



ศูนย์วิทยาศาสตร์

สัญญาเลขที่ R2562B092

รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการวิจัย

ผลของการอบอุ่นและตีสแตปีไลเซชันต่อโครงสร้างจุลภาคและความแข็ง
ของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่เติมโมลิบดีนัม

คณะผู้วิจัย

1. ผศ.ดร.อัมพร เวียงมูล
ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยนครสวรรค์
2. ดร.สุทธาวลัย อิมอุไร
คณะอัญมณีศาสตร์และประยุกต์ศิลป์
มหาวิทยาลัยราชภัฏรำไพพรรณี

สำนักหอสมุด มหาวิทยาลัยนครสวรรค์

วันที่รับเข้า 5 สิงหาคม 2562

เลขที่ 101991C

เลขเรียกหนังสือ ๖ ๐๐

๒๖

๕.๒๕

๖5558

๒562

สนับสนุนโดย

งบประมาณแผ่นดิน (บูรณาการวิจัยและนวัตกรรม)

ประจำปีงบประมาณ พ.ศ. 2562

กิตติกรรมประกาศ

โครงการวิจัย เรื่อง ผลของการอบอ่อนและตีสตีปไลเซชันต่อโครงสร้างจุลภาคและความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่เติมโมลิบดีนัม ได้รับทุนสนับสนุนจากงบประมาณแผ่นดิน มหาวิทยาลัยนเรศวร ประจำปีงบประมาณ 2562 ซึ่งคณะผู้วิจัยขอขอบพระคุณมา ณ ที่นี้

ผู้วิจัยขอขอบคุณ ภาควิชาฟิสิกส์ และศูนย์ปฏิบัติการเครื่องมือวิทยาศาสตร์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยนเรศวร ที่ให้ความอนุเคราะห์สถานที่ กล้องจุลทรรศน์แสง กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและเครื่องวัดความแข็ง

สุดท้ายนี้ ผู้วิจัยขอขอบพระคุณ ศ.ดร.ธรรณินทร์ ไชยเรืองศรี และ ดร. จอห์น ธอมัส เฮนรี เพียสซ์ สำหรับคำแนะนำและข้อวิจารณ์ที่เป็นประโยชน์ต่องานวิจัย



คณะผู้วิจัย

Executive Summary

เหล็กหล่อโครเมียมสูงมีการใช้งานอย่างกว้างขวางในงานที่ต้องการความทนทานต่อการสึกหรอแบบขัดถู (abrasive wear) เช่น ในกระบวนการบดสีแร่ การบดถ่านหินเป็นผง และการผลิตปูนซีเมนต์ เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ได้รับการใช้งานส่วนใหญ่เป็นแบบไฮโปยูเทคติก ที่มีส่วนผสมอยู่ในช่วงของออสเทนไนต์ซึ่งมีปริมาณโครเมียม 10-30wt% และคาร์บอน 2-3.5wt% แต่ที่นิยมใช้งานโดยทั่วไปจะมีส่วนผสมในช่วง 18-22wt%Cr สำหรับเหล็กหล่อที่มีปริมาณโครเมียม 27-30wt% และคาร์บอน 2.0-2.7wt% มักจะนำไปใช้ในงานที่ต้องการทั้งความทนทานต่อการสึกหรอ (wear resistance) และการกัดกร่อน (corrosion) เช่น การปั๊มของเหลวข้น (slurry pumping) เป็นต้น การเติมธาตุ เช่น โมลิบดีนัม นิกเกิล และสังกะสี ในเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะทำให้ความแข็งแรงและความทนทานต่อการสึกหรอเพิ่มขึ้น โดยธาตุที่เติมจะรวมตัวกับคาร์บอนกลายเป็นคาร์ไบด์ที่มีความแข็งแรงสูงและส่งผลให้ปริมาณของยูเทคติกคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีโครงสร้างเป็นแบบออสเทนไนต์ มีความต้านทานต่อการสึกหรอต่ำ ดังนั้นจึงจำเป็นต้องปรับปรุงสมบัติโดยการการปรับสภาพด้วยความร้อน (heat treatment) ที่เรียกว่า ดิสเตปปีไลเซชัน เพื่อเปลี่ยนโครงสร้างจากออสเทนไนต์ที่อ่อนให้เป็นมาร์เทนไซต์ที่แข็งแรงกว่า ส่วนเหล็กที่ผ่านการขึ้นรูปเย็นหรือการหล่อมา มักจะมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นและไม่สม่ำเสมอ ทำให้การกลึงหรือไสยาก ดังนั้นจึงจำเป็นต้องลดความแข็งแรงด้วยการอบอ่อน เพื่อให้ได้เมทริกซ์เป็นเฟอไรต์คาร์ไบด์และเฟอไรต์ที่อ่อน

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาผลของการอบอ่อนและดิสเตปปีไลเซชันต่อโครงสร้างจุลภาคและความแข็งแรงของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.6wt%C ที่เติมโมลิบดีนัมในปริมาณ 1wt% โดยนำเหล็กที่ผ่านการหล่อในแบบหล่อทรายไปอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วเย็นตัวในเตา จากนั้นนำไปทำดิสเตปปีไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และให้เย็นตัวในอากาศ ศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ ศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด วิเคราะห์การกระจายพลังงานของรังสีเอกซ์ ทดสอบความแข็งแรงแบบวิกเกอร์ จากผลการทดลองพบว่าโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด M_7C_3 ส่วนเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมจะพบคาร์ไบด์ยูเทคติกเป็นชนิด M_7C_3 และ M_6C เหล็กหล่อที่ไม่ได้เติมโมลิบดีนัมและเติมโมลิบดีนัมมีความแข็งเท่ากับ 507 และ 526 HV30 หลังการอบอ่อนประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในเมทริกซ์ของเฟอร์ไรต์-เฟอไรต์และมาร์เทนไซต์บางส่วน หลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C เหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมมีค่าความแข็งเท่ากับ 425 602 และ 564 HV30 ส่วนเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมมีค่าเท่ากับ 551 707 และ 661 HV30 ตามลำดับ ส่วนโครงสร้างจุลภาคที่ผ่านการอบอ่อนและดิสเตปปีไลเซชันประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในเมทริกซ์มาร์เทนไซต์ ทำให้ความแข็งแรงมีค่าเพิ่มมากขึ้น โดยเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมมีค่าเป็น 830 828 และ 822 HV30 ส่วนเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมมีค่า 907 873 และ 880 HV30 ตามลำดับ การอบอ่อนก่อนการอบดิสเตปปีไลเซชัน ทำให้ความแข็งแรงสูงกว่าการอบดิสเตปปีไลเซชันเพียงอย่างเดียว

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ ได้ศึกษาผลของการอบอ่อนและตีสเตบิลไลเซชันต่อโครงสร้างจุลภาคและความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.6wt%C ที่เติมโมลิบดีนัมในปริมาณ 1wt% โดยนำเหล็กที่ผ่านการหล่อในแบบหล่อทรายไปอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วเย็นตัวในเตาด้วยอัตราเย็นตัว 40°C/h จากนั้นนำไปทำตีสเตบิลไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และให้เย็นตัวในอากาศ ศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ ศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด วิเคราะห์การกระจายพลังงานของรังสีเอกซ์ ทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ จากผลการทดลองพบว่าโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเตนไนต์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด M_7C_3 ส่วนเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัม 1wt% จะพบคาร์ไบด์ยูเทคติกเป็นชนิด M_7C_3 และ M_6C (เมื่อ $M = Fe, Cr, Mo$) โครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อนประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในเมทริกซ์ของเฟอร์ไรต์ เฟอร์ไรต์และมาร์เทนไซต์บางส่วน ส่วนโครงสร้างจุลภาคที่ผ่านการอบอ่อนและอบตีสเตบิลไลเซชันประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในเมทริกซ์มาร์เทนไซต์

จากการทดสอบความแข็งโดยรวมในสภาพหล่อ พบว่าเหล็กหล่อที่ไม่ได้เติมโมลิบดีนัมมีความแข็งโดยรวมเฉลี่ย 507 ส่วนเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมมีความแข็งเท่ากับ 526 HV30 เนื่องจากการเกิดคาร์ไบด์ M_6C หลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C เหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมมีค่าความแข็งเท่ากับ 425 602 และ 564 HV30 ส่วนเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมมีค่าเท่ากับ 551 707 และ 661 HV30 ตามลำดับ การทำตีสเตบิลไลเซชันหลังการอบอ่อนทำให้ความแข็งมีค่าเพิ่มมากขึ้นเนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในเดนไดรต์ของมาร์เทนไซต์และการลดลงของออสเตนไนต์ตกค้าง โดยในเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมมีค่าเป็น 830 828 และ 822 HV30 ส่วนเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมมีค่า 907 873 และ 880 HV30 ตามลำดับ นอกจากนี้ยังพบว่า การอบอ่อนก่อนการอบตีสเตบิลไลเซชัน ทำให้ความแข็งสูงกว่าการอบตีสเตบิลไลเซชันเพียงอย่างเดียว และยังลดระยะเวลาในการอบตีสเตบิลไลเซชันให้สั้นลง แต่ได้ความแข็งสูงสุด

คำสำคัญ: เหล็กหล่อโครเมียมสูง การอบอ่อน โมลิบดีนัม โครงสร้างจุลภาค ความแข็ง

Abstract

In this research, effects of annealing and destabilisation heat treatments on microstructure and hardness of the 28wt%Cr-2.6wt%C high chromium cast irons with 1wt%Mo has been studied. The experimental irons were cast into a dry sand mold. The as-cast samples were annealed at temperature of 800 900 and 1000°C for 4 hours, and then cooling in the furnace with a cooling rate of 40°C/hr. Destabilisation after annealing was done at temperature of 1000°C for 4 hours, and then air cooling to room temperature. Microstructural investigation was performed by X-Ray diffractometer, optical microscopy, scanning electron microscope equipped with energy-dispersive X-ray spectrometry. Vickers hardness was tested. It was found that the as-cast microstructure of the reference iron (without Mo addition) consisted of primary austenite dendrite with eutectic M_7C_3 carbide. In the iron containing 1wt%Mo, eutectic carbides including M_7C_3 and M_6C ($M = Fe, Cr, Mo$). After annealing the microstructure of both irons contained secondary carbide precipitated within ferrite and some of pearlite/martensite matrix. After annealing plus destabilisation, the microstructure consisted of secondary carbide precipitated within martensite matrix.

The as-cast macrohardness of the iron without Mo addition was 507 HV30. Whereas, the iron with 1wt%Mo was 526 HV30 due to the formation of M_6C carbide. After annealing at 800 900 and 1000°C, the macrohardness of the iron without Mo addition was 425 602 and 564 HV30, whereas the iron with 1wt%Mo was 551 707 and 661 HV30, respectively. Destabilisation after annealing further increased the macrohardness due to the precipitation of secondary carbides within the martensite matrix and decreasing of retained austenite. The iron without Mo addition was 830 828 and 822 HV30, while the iron with Mo was 907 873 and 880 HV30, respectively. Furthermore, pre-annealing before destabilisation gave the macrohardness higher than that of the iron without pre-annealing, and also decreased the destabilisation time to obtain the maximum hardness.

Keywords: high chromium cast iron, annealing, molybdenum, microstructure, hardness

สารบัญ

	หน้า
กิตติกรรมประกาศ	ก
Executive Summary	ข
บทคัดย่อภาษาไทย	ค
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ	ง
สารบัญ	จ
สารบัญตาราง	ช
สารบัญรูป	ซ
บทที่ 1 บทนำ	
1.1 ความสำคัญและที่มาของงานวิจัย	1
1.2 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย	2
1.3 ขอบเขตของโครงการวิจัย	2
1.4 ทฤษฎี สมมุติฐาน และกรอบแนวคิดของโครงการวิจัย	2
1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	2
บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	
2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง	3
2.2 เฟสไดอะแกรมของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน	6
2.3 เหล็กหล่อโครเมียมสูงอสเทนนิติก	8
2.4 เหล็กหล่อโครเมียมสูงเฟอร์ริติก	9
2.5 เหล็กหล่อโครเมียมสูงมาร์เทนซิติก	9
2.6 การอบอ่อน	10
2.7 คาร์ไบต์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง	11
2.8 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	14
บทที่ 3 วิธีการดำเนินการทดลอง	
3.1 การหล่อและส่วนผสมทางเคมี	16
3.2 การปรับสภาพด้วยความร้อน	16
3.3 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค	18
3.4 การศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์	18
3.5 การทดสอบความแข็ง	19
บทที่ 4 ผลการทดลองและอภิปรายผล	
4.1 การศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์	20
4.2 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค	23
4.2.1 เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (R)	23
4.2.2 เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่เติมโมลิบดีนัม (Mo1)	42

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
4.3 ความแข็ง	61
บทที่ 5 สรุปผลการทดลอง	66
เอกสารอ้างอิง	68
ภาคผนวก	70



สารบัญตาราง

ตาราง	หน้า
2.1 ส่วนผสมทางเคมีและความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง (BS 4844)	4
2.2 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง (ASTM A-532-87)	4
2.3 ชนิดและความแข็งของคาร์ไบด์ที่พบในโลหะผสมเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน	13
3.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้ในการทดสอบ	16
3.2 การปรับสภาพด้วยความร้อนและสัญลักษณ์ของชิ้นงาน	18



สารบัญรูป

รูปที่		หน้า
2.1	ตัวถังปั๊มแบบหอยโข่งสำหรับการขนถ่ายน้ำดิน ที่ทำจากเหล็กหล่อโครเมียม 26wt%Cr-3.3wt%C	5
2.2	เครื่องบดและแท่งสำหรับกระแทก (impact crusher) ผลิตจากเหล็กหล่อโครเมียมสูง (12-33)wt%Cr-(2.4-3.2)wt%C-(0.1-3)%Mo	6
2.3	แผนภาพของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน ของ Thorpe และ Chicco แสดงส่วนผสมของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้งานโดยทั่วไปซึ่งมีโครงสร้างเป็นเฟส ออสเทนไนต์	7
2.4	แผนภาพแสดงภาพฉายของพื้นผิวลิกวิดัส (liquidus surface) ของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน กล้องสี่เหลี่ยมแสดงส่วนผสมของเหล็กหล่อโครเมียมสูงแบบไฮโปยูเทคติกที่ใช้งานโดยทั่วไป	8
2.5	โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 30wt%Cr-2.4wt%C ที่ประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ ยูเทคติกคาร์ไบด์ M_7C_3 และ ยูเทคติกออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์	9
2.6	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 2wt%C-20wt%Cr-1.75wt%Mo หลังจากปรับสภาพด้วยความร้อนในลักษณะต่างๆ (ก) อบที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นในอากาศ (ข) ตัวอย่างชิ้นเดียวกับ ก แต่ที่ กำลังขยายสูงกว่าแสดงลักษณะและการกระจายของเฟสคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (ค) อบที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมงแล้วปล่อยให้เย็นในอากาศ จะเห็นว่าไม่เกิดเฟสคาร์ไบด์ทุติยภูมิเนื่องจากเวลาที่ใช้ไม่นานพอ (ง) อบที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นในอากาศ	10
2.7	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 20wt%Cr-2.5wt%C-1wt%Mo หลังจากการอบที่อุณหภูมิต่างๆ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้ชิ้นงานเย็น ตัวอย่างซ้ำ ๆ (ก) อบที่ 750°C ความแข็ง 400-HV (ข) อบที่ 850°C ความแข็ง 390 HV (ค) อบที่ 950°C ความแข็ง 350 HV	11
2.8	โครงสร้าง-Deep etched เปรียบเทียบลักษณะของยูเทคติกคาร์ไบด์ (ก) คาร์ไบด์ชนิด M_3C ในเหล็กหล่อ 3.6wt%Cr-5wt%Cr จะมีลักษณะที่ต่อเนื่อง (ข) คาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 ในเหล็กหล่อ 2.4wt%Cr-30wt%Cr ที่มีขนาดเล็กและต่อเนื่องน้อยกว่า	12
2.9	คาร์ไบด์ทุติยภูมิ $M_{23}C_6$ ในเหล็กหล่อ 29.3wt%Cr-2.5wt%C (ข) คาร์ไบด์ทุติยภูมิ M_7C_3 ในเหล็กหล่อ 17.7wt%Cr-3.1wt%C (ค) คาร์ไบด์ทุติยภูมิ M_3C ในเหล็กหล่อ 8.8wt%Cr-3.0wt%C	13
3.1	ตัวอย่างเหล็กหล่อที่ได้จากการหล่อในแบบหล่อทราย	16

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่		หน้า
3.2	ชิ้นงานสำหรับการปรับสภาพด้วยความร้อนภายในเตาไฟฟ้า รุ่น Controller C290 ของบริษัท Nabertherm	17
3.3	กระบวนการปรับสภาพด้วยความร้อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง	17
3.4	(ก) เครื่องทดสอบความแข็งโดยรวมแบบวิกเกอร์ รุ่น Egotest comp 25 Rs บริษัท Galileo (ข) การวัดเส้นทะแยงมุม	19
3.5	(ก) เครื่องทดสอบความแข็งแบบจุลภาค รุ่น HV-1000 บริษัท Jinan Testing Equipment IE Corporation (ข) รอยกดบริเวณเดบไดรต์	19
4.1	รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์แสดงเฟสที่เกิดขึ้นของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr ที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (ก) ในสภาพหล่อ (AC) (ข-ง) หลังการอบอ่อน (AN) ที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C	21
4.2	รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์แสดงเฟสที่เกิดขึ้นของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr ที่เติมโมลิบดีนัม (ก) ในสภาพหล่อ (AC) (ข-ง) หลังการอบอ่อน (AN) ที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C	22
4.3	โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI (ค) ลักษณะของคาร์ไบด์ยูเทคติกหลังการกัดกรดแบบลึก	24
4.4	(ก) ภาพถ่าย BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมในสภาพหล่อ (ข-ค) สเปกตรัมของธาตุจาก SEM-EDS บริเวณเมทริกซ์ (1) บริเวณคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 (2) และ (ง) ตารางผลการวิเคราะห์ปริมาณธาตุ	25
4.5	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่าย OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI	26
4.6	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า	27
4.7	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่าย OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI	28
4.8	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า	29
4.9	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่าย OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI	30

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่		หน้า
4.10	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า	31
4.11	(ก) ภาพถ่าย BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ข-ค) สเปกตรัมของธาตุจาก EDS บริเวณเมทริกซ์ (1) บริเวณคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 (2) และ (ง) ตารางผลการวิเคราะห์ปริมาณธาตุ	32
4.12	โครงสร้างจุลภาคหลังการอบตีสเตบิลไลเซชันของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (ก) ภาพถ่าย OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI บริเวณเดนไดรต์และบริเวณยูเทคติก ออสเตนไนต์	34
4.13	โครงสร้างจุลภาคหลังการอบตีสเตบิลไลเซชันของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ใน 3 มิติ ที่ตกตะกอนในเดนไดรต์ของมาร์เทนไซต์ (ก) กำลังขยาย 1000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า	35
4.14	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และอบตีสเตบิลไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่าย OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI	36
4.15	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และอบตีสเตบิลไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่าย OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI	37
4.16	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และอบตีสเตบิลไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่าย OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI	38
4.17	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และหลังการอบตีสเตบิลไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า	39
4.18	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และอบตีสเตบิลไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่าย OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI	40
4.19	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และหลังการอบตีสเตบิลไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า	41

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่		หน้า
4.20	โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัม (ก) ภาพถ่าย OM (ข) ภาพถ่าย SEM-BEI (กรด NaOH 10 g + KMnO_4 10 g + น้ำกลั่น 100 ml) (ค) ภาพถ่าย SEM-BEI (กรด $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10 g + HCl 50 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)	43
4.21	โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัม หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ยูเทคติกใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 500 เท่า (ข) กำลังขยาย 1000 เท่า	44
4.22	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI	45
4.23	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า	46
4.24	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI	47
4.25	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า	48
4.26	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่าย OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI	49
4.27	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า	50
4.28	(ก) ภาพถ่าย BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ข-จ) สเปกตรัมของธาตุจาก SEM-EDS บริเวณเมทริกซ์ (1) บริเวณคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 (2) บริเวณคาร์ไบด์ยูเทคติก M_6C (3) และบริเวณคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 ที่เปลี่ยนเฟส (4) และ (ฉ) ตารางผลการวิเคราะห์ปริมาณธาตุ	51
4.29	โครงสร้างจุลภาคหลังการอบตีสเตปิลไคเซชันของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัม (ก) ภาพถ่าย OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI บริเวณเดนไดรต์และบริเวณยูเทคติก ออสเทนไนต์	53
4.30	โครงสร้างจุลภาคหลังอบตีสเตปิลไคเซชันของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัม หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ยูเทคติกใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 1000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า	54

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่		หน้า
4.31	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และอบตีสเตบิลไเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่าย OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI	55
4.32	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และหลังการอบตีสเตบิลไเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า	56
4.33	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และอบตีสเตบิลไเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่าย OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI	57
4.34	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และหลังการอบตีสเตบิลไเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า	58
4.35	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และอบตีสเตบิลไเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่าย OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI	59
4.36	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และหลังการอบตีสเตบิลไเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า	60
4.37	ผลของการอบอ่อนต่อความแข็งในเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (R) และเติมโมลิบดีนัม (Mo1) (ก) ความแข็งโดยรวม (ข) ความแข็งจุลภาคบริเวณ เมทริกซ์ (AC= สภาพหล่อ AN= การอบอ่อนที่ 800 900 และ 1000°C)	63
4.38	ผลของการอบตีสเตบิลไเซชันต่อความแข็งในเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (R) และเติมโมลิบดีนัม (Mo1) (ก) ความแข็งโดยรวม (ข) ความแข็งจุลภาคบริเวณ เมทริกซ์ (AC= สภาพหล่อ AN= การอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C DT=ตีสเตบิลไเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง)	64
4.39	ผลของการอบอ่อนและอบตีสเตบิลไเซชันต่อความแข็งในเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (R) (ก) ความแข็งโดยรวม (ข) ความแข็งจุลภาคบริเวณ เมทริกซ์ (AC= สภาพหล่อ AN= การอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C DT=ตีสเตบิลไเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2 และ 4 ชั่วโมง)	65

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญและที่มาของงานวิจัย

โครงสร้างของเหล็กหล่อโครเมียมสูงประกอบด้วยคาร์ไบด์ที่มีความแข็งสูง จึงมักถูกนำไปใช้ในงานที่ต้องการความทนทานต่อการสึกหรอ เช่น ลูกบิดในกระบวนการผลิตซีเมนต์ บั๊มสารเหลวชั้นในกระบวนการแยกแร่สังกะสี ซึ่งโรงถลุงสังกะสี จังหวัดตาก ได้มีการใช้เหล็กหล่อโครเมียมสูง 26wt%Cr เพื่อใช้ในการสูบลำละลายกรดซัลฟูริกและเม็ดแร่แวนดอลอย เนื่องจากความแข็งของเม็ดแร่เหล่านี้มีความแข็งสูงมากถึง 7-8 Mohr's scale รวมทั้งสภาวะที่ใช้งาน มีความเป็นกรดสูง ทำให้เกิดการสึกหรอและการกัดกร่อนพร้อม ๆ กัน ส่งผลให้ปั๊มมีอายุการใช้งานเพียง 160 ชั่วโมง ดังนั้นการวิจัยและพัฒนาเหล็กหล่อโครเมียมสูงให้มีสมบัติที่ดีขึ้นและมีอายุการใช้งานยาวนานจึงมีความจำเป็นอย่างยิ่ง

โดยทั่วไปโครงสร้างจุลภาคหลังการหล่อของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีปริมาณโครเมียม 25-30wt% ประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิและยูเทคติกคาร์ไบด์ที่มีความแข็งสูง เหล็กหล่อกลุ่มนี้สามารถใช้งานได้ในสภาพ หลังจากการหล่อ (as-cast) แต่ชิ้นงานบางส่วนจำเป็นต้องมีการปรับแต่งก่อนการใช้งาน อย่างไรก็ตามเนื่องจากเหล็กหล่อโครเมียมสูงมีความแข็ง 450-550 HV จึงจำเป็นต้องใช้อุปกรณ์ที่ทำจาก CBN (cubic boron nitride) ที่มีความแข็งสูงแต่มีราคาแพง ดังนั้นเพื่อให้สามารถใช้อุปกรณ์ เช่น มีดกลึง ที่มีขายตามท้องตลาดและมีราคาถูก จึงต้องนำมาผ่านกระบวนการทางความร้อนที่เรียกว่า การอบอ่อน (annealing heat treatment) เพื่อให้มีความแข็งลดลงต่ำกว่า 400 HV แม้ว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงหลังจากการหล่อสามารถนำไปใช้งานได้ แต่เนื่องโครงสร้างพื้นหรือเมทริกซ์เป็นเฟสออสเทนไนต์ซึ่งมีความทนทานต่อการสึกหรอต่ำ จึงต้องนำมาผ่านกระบวนการทางความร้อนที่เรียกว่า ดีสเสตบิไลเซชัน (destabilisation heat treatment) เพื่อเปลี่ยนโครงสร้างพื้นของออสเทนไนต์ให้เป็นมาเทนไซด์ นอกจากนี้การเจือธาตุ (alloying element) เช่น Mo, V หรือ W ก็เป็นอีกวิธีหนึ่งในการปรับปรุงสมบัติ โดยการเพิ่มปริมาณของยูเทคติกคาร์ไบด์และคาร์ไบด์ชนิดอื่นในโครงสร้างของเหล็กหล่อให้มากขึ้น

จากข้อมูลที่ได้จากบริษัทสตีลหล่อโลหะ จำกัด ซึ่งเป็นผู้ผลิตชิ้นส่วนจากเหล็กหล่อโครเมียมสูงให้กับลูกค้า โดยได้ให้ข้อมูลว่าในทางอุตสาหกรรมจริงไม่สามารถหลีกเลี่ยงการอบอ่อนก่อนการทำดีสเสตบิไลเซชันได้ โดยทางบริษัทได้ทำการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C อย่างไรก็ตามทางบริษัทยังขาดองค์ความรู้เกี่ยวกับการอบอ่อนและการทำดีสเสตบิไลเซชัน และต้องการทราบผลของการอบอ่อนและการทำดีสเสตบิไลเซชันต่อสมบัติของชิ้นส่วนที่ผลิต จากปัญหาดังกล่าวจึงเป็นที่มาของการวิจัยในครั้งนี้ โดยมีจุดประสงค์เพื่อศึกษาผลของการอบอ่อนและการทำดีสเสตบิไลเซชันต่อโครงสร้างจุลภาคและความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง โดยมุ่งเน้นไปที่เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีปริมาณโครเมียม 28wt% และมีการเติมโมลิบดีนัม

1.2. วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย

1. เพื่อศึกษาผลของการอบอ่อนและตีสเตบิลไลเซชันต่อโครงสร้างจุลภาคและความแข็งเหล็กหล่อโครเมียมสูง
2. เพื่อศึกษาผลของโมลิบดีนัมต่อโครงสร้างจุลภาคและความแข็งหลังการอบอ่อนและตีสเตบิลไลเซชัน
3. เพื่อหาสภาวะที่เหมาะสมในการอบอ่อนและตีสเตบิลไลเซชันของเหล็กหล่อโครเมียมสูง
4. เพื่อถ่ายทอดองค์ความรู้แก่อุตสาหกรรมโลหะ

1.3. ขอบเขตของโครงการวิจัย

1. ศึกษาเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.3wt%C และ 28wt%Cr-2.6wt%C-1.4wt%Mo ที่เตรียมโดยการหล่อในแบบหล่อทราย
2. กระบวนการทางความร้อนประกอบด้วยการอบอ่อนและการทำตีสเตบิลไลเซชัน
3. ศึกษาโครงสร้างด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด วิเคราะห์การกระจายตัวของธาตุด้วยอีดีเอส และศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์
4. ทดสอบความแข็งโดยรวมและแบบจุลภาคแบบวิกเกอร์

1.4 ทฤษฎี สมมุติฐาน และกรอบแนวคิดของโครงการวิจัย

เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีปริมาณธาตุโครเมียมในระดับ 27-28wt%Cr มีธาตุคาร์บอน 2.4-2.7wt%C และเติมธาตุโมลิบดีนัมในปริมาณ 1wt% จะมีโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยโครงสร้างพื้นของออสเทนไนต์และคาร์ไบด์ยูเทคติก มีความแข็งประมาณ 450-550 HV เมื่อนำมาผ่านกระบวนการอบอ่อนจะทำให้โครงสร้างพื้นออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นเฟอร์ไรต์หรือเฟอร์ไรต์+คาร์ไบด์ ทำให้ความแข็งลดลงต่ำกว่า 400 HV โดยเหล็กหล่อที่มีการเติมโมลิบดีนัมน่าจะใช้อุณหภูมิในการอบอ่อนที่สูงกว่าหรือใช้เวลานานกว่าเพื่อให้ความแข็งต่ำกว่า 400 HV เมื่อเปรียบเทียบกับเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม และเมื่อนำชิ้นงานหลังการอบอ่อนมาทำตีสเตบิลไลเซชันจะทำให้โครงสร้างพื้นเปลี่ยนเป็นมาเทนไซด์และมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์หุติยุมิ ทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้นเป็น 800 HV การทำตีสเตบิลไลเซชันหลังการอบอ่อนจะทำให้เหล็กหล่อมีความแข็งมากกว่าที่ไม่ผ่านการอบอ่อน นอกจากนี้เหล็กหล่อที่มีการเติมโมลิบดีนัมจะมีความแข็งมากกว่าเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม ดังนั้นจะเห็นได้ว่าความแข็งและความทนทานการสึกหรอของเหล็กหล่อจะมีค่าสูงหรือต่ำก็ขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมี อุณหภูมิ และเวลาที่เหมาะสมในการอบอ่อนหรือการทำตีสเตบิลไลเซชัน

1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1. ได้รับความรู้เกี่ยวกับความสัมพันธ์ระหว่างกระบวนการอบอ่อน การทำตีสเตบิลไลเซชัน โครงสร้างจุลภาคและความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่เติมและไม่เติมโมลิบดีนัม
2. ทราบสภาวะที่เหมาะสมในการอบอ่อนและตีสเตบิลไลเซชันของเหล็กหล่อโครเมียมสูง
3. สามารถตีพิมพ์ในวารสารวิชาการระดับนานาชาติ
4. สามารถถ่ายทอดองค์ความรู้ที่ได้จากการวิจัยให้แก่อุตสาหกรรมโลหะ

บทที่ 2

ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง [1-8]

เหล็กหล่อโครเมียมสูงเริ่มมีบทบาทสำคัญขึ้นมากในอุตสาหกรรมเหมืองแร่ และอุตสาหกรรมซีเมนต์ เนื่องจากในโครงสร้างประกอบด้วยโครเมียมคาร์ไบด์ที่มีความแข็งสูง ทนการเสียดสีหรือการสึกหรอสูง (high abrasion resistance) ทำให้มีอายุการใช้งานยาวนาน การผลิตเหล็กหล่อโครเมียมสูงได้ทำกันมาเป็นระยะเวลาอันยาวนาน โดยหลอมด้วยเตาควิลโฟลาแต่การควบคุมคุณภาพกระทำไม่ได้ดีเท่าที่ควรเพราะการหลอมด้วยเตาควิลโฟลาที่ควบคุมปริมาณคาร์บอนได้ยาก ทำให้เหล็กหล่อโครเมียมมีปริมาณคาร์บอนสูงและเหล็กจะเปราะแตกหักง่าย แต่ปัญหานี้หมดไปเมื่อบริษัท Niagara work ได้ทำการทดลองหลอมเหล็กหล่อโครเมียมสูงด้วยเตาหลอมไฟฟ้า และสามารถผลิตเหล็กหล่อที่มีคาร์บอนต่ำ โดยสามารถเพิ่มปริมาณของโครเมียมได้สูงถึง 30% ทำให้การใช้เหล็กหล่อโครเมียมสูงเพิ่มมากขึ้นจนกลายเป็นคู่แข่งของเหล็กกล้าแมงกานีสสูงโดยเฉพาะที่ใช้ทำลูกบดวัสดุแข็ง เช่น ซีเมนต์และแร่ต่างๆ เหล็กหล่อโครเมียมสูงมีการใช้งานอย่างกว้างขวางในงานที่ต้องการความทนทานต่อการสึกหรอแบบขัดถู (abrasive wear) เช่น ในกระบวนการบดหิน การบดถ่านหินเป็นผง และการผลิตปูนซีเมนต์ ในปัจจุบันมีโรงหล่อผลิตเหล็กหล่อโครเมียมสูงอยู่หลายเกรด แต่ที่นิยมผลิตมากที่สุดได้แก่เหล็กหล่อชนิด 2828 คือเหล็กหล่อที่มีคาร์บอน 2.8% และมีโครเมียมผสม 28%

เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ได้รับการใช้งานส่วนใหญ่เป็นแบบไฮโปยูเทคติก ที่มีส่วนผสมอยู่ในช่วงของออสเทนไนต์ซึ่งมีปริมาณโครเมียม 10-30wt% และคาร์บอน 2-3.5wt% เหล็กหล่อที่มีปริมาณโครเมียม 12wt% จะมีราคาถูกที่สุด แต่ที่นิยมใช้งานโดยทั่วไปจะมีส่วนผสมในช่วง 18-22wt%Cr สำหรับเหล็กหล่อที่มีปริมาณโครเมียม 27-30wt% และคาร์บอน 2.0-2.7wt% มักจะนำไปใช้ในงานที่ต้องการทั้งความทนทานต่อการสึกหรอ (wear resistance) และการกัดกร่อน (corrosion) เช่น การปั๊มของเหลวข้น (slurry pumping) เป็นต้น ส่วนเหล็กหล่อ 30-35wt%Cr จะใช้ในงานที่ต้องการความต้านทานการเกิดออกซิเดชันและการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง เช่น ชิ้นส่วนของเตาเผา โดยโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อกลุ่มนี้ประกอบด้วยเฟอไรต์และยูเทคติกคาร์ไบด์

มาตรฐานเหล็กหล่อโครเมียมสูงไฮโปยูเทคติกที่มักจะถูกอ้างอิงมี 2 มาตรฐาน คือ British standard (BS484) และ ASTM standard A-532 สำหรับ JIS ยังไม่ปรากฏว่ามีมาตรฐานเหล็กหล่อโครเมียมสูง มาตรฐานเหล็กหล่อโครเมียมสูงของอังกฤษแบ่งออกเป็น 5 เกรด ดังแสดงในตารางที่ 2.1 ส่วนมาตรฐานเหล็กหล่อโครเมียมสูงของอเมริกา A.S.T.M. แบ่งออกเป็น 6 เกรด ดังตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีและความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง (BS 4844)

Grade	Chemical Composition%								As-cast hardness
	C	Si _{max}	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	P _{max}	H _B min
3A	2.4-3.0	1.0	0.5-1.5	14-17	0-2.5	0-1.0	0-1.2	0.1	450
3B	3.0-3.6	1.0	0.5-1.5	14-17	1-3.0	0-1.0	0-1.2	0.1	500
3C	2.2-3.0	1.0	0.5-1.5	17-22	0-3.0	0-1.5	0-1.2	0.1	450
3D	2.4-2.8	1.0	0.5-1.5	22-18	0-1.5	0-1.0	0-1.2	0.1	400
3E	2.8-3.2	1.0	0.5-1.5	22-28	0-1.5	0-1.0	0-1.2	0.1	400

ตารางที่ 2.2 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง (ASTM A-532-87)

Class	Type	Designation	Element (%wt)								
			C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S	Cu
I	A	Ni-Cr-HC	2.8-3.6	2.0	0.8	3.3-5.0	1.4-4.0	1.0	0.3	0.15	-
	B	Ni-Cr-LC	2.4-3.0	2.0	0.8	3.3-5.0	1.4-4.0	1.0	0.3	0.15	-
	C	Ni-Cr-GB	2.5-3.7	2.0	0.8	4.0	1.0-1.5	1.0	0.3	0.15	-
	D	Ni-HiCr	2.5-3.6	2.0	2.0	4.5-7.0	7.0-11.0	1.5	0.1	0.15	-
II	A	12%Cr	2.0-3.3	2.0	1.5	2.5	11.0-14.0	3.0	0.1	0.6	1.2
	B	15%Cr-Mo	2.0-3.3	2.0	1.5	2.5	14.0-18.0	3.0	0.1	0.6	1.2
	D	20%Cr-Mo	2.0-3.3	2.0	1-2.2	2.5	18.0-23.0	3.0	0.1	0.6	1.2
III	A	25Cr	2.3-3.3	2.0	1.5	2.5	23.0-30.0	3.0	0.1	0.6	1.2

