



รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการ

การศึกษาโครงสร้างจุลภาคและความต้านทานการสึกกร่อน  
ของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่เติมโมลิบดีนัม

หัวหน้าโครงการ

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.อัมพร เวียงมูล

ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยนเรศวร

กันยายน 2564

อภิธานนาการ

สัญญาเลขที่ R2563



สำนักหอสมุด

## รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

### โครงการ

การศึกษาโครงสร้างจุลภาคและความต้านทานการสึกกร่อน  
ของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่เติมโมลิบดีนัม

### คณะผู้วิจัย

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.อัมพร เวียงมูล  
ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยนเรศวร

สำนักหอสมุด มหาวิทยาลัยนเรศวร

วันลงทะเบียน... 9 มี.ค. 2565

เลขทะเบียน... 1049590

เลขเรียกหนังสือ... ๘ 0๘

173

๙.๗๕

05555

2563

สนับสนุนโดย

งบประมาณรายได้มหาวิทยาลัยนเรศวร

ปีงบประมาณ 2563

### กิตติกรรมประกาศ

โครงการวิจัย เรื่อง การศึกษาโครงสร้างจุลภาคและความต้านทานการสึกกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่เติมโมลิบดีนัม ได้รับทุนสนับสนุนจากงบประมาณรายได้มหาวิทยาลัย ประจำปีงบประมาณ 2563 ซึ่งคณะผู้วิจัยขอขอบพระคุณมา ณ ที่นี้

ผู้วิจัยขอขอบคุณ ภาควิชาฟิสิกส์ และศูนย์ปฏิบัติการเครื่องมือวิทยาศาสตร์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยนเรศวร ที่ให้ความอนุเคราะห์สถานที่ กล้องจุลทรรศน์แสง กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและเครื่องวัดความแข็ง

สุดท้ายนี้ ผู้วิจัยขอขอบคุณ นายกิตติคุณ เรืองชัย นิสิตปริญญาเอก สาขาฟิสิกส์ประยุกต์ ภาควิชาฟิสิกส์ ในการทดลองและเก็บข้อมูลงานวิจัย

คณะผู้วิจัย



## Executive Summary

เหล็กหล่อโครเมียมสูงมีการใช้งานอย่างกว้างขวางในงานที่ต้องการความทนทานต่อการสึกหรอแบบขัดถู (Abrasive wear) เช่น ในกระบวนการบดสีแร่ การบดถ่านหิน และการผลิตปูนซีเมนต์ เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ได้รับการใช้งานส่วนใหญ่เป็นแบบไฮโปยูเทกติกที่มีส่วนผสมอยู่ในช่วงของออสเทนไนต์ซึ่งมีปริมาณโครเมียม 10-30wt% และคาร์บอน 2-3.5wt% แต่ที่นิยมใช้งานโดยทั่วไปจะมีส่วนผสมในช่วง 18-22wt%Cr สำหรับเหล็กหล่อที่มีโครเมียม 27-30wt% และคาร์บอน 2.0-2.7wt% มักจะนำไปใช้ในงานที่ต้องการทั้งความทนทานต่อการสึกหรอ (Wear resistance) และการกัดกร่อน (Corrosion) เช่น การปั๊มของเหลวข้น (Slurry pumping) การเติมธาตุ เช่น โมลิบดีนัม จะทำให้ความแข็งแรงและความทนทานต่อการสึกหรอเพิ่มขึ้น เนื่องจากปริมาณของคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีโครงสร้างเป็นแบบออสเทนไนต์มีความต้านทานต่อการสึกหรอต่ำ ซึ่งปรับปรุงสมบัติได้โดยกรรมวิธีทางความร้อนหรือดิสเทปิลเซชัน เพื่อให้โครงสร้างเป็นมาร์เทนไซต์ที่แข็งแรง อย่างไรก็ตามการกลึงไสทำได้ยากเนื่องจากเหล็กหล่อมีความแข็งสูง จึงจำเป็นต้องลดความแข็งด้วยการอบอ่อนเพื่อให้ได้เมทริกซ์เป็นเฟอร์ไรต์

โครงการวิจัยนี้ได้ศึกษาผลของการอบอ่อนและดิสเทปิลเซชันต่อโครงสร้างจุลภาค ความแข็งแรง และพฤติกรรมการสึกกร่อน (Erosion-corrosion) ของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.4wt%C ที่เติมโมลิบดีนัมในปริมาณ 1.4wt% โดยนำเหล็กในสภาพหล่อไปอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และให้เย็นตัวลงมาที่อุณหภูมิ 500°C ด้วยอัตราเย็นตัว 20°C/h และเย็นตัวในเตา ส่วนการอบดิสเทปิลเซชันจะทำที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และให้เย็นตัวในอากาศ นอกจากนี้ยังได้ศึกษาผลของการอบอ่อนก่อนการทำดิสเทปิลเซชัน ชนิดเฟสและโครงสร้างจุลภาคศึกษาด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ กล้องจุลทรรศน์แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ทดสอบความแข็งแรงและทดสอบการสึกกร่อนในสเลอรัที่ประกอบด้วยน้ำ ทรายและกรดซัลฟิวริก จากผลการทดลองพบว่าโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทกติกชนิด  $M_7C_3$  ส่วนเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมจะพบคาร์ไบด์ยูเทกติกเป็นชนิด  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  และ  $M_6C$  เหล็กหล่อที่ไม่ได้เติมโมลิบดีนัมในสภาพหล่อมีความแข็งเท่ากับ 506 HV30 หลังการอบอ่อนโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิ ตกตะกอนในเมทริกซ์ของเฟอร์ไรต์ ทำให้ความแข็งแรงลดลงเป็น 390 HV30 ส่วนเหล็กหล่อที่ผ่านการทำดิสเทปิลเซชันจะพบคาร์ไบด์ทุติยภูมิตกตะกอนในเมทริกซ์มาร์เทนไซต์ และความแข็งแรงเพิ่มขึ้นเป็น 730 HV30 สำหรับการอบอ่อนก่อนการทำดิสเทปิลเซชันส่งผลให้ความแข็งแรงมีค่าเพิ่มมากขึ้นเป็น 825 HV30 ในกรณีเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมจะมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นเท่ากับ 529, 463, 735 และ 870 HV30 ตามลำดับ จากการทดสอบการสึกกร่อนพบว่ากลไกการสึกกร่อนเกิดจากการไถครูด (Ploughing) บริเวณเมทริกซ์และการแตกหัก (Cracking) ของคาร์ไบด์ยูเทกติก ร่วมกับการกัดกร่อนบริเวณรอบๆ คาร์ไบด์ยูเทกติก อย่างไรก็ตามความทนทานต่อการสึกกร่อนมีแนวโน้มลดลงหลังการทำดิสเทปิลเซชัน การเติมโมลิบดีนัมทำให้ความทนทานต่อการสึกกร่อนทั้งในสภาพหล่อและหลังการทำดิสเทปิลเซชันดีขึ้น เนื่องจากการละลายของโมลิบดีนัมในเมทริกซ์ในลักษณะสารละลายของแข็งทำให้เมทริกซ์มีความแข็งแรงสูงขึ้น รวมทั้งการเกิดคาร์ไบด์ยูเทกติก  $M_6C$  ที่มีความแข็งแรงสูง

### บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาเพื่อศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างจุลภาค ความแข็ง และความต้านทานการสึกกร่อนของเหล็กหล่อ 28wt%Cr (R) และเหล็กหล่อ 28wt%Cr-1.4wt%Mo (Mo1) ที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน 3 ลักษณะ โดยการอบอ่อนจะนำเหล็กที่ผ่านการหล่อในแบบหล่อทรายไปอบที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และให้เย็นตัวลงมาที่อุณหภูมิ 500°C ด้วยอัตราเย็นตัว 20°C/h และปล่อยให้เย็นตัวอย่างช้าๆ ในเตาจนถึงอุณหภูมิห้อง ส่วนการอบตีสเตปโลเซชันจะนำเหล็กที่ผ่านการหล่อไปอบที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และให้เย็นตัวในอากาศ ส่วนแบบสุดท้ายเป็นการอบอ่อนก่อนการอบตีสเตปโลเซชัน จากนั้นนำมาศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ ศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่ติดตั้งระบบวิเคราะห์การกระจายพลังงานของรังสีเอกซ์ ทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ ความทนทานต่อการสึกกร่อนของเหล็กหล่อในสภาพหล่อกับหลังการทำตีสเตปโลเซชัน ได้ทดสอบในสเลอร์รี่ของน้ำและทรายซิลิกา (พีเอส = 4.4) จากผลการทดลองพบว่าโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัมประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด  $M_7C_3$  ส่วนเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัม (Mo1) จะพบคาร์ไบด์ยูเทคติกเป็นชนิด  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  และ  $M_6C$  โครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อนประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในเมทริกซ์ของเฟอร์ไรต์และมีเฟิร์ลไลต์บางส่วน ส่วนโครงสร้างจุลภาคที่ผ่านการอบตีสเตปโลเซชันและการอบอ่อนตามด้วยตีสเตปโลเซชัน ประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในเมทริกซ์ของมาร์เทนไซต์ สำหรับเหล็กหล่อ Mo1 พบว่าจะมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในปริมาณเพิ่มขึ้นทั้งในการอบอ่อนและหลังการทำตีสเตปโลเซชัน จากการทดสอบความแข็งในสภาพหล่อพบว่าเหล็กหล่อ 28wt%Cr (R) และเหล็กหล่อ Mo1 มีความแข็ง 506 และ 529 HV30 ตามลำดับ หลังการอบอ่อนความแข็งลดลงเป็น 390 และ 463 HV30 เนื่องจากการเปลี่ยนโครงสร้างจากออสเทนไนต์เป็นเฟอร์ไรต์ ส่วนการทำตีสเตปโลเซชันจะเพิ่มความแข็งเพิ่มขึ้นเป็น 730 และ 735 HV30 เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในมาร์เทนไซต์ ส่วนการอบอ่อนก่อนการทำตีสเตปโลเซชันส่งผลให้ความแข็งมีค่าเพิ่มมากขึ้นเป็น 825 และ 870 HV30 จากภาพถ่ายพื้นผิวหลังทดสอบการสึกกร่อน แสดงกลไกการสึกกร่อนของเหล็กหล่อเกิดจากการไครครูดบริเวณเมทริกซ์และการแตกหักของคาร์ไบด์ยูเทคติก นอกจากนี้ยังพบการกัดกร่อนบริเวณรอบๆ คาร์ไบด์ยูเทคติก อย่างไรก็ตามความทนทานต่อการสึกกร่อนมีแนวโน้มลดลงหลังการทำตีสเตปโลเซชัน โดยพบการหลุดของคาร์ไบด์ทุติยภูมิออกจากเมทริกซ์มาแทนไซต์ การเติมโมลิบดีนัมทำให้ความทนทานต่อการสึกกร่อนดียิ่งขึ้น เนื่องจากการละลายของโมลิบดีนัมในเมทริกซ์ในลักษณะสารละลายของแข็ง ทำให้เมทริกซ์มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น รวมทั้งการเกิดคาร์ไบด์ยูเทคติก  $M_6C$  ที่มีความแข็งสูง

คำสำคัญ: เหล็กหล่อโครเมียมสูง กรรมวิธีทางความร้อน โครงสร้างจุลภาค การสึกกร่อน

## Abstract

In this research, the relationship between microstructure, hardness and erosion-corrosion of the heat treated 28 wt%Cr (R) and 28 wt%Cr-1.4 wt%Mo (Mo1) high chromium cast irons has been studied. There are 3 heat treatment processes. The as-cast samples were annealed at temperature of 800°C for 4 hours, and then cooling to 500°C with cooling rate of 20°C/h, and follow by furnace cooling to room temperature. Destabilization heat treatment was done at temperature of 1000°C for 4 hours, and then air cooling to room temperature. Prior-annealing plus destabilization was done. The phase transformation and microstructure have been characterized by X-Ray diffractometer, optical microscopy and scanning electron microscope equipped with energy-dispersive X-ray spectrometry. Vickers macrohardness was tested. The erosion-corrosion behavior has been studied by slurry pot tester using sand-water slurry (with pH=4.4). The slurry erosion-corrosion resistance has been compared with as-cast to destabilized samples. 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 Mo1 iron, eutectic carbides including  $M_7C_3$  and  $M_6C$ . After annealing heat treatment, the microstructure contained secondary carbide precipitated within ferrite and some of pearlite matrix. After destabilization and annealing-plus-destabilization heat treatment, the microstructure consisted of secondary carbide precipitated within martensite matrix. In the Mo1 iron, more secondary carbide precipitation within martensite matrix was found. From the hardness results, the ac-cast macrohardness of the 28wt%Cr (R) and Mo1 irons were 506 and 529 HV30, respectively. After annealing the macrohardness was decreased to 390 and 463 HV30 due to the transformation of austenite to ferrite. Destabilization increased the hardness to about 730 and 735 HV30 due to the precipitation of secondary carbides within the martensite matrix. Prior-annealing before destabilization further increased the harness up to 825 and 870 HV3. From the SEM images of the worn surfaces indicated that the erosion-corrosion mechanism including the ploughing and cracking of eutectic carbides. Corrosion at the regions around of eutectic carbides was also found. However, destabilized sample had lower erosion-corrosion resistance than that of as-cast sample. The removing of secondary carbide from martensite matrix was occurred. Molybdenum addition (Mo1 iron) improved the erosion-corrosion resistance due to the matrix strengthening by solid solution and the formation of  $M_6C$  carbide.

Keywords: high chromium cast iron, heat treatment, microstructure, erosion-corrosion

## สารบัญ

	หน้า
กิตติกรรมประกาศ	ก
Executive Summary	ข
บทคัดย่อภาษาไทย	ค
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ	ง
สารบัญ	จ
สารบัญตาราง	ช
สารบัญรูป	ซ
<b>บทที่ 1 บทนำ</b>	
1.1 ความสำคัญและที่มาของงานวิจัย	1
1.2. วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย	2
1.3. ขอบเขตของโครงการวิจัย	2
1.4 ทฤษฎี สมมุติฐาน และกรอบแนวคิดของโครงการวิจัย	2
1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	2
<b>บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง</b>	
2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง	3
2.2 เฟสไดอะแกรมของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน	7
2.3 กรรมวิธีทางความร้อน	9
2.4 คาร์ไบต์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง	11
2.5 การสึกกร่อนของโลหะ	13
2.6 การกัดกร่อนของโลหะ	15
2.7 การสึกกร่อนในเหล็กหล่อโครเมียมสูง	15
<b>บทที่ 3 วิธีการดำเนินการทดลอง</b>	
3.1 วัตถุประสงค์และส่วนผสมทางเคมี	18
3.2 กรรมวิธีทางความร้อน	18
3.3 การศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์	20
3.4 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค	20
3.5 การทดสอบความแข็ง	21
3.6 การทดสอบความต้านทานการสึกกร่อน	22
<b>บทที่ 4 ผลการทดลองและอภิปรายผล</b>	
4.1 การศึกษาชนิดเฟสและโครงสร้างจุลภาค	24
4.1.1 ชนิดเฟสและโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อ	24
4.1.2 ชนิดเฟสและโครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อน	30
4.1.3 ชนิดเฟสและโครงสร้างจุลภาคหลังการทำดีสเทปป์ไลเซชัน	36

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
4.2 ความแข็ง	41
4.3 การสึกกร่อน	42
<b>บทที่ 5</b> สรุปลผลการทดลองและข้อเสนอแนะ	
5.1 สรุปลผลการทดลอง	48
5.2 ข้อเสนอแนะ	49
<b>เอกสารอ้างอิง</b>	<b>50</b>





## 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 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้ในการทดลอง	18
4.1 น้ำหนักที่หายไปของชิ้นงานหลังทดสอบการสึกกร่อน	43



สารบัญรูป

รูปที่		หน้า
2.1	ตัวถังปั๊มแบบหอยโข่งสำหรับการขนถ่ายน้ำดิน ที่ทำจากเหล็กหล่อโครเมียม 26wt%Cr-3.3wt%C	6
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	8
2.4	แผนภาพแสดงภาพฉายของพื้นผิวลิวิดัส (liquidus surface) ของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน กล้องสียุทเลียมแสดงส่วนผสมของเหล็กหล่อโครเมียมสูงแบบไฮโปยูเทกติกที่ใช้งานโดยทั่วไป	8
2.5	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 20wt%Cr-2.5wt%C-1wt%Mo หลังจากการอบที่อุณหภูมิต่างๆ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวอย่างช้าๆ (ก) อบที่ 750°C ความแข็ง 400 HV (ข) อบที่ 850°C ความแข็ง 390 HV (ค) อบที่ 950°C ความแข็ง 350 HV	9
2.6	ผลของอุณหภูมิในการอบตีสเตปิลเซชันต่อค่าความแข็งของเหล็กหล่อ 20wt%Cr-2wt%C-2wt%Mo	10
2.7	โครงสร้าง Deep etched เปรียบเทียบลักษณะของยูเทกติกคาร์ไบด์ (ก) คาร์ไบด์ชนิด $M_3C$ ในเหล็กหล่อ 3.6wt%C-5wt%Cr จะมีลักษณะที่ต่อเนื่อง (ข) คาร์ไบด์ชนิด $M_7C_3$ ในเหล็กหล่อ 2.4wt%C-30wt%Cr ที่มีขนาดเล็กและต่อเนื่องน้อยกว่า	11
2.8	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	12
2.9	ลักษณะของคู่มือสัมผัสที่เกิดการสึกกร่อน	14
2.10	เครื่องทดสอบ Slurry pot erosion-corrosion tester ของ Tang	16
2.11	เครื่องทดสอบ Slurry pot erosion-corrosion tester ของ Shitole	17
2.12	เครื่องทดสอบ Slurry pot erosion-corrosion tester ของ Gupta	17
3.1	เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ผ่านการหล่อในแบบหล่อทราย	18
3.2	ขั้นตอนกรรมวิธีทางความร้อน (ก) การอบอ่อน (ข) การอบตีสเตปิลเซชัน การอบอ่อนและการอบตีสเตปิลเซชัน	19
3.3	เครื่องขัดชิ้นงาน ยี่ห้อ Struers	20
3.4	เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ ของบริษัท Philips รุ่น Expert	20
3.5	กล้องจุลทรรศน์แบบแสง	21

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่		หน้า
3.6	กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด รุ่น 1455VP ของบริษัท LEO	21
3.7	เครื่องทดสอบความแข็งโดยรวมแบบวิกเกอร์ รุ่น Egotest comp 25 Rs และ การวัดเส้นทแยงมุมของรอยกด	22
3.8	เครื่องทดสอบการสึกกร่อนแบบ Slurry pot และการปรับมุมชิ้นงานเอียง 45°	23
4.1	รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr- 2.4wt%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1 ในสภาพหล่อ	25
4.2	ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน แบบส่องกราด (SEM-BEI) แสดงโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ โครเมียมสูง 28wt%Cr-2.4wt%C (R)	26
4.3	ภาพถ่ายจากกล้อง OM และ SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อ ของเหล็กหล่อ Mo1	27
4.4	(ก) ภาพถ่าย SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R) และ (ข-ค) สเปกตรัม EDS แสดงการกระจายตัว ของธาตุจากบริเวณ (1) ออสเทนไนต์เมทริกซ์ (2) คาร์ไบด์ $M_7C_3$ ตามลำดับ	28
4.5	(ก) ภาพถ่าย SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ Mo1 (ข-จ) สเปกตรัม EDS แสดงการกระจายตัวของธาตุจากบริเวณ (1) ออสเทนไนต์เมทริกซ์ (2) คาร์ไบด์ $M_7C_3$ (3) คาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ และ (4) คาร์ไบด์ $M_6C$ และตามลำดับ	29
4.6	ผลของการเติมโมลิบดีนัมต่อสัดส่วนโดยปริมาตรของเมทริกซ์และคาร์ไบด์ ทั้งหมดในเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1	30
4.7	รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr- 2.4wt%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1 หลังการอบอ่อน	31
4.8	ภาพถ่ายจากกล้อง OM และ SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการ อบอ่อนของเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R)	32
4.9	ภาพถ่ายจากกล้อง OM และ SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการ อบอ่อนของเหล็กหล่อ Mo1	33
4.10	ภาพถ่าย SEI หลังการกัดกรดแบบลึก (Deep etched) แสดงลักษณะของคาร์ ไบด์ทุติยภูมิ (SC) หลังการอบอ่อน (ก-ข) เหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R)	34
4.11	ภาพถ่าย SEI หลังการกัดกรดแบบลึกแสดงลักษณะของคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (SC) หลังการอบอ่อนในเหล็กหล่อ Mo1	35

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่		หน้า
4.12	รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.4wt%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1 หลังการตีสเตบิลไอเซชัน (D4h) และหลังการอบอ่อน+ตีสเตบิลไอเซชัน (AN+D)	36
4.13	ภาพถ่ายจากกล้อง OM และ SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการอบตีสเตบิลไอเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ในเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R)	37
4.14	ภาพถ่ายจากกล้อง OM และ SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการอบตีสเตบิลไอเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ในเหล็กหล่อ Mo1	38
4.15	ภาพถ่ายจากกล้อง OM และ SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อนและอบตีสเตบิลไอเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ในเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R)	39
4.16	ภาพถ่ายจากกล้อง OM และ SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อนและอบตีสเตบิลไอเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ในเหล็กหล่อ Mo1	40
4.17	ผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อความแข็งในเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1	41
4.18	ผลของการเติมโมลิบดีนัมและตีสเตบิลไอเซชันต่อน้ำหนักที่หายไปหลังทดสอบการสึกกร่อน	43
4.19	ลักษณะพื้นผิวขึ้นงานก่อนและหลังทดสอบการสึกกร่อน	43
4.20	ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEI) แสดงพื้นผิวที่เสียหายหลังทดสอบการสึกกร่อนของเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R) ในสภาพหล่อ	44
4.21	ภาพถ่าย SEI แสดงพื้นผิวที่เสียหายหลังทดสอบการสึกกร่อนของเหล็กหล่อ Mo1 ในสภาพหล่อ	45
4.22	ภาพถ่าย SEI แสดงพื้นผิวที่เสียหายหลังทดสอบการสึกกร่อนของเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R) ที่ผ่านการทำตีสเตบิลไอเซชัน	46
4.23	ภาพถ่าย SEI แสดงพื้นผิวที่เสียหายหลังทดสอบการสึกกร่อนของเหล็กหล่อ Mo1 ที่ผ่านการทำตีสเตบิลไอเซชัน	47

## บทที่ 1

### บทนำ

#### 1.1 ความสำคัญและที่มาของงานวิจัย

เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีส่วนผสม 28wt%Cr เป็นเหล็กหล่อกลุ่มสำคัญที่มีการผลิตในเชิงพาณิชย์ในประเทศไทย เพื่อผลิตชิ้นส่วนที่ต้องการความต้านทานการสึกหรอ เช่น ลูกบิดในอุตสาหกรรมเหมืองแร่ บีมสูบสารเหลวชั้นในอุตสาหกรรมสกัดโลหะ และแผ่นรองรับเก้าอี้เมนต์ในอุตสาหกรรมซีเมนต์ เป็นต้น เนื่องจากเหล็กหล่อกลุ่มนี้มีโครงสร้างประกอบด้วยคาร์ไบด์ที่แข็ง มีความต้านทานการขัดถูในระดับที่น่าพอใจ แต่ในการใช้งานในสภาวะรุนแรงที่มีทั้งการสึกหรอและการกัดกร่อน อายุการใช้งานของเหล็กหล่อกลุ่มนี้จะสั้นลง จากการใช้งานบีมสูบสารเหลวชั้นในอุตสาหกรรมสกัดแร่สังกะสี จังหวัดตาก พบว่าอายุการใช้งานสั้นเพียง 160 ชั่วโมง ดังรูปที่ 1.1 ดังนั้นการปรับปรุงความต้านทานการสึกหรอและการกัดกร่อนของเหล็กหล่อกลุ่มนี้จึงมีความสำคัญอย่างยิ่ง โดยทั่วไปวิธีในการปรับปรุง คือ การเติมธาตุ เช่น โมลิบดีนัม เพื่อเพิ่มปริมาณคาร์ไบด์ในโครงสร้าง อีกวิธีหนึ่งก็คือกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อให้ได้โครงสร้างเมทริกซ์เป็นมาเทนไซด์ จากเหตุผลดังกล่าวจึงเป็นที่มาของงานวิจัยนี้ โดยคาดว่าผลการทดลองที่ได้จะเป็นประโยชน์ต่อวงการวิชาการทางเหล็กหล่อและอุตสาหกรรมหล่อโลหะไทย ในการพัฒนาเหล็กหล่อโครเมียมสูงเพื่อใช้งานภายใต้สภาวะรุนแรง



รูปที่ 1.1 ใบพัด (impeller) ที่ผลิตจากเหล็กหล่อโครเมียมสูง 25wt%Cr-3wt%C ในโรงถลุงแร่สังกะสี จังหวัดตาก (ก) ก่อนการใช้งาน (ข) หลังการใช้งานประมาณ 6 วัน

#### 1.2 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย

เพื่อศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างจุลภาค ความแข็ง และความต้านทานการสึกกร่อน ของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมโมลิบดีนัม และผ่านกรรมวิธีทางความร้อน

### 1.3. ขอบเขตของโครงการวิจัย

1. ศึกษาเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.4wt%C ที่ไม่เติมและเติมโมลิบดีนัมในปริมาณ 1wt%
2. กรรมวิธีทางความร้อนประกอบด้วยการอบอ่อน และการทำตีสเตบิลไลเซชัน
3. ทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ และทดสอบการสึกกร่อนแบบ Slurry pot
4. ศึกษาโครงสร้างด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ กล้องจุลทรรศน์แสง และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

### 1.4 ทฤษฎี สมมติฐาน และกรอบแนวคิดของโครงการวิจัย

การเติมโมลิบดีนัมในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr ที่มีอัตราส่วนของ Cr/C ประมาณ 10 จะทำให้เกิดคาร์ไบด์  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $M_3C$ ,  $M_2C$  หรือ MC ร่วมกับคาร์ไบด์  $M_7C_3$  ทำให้ปริมาณของคาร์ไบด์ในโครงสร้างเพิ่มขึ้นและเมทริกซ์มีความแข็งแรงมากขึ้น เมื่อนำเหล็กหล่อไปผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่เหมาะสมจะทำให้ความแข็งมหภาคเพิ่มมากยิ่งขึ้น การกระจายตัวของโครเมียมในเมทริกซ์มีความสม่ำเสมอ ทำให้ความต้านทานการกัดกร่อนดีขึ้น นอกจากนี้การตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในเมทริกซ์มาแทนไซด์จะส่งผลให้ผลต่างระหว่างความแข็งของคาร์ไบด์กับเมทริกซ์ลดลง ทำให้การยึดเหนี่ยวระหว่างคาร์ไบด์และเมทริกซ์ดีขึ้น ดังนั้นจากเหตุผลดังกล่าวข้างต้นน่าจะทำให้ความต้านทานการสึกกร่อนของเหล็กหล่อดีขึ้นได้

