

๕๔-๕๗-๐๑-๐๕๗



สำนักหอสมุด

อภิธาน์ทนาการ

## รายงานการวิจัย

ผลของการอบชุบทางความร้อนต่อความต้านทานการสึกหรอ  
และการกัดกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 18wt%Cr-3wt%C-6.7wt%Mo

Effect of Heat Treatment on Dry Wear and Corrosion Resistance  
of 18wt%Cr-3wt%C-6.7wt%Mo High Chromium Cast Iron

ดร. อัมพร เวียงมูล

สำนักหอสมุด มหาวิทยาลัยนครสวรรค์

วันลงทะเบียน..... 13 JUL 2011.....

เลขทะเบียน..... 1 5638513.....

เลขเรียกหนังสือ..... 2 TP.....

255  
.C6  
๑5555  
255๑

งานวิจัยนี้ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัย

จากงบประมาณรายได้คณะวิทยาศาสตร์ ประจำปีงบประมาณ 2551

ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยนครสวรรค์

## บทคัดย่อ

การวิจัยในครั้งนี้มีจุดประสงค์เพื่อศึกษาผลของการอบชุบทางความร้อนต่อความต้านทานการสึกหรอและความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-2.3wt%C-6.7wt%Mo การอบชุบทางความร้อนประกอบด้วยการอบตีสเตบิลไลเซชันที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และการอบเทมเปอริงที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังจากอบตีสเตบิลไลเซชัน ความต้านทานการสึกหรอแบบแห้งทดสอบด้วยวิธี pin-on-disc ความต้านทานการกัดกร่อนศึกษาด้วยเทคนิคโพเทนชิโอดินามิกเพื่อวิเคราะห์ลักษณะของแอโนดิกโพลาริเซชัน โครงสร้างจุลภาคศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

ผลการทดลองพบว่า โครงสร้างจุลภาคหลังการอบตีสเตบิลไลเซชันประกอบด้วยคาร์ไบด์ยูเทกติกและคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในเมทริกซ์ของมาร์เทนไซต์ที่เปลี่ยนจากออสเทนไนต์ในสภาพหล่อรวมกับเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง ส่งผลให้ความแข็งและความต้านทานการสึกหรอเพิ่มขึ้น หลังการอบเทมเปอริงพบว่าเฟสออสเทนไนต์ตกค้างมีปริมาณลดลง ทำให้ความต้านทานการสึกหรอลดลง นอกจากนี้ยังพบว่าความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กหล่อหลังการอบตีสเตบิลไลเซชัน และเทมเปอริงหลังการอบตีสเตบิลไลเซชันดีกว่าในสภาพหล่อ

**คำสำคัญ** เหล็กหล่อโครเมียมสูง โครงสร้างจุลภาค การสึกหรอแบบขัดถู ความต้านทานการกัดกร่อน

## ABSTRACT

In this work, the effects of heat treatments on the dry wear and corrosion resistance of a 18wt%Cr-2.3wt%C-6.7wt%Mo cast iron are study. Heat treatments include destabilisation at 1000 °C for 4 hr, and destabilisation plus tempering at 450 °C for 4 hr, all following by air cooling. Dry wear properties were tested using a pin-on-disc method. Aqueous corrosion resistance was assessed by a potentiodynamic technique *via* analysis of the anodic polarisation curves. Microstructure was investigated by light microscopy and scanning electron microscopy.

The results show that the microstructure after destabilisation heat treatment consist of eutectic carbides, secondary carbides within a martensite matrix and some retained austenite leading to increased wear resistance. After destabilisation plus tempering heat treatment, wear resistance was decreased due to decreasing of retained austenite. Both heat treated conditions gave some improvement in corrosion resistance compared to the as-cast condition.

Keywords : high chromium iron, microstructure, abrasive wear, corrosion resistance

## กิตติกรรมประกาศ

ผู้วิจัยขอขอบคุณ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยนเรศวร พิษณุโลก ที่ให้ทุนอุดหนุนงานวิจัย จากงบประมาณรายได้ปีงบประมาณ 2551 ขอขอบคุณศูนย์เครื่องมือกลาง คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยนเรศวร และศูนย์วิจัยและบริการจุลทรรศน์ศาสตร์อิเล็กทรอนิกส์ตรอน คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ ที่ได้ให้ความอนุเคราะห์เครื่องมือเตรียมชิ้นงานและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน แบบส่องกราด ผู้วิจัยขอขอบคุณภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ ที่ได้ให้ความอนุเคราะห์เครื่องทดสอบการสึกหรอ และสาขาวิชาเทคโนโลยีวัสดุ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี ที่ได้ให้ความอนุเคราะห์เครื่องทดสอบการกัดกร่อน ผู้วิจัยหวังเป็นอย่างยิ่งว่างานวิจัยนี้จะเป็นประโยชน์ต่ออุตสาหกรรม ที่มีการใช้เหล็กหล่อโครเมียมสูงไม่มากนักน้อย

อัมพร เวียงมูล  
ผู้วิจัย

## สารบัญ

เรื่อง	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย	ก
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ	ข
กิตติกรรมประกาศ	ค
สารบัญ	ง
สารบัญตาราง	ฉ
สารบัญรูป	ช
บทที่ 1 บทนำ	1
1.1 ความสำคัญและที่มาของงานวิจัย	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย	2
1.3 ขอบเขตของงานวิจัย	2
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	2
บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	3
2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง	3
2.2 เฟสไดอะแกรมของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน	5
2.3 เหล็กหล่อโครเมียมสูงออสเทนนิติก	7
2.4 เหล็กหล่อโครเมียมสูงมาร์เทนซิติก	8
2.5 เหล็กหล่อโครเมียมสูงเฟอร์ริติก	9
2.6 คาร์ไบต์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง	10
2.7 การอบชุบเหล็กหล่อโครเมียมสูง	12
2.8 ความต้านทานการสึกหรอ	19
2.9 ความต้านทานการกัดกร่อน	21
2.10 การใช้งานของเหล็กหล่อโครเมียมสูง	24
2.11 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	26
บทที่ 3 วิธีการทดลอง	27
3.1 วัตถุประสงค์และส่วนผสมทางเคมี	27
3.2 การอบชุบทางความร้อน	27
3.3 การทดสอบความต้านทานการสึกหรอ	28
3.4 การทดสอบความต้านทานการกัดกร่อน	30
3.5 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค	31

เรื่อง	หน้า
บทที่ 4 ผลการทดลองและการอภิปราย	32
4.1 ความต้านทานการลึกรห	32
4.2 โครงสร้างจุลภาคก่อนและหลังทดสอบการลึกรห	34
4.3 ความต้านทานการกัดกร่อน	41
4.4 โครงสร้างจุลภาคหลังทดสอบการกัดกร่อน	42
บทที่ 5 สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ	47
5.1 สรุปผลการวิจัย	47
5.2 ข้อเสนอแนะ	47
เอกสารอ้างอิง	48
ภาคผนวก ก การทดสอบการลึกรหแบบ Pin-on-Disc	50



## สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
2.1 ส่วนผสมและความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียม (BS 4844)	4
2.2 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง (ASTM A-532-87)	4
2.3 ชนิดของคาร์ไบด์และความแข็ง	12
3.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้ในการทดลอง	27
3.2 สภาวะการอบชุบทางความร้อนของชิ้นงาน	28
3.3 สภาวะที่ใช้ในการทดสอบแบบขัดถู	29



## สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
1.1 ใบพัด (impeller) ที่ผลิตจากเหล็กหล่อโครเมียมสูง 26%Cr (ก) ก่อนการใช้งาน (ข) หลังการใช้งาน 1 อาทิตย์ ในกระบวนการสกัดแร่สังกะสี ภายใต้สภาวะที่มีทั้ง การเสียดสีและการกัดกร่อน	1
2.1 แผนภาพของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน ของ Thorpe และ Chicco แสดง ส่วนผสมของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้งานโดยทั่วไปซึ่งมีโครงสร้างเป็นเฟส ออสเทนไนท์	6
2.2 แผนภาพแสดงภาพถ่ายของพื้นผิวลิวิดัส (liquidus surface) ของระบบเหล็ก- โครเมียม-คาร์บอน โดยกล่องสี่เหลี่ยมแสดงส่วนผสมของเหล็กหล่อโครเมียมสูง แบบไฮโปยูเทคติกที่ใช้งานโดยทั่วไป	6
2.3 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 30wt%Cr-2.4wt%C ที่ ประกอบด้วย เคนไดรท์ปฐมภูมิ ยูเทคติกคาร์ไบด์ $M_7C_3$ และยูเทคติกออสเทน ไนท์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์	7
2.4 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 2wt%C-20wt%Cr-1.75wt%Mo หลังจากการอบชุบในลักษณะต่างๆ (ก) อบที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นในอากาศ (ข) ตัวอย่างขึ้นเดียวกับ (ก) แต่ที่กำลังขยายสูง กว่าแสดงลักษณะและการกระจายของเฟสคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (ค) อบที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นในอากาศจะเห็นว่าไม่เกิดเฟสคาร์ ไบด์ทุติยภูมิเนื่องจากเวลาที่ใช้ไม่นานพอ (ง) อบที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นในอากาศ	9
2.5 โครงสร้าง Deep etched แสดงลักษณะของยูเทคติกคาร์ไบด์ (ก) คาร์ไบด์ชนิด $M_3C$ ในเหล็กหล่อ 3.6wt%C-5wt%Cr จะมีลักษณะที่ต่อเนื่อง (ข) คาร์ไบด์ชนิด $M_7C_3$ ในเหล็กหล่อ 2.4wt%C-30wt%Cr ที่มีขนาดเล็กและต่อเนื่องน้อยกว่า	10
2.6 (ก) คาร์ไบด์ทุติยภูมิ $M_{23}C_6$ ในเหล็กหล่อ 29.3wt%Cr-2.5wt%C iron (ข) คาร์ไบด์ ทุติยภูมิ $M_7C_3$ ในเหล็กหล่อ 17.7wt%Cr-3.1wt%C iron (ค) คาร์ไบด์ทุติยภูมิ $M_3C$ ในเหล็กหล่อ 8.8wt%Cr-3.0wt%C	11
2.7 แผนภาพ TTT สำหรับเหล็กหล่อโครเมียมสูง 2.5%C-20%Cr-1.5%Mo ซึ่งมี โครงสร้างหลังจากการหล่อเป็นออสเทนไนท์ เมื่อ A แทนออสเทนไนท์ F แทน เฟอร์ไรท์ C แทนคาร์ไบด์	14



## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.8 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 2.5%C-20%Cr-1%Mo หลังการอบที่อุณหภูมิต่างๆ แล้วปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวอย่างช้าๆ (ก) อบที่อุณหภูมิ 750°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ความแข็ง 400 HV (ข) อบที่อุณหภูมิ 850°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ความแข็ง 390 HV (ค) อบที่อุณหภูมิ 950°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ความแข็ง 350 HV	15
2.9 ผลของอุณหภูมิในการอบตีสเตบิลไเซชันต่อค่าความแข็งของเหล็กหล่อ 2wt%C-20wt%Cr-1.7wt%Mo	16
2.10 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนไฟ (tempering temperature) ต่อค่าความแข็งของเหล็กหล่อ 2wt%C-20wt%Cr-1.7wt%Mo	17
2.11 ผลของเวลาในการอบคืนไฟ (tempering time) ที่อุณหภูมิ 520°C ต่อค่าความแข็งของเหล็กหล่อ 2wt%C-20wt%Cr-1.7wt%Mo	17
2.12 เปรียบเทียบความต้านทานการกัดกร่อนและการสึกหรอแบบกัดเซาะ	22
2.13 เส้นโค้งอานอดิกโพลาไลเซชันของเหล็กหล่อในสารละลายซัลฟูริก (ก) เหล็กหล่อ 10wt%, 15wt% และ 20wt% ในสภาพหล่อ (ข) เหล็กหล่อ 25wt% ในสภาพหล่อ (ค) เหล็กหล่อ 30wt%Cr ในสภาพหล่อและหลังการอบชุบ	22
2.14 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับศักย์ไฟฟ้า	24
2.15 ตัวถังปั๊มแบบหอยโข่งสำหรับการขนถ่ายน้ำดิน ตัวปั๊มมีรัศมีภายใน 1 เมตร และมีน้ำหนัก 350 กิโลกรัม	25
2.16 ล้อลูกกลิ้งสำหรับการบิดหินในอุตสาหกรรมเหมืองแร่ มีน้ำหนัก 4500 กิโลกรัม	26
3.1 กระบวนการอบชุบทางความร้อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง	28
3.2 ส่วนประกอบและหลักการทำงานของเครื่องทดสอบการสึกหรอแบบ pin-on-disc	29
3.3 ชุดอุปกรณ์ที่ใช้ในการทดสอบความต้านทานการกัดกร่อน	30
3.4 ส่วนประกอบของเซลล์ชนิด 3 ขั้ว	31
3.5 ตัวอย่างชิ้นงานที่ใช้ทดสอบความต้านทานการกัดกร่อน	31

## สารบัญญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.1 กราฟเปรียบเทียบความต้านทานการสึกหรอที่ทดสอบแบบ pin-on-disc ของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo ในสภาพหล่อ (AC), หลังการอบตีสเตปิลเซชัน (D) และหลังการอบตีสเตปิลเซชันและเทมเปอร์ (D+T)	32
4.2 ผลของการอบชุบต่อความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo ในสภาพหล่อ (AC), หลังการอบตีสเตปิลเซชัน (D) และหลังการอบตีสเตปิลเซชันและเทมเปอร์ (D+T)	33
4.3 แบบรูปการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ แสดงชนิดของเฟสในชิ้นงาน (ก) สภาพหล่อ (ข) หลังการอบตีสเตปิลเซชัน (ค) หลังการอบตีสเตปิลเซชันและเทมเปอร์	33
4.4 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-3wt%C-6.7%Mo จากกล้องจุลทรรศน์แสง (ก) ในสภาพหล่อ (ข) หลังการอบตีสเตปิลเซชัน (ค) หลังการอบตีสเตปิลเซชันและเทมเปอร์	35
4.5 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-3wt%C-6.7%Mo จากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน แบบส่องกราด (ก) ในสภาพหล่อ (ข) หลังการอบตีสเตปิลเซชัน (ค) หลังการอบตีสเตปิลเซชันและเทมเปอร์	36
4.6 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด หลังกัดกรด HCl+methanol เป็นเวลา 12 ชั่วโมง (ก) ในสภาพหล่อ (ข) หลังการอบตีสเตปิลเซชัน (ค) หลังการอบตีสเตปิลเซชันและเทมเปอร์	37
4.7 ชิ้นงานหลังทดสอบการสึกหรอแบบ pin-on-disc	38
4.8 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในสภาพหล่อหลังทดสอบการสึกหรอ	39
4.9 โครงสร้างจุลภาคหลังทดสอบการสึกหรอของชิ้นงานที่ผ่านการอบชุบทางความร้อน	40
4.10 การเปรียบเทียบเส้นโค้งโพลาริเซชันของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo ในสภาพหล่อ (AC), หลังการอบตีสเตปิลเซชัน (D) และหลังการอบตีสเตปิลเซชันและเทมเปอร์ (D+T) ในสารละลายกรดซัลฟูริกเข้มข้น 0.5 โมลาร์	41
4.11 โครงสร้างหลังทดสอบการกัดกร่อนของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo (ก) ในสภาพหล่อ (ข) ลักษณะการกัดกร่อนแบบรูเข็มบนผิวหน้าของออสเทนไนท์ปฐมภูมิ	43

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.12 โครงสร้างหลังทดสอบการกัดกร่อนของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo (ก) หลังการอบตีเตปีไลเซชัน (ข) หลังการอบตีเตปีไลเซชันและเทมเปอริง	44
4.13 (ก) फिल्मป้องกันบนผิวหน้าของชิ้นงานหลังการอบตีเตปีไลเซชัน (ข) EDS spectrum และส่วนผสมทางเคมีของฟิล์มออกไซด์	45
4.14 ภาพจำลองกลไกการกัดกร่อนในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-2.8wt%C- 6.7wt%Mo	46
4.15 ภาพจำลองกลไกการกัดกร่อนหลังการอบชุบทางความร้อนของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo	46



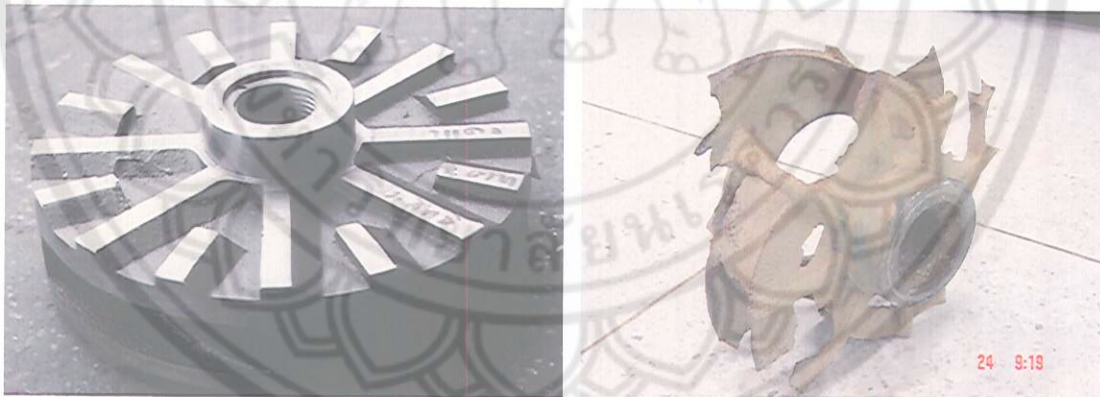
## บทที่ 1

### บทนำ

#### 1.1 ความสำคัญและที่มาของงานวิจัย

งานวิจัยนี้เป็นการแก้ปัญหาจากโจทย์โรงงานถลุงสังกะสี ของบริษัทผาแดง อินดัสตรี จำกัด (มหาชน) จังหวัดตาก โดยเฉพาะปั๊มหอยโข่งที่ใช้ในการขนถ่ายสินแร่ในอุตสาหกรรมการสกัดแร่สังกะสี ในอดีตทางบริษัทฯ ได้นำเข้าปั๊มหอยโข่งที่มีส่วนผสม 26%Cr จากต่างประเทศซึ่งมีราคาสูง เพื่อลดต้นทุนการผลิตทางบริษัทจึงใช้ปั๊มหอยโข่งที่ผลิตในประเทศไทย แต่ก็ประสบปัญหาในการใช้งานเนื่องจากมีอายุการใช้งานเพียง 1 อาทิตย์ ดังแสดงในรูปที่ 1.1

จากการวิจัยที่ผ่านมาพบว่า เหล็กหล่อโครเมียม 18%Cr-2.8%C-6.7%Mo ที่ผ่านการอบชุบทางความร้อน จะมีเพิ่มความแข็งเพิ่มขึ้น อย่างไรก็ตามยังไม่มีทดสอบการสึกหรอและการกัดกร่อน ดังนั้นงานวิจัยในครั้งนี้มีจุดประสงค์ เพื่อศึกษาผลของการอบชุบต่อความต้านทานการสึกหรอและการกัดกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียม 18%Cr-2.8%C-6.7%Mo ดังนั้นถ้าหากงานวิจัยนี้สำเร็จก็จะสามารถเข้าใจกลไกการสึกหรอและการกัดกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง



รูปที่ 1.1 ใบพัด (impeller) ที่ผลิตจากเหล็กหล่อโครเมียมสูง 26 wt %Cr (ก) ก่อนการใช้งาน (ข) หลังการใช้งาน 1 อาทิตย์ ในกระบวนการสกัดแร่สังกะสี ภายใต้สภาวะที่มีทั้งการเสียดสีและการกัดกร่อน

## 1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

1. ศึกษาผลของการอบชุบทางความร้อนต่อความต้านทานการกัดกร่อน และความต้านทานการสึกกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo
2. เพื่อศึกษากลไกการกัดกร่อนและการสึกกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo

## 1.3 ขอบเขตงานวิจัย

1. ทดสอบความต้านทานการสึกกร่อนแบบ pin-on-disc และความต้านทานการกัดกร่อนโดยวิธีการทางไฟฟ้า-เคมี
2. ศึกษาโครงสร้างจุลภาคหลังทดสอบการกัดกร่อนและการสึกกร่อนด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (scanning electron microscopy)

## 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1. ด้านวิชาการ :
  - 1.1 ทำให้ทราบถึงอิทธิพลของการอบชุบและการเติมธาตุต่อความต้านทานการกัดกร่อนและการสึกกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง
  - 1.2 สามารถอธิบายกลไกการกัดกร่อนและการสึกกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง
2. ด้านการประยุกต์ใช้งาน :

สำหรับอุตสาหกรรมหล่อ สามารถปรับปรุงและพัฒนาสมบัติเหล็กหล่อโครเมียมสูงให้มีอายุการใช้งานยาวนานขึ้นภายใต้สภาวะที่มีการเสียดสีและการกัดกร่อน

## บทที่ 2

### ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

#### 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง [1-8]

เหล็กหล่อโครเมียมสูงเริ่มมีบทบาทสำคัญขึ้นมากในอุตสาหกรรมเหมืองแร่และอุตสาหกรรมซีเมนต์ โดยเฉพาะโครเมียมคาร์ไบด์มีคุณสมบัติทนการเสียดสีหรือการสึกหรอ (high abrasion resistance) ทำให้มีอายุการใช้งานยาวนาน การผลิตเหล็กหล่อโครเมียมสูงได้ทำกันมาเป็นระยะเวลานานแล้ว โดยหลอมด้วยเตาคิวโปลา แต่การควบคุมคุณภาพกระทำไม่ได้ดีเท่าที่ควรเพราะการหลอมด้วยเตาคิวโปลาที่ควบคุมปริมาณคาร์บอนได้ยาก ทำให้เหล็กหล่อโครเมียมมีปริมาณคาร์บอนสูงและเหล็กจะเปราะแตกหักง่าย แต่ปัญหานี้หมดไปเมื่อบริษัท Niagara work ได้ทำการทดลองหลอมเหล็กหล่อโครเมียมสูงด้วยเตาหลอมไฟฟ้า และสามารถผลิตเหล็กหล่อที่มีคาร์บอนต่ำ โดยสามารถเพิ่มปริมาณของโครเมียมได้สูงถึง 30% ทำให้การใช้เหล็กหล่อโครเมียมสูงเพิ่มมากขึ้นจนกลายเป็นคู่แข่งของเหล็กกล้าแมงกานีสสูงโดยเฉพาะที่ใช้ทำลูกบดวัสดุแข็ง เช่น ซีเมนต์และแร่ต่างๆ เหล็กหล่อโครเมียมสูงมีการใช้งานอย่างกว้างขวางในงานที่ต้องการความทนทานต่อการสึกหรอแบบขัดถู (abrasive wear) เช่น ในกระบวนการบดหินแร่ การบดถ่านหินเป็นผง การผลิตปูนซีเมนต์ ในปัจจุบันมีโรงหล่อผลิตเหล็กหล่อโครเมียมสูงอยู่หลายเกรด แต่ที่นิยมผลิตมากที่สุดได้แก่เหล็กหล่อชนิด 2828 คือเหล็กหล่อที่มีคาร์บอน 2.8% และมีโครเมียมผสม 28%

เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ได้รับการใช้งานส่วนใหญ่เป็นแบบไฮโปยูเทกติก ที่มีส่วนผสมอยู่ในช่วงของออสเทนไนท์ ซึ่งมีปริมาณโครเมียม 10-30wt% และคาร์บอน 2-3.5wt% เหล็กหล่อที่มีปริมาณ 12wt%Cr มีราคาถูกที่สุด แต่ที่นิยมใช้งานโดยทั่วไปจะมีส่วนผสมเป็น 18-22wt%Cr สำหรับเหล็กหล่อที่มีปริมาณ 27-30wt%Cr และ 2.0-2.7wt%C จะนำไปใช้ในงานที่ต้องการทั้งความทนทานต่อการสึกหรอ (wear resistance) และการกัดกร่อน (corrosion) เช่น การปั๊มของเหลวข้น (slurry pumping) เป็นต้น

มาตรฐานเหล็กหล่อโครเมียมสูงไฮโปยูเทกติกที่มักจะถูกอ้างอิงมี 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 ดังแสดงในตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมและความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียม (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	-
	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	3.0	0.1	0.6	1.2

เหล็กหล่อ 14-28wt%Cr สามารถใช้งานในรูปของออสเทนไนท์หรือมาเทนไนท์ จุดประสงค์การเติมโมลิบดีนัมเพื่อหลีกเลี่ยงการเกิดโครงสร้างของเฟอไรท์ในสภาพหล่อ และเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง (hardenability) ระหว่างการอบชุบทางความร้อน ส่วนซิลิกอนจะช่วยเพิ่มความสามารถในการไหล และลดการเกิดออกไซด์ขึ้น แต่ปริมาณของซิลิกอนต้องไม่เกิน 0.8wt% เนื่องจากจะทำให้การเกิดโครงสร้างของเฟอไรท์และลดความสามารถในการชุบแข็ง ส่วนเหล็กหล่อ 30-35wt%Cr จะใช้ในงานที่ต้องการความต้านทานการเกิดออกไซด์ขึ้นและการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง เช่น ชิ้นส่วนของเตาเผา โดยโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อกลุ่มนี้ประกอบด้วยเฟอไรท์และยูเทคติกคาร์ไบด์

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

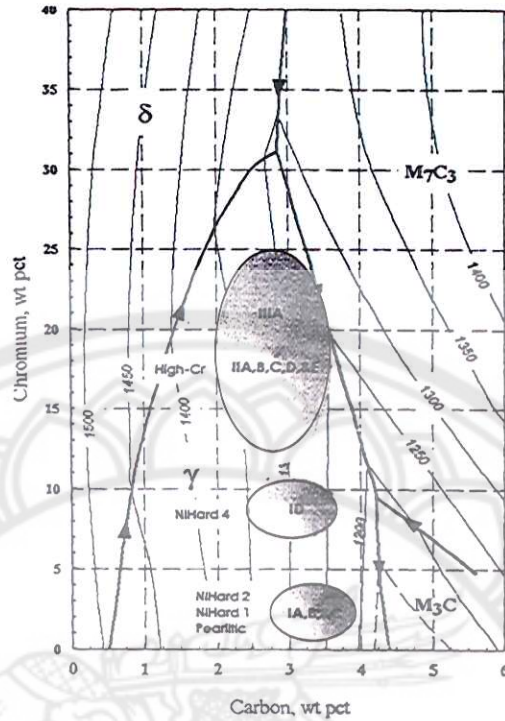
รูปที่ 2.1 แสดงส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูงตามมาตรฐาน ASTM A532 (ตาราง 2.2) ในเฟสไดอะแกรมของ Thorpe and Chicco สำหรับเหล็กหล่อโครเมียมสูง IA, B and C ที่อยู่ส่วนล่างของรูปที่ 2.1 จะเกิดโครงสร้างยูเทคติกของออสเทนไนท์และคาร์ไบด์  $M_7C_3$  ในขณะที่เหล็กหล่อ ID, IIA, B, C, D, E และ IIIA จะเกิดโครงสร้างยูเทคติกของออสเทนไนท์และคาร์ไบด์  $M_7C_3$  เหล็กหล่อเกรด ID ที่มีปริมาณโครเมียมสูงกว่าเกรด IA-C จะเกิดยูเทคติกของคาร์ไบด์  $M_7C_3$  ซึ่งบางส่วนจะเปลี่ยนเป็นคาร์ไบด์  $M_3C$  ในระหว่างการเย็นตัว ทำให้เกิดโครงสร้างของคาร์ไบด์คูเพล็กซ์ซึ่งจะมีขนาดเล็กกว่าคาร์ไบด์  $M_3C$  ในเกรด IA-C ทำให้เหล็กหล่อเกรด ID มีความเหนียวสูงกว่า เมื่อปริมาณโครเมียมสูงขึ้นเส้น solidus จะเลื่อนไปทางซ้ายมือ และปริมาณคาร์บอนในเดนไดรต์ของออสเทนไนท์จะลดลง ในขณะที่อุณหภูมิของปฏิกิริยายูเทคติกจะเพิ่มขึ้น

เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ได้รับการใช้งานส่วนใหญ่เป็นแบบไฮโปยูเทคติก ที่มีส่วนผสมอยู่ในช่วงเฟสของออสเทนไนท์ คือ 10-30wt%Cr และ 2-3.5wt%C ดังแสดงในรูปที่ 2.2 เหล็กหล่อกลุ่มนี้เมื่อแข็งตัวจากน้ำโลหะจะเกิดเป็นเดนไดรต์ของออสเทนไนท์ปฐมภูมิ ตามด้วยยูเทคติกของออสเทนไนท์และยูเทคติกคาร์ไบด์  $M_7C_3$  จากรูป 2.2 การแข็งตัวของเหล็กหล่อที่มีส่วนผสม 30wt%Cr-2.3wt%C เริ่มจากการเกิดเป็นเดนไดรต์ของออสเทนไนท์ปฐมภูมิ ในขณะเดียวกันโครเมียมและคาร์บอนจะถูกผลักดันออก ทำให้น้ำโลหะมีปริมาณโครเมียมและคาร์บอนสูงขึ้น และเคลื่อนที่เข้าสู่จุดยูเทคติก ( $U_1-U_2$ ) จนกระทั่งอุณหภูมิลดลงถึงปฏิกิริยายูเทคติก ( $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$ ) จะเกิดโครงสร้างของยูเทคติก (eutectic structure) คือยูเทคติก ออสเทนไนท์และยูเทคติกคาร์ไบด์  $M_7C_3$  ระหว่างแกนเดนไดรต์ (interdendritic dendrite) ของออสเทนไนท์ปฐมภูมิ การแข็งตัวของโลหะจะสมบูรณ์ก่อนจะถึงจุด  $U_2$

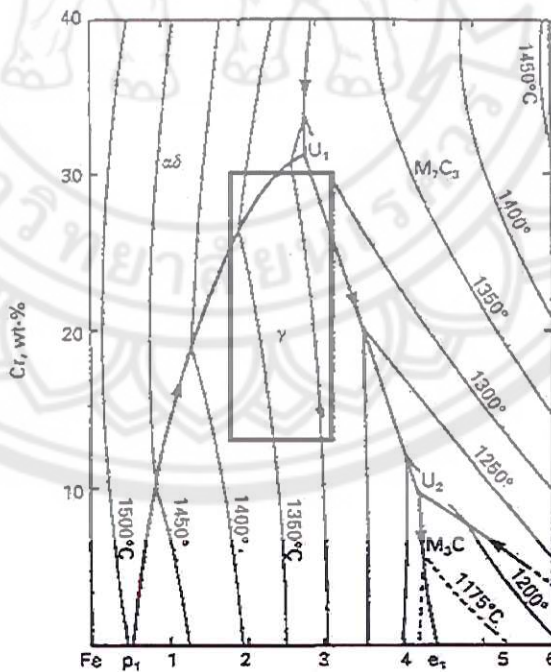
เหล็กที่มีส่วนผสมในช่วง 2-2.5wt%C และโครเมียมมากกว่า 30wt%Cr จะเกิดเฟสเฟอไรต์ปฐมภูมิ ซึ่งมักใช้ในงานที่ต้องการความต้านทานต่อความร้อน แต่เหล็กหล่อกลุ่มนี้จะอ่อนเกินไปทำให้ไม่สามารถทนต่อการสึกหรอได้ดีนัก ทั้งนี้เนื่องจากเฟอไรต์มีเสถียรภาพตลอดช่วงอุณหภูมิค่อนข้างกว้างและเหล็กหล่อกลุ่มนี้ไม่สามารถเพิ่มความแข็งโดยการอบชุบได้

โดยทั่วไปแล้วเราจะหลีกเลี่ยงเหล็กหล่อที่มีส่วนผสมในช่วงที่เป็นแบบไฮเปอร์ยูเทคติก ซึ่งทำให้เกิดเฟสคาร์ไบด์ปฐมภูมิ (primary carbides) เนื่องจากคาร์ไบด์ปฐมภูมินั้นเป็นเฟสที่มีขนาดใหญ่และทำให้ชิ้นงานหล่อเปราะ การแข็งตัวของเหล็กหล่อนี้เริ่มจากการเกิดเป็นคาร์ไบด์  $M_7C_3$  ปฐมภูมิ ทำให้น้ำโลหะมีปริมาณโครเมียมและคาร์บอนลดลงและเคลื่อนที่เข้าสู่ปฏิกิริยายูเทคติก ( $U_1-U_2$ )





รูปที่ 2.1 แผนภาพของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน ของ Thorpe และ Chicco แสดงส่วนผสมของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้งานโดยทั่วไปซึ่งมีโครงสร้างเป็นเฟสออสเทนไนท์



รูปที่ 2.2 แผนภาพแสดงภาพฉายของพื้นผิวลิกวิดัส (liquidus surface) ของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน โดยกล่องสี่เหลี่ยมแสดงส่วนผสมของเหล็กหล่อโครเมียมสูงแบบไฮโปยูเทคติกที่ใช้งานโดยทั่วไป

### 2.3 เหล็กหล่อโครเมียมสูงอสเทนนิติก [1, 3-7,14]

เหล็กหล่อที่มีปริมาณโครเมียมประมาณ 10-30wt%Cr และคาร์บอน 2-3.5wt% จะถูกนำไปใช้สำหรับผลิตเป็นชิ้นส่วนที่มีสมบัติเฉพาะสำหรับใช้งาน เช่น ในกระบวนการที่เกี่ยวข้องกับแร่ การผลิตปูนซีเมนต์ และปั๊มของไหลประเภทของเหลวเนื้อผสมชนิดอนุภาคหนืด เป็นต้น เนื่องจากความต้านทานการเสียดสีและความเหนียวของเหล็กประเภทนี้จะแปรไปตามสมบัติในการทำงาน โดยขึ้นอยู่กับชนิดและสัดส่วนของคาร์ไบด์ในเนื้อเหล็ก ประเภทการใช้งาน และเมทริกซ์ที่มีสมบัติเหมาะสม โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อกลุ่มนี้ ประกอบด้วยเดนไดรต์หรือโครงสร้างที่เป็นกิ่งก้านของอสเทนไนท์ โดยที่ระหว่างแขนเดนไดรต์จะล้อมรอบด้วยโครงสร้างของยูเทคติก ซึ่งประกอบด้วยยูเทคติกคาร์ไบด์ซึ่งเป็นสารประกอบของเหล็กและคาร์บอน คือ  $M_7C_3$  และยูเทคติกอสเทนไนท์ที่มักจะเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ระหว่างการเย็นตัวในแบบหล่อ ดังรูปที่ 2.3



รูปที่ 2.3 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 30wt%Cr-2.4wt%C ที่ประกอบด้วยเดนไดรต์ปฐมภูมิ ยูเทคติกคาร์ไบด์  $3C_7M$  และยูเทคติกอสเทนไนท์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์

สำหรับเหล็กหล่อโครเมียมสูงนั้น เฟสอสเทนไนท์ที่เกิดจากการแข็งตัวของน้ำโลหะอาจจะตกค้างระหว่างการเย็นตัวในแบบ หรืออาจจะเปลี่ยนไปเป็นมาร์เทนไซต์บางส่วนหรือทั้งหมด (หรือกลายเป็นเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ที่เล็กละเอียด) แบบทุติยภูมิหรือเพิร์ลลิติกก็ได้ ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับปัจจัยหลัก 2 ส่วน ได้แก่ ส่วนผสมทางเคมี และอัตราการเย็นตัวเฉพาะแห่งของชิ้นงาน

โครงสร้างจุลภาคที่มีเมทริกซ์เป็นออสเทนไนท์ทั้งหมดจะเกิดขึ้นภายใต้เงื่อนไขต่อไปนี้

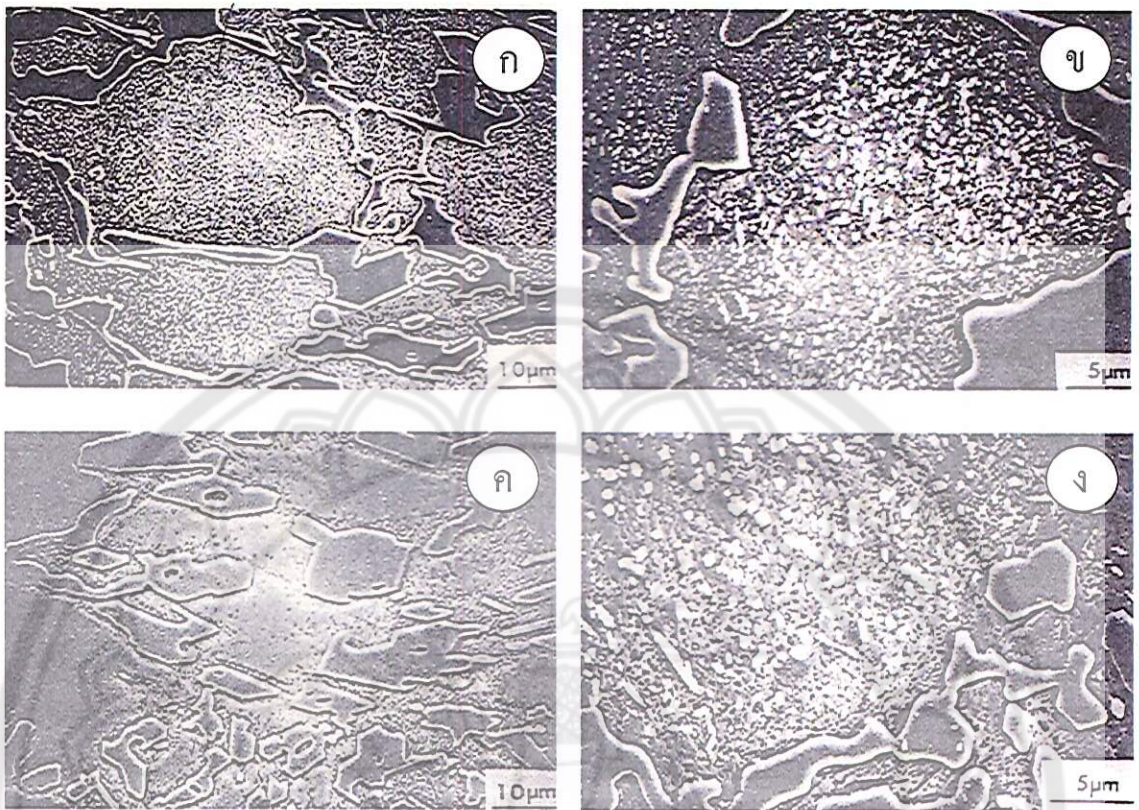
1. การเย็นตัวอย่างรวดเร็ว เช่น ในบริเวณชิ้นงานหนาไม่มาก
2. อัตราส่วนระหว่างโครเมียม/คาร์บอนมีค่าสูง
3. มีธาตุникเกิด โมลิบดีนัม หรือทองแดง
4. มีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ในระหว่างการเย็นตัวของชิ้นงานน้อยที่สุดเท่าที่จะเป็นไปได้
5. ไม่มีการเปลี่ยนเฟสไปเป็นเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ หรือเพิร์ลไลต์
6. อุณหภูมิของการเกิดเฟสมาร์เทนไซต์ (martensite,  $M_s$ ) ของเฟสออสเทนไนท์ต่ำกว่าอุณหภูมิโดยรอบ

ในการใช้งานบางอย่าง เหล็กหล่อโครงสร้างออสเทนไนติกในสภาพหล่ออาจใช้ได้ ทั้งนี้เนื่องจากเฟสออสเทนไนท์สามารถเพิ่มความแข็งเมื่อได้รับแรงกระทำ (work harden) โดยมีความแข็งเพิ่มขึ้นจาก 450-550 HV เป็น 1000 HV ซึ่งจะทำให้ผิวชิ้นงานที่ทนต่อการสึกหรอเกิดใหม่ทดแทนได้ (self-replacing wear resistant surface)

#### 2.4 เหล็กหล่อโครเมียมสูงมาร์เทนไซต์ิก [1-4,6-7,13-14]

เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีโครงสร้างเป็นแบบออสเทนไนท์มีข้อจำกัด คือ มีความต้านทานต่อการสึกหรอต่ำ ดังนั้นจึงจำเป็นต้องปรับปรุงคุณสมบัติเพื่อทำให้มีโครงสร้างที่แข็งแรงขึ้น โดยการอบชุบทางความร้อน (heat treatment) เพื่อเปลี่ยนโครงสร้างจากออสเทนไนท์ที่อ่อนไปเป็นมาร์เทนไซต์ที่แข็ง

วิธีการอบชุบเหล็กหล่อโครเมียมสูง เริ่มจากการเผาเหล็กหล่อโครเมียมสูงภายหลังการเย็นตัวในแบบหล่อที่อุณหภูมิสูงระหว่าง 950-1050°C เพื่อให้โครเมียมและคาร์บอนที่ละลายอยู่ในออสเทนไนท์ในสภาพหล่อ ซึ่งละลายอยู่ในลักษณะเกินจุดอิ่มตัวของออสเทนไนท์จะยอมให้ละลายอยู่ได้ การเผาในขั้นนี้จะเรียกว่า ดิสเตบิไลเซชัน (destabilisation) ทำให้คาร์บอนและโครเมียมแยกตัวออกมารวมกันเป็นคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (secondary carbide) เป็นการลดปริมาณคาร์บอนในออสเทนไนท์ ทำให้ความสามารถในการชุบแข็งของออสเทนไนท์เพิ่มขึ้น กล่าวคือ ออสเทนไนท์จะเปลี่ยนไปเป็นเพิร์ลไลต์ได้ยากขึ้นหรือโอกาสที่จะได้มาร์เทนไซต์จะสูงขึ้น หลังจากทำดิสเตบิไลเซชันในเวลาพอสมควรแล้ว 1 ชั่วโมง ต่อความหนา 25-20 มิลลิเมตร และจะปล่อยให้ชิ้นงานเย็นลงอย่างรวดเร็วโดยการแช่ลงในน้ำ ถ้างานหล่อดีขนาดเล็กและรูปร่างซับซ้อน แต่ถ้าเป็นชิ้นงานที่มีความหนามากๆ จะใช้ชุบน้ำมัน (oil quenched) ซึ่งจะทำให้ได้โครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนท์บางส่วนที่ตกค้าง โครงสร้างจุลภาคหลังจากทำดิสเตบิไลเซชันประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในโครงสร้างของมาร์เทนไซต์และออสเทนไนท์ตกค้าง ดังรูปที่ 2.4



รูปที่ 2.4 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 2wt%C-20wt%Cr-1.75wt%Mo หลังจากการอบชุบในลักษณะต่างๆ (ก) อบที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นในอากาศ (ข) ตัวอย่างขึ้นเดียวกับรูป (ก) แต่ที่กำลังขยายสูงกว่าแสดงลักษณะและการกระจายของเฟสคาร์ไบด์ทิวติงภูมิภาค (ค) อบที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมงแล้วปล่อยให้เย็นในอากาศ จะเห็นว่าไม่เกิดเฟสคาร์ไบด์ทิวติงภูมิภาคเนื่องจากเวลาที่ใช้ไม่นานพอ (ง) อบที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นในอากาศ

## 2.5 เหล็กหล่อโครเมียมสูงเฟอร์ริติก [3,11,13]

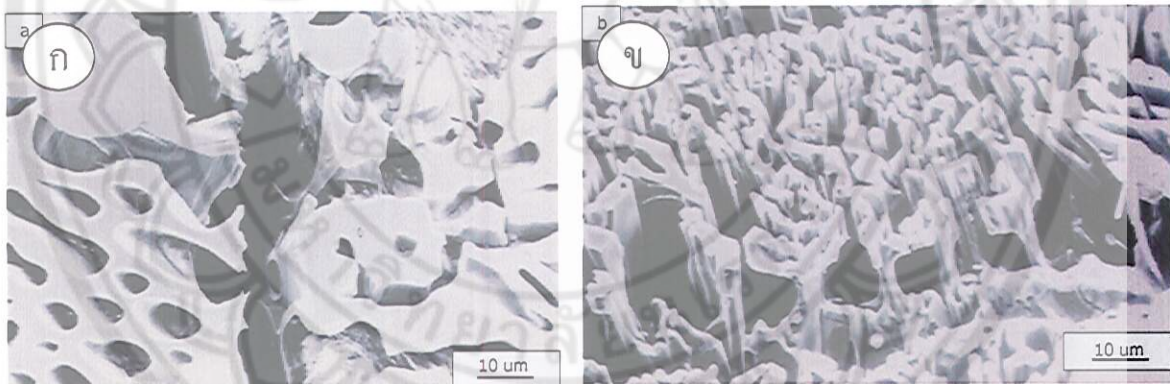
เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีส่วนผสม 30-40wt Cr% และ 1.52-4 wt% C จะมีโครงสร้างเป็นเฟอร์ไรท์ปฐมภูมิ สำหรับเหล็กหล่อ 28-30wt%Cr ถ้ามีอัตราส่วนระหว่างโครเมียมและคาร์บอนสูงก็จะเกิดเฟอร์ไรท์ปฐมภูมิเช่นเดียวกัน โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อกลุ่มนี้ประกอบด้วยเดนไดรต์ของเฟอร์ไรท์ปฐมภูมิและยูเทกติกคาร์ไบด์  $M_7C_3$  ระหว่างแกนเดนไดรต์ เหล็กหล่อเฟอร์ริติกมีความต้านทานการสึกหรอต่ำและไม่สามารถทำการอบชุบทางความร้อน ใดๆก็ตาม เหล็กหล่อกลุ่มนี้จะใช้งานที่ ต้องการทั้งความต้านทานการสึกหรอและความต้านทานการกัดกร่อน รวมทั้งความทนทานต่อความร้อน

