การอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึกเจือโมลิบดีนัม-ซิลิคอน-คาร์บอน

นายณัฐชนนท์ กัลยา

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี
ปีการศึกษา 2566

TEMPERING OF SINTERED Fe-Mo-Si-C STEEL

NATCHANON KALLAYA

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

A Thesis Submitted in Partial fulfillment of the requirements for the

Degree of Master of Engineering in Materials Engineering

Suranaree University of Technology

Academic Year 2023

การอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึกเจือโมลิบดีนัม-ซิลิคอน-คาร์บอน

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อนุมัติให้นับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญามหาบัณฑิต

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

.....

(ดร.เรืองเดช ธงศรี)
ประธานกรรมการ

.....

(ผศ. ดร.สารัมภ์ บุญมี)
(กรรมการ/อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์)

.....

(ผศ. ดร.ปัญญา บัวฮมบุรา)
กรรมการ

.....

(ผศ. ดร.วราภรณ์ ปิยวิทย์)
กรรมการ

.....

(รศ. ดร.ยุพาพร รักสกุลพิวัฒน์)
รองอธิการบดีฝ่ายวิชาการและประกันคุณภาพ

.....

(รศ. ดร.พรศิริ จงกล)
คณบดีสำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ณัฐชนนท์ กัลยา : การอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึกเจือโมลิบดีนัม-ซิลิคอน-คาร์บอน
(TEMPERING OF SINTERED Fe-Mo-Si-C STEEL)
อาจารย์ที่ปรึกษา : ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. สารัมภ์ บุญมี, 109 หน้า

คำสำคัญ: การอบคืนไฟ/การเผาผนึก/การเปลี่ยนแปลงเฟส/โครงสร้างจุลภาค

การอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C เป็นการศึกษาการตอบสนองต่อความร้อนของโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากกระบวนการผสมผงโลหะพรีอัลลอยด์ Astaloy 85Mo (Fe-0.85wt%Mo) และ Astaloy Mo (Fe-1.50wt%Mo) กับผงซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ร้อยละ 1.0 และ 2.0 โดยน้ำหนัก และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1280°C เป็นเวลา 45 นาที ในเตาโดยมีอัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน ได้แก่การเย็นตัวภายในเตาที่อัตราการเย็นตัว 0.1 °C /s และการเย็นตัวด้วยแก๊สไนโตรเจนที่อัตราการเย็นตัว 5.4 °C/s ศึกษาโครงสร้างด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ทดสอบความแข็งและความแข็งแรงดึง ภายหลังการเผาผนึกสามารถแบ่งโครงสร้างจุลภาคเป็น 2 กลุ่ม 1. กลุ่มที่มีโครงสร้างจุลภาคกึ่งเสถียรประกอบด้วยออสเทนไนต์ มาร์เทนไซต์และส่วนประกอบออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ 2. กลุ่มที่มีโครงสร้างจุลภาคเสถียรประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ ภายหลังการอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 500 550 และ 600 °C เป็นเวลา 60 – 480 นาที พบเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ในเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Astaloy 85Mo และ Astaloy Mo ที่เติมซิลิคอนคาร์ไบด์ ร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก พบเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์แถบหนาในเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Astaloy Mo ที่เติมซิลิคอนคาร์ไบด์ ร้อยละ 2.0 โดยน้ำหนัก และพบเฟอร์ไรต์ คาร์ไบด์ และเทมเพอร์มาเทนไซต์ในเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Astaloy 85Mo และ Astaloy Mo ที่เติมซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 2.0 โดยน้ำหนัก ซึ่งส่งผลให้ความแข็งแรงดึงและความแข็งมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น ขณะที่ร้อยละการยืดตัวลดลง เป็นผลมาจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ชนิด M3C และกลุ่มที่ประกอบด้วยโครงสร้างจุลภาคเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ ไม่ปรากฏการเปลี่ยนแปลงอย่างมีนัยสำคัญภายหลังการอบคืนไฟ โดยมีค่าการเปลี่ยนแปลงของความแข็งแรงดึงและความแข็งอยู่ในช่วงแคบเมื่อเทียบกับชิ้นงานเผาผนึก

สาขาวิชา วิศวกรรมโลหการ ลายมือชื่อนักศึกษา .....

ปีการศึกษา 2566 ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา .....

NATCHANON KALLAYA : TEMPERING OF SINTERED Fe-Mo-Si-C STEEL.
THESIS ADVISOR : ASST. PROF. SARUM BOONMEE, PhD. , 109 PP

Keyword: Tempering/Sintering/phase transformation/microstructure

This research focuses on the tempering response of metastable microstructures in sintered Fe-Mo-Si-C steel. The steel was prepared by mixing pre-alloyed metal powders Astaloy 85Mo (Fe-0.85wt%Mo) and Astaloy Mo (Fe-1.50wt%Mo) with silicon carbide powders at 1.0% and 2.0% by weight. The mixture was sintered at 1280°C for 45 minutes in a vacuum furnace, followed by two cooling methods: furnace cooling (0.1°C/s) and nitrogen gas cooling (5.4°C/s). The microstructure was examined using light microscopy and scanning electron microscopy, and hardness and tensile strength were tested. The post-sintering microstructure was classified into two groups: A group with a metastable microstructure consisting of austenite, martensite, and martensite-austenite constituent. A group with a stable microstructure consisting of ferrite and carbides. After tempering at 500, 550, and 600°C for 60 to 480 minutes, ferrite and carbides were found in rapidly cooled sintered steels Fe-0.85Mo and Fe-1.50Mo with 1.0% SiC by weight. Thick bands of ferrite and carbides mixture were observed in slowly cooled sintered steel Fe-1.50Mo with 2.0% SiC by weight. Additionally, ferrite, carbides, and tempered martensite were seen in rapidly cooled sintered steels Fe-0.85Mo and Fe-1.50Mo with 2.0% SiC by weight. This resulted in increased tensile strength and hardness, while the percentage elongation decreased due to the precipitation of M_3C carbides. In the group with ferrite and carbide microstructures, no significant changes were observed after tempering. The changes in tensile strength and hardness were within a narrow range compared to the sintered specimens.

School of Metallurgical Engineering
Academic Year 2023

Student's Signature .....
Advisor's Signature .....

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์เล่มนี้ประสบความสำเร็จได้อย่างลุล่วง ด้วยความร่วมมือและความอนุเคราะห์จากหลายฝ่ายที่มีส่วนเกี่ยวข้องทั้งในด้านวิชาการและการดำเนินงานวิจัย ผู้วิจัยจึงขอกราบขอบพระคุณบุคคล และกลุ่มบุคคลต่อไปนี้ ที่ได้กรุณาให้คำปรึกษา คำแนะนำและความช่วยเหลืออย่างดียิ่ง

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สารัมภ์ บุญมี อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ที่ได้ให้โอกาส แนะนำแนวทางการศึกษา อบรมสั่งสอนให้คำปรึกษา และให้ความช่วยเหลือในทุก ๆ ด้าน รวมไปถึงเป็นกำลังใจในการทำวิทยานิพนธ์เสมอมาในระหว่างการศึกษาและการวิจัย จนไปถึงการให้คำชี้แนะในการเรียบเรียง ตรวจแก้ไขรายละเอียดและรูปแบบของวิทยานิพนธ์จนสำเร็จลุล่วง

ดร.เรืองเดช ธงศรี อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม นักวิจัยอาวุโส ประจำกลุ่มวิจัยเทคโนโลยีกระบวนการผลิตวัสดุผง ณ ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ ที่ให้ความรู้ คำปรึกษาทางด้านโลหะวิทยาผง เพื่อเป็นแนวทางในการแก้ไขปัญหาในการดำเนินการวิจัย

ห้องปฏิบัติการเทคโนโลยีกระบวนการผลิตวัสดุผง (PMPT) ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (MTEC) ที่ให้ความอนุเคราะห์ในการใช้เครื่องมือทางด้านการศึกษาวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค สมบัติทางกล และอำนวยความสะดวกในการใช้เครื่องมือจนงานวิจัยสำเร็จลุล่วงอย่างสมบูรณ์

เจ้าหน้าที่ห้องปฏิบัติการเทคโนโลยีกระบวนการผลิตวัสดุผง (PMPT) ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (MTEC) ทุก ๆ คน ที่ช่วยอำนวยความสะดวกและให้คำแนะนำสำหรับงานวิจัยทำให้งานวิจัยและวิทยานิพนธ์สำเร็จลุล่วงอย่างสมบูรณ์

ขอขอบคุณครอบครัว เพื่อน ๆ พี่ ๆ และน้อง ๆ ที่คอยกำลังใจและสนับสนุนในทุก ๆ ด้าน จนกระทั่งสำเร็จวิทยานิพนธ์ ขอขอบคุณความกรุณาของทุก ๆ ท่านเป็นอย่างสูง

ณัฐชนนท์ กัลยา

สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อ (ภาษาไทย) ..... ก

บทคัดย่อ (ภาษาอังกฤษ) ..... ข

กิตติกรรมประกาศ ..... ค

สารบัญ ..... ง

สารบัญตาราง ..... ซ

สารบัญรูป ..... ฌ

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ ..... ต

บทที่

1 บทนำ 1

1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหา 2

1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย 3

1.3 สมมุติฐานงานวิจัย 4

1.4 ขอบเขตของงานวิจัย 4

1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ 4

2 ปริทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง 5

2.1 เหล็ก (Iron) 5

2.2 เหล็กกล้า (Steel) 5

2.2.1 เหล็กกล้าคาร์บอน (Plain carbon steel) 5

2.2.2 เหล็กกล้าผสม (Alloy steel) 6

2.2.2.1 เหล็กกล้าผสมต่ำ (Low alloy steel) 6

2.2.2.2 เหล็กกล้าผสมสูง (High alloy steel) 7

2.3 แผนภูมิสมดุลเฟส (Phase equilibrium diagram) 7

2.4 การเปลี่ยนแปลงเฟส (Phase transformation) 8

2.4.1 การเปลี่ยนแปลงเฟสเป็นเพิร์ลไลต์ 9

2.4.2 การเปลี่ยนแปลงเฟสเป็นเบนไนต์ 10

2.4.3 การเปลี่ยนแปลงเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ 13

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

2.5 อิทธิพลของธาตุผสมในเหล็กกล้า....14
2.5.1 อิทธิพลของธาตุที่ส่งผลต่อเฟอร์ไรต์....15
2.5.2 อิทธิพลของธาตุที่ส่งผลต่อออสเทนไนต์....15
2.5.3 บทบาทของธาตุผสมที่มีอิทธิพลต่อการเกิดคาร์ไบด์....16
2.6 กระบวนการทางโลหะวิทยาผง (Powder metallurgy)....16
2.6.1 การผสมผงโลหะ....17
2.6.2 การอัดขึ้นรูปผงโลหะ....18
2.6.3 กระบวนการเผาผนึก (sintering)....19
2.6.4 ปัจจัยต่าง ๆ ที่ส่งผลกับชิ้นงานเผาผนึก....21
2.6.4.1 อุณหภูมิและเวลาการเผาผนึก....21
2.6.4.2 แรงดันสำหรับการอัดขึ้นรูป....22
2.6.4.3 ขนาดของผงโลหะ....22
2.6.4.4 ชนิดของผงโลหะ....23
2.6.4.5 ซับพอร์ต (Support)....24
2.6.4.6 บรรยากาศภายในเตาเผาผนึก....24
2.6.5 กระบวนการภายในเตาเผาผนึก....24
2.7 การอบคืนไฟ....25
2.8 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง....27
3 วิธีการดำเนินการวิจัย....36
3.1 การเตรียมผงโลหะ....36
3.2 การอัดขึ้นรูปชิ้นงาน....38
3.3 การเผาผนึก....39
3.4 การอบคืนไฟ....39
3.5 การระบุชนิดเฟสด้วยการใช้เทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์....40
3.6 การศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด....42
3.7 การทดสอบสมบัติเชิงกล....43
3.7.1 การทดสอบความแข็งแรงดึง....43
3.7.2 การทดสอบความแข็งมหภาค....44

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

4 ผลการวิเคราะห์ข้อมูลและอภิปรายผล.....45
4.1 การเผาผนึกเหล็กกล้า Fe-Mo-Si-C.....45
4.1.1 ผลการทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์.....45
4.1.2 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค.....47
4.1.2.1 การศึกษาโครงสร้างจุลภาคเหล็กกล้าเย็นตัวช้า (0.1 °C/s).....47
4.1.2.2 การศึกษาโครงสร้างจุลภาคเหล็กกล้าเย็นตัวเร็ว (5.4 °C/s).....53
4.2 การอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C.....59
4.2.1 การอบคืนไฟกลุ่มโครงสร้างจุลภาคกึ่งเสถียร.....59
4.2.1.1 เหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว F08Mo1SiC และ F15Mo1SiC....59
4.2.1.2 เหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า S15Mo2SiC.....64
4.2.1.3 เหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว F08Mo2SiC และ F15Mo2SiC....66
4.2.2 การอบคืนไฟโครงสร้างจุลภาคที่เสถียร.....73
4.2.2.1 เหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว S08Mo1SiC S15Mo1SiC และ S08Mo2SiC.....73
5 สรุปผลการทดลอง.....80
5.1 บทสรุป.....80
5.1.1 การเผาผนึกเหล็กกล้า Fe-Mo-Si-C.....80
5.1.1.1 กลุ่มโครงสร้างจุลภาคที่มีความเสถียร.....80
5.1.1.2 กลุ่มโครงสร้างจุลภาคกึ่งเสถียร.....80
5.1.2 การอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C.....81
5.1.2.1 การอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึกที่ประกอบด้วย โครงสร้างกึ่งเสถียร.....81
5.1.2.2 การอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึกที่ประกอบด้วย โครงสร้างที่เสถียร.....81
5.1.2.3 อิทธิพลของโมลิบดีนัมต่อการอบคืนไฟ.....81
5.2 ข้อเสนอแนะ.....82
รายการอ้างอิง.....83

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

ภาคผนวก

ภาคผนวก ก. บทความวิชาการที่ได้ตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างการศึกษา.....91

ภาคผนวก ข. รางวัลนำเสนอผลงานวิชาการยอดเยี่ยม.....107

ประวัติผู้เขียน.....109

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

สารบัญตาราง

ตารางที่ **หน้า**

2.1 สมบัติของสารหล่อลื่นประเภท stearate....18
2.2 สรุปผลงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง....34
3.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C....36
3.2 ชนิดของชิ้นงานเหล็กกล้าภายหลังการเผาผนึก....41

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

สารบัญรูป

รูปที่ **หน้า**

2.1 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงและร้อยละการยืดตัวของเหล็กกล้าชนิดต่าง ๆ หรือ บานาน่า เคิร์บ (Banana curve).....7

2.2 การเปลี่ยนแปลงเฟสของออสเทนไนต์.....9

2.3 โครงสร้างจุลภาคของเพิร์ลไลต์.....10

2.4 แผนภาพการเกิดขึ้นของเพริ์ตไลต์ อัปเปอร์เบนไนต์และโลเวอร์เบนไนต์.....11

2.5 แผนภาพอุณหภูมิคงที่เทียบกับเวลา.....12

2.6 รูปถ่ายโครงสร้างจุลภาค (ก) โครงสร้างจุลภาคของของอัปเปอร์เบนไนต์ (ข) รูปถ่าย TEM ของอัปเปอร์เบนไนต์ (ค) โครงสร้างจุลภาคโลเวอร์เบนไนต์ และ (ง) รูปถ่าย TEM ของโลเวอร์เบนไนต์.....12

2.7 โครงสร้างจุลภาคของมาร์เทนไซต์ที่มีลักษณะต่างกัน (ก) ระแนงมาร์เทนไซต์ (lath martensite) และ (ข) แผ่นมาร์เทนไซต์ (plate martensite).....13

2.8 รูปอิทธิพลของธาตุผสมที่ส่งผลต่อพฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงเฟส.....17

2.9 อิทธิพลของสารหล่อลื่นซิงค์สเตียเรทต่อความหนาแน่นกรีนด้วยแรงดันในการอัดที่แตกต่างกัน.....18

2.10 ขั้นตอนการอัดขึ้นรูปชิ้นงานโลหะผงการอัดขึ้นรูปตามแนวแกน (Axial die pressing).....19

2.11 ตัวอย่างการเชื่อมติดกันระหว่างกระบวนการเผาผนึก.....20

2.12 รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของเหล็กกล้าที่ผ่านการเผาผนึก.....20

2.13 สถานะต่าง ๆ ที่เกิดขึ้นของผงโลหะระหว่างการเผาผนึก.....21

2.14 อิทธิพลของขนาดผงต่ออุณหภูมิและความหนาแน่นของผงนิกเกิล.....23

2.15 การเปรียบเทียบความแข็งกับอุณหภูมิการอบคืนไฟของเหล็กกล้าคาร์บอนและเหล็กกล้าผสม.....26

2.16 ผลการทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ในเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-0.50Mo-0.15Mn-(0.3-0.6) C.....27

2.17 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายจากกล้อง SEM ของโลหะผสมเผาผนึก Fe-1.50Mo-xC ที่อัตราการเย็นตัวช้า (ก) คาร์บอนร้อยละ 0.45 (ค) คาร์บอนร้อยละ 0.75 ในขณะที่อัตราการเย็นตัวเร็ว (ข) คาร์บอนร้อยละ 0.45 และ

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่ **หน้า**

(ง) คาร์บอนร้อยละ 0.75....28
2.18 โครงสร้างจุลภาคที่ผ่านเทคนิคการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กกล้าเผาผนึก
(ก) Fe-0.85+4SiC และ (ข) Fe-1.50+4SiC 29
2.19 การแพร่ของซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ถ่ายจากกล้องจุลทรรศอิเล็กตรอนแบบส่องกราด
ที่ถูกวิเคราะห์ธาตุและองค์ประกอบด้วยเทคนิค EDS ของชิ้นงานโลหะผสม
Fe+0.8C+3SiC ที่มีขนาดผงซิลิคอนคาร์ไบด์แตกต่างกัน
(ก) 100 ไมโครเมตร (ข) 50 ไมโครเมตร และ (ค) 10 ไมโครเมตร 29
2.20 โครงสร้างจุลภาคของคอมโพสิตเผาผนึก Fe-Mo-Mn-Si-C ที่มีปริมาณโมลิบดีนัม
แตกต่างกัน โดยน้ำหนัก ดังนี้ (ก) ไม่เติมMo (ข) 0.5Mo (ค) 0.85Mo
และ (ง) 1.50Mo....30
2.21 โครงสร้างจุลภาคของดีเจนเนอเรตอัปเปอร์เบนไนต์
(ก) ที่กำลังขยายต่ำ และ (ข) กำลังขยายสูง....31
2.22 การจำแนกชนิดของเบนไนต์ทั้ง 5 ชนิด โดย Muller และคณะ....31
2.23 โครงสร้างจุลภาคของเหล็ก SA508 Gr.3 (ก) ชิ้นงานก่อนอบคืนไฟ และ
(ข) ชิ้นงานที่ผ่านการอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 650 °C เป็นเวลา 10 นาที 32
2.24 ปริมาณออสเทนไนต์คงค้างที่หลงเหลือภายหลังการอบคืนไฟเป็นเวลา 5 ชั่วโมง
ที่อุณหภูมิต่าง ๆ....32
2.25 อิทธิพลของโมลิบดีนัมและปริมาณคาร์บอนที่ส่งผลต่อความแข็งภายหลังการอบคืนไฟ
(ก) อิทธิพลของโมลิบดีนัมของเหล็กกล้าคาร์บอนร้อยละ 0.35 และ
(ข) อิทธิพลของคาร์บอนของเหล็กกล้าโมลิบดีนัมร้อยละ 4.0....33
3.1 ตัวอย่างของผสมที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานเผาผนึก (ก) ผงโลหะ pre-alloyed
(Astaloy Mo) (ข) ผงซิลิคอนคาร์ไบด์ (SiC powder)
และ (ค) ผงซิงค์สเตียเรท (Zinc stearate)....37
3.2 เครื่องผสมสารแรงเหวี่ยง....37
3.3 เครื่องอัดขึ้นรูปชิ้นงาน....37
3.4 ลักษณะชิ้นงานทดสอบตามมาตรฐาน MPIF 10....38
3.5 เตาสำหรับการเผาผนึกและอบคืนไฟ....39
3.6 บันทึกกระบวนการเผาผนึกและการอบคืนไฟ....40

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่ **หน้า**

3.7 เครื่องทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์.....41

3.8 เครื่องขัดผิวหน้าชิ้นงาน.....42

3.9 (ก) กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง และ (ข) กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด.....43

3.10 (ก) เครื่องทดสอบแรงดึง Universal testing machine (Instron 8801)
(ข) เครื่องทดสอบความแข็งมหภาค (Instron Wolpert 930/25).....43

4.1 ผลการทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของชิ้นงานเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า.....46

4.2 ผลการทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของชิ้นงานเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว.....46

4.3 รูปย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-0.85Mo-0.7Si-0.3C
(S08Mo1SiC) PF; polygonal ferrite, and FC: ferrite carbide mixture.....48

4.4 รูปถ่าย SEM สีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-0.85Mo-0.7Si-0.3C
(S08Mo1SiC) FC: ferrite carbide mixture.....48

4.5 รูปย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-1.50Mo-0.7Si-0.3C
(S15Mo1SiC) PF; polygonal ferrite, and FC: ferrite carbide mixture.....49

4.6 รูปถ่าย SEM สีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-1.50Mo-0.7Si-0.3C
(S15Mo1SiC) FC: ferrite carbide mixture.....49

4.7 รูปย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-0.85Mo-1.4Si-0.6C
(S08Mo2SiC) FC: ferrite carbide mixture.....50

4.8 รูปถ่าย SEM สีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-0.85Mo-1.4Si-0.6C
(S08Mo2SiC) FC: ferrite carbide mixture.....50

4.9 รูปย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-1.50Mo-1.4Si-0.6C
(S15Mo2SiC) AF; ausferrite, γ; austenite, and α; ferrite.....52

4.10 รูปถ่าย SEM สีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-1.50Mo-1.4Si-0.6C
(S15Mo2SiC) AF; ausferrite, γ; austenite, α; ferrite,
and M/A; martensite austenite constituent.....52

4.11 รูปย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-0.85Mo-0.7Si-0.3C
(F08Mo1SiC) γ_f; filmy austenite, α; ferrite, and
M/A; martensite austenite constituent.....54

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่ **หน้า**

4.12 รูปถ่าย SEM สีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-0.85Mo-0.7Si-0.3C (F08Mo1SiC) γ_f; filmy austenite, and M/A; martensite austenite constituent...54
4.13 รูปย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-1.50Mo-0.7Si-0.3C (F15Mo1SiC) γ; austenite, and α; ferrite,.....55
4.14 รูปถ่าย SEM สีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-1.50Mo-0.7Si-0.3C (F15Mo1SiC) α; ferrite, and M/A; martensite austenite constituent.....55
4.15 รูปย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-0.85Mo-1.4Si-0.6C (F08Mo2SiC) α'; martensite, and LB; lower bainite.....57
4.16 รูปถ่าย SEM สีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-0.85Mo-1.4Si-0.6C (F08Mo2SiC) α'; martensite.....57
4.17 รูปย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-1.50Mo-1.4Si-0.6C (F15Mo2SiC) α'; martensite, and LB; lower bainite.....58
4.18 รูปถ่าย SEM สีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-1.50Mo-1.4Si-0.6C (F15Mo2SiC) α'; martensite.....58
4.19 ผลการทดสอบความแข็งแรงของเหล็กกล้า F08Mo1SiC (ก) ค่าความแข็งแรงสูงสุด (ข) ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (ค) ค่าร้อยละการยืดตัว และ (ง) ค่าความแข็ง.....60
4.20 ผลการทดสอบความแข็งแรงของเหล็กกล้า F15Mo1SiC (ก) ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (ข) ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (ค) ค่าร้อยละการยืดตัว และ (ง) ค่าความแข็ง.....60
4.21 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอบคืนไฟ F08Mo1SiC (ก) รูปย้อมสีของชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C- 60 นาที (ข) รูปถ่าย SEM ของชิ้นงานอบคืนไฟ 500°C-240 นาที และ (ค) รูปถ่าย SEM ของชิ้นงานอบคืนไฟที่ 600°C-60 นาที.....61
4.22 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอบคืนไฟ F15Mo1SiC (ก) รูปย้อมสีของชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C-60 นาที (ข) รูปถ่าย SEM ของชิ้นงานอบคืนไฟ 500°C-240 นาที และ (ค) รูปถ่าย SEM ของชิ้นงานอบคืนไฟที่ 600°C-60 นาที.....62
4.23 ผลวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (ก) F08Mo1SiC และ (ข) F15Mo1SiC.....63
4.24 ผลการทดสอบความแข็งแรงของเหล็กกล้า S15Mo2SiC (ก) ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่ **หน้า**

(ข) ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (ค) ค่าร้อยละการยืดตัว และ (ง) ค่าความแข็ง.....64

4.25 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอบคืนไฟ S15Mo2SiC (ก) รูปย้อมสีชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C – 90 นาที (ข) รูปถ่าย SEM ของชิ้นงานอบคืนไฟ 500°C – 240 นาที และ (ค) รูปถ่าย SEM ของชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C – 90 นาที.....65

4.26 ผลวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ S15Mo2SiC.....66

4.27 ผลการทดสอบความแข็งแรงของเหล็กกล้า F08Mo2SiC (ก) ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (ข) ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (ค) ค่าร้อยละการยืดตัว และ (ง) ค่าความแข็ง.....67

4.28 ผลการทดสอบความแข็งแรงของเหล็กกล้า F15Mo2SiC (ก) ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (ข) ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (ค) ค่าร้อยละการยืดตัว และ (ง) ค่าความแข็ง.....67

4.29 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าที่ผ่านการย้อมสี (ก) ชิ้นงานอบคืนไฟ F08Mo2SiC 600°C-60 นาที และ (ข) ชิ้นงานอบคืนไฟ F15Mo2SiC 600°C-60 นาที.....69

4.30 รูปถ่าย SEM โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอบคืนไฟ F08Mo2SiC (ก) รูปถ่ายกำลังขยายต่ำของชิ้นงานอบคืนไฟ 500°C – 240 นาที (ข) รูปถ่ายกำลังขยายสูงของชิ้นงานอบคืนไฟ 500°C – 240 นาที และ (ค) รูปถ่ายกำลังขยายสูงของชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C – 90 นาที.....70

4.31 รูปถ่าย SEM โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอบคืนไฟ F15Mo2SiC (ก) รูปถ่ายกำลังขยายต่ำของชิ้นงานอบคืนไฟ 500°C – 240 นาที (ข) รูปถ่ายกำลังขยายสูงของชิ้นงานอบคืนไฟ 500°C – 240 นาที และ (ค) รูปถ่ายกำลังขยายสูงของชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C – 120 นาที.....71

4.32 ผลวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (ก) F08Mo2SiC และ (ข) F15Mo2SiC.....72

4.33 ผลการทดสอบความแข็งแรงของเหล็กกล้า S08Mo1SiC (ก) ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (ข) ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (ค) ค่าร้อยละการยืดตัว และ (ง) ค่าความแข็ง.....74

4.34 ผลการทดสอบความแข็งแรงของเหล็กกล้า S15Mo1SiC (ก) ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (ข) ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (ค) ค่าร้อยละการยืดตัว และ (ง) ค่าความแข็ง.....74

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่ **หน้า**

4.35 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอบคืนไฟ S08Mo1SiC
(ก) รูปย้อมสีของชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C- 120 นาที
(ข) รูปถ่าย SEM กำลังขยายต่ำของชิ้นงานอบคืนไฟ 550°C-150 นาที
และ (ค) รูปถ่าย SEM กำลังขยายสูงของชิ้นงานอบคืนไฟที่ 600°C-120 นาที.....75
4.36 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอบคืนไฟ S15Mo1SiC
(ก) รูปย้อมสีของชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C- 150 นาที
(ข) รูปถ่าย SEM กำลังขยายต่ำของชิ้นงานอบคืนไฟ 550°C-150 นาที
และ (ค) รูปถ่าย SEM กำลังขยายสูงของชิ้นงานอบคืนไฟที่ 600°C-150 นาที.....76
4.37 ผลการทดสอบความแข็งแรงของเหล็กกล้า S08Mo2SiC (ก) ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด
(ข) ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (ค) ค่าร้อยละการยืดตัว และ (ง) ค่าความแข็ง.....77
4.38 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าอบคืนไฟ S08Mo2SiC
(ก) รูปย้อมสีของชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C-150 นาที
(ข) รูปถ่าย SEM กำลังขยายต่ำของชิ้นงานอบคืนไฟ 550°C-150 นาที
และ (ค) รูปถ่าย SEM กำลังขยายสูงของชิ้นงานอบคืนไฟที่ 600°C-150 นาที.....78
4.39 ผลวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (ก) S08Mo1SiC (ข) S15Mo1SiC
และ (ค) S08Mo2SiC.....79

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

คำอธิบายสัญลักษณ์และตัวย่อ

AHSS	=	Advanced High Strength Steel
AF	=	Ausferrite
°C	=	Degree Celsius
C	=	Carbon
Cr	=	Chromium
DUB	=	Degenerate Upper Bainite
EDS	=	Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy
Fe	=	Iron
FC	=	Ferrite Carbide mixture
HRB	=	Hardness Rockwell B
HSLA	=	High Strength Low Alloy
JCPDS-ICDD	=	Joint Committee on Powder Diffraction Standards-The International Centre for Diffraction Data
LB	=	Lower Bainite
Mn	=	Manganese
Mo	=	Molybdenum
MPIF	=	Macrophage Procoagulant Inducing Factor
M/A	=	Martensite-austenite constituent
Ni	=	Nikel
Nital	=	Nitric acid (HNO_3) and alcohol
OM	=	Optical Microscope
Picral	=	Picric acid (2,4,6-trinitrophenol) and alcohol
PF	=	Polygonal Ferrite
Si	=	Silicon
SiC	=	Silicon carbide
SEM	=	Scanning Electron Microscope
TEM	=	Transmission Electron Microscope

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ (ต่อ)

TRIP	=	Transformation Induced Plasticity Steel
TTT	=	Time-temperature transformation
UB	=	Upper Bainite
WF	=	Widmanstätten Ferrite
XRD	=	X-Ray Diffraction
Zn	=	Zinc
α	=	Ferrite
γ	=	Austenite
S08Mo1SiC	=	Slow-cooling Fe-0.85Mo-1SiC
S08Mo2SiC	=	Slow-cooling Fe-0.85Mo-2SiC
S15Mo1SiC	=	Slow-cooling Fe-1.50Mo-1SiC
S15Mo2SiC	=	Slow-cooling Fe-1.50Mo-2SiC
F08Mo1SiC	=	Fast-cooling Fe-0.85Mo-1SiC
F08Mo2SiC	=	Fast-cooling Fe-0.85Mo-2SiC
F15Mo1SiC	=	Fast-cooling Fe-1.50Mo-1SiC
F15Mo2SiC	=	Fast-cooling Fe-1.50Mo-2SiC

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหา

ปัจจุบันประเทศไทยได้มีการสนับสนุนการวิจัยและพัฒนากระบวนการผลิตชิ้นส่วนทางวิศวกรรมภายในประเทศเพื่อลดค่าใช้จ่ายการนำเข้าจากภายนอกประเทศ เหล็กกล้าเป็นหนึ่งในวัสดุที่นิยมนำไปใช้ในกระบวนการอุตสาหกรรมต่าง ๆ เนื่องจาก มีการเติมธาตุผสม (alloy steel) ในอัตราส่วนที่เหมาะสม ทำให้ได้เหล็กกล้าที่มีความแข็งแรง เหนียว และทนทานต่อการกัดกร่อน ในปัจจุบันมีความต้องการพัฒนาเหล็กกล้าให้มีความแข็งแรงและความเหนียวสูง คือ เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงขั้นสูง (Advanced high strength steel: AHSS) แบ่งออกเป็นหลายชนิด เช่น เหล็กกล้าเฟสคู่ (Duplex steel) เหล็กกล้า TRIP (Transformation Induced plasticity steel) เหล็กกล้ามาร์เทนซิติก (martensitic) เป็นต้น โครงสร้างจุลภาคเบนไนต์ไร้คาร์ไบด์เป็นหนึ่งในโครงสร้างที่ปรากฏในเหล็กกล้า TRIP ประกอบด้วยเบนนิติกเฟอร์ไรต์และออสเทนไนต์คงค้างโดยที่ไม่มีการตกตะกอนของคาร์ไบด์เกิดขึ้นซึ่งเป็นผลผลิตจากการเปลี่ยนแปลงเฟสที่อุณหภูมิต่ำ (low-temperature phase transformation) โดยอาศัยกระบวนการทางความร้อนที่เหมาะสมและการเติมธาตุผสมที่สำคัญเช่น แมงกานีส (Mn) ซิลิคอน (Si) คาร์บอน (C) เป็นต้น

อย่างไรก็ตามเหล็กกล้าที่มีโมลิบดีนัมเป็นส่วนผสม (Mo-steel) เป็นหนึ่งในเหล็กกล้าที่มีการใช้งานอย่างแพร่หลาย เนื่องจากเหล็กกล้าที่มีโมลิบดีนัม มักถูกนำไปใช้งานที่อุณหภูมิสูง เนื่องจากเป็นเหล็กกล้าที่สามารถคงความแข็งแรงไว้ที่อุณหภูมิสูงได้ (High-temperature strength) นอกจากนี้ยังมีสมบัติทนต่อการกัดกร่อน (Corrosion resistance) และทนต่อการสึกหรอ (Wear resistance) ทำให้เหล็กกล้าโมลิบดีนัมได้รับความสนใจเป็นอย่างมากสำหรับการนำไปใช้งานในส่วนที่สัมผัสกับความร้อน ดังนั้นจึงมีการผลิตชิ้นส่วนต่าง ๆ ที่มีส่วนผสมของโมลิบดีนัม เช่น ตลับลูกปืน เฟืองเกียร์ เป็นต้น เหล็กกล้าเผาผนึกที่มีโมลิบดีนัม (Sintered Mo-Steel) มีการใช้งานผลิตชิ้นส่วนที่มีรูปร่างซับซ้อน และความสม่ำเสมอสูง โดยมีความเสถียรในขั้นตอนการชุบแข็ง ซึ่งนิยมใช้ในการผลิตชิ้นงานที่มีขนาดเล็กที่มีรูปร่างซับซ้อนในปริมาณมาก ทำให้ในปัจจุบันมีการศึกษาและพัฒนากระบวนการทางโลหะวิทยาผง (Powder metallurgy process) เพื่อช่วยส่งเสริมการผลิตชิ้นงานเหล็กเผาผนึก

กระบวนการโลหะวิทยาผงที่ใช้ในการผลิตเหล็กกล้าเผาผนึกประกอบด้วย 3 ขั้นตอนหลัก ได้แก่ การผสมผงโลหะ การอัดขึ้นรูป การเผาผนึก [1] โดยเป็นกระบวนการผลิตที่มีความต่อเนื่อง ทำให้ได้ชิ้นงานในปริมาณมากเมื่อเทียบกับระยะเวลาในการผลิต นอกจากนี้ได้มีผลิตผงโลหะที่มีการเติมโมลิบดีนัมหรือเติมธาตุผสมอื่น ๆ เพื่อให้ง่ายต่อการใช้งานเราเรียกผงชนิดนี้ว่า ผงโลหะพรีอัลลอยด์ (pre-alloyed powder) เช่น Astaloy 85Mo (Fe-0.85wt%Mo) Astaloy Mo (Fe-1.50 wt%Mo) Astaloy CrM (Fe-3.0Cr-0.5wt%Mo) เป็นต้น ซึ่งสามารถนำผงโลหะดังกล่าวผสมกับผงแกรไฟต์ (Graphite) เพื่อเป็นแหล่งคาร์บอน ทำให้ได้เหล็กกล้าเผาผนึก Fe-0.85Mo-xC [2] หรือ Fe-3.0Cr-0.5Mo-xC [3, 4] ถือเป็นหนึ่งในข้อดีในกระบวนการโลหะวิทยาผงที่สามารถควบคุมองค์ประกอบทางเคมีได้อย่างแม่นยำ อย่างไรก็ตามการผลิตเหล็กกล้าเผาผนึกเพื่อให้ได้คุณสมบัติตามต้องการมีปัจจัยที่สำคัญที่ต้องคำนึงถึง คือ องค์ประกอบทางเคมี [5] อัตราการเย็นตัว [6] และเงื่อนไขการเผาผนึก [1, 7-10]

การผลิตเหล็กกล้าเผาผนึกที่มีโมลิบดีนัมโดยทั่วไปจะใช้วิธีการผสมผงเหล็กผสมโมลิบดีนัมกับแกรไฟต์ทำให้ได้รับเหล็กกล้าเผาผนึกโมลิบดีนัมที่มีความแข็งแรงสูง [11] ปริมาณโมลิบดีนัมที่เพิ่มขึ้นพบว่าทำให้สัดส่วนของเพิร์ลไลต์ เบนไนต์และมาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้น ซึ่งส่งผลโดยตรงต่อสมบัติเชิงกล นอกจากนี้ได้มีการค้นพบปฏิกิริยาการแตกตัวของผงซิลิคอนคาร์ไบด์ที่อุณหภูมิสูง ทำให้อะตอมของซิลิคอนและคาร์บอนสามารถแพร่เข้าไปภายในเมทริกซ์ของเหล็กได้ [12-14] นำมาซึ่งการทดลองการเติมผงซิลิคอนคาร์ไบด์ผสมกับผงโลหะพรีอัลลอยด์ kiatdherarat และคณะ [15] ได้การศึกษาการเติมซิลิคอนคาร์ไบด์ลงในผงโลหะพรีอัลลอยด์ Fe-Cr-Mo ปรากฏโครงสร้างเบนไนต์ที่มีความละเอียดที่ปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 1.0 และ 1.5 โดยน้ำหนัก ในชิ้นงานที่มีอัตราเย็นตัวสูงมากกว่า 3.87 °C s และในปี 2021 Nithimethakul และคณะ [16] ได้ศึกษาอิทธิพลของโมลิบดีนัมต่อโครงสร้างจุลภาคในเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Mn ผสมซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ร้อยละ 4.0 โดยน้ำหนัก พบโครงสร้างออสเฟอร์ไรต์ที่ประกอบด้วยออสเทนไนต์แบบแผ่นหรือจานสลับกับเบนนิติกเฟอร์ไรต์ที่ปริมาณโมลิบดีนัมมากกว่าร้อยละ 0.85 โดยน้ำหนัก และปริมาณของออสเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณโมลิบดีนัมสูงขึ้น และที่สำคัญโครงสร้างชนิดนี้มักถูกพบในเหล็กหล่อเหนียวที่ผ่านกระบวนการออสเทมเพอริง (austempering) อย่างไรก็ตามการปรากฏของออสเฟอร์ไรต์ไม่ถูกตรวจสอบในโลหะผสมเผาผนึกที่มีการเติมแกรไฟต์ Fe-Mo-Mn-C เช่น Fe-0.5Mo-0.15Mn-1.2C [17] และ Fe-1.5Mo-1.2C [18] ซึ่งแสดงโครงสร้างจุลภาคที่ซับซ้อนต่าง ๆ นอกจากนี้มีเพียงโครงสร้างเบนไนต์ผกผันที่ปรากฏในโลหะผสม Fe-1.5Mo-1.2C ดังนั้นเมื่อเปรียบเทียบเหล็กเผาผนึกที่มีซิลิคอน Fe-Mo-Mn-Si-C [16] และเหล็กเผาผนึกที่ไม่มีซิลิคอน Fe-Mo-Mn-C [17] โครงสร้างออสเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นจึงอาจเกิดจากอิทธิพลของธาตุผสมซิลิคอน โมลิบดีนัม แมงกานีสและคาร์บอน จึงทำให้เหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Mn-Si-C ได้รับความสนใจที่จะศึกษาเพิ่มเติม

เป็นที่น่าสังเกตว่าการเติมซิลิคอนคาร์ไบด์อาจมีผลให้เกิดการยับยั้งการเกิดคาร์ไบด์ในเหล็กกล้าเบนไนต์ที่มีความแข็งแรงสูง [19-20] และเหล็กกล้าเบนไนต์ไร้คาร์ไบด์ [21-24] อัตราการเย็นตัวที่สูงมากพอจะทำให้เกิดการเลื่อนการเกิดคาร์ไบด์ได้ในเหล็กกล้าที่มีซิลิคอน ไม่นานมานี้ได้มีการศึกษาอิทธิพลของซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผสมกับผงโลหะพรีอัลลอยที่มีโมลิบดีนัมปริมาณต่ำ (Fe-0.50Mo-0.15Mn) ที่อัตราการเย็นตัว 3.6 ℃/s [25] แสดงให้เห็นโครงสร้างประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และส่วนประกอบมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ที่ปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 1.0 และ 2.0 โดยน้ำหนัก ซึ่งสามารถจำแนกตามการจำแนกประเภทเบนไนต์ของ Zajac Caballero และ Muller ได้เป็นกรานูลาเบนไนต์ (granular bainite) ดีเจนเนอเรตอัปเปอร์เบนไนต์ (degenerated upper bainite) เหล็กกล้าเผาผนึกที่มีซิลิคอน Mo-Mn-C มีสมบัติเชิงกลที่ดี อย่างไรก็ตามโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยส่วนผสมที่อยู่ในสภาวะกึ่งเสถียร เช่น ออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ ดังนั้นเสถียรภาพทางความร้อนขององค์ประกอบกึ่งเสถียรเหล่านี้จึงน่าสนใจสำหรับการนำไปใช้ในกระบวนการที่อุณหภูมิสูง การอบคืนไฟ (tempering) โดยทั่วไปเป็นกระบวนการที่มีจุดมุ่งหมายเพื่อปรับปรุงความเหนียวของชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็ง (Hardening) และกำจัดความเค้นคงค้าง (residual stress) มีวัตถุประสงค์หลักเพื่อรักษาระดับความแข็งในขณะที่ทำให้มีความเหนียวเพิ่มขึ้น เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคมีการเปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิการอบคืนไฟ [26]

ดังนั้นการทดลองการอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึกที่มีโครงสร้างกึ่งเสถียรที่อุณหภูมิที่แตกต่างกัน จึงมีความน่าสนใจที่จะศึกษาการตอบสนองต่อความร้อนของโครงสร้างเบนไนต์ไร้คาร์ไบด์เพื่อนำข้อมูลที่ได้ไปประยุกต์ใช้ในการนำไปใช้งาน สำหรับงานวิจัยนี้ ได้ทำการศึกษาเหล็กกล้าเผาผนึกที่ผสมซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 1.0 และ 2.0 โดยน้ำหนัก กับผงเหล็กพรีอัลลอยด์ Astaloy 85Mo (Fe-0.85Mo) และ Astaloy Mo (Fe-1.50Mo) โดยใช้การเย็นตัวภายในเตา (0.1 ℃/s) และการเย็นตัวเร็วด้วยแก๊สไนโตรเจน (5.4 ℃/s) ภายใต้บรรยากาศแบบสุญญากาศ และทำการอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 500 550 และ 600 ℃ เป็นระยะเวลา 60 – 480 นาที โดยใช้การเย็นตัวภายในเตาภายหลังการอบคืนไฟ ซึ่งเน้นศึกษาการตอบสนองต่อการอบคืนไฟของโครงสร้างเบนไนต์ไร้คาร์ไบด์ภายในเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C

1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย

งานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาการตอบสนองต่อการอบคืนไฟของเหล็กกล้า Fe-Mo-Si-C ที่ได้จากกระบวนการเผาผนึกและศึกษาการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคที่ส่งผลต่อสมบัติเชิงกล

1.3 สมมติฐานงานวิจัย

1.3.1 อุณหภูมิและเวลาของการอบคืนไฟทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคในเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C

1.3.2 สมบัติเชิงกลของเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C ที่ประกอบด้วยโครงสร้างกึ่งเสถียรมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อผ่านการอบคืนไฟ

1.4 ขอบเขตการวิจัย

1.4.1 ศึกษาการขึ้นรูปชิ้นงานเหล็กกล้าเผาผนึกด้วยกระบวนการโลหะวิทยาผงด้วยการผสมซิลิคอนคาร์ไบด์กับผงโลหะ Astaloy Mo (Fe-1.50Mo) และ Astaloy 85Mo (Fe-0.85Mo)

1.4.2 ศึกษาอิทธิพลของการอบคืนไฟต่อโครงสร้างจุลภาคในเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C ที่อุณหภูมิ 500 550 และ 600 °C เป็นระยะเวลา 60 ถึง 480 นาที

1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.5.1 เข้าใจและสามารถวิเคราะห์กระบวนการเผาผนึกเหล็กกล้าเพื่อสามารถนำไปประยุกต์และปรับปรุงในกระบวนการผลิตได้

1.5.2 ศึกษาการตอบสนองต่อการอบคืนไฟของเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C และใช้เป็นฐานข้อมูลในการทำนายเสถียรภาพทางความร้อน

1.5.3 ศึกษาอิทธิพลของโมลิบดีนัมในเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

บทที่ 2

ปริทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 เหล็ก (iron)

เหล็กเป็นโลหะที่พบมากในธรรมชาติ โดยทั่วไปแล้วที่พบมีสีแดงอมน้ำตาล เมื่อนำเข้าใกล้แม่เหล็กจะทำให้ถูกดูดเข้าหาแม่เหล็กนั้น แร่เหล็กที่พบโดยทั่วไปมักอยู่ในรูปสินแร่เป็นส่วนใหญ่ ทำให้ต้องใช้กระบวนการถลุงเพื่อให้ได้รับแร่เหล็กที่มีความบริสุทธิ์ ในปัจจุบันเหล็กถูกนำไปใช้ในการสร้างเป็นอุปกรณีต่าง ๆ มากมาย เนื่องจากคุณสมบัติเฉพาะของเหล็ก เช่น ความสามารถในการขึ้นรูป สมบัติความเป็นแม่เหล็ก เป็นต้น อย่างไรก็ตามสมบัติเชิงกลดั้งเดิมของเหล็กนั้นไม่ได้ดีนัก จึงต้องมีการเติมธาตุอื่น ๆ เพื่อช่วยในการปรับปรุงสมบัติของเหล็ก โดยเฉพาะอย่างยิ่งการเติมคาร์บอนในเหล็ก ทำให้เหล็กมีคุณสมบัติเชิงกลที่ดีขึ้น พร้อมทั้งการเติมธาตุผสม (alloying) อื่น ๆ เพื่อช่วยเสริมสมบัติทางด้านการทนต่อการกัดกร่อน [27, 28]

2.2 เหล็กกล้า (Steel)

เป็นเหล็กที่มีความแข็งแรงสูง มีความเหนียวมากกว่าเหล็กชนิดอื่น ๆ สามารถขึ้นรูปได้หลากหลายรูปแบบ ซึ่งนิยมนำไปใช้กันอย่างแพร่หลาย เหล็กกล้าโดยทั่วไปจะมีปริมาณคาร์บอนผสมอยู่น้อยกว่าร้อยละ 2.0 โดยแบ่งออกเป็น 2 ประเภท ได้แก่

2.2.1 เหล็กกล้าคาร์บอน (Plain carbon steel)

เป็นเหล็กกล้าที่มีความแข็งแรง (Strength) และความเหนียว (Ductility) ที่สามารถเปลี่ยนแปลงตามปริมาณคาร์บอนที่ผสมอยู่ในช่วงที่กว้าง จึงสามารถเลือกใช้งานให้เหมาะสมกับลักษณะงานได้ โดยทั่วไปแล้วเหล็กกล้าคาร์บอนสามารถแบ่งย่อยออกเป็น 3 ชนิด ดังนี้

1) เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (Low carbon steel) มีปริมาณคาร์บอนอยู่ที่ร้อยละ 0.05 – 0.25 โดยน้ำหนัก มีความแข็งแรงและความแข็งไม่มาก สามารถแปรรูปทางกลได้ดี มีราคาถูก

2) เหล็กกล้าคาร์บอนปานปลาง (Medium carbon steel) มีปริมาณคาร์บอนร้อยละ 0.25 – 0.50 โดยน้ำหนัก มีความแข็งแรงและความแข็งมากกว่าเหล็กคาร์บอนต่ำ โดยทั่วไปนิยมนำไปขึ้นรูปด้วยการตี (Forging)

3) เหล็กกล้าคาร์บอนสูง (High carbon steel) มีปริมาณคาร์บอนร้อยละมากกว่าร้อยละ 0.5 โดยน้ำหนัก มีความแข็งแรงและความแข็งสูง ขณะเดียวกันมีความเปราะสูง

2.2.2 เหล็กกล้าผสม (Alloy steel)

เป็นเหล็กกล้าที่มีการเติมธาตุผสมต่าง ๆ นอกเหนือจากคาร์บอน เช่น โครเมียม แมงกานีส ซิลิคอน นิกเกิล โมลิบดีนัม เป็นต้น การเติมธาตุผสมลงในเหล็กจะช่วยปรับปรุงคุณสมบัติต่าง ๆ ของเหล็กกล้า เช่น สมบัติทางกล สมบัติทางแม่เหล็ก สมบัติทางเคมี เป็นต้น เหล็กกล้าผสมโดยทั่วไปแล้วมักมีการผสมตั้งแต่สองธาตุขึ้นไปเพื่อช่วยให้ได้เหล็กกล้าที่มีคุณภาพตามกำหนดและช่วยให้ราคาไม่สูงมากจนเกินไป อย่างไรก็ตามเหล็กกล้าผสมสามารถแบ่งออกเป็น 2 ชนิด ดังนี้

2.2.2.1 เหล็กกล้าผสมต่ำ (low alloy steel)

เป็นเหล็กกล้าที่มีปริมาณธาตุผสมรวมแล้วไม่เกินร้อยละ 10.0 โดยน้ำหนัก โดยทั่วไปนิยมเติมธาตุผสม เช่น ทองแดง แมงกานีส ซิลิคอน เป็นต้น มีโครงสร้างจุลภาคคล้ายเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ แต่มีความแข็งแรงมากกว่าและมีน้ำหนักที่เบากว่า และในปัจจุบันมีการจำแนกเหล็กกล้าผสมต่ำได้ดังนี้

1) เหล็กกล้าผสมต่ำความแข็งแรงสูง (High strength low alloy: HSLA) เป็นโลหะผสมต่ำชนิดหนึ่งที่มีการเติมธาตุผสมเพื่อปรับปรุงสมบัติเชิงกลให้ดียิ่งขึ้นหรือเพิ่มความต้านทานต่อการกัดกร่อนให้สูงขึ้น โดยทั่วไปมีปริมาณคาร์บอนร้อยละ 0.05 – 0.25 โดยน้ำหนัก และมีธาตุองค์ประกอบอื่น ๆ ไม่เกินร้อยละ 2.0 โดยน้ำหนัก มักถูกนำไปใช้งานในชิ้นส่วนรถยนต์ และโครงสร้างอื่น ๆ เนื่องจากการเติมธาตุผสมจะทำให้น้ำหนักลดลงและคงไว้ซึ่งหรือการเพิ่มขึ้นของความแข็งแรง ตามความต้องการให้อัตราส่วนความแข็งแรงต่อน้ำหนักที่ดี