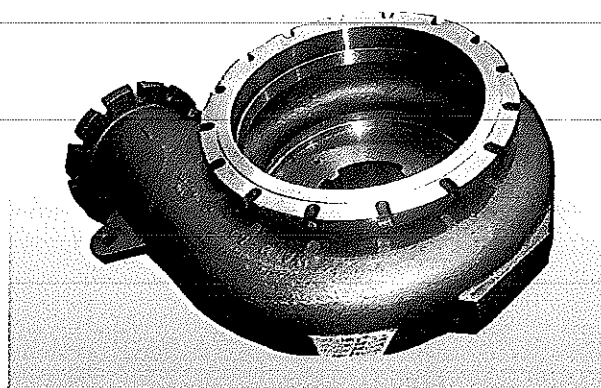
การเติมธาตุ เช่น โมลิบดีนัม นิกเกิล และสังกะสี ในเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะทำให้ความแข็งและความทนทานต่อการสึกหรอเพิ่มขึ้น โดยธาตุที่เติมจะรวมตัวกับคาร์บอนกลายเป็นคาร์ไบด์ที่มีความแข็งสูงและส่งผลให้ปริมาณของยูเทคติกคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น การผสมโมลิบดีนัมในเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะส่งผลด้านเพิ่มความทนทานการสึกหรอของเหล็กได้ โดยโมลิบดีนัมจะรวมตัวกับคาร์บอนได้คาร์ไบด์จะมีความแข็งสูงประมาณ 1000 HV50 นอกจากนี้ยังเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งให้กับเหล็กหล่ออีกด้วย โดยมีบทบาทในการป้องกันไม่ให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนไปเป็นเฟอไรต์ไนด์ ในขณะที่เหล็กเย็นตัวในแบบหล่อหรือในขณะที่ทำการปรับสภาพด้วยความร้อน การผสมโมลิบดีนัมนอกจากจะเพิ่มความทนทานต่อการสึกหรอแล้ว ยังมีผลทำให้ความเหนียวของเหล็กดีขึ้น โดยเฉพาะกับงานหล่อที่มีความหนา มาก ๆ ไม่ใช้ในอุตสาหกรรมเหมืองแร่ ซึ่งเป็นอุปกรณ์สำหรับบดแร่ที่ต้องมีความทนทานต่อการกระแทกสูงจึงนิยมใช้เหล็กหล่อผสมทั้งโครเมียมและโมลิบดีนัม ถึงแม้ว่าเหล็กจะมีราคาแพงกว่าเหล็กผสมโครเมียมเพียงอย่างเดียวก็ตาม ดังที่ปรากฏในมาตรฐานเหล็กผสมโครเมียม ASTM A532 ชั้นคุณภาพ 15Cr-Mo จะผสมโมลิบดีนัม ในปริมาณ 1-3wt% โดยลดปริมาณโครเมียมลงเหลือ 14-18wt% และในชั้นคุณภาพโครเมียมปริมาณ 25wt% จะผสมปริมาณโมลิบดีนัม

ประมาณไม่เกิน 1.5wt% นอกจากนี้เหล็กหล่อโครเมียมโมลิบดีนัมบางชนิดที่ใช้กับงานหล่อที่มีความหนามาก ๆ จะผสมนิกเกิลและทองแดงประมาณไม่เกิน 1wt% ลงไปเพื่อความมุ่งหมายในการเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง เช่น เหล็กหล่อผสมโครเมียมและโมลิบดีนัมที่มีตามมาตรฐาน BS 4844 เหล็กหล่อผสมโครเมียมและโมลิบดีนัมสามารถนำไปใช้งานได้ในสภาพหล่อ เพราะโครงสร้างที่ได้จะเป็นออสเตนไนต์ แต่เนื่องจากชิ้นงานภายหลังการเย็นตัวในแบบทรายจะมีความเครียดเหลือค้างอยู่ จึงควรนำไปอบคลายความเครียดที่อุณหภูมิ 200-250°C เพื่อปรับปรุงความเหนียวโดยไม่ทำให้ความแข็งแรงลดลง

ตัวอย่างการใช้งานเหล็กหล่อโครเมียมสูง [1]

ตัวถังปั๊มแบบหอยโข่ง

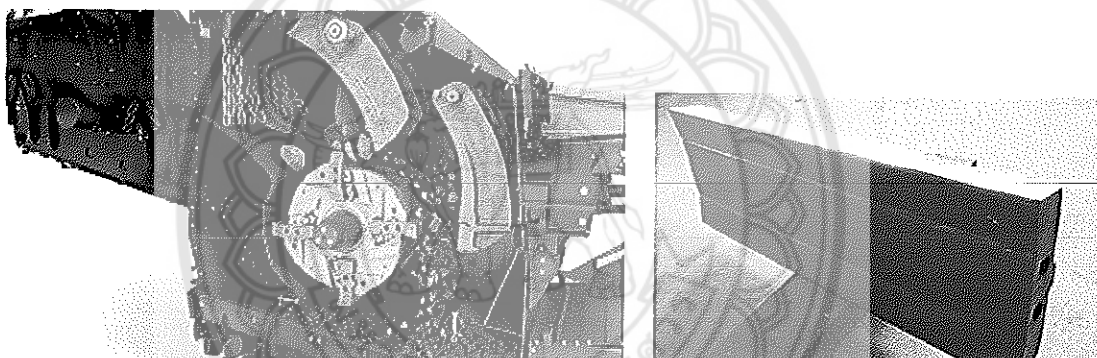
ชิ้นส่วนนี้มักได้รับการระบุให้ผลิตโดยใช้เหล็กหล่อที่มีปริมาณโครเมียม 22wt% และคาร์บอน 2.8wt% ตามมาตรฐาน BS 4844:1986 เกรด 3E ถ้าหากมีการระบุให้ใช้ในสภาพชิ้นงานหล่อจำเป็น ต้องให้ความสำคัญกับปริมาณธาตุผสมที่เหมาะสม เพื่อหลีกเลี่ยงการเกิดเฟิร์สไลต์ในเมทริกซ์แบบ ออสเตนไนต์ในทุกบริเวณของชิ้นงาน ทางเลือกอีกทางหนึ่งคือการใช้ชิ้นงานที่มีเมทริกซ์แบบ มาร์เทนซิติกที่มีความแข็งแรงสูงกว่าและเหมาะกับงานที่ต้องทนทานต่อการสึกหรอแบบกัดเซาะ (erosion) แม้ว่าตัวถังปั๊มแบบหอยโข่งจะมีลักษณะรูปร่างที่ค่อนข้างซับซ้อนก็ตาม ดังรูป 2.1 แต่ความหนาของบริเวณต่าง ๆ มีค่าใกล้เคียงกันประมาณ 50 มิลลิเมตร ทำให้การปรับสภาพด้วยความร้อนทำได้ไม่ยากนักเนื่องจากชิ้นงานหนาไม่มาก อีกทั้งลักษณะรูปร่างของชิ้นงานยังทำให้อากาศไหลเวียนได้อย่างสะดวกในระหว่างการปรับสภาพด้วยความร้อนโดยใช้พัดลมเป่า (forced air quench) ปัญหาในระหว่างการปรับสภาพด้วยความร้อนอาจเกิดเฉพาะในกรณีที่ชิ้นงานมีน้ำหนักเกิน 200 กิโลกรัม และความหนาของบางบริเวณเปลี่ยนแปลงเกือบ 100% เท่านั้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งในระหว่างการเย็นตัวต่ำกว่าอุณหภูมิ M_s หลังจากการอบชุบในอากาศ (air quench) ในกรณีเช่นนี้อาจจำเป็นต้องระบุ ส่วนที่บางและป้องกันไม่ให้ส่วนนี้เย็นจนเร็วเกินไปเพื่อหลีกเลี่ยงการแตกร้าวอันเนื่องจากการเปลี่ยนเฟส



รูปที่ 2.1 ตัวถังปั๊มแบบหอยโข่งสำหรับการขนถ่ายน้ำดิน ที่ทำจากเหล็กหล่อโครเมียม 26wt%Cr-3.3wt%C

แท่งสำหรับกระแทก

แท่งประเภทนี้มักจะมีขนาดความยาว 1 เมตร กว้าง 0.5 เมตร หนา 0.1 เมตร และชิ้นงานอาจจะมีช่องราง (slot) ตามแนวยาว (longitudinal) หรือตามขวาง (transverse) ในตำแหน่งต่าง ๆ ดังรูปที่ 2.2 ชิ้นงานนี้ทำหน้าที่เป็นชิ้นส่วนที่ต้องทนทานต่อการสึกหรอในอุปกรณ์บดกระแทกแบบหมุน (rotary impact crushers) และทำจากเหล็กหล่อตามมาตรฐาน BS4844 เกรด 3E แม้ว่าชิ้นส่วนนี้จะมีรูปร่างง่าย ๆ ไม่ซับซ้อนมากนัก แต่ก็จำเป็นต้องได้รับการควบคุมคุณภาพของการปรับสภาพด้วยความร้อนอย่างระมัดระวัง แม้ว่าอัตราการเพิ่มอุณหภูมิหรือระยะเวลาที่แช่ชิ้นงานดูเหมือนไม่มีปัญหามากนัก แต่ก็จำเป็นต้องสนใจเกี่ยวกับการจัดวางชิ้นงานในเตาอบและการลดอุณหภูมิด้วยอากาศ เช่น ห้ามวางแท่งสำหรับกันกระแทกนี้ซ้อน ๆ กันเหมือนเรียงอิฐ แต่ต้องจัดเรียงกันโดยทิ้งที่ว่างเอาไว้พอสมควร (อย่างต่ำ 0.1 เมตร) เพื่อให้มั่นใจว่าชิ้นงานได้รับการเพิ่มอุณหภูมิอย่างสม่ำเสมอและได้รับการปรับสภาพด้วยความร้อนมาที่อุณหภูมิห้อง



รูปที่ 2.2 เครื่องบดและแท่งสำหรับกระแทก (impact crusher) ผลิตจากเหล็กหล่อโครเมียมสูง (12-33)wt%Cr-(2.4-3.2)wt%C-(0.1-3)%Mo (สืบค้นจาก www.jyscrusherparts.com/project/hazemag-apk50-blow-bars/)

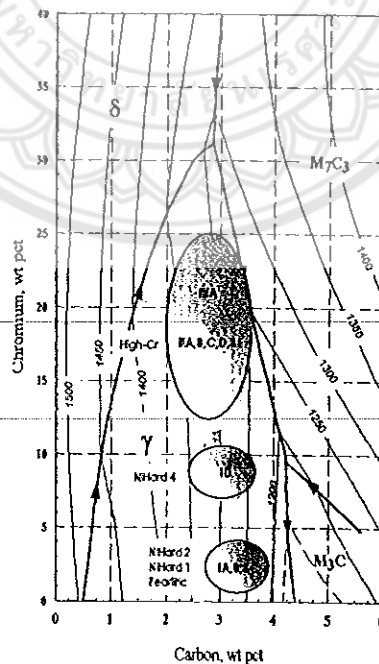
2.2 เฟสไดอะแกรมของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน [7, 9-14]

รูปที่ 2.3 แสดงส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูงตามมาตรฐาน ASTM A532 ในเฟสไดอะแกรมของ Thorpe and Chicco สำหรับเหล็กหล่อโครเมียมสูง IA, B and C ที่อยู่ส่วนล่างของรูปที่ 2.3 จะเกิดโครงสร้างยูเทคติกของออสเทนไนต์และคาร์ไบด์ M_3C ในขณะที่เหล็กหล่อ ID, IIA, B, C, D, E และ IIIA จะเกิดโครงสร้างยูเทคติกของออสเทนไนต์และคาร์ไบด์ M_7C_3 ส่วนเหล็กหล่อเกรด ID ที่มีปริมาณโครเมียมสูงกว่าเกรด IA-C จะเกิดยูเทคติกของคาร์ไบด์ M_7C_3 ซึ่งบางส่วนของคาร์ไบด์ M_3C ในระหว่างการเย็นตัว ทำให้เกิดโครงสร้างของคาร์ไบด์ดูเหล็กซึ่งจะมีขนาดเล็กกว่าคาร์ไบด์ M_3C ในเกรด IA-C ทำให้เหล็กหล่อเกรด ID มีความเหนียวสูงกว่า เมื่อปริมาณโครเมียมสูงขึ้นเส้น solidus จะเลื่อนไปทางซ้ายมือ และปริมาณคาร์บอนในเดนไดรต์ของออสเทนไนต์จะลดลงในขณะที่อุณหภูมิของปฏิกิริยายูเทคติกจะเพิ่มขึ้น

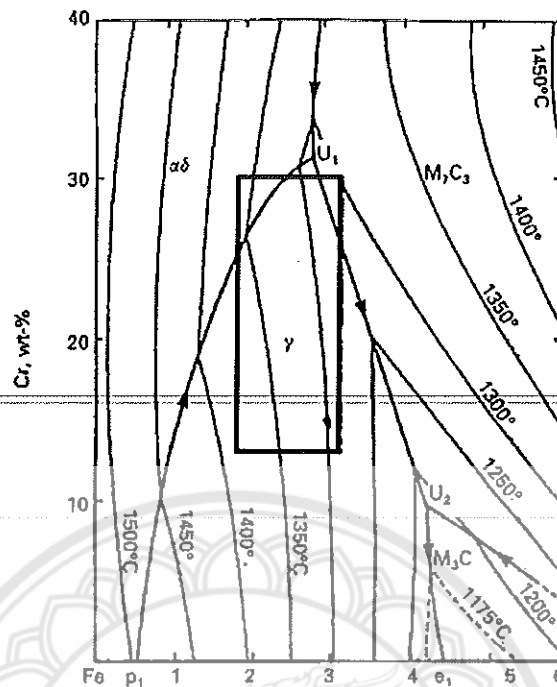
เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ได้รับการใช้งานส่วนใหญ่จะเป็นแบบไฮโปยูเทคติกที่มีส่วนผสม 10-30wt%Cr และ 2-3.5wt%C ที่อยู่ในช่วงของเฟสออสเทนไนต์ ดังแสดงในรูปที่ 2.4 เหล็กหล่อกลุ่มนี้เมื่อแข็งตัวจากน้ำโลหะจะเกิดเป็นเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ ตามด้วยยูเทคติกของออสเทนไนต์และยูเทคติกคาร์ไบด์ M_7C_3 จากการแข็งตัวของเหล็กหล่อที่มีส่วนผสม 30wt%Cr-2.3wt%C ในรูป 2.4 เริ่มจากการเกิดเป็นเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ ในขณะที่เดียวกันโครเมียมและคาร์บอนจะถูกผลักออก ทำให้น้ำโลหะมีปริมาณโครเมียมและคาร์บอนสูงขึ้น และเคลื่อนที่เข้าสู่จุดยูเทคติก (U_1-U_2) จนกระทั่งอุณหภูมิลดลงถึงปฏิกิริยายูเทคติก ($L \rightarrow \gamma + M_7C_3$) จะเกิดโครงสร้างของยูเทคติก (eutectic structure) คือยูเทคติกออสเทนไนต์และยูเทคติกคาร์ไบด์ M_7C_3 ระหว่างแขนเดนไดรต์ (interdendritic dendrite) ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ การแข็งตัวของโลหะจะสมบูรณ์ก่อนจะถึงจุด U_2

สำหรับเหล็กหล่อที่มีส่วนผสมในช่วง 2-2.5wt%C และโครเมียมมากกว่า 30wt%Cr จะเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ปฐมภูมิ เหล็กหล่อกลุ่มนี้อ่อนเกินไปไม่ทนต่อการสึกหรอ และไม่สามารถเพิ่มความแข็งโดยการปรับสภาพด้วยความร้อนได้ การใช้งานเหล็กหล่อกลุ่มนี้มักใช้ในงานที่ต้องการความต้านทานต่อความร้อน เนื่องจากเฟอร์ไรต์มีเสถียรภาพตลอดช่วงอุณหภูมิค่อนข้างกว้าง

โดยทั่วไปแล้วเราจะหลีกเลี่ยงเหล็กหล่อที่มีส่วนผสมในช่วงที่เป็นแบบไฮเปอร์ยูเทคติกซึ่งทำให้เกิดเฟสคาร์ไบด์ปฐมภูมิ (primary carbides) เนื่องจากคาร์ไบด์ปฐมภูมิเป็นเฟสที่มีขนาดใหญ่ทำให้ชิ้นงานหล่อเปราะ การแข็งตัวของเหล็กหล่อกลุ่มนี้เริ่มจากการเกิดเป็นคาร์ไบด์ M_7C_3 ปฐมภูมิ ทำให้น้ำโลหะมีปริมาณโครเมียมและคาร์บอนลดลงและเคลื่อนที่เข้าสู่ปฏิกิริยายูเทคติก (U_1-U_2)



รูปที่ 2.3 แผนภาพของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน ของ Thorpe และ Chicco แสดงส่วนผสมของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้งานโดยทั่วไปซึ่งมีโครงสร้างเป็นเฟสออสเทนไนต์

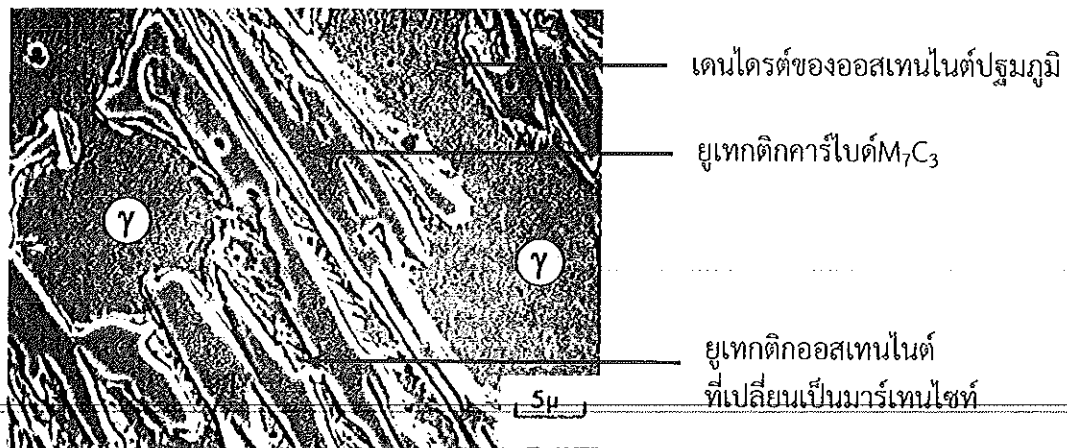


รูปที่ 2.4 แผนภาพแสดงภาพฉายของพื้นผิวลิกวิดัส (liquidus surface) ของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน กล่องสี่เหลี่ยมแสดงส่วนผสมของเหล็กหล่อโครเมียมสูงแบบไฮโปยูเทกติกที่ใช้งานโดยทั่วไป

2.3 เหล็กหล่อโครเมียมสูงอสเทนนิติก [1, 3-7, 14]

เหล็กหล่อที่มีปริมาณโครเมียมประมาณ 10-30wt% และคาร์บอน 2-3.5wt% จะถูกนำไปใช้สำหรับผลิตเป็นชิ้นส่วนที่มีสมบัติเฉพาะสำหรับใช้งาน เช่น ในกระบวนการที่เกี่ยวข้องกับแร่ การผลิตปูนซีเมนต์ และปั๊มของไหลประเภทของเหลวเนื้อผสมชนิดอนุภาคหนัก เป็นต้น เนื่องจากความต้านทานการเสียดสีและความเหนียวของเหล็กประเภทนี้จะแปรไปตามสมบัติในการทำงาน โดยขึ้นอยู่กับชนิดและสัดส่วนของคาร์ไบด์ในเนื้อเหล็ก ประเภทการใช้งานและเมทริกซ์ โดยโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อกลุ่มนี้จะประกอบด้วยเดนไดรต์หรือโครงสร้างที่เป็นกิ่งก้านของอสเทนไนต์ โดยที่ระหว่างแกนเดนไดรต์จะล้อมรอบด้วยโครงสร้างของยูเทกติกซึ่งประกอบด้วยยูเทกติกคาร์ไบด์ซึ่งเป็นสารประกอบของเหล็กและคาร์บอน คือ M_7C_3 และยูเทกติกอสเทนไนต์ที่มักจะเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ระหว่างการเย็นตัวในแบบหล่อ ดังรูปที่ 2.5

สำหรับเหล็กหล่อโครเมียมสูง เฟสอสเทนไนต์ที่เกิดจากการแข็งตัวของน้ำโลหะอาจจะตกค้างระหว่างการเย็นตัวในแบบหรืออาจจะเปลี่ยนไปเป็นมาร์เทนไซต์บางส่วนหรือทั้งหมด (หรือกลายเป็นเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ที่เล็กละเอียด) แบบทุติยภูมิหรือเฟิร์ลติติกก็ได้ ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับปัจจัยหลัก 2 ส่วน ได้แก่ ส่วนผสมทางเคมี และอัตราการเย็นตัวเฉพาะแห่งของชิ้นงาน ในการใช้งานบางอย่างเหล็กหล่อโครงสร้างอสเทนนิติกในสภาพหล่ออาจใช้งานได้ เนื่องจากอสเทนไนต์สามารถเพิ่มความแข็งเมื่อได้รับแรงกระทำ (work harden) โดยมีความแข็งเพิ่มขึ้นจาก 450-550 HV เป็น 1000 HV ซึ่งจะทำให้ผิวชิ้นงานที่ทนต่อการสึกหรอเกิดใหม่ทดแทนได้ (self-replacing wear resistant surface)



รูปที่ 2.5 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 30wt%Cr-2.4wt%C ที่ประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ ยูเทคติกคาร์ไบด์ M_7C_3 และยูเทคติกออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์

2.4 เหล็กหล่อโครเมียมสูงเฟอร์ริติก [3, 11, 13-15]

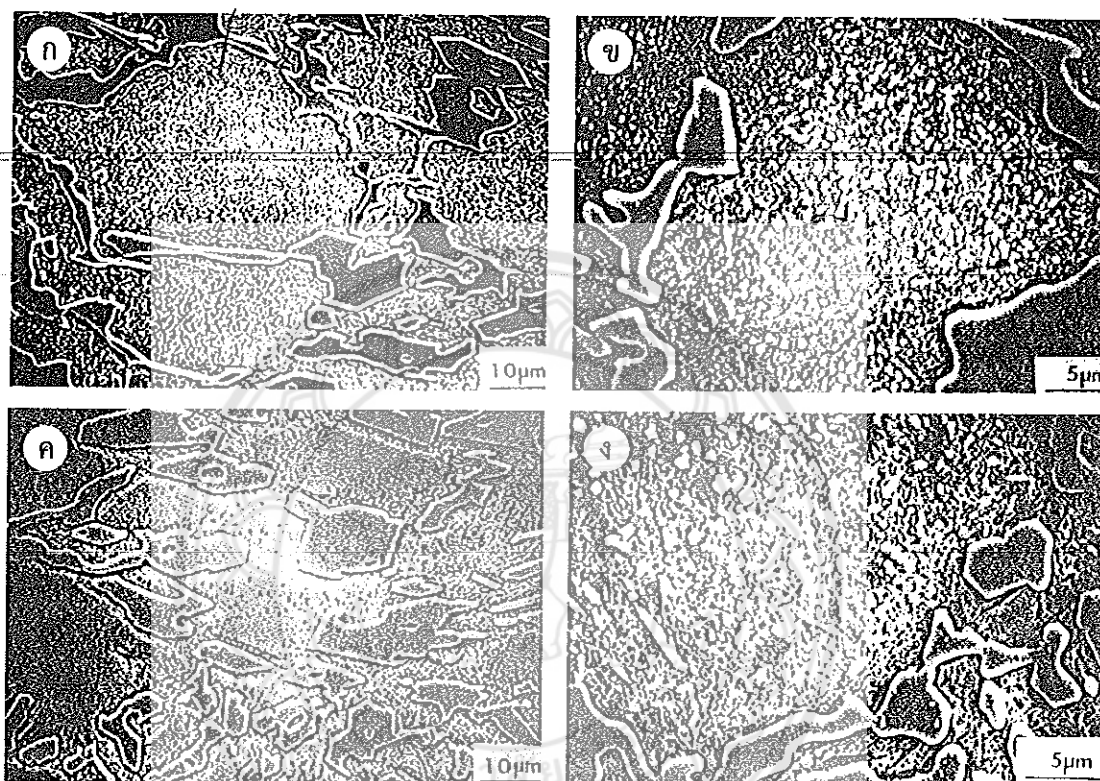
เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีปริมาณโครเมียม 30-35wt%Cr และคาร์บอน 1-2%C จะแข็งตัวให้เดนไดรต์ของเฟอร์ไรต์ โดยเฟสนี้จะยังเสถียรในระหว่างการเย็นตัว โครงสร้างจุลภาคในสภาพหลังการหล่อของเหล็กหล่อกลุ่มนี้ประกอบด้วยเดนไดรต์ของเฟอร์ไรต์ปฐมภูมิและยูเทคติกคาร์ไบด์ M_7C_3 ระหว่างแกนเดนไดรต์ เหล็กหล่อเฟอร์ริติกจะมีความต้านทานการสึกหรอต่ำและไม่สามารถทำการปรับสภาพด้วยความร้อน แต่อย่างไรก็ตามเหล็กหล่อกลุ่มนี้จะมีมีความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันที่ดีเมื่ออุณหภูมิสูงถึง 1100°C และทนต่อการกัดกร่อนได้ดีในกรดออกซิไดซิง (oxidizing acids) ตัวอย่างการใช้งานเหล็กหล่อกลุ่มนี้ เช่น ในโรงงานที่ทำชินเตอริง โดยใช้เป็นชิ้นส่วนของเตา และหัวฉีดของเบิร์นเนอร์ (burner nozzle) เป็นต้น เนื่องจากสามารถทนต่อการเกิดสะเก็ดที่ผิว (scale) และ ทนต่อการพองตัว

2.5 เหล็กหล่อโครเมียมสูงมาร์เทนซิติก [1-4, 6-7, 13-14]

เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีโครงสร้างเป็นแบบออสเทนไนต์ มีความต้านทานต่อการสึกหรอต่ำ ดังนั้นจึงจำเป็นต้องปรับปรุงสมบัติโดยการปรับสภาพด้วยความร้อน (heat treatment) เพื่อเปลี่ยนโครงสร้างจากออสเทนไนต์ที่อ่อนให้เป็นมาร์เทนไซต์ที่แข็งแกร่งกว่า

การปรับสภาพด้วยความร้อนเหล็กหล่อโครเมียมสูง เริ่มจากการเผาเหล็กหล่อหลังการเย็นตัวในแบบหล่อที่อุณหภูมิสูงระหว่าง $950-1050^{\circ}\text{C}$ เพื่อให้โครเมียมและคาร์บอนที่ละลายอยู่ในออสเทนไนต์ในลักษณะเกินจุดอิ่มตัวที่ออสเทนไนต์จะยอมให้ละลายอยู่ได้ การเผาในขั้นนี้จะเรียกว่าดีสตีบิลิเซชัน (destabilisation) ทำให้คาร์บอนและโครเมียมแยกตัวออกมารวมกันเป็นคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (secondary carbide) เป็นการลดปริมาณคาร์บอนในออสเทนไนต์ ทำให้ความสามารถในการชุบแข็งของออสเทนไนต์เพิ่มขึ้น กล่าวคือออสเทนไนต์จะเปลี่ยนไปเป็นเฟิร์ลโลดได้ยากขึ้นหรือโอกาสที่จะได้มาร์เทนไซต์จะสูงขึ้น หลังการทำดีสตีบิลิเซชันในเวลาพอสมควร และปล่อยให้ชิ้นงานเย็นลงอย่าง

รวดเร็วยุโดยการใส่ลมเป่าทำงานหลอมมีขนาดเล็กและรูปร่างซับซ้อน แต่ถ้าเป็นชิ้นงานที่มีความหนา มากๆ จะใช้การชุบน้ำมัน (oil quenched) ซึ่งจะทำให้ได้โครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ ตกค้างบางส่วน ดังนั้นโครงสร้างจุลภาคหลังการทำดีสเทบิไลเซชันจะประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ ตกตะกอนในโครงสร้างของมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ตกค้าง ดังรูปที่ 2.6

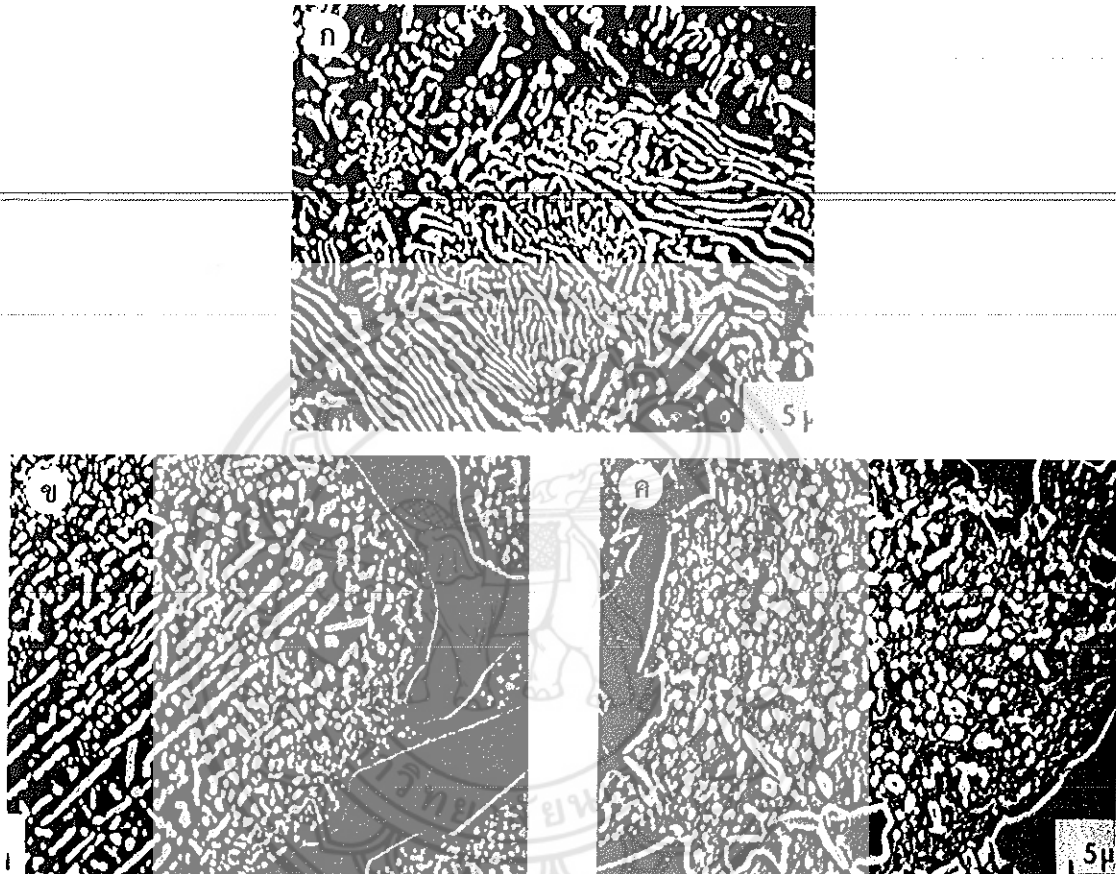


รูปที่ 2.6 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 2wt%C-20wt%Cr-1.75wt%Mo หลังจาก การปรับสภาพด้วยความร้อนในลักษณะต่างๆ (ก) อบที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้ เย็นในอากาศ (ข) ตัวอย่างขึ้นเดียวกับ (ก) แต่ที่กำลังขยายสูงกว่าแสดงลักษณะและการกระจาย ของเฟสคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (ค) อบที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมงแล้วปล่อยให้เย็นในอากาศ จะ เห็นว่าไม่เกิดเฟสคาร์ไบด์ทุติยภูมิเนื่องจากเวลาที่ใช้ไม่นานพอ (ง) อบที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นในอากาศ

2.6 การอบอ่อน [1, 16]

การอบอ่อน (Annealing) มีความมุ่งหมายเพื่อต้องการให้เหล็กอ่อนตัวลง (Softening) หรือ เพื่อให้เหล็กเหนียวขึ้น (Toughening) ส่วนใหญ่เหล็กที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น (Cold Working) หรือ การหลอมมากจะมีความแข็งเพิ่มขึ้นและไม่สม่ำเสมอ ทำให้การกลึงหรือไสยาก ดังนั้นจึงจำเป็นต้องลด ความแข็งด้วยการอบอ่อน โดยการอบขึ้นงานที่อุณหภูมิ 750-950°C เป็นเวลา 4-8 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้ ชิ้นงานเย็นตัวภายในเตาอย่างช้าๆ การอบอ่อนจะทำให้ได้เมทริกซ์ที่อ่อนเนื่องจากโครงสร้างจุลภาค หลังการอบอ่อนประกอบด้วยเฟอไรต์ดิคคาร์ไบด์และเฟอไรท์ ทำให้มีความแข็งต่ำกว่า 400 HV ดังรูป

2.7 โดยการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900-950°C ทำให้ค่าความแข็งลดลงต่ำที่สุดคือ 350 HV และมีค่าความแข็งต่ำกว่าการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 750°C เพียง 15-20 HV



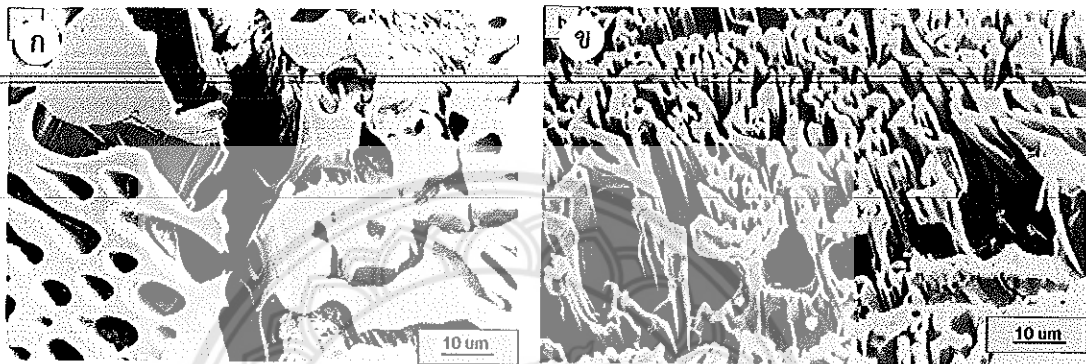
รูปที่ 2.7 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 20wt%Cr-2.5wt%C-1wt%Mo หลังจากการอบที่อุณหภูมิต่าง ๆ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวอย่างช้า ๆ (ก) อบที่ 750°C ความแข็ง 400 HV (ข) อบที่ 850°C ความแข็ง 390 HV (ค) อบที่ 950°C ความแข็ง 350 HV [1]

2.7 คาร์ไบด์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง [3, 6, 8, 12-14]

ยูเทกติกคาร์ไบด์

ชนิดและรูปร่างของยูเทกติกคาร์ไบด์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูงขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีและอัตราการเย็นตัว จากการศึกษาของ Powell [14] พบว่าการเพิ่มปริมาณโครเมียมและคาร์บอนจะทำให้ยูเทกติกคาร์ไบด์ชนิด M_3C ที่มีลักษณะต่อเนื่องเปลี่ยนเป็นชนิด M_7C_3 ที่ไม่ต่อเนื่อง ทำผลให้ความเหนียวสูงขึ้น เมื่อปริมาณโครเมียมต่ำกว่า 12wt% ยูเทกติกคาร์ไบด์จะเป็นชนิด M_3C โดยที่โครเมียมต่ำกว่า 6wt% ยูเทกติกคาร์ไบด์จะต่อเนื่องกันมากขึ้น แต่ถ้าโครเมียมอยู่ระหว่าง 8-10wt% ยูเทกติกคาร์ไบด์จะต่อเนื่องน้อยลงและจะมีลักษณะเป็นจุดเฟล็กซ์ โดยมีแกนกลางเป็น M_7C_3 และล้อมรอบด้วย M_3C แต่ถ้าปริมาณโครเมียมสูงกว่า 12wt% ยูเทกติกคาร์ไบด์จะเป็นชนิด M_7C_3 ที่ไม่ต่อเนื่องหรือ