## 2.6 คาร์ไบต์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง [3,6,8,12-14]

### ยูเทกติกคาร์ไบด์

ชนิดและรูปร่างของยูเทกติกคาร์ไบต์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูงขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีและอัตราการเย็นตัว Powell [14] พบว่าการเพิ่มปริมาณโครเมียมและคาร์บอน จะทำให้ยูเทกติกคาร์ไบต์  $M_3C$  ที่ต่อเนื่องเปลี่ยนเป็นชนิด  $M_7C_3$  ซึ่งมีลักษณะไม่ต่อเนื่อง เป็นผลให้ความเหนียวสูงขึ้น เมื่อโครเมียมต่ำกว่า 12wt% ยูเทกติกคาร์ไบต์จะเป็นชนิด  $M_3C$  โดยที่โครเมียมต่ำกว่า 6wt% ยูเทกติกคาร์ไบต์จะต่อเนื่องกันมากขึ้น แต่ถ้าโครเมียมอยู่ระหว่าง 8-10wt% ยูเทกติกคาร์ไบต์จะต่อเนื่องน้อยลงและจะมีลักษณะเป็นดู่เพล็กซ์ โดยมีแกนกลางเป็น  $M_7C_3$  และล้อมรอบด้วย  $M_3C$  ถ้าปริมาณโครเมียมสูงกว่า 12wt% ยูเทกติกคาร์ไบต์จะเป็นชนิด  $M_7C_3$  ซึ่งมีลักษณะไม่ต่อเนื่องหรือเป็นแบบ lamellar

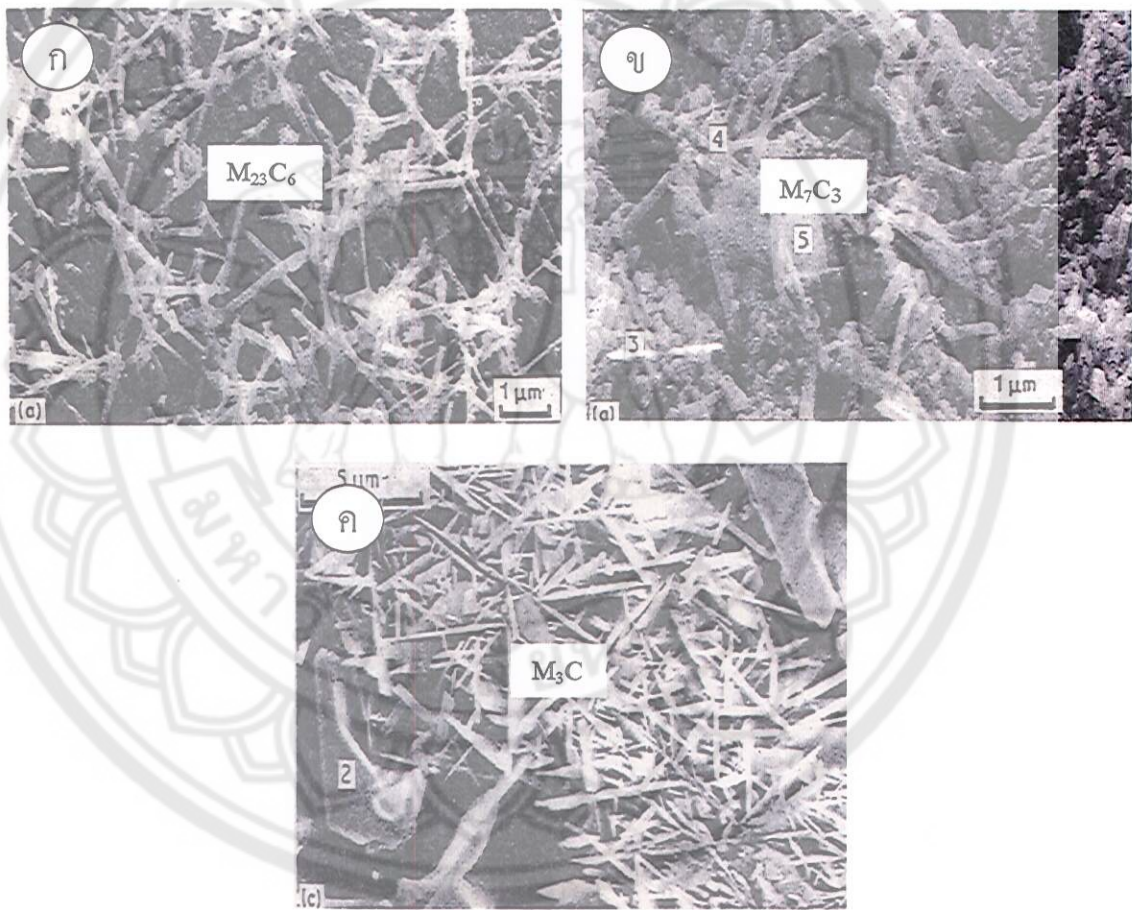
รูปที่ 2.5 เปรียบเทียบลักษณะของยูเทกติกคาร์ไบต์ในเหล็กหล่อ 3.6wt%C-5wt%Cr และ 2.4wt%C-30wt%Cr พบว่าคาร์ไบต์ชนิด  $M_7C_3$  ในเหล็กหล่อ 30wt%Cr จะมีรูปร่างเป็นแท่งหกเหลี่ยมและเป็นแผ่น ส่วนคาร์ไบต์ชนิด  $M_3C$  ในเหล็กหล่อ 5wt%Cr จะมีลักษณะที่ต่อเนื่องมากกว่า



รูปที่ 2.5 โครงสร้าง Deep etched แสดงลักษณะของยูเทกติกคาร์ไบต์ (ก) คาร์ไบต์ชนิด  $M_3C$  ในเหล็กหล่อ 3.6wt%C-5wt%Cr จะมีลักษณะที่ต่อเนื่อง (ข) คาร์ไบต์ชนิด  $M_7C_3$  ในเหล็กหล่อ 2.4wt%C-30wt%Cr ที่มีขนาดเล็กและต่อเนื่องน้อยกว่า

### คาร์ไบด์ทิตานียม

ตามที่ได้กล่าวมาแล้ว เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีโครงสร้างเป็นแบบออสเทนไนต์มีข้อจำกัดคือมีความต้านทานต่อการสึกหรอต่ำ ซึ่งสามารถปรับปรุงสมบัติโดยการอบตีสเตปโลเซชัน ทำให้เกิดคาร์ไบด์ทิตานียมตกตะกอนในเมทริกซ์ของออสเทนไนต์ ชนิดของคาร์ไบด์ทิตานียมขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีและอุณหภูมิตีสเตปโลเซชัน ในเหล็กหล่อที่มีโครเมียม 25-30wt%Cr คาร์ไบด์ทิตานียมเป็นชนิด  $M_{23}C_6$  ซึ่งมีลักษณะเป็นแท่งขนาดเล็กและต่อเชื่อมกัน ส่วนเหล็กหล่อที่มีโครเมียม 15-20wt%Cr คาร์ไบด์ทิตานียมเป็นชนิด  $M_6C$  และ  $M_7C_3$  ที่มีลักษณะเป็นแท่ง ส่วนเหล็กหล่อที่มีโครเมียมต่ำคาร์ไบด์ทิตานียมเป็นชนิด  $M_3C$  ที่เป็นแผ่นหรือเป็นเข็ม ชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ทิตานียม แสดงในรูปที่ 2.6



รูปที่ 2.6 (ก) คาร์ไบด์ทิตานียม  $M_{23}C_6$  ในเหล็กหล่อ 29.3wt%Cr-2.5wt%C iron (ข) คาร์ไบด์ทิตานียม  $M_7C_3$  ในเหล็กหล่อ 17.7wt%Cr-3.1wt%C iron (ค) คาร์ไบด์ทิตานียม  $M_3C$  ในเหล็กหล่อ 8.8wt%Cr-3.0wt%C

ตารางที่ 2.3 แสดงชนิดของคาร์ไบด์และค่าความแข็งของคาร์ไบด์ชนิดต่างๆที่อาจพบได้ในโลหะผสมเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน ได้แก่ เฟส  $M_3C$ ,  $M_7C_3$  และ  $M_{23}C_6$  โดยที่ M คือ (Fe, Cr)

ตารางที่ 2.3 ชนิดของคาร์ไบด์และความแข็ง

Type	Crystalline system	Lattice Constance	Specific Gravity	Hardness (HV)
$(Fe\ Cr)_3C$	Rhombic	a = 4.52 b = 5.09 c = 6.74	7.67	$\approx 1000$
	Hexagonal	a = 6.88 b = 4.54		
$(Fe\ Cr)_7C_3$	Rhombic	a = 4.54 b = 6.88 c = 11.94	6.92	$\approx 400$
	Rhombohedral	a = 13.98 b = 4.52		
$(Fe\ Cr)_{23}C_6$	F.C.C.	a = 10.64	6.97	
$(Fe\ Cr)_3C_2$	Rhombic	a = 2.82 b = 5.52 c = 11.46	6.68	

## 2.7 การอบชุบเหล็กหล่อโครเมียมสูง [1-7,11,13-17]

สาเหตุที่ต้องใช้กระบวนการอบชุบกับเหล็กหล่อ โดยทั่วไปมีดังนี้

1. เพื่อเป็นการคลายความเค้นภายใน
2. เพื่อทำให้เกิดโครงสร้างออสเทนไนท์ และเป็นการทำให้เหล็กเย็นตัวอย่างรวดเร็ว หรือชุบแข็ง ทำให้เหล็กแข็งขึ้น ในสภาพที่มีปริมาณธาตุผสมอยู่ต่ำ
3. ทำให้โครงสร้างออสเทนไนท์ในเหล็กโครเมียมสูงเกิดความไม่เสถียร เพื่อช่วยให้เกิดการชุบแข็งในบรรยากาศ (air-hardening) ได้
4. เพื่อเป็นการอบคืนตัว (tempering) โครงสร้างมาร์เทนไซต์
5. เป็นการอบเพื่อแก้ปัญหาค่าความไม่เหมาะสมและสม่ำเสมอของสมบัติในงานหล่อ
6. ทำให้เหล็กมีความแข็งลดลง เพื่อให้การกัดกลึงหรืองานปรับแต่งทำได้ง่ายขึ้น

7. ปรับปรุงความเหนียว โดยการอบที่อุณหภูมิสูง

8. เปลี่ยนสภาพของออสเทนไนท์ที่ตกค้าง

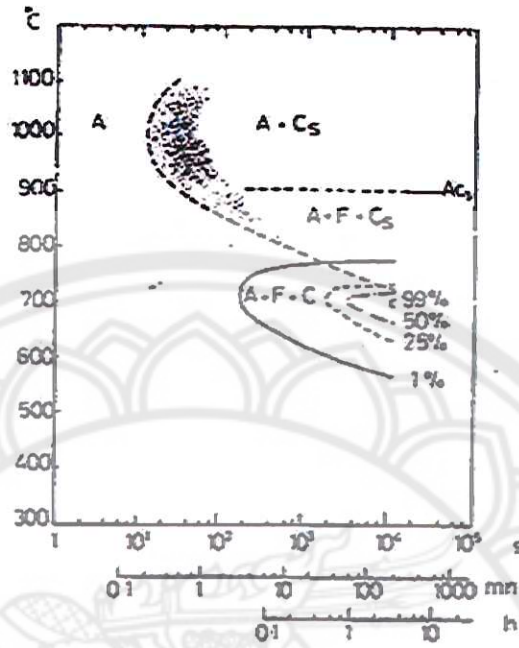
หลังจากงานหล่อผ่านการชุบมาแล้วย่อมจะมีความเครียดเหลือค้าง ควรจะต้องทำการอบชุบเพื่อคลายความเครียดเป็นการเพิ่มความเหนียวให้กับชิ้นงาน การอบคลายความเครียดจะอบชิ้นงานที่อุณหภูมิประมาณ  $200^{\circ}\text{C}$  ใช้เวลาระหว่าง 4-8 ชั่วโมง ในกรณีที่ชิ้นงานต้องรับแรงกระแทกสูงควรใช้อุณหภูมิอบคลายความเครียดสูงกว่า  $200^{\circ}\text{C}$  ภายหลังจากที่ชิ้นงานผ่านการอบชุบแล้วควรจะมีค่าความแข็งเพิ่มขึ้นจากสภาพหล่อ  $500-520\text{HV}_{10}$  เป็น  $800\text{HV}_{10}$

ในกรณีที่ต้องกลึงหรือตัดเจาะชิ้นงานหล่อภายหลังการเย็นตัวในแบบทราย ซึ่งมีความแข็งสูง ดังนั้นจึงจำเป็นต้องทำให้ชิ้นงานอ่อนลงโดยการอบอ่อน (annealing heat treatment) สำหรับเหล็กหล่อโครเมียมสูงสามารถทำการอบอ่อนได้โดยการอบที่อุณหภูมิ  $950-1010^{\circ}\text{C}$  และปล่อยให้เหล็กเย็นลงช้าๆ ในเตาจนถึงอุณหภูมิประมาณ  $760^{\circ}\text{C}$  แล้วปล่อยให้เหล็กอยู่อุณหภูมินี้ นานประมาณ 10-50 ชั่วโมง จะทำให้คาร์บอนแยกตัวมารวมกับโครเมียมเป็นคาร์ไบด์ ให้เหลือคาร์บอนละลายในออสเทนไนท์น้อยที่สุด เพื่อออสเทนไนท์จะได้เปลี่ยนเป็นเฟอร์ไรท์ในช่วงการเย็นตัวสุดท้าย ซึ่งโครงสร้างที่ได้จะเป็นเฟอร์ไรท์โดยมีคาร์ไบด์กระจายอยู่ทั่วไป ทำให้สามารถกลึงหรือไสได้สะดวก

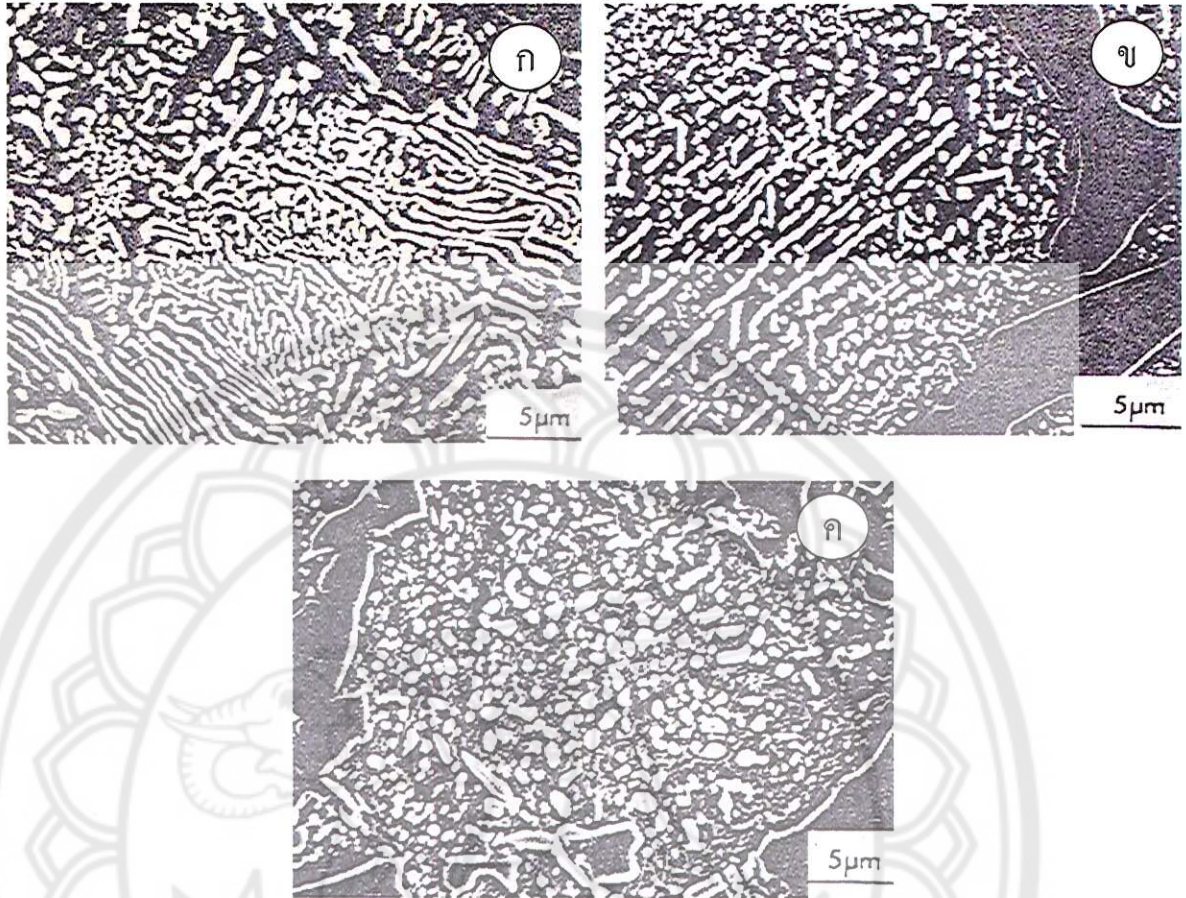
รูปที่ 2.7 แสดงแผนภาพ TTT (time-temperature transformation diagram) ของเฟสออสเทนไนท์ที่เกิดจากการหล่อและถูกดีสตีบไลซ์ ซึ่งจะแสดงอุณหภูมิและเวลาในการเกิดโครงสร้างของออสเทนไนท์ เฟอร์ไรท์ คาร์ไบด์ทุติยภูมิ ยูเทคติกคาร์ไบด์ และ คาร์ไบด์

ชิ้นงานหล่ออาจได้รับการอบอ่อนก่อนการอบดีสตีบไลซ์ขึ้น เพื่อให้ชิ้นงานมีส่วนผสมที่สม่ำเสมอ ซึ่งทำได้โดยการอบชิ้นงานที่อุณหภูมิ  $740-780^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 4-8 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวในเตา (furnace cooling) จนกระทั่งอุณหภูมิต่ำกว่า  $300^{\circ}\text{C}$  การอบอ่อนจะทำให้ได้เมทริกซ์ที่อ่อน (ความแข็งประมาณ  $350-400\text{HV}$ ) เนื่องจากเมทริกซ์ประกอบด้วยเฟอร์ริตติคคาร์ไบด์และเฟอร์ไรท์ ชิ้นงานในลักษณะนี้จะกัดแต่งได้ง่ายและมีความเค้นตกค้างต่ำ ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่มีปริมาณโครเมียม 20%Cr แสดงในรูปที่ 2.8





รูปที่ 2.7 แผนภาพ TTT สำหรับเหล็กหล่อโครเมียมสูง 2.5%C-20%Cr-1.5%Mo ซึ่งมีโครงสร้างหลังจากการหล่อเป็นออสเทนไนท์ เมื่อ A แทนออสเทนไนท์, F แทนเฟอร์ไรท์, C แทนคาร์ไบด์



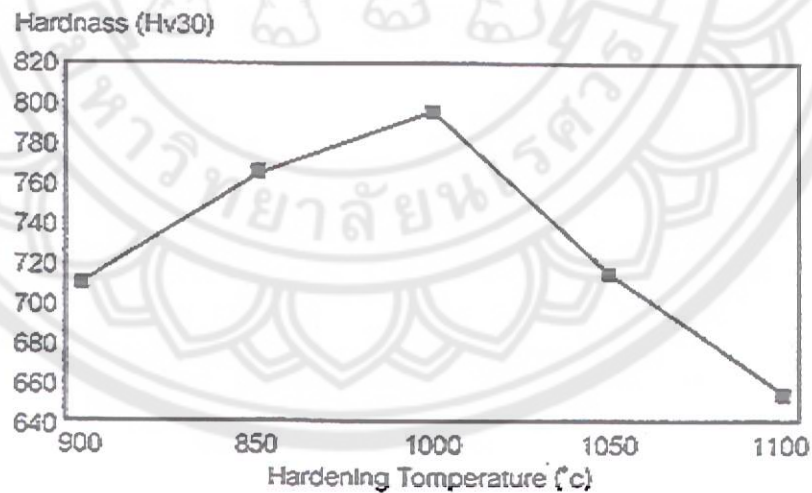
รูปที่ 2.8 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 2.5wt%C-20wt%Cr-1.5wt%Mo หลังการอบที่อุณหภูมิต่างๆ แล้วปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวอย่างช้าๆ (ก) อบที่อุณหภูมิ 750°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ความแข็ง 400 HV (ข) อบที่อุณหภูมิ 850°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ความแข็ง 390 HV (ค) อบที่อุณหภูมิ 950°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ความแข็ง 350 HV

โครงสร้างที่ได้รับการเพิ่มความแข็งมักจะมีเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (retained austenite) ซึ่งจะเกิดการเปลี่ยนแปลงเฟสในระหว่างการใช้งาน ทำให้ชิ้นงานเกิดการแตกหัก เพื่อที่จะลดผลเสียข้อนี้ เราสามารถลดปริมาณเฟสออสเทนไนต์ตกค้างโดยการอบคืนไฟได้วิกฤติ (sub-critical tempering) ซึ่งเป็นกรรมวิธีการอบชุบเหล็กหล่อโครเมียมสูงอีกวิธีหนึ่ง เพื่อปรับปรุงสมบัติด้านทานการสึกหรอโดยหลีกเลี่ยงการอบชุบที่อุณหภูมิสูงเป็นการสิ้นเปลืองพลังงานความร้อน และไม่เสี่ยงต่อการแตกร้าวมากนัก แต่ผลที่ได้จะไม่สูงเท่ากับการอบชุบที่อุณหภูมิสูง หลักการจะใช้อุณหภูมิต่ำประมาณ 500°C อบชิ้นงาน หล่อภายหลังจากที่เย็นตัวในแบบทรายแล้ว จะทำให้ออสเทนไนต์เหลือค้างบางส่วนที่เกิดจากเย็นตัวในแบบทรายเปลี่ยนแปลงเป็น