2) เหล็กกล้าสองเฟส (Dual phase) เป็นเหล็กกล้าที่มีการพัฒนาต่อจากเหล็กกล้า HSLA โดยมีโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟสสองเฟสที่มีความแข็งและอ่อนแตกต่างกัน ได้แก่ เฟอร์ไรต์และมาร์เทนไซต์หรือเบนไนต์และเพิร์ลไลต์ เหล็กกล้าชนิดนี้มีความเค้นที่จุดครากต่ำเมื่อเทียบกับเหล็กกล้าเดิม หรือ HSLA ทำให้สามารถขึ้นรูปได้ดี

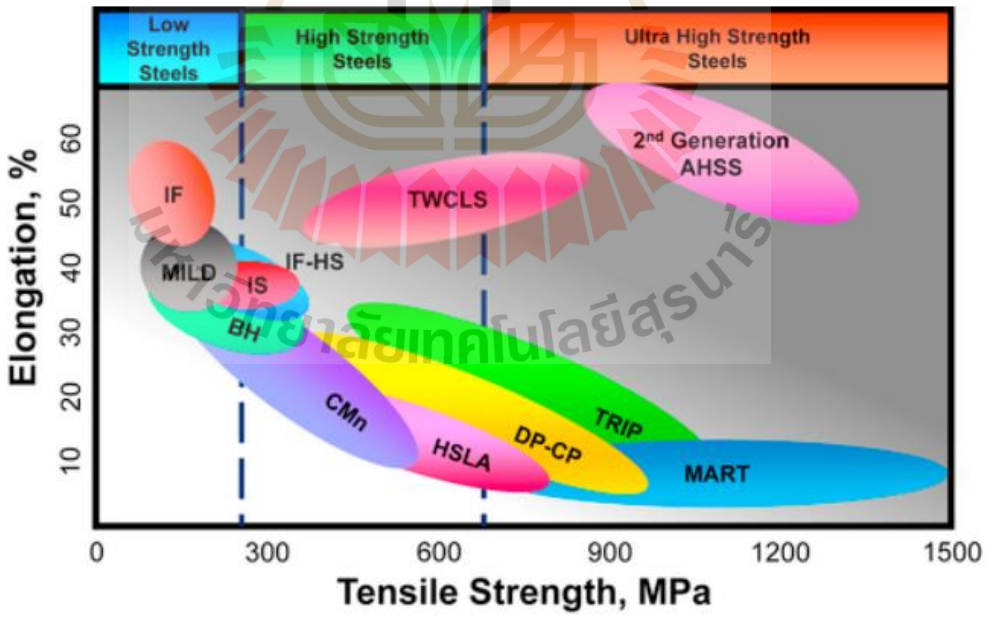
3) เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงขั้นสูง (Advanced high strength steel: AHSS) มีปริมาณคาร์บอนอยู่ที่ร้อยละ 0.02 เป็นเหล็กกล้าที่มีสมบัติเชิงกลแตกต่างจากเหล็กกล้าผสมทั่วไป กล่าวคือมีความแข็งแรงสูงเป็นอย่างมากพร้อมทั้งมีความเหนียวที่สูง เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ เบนไนต์และออสเทนไนต์คงค้าง ซึ่งต้องอาศัยกระบวนการชุบแข็งแตกต่าง

จากเหล็กกล้าผสมทั่วไป เหมาะกับงานที่ใช้สำหรับการรับแรงเป็นระยะเวลาหนึ่ง เช่น เพลาหรือเฟือง เป็นต้น

4) เหล็กกล้า TRIP (Transformation induced plasticity steel) เป็นเหล็กกล้าที่ผลิตโดยกระบวนการอบชุบทางความร้อน เพื่อให้ได้โครงสร้างหลักประกอบด้วยเฟสเฟอร์ไรต์ และมีเฟสอื่น ๆ เป็นองค์ประกอบ เช่น เบนไนต์ มาร์เทนไซต์ และออสเทนไนต์คงค้าง เป็นต้น โดยที่ออสเทนไนต์คงค้างต้องมีปริมาณที่สูงกว่าร้อยละ 5.0 เพื่อให้เกิด TRIP Effect คือ การที่ออสเทนไนต์คงค้างเกิดการเปลี่ยนแปลงเป็นมาร์เทนไซต์เนื่องมาจากแรงภายนอก ทำให้ชิ้นงานเหล็กกล้าชนิดนนี้มีความสามารถในการยืดตัวและความแข็งแรงเพิ่มมากขึ้น

2.2.2.2 เหล็กกล้าผสมสูง (High alloy steel)

เป็นเหล็กกล้าที่มีธาตุผสมอื่น ๆ รวมกันมากกว่าร้อยละ 10 ทำให้เหล็กกล้าชนิดนี้มีคุณสมบัติต่าง ๆ เพิ่มสูงขึ้น เช่น สมบัติการทนทานต่อการกัดกร่อน สมบัติการทนต่อการสึกหรอ เป็นต้น ทำให้เหล็กกล้าชนิดนี้ถูกนำไปใช้อย่างเฉพาะเจาะจงมากขึ้น เช่น เหล็กกล้าไร้สนิม (Stainless steel) เป็นต้น รูปที่ 2.1 ชี้ให้เห็นถึงเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงขั้นสูงรุ่นที่ 2 ที่มีความแข็งแรงและค่าการยืดตัวสูงเมื่อเทียบกับ TRIP HSLA และ DP-CP



รูปที่ 2.1 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงและร้อยละการยืดตัวของเหล็กกล้าชนิดต่าง ๆ หรือ บานาน่า เคิร์บ (Banana curve) [29]

2.3 แผนภูมิสมดุลเฟส (Phase Equilibrium Diagram)

การศึกษาแผนภูมิสมดุล (Phase Equilibrium Diagram) ของเหล็กกับคาร์บอนเป็นสิ่งจำเป็น โดยเฉพาะอย่างยิ่งกระบวนการ ณ จุดยูเทคตอยของเหล็กกล้า โดยมีเฟสหรือสารละลายของแข็งที่เกี่ยวข้องดังต่อไปนี้

ออสเทนไนต์ (Austenite: γ) คือ สารละลายของแข็งของเหล็กและคาร์บอน ซึ่งคาร์บอนสามารถละลายในเหล็กได้มากถึงร้อยละ 2.14 ที่อุณหภูมิ 1147 °C มีระบบผลึกเป็น face centered cubic หรือ FCC

เฟอร์ไรต์ (Ferrite: α) คือ สารละลายของแข็งของเหล็กและคาร์บอน ที่คาร์บอนสามารถละลายได้มากที่สุดเพียงร้อยละ 0.022 ที่อุณหภูมิ 727 °C มีระบบผลึกเป็นแบบ body centered cubic หรือ BCC เมื่อมองผ่านกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงจะเห็นเป็นสีขาว มีความเหนียวสูง ความแข็งแรงต่ำ

ซีเมนไทต์ (Cementite) คือ เหล็กคาร์ไบด์เป็นสารประกอบโลหะระหว่างเหล็กกับคาร์บอน มีสูตรคือ Fe_3C มีความแข็งแรงสูง แต่เปราะ

เพิร์ลไลต์ คือ โครงสร้างรวมระหว่างยูเทคตอยเฟอร์ไรต์และยูเทคตอยซีเมนไทต์ที่เกิดขึ้นจากปฏิกริยายูเทคตอยด์ในขณะที่เหล็กเย็นตัวลงอย่างช้า ๆ การเกิดขึ้นจะเกิดการเรียงตัวสลับเป็นแถบยาว (Lamellar structure) เป็นโครงสร้างที่มีความแข็งแรง

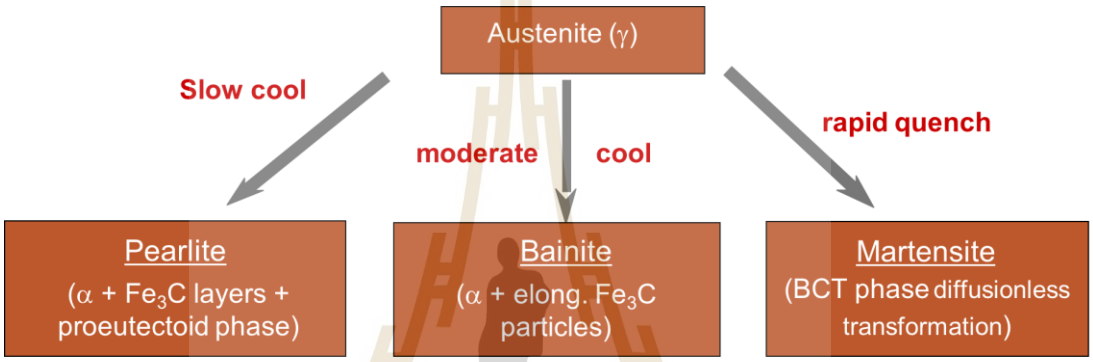
2.4 การเปลี่ยนแปลงเฟส (Phase transformation)

การเปลี่ยนเฟสคือการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคโดยมีกลไกการเกิดใน 3 ประเภท [30-32, 35] คือ 1. กลไกที่อาศัยการแพ่โดยไม่มีการเปลี่ยนแปลงของส่วนผสมทางเคมีและจำนวนเฟส 2. กลไกที่อาศัยการแพร่โดยเกิดการเปลี่ยนแปลงของส่วนผสมทางเคมีและจำนวนเฟส และ 3.กลไกที่ไม่อาศัยการแพร่โดยการเกิดเฟสกึ่งเสถียรอันเนื่องมาจากระยะห่างระหว่างอะตอมมีการเปลี่ยนแปลงเล็กน้อย โดยทั่วไปแล้วการเปลี่ยนเฟสจะสัมพันธ์กับการเปลี่ยนแปลงส่วนผสมทางเคมีของโลหะที่อาศัยการแพร่เป็นหลัก ซึ่งส่งผลโดยตรงต่อโครงสร้างจุลภาค การเปลี่ยนเฟสมี 2 ขั้นตอน คือ

1) การเกิดนิวเคลียส (Nucleation) เป็นกระบวนการเริ่มก่อตัวเป็นอนุภาคเล็ก ๆ ที่เรียกว่า นิวคลีไอ (Nuclei) ของเฟสใหม่ โดยมักจะเกิดบริเวณขอบเกรนหรือบริเวณที่มีสารมลทินมาก

2) การโตของนิวเคลียส (Growth) เป็นช่วงที่ขนาดของนิวคลีไอมีขนาดเพิ่มขึ้น และเฟสเก่าจะถูกแทนที่โดยเฟสใหม่ที่กำลังขยายตัว เมื่อเวลาผ่านไปทำให้เกรนมีขนาดใหญ่ขึ้น ซึ่งส่งผลต่อสมบัติเชิงกลของเหล็ก

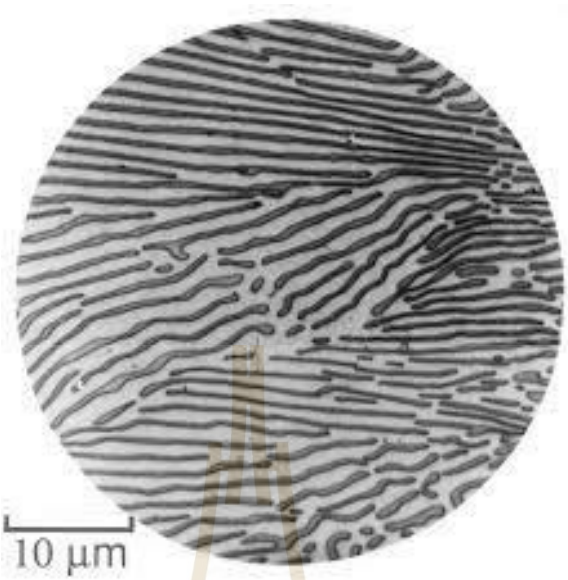
การเปลี่ยนแปลงเฟสของออสเทนไนต์ ออสเทนไนต์เป็นเฟสที่ไม่เสถียรที่อุณหภูมิห้อง เมื่อเกิดการเย็นตัวจะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงเฟส โดยทั่วไปแบ่งออกได้เป็น 3 แบบ คือ การเย็นตัวอย่างช้าเกิดเพิร์ลไลต์ การเย็นตัวปานกลางเกิดเบนไนต์ และการเย็นตัวอย่างรวดเร็วเกิดมาร์เทนไซต์ ดังรูปที่ 2.2



รูปที่ 2.2 การเปลี่ยนแปลงเฟสของออสเทนไนต์ [30]

2.4.1 การเปลี่ยนแปลงเฟสเป็นเพิร์ลไลต์

โครงสร้างที่เกิดจากการเปลี่ยนเฟสที่เรียกว่า ยูเทคตอย (Eutectoid transformation) โดยจะเริ่มเกิดขึ้นเมื่ออุณหภูมิของเหล็กอยู่ที่ประมาณ 723 °C เมื่อมีปริมาณคาร์บอนมากถึงร้อยละ 0.77 โดยน้ำหนัก เมื่อเหล็กมีอุณหภูมิเหนือเส้น A_3 ที่ประมาณ 50 °C เหล็กจะมีโครงสร้างผลึกเป็น FCC หรือเฟสออสเทนไนต์เมื่อเริ่มเย็นตัวลงอย่างช้าออสเทนไนต์จะทำให้เกิดการแบ่งออกเป็นเฟอร์ไรต์และซีเมนไทต์ นิวเคลียสของซีเมนไทต์จะเกิดขึ้นบริเวณขอบเกรน ขณะกำลังขยายตัวคาร์บอนจะเกิดการแพร่มารวมกันภายในนิวเคลียสทำให้บริเวณรอบข้างเกิดการสูญเสียคาร์บอน จึงเกิดเป็นเฟอร์ไรต์ขึ้นขนานทั้งสองด้าน ขณะเดียวกันเมื่อเกิดเฟอร์ไรต์จะทำให้คาร์บอนส่วนเกินถูกขับออกไป ทำให้เกิดนิวเคลียสของซีเมนไทต์ขึ้นได้ ทำให้เกิดการเรียงสลับกันระหว่างเฟอร์ไรต์และซีเมนไทต์ เนื่องจากในขณะเย็นตัวจะเกิดการปรับส่วนผสมทางเคมีโดยเฉพาะคาร์บอนที่อาศัยการแพร่ ดังนั้นหากมีอัตราการเย็นตัวที่สูง จะทำให้คาร์บอนไม่สามารถแพร่ได้มากพอทำให้แถบของเฟอร์ไรต์ที่สลับกับซีเมนไทต์มีขนาดเล็ก ในทางกลับกันหากเกิดโครงสร้างเพิร์ลไลต์ที่อุณหภูมิใกล้กับจุดยูเทคตอยจะทำให้ได้โครงสร้างเพิร์ลไลต์แบบหยาบ (coarse pearlite) อย่างไรก็ตามถ้าเกิดที่อุณหภูมิต่ำกว่าจะทำให้ได้โครงสร้างเพิร์ลไลต์แบบละเอียด (fine pearlite) ดังรูปที่ 2.3



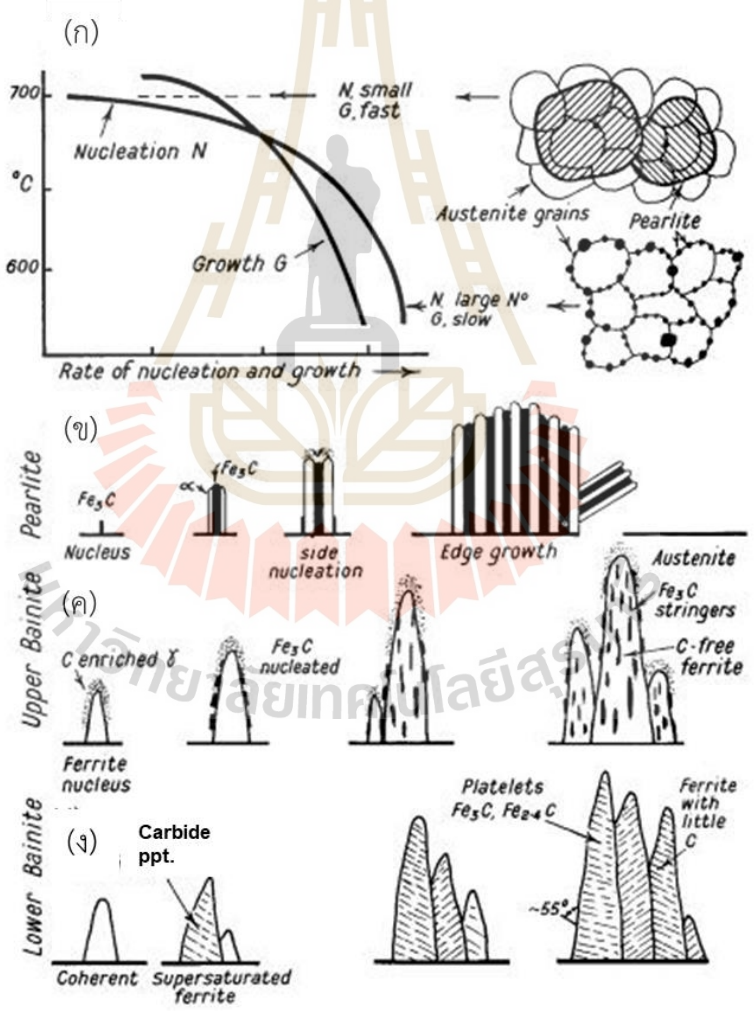
รูปที่ 2.3 โครงสร้างจุลภาคของเพิร์ลไลต์ [33]

นอกจากนี้สำหรับเหล็กกล้าที่มีปริมาณคาร์บอนน้อยกว่าร้อยละ 0.77 โดยน้ำหนัก หรือเรียกว่าเหล็กกล้าไฮโปยูเทคตอยด์ เมื่อเกิดการเปลี่ยนเฟสจะแบ่งออกเป็น 2 กรณี คือ 1. กรณีที่ไม่เกิดปฏิกริยายูเทคตอยด์ คือเหล็กกล้าที่มีคาร์บ์อนต่ำกว่าร้อยละ 0.025 โดยน้ำหนัก เมื่อเกิดการเย็นตัวจะทำให้เกิดเฟสเฟอร์ไรต์ทั้งหมด และ 2. กรณีที่เกิดปฏิกิริยายูเทคตอย คือ เหล็กกล้าที่มีคาร์บอนอยู่ในช่วงร้อยละ 0.025 – 0.077 เมื่อเหล็กกล้าถูกให้ความร้อนที่สูงกว่าเส้น A_1 และเกิดเป็นออสเทนไนต์ทั้งหมด ในขณะเย็นตัวลงจนอุณหภูมิผ่าน A_3 ทำให้เกิดเฟอร์ไรต์ที่บริเวณขอบเกรน เมื่อผ่านอุณหภูมิยูเทคตอยออสเทนไนต์จะเปลี่ยนเป็นเฟอร์ไรต์เราเรียกเฟอร์ไรต์ชนิดนี้ว่า โปรยูเทคตอยเฟอร์ไรต์ (proeutectoid Ferrite) หากในกรณีสำหรับเหล็กกล้าที่มีคาร์บอนมากกว่าร้อยละ 0.77 โดยน้ำหนัก เมื่ออุณหภูมิเย็นตัวลงผ่าน A_{cm} ทำให้เกิดซีเมนไทต์บริเวณขอบเกรนจนกระทั่งเย็นตัวจนถึง A_1 ออสเทนไนต์ที่หลงเหลืออยู่จะเกิดปฏิกริยายูเทคตอย จึงทำให้เราได้โครงสร้างที่ประกอบด้วย โปรยูเทคตอย ซีเมนไทต์และเพิร์ลไลต์

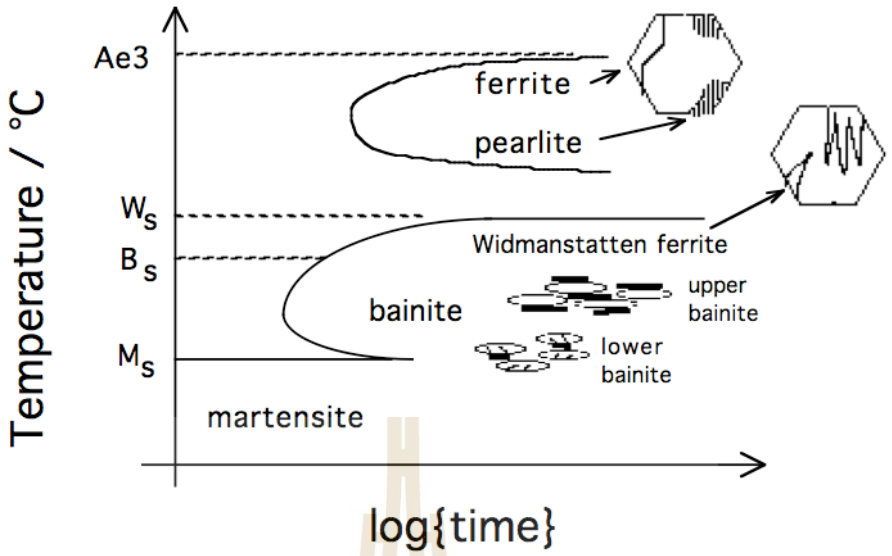
2.4.2 การเปลี่ยนแปลงเฟสเป็นเบนไนต์

เบนไนต์เป็นโครงสร้างที่เกิดจากออสเทนไนต์แตกตัวภายใต้อัตราการเย็นตัวที่เร็วกว่าการเกิดเพิร์ลไลต์ โดยทั่วไปการเกิดเบนไนต์ต้องอาศัยการเปลี่ยนเฟสที่อุณหภูมิคงที่ หรือการทำโลหะให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วจนถึงอุณหภูมิช่วงที่ทำให้เกิดเบนไนต์และคงอุณหภูมิให้คงที่ (isothermal) โดนแสดงดังรูปการเปลี่ยนแปลงเฟสที่อุณหภูมิคงที่เทียบกับเวลา (time-temperature transformation diagram: TTT diagram) ดังรูปที่ 2.4 กลไกการเกิดเบนไนต์โดยทั่วไปมีลักษณะ

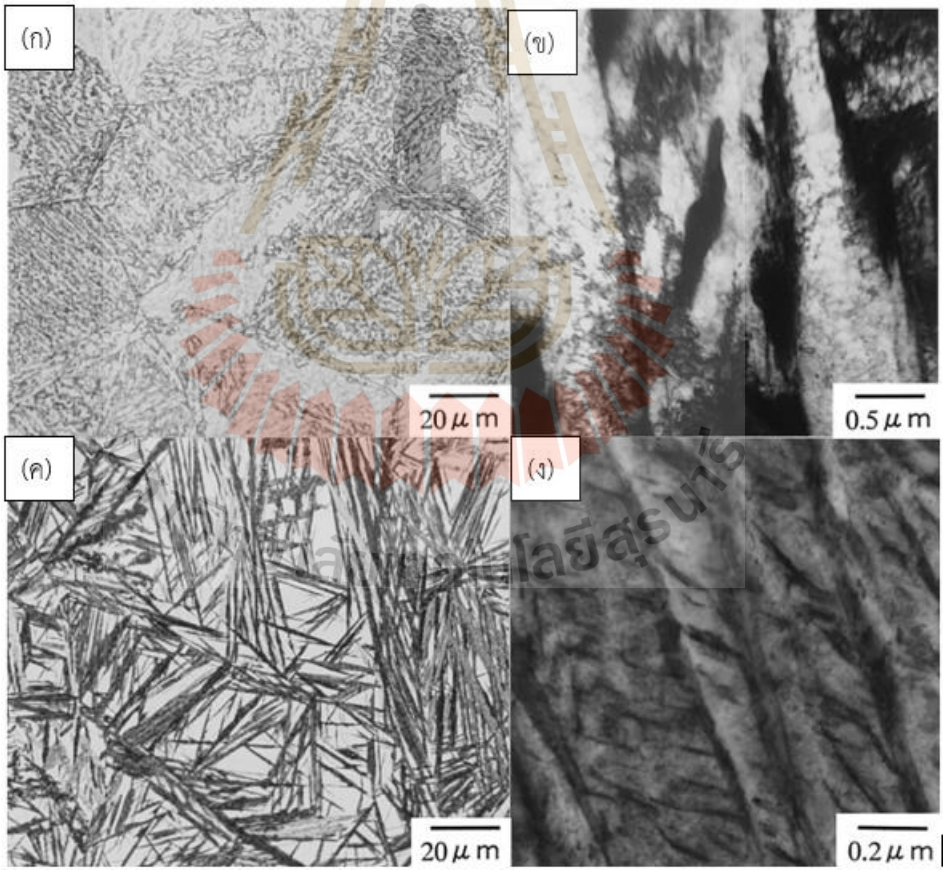
คล้ายกับเพิร์ลไลต์ คือ เกิดนิวเคลียสและมีการขยายตัวของนิวเคลียส ซึ่งแตกต่างกันที่เฟอร์ไรต์ในกระบวนการเกิดเบนไนต์นั้นจะเกิดขึ้นก่อน จากนั้นจะเฟอร์ไรต์จะมีลักษณะคล้ายเข็มยื่นเข้าสู่ศูนย์กลางเกรนของออสเทนไนต์ ในขณะเดียวกันเฟอร์ไรต์จะขยายตัวและเกิดการแบ่งคาร์บอนส่วนเกินไปที่ขอบด้านข้าง จึงเกิดบริเวณที่มีความเข้มข้นของคาร์บอนสูงด้านข้างของเฟอร์ไรต์จนกระทั่งมีความเข้มข้นสูงถึงร้อยละ 6.67 จะเกิดแถบของซีเมนไทต์ขึ้น และเมื่อเกิดการขยายตัวมากยิ่งขึ้น จะการเกิดแถบซีเมนไทต์ถัดออกไปเรื่อย ๆ โดยทั่วไปเบนไนต์ที่เกิดขึ้นแบ่งออกเป็นสองชนิด ดังรูปที่ 2.5 คือ อัปเปอร์เบนไนต์ คือโครงสร้างเบนไนต์ที่เกิดขึ้นในช่วงอุณหภูมิสูง และโลเวอร์เบนไนต์ คือโครงสร้างเบนไนต์ที่เกิดขึ้นในช่วงอุณหภูมิที่ต่ำกว่า ดังรูปที่ 2.6 อย่างไรก็ตาม โลเวอร์เบนไนต์ที่เกิดขึ้นมีลักษณะเป็นแผ่น (plate) ที่มีลักษณะคล้ายกับมาร์เทนไซต์



รูปที่ 2.4 (ก) อัตราการเกิดนิวคลีเอชันและการเติบโตของคาร์ไบด์ที่อุณหภูมิต่าง ๆ (ข) แผนภาพการเกิดเพิร์ลไลต์ (ค) แผนภาพการเกิดอัปเปอร์เบนไนต์ และ (ง) แผนภาพการเกิดโลเวอร์เบนไนต์ [34]



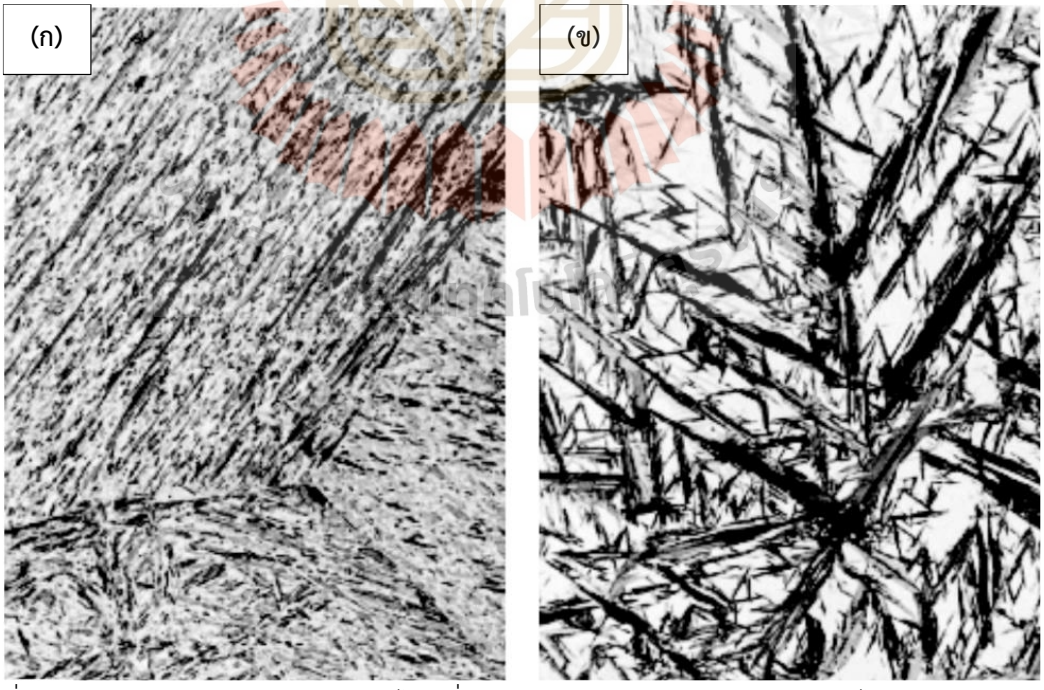
รูปที่ 2.5 แผนภาพอุณหภูมิคงที่เทียบกับเวลา [33]



รูปที่ 2.6 รูปถ่ายโครงสร้างจุลภาค (ก) โครงสร้างจุลภาคของของอัปเปอร์เบนไนต์ (ข) รูปถ่าย TEM ของอัปเปอร์เบนไนต์ (ค) โครงสร้างจุลภาคโลเวอร์เบนไนต์ และ (ง) รูปถ่าย TEM ของโลเวอร์เบนไนต์ [35]

2.4.3 การเปลี่ยนแปลงเฟสเป็นมาร์เทนไซต์

มาร์เทนไซต์เป็นโครงสร้างที่เกิดจากการเย็นตัวลงอย่างรวดเร็วของออสเทนไนต์ด้วยการชุบน้ำหรือน้ำเกลือ โดยเรียกโครงสร้างนี้ตามชื่อผู้ที่ค้นคว้าคือ A. Marten เนื่องจากการทำให้ออสเทนไนต์เย็นตัวลงอย่างรวดเร็วทำให้อะตอมของคาร์บอนไม่มีเวลาเพียงพอที่จะเคลื่อนที่หรือแพร่นำมาซึ่งเกิดการจัดเรียงตัวของอะตอมของเหล็กที่บิดเบี้ยว (Deformation) เมื่อโครงสร้างผลึกของออสเทนไนต์คือ FCC (face centered cubic) เกิดการเย็นตัวเกิดการเปลี่ยนแปลงเป็นเฟอร์ไรต์ที่มีโครงสร้างผลึกเป็น BCC (body centered cubic) ไม่ได้ โดยขณะนั้นมีคาร์บอนปริมาณมากกว่าที่เฟอร์ไรต์ควรจะเป็นแทรกอยู่จึงเกิดเป็นโครงสร้างผลึกที่เรียกว่า BCT (Body centered tetragonal) ด้วยปริมาณคาร์บอนที่สูงและเกิดดิสโลเคชันจำนวนมากขณะเย็นตัว จึงทำให้มาร์เทนไซต์เป็นโครงสร้างที่มีความแข็งสูง อย่างไรก็ตามมาร์เทนไซต์ถูกเรียกว่าเป็นโครงสร้างที่ไม่เสถียรหรือไม่สมดุลเนื่องจากร้อยละของคาร์บอนภายในมีมีค่ามากกว่าปริมาณคาร์บอนสูงสุดของเฟอร์ไรต์ ปริมาณร้อยละความเข้มข้นของคาร์บอนถือเป็นปัจจัยสำคัญที่ส่งผลต่อความแข็งของมาร์เทนไซต์ในเหล็กกล้าที่มีปริมาณคาร์บอนต่ำกว่าร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก มาร์เทนไซต์ที่เกิดขึ้นจะมีลักษณะเป็นระแนง (lath martensite) แต่หากมีปริมาณคาร์บอนสูงกว่าร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก มาร์เทนไซต์ที่เกิดขึ้นจะมีลักษณะเป็นแผ่น (plate martensite) อย่างไรก็ตามหากเหล็กกล้ามีปริมาณคาร์บอนอยู่ระหว่างร้อยละ 0.6 – 1.0 โดยน้ำหนัก จะพบโครงสร้างมาร์เทนไซต์ทั้งสองชนิดผสมกัน ดังรูปที่ 2.7



รูปที่ 2.7 โครงสร้างจุลภาคของมาร์เทนไซต์ที่มีลักษณะต่างกัน (ก) ระแนงมาร์เทนไซต์ (lath martensite) และ (ข) แผ่นมาร์เทนไซต์ (plate martensite) [36]

2.5 อิทธิพลของธาตุผสมในเหล็กกล้า

โดยทั่วไปแล้วการเติมธาตุผสมลงในเหล็กกล้ามีจุดมุ่งหมายเพื่อการปรับปรุงคุณสมบัติต่าง ๆ เพื่อให้สามารถนำเหล็กกล้าชนิดนั้นไปใช้งานได้ตามวัตถุประสงค์ที่ต้องการ อย่างไรก็ตามการเติมธาตุผสมต่าง ๆ ต้องคำนึงถึงค่าใช้จ่ายที่สูงขึ้นเช่นกัน ธาตุผสมที่ใช้ในเหล็กกล้าอย่างเหมาะสม ส่งผลต่อเหล็กกล้าแตกต่างกันออกไป [37, 38]

คาร์บอน (Carbon: C) เป็นธาตุที่เป็นปัจจัยสำคัญที่สุดที่ต้องมีในเหล็ก สามารถรวมตัวกับเหล็กและธาตุผสมอื่น ๆ ก่อให้เกิดสารประกอบคาร์ไบด์ ซึ่งจะช่วยเพิ่มสมบัติต่าง ๆ ของเหล็กกล้า เช่น ความแข็ง ความต้านทานต่อการสึกหรอ เป็นต้น คาร์บอนถูกจำแนกเป็นธาตุที่สามารถเพิ่มเสถียรภาพให้กับออสเทนไนต์ แต่เมื่อปริมาณคาร์บอนที่สูงเกินไปจะก่อให้เกิดการลดลงของความยืดหยุ่นอันเนื่องมาจากสายละลายของแข็งที่เกิดขึ้น

แมงกานีส (Manganese: Mn) เป็นหนึ่งในธาตุที่สามารถรวมกับคาร์บอนและก่อให้เกิดคาร์ไบด์ได้ ช่วยทำให้จุดยูเทคตอยด์ของปริมาณคาร์บอนและอุณหภูมิที่ต่ำลง ทำให้เกิดเพิร์ลไลต์มากขึ้นและเฟอร์ไรต์ลดลง เกรนละเอียดขึ้น เพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง เพิ่มความแข็งแรงและความแข็ง ในทางกลับกันความเหนียวจะลดลง โดยทั่วไปแมงกานีสจะแยกตัวอยู่ตามขอบเกรน (Grain boundary)

นิกเกิล (Nickle: Ni) เป็นธาตุในกลุ่มที่ช่วยเพิ่มความเสถียรให้แก่ออสเทนไนต์ ไม่สามารถรวมกับคาร์บอนเกิดเป็นคาร์ไบด์ได้ ช่วยทำให้จุดยูเทคตอยด์ของปริมาณคาร์บอนและอุณหภูมิลดต่ำลงส่งผลต่อการเกิดเพิร์ลไลต์มากขึ้นและเฟอร์ไรต์ลดลง จุดเด่นสำคัญของนิกเกิลคือการทำให้ความแข็งแรงและความแข็งเพิ่มขึ้น โดยไม่ทำให้ความเหนียวลดลง

โครเมียม (Chromium: Cr) เป็นธาตุอยู่ในกลุ่มเพิ่มเสถียรภาพของเฟอร์ไรต์ สามารถรวมกับคาร์บอนให้คาร์ไบด์ที่มีเสถียรภาพสูง ทำให้จุดยูเทคตอยด์ของปริมาณคาร์บอนลดลงและอุณหภูมิ ณ จุดยูเทคตอยสูงขึ้น เพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง เมื่อผสมโครเมียมในปริมาณร้อยละ 30 – 60 จะทำให้โครงสร้างส่วนเฟอร์ไรต์เปราะ แต่ความต้านทานต่อการกัดกร่อนเพิ่มขึ้น

โมลิบดีนัม (Molybdenum: Mo) เป็นธาตุอยู่ในกลุ่มเพิ่มสเถียรภาพให้เฟอร์ไรต์เช่นเดียวกับโครเมียม และรวมกับคาร์บอนก่อให้เกิดคาร์ไบด์ได้ดี ลดปริมาณของคาร์บอนและเพิ่มอุณหภูมิ ณ จุดยูเทคตอย เพิ่มความสามารถในการชุบแข็งเมื่อผสมโมลิบดีนัมไม่เกินร้อยละ 1.0 หากผสมมากขึ้นจะทำให้ความสามารถในการชุบแข็งลดลง

ซิลิคอน (Silicon: Si) เป็นธาตุที่ไม่รวมกับคาร์บอน แต่จะรวมกับเหล็กกล้าได้ดีกว่า ซิลิคอนจัดเป็นธาตุผสมที่ช่วยเพิ่มเสถียรภาพให้เฟอร์ไรต์ เพิ่มความแข็งแรงให้เฟอร์ไรต์โดยความเหนียวลดลงไม่มาก ขณะเดียวกันยังช่วยเพิ่มเสถียรภาพให้มาร์เทนไซต์ แต่การผสมซิลิคอนในปริมาณที่สูงอาจส่งผลต่อประสิทธิภาพด้านการเชื่อมให้ลดลง เนื่องจากซิลิคอนเป็นธาตุที่สามารถรวมกับออกซิเจนได้ง่าย

2.5.1 อิทธิพลของธาตุที่ส่งผลต่อเฟอร์ไรต์

ธาตุผสมส่วนใหญ่สามารถละลายได้ดีในเฟอร์ไรต์ โดยเฉพาะธาตุในกลุ่มเสถียรภาพเฟอร์ไรต์ จะยิ่งละลายได้มาก ผลจากการละลายของธาตุในเหล็กเฟอร์ไรต์จะทำให้มีการเปลี่ยนแปลงสมบัติเชิงกลของเหล็ก เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าส่วนใหญ่จะประกอบด้วยเฟอร์ไรต์ ดังนั้นเมื่อเฟอร์ไรต์มีการเปลี่ยนแปลงจึงทำให้สมบัติโดยรวมของเหล็กกล้าเปลี่ยนแปลงไปเช่นกัน

2.5.2 อิทธิพลของธาตุที่ส่งผลต่อออสเทนไนต์

ออสเทนไนต์เป็นเฟสที่สำคัญต่อการอบชุบเหล็กกล้า เพราะสมบัติของเหล็กภายหลังการอบชุบนั้นจะขึ้นอยู่กับคุณลักษณะของออสเทนไนต์ เช่น ขนาดของเกรน ความสม่ำเสมอรูปร่างออสเทนไนต์ เป็นต้น ธาตุผสมต่าง ๆ ในเหล็กส่งผลต่อออสเทนไนต์หลายประการ เช่น ทำให้ขนาดพื้นที่ของออสเทนไนต์แคบลง จุดยูเทคตอยด์และอุณหภูมิยูเทคตอยด์เปลี่ยนแปลง เป็นต้น ซึ่งเกิดจากการที่มีอะตอมธาตุต่าง ๆ ในเหล็กละลายเข้าไปแทรกอยู่ตามที่ว่างภายในแลตติช (Lattice) ทำให้พื้นที่ว่างสำหรับคาร์บอนมีน้อยลง เป็นเหตุที่ไปจำกัดพื้นที่ของออสเทนไนต์ให้แคบลง จุดที่อัตราการละลายของคาร์บอนสูงสุดจะลดลงเมื่อปริมาณของธาตุผสมในเหล็กเพิ่มขึ้น นอกจากนี้ปริมาณคาร์บอนที่จุดยูเทคตอยจะเปลี่ยนแปลงตามปริมาณของธาตุที่เพิ่มขึ้นเช่นกัน

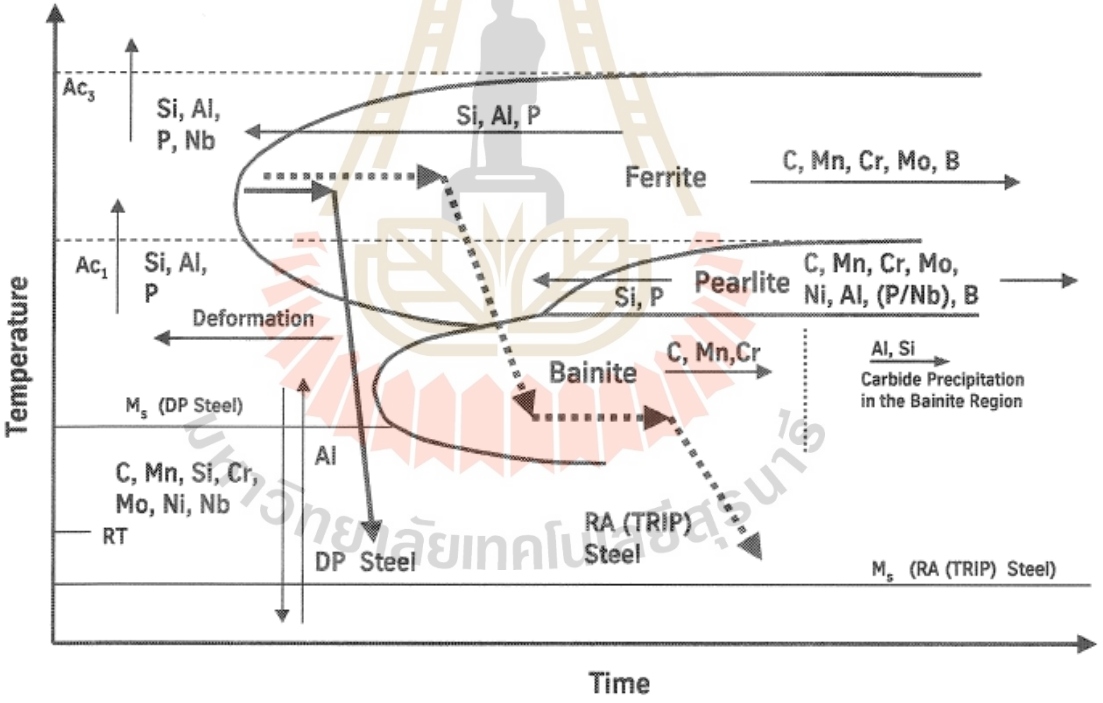
นิกเกิลและแมงกานีสเป็นธาตุที่อยู่ในกลุ่มช่วยเพิ่มเสถียรภาพให้ออสเทนไนต์ โดยที่แมงกานีสสามารถรวมกับคาร์บอนก่อให้เกิดสารประกอบคาร์ไบด์ได้และมีผลต่อการลดอุณหภูมิของจุดยูเทคตอยและลดปริมาณคาร์บอนที่จุดยูเทคตอยให้น้อยลง อย่างไรก็ตามปริมาณของนิกเกิลและแมงกานีสที่เพิ่มขึ้น มิได้ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงพื้นที่ของออสเทนไนต์มากนัก

โครเมียมเป็นธาตุที่อยู่ในกลุ่มเพิ่มเสถียรภาพของเฟอร์ไรต์ และสามารถรวมกับคาร์บอนทำให้เกิดคาร์ไบด์ได้ดี โครเมียมทำให้พื้นที่เขตของออสเทนไนต์แคบลง โดยมีบทบาทเพิ่มอุณหภูมิที่จุดยูเทคตอย ลดปริมาณคาร์บอนที่จุดยูเทคตอย และจุดที่คาร์บอนสามารถละลายสูงที่สุดในเหล็กจะลดลงอีกด้วย ขณะเดียวกันเส้นแบ่งพื้นที่ของออสเทนไนต์กับเหล็กลอมเหลว (A_4) ก็ลดลงเช่นกัน

โมลิบดีนัมเป็นธาตุในกลุ่มเพิ่มเสถียรภาพเฟอร์ไรต์ โดยจะชะลอการเปลี่ยนแปลงออสเทนไนต์ไปเป็นเพิร์ลไลต์ในระหว่างการเย็นตัว ซึ่งอาจนำไปสู่การเกิดปริมาณเฟอร์ไรต์ที่มากขึ้น นอกจากนี้ยังสามารถรวมกับคาร์บอนก่อให้เกิดคาร์ไบด์ได้ดีจึงมีสมบัติคล้ายกับโครเมียม

2.5.3 บทบาทของธาตุผสมที่มีอิทธิพลต่อการเกิดคาร์ไบด์

ธาตุผสมที่สามารถรวมกับคาร์บอนและก่อให้เกิดคาร์ไบด์ชนิดต่าง ๆ มีอยู่หลายธาตุ ซึ่งแต่ละธาตุจะมีความสามารถในการรวมกับคาร์บอนได้ง่ายหรือยากแตกต่างกัน ขึ้นอยู่กับคุณสมบัติเฉพาะที่จะรวมกับคาร์บอน (Affinity) โดยมีการจัดอันดับไว้ดังนี้ แมงกานีส โครเมียม ทังสเตน โมลิบดีนัม วาเนเดียม ไททาเนียม เนรูเบียม และแทนทารัม เป็นที่น่าสังเกตว่าธาตุที่สามารถรวมกับคาร์บอนและก่อให้เกิดคาร์ไบด์ทุกตัวจะเป็นธาตุในกลุ่มเพิ่มเสถียรภาพให้กับเฟอร์ไรต์ ยกเว้นเพียงแมงกานีส ขณะเดียวกันมีธาตุผสมที่ไม่สามารถรวมกับคาร์บอนได้ ได้แก่ ซิลิคอน อะลูมิเนียม นิกเกิล คอปเปอร์ และโคบอล



รูปที่ 2.8 รูปอิทธิพลของธาตุผสมที่ส่งผลต่อพฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงเฟส [39]

2.6 กระบวนการทางโลหะวิทยาผง (Powder metallurgy)

โลหะวิทยาผง [1] คือ เป็นรูปแบบการขึ้นรูปชิ้นงานโลหะด้วยการอาศัยกระบวนการเผาผนึก (Sintering) ซึ่งมีความแตกต่างจากกระบวนการขึ้นรูปโลหะโดยทั่วไป ด้วยข้อได้เปรียบเชิงพาณิชย์ เช่น สามารถผลิตได้คุณภาพสูงในปริมาณมาก และสามารถใช้วัตถุดิบได้อย่างคุ้มค่าอย่างที่สุด

จึงทำให้กระบวนการโลหะผงวิทยาเป็นกระบวนการที่มีความคุ้มค่าในการนำไปใช้ในการผลิตชิ้นงานในเชิงพาณิชย์ ทั้งนี้ขั้นตอนที่สำคัญของกระบวนการโลหะผงวิทยาประกอบด้วย 3 ขั้นตอนหลัก คือ การผสมผงโลหะ การอัดขึ้นรูปผงโลหะ และการเผาผนึกผงโลหะ มีปัจจัยเกี่ยวข้องดังต่อไปนี้

1) การผสมผงโลหะ: ชนิดของผงโลหะ ขนาดของผงโลหะ ชนิดของสารหล่อลื่น เวลา และความเร็ว

2) การอัดขึ้นรูปผงโลหะ: ความดัน ทิศทาง รูปร่างชิ้นงาน และชนิดแม่พิมพ์

3) การเผาผนึกผงโลหะ: เวลา อุณหภูมิ ความดัน บรรยากาศ และชนิดของเตา

2.6.1 การผสมผงโลหะ

เป็นขั้นตอนที่มีต้องระมัดระวังเป็นอย่างยิ่ง โดยมีข้อควรระหว่างดังนี้

1) ห้ามใช้ผงโลหะที่ผ่านการขนสั่งหรือเคลื่อนย้าย โดยไม่ได้ทำการผสมใหม่

2) ระมัดระวังในการเคลื่อนย้ายผงโลหะที่ผสมเสร็จแล้ว หลีกเลี่ยงการทำให้เกิดการสั่นสะเทือนก่อนนำไปใช้งาน

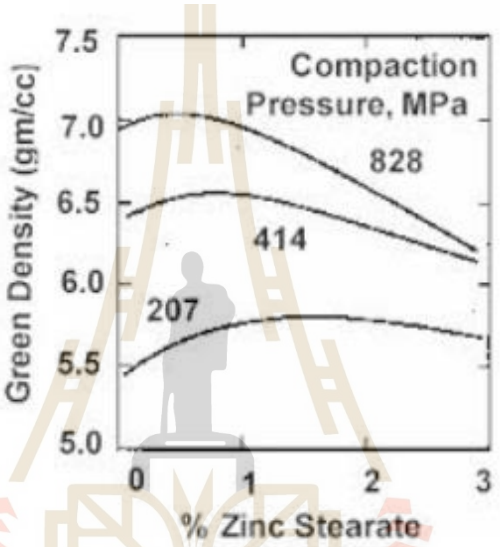
3) ในการนำไปใช้ห้ามให้ผงโลหะผ่านกระบวนการป้อนผงโลหะใด ๆ ที่มีการตกอย่างอิสระ เนื่องจากผงโลหะขนาดเล็กและขนาดใหญ่มีความเร็วการตกไม่เท่ากันนำมาซึ่งการแยกขนาดกันภายหลังการตก

สารหล่อลื่น (lubricant) การเติมสารหล่อลื่น เพื่อต้องการลดความเสียดทานระหว่างอนุภาคและลดแรงเสียดทานระหว่างอนุภาคและผนังแม่พิมพ์ โดยมากเป็นสารประกอบจำพวก stearate ของ Al Zn Li Mg หรือ Ca สารประกอบ stearate มีสายโซ่ของโมเลกุลยาว 12 – 22 อะตอมคาร์บอน ซึ่งมีจุดหลอมเหลวต่ำทำให้กำจัดได้ง่าย นอกจากสารประกอบ stearate สารหล่อลื่นที่นิยมเติมลงในการขึ้นรูปผงโลหะได้แก่ wax และ cellulose เป็นต้น

อิทธิพลของการเติมซิงค์สเตียเรทในผงเหล็กที่มีรูพรุนดังรูปที่ 2.9 เห็นได้ว่าเมื่อเติมซิงค์สเตียเรทเพิ่มทำให้ความหนาแน่นกรีน (green density) ลดลงที่แรงดันในการอัดเท่ากัน ทั้งนี้เนื่องจากซิงค์สเตียเรทมีความหนาแน่นน้อยเข้าไปแทรกตัวอยู่ในชิ้นงานจึงทำให้ความหนาแน่นกรีนต่ำลง อีกทั้งส่งผลกับความแข็งแรงกรีน เนื่องจากมีปริมาณรูพรุนเพิ่มขึ้น ดังนั้นการเติมสารหล่อลื่นมากเกินไปทำให้ความหนาแน่นและความแข็งแรงของชิ้นงานต่ำลงได้เช่นกัน

ตารางที่ 2.1 สมบัติของสารหล่อลื่นประเภท Stearate [40-41]

Name	Oxide	A mount of oxide, %	Softening temp. ℃	Melting temp. ℃	Density (g/cm^3)
Zn Stearate	ZnO	14	100-120	130	1.09
Ca Stearate	CaO	9	115-120	160	1.03
Li stearate	Li_2O	5	195-200	220	1.01



