

พฤติกรรมของความแข็งและความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อขาว เติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีปริมาณโครเมียมต่างกัน

Behavior of Hardness and Abrasive Wear Resistance of Semi-multi- alloyed White Cast Iron with Different Chromium Contents

ณัชลิดา โยธาทธณ์¹ สุดสาคร อินธิเดช^{2*}

¹สาขาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม

²สาขาวิศวกรรมการผลิต คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม

Natchalida Yothathorn¹ Sudsakorn Inthidech^{2*}

¹ Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Mahasarakham University

² Department of Manufacturing Engineering, Faculty of Engineering, Mahasarakham University

*Corresponding author Email: natchalida.yot@msu.ac.th

(Received: April 17, 2020; Accepted: May 29, 2020)

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาพฤติกรรมของความแข็งและความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีปริมาณโครเมียม (Cr) ต่างกัน ได้เตรียมเหล็กหล่อที่มีปริมาณ 5% 7% และ 9%Cr โดยน้ำหนัก (แทนด้วย %) ทำการอบอ่อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 950 °C ชุบแข็งชิ้นงานที่อุณหภูมิ 1050 และ 1100 °C ด้วยพัดลม และอบคืนตัวชิ้นชุบแข็งที่อุณหภูมิสามระดับในช่วง 450 ถึง 620 °C ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่ให้ความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) อุณหภูมิต่ำกว่าและสูงกว่าอุณหภูมิ H_{Tmax} ($L-H_{Tmax}$ และ $H-H_{Tmax}$) ทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีของชิ้นงานด้วยเครื่องชูเกะ ผลการทดลองพบว่าโครงสร้างจุลภาคและความแข็งของชิ้นงานเปลี่ยนแปลงตามปริมาณ Cr และสถานะของกรรมวิธีทางความร้อน โดยความแข็งสูงสุดพบในชิ้นงานที่เติม 7%Cr ผ่านการชุบแข็งที่ 1100 °C ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสียและระยะทางการขัดสีเป็นเส้นตรงในทุกชิ้นงาน อัตราการสึกหรอ (R_w , mg/m) ต่ำสุดพบในชิ้นงานชุบแข็งหรือชิ้นงาน H_{Tmax} ส่วนค่า R_w สูงสุดพบในชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ หรือ $H-H_{Tmax}$ ค่า R_w ลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้น ค่า R_w ลดลงช้า ๆ จนถึง 7% Cr จากนั้นจะเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณ Cr ชิ้นงานที่มีความต้านทานการสึกหรอดีที่สุดคือชิ้นงาน 7%Cr ในสภาพผ่านการชุบแข็งที่ 1100 °C

คำสำคัญ: เหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิด กรรมวิธีทางความร้อน ความแข็ง ความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสี ผลของโครเมียม

ABSTRACT

In this research, the behavior of hardness and abrasive wear resistance of semi-multi-alloyed white cast iron with different Cr contents was investigated. The cast irons with 5%, 7% and 9 wt% (hereafter wt% is expressed by %) were prepared. The specimens were annealed at 950 °C. The annealed specimens were hardened from 1050 and 1100 °C austenitizing by fan air cooling.

As-hardened specimens were tempered at three level temperatures between 450 and 620 °C: the temperature giving the maximum tempered hardness (H_{Tmax}), the lower and higher temperatures than H_{Tmax} ($L-H_{Tmax}$ and $H-H_{Tmax}$). The abrasive wear resistance was evaluated using Suga abrasion tester. The results showed that the microstructure and hardness of specimens varied depending on Cr content and heat treatment condition. The highest hardness was obtained in the specimen with 7%Cr hardened from 1100 °C. A linear relationship between wear loss and wear distance was obtained in all specimens. The lowest wear rate (R_w , mg/m) was obtained in the as-hardened or H_{Tmax} specimen and the highest value was obtained in the $L-H_{Tmax}$ or $H-H_{Tmax}$ specimen. The R_w decreased progressively as the hardness increased. The R_w decreased slowly as the Cr content rose to 7%Cr and then, increased gradually as the Cr content rose. The highest wear resistance was obtained in the specimen with 7%Cr hardened from 1100 °C.

Keyword: Semi-multi-alloyed white cast iron, heat treatment, hardness, abrasive wear resistance, Cr effect.

1. บทนำ

เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด (Multi-alloyed white cast iron) เป็นเหล็กหล่อในกลุ่มเหล็กหล่อทนการสึกหรอแบบขัดสีที่พัฒนาขึ้นมาใหม่ [1]–[3] ใช้ผลิตเป็นอุปกรณ์บดในอุตสาหกรรมซีเมนต์และลูกรีดในอุตสาหกรรมเหล็กกล้า ส่วนผสมพื้นฐานของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมีธาตุคาร์บอน (C) ประมาณ 2% โดยน้ำหนัก (จากนี้ไป % โดยน้ำหนัก แทนด้วย %) และธาตุที่สามารถฟอร์คาร์ไบต์ได้แรง เช่น โครเมียม (Cr) วาเนเดียม (V) โมลิบดีนัม (Mo) และทังสเตน (W) อย่างละ 5% [1] โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยคาร์ไบต์หลายชนิดได้แก่ MC M_2C และ M_7C_3 (M คือ อะตอมของธาตุโลหะที่ฟอร์คาร์ไบต์) ซึ่งคาร์ไบต์เหล่านี้มีความแข็งสูงกว่าคาร์ไบต์ในเหล็กกล้ามาก [2] โดยชนิดและปริมาณของคาร์ไบต์จะขึ้นอยู่กับปริมาณธาตุผสม [1] เนื้อพื้นของเหล็กหล่อชนิดนี้เป็นได้ทั้ง เบไนต์ มาร์เทนไซต์ ออสเทนไนต์ และคาร์ไบต์ลำดับที่สอง เหล็กหล่อชนิดนี้มีสมบัติทางกลและความต้านทานการสึกหรอดีกว่าเหล็กโครเมียมสูงและเหล็กหล่อ Ni-hard [1]

ลูกรีดในอุตสาหกรรมเหล็กกล้านิยมผลิตด้วยวิธีหล่อเหวี่ยง [3] โลหะหลอมเหลวจะถูกเหวี่ยงภายในแม่พิมพ์

และเกิดการแข็งตัวในระหว่างที่ถูกเหวี่ยงเนื่องจากเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมีโครงสร้างยูเทคติกหลายประเภทเกิดขึ้นในระหว่างกระบวนการแข็งตัว คาร์ไบต์ยูเทคติกบางชนิดเช่น M_2C หรือ M_6C มีความหนาแน่นสูงกว่าโลหะหลอมเหลวมาก เมื่อเกิดการเหวี่ยงจะทำให้การกระจายตัวของคาร์ไบต์ไม่สม่ำเสมอ [1,3] ดังนั้นจึงจำเป็นต้องลดธาตุที่ฟอร์คาร์ไบต์ที่มีความหนาแน่นสูงลงจากส่วนผสมพื้นฐาน เหล็กหล่อที่มีการลดธาตุผสมที่ทำให้เกิดคาร์ไบต์ที่มีความหนาแน่นสูงนี้ถูกเรียกว่า “เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิด (Semi-multi-alloyed white cast iron)” [4,5]