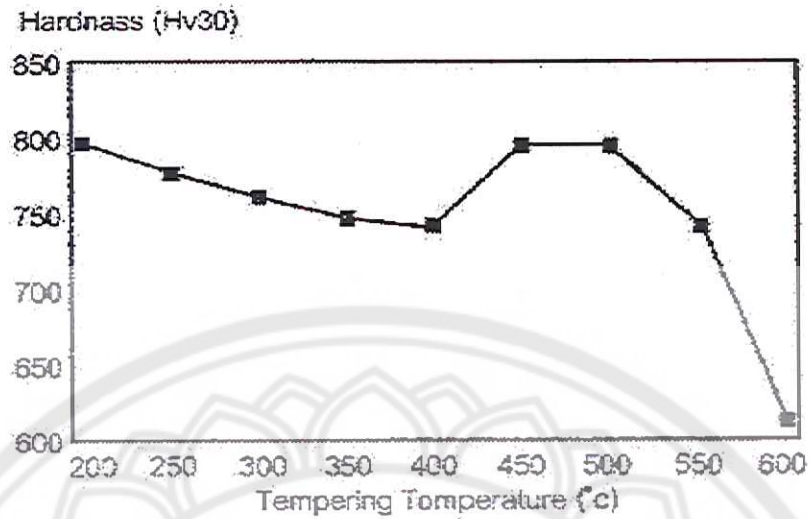
มาร์เทนไซต์ เมื่อปล่อยให้เหล็กเย็นตัวลงมาจากอุณหภูมิห้อง จะทำให้เหล็กมีความแข็งสูงขึ้นเล็กน้อย ภายหลังจากการอบเทมเปอริงหรืออบคืนไฟจะให้ความแข็งประมาณ 709 HV<sub>30</sub> และเหล็กจะมีความเหนียวสูงขึ้น การอบคืนไฟจะได้ผลดีเฉพาะกับเหล็กหล่อโครเมียม-โมลิบดีนัม ซึ่งนิยมใช้มากในอุตสาหกรรมทำลูกกรีดเหล็กขนาดใหญ่ และจะทำหลังจากการอบเพื่อเพิ่มความแข็ง

การอบคืนไฟเป็นขบวนการอบงานที่ผ่านการอบชุบแข็งมาแล้วที่อุณหภูมิต่ำ ด้วยเวลาต่างๆ ตามความเหมาะสมและคุณสมบัติที่ต้องการ การเปลี่ยนแปลงของเหล็กชุบเพื่อให้มีเสถียรภาพสูงขึ้นอาศัยขบวนการแพร์หรือแทรกซึม ดังนั้นอัตราการเปลี่ยนแปลงจึงขึ้นอยู่กับอุณหภูมิอบ ขณะอบคืนไฟมาร์เทนไซต์บางส่วนจะแตกตัวเป็นของผลระหว่างเฟอร์ไรท์และซีเมนไทท์ และมีผลต่อคุณสมบัติของงานอย่างรุนแรง เมื่ออบคืนไฟที่อุณหภูมิต่ำ (200-250°C) ความแข็งจะลดลงเล็กน้อย ส่วนความแข็งแรงต่อแรงดึงและแรงบิดจะเพิ่มขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากคาร์บอนแยกตัวออกจากโครงสร้างผลึกมาร์เทนไซต์ ความเค้นลดลง ความทนต่อแรงกระแทกจะเปลี่ยนแปลงในลักษณะที่แตกต่างจากคุณสมบัติด้านอื่น เช่น เมื่ออบคืนไฟที่ 250-400°C จะลดความทนต่อแรงกระแทก เนื่องมาจากคาร์ไบด์ตกผลึกจากมาร์เทนไซต์ ขณะอบคืนไฟและการแตกตัวของออสเทนไนท์หลงเหลือ ดังนั้นจึงไม่ควรอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 250-400 °C

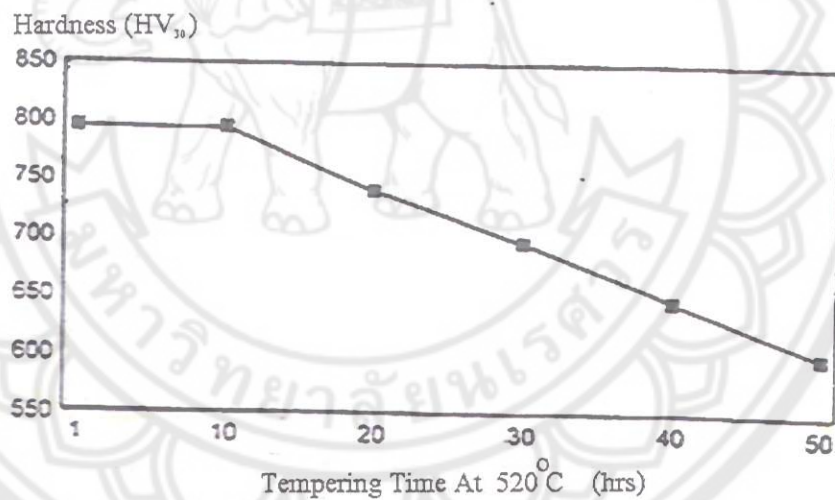
ผลของอุณหภูมิในกระบวนการตีสเตบิลไลเซชันและอบคืนไฟต่อความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง แสดงในรูปที่ 2.9 ถึง 2.11



รูปที่ 2.9 ผลของอุณหภูมิในการอบตีสเตบิลไลเซชันต่อค่าความแข็งของเหล็กหล่อ 2wt%C-20wt%Cr-1.7wt%Mo



รูปที่ 2.10 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนไฟ (tempering temperature) ต่อค่าความแข็งของเหล็กหล่อ 2wt%C-20wt%Cr-1.7wt%Mo



รูปที่ 2.11 ผลของเวลาในการอบคืนไฟ (tempering time) ที่อุณหภูมิ 520°C ต่อค่าความแข็งของเหล็กหล่อ 2wt%C-20wt%Cr-1.7wt%Mo

ชิ้นส่วนทนต่อการสึกหรอมักจะต้องได้รับการกัดแต่งผิว เพื่อให้สามารถประกอบเข้ากับชิ้นส่วนอื่นๆ ได้อย่างถูกต้อง ในอดีตสำหรับเหล็กที่ผ่านการชุบแข็งมาแล้วได้ใช้การเจียรระไน (grinding) ซึ่งเป็นกระบวนการที่แพงและช้า หรือใช้การกัดแต่งด้วยเครื่องมือ สำหรับเหล็กที่ผ่านการอบอ่อนจนกระทั่งอ่อนพอสมควรแล้ว แต่ในปัจจุบันได้มีการใช้วัสดุกัดแต่งที่ทำจากโบรอนไนไตรด์แบบลูกบาศก์ (cubic boron nitride, CBN) ซึ่งสามารถใช้ในการกัด (milling) และการกรกลึง (turning) วัสดุที่แข็งมากๆ ได้ แม้ว่าการใช้ CBN จะทำให้ค่าใช้จ่ายเริ่มต้นสูงขึ้นก็ตาม แต่เมื่อมองในภาพรวมแล้วจะช่วยลดค่าใช้จ่ายเกี่ยวกับการกัดแต่งและเพิ่มอัตราการผลิตให้สูงขึ้นอย่างมาก

กระบวนการอบชุบทุกขั้นตอนจะต้องได้รับการควบคุมอย่างระมัดระวังเพื่อให้ได้ชิ้นงานที่ไม่มีรอยแตกหรือความเค้นตกค้าง ชิ้นงานหล่อจะต้องใส่ไปในเตาที่เย็น (อุณหภูมิต่ำกว่า  $200^{\circ}\text{C}$ ) และสำหรับชิ้นงานหล่อใหญ่หรือมีรูปร่างซับซ้อน เราจำเป็นต้องควบคุมอัตราการเพิ่มอุณหภูมิเพื่อให้ชิ้นงานได้รับความร้อนอย่างสม่ำเสมอเท่ากันทุกจุด

ในการปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวในอากาศเพื่อเพิ่มความแข็งแรง เราอาจใช้พัดลมเป่าเพื่อช่วยเร่งให้ชิ้นงานเย็นเร็วขึ้นได้ แต่ต้องระวังให้ทุกส่วนของชิ้นงานเย็นด้วยอัตราเร็วที่ใกล้เคียงที่สุดเพื่อหลีกเลี่ยงความเค้นตกค้าง โดยจะมีการใช้การอบคืนไฟเพียงครั้งเดียวหรือสองครั้งเพื่อลดปริมาณออสเทนไนท์ตกค้างให้ต่ำกว่า 5-10% เพื่อหลีกเลี่ยงการหลุดล่อนของผิวชิ้นงานที่เกิดจากการเปลี่ยนเฟส ซึ่งอาจเกิดขึ้นในระหว่างการใช้งานที่ต้องรับแรงกระทำ แรงดังกล่าวจะทำให้ออสเทนไนท์ตกค้างที่ผิวของชิ้นงานเปลี่ยนไปเป็นมาร์เทนไซต์ที่เกิดจากความเค้น (stress induced martensite) ซึ่งในการเปลี่ยนเฟสนี้ ปริมาตรของผิวจะขยายตัวประมาณ 4% ทำให้บริเวณดังกล่าวมีโอกาสที่จะเกิดการหลุดล่อนได้ง่าย ตัวอย่างเช่น ลูกบดที่ไม่ได้รับการชุบอย่างถูกต้อง อาจมีผิวที่เกิดการเปลี่ยนเฟสได้ลึกถึง 5 mm และผิวอาจหลุดออกมาได้หนาถึง 2 mm เป็นต้น ดังนั้น การควบคุมคุณภาพของการอบชุบสามารถทำได้โดยการตรวจสอบความแข็งและปริมาณ ออสเทนไนท์ตกค้างซึ่งอาจจะใช้เทคนิคเอ็กซ์เรย์ดิฟแฟรกชัน ข้อมูลจากเทคนิคนี้ สามารถใช้ในการสอบเทียบเครื่องมือวัดสภาพแม่เหล็กในการตรวจสอบคุณภาพของชิ้นงาน

การควบคุมส่วนผสมทางเคมีนั้นมีความจำเป็นอย่างยิ่งเพื่อให้ชิ้นส่วนความหนาต่างๆ มีความสามารถในการชุบแข็งได้เพียงพอ อย่างไรก็ตาม การเติมธาตุผสมบางอย่างมากเกินไป (over alloying) เช่น Mo, Cu, Mn หรือ Ni จะทำให้ระยะเวลาในการทำดีสเทปโลเซชันสูงขึ้น และทำให้ปริมาณออสเทนไนท์ตกค้างสูงขึ้น ซึ่งจะทำให้สมรรถนะด้านความต้านทานการสึกหรอต่ำลง สำหรับการเติมธาตุผสมน้อยเกินไป (under alloying) อาจทำให้เกิดเฟิร์สไลต์ทั้งในชิ้นงานที่ผ่านการอบชุบ หรือชิ้นงานหล่อที่ต้องการให้มีเมทริกซ์แบบออสเทนนิติก ถ้าหากมีการควบคุมส่วนผสมและการอบชุบอย่างถูกต้องแล้วเราสามารถผลิตชิ้นงานคุณภาพดีที่มีความหนาได้มากถึง 300mm และมีน้ำหนักกว่า 2,000kg

## แง่มุมเกี่ยวกับการอบชุบในทางปฏิบัติ

ชุดอุปกรณ์สำหรับการอบชุบเหล็กหล่อโครเมียมสูง ประกอบด้วยเตาแบบชุดชนิดใช้แก๊สจุดไฟ รถเลื่อนขนวัสดุเข้าเตา และแชมเบอร์สำหรับการชุบด้วยอากาศเป่าฟัน เตาที่มีขนาดประมาณ 5m กว้าง x 5m ยาว x 2m สูง จะสามารถใช้อบชุบโลหะหนักรวม 12 ตัน

ที่อุณหภูมิต่ำกว่า  $1050^{\circ}\text{C}$  จะไม่มีปัญหาเกี่ยวกับออกซิเดชันและการเกิดสะเก็ด แต่ถ้าหากอุณหภูมิสูงกว่านี้ เราอาจต้องใช้เตาควบคุมบรรยากาศที่ใช้แก๊สเฉื่อยหรือเตาสู่สุญญากาศ อุณหภูมิ และความสม่ำเสมอของอุณหภูมิภายในเตาจะต้องได้รับการควบคุมอย่างถูกต้องตามที่ได้อิงโปรแกรมไว้ และจะมีการใช้รถเลื่อนในการขนถ่ายชิ้นงานอย่างรวดเร็วไปยังแชมเบอร์สำหรับการชุบด้วยอากาศเป่าฟันซึ่งมีการจัดเตรียมการทำงานขึ้นงานเย็นโดยการใช้ท่อ จัดวางที่ตำแหน่งเหนือวัสดุในเตาและในเตาเผา รวมทั้งจะมีการเลือกพัดลมเพื่อช่วยในการเย็นตัวของชิ้นงานตามความ สามารถในการชุบแข็งได้และตามความหนาของชิ้นงานเหล็กหล่อ

ในระหว่างการตัดแต่งชิ้นงานหล่อซึ่งเป็นการตัดส่วนเกินต่างๆ เช่น รูลัน (riser) และฟีดเดอร์ (feeder) ออกจากชิ้นงานนั้น เราต้องระวังไม่ให้ชิ้นงานร้อนมากเกินไปและหลีกเลี่ยงการทำให้เกิดรอยแตกร้าวอันเนื่องมาจากการเจียรไนในบริเวณที่ทำการแต่ง ทั้งนี้เนื่องจากรอยแตกร้าวสามารถขยายขนาดได้ในระหว่างการอบชุบ ทั้งนี้อาจจะต้องมีการตรวจสอบรอยแตกในระหว่างกระบวนการ และอาจต้องใช้กระบวนการตัดแต่งชิ้นงานแบบ 2 ชั้น โดยทำการตกแต่งผิวล้าเร็วจากการอบชุบ

การตรวจสอบความแข็งเป็นขั้นตอนสำคัญ ในกระบวนการควบคุมคุณภาพชิ้นงานเหล็กหล่อโครเมียมสูง ซึ่งสามารถทำได้โดยการใช้อุปกรณ์ทดสอบความแข็งแบบแรงกระแทกชนิดพกพาได้และมีหน้าปัดอ่านค่าแบบดิจิทัล โดยอุปกรณ์นี้ควรได้รับการสอบเทียบกับชิ้นงานทดสอบ จากการผลิตซึ่งได้รับการอบชุบจนมีความแข็งในช่วงที่ต้องการหน่วยที่ใช้ อาจเป็นสเกลร็อกเวลล์ หรือวิกเกอร์

## 2.8 ความต้านทานการสึกหรอ [1,3-4,7,13]

การสึกหรอเป็นกระบวนการสูญเสียเนื้อของวัสดุ อันเนื่องมาจากการสัมผัสกันของวัสดุที่มีผิวหน้าแข็ง 2 ชนิด ซึ่งการสึกหรอจะเกิดขึ้นเมื่อผิวหน้าของแข็งดังกล่าวเคลื่อนที่ผ่าน หรือหมุนผ่านอีกชิ้นหนึ่งหรือเคลื่อนที่ผ่านซึ่งกันและกันโดยจะเกิดอย่างต่อเนื่องและคงที่ ซึ่งกลไกการเกิดยากต่อการอธิบาย การจำแนกชนิดการสึกหรอนั้นมีหลายวิธี เช่น การจำแนกตามลักษณะการใช้งาน คือ dry wear เป็นการสึกหรอที่เกิดขึ้นโดยไม่มีสารหล่อลื่น เช่น น้ำ น้ำมัน เข้ามามีส่วนร่วมในกระบวนการสึกหรอ และ wet wear เป็นการสึกหรอที่เกิดขึ้นโดยมีสารหล่อลื่นเข้ามามีส่วนร่วมในกระบวนการสึกหรอ อุปกรณ์ที่มักเกิดการสึกหรอ ได้แก่ บั้มสูบสารเหลว (slurry pump) ลูกบด (ball mill) ใบพัดไอน้ำ (turbine) ความเสียหาย

ขึ้นกับระดับความแรงที่ได้รับและชนิดของโลหะที่นำมาใช้ รวมทั้งสภาพแวดล้อมที่อุปกรณ์นั้นสัมผัสอยู่นอกจากปัญหาด้านการสึกหรอแล้ว หากในระบบที่ใช้งานมีน้ำหรือสารละลายเข้ามาเกี่ยวข้อง อาจเป็นสาเหตุให้เกิดการกัดกร่อนร่วมด้วย เช่น การกัดกร่อนจากการกัดเซาะ (erosion corrosion) ซึ่งเป็นการกัดกร่อนที่เกิดจากการไหลที่ทำให้เกิดแรงและทำให้โลหะที่ได้รับแรงนั้นมีผิวหน้าที่เป็นร่อง หรือเป็นคลื่น รวมทั้งมีการกัดกร่อนแบบรูเข็มร่วมด้วย อันเนื่องจากการที่ฟิล์มป้องกันถูกทำลาย จึงมีแนวโน้มที่จะถูกกัดเซาะมากขึ้น โดยทั่วไปโลหะที่มีความแข็งสูงมักจะทนได้ดีกับการกัดเซาะ เช่น เหล็กหล่อโครเมียมสูง เหล็กหล่อผสมนิกเกิล

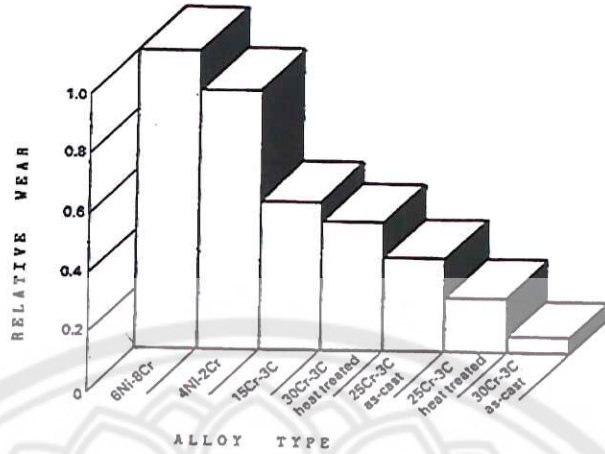
ความทนทานต่อการสึกหรอและความต้านทานการแตกหัก (fracture toughness) ของเหล็กหล่อโครเมียมสูงขึ้นอยู่กับ ชนิด รูปร่าง และสัดส่วนของเฟสยูเทคติกคาร์ไบด์ที่มีความแข็งสูง และคาร์ไบด์ที่ตกตะกอนในโครงสร้าง การกระจายตัวของโครเมียมคาร์ไบด์ ยิ่งมีการกระจายอย่างสม่ำเสมอ ความต้านทานต่อการสึกหรอของเหล็กจะยิ่งสูงขึ้น รวมทั้งการมีโครงสร้างเมทริกซ์ที่เหมาะสมที่จะช่วยรองรับเฟสยูเทคติกคาร์ไบด์ในขณะใช้งาน แต่ถ้าถูกห่อหุ้มด้วยโครงสร้างพื้นที่ไม่มีความแข็ง เช่น เฟอร์ไรท์ หรือเพิร์ไลต์ ในขณะใช้งานโครงสร้างพื้นจะถูกทำให้สึกหรอไปได้อย่างรวดเร็ว ทำให้โครเมียมคาร์ไบด์หลุดตามไปด้วย ความสามารถต้านทานต่อการสึกหรอของเหล็กจะลดลง ในกรณีเช่นนี้ โครงสร้างพื้นของเหล็กที่ห่อหุ้มโครเมียมคาร์ไบด์จะต้องมีความแข็งสูง คือ ควรจะเป็นมาร์เทนไซต์หรือเบนไนท์หรืออาจจะเป็นออสเทนไนท์เหลือค้าง อย่างไรก็ตามเหล็กหล่อกลุ่มนี้สามารถใช้งานในสภาวะหลังการหล่อที่มีโครงสร้างเมทริกซ์เป็นออสเทนไนท์ซึ่งมีสมบัติพิเศษ คือ สามารถเพิ่มความแข็งเมื่อได้รับแรงกระทำ (work harden) ในระหว่างการใช้งาน ทำให้ชิ้นงานมีผิวที่ทนต่อการสึกหรอเกิดขึ้นทดแทนผิวที่เสียไปได้เอง (self-replacing wear resistant surface) หรือเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากออสเทนไนท์ไปเป็นมาร์เทนไซต์เช่นเดียวกับลักษณะของ work hardening ที่เกิดในเหล็กกล้าแมงกานีสสูง แต่ก็ยังประสบปัญหาเนื่องจากโครงสร้างของออสเทนไนท์มีความต้านทานการสึกหรอต่ำ การปรับปรุงความต้านทานการสึกหรอและความต้านทานการแตกหักหรือ สามารถทำได้โดยกระบวนการอบชุบทางความร้อนที่เหมาะสมเพื่อให้ได้โครงสร้างเมทริกซ์เป็นมาร์เทนไซต์ที่มีสมบัติทั้งแข็งและเหนียว ทำให้ความต้านทานต่อการขัดถูสูงสูด นอกจากนี้การเติมธาตุ (alloying element) เช่น โมลิบดีนัม วาเนเดียม และทังสเตน เป็นอีกวิธีหนึ่งในการปรับปรุงสมบัติ โดยทำให้เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์แข็งในเมทริกซ์ โดยไม่ต้องผ่านกระบวนการอบชุบทางความร้อน เป็นผลให้ความต้านทานการสึกหรอสูงขึ้น

## 2.9 ความต้านทานการกัดกร่อน [1,11-14]

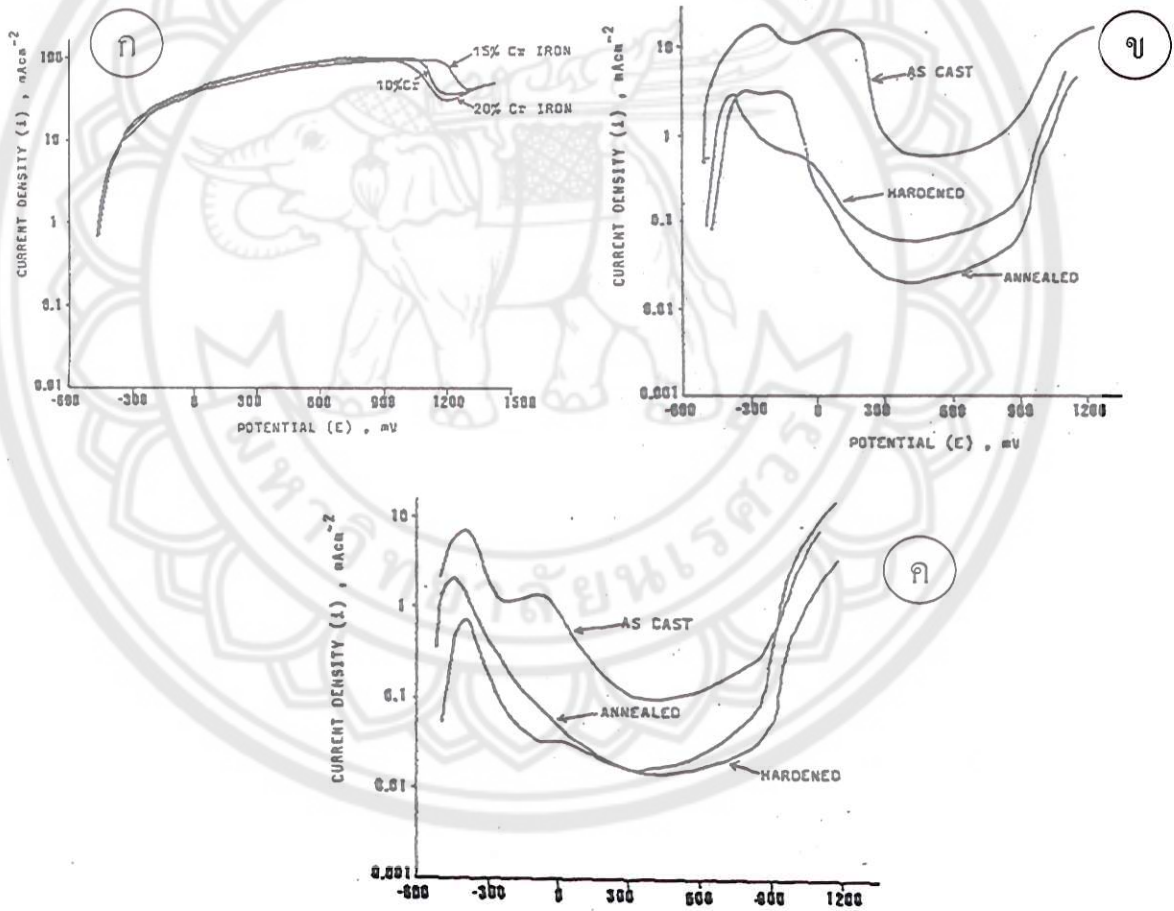
โดยทั่วไปเหล็กหล่อหรือเหล็กกล้าที่มีปริมาณโครเมียมในเมทริกซ์มากกว่า 12wt% จะเกิดฟิล์มของ  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  มาปกคลุมผิวหน้า ทำให้ความต้านทานการกัดกร่อน (corrosion resistance) ดีขึ้น แต่สำหรับเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะต้องมีปริมาณของโครเมียมในเมทริกซ์มากกว่า 14wt% เนื่องจากหลังการแข็งตัว ปริมาณของโครเมียมบริเวณที่อยู่รอบๆ คาร์ไบด์จะมีปริมาณโครเมียมและคาร์บอนต่ำ เช่นเดียวกับการอบ ดีสเดบิไลเซชันซึ่งทำให้เกิดคาร์ไบด์ทุติยภูมิ และเป็นผลให้ปริมาณโครเมียมในเมทริกซ์ลดลง ซึ่งพบว่าเมื่อ ปริมาณโครเมียมสูงขึ้น ความต้านทานการกัดกร่อนจะสูงขึ้น เนื่องจากเกิดสภาพแอคทีฟ-พาสซีฟ (active-passive transition)