### 1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

ทราบผลของโมลิบดีนัมและกรรมวิธีทางความร้อนต่อโครงสร้างจุลภาค ความแข็ง และความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง และสามารถนำไปใช้เป็นข้อมูลพื้นฐานสำหรับอุตสาหกรรมที่มีการใช้งานเหล็กหล่อชนิดนี้

ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง

เหล็กหล่อโครเมียมสูงเริ่มมีบทบาทสำคัญขึ้นมากในอุตสาหกรรมเหมืองแร่ และอุตสาหกรรมซีเมนต์ เนื่องจากในโครงสร้างประกอบด้วยโครเมียมคาร์ไบด์ที่มีความแข็งสูง ทนการเสียดสีหรือการสึกหรอสูง (High abrasion resistance) ทำให้มีอายุการใช้งานยาวนาน การผลิตเหล็กหล่อโครเมียมสูงได้ทำกันมาเป็นระยะเวลาอันยาวนานแล้ว โดยหลอมด้วยเตาคิวโปลาแต่การควบคุมคุณภาพกระทำไม่ได้ดีเท่าที่ควรเพราะการหลอมด้วยเตาคิวโปลาที่ควบคุมปริมาณคาร์บอนได้ยาก ทำให้เหล็กหล่อโครเมียม มีปริมาณคาร์บอนสูงและเหล็กจะเปราะแตกหักง่าย แต่ปัญหานี้หมดไปเมื่อบริษัท Niagara work ได้ทำการทดลองหลอมเหล็กหล่อโครเมียมสูงด้วยเตาหลอมไฟฟ้า และสามารถผลิตเหล็กหล่อที่มีคาร์บอนต่ำ โดยสามารถเพิ่มปริมาณของโครเมียมได้สูงถึง 30% ทำให้การใช้เหล็กหล่อโครเมียมสูงเพิ่มมากขึ้นจนกลายเป็นคู่แข่งของเหล็กกล้าแมงกานีสสูงโดยเฉพาะที่ใช้ทำลูกบดวัสดุแข็ง เช่น ซีเมนต์และแร่ต่างๆ เหล็กหล่อโครเมียมสูงมีการใช้งานอย่างกว้างขวางในงานที่ต้องการความทนทานต่อการสึกหรอแบบขัดถู (Abrasive wear) เช่น ในกระบวนการบดสินแร่ การบดถ่านหินเป็นผง และการผลิตปูนซีเมนต์ ในปัจจุบันมีโรงหล่อผลิตเหล็กหล่อโครเมียมสูงอยู่หลายเกรด แต่ที่นิยมผลิตมากที่สุดได้แก่เหล็กหล่อชนิด 2828 คือเหล็กหล่อที่มีคาร์บอน 2.8wt% และมีโครเมียม 28wt%

เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ได้รับการใช้งานส่วนใหญ่เป็นแบบไฮโปยูเทกติก 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 โดยโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อกลุ่มนี้ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และยูเทกติกคาร์ไบด์ [1-6]

มาตรฐานเหล็กหล่อโครเมียมสูงไฮโปยูเทกติก (Hypoeutectic) ที่มักจะถูกอ้างอิงมี 2 มาตรฐาน คือ British standard (BS484) และ ASTM standard A-532 สำหรับ JIS ยังไม่ปรากฏว่ามีมาตรฐานเหล็กหล่อโครเมียมสูง โดยมาตรฐานเหล็กหล่อโครเมียมสูงของอังกฤษแบ่งเป็น 5 เกรด ดังแสดงในตารางที่ 2.1 ส่วนมาตรฐานเหล็กหล่อโครเมียมสูงของอเมริกา A.S.T.M. แบ่งออกเป็น 6 เกรด ดังตารางที่ 2.2 [1, 3, 6-8]

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีและความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง (BS 4844)

Grade	Chemical Composition%								As-cast hardness
	C	Si <sub>max</sub>	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	P <sub>max</sub>	H <sub>B</sub> 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	-
			2.5-3.7								
	C	Ni-Cr-GB	2.5-3.6	2.0	0.8	4.0	1.0-1.5	1.0	0.3	0.15	-
D	Ni-HiCr		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

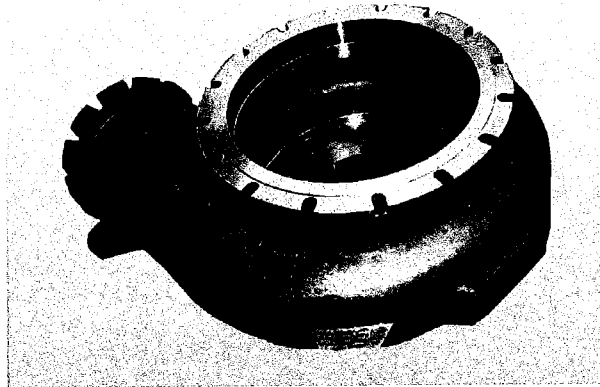


การเติมธาตุ เช่น โมลิบดีนัม นิกเกิล และทังสแตน ในเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะทำให้ความแข็งแรงและความทนทานต่อการสึกหรอเพิ่มขึ้น โดยธาตุที่เติมจะรวมตัวกับคาร์บอนกลายเป็นคาร์ไบด์ที่มีความแข็งแรงสูงและส่งผลให้ปริมาณของยูเทคติกคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น การผสมโมลิบดีนัมในเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะส่งผลด้านเพิ่มความทนทานการสึกหรอของเหล็กได้ โดยโมลิบดีนัมจะรวมตัวกับคาร์บอนได้คาร์ไบด์ที่มีความแข็งแรงสูงประมาณ 1000 HV50 นอกจากนี้ยังเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งให้กับเหล็กหล่ออีกด้วย โดยมีบทบาทในการป้องกันไม่ให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนไปเป็นเฟิร์สไลต์ในขณะที่เหล็กเย็นตัวในแบบหล่อหรือในขณะที่ทำการวิธีทางความร้อน การผสมโมลิบดีนัมนอกจากจะเพิ่มความทนทานต่อการสึกหรอแล้ว ยังมีส่วนทำให้ความเหนียวของเหล็กดีขึ้น โดยเฉพาะกับงานหล่อที่มีความหนาหลายๆ ในอุตสาหกรรมเหมืองแร่ ซึ่งเป็นอุปกรณ์สำหรับบดแร่ที่ต้องมีความทนทานต่อการกระแทกสูงจึงนิยมใช้เหล็กหล่อผสมทั้งโครเมียมและโมลิบดีนัม ถึงแม้ว่าเหล็กจะมีราคาแพงกว่าเหล็กผสมโครเมียมเพียงอย่างเดียวก็ตาม ดังที่ปรากฏในมาตรฐานเหล็กผสมโครเมียม ASTM A532 ชั้นคุณภาพ 15Cr-Mo จะผสมโมลิบดีนัม ในปริมาณ 1-3wt% โดยลดปริมาณโครเมียมลงเหลือ 14-18wt% และในชั้นคุณภาพโครเมียมปริมาณ 25wt% จะผสมปริมาณโมลิบดีนัม ประมาณไม่เกิน 1.5wt% นอกจากนี้เหล็กหล่อโครเมียมโมลิบดีนัมบางชนิดที่ใช้กับงานหล่อที่มีความหนา มากๆ จะผสมนิกเกิลและทองแดงประมาณไม่เกิน 1wt% ลงไปเพื่อความมุ่งหมายในการเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง เช่น เหล็กหล่อผสมโครเมียมและโมลิบดีนัมที่มีตามมาตรฐาน BS 4844 เหล็กหล่อผสมโครเมียมและโมลิบดีนัม สามารถนำไปใช้งานได้ในสภาพหล่อเพราะโครงสร้างที่ได้จะเป็นออสเทนไนต์ แต่เนื่องจากชิ้นงานภายหลังการเย็นตัวในแบบทรายจะมีความเครียดเหลือค้างอยู่ จึงควรนำไปอบคลายความเครียดที่อุณหภูมิ 200-250°C เพื่อปรับปรุงความเหนียวโดยไม่ทำให้ความแข็งแรงลดลง

### ตัวอย่างการใช้งานเหล็กหล่อโครเมียมสูง [1]

#### ตัวถังปั๊มแบบหอยโข่ง

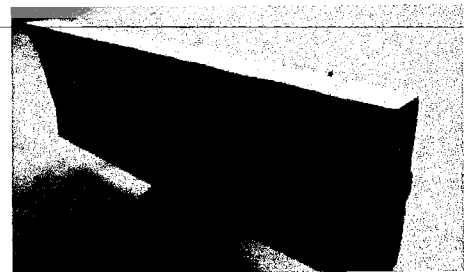
ชิ้นส่วนนี้มักได้รับการระบุให้ผลิตโดยใช้เหล็กหล่อที่มีปริมาณโครเมียม 22wt% และคาร์บอน 2.8wt% ตามมาตรฐาน BS 4844:1986 เกรด 3E ถ้าหากมีการระบุให้ใช้ในสภาพชิ้นงานหล่อจำเป็นต้องให้ความสำคัญกับปริมาณธาตุผสมที่เหมาะสม เพื่อหลีกเลี่ยงการเกิดเฟิร์สไลต์ในเมทริกซ์แบบออสเทนไนต์ในทุกบริเวณของชิ้นงาน ทางเลือกอีกทางหนึ่งคือการใช้ชิ้นงานที่มีเมทริกซ์แบบมาร์เทนซิติกที่มีความแข็งแรงสูงกว่าและเหมาะสมกับงานที่ต้องทนทานต่อการสึกหรอแบบกัดเซาะ (Erosion) แม้ว่าตัวถังปั๊มแบบหอยโข่งจะมีลักษณะรูปร่างที่ค่อนข้างซับซ้อนก็ตาม ดังรูป 2.1 แต่ความหนาของบริเวณต่าง ๆ มีค่าใกล้เคียงกันประมาณ 50 มิลลิเมตร ทำให้กรรมวิธีทางความร้อนทำได้ไม่ยากนักเนื่องจากชิ้นงานหนาไม่มาก อีกทั้งลักษณะรูปร่างของชิ้นงานยังทำให้อากาศไหลเวียนได้อย่างสะดวกในระหว่างกรรมวิธีทางความร้อนโดยใช้พัลลมเป่า (Forced air quench) ปัญหาในระหว่างกรรมวิธีทางความร้อนอาจเกิดเฉพาะในกรณีที่ชิ้นงานมีน้ำหนักเกิน 200 กิโลกรัม และความหนาของบางบริเวณเปลี่ยนแปลงเกือบ 100% เท่านั้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งในระหว่างการเย็นตัวต่ำกว่าอุณหภูมิการเกิดมาเทนไซด์ ( $M_s$  temperature) หลังจากการอบชุบในอากาศ (Air quench) ในกรณีเช่นนี้อาจจำเป็นต้องระบุส่วนที่บางและป้องกันไม่ให้อุณหภูมิเย็นจนเร็วเกินไปเพื่อหลีกเลี่ยงการแตกร้าวอันเนื่องจากการเปลี่ยนเฟส



รูปที่ 2.1 ตัวถังปั๊มแบบหอยโข่งสำหรับการขนถ่ายน้ำดินที่ผลิตจากเหล็กหล่อโครเมียม 26wt%Cr-3.3wt%C

### แท่งสำหรับกระแทก

แท่งประเภทนี้มักจะมีขนาดความยาว 1 เมตร กว้าง 0.5 เมตร หนา 0.1 เมตร และชิ้นงานอาจจะมีช่องราง (Slot) ตามแนวยาว (Longitudinal) หรือตามขวาง (Transverse) ในตำแหน่งต่างๆ ดังรูปที่ 2.2 ชิ้นงานนี้ทำหน้าที่เป็นชิ้นส่วนที่ต้องทนทานต่อการสึกหรอในอุปกรณ์บดกระแทกแบบหมุน (Rotary impact crushers) และทำจากเหล็กหล่อตามมาตรฐาน BS4844 เกรด 3E แม้ว่าชิ้นส่วนนี้จะมีรูปร่างง่าย ๆ ไม่ซับซ้อนมากนัก แต่ก็จำเป็นต้องได้รับการควบคุมคุณภาพของกรรมวิธีทางความร้อนอย่างระมัดระวัง แม้ว่าอัตราการเพิ่มอุณหภูมิหรือระยะเวลาที่แช่ชิ้นงานดูเหมือนไม่มีปัญหามากนัก แต่ก็จำเป็นต้องสนใจเกี่ยวกับการจัดวางชิ้นงานในเตาอบและการลดอุณหภูมิด้วยอากาศ เช่น ทำมวงแท่งสำหรับกันกระแทกนี้ซ้อนๆ กันเหมือนเรียงอิฐ แต่ต้องจัดเรียงกันโดยทิ้งที่ว่างเอาไว้พอสมควร (อย่างต่ำ 0.1 เมตร) เพื่อให้มั่นใจว่าชิ้นงานได้รับการเพิ่มอุณหภูมิอย่างสม่ำเสมอและได้รับกรรมวิธีทางความร้อนมาที่อุณหภูมิห้อง



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/](http://www.jyscrusherparts.com/project/hazemag-apk50-blow-bars/))

## 2.2 เฟสไดอะแกรมของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน [1-6, 9-10]

รูปที่ 2.3 แสดงส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูงตามมาตรฐาน ASTM A532 ในเฟสไดอะแกรมของ Thorpe and Chicco สำหรับเหล็กหล่อโครเมียมสูง IA, B and C ที่อยู่ส่วนล่างของรูปที่ 2.3 จะเกิดโครงสร้างยูเทกติกของออสเทนไนต์และคาร์ไบด์  $M_3C$  ในขณะที่เหล็กหล่อ ID, IIA, B, C, D, E และ IIIA จะเกิดโครงสร้างยูเทกติกของออสเทนไนต์และคาร์ไบด์  $M_7C_3$  ส่วนเหล็กหล่อเกรด ID ที่มีปริมาณโครเมียมสูงกว่าเกรด IA-C จะเกิดยูเทกติกของคาร์ไบด์  $M_7C_3$  ซึ่งบางส่วนจะเปลี่ยนเป็นคาร์ไบด์  $M_3C$  ในระหว่างการเย็นตัว ทำให้เกิดโครงสร้างของคาร์ไบด์ดูเพล็กซ์ซึ่งจะมีขนาดเล็กกว่าคาร์ไบด์  $M_3C$  ในเกรด IA-C ทำให้เหล็กหล่อเกรด ID มีความเหนียวสูงกว่า เมื่อปริมาณโครเมียมสูงขึ้นเส้น Solidus จะเลื่อนไปทางซ้ายมือ และปริมาณคาร์บอนในเดนไดรต์ของออสเทนไนต์จะลดลงในขณะที่อุณหภูมิของปฏิกิริยายูเทกติกจะเพิ่มขึ้น

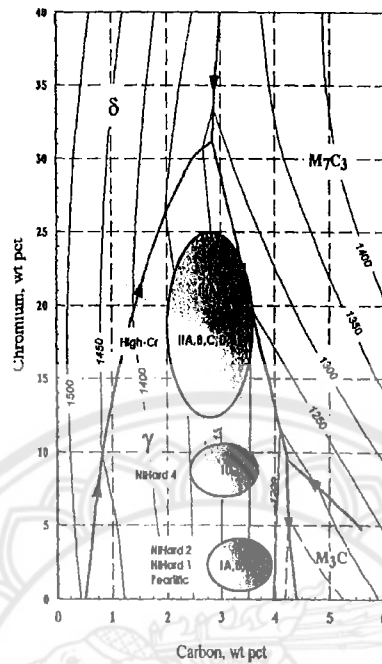
เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ได้รับการใช้งานส่วนใหญ่จะเป็นแบบไฮโปยูเทกติกที่มีส่วนผสม 10-30wt%Cr และ 2-3.5wt%C ที่อยู่ในช่วงของเฟสออสเทนไนต์ ดังแสดงในรูปที่ 2.4 เหล็กหล่อกลุ่มนี้เมื่อแข็งตัวจากน้ำโลหะจะเกิดเป็นเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ ตามด้วยยูเทกติกของออสเทนไนต์และยูเทกติกคาร์ไบด์  $M_7C_3$  จากการแข็งตัวของเหล็กหล่อที่มีส่วนผสม 30wt%Cr-2.3wt%C ในรูป 2.4 เริ่มจากการเกิดเป็นเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ ในขณะที่เดียวกันโครเมียมและคาร์บอนจะถูกผลักออก ทำให้น้ำโลหะมีปริมาณโครเมียมและคาร์บอนสูงขึ้น และเคลื่อนที่เข้าสู่ยูเทกติก ( $U_1-U_2$ ) จนกระทั่งอุณหภูมิลดลงถึงปฏิกิริยายูเทกติก ( $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$ ) จะเกิดโครงสร้างของยูเทกติก (Eutectic structure) คือยูเทกติกออสเทนไนต์และยูเทกติกคาร์ไบด์  $M_7C_3$  ระหว่างแขนเดนไดรต์ (Interdendritic dendrite) ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ การแข็งตัวของโลหะจะสมบูรณ์ก่อนจะถึงจุด  $U_2$

สำหรับเหล็กหล่อที่มีส่วนผสมในช่วง 2-2.5wt%C และโครเมียมมากกว่า 30wt%Cr จะแข็งตัวให้เดนไดรต์ของเฟอร์ไรต์โดยเฟสนี้จะยังเสถียรในระหว่างการเย็นตัว โครงสร้างจุลภาคในสภาพหลังการหล่อของเหล็กหล่อกลุ่มนี้ประกอบด้วยเดนไดรต์ของเฟอร์ไรต์ปฐมภูมิและยูเทกติกคาร์ไบด์  $M_7C_3$  ระหว่างแขนเดนไดรต์จะเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ปฐมภูมิ เหล็กหล่อกลุ่มนี้อ่อนเกินไปไม่ทนต่อการสึกหรอ และไม่สามารถเพิ่มความแข็งโดยกรรมวิธีทางความร้อนได้ การใช้งานเหล็กหล่อกลุ่มนี้มักใช้ในงานที่ต้องการความต้านทานต่อ ความร้อน มีความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันที่ดีแม้อุณหภูมิสูงถึง  $1100^\circ\text{C}$  และทนต่อการกัดกร่อนได้ดีในกรดออกซิไดซิง (Oxidizing acids) เนื่องจากเฟอร์ไรต์มีเสถียรภาพตลอดช่วงอุณหภูมิค่อนข้างกว้าง ตัวอย่างการใช้งานเหล็กหล่อกลุ่มนี้ เช่น ในโรงงานที่ทำงานเตาเผา โดยใช้เป็นชิ้นส่วนของเตาและหัวฉีดของเบิร์นเนอร์ (Burner nozzle) เป็นต้น เนื่องจากสามารถทนต่อการเกิดสะเก็ดที่ผิว (Scale) และทนต่อการพองตัว

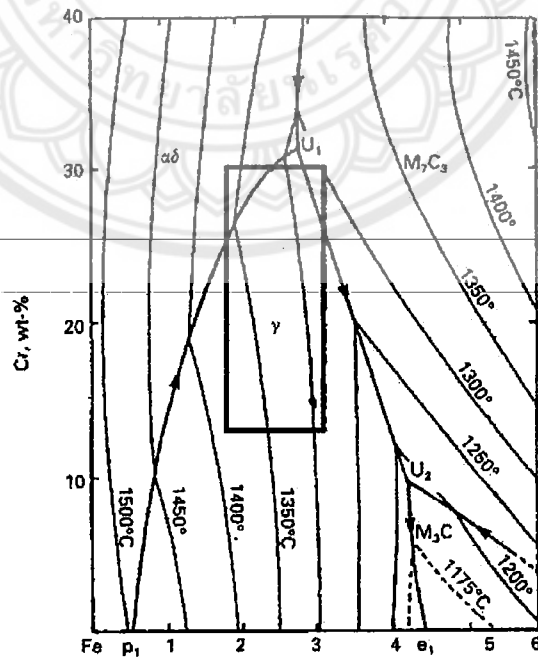
โดยทั่วไปแล้วเราจะหลีกเลี่ยงเหล็กหล่อที่มีส่วนผสมในช่วงที่เป็นแบบไฮเปอร์ยูเทกติกซึ่งทำให้เกิดเฟสคาร์ไบด์ปฐมภูมิ (Primary carbides) เนื่องจากคาร์ไบด์ปฐมภูมิเป็นเฟสที่มีขนาดใหญ่ทำให้ชิ้นงานหล่อเปราะ การแข็งตัวของเหล็กหล่อกลุ่มนี้เริ่มจากการเกิดเป็นคาร์ไบด์  $M_7C_3$  ปฐมภูมิ ทำให้น้ำโลหะมีปริมาณโครเมียมและคาร์บอนลดลงและเคลื่อนที่เข้าสู่ปฏิกิริยายูเทกติก ( $U_1-U_2$ )

ในส่วน of โครงสร้างพื้นหรือโครงสร้างเมทริกซ์จะต้องมีความแข็งสูง มีความต้านทานการขัดถูสูงสุด ซึ่งควรที่จะเป็นโครงสร้างของมาร์เทนไซต์หรืออาจเป็นออสเทนไนต์ตกค้าง ถ้าชิ้นงานหล่อมีความหนาหลายๆ การทำให้เหล็กหล่อโครเมียมสูงมีโครงสร้างพื้นเป็นมาร์เทนไซต์หรือออสเทนไนต์จะเป็นไปได้ยาก เพราะการเย็นตัวจะช้าทำให้โอกาสที่ไดโครงสร้างพื้นเป็นเฟอร์ไรต์มีมากแม้จะเพิ่มปริมาณโครเมียมให้สูงขึ้น ในกรณีที่ชิ้นงานมีความหนาหลายๆ จะสามารถทำให้เหล็กหล่อโครเมียมสูงมีโครงสร้างพื้นเป็นมาร์เทนไซต์หรือออสเทน

ไนต์ได้ โดยการเติมธาตุผสมและกรรมวิธีทางความร้อน แต่ในงานบางประเภทอาจใช้โครงสร้างพื้นแบบ ออสเทนนิติกได้ เนื่องจากเฟสของออสเทนไนต์จะมีความแข็งเพิ่มขึ้นเมื่อได้รับแรงกระทำ



รูปที่ 2.3 แผนภาพของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน ของ Thorpe และ Chicco แสดงส่วนผสมของ เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้กันโดยทั่วไปซึ่งมีโครงสร้างเป็นเฟสออสเทนไนต์ [2]

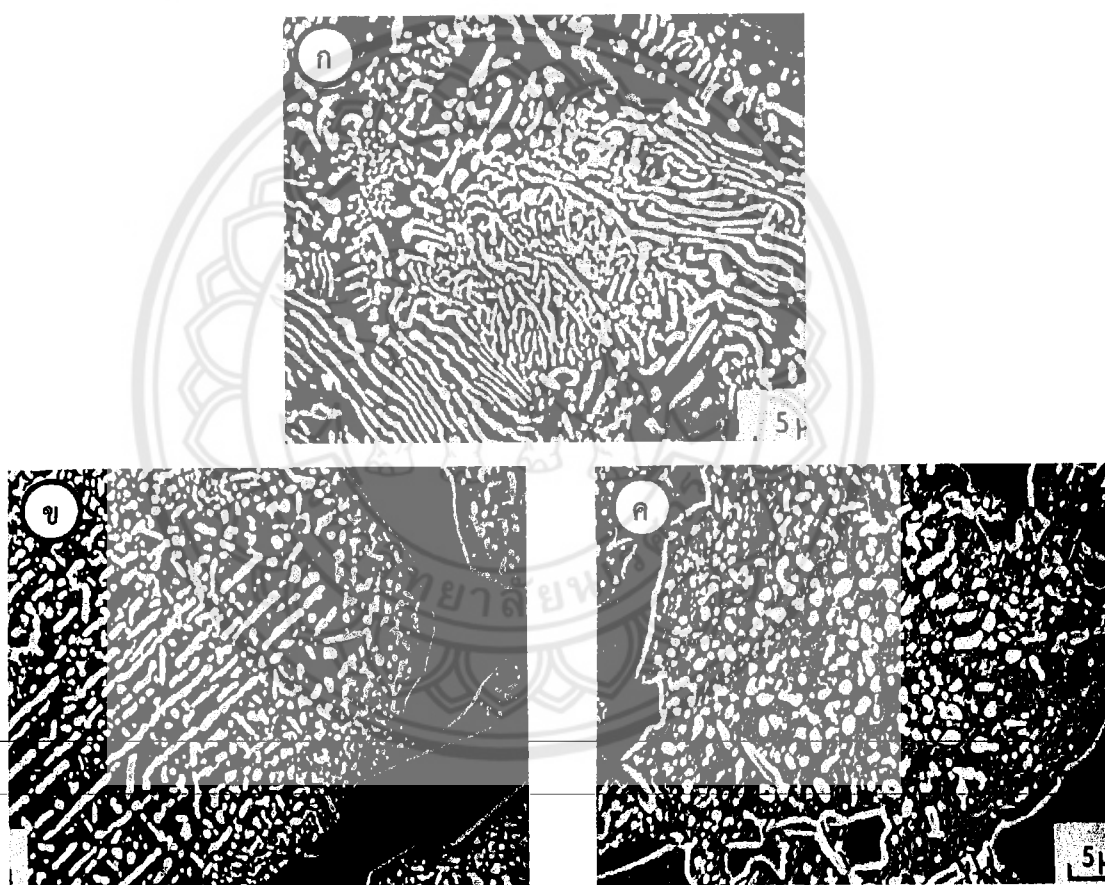


รูปที่ 2.4 แผนภาพแสดงภาพฉายของพื้นผิวลิกวิดัส (Liquidus surface) ของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน กล่องสี่เหลี่ยมแสดงส่วนผสมของเหล็กหล่อโครเมียมสูงแบบไฮโปยูเทกติกที่ใช้กันโดยทั่วไป [3]

## 2.3 กรรมวิธีทางความร้อน

### 2.3.1 การอบอ่อน (Annealing)

การอบอ่อนมีความมุ่งหมายเพื่อต้องการให้เหล็กอ่อนตัวลง (Softening) หรือเพื่อให้เหล็กเหนียวขึ้น (Toughening) ส่วนใหญ่เหล็กที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น (Cold Working) หรือการหล่อมา มักจะมีความแข็งเพิ่มขึ้นและไม่สม่ำเสมอ ทำให้การกลึงหรือไสยาก ดังนั้นจึงจำเป็นต้องลดความแข็งของเหล็กเพื่อจะได้กลึงหรือไสได้สะดวกด้วยการอบอ่อน [1-2] ซึ่งทำได้โดยการอบขึ้นงานที่อุณหภูมิ 750-950°C เป็นเวลา 4-8 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวภายในเตาอย่างช้าๆ การอบอ่อนจะทำให้ได้เมทริกซ์ที่อ่อน เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อนประกอบด้วยเฟอไรต์และเพอร์ไลต์ ทำให้มีความแข็งต่ำกว่า 400 HV ดังรูป 2.5 โดยการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 900-950°C ทำให้ค่าความแข็งลดลงต่ำที่สุดคือ 350 HV และมีค่าความแข็งต่ำกว่าการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 750°C เพียง 15-20 HV [1,11]



