

ผลของซิลิคอนต่อพฤติกรรมการสึกกร่อนแบบขัดสีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 16% Cr - 2% Mo ที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน

Effect of Silicon on Abrasive Wear Behavior of Heat-Treated 16% Cr - 2% Mo Cast Iron

พิสิฐชัย โคสะสุ^{1*} และสุศศากร อินธิเดช²

Pisizchai Kosasu^{1*} and Sudsakorn Inthidech²

Received: July 12, 2018; Revised: September 10, 2018; Accepted: September 12, 2018

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาผลของธาตุซิลิคอน (Si) ต่อพฤติกรรมการสึกกร่อนแบบขัดสีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 16% Cr - 2% Mo โดยน้ำหนัก (แทนด้วย %) ที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ได้เตรียมชิ้นงานที่เติม Si ในช่วง 0.5 - 2.0 % อบอ่อนชิ้นงานทดสอบที่อุณหภูมิ 900 °C ชิ้นงานอบอ่อนถูกชุบแข็งจากอุณหภูมิ 1,050 °C ด้วยน้ำมันและอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 450 500 และ 550 °C ตามลำดับ ชิ้นงานถูกทดสอบความต้านทานการสึกกร่อนแบบขัดสีด้วยเครื่อง Suga Abrasion Test พบว่ากราฟความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสียกับระยะทางการสึกกร่อนเป็นแบบเส้นตรงในทุกชิ้นงาน อัตราการสึกกร่อน (Rw, mg/m) ลดลงเมื่อความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้น ค่า Rw ในสภาพชุบแข็งต่ำกว่าในสภาพอบคืนตัวในทุกส่วนผสม ค่า Rw ลดลงช้า ๆ เมื่อปริมาณ Si เพิ่มขึ้นจนถึงจุดต่ำสุดที่ 1.5 % Si จากนั้นค่า Rw เพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อปริมาณ Si เพิ่มขึ้น ค่า Rw ต่ำสุดในสภาพอบคืนตัวได้รับในชิ้นงานอบคืนตัวที่ 500 °C ส่วนค่า Rw สูงสุดได้รับในชิ้นงานอบคืนตัวที่ 550 °C ความต้านทานการสึกกร่อนดีที่สุดในชิ้นงาน 1.5 % Si

คำสำคัญ : เหล็กหล่อโครเมียมสูง; กรรมวิธีทางความร้อน; ความต้านทานการสึกกร่อนแบบขัดสี; ผลของซิลิคอน

¹ คณะครุศาสตร์อุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลอีสาน วิทยาเขตขอนแก่น

¹ Faculty of Technical Education, Rajamangala University of Technology Isan, Khonkaen Campus

² คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม มหาสารคาม

² Faculty of Engineering, Mahasarakham University, Mahasarakham

* Corresponding Author E - mail Address: pisizchai.k@gmail.com

Abstract

In this research, the effect of silicon (Si) on abrasive wear behavior of heat-treated 16 wt% Cr - 2 wt% Mo (as shown by %) cast iron was investigated. The specimens with 0.5 - 2.0 % Si were prepared. The specimens were annealed at 900 °C and then, hardened from 1,050 °C by oil quenching. The hardened specimens were tempered at 450, 500 and 550 °C, respectively. The abrasive wear resistance of specimens was evaluated using Suga abrasion tester. It was found that the linear relation between wear loss and wear distance was obtained in all specimens. The wear rate (Rw, mg/m) of specimen lowered as the hardness rose. The as-hardened specimens showed lower Rw value than tempered specimen did. In each heat treatment condition, the Rw value decreased progressively in the 1.5 % Si specimen and then increased gradually as the Si content increased. In the tempered state, the lowest Rw was obtained in the specimen tempered at 500 °C and the highest value of Rw was obtained in the specimen tempered at 550 °C. The specimen with 1.5 % Si was found to provide the lowest Rw or largest wear resistance.

Keywords: High Chromium Cast Iron; Heat Treatment; Abrasive Wear Resistance; Si Effect

บทนำ

เหล็กหล่อโครเมียมสูงจัดอยู่ในกลุ่มเหล็กหล่อตามมาตรฐาน ASTM A532 [1] ใช้ทำเป็นวัสดุทนการสึกหรอแบบชดสีเนื่องจากมีความต้านทานการขีดสีสูงเมื่อเปรียบเทียบกับเหล็กหล่อขาวทั่วไปและมีความแกร่งในระดับที่สามารถใช้งานได้ [1] - [3] โดยเฉพาะเหล็กหล่อที่มีส่วนผสมโครเมียม (Cr) ในช่วง 15 - 17 % นิยมใช้ผลิตเป็นลูกรีดในอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้า อุปกรณ์การบดในอุตสาหกรรมเหมืองแร่และปูนซีเมนต์ [1] เหล็กหล่อชนิดนี้นอกจากมีการเติมธาตุ Cr แล้วยังมีการเติมธาตุโมลิบดีนัม (Mo) นิกเกิล (Ni) หรือทองแดง (Cu) ในปริมาณไม่เกิน 3 % เพื่อเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งในขณะทำการวิธีทางความร้อน [1], [4] และเติมซิลิคอน (Si) ประมาณ 0.5 % เพื่อเพิ่มความสามารถในการไหลเข้าแบบของน้ำโลหะ [1] - [2], [5]

โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูงในสภาพหล่อจะประกอบด้วย คาร์ไบด์ยูเทคติกประเภท M_7C_3 ที่มีความแข็งประมาณ 1,500 HV [1] เนื้อพื้นสามารถเป็นได้ทั้งเพอไลต์ ออสเทนไนต์ เบนไนต์ หรือมาร์เทนไซต์ ขึ้นกับปริมาณธาตุผสมและอัตราการเย็นตัวในแบบหล่อ [1] - [6] เนื้อพื้นที่เป็นเพอไลต์จะมีความต้านทานการสึกหรอต่ำมาก [1] ส่วนเนื้อพื้นที่เป็นออสเทนไนต์จะมีความแข็งต่ำและส่งผลให้เหล็กหล่อมีความต้านทานต่อการสึกหรอแบบชดสีได้น้อย นอกจากนี้ออสเทนไนต์เหลือค้างยังส่งเสริมการสึกหรอแบบหลุดล่อน (Spalling Wear) [1] เนื้อพื้นที่เหมาะสมกับการใช้งานด้านการสึกหรอแบบชดสีควรประกอบด้วย มาร์เทนไซต์เป็นส่วนใหญ่และมีออสเทนไนต์เล็กน้อย [1], [7] - [10] ดังนั้นการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อด้วยกรรมวิธีทางความร้อนจึงจำเป็นสำหรับเหล็กหล่อโครเมียมสูงเพื่อให้ได้สมบัติที่เหมาะสมในการนำไปใช้งาน

กรรมวิธีทางความร้อนสำหรับเหล็กหล่อโครเมียมสูงมีสองวิธีคือ กรรมวิธีทางความร้อนแบบทั่วไป ได้แก่ การอบอ่อน การชุบแข็ง และอบคืนตัว ตามลำดับ [4], [8] - [9] ซึ่งเหมาะสมกับชิ้นงานที่มีรูปทรงไม่ซับซ้อน และกรรมวิธีทางความร้อนแบบได้อุณหภูมิวิกฤติ (Sub-Critical Heat Treatment) [3], [7], [10] ซึ่งเหมาะกับชิ้นงานที่รูปทรงซับซ้อนและมีขนาดไม่ใหญ่มาก โดยวิธีแรกจะให้ความแข็งแรงและความต้านทานการลิกทรอบสูงกว่าวิธีที่สอง ดังนั้นการทำการกรรมวิธีทางความร้อนแบบทั่วไปจึงเป็นที่นิยม

กรรมวิธีทางความร้อนแบบทั่วไปของเหล็กหล่อโครเมียมสูงประกอบด้วยสามขั้นตอน ได้แก่ การอบอ่อน การชุบแข็งและอบคืนตัว การอบอ่อนมีจุดประสงค์เพื่อลดการเกิดปัญหา Micro-Segregation ของธาตุผสมต่าง ๆ ที่เกิดขึ้นในระหว่างการหล่อและในขณะเดียวกันมีความจำเป็นสำหรับทางอุตสาหกรรมสำหรับการกัดแต่งผิวชิ้นงานที่สำคัญคือ เป็นการปรับสภาพโครงสร้างเนื้อพื้นของเหล็กหล่อให้เป็นเพอไลต์ทั้งหมดเพื่อให้่ายต่อการชุบแข็งต่อไป ภายหลังจากการอบอ่อนจะต้องชุบแข็งชิ้นงานเพื่อเพิ่มความแข็งแรงและความต้านทานการลิกทรอบ โดยใช้อุณหภูมิในช่วง 1,000 - 1,050 °C [1], [4] ในระหว่างการอบที่อุณหภูมิชุบแข็งจะเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในออสเทนไนต์ [1], [4], [6], [8] - [9] ทำให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพและเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ในระหว่างการเย็นตัว ชิ้นงานในสภาพชุบแข็งจะมีความแข็งแรงสูงและเปราะมาก นอกจากนี้ยังมีความเค้นตกค้างสูงจากการเปลี่ยนเฟสในระหว่างการเย็นตัว และในขณะเดียวกันยังคงมีออสเทนไนต์เหลือค้างอยู่ที่อุณหภูมิห้อง ออสเทนไนต์เหลือค้างจะส่งผลเสียต่อชิ้นงานในระหว่างการใช้งานดังระบุไว้ก่อนหน้านี้ ดังนั้นจึงต้องทำการอบคืนตัวชิ้นงานที่อุณหภูมิ 400 - 600 °C [1], [4], [6], [8] - [9] เพื่อลดปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลง โดยความแข็งแรงไม่ลดลงจากสภาพชุบแข็งมากนัก นอกจากนี้ยังช่วยคลายความเค้นจากการชุบแข็งอีกด้วย

จากงานวิจัยที่ผ่านมาพบว่าการทำกรรมวิธีทางความร้อนแบบทั่วไปสำหรับเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ไม่เติมธาตุผสมอื่นนอกเหนือจาก Cr จะสามารถเพิ่มความแข็งแรงได้ไม่เกิน 800 HV30 [1], [4] และส่วนการเติม 3% Mo หรือ 3% V จะทำให้มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นไม่เกิน 850 HV30 โดยประมาณ [4] เนื่องจากยังคงมีออสเทนไนต์เหลือค้างเหลืออยู่แม้ว่าจะผ่านการอบคืนตัว ในการใช้งานอุปกรณ์การบิดในอุตสาหกรรมซีเมนต์ต้องการความแข็งแรงของชิ้นส่วนเครื่องจักรเกินกว่า 850 HV30 [1] ดังนั้นการหาแนวทางในการเพิ่มความแข็งแรงจึงเป็นสิ่งจำเป็นโดยไม่ส่งผลต่อต้นทุนการผลิตมากนัก การเติมธาตุ Si จึงน่าสนใจเนื่องจากส่งเสริมการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ [2] - [3], [5] - [7] และมีราคาไม่สูงมากเมื่อเทียบกับธาตุ Mo หรือ V [1] จากงานวิจัยของ Laird, G., and Powell, G. L. [2] ได้รายงานไว้ว่า Si ลดการละลายของคาร์บอนในออสเทนไนต์และส่งเสริมการฟอร์มคาร์ไบด์ทั้งในขั้นตอนการแข็งตัวและในระหว่างการทำการกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองจะลดธาตุผสมในออสเทนไนต์ ทำให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพและเปลี่ยนมาเป็นมาร์เทนไซต์ได้ง่ายขึ้น Pisizchai, K. et al. [7] ได้ศึกษาผลของ Si ต่อความแข็งแรงและความต้านทานการลิกทรอบแบบซัดสีของเหล็กหล่อที่มีส่วนผสม 16% Cr - 2% Mo ด้วยการทำการกรรมวิธีทางความร้อนแบบได้อุณหภูมิวิกฤติ พบว่าการเติม Si สามารถเพิ่มความแข็งแรงและความต้านทานการลิกทรอบเมื่อเทียบกับในสภาพหล่อได้ แต่ความแข็งแรงสูงสุดที่ได้รับไม่เกิน 700 HV30 ดังนั้นการทำการกรรมวิธีทางความร้อนแบบทั่วไปควบคู่กับการเติม Si จึงเป็นแนวทางที่น่าจะเพิ่มความแข็งแรงและความต้านทานการลิกทรอบให้กับเหล็กหล่อโครเมียมสูงได้ อย่างไรก็ตาม Pisizchai, K. et al. [7] ได้รายงานว่าการเติม Si มากกว่า 2 % จะทำให้เกิดเพอไลต์ได้ง่ายซึ่งทำให้ความต้านทานการลิกทรอบลดลง

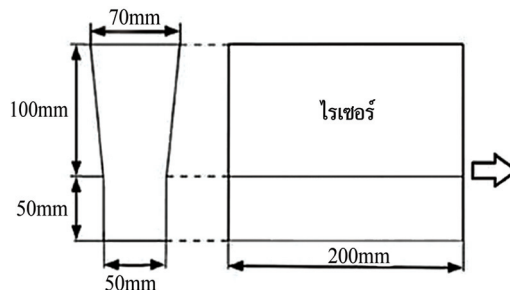
การสึกหรอที่เกิดขึ้นจริงในทางปฏิบัติสามารถแบ่งออกเป็นสองประเภท [1] คือการสึกหรอแบบสองวัตถุ (Two-Body Type) เช่น การสึกหรอของลูกรีดในอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้า และการสึกหรอแบบสามวัตถุ (Three-Body Type) ซึ่งพบในอุปกรณ์หม้ออบชิ้นเมทัลหรือแร่ การสึกหรอที่เกิดขึ้นในทางอุตสาหกรรมมีกลไกซับซ้อน ซึ่งพฤติกรรมการสึกหรอไม่ได้ขึ้นกับความแข็งของวัสดุเพียงอย่างเดียว แต่ขึ้นกับปัจจัยอื่น ๆ ที่สำคัญด้วย เช่น ชนิดวัสดุขัดสี สิ่งแวดล้อม ความเค้นที่เกิดขึ้น โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน เป็นต้น [1], [7] - [10] ดังนั้นงานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ผ่านการปรับปรุงด้วยการทำกรรมวิธีทางความร้อนและการเติมธาตุผสมจึงมีความจำเป็นสำหรับการนำไปประยุกต์ใช้งาน

งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับกระบวนการแข็งตัว [1] - [2], [5] ผลของธาตุผสมต่อกรรมวิธีทางความร้อนแบบทั่วไป [4], [8] - [9] และกรรมวิธีทางความร้อนแบบได้อุณหภูมิวิกฤติ [3], [7], [10] ในเหล็กหล่อโครเมียมสูงได้ศึกษาไปแล้ว แต่การศึกษาผลของ Si ต่อความต้านทานการสึกหรอชนิดสองวัตถุของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 16% Cr - 2% Mo ที่ผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อนแบบทั่วไปยังไม่มีรายงาน ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงศึกษาผลของ Si ต่อความต้านทานต่อการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อ 3% C - 16% Cr - 2% Mo ในสภาพที่ผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อนแบบทั่วไป เนื่องจากเป็นส่วนผสมที่ใช้งานหลากหลายในภาคอุตสาหกรรม [1]