โครเมียมเป็นธาตุผสมหลักในเหล็กหล่อ Ni-hard และเหล็กหล่อโครเมียมสูง โดย Cr สามารถฟอร์คาร์ไบต์ยูเทคติกประเภท M_7C_3 ที่ทนการสึกหรอได้ดี [2] เนื่องจากคาร์ไบต์ชนิดนี้มีความแข็งสูง มีขนาดเล็ก และมีความต่อน้อยกว่าคาร์ไบต์ชนิด M_3C ที่พบในเหล็กหล่อขาวทั่วไป นอกจากนี้ Cr ยังสามารถละลายในออสเทนไนต์และเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง [2] ดังนั้น Cr จึงถูกเลือกให้เป็นธาตุผสมพื้นฐานของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด แต่อย่างไรก็ตามปริมาณ Cr ก็ต้องถูกควบคุมไม่ให้มากเกินไป เพื่อให้คาร์ไบต์ชนิดอื่นที่มีความแข็งที่

สูงกว่าสามารถเกิดขึ้นได้ในระหว่างการแข็งตัว [1,6,7]

งานวิจัยของเหล็กหล่อขาวเดิมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐานได้มีการศึกษาไปแล้วอย่างเป็นระบบ เช่น กระบวนการแข็งตัว [6,7] กรรมวิธีทางความร้อน [8–11] และความต้านทานการสึกหรอ [11–13] แต่งานวิจัยเกี่ยวกับเหล็กหล่อขาวเดิมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดยังมีน้อยมาก [4,5] งานวิจัยก่อนหน้านี้ได้ทำการศึกษาพฤติกรรมของกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กหล่อขาวเดิมกึ่งธาตุผสมหลายชนิดอย่างเป็นระบบ [4,5] แต่ยังไม่มีการศึกษาเกี่ยวกับความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิด ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงได้ศึกษาพฤติกรรมของความแข็งและความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อขาวเดิมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีปริมาณ Cr ต่างกันที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนโดยศึกษาในช่วง 5% - 9% Cr เพื่อเป็นแนวทางในการผลิตลูกรีดหรืออุปกรณ์สำหรับงานด้านการสึกหรอแบบขัดสีต่อไป

2. กระบวนการทดลอง

2.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ

วัตถุดิบในการเตรียมชิ้นงานทดสอบประกอบด้วย เหล็กดิบ เศษเหล็ก และโลหะผสม ทำการหลอมวัตถุดิบด้วยเตาหลอมไฟฟ้าที่อุณหภูมิ 1580 °C เเทน้ำโลหะที่มีส่วนผสมตามกำหนดลงในแบบหล่อทรายที่มีช่องว่างรูปตัว Y ตามรูปที่ 1 (a) ในช่วงอุณหภูมิ 1500 - 1520 °C ทำการคลุมผิวหน้าไรเซอร์ด้วยผงคายความร้อน (Exothermic powder) เพื่อรักษาอุณหภูมิผิวหน้าของไรเซอร์ ดัดไรเซอร์ออกจากแท่งชิ้นงานหล่อด้วยเครื่อง Wire-cut EDM ให้ได้แท่งชิ้นงานดังรูปที่ 1 (b) และตัดให้มีความหนาชิ้นละ 7 มม ดังรูปที่ 1 (c) เพื่อเป็นชิ้นงานทดสอบ ส่วนผสมทางเคมีและค่าคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ของชิ้นงานทดสอบแสดงดังตารางที่ 1 เนื่องจากชิ้นงานมีการฟอร์มคาร์ไบด์หลายชนิด ทำให้คาร์บอนที่ละลายในเนื้อพื้นลดลง แต่การหาปริมาณคาร์บอนในเนื้อพื้นโดยตรงทำได้ยาก ดังนั้นค่าคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) จึงเป็น

ตัวแปรที่ใช้ในการหาปริมาณคาร์บอนที่เหลือในเนื้อพื้นตามทฤษฎี [1,4] โดยมีสมการ คือ

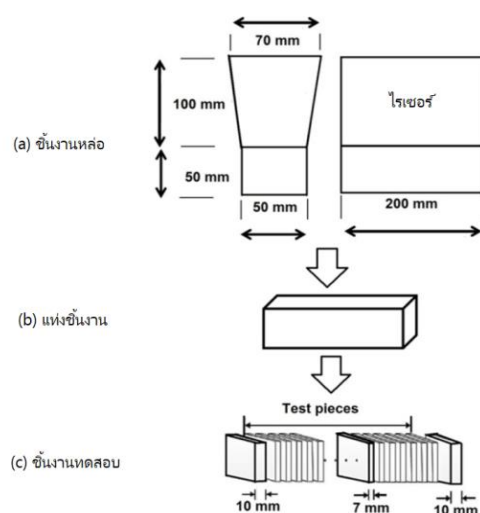
$$\%C_{bal} = \%C - \%C_{stoich} \quad (1)$$

เมื่อ $\%C$ คือ ปริมาณคาร์บอนในเหล็กหล่อ ส่วนค่า $\%C_{stoich}$ คือ ปริมาณคาร์บอนที่ถูกใช้ในการฟอร์มคาร์ไบด์ตามทฤษฎี ในกรณีที่เหล็กหล้อมีคาร์ไบด์ชนิด MC และ M_2C จะสามารถคำนวณค่า $\%C_{stoich}$ จากสมการต่อไปนี้

$$\begin{aligned} \%C_{stoich} = & (0.060 \times \%Cr) + (0.063 \times \%Mo) \\ & + (0.033 \times \%W) + (0.235 \times \%V) \end{aligned} \quad (2)$$

ส่วนกรณีที่เหล็กหล้อมีคาร์ไบด์ชนิด MC M_2C และ M_7C_3 จะคำนวณจากสมการ คือ

$$\begin{aligned} \%C_{stoich} = & (0.099 \times \%Cr) + (0.063 \times \%Mo) \\ & + (0.033 \times \%W) + (0.235 \times \%V) \end{aligned} \quad (3)$$



รูปที่ 1 รูปวาดแสดงขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานทดสอบ

ตารางที่ 1 ส่วนผสมเคมีและค่าคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ของชิ้นงานทดสอบ

ชิ้นงาน	ธาตุผสม (wt%)					C_{bal}
	C	Cr	Mo	W	V	
1	2.05	4.97	2.02	1.02	4.97	+0.42
2	2.01	6.91	1.96	1.00	5.03	-0.01
3	2.02	9.02	2.02	1.00	4.98	-0.20

Si = 0.49 - 0.56%, Mn = 0.42 - 0.53%, S & P < 0.01%

ค่า C_{bal} เป็นเพียงค่าตามทฤษฎีเท่านั้นใช้สำหรับการอธิบายการแปลงเฟสของเนื้อพื้นในระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อน ในทางปฏิบัติแม้ว่าจะมีค่าเป็นศูนย์หรือลบก็ยังคงมีคาร์บอนละลายในเนื้อพื้นส่วนหนึ่งเนื่องจากการแปลงเฟสเร็วกว่าตามทฤษฎีมาก โดยค่า C_{bal} ของชิ้นงานหมายเลข 1 หาจกสมการที่ (1) และ (2) ส่วนชิ้นงานที่ 2 และ 3 หาจกสมการที่ (1) และ (3)