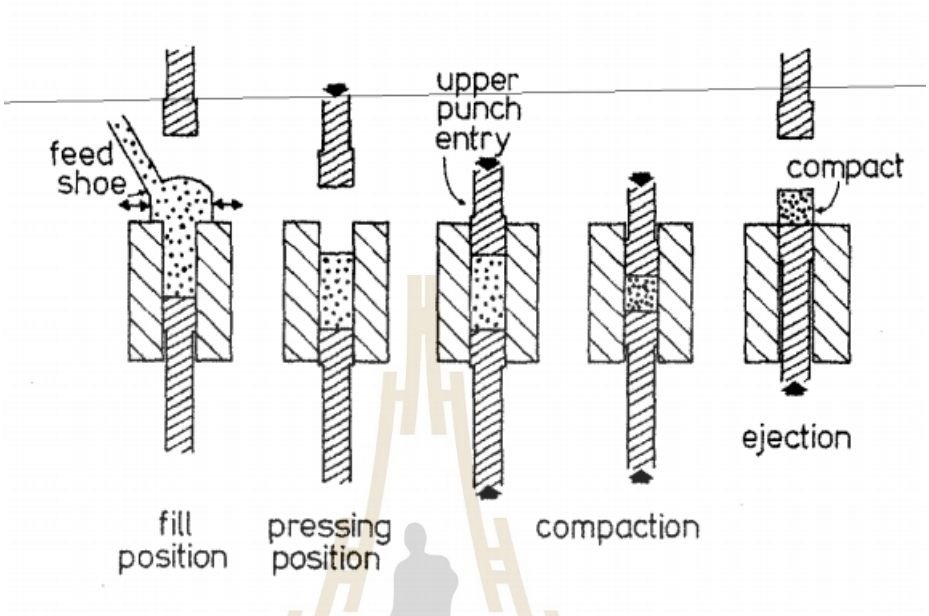
รูปที่ 2.9 อิทธิพลของสารหล่อลื่นซิงค์สเตียเรทต่อความหนาแน่นกรีนด้วยแรงดันการอัดที่แตกต่างกัน [1]

2.6.2 การอัดขึ้นรูปผงโลหะ (powder compaction)

การอัดขึ้นรูปผงโลหะเป็นการใช้แรงจากภายนอกบีบอัดผงโลหะเพื่อให้มีความหนาแน่นมากขึ้น ทำให้ผงโลหะอยู่ในรูปทรงและขนาดตามต้องการ การอัดขึ้นรูปมีหลายวิธี โดยมีตัวแปรที่สำคัญคือ ความหนาแน่น เนื่องจากความหนาแน่นเป็นตัวกำหนดคุณภาพและสมบัติต่าง ๆ ของชิ้นงานที่ได้

การอัดขึ้นรูปแบบตามแนวแกน (axial die pressing) โดยทั่วไปประกอบด้วย อัปเปอร์พันช์ (upper punch) และ โลเวอร์พันช์ (lower punch) ทำหน้าที่อัดแรงดันเข้าผงโลหะ และแม่พิมพ์ (die) ทำหน้าที่เป็นตัวกำหนดรูปร่างของชิ้นงานที่ต้องการ ดังรูปที่ 2.10 โดยมีขั้นตอนการอัดขึ้นรูปต่อไปนี้ 1. ทำการเติมผงโลหะเข้าไปภายในแม่พิมพ์ที่อยู่ระหว่างพันช์ทั้งสอง 2. จากนั้นอัปเปอร์พันช์จะถูกนำเข้าไปภายในแม่พิมพ์ 3. ทำการอัดแรงดันจากทั้งส่วนบนและส่วนล่าง โดยเป็น

การให้แรงดันจากสองทิศทางหรือบางกรณีใช้การอัดจากทางด้านเดียว 4. โลเวอร์พันช์ทำการดันชิ้นงานที่อัดแล้วออกจากแม่พิมพ์



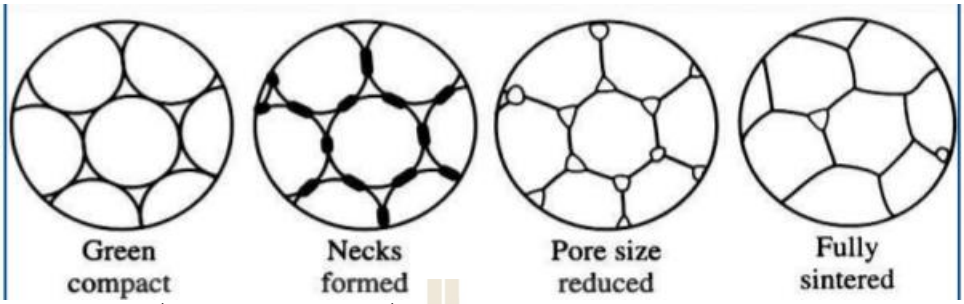
รูปที่ 2.10 ขั้นตอนการอัดขึ้นรูปชิ้นงานโลหะผงการอัดขึ้นรูปตามแนวแกน (Axial die pressing) [1]

2.6.3 กระบวนการเผาผนึก (Sintering)

การเผาผนึกเป็นกระบวนการเพิ่มความแข็งแรงของชิ้นงานภายหลังการอัดผงโลหะให้ได้รูปชิ้นงานตามต้องการ โดยอาศัยกระบวนการให้ความร้อนกับชิ้นงานผงโลหะทำให้เกิดการแพร่ของอะตอมระหว่างอนุภาคของผงโลหะ ส่งผลให้เกิดการผนึกตัวกันระหว่างผงโลหะ ทั้งนี้อุณหภูมิที่ก่อให้เกิดการผนึกตัวกันของผงโลหะแต่ละชนิดมีความแตกต่างกัน โดยทั่วไปมักใช้อุณหภูมิที่มากกว่าครึ่งหนึ่งของจุดหลอมเหลวสัมบูรณ์ (absolute melting temperature) $0.5T_m > T_{sintering} > T_m$ ของโลหะชนิดดังกล่าว

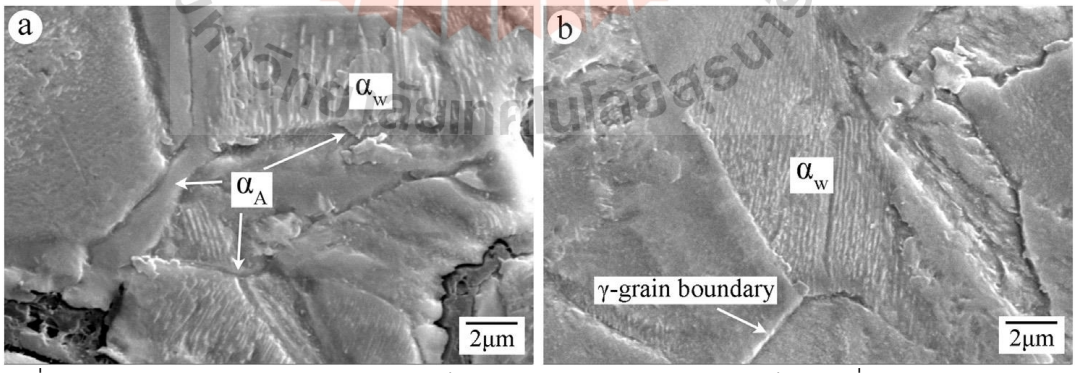
กลไกของการเผาผนึก (sintering mechanism) เมื่อโลหะถูกทำให้มีขนาดเล็กลงจนกระทั่งมีเส้นผ่านศูนย์กลางอยู่ในระดับไมโครเมตร หรือโลหะในรูปผงจะมีอัตราส่วนพื้นที่ผิวต่อปริมาตรสูง เมื่อทำการเผาผนึกผงโลหะจะพยายามลดพื้นที่ผิวลงเพื่อทำให้เกิดความเสถียร โดยการผนึกตัวกันระหว่างผงโลหะซึ่งหากให้ชิ้นงานเป็นระบบ ขณะเกิดการผนึกของผงโลหะจะเกิดการถ่ายเทมวลจากบริเวณต่าง ๆ ไปที่จุดสัมผัสกันระหว่างผงโลหะ เกิดเป็นรอยเชื่อมต่อที่มีขนาดใหญ่ขึ้น กลไกการถ่ายเทมวลอาจเกิดจากการแพร่ในสถานะของแข็ง (solid state diffusion) หรือขณะนั้นมี

เฟสของเหลวอาจเกิดการถ่ายเทมวลจากการไหลด้วยแรงคาพิลารี่ (capillary force) นอกจากนี้มวลบางส่วนอาจกลายเป็นไอและเกิดการควบแน่นบริเวณรอยผนึก



รูปที่ 2.11 ตัวอย่างการเชื่อมติดกันระหว่างกระบวนการเผาผนึก [1]

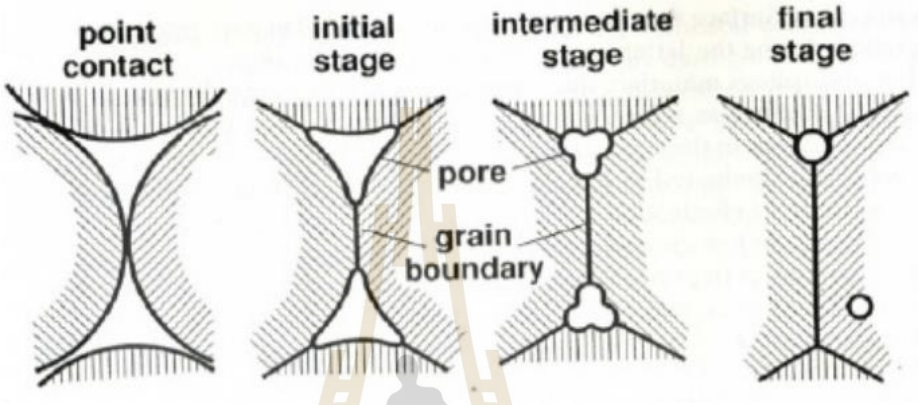
กลไกการถ่ายเทมวลในการเผาผนึก (mass transfer mechanism) เมื่อชิ้นงานถูกทำให้ร้อนจะทำให้ผงโลหะเกิดการเชื่อมต่อกัน กลไกการเผาผนึกได้แก่การลดพลังงานพื้นผิวลงด้วยการลดพื้นที่ผิวภายนอกและพื้นที่ผิวของขอบเกรน (grain boundary) นำมาสู่การเติบโตของเกรน (grain growth) และหากยังทำการให้ความร้อนกับชิ้นงานอย่างต่อเนื่องจะทำให้เกิดการลดปริมาณรูพรุนลดลงเนื่องจากการหดตัวของชิ้นงาน อย่างไรก็ตามสามารถแบ่งการเผาผนึกได้ตามจุดประสงค์ของชิ้นงาน ได้แก่ งานที่เผาผนึกเพื่อต้องการเพิ่มความแข็งแรง ซึ่งต้องการความหนาแน่นสูงโดยต้องมีการออกแบบชิ้นงานก่อนเผาให้มีขนาดใหญ่กว่าชิ้นงานที่ต้องการเพื่อชดเชยการหดตัวที่ จะเกิดขึ้นและชิ้นงานที่ต้องการเพิ่มความแข็งแรงโดยยังคงรักษารูปร่างชิ้นงานไว้ ชิ้นงานชนิดนี้มักเป็นชิ้นงานที่ต้องการความพรุนของชิ้นงานเพื่อนำไปใช้งาน ทั้งนี้เหล็กกล้าถูกจัดเป็นชิ้นงานที่ต้องการเผาผนึกเพื่อเพิ่มความแข็งแรงเป็นอย่างมาก ดังรูปที่ 2.12 แสดงโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าที่ผ่านการเผาผนึก



รูปที่ 2.12 รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของเหล็กกล้าที่ผ่านการเผาผนึก [6]

ยกตัวอย่างกรณีผงโลหะที่มีรูปร่างเป็นทรงกลมมีการสัมผัสกัน เมื่อทำการเผาผนึกจะทำให้ขนาดของรอยเชื่อมต่อใหญ่ขึ้น หากให้เวลาในการเผาผนึกมากพอผงโลหะจะทำการลดพื้นที่ผิวอย่างต่อเนื่อง จนทำให้เกิดรูพรุนที่มีลักษณะโค้งมนขึ้นดังรูปที่ 2.13 ซึ่งหากยังทำการเผา

อย่างต่อเนื่องเป็นระยะเวลาไม่มีจำกัดผงโลหะจะเกิดการรวมตัวกันเป็นผงเดียวที่มีขนาดใหญ่กว่าเดิม $2^{1/3}$ การลดพื้นที่ผิวของผงโลหะสามารถอธิบายได้ด้วยกลไกการถ่ายเทมวลโดยแบ่งตามลักษณะได้แก่ การถ่ายเทมวลบริเวณผิว (surface transport) และการถ่ายเทก้อนมวล (bulk transport) โดยแต่ละลักษณะสามารถจำแนกได้ตามแรงขับเคลื่อน (driving force) ของการถ่ายเทมวล ซึ่งอาจทำให้เกิดการเพิ่มความหนาแน่น (densification) หรือไม่เกิดก็ได้



รูปที่ 2.13 สถานะต่าง ๆ ที่เกิดขึ้นของผงโลหะระหว่างการเผาผนึก [1]

2.6.4 ปัจจัยต่าง ๆ ที่ส่งผลกับชิ้นงานเผาผนึก

ชิ้นงานโลหะที่ถูกผลิตด้วยกระบวนการโลหะผงวิทยาจะมีสมบัติแตกต่างจากกระบวนการดั้งเดิม เนื่องจากรูพรุนที่เกิดขึ้นภายในโครงสร้างจุลภาค ซึ่งส่งผลต่อสมบัติต่าง ๆ ของชิ้นงานโลหะดังกล่าวให้ต่ำลง เช่น สมบัติการนำไฟฟ้า (electrical conductivity) สมบัติเชิงกล (mechanical properties) สมบัติการนำความร้อน (thermal conductivity) เป็นต้น ทั้งนี้สมบัติดังกล่าวขึ้นอยู่กับปริมาณและขนาดของรูพรุนภายในชิ้นงาน ดังนั้นเมื่อชิ้นงานผ่านการเผาผนึกจะช่วยแก้ไขปัญหาดังกล่าวให้ดียิ่งขึ้น เนื่องจากการเผาผนึกจะทำให้ปริมาณรูพรุนลดลงหรือความหนาแน่นเพิ่มขึ้น อย่างไรก็ตามการเผาผนึกมีปัจจัยที่ส่งผลต่อสมบัติดังกล่าวเป็นอย่างมาก ดังนั้นหากสามารถควบคุมหรือเลือกใช้รูปแบบการเผาผนึกที่เหมาะสมจะทำให้ได้รับชิ้นงานที่มีคุณภาพในราคาต้นทุนที่ต่ำ

2.6.4.1 อุณหภูมิและเวลาการเผาผนึก

ปัจจัยสำคัญสำหรับกระบวนการเผาผนึกเป็นอุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการเผาผนึก จากกฎของฟิกส์ (Fick Law's) พบว่าอุณหภูมิและเวลาที่มากขึ้น ทำให้การแพร่เป็นไปได้ดียิ่งขึ้น ที่เวลาเท่ากันเมื่อเราเพิ่มอุณหภูมิให้สูงจะทำให้ได้ความหนาแน่นของชิ้นงานที่มากขึ้น

อย่างไรก็ตามเมื่อเวลาผ่านไปอัตราการเพิ่มของความหนาแน่นจะค่อย ๆ ลดลง อัตราการเพิ่มของความหนาแน่น (ϕ) สามารถคำนวณได้จากสมการ 2.1

$$\phi = [\frac{\rho_s - \rho_g}{\rho_t - \rho_g}] \qquad \textit{สมการที่ 2.1}$$

ϕ *คือ อัตราการเพิ่มขึ้นของความหนาแน่น*

ρ_s *คือ ความหนาแน่นหลังการเผาผนึก*

ρ_t *คือ ความหนาแน่นทางทฤษฎี*

ρ_g *คือ ความหนาแน่นก่อนการเผาผนึก*

สำหรับกระบวนการเผาผนึกแม้ว่าเวลาจะช่วยเพิ่มความหนาแน่นให้กับชิ้นงานในขณะเดียวกันเวลาที่มากขึ้นก็ส่งเสริมให้เกิดการเติบโตของเกรนได้เช่นกัน พฤติกรรมทั้งสองรูปแบบนี้มีความแตกต่างกัน ซึ่งความหนาแน่นจะเพิ่มขึ้นด้วยอัตราที่ช้าลงเรื่อย ๆ ขณะที่ขนาดเกรนจะเพิ่มขึ้นด้วยอัตราเร็วที่เพิ่มขึ้นเมื่อเวลาผ่านไป ดังนั้นสำหรับกระบวนการผลิตชิ้นงานจากผงโลหะในอุตสาหกรรม การเลือกใช้เวลาเผาผนึกที่เหมาะสมและสอดคล้องกับอุณหภูมิจะทำให้ได้รับผลิตภัณฑ์ที่มีความแข็งแรงสูงสุด เนื่องจากต้องควบคุมความสมดุลของความหนาแน่นและขนาดของเกรนจึงควรมีการทดลองเพื่อหาค่าเวลาและอุณหภูมิดังกล่าว เพื่อให้ได้ชิ้นงานที่มีคุณภาพ

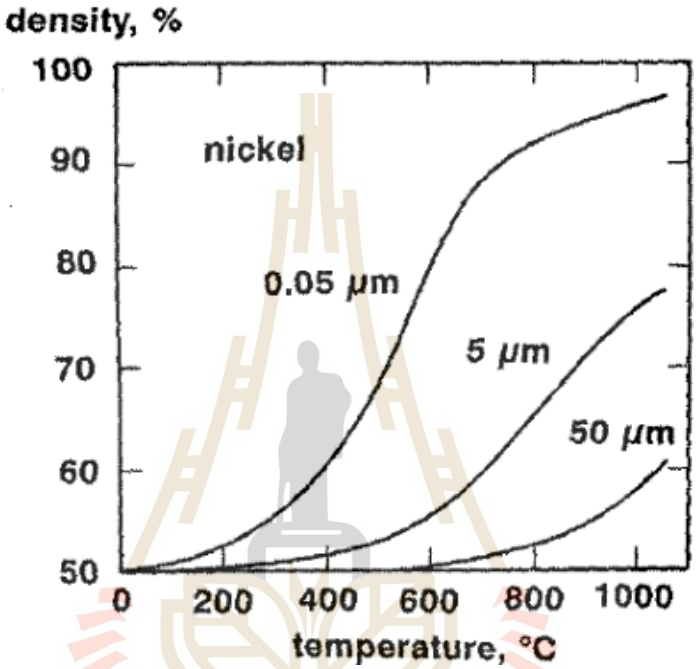
2.6.4.2 แรงดันสำหรับการอัดขึ้นรูป

การอัดขึ้นรูปถือเป็นปัจจัยสำคัญอย่างยิ่งในกระบวนการเผาผนึก เนื่องจากการใช้แรงดันที่เหมาะสมส่งผลโดยตรงกับผลิตภัณฑ์ที่ได้รับหลังกระบวนการเผาผนึก อีกทั้งยังส่งผลทางอ้อมในกรณีของการเสื่อมสภาพของแม่พิมพ์ต่าง ๆ ซึ่งการใช้แรงอัดขึ้นรูปที่มากขึ้นทำให้ผงโลหะที่ถูกอัดเกิดการเสียรูปอย่างถาวรทำให้เกิดพื้นที่ผิวสัมผัสกันมากขึ้นหรือค่า $\frac{X}{D}$ เพิ่มขึ้น ดังนั้นเมื่อเราใช้แรงดันให้การอัดขึ้นรูปมากทำให้ได้อัตราส่วนพื้นที่ผิวสัมผัสมาก กล่าวคือเมื่อทำการเผาผนึกผิวสัมผัสที่มากทำให้มีแนวโน้มที่ได้รับอัตราส่วนผิวสัมผัสที่สูงขึ้นกว่าเดิม นอกจากนี้แรงดันที่อัดขึ้นรูปสูงจะทำให้เกิดการหดตัวของชิ้นงานที่น้อยลงอีกด้วย

2.6.4.3 ขนาดของผงโลหะ

ขนาดของผงโลหะเป็นปัจจัยที่มีอิทธิพลต่อกระบวนการเผาผนึกเป็นอย่างยิ่ง ผงโลหะที่มีขนาดเล็กจะมีพื้นที่ผิวที่สูงกว่า และมีแรงขับสูงกว่า ผงขนาดใหญ่ ทำให้เกิดกลไกการถ่ายเทมวลได้ดีกว่าทำให้ความหนาแน่นเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วหรือใช้เวลาที่น้อยกว่าผงขนาดใหญ่ จากสถานะต่าง ๆ ภายในกระบวนการเผาผนึกพบว่าแรงขับจากผงโลหะมีส่วนสำคัญเป็นอย่าง

ยิ่งในการเกิดกระบวนการเพิ่มความหนาแน่นของชิ้นงานเผาผนึก อีกทั้งยังช่วยควบคุมขนาดของเกรนไม่ให้ใหญ่จนเกินไป ดังนั้นอิทธิพลจากขนาดของผงโลหะส่งผลต่อพฤติกรรมการเผาผนึกเป็นอย่างมาก จากรูปที่ 2.14 จะเห็นว่าผงโลหะที่มีขนาดเล็กยังสามารถเผาผนึกได้ความหนาแน่นสูงแม้ใช้อุณหภูมิต่ำ นอกจากนั้นการใช้ผงขนาดเล็กเมื่ออัดขึ้นรูปจะทำให้เกิดรูพรุนที่มีขนาดเล็กซึ่งส่งผลให้อัตราการเติบโตของเกรนต่ำ



รูปที่ 2.14 อิทธิพลของขนาดผงโลหะต่ออุณหภูมิและความหนาแน่นของผงนิกเกิล [1]

2.6.4.4 ชนิดของผงโลหะ

1) ผงโลหะผสมทางกล (admixing) เป็นผงโลหะที่เกิดจากการผสมผงโลหะบริสุทธิ์และธาตุผสมอื่น ๆ ด้วยการใช้แรงทางกล ซึ่งจะไม่เกิดการแพร่ในระหว่างการผสม ข้อดีของผลโลหะชนิดนี้คือ ง่ายและประหยัดค่าใช้จ่าย สามารถปรับส่วนผสมได้ง่าย ข้อเสียอาจเกิดการแยกตัวในระหว่างการผลิตชิ้นงาน

2) ผงโลหะผสมแบบแพร่ (diffusion alloying) เป็นการผสมผงโลหะด้วยการใช้ความร้อนทำให้ธาตุเกิดการแพร่เข้าสู่ผงโลหะที่ผิว ข้อดีคือมีความสม่ำเสมอและมีการกระจายตัวของโลหะผสมเป็นอย่างดี ข้อเสียเป็นกระบวนการที่ซับซ้อนมีค่าใช้จ่ายสูง

3) ผงโลหะที่มีการผสมล่วงหน้าหรือพรีอัลลอยด์ (pre-alloying) เป็นการผสมธ่าตุผสมล่วงหน้าในกระบวนการผลิตผง ข้อดีคือมีความสม่ำเสมอและคุณสมบัติทางกลยอดเยี่ยม ข้อเสียมีค่าใช้จ่ายสูงเนื่องจากต้องอาศัยการหลอมโลหะก่อนการผลิตและปรับปรุงส่วนผสมเคมีได้ยาก

4) การผสมผงโลหะแบบผสมผสาน (hybrid alloying) เป็นการนำผงโลหะต่างชนิดมาผสมผสานกัน ข้อดีมีความยืดหยุ่นในกระบวนการผลิต ข้อเสีย กระบวนการซับซ้อนและต้องออกแบบส่วนผสมของโลหะให้แม่นยำ

2.6.4.5 ซัพพอร์ต (support)

กระบวนการเผาผนึกชิ้นงานจะถูกวางบนซับพอร์ต โดยทั่วไปมีการวางซ้อนเป็นชั้นเพื่อบรรจุลงในเตาแบบชุด สำหรับตัวซับพอร์ตต้องมีการออกแบบให้ไม่เรียบสนิทเนื่องจากอาจทำให้ชิ้นงานติดกับซับพอร์ตได้ ทั้งนี้วัสดุที่ใช้ทำซับพอร์ตก็เป็นส่วนสำคัญอย่างหนึ่งสำหรับกระบวนการเผาผนึกซึ่งต้องเป็นวัสดุที่สามารถทนความร้อนได้ดีกว่าชิ้นงาน และต้องไม่ทำให้เกิดการปนเปื้อนกับชิ้นงาน ดังนั้นการเลือกใช้ซับพอร์ตที่เหมาะสมกับตัวอย่างชิ้นงานจึงเป็นสิ่งสำคัญ สำหรับงานวิจัยนี้ได้เลือกใช้ซับพอร์ตที่ทำจากแกรไฟต์ (Graphite) เนื่องจากทนความร้อนได้สูงถึง 2,500 °C และสามารถใช้งานได้ดีภายใต้สุญญากาศ [42]

2.6.4.6 บรรยากาศภายในเตาเผาผนึก

ในงานวิจัยนี้ได้เลือกใช้บรรยากาศแบบสุญญากาศในการเผาผนึก โดยมีความดันอยู่ที่ 1.28×10^{-5} เมกะปาสคาล เนื่องจากเหล็กกล้ามีความไวต่อการเกิดปฏิกิริยาสูง ทั้งนี้เนื่องจากเป็นการเผาผนึกภายใต้บรรยากาศความดันต่ำจึงทำให้ธาตุบางชนิดระเหยได้ง่าย ได้แก่ Zn Mg Li Ca Ag และ Al และจากการที่ซับพอร์ตทำจากแกรไฟต์ เมื่อมีปริมาณออกซิเจนหลงเหลือภายในบรรยากาศจะทำให้ทำปฏิกิริยากับแกรไฟต์กลายเป็นคาร์บอนมอนอกไซด์ ซึ่งทำหน้าที่เป็นตัวรีดิวซ์ที่ดี

2.6.5 กระบวนการภายในเตาเผาผนึก

เตาเผาผนึกใช้เพื่อควบคุมอุณหภูมิและเวลาในการเผาผนึกรวมถึงบรรยากาศภายในเตา สำหรับงานวิจัยนี้จะทำการใช้เตารูปแบบชุด (batch) เนื่องจากเตาเผาผนึกรูปแบบชุดสามารถควบคุมแรงดันภายในได้และเป็นการเผาในระบบสุญญากาศ ซึ่งเหมาะกับการเผาผนึกชิ้นงานที่ต้องการความประณีตสูง เพื่อให้ได้คุณภาพที่ดี อย่างไรก็ตามขณะเริ่มทำการเผาผนึกสามารถแบ่งช่วงการเผาผนึกออกเป็น 3 ช่วง ได้แก่ 1. ช่วงก่อนให้ความร้อน (pre-heat zone) 2. ช่วงให้ความร้อน (hot zone) 3. ช่วงการเย็นตัว (cooling zone)

1) ช่วงก่อนการให้ความร้อนเป็นช่วงที่มีอุณหภูมิไม่สูงนัก โดยมีวัตถุประสงค์เพื่อกำจัดสิ่งปนเปื้อน (contaminate) และสารเติมแต่ง-ต่าง ๆ (binder, lubricant) และลดความเสี่ยงการแตกหักเนื่องจากเมื่อเพิ่มความร้อนอย่างรวดเร็วจะทำให้เกิดความเค้นเนื่องจากความร้อน (thermal stress) หรือมีการใช้บรรยากาศแบบรีดัคชัน (reduction) เพื่อลดการเกิดออกไซด์ที่ผิวของชิ้นงาน.

2) ช่วงการให้ความร้อนเป็นช่วงที่ให้ความร้อนจริงและเกิดการเผาผนึกขึ้น ซึ่งอุณหภูมิ เวลา และบรรยากาศจริงที่เราต้องการเผาชิ้นงานจะถูกใช้ในส่วนนี้

3) ช่วงการเย็นตัวเป็นช่วงปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวซึ่งอัตราการเย็นตัวของชิ้นงานจะขึ้นอยู่กับความต้องการของผู้ใช้ ยกตัวอย่างเช่น กรณีเหล็กกล้า การเย็นตัวที่แตกต่างกันทำให้ได้โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าต่างกันเนื่องจากการก่อตัวกันของเฟสต่าง ๆ

2.7 การอบคืนไฟ (tempering)

การอบคืนไฟเป็นกระบวนการทางความร้อนโดยนิยมใช้กับเหล็กกล้าที่ผ่านการชุบแข็ง (hardening) เพื่อช่วยปรับปรุงสมบัติเชิงกลให้ดียิ่งขึ้น โดยมีวัตถุประสงค์หลักคือการปรับความสมดุลระหว่างความแข็งแรงและความเหนียวของชิ้นงาน โดยกระบวนการนี้จะเป็นการให้ความร้อนกับชิ้นงานต่ำกว่าเส้น A_1 และควบคุมอัตราการเย็นตัวให้เหมาะสม [43]

สำหรับเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำและปานกลางภายหลังการชุบแข็งจะปรากฏโครงสร้างจุลภาคของมาร์เทนไซต์ซึ่งมีลักษณะแข็งแต่มีความเปราะสูง เพื่อแก้ไขปัญหานี้ การอบคืนไฟจึงถูกจำมาใช้เพื่อปรับคุณสมบัติของมาร์เทนไซต์ ส่งผลให้ประสิทธิภาพโดยรวมของเหล็กกล้านั้นดีขึ้น การอบคืนไฟมีสามประเภทหลักตามอุณหภูมิและระยะเวลา ดังนี้

1) การอบคืนไฟที่อุณหภูมิต่ำ (low-temperature tempering) คือการให้ความร้อนแก่ชิ้นงานในช่วงอุณหภูมิ 150 – 300 °C มีวัตถุประสงค์เพื่อช่วยลดความเครียดภายในชิ้นงานและความแข็งลดลงเล็กน้อย นิยมใช้กับเครื่องมือตัด งานที่ผ่านการชุบแข็ง และเหล็กกล้าเครื่องมือเย็น

2) การอบคืนไฟที่อุณหภูมิปานกลาง (medium-temperature tempering) คือการให้ความร้อนแก่ชิ้นงานในช่วงอุณหภูมิ 300 – 500 °C มีวัตถุประสงค์เพื่อปรับสมดุลความแข็งแรงและความเหนียว โดยการปรับเปลี่ยนโครงสร้างจุลภาคของเหล็ก

3) การอบคืนไฟที่อุณหภูมิสูง (high-temperature tempering) คือ การให้ความร้อนแก่ชิ้นงานในช่วงอุณหภูมิมากกว่า 500 °C มีวัตถุประสงค์เพื่อปรับโครงสร้างให้มีความเหนียวเพิ่มขึ้นโดยสูญเสียความความแข็งแรงบางส่วน

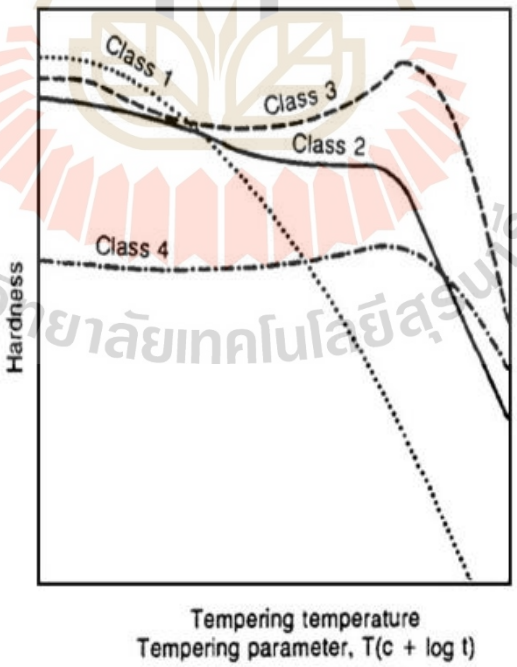
ภายหลังการชุบแข็งทำให้เกิดมาร์เทนไซต์ซึ่งไม่เหมาะจะนำไปใช้งานทันที เนื่องจากมีความเค้นคงค้างสูงจึงต้องนำไปอบคืนไฟ โดยปกติควรพิจารณาจากกราฟแสดงความแข็งเทียบกับอุณหภูมิการอบคืนไฟ ระยะเวลาที่เหมาะสมในการอบคืนไฟเหล็กกล้าโดยทั่วไปจะอยู่ที่ 30 – 45 นาที โดยมีลักษณะของเส้นกราฟความแข็งเทียบกับอุณหภูมิในการอบคืนไฟของเหล็กกล้า 4 ชนิด ดังรูปที่ 2.15

ประเภทที่ 1 พบในเหล็กกล้าคาร์บอนและเหล็กกล้าผสมต่ำ ค่าความแข็งลดลงเมื่ออุณหภูมิการอบคืนไฟสูงขึ้น ในขณะที่ความเหนียวเพิ่มขึ้น

ประเภทที่ 2 เป็นลักษณะที่พบในเหล็กกล้าเครื่องมือประเภทที่มีคาร์บอนปานกลางและมีการเจือธาตุผสมปานกลางถึงสูง โดยธาตุผสมต้านทานการลดลงของความแข็งจากการอบคืนไฟ

ประเภทที่ 3 เป็นลักษณะที่เกิดขึ้นในเหล็กกล้าเครื่องมือเย็นมีปริมาณคาร์บอนปานกลางถึงสูงและมีการเจือธาตุผสมประเภทที่ก่อให้เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ระหว่างการอบคืนไฟในปริมาณที่สูงในระดับหนึ่ง เช่น โมลิบดีนัม โครเมียม วาเนเดียม เป็นต้น โดยภายหลังการชุบแข็งมักหลงเหลือออสเทนไนต์คงค้าง โดยเมื่อมีการอบคืนไฟในช่วงอุณหภูมิ 500 – 600 °C ธาตุผสมเหล่านี้ในออสเทนไนต์จับตัวกับคาร์บอนเกิดเป็นคาร์ไบด์ได้ดี และลดปริมาณคาร์บอนในออสเทนไนต์ ทำให้อุณหภูมิสุดท้ายในการเกิดมาร์เทนไซต์ M_f กลับมาสูงกว่าอุณหภูมิห้อง เมื่อเย็นตัวทำให้เกิดมาร์เทนไซต์ใหม่ขึ้น ค่าความแข็งจึงสูงขึ้นจากทั้งคาร์ไบด์และมาร์เทนไซต์ใหม่ โดยเรียกปรากฏการณ์นี้ว่า การชุบแข็งทุติยภูมิ (secondary hardening)

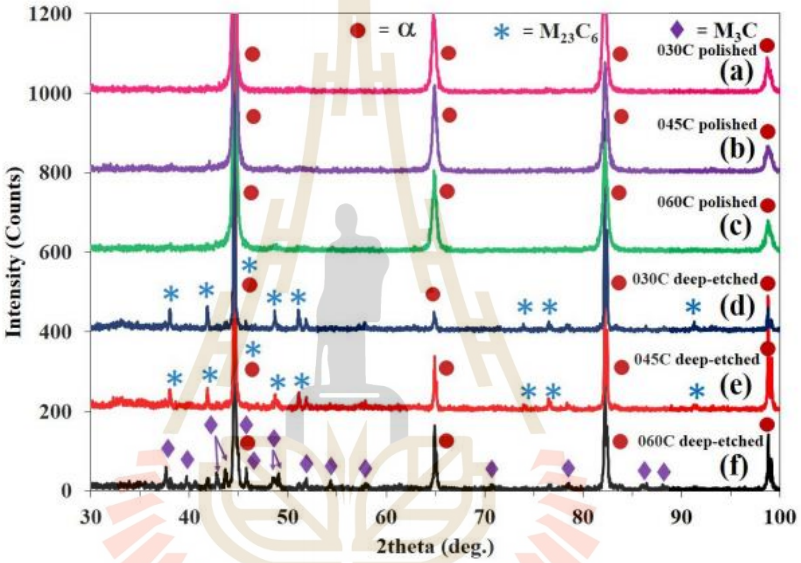
ประเภทที่ 4 มีความคล้ายคลึงกับประเภทที่ 3 แตกต่างกันที่ปริมาณของคาร์บอนที่ต่ำกว่า ทำให้ความแข็งที่เกิดขึ้นภายหลังการอบคืนไฟไม่สูงเท่าประเภทที่ 3



รูปที่ 2.15 การเปรียบเทียบความแข็งกับอุณหภูมิการอบคืนไฟของเหล็กกล้าคาร์บอนและเหล็กกล้าผสม [43]

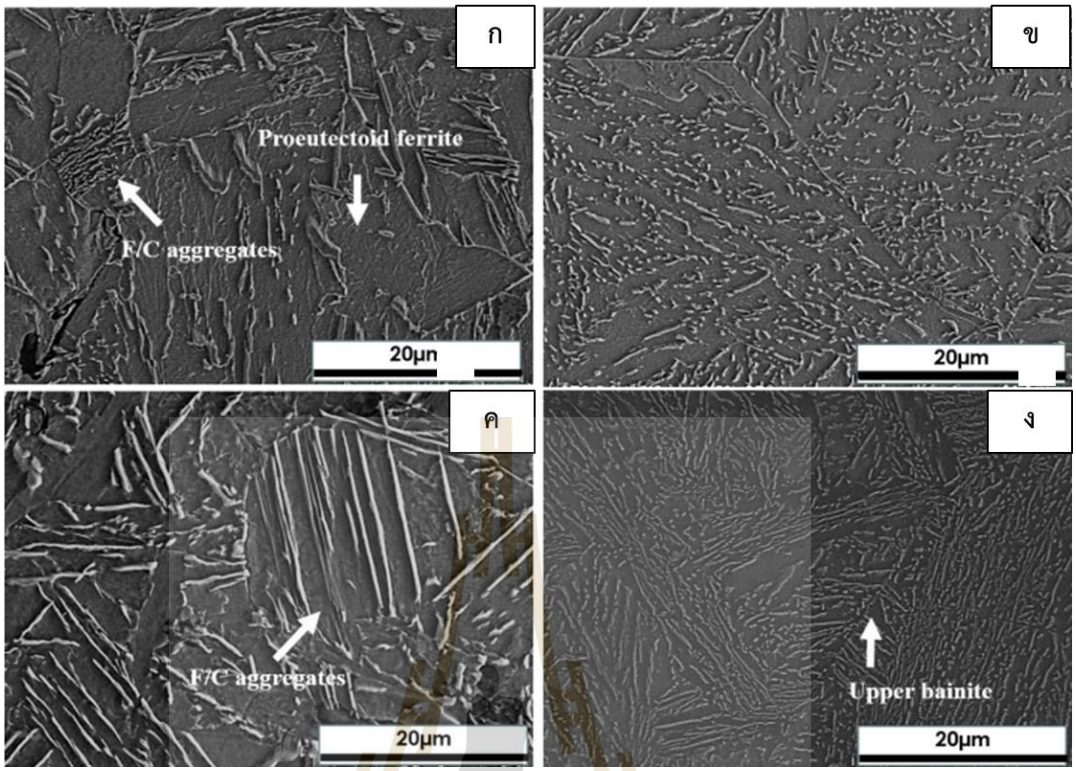
2.8 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ปี 2021 Srijampan และคณะ [17] ได้ศึกษาชนิดคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นในเหล็กกล้าเผาผนึก ATOMET 4001 (Fe-0.50Mo-0.15Mn) เติมด้วยแกรไฟต์ที่ร้อยละ 0.30 0.45 0.60 0.75 0.90 1.05 และ 1.20 โดยน้ำหนัก โดยพบคาร์ไบด์แท่งยาวและคาร์ไบด์คล้ายเข็มที่ปริมาณคาร์บอนร้อยละ 0.30 – 0.60 นอกจากนี้ได้มีการใช้เทคนิคการกัดกรดเชิงลึกเพื่อลดปริมาณของเนื้อเหล็ก (Fe) ที่ปรากฏในผลการทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ ทำให้พบสัญญาณของคาร์ไบด์ชนิดต่าง ๆ ในเหล็กกล้าเผาผนึกได้ชัดเจนยิ่งขึ้น



รูปที่ 2.16 ผลการทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ในเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-0.50Mo-0.15Mn-(0.3-0.6)C [17]

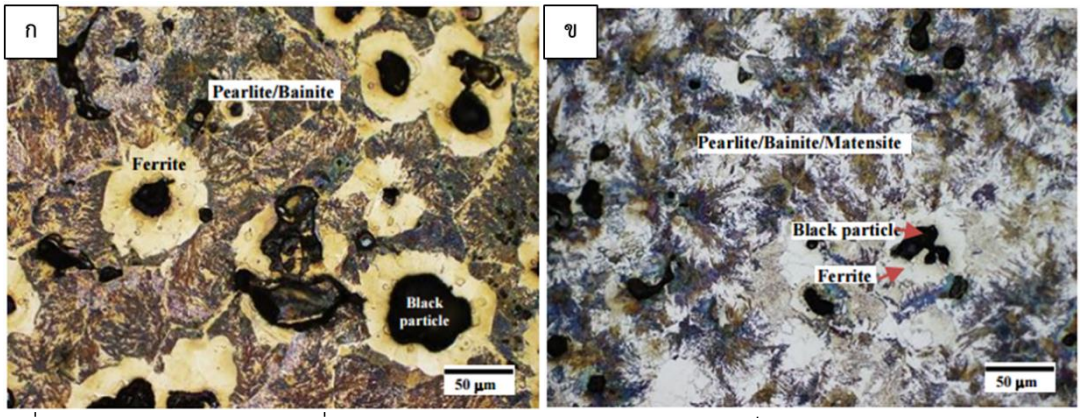
ปี 2021 Wanalerkngam และคณะ [18] ได้ศึกษาอิทธิพลของอัตราการเย็นตัวและความเข้มข้นของคาร์บอนในเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-1.5Mo-xC เผาผนึกที่อุณหภูมิ 1280 °C และใช้อัตราการเย็นตัว 0.1 และ 5.4 °C/s ที่อัตราการเย็นตัวช้าพบเฟอร์ไรต์หลายเหลี่ยมและของผสมเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ที่ปริมาณคาร์บอนร้อยละ 0.3 ขณะที่ปริมาณคาร์บอนร้อยละ 0.75 ของผสมเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์มีความละเอียดขึ้นและไม่ปรากฏเฟอร์ไรต์หลายเหลี่ยม อัตราการเย็นตัวเร็วประกอบด้วยของผสมเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ และมีความละเอียดขึ้นเมื่อปริมาณคาร์บอนเพิ่มขึ้นจนถึงปริมาณคาร์บอนร้อยละ 0.75 โดยน้ำหนัก



รูปที่ 2.17 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายจากกล้อง SEM ของโลหะผสมเผาผนึก Fe-1.50Mo-xC ที่อัตราการเย็นตัวช้า (ก) คาร์บอนร้อยละ 0.45 (ค) คาร์บอนร้อยละ 0.75 ในขณะที่อัตราการเย็นตัวเร็ว (ข) คาร์บอนร้อยละ 0.45 และ (ง) คาร์บอนร้อยละ 0.75 [18]

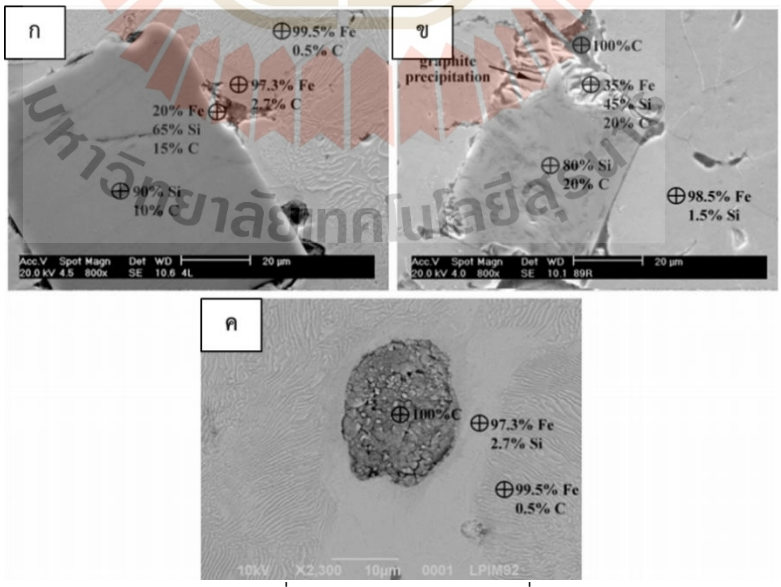
ปี 2015 Kiatdherarat และคณะ [15] ได้ศึกษาเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Cr-Mo-Si-C ด้วยการเติมซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 0.5 1.0 และ 1.5 โดยน้ำหนัก ผสมกับผงโลหะ Astaloy CrM และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1280 °C เป็นเวลา 45 นาที ที่อัตราการเย็นตัว 3 ชนิด คือ 0.12 3.87 และ 5.62 °C/s พบโครงสร้างเบนไนต์ไร้คาร์ไบด์ที่ปริมาณซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 1.0 และ 1.5 โดยน้ำหนักที่อัตราการเย็นตัว 3.87 และ 5.62 °C/s

ปี 2018 Ruangchai และคณะ [44] ได้ศึกษาการเติมซิลิคอนคาร์ไบด์ในเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C โดยใช้ผงโลหะพรีอัลลอยด์ Fe-0.85Mo และ Fe-1.50 ผสมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ร้อยละ 4.0 โดยน้ำหนัก ที่อุณหภูมิ 1250 °C เป็นเวลา 45 นาที เย็นตัวลงภายในเตา พบโครงสร้างคล้ายเหล็กหล่อเหนียว ซึ่งมีลักษณะเฉพาะของโลหะผสมเผาผนึกที่เรียกว่า โครงสร้างตาวัว (bull's eye) ประกอบด้วยอนุภาคสีดำ (black particle) ล้อมรอบด้วยเฟอร์ไรต์และถูกล้อมอีกครั้งด้วยโครงสร้างที่แข็งกว่าคือ เพิร์ตไลต์และเบนไนต์ และด้วยอิทธิพลของปริมาณโมลิบดีนัมที่เพิ่มขึ้นทำให้ปริมาณของเบนไนต์เพิ่มขึ้นจึงทำให้ค่าความแข็งแรงดึงเพิ่มขึ้น

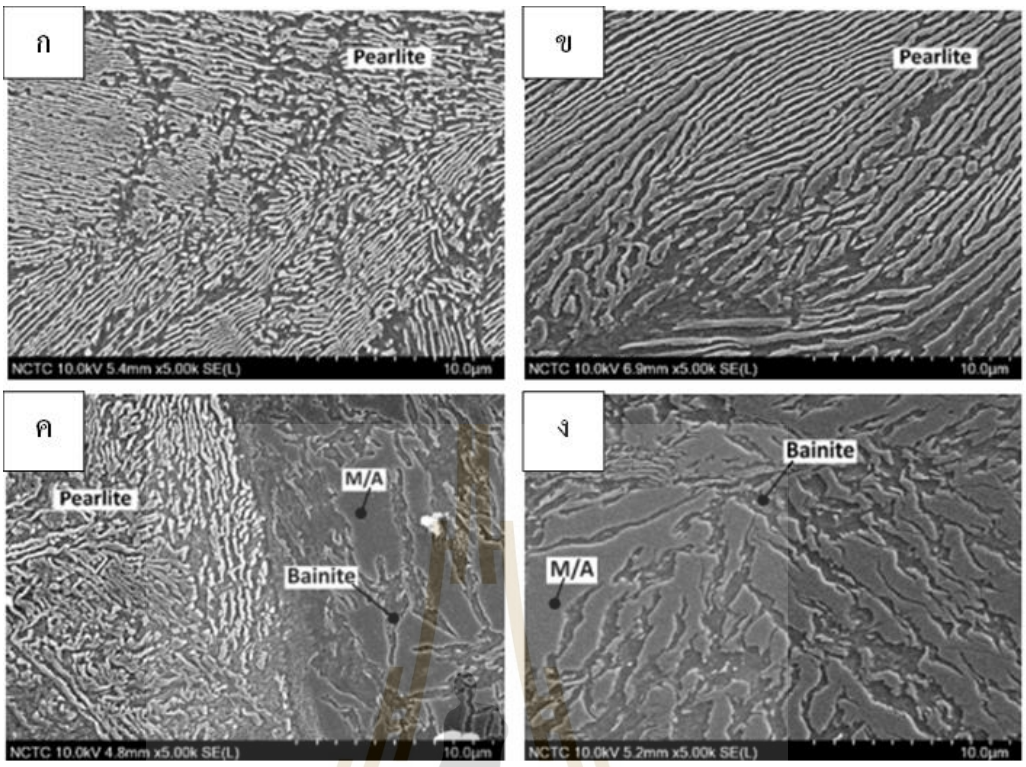


รูปที่ 2.18 โครงสร้างจุลภาคที่ผ่านเทคนิคการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กกล้าเผาผนึก (ก) Fe-0.85+4SiC และ (ข) Fe-1.50+4SiC [44]

ปี 2020 Araya และคณะ [14] ได้ทำการศึกษาแตกตัวของผงซิลิคอนคาร์ไบด์ในเหล็กเผาผนึก โดยใช้ผงโลหะตั้งต้น 2 ชนิด คือ 1.ผงเหล็กบริสุทธิ์ และ 2. ผงเหล็กบริสุทธิ์ผสมแกรไฟต์ร้อยละ 0.8 โดยน้ำหนัก และนำไปเติมผงซิลิคอนคาร์ไบด์ตั้งแต่ร้อยละ 0 – 5.0 โดยเพิ่มครั้งละ 1.0 โดยน้ำหนักและควบคุมการเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1100 1150 1200 และ 1250 °C พบว่าอนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์เริ่มมีการแตกตัวตั้งแต่อุณหภูมิ 1100 °C โดยที่ซิลิคอนจะแพร่เข้าไปในเมทริกซ์เหล็ก ขณะเดียวกันเหล็กก็จะแพร่เข้ามาในบริเวณขอบของอนุภาคซิลิคอน อย่างไรก็ตามอนุภาคที่มีขนาดเล็กจะหลงเหลือเพียงแกรไฟต์ ในขณะที่อนุภาคซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาดใหญ่จะยังหลงเหลือเป็นอนุภาคซิลิคอนอยู่



รูปที่ 2.19 การแพร่ของซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ถ่ายจากกล้อง SEM ที่ถูกวิเคราะห์ธาตุและองค์ประกอบด้วยเทคนิค EDS ของชิ้นงานโลหะผสม Fe+0.8C+3SiC ที่มีขนาดผงซิลิคอนคาร์ไบด์แตกต่างกัน (ก)100 ไมโครเมตร (ข) 50 ไมโครเมตร และ (ค) 10 ไมโครเมตร [14]



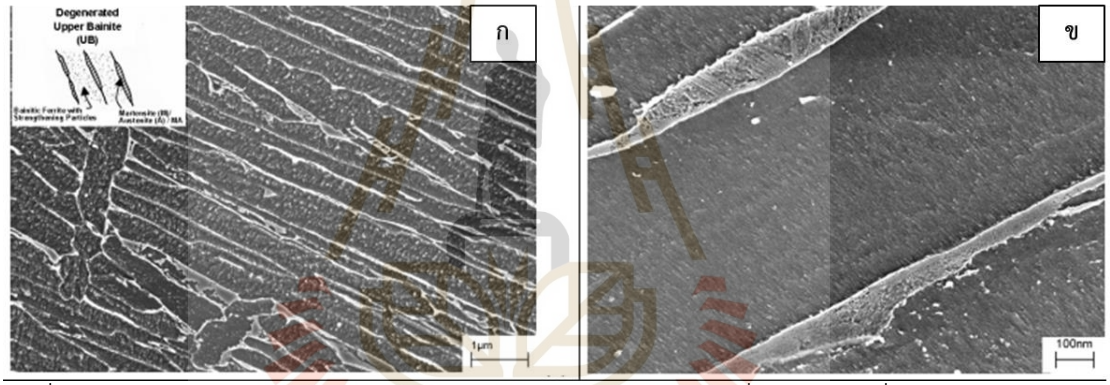
รูปที่ 2.20 โครงสร้างจุลภาคของคอมโพสิตเผาผนึก Fe-Mo-Mn-Si-C ที่ปริมาณโมลิบดีนัมแตกต่างกันโดยน้ำหนัก ดังนี้ (ก) ไม่เติมMo (ข) 0.5Mo (ค) 0.85Mo และ (ง) 1.50Mo [16]