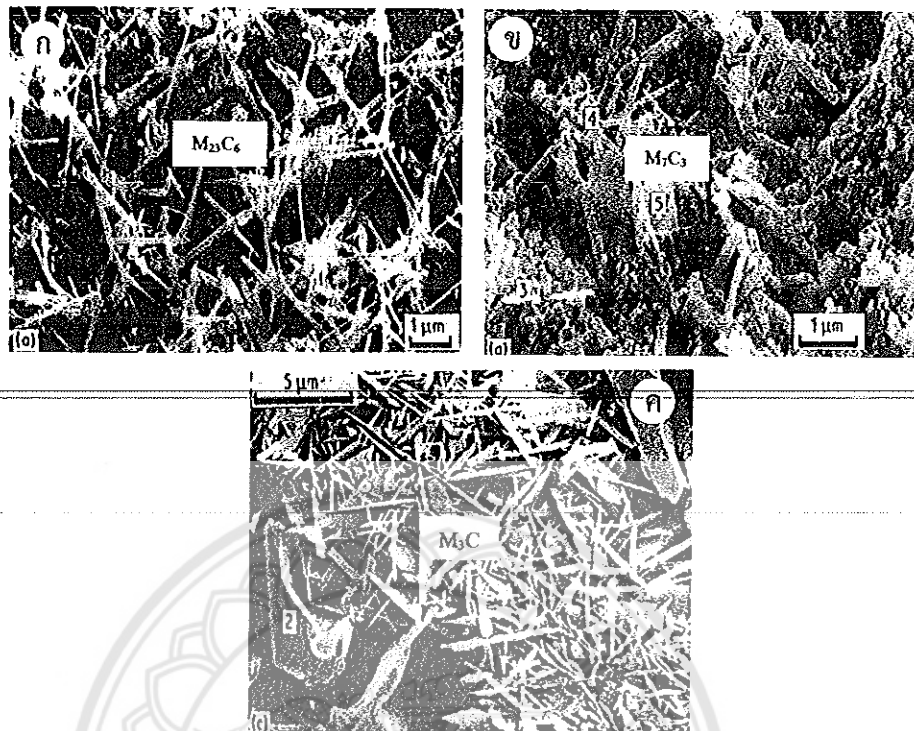
เป็นแบบ lamellar จากรูปที่ 2.8 เมื่อเปรียบเทียบลักษณะของยูเทคติกคาร์ไบด์ในเหล็กหล่อ 3.6wt%C-5wt%Cr และ 2.4wt%C-30wt%Cr จะเห็นว่าคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 ในเหล็กหล่อ 30wt%Cr จะมีรูปร่างเป็นแท่งหกเหลี่ยมและเป็นแผ่น ส่วนคาร์ไบด์ชนิด M_3C ในเหล็กหล่อ 5wt%Cr จะมีลักษณะที่ต่อเนื่องมากกว่า ส่วนชนิดและความแข็งของคาร์ไบด์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง แสดงดังตารางที่ 2.3



รูปที่ 2.8 โครงสร้าง Deep etched เปรียบเทียบลักษณะของยูเทคติกคาร์ไบด์ (ก) คาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 ในเหล็กหล่อ 3.6wt%C-5wt%Cr จะมีลักษณะที่ต่อเนื่อง (ข) คาร์ไบด์ชนิด M_3C ในเหล็กหล่อ 2.4wt%C-30wt%Cr ที่มีขนาดเล็กและต่อเนื่องน้อยกว่า

คาร์ไบด์ทุติยภูมิ

ตามที่ได้กล่าวมาแล้วเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีโครงสร้างเป็นแบบออสเทนไนต์มีความต้านทานต่อการสึกหรอดำ ซึ่งสามารถปรับปรุงสมบัติโดยการทำดีสเทบิไลเซชัน ซึ่งจะก่อให้เกิดคาร์ไบด์ทุติยภูมิ ตกตะกอนในเมทริกซ์ของมาเทนไซด์ ชนิดของคาร์ไบด์ทุติยภูมิขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีและอุณหภูมิ ในการทำดีสเทบิไลเซชัน โดยเหล็กหล่อที่มีโครเมียมอยู่ระหว่าง 25-30wt% ชนิดของคาร์ไบด์ทุติยภูมิ จะเป็น $M_{23}C_6$ ซึ่งมีลักษณะเป็นแท่งขนาดเล็กและต่อเชื่อมกัน ส่วนเหล็กหล่อที่มีโครเมียมระหว่าง 15-20wt%Cr คาร์ไบด์ทุติยภูมิเป็นชนิด M_6C และ M_7C_3 ที่มีลักษณะเป็นแท่ง ส่วนเหล็กหล่อที่มีปริมาณโครเมียมต่ำ คาร์ไบด์ทุติยภูมิจะเป็นชนิด M_3C ที่เป็นแผ่นหรือเป็นเข็ม ในรูปที่ 2.9 เปรียบเทียบชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในเหล็กหล่อที่มีปริมาณโครเมียมต่าง ๆ กัน



รูปที่ 2.9 (ก) คาร์ไบด์ทุดิยภูมิ $M_{23}C_6$ ในเหล็กหล่อ 29.3wt%Cr-2.5wt%C (ข) คาร์ไบด์ทุดิยภูมิ M_7C_3 ในเหล็กหล่อ 17.7wt%Cr-3.1wt%C (ค) คาร์ไบด์ทุดิยภูมิ M_3C ในเหล็กหล่อ 8.8wt%Cr-3.0wt%C

ตารางที่ 2.3 ชนิดและความแข็งของคาร์ไบด์ที่พบในโลหะผสมเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน [17]

Type	Crystalline system	Lattice Constant (Å)	Specific Gravity	Hardness(HV)
$(Fe, Cr)_3C$	Rhombic	a=4.52	7.67	≈1100
		b=5.09		
		c=6.74		
$(Fe, Cr)_7C_3$	Rhombic	a=4.54	6.92	≈1400
		b=6.88		
		c=11.94		
$(Fe, Cr)_{23}C_6$	F.C.C.	a=10.64	6.97	≈1000
		b=4.52		
$(Fe, Cr Mo)_6C$	F.C.C.	a=11.08	6.68	≈1200-1800

2.8 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ในปี ค.ศ. 2014 Imurai และคณะ [18] ได้ศึกษาผลของโมลิบดีนัมต่อโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ประกอบด้วยโครเมียมร้อยละ 28 โดยน้ำหนัก คาร์บอนร้อยละ 2.6 โดยน้ำหนัก และโมลิบดีนัมร้อยละ 0-10 โดยน้ำหนัก พบว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ไม่เติมโมลิบดีนัมเป็นเหล็กหล่อชนิดไฮโปยูเทคติกมีโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเดนไดรท์ของออสเทนไนต์และคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด M_7C_3 และโครงสร้างออสเทนไนต์บางส่วนเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ในระหว่างการเย็นตัว และมีความแข็ง 495 HV30 ส่วนเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่เติมโมลิบดีนัมร้อยละ 1 โดยน้ำหนัก มีโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเดนไดรท์ของออสเทนไนต์และคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด M_7C_3 $M_{23}C_6$ และ M_6C และโครงสร้างออสเทนไนต์บางส่วนเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ในระหว่างการเย็นตัว และมีความแข็งเพิ่มขึ้นเป็น 514 HV30

ในปี ค.ศ. 2005 Wiengmoon และคณะ [3, 19] ศึกษาผลการอบตีสเตปิลเซชันในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 30wt%Cr-2.3wt%C ที่อุณหภูมิ 900-1100 °C เป็นเวลา 2-8 ชั่วโมง พบว่าความแข็งมีค่าสูงสุดที่อุณหภูมิ 1025 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ส่วนที่อุณหภูมิต่ำกว่าและสูงกว่า 1025 °C ความแข็งมีค่าลดลง เนื่องจากที่อุณหภูมิต่ำจะมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิ $M_{23}C_6$ ปริมาณน้อย ส่วนที่อุณหภูมิสูงเกินไปจะมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่มีปริมาณมาก ทำให้ปริมาณคาร์บอนในมาร์เทนไซด์ลดลง ส่วน Wang [20] พบว่าเหล็กหล่อ 16wt%Cr-1wt%Mo-1wt%Cu หลังการทำตีสเตปิลเซชันที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 30 นาที พบการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิ $M_{23}C_6$ แต่เมื่อเวลานานขึ้นเป็น 1 ชั่วโมง จะเปลี่ยนเป็นชนิด M_7C_3 ในขณะที่ Powell และ Bee [21] พบว่าเหล็กหล่อ 18wt%Cr-1wt%Mo หลังการทำตีสเตปิลเซชันที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 30 นาที พบการตกตะกอนของคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ แต่ที่เวลา 4 ชั่วโมง จะพบทั้งคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 และ $M_{23}C_6$ ทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้น

จากการวิจัยของ Agunsoye [22] พบว่าการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 750 °C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ทำให้ความแข็งของเหล็กหล่อ 23wt%Cr มีค่าลดลงหลังจากการหล่อ 630 HV เป็น 428 HV ส่วน Berkun [23] รายงานว่าการอบอ่อนเหล็กหล่อ 27wt%Cr ที่อุณหภูมิ 800-900 °C ทำให้ได้ความแข็ง 320-350 HV ส่วน Kibble [16] พบว่าเหล็กหล่อ 25wt%Cr หลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 750 °C และ 950 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ความแข็งมีค่า 370 และ 350 HV ตามลำดับ ซึ่งจะเห็นได้ว่าการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 950 °C จะทำให้ความแข็งลดลงอีกประมาณ 15-20 HV เมื่อเทียบกับที่อุณหภูมิ 750 °C นอกจากนี้ยังพบว่าการเติมโมลิบดีนัม 0.77wt%Mo ในเหล็กหล่อ 25wt%Cr จะทำให้ความแข็งหลังการอบอ่อนเพิ่มขึ้นเป็น 413 และ 388 HV ในปี 2015 Chen [24] ได้ศึกษาการอบอ่อน 3 ขั้นตอนในเหล็กหล่อ 25wt%Cr-0.8wt%Si โดยเริ่มจากการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 930 °C เป็นเวลา 1.5 ชั่วโมง และลดอุณหภูมิลงมาที่ 650 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง และอุณหภูมิ 600 °C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ทำให้ความแข็งลดลงเป็น 310 HV

ส่วน Inthidech [25] ได้ศึกษาการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900 °C เป็นเวลา 3 ชั่วโมง และทำตีสเตปิลเซชันที่อุณหภูมิ 1000 และ 1100 °C เป็นเวลา 1.5 ชั่วโมง ในเหล็กหล่อ 26wt%Cr-1wt%Mo พบว่าการทำตีสเตปิลเซชันที่อุณหภูมิ 1000 และ 1100 °C ความแข็งมีค่า 780 HV และ 810 HV ตามลำดับ นอกจากนี้ Cubillos [26] ได้ศึกษาการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 700 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง และ

ตีสเตปิลเซชันที่อุณหภูมิ 900-1100°C เป็นเวลา 0.5-6 ชั่วโมง ในเหล็กหล่อ 22wt%Cr-1.9wt%Mo พบว่าการทำตีสเตปิลเซชันที่อุณหภูมิ 1050°C เป็นเวลา 0.5 ชั่วโมง ความแข็งมีค่า 840 HV ส่วนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง มีความแข็ง 780 HV ซึ่งจะเห็นว่าการอบอ่อนทำให้ระยะเวลาที่ใช้ในการทำตีสเตปิลเซชันลดลง

จากงานวิจัยที่ผ่านมาจะเห็นว่าปัจจัยที่ส่งผลต่อความแข็งหลังการอบอ่อน คือ ส่วนผสมทางเคมี อุณหภูมิ และเวลาที่เหมาะสม ซึ่งจะทำให้การเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์เป็นเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ เกิดได้อย่างสมบูรณ์ ส่วนการเติมโมลิบดีนัมจะทำให้ความแข็งหลังการอบอ่อนเพิ่มขึ้น

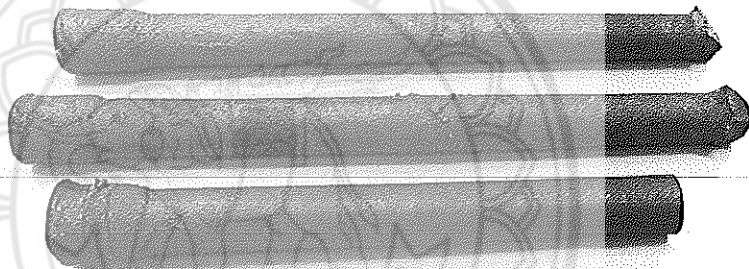


บทที่ 3

วิธีการดำเนินการทดลอง

3.1 การหล่อและส่วนผสมทางเคมี

เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้ในการทดลองประกอบด้วยเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (R) และเติมโมลิบดีนัม 1wt% (Mo1) โดยเหล็กหล่อเตรียมจากการหลอมเหล็กพิกที่มีปริมาณซิลิกอนและธาตุอื่น ๆ ต่ำ หลอมเหลวด้วยเตาไฟฟ้าเหนี่ยวนำ จากนั้นเทลงไปในแบบหล่อทรายรูปทรงกระบอกที่มีเส้นผ่านศูนย์กลาง 2.5 เซนติเมตร ยาว 30 เซนติเมตร และปล่อยให้เย็นตัว ตัวอย่างชิ้นงานที่ผ่านการหล่อในแบบหล่อทรายแสดงดังรูป 3.1 และส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อแสดงในตารางที่ 3.1



รูปที่ 3.1 ตัวอย่างเหล็กหล่อที่ได้จากการหล่อในแบบหล่อทราย

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้ในการทดลอง

ส่วนผสมทางเคมี (wt%)										
เหล็กหล่อ	C	Cr	Mo	Si	P	S	Ni	W	Mn	Fe
R	2.36	27.86	0.03	0.20	0.02	0.01	0.20	0.01	0.11	Bal.
Mo1	2.68	27.7	1.42	0.26	0.03	0.01	0.18	0.01	0.11	Bal.

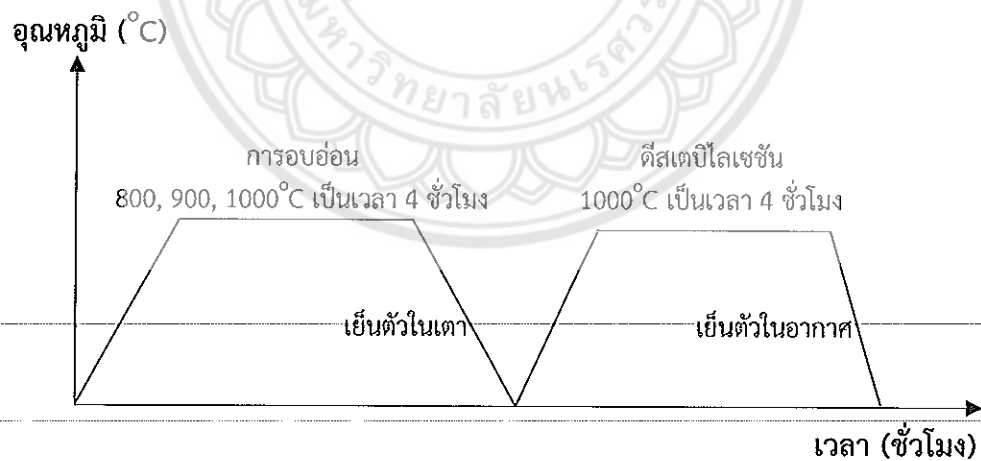
3.2 การปรับสภาพด้วยความร้อน

ขั้นตอนการปรับสภาพด้วยความร้อนโดยการนำเหล็กที่ผ่านการหล่อในแบบหล่อทรายมาตัดให้มีความหนาประมาณ 1 เซนติเมตร จากนั้นนำมาทำการปรับสภาพด้วยความร้อน ซึ่งประกอบด้วยการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800, 900 และ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และปล่อยให้เย็นตัวในเตาอย่างช้า ๆ (40°C/h) หลังจากนั้นนำมาทำการอบตีเสตบิลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ ดังรูป 3.2 และ 3.3 นอกจากนี้ยังได้ศึกษาผลของการอบอ่อนต่อเวลาใน

การทำดีสเดบิลิเซชัน โดยเลือกการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และนำมาทำดีสเดบิลิเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2 และ 4 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ



รูปที่ 3.2 ชิ้นงานสำหรับการปรับสภาพด้วยความร้อนภายในเตาไฟฟ้า รุ่น Controller C290 ของบริษัท Nabertherm



รูปที่ 3.3 กระบวนการปรับสภาพด้วยความร้อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง

ตาราง 3.2 การปรับสภาพด้วยความร้อนและสัญลักษณ์ของชิ้นงาน

ชิ้นงาน	กระบวนการทางความร้อน
AC	สภาพหล่อ (As-Cast)
AN	อบอ่อนที่ 800, 900, 1000°C, 4 ชั่วโมง
AN800 + DT	อบอ่อนที่ 800°C, 4 ชั่วโมง + ดีสเตปิลไฮเซชันที่ 1000°C, 4 ชั่วโมง
AN900 + DT	อบอ่อนที่ 900°C, 4 ชั่วโมง + ดีสเตปิลไฮเซชันที่ 1000°C, 4 ชั่วโมง
AN1000 + DT	อบอ่อนที่ 1000°C, 4 ชั่วโมง + ดีสเตปิลไฮเซชันที่ 1000°C, 4 ชั่วโมง
AN800 + DT2	อบอ่อนที่ 800°C, 4 ชั่วโมง + ดีสเตปิลไฮเซชันที่ 1000°C, 2 ชั่วโมง
AN800 + DT4	อบอ่อนที่ 800°C, 4 ชั่วโมง + ดีสเตปิลไฮเซชันที่ 1000°C, 4 ชั่วโมง

3.3 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค

การเตรียมชิ้นงานเพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคเริ่มจากการนำเหล็กหล่อหลังการหล่อในแบบหล่อทรายและหลังการปรับสภาพด้วยความร้อนไปขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180, 360, 600 และ 1000 ตามลำดับ จากนั้นนำมาขัดละเอียดด้วยผงขัดเพชรขนาด 6, 3 และ 1 μm และนำมากัดผิวหน้าชิ้นงานในขั้นตอนสุดท้าย โดยสารละลายที่ใช้ในการทดลองมี 3 ชนิด คือ (1) NaOH 10 g + KMnO₄ 10 g + น้ำกลั่น 100 ml (2) กรด Na₂S₂O₅ 10 g + กรด HCl 50 ml ในน้ำกลั่น 100 ml เพื่อแยกความแตกต่างระหว่างเฟสออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ (3) กรด HCl 100 ml + CH₃OH 100 ml ใช้เวลาในการกัดกรดเป็นเวลา 10-14 ชั่วโมง หรือเรียกว่า (deep etching) ทำให้เห็นลักษณะรูปร่างของคาร์ไบด์ใน 3 มิติ จากนั้นนำชิ้นงานมาศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) ซึ่งมีข้อดีสำหรับติดตั้งกล้องถ่ายภาพและสายสัญญาณต่อเข้าสู่คอมพิวเตอร์เพื่อถ่ายภาพและจัดเก็บข้อมูลหรือแสดงผลบนหน้าจอคอมพิวเตอร์ กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) โดยใช้โหมด Backscattered Electron Image (BEI) ซึ่งสามารถแยกความแตกต่างของแต่ละเฟสโดยเฟสนี้ประกอบด้วยออสเทนไนต์ มาร์เทนไซต์ ยูเทกติกออสเทนไนต์และคาร์ไบด์ยูเทกติกชนิด M₇C₃, M₆C และ M₂₃C₆ ซึ่งธาตุที่มีเลขอะตอมสูงกว่าจะมีคอนทราสต์ที่สว่างกว่าธาตุที่มีเลขอะตอมต่ำกว่า การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีเพื่อศึกษาการกระจายตัวของธาตุต่าง ๆ โดยการวัดการกระจายพลังงานของรังสีเอกซ์ (EDS) ที่ต่อกับกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดบริเวณเมทริกซ์และคาร์ไบด์ยูเทกติก

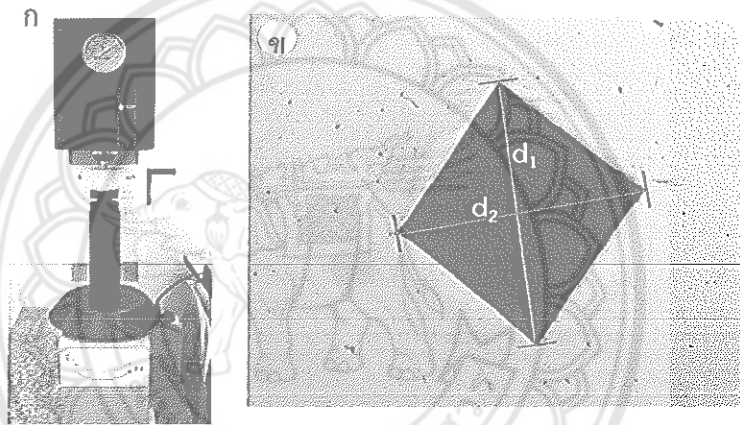
3.4 การศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์

โครงสร้างผลึกและชนิดเฟสต่างๆของเหล็กหล่อโครเมียมสูง ศึกษาด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-ray Diffractometry: XRD) โดยการนำเหล็กหล่อที่ผ่านการขัดหยาบและขัดละเอียดที่ยังไม่ได้กัดผิวหน้าด้วยกรดนำมาตัดให้หนาไม่เกิน 0.5 เซนติเมตร โดยกำหนดมุมสแกนอยู่ในช่วง 20 ถึง 130 องศา โดยใช้ Cu K_{α1} และ Cu K_{α2}

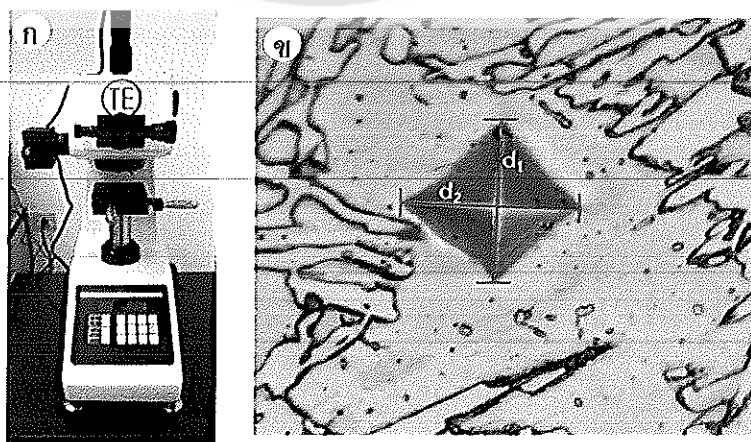
3.5 การทดสอบความแข็ง

ความแข็งโดยรวมของเหล็กหล่อทดสอบแบบวิกเกอร์ โดยนำเหล็กหล่อที่เตรียมสำหรับศึกษา โครงสร้างจุลภาคที่ไม่ได้กัดผิวหน้ามาทดสอบ โดยใช้หัวกดแบบเพชร น้ำหนักกด 30 กิโลกรัมแรง เป็น เวลา 15 วินาที ขึ้นงานละ 8 จุด จากนั้นโดยนำรอยกดมาถ่ายภาพด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงที่ กำลังขยาย 100 เท่า และวัดความยาวของเส้นทแยงมุม d_1 , d_2 ดังรูป 3.4 และคำนวณค่าความแข็ง ดังสมการ 2.1 จากนั้นนำค่าทั้ง 8 ค่ามาหาค่าเฉลี่ย ส่วนความแข็งจุลภาคบริเวณเดนไดรท์ทดสอบ แบบวิกเกอร์ ดังรูป 3.5 โดยการนำเหล็กหล่อที่กัดกรดแล้วมาทดสอบ โดยใช้น้ำหนักกด 100 กรัมแรง เป็นเวลา 15 วินาที ขึ้นงานละ 8 จุด ซึ่งค่าความแข็งได้จากระบบอัตโนมัติของเครื่องทดสอบโดยตรง

$$HV = 1.854 \frac{F}{d^2} \dots\dots\dots 2.1$$



รูปที่ 3.4 (ก) เครื่องทดสอบความแข็งโดยรวมแบบวิกเกอร์ รุ่น Egotest comp 25 Rs บริษัท Galileo (ข) การวัดเส้นทแยงมุม



รูปที่ 3.5 (ก) เครื่องทดสอบความแข็งแบบจุลภาค รุ่น HV-1000 บริษัท Jinan Testing Equipment IE Corporation (ข) รอยกดบริเวณเดนไดรท์

ผลการวิจัยและการอภิปรายผล

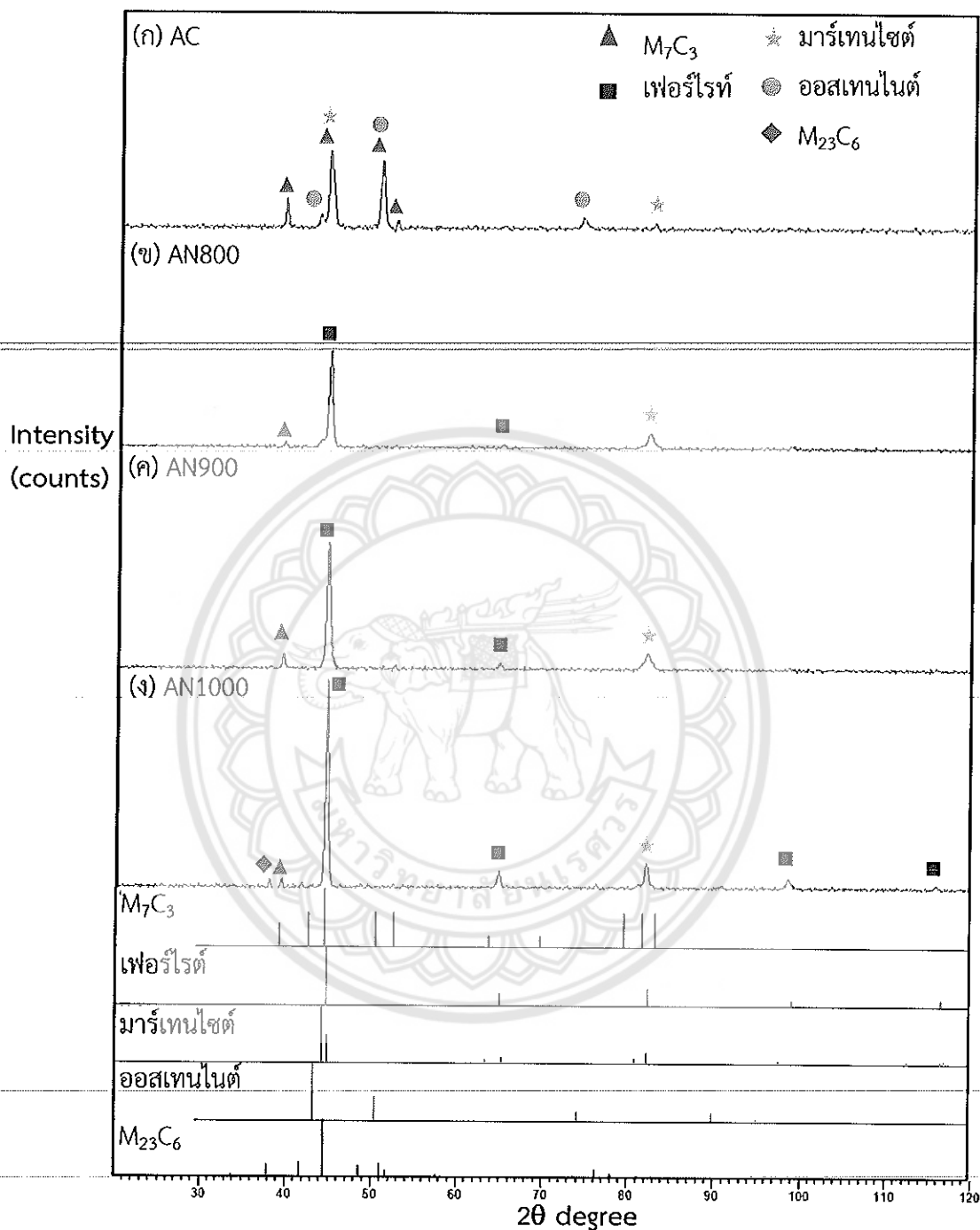
4.1 การศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์

จากการศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (XRD) พบว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr ที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (R) ในสภาพหล่อประกอบด้วยเฟสออสเทนไนต์ มาร์เทนไซต์ และคาร์ไบด์ M_7C_3 ($M=Fe, Cr, Mo$) ดังรูป 4.1(ก) หลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800 และ 900°C ประกอบด้วยเฟสเฟอร์ไรท์ คาร์ไบด์ M_7C_3 และมาร์เทนไซต์ ส่วนการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C จะพบเฟสคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ เพิ่มขึ้น ดังรูป 4.1(ข-ง)

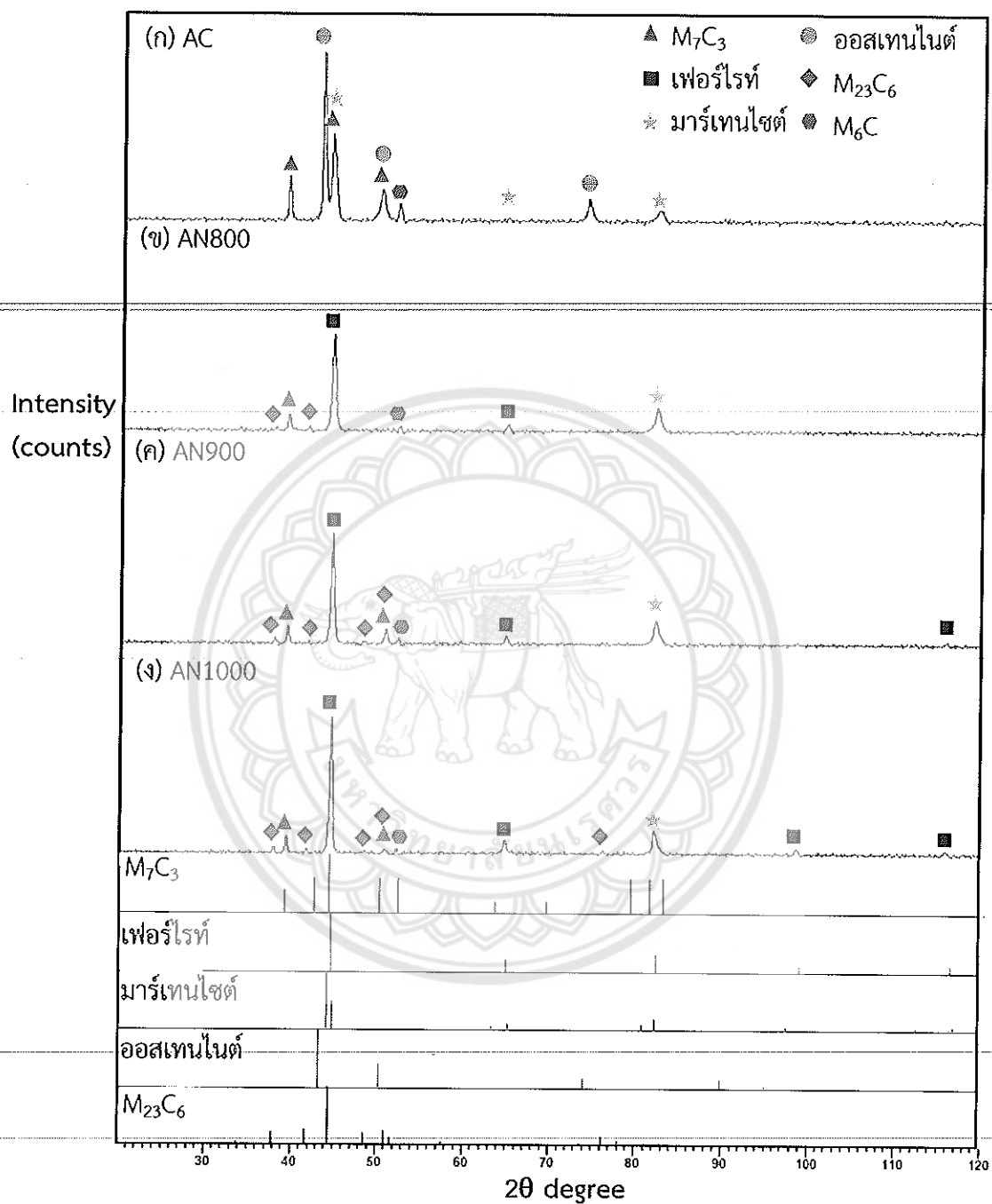
เหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัม (Mo1) ในสภาพหล่อประกอบด้วยเฟสออสเทนไนต์ มาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ M_7C_3 และ M_6C ดังรูป 4.2(ก) หลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C ประกอบด้วยเฟสเฟอร์ไรท์ มาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ M_7C_3 $M_{23}C_6$ และ M_6C ดังรูป 4.2(ข-ง)

จากผลการทดลองจะเห็นว่า การอบอ่อนจะทำให้เฟสออสเทนไนต์แตกตัวเป็นเฟอร์ไรท์และคาร์ไบด์ ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Kibble และ Pearce [4] โดยคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นน่าจะเป็นชนิด $M_{23}C_6$ นอกจากนี้ยังพบว่าเมื่ออุณหภูมิในการอบอ่อนสูงขึ้นจะทำให้ปริมาณเฟสเฟอร์ไรท์และคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ เพิ่มขึ้นด้วย การเติมโมลิบดีนัมในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr จะทำให้เกิดเฟสคาร์ไบด์ M_6C และยังพบว่าปริมาณของคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ หลังการอบอ่อนมีปริมาณมากกว่าเหล็กหล่อที่ไม่ได้เติมโมลิบดีนัม ทั้งนี้เนื่องจากโมลิบดีนัมเป็นธาตุที่ทำให้เกิดคาร์ไบด์ (Carbide Former) โดยจะเข้าไปแทนที่เหล็กในคาร์ไบด์

นอกจากนี้ยังพบเฟสมาร์เทนไซต์หลังการอบอ่อน ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากอัตราการเย็นตัวในเตาหลังการอบอ่อนมีอัตราการเย็นตัวเร็วเกินไป ทำให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์



รูปที่ 4.1 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์แสดงเฟสที่เกิดในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr ที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (ก) ในสภาพหล่อ (AC) (ข-ง) หลังการอบอ่อน (AN) ที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C



รูปที่ 4.2 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์แสดงเฟสที่เกิดขึ้นในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr ที่เติมโมลิบดีนัม (ก) ในสภาพหล่อ (AC) (ข-ง) หลังการอบอ่อน (AN) ที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C

4.2 โครงสร้างจุลภาค

4.2.1 เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (R)

โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อ

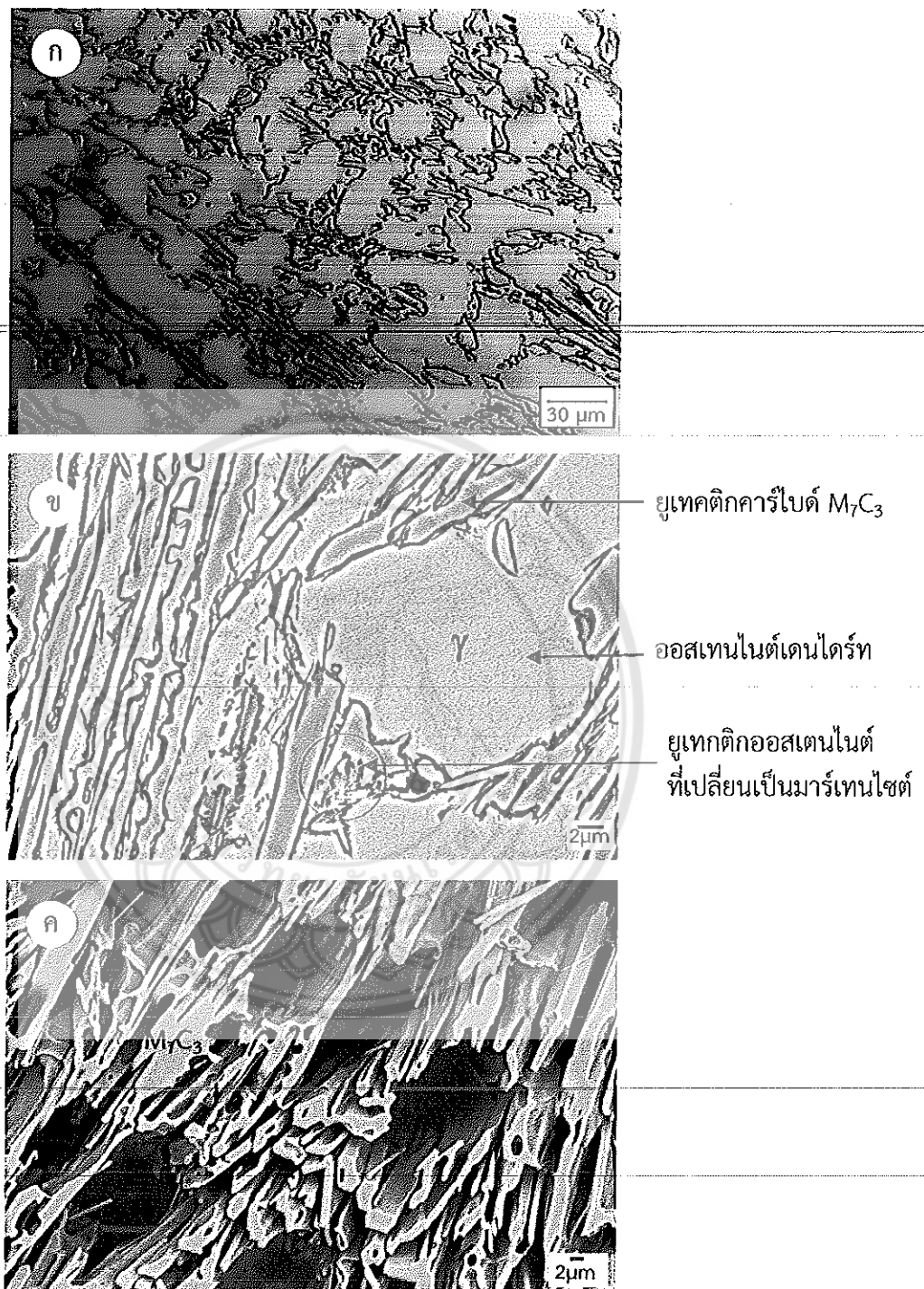
จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อพบว่าโครงสร้างประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิล้อมรอบด้วยโครงสร้างยูเทคติก ดังรูป 4.3(ก) จากภาพถ่ายที่กำลังขยายสูงด้วยกล้อง SEM จะพบว่าโครงสร้างยูเทคติกประกอบด้วยยูเทคติกออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ที่มีลักษณะคล้ายขนนกและยูเทคติกคาร์ไบด์ M_7C_3 ดังรูป 4.3(ข) จากการกัดกรดแบบลึกจะสามารถเห็นลักษณะของคาร์ไบด์ยูเทคติกใน 3 มิติ ซึ่งมีลักษณะเป็นแท่งยาวไม่ต่อเนื่อง และบางบริเวณจะเห็นพื้นที่หน้าตัดของคาร์ไบด์ยูเทคติกที่เป็นหกเหลี่ยม ดังแสดงในรูป 4.3(ค)

