก) เล็กน้อย ขณะนี้เหล็กหล่อจะประกอบด้วยเกรนของออสเทนไนต์ที่มีคาร์บอน 1.7% กับเหล็กหลอมที่มีคาร์บอน 4.3% สามารถคำนวณหาปริมาณของออสเทนไนต์และเหล็กหล่อหลอมเหลวได้ตามกฎ lever arm ดังนี้

$$\frac{\text{น้ำหนักของออสเทนไนต์}}{\text{น้ำหนักของเหล็กหล่อทั้งหมด}} = \frac{LC}{EC} = \frac{4.3 - 3}{4.3 - 1.7} = \frac{1.3}{2.6} \quad (8)$$

ดังนั้นน้ำหนักของเหล็กหล่อหลอมเหลวที่เหลือ = $100 - 50 = 50\%$

เมื่ออุณหภูมิของเหล็กหล่อหลอมเหลวยุ่ลงจนถึงอุณหภูมิยูเทคติก (1147°C) เหล็กหล่อหลอมเหลวที่มีปริมาณคาร์บอน 4.3% จะแข็งตัวให้ปฏิกิริยายูเทคติก โดยให้ออสเทนไนท์ ($1.7\% \text{C}$) พร้อมๆ กับซีเมนไตต์ยูเทคติก (6.67%) ในลักษณะที่เป็นเกรนเล็กๆ เป็นโครงสร้างยูเทคติก หรือเรียกว่า เลตเตอร์บูไรท์

ในโครงสร้างยูเทคติก หรือเลตเตอร์บูไรท์นี้ จะประกอบด้วย

$$\text{ปริมาณออสเทนไนท์} = \frac{CF}{EF} \times 100 = \frac{6.67 - 4.3}{6.67 - 1.7} \times 100 = 52\% \quad (9)$$

$$\text{ปริมาณซีเมนไตต์} = \frac{EC}{EF} \times 100 = \frac{4.3 - 1.7}{6.67 - 1.7} \times 100 = 52\% \quad (10)$$

หลังจากที่เหล็กหล่อแข็งตัวหมดแล้วและมีอุณหภูมิต่ำกว่า 1147°C เล็กน้อย โครงสร้างของเหล็กจะประกอบด้วยออสเทนไนท์ ($1.7\% \text{C}$) 50% โดยน้ำหนักและโครงสร้างเลตเตอร์บูไรท์อีก 50% แต่ถ้าคิดเป็นปริมาณออสเทนไนท์กับซีเมนไตต์จะได้

$$\text{ปริมาณออสเทนไนท์} = \frac{LF}{EF} \times 100 = \frac{6.67 - 3}{6.67 - 1.7} \times 100 = 74\% \quad (11)$$

$$\text{ปริมาณซีเมนไตต์ยูเทคติก} = \frac{LF}{EF} \times 100 = \frac{3 - 1.7}{6.67 - 1.7} \times 100 = 26\% \quad (12)$$

เมื่ออุณหภูมิลดต่ำลงจาก 1147°C จนถึง 723°C ในช่วงนี้จะไม่ปรากฏการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างมากนัก ส่วนที่จะมีการเปลี่ยนแปลงจะเป็นเพียงออสเทนไนท์จากจุด E (1.7%) ค่อยๆ ลดปริมาณคาร์บอนลงตามเส้น ES และคาร์บอนส่วนที่ถูกผลักออกจากออสเทนไนท์จะไปรวมตัวกับอะตอมของเหล็กให้ซีเมนไตต์ประเภทไปรยูเทคตอยด์ โดยจะเกิดอยู่รอบๆ เกรนของออสเทนไนท์ ทั้งที่เป็นออสเทนไนท์ที่เกิดก่อนอุณหภูมิยูเทคติก (Primary austenite) และรอบๆ ออสเทนไนท์ที่อยู่ในโครงสร้างเลตเตอร์บูไรท์ เมื่ออุณหภูมิลดลงมาอยู่เหนือ 723°C เล็กน้อย ออสเทนไนท์จะมีคาร์บอนเป็น 0.87% ที่จุด S ส่วนซีเมนไตต์จะยังคงมีปริมาณคาร์บอน 6.67% ที่จุด K

ที่อุณหภูมิเหนือ 723°C เล็กน้อยนี้ จะปรากฏมีออสเทนไนท์ ($0.87\% \text{C}$) กับซีเมนไตต์ มีปริมาณน้ำหนักคิดเป็นเปอร์เซ็นต์ ดังนี้

$$\text{ออสเทนไนท์ (0.87\% C)} = \frac{L'K}{SF} \times 100 = \frac{6.67 - 3}{6.67 - 0.87} \times 100 = 63.27\% \quad (13)$$

$$\text{ซีเมนไตร์ (6.67\% C)} = \frac{L'K}{SK} \times 100 = \frac{3 - 0.87}{6.67 - 0.87} \times 100 = 36.7\% \quad (14)$$

ที่อุณหภูมิ 723°C ออสเทนไนท์ ($0.87\% \text{C}$) จะให้ปฏิกิริยายูเทคตอยด์ โดยแยกตัวให้เฟอร์ไรท์ ($0.025\% \text{C}$) กับซีเมนไตต์ชนิดยูเทคตอยด์ ($6.67\% \text{C}$) ซึ่งก็คือเฟอร์ไรท์ตามที่ไดกล่าวถึงในเรื่องเหล็กกล้าคาร์บอนคือน้ำหนักเป็นเปอร์เซ็นต์ของเฟอร์ไรท์และซีเมนไตต์ในเฟอร์ไรท์จะได้ ดังนี้

$$\text{ปริมาณเฟอร์ไรท์} = \frac{SK}{PK} \times 63.5 = \frac{6.67 - 0.87}{6.67 - 0.025} \times 63.5 = 55.5\% \quad (15)$$

$$\text{ปริมาณซีเมนไตต์} = \frac{SK}{PK} \times 63.5 = \frac{0.87 - 0.025}{6.67 - 0.025} \times 63.5 = 8.0\% \quad (16)$$

เมื่ออุณหภูมิลดต่ำกว่า 723°C โครงสร้างของเหล็กจะประกอบด้วยเฟอร์ไรท์ กับโครงสร้างยูเทคติก ซึ่งคิดเป็นเปอร์เซ็นต์น้ำหนักจะได้เฟอร์ไรท์ 63.5% และซีเมนไตต์ 36.5% และถ้าคิดจำนวนของเฟอร์ไรท์กับซีเมนไตต์จะได้เฟอร์ไรท์ 55.5% และซีเมนไตต์ทั้งหมดเป็น 36.5 + 8.0 = 44.5% สามารถตรวจสอบตัวเลขนี้ว่าถูกต้องหรือไม่ได้โดยการพิจารณาที่อุณหภูมิต่ำกว่า 723°C เล็กน้อย

$$\text{ปริมาณเฟอร์ไรท์} = \frac{6.67 - 3}{6.67 - 0.025} \times 100 = 55.2\% \quad (17)$$

$$\text{ปริมาณซีเมนไตต์} = \frac{3 - 0.025}{6.67 - 0.025} \times 100 = 44.8\% \quad (18)$$

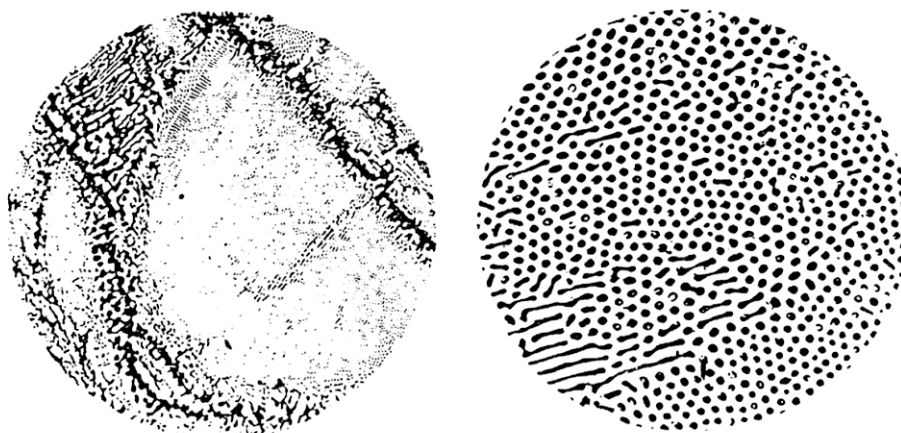
ในช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า 723°C ลงมาถึงอุณหภูมิกกติ โครงสร้างส่วนใหญ่จะไม่เปลี่ยนแปลง เพียงแต่เฟอร์ไรท์จะลดปริมาณของคาร์บอนลงตามเส้น PQ ซึ่งคาร์บอนส่วนที่ลดนี้จะไปรวมกับอะตอมของเหล็กให้ซีเมนไตต์ชนิด Ternary ซึ่งจะเกิดอยู่รอบๆ เฟอร์ไรท์ ในทางปฏิบัติจะแยกไม่ออกด้วยกล้องไมโครสโคป เพราะซีเมนไตต์ชนิดนี้จะอยู่ติดกับซีเมนไตต์ชนิดยูเทคตอยด์ในเฟอร์ไรท์ จึงเป็นอันสรุปได้ว่า เหล็กหล่อขาวชนิดไฮโปยูเทคติกที่อุณหภูมิกกติ จะประกอบด้วยโครงสร้างที่เป็นเฟอร์ไรท์ขนาดโตที่มาจากออสเทนไนท์ที่เกิดที่อุณหภูมิสูงกว่า 1147°C และเฟอร์ไรท์ที่อยู่ในโครงสร้างยูเทคติกหรือเล็ดเดอไรท์ที่เกิดที่อุณหภูมิ 1147°C รอบๆ เฟอร์ไรท์จะเป็นซีเมนไตต์ชนิดยูเทคติกและไฮโปยูเทคตอยด์



ภาพประกอบ 2 โครงสร้างเหล็กหล่อสีขาวประเภทไฮโปยูเทคติก

ที่มา: Manus Satilachinda. (2000). "Cast Iron". The Engineering Institute of Thailand Under H.M. The King's Patronage. p. 4.

สำหรับเหล็กหล่อสีขาวชนิดยูเทคติก ซึ่งมีคาร์บอน 4.3% โครงสร้างของเหล็กที่อุณหภูมิปกติจะประกอบด้วยเกรนเล็กๆ ของเฟอไรท์ล้อมรอบด้วยซีเมนไตต์ชนิดยูเทคติกและโปรยูเทคตอยด์ ซึ่งเป็นลักษณะของโครงสร้างยูเทคติกหรือเลดเดอร์ไบท์ เหล็กหล่อชนิดนี้จะไม่ปรากฏเกรนขนาดโตของเฟอไรท์อย่างที่ปรากฏพบในเหล็กหล่อสีขาวไฮโปยูเทคติก แต่ในการปฏิบัติที่พบเสมอเหล็กหล่อที่มีคาร์บอนผสมอยู่ 4.3% พอที่จะหาได้ยาก มักจะเป็นประเภทใกล้เคียง 4.3% ซึ่งทำให้เห็นโครงสร้างแตกต่างออกไปจากที่ได้กล่าวมาแล้ว

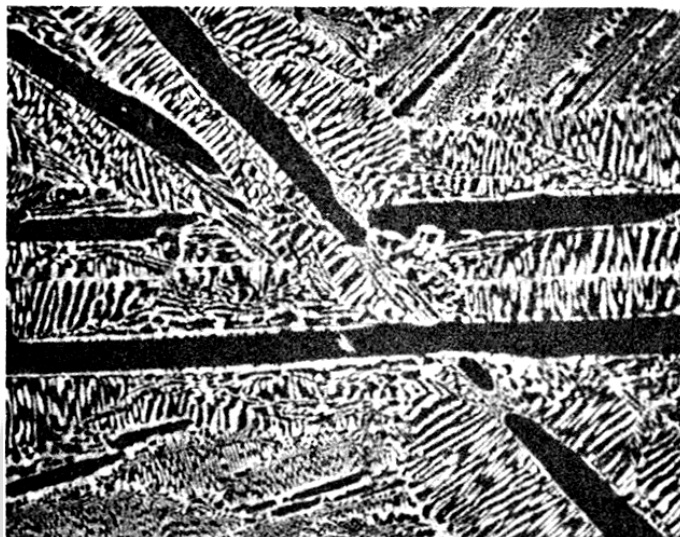


ภาพประกอบ 3 โครงสร้างเหล็กหล่อสีขาวประเภทยูเทคติก

ที่มา: Manus Satilachinda. (2000). "Cast Iron". The Engineering Institute of Thailand Under H.M. The King's Patronage. p. 4.

เหล็กหล่อสีขาวไฮเปอร์ยูเทคติก เป็นเหล็กหล่อที่มีคาร์บอนมากกว่า 4.3% ซึ่งเป็นเหล็กหล่อสีขาวที่มีความแข็งสูงกว่า 2 ชนิดที่กล่าวมาแล้วแต่จะเปราะแตกหักได้ง่ายกว่าในอุตสาหกรรมเหล็กหล่อจะไม่ผลิตเหล็กชนิดนี้มากนัก โครงสร้างของเหล็กชนิดนี้จะปรากฏมีซีเมนไตต์ประเภทโปรยูเทคติก หรือ Primary ซีเมนไตต์ ซึ่งจะเกิดในตอนแรกที่เหล็กหล่อเริ่มเกิดการแข็งตัว กล่าวคือเมื่อเส้นของเหล็กหล่อสมมติว่าเป็นเหล็กที่มีคาร์บอน 5% ในขณะที่เย็นตัวลงจะตัดกับเส้น Liquids ที่อุณหภูมิ 1300°C การให้กำเนิดนิวเคลียสที่จุดนี้จะเป็นซีเมนไตต์ และเมื่ออุณหภูมิเย็นลงเรื่อยๆ โปรยูเทคติกซีเมนไตต์จะขยายตัว การขยายตัวของซีเมนไตต์ประเภทนี้จะอิสระเพราะมีเหล็กหลอมเหลวล้อมรอบอยู่ เนื่องจากระบบผลึกของซีเมนไตต์เป็นประเภท Tetragonal ดังนั้น การขยายตัวจึงมีทิศทางแน่นอนทางใดทางหนึ่ง ซึ่งเป็นทิศทางที่พอเหมาะ (Preferential direction) ต่อการขยายตัว ปรากฏว่าผลึกของโปรยูเทคติกซีเมนไตต์ที่ปรากฏพบ จึงมีลักษณะเป็นแถบยาวเสียด้านส่วนใหญ่ ในขณะที่อุณหภูมิลดลงเหล็กหลอมเหลวจะมีปริมาณน้อยลง และความเข้มข้นของคาร์บอนจะค่อยลดลงด้วย และเมื่ออุณหภูมิลดลงเหลือ 1147°C เล็กน้อย เหล็กหล่อจะประกอบด้วย ซีเมนไตต์ (6.67% C) ล้อมรอบด้วยเหล็กหล่อหลอมเหลวที่มีคาร์บอนประมาณ 4.3% ณ จุดนี้เมื่ออุณหภูมิลดต่ำลงมาอยู่ที่ 1147°C เหล็กหลอมเหลวจะให้ปฏิกิริยายูเทคติก

ให้โครงสร้างเม็ดเดอรับรูไรท์เหมือนดังที่ได้กล่าวมาแล้ว ในกรณีของเหล็กหล่อไฮโปยูเทคติก กล่าวคือ ออสเทนไนท์ในเม็ดเดอรับรูไรท์จะเปลี่ยนเป็นเฟอไรท์เมื่ออุณหภูมิต่ำกว่า 723°C จะเกิด Ternary ซีเมนต์ไวด์ตามบริเวณรอบๆ เกรนของเฟอไรท์ ดังนั้นโครงสร้างของเหล็กหล่อไฮเปอร์ยูเทคติกที่อุณหภูมิปกติประกอบด้วยโปรยูเทคติกซีเมนต์ไวด์เป็นแถบยาวล้อมรอบด้วยโครงสร้างยูเทคติก หรือเม็ดเดอรับรูไรท์ ซึ่งถ้าดูผ่านกล้องขยายจะเห็นโปรยูเทคติกซีเมนต์ไวด์ เป็นแถบสีขาวขนาดใหญ่ กับลักษณะโครงสร้างยูเทคติก ซึ่งประกอบด้วยจุดดำเล็กๆ คือเฟอไรท์บนพื้นสีขาวซึ่งก็คือ ซีเมนต์ไวด์ ดังภาพประกอบ 4



ภาพประกอบ 4 โครงสร้างเหล็กหล่อสีขาวประเภทไฮเปอร์ยูเทคติก

ที่มา: Manus Satilachinda. (2000). "Cast Iron". The Engineering Institute of Thailand Under H.M. The King's Patronage. p. 5.

การใช้งานของเหล็กหล่อสีขาวส่วนมาก ใช้ทำชิ้นส่วนอุปกรณ์ที่ต้องการความคงทนเนื่องจากการเสียดสี โดยไม่มีแรงกระแทกมากนัก เช่นอุปกรณ์ที่ใช้ในการบดของแข็ง (Grinding equipment) ใช้ในส่วนประกอบใบพัดของเครื่องยิงทราย (Shot blast equipment) งานเจียรนัยเพชรพลอย อุปกรณ์ทำซีเมนต์ และอิฐเป็นต้น ที่ผลิตกันมากจะเป็นประเภทคาร์บอนต่ำไม่เกิน 3.5% ให้ความแข็งได้ไม่เกิน 550 HB ถ้าต้องการความแข็งแรงสูง จะผสมนิเกิล โครเมียม หรือ โมลิบดีนัม ซึ่งจะทำให้โครงสร้างของเหล็กหล่อสีขาวเปลี่ยนไป

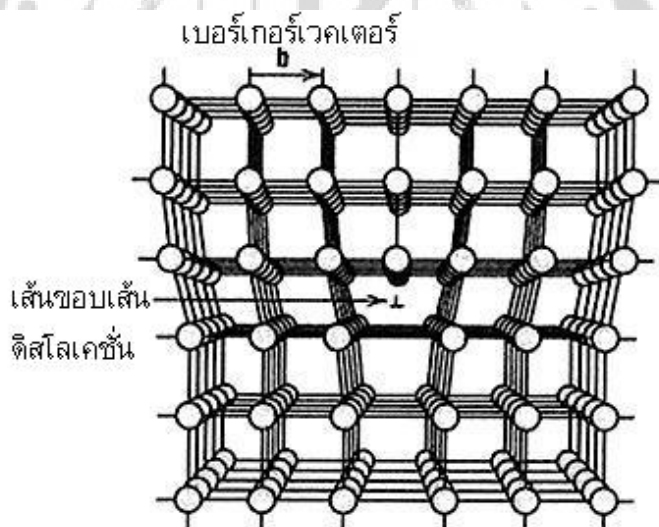
1.2 ตำหนิในผลึกของแข็ง (Imperfections in Solids)

เมื่อก้าวถึงผลึกของวัสดุ เราจะคิดว่าวัสดุนั้นๆ มีการเรียงตัวของอะตอมอย่างเป็นระเบียบโดยสมบูรณ์ทั่วทั้งผลึก แต่ในความเป็นจริงแล้วผลึกจะมีตำหนิหรือความไม่สมบูรณ์ซึ่งมีผลอย่างมากต่อสมบัติของวัสดุ แต่ตำหนิเหล่านี้ไม่ได้มีเพียงผลเสียเท่านั้น สมบัติหลายอย่างของวัสดุสามารถปรับปรุงได้จากการสร้างและควบคุมจำนวนตำหนิในชิ้นงานซึ่งจะอธิบายต่อไป

ตำหนิของผลึกหมายถึงความผิดปกติของผลึก อาจมี 1 มิติหรือมากกว่า 1 มิติก็ได้ โดยมีขนาดระดับเส้นผ่านศูนย์กลางของอะตอม ตำหนิในผลึกแบ่งออกตามลักษณะทางเรขาคณิตและขนาด ซึ่งจะกล่าวต่อไปในบทนี้เช่น ตำหนิแบบจุดที่มีขนาด 1 - 2 อะตอม ตำหนิแบบเส้นมี 1 มิติ ตำหนิที่เป็นระนาบหรือพื้นผิวที่มี 2 มิติ สารเจือปนในของแข็งก็สามารถพิจารณาเป็นตำหนิได้เช่นกัน

1.2.1 ดิสโลเคชัน (Dislocation)

ดิสโลเคชันเป็นตำหนิแบบเส้น ก็คือมี 1 มิติ เกิดจากอะตอมเรียงตัวอย่างไม่เป็นระเบียบในผลึก ภาพประกอบ 5 แสดงดิสโลเคชัน ซึ่งเกิดจากการมีระนาบเกินจากปกติ ขอบของระนาบนี้สิ้นสุดอยู่ภายในผลึก เรียกดิสโลเคชันแบบนี้ว่า ดิสโลเคชันแบบขอบ (Edge dislocation) และเป็นดิสโลเคชันที่มีศูนย์กลางอยู่ที่เส้นที่เป็นขอบของระนาบที่เกินจากปกติ บางครั้งเรียกว่า เส้นดิสโลเคชัน (Dislocation line) ซึ่งเส้นนี้ตามภาพที่ 10 มีทิศทางตั้งฉากกับหน้ากระดาษ พื้นที่รอบๆ ดิสโลเคชันเกิดการบิดเบี้ยวในผลึก อะตอมที่อยู่เหนือเส้นดิสโลเคชันจะถูกดึงเข้าหากัน ในขณะที่อะตอมที่อยู่ด้านล่างจะถูกดึงออกจากกัน จึงทำให้ระนาบข้างเส้นดิสโลเคชันและระนาบถัดไปโค้ง ระนาบที่อยู่ห่างจากดิสโลเคชันมากขึ้นจะโค้งน้อยลง จึงอาจกล่าวได้ว่า ผลึกสมบูรณ์มากขึ้น ภาพประกอบ 5 ใช้สัญลักษณ์ □ แทนดิสโลเคชันแบบขอบที่เกิดด้านบนเพื่อเป็นการบอกตำแหน่งดิสโลเคชัน เมื่อดิสโลเคชันแบบเดียวกันเกิดขึ้นที่ด้านล่างจะใช้สัญลักษณ์ □

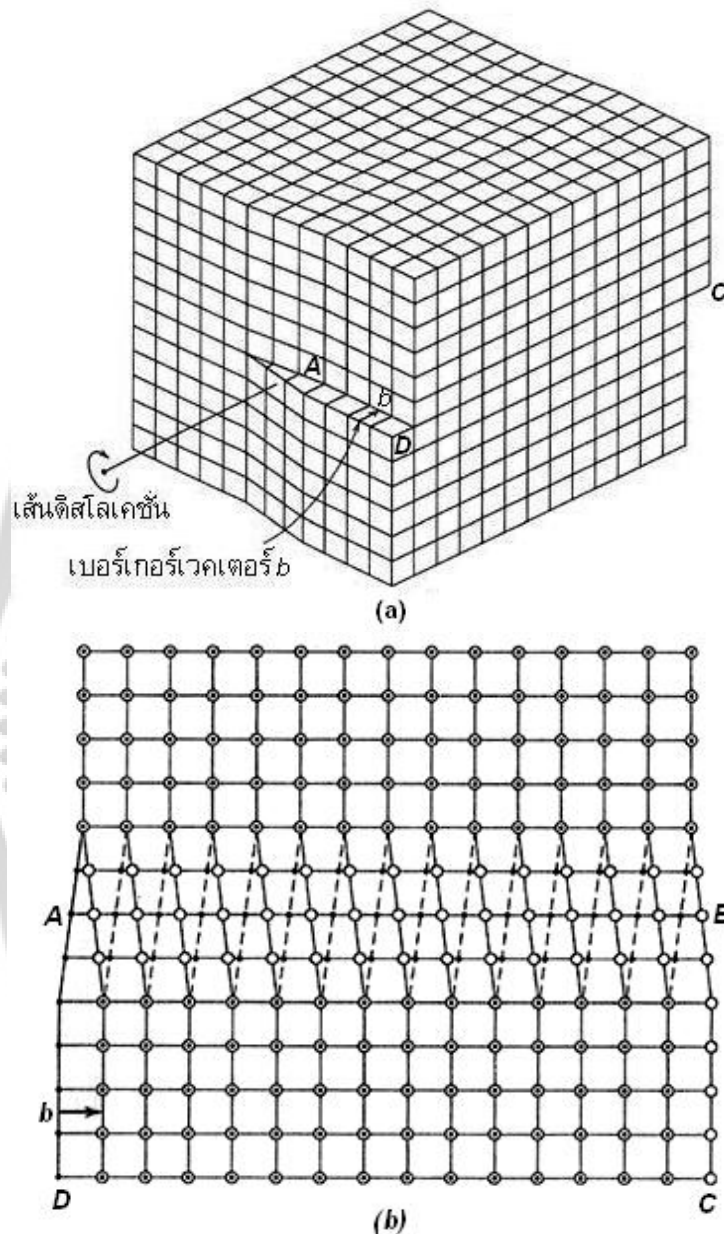


ภาพประกอบ 5 การเรียงตัวของอะตอมรอบๆ ดิสโลเคชันแบบขอบและระนาบเกินจากปกติ

ที่มา: William, D.; & Callister, Jr. (2003). *Materials Science and Engineering*. An Introduction 6th. p. 64.