2.2 กรรมวิธีทางความร้อน

ชิ้นงานในสภาพหล่อถูกอบอ่อนที่อุณหภูมิ 950 °C เป็นเวลา 5 ชั่วโมง และเย็นตัวในเตา จากนั้นชุบแข็งชิ้นงานโดยอบที่อุณหภูมิ 1050 และ 1100 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมงและเย็นตัวด้วยพัลคม ชิ้นงานชุบแข็ง (As-hardened) ถูกอบคืนตัวที่อุณหภูมิสามระดับดังแสดงในตารางที่ 2 โดยอ้างอิงจากงานวิจัยก่อนหน้านี้ [4] ซึ่งประกอบด้วยอุณหภูมิที่ให้ความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) อุณหภูมิก่อนและหลังอุณหภูมิที่ให้ความแข็งสูงสุด (L- H_{Tmax} และ H- H_{Tmax}) ตามลำดับ ใช้เวลาในการอบคืนตัว 3 ชั่วโมง 20 นาที และเย็นตัวในอากาศ

ตารางที่ 2 อุณหภูมิอบคืนตัวของชิ้นงานทดสอบ

ชิ้นงาน	ชุบแข็งที่ 1050 °C			ชุบแข็งที่ 1100 °C		
	L- H_{Tmax}	H_{Tmax}	H- H_{Tmax}	L- H_{Tmax}	H_{Tmax}	H- H_{Tmax}
1	450	500	550	450	550	590
2	450	500	550	450	550	590
3	450	525	600	450	550	620

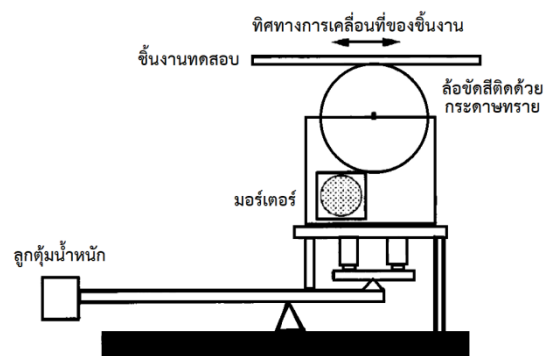
2.3 การทดสอบความแข็งและโครงสร้างจุลภาค

ผิวชิ้นงานถูกเตรียมโดยการขัดหยาบด้วยกระดาษทรายและขัดละเอียดโดยใช้ผงอะลูมินาบนผ้าสักหลาด ทำการวัดความแข็งแบบมาโคร (Macro-hardness) โดยใช้เครื่อง Vickers hardness tester ด้วยน้ำหนักกดในการทดสอบ 30 กิโลกรัม และวัดความแข็งแบบไมโคร (Micro-hardness) ของเนื้อพื้น โดยใช้เครื่อง Micro-Vickers hardness tester ด้วยน้ำหนักกดทดสอบ 100 กรัม ทำการวัดแบบสุ่มจำนวน 5 จุด และหาค่าเฉลี่ย

กัดผิวหน้าของชิ้นงานด้วยน้ำยา Murakami เพื่อวิเคราะห์ชนิดของคาร์ไบด์ยูเทคติก และกัดด้วยน้ำยา Villella เพื่อวิเคราะห์โครงสร้างเนื้อพื้น ทำการทดสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)

2.4 การทดสอบการสึกหรอแบบขัดสี

ชิ้นงานถูกเตรียมผิวด้วยการขัดละเอียดให้มีความหยาบผิวเฉลี่ย (R_a) น้อยกว่า 1 μm เพื่อป้องกันผลของความหยาบผิวต่อการสึกหรอเริ่มต้น ทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีด้วยเครื่องซูกะ (Suga abrasion test) ตามมาตรฐาน ASTM D6037 [14] ดังรูปที่ 2 วัสดุขัดสีเป็นกระดาษทราย (SiC) ขนาดเม็ดผงเบอร์ 180 ติดรอบล้อขัดสีขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 44 มม หนา 12 มม ชิ้นงานเคลื่อนที่ไปและกลับภายใต้ น้ำหนักกดทดสอบการขัดสี 1 กิโลกรัม ล้อขัดสีจะหมุนอัตโนมัติเป็นมุม 0.9 องศา ในแต่ละสโตรก เพื่อให้ผิวชิ้นงานสัมผัสกับผงขัดสีใหม่ตลอดการทดสอบ ทำการทดสอบเป็นระยะทาง 24 เมตรต่อรอบ เมื่อครบแต่ละรอบการทดสอบจะล้างชิ้นงานด้วยเครื่อง Ultrasonic โดยใช้ Acetone ทำการวัดน้ำหนักที่สูญเสียด้วยเครื่องชั่งอิเล็กทรอนิกส์ความละเอียดสูง (เทคนิค 4 ตำแหน่ง) ทำการทดสอบซ้ำรอยเดิม 8 รอบต่อชิ้นงาน ทดสอบชิ้นงานละสองรอยขัดสีและหาค่าเฉลี่ยน้ำหนักที่สูญเสียในแต่ละรอบ



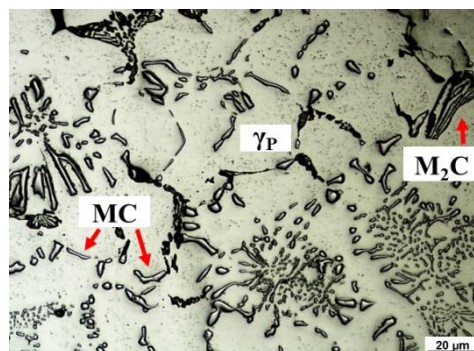
รูปที่ 2 เครื่องทดสอบการสึกหรอซูกะ

3. ผลการวิจัยและการอภิปรายผล

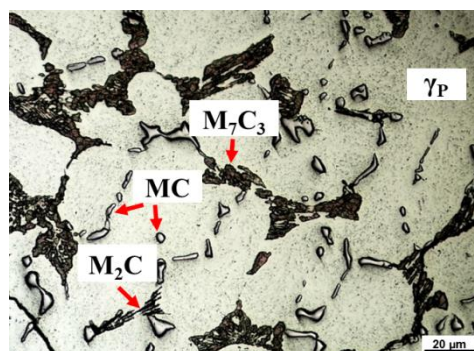
3.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบ

ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคโดยรวมของชิ้นงานทดสอบ แสดงดังรูปที่ 3 (ก) สำหรับชิ้นงาน 5%Cr และ (ข) สำหรับชิ้นงาน 7%Cr ผ่านการชุบแข็งที่ 1100 °C โดยใช้ น้ำยา Murakami พบว่าโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วย เดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ (γ_P) และโครงสร้าง ยูเทกติก (γ +คาร์ไบด์) Wu และคณะ [6] ได้รายงานว่ ชนิดของคาร์ไบด์ยูเทกติกในเหล็กหล่อขาวเดิมธาตุผสม หลายชนิดสามารถแยกแยะได้ด้วยกล้อง OM โดยใช้ น้ำยา Murakami ซึ่งคาร์ไบด์ชนิด MC จะมีลักษณะเป็นก้อน สีขาวหรือเทา คาร์ไบด์ชนิด M_2C จะมีลักษณะเป็นเส้น ขนาน (lamellar) สีดำ ส่วนคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 จะมี ลักษณะเป็นกลุ่มก้อนหรือตาข่ายแบบ ledeburite สีดำ หรือน้ำตาล ดังนั้นจึงสามารถกล่าวได้ว่าคาร์ไบด์ยูเทกติก ในรูปที่ 3 ประกอบด้วยชนิด MC และ M_2C ในชิ้นงาน 5%Cr และชนิด MC M_2C และ M_7C_3 ในชิ้นงาน 7%Cr ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยอ้างอิง [4,5] Jatupon และคณะ [9] ได้รายงานว่าการเพิ่มปริมาณ Cr มากกว่า 5% ใน เหล็กหล่อขาวเดิมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐาน จะลดการเกิดคาร์ไบด์ชนิด M_2C เนื่องจาก Cr ส่งเสริมเกิด คาร์ไบด์ยูเทกติกชนิด M_7C_3 ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงเป็นไปได้ว่าปริมาณของคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 เพิ่มขึ้นแต่ปริมาณ คาร์ไบด์ชนิด M_2C ลดลงเมื่อปริมาณ Cr เพิ่มขึ้น