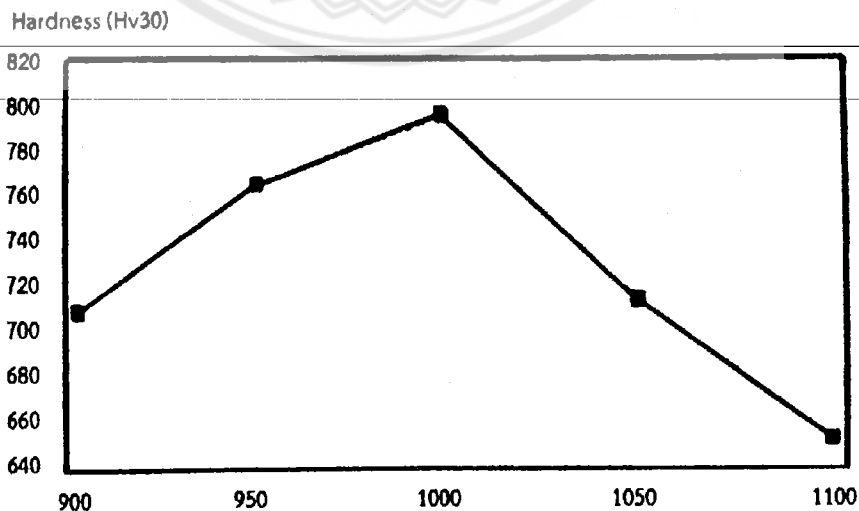
รูปที่ 2.5 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 20wt%Cr-2.5wt%C-1wt%Mo หลังจากการอบที่อุณหภูมิต่างๆ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวอย่างช้าๆ (ก) อบที่ 750°C ความแข็ง 400 HV (ข) อบที่ 850°C ความแข็ง 390 HV (ค) อบที่ 950°C ความแข็ง 350 HV [1]

### 2.3.2 ดีสเทบิลิเซชัน (Destabilization)

เหล็กหล่อโครเมียมสูงจะอบที่อุณหภูมิ 950–1050°C เพื่อให้คาร์บอนและโครเมียมที่ละลายอยู่ในออสเทนไนต์ (ในสภาพหล่อ) ในลักษณะเกินจุดอิ่มตัวที่ออสเทนไนต์จะยอมให้ละลายได้ การอบขึ้นนี้จะเรียกว่า ดีสเทบิลิเซชัน ทำให้คาร์บอนและโครเมียมแยกตัวออกมารวมกันเป็นคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (Secondary Carbide) เป็นการลดปริมาณคาร์บอนในออสเทนไนต์ทำให้ความสามารถในการชุบแข็งของออสเทนไนต์เพิ่มขึ้น กล่าวคือ การลดปริมาณคาร์บอนในออสเทนไนต์ทำให้มีโอกาสเกิดเฟสเฟิร์ลไลต์น้อยลงหรือมีโอกาสเกิดเฟสมาร์เทนไซต์มากขึ้น หลังจากการดีสเทบิลิเซชันความแข็งมีค่าเพิ่มขึ้น เนื่องจากการตกตะกอนคาร์ไบด์ทุติยภูมิในโครงสร้างมาร์เทนไซต์ [1-6]

การเย็นตัวด้วยอากาศ (Air Quenching) จะต้องทำอย่างรวดเร็วและทันทีจากระดับอุณหภูมิของการอบดีสเทบิลิเซชัน เพื่อป้องกันการเปลี่ยนโครงสร้างเป็นเฟิร์ลไลต์ ซึ่งอัตราเร็วในการเย็นตัวจากการอบชุบนั้นจะขึ้นอยู่กับปริมาณโลหะผสมที่ใช้ซึ่งจะต้องมีความสมดุล การเย็นตัวในอากาศสามารถเร่งให้เกิดเร็วขึ้นด้วยการใช้พัดลมและการพ่นละอองน้ำ แต่สิ่งที่สำคัญคือจะต้องเป็นการเย็นสม่ำเสมอทั่วกันทั้งชิ้นงาน และจากทุกทิศทางของงานหล่อเพื่อลดความเค้นตกค้างและให้เกิดความเค้นน้อยที่สุด การควบคุมส่วนผสมทางเคมีนั้นมีความจำเป็นอย่างยิ่งเพื่อให้ชิ้นส่วนที่มีความหนาความสามารถในการชุบแข็งได้เพียงพอ อย่างไรก็ตามการเติมธาตุผสมบางอย่างมากเกินไป เช่น โมลิบดีนัม ทองแดง แมงกานีส หรือนิกเกิล จะทำให้ระยะเวลาในการอบดีสเทบิลิเซชันสูงขึ้น และทำให้ปริมาณออสเทนไนต์ตกค้างสูงขึ้น ซึ่งจะส่งผลต่อสมรรถนะด้านความต้านทานการสึกหรอต่อลดลง สำหรับการเติมธาตุผสมน้อยเกินไปอาจทำให้เกิดเฟิร์ลไลต์ ทั้งในชิ้นงานที่ผ่านการอบชุบหรือชิ้นงานหล่อที่ต้องการให้มีโครงสร้างพื้นแบบออสเทนไนติก [1]

การตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิจะขึ้นอยู่กับองค์ประกอบทางเคมีและอุณหภูมิที่ทำให้เกิดคาร์ไบด์ชนิด  $M_7C_3$  และ/หรือ  $M_{23}C_6$  ในเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะเกิดการตกตะกอนจากศูนย์กลางไปจนถึงขอบด้านนอกของโครงสร้าง ปริมาตรของคาร์ไบด์ตกตะกอนจะเพิ่มเมื่อเวลานานขึ้นส่งผลให้คาร์บอนในออสเทนไนต์ลดลงและอุณหภูมิของมาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้นซึ่งจะช่วยลดปริมาณออสเทนไนต์ตกค้างหลังการเย็นตัวในแบบหล่อ [1, 4-7] รูปที่ 2.6 แสดงผลของอุณหภูมิดีสเทบิลิเซชันต่อค่าความแข็งของเหล็กหล่อ 20wt%Cr-2wt%C-2wt%Mo ซึ่งอุณหภูมิที่เหมาะสม คือ 1000°C ถ้าอุณหภูมิต่ำหรือสูงเกินไปจะทำให้ความแข็งลดลง

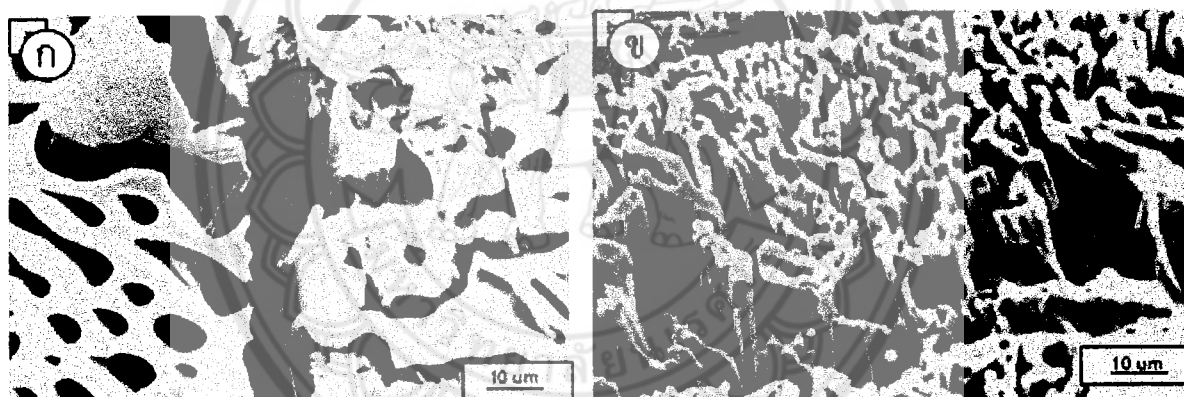


รูปที่ 2.6 ผลของอุณหภูมิในการอบดีสเทบิลิเซชันต่อค่าความแข็งของเหล็กหล่อ 20wt%Cr-2wt%C-2wt%Mo [1]

## 2.4 คาร์ไบต์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง

### คาร์ไบด์ยูเทกติก

ชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ยูเทกติกในเหล็กหล่อโครเมียมสูงขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีและอัตราการเย็นตัว [7,12-13] การเพิ่มปริมาณโครเมียมและคาร์บอนจะทำให้คาร์ไบด์ยูเทกติกชนิด  $M_3C$  ที่มีลักษณะต่อเนื่องเปลี่ยนเป็นชนิด  $M_7C_3$  ที่ไม่ต่อเนื่อง ทำผลให้ความเหนียวสูงขึ้น [12] เมื่อปริมาณโครเมียมต่ำกว่า 12wt% คาร์ไบด์ยูเทกติกจะเป็นชนิด  $M_3C$  โดยที่โครเมียมต่ำกว่า 6wt% ยูเทกติกคาร์ไบด์จะต่อเนื่องกันมากขึ้น แต่ถ้าโครเมียมอยู่ระหว่าง 8-10wt% คาร์ไบด์ยูเทกติกจะต่อเนื่องน้อยลงและจะมีลักษณะเป็นดuple็กซ์ โดยมีแกนกลางเป็น  $M_7C_3$  และล้อมรอบด้วย  $M_3C$  แต่ถ้าปริมาณโครเมียมสูงกว่า 12wt% คาร์ไบด์ยูเทกติกจะเป็นชนิด  $M_7C_3$  ที่ไม่ต่อเนื่องหรือเป็นแบบ lamellar [8,14] จากรูปที่ 2.7 เมื่อเปรียบเทียบลักษณะของคาร์ไบด์ยูเทกติกในเหล็กหล่อ 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 ส่วนชนิดและความแข็งของคาร์ไบต์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง แสดงดังตารางที่ 2.3

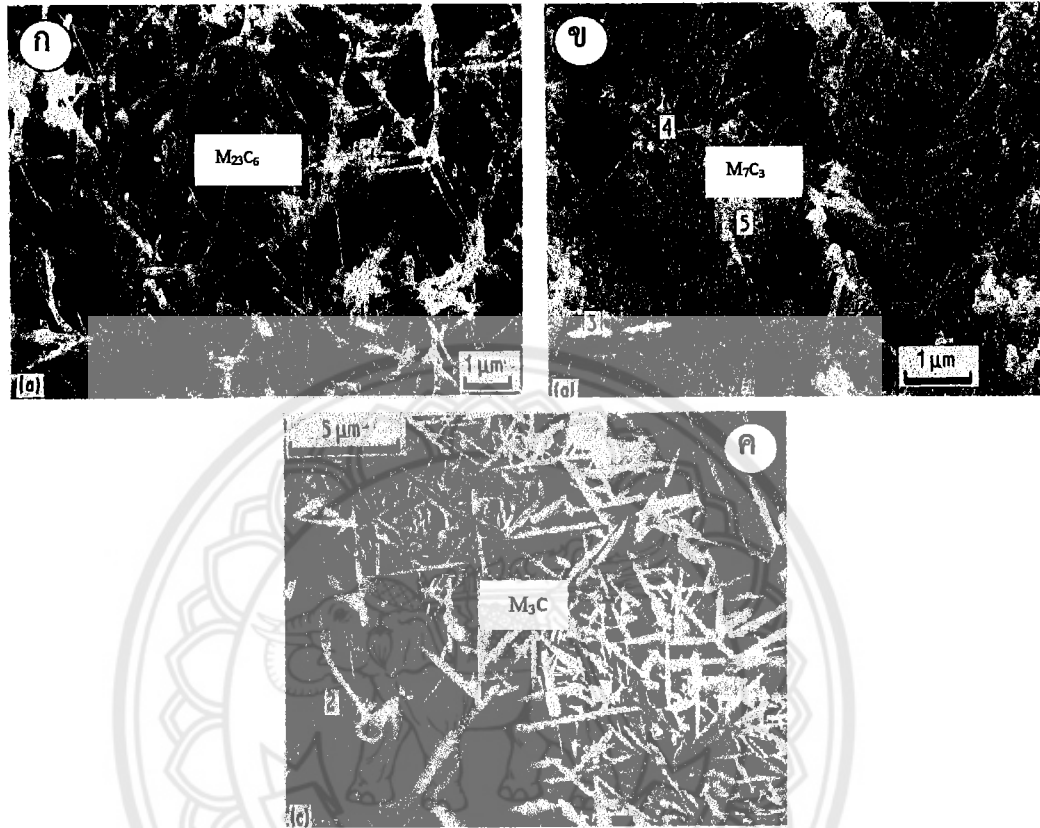


รูปที่ 2.7 โครงสร้าง Deep etched เปรียบเทียบลักษณะของยูเทกติกคาร์ไบด์ (ก) คาร์ไบด์ชนิด  $M_3C$  ในเหล็กหล่อ 3.6wt%C-5wt%Cr จะมีลักษณะที่ต่อเนื่อง (ข) คาร์ไบด์ชนิด  $M_7C_3$  ในเหล็กหล่อ 2.4wt%C-30wt%Cr ที่มีขนาดเล็กและต่อเนื่องน้อยกว่า [1,7]

### คาร์ไบด์ทุติยภูมิ

ตามที่ได้กล่าวมาแล้วเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีโครงสร้างเป็นแบบออสเทนไนต์มีความต้านทานต่อการสึกหรอต่ำ ซึ่งสามารถปรับปรุงสมบัติโดยการทำให้สแตบิไลเซชัน ซึ่งจะทำให้เกิดคาร์ไบด์ทุติยภูมิตกตะกอนในเมทริกซ์ของมาเทนไซด์ ชนิดของคาร์ไบด์ทุติยภูมิขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีและอุณหภูมิในการทำสแตบิไลเซชัน โดยเหล็กหล่อที่มีโครเมียมอยู่ระหว่าง 25-30wt% ชนิดของคาร์ไบด์ทุติยภูมิจะเป็น  $M_{23}C_6$  ซึ่งมีลักษณะเป็นแท่งขนาดเล็กและต่อเชื่อมกัน ส่วนเหล็กหล่อที่มีโครเมียมระหว่าง 15-20wt%Cr คาร์ไบด์ทุติยภูมิเป็นชนิด  $M_6C$  และ  $M_7C_3$  ที่มีลักษณะเป็นแท่ง ส่วนเหล็กหล่อที่มีปริมาณโครเมียมต่ำกว่าคาร์ไบด์ทุติยภูมิจะเป็นชนิด

$M_3C$  ที่เป็นแผ่นหรือเป็นเข็ม [4-7, 15] ในรูปที่ 2.8 เปรียบเทียบชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ทุตติยภูมิในเหล็กหล่อที่มีปริมาณโครเมียมต่าง ๆ กัน



รูปที่ 2.8 (ก) คาร์ไบด์ทุตติยภูมิ  $M_{23}C_6$  ในเหล็กหล่อ 29.3wt%Cr-2.5wt%C (ข) คาร์ไบด์ทุตติยภูมิ  $M_7C_3$  ในเหล็กหล่อ 17.7wt%Cr-3.1wt%C (ค) คาร์ไบด์ทุตติยภูมิ  $M_3C$  ในเหล็กหล่อ 8.8wt%Cr-3.0wt%C [1]



ตารางที่ 2.3 ชนิดและความแข็งของคาร์ไบด์ที่พบในโลหะผสมเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน [15]

Type	Crystalline system	Lattice Constance (A°)	Specific Gravity	Hardness(HV)
(Fe, Cr) <sub>3</sub> C	Rhombic	a=4.52	7.67	≈1100
		b=5.09		
		c=6.74		
(Fe, Cr) <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Hexagonal	a=6.88	6.92	≈1400
		b=4.54		
		c=11.94		
(Fe, Cr) <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Rhombic	a=4.54	6.97	≈1000
		b=6.88		
		c=11.94		
(Fe, Cr Mo) <sub>6</sub> C	Rhombohedral	a=13.98	6.68	≈1200-1800
		b=4.52		
		c=11.94		
(Fe, Cr) <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	F.C.C.	a=10.64	6.97	≈1000
(Fe, Cr Mo) <sub>6</sub> C	F.C.C.	a=11.08	6.68	≈1200-1800

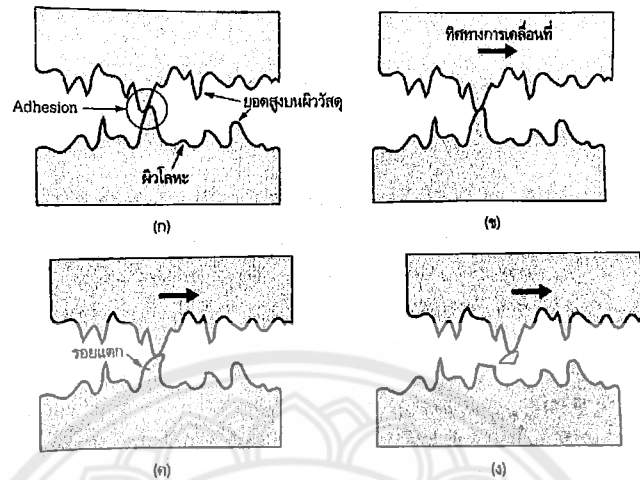
## 2.5 การสึกหรอของโลหะ [16]

การสึกหรอเป็นการหลุดของผิววัสดุจากการถูแรงกระทำขณะที่ผิวเคลื่อนที่สัมผัสกับอีกผิวหนึ่ง การสึกหรอเกิดได้หลายรูปแบบ เช่น การสึกหรอจากการไถระหว่างผิว (Sliding wear) การขีดถูของอนุภาคกับผิว (Abrasion) การชนของอนุภาคขนาดเล็กหรือของเหลวกับผิว (Erosion) เป็นต้น ลักษณะหรือกลไกการเกิดการสึกหรอของวัสดุแต่ละชนิดก็แตกต่างกันไป การสึกหรอจะช้าหรือเร็วขึ้นกับหลายองค์ประกอบ เช่น โครงสร้างจุลภาคของผิว ชนิดของวัสดุ ลักษณะการเคลื่อนที่ของวัสดุ ลักษณะของแรงกระทำหรือการโหลด (Nature of loading) ปฏิกริยาเคมี และอุณหภูมิ เป็นต้น การสึกหรอที่พบโดยทั่วไปมักมีความซับซ้อนมีหลายกลไกเกิดพร้อมๆ กัน บางทีก็ไม่สามารถระบุการสึกหรอที่เกิดขึ้นแน่นอนว่าเป็นชนิดใด ซึ่งลักษณะการสึกหรอมักจะพบในอุตสาหกรรมทั่วไป สามารถแบ่งเป็น 4 ประเภท คือ การสึกหรอระหว่างโลหะหรือการสึกหรอแบบไถ ในกรณีที่มีสารหล่อลื่น (Metal-to-metal wear หรือ Adhesive wear) การสึกหรอแบบไถในกรณีที่ไม่ มีสารหล่อลื่น (Dry sliding wear) การสึกหรอแบบขีดถูซึ่งเป็นการสึกหรอจากผิวหรืออนุภาคแข็งที่มากระทำ (Abrasive wear) และการสึกหรอที่เกิดจากความล้าและการสึกหรอแบบถูครูด (Fatigue และ Fretting wear)

### 2.5.1 การสึกหรอของเนื้อโลหะบนเนื้อโลหะ

เมื่อผิวหน้าของโลหะ 2 ผิวหน้าเคลื่อนที่เข้ามาสัมผัสกันภายใต้แรงกด พันธะทางโลหะจะสามารถเกิดขึ้นได้ ณ บริเวณจุดสัมผัส พันธะที่เกิดขึ้นในบริเวณที่ยอดสูงของวัสดุมาแตะกันนี้เรียกว่าเป็นพันธะแบบแนบติด (Adhesion) ในขณะที่ผิวหน้า 2 ผิว เคลื่อนที่สัมผัสระหว่างกัน พันธะแบบแนบติดจะสามารถยับยั้งและหลุดแตกออกจากกันได้ ในขณะที่เดียวกันยอดสูงเหล่านี้ก็อาจเกิดการแตกหักออกได้เช่นกัน ถ้าหากว่าความ

แข็งแรงของพันธะโลหะนี้มีค่าสูงกว่าความแข็งแรงของยอดสูงของผิวหน้าหนึ่ง ยอดสูงนั้นก็แตกและผิวหน้า นั้นจะสูญเสียเนื้อวัสดุไปให้กับผิวสัมผัส ดังรูปที่ 2.9



รูปที่ 2.9 ลักษณะของคู่ผิวสัมผัสที่เกิดการสึกหรอ

ในช่วงที่เกิดการสึกหรอการสร้างพันธะแบบแนบติดและการแตกหักของผิววัสดุดังที่กล่าวมา จะเกิดขึ้นพร้อมๆ กันอย่างต่อเนื่อง เป็นผลให้เกิดการสูญเสียเนื้อวัสดุจากผิวหนึ่งไปยังอีกผิวหนึ่งตลอดเวลาซึ่งมักจะเกิดขึ้นทั้ง 2 ทาง โดยเฉพาะอย่างยิ่งถ้าวัสดุทั้ง 2 มีโครงสร้างลักษณะคล้ายกันหรือมีความเข้ากันได้ทางโครงสร้าง (Structural compatibility) ที่ดี เนื่องจากค่าความเสียดทานระหว่างผิววัสดุจะขึ้นอยู่กับความเข้ากันได้

ถ้าหากวัสดุ A มีความแข็งแรงมากกว่าวัสดุ B โดยรวม วัสดุ B จะสูญเสียเนื้อให้กับวัสดุ A ในขณะที่วัสดุแตกออก ผิวหน้าใหม่ที่เปิดขึ้นบริเวณรอยแตกจะเกิดการออกไซด์ขึ้นซึ่งปฏิกิริยาจะถูกเร่งโดยความร้อนที่เกิดจากการเสียดสีทำให้เกิดออกไซด์บนผิววัสดุ เมื่อการสึกหรอดำเนินต่อไปและเกิดการแตกหักของยอดสูงอย่างต่อเนื่อง เศษของเนื้อวัสดุที่แตกออกก็จะมาทับถมบนผิวหน้าสร้างเป็นชั้นขึ้นมา ซึ่งชั้นนี้จะมีออกไซด์ของโลหะปะปนอยู่ด้วย (ออกไซด์ที่ฝังตัวอยู่จะทำให้เนื้อวัสดุบริเวณนั้นแตกง่าย) บางครั้งชั้นของเศษทับถมก็จะหลุดล่อนออกมาทำให้เกิดการสูญเสียเนื้อวัสดุจากทั้ง 2 ผิวสัมผัส

### 2.5.2 การสึกหรอจากการขัดถู (Abrasive wear)

วัสดุที่สามารถต้านทานการสึกหรอจากการขัดถูได้ดีมักจะมีโครงสร้างจุลภาคที่มี 2 เฟส ซึ่งประกอบด้วยเนื้อหลักที่มีความเหนียว และอนุภาคแข็งขนาดเล็กที่กระจายอยู่ทั่วไปในเนื้อหลัก ขณะที่เกิดการขัดถูวัสดุนี้จะสึกหรอออกไปด้วยสาเหตุต่างๆ ได้แก่ การสึกหรอของเนื้อหลักจากวัตถุที่มาขัดสีที่ไม่แข็งแรงและการสึกหรอของเนื้อหลักและอนุภาคแข็งจากวัตถุที่มาขัดสีที่มีความแข็งแรงสูง การสึกหรอและการกัดกร่อนเฉพาะที่บริเวณเนื้อหลักเท่านั้น การสึกหรอโดยการเปลี่ยนรูปของเนื้อหลัก การแตกและหลุดของอนุภาคแข็งภายในเนื้อหลัก การแตกจากความล้าเนื่องมาจากการกระทำซ้ำๆ ของแรงกดและการไถครูด

### 2.5.3 การสึกหรอแบบไถลในสภาวะแห้ง (Dry sliding wear)

การสึกหรอแบบไถลในสภาวะแห้งหรือสภาวะที่ปราศจากสารหล่อลื่น เช่น ที่เกิดขึ้นในระบบคลัตช์หรือระบบเบรกในรถยนต์ เกิดขึ้นจากการที่ผิวสัมผัสของวัสดุทั้ง 2 จะต้องดูดซับพลังงานโดยการถ่ายเทความร้อนออกไปเพื่อชะลอและหยุดการเคลื่อนที่สัมพัทธ์ระหว่าง 2 ผิวหน้า หรือเพื่อเริ่มการเคลื่อนที่ โดยป้องกันไม่ให้เกิดการสั่นสะเทือน ดังนั้นสมบัติทางด้านวัสดุที่สำคัญสำหรับคลัตช์และจานเบรก คือ ความสามารถในการนำความร้อนที่ดี สมบัติด้านการเสียดสีที่ดี ความแข็งแรงที่เพียงพอ ค่าโมดูลัสของความยืดหยุ่น (Elastic modulus) ที่ต่ำเพื่อลดการสะสมของความเค้น ซึ่งเกิดจากการขยายตัวเฉพาะพื้นที่เนื่องมาจากความร้อน เสถียรภาพทางโครงสร้างจุลภาคที่ดีในช่วงอุณหภูมิที่ใช้งานเพื่อลดปัญหาการขยายและหดตัวของผิววัสดุ และความสามารถในการต้านทานการเกิดพื้นระแบบแนบติด

### 2.6 การกัดกร่อนของโลหะ

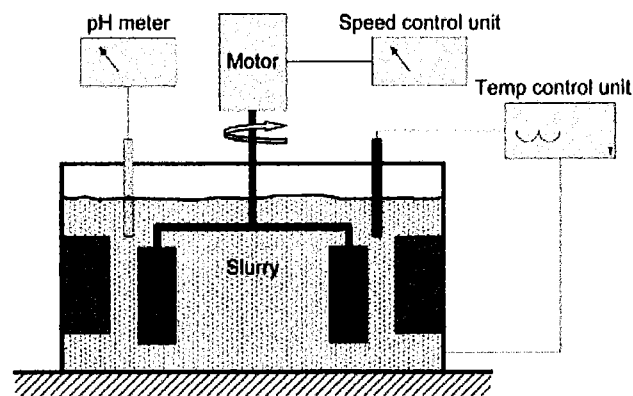
โดยทั่วไปเหล็กหล่อหรือเหล็กกล้าที่มีปริมาณโครเมียมในเมทริกซ์มากกว่า 12wt% จะเกิดฟิล์มของ  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  มาปกคลุมผิวหน้าชิ้นงาน ทำให้ความต้านทานการกัดกร่อน (Corrosion resistance) ดีขึ้น แต่สำหรับเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะต้องมีปริมาณของโครเมียมในเมทริกซ์มากกว่า 14wt% เนื่องจากหลังการแข็งตัว ปริมาณของโครเมียมบริเวณที่อยู่รอบๆ คาร์ไบด์จะมีปริมาณโครเมียมและคาร์บอนต่ำ [2] สำหรับความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กหล่อชนิดนี้จะขึ้นกับปริมาณของโครเมียมและโครงสร้างเมทริกซ์ ซึ่งพบว่าเมื่อปริมาณโครเมียมสูงขึ้น ความต้านทานการกัดกร่อนจะสูงขึ้น เนื่องจากเกิดสภาพแอทีฟ-แพสซีฟ (Active-passive transition) [17-18] Pearce และคณะ [17] ได้ศึกษาลักษณะเฉพาะของแอโนดิกโพลาริเซชัน (Anodic polarisation characteristics) ของเหล็กหล่อ 25%Cr และ 30%Cr ภายใต้สภาวะที่ไม่มีการสึกหรอ พบว่าเหล็กหล่อที่มีส่วนผสม 30%Cr จะมีความต้านทานการกัดกร่อนดีกว่าเหล็กหล่อ 25%Cr นอกจากนี้ยังพบว่าเหล็กหล่อทั้งสองมีความต้านทานการกัดกร่อนสูงขึ้นหลังการอบตีสเตปิลเซชัน