ดิสโลเคชันอีกแบบเรียกว่า ดิสโลเคชันแบบเกลียว (Screw dislocation) เกิดจากความเค้นเฉือนทำให้เกิดการบิดเบี้ยวในผลึกดังภาพที่ 6(a) ผลึกส่วนบนจะเลื่อนไปด้านหลัง 1 ระนาบ

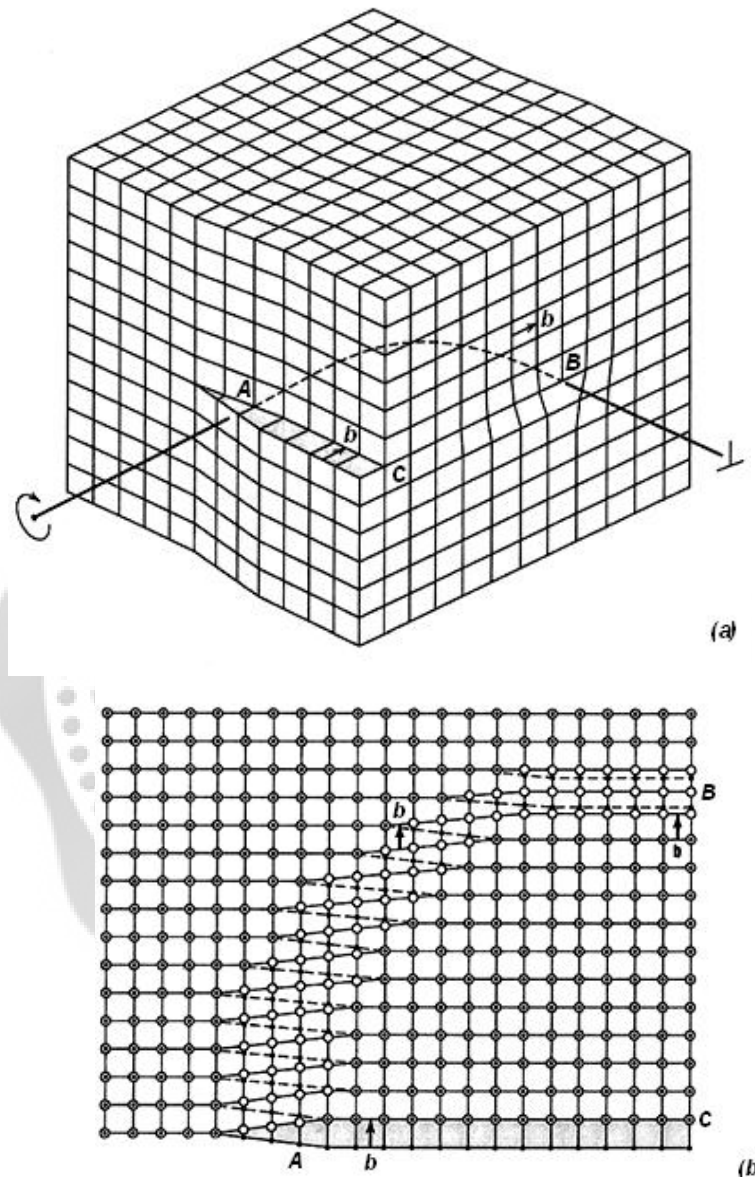
การบิดเบี้ยวของดิสโลเคชันแบบเกลียวแสดงเป็นเส้นตรง AB ดังภาพประกอบ 6(b) ชื่อของดิสโลเคชันแบบนี้ได้จากลักษณะเกลียวของระนาบรอบๆ เส้นดิสโลเคชัน (เส้น AB) บางครั้งใช้สัญลักษณ์ \square แทนดิสโลเคชันแบบเกลียว



ภาพประกอบ 6 (a) ดิสโลเคชันแบบเกลียวในผลึก (b) ภาพเมื่อมองจากด้านบนของรูป a เส้น AB คือเส้นดิสโลเคชันอะตอมของระนาบด้านบนแทนด้วยวงกลมสีขาวและอะตอมของระนาบด้านล่างแทนด้วยจุดสีดำ

ที่มา: William, D.; & Callister, Jr. (2003). *Materials Science and Engineering*. An Introduction 6th. p. 65.

ดิสโลเคชันที่พบในผลึกจริงๆ นั้นไม่ได้เป็นแบบขอบหรือ เกลียวอย่างหนึ่งอย่างใดเท่านั้น แต่จะมีลักษณะผสมของแบบขอบและเกลียวเรียกว่า ดิสโลเคชันแบบผสม (Mixed dislocation) ดิสโลเคชันทั้ง 3 แบบแสดงในภาพประกอบ 7 ในบริเวณที่เป็นดิสโลเคชันแบบผสมจะทำให้ผลึกบิดเบี้ยวทั้งแบบเกลียวและแบบขอบ



ภาพประกอบ 7 (a) ดิสโลเคชันแบบเกลียว แบบขอบและแบบผสมในผลึก (b) ภาพเมื่อมองจากด้านบนของรูป a อะตอมของระนาบด้านบนแทนด้วยวงกลมสีขาวและอะตอมของระนาบด้านล่างแทนด้วยจุดสีดำ ที่จุด A เป็นดิสโลเคชันแบบเกลียว ที่จุด B เป็นดิสโลเคชันแบบขอบ ส่วนที่โค้งเป็นดิสโลเคชันแบบผสม

ที่มา: William, D.; & Callister, Jr. (2003). *Materials Science and Engineering. An Introduction* 6th. p. 66.

ขนาดและทิศทางของการบิดเบี้ยวในผลึกจากดิสโลเคชัน แสดงโดย เฮอร์เกอร์เวกเตอร์ (Burgers vector, b) เฮอร์เกอร์เวกเตอร์ของดิสโลเคชันแบบเกลียวและแบบขอบแสดงไว้ในภาพประกอบ 6 และ 7 ตามลำดับ นอกจากนี้เราสามารถบอกชนิดของดิสโลเคชัน (เช่น แบบขอบ แบบเกลียว หรือ ผสม) ได้จากทิศทางสัมพัทธ์ของเฮอร์เกอร์เวกเตอร์และเส้นดิสโลเคชัน กล่าวคือ ดิสโลเคชันแบบขอบ จะมีเฮอร์เกอร์เวกเตอร์ตั้งฉากกับเส้นดิสโลเคชัน ภาพประกอบ 5 สำหรับดิสโลเคชันแบบเกลียว เฮอร์เกอร์เวกเตอร์จะขนานกับเส้นดิสโลเคชัน ถ้าหากเฮอร์เกอร์เวกเตอร์ไม่ตั้งฉากและไม่ขนานกับเส้นดิสโลเคชันจะจัดว่า เป็นแบบผสม ถึงแม้ดิสโลเคชันจะเปลี่ยนชนิดในผลึก แต่เฮอร์เกอร์เวกเตอร์จะยังคงมีทิศทางเดิม

เราสามารถมองเห็นดิสโลเคชันได้จากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน เส้นสีดำในภาพประกอบ 8 ซึ่งถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านที่มีกำลังขยายสูงคือเส้นดิสโลเคชัน



ภาพประกอบ 8 รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน ของโลหะผสมไทเทเนียม แสดงเส้นดิสโลเคชันสีดำในภาพ กำลังขยาย 51,450 เท่า

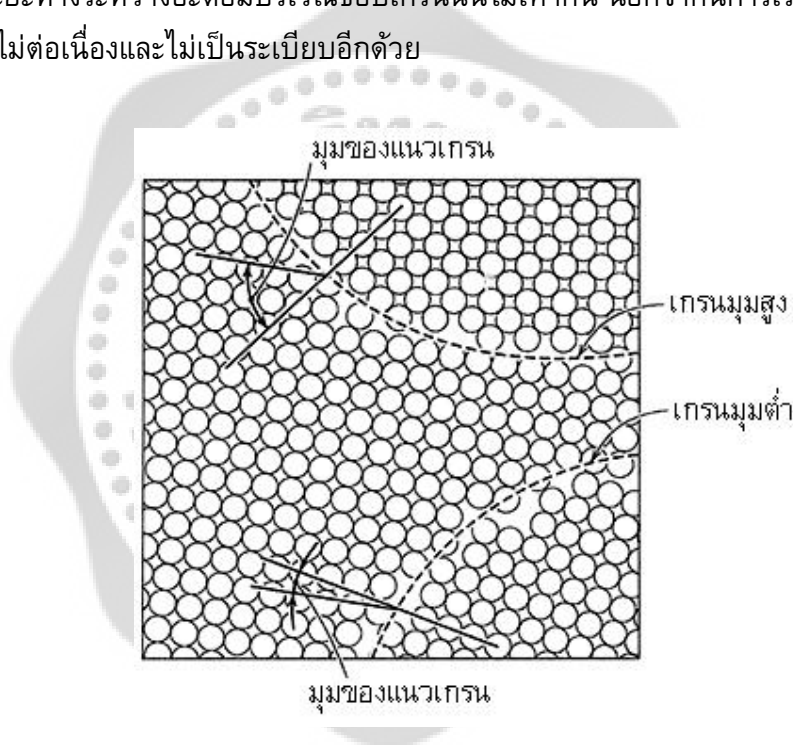
ที่มา: William, D.; & Callister, Jr. (2003). *Materials Science and Engineering. An Introduction* 6th. p. 67.

1.2.2 ตำแหน่งรอยต่อ (interfacial defects)

ตำแหน่งรอยต่อ คือ รอยต่อที่มี 2 มิติหรือระนาบที่แบ่งแยกผลึก 2 ผลึกที่มีโครงสร้างหรือทิศทางการเรียงตัวของอะตอมต่างกันออกจากกัน ตำแหน่งนี้จึงนับรวมผิวด้านนอก ขอบเกรน ทวิน และขอบของแต่ละเฟสด้วย

ผิวด้านนอก (External surfaces) คือ ขอบเขตด้านนอกของผลึก ที่ผิวนี้จำนวนอะตอมที่มีพันธะระหว่างกัน หรือที่เรียกว่า อะตอมข้างเคียงจะมีจำนวนน้อยกว่าจำนวนอะตอมข้างเคียงมากที่สุดเท่าที่จะเป็นไปได้ ดังนั้นจึงมีระดับพลังงานสูงกว่าอะตอมด้านใน พันธะที่ไม่ได้เกิดขึ้นเหล่านี้ทำให้เกิดพลังงานผิว (Surface energy) มีหน่วยเป็นพลังงานต่อหน่วยพื้นที่ (J/m^2 , erg/cm^2) พลังงานพื้นผิวจะลดลงเมื่อพื้นที่ผิวลดต่ำลง เช่น ของเหลวมีพลังงานพื้นผิวต่ำที่สุด เมื่อมีรูปร่างเป็นทรงกลม เพราะเป็นรูปร่างที่มีพื้นที่ผิวต่ำที่สุด แต่การเปลี่ยนรูปร่างเพื่อลดพลังงานในของแข็งซึ่งคงรูปร่างนั้นเกิดขึ้นได้ยากมาก

ขอบเกรน (Grain boundaries) คือ ขอบที่แบ่งเกรนหรือผลึกที่มีทิศทางการเรียงตัวของอะตอมต่างกันออกจากกัน ในภาพประกอบ 9 แสดงการเรียงตัวของอะตอมบริเวณขอบเกรน เห็นได้ชัดว่าระยะห่างระหว่างอะตอมบริเวณขอบเกรนนั้นไม่เท่ากัน นอกจากนี้การเรียงตัวของอะตอมและทิศทางยังไม่ต่อเนื่องและไม่เป็นระเบียบอีกด้วย



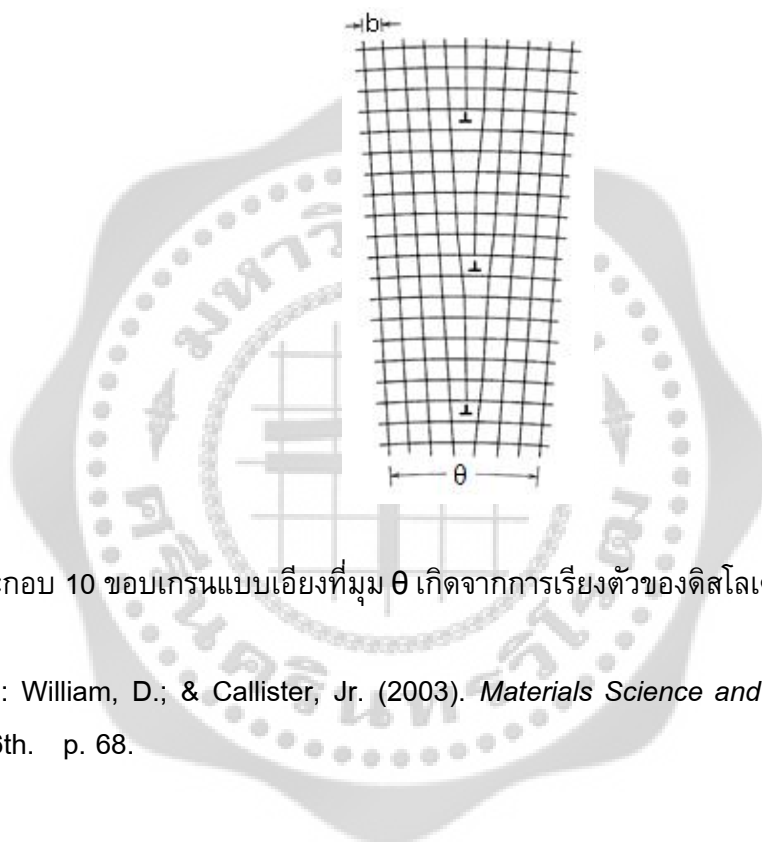
ภาพประกอบ 9 ภาพแสดงขอบเกรนมุมต่ำและมุมสูงและอะตอมข้างเคียงบริเวณขอบเกรน

ที่มา: William, D.; & Callister, Jr. (2003). *Materials Science and Engineering*. An Introduction 6th. p. 68.

ความบิดเบี้ยวบริเวณขอบเกรนนี้นี้มีหลายระดับดัง ภาพประกอบ 14 ในกรณีที่เกิดทิศทางการเรียงตัวของอะตอมในเกรนที่อยู่ติดกันต่างกันเพียงเล็กน้อยในระดับไมก์องศา เรียกว่า ขอบเกรนมุมต่ำ (Small angle grain boundary หรือ Low angle grain boundary) ขอบเกรนแบบนี้เกิดจากแนวการจัดเรียงตัวของดิสโลเคชัน ดังภาพประกอบ 10 แสดงการเรียงตัวของดิสโลเคชันแบบขอบ

เป็นแนวทำให้เกิดขอบเกรนมุมต่ำขึ้น ขอบเกรนมุมต่ำแบบนี้เรียกว่า ขอบเกรนแบบเอียง (Tilt boundary) มุมที่เอียงมีค่าเท่ากับ θ ถ้ามุมที่บิดเบี้ยวไปมีทิศทางขนานกับขอบเกรนจะเกิด ขอบเกรนแบบบิด (Twist boundary) เกิดจากดิสโลเคชันแบบเกลียว

พื้นที่ระหว่างอะตอม ที่บริเวณขอบเกรนนั้น ไม่เกิดขึ้นสมบูรณ์เหมือนบริเวณภายในผลึก (Larger bonding angle) ทำให้มีพลังงานผิวเกิดขึ้นที่บริเวณขอบเกรน เช่นเดียวกับที่เกิดขึ้นกับผิวด้านนอก ปริมาณของพลังงานเหล่านี้ขึ้นอยู่กับความบิดเบี้ยว เช่น ถ้าบิดเบี้ยวมากหรือมุมระหว่างขอบเกรนกว้าง พลังงานนี้ก็จะมีความมากขึ้นตามไปด้วย



ภาพประกอบ 10 ขอบเกรนแบบเอียงที่มุม θ เกิดจากการเรียงตัวของดิสโลเคชันแบบขอบ

ที่มา: William, D.; & Callister, Jr. (2003). *Materials Science and Engineering*. An Introduction 6th. p. 68.

ที่บริเวณขอบเกรนสามารถเกิดปฏิกิริยาได้ง่ายกว่าบริเวณภายในเกรน เนื่องจากมีพลังงานผิวสูงกว่า นอกจากนี้ อะตอมของสารมลทินมักแยกตัวออกมาที่บริเวณขอบเกรน เนื่องจากระดับพลังงาน ในบริเวณนั้นสูงกว่าที่อื่นๆ วัสดุที่มีเกรนขนาดใหญ่มีพื้นที่ขอบเกรนน้อยกว่าวัสดุที่มีเกรนขนาดเล็ก ดังนั้น จึงมีพลังงานขอบเกรนน้อยกว่าวัสดุที่มีเกรนขนาดเล็ก เนื่องจากมีพื้นที่ขอบเกรนน้อยกว่า ดังนั้น เมื่อเกรนโตขึ้นที่อุณหภูมิสูงจะเป็นการลดพลังงานขอบเกรนลงได้

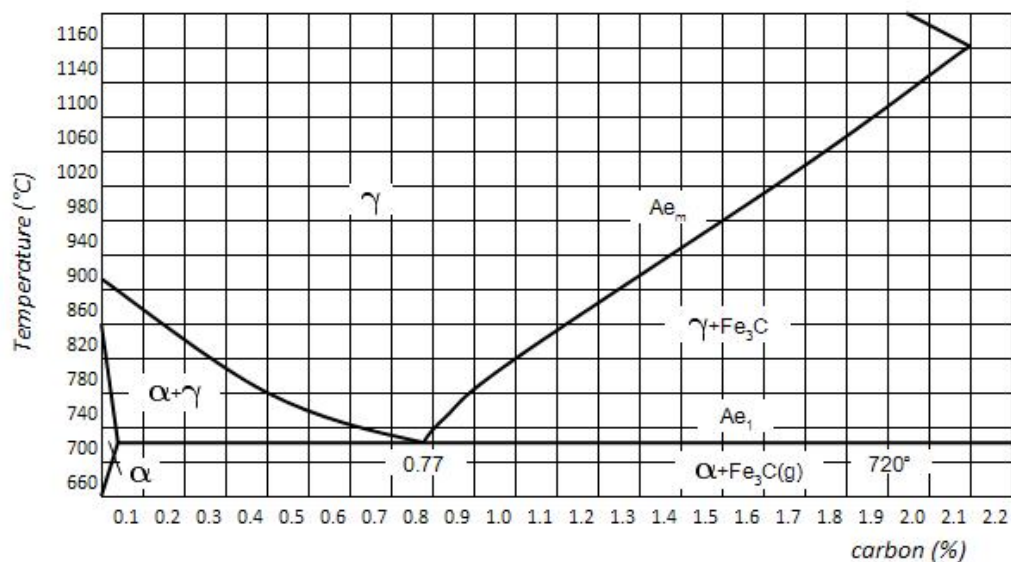
แม้ว่า การจัดเรียงตัวอย่างไม่เป็นระเบียบของอะตอมและพลังงานพันธะของอะตอมบริเวณขอบเกรนมีค่าน้อยกว่าปกติ แต่วัสดุหลายผลึกยังคงมีความแข็งแรง เนื่องจากมีแรงโคฮีซีฟ (Cohesive force) ที่ขอบเกรนและระหว่างขอบเกรน นอกจากนี้ ในความเป็นจริงแล้ว ความหนาแน่นของวัสดุหลายผลึกมีค่าเท่ากับวัสดุผลึกเดี่ยว

1.3 การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของเหล็กในขณะได้รับความร้อนโดยเปลี่ยนแปลงโครงสร้างเฟอร์ไรท์ไปเป็นออสเทนไนท์ ($\alpha \rightarrow \gamma$)

ในการอบชุบความร้อนทุกๆ กรรมวิธีไม่ว่าจะเป็นชุบแข็งหรืออบอ่อน เหล็กจะต้องถูกเผาให้ร้อนจากอุณหภูมิปกติจนถึงอุณหภูมิสูงในช่วงของออสเทนไนท์ การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในขณะเหล็กถูกความร้อนเป็นเรื่องที่ต้องเข้าใจกลไกของการเปลี่ยนแปลง โดยเฉพาะจากโครงสร้างเดิม ซึ่งประกอบด้วยเฟอร์ไรท์และซีเมนต์ไตต์ จนการเปลี่ยนแปลงเกิดขึ้นอย่างสมบูรณ์ได้โครงสร้างออสเทนไนท์ การศึกษาโครงสร้างที่เปลี่ยนแปลงนี้ จะช่วยให้เกิดความเข้าใจและสามารถควบคุมคุณภาพของเหล็กภายหลังการอบชุบได้ดี ในการศึกษาจำเป็นต้องอาศัยแผนภูมิสมดุลของเหล็ก - ซีเมนต์ไตต์ ซึ่งในที่นี้จะขอนำเอาแผนภูมิสมดุลของเหล็กคาร์บอนที่ได้ปรับปรุงแก้ไข ทั้งอุณหภูมิและเปอร์เซ็นต์ของคาร์บอนที่ปฏิบัติการต่างๆ

จากแผนภูมิสมดุลในระบบ Metastable จะเป็น Fe - Fe₃C พบว่า อุณหภูมิยูเทคตอยด์จะเป็น 727°C ที่เปอร์เซ็นต์คาร์บอน 0.77

1. ปริมาณคาร์บอนที่ละลายได้ในเหล็กแอลฟาหรือเฟอร์ไรท์สูงสุดที่อุณหภูมิ 727°C คือ 0.0218%
2. ปริมาณคาร์บอนที่ละลายได้สูงสุดในเหล็กแกมมาหรือออสเทนไนท์ที่อุณหภูมิ 1140°C คือ 2.11%



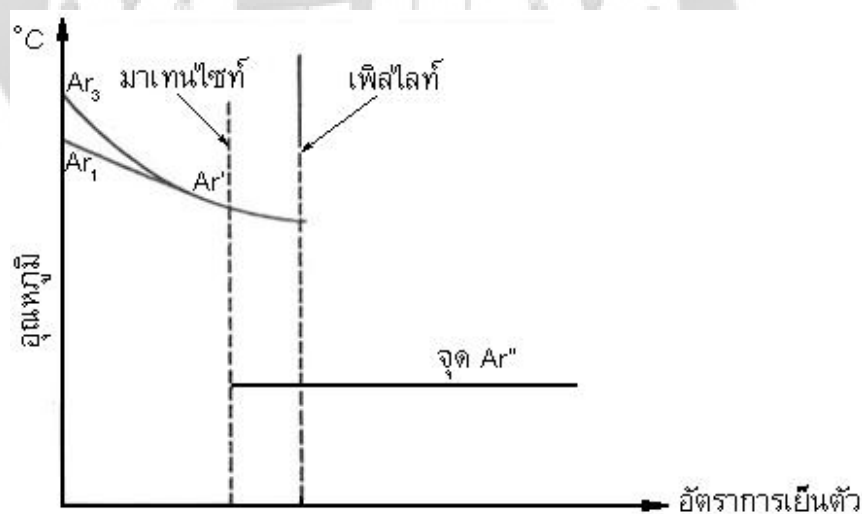
ภาพประกอบ 11 แผนภูมิสมดุลของเหล็กกับคาร์บอนที่ได้แก้ไขปริมาณของคาร์บอนและอุณหภูมิที่จุดต่างๆ

ที่มา: Manus Satilachinda. (2000). *Iron and Steel Heat-Treatment Engineer*. The Engineering Institute of Thailand Under H.M. The King's Patronage. p. 31.

