บทความวิจัย

ผลของการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งต่อความแข็งและออสเตไนต์เหลือค้างของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีปริมาณโครเมียม 16% และ 26%

พิสิฐชัย โคสะสุ*
ภาควิชาเทคโนโลยีท่ออุตสาหกรรม คณะครุศาสตร์อุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลอีสาน วิทยาเขตขอนแก่น
สุดสาคร อินธิเดช
ภาควิชาวิศวกรรมการผลิต คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม

* ผู้นิพนธ์ประสานงาน โทรศัพท์ 09 1835 4452 อีเมล: pisizchai.k@gmail.com
DOI: 10.14416/j.kmutnb.2023.10.001
รับเมื่อ 27 กรกฎาคม 2564 แก้ไขเมื่อ 27 กันยายน 2564 ตอบรับเมื่อ 14 ตุลาคม 2564 เผยแพร่ออนไลน์ 5 ตุลาคม 2566
© 2023 King Mongkut's University of Technology North Bangkok. All Rights Reserved.

บทคัดย่อ

เหล็กหล่อโครเมียมสูงเป็นกลุ่มเหล็กหล่อทนการสึกหรอแบบขัดสีใช้ทำลูกรีดสำหรับรีดเหล็กในอุตสาหกรรมเหล็กกล้าและหม้อบดในอุตสาหกรรมปูนซีเมนต์ เนื่องจากมีความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีสูง ในทางปฏิบัติต้องการความแข็งสูงและมีออสเตไนต์เหลือค้างน้อยที่สุดเพื่อเพิ่มอายุการใช้งาน งานวิจัยนี้ได้ศึกษาผลของการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งร่วมกับการทำกรรมวิธีทางความร้อนทั่วไปต่อความแข็งและปริมาณออสเตไนต์เหลือค้างของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีส่วนผสม 16% และ 26% โครเมียม ซึ่งเป็นส่วนผสมพื้นฐานในการใช้งาน ชิ้นงานอบอ่อนถูกชุบแข็งด้วยอุณหภูมิ 1,050 องศาเซลเซียส และเย็นตัวโดยใช้ลมเป่าตามด้วยการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งในน้ำแข็งแห้งผสมอะซิโตน ทำการอบคืนไฟชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 400–550 องศาเซลเซียส พบว่า ความแข็งในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อทั้งสองส่วนผสม หลังจากผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งสูงกว่ากรณีเย็นตัวโดยใช้ลมเป่า สัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้าง ลดลงอย่างมากเมื่อผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็ง ความแข็งในสภาพอบคืนไฟแสดงการแข็งขึ้นทุติยภูมิจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิและการแปลงเฟสจากออสเตไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ ค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างลดลงเมื่ออุณหภูมิอบคืนไฟสูงขึ้น ชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งมีระดับการแข็งขึ้นทุติยภูมิน้อยกว่าชิ้นงานที่เย็นตัวโดยใช้ลมเป่า ความแข็งสูงสุดหลังอบคืนไฟพบที่อุณหภูมิ 450–500 องศาเซลเซียส ชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งจะมีค่าความแข็งสูงสุดมากกว่าชิ้นงานที่เย็นตัวโดยใช้ลมเป่า ค่าความแข็งสูงสุดลดลงเมื่อปริมาณโครเมียมเพิ่มขึ้น 26% โดยค่าความแข็งสูงสุดคือ 810 HV_{30} ในชิ้นงาน 16% โครเมียม และ 781 HV_{30} ในชิ้นงาน 26% โครเมียม ที่ผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งซึ่งมีค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างน้อยกว่า 4%

คำสำคัญ: เหล็กหล่อโครเมียมสูง เย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็ง ความแข็ง ออสเตไนต์เหลือค้าง

การอ้างอิงบทความ: พิสิฐชัย โคสะสุ และ สุดสาคร อินธิเดช, "ผลของการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งต่อความแข็งและออสเตไนต์เหลือค้างของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีปริมาณโครเมียม 16% และ 26%," *วารสารวิชาการพระจอมเกล้าพระนครเหนือ*, ปีที่ 33, ฉบับที่ 4, หน้า 1–12, เลขที่บทความ 234-185262, ต.ค.–ธ.ค. 2566.

Research Article

Effect Sub-zero Treatment on Hardness and Retained Austenite of High Cr Cast Irons with 16% and 26%Cr

Pisizchai Kosasu*
Department of Industrial Piping, Faculty of Technical Education, Rajamangala University of Technology Isan, Khonkaen Campus, Khonkaen, Thailand
Sudsakorn Inthidech
Department of Manufacturing Engineering, Faculty of Engineering, Mahasarakham University, Mahasarakham, Thailand

* Corresponding Author, Tel. 09 1835 4452, E–mail: pisizchai.k@gmail.com
DOI: 10.14416/j.kmutnb.2023.10.001
Received 27 July 2021 ; Revised 27 September 2021 ; Accepted 14 October 2021; Published online: 5 October 2023
© 2023 King Mongkut's University of Technology North Bangkok. All Rights Reserved.

Abstract

High chromium cast irons have been widely used as abrasive wear resistant materials. Their main and typical applications are for rolling mill rolls in the steel-making and pulverizing mills in cement industries because of excellent abrasive wear resistance. Practically, the required properties of the cast iron must be high hardness together with very less retained austenite for a long service life. In this research, the effect of sub-zero treatment on hardness and retained austenite of plain high Cr cast iron with 16% and 26%Cr was investigated. The annealed specimens were hardened at 1,050 °C and cooled by fan followed with sub-zero treatment by soaking in dry ice + acetone bath. Hardened specimens were tempered at a range of 400–550 °C. In the hardened state, the sub-zero treated specimens showed higher hardness than the fan air-cooled specimens. The volume fractions of retained austenite (V_γ) of sub-zero treated specimens were much lower than those of fan air-cooled specimens. In the tempered state, the tempered hardness curves showed a secondary hardening due to the precipitation of secondary carbides and the transformation of austenite to martensite. The V_γ value decreased as tempering temperature increased. Degree of secondary hardening was higher in the specimens tempered without sub-zero treatment. The maximum tempered hardness (H_{Tmax}) was obtained at 450–500 °C tempering. The H_{Tmax} value of sub-zero treated specimens was higher than that of fan air cooled specimens. The H_{Tmax} value decreased as Cr content increased to 26%.The highest values of H_{Tmax}, 810 HV_{30} in 16%Cr and 781 HV_{30} in 26%Cr specimens, were obtained in sub-zero treated specimens where the V_γ value were less than 4%.

Keywords: High Cr Cast Iron, Sub–zero Treatment, Hardness, Retained Austenite

Please cite this article as: P. Kosasu and S. Inthidech, "Effect Sub-zero treatment on hardness and retained austenite of high Cr cast irons with 16% and 26%Cr," *The Journal of KMUTNB*, vol. 33, no. 4, pp. 1–12, ID. 234-185262, Oct.–Dec. 2023 (in Thai).

1. บทนำ

เหล็กหล่อโครเมียมสูงเป็นเหล็กหล่อในกลุ่มเหล็กหล่อทนการสึกหรอแบบขัดสี มีสมบัติต้านทานการสึกหรอดีเยี่ยม เหล็กหล่อชนิดนี้มีส่วนผสมของโครเมียมระหว่าง 12–30 wt% (จากนี้ไป wt% แทนด้วย %) และคาร์บอนระหว่าง 2.0–3.6% [1]–[4] การใช้งานส่วนใหญ่จะทำเป็นชิ้นส่วนของเครื่องจักรกลขนาดใหญ่ในอุตสาหกรรมหนัก ได้แก่ การผลิตเหล็กกล้า อุตสาหกรรมปูนซีเมนต์ อุตสาหกรรมเหมืองแร่ เช่น ใช้ผลิตเป็นลูกรีดร้อนสำหรับรีดเหล็กกล้า อุปกรณ์ในเครื่องบดซีเมนต์เป็นต้น โดยมีส่วน ผสมพื้นฐานคือ 16% และ 26% โครเมียม [1] นอกจากนี้เหล็กหล่อโครเมียมสูงยังเติมธาตุผสมอื่น เช่น โมลิบดีนัม (Mo) นิกเกิล (Ni) และทองแดง (Cu) เพื่อเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งและสมบัติทางกล [1], [5]

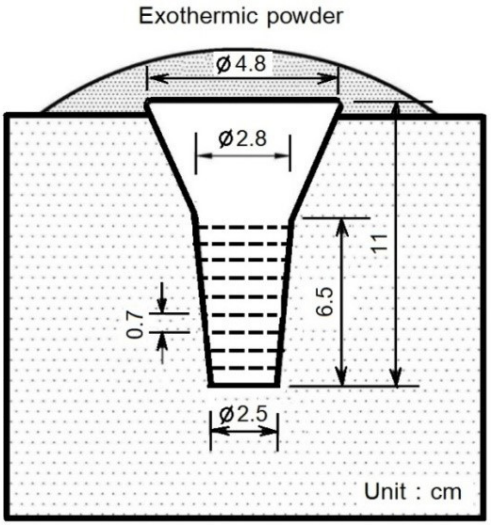
โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโครเมียมสูงประกอบด้วยยูเทกติกคาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 และเนื้อพื้นที่เป็นได้ ทั้งออสเตไนต์ เพิร์ลไลต์ หรือมาร์เทนไซต์ [1], [5]–[8] ตามส่วนผสมทางเคมีและกรรมวิธีทางความร้อน ในสภาพหล่อเนื้อพื้นส่วนใหญ่ประกอบด้วย เพิร์ลไลต์ หรือ ออสเตไนต์ ทำให้ความแข็งต่ำส่งผลให้ไม่ทนต่อการสึกหรอ เฟสเนื้อพื้นที่เหมาะสมต่อความต้านทานการสึกหรอ คือ มาร์เทนไซต์ ซึ่งเกิดขึ้นได้ยากในสภาพหล่อ ดังนั้นต้องนำเหล็กหล่อโครเมียมสูงไปปรับปรุงด้วยกรรมวิธีทางความร้อนก่อนนำไปใช้งาน [1], [5], [9]–[12]

กรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูงประกอบด้วยการอบอ่อนเพื่อทำให้ธาตุผสมในเนื้อพื้นเกิดการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ และมีความแข็งต่ำเหมาะสมสำหรับการตัดเฉือนเพื่อตกแต่งชิ้นงาน แล้วจึงนำไปชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1,000–1,050 องศาเซลเซียส เพื่อเพิ่มความแข็ง แล้วอบคืนไฟในช่วงอุณหภูมิ 400–600 องศาเซลเซียส เพื่อลดความเค้นตกค้าง ลดความเปราะและกำจัดออสเตไนต์เหลือค้าง โดยความแข็งหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่เหมาะสมสำหรับการใช้งานจะอยู่ในช่วง 700–800 HV_{30} [1], [5], [12]

แม้ว่าออสเตไนต์มีความเหนียวแต่สามารถเปลี่ยนเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ได้เมื่อถูกขัดสี ทำให้เกิดการสึกหรอแบบหลุดร่วง (Spalling Wear) เฉพาะที่ [1] ดังนั้นจึงจำเป็นต้องกำจัดทิ้งก่อนนำเหล็กหล่อไปใช้งาน นอกจากนี้ในอุปกรณ์บดซีเมนต์ต้องการความแข็งของชิ้นส่วนเครื่องจักรกลสูงประมาณ 800 HV_{30} [1] ดังนั้นการพัฒนาเหล็กหล่อโครเมียมสูงให้มีความแข็งมากกว่า 800 HV_{30} และมีออสเตไนต์น้อยลงจึงจำเป็นอย่างยิ่ง

การเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็ง (Sub-zero Treatment) เป็นกรรมวิธีที่นิยมในการกำจัดออสเตไนต์เหลือค้างในเหล็กกล้าเครื่องมือ [13] จะกระทำหลังจากชุบแข็งชิ้นงานลงมาที่อุณหภูมิห้อง โดยแช่ชิ้นงานในตัวกลางที่มีอุณหภูมิต่ำกว่า 0 องศาเซลเซียส เช่น น้ำแข็งแห้งผสมอะซิโตน (–75 องศาเซลเซียส) หรือ ไนโตรเจนเหลว (–195 องศาเซลเซียส) เนื่องจากเหล็กกล้าเครื่องมือมีการเติมธาตุผสมหลายชนิด ธาตุผสมเหล่านั้นจะลดอุณหภูมิการแปลงเฟสของออสเตไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ทั้งอุณหภูมิเริ่มการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ (Ms) และอุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ (Mf) ทำให้อุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ต่ำกว่าอุณหภูมิห้องมาก ดังนั้นการทำให้ชิ้นงานเย็นตัวจนกระทั่งมีอุณหภูมิใกล้เคียงหรือต่ำกว่าอุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์จึงเป็นแนวทางหนึ่งในการกำจัดออสเตไนต์เหลือค้างได้งานวิจัยที่ผ่านมา ได้ศึกษาการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งของเหล็กหล่อโครเมียมสูงด้วยไนโตรเจนเหลว [14]–[16] แม้ว่าจะสามารถลดออสเตไนต์เหลือค้างได้และเพิ่มความ แข็งได้สูง แต่นำไปประยุกต์ใช้ในทางปฏิบัติได้ยาก เพราะเหล็กหล่อโครเมียมสูงมีความเปราะสูงมาก กรณีชิ้นงานที่มีรูปร่างซับซ้อนสามารถเกิดการแตกร้าวได้เนื่องจากเกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว และมีอุณหภูมิต่ำเกินไป

จากงานวิจัยที่ผ่านมา [5] ได้มีการศึกษาผลของกรรมวิธีทางความร้อนแบบทั่วไปได้แก่ การอบอ่อน ชุบแข็งและอบคืนไฟของเหล็กหล่อโครเมียมสูงพบว่า ความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนไฟได้รับไม่เกิน 800 HV_{30} โดยยังคงมีออสเตไนต์เหลือค้างอยู่แม้ว่าจะมีความแข็งสูงสุด การเพิ่มความแข็งสูงกว่า 800 HV_{30} จำเป็นต้องเติมธาตุผสมอื่นเช่น โมลิบดีนัม (Mo) วานาเดียม (V) [5] ซึ่งทำให้ต้นทุนการผลิตสูงขึ้น ดังนั้น



รูปที่ 1 ขนาดและรูปร่างของแบบหล่อสำหรับเตรียมชิ้นงานทดสอบ

ทางผู้วิจัยจึงมีแนวคิดจะใช้การเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งมาร่วมกับทำกรรมวิธีทางความร้อนแบบทั่วไป แต่การศึกษาเกี่ยวกับการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งในเหล็กหล่อโครเมียมสูงยังมีน้อยมาก [14]–[16] โดยเฉพาะในส่วนผสมของเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ไม่เติมธาตุผสมอื่นยังไม่มีการศึกษา ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงได้ศึกษาผลของการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งร่วมกับทำกรรมวิธีทางความร้อนแบบทั่วไปในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 16% และ 26% โครเมียม ซึ่งเป็นส่วนผสมพื้นฐานที่ใช้งานทั่วไป โดยเน้นที่การเปลี่ยนแปลงความแข็งและปริมาณออสเตไนต์เหลือค้าง

2. วัสดุ อุปกรณ์และวิธีการวิจัย

2.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ

เตรียมชิ้นงานทดสอบโดยการหล่อชิ้นงานด้วยแบบหล่อทรายโดยมีช่องว่างของแบบหล่อดังรูปที่ 1 ทำการหลอมวัตถุดิบตามส่วนผสมที่กำหนดในเตาหลอมเหนี่ยวนำไฟฟ้าที่มีความจุ 10 กิโลกรัม ที่อุณหภูมิ 1,580 องศาเซลเซียส จากนั้นเทน้ำเหล็กที่อุณหภูมิ 1,500–1,520 องศาเซลเซียส ลงในแบบหล่อที่มีขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 2.5 เซนติเมตร ยาว 6.5 เซนติเมตร คลุมผิวหน้าไรเซอร์ด้วยผงคายความร้อน (Exothermic Powder) เพื่อรักษาอุณหภูมิของไรเซอร์ เพื่อให้มีการแข็งตัวในทิศทางเดียว ทำการตัดชิ้นงานด้วยเครื่อง Wire Cut EDM ให้มีความหนาที่ 7 มิลลิเมตร ซึ่งเป็นขนาดที่เหมาะสม เพื่อไม่ให้ชิ้นงานแตกร้าวและเกิดความแตกต่างของโครงสร้างจุลภาคขณะทำกรรมวิธีทางความร้อน ส่วนผสมทางเคมีดังตารางที่ 1

2.2 กรรมวิธีทางความร้อน

ทำการอบอ่อนชิ้นงานหล่อที่อุณหภูมิ 950 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 3 ชั่วโมง แล้วปล่อยเย็นตัวในเตา จากนั้นชุบแข็งโดยอบที่อุณหภูมิ 1,050 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง 30 นาที เย็นตัวโดยการเป่าด้วยพัดลมจนถึงอุณหภูมิห้องเป็นเวลา 20 นาที จากนั้นทำการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งต่อเนื่องทันทีโดยจุ่มชิ้นงานในอ่างน้ำแข็งแห้งผสมอะซิโตน (–75 องศาเซลเซียส) ที่มีส่วนผสมของน้ำแข็งแห้ง 1 กิโลกรัม และอะซิโตน 4 ลิตร เป็นเวลา 30 นาที นำชิ้นงานไปอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 400–550 องศาเซลเซียส ทุกๆ 50 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง เย็นตัวในอากาศ ขั้นตอนกรรมวิธีทางความร้อนสรุปดังตารางที่ 2

ตารางที่ 1 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานทดสอบ

ชิ้นงาน	ธาตุผสม (wt%)				
	C	Si	Mn	Cr	Fe
ชิ้นที่ 1	3.02	0.62	0.76	16.64	bal.
ชิ้นที่ 2	2.96	0.58	0.75	26.10	bal.

หมายเหตุ: *S & P < 0.01%

ตารางที่ 2 กรรมวิธีทางความร้อนของชิ้นงานทดสอบ

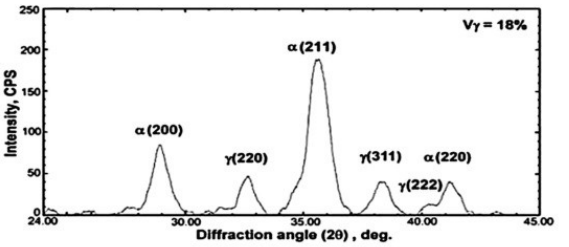
กรรมวิธีทางความร้อน	อบอ่อน	ชุบแข็ง	อบคืนไฟ
อุณหภูมิ (°C)	950	1,050	400–550
เวลาในการอบ (ชั่วโมง)	3	1.5	2
การเย็นตัว	เตา	ลมเป่า 20 นาที น้ำแข็งแห้ง + อะซิโตน 30 นาที	อากาศ

2.3 การทดสอบความแข็งและตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

ผิวของชิ้นงานทดสอบถูกเตรียมโดยการขัดหยาบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 80–1,000 และขัดละเอียดโดยใช้ผงอะลูมินาขนาด 0.1 ไมโครเมตร บนผ้าสักหลาด ทำการทดสอบความแข็งแบบมาโครซึ่งเป็นความแข็งรวมของชิ้นงานโดยใช้เครื่องทดสอบวิกเกอร์สด้วยแรงกด 30 กิโลกรัม และทดสอบความแข็งแบบไมโครซึ่งเป็นความแข็งเฉพาะส่วนของเนื้อพื้นด้วยเครื่องทดสอบไมโครวิกเกอร์ส โดยใช้แรงกด 100 กรัม ในหนึ่งชิ้นทำการทดสอบ 5 จุด แล้วหาค่าเฉลี่ย ทำการกัดชิ้นงานทดสอบโดยใช้น้ำยา Vilella's ที่มีส่วนผสมของไฮโดรคลอริก 5 มิลลิลิตร กรดพิคริก 1 กรัม และแอลกอฮอล์ 95 มิลลิลิตร โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานถูกตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope) เพื่อตรวจสอบโครงสร้างโดยรวม และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope) เพื่อตรวจสอบโครงสร้างเนื้อพื้น

2.4 การวัดสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้าง

สัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในเนื้อพื้นของชิ้นงานถูกทดสอบโดยใช้เทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray Diffraction) ตามมาตรฐาน ASTM E975-13 [17] สำหรับการทดสอบชิ้นงานที่เป็นก้อนโดยเฉพาะ ชิ้นงานทดสอบถูกทำให้หมุนและแกว่งอัตโนมัติตลอดเพื่อป้องกันปัญหาการเรียงตัวในบางทิศทางของออสเตไนต์ [18] สัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างคำนวณโดยใช้พื้นที่ใต้กราฟของระนาบ (200) และ (220) ซึ่งเป็นโครงสร้างของเฟอร์ไรต์หรือมาร์เทนไซต์ และระนาบ (220) และ (311) สำหรับโครงสร้างของออสเตไนต์ โดยใช้โปรแกรมสำหรับการคำนวณหาปริมาณออสเตไนต์เหลือค้างโดยเฉพาะ ทดสอบ 3 ค่าแล้วหาค่าเฉลี่ย ตัวอย่างผลการทดสอบ XRD ของชิ้นงานทดสอบที่มีค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างเท่ากับ 18% ดังรูปที่ 2 รายละเอียดเพิ่มเติมเกี่ยวกับการวัดปริมาณออสเตไนต์เหลือค้างโดยละเอียดในเอกสารอ้างอิง [12], [18]



รูปที่ 2 กราฟรูปแบบการสะท้อนในการทดสอบ XRD ของชิ้นงานทดสอบที่มีค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างเท่ากับ 18%

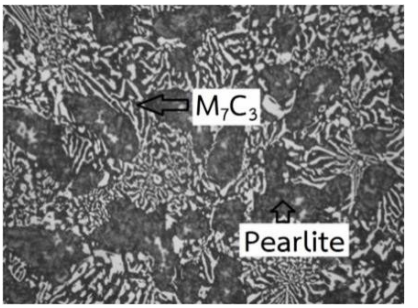
3. ผลการทดลอง

3.1 สภาพหล่อ

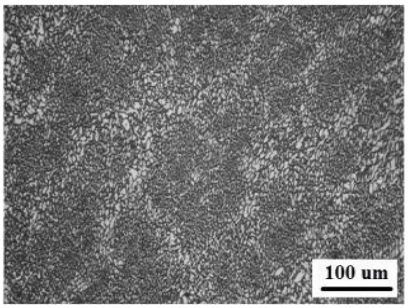
โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของชิ้นงาน 16% และ 26% โครเมียม ดังรูปที่ 3 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน 16% โครเมียม แสดงส่วนผสมไฮโปยูเทกติกประกอบด้วยเดนไดร์ของออสเตไนต์ปฐมภูมิและโครงสร้างยูเทกติก ($\gamma + M_7C_3$) แม้ว่าโครเมียมเป็นธาตุที่ป้องกันการเกิดเพิร์ลไลต์ได้ แต่โครเมียมส่วนใหญ่จะถูกใช้ในการฟอร์มคาร์ไบด์ยูเทกติกประเภท M_7C_3 ดังนั้น ปริมาณโครเมียมที่ละลายในออสเตไนต์จึงเหลือน้อย และไม่เพียงพอในการป้องกันการแปลงเฟสจากออสเตไนต์เป็นเพิร์ลไลต์ ดังนั้นออสเตไนต์จึงแปลงเฟสเป็นเพิร์ลไลต์ในขณะเย็นตัว ส่วนชิ้นงาน 26% โครเมียม พบว่าโครงสร้างมีส่วนผสมเป็นยูเทกติกทั้งหมด คือ ($\gamma + M_7C_3$) โดยคาร์ไบด์ยูเทกติกมีความละเอียดมาก เนื่องจากการเพิ่มปริมาณโครเมียมจะลดช่วงอุณหภูมิในการแข็งตัว [1] เนื้อพื้นของชิ้นงาน 26% โครเมียม เป็นออสเตไนต์เนื่องจากมีปริมาณโครเมียมละลายในออสเตไนต์สูง แม้ว่าส่วนใหญ่จะถูกใช้ในการฟอร์มคาร์ไบด์ยูเทกติก ทำให้สามารถป้องกันการเกิดเพิร์ลไลต์ในสภาพหล่อได้ อย่างไรก็ตามไม่สามารถแยกแยะเฟสออสเตไนต์ในรูปที่ 3 (ข) ได้เพราะมีกำลังขยายต่ำ

3.2 สภาพชุบแข็ง

คาร์ไบด์ยูเทกติกมีเสถียรภาพทางความร้อนสูงไม่เปลี่ยนแปลงในระหว่างทำกรรมวิธีทางความร้อน [1] แต่เนื้อพื้นมีการเปลี่ยนแปลงอย่างมากตามสภาวะของกรรมวิธี

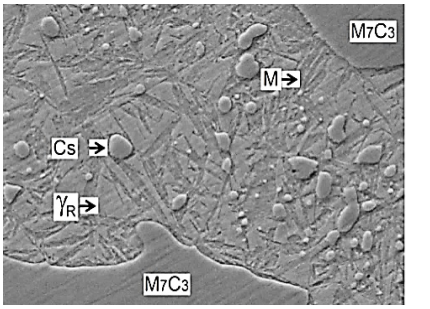


(ก) 16%Cr

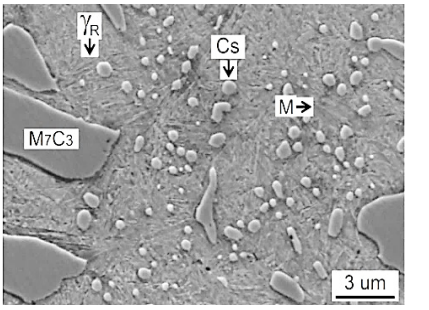


(ข) 26%Cr

รูปที่ 3 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของชิ้นงาน 16% และ 26% โครเมียม (ถ่ายด้วยกล้อง OM)



(ก) 16%Cr

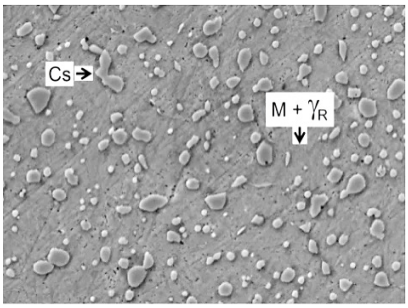


(ข) 26%Cr

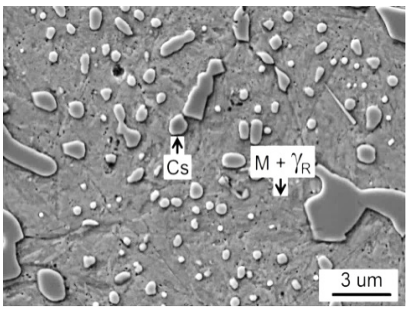
รูปที่ 4 โครงสร้างจุลภาคในสภาพชุบแข็งของชิ้นงาน 16% และ 26% Cr เย็นตัวโดยใช้ลมเป่า

ทางความร้อนและส่วนผสมทางเคมี โครงสร้างจุลภาคในสภาพชุบแข็งของชิ้นงาน 16% และ 26% โครเมียม เย็นตัวด้วยลมเป่าดังรูปที่ 4 และผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งดังรูปที่ 5 พบว่า เนื้อพื้นของทุกชิ้นงานประกอบด้วย มาเทนไซต์ (M) คาร์ไบด์ทุติยภูมิ (Cs) และออสเตไนต์เหลือค้าง (γ_R) แสดงให้เห็นว่าขณะอบชิ้นงานที่อุณหภูมิสูงจะเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิขึ้นในออสเตไนต์ ทำให้ออสเตไนต์ขาดเสถียรภาพ เนื่องจากการลดลงของธาตุคาร์บอนและโครเมียม ส่งผลให้อุณหภูมิเริ่มการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ (Ms) สูงขึ้น ทำให้ออสเตไนต์สามารถเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้นขณะเย็นตัว มีรายงานว่าคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่เกิดขึ้นเป็นประเภท $M_{23}C_6$ [1] ปริมาณคาร์ไบด์ทุติยภูมิลดลงในชิ้นงาน 26% โครเมียม ซึ่งเกิดจากการที่มีส่วนผสมเป็นยูเทกติก คาร์บอนส่วนใหญ่ถูกนำไปใช้ในการฟอร์มคาร์ไบด์ยูเทกติก จึงมีคาร์บอนเหลือละลายในออสเตไนต์ลดลง และในขณะเดียวกันจะมีโครเมียมละลายในออสเตไนต์สูง โดยโครเมียมจะขัดขวางการแพร่ของคาร์บอน ดังนั้นคาร์ไบด์ทุติยภูมิจึงเกิดได้ยากขึ้น เมื่อเปรียบเทียบระหว่างชิ้นงานชุบแข็งด้วยลมเป่าและผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งพบว่า ปริมาณคาร์ไบด์ทุติยภูมิและมาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้น และมีปริมาณออสเตไนต์เหลือค้างลดลงเมื่อผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็ง ซึ่งเกิดจากชิ้นงานมีช่วงการเย็นตัวมากขึ้นทำให้เกิดคาร์ไบด์ทุติยภูมิได้มากขึ้นในขณะเย็นตัว และมีการเย็นตัวใกล้เคียงกับอุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ (Mf) ทำให้ออสเตไนต์สามารถแปลงเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้นนั่นเอง

ความแข็งมาโคร ความแข็งไมโครและค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างของชิ้นงานในสภาพชุบแข็งดังรูปที่ 6 พบว่า ความแข็งแบบมาโครและแบบไมโครของชิ้นงานที่เย็นตัวด้วยลมเป่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณโครเมียม แต่ค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างลดลงอย่างมาก ความแข็งของชิ้นงาน 16% โครเมียมต่ำกว่า 26%



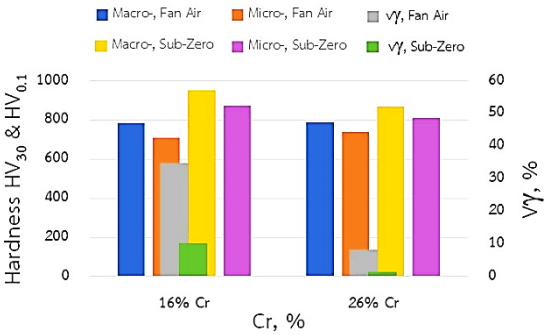
(ก) 16%Cr



(ข) 26%Cr

รูปที่ 5 โครงสร้างจุลภาคในสภาพชุบแข็งของชิ้นงาน 16% และ 26% โครเมียม ผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็ง

โครเมียม เนื่องจากมีออสเตไนต์เหลือค้างสูงเกินไปจากการที่เนื้อพื้นมีธาตุผสมเช่น คาร์บอน และโครเมียมสูงส่งผลให้มีออสเตไนต์เหลือค้างซึ่งเป็นเฟสที่อ่อนมีจำนวนมาก ส่วนในชิ้นงาน 26% โครเมียม ซึ่งมีขีดจำกัดการละลายของธาตุคาร์บอนในออสเตไนต์ลดลงจากการมีโครเมียมมากขึ้นนั้น จะมีอุณหภูมิเริ่มการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์สูงกว่าจึงมีปริมาณมาร์เทนไซต์ในเนื้อพื้นหลังการชุบแข็งมากกว่าและมีออสเตไนต์เหลือค้างน้อยกว่าชิ้นงาน 16% โครเมียม ในกรณีของชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งจะพบว่าความแข็งแบบมาโครและแบบไมโครสูงกว่าชิ้นงานเย็นตัวด้วยลมเป่าอย่างชัดเจน และค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างลดลงอย่างมาก ความแข็งของชิ้นงาน 16% โครเมียม สูงกว่าชิ้นงาน 26% โครเมียม เล็กน้อย แม้ว่าจะมีปริมาณออสเตไนต์เหลือค้างมากกว่า เนื่องจากชิ้นงาน 16% โครเมียมมีคาร์บอนในเนื้อพื้นสูงกว่าชิ้นงาน

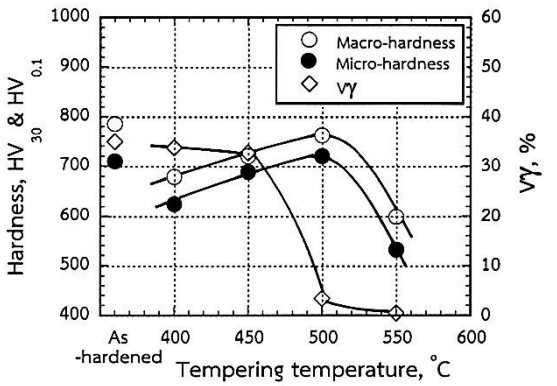


รูปที่ 6 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณโครเมียม ความแข็งมาโคร ความแข็งไมโครและค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างในสภาพชุบแข็ง

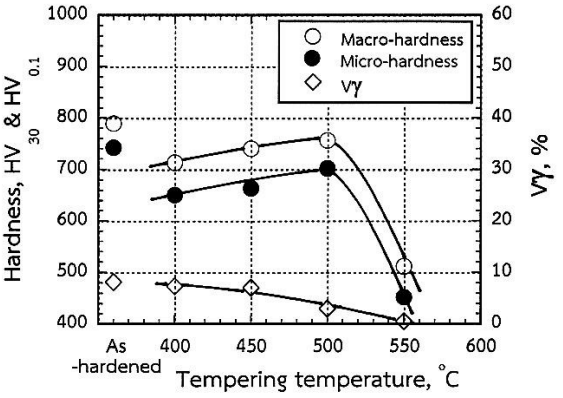
26% โครเมียม มาร์เทนไซต์ที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน 16% โครเมียม จึงมีปริมาณคาร์บอนละลายอยู่สูงทำให้มาร์เทนไซต์มีความแข็งสูงและในขณะเดียวกันคาร์ไบด์ทุติยภูมิที่มีความแข็งสูงสามารถตกตะกอนออกมาเป็นจำนวนมาก ดังนั้นความแข็งของเนื้อพื้นจึงเพิ่มขึ้นและส่งผลให้ความแข็งโดยรวมเพิ่มขึ้นตาม