ตัวอย่างโครงสร้างเนื้อพื้นในสภาพชุบแข็งของชิ้นงาน 5% และ 7% Cr ด้วยกล้อง SEM แสดงดังรูปที่ 4 (ก) และ (ข) ตามลำดับ พบว่าเนื้อพื้นประกอบด้วย มาร์เทนไซต์ (M) และคาร์ไบด์ลำดับที่สอง(SC) และ ออสเทนไนต์เหลือค้าง (γ_R) บางส่วน การตกตะกอนของ คาร์ไบด์ลำดับที่สองเกิดขึ้นในระหว่างการแช่ชิ้นงานไว้ใน อุณหภูมิชุบแข็งคาร์ไบด์ลำดับที่สองจะลดธาตุผสมใน ออสเทนไนต์ลง ทำให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพ และ เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้ในระหว่างการเย็นตัว ชิ้นงานที่ มี Cr สูงจะมีออสเทนไนต์เหลือค้างหลังการชุบแข็งน้อยกว่า ชิ้นงานที่มี Cr ต่ำกว่า

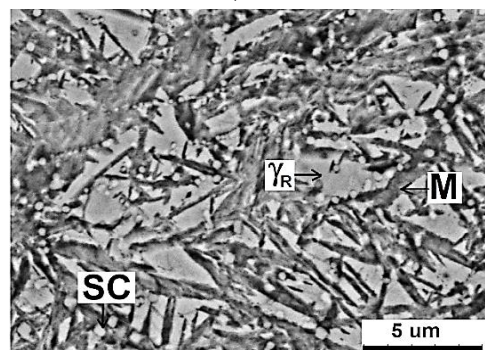


(ก) No.1 (5%Cr)

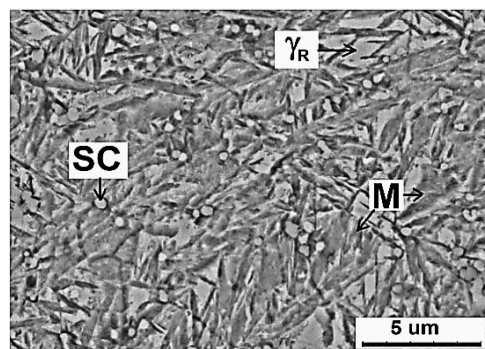


(ข) No. 2 (7%Cr)

รูปที่ 3 โครงสร้างจุลภาคโดยรวมของชิ้นงาน 5% และ 7%Cr ในสภาพชุบแข็งที่ 1100 °C



(ก) No.1 (5%Cr)



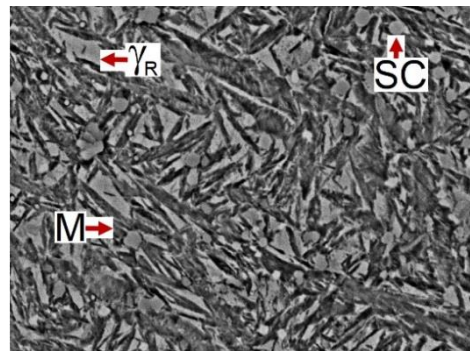
(ข) No. 2 (7%Cr)

รูปที่ 4 โครงสร้างเนื้อพื้นของชิ้นงาน 5% และ 7%Cr ในสภาพชุบแข็งที่ 1100 °C

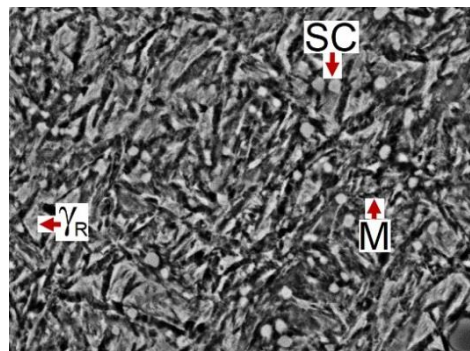
โครงสร้างเนื้อพื้นในสภาพอบคืนตัวของชิ้นงาน 5%Cr ผ่านการชุบแข็งที่ 1050 °C แสดงดังรูปที่ 5 พบว่า โครงสร้างเนื้อพื้นของชิ้นงาน L-H-T_{max} ประกอบด้วย คาร์ไบด์ลำดับที่สองขนาดเล็ก (SC) มาร์เทนไซต์ (M) และมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง (γ_R) จำนวนมาก ซึ่งเกิดจากการใช้อุณหภูมิต่ำในการอบคืนตัว ทำให้ลดเสถียรภาพของออสเทนไนต์เหลือค้างจากการชุบแข็งได้เพียงเล็กน้อย ในชิ้นงาน H-T_{max} พบว่ามีคาร์ตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองจำนวนมากและเนื้อพื้นส่วนใหญ่เป็นมาร์เทนไซต์ โดยมีออสเทนไนต์เหลือค้างเพียงเล็กน้อย ซึ่งแสดงให้เห็นว่าที่อุณหภูมิอบคืนตัวนี้สามารถลดเสถียรภาพของออสเทนไนต์เหลือค้างได้อย่างมาก ส่วนชิ้นงาน H-H-T_{max} พบว่ามีคาร์ไบด์ลำดับที่สองขนาดใหญ่จำนวนมากและเนื้อพื้นส่วนใหญ่คาดว่าเป็นเพอร์ไลต์ (P) หรือเฟอไรต์ (α) ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยอ้างอิง [4] จากการเกิด Over-tempering เนื่องจากใช้อุณหภูมิในการอบคืนตัวสูงเกินไป