ปี 2021 นิธิเมธากุล และคณะ [16] ได้ศึกษาผลของโมลิบดีนัมต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของคอมโพสิตเผาผนึก Fe-Mo-Mn-Si-C ด้วยการเติมผงซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 4.0 โดยน้ำหนัก ผสมกับผงเหล็กที่มีปริมาณโมลิบดีนัมแตกต่างกันประกอบด้วย 1. Mo-free 2. Fe-0.5Mo-0.15Mn 3. Fe0.85Mo-0.15Mn และ 4. Fe-1.5Mo-0.15Mn และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1250 °C เป็นเวลา 45 นาที และปล่อยให้เย็นอย่างช้าภายในเตา โครงสร้างจุลภาคส่วนใหญ่ประกอบด้วยอนุภาคสีดำที่ถูกล้อมรอบด้วยเฟอร์ไรต์และเพิร์ลไลต์ และที่โมลิบดีนัมสูงเกิดการแทนที่กันของโครงสร้างเบนนิติเฟอร์ไรต์และส่วนประกอบของมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์หรือเรียกว่าโครงสร้างเบนไนต์ไร้คาร์ไบด์ ซึ่งแสดงให้เห็นความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้น

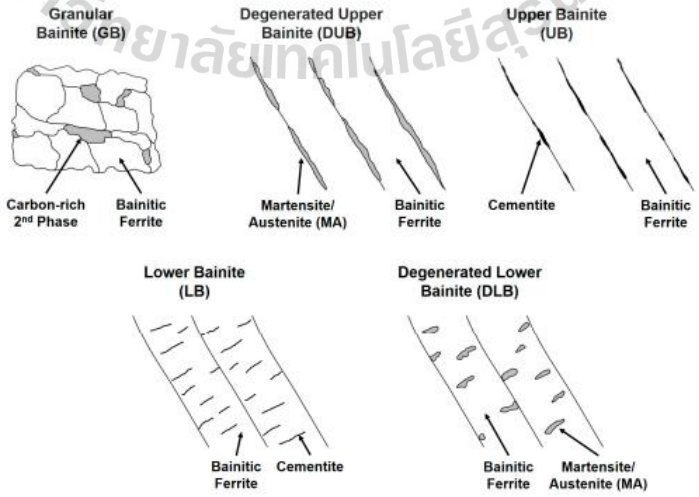
ปี 2021 ศรีจำพันธุ์ และคณะ [25] ได้ศึกษาผลของการเติมซิลิคอนคาร์ไบด์สำหรับเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-0.5Mo-0.15Mn และเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1250 °C โดยใช้แก๊สไนโตรเจนทำให้เย็นตัวที่อัตราเร็ว 3.6 °C/s พบว่าซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ร้อยละ 1.0 และ 2.0 โดยน้ำหนัก ทำให้เกิดการเลื่อนการเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ ทำให้เกิดเบนนิติกเฟอร์ไรต์ที่ไม่มีคาร์ไบด์และส่วนประกอบของมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ ซึ่งเมื่อจำแนกตาม Zajac [45], Müller [46] และ Caballero [47]

โครงสร้างเหล่านี้คือ กรานูลาร์เบนไนต์ (granular bainite) ดีเจนเนอเรตอัปเปอร์เบนไนต์ และ ดีเจนเนอเรตโลเวอร์เบนไนต์

ปี 2005 Zajac และคณะ [45] ได้ทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคเบนไนต์ที่มีความซับซ้อนในเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง และได้จำแนกโครงสร้างเบนไนต์ที่ประกอบด้วยแผ่นเฟอร์ไรต์และส่วนประกอบของออสเทนไนต์คงค้างที่มีคาร์บอนสูงหรือมาร์เทนไซต์บริเวณขอบแผ่น มีชื่อเรียกว่า ดีเจนเนอเรตอัปเปอร์เบนไนต์ จากรูป 2.24 (ข) พบว่าบริเวณที่เป็นออสเทนไนต์คงค้างแบบแถบบางจะมีบริเวณที่มาร์เทนไซต์ละเอียดอยู่ภายใน ในปี 2020 Müller และคณะ [46] ได้ทำการจำแนกโครงสร้างของเบนไนต์ โดยแสดงให้เห็นถึงความแตกต่างของกันระหว่างดีเจนเนอเรตอัปเปอร์เบนไนต์และอัปเปอร์เบนไนต์เกิดขึ้นที่บริเวณขอบของแผ่นเฟอร์ไรต์โดยพบว่าที่ขอบแผ่นเฟอร์ไรต์ของดีเจนเนอเรตเบนไนต์จะมีส่วนประกอบของมาร์เทนไซต์ออสเทนไนต์อยู่ในขณะที่ขอบแผ่นเฟอร์ไรต์ของอัปเปอร์เบนไนต์จะแสดงถึงซีเมนไทต์

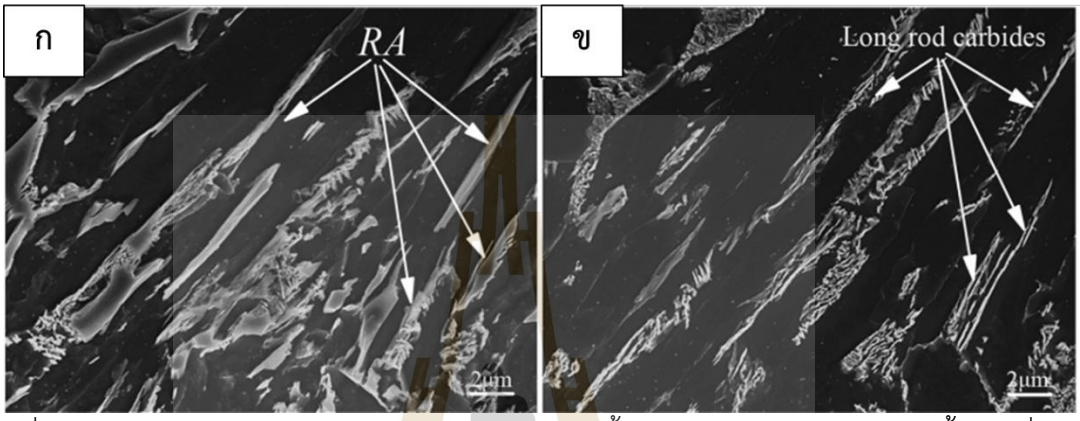


รูปที่ 2.21 โครงสร้างจุลภาคของดีเจนเนอเรตอัปเปอร์เบนไนต์ (ก) ที่กำลังขยายต่ำ และ (ข) กำลังขยายสูง [45]



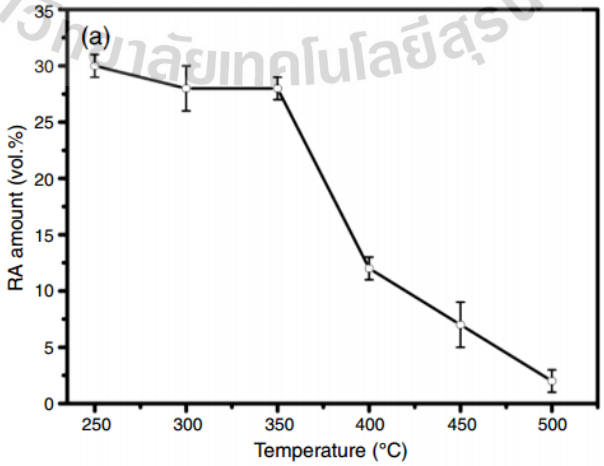
รูปที่ 2.22 การจำแนกชนิดของเบนไนต์ทั้ง 5 ชนิด โดย Muller และคณะ [46]

ปี 2016 Yan และคณะ [48] ได้ศึกษาการเสื่อมสลายของออสเทนไนต์ในระหว่างกระบวนการอบคืนไฟของเหล็ก SA508 Gr.3 พบว่าออสเทนไนต์คงค้างได้เกิดการเสื่อมสลายเป็นมาร์เทนไซต์และเบนไนต์ที่อุณหภูมิการอบคืนไฟ 230 และ 400 °C ตามลำดับ อย่างไรก็ตามที่อุณหภูมิการอบคืนไฟ 650 °C ปรากฏคาร์ไบด์แท่งยาว (long rod carbide) และเฟอร์ไรต์ ซึ่งทำให้ความทนทานต่อแรงกระแทกลดลง



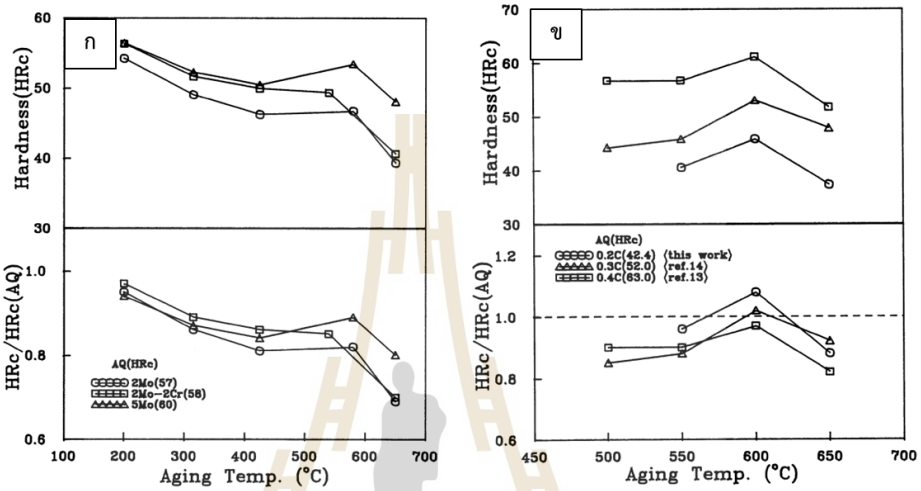
รูปที่ 2.23 โครงสร้างจุลภาคของเหล็ก SA508 Gr.3 (ก) ชิ้นงานก่อนอบคืนไฟ และ (ข) ชิ้นงานที่ผ่านการอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 650 °C เป็นเวลา 10 นาที [48]

ปี 2017 Chen และคณะ [49] ได้ศึกษาการเสื่อมสลายของออสเทนไนต์คงค้างในเหล็กกล้า GCr15 ที่มีการเติมแต่งซิลิคอนที่ร้อยละ 1.3 โดยน้ำหนัก พบว่าการอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 300 °C เป็นเวลา 96 ชั่วโมง ยังคงหลงเหลือออสเทนไนต์คงค้างเป็นสัดส่วนร้อยละ 18 ในขณะที่การอบคืนไฟเป็นเวลา 5 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 400 450 และ 500 °C ออสเทนไนต์คงค้างมีสัดส่วนลดลงเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น ดังรูปที่ 2.24



รูปที่ 2.24 ปริมาณออสเทนไนต์คงค้างที่หลงเหลือภายหลังการอบคืนไฟเป็นเวลา 5 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิต่าง ๆ [49]

ปี 1997 Kwon และคณะ [50] ศึกษาผลการเติมธาตุผสมที่ส่งผลต่อการชุบแข็งทุติยภูมิของเหล็กกล้าที่มีโมลิบดีนัม พบว่าปริมาณความเข้มข้นของโมลิบดีนัมที่สูงขึ้นทำให้การเกิดการตกตะกอนคาร์ไบด์ทุติยภูมิและความแข็งของเหล็กกล้าเพิ่มขึ้น นอกจากนี้ในเหล็กกล้าที่มีปริมาณโมลิบดีนัมร้อยละ 4.0 พบว่าที่ปริมาณคาร์บอนร้อยละ 0.2 มีสัดส่วนความแข็งเพิ่มขึ้นถึงร้อยละ 10 ในขณะที่ปริมาณคาร์บอนร้อยละ 0.4 มีสัดส่วนความแข็งเพิ่มขึ้นเพียงร้อยละ 5



รูปที่ 2.25 อิทธิพลของโมลิบดีนัมและปริมาณคาร์บอนที่ส่งผลต่อความแข็งภายหลังการอบคืนไฟ (ก) อิทธิพลของโมลิบดีนัมของเหล็กกล้าคาร์บอนร้อยละ 0.35 และ (ข) อิทธิพลของคาร์บอนของเหล็กกล้าโมลิบดีนัมร้อยละ 4.0

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ตารางที่ 2.2 สรุปงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ผู้ทำการวิจัย	ชนิด	อุณหภูมิเผาผนึก (°C)	บรรยากาศ	เวลาเผาผนึก(นาที)	อัตราการเย็นตัว (°C/s)	โครงสร้างจุลภาค
Kiatdherarat 2015	Fe-3Cr-0.5Mo + (0.5 – 1.5) SiC	1280	Vacuum	45	0.12, 3.87, 5.62	เบนไนต์ไร้คาร์ไบด์ (3.87 และ5.62 °C/s)
Araya 2020	Fe+ (0.0 – 5.0) SiC Fe+ 0.8C + (0.0 – 5.0) SiC	1100, 1150, 1200, 1250	Ar+$H_2$5%	60	เย็นตัวในเตา	แกรไฟต์+เฟอร์ไรต์+ เพิร์ลไลต์
Nithimethakul 2015	Fe + 4SiC Fe- (0.50, 0.85, 1.50) Mo-0.15Mn + 4SiC	1250	Vacuum	45	0.1	ส่วนประกอบมาร์เทนไซต์ และออสเทนไนต์ (0.85-1.50wt%Mo)
Ruangchai 2018	Fe-(0.85 – 1.50) Mo + 4SiC	1250	Vacuum	45	0.1	แกรไฟต์ เฟอร์ไรต์ เพิร์ลไลต์ เบนไนต์ และมาร์เทนไซต์

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ตารางที่ 2.2 สรุปผลงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง (ต่อ)

ผู้ทำการวิจัย	ชนิด	อุณหภูมิเผาผนึก (°C)	บรรยากาศ	เวลาเผาผนึก (นาที)	อัตราการเย็นตัว (°C/s)	โครงสร้างจุลภาค
Wannalerkngam 2021	Fe-1.50Mo + (0.3 – 1.2) C	1280	Vacuum	45	0.1, 5.4	อัปเปอร์เบนไนต์ที่การเย็นตัวเร็ว 5.4 °C/s
Srijampan 2021	Fe-0.50Mo-0.15Mn + (1.0 – 4.0) SiC	1250	Vacuum	45	3.6	ดีเจนเนอเรตอัปเปอร์เบนไนต์ ดีเจนเนอเรตโลเวอร์เบนไนต์ กรานูลาเบนไนต์
Srijampan 2022	Fe-0.50Mo-0.15Mn + (0.3 – 1.20) C	1280	Vacuum	45	0.1	เฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ชนิดต่าง ๆ

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

บทที่ 3

วิธีการดำเนินงานวิจัย

ขั้นตอนการทดลองประกอบด้วยการเตรียมชิ้นงานด้วยกระบวนการทางโลหะผงวิทยา โดยมีขั้นตอนหลักดังนี้ ผสมผงโลหะ การขึ้นรูปชิ้นงานด้วยการอัด การเผาผนึก จากนั้นนำชิ้นงานส่วนหนึ่งไปทำการอบคืนไฟที่อุณหภูมิและเวลาต่าง ๆ และขั้นตอนสุดท้ายนำชิ้นงานก่อนอบคืนไฟและหลังอบคืนไฟที่ได้ไปศึกษาชนิดของเฟส โครงสร้างจุลภาค และทดสอบสมบัติเชิงกล ดังต่อไปนี้

การผลิตชิ้นงาน

3.1 การเตรียมผงโลหะ

โดยนำผงโลหะพรีอัลลอยด์ Fe-0.85Mo และ Fe-1.50Mo ที่มีขนาดของอนุภาคผงอยู่ในช่วง 20 – 180 ไมโครเมตร และ 45 – 212 ไมโครเมตร ตามลำดับ ซึ่งมีลักษณะรูปร่างผงแบบไม่เป็นระเบียบ (Irregular shape) ผสมกับผงซิลิคอนคาร์ไบด์ที่มีขนาดในช่วง 20 – 38 ไมโครเมตร ที่ร้อยละ 1.0 และ 2.0 โดยน้ำหนัก โดยเติมสารหล่อลื่นชนิดซิงค์สเตียเรท (Zinc Stearate; ZnSt) ร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก และทำการผสมให้เข้ากันด้วยเครื่องผสมสารแรงเหวี่ยง ดังภาพ 3.2 เป็นระยะเวลา 60 นาที เมื่อทำการผสมเสร็จแล้วจะได้ผงผสมที่มีส่วนผสมทางเคมีแสดงดังตารางที่ 3.1 โดยที่ปริมาณคาร์บอนที่ได้รับเมื่อซิลิคอนคาร์ไบด์ถูกทำให้สลายตัวมีค่าเท่ากับ Si : C = 0.7 : 0.3 ต่อสัดส่วนร้อยละ 1 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักที่ถูกผสม

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C

	ส่วนผสมทางเคมี (wt.%)			
	%Mo	%Si	%C	%Fe
08Mo1SiC	0.84	0.7	0.3	balance
08Mo2SiC	0.83	1.4	0.6	balance
15Mo1SiC	1.49	0.7	0.3	balance
15Mo2SiC	1.47	1.4	0.6	balance

รูปที่ 3.1 ตัวอย่างของผสมที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานเผาผนึก (ก) ผงโลหะ pre-alloyed (Astaloy Mo) (ข) ผงซิลิคอนคาร์ไบด์ (SiC powder) และ (ค) ผงซิงค์สเตียเรท (Zinc stearate)

รูปที่ 3.2 เครื่องผสมสารแรงเหวี่ยง

รูปที่ 3.3 เครื่องอัดขึ้นรูปชิ้นงาน

3.2 การอัดขึ้นรูปชิ้นงาน

นำผงโลหะที่ผ่านการผสมแล้วไปขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบไฮดรอลิก ดังรูปที่ 3.3 ด้วยแรงดัน 400 MPa โดยใช้แม่พิมพ์ชิ้นงานมีรูปร่างสำหรับทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน MPIF standard 10 โดยมีขนาดดังรูป 3.4 เมื่อผ่านการขึ้นรูปด้วยการอัดแล้ว กำหนดให้ชิ้นงานกรีนมีความหนาแน่น 6.5 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร ซึ่งสามารถคำนวณได้ตามหลักการของอาร์คิมีดิส (Archimedes' principle) ซึ่งมีขั้นตอนในการหาค่าความหนาแน่นชิ้นงานดังนี้ ชั่งน้ำหนักมวลแห้งของชิ้นงานกรีนด้วยเครื่องชั่งที่มีความละเอียดทศนิยม 3 ตำแหน่ง จากนั้นนำชิ้นงานกรีนดังกล่าวชั่งในน้ำเพื่อบันทึกค่ามวลในน้ำ จากนั้นนำไปคำนวณภายใต้สมการที่ 3.1

$$\rho_s = \frac{m_a}{m_a - m_w}\rho_w \qquad \text{สมการที่ 3.1}$$

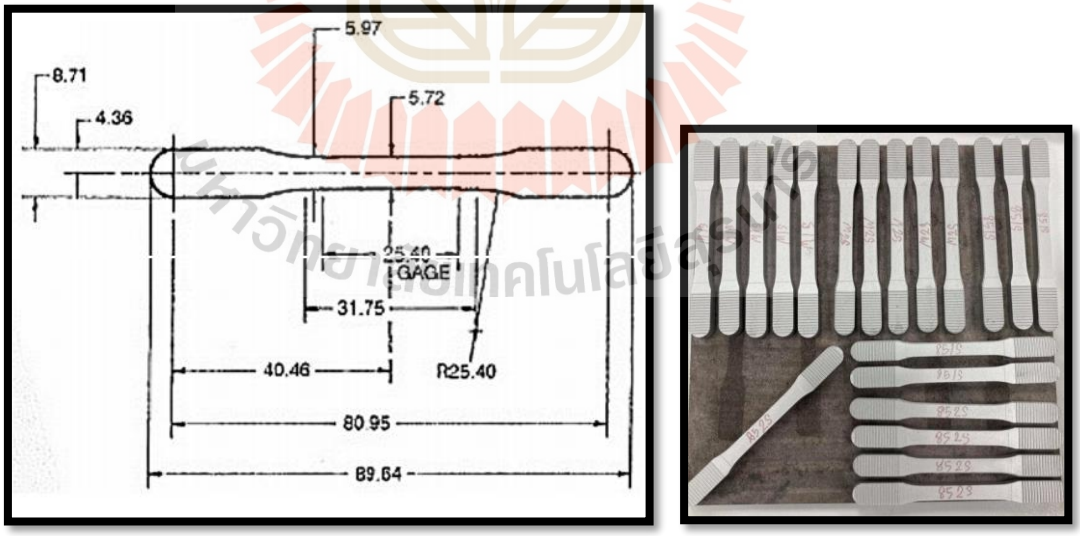
โดยที่

m_a = มวลของชิ้นงานที่ชั่งในอากาศ หน่วย กรัม

m_w = มวลของชิ้นงานที่ชั่งในน้ำ หน่วย กรัม

ρ_w = ความหนาแน่นของน้ำ หน่วย กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร

ρ_s = ความของชิ้นงานตัวอย่าง หน่วย กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร



รูปที่ 3.4 ลักษณะชิ้นงานทดสอบตามมาตรฐาน MPIF 10

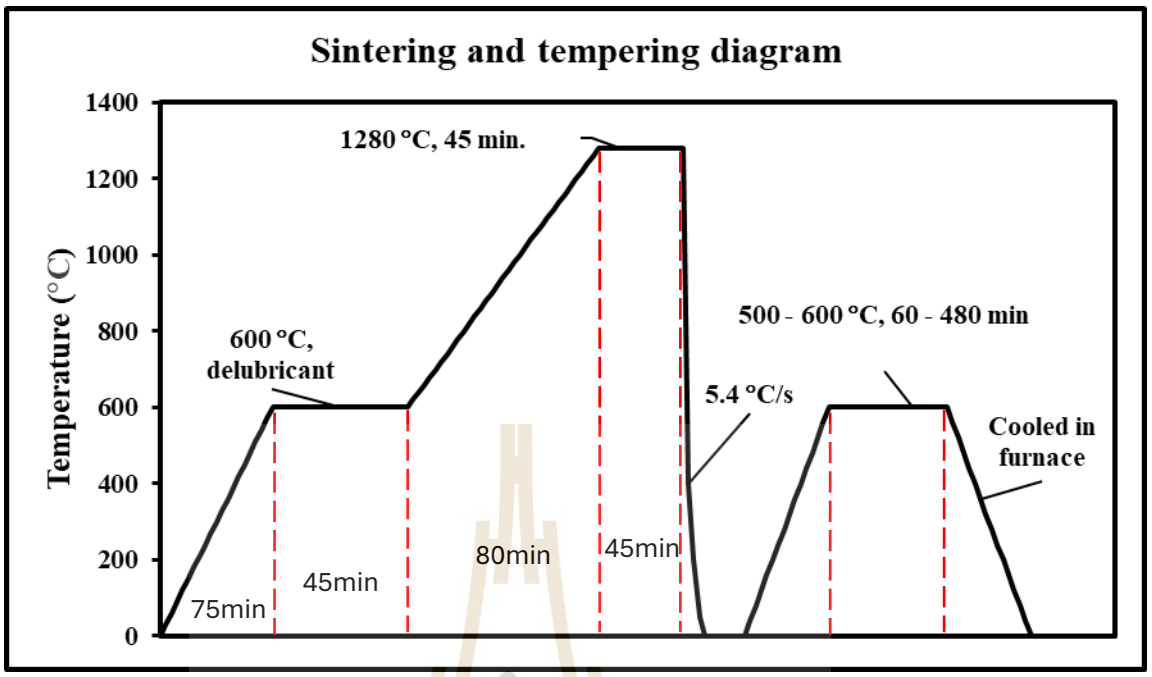
3.3 การเผาผนึก

นำชิ้นงานกรีนเข้าสู่เตาสุญญากาศโดยใช้ความดันอากาศภายในเตา $1.28x10^{-5}$ เมกะปาสคาล โดยจะแบ่งขั้นตอนภายในเตาสุญญากาศออกเป็น 3 ช่วง ได้แก่ 1. ช่วงให้ความร้อนไปถึงอุณหภูมิ 600 องศาเซลเซียส และอบทิ้งไว้ 60 นาที เพื่อกำจัดสารหล่อลื่นภายในชิ้นงาน 2. ให้ความร้อนไปถึงอุณหภูมิ 1280 องศาเซลเซียส และอบทิ้งไว้เป็นเวลา 45 นาที เพื่อให้เกิดการเผาผนึกของชิ้นงาน 3. ขั้นตอนการเย็นตัวแบ่งย่อยออกเป็น 2 รูปแบบ คือ การปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวอย่างช้าภายในเตา และการเย็นตัวอย่างรวดเร็วด้วยการอัดแก๊สไนโตรเจน N_2 เข้าไปภายในเตาสุญญากาศ ทำให้อัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกันคือ 0.1 °C/s และ 5.4 °C/s ตามลำดับ รูปที่ 3.6 แสดงบันทึกการกระบวนการเผาผนึก ซึ่งจะทำให้ได้ชนิดตัวอย่างชิ้นงานดังตารางที่ 3.2

รูปที่ 3.5 เตาสำหรับเผาผนึกและอบคืนไฟ

3.4 การอบคืนไฟ

นำตัวอย่างชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกที่ผ่านการเย็นตัว 2 รูปแบบ เข้าอบคืนไฟในเตาสุญญากาศที่อุณหภูมิ 500 550 และ 600 °C ที่เวลาแตกต่างกัน และปล่อยให้เย็นตัวภายในเตาด้วยอัตราการเย็นตัว 0.1 °C/s



รูปที่ 3.6 กระบวนการเผาผนึกและการอบคืนไฟ

3.5 การระบุชนิดเฟสด้วยการใช้เทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์

เฟสของเหล็กมีโครงสร้างผลึกที่แตกต่างกัน ดังนั้นเมื่อนำตัวอย่างชิ้นงานตัวอย่างไปทดสอบด้วยความเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ จึงสามารถช่วยระบุชนิดของเฟสได้ ตัดตัวอย่างชิ้นงานเหล็กกล้าที่ผ่านการเผาผนึกให้มีขนาด กว้าง 0.8 มิลลิเมตร ยาว 1.0 เซนติเมตร จากนั้นนำไปขัดด้วยกระดาษทรายที่ความละเอียด เบอร์ 120 – 400 และทำการเตรียมตัวอย่างชิ้นงานด้วยเทคนิคการกัดกรดเชิงลึก (Deep etching) [51] เพื่อกำจัดเมริกซ์ของเหล็กซึ่งทำให้เห็นช่วงสัญญาณที่มีขนาดเล็กชัดเจนยิ่งขึ้น โดยมีขั้นตอนดังนี้

1) นำชิ้นงานตัวอย่างแช่ในสารละลายกรดไนตริกผสมน้ำที่ความเข้มข้นร้อยละ 40 เป็นเวลา 40 วินาที

2) จากนั้นแช่ในสารละลายกรดไฮโดรคลอริคผสมน้ำความเข้มข้นร้อยละ 50 เป็นเวลา 5 วินาที

3) ล้างด้วยน้ำสะอาดและเป่าให้แห้ง นำชิ้นงานตัวอย่างเข้าทดสอบในเครื่องทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffractometer) โดยใช้แหล่งกำเนิดเป็นทองแดง (Copper source) เริ่มตรวจสอบที่ช่วงมุม 30 – 100 องศา ที่อัตราเร็ว 0.02 องศาต่อวินาที

ตารางที่ 3.2 ชนิดของชิ้นงานเหล็กกล้าภายหลังการเผาผนึก

ชนิดชิ้นงาน	การเย็นตัว	ส่วนผสมทางเคมี (wt.%)			
		%Mo	%Si	%C	%Fe
S08Mo1SiC	ช้า	0.84	0.7	0.3	balance
S08Mo2SiC	ช้า	0.83	1.4	0.6	balance
S15Mo1SiC	ช้า	1.49	0.7	0.3	balance
S15Mo2SiC	ช้า	1.47	1.4	0.6	Balance
F08Mo1SiC	เร็ว	0.84	0.7	0.3	balance
F08Mo2SiC	เร็ว	0.83	1.4	0.6	balance
F15Mo1SiC	เร็ว	1.49	0.7	0.3	balance
F15Mo2SiC	เร็ว	1.47	1.4	0.6	Balance

รูปที่ 3.7 เครื่องทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์

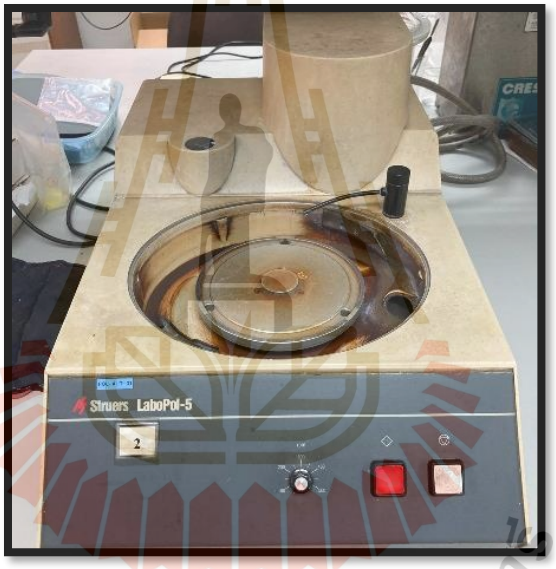
3.6 การศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานเพื่อถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วย

1) นำชิ้นงานไปขึ้นตัวเรือนด้วยเรซิน (mounting)

2) นำชิ้นงานที่ได้ไปขัดหยาบด้วยกระทราย เริ่มต้นที่เบอร์ 120, 180, 240, 400, 600, 800, 1200, 1500, 2500 และ 4000 ตามลำดับ

3) ขัดละเอียดบนผ้าสักหลาดด้วยผงขัดเพชรที่มีขนาด 6, 3 และ 1 ไมโครเมตร ตามลำดับ



รูปที่ 3.8 เครื่องขัดผิวหน้าชิ้นงาน

จากนั้นตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกระบวนการที่แตกต่างกัน 2 วิธี ดังนี้

1) การถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคที่ถูกกัดกร่อนด้วยไนตอล (Nital) ที่ได้จากการผสมกรดไนตริกและเอทิลแอลกอฮอล ที่มีความเข้มข้นร้อยละ 2 จากนั้นนำไปถ่ายภาพด้วยกล้องโครงสร้างจุลภาคแบบใช้แสงและกล้องจุลภาคอิเล็กตรอนแบบส่องกราด ดังรูปที่ 3.9

2) การถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคด้วยเทคนิคการย้อมสี โดยใช้กระบวนการย้อมสี 2 ขั้นตอน ดังนี้เริ่มการกัดกร่อนด้วยพิครอล (Picral) ที่ได้จากการผสมกรดพิคริคและเอทิลแอลกอฮอล์ความเข้มข้นร้อยละ 4 โดยน้ำหนัก [52] และย้อมสีด้วยการใช้โซเดียมเมตาไบซัลไฟต์ผสมกับน้ำบริสุทธิ์ปราศจากไอออนที่ความเข้มข้นร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก ซึ่งทำให้เกิดสีที่ช่วยแยกเฟสของ

เฟอร์ไรต์ เบนไนต์ ออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ ด้วยการถ่ายภาพผ่านกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบใช้แสง

รูปที่ 3.9 (ก) กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง และ (ข) กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

(ก) (ข)

รูปที่ 3.10 เครื่องทดสอบสมบัติเชิงกล (ก) เครื่องทดสอบแรงดึง Universal testing machine (Instron 8801) (ข) เครื่องทดสอบความแข็งมหภาค (Instron Wolpert 930/25)

3.7 การทดสอบสมบัติเชิงกล

3.7.1 การทดสอบความแข็งแรงดึง

ทดสอบด้วยเครื่อง Instron Universal testing machine 100 กิโลนิวตัน ทดสอบตามมาตรฐานของ MPIF standard 42 เพื่อหาค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (ultimate tensile strength) ความแข็งแรงดึง ณ จุดคราก (yield's strength) และร้อยละการยืดตัว (Elongation) ของวัสดุ ด้วยการใช้ตัวอย่างส่วนผสมละ 3 ตัวอย่าง

3.7.2 การทดสอบความแข็งมหภาค (Macrohardness)

โดยการใช้หัวกดแบบร็อคเวลล์สเกล B (Rockwell B; HRB) ด้วยแรงกดเริ่มต้น 10 กิโลกรัมแรง จนถึง 100 กิโลกรัมแรง รูปทรงกลมขนาด 1/16 นิ้ว หรือ 1.588 มิลลิเมตร โดยทดสอบลงบนผิวชิ้นงานตัวอย่างละ 6 จุด

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

บทที่ 4

ผลการวิเคราะห์ข้อมูลและอภิปรายผล

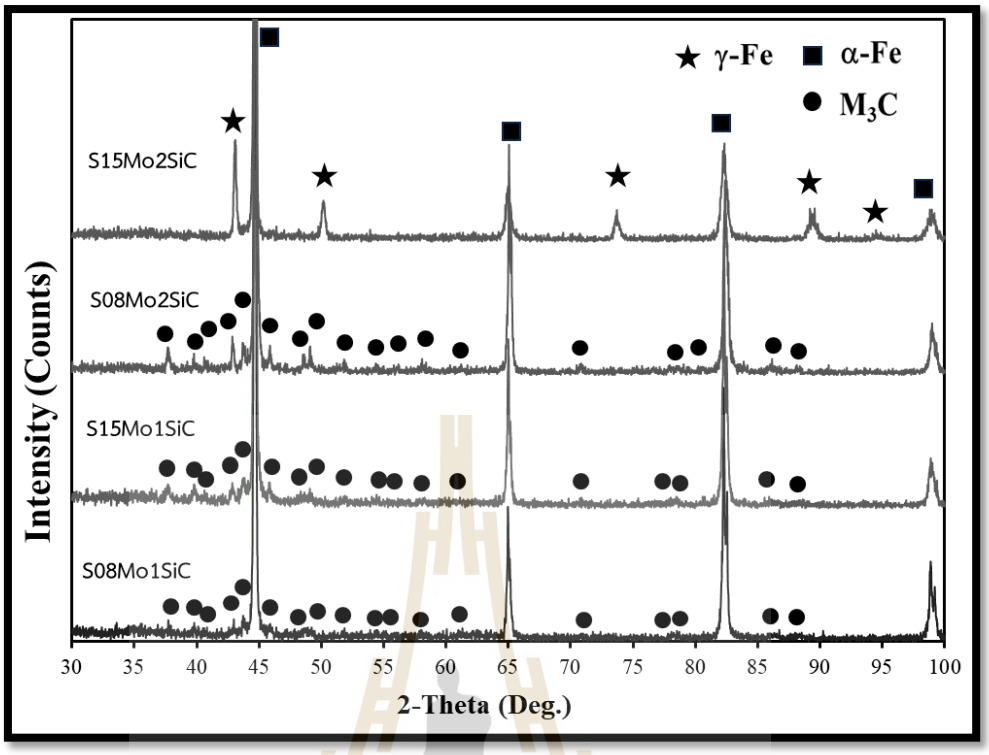
จากผลการทดลองจะแบ่งออกเป็น 2 ส่วน ประกอบด้วย 1. การเผาผนึกเหล็กกล้า Fe-Mo-Si-C และ 2. การอบคืนไฟโครงสร้างเบนไนต์ไร้คาร์ไบด์ในเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C

4.1 เหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C

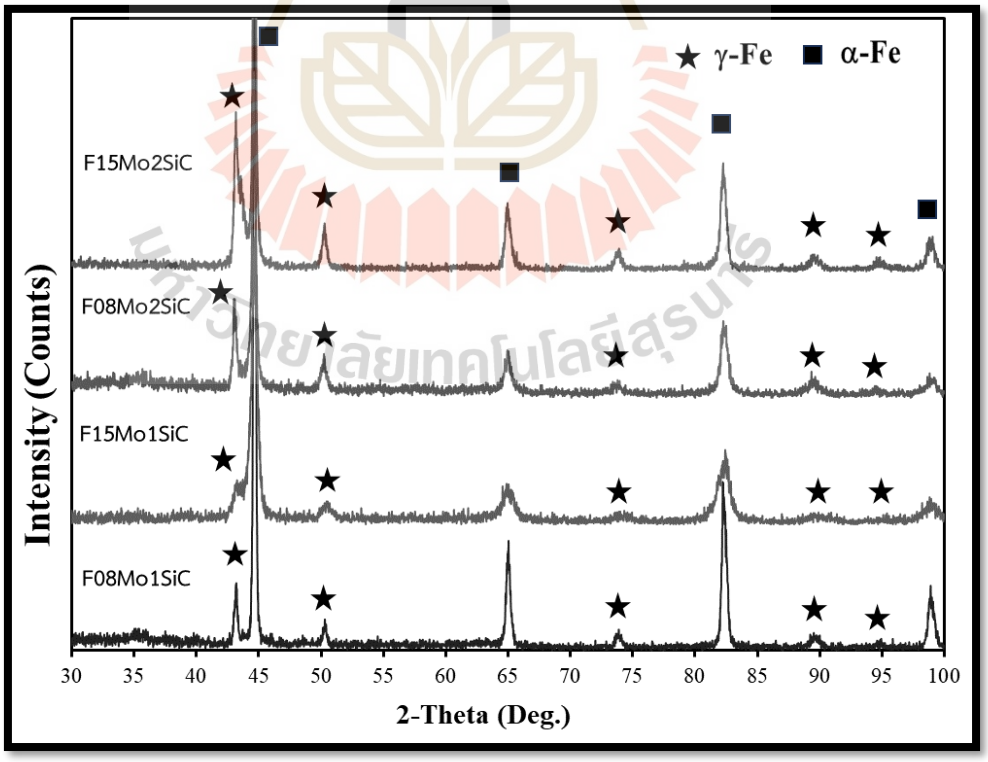
4.1.1 ผลการทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์

ผลการเผาผนึกเหล็กกล้าเย็นตัวช้า (0.1 C/s) Fe-Mo-Si-C โดยใช้ผงโลหะพรีอัลลอยด์ชนิด Astaloy 85Mo และ Astaloy Mo ผสมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 1.0 และ 2.0 โดยน้ำหนัก พบว่าที่การเติมซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 1.0 พบเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ชนิด M_3C โดยปรากฏข้อมูลอ้างอิงตามมาตรฐาน JCPDS-ICDD (PDF) ที่หมายเลข 04-004-7473 และ 01-089-2722 ตามลำดับ และการเติมซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ร้อยละ 2.0 พบว่ามีผลการทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ที่แตกต่างกัน โดยผงพรีอัลลอยด์ Astaloy 85Mo (Fe-0.85wt%Mo) พบเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ M_3C เช่นเดียวกันกับชิ้นงานที่มีการเติมซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 1.0 ในขณะเดียวกัน Astaloy Mo (Fe-1.50wt%Mo) พบเฟอร์ไรต์และออสเทนไนต์ โดยอ้างอิงหมายเลข 98-000-0259 และ 98-000-0258 ตามลำดับ ดังรูปที่ 4.1

การเผาผนึกเหล็กกล้าเย็นตัวเร็ว (5.4 C/s) Fe-Mo-Si-C ที่การเติมซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 1.0 และ 2.0 โดยน้ำหนัก พบสัญญาณเฟอร์ไรต์และออสเทนไนต์ที่มีความเข้มปานกลางทั้งในเหล็กกล้าเผาผนึกที่ปริมาณโมลิบดีนัมร้อยละ 0.85 และ 1.50 โดยน้ำหนัก เนื่องจากการเย็นตัวลงอย่างรวดเร็ว ทำให้ยังพบออสเทนไนต์ยังคงหลงเหลืออยู่ดังรูปที่ 4.2 และเป็นที่สังเกตว่าไม่ปรากฏสัญญาณของคาร์ไบด์ชนิดใดจากผลการทดสอบ ซึ่งอาจเป็นอิทธิพลจากปริมาณซิลิคอนที่สูงมากพอทำให้เกิดการเลี่ยงการเกิดคาร์ไบด์ในชิ้นงานที่มีการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว



รูปที่ 4.1 ผลการทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของชิ้นงานเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า



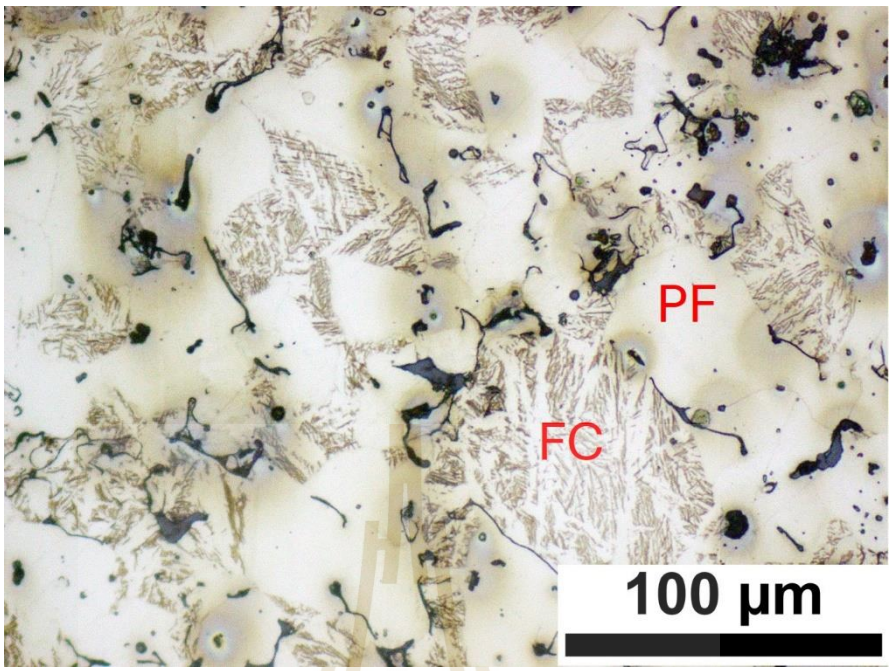
รูปที่ 4.2 ผลการทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของชิ้นงานเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว

4.1.2 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค

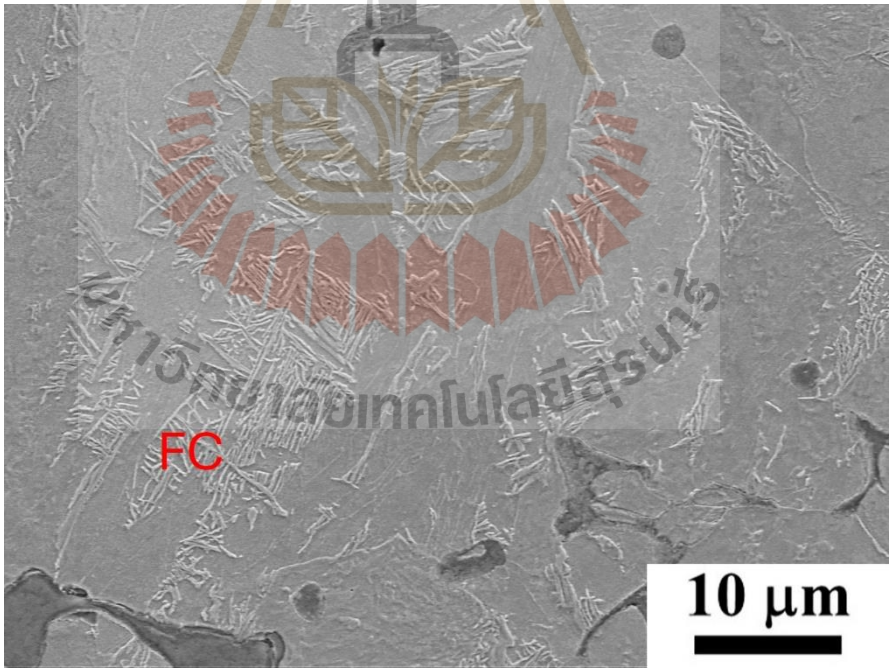
4.1.2.1 การศึกษาโครงสร้างจุลภาคเหล็กกล้าเย็นตัวช้า (0.1 ^{o}C/s)

การศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงพบว่าเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-0.85Mo และ Fe-1.50Mo ผสมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก โครงสร้างที่ผ่านการย้อมสี รูปที่ 4.3 และ 4.5 ตามลำดับ ปรากฏบริเวณพื้นที่สีขาวสลับสีน้ำตาลและพื้นที่สีขาว ขณะรูปที่ 4.4 และ 4.6 ปรากฏส่วนที่ถูกกัดด้วยกรดและบริเวณที่ไม่ถูกกัดด้วยกรด เมื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคดังกล่าวประกอบด้วยผลึกเฟอร์ไรต์หลายเหลี่ยม (polygonal ferrite; PF) คือบริเวณพื้นที่สีขาว และบริเวณสีน้ำตาลสลับขาวคือบริเวณที่มีการเปลี่ยนแปลงเฟสแบบยูเทคตอยด์ (eutectoid phase transformation) นอกจากนี้รูปที่ 4.5 และ 4.6 แสดงถึงพื้นที่ถูกกัดด้วยกรดของเฟอร์ไรต์ และส่วนที่ไม่ถูกกัดด้วยกรดของคาร์ไบด์ ซึ่งบริเวณดังกล่าวเป็นผลมาจากการเกิดจากแผ่นเฟอร์ไรต์วิตเมนสเตต (Widmanstätten ferrite) และการสลายตัวของออสเทนไนต์แถบหนาที่อยู่ระหว่างแผ่นเฟอร์ไรต์วิตเมนสเตต ทำให้กลายเป็นของผสมระหว่างเฟอร์ไรต์กับคาร์ไบด์ (Ferrite-carbide mixture; FC) ซึ่งบริเวณที่เกิดการเปลี่ยนแปลงเฟสแบบยูเทคตอยด์เรียกว่าอัปเปอร์เบนไนต์ (upper bainite) โดยลักษณะของคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นมีรูปร่างแบบเข็ม (needle-liked) และคาร์ไบด์แถบหนาผสมกับเฟอร์ไรต์ ตามกลไกการเกิดอัปเปอร์เบนไนต์แบบสองขั้นตอน [53] และเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-0.85Mo ผสมกับซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 2 โดยน้ำหนัก รูปที่ 4.7 ปรากฏบริเวณแผ่นสีขาวและบริเวณแถบสีน้ำตาล เมื่อเทียบกับรูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด พบว่าบริเวณที่ถูกกัดด้วยกรด คือเบนนิติกเฟอร์ไรต์และบริเวณที่ไม่ถูกกัดด้วยกรดคือคาร์ไบด์ ซึ่งมีลักษณะคล้ายเข็มและบริเวณที่คาร์ไบด์ที่ผสมกับเฟอร์ไรต์ดังรูป 4.8 แต่ไม่ปรากฏผลึกเฟอร์ไรต์หลายเหลี่ยม เนื่องจากปริมาณคาร์บอนที่สูงถึงร้อยละ 0.6 อาจเป็นปริมาณที่ใกล้เคียงจุดยูเทคตอยหรืออยู่ที่จุดยูเทคตอย ทำให้เกิดการหลีกเลี่ยงการเกิดผลึกเฟอร์ไรต์หลายเหลี่ยม

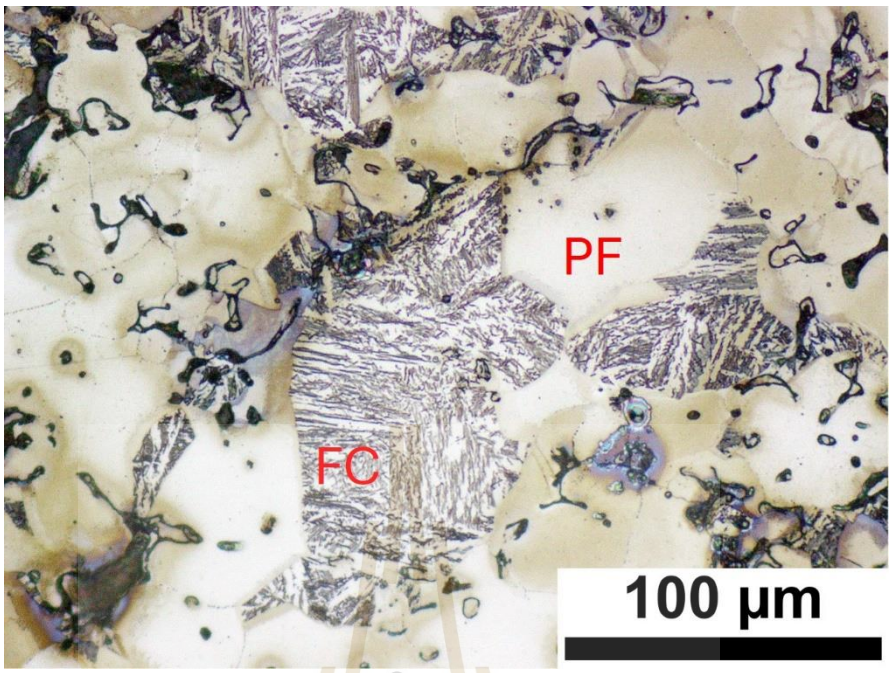
นอกจากนี้เป็นที่สังเกตว่าออสเทนไนต์แถบหนาในเหล็กกล้าเย็นตัวช้า Fe-Mo-Si-C เป็นตัวบ่งชี้ถึงอิทธิพลของซิลิคอนที่ส่งผลต่อสเถียรภาพของออสเทนไนต์ เมื่อเทียบกับโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเย็นตัวช้าไร้ซิลิคอน Fe-1.50Mo-0.45C ที่ประกอบด้วยของผสมเฟอร์ไรต์กับคาร์ไบด์ชนิดดีเจนเนอเรตบนขอบแผ่นของเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นเนื่องจากการสลายตัวของออสเทนไนต์แถบบาง [18]