วิธีดำเนินการ

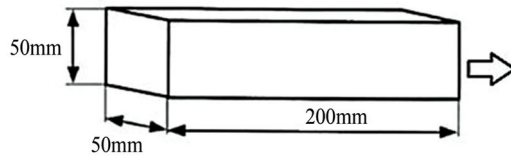
1. การเตรียมชิ้นงานทดสอบ

ชิ้นงานทดสอบถูกเตรียมโดยการหลอมวัสดุดิบในเตาเหนี่ยวนำไฟฟ้าที่อุณหภูมิ 1,580 °C เหน้้าโลหะที่มีส่วนผสมตามที่กำหนดที่อุณหภูมิ 1,500 - 1,520 °C ลงในแบบหล่อทรายที่มีช่องว่างภายในแบบหล่อดังรูปที่ 1 (ก) คลุมผิวหน้าโรเซอร์ด้วยผงคายความร้อนเพื่อรักษาอุณหภูมิโรเซอร์ไม่ให้เย็นตัวเร็ว โรเซอร์ของชิ้นงานหล่อถูกตัดออกด้วยเครื่อง Wire-Cut EDM ให้เหลือเฉพาะส่วนที่ใช้ทำชิ้นงานขนาด 50 x 50 x 200 มม. ดังรูปที่ 1 (ข) ส่วนปลายของแท่งชิ้นงานถูกตัดออกด้านละ 10 มม. เนื่องจากบริเวณส่วนนี้มีการเย็นตัวเร็วและมีโครงสร้างเกรนละเอียดแตกต่างจากส่วนอื่นของชิ้นงานหล่อ ซึ่งส่งผลต่อการทดลองแท่งชิ้นงานถูกตัดให้มีความหนาขึ้นละ 7 มม. ตามรูปที่ 1 (ค) เพื่อใช้เป็นชิ้นงานสำหรับการทดลองโดยส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานทดสอบแสดงดังตารางที่ 1 ซึ่งเป็นไปตามมาตรฐาน ASTM A532 [1], [11]

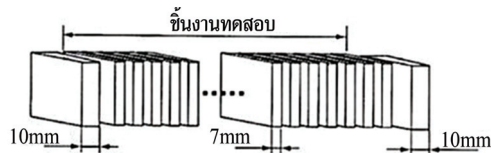


(ก) รูปร่างของชิ้นงานหล่อ

รูปที่ 1 ขนาดและรูปร่างของชิ้นงานทดสอบในสภาพหล่อ



(ข) ส่วนที่ใช้ทำชิ้นงานทดสอบ



(ค) ชิ้นงานสำหรับการทดสอบ

รูปที่ 1 ขนาดและรูปร่างของชิ้นงานทดสอบในสภาพหล่อ (ต่อ)

ตารางที่ 1 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานทดสอบ

ชิ้นงานทดสอบ	ธาตุผสม (wt%)						
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo
ชิ้นงานที่ 1	2.95	0.56	0.56	0.01	0.02	16.06	2.00
ชิ้นงานที่ 2	2.92	0.94	0.56	0.01	0.02	15.93	2.03
ชิ้นงานที่ 3	2.95	1.46	0.57	0.01	0.01	15.94	1.98
ชิ้นงานที่ 4	2.94	1.94	0.54	0.01	0.01	15.93	1.96

2. กรรมวิธีทางความร้อน

ขั้นตอนของกรรมวิธีทางความร้อนจะอ้างอิงตามมาตรฐานการผลิตเหล็กหล่อกลุ่ม ASTM A532 [1], [11] โดยมีขั้นตอนคือ เริ่มต้นจากอบอ่อนชิ้นงานทดสอบที่อุณหภูมิ 900 °C เป็นเวลา 5 ชั่วโมง และเย็นตัวภายในเตาจนถึงอุณหภูมิห้อง จากนั้นชิ้นงานที่ผ่านการอบอ่อนจะถูกชุบแข็งโดยใช้อุณหภูมิในการอบที่ 1,050 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง 30 นาที และเย็นตัวในน้ำมัน ชิ้นงานชุบแข็งถูกอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 450 500 และ 550 °C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง และเย็นตัวในอากาศ

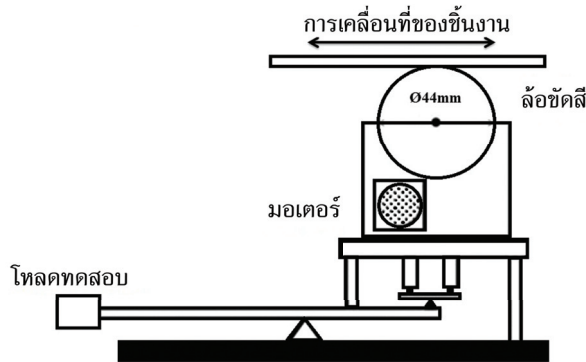
3. ความแข็งและโครงสร้างจุลภาค

ผิวของชิ้นงานทดสอบถูกเตรียมตามมาตรฐาน ASTM E3 [11] โดยการขัดหยาบด้วยกระดาษทรายขนาดเบอร์ 80 - 1,000 และขัดละเอียดด้วยผงอะลูมินา ทดสอบความแข็งด้วยเครื่องทดสอบวิกเกอร์ตามมาตรฐาน ASTM E92 [11] ใช้น้ำหนักกดทดสอบ 30 กิโลกรัม สำหรับการทดสอบความแข็งรวมของชิ้นงานหรือความแข็งแบบมาโคร และน้ำหนักกดทดสอบ 0.1 กิโลกรัม สำหรับการทดสอบความแข็งของเนื้อพื้นหรือความแข็งแบบไมโคร ทดสอบอย่างละ 5 ครั้งต่อชิ้นงาน และหาค่าเฉลี่ย ทดสอบโครงสร้างจุลภาคโดยกัดผิวหน้าชิ้นงานที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยน้ำยา Vilella ที่มีส่วนผสมของกรดไฮโดรคลอริก 5 มิลลิลิตร กรดพิคริก 1 กรัม และแอลกอฮอล์ 95 มิลลิลิตร [1] ตรวจสอบโครงสร้าง

จุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (SEM) เพื่อยืนยันผลการทดลอง

4. การสึกหรอแบบขัดสี

ชิ้นงานที่ผ่านการขัดละเอียดถูกทดสอบการสึกหรอชนิดสองวัตถุโดยใช้เครื่องทดสอบ Suga Abrasion Test ดังแสดงในภาพวาดรูปที่ 2 ตามมาตรฐาน ASTM D6037 [11] โดยใช้น้ำหนักทดสอบ 1 กิโลกรัม ล้อขัดสีมีขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 44 มิลลิเมตร กว้าง 12 มิลลิเมตร ซึ่งถูกติดรอบด้วยแผ่นกระดาษทราย (SiC) ขนาดเม็ดผงขัดเบอร์ 180 ล้อขัดสีหมุนด้วยความเร็ว 0.345 มิลลิเมตร/วินาที เพื่อให้ชิ้นงานสัมผัสกับผงขัดสีใหม่ตลอดการทดสอบ ชิ้นงานเคลื่อนที่ไปและกลับในระยะ 30 มิลลิเมตร/สโตรก โดยมีขนาดพื้นที่ขัดสีเท่ากับ 12 x 30 ตารางมิลลิเมตร ทดสอบ 400 สโตรกต่อรอบการทดสอบและทดสอบซ้ำที่รอยขัดสีเดิมจำนวน 8 รอบต่อหนึ่งชิ้นงาน รวมเป็นระยะทางการขัดสีทั้งหมด 192 เมตร ในแต่ละรอบการทดสอบจะล้างชิ้นงานด้วยอะซิโตนในเครื่องล้างอัลตราโซนิก ชั่งน้ำหนักที่สูญเสียด้วยเครื่องชั่งความละเอียดสูง (0.0001 กรัม)