3.2 ความแข็งของชิ้นงานทดสอบ

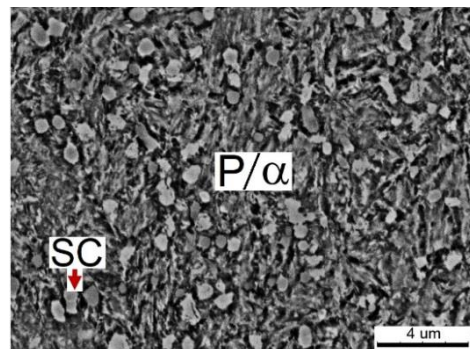
ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณ Cr และความแข็งแบบมาโครของชิ้นงานทดสอบแสดงดังรูปที่ 6 ความแข็งในสภาพชุบแข็ง (As-hardened) เพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณ Cr เพิ่มขึ้น 7% จากนั้นจะลดลงในทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็ง ความแข็งที่เพิ่มขึ้นในช่วงแรกเกิดจากการที่มีปริมาณของ มาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้นและมีออสเทนไนต์เหลือค่าน้อยลง เนื่องจากการเพิ่ม Cr ทำให้มีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในเนื้อพื้นเพิ่มขึ้น ทำให้เสถียรภาพของออสเทนไนต์เหลือค้างลดลงและเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้น ส่วนความแข็งลดลงในช่วงหลังเกิดจากการที่มีโครเมียมสูงเกินไปทำให้เกิดคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 จำนวนมาก ทำให้เหลือคาร์บอนในเนื้อพื้นน้อยลง ส่งผลให้ มาร์เทนไซต์ที่เกิดขึ้นหลังการชุบแข็งมีความแข็งต่ำเพราะมีคาร์บอนน้อย นอกจากนี้คาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 ที่เพิ่มขึ้นนี้มีความแข็งต่ำกว่าคาร์ไบด์ทุกชนิดอื่น จึงเป็นอีกหนึ่งเหตุผลที่ทำให้ความแข็งลดลง ความแข็งในสภาพอบคืนตัวแสดงพฤติกรรมเดียวกันกับในสภาพชุบแข็ง ความแข็งในสภาพอบคืนตัวสูงสุดได้รับในชิ้นงาน



(ก) L-H-T_{max}



(ข) H-T_{max}

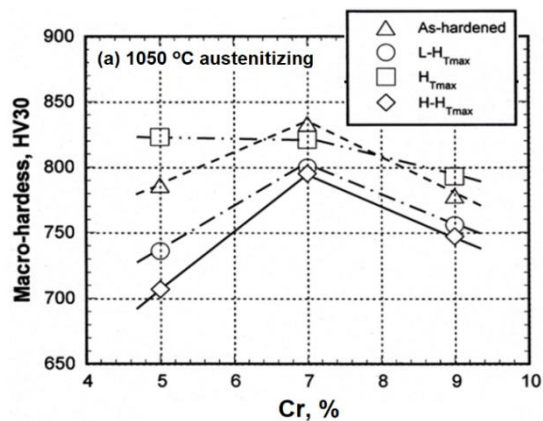


(ค) H-H-T_{max}

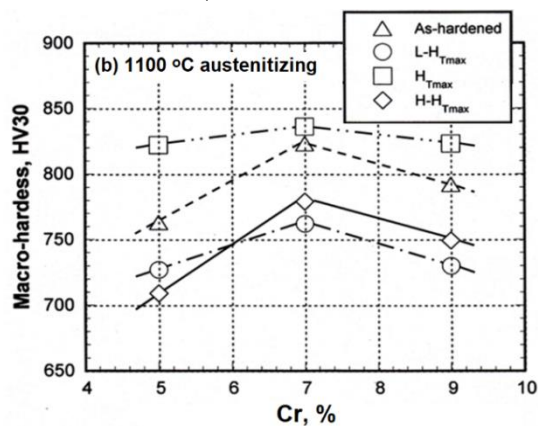
รูปที่ 5 โครงสร้างเนื้อพื้นของชิ้นงาน 5%Cr ชุบแข็งที่ 1050 °C ผ่านการอบคืนตัวที่อุณหภูมิต่างกัน

H-T_{max} ส่วนความแข็งต่ำสุดในการทดลองนี้ได้รับที่ชิ้นงาน L-H-T_{max} หรือ H-H-T_{max} ซึ่งสอดคล้องกับการแปลงเฟสในรูปที่ 5 ความแข็งของชิ้นงาน H-T_{max} ส่วนใหญ่จะสูงกว่าสภาพชุบแข็ง เนื่องจากการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Secondary hardening) จากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและการแปลงเฟสของออสเทนไนต์เหลือค้างเป็นมาร์เทนไซต์ นอกจากนี้ยังพบว่าการชุบแข็งที่อุณหภูมิสูงจะให้ความแข็งสูงกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิต่ำ

ปีที่ 15 ฉบับที่ 2 เดือน พฤษภาคม – สิงหาคม พ.ศ. 2563



(ก) ชุบแข็งที่ 1050 °C



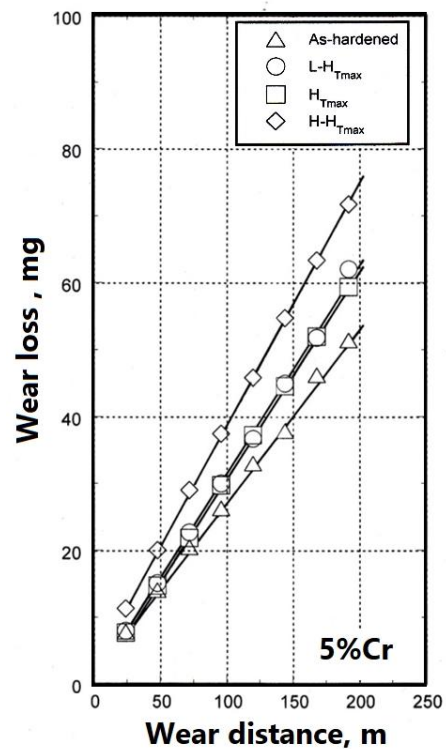
(ข) ชุบแข็งที่ 1100 °C

รูปที่ 6 ผลของโครเมียมต่อความแข็งแบบมาโคร
ของชิ้นงานทดสอบ

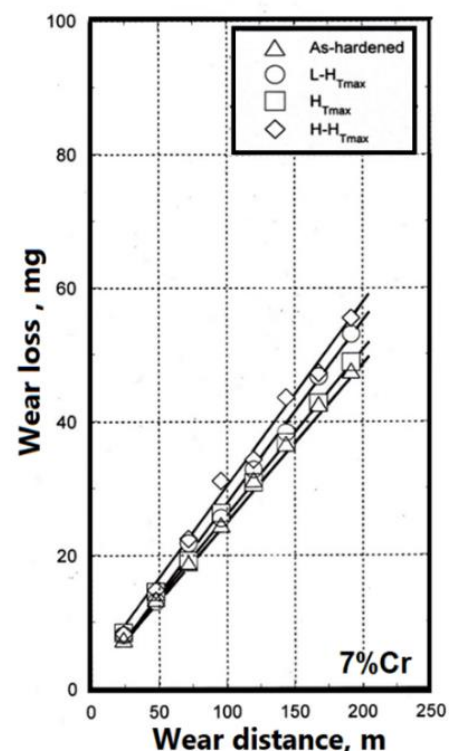
เล็กน้อย ซึ่งเกิดจากการใช้อุณหภูมิชุบแข็งสูงจะทำให้มีธาตุผสมละลายในเนื้อพื้นมากขึ้น ทำให้มาร์เทนไซต์มีธาตุผสมสูงขึ้นและเกิดปฏิกิริยาคาร์ไบด์ (Carbide reaction) เป็นคาร์ไบด์ชนิดพิเศษ เช่น MC และ M₂C ที่มีความแข็งสูงในระหว่างการอบคืนตัว [4,5,7-11] นอกจากนี้การที่มีออกซิเจนที่เหลือค้างมากหลังการชุบจะส่งเสริมการแข็งขึ้นลำดับที่สองในขั้นตอนการอบคืนตัว [4,5]