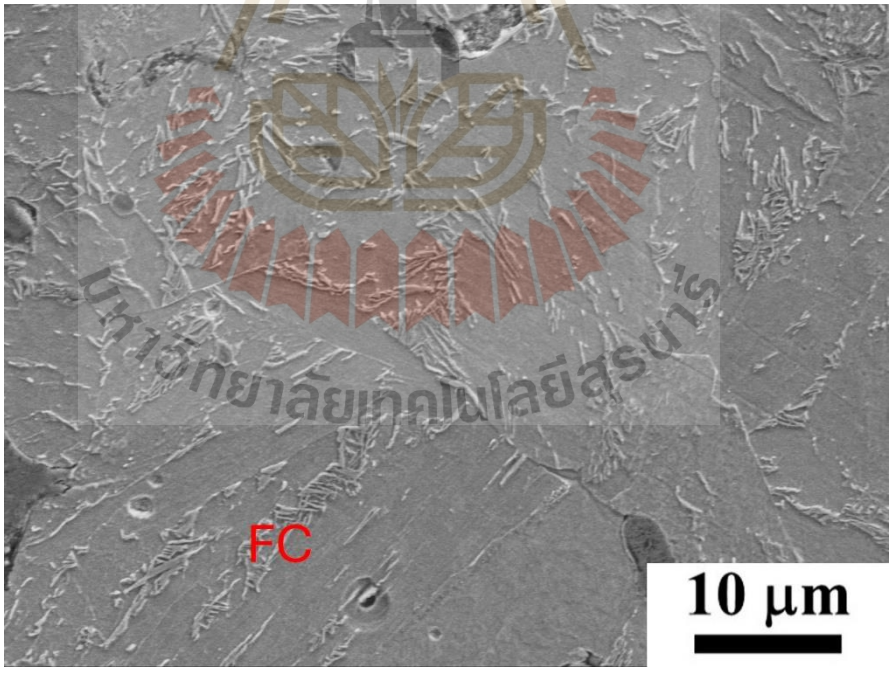
รูปที่ 4.3 รูปย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-0.85Mo-0.7Si-0.3C (S08Mo1SiC) PF; polygonal ferrite, and FC: ferrite carbide mixture



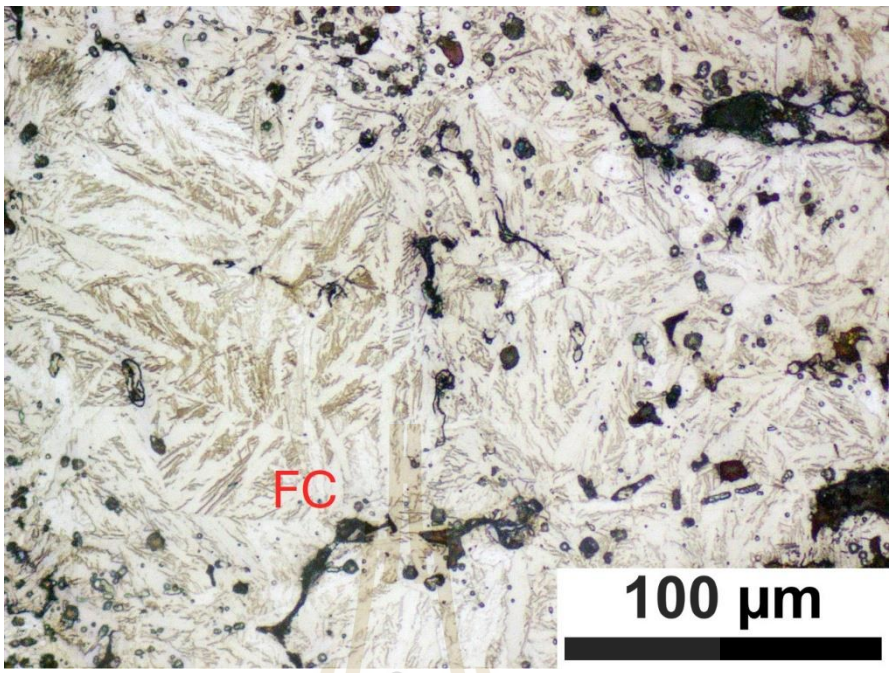
รูปที่ 4.4 รูปถ่าย SEM สีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-0.85Mo-0.7Si-0.3C (S08Mo1SiC) FC: ferrite carbide mixture



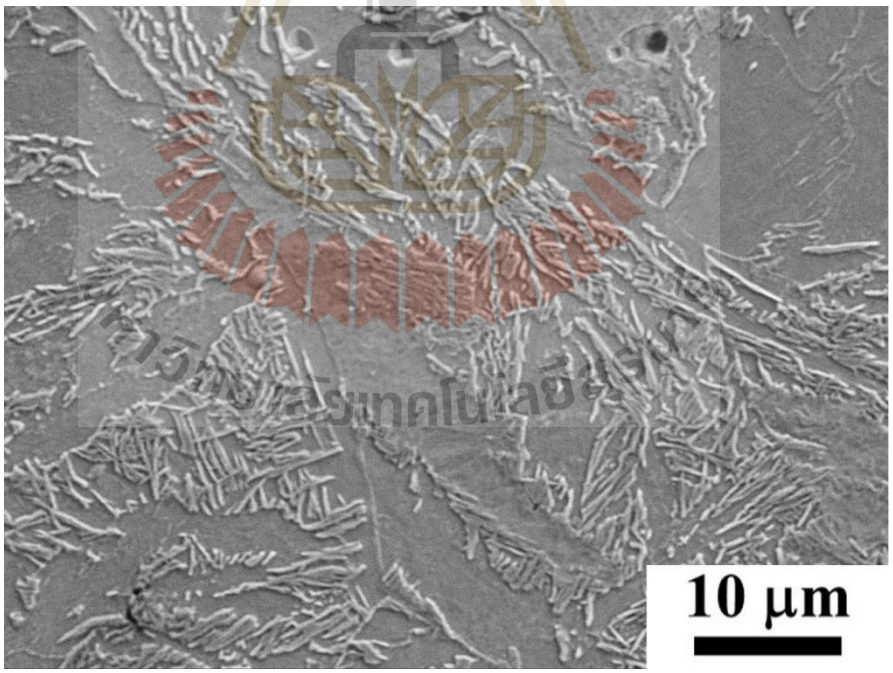
รูปที่ 4.5 รูปย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-1.50Mo-0.7Si-0.3C (S15Mo1SiC) PF; polygonal ferrite, and FC: ferrite carbide mixture



รูปที่ 4.6 รูปถ่าย SEM สีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-1.50Mo-0.7Si-0.3C (S15Mo1SiC) FC: ferrite carbide mixture



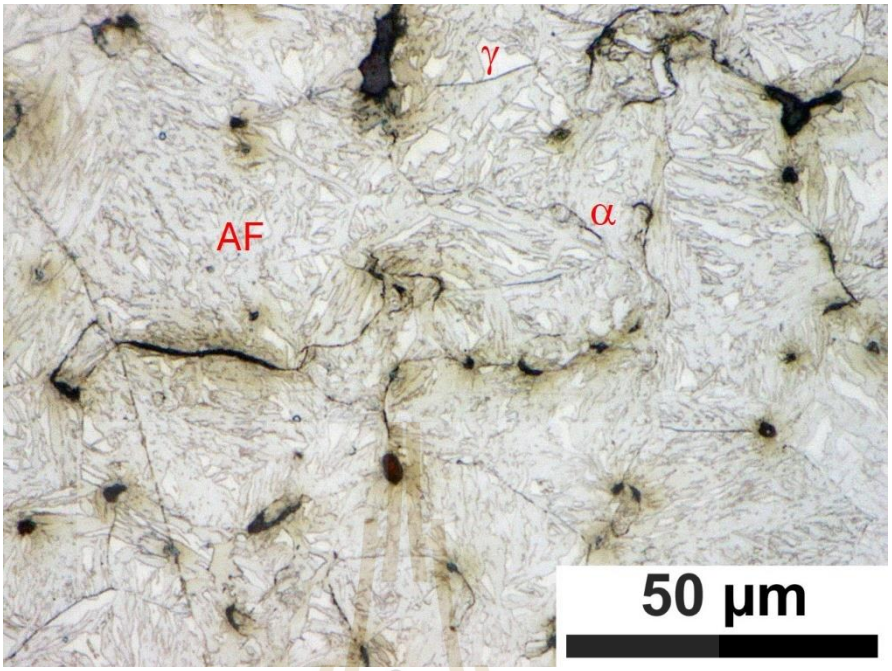
รูปที่ 4.7 รูปย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-0.85Mo-1.4Si-0.6C (S08Mo2SiC) FC: ferrite carbide mixture



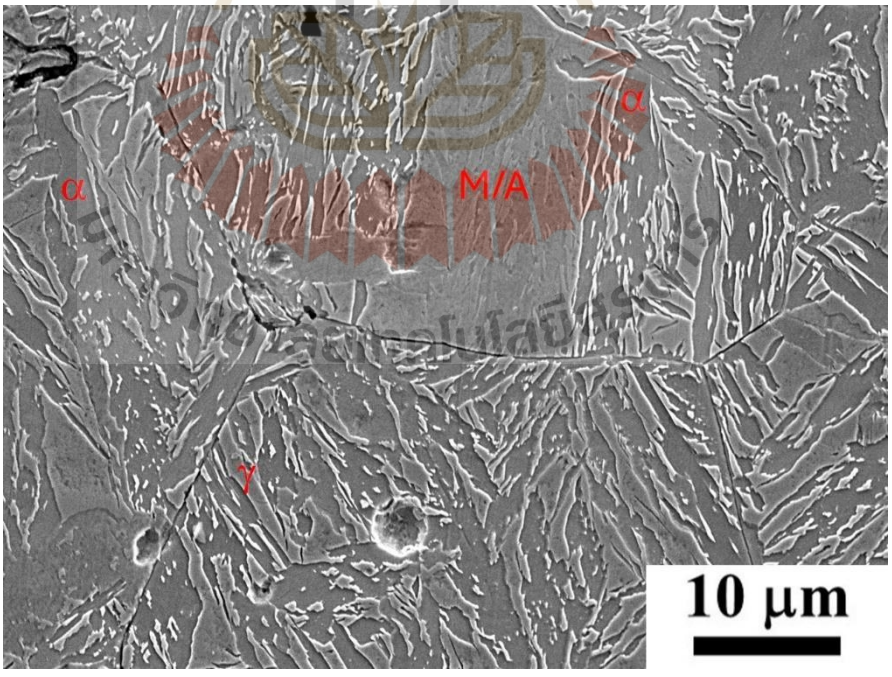
รูปที่ 4.8 รูปถ่าย SEM สีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-0.85Mo-1.4Si-0.6C (S08Mo2SiC) FC: ferrite carbide mixture

อย่างไรก็ตามเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-1.50 ผสมซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 2.0 เมื่อทำการตรวจสอบโครงสร้างด้วยเทคนิคการย้อมสีมีโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยแผ่นสีเหลืองสลับกันกับแผ่นสีขาวที่กระจายอยู่ภายในเกรน ดังรูปที่ 4.9 เมื่อทำการวิเคราะห์เทียบรูปที่ 4.10 พบว่าบริเวณที่ถูกกัดกร่อนคือพื้นที่ของเฟอร์ไรต์และพื้นที่ที่ไม่ถูกกัดกร่อนคือออสเทนไนต์ ดังนั้นเหล็กกล้า S15Mo2SiC ประกอบด้วยโครงสร้างจุลภาค 2 ชนิด คือ แผ่นของออสเทนและแผ่นของเฟอร์ไรต์ ซึ่งเรียกโครงสร้างชนิดนี้ว่า ออสเฟอร์ไรต์ มักพบโครงสร้างชนิดนี้ภายในเหล็กกล้าที่ผ่านกระบวนการออสเทมเพอร์ (austempering) โดยโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยออสเทนไนต์คงค้างที่มีคาร์บอนสูง (C-enriched retained austenite) และเบนนิติกเฟอรไรต์ [55]

เมื่อเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเย็นตัวช้า S08Mo2SiC และ S15Mo2SiC ที่ปริมาณโมลิบดีนัมร้อยละ 0.85 โดยน้ำหนัก พบโครงสร้างที่ประกอบด้วยเบนนิติกเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์คล้ายเข็มแทรกอยู่ตามขอบแผ่นเบนนิติกเฟอร์ไรต์หรือเรียกว่าอัปเปอร์เบนไนต์อย่างไรก็ตามที่ชิ้นงานที่มีปริมาณโมลิบดีนัมสูงขึ้นถึงร้อยละ 1.50 โดยน้ำหนัก พบออสเทนไนต์มีรูปร่างคล้ายกล่อง (blocky) และคล้ายฟิล์ม (filmy) [55] ชี้ให้เห็นถึงออสเทนไนต์ภายในโครงสร้างออสเฟอร์ไรต์มีความเสถียรที่อุณภูมิสูง ซึ่งอาจเกิดจากโมลิบดีนัมที่สูงขึ้นทำให้เกิดการเลื่อนการเกิดเฟอร์ไรต์และเพิร์ตไลต์ในระหว่างการเย็นตัวและลดอุณหภูมิ ณ จุดการเริ่มเกิดมาร์เทนไซต์ จึงทำให้การเปลี่ยนออสเทนไนต์เป็นคาร์ไบด์ขณะเย็นตัวลงอย่างต่อเนื่องเป็นไปได้ยากขึ้น [56-57] นอกจากนี้โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเย็นตัวช้า S15Mo1SiC มีปริมาณซิลิคอนและคาร์บอนที่ร้อยละ 0.7 และ 0.3 โดยน้ำหนัก ตามลำดับ ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์แบบหลายเหลี่ยมและอัปเปอร์เบนไนต์ แสดงให้เห็นว่าการเติมซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก ไม่สามารถหลีกเลี่ยงการตกตะกอนของคาร์ไบด์ได้สำหรับเหล็กกล้าเผาผนึกที่เย็นตัวช้า เมื่อเปรียบเทียบกับเหล็กกล้าเย็นตัวช้า S15Mo2SiC ที่มีการเติมซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 2.0 โดยน้ำหนัก ทำให้มีปริมาณของซิลิคอนและคาร์บอนร้อยละ 1.4 และ 0.6 โดยน้ำหนัก ปรากฏออสเทนไนต์และส่วนประกอบของออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ซึ่งเป็นผลจากปริมาณของซิลิคอนที่สูงพอทำให้สามารถเลื่อนการตกตะกอนของคาร์ไบด์ได้ในเหล็กกล้าเผาผนึกที่เย็นตัวช้า [54]



รูปที่ 4.9 รูปย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-1.50Mo-1.4Si-0.6C (S15Mo2SiC) AF; ausferrite, γ; austenite, and α; ferrite

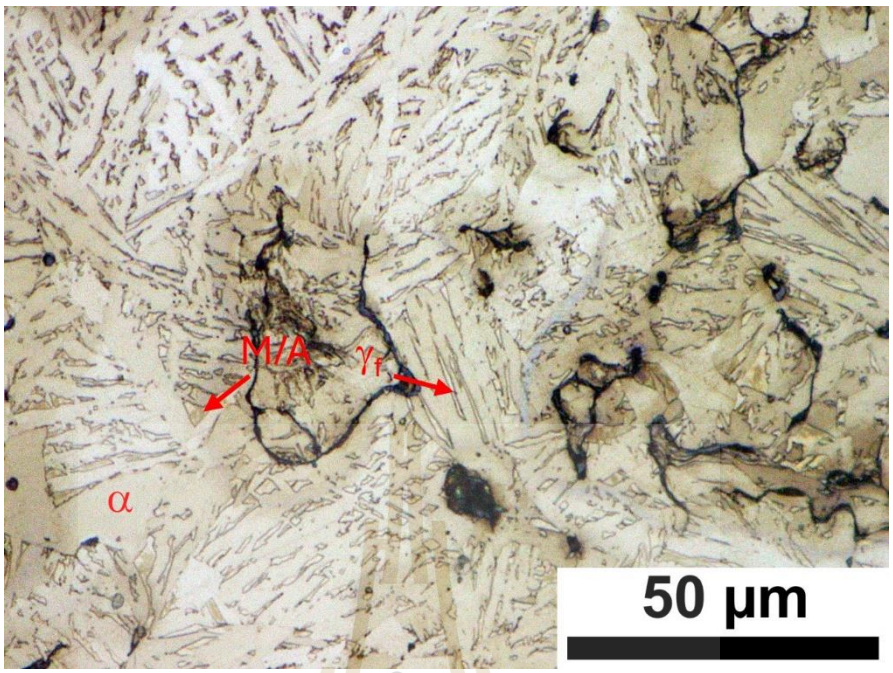


รูปที่ 4.10 รูปถ่าย SEM สีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Fe-1.50Mo-1.4Si-0.6C (S15Mo2SiC) AF; ausferrite, γ; austenite, α; ferrite, and M/A; martensite austenite constituent

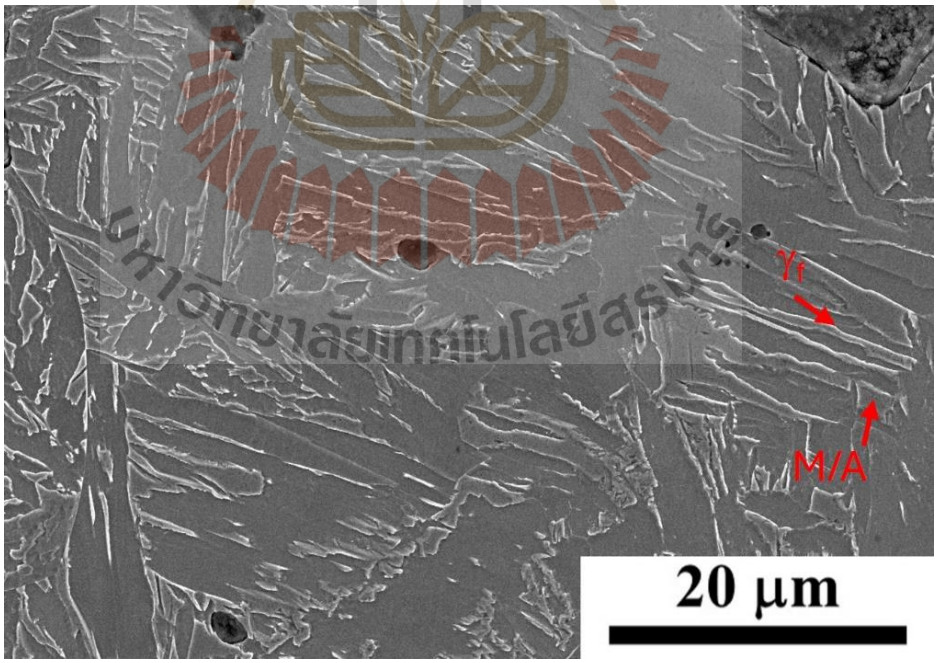
4.1.2.2 การศึกษาโครงสร้างจุลภาคเหล็กกล้าเย็นตัวเร็ว (5.4 °C/s)

เหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-0.85Mo และ Fe-1.50Mo ผสมด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 1.0 โดย เมื่อทำการตรวจสอบโครงสร้างด้วยเทคนิคการย้อมสีพบโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยบริเวณที่มีสีฟ้าอ่อนและสีน้ำตาลอ่อน มีเกาะสีน้ำตาลที่ขอบของแผ่นและมีบางส่วนมีลักษณะคล้ายผลึกสีขาว รูปที่ 4.11 และ 4.13 เมื่อตรวจสอบภายใต้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดพบโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยพื้นที่ถูกกัดกร่อนมีลักษณะเป็นแผ่นและไม่ถูกกัดกร่อนลักษณะเป็นแถบบางและเป็นกล่อง ดังรูปที่ 4.12 และ 4.14 จากการวิเคราะห์รูปย้อมสีที่ 4.11 และ 4.13 พบว่าบริเวณพื้นที่สีฟ้าอ่อนและน้ำตาลอ่อนคือแผ่นเบนนิติกเฟอร์ไรต์ (ferrite lath) บริเวณน้ำตาลเข้มคือมาร์เทนไซต์และเกาะคริสตัลสีขาวคือออสเทนไนต์ ซึ่งบริเวณแผ่นเฟอร์ไรต์สอดคล้องกับบริเวณที่ถูกกัดกร่อนในรูปที่ 4.12 และ 4.14 ในขณะที่บริเวณส่วนประกอบของมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ในภาพสอดคล้องกับบริเวณที่ไม่ถูกกัดกร่อน ดังนั้นโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึก F08Mo1SiC และ F15Mo1SiC ประกอบด้วยแผ่นของเบนนิติกเฟอร์ไรต์และส่วนประกอบของมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ ซึ่งถูกจัดว่าเป็นโครงสร้างที่ชื่อว่า ดีเจนเนอเรตอัปเปอร์เบนไนต์ ซึ่งอ้างตามระบบการตั้งชื่อเบนไนต์ [45-47] การปรากฏของส่วนประกอบของมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์เป็นการแสดงถึงการผ่านกระบวนการชุบแข็งด้วยกระบวนการเผาผนึก (sinter hardening) การเกิดขึ้นของส่วนประกอบของมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ชี้ให้เห็นถึงการเลี่ยงการตกตะกอนคาร์ไบด์ในแถบของออสเทนไนต์เนื่องจากผลของการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว โดยทั่วไปแล้วจะเกิดขึ้นได้เนื่องจากการคงอุณหภูมิ (isothermal) ไว้ที่อุณหภูมิใด ๆ [57]

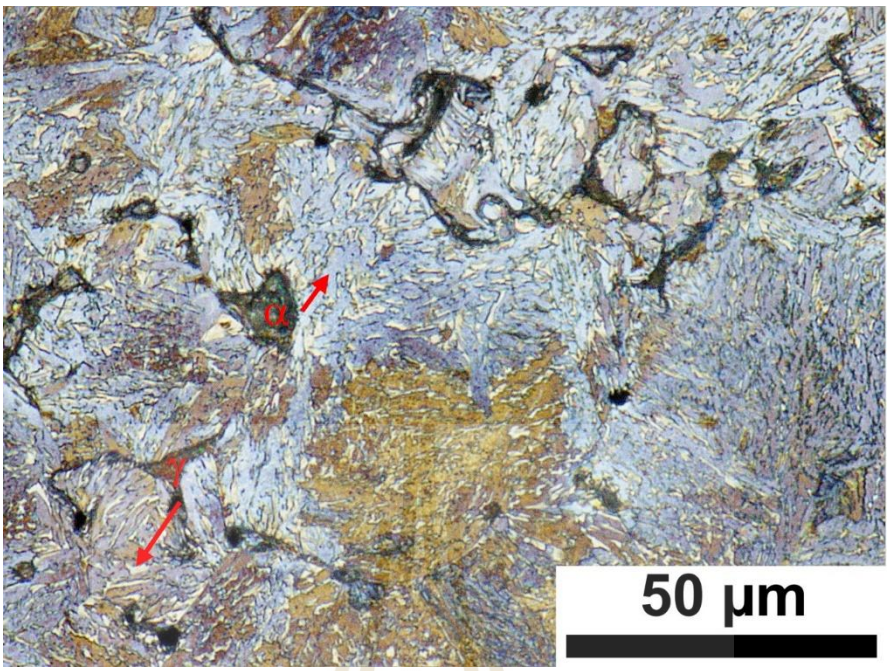
เป็นที่น่าสังเกตว่าเหล็กกล้าเผาผนึกที่เย็นตัวเร็วชนิด F08Mo1SiC และ F15Mo1SiC ที่มีปริมาณของซิลิคอนร้อยละ 0.7 และคาร์บอนร้อยละ 0.3 โดยน้ำหนัก ประกอบด้วยโครงสร้างจุลภาคที่มีความคล้ายกับเหล็กกล้าเผาผนึกที่เย็นตัวช้าชนิด S15Mo2SiC ที่มีปริมาณของซิลิคอนร้อยละ 1.4 และคาร์บอนร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก ซึ่งคาดว่าเป็นผลมาจากปริมาณของซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ส่งผลให้เกิดการเลื่อนการตกตะกอนของคาร์ไบด์ แม้ว่าจะมีการเย็นตัวอย่างช้าก็ตาม และเมื่อเปรียบเทียบกับเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า S08Mo2SiC ที่มีปริมาณโมลิบดีนัมร้อยละ 0.85 โดยน้ำหนัก ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ ชี้ให้เห็นถึงปริมาณโมลิบดีนัมมีอิทธิพลต่อการเลื่อนการเกิดโครงสร้างดังกล่าวเช่นเดียวกัน ดังนั้นจึงอาจกล่าวได้ว่าโมลิบดีนัมและซิลิคอนคาร์ไบด์มีผลต่อการเลื่อนการเกิดคาร์ไบด์ในเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C



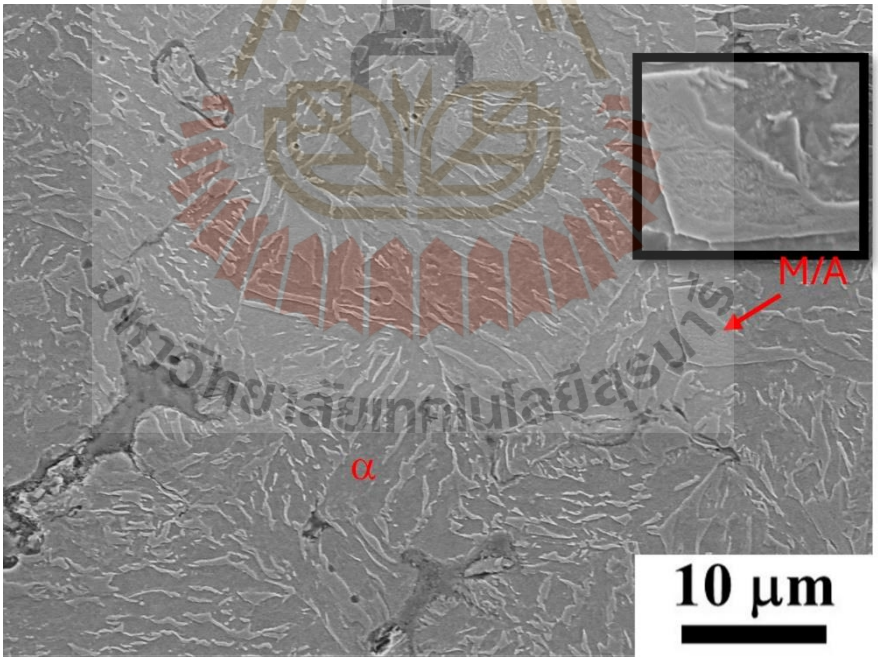
รูปที่ 4.11 รูปย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-0.85Mo-0.7Si-0.3C (F08Mo1SiC) γ_f; filmy austenite, α; ferrite, and M/A; martensite austenite constituent



รูปที่ 4.12 รูปถ่าย SEM สีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-0.85Mo-0.7Si-0.3C (F08Mo1SiC) γ_f; filmy austenite, and M/A; martensite austenite constituent



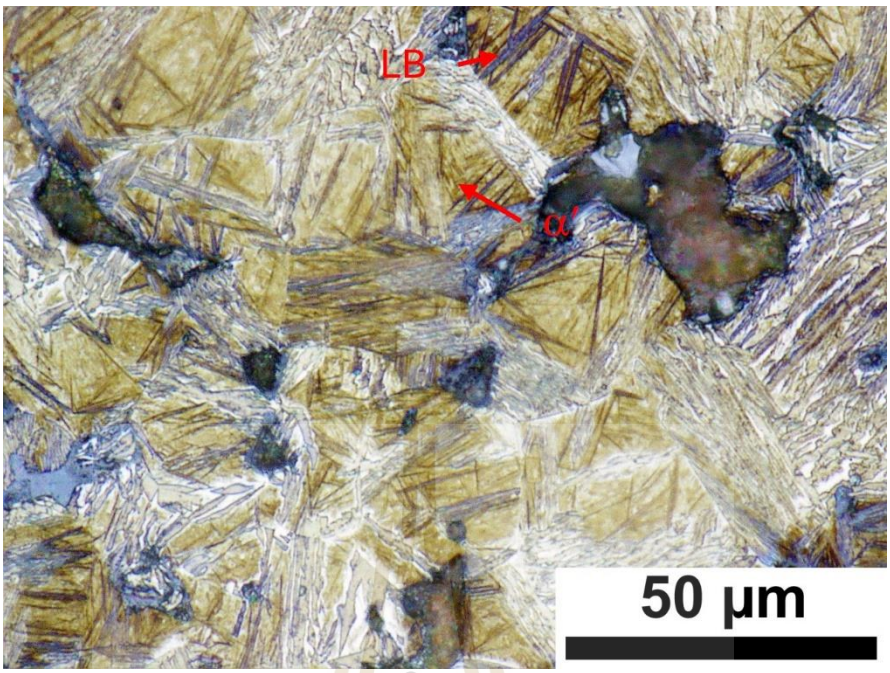
รูปที่ 4.13 รูปย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-1.50Mo-0.7Si-0.3C (F15Mo1SiC) γ; austenite, and α; ferrite,



รูปที่ 4.14 รูปถ่าย SEM สีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-1.50Mo-0.7Si-0.3C (F15Mo1SiC) α; ferrite, and M/A; martensite austenite constituent

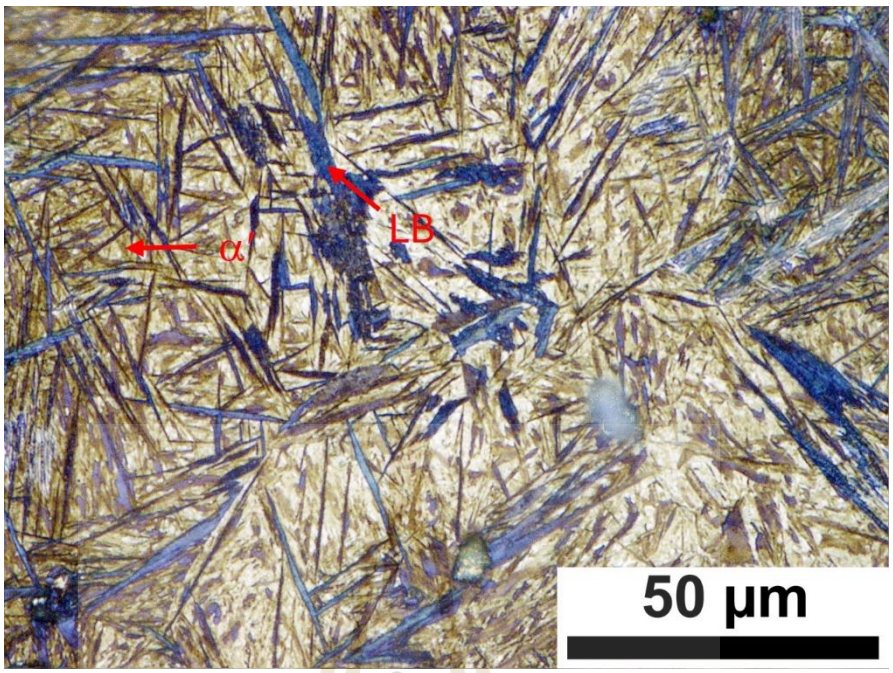
เหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-0.85Mo และ Fe-1.50Mo ผสมด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 2.0 โดยน้ำหนัก เมื่อทำการตรวจสอบโครงสร้างด้วยเทคนิคการย้อมสีประกอบด้วยจานสีน้ำเงินและจานสีน้ำตาลเข้มกระจายอยู่ในเมทริกของพื้นที่สีน้ำตาลอ่อน และแผ่นสีน้ำตาลอ่อนสลับพื้นสีขาว ดังรูปที่ 4.15 และ 4.17 ตรวจสอบภายใต้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดพบโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยพื้นแผ่นที่ถูกกัดกร่อนและบริเวณที่ถูกกัดกร่อนเพียงเล็กน้อยที่แทรกอยู่ในแผ่นบล๊อคที่ไม่ถูกกัดกร่อน ดังรูปที่ 4.16 และ 4.18 จากการวิเคราะห์รูปย้อมสีพบโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการเปลี่ยนเฟสที่อุณหภูมิต่ำ กล่าวคือแถบสีน้ำเงินที่แทรกอยู่คือโลเวอร์เบนไนต์ (LB) สีน้ำตาลเข้มแสดงถึงมาร์เทนไซต์ (α') ซึ่งกระจายอยู่บนออสเทนไนต์แบบกล่อง (γ_b) และแผ่นสีน้ำตาลอ่อนคือออสเทนไนต์คงค้างคล้ายแผ่นฟิล์ม (γ_f) สลับอยู่กับพื้นสีขาว คือแผ่นของเบนนิติกเฟอร์ไรต์ (α_b) ซึ่งสอดคล้องกับรูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด รูปที่ 4.16 และ 4.18 ที่ปรากฏบริเวณที่ถูกกัดกร่อนของเฟอร์ไรต์ และไม่ถูกกัดกร่อนของออสเทนไนต์ อย่างไรก็ตามบริเวณที่ถูกกัดกร่อนเพียงเล็กน้อยนั้นไม่สามารถระบุโครงสร้างได้อย่างชัดเจน จึงต้องอาศัยการวิเคราะห์รูปโครงสร้างจุลภาคที่ถูกย้อมสีร่วมด้วย

เป็นที่น่าสังเกตว่าปริมาณโมลิบดีนัมที่เพิ่มขึ้นทำให้พบแถบสีน้ำเงินมากขึ้น รูปที่ 4.17 คาดว่าปริมาณโมลิบดีนัมที่สูงขึ้นทำให้อุณหภูมิที่เริ่มเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ (M_s) ลดลง จึงทำให้ออสเทนไนต์มีโอกาสเกิดการเปลี่ยนเป็นโลเวอร์เบนไนต์มากขึ้น และเมื่อเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าเย็นตัวเร็ว F15Mo1SiC ที่ประกอบด้วยเบนนิติเฟอร์ไรต์และส่วนประกอบของมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ และชิ้นงานเหล็กเหล็กกล้าเย็นตัวเร็ว F15Mo2SiC ที่ประกอบด้วยโลเวอร์เบนไนต์ ออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ แสดงให้เห็นถึงเหล็กกล้าเย็นตัวเร็วที่มีการเติมซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 2.0 โดยน้ำหนัก มีปริมาณของโครงสร้างจุลภาคกึ่งเสถียรมากขึ้น จึงอาจกล่าวได้ว่าปริมาณซิลิคอนที่ร้อยละ 1.4 และคาร์บอนที่ร้อยละ 0.6 โดยน้ำหนัก อาจทำให้เหล็กกล้า F15Mo2SiC อยู่ใกล้เคียงหรืออยู่ที่จุดยูเทคตอย

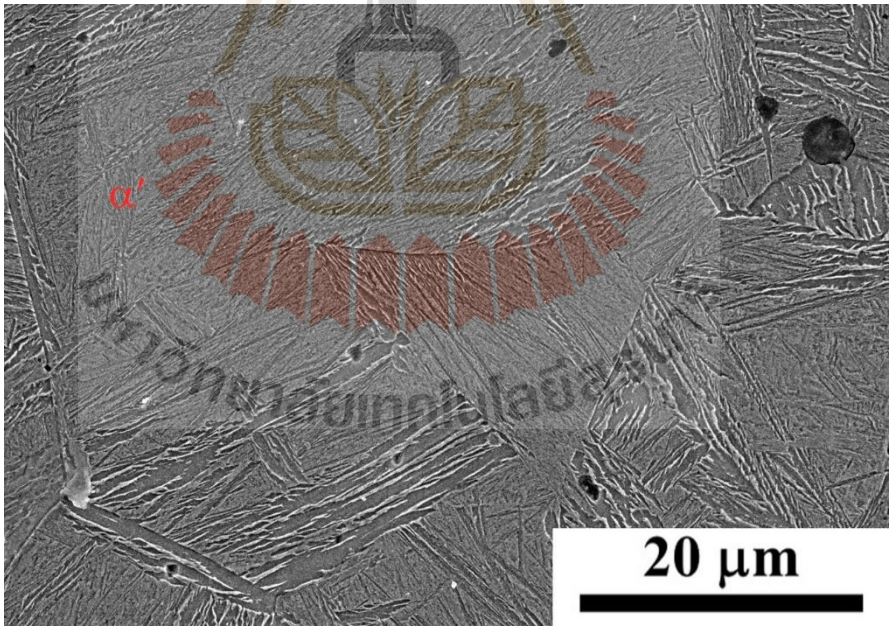


รูปที่ 4.15 รูปย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-0.85Mo-1.4Si-0.6C (F08Mo2SiC) α'; martensite, and LB; lower bainite

รูปที่ 4.16 รูปถ่าย SEM สีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-0.85Mo-1.4Si-0.6C (F08Mo2SiC) α'; martensite



รูปที่ 4.17 รูปย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-1.50Mo-1.4Si-0.6C (F15Mo2SiC) α'; martensite, and LB; lower bainite



รูปที่ 4.18 รูปถ่าย SEM สีโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Fe-1.50Mo-1.4Si-0.6C (F15Mo2SiC) α'; martensite

4.2 การอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C

จากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเผาผนึกทำให้สามารถจำแนกกลุ่มของโครงสร้างจุลภาคออกเป็น 2 กลุ่ม ตามเฟสที่เกิดขึ้นในชิ้นงานได้ดังต่อไปนี้

กลุ่มที่ 1. กลุ่มของโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบเฟสหรือโครงสร้างกึ่งเสถียรเช่น ออสเทนไนต์ มาร์เทนไซต์ ส่วนประกอบของมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ คือชิ้นงานเผาผนึกดังต่อไปนี้ เหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า S15Mo2SiC และเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว F08Mo1SiC F15Mo1SiC F08Mo2SiC และ F15Mo2SiC

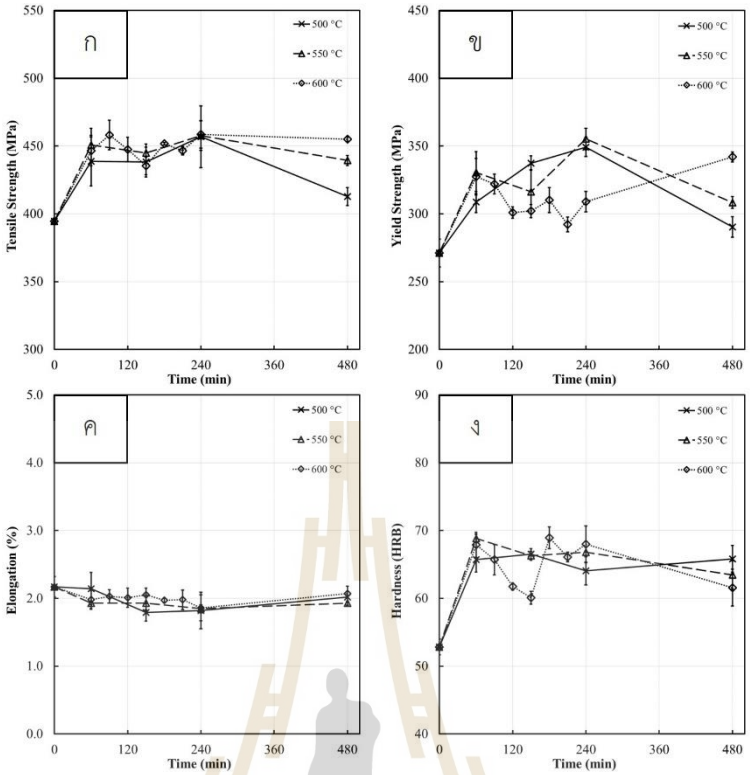
กลุ่มที่ 2. กลุ่มของโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ คือชิ้นงานเผาผนึกดังต่อไปนี้ เหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า S08Mo1SiC S15Mo1SiC และ S08Mo2SiC

4.2.1 การอบคืนไฟกลุ่มโครงสร้างจุลภาคกึ่งเสถียร

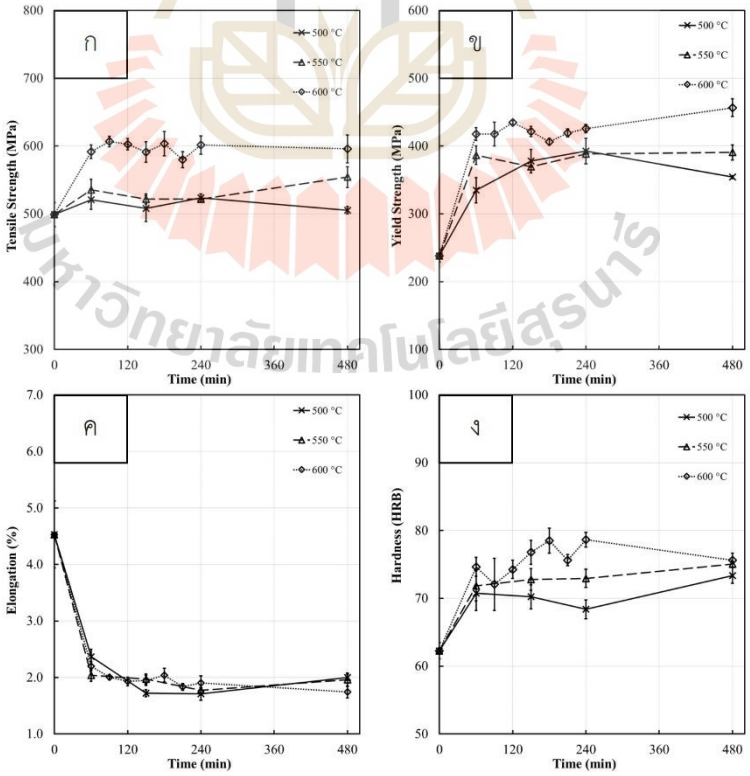
4.2.1.1 เหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว F08Mo1SiC และ F15Mo1SiC

การทดสอบสมบัติเชิงกลของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว F08Mo1SiC และ F15Mo1SiC ผลการทดสอบสมบัติเชิงกลในเหล็กกล้าเผาผนึก F08Mo1SiC และ F15Mo1SiC มีความแข็งแรง ณ จุดคราก เฉลี่ย 271 และ 238 MPa ความแข็งแรงดึงสูงสุด 395 และ 499 MPa ค่าร้อยละการยืดตัว 2.17 และ 4.53 และค่าความแข็งเฉลี่ย 53 และ 62 HRB ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 4.19 และ 4.20 จากผลลัพธ์ดังกล่าวจะสังเกตได้ว่าปริมาณโมลิบดีนัมที่สูงขึ้นส่งผลให้มีค่าความแข็งแรงดึง ค่าร้อยละการยืดตัว และค่าความแข็งเพิ่มขึ้น

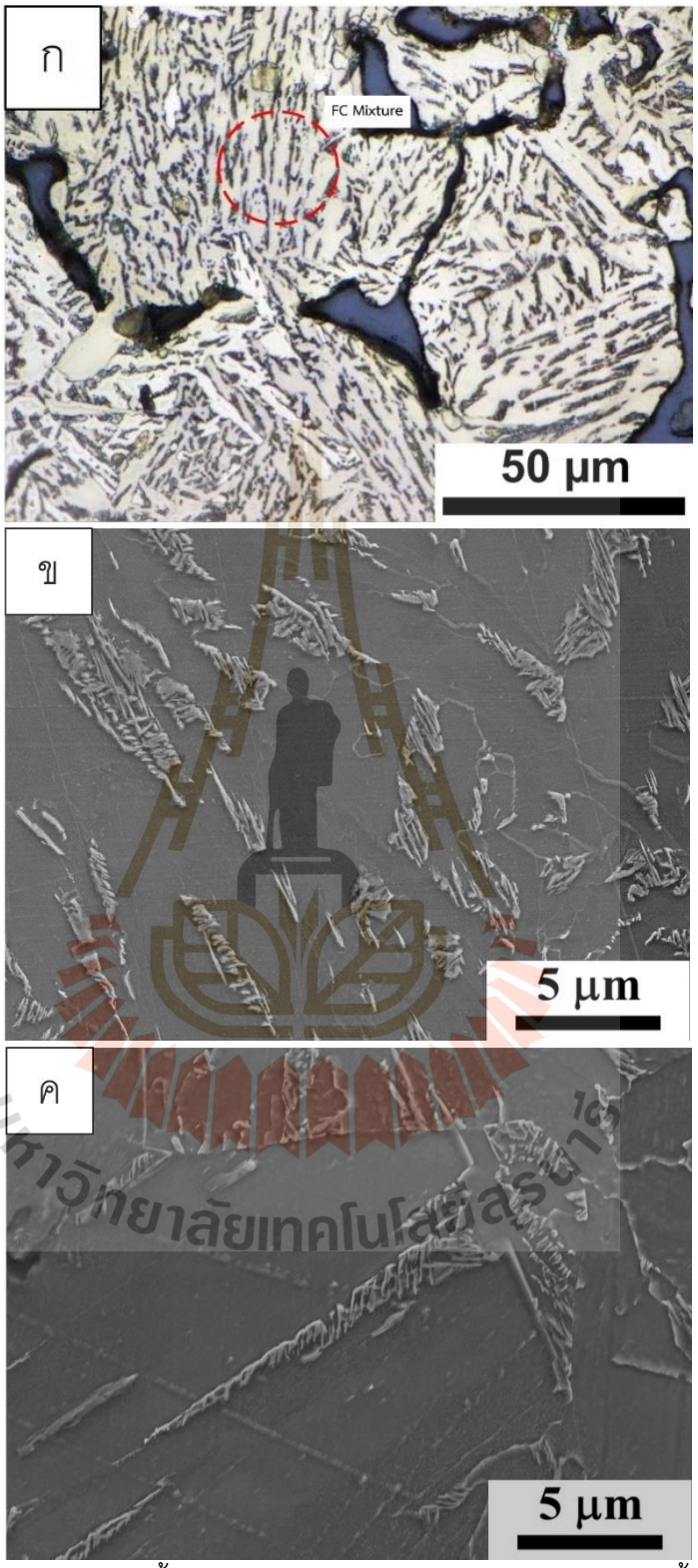
สำหรับการอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว F08Mo1SiC พบว่าทำให้มีความแข็งแรงและความแข็งเพิ่มขึ้น ในขณะที่ค่าร้อยละการยืดตัวมีการเปลี่ยนแปลงเพียงเล็กน้อยเมื่อเทียบกับชิ้นงานเผาผนึก ดังรูปที่ 4.19 ภายหลังการเพิ่มเวลาการอบคืนไฟ พบว่าค่าความแข็งแรงและความแข็งมีค่าแกว่งในช่วงแคบเมื่อเทียบกับค่าที่ได้จากการอบคืนไฟที่เวลา 60 นาที อย่างไรก็ตามเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว F15Mo1SiC เมื่อผ่านการอบคืนไฟพบว่าความแข็งแรงดึงเพิ่มขึ้นอย่างชัดเจนที่อุณหภูมิ 600 °C ขณะที่ความแข็งแรง ณ จุดครากและความแข็งมีค่าเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิการอบคืนไฟ แต่มีค่าร้อยละการยืดตัวลดลงอย่างมีนัยสำคัญ ภายหลังการอบคืนไฟด้วยเวลาที่มากกว่า 60 นาที พบว่ามีการเปลี่ยนแปลงเพียงเล็กน้อยเท่านั้น ดังรูปที่ 4.20



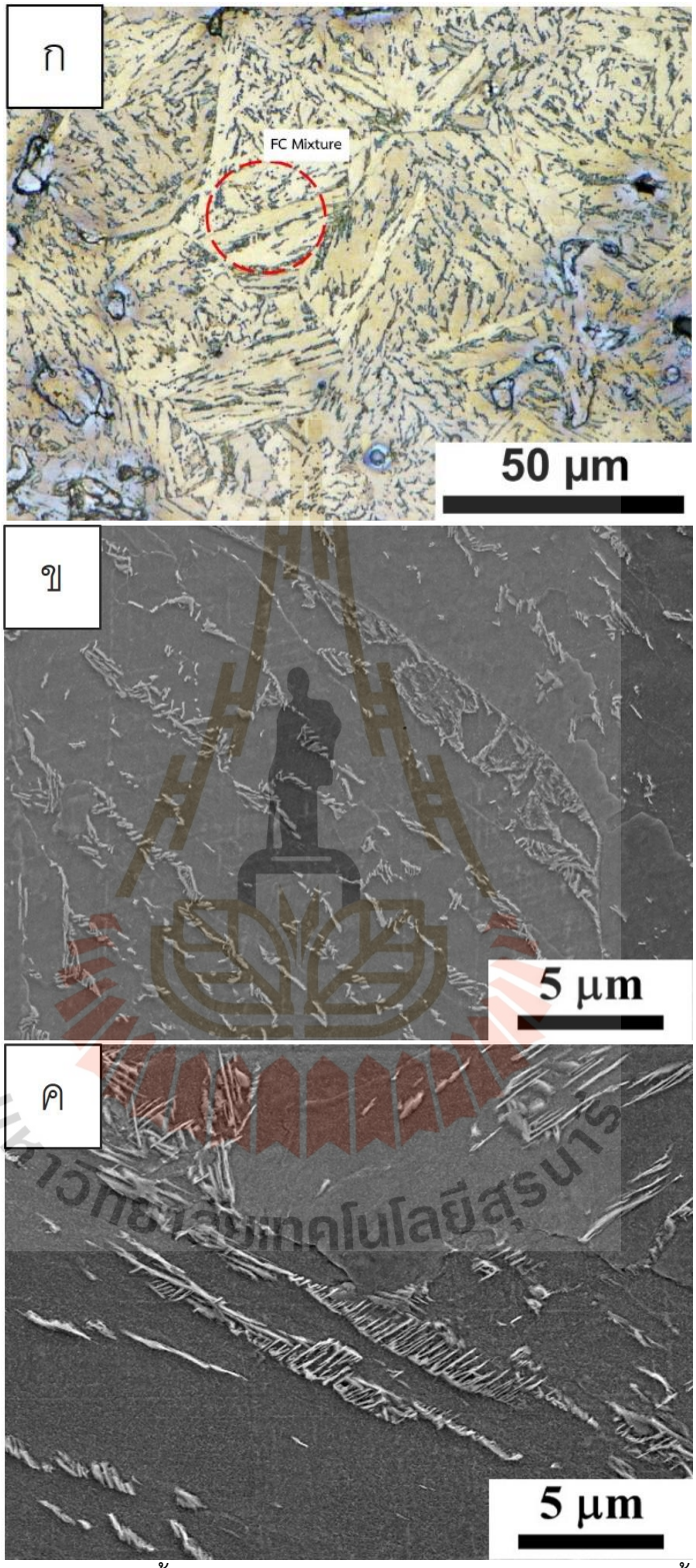
รูปที่ 4.19 ผลการทดสอบความแข็งแรงของเหล็กกล้า F08Mo1SiC (ก) ค่าความแข็งแรงสูงสุด (ข) ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (ค) ค่าร้อยละการยืดตัว และ (ง) ค่าความแข็ง



รูปที่ 4.20 ผลการทดสอบความแข็งแรงของเหล็กกล้า F15Mo1SiC (ก) ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (ข) ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (ค) ค่าร้อยละการยืดตัว และ (ง) ค่าความแข็ง

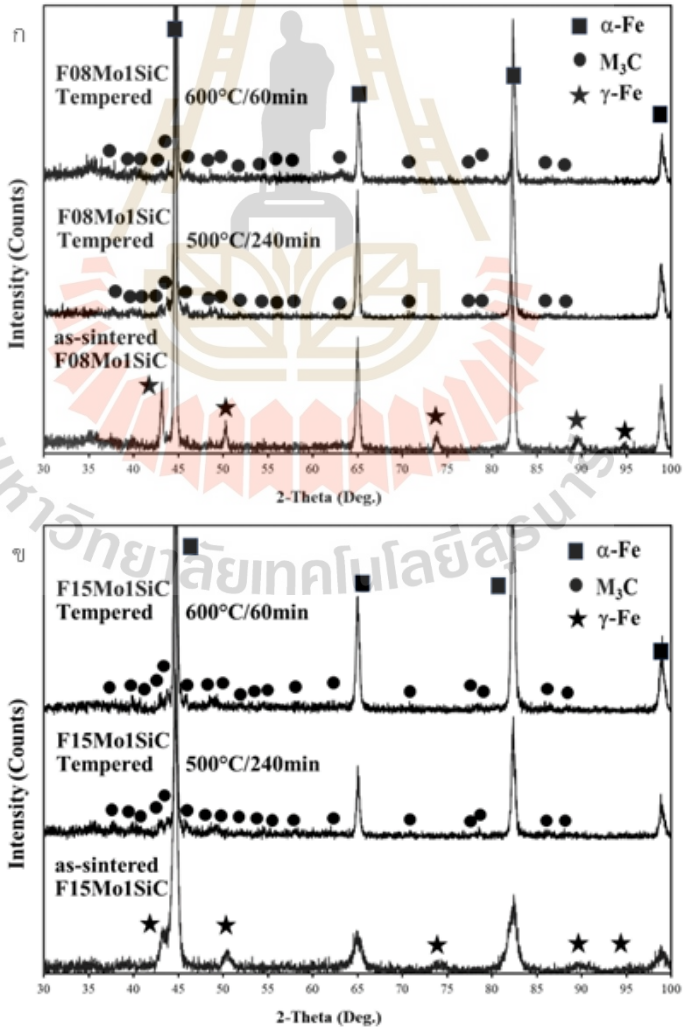


รูปที่ 4.21 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอบคืนไฟ F08Mo1SiC (ก) รูปย้อมสีของชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C- 60 นาที (ข) รูปถ่าย SEM ของชิ้นงานอบคืนไฟ 500°C-240 นาที และ (ค) รูปถ่าย SEM ของชิ้นงานอบคืนไฟที่ 600°C-60 นาที