รูปที่ 2 รูปวาดเครื่องทดสอบการสึกหรอแบบสองวัตถุ (Suga Abrasion Test)

ผลการวิจัยและอภิปรายผล

1. โครงสร้างจุลภาคในสภาพที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน

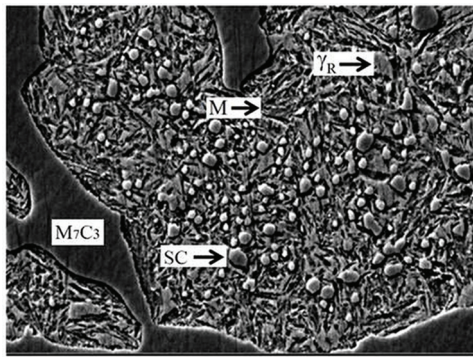
ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคในสภาพชุบแข็งและอบคืนตัวของชิ้นงาน 0.5 % Si แสดงดังรูปที่ 3 เนื้อพื้นของชิ้นงานชิ้นในสภาพชุบแข็งประกอบด้วย มาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ ลำดับที่สองและออสเทนไนต์ เหลือค้างดังแสดงในรูปที่ 3 (ก) ซึ่งเป็นการยืนยันว่าเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในระหว่างการอบที่อุณหภูมิสูง ทำให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพและเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ในระหว่างเย็นตัว Laird, G. and Powell, G. L. [2] ได้รายงานว่ามี Si จะส่งเสริมการตกตะกอนของคาร์ไบด์ประเภทที่สองประเภท $M_{23}C_6$ ในระหว่างขั้นตอนการชุบแข็ง ดังนั้นในการทดลองนี้จึงเป็นไปได้ว่าการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในสภาพชุบแข็งจะเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณ Si สูงขึ้น การตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองนี้จะทำให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้นในขณะเย็นตัว [1] - [4], [6], [8] - [9] เมื่อชิ้นงานชุบแข็งถูกอบคืนตัวที่ 450 °C พบว่าโครงสร้างจุลภาคไม่แตกต่างจากสภาพชุบแข็งมากนัก

ดังรูปที่ 3 (ข) เป็นไปได้ว่าอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่ำเกินไป ซึ่งไม่เพียงพอที่จะกระตุ้นให้เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในออสเทนไนต์เหลือค้างในขณะอบคืนตัวได้ มาร์เทนไซต์ที่เกิดขึ้นในขั้นตอนการชุบแข็งจะถูกอบคืนตัวและมีความแข็งแรงลดลง [1] เมื่อทำการอบคืนตัวที่ 500 °C ดังแสดงในรูปที่ 3 (ค) พบว่าเนื้อพื้นมีออสเทนไนต์เหลือค้างลดลงอย่างมากเมื่อเทียบกับสภาพชุบแข็ง และในขณะเดียวกันจะพบคาร์ไบด์ลำดับที่สองและมาร์เทนไซต์มากขึ้น ซึ่งแสดงให้เห็นว่าออสเทนไนต์เปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ได้ดีที่อุณหภูมิการอบคืนตัวนี้ เนื่องจากมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองมากขึ้นดังที่พบในงานวิจัยอ้างอิงอื่น ๆ [4], [8] - [9] เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 550 °C พบว่าเนื้อพื้นส่วนใหญ่เป็นคาร์ไบด์ลำดับที่สองและมาร์เทนไซต์ดังรูปที่ 3 (ง) Sudsakorn, I. et al. [4] ได้รายงานว่าการอบคืนตัวที่อุณหภูมิตั้งแต่ 550 °C ขึ้นไป จะทำให้เนื้อพื้นบางส่วนกลายเป็นเฟอไลต์และมาร์เทนไซต์ถูกอบคืนตัวเกิน (Over-Tempering) โดยออสเทนไนต์เหลือค้างน้อยมากหรือไม่มีเลย ดังนั้นเป็นไปได้ว่าเนื้อพื้นในรูปที่ 3 (ง) จะมีเฟอไลต์และมาร์เทนไซต์ที่ถูกอบคืนตัวเกินด้วย

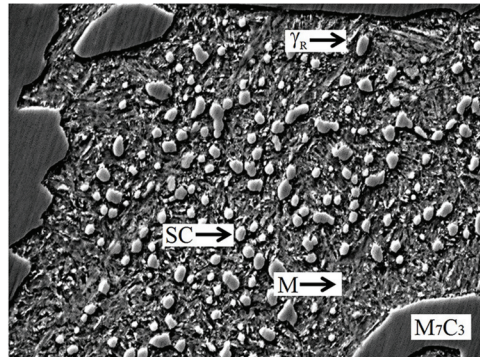
2. ความแข็งของชิ้นงานทดสอบ

ความแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูงในสภาพที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนขึ้นกับทั้งปริมาณของคาร์ไบด์ยูเทคติกและชนิดของเฟสเนื้อพื้น เนื่องจากคาร์ไบด์ยูเทคติกประเภท M_7C_3 มีเสถียรภาพทางความร้อนสูงจึงเปลี่ยนแปลงน้อยมากในระหว่างทำกรรมวิธีทางความร้อน [1] ดังนั้นปัจจัยที่ส่งผลต่อความแข็งคือเฟสของเนื้อพื้นคือ คาร์ไบด์ลำดับที่สอง ออสเทนไนต์เหลือค้าง มาร์เทนไซต์ หรือเฟอไลต์

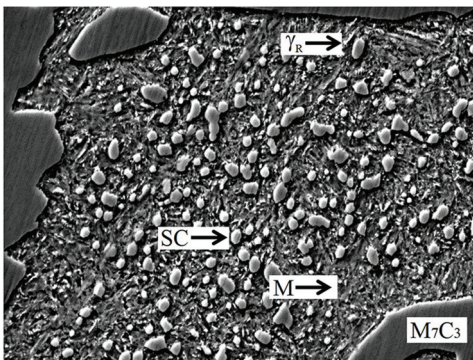
ผลของ Si ต่อความแข็งของชิ้นงานในสภาพที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแสดงดังรูปที่ 4 ความแข็งแบบมาโครและแบบไมโครของชิ้นงานเปลี่ยนแปลงตามปริมาณ Si และสภาวะของกรรมวิธีทางความร้อน ความแข็งแบบมาโครจะสูงกว่าความแข็งแบบไมโครในทุกชิ้นงาน เนื่องจากความแข็งแบบไมโครเป็นความแข็งเฉพาะเนื้อพื้น ส่วนความแข็งแบบมาโครเป็นความแข็งรวมระหว่างเนื้อพื้นและคาร์ไบด์ยูเทคติกซึ่งมีความแข็งสูงกว่าเนื้อพื้น การเปลี่ยนแปลงของความแข็งแบบมาโครและแบบไมโครมีแนวโน้มคล้ายกันในทุกชิ้นงาน ดังนั้นจึงกล่าวได้ว่าการเปลี่ยนแปลงความแข็งแบบมาโครขึ้นกับการเปลี่ยนแปลงความแข็งของเนื้อพื้นหรือความแข็งแบบไมโคร ทั้งนี้ความแข็งแบบไมโครจะขึ้นกับพฤติกรรมกรรมการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์ในขั้นตอนของกรรมวิธีทางความร้อน ความแข็งในสภาพชุบแข็งสูงกว่าในสภาพอบคืนตัวในทุกส่วนผสมของ Si ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลองในงานวิจัยอ้างอิงที่เดิมธาตุผสมอื่น [4], [8] - [9] ในสภาพอบคืนตัวพบว่าความแข็งทั้งแบบมาโครและแบบไมโครสูงสุดได้รับที่อุณหภูมิ 500 °C รองลงมาคือผ่านการอบคืนตัวที่ 550 °C และ 450 °C ตามลำดับ การเปลี่ยนแปลงความแข็งนี้สอดคล้องกับโครงสร้างจุลภาคที่แสดงเป็นตัวอย่างดังรูปที่ 3 โดยความแข็งสูงสุดในการทดลองนี้ได้รับในชิ้นงานที่เติม 1.5% Si คือประมาณ 900 HV30