ในอุตสาหกรรมที่เกี่ยวข้องกับแร่และน้ำมันของเหลวซึ่งใช้งานที่มีทั้งการสึกหรอและการกัดกร่อน รูปที่ 2.12 เปรียบเทียบความต้านทานการกัดกร่อนในสารละลายกรด จะเห็นว่าเหล็กหล่อ 28-30wt%Cr จะมีความต้านทานการสึกหรอและการกัดกร่อนดีที่สุด รูปที่ 2.13 เปรียบเทียบเส้นโค้งโพล่าไรเซชันของเหล็กหล่อ 10wt%, 15wt%, 20wt%, 25wt% และ 30wt%Cr ในสารละลายซัลฟูริก จะเห็นว่าเหล็กหล่อที่มีโครเมียมต่ำกว่า 25wt%Cr จะเกิดสภาพแอคทีฟ-พาสซีฟเล็กน้อย เนื่องจากมีปริมาณโครเมียมในเมทริกซ์ไม่เพียงพอ ส่วนเหล็กหล่อที่มีโครเมียม 25wt%Cr และ 30wt%Cr ในสภาพหล่อ จะเกิดการกัดกร่อนมากกว่าหลังการอบชุบทางความร้อน เนื่องจากบริเวณออกซิเจนไนท์ที่อยู่ใกล้กับยูเทคติกคาร์ไบด์มีปริมาณโครเมียมต่ำ ทำให้เกิดการกัดกร่อนขึ้นรอบๆ ยูเทคติกคาร์ไบด์ หลังการอบชุบจะทำให้โครเมียมมีการกระจายตัวดีขึ้นโดยเฉพาะบริเวณรอบๆ ยูเทคติกคาร์ไบด์ เป็นผลให้การกัดกร่อนลดลง ในเหล็กหล่อที่มีโครเมียม 35wt%Cr จะเกิดสภาพแอคทีฟ-พาสซีฟได้ง่ายกว่า อย่างไรก็ตามเหล็กหล่อนี้มีโครงสร้างเป็นเฟอไรท์ซึ่งมีความต้านทานการสึกหรอต่ำ สำหรับเหล็กหล่อที่มีส่วนผสม 30wt%Cr และ 2.4-2.9wt%C จะมีความต้านทานการกัดกร่อนและการสึกหรอแบบกัดเซาะดีที่สุด นอกจากนี้การเติมโมลิบดีนัมจะทำให้ความต้านทานการกัดกร่อนดีขึ้น เนื่องจากโมลิบดีนัมจะเข้าไปแทนที่โครเมียมเพื่อให้เกิดคาร์ไบด์ ทำให้เหลือปริมาณโครเมียมในเมทริกซ์มากขึ้น





รูปที่ 2.12 เปรียบเทียบความต้านทานการกัดกร่อนและการสึกหรอแบบกัดเซาะ



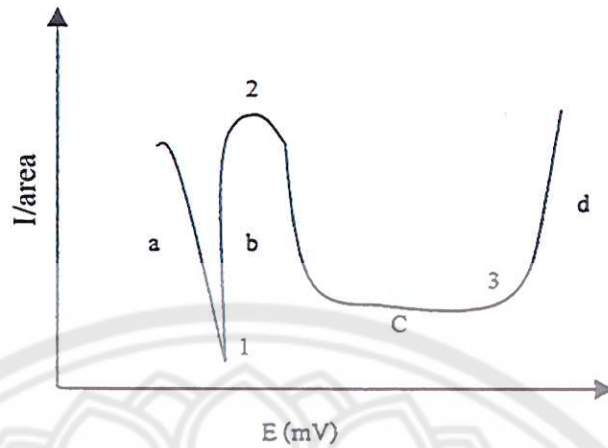
รูปที่ 2.13 เส้นโค้งอโนดิกโพลาร์ไลเซชันของเหล็กหล่อในสารละลายซัลฟูริก (ก) เหล็กหล่อ 10wt%, 15wt% และ 20wt% ในสภาพหล่อ (ข) เหล็กหล่อ 25wt% ในสภาพหล่อ (ค) เหล็กหล่อ 30wt%Cr ในสภาพหล่อและหลังการอบชุบ

ความต้านทานการกัดกร่อนทดสอบโดยวิธีการทางไฟฟ้า-เคมี (electrochemical corrosion study) เพื่อศึกษาลักษณะเฉพาะของแอโนดิกโพลาริเซชัน (anodic polarization characteristics) โดยใช้เทคนิคโพเทนทิโอดนามิกส์ (potentiodynamic) ซึ่งเป็นเทคนิคที่ใช้ระบบเซลล์ 3 ขั้ว ในการตรวจสอบ ระบบเซลล์ 3 ขั้ว ประกอบด้วย ขั้วทำงาน (working electrode, WE) หรือชิ้นงานที่ต้องการทดสอบ ขั้วอ้างอิง (reference electrode) และขั้วให้พลังงาน (counter electrode) เพื่อเร่งให้เกิดการกัดกร่อน โดยส่งผ่านอุปกรณ์ที่ควบคุมที่เรียกว่า เครื่อง Potentiostat โดยเทคนิคนี้จะป้อนศักย์ไฟฟ้าบวก แล้ววัดการเปลี่ยนแปลงของกระแสไฟฟ้าที่เกิดขึ้น โดยจะป้อนศักย์ไฟฟ้าบวกเพิ่มขึ้นเรื่อยๆ จากสภาพโลหะที่ยังไม่ถูกกัดกร่อน (cathodic polarization) จนกระทั่งเมื่อป้อนศักย์ไฟฟ้าบวกถึงค่าหนึ่งโลหะจะถูกกัดกร่อน (anodic polarization) ถ้าหากโลหะนั้นสามารถสร้างฟิล์มบางปกป้องก็จะทำให้ระดับกระแสไฟฟ้านลดลงเปลี่ยนแปลงไปตามพฤติกรรมของฟิล์มบางนั้น ผลการทดสอบจะแสดงเป็นกราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับศักย์ไฟฟ้าหรือเรียกว่ากราฟโพลาริเซชัน (polarization curve) ดังแสดงในรูปที่ 2.14 การอ่านและแปลความจากกราฟโพลาริเซชันด้วยเทคนิคโพเทนทิโอดนามิกส์ สำหรับโลหะที่มีฟิล์มบางปกป้อง คือ

เส้นโค้ง a เป็นเส้นโค้งที่เกิดจากการป้อนศักย์ไฟฟ้าก่อนเกิดการกัดกร่อน หรือส่วนของกราฟแคโทดิกโพลาริเซชัน

เส้นโค้ง b เป็นเส้นโค้งที่เกิดจากการป้อนศักย์ไฟฟ้าผ่านศักย์ไฟฟ้าของการกัดกร่อน ( $E_{corr}$ ) หรือในจุดที่ 1 และเรียกเส้นโค้งนี้ว่าส่วนของกราฟแอโนดิกโพลาริเซชัน และแสดงค่ากระแสสูงสุดก่อนการเกิดฟิล์มบางป้องกัน ( $I_{crit}$ ) หรือในจุดที่ 2 ซึ่งให้ข้อมูลของความรวดเร็วในการเกิดฟิล์มบางป้องกันได้คือค่ากระแสสูง แสดงว่ามีการสร้างฟิล์มที่ช้า แต่ถ้ามีค่ากระแสต่ำ แสดงว่ามีการสร้างฟิล์มที่เร็ว

เส้นตรง c เป็นเส้นตรงที่เกิดจากฟิล์มบางป้องกันที่ให้ความต้านทานการกัดกร่อนและให้กระแสคงที่ ( $I_{pass}$ ) จนไม่สามารถทนค่าศักย์สูงสุด ( $E_{pit}$ ) ได้ หรือในจุดที่ 3 ฟิล์มบางป้องกันจะถูกทำลาย และเข้าสู่เส้นโค้ง d ซึ่งเรียกช่วงนี้ว่า Transpassive ซึ่งกระแสจะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว แสดงว่าโลหะนั้นจะเกิดการกัดกร่อนอย่างรวดเร็วอีกครั้งหนึ่ง



รูปที่ 2.14 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับศักย์ไฟฟ้า

## 2.10 การใช้งานของเหล็กหล่อโครเมียมสูง [1,3-4,7,15]

เหล็กหล่อโครเมียมสูง มีการใช้งานอย่างกว้างขวางในงานที่ต้องการความทนทานต่อการสึกหรอแบบขัดถู (abrasive wear) เช่น ในกระบวนการบัดลีนแร่ การบัดถ่านหินเป็นผง การผลิตซีเมนต์ และการบ่มของเหลวชั้น ชิ้นส่วนหรือผลิตภัณฑ์ที่ทำจากเหล็กหล่อกลุ่มนี้มีหลายขนาดตั้งแต่ลูกบดขนาดเล็กๆ ไปจนถึงชิ้นส่วนขนาดใหญ่ เช่น รางลูกกลิ้งสำหรับบดเป็นผงและชิ้นส่วนของลูกกลิ้ง

ในการใช้งานหลายประเภท เหล็กหล่อกลุ่มนี้จะต้องมีความต้านทานต่อการสึกหรอแบบขัดถูและความต้านทานต่อการแตกหักสูงเพียงพอเพื่อป้องกันไม่ให้อายุการใช้งานแตกเร็ว เมื่อได้รับแรงกระแทก แต่ในบางกรณีเหล็กหล่อจะต้องมีความต้านทานต่อการสึกหรอและการกัดกร่อนร่วมกัน ในระยะเวลาหลายปีที่ผ่านมา เหล็กหล่อโครเมียมสูงมีแนวโน้มที่แทนที่เหล็กหล่อนิกเกิลและโครเมียมแบบมาร์เทนซิติค เนื่องจากเหล็กหล่อโครเมียมสูงสามารถทนต่อการแตกหัก การสึกหรอรวมทั้งการกัดกร่อนได้ดีกว่า และในหลายกรณีเหล็กหล่อโครเมียมสูงได้รับการเลือกใช้งานแทนที่เหล็กกล้าทนต่อการสึกหรอ

### ตัวอย่างชิ้นงานเหล็กหล่อโครเมียมสูง

#### 1) ตัวถังปั๊มแบบหอยโข่ง (centrifugal pump casing)

ชิ้นส่วนนี้มักได้รับการระบุให้ผลิตโดยใช้เหล็กหล่อ 3wt%C และ 25wt%Cr ตามมาตรฐาน BS 4844: 1986 Grade 3E ดังแสดงในตารางที่ 2.1 ทั้งในสภาพชิ้นงานหล่อหรือชิ้นงานที่ผ่านการอบชุบ

แม้ว่าตัวถังปั๊มแบบหอยโข่งจะมีลักษณะรูปร่างที่ค่อนข้างซับซ้อนก็ตาม ดังแสดงในรูปที่ 2.15 แต่ความหนาของบริเวณต่างๆ ส่วนใหญ่จะมีค่าใกล้เคียงกันประมาณ 50 มิลลิเมตร ทำให้การอบชุบ



สำนักหอสมุด

ทำได้ไม่ยากนักเนื่องจากชิ้นงานหนาไม่มาก อีกทั้งลักษณะรูปร่างของชิ้นงานยังทำให้อากาศไหลเวียนได้  
อย่างสะดวกในระหว่างการชุบโดยใช้ลมพ่นเป่า



13 JUL 2011

5638513

๒ TP  
245  
106  
๐5555  
2891

รูปที่ 2.15 ตัวถังปั๊มแบบหอยโข่งสำหรับการขนถ่ายน้ำดิน ตัวปั๊มมีรัศมีภายใน 1 เมตร และมีน้ำหนัก 350 กิโลกรัม

## 2) ล้อลูกกลิ้ง (roller tyres)

ล้อลูกกลิ้งเป็นอุปกรณ์ซึ่งใช้ในการบดถ่ายหรือหินปูนในโม่แบบแกนแนวตั้ง (vertical spindle mills) ชิ้นงานนี้อาจมีเส้นผ่านศูนย์กลางภายนอกได้ตั้งแต่ 1-4 เมตร สูง 0.75-1.25 เมตร และหนาได้ถึง 0.35 เมตร ดังแสดงในรูปที่ 2.16

ล้อลูกกลิ้งมักจะทำจากเหล็กหล่อ 2-2.5wt% C และ 20wt% Cr ตามมาตรฐาน BS4844 เกรด 3C ที่ผ่านการชุบมาแล้ว และในทำนองเดียวกับตัวถังของปั๊ม ระดับความยากของการอบชุบอย่างมีประสิทธิภาพจะเพิ่มขึ้นตามขนาดของชิ้นงาน อัตราการเพิ่มอุณหภูมิจะควบคุมตามขนาดของชิ้นงาน นอกจากนี้ ชิ้นงานขนาดใหญ่จะต้องการระยะเวลาในการทิ้งไว้ในเตา ก่อนถึงอุณหภูมิดีสตีลไธเซชัน การปล่อยให้เย็นตัวในอากาศจะต้องเป็นไปอย่างสม่ำเสมอเพื่อลดความแตกต่างของอุณหภูมิระหว่างบริเวณต่างๆ ภายในเนื้อชิ้นงานต่อจากการพ่นเป่าด้วยอากาศ ในขณะที่ความร้อนสุดท้ายที่หลงเหลืออยู่กำลังจะหมดไปนั้นจำเป็นอย่างยิ่งที่จะต้องหลีกเลี่ยง “อากาศเย็น” เนื่องจากชิ้นงานหล่อมีความเสี่ยงต่อการแตกร้าวสูงสุดในช่วงนี้ การอบคืนไฟจะต้องทำหลังจากชิ้นงานหล่อมีอุณหภูมิถึงอุณหภูมิโดยรอบทั่วทั้งท่อนทุกส่วน และเช่นเดียวกับเหล็กผสมทุกชนิด อุณหภูมิในการอบคืนไฟที่เหมาะสมที่สุดจะขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีและค่าความแข็งสุดท้ายที่ต้องการ



รูปที่ 2.16 ล้อลูกกลิ้งสำหรับการบดหินในอุตสาหกรรมเหมืองแร่ มีน้ำหนัก 4500 กิโลกรัม

## 2.11 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

นับตั้งแต่อดีตจนถึงปัจจุบัน งานวิจัยส่วนใหญ่มักจะมุ่งเน้นไปที่เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีส่วนผสม 15-20wt%Cr ที่มีการใช้งานอย่างกว้างขวาง ในสภาวะที่มีการสึกหรอในสภาพแห้ง (dry wear) อย่างไรก็ตาม ในการโม่หินแบบเปียก (wet grinding of ores) และการปัมน้ำดิน (slurry pumping) นั้น ชิ้นส่วนที่ต้องทนต่อการสึกหรอจะต้องทำงานในสภาพที่มีน้ำ (wet wear) ดังนั้น ความเสียหายที่เกิดขึ้นเป็นผลรวมระหว่างการกัดกร่อนและการขัดถู ในปี ค.ศ.1985 Pearce [18] ได้ศึกษาการสึกหรอของเหล็กหล่อ 30wt%Cr ภายใต้สภาวะที่มีเฉพาะการสึกหรอ พบว่าความแข็งแรงหลังการอบดิสเตปิลไธเซนสูงขึ้น แต่ความต้านทานการสึกหรอเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อย Laird และคณะ [11] รายงานว่าภายใต้สภาวะที่มีทั้งการสึกหรอและการกัดกร่อน เหล็กหล่อที่มีส่วนผสม 30wt%Cr หลังการหล่อจะมีความต้านทานการสึกหรอสูงกว่าเหล็กหล่อ 25wt%Cr ทั้งสภาพหลังการหล่อและหลังการอบดิสเตปิลไธเซน ส่วนเหล็กหล่อ 30wt%Cr หลังการอบดิสเตปิลไธเซนจะมีความต้านทานต่ำที่สุด ในปี ค.ศ.1989 Pearce และคณะ [19] ได้ศึกษาลักษณะเฉพาะของแอโนดิกโพลาไรเซชัน (anodic polarisation characteristics) ของเหล็กหล่อ 25wt%Cr และ 30wt%Cr ภายใต้สภาวะที่ไม่มี การสึกหรอ พบว่าเหล็กหล่อที่มีส่วนผสม 30wt%Cr จะมีความต้านทานการกัดกร่อนดีกว่าเหล็กหล่อ 25wt%Cr นอกจากนี้ยังพบว่าเหล็กหล่อทั้งสองมีความต้านทานการกัดกร่อนสูงขึ้นหลังการอบดิสเตปิลไธเซน

### บทที่ 3

#### วิธีการทดลอง

##### 3.1 วัสดุดิบและส่วนผสมทางเคมี

เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้ในการทดลองมีส่วนผสม ดังแสดงในตารางที่ 3.1 เหล็กหล่อได้จากการหลอมเหล็กพิกที่มีปริมาณซิลิกอนต่ำและธาตุต่างๆ ที่อยู่ในรูปของ ferroalloys ด้วยเตาหลอมไฟฟ้าเหนี่ยวนำ จากนั้นนำมาเทในแบบหล่อทรายเพื่อขึ้นรูปทรงกระบอกขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 2.5 เซนติเมตร ยาว 30 เซนติเมตร

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้ในการทดลอง

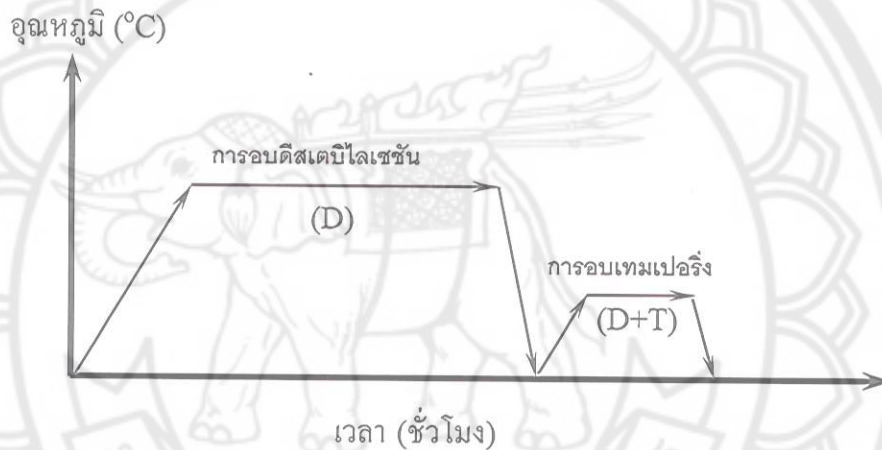
ส่วนผสมทางเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)									
Fe	C	Cr	Si	Mn	S	P	Ni	Cu	Mo
77.69	2.87	17.30	0.41	0.52	0.063	0.024	0.29	0.13	6.70

##### 3.2 การอบชุบทางความร้อน

การอบชุบทางความร้อนของชิ้นงานที่ใช้ในการทดลอง มีทั้งหมด 2 ลักษณะ คือ 1) ชิ้นงานอบดิสเตปิลไคเซชันอย่างเดียว 2) ชิ้นงานอบดิสเตปิลไคเซชันและอบเทมเปอริง ตารางที่ 3.2 แสดงการสภาวะอบชุบทางความร้อนของชิ้นงานที่ใช้ในการทดลอง ขั้นตอนการอบชุบทางความร้อนเริ่มจากการนำเหล็กในสภาพหล่อมาตัดให้สูงประมาณ 1 เซนติเมตร แล้วนำมาอบดิสเตปิลไคเซชัน ที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง จากนั้นนำออกจากเตาและปล่อยให้เย็นตัวในอากาศซึ่งจะได้ชิ้นงาน D ส่วนชิ้นงาน D+T ได้จากการนำชิ้นงานที่ผ่านการอบดิสเตปิลไคเซชันแล้วมาทำการอบเทมเปอริงที่อุณหภูมิ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ สำหรับขั้นตอนการอบชุบทางความร้อนของชิ้นงาน D และ D+T แสดงในรูปที่ 3.1

ตารางที่ 3.2 สภาวะการอบชุบทางความร้อนของชิ้นงานที่ใช้ในการทดลอง

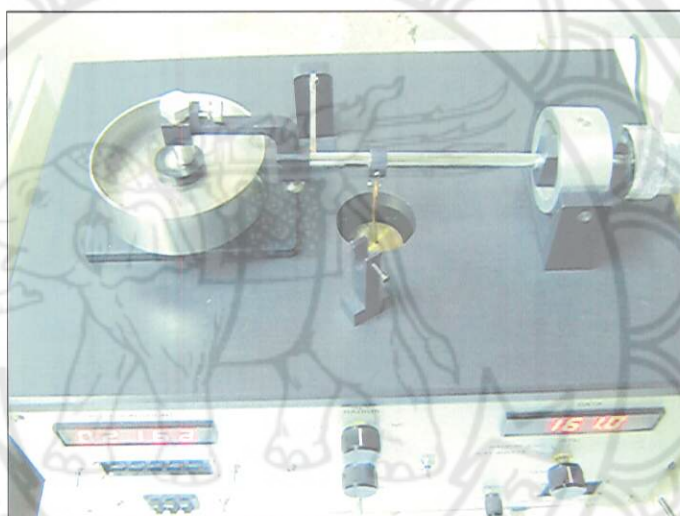
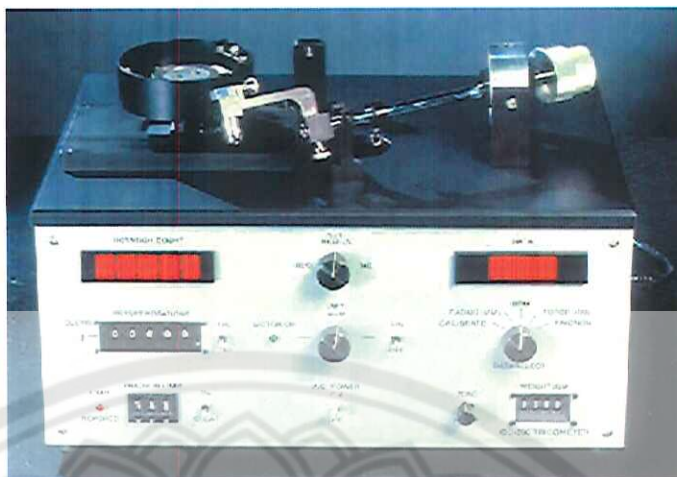
ชิ้นงาน	การอบชุบทางความร้อน
AC	ชิ้นงานสภาพหล่อ
D	อบดีสเดบิลไฮเซชัน ที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และเย็นตัวในอากาศ
D+T	อบดีสเดบิลไฮเซชัน ที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และเย็นตัวในอากาศ และเทมเปอร์ที่อุณหภูมิ 450 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและเย็นตัวในอากาศ



รูปที่ 3.1 กระบวนการอบชุบทางความร้อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง

### 3.3 การทดสอบความต้านทานการสึกหรอ

ในการวิจัยนี้ได้ทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบขัดถู (abrasive) โดยใช้เครื่องทดสอบแบบ pin-on-disc ดังแสดงในรูปที่ 3.2 หลักการทำงานของเครื่องมือ คือ ชิ้นงานทดสอบจะอยู่ในรูปแท่งและให้เคลื่อนที่ด้วยความเร็วคงที่ ภายในเวลาที่กำหนดในการทดสอบ โดยมีหัวกดทั้งสองวางบนชิ้นงานทดสอบและมีตุ้มน้ำหนักแขวนไว้บนคาน โดยชิ้นงานทดสอบจะถูกจัดให้เคลื่อนที่ในลักษณะที่ร่องลึกจะต้องไม่ซ้อนทับกัน ในการจัดวางแบบ pin-on-disc ร่องลึกจะต้องขุดเป็นเกลียว อัตราการสึกหรอของชิ้นงานวัดได้จากปริมาณรอยสึกของหัวกดและชิ้นงาน (รายละเอียดดังแสดงในภาคผนวก ก) ตารางที่ 3.3 แสดงสภาวะในการทดสอบ



รูปที่ 3.2 ส่วนประกอบและหลักการทำงานของเครื่องทดสอบการสึกหรอบแบบ pin-on-disc

ตารางที่ 3.3 ตัวแปรที่ใช้ในการทดสอบแบบขัดถูด้วยวิธี pin-on-disc

หัวกด	ถังสแตนคาร์ไบด์
ความเร็วจานหมุน	0.753 เมตรต่อวินาที
น้ำหนักกดทับ	250 กรัม
ระยะที่ทดสอบ	500 เมตร



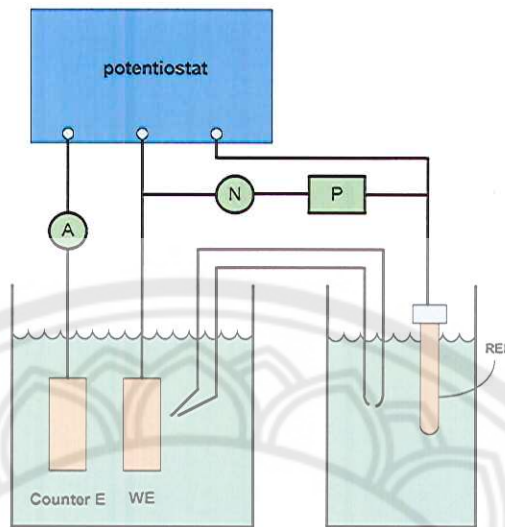
### 3.4 การทดสอบความต้านทานการกัดกร่อน

ความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง ได้ทดสอบโดยวิธีการทางไฟฟ้า-เคมี (electrochemical corrosion study) เพื่อศึกษาผลของการอบชุบทางความร้อนต่อลักษณะเฉพาะของแอโนดิกโพลาริเซชัน (anodic polarization characteristics) โดยใช้เทคนิคโพเทนทิโอดนามิกส์ (potentiodynamic) ซึ่งเป็นเทคนิคที่ใช้ระบบเซลล์ 3 ขั้วในการตรวจสอบ ระบบเซลล์ 3 ขั้ว ประกอบด้วยขั้วทำงาน (working electrode, WE) หรือชิ้นงานที่ต้องการทดสอบ ขั้วอ้างอิง (reference electrode) และขั้วให้พลังงาน (counter electrode) เพื่อเร่งให้เกิดการกัดกร่อน โดยส่งผ่านอุปกรณ์ที่ควบคุมที่เรียกว่าเครื่อง Potentiostat รูปที่ 3.3 และ 3.4 แสดงอุปกรณ์ที่ใช้ในการทดสอบความต้านทานการกัดกร่อนและส่วนประกอบของเซลล์ชนิด 3 ขั้ว

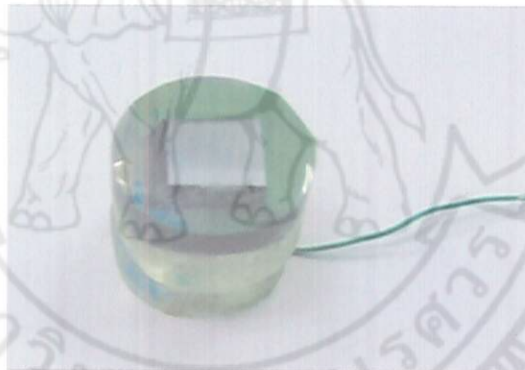
การเตรียมชิ้นงานเพื่อที่ใช้ในการทดสอบ เริ่มจากการตัดชิ้นงานให้มีขนาด 1.5 cm x 1.5 cm แล้วนำสายไฟยาวประมาณ 20 เซนติเมตร มาบัดกรีติดกับบริเวณด้านหลังของชิ้นงานทดสอบ นำชิ้นงานที่ได้ใส่ลงในแบบหล่อเรซิน รอจนกระทั่งแข็งตัว แล้วนำชิ้นงานมาขัดผิวหน้าด้วยกระดาษทราย เบอร์ 180, 320, 500, 1000 และขัดเงาด้วยผงอลูมินาขนาด 1 ไมครอน จากนั้นทำความสะอาดชิ้นงาน ในกรณีที่ชิ้นงานทดสอบมีพื้นที่หน้าตัดไม่เป็นสี่เหลี่ยมอาจใช้เทปเย็บห่อ 3M # 8403 HD 7099-05 มาปิดบริเวณที่ไม่ต้องการ เพื่อให้การคำนวณพื้นที่ง่ายขึ้น ตัวอย่างชิ้นงานทดสอบแสดงในรูปที่ 3.5



รูปที่ 3.3 ชุดอุปกรณ์ที่ใช้ในการทดสอบความต้านทานการกัดกร่อน



รูปที่ 3.4 ส่วนประกอบของเซลล์ชนิด 3 ขั้ว



รูปที่ 3.5 ตัวอย่างชิ้นงานที่ใช้ทดสอบความต้านทานการกัดกร่อน

### 3.5 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค

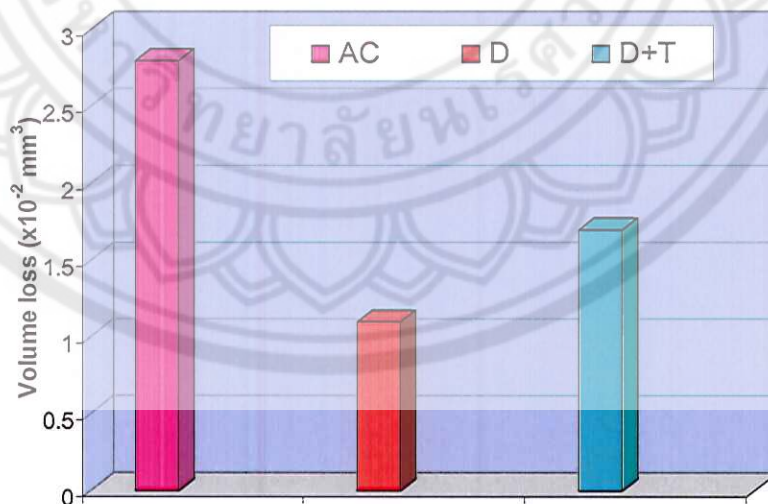
โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานก่อนและหลังทดสอบการลิกหรือและการกัดกร่อน ศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (scanning electron microscope, SEM) เพื่อดูลักษณะและอธิบายกลไกการลิกหรือและการกัดกร่อนของเหล็กหล่อ

## บทที่ 4

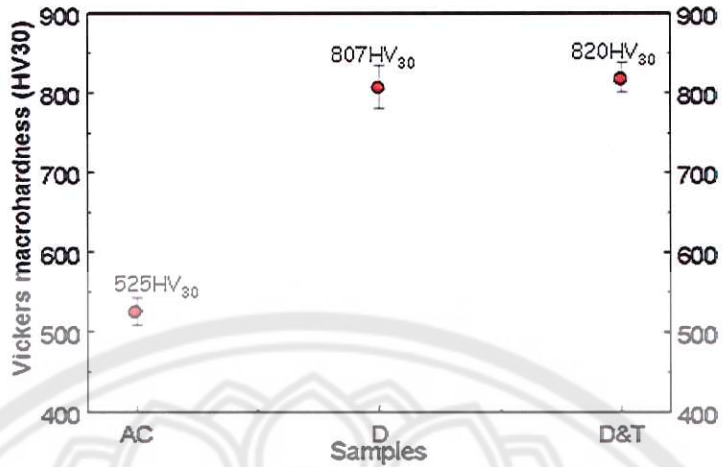
### ผลการทดลองและการอภิปราย

#### 4.1 ความต้านทานการสึกหรอ

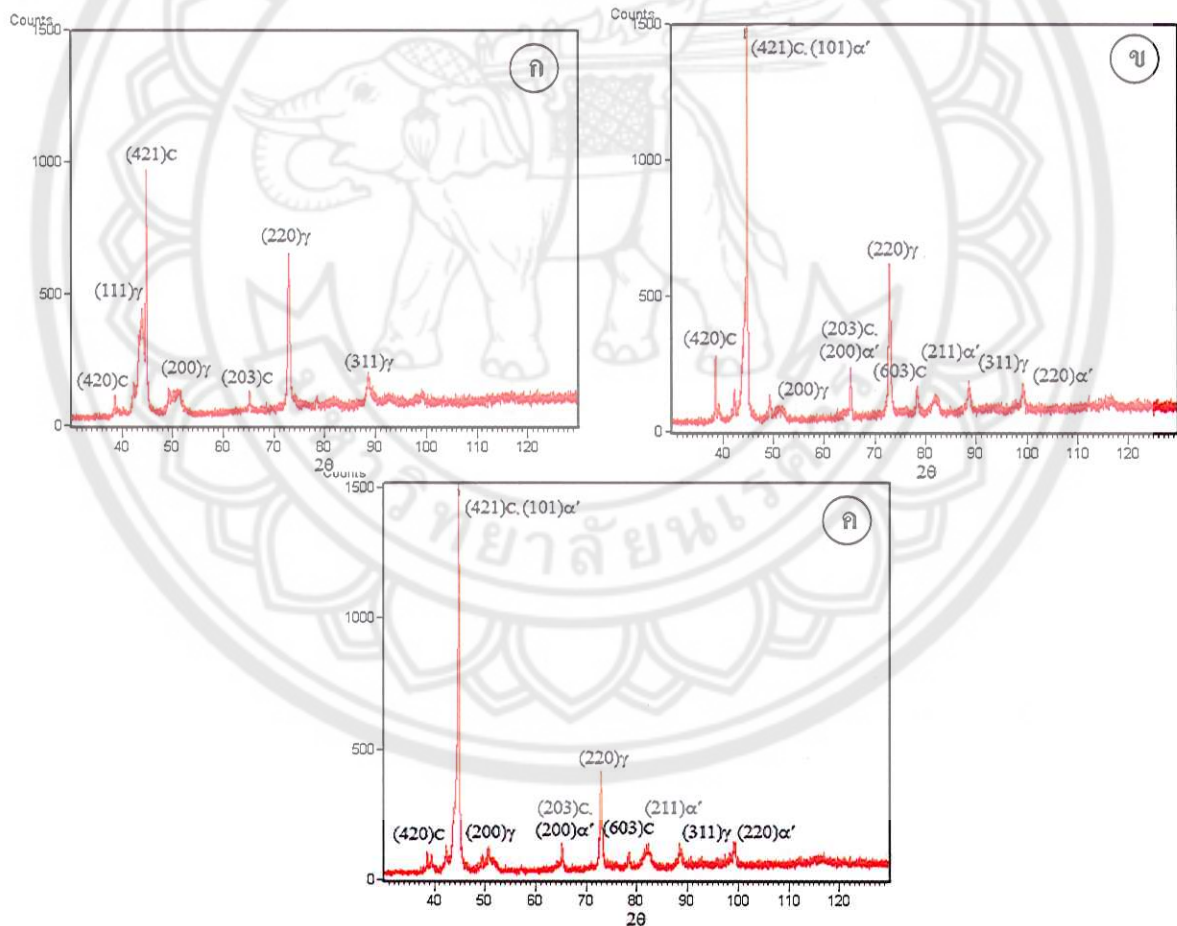
รูปที่ 4.1 แสดงการเปรียบเทียบปริมาณที่หายไปจากการทดสอบการสึกหรอแบบแห้งด้วยวิธี pin-on-disc ของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo ทั้ง 3 สภาวะ คือ ในสภาพหล่อ หลังการอบดิสเดบิไลเซชันที่อุณหภูมิ 1,000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และเทมเปอร์ที่อุณหภูมิ 450°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง หลังการอบดิสเดบิไลเซชัน พบว่าชิ้นงานในสภาพหล่อจะมีการสูญเสียมวลมากที่สุดหรือกล่าวได้ว่ามีการสึกหรอสูงสุด ส่วนชิ้นงานที่ผ่านการอบดิสเดบิไลเซชันจะมีอัตราการสึกหรอต่ำกว่าชิ้นงานในสภาพหล่อ และหลังการเทมเปอร์ เนื่องจากชิ้นงานที่ผ่านการอบดิสเดบิไลเซชันจะมีโครงสร้างเมทริกซ์เป็นมาเทนไซต์ ซึ่งแข็งกว่าออสเทนไนต์ในสภาพหล่อ ทำให้สามารถต้านทานการขีดถูของหัวกดทั้งสเทนคาร์ไบด์ นอกจากนี้ผลการทดลองยังสอดคล้องกับค่าความแข็ง ซึ่งพบว่าความแข็งจะมีค่าสูงหลังการอบดิสเดบิไลเซชัน ดังแสดงในรูปที่ 4.2 โดยทั่วไปเมื่อความแข็งมีค่ามาก ความต้านทานการสึกหรอก็จะมีค่าสูงด้วย อย่างไรก็ตามการอบเทมเปอร์หลังดิสเดบิไลเซชัน พบว่าความต้านทานการสึกหรอเพิ่มขึ้น ทั้งที่ความแข็งมีค่าสูง อาจเนื่องมาจากการลดลงของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (retained austenite) ซึ่งมีสมบัติ work hardening ระหว่างรับแรง ส่งผลให้ความต้านทานการสึกหรอลดลง รูปที่ 4.3 แสดงผลของ XRD ที่แสดงให้เห็นว่าการอบเทมเปอร์หลังดิสเดบิไลเซชัน ทำให้เฟสออสเทนไนต์ตกค้างลดลง



รูปที่ 4.1 กราฟเปรียบเทียบความต้านทานการสึกหรอที่ทดสอบแบบ pin-on-disc ของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo ในสภาพหล่อ (AC), หลังการอบดิสเดบิไลเซชัน (D) และหลังการอบดิสเดบิไลเซชันและเทมเปอร์ (D+T)



รูปที่ 4.2 ผลของการอบชุบต่อความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo ในสภาพหล่อ (AC), หลังการอบดิสเดบิไลเซชัน (D) และหลังการอบดิสเดบิไลเซชันและเทมเปอร์ริง (D+T)



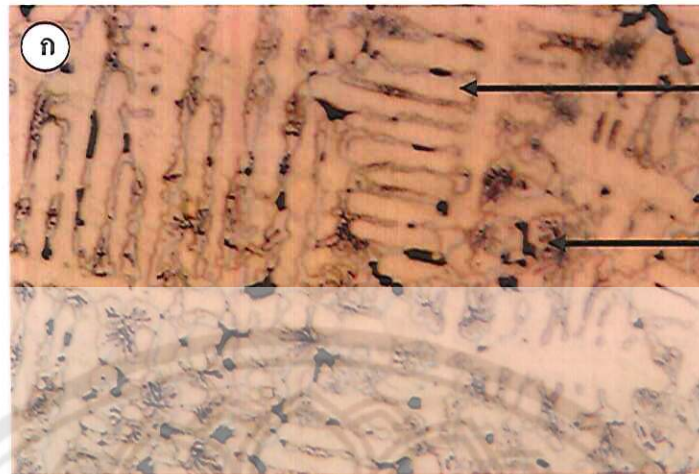
รูปที่ 4.3 แบบรูปการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ แสดงชนิดของเฟสในชิ้นงาน (ก) สภาพหล่อ (ข) หลังการอบดิสเดบิไลเซชัน (ค) หลังการอบดิสเดบิไลเซชันและเทมเปอร์ริง

#### 4.2 โครงสร้างจุลภาคก่อนและหลังทดสอบการลึกรหรือ

ในรูป 4.4 แสดงโครงสร้างจุลภาคก่อนทดสอบการลึกรหรือ จากการศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง พบว่าโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-3wt%C-6.7wt%Mo ประกอบด้วยเดนไดรท์ของออสเทนไนท์ ( $\gamma$ ) ปฐมภูมิล้อมรอบด้วยโครงสร้างยูเทคติกที่ประกอบด้วยยูเทคติกคาร์ไบด์และยูเทคติกออสเทนไนท์ ดังแสดงในรูป 4.4(ก) หลังการอบดิสเตปิลไฮเซชันที่อุณหภูมิ 1,000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิที่เปลี่ยนเป็นมาเทนไซต์ขณะเย็นตัวในอากาศ ดังรูปที่ 4.4(ข) สำหรับชิ้นงานที่ผ่านการอบดิสเตปิลไฮเซชันและเทมเปอร์ริงที่อุณหภูมิ 450°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ภาพจากกล้องจุลทรรศน์แสงไม่เห็นความแตกต่างของโครงสร้างเมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ผ่านการอบดิสเตปิลไฮเซชัน ดังแสดงในรูปที่ 4.4(ค)

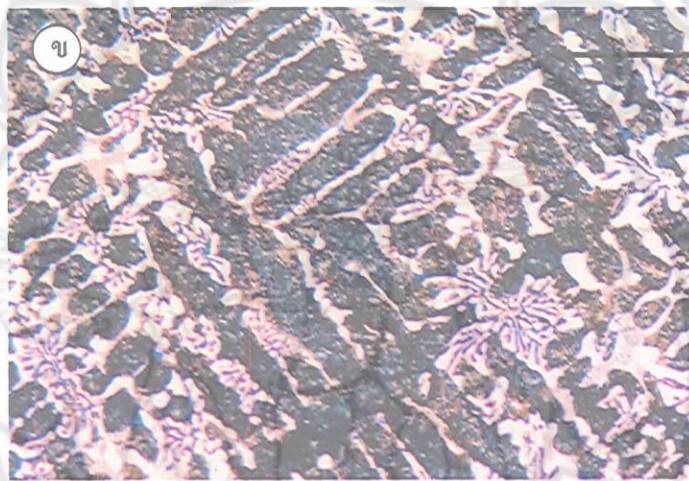
เมื่อศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยายสูงขึ้น จะเห็นลักษณะของยูเทคติกคาร์ไบด์ที่ประกอบด้วย 2 ส่วน คือ ยูเทคติกคาร์ไบด์ที่มีโครเมียมสูง (Cr-rich eutectic carbide) และยูเทคติกคาร์ไบด์ที่มีโมลิบดีนัมสูง (Mo-rich eutectic carbide) ซึ่งมีลักษณะเป็น lamellar shape ดังรูปที่ 4.5(ก) ซึ่งสอดคล้องกับการวิจัยของ Looper [8] และ Choi [9] ที่พบว่าการเติมโมลิบดีนัมในเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะทำให้เกิดยูเทคติกคาร์ไบด์  $M_7C_3$  ในลักษณะเป็น lamella ในขั้นตอนสุดท้ายของการแข็งตัวของน้ำโลหะ หลังการอบดิสเตปิลไฮเซชันและเทมเปอร์ริงจะเห็นการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในมาเทนไซต์ ดังรูปที่ 4.5(ข) และ 4.5(ค)

จากการกัดกรดแบบ Deep etching จะเห็นลักษณะพื้นฐานวิทยาของคาร์ไบด์ทุติยภูมิซึ่งมีลักษณะเป็นแท่ง เป็นแผ่น และเชื่อมต่อกันเป็นโครงข่าย (net work) ดังแสดงในรูปที่ 4.6 นอกจากนี้ยังพบว่าหลังการอบดิสเตปิลไฮเซชันและเทมเปอร์ริงจะมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิบริเวณของเดนไดรท์เพิ่มขึ้น โดยเฉพาะบริเวณใกล้กับยูเทคติกคาร์ไบด์ ดังรูปที่ 4.6(ค)