รูปที่ 4.22 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอบคืนไฟ F15Mo1SiC (ก) รูปย้อมสีของชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C- 60 นาที (ข) รูปถ่าย SEM ของชิ้นงานอบคืนไฟ 500°C-240 นาที และ (ค) รูปถ่าย SEM ของชิ้นงานอบคืนไฟที่ 600°C-60 นาที

จากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของรูปย้อมสีของชิ้นงานที่ถูกอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 600 °C เป็นเวลา 60 นาที รูปที่ 4.21 (ก) และ รูปที่ 4.22 (ก) พบบริเวณสีน้ำเงินเกาะกลุ่มกับแผ่นสีน้ำตาลเข้มแทรกอยู่บริเวณพื้นแผ่นสีขาวเหลืองของเฟอร์ไรต์ ขณะที่ไม่พบผลึกสีขาวของส่วนประกอบของมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ ซึ่งมีลักษณะคล้ายกับชิ้นงานเย็นตัวเร็วของเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-1.5Mo-0.3C [18] ที่มีการกระจายตัวของคาร์ไบด์คล้ายเข็ม เมื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 500 °C ที่เวลา 240 นาที (รูปที่ 4.21 (ข) และ 4.22 (ข)) และ 600 °C ที่เวลา 60 นาที ดังแสดงในรูปที่ 4.21 (ค) และ 4.22 (ค) จากรูปถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดกำลังขยายสูง พบว่าบริเวณดังกล่าวพบส่วนผสมของเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ จึงอนุมานได้ว่าภายหลังการเสื่อมสลายของส่วนประกอบของมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ ก่อให้เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์บนแผ่นเฟอร์ไรต์ของโครงสร้างดีเจนเนอเรตอัปเปอร์เบนไนต์

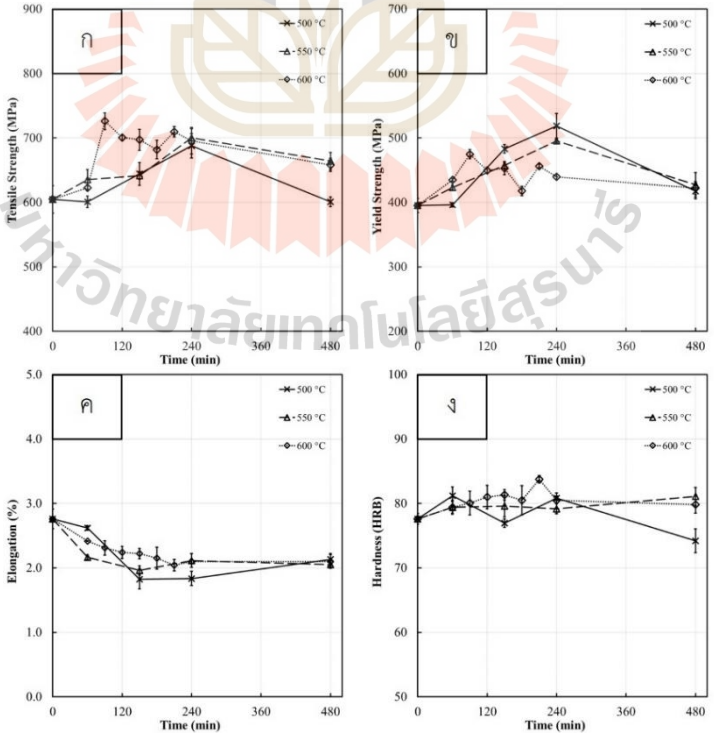


รูปที่ 4.23 ผลวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (ก) F08Mo1SiC และ (ข) F15Mo1SiC

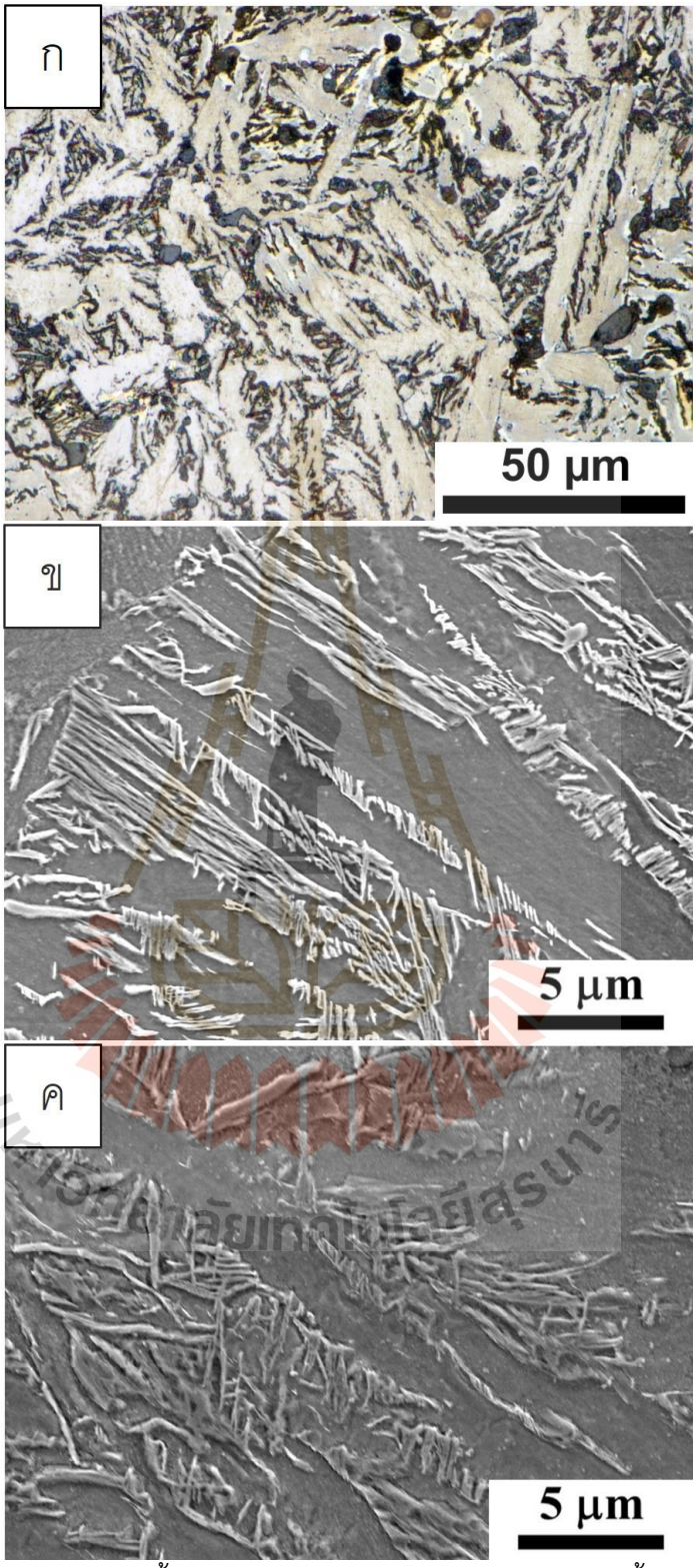
การทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์เหล็กกล้าอบคืนไฟ F08Mo1SiC และ F15Mo1SiC พบสัญญาณขนาดเล็กของคาร์ไบด์ชนิด M_3C ที่อุณหภูมิการอบคืนไฟ 500 °C เวลา 240 นาที และ 600 °C เวลา 60 นาที อ้างตามมาตรฐานหมายเลข 01-089-2722 JCPDS-ICDD (PDF) โดยไม่ปรากฏสัญญาณออสเทนไนต์หลงเหลืออยู่ ชี้ให้เห็นถึงการตะตกอนของคาร์ไบด์ที่อาจเกิดจากการเสื่อมสลายของออสเทนไนต์

4.2.1.2 เหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า S15Mo2SiC

จากการทดสอบสมบัติเชิงกล S15Mo2SiC มีความแข็งแรง ณ จุดคราก เฉลี่ย 395 MPa มีความแข็งแรงสูงสุด 605 MPa มีค่าร้อยละการยืดตัว 2.76 และค่าความแข็งเฉลี่ย 78 HRB ดังรูปที่ 4.24 การอบคืนไฟอุณหภูมิ 500°C และ 550°C พบความแข็งแรงจะเพิ่มขึ้นเมื่ออบคืนไฟเป็นเวลา 150 นาที และมีค่าสูงสุดที่เวลาการอบคืนไฟ 240 นาที ขณะที่การอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 600°C มีค่าการอบคืนไฟสูงสุดที่เวลา 90 นาที ซึ่งมีค่าใกล้เคียงกัน ขณะเดียวกันค่าร้อยละการยืดตัวมีค่าลดลง และค่าความแข็งมีค่าแกว่งในช่วงแคบเมื่อเทียบกับชิ้นงานเผาผนึก นอกจากนี้พบว่าการเพิ่มขึ้นของความแข็งแรงของชิ้นงานที่มีออสเฟอร์ไรต์จะเกิดขึ้นภายหลังการอบคืนไฟมากกว่า 60 นาที ซึ่งแตกต่างจากชิ้นงานที่มีโครงสร้างดีเจนเนอเรตอัปเปอร์เบนไนต์ที่มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นตั้งแต่การอบคืนไฟที่เวลา 60 นาที



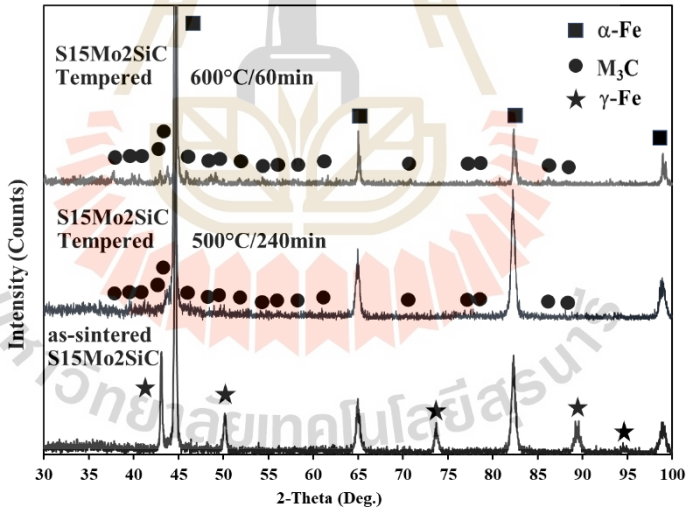
รูปที่ 4.24 ผลการทดสอบความแข็งแรงของเหล็กกล้า S15Mo2SiC (ก) ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (ข) ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (ค) ค่าร้อยละการยืดตัว และ (ง) ค่าความแข็ง



รูปที่ 4.25 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอบคืนไฟ S15Mo2SiC (ก) รูปย้อมสีชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C – 90 นาที (ข) รูปถ่าย SEM ของชิ้นงานอบคืนไฟ 500°C – 240 นาที และ (ค) รูปถ่าย SEM ของชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C – 90 นาที

จากค่าความแข็งแรงดึงที่เพิ่มขึ้นสูงของชิ้นงาน S15Mo2SiC ที่ถูกอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 600°C เป็นเวลา 90 นาที เมื่อทำการวิเคราะห์รูปย้อมสี พบแถบสีน้ำเงินและสีน้ำตาลเข้มแทรกอยู่กับบริเวณพื้นแผ่นสีเหลืองอ่อน และไม่ปรากฏบริเวณแผ่นสีขาวดังเช่นรูปที่ 4.25 (ก) สอดคล้องกับรูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด รูปที่ 4.25 (ค) ที่กำลังขยายสูง พบบริเวณที่ไม่ถูกกัดเป็นแท่งคาร์ไบด์ขนาดเล็กเรียงซ้อนกันมีลักษณะคล้ายกับเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้าที่มีปริมาณโมลิบดีนัมร้อยละ 0.85 (S08Mo2SiC) และเมื่อตรวจสอบรูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของชิ้นงานอบคืนไฟที่ 500°C เป็นเวลา 240 นาที รูปที่ 4.25 (ข) พบโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์เช่นเดียวกัน

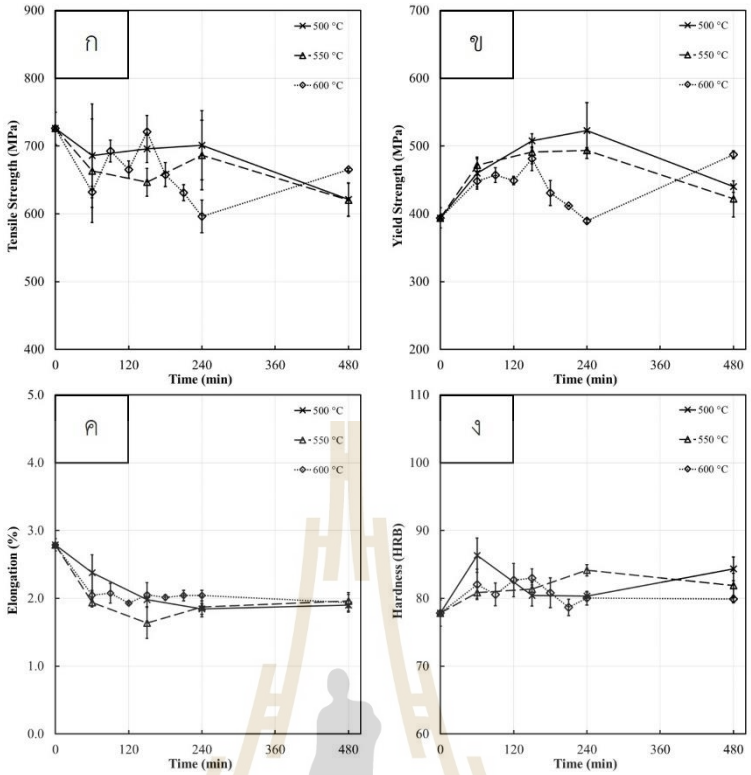
เมื่อทำการวิเคราะห์ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ พบสัญญาณของคาร์ไบด์ชนิด M_3C เกิดขึ้น ในชิ้นงานที่ผ่านการอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 500°C เป็นเวลา 240 นาที และ 600°C เป็นเวลา 90 นาที โดยอ้างอิงตามหมายเลข 01-089-2722 JCPDS-ICDD (PDF) ขณะเดียวกันไม่พบสัญญาณของออสเทนไนต์หลงเหลืออยู่ ชี้ให้เห็นถึงการเสื่อมสลายของออสเทนไนต์ภายหลังการอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 500 – 600 °C



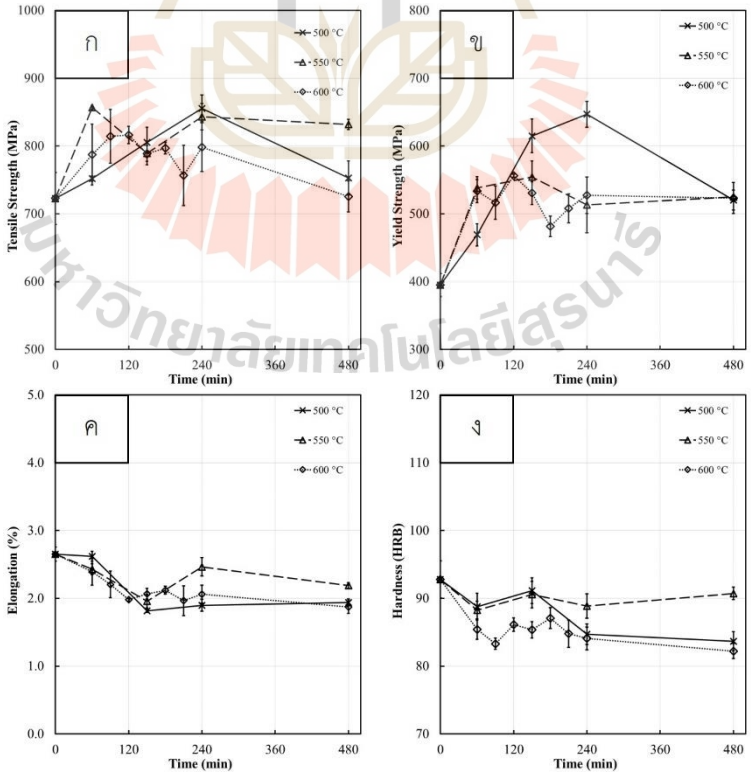
รูปที่ 4.26 ผลวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ S15Mo2SiC

4.2.1.3 เหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว F08Mo2SiC และ F15Mo2SiC

จากการทดสอบความแข็งแรงดึงในเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว F08Mo2SiC และ F15Mo2SiC มีความแข็งแรง ณ จุดคราก เฉลี่ย 393 และ 395 MPa มีความแข็งแรงดึงสูงสุด 726 และ 722 MPa มีค่าร้อยละการยืดตัว 2.79 และ 2.65 ค่าความแข็งเฉลี่ย 78 และ 93 HRB ดังรูปที่ 4.27 และ 4.28 พบว่าปริมาณโมลิบดีนัมที่มากกว่าทำให้ค่าความแข็งของเหล็กกล้าเผาผนึก F15Mo2SiC มีมากกว่า F08Mo2SiC



รูปที่ 4.27 ผลการทดสอบความแข็งแรงของเหล็กกล้า F08Mo2SiC (ก) ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (ข) ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (ค) ค่าร้อยละการยืดตัว และ (ง) ค่าความแข็ง

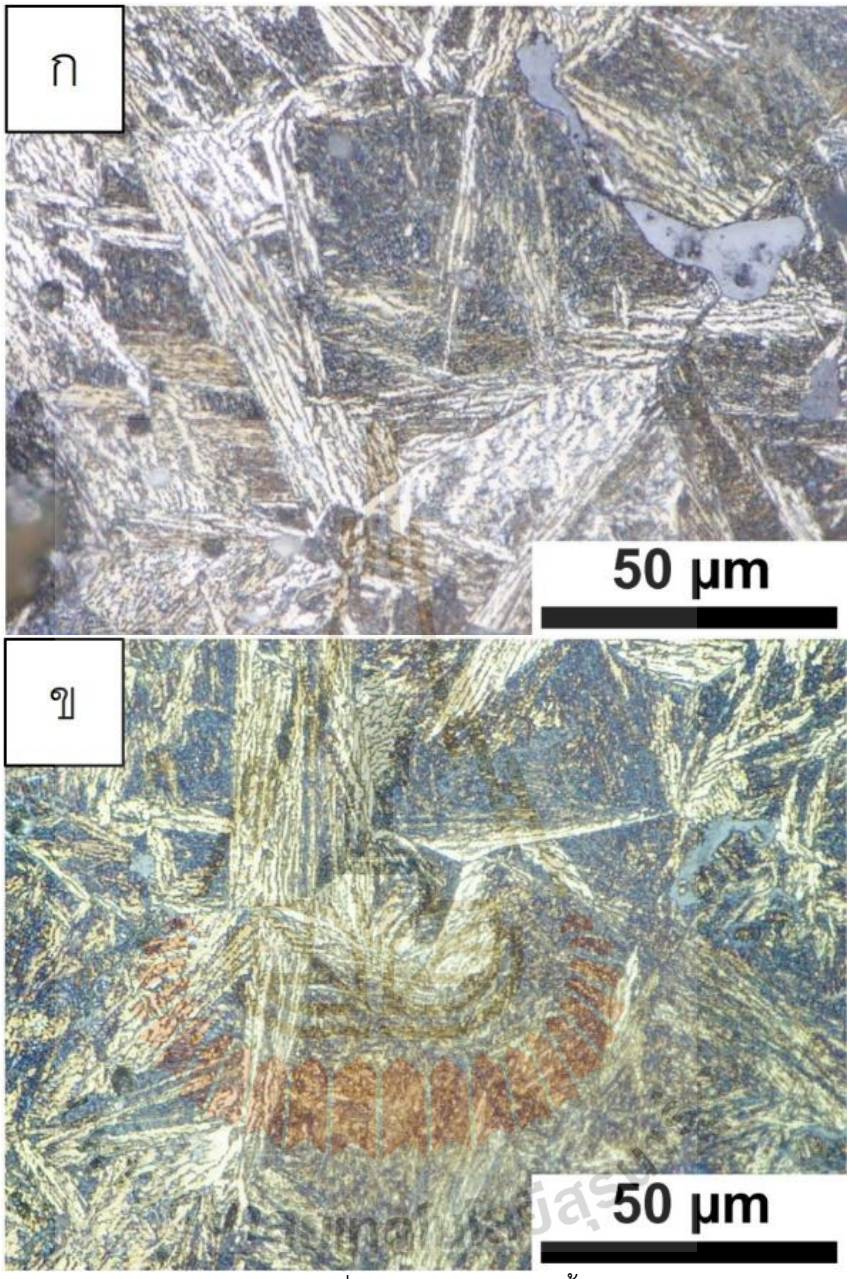


รูปที่ 4.28 ผลการทดสอบความแข็งแรงของเหล็กกล้า F15Mo2SiC (ก) ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (ข) ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (ค) ค่าร้อยละการยืดตัว และ (ง) ค่าความแข็ง

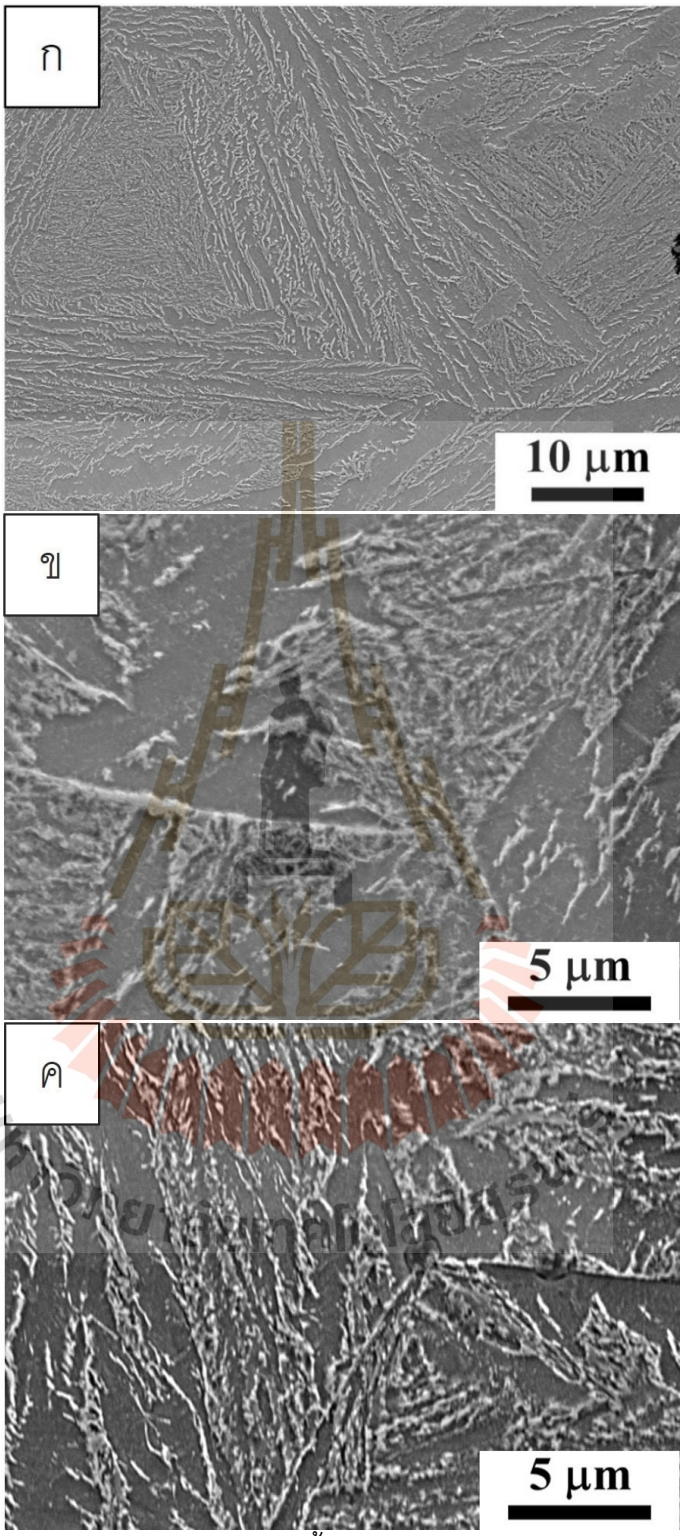
เมื่อทำการอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึก F08Mo2SiC พบว่าความแข็งแรง ณ จุดครากเพิ่มขึ้น ขณะที่ความแข็งแรงดึงและค่าร้อยละการยืดตัวมีแนวโน้มลดลง และค่าความแข็งมีค่าแกว่งอยู่ในช่วงแคบเมื่อเทียบกับชิ้นงานเผาผนึก โดยพบว่าความแข็งแรง ณ จุด คราก มีค่าสูงสุดเมื่อผ่านการอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 500°C เป็นเวลา 240 นาที ในทางกลับกันเหล็กกล้าเผาผนึก F15Mo2SiC ที่ผ่านถูกอบคืนไฟมีแนวโน้มความแข็งแรงดึงเพิ่มขึ้น และความแข็งแรง ณ จุดคราก เพิ่มขึ้นอย่างมีนัยสำคัญ และมีค่าสูงสุดที่การอบคืนไฟที่ 500 °C เป็นเวลา 240 นาที ค่าร้อยละการยืดตัวและค่าความแข็งมีแนวโน้มลดลง

เมื่อทำการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 600°C เป็นเวลา 60 นาที พบแถบสีน้ำตาลแทรกอยู่ระหว่างเนื้อพื้นสีขาวและแผ่นสีน้ำตาลที่มีกลุ่มสีน้ำเงินแทรกอยู่ เมื่อเปรียบเทียบกับรูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยายสูง รูปที่ 4.30 และ 4.31 พบการตกตะกอนของคาร์ไบด์บนขอบแผ่นมาร์เทนไซต์ และการเสื่อมสลายของออสเทนไนต์เนื่องจากการอบคืนไฟ และปรากฏโครงสร้างของอัปเปอร์เบนไนต์ [48-49] ซึ่งอาจเป็นผลทำให้ชิ้นงานมีค่าความแข็งแรง ณ จุดครากเพิ่มขึ้น เนื่องจากโมลิบดีนัมเป็นธาตุที่สามารถละลายอยู่ในคาร์ไบด์และเสริมความแข็งแรงเนื่องจากการอบชุบทางความร้อนได้ดี ทำให้ในเหล็กกล้าเผาผนึก F15Mo2SiC ที่มีปริมาณสูงกว่ากว่าในชิ้นงาน F08Mo2SiC เมื่ออบคืนไฟอาจทำให้ค่าความแข็งแรงของชิ้นงาน F15Mo2SiC มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น ในขณะที่ F08Mo2SiC มีแนวโน้มลดลง และอาจเป็นสาเหตุที่ทำให้ค่าความแข็งลดลงเพียงเล็กน้อยในชิ้นงานเหล็กกล้าเผาผนึก F15Mo2SiC ที่ผ่านการอบคืนไฟ

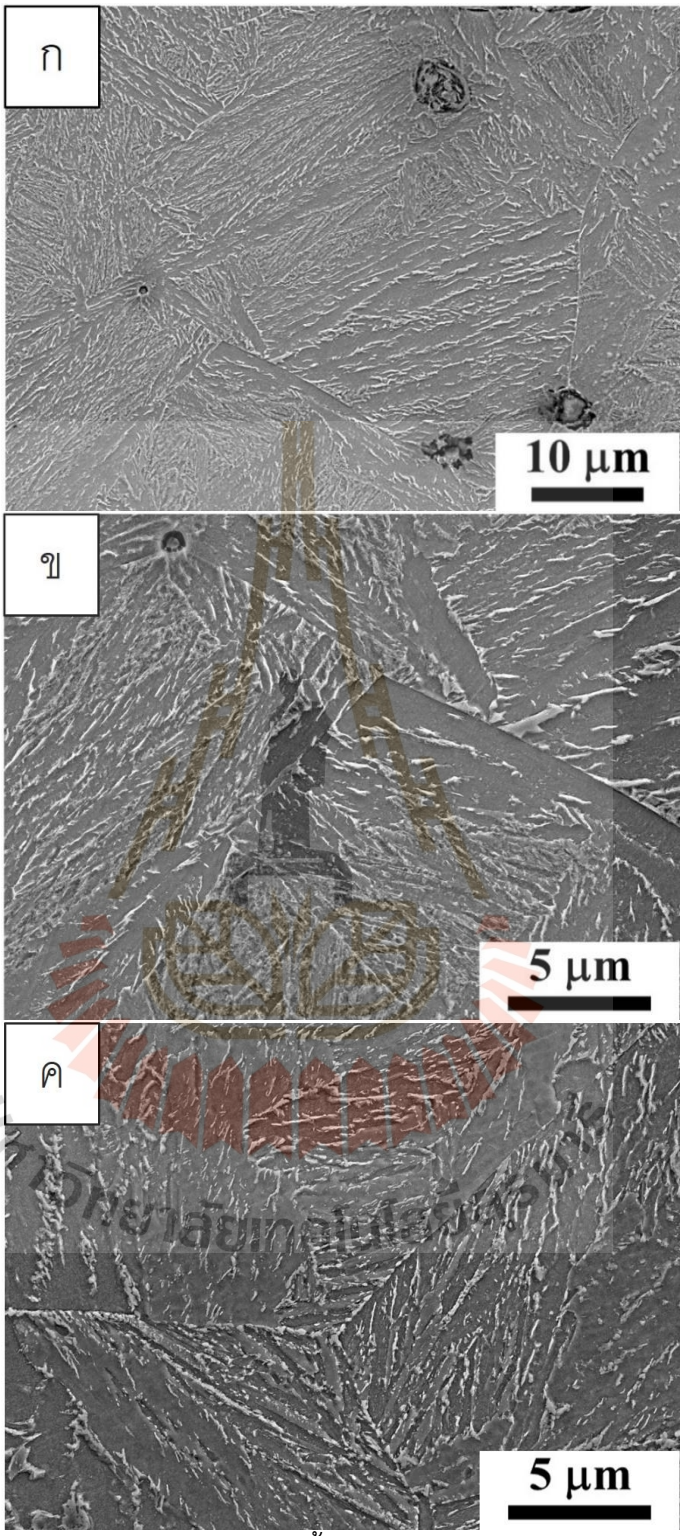
เมื่อทำการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์พบว่าเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว ภายหลังการการอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 500°C เป็นเวลา 240 นาที และ 600 °C เป็นเวลา 60 นาที ไม่ปรากฏพีคออสเทนไนต์หลงเหลืออยู่ ชี้ให้เห็นว่าโครงสร้างของออสเทนไนต์เกิดการเสื่อมสลายเนื่องจากการอบคืนไฟ และพบสัญญาณขนาดเล็กของไบด์ชนิด M_3C อ้างอิงหมายเลข 01-089-2722 JCPDS-ICDD (PDF) ซึ่งสอดคล้องกับรูปถ่ายกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดรูปที่ 4.30 และ 4.31 ที่มีคาร์ไบด์กระจายอยู่ในโครงสร้างจุลภาค



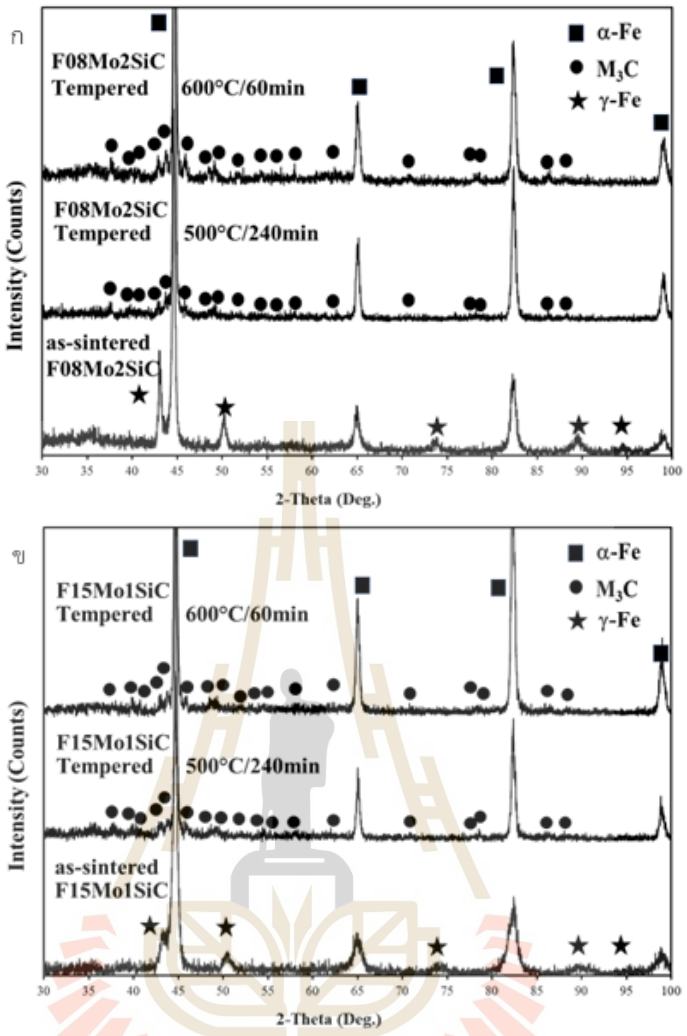
รูปที่ 4.29 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าที่ผ่านการย้อมสี (ก) ชิ้นงานอบคืนไฟ F08Mo2SiC 600°C-60นาที และ (ข) ชิ้นงานอบคืนไฟ F15Mo2SiC 600°C-60นาที



รูปที่ 4.30 รูปถ่าย SEM โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอบคืนไฟ F08Mo2SiC (ก) รูปถ่ายกำลังขยายต่ำของชิ้นงานอบคืนไฟ 500°C – 240 นาที (ข) รูปถ่ายกำลังขยายสูงของชิ้นงานอบคืนไฟ 500°C – 240 นาที และ (ค) รูปถ่ายกำลังขยายสูงของชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C – 90 นาที



รูปที่ 4.31 รูปถ่าย SEM โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอบคืนไฟ F15Mo2SiC (ก) รูปถ่ายกำลังขยายต่ำของชิ้นงานอบคืนไฟ 500°C – 240 นาที (ข) รูปถ่ายกำลังขยายสูงของชิ้นงานอบคืนไฟ 500°C – 240 นาที และ (ค) รูปถ่ายกำลังขยายสูงของชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C – 120 นาที



รูปที่ 4.32 ผลวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (ก) F08Mo2SiC และ (ข) F15Mo2SiC

ดังนั้นจึงอาจกล่าวได้ว่าการอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C ที่ประกอบด้วยโครงสร้างจุลภาคกึ่งเสถียร มาร์เทนไซต์ ออสเทนไนต์และส่วนประกอบของมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์เกิดการเสื่อมสลายเนื่องจากการอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 500 550 และ 600 °C และปรากฏโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ชนิด M_3C โดยที่การเสื่อมสลายของออสเทนไนต์กลายเป็นแผ่นของเฟอร์ไรต์พร้อมทั้งเกิดส่วนผสมของเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์บนขอบของแผ่นได้ ขณะเดียวกันแผ่นมาร์เทนไซต์เกิดการเสื่อมสลายและเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ขนาดเล็กขึ้นในบริเวณดังกล่าว [58] นอกจากพฤติกรรมการตกตะกอนของคาร์ไบด์บนขอบแผ่นมาร์เทนไซต์ชี้ให้เห็นว่าลักษณะการอบคืนไฟที่เกิดขึ้นมีลักษณะเป็นแบบอุณหภูมิไม่คงที่ (non-isothermal) [59] ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Yan [48] และ Chen [49] พบว่าเหล็กกล้าที่มีส่วนผสมของซิลิคอนจะเกิดการเปลี่ยนแปลงของออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์เมื่ออบคืนไฟที่อุณหภูมิ

230 °C และเปลี่ยนเป็นเบนไนต์ สำหรับอุณหภูมิที่ 400 °C ในขณะเดียวกันเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์แท่งยาวจะเกิดอยู่ร่วมกันที่อุณหภูมิ 650 °C

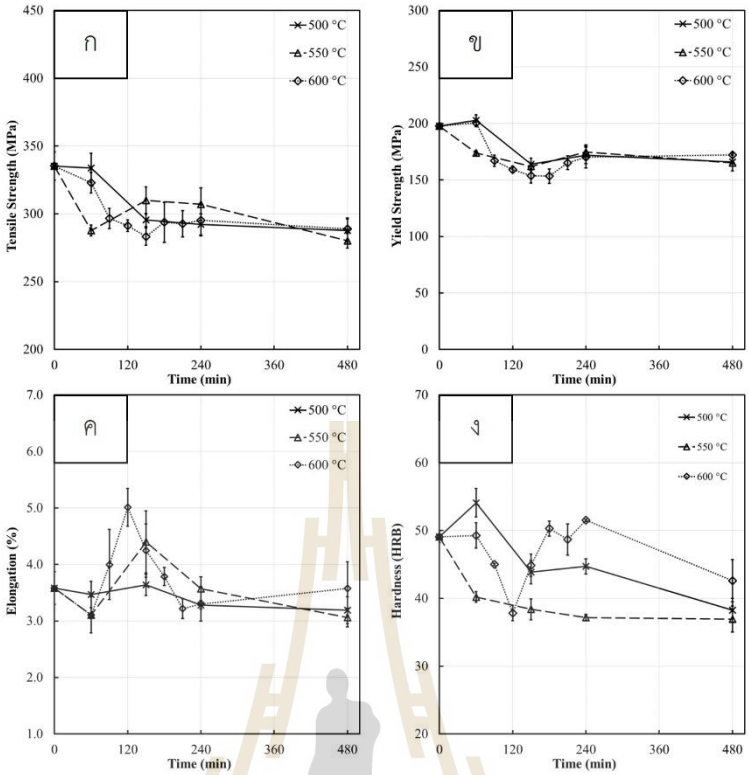
4.2.2 การอบคืนไฟโครงสร้างจุลภาคที่เสถียร

4.2.2.1 เหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว S08Mo1SiC S15Mo1SiC และ S08Mo2SiC

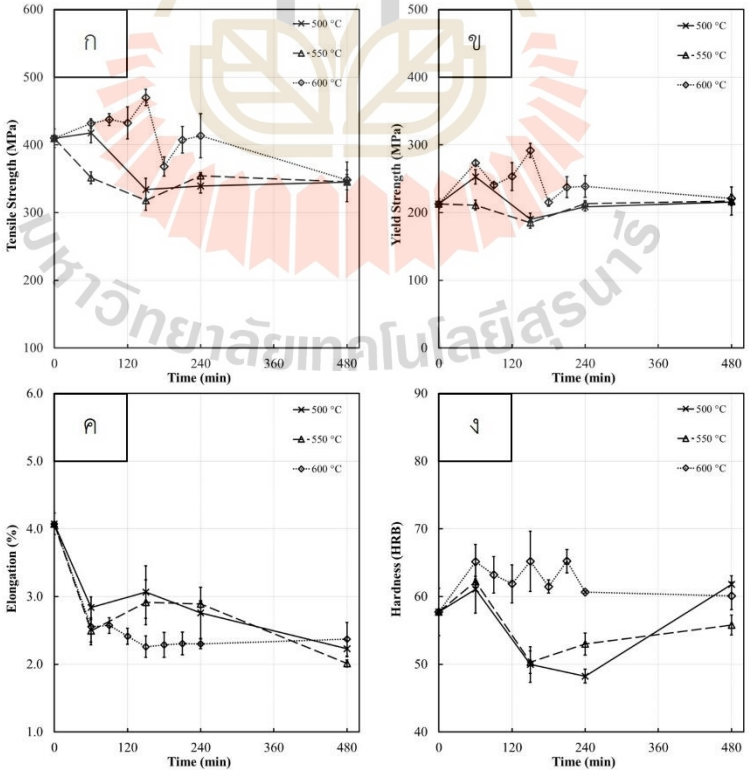
การศึกษาผลการทดสอบสมบัติเชิงกลจากการทดสอบความแข็งแรงดึงในเหล็กกล้า S08Mo1SiC และ S15Mo1SiC มีค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดเฉลี่ย 335 และ 410 MPa ค่าความแข็งแรง ณ จุดครากเฉลี่ย 198 และ 213 MPa ค่าร้อยละการยืดตัว 3.58 และ 4.07 และค่าความแข็ง 49 และ 58 HRB ตามลำดับ แสดงให้เห็นถึงปริมาณของโมลิบดีนัมที่มากขึ้นทำให้สมบัติเชิงกลดียิ่งขึ้น

ผลการทดสอบสมบัติเชิงกลของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า S08Mo1SiC ที่นำไปอบคืนไฟแสดงในรูปที่ 4.33 โดยค่าความแข็งแรงดึงและความแข็งแรง ณ จุดคราก มีแนวโน้มลดลงเล็กน้อย และมีค่าแกว่งในช่วงแคบภายหลังการอบคืนไฟมากกว่า 60 นาที ขณะที่ค่าร้อยละการยืดตัวมีค่าแกว่งค่อนข้างมากในชิ้นงานอบคืนไฟอุณหภูมิ 600 °C ในช่วงเวลา 90 – 150 นาที และอุณหภูมิ 550 °C ที่เวลา 150 นาที ดังรูปที่ 4.33 (ค) ขณะที่ค่าความแข็งของชิ้นงานอบคืนไฟที่มีแนวโน้มลดลง ดังรูปที่ 4.33 (ง) เมื่อทำการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคพบโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟอร์ไรต์แบบหลายเหลี่ยมและอัปเปอร์เบนไนต์ ดังรูปที่ 4.35 ซึ่งเป็นโครงสร้างจุลภาคที่มีส่วนประกอบเช่นเดียวกันกับชิ้นงานเผาผนึก

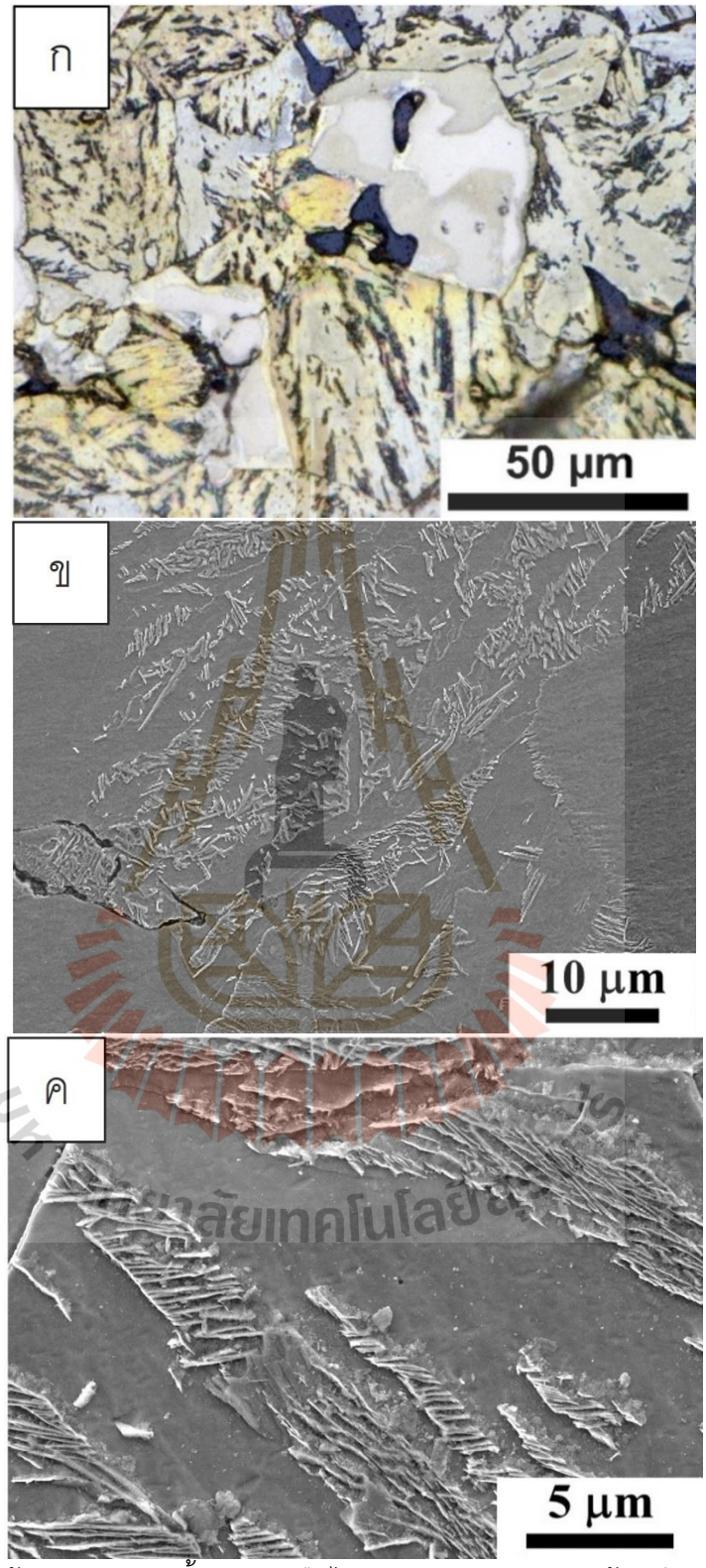
ผลการทดสอบสมบัติเชิงกลของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า S15Mo1SiC พบความแข็งแรงดึง ความแข็งแรง ณ จุดคราก และความแข็ง มีค่าแกว่งอยู่ในช่วงแคบของชิ้นงานเผาผนึก แต่ค่าร้อยละการยืดตัวมีแนวโน้มลดลงและเปลี่ยนแปลงเล็กน้อยภายหลังการอบคืนไฟมากกว่า 60 นาที ดังรูปที่ 4.34 เมื่อทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าอบคืนไฟ S15Mo1SiC ที่อุณหภูมิ 550 และ 600°C เป็นเวลา 150 นาที พบโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟอร์ไรต์แบบหลายเหลี่ยมและอัปเปอร์เบนไนต์ ดังรูปที่ 4.36 ซึ่งเป็นโครงสร้างจุลภาคที่มีส่วนประกอบเช่นเดียวกันกับชิ้นงานเผาผนึก



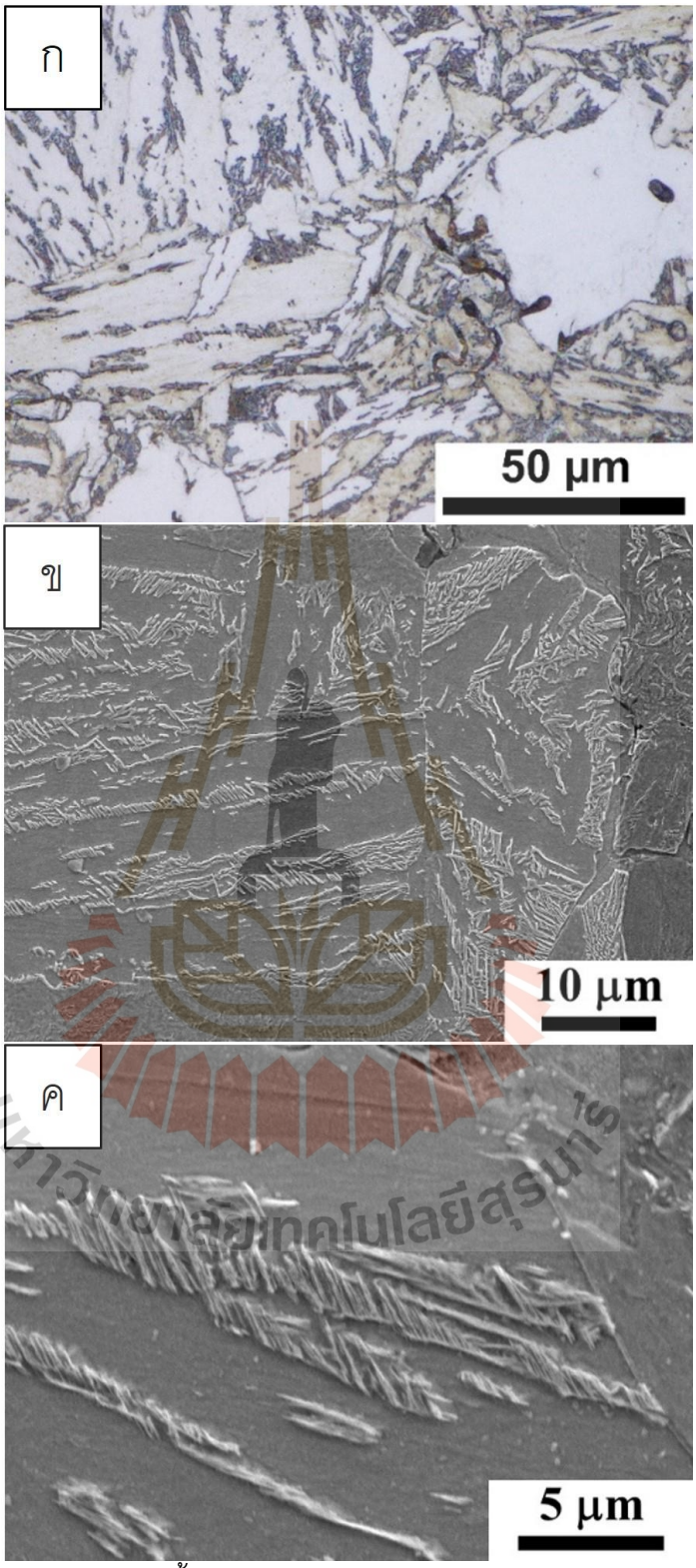
รูปที่ 4.33 ผลการทดสอบความแข็งแรงของเหล็กกล้า S08Mo1SiC (ก) ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (ข) ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (ค) ค่าร้อยละการยืดตัว และ (ง) ค่าความแข็ง



รูปที่ 4.34 ผลการทดสอบความแข็งแรงของเหล็กกล้า S15Mo1SiC (ก) ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (ข) ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (ค) ค่าร้อยละการยืดตัว และ (ง) ค่าความแข็ง