ในการศึกษาการเปลี่ยนแปลง จะแยกศึกษาออกเป็นสองลักษณะคือ ลักษณะสมดุล (Equilibrium) และลักษณะไม่สมดุล (Non Equilibrium)

1.4 การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของเหล็กในขณะที่ปล่อยให้เย็นโดยเปลี่ยนแปลงโครงสร้าง ออสเตนไนท์ในสภาพการเย็นตัวที่ไม่สมดุล

การเย็นตัวในอัตราที่ไม่สมดุลจะมีผลโดยตรงต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากออสเตนไนท์ ไปสู่โครงสร้างเฟอร์ไรท์และเฟอไรต์ ทั้งนี้เพราะในขณะที่เหล็กเย็นตัวจะมีการปรับส่วนผสมโดยเฉพาะ คาร์บอน โดยลักษณะแพร่ซึ่งจะต้องใช้เวลานานกว่าอะตอมคาร์บอนจะเคลื่อนไหวจากทั้งออสเตนไนท์ และเฟอร์ไรท์ เพื่อไปรวมตัวกันกับเหล็กให้สารประกอบซีเมนต์ไต์ต์ อีกประการหนึ่งคือ ยิ่งอัตราการเย็นตัว เร็ว จะปรากฏออสเตนไนท์เปลี่ยนไปเป็นเฟอร์ไรท์ ได้ปริมาณน้อยลง ในกรณีของเหล็ก ส่วนผสม ไฮโปยูเทคตอยด์ ปริมาณคาร์บอนที่จุดยูเทคตอยด์จะน้อยกว่า 0.8% และอุณหภูมิที่เกิดปฏิกิริยายูเทคตอยด์ จะลดต่ำกว่า 723°C ในกรณีของเหล็กส่วนผสมยูเทคตอยด์ ดังนั้นจึงพบว่า ยิ่งอัตราการเย็นตัวยิ่งสูงขึ้นเท่าไร โครงสร้างที่ได้จะปรากฏมีเฟอไรท์มากขึ้น และมีลักษณะละเอียดมากยิ่งขึ้น กลายเป็นโครงสร้าง ที่มีชื่อต่างๆ กัน เช่น ซอร์ไบต์ เบนไนท์ ทรูตไซต์ และในที่สุดคือ มาร์เทนไซต์ ซึ่งเกือบจะไม่มีเปลี่ยนแปลง โครงสร้างเป็นอะไรได้เลยจากออสเตนไนท์ ก่อนจะเกิดมาร์เทนไซต์ เมื่ออัตราการเย็นตัวสูง

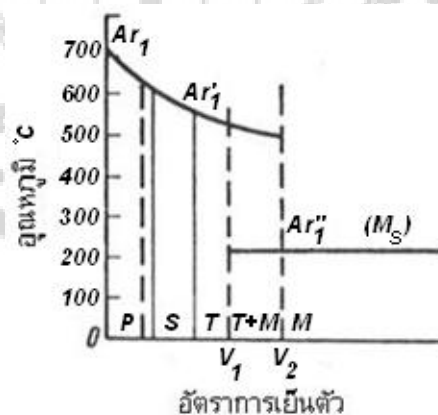


ภาพประกอบ 12 แสดงอุณหภูมิวิกฤติของเหล็กที่มีลักษณะเข้าใกล้กันเมื่ออัตราการเย็นตัวสูงขึ้น (เหล็กไฮโปยูเทคตอยด์)

ที่มา: Manus Satilachinda. (2000). *Iron and Steel Heat-Treatment Engineer*. The Engineering Institute of Thailand under H.M. The King's Patronage. p. 43.

จากการทดลองวัดอุณหภูมิวิกฤติ (A_r) ของเหล็กกล้า 0.45%C ในขณะที่เย็นตัวด้วยอัตราการเย็นตัวต่างๆ กัน กระทำโดย Korber เริ่มตั้งแต่อัตราการเย็นตัวช้าในสภาพสมดุล จะปรากฏจุด Ar_3 และ Ar_1 ห่างกันชัดเจน ($r = \text{Refrroidissement}$: หมายถึงการทำให้เย็น) เมื่อเพิ่มอัตราการเย็นตัวให้สูงขึ้นระยะห่างระหว่าง Ar_3 กับ Ar_1 จะใกล้กันเข้าทุกขณะที่อัตราการเย็นตัวสูงขึ้น และจะถึงอัตราการเย็นตัวค่าหนึ่งที่จุด Ar_3 และ Ar_1 มาบรรจบกัน แสดงว่าออสเทนไนต์ไม่สามารถเปลี่ยนโครงสร้างเป็นเฟอร์ไรต์และเพอร์ไรท์ได้ทันและจะให้โครงสร้างอื่นๆ ขึ้นมาแทน ซึ่งเป็นที่ทราบกันคือ โครงสร้างซอร์ไบต์ และเมื่ออัตราการเย็นตัวเพิ่มขึ้นอีก จะพบว่า คงมีอุณหภูมิวิกฤติเพียงจุดเดียวคือ Ar' อยู่ช่วงหนึ่งจนถึงอัตราการเย็นตัวสูงค่าหนึ่งจึงปรากฏอุณหภูมิวิกฤติขึ้นมาอีกจุดหนึ่งคือ Ar'' ซึ่งอยู่ต่ำกว่า Ar' มาก และโครงสร้างที่ปรากฏเมื่ออัตราการเย็นตัวสูงจนทำให้อุณหภูมิวิกฤติมาอยู่ที่ Ar' โครงสร้างที่พบจะเป็นมาร์เทนไซต์ และแม้ว่า จะเพิ่มอัตราการเย็นตัวให้สูงขึ้นต่อไปอีก จะปรากฏจุดอุณหภูมิวิกฤติ จะเป็น Ar'' ตลอดไป และอยู่ที่อุณหภูมิคงที่ตลอดตั้งภาพ

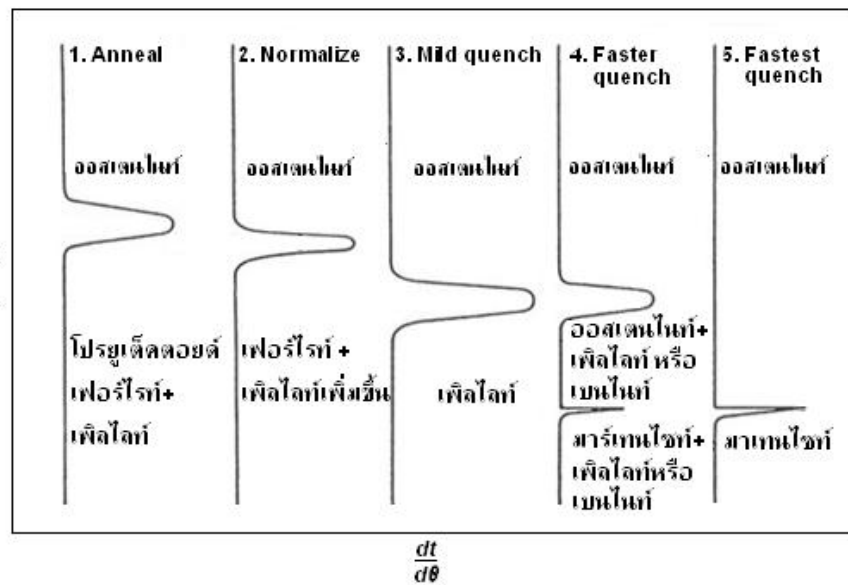
จากแผนภูมิ อุณหภูมิ - อัตราการเย็นตัว จะพบว่า มีอัตราการเย็นตัววิกฤติ (Critical cooling rate) ที่เริ่มเกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์ เรียกว่า เป็น Lower critical cooling rate และอัตราการเย็นตัววิกฤติอีกค่าหนึ่ง ถ้าสูงกว่าค่านี้แล้วจะได้แต่โครงสร้างมาร์เทนไซต์อย่างเดียว เรียกว่า Higher critical cooling rate ในช่วงของอัตราการเย็นตัววิกฤติสองค่านี้ Portevin ศึกษาในรายละเอียดพบว่าโครงสร้างที่ปรากฏจะเป็นโครงสร้างที่รวมกันของเบนไนท์และ มาร์เทนไซต์ และให้จุดอุณหภูมินี้เป็น Ar'' ในกรณีที่เบนไนท์และมาร์เทนไซต์เกิดขึ้นในลักษณะกลม จะเรียกโครงสร้างนี้ว่า โทรุสไตท์ (Troostite)



ภาพประกอบ 13 แสดงผลของการเย็นตัวที่สูงขึ้น เป็นผลให้จุดอุณหภูมิวิกฤติเปลี่ยนแปลง

ที่มา: Manus Satilachinda. (2000). *Iron and Steel Heat-Treatment Engineer*. The Engineering Institute of Thailand under H.M. The King's Patronage. p. 44.

การวัดจุดอุณหภูมิวิกฤติ Ar ในขณะเย็นตัวด้วยอัตราต่างๆ กัน ของเหล็กกล้าส่วนผสมยูเทคตอยด์ โดยเริ่มตั้งแต่การปล่อยอย่างช้าๆ (Annealing) ปรากฏจุด Ar' อยู่ที่อุณหภูมิ 720°C ซึ่งยังคงต่ำกว่าอุณหภูมิยูเทคตอยด์เล็กน้อย (723°C) ปล่อยให้เย็นในอากาศ (Normalize) จุด Ar' อยู่ที่ 650°C ปล่อยให้เย็นโดยการใช้น้ำเย็น (Mild quench) อยู่ที่อุณหภูมิ 550°C ชุบในน้ำมัน (Faster quench) ปรากฏจุด Ar' อยู่ที่อุณหภูมิ 550°C และปรากฏจุดอุณหภูมิวิกฤติเพิ่มขึ้นมาอีกจุดหนึ่งคือ Ar'' ที่อุณหภูมิ 250°C เมื่อทำการชุบน้ำ (Fastest quench) จะพบจุดอุณหภูมิวิกฤติเพียงจุดเดียวคือ Ar'' ที่อุณหภูมิ 250°C

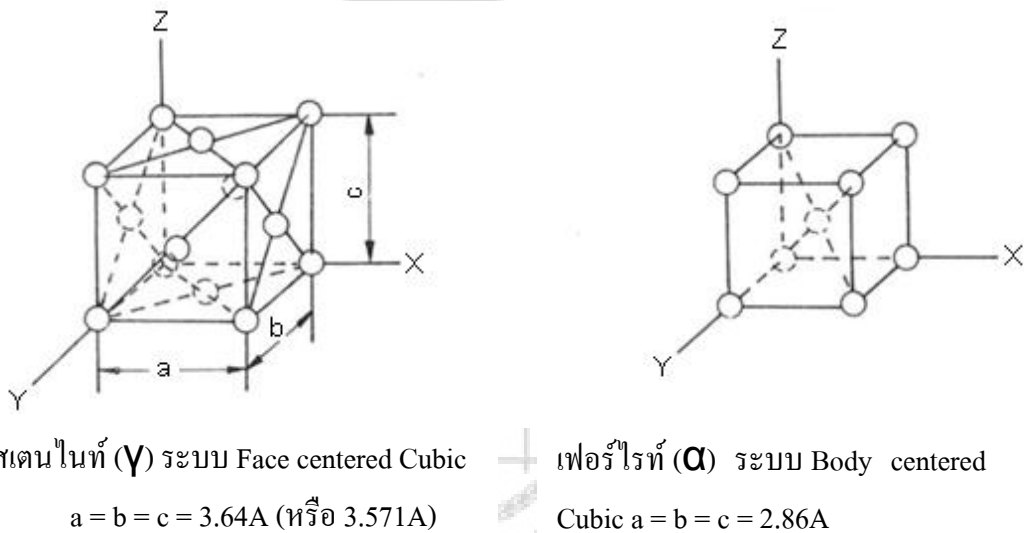


ภาพประกอบ 14 แสดงจุดอุณหภูมิวิกฤติ Ar₁ ของเหล็กกล้ายูเทคตอยด์ที่ลดต่ำลงและเกิดอุณหภูมิวิกฤติใหม่ Ar' และ Ar'' เมื่ออัตราการเย็นตัวสูงขึ้น

ที่มา: Manus Satilachinda. (2000). *Iron and Steel Heat-Treatment Engineer*. The Engineering Institute of Thailand under H.M. The King's Patronage. p. 45.

ที่ได้กล่าวมานี้ จึงสามารถยืนยันได้ว่าการปล่อยให้เหล็กกล้าจากโครงสร้างออสเทนไนต์เย็นตัวลงยิ่งเร็วเท่าใด โครงสร้างที่ได้ภายหลังจะเปลี่ยนแปลงไป เริ่มตั้งแต่เฟอร์ไรต์ไปสู่มาร์เทนไซต์ ซึ่งสมบัติของเหล็กที่ได้ก็จะเปลี่ยนแปลงไปด้วย เป็นผลจากสมบัติเฉพาะของเหล็กประการหนึ่งที่สามารถเปลี่ยนแปลงสมบัติได้ด้วยวิธีการอบชุบความร้อน คือ สมบัติ Allotropy (โครงสร้างของระบบผลึกเปลี่ยนแปลงขึ้นอยู่กับอุณหภูมิ) และแน่นอนที่สุดคือ อัตราการเย็นตัว มีผลโดยตรงต่อสมบัติภายหลังการอบชุบความร้อน

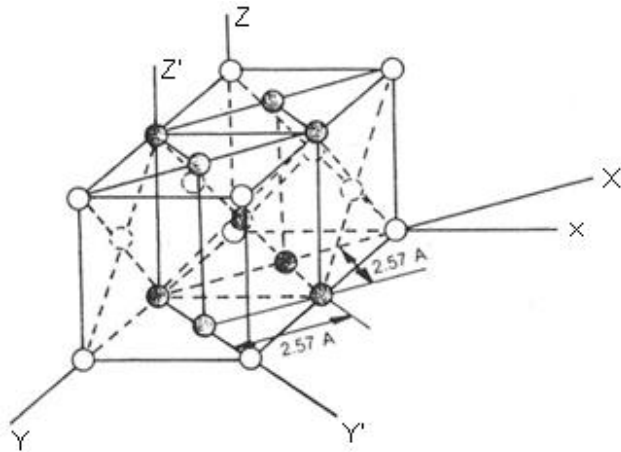
มาร์เทนไซต์ (Martensite) เป็นโครงสร้างที่ได้จากการทำให้ออสเทนไนต์เย็นตัวอย่างรวดเร็วด้วยการชุบน้ำหรือน้ำเกลือ (10% NaCl) เรียกโครงสร้างนี้ตามชื่อของผู้คนควาเรื่องนี้ คือ A. Marten เนื่องจากการทำให้ออกเทนไนต์เย็นตัวอย่างรวดเร็วทำให้อะตอมคาร์บอนไม่มีโอกาสเคลื่อนไหว และจะอยู่กับที่ ซึ่งเป็นสาเหตุให้การเรียงตัวของอะตอมของเหล็กเกิดลักษณะบิดเบี้ยว (Deformation) อันเป็นสาเหตุที่ทำให้มาร์เทนไซต์มีความแข็งสูง ปริมาณของคาร์บอนจะเป็นแฟคเตอร์ที่สำคัญที่มีผลต่อความแข็งของมาร์เทนไซต์ (เราอาจเรียกมาร์เทนไซต์ได้ว่า เป็นโครงสร้างไม่สมดุล Non equilibrium หรือ Supersaturated ferrite เพราะมีปริมาณคาร์บอนสูงกว่าที่เฟอร์ไรท์ จะมีได้) เพื่อความเข้าใจมากขึ้น จึงอาศัยภาพแสดงตำแหน่งของคาร์บอนในยูนิทเซลล์ของเหล็กออกเทนไนต์ และในเฟอร์ไรท์ ดังภาพประกอบ 15



ภาพประกอบ 15 แสดงระบบผลึกของออสเทนไนต์ (FCC) และเฟอร์ไรท์ (BCC)

ที่มา: Manus Satilachinda. (2000). *Iron and Steel Heat-Treatment Engineer*. The Engineering Institute of Thailand under H.M. The King's Patronage. p. 48.

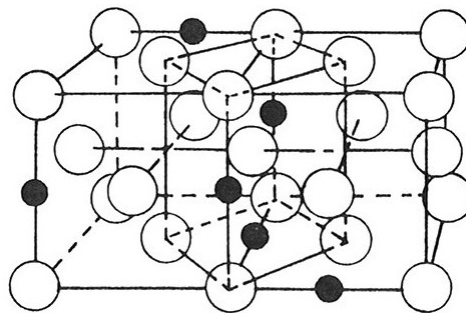
การเปลี่ยนระบบผลึกจากออสเทนไนต์ (FCC) ไปเป็นเฟอร์ไรท์ (BCC) นั้น จะพบว่า อะตอมของเหล็กไม่ได้มีการเคลื่อนไหวในระยะทางมากเท่าไร เพียงแต่เคลื่อนที่ให้ระยะตามแกน X และ Y ให้ยาวเพิ่มขึ้นจาก 2.57\AA ไปเป็น 2.86\AA และเปลี่ยนแกน X และ Y ไปเป็น X' และ Y' ส่วนระยะห่างระหว่างอะตอมตามแกน Z จะมีการเคลื่อนไหวมาก กล่าวคือต้องหดระยะให้สั้นลงจาก 3.64\AA มาก เป็น 2.86\AA ดังภาพแสดงโดยการนำเอา 2 ยูนิทเซลล์ของเหล็กออสเทนไนต์มาแสดง และกลุ่มอะตอมตรงกลางจะเป็นยูนิทเซลล์ที่จะเปลี่ยนไปเป็นเหล็กเฟอร์ไรท์



ภาพประกอบ 16 แสดงการเปลี่ยนแปลงจากออสเทนไนท์ไปเป็นเฟอร์ไรท์

ที่มา: Manus Satilachinda. (2000). *Iron and Steel Heat-Treatment Engineer*. The Engineering Institute of Thailand under H.M. The King's Patronage. p. 48.

จากภาพอะตอมที่มีสีดำ จะมีลักษณะที่จะเปลี่ยนไปเป็น BCC เพียงแต่ว่า อะตอมตามแกน X' และ Y' ขยายตัวให้ได้ 2.86Å และอะตอมตามแกน Z หดตัวให้ลงมาเหลือ 2.86Å ตามความเป็นจริงในเหล็กออสเทนไนท์ จะยอมให้อะตอมคาร์บอนซึ่งมีขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางเล็กมากเมื่อเทียบกับขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางอะตอมของเหล็ก (เหล็ก = 2.52Å , คาร์บอน = 1.54Å) ดังนั้น อะตอมของคาร์บอนจะละลายได้ในเหล็กออสเทนไนท์ในแบบแทรกตามที่ว่าง (Interstitial Solid Solution) ซึ่งในระบบ FCC ที่ว่างที่อะตอมคาร์บอนแทรกอยู่ได้จะเป็นบริเวณตามขอบของยูนิทเซลล์ ดังภาพประกอบ 17

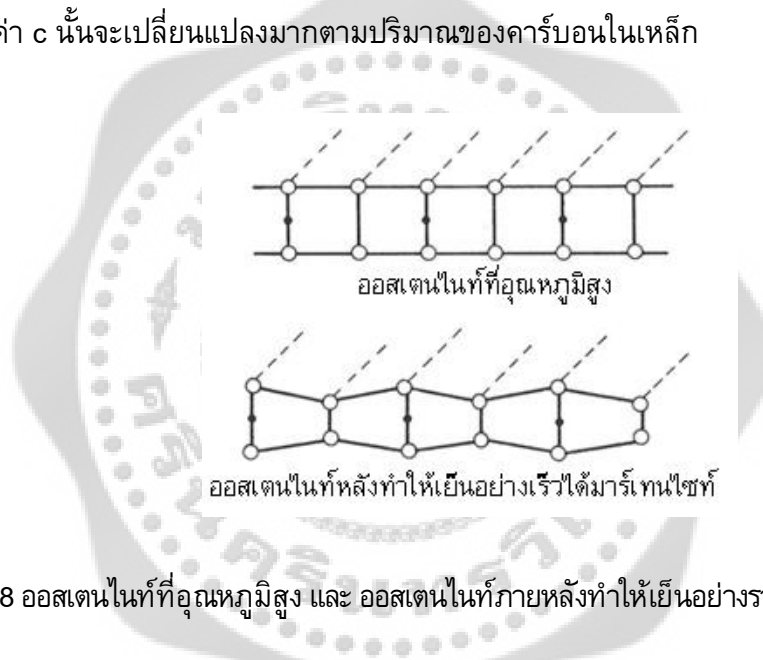


ภาพประกอบ 17 แสดงตำแหน่งของอะตอมคาร์บอนที่แรกอยู่ในออสเทนไนท์ก่อนที่จะเปลี่ยนไปเป็นมาร์เทนไซต์

ที่มา: Manus Satilachinda. (2000). *Iron and Steel Heat-Treatment Engineer*. The Engineering Institute of Thailand under H.M. The King's Patronage. p. 49.

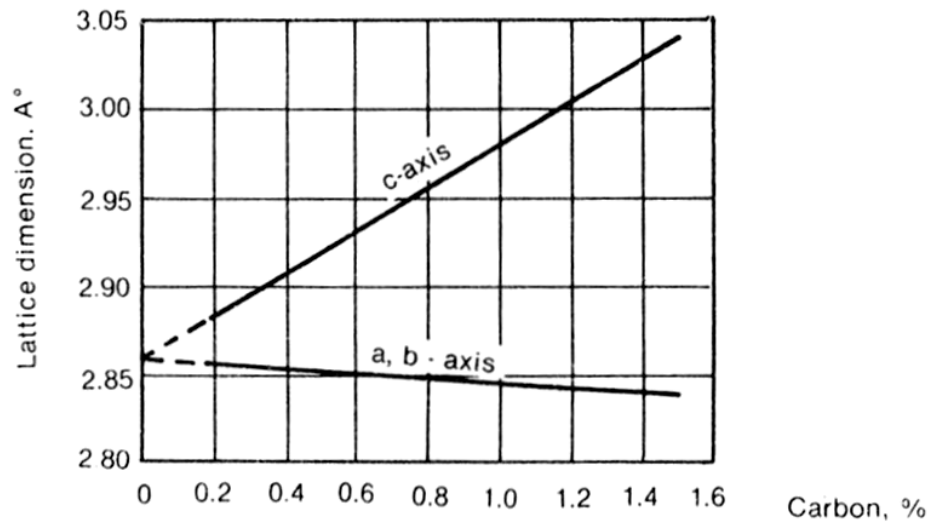
ในขณะที่ทำให้ออสเทนไนท์ให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วจนอะตอมของคาร์บอนไม่มีเวลาที่จะแยกตัวออกมาได้ทัน จึงเป็นสาเหตุให้อะตอมของเหล็กตามแกน Z ที่มีอะตอมคาร์บอนแทรกตัวอยู่ หักตัวลงมาไม่ได้ ทำให้เกิดการบิดเบี้ยวของกลุ่มอะตอมที่ประกอบกันเป็น Plane (Crystallographic plane) ซึ่งเป็นเหตุหนึ่งที่ทำให้ plane ที่บิดเบี้ยวเคลื่อนไหว (Slip) ได้ยากขึ้นเมื่อมีแรงภายนอกมากระทำจึงทำให้โครงสร้างลักษณะเช่นนี้มีความแข็งแรง อากาศบิดเบี้ยวของ plane นี้ จะมีมากหรือน้อย ขึ้นอยู่กับปริมาณคาร์บอนเป็นสำคัญ สมมติเรามองภาพ Plane จากด้านหน้า เราจะเป็นลักษณะโค้งไปมาตามตำแหน่งของคาร์บอนที่แทรกอยู่ตามภาพ

จากลักษณะดังกล่าวจะได้ระบบผลึกของมาร์เทนไซต์เป็น Tetragonal ($a + b \neq c$) เพื่อเป็นการยืนยันในเรื่องนี้ ได้มีการศึกษาโดยการวัด Parameter ของ a, b และ c ของมาร์เทนไซต์ ที่มีปริมาณคาร์บอนต่างๆ กัน โดยหลักของ X-ray diffraction จะได้ค่า a, b เท่ากัน แต่จะเปลี่ยนแปลงเล็กน้อย ส่วนค่า c นั้นจะเปลี่ยนแปลงมากตามปริมาณของคาร์บอนในเหล็ก



ภาพประกอบ 18 ออสเทนไนท์ที่อุณหภูมิสูง และ ออสเทนไนท์ภายหลังจากทำให้เย็นอย่างรวดเร็วได้มาร์เทนไซต์

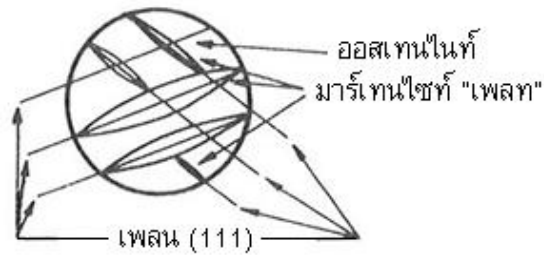
ที่มา: Manus Satilachinda. (2000). *Iron and Steel Heat-Treatment Engineer*. The Engineering Institute of Thailand Under H.M. The King's Patronage. p. 49.



ภาพประกอบ 19 แสดงค่าพารามิเตอร์ a, b และ c ที่ต่างกันของเหล็กกล้าที่ปริมาณคาร์บอนต่างๆ กัน ภายหลังจากชุบแข็ง

ที่มา: Manus Satilachinda. (2000). *Iron and Steel Heat-Treatment Engineer*. The Engineering Institute of Thailand Under H.M. The King's Patronage. p. 51.