### 2.7 การสึกกร่อนในเหล็กหล่อโครเมียมสูง

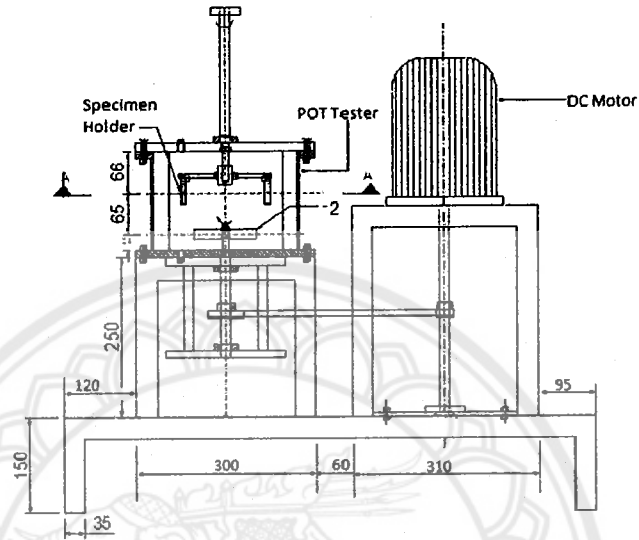
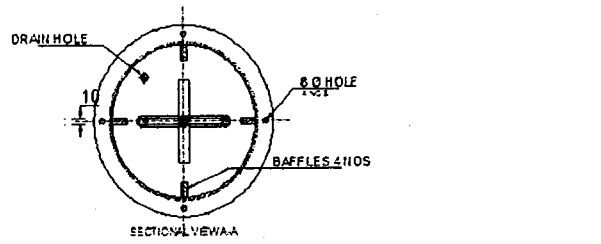
ในการใช้งานหลายประเภท วัสดุจะต้องมีความต้านทานต่อการสึกหรอแบบขัดถูและการกัดกร่อนร่วมกัน หรือการสึกกร่อน (Erosion-corrosion) การสึกกร่อนเป็นรูปแบบการสูญเสียของวัสดุที่เกิดร่วมกันระหว่างปฏิกิริยาเคมีไฟฟ้าและการกระทำทางกล เช่น ในระบบปั๊ม ในท่อส่งสารละลายที่กัดกร่อน ซึ่งอาจมีสารแขวนลอยของแข็งผสม การกัดกร่อนแบบนี้จะถูกเร่งด้วยการชนของอนุภาค ซึ่งอาจทำให้เนื้อโลหะหลุดออก หรือทำให้ออกไซด์ที่ปกป้องผิวหลุดออก ส่งผลให้เนื้อโลหะถูกกัดกร่อนง่ายขึ้น ซึ่งขึ้นกับค่าความเป็นกรด-ด่าง ปริมาณคลอไรด์ไอออน และอุณหภูมิ โดยทั่วไปการใช้งานของเหล็กหล่อโครเมียมสูงมีทั้งในสภาวะที่มีการสึกหรอ เช่น การสึกหรอแบบขัดถู (Abrasive wear) การสึกหรอแบบกัดเซาะ (Erosion) และการสึกกร่อน (Erosion-corrosion) ที่มีทั้งการสึกหรอจากอนุภาคที่แข็งและการกัดกร่อน Tang และคณะ [19] ได้ศึกษาความต้านทานการสึกกร่อนของเหล็กหล่อ 45wt%Cr-(1-6)wt%C ในของเหลวที่มีอนุภาคซิลิกาแขวนลอยในกรดซัลฟิวริกและโซเดียมไฮดรอกไซด์ (พีเอช 3-7) พบว่าเหล็กหล่อ 45wt%Cr-4wt%C หลังการตีสเตปิลเซชัน คาร์ไบด์ปฐมภูมิที่มีแกนเป็น  $\text{M}_7\text{C}_3$  ล้อมรอบด้วย  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  ทำให้ความต้านทานการสึกกร่อนดีที่สุด ซึ่งคาดว่า เป็นผลมาจากการเกิด  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  ที่อ่อนและเหนียวบริเวณขอบ ทำให้การยึดเหนี่ยวระหว่างคาร์ไบด์กับเมทริกซ์

ดีขึ้น เมื่อปริมาณคาร์บอนเพิ่มมากขึ้น ทำให้ความต้านทานการกัดกร่อนลดลง เนื่องจากปริมาณของโครเมียมในเมทริกซ์ลดลง ส่วน Imurai และคณะ [20] ได้ศึกษาความต้านทานการสึกกร่อนในเหล็กหล่อ 28wt%Cr-(0-10)wt%Mo ในสภาพหล่อ ในสเลอรี่ที่มีอนุภาคอะลูมินาแขวนลอยในกรดซัลฟิวริก พบว่าเหล็กหล่อที่เติม 1wt%Mo อัตราการสึกกร่อนจะลดลงประมาณ 30% เมื่อเทียบกับเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม เนื่องจากผลต่างระหว่างความแข็งของคาร์ไบด์กับเมทริกซ์ลดลงและการเพิ่มขึ้นของความแข็ง เมื่อปริมาณโมลิบดีนัมเพิ่มขึ้นเป็น 10wt% อัตราการสึกกร่อนจะลดลงเหลือประมาณ 7% เนื่องจากลักษณะของคาร์ไบด์ยูเทกติกที่มีระยะห่างระหว่างคาร์ไบด์ลดลง ทำให้ช่วยป้องกันเมทริกซ์ไม่ให้ถูกทำลาย จากการวิจัยของ Shimizu และคณะ [21] พบว่าการเติม 3wt%Mo ในเหล็กหล่อ 16wt%Cr-2.9wt%C และ 26wt%Cr-2.9wt%C ที่ผ่านการทำดีสเทปโลเซชันและเทมเปอริง ความต้านทานการสึกกร่อนแบบกัดเซาะในน้ำที่อุณหภูมิ 900°C และอนุภาคอะลูมินาแขวนลอยดีกว่าเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม เนื่องจากเกิดคาร์ไบด์  $M_2C$  และ  $M_7C_3$

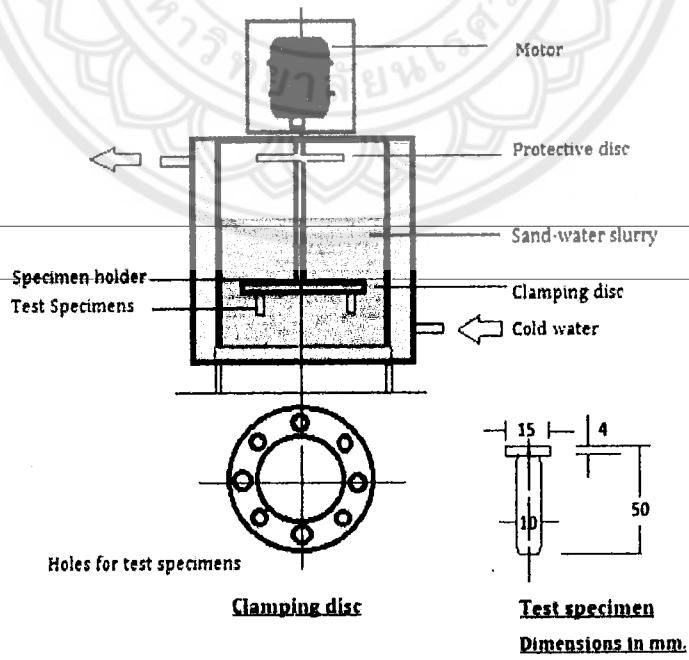
สำหรับเครื่องทดสอบการสึกกร่อน มีการพัฒนาขึ้นเพื่อใช้วัดและศึกษาความสามารถในการต้านทานการสึกกร่อนของชิ้นงาน การทดสอบการสึกกร่อนมีจุดประสงค์ในการสร้างความเข้าใจถึงกลไกของการสึกกร่อน นอกจากนี้การทดสอบและเก็บข้อมูลการทดลองในแต่ละช่วงเวลา เพื่อดูกลไกการสึกกร่อนก็สามารถทำได้ในห้องทดลอง ซึ่งจะไม่สามารถทำได้ในการทดสอบภาคสนามหรือการใช้งานจริง อย่างไรก็ตามการเปรียบเทียบผลการทดสอบที่ได้กับผลจากการใช้งานจริงก็ยังคงทำได้ยาก เพราะการใช้งานจริงในแต่ละครั้งมักจะมีสิ่งที่แตกต่างกัน ทำให้ไม่สามารถหาค่าความเชื่อถือและความคลาดเคลื่อนของการทดสอบ สำหรับเครื่องมือที่ใช้ในการทดสอบการสึกกร่อนมีหลายลักษณะ เช่น Slurry jet tester, Coriolis erosion tester และแบบ Slurry pot โดยปัจจัยที่ส่งผลต่อความต้านทานการสึกกร่อน ของวัสดุ ได้แก่ โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน มุมของชิ้นงานกับการตกกระทบของอนุภาค ความเร็วในการเคลื่อนที่ของชิ้นงาน ชนิดและปริมาณของอนุภาค ความเข้มข้นและอุณหภูมิของของเหลว โดยทั่วไปวิธีการทดสอบการสึกกร่อนแบบ Slurry pot นิยมใช้ในห้องปฏิบัติการอย่างกว้างขวาง เนื่องจากง่ายในการออกแบบและการติดตั้ง ราคาถูก สามารถเคลื่อนย้ายง่าย และใช้ระยะเวลาในการทดสอบสั้น เครื่องทดสอบการสึกกร่อนแบบ Slurry pot ได้มีการออกแบบและพัฒนาให้เหมาะสมและใกล้เคียงกับสภาวะการใช้งานจริงมาอย่างต่อเนื่อง โดยในปี 2011 Tang และคณะ [19] ได้ออกแบบถังจากเหล็กกล้าสเตนเลส ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 32 เซนติเมตร สูง 30 เซนติเมตร มีแผ่นกั้น (Baffles plates) ติดอยู่ที่ผนังด้านในของถัง จำนวน 4 อัน ดังรูป 2.10 ในปี 2013 Shitole และคณะ [22] และในปี 2016 Gupta และคณะ [23] ได้ออกแบบเครื่องทดสอบการสึกกร่อน ดังรูป 2.11 และ 2.12



รูปที่ 2.10 เครื่องทดสอบ Slurry pot erosion-corrosion tester ของ Tang



รูปที่ 2.11 เครื่องทดสอบ Slurry pot erosion-corrosion tester ของ Shitole



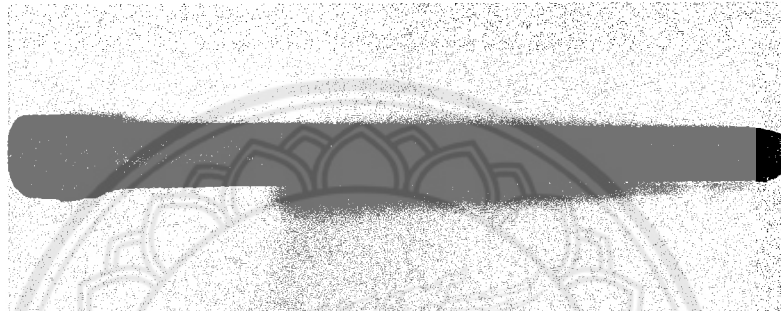
รูปที่ 2.12 เครื่องทดสอบ Slurry pot erosion-corrosion tester ของ Gupta

### บทที่ 3

#### วิธีดำเนินการทดลอง

##### 3.1 วัตถุประสงค์และส่วนผสมทางเคมี

เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้ในการทดลองเตรียมโดยการหล่อในแบบหล่อทรายเป็นรูปทรงกระบอก ขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 2.5 เซนติเมตรและยาว 30 เซนติเมตร ดังรูป 3.1 โดยเหล็กหล่อมี่ 2 ส่วนผสม คือ เหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (R) และเติมโมลิบดีนัม 1.4wt% (Mo1) ดังแสดงในตาราง 3.1



รูปที่ 3.1 เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ผ่านการหล่อในแบบหล่อทราย

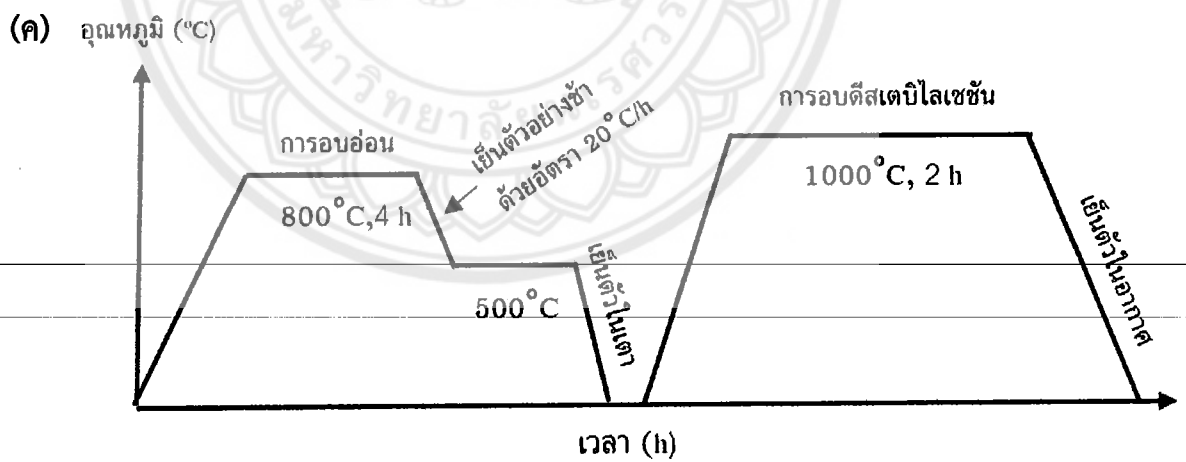
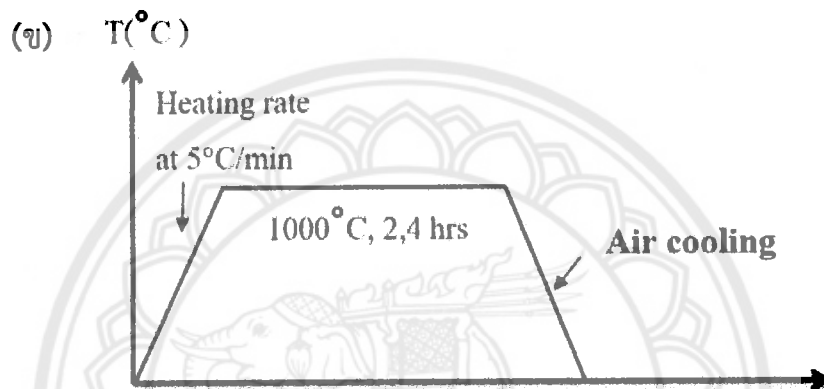
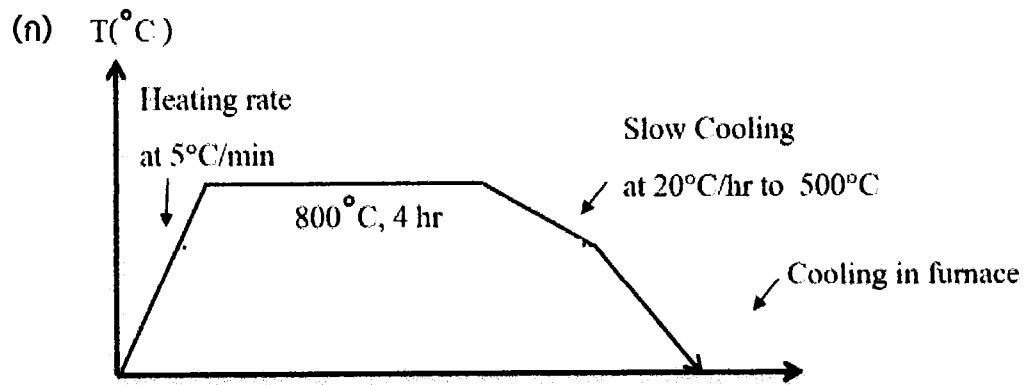
##### ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้ในการทดลอง

เหล็กหล่อโครเมียมสูง	ส่วนผสมทางเคมี (ร้อยละโดยน้ำหนัก)									
	C	Cr	Mo	Mn	Ni	W	Si	P	S	Fe
R	2.36	27.9	0.03	0.11	0.20	0.01	0.20	0.02	0.01	Bal.
Mo1	2.68	27.7	1.42	0.11	0.18	0.01	0.26	0.03	0.01	Bal.

##### 3.2 กรรมวิธีทางความร้อน

โดยนำเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่เตรียมโดยการหล่อในแบบหล่อทรายมาตัดให้มีความหนาประมาณ 2 เซนติเมตร แล้วนำเหล็กหล่อมาผ่านกรรมวิธีทางความร้อน โดยแบ่งเป็น 3 แบบ คือ

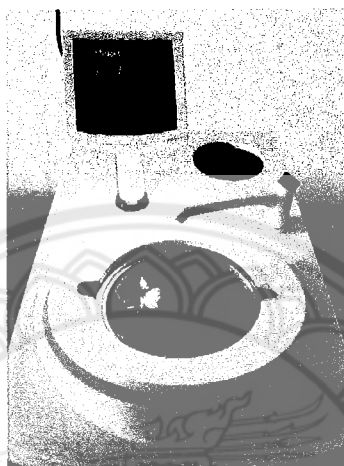
1. การอบอ่อนที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และให้เย็นตัวลงมาที่อุณหภูมิ 500°C ด้วยอัตราเย็นตัว 20°C/h และปล่อยให้เย็นตัวอย่างช้าๆ ในเตาจนถึงอุณหภูมิห้อง ดังรูปที่ 3.2(ก)
2. การอบตีสเตปิลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และนำชิ้นงานออกจากเตาปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ ดังรูปที่ 3.2(ข)
3. ทำการอบอ่อนเช่นเดียวกับข้อ 1 จากนั้นนำมาอบตีสเตปิลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และนำชิ้นงานออกจากเตาปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ ดังรูปที่ 3.2(ค)



รูปที่ 3.2 ขั้นตอนกรรมวิธีทางความร้อน (ก) การอบอ่อน (ข) การอบตีเสเตบิลไลเซชัน (ค) การอบอ่อนและการอบตีเสเตบิลไลเซชัน

### 3.3 การศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์

โดยนำชิ้นงานก่อนและหลังกรรมวิธีทางความร้อนมาขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180 320 600 800 และ 1000 ตามลำดับ ด้วยเครื่องขัดโลหะ ดังรูป 3.3 จากนั้นนำขัดละเอียดด้วยผงขัดเพชรขนาด 6 3 และ 1 ไมครอน ตามลำดับ บนผ้าสักหลาด จากนั้นนำมาศึกษาชนิดเฟสและโครงสร้างผลึกศึกษาด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-Ray Diffractometry, XRD) ดังรูป 3.4 โดยกำหนดมุมอยู่ในช่วง 20 ถึง 120 องศา



รูปที่ 3.3 เครื่องขัดชิ้นงาน ยี่ห้อ Struers



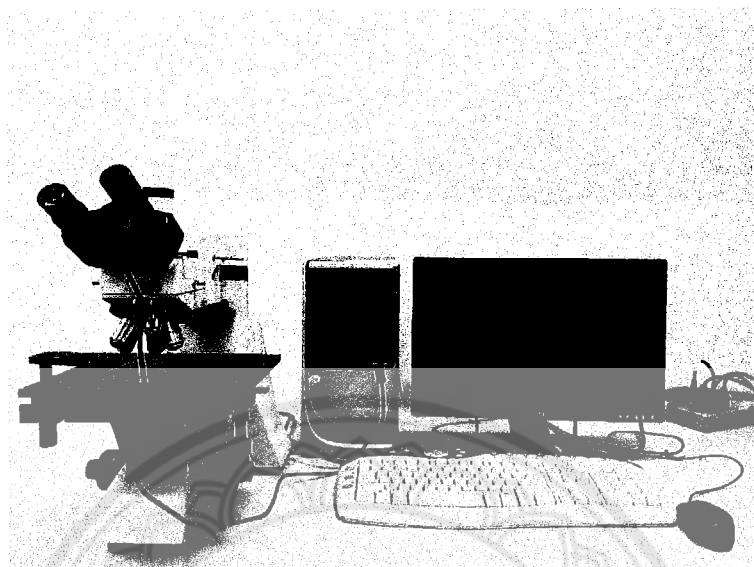
รูปที่ 3.4 เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของบริษัท Philips รุ่น Expert

### 3.4 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค

โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูงก่อนและหลังกรรมวิธีทางความร้อน ศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscopy, OM) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscopy, SEM) ดังรูป 3.5 และ 3.6 ขั้นตอนการเตรียมตัวอย่างเพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาค เริ่มจากการขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180 320 600 800 และ 1000 ตามลำดับ จากนั้นนำชิ้นงานมาขัดละเอียดด้วยผงขัดเพชรขนาด 6 3 และ 1 ไมครอน ตามลำดับ บนผ้าสักหลาด เช่นเดียวกับการเตรียมตัวอย่าง



สำหรับ XRD จากนั้นนำมากัดผิวหน้าชิ้นงานด้วยสารละลายกรด  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$  10 กรัม + HCl 30 ml + น้ำกลั่น 100 ml



รูปที่ 3.5 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง



รูปที่ 3.6 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด รุ่น 1455VP ของบริษัท LEO

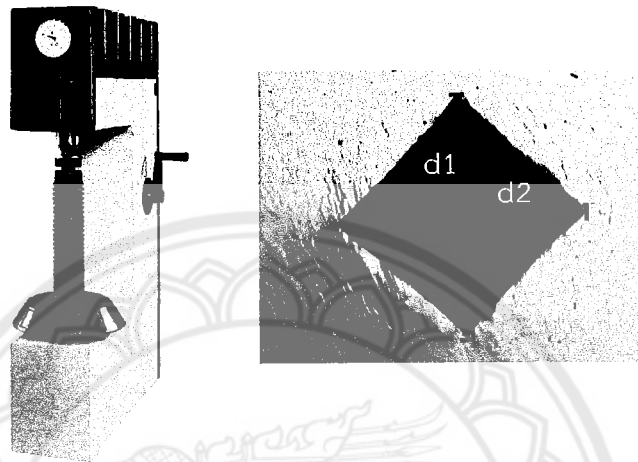
### 3.5 การทดสอบความแข็ง

ความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูงก่อนและหลังกรรมวิธีทางความร้อน ทดสอบแบบวิกเกอร์ โดยการนำชิ้นงานที่เตรียมสำหรับศึกษาโครงสร้างจุลที่ขังไม่ได้กัดผิวหน้ามาทำการทดสอบโดยใช้หัวกดเพชรฐานสี่เหลี่ยมจัตุรัส แรงกด 30 กิโลกรัมแรง เป็นเวลา 15 วินาที โดยทำการทดสอบชิ้นงานละ 8 จุดแบบสุ่ม จากนั้นวัดความยาวเส้นทแยงมุมของรอยกด ดังรูป 3.7 แล้วนำมาคำนวณความแข็ง ดังสมการ 3.1 ในหน่วย HV

$$HV = 1.854 \frac{F}{d^2} \quad (3.1)$$

เมื่อ  $F$  = น้ำหนักกดในหน่วย N

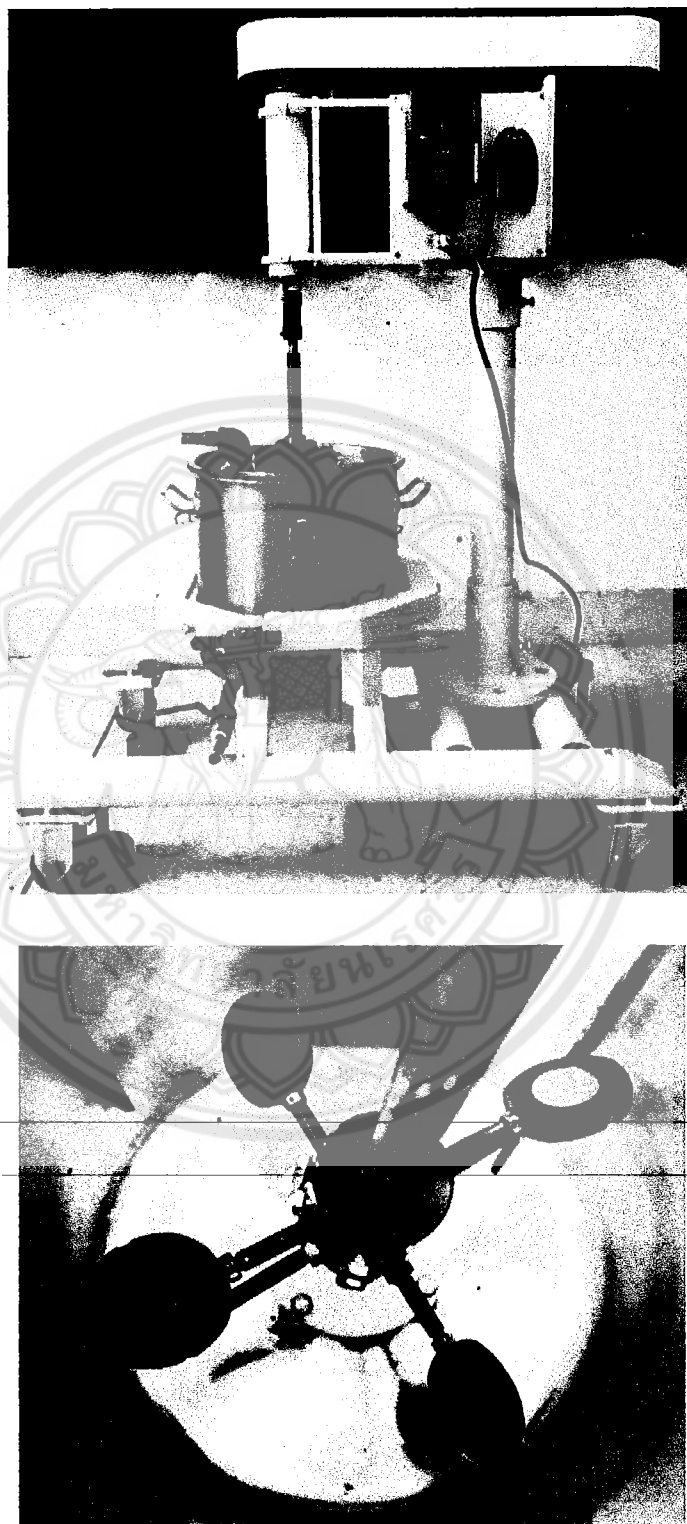
$d$  = ความยาวเส้นทแยงมุมเฉลี่ยของรอยกด หน่วย mm



รูปที่ 3.7 เครื่องทดสอบความแข็งโดยแบบวิกเกอร์ บริษัท Galileo รุ่น Egotest comp 25 Rs และการวัดเส้นทแยงมุมของรอยกด