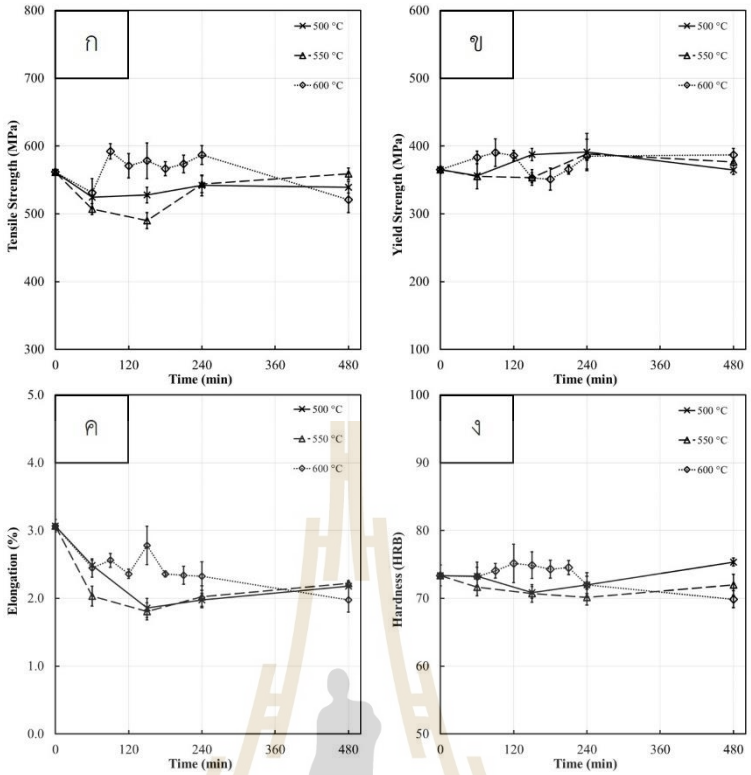


รูปที่ 4.35 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอบคืนไฟ S08Mo1SiC (ก) รูปย้อมสีของชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C – 120 นาที (ข) รูปถ่าย SEM กำลังขยายต่ำของชิ้นงานอบคืนไฟ 550°C – 150 นาที และ (ค) รูปถ่าย SEM กำลังขยายสูงของชิ้นงานอบคืนไฟที่ 600°C-120 นาที



รูปที่ 4.36 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอบคืนไฟ S15Mo1SiC (ก) รูปย้อมสีของชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C – 150 นาที (ข) รูปถ่าย SEM กำลังขยายต่ำของชิ้นงานอบคืนไฟ 550°C – 150 นาที และ (ค) รูปถ่าย SEM กำลังขยายสูงของชิ้นงานอบคืนไฟที่ 600°C-150 นาที

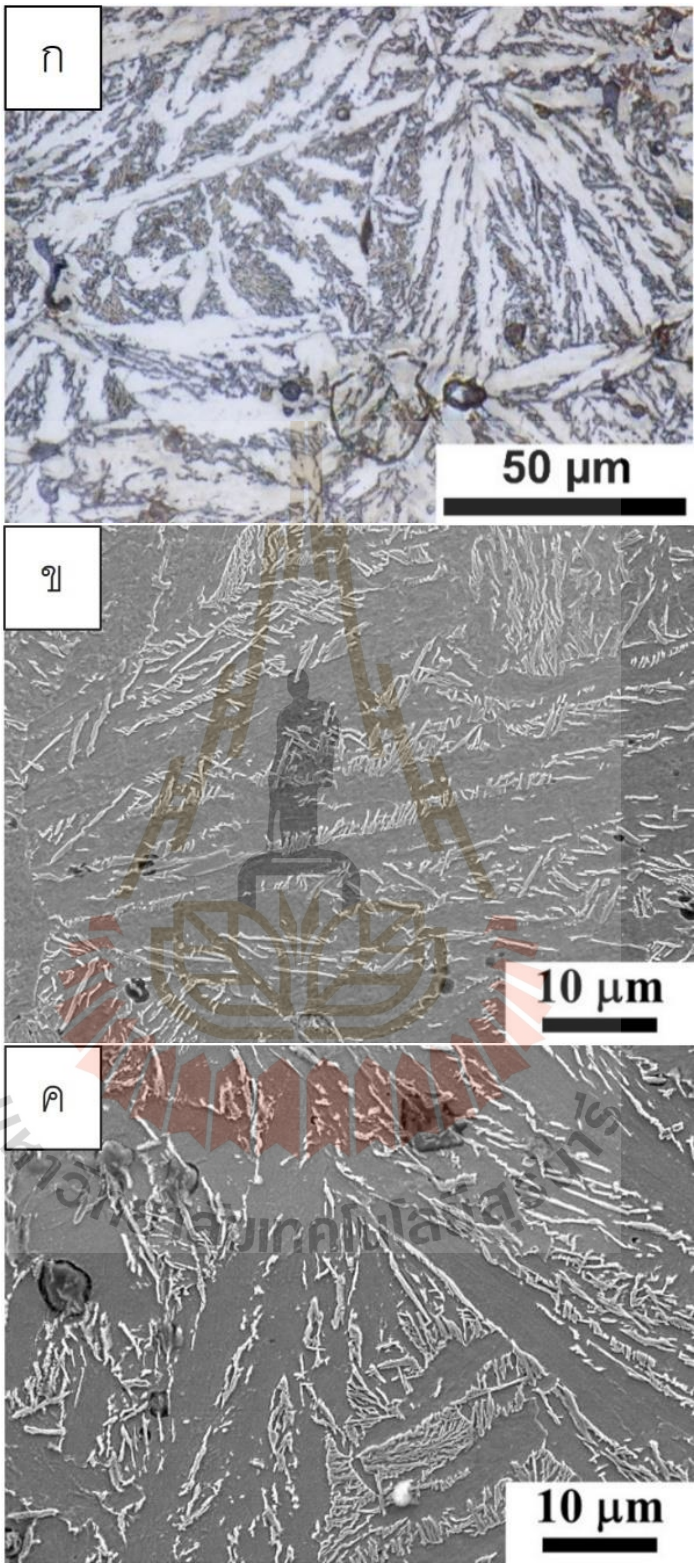
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี



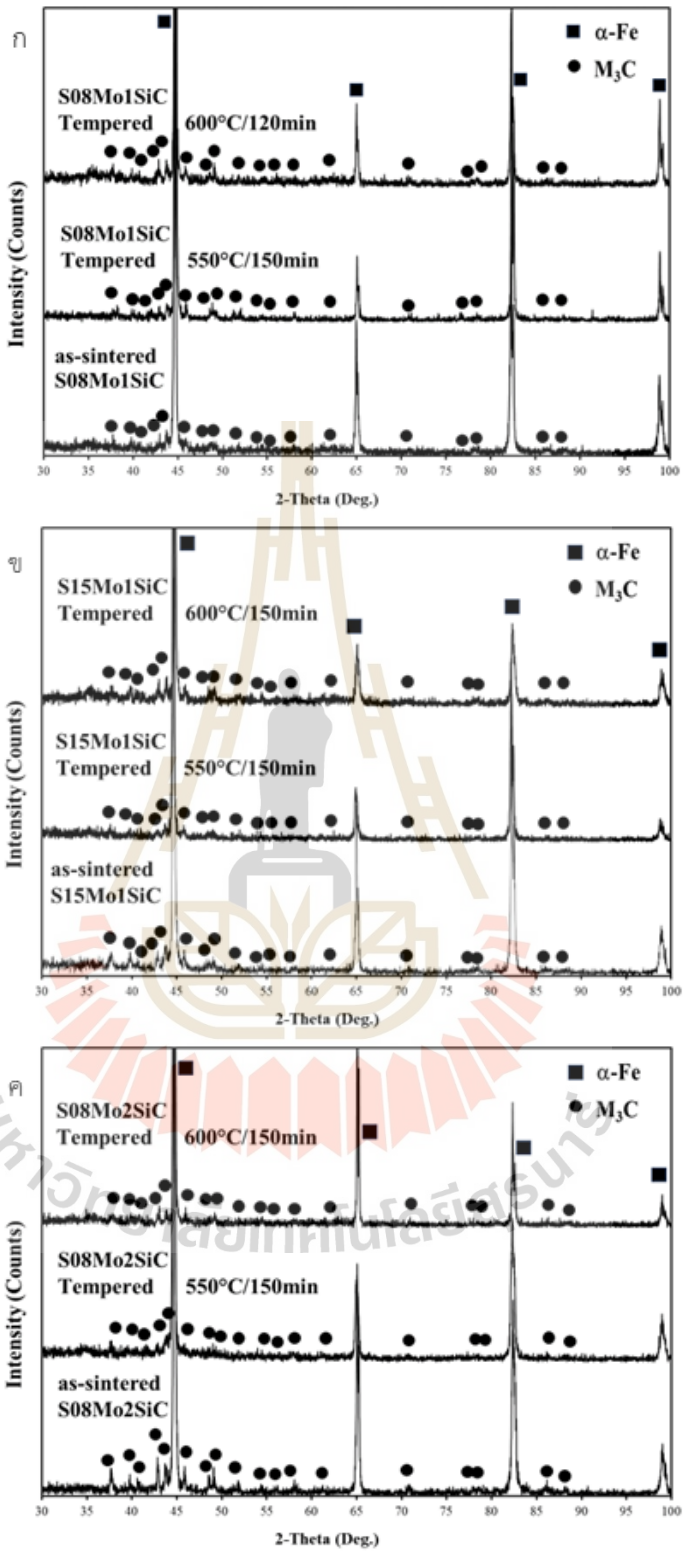
รูปที่ 4.37 ผลการทดสอบความแข็งแรงของเหล็กกล้า S08Mo2SiC (ก) ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (ข) ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (ค) ค่าร้อยละการยืดตัว และ (ง) ค่าความแข็ง

ผลการทดสอบสมบัติเชิงกลของเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า S08Mo2SiC ประกอบด้วยความแข็งแรงดึงสูงสุด 561 MPa ความแข็งแรง ณ จุดครากเฉลี่ย 365 MPa มีค่าร้อยละการยืดตัว 3.07 และค่าความแข็งที่ 73 HRB สอดคล้องกับปริมาณของอัปเปอร์เบนไนต์ที่เกิดขึ้นเมื่อเทียบกับเหล็กกล้าเย็นตัวช้าที่มีการเติมซิลิคอนคาร์ไบด์ร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก จากรูปที่ 4.37 ชี้ให้เห็นค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก ค่าร้อยละการยืดตัวและค่าความแข็งมีค่าแกว่งในช่วงที่แคบเมื่อเทียบกับชิ้นงานเผาผนึก จึงอนุมานได้ว่าเหล็กกล้าอบคืนไฟชนิด S08Mo2SiC มีความเฉื่อยต่อการอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 500 – 600 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง สอดคล้องกับรูปที่ 4.38 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานอบคืนไฟของเหล็กกล้าเผาผนึก S08Mo2SiC ที่ปรากฏอัปเปอร์เบนไนต์เช่นเดียวกับชิ้นงานเผาผนึก

จากการทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์พบว่าเหล็กกล้าอบคืนไฟ S08Mo1SiC S15Mo1SiC และ S08Mo2SiC ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ชนิด M_3C อ้างอิงมาตรฐาน (JCPDS-ICDD (PDF)) หมายเลข 04-004-7473 และ 01-089-2722 ตามลำดับ ดังรูปที่ 4.39 ภายหลังการการอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึกทั้ง 3 ชนิด ไม่ปรากฏเฟสหรือคาร์ไบด์ชนิดอื่น ๆ ชี้ให้เห็นถึงความเฉื่อยต่อการอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 500 550 และ 600 °C



รูปที่ 4.38 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าอบคืนไฟ S08Mo2SiC (ก) รูปย้อมสีของชิ้นงานอบคืนไฟ 600°C-150 นาที (ข) รูปถ่าย SEM กำลังขยายต่ำของชิ้นงานอบคืนไฟ 550°C-150 นาที และ (ค) รูปถ่าย SEM กำลังขยายสูงของชิ้นงานอบคืนไฟที่ 600°C-150 นาที



รูปที่ 4.39 ผลวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (ก) S08Mo1SiC (ข) S15Mo1SiC และ (ค) S08Mo2SiC

บทที่ 5

บทสรุปและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลการวิจัย

จากการทดลองสามารถแบ่งออกเป็น 2 ส่วน คือ 1. ศึกษาการเผาผนึกเหล็กกล้า Fe-Mo-Si-C ที่ผสมจากผงโลหะพรีอัลลอยด์ชนิด Astaloy 85Mo (Fe-0.85Mo) และ Astaloy Mo (Fe-1.50Mo) และผงซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ร้อยละ 1.0 และ 2.0 โดยน้ำหนัก ที่มีอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน 2. การอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C ที่อุณหภูมิ 500 550 และ 600°C เป็นเวลา 60 – 480 นาที

5.1.1 การเผาผนึกเหล็กกล้า Fe-Mo-Si-C

ผงโลหะพรีอัลลอยด์ชนิด Astaloy 85Mo (Fe-0.85Mo) และ Astaloy Mo (Fe-1.50Mo) ผสมผงซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ร้อยละ 1.0 และ 2.0 โดยน้ำหนัก เผาผนึกที่อุณหภูมิ 1280 °C เป็นเวลา 45 นาที มีอัตราการเย็นตัว 2 ชนิด คือ เย็นตัวช้าที่อัตราการเย็นตัว 0.1 °C/s และเย็นตัวเร็วที่อัตราการเย็นตัว 5.4 °C/s ทำให้ได้รับเหล็กกล้าเผาผนึกที่มีโครงสร้างจุลภาค 2 กลุ่ม ดังนี้

5.1.1.1 กลุ่มโครงสร้างจุลภาคที่มีความเสถียร

เฟอร์ไรต์แบบหลายเหลี่ยมและอัปเปอเบนไนต์ในเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Astaloy 85Mo และ Astaloy Mo ที่เติมผงซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก อัปเปอร์เบนไนต์ในเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Astaloy 85Mo ผสมกับผงซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ร้อยละ 2.0 โดยน้ำหนัก

5.1.1.2 กลุ่มโครงสร้างจุลภาคกึ่งเสถียร

เฟอร์ไรต์และออสเทนไนต์หรือออสเฟอร์ไรต์ในเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวช้า Astaloy Mo ที่เติมผงซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ร้อยละ 2.0 โดยน้ำหนัก เบนนิติเฟอร์ไรต์และส่วนประกอบของมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์หรือดีเจนเนอเรตอัปเปอร์เบนไนต์ในเหล็กกล้าเผาผนึกเย็นตัวเร็ว Astaloy 85Mo และ Astaloy Mo ที่เติมผงซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ร้อยละ 1.0 โดยน้ำหนัก

โลเวอร์เบนไนต์ ออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ในเหล็กกล้าเผาผนึกเย็น ตัวเร็ว Astaloy 85Mo และ Astaloy Mo ที่เติมผงซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ร้อยละ 2.0 โดยน้ำหนัก

5.1.2 การอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C

5.1.2.1 การอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึกที่ประกอบด้วยโครงสร้างกึ่งเสถียร

ภายหลังการอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึกความแข็งแรงดึง ความแข็งแรง ณ จุดคราก และความแข็งมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นในชิ้นงานเหล็กกล้าอบคืนไฟ F08Mo1SiC F15Mo1SiC และ S15Mo2SiC เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ภายหลังการอบคืนไฟ ทำให้โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยอัปเปอร์เบนไนต์ สำหรับเหล็กกล้าอบคืนไฟ F08Mo2SiC ความแข็งแรง ณ จุดครากมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น ขณะที่ความแข็งแรงดึงมีแนวโน้มลดลงเล็กน้อย และเหล็กกล้าอบคืนไฟ F15Mo2SiC มีความแข็งแรงดึงและความแข็งแรง ณ จุดครากเพิ่มขึ้น เป็นผลมาจากกากตกตะกอนของคาร์ไบด์และการเพิ่มขึ้นของเบนนิติกเฟอร์ไรต์ โดยภายหลังการอบคืนไฟมีโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยอัปเปอร์เบนไนต์และเทมเพอร์มาร์เทนไซต์ แสดงให้เห็นถึงการตอบสนองต่อการอบคืนไฟของโครงสร้างจุลภาคดังกล่าวได้เป็นอย่างดีทำให้สมบัติเชิงกลมีแนวโน้มที่ดียิ่งขึ้น

5.1.2.2 การอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึกที่ประกอบด้วยโครงสร้างที่เสถียร

ภายหลังการอบคืนไฟพบว่าค่าความแข็งแรงดึง ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก และค่าความแข็ง มีค่าการแกว่งอยู่ในช่วงแคบเมื่อเทียบกับชิ้นงานเผาผนึก โดยพบโครงสร้างจุลภาคที่มีลักษณะคล้ายกับโครงสร้างเดิมของชิ้นงานเผาผนึกเช่นเดียวกัน แสดงให้เห็นถึงความเฉื่อยต่อการอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 500 550 และ 600 ^{o}C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง

อย่างไรก็ตามภายหลังการอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C พบค่าร้อยละการยืดตัวมีค่าลดลงหรือคงที่สำหรับชิ้นงานบางชนิด โดยพบว่ามีค่าร้อยละการยืดตัวเฉลี่ยใกล้เคียง 2.0

5.1.2.3 อิทธิพลของโมลิบดีนัมต่อการอบคืนไฟ

เหล็กกล้าเผาผนึกที่มีปริมาณโมลิบดีนัมสูง (Fe-1.50Mo) ที่ประกอบด้วยโครงสร้างจุลภาคกึ่งเสถียรมีแนวโน้มของความแข็งแรงดึงและความแข็งแรง ณ จุดครากเพิ่มขึ้นอย่างมีนัยสำคัญภายหลังการอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 500 550 และ 600 ^{o}C

5.2 ข้อเสนอแนะ

การทดลองครั้งนี้เป็นการศึกษาการอบคืนไฟเหล็กกล้าเผาผนึก Fe-Mo-Si-C ที่อุณหภูมิสูง (500 – 600 °C) ซึ่งยังไม่ได้มีการศึกษาการอบคืนไฟในช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า 500 °C เพื่อใช้ในการเปรียบเทียบผลการทดลองดังกล่าว

การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคควรมีการทำตำหนิก่อนทำการอบคืนไฟเพื่อทำให้สามารถเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคภายหลังการอบคืนไฟได้สะดวกยิ่งขึ้น

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

รายการอ้างอิง

รายการอ้างอิง

[1] สารัมภ์ บุญมี. (2560). *Powder Metallurgy*. สมาคมโลหะผงวิทยา

[2] V. Stoyanova and A. Molinary. (2004). VACUUM SINTERING AND SINTER-HARDENING OF Mo AND Ni LOW ALLOYED STEEL. *Powder Metallurgy Progress, 4*(2), 79-87

[3] W. Srijampan, M. Morakotjinda, R Krataitong, Th. Yotkaew, N. TosangThum, A. Wiengmoon and R. Tongsri. (2016). Sintered Dual-phase Steels Produced from Pre-alloyed Fe-Cr-Mo Powder. *Chiang Mai J. Sci, 43*(2), 358.364

[4] S. Chauhan, V. Verma, U. Prakash, P.C. Tewari and D. Khanduja. (2017). Influence of Sintering Temperature and Cooling Rate on Microstructure and Mechanical Properties of Pre-alloyed Fe–Cr–Mo Powder Metallurgy Steel. *Transactions of the Indian Institute of Metals, 71*, 219-224. DOI:10.1007/s12666-017-1157-z

[5] M. Hojati, H. Danninger and Ch. Gierl-Mayer. (2021). Mechanical and Physical Properties of Differently Alloyed Sintered Steels as a Function of the Sintering Temperature. *Metals, 12*, 13. DOI:10.3390/met12010013

[6] W. Srijampan,A. Wiengmoon, M. Morakotjinda, R Krataitong, Th. Yotkaew, N. TosangThum and R. Tongsri. (2015). Microstructure and mechanical property of sintered Fe-Cr-Mo steels due to phase transformations with fast cooling rates. *Materials and Design, 88*, 693-701. DOI:10.1016/j.matdes.2015.09.030

[7] O. Bergman, B. Lindqvist and S. Bengtsson. (2007). Influence of Sintering Parameters on the Mechanical Performance of PM Steels Pre-alloyed with Chromium. *Materials Science Forum, 534-536*, 545-548. DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.534-536.545

[8] G. Dharmalingam, R. Mariappan and A. P. Murali. (2018). Effect of Sintering Parameters on Mechanical Properties of 17-Cr Ferritic ODS Steel Through Taguchi Approach. *J. Inst. Eng. India Ser. D, 100*(9). DOI:10.1007/s40033-019-

019-00183-4

[9] W. Koetniyom, P. Chantawet, N. Tosangthum, M. Morakotjinda, Th. Yotkaew, P. Wila and R. Tongsri. (2019). Effect of carbon addition on microstructure and properties of boron-containing steel sintered under different atmospheres. *Journal of Metals, Materials and Minerals, 29*(1), 22-30. DOI:10.14456/jmmm.2019.4

[10] Q. Hu, M. Wang, Y. Chen, Zh. Si and D. Zhang. (2023). Effects of sintering temperatures on the microstructure and mechanical properties of S390 powder metallurgy high-speed steel. *Frontiers in Materials, 10.* DOI:10.3389/fmats.2023.1198776

[11] M. A. Erden, N. Yasar, M. E. Korkmaz, B. Ayvaci, K.N. S. Ross and M. Mia. (2021). Investigation of microstructure, mechanical and machinability properties of Mo-added steel produced by powder metallurgy method. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,114,* 2811-2827. DOI:10.1007/s00170-021-07052-z

[12] T. wenming, Zh. Zhixiang, W. Yucheng and J. Zhihao. (2006). Interface Stability of the SiC Particles/Fe Matrix Composite System. *Journal of Wuhan University of technology, 21*(3), 49-53.

[13] C. Binder, T. Bendo, R. V. Pereira, G. Hammes, J.D.B. de Mello and A. N. Klein. (2016). Influence of the SiC content and sintering temperature on the microstructure, mechanical properties and friction behaviour of sintered self lubricating composites. *Powder Metallurgy, 59*(5), 384-393. DOI:10.1080/00325899.2016.1250036.

[14] N. Araya, G. O. Neves, A. I. R. Filho C. Agulilar, J. D. B. de Mello, C. Binder, A. N. Klein and G. Hammes. (2020). Study of silicon carbide dissociation into Fe and FeC matrixes produced by die pressing and sintering. *Meterials Chemistry and Physics, 253*. **DOI:**10.1016/j.matchemphys.2020.123442

[15] W. Kiatdherarat, P. Mungsantisuk, R. Tongsri, S. Mahathanabodee, K. Sirivedin, R. Krataitong, M. Morakotjinda, Th. Yotkaew and N. Tosangthum. (2015). Microstructure and mechanical property of sintered Fe-Cr-Mo-Si-C steels. *Burapha Uni. Int. Conf. 2015, 454-462*

[16] Th. Nithimethakul, P. Karin, N. Ohtake, P. wila, Th. Yodkaew, Bh. Vetayanugul, M. Morakotjinda and R. Tongsri. (2021). The effect of molybdenum on the microstructure and mechanical behaviour of the sintered Fe-Mo-Mn-Si-C composite. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 1137*. DOI:10.1088/1757-899X/1137/1/012028

[17] W. Srijampan, A. Wiengmoon, A. Wanalerkngam, S. Boonmee, T. Yotkaew, N. Tosangthum and R. Tongsri. (2022). Identification of carbides and phase transformations in sintered Fe-Mo-Mn-C alloys produced under a slow continuous cooling. *The Iron and Steel Institute of Japan, 62(*11), 2366-2373. DOI:10.2355/isijinternational.ISIJINT-2022-124

[18] A. Wanalerkngam, S. Boonmee, Th. Srichumpong, M. Morakotjinda, N. Tosangthum and R. Tongsri. (2021). Influences of cooling rate and carbon content microstructure and mechanical properties of sintered Fe-1.5Mo-xC alloys. *Materials Science and Engineering, 1.* DOI:10.1088/1757-899X/1137/1/012033

[19] F. G. Caballero, H. K. D. H. Bhadeshia, K. J. A. Mawella, D. G. Jones and P. Brown. (2001). Design of novel high strength bainitic steels: Part 1. *Materials Science and Technology, 17,* 512-516.

[20] F. G. Caballero, M. J. Santofimia, C. Capdevila, C. Garia-mateo and C. G. De Andres. (2006). Design of Advanced Bainitic Steels by Optimisation of TTT Diagrams and T0 Curves. *ISIJ International, 46(*10), 1479-1488.

[21] J.-Ch. Hell, M. Dehmas, S. Allain, J. M. Prado, A. Hazotte and J.-Ph. Chateau. (2011). Microstucture - Properties Relationships in Carbide-free Bainite Steels. *ISIJ International, 51*(10), 1724-1732.

[22] S. Sharma, S. Sangal and K. Mondal. (2011). Development of New High-strength Carbide-free Bainitic Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A, 42*, 3921-3933. DOI:10.1007/s11661-011-0797-6

[23] X. Zhang, G. Xu, X. Wang, D. Embury, O. Bouaziz, G. R. Purdy and H. S. Zurob. (2013). Mechnical Behavior of Carbide-free Medium Carbon Bainitic Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A, 45*, 1352-1361. DOI:10.1007/s11661-013-2079-y

[24] A. Kumar, B. Blessto and A. Singh. (2023). Development of a low-carbon carbide free nanostructured bainitic steel with extremly high strength and toughness. *Materials Science & Engineering A, 877,* 145186. DOI:10.1016/j.msea.2023.145186.

[25] W. Srijampan, A. Wiengmoon, P. Nakornkaew, T. Patcharawit, Th. Yotkaew, N. Tosangthum and R. Tongsri. (2021). Effects of silicon carbide contents on the microstructure of sintered steels. *Science Asia, 47S*, 51-59. DOI:10.2306/scienceasia1513-1874.2021.S008.

[26] P. K. Jena, K. S. Kumar and A.K. Singh. (2014). Effect of Tempering Temperature on Microstructure, Texture and Mechanical Properties of a High Strength Steel. *International Journal of Manufacturing, Materials, and Mechanical Engineering, 4*(3), 33-49. DOI:10.4018/ijmmme.2014070102

[27] มนัส สถิรจินดา (2538). *วิศวกรรมการอบชุบเหล็ก*. วิศกรรมสถานแห่งประเทศไทยในพระบรมราชูปถัมภ์.

[28] สุปรีดิ์ พินิจสุนทร (2559). *โลหะและโลหะผสม*. ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยขอนแก่น

[29] J. G. Kim, S. M. Baek, H. H. Lee, K.-G-. Chin, S. Lee and H. S. Kim. (2018). Suppressed deformation instability in the twinning-induced plasticity steel-cored three-layer steel sheet. *Acta Materialia, 147,* 304-312. DOI:10.1016/j.actamat.2018.01.042.

[30] W. D. Callister. (2002). *An Introduction*, 6th ed. John Wiley & Sons,

[31] H. Pollack. (1988). *Materials Science and Metallurgy,* (4th Edition). Pearson

[32] ASM International. (2006). *Fundamentals of the heat treating of steel,* (2nd ed.). USA: Practical Heat Treating.

[33] H. K. D. H. Bhadeshia. (2015). *Bainite in steel*. 3rd Edition.

[34] Bainite Formation Diagram (Metallurgy for Dummies, 2024)

[35] M. Azuma, N. Fujita, M. Takahashi, T. Senuma, D. Quidort and T. Lung. (2005). Modelling upper and lower bainite Transformation in steels. *ISIJ International, 45*(2), 221-228. DOI:10.2355/ISIJINTERNATIONAL.45.221

[36] S. Li. (2017). *Influence of Tempering on the Microstructure a Properties of Martensite and Bainite developed in a Low-C High-Si Steel (Master's Thesis)*. Delft University of Technology. Retrieved from http://resolver.tudelft.nl/uuid:5c8ed46d-5097-4e07-b005-a3d2c1ce210c.

[37] R. A. Grange, C. R. Hribal and L. F. Porter. (1977). Hardness of tempered martensite in carbon and low-alloy steels. *Metallurgical Transactions A, 8*(11), 1775-1785.

[38] M. Maalekian. (2007). *The Effects of Alloying Elements on Steels (I)*. Institut für Werkstoffkunde, Schweißtechnik und Spanlose Formgebungsverfahren

[39] B. Ennis. (2016). *A review of the effects of chemical and phase segregation on the mechanical behaviour of multi-phase steels*.

[40] R.M. German. (1994). *Powder Metallurgy Science*. Metal Powder Industries Federation.

[41] R.M. German. (1996). *Sintering Theory and Practice*. Wiley-Interscience,

[42] L.A. STANCIU, V.Y. KODASH, and J.R. GROZA (2001). Effects of Heating Rate on Densification and Grain Growth during Field-Assisted Sintering of a-Al_2O_2 and $MoSi_2$ Powders. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A. 32A, 2634 – 2638. DOI:10.1007/s11661-001-0053-6.

[43] G. Roberts, G. Krauss and R. (1998). Kennedy. *Tool Steels*, 5th edition, ASM International, USA.

[44] K. Ruangchai, A. Wiengmoon, M. Morakotjinda, N.Tosangthum and R. Tongsri. (2018). Sintered Fe-Mo-Si-C alloys with ductile cast iron microstructure. *Jounal of Physics*. 1144. DOI:10.1088/1742-6596/1144/1/012099

[45] S. Zajac, V. Schwinn and K.-H. Tacke. (2005). Characterisation and Quantification of Complex Bainitic Microstructures in High and Ultra-High Strength Linepipe Steels. *Materials Science Forum, 500-501,* 387-394. DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.387.

[46] M. Muller, D. Britz, L. Ulrich, Th. Staudt and F. Mucklish. (2020). Classification of Bainitic Structures Using Textural Parameters and Machine Learning Techniques. *Metals, 10,* 630. doi:10.3390/met10050630.

[47] F.G. Caballero, H. RoeLofs, St. Hasler, C. Capdevila, J. Chao, J. Cornide and C. Garcia-Mateo. (2012). Influence of bainite morphology on impact toughness of continuously cooled cementite free bainitic steels. *Materials Science and Technology, 28*(1), 95-102. doi.org/10.1179/1743284710Y.0000000047

[48] G. Yan, L. Han, Ch. Li, X. Luo and J. Gu. (2016). Characteristics of retained austenite decomposition during tempering and its effect on impact toughness in SA508 Gr.3 steel. *Journal of Nuclear Materials, 483,* 167-175. DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.387.10.1016/j.jnucmat.2016.11.011

[49] Zh. Chen, J.Gu and L. Han. (2019). Decomposition characteristic of austenite retained in GCr15 bearing steel modified by addition of 1.3 wt.% silicon during tempering. *Journal of Materials Research and Technology, 8*(1), 157. DOI:10.1016/j.jmrt.2017.08.012

[50] H. Kwon, C.M. Kim, K.B. Lee, H.R. Yang, and J.H. Lee. (1997). Effect of Alloying Additions on Secondary Hardening Behavior of Mo-Containing Steels. *Metallurgical and Materials Transaction A, 28A,* 621-627.

[51] A. BalTusnikas and R. Levinskas. (2006). XRD Analysis of Carbide Phase in Heat Resistant Steels. *Materials Science, 12*(3), 192-198.

[52] A.K. De, J.G. Speer and K. Matlock. (2003). Color tint-etching for Multiphase Steels. *Advanced Materials & Processes*, 27-30.

[53] J. Yin, M. Hillert and A. Borgenstam. (2017). Second Stage of Upper Bainite in a 0.3 Mass Pct C Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A, 48,* 1444-1458. DOI:10.1007/s11661-016-3902-z

[54] T. Sourmail, M. Millot-Méheux. (2016). Thermal and mechanical stability of retained austenite in 1%C bearing steels with varying Si contents. *Mater. Sci. Technol, 32*, 1126-1132.

[55] M. Franceschi, L. Pezzato, C. Gennari, D. Hanoz, R. Bertolini, A. Fabrizi, M. Polyakova, K. Brunelli, Fr. Bonollo and M. Dabalà, (2023). Influence of austempering temperature on microstructure and mechanical properties of high-silicon carbide-free bainitic steel. *Steel Res. Int., 94*, 2200821

[56] H. Hu, G. Xu, M. Zhou and Q. Yuan. (2016). Effect of Mo Content on Microstructure and Property of Low-Carbon Bainitic Steels. *Metals, 6*(8), 173. DOI:10.3390/met6080173

[57] A. Grajcar, W. Zalecki and R. Kuziak. (2011). Designing of cooling conditions for Si-Al microalloyed TRIP steel on the basis of DCCT diagrams. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 45*(2), 115-124.

[58] S. Jeníček, I. Vorel and M. Peković. (2020). Identification of Virgin Martensite in Quenched Microstructures of New Genera tion of Forging Steels with Higher Silicon Content Using Colour Etching. *Manufacturing technology, 20*(2), 177-182. DOI:10.21062/mft.2020.022.

[59] M. Tamizi, M. Pouranvari and M. Movahedi. (2016). Welding metallurgy of martensitic advanced high strength steels during resistance spot welding. *Science and Technology of Welding and Joining, 22(4),* 327-335. DOI:10.1080/13621718.2016.1240979

ภาคผนวก ก

บทความวิชาการที่ได้ตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างการศึกษา

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

บทความวิชาการที่ได้ตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างการศึกษา

N. Kallaya, A. Wanalerkngam, S. Boonmee, N. Tosangthum, Th. Yotkaew, M. Morakotjinda and R. Tongsri. (2024), **Silicon effect on sintered and tempered Fe-Mo-Si-C steel microstructure and mechanical property.** Metall Res Technol. 121(4). doi.org/10.1051/metal/2024039

Metall. Res. Technol. Vol, No (2024)
© EDP Sciences, 2024
https://doi.org/10.1051/metal/2024039

Metallurgical Research & Technology

Available online at:
www.metallurgical-research.org

ORIGINAL ARTICLE

Silicon effect on sintered and tempered Fe-Mo-Si-C steel microstructure and mechanical property

Natchanon Kallaya[1], Arisara Wanalerkngam[1], Sarum Boonmee[1], Nattaya Tosangthum[2], Thanyaporn Yotkaew[2], Monnapas Morakotjinda[2], and Ruangdaj Tongsri[2,*]

[1] School of Metallurgical Engineering, Institute of Engineering, Suranaree University of Technology, Nakorn Ratchasima 30000, Thailand
[2] Particulate Materials Processing Technology (PMPT) Laboratory, MTEC, National Science and Technology Development Agency (NSTDA), Pathum Thani 12120, Thailand

Received: 25 December 2023 / Accepted: 12 May 2024

Abstract. Silicon carbide was employed as a source of silicon and carbon to produce sintered silicon steels, offering the advantages of silicon addition. This work explored the effects of low SiC contents of 1.0 and 2.0 wt.% on as-sintered and as-tempered microstructures and mechanical properties of sintered silicon steels. The experimental sintered steels were produced from mixtures of pre-alloyed Fe-1.50Mo and SiC powder. The mixtures were compacted to tensile bars, sintered at 1553 K for 2.7 ks, and cooled at 9.0 K/s with N_2. Sintered specimens were tempered at 873 K and held for different times. The microstructures and mechanical properties of the sintered and tempered specimens were characterized. It was revealed that the sintered silicon-bearing steels showed low temperature phase transformations under cooling at 9.0 K/s. The sintered steel produced by 1.0 wt.% SiC addition had degenerate upper bainite microstructure and its tempered microstructure was upper bainite. The sintered steel produced by 2.0 wt.% SiC addition had a microstructure consisting of bainitic-ferrite plates, martensite plates, and austenite blocks. Its tempered microstructure was upper bainite. The tempered microstructures resembled those of sintered Si-free Fe-Mo-C steels. Tempered specimens exhibited tensile strength higher but elongation lower than sintered ones attributed to carbide precipitation strengthening.

Keywords: sintering / phase transformation / tempering / carbide precipitation / microstructure

1 Introduction

Microstructures and mechanical properties of sintered steels depend on several parameters, such as carbon (C) content [1], cooling rate [2], alloy chemistry [3], and sintering condition [4–7]. Traditional sintered steels are produced by sintering mixtures of iron (Fe)-base powders added with designed amounts of graphite powder, as the source of alloying C element. However, recently sintered steels can be produced using silicon carbide (SiC) powder as a source of silicon and carbon.

Silicon carbide (SiC) can react with Fe or Fe-based materials through bi-material contact [8] and particle contact [9–11] at high temperatures, this reaction leads to the decomposition of SiC and the diffusion of Si and C atoms into Fe or Fe-based matrices. When SiC amounts of 4.0–5.0 wt.% were added to pure Fe powder, the microstructures of sintered alloys consist of black particles enveloped with ferrite bands and pearlite nodules [12,13]. Since the black particles comprised SiC residue core and graphite shell the overall microstructure of sintered Si-bearing Fe-Mo-C alloys was similar to a ferritic-pearlitic ductile iron (DI) [14]. The black particles were identified as turbostratic graphite nodules [15]. The presence of turbostratic graphite nodules, which could reduce friction coefficient, in metal matrix led to the discovery of in-situ self-lubricating composites [16–19].

The SiC addition does not only lead to the formation of DI microstructure in sintered alloys but also cause the change of matrix dependent on sintered alloy chemistry. The change of matrix in slowly-cooled sintered 4.0 wt.% SiC-added alloys was reported when the metal powder was changed from Fe to Fe-Mo-Mn as that the pearlite was still the dominant microstructural component while ausferrite, comprised alternating bainitic-ferrite and austenite laths/plates normally obtained from an austempered ductile iron (ADI), was surprisingly examine in sintered Mn-Si-C alloys with molybdenum volume of ≥ 0.85 wt.% [20]. The fraction of ausferrite increased by adding Mo. The formation of

* e-mail: ruangdt@mtec.or.th

Table 1. Nominal compositions of fast-cooled sintered steels.

Sintered steel	Added SiC (wt.%)	Nominal composition (wt.%)			
		C	Si	Mo	Fe
FMo1SiC	1.0	0.3	0.7	1.49	Balance
FMo03C	0.0	0.3	0.0	1.50	Balance
FMo2SiC	2.0	0.6	1.4	1.47	Balance
FMo06C	0.0	0.6	0.0	1.50	Balance

ausferrite wasn't investigated in slowly cooled sintered graphite-added Fe-Mo-(Mn)-C alloys, such as Fe-0.5Mo-0.15Mn-1.2C [21] and Fe-1.5Mo-1.2C [22] alloys, whose microstructure showed complexed microstructures including of proeutectoid carbide, abnormal ferrite, degenerate pearlite, lamellar pearlite, upper bainite, and inverse bainite. Moreover, inverse bainite is the only microstructural feature of fast-cooled Fe-1.5Mo-1.2C alloy [22]. When the microstructures of sintered Si-bearing Mo-Mn-C and Si-free Mo-Mn-C steel are compared, the formation of ausferrite in the former sintered alloy seems to suggest the synergy effect of alloying Si, Mo, Mn, and C. With further investigations, when sintered Si-bearing Mo-C steels were added with proper amounts of copper (Cu) [23] or nickel (Ni) and Cu [24], the low-temperature phase transformation products, ausferrite and martensite, formed even under slow continuous cooling. This indicates that the promotive effect of austenite forming elements (Cu and Ni) on the formation of low-temperature phase transformation products.

According to the literature [16,17] given above, the small SiC amount addition can lead to complete SiC decomposition and the diffusion of its elements into Fe or Fe-based structure, resulting in complete dissolution of Si and C in sintered steel matrix. The incorporation of alloying Si element to Fe or Fe-based powder matrix via SiC addition can possibly provide the Si benefit on carbide suppression in high strength bainitic steels [25,26] and carbide-free bainitic (CFB) steels [27–30]. Recently, sintered Si-bearing Mn-Mo-C steel with different amounts of SiC ranging 1.0, 2.0, 3.0 and 4.0 wt.%, was produced under the N_2 cooling at a rate of 3.6 K/s, showed different quenched steel microstructures depending on added SiC content [31]. The nitrogen-cooled sintered Si-bearing Mo-Mn-C steel exhibits promising mechanical properties. However, their microstructures contain metastable constituents, such as austenite and martensite. The thermal stability of these metastable components is of interest for potential applications at elevated temperatures.

Due to preliminary research, the amount of 1.0–2.0 wt.% SiC added showed complete decomposition and made hard phases occur in the microstructure of Fe-Mo sintered steel. The amount of carbon decomposed from SiC 1.0–2.0 wt.% is comparable to 0.3 wt.% and 0.6 wt.%, respectively. That is consistent with steel parts in industrial production, most of which contain no more than 0.6% carbon by weight. In this work, sintered Si-bearing Mo-C steels were produced using mixtures of pre-alloyed Fe-1.50 Mo powder and different silicon carbide contents of 1.0 and 2.0 wt.%. Fast cooling at a rate of 9.0 K/s, which is possible to obtain by nitrogen purging in an industrial vacuum furnace, was conducted. Under such production conditions, the hard phases leading to sinter hardening are expected. The as-sintered Si-bearing Fe-Mo-C steels were then subjected to tempering at 873 K at various times, followed by furnace cooling. This work focuses on examining the alterations in microstructure and mechanical properties after tempering.

2 Experimental procedure

2.1 Materials

Two sets of experimental fast-cooled specimen Si-bearing Fe-Mo-C and Si-free Fe-Mo-C alloys were produced from powder mixtures of pre-alloyed Fe-1.50 Mo powder and different SiC contents of 1.0 and 2.0 wt.% or different carbon (C) contents of 0.3 and 0.6 wt.%. The fast-cooled sintered Si-free Fe-Mo-C alloys were used as reference alloys for investigating the effect of alloying Si element. The nominal sintered alloy compositions are given in Table 1. The pre-alloyed Fe-1.50 Mo powder with sieve analysis of 12% of 150–250 µm, 58% of 45–150 µm, and 20% of <45 µm was supplied from Höganäs of Sweden. The SiC powder with size smaller than 38 µm was obtained from Sigma-Aldrich chemistry of USA. Zinc stearate with amount of 1.0 wt.% was added into the mixtures to facilitate cold compaction. The mixing process of powder mixtures was carried out using a cone mixer for 3.6 ks. The mixtures were cold compacted to tensile bar shape according to MPIF 10 standards with green density of 6.5 Mg/m^3. The green parts are sintered at a temperature of 1553 K for 2.7 ks in the vacuum furnace at pressure of 1.28×10^{-5} MPa and cooled down with nitrogen gas (N_2) at a rate of 9.0 K/s to room temperature.

The as-sintered Si-bearing Fe-Mo-C alloy specimens were then subjected to tempering at 873 K for various durations ranging from 3.6 to 28.8 ks under a vacuum atmosphere. The density of the green, sintered, and tempered specimens was measured according to MPIF standard 42. The combined profile for sintering and tempering is given in Figure 1.

2.2 Characterization

The specimen microstructures were investigated by using both optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM). The specimen preparation involved the following processes, such as cutting, mounting, grinding, polishing, and etching. The sample was initially ground using SiC paper with grit sizes (180–2500 grit). The sample

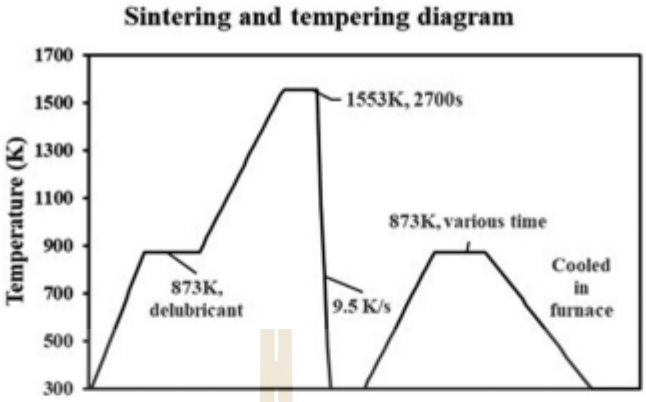


Fig. 1. Diagram representing sintering and tempering cycles.

polishing was performed on a flannel disk using diamond powders with sizes of 6, 3, and 1 µm, respectively. The polished sample was etched with 2% nital to reveal its microstructure.

Color metallographic staining technique was used to identify different phases, such as ferrite, austenite, and martensite. In this study, the specimens were subjected to color etching for microstructural investigation [32]. Firstly, the sample was etched with a 4% picric acid solution for 5 s. Then, it was etched with a 5% sodium metabisulfite ($Na_2S_2O_5$) solution in distilled water, and the microstructure was examined using an OM.

The crystalline structure was identified by X-ray diffraction analysis. The smooth surface samples were prepared by grinding them with silicon carbide paper. Starting with 180 grits and finishing with 400 grits. To improve the signal-to-noise ratio or increase the clarity of the carbide peaks. It is necessary to remove the ferrous matrix using the deep-etched method. There were two steps in the process. First, an etching process was conducted at room temperature using a 40% nitric acid solution in water for 40 s. Next, the cleaning process was conducted using a 50% hydrochloric acid solution in water for 5 s [23]. In this research, the samples have been analyzed by using an x-ray diffractometer (Rigaku, TTRAX III, 18 kW) with Cu-Kα radiation (λ = 1.5406 Å). The sample was set to a scan range of 30° to 100° with a step angle of 0.02° and a speed of 0.05°/s.

2.3 Mechanical properties

Tensile properties of sintered steel specimens were tested according to the ASTM E8M standard at a speed of 83.3 µm/s and at room temperature by an Instron Universal Test Machine. Three specimens were tested for each condition. The Rockwell hardness B scale of the experimental specimens was measured using a Wilson576 hardness tester with a load of 100 kgf. Three different indentations were examined to obtain a mean value.

3 Results

3.1 Characterization of sintered and tempered FMo1SiC steel

The microstructure of the as-sintered FMo1SiC steel comprised white laths with dark islands on white lath boundaries (Fig. 2a). The tinted OM image revealed that the microstructure comprised white and light brown laths with dark brown islands on lath boundaries and some white crystals on lath boundaries (Fig. 2b). When observed under SEM, the microstructure comprised etched and unetched laths (Fig. 2c). The XRD characterization revealed strong peaks of body-centered cubic (bcc) crystal structure of α-ferrite and weak peaks of face-centered cubic (fcc) crystal structure of γ-austenite (Fig. 2d).

The interpretation of colors in tinted OM image given by De et al. [32], was used to identify the color constituents in the tinted OM image (Fig. 2b). It was revealed that the light blue and light brown laths were ferrite laths, dark brown laths were martensite laths, and white crystals were austenite crystals. The ferrite lath in the tinted OM image (Fig. 2b) corresponded to the etched laths in SEM image (Fig. 2c) while the martensite lath and austenite crystal in the color OM image (Fig. 2b) corresponded to unetched laths. Because the microstructure of the as-sintered FMo1SiC steel comprised laths of ferrite and martensite-austenite (MA) constituents, its microstructural feature was identified as degenerate upper bainite (DUB) based on the bainite nomenclatures provided by Zajac et al. [33] and Müller et al. [34].

The formation of DUB feature or specially the MA constituent on ferrite lath boundary in the as-sintered FMo1SiC steel indicates that sinter hardening is obtained. The formation of MA constituent suggests that the carbide precipitation in the austenite bands between ferrite laths is postponed during the DUB transformation, in which ferrite laths grow into parent austenite matrix. The advantage of alloying Si element on carbide precipitation suppression is commonly employed for producing carbide-free bainitic

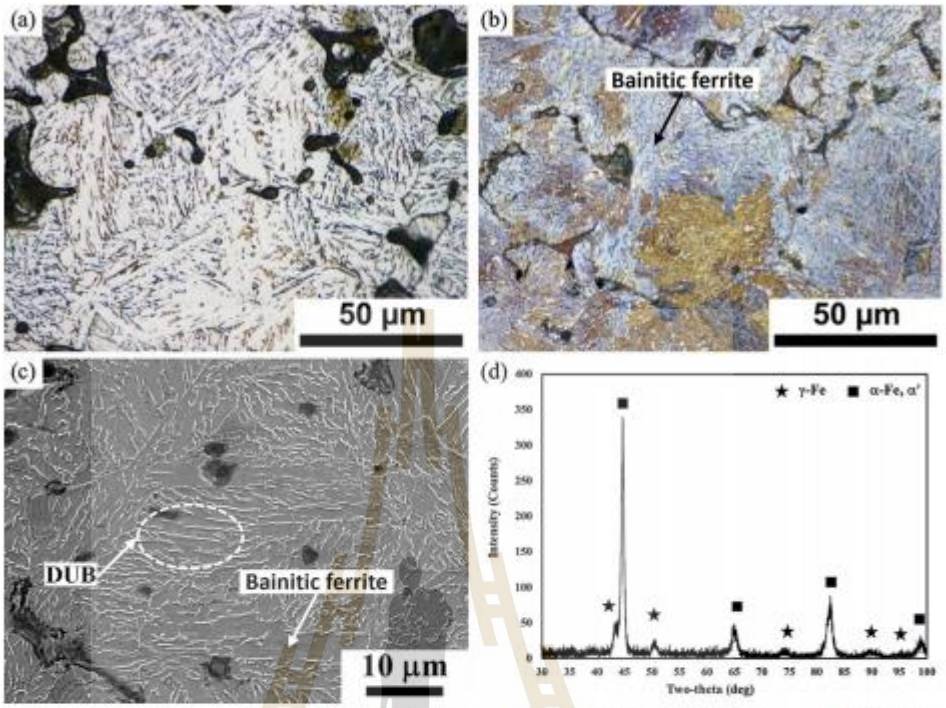


Fig. 2. Characterization of as-sintered FMo1SiC steel: (a) OM image, (b) tinted OM image, (c) SEM image, and (d) XRD Pattern.

(CFB) steels [27–30]. The added Si content in CFB steels must be sufficient to suppress carbide precipitation. Although the threshold amount of Si for making CFB steels can be varied depending on the steel composition, the Si content of 1.2 wt.% was able to make a CFB steel [35]. However, the added Si content in sintered FMo1SiC is only 0.7 wt.%. Thus, it is doubtful that the formation of DUB feature depends on only Si content or on combined effect of Si content and fast cooling rate.

To confirm the Si role on the existence of MA constituent in the as-sintered Si-bearing FMo1SiC steel the fast-cooled sintered Si-free FMo03C (Fe-1.50Mo-0.3C) steel was produced and its microstructure was compared that of the as-sintered Si-bearing FMo1SiC steel. Figure 3 shows the characterization results of the sintered Si-free FMo03C steel. This steel had a microstructure consisting of ferrite laths and dark inter-lath particles (Fig. 3a). The low magnification SEM characterization revealed ferrite + carbide (FC) mixtures on ferrite lath boundaries (Fig. 3b). Under high magnification SEM, the FC mixtures showed two different features, such as (i) degenerate feature, in which carbide particles aligned along the ferrite lath growth direction and (ii) cooperative feature, in which cooperative FC mixtures aligned with inclined angle to ferrite lath growth direction (Fig. 3c). The XRD characterization revealed strong peaks of α-ferrite and weak peaks of orthorhombic crystal structure of M_3C carbide (Fig. 3d). The characterization results confirm that no MA constituent exists in the sintered Si-free FMo03C steel. The existence of FC mixtures indicates that austenite decomposes into ferrite and carbide products. Mechanical properties of the fast cooled sintered Si-free FMo03C steel included tensile strength of 450 MPa, yield strength of 290 MPa, elongation of 3.5%, and hardness of 35 HRB.