จากการวิเคราะห์การกระจายตัวของธาตุด้วย EDS ดังรูป 4.4 พบว่าบริเวณเมทริกซ์ (บริเวณ 1) จะมีธาตุเหล็กละลายอยู่ปริมาณมาก ส่วนธาตุโครเมียมและคาร์บอนจะละลายอยู่มากในบริเวณคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด M_7C_3 (บริเวณ 2)

โครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อน

หลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟอร์ไรต์ คาร์ไบด์ M_7C_3 และคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในเมทริกซ์ของเฟอร์ไรต์ นอกจากนี้ยังพบเฟสเฟิร์ลไลต์ในบางบริเวณ ดังรูป 4.5 และ 4.6 ซึ่งแสดงว่าในระหว่างการอบอ่อนออสเทนไนต์ไม่สามารถเปลี่ยนเป็น เฟอร์ไรต์ได้ทั้งหมด เนื่องจากมีอัตราการเย็นตัวที่เร็วเกินไปหรือยังช้าไม่พอที่จะทำให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นเฟอร์ไรต์ได้อย่างสมบูรณ์ ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Kibble และ Pearce [4]

ส่วนการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900 และ 1000°C ดังรูป 4.7-4.10 พบการตกตะกอนในเฟอร์ไรต์เช่นเดียวกัน โดยคาร์ไบด์ทุติยภูมิมีลักษณะเป็นแท่งยาวและเชื่อมต่อกันเป็นตาข่าย และบางส่วนมีเป็นก้อนเล็ก ๆ ซึ่งมีขนาดเล็กและปริมาณมากกว่าที่อุณหภูมิ 800°C ดังนั้นจะเห็นได้ว่าการอบอ่อนที่อุณหภูมิสูงขึ้นจะทำให้การตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิมีขนาดใหญ่ขึ้นและมีปริมาณเพิ่มขึ้น



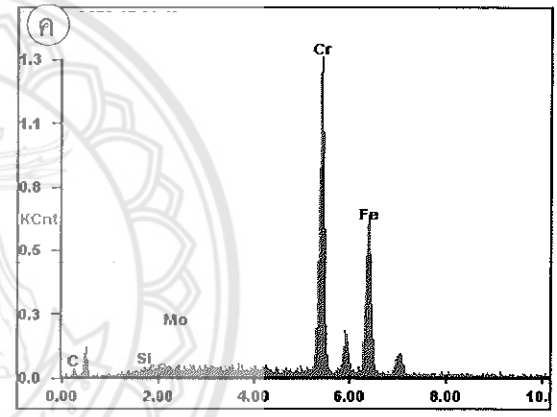
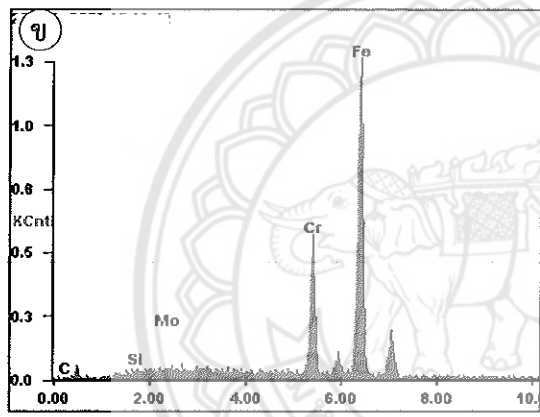
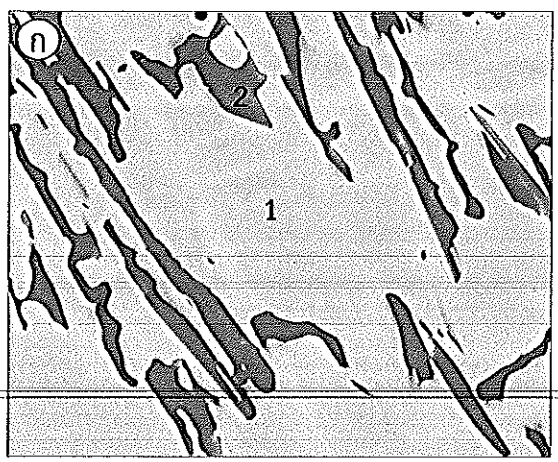
รูปที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI (ค) ลักษณะของคาร์ไบด์ยูเทคติกหลังการกัดกรดแบบลึก

ว ๑๐
 173
 4.กส
 ๑5558
 1039446



สำนักงาน

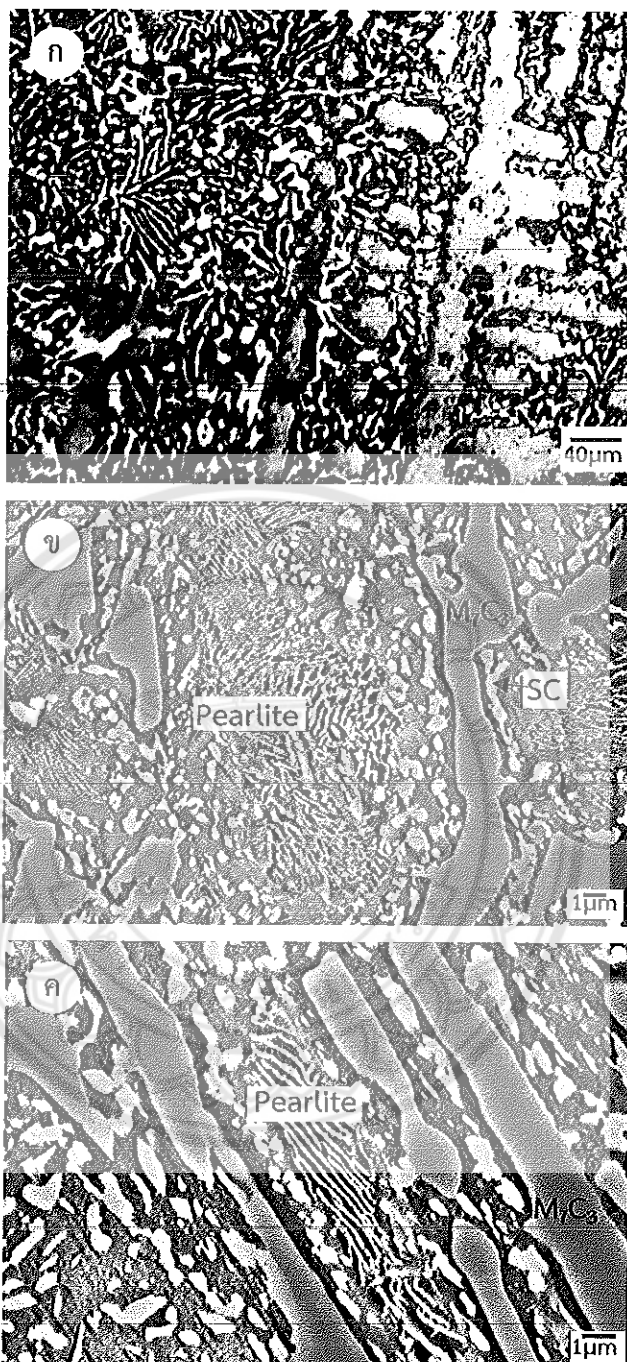
15 8 34



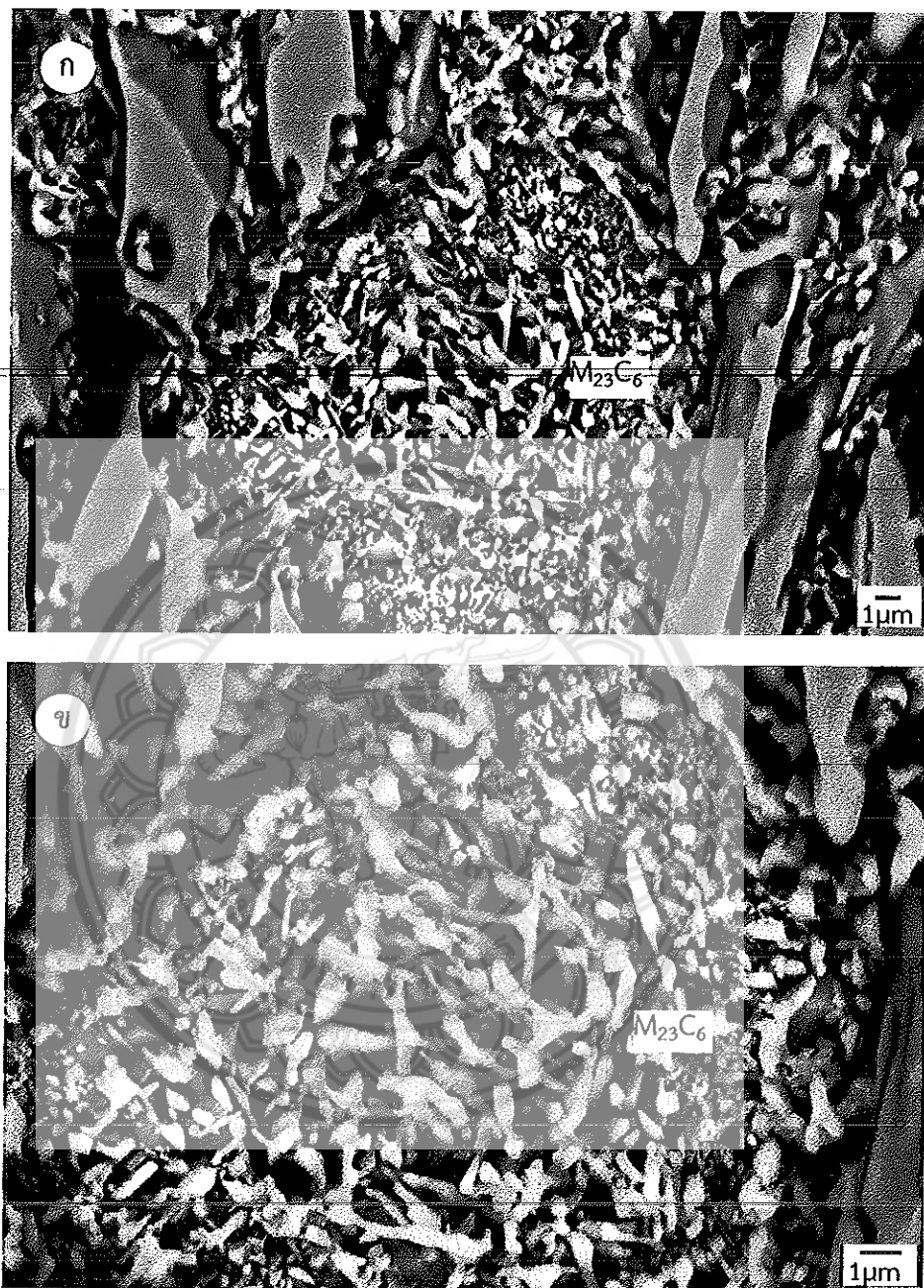
ส่วนผสมทางเคมี (wt%/at%)

บริเวณ	C	Si	Cr	Fe
เมทริกซ์ (1)	0.52 / 2.31	0.61 / 1.16	19.51 / 20.10	78.50 / 75.57
คาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 (2)	2.16 / 8.91	0.45 / 0.60	62.10 / 59.26	34.93 / 31.01

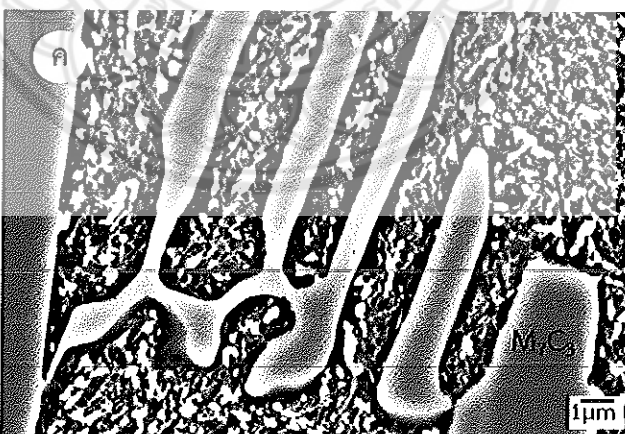
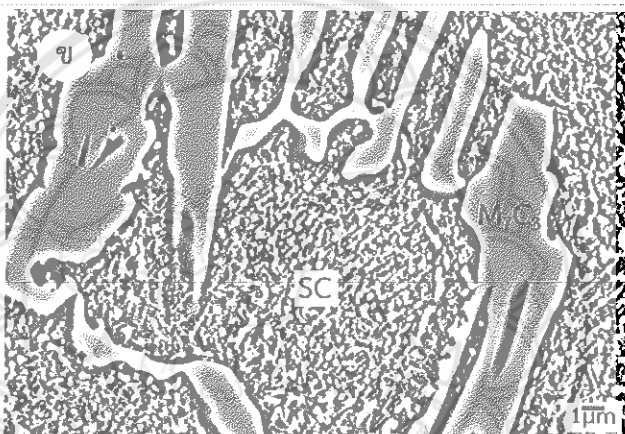
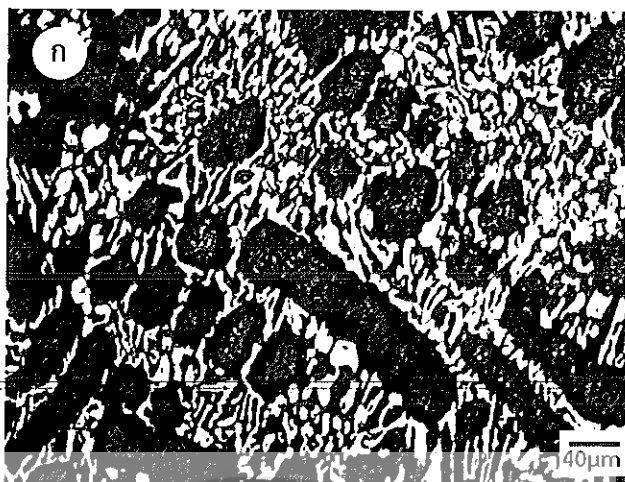
รูป 4.4 (ก) ภาพถ่าย BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมในสภาพหล่อ (ข-ค) สเปกตรัมของธาตุจาก EDS บริเวณเมทริกซ์ (1) บริเวณคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 (2) และ (ง) ตารางผลการวิเคราะห์ปริมาณธาตุ



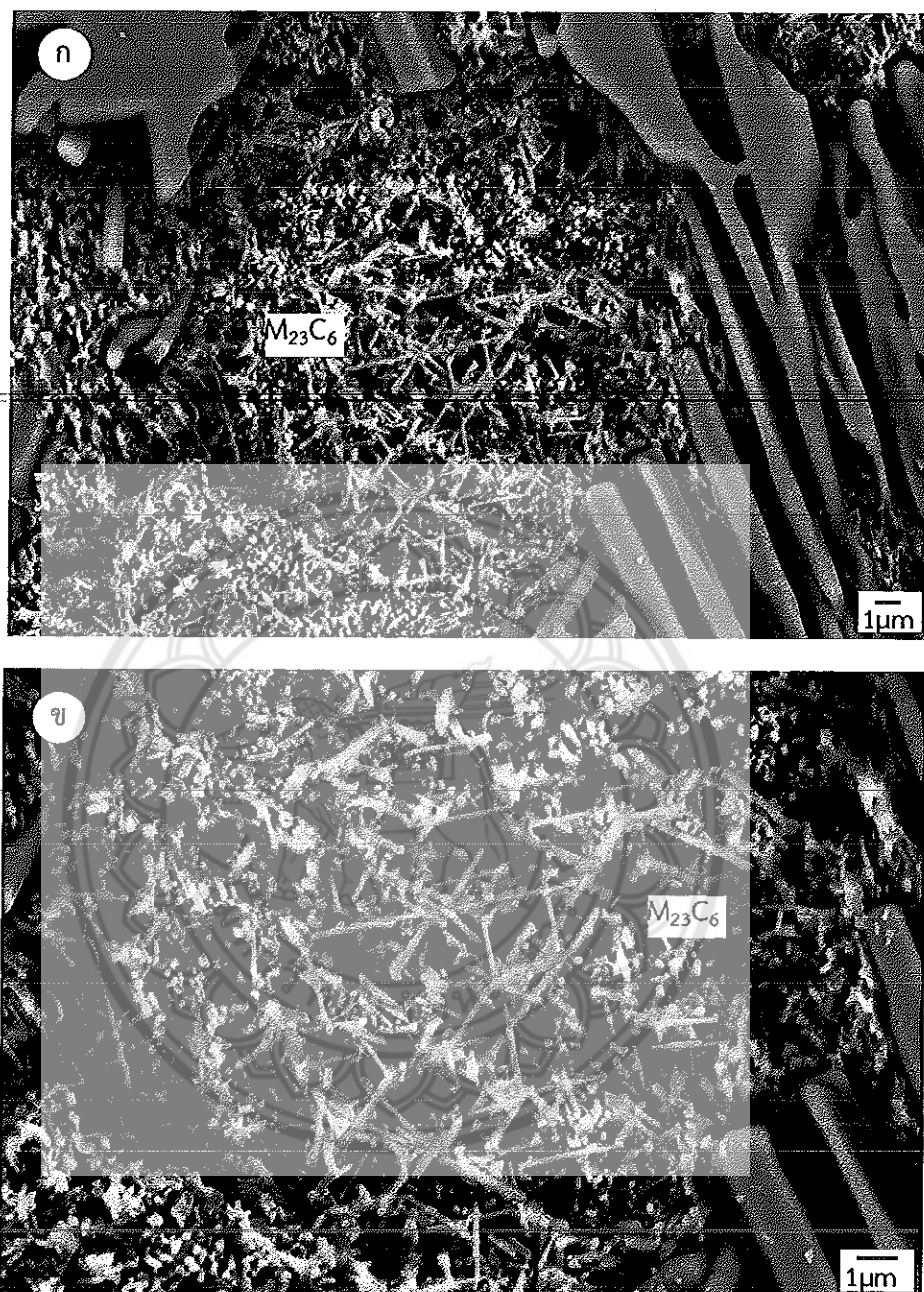
รูปที่ 4.5 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่าย OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI (กรด $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10 g + HCl 30 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)



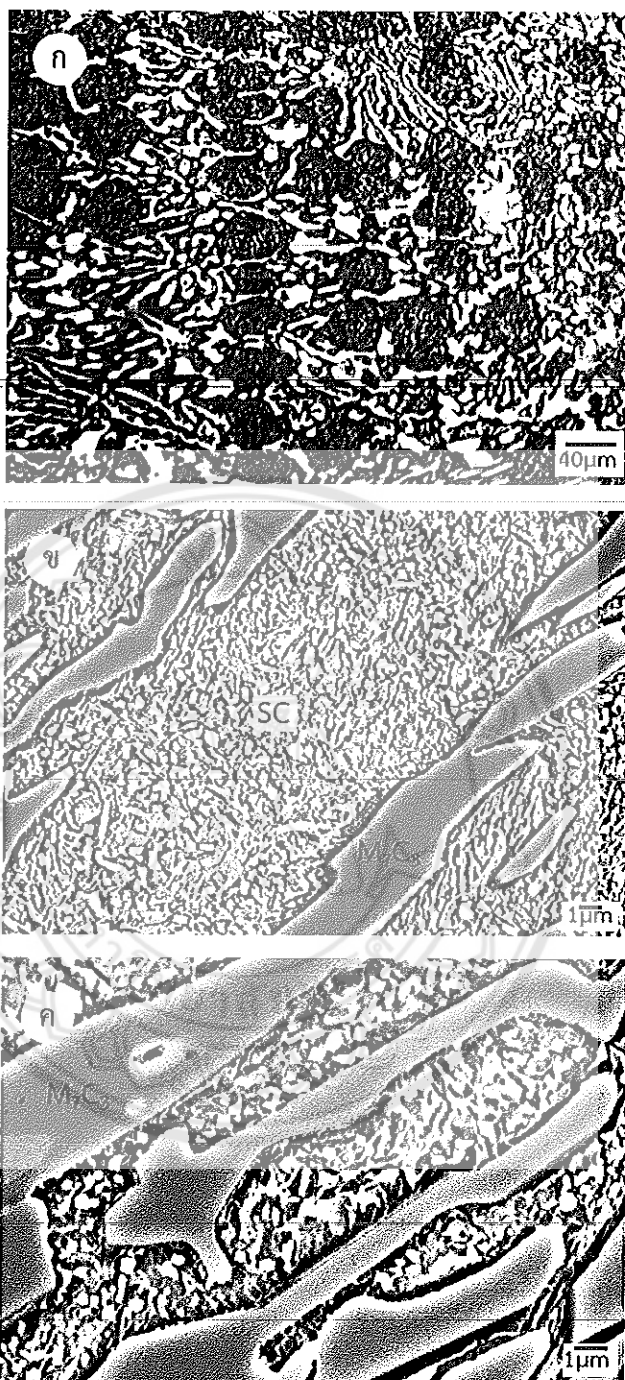
รูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า (กรด Nital 40 ml + น้ำ 60 ml และตามด้วยกรด HCl 50 ml + น้ำ 50 ml)



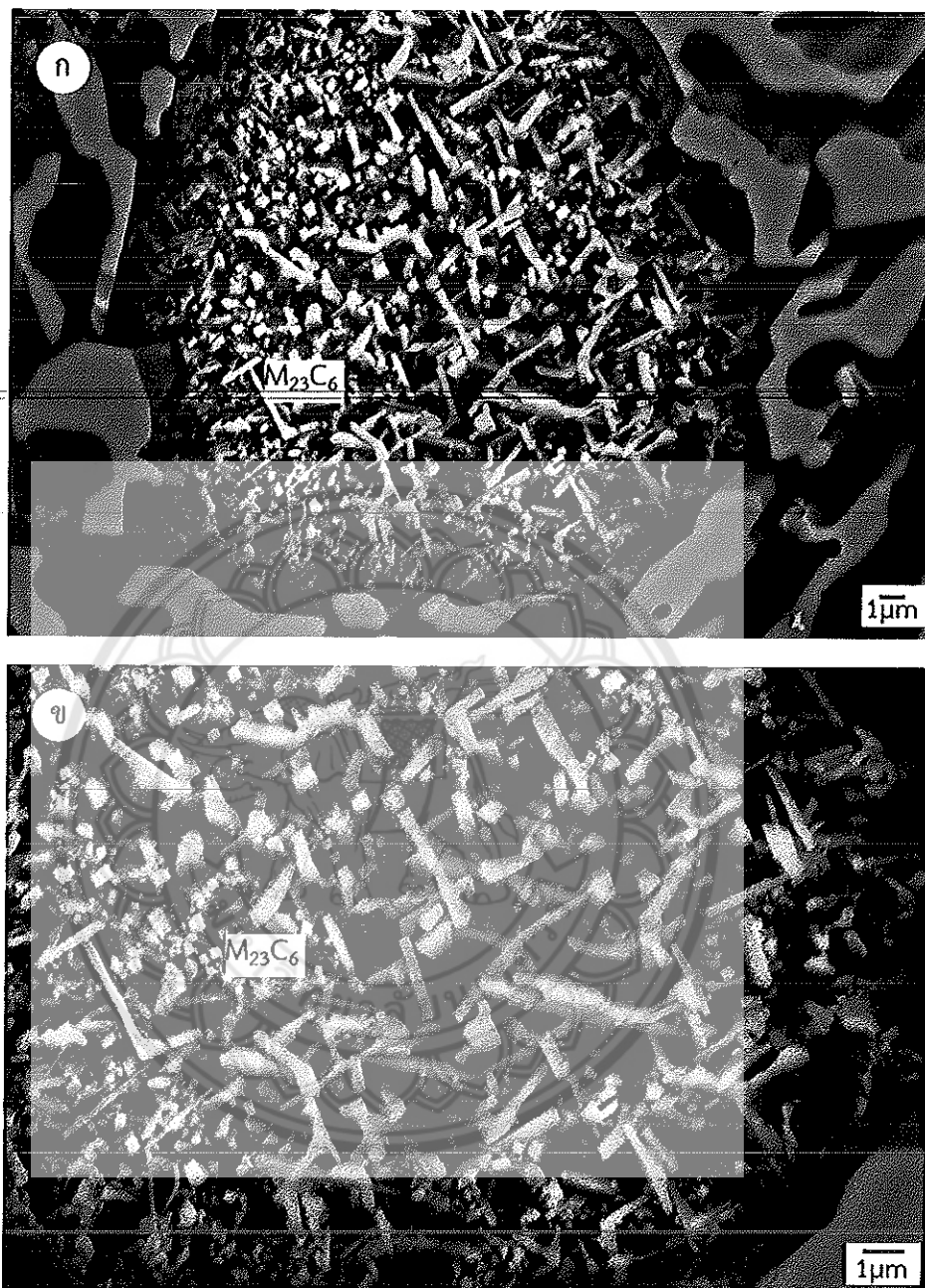
รูปที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI (กรด $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10 g + HCl 30 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)



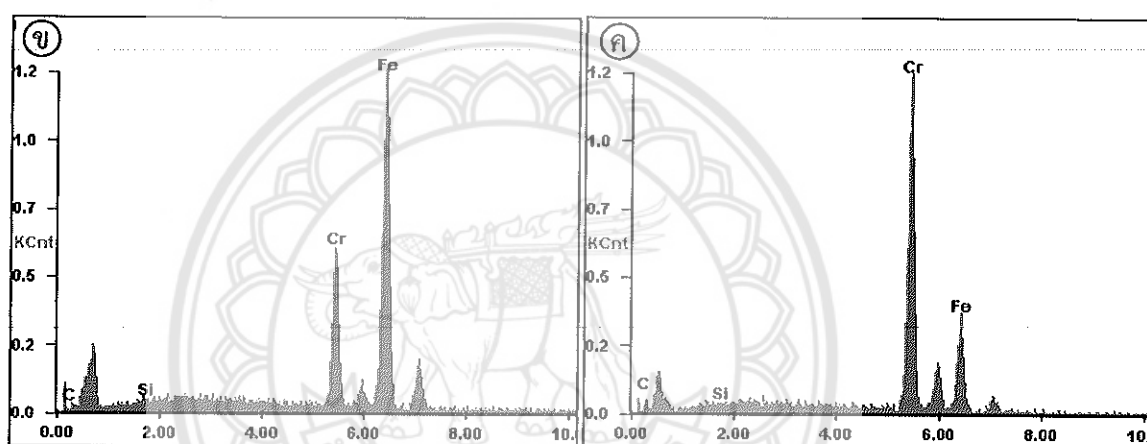
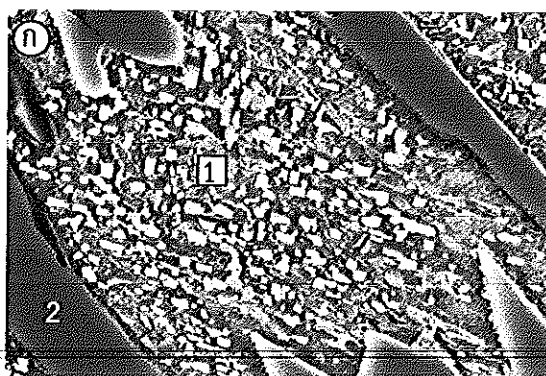
รูปที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $900^{\circ}C$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า (กรด Nital 40 ml + น้ำ 60 ml และตามด้วยกรด HCl 50 ml + น้ำ 50 ml)



รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI (กรด $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10 g + HCl 30 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)



รูปที่ 4.10 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $1000^{\circ}C$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบสีกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า (กรด Nital 40 ml + น้ำ 60 ml และตามด้วยกรด HCl 50 ml + น้ำ 50 ml)



บริเวณ	ส่วนผสมทางเคมี (wt%/at%)			
	C	Si	Cr	Fe
เมทริกซ์ (1)	2.22/9.33	0.54/0.97	21.06/20.53	76.19/69.16
คาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 (2)	5.80/21.34	0.55/0.87	62.32/52.95	31.33/24.85

รูปที่ 4.11 (ก) ภาพถ่าย BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ข-ค) สเปกตรัมของธาตุจาก EDS บริเวณเมทริกซ์ (1) บริเวณคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 (2) และ (ง) ตารางผลการวิเคราะห์ปริมาณธาตุ

โครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อนและอบดิสเตปีไลเซชัน

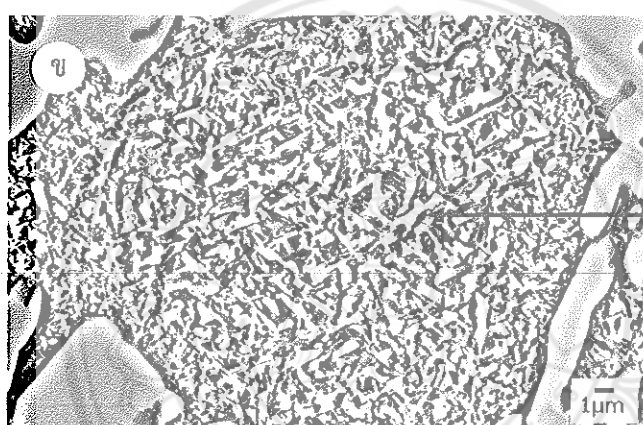
จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้อง OM และ SEM ของเหล็กหล่อหลังการอบดิสเตปีไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ไม่ได้ผ่านการอบอ่อน) ประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในเดนไดรท์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิซึ่งเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซด์ขณะเย็นตัวในอากาศและในบริเวณยูเทคติกออสเทนไนต์ โดยคาร์ไบด์ยูเทคติกไม่มีการเปลี่ยนแปลงจากสภาพหล่อ ดังรูป 4.12 หลังการกัดกรดแบบลึกจะสามารถเห็นลักษณะของคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ ดังรูป 4.13 โดยคาร์ไบด์ทุติยภูมิมีลักษณะเป็นแท่งยาวขนาดเล็กและเชื่อมต่อกันเป็นตาข่าย (Fibrous Shape) ซึ่งจากของ XRD จะพบพีคของคาร์ไบด์ชนิด $M_{23}C_6$ ซึ่งน่าจะเป็นคาร์ไบด์ทุติยภูมิ ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Wiengmoon [7]

โครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และตามด้วยการอบดิสเตปีไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง พบการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในเดนไดรท์ของมาร์เทนไซด์ และบริเวณยูเทคติกของออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซด์ ดังรูป 4.14-4.19 เช่นเดียวกับเหล็กหล่อที่ไม่ผ่านการอบอ่อนมาก่อน ถึงแม้ว่าในการทดลองในครั้งนี้ไม่ได้มีการศึกษาชนิดเฟสหลังการอบอ่อนและดิสเตปีไลเซชันด้วย XRD แต่จากการวิจัยที่ผ่านมาของ Cubillos [5] ซึ่งพบว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ประกอบด้วยโครเมียมร้อยละ 22 โดยน้ำหนัก และคาร์บอนร้อยละ 3 โดยน้ำหนัก หลังการทำดิสเตปีไลเซชันที่อุณหภูมิ 900-1100°C เป็นเวลา 2-4 ชั่วโมง จะทำให้เกิดคาร์ไบด์ทุติยภูมิชนิด $M_{23}C_6$ ตกตะกอนในออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซด์ในระหว่างการเย็นตัวในอากาศ

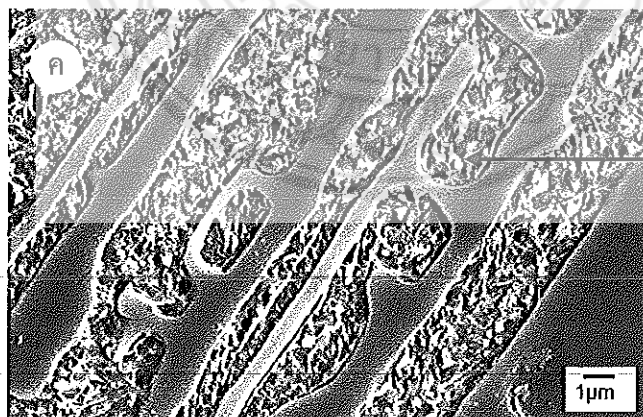
เมื่อเปรียบเทียบการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในเหล็กหล่อที่ทำดิสเตปีไลเซชันอย่างเดียวกับเหล็กหล่อที่มีการอบอ่อนมาก่อน พบว่าเหล็กหล่อที่ผ่านการอบอ่อนก่อนการอบดิสเตปีไลเซชันจะมีปริมาณและขนาดของคาร์ไบด์ทุติยภูมิเพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับหลังการอบดิสเตปีไลเซชันเพียงอย่างเดียว ซึ่งคาร์ไบด์ทุติยภูมินี้อาจเพิ่มขึ้นในช่วงการอบอ่อนและโตขึ้นในระหว่างการอบดิสเตปีไลเซชัน โดยการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000 °C จะมีขนาดของคาร์ไบด์ทุติยภูมิใหญ่กว่าที่อุณหภูมิ 800 และ 900°C



คาร์ไบด์ทุติยภูมิ
ที่ตกตะกอนใน
มาร์เทนไซต์ (α')

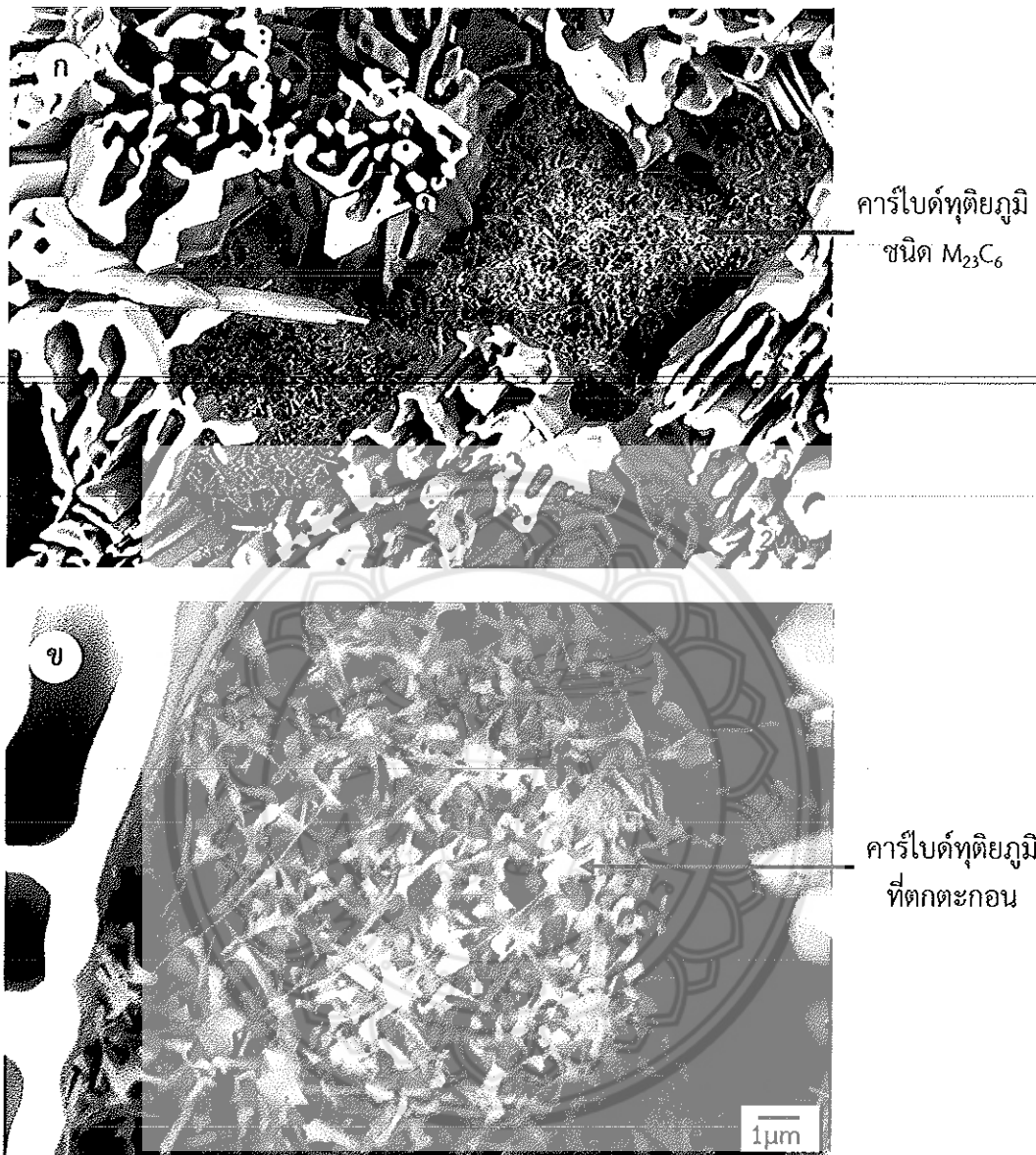


คาร์ไบด์ทุติยภูมิ
ที่ตกตะกอนใน
เฟนโดไรท์ของ α'