### 3.6 การทดสอบความต้านทานการสึกกร่อน

ในการทดสอบการสึกกร่อนในครั้งนี้ได้ทำการศึกษาเฉพาะชิ้นงานในสภาพหล่อและหลังการทำดีสเทปิลเซชันเท่านั้น ในการเตรียมชิ้นงานสำหรับการทดสอบการสึกกร่อนแบบ Slurry pot ดังรูปที่ 3.8 ในสเลอรี่ของเหลวที่มีทรายซิลิกาแขวนลอยอยู่ โดยนำเหล็กหล่อในสภาพหล่อและหลังการทำดีสเทปิลเซชันมาตัดอย่างละ 3 ชิ้น ให้มีความหนาประมาณ 1.5 มิลลิเมตร และนำมาขัดด้วยกระดาษทรายน้ำเบอร์ 180 240 360 600 และ 1000 จากนั้นนำมาขัดละเอียดด้วยผงขัดเพชรขนาด 6 ไมครอน บนผ้าสักหลาด นำมาล้างให้สะอาดและเป่าให้แห้ง จากนั้นนำไปแช่น้ำหนักก่อนการทดสอบด้วยเครื่องชั่งความละเอียด 4 ตำแหน่ง นำชิ้นงานไปติดกับที่จับชิ้นงานและปรับมุมของชิ้นงานให้เอียงเป็นมุม  $45^\circ$  เพื่อให้อนุภาคซิลิกาตกกระทบกับชิ้นงานในระหว่างการทดสอบ การเตรียมสเลอรี่ในการทดสอบโดยซึ่งอนุภาคทรายซิลิกาขนาด 200-400 ไมครอน จำนวน 3 กิโลกรัม และเทลงถึงทดสอบ นำน้ำประปาปริมาตร 10 ลิตรมาปรับค่า pH ด้วยสารละลายกรดซัลฟิวริก ( $H_2SO_4$ ) ให้ได้ค่า  $pH = 4.4$  และเทสารละลายที่เตรียมลงในถังทดสอบ เริ่มทำการทดสอบเป็นระยะเวลา 10 ชั่วโมง หลังการทดสอบนำชิ้นงานตัวอย่างมาล้างให้สะอาดด้วยเครื่องอัลตราโซนิก เป่าให้แห้งด้วยเครื่องเป่าความร้อน ตั้งทิ้งไว้ให้เย็น แล้วนำไปแช่น้ำหนักหลังการทดสอบ บันทึกค่าที่ได้แล้วนำมาเปรียบเทียบผลเพื่อศึกษาการสึกกร่อนด้วยเทคนิคการหาน้ำหนักที่สูญหายไป และศึกษาพื้นผิวหลังทดสอบการสึกกร่อนด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด



รูปที่ 3.8 เครื่องทดสอบการสึกกร่อนแบบ Slurry pot และการปรับมุมชิ้นงานเอียง  $45^{\circ}$

## ผลการทดลองและอภิปรายผล

## 4.1 การศึกษาชนิดเฟสและโครงสร้างจุลภาค

## 4.1.1 ชนิดเฟสและโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อ

จากการวิเคราะห์ชนิดเฟสจากรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์เมื่อเทียบกับแฟ้มข้อมูลมาตรฐาน ดังแสดงในรูปที่ 4.1 พบว่าเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R) ในสภาพหล่อ (AC) ประกอบด้วยเฟส ออสเทนไนต์ มาร์เทนไซต์ และคาร์ไบด์ชนิด  $M_7C_3$  ( $M = Fe, Cr, Mo$ ) ส่วนเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.6wt%C-1.4wt% (Mo1) จะประกอบด้วยเฟสออสเทนไนต์ มาร์เทนไซต์ และคาร์ไบด์ชนิด  $M_7C_3$  เช่นเดียวกับเหล็กหล่อ R แต่จะพบคาร์ไบด์ชนิด  $M_6C$  เพิ่มขึ้น

จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) พบว่าโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt.%Cr-2.4wt.%C (R) เป็นแบบไฮโปยูเทคติกที่ประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ ( $\gamma$ ) คาร์ไบด์ยูเทคติก  $M_7C_3$  และยูเทคติกออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ ( $\alpha'$ ) ในระหว่างการเย็นตัวในแบบหล่อ ดังแสดงในรูปที่ 4.2 โดยขั้นตอนการแข็งตัวของเหล็กหล่อกลุ่มนี้เริ่มจากของเหลว (L0) ก่อตัวเป็นเดนไดรต์ออสเทนไนต์ปฐมภูมิ ( $L0 \rightarrow \text{primary } \gamma + L1$ ) จากนั้นเมื่ออุณหภูมิลดลงจนถึงปฏิกิริยายูเทคติกของเหลวที่เหลือ ( $L1$ ) จะเปลี่ยนเป็นโครงสร้างยูเทคติกที่ประกอบด้วยยูเทคติกออสเทนไนต์และยูเทคติกคาร์ไบด์  $M_7C_3$  ( $L1 \rightarrow \text{eutectic } (\gamma + M_7C_3)$ ) จากนั้นในขั้นตอนสุดท้ายของการเย็นตัวในแบบหล่อ ยูเทคติกออสเทนไนต์จะเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ [20]

ส่วนเหล็กหล่อ Mo1 จะมีโครงสร้างจุลภาคเช่นเดียวกับในเหล็กหล่อ R แต่จะพบคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  และ  $M_6C$  ดังรูปที่ 4.3 โดยขั้นตอนการแข็งตัวของเหล็กหล่อกลุ่มนี้เริ่มจากของเหลว  $L0 \rightarrow \text{primary } \gamma + L1$  จากนั้นเมื่ออุณหภูมิลดลงจนถึงปฏิกิริยายูเทคติกของเหลวที่เหลือ  $L1 \rightarrow \text{eutectic } (\gamma + M_7C_3/M_{23}C_6/M_6C)$  ตามลำดับ ซึ่งคาร์ไบด์ทั้ง 3 สามารถแยกแยะได้จากคอนทราสต์ในภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดในโหมด SEM-BEI ที่มีความสว่างแตกต่างกัน โดยคาร์ไบด์  $M_6C$  จะสว่างมากที่สุด รองลงมาคือคาร์ไบด์  $M_{23}C_6$  และ  $M_7C_3$  ตามลำดับ อย่างไรก็ตามจากรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ไม่ปรากฏฟิสิกส์ของคาร์ไบด์  $M_{23}C_6$  ทั้งนี้อาจจะเนื่องมาจากปริมาณน้อยมากจนไม่สามารถตรวจพบด้วยเทคนิค XRD

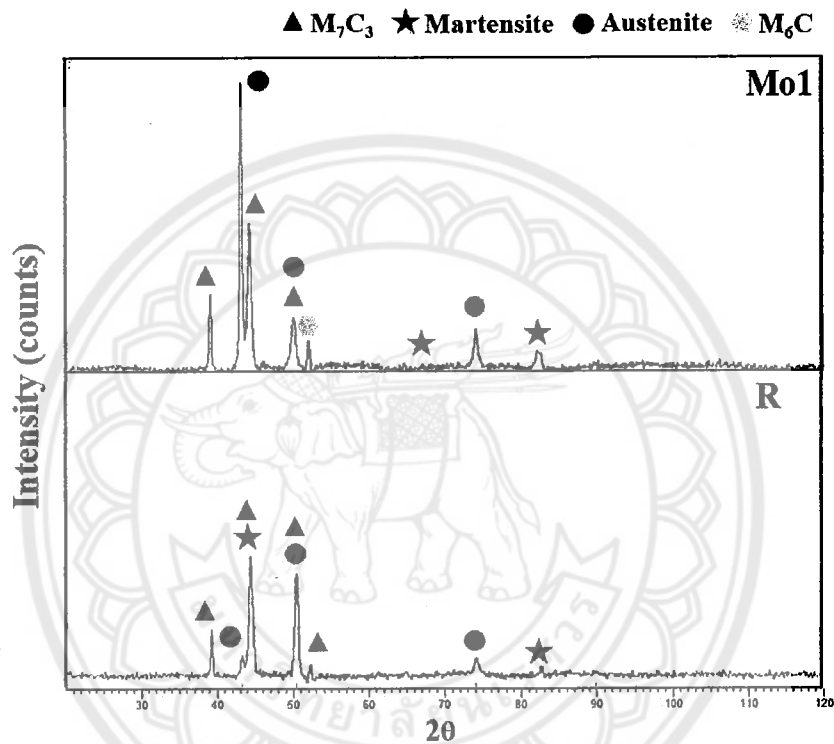
จากการวิเคราะห์การกระจายองค์ประกอบของธาตุด้วยสเปกโตรเมตรีรังสีเอกซ์แบบกระจายพลังงาน (Energy Dispersive X-ray Spectrometer, EDS) ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt.%Cr-2.4wt.%C (R) พบว่าธาตุเหล็กจะกระจายตัวมากในบริเวณเมทริกซ์ของออสเทนไนต์ ส่วนธาตุคาร์บอนและโครเมียมจะกระจายตัวมากในบริเวณคาร์ไบด์ยูเทคติก  $M_7C_3$  ดังรูปที่ 4.4 ส่วนในเหล็กหล่อ Mo1 พบว่าโมลิบดีนัมจะกระจายตัวทั้งในบริเวณเมทริกซ์ของออสเทนไนต์และคาร์ไบด์ยูเทคติก โดยโมลิบดีนัมมีแนวโน้มจะกระจายตัวมากในคาร์ไบด์  $M_6C$  ส่วนในคาร์ไบด์  $M_{23}C_6$  และ  $M_7C_3$  จะมีธาตุโครเมียมในปริมาณสูงกว่า ดังรูปที่ 4.5 จากผลการทดลองจะเห็นว่าเมื่อโมลิบดีนัมมีปริมาณสูงจะส่งผลให้คอนทราสต์ในภาพถ่าย SEM-BEI ของคาร์ไบด์  $M_6C$  มีความสว่างมากที่สุด จากการวิจัยของ Imurai และคณะ [20] รายงานว่าการกระจายตัวที่ไม่สม่ำเสมอหรือการแยกตัว (Segregation) ของโมลิบดีนัมในระหว่างการแข็งตัว ทำให้เกิดคาร์ไบด์  $M_7C_3/M_{23}C_6/M_6C$

ป จล  
 193  
 อ.ท.ร.  
 อ.ร.ร.  
 2563

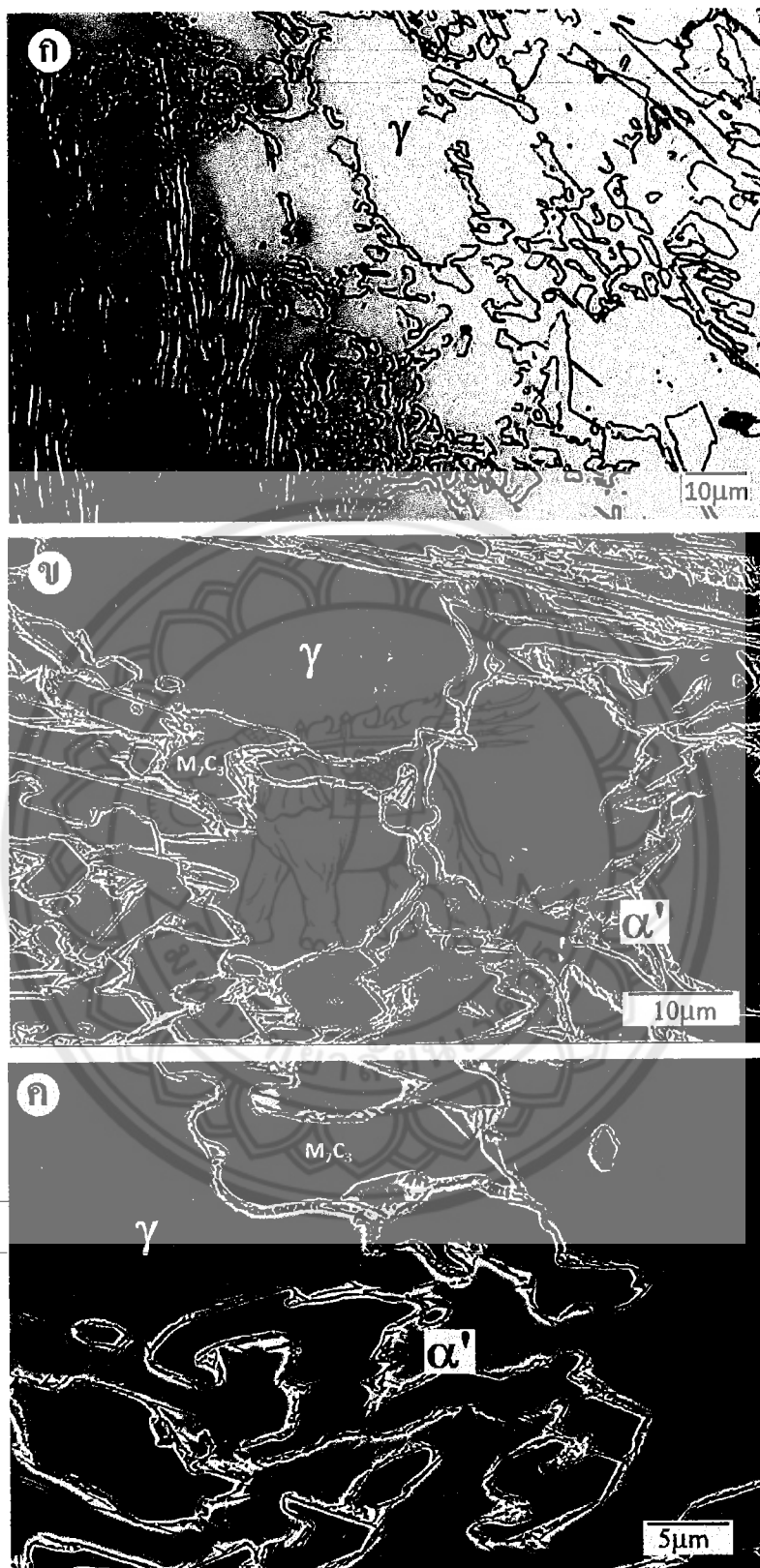
1049570  
 - 9 มี.ค. 2565



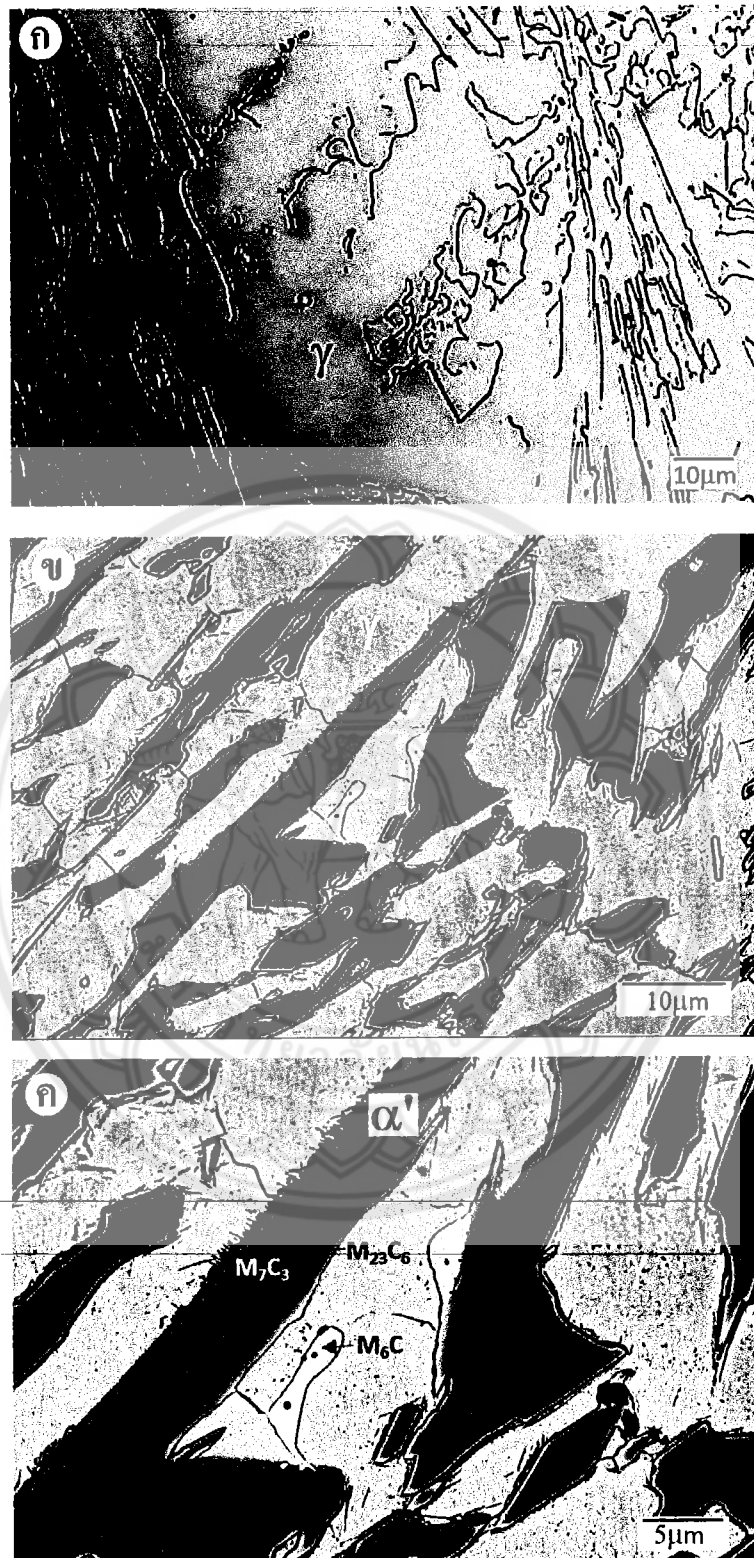
และการเปลี่ยนเฟสของคาร์ไบด์  $M_7C_3$  /  $M_{23}C_6$  /  $M_6C$  ซึ่งมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามปริมาณของโมลิบดีนัมที่เพิ่มขึ้น นอกจากนี้จากการวัดปริมาณสัดส่วนโดยพื้นที่ (Area fraction) ของเฟสเมทริกซ์และคาร์ไบด์ยูเทคติกผสมค ในเหล็กหล่อ 28wt.%Cr-2.4wt.%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1 พบว่าสัดส่วนโดยพื้นที่ของคาร์ไบด์ยูเทคติกมีค่าเท่ากับ 38% และ 34% ตามลำดับ ดังรูปที่ 4.6 จากผลการทดลองจะเห็นว่า การเติมโมลิบดีนัมทำให้ปริมาณของคาร์ไบด์ยูเทคติกลดลง ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากการเกิดคาร์ไบด์  $M_6C$  และ  $M_{23}C_6$  ซึ่งจำเป็นต้องมีปริมาณโครเมียมและโมลิบดีนัมที่มาก ส่งผลให้สัดส่วนโดยรวมของคาร์ไบด์ลดลง



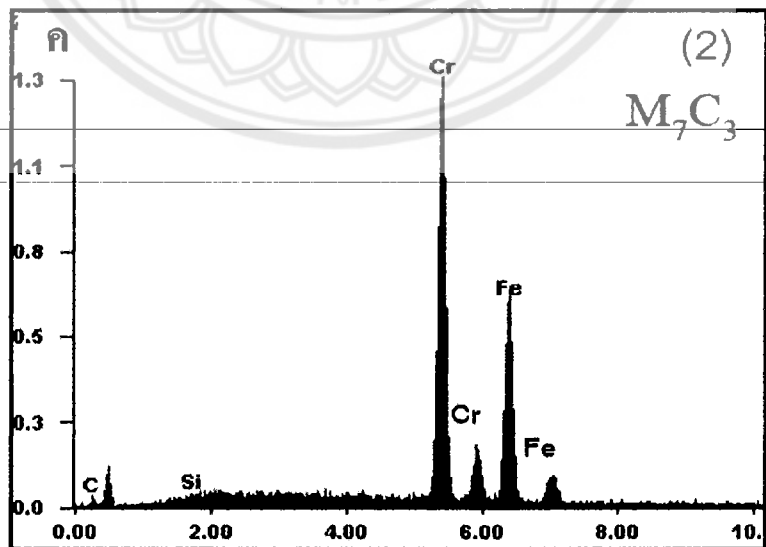
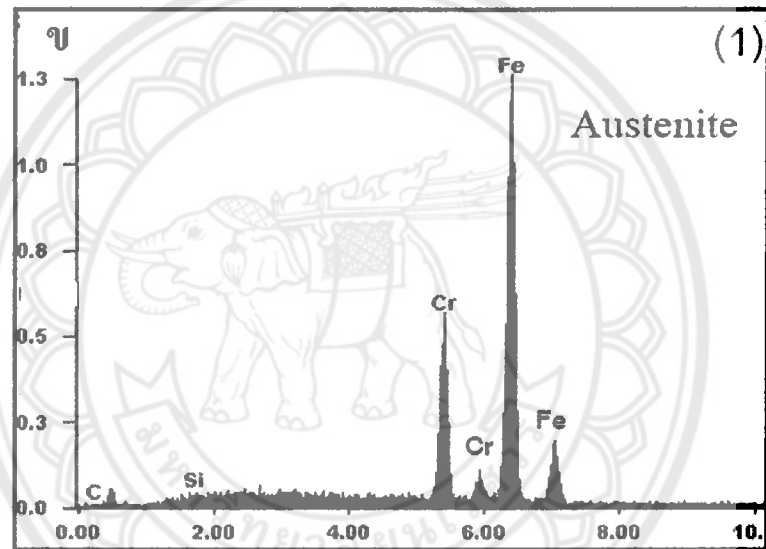
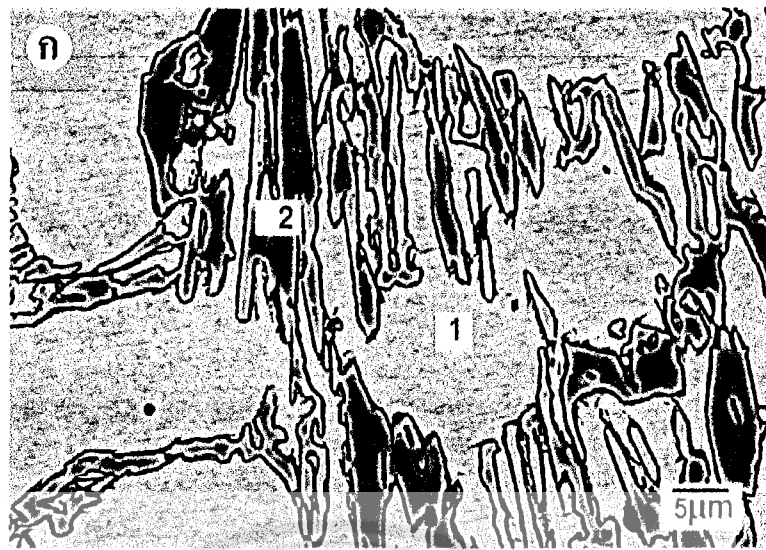
รูปที่ 4.1 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.8wt%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1 ในสภาพหล่อ



รูปที่ 4.2 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM-BE) แสดงโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.8wt%C (R)

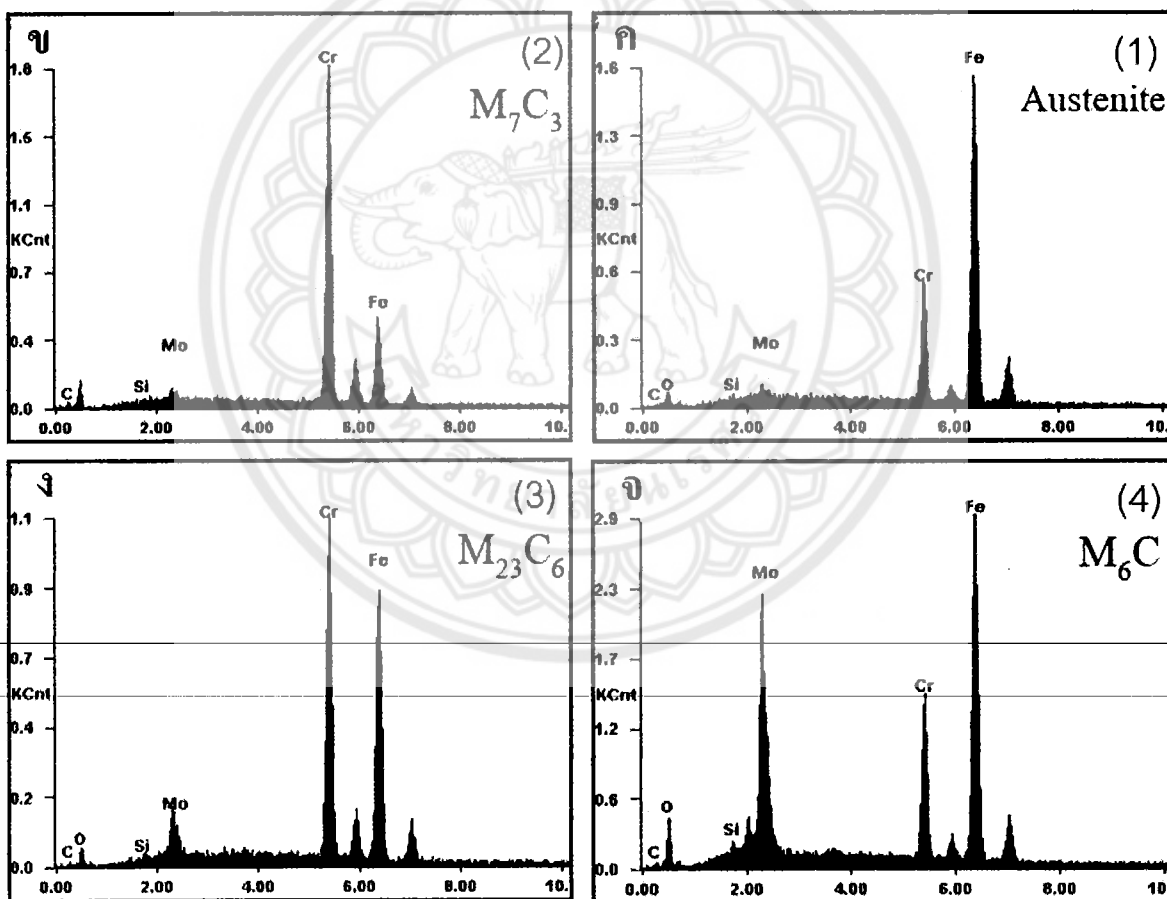


รูปที่ 4.3 ภาพถ่ายจากกล้อง OM และ SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ Mo1