จะเห็นว่า ความแข็งของมาร์เทนไซต์นั้น ขึ้นอยู่กับปริมาณของคาร์บอน ซึ่งเป็นตัวที่ทำให้ค่า Parameter (C) เปลี่ยนแปลงไป กล่าวคือ ค่า %C เปลี่ยนไปมากเท่าใด การบิดเบี้ยวของกลุ่มอะตอมที่ประกอบกันเป็น Plane ก็บิดไปมากเท่านั้น ความต้านทานต่อแรงภายนอกก็จะสูงขึ้น จุดโครงสร้างของมาร์เทนไซต์ที่ปรากฏจากการขยายด้วยกล้องไมโครสโคป จะพบว่า มีลักษณะเป็นรูปเข็มแหลม (Needle - like pattern) และมีส่วนแยกแขนงเล็กๆ ออกไปจนเต็มเนื้อที่ ยกเว้นในกรณีที่มีออกเทนไนท์ บางส่วนไม่มีโอกาสเปลี่ยนแปลง (Retained austenite) จะเห็นเป็นสีขาวจากการส่องดูภาพขยายการเกิดลักษณะของมาร์เทนไซต์ที่มีรูปเป็นเข็มนี้ ส่วนใหญ่จากคำอธิบายจะกล่าวถึงลักษณะของเพลท (Plates) ที่วิ่งในทิศทางของ Plane (111) เข้าสู่ภายในของเกรนออกเทนไนท์ และมีการแตกแขนงออกไป แต่ยังคงรักษาทิศทางเดิมคือ ตาม Plane (111) การเกิดของมาร์เทนไซต์ ยังไม่มีการพิสูจน์ยืนยันได้ว่าเป็นการเกิดโดยการให้กำเนิดนิวเคลียสและขยายตัว เช่นเดียวกับเฟอร์ไรท์ ซอร์ไบท์ หรือเบนไนท์ เพราะอัตราความเร็วของการเปลี่ยนแปลงจากออกเทนไนท์ไปเป็นมาร์เทนไซต์สูงมาก



ภาพประกอบ 20 ภาพแสดงโครงสร้างจุลภาคมาร์เทนไซต์ "เฟลท" และ ออสเทนไนท์เกรน

ที่มา: Manus Satilachinda. (2000). *Iron and Steel Heat-Treatment Engineer*. The Engineering Institute of Thailand under H.M. The King's Patronage. p. 51.



ภาพประกอบ 21 แสดงลักษณะการเกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์

ที่มา: Manus Satilachinda. (2000). *Iron and Steel Heat-Treatment Engineer*. The Engineering Institute of Thailand under H.M. The King's Patronage. p. 51.

มาร์เทนไซต์นอกจากจะมีลักษณะเป็นเฟลทแล้ว ยังมีอีกประเภทหนึ่งที่เกิดในเหล็กที่มีปริมาณคาร์บอนต่ำ มาร์เทนไซต์จะมีลักษณะเป็นแผ่นบาง ซึ่งเรียกว่า Lath martensite เป็นลักษณะของโครงสร้างที่เกิดจากการรวมตัวอย่างหนาแน่นของดิสโลเคชัน (High dislocation density) จะสามารถศึกษารายละเอียดได้เฉพาะกับกล้องกำลังขยายสูงๆ โดยการศึกษาผ่านกล้องอิเล็กตรอนไมโครสโคปชนิดลำแสงอิเล็กตรอนผ่าน

1.5 การอบชุบเหล็กหล่อ (Heat treatment of Iron Casting)

วัตถุประสงค์ของการอบชุบเหล็กหล่อ เพื่อผลโดยตรงที่จะทำให้ชิ้นงานหล่อมีสมบัติตรงตามที่ต้องการและใช้งานได้ระยะยาวนาน ขั้นตอนและวิธีการอบชุบเหล็กหล่อมียุ่หลายลักษณะขึ้นอยู่กับชนิดของเหล็กหล่อ การกลึงไส ตัด หรือเจาะ และการนำไปใช้งาน การอบชุบที่สำคัญที่จะนำมากล่าวมีดังนี้

1. การอบชุบเพื่อคลายความเครียด (Stress Relief)
2. ปรับปรุงสมบัติการกลึงไส ตัดและเจาะเพื่อให้ได้ขนาดที่ต้องการ (Improve machine ability)
3. ปรับปรุงสมบัติทางด้านความเหนียว (Improve toughness and ductility)
4. เพิ่มความต้านทานแรงดึง และความต้านทานการสึกหรอ (Increase strength and wear resistance)

ก่อนที่จะกล่าวถึงขั้นตอน และกรรมวิธีการอบชุบเหล็กหล่อ จะเป็นจะต้องกล่าวถึงความแตกต่างบางประเภทที่การอบชุบเหล็กหล่อต่างไปจากการอบชุบเหล็กกล้า ซึ่งมีที่สำคัญอยู่ 5 ประการคือ

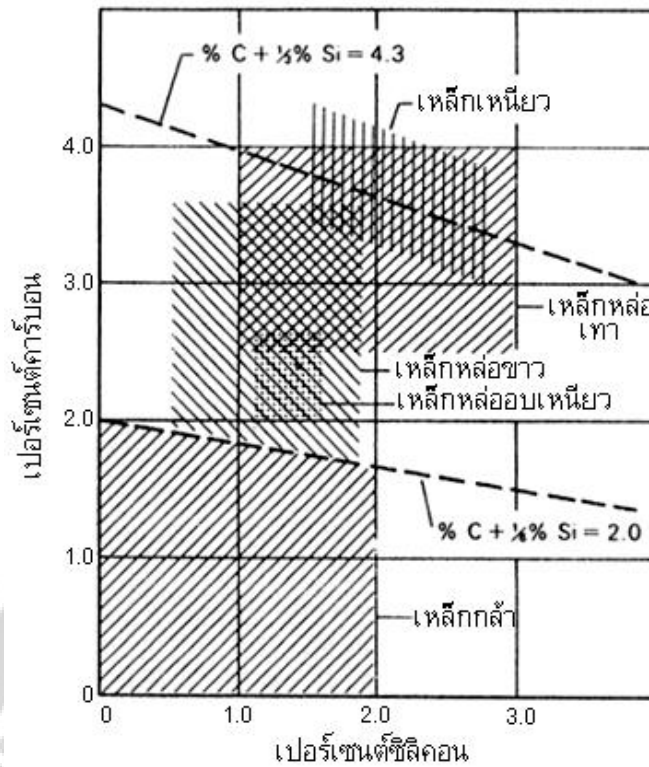
1. ในการเลือกอุณหภูมิเพื่อให้เหล็กมีโครงสร้างเป็นออสเทนไนท์ จะต้องพิจารณาปริมาณของซิลิกอนในเหล็กมากกว่าที่จะไปพิจารณาธาตุคาร์บอน ดังที่ปฏิบัติกันสำหรับเหล็กกล้า ทั้งนี้เพราะปริมาณของซิลิกอนในเหล็กจะเพิ่มอุณหภูมิวิกฤติ (Critical temperature) ของเหล็กหล่อ

2. เนื่องจากเหล็กหล่อ มีปริมาณธาตุคาร์บอน ซิลิกอนสูงและยังมีธาตุแมงกานีสผสมอยู่อีกจำนวนหนึ่ง ทำให้เหล็กมีสมบัติด้านความสามารถในการชุบแข็ง (Harden ability) อยู่ในเกณฑ์สูง จึงไม่จำเป็นต้องชุบน้ำ เพียงแค่ชุบน้ำมันและอากาศก็เพียงพอแล้ว

3. เนื่องจากลักษณะรูปร่างงานหล่อมักจะซับซ้อน (Complex shape) และมีความหนาบางไม่เท่ากัน ดังนั้น อุณหภูมิที่ผิวและภายในจะต่างกัน การเผาจึงควรกระทำในอัตราที่ช้า และเวลาที่ทิ้งไว้ (Holding of Soaking) จึงต้องให้ยาวนานกว่าเหล็กกล้า เพื่อป้องกันการบิดงอของงานหล่อ และได้ผลดีในงานอบชุบ

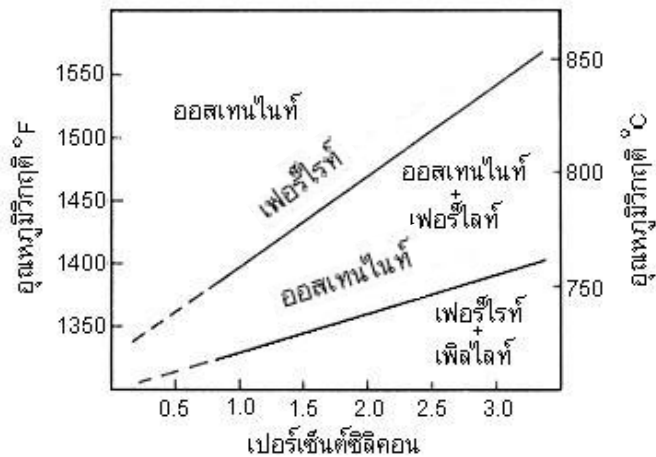
4. เช่นเดียวกัน การปล่อยให้เย็น จำเป็นต้องระมัดระวังเป็นพิเศษ เพราะจะเกิดความเครียดเหลือค้ำ (Residual stress) ซึ่งจะเป็นสาเหตุให้เกิดการแตกร้าวได้ง่าย การทำอบคืนตัวควรจะต้องกระทำทันทีเมื่อเหล็กเย็นตัวลงมาถึงอุณหภูมิ 100° - 200°C ไม่ควรปล่อยให้เย็นตัวลงมาจนถึงอุณหภูมิห้องแล้วนำไปอบคืนตัว เป็นวิธีลดปัญหาการแตกร้าว

5. ในการอบชุบเหล็กภายในเตาที่ใช้ น้ำมันเป็นเชื้อเพลิงและไม่มีการควบคุมบรรยากาศภายในให้ดี จะเกิดการออกซิเดชัน และสเกลออกไซด์ที่เกิดขึ้นจะเกาะติดแน่น และมีความแข็งสูงกว่าเกิดในการอบชุบเหล็กกล้า ทั้งนี้เพราะเหล็กหล่อมีซิลิกอนสูงโดยเฉพาะเหล็กหล่อเทา และเหล็กหล่อกราฟไฟท์กลม (ออกไซด์ที่เกิดขึ้นจะเป็นเหล็กและซิลิกอนออกไซด์ การทำความสะอาด และการกลึงผิวจะยากกว่าเหล็กกล้า



ภาพประกอบ 22 ขอบเขตโดยประมาณของคาร์บอนและซิลิคอนของเหล็กกล้าและเหล็กหล่อ

ที่มา: anus Satilachinda. (2000). *Iron and Steel Heat-Treatment Engineer*. The Engineering Institute of Thailand under H.M. The King's Patronage. p. 217.



ภาพประกอบ 23 อิทธิพลของซิลิคอนที่มีต่ออุณหภูมิวิกฤติของเหล็กหล่ออบเหนียว เหล็กหล่อสีเทา และเหล็กหล่อเหนียวที่อัตราการเย็นตัว 5°C/hr

ที่มา: Manus Satilachinda.(2000). *Iron and Steel Heat-Treatment Engineer*. The Engineering Institute of Thailand under H.M. The King's Patronage. 2000. Page 217)

1.6 การควบคุมบรรยากาศภายในเตา

ในการอบชุบ ความร้อนที่กระทำต่อเหล็กกล้าบางชนิด โดยเฉพาะเหล็กกล้าชั้นส่วนของเครื่องมือที่ต้องการผิวเหล็กที่สะอาดปราศจากออกไซด์และต้องการความแข็งที่ผิวแน่นอน การอบชุบ ความร้อนจะต้องกระทำภายในเตาที่สามารถควบคุมบรรยากาศ เพื่อไม่ให้เกิดการสูญเสียธาตุคาร์บอน (Decarburizing) หรือธาตุบางตัวตามบริเวณผิวขณะเผาในเตา หรือเพื่อไม่ให้เกิดการเป็นออกไซด์ตามผิว ซึ่งจำทำให้ขนาดของชิ้นงานภายหลังการอบชุบความร้อนเปลี่ยนแปลง หรือมีฉะนั้นอาจจะเสียค่าใช้จ่ายเพิ่มมากขึ้นในการทำความสะอาดผิวด้วยการยิงเม็ดทรายขัดผิว (Shot Blast) บางครั้งอาจจะต้องเสียค่าใช้จ่ายเพิ่มมากขึ้นในการล้างสนิมด้วยกรรมวิธี Pickling หรือการทำความสะอาดผิวอื่นๆ การอบชุบความร้อนภายในเตาที่ควบคุมบรรยากาศ ดังกล่าวนี้ จะทำให้ผิวเหล็กภายหลังการอบชุบสะอาด จนมีค่ากล่าวถึงกรรมวิธีการอบชุบความร้อนนี้ว่า Bright Hardening หรือ Annealing

ความมุ่งหมายที่สำคัญของการควบคุมบรรยากาศภายในเตามี 3 ประการ ดังนี้ คือ

1. ป้องกันการสูญเสียคาร์บอนและธาตุอื่นๆที่สำคัญขณะทำการเผาในระยะเวลาานาน
2. ป้องกันการเกิดออกไซด์ตามบริเวณผิวทำให้เกิดปัญหาในการกำจัดภายหลัง
3. ในกรณีที่ต้องการปรับปรุงความแข็งบริเวณผิวแท่งเหล็กให้สูงขึ้นสามารถกระทำ

ได้ด้วยการควบคุมบรรยากาศภายในเตา อาทิเช่น การทำคาร์โบ-ไนไตรดิง หรือการทำไนไตรดิง

ความสำคัญอีกประการหนึ่งของการควบคุมบรรยากาศภายในเตาอบชุบก็คือ การอบชุบเหล็กที่ต้องกระทำที่อุณหภูมิสูง เช่น การอบชุบเหล็กกล้าความเร็วสูง (High speed steel) ซึ่งต้องเผาที่อุณหภูมิสูงประมาณ 1280°C - 1300 °C การป้องกันไม่ให้เกิดออกไซด์มีความจำเป็นมาก เพราะออกไซด์ที่เกิดและอยู่ในช่วงอุณหภูมินี้จะมีแนวโน้มหลอมเหลวจับติดแนบกับชิ้นเหล็ก และภายใต้ผิวออกไซด์นี้จะเกิดการลดปริมาณคาร์บอนในเหล็กลงอีก ทำให้ความแข็งของเหล็กภายหลังการอบชุบได้ต่ำ และการกำจัดฟิล์มออกไซด์ที่จับแน่นกระทำได้ยาก เป็นการสูญเสียที่แก้ไขภายหลังไม่ได้เลย

1.7 วิธีการของ Spektor

ขนาดของเกรน สามารถทำการวัดได้หลากหลายวิธี แต่มีอยู่วิธีหนึ่งที่สามารถประเมินขนาดเกรนในเหล็กได้รวดเร็วซึ่งถูกพัฒนาโดย Spektor ซึ่งพิจารณาจากเส้นผ่านศูนย์กลาง d_j ต่างๆ จากการลากเส้นตรงหรือเส้นที่ตัดส่วนโค้งต่างๆ ผ่านทรงกลม ระยะห่างที่ตั้งฉากจากเส้นทดสอบถึงจุดศูนย์กลางของทรงกลม คือ

$$z = \left[\left(\frac{d}{2} \right)^2 - \left(\frac{l}{2} \right)^2 \right]^{\frac{1}{2}} \quad (19)$$

l คือ ความยาวของคอร์ด (Chord) รูปร่างของเกรนที่เกิดจากการแพร่กระจายอย่างไม่มีรูปแบบนั้นไม่มีผลใดๆ ในการลากเส้นตรงนี้ ระบบการกระจายแบบโมโนเป็นเส้นผ่านศูนย์กลาง d ของทรงกลม เมื่อพิจารณาปริมาตรทรงกระบอกของความยาว L และรัศมี Z จากจุดศูนย์กลาง ปริมาตร

คือ $\pi Z^2 L$ และความยาวของคอร์ด Chord ที่ตัดกันนั้นจะทำให้ l และ d แปรผกผันกัน จำนวนของคอร์ด Chord ต่อหน่วยความยาวบนเส้นทดสอบ คือ

$$(n_L)_l^d = \pi Z^2 N_V = \frac{\pi}{4} (d^2 - l^2) N_V \quad (20)$$

N_V คือ จำนวนของทรงกลมต่อหน่วยปริมาตร สำหรับระบบการกระจายแบบโพลีของทรงกลม เส้นผ่านศูนย์กลาง $d_1, d_2, d_3, d_4, \dots, d_{\max}$ และจำนวนต่อหน่วยปริมาตร $(N_V)_1, (N_V)_2, (N_V)_3, \dots, (N_V)_{\max}$ ตามลำดับ แสดงดังนี้

$$\begin{aligned} (n_L)_l^{d_{\max}} &= \sum_{d=1}^{d=d_{\max}} \frac{\pi}{4} (d^2 - l^2) (N_V)_d \\ &= \frac{1}{4} \sum_{d=1}^{d_{\max}} \pi d^2 (N_V)_d - \frac{\pi l^2}{4} \sum_{d=1}^{d_{\max}} (N_V)_d \end{aligned} \quad (21)$$

อนุภาคเส้นผ่านศูนย์กลางระหว่าง l และ $l + dl, d(S_V)_l^{d_{\max}} = \pi l^2 d(N_V)_l^{d_{\max}}$

การพิจารณาเพื่อให้ง่ายขึ้นจึงจัดรูปใหม่ดังนี้ $d(n_L)_l^{d_{\max}} = -d(n_L)_l^l$

$$d(n_L)_l^l = \frac{\pi}{2} (N_V)_l^{d_{\max}} l \quad (22)$$

เมื่อ $(n_L)_l^l$ คือ จำนวนของคอร์ด (Chord) ตามความยาวระหว่าง 0 ถึง l ต่อหน่วยความยาวของเส้นทดสอบ ช่วงของความยาวคอร์ด (Chord) จะไม่มีสมบัติดีพอภายในช่วงของความยาวคือ

$$(N_V)_{j\Delta} = \frac{2}{\pi\Delta} \left[\frac{(n_L)_j - (n_L)_{j-1}}{\Delta(j - \frac{1}{2})} - \frac{(n_L)_{j+1} - (n_L)_j}{\Delta(j + \frac{1}{2})} \right] \quad (23)$$

$(N_V)_{j\Delta}$ คือจำนวนของอนุภาคของค่าเฉลี่ยเส้นผ่านศูนย์กลาง $j\Delta$ ต่อหน่วย ปริมาตรใน $j\Delta \pm \frac{\Delta}{2}$ และ $(n_L)_j$ คือ จำนวนของคอร์ด (Chord) ต่อหน่วยความยาวของเส้นทดสอบ สมการสำหรับใช้คำนวณหาจำนวนคอร์ด (Chord) คือ

$$(N_V)_{j\Delta} = \frac{2}{\pi\Delta} \left[\frac{(n_L)_j - (n_L)_{j-1}}{\Delta(j - \frac{1}{2})} - \frac{(n_L)_{j+1} - (n_L)_j}{\Delta(j + \frac{1}{2})} \right] \quad (24)$$

1.8 ความสัมพันธ์ ฮอลล์ – เพทซ์

Cementite หลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อน สามารถมีผลกระทบกับคุณลักษณะ และ พฤติกรรมของเหล็กหล่ออบเหนียวในหลายๆ ทาง ผลกระทบที่สำคัญบางประการของ Cementite Element คือ สารประกอบที่แข็งและ ความแข็งที่เกิดขึ้นโดยทันทีทันใดนั้น จะทำให้เกิดเม็ดเกรนที่ละเอียดของ Austenite และ Ferrite และการควบคุมการถ่ายเทความร้อนที่สามารถทำได้

ขนาดเม็ดเกรนของ Ferrite ของเหล็กหล่ออบเหนียวยังสามารถมีผลกระทบที่สำคัญ ต่อ สมบัติทางกายภาพและทางกล สมการของ Hall Petch ที่แสดงถึงความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของเกรน และความเค้นจํานนดังนี้

$$\sigma_y = \sigma_0 + kd_a^{\frac{1}{2}} \quad (25)$$

เมื่อ σ_y คือ ความเค้นจํานน, d_a คือขนาดของ Ferrite เกรน และ σ_0 และ k คือ ค่าคงที่ สมการดังกล่าวแสดงให้เห็นว่า เหล็กหล่ออบเหนียวและรวมถึง Fracture stress ถูกเชื่อมโยง หรือมีผลต่อขนาดของ Ferrite เกรนอีกด้วย ด้วยการยกกำลัง -0.5 และเปลี่ยนค่าอนุกรมมิในการยึด ขึ้นรูปเป็นศูนย์

2. งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

จาคอต เอ และคณะ (Jacot, A.; et al.) เป็นกลุ่มนักวิจัยจากสถาบันวิจัยและพัฒนาแคลค่อม CH-1015 ลูชันเน สวิตเซอร์แลนด์ และภาควิชาวิศวกรรมโลหะและวัสดุ มหาวิทยาลัยบริติชโคลัมเบีย แวนคูเวอร์ แคนาดา ที่วิจัยเรื่อง แบบจำลองสองมิติสำหรับอธิบายการเปลี่ยนโครงสร้างเกรนโคลัมนา ไปสู่อีควิแอ็คซ (Columnar-to-Equiaxed) ในเหล็กหล่อสีเทาและขาว ต่อการประยุกต์ใช้สำหรับลูกกลิ้งรีด อุตสาหกรรม งานวิจัยนี้ศึกษาเกี่ยวกับแบบจำลองที่เกิดขึ้นระหว่างโครงสร้างจุลภาคยูเทคติกดังกล่าว โดยคำนวณจากโปรแกรมไฟไนต์เอลิเมนต์ (Finite Elements mesh of the casting software ABAQUS) ซึ่งเป็นโปรแกรมที่เกี่ยวข้องกับปัญหาของการไหลทางความร้อน

ซู ดับเบิลยู และคณะ (Xu, W.; et al.) ได้เสนอผลงานวิจัยเรื่อง อิทธิพลของธาตุผสมต่อ โครงสร้างหล่อและความแข็งแรงของเหล็กหล่อสีเทา ในวารสารวิจัยนานาชาติ วัสดุศาสตร์และวิศวกรรม ฉบับที่ A 390(2005) หน้าที่ 326 – 333 นักวิจัยกลุ่มนี้ ได้สรุปถึงประเด็นของเหล็กหล่อสีเทาที่มีธาตุหลัก ว่าได้แปรตามระบบการหล่อขึ้นรูป สำหรับการประเมินโครงสร้างและสมบัติทางกล พร้อมเสนอให้เห็น ถึงส่วนผสมที่เหมาะสมสำหรับค่าสมบัติทางกลสูงสุด

แอมโมริม พี และคณะ (Amorim, P.; et al.) วิจัยเรื่อง การอบอ่อนของเหล็กหล่อสีขาว โครเมียมสูง นักวิจัยกลุ่มนี้ มาจากมหาวิทยาลัยแห่งเมืองปอร์โต โปรตุเกส ได้แสดงถึงวัตถุประสงค์ ของงานว่า เป็นการสร้างตัวแปรที่จำเป็นในการกระทำทางความร้อนที่เป็นการบังคับให้เกิดเหล็กหล่อ สีขาวโครเมียมสูง ความแข็งระหว่าง 30 – 40 HRC ตามการยอมรับโดยทั่วไปของวัสดุดังกล่าว หาก นำมาใช้กับเครื่องจักรกล ตัวอย่างของเหล็กหล่อ 2 ชั้น ถูกนำมาอบอ่อนภายใต้เงื่อนไขต่างกัน การประเมิน

เฟสระหว่างกระบวนการ กระทำโดยภาพโครงสร้าง แบบออปติคัล (Optical) แบบSEM (Scanning Electron Microscope) แบบการวิเคราะห์ทางเอ็กซ์เรย์ (C-ray microanalysis) และการประเมินความแข็ง ผลลัพธ์ที่ได้แสดงให้เห็นว่า กระบวนการอบอ่อนที่มีต่อเหล็กหล่อสีขาวโครเมียมสูงนั้น ประกอบด้วยขั้นตอนของการเกิดโครงสร้างอสเทนไนท์ ที่ตามด้วยขอบเขตของเฟอร์ไรท์ จึงกล่าวได้ว่า วัสดุเหล็กหล่อสีขาวโครเมียมสูงนี้ มักถูกใช้งานในส่วนที่มีการสึกกร่อนค่อนข้างสูง โดยเฉพาะภายใต้เงื่อนไขการขัด ทั้งนี้วัสดุดังกล่าวมีไซไฟเพียงแต่ประกอบด้วยโครเมียมสูง 12 – 30% เท่านั้น แต่ยังคงประกอบด้วยรูปแบบของคาร์ไบด์อีกด้วย ซึ่งมีโมลิบดีนัมไม่เกิน 3.5% วะเนเดียม และทังสเตนมีผสมเพียงเล็กน้อย ส่วนนิกเกิลและทองแดงไม่เกิน 2% นอกจากนี้ ยังมีซิลิคอนที่น้อยกว่า 1% ส่วนผสมดังกล่าวยังสามารถที่จะทำให้เกิดฟิล์มโลหะสูงชั้น พร้อมทั้งมีความสามารถในการลดความแข็งได้อีกด้วย