ออสเทนไนท์ปฐมภูมิ

คาร์ไบด์ยูเทคติกและ  
ยูเทคติกออสเทนไนท์



คาร์ไบด์ทุติยภูมิที่

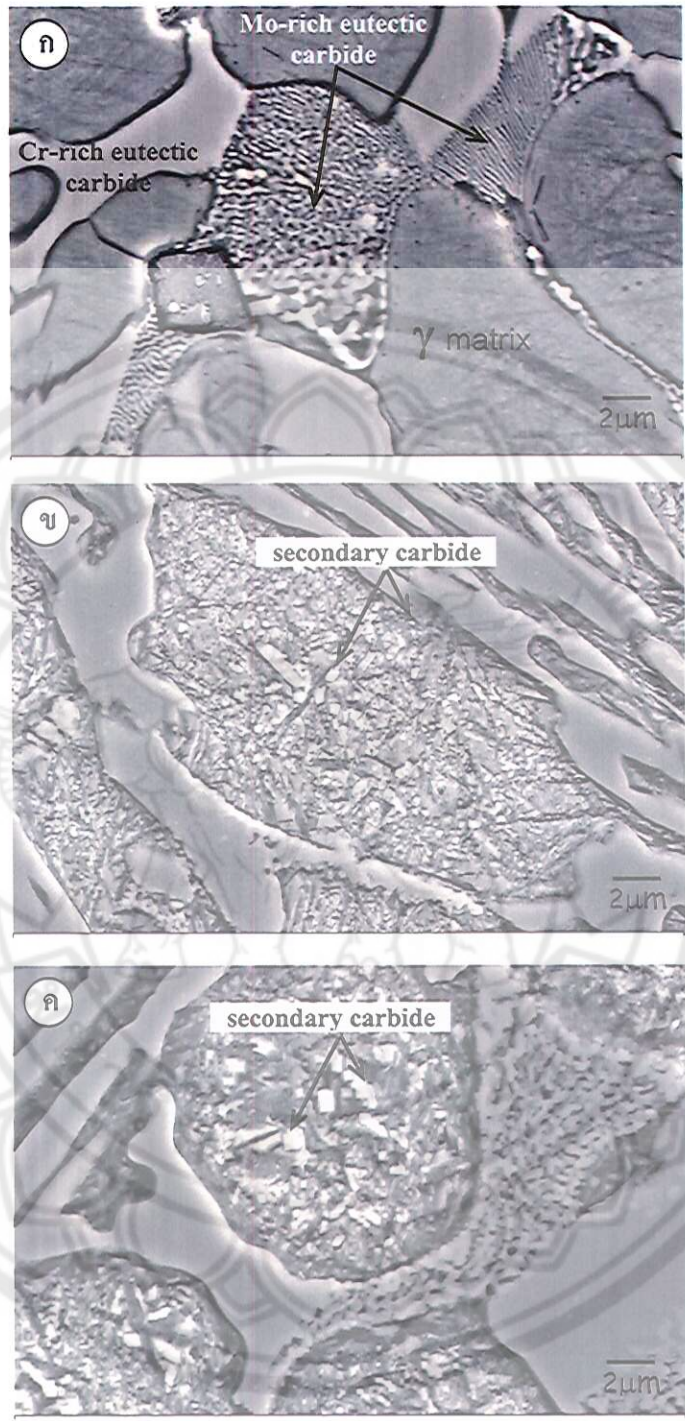
ตกตะกอนในมาเทนไซต์



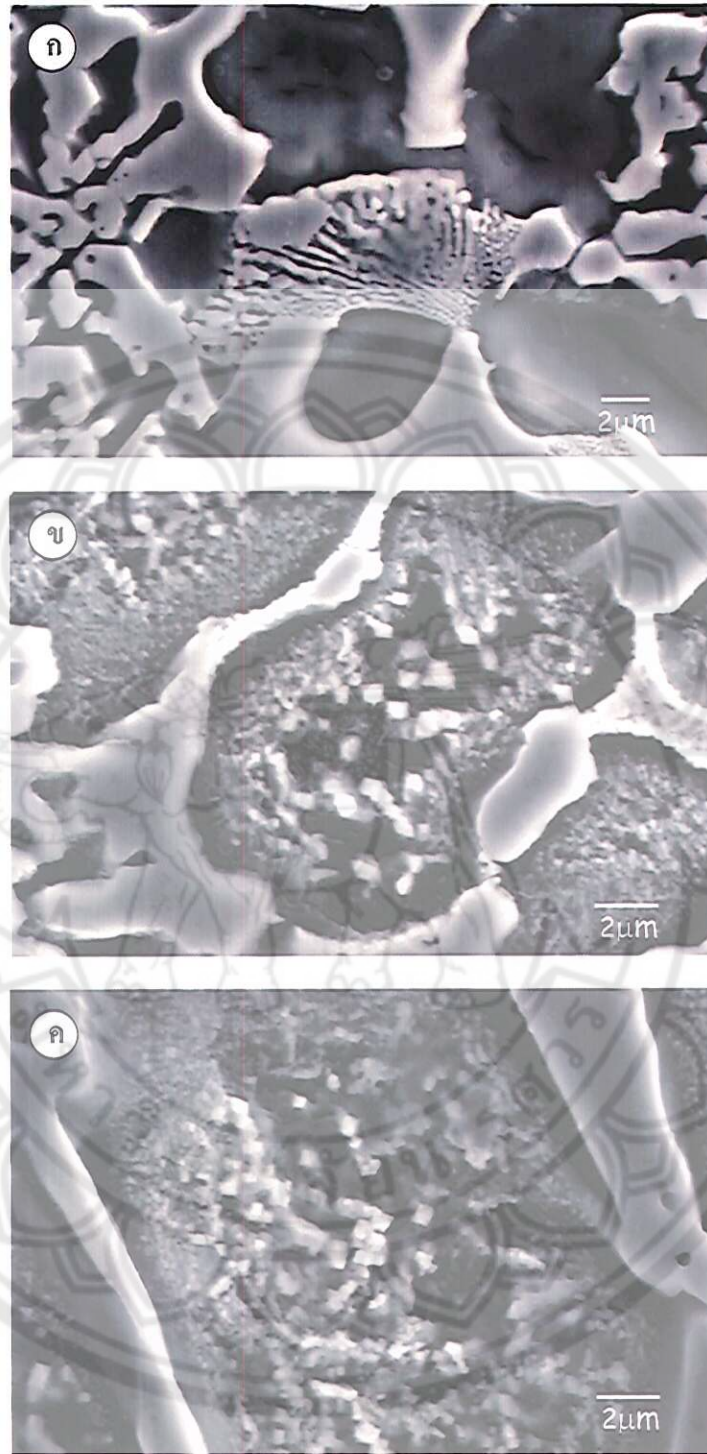
คาร์ไบด์ทุติยภูมิที่

ตกตะกอนในมาเทนไซต์

รูปที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-3wt%C-6.7%Mo จากกล้องจุลทรรศน์แสง (ก) ในสภาพหล่อ (ข) หลังการอบดิสเต็มป์ไอเซน (ค) หลังการอบดิสเต็มป์ไอเซนและเทมเปอริง



รูปที่ 4.5 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-3wt%C-6.7%Mo จากก้อนจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (ก) ในสภาพหล่อ (ข) หลังการอบตีสเตบิไลเซชัน (ค) หลังการอบตีสเตบิไลเซชันและเทมเปอริง



รูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด หลังกััดกรด HCl+methanol เป็นเวลา 12 ชั่วโมง (ก) ในสภาพหล่อ (ข) หลังการอบดีสเตรปิลิเซชัน (ค) หลังการอบดีสเตรปิลิเซชันและเทมเปอริ่ง

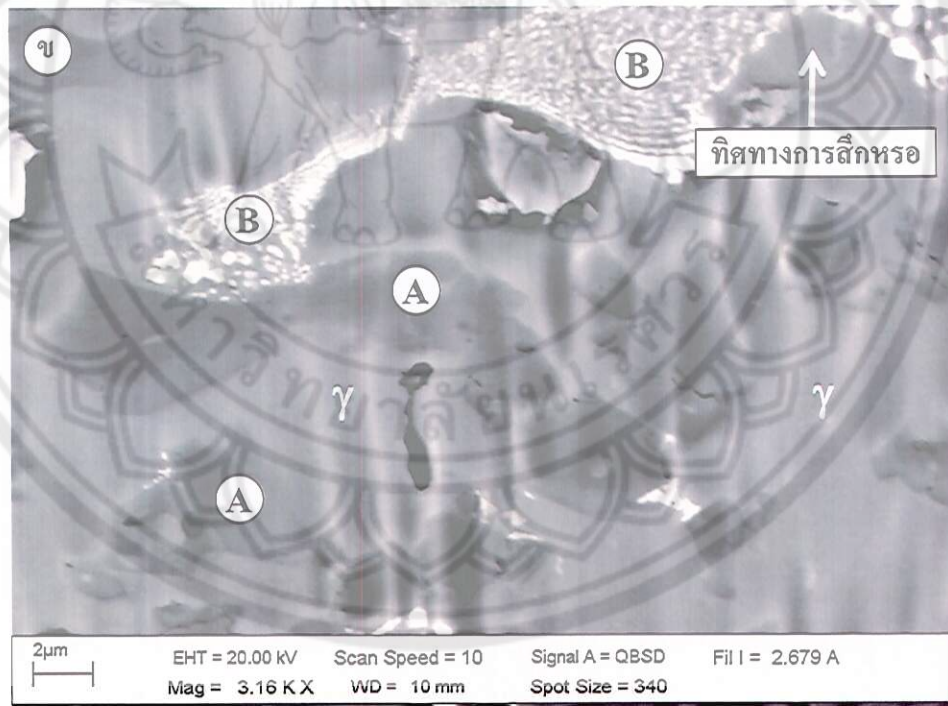
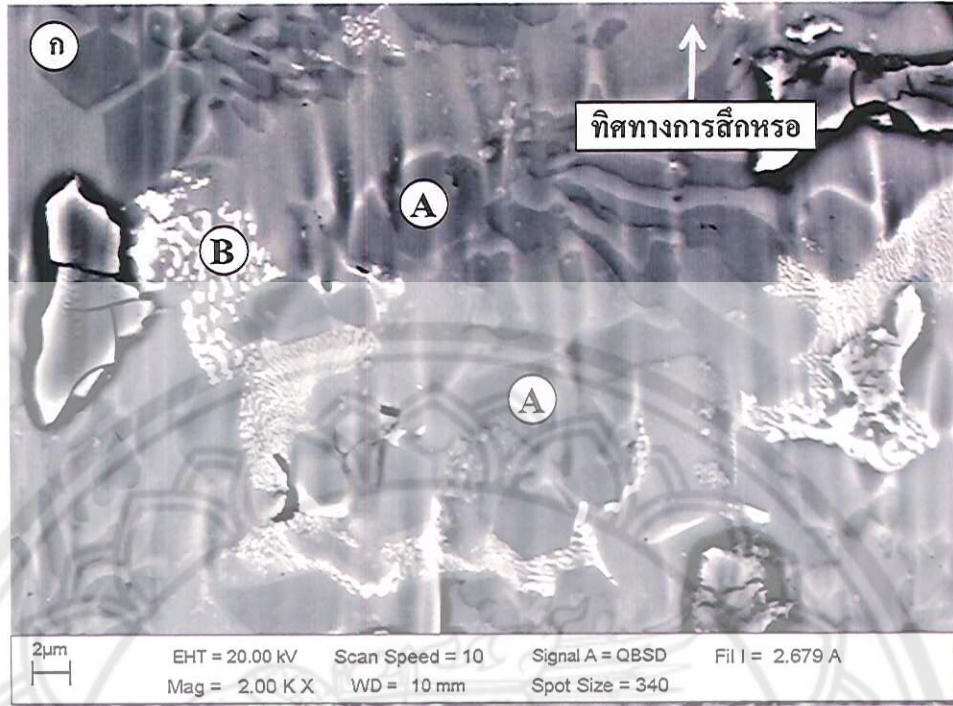


ในรูปที่ 4.7 แสดงชิ้นงานหลังทดสอบการสึกหรอด้วยวิธี pin-on-disc จะเห็นได้ว่าลักษณะการสึกหรอมีเป็นร่องวงกลมตามแนวการเคลื่อนที่ของหัวกดทั้งสแตนคาร์ไบด์ เมื่อนำชิ้นงานในสภาพหล่อที่ผ่านการทดสอบการสึกหรอมาศึกษาโครงสร้างด้วยกล้อง SEM ดังแสดงในรูปที่ 4.8 พบว่าการสึกหรอเกิดขึ้นโดยการเกิดรอยขีดของหัวกดทั้งสแตนคาร์ไบด์บนเมทริกซ์ของออสเทนไนท์ ตามทิศการเคลื่อนที่ของหัวกด ทำให้เกิดการสูญเสียของเนื้อโลหะ และยังพบว่าเฟสยูเทคติกคาร์ไบด์ที่มีโครเมียมสูงจะเกิดการเปลี่ยนรูปและโค้งในทิศตั้งฉากกับทิศการเคลื่อนที่ของหัวกด ส่งผลให้เกิดรอยร้าวของยูเทคติกคาร์ไบด์ (ตำแหน่ง A) นอกจากนี้ยังพบว่ายูเทคติกคาร์ไบด์ที่มีโมลิบดีนัมสูงเกิดการแตกหัก (ตำแหน่ง B) ซึ่งมีความเสียหายมากกว่าเฟสยูเทคติกคาร์ไบด์ที่มีโครเมียมสูง ทั้งนี้จะเกิดจากรูปร่างและลักษณะโครงสร้างของยูเทคติกคาร์ไบด์ที่มีโมลิบดีนัมสูงที่มีโครงสร้างแบบ lamella และมีขนาดเล็ก ทำให้การรับแรงเสียดสีได้น้อยกว่ายูเทคติกคาร์ไบด์ที่มีโครเมียมสูงซึ่งมีขนาดใหญ่กว่า

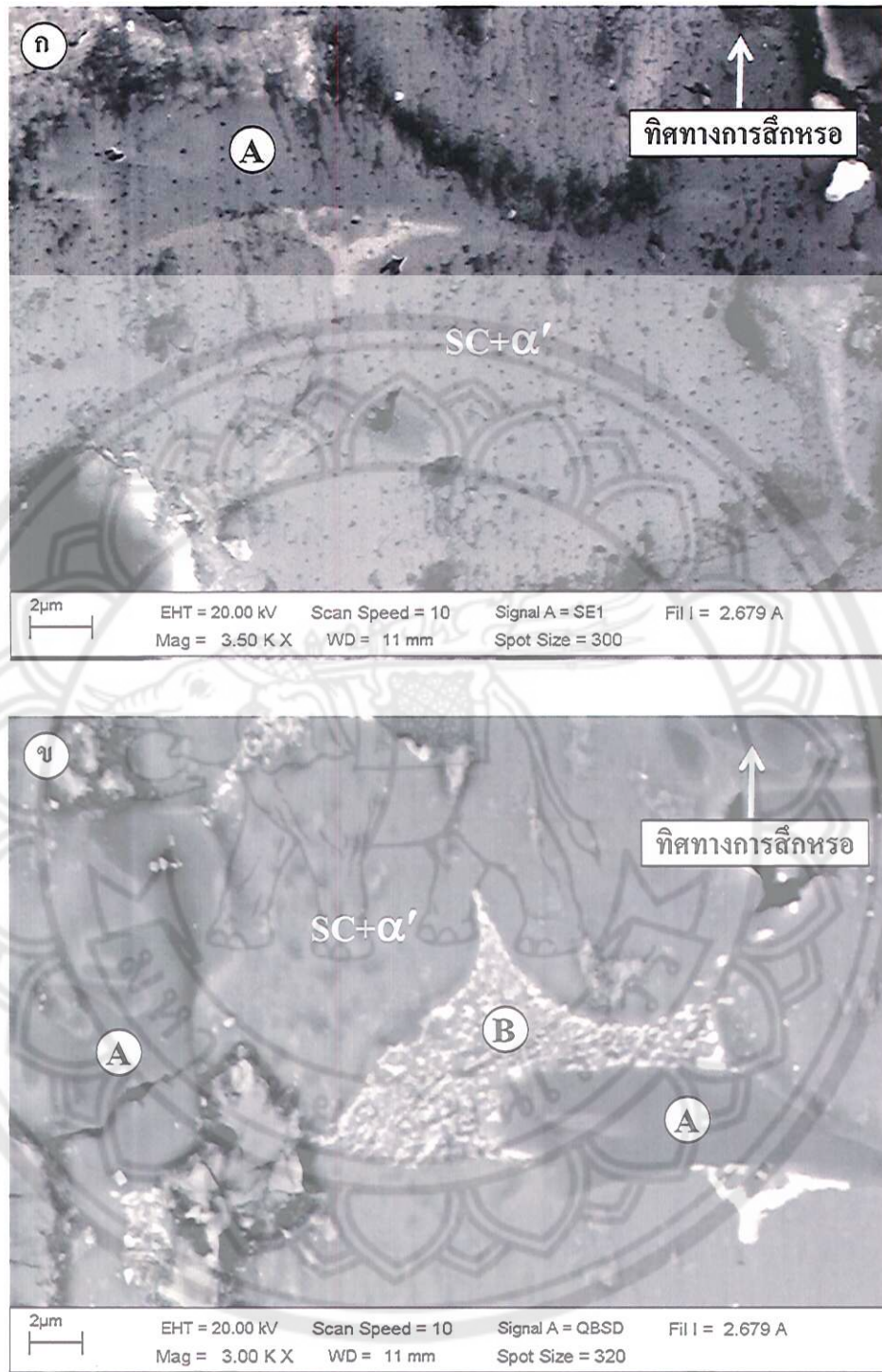
ในรูปที่ 4.9 แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังทดสอบการสึกหรอของชิ้นงานที่ผ่านการอบชุบทางความร้อน ทั้งกรณีอบตีสตีโลเซชันอย่างเดียว และเทมเปอร์หลังตีสตีโลเซชัน พบว่าการสึกหรอเกิดขึ้นโดยการเกิดรอยขีดบนเมทริกซ์ของมาเทนไซต์ที่มีคาร์ไบด์ทุติยภูมิตกตะกอนอยู่ ส่งผลให้คาร์ไบด์ทุติยภูมิหลุดออกตามแนวการเคลื่อนที่ของหัวกด แต่อย่างไรก็ตามพบว่าเฟสยูเทคติกคาร์ไบด์ที่มีโครเมียมสูง (ตำแหน่ง A) จะเกิดการเปลี่ยนรูปแต่ไม่พบการแตกร้าว และยังพบว่ายูเทคติกคาร์ไบด์ที่มีโมลิบดีนัมสูง (ตำแหน่ง B) มีการแตกหักน้อยกว่าชิ้นงานในสภาพหล่อ ซึ่งเป็นผลเนื่องมาจากการมีโครงสร้างเมทริกซ์ของมาเทนไซต์ซึ่งมีความแข็งแรงสูงและสามารถรับแรงขัดถูของหัวกดได้มากกว่าออสเทนไนท์ที่อ่อน รวมทั้งการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในเมทริกซ์ของมาเทนไซต์ ทำให้มีความแข็งแรงสูงขึ้น ส่วนกรณีของชิ้นงานที่ผ่านการอบเทมเปอร์หลังการอบตีสตีโลเซชัน พบว่ามีการสึกหรอมากกว่าชิ้นงานที่ผ่านการอบตีสตีโลเซชัน อาจเนื่องมาจากการลดลงของเฟสออสเทนไนท์ตกค้าง (retained austenite) และความแข็งแรงของเทมเปอร์มาเทนไซต์ที่ต่ำกว่ามาเทนไซต์



รูปที่ 4.7 ชิ้นงานหลังทดสอบการสึกหรอแบบ pin-on-disc



รูปที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในสภาพหล่อหลังทดสอบการสึกหoro



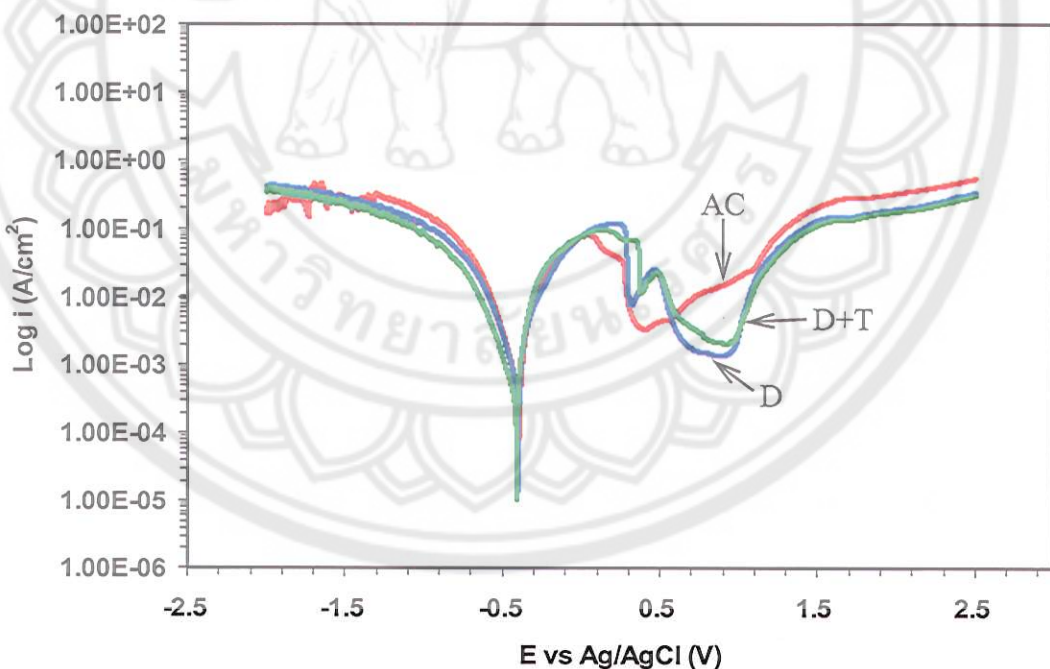
รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคหลังทดสอบการสึกหoroของชิ้นงานที่ผ่านการอบชุบทางความร้อน

### 4.3 ความต้านทานการกัดกร่อน

จากการทดสอบการกัดกร่อนทดสอบโดยเทคนิคโพเทนชิโอดนามิกส์ เพื่อศึกษาลักษณะเฉพาะของแอโนดิกโพลาริเซชันของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo ในสภาพหล่อ และหลังการอบชุบที่อุณหภูมิ 1,000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และเทมเปอร์ิ่งที่อุณหภูมิ 450°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง รูปที่ 4.10 แสดงการเปรียบเทียบเส้นกราฟโพลาริเซชันที่ได้จากการทดลอง พบว่า

1. เหล็กหล่อในสภาพหล่อ มีกระแสคงที่ ( $i_{pass}$ ) สูงที่สุด
2. เหล็กหล่อหลังการอบดิสเตบิลิเซชัน มีกระแสคงที่ ( $i_{pass}$ ) และกระแสวิกฤติ ( $i_{crit}$ ) ต่ำที่สุด
3. เหล็กหล่อหลังการอบดิสเตบิลิเซชัน มีช่วงของการคงทนของฟิล์ม (passive film) กว้างที่สุด