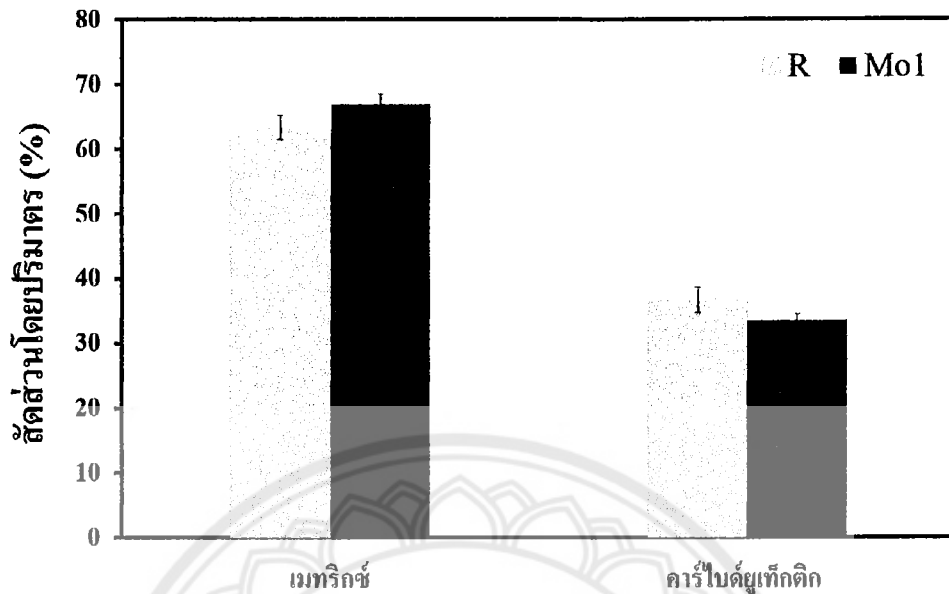


รูปที่ 4.4 (ก) ภาพถ่าย SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.8wt%C (R) และ (ข-ค) สเปกตรัม EDS แสดงการกระจายตัวของธาตุจากบริเวณ (1) ออสเทนไนต์เมทริกซ์ (2) คาร์ไบด์  $M_7C_3$  ตามลำดับ





รูปที่ 4.5 (ก) ภาพถ่าย SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ Mo1 (ข-จ) สเปกตรัม EDS แสดงการกระจายตัวของธาตุจากบริเวณ (1) ออสเทนไนต์เมทริกซ์ (2) คาร์ไบด์  $M_7C_3$  (3) คาร์ไบด์  $M_{23}C_6$  และ (4) คาร์ไบด์  $M_6C$  และตามลำดับ



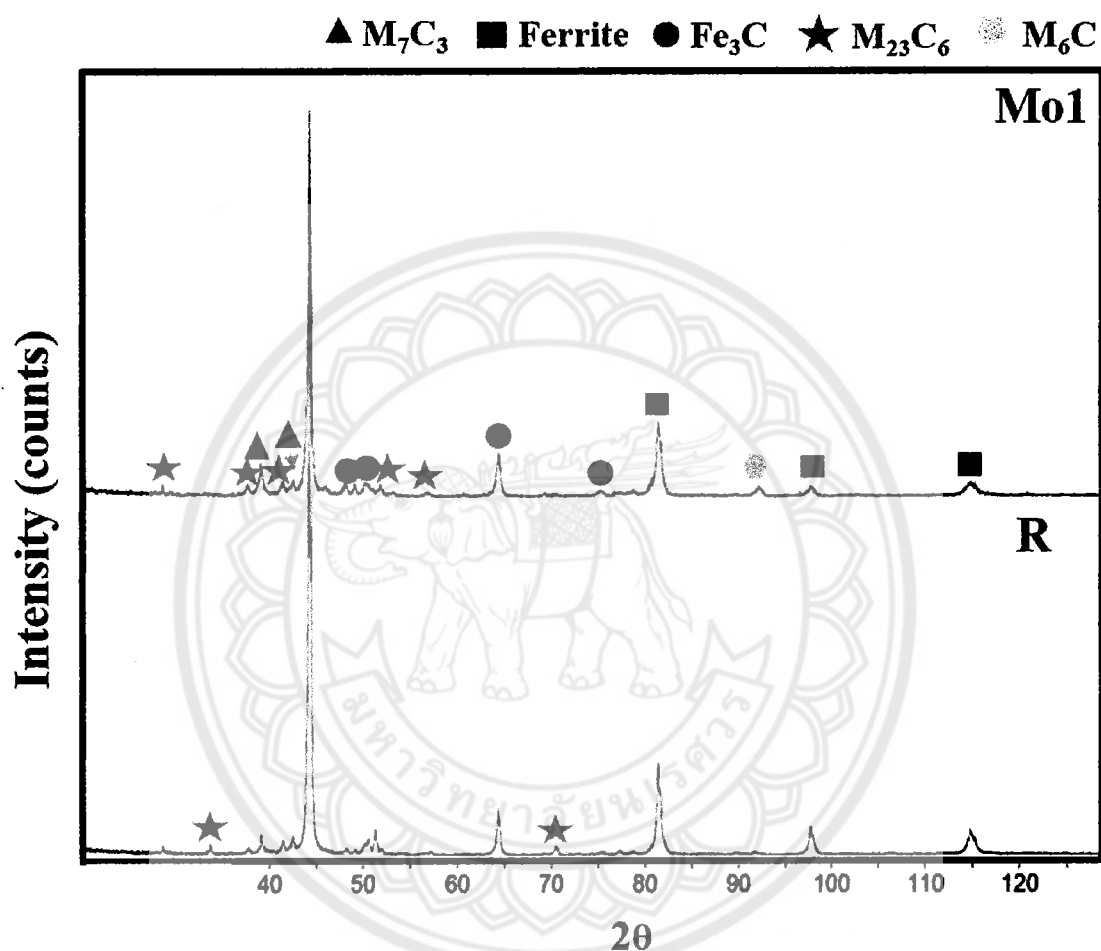
รูปที่ 4.6 ผลของการเติมโมลิบดีนัมต่อสัดส่วนโดยปริมาตรของเมทริกซ์และคาร์ไบด์ทั้งหมดในเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1

#### 4.1.2 ชนิดเฟสและโครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อน

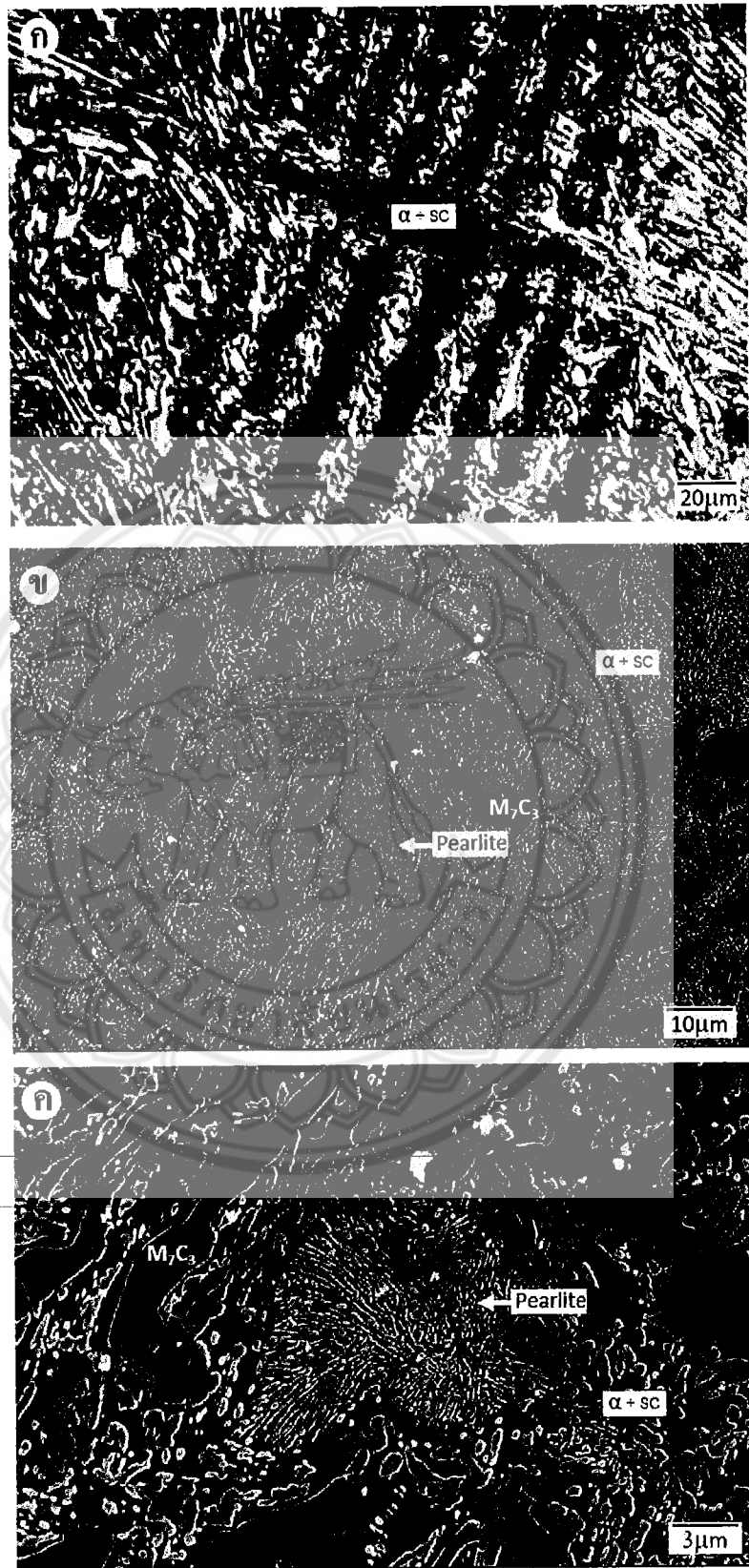
จากรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์หลังการอบอ่อน (AN) ดังรูปที่ 4.7 จะประกอบด้วยเฟสเฟอร์ไรต์ คาร์ไบด์ชนิด  $M_7C_3$  กับ  $M_{23}C_6$  และ  $Fe_3C$  ทั้งในเหล็กหล่อ R และ Mo1 จากผลการทดลองจะเห็นว่า การอบอ่อนจะเกิดการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์ไปเป็นเฟอร์ไรต์และมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิชนิด  $M_{23}C_6$  นอกจากนี้ในเหล็กหล่อ Mo1 ยังพบฟิสิกของคาร์ไบด์  $M_6C$  เช่นเดียวกับในสภาพหล่อ

จากภาพถ่าย OM และ SEM หลังการอบอ่อนพบว่าเหล็กหล่อ R จะมีโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบด้วยเดนไดรต์ของเฟอร์ไรต์ (Ferrite,  $\alpha$ ) การตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (Secondary carbides, SC) และโครงสร้างเพิร์ลไลต์ (Pearlite,  $\alpha + Fe_3C$ ) ในบางบริเวณ ดังรูปที่ 4.8 โดยในระหว่างกระบวนการอบอ่อนโครเมียมและคาร์บอนในออสเทนไนต์จะรวมตัวเป็นคาร์ไบด์ทุติยภูมิ ทำให้ปริมาณคาร์บอนละลายในออสเทนไนต์ลดลง จากนั้นในช่วงการเย็นตัวอย่างช้าๆ ในเตา ส่งผลให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นเฟอร์ไรต์ (Kibble และ Pearce, 1993) ส่วนการพบโครงสร้างเพิร์ลไลต์ในบางบริเวณเป็นสิ่งบ่งชี้ได้ว่าการอบอ่อนอาจยังไม่สมบูรณ์ เพราะเมทริกซ์ทั้งหมดไม่ได้เป็นเฟอร์ไรต์ ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากการแยกตัวของธาตุระดับไมโคร (Microsegregation) หรือในบางบริเวณอาจมีการเย็นตัวเร็ว [11] ส่วนในเหล็กหล่อ Mo1 ก็พบโครงสร้างเพิร์ลไลต์เช่นเดียวกัน แต่จะมีลักษณะที่ละเอียดและมีขนาดเล็กกว่าในเหล็กหล่อ R ดังรูปที่ 4.9 ซึ่งสอดคล้องกับรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ที่ปรากฏฟิสิกของซีเมนไตต์ ( $Fe_3C$ ) สามารถยืนยันการเปลี่ยนแปลงของออสเทนไนต์เป็นเพิร์ลไลต์ในระหว่างการเย็นตัวอย่างช้าๆ จากภาพถ่ายการกัดกรดแบบลึก (Deep etched) ดังรูปที่ 4.10 ซึ่งจะทำปฏิกิริยากับเมทริกซ์ของเฟอร์ไรต์จนหลุดออกเหลือเฉพาะคาร์ไบด์ ทำให้เห็นลักษณะการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิหลังการอบอ่อน โดยคาร์ไบด์ทุติยภูมิมี่ลักษณะเป็นรูปลูกบาศก์ เป็นแท่ง

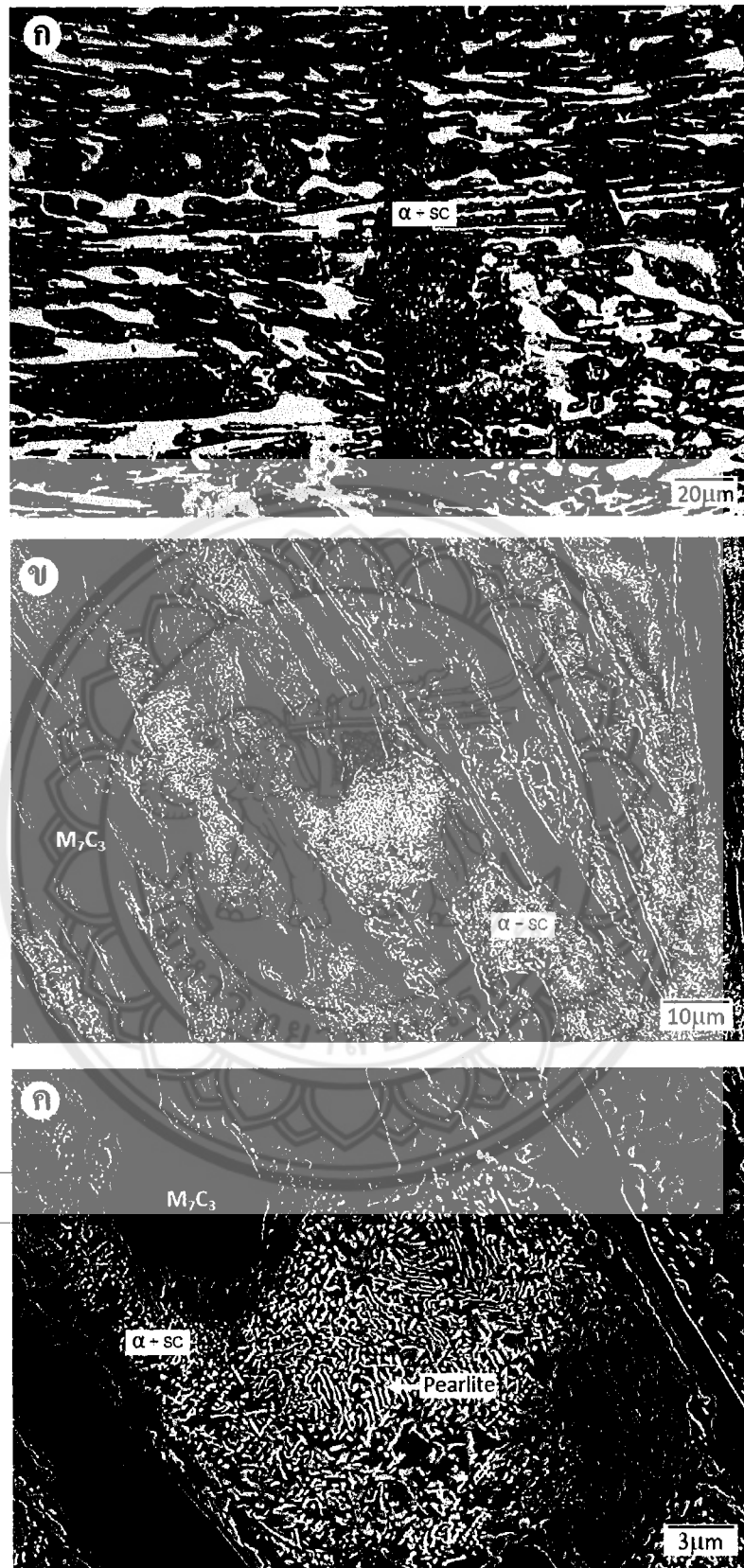
เป็นแผ่น และมีแนวโน้มที่จะเชื่อมต่อกันเป็นตาข่าย จากผลของ XRD แสดงพีคของคาร์ไบด์ชนิด  $M_{23}C_6$  ซึ่งน่าจะเป็นคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่เกิดขึ้นในระหว่างการอบอ่อน นอกจากนี้ยังพบว่าในเหล็กหล่อ Mo1 จะมีคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่มีขนาดเล็กและมีปริมาณมากกว่าในเหล็กหล่อ R ดังรูปที่ 4.11 เนื่องจากในเมทริกซ์มีโมลิบดีนัมที่ละลายอยู่ร่วมกับโครเมียมและเหล็กทำให้เกิดการก่อตัวของคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่มีขนาดเล็กๆ เหล่านี้มากขึ้น



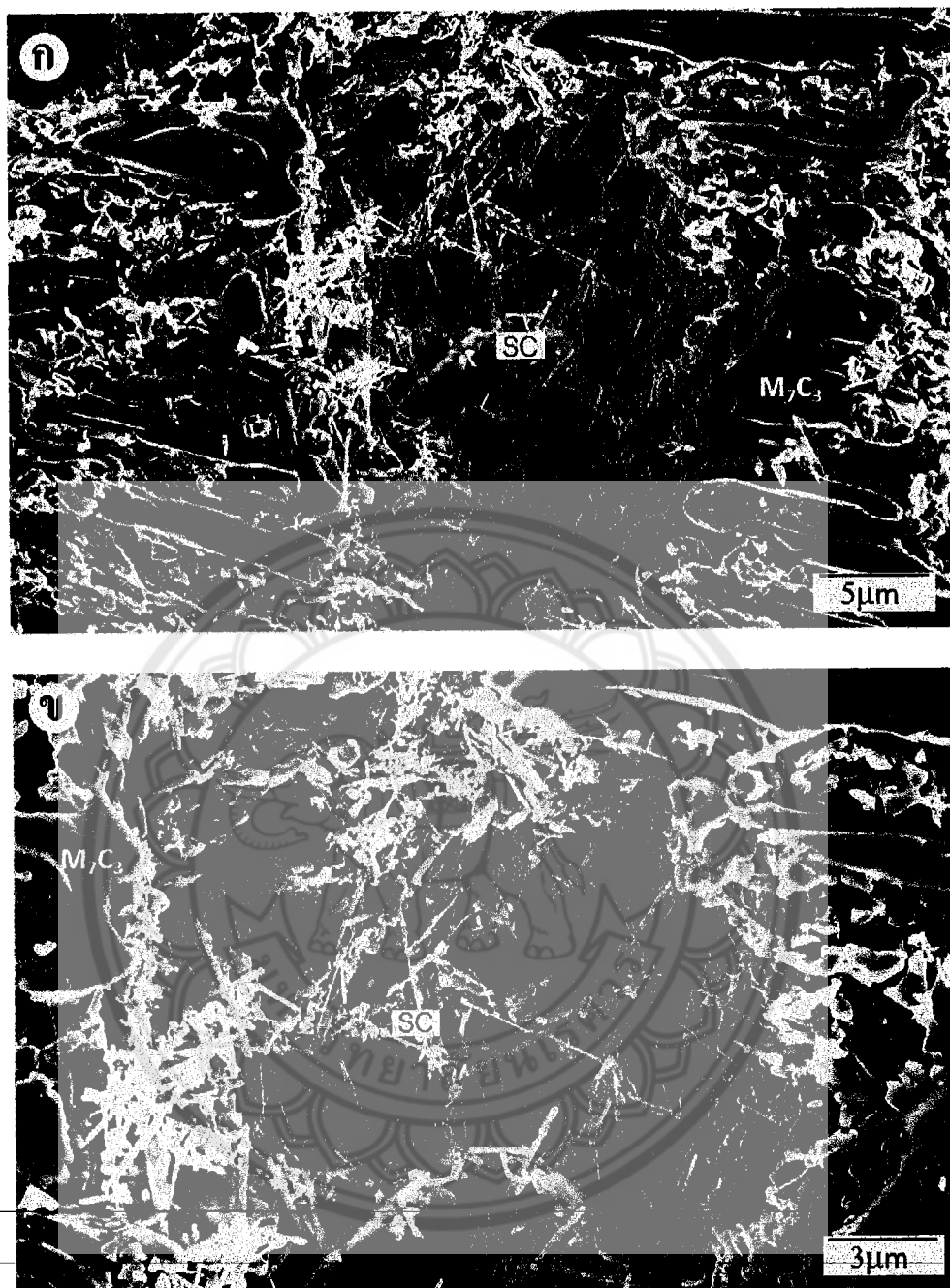
รูปที่ 4.7 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.4wt%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1 หลังการอบอ่อน



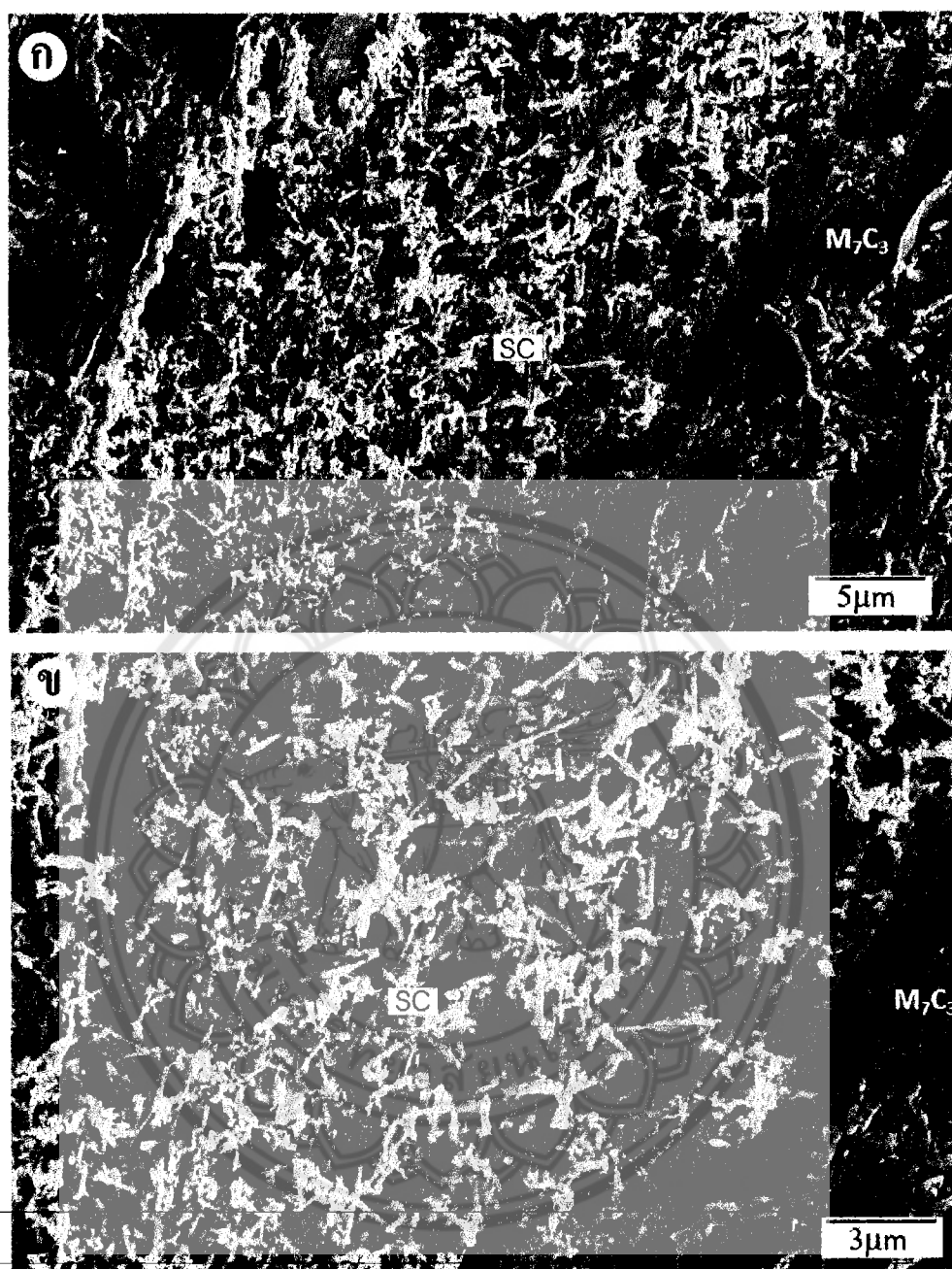
รูปที่ 4.8 ภาพถ่ายจากกล้อง OM และ SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อนของเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R)



รูปที่ 4.9 ภาพถ่ายจากกล้อง OM และ SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อนของเหล็กหล่อ Mo1



รูปที่ 4.10 ภาพถ่าย SEI หลังการกัดกรดแบบลึก (Deep etched) แสดงลักษณะของคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (SC) หลังการอบอ่อน (ก-ข) เหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R)

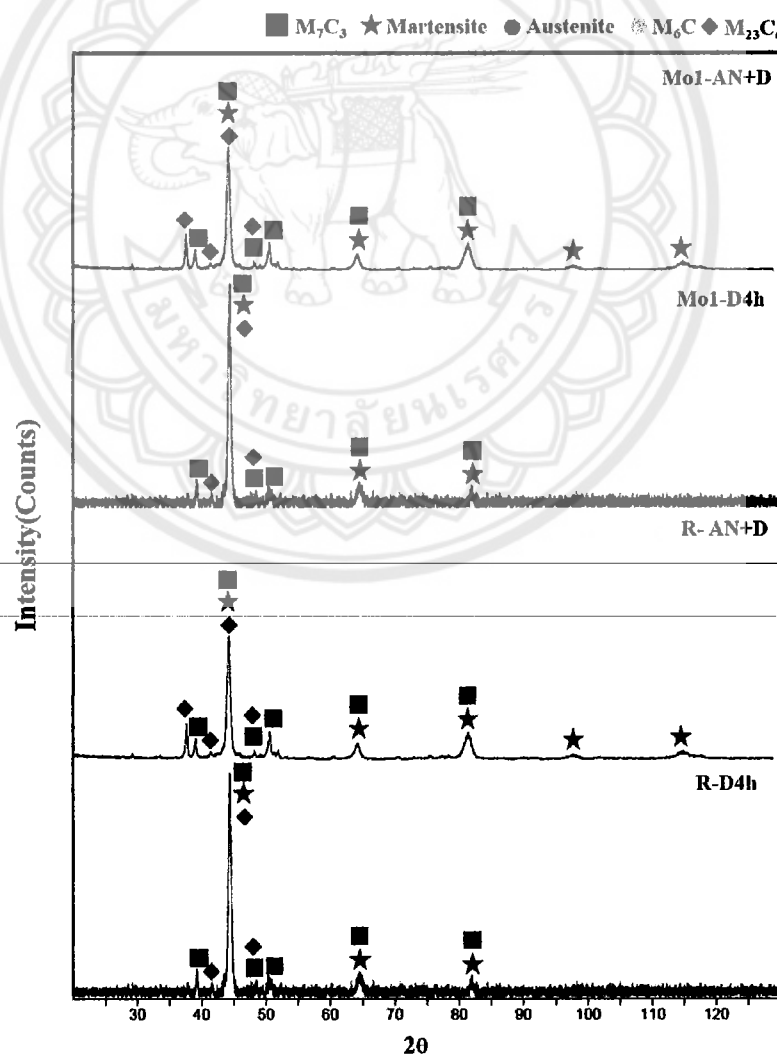


รูปที่ 4.11 ภาพถ่าย SEI หลังการกั้ดกรดแบบสั้กแสดงลักษณะของคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (SC) หลังการอบอ่อนในเหล็กหล่อ Mo1