According to the SEM image of the sintered Si-free FMo03C steel given in Figure 3c, both degenerate and cooperative features can be identified as upper bainite (UB). As given by Yin et al. [36], UB forms in at least two stages: the formation of ferrite laths and the transformation of interlath austenite bands to FC mixtures. The thin austenite bands undergo a degenerate eutectoid transformation, while the thick ones undergo a more cooperative growth mechanism, resulting in a eutectoid colony, often with cementite platelets. The transformation from austenite to FC mixture under fast cooling indicates low stability of austenite. Regarding the effect of alloying Si element, the addition of Si content of as low as 0.7 wt.% leads to the existence of MA constituent in the sintered Si-bearing FMo1SiC steel at room temperature. The effect of 1.0 wt.% SiC addition on the existence of MA constituent in the

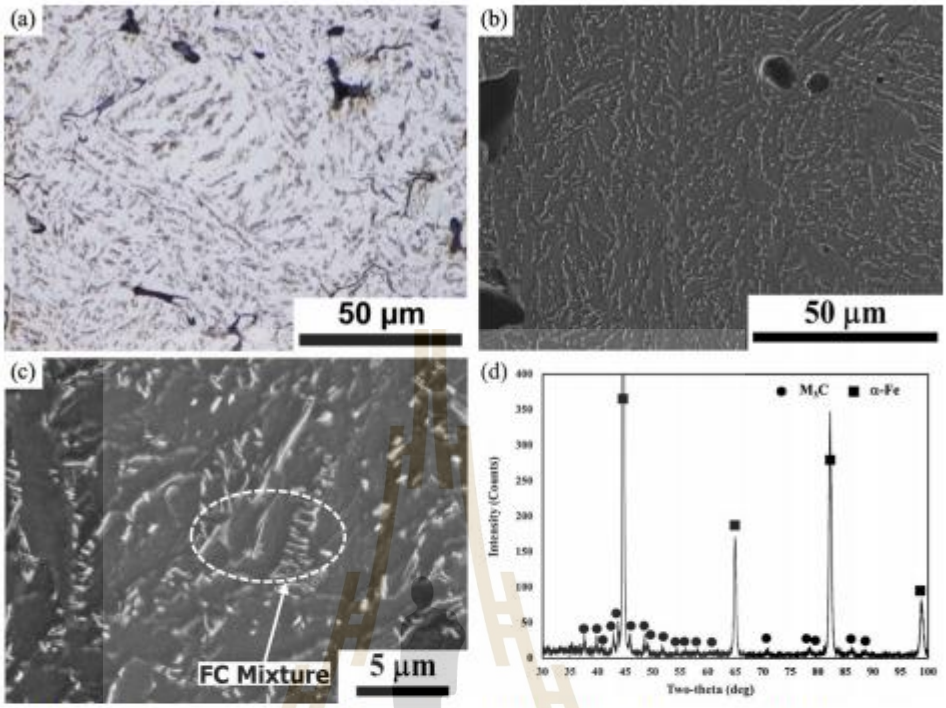


Fig. 3. Characterization of as-sintered FMo03C steel; (a) OM image, (b, c) SEM images, and (d) XRD pattern.

sintered Si-bearing FMo1C steel (this work) also confirms the existence of MA constituent in the fast-cooled sintered 07Si03C steel, produced from pre-alloy Fe-0.50Mo-0.15Mn + 1.0 wt.% SiC powder mixture [31].

The microstructure of tempered FMo1SiC steel (Fig. 4) showed close similarity to that of as-sintered FMo03C steel (Fig. 3). The tempered FMo1SiC steel microstructure had light brown ferrite laths and bluish black inter-lath particles (Fig. 4a). The low magnification SEM image could not resolve the bluish black inter-lath particles (Fig. 4b). With high magnification SEM observation, the inter-lath particles were revealed as FC mixtures (Fig. 4c). The XRD characterization revealed strong peaks of α-ferrite and weak peaks of the orthorhombic crystal structure of M3C carbide, whereas the weak peaks of γ-austenite disappeared (Fig. 4d)

The microstructural feature of tempered FMo1SiC steel (Fig. 4c) can be interpreted as the final decomposition products of MA constituents on ferrite lath boundaries of DUB structure occurring during heating and tempering holding. Up on heating and tempering holding, several tempering reactions occur. As reported in the work of Yan et al. [37] and Chen et al. [38], the remaining austenite in Si-bearing steel changed to martensite and bainite during tempering at 503 K and 673 K respectively, Meanwhile, ferrite and long rod carbides coexist at 923 K.

Similarly, it was reported that carbon partitioning from martensite to austenite occurred between 523 and 673 K, cementite precipitated inside martensitic and at MA boundary contact at 673 K, and a pearlite-like structure started to prove after tempering at 773 K [39]. Zhang et al. [40] has recently provided an explanation of the martensite decomposition during low-temperature tempering, revealing a series of reactions. In the first step, metastable η-carbide precipitates preferentially on dislocations, while in the second stage, structural modification caused by carbon clustering begins. After that, it proceeds to the further decomposition of the retained austenite and the precipitation of cementite and χ-carbide in the second and third phases, respectively.

It is interesting to note here that the same microstructural feature can be obtained in different sintered steels produced under different heat treatment routes. The microstructural development in the fast-cooled sintered Si-free FMo03C steel, attributed to the phase transformations during continuously fast cooling, results in microstructural features similar to that of tempered FMo1SiC steel, attributed to the decomposition of metastable MA constituents. Due to microstructural feature similarity of the microstructural development in tempered FMo1SiC steel (Fig. 4c) can be implied to follow the UB formation mechanism given

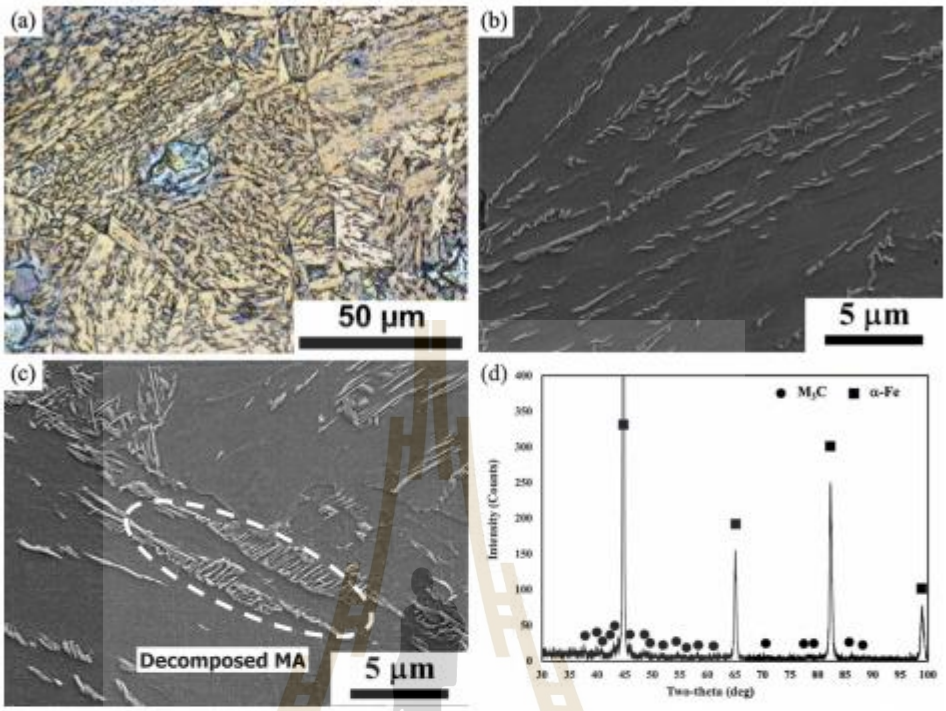


Fig. 4. Characterization of tempered FMo1SiC steel; (a) tinted OM image of a specimen tempered for 7.2 ks, (b) SEM image of a specimen tempered for 3.6 ks, (c) SEM image of a specimen tempered for 7.2 ks, and (d) XRD pattern of a specimen tempered for 7.2 ks.

above, i.e., the thin MA laths of DUB transform to degenerate FC mixtures on ferrite lath boundaries and the thick DUB MA laths transforms to cooperative FC mixtures on ferrite lath boundaries.

3.2 Mechanical property of sintered and tempered FMo1SiC steel

Tensile strength (Fig. 5a), yield strength (Fig. 5b), and hardness (Fig. 5d) increased sharply whereas elongation value (Fig. 5c) decreased abruptly from the as-sintered to the 3.6 ks-tempered specimen. With prolonged tempering times (from 3.6 to 28.8 ks), the changes of tensile strength, yield strength, elongation, and hardness were insignificant. The change of DUB microstructure in the as-sintered FMo1SiC steel (Fig. 2c) to UB microstructure of the 7.2 ks-tempered specimen (Fig. 4c) results in abrupt increases of tensile strength, yield strength, and hardness and abrupt decrease of elongation. This indicates the decomposition of MA laths of DUB microstructure to form FC mixtures of UB microstructure leads to carbide precipitation hardening. The insignificant changes of tensile strength, yield strength, elongation, and hardness for prolonged tempering times of between 3.6 to 28.8 ks indicate the stability of UB microstructure at 873 K.

The decrease of elongation value from 4.5 to 1.9% (Fig. 5c) can be attributed directly to the decomposition of MA constituents to interlath cementite. This embrittlement is commonly observed in tempering within the tempered martensite embrittlement (TME) regime [41]. The MA decomposition also means the decrease of austenite fraction, as indicated by the XRD pattern given in Figure 4d. It is commonly known that the presence of retained austenite with proper stability [42–44] can increase ductility of steels by transformation-induced plasticity (TRIP) effect, by which austenite transforms to martensite during forming resulting in ductility enhancement [45–47]. The consequence of prolonged high temperature tempering, performed on the as-sintered FMo1SiC steel, includes carbide precipitation strengthening, indicated by Figures 5a and 5b, and ductility loss, indicated by Figure 5c. The tempered specimen exhibits common strength-ductility trade off.

3.3 Characterization of sintered and tempered FMo2SiC steel

The microstructure of the as-sintered FMo2SiC steel comprised brown plates distributed in white matrix (Fig. 6a). The tinted OM image revealed that the

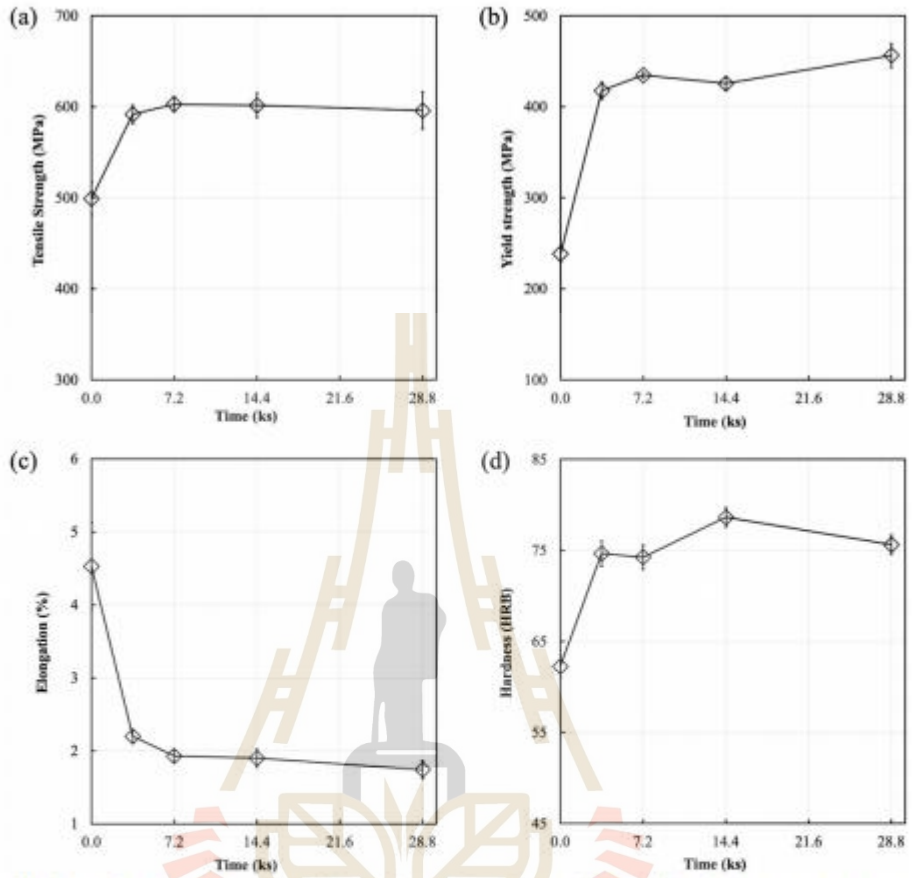


Fig. 5. The change of mechanical properties of fast-cooled sintered and tempered FMo1SiC steel with respect to tempering time; (a) tensile strength, (b) yield strength, (c) elongation, and (d) hardness.

microstructure comprised blue and brown plates distributed in light brown background (Fig. 6b). The color interpretation revealed that the blues plates were bainitic ferrite plates, the brown plates were martensite plates, and the light brown background comprised austenite blocks. When observed under SEM, the microstructure comprised deep-etched plates and light-etched plates on unetched blocks (Fig. 6c). Strong α-ferrite and moderate α-austenite peaks were detected by XRD analysis (Fig. 6d).

The experimental results suggest that the as-sintered FMo2SiC steel microstructure comprises bainitic ferrite plates, martensite plates and austenite blocks. There is no doubt that sinter hardening is fully obtained in this sintered steel. When compared with the as-sintered FMo1SiC steel microstructure, it is found that the amounts of metastable products including martensite plates and austenite blocks in the as-sintered FMo2SiC steel increase with increasing added SiC content. The increased fraction of austenite blocks, as indicated by the moderate XRD peaks of γ-austenite (Fig. 6d) indicates the combined role of high C and Si contents on austenite stabilization.

Regarding the role of alloying C element, the minimum C concentration required on austenite stabilization varies depending on chemical composition. According to the investigation by Huyghe et al. [48], with 0.2C-1.41Si-2.31Mn steel, final carbon content in austenite of about 0.7–0.8 wt.% was sufficient to retain austenite at ambient temperature. A higher C concentration of 1.15 wt.% was required in a CMnSiAl steel [49]. Under the assumption of complete dissolution of Si from SiC in austenite of the as-sintered FMo2SiC, the C concentration of 0.6 wt.% is considered as too low for austenite stabilization. However, C enrichment in retained austenite is possible due to carbon partitioning during phase transformations. The carbon

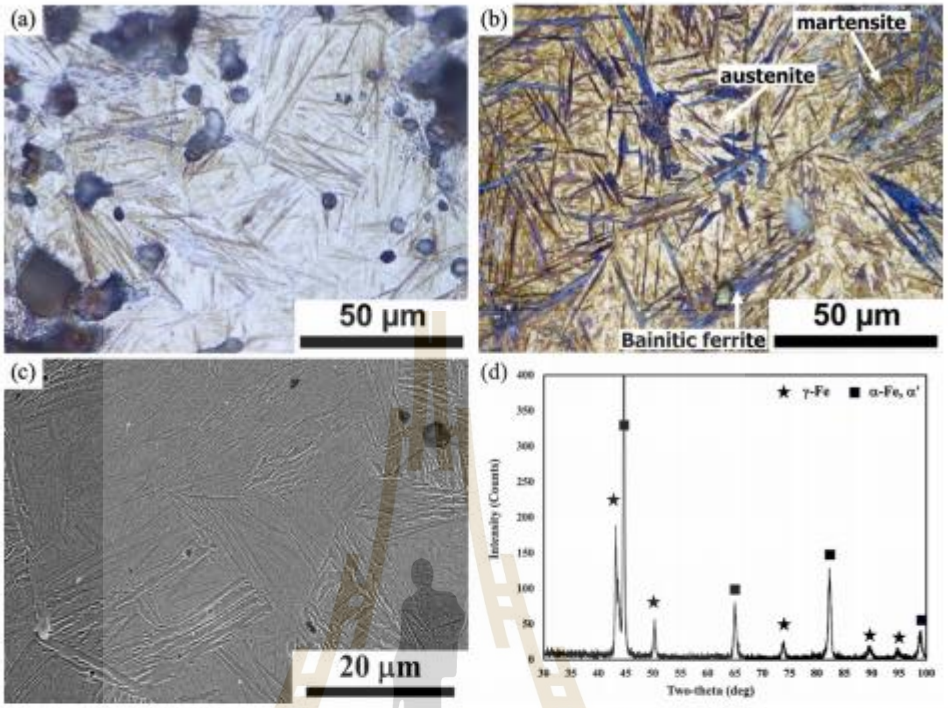


Fig. 6. Characterization of as-sintered FMo2SiC steel; (a) OM image, (b) tinted OM image, and (c) SEM image, and (d) XRD Pattern.

partitioning from transformation products to adjacent untransformed austenite regions is associated either with bainitic ferrite transformation [50,51] or with martensitic transformation [52,53]. The carbon partitioning due to phase transformations is expected to cause austenite C enrichment and stabilization.

Regarding the influence of the alloying Si element, the suppression of carbide precipitation by dissolved Si atoms can result in carbon saturation in untransformed austenite. However, careful consideration is required in assessing the role of Si in carbide precipitation suppression. Some research works [54–56] have revealed evidence of carbide precipitation occurring during partitioning despite the addition of Si, conventionally believed to suppress carbide precipitation. The conditions for carbide precipitation or suppression are detailed by Kozeschnik et al. [57]. Another role of Si is associated with carbon partitioning. As indicated by Kim et al. [58], at the atomic level, the addition of silicon promotes the partitioning of carbon from martensite into austenite, leading to a buildup of carbon observed at the edge of the austenite grain. Both roles of Si contribute to the stabilization of austenite.

To emphasize the role of high Si content on the existence of austenite and martensite in the as-sintered FMo2SiC steel, the fast cooled sintered Si-free FMo06C (Fe-1.50Mo-0.6C) steel was produced and its microstructure was compared that of the as-sintered Si-bearing FMo2SiC steel. Figure 7 shows characterization results of the sintered Si-free FMo06C steel. This steel had a microstructure consisting of ferrite laths and dark inter-lath particles (Figs. 7a and 7b). Under high magnification SEM, the inter-lath particles were revealed as ferrite + carbide (FC) mixtures (Fig. 7c). The XRD characterization revealed strong peaks of α-ferrite and weak peaks of orthorhombic crystal structure of M_3C carbide (Fig. 7d). According to the microstructural feature, consisting of ferrite laths with degenerate FC mixtures on ferrite lath boundaries, given in (Figs. 7b and 7c), the microstructure of the fast cooled sintered Si-free FMo06C steel is full of UB structure. Without Si content, the retention of MA constituents is not observed in the fast cooled sintered Si-free FMo06C steel. Mechanical properties of the fast cooled sintered Si-free FMo06C steel included tensile strength of 550 MPa, yield strength of 380 MPa, elongation of 3.0%, and hardness of 55 HRB.

The color OM image of the 3.6 ks-tempered FMo2SiC steel (Fig. 8a) showed clear evidence of microstructural degradation, compared to the color OM image of the as-sintered FMo2SiC steel (Fig. 6b). Carbide precipitation on martensite plate boundaries and austenite block

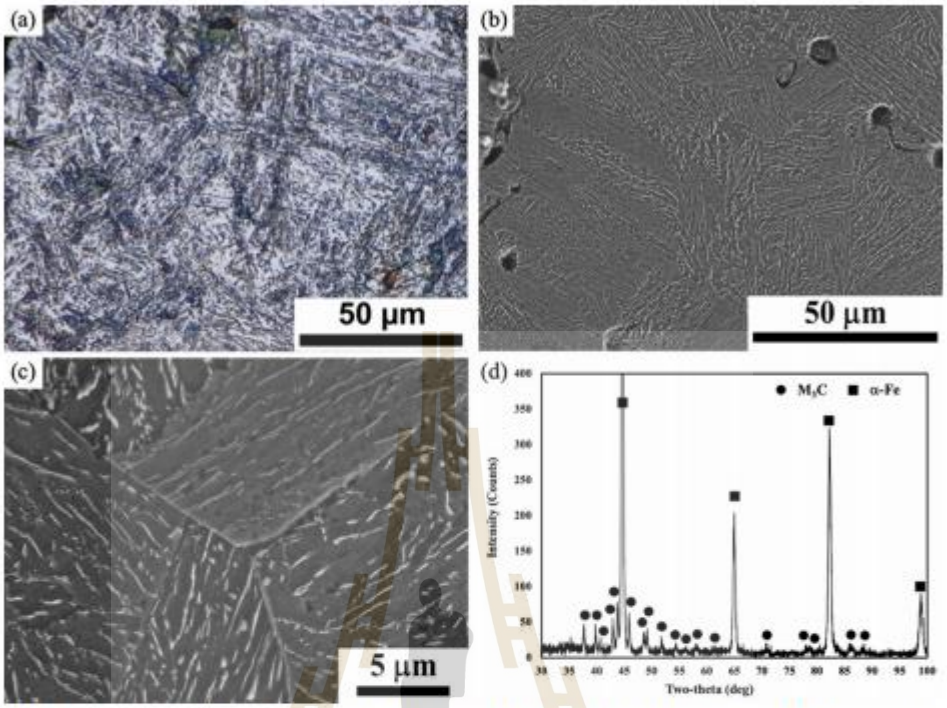


Fig. 7. Characterization of the as-sintered FMo06C steel; (a) OM image, (b, c) SEM image, and (d) XRD pattern.

decomposition were observed under SEM in the 3.6 ks-tempered FMo2SiC steel (Fig. 8b). Under the prolonged tempering for 7.2 (Fig. 8c) and 28.8 (Fig. 8d) ks, the microstructures comprised UB structure (Fig. 8b). The XRD characterization of the 7.2 ks-tempered FMo2SiC steel revealed strong peaks of α-ferrite and weak peaks of M_3C carbide, whereas the weak peaks of γ-austenite completely disappeared (Fig. 8e).

It is noticed that the microstructures of the 28.8 ks-tempered FMo2SiC steel (Fig. 8d) and the as-sintered FMo06C steel (Fig. 7c) have a common feature of UB structure. This means that the low temperature phase transformation products, including bainitic ferrite plates, martensite plates and austenite blocks decompose to ferrite laths with degenerate FC mixtures on ferrite lath boundaries. The presence of UB feature in the 28.8 ks-tempered FMo2SiC steel (Fig. 8d) indicates that the microstructural development in prolonged high temperature tempering is far beyond that of quenching and partitioning (Q&P) steels, which are commonly heat-treated at lower temperatures and shorter period [59–61].

3.4 Mechanical property of sintered and tempered FMo2SiC steel

According to experimental findings, the mechanical characteristics of the tempered FMo2SiC steel including tensile strength (Fig. 9a) and yield strength (Fig. 9b) increased sharply whereas hardness (Fig. 9d) and elongation value (Fig. 9c) decreased abruptly after tempering for 3.6 ks. With prolonged tempering times (from 7.2 to 28.8 ks), the changes in tensile strength showed values swung within a narrow range around the values of the corresponding as-sintered specimens and yield strength showed a slight decreasing trend while hardness and elongation change were insignificant.

The peak of tensile strength was observed at 7.2 ks of tempering (Fig. 9a). The peak strength was certainly attributed to carbide precipitation within ferrite plates and on ferrite plate boundaries (Figs. 8b–8d). The XRD peaks of M_3C carbide in the 7.2 ks-tempered specimen (Fig. 8e) confirmed the formation of transformation products (ferrite + M_3C) from martensite plates and austenite blocks.

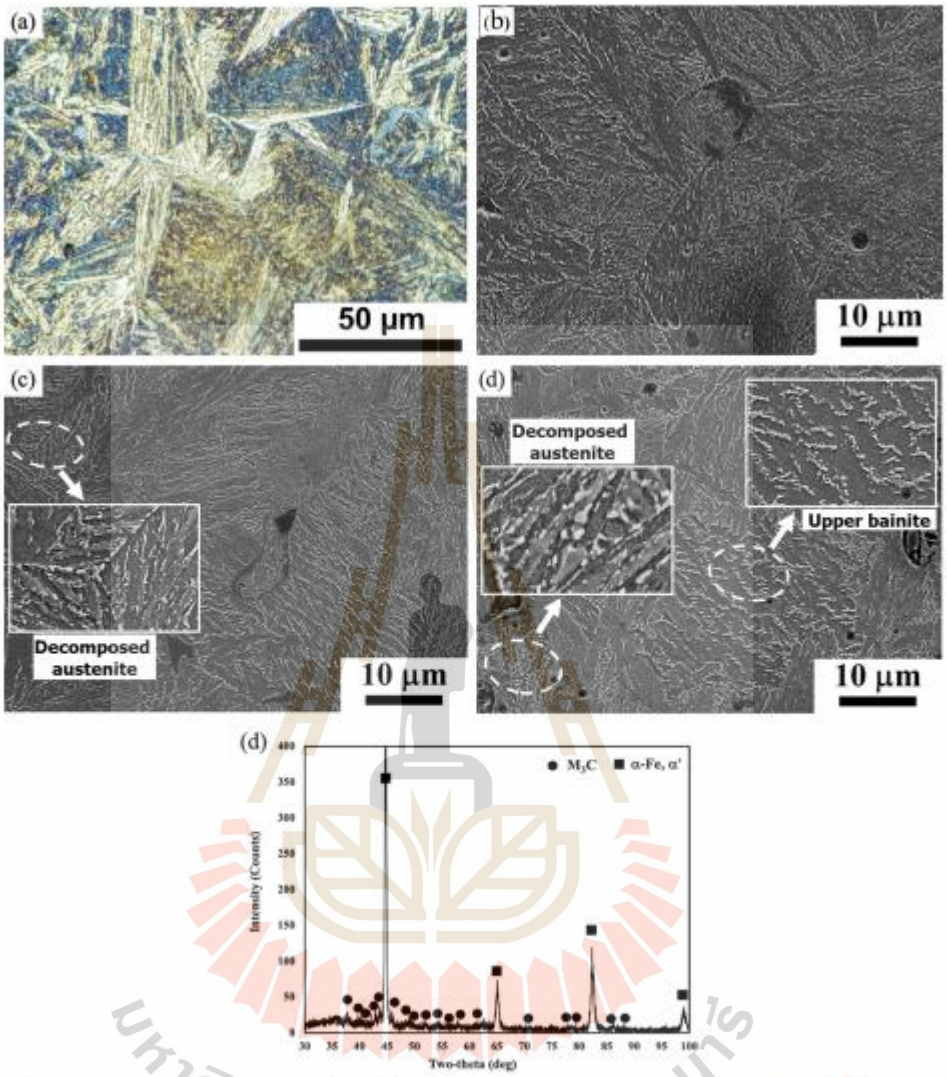


Fig. 8. Characterization of tempered FMo2SiC steel; (a) tinted OM image of a specimen tempered for 3.6 ks, (b) SEM image of a specimen tempered for 3.6 ks, (c) SEM image of a specimen tempered for 7.2 ks, (d) SEM image of a specimen tempered for 28.8 ks, and (e) XRD pattern of a specimen tempered for 7.2 ks.

The as-sintered FMo2SiC steel (Fig. 9) showed tensile and yield strengths higher but elongation lower than those of the as-sintered FMo1SiC steel (Fig. 5). It is obvious that the higher strength of the former sintered steel is attributed to microstructural components of bainitic ferrite and martensite plates. Although the as-sintered FMo2SiC steel has higher austenite fraction, as indicated by moderate XRD peaks of austenite (Fig. 6d) it has low elongation value. This means that the TRIP effect in this sintered steel is not dependent on austenite amount. The C concentration, morphology, and environment of retained austenite are the remaining factors controlling TRIP effect. The extreme situations detrimental to the hardening and elongation of the steel are austenite carbon concentrations

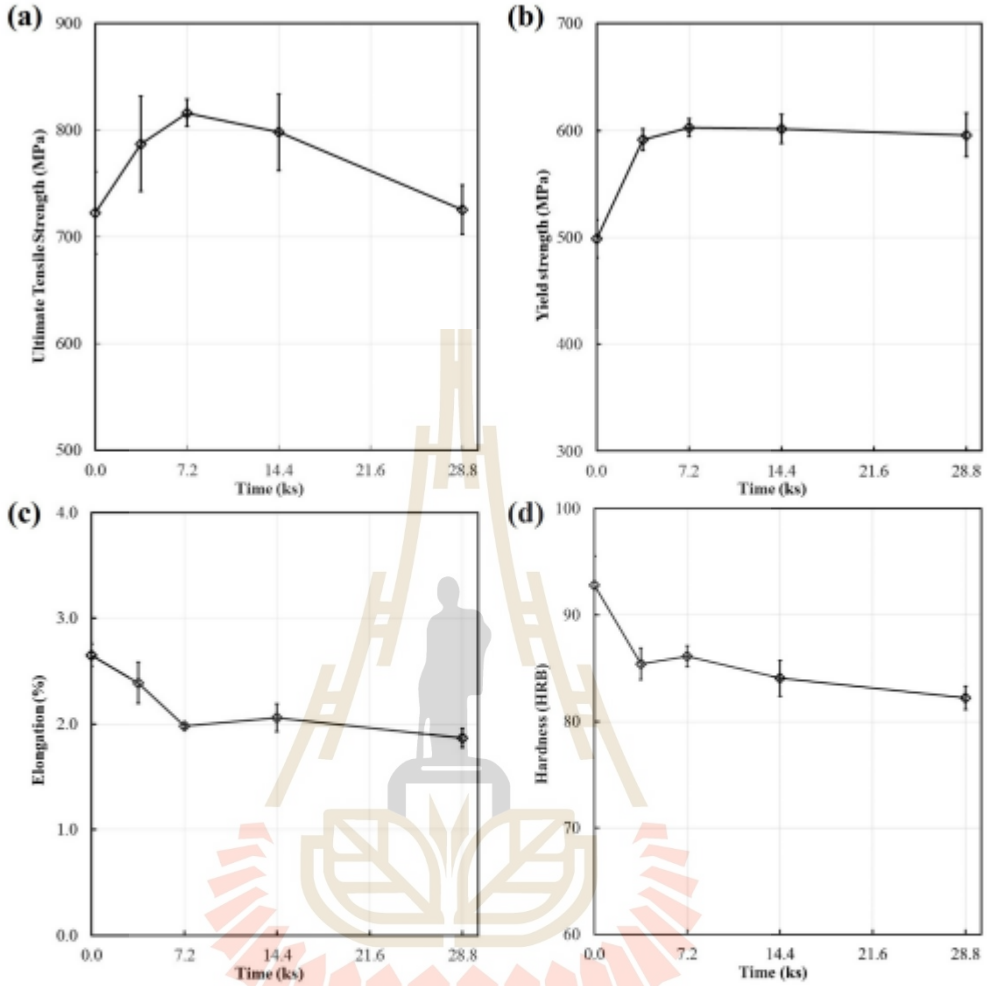


Fig. 9. The change of mechanical properties of fast-cooled sintered and tempered FMo2SiC steel with respect to tempering time; (a) tensile strength, (b) yield strength, (c) elongation, and (d) hardness.

of less than 0.6 weight percent C [62] and more than 1.8 weight percent C [63], as austenite transformation is nonexistent [64].

The different retained austenite morphologies are observed in different sintered steels, i.e., slender MA constituent indicating slender retained austenite is observed in the as-sintered FMo1SiC steel whereas blocky retained austenite is observed in the as-sintered FMo2SiC steel. As reported by Xiong et al. [65], The martensitic transformation is initiated in high-carbon blocky retained austenite at the onset of deformation. In contrast, low-carbon film-like retained austenite, despite possessing a significantly lower carbon content, exhibits stability at strains up to 12%. The presence of slender retained austenite leading to higher elongation is confirmed in the as-sintered FMo1SiC steel.

4 Discussion

It is clearly seen from experimental results given above that the alloying Si element, which is introduced along with alloying C element via SiC addition, shows strong influence on phase transformations during fast cooling with rate of

9.0 K/s. The formation of low temperature transformation products, such as MA constituent, lower bainitic ferrite, plate martensite, and blocky austenite, is possible under the combined influence of Si and fast cooling. The presence of 0.7 wt.% Si leads to the formation of DUB structure (MA constituents on ferrite plate boundaries) in the as-sintered FMo1SiC steel (Fig. 2c) while higher Si content of 1.4 wt.% causes the formations of transformation products, such as bainitic ferrite, plate martensite, and blocky martensite in the as-sintered FMo1SiC steel (Fig. 2c). In the sintered Si-free steels with the same C content, such as sintered FMo03C steel (Fig. 3c) and FMo06C steels (Fig. 7c), UB structure is commonly observed. This means that precipitation of carbide particles on ferrite lath/plate boundaries cannot be suppressed in sintered Si-free steels. This indicates that the Si addition is required for the formation of low-temperature transformation products in sintered Fe-Mo-(Si)-C steels. The tensile strength and hardness of the as-sintered Si-bearing steels, such as sintered FMo1SiC (Fig. 5) and FMo2SiC (Fig. 9) steels are observed to outclass those as-sintered Si-free FMo03C and FMo06C steels. These superior mechanical properties are attributed to low-temperature phase transformation constituents.

Tempering results obtained from this work suggest that the low-temperature transformation products undergo decomposition into ferrite and carbide products at 873 K for 7.2 ks and result in precipitation strengthening, which leads to tensile strength peaks. High tensile strengths can be maintained up to 28.8 ks at 873 K (Figs. 5 and 9). The microstructure of the 28.8 ks-tempered FMo2SiC steel (Fig. 8d) looks very similar to that of the 28.8 ks-tempered FMo2SiC steel (Fig. 8c) in terms of carbide particle size and distribution. This indicates the stability of tempered microstructures at high-temperature exposure. The possible instability and strength loss of tempered microstructures consisting of ferrite and M_3C constituents is M_3C coarsening. The thermal stability of tempered microstructures of Si-bearing FMo1SiC and FMo2SiC steels may be attributed to the effect of alloying Si elements on the retardation of M_3C coarsening.

With respect to solubility in cementite, the alloying Si has negligible solubility in cementite. It serves as an element that mitigates segregation (silicon and aluminum), which is disclaimed from cementite when tempering at higher temperatures, or after prolonged tempering times [66]. This leads to the accumulation of a Si-rich layer outside the growing cementite within the martensite matrix. It was given by Miyamoto et al. [67] that the growth rate of cementite (M_3C) during tempering at 723 K substantially decreases with the addition of Si, attributable to the redistribution of Si between the cementite and ferrite matrix.

5 Conclusions

This experimental work has been conducted to test the assumptions that SiC powder could be used as a source of alloying Si and C elements and with the presence of Si in sintered steels some low temperature phase transformation products, leading to sinter hardening, would be formed under possible industrial cooling rates. The concluding remarks drawn from the experimental results are given below.

- Under a high temperature sintering (1553 K) practice, small amounts (1.0 and 2.0 wt.%) of SiC powder could be used to produce sintered Si-bearing steels.
- The synergy effect of alloying Si element, introduced by SiC addition, and fast cooling rate of 9.0 K/s could lead to low temperature phase transformation products in sintered Si-bearing Fe-Mo-C steels with C content of up to 0.6 wt.%.
- Tempering at 873 K for various times led to decompositions of low temperature phase transformation products to FC mixtures and the overall microstructures of tempered specimens were UB structure.
- The carbide precipitation on ferrite laths/plates in tempered Si-bearing Fe-Mo-C steels led to precipitation strengthening with scarified ductility.

Acknowledgments

This work is financially supported via the project "Progressive degradation of coated and uncoated tube steels, butt welds on superheat tubes, and fillet welds at superheat tube/support joints (P2051777)" under NSTDA, Pathum Thani, Thailand. Technical supports are obtained from National Metal and Materials Technology Center (MTEC), Pathum Thani, Thailand.

Funding

The authors receive financial support from NSTDA, Thailand for this work.

Declaration of conflicting interests

The authors have no conflicts of interest to declare.

Availability of data and materials

The data and materials that support the findings of this study are available on request from the first author or the corresponding author. Authors' contributions All authors contributed to the study's conception and design. Investigation and formal analysis were performed by Natchanon Kallaya, Nattaya Tosangthum, Thanyaporn Yotkaew, Monnapas Morakotjinda and Arisara Wanalerkngam. Resources were prepared by Sarum Boonmee and Ruangdaj Tongsri. Conceptualization, writing review & editing, and Funding acquisition were performed by Ruangdaj Tongsri. All authors commented on previous versions and gave their approval for the final manuscript.

References

1. W. Srijampan, M. Morakotjinda, R. Krataitong et al., Sintered dual-phase steels produced from pre-alloyed Fe-Cr-Mo powder, Chiang Mai J. Sci. 43, 358–364 (2016)

2. W. Srijampan, A. Wiengmoon, M. Morakotjinda et al., Microstructure and mechanical property of sintered Fe-Cr-Mo steels due to phase transformations with fast cooling rates, Mater. Des. **88**, 693–701 (2015)
3. M. Hojati, H. Danninger, C. Gierl-Mayer, Mechanical and physical properties of differently alloyed sintered steels as a function of the sintering temperature, Metals. **12**, 13 (2022)
4. O. Bergman, B. Lindqvist, S. Bengtsson, Influence of sintering parameters on the mechanical performance of PM steels pre-Alloyed with chromium, Mater. Sci. Forum. **534–536**, 534–536 (2007)
5. G. Dharmalingam, R. Mariappan, A.P. Murali, Effect of sintering parameters on mechanical properties of 17-Cr ferritic ODS steel through taguchi approach, J. Inst. Eng. India Ser. D. **100**, 163–176 (2019)
6. W. Koetniyom, P. Chantawet, N. Tosangthum et al., Effect of carbon addition on microstructure and properties of boron-containing steel sintered under different atmospheres, J. Met, Mater. Miner. **29**, 22–30 (2019)
7. Q. Hu, M. Wang, Y. Chen et al., Effects of sintering temperatures on the microstructure and mechanical properties of S390 powder metallurgy high-speed steel, Front. Mater. Sec. Structural Materials **10**, (2023)
8. J. Pelleg, Reactions in the matrix and interface of the Fe-SiC metal matrix composite system, Mater. Sci. Eng. A. **269**, 225–241 (1999)
9. W.M. Tang, Z.X. Zheng, Y.C. Wu et al., In terface stability of the SiC particles/Fe matrix composite system, J. Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed. **21**, 49–53 (2006)
10. C. Binder, T. Bendo, R.V. Pereira et al., Influence of the SiC content and sintering temperature on the microstructure, mechanical properties and friction behavior of sintered self-lubricating composites, Powder Metall. **59**, 384–393 (2016)
11. N. Araya, G.O. Neves, A.I.R. Filho et al., Study of silicon carbide dissociation into Fe and Fe C matrixes produced by die pressing and sintering, Mater. Chem. Phys. **253**, 123442 (2020)
12. S. Chakthin, N. Poolthong, R. Tongsri, Effect of reaction between Fe and carbide particles on mechanical properties of Fe-base composite, Adv. Mater. Res. **55–57**, 357–360 (2008)
13. K. Ruangchai, A. Wiengmoon, M. Morakotjinda et al., Sintered Fe-Mo-Si-C alloys with ductile cast iron microstructure, IOP Conf. Series: J. Phys. Conf. Series. **1144**, 012099 (2018)
14. K. Ruangchai, A. Wiengmoon, M. Morakotjinda et al., Microstructure, hardness and wear properties of sintered Fe-Mo-Si-C steels with spheroidal graphite iron/compacted graphite iron-like, Key Eng. Mater. **751**, 47–52 (2017)
15. C. Binder, T. Bendo, G. Hammes et al., Structure and properties of in situ-generated two-dimensional turbostratic graphite nodules, Carbon. **124**, 685–692 (2017)
16. C. Binder, G. Hammes, R. Schroeder et al., 'Fine tuned' steels point the way to a focused future, Met. Powder Rep. **65**, 29–31, 33–34, 37 (2010)
17. A.N. Klein, K.P. Furlan, R.M. Schroeder et al., Thermodynamic aspects during the processing of sintered materials, Powder Technol. **271**, 193–203 (2015)
18. J.D.B. De Mello, C. Binder, G. Hammes et al., Tribological behavior of sintered iron based self-lubricating composites, Friction. **5**, 285–307 (2017)
19. G.O. Neves, D.B. Salvaro, T. Bendo et al., Carbon structures and tribological properties of Fe-C-SiC self-lubricating metal matrix composites prepared with α/β-SiC polytypes, Lubricants. **10**, 112 (2022)
20. T. Nithimethakul, P. Karin, N. Ohtake et al., The effect of molybdenum on the microstructure and mechanical behavior of the sintered Fe-Mo-Mn-Si-C composite, IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng. **1137**, 012028 (2021)
21. W. Srijampan, A. Wiengmoon, A. Wanalerkngam et al., Identification of carbides and phase transformations in sintered Fe-Mo-Mn-C alloys produced under a slow continuous cooling, ISIJ Int. **62**, 2366–2373 (2022)
22. A. Wanalerkngam, S. Boonmee, T. Srichumpong et al., Influences of cooling rate and carbon content microstructure and mechanical properties of sintered Fe-1. 5Mo-xC alloys, IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng. **1137**, 012033 (2021)
23. M. Morakotjinda, T. Yotkaew, B. Vetayanugul et al., Promotion of ausferrite formation in as-sintered Fe-Mo-Si-C-(Cu) composites due to Cu addition, Mater. Chem. Phys. **296**, 127226 (2023)
24. M. Morakotjinda, P. Kongmun, A. Wanalerkngam et al., Sintered Fe-Mo-Cu-Ni-Si-C composites produced by SiC, nickel, and copper additions to Fe-Mo powder, Silicon. (2023)
25. F.G. Caballero, H.K.D.H. Bhadeshia, K.J.A. Mawella et al., Design of novel high strength bainitic steels: Part 1, Mater. Sci. Technol. **17**, 512–516 (2001)
26. F.G. Caballero, M.J. Santofimia, C. Capdevila et al., Design of advanced bainitic steels by optimization of TTT diagrams and T0 curves, ISIJ Int. **46**, 1479–1488 (2006)
27. J.-C. Hell, M. Dehmas, S. Allain et al., Microstructure-properties relationships in carbide-free bainitic steels, ISIJ Int. **51**, 1724–1732 (2011)
28. S. Sharma, S. Sangal, K. Mondal, Development of new high-strength carbide-free bainitic steels, Metall. Mater. Trans. A. **42**, 3921−3933 (2011
29. X.X. Zhang, G. Xu, X. Wang et al., Mechanical behavior of carbide-free medium carbon bainitic steels, Metall. Mater. Trans. A. **45**, 1352–1361 (2014)
30. A. Kumar, B. Blessto, A. Singh, Development of a low-carbon carbide-free nanostructured bainitic steel with extremely high strength and toughness, Metall. Mater. Trans. A. **877**, 145186 (2023)
31. W. Srijampan, A. Wiengmoon, P. Nakornkaew et al., Effects of silicon carbide contents on the microstructure of sintered steels, Science Asia. **47S**, 51–59 (2021)
32. A.K. De, J.G. Speer, D.K. Matlock, Color tint-etching for multiphase steels, Adv. Mater. Process. **161**, 27–31 (2003)
33. S. Zajac, V. Schwinn, K.-H. Tacke, Characterization and quantification of complex bainitic microstructures in high and ultra-high strength linepipe steels, Mater. Sci. Forum. **500–501**, 387–394 (2005)
34. M. Müller, D. Britz, L. Ulrich et al., Classification of bainitic structures using textural parameters and machine learning techniques, Metals. **10**, 630 (2020)
35. C. Rampelberg, S.Y.P. Allain, G. Geandier et al., Carbide-free bainite transformations above and below martensite start temperature investigated by in-situ high-energy X-Ray diffraction, JOM. **73**, 3181–3194 (2021)
36. J. Yin, M. Hillert, A. Borgenstam, Second stage of upper bainite in a 0.3 mass pct C steel, Metall. Mater. Trans. A. **48**, 1444–1458 (2017)

37. G.H. Yan, L.Z. Han, C.W. Li et al., Characteristic of retained austenite decomposition during tempering and its effect on impact toughness in SA508 Gr.3 steel, J. Nucl. Mater. **483**, 167–175 (2017)
38. Z.H. Chen, J.F. Gu, L.Z. Han, Decomposition characteristic of austenite retained in GCr15 bearing steel modified by addition of 1.3 wt.% silicon during tempering, J. Mater. Res. Technol. **8**, 157–166 (2019)
39. G.G. Ribamar, J.D. Escobar, A.K. da Silva et al., Austenite carbon enrichment and decomposition during quenching and tempering of high silicon high carbon bearing steel, Acta Mater. **247**, 118742 (2023)
40. Y.J. Zhang, K. Marusawa, K. Kudo et al., Multi-aspect characterization of low-temperature tempering behaviors in high-carbon martensite, ISIJ Int. (in press)
41. V.K. Euser, D.L. Williamson, A.J. Clarke et al., Limiting retained austenite decomposition in quenched and tempered steels: Influences of rapid tempering and silicon, ISIJ Int. **60**, 2990–3000 (2020)
42. C. García-Mateo, F.G. Caballero, The role of retained austenite on tensile properties of steels with bainitic microstructures, Mater. Trans. **46**, 1839–1846 (2005)
43. A. Grajcar, A. Skowronek, K. Radwanski, Mechanical behavior and stability of dispersed retained austenite in thermomechanically rolled and isothermally-treated TRIP-aided multiphase steel, Mater. Sci. Eng. A. **830**, 142300 (2022)
44. T.T. He, L. Wang, F. Hu et al., Stability of retained austenite and work hardening behavior in ultra-fine medium carbon bainitic steel, J. Mater. Res. Technol. **22**, 2690–2703 (2023)
45. W. Bleck, X.F. Guo, Y. Ma, The TRIP effect and its application in cold formable sheet steels, Steel Res. Int. **88**, 1700218 (2017)
46. R. Kannan, P. Nandwana, Insights into the transformation-induced plasticity (TRIP) effect in Ti-free grade 300 maraging steel manufactured by laser powder bed fusion (LPBF), JOM. **72**, 187–4195 (2020)
47. M. Soleimani, A. Kalhor, H. Mirzadeh, Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: a review, Mater. Sci. Eng. A. **795**, 140023 (2020)
48. P. Huyghe, M. Caruso, J.L. Collet et al., Into the quenching & partitioning of a 0. 2C steel: An in-situ synchrotron study, Mater. Sci. Eng. A. **743**, 175–184 (2019)
49. N. Maheswari, M. Amirthalingam, A. Schwedt et al., Temperature dependent partitioning mechanisms and its associated microstructural evolution in a CMnSiAl quenching and partitioning (Q&P) steel, Mater. Today Commun. **29**, 102918 (2021)
50. I.B. Timokhina, K.D. Liss, D. Raabe et al., Growth of bainitic ferrite and carbon partitioning during the early stages of bainite transformation in a 2 mass% silicon steel studied by in situ neutron diffraction, TEM and APT, J. Appl. Crystallogr. **49**, 399–414 (2016)
51. S. Tanaka, H. Shirahata, G. Shigesato et al., Carbon enrichment of austenite during ferrite-bainite transformation in low-alloy-steel, ISIJ Int. **63**, 543–552 (2023)
52. J. Speer, D.K. Matlock, B.C. De Cooman et al., Carbon partitioning into austenite after martensite transformation, Acta Mater. **51**, 2611–2622 (2003)
53. A.J. Clarke, J.G. Speer, M.K. Miller et al., Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: a critical assessment, Acta Mater. **56**, 16–22 (2008)
54. D.T. Pierce, D. Coughlin, D. Williamson et al., Characterization of transition carbides in quench and partitioned steel microstructures by Mössbauer spectroscopy and complementary techniques, Acta Mater. **90**, 417–430 (2015)
55. Y. Toji, G. Miyamoto, D. Raabe, Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation, Acta Mater. **86**, 137–147 (2015)
56. F. HajyAkbary, J. Sietsma, G. Miyamoto et al., Interaction of carbon partitioning, carbide precipitation and bainite formation during the Q&P process in a low C steel, Acta Mater. **104**, 72–83 (2016)
57. E. Kozeschnik, H.K.D.H. Bhadeshia, Influence of silicon on cementite precipitation in steels, Mater. Sci. Technol. **24**, 343–347 (2008)
58. B. Kim, J. Sietsma, M.J. Santofimia, The role of silicon in carbon partitioning processes in martensite/austenite microstructures, Mater. Des. **127**, 336–345 (2017)
59. X.D. Tan, Y.B. Xu, X.L. Yang et al., Microstructure-properties relationship in a one-step quenched and partitioned steel, Mater. Sci. Eng. A. **589**, 101–111 (2014)
60. Y. Toji, H. Matsuda, M. Herbig et al., Atomic-scale analysis of carbon partitioning between martensite and austenite by atom probe tomography and correlative transmission electron microscopy, Acta Mater. **65** 215–228 (2014)
61. S. Ghosh, P. Kaikkonen, V. Javaheri et al., Design of tough, ductile direct quenched and partitioned advanced high-strength steel with tailored silicon content, J. Mater. Res. Technol. **17**, 1390–1407 (2022)
62. G. Reisner, E.A. Werner, P. Kerschbaummayr et al., The modeling of retained austenite in low-alloyed TRIP steels, JOM. **49**, 62–65 (1997)
63. D. De Meyer, D. Vanderschueren, B.C. De Cooman, The influence of the substitution of Si by Al on the properties of cold rolled C-Mn-Si TRIP steels, ISIJ Int. **39**, 813–822 (1999)
64. J. Chiang, B. Lawrence, J.D. Boyd et al., Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels, Mater. Sci. Eng. A. **528**, 4516–4521 (2011)
65. X.C. Xiong, B. Chen, M.X. Huang et al., The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel, Scr. Mater. **68**, 321–324 (2013)
66. Y.X. Wu, W.W. Sun, X. Gao et al., The effect of alloying elements on cementite coarsening during martensite tempering, Acta Mater. **183**, 418–437 (2020)
67. G. Miyamoto, J.C. Oh, K. Hono et al., Effect of partitioning of Mn and Si on the growth kinetics of cementite in tempered Fe-0.6 mass% C martensite, Acta Mater. **55**, 5027–5038 (2007)

ภาคผนวก ข.

รางวัลนำเสนอผลงานวิชาการยอดเยี่ยมแบบโปสเตอร์

(Poster Presentation Award)

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

รางวัลนำเสนอผลงานวิชาการยอดเยี่ยมแบบโปสเตอร์ (Poster Presentation Award)

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ประวัติผู้เขียน

นายณัฐชนนท์ กัลยา เกิดเมื่อวันที่ 13 มิถุนายน พุทธศักราช 2537 ที่จังหวัดศรีสะเกษ สำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรีวิทยาศาสตร์บัณฑิต (วัสดุศาสตร์และนาโนเทคโนโลยี) จากมหาวิทยาลัยขอนแก่น จังหวัดขอนแก่น ปีการศึกษา 2560

ปี พ.ศ. 2562 ได้เข้าศึกษาต่อในระดับปริญญาโท สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี โดยทำการวิจัยในหัวข้อการอบคืนไฟเบนไนต์ไร้คาร์ไบด์ในเหล็กกล้าเผาผนึกเจือโมลิบดีนัม-ซิลิคอน-คาร์บอน โดยมีที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์คือผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สารัมภ์ บุญมี และที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม ดร.เรืองเดช ธงศรี (นักวิจัยอาวุโสประจำศูนย์วิจัยเทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ) โดยในระหว่างศึกษาได้มีโอกาสเป็นผู้ช่วยสอนในรายวิชากระบวนการผลิตทางโลหการ 1 และ 2 และได้มีโอกาสร่วมวิจัยกับนักวิจัยกลุ่มวิจัยวัสดุโลหะผง (PMPT) ที่ศูนย์วิจัยเทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี