

สัญญาเลขที่ R2561B078

สำนักหอสมุด

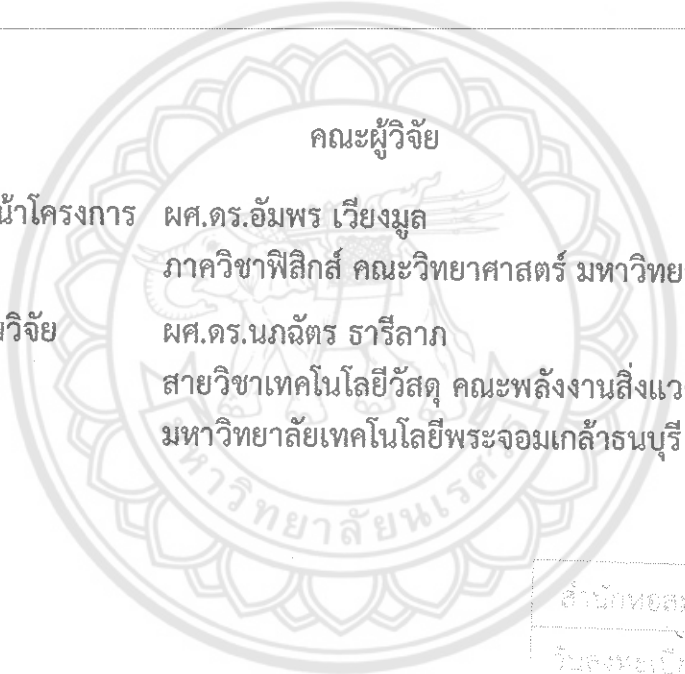
รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการวิจัย

ผลของทั้งสแตนท์โครงสร้างจุดภาค ความแข็ง และพฤติกรรมการกัดกร่อน
ของเหล็กหล่อโครเมียมสูงในสภาพหล่อ

คณะผู้วิจัย

หัวหน้าโครงการ ผศ.ดร.อัมพร เวียงมูล
ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยนเรศวร
ผู้ร่วมวิจัย ผศ.ดร.นภฉัตร ธารีลาภ
สายวิชาเทคโนโลยีวัสดุ คณะพลังงานสิ่งแวดล้อมและวัสดุ
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี



สำนักหอสมุด มหาวิทยาลัยนเรศวร
วันลงทะเบียน 15 มี.ค. 2564
เลขทะเบียน
เลขเรียกหนังสือ 9

QD
181
.P1
๑๕๕๕๖
๗๕๖๑

สนับสนุนโดย
งบประมาณแผ่นดิน ประจำปีงบประมาณ พ.ศ. 2561

กิตติกรรมประกาศ

โครงการวิจัย เรื่อง ผลของทั้งสแตนต์โครงสร้างจุลภาค ความแข็ง และพฤติกรรมการ
กัดกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง ได้รับทุนสนับสนุนจากงบประมาณแผ่นดิน มหาวิทยาลัยนครสวรรค์
ประจำปีงบประมาณ 2561 ตามสัญญาเลขที่ R2561B078 ซึ่งคณะผู้วิจัยขอขอบพระคุณมา ณ ที่นี้

ผู้วิจัยขอขอบคุณ ภาควิชาฟิสิกส์ และศูนย์ปฏิบัติการเครื่องมือวิทยาศาสตร์ คณะ
วิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยนครสวรรค์ ที่ให้ความอนุเคราะห์สถานที่ กล้องจุลทรรศน์แสง-กล้องจุลทรรศน์
อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและเครื่องวัดความแข็ง ขอขอบคุณสายวิชาเทคโนโลยีวัสดุ คณะพลังงาน
สิ่งแวดล้อมและวัสดุ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี ที่ให้ความอนุเคราะห์เครื่องมือทดสอบ
การกัดกร่อน

สุดท้ายนี้ ผู้วิจัยขอขอบพระคุณ ศ.ดร.ธรณินทร์ ไชยเรืองศรี และ ดร.จอห์น ธอมัส เฮอร์
เพียสซ์ สำหรับคำแนะนำและข้อวิจารณ์ที่เป็นประโยชน์ต่องานวิจัย

คณะผู้วิจัย



Executive Summary

เหล็กหล่อโครเมียมสูงมีบทบาทสำคัญมากในอุตสาหกรรมเหมืองแร่และอุตสาหกรรมซีเมนต์ เนื่องจากในโครงสร้างประกอบด้วยโครเมียมคาร์ไบด์ที่มีความแข็งสูง ทำให้ทนการเสียดสีหรือการสึกหรอสูง การพัฒนาเหล็กหล่อกลุ่มนี้เพื่อให้มีอายุการใช้งานยาวนานขึ้น สามารถทำได้โดยกระบวนการทางความร้อนเพื่อให้ได้เมทริกซ์เป็นมาเทนไซต์ และการเติมโลหะเจืออื่นๆ เช่น โมลิบดีนัม ทังสแตน วาเนเดียม เพื่อเพิ่มปริมาณคาร์ไบด์ในโครงสร้างให้มากขึ้น สำหรับโครงการวิจัยนี้มีจุดประสงค์เพื่อศึกษาผลของการเติมทังสแตนและกระบวนการทางความร้อนต่อโครงสร้างจุลภาค ความแข็ง และความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง โดยนำเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.6wt%C ที่เติมทังสแตน 1, 4 และ 10wt% ที่เตรียมโดยการหล่อในแบบหล่อทรายไปทำดีสตีปิลเซชันที่อุณหภูมิ 1050°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และให้เย็นตัวในอากาศ จากนั้นเทมเปอร์ที่อุณหภูมิ 450°C เป็นเวลา 2, 4 และ 6 ชั่วโมง และให้เย็นตัวในอากาศ ศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ ศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ทดสอบความแข็งและความต้านทานการกัดกร่อนด้วยเทคนิคโพเทนชิโอสแตติก จากผลการทดลองพบว่าโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อที่ไม่เติมทังสแตนเป็นแบบไฮโปยูเทคติก ประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ ยูเทคติกออสเทนไนต์และคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 มีความแข็งประมาณ 506 HV30 ส่วนเหล็กหล่อที่เติมทังสแตนโครงสร้างจุลภาคเปลี่ยนเป็นแบบไฮเปอร์ยูเทคติกที่ประกอบด้วยคาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 ยูเทคติกออสเทนไนต์ และคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 , M_6C และ $M_{23}C_6$ มีความแข็งเพิ่มขึ้นเป็น 664 HV30 เมื่อเติมทังสแตน 10wt% หลังการทำดีสตีปิลเซชันพบคาร์ไบด์ทุติยภูมิตกตะกอนในมาเทนไซต์ ทำให้ความแข็งมีค่าเพิ่มมากขึ้นเป็น 885 HV30 ในเหล็กหล่อที่เติมทังสแตน 10wt% ส่วนการอบเทมเปอร์หลังทำดีสตีปิลเซชันทำให้คาร์ไบด์ทุติยภูมิมีปริมาณเพิ่มขึ้น แต่มีความแข็งเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อย นอกจากนี้ยังพบว่าหลังกระบวนการทางความร้อนในเหล็กหล่อที่เติมทังสแตนพบการเปลี่ยนเฟสของคาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 จากการทดสอบความต้านทานการกัดกร่อนพบว่าเหล็กหล่อที่มีการเติมทังสแตนจะมีความต้านทานการกัดกร่อนลดลง ส่วนกระบวนการทางความร้อนจะทำให้ความรุนแรงในการกัดกร่อนเพิ่มขึ้น

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาผลของทั้งสแตนเลสและกระบวนการทางความร้อนต่อโครงสร้างจุลภาค ความแข็งแรงและความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.6wt%C ที่เติมทั้งสแตนเลสในปริมาณ 1, 4 และ 10wt% โดยนำเหล็กที่เตรียมโดยการหล่อในแบบหล่อทรายไปทำดีสตีลเพิลเซชันที่อุณหภูมิ 1050°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และให้เย็นตัวในอากาศ จากนั้นนำมาเทมเปอร์ที่อุณหภูมิ 450°C เป็นเวลา 2, 4 และ 6 ชั่วโมง และให้เย็นตัวในอากาศ ศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ ศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด วิเคราะห์การกระจายพลังงานของรังสีเอกซ์ ทดสอบความแข็งแรงมหภาคและจุลภาคบริเวณแมทริกซ์แบบวิกเกอร์ และทดสอบความต้านทานการกัดกร่อนด้วยเทคนิคโพเทนชิโอดินามิก จากผลการทดลองพบว่าโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อที่ไม่เติมทั้งสแตนเลสเป็นแบบไฮเปอร์ทอกติกประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ ยูเทคติกออสเทนไนต์และคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 ส่วนเหล็กหล่อที่เติมทั้งสแตนเลสโครงสร้างจุลภาคเปลี่ยนเป็นแบบไฮเปอร์ยูเทคติกที่ประกอบด้วยคาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 ยูเทคติกออสเทนไนต์ และคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 , M_6C และ $M_{23}C_6$ หลังการทำดีสตีลเพิลเซชันโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในเดนไดรต์ของมาร์เทนไซต์และมีออสเทนไนต์ตกค้างบางส่วน ส่วนโครงสร้างจุลภาคหลังทำดีสตีลเพิลเซชันและเทมเปอร์พบว่าคาร์ไบด์ทุติยภูมิมีปริมาณเพิ่มขึ้นและออสเทนไนต์ตกค้างมีปริมาณลดลง ปริมาณของคาร์ไบด์ทุติยภูมิเพิ่มขึ้นตามปริมาณทั้งสแตนเลส นอกจากนี้ในเหล็กหล่อที่เติมทั้งสแตนเลสยังพบการเปลี่ยนเฟสของคาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 จากการทดสอบความแข็งแรงมหัพภาคในสภาพหล่อพบว่าเหล็กหล่อที่ไม่ได้เติมทั้งสแตนเลสมีความแข็งแรง 506 และมีค่าเพิ่มขึ้นเป็น 664 HV30 เมื่อเติมทั้งสแตนเลส 10wt% เนื่องจากมีโครงสร้างประกอบด้วยคาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติก M_6C ส่วนหลังการทำดีสตีลเพิลเซชันความแข็งแรงมีค่าเพิ่มขึ้นเป็น 885 HV30 ในเหล็กหล่อที่เติมทั้งสแตนเลส 10wt% เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในเดนไดรต์ของมาร์เทนไซต์และการลดลงของออสเทนไนต์ตกค้าง การทำเทมเปอร์ทำให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อย อย่างไรก็ตามการเติมทั้งสแตนเลสทำให้ความต้านทานการกัดกร่อนลดลง เหล็กหล่อที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนจะมีความรุนแรงในการกัดกร่อนเพิ่มขึ้น

คำสำคัญ: เหล็กหล่อโครเมียมสูง โมลิบดีนัม โครงสร้างจุลภาค ความแข็งแรง การกัดกร่อน

Abstract

In this research, the effect of tungsten and heat treatment on microstructure, hardness and corrosion resistance of the 28wt%Cr-2.6wt%C high chromium cast irons with (1, 4, 10)wt%W has been investigated. The experimental iron was cast into sand mold and destabilized at 1050°C for 4 h and then air cooled. Tempering after destabilization was done at 450°C for 2, 4 and 6 h. Microstructural investigation was performed by X-Ray diffractometer, optical microscopy and scanning electron microscope equipped with energy-dispersive X-ray spectrometry. Vickers macrohardness and microhardness within the matrix were tested. A potentiodynamic technique was used to determine aqueous corrosion resistance. It was found that the as-cast microstructure of the reference iron (without W addition) was hypoeutectic structure consisted of primary austenite dendrite with eutectic M_7C_3 carbide and eutectic austenite partially transformed to martensite. The iron with W addition, the microstructure changed to hypereutectic that contained primary M_7C_3 carbide, eutectic austenite and eutectic carbides including M_7C_3 , M_6C and $M_{23}C_6$. After destabilization, precipitation of secondary carbide within martensite matrix with some of retained austenite was occurred. Destabilised-plus-tempering increased the amount of secondary carbide and retained austenite decreased. The secondary carbide increased with increasing tungsten content. Phase transformation of primary and eutectic M_7C_3 was also found in the irons with W addition. The ac-cast macrohardness increased from 506 to 664 HV30 in the iron with 10wt%W addition. This is due to the formation of primary M_7C_3 and eutectic carbides of M_7C_3 , M_6C and $M_{23}C_6$ carbides. Destabilization increased the macrohardness up to 885 HV30 in the iron with 10wt%W addition, due to the precipitation of secondary carbides within the martensite matrix and decreasing of retained austenite. Tempering slightly increased the hardness. However, the irons with W addition had lower corrosion resistant. In heat treated iron, more severe localised attack was found.

Keywords: High chromium cast iron, molybdenum, microstructure, hardness, corrosion

สารบัญ

	หน้า
กิตติกรรมประกาศ	ก
Executive Summary	ข
บทคัดย่อภาษาไทย	ค
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ	ง
สารบัญ	จ
สารบัญตาราง	ช
สารบัญรูป	ซ
บทที่ 1 บทนำ	
1.1 ความสำคัญและที่มาของงานวิจัย	1
1.2. วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย	2
1.3. ขอบเขตของโครงการวิจัย	2
1.4 ทฤษฎี สมมุติฐานและกรอบแนวคิดของโครงการวิจัย	2
1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	2
บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	
2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง	3
2.2 เฟสไดอะแกรมของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน	6
2.3 เหล็กหล่อโครเมียมสูงอสเทนนิติก	8
2.4 เหล็กหล่อโครเมียมสูงมาร์เทนซิติก	9
2.5 เหล็กหล่อโครเมียมสูงเฟอร์ริติก	10
2.6 คาร์ไบต์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง	11
2.7 ความต้านทานการกัดกร่อน	13
2.8 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	15
บทที่ 3 วิธีการทดลอง	
3.1 การหล่อและส่วนผสมทางเคมี	18
3.2 การปรับสภาพด้วยความร้อน	19
3.3 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค	20
3.4 การศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์	20
3.5 การทดสอบความแข็ง	21
3.6 การทดสอบความต้านทานการกัดกร่อน	22
บทที่ 4 ผลการทดลองและอภิปรายผล	
4.1 การศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์	23
4.2 โครงสร้างจุลภาค	28
4.2.1 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อ	28
4.2.2 โครงสร้างจุลภาคหลังกระบวนการทางความร้อน	42

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
4.3 ความแข็ง	53
4.4 ความต้านทานการกัดกร่อน	55
บทที่ 5 สรุปผลการทดลอง	60
<hr/>	
เอกสารอ้างอิง	61
ภาคผนวก	63



สารบัญตาราง

ตาราง	หน้า
2.1 ส่วนผสมทางเคมีและความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง (BS 4844)	4
2.2 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง (ASTM A-532-87)	4
2.3 ชนิดและความแข็งของคาร์ไบด์ที่พบในโลหะผสมเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน	12
3.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้ในการทดลอง	18
3.2 กระบวนการทางความร้อนและสัญลักษณ์ของชิ้นงาน	20
4.1 ความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าในช่วงที่เกิดฟิล์มพาสซีฟ	56



สารบัญรูป

รูป	หน้า
2.1	1
2.1	5
2.2	6
2.3	7
2.4	8
2.5	9
2.6	10
2.7	11
2.8	12
2.9	13
2.10	14
2.11	15
3.1	18
3.2	19
3.3	19
3.4	21

สารบัญรูป (ต่อ)

รูป	หน้า
3.5 (ก) เครื่องทดสอบความแข็งแบบจุลภาค รุ่น HV-1000 บริษัท Jinan Testing Equipment IE Corporation (ข) รอยกดบริเวณเดนไดรท์	21
3.6 อุปกรณ์ที่ใช้ในการทดสอบความต้านทานการกัดกร่อน	22
4.1 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) (ก) ในสภาพหล่อ (AC) (ข) หลังการอบตีสเตบิไลเซชัน (D) และ (ค-จ) หลังการอบตีสเตบิไลเซชันและเทมเปอร์ริง (D+T) เป็นเวลา 2, 4 และ 6 ชั่วโมง	24
4.2 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 1wt% (W1) (ก) ในสภาพหล่อ (AC) (ข) หลังการอบตีสเตบิไลเซชัน (D) และ (ค-จ) หลังการอบตีสเตบิไลเซชันและเทมเปอร์ริง (D+T) เป็นเวลา 2, 4 และ 6 ชั่วโมง	25
4.3 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 4wt% (W4) (ก) ในสภาพหล่อ (AC) (ข) หลังการอบตีสเตบิไลเซชัน (D) และ (ค-จ) หลังการอบตีสเตบิไลเซชันและเทมเปอร์ริง (D+T) เป็นเวลา 2, 4 และ 6 ชั่วโมง	26
4.4 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 10wt% (W10) (ก) ในสภาพหล่อ (AC) (ข) หลังการอบตีสเตบิไลเซชัน (D) และ (ค-จ) หลังการอบตีสเตบิไลเซชันและเทมเปอร์ริง (D+T) เป็นเวลา 2, 4 และ 6 ชั่วโมง	27
4.5 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI (กรด Na ₂ S ₂ O ₅ 10g + HCl 50 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)	29
4.6 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 1wt% (W1) (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI (กรด Na ₂ S ₂ O ₅ 10g + HCl 50 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)	30
4.7 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 4wt% (W4) (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI (กรด Na ₂ S ₂ O ₅ 10g + HCl 50 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)	31
4.8 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 10wt% (W10) (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI (กรด Na ₂ S ₂ O ₅ 10g + HCl 50 ml ในน้ำกลั่น 100 ml)	32
4.9 การวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยอีดีเอสของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) ในสภาพหล่อ (ก) ภาพถ่าย BEI (ข-ค) สเปกตรัมของธาตุ (ง) ผลการวิเคราะห์	34
4.10 การวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยอีดีเอสของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 1wt% (W1) ในสภาพหล่อ (ก) ภาพถ่าย BEI (ข-ง) สเปกตรัมของธาตุ (จ) ผลการวิเคราะห์	35
4.11 การวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยอีดีเอสของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 4wt% (W4) ในสภาพหล่อ (ก) ภาพถ่าย BEI (ข-ง) สเปกตรัมของธาตุ (จ) ผลการวิเคราะห์	36

สารบัญรูป (ต่อ)

รูป	หน้า
4.12 การวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยอีทีเอสของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 10wt% (W10) ในสภาพหล่อ (ก) ภาพถ่าย BEI (ข-ง) สเปกตรัมของธาตุ (จ) ผลการวิเคราะห์	37
4.13 ลักษณะของคาร์ไบด์ยูเทคติกในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) หลังการกัดกรดแบบลึก (Deep etch) (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI	38
4.14 ลักษณะของคาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติกในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 1wt% (W1) หลังการกัดกรดแบบลึก (Deep etch) (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI	39
4.15 ลักษณะของคาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติกในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 4wt% (W4) หลังการกัดกรดแบบลึก (Deep etch) (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI	40
4.16 ลักษณะของคาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติกในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 10wt% (W10) หลังการกัดกรดแบบลึก (Deep etch) (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI	41
4.17 ภาพถ่ายจากกล้อง OM และ SEM แสดงการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (SC) ในมาร์เทนไซต์ (α') หลังการอบตีสเตบิลไลเซชันของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) และเติมทั้งสแตน 1wt% (W1), 4wt% (W4) และ 10wt% (W10)	43
4.18 ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการอบตีสเตบิลไลเซชัน แสดงลักษณะของคาร์ไบด์ทุติยภูมิ หลังการกัดกรดแบบลึก (Deep etch) (ก) เหล็กหล่อ R (ข) W1 (ค) W4 (ง) W10	44
4.19 ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI แสดงการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (SC) ในมาร์เทนไซต์ หลังการอบตีสเตบิลไลเซชัน (D) และหลังการอบตีสเตบิลไลเซชัน+เทมเปอร์িংเป็นเวลา 2, 4, 6 ชั่วโมง (D+T2, D+T4, D+T6) ของเหล็กหล่อ R และ W1	47
4.20 ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI แสดงการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (SC) ในมาร์เทนไซต์ หลังการอบตีสเตบิลไลเซชัน (D) และหลังการอบตีสเตบิลไลเซชัน+เทมเปอร์িংเป็นเวลา 2, 4, 6 ชั่วโมง (D+T2, D+T4, D+T6) ของเหล็กหล่อ W4 และ W10	48
4.21 ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI แสดงการเปลี่ยนเฟสของคาร์ไบด์ยูเทคติกของเหล็กหล่อ R และ W1 หลังการอบตีสเตบิลไลเซชัน (D) และตีสเตบิลไลเซชัน+เทมเปอร์িং 2, 4, 6 ชั่วโมง (D+T2, D+T4, D+T6)	49
4.22 ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI แสดงการเปลี่ยนเฟสของคาร์ไบด์ยูเทคติกของเหล็กหล่อ W4 และ W10 หลังการอบตีสเตบิลไลเซชัน (D) และตีสเตบิลไลเซชัน+เทมเปอร์িং 2, 4, 6 ชั่วโมง (D+T2, D+T4, D+T6)	50

สารบัญรูป (ต่อ)

รูป	หน้า
4.23 การวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยอีทีเอสของคาร์ไบด์ยูเทคติกที่มีการเปลี่ยนเฟสในเหล็กหล่อ W1 หลังการอบตีสเตบิลไอเซชัน (ก) ภาพถ่าย BEI (ข-ง) สเปกตรัมของธาตุ (จ) ผลการวิเคราะห์	51
4.24 การวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยอีทีเอสของคาร์ไบด์ยูเทคติกที่มีการเปลี่ยนเฟสในเหล็กหล่อ W4 หลังการอบตีสเตบิลไอเซชัน (ก) ภาพถ่าย BEI (ข-ง) สเปกตรัมของธาตุ (จ) ผลการวิเคราะห์	52
4.25 ผลของทั้งสแตนและกระบวนการทางความร้อนต่อความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน R และเหล็กหล่อ W1, W4 และ W10 (ก) ความแข็งมหภาค (ข) ความแข็งจุลภาคบริเวณเมทริกซ์	54
4.26 เส้นโค้งโพลาริเซชันของเหล็กหล่อ R, W1, W4 และ W10 ในสภาพหล่อ (AC), หลังการอบตีสเตบิลไอเซชัน (D) และหลังการอบเทมเปอร์ริง (D+T4)	57
4.27 ภาพถ่าย SEM-BEI แสดงโครงสร้างหลังการกัดกร่อนในสภาพหล่อ (ก) เหล็กหล่อ R (ข) W1 (ค) W4 (ง) W10	58
4.28 ภาพถ่าย SEM-BEI แสดงโครงสร้างหลังการกัดกร่อนหลังการอบตีสเตบิลไอเซชัน (ก) เหล็กหล่อ R (ข) W1 (ค) W4 (ง) W10	59
4.29 ภาพถ่าย SEM-BEI แสดงโครงสร้างหลังการกัดกร่อนหลังการอบตีสเตบิลไอเซชันและเทมเปอร์ริง (ก) W1 (ข) W4	59

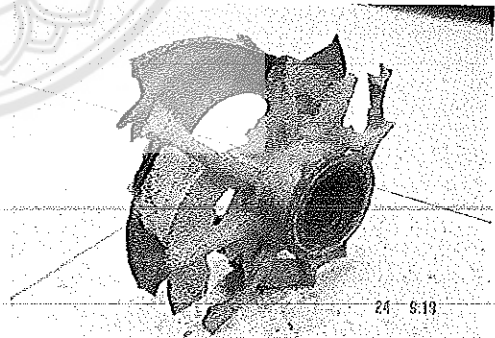
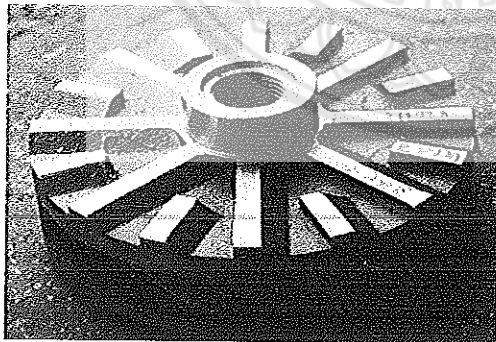
บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญและที่มาของงานวิจัย

เหล็กหล่อโครเมียมสูงมีบทบาทสำคัญมากในอุตสาหกรรมเหมืองแร่และอุตสาหกรรมซีเมนต์ เนื่องจากในโครงสร้างประกอบด้วยโครเมียมคาร์ไบด์ที่มีความแข็งสูง ทนการเสียดสีหรือการสึกหรอสูง (high abrasion resistance) ทำให้มีอายุการใช้งานยาวนาน อย่างไรก็ตามในโรงถลุงสังกะสีได้มีการใช้ปั๊มทอยโข่งที่ผลิตจากเหล็กหล่อโครเมียมสูง 25wt%Cr-3wt%C เพื่อขนถ่ายสินแร่ภายใต้สภาวะที่มีการเสียดสีจากเม็ดแร่และการกัดกร่อนจากสารละลายกรดซัลฟิวริก (pH 1) ที่ใช้ในกระบวนการแยกแร่สังกะสี เป็นผลให้ปั๊มมีอายุการใช้งานสั้นมากเพียงประมาณ 160 ชั่วโมง ดังรูปที่ 1.1 ดังนั้นการพัฒนาเหล็กหล่อกลุ่มนี้เพื่อให้มีอายุการใช้งานยาวนานขึ้นจึงเป็นสิ่งสำคัญยิ่ง วิธีการปรับปรุงสมบัติของเหล็กหล่อกลุ่มนี้สามารถทำได้โดยการปรับสภาพด้วยความร้อนเพื่อเปลี่ยนแปลงเมทริกซ์จากออสเทนไนต์ให้เป็นมาเทนไนต์ และการเติมโลหะเจืออื่นๆ เช่น โมลิบดีนัม ทังสแตน วาเนเดียม เพื่อเพิ่มปริมาณคาร์ไบด์ในโครงสร้างให้มากขึ้น

ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงมีแนวคิดที่จะปรับปรุงสมบัติของเหล็กหล่อโครเมียมสูง โดยการเติมธาตุทังสแตน โดยมุ่งเน้นไปที่เหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.6wt%C ซึ่งมีปริมาณโครเมียมสูงชัน ร่วมกับการปรับสภาพด้วยความร้อน เพื่อศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างส่วนผสมทางเคมี โครงสร้างจุลภาค ความแข็ง และความต้านทานการกัดกร่อน ซึ่งข้อมูลที่ได้จากการวิจัยในครั้งนี้จะเป็นประโยชน์ต่ออุตสาหกรรมเหล็กหล่อโครเมียมสูง และคาดหวังว่าจะสามารถนำไปใช้เป็นข้อมูลพื้นฐานในการเลือกเหล็กหล่อให้เหมาะสมกับอุตสาหกรรมที่มีการใช้งานเหล็กหล่อชนิดนี้



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

1.2. วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย

1. เพื่อศึกษาผลของทั้งสแตนและการปรับสภาพด้วยความร้อนต่อโครงสร้างจุลภาค ความแข็ง และความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง
2. เพื่อศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างส่วนผสมทางเคมี โครงสร้างจุลภาค ความแข็ง และความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง

1.3. ขอบเขตของโครงการวิจัย

1. ศึกษาเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.6wt%C ที่ไม่เต็มและเต็มทั้งสแตนในปริมาณ 1, 4 และ 10wt%
2. ปรับสภาพด้วยความร้อนด้วยการทำดีสเทปิลเซชันและเทมเปอร์ริง
3. ทดสอบการกัดกร่อนโดยวิธีการทางไฟฟ้า-เคมี โดยใช้เทคนิคโพเทนทิโอสแตติก
4. ทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์
5. ศึกษาโครงสร้างด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ กล้องจุลทรรศน์แสง และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

1.4 ทฤษฎี สมมติฐาน และกรอบแนวคิดของโครงการวิจัย

จากการศึกษางานวิจัยที่ผ่านมา พบว่าการเติมทั้งสแตนในเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะทำให้เกิดการไรต์หลายชนิดและมีเศษส่วนโดยพื้นที่เพิ่มขึ้น ซึ่งส่งผลให้ความแข็งและความต้านทานการสึกหรอดีขึ้น นอกจากนี้การทำดีสเทปิลเซชันจะทำให้เมทริกซ์เปลี่ยนจากออสเทนไนต์เป็นมาเทนไซต์ที่มีความต้านทานการสึกหรอที่ดีขึ้น ส่วนการเทมเปอร์ริงหลังดีสเทปิลเซชันจะทำให้ปริมาณออสเทนไนต์ที่ตกค้างมีปริมาณลดลง นอกจากนี้ยังมีรายงานว่าการทำดีสเทปิลเซชันยังช่วยเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูงอีกด้วย ดังนั้นเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่เติมทั้งสแตนและผ่านการทำดีสเทปิลเซชันและเทมเปอร์ริง จะมีความแข็งและความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กหล่อดีขึ้น

1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

ทราบผลของทั้งสแตนและการปรับสภาพด้วยความร้อนต่อโครงสร้างจุลภาค ความแข็ง และความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง และสามารถนำไปใช้เป็นข้อมูลพื้นฐานสำหรับอุตสาหกรรมที่มีการใช้งานเหล็กหล่อชนิดนี้

บทที่ 2

ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง [1-8]

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

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

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 ดังตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีและความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง (BS 4844)

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

ตารางที่ 2.2 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง (ASTM A-532-87)

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

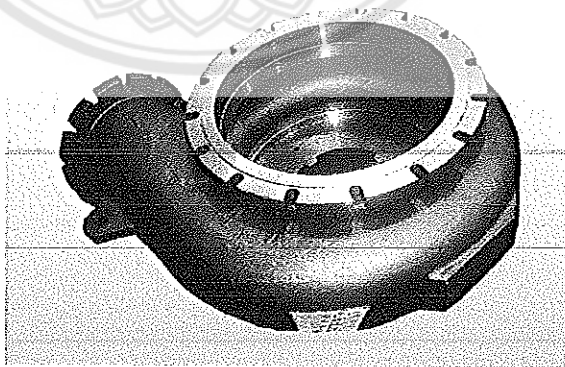
การเติมธาตุ เช่น โมลิบดีนัม นิกเกิล และทังสเตน ในเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะทำให้ความแข็งและความทนทานต่อการสึกหรอเพิ่มขึ้น โดยธาตุที่เติมจะรวมตัวกับคาร์บอนกลายเป็นคาร์ไบด์ที่มีความแข็งสูงและส่งผลให้ปริมาณของยูเทคติกคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น การผสมโมลิบดีนัมในเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะส่งผลด้านเพิ่มความทนทานการสึกหรอของเหล็กได้ โดยโมลิบดีนัมจะรวมตัวกับคาร์บอนได้คาร์ไบด์จะมีความแข็งสูงประมาณ 1000 HV50 นอกจากนี้ยังเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งให้กับเหล็กหล่ออีกด้วย โดยมีบทบาทในการป้องกันไม่ให้ออสเตนไนต์เปลี่ยนไปเป็นเฟอไรต์ในขณะเหล็กเย็นตัวในแบบหล่อหรือในขณะที่ทำการปรับสภาพด้วยความร้อน การผสมโมลิบดีนัมนอกจากจะเพิ่มความทนทานต่อการสึกหรอแล้ว ยังมีผลทำให้ความเหนียวของเหล็กดีขึ้น โดยเฉพาะกับงานหล่อที่มีความหนามาก ๆ ในใช้ในอุตสาหกรรมเหมืองแร่ ซึ่งเป็นอุปกรณ์สำหรับบดแร่ที่ต้องมีความทนทานต่อการกระแทกสูงจึงนิยมใช้เหล็กหล่อผสมทั้งโครเมียมและโมลิบดีนัม ถึงแม้ว่าเหล็กจะมีราคาแพงกว่าเหล็กผสมโครเมียมเพียงอย่างเดียวก็ตาม ดังที่ปรากฏในมาตรฐานเหล็กผสมโครเมียม ASTM A532 ชั้นคุณภาพ 15Cr-Mo จะผสมโมลิบดีนัม ในปริมาณ 1-3wt% โดยลดปริมาณโครเมียมลงเหลือ 14-18wt% และในชั้นคุณภาพโครเมียมปริมาณ 25wt% จะผสมปริมาณโมลิบดีนัม

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

ตัวอย่างการใช้งานเหล็กหล่อโครเมียมสูง [1]

ตัวถังปั๊มแบบหอยโข่ง

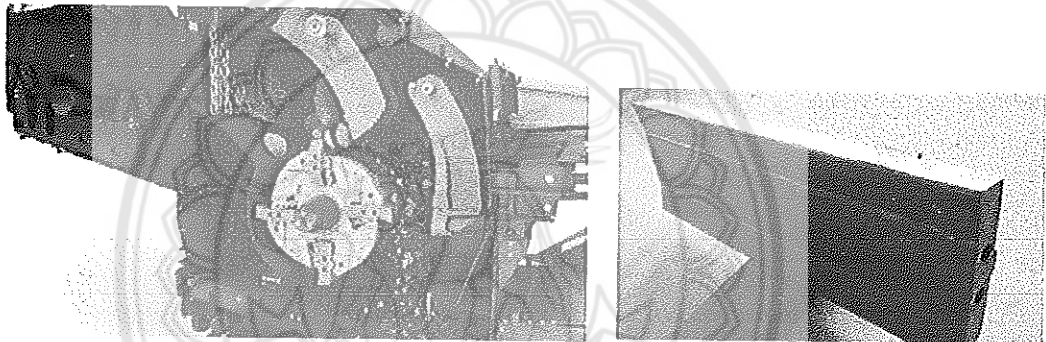
ชิ้นส่วนนี้มักได้รับการระบุให้ผลิตโดยใช้เหล็กหล่อที่มีปริมาณโครเมียม 22wt% และคาร์บอน 2.8wt% ตามมาตรฐาน BS 4844:1986 เกรด 3E ถ้าหากมีการระบุให้ใช้ในสภาพชิ้นงานหล่อจำเป็นต้องให้ความสำคัญกับปริมาณธาตุผสมที่เหมาะสม เพื่อหลีกเลี่ยงการเกิดเฟิร์สไลต์ในเมทริกซ์แบบออสเตนไนต์ในทุกบริเวณของชิ้นงาน ทางเลือกอีกทางหนึ่งคือการใช้ชิ้นงานที่มีเมทริกซ์แบบมาร์เทนซิติกที่มีความแข็งแรงสูงกว่าและเหมาะกับงานที่ต้องทนทานต่อการสึกหรอแบบกัดเซาะ (erosion) แม้ว่าตัวถังปั๊มแบบหอยโข่งจะมีลักษณะรูปร่างที่ค่อนข้างซับซ้อนก็ตาม ดังรูป 2.1 แต่ความหนาของบริเวณต่าง ๆ มีค่าใกล้เคียงกันประมาณ 50 มิลลิเมตร ทำให้การปรับสภาพด้วยความร้อนทำได้ไม่ยากนักเนื่องจากชิ้นงานหนาไม่มากอีกทั้งลักษณะรูปร่างของชิ้นงานยังทำให้อากาศไหลเวียนได้อย่างสะดวกในระหว่างการปรับสภาพด้วยความร้อนโดยใช้พัดลมเป่า (forced air quench) ปัญหาในระหว่างการปรับสภาพด้วยความร้อนอาจเกิดเฉพาะในกรณีที่ชิ้นงานมีน้ำหนักเกิน 200 กิโลกรัม และความหนาของบางบริเวณเปลี่ยนแปลงเกือบ 100% เท่านั้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งในระหว่างการเย็นตัวต่ำกว่าอุณหภูมิ M_s หลังจากการอบชุบในอากาศ (air quench) ในกรณีเช่นนี้อาจจำเป็นต้องระบุส่วนที่บางและป้องกันไม่ให้อุณหภูมิเย็นจนเร็วเกินไปเพื่อหลีกเลี่ยงการแตกร้าวอันเนื่องจากการเปลี่ยนเฟส



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

แท่งสำหรับกระแทก

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



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

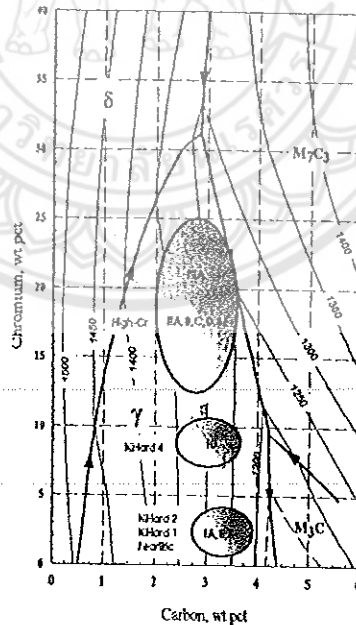
2.2 เฟสไดอะแกรมของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน [7, 9-14]

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

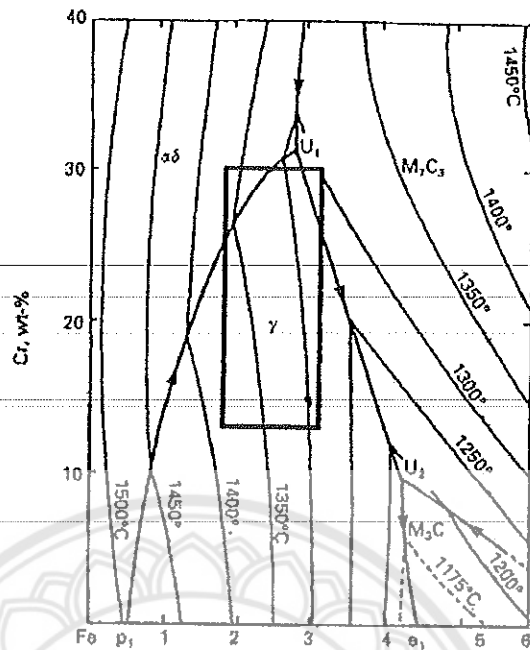
เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ได้รับการใช้งานส่วนใหญ่จะเป็นแบบไฮโปยูเทคติกที่มีส่วนผสม 10-30wt%Cr และ 2-3.5wt%C ที่อยู่ในช่วงของเฟสออสเทนไนต์ ดังแสดงในรูปที่ 2.4 เหล็กหล่อกลุ่มนี้เมื่อแข็งตัวจากน้ำโลหะจะเกิดเป็นเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ ตามด้วยยูเทคติกของออสเทนไนต์และยูเทคติกคาร์ไบด์ M_7C_3 จากการแข็งตัวของเหล็กหล่อที่มีส่วนผสม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