โฮมมา มาซาว และ เมกูโร ฮิโรชิ (Homma, Masao; & Meguro, Hiroshi) จากสถาบันวิจัยฟิสิกส์ เคมี และโลหะ แห่งมหาวิทยาลัยโตโฮกุ ได้วิจัยเรื่อง การวิจัยที่มีต่อเหล็กหล่ออบเหนียวซิลิคอนสูงโดยการเพิ่มธาตุผสมบิสมาท อธิบายได้ว่า เหล็กหล่ออบเหนียวซิลิคอนสูงนี้ ผลิตขึ้นโดยการเพิ่มธาตุบิสมาท 0.05% ทำให้มีสมบัติทางกลที่ดีกว่า อีกทั้งช่วงของการอบอ่อนก็สั้นกว่าเหล็กหล่ออบเหนียวโดยทั่วไป การผสมบิสมาทในน้ำโลหะทำให้โลหะสามารถเย็นตัวได้เร็วภายใน 5 นาที

ลามาชเชฟสกี วี และ มาโคเวตสกี (Lamashevskii, V.; & Makovetskii) ได้ตีพิมพ์ผลงานวิจัยเรื่อง การเปลี่ยนแปลงและความแข็งแรงของเหล็กหล่ออบเหนียวในสภาวะที่มีความเค้นซับซ้อน ในวารสารความแข็งแรงของวัสดุ ของสปริงเกอร์ เล่มที่ 37 เลขที่ 5 กันยายน 2548 หน้า 489 – 498 (10) มีใจความสำคัญว่า การวิเคราะห์ข้อมูลของการทดลอง ต่อการเปลี่ยนรูปจำเพาะ หรือความเสียหายที่เกิดขึ้น อีกทั้งความแข็งแรงของเหล็กหล่ออบเหนียว ที่ได้รับภายหลังการทดสอบชิ้นงานรูปท่อกกลมเล็ก ภายใต้เงื่อนไขแรงกระทำปฏิกิริยา และความดันภายใน สิ่งที่ได้รับแสดงให้เห็นถึงการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างซึ่งมีผลมาจากสภาวะของความเค้นนั้นด้วย ผลสรุปจึงได้รับเกณฑ์ใหม่ในการอธิบายถึงสภาวะขอบเขตของจุดคราก และจุดแตกหัก

วารสารโลหะศาสตร์และการกระทำทางความร้อน สปริงเกอร์ นิวยอร์ค ฉบับที่ 27 เลขที่ 10 ตุลาคม 2528 เรื่อง กลไกการอบคืนคาร์บอนในการหล่อเหล็กหล่ออบเหนียว

เคอซิดโลสกี และ ราล์ฟ (Kurgzydowski; & Ralph) ท่านทั้งสองได้เรียบเรียงงานวิจัย ในรูปแบบของตำราโดยใช้ชื่อว่า การพรรณนาเชิงปริมาณโครงสร้างจุลภาคของวัสดุ นอกจากจะอธิบายวิธีการวิเคราะห์เชิงปริมาณของเกรนในโครงสร้างจุลภาคแล้ว ท่านยังได้เสนอวิธีการวิเคราะห์ความแข็งแรงที่จุดครากอีกด้วย

เดอฮอฟ และ ไรน์ (DeHoff; & Rhines) ได้เรียบเรียงตำราชื่อว่า จุลทรรศน์เชิงปริมาณ ผู้เรียบเรียงได้อธิบายถึงวิธีการจำแนกเกรนในโครงสร้างจุลภาค พร้อมทั้งวิธีการทางสถิติเพื่อวิเคราะห์เชิงปริมาณดังกล่าว

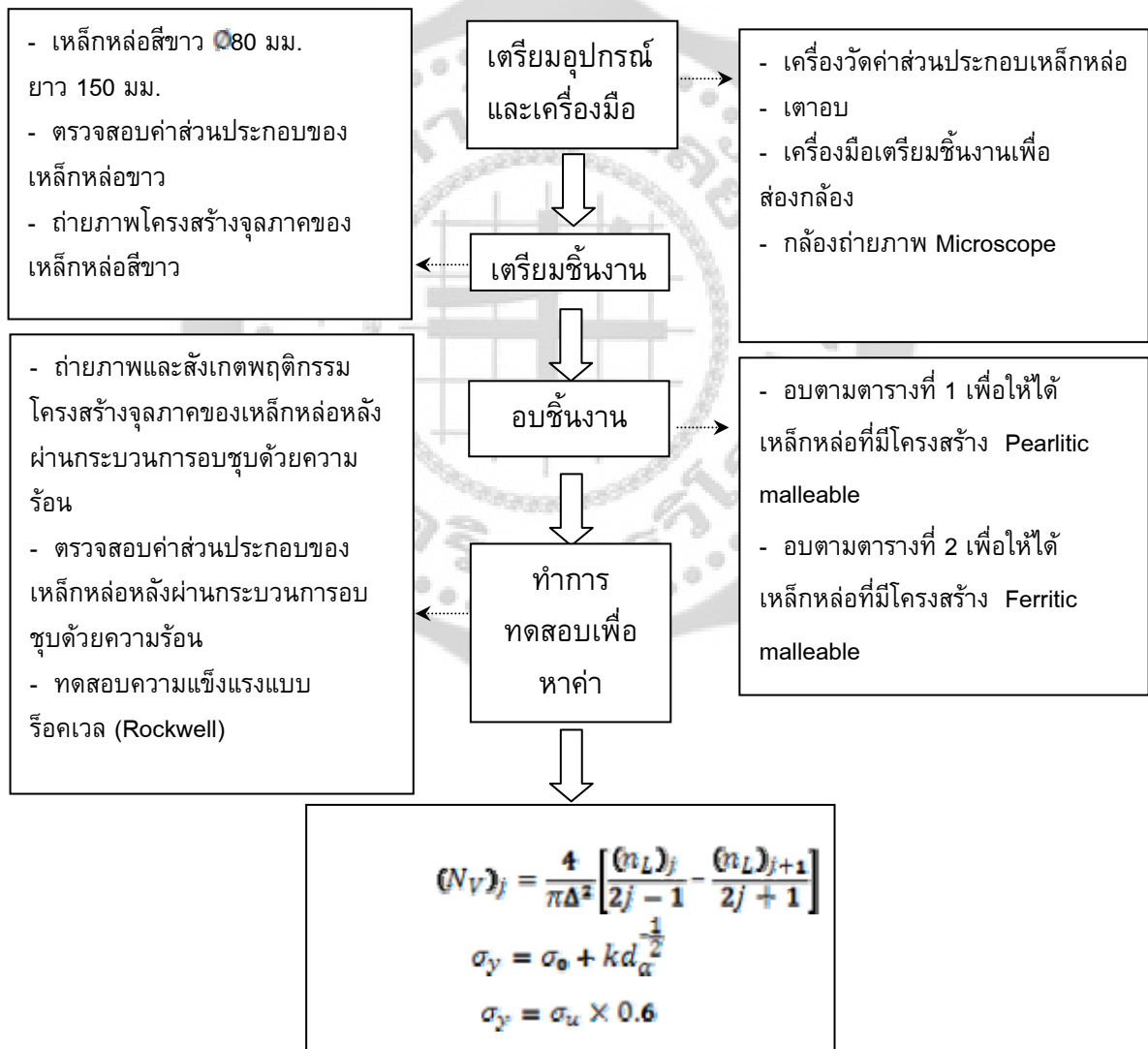
อัลดาซาบาล และ เซวิลลาโน (Aldazabal; & Sevillano, Gil) ได้ศึกษาพฤติกรรมความสัมพันธ์ของสมการฮอลล์-เพทซ์ ที่มีต่อความเค้นพลาสติกของวัสดุหลายผลึก โดยตีพิมพ์ในวารสารนานาชาติวัสดุศาสตร์และวิศวกรรม ฉบับที่ A365 ปี 2547

บทที่ 3

วิธีการดำเนินการวิจัย

ในงานวิจัยนี้ เป็นการทดลองโดยใช้เหล็กหล่อที่หล่อขึ้นมาโดยเฉพาะ ซึ่งเป็นเหล็กหล่อสีขาวเย็นตัวเร็ว แล้วนำไปอบในเตาอบที่มีอุณหภูมิ เวลา และการเย็นตัวที่ต่างกันออกไป เพื่อปรับปรุงโครงสร้างเพื่อให้ได้โครงสร้าง Pearlitic Malleable และโครงสร้าง Ferritic Malleable และทำการเปรียบเทียบความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลที่ได้ทั้งจากการคำนวณกับการทดลอง

1. ขั้นตอนการวิจัย



ภาพประกอบ 24 Flow Chart ขั้นตอนการวิจัย

2. อุปกรณ์ที่ใช้ในการวิจัย



ภาพประกอบ 25 เครื่องวัดส่วนประกอบวัสดุ
(Portable Optic Spectrometer : Spectro, Spectrotest TXCO2)



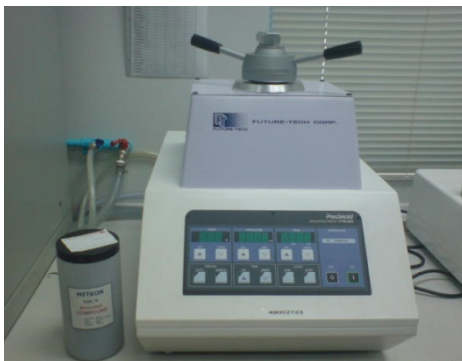
ภาพประกอบ 26 เตาอบเหล็กขนาดเล็ก Nabertherm N280E



(1)



(3)



(2)



(4)

ภาพประกอบ 27 เครื่องมือเตรียมชิ้นงาน

- (1) เครื่องตัดเหล็ก (Precision Cutting Machine : Future-Tech, FTC-70MS)
- (2) เครื่องเม้าท์ชิ้นงาน (Mounting Press : Future-Tech, FTM-32A)
- (3) เครื่องขัดผิวหน้า (Grinding & Polishing : Future-Tech, FTP-200D)
- (4) น้ำยาทำความสะอาด Alcohol



ภาพประกอบ 28 กล้องถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคเชื่อมต่อกอมพิวเตอร์เพื่อบันทึกไฟล์ภาพ
(Stereoscope zoom microscope : Nikon, C-PS)



ภาพประกอบ 29 เครื่องทดสอบความแข็ง (Microhardness Tester: Future-Tech FM-700e)

3. การเตรียมเหล็กหล่อสีขาว

หล่อเหล็กหล่อสีขาวให้มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 80 มม. ยาว 100 มม. และทำการเจียนแบ่งตามขวางให้มีความหนา 10 มม. จำนวน 2 ชิ้น



ภาพประกอบ 30 ชิ้นงานเหล็กหล่อสีขาวสำหรับการวิจัย

ชิ้นงานสำหรับการวิจัยนี้จะต้องมีส่วนประกอบที่เหมาะสม คือ

C ~ 2.00 - 2.65 %

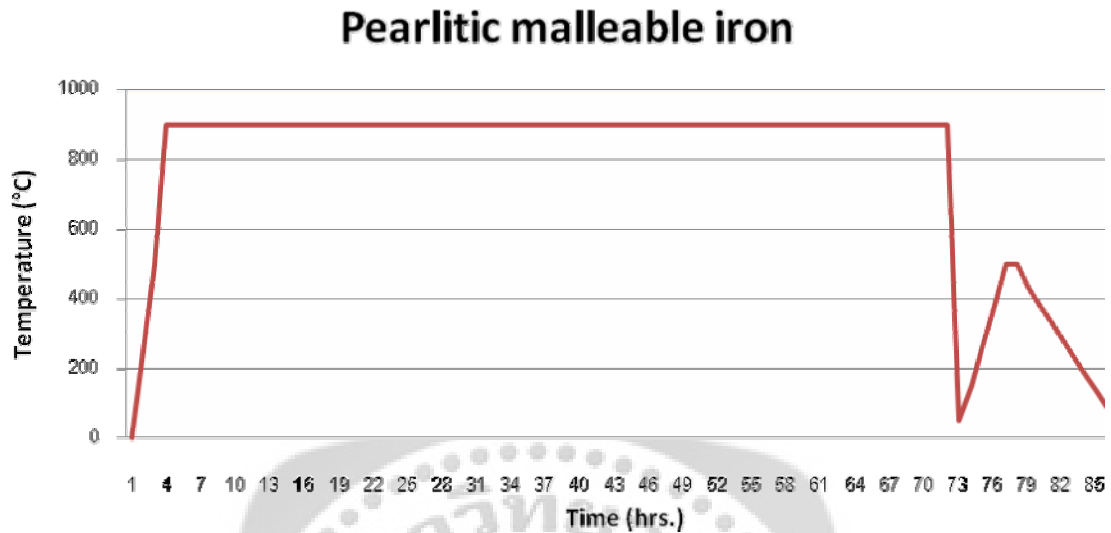
Si ~ 0.90 - 1.65 %

Mn ~ 0.25 - 0.55 %

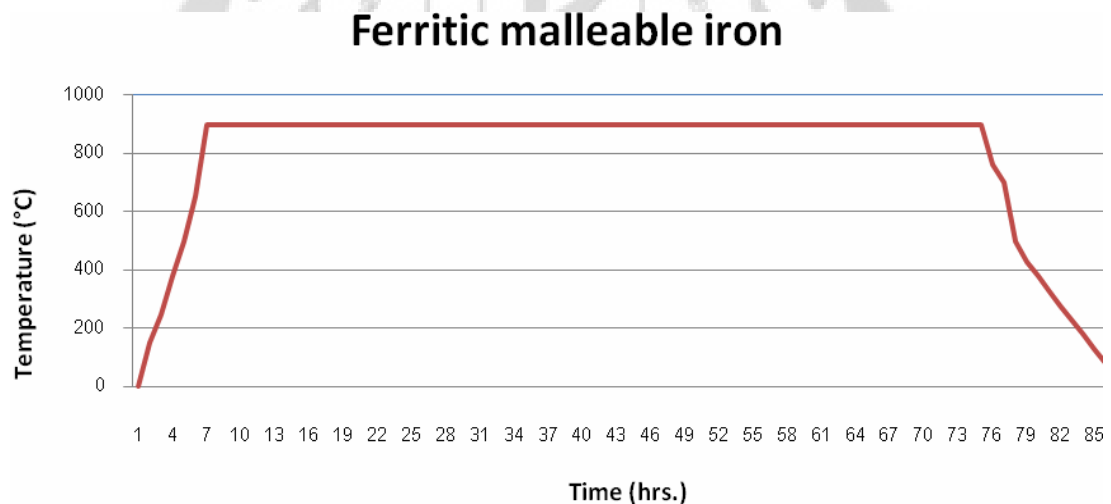
S & P ~ 0.18 % max

B & Bi ~ 0.01 % max

4. การอบชิ้นงาน



ภาพประกอบ 31 ไดอะแกรมที่ 1 การอบเหล็กหล่อสีขาวเพื่อให้โครงสร้างเปลี่ยนเป็น Pearlitic malleable iron



ภาพประกอบ 32 ไดอะแกรมที่ 2 การอบเหล็กหล่อสีขาวเพื่อให้โครงสร้างกลายเป็น Ferritic malleable iron

4.1 อบเหล็กหล่อสีขาวชั้นที่ 1 ตามไดอะแกรมที่ 1 โดยปฏิบัติตามขั้นตอนในการอบ ดังนี้

4.1.1 นำชิ้นงานเข้าเตาอบที่มีอุณหภูมิ 900°C และอบไว้นาน 72 ชั่วโมง

4.1.2 นำออกจากเตาอบ และจุ่มน้ำทันที (Water quench) ให้ชิ้นงานมีอุณหภูมิลดลง

จนถึง 50°C

4.1.3 นำเข้าเตาอบที่มีอุณหภูมิ 500°C และอบไว้นาน 2 ชั่วโมง

- 4.1.4 นำออกจากเตาอบและปล่อยให้เย็นลงที่อุณหภูมิห้อง (Slow air cooled)
- 4.2 อบเหล็กหล่อสีขาวขั้นที่ 2 ตามไดอะแกรมที่ 2 โดยปฏิบัติตามขั้นตอนในการอบ ดังนี้
- 4.2.1 นำชิ้นงานเข้าเตาอบที่มีอุณหภูมิ 900°C และอบไว้ 72 ชั่วโมง
- 4.2.2 นำออกจากเตาอบ และเป่าลม (Fast air cooled) ให้อุณหภูมิชิ้นงานลดลงเหลือ 760°C
- 4.2.3 นำเข้าเตาอบที่มีอุณหภูมิ 760°C และปล่อยให้เย็นในเตาอบ (Furnace cooled) จนได้อุณหภูมิ 700°C
- 4.2.4 นำออกจากเตาอบและปล่อยให้เย็นลงที่อุณหภูมิห้อง

5. การทดสอบชิ้นงานหลังผ่านกระบวนการอบชุบด้วยความร้อน

5.1 การทดสอบหาค่าส่วนประกอบของชิ้นงาน

ตรวจสอบค่าส่วนประกอบของเหล็กหล่อสีขาวหลังจากผ่านกระบวนการอบชุบด้วยความร้อน โดยใช้เครื่อง Spectro และทำการบันทึกไว้ในคอมพิวเตอร์ แต่ก่อนที่จะทำการทดสอบค่าส่วนประกอบได้นั้น จะต้องทำการสอบเทียบกับชิ้นงานที่ได้มาตรฐานก่อนเพื่อความแม่นยำของผลทดลองดังภาพประกอบ 30



ภาพประกอบ 33 การสอบเทียบกับชิ้นงานมาตรฐานก่อนทดสอบกับชิ้นงานวิจัย

ผิวของชิ้นงานวิจัยหลังผ่านการอบชุบด้วยความร้อนนั้น มีความขรุขระและแตกบางส่วน จึงต้องทำการเจียรแต่งผิวหน้าให้เรียบก่อนที่จะนำไปทดสอบหาค่าส่วนประกอบ โดยใช้แปรงทองเหลือง และใช้เครื่อง Grinding & Polishing : Future-Tech, FTP-200D ในการขัดละเอียดอีกครั้งหนึ่ง

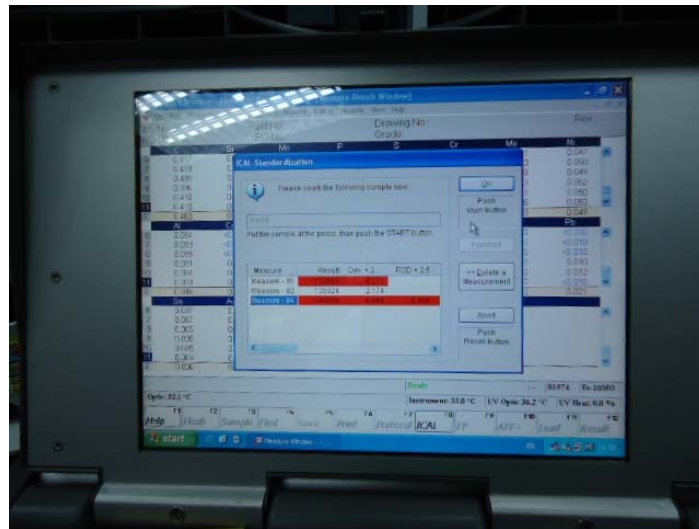


ภาพประกอบ 34 คอมพิวเตอร์เชื่อมต่อกับเครื่อง Spectrotest TXCO2 และอุปกรณ์สำหรับเตรียมผิว

เมื่อเตรียมผิวชิ้นงานให้เรียบร้อยแล้ว จึงนำมาวางบนหัวยิงชิ้นงานของเครื่อง Spectrotest TXCO2 ดังภาพที่ 32 และทำการบันทึกค่าที่ได้ดังภาพประกอบ 35



ภาพประกอบ 35 การนำชิ้นงานวางบนหัวยิง Spectro เพื่อตรวจสอบค่าส่วนประกอบ



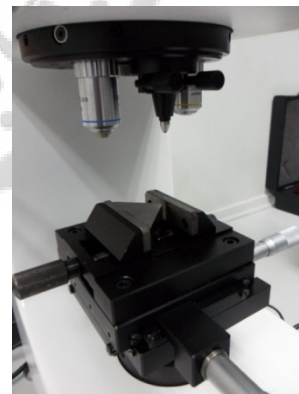
ภาพประกอบ 36 ผลค่าส่วนประกอบของเหล็กแสดงที่หน้าจอคอมพิวเตอร์

5.2 การทดสอบความแข็งของชิ้นงาน

ตรวจสอบค่าความแข็งของเหล็กหล่อสีขาว หลังจากผ่านกระบวนการอบชุบด้วยความร้อน โดยใช้ เครื่องทดสอบความแข็ง Microhardness Tester: Future-Tech FM-700e และทำการบันทึกค่าไว้ แต่ก่อนที่จะทำการทดสอบค่าส่วนประกอบได้นั้น จะต้องทำการสอบเทียบกับชิ้นงานที่ได้มาตรฐานก่อน เพื่อความแม่นยำของผลทดลองดังภาพประกอบ 36



(ก)



(ข)

ภาพประกอบ 37 (ก) ชิ้นงานมาตรฐานสำหรับการสอบเทียบเครื่องมือวัด (ข) การตรวจสอบค่าความแข็งของชิ้นงาน

5.3 การถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน

ถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคตรวจสอบค่าความแข็งของเหล็กหล่อสีขาวหลังจากผ่านกระบวนการอบชุบด้วยความร้อน โดยแบ่งชิ้นงานเพื่อนำไปขึ้นรูปโดยใช้เครื่องเม้าท์ชิ้นงาน (Mounting Press : Future-Tech, FTM-32A) ให้ได้ชิ้นงานดังภาพประกอบ 37 แล้วจึงนำไปถ่ายภาพโครงสร้างโดยใช้กล้องถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคเชื่อมต่อกอมพิวเตอร์เพื่อบันทึกไฟล์ภาพ (Stereoscope zoom microscope : Nikon, C-PS) และทำการบันทึกในคอมพิวเตอร์ ดังภาพประกอบ 38



ภาพประกอบ 38 ชิ้นงานหลังจากทำการ Mounting พร้อมเพื่อทำการถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาค



ภาพประกอบ 39 การวางชิ้นงานบนถาดรองชิ้นงานเพื่อถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาค

บทที่ 4

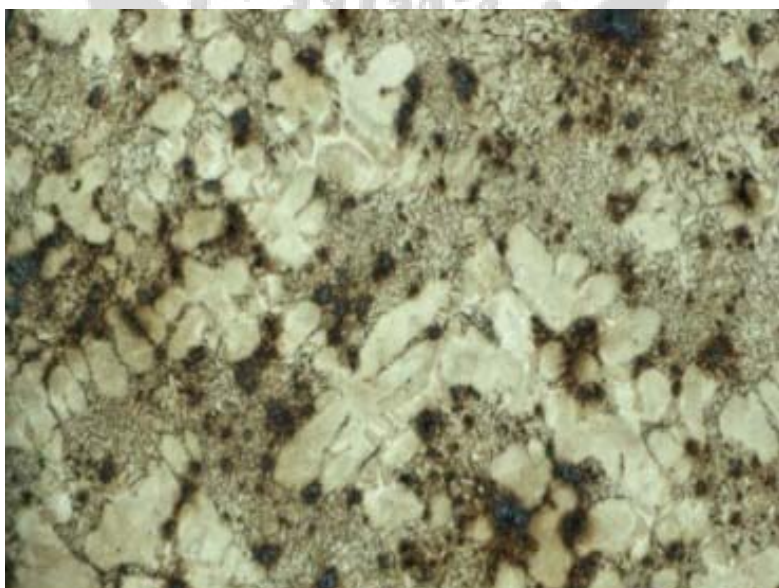
ผลการวิจัย

1. ผลการตรวจสอบส่วนประกอบ และภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อสีขาว และเหล็กหล่ออบเหนียว

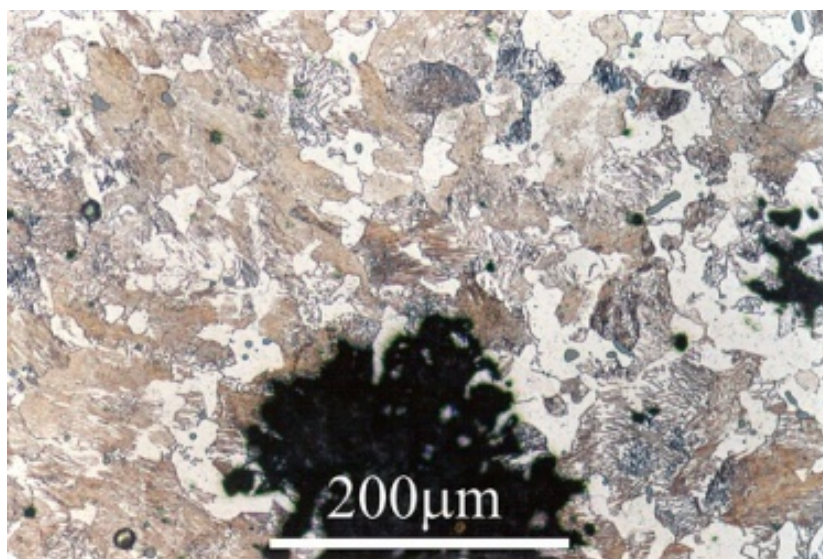
การทำให้อ่อนและเหนียวด้วยการอบชุบด้วยความร้อนก็คือ การสลายโครงสร้างทั้งหลายที่รวมตัวอยู่กับคาร์บอนในเหล็กหล่อสีขาวให้เป็นโครงสร้างเป็น Pearlitic Malleable และ Ferritic Malleable ดังนั้นค่าส่วนประกอบต่างๆ ของเหล็กหล่อสีขาวและเหล็กหล่ออบเหนียวเป็น ดังนี้

ตาราง 1 ค่าส่วนประกอบต่างๆ ของเหล็กหล่อสีขาวและเหล็กหล่ออบเหนียว Pearlitic Malleable และ Ferritic Malleable

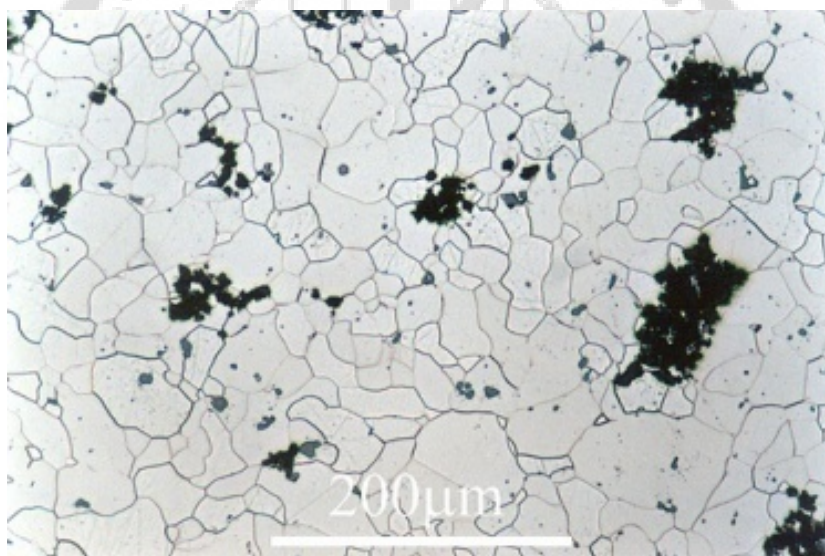
Element	White cast iron (%)	Pearlitic Malleable (%)	Ferritic Malleable (%)
C	2.24	2.65	2.42
Si	1.05	1.56	1.34
Mn	0.26	0.87	0.58
P	0.112	0.05	0.02
S	0.115	0.24	0.16



ภาพประกอบ 40 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค 200 เท่าของเหล็กหล่อสีขาว



ภาพประกอบ 41 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค 200 เท่าของเหล็กหล่ออบเหนียวขาว



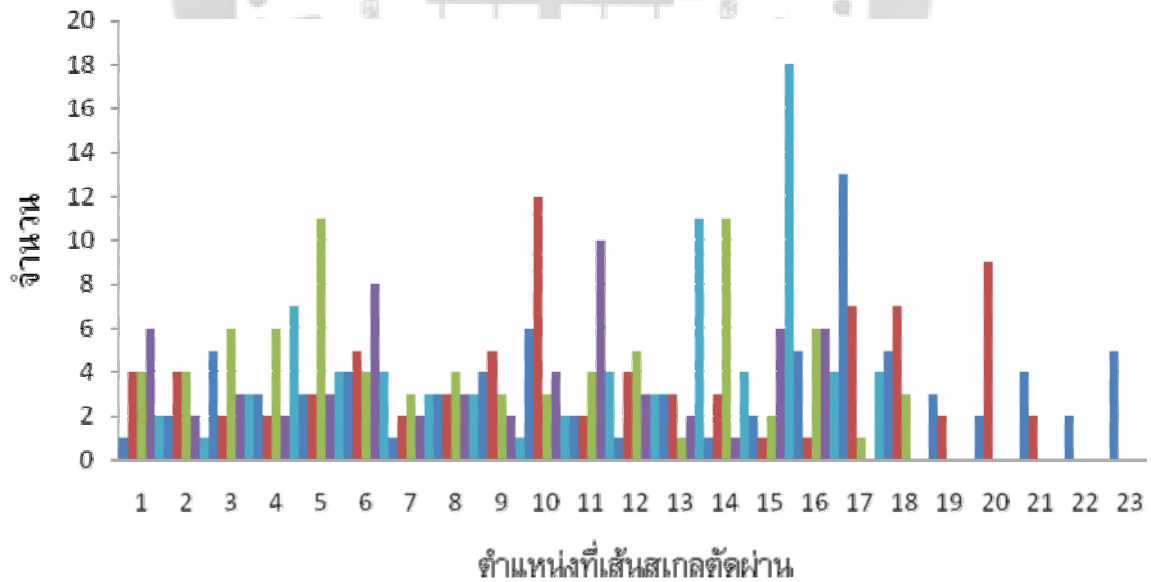
ภาพประกอบ 42 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค 200 เท่าของเหล็กหล่ออบเหนียวดำ

2. ค่าความเค้นจำนวนจากการคำนวณจากความสัมพันธ์ ฮอลล์-เพตช์ (Hall-Petch) และการทดสอบโดยวิธีรีคเวลล์ (Rockwell)

จากการใช้วิธีการของสเปคเตอร์ Spektor's method ในการนับจำนวนของคอร์ดโดยสเกลในการแบ่งนั้น จะใช้ความยาวที่ยาวที่สุดของเฟอร์ไรท์เกรน และนับจำนวนเกรนเฟอร์ไรท์ที่เส้นตัดผ่าน (สามารถดูการแบ่งสเกล จากภาพประกอบ 42 และภาพประกอบ 43 ในภาคผนวก ก.) ดังนี้

ตาราง 2 การวัดขนาดเกรนในแนวตั้งของเฟอร์ไรท์เกรน

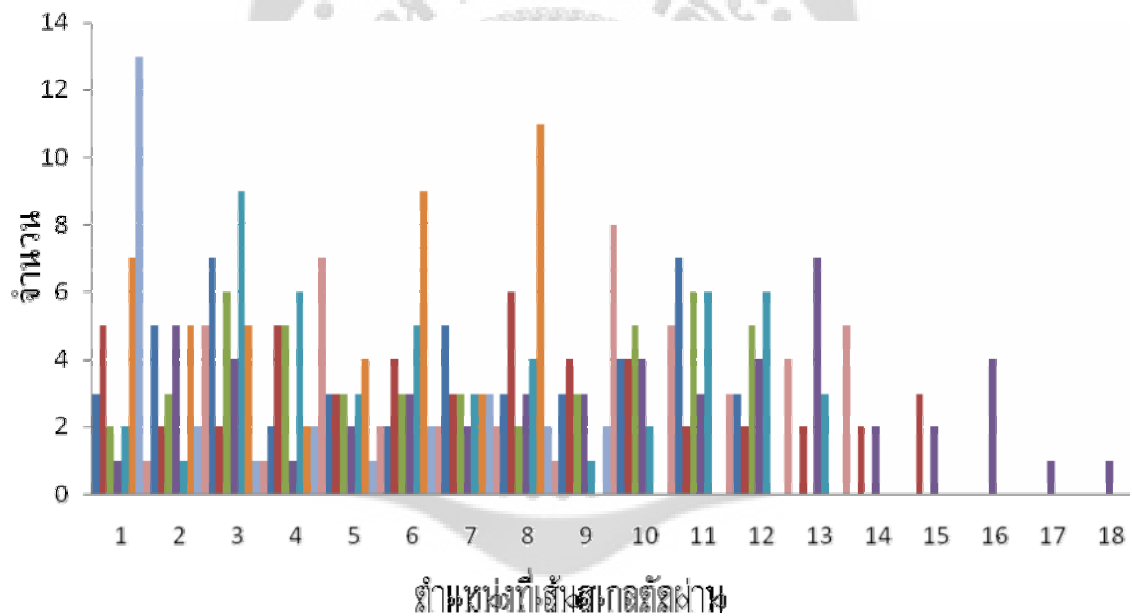
แถวที่	จำนวนเกรนที่เส้นสเกลตัดผ่านในแนวตั้ง																						
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23
1	1	2	5	3	3	4	1	3	4	6	2	1	3	1	2	5	13	5	3	2	4	2	5
2	4	4	2	2	3	5	2	3	5	12	2	4	3	3	1	1	7	7	2	9	2		
3	4	4	6	6	11	4	3	4	3	3	4	5	1	11	2	6	1	3					
4	6	2	3	2	3	8	2	3	2	4	10	3	2	1	6	6							
5	2	1	3	7	4	4	3	3	1	2	4	3	11	4	18	4	4						



ภาพประกอบ 43 กราฟแสดงจำนวนเฟอร์ไรท์เกรนที่นับได้ในแต่ละแถวในแนวตั้ง

ตาราง 3 การวัดขนาดเกรนในแนวนอนของเฟอร์ไรท์เกรน

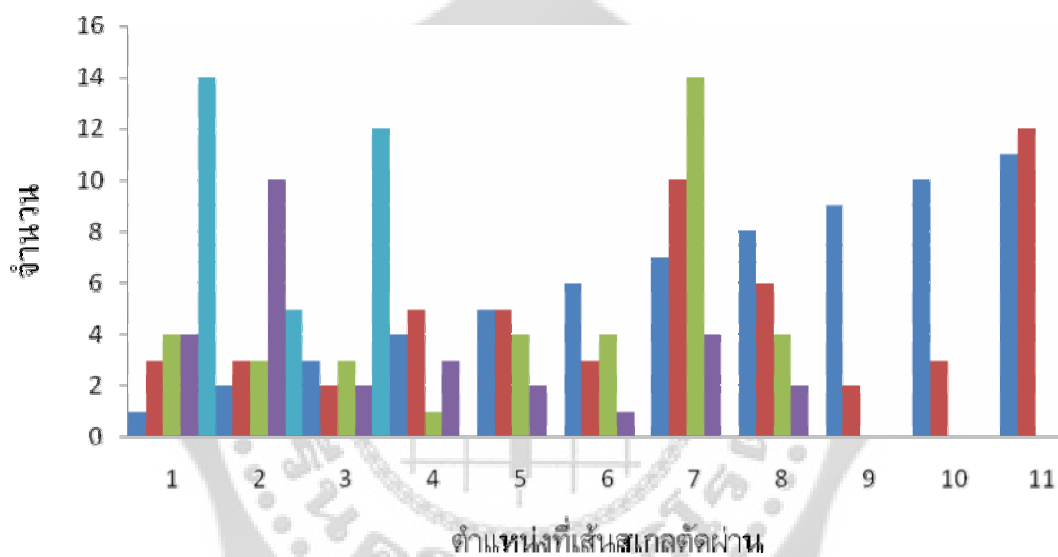
แถวที่	จำนวนเกรนที่เส้นสเกลตัดผ่านในแนวนอน																	
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
1	3	5	7	2	3	2	5	3	3	4	7	3						
2	5	2	2	5	3	4	3	6	4	4	2	2	2	2	3			
3	2	3	6	5	3	3	3	2	3	5	6	5						
4	1	5	4	1	2	3	2	3	3	4	3	4	7	2	2	4	1	1
5	2	1	9	6	3	5	3	4	1	2	6	6	3					
6	7	5	5	2	4	9	3	11										
7	13	2	1	2	1	2	3	2	2									
8	1	5	1	7	2	2	2	1	8	5	3	4	5					



ภาพประกอบ 44 จำนวนเฟอร์ไรท์เกรนที่นับได้ในแต่ละแถวในแนวนอน

ตาราง 4 การวัดขนาดเกรนในแนวตั้งของฟิลล์ไลท์เกรน

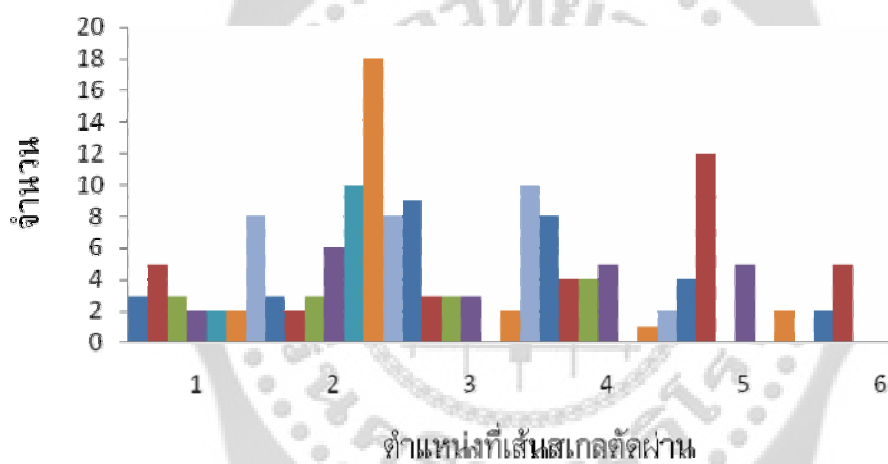
แถวที่	จำนวนเกรนที่เส้นสเกลตัดผ่านในแนวตั้ง										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
1	3	3	2	5	5	3	10	6	2	3	12
2	4	3	3	1	4	4	14	4			
3	4	10	2	3	2	1	4	2			
4	14	5	12								



ภาพประกอบ 45 จำนวนฟิลล์ไลท์เกรนที่นับได้ในแต่ละแถวในแนวตั้ง

ตาราง 5 การวัดขนาดเกรนในแนวนอนของฟิล์มไลท์เกรน

แถวที่	จำนวนเกรนที่เส้นสเกลตัดผ่านในแนวนอน					
	1	2	3	4	5	6
1	3	3	9	8	4	2
2	5	2	3	4	12	5
3	3	3	3	4		
4	2	6	3	5	5	
5	2	10				
6	2	18	2	1	2	
7	8	8	10	2		



ภาพประกอบ 46 จำนวนฟิล์มไลท์เกรนที่นับได้ในแต่ละแถวในแนวนอน

ตาราง 6 ผลการวัดขนาดและนับจำนวนเฟอร์ไรท์เกรน

Item	Range of chord lengths, μm	Number of chords per mm. Unit $(N_L)_j$	Diameter of grains, μm . $[(D)_j]$	Number of grain per mm^3 , Unit $(N_V)_j$	Evaluated mean grain size, μm , $D_G = D_j \times (N_V)_j$
1	0 - 2	66	2	133.63×10^5	0.026726
2	2 - 4	73	4	16.03×10^5	0.064120
3	4 - 5	21	5	0.60×10^5	0.003000
4	5 - 7	21	7	0.60×10^5	0.004200
5	7 - 9	5	8	0.016×10^5	0.000144
6	9 - 11	5	11	0.024×10^5	0.000264
7	11 - 13	3	13	0.017×10^5	0.000221
8	13 - 14	0	14	0	0
9	14 - 16	0	16	0.00263×10^5	0.0000421
10	16 - 18	1	18	0.00210×10^5	0.0000378
Total	0 - 18	195	2 - 18	151×10^5	0.0022480

ตาราง 7 ผลการวัดขนาดและนับจำนวนเฟลล์ไลท์เกรน

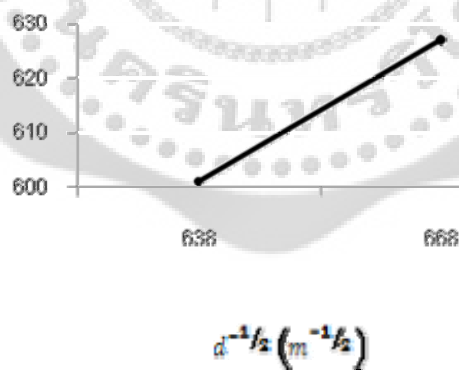
Item	Range of chord lengths, μm	Number of chords per mm. Unit $(N_L)_j$	Diameter of grains, μm . $[(D)_j]$	Number of grain per mm^3 , Unit $(N_V)_j$	Evaluated mean grain size, μm , $D_G = D_j \times (N_V)_j$
1	0 - 2	16	2	26.54×10^5	0.05308
2	2 - 4	23	4	6.635×10^5	0.02654
3	4 - 6	9	6	0.640×10^5	0.0038364
4	6 - 7	0	7	-0.115×10^5	-0.0008079
5	7 - 9	4	9	0.013×10^5	0.0001143
6	9 - 11	4	11	0.014×10^5	0.0001538
7	11 - 13	3	13	0.007×10^5	0.0000954
8	13 - 14	2	14	0.009×10^5	0.0001213
9	14 - 16	0	16	-0.003×10^5	-0.0000419
10	16 - 20	1	20	0.0016×10^5	0.0000335
Total	0 - 20	62	2-20	34×10^5	0.0024636

จากตาราง 6 และตาราง 7 คือ ผลการวัดขนาดและนับจำนวนเกรน (สามารถดูตัวอย่างการคำนวณได้จากภาคผนวก ค.) โดยแบ่งเป็นช่วงซึ่งได้จากการวัดขนาดเกรนที่มีขนาดยาวที่สุดในพื้นที่ทั้งหมดของรูปถ่ายโครงสร้างจุลภาค และทำการวัดขนาดในแต่ละช่วง มีทั้งหมด 10 ช่วงทำให้ทราบจำนวนเฉลี่ยของคอร์ด ขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางเฉลี่ยของเกรน จำนวนเฉลี่ยของเกรน และสามารถประเมินขนาดของเกรนมีค่าเท่ากับ $0.00246 \mu\text{m}$

ตาราง 8 ขนาดเกรนและความเค้นจำนวนของเกรนเฟอร์ไรท์และเกรนเพิลไลต์ของเหล็กหล่ออบเหนียว

Item	Iron	Range of chord lengths, μm	Number of chords per mm. Unit	Diameter of grains, μm	Number of grain per mm^3	Evaluated mean grain size, μm	Calculated Yield stress MPa	Tested Yield stress MPa
				d_j	$(n_V)_j$	d_α	$\sigma_y = \sigma_0 + kd_\alpha^{-1/2}$	$\sigma_y = \sigma_u \times 0.6$
			$(n_L)_j$					
1	Pearlitic Malleable	0 – 20	62	2 - 20	34×10^5	2.46	601	544
2	Ferritic Malleable	0 – 18	195	2 - 18	151×10^5	2.24	627	567

จากตาราง 8 เป็นการแสดงความยาวของคอร์ด จำนวนคอร์ดต่อความยาวมิลลิเมตร ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของเกรน จำนวนคอร์ดต่อลูกบาศก์มิลลิเมตร ขนาดเฉลี่ยของเกรน ค่าความเค้นจำนวนจากความสัมพันธ์ ฮอลล์-เพทช์ (Hall – Petch) ค่าความเค้นที่ได้จากการทดสอบความแข็ง (สามารถดูตัวอย่างการคำนวณได้จากตาราง 12 ในภาคผนวก ข.)



ภาพประกอบ 47 ผลกระทบของเกรนเฟอร์ไรท์และเพิลไลต์ที่มีต่อความเค้นจำนวนของเหล็กหล่ออบเหนียว

ตาราง 9 ค่าความแข็งของเหล็กหล่ออบเหนียว

ครั้งที่ ชนิด	ครั้งที่										เฉลี่ย (HRC)
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
Pearlitic Malleable	27.9	27.8	27.8	27.7	28.1	27.7	27.8	27.6	28.2	28.4	27.9
Ferritic Malleable	29.5	29.6	29.7	29.4	30.0	29.8	29.5	29.8	29.8	30.0	29.7

3. ขนาดเกรนเมื่อเทียบกับ International Standard (ISO643)

เพื่อให้การวิจัยเป็นไปตามมาตรฐานของเหล็กหล่ออบเหนียวและเป็นการพิสูจน์ว่าขนาดของเฟอร์ไรท์เกรน และเฟลไลท์เกรนของเหล็กหล่ออบเหนียวที่ได้จากการนำเหล็กหล่อสีขาวนำมาผ่านกระบวนการอบชุบด้วยความร้อนในช่วงระยะเวลาและอุณหภูมิที่เหมาะสมและสามารถนำไปใช้งานได้จริงหรือไม่ โดยนำค่าที่ได้จากวิธีการของสเปคเตอร์และ และทฤษฎีความสัมพันธ์ของ ฮอลเพทซ์ ทำการเปรียบเทียบกับขนาดเกรนตามมาตรฐาน (สามารถดูตัวอย่างการคำนวณได้จากภาคผนวก ค.) ดังนี้

ตาราง 10 ขนาดเกรนจาก Spektor's method ประเมินเทียบกับ International Standard (ISO643)

Item	iron	Evaluated mean grain size, μm , \bar{d}_G	Estimated grain size (Indices), G	Mean diameter of grain, μm , \bar{d}	Mean intersected segment, μm , l
1	Pearlitic Malleable	2.46	14.4	2.5	2.2
2	Ferritic Malleable	2.24	14.7	2.2	1.9

บทที่ 5

สรุปผล และข้อเสนอแนะ

1. สรุปผลการวิจัย

1. โครงสร้างพื้นฐานเปลี่ยนไปเป็นเฟอร์ไรต์ เนื่องจาก ซีเมนไตท์จะแยกตัวออกเป็นเหล็ก ออสเตนไนท์กับกราไฟต์ กราไฟต์ที่เกิดขึ้นจะกระจุกกระจายทั่วไปเมื่ออุณหภูมิลดลง
 2. ออสเตนไนท์จะเปลี่ยนเป็นเฟอร์ไรต์ ส่วนคาร์บอนที่อยู่ในรูปกราไฟต์ก็จะจับกลุ่มกันและ กระจายทั่วไป ทำให้เหล็กมีสมบัติเป็นเหล็กหล่อเหนียว (Malleable Cast iron)
 3. ค่าความเค้นจำนวนที่ได้จากการทดสอบความแข็งมีค่าเท่ากับ 544 MPa และค่าความเค้น จำนวนที่ได้จากการใช้ทฤษฎีความสัมพันธ์ของ ฮอลล์-เพทช์ (Hall-Petch) และ สเปคเตอร์ (Spektor's Method) มีค่าเท่ากับ 601 MPa ซึ่งเห็นว่ามีค่าใกล้เคียงกัน
 4. ขนาดของเกรนที่ได้จากการวัดขนาดโดยใช้วิธีสเปคเตอร์ (Spektor's Method) โดยขนาด เฉลี่ยของเฟลไลท์เกรนมีค่าเท่ากับ 2.46 μm และเฟอร์ไรท์เกรนมีขนาดเฉลี่ยมีค่าเท่ากับ 2.24 μm ซึ่ง เมื่อนำมาเทียบกับมาตรฐานเหล็กหล่อเหนียว ISO643 นั้นขนาดเฟลไลท์เกรนมีค่าเท่ากับ 2.5 μm และขนาดเฟอร์ไรท์เกรนมีค่าเท่ากับ 2.2 μm ซึ่งจะเห็นว่า ค่าเปรียบเทียบของเฟลไลท์มีค่าใกล้เคียงกัน ถึง 98.4 % และค่าเปรียบเทียบของเฟอร์ไรท์เกรน 98.2 %
 5. จำนวนของเฟลไลท์เกรนต่อลูกบาศก์มิลลิเมตรมีค่าเท่ากับ 34×10^5 ซึ่งน้อยกว่าเฟอร์ไรท์ เกรนมีค่าเท่ากับ 151×10^5 ต่อพื้นที่ลูกบาศก์มิลลิเมตร จึงเห็นได้ว่า เหล็กหล่อเหนียวเฟลไลท์ มี ความแข็งแรงมากกว่า
 6. ความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลคือ ถ้าขนาดเกรนยิ่งเล็ก ความแข็งแรง ก็จะมากตามไปด้วย
- ทฤษฎี สมมุติฐาน และกรอบแนวความคิดของโครงการวิจัยนี้สามารถนำไปใช้ในการปรับปรุง สมบัติของเหล็กหล่อขาวให้เป็นเหล็กหล่อเหนียวได้จริง

2. ข้อเสนอแนะ

2.1 ข้อเสนอแนะทั่วไป

2.1.1 ในการวิจัยครั้งนี้เป็นการวิจัยทางด้านการปรับปรุงสมบัติของเหล็กหล่อสีขาวด้วยความร้อนโดยใช้เตาอบ ซึ่งในการวิจัยครั้งนี้เตาที่ใช้ในการอบนั้นเป็นเตาอบรุ่นเก่า ซึ่งมีผลทางด้านความเร็วในการให้ความร้อน จึงใช้เวลานานประมาณ 4 ชั่วโมง ในการทำให้เตามีอุณหภูมิ 900°C

2.1.2 กระแสไฟฟ้าที่สถานประกอบการนั้น จำเป็นต้องเสถียรเป็นอย่างมาก เนื่องจากเตาอบนั้นใช้กระแสไฟค่อนข้างมาก หากกระแสไฟฟ้าไม่เสถียร อาจทำให้ความร้อนของเตาอบไม่คงที่ ซึ่งมีผลกับการปรับปรุงสมบัติของเหล็กหล่อสีขาวเป็นอย่างมาก

