

## ผลของโมลิบดีนัมต่อความแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน

### Effect of Molybdenum on Hardness of Multi-alloyed White Cast Iron following Heat Treatment

ไพบุณย์ โคตรพรหม<sup>1</sup>, สุดสาคร อินธิเดช<sup>2\*</sup>

Paiboon Khoatepome<sup>1</sup>, Sudsakorn Inthidech<sup>2\*</sup>

Received: 11 January 2017 ; Accepted: 21 March 2017

#### บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาผลของการเติมโมลิบดีนัม (Mo) ในปริมาณ 0 - 7.5% โดยน้ำหนัก (แทนด้วย %) ต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนทำการชุบแข็งขึ้นงานทดสอบที่อุณหภูมิ 1323K เป็นเวลา 3.6ks เย็นตัวโดยใช้พัดลมเป่าทำการอบคืนตัวที่ 673-873K เป็นเวลา 12ks พบว่าโครงสร้างเนื้อพื้นในสภาพชุบแข็งประกอบด้วย ออสเทนไนต์ เหลือค้าง มาร์เทนไซต์ และคาร์ไบด์ลำดับที่สอง ความแข็งในสภาพชุบแข็งเพิ่มขึ้นอย่างช้าๆ เมื่อเพิ่มปริมาณ Mo ความแข็งในสภาพอบคืนตัวแสดงการเกิดการแข็งขึ้นอันดับที่สองเนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและการเปลี่ยนแปลงจากออสเทนไนต์เป็นมาเทนไซต์ ค่าความแข็งหลังการอบคืนตัวสูงสุด ( $H_{T_{max}}$ ) เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 798K ในทุกส่วนผสมค่า  $H_{T_{max}}$  เพิ่มขึ้นอย่างช้าๆ จนถึงจุดสูงสุดที่ 4.98%Mo จากนั้นลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณ Mo โดยค่า  $H_{T_{max}}$  สูงสุดคือ 915HV30 ได้รับในชิ้นงานที่เติม 4.98%Mo

**คำสำคัญ:** เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด กรรมวิธีทางความร้อน ความแข็ง ผลของ Mo

#### Abstract

The effect of 0-7.5 wt%Mo (as shown by %) addition on the hardness of multi-alloyed white cast iron following heat treatment was investigated. The test specimens were hardened at 1323K for 3.6ks and subsequently cooled by forced air. The hardened specimens were tempered at 673-873K for 12 ks and then cooled by still air. It was found that the matrix in the as-hardened state consisted of retained austenite, martensite and secondary carbides. The hardness increased gradually with an increase in Mo content. In the tempered state, the hardness showed a secondary hardening due to the precipitation of secondary carbides and the transformation of austenite to martensite. The maximum tempered hardness ( $H_{T_{max}}$ ) was obtained at 793K in all specimens. The  $H_{T_{max}}$  increased gradually to the maximum value at 4.98%Mo and afterward decreased with an increase in the Mo content. The highest value of  $H_{T_{max}}$ , 915 HV30, was obtained in the 4.98%Mo specimen.

**Keywords:** Multi-alloyed white cast iron, heat treatment, hardness, Mo effect

<sup>1</sup> นิสิตปริญญาโท, <sup>2</sup>รองศาสตราจารย์, สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล, คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม จังหวัดมหาสารคาม 44150

<sup>1</sup> Graduate student, <sup>2</sup>Associate Professor, Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Mahasarakham University, Mahasarakham 44150, Thailand., <sup>\*</sup> Corresponding author, Email: sudsakorn.i@msu.ac.th