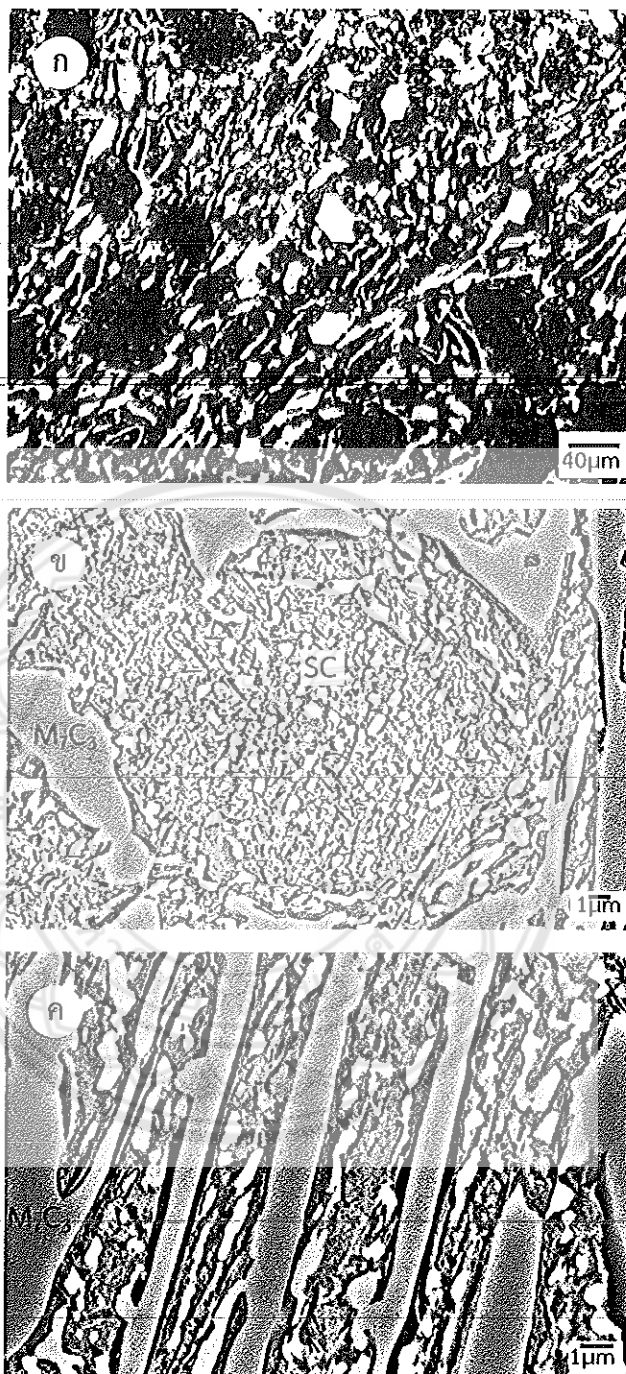


คาร์ไบด์ทุติยภูมิ
ที่ตกตะกอนใน
ยูเทกติกออสเทนไนต์

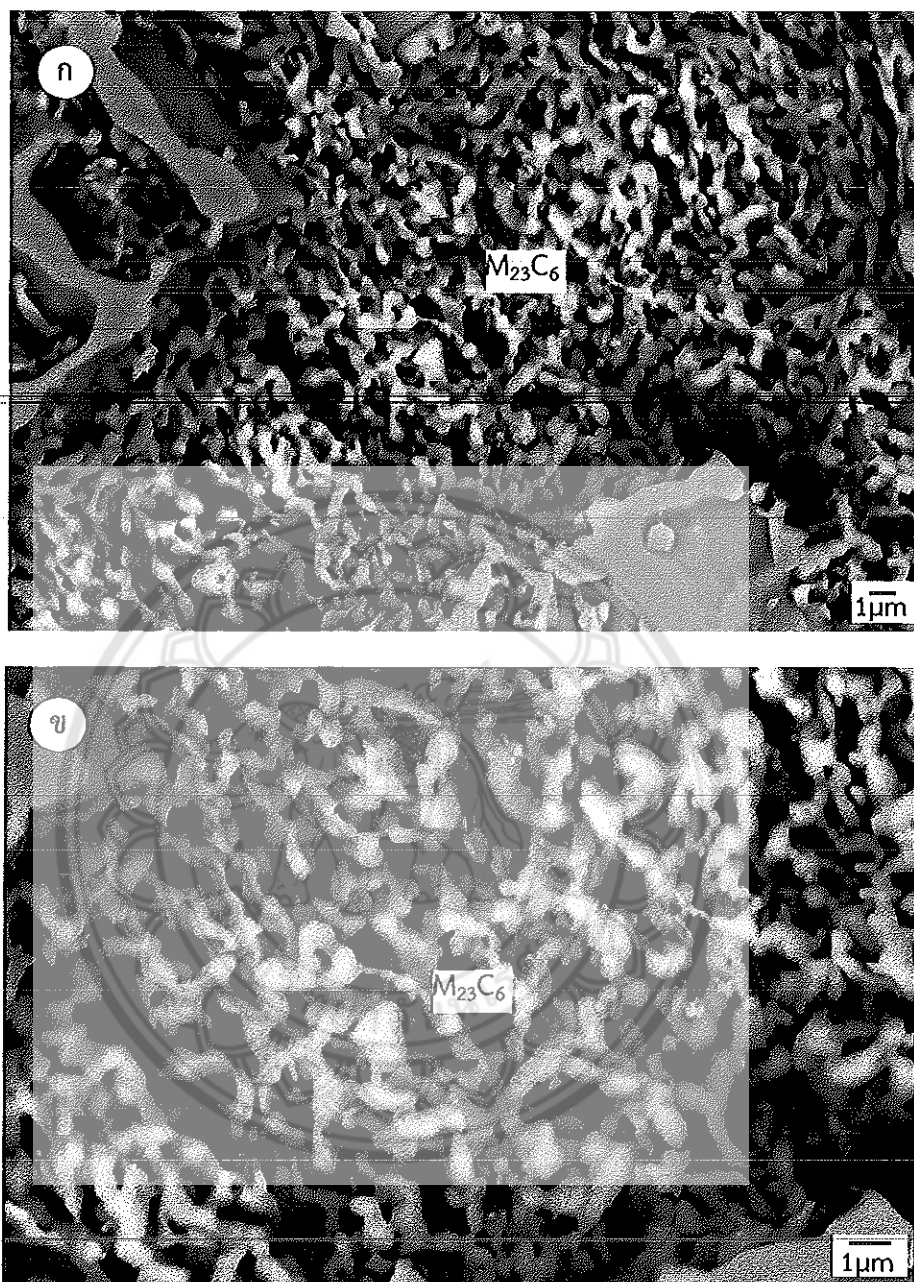
รูป 4.12 โครงสร้างจุลภาคหลังการอบตีสเดบิไลเซชันของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข)-(ค) ภาพถ่าย SEM-BEI บริเวณเฟนโดไรท์และบริเวณยูเทกติกออสเทนไนต์ (กรด $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10 g + HCl 50 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)



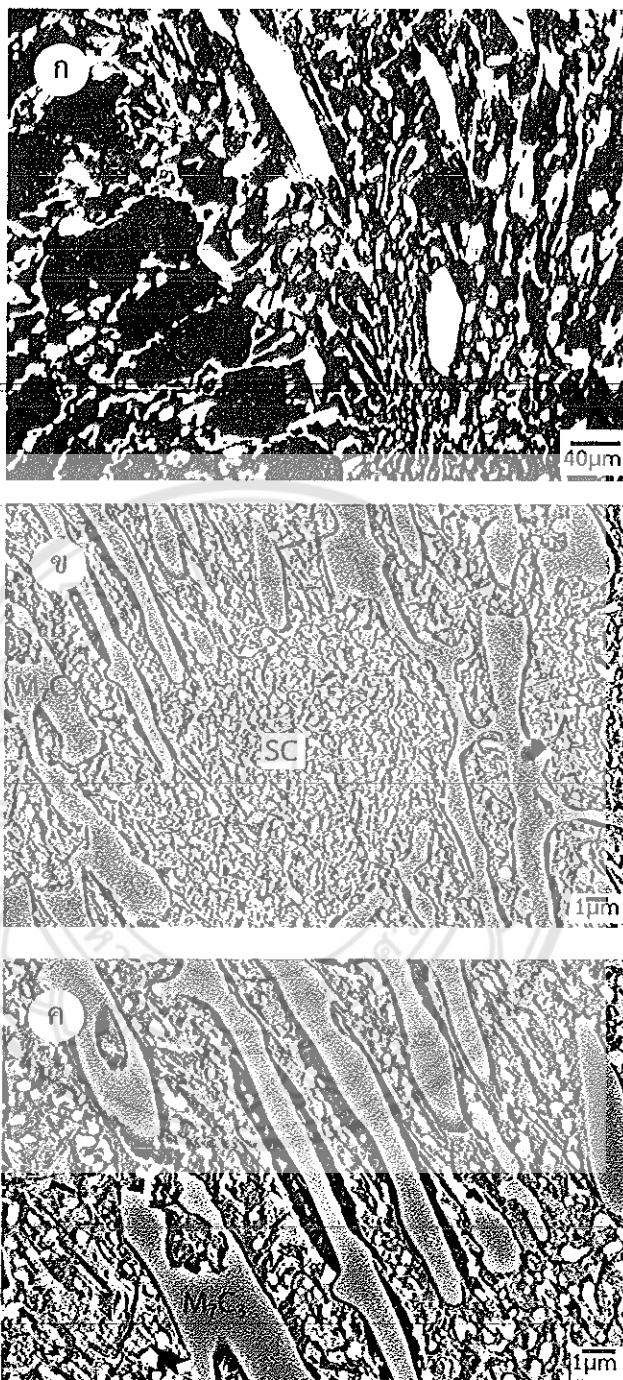
รูป 4.13 โครงสร้างจุลภาคหลังการอบที่สเตปีไลเซชันของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์บอนใน 3 มิติ ที่ตกตะกอนในเดนไดรต์ของมาร์เทนไซต์ (ก) กำลังขยาย 1000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า (กรด HCl 100 ml + CH₃OH 100 ml)



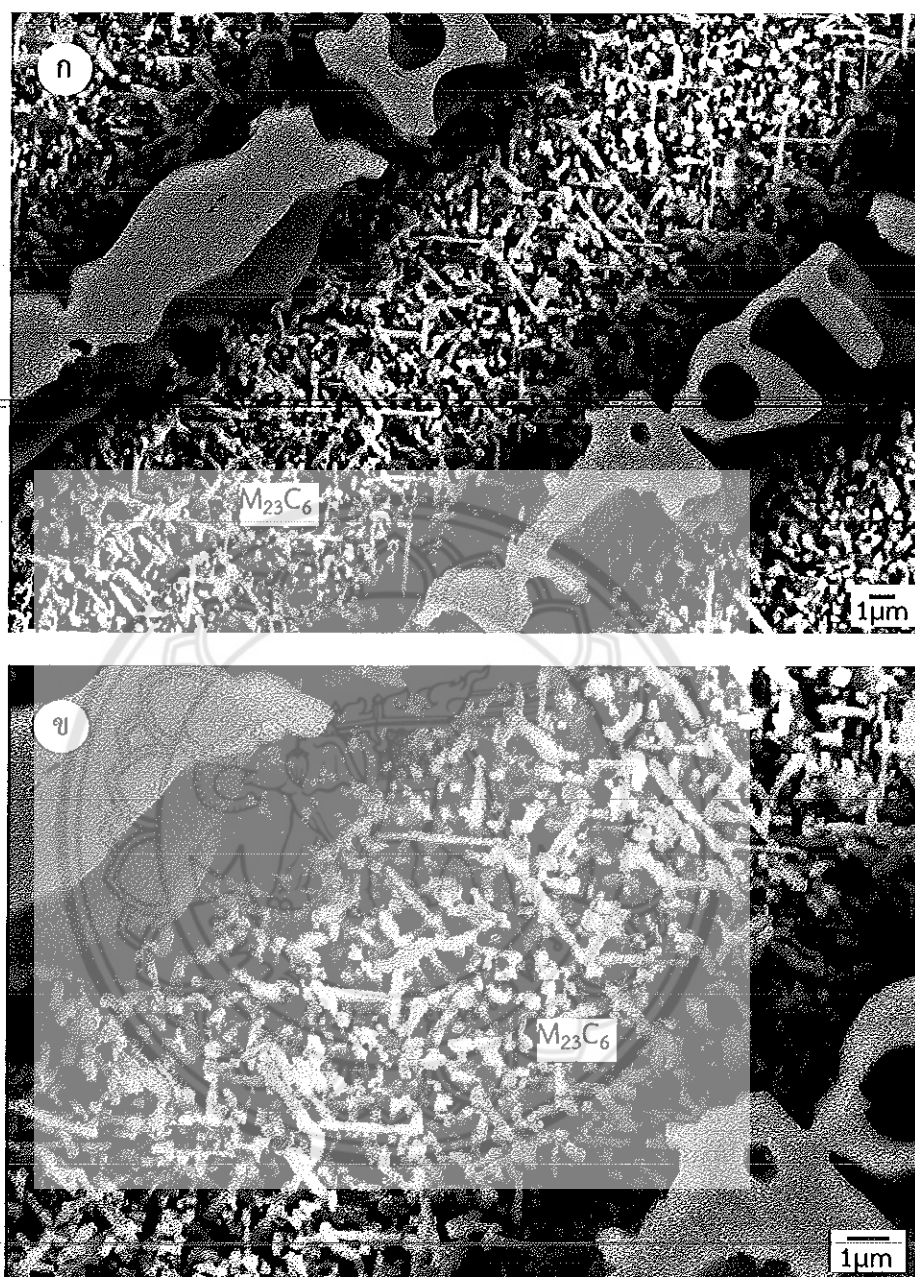
รูปที่ 4.14 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และอบดีสตีบไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-EDS (กรด $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10 g + HCl 30 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)



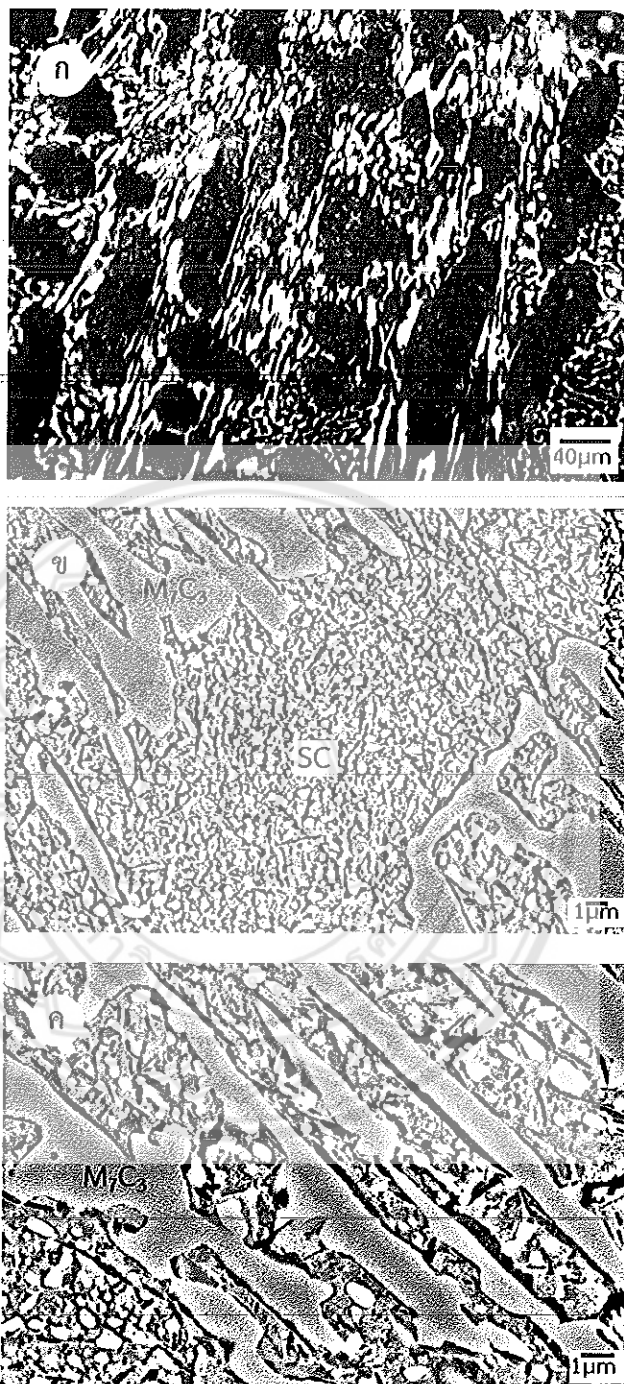
รูปที่ 4.15 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และหลังการอบตีเสถียรที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์หุติยภูมิโน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า (กรด Nital 40 ml + น้ำ 60 ml และตามด้วยกรด HCl 50 ml + น้ำ 50 ml)



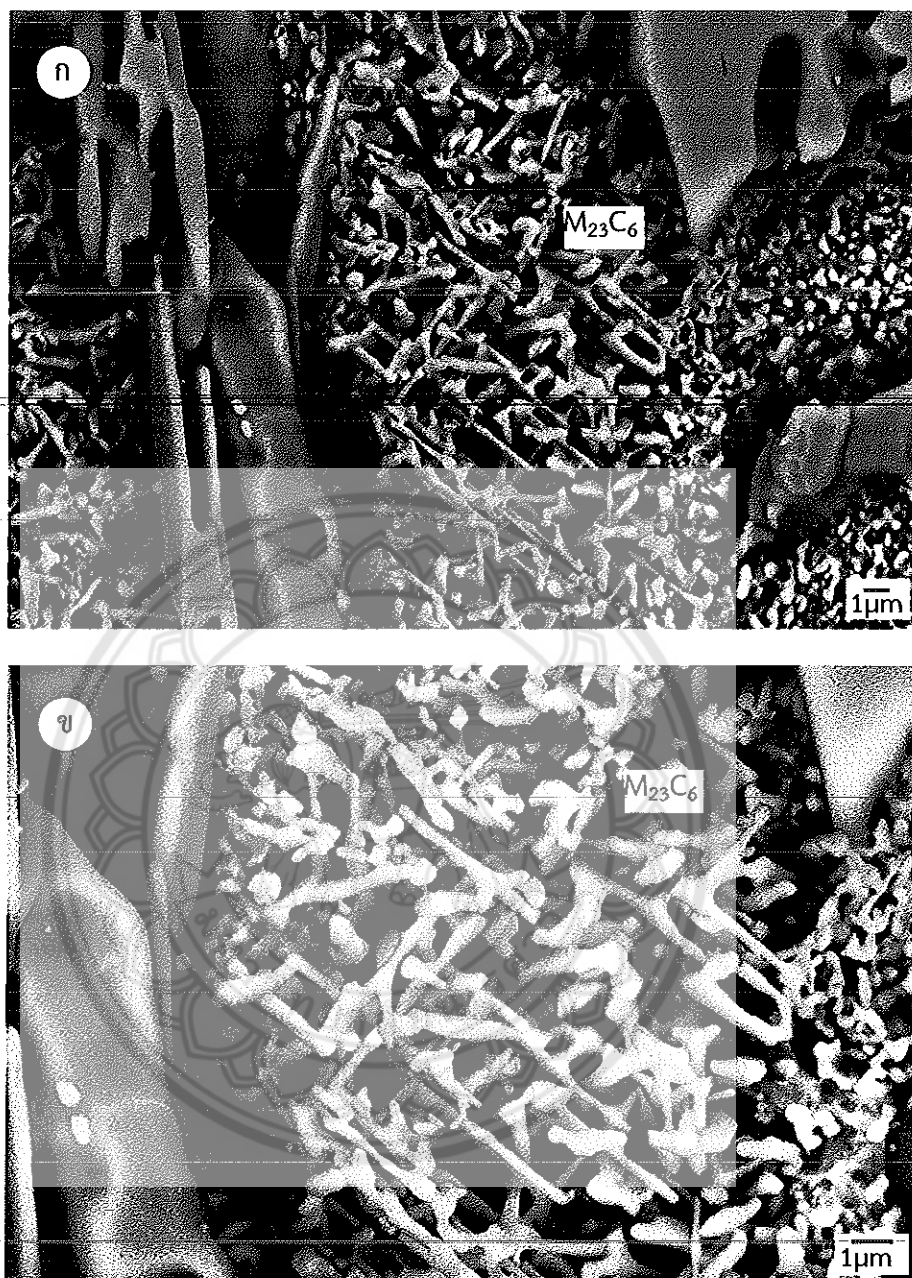
รูปที่ 4.16 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และอบดีสเทบิไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI (กรด $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10 g + HCl 30 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)



รูปที่ 4.17 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $900^{\circ}C$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และหลังการอบตีเสตบ์ไลเซชันที่อุณหภูมิ $1000^{\circ}C$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า (กรด Nital 40 ml + น้ำ 60 ml และตามด้วยกรด HCl 50 ml + น้ำ 50 ml)



รูปที่ 4.18 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และอบดีสตีบไซเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่ายจาก กล้อง OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI (กรด Na₂S₂O₅ 10 g + HCl 30 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)



รูปที่ 4.19 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $1000^{\circ}C$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และหลังการอบตีเสตบิลไลเซชันที่อุณหภูมิ $1000^{\circ}C$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบสีกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า (กรด Nital 40 ml + น้ำ 60 ml และตามด้วยกรด HCl 50 ml + น้ำ 50 ml)

4.2.2 เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่เติมโมลิบดีนัม (Mo1)

โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อ

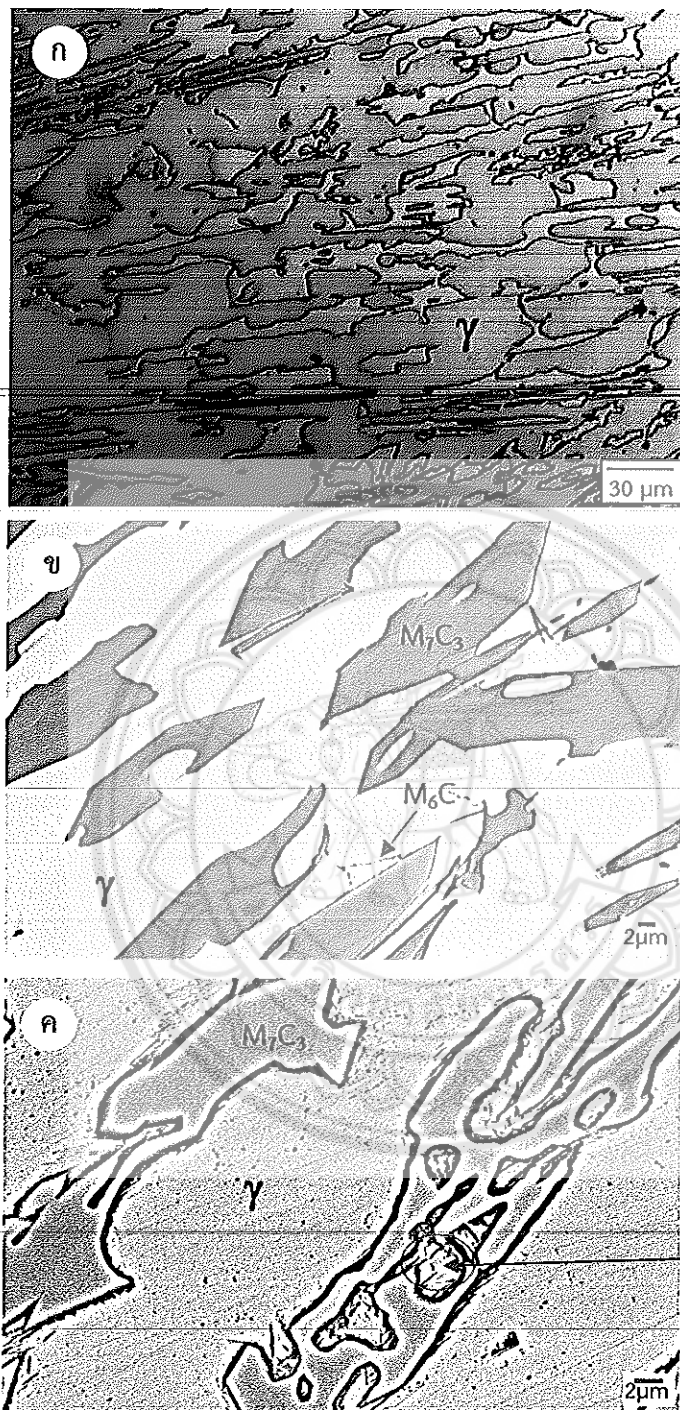
จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่เติมโมลิบดีนัม (Mo1) ในสภาพหล่อประกอบด้วยเดนไดรท์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ ยูเทคติกออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซด์ และคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 และ M_6C ในปริมาณเพียงเล็กน้อย ซึ่งคาร์ไบด์ M_6C จะมีคอนทราสต์ที่สว่างกว่าคาร์ไบด์ M_7C_3 ดังรูป 4.20 และ 4.21

โครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อน

หลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $800^{\circ}C$ โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยคาร์ไบด์ยูเทคติก และคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในเฟอร์ไรท์ ดังรูป 4.22 และ 4.23 โดยไม่พบโครงสร้างของเฟิร์ลไลต์เหมือนในเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม การอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900 และ $1000^{\circ}C$ จะพบการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่มีลักษณะเป็นแท่งยาวต่อเนื่องกันเป็นตาข่าย และคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่มีขนาดเล็กจำนวนมาก การเติมโมลิบดีนัมจะทำให้คาร์ไบด์ทุติยภูมิมีปริมาณมากขึ้น ดังรูป 4.24–4.27 นอกจากนี้จะพบว่า การอบอ่อนทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงเฟสของคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 ซึ่งสังเกตได้จากคอนทราสต์ที่เปลี่ยนไปบริเวณขอบของคาร์ไบด์ M_7C_3 ซึ่งจะสว่างมากขึ้น และเมื่ออุณหภูมิการอบอ่อนเพิ่มขึ้นจาก $800^{\circ}C$ เป็น $1000^{\circ}C$ พบว่าการเปลี่ยนแปลงเฟสจะเพิ่มขึ้น งานวิจัยที่ผ่านมาของ Wiengmoon [7] ซึ่งพบการเปลี่ยนแปลงเฟสของคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 เป็นคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ หลังการทำดิสเตปป์ไลเซชัน ทั้งนี้เนื่องจากคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ มีเสถียรภาพที่อุณหภูมิสูงมากกว่าคาร์ไบด์ M_7C_3

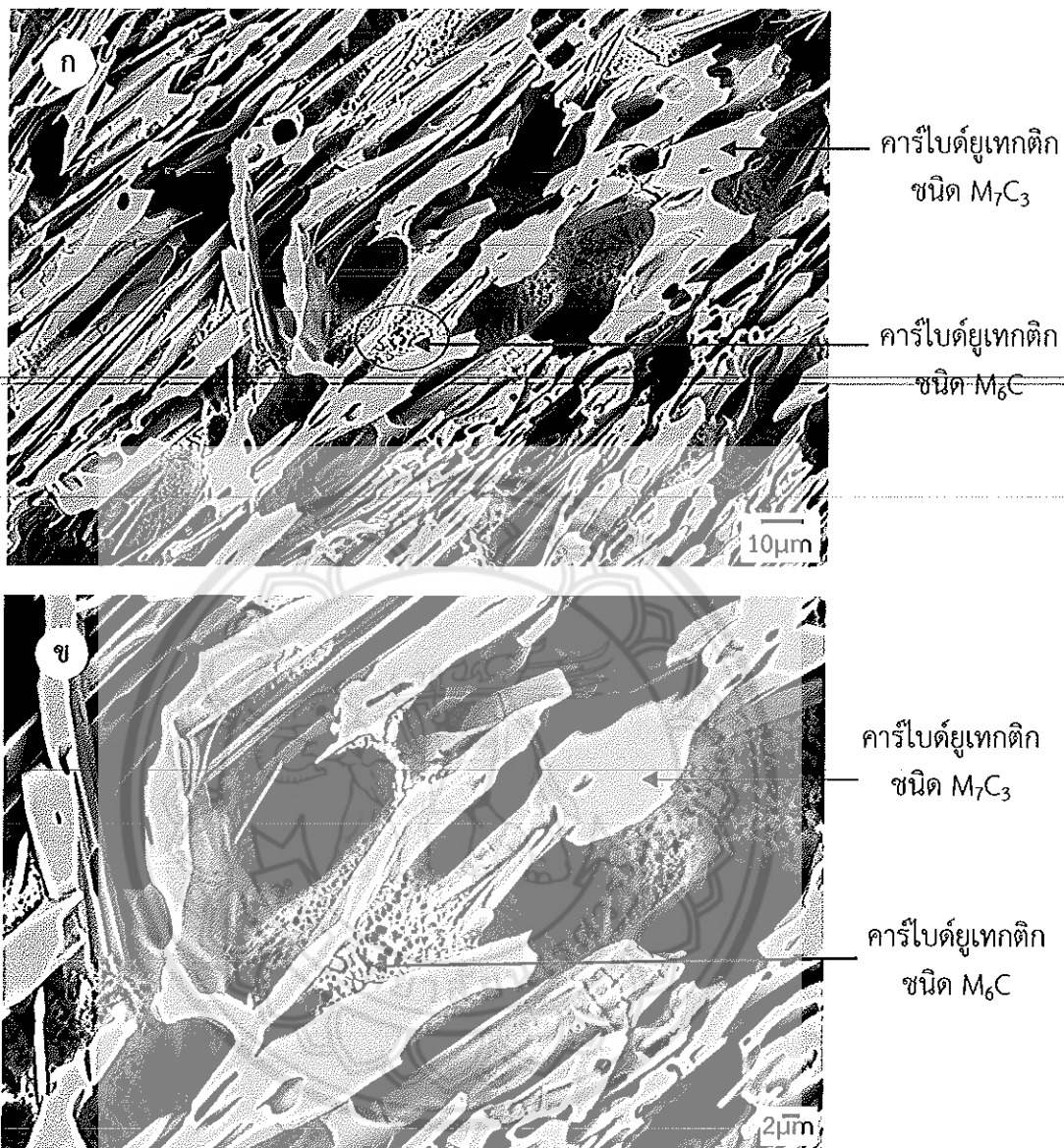
จากการวิเคราะห์การกระจายตัวของธาตุด้วย EDS ดังรูป 4.28 พบว่าบริเวณเมทริกซ์ (บริเวณ 1) จะมีปริมาณธาตุเหล็กสูงเช่นเดียวกับในเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม ส่วนคาร์ไบด์ M_7C_3 (บริเวณ 2) จะมีธาตุโครเมียมและโมลิบดีนัมละลายอยู่ สำหรับคาร์ไบด์ M_6C (บริเวณ 3) จะมีปริมาณธาตุโมลิบดีนัมละลายอยู่มากกว่าในคาร์ไบด์ M_7C_3 ส่วนคาร์ไบด์ M_7C_3 ที่มีการเปลี่ยนแปลงเฟส (บริเวณ 4) จะพบว่าปริมาณโมลิบดีนัมโมลิบดีนัมสูงกว่า ซึ่งอาจเกิดการแพร่ของโมลิบดีนัมออกจากคาร์ไบด์ M_7C_3 ในระหว่างการอบอ่อน ผลของการวิเคราะห์ด้วย EDS สอดคล้องกับโครงสร้างจุลภาคที่พบว่าบริเวณคาร์ไบด์ M_6C และคาร์ไบด์ M_7C_3 ที่มีการเปลี่ยนแปลงเฟสจะมีคอนทราสต์สว่าง เนื่องจากปริมาณโมลิบดีนัมที่มีเลขอะตอมสูงกว่าเหล็กและโครเมียม ทำให้ภาพถ่ายในโหมด Backscatterd electron (BEI) สว่างกว่าบริเวณอื่น โดยเฉพาะคาร์ไบด์ M_6C จะสว่างที่สุด ส่วนคาร์ไบด์ M_7C_3 จะมีที่มืดที่สุด

จากผลของ XRD พบว่าหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $800^{\circ}C$ จะพบคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ และมีปริมาณเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น ซึ่งคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ น่าจะเป็นคาร์ไบด์ทุติยภูมิและคาร์ไบด์ที่เกิดจากการเปลี่ยนแปลงเฟสของคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3

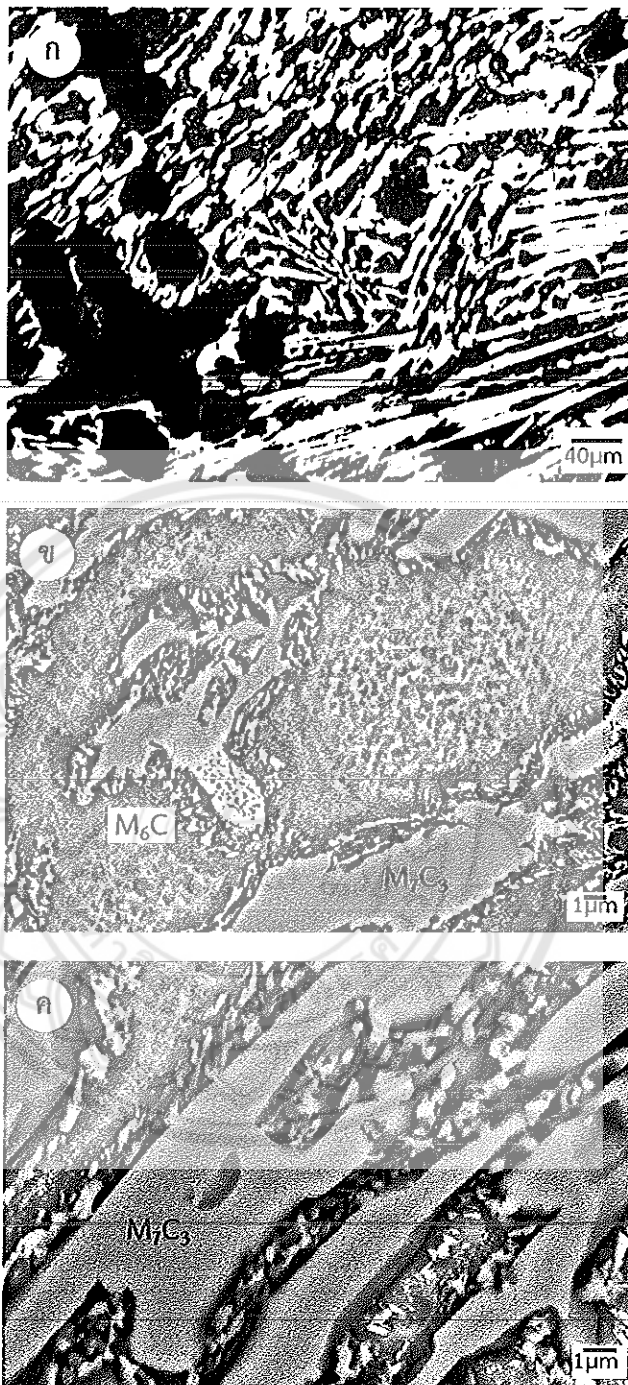


ยูเทคติกออสเทนไนต์
ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์

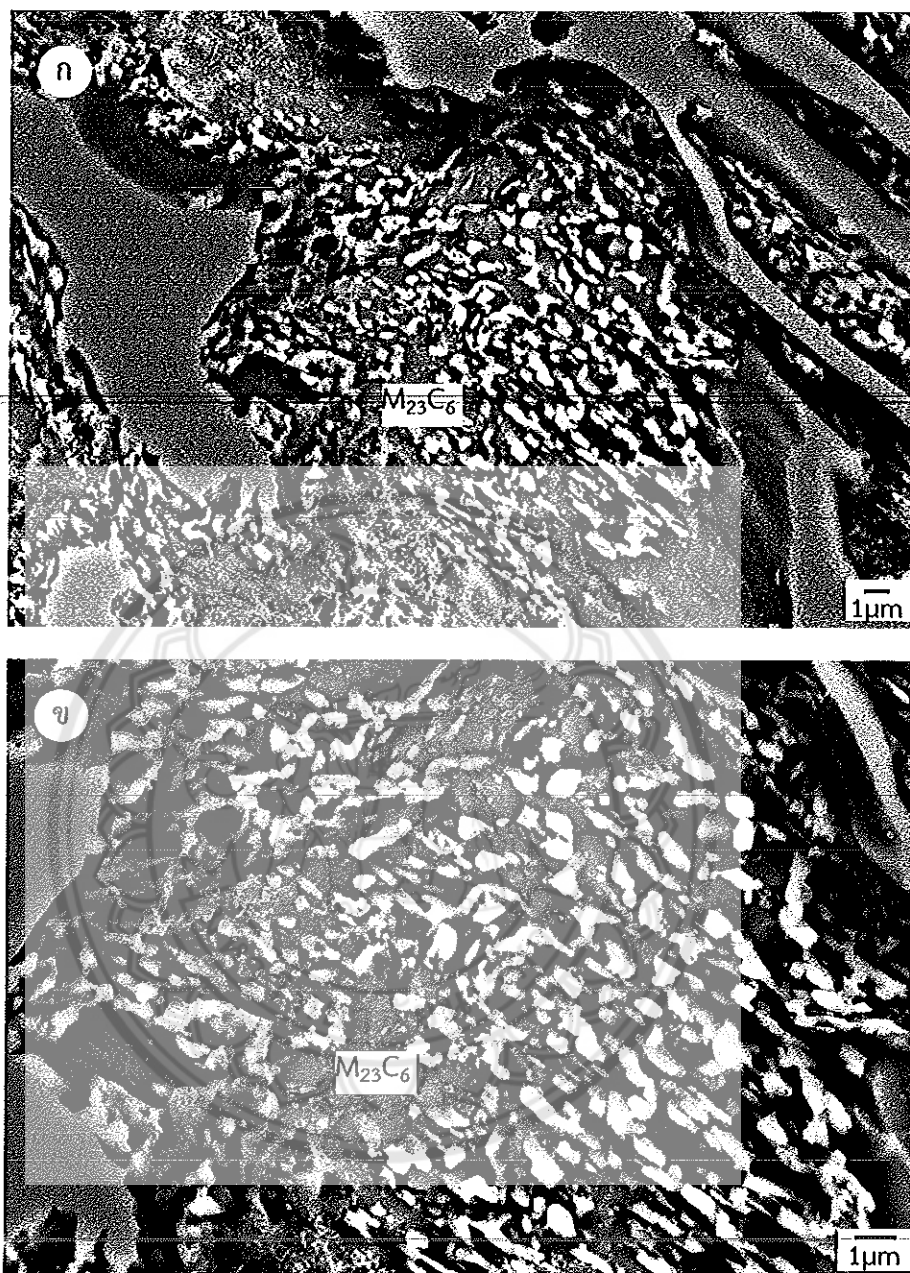
รูปที่ 4.20 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัม (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่าย SEM-BEI (กรด NaOH 10 g + $KmnO_4$ 10 g + น้ำกลั่น 100 ml) และ (ค) ภาพถ่าย SEM-BEI (กรด $Na_2S_2O_5$ 10 g + HCl 50 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)