3.3 พฤติกรรมการสึกหรอแบบขัดสี

ชิ้นงานที่ผ่านการเตรียมผิวได้ถูกทดสอบการสึกหรอเพื่อประเมินความต้านทานการสึกหรอ ตัวอย่างความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (Wear loss) และระยะทางในการขัดสี (Wear distance) ของชิ้นงานแสดงดังรูปที่ 7 สำหรับชิ้นงานที่ 5% และ 7% Cr พบว่าความ



(ก) ชิ้นงาน 5% Cr

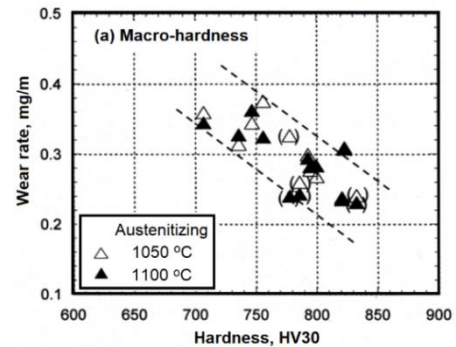


(ข) ชิ้นงาน 7% Cr

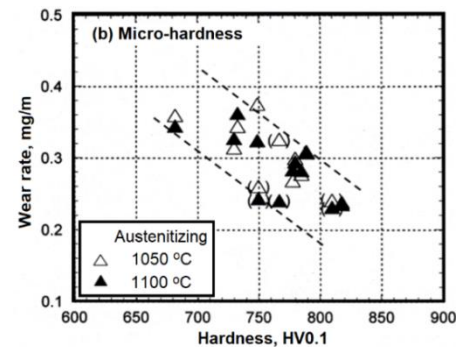
รูปที่ 7 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะทางการขัดสี (W_d) ของชิ้นงาน 5% และ 7% Cr ในสภาพชุบแข็งที่ 1050 °C และอบคืนตัวที่อุณหภูมิต่างกัน

สัมพันธ์เป็นเส้นตรงในทุกชิ้นงานโดยไม่ขึ้นกับกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งแนวโน้มของกราฟนี้สอดคล้องกับงานวิจัยอ้างอิงอื่น [11–13] โดยชิ้นงานที่มีน้ำหนักสูญเสียมากที่สุดคือ ชิ้นงาน L-H_{Tmax} หรือ H-H_{Tmax} ส่วนชิ้นงานที่มีน้ำหนักสูญเสียน้อยที่สุดคือ ชิ้นงานในสภาพชุบแข็ง หรือ ชิ้นงาน H_{Tmax} อย่างไรก็ตามน้ำหนักสูญเสียรวมยังไม่เหมาะสมที่จะนำมาเปรียบเทียบความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีเนื่องจากการสึกหรอเริ่มต้นของชิ้นงาน เกี่ยวข้องกับการเตรียมผิวก่อนการทดสอบ ดังนั้นตัวแปรที่เหมาะสมสำหรับการประเมินความต้านทานการสึกหรอคืออัตราการสึกหรอของชิ้นงานตลอดการทดสอบ เนื่องจากกราฟความสัมพันธ์เป็นเส้นตรงในทุกชิ้นงาน ดังนั้นอัตราการสึกหรอ (Rw, mg/m) จึงหาได้จากความชันกราฟความสัมพันธ์ของแต่ละชิ้นงาน

รูปที่ 8 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแบบมาโครและไมโครต่อค่า Rw ของชิ้นงาน พบว่าค่า Rw มีแนวโน้มลดลงเมื่อความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้น โดยความแข็งแบบไมโครแสดงพฤติกรรมคล้ายกับความแข็งแบบมาโคร ซึ่งยืนยันว่าความแข็งของเนื้อพื้นมีผลต่อพฤติกรรมการสึกหรอเช่นเดียวกับความแข็งโดยรวมของชิ้นงาน ชิ้นงานที่มีความแข็งต่ำ คือชิ้นงาน H-H_{Tmax} ซึ่งเนื้อพื้นส่วนใหญ่เกิด Over-tempering ส่วนชิ้นงานที่มีความแข็งสูงคือชิ้นงานในสภาพชุบแข็งหรือ H_{Tmax} ซึ่งเนื้อพื้นประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ลำดับที่สอง และออสเทนไนต์ เหลือค้าง จากผลการทดลองนี้จึงสามารถกล่าวได้ว่า เหล็กหล่อที่มีความแข็งสูงจะสามารถต้านทานการสึกหรอได้ดีเนื่องจากเนื้อพื้นของเหล็กหล่อที่มีความแข็งสูงจะช่วยให้คาร์ไบด์ยูเทคติกไม่หลุดเมื่อได้รับการขัดสีนอกจากนี้ยังพบว่าชิ้นงานที่มีความแข็งเท่ากันไม่จำเป็นต้องมีความต้านทานการสึกหรอได้เท่ากันเพราะความต้านทานการสึกหรอไม่ได้ขึ้นกับความแข็งเพียงอย่างเดียวแต่จะขึ้นกับตัวแปรอื่น เช่น ชนิดและปริมาณของคาร์ไบด์หรือปริมาณออสเทนไนต์เหลืค้างซึ่งสามารถเกิด Work-hardening ได้ในขณะที่ได้รับการขัดสี เป็นต้น



(ก) ความแข็งแบบมาโคร

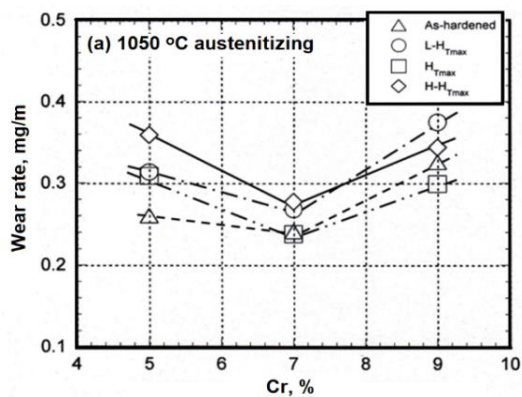


(ข) ความแข็งแบบไมโคร

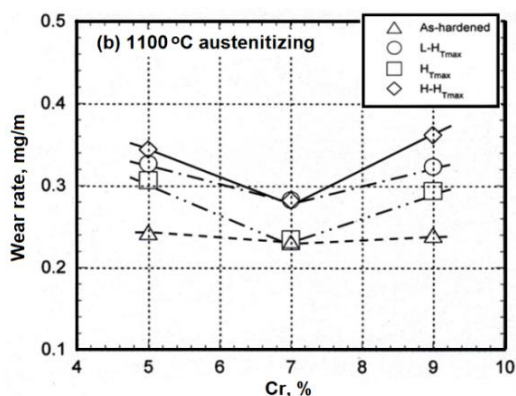
รูปที่ 8 ผลของความแข็งแบบมาโครและแบบไมโคร
ต่ออัตราการสึกหรอ (Rw) ของชิ้นงาน

ผลของปริมาณ Cr ต่อค่า Rw ของชิ้นงานแสดงรูปที่ 9 โดยพบว่าค่า Rw ลดลงช่วงแรกและกลับมาเพิ่มขึ้นอีกเมื่อปริมาณ Cr เพิ่มขึ้นในทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็ง โดยค่า Rw ต่ำสุดได้รับที่ 7%Cr ค่า Rw ลดลงในช่วงแรกเกิดจากการที่เหล็กหล่อมีความแข็งเพิ่มขึ้นจากการที่มีมาร์เทนไซต์มากขึ้นและมีออสเทนไนต์เหลืค้างลดลงนอกจากนี้ยังได้ว่าการที่มีมาร์เทนไซต์จากการชุบแข็งมากขึ้นเมื่ออบคืนตัวจะเกิดปฏิกิริยาคาร์ไบด์กล่าวคือ จะทำให้คาร์บอนในมาร์เทนไซต์รวมกับธาตุที่ฟอร์เมอร์คาร์ไบด์ได้แรงเช่น Mo W หรือ V เกิดเป็นคาร์ไบด์ชนิดพิเศษ VC Mo₂C และ W₂C ที่มีความแข็งสูง [4,5,7–11] ซึ่งคาร์ไบด์เหล่านี้จะส่งเสริมการแข็งขึ้นลำดับที่สองในระหว่างรอบอบคืนตัว ทำให้เนื้อพื้นมีความแข็งสูง การที่ค่า Rw กลับมาเพิ่มขึ้นในช่วงที่ Cr มากกว่า 7% เกิดจากมี Cr มากเกินไป ทำให้เกิดคาร์ไบด์ชนิด M₇C₃ ที่มีความแข็งต่ำปริมาณมากขึ้น ดังนั้นจึงเหลือคาร์บอนในเนื้อพื้นน้อยลง ส่งผลให้มาร์เทนไซต์ที่เกิดขึ้นมีความแข็งต่ำ นอกจากนี้การที่มี Cr สูงจะส่งเสริมการ

ปีที่ 15 ฉบับที่ 2 เดือน พฤษภาคม – สิงหาคม พ.ศ. 2563



(ก) ชุบแข็งที่ 1050 °C



(ข) ชุบแข็งที่ 1100 °C

รูปที่ 9 ผลของโครเมียม (Cr) ต่ออัตราการสึกหรอ (Rw) ของชิ้นงาน

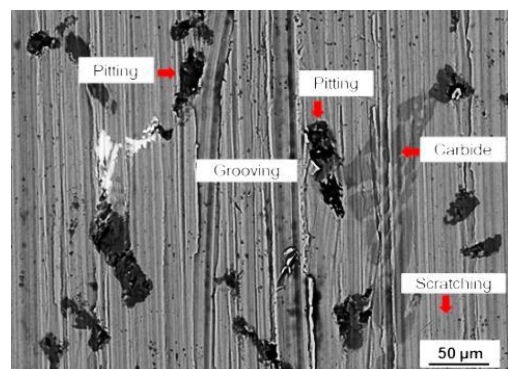
ตกตะกอนของคาร์ไบด์ชนิด $M_{23}C_6$ [2,6,9] ที่มีความแข็งต่ำกว่าคาร์ไบด์ลำดับที่สองชนิดอื่น ๆ จึงเป็นอีกหนึ่งสาเหตุที่ทำให้ความแข็งของเนื้อพื้นต่ำ เมื่อได้รับการขัดสีจึงเกิดการสึกหรอได้ง่าย

เมื่อพิจารณาถึงผลของสภาวะของการทำกรรมวิธีทางความร้อน พบว่าการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C จะมีค่า Rw ต่ำกว่าการชุบแข็งที่ 1050 °C เล็กน้อย เกิดจากการเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะช่วยส่งเสริมการแข็งขึ้นลำดับที่สองในระหว่างการอบคืนตัวดังที่ได้กล่าวไว้ก่อนหน้านี้ เมื่อพิจารณาในแต่ละอุณหภูมิชุบแข็งพบว่าค่า Rw ต่ำสุดในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C ได้รับในชิ้นงาน H-Tmax ที่เติม 7%Cr ซึ่งใกล้เคียงกับสภาพชุบแข็ง โดยชิ้นงานที่มีค่า Rw สูงสุดคือ ชิ้นงาน L-H-Tmax ที่ 9%Cr ส่วนกรณีของการชุบแข็งที่ 1100 °C พบว่าชิ้นงานที่มีค่า Rw ต่ำสุดคือชิ้นงานในสภาพชุบแข็งที่เติม 7%Cr และมีค่าใกล้เคียงกับ

ชิ้นงาน H-Tmax ส่วนชิ้นงานที่มีค่า Rw สูงสุดคือ ชิ้นงาน H-H-Tmax ที่เติม 9%Cr ซึ่งเกิดจากความแตกต่างของเฟสในเนื้อพื้น ทำให้ความแข็งเนื้อพื้นในแต่ละชิ้นงานแตกต่างกันดังที่ได้แสดงไว้ในรูปที่ 8 (ข)

จากผลการทดลองนี้แม้ว่าในสภาพชุบแข็งจะมีความต้านทานการสึกหรอดีที่สุด แต่ในทางปฏิบัติไม่นิยมนำไปใช้งานเพราะมีความเค้นตกค้างสูง และมีออสเทนไต์เหลือค้างจำนวนมาก เมื่อนำไปขัดสีจะส่งเสริมการสึกหรอแบบหลุดร่วน (Spalling wear) [2] ดังนั้นการใช้งานในสภาพอบคืนตัวจึงมีความเหมาะสม โดยชิ้นงาน H-Tmax ที่ 7%Cr จะมีความเหมาะสมมากที่สุด

ตัวอย่างภาพถ่ายผิวชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบการสึกหรอ ดังตัวอย่างในรูปที่ 10 พบว่าพื้นผิวแสดงรอยขีดสีเป็นแนวอย่างชัดเจน ผงขัดสี (SiC) มีความแข็งสูงจะตัดผ่านทั้งคาร์ไบด์ยูเทคติกและเนื้อพื้น โดยรอยขีดสีจะหยาบและมีร่องขนาดใหญ่ (Grooving) ในบริเวณเนื้อพื้น แต่จะเป็นรอยเรียบ (Scratching) ในบริเวณของโครงสร้างยูเทคติกและบริเวณโดยรอบ จากการร่อนการสึกหรอนี้จึงสามารถกล่าวได้ว่าบริเวณเนื้อพื้นมีการสึกหรอมากกว่าบริเวณของคาร์ไบด์ยูเทคติก เนื่องจากคาร์ไบด์ในโครงสร้างยูเทคติกมีความแข็งสูงกว่าเนื้อพื้นมาก คาร์ไบด์ยูเทคติกจะช่วยป้องกันเนื้อพื้นจากการสึกหรอ นอกจากนี้ยังพบการสึกหรอแบบหลุม (Pitting) ในบริเวณของโครงสร้างยูเทคติก ซึ่งเกิดจากการหลุดของคาร์ไบด์ที่แตกหักจากการขัดสี



รูปที่ 10 ภาพถ่ายพื้นผิวที่ผ่านการขัดสีของชิ้นงาน 5%Cr ในสภาพชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C

4. สรุป

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาพฤติกรรมของความแข็งแรงและการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิด ที่เติม 5% 7% และ 9%Cr ได้ทำการอบอ่อนชิ้นงานที่ 950 °C และเย็นตัวในเตา ชุบแข็งชิ้นงานที่อุณหภูมิ 1050 และ 1100 °C ด้วยพัลลัม ทำการอบคืนตัวชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิสามระดับในช่วง 450 ถึง 620 °C ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่ให้ความแข็งแรงสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) อุณหภูมิต่ำกว่าและสูงกว่าอุณหภูมิ H_{Tmax} ($L-H_{Tmax}$ และ $H-H_{Tmax}$) ทำการทดสอบโครงสร้างจุลภาคความแข็งแรงและความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสี จากผลการทดลองสามารถสรุปได้ดังนี้

1. โครงสร้างจุลภาคโดยรวมของชิ้นงานเป็นไฮโปยูเทคติกในทุกส่วนผสม ประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิและโครงสร้างยูเทคติก ($\gamma + \text{คาร์ไบด์}$) โดยพบโครงสร้างยูเทคติกชนิด ($\gamma + MC$) และ ($\gamma + M_2C$) ในทุกชิ้นงาน ส่วนโครงสร้างยูเทคติกชนิด ($\gamma + M_7C_3$) จะพบในชิ้นงานที่เติม 7% และ 9%Cr
2. เนื้อพื้นในสภาพชุบแข็งของทุกชิ้นงานประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ลำดับที่สองและออสเทนไนต์เหลือค้างบางส่วน โดยปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลดลงเมื่อปริมาณ Cr เพิ่มขึ้น แต่จะมีปริมาณเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็ง การอบคืนตัวจะทำให้ชิ้นงานมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลดลงและมีปริมาณคาร์ไบด์ลำดับที่สองและมาร์เทนไซต์ในเนื้อพื้นเพิ่มมากขึ้น
3. ความแข็งแรงของชิ้นงานในสภาพชุบแข็งเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่ม Cr เป็น 7% จากนั้นจะลดลง โดยความแข็งแรงในสภาพอบคืนตัวแสดงพฤติกรรมคล้ายกันกับสภาพชุบแข็ง ความแข็งแรงในสภาพอบคืนตัวที่ H_{Tmax} ส่วนใหญ่จะสูงกว่าสภาพชุบแข็ง การเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะทำให้ความแข็งแรงของชิ้นงานในสภาพอบคืนตัวเพิ่มขึ้นเล็กน้อย

4. ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสียและระยะทางการขัดสีเป็นเส้นตรงในทุกชิ้นงาน โดยอัตราการสึกหรอ (R_w , mg/m) ต่ำสุด ได้รับในชิ้นงานชุบแข็งหรือ H_{Tmax} ส่วนค่า R_w สูงสุดได้รับในชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ หรือ $H-H_{Tmax}$
5. ค่า R_w ลดลงเมื่อความแข็งแรงของชิ้นงานเพิ่มขึ้น โดยชิ้นงานชุบแข็งที่ 1100 °C มีค่า R_w ต่ำกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C เล็กน้อย
6. ค่า R_w ลดลงช้า ๆ จนถึง 7%Cr จากนั้นจะเพิ่มขึ้นตามปริมาณ Cr ที่เพิ่มขึ้น ชิ้นงานที่มีความต้านทานการสึกหรอดีที่สุดคือชิ้นงาน 7%Cr ในสภาพชุบแข็งที่ 1100 °C

5. กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยนี้ได้รับการสนับสนุนทุนในวิจัยจากคณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม ประจำปีงบประมาณ 2563 ทางผู้วิจัยขอขอบพระคุณ Prof. Yasuhiro Matsubara และ Prof. Kaoru Yamamoto แห่ง National Institute of Technology-Kurume College ประเทศญี่ปุ่น สำหรับชิ้นงานทดสอบทุนวิจัย และความช่วยเหลือในการวิเคราะห์ผลการทดลอง และขอขอบคุณคณะวิศวกรรมศาสตร์มหาวิทยาลัยมหาสารคาม สำหรับอุปกรณ์และเครื่องมือในการทำวิจัย

6. เอกสารอ้างอิง

- [1] Y. Matsubara, N. Sasaguri, M. Hashimoto, Y. Honda, and H. Wu, "A new material for rolling mill rolls multi component white cast iron.," *Proc. Int. Symp. Tribol. Beijing China*, 1993, pp. 501–510.
- [2] G. Laird, R. Gundlach, and K. Rohrig, *Abrasion-Resistance Cast Iron Handbook*. American Foundry Society, 2000.
- [3] M. Hashimoto, "Development of multi-

- component cast iron roll and rolling technology in steel rolling,” *Proc. Int. Conf. ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRONS ROLL AND PULVERIZING MILLS, Univ. OF TRENTO*, 2008, pp. 1–23.
- [4] S. Inthidech, and Y. Matsubara, “Effects of Carbon Balance and Heat Treatment on Hardness and Volume Fraction of Retained Austenite of Semi-multi-alloyed White Cast Iron,” *Inter J. Met.*, vol. 14, pp. 132–143, 2020.
- [5] S. Inthidech, K. Yamamoto, and Y. Matsubara, “Effect of Tungsten Equivalent on Heat Treatment Behavior of Semi-multi-alloyed White Cast Iron for Abrasive Wear Resistance,” *Int. J. Met.*, 2020. (to be published)
- [6] Wu. HQ, N. Sasaguri, M. Hashimoto, and Y. Matsubara, “Solidification of Multi – Alloyed White Cast Iron: Type Morphology Carbides”, *AFS Trans.*, vol. 140, pp. 103–108, 1996.
- [7] M. Hashimoto, O. Kubo, and Y. Matsubara, “Analysis of carbides in multi-component white cast iron for hot rolling mill rolls,” *ISIJ Int.*, vol. 44, no. 2, pp. 372–380, 2004.
- [8] Y. Matsubara, Y. Yokomizo, N. Sasaguri, and M. Hashimoto, “Effect of Carbon Content and Heat-treating Condition on Retained Austenite and Hardness of Multi-component White Cast Iron,” *J. Japan Foundry Eng. Soc.*, vol. 72, no. 7, pp. 471–477, 2000.
- [9] J. Opapaiboon, M. Supradist Na Ayudhaya, P. Sricharoenchai, S. Inthidech, and Y. Matsubara, “Effect of Chromium Content on Heat Treatment Behavior of Multi-Alloyed White Cast Iron for Abrasive Wear Resistance,” *Mater. Trans.*, vol. 60, no. 2, pp. 346–354, 2017.
- [10] W. Khanitnantharak, M. Hashimoto, K. Shimizu, K. Yamamoto, N. Sasaguri, and Y. Matsubara, “Effects of Carbon and Heat Treatment on the Hardness and Austenite Content of a Multi-Component White Cast Iron,” *AFS Trans.*, vol. 117, pp. 435–444, 2009.
- [11] W. Chang, Y. Pan, N. Sasaguri, and Y. Matsubara, “Effect of C and W content and heat treatment condition on microstructure and wear resistance of multi-component white cast iron,” *Proc. Int. Conf. ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRONS ROLL AND PULVERIZING MILLS, Univ. OF TRENTO*, 2008, pp. 35–48.
- [12] M. Yasuhiro, S. Nobuya, S. Kazumichi, Sung and Y. Kon, “Solidification and abrasion wear of white cast irons alloyed with 20% carbide forming elements,” *Wear*, vol. 250, no. 1–12, pp. 502–510, 2001.
- [13] H. Mitsuo, N. Yasuyuki, S. Nobuya, and M. Yasuhiro, “Influence of Carbon and Vanadium on Mechanical and Hot Wear Properties of Multi-component White Cast Irons for Steel Rolling Mill Rolls,” *J. Japan Foundry Eng. Soc.*, vol. 78, no. 5, pp. 238–244, 2006.
- [14] website J. JONES (1991, MAY10). Networks (2nd ed). [Online]. Available: <https://www.astm.org/Standards/D6037.htm>.