จากกราฟจะเห็นว่าเหล็กหล่อที่ผ่านการอบดิสเตบิลิเซชัน จะมีความต้านทานการกัดกร่อนดีกว่าเหล็กหล่อที่อบเทมเปอร์ิ่งและในสภาพหล่อ ซึ่งสังเกตได้จากการมีกระแสคงที่ในช่วงของการเกิดฟิล์มต่ำที่สุด มีช่วงของการคงทนของฟิล์มกว้างที่สุด และการเสียหายของฟิล์มในช่วง transpassive เกิดขึ้นช้าที่สุด ในขณะที่เหล็กหล่อในสภาพหล่อจะมีความต้านทานการกัดกร่อนต่ำที่สุด โดยมีช่วงของการเกิดฟิล์มที่แคบ และฟิล์มยังถูกทำลายอย่างรวดเร็ว



รูปที่ 4.10 การเปรียบเทียบเส้นโค้งโพลาริเซชันของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo ในสภาพหล่อ (AC), หลังการอบดิสเตบิลิเซชัน (D) และหลังการอบดิสเตบิลิเซชันและเทมเปอร์ิ่ง (D+T) ในสารละลายกรดซัลฟูริกเข้มข้น 0.5 โมลาร์

#### 4.4 โครงสร้างจุลภาคหลังทดสอบการกัดกร่อน

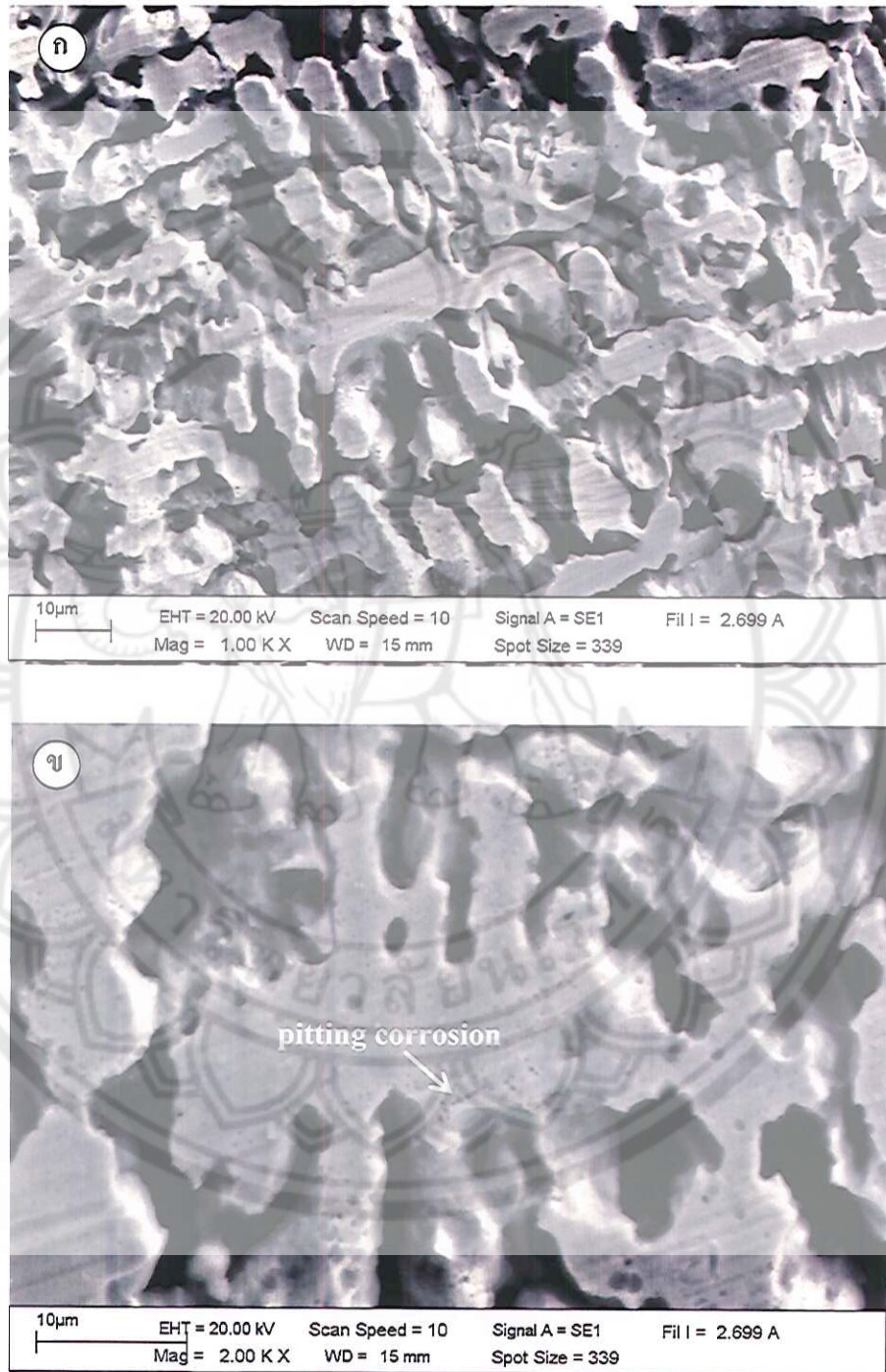
ความเสียหายที่เกิดขึ้นจากการกัดกร่อน ได้ศึกษาด้วยกล้อง SEM รูปที่ 4.11 และ 4.12 แสดงลักษณะผิวหน้าของชิ้นงานในสภาพหล่อและหลังการอบชุบทางความร้อน ภายหลังจากทดสอบการกัดกร่อนในสารละลายกรดซัลฟูริก พบว่าชิ้นงานทดสอบในสภาพหล่อ ลักษณะการกัดกร่อนจะเกิดขึ้นรอบๆ เกรน ออสเทนไนท์ปฐมภูมิ และยังพบว่ามีกรกัดกร่อนแบบหลุม (Pitting corrosion) ภายในเกรนของออสเทนไนท์ปฐมภูมิอีกด้วย ดังรูปที่ 4.11(ข) อย่างไรก็ตามไม่พบฟิล์มป้องกัน (passive film) ปกคลุมผิวชิ้นงาน

ส่วนเหล็กหล่อหลังการอบชุบ ทั้ง 2 กรณี พบว่ามีการกัดกร่อนน้อยกว่าชิ้นงานในสภาพหล่อ ดังแสดงในรูปที่ 4.12 ซึ่งการกัดกร่อนมีลักษณะเช่นเดียวกับชิ้นงานในสภาพหล่อ คือ การกัดกร่อนจะเกิดขึ้นรอบๆ เมทริกซ์ของมาเทนไซต์ และยังเกิดการกัดกร่อนบริเวณเมทริกซ์รอบๆ คาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในมาเทนไซต์ ทำให้คาร์ไบด์ทุติยภูมิหลุดออก นอกจากนี้ยังพบว่าชิ้นงานหลังการอบดิสเตปิลไลเซชันมีฟิล์มปกคลุมผิวหน้าของชิ้นงาน ดังรูปที่ 4.12(ก) เมื่อเปรียบเทียบลักษณะของฟิล์มที่เกิดขึ้นกับชิ้นงานหลังการอบเทมเปอร์ริง จะเห็นว่าฟิล์มป้องกันของชิ้นงานหลังการอบดิสเตปิลไลเซชันมีความคงทนมากกว่าชิ้นงานที่ผ่านการอบเทมเปอร์ริง ดังรูป 4.12(ข) ซึ่งจะเห็นว่าฟิล์มถูกทำลายไปเป็นส่วนใหญ่ มีบางบริเวณเท่านั้นที่ยังคงมีฟิล์มปกคลุมอยู่ รูปที่ 4.13 แสดงฟิล์มป้องกันและการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีด้วย EDS ซึ่งพบว่าฟิล์มที่เกิดขึ้นเป็นฟิล์มออกไซด์ของธาตุเหล็ก โครเมียม โมลิบดีนัม และคาร์บอน

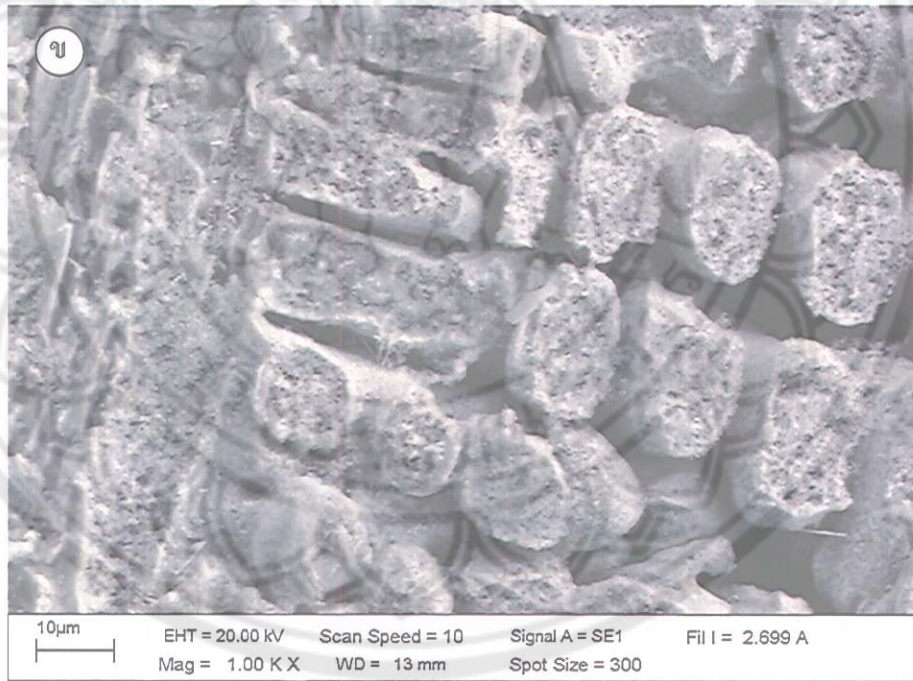
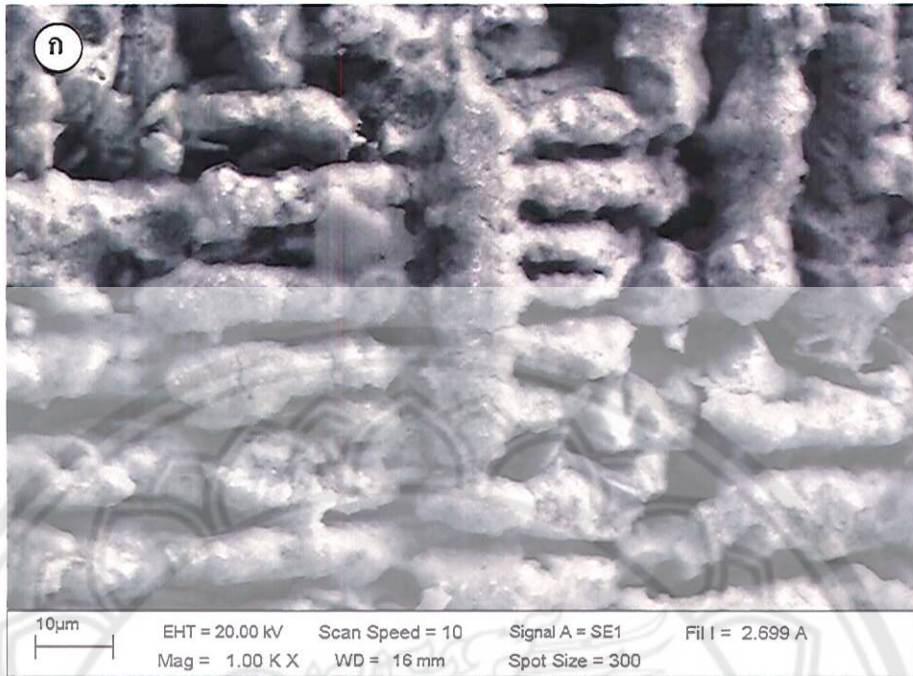
รูปที่ 4.14 แสดงกลไกการกัดกร่อนของเหล็กหล่อในสภาพหล่อ โดยการกัดกร่อนจะเริ่มจากบริเวณของเมทริกซ์ของออสเทนไนท์ที่อยู่รอบๆ เเทกติกคาร์ไบด์ เนื่องจากบริเวณดังกล่าวมีปริมาณโครเมียมต่ำ ทำให้บริเวณขอบเกรนขาดโครเมียมเพื่อใช้ในการสร้างฟิล์ม ส่งผลให้ความต้านทานการกัดกร่อนลดลง และเมื่อความต้งศักย์มากขึ้นออสเทนไนท์ที่อยู่รอบๆ เเทกติกคาร์ไบด์จะเกิดการกัดกร่อนมากขึ้น และในที่สุดก็จะหลุดออกไป ทำให้ยูเทกติกคาร์ไบด์ที่ไม่มีเมทริกซ์ยึดหลุดออกไปด้วย

รูปที่ 4.15 แสดงกลไกการกัดกร่อนของเหล็กหล่อหลังการอบดิสเตปิลไลเซชัน การกัดกร่อนจะเกิดขึ้นบริเวณมาเทนไซต์เมทริกซ์ที่อยู่รอบๆ เเทกติกคาร์ไบด์เช่นเดียวกับกรณีในสภาพหล่อ แต่การกัดกร่อนจะมีความรุนแรงน้อยกว่า เนื่องจากในระหว่างกระบวนการอบดิสเตปิลไลเซชันจะทำให้โครเมียมที่มีมากในออสเทนไนท์ปฐมภูมิแพร่ออกมาบริเวณขอบเกรนที่อยู่รอบๆ เเทกติกคาร์ไบด์ ทำให้บริเวณนี้มีโครเมียมมากขึ้นและสามารถเกิดฟิล์มป้องกันได้ดีขึ้น นอกจากนี้ยังพบว่าจะเกิดการกัดกร่อนบริเวณมาเทนไซต์ที่อยู่รอบๆ คาร์ไบด์ทุติยภูมิ โดยจะเกิดการกัดกร่อนแบบทั่วผิวหน้า (uniform corrosion) และเมื่อเกิดการกัดกร่อนของมาเทนไซต์มากขึ้น ทำให้คาร์ไบด์ทุติยภูมิเกิดการหลุดออกเนื่องจากไม่มีเฟสที่จะช่วยยึดสำหรับกลไกการกัดกร่อนของเหล็กหล่อหลังการอบเทมเปอร์ริงก็มีลักษณะเช่นเดียวกับชิ้นงานหลังการอบดิสเตปิลไลเซชัน แต่จะมีการกัดกร่อนมากกว่า เนื่องจากในเมทริกซ์เทมเปอร์มาเทนไซต์จะมีปริมาณโครเมียมต่ำ

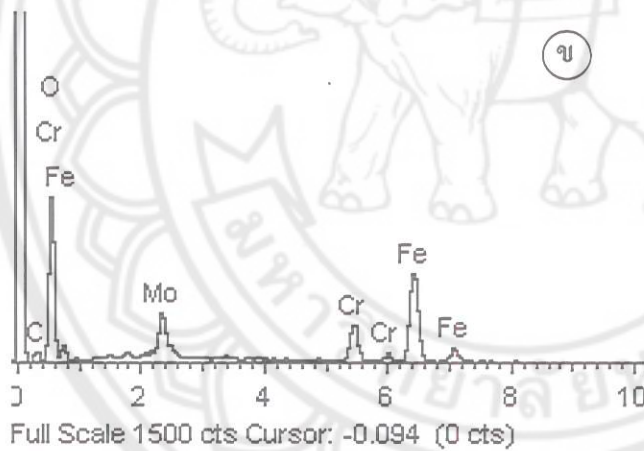
เนื่องจากในระหว่างการอบเทมเปอริง โครเมียมจะรวมตัวกับธาตุอื่นเป็นคาร์ไบด์ทุกชนิด ทำให้ปริมาณของโครเมียมในเมทริกซ์ลดลง ทำให้เกิดฟิล์มได้น้อย



รูปที่ 4.11 โครงสร้างหลังทดสอบการกัดกร่อนของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo (ก) ในสภาพหล่อ (ข) ลักษณะการกัดกร่อนแบบรูเข็มบนผิวหน้าของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ



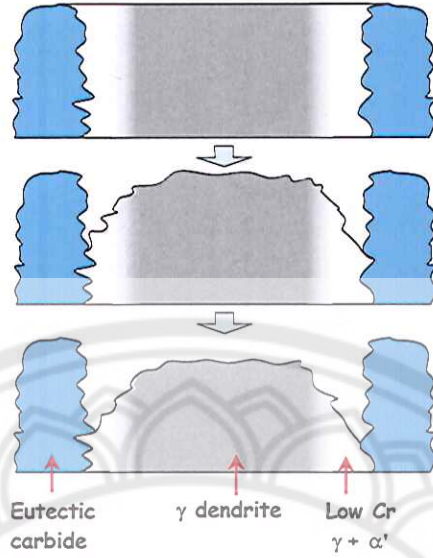
รูปที่ 4.12 โครงสร้างหลังทดสอบการกัดกร่อนของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo (ก) หลังการอบดิสเทบิไลเซชัน (ข) หลังการอบดิสเทบิไลเซชันและเทมเปอริง



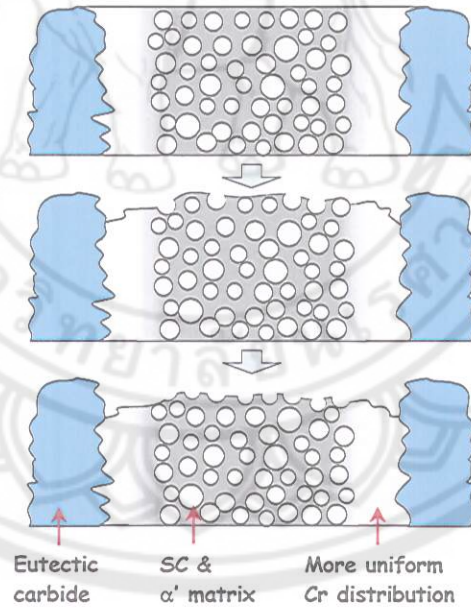
Element	Weight%	Atomic%
CK	5.45	14.01
OK	25.76	49.75
Cr K	11.51	6.84
Fe K	47.38	26.21
Mo L	9.91	3.19
Totals	100.00	

รูปที่ 4.13 (ก) फिल्मป้องกันบนผิวหน้าของชิ้นงานหลังการอบดีสเดบิไลเซชัน (ข) EDS spectrum และ ส่วนผสมทางเคมีของฟิล์มออกไซด์





รูปที่ 4.14 ภาพจำลองแสดงกลไกการก่อก้อนในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo



รูปที่ 4.15 ภาพจำลองแสดงกลไกการก่อก้อนหลังการอบชุบทางความร้อนของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo

## บทที่ 5

### สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

#### 5.1 สรุปผลการทดลอง

1. การอบดิสเดบิไลเซชันของเหล็กหล่อ 18wt%Cr-2.8wt%C-6.7wt%Mo ทำให้ความต้านทานการสึกหรอสูงขึ้น เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุตติยภูมิในเมทริกซ์ของมาเทนไซต์
2. การอบเทมเปอริงหลังการอบดิสเดบิไลเซชัน ทำให้ความต้านทานการสึกหรอลดลง เนื่องจากการลดลงของออสเทนไนท์ตกค้าง และความแข็งของเทมเปอมาเทนไซต์มีค่าต่ำ
3. การสึกหรอเกิดจากการเกิดรอยขีดบนเมทริกซ์ การผิดรูปและรอยร้าวของเฟสยูเทคติกคาร์ไบด์
4. การอบดิสเดบิไลเซชันจะเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนให้สูงขึ้น เนื่องจากการกระจายตัวของโครเมียมในเมทริกซ์มากขึ้น ทำให้เกิดพลาสซีฟฟิล์มดีขึ้น
5. กลไกการกัดกร่อนเริ่มจากการสูญเสียเนื้อโลหะของเมทริกซ์ที่อยู่รอบๆยูเทคติกคาร์ไบด์และคาร์ไบด์ทุตติยภูมิ ทำให้ยูเทคติกคาร์ไบด์และคาร์ไบด์ทุตติยภูมิที่ไม่มีเมทริกซ์ยึดหลุดออกไปด้วย

#### 5.2 ข้อเสนอแนะ

1. ควรมีการศึกษาการสึกหรอและการกัดกร่อนด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน
2. ควรมีการทดสอบทั้งในสภาวะแอทีฟ พลาสซีฟ และทรานพลาสซีฟ เพื่ออธิบายกลไกการกัดกร่อน
3. ควรมีการหล่อชิ้นงานและนำไปทดสอบในสภาวะการใช้งานจริง

## เอกสารอ้างอิง

- [1] Pearce, J.T.H. และ บัญชา ธนบุญสมบัติ (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) "Resistant Cast Iron-Abrasion 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] 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", *sCast Metal*, 8 , 123-127.
- [16] Powell, G.L.F. and Laird II, G. (1992) "Structure, nucleation, growth and morphology of secondary carbides in high chromium and Cr-Ni white cast irons", *J. Mat. Sci.*, 27, 29-35.
- [17] Kibble, K.A., (1987) "Influence of heat treatment on the microstructure of high chromium cast irons", M.Sc. thesis. The School of Engineering, The Polytechnic, Wolverhampton, England.
- [18] Pearce, J .T..H, (1985) "Abrasive wear behaviour of alloy cast irons", *Br. Foundryman*; 78, 13-23.
- [19] 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.

## ภาคผนวก ก

### การทดสอบการสึกหรอแบบ Pin-on-Disc

#### วิธีการทดสอบ มีขั้นตอนดังนี้

1. วัดขนาดของหัวกด (pin) ของเครื่องทดสอบการสึกหรอ
2. นำชิ้นงานมาทำการวัดการสึกหรอ โดยกำหนดตัวแปรต่างๆ ดังต่อไปนี้

ความเร็วจานหมุน	0.753 เมตรต่อวินาที
น้ำหนักกดทับ (load)	250 กรัม
ระยะที่ทดสอบ	500 เมตร

3. สร้างกราฟความสัมพันธ์ระยะทางกับค่าสัมประสิทธิ์ความเสียหาย
4. วัดขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางรอยสึกบนหัวกด โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แสง
5. วัดขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางรอยสึกบนชิ้นงานทดสอบ โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แสง
6. คำนวณหาอัตราการสึกหรอของหัวกด จากสมการ

$$\text{pin volume loss} = \frac{\pi(d_{ws})^4}{64r_p}$$

เมื่อ *pin volume loss* คือ ปริมาตรที่สูญเสียของหัวกด (มม.<sup>3</sup>)

$d_{ws}$  คือ ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางรอยสึกบนหัวกด (มม.)

$r_p$  คือ รัศมีของหัวกด (มม.)

7. คำนวณหาอัตราการสึกหรอของชิ้นงานทดสอบ จากสมการ

$$\text{disc volume loss} = \frac{\pi(r_t)(w_t)^3}{6r_p}$$

เมื่อ *disc volume loss* คือ ปริมาตรที่สูญเสียของหัวกด (มม.<sup>3</sup>)

$w_t$  คือ ความกว้างของรอยสึกบนชิ้นงานทดสอบ (มม.)

$r_t$  คือ รัศมีของรอยสึกบนชิ้นงานทดสอบ (มม.)

$r_p$  คือ รัศมีของหัวกด (มม.)