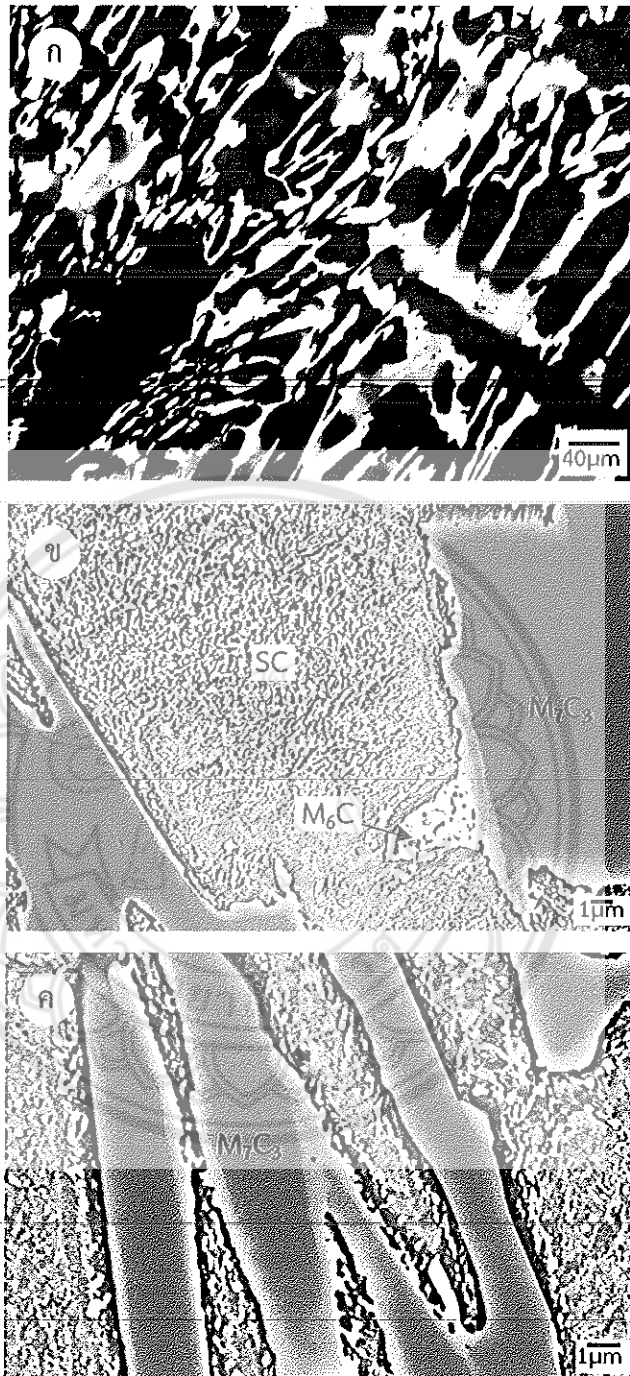
รูปที่ 4.21 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัม หลังการกัดกรดแบบ
 ลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ยูเทคติกใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 500 เท่า (ข) กำลังขยาย 1000 เท่า
 (กรด HCl 100 ml + CH₃OH 100 ml)



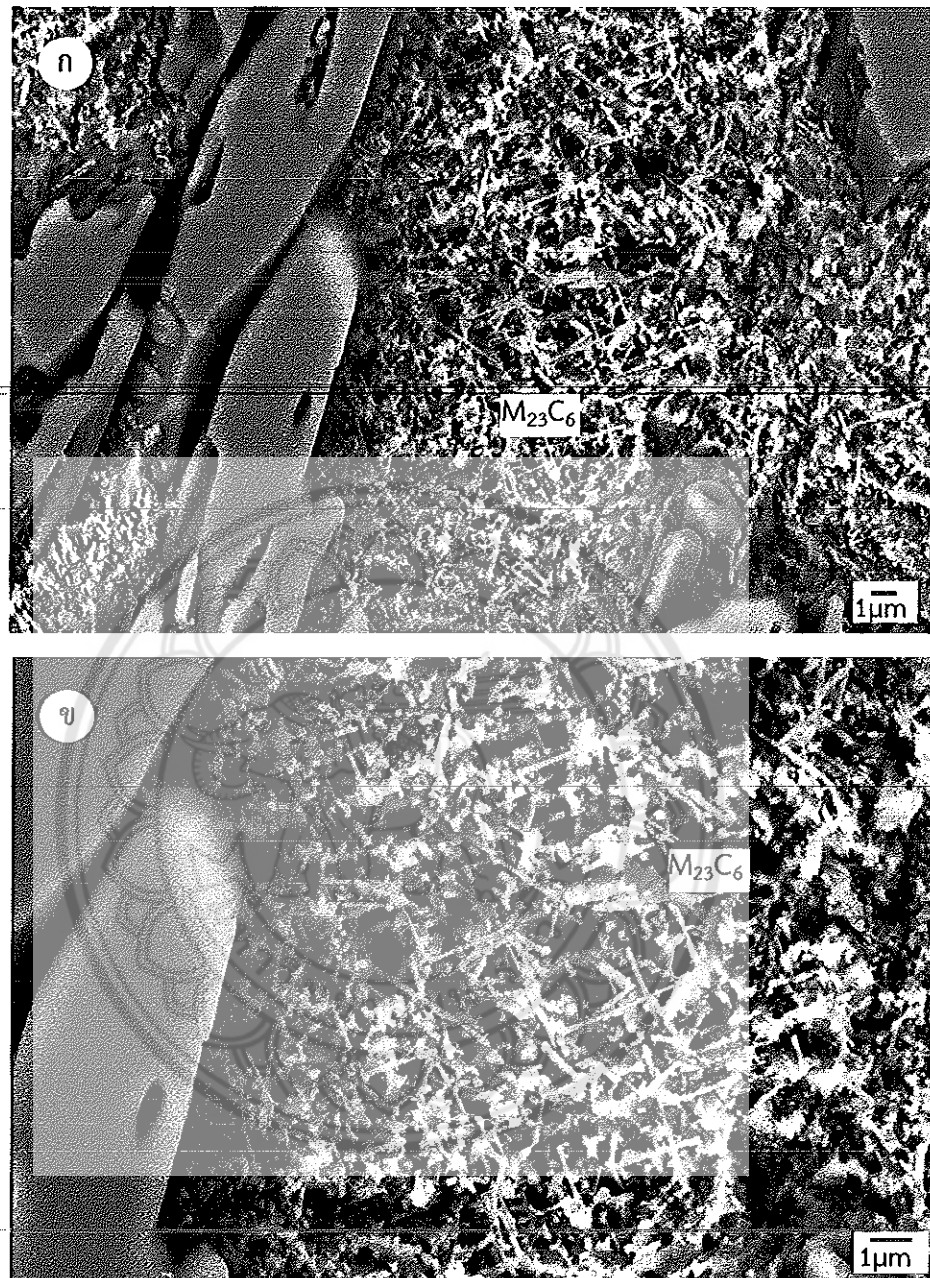
รูปที่ 4.22 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI (กรด $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10 g + HCl 30 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)



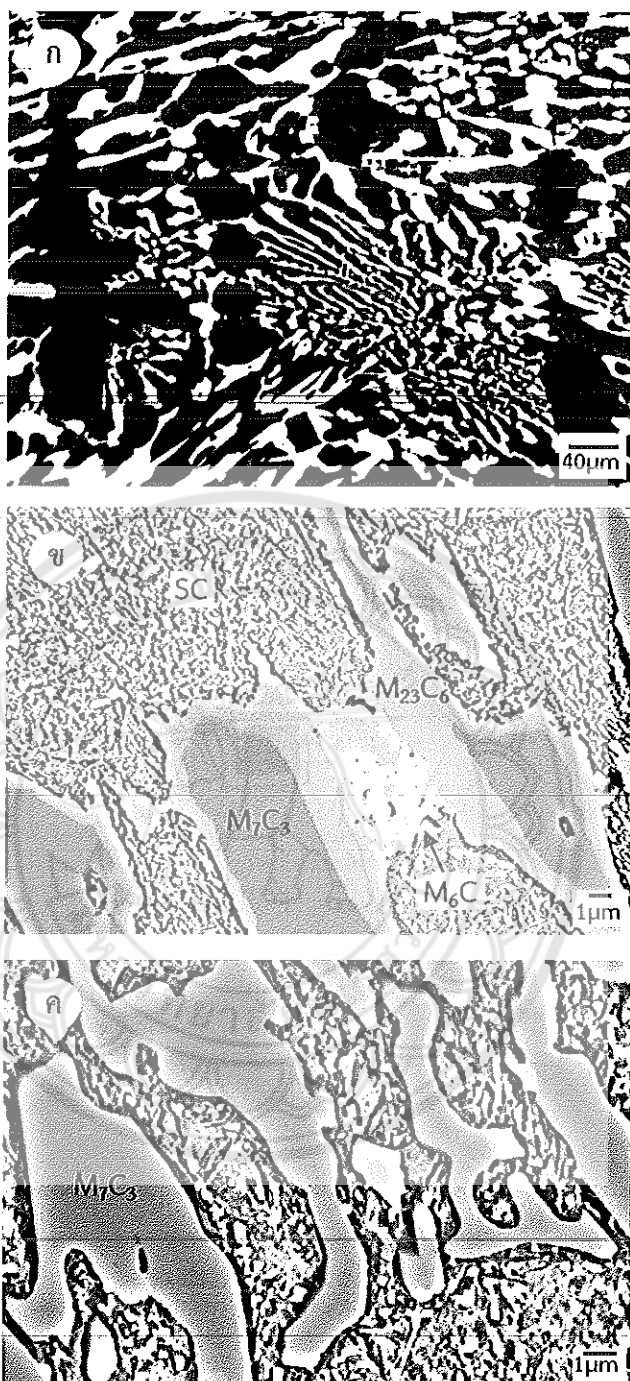
รูปที่ 4.23 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $800^{\circ}C$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า (กรด Nital 40 ml + น้ำ 60 ml และตามด้วยกรด HCl 50 ml + น้ำ 50 ml)



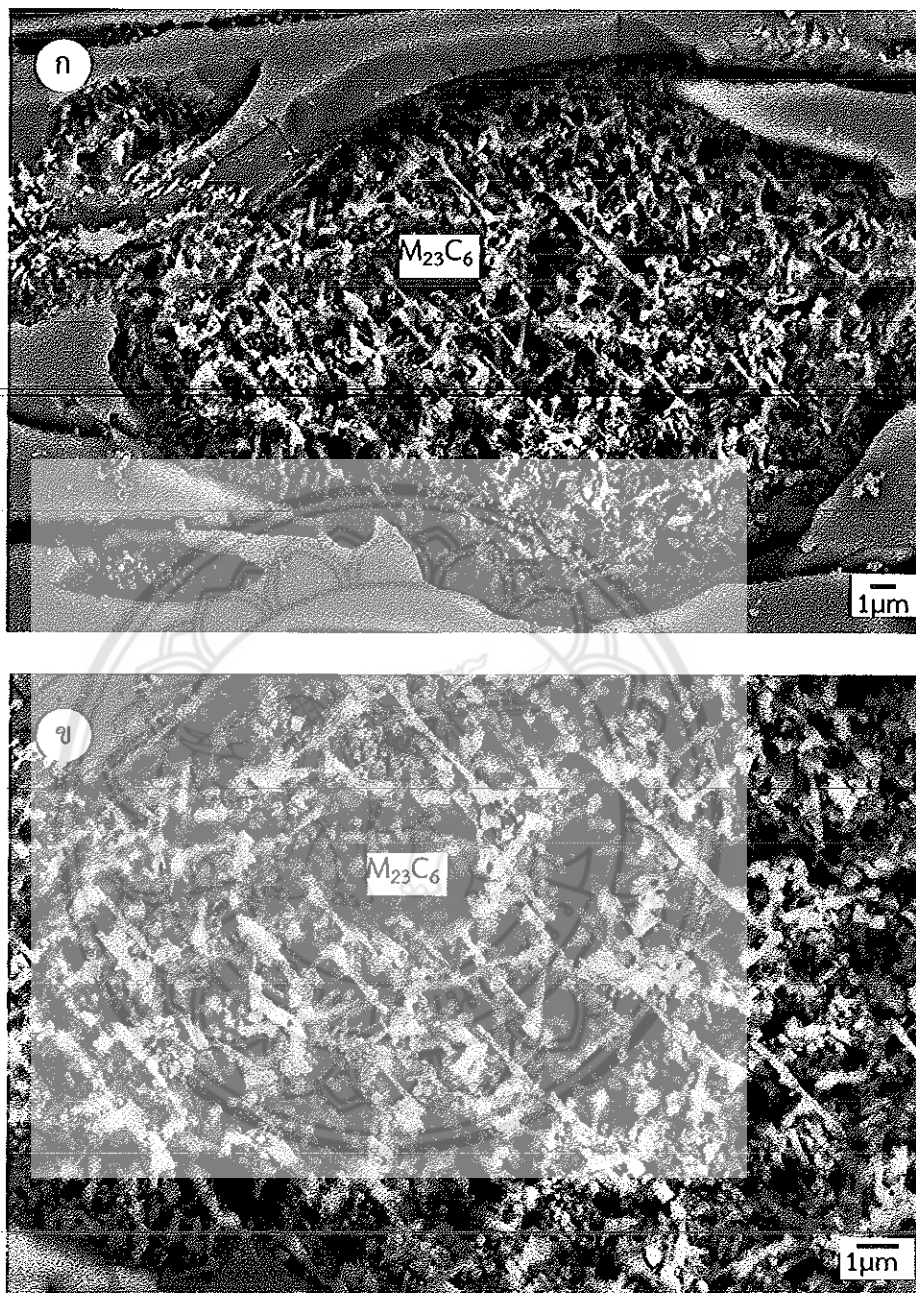
รูปที่ 4.24 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI (กรด $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10 g + HCl 30 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)



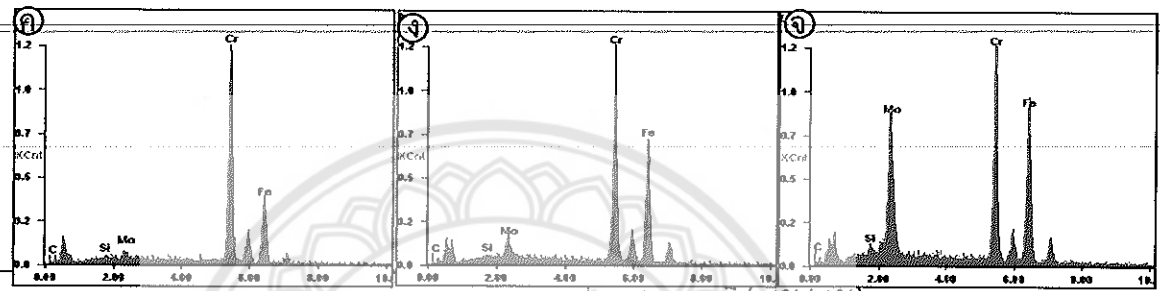
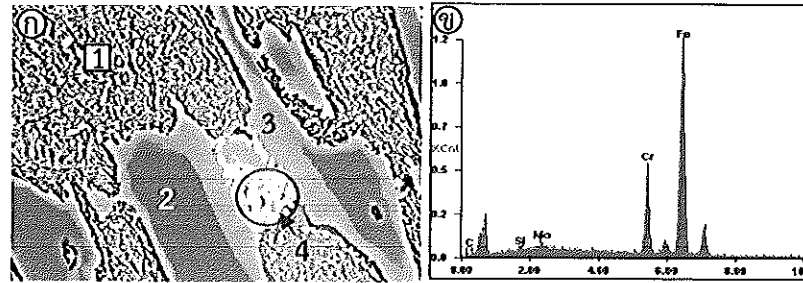
รูปที่ 4.25 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $900^{\circ}C$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์หุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า (กรด Nital 40 ml + น้ำ 60 ml และตามด้วยกรด HCl 50 ml + น้ำ 50 ml)



รูปที่ 4.26 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI (กรด Na₂S₂O₅ 10 g + HCl 30 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)



รูปที่ 4.27 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า (กรด Nital 40 ml + น้ำ 60 ml และตามด้วยกรด HCl 50 ml + น้ำ 50 ml)



ส่วนผสมทางเคมี (wt%/at%)

บริเวณ	C	Si	Mo	Cr	Fe
เมทริกซ์ (1)	5.90/22.25	0.68/1.11	1.87/0.89	18.99/16.6	72.56/59.15
คาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 (2)	6.64/24.11	0.47/0.74	2.36/1.07	57.40/48.17	33.12/25.91
คาร์ไบด์ยูเทคติก M_6C (3)	4.41/18.68	0.49/0.91	22.31/11.91	32.76/31.95	40.03/36.55
คาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 ที่เปลี่ยนเฟส (4)	4.78/18.73	0.49/0.83	5.97/2.93	44.02/39.86	44.74/37.67

รูปที่ 4.28 (ก) ภาพถ่าย BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ข-จ) สเปกตรัมของธาตุจาก SEM-EDS บริเวณเมทริกซ์ (1) บริเวณคาร์ไบด์ ยูเทคติก M_7C_3 (2) บริเวณคาร์ไบด์ยูเทคติก M_6C (3) และบริเวณคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 ที่เปลี่ยนเฟส (4) และ (ฉ) ตารางผลการวิเคราะห์ปริมาณธาตุ

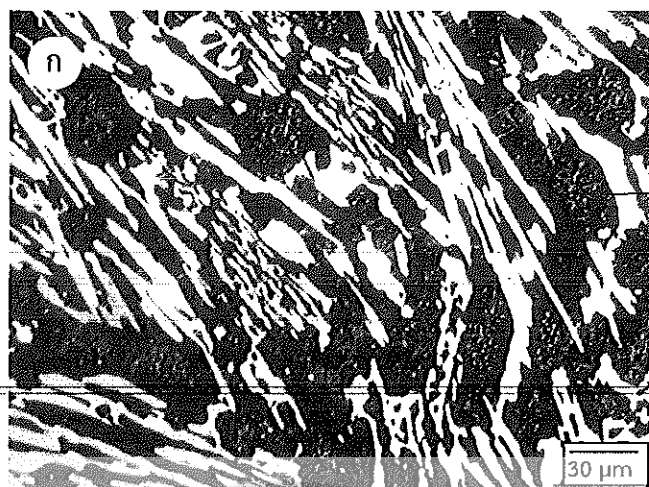
โครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อนและดีสเทปีไลเซชัน

จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคหลังอบดีสเทปีไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ไม่ผ่านการอบอ่อน) พบการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุตติยภูมิในเดนไดรต์ของออสเตนไนต์ปฐมภูมิซึ่งเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซด์และในบริเวณยูเทกติกออสเตนไนต์ และยังพบว่าคาร์ไบด์ยูเทกติกชนิด M_7C_3 มีคอนทราสต์ที่ต่างกัน และคาร์ไบด์ยูเทกติกชนิด M_6C มีลักษณะกลมมนมากยิ่งขึ้นเมื่อเทียบกับสภาพหล่อ ดังรูป 4.29 เมื่อใช้การตัดแบบลึกจะสามารถเห็นลักษณะของคาร์ไบด์ทุตติยภูมิใน 3 มิติ ดังรูป 4.30 โดยคาร์ไบด์ทุตติยภูมิมีลักษณะเป็นแท่งยาวเช่นเดียวกับในเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม แต่มีขนาดใหญ่และมีปริมาณมากกว่า

จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C และตามด้วยการอบดีสเทปีไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง จะพบการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุตติยภูมิในเมทริกซ์ของมาร์เทนไซด์เช่นเดียวกับในเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม แต่จะมีปริมาณที่มากกว่าเนื่องจากโมลิบดีนัมจะเป็นตัวช่วยทำให้เกิดคาร์ไบด์ได้มากขึ้น ดังรูป 4.31–4.36

นอกจากนี้ยังพบว่าการเปลี่ยนเฟสของคาร์ไบด์ M_7C_3 มีปริมาณเพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับหลังการอบอ่อนอย่างเดี่ยว โดยเฉพาะการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C จะเห็นได้ว่าคาร์ไบด์ M_7C_3 บางบริเวณเปลี่ยนเป็นคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ เกือบทั้งหมด





คาร์ไบด์ทุติยภูมิ
ที่ตกตะกอนใน α'



คาร์ไบด์ยูเทกติก
ชนิด M_6C

คาร์ไบด์ยูเทกติก
ชนิด M_7C_3

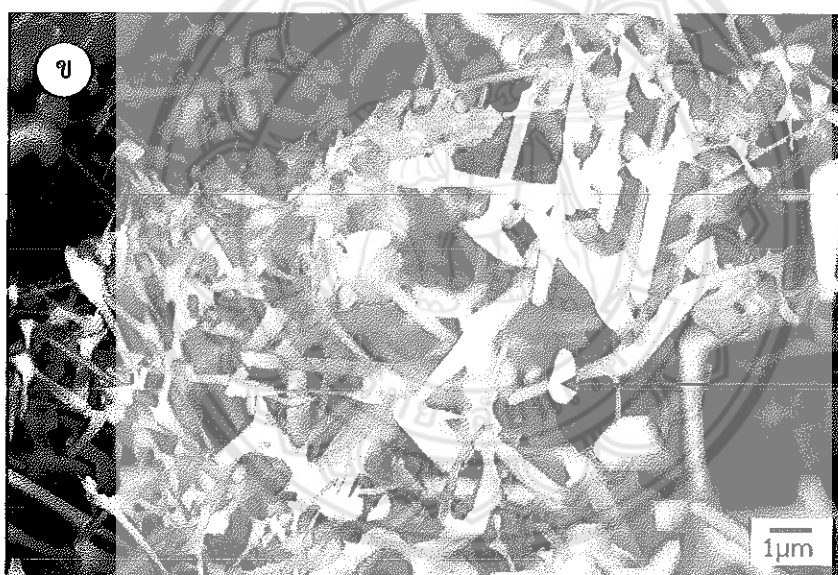


คาร์ไบด์ทุติยภูมิ
ที่ตกตะกอน

รูป 4.29 โครงสร้างจุลภาคหลังการอบตีเสตปีไลเซชันของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัม (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-EDS บริเวณเดนไดรต์และบริเวณยูเทกติกออสเทนไนต์ (กรด $Na_2S_2O_5$ 10 g + HCl 50 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)

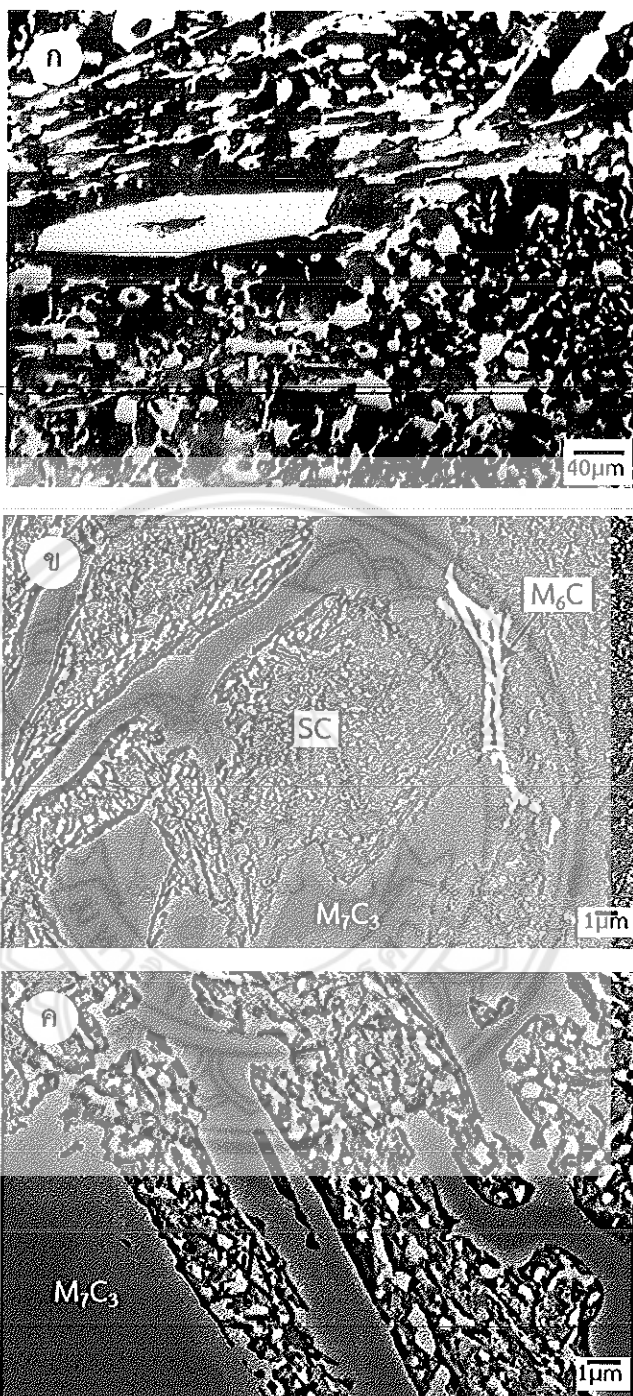


คาร์ไบด์ทุติยภูมิ
ชนิด $M_{23}C_6$

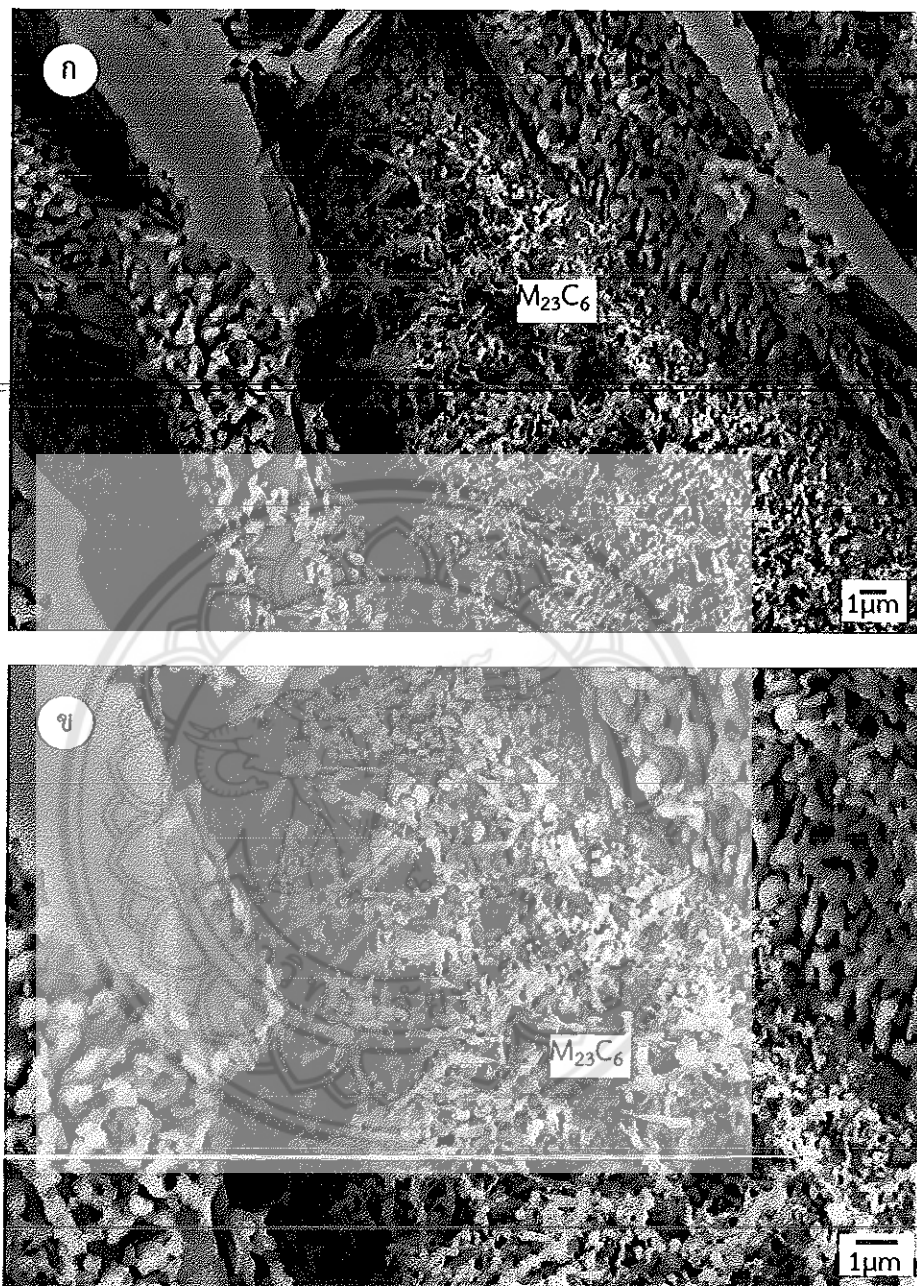


คาร์ไบด์ทุติยภูมิ
ที่ตกตะกอน

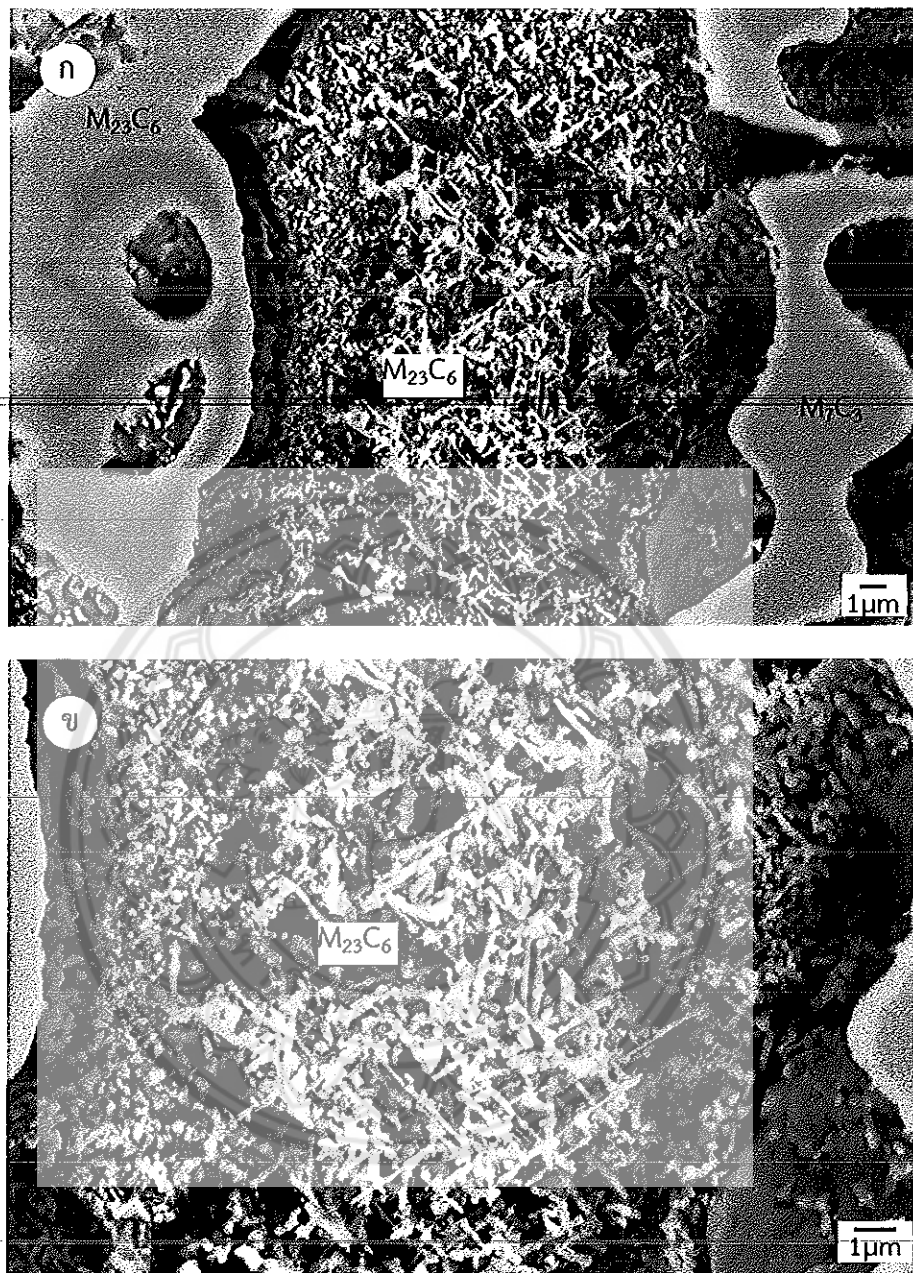
รูป 4.30 โครงสร้างจุลภาคหลังอบตีสเตปไลเซชันของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัม หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ยูเทคติกใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 1000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า (กรด HCl 100 ml + CH₃OH 100 ml)