#### 4.1.3 ชนิดเฟสและโครงสร้างจุลภาคหลังการทำดีสเทบิไลเซชัน

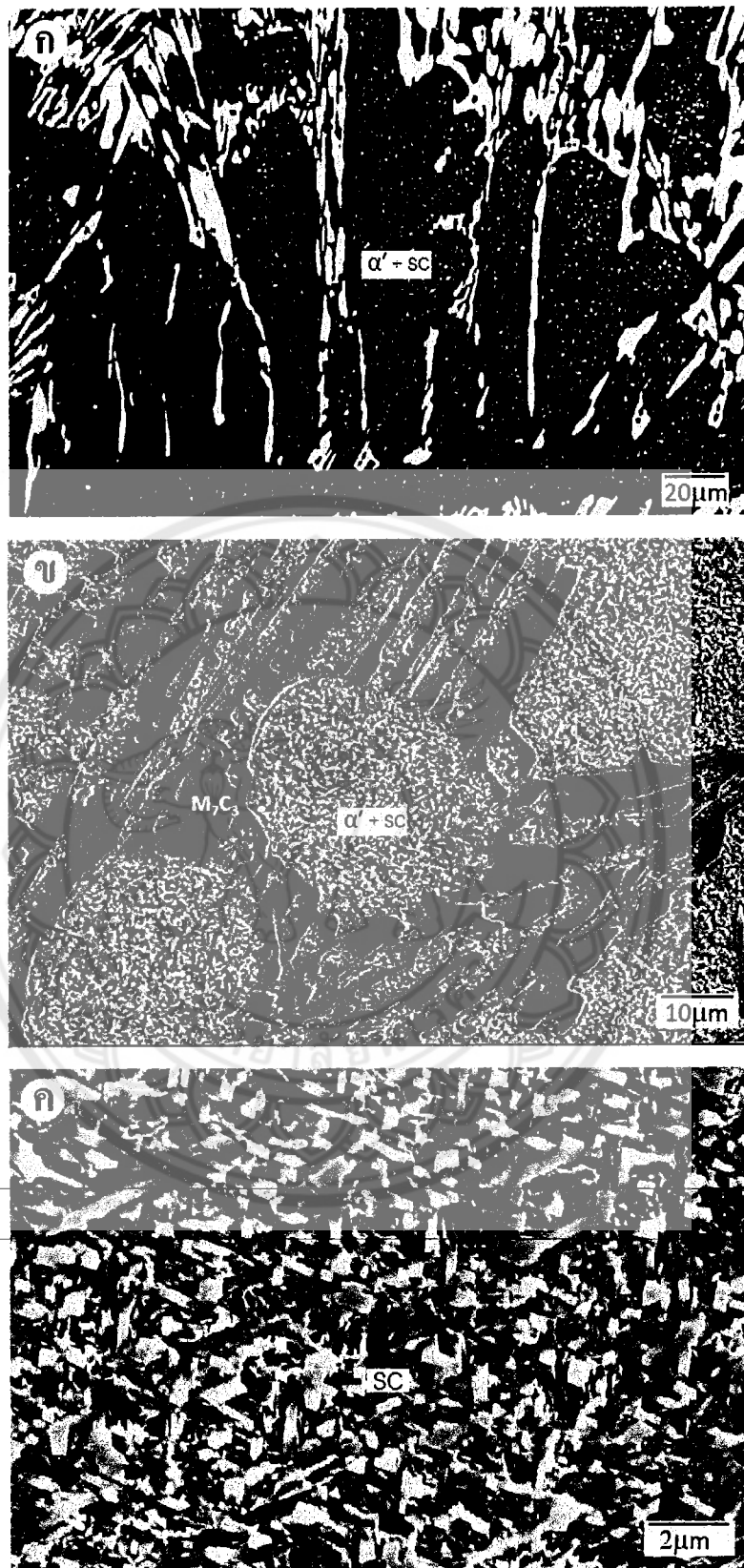
จากรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์หลังการทำดีสเทบิไลเซชัน (D4h) ดังรูปที่ 4.12 พบว่า เหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt.%Cr-2.4wt.%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1 จะปรากฏพีคของเฟสมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ชนิด  $M_{23}C_6$  กับ  $M_7C_3$  ส่วนการอบอ่อนและดีสเทบิไลเซชัน (AN+D) พบเฟสมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์  $M_{23}C_6$  กับ  $M_7C_3$  เช่นเดียวกัน ดังนั้นจะเห็นได้ว่าการทำดีสเทบิไลเซชันจะเกิดการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์ อย่างไรก็ตามในเหล็กหล่อ Mo1 ไม่พบพีคของ  $M_6C$  อาจจะเป็นเนื่องจากมีปริมาณน้อยเกินไป

โครงสร้างจุลภาคหลังการอบดีสเทบิไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ในเหล็กหล่อ 28wt.%Cr-2.4wt.%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1 พบการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในเดนไดรต์ของมาร์เทนไซต์ และบริเวณยูเทคติกของออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ ดังรูปที่ 4.13 และ 4.14 นอกจากนี้คาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนคาดว่าจะชนิด  $M_{23}C_6$  ซึ่งจะสอดคล้องกับรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์หลังการอบดีสเทบิไลเซชันที่พบพีคของคาร์ไบด์  $M_{23}C_6$  ส่วนหลังการอบอ่อนตามด้วยการอบดีสเทบิไลเซชันจะเห็นว่าการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในเดนไดรต์ของมาร์เทนไซต์มีปริมาณเพิ่มมากขึ้น และมีคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่มีขนาดเล็กๆ จำนวนมาก เมื่อเทียบกับการอบดีสเทบิไลเซชันเพียงอย่างเดียว โดยเฉพาะในเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัม (Mo1) ดังรูปที่ 4.15 และ 4.16

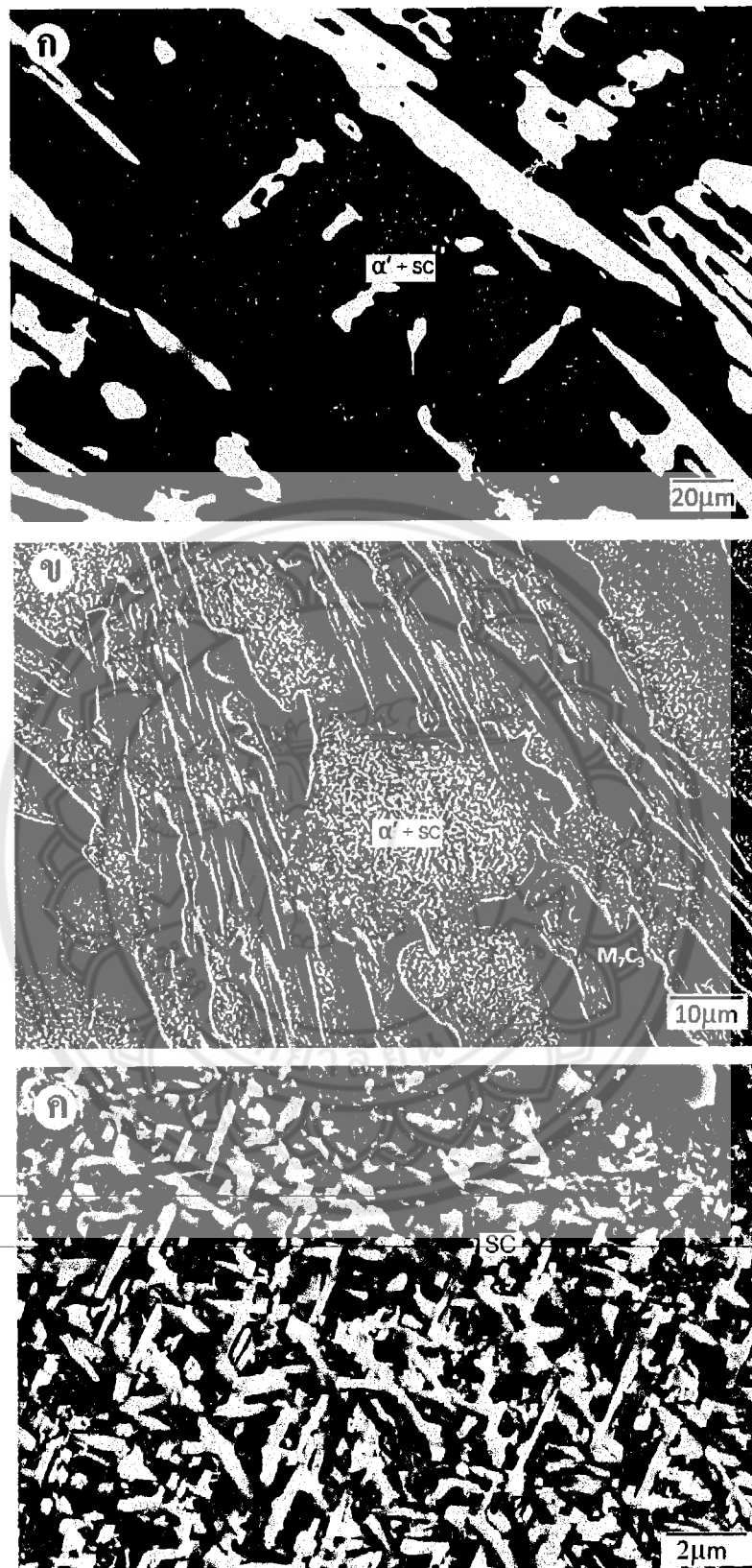


รูปที่ 4.12 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt.%Cr-2.4wt.%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1 หลังการทำดีสเทบิไลเซชัน (D4h) และหลังการอบอ่อน+ดีสเทบิไลเซชัน (AN+D)

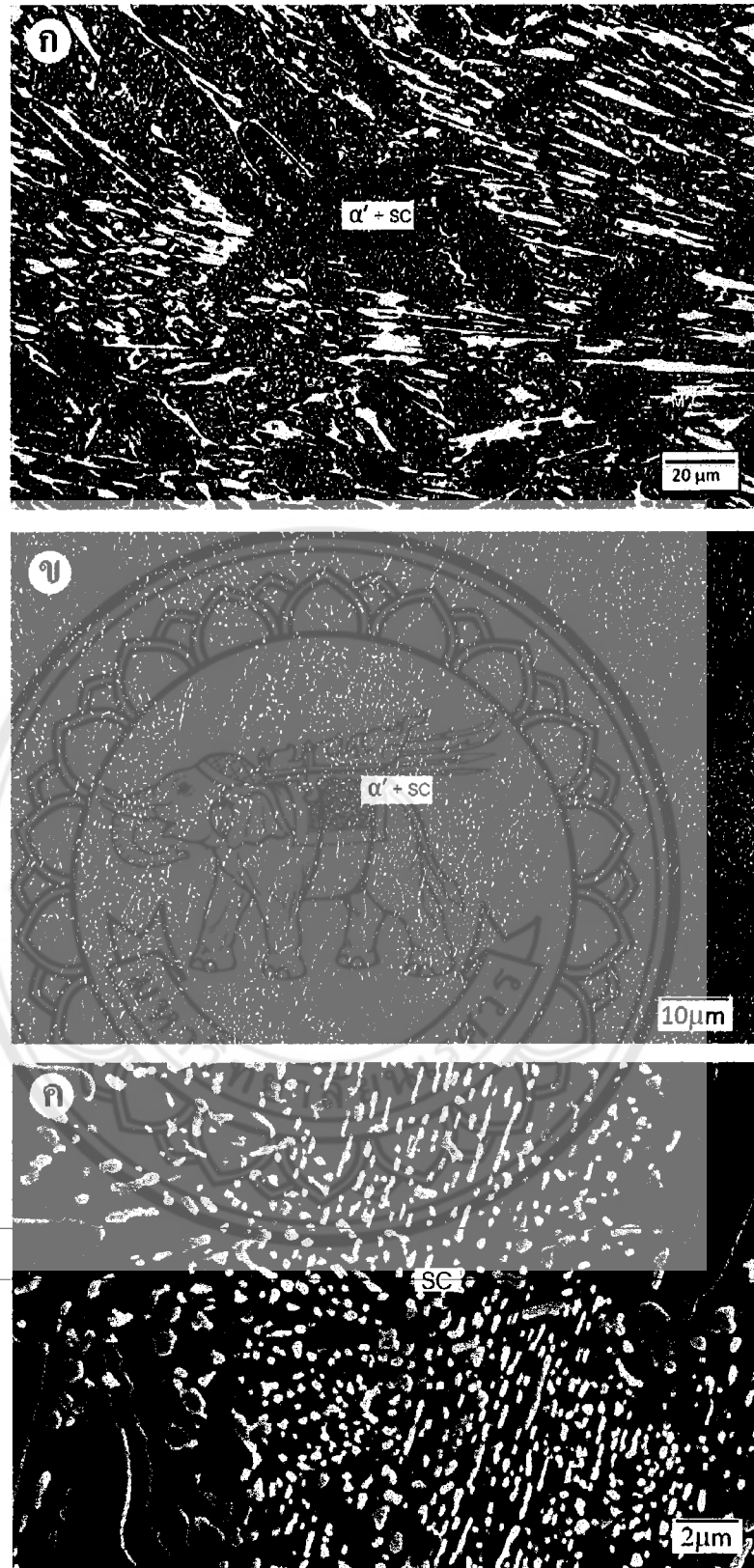




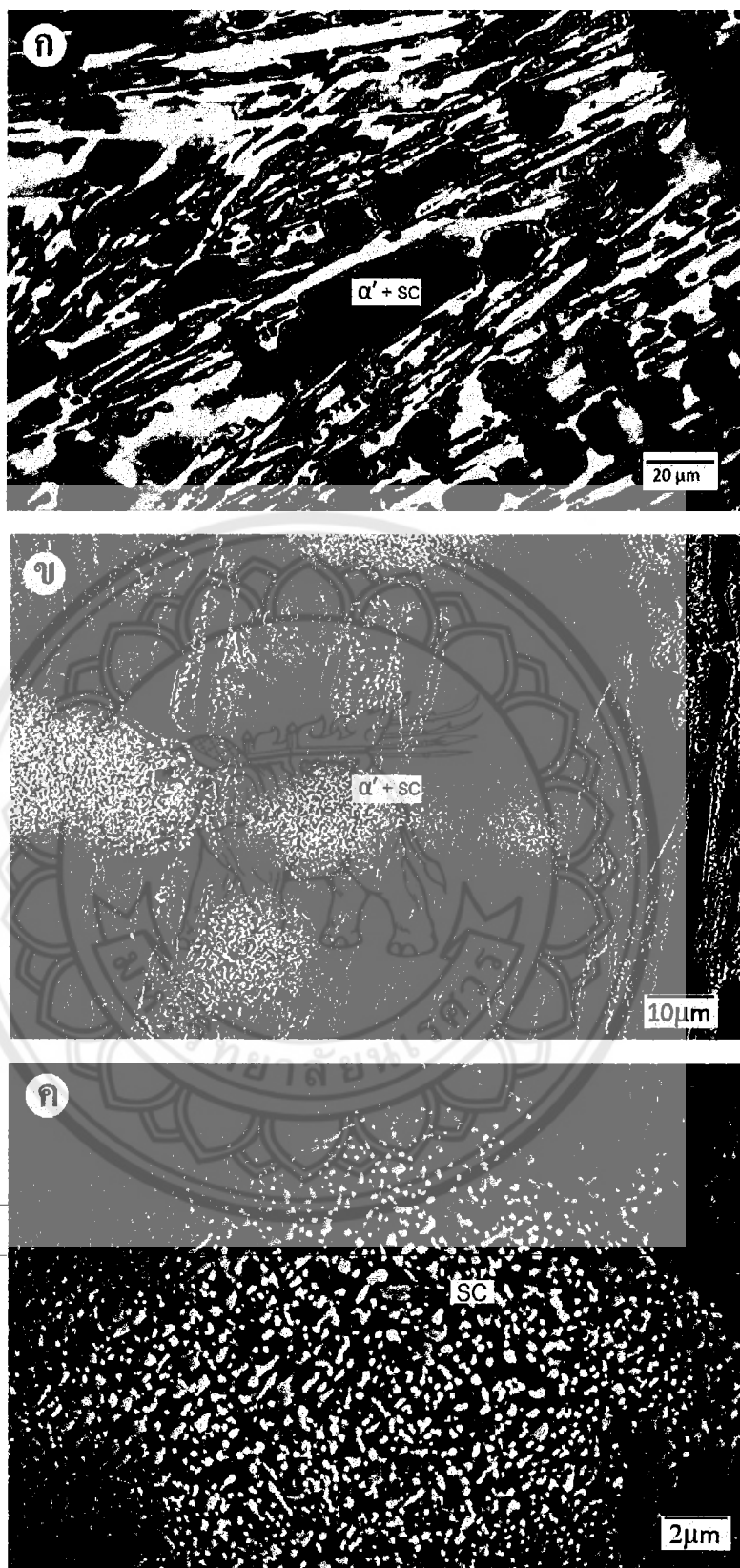
รูปที่ 4.13 ภาพถ่ายจากกล้อง OM และ SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการอบตีสเตปิลไเซชันที่อุณหภูมิ  $1000^{\circ}C$  เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ในเหล็กหล่อ  $28wt\%Cr-2.4wt\%C$  (R)



รูปที่ 4.14 ภาพถ่ายจากกล้อง OM และ SEM-BE แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการอบตีสเตบิไลเซชันที่ อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ในเหล็กหล่อ Mo1



รูปที่ 4.15 ภาพถ่ายจากกล้อง OM และ SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อนและอบตีสเตปป์โลหะชั้นที่อุณหภูมิ  $1000^{\circ}C$  เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ในเหล็กหล่อ  $28wt\%Cr-2.4wt\%C$  (R)

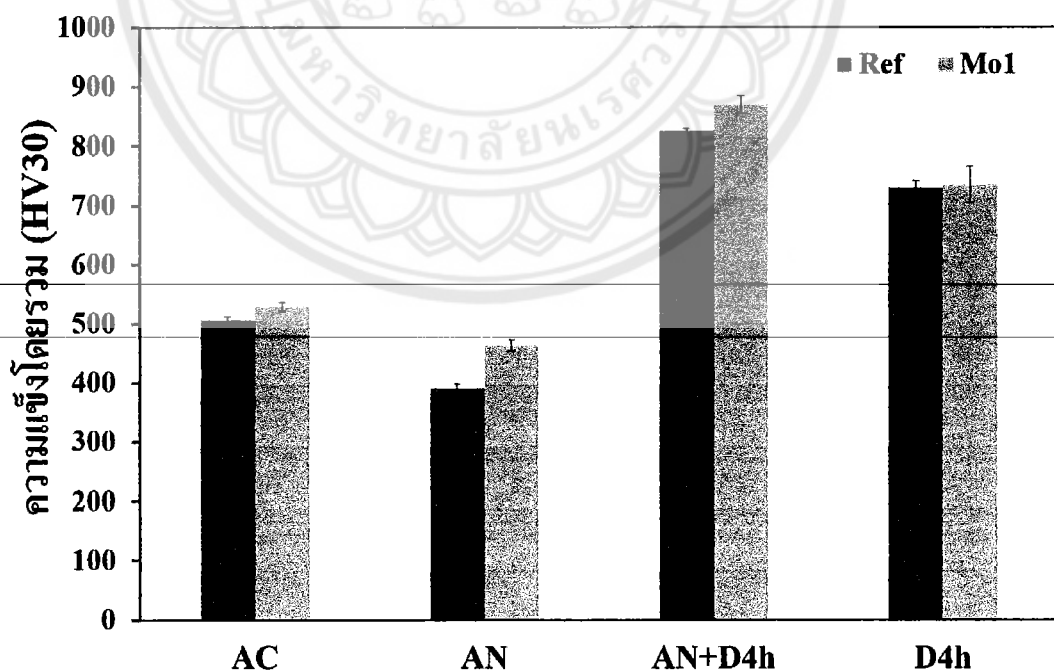


รูปที่ 4.16 ภาพถ่ายจากกล้อง OM และ SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการอบอ่อนและอบตีสเตปโลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ในเหล็กหล่อ Mo1

#### 4.2 ความแข็ง

ความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.4wt%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1 ในสภาพหล่อ (AC) มีความแข็ง 506 และ 529 HV30 ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 4.17 การเติมโมลิบดีนัมส่งผลให้ความแข็งสูงขึ้น เนื่องจากการเกิดคาร์ไบด์ชนิด  $M_6C$  ที่มีความแข็งสูง หลังการอบอ่อน (AN) ความแข็งมีค่าลดลงเป็น 390 และ 463 HV30 ตามลำดับ เนื่องจากการเปลี่ยนโครงสร้างจากออสเทนไนต์เป็นเฟอร์ไรต์ที่อ่อนกว่า อย่างไรก็ตามการอบอ่อนในการทดลองนี้ไม่สามารถทำให้ความแข็งของเหล็กหล่อ Mo1 ลดลงต่ำกว่า 400 HV30 ทั้งนี้่าจะเนื่องมาจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์หุติยภูมิที่มีขนาดเล็กจำนวนมาก รวมทั้งการเกิดโครงสร้างของเพริไลต์และคาร์ไบด์  $M_6C$

ส่วนความแข็งหลังการทำดีสเทปิลเลชัน (D) ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.4wt%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1 ความแข็งมีค่าเพิ่มขึ้นจากสภาพหล่อเป็น 730 และ 735 HV30 ตามลำดับ เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์หุติยภูมิชนิด  $M_{23}C_6$  ในเดนไดรท์ของออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ ในขณะที่หลังการอบอ่อนและดีสเทปิลเลชัน (AN+D) ความแข็งมีค่าเพิ่มมากขึ้นเป็น 825 และ 870 HV30 ตามลำดับ จากผลการทดลองจะเห็นได้ว่าการอบอ่อนก่อนการทำดีสเทปิลเลชันส่งผลให้ความแข็งมีค่าสูงกว่าการทำดีสเทปิลเลชันเพียงอย่างเดียว ซึ่งน่าจะผลมาจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์หุติยภูมิที่เกิดขึ้นทั้งในระหว่างการอบอ่อนและการทำดีสเทปิลเลชันทำให้มีปริมาณเพิ่มขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับโครงสร้างจุลภาค โดยเฉพาะในเหล็กหล่อ Mo1 จะมีปริมาณคาร์ไบด์หุติยภูมิที่มีขนาดเล็กๆ จำนวนมาก ดังนั้นจะเห็นได้ว่าการเติมโมลิบดีนัมทำให้ความแข็งสูงขึ้นเมื่อเทียบกับเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม



รูปที่ 4.17 ผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อความแข็งในเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1

### 4.3 การสึกกร่อน

ในการทดสอบความทนทานต่อการสึกกร่อน โดยได้ทำการทดสอบเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R) และเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.6wt%C-1.4wt%Mo (Mo1) ในสภาพหล่อ (As-cast) และหลังการทำดีสเทปิลเซชัน (D4h) ในสเลอรี่ (Slurry) ของสารละลายกรดซัลฟิวริกที่มีค่า pH 4.4 และมีทรายร้อยละ 30 โดยน้ำหนักผสมอยู่ด้วย โดยทำการทดสอบเป็นระยะเวลา 10 ชั่วโมง โดยนำชิ้นงานก่อนและหลังทดสอบการสึกกร่อนไปชั่งน้ำหนัก จำนวน 3 ตัวอย่าง และนำมาหาค่าที่หายไปเฉลี่ยของชิ้นงาน เพื่อเปรียบเทียบความทนทานต่อการสึกกร่อน ผลการทดลองแสดงในตารางที่ 4.1 และรูปที่ 4.18

จากผลการทดลองจะเห็นว่าน้ำหนักที่หายไปของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.4wt%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1 ในสภาพหล่อมีค่าน้อยกว่าชิ้นงานที่ผ่านการทำดีสเทปิลเซชัน นอกจากนี้ยังพบว่าเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัม (Mo1) จะมีการสูญเสียน้ำหนักต่ำกว่าในเหล็กหล่อที่ไม่เติมโมลิบดีนัม (R) หรือมีความทนทานต่อการสึกกร่อนดีกว่า

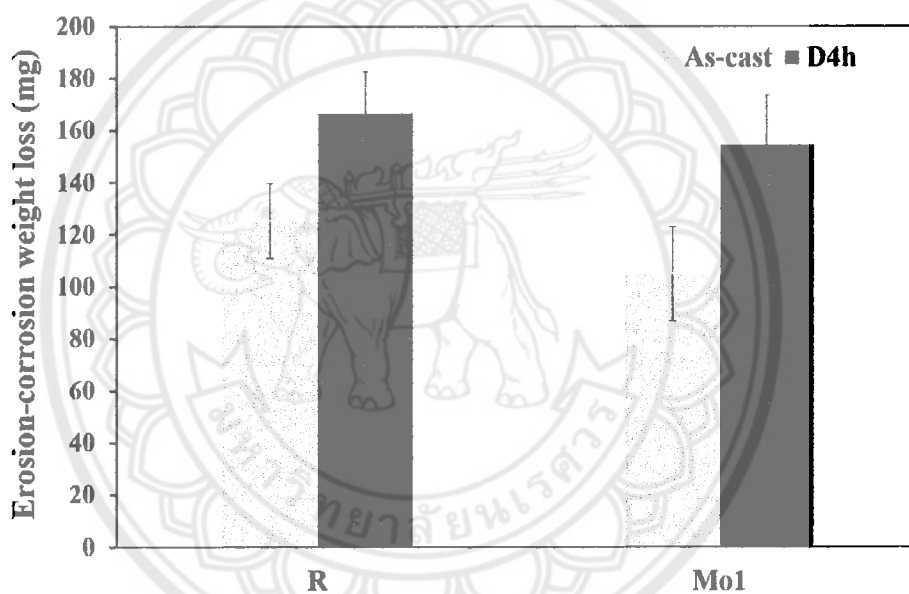
รูปที่ 4.19 เปรียบเทียบลักษณะพื้นผิวชิ้นงานก่อนและหลังทดสอบการสึกกร่อน จะเห็นว่าหลังการสึกกร่อนผิวชิ้นงานจะเกิดความเสียหาย มีผิวขรุขระ ไม่เรียบ เมื่อเทียบกับชิ้นงานก่อนการทดสอบการสึกกร่อน เมื่อนำชิ้นงานหลังทดสอบการสึกกร่อนไปศึกษาพื้นผิวที่กำลังขยายสูงขึ้นด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด พบว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.4wt%C (R) ในสภาพหล่อ จะมีรอยครูดเป็นร่องในบริเวณเมทริกซ์ที่เป็นออสเทนไนต์เป็นบริเวณกว้าง ดังรูป 4.20 ซึ่งน่าจะเกิดจากการไถหรือการขัดถูของทรายซิลิกา ในขณะที่บริเวณรอบๆ คาร์ไบด์ยูเทคติก  $M_7C_3$  จะเกิดการหลุดออกของเนื้อโลหะ ทำให้เห็นคาร์ไบด์ยูเทคติกที่มีลักษณะของเป็นแท่ง นอกจากนี้ยังพบการรอยแตกของคาร์ไบด์ยูเทคติกและบริเวณเมทริกซ์ ในส่วนของเหล็กหล่อ Mo1 ในสภาพหล่อมีลักษณะพื้นผิวที่เกิดความเสียหายเช่นเดียวกัน แต่จะมีความเสียหายน้อยกว่า และยังพบรอยแตกในเมทริกซ์ แต่คาร์ไบด์ยูเทคติกมีรอยแตกและการหลุดออกเพียงเล็กน้อย ดังแสดงในรูป 4.21 เมื่อพิจารณาชิ้นงานที่ผ่านการทำดีสเทปิลเซชัน พบว่าในเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R) บริเวณเมทริกซ์ของมาเทนไซต์จะมีความเสียหายที่มากกว่าในสภาพหล่อโดยจะเห็นรอยครูดที่มีลักษณะเป็นร่องลึก ดังรูป 4.22 นอกจากนี้ยังพบว่าการหลุดออกของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในบริเวณเมทริกซ์ ซึ่งในเหล็กหล่อ Mo1 ก็มีลักษณะเช่นเดียวกัน ดังรูป 4.23