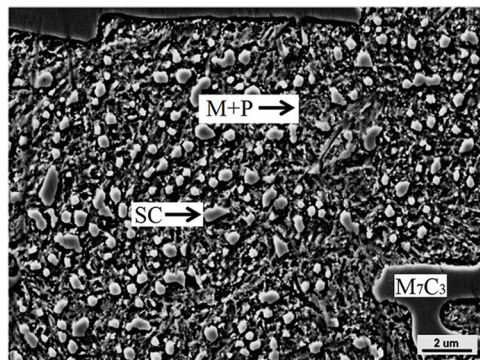
(ก) สภาพชุบแข็ง



(ข) อบคืนตัวที่ 450 °C

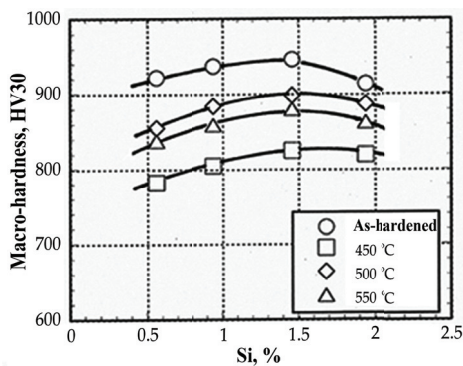


(ค) อบคืนตัวที่ 500 °C

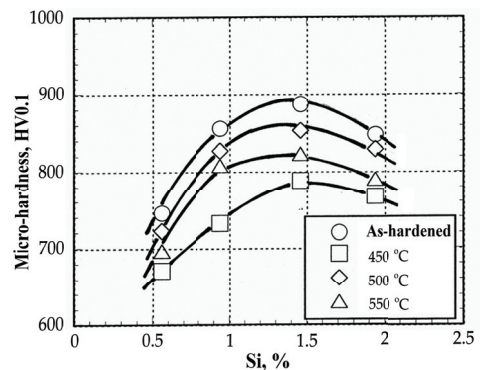


(ง) อบคืนตัวที่ 550 °C

รูปที่ 3 โครงสร้างจุลภาคในสภาพชุบแข็งและอบคืนตัวของชิ้นงานที่เติม 0.5% Si ด้วยกล้อง SEM (γR = ออสเทนไนต์เหล็กร้าว M = มาร์เทนไซต์ P= เพอไลต์ SC = คาร์ไบด์ลำดับที่สอง)



(ก) ความแข็งแบบมาโคร



(ข) ความแข็งแบบไมโคร

รูปที่ 4 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและปริมาณ Si ของชิ้นงานทดสอบ

จากผลการทดลองนี้สามารถกล่าวได้ว่าการเติม 1.5% Si สามารถเพิ่มความแข็งให้กับเหล็กหล่อโครเมียมสูง 16% Cr - 2% Mo ที่ผ่านการอบคืนตัวได้ถึง 900 HV30 ซึ่งความแข็งนี้สูงกว่าการเติม

Mo หรือ V เพียงอย่างเดียวที่ศึกษาโดย Sudsakorn, I. et al. [4] ที่ได้รายงานว่าการเติม 3% Mo หรือ 3% V จะสามารถเพิ่มความแข็งให้เหล็กหล่อ 16% Cr สูงสุดได้ประมาณ 850 HV30 นอกจากนี้ยังพบว่าความแข็งที่ได้รับในงานวิจัยนี้สูงกว่าความแข็งที่ได้รับจากกรรมวิธีทางความร้อนแบบได้อุณหภูมิวิกฤติในเหล็กหล่อที่มีส่วนผสมเดียวกัน [7] ประมาณ 200 HV30

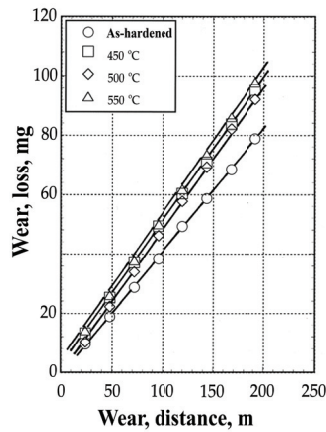
3. พฤติกรรมการสึกกร่อนแบบขัดสี

ผลการทดสอบการสึกกร่อนแบบขัดสีของชิ้นงานทดสอบแสดงดังรูปที่ 5 โดยเป็นความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักสูญเสียน้ำหนัก (Wear Loss) ในการทดสอบการสึกกร่อนแต่ละรอบและระยะทางในการขัดสี (Wear Distance) พบว่าน้ำหนักสูญเสียน้ำหนักเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรงเมื่อระยะทางในการทดสอบเพิ่มขึ้นในทุกชิ้นงาน ซึ่งแนวโน้มของกราฟนี้สอดคล้องกับงานวิจัยอ้างอิง [7] - [10] ในแต่ละส่วนผสมของ Si พบว่าชิ้นงานที่มีน้ำหนักสูญเสียน้ำหนักมากที่สุดคือชิ้นงานอบคืนตัวที่ 550 °C ส่วนชิ้นงานที่มีน้ำหนักสูญเสียน้ำหนักน้อยที่สุดคือชิ้นงานในสภาพชุบแข็ง เมื่อเปรียบเทียบภายใต้สภาวะของกรรมวิธีทางความร้อนเดียวกันพบว่าน้ำหนักสูญเสียน้ำหนักน้อยที่สุดเกิดขึ้นในชิ้นงานที่เติม 1.5% Si จากกราฟความสัมพันธ์พบว่า เป็นเส้นตรงในทุกชิ้นงาน ดังนั้นอัตราการสึกกร่อน ซึ่งหาได้จากความชันกราฟถูกใช้ในการเปรียบเทียบพฤติกรรมการสึกกร่อน โดยค่า R_w ของทุกชิ้นงานได้แสดงในตารางที่ 2 พบว่าค่า R_w ในแต่ละชิ้นงานจะแตกต่างกันตามปริมาณ Si และสภาวะของกรรมวิธีทางความร้อน โดยมีค่าในช่วง 0.4130 - 0.5081 mg/m ในชิ้นงาน 0.5% Si, 0.4127 - 0.5058 mg/m ในชิ้นงาน 1.0% Si, 0.3979 - 0.4867 mg/m ในชิ้นงาน 1.5% Si และ 0.4122 - 0.4888 mg/m ในชิ้นงาน 2.0% Si ตามลำดับ

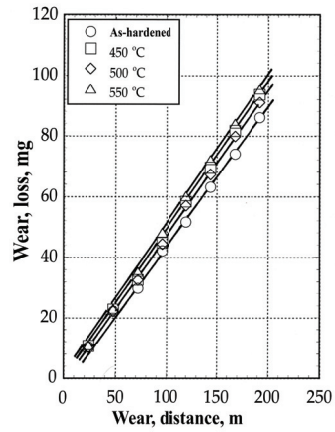
ตารางที่ 2 ค่า R_w ของชิ้นงานทดสอบ

ชิ้นงานทดสอบ	R_w , mg/m			
	สภาพชุบแข็ง	อบคืนตัว 450 °C	อบคืนตัว 500 °C	อบคืนตัว 550 °C
0.5% Si	0.4130	0.4858	0.4753	0.5081
1.0% Si	0.4127	0.4801	0.4688	0.5058
1.5% Si	0.3979	0.4576	0.4522	0.4867
2.0% Si	0.4122	0.4820	0.4681	0.4888