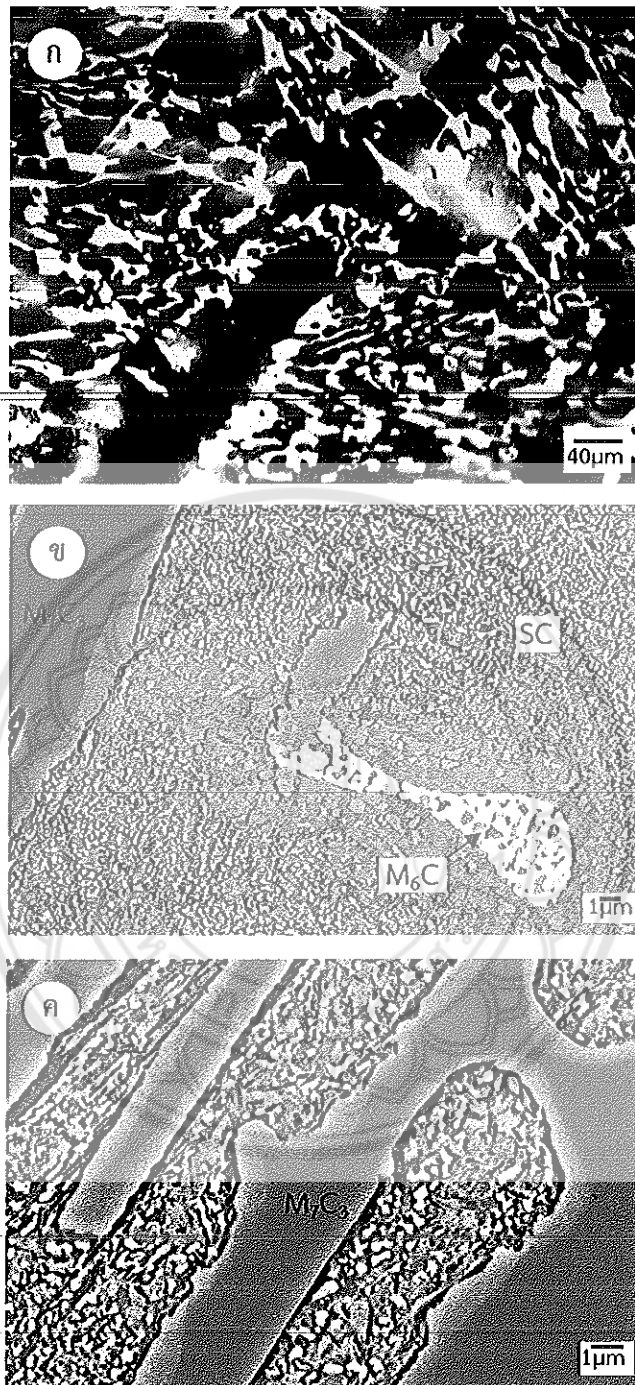
รูปที่ 4.31 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และอบตีสเตบิไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI (กรด Na₂S₂O₅ 10 g + HCl 30 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)



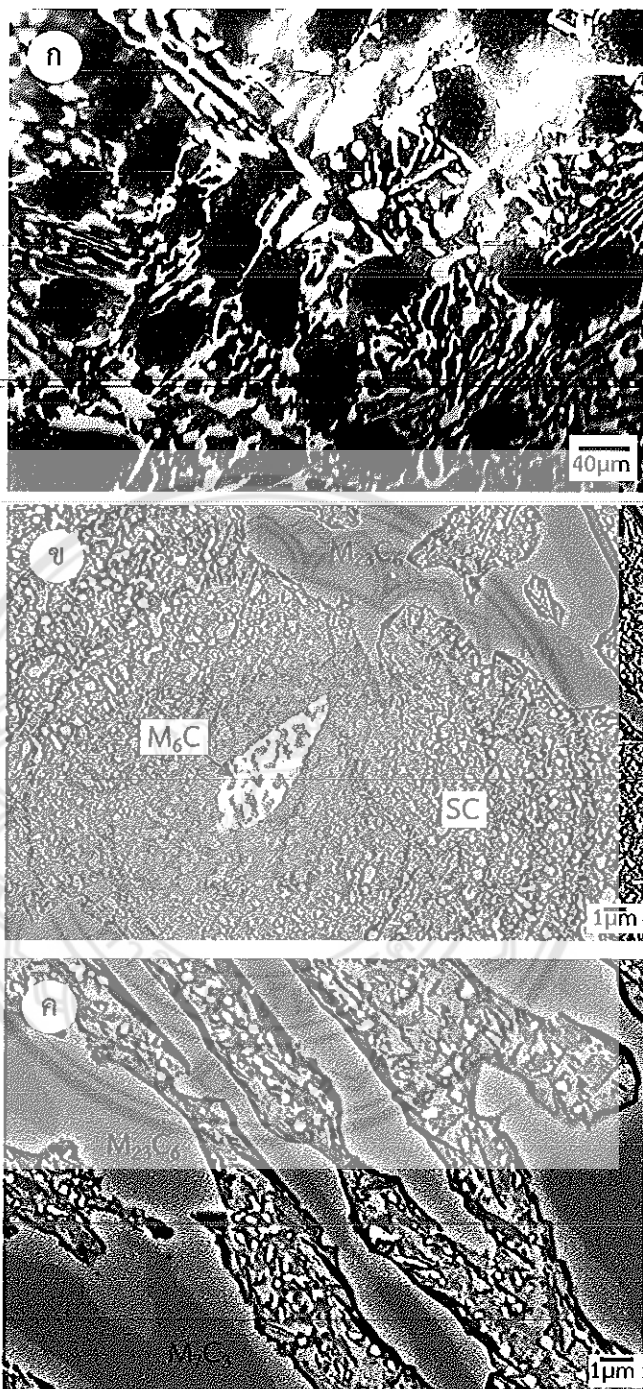
รูปที่ 4.32 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และหลังการอบตีเสตปีไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบสีกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า (กรด Nital 40 ml + น้ำ 60 ml และตามด้วยกรด HCl 50 ml + น้ำ 50 ml)



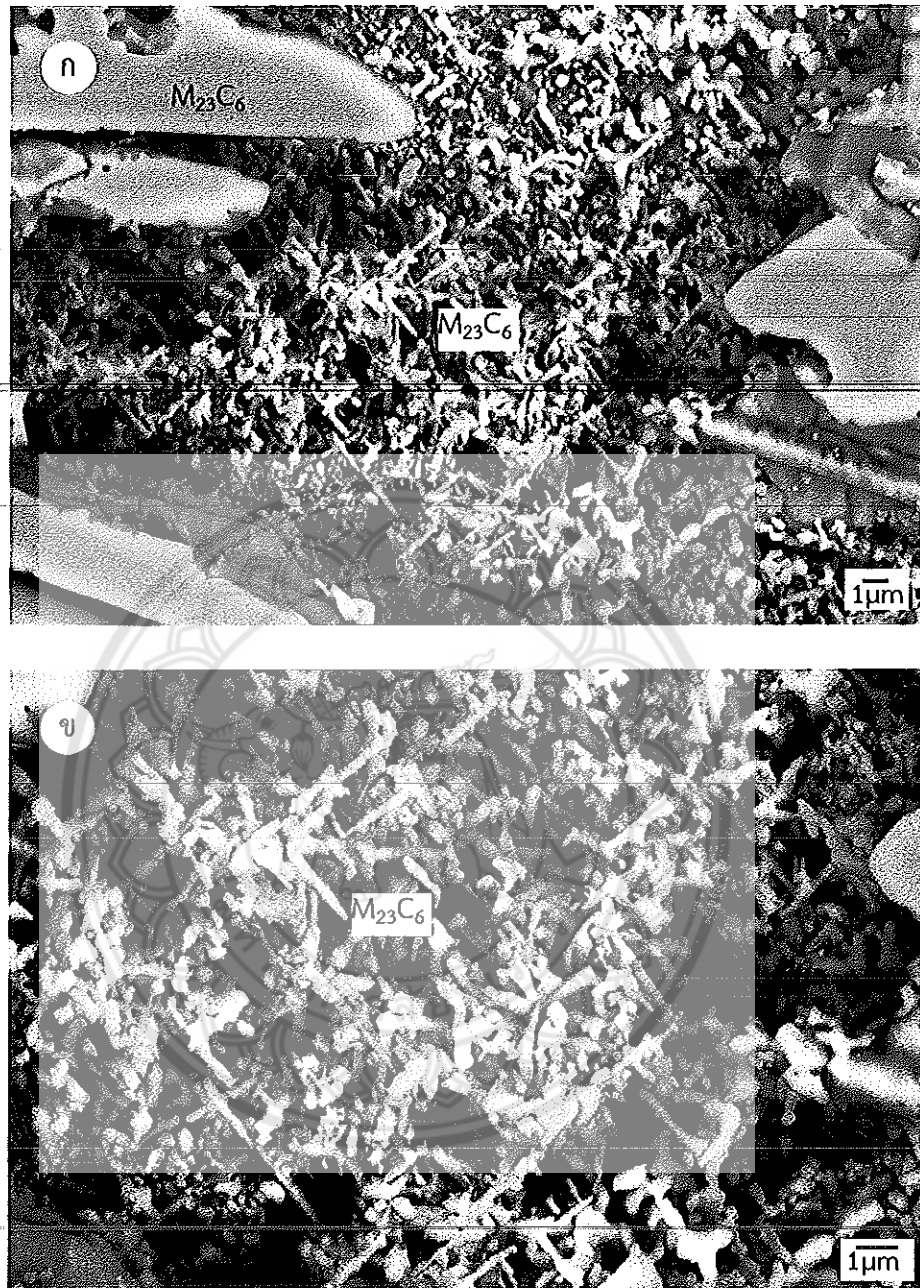
รูปที่ 4.34 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $900^{\circ}C$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และหลังการอบตีเสตปีไลเซชันที่อุณหภูมิ $1000^{\circ}C$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า (กรด Nital 40 ml + น้ำ 60 ml และตามด้วยกรด HCl 50 ml + น้ำ 50 ml)



รูปที่ 4.33 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และอบตีสเตปโลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI (กรด $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10 g + HCl 30 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)



รูปที่ 4.35 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และอบตีสเตปโลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข-ค) ภาพถ่าย SEM-BEI (กรด $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10 g + HCl 30 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)



รูปที่ 4.36 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $1000^{\circ}C$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และหลังการอบตีสเตบิไลเซชันที่อุณหภูมิ $1000^{\circ}C$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ (ก) กำลังขยาย 3000 เท่า (ข) กำลังขยาย 5000 เท่า (กรด Nital 40 ml + น้ำ 60 ml และตามด้วยกรด HCl 50 ml + น้ำ 50 ml)

4.3 ความแข็ง

จากการทดสอบความแข็งโดยรวมของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr ที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (R) และเติมโมลิบดีนัม (Mo1) ในสภาพหล่อพบว่ามีความแข็งเท่ากับ 507 และ 526 HV30 และมีความแข็งจุลภาคบริเวณเมทริกซ์เท่ากับ 413 และ 420 HV0.1 ตามลำดับ และรูป 4.37 การเติมโมลิบดีนัมทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้น เนื่องจากการเกิดคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 ร่วมกับ M_6C ที่มีความแข็งสูง ส่วนความแข็งในเมทริกซ์สูงขึ้นด้วยเนื่องจากการละลายของโมลิบดีนัมในลักษณะสารละลายของแข็ง (Solid Solution)

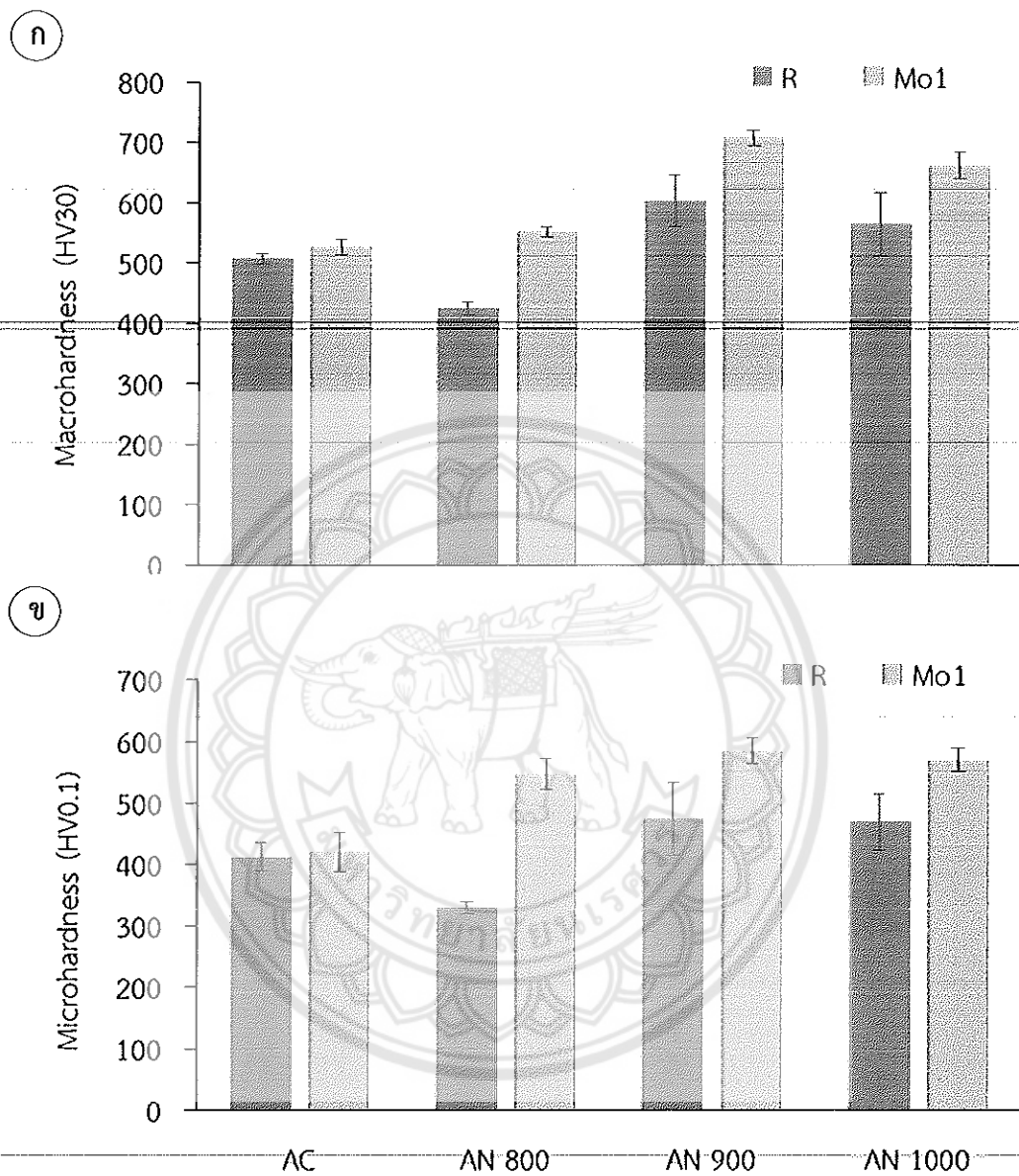
การอบอ่อน (AN) ที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง พบว่าเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (R) มีความแข็งโดยรวมเฉลี่ยเท่ากับ 425 602 และ 564 HV30 ตามลำดับ และมีความแข็งจุลภาคเฉลี่ยเท่ากับ 330 475 และ 469 HV0.1 ส่วนเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมมีความแข็งโดยรวมเฉลี่ยเท่ากับ 551 707 และ 661 HV30 ตามลำดับ และมีความแข็งจุลภาคเฉลี่ยเท่ากับ 547 584 และ 570 HV0.1 จากผลการทดลองจะเห็นได้ว่าเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมเมื่ออบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C จะทำให้ความแข็งลดลงต่ำกว่าในสภาพหล่อ เนื่องจากการเปลี่ยนโครงสร้างจากออสเทนไนต์เป็นเฟอร์ไรต์ที่อ่อนกว่า อย่างไรก็ตามพบว่าความแข็งที่ได้ยังมีค่าสูงกว่า 400 HV30 ทั้งนี้เนื่องจากการเกิดโครงสร้างของเฟิร์ลไลต์ในบางบริเวณ ส่วนการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900 และ 1000°C ความแข็งมีค่าเพิ่มมากขึ้นจากสภาพหล่อเช่นเดียวกับเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมซึ่งมีความแข็งเพิ่มขึ้นทุกอุณหภูมิ ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากอัตราการเย็นตัวของชิ้นงานภายในเตายังสูงเกินไป (40°C/h) ทำให้บางบริเวณอาจเกิดโครงสร้างของมาร์เทนไซต์ จากการวิจัยของ Kibble และ Pearce (1995) รายงานว่าอัตราการเย็นตัวควรต่ำกว่า 20°C/h จึงจะทำให้ ออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นเฟอร์ไรต์อย่างสมบูรณ์

หลังการอบตีสเตบิไลเซชัน (DT) ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ดังรูป 4.38 พบว่าเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมและเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัม มีความแข็งโดยรวมเฉลี่ย 736 และ 783 HV30 ตามลำดับ และความแข็งจุลภาคเฉลี่ยเท่ากับ 681 และ 720 HV0.1 ตามลำดับ ส่วนเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และตามด้วยการอบตีสเตบิไลเซชัน (AN+DT) พบว่าเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมมีความแข็งโดยรวมเฉลี่ยเท่ากับ 830 828 และ 822 HV30 ตามลำดับ และมีความแข็งจุลภาคเฉลี่ยเท่ากับ 728 698 และ 690 HV0.1 ตามลำดับ ส่วนเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมมีความแข็งโดยรวมเฉลี่ยเท่ากับ 907 873 และ 880 HV30 ตามลำดับ และมีความแข็งจุลภาคเฉลี่ยเท่ากับ 808 790 และ 795 HV0.1 ตามลำดับ โดยความแข็งที่เพิ่มมากขึ้น เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่มีจำนวนเพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับการอบตีสเตบิไลเซชันเพียงอย่างเดียว ซึ่งคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่เพิ่มขึ้นอาจจะเกิดขึ้นในระหว่างการอบอ่อนและโตขึ้นในระหว่างการอบตีสเตบิไลเซชัน การเติมโมลิบดีนัมทำให้ความแข็งหลังการอบตีสเตบิไลเซชันเพิ่มมากขึ้น เนื่องจากปริมาณของคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่มีจำนวนมากเมื่อเทียบกับเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม

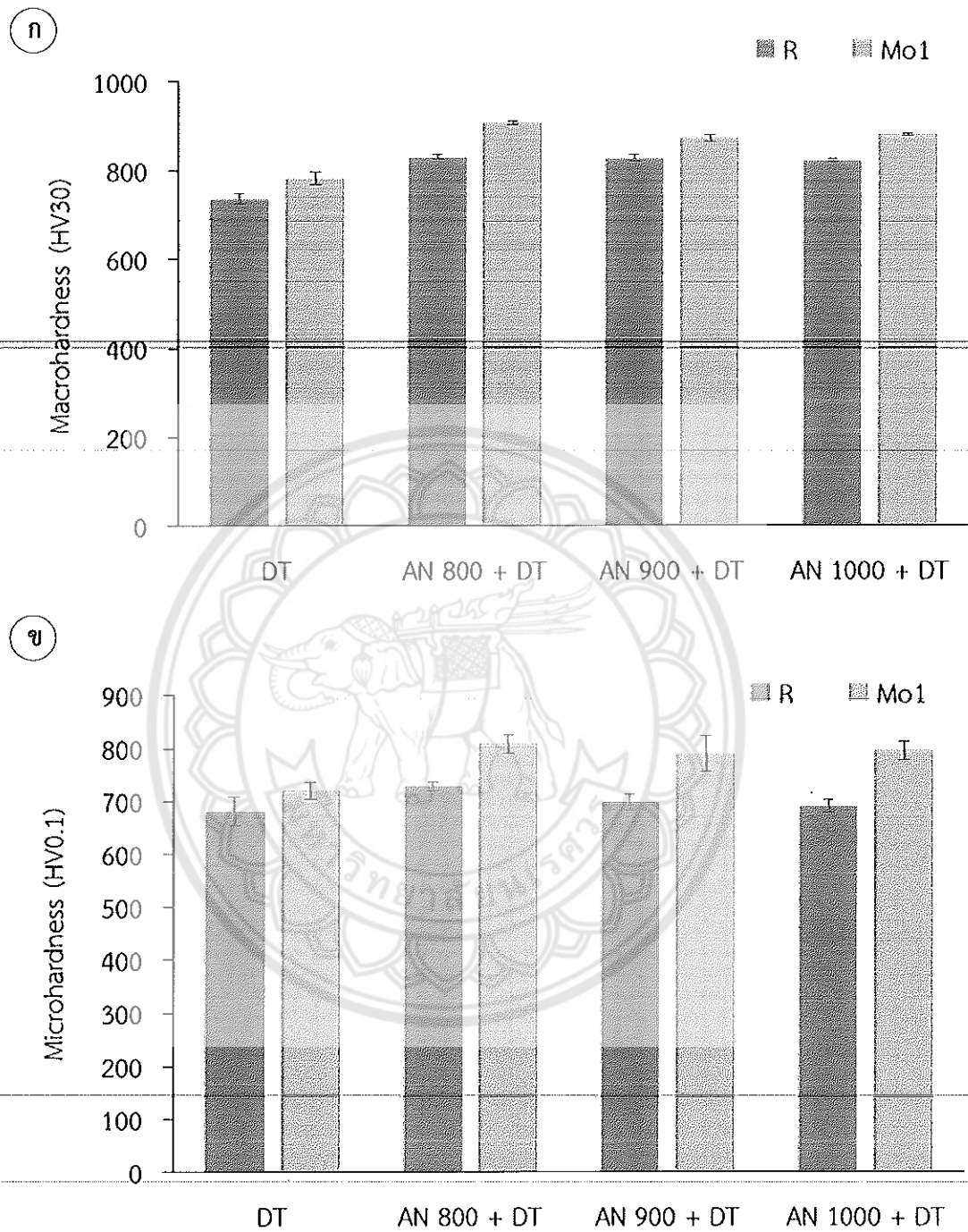
อย่างไรก็ตามการอบอ่อนที่อุณหภูมิสูง ความแข็งมีแนวโน้มลดลงทั้งหลังการอบอ่อนและหลังการอบตีสเตปิลไฮเซชัน อาจเนื่องมาจากการเกิดคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่มีจำนวนมากและขนาดใหญ่ ส่งผลให้ปริมาณคาร์บอนในเมทริกซ์ลดลงทำให้ได้โครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีปริมาณคาร์บอนต่ำส่งผลให้ความแข็งลดลง ซึ่งสอดคล้องกับความแข็งจุลภาคในบริเวณเมทริกซ์

เมื่อทดสอบผลของการอบอ่อนต่อความแข็งและเวลาในการอบตีสเตปิลไฮเซชันพบว่า เหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบตีสเตปิลไฮเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ความแข็งโดยรวมและความแข็งจุลภาค มีค่าเป็น 736 และ 681 HV0.1 การอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ตามด้วยการอบตีสเตปิลไฮเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2 และ 4 ชั่วโมง ความแข็งโดยรวมมีค่าเป็น 843 และ 830 HV30 ตามลำดับ ความแข็งจุลภาคมีค่าเป็น 750 และ 740 HV0.1 ตามลำดับ ดังรูป 3.39 ซึ่งจะเห็นว่าการอบอ่อนก่อนการอบตีสเตปิลไฮเซชันส่งผลให้ความแข็งสูงกว่าการทำตีสเตปิลไฮเซชันเพียงอย่างเดียว และยังช่วยลดระยะเวลาในการอบตีสเตปิลไฮเซชันให้สั้นลง แต่มีความแข็งที่สูงกว่า

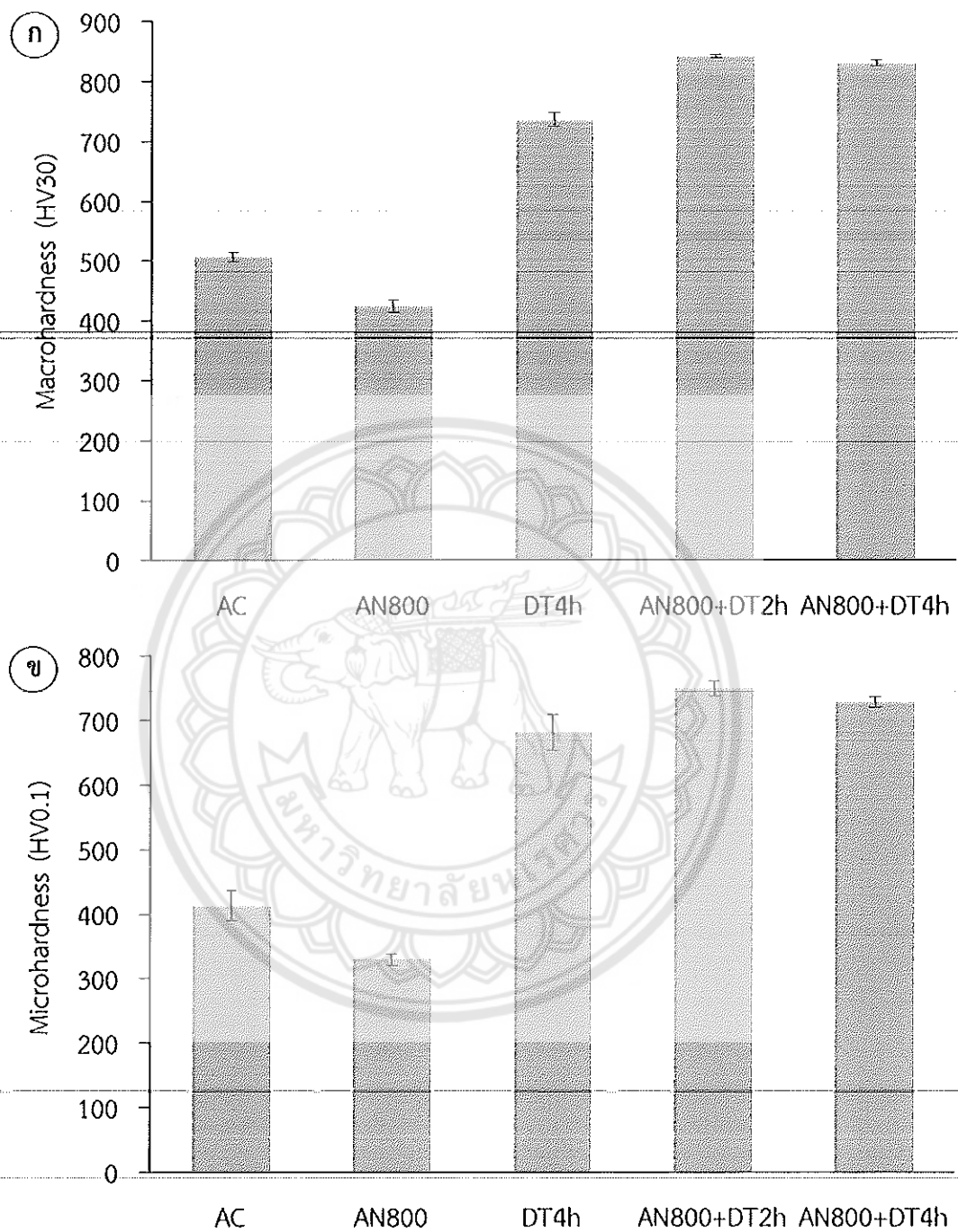




รูปที่ 4.37 ผลของการอบอ่อนต่อความแข็งในเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (R) และเติมโมลิบดีนัม (Mo1) (ก) ความแข็งโดยรวม (ข) ความแข็งจุลภาคบริเวณเมทริกซ์ (AC= สภาพหล่อ AN= การอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C)



รูปที่ 4.38 ผลของการอบคัสเตปิโลเซชันต่อความแข็งในเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (R) และเติมโมลิบดีนัม (Mo1) (ก) ความแข็งโดยรวม (ข) ความแข็งจุลภาคบริเวณเมทริกซ์ (AC= สภาพหล่อ AN= การอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C DT = คัสเตปิโลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง)



รูปที่ 4.39 ผลของการอบอ่อนและอบตีสเตปิลเซชันต่อความแข็งในเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติม โมลิบดีนัม (R) (ก) ความแข็งโดยรวม (ข) ความแข็งจุลภาคบริเวณเมทริกซ์ (AC= สภาวะหล่อ AN = การอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C DT=ตีสเตปิลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2 และ 4 ชั่วโมง)

บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

จากการศึกษาผลของอบอ่อนต่อโครงสร้างและสมบัติของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr และ 28wt%Cr-1.4wt%Mo สามารถสรุปผลการทดลองได้ดังนี้

5.1 สรุปผลการทดลอง

1. โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr ที่ไม่เติมโมลิบดีนัมประกอบด้วยเดนไดรท์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ คาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด M_7C_3 ($M = Fe, Cr, Mo$) และยูเทคติกออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ มีความแข็งโดยรวม 507 HV30 ส่วนเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัม 1wt% (Mo1) มีโครงสร้างเช่นเดียวกัน แต่พบคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด M_7C_3 และ M_6C ทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้นเป็น 526 HV30

2. โครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800 900 1000°C ของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิ $M_{23}C_6$ ที่ตกตะกอนในเมทริกซ์ของเฟอร์ไรท์ คาร์ไบด์ M_7C_3 และมีเฟิร์สไลต์บางส่วน การอบอ่อนที่สูงจะมีปริมาณคาร์ไบด์ทุติยภูมิเพิ่มขึ้นและขนาดใหญ่ขึ้น ส่วนเหล็กหล่อ Mo1 หลังการอบอ่อนจะมีปริมาณของคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในเมทริกซ์ของเฟอร์ไรท์มากกว่า และการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C ไม่พบโครงสร้างของเฟิร์สไลต์

3. โครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อนและดีสเทบิไลเซชันของเหล็กหล่อทั้งสองประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิ $M_{23}C_6$ ที่ตกตะกอนในเดนไดรท์ของมาร์เทนไซต์ และพบการเปลี่ยนแปลงของคาร์ไบด์ยูเทคติก การอบอ่อนที่อุณหภูมิสูงขึ้นจะทำให้คาร์ไบด์ทุติยภูมิหลังการอบดีสเทบิไลเซชันมีปริมาณและขนาดเพิ่มขึ้น

4. เหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000°C มีความแข็งเท่ากับ 425, 602 และ 564 HV30 ตามลำดับ ส่วนเหล็กหล่อ Mo1 มีความแข็งสูงกว่าเท่ากับ 551 707 และ 661 HV30 ตามลำดับ ดังนั้นจะเห็นว่าเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนมีความแข็งลดลงใกล้เคียงกับ 400 HV ส่วนเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมไม่สามารถลดความแข็งให้ต่ำกว่า 400 HV ได้ เนื่องจากอัตราการเย็นตัวในเตาเร็วเกินไป ทำให้เมทริกซ์ของออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นมาเทนไซต์บางส่วน

5. เหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมหลังการอบอ่อนและดีสเทบิไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ความแข็งมีค่าเพิ่มขึ้นเป็น 830 828 และ 822 HV30 ตามลำดับ ส่วนเหล็กหล่อ Mo1 มีความแข็งเพิ่มมากขึ้นเป็น 907 873 และ 822 HV30 เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในเมทริกซ์ของมาเทนไซต์

6. การอบอ่อนก่อนการการอบดีสเทบิไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2 และ 4 ชั่วโมง ในเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม มีความแข็งเป็น 843 และ 830 HV30 ตามลำดับ ซึ่งจะเห็นว่า การอบอ่อนก่อนการอบดีสเทบิไลเซชันส่งผลให้ความแข็งสูงกว่าการทำดีสเทบิไลเซชันเพียงอย่างเดียว และยังช่วยลดระยะเวลาในการอบดีสเทบิไลเซชันให้สั้นลง แต่มีความแข็งที่สูงกว่า

5.2 ข้อเสนอแนะ

1. จากการทดลองจะเห็นว่าความแข็งหลังการอบอ่อนยังมีค่าสูงกว่า 400 HV เนื่องจากอัตราเย็นตัวของเตาเร็วเกินไป ทำให้การเปลี่ยนโครงสร้างจากออสเทนไนต์เป็นเฟอไรต์ไม่สมบูรณ์ ดังนั้นจึงควรมีการปรับอัตราการเย็นตัวให้ช้าลง เพื่อให้ได้ความแข็งที่เหมาะสมกับการใช้เครื่องมือในการกลึงไสที่มีอยู่ทั่วไปได้

2. ปัจจัยที่ส่งผลต่อความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูงคือ ชนิด ลักษณะ และการกระจายตัวของคาร์ไบด์ยูเทคติกและคาร์ไบด์ทุติยภูมิ รวมทั้งโครงสร้างของเมทริกซ์ที่ยึดกับคาร์ไบด์ยูเทคติก ดังนั้นจึงควรมีการศึกษาชนิดของคาร์ไบด์ยูเทคติก คาร์ไบด์ทุติยภูมิ และโครงสร้างของเมทริกซ์ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน



เอกสารอ้างอิง

- [1] Pearce, J.T.H. และ บัญชา อนุบุญสมบัติ (2542) เทคโนโลยีและโลหะวิทยาของเหล็กหล่อผสม, ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ, พิมพ์ครั้งที่ 1, หน้า 10 - 14.
- [2] มนัส สติรจินดา (2527) เหล็กหล่อ, วิศวกรรมสถานแห่งประเทศไทย, พิมพ์ครั้งที่ 1.
- [3] Wiengmoon, A., (2005) "Microstructures of carbides in high chromium cast irons", Ph.D. Thesis. Chiang Mai University, Thailand.
- [4] Pearce, J.T.H., (1982) "Wear of abrasion resisting materials", Ph.D thesis. Aston University, Birmingham, England.
- [5] Pearce, J. T. H. and Elwell, D. W. L., (1986) "Duplex nature of eutectic carbides in heat treated 30% chromium cast iron", J. Mat. Sci Lett., 5, 1063-1064.
- [6] Pearce, J.T.H., (1999) "High chromium irons to resist wear", Proceedings of the Sixth Asian Foundry Congress, Jan 23-26, Calcutta India, 120-134.
- [7] Tabrett, C.P., Sare, I.R. and Ghomashchi, M. R., (1996) "Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys", Int. Mater. Rev., 41, 59-82.
- [8] Durman, R.W. and Elwell, D.W.J., (1985) "Morphology of eutectic carbides in high chromium white irons", The British Foundryman, 78, 371-375.
- [9] Thorpe, W.R. and Chicco, B., (1985) "The Fe-rich corner of the metastable C-Cr-Fe liquidus surface", Metall. Trans. A, 16A, 1541-1549.
- [10] Chicco, B. and Thorpe, W.R., (1993) "On the solidification of pure C-Cr-Fe alloys", Cast Metals, 5, 203-211.
- [11] Laird, G., Gundlach, R. and Rohrig, K., (2000) "Abrasion-Resistant Cast Iron Handbook", American Foundry Society, USA, pp.222.
- [12] Wu, H.Q., Sasaguri, N., Matsubara, Y. and Hashimoto, M., (1996) "Solidification of multi-alloyed white cast iron: Type and morphology of carbides", AFS Trans, 104, 103-108.
- [13] Pearce, J.T.H., (1984) "Structure and wear performance of abrasion resistant chromium white cast irons", AFS Trans., 92, 599-622.
- [14] Powell, G., (2002) "Improved wear-resistant high-alloyed white irons-A historical perspective", International congress on abrasion wear resistance alloyed white cast iron for rolling and pulverizing mills, August 16-20, Fukuoka, Japan, 1-10.
- [15] Boyes, J.W., (1966) "High-chromium cast irons for use at elevated temperature", Iron and Steel, 39, 102-109.
- [16] Kibble, K.A. and Pearce, J.T.H. (1995) "An examination of the effects of annealing heat treatment on secondary carbide formation in 25% Cr high chromium irons". Cast Metals, Volume 8, no. 2, 123-127.

- [17] Wiengmoon, A., (2011) "Carbide in High Chromium Cast Irons", Naresuan University Engineering Journal, 6(1), 64-71.
- [18] Imurai, S., Thanachayanont, C., Pearce, J.T.H., Tsuda, K., Chairuangri, T. (2014) "Effects of Mo on microstructure of as-cast 28wt%Cr-2.6wt%C-(0-10)wt%Mo irons", Mat. Char., 90, 99-112.
- [19] Wiengmoon, A., Chairuangri, T., Brown, A., Brydson, R., Edmonds, D.V., Pearce, J.T.H. (2005) Microstructural and crystallographical study of carbides in 30wt%Cr cast irons, Acta Mater., 53, 41-43.
- [20] Wang, J., Li, C., Liu, H., Yang, H., Shen, B., Gao, S., Huang, S. (2006) The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron, Mat. Char., 56, 73-78.
- [21] Powel, G.L.F., Bee, J.V. (1996) Secondary carbide precipitation in an 18wt%Cr-1wt%Mo white iron, J. Mat. Sci., 31, 707-711.
- [22] Agunsoye, J.O., Ayeni, A.A. (2012) Effect of heat treatment on the abrasive wear behavior of high chromium iron under dry sliding condition, Tribology in Industry, 34, 82-91.
- [23] Berkunl, M.N., Volchokl, P., ZhivitsaV, V., Topal. I. (1971) Effect of heat treatment on the properties of high-chromium cast iron, Met. Sci. Heat Treat., 13, 69-71.
- [24] Chen, L., Iyengar, S., Zhou, J., Turba, K. Ståhl, J.E. (2012) Characterization of microstructure and mechanical properties of high chromium cast irons using SEM and nanoindentation, J. Mater. Eng. Perform., 24, 98-105.
- [25] Inthidech, S., Sricharoenchai, P., Matsubara, Y. (2006) Effect of alloying elements on heat treatment behavior of hypoeutectic high chromium cast iron, Mater. Trans., 47, 72-81.
- [26] Cubillos, P.O., Bernardini, P.A.N., Fredel, M.C., Campos, R.A. (2015) Wear resistance of high chromium white cast iron for coal grinding rolls, Revista Facultad de Ingeniería, Universidad de Antioquia, 76, 134-142.