จากภาพถ่ายของ SEM สามารถอธิบายกลไกการสึกกร่อนในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.4wt%C เกิดจากการไถ (Ploughing) ของอนุภาคทรายซิลิกาที่มีความแข็งสูงกับเมทริกซ์ของออสเทนไนต์และมาเทนไซต์ ทำให้เกิดรอยครูดเป็นร่องตามทิศทางการเคลื่อนที่ของทรายซิลิกาในสเลอรี่ รวมทั้งการแตกหัก (Cracking) ของคาร์ไบด์ยูเทคติก ในขณะเดียวกันกรดซัลฟิวริกจะทำให้เกิดการกัดกร่อนโดยการเกิดปฏิกิริยาระหว่างยูเทคติกออสเทนไนต์ (อาโนด) ที่อยู่รอบๆ คาร์ไบด์ยูเทคติก (คาโทด) เมื่อเวลาผ่านไปนานขึ้นอัตราการกัดกร่อนของยูเทคติกออสเทนไนต์จะเพิ่มขึ้น จนทำให้คาร์ไบด์ยูเทคติกที่ไม่มีเมทริกซ์ยึดเกิดการหลุดออก อย่างไรก็ตามเหล็กหล่อที่ผ่านการทำดีสเทปิลเซชันความทนทานต่อการสึกกร่อนจะลดลงเนื่องจากเกิดการกัดกร่อนบริเวณเมทริกซ์มาเทนไซต์ (อาโนด) ที่อยู่รอบๆ คาร์ไบด์ทุติยภูมิ (คาโทด) ร่วมด้วย ซึ่งจะเห็นได้จากการที่คาร์ไบด์ทุติยภูมิหลุดจากเนื้อเมทริกซ์ ในกรณีการเติมโมลิบดีนัมในเหล็กหล่อ 28wt%Cr ทำให้ความทนทานต่อการสึกกร่อนเพิ่มขึ้น เนื่องมาจากการละลายของโมลิบดีนัมในเมทริกซ์ทำให้ความ

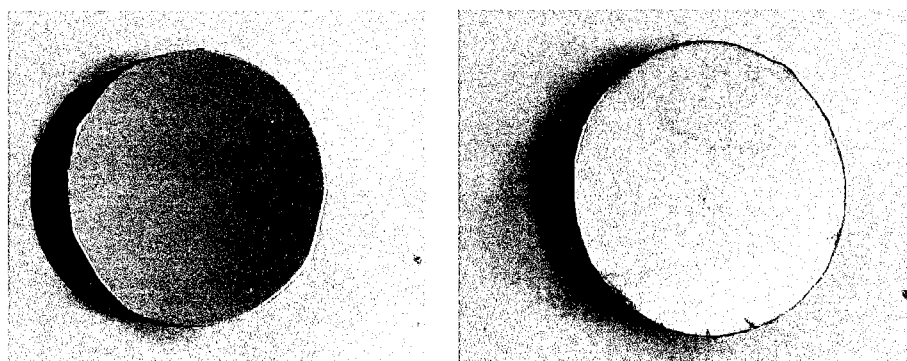
แข็งแรงสูงขึ้น รวมทั้งการเกิดคาร์ไบด์ยูเทคติก  $M_6C$  ที่มีความแข็งแรงสูง ทำให้ต้านทานการกัดกร่อนของทรายซิลิกาเพิ่มขึ้นและทำให้ความต้านทานการกัดกร่อนสูงขึ้น

ตารางที่ 4.1 น้ำหนักที่หายไปของชิ้นงานหลังทดสอบการสึกกร่อน

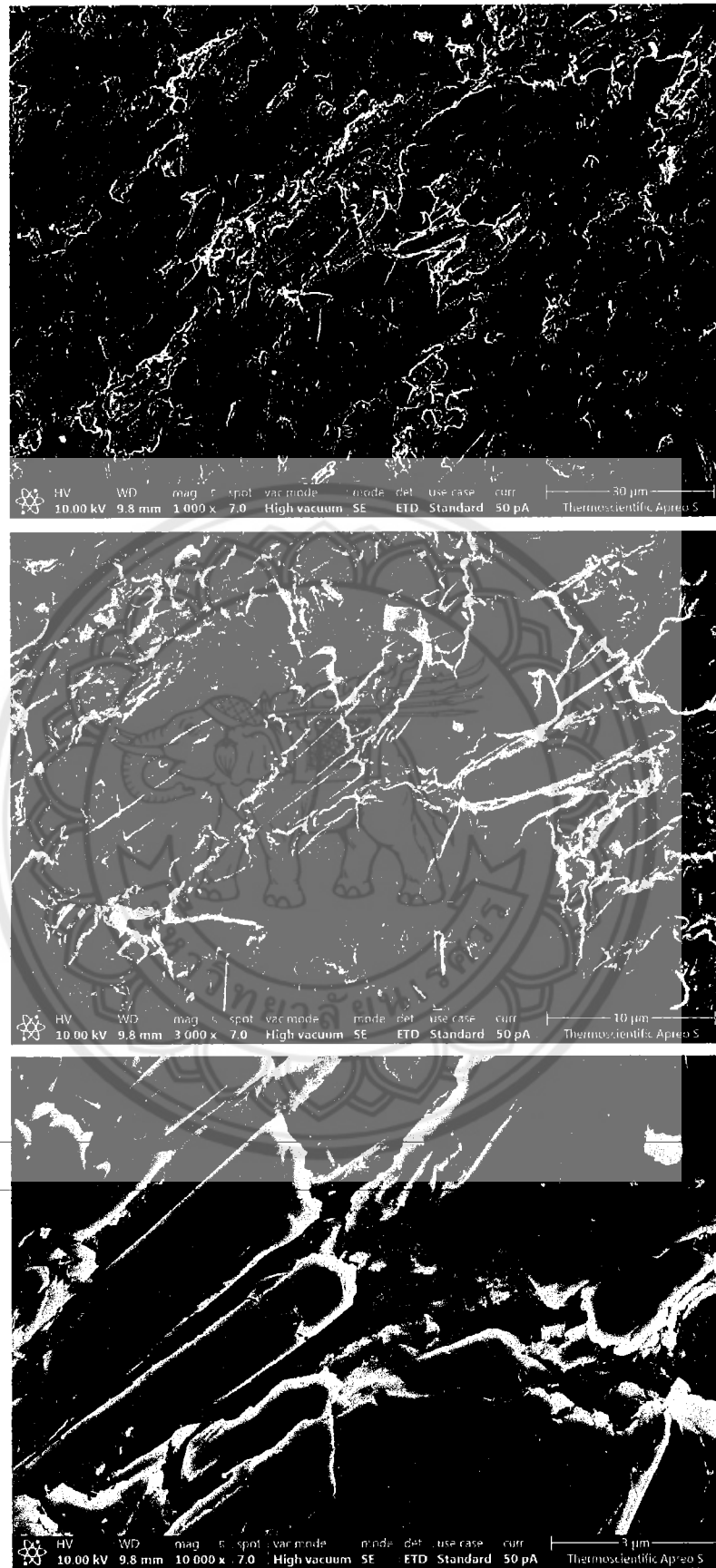
เหล็กหล่อ	น้ำหนักที่หายไปของชิ้นงาน (mg)
R-As-cast	125.23
R-D4h	166.63
Mo1-As-cast	104.80
Mo1-D4h	154.50



รูปที่ 4.18 ผลของการเติมโมลิบดีนัมและดีสเทบิไลเซชันต่อน้ำหนักที่หายไปหลังทดสอบการสึกกร่อน

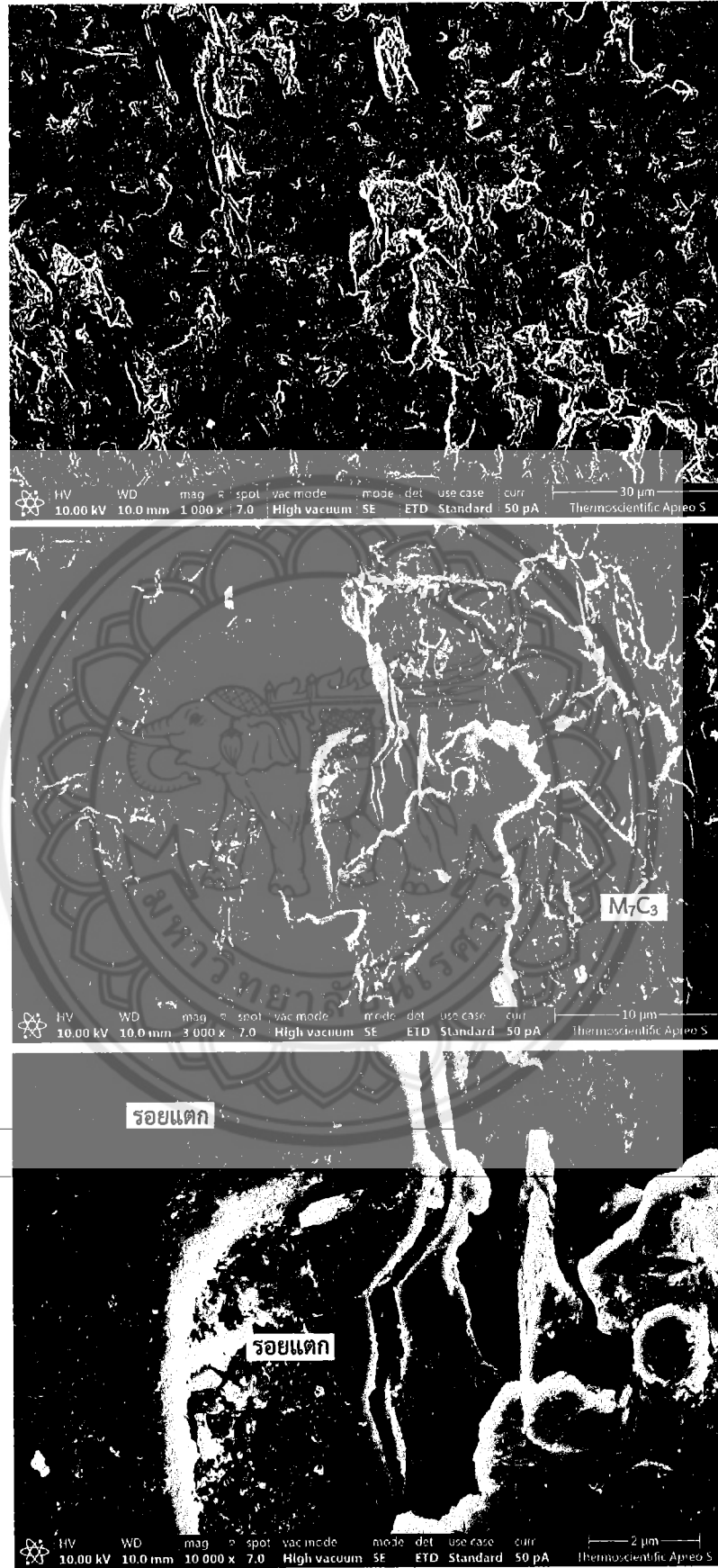


รูปที่ 4.19 ลักษณะพื้นผิวชิ้นงานก่อนและหลังทดสอบการสึกกร่อน

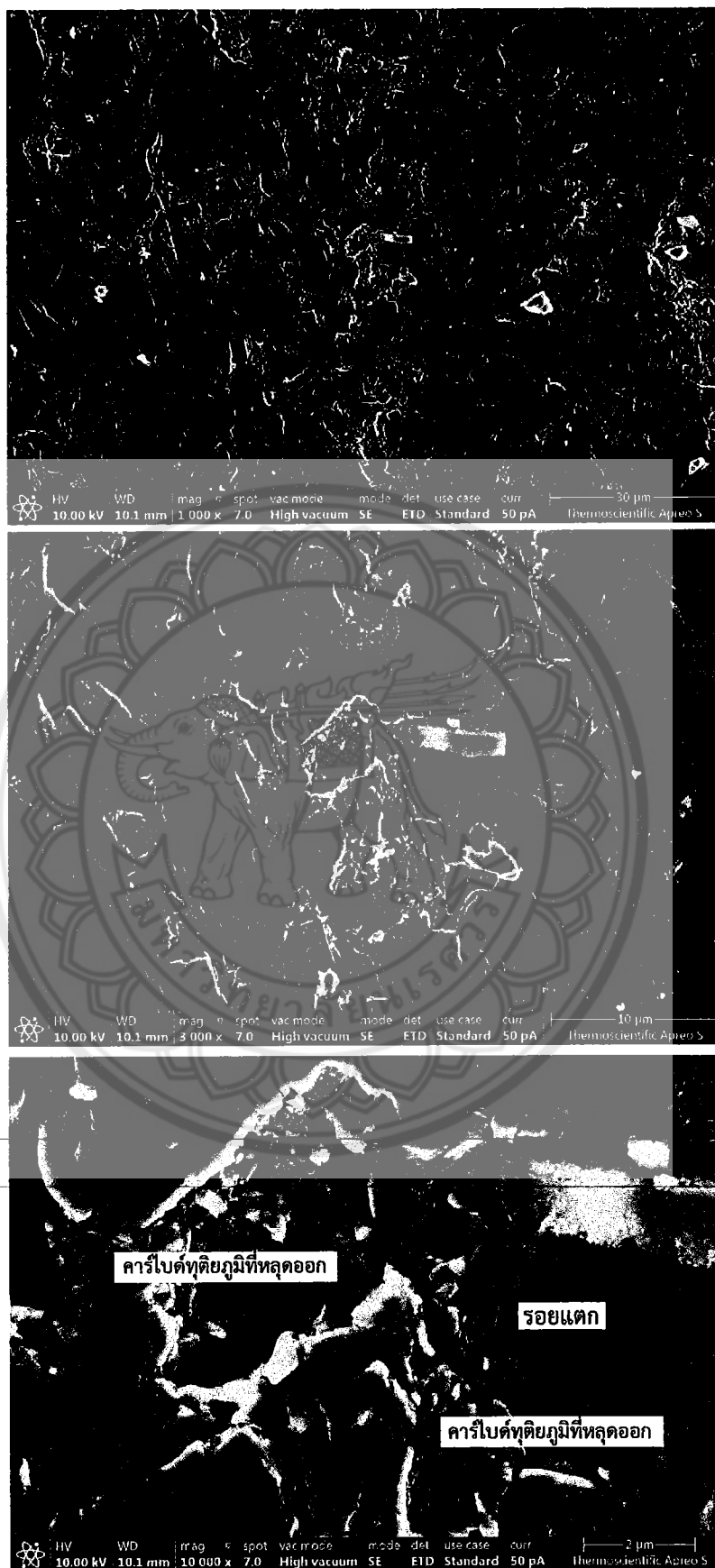


รูปที่ 4.20 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEI) แสดงพื้นผิวที่เสียหายหลังทดสอบการสีกร้อนของเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R) ในสภาพหล่อ

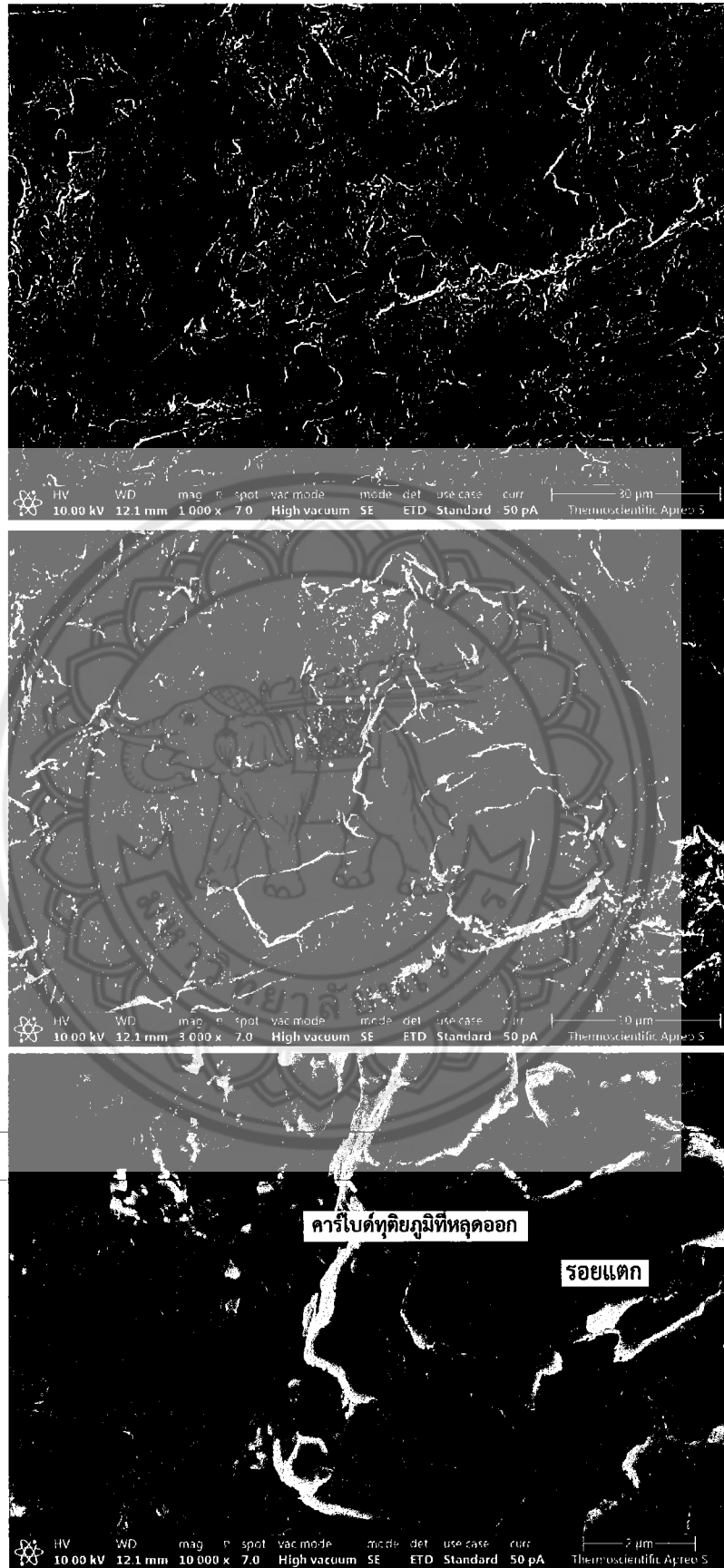




รูปที่ 4.21 ภาพถ่าย SEI แสดงพื้นผิวที่เสียหายหลังทดสอบการสีกร้อนของเหล็กหล่อ Mo1 ในสภาพหล่อ



รูปที่ 4.22 ภาพถ่าย SEI แสดงพื้นผิวที่เสียหายหลังทดสอบการสึกกร่อนของเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R) ที่ผ่านการทำดีสเตบิไลเซชัน



รูปที่ 4.23 ภาพถ่าย SEI แสดงพื้นผิวที่เสียหายหลังทดสอบการสึกกร่อนของเหล็กหล่อ Mo1 ที่ผ่านการทำ ดีสเตปป์ไลเซชัน

## บทที่ 5

### สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

#### 5.1 สรุปผลการทดลอง

จากผลการทดลองเพื่อศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างจุลภาค ความแข็ง และความต้านทานการสึกกร่อนของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมโมลิบดีนัม และผ่านกรรมวิธีทางความร้อน สามารถสรุปผลการทดลองได้ดังนี้

1. โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.4wt%C (R) เป็นแบบไฮโปยูเทกติกที่ประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทกติก  $M_7C_3$  และ ยูเทกติกออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ ส่วนเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.6wt%C-1.4wt%Mo (Mo1) มีคาร์ไบด์ยูเทกติกเป็นชนิด  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  และ  $M_6C$
2. หลังการอบอ่อนพบว่าเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.4wt%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1 มีโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเดนไดรต์ของเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ทุติยภูมิ และมีเฟิร์ลไลต์เล็กน้อย โดยในเหล็กหล่อ Mo1 จะมีเฟิร์ลไลต์ที่ละเอียดและขนาดเล็กกว่า
3. หลังการทำดิสเตปิลเลชันพบการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในเดนไดรต์ของมาร์เทนไซต์ ส่วนการอบอ่อนก่อนการอบดิสเตปิลเลชันจะทำให้การตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในมาร์เทนไซต์มีปริมาณเพิ่มขึ้น โดยในเหล็กหล่อที่เติมโมลิบดีนัมจะมีปริมาณมากกว่า โดยคาร์ไบด์ทุติยภูมิคาดว่าเป็นชนิด  $M_{23}C_6$
4. ความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.4wt%C (R) และเหล็กหล่อ Mo1 ในสภาพหล่อกมีความแข็ง 506 และ 529 HV30 ตามลำดับ การเติมโมลิบดีนัมส่งผลให้ความแข็งสูงขึ้นเนื่องจากการเกิดคาร์ไบด์ชนิด  $M_6C$  หลังการอบอ่อนความแข็งลดลงเป็น 390 และ 463 HV30 เนื่องจากการเปลี่ยนโครงสร้างจากออสเทนไนต์เป็นเฟอร์ไรต์ ส่วนการทำดิสเตปิลเลชันจะทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้นเป็น 730 และ 735 HV30 เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในมาร์เทนไซต์ ส่วนการอบอ่อนก่อนการทำดิสเตปิลเลชันส่งผลให้ความแข็งมีค่าเพิ่มมากขึ้นเป็น 825 และ 870 HV30
5. กลไกการสึกกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr ในสเลอรรี่ของสารละลายกรดซัลฟูริกที่มีทรายซิลิกาผสม เป็นแบบการไถ (Ploughing) ของอนุภาคทรายซิลิกาบริเวณเมทริกซ์และการแตกหัก (Cracking) ของคาร์ไบด์ยูเทกติก ร่วมกับการกัดกร่อนของกรดซัลฟูริกบริเวณรอบๆ คาร์ไบด์ยูเทกติก นอกจากนี้ยังพบว่าความทนทานต่อการสึกกร่อนมีแนวโน้มลดลงหลังการทำดิสเตปิลเลชัน โดยพบการกัดกร่อนในบริเวณรอบๆ คาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในเมทริกซ์ ส่งผลให้เกิดการหลุดออกของผิวชิ้นงานเพิ่มมากขึ้น การเติมโมลิบดีนัมทำให้ความทนทานต่อการสึกกร่อนดีขึ้นเนื่องจากการละลายของโมลิบดีนัมในเมทริกซ์ในลักษณะสารละลายของแข็ง ทำให้เมทริกซ์มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น รวมทั้งการเกิดคาร์ไบด์ยูเทกติก  $M_6C$  ที่มีความแข็งสูง ทำให้ต้านทานการขัดถูของอนุภาคทรายซิลิกา

## 5.2 ข้อเสนอแนะ

1. จากผลการทดลองจะเห็นว่าการทำงานดีสเทปีไลเซชันจะเพิ่มความแข็งเพิ่มขึ้น เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในมาเทนไซต์ อย่างไรก็ตามในการทดลองในครั้งนี้อาจไม่ได้ทำการศึกษาชนิดและโครงสร้างผลึกของคาร์ไบด์ทุติยภูมิ ดังนั้นควรมีการศึกษาเพิ่มเติมด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอน
2. ในการทดสอบการสึกกร่อนควรมีการเปรียบเทียบทั้งในสภาพหล่อ และการอบอ่อนร่วมกับการทำดีสเทปีไลเซชัน เพื่อให้ได้ข้อมูลที่สามารถอธิบายกลไกการสึกกร่อนในเหล็กหล่อโครเมียมสูง



## เอกสารอ้างอิง

- [1] Pearce, J.T.H. และ บัญชา ธนบุญสมบัติ (2542) เทคโนโลยีและโลหะวิทยาของเหล็กหล่อผสม, ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ, พิมพ์ครั้งที่ 1, หน้า 10-14.
- [2] Laird, G., Gundlach, R. and Rohrig, K., (2000) Abrasion-Resistant Cast Iron Handbook, American Foundry Society, USA, pp.222.
- [3] 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.
- [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] Wiengmoon, A., (2005) Microstructures of carbides in high chromium cast irons, Ph.D. Thesis. Chiang Mai University, Thailand.
- [7] 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.
- [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] 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.
- [12] 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.
- [13] 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.
- [14] Pearce, J.T.H., (1984) Structure and wear performance of abrasion resistant chromium white cast irons, *AFS Trans.*, 92, 599-622.
- [15] Wiengmoon, A., (2011) Carbide in High Chromium Cast Irons, *Naresuan University Engineering Journal*, 6(1), 64-71.
- [16] ปนัดดา นิรนาทล้ำพงศ์ และคณะ. (2547). การศึกษาในงานอุตสาหกรรม. กรุงเทพฯ: สำนักพิมพ์สมาคมส่งเสริมเทคโนโลยี (ไทย-ญี่ปุ่น)

- [17] Pearce J.T.H, Perry B. and Blackwell P.L., (1989) Potentiokinetic study of the aqueous corrosion behaviour of high chromium cast irons, International Colloquium on Cast Irons, November, National School of Mines, France, Bulletin du Cercle d'Etudes des Metaux; 15: 25/1-13.
- [18] Dobbelaar J.A.L., Herman E.C.M. and de Wit J.H.W., (1992) The corrosion behaviour of iron-chromium alloys in 0.5 M sulphuric acid, Corrosion Science, 33, 765-778.
- [19] Tang X.H., Chunga R., Panga C.J., Lia D.Y., Hinckley B., Dolman K., (2011) Microstructure of high (45wt.%) chromium cast irons and their resistances to wear and corrosion, Wear, 271, 1426-1431.
- [20] Imurai S., Thanachayanont C., Pearce J.T.H. and Chairuang Sri T., (2015) Microstructure and erosion-corrosion behaviour of as-cast high chromium white irons containing molybdenum in aqueous sulfuric-acid slurry, archives of metallurgy and materials, 60, 919-923.
- [21] Shimizu K., Kusumoto K., Yaer X., Zhang Y., Shirai M., (2017) Effect of Mo content on erosive wear characteristics of high chromium cast iron at 1173 K, Wear, 376-377, 542-548.
- [22] Shitole P.P., Gawande S.H., Desale G.R., Nandre B.D., (2015) Effect of Impacting Particle Kinetic Energy on Slurry Erosion Wear, J Bio Tribo Corros 1:29
- [23] Gupta S., Khandelwal A., Ghose A.K., Chakrabarty I., (2016) Slurry Erosion Behavior of Destabilized and Deep Cryogenically Treated Cr-Mn-Cu White Cast Irons, Tribology in Industry, 38 No. 4, 486-495.