2.1.3 ชิ้นงานในการวิจัยควรมีตั้งแต่ 10 ชิ้นขึ้นไปเพื่อเพียงพอสำหรับการเปรียบเทียบผลการวิจัย

2.1.4 ชิ้นงานในการวิจัยนี้มีความหนาเพียง 10 มิลลิเมตรเท่านั้น จึงทำให้ความร้อนจากการอบนั้น มีการปรับปรุงโครงสร้างได้ดี หากมีความหนามากกว่านี้ อาจทำให้ประสิทธิภาพในการปรับปรุงโครงสร้างลดลง

2.1.5 เตรียมชิ้นงานให้มีความยาวให้เหมาะสมกับทำการทดสอบแรงดึงโดยให้มีความยาวมากกว่า 150 มิลลิเมตร

2.2 ข้อเสนอแนะในการทำวิจัยครั้งต่อไป

2.2.1 ปรับปรุงสมบัติเหล็กหล่อสีขาวโดยใช้บริการจากสถาบันวิจัยเหล็ก เนื่องจากมีเครื่องมือต่างๆ และเตาอบที่ทันสมัยและมีประสิทธิภาพในการทำวิจัย

2.2.2 ใช้เหล็กหล่ออบเหนียวที่ได้จากการปรับปรุงเหล็กหล่อสีขาวด้วยการอบชุบด้วยความร้อน นำมาสร้างชิ้นงานที่สามารถนำไปใช้งานได้จริง



บรรณานุกรม

- Angus, Harold I. (n.d.). *Physical and Engineering Properties of Cast iron*. London: Butterworth.
- Ganwarich, Pluphrach. (2003 – 2005). Effect of Vanadium Additions on Yield Stress of Low Carbon Microalloyed Cast Steel. *Science Journal of Srinakharinwirot University*. Special Edition.
- Gulyaev, A. (1980). *Physical Metallurgy Vol.1*. Moscow: Mir Publisher.
- Helzner, D.W.; & Rypien, D.V. (1994). *Quantitative Metallographic and Ultrasonic Grain Size Measurement in Iron Alloy*. Editorws Conf. Proc. of Quantitative Microscopy and Image Analysis. Ohio: ASM International Materials Park Ohio.
- Herman, J.C.; Konnay, B.; & Leroy, V. *ISIJ Inter.* 32: 779.
- Honeycombe, R.W.K.; & Bhadeshia, H.K. D.H. (1995). *Steel Microstructure and Properties*. London: Edward Arnold.
- Kurzydowski, K.J.; & Ralph, B. (1995). *The Quantitative Description of the Micro-structure of Materials*. CRC Press.
- Manus Satilachinda. (2000). *Cast Iron*. Bangkok: The Engineering Institute of Thailand Under H.M. The King's Patronage. pp. 1 – 4, 63 – 67.
- . (2000). *Iron and Steel Heat-Treatment Engineer*. Bangkok: The Engineering Institute of Thailand under H.M. The King's Patronage.
- Pickering, F.B. (1978). *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. Applied Science Publishers.
- . (1991). *Materials Science and Technology*. 7th ed. By Cahn, R.W.; Haasen, P.; & Krammer, J. VCH.
- Rhines, F.N.; & DeHoff, R.T. F.N. (1968). *Quantitative Microscopy*. New York: McGraw Hill.
- Voigt, R.C.; & Svoboda, J.M. (1989, March 19-23). Development and Application of HSLA Cast Steels. Eight International Conferences on Offshore Mechanics and Arctic Engineer. *The Hague*. pp. 353 – 359.
- William, D.; & Callister, Jr. (2003). *Materials Science and Engineering*. An Introduction, 6th.
- Yu, M. Lakhtin. (1977). *Engineering Physical Metallurgy and Heat Treatment*. Moscow: Mir Publishers.

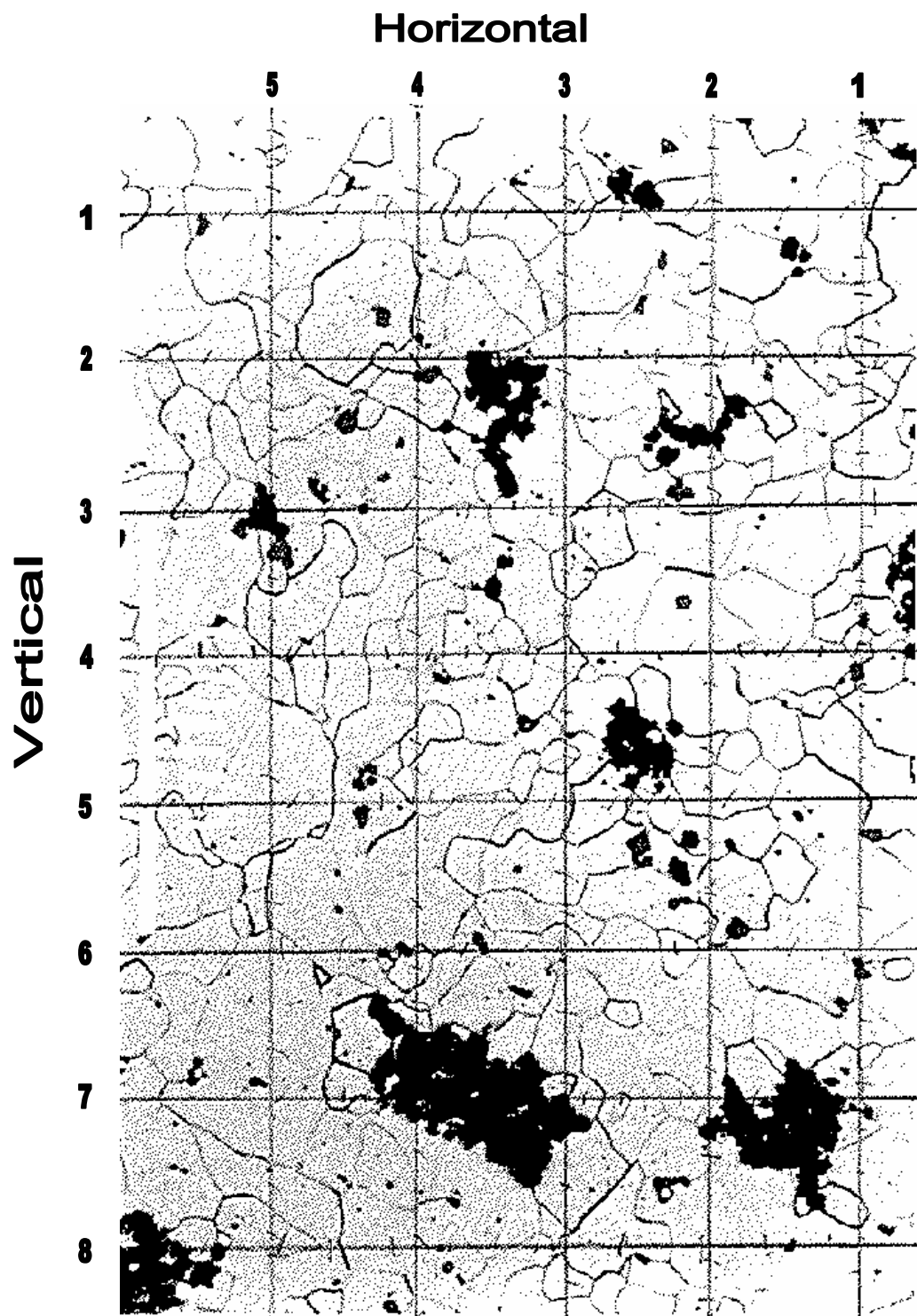




ภาคผนวก ก.

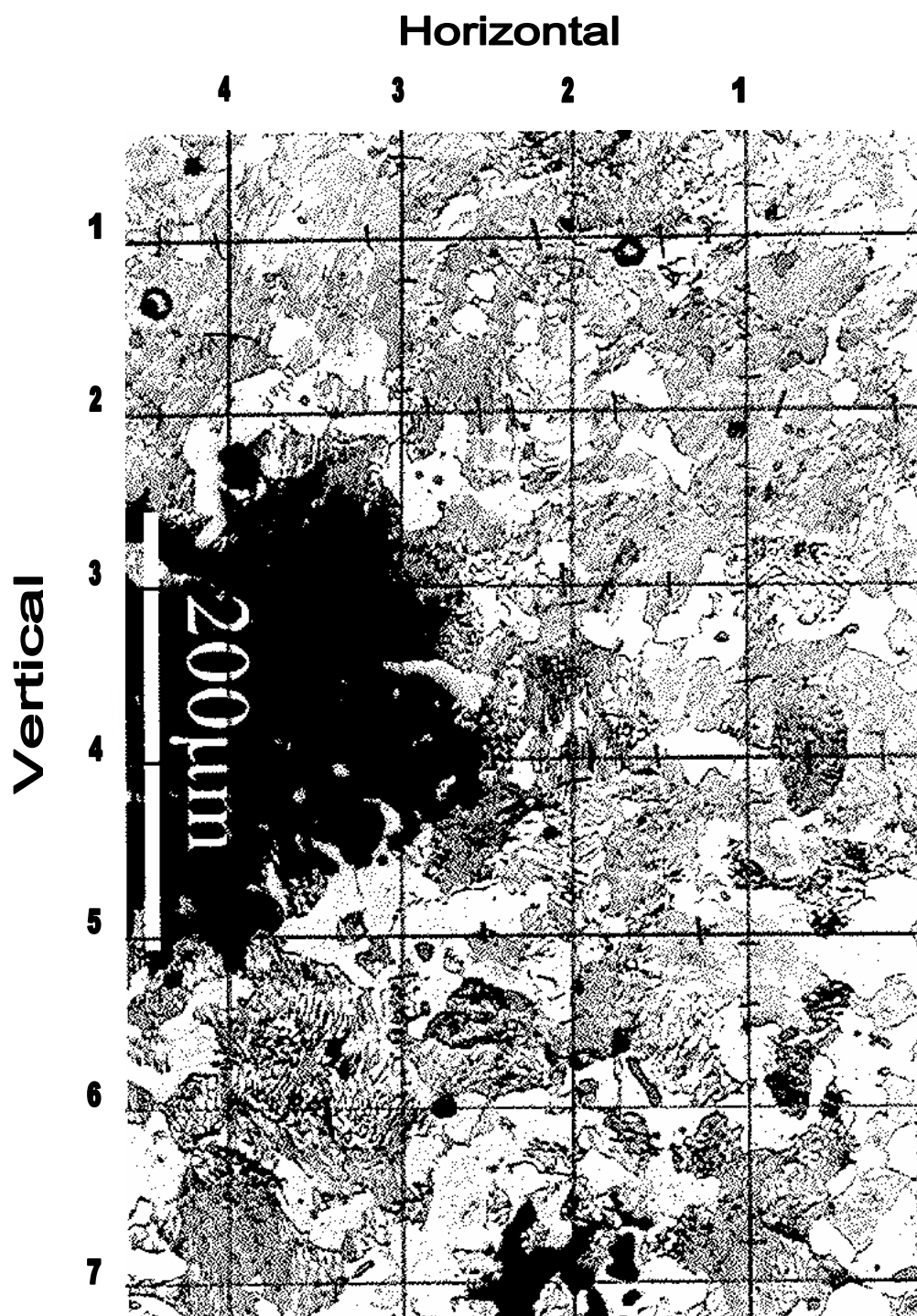
ภาพการแบ่งสเกลการนับจำนวนและวัดขนาดเกรน

การแบ่งสเกลการนับจำนวนและวัดขนาดของเฟอร์ไรท์เกรน



ภาพประกอบ 48 การแบ่งสเกลการวัดขนาดเฟอร์ไรท์เกรน

การแบ่งสเกลการนับจำนวนและวัดขนาดของฟิลไลต์เกรน



ภาพประกอบ 49 การแบ่งสเกลการวัดขนาดฟิลไลต์เกรน



ภาคผนวก ข.

ตารางค่ามาตรฐาน

ตาราง 11 ตัวแปรต่างๆ ในการประเมินจำนวนเกรน

Grain size indices	Number of grain, per square millimetre ,m.			Mean diameater of grain \bar{d} ,mm	Mean area Of grain \bar{a} ,mm ²	Mean Intersected Segment l ,mm	Mean number Of intercepts on the measuring line,per millimetre
	Nominal value	Limit values					
		From (excl.)	To (incl.)				
-7	0.0625	0.046	0.092	4	16	3,577	0.279
-6	0.125	0.092	0.185	2,828	8	2,529	0.395
-5	0.25	0.185	0.37	2	4	1,788	0.559
-4	0.50	0.37	0.75	1,414	2	1,265	0.790
-3	1	0.75	1.5	1	1	0.894	1,118
-2	2	1.5	3	0.707	0.5	0.632	1,582
-1(00)	4	3	6	0.500	0.25	0.447	2,237
0	8	6	12	0.354	0.125	0.320	3,125
1	16	12	24	0.250	0.0625	0.226	4.42
2	32	24	48	0.177	0.0312	0.160	6.25
3	64	48	96	0.125	0.00156	0.113	8.84
4	128	96	192	0.0884	0.00781	0.080	12.5
5	256	192	384	0.0652	0.00390	0.0566	17.7
6	512	384	768	0.0442	0.00195	0.0400	25.0
7	1,024	768	1,536	0.0312	0.00098	0.0283	35.4
8	2,048	1,536	3,072	0.0221	0.00049	0.0200	50.0
9	4,096	3,072	6,144	0.0156	0.000244	0.0141	70.7
10	8,192	6,144	12,288	0.0110	0.000122	0.0100	100
11	16,384	12,288	24,576	0.078	0.000061	0.00707	141
12	32,768	24,576	49,152	0.0055	0.000030	0.00500	200
13	65,536	49,152	98,304	0.0039	0.000015	0.00354	283
14	131,072	98,304	196,608	0.0028	0.0000075	0.00250	400
15	262,144	196,608	393,216	0.0020	0.0000037	0.00170	588
16	524,288	393,216	786,432	0.0014	0.0000019	0.00120	833
17	1,048,576	786,432	1,572,864	0.0010	0.00000095	0.00087	1,149

NOTE This table gives the values between the different parameters for equiaxed grains.

ตาราง 12 ค่าความแข็งสมมูลย์และค่า Ultimate tensile strengths สำหรับเหล็กอัลลอยด์และเหล็กคาร์บอน

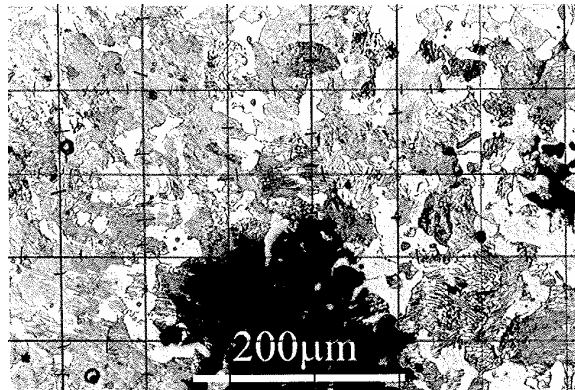
Brinell	Vickers	Rockwell		Ultimate, σ_u	
		HRB	HRC	MPa	Ksi
627	667	-	58.7	2393	347
578	615	-	56.0	2518	313
534	569	-	53.5	1986	288
495	528	-	51.0	1813	263
461	491	-	48.5	1669	242
429	455	-	45.7	1517	220
401	425	-	43.1	1393	202
375	396	-	40.4	1267	184
341	360	-	36.6	1131	164
311	328	-	33.1	1027	149
277	292	-	28.8	924	134
241	253	100	22.8	800	116
217	228	96.4	-	724	105
197	207	92.8	-	655	95
179	188	89.0	-	600	87
159	167	83.9	-	538	78
143	150	78.6	-	490	71
131	137	74.2	-	448	65
116	122	67.6	-	400	58



ภาคผนวก ค.

ตัวอย่างการคำนวณ

การคำนวณสำหรับเหล็กหล่ออบเหนียว Pearlitic Malleable



1. การคำนวณหาขนาดการแบ่งสเกล

1.1 วัดจากเส้นอ้างอิง 200 μm ได้เท่ากับ 30 mm.

1.2 ความโตสุดของเกรนวัดได้ 18 mm.

1.3 คำนวณสเกลที่ 10 μm จะได้ขนาดเกรน 1.5 mm.

ดังนั้นขนาดของสเกล คือ

$$\text{Scale} = \frac{10 \times 18}{1.5} = 12$$

เพราะฉะนั้น จากภาพสเกล สามารถแบ่งสเกลทั้งแนวตั้งและแนวนอน คือ 12 mm

2. การคำนวณหาช่วงขนาดของเกรน (Range of chord) โดยคำนวณเป็นลำดับจากลำดับที่ 1 – 10 ดังนี้

$$\frac{12}{\frac{10}{1.5}} = 1.8 \quad \approx 2 \text{ mm.} \quad \text{จะได้ช่วง 0-2 mm.}$$

$$\frac{24}{\frac{10}{1.5}} = 3.6 \quad \approx 4 \text{ mm.} \quad \text{จะได้ช่วง 2-4 mm.}$$

$$\frac{36}{\frac{10}{1.5}} = 5.4 \quad \approx 6 \text{ mm.} \quad \text{จะได้ช่วง 4-6 mm.}$$

$$\frac{48}{\frac{10}{1.5}} = 7.2 \quad \approx 7 \text{ mm.} \quad \text{จะได้ช่วง 6-7 mm.}$$

จะได้ช่วง 7 – 9 mm.

$$\frac{72}{\frac{10}{1.5}} = 10.8$$

~11 mm. จะได้ช่วง 9-11 mm.

$$\frac{84}{\frac{10}{1.5}} = 12.6$$

~13 mm. จะได้ช่วง 11-13 mm.

$$\frac{96}{\frac{10}{1.5}} = 14.4$$

~14 mm. จะได้ช่วง 13-14 mm.

$$\frac{108}{\frac{10}{1.5}} = 16.2$$

~16 mm. จะได้ช่วง 14-16 mm.

$$\frac{132}{\frac{10}{1.5}} = 19.8$$

~20 mm. จะได้ช่วง 16-20 mm.

3. การคำนวณขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางของเกรน Diameter of grains, D_j (mm.) ในแต่ละช่วง จากสมการความสัมพันธ์ Hall-Petch จะได้

$$(N_V)_j = \frac{4}{\pi \Delta^2} \left[\frac{(n_L)_j}{2j-1} - \frac{(n_L)_{j+1}}{2j+1} \right]$$

ช่วงที่ 1

$$(N_V)_1 = \frac{4}{\pi 0.002^2} \left[\frac{16}{2-1} - \frac{23}{2+1} \right] = 26.54 \times 10^5$$

ช่วงที่ 2

$$(N_V)_2 = \frac{4}{\pi 0.004^2} \left[\frac{23}{4-1} - \frac{9}{4+1} \right] = 6.635 \times 10^5$$

ช่วงที่ 3

$$(N_V)_3 = \frac{4}{\pi 0.006^2} \left[\frac{9}{6-1} - \frac{0}{6+1} \right] = 0.06394 \times 10^5$$

ช่วงที่ 4

$$(N_V)_4 = \frac{4}{\pi 0.007^2} \left[\frac{0}{8-1} - \frac{4}{8+1} \right] = (-0.115) \times 10^5$$

ช่วงที่ 5

$$(N_V)_5 = \frac{4}{\pi 0.009^2} \left[\frac{4}{10-1} - \frac{4}{10+1} \right] = 0.0127 \times 10^5$$

ช่วงที่ 6

$$(N_V)_6 = \frac{4}{\pi 0.011^2} \left[\frac{4}{12-1} - \frac{3}{12+1} \right] = 0.0139 \times 10^5$$

ช่วงที่ 7

$$(N_V)_7 = \frac{4}{\pi 0.013^2} \left[\frac{3}{14-1} - \frac{2}{14+1} \right] = 0.0073 \times 10^5$$

ช่วงที่ 8

$$(N_V)_8 = \frac{4}{\pi 0.014^2} \left[\frac{2}{16-1} - \frac{0}{16+1} \right] = 0.0086 \times 10^5$$

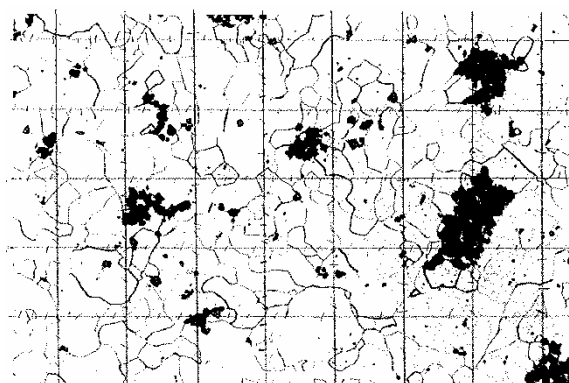
ช่วงที่ 9

$$(N_V)_9 = \frac{4}{\pi 0.016^2} \left[\frac{0}{18-1} - \frac{1}{18+1} \right] = (-0.00262) \times 10^5$$

ช่วงที่ 10

$$(N_V)_{10} = \frac{4}{\pi 0.02^2} \left[\frac{1}{20-1} - \frac{0}{20+1} \right] = 0.00167 \times 10^5$$

การคำนวณสำหรับเหล็กหล่ออบเหนียว Ferritic Malleable



1. การคำนวณหาขนาดการแบ่งสเกล

1.1 วัดจากเส้นอ้างอิง 200 μm ได้เท่ากับ 32.5 mm.

1.2 ความโตสุดของเกรนวัดได้ 18 mm.

1.3 คำนวณสเกลที่ 10 μm จะได้ขนาดเกรน 1.625 mm.

ดังนั้นขนาดของสเกล คือ

$$\text{Scale} = \frac{10 \times 18}{1.625} = 11$$

เพราะฉะนั้น จากภาพสเกล สามารถแบ่งสเกลทั้งแนวตั้งและแนวนอนคือ 12 mm.

2. การคำนวณหาช่วงขนาดของเกรน (Range of chord) โดยคำนวณเป็นลำดับจากลำดับที่ 1 – 10 ดังนี้

$$\frac{\frac{11}{10}}{1.625} = 1.79 \quad \sim 2 \text{ mm.} \quad \text{จะได้ช่วง 0-2 mm.}$$

$$\frac{\frac{22}{10}}{1.625} = 3.5 \quad \sim 4 \text{ mm.} \quad \text{จะได้ช่วง 2-4 mm.}$$

$$\frac{\frac{33}{10}}{1.625} = 5.4 \quad \sim 5 \text{ mm.} \quad \text{จะได้ช่วง 4-5 mm.}$$

$$\frac{\frac{44}{10}}{1.625} = 7.17 \quad \sim 7 \text{ mm.} \quad \text{จะได้ช่วง 5-7 mm.}$$

$$\frac{\frac{55}{10}}{1.625} = 8.96$$

จะได้ช่วง 7-9 mm.

$$\frac{\frac{66}{10}}{1.625} = 10.76$$

~ 11 mm. จะได้ช่วง 9-11 mm.

$$\frac{\frac{77}{10}}{1.625} = 12.55$$

~ 13 mm. จะได้ช่วง 11-13 mm.

$$\frac{\frac{88}{10}}{1.625} = 14.34$$

~ 14 mm. จะได้ช่วง 13-14 mm.

$$\frac{\frac{99}{10}}{1.625} = 16.14$$

~ 16 mm. จะได้ช่วง 14-16 mm.

$$\frac{\frac{110}{10}}{1.625} = 17.93$$

~ 18 mm. จะได้ช่วง 16-18 mm.

3. การคำนวณขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางของเกรน Diameter of grains, D_j (mm.) ในแต่ละช่วง จากสมการความสัมพันธ์ Hall-Petch จะได้

$$(N_V)_j = \frac{4}{\pi \Delta^2} \left[\frac{(n_L)_j}{2j-1} - \frac{(n_L)_{j+1}}{2j+1} \right]$$

ช่วงที่ 1

$$(N_V)_1 = \frac{4}{\pi 0.002^2} \left[\frac{66}{2-1} - \frac{73}{2+1} \right] = 133.63 \times 10^5$$

ช่วงที่ 2

$$(N_V)_2 = \frac{4}{\pi 0.004^2} \left[\frac{73}{4-1} - \frac{21}{4+1} \right] = 16.03 \times 10^5$$

ช่วงที่ 3

$$(N_V)_3 = \frac{4}{\pi 0.005^2} \left[\frac{21}{6-1} - \frac{21}{6+1} \right] = 0.6 \times 10^5$$

ช่วงที่ 4

$$(N_V)_4 = \frac{4}{\pi 0.007^2} \left[\frac{21}{8-1} - \frac{5}{8+1} \right] = 0.6 \times 10^5$$

ช่วงที่ 5

$$(N_V)_5 = \frac{4}{\pi 0.009^2} \left[\frac{5}{10-1} - \frac{5}{10+1} \right] = 0.016 \times 10^5$$

ช่วงที่ 6

$$(N_V)_6 = \frac{4}{\pi 0.011^2} \left[\frac{5}{12-1} - \frac{3}{12+1} \right] = 0.024 \times 10^5$$

ช่วงที่ 7

$$(N_V)_7 = \frac{4}{\pi 0.013^2} \left[\frac{3}{14-1} - \frac{0}{14+1} \right] = 0.017 \times 10^5$$

ช่วงที่ 8

$$(N_V)_8 = \frac{4}{\pi 0.014^2} \left[\frac{0}{16-1} - \frac{0}{16+1} \right] = 0$$

ช่วงที่ 9

$$(N_V)_9 = \frac{4}{\pi 0.016^2} \left[\frac{0}{18-1} - \frac{1}{18+1} \right] = (-0.00262) \times 10^5$$

ช่วงที่ 10

$$(N_V)_{10} = \frac{4}{\pi 0.018^2} \left[\frac{1}{20-1} - \frac{0}{20+1} \right] = 0.0021 \times 10^5$$



ภาคผนวก ง

อภิธานศัพท์เฉพาะ

อภิธานศัพท์

Lattice parameters	แลตทิซพารามิเตอร์ : ความยาวของด้านกับมุมระหว่างแกนของหน่วยเซลล์ ซึ่งเป็นตัวกำหนดลักษณะทางเรขาคณิตของหน่วยเซลล์
Liquidus line	เส้นลิกวิดัส : ในแผนภูมิสมดุล 2 องค์ประกอบ หมายถึงเส้นที่แบ่งระหว่างบริเวณที่เป็นเฟสของเหลวกับเฟสของแข็ง สำหรับโลหะผสม อุณหภูมิลิกวิดัสคืออุณหภูมิที่เริ่มเกิดเฟสของแข็งในขณะที่โลหะผสมกำลังเย็นตัวอย่างสมดุล (เย็นตัวช้ามาก ๆ)
Mer	เมอร์ : กลุ่มของอะตอมซึ่งเป็นหน่วยย่อยของพอลิเมอร์
Metal	โลหะ : ธาตุที่เป็นอิเล็กโตรโพสิทีฟ หรือโลหะผสมของธาตุเหล่านี้ โดยโครงสร้างของแถบอิเล็กตรอนของโลหะจะมีลักษณะเป็นแถบที่มีอิเล็กตรอนอยู่ไม่เต็ม
Metastable	สภาวะกึ่งเสถียร : สภาวะไม่สมดุลที่อาจคงอยู่ได้ยาวนาน
Microstructure	โครงสร้างจุลภาค : ลักษณะทางโครงสร้างของโลหะผสม (เช่นเกรน และโครงสร้างของเฟส) ที่สังเกตเห็นจากการส่องด้วยกล้องจุลทรรศน์
Modulus of elasticity	มอดูลัสความยืดหยุ่น (E) : อัตราส่วนของความเค้นต่อความเครียดเมื่อการแปรรูปเป็นแบบยืดหยุ่นสมบูรณ์ และยังเป็นตัววัดความหยุ่นของวัสดุ
Normalizing	การอบปกติ : การทำให้เป็นออสเตนไนท์ (อบเหนืออุณหภูมิวิกฤต) แล้วตามด้วยการให้เย็นตัวในอากาศสำหรับโลหะเหล็กผสม จุดประสงค์ของการอบปกติคือการเพิ่มความแกร่งให้โลหะด้วยการลดขนาดเกรน
Oxidation	ออกซิเดชัน : การเสียอิเล็กตรอน 1 ตัวหรือมากกว่าของอะตอมไอออนหรือโมเลกุล
Pearlite	เพิลไลต์ : โครงสร้างจุลภาคที่ประกอบด้วย 2 เฟส พบในเหล็กกล้าและเหล็กหล่อ ซึ่งเกิดจากการแปลงเฟสของออสเตนไนท์ซึ่งมีส่วนผสมยูเทคตอยด์ โครงสร้างมีลักษณะเป็นชั้นของเฟอร์ไรท์สลับกับชั้นของซีเมนไตท์
Phase	เฟส : ส่วนที่เป็นเนื้อเดียวของระบบซึ่งมีคุณลักษณะทางกายภาพ และทางเคมีเป็นหนึ่งเดียวกัน
Photomicrograph	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค : ภาพของโครงสร้างจุลภาคซึ่งถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์
Proeutectoid ferrite	โปรยูเทคตอยด์เฟอร์ไรท์ : เฟอร์ไรท์ (ที่เป็นเฟสแรก) ที่อยู่ร่วมกับโครงสร้างแบบเพิลไลต์ ในเหล็กกล้าแบบไฮโปยูเทคตอยด์
Recrystallization	การเกิดผลึกใหม่ : การเกิดเกรนใหม่ซึ่งปราศจากความเครียดภายในวัสดุซึ่งผ่านการขึ้นรูปเย็นมา โดยส่วนใหญ่จะเกิดเมื่อทำการอบอ่อน

Tensile strength	ความต้านแรงดึง กำลังวัสดุ ความแข็งแรงสูงสุด : ความเค้น (แรงดึง) สูงสุดที่วัสดุรับได้โดยไม่เกิดการแตกหัก เรียกอีกอย่างหนึ่งว่า UTS
Ultimate (tensile) strength	ความแข็งแรงสูงสุด UTS
Weight percent	เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก (wt%) : การแสดงความเข้มข้นในรูปของน้ำหนัก (มวล) ขององค์ประกอบที่สนใจ ต่อน้ำหนัก (มวล) ทั้งหมดของทุกองค์ประกอบรวมกัน
Yield strength	ความแข็งแรงจุดคราก σ_y : ความเค้นที่จำเป็นที่ทำให้เริ่มเกิดการแปรรูปแบบถาวร นิยมใช้ค่าความเครียดที่ 0.002 เป็นตัวกำหนดความแข็งแรงจุดคราก





ภาคผนวก จ

บทคัดย่อเพื่อนำเสนอการประชุมเชิงวิชาการ "ศรีนครินทรวิโรฒวิชาการ" ครั้งที่ 5

โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กหล่ออบเหนียวภายหลังการอบชุบด้วยความร้อน

As-cast Microstructure and Mechanical Properties of a Malleable cast iron after Heat Treatment

Nattapong Suwanmanee and Ganwarich Pluphrach

35/196 Changwattana 12 Toongsonghong Laksi Bangkok 10210 E-mail: luupang_s@hotmail.com

Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Srinakharinwirot University Ongkharak, Nakhon Na Yok Thailand 26120

E-mail: pganwarich@yahoo.com

บทคัดย่อ

ค่าตบของความเค้นจำนวน ได้จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและขนาดเกรนเพิลไลท์และเฟอร์ไรต์ของเหล็กหล่ออบเหนียว ที่มีธาตุคาร์บอน 2.42-2.65 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก, ซิลิกอน 1.34-1.56 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก, แมงกานีส 0.58-0.87 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก, ฟอสฟอรัส <0.1 และซัลเฟอร์ <0.25 เปอร์เซ็นต์สูงสุด ผลของความเค้นจำนวนถูกควบคุมโดยค่าเฉลี่ยขนาดเกรนเฟอร์ไรต์และเพิลไลท์ ตามสมการของ ฮอลล์-แพตช์ ที่แสดงให้เห็นว่าการสลายตัวของคาร์บอนเป็นการเพิ่มความเค้นจำนวนและลดค่าเฉลี่ยขนาดเกรนนั้น เมื่อพิจารณาผลการทดลองจากการประเมินค่าเฉลี่ยขนาดเกรนและความเค้นจำนวนแล้ว พบว่ามีค่าความผิดพลาดสูงสุด 9.4 และ 9.5 เปอร์เซ็นต์ตามลำดับ

Abstract

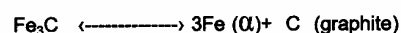
The answer of yield stress derives from micro structure and size of pearlite and ferrite grain inspection of white cast iron that there are carbon atom 2.42-2.65 % per weight, Silicon 1.34-1.56 % per weight, Manganese 0.58-0.87 % per weight, Phosphorus <0.1 % and Sulfur <0.25%max. The result of yield stress will be controlled by the average of ferrite and pearlite grain size followed Hall-Patch's equation that is shown diffusion of carbon atom will increase yield stress and reduce the average of grain size. When review the experimental result from evaluated average grain size and yield stress, there is the highest error value 9.4% and 9.5% respectively

1. Introduction

Malleable cast iron that derives from white cast iron is improved toughness by doing heat treatment of white-casting iron in special environment. In theory cementite structure of white-casting iron is semi-stable state and tends to diffuse to be iron and carbon at some point of temperature that can be said "if white-casting iron is annealed, Silicon atom in white-casting iron will act to carbide steel. Such carbide atom will diffuse to be iron and carbon. By doing this heat treatment will get rid of brittleness

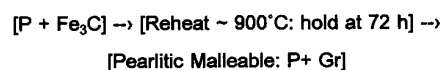
of steel and change its structure to Malleable cast iron that is suitable for machining". This is the reason why this research of changing white cast iron which has a brittle property to be Malleable cast iron that has suitable structure for machine work

Cementite structure reaction usually will occur when its structure getting temperature at this level



Therefore, to get its toughness is diffusion of those structures that comprise of carbon in white-casting iron to be structure below

A. White-casting iron \rightarrow Heat treatment \rightarrow quick cooling to get white Malleable cast iron



B. White-casting iron \rightarrow Heat treatment \rightarrow slow cooling to get black Malleable cast iron



That is α = Ferrite, P = Pearlite, Gr = Graphite Rosettes

White-casting iron which is suitable for structural changed to be Malleable cast iron should have chemical composition ratio below

C	~	2.00 - 2.65 %
Si	~	0.90 - 1.65 %
Mn	~	0.25 - 0.55 %
S & P	~	0.18 % max
B & Bi	~	0.01 % max

การประชุมเชิงวิชาการ "ศรีนครินทร์วิโรฒวิชาการ" ครั้งที่ 5
17 - 18 มีนาคม 2554 ณ มหาวิทยาลัยศรีนครินทร์วิโรฒ

For the first state of annealing, temperature will be increased slowly until 700-900 °C. During cast iron get heat up pearlite will be diffused to be austenite then the austenite will disperse carbon out and combine with carbon that dissolve from cementite during annealing. Semi-stable state of austenite is able to dissolve carbon more than austenite in the form of free graphite. Nuclease of graphite will make austenite in less carbon. Therefore, some part of carbon will diffuse from cementite and combine to nuclease that makes nucleases able to grow in all direction. Derived graphite structure will have oval shape called "tempered carbon" or Graphite Rosettes. Tempered carbon constitutes at contact surface between existing carbine structure and stable austenite structure. On the annealing process is able to accelerate reaction during 20th-27th hour. Base on this process, graphite constitution is very slow and it depends on the size of work piece as well. However, finding that when silicon and carbon combines in high contities, it will make rounded graphite more efficient

2. Theory

2.1 The Spektor's Method

Ferrite grain size can be measured by one of the earliest methods of evaluating grain size in steels was developed by Spektor. Spektor considers the penetration of a polydispersed system of sphere by a straight line or secant by assumes that there are many spheres of diameter d_j , the centers of which are distributed in space with statistical uniformity. The distance from the center of the sphere to the intersecting chord is

$$Z = [(d/2)^2 - (l/2)^2]^{1/2} \quad (1)$$

l is the length of the chord. The geometrical relationship are unchanged if we pass a test line through a randomly distributed, monodispersed system of spheres of diameter d . Consider a cylindrical volume of length L and radius Z centered about the test line. The volume is $\pi Z^2 L$ and the intercepted chord lengths will vary between l and d . The number of these chords per unit length of test line is

$$(n_L)_l^d = \pi Z^2 N_V = \frac{\pi}{4} (d^2 - l^2) N_V \quad (2)$$

N_V is the number of spheres per unit volume. For a polydispersed system let the spheres be classified into groups with diameters $d_1, d_2, d_3, d_j, \dots, d_{max}$, and numbers per unit volume $(N_V)_1, (N_V)_2, (N_V)_3, (N_V)_j, \dots, (N_V)_{max}$ respectively, we obtain

$$(n_L)_l^{d_{max}} = \sum_{d=1}^{d_{max}} \frac{\pi}{4} (d^2 - l^2) (N_V)_j$$

$$= \frac{1}{4} \sum_l^{d_{max}} \pi d_j^2 (N_V)_j - \frac{\pi l^2}{4} \sum_l^{d_{max}} (N_V)_j \quad (3)$$

For particles with diameters between l and $l+d$, $d(S_V)_l^{d_{max}} = \pi l^2 d (N_V)_l^{d_{max}}$.

Considering that $d(N_L)_l^{d_{max}} = -d(N_L)_0^l$ further simplification is achieved, giving

$$d(n_L)_0^l = \frac{\pi}{2} (N_V)_l^{d_{max}} \quad (4)$$

$(n_L)_0^l$ is the number of chords with lengths between zero and l per unit length be broken down into any class intervals of length Δ , as

$$(N_V)_{j\Delta} = \frac{2}{\pi \Delta} \left[\frac{(n_L)_j - (n_L)_{j-1}}{\Delta(j-\frac{1}{2})} - \frac{(n_L)_{j+1} - (n_L)_j}{\Delta(j+\frac{1}{2})} \right] \quad (5)$$

Where $(N_V)_{j\Delta}$ is the number of particles with diameter in the interval $j\Delta - \Delta/2$ to $j\Delta + \Delta/2$, whose mean diameter is $l\Delta$ and the $(n_L)_j$ terms are the number of chords per unit length of test line. The working formula is

$$(N_V)_j = \frac{4}{\pi \Delta^2} \left[\frac{(n_L)_j}{2j-1} - \frac{(n_L)_{j+1}}{2j+1} \right] \quad (6)$$

2.2 The Hall-Petch Relationship

Cementite element after heat treatment can affect the constitution, characteristics and behavior of Malleable cast iron in many ways. Some of the major effects of these elements are solid solution and precipitation strengthening, grain refinement of austenite and ferrite and possibly transformation temperature control.

The ferrite grain size of Malleable cast iron can have a major effect on mechanical and physical properties. The Hall - Petch equation illustrates the relation that exists between grain size and yield stress

$$\sigma_y = \sigma_0 + k d_\alpha^{-1/2} \quad (7)$$

Where σ_y is the yield stress, d_α is the ferrite grain size, and σ_0 and k are constants. It has been shown that for Malleable cast iron, also the fracture stress is related to ferrite grain size by a -0.5 exponent and changes in the nil ductility temperature are similarly related to ferrite grain size.

3. Experimental Procedure

Table 1 shows the composition (wt%) of a white cast iron and two Malleable cast iron used in this research work . The ferrite grain size microstructure of entire the relevant samples

representative photomicrographs were taken. In order to determine the ferrite grain size. The ferrite grain size was measured at magnification 100X using a filler eyepiece.

The ferrite grain size determination should be done in a magnification suited to the size of the grain so that small grains may not be lost. The degree of magnification will be limited by the fact that the picture must include sufficient number of grains. The entire as-cast ferrite – pearlite microstructures of the Malleable iron are show in Fig.1

Table 1 Chemical composition of white cast iron and Malleable cast iron

Element	White cast iron (%)	Pearlitic Malleable (%)	Ferritic Malleable (%)
C	2.24	2.65	2.42
Si	1.05	1.56	1.34
Mn	0.26	0.87	0.58
P	0.112	0.05	0.02
S	0.115	0.24	0.16

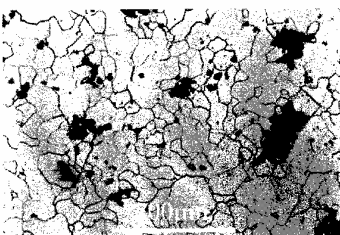
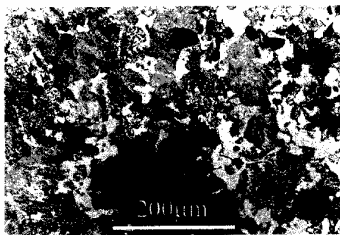
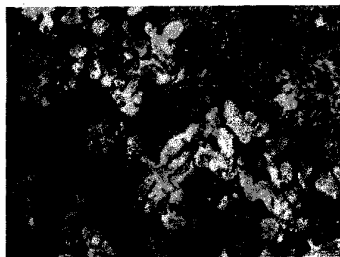


Figure 1 Optical microstructure of a white cast iron and Malleable cast iron

For strength of work piece will be tested by Rockwell (HRC) that will give us

$$\sigma_y = \sigma_u \times 0.6 \tag{8}$$

σ_u is Ultimate tensile strengths.

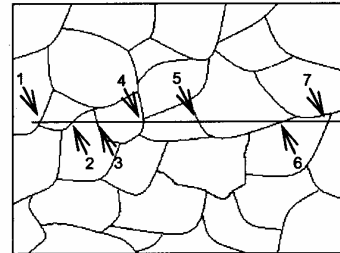


Figure 2 Intersection, P. counts for a straight test line placed over a single – phase ferrite grain structure where the arrows point to 7 intersection points and P = 7

Determination of Ferrite grain size distribution. Ferrite grain size distributions can be recorded by photographing the microscopic picture and the determination requires measurement of each individual grain. Ferrite grain size distribution in one dimension is the distribution of the lengths of linear intercepts through the grains. Metallographic techniques for measuring ferrite grain size were originally based on point counting of linear intersection lengths (chords) distributions; the derivation by Spektor appears to be first. Number of intersection point between grain boundaries and a test line showed in Fig. 2

4. Results and discussion

Table 2 shows size distribution and yield stress of ferrite grains of Malleable cast iron. The variation of yield stress with $d^{-1/2}(m^{-1/2})$ is show in Fig.3. The following Hall-Patch relationships can be expressed for the Malleable cast iron.

$$\sigma_y = 40 + 0.881d_\alpha^{-1/2} \tag{9}$$

Where σ_y and d_α are yield stress (MPa), the mean ferrite grain size (μm), respectively as showed in Fig.4

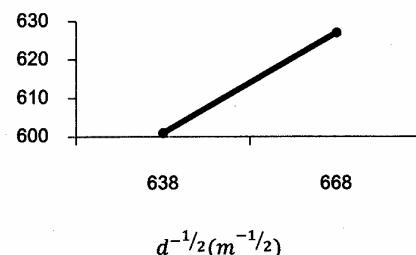


Figure 3 Effect of mean pearlite and ferrite grain size on yield stress of Malleable cast iron

การประชุมเชิงวิชาการ "ศรีนครินทรวิโรฒวิชาการ" ครั้งที่ 5
17 – 18 มีนาคม 2554 ณ มหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ



Figure 4 Yield stress bar for present Malleable cast iron

Acknowledgements

Nattapong Suwanmanee would like to thank the Faculty of Engineering, Srinakharinwirot University and thank you very much to Asst. Prof. Dr. Ganwarich Pluphrach, Dr.Sc., Faculty of Mechanical Engineering, Srinakharinwirot University for his help in this research work.

Table 2 Size distribution and yield stress of ferrite grains and pearlite grains of Malleable cast iron after heat treatment.

Item	Iron	Range of chord lengths, μm	Number of chords per mm., $(n_L)_j$	Diameter of grains, mm., d_j	Number of grain per mm^3 , $(n_V)_j$	Evaluated mean grain size, μm , d_α	Yield stress MPa $\sigma_y = \sigma_0 + kd_\alpha^{-1/2}$	Yield stress by tested: $\sigma_y = \sigma_u \times 0.6$ MPa
1	Pearlitic Malleable	0 – 20	62	0.002 – 0.020	34×10^5	2.46	601	544
2	Ferritic Malleable	0 – 18	195	0.002 – 0.018	151×10^5	2.24	627	567

Table 3 Evaluation mean grain size of Spektor's method with International Standard (ISO 643)

Item	iron	Evaluated mean grain size, μm , \bar{d}_α	Estimated grain size (Indices), G	Mean diameter of grain, μm , \bar{d}	Mean intersected segment, μm , l
1	Pearlitic Malleable	2.46	14.4	2.5	2.2
2	Ferritic Malleable	2.24	14.7	2.2	1.9

In Table 3 the mean ferrite grain size as determined by Spektor's method is compared to values of G, \bar{d} & l estimated using International Standard as a function of various parameters.

The values of mean ferrite grain size ranged from 7 to 8 μm , and the agreement between the two methods very good

5. Conclusions

From bringing White cast iron to do Annealing at temperature at 900°C for 72 hrs, will get ferrite microstructure. As the result we get, Cementite will diffuse to be austenite and graphite. Graphite that occur will scatter when temperature drop. Austenite will change to be Ferrite while Carbon that constitute in form of Graphite will compose and scatter all around inside Malleable cast iron and Yield strength derived from testing, Hall-Petch theory and Spektor's method are different from each other around 9.4 – 9.5% which can make the conclusion that the concept and hypothesis from this research is able to apply for improving white cast iron to be malleable cast iron.

References

- [1] Ing. Ganwarich Pluphrach., "Effect of Vanadium Additions on Yield Stress of Low Carbon Microalloyed Cast Steel", Science Journal of Srinakharinwirot University., special edition, 2003-2005.
- [2] Rhines, F.N. and DeHoff, R.T., F.N.1968. "Quantitative Microscopy", New York.
- [3] Kurzydowski, K.J. and Ralph, B. 1995. "The Quantitative Description of the Micro-structure of Materials", CRC Press.
- [4] Umamoto, M., Ohtsuka, H. and Tamura, I., 1986. "Acta Metall", 34: 1377
- [5] Norman E.Dowling, 1999. "Mechanical Behavior of Materials", Prentice – Hall, Inc., 4, pp. 147.
- [6] International Standard (ISO 643), "Steels – Micrographic determination of the apparent grain size", 2nd edition, 2003.
- [7] Honeycombe, R.W.K. and Bhadeshia, H.K.D.H. 1995. "Steel Microstructure and Properties". London. Edward Arnold.

- [8] Pickering, F.B. 1991. "*Materials Science and Technology*". 7th edition. By R.W. Cahn, P.Haasen and E.J. Krammer, VCH.
- [9] Helzner, D.W. and Rypien, D.V. 1994. "*Quantitative Metallographic and Ultrasonic Grain Size Measurement in Iron Alloy*". Conf.Proc. of Quantitative Microscopy and Image analysis. ASM International Materials Park Ohio.
- [10] Voigt, R.C. – Svoboda, J.M. "*Development and Application of HSLA Cast Steels*". Eight International Conferences on Offshore Mechanics and Arctic Engineer. The Hague, March 19-23, 1989, pp. 353-359
- [11] Pickering, F.B. 1978. "*Physical Metallurgy and the Design of Steels*". Applied Science Publishers, Ltd.
- [12] Herman, J.C., Konnay, B. and Leroy, V. "*ISIJ Inter*". 32: 779.
- [13] Manus Satilachinda. "*Cast Iron*". The Engineering Institute of Thailand under H.M. The King's Patronage. 2000. pp1-4, 63-67.
- [14] Manus Satilachinda. "*Iron and Steel Heat-Treatment Engineer*". The Engineering Institute of Thailand under H.M. The King's Patronage. 2000.
- [15] Iron Casting Handbook by Iron Casting Society Inc.
- [16] Angus, Harole I. "*Physical and Engineering properties of Cast iron*". London, Butterworth.
- [17] Yu. M. Lakhtin. "*Engineering Physical metallurgy and Heat Treatment*". Mir Publishers. Moscow. 1977.
- [18] Gulyaev A., "*Physical Metallurgy*". Vol.1, Mir Publisher. Moscow. 1980.
- [19] William D.Callister,Jr. (2003). *Materials Science and Engineering. An Introduction*, 6th.



ประวัติย่อผู้วิจัย

ประวัติย่อผู้วิจัย

ชื่อ ชื่อสกุล	ณัฐพงศ์ สุวรรณมณี
วันเดือนปีเกิด	10 มีนาคม 2521
สถานที่เกิด	กรุงเทพมหานคร
ที่อยู่ปัจจุบัน	35/196 แจ่งวิฒนะ12 แขวงทุ่งสองห้อง เขตหลักสี่ กรุงเทพมหานคร
ตำแหน่งหน้าที่การงานปัจจุบัน	วิศวกรเครื่องกล
สถานที่ทำงานปัจจุบัน	บริษัทดาเนี่ยลส์ฟาร์อีสต์ จำกัด

ประวัติการศึกษา

พ.ศ. 2535	มัธยมตอนต้น จาก โรงเรียนวัดนวลนรดิศ
พ.ศ. 2539	ประกาศนียบัตรวิชาชีพ จาก โรงเรียนช่างกลขนส่งทหารบก สาขาช่างยนต์
พ.ศ. 2541	ประกาศนียบัตรวิชาชีพชั้นสูง สาขาช่างยนต์ จากสถาบันราชมงคลวิทยาเขตเทคนิคกรุงเทพ
พ.ศ. 2544	อ.บ. สาขาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ จาก มหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ
พ.ศ. 2554	วศ.ม. สาขาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ จาก มหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