**บทนำ**

เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด (Multi-alloyed white cast iron) เป็นหนึ่งในกลุ่มเหล็กหล่อทนการสึกหรอแบบชนิดที่ใช้งานในปัจจุบัน<sup>1</sup> เหล็กหล่อชนิดนี้ได้พัฒนาขึ้นมาใหม่ในประเทศญี่ปุ่นช่วงระยะเวลา 30 ปีที่ผ่านมา โดยมีจุดประสงค์เพื่อใช้ทดแทนเหล็กหล่อโครเมียมสูง<sup>2</sup> เนื่องจากเหล็กหล่อชนิดนี้มีความแกร่งและทนต่อการสึกหรอดีกว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูง 3-5 เท่า<sup>2,3</sup> การใช้งานโดยทั่วไปจะใช้ในอุตสาหกรรมหนักได้แก่ ชิ้นส่วนหลักของเครื่องบดในอุตสาหกรรมซีเมนต์และลูกรีดสำหรับอุตสาหกรรมการผลิตเหล็กกล้า นอกจากนี้ยังใช้เป็นชิ้นส่วนทนการสึกหรอในอุปกรณ์อื่น ๆ<sup>2,4</sup>

เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมีปริมาณคาร์บอน (C) ระหว่าง 1.5-2.5% โดยน้ำหนัก (จากนี้ไปแทนด้วย %) และมีส่วนผสมของธาตุที่สามารถฟอร์คาร์ไบต์ได้แรงเช่น โครเมียม (Cr) วาเนเดียม (V) โมลิบดีนัม (Mo) และทังสเตน (W)<sup>5</sup> ในบางกรณีจะเติมธาตุโคบอล (Co) เพื่อความแข็งแรงและทนต่อการใช้งานที่อุณหภูมิสูง ธาตุแต่ละชนิดที่ฟอร์คาร์ไบต์จะเกิดเป็นคาร์ไบต์ชนิดพิเศษที่มีความแข็งแรงสูงกว่าคาร์ไบต์ที่พบในเหล็กกล้าหรือในเหล็กหล่อโครเมียมสูง<sup>3</sup> ทำให้มีความแข็งแรงและทนการสึกหรอได้ดี นอกจากนี้เหล็กหล่อชนิดนี้มีปริมาณคาร์ไบต์ประมาณ 15-20% โดยปริมาตร<sup>3</sup> ซึ่งต่ำกว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีปริมาณคาร์ไบต์ประมาณ 25-30% โดยปริมาตร<sup>1</sup> ทำให้เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมีความแข็งแรงสูงกว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูง สมบัติเด่นที่สำคัญของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดคือมีความแข็งแรงสูงกว่า 850 HV<sup>4-8</sup> มีความสามารถในการคงสภาพผิวเรียบได้สูง ทนการสึกหรอดีเยี่ยมที่สำคัญคือมีความแข็งแรงและความแข็งแรงสูงกว่าเหล็กหล่อทนการสึกหรอชนิดอื่น<sup>2,3</sup>

โดยทั่วไปพบว่าความต้านทานต่อการสึกหรอไม่ได้ขึ้นกับความแข็งเพียงอย่างเดียวเนื่องจากวัสดุที่แข็งจะทนต่อการสึกหรอแบบชนิดที่กัดดี แต่ในขณะเดียวกันก็มีความเปราะสูงทำให้เกิดการสึกหรอแบบหลุดร่วงได้ง่ายเมื่อมีการกระแทก ดังนั้นในงานที่มีการกระแทกสูงจึงจำเป็นต้องคำนึงถึงความต้านทานต่อการกระแทกร่วมด้วย

ในงานรีดเหล็กกล้าพบว่าอายุการใช้งานของลูกรีดเป็นตัวแปรที่สำคัญต่ออัตราการผลิต โดยความแข็งของลูกรีดมีผลโดยตรงต่ออายุการใช้งาน<sup>1</sup> ดังนั้นการปรับปรุงสมบัติของลูกรีด เช่น ความแข็งและความต้านทานการสึกหรอแบบชนิดที่กัดจึงจำเป็นอย่างยิ่ง โดยปกติสมบัติดังกล่าวของเหล็กหล่อต้านทานการสึกหรอจะได้รับเมื่อผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่เหมาะสมเท่านั้น ซึ่งขั้นตอนของกรรมวิธีทางความร้อนได้แก่ การชุบแข็งและอบคืนตัวคล้ายกับเหล็กกล้าเครื่องมือโดย

ทำการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1273-1373K และเย็นตัวโดยใช้ลมเป่า<sup>4-8</sup> จากนั้นทำการอบคืนตัวในช่วงอุณหภูมิ 673-873K ซึ่งการทำกรรมวิธีทางความร้อนนี้จะช่วยปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของเนื้อพื้นให้เหมาะสมกับการใช้งาน

โมลิบดีนัม (Mo) จัดอยู่ในกลุ่มของธาตุที่ช่วยเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง นอกจากนี้ยังสามารถฟอร์มคาร์ไบด์ชนิด M<sub>2</sub>C ที่มีความแข็งสูงและส่งเสริมการเกิดความแข็งขึ้นอันดับที่สอง (Secondary hardening) ในระหว่างอบคืนตัวได้ดี<sup>9</sup> ทำให้เหล็กหล่อมีความแข็งแรงสูงหลังการชุบ<sup>1</sup> แต่ข้อมูลงานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับผลของ Mo ต่อพฤติกรรมทางกรรมวิธีทางความร้อนในเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดยังไม่มียางาน ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงจะศึกษาการเปลี่ยนแปลงความแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่เติม Mo ในปริมาณ 0-7.5% ในสภาพที่ผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อนเนื่องจากเป็นส่วนผสมที่ใช้งานจริงสำหรับผลิตลูกรีดในงานรีดเหล็กกล้า

**กระบวนการทดลอง**

**การเตรียมชิ้นงานทดสอบ**

ทำการเตรียมวัสดุดิบได้แก่ เศษเหล็กกล้า เหล็กดิบเหล็กหล่อและ Ferro-alloy ให้ได้ส่วนผสมตามเป้าหมายจำนวน 10 กิโลกรัม หลอมวัสดุดิบในเตาเหนี่ยวนำไฟฟ้าความถี่สูงที่อุณหภูมิ 1853K เหนือโลหะที่อุณหภูมิ 1773-1793K ลงในแบบหล่อทรายที่มีเส้นผ่าศูนย์กลาง 25 mm ยาว 65 mm ทำการตัดชิ้นงานให้มีขนาดความหนา 7mm โดยใช้การตัดด้วยลวด (Wire-cutting EDM) ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานทดสอบแสดงดัง Table 1

**Table 1** Chemical composition of test specimens.

	Element ( wt% )							
	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Co
No.1	2.05	0.51	0.48	5.13	0.12	4.95	5.09	1.99
No.2	2.08	0.47	0.48	5.09	1.17	4.92	5.03	2.01
No.3	2.09	0.52	0.50	5.11	3.02	5.06	5.10	2.01
No.4	2.00	0.53	0.49	4.96	4.98	4.98	5.01	2.03
No.5	2.06	0.50	0.47	5.00	7.66	4.98	5.01	1.98

**กรรมวิธีทางความร้อน**

ทำการอบอ่อนชิ้นงานที่ 1173K เป็นเวลา 18 ks และเย็นตัวในเตา ทำการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1323K เป็นเวลา 3.6ks จากนั้นทำให้เย็นตัวโดยใช้ลมเป่าทำการอบคืนตัวชิ้นงานที่อุณหภูมิ 673-873K เป็นเวลา 12 ks เย็นตัวในอากาศ

## การวัดความแข็งและการทดสอบโครงสร้างจุลภาค

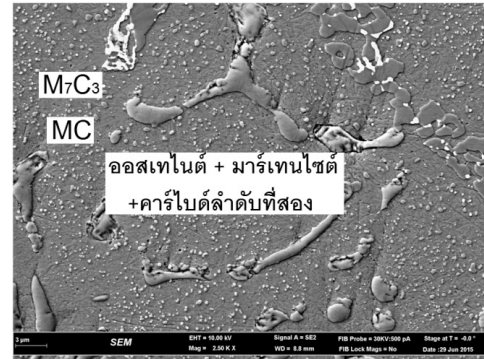
เตรียมผิวชิ้นงานทดสอบโดยการขัดหยาบด้วยกระดาษทรายและขัดละเอียดด้วยผงอะลูมินาทำการทดสอบความแข็งแบบมาโครโดยใช้เครื่อง Vickers hardness ด้วยแรงกดทดสอบขนาด 30 กิโลกรัมและทดสอบความแข็งแบบไมโครโดยใช้เครื่อง Micro-Vickers hardness ด้วยแรงกดทดสอบขนาด 0.1 กิโลกรัมทำการทดสอบ 5 จุด แล้วหาค่าเฉลี่ย ทำการกัดผิวชิ้นงานที่ผ่านการขัดละเอียดด้วยน้ำยา Villella's reagent ที่มีส่วนผสมของ 1 g Picric Acid, 5 cc HCl และ 95 cc Alcohol ทดสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) เพื่อยืนยันผลการทดลอง

## ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผล

### สภาพชุบแข็ง

โครงสร้างจุลภาคของทุกชิ้นงานทดสอบประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์และกลุ่มยูเทคติกตัวอย่างของโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบที่เติม 0.12 และ 7.66% Mo แสดงดัง Figure 1 พบว่าโครงสร้างยูเทคติกของชิ้นงานทดสอบ 0.12% Mo จะประกอบด้วย ออสเทนไนต์+คาร์ไบด์ชนิด MC และ  $M_7C_3$  ส่วนชิ้นงานทดสอบ 7.66% Mo จะพบโครงสร้างยูเทคติกของออสเทนไนต์+คาร์ไบด์ชนิด MC และ  $M_2C$  ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Hashimoto et al<sup>3</sup> ที่รายงานว่าไม่พบคาร์ไบด์ชนิด  $M_7C_3$  ในเหล็กหล่อที่เติม Mo มากกว่า 3% โดยจะพบคาร์ไบด์ชนิด  $M_2C$  เกิดขึ้นมาทดแทนโครงสร้างที่ประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ (สีดำ) เป็นส่วนใหญ่ มีออสเทนไนต์เหลือค้าง (สีเทา) บางส่วน และมีคาร์ไบด์ลำดับที่สอง (ก้อนสีขาว) ที่มีขนาดเล็กกระจายอยู่ในบริเวณเดนไดรต์เป็นจำนวนมาก อย่างไรก็ตามการแยกแยะเฟสออสเทนไนต์กับมาร์เทนไซต์จะไม่ชัดเจนเนื่องจากรูปถ่ายมีกำลังขยายต่ำคาร์ไบด์ลำดับที่สองเกิดการตกตะกอนขึ้นในระหว่างการอบที่อุณหภูมิสูง ชิ้นงานที่มี Mo สูงจะพบการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในปริมาณที่สูง เนื่องจาก Mo จะฟอร์มคาร์ไบด์ได้แรง และช่วยส่งเสริมการตกตะกอนของคาร์ไบด์ได้ดี

ผลของธาตุ Mo ต่อความแข็งในสภาพชุบแข็งแสดงดัง Figure 2 โดยค่าความแข็งที่แสดงทั้งหมดเป็นค่าเฉลี่ยและมีค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานไม่เกิน  $\pm 10$  HV<sub>30</sub> พบว่าความแข็งเพิ่มขึ้นช้าๆ เมื่อเพิ่มปริมาณ Mo โดยความแข็งแบบมาโครและความแข็งแบบไมโครมีพฤติกรรมคล้ายกัน ความแข็งแบบไมโครต่ำกว่าความแข็งแบบมาโคร เนื่องจากความแข็งแบบไมโครเป็นความแข็งของเนื้อพื้น ส่วนความแข็งแบบมาโครเป็นความแข็งรวมระหว่างเนื้อพื้นและยูเทคติกคาร์ไบด์