3.3 สภาพอบคืนไฟ

ชิ้นงานชุบแข็งถูกอบคืนไฟที่อุณหภูมิ 400–550 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นตัวในอากาศปกติ การอบคืนไฟลดเสถียรภาพของออสเตไนต์เหลือค้างจากการชุบแข็งลง โดยเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิขนาดเล็กในออสเตไนต์อีกครั้งหนึ่ง ทำให้ออสเตไนต์เหลือค้างสามารถแปลงเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ในขณะเย็นตัวในอากาศปกติได้ ส่งผลให้ความแข็งของเหล็กหล่อเพิ่มขึ้น แต่ในขณะเดียวกันมาร์เทนไซต์จากการชุบแข็งถูกอบคืนไฟกลายเป็นเทมเปอร์มาร์เทนไซต์ ทำให้มีความแข็งลดลง ดังนั้นการเปลี่ยนแปลงความแข็งในระหว่างการอบคืนไฟจึงขึ้นกับปัจจัยทั้งสองอย่างนี้ ผลของการอบคืนไฟต่อความแข็งและค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลืองค้าง ของชิ้นงานแสดงดังรูปที่ 7 สำหรับการเย็นตัวด้วยลมเป่าและรูปที่ 8 สำหรับการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็ง จากรูปที่ 7 และรูปที่ 8 ในภาพรวมพบว่า กราฟความแข็งแบบมาโครและแบบ

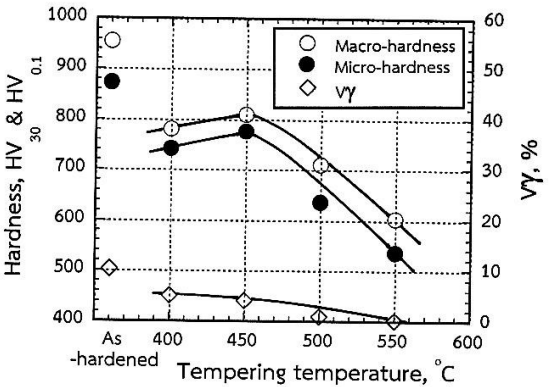


(ก) 16%Cr

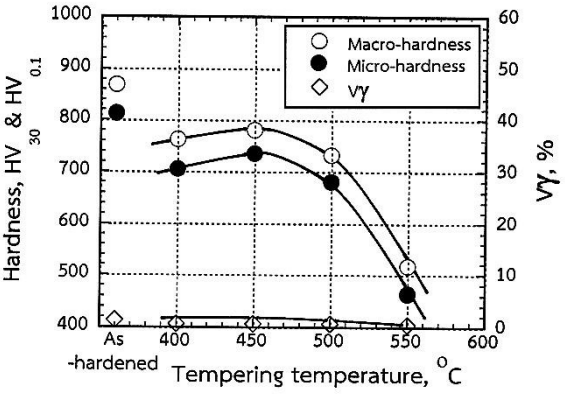


(ข) 26%Cr

รูปที่ 7 ผลของอุณหภูมิอบคืนไฟต่อความแข็งและค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างของชิ้นงานที่เย็นตัวโดยใช้ลมเป่า



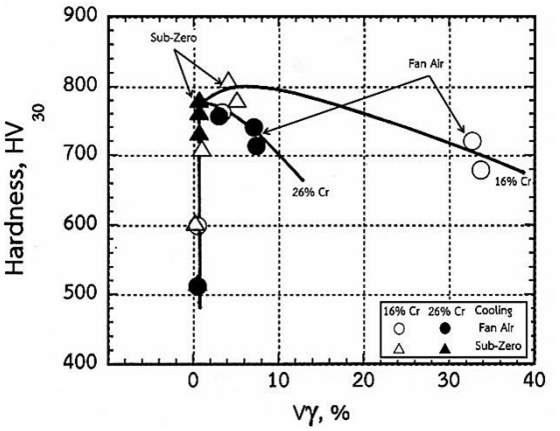
(ก) 16%Cr



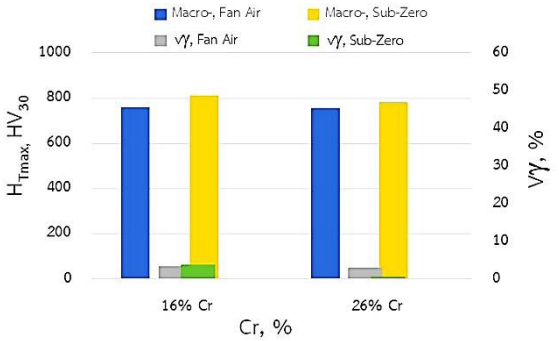
(ข) 26%Cr

รูปที่ 8 ผลของอุณหภูมิอบคืนไฟต่อความแข็งและค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างของชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็ง

ไมโครมีพฤติกรรมคล้ายกัน โดยกราฟความแข็งทั้งสองแบบแสดงการแข็งขึ้นทุติยภูมิ (Secondary Hardening) กล่าวคือ ความแข็งลดลงจากสภาพชุบแข็งเมื่ออบคืนไฟที่อุณหภูมิต่ำ จากนั้นเพิ่มสูงขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิอบคืนไฟจนกระทั่งถึงจุดที่มีค่าความแข็งสูงสุดในการอบคืนไฟ (H_{Tmax}) และถัดจากนั้นความแข็งลดลงเมื่ออุณหภูมิในการอบคืนไฟสูงกว่านี้ ความแข็งที่เพิ่มขึ้นในช่วงแรกเกิดจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิและการแปลงเฟสจากออสเตไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ แต่ความแข็งที่ลดลงอย่างมากในช่วงหลังจากถึงจุดสูงสุดเกิดจากการเกิด Over-tempering คือ ออสเตไนต์เหลือค้างเปลี่ยนเป็นเพิร์ลไลต์ มาร์เทนไซต์ถูกอบคืนไฟโดยสมบูรณ์และเปลี่ยนเป็นเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ทุติยภูมิขนาดใหญ่ ส่งผลให้เนื้อพื้นสูญเสียความแข็งอย่างมาก โดยค่าความแข็งสูงสุดเกิดขึ้นที่ 500 องศาเซลเซียส ในชิ้นงานชุบแข็งด้วยลมเป่า และ 450 องศาเซลเซียส ในชิ้นงานผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็ง ซึ่งแสดงให้เห็นว่าชิ้นงานที่มีปริมาณออสเตไนต์เหลือค้างสูงจำเป็นต้องใช้อุณหภูมิสูงในการทำให้ออสเตไนต์แปลงเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ภายใต้ระยะเวลาในการอบคืนไฟเท่ากัน ค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างของชิ้นงานชุบแข็งด้วยลมเป่าลดลง