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

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



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

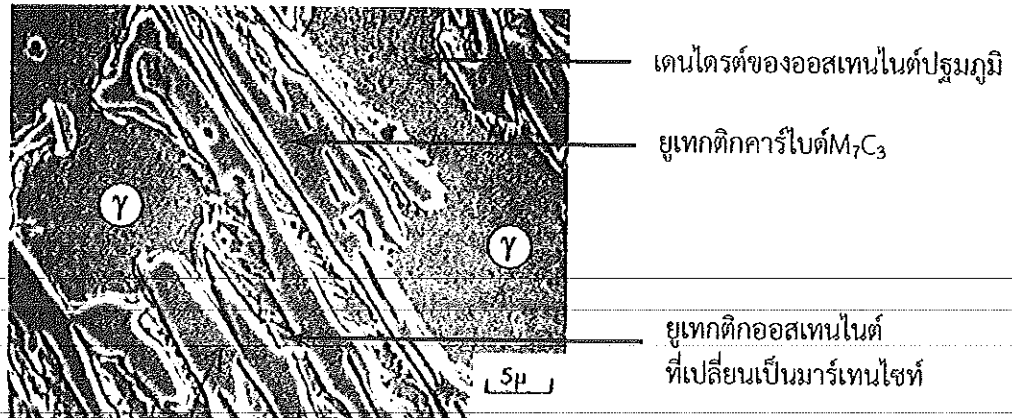


รูปที่ 2.4 แผนภาพแสดงภาพฉายของพื้นผิวลิวิดัส (liquidus surface) ของระบบเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน กล่องสี่เหลี่ยมแสดงส่วนผสมของเหล็กหล่อโครเมียมสูงแบบไฮโปยูเทกติกที่ใช้งานโดยทั่วไป

2.3 เหล็กหล่อโครเมียมสูงอสเทนนิติก [1, 3-7, 14]

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

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

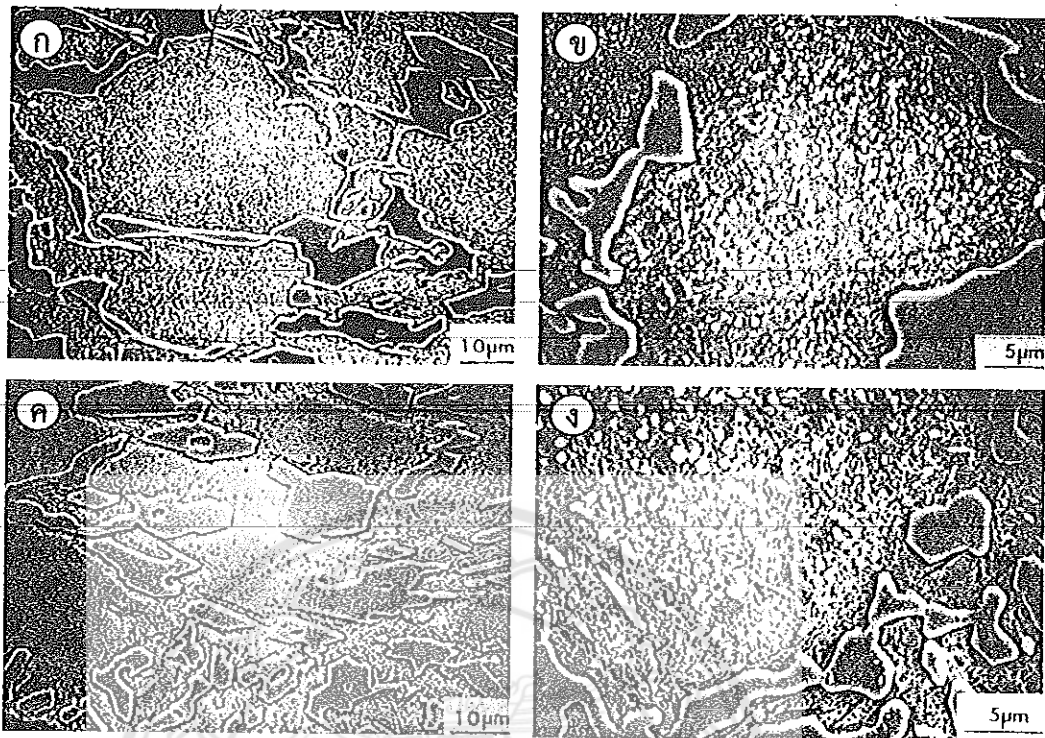


รูปที่ 2.5 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 30wt%Cr-2.4wt%C ที่ประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ ยูเทกติกคาร์ไบด์ M_7C_3 และยูเทกติกออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์

2.4 เหล็กหล่อโครเมียมสูงมาร์เทนซิติค [1-4, 6-7, 13-14]

เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีโครงสร้างเป็นแบบออสเทนไนต์จะมีความต้านทานต่อการสึกหรอต่ำ ดังนั้นจึงจำเป็นต้องปรับปรุงสมบัติโดยการปรับสภาพด้วยความร้อน (heat treatment) เพื่อเปลี่ยนโครงสร้างจากออสเทนไนต์ที่อ่อนให้เป็นมาร์เทนไซต์ที่แข็งแกร่งกว่า

การปรับสภาพด้วยความร้อนเหล็กหล่อโครเมียมสูง เริ่มจากการเผาเหล็กหล่อหลังการเย็นตัวในแบบหล่อที่อุณหภูมิสูงระหว่าง 950-1050 °C เพื่อให้โครเมียมและคาร์บอนที่ละลายอยู่ในออสเทนไนต์ในลักษณะเกินจุดอิ่มตัวที่ออสเทนไนต์จะยอมให้ละลายอยู่ได้ การเผาในขั้นนี้เรียกว่า ดีสเตบิไลเซชัน (destabilisation) ทำให้คาร์บอนและโครเมียมแยกตัวออกมารวมกันเป็นคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (secondary carbide) เป็นการลดปริมาณคาร์บอนในออสเทนไนต์ ทำให้ความสามารถในการชุบแข็งของออสเทนไนต์เพิ่มขึ้น กล่าวคือออสเทนไนต์จะเปลี่ยนไปเป็นเฟิร์ลไลต์ได้ยากขึ้นหรือโอกาสที่จะได้มาร์เทนไซต์จะสูงขึ้น หลังการทำดีสเตบิไลเซชันในเวลาพอสมควร และปล่อยให้ชิ้นงานเย็นลงอย่างรวดเร็วโดยการใช้น้ำมัน (oil quenched) ซึ่งจะทำได้โครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ตกค้างบางส่วน ดังนั้นโครงสร้างจุลภาคหลังการทำดีสเตบิไลเซชันจะประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในโครงสร้างของมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ตกค้าง ดังรูปที่ 2.6



รูปที่ 2.6 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 2wt%C-20wt%Cr-1.75wt%Mo หลังจากการปรับสภาพด้วยความร้อนในลักษณะต่างๆ (ก) อบที่อุณหภูมิ 900 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นในอากาศ (ข) ตัวอย่างชิ้นเดียวกับ (ก) แต่ที่กำลังขยายสูงกว่าแสดงลักษณะและการกระจายของเฟสคาร์ไบด์หุติยภูมิ (ค) อบที่อุณหภูมิ 900 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมงแล้วปล่อยให้เย็นในอากาศ จะเห็นว่าไม่เกิดเฟสคาร์ไบด์หุติยภูมิเนื่องจากเวลาที่ใช้ไม่นานพอ (ง) อบที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นในอากาศ

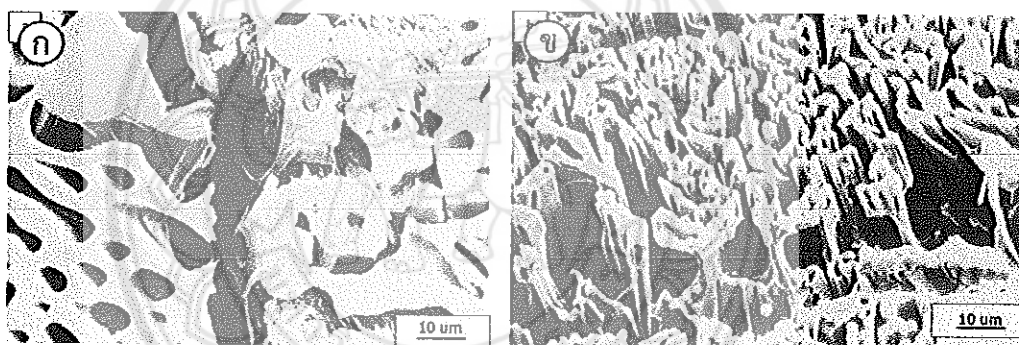
2.5 เหล็กหล่อโครเมียมสูงเฟอร์ริติก [3, 11, 13-15]

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

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

ยูเทคติกคาร์ไบต์

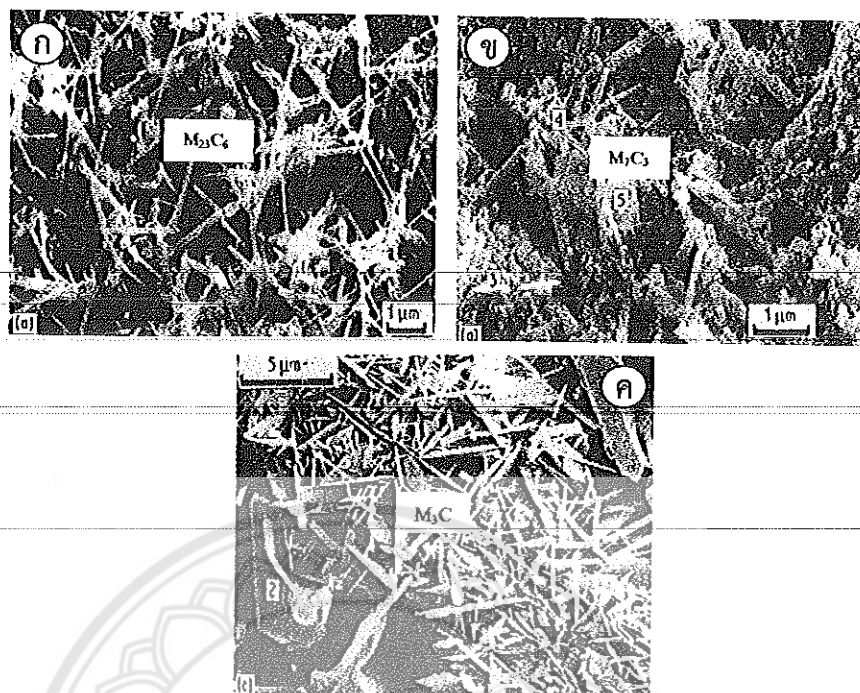
ชนิดและรูปร่างของยูเทคติกคาร์ไบต์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูงขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีและอัตราการเย็นตัว จากการศึกษาของ Powell [14] พบว่าการเพิ่มปริมาณโครเมียมและคาร์บอนจะทำให้ยูเทคติกคาร์ไบต์ชนิด M_3C ที่มีลักษณะต่อเนื่องเปลี่ยนเป็นชนิด M_7C_3 ที่ไม่ต่อเนื่อง ทำผลให้ความเหนียวสูงขึ้น เมื่อปริมาณโครเมียมต่ำกว่า 12wt% ยูเทคติกคาร์ไบต์จะเป็นชนิด M_3C โดยที่โครเมียมต่ำกว่า 6wt% ยูเทคติกคาร์ไบต์จะต่อเนื่องกันมากขึ้น แต่ถ้าโครเมียมอยู่ระหว่าง 8-10wt% ยูเทคติกคาร์ไบต์จะต่อเนื่องน้อยลงและจะมีลักษณะเป็นดิวเฟิล็กซ์ โดยมีแกนกลางเป็น M_7C_3 และล้อมรอบด้วย M_3C แต่ถ้าปริมาณโครเมียมสูงกว่า 12wt% ยูเทคติกคาร์ไบต์จะเป็นชนิด M_7C_3 ที่ไม่ต่อเนื่องหรือเป็นแบบ lamellar จากรูปที่ 2.7 เมื่อเปรียบเทียบลักษณะของยูเทคติกคาร์ไบต์ในเหล็กหล่อ 3.6wt%C-5wt%Cr และ 2.4wt%C-30wt%Cr จะเห็นว่าคาร์ไบต์ชนิด M_7C_3 ในเหล็กหล่อ 30wt%Cr จะมีรูปร่างเป็นแท่งหกเหลี่ยมและเป็นแผ่น ส่วนคาร์ไบต์ชนิด M_3C ในเหล็กหล่อ 5wt%Cr จะมีลักษณะที่ต่อเนื่องมากกว่า ส่วนชนิดและความแข็งของคาร์ไบต์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูง แสดงดังตารางที่ 2.3



รูปที่ 2.7 โครงสร้าง Deep etched เปรียบเทียบลักษณะของยูเทคติกคาร์ไบต์ (ก) คาร์ไบต์ชนิด M_3C ในเหล็กหล่อ 3.6wt%C-5wt%Cr จะมีลักษณะที่ต่อเนื่อง (ข) คาร์ไบต์ชนิด M_7C_3 ในเหล็กหล่อ 2.4wt%C-30wt%Cr ที่มีขนาดเล็กและต่อเนื่องน้อยกว่า

คาร์ไบต์ทุติยภูมิ

ตามที่ได้กล่าวมาแล้ว เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีโครงสร้างเป็นแบบออสเทนไนต์มีความต้านทานต่อการสึกหรอต่ำ ซึ่งสามารถปรับปรุงสมบัติโดยการทำให้สเทบิไลเซชัน ซึ่งจะทำให้เกิดคาร์ไบต์ทุติยภูมิตกตะกอนในเมทริกซ์ของมาเทนไซต์ ชนิดของคาร์ไบต์ทุติยภูมิขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีและอุณหภูมิในการทำให้สเทบิไลเซชัน โดยเหล็กหล่อที่มีโครเมียมอยู่ระหว่าง 25-30wt% ชนิดของคาร์ไบต์ทุติยภูมิจะเป็น $M_{23}C_6$ ซึ่งมีลักษณะเป็นแท่งขนาดเล็กและต่อเชื่อมกัน ส่วนเหล็กหล่อที่มีโครเมียมระหว่าง 15-20wt%Cr คาร์ไบต์ทุติยภูมิเป็นชนิด M_6C และ M_7C_3 ที่มีลักษณะเป็นแท่ง ส่วนเหล็กหล่อที่มีปริมาณโครเมียมต่ำ คาร์ไบต์ทุติยภูมิจะเป็นชนิด M_3C ที่เป็นแผ่นหรือเป็นเข็ม ในรูปที่ 2.8 เปรียบเทียบชนิดและรูปร่างของคาร์ไบต์ทุติยภูมิในเหล็กหล่อที่มีปริมาณโครเมียมต่าง ๆ กัน



รูปที่ 2.8 (ก) 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

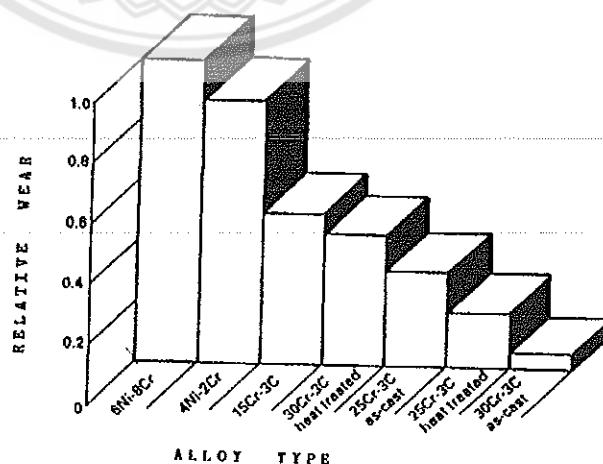
ตารางที่ 2.3 ชนิดและความแข็งของคาร์ไบด์ที่พบในโลหะผสมเหล็ก-โครเมียม-คาร์บอน [16]

Type	Crystalline system	Lattice Constant (Å)	Specific Gravity	Hardness(HV)
$(Fe, Cr)_3C$	Rhombic	a=4.52 b=5.09 c=6.74	7.67	≈1100
	Hexagonal	a=6.88 b=4.54		
$(Fe, Cr)_7C_3$	Rhombic	a=4.54 b=6.88 c=11.94	6.92	≈1400
	Rhombohedral	a=13.98 b=4.52		
$(Fe, Cr)_{23}C_6$	F.C.C.	a=10.64	6.97	≈1000
$(Fe, Cr Mo)_6C$	F.C.C.	a=11.08	6.68	≈1200-1800

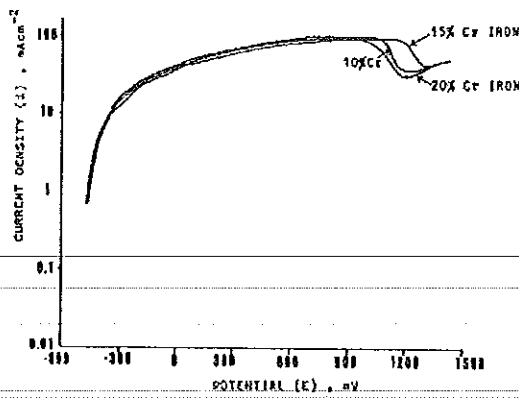
2.7 ความต้านทานการกัดกร่อน [1, 6, 11-14]

โดยทั่วไปเหล็กหล่อหรือเหล็กกล้าที่มีปริมาณโครเมียมในเมทริกซ์มากกว่า 12wt% จะเกิดฟิล์มของ Cr_2O_3 มาปกคลุมผิวหน้าชิ้นงาน ทำให้ความต้านทานการกัดกร่อน (corrosion resistance) ดีขึ้น แต่สำหรับเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะต้องมีปริมาณของโครเมียมในเมทริกซ์มากกว่า 14wt% เนื่องจากหลังการแข็งตัวปริมาณของโครเมียมบริเวณที่อยู่รอบๆ คาร์ไบด์จะมีปริมาณโครเมียมและคาร์บอนต่ำ เช่นเดียวกับการทำดีสเดบิไลเซชันซึ่งทำให้เกิดคาร์ไบด์ทุติยภูมิและเป็นผลให้ปริมาณโครเมียมในเมทริกซ์ลดลง ซึ่งพบว่าเมื่อปริมาณโครเมียมสูงขึ้นความต้านทานการกัดกร่อนจะสูงขึ้นเนื่องจากเกิดสภาพแอคทีฟ-พาสซีฟ (active-passive transition)

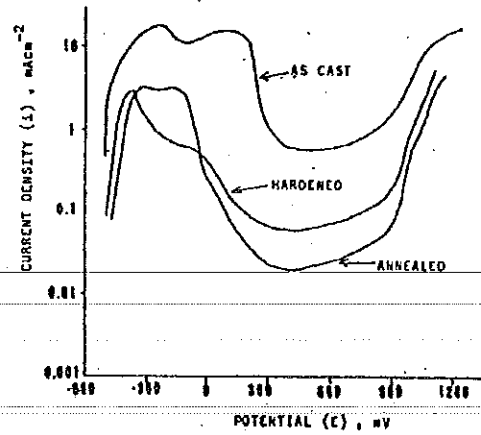
ในอุตสาหกรรมที่เกี่ยวข้องกับแร่และปี้มของเหลวซึ่งใช้งานที่มีทั้งการสึกหรอและการกัดกร่อน จากรูปที่ 2.9 เมื่อเปรียบเทียบความต้านทานการกัดกร่อนในสารละลายกรดจะเห็นว่าเหล็กหล่อ 28-30wt%Cr จะมีความต้านทานการสึกหรอและการกัดกร่อนดีที่สุด จากรูปที่ 2.10 เมื่อเปรียบเทียบเส้นโค้งโพลาไรเซชันของเหล็กหล่อที่มีปริมาณโครเมียมต่างกัน คือ 10wt%, 15wt%, 20wt%, 25wt% และ 30wt%Cr ในสารละลายกรดซัลฟิวริกจะเห็นว่าเหล็กหล่อที่มีโครเมียมต่ำกว่า 25wt%Cr จะเกิดสภาพแอคทีฟ-พาสซีฟเล็กน้อย เนื่องจากมีปริมาณโครเมียมในเมทริกซ์ไม่เพียงพอ ส่วนเหล็กหล่อที่มีโครเมียม 25wt%Cr และ 30wt%Cr ในสภาพหล่อจะเกิดการกัดกร่อนมากกว่าหลังการปรับสภาพด้วยความร้อน เนื่องจากบริเวณออสเทนไนต์ที่อยู่ใกล้กับยูเทคติกคาร์ไบด์มีปริมาณโครเมียมต่ำ ทำให้เกิดการกัดกร่อนขึ้นรอบๆ ยูเทคติกคาร์ไบด์ แต่หลังการปรับสภาพด้วยความร้อน จะทำให้โครเมียมมีการกระจายตัวดีขึ้น โดยเฉพาะบริเวณรอบๆ ยูเทคติกคาร์ไบด์เป็นผลให้การกัดกร่อนลดลง ส่วนในเหล็กหล่อที่มีโครเมียม 35wt%Cr จะเกิดสภาพแอคทีฟ-พาสซีฟได้ง่ายกว่า อย่างไรก็ตามเหล็กหล่อนี้มีโครงสร้างเป็นเฟอร์ไรต์ซึ่งมีความต้านทานการสึกหรอต่ำ นอกนี้จะเห็นได้ว่าเหล็กหล่อที่มีส่วนผสม 30wt%Cr-2.4-2.9wt%C จะมีความต้านทานการกัดกร่อนและการสึกหรอแบบกัดเซาะดีที่สุด นอกจากนี้ยังพบว่าการเติมโมลิบดีนัมจะทำให้ความต้านทานการกัดกร่อนดีขึ้น เนื่องจากโมลิบดีนัมจะเข้าไปแทนที่โครเมียมเพื่อให้เกิดคาร์ไบด์ ทำให้เหลือปริมาณโครเมียมในเมทริกซ์มากขึ้น



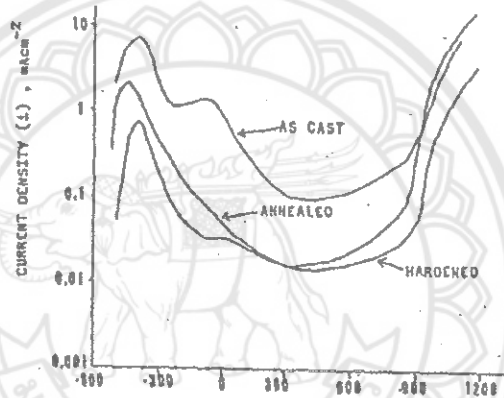
รูปที่ 2.9 เปรียบเทียบความต้านทานการกัดกร่อนและการสึกหรอแบบกัดเซาะ



(ก)



(ข)



(ค)

รูปที่ 2.10 เส้นโค้งอโนดิกโพลาร์ไรเซชันของเหล็กหล่อในสารละลายซัลฟูริก (ก) เหล็กหล่อ 10wt%, 15wt% และ 20wt% ในสภาพหล่อ (ข) เหล็กหล่อ 25wt% ในสภาพหล่อ (ค) เหล็กหล่อ 30wt%Cr ในสภาพหล่อและหลังการปรับสภาพด้วยความร้อน

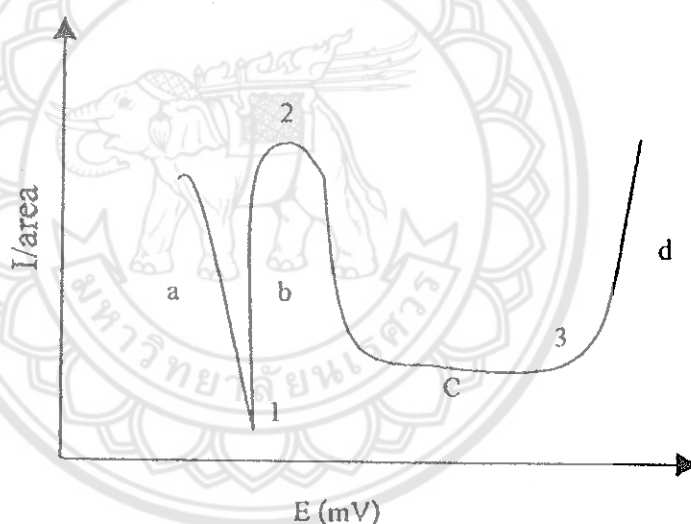
ความต้านทานการกัดกร่อนสามารถทดสอบโดยวิธีการทางไฟฟ้า-เคมี (electrochemical corrosion study) เพื่อศึกษาลักษณะเฉพาะของอโนดิกโพลาร์ไรเซชัน (anodic polarization characteristics) โดยใช้เทคนิคโพเทนทิโอดนามิกส์ (potentiodynamic) ซึ่งเป็นเทคนิคที่ใช้ระบบเซลล์ 3 ขั้ว ในการตรวจสอบ ระบบเซลล์ 3 ขั้ว ประกอบด้วย ขั้วทำงาน (working electrode, WE) หรือขั้วงานที่ต้องการทดสอบ ขั้วอ้างอิง (reference electrode) และขั้วให้พลังงาน (counter electrode) เพื่อเร่งให้เกิดการกัดกร่อน โดยส่งผ่านอุปกรณ์ที่ควบคุมที่เรียกว่า Potentiostat โดยเทคนิคนี้จะป้อนศักย์ไฟฟ้าบวก แล้ววัดการเปลี่ยนแปลงของกระแสไฟฟ้าที่เกิดขึ้น โดยจะป้อนศักย์ไฟฟ้าบวกเพิ่มขึ้นเรื่อยๆ จากสภาพโลหะที่ยังไม่ถูกกัดกร่อน (cathodic polarization) จนกระทั่งเมื่อป้อนศักย์ไฟฟ้าบวกถึงค่าหนึ่งโลหะจะถูกกัดกร่อน (anodic polarization) ถ้าหากโลหะนั้นสามารถสร้างฟิล์มบางปกป้องก็จะทำให้ระดับกระแสไฟฟ้าลดลงเปลี่ยนแปลงไปตามพฤติกรรมของฟิล์มบางนั้น ผลการทดสอบจะแสดงเป็นกราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับศักย์ไฟฟ้า

หรือเรียกว่ากราฟโพลาไรเซชัน (polarization curve) ดังรูปที่ 2.11 การอ่านและแปลความจากกราฟโพลาไรเซชันด้วยเทคนิคโพเทนทีโอดนามิกส์ สำหรับโลหะที่มีฟิล์มบางปกป้อง คือ

เส้นโค้ง a เป็นเส้นโค้งที่เกิดจากการป้อนศักย์ไฟฟ้าก่อนเกิดการกัดกร่อน หรือส่วนของกราฟคาโรติกโพลาไรเซชัน

เส้นโค้ง b เป็นเส้นโค้งที่เกิดจากการป้อนศักย์ไฟฟ้าผ่านศักย์ไฟฟ้าของการกัดกร่อน (E_{corr}) หรือในจุดที่ 1 และเรียกเส้นโค้งนี้ว่าส่วนของกราฟพอนดิกโพลาไรเซชัน และแสดงค่ากระแสสูงสุดก่อนการเกิดฟิล์มบางป้องกัน (i_{crit}) หรือในจุดที่ 2 ซึ่งให้ข้อมูลของความเร็วในการเกิดฟิล์มบางป้องกันได้ คือ ค่ากระแสสูงแสดงว่ามีการสร้างฟิล์มที่ช้า แต่ถ้ามีค่ากระแสต่ำแสดงว่ามีการสร้างฟิล์มที่เร็ว

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



รูปที่ 2.11 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับศักย์ไฟฟ้า

2.8 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ในปี ค.ศ. 2015 Imurai และคณะ [17] ได้ศึกษาผลของการเติมทั้งสแตนต่อโครงสร้างจุลภาคและความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.6wt%C-(0-10)wt%W ในสภาพหล่อ พบว่าเหล็กหล่อที่ไม่เติมทั้งสแตนมีโครงสร้างแบบไฮโปยูเทคติกประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ (γ) ยูเทคติกออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ (α') และคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด M_7C_3 เมื่อเติมทั้งสแตน 1wt% โครงสร้างจะเปลี่ยนเป็นแบบไฮเปอร์ยูเทคติกที่ประกอบด้วยคาร์ไบด์ปฐมภูมิขนาดใหญ่ คาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 และยูเทคติกออสเทนไนต์ เมื่อเติมทั้งสแตน 4wt% คาร์ไบด์

ยูเทคติกจะเป็นชนิด M_7C_3 และ M_6C และเมื่อเติมทั้งสแตน 10wt% คาร์ไบด์ยูเทคติกประกอบด้วย M_7C_3 , M_6C และ $M_{23}C_6$ จากการทดสอบความแข็งพบว่าความแข็งจะเพิ่มขึ้นตามปริมาณของทั้งสแตน เนื่องจากปริมาณคาร์ไบด์ยูเทคติกเพิ่มมากขึ้นและการเกิดคาร์ไบด์ M_6C

ในปี ค.ศ. 2012 Heydari และคณะ [18] ได้ศึกษาโครงสร้างและความแข็งของเหล็กหล่อ 22wt%Cr-(2.34-3.20)wt%C-(10-12)wt%W พบว่าโครงสร้างเป็นแบบไฮเปอร์ยูเทคติกประกอบด้วย คาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 ยูเทคติกออสเทนไนต์ และคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 เมื่อปริมาณคาร์บอนและทั้งสแตนเพิ่มขึ้น คาร์ไบด์ยูเทคติกเป็น M_7C_3 และ M_6C มีความแข็งเพิ่มขึ้นจาก 469 HV เป็น 630 HV

ในปี ค.ศ. 2005 Wiengmoon และคณะ [19] ศึกษาผลการอบตีสเตปิลเซชันในเหล็กหล่อ โครเมียมสูง 30wt%Cr-2.3wt%C ที่อุณหภูมิ 900-1100°C เป็นเวลา 2-8 ชั่วโมง พบว่าความแข็งมีค่าสูงสุดที่อุณหภูมิ 1025°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ส่วนที่อุณหภูมิต่ำกว่าและสูงกว่า 1025°C ความแข็งมีค่าลดลง เนื่องจากที่อุณหภูมิต่ำจะมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิ $M_{23}C_6$ ปริมาณน้อย ส่วนที่อุณหภูมิสูงเกินไปจะมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่มีปริมาณมาก ทำให้ปริมาณคาร์บอนในมาร์เทนไซต์ลดลง

ในปี ค.ศ. 2011 Wiengmoon และคณะ [20] ได้ศึกษาการอบตีสเตปิลเซชันของเหล็กหล่อ โครเมียมสูง 27wt%Cr-2.72wt%C ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง พบว่าความแข็งเพิ่มขึ้นจาก 580 HV30 เป็น 760 HV30 ความต้านทานการกัดกร่อนดีกว่าในสภาพหล่อ เนื่องจากในระหว่างการอบตีสเตปิลเซชันจะทำให้โครเมียมที่มีมากในออสเทนไนต์ปฐมภูมิแพร่ออกมาบริเวณขอบเกรนที่อยู่รอบๆ คาร์ไบด์ยูเทคติก ทำให้บริเวณนี้มีโครเมียมมากขึ้น

ในปี ค.ศ. 2007 Mousavi และคณะ [21] ได้ศึกษาผลของทั้งสแตนต่อการกัดกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 27wt%Cr-3wt%C-(0-2.5)wt%W โดยการอบตีสเตปิลเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.30 ชั่วโมง พบว่าเหล็กหล่อที่ไม่เติมทั้งสแตนในสภาพหล่อ โครงสร้างที่ได้จะเป็นแบบไฮโปยูเทคติกที่ประกอบด้วยเดนไดรท์ออสเทนไนต์และคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 เมื่อเติมทั้งสแตน 2.5wt% พบว่าโครงสร้างเป็นแบบไฮเปอร์ยูเทคติกประกอบด้วยคาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 และคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 หลังการอบตีสเตปิลเซชันโครงสร้างที่ได้ประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิชนิด $M_{23}C_6$ ความแข็งเพิ่มขึ้นจาก 803 HV เป็น 895 HV ทำให้ความต้านทานต่อการกัดกร่อนดีขึ้น

ในปี ค.ศ. 2017 Carrillo และคณะ [22] ศึกษาผลของทั้งสแตนและการทำตีสเตปิลเซชันต่อโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 17wt%Cr-3wt%C-(0-10.3)wt%W โดยอบตีสเตปิลเซชันที่อุณหภูมิ 850, 900 และ 950°C เป็นเวลา 45 นาที พบว่าเหล็กหล่อที่ไม่เติมและเติมทั้งสแตน 2wt%, 4.2wt% และ 10.3wt%W ในสภาพหล่อ ความแข็งเพิ่มขึ้นจาก 425 HV เป็น 470, 460 และ 480 HV ตามลำดับ ส่วนหลังการอบตีสเตปิลเซชันพบว่าเหล็กหล่อที่เติมทั้งสแตน 4.2wt% ค่าความแข็งมีค่าสูงสุดที่อุณหภูมิ 950°C แต่เมื่อปริมาณทั้งสแตนเพิ่มขึ้นเป็น 10.3wt% พบว่าความแข็งมีค่าสูงสุดที่อุณหภูมิ 850°C ส่วนที่อุณหภูมิ 900 และ 950°C มีค่าความแข็งต่ำกว่า เนื่องจากคาร์ไบด์ทุติยภูมิมีการตกตะกอนจำนวนมากและมีขนาดใหญ่ ทำให้ปริมาณคาร์บอนในมาร์เทนไซต์ลดลง ความแข็งจึงลดลง

ในปี ค.ศ. 2012 Agunsye และ Ayeni [23] ศึกษากระบวนการทางความร้อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 22wt%Cr-2.9wt%C โดยการอบตีสเตบิลไเซชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และอบเทมเปอร์ิ่งที่อุณหภูมิ 600°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง จากการทดสอบความแข็งพบว่าในสภาพหล่อและหลังการอบตีสเตบิลไเซชัน ค่าความแข็งเพิ่มขึ้นจาก 590 เป็น 693 HB ส่วนหลังการอบเทมเปอร์ิ่งความแข็งลดลงเป็น 619 HB เนื่องจากมาร์เทนไซต์เปลี่ยนรูปเป็นเทมเปอร์มาร์เทนไซต์

ในปี ค.ศ. 2012 Yezhe และคณะ [24] ได้ศึกษาผลของการเติมทั้งสแตนและกระบวนการทางความร้อนต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 24wt%Cr-3wt%C-(0-2.75)wt%W พบว่าเมื่อเติมทั้งสแตนทำให้โครงสร้างในสภาพหล่อเปลี่ยนจากไฮโปยูเทคติกเป็นไฮเปอร์ยูเทคติกที่ประกอบด้วยคาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 ยูเทคติกออกไซด์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ยูเทคติก นอกจากนี้ยังพบว่าความแข็งจะเพิ่มขึ้นตามปริมาณทั้งสแตน ส่วนหลังการอบตีสเตบิลไเซชันที่อุณหภูมิ 1050°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง และเทมเปอร์ิ่งที่อุณหภูมิ 250°C เป็นเวลา 3 ชั่วโมง พบว่าเหล็กหล่อที่เติมทั้งสแตน 0wt%, 1wt%, 2wt%, และ 3wt% ความแข็งเพิ่มขึ้นเป็น 785, 850, 890 และ 913 HV ตามลำดับ ทำให้ความต้านทานต่อการสึกหรอดีขึ้น



บทที่ 3

วิธีการทดลอง

3.1 การหล่อและส่วนผสมทางเคมี

เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้ในการทดลองประกอบด้วยเหล็กหล่อที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) และเติมทั้งสแตน 1, 4 และ 10wt% (W1, W4 และ W10) โดยเหล็กหล่อเตรียมจากการหลอมเหล็กพิกที่มีปริมาณซิลิกอนและธาตุอื่น ๆ ต่ำ หลอมเหลวด้วยเตาไฟฟ้าเหนี่ยวนำ จากนั้นเทลงในแบบหล่อทรายรูปทรงกระบอกที่มีเส้นผ่านศูนย์กลาง 2.5 เซนติเมตร ยาว 30 เซนติเมตร และปล่อยให้เย็นตัวตัวอย่างชิ้นงานที่ผ่านการหล่อในแบบหล่อทรายแสดงดังรูป 3.1 และส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อแสดงในตารางที่ 3.1



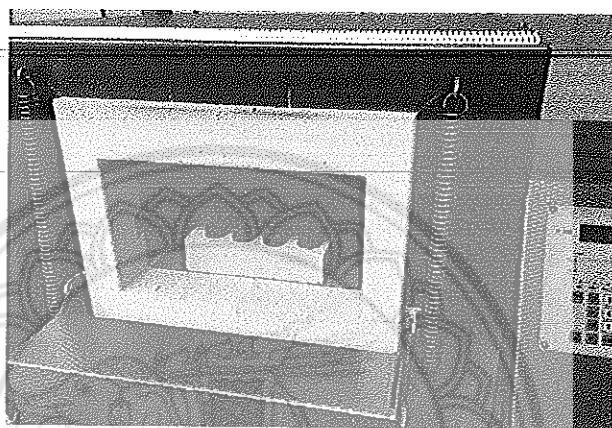
รูปที่ 3.1 ตัวอย่างเหล็กหล่อที่ได้จากการหล่อในแบบหล่อทราย

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้ในการทดลอง

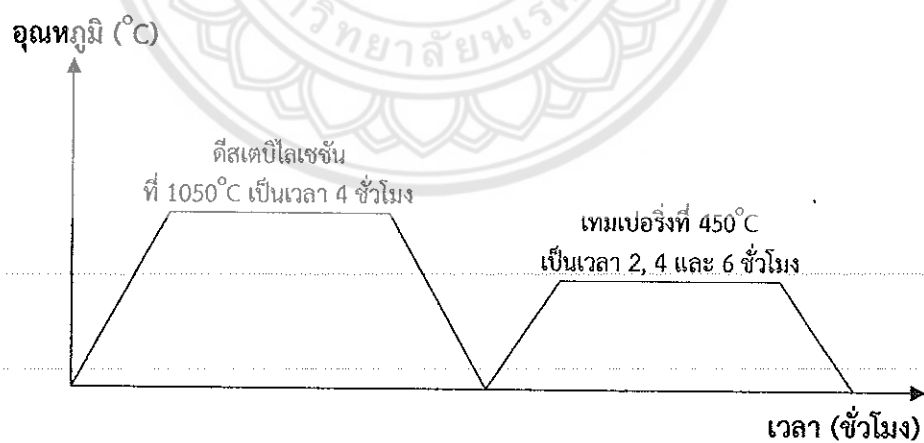
เหล็กหล่อ	ส่วนผสมทางเคมี (wt.%)									
	C	Cr	W	Si	P	S	Ni	Mo	Mn	Fe
R	2.36	27.86	0.01	0.20	0.02	0.01	0.20	0.03	0.11	Bal.
W1	2.87	26.67	0.99	0.44	0.03	0.01	0.22	0.03	0.15	Bal.
W4	2.79	28.10	3.88	2.21	0.03	0.01	0.22	0.03	0.17	Bal.
W10	2.56	27.84	9.91	0.17	0.03	0.01	0.22	0.04	0.11	Bal.

3.2 การปรับสภาพด้วยความร้อน

ขั้นตอนการปรับสภาพด้วยความร้อนโดยการนำเหล็กที่ผ่านการหล่อมาตัดให้มีความหนาประมาณ 1 เซนติเมตร จากนั้นนำมาทำการปรับสภาพด้วยความร้อน ซึ่งประกอบด้วยการทำดีสเทบิลิเซชันในเตาไฟฟ้าที่อุณหภูมิ 1050°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ จากนั้นนำชิ้นงานมาเทมเปอร์ริงซ์ที่อุณหภูมิ 450°C เป็นเวลา 2, 4 และ 6 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ ขั้นตอนการปรับสภาพด้วยความร้อนแสดงดังรูปที่ 3.2-3.3



รูปที่ 3.2 ชิ้นงานสำหรับการปรับสภาพด้วยความร้อนภายในเตาไฟฟ้า รุ่น Controller C290 ของบริษัท Nabertherm



รูปที่ 3.3 กระบวนการปรับสภาพด้วยความร้อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง

ตาราง 3.2 กระบวนการทางความร้อนและสัญลักษณ์ของชิ้นงาน

ชิ้นงาน	กระบวนการทางความร้อน
AC	สภาพหล่อ (As-Cast)
D	ตีสเตปิลเซชันที่ 1050°C, 4 ชั่วโมง
D+T2	ตีสเตปิลเซชันที่ 1050°C, 4 ชั่วโมง + เหมเปอริงที่ 450°C, 2 ชั่วโมง
D+T4	ตีสเตปิลเซชันที่ 1050°C, 4 ชั่วโมง + เหมเปอริงที่ 450°C, 4 ชั่วโมง
D+T6	ตีสเตปิลเซชันที่ 1050°C, 4 ชั่วโมง + เหมเปอริงที่ 450°C, 6 ชั่วโมง

3.3 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค

การเตรียมชิ้นงานเพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคเริ่มจากการนำเหล็กหล่อหลังการหล่อในแบบหล่อทรายและหลังการปรับสภาพด้วยความร้อนไปขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180, 360, 600 และ 1000 ตามลำดับ จากนั้นนำมาขัดละเอียดด้วยผงขัดเพชรขนาด 6, 3 และ 1 μm และนำมากัดผิวหน้าชิ้นงานในขั้นตอนสุดท้าย โดยสารละลายที่ใช้ในการทดลองมี 3 ชนิด คือ (1) NaOH 10 g + KMnO_4 10 g + น้ำกลั่น 100 ml (2) กรด $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10 g + กรด HCl 50 ml ในน้ำกลั่น 100 ml เพื่อแยกความแตกต่างระหว่างเฟสออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ (3) กรด HCl 100 ml + CH_3OH 100 ml ใช้เวลาในการกัดกรดเป็นเวลา 10-14 ชั่วโมง หรือเรียกว่า (deep etching) ทำให้เห็นลักษณะรูปร่างของคาร์ไบด์ใน 3 มิติ จากนั้นนำชิ้นงานมาศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) ซึ่งมีข้อดีสำหรับติดตั้งกล้องถ่ายภาพและสายสัญญาณต่อเข้าสู่คอมพิวเตอร์เพื่อถ่ายภาพและจัดเก็บข้อมูลหรือแสดงผลบนหน้าจอคอมพิวเตอร์ กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) โดยใช้โหมด Backscattered Electron Image (BEI) ซึ่งสามารถแยกความแตกต่างของแต่ละเฟสโดยเฟสนี้ประกอบด้วยออสเทนไนต์ มาร์เทนไซต์ ยูเทคติกออสเทนไนต์และคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด M_7C_3 , M_6C และ M_{23}C_6 ซึ่งธาตุที่มีเลขอะตอมสูงกว่าจะมีคอนทราสต์ที่สว่างกว่าธาตุที่มีเลขอะตอมต่ำกว่า การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีเพื่อศึกษาการกระจายตัวของธาตุต่าง ๆ โดยการวัดการกระจายพลังงานของรังสีเอกซ์ (EDS) ที่ต่อกับกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดบริเวณเมทริกซ์และคาร์ไบด์ยูเทคติก

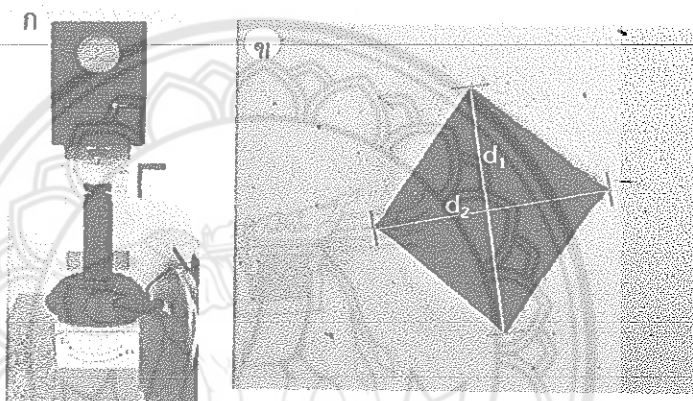
3.4 การศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์

โครงสร้างผลึกและชนิดเฟสต่างๆของเหล็กหล่อโครเมียมสูง ศึกษาด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-ray Diffraction: XRD) โดยการนำเหล็กหล่อที่ผ่านการขัดหยาบและขัดละเอียดที่ยังไม่ได้กัดผิวหน้าด้วยกรดนำมาตัดให้หนาไม่เกิน 0.5 เซนติเมตร โดยกำหนดมุมสแกนอยู่ในช่วง 20 ถึง 130 องศา โดยใช้ $\text{Cu K}_{\alpha 1}$ และ $\text{Cu K}_{\alpha 2}$

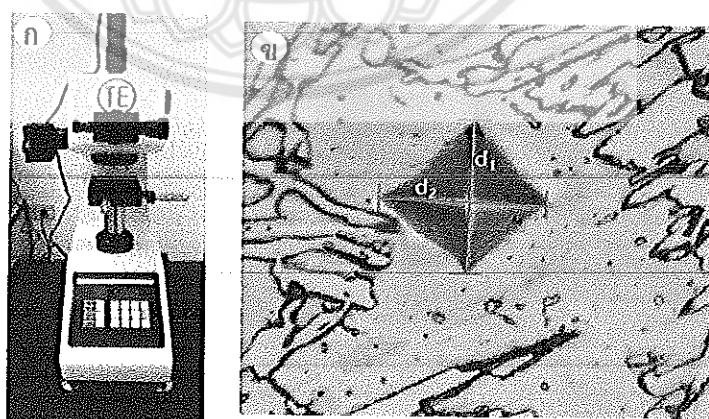
3.5 การทดสอบความแข็ง

ความแข็งมหภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูงทดสอบแบบวิกเกอร์ โดยนำเหล็กหล่อที่เตรียมสำหรับศึกษาโครงสร้างจุลภาคที่ไม่ได้กัดผิวหน้ามาทดสอบ โดยใช้หัวกดแบบเพชร น้ำหนักกด 30 กิโลกรัมแรง เป็นเวลา 15 วินาที ขึ้นงานละ 8 จุด จากนั้นโดยนำรอยกดมาส่องด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 100 เท่า และวัดความยาวของเส้นทแยงมุม d_1 , d_2 ดังรูป 3.4 และคำนวณค่าความแข็ง ดังสมการ 2.1 จากนั้นนำค่าทั้ง 8 ค่ามาหาค่าเฉลี่ย

ความแข็งจุลภาคบริเวณเดนไดรต์ทดสอบแบบวิกเกอร์ ดังรูป 3.5 โดยการนำเหล็กหล่อที่กัดกรดแล้วมาทดสอบ โดยใช้น้ำหนักกด 100 กรัมแรง เป็นเวลา 15 วินาที ขึ้นงานละ 8 จุด ซึ่งค่าความแข็งได้จากระบบอัตโนมัติของเครื่องทดสอบโดยตรง



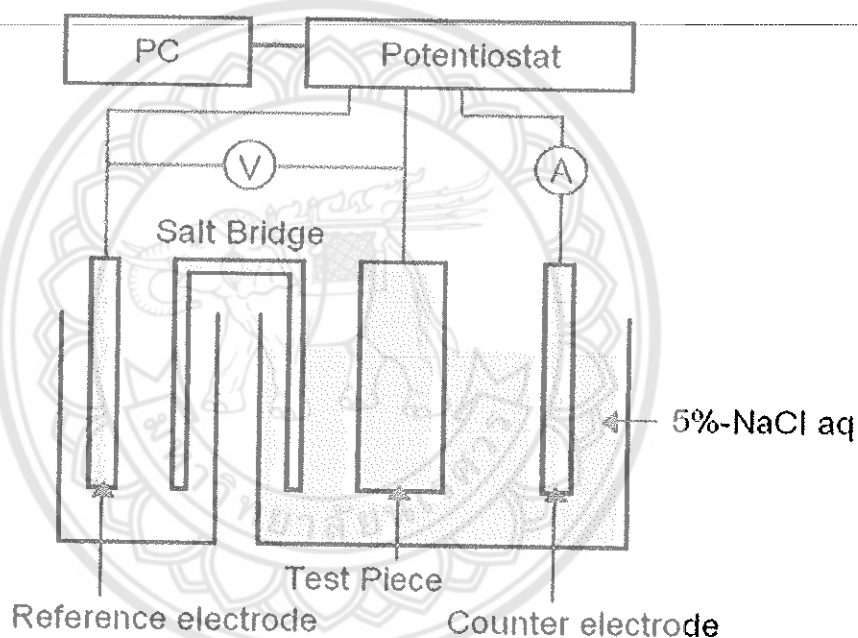
รูปที่ 3.4 (ก) เครื่องทดสอบความแข็งโดยรวมแบบวิกเกอร์ รุ่น Egotest comp 25 Rs บริษัท Galileo (ข) การวัดเส้นทแยงมุม



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

3.6 การทดสอบความต้านทานการกัดกร่อน

ความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง ทดสอบโดยวิธีไฟฟ้า-เคมี (electrochemical corrosion study) ในสารละลายกรดซัลฟิวริก ความเข้มข้น 0.5 โมลาร์ เพื่อศึกษาลักษณะเฉพาะของแอโนดิกโพลาไรเซชัน (anodic polarization characteristics) โดยใช้เทคนิคโพเทนทิโอดนามิกส์ (potentiodynamic) ซึ่งเป็นเทคนิคที่ใช้ระบบเซลล์ 3 ขั้วในการตรวจสอบ ระบบเซลล์ 3 ขั้ว ประกอบด้วย ขั้วทำงาน (working electrode, WE) หรือชิ้นงานที่ต้องการทดสอบ ขั้วอ้างอิง (reference electrode) และขั้วให้พลังงาน (counter electrode) เพื่อเร่งให้เกิดการกัดกร่อน โดยสั่งผ่านอุปกรณ์ที่ควบคุมที่เรียกว่า เครื่อง Potentiostat รูปที่ 3.6 แสดงอุปกรณ์ที่ใช้ในการทดสอบความต้านทานการกัดกร่อนและส่วนประกอบของเซลล์ชนิด 3 ขั้ว จากนั้นนำชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบการกัดกร่อนมาศึกษาพื้นผิวด้วยกล้อง SEM



รูปที่ 3.6 อุปกรณ์ที่ใช้ในการทดสอบความต้านทานการกัดกร่อน

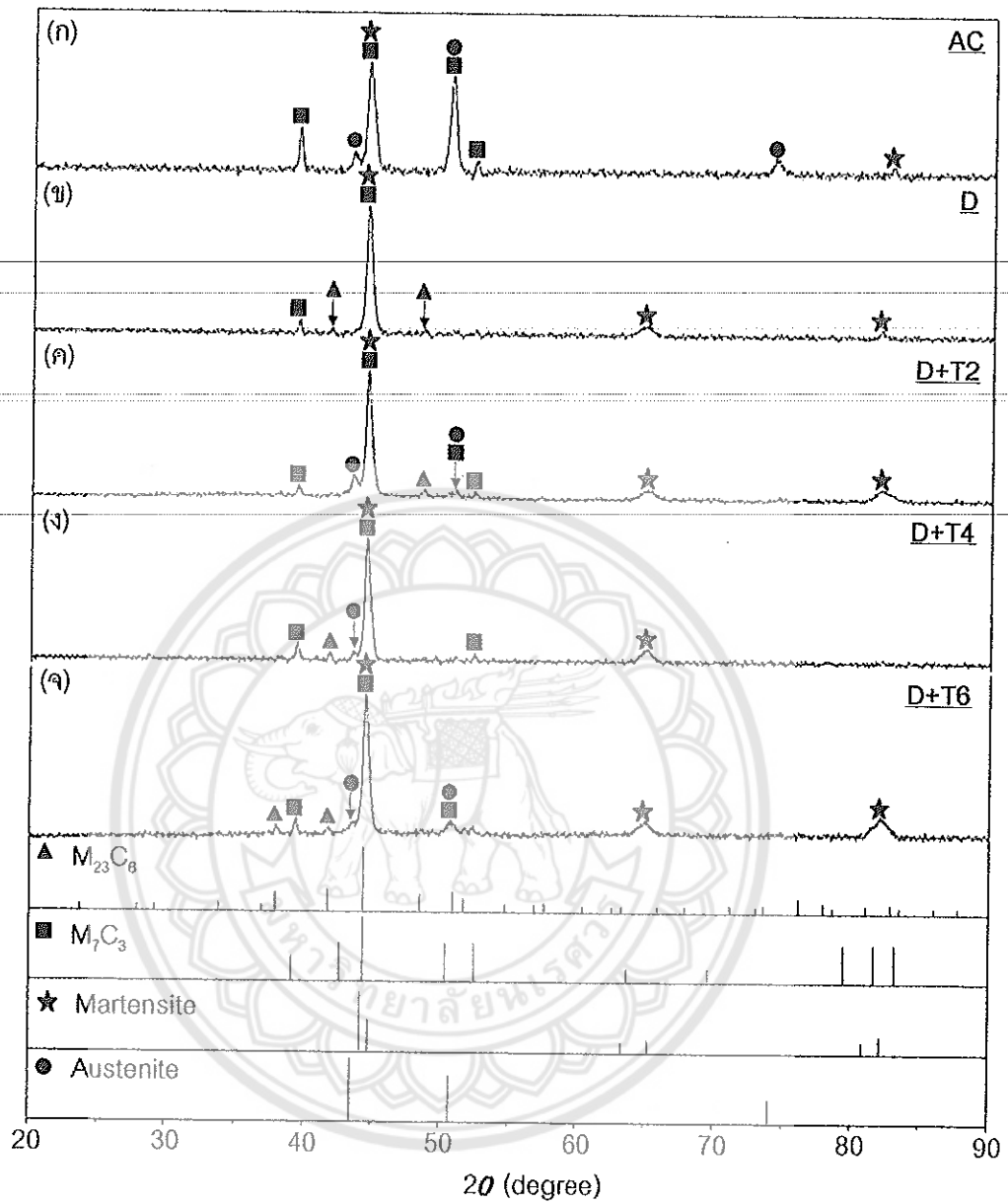
ผลการทดลองและอภิปรายผล

4.1 การศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์

จากการวิเคราะห์รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์เทียบกับแฟ้มข้อมูลมาตรฐาน (JCPDS) ของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) และเติมทั้งสแตน 1wt% (W1), 4wt% (W4) และ 10wt% (W10) ในสภาพหล่อและหลังกระบวนการทางความร้อน ดังรูปที่ 4.1-4.4 พบว่าเหล็กหล่อ R และเหล็กหล่อ W1 ในสภาพหล่อ (AC) ประกอบด้วยเฟสออสเทนไนต์ มาร์เทนไซต์ และคาร์ไบด์ ชนิด M_7C_3 ($M = Fe, Cr, W$) ส่วนเหล็กหล่อ W4 ประกอบด้วยเฟสออสเทนไนต์ มาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ M_7C_3 และ M_6C ส่วนในเหล็กหล่อ W10 ประกอบด้วยเฟสออสเทนไนต์ มาร์เทนไซต์ และคาร์ไบด์ ชนิด M_7C_3 , M_6C และ $M_{23}C_6$ ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Imurai และคณะ [17] ที่พบว่าเหล็กหล่อที่ไม่เติมทั้งสแตนและเติมทั้งสแตน 1wt% พบคาร์ไบด์ M_7C_3 ส่วนเหล็กหล่อที่เติมทั้งสแตน 4wt% และ 10wt% จะพบคาร์ไบด์ M_6C และ $M_{23}C_6$

หลังการอบตีสเตปโลเซชันที่อุณหภูมิ 1050°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (D) พบว่าในเหล็กหล่อ R, W1 และ W4 เฟสของมาร์เทนไซต์สูงขึ้นและพบเฟสของ $M_{23}C_6$ ส่วนในเหล็กหล่อ W10 ความเข้มข้นของเฟสมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ เพิ่มมากขึ้นเมื่อเทียบกับสภาพหล่อ การเพิ่มขึ้นของมาร์เทนไซต์แสดงถึงการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ ส่วนคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ น่าจะเป็นคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในมาร์เทนไซต์ ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Mousavi และคณะ [21] ที่พบว่าคาร์ไบด์ทุติยภูมิในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 27wt%Cr-3wt%C-3wt%W คือ $M_{23}C_6$ อย่างไรก็ตามพบว่าในเหล็กหล่อ W1 มีเฟสของออสเทนไนต์ตกค้างเล็กน้อย ส่วนในเหล็กหล่อ R, W4 และ W10 ไม่พบเฟสของออสเทนไนต์ตกค้าง อาจเนื่องจากมีปริมาณน้อยจนไม่สามารถตรวจสอบได้ด้วยเทคนิค XRD ได้

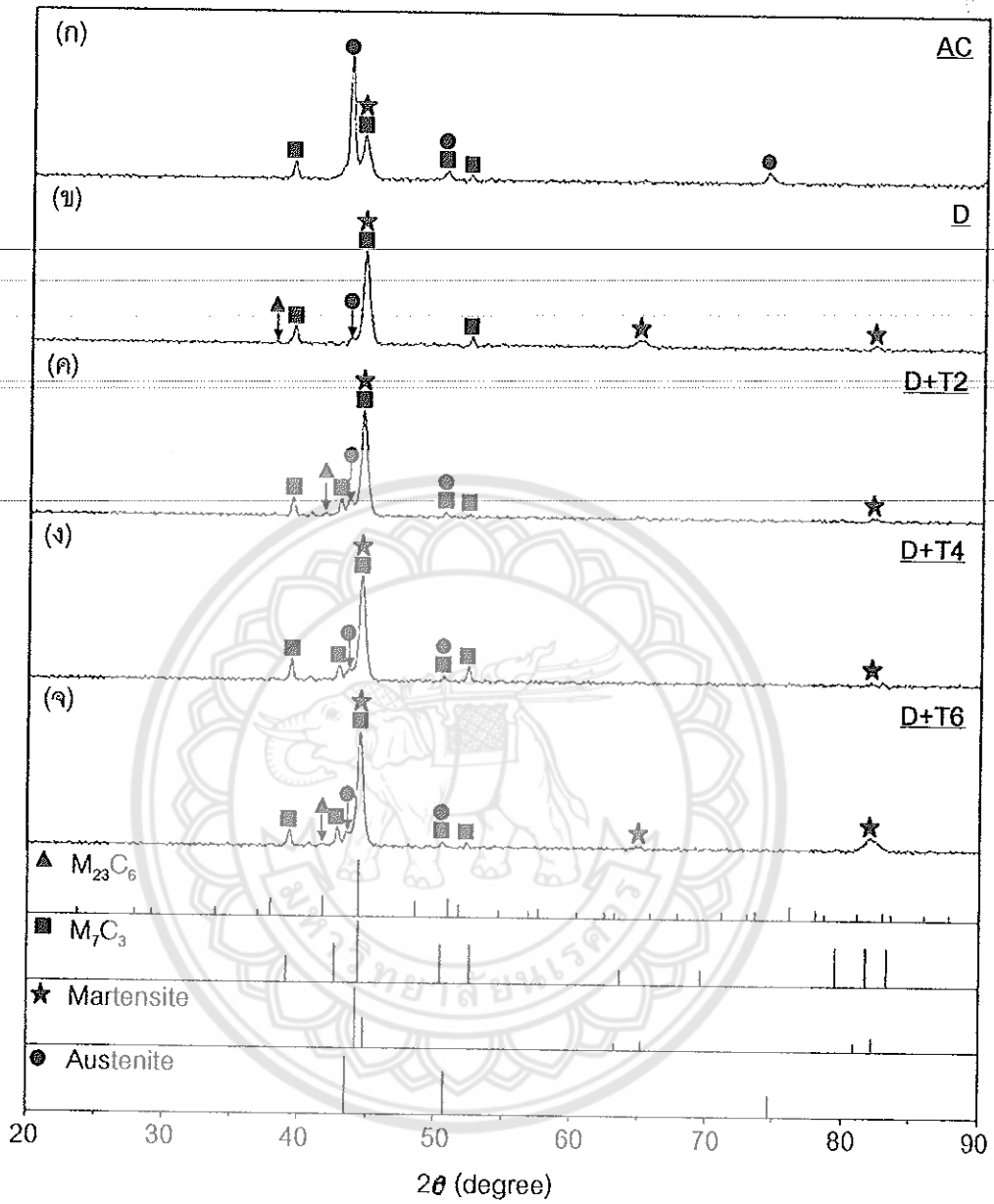
หลังการอบตีสเตปโลเซชันและเทมเปอร์ิ่งที่อุณหภูมิ 450°C เป็นเวลา 2, 4 และ 6 ชั่วโมง (D+T) ทำให้ปริมาณเฟสออสเทนไนต์ตกค้างในเหล็กหล่อ R และ W1 ลดลง ส่วนในเหล็กหล่อ W4 และ W10 ไม่พบออสเทนไนต์ตกค้าง ซึ่งน่าจะเป็นผลจากการเติมทั้งสแตนที่ทำให้ความสามารถในการชุบแข็ง (Hardenability) เพิ่มขึ้น นอกจากนี้หลังการอบเทมเปอร์ิ่งเฟสของคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ จะเพิ่มขึ้นในทุกส่วนผสม ซึ่งคาร์ไบด์เหล่านี้ อาจจะมีการตกตะกอนในระหว่างการอบเทมเปอร์ิ่ง หรือเกิดจากการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์ตกค้างเป็นคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ และเฟอร์ไรท์



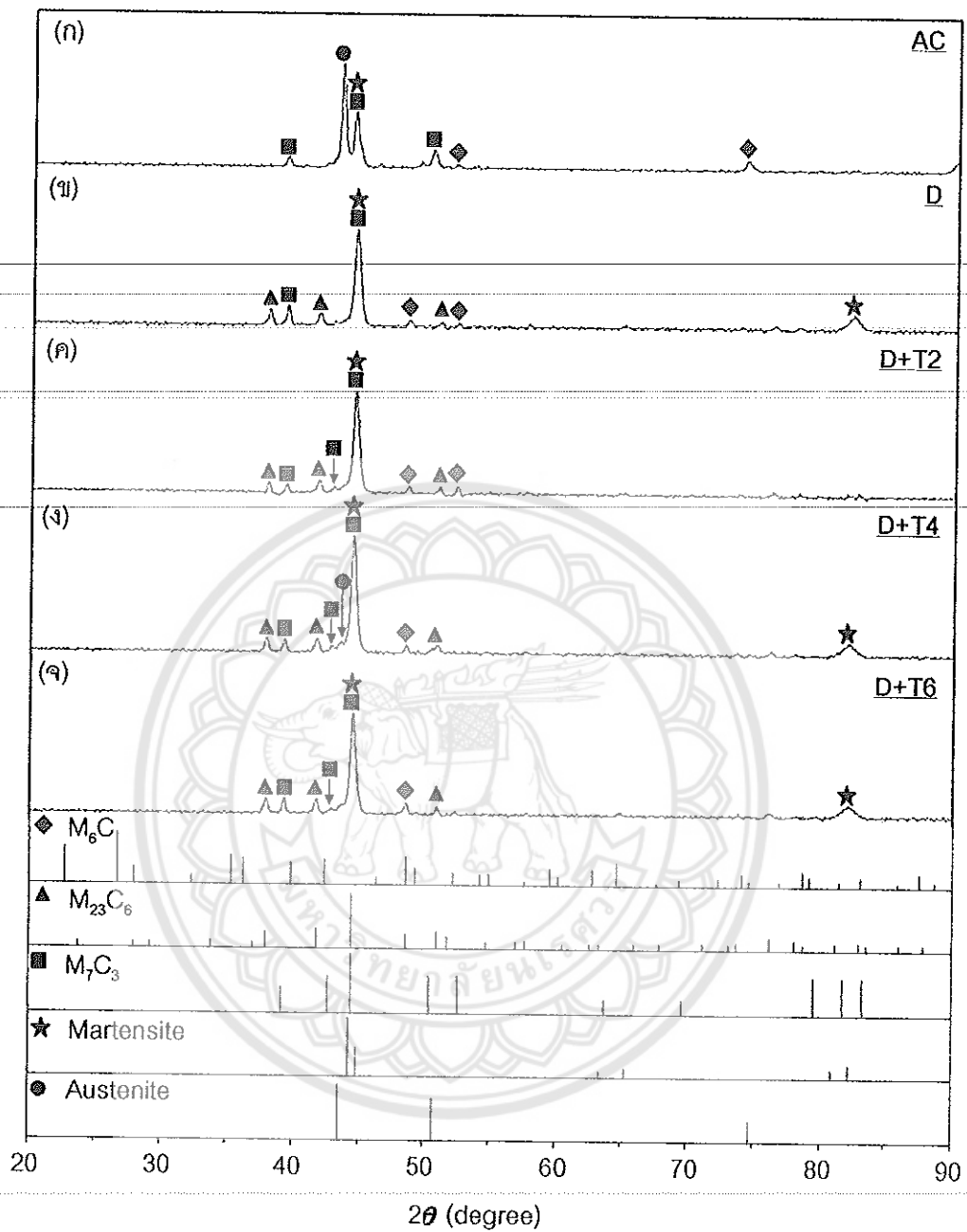
รูปที่ 4.1 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) (ก) ในสภาพหล่อ (AC) (ข) หลังการอบตีสเตปิลเซชัน (D) และ (ค-จ) หลังการอบตีสเตปิลเซชันและเทมเปอร์ิ่ง (D+T) เป็นเวลา 2, 4 และ 6 ชั่วโมง



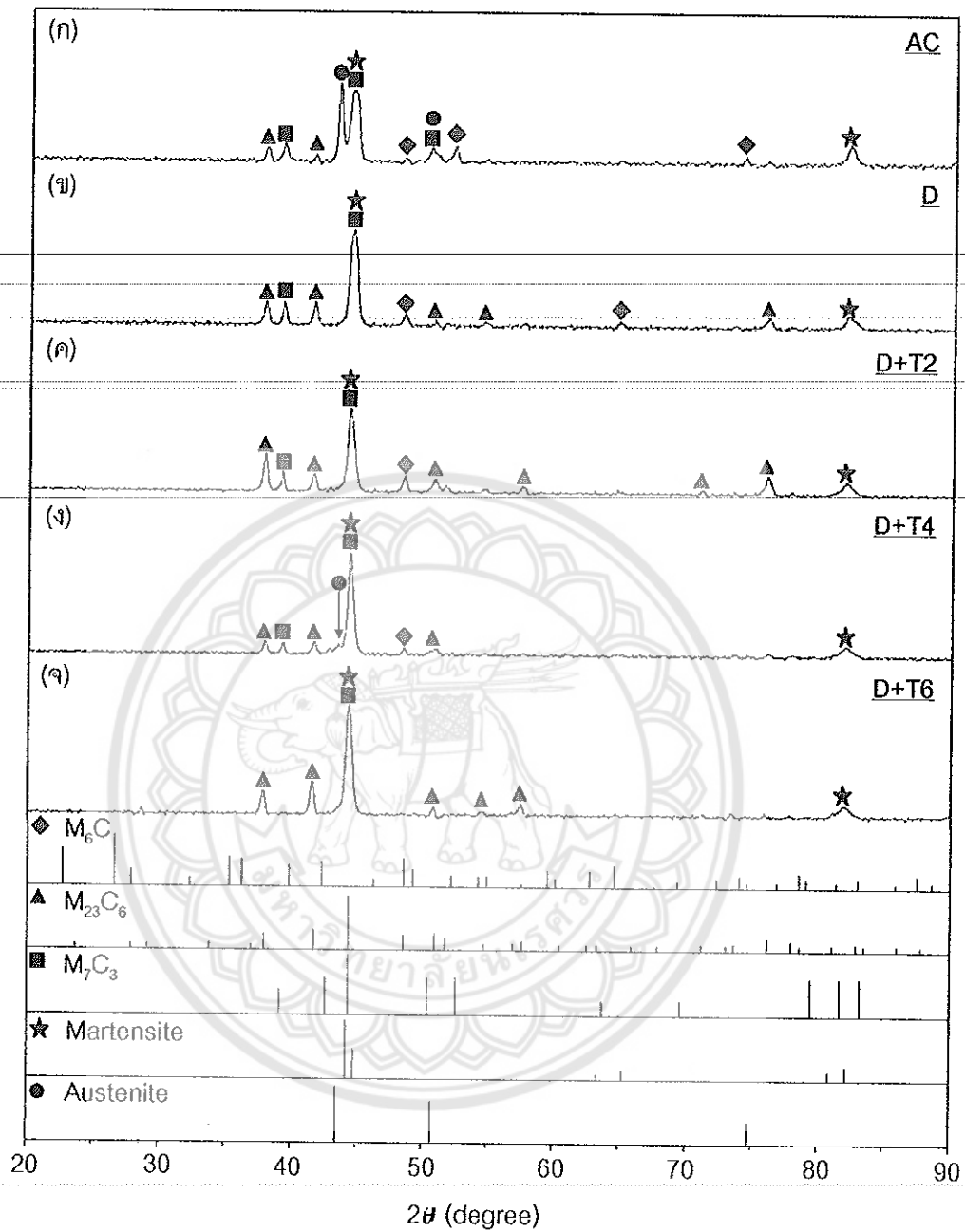
15 ๗ ๗๕๘๐



รูปที่ 4.2 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 1wt% (W1) (ก) ในสภาพหล่อ (AC) (ข) หลังการอบตีสเตบิไลเซชัน (D) และ (ค-จ) หลังการอบตีสเตบิไลเซชันและเทมเปอร์ริง (D+T) เป็นเวลา 2, 4 และ 6 ชั่วโมง



รูปที่ 4.3 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 4wt% (W4) (ก) ในสภาพหล่อ (AC) (ข) หลังการอบตีสเตปิลไซเซชัน (D) และ (ค-จ) หลังการอบตีสเตปิลไซเซชันและ เหมเปอริง (D+T) เป็นเวลา 2, 4 และ 6 ชั่วโมง



รูปที่ 4.4 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 10wt% (W10) (ก) ในสภาพหล่อ (AC) (ข) หลังการอบตีสเตบิไลเซชัน (D) และ (ค-จ) หลังการอบตีสเตบิไลเซชันและเทมเปอร์ริง (D+T) เป็นเวลา 2, 4 และ 6 ชั่วโมง

4.2 โครงสร้างจุลภาค (Microstructure)

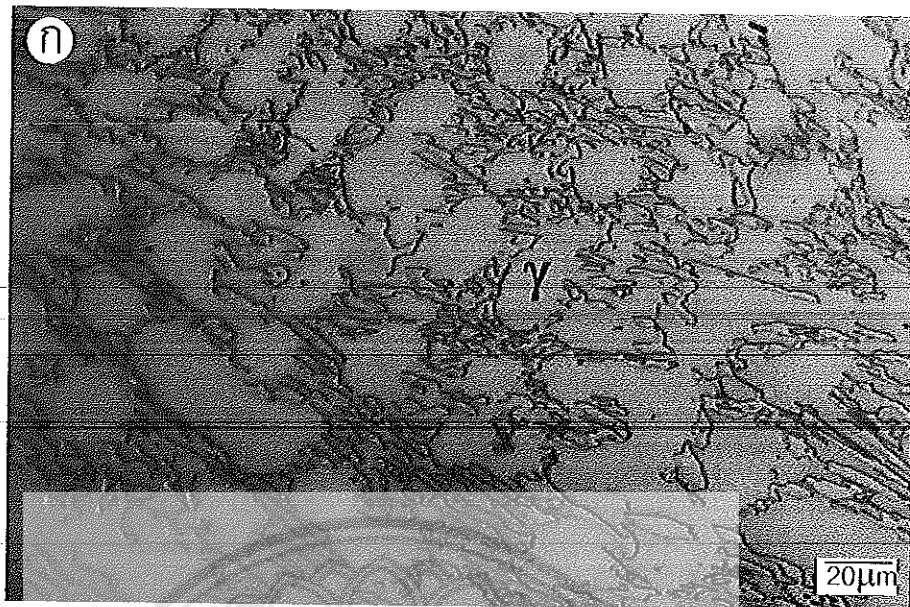
4.2.1 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อ (As-cast)

จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) พบว่าโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) เป็นแบบไฮโปยูเทคติกที่ประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ (γ) คาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 และยูเทคติกออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ (α') ระหว่างเย็นตัวในแบบหล่อ ดังรูป 4.5 ส่วนเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 1wt% (W1) โครงสร้างจะเปลี่ยนเป็นแบบไฮเปอร์ยูเทคติกที่ประกอบด้วยคาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 ยูเทคติกออสเทนไนต์ (γ) และคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 ดังรูป 4.6

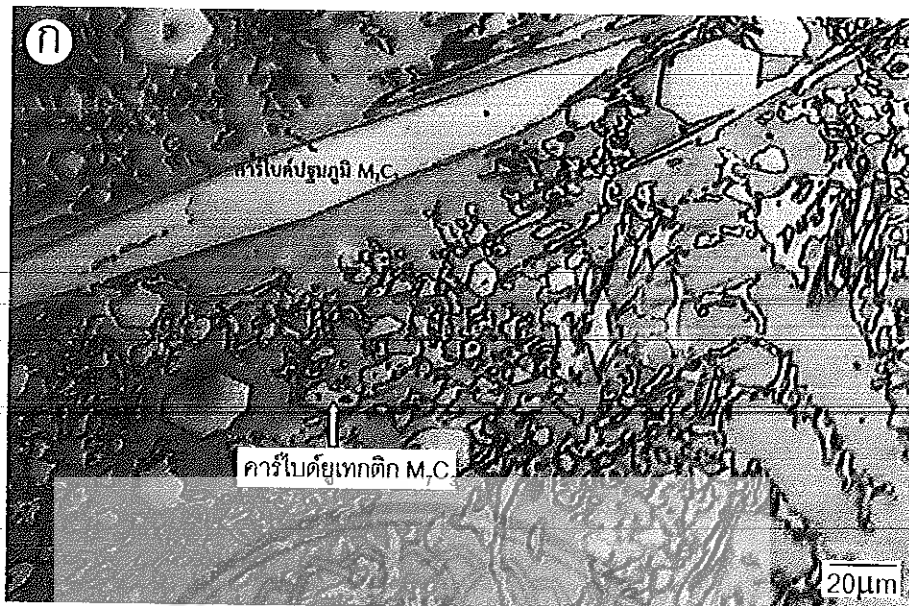
โดยขั้นตอนการแข็งตัวของเหล็กหล่อแบบไฮโปยูเทคติกเริ่มจากของเหลว (L_0) ก่อตัวเป็นเดนไดรต์ออสเทนไนต์ปฐมภูมิ ($L_0 \rightarrow \text{primary } \gamma + L_1$) จากนั้นเมื่ออุณหภูมิลดลงจนถึงปฏิกิริยายูเทคติกของเหลวที่เหลือ (L_1) จะเปลี่ยนเป็นโครงสร้างยูเทคติกที่ประกอบด้วยยูเทคติกออสเทนไนต์และยูเทคติกคาร์ไบด์ M_7C_3 ($L_1 \rightarrow \text{eutectic } (\gamma + M_7C_3)$) จากนั้นเมื่อเย็นตัวในขั้นตอนสุดท้ายในแบบหล่อยูเทคติกออสเทนไนต์จะเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ ส่วนเหล็กหล่อแบบไฮเปอร์ยูเทคติกเริ่มจากของเหลว (L_0) ก่อตัวเป็นคาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 ($L_0 \rightarrow \text{primary } M_7C_3 + L_1$) จากนั้นเมื่ออุณหภูมิลดลงจนถึงปฏิกิริยายูเทคติก ของเหลวที่เหลือ (L_1) จะเปลี่ยนเป็นโครงสร้างยูเทคติกเช่นเดียวกับเหล็กหล่อแบบไฮโปยูเทคติก [17]

สำหรับเหล็กหล่อที่เติมทั้งสแตน 4wt% (W4) ในสภาพหล่อมีโครงสร้างจุลภาคแบบไฮเปอร์ยูเทคติกเช่นเดียวกับเหล็กหล่อ W1 และพบคาร์ไบด์ยูเทคติก M_6C ที่มีคอนทราสต์สว่างที่สุด ดังรูป 4.7 โดยการแข็งตัวของเหล็กหล่อ W4 ที่ปฏิกิริยายูเทคติกจะเกิดโครงสร้างของยูเทคติกออสเทนไนต์และคาร์ไบด์ยูเทคติกของ M_7C_3 และ M_6C ($L_1 \rightarrow \text{eutectic } (\gamma + M_7C_3 + M_6C)$)

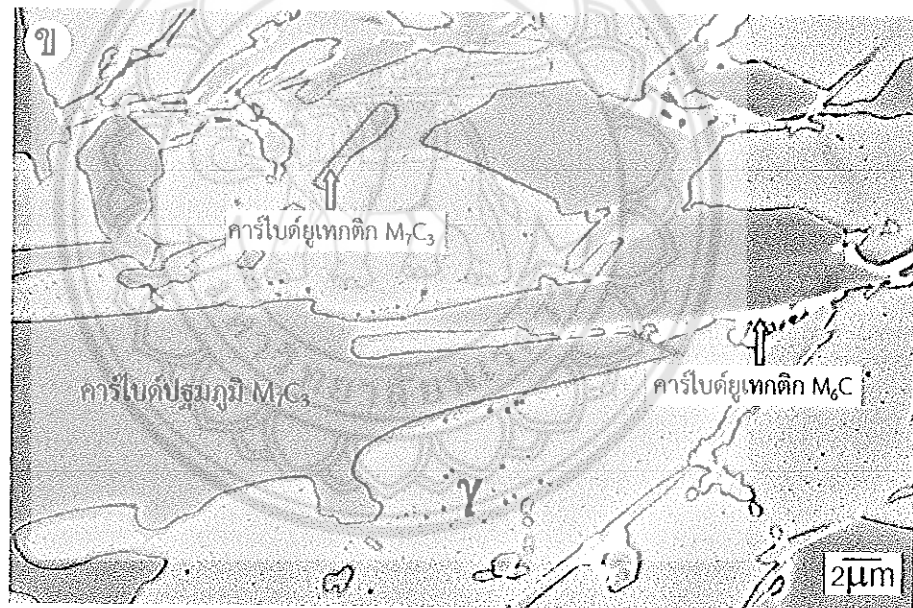
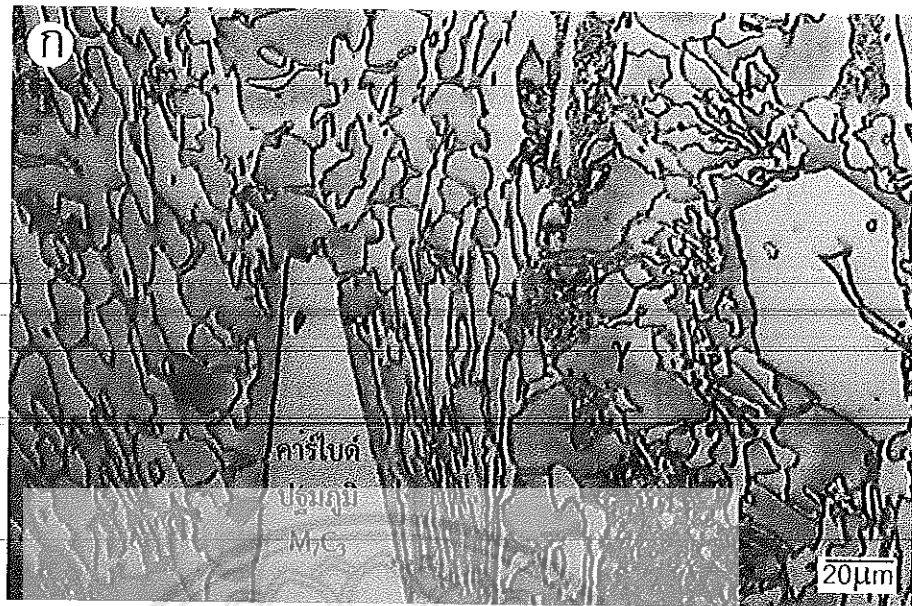
เหล็กหล่อที่เติมทั้งสแตน 10wt% (W10) ในสภาพหล่อจะมีโครงสร้างจุลภาคต่างจากเหล็กหล่อ W1 และ W4 โดยพบว่าโครงสร้างประกอบด้วยคาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 คาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ คาร์ไบด์ยูเทคติก M_6C และยูเทคติกออสเทนไนต์ ดังรูป 4.8 โดยขั้นตอนการแข็งตัวของเหล็กหล่อ W10 เริ่มจากการเกิดคาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 ($L_0 \rightarrow \text{primary } M_7C_3 + L_1$) จากนั้นของเหลวที่เหลือจะทำปฏิกิริยากับคาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 (ปฏิกิริยาเพอริเทคติก) เกิดเป็นคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ ($L_1 + \text{primary } M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6 + L_2$) และเมื่ออุณหภูมิลดลงจนถึงปฏิกิริยายูเทคติกจะเกิดโครงสร้างยูเทคติกออสเทนไนต์และคาร์ไบด์ยูเทคติก M_6C ($L_2 \rightarrow \text{eutectic } (\gamma + M_6C)$) โดย Imurai และคณะ [17] อธิบายว่าในระหว่างการโตของคาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 (มีโครเมียมสูง) ทั้งสแตนจะถูกผลักรอกทำให้น้ำโลหะมีปริมาณทั้งสแตนมากขึ้นและเกิดเป็นคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ (มีทั้งสแตนสูง) จากนั้นเมื่อถึงปฏิกิริยายูเทคติกจะเกิดคาร์ไบด์ยูเทคติก M_6C ซึ่งจะแข็งตัวจากน้ำโลหะเป็นโครงสร้างสุดท้าย นอกจากนี้ในเหล็กหล่อ W10 ไม่พบคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 เนื่องจากคาร์ไบด์ M_7C_3 จะเกิดได้ก็ต่อเมื่อมีปริมาณคาร์บอนสูง



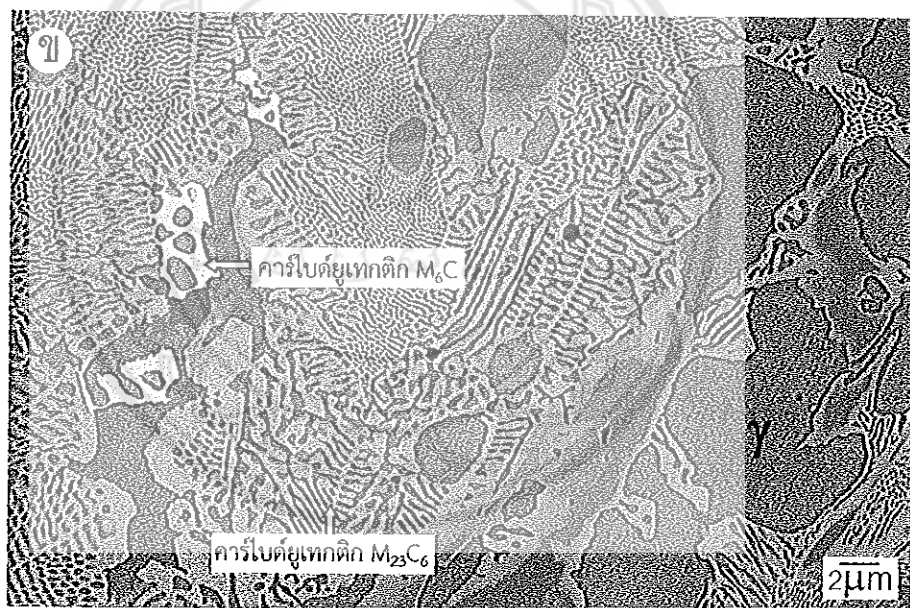
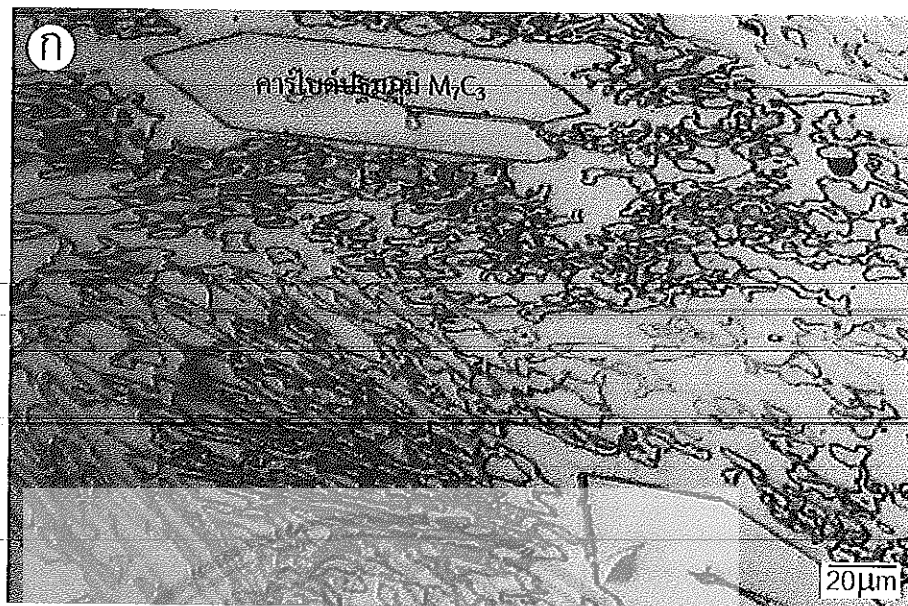
รูปที่ 4.5 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน (R)
 (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI (กรด $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10g + HCl 50 ml ใน
 น้ำกลั่น 100 ml)



รูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 1wt% (W1)
 (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI (กรด $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10g + HCl 50 ml ใน
 น้ำกลั่น 100 ml)



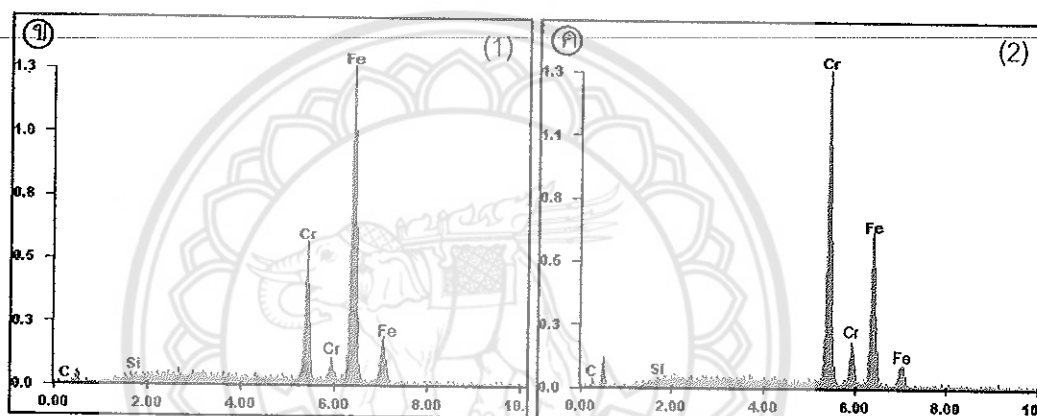
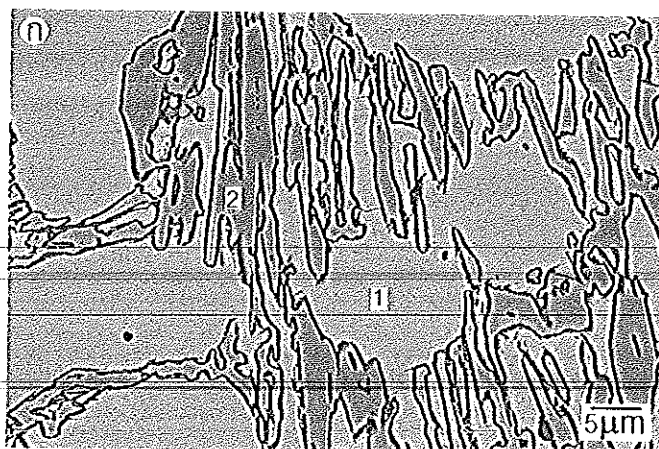
รูปที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 4wt% (W4)
 (ก).ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI (กรด $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10g + HCl 50 ml ใน
 น้ำกลั่น 100 ml)



รูปที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 10wt% (W10)
 (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI (กรด $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 10g + HCl 50 ml ใน
 น้ำกลั่น 100 ml)

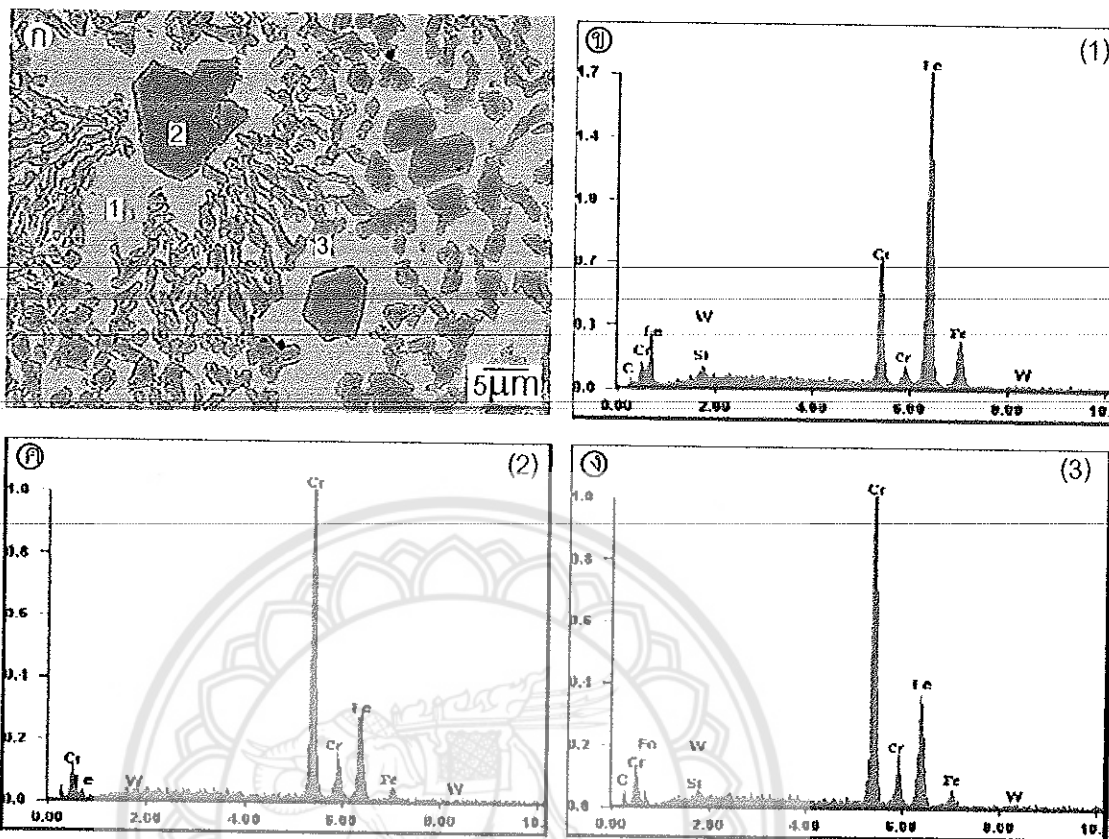
จากการวิเคราะห์การกระจายตัวของธาตุด้วยการวัดการกระจายพลังงานของรังสีเอกซ์ (EDS) แบบจุด ในเหล็กหล่อที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) พบว่าบริเวณเมทริกซ์จะมีปริมาณธาตุเหล็กสูง ส่วนคาร์ไบด์ M_7C_3 จะพบธาตุโครเมียมและคาร์บอนในปริมาณสูง ดังรูป 4.9 ส่วนในเหล็กหล่อ W1 พบว่าทั้งสแตนจะละลายอยู่ที่เมทริกซ์ คาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 ดังรูป 4.10 ส่วนในเหล็กหล่อ W4 พบว่าในเมทริกซ์และคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 และ M_6C มีปริมาณทั้งสแตนเพิ่มมากขึ้น ดังรูป 4.11 โดยคาร์ไบด์ M_6C มีปริมาณทั้งสแตนสูงกว่า M_7C_3 ทำให้ภาพถ่ายในโหมด Backscattered electron image (BEI) มีคอนทราสต์ที่สว่างกว่า M_7C_3 เนื่องจากทั้งสแตนมีเลขอะตอมเท่ากับ 74 ซึ่งสูงกว่าเหล็กและโครเมียมที่มีค่าเท่ากับ 26 และ 24 ตามลำดับ ส่วนในเหล็กหล่อ W10 พบว่าทั้งสแตนจะละลายในคาร์ไบด์ M_6C มากที่สุด รองลงมาคือคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ และ M_7C_3 ตามลำดับ ดังรูป 4.12 จากคอนทราสต์ที่แตกต่างกัน ทำให้สามารถแยกแยะชนิดของคาร์ไบด์ได้ โดยคาร์ไบด์ M_6C มีคอนทราสต์สว่างมากที่สุด รองลงมาคือคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ ที่มีลักษณะคล้ายก้างปลา และคาร์ไบด์ M_7C_3 ที่มีคอนทราสต์ต่ำหรือสีเข้มที่สุด

จากการกัดกรดแบบลึก (Deep etching) ด้วยสารละลายกรด HCl 100 ml + CH_3OH 100 ml จะทำให้เมทริกซ์ของออสเทนไนต์หลุดออก ทำให้เห็นลักษณะของคาร์ไบด์ใน 3 มิติ ดังรูป 4.13-4.16 โดยในเหล็กหล่อที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) คาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 มีลักษณะเป็นแผ่นยาว (Plate) มีพื้นที่หน้าตัดเป็นรูปหกเหลี่ยม ส่วนเหล็กหล่อ W1, W4 และ W10 ที่มีการเติมทั้งสแตนจะเห็นลักษณะของคาร์ไบด์ปฐมภูมิที่มีขนาดใหญ่และคาร์ไบด์ยูเทคติก นอกจากนี้จะเห็นว่าคาร์ไบด์เติมทั้งสแตนในปริมาณ 1-4wt% จะทำให้คาร์ไบด์ยูเทคติกมีขนาดใหญ่ขึ้นและมีระยะห่างระหว่างคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น แต่เมื่อเติมทั้งสแตน 10wt% คาร์ไบด์จะมีขนาดเล็กลงและมีปริมาณเพิ่มขึ้น ทำให้เหล็กหล่อ W10 มีเศษส่วนโดยพื้นที่ (Area fraction) ของคาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติกมากที่สุด เมื่อเปรียบเทียบกับเหล็กหล่อ R, W1 และ W4 เนื่องจากทั้งสแตนเป็นธาตุที่มักจะรวมตัวกับคาร์บอนเกิดเป็นคาร์ไบด์ได้ง่าย (Carbide forming element) ดังนั้นเมื่อปริมาณทั้งสแตนเพิ่มขึ้นจึงส่งผลให้คาร์ไบด์ในโครงสร้างเพิ่มขึ้น



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

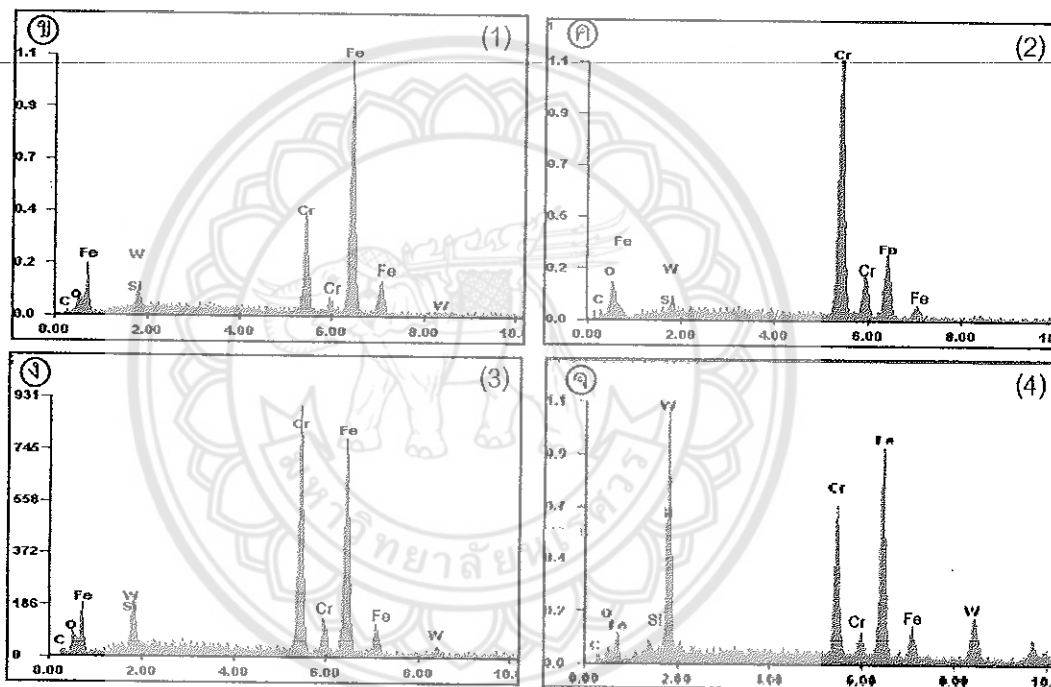
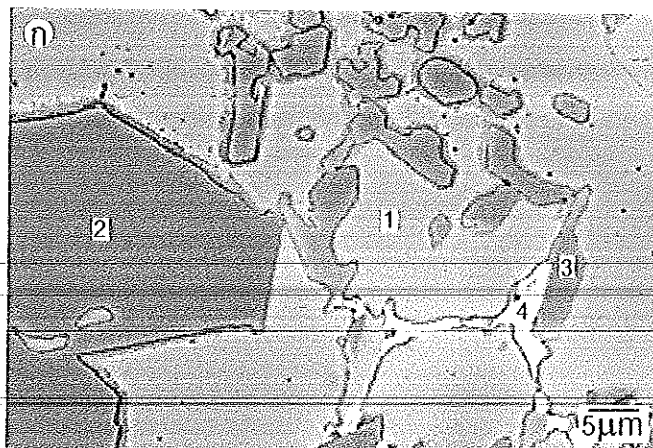
รูปที่ 4.9 การวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยอีดีเอสของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) ในสภาพหล่อ (ก) ภาพถ่าย BEI (ข-ค) สเปกตรัมของธาตุ (ง) ผลการวิเคราะห์



๑ ส่วนผสมทางเคมี (wt% / at.%)

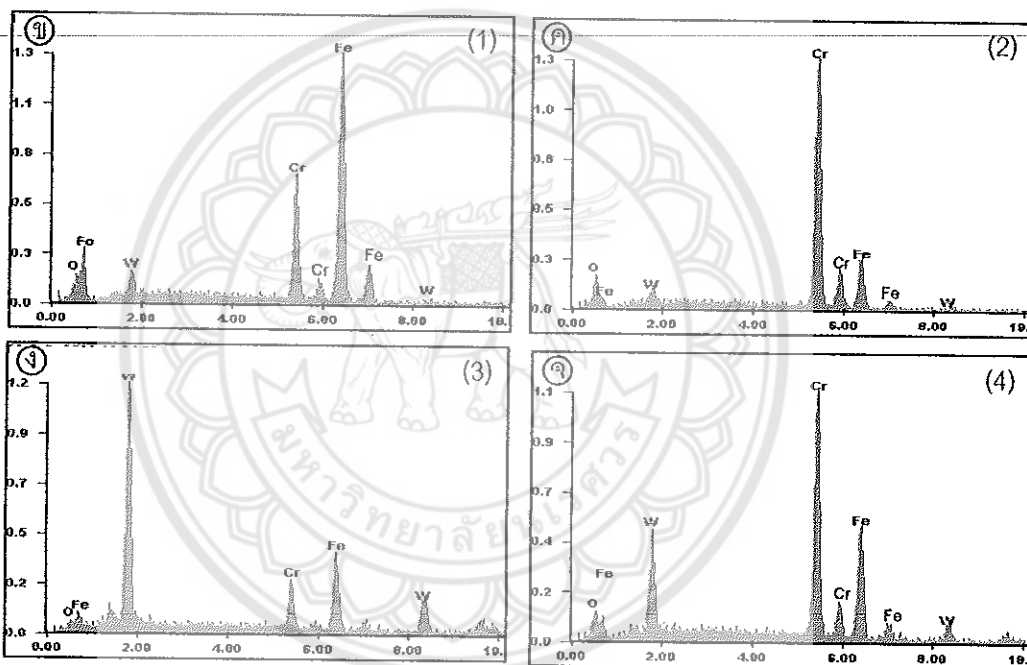
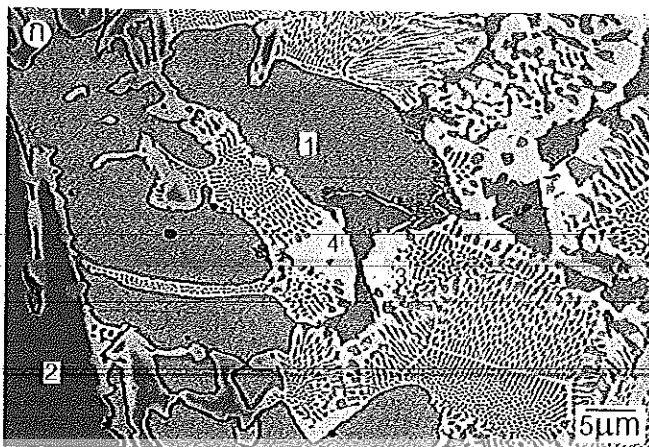
บริเวณ	Fe	Cr	C	Si	W
เมทริกซ์ (1)	73.65/60.88	16.39/14.55	03.73/14.34	01.15/01.89	02.39/00.60
คาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 (2)	25.85/18.41	58.88/45.05	07.38/24.46	00.57/00.81	03.05/00.66
คาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 (3)	29.21/20.48	56.49/42.54	07.83/25.53	00.72/01.01	01.62/00.35

รูปที่ 4.10 การวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยอีดีเอสของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 1wt% (W1) ในสภาพหล่อ (ก) ภาพถ่าย BEI (ข-ง) สเปกตรัมของธาตุ (จ) ผลการวิเคราะห์



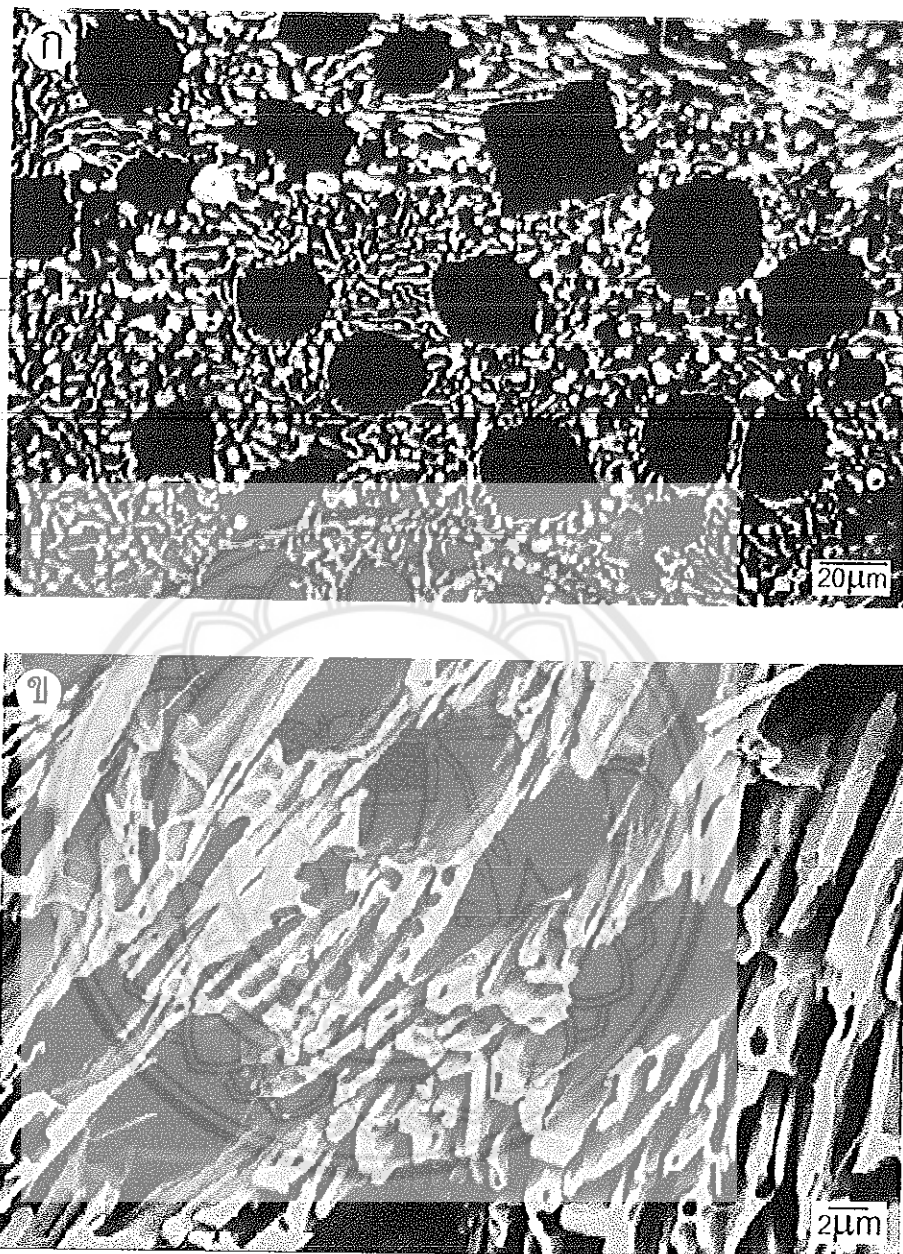
บริเวณ	ส่วนผสมทางเคมี (wt%/at.%)					
	Fe	Cr	C	Si	W	
เมทริกซ์ (1)	73.52/64.92	17.33/16.44	01.44/05.92	01.14/02.00	03.37/00.91	
คาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 (2)	22.60/16.16	62.17/47.76	05.69/18.91	00.39/00.56	02.74/00.06	
คาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 (3)	24.55/17.95	58.80/46.18	05.53/18.79	00.79/01.14	04.49/01.00	
คาร์ไบด์ยูเทคติก M_6C (4)	37.67/40.26	17.79/20.42	02.13/10.58	02.74/05.82	36.72/11.92	

รูปที่ 4.11 การวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยอีดีเอสของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 4wt% (W4) ในสภาพหล่อ (ก) ภาพถ่าย BEI (ข-จ) สเปกตรัมของธาตุ (ฉ) ผลการวิเคราะห์

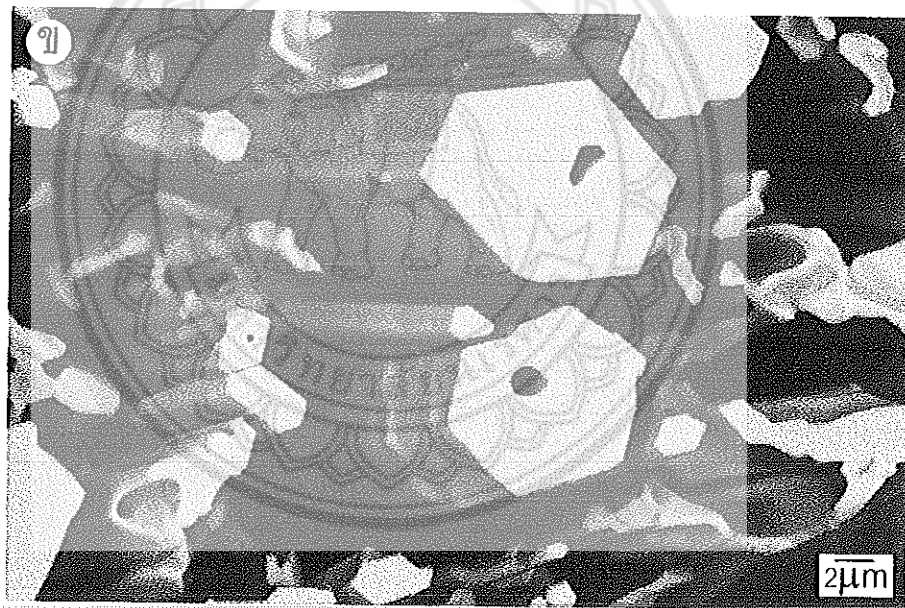
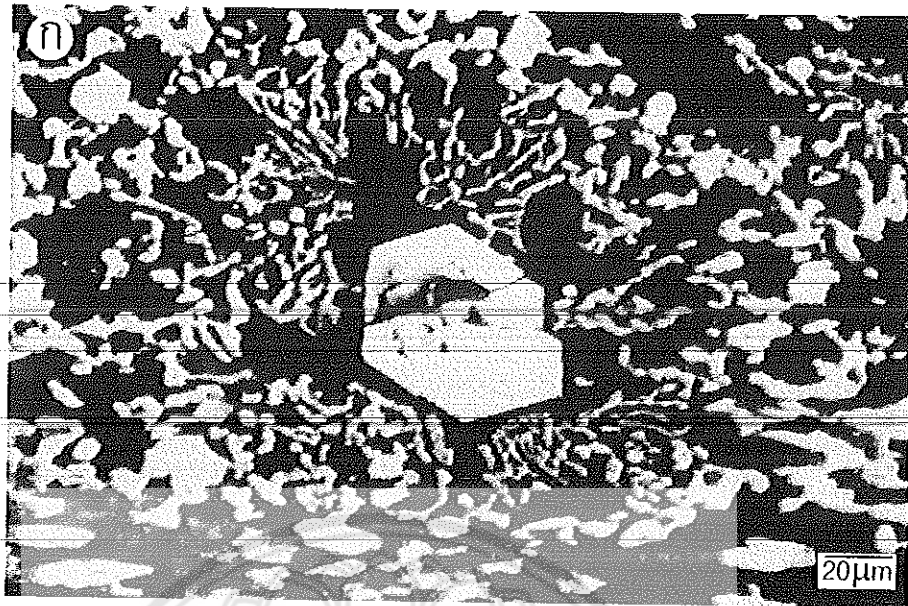


บริเวณ	ส่วนผสมทางเคมี (wt% / at.%)				
	Fe	Cr	C	Si	W
เมทริกซ์ (1)	69.76/65.15	20.02/20.09	04.65/11.45	01.02/01.24	06.22/01.76
คาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 (2)	19.66/16.90	67.11/61.96	05.69/18.91	01.10/01.60	06.77/01.77
คาร์ไบด์ยูเทคติก M_6C (3)	21.60/34.52	10.79/18.52	03.08/14.71	01.05/01.16	64.83/31.46
คาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ (4)	28.76/29.20	41.35/45.09	04.31/16.26	01.06/01.17	24.78/07.64

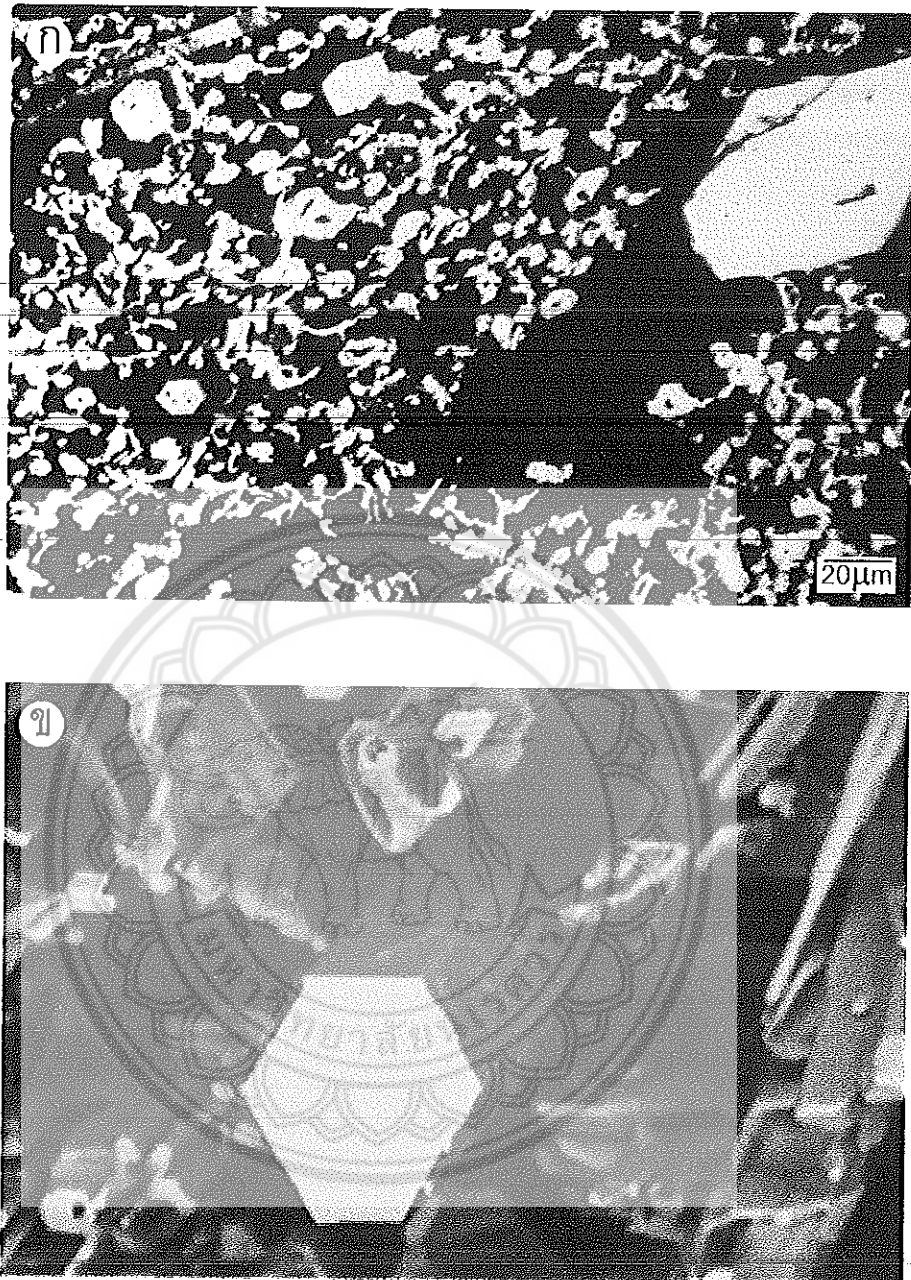
รูปที่ 4.12 การวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยอีดีเอสของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 10wt% (W10) ในสภาพหล่อ (ก) ภาพถ่าย BEI (ข-จ) สเปกตรัมของธาตุ (ฉ) ผลการวิเคราะห์



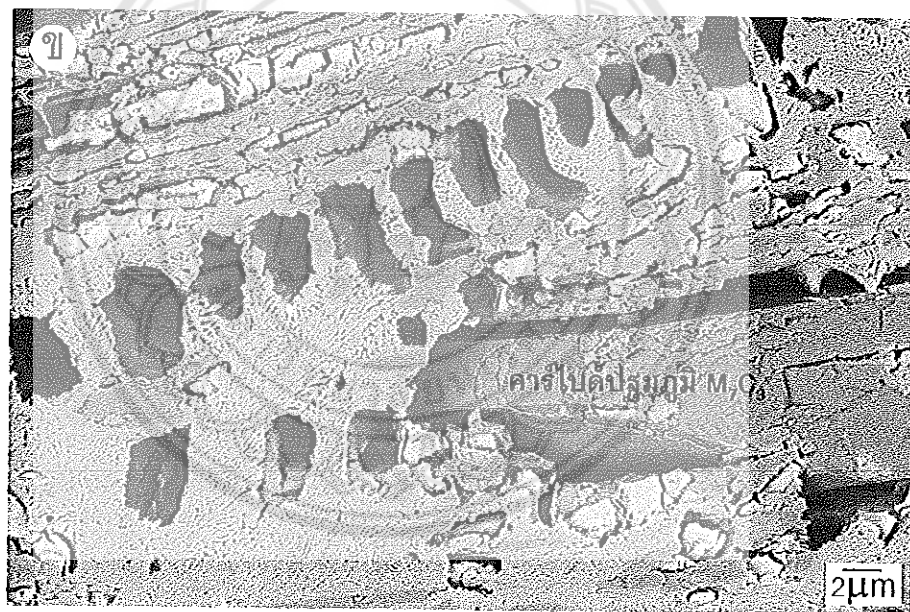
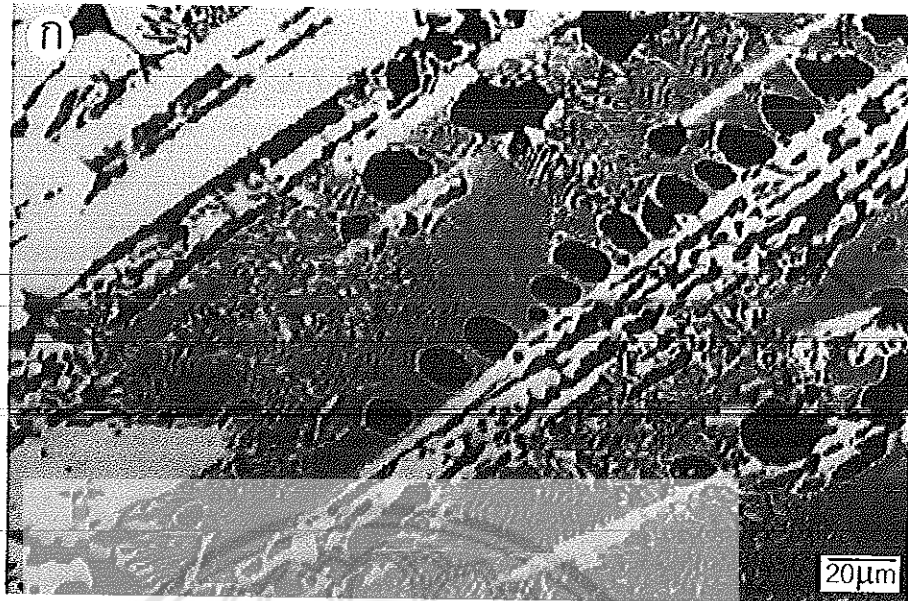
รูปที่ 4.13 ลักษณะของคาร์ไบด์ยูเทกติก ในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) หลังการกัดกรดแบบลึก (Deep etch) (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BE



รูปที่ 4.14. ลักษณะของคาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติกในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 1wt% (W1) หลังการกัดกรดแบบลึก (Deep etch) (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI



รูปที่ 4.15. ลักษณะของคาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติกในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 4wt% (W4) หลังการกัดกรดแบบลึก (Deep etch) (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI



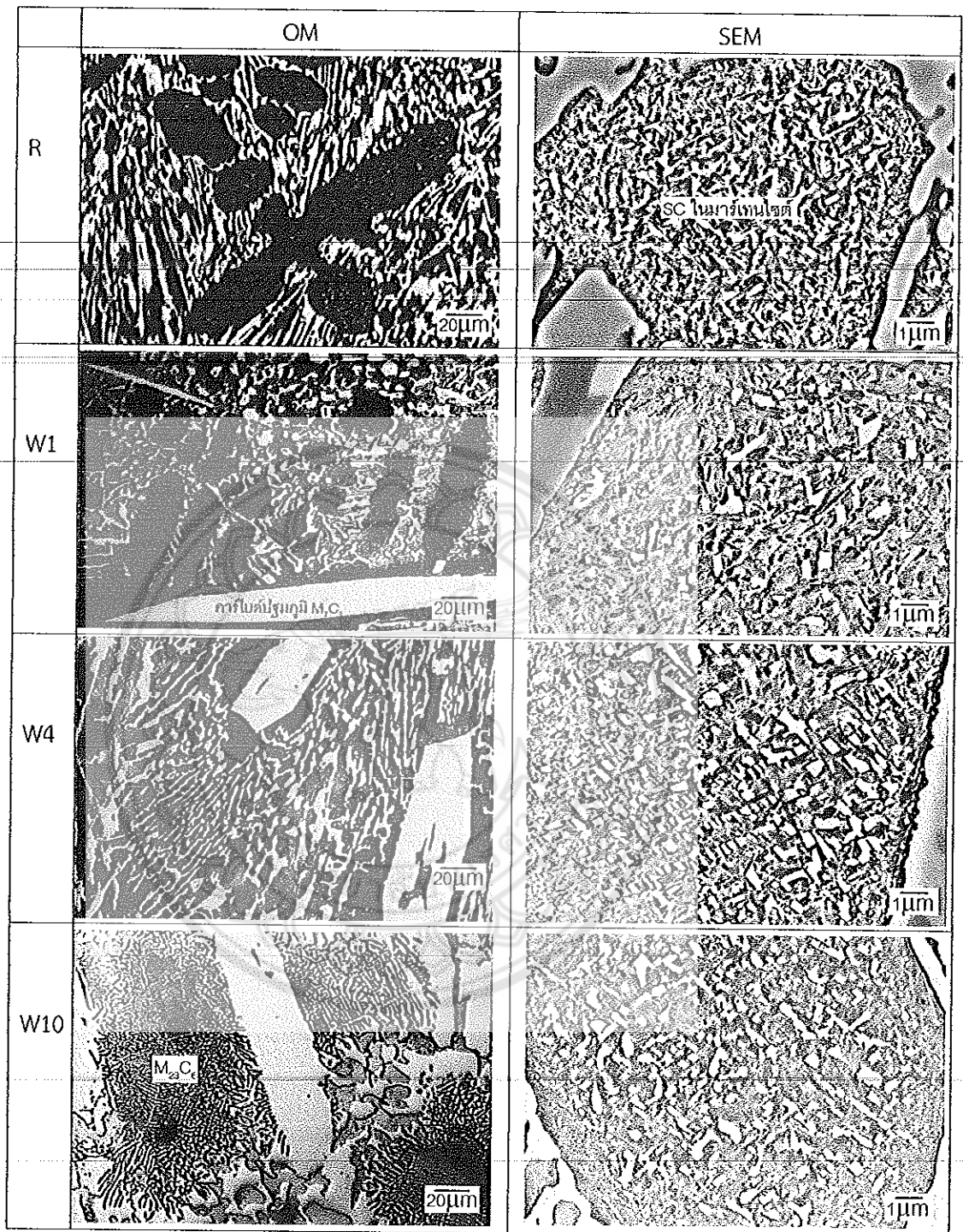
รูปที่ 4.16 ลักษณะของคาร์ไบด์ปรุมนุมิและคาร์ไบด์ยูเทกติกในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตน 10wt% (W10) หลังการกัดกรดแบบลึก (Deep etch) (ก) ภาพถ่ายจากกล้อง OM (ข) ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI

4.2.2 โครงสร้างจุลภาคหลังกระบวนการทางความร้อน การอบตีสเตปิลเซชัน

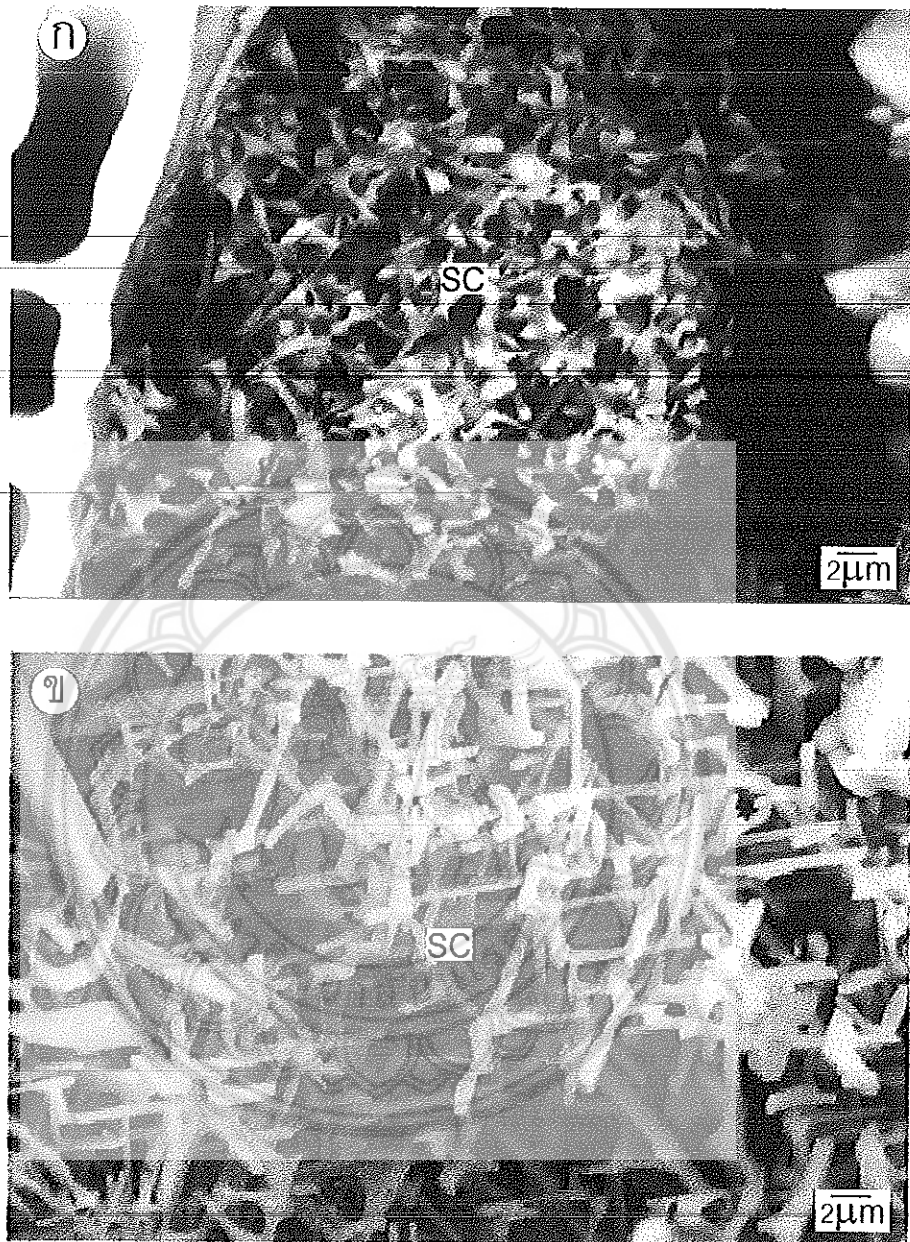
หลังการอบตีสเตปิลเซชันที่อุณหภูมิ 1050°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง พบว่าโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) และที่เติมทั้งสแตน 1wt% (W1), 4wt% (W4) และ 10wt% (W10) ประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (Secondary carbide, SC) ตกตะกอนในเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ ดังรูป 4.17 โดยในระหว่างการอบตีสเตปิลเซชันจะทำให้ธาตุโครเมียมและคาร์บอนที่ละลายอยู่ในเมทริกซ์ของออสเทนไนต์รวมตัวกันเป็นคาร์ไบด์ทุติยภูมิ ทำให้ปริมาณคาร์บอนและโครเมียมในออสเทนไนต์ลดลง ส่งผลให้อุณหภูมิของการเกิดมาร์เทนไซต์ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 0°C เคลื่อนขึ้นมาที่อุณหภูมิห้อง ทำให้ออสเทนไนต์สามารถเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ในระหว่างเย็นตัวในอากาศ [1-2, 24]

นอกจากนี้จะเห็นว่าคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในบริเวณใกล้กับคาร์ไบด์ยูเทกติกจะมีขนาดเล็กและมีปริมาณมากกว่าบริเวณกลางเดนไดรต์ เนื่องจากในระหว่างการแข็งตัวของออสเทนไนต์โครเมียมและคาร์บอนจะถูกผลักออกจากเกรนทำให้ปริมาณโครเมียมและคาร์บอนบริเวณกลางเดนไดรต์ต่ำกว่าบริเวณขอบเกรน จึงเกิดนิเวศเสียของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในปริมาณน้อยและเมื่อโตขึ้นจึงมีขนาดใหญ่ (Wiengmoon และคณะ, 2005) จากการกัดกรดแบบลึกจะสามารถเห็นลักษณะของคาร์ไบด์ทุติยภูมิใน 3 มิติ ดังรูป 4.18 โดยคาร์ไบด์ทุติยภูมิมีลักษณะเป็นแท่ง (Rod) ขนาดเล็กเชื่อมต่อกันเป็นตาข่าย (Network) ซึ่งคาร์ไบด์ทุติยภูมิน่าจะเป็นชนิด M_{23}C_6 ซึ่งสอดคล้องกับผล XRD ที่พบคาร์ไบด์ M_{23}C_6 หลังการอบตีสเตปิลเซชัน

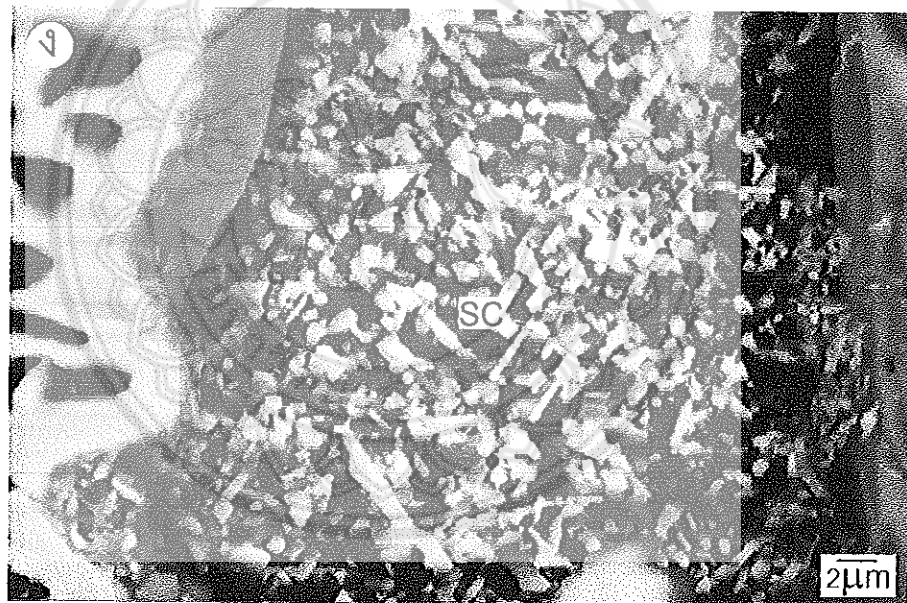
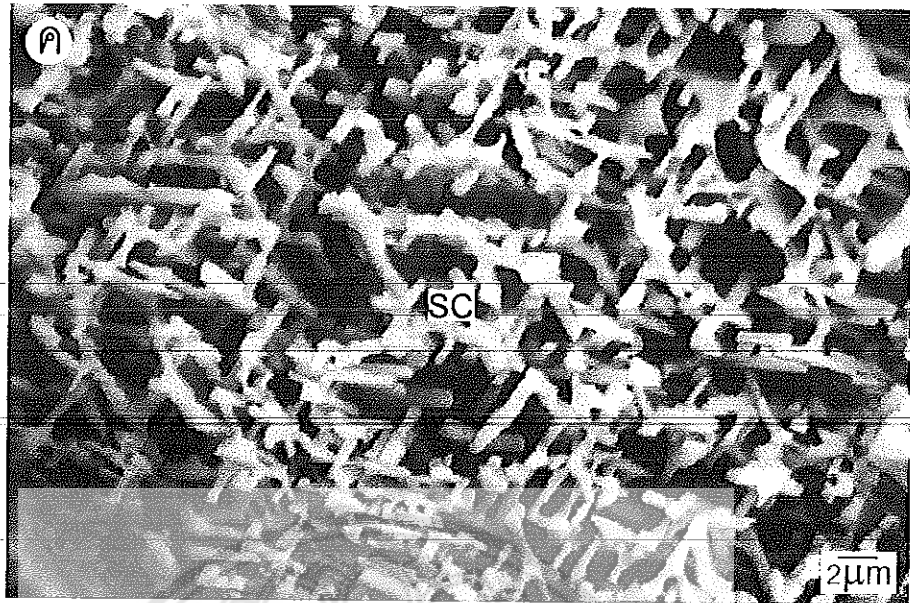
การเติมทั้งสแตนในเหล็กหล่อ 28wt%Cr ทำให้ปริมาณของคาร์ไบด์ทุติยภูมิมีปริมาณเพิ่มขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยก่อนหน้านี้ [24] นอกจากนี้ยังพบว่าเมื่อปริมาณทั้งสแตนเพิ่มขึ้นจะทำให้คาร์ไบด์ทุติยภูมิมีขนาดเล็กลงและเศษส่วนโดยพื้นที่เพิ่มมากขึ้น ซึ่งจะเห็นได้ หลังการกัดกรดแบบลึกเนื่องจากทั้งสแตนที่ละลายอยู่ในเมทริกซ์จำนวนมากจะรวมตัวกับ Fe, Cr และ C เป็นคาร์ไบด์ทุติยภูมิ



รูปที่ 4.17 ภาพถ่ายจากกล้อง OM และ SEM แสดงการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (SC) ในมาร์เทนไซต์ (α') หลังการอบตีสเตบิไลเซชันของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) และเติมทั้งสแตน 1wt% (W1), 4wt% (W4) และ 10wt% (W10)



รูปที่ 4.18. ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการอบตีสเตบิไลเซชัน แสดงลักษณะของคาร์บอนฟิเบอร์ทึบย้อมิ หลังการกัดกรดแบบลึก (Deep etch) (ก) เหล็กหล่อ R (ข) W1 (ค) W4 (ง) W10



รูปที่ 4.18 (ต่อ)

ตีสเตปิลไฮเซชันและเทมเปอร์ริง

หลังการอบตีสเตปิลไฮเซชันและเทมเปอร์ริงที่อุณหภูมิ 450°C เป็นเวลา 2, 4 และ 6 ชั่วโมง พบว่าคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในเดนไดรท์ของมาร์เทนไซต์มีปริมาณเพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับหลังการอบตีสเตปิลไฮเซชันอย่างเดียว เมื่อเวลาในการอบเทมเปอร์ริงนานขึ้น คาร์ไบด์ที่ตกตะกอนจะมีปริมาณเพิ่มขึ้น ดังรูป 4.19-4.20 โดยคาร์ไบด์ที่ตกตะกอนในเดนไดรท์ประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่เกิดขึ้นระหว่างการอบตีสเตปิลไฮเซชันและโตขึ้นในระหว่างการอบเทมเปอร์ริง รวมทั้งเทมเปอร์คาร์ไบด์ (Tempered carbide) ที่เกิดขึ้นในช่วงของการทำเทมเปอร์ริงซึ่งจะมีขนาดเล็กกว่าคาร์ไบด์ทุติยภูมิ

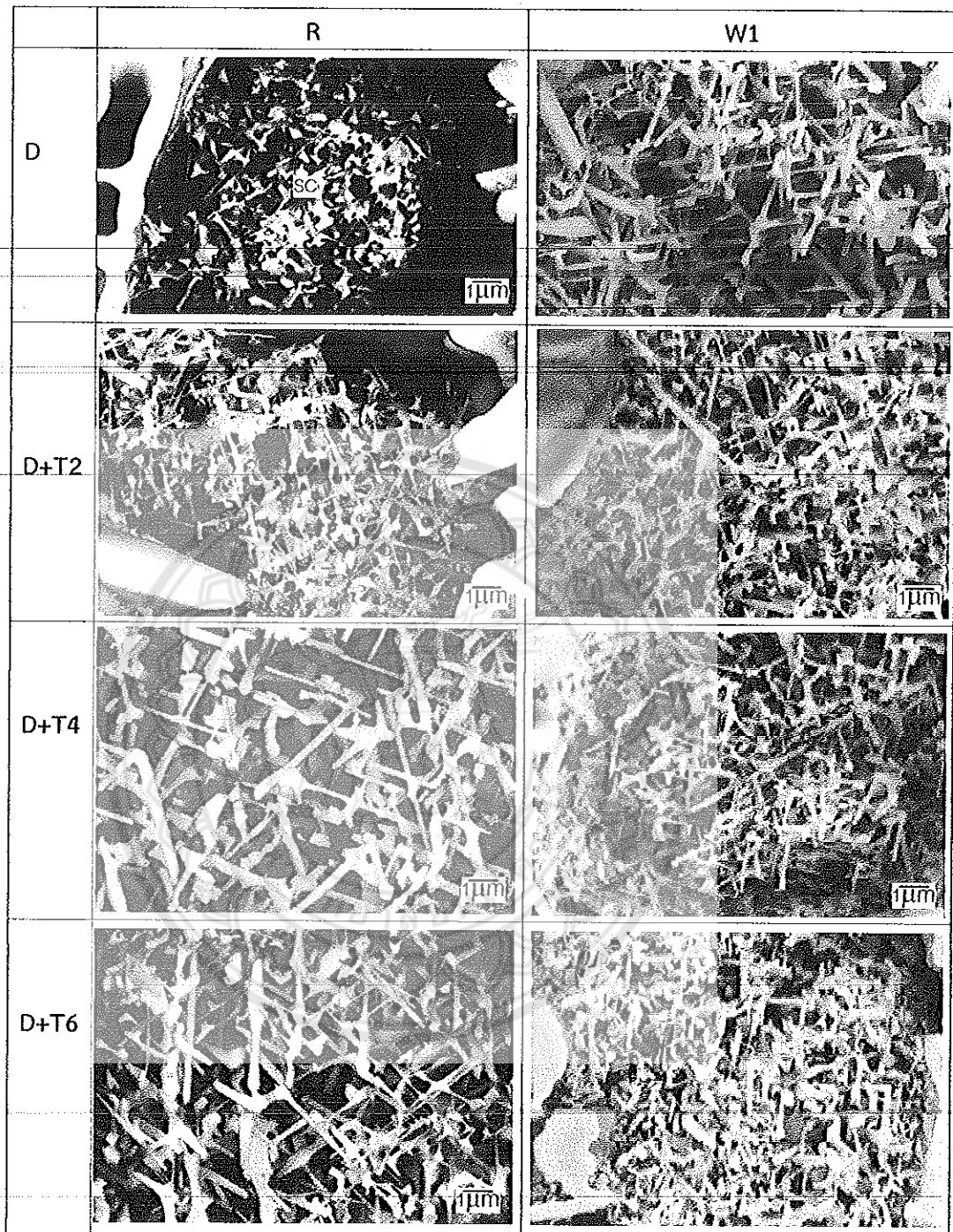
เมื่อพิจารณาเหล็กหล่อที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) กับเหล็กหล่อที่เติมทั้งสแตน (W1, W4, W10) จะเห็นว่าหลังการอบเทมเปอร์ริงในเหล็กหล่อที่เติมทั้งสแตนจะมีการตกตะกอนมากกว่า นอกจากนี้ยังพบว่าเมื่อปริมาณทั้งสแตนเพิ่มขึ้นจาก 1wt% เป็น 10wt% ปริมาณเทมเปอร์คาร์ไบด์ มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น ซึ่งจะสังเกตได้จากการมีคาร์ไบด์ขนาดเล็ก ๆ จำนวนมากหลังการทำเทมเปอร์ริง เนื่องจากในระหว่างการทำเทมเปอร์ริงธาตุ W, Fe, Cr, C ที่ละลายในเมทริกซ์ของมาเทนไซต์หรือออสเทนไนต์จะรวมตัวกันเป็นเทมเปอร์คาร์ไบด์ จากผลการวิเคราะห์ด้วยอีดีเอสที่ได้กล่าวมาก่อนหน้านี้ ที่พบว่าในเหล็กหล่อ W10 จะมีปริมาณทั้งสแตนที่ละลายในเมทริกซ์ของออสเทนไนต์มากกว่าเหล็กหล่อ W1 และ W4 ส่งผลให้คาร์ไบด์ที่ตกตะกอนมีปริมาณมากขึ้น

การเปลี่ยนเฟสของคาร์ไบด์

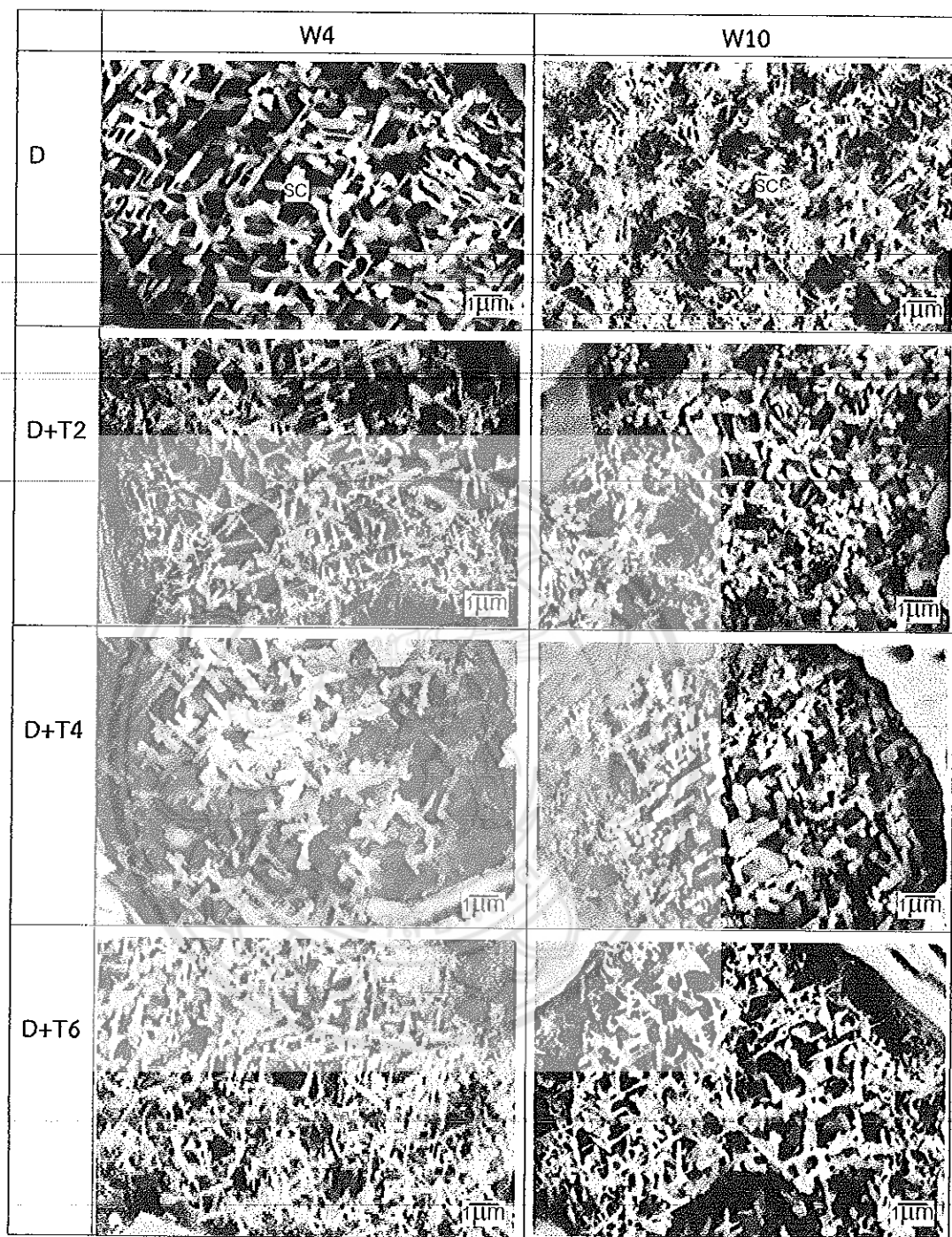
เหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่เติมทั้งสแตนเมื่อนำมาผ่านกรรมวิธีทางความร้อน นอกจากมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในเมทริกซ์ของมาเทนไซต์แล้ว ยังพบการเปลี่ยนเฟสของคาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทกติก M_7C_3 อีกด้วย โดยสังเกตจากคอนทราสต์ของคาร์ไบด์ที่เปลี่ยนจากสีเข้มเป็นคอนทราสต์ที่สว่างกว่าบริเวณขอบ โดยในเหล็กหล่อ W1 จะมีการเปลี่ยนเฟสเพียงเล็กน้อย ในขณะที่เหล็กหล่อ W4 และ W10 ที่มีปริมาณทั้งสแตนสูงจะพบการเปลี่ยนเฟสมากขึ้น นอกจากนี้ยังพบว่าการเปลี่ยนเฟสมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาในการอบเทมเปอร์ริงนานขึ้น ดังแสดงในรูป 4.21-4.22

Wiengmoon และคณะ [3, 19] พบการเปลี่ยนเฟสของคาร์ไบด์ยูเทกติกในเหล็กหล่อ 30wt%Cr-2.4wt%C หลังการทำตีสเตปิลไฮเซชัน โดยพบว่าคาร์ไบด์ยูเทกติก M_7C_3 เปลี่ยนเป็น $M_{23}C_6$ บริเวณขอบ ในลักษณะ Core-shell structure ที่มีแกนเป็น M_7C_3 และเปลือกเป็น $M_{23}C_6$ โดย Wiengmoon และคณะ ได้อธิบายว่าในระหว่างการอบตีสเตปิลไฮเซชัน ยูเทกติกคาร์ไบด์ M_7C_3 ซึ่งไม่เสถียรที่อุณหภูมิสูงจะมีการเปลี่ยนเฟสเป็น $M_{23}C_6$ ที่มีความเสถียรที่อุณหภูมิสูงมากกว่า อย่างไรก็ตามในการทดลองครั้งนี้ไม่พบการเปลี่ยนเฟสของคาร์ไบด์ยูเทกติกในเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน ทั้งนี้อาจจะเนื่องมาจากปริมาณโครเมียมในเหล็กหล่อมีปริมาณต่ำ

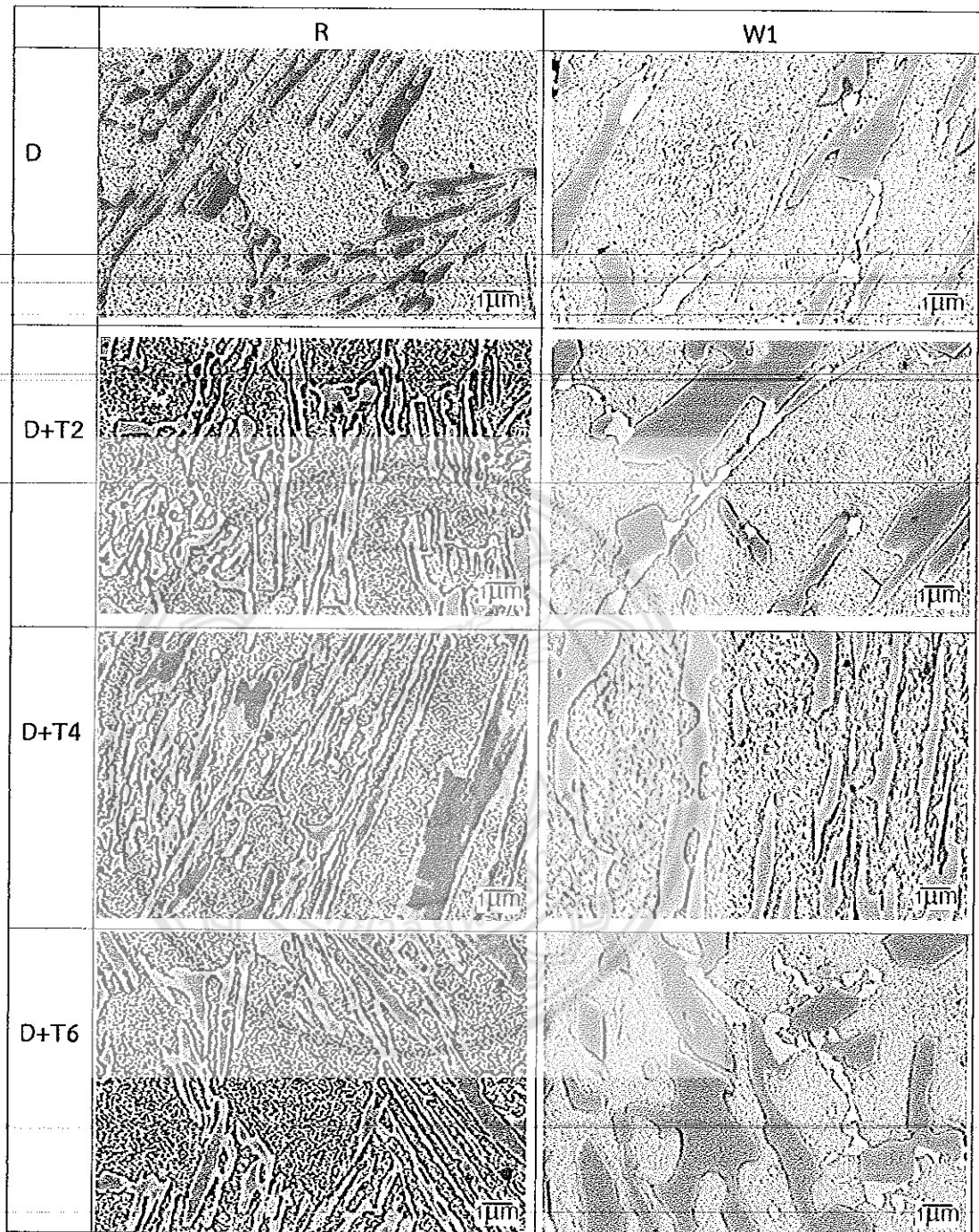
จากการวิเคราะห์ด้วยอีดีเอส ในดังรูป 4.23-4.24 พบว่าบริเวณแกนของคาร์ไบด์ยูเทกติก (บริเวณที่ 2) จะมีธาตุโครเมียมในปริมาณสูง ส่วนบริเวณขอบ (บริเวณที่ 3) จะมีโครเมียมลดลง แต่มีธาตุเหล็กและทั้งสแตนเพิ่มขึ้น ส่งผลให้บริเวณขอบมีคอนทราสต์ที่สว่างกว่าบริเวณแกน



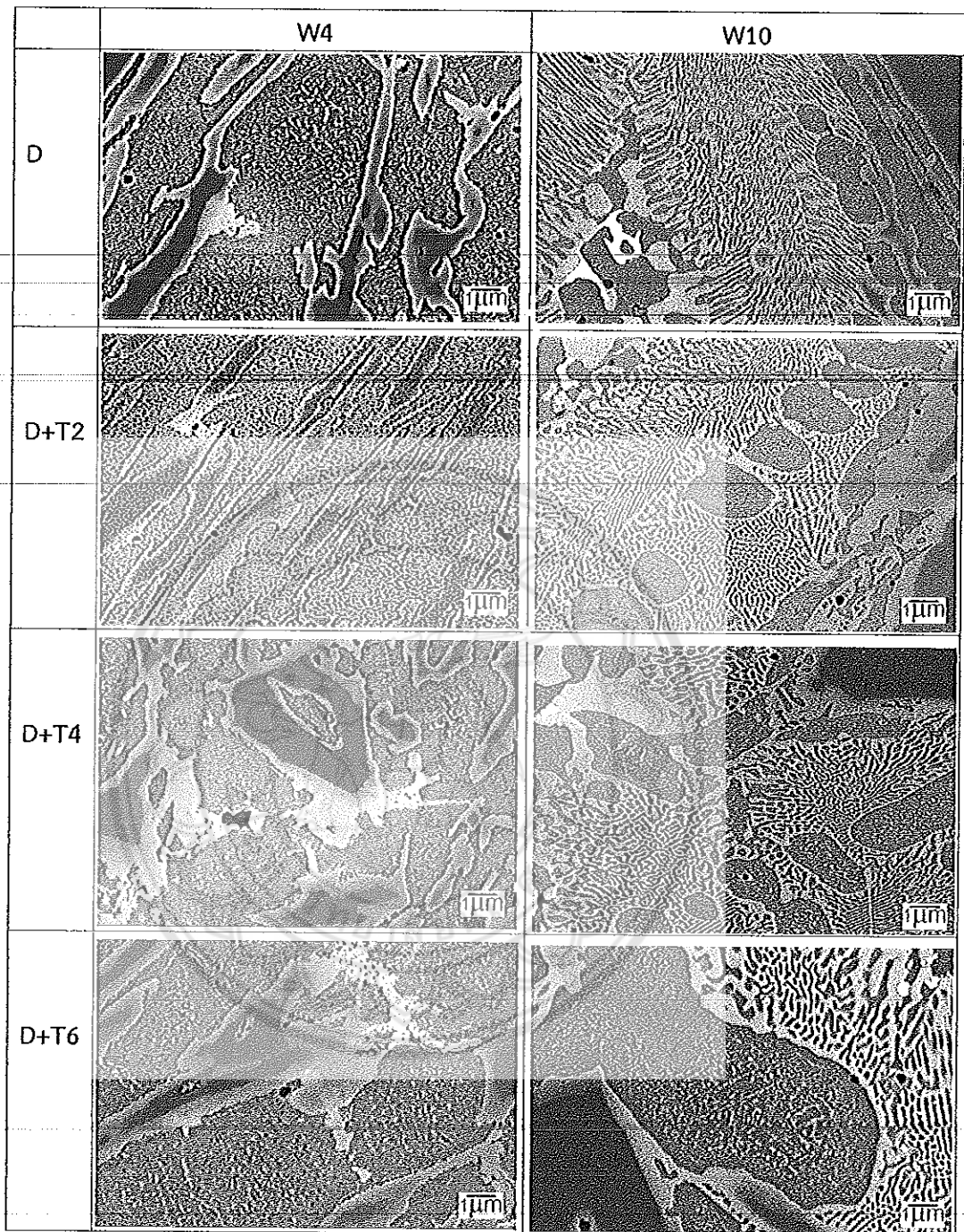
รูปที่ 4.19 ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI แสดงการตกตะกอนของคาร์โบไนด์ทุติยภูมิ (SC) ในมาร์เทนไซต์หลังการอบตีสเตปป์ไอเซชัน (D) และหลังการอบตีสเตปป์ไอเซชัน + เหมเปอริงเป็นเวลา 2, 4, 6 ชั่วโมง (D+T2, D+T4, D+T6) ของเหล็กหล่อ R และ W1



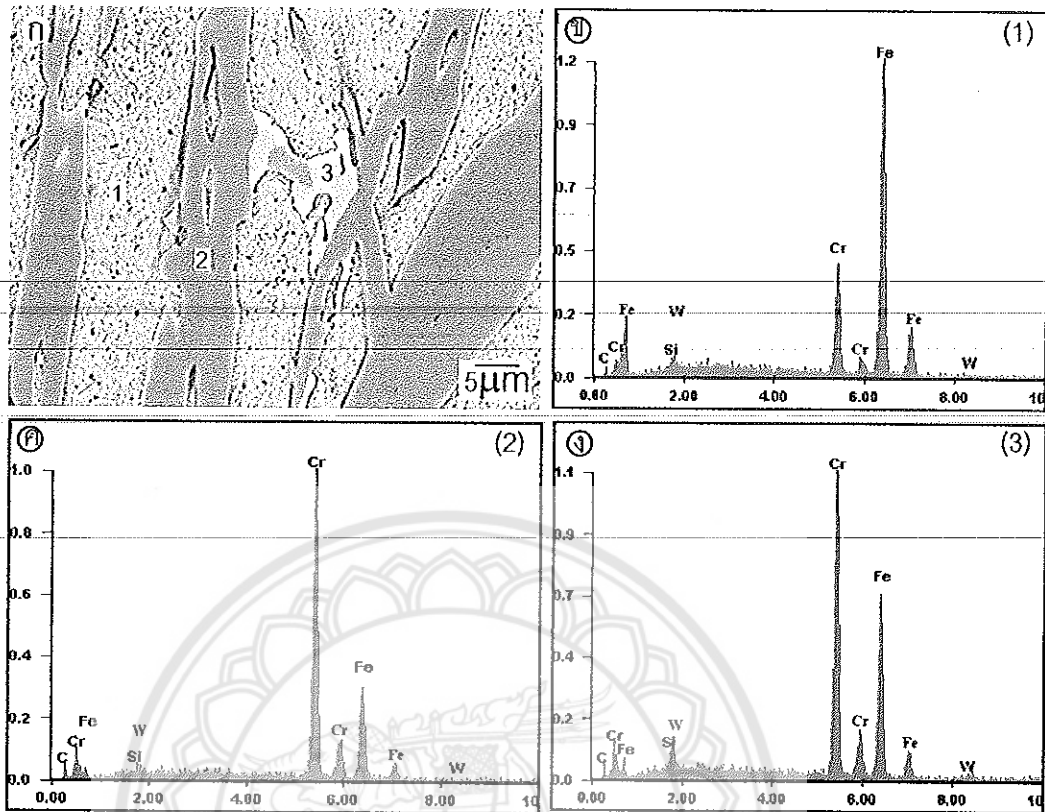
รูปที่ 4.20 ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI แสดงการตกตะกอนของคาร์โบไดทิดิอุมมิ (SC) ในมาร์เทนไซต์หลังการอบตีสเตปป์ไลเซชัน (D) และหลังการอบตีสเตปป์ไลเซชัน + เหมเปอริงเป็นเวลา 2, 4, 6 ชั่วโมง (D+T2, D+T4, D+T6) ของเหล็กหล่อ W4 และ W10



รูปที่ 4.21 ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI แสดงการเปลี่ยนแปลงของคาร์บอนนาโนทิวเทคติกของเหล็กหล่อ R และ W1 หลังการอบตีสเตบิลไลเซชัน (D) และตีสเตบิลไลเซชัน+เทมเปอร์ิ่ง 2, 4, 6 ชั่วโมง (D+T2, D+T4, D+T6)



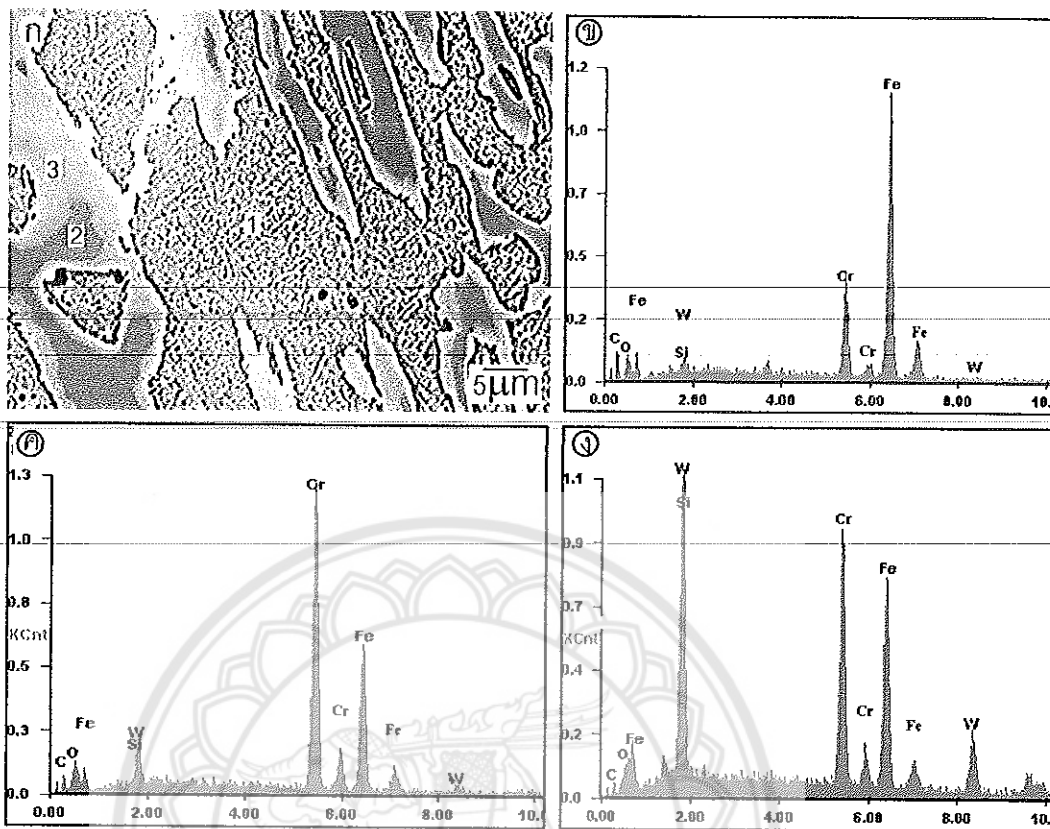
รูปที่ 4.22 ภาพถ่ายจากกล้อง SEM-BEI แสดงการเปลี่ยนแปลงของคาร์โบไฮเดรตติกของเหล็กหล่อ W4 และ W10 หลังการอบตีสเตปิลไซเซชัน (D) และตีสเตปิลไซเซชัน+เทมเปอร์ริง 2, 4, 6 ชั่วโมง (D+T2, D+T4, D+T6)



๑ ส่วนผสมทางเคมี (wt%/at.%)

บริเวณ	Fe	Cr	C	Si	W
เมทริกซ์ (1)	76.18/62.62	13.78/12.17	04.17/15.94	01.33/02.18	02.26/00.56
คาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 (2)	27.60/19.12	56.72/42.20	08.48/27.30	00.80/01.11	02.35/00.50
คาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 (3)	39.44/29.68	43.40/35.08	06.07/21.23	01.83/02.74	05.46/01.25

รูปที่ 4.23 การวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยอีดีเอสของคาร์ไบด์ยูเทคติกที่มีการเปลี่ยนเฟสในเหล็กหล่อ W1 หลังการอบตีสเตปป์ไลเซชัน (ก) ภาพถ่าย BEI (ข-ง) สเปกตรัมของธาตุ (จ) ผลการวิเคราะห์



๑ ส่วนผสมทางเคมี (wt%/at.%)

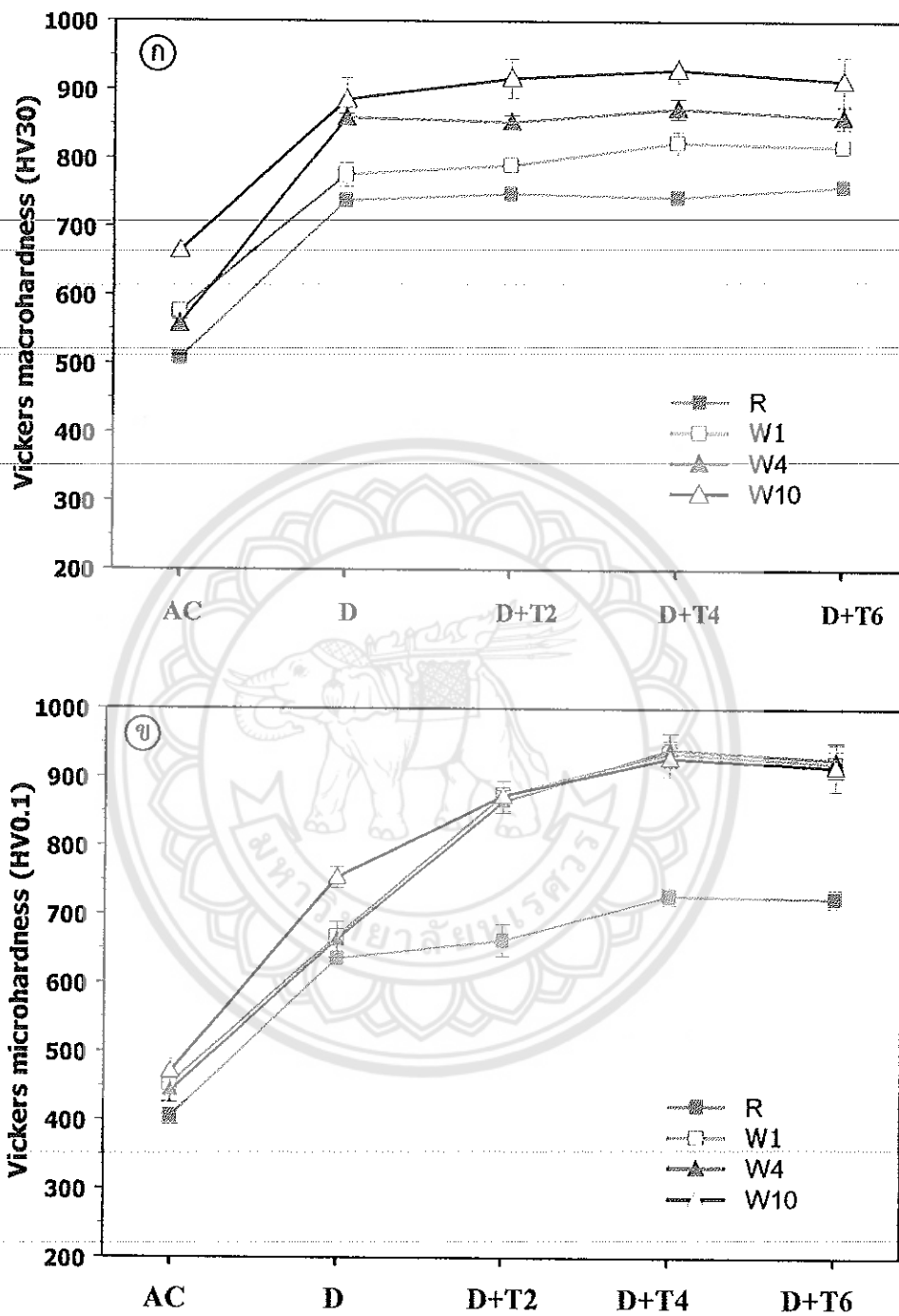
บริเวณ	Fe	Cr	C	Si	W
เมทริกซ์ (1)	67.42/51.94	17.34/14.35	05.38/19.26	01.24/01.91	04.33/01.01
คาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 (2)	23.08/16.03	57.51/42.90	08.18/26.41	01.16/01.60	05.13/01.08
คาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 (3)	22.93/16.09	58.61/44.17	06.53/21.31	01.00/01.39	04.35/00.93

รูปที่ 4.24 การวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยเอ็ดเอสของคาร์ไบด์ยูเทคติกที่มีการเปลี่ยนเฟสในเหล็กหล่อ W4 หลังการอบตีสเตบิไลเซชัน (ก) ภาพถ่าย BEI (ข-ง) สเปกตรัมของธาตุ (จ) ผลการวิเคราะห์

4.3 ผลของทั้งสแตนและกระบวนการทางความร้อนต่อความแข็ง

จากการทดสอบความแข็งมหภาคแบบวิกเกอร์ (Vickers macro-hardness) และความแข็งจุลภาคแบบวิกเกอร์ (Vickers micro-hardness) บริเวณเมทริกซ์ของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน (R), W1, W4 และ W10 ในสภาพหล่อ (AC) มีความแข็งมหภาคเฉลี่ยเท่ากับ 506, 576, 557 และ 664 HV30 ตามลำดับ ดังรูป 4.25(ก) และมีความแข็งจุลภาคเฉลี่ยเท่ากับ 403, 442, 452 และ 470 HV0.1 ตามลำดับ ดังรูป 4.25(ข) จากผลการทดลองจะเห็นว่าการเติมทั้งสแตนทำให้ความแข็งของเหล็กหล่อเพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นผลมาจากการเปลี่ยนโครงสร้างจากออสเทนไนต์เป็นออสเทนไนต์ที่ประกอบด้วยคาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 ขนาดใหญ่และปริมาณคาร์ไบด์ยูเทคติกที่เพิ่มขึ้น รวมทั้งการเกิดคาร์ไบด์ M_6C และ $M_{23}C_6$ ที่มีความแข็งสูง อย่างไรก็ตามการเติมทั้งสแตนในปริมาณต่ำกว่า 4wt% ความแข็งมหภาคเพิ่มขึ้นไม่มากนัก (ประมาณ 50 HV30) เมื่อเทียบกับเหล็กหล่อที่ไม่เติมทั้งสแตน เนื่องจากการเกิดคาร์ไบด์ M_6C ยังไม่มากนัก ในขณะที่การเติมทั้งสแตน ในปริมาณ 10wt% ความแข็งจะมีค่าสูงขึ้นประมาณ 150 HV30 ทั้งนี้เนื่องจากปริมาณของคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด M_6C และ $M_{23}C_6$ เพิ่มขึ้นมากเมื่อเทียบกับเหล็กหล่อ W1 และ W4 ส่วนความแข็งจุลภาคในเมทริกซ์มีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อเติมทั้งสแตนเป็นผลมาจากการละลายของทั้งสแตนในลักษณะของสารละลายของแข็ง (Solid solution) เมื่อปริมาณทั้งสแตนเพิ่มขึ้น [17]

หลังการอบตีสเตปิลเซชัน (D) พบว่าเหล็กหล่อ R, W1, W4 และ W10 มีความแข็งมหภาคเฉลี่ยเท่ากับ 738, 775, 859 และ 885 HV30 ตามลำดับ และความแข็งจุลภาคเฉลี่ยเท่ากับ 635, 662, 667 และ 753 HV0.1 ตามลำดับ การอบตีสเตปิลเซชันทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้นจากสภาพหล่อ เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิและการเปลี่ยนเมทริกซ์จากออสเทนไนต์ที่อ่อนเป็นมาร์เทนไซต์ที่แข็งกว่า ส่วนหลังการอบตีสเตปิลเซชันและเทมเปอร์ริงเป็นเวลา 2 ชั่วโมง (D+T2) พบว่าเหล็กหล่อ R, W1, W4 และ W10 มีความแข็งมหภาคเฉลี่ยเท่ากับ 748, 790, 852 และ 917 HV30 ตามลำดับ และความแข็งจุลภาคเฉลี่ยเท่ากับ 662, 864, 874 และ 872 HV0.1 ตามลำดับ ส่วนที่ 4 ชั่วโมง (D+T4) มีความแข็งมหภาค 743, 823, 872 และ 929 HV30 ตามลำดับ และความแข็งจุลภาค 727, 940, 935 และ 927 HV0.1 ตามลำดับ ส่วนที่ 6 ชั่วโมง (D+T6) ความแข็งมหภาค 759, 817, 860 และ 915 HV30 ตามลำดับ และความแข็งจุลภาค 723, 926, 920 และ 915 HV0.1 ตามลำดับ จากผลการทดลองจะเห็นว่าหลังการอบตีสเตปิลเซชันและเทมเปอร์ริงเป็นเวลา 2, 4 และ 6 ชั่วโมง ความแข็งมหภาคมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เนื่องจากปริมาณคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่มีขนาดใหญ่ขึ้นและมีเทมเปอร์คาร์ไบด์เกิดขึ้นจำนวนมาก รวมทั้งออสเทนไนต์ตกค้างเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์



รูปที่ 4.25 ผลของทั้งสแตนและกระบวนการทางความร้อนต่อความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน R และเหล็กหล่อ W1, W4 และ W10 (ก) ความแข็งมหภาค (ข) ความแข็งจุลภาคบริเวณเมทริกซ์

4.4 ความต้านทานการกัดกร่อน

จากการทดสอบการกัดกร่อนโดยเทคนิคโพเทนชิโอสแตติกส เพื่อศึกษาลักษณะเฉพาะแอโนดิกโพลาริเซชันของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) และเติมทั้งสแตน 1wt% (W1), 4wt% (W4) และ 10wt% (W10) ในสภาพหล่อและหลังการอบตีสเตปิลเซชันที่อุณหภูมิ 1050°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (D) และเทมเปอร์ที่อุณหภูมิ 450°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (D+T4) ดังรูป 4.26 พบว่าเหล็กหล่อทุกส่วนผสมจะเกิดฟิล์มพาสซีฟ (Passive film) คลุมผิวหน้าชิ้นงาน ทั้งในสภาพหล่อและหลังกระบวนการทางความร้อน โดยมีค่าความต่างศักย์ไฟฟ้าในช่วงที่เกิดสภาพแพสซีเวชัน (Passive voltage range) ใกล้เคียงกัน คือ 750-800 มิลลิโวลต์

เมื่อพิจารณาค่าความหนาแน่นของกระแสไฟฟ้าในช่วงที่เกิดฟิล์มพาสซีฟ (Passive current density, i_{pass}) ดังตารางที่ 4.1 พบว่าในเหล็กหล่อ R ทั้งในสภาพหล่อและหลังการอบตีสเตปิลเซชัน มีค่าใกล้เคียงกัน แต่หลังการอบเทมเปอร์กระแสไฟฟ้ามีค่าเพิ่มขึ้น แสดงว่าความต้านทานการกัดกร่อนลดลง ส่วนในเหล็กหล่อ W1 และ W10 กระแสไฟฟ้าทั้งในสภาพหล่อ-หลังการอบตีสเตปิลเซชัน และหลังเทมเปอร์มีค่าใกล้เคียงกัน อย่างไรก็ตามในเหล็กหล่อ W4 หลังกระบวนการทางความร้อนกระแสไฟฟ้ามีค่ามากกว่าในสภาพหล่อหรือความต้านทานการกัดกร่อนลดลง จากการเปรียบเทียบความหนาแน่นของกระแสไฟฟ้าในช่วงที่เกิดฟิล์มพาสซีฟและเส้นโค้งโพลาริเซชัน พบว่าเหล็กหล่อที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) และผ่านการอบตีสเตปิลเซชัน มีค่ากระแสไฟฟ้าต่ำที่สุด หรือมีความต้านทานการกัดกร่อนดีที่สุด รองลงมาคือเหล็กหล่อ R และ W4 ในสภาพหล่อ ซึ่งมีค่ากระแสไฟฟ้าใกล้เคียงกัน

จากการศึกษาผิวชิ้นงานหลังทดสอบการกัดกร่อนด้วยกล้อง SEM พบว่าเหล็กหล่อที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) ในสภาพหล่อ จะเกิดการสูญเสียเนื้อเมทริกซ์โดยรอบคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 ที่ทำหน้าที่รองรับเฟสนี้อยู่ ทำให้คาร์ไบด์ยูเทคติกหลุดออกจากผิวชิ้นงานโดยง่าย ดังแสดงในภาพ 4.27 ส่วนในเหล็กหล่อ W1, W4 และ W10 พบการการสูญเสียเนื้อเมทริกซ์ทั้งบริเวณรอบๆ คาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 , M_6C และ $M_{23}C_6$ ทำให้คาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติกหลุดออก นอกจากนี้ยังพบการกัดกร่อนแบบ Pitting corrosion ที่มีลักษณะเป็นรูเล็กๆ บริเวณเมทริกซ์ของออสเทนไนต์ในเหล็กหล่อ W4 และ W10 เนื่องจากการกระจายตัวของโครเมียมไม่สม่ำเสมอ

หลังการอบตีสเตปิลเซชัน พบการสูญเสียเนื้อเมทริกซ์รอบๆ คาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติกเช่นเดียวกับในสภาพหล่อ และยังพบการสูญเสียเนื้อเมทริกซ์รอบๆ คาร์ไบด์ทุติยภูมิ ทำให้คาร์ไบด์ทุติยภูมิบางส่วนหลุดออก ดังแสดงในรูปที่ 4.28 นอกจากนี้ยังพบการกัดกร่อนแบบ Pitting corrosion บริเวณคาร์ไบด์ปฐมภูมิในเหล็กหล่อที่เติมทั้งสแตนอีกด้วย ส่วนหลังการอบเทมเปอร์จะมีความรุนแรงของการกัดกร่อนมากขึ้น เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิและเทมเปอร์คาร์ไบด์ที่มีปริมาณมากขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 4.29

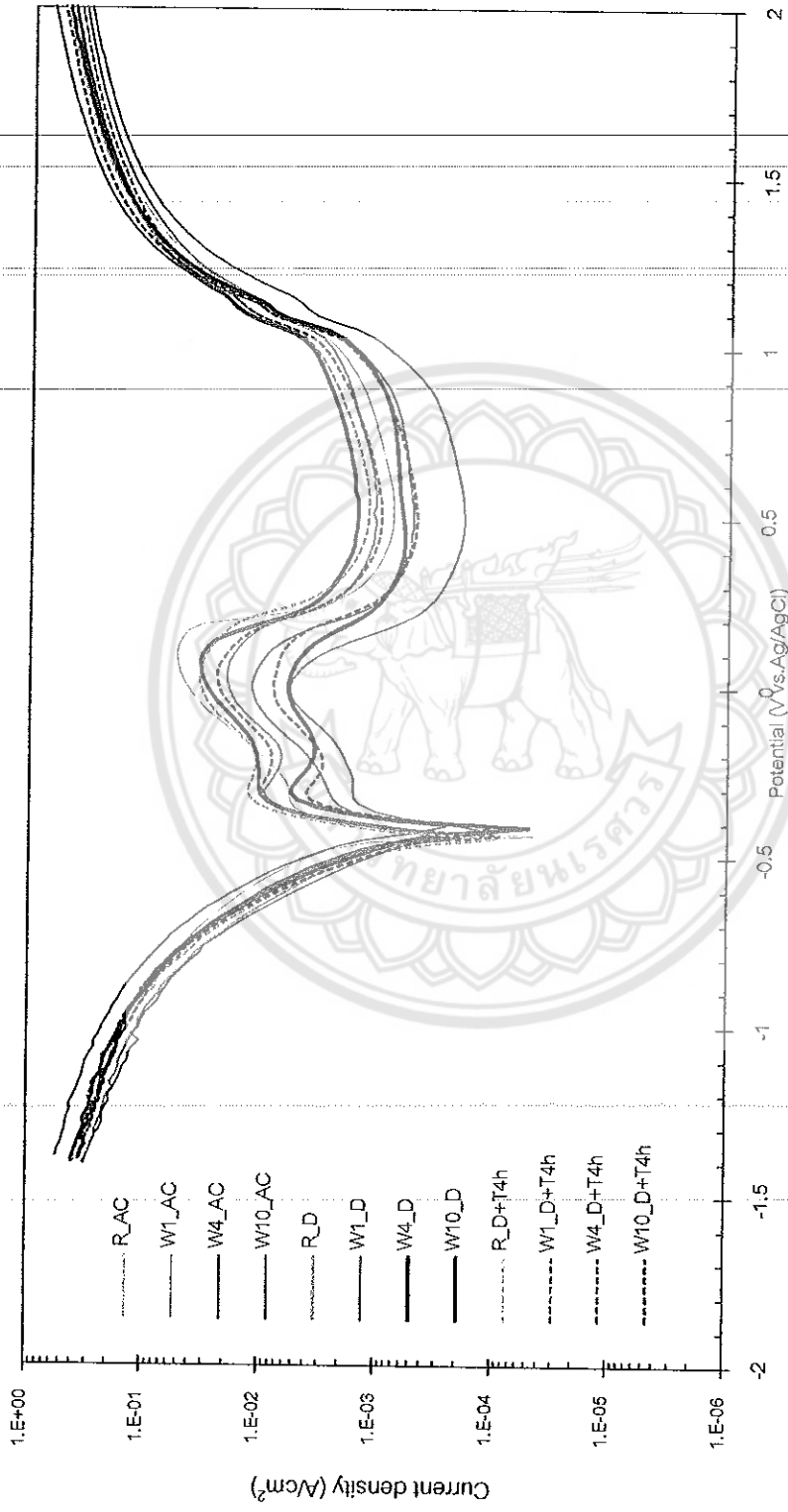
การสูญเสียเนื้อเมทริกซ์ที่เกิดขึ้นรอบๆ คาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 , M_6C และ $M_{23}C_6$ หรือคาร์ไบด์ทุติยภูมิ เป็นผลมาจากโครเมียมจะรวมตัวกับธาตุเหล็ก ทั้งสแตน และคาร์บอนเป็นคาร์ไบด์ ทำให้บริเวณรอบๆ มีปริมาณโครเมียมไม่มากพอที่จะทำให้เกิดสภาพแพสซีเวชันหรือฟิล์มพาสซีฟ ทำให้บริเวณนี้เกิดการกัดกร่อนได้ง่าย [1, 20] ส่วนการอบตีสเตปิลเซชันในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน ทำให้ความต้านทานการกัดกร่อนดีขึ้น อาจ

เนื่องมาจากการกระจายตัวโครเมียมในเมทริกซ์มีความสม่ำเสมอ ทำให้สร้างฟิล์มพลาสมาได้ง่าย [20] อย่างไรก็ตามหลังการเติมเปอร์เซ็นต์ความต้านทานการกัดกร่อนจะลดลง เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุกติยภูมิและเติมเปอร์คาร์ไบด์ที่เพิ่มขึ้น ทำให้ปริมาณโครเมียมที่จำเป็นในการสร้างฟิล์มพลาสมาลดลง

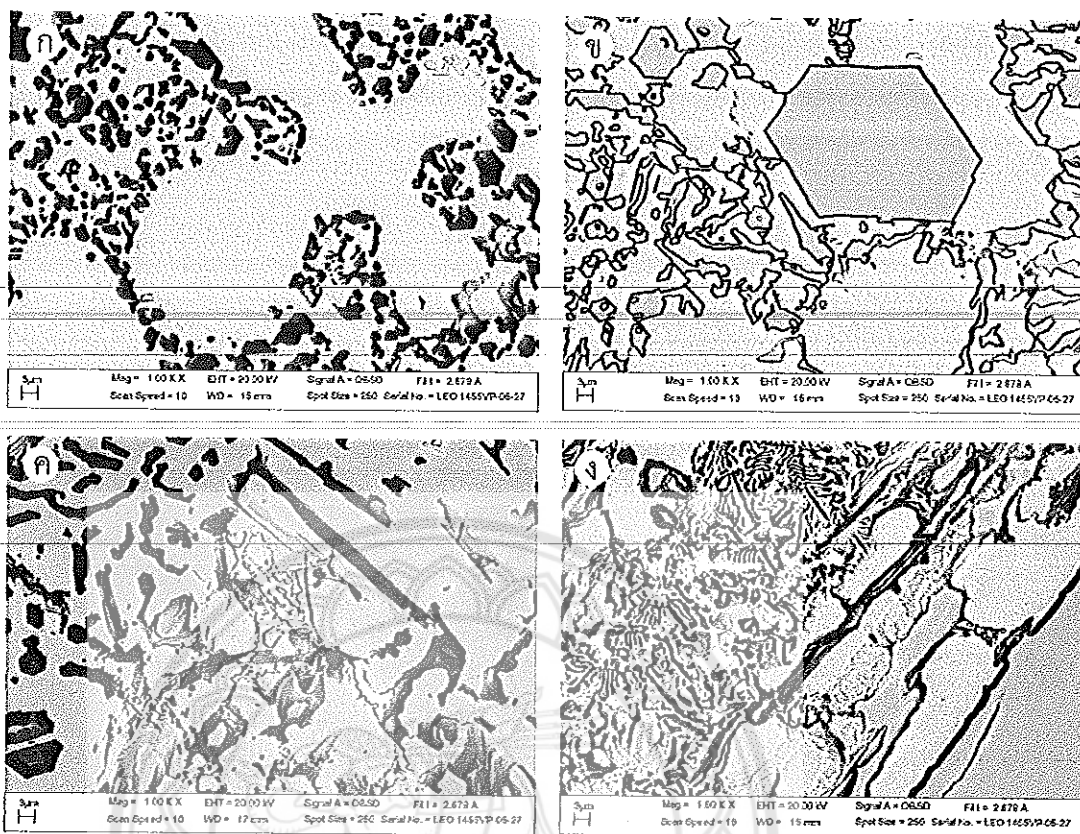
จากผลการทดลองจะเห็นว่า การเติมทั้งสแตนทำให้ความต้านทานการกัดกร่อนลดลง ซึ่งน่าจะเป็นผลมาจากการมีโครงสร้างแบบไฮเปอร์ยูเทคติกที่มีคาร์ไบด์ปฐมภูมิขนาดใหญ่ และการมีคาร์ไบด์หลายชนิดทั้ง M_7C_3 , M_6C และ $M_{23}C_6$ ส่งผลให้เกิดการกัดกร่อนได้ง่ายขึ้น

ตารางที่ 4.1 ความหนาแน่นของกระแสไฟฟ้าในช่วงที่เกิดฟิล์มพลาสมา

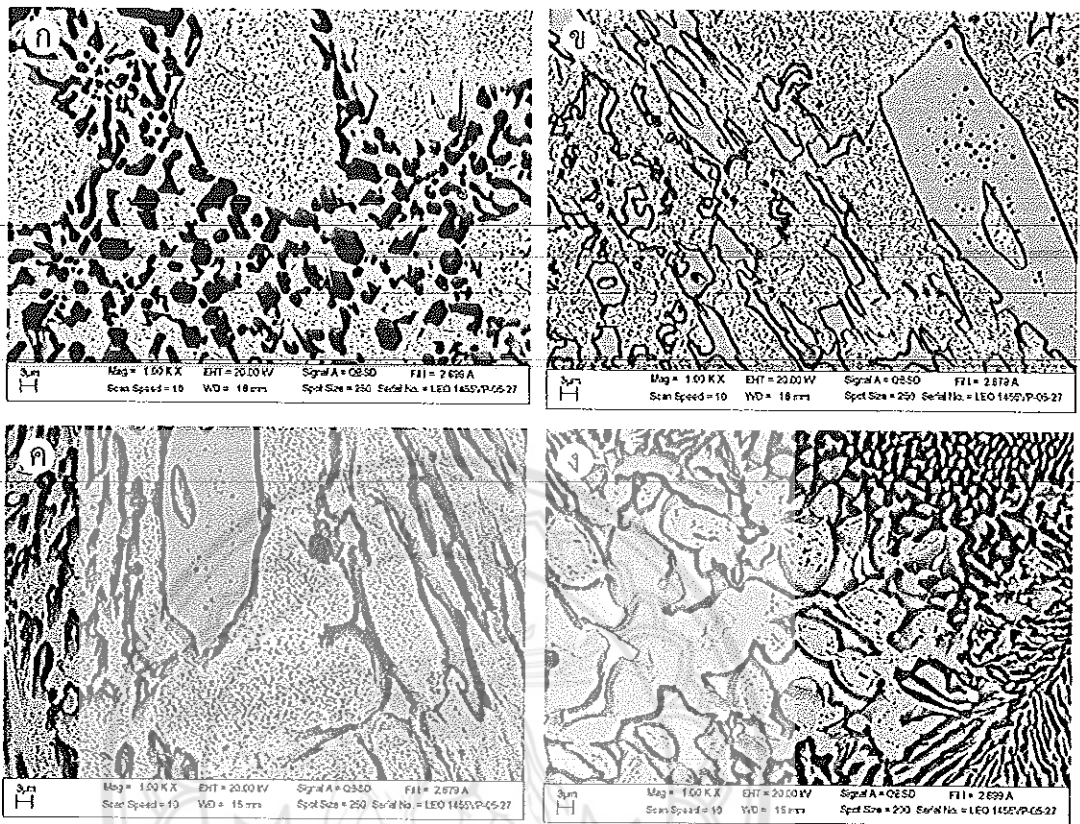
เหล็กหล่อ	I_{pass} (mA cm ⁻²)		
	AC	D	D+T4h
R	0.2	0.15	0.5
W1	0.7	1.0	1.2
W4	0.2	1.5	0.9
W10	0.5	0.6	0.5



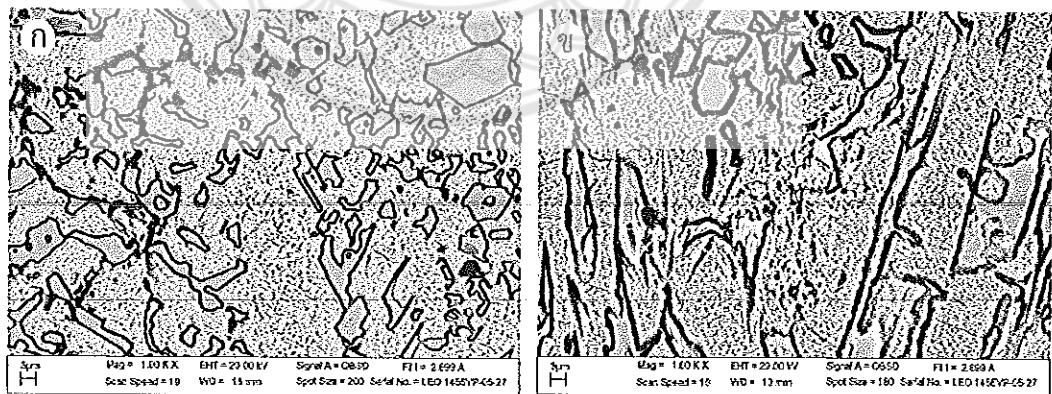
รูปที่ 4.26 เส้นโค้งโพลาริแกรมของเหล็กหล่อ R, W1, W4 และ W10 ในสภาพหล่อ (AC), หลังการอบที่สเตบิลไอเซชัน (D) และหลังการอบเทมเปอร์ริง (D+T4)



รูปที่ 4.27 ภาพถ่าย SEM-BEI แสดงโครงสร้างหลังการกัดกร่อนในสภาพหล่อ (ก) เหล็กหล่อ R (ข) W1 (ค) W4 (ง) W10



รูปที่ 4.28 ภาพถ่าย SEM-BEI แสดงโครงสร้างหลังการกักร้อนหลังการอบดีสเทบิไลเซชัน (ก) เหล็กหล่อ R (ข) W1 (ค) W4 (ง) W10



รูปที่ 4.29 ภาพถ่าย SEM-BEI แสดงโครงสร้างหลังการกักร้อนหลังการอบดีสเทบิไลเซชันและเทมเปอร์ริง (ก) W1 (ข) W4

บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

จากการศึกษาผลของทั้งสแตนและกระบวนการทางความร้อนต่อโครงสร้างจุลภาค ความแข็ง และความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง สามารถสรุปผลการทดลองได้ดังนี้

1. โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อ 28wt%Cr-2.6wt%C ที่ไม่เติมทั้งสแตน เป็นแบบไฮโปยูเทคติกประกอบด้วยเดนไดรท์ออสเทนไนต์ปฐมภูมิ ยูเทคติกออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็น มาร์เทนไซต์ และคาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3

2. การเติมทั้งสแตนในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr-2.6wt%C ในปริมาณ (1-10)wt% ทำให้โครงสร้างจุลภาคเปลี่ยนเป็นแบบไฮเปอร์ยูเทคติกประกอบด้วยคาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 ยูเทคติกออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ และยูเทคติกคาร์ไบด์ โดยเหล็กหล่อที่เติมทั้งสแตน 1wt% มีคาร์ไบด์ยูเทคติกเป็น M_7C_3 เมื่อทั้งสแตนเพิ่มขึ้นเป็น 4wt% คาร์ไบด์ยูเทคติกเป็น M_7C_3 และ M_6C เมื่อเติมทั้งสแตน 10wt% คาร์ไบด์ยูเทคติกเป็น $M_{23}C_6$ และ M_6C

3. หลังการอบตีสเตปโลเซชันของเหล็กหล่อ 28wt%Cr ที่ไม่เติมและเติมทั้งสแตนจะเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิชนิด $M_{23}C_6$ ในเมทริกซ์ของออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ และมีออสเทนไนต์ตกค้างบางส่วน เมื่อปริมาณทั้งสแตนเพิ่มขึ้นทำให้ขนาดและปริมาณของคาร์ไบด์ทุติยภูมิเพิ่มขึ้น การทำเทมเปอร์ริงส่งผลให้ปริมาณออสเทนไนต์ตกค้างลดลงและมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น

4. ความแข็งในสภาพหลอมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามปริมาณของทั้งสแตน เนื่องจากการเกิดคาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 และคาร์ไบด์ยูเทคติก M_6C มีปริมาณมากขึ้น หลังการอบตีสเตปโลเซชันความแข็งมีค่าเพิ่มขึ้น เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในเมทริกซ์มาร์เทนไซต์ ส่วนการอบเทมเปอร์ริงทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อยเท่านั้น

5. การเติมทั้งสแตนทำให้ความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กหล่อในสภาพหล่อลดลง ส่วนกระบวนการทางความร้อนส่งผลให้เกิดการกัดกร่อนที่รุนแรงขึ้นทั้งบริเวณรอบๆ คาร์ไบด์ยูเทคติกและคาร์ไบด์ทุติยภูมิ

งานวิจัยต่อยอด

จากผลการทดลองจะเห็นว่าคาร์ไบด์ที่ตกตะกอนในระหว่างกระบวนการทางความร้อนมีผลต่อความแข็งและความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูง ดังนั้นควรมีการศึกษาชนิดของคาร์ไบด์ทุติยภูมิด้วยจุลทรรศน์ศาสตร์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (TEM) รวมทั้งการหาเศษส่วนโดยพื้นที่ของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในแต่ละสภาวะ

เอกสารอ้างอิง

- [1] Pearce, J.T.H. และ บัญชา ธนบุญสมบัติ (2542) เทคโนโลยีและโลหะวิทยาของเหล็กหล่อผสม, ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ, พิมพ์ครั้งที่ 1, หน้า 10 - 14.
- [2] มนัส สถิรจินดา (2527) เหล็กหล่อ, วิศวกรรมสถานแห่งประเทศไทย, พิมพ์ครั้งที่ 1.
- [3] Wiengmoon, A., (2005) Microstructures of carbides in high chromium cast irons, Ph.D. Thesis. Chiang Mai University, Thailand.
- [4] Pearce, J.T.H., (1982) Wear of abrasion resisting materials, Ph.D thesis. Aston University, Birmingham, England.
- [5] Pearce, J. T. H. and Elwell, D. W. L., (1986) Duplex nature of eutectic carbides in heat treated 30% chromium cast iron, J. Mat. Sci Lett., 5, 1063-1064.
- [6] Pearce, J.T.H., (1999) High-chromium-irons-to-resist-wear, Proceedings of the Sixth Asian Foundry Congress, Jan 23-26, Calcutta India, 120-134.
- [7] Tabrett, C.P., Sare, I.R. and Ghomashchi, M. R., (1996) Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys, Int. Mater. Rev., 41, 59-82.
- [8] Durman, R.W. and Elwell, D.W.J., (1985) Morphology of eutectic carbides in high chromium white irons, The British Foundryman, 78, 371-375.
- [9] Thorpe, W.R. and Chicco, B., (1985) The Fe-rich corner of the metastable C-Cr-Fe liquidus surface, Metall. Trans. A, 16A, 1541-1549.
- [10] Chicco, B. and Thorpe, W.R., (1993) On the solidification of pure C-Cr-Fe alloys, Cast Metals, 5, 203-211.
- [11] Laird, G., Gundlach, R. and Rohrig, K., (2000) Abrasion-Resistant Cast Iron Handbook, American Foundry Society, USA, pp.222.
- [12] Wu, H.Q., Sasaguri, N., Matsubara, Y. and Hashimoto, M., (1996) Solidification of multi-alloyed white cast iron: Type and morphology of carbides, AFS Trans, 104, 103-108.
- [13] Pearce, J.T.H., (1984) Structure and wear performance of abrasion resistant chromium white cast irons, AFS Trans., 92, 599-622.
- [14] Powell, G., (2002) Improved wear-resistant high-alloyed white irons-A historical perspective, International congress on abrasion wear resistance alloyed white cast iron for rolling and pulverizing mills, August 16-20, Fukuoka, Japan, 1-10.
- [15] Boyes, J.W., (1966) High-chromium cast irons for use at elevated temperature, Iron and Steel, 39, 102-109.
- [16] Wiengmoon, A., (2011) Carbide in High Chromium Cast Irons, Naresuan University Engineering Journal, 6(1), 64-71.

- [17] Imurai, S., Thanachayanont, C., Pearce, J.T.H., Tsuda, K., Chairuangri, T., (2015) Effects of W on microstructure of as-cast 28 wt.%Cr-2.6 wt.%C-(0-10) wt.%W irons, *Mater. Charact.*, 99, 52-60.
- [18] Heydari, D., Alipour Skandani A., Al Haik.M. (2012) Effect of carbon content on carbide morphology and mechanical properties of A.R. white cast iron with 10-12% tungsten, *Mater. Sci. Eng. A*, 542, 113-126.
- [19] Wiengmoon, A., Chairuangri, T., Brown, A., Brydson, R., Edmonds, D.V., Pearce, J.T.H. (2005), Microstructural and crystallographical study of carbides in 30wt.%Cr cast irons, *Acta Mater.*, 53, 4143-4154.
- [20] Wiengmoon, A., Pearce, J.T.H. and Chairuangri, T., (2011) Relationship between Microstructure, Hardness and Corrosion Resistance in 20wt.%Cr, 27wt.%Cr and 36wt.%Cr-High-Chromium-Cast Irons, *Mat. Chem. Phys.*, 125, 739-748.
- [21] Mousavi Anijdan, S.H., Bahrami, A., Varahram, N., Davami, P., (2007) Effects of tungsten on erosion-corrosion behavior of high chromium white cast iron, *Mater. Sci. Eng. A*, 454-455, 623-628.
- [22] Carrillo, E., Bedolla-Jacuinde, A., Mejía, I., Zepeda, C.M., Zuno-Silva, J., Guerra-Lopez.F.V., (2017) Effects of tungsten on the microstructure and on the abrasive wear behavior of a high-chromium white iron, *Wear*, 376-377, 77-85.
- [23] Agunsoye, J.O., Ayeni, A.A., (2012) Effect of Heat Treatment on the Abrasive Wear Behavior of High Chromium Iron under Dry Sliding Condition, *Tribology in Industry*, 34, 82-91.
- [24] Yezhe, L., Yufu, S., Jingyu, Z., Guangwen, Y., Jingjie. S., Sumeng, H., (2012) Effect of tungsten on microstructure and properties of high chromium cast iron, *Mat. Des.*, 39, 303-308.

ภาคผนวก

ผลงานตีพิมพ์

1. ผลงานตีพิมพ์ในวารสารระดับนานาชาติ

Sasitorn Yeekew, Amporn Wiengmoon, Torranin Chairuang Sri and John T.H. Pearce, Microstructure and Tempering Behaviour of 28Cr-2.5C-1W Cast Irons, Solid State Phenomena, 283 (2018) 116-123.

2. ผลงานตีพิมพ์ในวารสารระดับชาติ

ศศิธร ยี่ควั และ อัมพร เวียงมูล, ผลของทั้งสแตนและการปรับสภาพด้วยความร้อนต่อโครงสร้างจุลภาคและความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28wt%Cr, วารสารวิทยาศาสตร์บูรพา ปีที่ 22 (ฉบับพิเศษ) การประชุมวิชาการระดับชาติ “วิทยาศาสตร์วิจัย ครั้งที่ 9” (2017) หน้า 511-519.



Microstructure and Tempering Behaviour of 28Cr-2.5C-1W Cast Irons

Sasitorn Yeekew^{1,a}, Amporn Wiengmoon^{1,b*}, Torranin Chairuangstri^{3,c}
and John T.H. Pearce^{4,d}

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

²Department of Industrial Chemistry, Faculty of Science, Chiang Mai University, Chiang Mai, 50200, Thailand

³Panyapiwat Institute of Management, Nonthaburi, 11120, Thailand

^asasitorny59@nu.ac.th, ^{b*}ampornw@nu.ac.th, ^ctchairuangstri@gmail.com, ^djthp70@gmail.com

Keywords: High chromium iron; Heat treatment; Microstructure; Tungsten

Abstract. In this work, the effects of 1 wt.% tungsten addition and variation in tempering times on the microstructure and hardness of nominal 28 wt.%Cr high chromium irons were investigated. As-cast samples were destabilised at 1050 °C for 4 hours and then hardened by air cooling. Tempering after destabilisation was carried out at 450 °C for 2, 4 and 6 hours followed by air cooling. X-ray diffractometry, light microscopy and scanning electron microscopy were used to characterize the microstructures of the irons. The results show that the as-cast microstructure of the iron without W addition consisted of primary austenite dendrites with eutectic M_7C_3 and eutectic austenite partially transformed to martensite. The iron with 1 wt.%W addition contained primary M_7C_3 and eutectic M_7C_3 in an austenite matrix. Destabilisation treatment of the austenite matrix in both irons allowed precipitation of secondary carbides and transformation to martensite during air cooling. Phase transformation of eutectic M_7C_3 was also found in the iron with W addition. The formation of primary M_7C_3 in the 1 wt.%W iron increased the as-cast macro-hardness from 500 (no W) to 576 HV₃₀. Destabilisation increased the macro-hardness up to 736 (no W) and 780 HV₃₀ (1 wt.%W) since secondary carbide precipitation allowed austenite to transform to essentially martensitic matrices. At longer tempering times, the macro-hardness further increased up to about 820 HV₃₀.

Introduction

High chromium cast irons are widely used for wear-parts in the mining, mineral and cement industries, due to their high abrasion resistance, relative low cost and ease of production [1-3]. The high wear resistance of high chromium iron stems from the presence in the microstructure of hard alloy eutectic carbides supported by a suitably tough metallic matrix. As-cast microstructures consist of a matrix of primary and eutectic austenite surrounding the eutectic carbides. There is usually some transformation of the eutectic austenite to martensite adjacent to the carbides. The irons can be used as-cast since the austenite can transform to martensite at wear surfaces during service to form a self-replacing hardened layer [1]. Alternatively, after suitable heat treatment to destabilise the as-cast austenite matrix by precipitation of secondary carbides, the irons can be through hardened, even in relatively heavy sections, by air cooling and then tempering to provide hard, tough tempered martensitic matrices. These hard matrices give greater mechanical support than austenite and hence minimize sub-surface cracking of carbides during wear service [1]. A typical microstructure after destabilisation consists of secondary carbides surrounded by a matrix of martensite and some retained austenite [1-3]. Tempering after destabilisation is used to transform the retained austenite to martensite and carbides, or to ferrite and carbides *via* a bainite-type reaction, and hence to control the final hardness and toughness. Very fine tempered carbides form during tempering [1-3].

Additional carbide-forming elements, particularly Mo, W and V, may be added to high chromium cast irons to improve their properties. The aim of such alloy additions is usually to achieve some modification of the eutectic carbide structure by obtaining harder carbides and to increase the hardenability of the matrix. It has been reported that W additions to high chromium

cast irons can increase the eutectic carbide volume fraction and improve hardness and wear resistance [4-7]. Imurai et al. [7] found that W additions promoted the formation of W-rich M_7C_3 , M_6C and $M_{23}C_6$ carbides. However, the effects of W on destabilised, air-hardened and tempered microstructures and properties have not been investigated. The present work examines the effects of a 1 wt.%W addition and different tempering times on the microstructure and hardness of nominal 28 wt.%Cr high chromium irons.

Materials and Methods

Sample preparation and Heat treatment

Table 1 shows the chemical composition of the irons which were produced as dry-sand-cast test bars, each 300 mm in length x 25mm in diameter. The as-cast samples were destabilised at 1050 °C for 4 hours and then hardened by air cooling. Tempering after destabilisation was done at 450 °C for 2, 4 and 6 hours followed by air cooling.

Table 1 Chemical composition of the irons by spark emission spectrometry

Specimen code	Elements (wt.%)									
	C	Cr	W	Mo	Mn	Ni	Si	P	S	Fe
R	2.36	27.86	0.01	0.03	0.11	0.20	0.20	0.02	0.01	Bal.
W1	2.87	26.67	0.99	0.03	0.15	0.22	0.44	0.03	0.01	Bal.

Characterization and Hardness Testing

Specimens for light microscopy (LM) and scanning electron microscopy (SEM) were ground on silicon carbide papers and then polished with 6, 3 and 1 μ m diamond paste. To reveal the general microstructure, the etchant used was 50 ml of HCl and 10 g of $Na_2S_2O_5$ in 100 ml distilled water. For deep etching to reveal the morphology of carbides, the etchant used was 10 vol.% HCl in methanol. The phases present and microstructures were analyzed by X-ray diffractometry (XRD), LM and energy dispersive X-ray spectrometry (EDS) in SEM.

Vickers macro-hardness testing was performed on un-etched specimens using 30 kgf load and 15 seconds indenting time. The mean values are based on ten different areas in each specimen.

Results and Discussion

XRD analysis

Figures 1 and 2 show XRD patterns of the 28 wt.%Cr (R) and the iron with 1 wt.%W addition (W1). XRD results confirmed the presence of austenite, M_7C_3 carbide and martensite in the as-cast condition of iron R and iron W1. After destabilisation and destabilisation+tempering, secondary carbides formed can be $M_{23}C_6$.

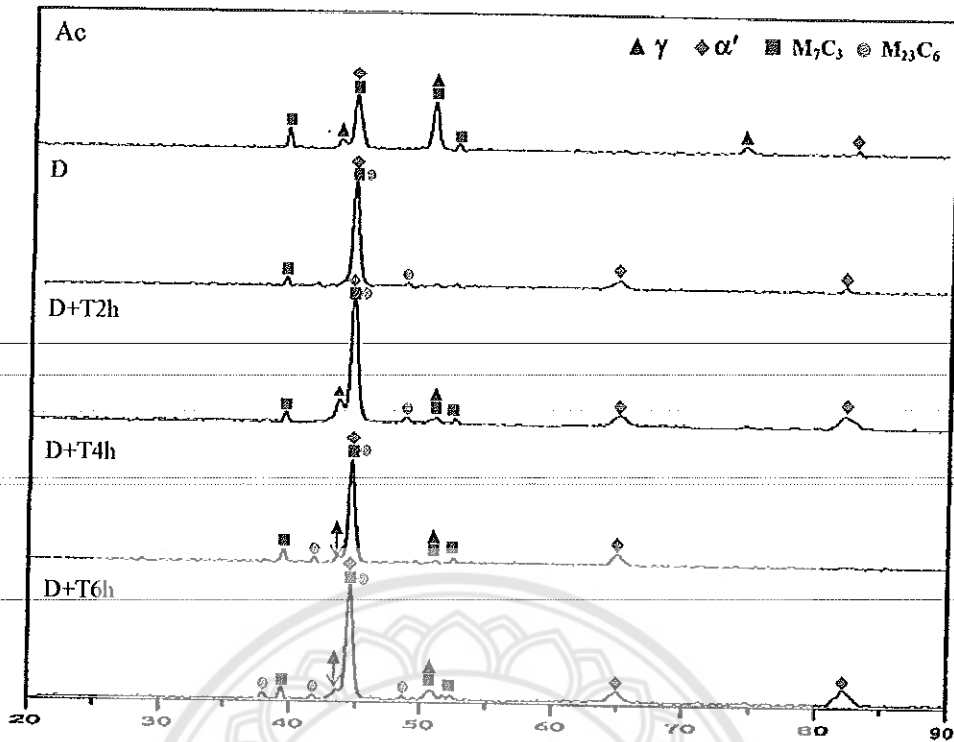


Figure 1 XRD traces of the as-cast, destabilised and destabilised+tempered (D+T) at different times obtained from 28 wt.%Cr (R) iron. Note that γ = austenite and α' = martensite, respectively.

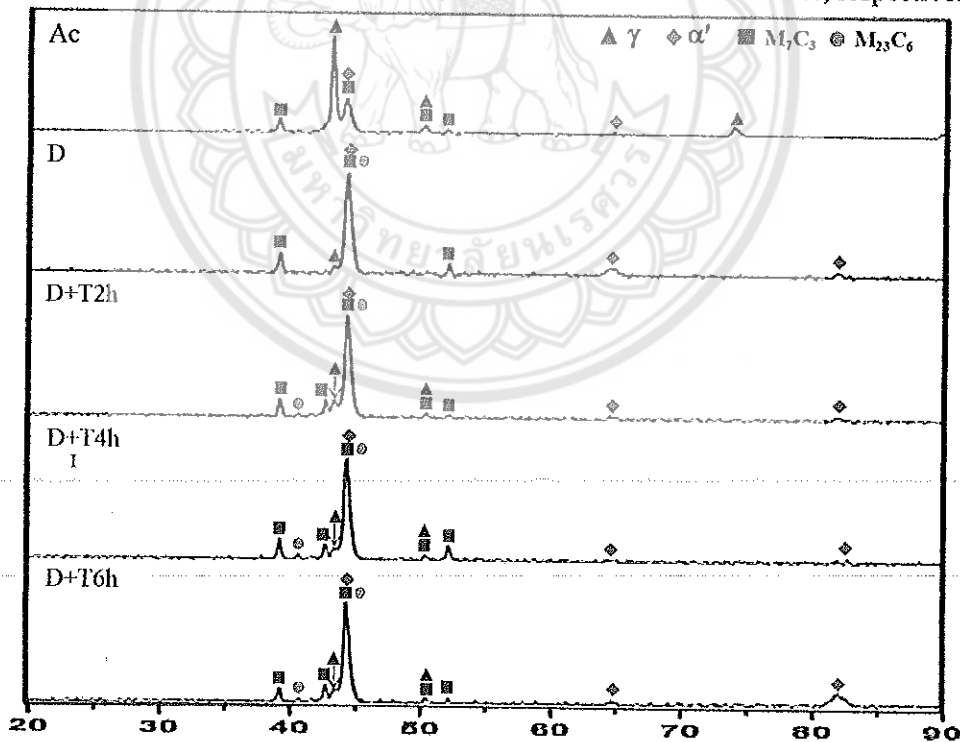


Figure 2 XRD traces of the as-cast, destabilised and destabilised+tempered (D+T) at different times obtained from 28 wt.%Cr-1 wt.%W (W1) iron. Note that γ = austenite and α' = martensite, respectively.

Microstructure

The as-cast microstructure of the reference iron (R), shown by LM in Figure 3(a), consisted of primary austenite (γ) dendrites with an interdendritic eutectic structure of M_7C_3 carbide + eutectic austenite, which had partially transformed to martensite (α') during cooling in the mold as shown by SEM in Figure 3(b). Addition of 1wt.%W to the 28wt.%Cr iron changed the microstructure from hypoeutectic to hypereutectic in nature to give primary M_7C_3 , primary austenite matrix and eutectic (γ + some α' + M_7C_3) as shown in Figure 3(c, d). As observed in another work [5], due to the tungsten addition, the eutectic carbides in iron W1 tend to be coarser compared with those in iron R. The presence of primary carbide in iron W1 is also encouraged by the higher %C content. From SEM-EDS analysis, tungsten was said to be present in the matrix and in eutectic M_7C_3 carbides [6-8].

After destabilisation, as seen in Figure 4, the matrix microstructures in both irons consisted of secondary carbides surrounded by martensite, some retained austenite is also likely to be present. After tempering, more secondary carbides were observed within the dendritic matrix as compared to the microstructure after destabilisation (R iron in Figure 5 and iron W1 in Figure 6). At longer tempering times, the sizes of secondary carbides increased and they tended to connect together to form a network. In other 27 wt.%Cr irons, secondary carbides precipitated during destabilisation have been previously observed to grow larger during tempering [8]. Furthermore, microstructural changes observed in the eutectic M_7C_3 after destabilisation/tempering of iron W1 are shown in Figure 7. In iron W1, the phase revealed in the brightest contrast was found from SEM-EDS analysis to show a higher W content than other phases. The Fe/Cr ratio of the eutectic M_7C_3 (area 2) and of the W-rich $M_{23}C_6$ with the brightest contrast (area 3) were 0.42 and 0.82, respectively. From a previous work [7], the Fe/Cr ratio of the M_7C_3 and W-rich $M_{23}C_6$ were 0.34 and 0.62, respectively, and eutectic M_7C_3 partially transformed to $M_{23}C_6$ forming a core-shell structure during destabilisation heat treatment of the 30 wt.%Cr iron [9-10].

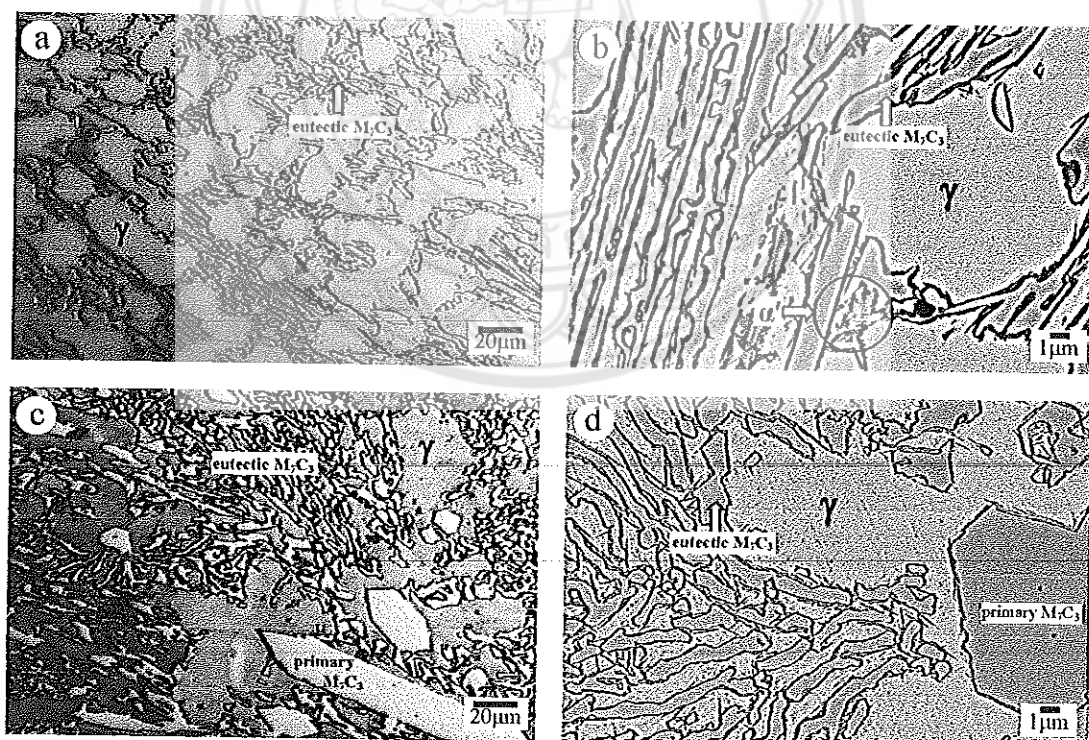


Figure 3 Light micrographs (a & c) and backscattered electron images in SEM (b & d) showing the as-cast microstructure of the irons (a-b) reference iron (R) and (c-d) 1 wt.%W addition (W1).

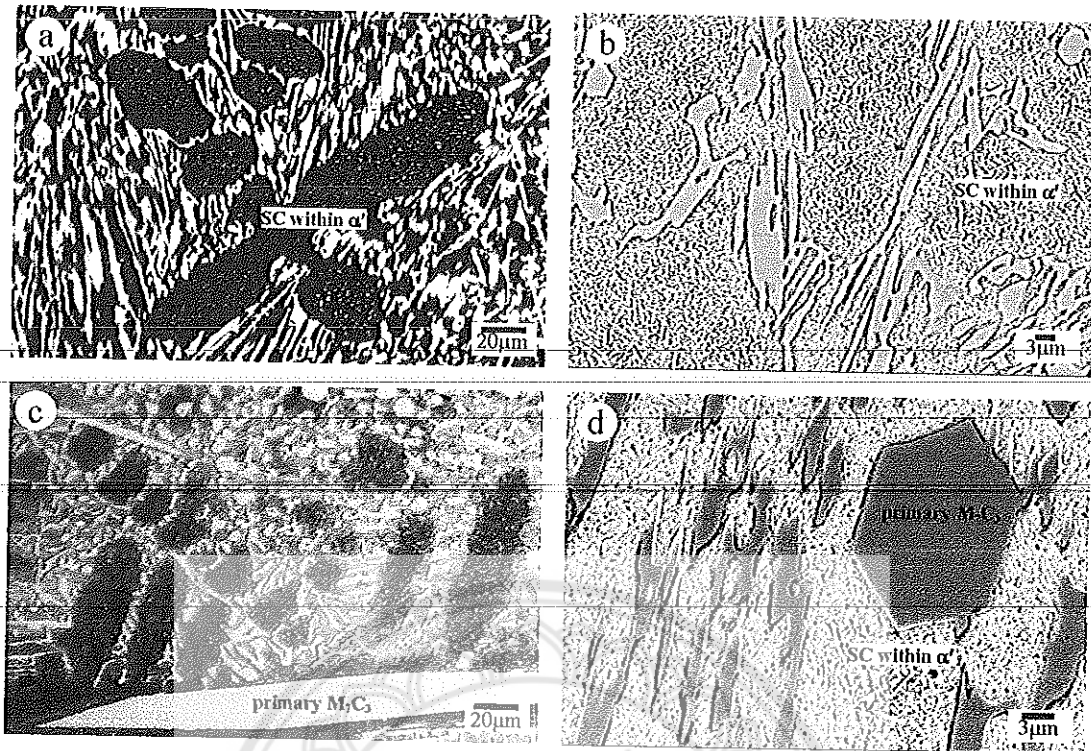


Figure 4 Light micrographs (a & c) and secondary electron images in SEM (b & d) comparing the secondary carbides (SC) within martensite matrices (α') after destabilisation in iron R (a-b) and iron W1 (c-d).

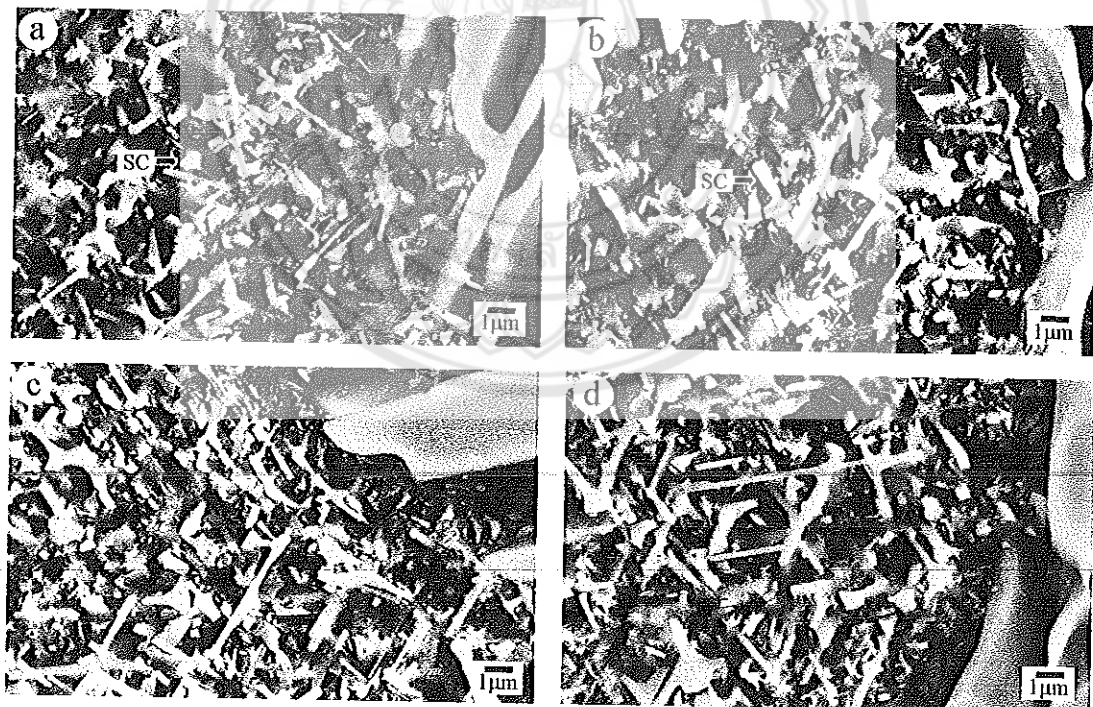


Figure 5 Secondary electron images in SEM comparing the amount and distribution of secondary carbide (SC) within martensite matrices of R iron after destabilisation (a) and destabilisation + tempering for different times (b) 2 h (c) 4 h (d) 6 h, respectively.

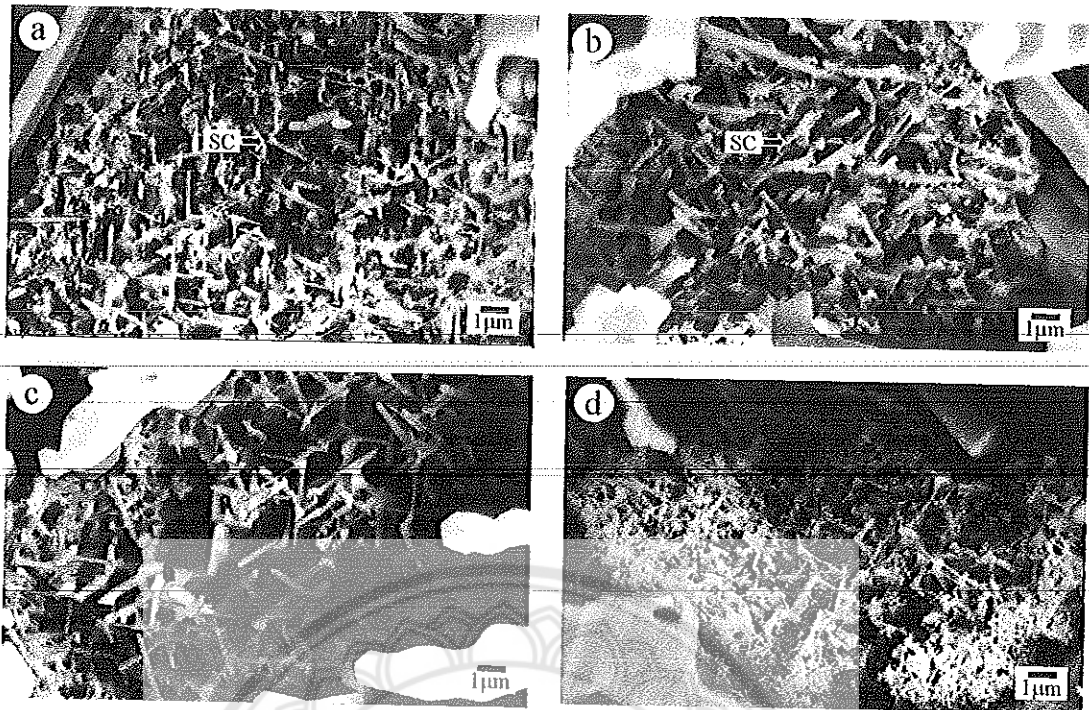


Figure 6 Secondary electron images in SEM comparing the amount and distribution of secondary carbides (SC) within martensite matrices of iron W1 after destabilisation (a) and destabilisation + tempering for different times (b) 2 h (c) 4 h (d) 6 h, respectively.

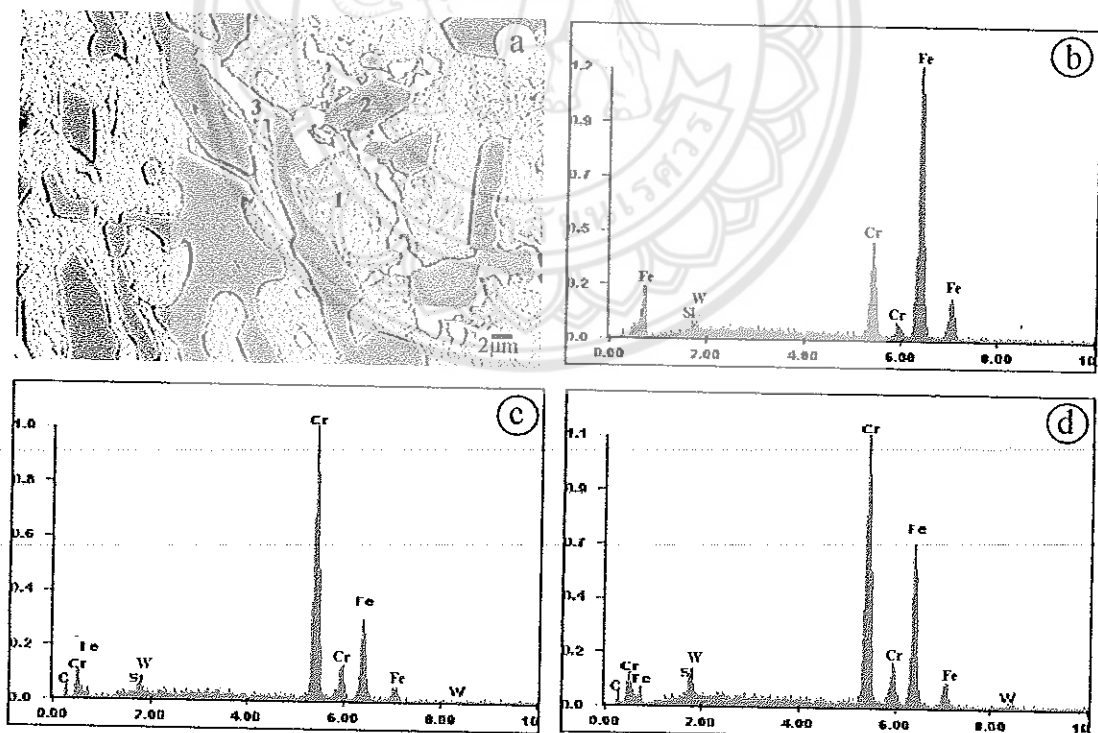


Figure 7 (a) Backscattered electron image in SEM shows eutectic carbide after destabilisation in iron W1 (b-d) EDS spectra from the matrix (1), eutectic M_7C_3 (2), and the brightest-contrast $M_{23}C_6$ (3), respectively.

Hardness

The effect of W and heat treatment on macro-hardness is shown in Figure 8. Tungsten addition increased the as-cast macro-hardness from 505 HV₃₀ in iron R to about 570 HV₃₀ in iron W1. This is due to the formation of primary carbide.

Destabilisation heat treatment increased the macro-hardness to 730 HV₃₀ in iron R and to about 780 HV₃₀ in iron W1, due to the precipitation of secondary carbides and the subsequent transformation of austenite matrix to martensite. Tempering after destabilisation further increased the macro-hardness up to 770 HV₃₀ and 820 HV₃₀ in the irons R and W1. At longer tempering times, the macro-hardness tended to increase. Tungsten addition gave a higher macro-hardness, this is due to a higher amount of martensite, secondary and tempered carbides.

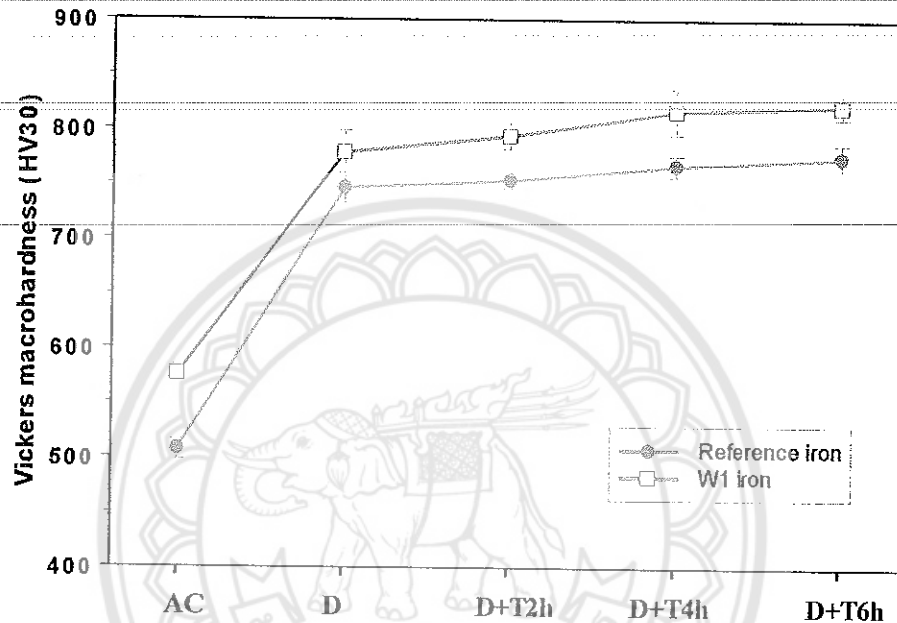


Figure 8 Effect of W and heat treatment on micro-hardness of irons R and W1. Note that AC = as-cast, D = destabilised and T = tempered, respectively.

Conclusion

In the as-cast 28 wt.%Cr-2.5 wt.%C, the microstructure consisted of primary austenite dendrite, eutectic M_7C_3 and martensite. The iron with 1 wt.%W addition was hypereutectic containing primary M_7C_3 , eutectic W-rich M_7C_3 and martensite. The as-cast macro-hardness in the iron with W addition was higher than the iron without W addition.

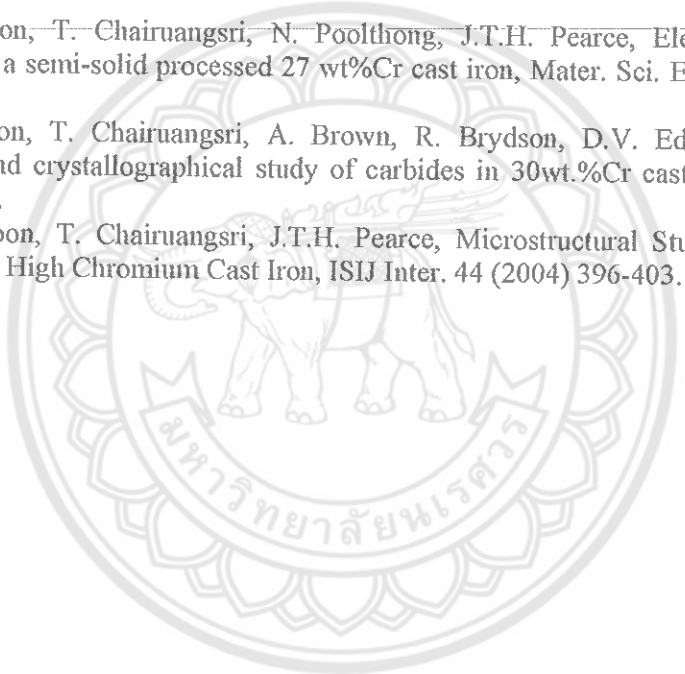
The microstructure after destabilisation heat treatment contained secondary carbides dispersed within a martensite matrix. The microstructure of eutectic M_7C_3 in the iron with W addition changed after heat treatment.

At longer tempering times, the volume fraction of secondary and tempered carbides within the dendritic and eutectic matrix regions increased, and also the macro-hardness of both irons.

Acknowledgements

Naresuan University is acknowledged for funding support of this work under Grant No. R2561B078. The authors are grateful for use of SEM facilities at the Science Lab Center, Faculty of Science, Naresuan University.

References

- [1] J.T.H. Pearce, High chromium cast irons to resist abrasive wear, *Foundryman*. 95 (2002) 156-166.
- [2] C.P. Tabrett, I.R. Sare, M. R. Ghomashchi, Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys, *Int. Mater. Rev.* 41 (1996) 59-82.
- [3] F. Maratray, A. Poulalion, Austenite retention in high chromium white irons, *AFS Trans.* 90 (1982) 82-87.
- [4] S.H.M. Anijdan, A. Bahrami, N. Varahram, P. Davami, Effects of tungsten on erosion-corrosion behavior of high chromium white cast iron, *Mater. Sci. Eng. A.* 454-455 (2007) 623-628.
- [5] Y. Lv, Y. Sun, J. Zhao, G. Yu, J. Shen, S. Hu, Effect of tungsten on microstructure and properties of high chromium cast iron, *Mater. Des.* 39 (2012) 303-308.
- [6] E. Carrillo, A. Bedolla, I. Mejia, C.M. Zepeda, J. Zuno, Effects of tungsten on the microstructure and on the abrasive wear behavior of a high-chromium white iron, *Wear.* 376-377 (2017) 77-85.
- [7] S. Imurai, C. Thanachayanont, J.T.H. Pearce, K. Tsuda, T. Chairuangstri, Effects of W on microstructure of as-cast 28 wt.%Cr-2.6 wt.%C- (0-10) wt.%W irons, *Mater. Charact.* 99 (2015) 52-60.
- [8] A. Wiengmoon, T. Chairuangstri, N. Poolthong, J.T.H. Pearce, Electron microscopy and hardness study of a semi-solid processed 27 wt%Cr cast iron, *Mater. Sci. Eng. A.* 480 (2008) 333-341.
- [9] A. Wiengmoon, T. Chairuangstri, A. Brown, R. Brydson, D.V. Edmonds, J.T.H. Pearce, Microstructural and crystallographical study of carbides in 30wt.%Cr cast irons, *Acta Mater.* 53 (2005) 4143-4154.
- [10] A. Wiengmoon, T. Chairuangstri, J.T.H. Pearce, Microstructural Study of Destabilised 30 wt%Cr-2.3 wt% C High Chromium Cast Iron, *ISIJ Inter.* 44 (2004) 396-403.
- 

ผลของทังสเตนและกระบวนการทางความร้อนต่อโครงสร้างจุลภาค
และความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28 wt.%Cr

Effects of Tungsten and Heat Treatment on Microstructure
and Hardness of 28 wt.%Cr High Chromium Cast Irons

ศศิธร ยี่คี๊ว และ อัมพร เวียงมูล*

Sasitorn Yeekew and Amporn Wiengmoon*

ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยนเรศวร

Department of Physics, Faculty of Science, Naresuan University

Received : 12 June 2017

Accepted : 11 September 2017

Published online : 21 September 2017

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาผลของทังสเตนและกระบวนการทางความร้อนต่อโครงสร้างจุลภาคและความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28 wt.%Cr ที่เติมทังสเตน 1 wt.% โดยนำเหล็กที่ผ่านการหล่อไปปรับเสถียรภาพด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 1025°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 450°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง จากผลการทดลองพบว่าเหล็กหล่อที่ไม่เติมทังสเตนมีโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยโครงสร้างเดนไดรต์ของออสเตนไนต์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทกติกชนิด M_7C_3 ส่วนเหล็กหล่อที่เติมทังสเตนประกอบด้วยเฟสคาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทกติก M_7C_3 หลังการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อนพบคาร์ไบด์ทุติยภูมิตกตะกอนในมาร์เทนไซต์ หลังการอบคืนตัวปริมาณคาร์ไบด์ทุติยภูมิเพิ่มขึ้น โดยเหล็กหล่อที่ไม่เติมทังสเตนและเติมทังสเตนในสภาพหล่อมีความแข็ง 507 และ 576 HV30 หลังการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อนความแข็งเพิ่มขึ้นเป็น 736 และ 780 HV30 หลังการอบคืนตัวมีค่าเท่ากับ 743 และ 805 HV30

คำสำคัญ : เหล็กหล่อโครเมียมสูง การปรับเสถียรภาพด้วยความร้อน การอบคืนตัว โครงสร้างจุลภาค ความแข็ง

Abstract

In this research, effect of tungsten and heat treatment on microstructure and hardness of 28 wt.%Cr high chromium iron with 1 wt.%W addition was studied. The as-cast samples were destabilised at 1025°C for 4 h and tempering at 450°C for 4 h. It was found that the as-cast microstructure of the iron without W addition consisted of primary austenite dendrite with eutectic M_7C_3 carbides. The iron with W addition consisted of primary and eutectic M_7C_3 carbides. After destabilisation, precipitation of secondary carbide within martensite matrix was occurred in both irons. Tempering increased the amount of secondary carbide. The as-cast hardness of the irons without and with W addition were 507 and 576 HV30. After destabilisation, the hardness increased up to 736 and 780 HV30. After tempering, the hardness were 743 and 805 HV30.

Keywords : high chromium cast iron, destabilisation, tempering, microstructure, hardness

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

บทนำ

เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีโครเมียม 25-30 wt.% และคาร์บอน 2-3 wt.% มักนำไปใช้งานในสภาวะที่ต้องการความทนทานต่อการสึกหรอและการกัดกร่อน เช่น บีมสูบสารชั้นเหลวในอุตสาหกรรมเหมืองแร่ โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานภายหลังจากการหล่อ (As-cast) ประกอบด้วยเดนไดรท์ของออสเตนไนต์ปฐมภูมิ คาร์ไบด์ยูเทคติกและยูเทคติกออสเตนไนต์ มีความแข็ง 450-550 HV อย่างไรก็ตามโครงสร้างแบบออสเตนไนต์จะมีความแข็งและความทนทานต่อการสึกหรอต่ำ ซึ่งสามารถปรับปรุงโดยการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อน (Destabilisation) และการเติมธาตุ (Pearce, 1986; Tabrett, 1996)

การปรับเสถียรภาพด้วยความร้อน ที่อุณหภูมิ 950-1100°C ในระยะเวลาที่เหมาะสม แล้วปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ จะทำให้คาร์บอนและโครเมียมในเนื้อพื้น (Matrix) รวมกันเป็นคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (Secondary carbide) และส่งผลให้ปริมาณคาร์บอนในเนื้อพื้น (Matrix) ของออสเตนไนต์ลดลง ทำให้ความสามารถในการชุบแข็ง (Hardenability) ของออสเตนไนต์เพิ่มขึ้นหรือเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้ง่ายขึ้น หลังการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อนโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในมาร์เทนไซต์และมีออสเตนไนต์ตกค้างบางส่วน—ทำให้ความแข็งและความต้านทานการสึกหรอเพิ่มขึ้น (Wiengmoon, 2005; Agunsoye, 2012) อย่างไรก็ตามออสเตนไนต์ตกค้างมักจะเกิดการเปลี่ยนเฟสในระหว่างการใช้งานทำให้ชิ้นงานเกิดการแตกหัก จึงจำเป็นต้องทำการอบคืนตัว (Tempering) ที่อุณหภูมิ 450-650°C เพื่อให้ออสเตนไนต์ตกค้างเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ หรือเฟอไรต์ หรือเฟอร์ไรท์+คาร์ไบด์ M_3C_6 ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับปริมาณของออสเตนไนต์ตกค้าง (Maralray, 1982; Tabrett, 1996) จากงานวิจัยของ Wiengmoon (2005) ที่ได้ศึกษาการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อนในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 30 wt.%Cr ที่อุณหภูมิ 900-1100°C เป็นเวลา 2-8 ชั่วโมง พบว่าความแข็งมีค่าสูงสุดที่อุณหภูมิ 1025°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง จากงานวิจัยของ Agunsoye (2012) ได้ศึกษาการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 680°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ในเหล็กหล่อ 22 wt.%Cr-2.93 wt.%C พบว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงหลังการหล่อมีความแข็ง 630 HV30 หลังการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อนและอบคืนตัวความแข็งมีค่าเป็น 760 และ 660 HV30 ตามลำดับ

การเติมธาตุ เช่น ทั้งสแตน วาเนเดียม และโมลิบดีนัม โดยธาตุเหล่านี้จะรวมตัวกับคาร์บอนเป็นคาร์ไบด์ที่มีความแข็งสูง ทำให้ความแข็งและความทนทานต่อการสึกหรอของเหล็กหล่อสูงขึ้น (Mousavi, 2007; Scandian, 2009; Ma, 2013; Imurai, 2014, 2015) การเติมทั้งสแตนในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 25 wt.%Cr-4.5 wt.%C ทำให้ความแข็งของคาร์ไบด์ M_3C_6 เพิ่มขึ้น (Yamamoto, 2014) และในปี 2015, Imurai และคณะ ได้ศึกษาผลของการเติมทั้งสแตนในเหล็กหล่อ 28 wt.%Cr พบคาร์ไบด์หลายชนิดและความแข็งหลังจากการหล่อเพิ่มขึ้นจาก 495 HV เป็น 671 HV เมื่อเติมทั้งสแตน 10 wt.% อย่างไรก็ตามในงานวิจัยดังกล่าวยังไม่ได้ศึกษาผลของกระบวนการทางความร้อน ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงมีจุดประสงค์ เพื่อศึกษาผลของการเติมทั้งสแตน การปรับเสถียรภาพด้วยความร้อนและการอบคืนตัวต่อโครงสร้างจุลภาคและความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28 wt.%Cr

วิธีดำเนินการวิจัย

เหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้ในการทดลองเตรียมโดยการหล่อในแบบหล่อทราย มีส่วนผสมทางเคมี ดังแสดงในตารางที่ 1 ซึ่งประกอบด้วยเหล็กหล่อที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) และเติมทั้งสแตน 1 wt.% (W1) โดยนำเหล็กหล่อไปปรับเสถียรภาพด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 1025°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วนำออกจากเตาปล่อยให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วในอากาศ (Air cooling) จากนั้นนำไปอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 450°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ

ดังแสดงในภาพที่ 1 จากนั้นนำชิ้นงานไปขัดหน้าด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180, 360, 600 และ 1000 ตามลำดับ นำไปขัดละเอียดด้วยผงขัดเพชรขนาด 6, 3 และ 1 ไมครอน ตามลำดับ กัดผิวชิ้นงานด้วยสารละลายกรดไฮโดรคลอริก (HCl) 50 มิลลิลิตร ผสมกับโซเดียมเมตาไบซัลไฟท์ ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) 10 กรัม ในน้ำกลั่น 100 มิลลิลิตร จากนั้นนำชิ้นงานไปศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (XRD) ศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์โดยใช้น้ำหนักในการกด 30 กิโลกรัม (HV30) เป็นเวลา 15 วินาที (Dwell time) โดยทำการกด 8 จุดต่อชิ้นงาน และนำค่าที่ได้มาหาค่าเฉลี่ย ตามลำดับ

ตารางที่ 1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อที่ใช้ในการทดลอง

เหล็กหล่อ	Element (wt.%)									
	Cr	C	W	Mo	Mn	Ni	S	Si	P	Fe
R	27.86	2.36	0.01	0.03	0.11	0.20	0.01	0.02	0.02	Bal.
W1	26.67	2.87	0.99	0.03	0.15	0.22	0.01	0.44	0.03	Bal.

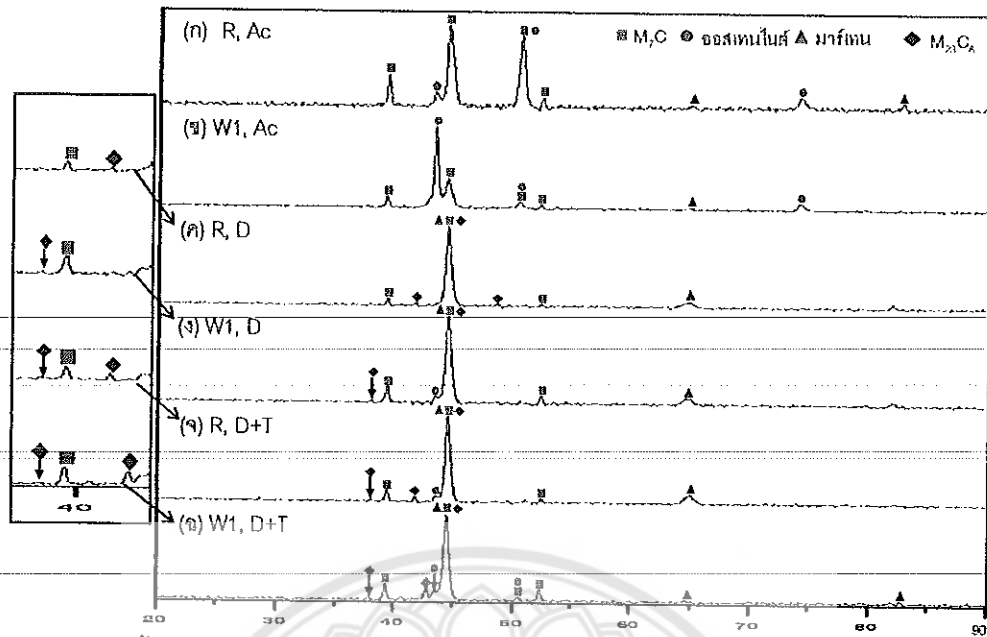


ภาพที่ 1 กระบวนการทางความร้อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ใช้ในการทดลอง

ผลการวิจัยและวิจารณ์ผล

1. การศึกษาชนิดเฟสด้วยเทคนิค XRD

ภาพที่ 2 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28 wt.%Cr จากการเปรียบเทียบกับฐานข้อมูลมาตรฐาน JCPDS พบว่าเหล็กหล่อที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) และเติมทั้งสแตน (W1) ประกอบด้วยเฟสออสเทนไนต์ มาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 ดังแสดงในภาพที่ 2(ก-ข) ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Imurai (2015) หลังการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อนพบว่าเหล็กหล่อทั้งสองประกอบด้วยเฟส มาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ M_7C_3 , M_{23}C_6 และออสเทนไนต์ ตกค้างเล็กน้อย ดังแสดงในภาพที่ 2(ค-ง) หลังการอบคืนตัวพบว่ามีเฟสเช่นเดียวกับการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อน อย่างไรก็ตามพบว่าปริมาณเฟส มาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ M_{23}C_6 เพิ่มขึ้น ดังภาพที่ 2(จ-ฉ) เนื่องจากในระหว่างการอบคืนตัวจะเกิดการตกตะกอนของเฟสคาร์ไบด์ รวมทั้งเฟสออสเทนไนต์ตกค้างจะเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ โดยเฟสคาร์ไบด์ M_{23}C_6 น่าจะเป็นคาร์ไบด์ทุติยภูมิหรือเทมเปอคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นในระหว่างการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อนหรือการอบคืนตัว (Maratray, 1982)

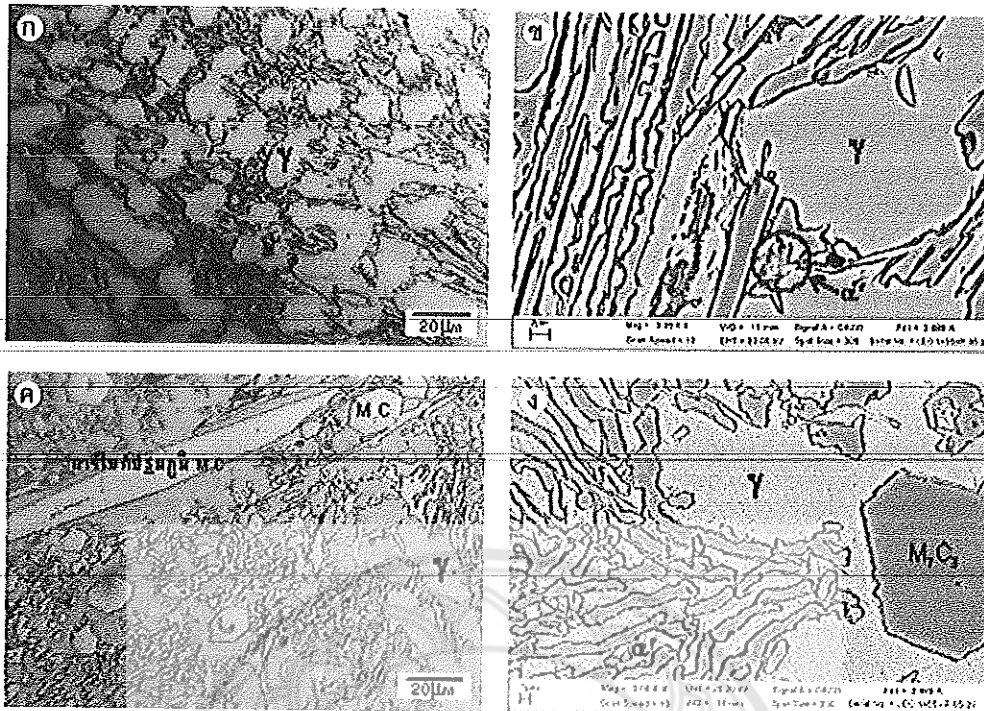


ภาพที่ 2 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28 wt.%Cr ที่ไม่เต็มทั้งสแตน (R) และเต็มทั้งสแตน , W1 (ก-ข) หลังการหล่อ, AC (ค-ง) หลังการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อน, D (จ-ฉ) หลังการอบคืนตัว, D+T

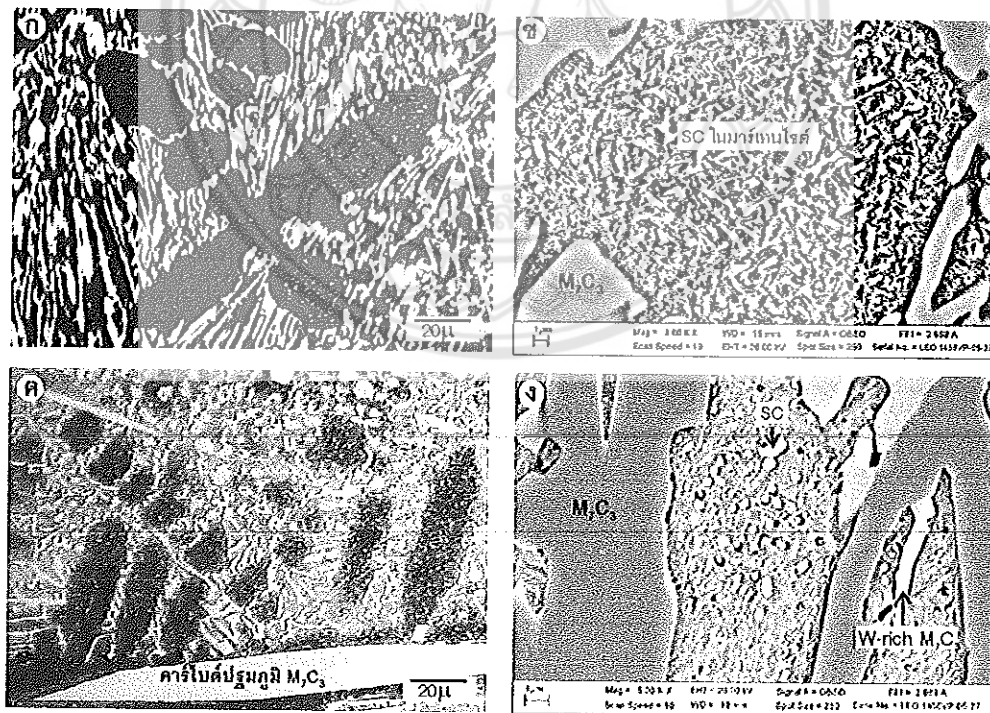
2. โครงสร้างจุลภาค

จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคนหลังจากการหล่อพบว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ไม่เต็มทั้งสแตน (R) มีโครงสร้างแบบไฮโปยูเทคติก (Hypoeutectic) ที่ประกอบด้วยเฟสเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ (γ) คาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 และยูเทคติกออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนไปเป็นมาร์เทนไซต์ (α') ดังแสดงในภาพที่ 3(ก-ข) ส่วนเหล็กหล่อ W1 มีโครงสร้างแบบไฮเพอร์ยูเทคติก (Hypereutectic) ที่ประกอบด้วยคาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 ที่มีขนาดใหญ่ คาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด M_7C_3 และยูเทคติกออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ ดังแสดงในภาพที่ 3(ค-ง) ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Imurai (2015) การเต็มทั้งสแตนทำให้โครงสร้างเปลี่ยนจากไฮโปยูเทคติกไปเป็นไฮเพอร์ยูเทคติกอาจเนื่องมาจากส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อเปลี่ยนไปอยู่ในช่วงของไฮเพอร์ยูเทคติกซึ่งทำให้เกิดเฟสคาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3 โดยทั้งสแตนจะเข้าไปแทนที่อะตอมของเหล็กและโครเมียมในคาร์ไบด์ยูเทคติกและในเนื้อพื้น

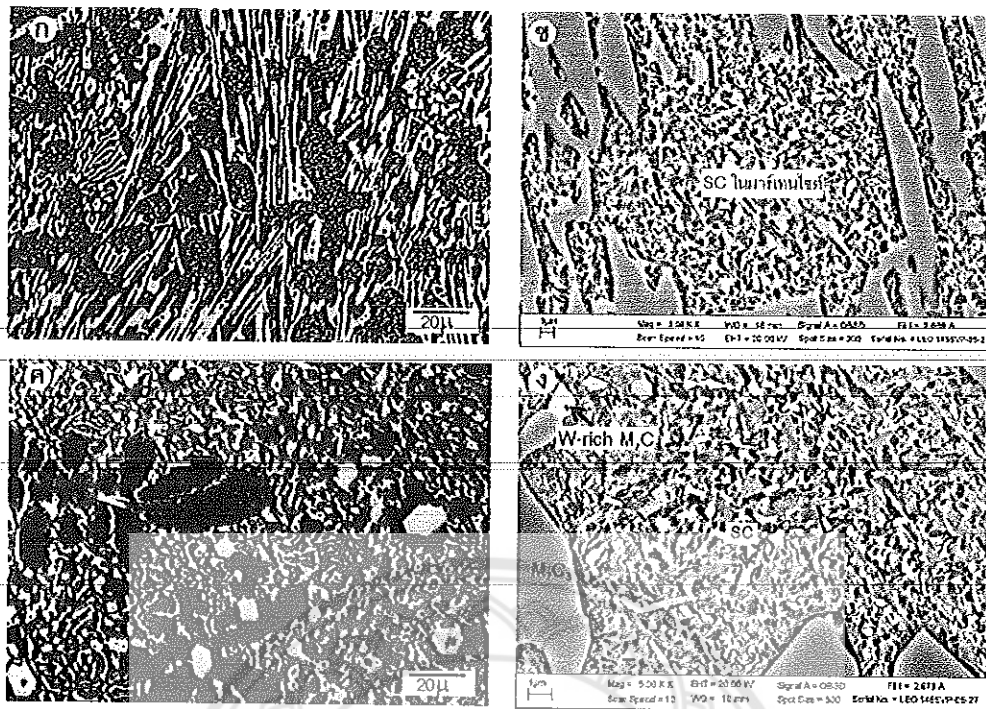
หลังการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อนพบคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (SC) ตกตะกอนในเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ซึ่งเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ขณะเย็นตัวในอากาศ ดังแสดงในภาพที่ 4 หลังการอบคืนตัวพบว่าในเหล็กหล่อทั้งสองชนิดจะมีคาร์ไบด์ทุติยภูมิเพิ่มมากขึ้น ดังแสดงในภาพที่ 5 โดยคาร์ไบด์ที่มีขนาดใหญ่ น่าจะเป็นคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่เกิดระหว่างการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อนและโตในระหว่างการอบคืนตัว ส่วนคาร์ไบด์ที่มีขนาดเล็กน่าจะเกิดขึ้นในระหว่างการอบคืนตัว (Temper carbide) โดยคาร์ไบด์ทุติยภูมิและเทมเปอร์คาร์ไบด์เกิดจากคาร์บอนและโครเมียมในเนื้อพื้นรวมกันเกิดเป็นสารประกอบของคาร์ไบด์ จากภาพถ่ายแบบ BEI ในภาพที่ 4(ง) และ 5(ง) จะเห็นบริเวณที่มีคอนทราสต์ต่างกัน จากการวิเคราะห์ด้วย EDS พบว่าบริเวณคาร์ไบด์ยูเทคติกที่มีคอนทราสต์สว่างกว่า (W-rich M_7C_3) ในบริเวณที่ 1 จะมีปริมาณทั้งสแตนมากกว่าบริเวณที่ 2 ส่วนเมทริกซ์จะมีธาตุเหล็กปริมาณสูง (บริเวณที่ 3) ดังแสดงในภาพที่ 6



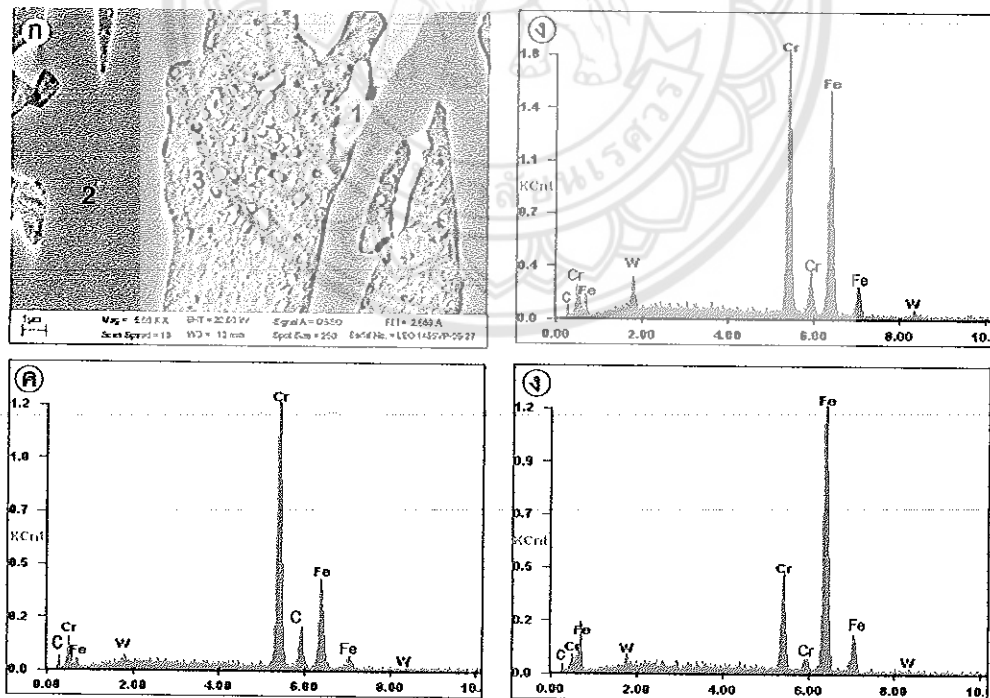
ภาพที่ 3 ภาพถ่ายจากกล้อง OM และกล้อง BEI-SEM แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังจากการฟอก (ก-ข) เหล็กหล่อกที่ไม่เติมทั้งสเดน (ค-ง) เหล็กหล่อกที่เติมทั้งสเดน



ภาพที่ 4 ภาพถ่ายจากกล้อง OM และกล้อง BEI-SEM แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อน (ก-ข) เหล็กหล่อกที่ไม่เติมทั้งสเดน (ค-ง) เหล็กหล่อกที่เติมทั้งสเดน



ภาพที่ 5 ภาพถ่ายจากกล้อง OM และกล้อง BEI-SEM แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการอบคืนตัว (ก-ข) เหล็กหล่อที่ไม่เติมทั้งสแตน (ค-ง) เหล็กหล่อที่เติมทั้งสแตน

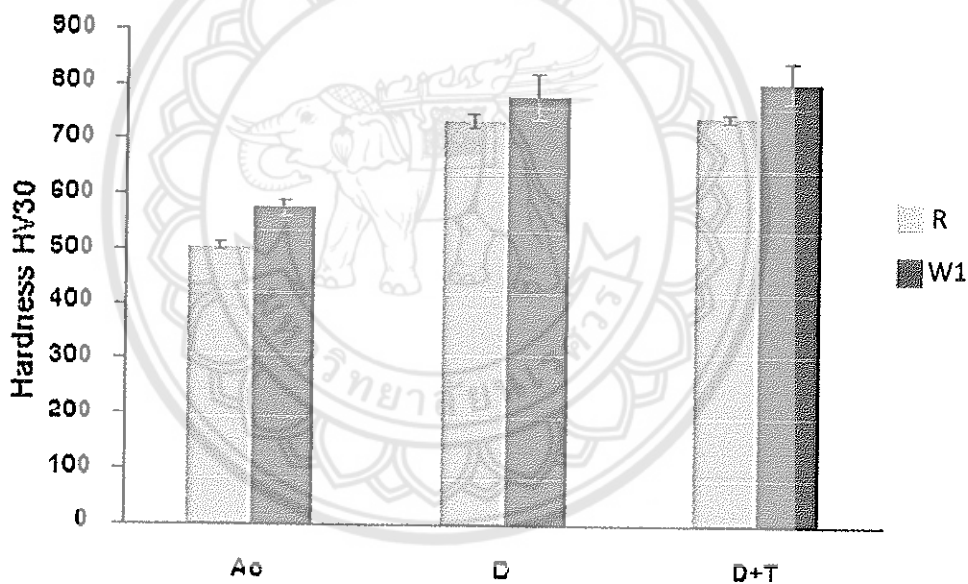


ภาพที่ 6 (ก) ภาพถ่าย BEI-SEM แสดงโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่เติมทั้งสแตนหลังการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อน (ข-ง) สเปกตรัมของธาตุจาก EDS บริเวณ (1) W-rich M_7C_3 (2) คาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 (3) เมทริกซ์

3. ผลของทั้งสแตนและกระบวนการทางความร้อนต่อความแข็ง

จากการวัดความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูงหลังจากการหล่อ (AC) พบว่าเหล็กหล่อที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) และเหล็กหล่อที่เติมทั้งสแตน (W1) มีความแข็งเฉลี่ยเท่ากับ 507 และ 576 HV30 ตามลำดับ ดังแสดงในภาพที่ 7 การเติมทั้งสแตนทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้น เนื่องจากมีคาร์ไบด์ปฐมภูมิและคาร์ไบด์ยูเทคติกเพิ่มขึ้น (Imurai, 2015) โดยอะตอมของทั้งสแตนจะเข้าไปแทนที่อะตอมของเหล็กในคาร์ไบด์ (Fe,Cr,W)₃C₃ (Yamamoto, 2014)

หลังการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อน (D) ความแข็งมีค่าเพิ่มขึ้นเป็น 736 และ 780 HV30 ตามลำดับ ส่วนหลังการอบคืนตัว (D+T) มีความแข็งเท่ากับ 743 และ 805 HV30 การปรับเสถียรภาพทางความร้อนทำให้ความแข็งมีค่าเพิ่มขึ้นหลังจากการหล่อ เนื่องจากมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิและเมทริกซ์ออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ที่แข็งกว่า ส่วนการอบคืนตัวส่งผลให้ความแข็งมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เนื่องจากมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิและเทมเปอคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น รวมทั้งออสเทนไนต์ตกค้างเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ (Inthidech, 2010) อย่างไรก็ตามจะเห็นว่าความแข็งมีค่าเพิ่มขึ้นไม่มากนัก ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากปริมาณของออสเทนไนต์ที่ตกค้างมีปริมาณต่ำ หรือระยะเวลาในการอบคืนตัวสั้นเกินไปทำให้การตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิและเทมเปอคาร์ไบด์ยังไม่สมบูรณ์



ภาพที่ 7 ผลของทั้งสแตนและกระบวนการทางความร้อนต่อความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28 wt.%Cr ที่ไม่เติมทั้งสแตน (R) และเติมทั้งสแตน (W1) หลังจากการหล่อ (AC) หลังการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อน (D) และการอบคืนตัว (D+T)

สรุปผลการวิจัย

1. โครงสร้างจุลภาคนหลังจากการหล่อของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 28 wt.%Cr ที่ไม่เต็มทั้งสเดนประกอบด้วย เตนไดร์ทของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ คาร์ไบด์ยูเทคติก M_7C_3 และยูเทคติกออสเทนไนต์ที่เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ เมื่อเต็มทั้งสเดน 1 wt.% จะพบคาร์ไบด์ปฐมภูมิ M_7C_3
2. โครงสร้างจุลภาคนหลังจากการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ไม่เต็มและเต็มทั้งสเดน ประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่ตกตะกอนในมาร์เทนไซต์ และเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง
3. การอบคืนตัวหลังการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อน ทำให้เฟสออสเทนไนต์ตกค้างเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ส่งผลให้ เเทมเปอร์คาร์ไบด์และคาร์ไบด์ทุติยภูมิมีปริมาณเพิ่มขึ้น
4. การเต็มทั้งสเดนและการปรับเสถียรภาพด้วยความร้อนทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้น การอบคืนตัวทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้น เพียงเล็กน้อยเท่านั้น

กิตติกรรมประกาศ

ผู้วิจัยขอขอบคุณ ทุนอุดหนุนการวิจัยจากงบประมาณแผ่นดิน มหาวิทยาลัยนเรศวร

เอกสารอ้างอิง

- Agunsoye, J.O. and Ayeni, A.A. (2012). Effect of heat treatment on the abrasive wear behavior of high chromium iron under dry sliding condition, *Tribology in Industry*, 34(2), 82-91.
- Inthidech, S., Boonmak, K., Sricharoenchai, P., Sasaguri, N. and Matsubara, Y. (2010). Effect of repeated tempering on hardness and retained austenite of high chromium cast iron containing molybdenum, *Materials Transactions*, 51(7), 1264-1271.
- Imurai, S., Thanachayanont, C., Pearce, J.T.H., Tsuda, K., and Chairuangsi, T. (2014). Effect of Mo on microstructure of as-cast 28 wt.%Cr-2.6 wt.%C-(0-10) wt.%Mo irons, *Materials Characterization*, 90, 99-112.
- Imurai, S., Thanachayanont, C., Pearce, J.T.H., Tsuda, K. and Chairuangsi, T. (2015). Effect of W on microstructure of as-cast 28 wt.%Cr-2.6 wt.%C-(0-10) wt.%W iron, *Materials Characterization*, 99, 52-60.
- Ma, Y., Li, X., Liu, Y., Zhou, S. and Dang, X. (2013). Microstructure and properties of Ti-Nb-V-Mo-alloyed high chromium cast iron, *Bulletin of Materials Science*, 36(5), 839-844.
- Maratray, F. and Poulalion, A. (1982). Austenite retention in high-chromium white irons, *AFS Transactions*, 90, 795-804.
- Mosavi Anijden, S.H., Bahrami, A., Varahram, N., and Davamic, P. (2007). Effect of tungsten on erosion-corrosion behavior of high chromium white cast iron, *Materials Science and Engineering*, 454-455, 623-628.

- Pearce, J.T.H. and Elwell, D.W.L. (1986). Duplex nature of eutectic carbides in heat treated 30% chromium cast iron, *Journal of Materials Science Letters*, 5, 1063-1064.
- Scandian, C., Boher, C., Melloc de, J.D.B. and Rézai-Ariab, F. (2009). Effect of molybdenum and chromium contents in sliding wear of high-chromium white cast iron: The relationship between microstructure and wear, *Wear*, 267, 401-408.
- Tabrett, C.P., Sare, I.R. and Ghomashchi, M.R. (1996). Microstructure–property relationships in high chromium-cast-iron-alloys, *International Materials Reviews*, 41, 59-82.
- Wiengmoon, A., Chairuangsi, T., Brown, A., Brydson, R., Edmonds, D.V., and Pearce, J.T.H. (2005). Microstructural and crystallographical study of carbides in 30 wt.%Cr cast irons, *Acta Materialia*, 53, 4143-4154.
- Yamamoto, K., Inthidech, S., Sasaguri, N. and Matsubara, Y. (2014). Influence of Mo and W on high temperature hardness of M_7C_3 carbide in high-chromium white cast-iron, *Materials Transactions*, 55 (4), 684-689.