ภาคผนวก

ผลงานตีพิมพ์

1. ผลงานตีพิมพ์ในวารสารระดับนานาชาติ

A Wiengmoon*, J Khantee, J T H Pearce and T Chairuangri, Effect of pre-annealing heat treatment on destabilization behavior of 28wt.%Cr-2.6wt.% C high-chromium cast iron, IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 474 (2019) 012041 doi:10.1088/1757-899X/ 474/1/ 012041 (Scopus)

2. นำเสนอในการประชุมวิชาการในระดับนานาชาติ ที่มีการตีพิมพ์บน Proceeding

A. Wiengmoon*, S. Imurai, J.T.H Pearce, S. Nusen, T. Chairuangri, Microstructural Study and Hardness of Annealed and Destabilized 28wt.%Cr-1wt.%Mo Cast Iron, Proceedings of the 36th MST International Conference, 26-29 March 2019, Bangkok, Thailand.

3. นำเสนอในการประชุมวิชาการในระดับนานาชาติ ที่มีการตีพิมพ์บน Proceeding

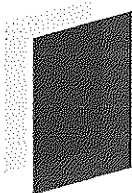
K. Ruangchai, R. Tongri, J.T.H Pearce, T. Chairuangri, A. Wiengmoon*, Microstructural Study and Hardness of Heat Treated 28wt.%Cr-2.6 wt.%C-1wt.%Mo Cast Iron, Proceedings of the 37th MST International Conference, 25-28 February 2020, Nakhonratchasima, Thailand.

PAPER • OPEN ACCESS

Effect of pre-annealing heat treatment on destabilization behavior of 28 wt. % Cr-2.6 wt. % C high-chromium cast iron

To cite this article: A Wiengmoon *et al* 2019 *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* **474** 012041

View the [article online](#) for updates and enhancements.



IOP ebooks™

Through our innovative digital publishing with leading voices
to create your essential collection of books in STEM research

Start exploring the collection - download the first chapter of
every title for free.

Effect of pre-annealing heat treatment on destabilization behavior of 28 wt. % Cr-2.6 wt. % C high-chromium cast iron

A Wiengmoon^{1,*}, J Khantee¹, J T H Pearce² and T Chairuangri³

¹Department of Physics, Faculty of Science, Naresuan University, Phitsanulok 65000, Thailand

²Panyapiwat Institute of Management, Nonthaburi 11120, Thailand

³Department of Industrial Chemistry, Faculty of Science, Chiang Mai University, Chiang Mai 50200, Thailand

*E-mail: ampornw@nu.ac.th

Abstract. In the present work, the effects of pre-annealing heat treatment on microstructure and hardness in destabilized 28 wt. % Cr-2.6 wt. % C high-chromium irons have been investigated by X-ray diffraction, light microscopy, and scanning electron microscopy. As-cast specimens were annealed at 800°C for 4 h, and then furnace cooled. Destabilization after annealing was carried out at 1000°C for 2 and 4 h, followed by forced air-cooling to room temperature. Vickers macro-hardness was measured on specimens from each condition. The results revealed that the as-cast microstructure consisted of primary austenite dendrites with an interdendritic eutectic structure of M_7C_3 carbide and eutectic austenite. The eutectic austenite had partially transformed to martensite during cooling in the mold. During annealing at 800°C, austenite converted to carbides + ferrite and some pearlite. The hardness decreased from 507 to 425 HV30. Destabilization led to precipitation of secondary carbides and transformation of dendritic and eutectic austenite to martensite with some retained austenite. After destabilization, the macro-hardness increased from 736 HV30 in the iron without prior annealing up to 843 HV30 in the iron with annealing plus destabilization. For maximum hardness, prior annealing reduced the destabilization time from 4 to 2 h.

1. Introduction

High-chromium cast irons are widely used in applications in which high abrasive wear resistance is required such as wear parts in mining, mineral and cement industries. The performance of these irons can be improved by heat treatment, and alloying element [1-7] and their wear resistance depends on the type and the volumetric fraction of matrix and carbides. Although un-machined high-chromium cast iron casting can be used for abrasion resistance. There are some applications of these irons where machining operations become necessary such as the mating faces between pump bodies and their end liners and the faces of roll segments used in crushing rolls. Machined fitting faces ensure that correct assembly with other parts can be achieved during the production or maintenance of crushing and pumping equipment. High-chromium cast irons are difficult to machine due to the presence of large amounts of hard eutectic carbides coupled with work hardening austenitic or hard martensitic matrices in their microstructures. Machining such structures can cause rapid wear damage to cutting tools. To allow conventional tool machining in place of grinding, annealing heat treatments at 700-950°C can be used to reduce hardness levels to below 400 HV [8-12]. During annealing, austenite decomposes into ferrite and pearlitic and/or secondary carbides [8, 10-12]. The problems involved in the machining of white alloy irons, in general, have been considerably reduced by the use of cubic boron nitride (CBN)



cutting tool tips, which can replace conventional carbide or alumina ceramic tooling and grinding with silicon carbide wheels [13-14]. CBN tooling enables cost-effective machining of the as-cast austenitic matrix or hardened irons since it avoids the need to use grinding, which is not only slow but may also introduce grinding cracks. Even when CBN tooling is available annealing to produce lower hardness levels is often required notably when integral screw threads have to be provided to avoid the use of cast-in inserts in slurry pump parts [15]. After annealing treatment and machining, irons can then be hardened by re-austenitization and destabilization following by air hardening heat treatment to provide a martensite matrix with higher hardness and wear resistance. Destabilization involves heating to and holding at 900-1025°C for up to 6 h to destabilize the austenite matrix by encouraging precipitation of secondary carbides. After destabilization and air hardening, the microstructure consists of eutectic carbide (M_7C_3) and secondary carbides (normally M_7C_3 and/or $M_{23}C_6$) in a matrix of martensite and some retained austenite [1-4]. The hardness can be increased up to 800 HV30 after destabilization [3-4]. Irons are typically tempered after air hardening to transform retained austenite, reduce internal stress, and control final hardness to provide an optimum balance of wear and impact resistance for a given application [9-12, 16-17].

Apart from reducing the hardness of the irons to accommodate tool machining as mentioned earlier [8-12], pre-annealing was done before destabilization for homogenizing [17]. It was found that pre-annealing did no effect to the hardness of the irons after hardening, but it reduced the destabilization time to develop full hardness [17]. However, higher total hardness and lower destabilization time to establish full hardness were reported for the irons after destabilization with pre-annealing [12]. In the present work, the effects of pre-annealing at 800°C on the microstructure and hardness after destabilization of an iron-containing 28 wt. % Cr-2.6 wt. % C were investigated.

2. Experimental method

2.1. Material preparation and heat treatment

Table 1 shows the chemical composition for high-chromium cast iron prepared by melting in a magnesia crucible, using an electric resistance furnace. The metal was cast into a sand mold to produce cylindrical test bars with a diameter of 25 mm and length of 300 mm.

The as-cast samples were annealed at 800°C for 4 h in an electric furnace with a heating rate of 5°/min and then cooled in the furnace with a cooling rate of 40°/hr. Destabilization after annealing was performed at 1000°C for 2 and 4 h, followed by air-cooling to room temperature. This iron is air-hardenable.

Table 1. The chemical composition of iron in the experiment.

Element (wt.%)									
Cr	C	Mo	Si	Mn	S	Ni	P	W	Fe
27.86	2.63	0.03	0.20	0.11	0.01	0.20	0.02	0.01	Bal.

2.2. Characterization and hardness testing

For microstructural examination, the samples were cut from the as-cast and heat-treated materials. Samples for X-ray diffraction technique (XRD) and scanning electron microscopy (SEM) were ground on silicon carbide papers and then polished with diamond paste. Specimens were etched in 50 ml of HCl and 10 g of $Na_2S_2O_5$ in 100 ml distilled water. The microstructures were studied using an LEO 1455VP SEM operated at 20 kV. The phases present were determined using a Philips X'pert diffractometer with a Cu $K\alpha$ X-ray source. Vickers macro-hardness testing was performed on un-etched specimens using 30 kgf load and 15 s indenting time. The mean values are based on eight different areas in each specimen.

3. Results and Discussion

3.1. Microstructures

The as-cast microstructures shown in figure 1(a), consisted of primary austenite (γ) dendrites with an interdendritic eutectic structure of M_7C_3 carbide ($M = Fe, Cr, Mo$) + eutectic austenite which was partially transformed to martensite (α') during cooling in the sand mold. After annealing at 800°C for 4 h, as seen in figure 1(b), the ferrite (α) matrix + secondary carbides were observed, due to decomposition of austenite during annealing. Small areas of pearlite were also present in the central regions of dendrite arms due to microsegregation effects. The presence of pearlite indicated that the transformation of austenite to ferrite and secondary carbides was incomplete [8].

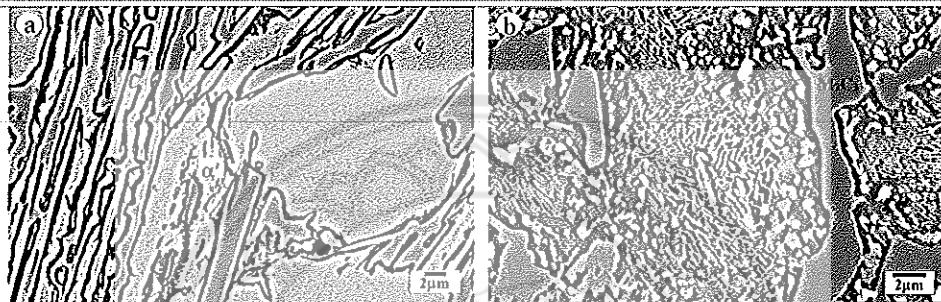


Figure 1. The microstructure of 28 wt. % Cr-2.6 wt. % C iron: (a) as-cast condition (b) annealing at 800°C for 4 h.

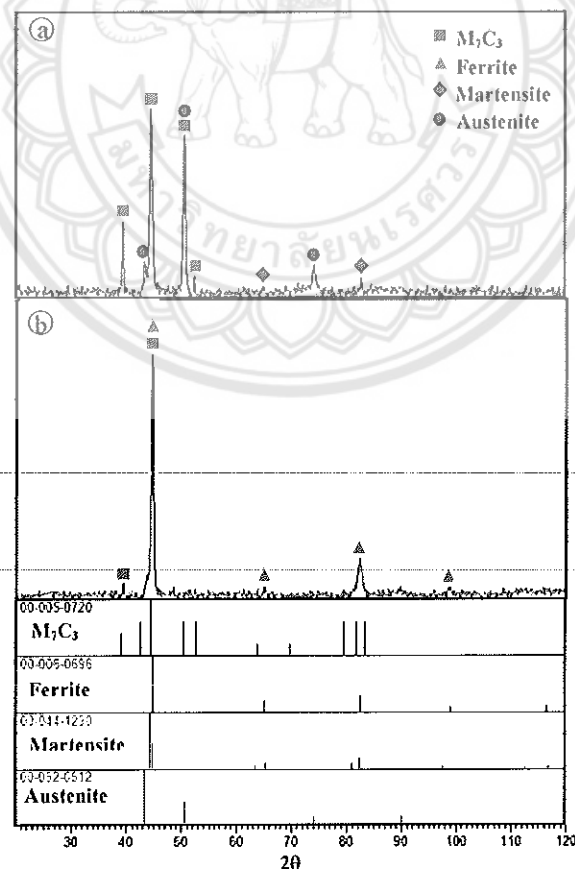


Figure 2. XRD traces obtained from 28 wt. % Cr-2.6 wt. % C iron: (a) as-cast condition (b) annealing at 800°C for 4 h.

Figure 2 shows the XRD patterns of the as-cast iron and after annealing at 800°C for 4 h as compared with the XRD lines of austenite, ferrite, martensite, and M_7C_3 carbide. XRD results confirmed the presence of austenite, martensite and M_7C_3 carbide in the as-cast condition. Peaks from austenite at $2\theta = 43.279^\circ$, 50.408° , 74.054° , martensite at $2\theta = 65.542^\circ$, 81.943° , and M_7C_3 at $2\theta = 39.135^\circ$, 44.370° , 50.375° , 52.553° , were observed. After annealing, M_7C_3 carbide and ferrite formed. Peaks from ferrite at $2\theta = 44.674^\circ$, 65.023° , 82.335° and 98.949° , were observed. The absence of some M_7C_3 peaks in the annealed iron can be attributed to texture effects.

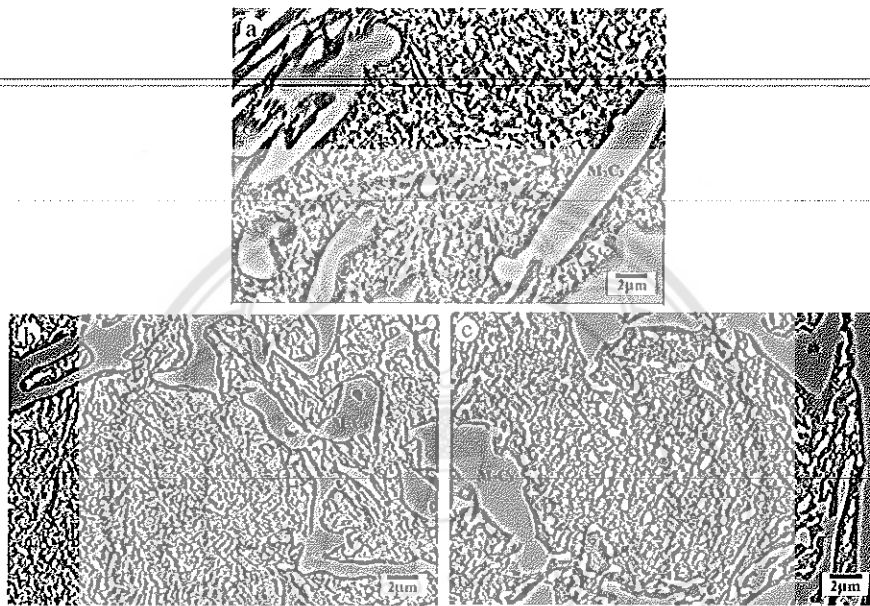


figure 3. The microstructure of 28 wt. % Cr-2.6 wt. % C iron: (a) after destabilization for 4 h, (b) pre-annealing plus destabilization for 2 h and (c) pre-annealing plus destabilization for 4 h.

The microstructures after destabilization for 4 h and annealing plus destabilization for 2 and 4 h, as shown in figure 3, consisted of secondary carbides in a martensite matrix. Pre-annealing increased the amount and sizes of secondary carbides after destabilization. At longer destabilization time of 4 h, as shown in figure 3(c), the secondary carbides were observed to be coarser and fewer in number. This is in agreement to previous work [3-4, 12] and can result from coarsening or the Ostwald ripening of the secondary carbide particles [3].

3.2. Macro-hardness

Figure 4 shows the effect of annealing and destabilization on the macro-hardness. After annealing at 800°C for 4 h, the macro-hardness decreased from 507 HV30 in the as-cast condition to 425 HV30. During annealing at the 800°C transformation of the austenite matrix to ferrite plus secondary and pearlitic carbides is expected to be almost complete such that the furnace cooling rate used in work gave an acceptable low hardness of 425 HV30 since no martensite was formed.

The macro-hardness after destabilization at 1000°C for 4 h in the iron without pre-annealing was 736 HV30. Pre-annealing increased the macro-hardness after destabilization at 1000°C for 2 and 4 h up to 843 and 830 HV30, respectively. This is most likely due to more even distribution or higher degree of homogenization of C and Cr as suggested by Inthidech *et al.* [17], and hence more uniform secondary carbide precipitation. Therefore, it can be suggested that pre-annealing affects increasing the hardness of the irons after destabilization hardening as reported by Cubillos *et al.* [12] and also

reduces the destabilization time to develop full hardness as reported by Cubillos *et al.* [12] and Inthidech *et al.* [17].

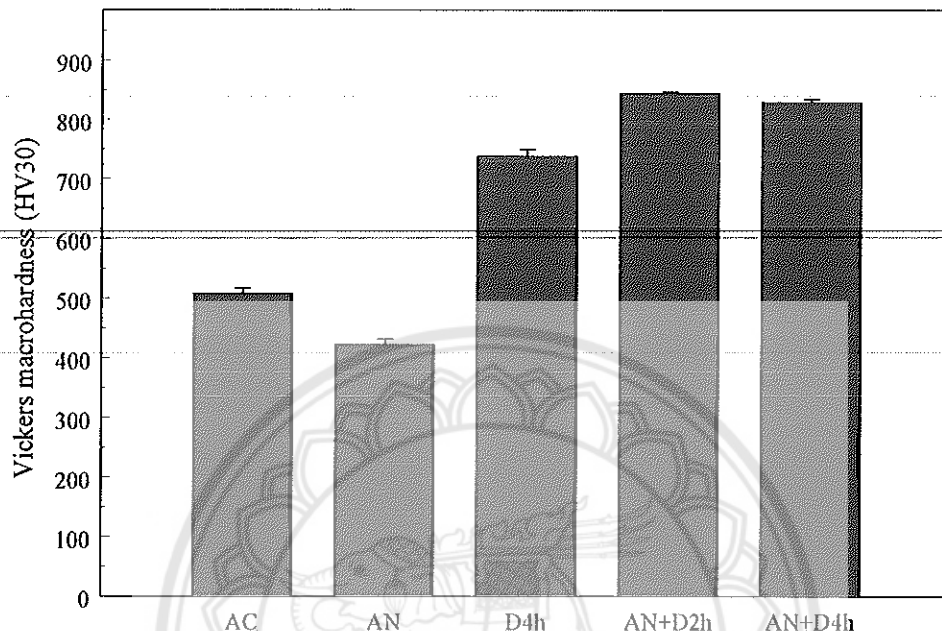


Figure 4. Effect of annealing and annealing plus destabilization on the macro-hardness (AC = as-cast, AN = annealing, D4h = destabilization for 4 h, AN+D2h = annealing plus destabilization for 2 h, AN+D4h = annealing plus destabilization for 4 h).

4. Conclusions

The results obtained and their discussion make it possible to draw the following conclusions:

- ✓ The microstructure of the as-cast 28 wt. % Cr-2.6 wt. % C iron consisted of austenite dendrites, eutectic carbide and some martensite adjacent to carbides.
- ✓ The average as-cast hardness is 500 HV30. A hardness of 425 HV30 can be obtained after annealing at 800°C for 4 h.
- ✓ Pre-annealing before destabilization increased the amount and sizes of secondary carbides in the iron after destabilization.
- ✓ Pre-annealing as an effect on increasing the hardness of the irons after destabilization hardening. The maximum hardness of 843 HV30 was obtained in the iron with pre-annealing at 800°C for 4 h plus destabilization at 1000°C for 2 h.
- ✓ Annealing is used to facilitate machining. This study suggests that pre-annealing can also reduce the destabilization time needed to obtain the maximum hardness.

Acknowledgments

The Naresuan University, Thailand, is acknowledged for the financial support of this work under Grant No. R2562B078.

References

- [1] Tabrett C P, Sare I R and Ghomashchi M R 1996 *Int Mater Rev* **41** 59.
- [2] Pearce J T H 2002 *Foundryman* **95** 156.
- [3] Wiengmoon A, Chairuangri T and Pearce J T H 2004 *ISIJ Int* **44** No. 2 396.
- [4] Wiengmoon A, Pearce J T H and Chairuangri T 2011 *Mater. Chem. Phys.* **125** 739.
- [5] Imurai S., Thanachayanont C, Pearce J T H, Tsuda K and Chairuangri T 2014 *Mat Char* **90** 99.

- [6] Carrillo E C, Jacuinde A B, Mejía I, Zepeda C M, Silva J Z and Lopez F V G 2017 *Wear* **376-377** 77.
- [7] Ma Y, Li X, Liu Y, Zhou S and Dang X 2013 *Bull. Mater. Sci* **36** 839.
- [8] Kibble K A and Pearce J T H 1995 *Cast Met* **8** 123.
- [9] Amorim P, Santos H, Santos J, Coimbra S and Sá C 2004 *Mat Sci Forum* **455-456** 290.
- [10] Berkun M N, Volchok I P, Zhevitsa I V and Topal V I 1971 *Met Sci Heat Treat* **13** 69.
- [11] Chen L, Iyengar S, Zhou J, Turba K and Ståhl J E 2015 *J Mater Eng Perform* **24** 98.
- [12] Cubillos P O, Bernardini, P A N, Fredel M Cand Campos, R A 2015 *Revista Facultad de Ingeniería* **76** 134.
- [13] Blackman T N 1990 *The Foundryman* **1** 17.
- [14] Chen L, Zhou J, Bushlya V and Stahlet J E 2015 *Procedia CIRP* **31** 172.
- [15] Herbert S 1986 *Industrial Diamond Review* **46** 512.
- [16] Lv Y, Sun Y, Zhao J, Yu G, Shen J and Hu S 2012 *Mat Des* **39** 303.
- [17] Inthidech S, Sricharoenchai P and Matsubara Y 2006 *Mater Trans* **47** 72.



Proceedings
MST36

**THE 36TH
INTERNATIONAL
CONFERENCE
OF THE
MICROSCOPY
SOCIETY
OF THAILAND**

26-29 March 2019

**Rama Gardens Hotel Bangkok
Bangkok, Thailand**

Co-organized by
**Faculty of Science, Kasetsart University
& The Microscopy Society of Thailand**

Microstructural Study and Hardness of Annealed and Destabilized 28wt.%Cr-1wt.%Mo Cast Iron

A. Wiengmoon^{1*}, S. Imurai², J.T.H Pearce³, S. Nusen⁴, T. Chairuangri⁴

¹ Department of Physics, Faculty of Science, Naresuan University, Phitsanulok 65000, Thailand

² Faculty of Gemological Science and Applied Art, Rambhai Barni Rajabhat University, Chanthaburi, 22000, Thailand

³ Panyapiwat Institute of Management, Nonthaburi 11120, Thailand

⁴ Department of Industrial Chemistry, Faculty of Science, Chiang Mai University, Chiang Mai 50200, Thailand

Presenter e-mail address: ampornw@nu.ac.th

*Corresponding Author e-mail address: ampornw@nu.ac.th

Abstract

High-chromium cast irons (HCCIs) are widely used as wear parts in mining, mineral and cement industries. The performance of these irons can be improved by heat treatment and alloying element such as Mo, W and V [1-5]. HCCIs are difficult to machine due to the presence of hard eutectic carbides. Annealing heat treatments can be used to reduce hardness levels to below 400 HV [6-9]. After annealing treatment and machining, irons can be hardened by destabilization heat treatment to provide a martensite matrix with higher hardness and wear resistance [1-4]. In this work, the effects of pre-annealing heat treatment on microstructure and hardness in destabilized 28wt.%Cr-2.6wt.%C-1wt.%Mo iron have been investigated by X-ray diffraction, light microscopy and scanning electron microscopy. As-cast specimens were annealed at 800°C for 4 h, and then cooled in the furnace with a cooling rate of 40°/hr. Destabilization after annealing was carried out at 1000°C for 4 h, followed by forced air-cooling to room temperature. Vickers macro-hardness was measured. The results revealed that the as-cast microstructure consisted of primary austenite dendrites with an interdendritic eutectic structure of M_7C_3 and M_6C ($M = Fe, Cr, Mo$) carbide and eutectic austenite which partially transformed to martensite (α') during cooling in the mold. After annealing, ferrite (α) matrix + secondary carbides (SC) were observed, due to decomposition of austenite during annealing. The hardness increased from 526 in the as-cast condition to 550 HV30. This is due to the fast furnace cooling rate used in work that gave some areas of martensite that was formed. The microstructures after destabilization and pre-annealing + destabilization, as shown in Fig. 1, consisted of secondary carbides in a martensite matrix. Results from SEM, Fig. 1(a,c), indicated that the brightest contrast carbides with high Mo content were M_6C . Pre-annealing increased the amount of secondary carbides after destabilization (Fig. 1(c-d)). The macro-hardness increased from 783 HV30 in the iron without pre-annealing up to 907 HV30 in the iron with pre-annealing + destabilization. Pre-annealing increased the macro-hardness after destabilization that is in agreement to the previous work [10]. This is due to more even distribution or higher degree of homogenization of C and Cr [11], and hence more uniform secondary carbide precipitation. Furthermore, phase transition was found in the eutectic M_7C_3 carbides after annealing and destabilization.

Keywords: High chromium cast iron; annealing; destabilization; microstructure; hardness

References:

1. C.P. Tabrett, I.R. Sare and M.R.Ghomashchi, Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys, *Int. Mater. Rev.*, Vol. 41, 59-82 (1996).
2. J.T.H. Pearce, Foundryman, High chromium cast irons to resist abrasive wear, *Foundryman*, Vol. 96, 156-166 (2002).
3. A. Wiengmoon, T. Chairuangri, J.T.H. Pearce, Microstructural study of destabilised 30wt.%Cr-2.3wt.% C high chromium cast iron, *ISIJ Int.*, Vol. 44, 396-403 (2004).
4. A. Wiengmoon, J.T.H. Pearce, T. Chairuangri, Relationship between microstructure, hardness and corrosion resistance in 20wt.%Cr, 27wt.%Cr and 36wt.%Cr high chromium cast irons *Mater. Chem. Phys.*, Vol. 125, 739-748 (2011).
5. S. Imurai, C. Thanachayanont, J.T.H. Pearce, K. Tsuda, T. Chairuangri, Effects of Mo on microstructure of as-cast 28wt.%Cr-2.6wt.%C-(0-10)wt.%Mo irons, *Mat. Char.*, Vol. 90, 99-112 (2014).
6. K.A. Kibble, J.T.H. Pearce, An examination of the effects of annealing heat treatment on secondary carbide formation in 25% Cr high chromium irons, *Cast Metal*, Vol. 8, 123-127 (1995).
7. P. Amorim, H. Santos, J. Santos, S. Coimbra, C. Sá, Soft annealing of high chromium white cast iron, *Mater. Sci. Forum*, Vol. 455-456, 290-294 (2004).

8. M.N. Berkun, I.P. Volchok, I.V. Zhivitsa, V.I. Topal, Effect of heat treatment on the properties of high-chromium cast iron, *Met. Sci. Heat Treat.*, Vol. 13, 69-71 (1971).
9. L. Chen, S. Iyengar, J. Zhou, K. Turba, J.E. Ståhl, Characterization of microstructure and mechanical properties of high chromium cast irons using SEM and nanoindentation, *J. Mater. Eng. Perform.*, Vol. 24, 98-105 (2015).
10. P.O. Cubillos, P.A.N. Bernardini, M.C. Fredel, R.A. Campos, Wear resistance of high chromium white cast iron for coal grinding rolls, *Revista Facultad de Ingeniería, Universidad de Antioquia*, Vol. 76, 134-142 (2015).
11. S. Inthidech, P. Sricharoenchai, Y. Matsubara, Effect of alloying elements on heat treatment behavior of hypoeutectic high chromium cast iron, *Mater. Trans.*, Vol. 47, 72-81 (2006).

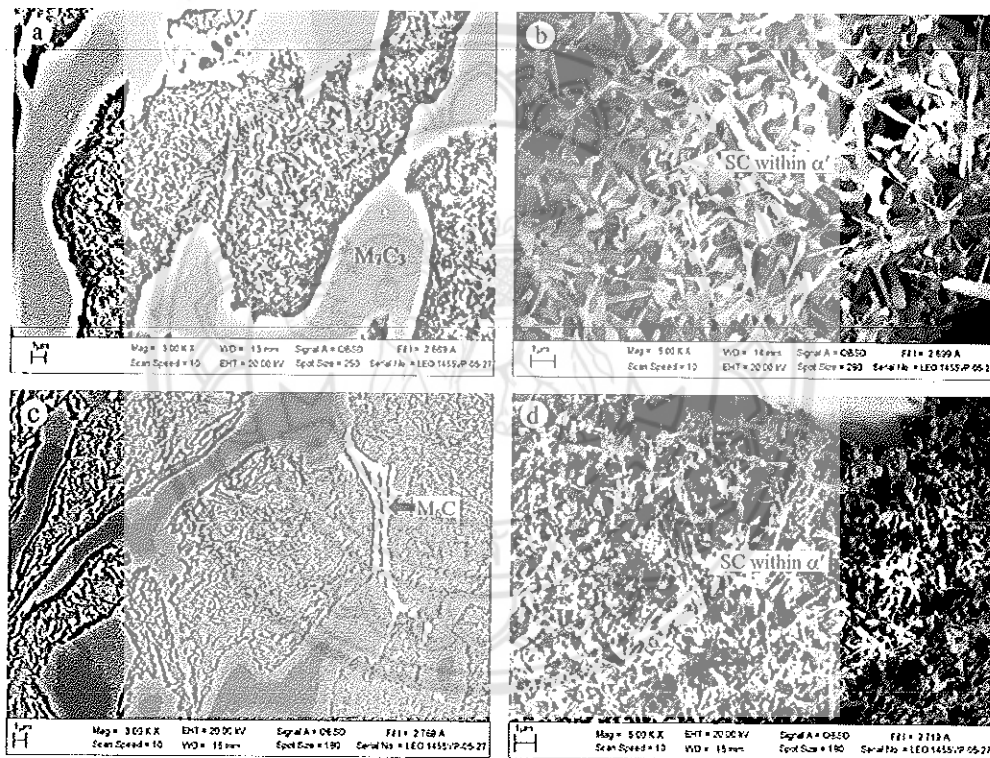


Figure 1 Secondary electron images show the microstructure of 28wt.%Cr-2.6wt.%C-1wt.%Mo iron: (a-b) after destabilization (c-d) pre-annealing + destabilization.



MST37
The 37th International Conference
of the Microscopy Society of Thailand

Proceedings of The MST37

The 37th International Conference of the Microscopy Society of Thailand

25 - 28 February 2020

Kantary Hotel Korat,
Nakhon Ratchasima, Thailand

Co-organized by
Synchrotron Light Research Institute (Public Organization)
& The Microscopy Society of Thailand



SYNCHROTRON
THAILAND
CENTRAL LAB



Microstructural Study and Hardness of Heat Treated 28 wt.%Cr-2.6 wt.%C-1 wt.%Mo Cast Iron

K. Ruangchai¹, R. Tongrsi², J.T.H Pearce³, T. Chairuangri⁴, A. Wiengmoon^{1*}

¹Department of Physics, Faculty of Science, Naresuan University, Phitsanulok 65000, Thailand

²Particulate Materials Processing Technology Laboratory (PMPT), Thailand National Metal and Materials Technology Center, Pathum Thani, 12120, Thailand

³Panyapiwat Institute of Management, Nonthaburi 11120, Thailand

⁴Department of Industrial Chemistry, Faculty of Science, Chiang Mai University, Chiang Mai 50200, Thailand
Presenter e-mail address: kittikhunr55@nu.ac.th

*Corresponding Author e-mail address: ampornw@nu.ac.th

Abstract

Wear resistance and mechanical properties of as-cast high chromium cast irons (HCCIs) depend on the type, morphology and amount of eutectic carbides, and on the nature of the supporting matrix structure which in turn depend on the chemical composition and thermal treatments. Molybdenum is added to HCCIs to increase hardenability including lead to the formation of strong carbides such as M_2C and M_6C depending on the Cr/C ratio of the irons [1-3]. The properties of HCCIs can be modified for some applications by heat treatment such as annealing and destabilization [4-7]. Annealing before destabilization can reduce destabilization time to develop full hardness [6]. In the present work, the effect of a 1.42wt.%Mo addition on the microstructure and hardness of a heat treated 28wt.%Cr-2.6wt.%C cast iron has been studied. The as-cast samples were annealed at 800°C for 4 h and then held at 600°C for 2 h, followed by furnace cooled to room temperature. Destabilization was performed at 1000°C for 4 h, followed by air-cooling to room temperature. Microstructures were studied by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM). Vickers macro-hardness was tested. It was found that the as-cast microstructure was hypoeutectic structure consisting of primary austenite dendrites with eutectic structure of M_7C_3 / M_6C carbides and eutectic austenite, as shown in Fig. 1(a). After annealing heat treatment, ferrite and secondary carbides were found, as seen in Fig. 1(b), due to decomposition of austenite during annealing. After destabilization and annealing + destabilization, the microstructure consisted of secondary carbides in a martensite matrix, as shown in Fig. 1(c-d). Pre-annealing increased the amount of secondary carbides after destabilization. The as-cast macro-hardness of the iron was 530 HV30. After annealing, the macro-hardness increased to 540 HV30, due to increment of secondary carbides and some of martensite. After destabilization and annealing + destabilization, the macro-hardness was increased up to 735 HV30 and 870 HV30, respectively. It can be suggested that pre-annealing affects increasing the hardness of the irons after destabilization hardening. This is most likely due to more even distribution or higher degree of homogenization of C and Cr as suggested by Inthidech *et al.* [7], and hence more uniform secondary carbide precipitation.

Keywords: High chromium cast irons; Annealing; Destabilization; Microstructures; Hardness

References:

1. C.P. Tabrett, I.R. Sare, M.R.Ghomashchi, Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys, *Int. Mater. Rev.*, Vol. 41, 59-82 (1996).
2. K. Yamamoto, S. Inthidech, N. Sasaguri, Y. Matsubara, Influence of Mo and W on high temperature hardness of M_7C_3 carbide in high chromium white cast iron, *Mater. Trans.*, Vol. 55, 684-689 (2014).
3. S. Imurai, C. Thanachayanont, J.T.H. Pearce, K. Tsuda, T. Chairuangri, Effects of Mo on microstructure of as-cast 28 wt.%Cr-2.6 wt.%C-(0-10) wt.% Mo irons. *Mater. Charact.*, Vol. 90, 99-112 (2014).
4. K.A. Kibble, J.T.H. Pearce, An examination of the effects of heat treatment secondary carbide formation in 25%Cr high chromium irons, *Cast Met.*, Vol. 8, 123-127 (1995).
5. A. Wiengmoon, J.T.H. Pearce, T. Chairuangri, Relationship between microstructure, hardness and corrosion resistance in 20wt.%Cr, 27wt.%Cr and 36wt.%Cr high chromium cast irons, *Mater. Chem. Phys.*, Vol. 125, 739-748 (2011).

5. A. Wiengmoon, J.T.H. Pearce, T. Chairuangri, Relationship between microstructure, hardness and corrosion resistance in 20wt.%Cr, 27wt.%Cr and 36wt.%Cr high chromium cast irons, *Mater. Chem. Phys.*, Vol. 125, 739-748 (2011).
6. P.O. Cubillos, P.A.N Bernardini, M.C. Fredel, R.A. Campos, Wear resistance of high chromium white cast iron for coal grinding rolls, *Rev. Fac. Ing., Univ. Antioquia*, Vol. 76, 134-142 (2015).
7. S. Inthidech, P. Sritharoenchai, Y. Matsubara, Effect of alloying elements on heat treatment behavior of hypoeutectic high chromium cast iron, *Mater. Trans.*, Vol. 47, 72-81 (2006).

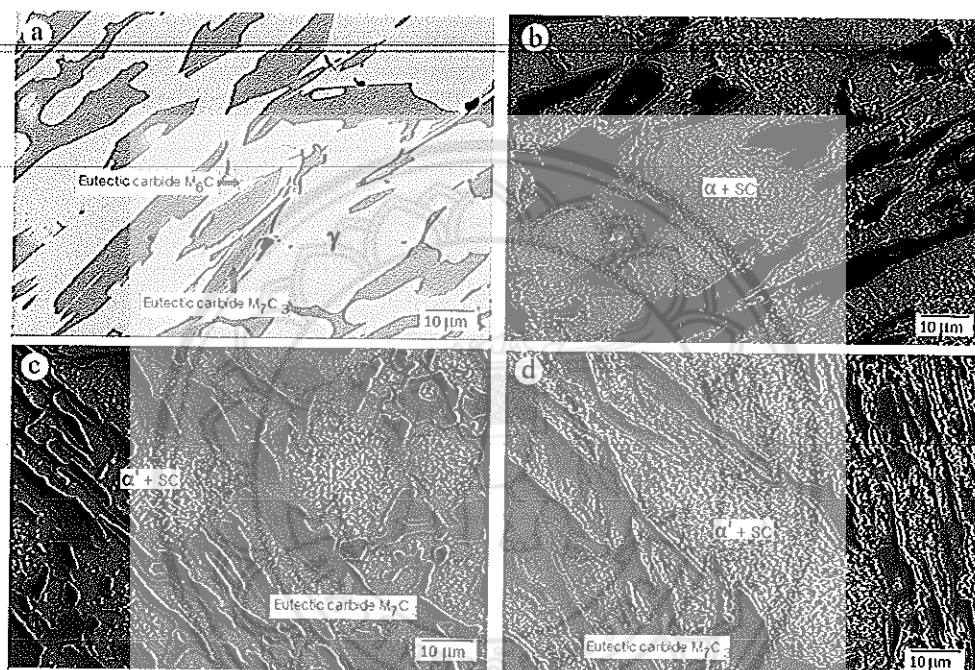


Figure 1 SEM images show the microstructure of the 28wt.%Cr-2.6wt.%C-1wt.%Mo iron in the as-cast and after heat treatment (a) as-cast (b) annealed (c) destabilized (d) annealed + destabilized.