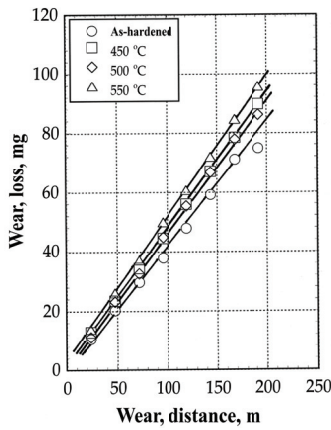
ผลของความแข็งแบบมาโครต่อค่า R_w ของชิ้นงานทดสอบแสดงดังรูปที่ 6 พบว่าค่า R_w มีแนวโน้มลดลงเมื่อความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้น ชิ้นงานที่มีความแข็งที่สูงเกินกว่า 900 HV30 คือชิ้นงานในสภาพชุบแข็งซึ่งเนื้อพื้นมีความแข็งสูงสุด ส่วนชิ้นงานที่มีความแข็งต่ำกว่า 900 HV30 คือชิ้นงานในสภาพอบคืนตัวซึ่งความแข็งของเนื้อพื้นเปลี่ยนแปลงตามสภาวะของการอบคืนตัวดังที่กล่าวไว้ก่อนหน้านี้ การที่เนื้อพื้นของเหล็กหล่อมีความแข็งสูงจะช่วยยึดคาร์ไบด์ยูเทคติกให้หลุดยากขึ้นเมื่อได้รับการขัดสี ดังนั้นจึงทำให้ค่า R_w ลดลง จากข้อมูลนี้สามารถกล่าวได้ว่าความต้านทานการสึกกร่อนแบบขัดสีเพิ่มขึ้นเมื่อความแข็งของชิ้นงานสูงขึ้นซึ่งสอดคล้องกับผลงานวิจัยอ้างอิง [7] - [10]



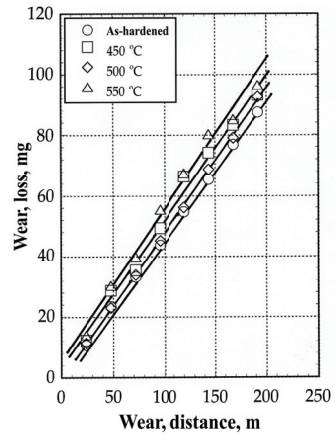
(ก) 0.5% Si



(ข) 1.0% Si

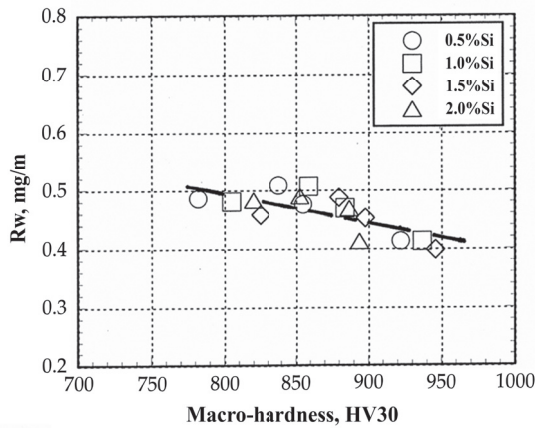


(ค) 1.5% Si



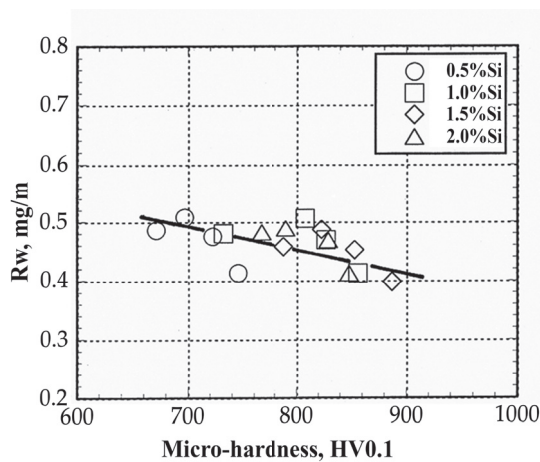
(ง) 2.0% Si

รูปที่ 5 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักสูญเสีและระยะทางในการขัดสีของชิ้นงานทดสอบ

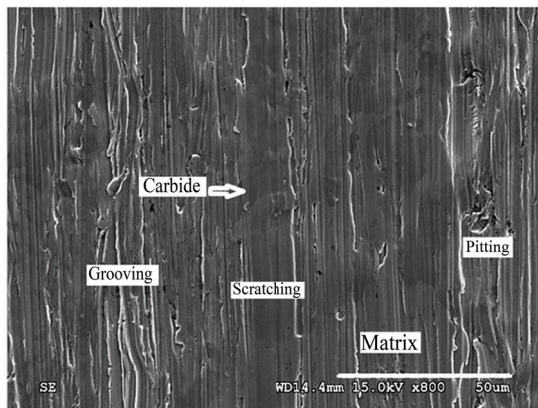


รูปที่ 6 ผลของความแข็งแบบมาโครต่อค่า R_w ของชิ้นงานทดสอบ

เพื่อยืนยันว่าความแข็งของเนื้อพื้นมีผลต่อพฤติกรรมการสึกกร่อนจึงได้ทำความเข้าใจความสัมพันธ์ระหว่าง R_w และความแข็งแบบไมโครดิงแสดงในรูปที่ 7 พบว่าค่า R_w ลดลงเมื่อความแข็งแบบไมโครเพิ่มขึ้น โดยอัตราการลดลงของ R_w ใกล้เคียงกับรูปที่ 6 ซึ่งเป็นการยืนยันได้ว่าความแข็งของเนื้อพื้นส่งผลต่อความต้านทานการสึกกร่อนเช่นเดียวกับความแข็งแบบมาโคร เมื่อพิจารณาโครงสร้างผิวชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบการสึกกร่อนแสดงดังรูปที่ 8 พบว่าพื้นผิวแสดงรอยขีดสีเป็นแนวอย่างชัดเจน ผงขีดสี SiC มีความแข็งประมาณ 1,800 HV [1] ซึ่งสูงกว่าคาร์ไบด์ M_7C_3 ที่มีความแข็งประมาณ 1,500 HV [1] - [2] ทำให้ผงขีดสีสามารถตัดผ่านทั้งคาร์ไบด์ยูเทคติกและเนื้อพื้น โดยรอยขีดสีจะหายาบและมีขนาดใหญ่ในบริเวณเนื้อพื้น แต่จะเรียบในบริเวณที่เป็นคาร์ไบด์ยูเทคติก หรืออีกความหมายหนึ่งคือ บริเวณเนื้อพื้นมีการสึกกร่อนมากกว่าบริเวณของคาร์ไบด์ยูเทคติกเนื่องจากคาร์ไบด์มีความแข็งสูงกว่าเนื้อพื้น นอกจากนี้ยังพบการสึกกร่อนแบบหลุม (Pitting Wear) ในโครงสร้างยูเทคติกซึ่งเกิดจากการหลุดของคาร์ไบด์ที่แตกหักจากการที่เนื้อพื้นได้สึกกร่อนออกไปก่อน [8] - [9] ดังนั้นจึงสามารถกล่าวได้ว่า ถ้าเหล็กหล่อมีเนื้อพื้นที่มีความแข็งสูงชันจะทำให้เกิดการสึกกร่อนน้อยลงจากการช่วยยึดคาร์ไบด์ยูเทคติกไม่ให้หลุด จึงทำให้ความต้านทานการสึกกร่อนโดยรวมดีขึ้น