รูปที่ 9 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างและความแข็งแบบมาโครของชิ้นงานในสภาพอบคืนไฟ



รูปที่ 10 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณโครเมียมค่าความแข็งสูงสุด และค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างของชิ้นงานที่มีความแข็งสูงสุด

อย่างช้าๆ ในช่วง 400–450 องศาเซลเซียส และลดลงอย่างมากในช่วง 450–500 องศาเซลเซียส จากนั้นลดลงจนเกือบมีค่าเป็นศูนย์ ส่วนในชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็ง พบว่า ค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างลดลงอย่างช้าๆ เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนไฟ ค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างที่จุดความแข็งสูงสุดน้อยกว่า 5% ในทุกชิ้นงาน แสดงว่าแม้จะมีความแข็งสูงสุดยังคงมีออสเตไนต์เหลืออยู่เล็กน้อย

ระดับการแข็งขึ้นทุติยภูมิซึ่งวัดจากความแตกต่างของความแข็งที่อุณหภูมิ 400 องศาเซลเซียส และที่ความแข็งสูงสุด (H_{Tmax}) มีค่าสูงในชิ้นงาน 16% โครเมียม และลดต่ำลงในชิ้นงาน 26% โครเมียม ชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งมีระดับการแข็งขึ้นทุติยภูมิต่ำกว่าที่ผ่านการเย็นตัวด้วยลมเป่า Inthdech และคณะ [5] ได้รายงานว่าปริมาณออสเตไนต์เหลือค้างในสภาพชุบแข็งส่งผลโดยตรงต่อระดับการแข็งขึ้นทุติยภูมิ ชิ้นงานที่มีปริมาณออสเตไนต์เหลือค้างในสภาพชุบแข็งสูงจะมีระดับการแข็งขึ้นทุติยภูมิสูงเช่นกัน ซึ่งผลการทดลองในงานวิจัยนี้สอดคล้องกับงานวิจัยอ้างอิงดังกล่าว เนื่องจากความแข็งแบบไมโครแสดงพฤติกรรมเดียวกันกับความแข็งแบบมาโคร ดังนั้นความแข็งแบบมาโครจึงถูกเลือกนำมาวิเคราะห์ผลการทดลองเนื่องจากมีความเหมาะสมสำหรับการใช้งานในทางปฏิบัติ

ความสัมพันธ์ระหว่างค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้าง และความแข็งแบบมาโครของทุกชิ้นงานในสภาพอบคืนไฟแสดงดังรูปที่ 9 ความแข็งมีการกระจายตัวในช่วงน้อยกว่า 5% V_γ จากนั้นความแข็งลดลงเมื่อค่า สัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างเพิ่มขึ้น ความแข็งที่ลดลงเกิดจากเนื้อพื้นมีปริมาณของออสเตไนต์เหลือ ค้างมากเกินไป และมีปริมาณมาร์เทนไซต์ลดลงส่งผลให้ความแข็งเนื้อพื้นต่ำ ส่วนในช่วงน้อยกว่า 5% V_γ พบว่า ชิ้นงานที่มีความแข็งสูง คือ ชิ้นงานที่มีความแข็งสูงสุด ซึ่งเนื้อพื้นส่วนใหญ่เป็นมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ทุติยภูมิ ส่วนชิ้นงานที่มีความแข็งต่ำ คือ ชิ้นงานที่เกิด Over-tempering ซึ่งเนื้อพื้นส่วนใหญ่เป็นเฟอร์ไรต์ และคาร์ไบด์ทุติยภูมิขนาดใหญ่ นอกจากนี้ยังพบว่า ในช่วงนี้ชิ้นงานผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งมีความแข็งมากกว่าชิ้นงานเย็นตัวโดยการใช้ลมเป่า ชิ้นงาน 16% โครเมียม มีความแข็งสูงกว่าชิ้นงาน 26% โครเมียม เนื่องจากมีระดับการเกิดการแข็งขึ้นทุติยภูมิในระหว่างอบคืนไฟสูง

ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณโครเมียม ค่าความแข็งสูงสุดและค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างในชิ้นงานที่มีความแข็งสูงสุดดังรูปที่ 10 จากกราฟพบว่า ชิ้นงานผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งจะมีค่าความแข็งสูงสุดสูงกว่าที่ผ่านการเย็นตัวโดยใช้ลมเป่าโดยชิ้นงาน 16%

โครเมียม มีค่าความแข็งสูงสุดสูงกว่าชิ้นงาน 26% โครเมียม ซึ่งเกิดจากการที่ชิ้นงานมีการแปลงเฟสจากออสเตไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ที่มีคาร์บอนสูงจำนวนมาก และในขณะเดียวกันมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในเนื้อพื้นสูงขณะทำการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็ง เมื่ออบคืนไฟที่อุณหภูมิต่ำสามารถทำให้ออสเตไนต์เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้ โดยที่มาร์เทนไซต์จากการชุบแข็งไม่ถูกอบคืนไฟมากเกินไป ค่าความแข็งสูงสุดของชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งคือ 810 HV_{30} ได้รับในชิ้นงาน 16% โครเมียม ซึ่งสูงกว่าการเย็นตัวด้วยลมเป่าประมาณ 40 HV_{30} และ 781 HV_{30} ในชิ้นงาน 26% โครเมียม ซึ่งสูงกว่าชิ้นงานเย็นตัวด้วยลมเป่าประมาณ 20 HV_{30} แต่ยังคงมีออสเตไนต์เหลือค้างอยู่เล็กน้อย (น้อยกว่า 5% V_γ) ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยอื่นที่ใช้วิธีการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งด้วยไนโตรเจนเหลว [14]–[16] ดังนั้นสามารถกล่าวได้ว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่ผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งด้วยน้ำแข็งแห้งผสมอะซิโตนสามารถเพิ่มความแข็งในเหล็กหล่อโครเมียมสูงได้ โดยเฉพาะเหล็กหล่อโครเมียมสูง ที่มีส่วนผสม 16% โครเมียม สามารถปรับปรุงความแข็งเกิน 800 HV_{30} ทำให้ชิ้นงานเสี่ยงต่อการแตกร้าวน้อยลงเมื่อเทียบกับงานวิจัยอื่นที่ใช้ไนโตรเจนเหลว [14]–[16] อย่างไรก็ตามการศึกษาเกี่ยวกับวิธีการลดออสเตไนต์เหลือค้างให้หมดไปโดยยังคงความแข็งสูงไว้ได้และไม่ทำให้ชิ้นงานเสี่ยงต่อแตกหักจำเป็นต้องมีการศึกษาต่อไป

4. สรุป

จากผลศึกษาการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งร่วมกับกรรมวิธีทางความร้อนแบบทั่วไปต่อความแข็งและปริมาณออสเตไนต์เหลือค้างของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 16% และ 26% โครเมียม สามารถสรุปได้ดังนี้

1) โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อประกอบด้วยยูเทกติกคาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 และเนื้อพื้นในชิ้นงาน 16% โครเมียม มีเนื้อพื้นเป็นเพิร์ลไลต์ ส่วนชิ้นงาน 26% โครเมียม มีเนื้อพื้นเป็นออสเตไนต์

2) ในสภาพชุบแข็งเนื้อพื้นของชิ้นงาน 16% โครเมียม และชิ้นงาน 26% โครเมียม ประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ทุติยภูมิประเภท $M_{23}C_6$ และออสเตไนต์เหลือค้างทั้งสองส่วนผสม ชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งมีปริมาณมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ทุติยภูมิมากกว่าชิ้นงานที่เย็นตัวโดยใช้ลมเป่า และชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งมีปริมาณออสเตไนต์เหลือค้างน้อยกว่าชิ้นงานที่เย็นตัวโดยใช้ลมเป่า

3) ความแข็งในสภาพชุบแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งสูงกว่าชิ้นงานที่เย็นตัวโดยใช้ลมเป่า และสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้าง (V_γ) ของ ชิ้นงานเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งต่ำกว่าชิ้นงานเย็นตัวโดยใช้ลมเป่า

4) ในสภาพอบคืนไฟกราฟความแข็งแสดงการแข็งขึ้นทุติยภูมิ (Secondary Hardening) ในทุกชิ้นงาน โดยชิ้นงานเย็นตัวโดยใช้ลมเป่าและไม่ผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งมีระดับการแข็งขึ้นทุติยภูมิสูงกว่าชิ้นงานที่ผ่าน การเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็ง ค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างลดลงเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนไฟ ค่าความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนไฟ (H_{Tmax}) เกิดขึ้นที่ 500 องศาเซลเซียส สำหรับชิ้นงานเย็นตัวโดยใช้ลมเป่า และ 450 องศาเซลเซียส สำหรับชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็ง ค่าความแข็งสูงสุดพบในชิ้นงาน 16% โครเมียม ที่ผ่านการเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งมีค่าความแข็งเท่ากับ 810 HV_{30} และมีค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเตไนต์เหลือค้างประมาณ 4%

5) การเย็นตัวต่ำกว่าจุดเยือกแข็งในงานวิจัยนี้สามารถเพิ่มความแข็งให้กับเหล็กหล่อโครเมียมสูงได้ประมาณ 40 HV_{30} เมื่อเทียบกับการเย็นตัวโดยใช้ลมเป่า โดยความแข็งที่ได้รับอยู่ในระดับที่เพียงพอกับการใช้งานคือมากกว่า 800 HV_{30} และสามารถลดปริมาณออสเตไนต์เหลือค้างลงได้

5. กิตติกรรมประกาศ

คณะผู้วิจัยขอขอบคุณ Prof. Dr.Yasuhiro Matsubara และ Prof. Dr. Kaoru Yamamoto แห่ง National Institute of Technology, Kurume College ประเทศญี่ปุ่น ในความอนุเคราะห์เครื่องมือในการวัดปริมาณออสเตไนต์เหลือค้าง คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม สำหรับอุปกรณ์และเครื่องมือสำหรับการทำวิจัยและคณะ

ครุศาสตร์อุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลอีสาน วิทยาเขตขอนแก่น สำหรับการสนับสนุนการทำวิจัย

เอกสารอ้างอิง

[1] *Abrasion resistant cast iron*, 3rd ed. American foundry society, Des Plaines, 2000.

[2] O. N. Dogan, J. A. Hawk, and G. Laird II, "Solidification structure and abrasive resistance of high chromium white irons," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 28A, pp. 1315–1328, 1997.

[3] G. Laird and G. L. F. Powell, "Solidification and solid-state transformation mechanisms in Si alloyed high-chromium white cast irons," *Metallurgical Transactions A*, vol. 24, pp. 981–988, 1993.

[4] R. B. Gundlach and J. L. Parks, "Influence of abrasive hardness on the wear resistance of high chromium irons," *Wear*, vol. 46, pp. 97–108, 1978.

[5] S. Inthidech, P. Sricharoenchai, and Y. Matsubara, "Effect of alloying elements on heatTreatment behavior of hypoeutectic high chromium cast iron," *Materials Transactions*, vol. 47, no. 1, pp. 72–81, 2006.

[6] G. II. Laird, "Microstructure of Ni-hard I, Ni- hard IV and high-Cr white cast irons," *American Foundry Society Transactions*, vol. 95, pp. 339–357, 1991.

[7] F. Maratray and A. Poulalion, "Austenite retention in High-Chromium white iron," *American Foundry Society Transactions*, vol. 90, pp. 795–804, 1982.

[8] Y. Matsubare, K. Ogi, and K. Matsuda. "Eutectic solidification of high chromium cast iron-eutectic structures and their quantitative analysis," *American Foundry Society Transactions*, vol. 89, pp. 183–196, 1981.

[9] M. Kuano, K. Ogi, and K. Matsuda, "Influence of destabilization heat treatment on martensitic transformation of high chromium cast iron," *The Journal of The Japan Found*, vol. 54, pp. 586–592, 1982.

[10] R. L. Pattyn, "Heat treatment of High-cr white irons," *American Foundry Society Transactions*, vol. 97, pp. 161–167, 1993.

[11] I. R. S Are and B. K. Arnold, "The effect of heat treatment on the gouging abrasion resistance of alloy white cast irons," *Metallurgical and Material Transaction* A, vol. 26, pp. 357–370, 1995.

[12] P. Kosasu, "Effect of silicon on abrasive wear behavior of Heat-treated 16% Cr - 2% Mo cast iron," *RMUTI Journal Science and Technology*, vol. 12, no. 1, 2019 (in Thai).

[13] P. Payson, "*The Metallurgy of Tool Steels*, Wiley, New York, 1962.

[14] H. huaiLiu, J. Wang, B. luoShen, H. S. Yang, S. J. Gao, and S. J. Huang, "Effects of deep cryogenic treatment on property of 3Cr13Mo1V1.5 high chromium cast iron," *Materials and Design*, vol. 28, no. 3, pp. 1059–1064, 2005.

[15] H. Liu, J. Wang, H. Yang, and B. Shen, "Effects of cryogenic treatment on microstructure and abrasion resistance of CrMnB high-chromium cast iron subjected to sub-critical treatment," *Materials Science and Engineering A*, vol. 478, no. 1–2, pp. 324–328, 2008.

[16] H. S. Yang, J. Wang, B. L. Shen, H. H. Liu, S. J. Gao,

S. Jiu, and Huang, "Effect of cryogenic treatment on the matrix structure and abrasion resistance of white cast iron subjected to destabilization treatment," *Wear*, vol. 261, no. 10, pp. 1150–1154, 2006.

[17] *Standard practice for X-Ray determination of retained austenite in steel with near random crystallographic orientation*, ASTM E975-13, 2013.

[18] C. Kim, "X-ray method of measuring retained austenite in heat treated white cast irons," *Journal of Heat Treating*, vol. 1, pp. 43–51, 1979.