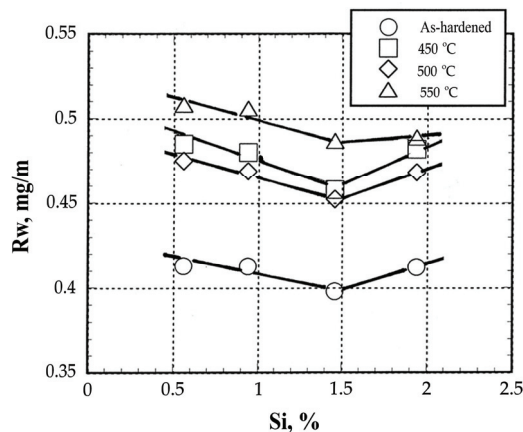


รูปที่ 7 ผลของความแข็งแบบไมโครต่อค่า R_w ของชิ้นงานทดสอบ



รูปที่ 8 ผิวชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบการสึกกร่อนแบบขีดสีของชิ้นงานที่เติม 1.5% Si อบคืนตัวที่อุณหภูมิ 500 °C

ผลของปริมาณ Si ต่อ R_w แสดงดังรูปที่ 9 พบว่าค่า R_w ลดลงอย่างช้า ๆ เมื่อปริมาณ Si เพิ่มขึ้นจนถึงจุดต่ำสุดที่ 1.5% Si จากนั้นจะเพิ่มขึ้นเล็กน้อย ซึ่งแนวโน้มนี้จะตรงข้ามกับการเปลี่ยนแปลงความแข็งในรูปที่ 4 โดยพบว่าค่า R_w ในสภาพชุบแข็งจะต่ำกว่าในสภาพอบคืนตัวในทุกปริมาณ Si ในช่วงแรกพบว่าค่า R_w ลดลงหรือขึ้นงานมีความต้านทานการสึกหรอดีขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณ Si เกิดจากชิ้นงานมีความแข็งเพิ่มขึ้นจากผลของ Si ในการลดเสถียรภาพของออสเทนไนต์เหลือค้าง โดยการส่งเสริมการตกตะกอนคาร์ไบด์ลำดับที่สองในระหว่างการชุบแข็งและอบคืนตัวทำให้ออสเทนไนต์สามารถเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้นดังเหตุผลที่กล่าวไว้ก่อนหน้านี้ ในขณะที่เดียวกันการเพิ่มปริมาณ Si จะเพิ่มปริมาณคาร์ไบด์ยูเทคติก [1] - [3], [5], [7] นอกจากนี้การเกิด Work-Hardening ของออสเทนไนต์เหลือค้างก็เป็นอีกหนึ่งสาเหตุที่ทำให้ค่า R_w ลดลง [1], [7] - [10] อย่างไรก็ตามเมื่อปริมาณ Si เพิ่มขึ้นเป็น 2% กลับพบว่าค่า R_w เพิ่มขึ้นหรือความต้านทานการสึกหรอลดลง โดยคาดว่าเกิดจากการที่เติม Si สูงจะทำให้ความแข็งของชิ้นงานลดลง เนื่องจาก Si จะส่งเสริมให้เกิดเพอไลต์ในเนื้อพื้น [1], [7] ซึ่งเพอไลต์ทำให้ความต้านทานต่อการสึกหรอของเหล็กหล่อลดลงดังที่กล่าวไว้ก่อนหน้านี้



รูปที่ 9 ผลของปริมาณ Si ต่อ R_w ของชิ้นงานทดสอบ

จากรูปที่ 9 จะเห็นได้ชัดว่าค่า R_w ของชิ้นงานชุบแข็งสูงกว่าในสภาพอบคืนตัวในทุกส่วนผสมของ Si เนื่องจากโครงสร้างของเนื้อพื้นมีความแตกต่างกัน โดยในสภาพชุบแข็งมีเนื้อพื้นที่ประกอบด้วย มาร์เทนไซต์ที่มีความแข็งสูงจากการมีคาร์บอนสูง คาร์ไบด์ลำดับที่สอง และออสเทนไนต์เหลือค้างบางส่วน ดังรูปที่ 3 ทำให้มีความแข็งสูงดังผลการทดลองในรูปที่ 4 ส่วนในสภาพอบคืนตัวพบว่าโครงสร้างเนื้อพื้นที่ประกอบด้วย มาร์เทนไซต์จากการชุบแข็งที่ถูกอบคืนตัว คาร์ไบด์ลำดับที่สอง มาร์เทนไซต์จากการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์เหลือค้างในระหว่างอบคืนตัว และอาจมีออสเทนไนต์เหลือค้างในบางชิ้นงาน ดังนั้นความแข็งของเนื้อพื้นในสภาพอบคืนตัวจึงต่ำกว่าสภาพชุบแข็ง

เมื่อเปรียบเทียบโครงสร้างเนื้อพื้นในสภาพอบคืนตัวดังแสดงตัวอย่างในรูปที่ 3 พบว่าเนื้อพื้นของชิ้นงานอบคืนตัวที่ 450 °C จะประกอบด้วย มาร์เทนไซต์ที่ถูกอบคืนตัว ออสเทนไนต์เหลือค้างในปริมาณใกล้เคียงกับสภาพชุบแข็งและคาร์ไบด์ลำดับที่สอง ส่วนชิ้นงานอบคืนตัวที่ 500 °C ประกอบด้วยมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองจำนวนมาก โดยมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างน้อยลงมากเมื่อเทียบกับชิ้นงาน

อบคืนตัวที่ 450 °C ส่วนชิ้นงานอบคืนตัวที่ 550 °C พบว่าเนื้อพื้นประกอบด้วย คาร์ไบด์ลำดับที่สองขนาดใหญ่ มาร์เทนไซต์ที่ถูกอบคืนตัวเกิน และอาจมีเฟอไลต์ร่วมด้วย ดังนั้นความต้านทานการสึกกร่อนของชิ้นงานอบคืนตัวที่ 500 °C จึงดีที่สุด ซึ่งผลการวิจัยนี้สอดคล้องกับงานวิจัยของ Pisizchai, K. et al., Sudsakorn, I. et al. [7] - [8] ที่ได้รายงานว่าความต้านทานการสึกกร่อนดีที่สุดได้รับในชิ้นงานที่เนื้อพื้นที่มีปริมาณคาร์ไบด์ลำดับที่สองและมาร์เทนไซต์จำนวนมากโดยมีออสเทนไนต์เหลือค้างในปริมาณเล็กน้อย แม้ว่าชิ้นงานอบคืนตัวที่ 450 °C จะมีความแข็งน้อยกว่าชิ้นงานอบคืนตัวที่ 550 °C ดังแสดงในรูปที่ 4 แต่มีความต้านทานการสึกกร่อนดีกว่า ซึ่งคาดว่าเกิดจากการที่มีออสเทนไนต์เหลือค้างมากทำให้เกิด Work-Hardening ได้สูงในระหว่างการขัดสี ดังนั้นจากข้อมูลนี้จึงสามารถกล่าวได้ว่าความต้านทานการสึกกร่อนไม่ได้ขึ้นกับความแข็งเพียงอย่างเดียว แต่จะขึ้นกับชนิดของเฟสในเนื้อพื้นด้วย

จากข้อมูลในรูปที่ 9 พบว่าชิ้นงานในสภาพชุบแข็งมีความต้านทานการสึกกร่อนดีที่สุด ซึ่งน่าจะสามารถนำไปผลิตเป็นชิ้นงานเพื่อใช้งานจริงได้ แต่ปัญหาที่สำคัญคือแม้ว่าในสภาพชุบแข็งจะมีความต้านทานการสึกกร่อนดีที่สุด แต่เนื้อพื้นประกอบด้วยออสเทนไนต์เหลือค้างเป็นจำนวนมากจะส่งผลเสียในขณะใช้งาน เนื่องจากออสเทนไนต์เหลือค้างนี้จะส่งเสริมการสึกกร่อนแบบหลุดล่อน [1] ดังนั้นการใช้งานในสภาพอบคืนตัวจึงมีความเหมาะสมมากกว่าสภาพชุบแข็ง จากผลการทดลองทั้งหมดจึงสามารถสรุปได้ว่าการเติม Si สามารถเพิ่มความต้านทานการสึกกร่อนแบบขัดสีให้กับเหล็กหล่อโครเมียมสูง 16% Cr - 2% Mo ที่ผ่านการทำการกรรมวิธีทางความร้อนแบบทั่วไปได้ โดยความต้านทานต่อการสึกกร่อนดีที่สุดได้รับในชิ้นงานที่เติม 1.5% Si

สรุปผลการวิจัย

ได้ศึกษาผลของ Si ต่อพฤติกรรมการสึกกร่อนแบบขัดสีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 16% Cr - 2% Mo ที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแบบทั่วไป ได้เตรียมชิ้นงานทดสอบมีปริมาณ Si ในช่วง 0.5 - 2.0 % ชิ้นงานทดสอบได้ผ่านการทำการกรรมวิธีทางความร้อน ได้แก่ การอบอ่อนที่ 900 °C การชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1,050 °C ด้วยน้ำมัน และการอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 450 500 และ 550 °C ตามลำดับ ความต้านทานการสึกกร่อนของชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนถูกประเมินด้วยเครื่อง Suga Abrasion Test ผลการทดลองสามารถสรุปได้ดังนี้

1. ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสียและระยะทางการขัดสีเป็นแบบเส้นตรง ชิ้นงานที่มีน้ำหนักสูญเสีย หลังการทดสอบการสึกกร่อนน้อยที่สุดคือ ชิ้นงานในสภาพชุบแข็ง ส่วนชิ้นงานที่มีน้ำหนักสูญเสียมากที่สุดคือ ชิ้นงานอบคืนตัวที่ 550 °C โดยน้ำหนักสูญเสียน้อยที่สุดได้รับในชิ้นงานที่เติม 1.5% Si
2. อัตราการสึกกร่อน R_w , mg/m² หาได้จากความชันกราฟระหว่างน้ำหนักที่สูญเสียและระยะทางการขัดสี โดยมีแนวโน้มลดลงเมื่อความแข็งของชิ้นงานเพิ่มมากขึ้น
3. ค่า R_w ในแต่ละสภาวะของกรรมวิธีทางความร้อนลดลงอย่างต่อเนื่องจนถึงค่าต่ำสุดที่ 1.5% Si จากนั้น R_w จะสูงขึ้นอีกครั้งเมื่อปริมาณ Si เพิ่มขึ้นเป็น 2.0 %
4. ชิ้นงานในสภาพชุบแข็งมีค่า R_w ต่ำกว่าชิ้นงานที่ผ่านการอบคืนตัว โดยค่า R_w ต่ำสุด (หรือมีความต้านทานการสึกกร่อนดีที่สุด) ในสภาพชุบแข็งได้รับในชิ้นงาน 1.5% Si ส่วนค่า R_w สูงสุด (หรือมีความต้านทานการสึกกร่อนต่ำที่สุด) ได้รับในชิ้นงาน 0.5% Si

5. ในสภาพอบคืนตัวพบว่าค่า R_w เปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิในการอบคืนตัวและปริมาณ Si โดยค่า R_w ต่ำสุดได้รับในชิ้นงาน 1.5% Si ผ่านการอบคืนตัวที่ 550 °C และค่า R_w สูงสุดได้รับในชิ้นงาน 0.5% Si ผ่านการอบคืนตัวที่ 550 °C

6. การเติม Si สามารถเพิ่มความแข็งและความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 16% Cr - 2% Mo ที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแบบทั่วไปได้ โดยการเติม 1.5 % จะทำให้เหล็กหล่อมีความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีดีที่สุดในที่สุด

กิตติกรรมประกาศ

คณะผู้วิจัยขอขอบคุณ Prof. Dr.Yasuhiro Matsubara and Prof. Dr.Kaoru Yamamoto แห่ง National Institute of Technology-Kurume College ประเทศญี่ปุ่น และคณะวิศวกรรมศาสตรมหาวิทาลัยมหาสารคาม สำหรับอุปกรณ์และเครื่องมือสำหรับการทำวิจัย และขอขอบคุณคณะครุศาสตรอุตสาหกรรม มหาวิทาลัยเทคโนโลยีราชมงคลอีสาน วิทยาเขตขอนแก่น สำหรับการสนับสนุนการทำวิจัย

References

- [1] Laird, G., Gunlach, R., and Rohring, K. (2000). **Abrasion-Resistant Cast Iron Handbook**. AFS, Illinois.
- [2] Laird, G., and Powell, G. L. (1993). Solidification and Solid State Transformation Mechanisms in Si Alloyed High-Chromium White Cast irons. **Metallurgical Transactions A**. Vol. 24, Issue 4, pp. 981-988. DOI: 10.1007/BF02656520
- [3] Park, J. L. (1985). Characteristic of As-cast and Sub-critical Heat Treated High-Chromium-Molybdenum White Irons for Thick-Section Casting. **AFS Transactions**. Vol. 86, pp. 93-102
- [4] Sudsakorn, I., Prasonk, S., and Yasuhiro, M. (2006). Effect of Alloying Elements on Heat Treatment Behavior of Hypoeutectic High Chromium Cast Iron. **Materials Transactions**. Vol. 47, No. 1, pp. 72-81
- [5] Bedolla-Jacuinde, A., Rainforth, M. W., and Mejia, I. (2013). The Role of Silicon in the Solidification of High-Cr Cast Irons. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Vol. 44, Issue 2, pp. 856-872. DOI: 10.1007/s11661-012-1434-8
- [6] Powell, G. L. F. (1996). Secondary Carbide Precipitation in an 18 wt% Cr - 1 wt% Mo White Iron. **Journal of Materials Science**. Vol. 31, Issue 3, pp. 707-711. DOI: 10.1007/BF00367889
- [7] Pisizchai, K., Sudsakorn, I., Prasonk, S., and Yasuhiro, M. (2012). Effect of Silicon on Subcritical Heat Treatment Behavior and Wear Resistance of 16 wt% Cr Cast Iron with 2wt% Mo. **Journal of Metals Materials and Minerals**. Vol. 22, No. 2, pp. 89-95

- [8] Sudsakorn, I., Attasit, C., Prasonk, S., and Yasuhiro, M. (2012). Two-Body and Three-body Types Abrasive Wear Behavior of Hypoeutectic 26 mass% Cr Cast Irons with Molybdenum. **Materials Transactions**. Vol. 53, No. 7, pp. 1258-1266
- [9] Sudsakorn, I., Pisizchai, K., Sumpao, Y., and Yasuhiro, M. (2013). Effect of Repeated Tempering on Abrasive Wear Behavior of Hypoeutectic 16 mass% Cr Cast Iron with Molybdenum. **Materials Transactions**. Vol. 54, Issue 1, pp. 28-35. DOI: 10.2320/matertrans.M2012185
- [10] Pisizchai, K., Sudsakorn, I., Keartisak, S., and Yasuhiro, M. (2016). The Effect of Sub-Critical Heat Treatment on Hardness, Retained Austenite and Abrasive Wear Resistance of Hypoeutectic 16 mass% Cr - 2 mass% Mo Cast Iron with Varying Vanadium Content. **Materials Transactions**. Vol. 57, No. 2, pp. 174-182
- [11] ASTM Standard. (2004). **ASTM International**. West Conshohocken PA. United states