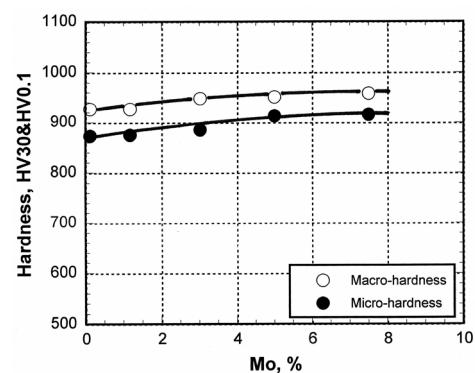
(a) 0.12% Mo



(b) 7.66% Mo

**Figure 1** As-hardened microstructure of specimens with 0.12% and 7.66% Mo.

จากผลการทดลองใน Figure 2 พบว่าการเพิ่มขึ้นของความแข็งเนื่องจากการเพิ่มปริมาณ Mo เกิดจากการเพิ่มขึ้นของปริมาณยูเทคติกคาร์ไบด์ชนิด  $M_2C$  ที่มีความแข็งประมาณ 1500-3000 HV<sup>3</sup> ซึ่งสูงกว่าคาร์ไบด์ประเภท  $M_7C_3$  ที่มีความแข็งประมาณ 1100-1500 HV<sup>3</sup> นอกจากนี้การเพิ่ม Mo ยังทำให้เหล็กหล่อมีความสามารถในการชุบแข็งดีขึ้น และทำให้เกิดการตกตะกอนคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีความแข็งสูงเพิ่มขึ้น การเกิดคาร์ไบด์ลำดับที่สองจะทำให้ให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพและทำให้อุณหภูมิการเกิดมาร์เทนไซต์ (Ms) สูงขึ้น ส่งผลให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ในขั้นตอนการชุบแข็งมากขึ้น ดังนั้นจึงทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้น



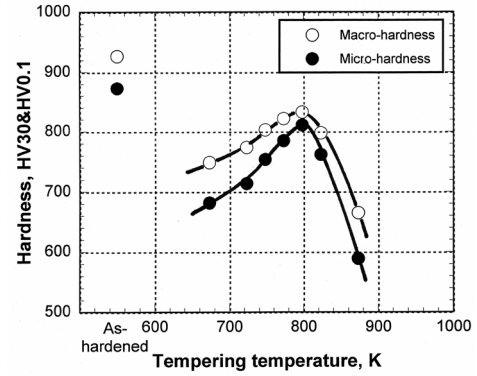
**Figure 2** Effect of Mo content on hardness in the as-hardened state.

**สภาพอบคืนตัว**

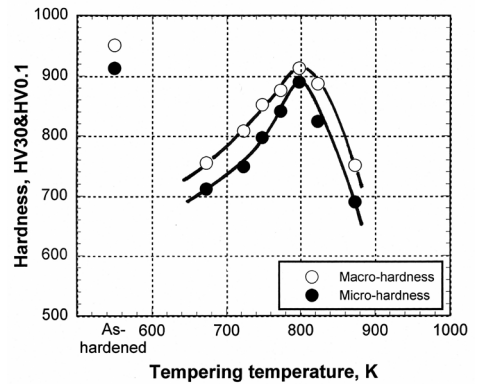
ในระหว่างการอบคืนตัวพบว่าโครงสร้างจุลภาคจะเปลี่ยนแปลงไปจากสภาพชุบแข็ง โดยเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีขนาดเล็กในออสเทนไนต์โดยคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่เกิดขึ้นนี้จะลดธาตุผสมในออสเทนไนต์เหลือค้างลง ทำให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพอีกครั้งหนึ่งและเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้ง่ายขึ้น ส่วนมาร์เทนไซต์ที่เกิดขึ้นในระหว่างการชุบแข็งจะคลายความเค้นและมีความแข็งลดลง

ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและอุณหภูมิในการอบคืนตัวแสดงดัง Figure 3 พบว่าความแข็งจะเพิ่มขึ้นในตอนแรกและจากนั้นจะลดลงเมื่ออุณหภูมิในการอบคืนตัวสูงขึ้นหรือเรียกว่าเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Secondary hardening) เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและการเปลี่ยนเฟสจาก ออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์คาร์ไบด์ลำดับที่สองที่เกิดขึ้นในชิ้นงานที่เติม 0-1%Mo เป็นชนิด  $M_{23}C_6^{1,4,7,8}$  โดยส่วนใหญ่ส่วนชิ้นงานที่เติม 3-7.6%Mo จะเป็นคาร์ไบด์ชนิด  $M_2C$  และ  $M_{23}C_6^{1,4,7,8}$  เนื่องจากมีปริมาณ Mo สูงทั้งนี้คาร์ไบด์ลำดับที่สองที่ตกตะกอนจะเพิ่มความแข็งให้กับเนื้อพื้นอย่างไรก็ตามการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองประเภท  $M_2C$  จะเพิ่มความแข็งของเนื้อพื้นได้มากกว่าชนิด  $M_{23}C_6$  เนื่องจากมีความแข็งสูงกว่ากราฟความแข็งแบบไมโครแสดงพฤติกรรมคล้ายกับความแข็งแบบมาโคร ซึ่งเป็นที่ยืนยันได้ว่าการเปลี่ยนเฟสของเนื้อพื้นในระหว่างการอบคืนตัวจะส่งผลต่อความแข็งโดยรวมของเหล็กหล่อ ความแข็งลดลงเมื่อผ่านจุดที่ให้ค่าความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว ( $H_{Tmax}$ ) เนื่องจากการเกิด Over-tempering โดยออสเทนไนต์เปลี่ยนเฟสเป็นเพอร์ไลต์ที่มีความแข็งต่ำ นอกจากนี้มีมาร์เทนไซต์ที่ได้จากการชุบแข็งถูกอบคืนตัวเปลี่ยนเฟสเป็นเฟไรต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองขนาดใหญ่ อุณหภูมิการอบคืนตัวที่ให้ค่า  $H_{Tmax}$  คือ 798K ในทุกส่วนผสม

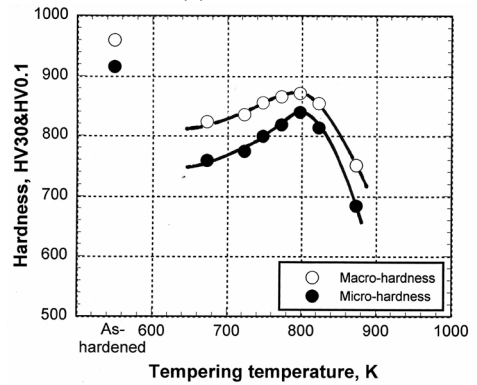
ผลของธาตุ Mo ต่อค่า  $H_{Tmax}$  แสดงดัง Figure 4 ค่า  $H_{Tmax}$  มีค่าเพิ่มขึ้นอย่างมากเมื่อเพิ่มปริมาณ Mo ในช่วง 0.12 - 4.98% การเพิ่มขึ้นของความแข็งนี้เกิดจากการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ของออสเทนไนต์เหลือค้างและการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีความ



(a) 0.12%Mo



(b) 4.98%Mo

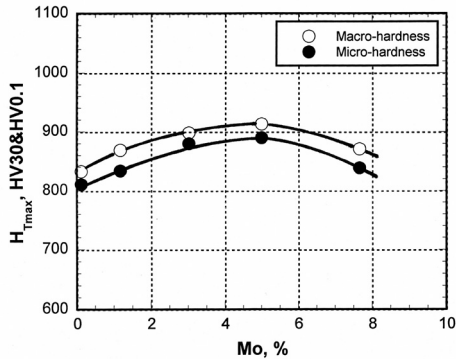


(c) 7.66%Mo

**Figure 3** Relationship between hardness and tempering temperature of specimens.

แข็งสูงเพิ่มมากขึ้น ค่า  $H_{Tmax}$  ลดลงเมื่อปริมาณ Mo เพิ่มขึ้นเกินกว่า 4.98% เนื่องจากการเติม Mo มากเกินไปจะทำให้เกิดยูเทคติกคาร์ไบด์  $M_2C$  ในปริมาณมาก ทำให้เหลือธาตุผสมเช่น C และ Mo ในออสเทนไนต์ต่ำ เมื่อทำการชุบแข็งทำให้ออสเทนไนต์เหลือค้างน้อยเพราะออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพเนื่องจากออสเทนไนต์เหลือค้างจะส่งเสริมการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สอง<sup>4,8</sup> การที่มีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างต่ำในสภาพชุบแข็งจะทำให้เกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองน้อยลง นอกจากนี้การลดลงของธาตุ C และ Mo ในออสเทนไนต์จะทำให้มาร์เทนไซต์ที่เกิดขึ้นมีความแข็งต่ำลงเพราะมีคาร์บอนต่ำ ดังนั้นค่า

$H_{Tmax}$  ของชิ้นงานที่เติม Mo สูงกว่า 4.98% จึงลดลง ค่า  $H_{Tmax}$  สูงสุดได้รับในงานวิจัยนี้คือ 915 HV30 และ 893 HV0.1 ในชิ้นงานที่เติม 4.98%Mo



**Figure 4** Effect of Mo content on maximum tempered hardness ( $H_{Tmax}$ ).

### สรุปผลการทดลอง

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาการเปลี่ยนแปลงความแข็งขณะทำการมวรีทางความร้อนของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่เติม Mo ระหว่าง 0 - 7.5% ได้ทำการชุบแข็งชิ้นงานทดสอบที่ 1323K เป็นตัวโดยการใช้น้ำมันเป่าและอบคืนตัวที่ 673-873K เป็นตัวในอากาศ ซึ่งผลการทดลองสามารถสรุปได้ดังนี้

1. โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด MC และ  $M_7C_3$  ในชิ้นงานที่เติม Mo น้อยกว่า 3% และพบคาร์ไบด์ชนิด MC และ  $M_2C$  ในชิ้นงานที่เติม Mo มากกว่า 3% เนื้อพื้นของทุกชิ้นงานทดสอบในสภาพชุบแข็งประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ออสเทนไนต์เหลือค้าง และคาร์ไบด์ลำดับที่สอง
2. ความแข็งในสภาพชุบแข็งเพิ่มขึ้นตามปริมาณ Mo โดยความแข็งแบบมาโครแสดงพฤติกรรมคล้ายกับความแข็งแบบไมโคร
3. ความแข็งในสภาพอบคืนตัวแสดงการเกิดการแข็งอันดับที่สองเนื่องการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์และการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สอง ค่าความแข็งหลังการอบคืนตัวสูงสุด ( $H_{Tmax}$ ) ได้รับเมื่อทำการอบที่อุณหภูมิ 798K
4. ค่า  $H_{Tmax}$  เพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณ Mo ถึง 4.98% จากนั้นจะมีค่าลดลงเมื่อเพิ่ม Mo สูงขึ้นโดยค่า  $H_{Tmax}$  สูงสุดคือ 915HV 30 ได้รับในชิ้นงานที่เติม 4.98%Mo

### กิตติกรรมประกาศ

คณะผู้วิจัยขอขอบคุณกองทุนสนับสนุนงานวิจัย (สกว.) และบริษัทพานาพลัสจำกัด (โครงการพัฒนานักวิจัยและงานวิจัยเพื่ออุตสาหกรรม-พวอ. ปี 2558 สัญญาเลขที่ MSD

5810083) ที่ให้การสนับสนุนทุนวิจัย ทางผู้วิจัยขอขอบคุณ Prof. Dr. Yasuhiro Matsubara, National Institute of Technology-Kurume ประเทศญี่ปุ่นและคณะวิศวกรรมศาสตรมหาวิทาลัยมหาสารคามสำหรับอุปกรณ์และเครื่องมือวิจัย

### เอกสารอ้างอิง

1. Laird, G, Gundlach, R, Röhring, K. Abrasion-Resistant Cast Irons Handbook. USA: American Foundry Society. 2000.
2. Matsubara Y, Sasaguri N, Wu H.Q., Honda Y, Hashimoto M. A new material for rolling mill rolls-multi-component white cast iron. Proceedings of the International Symposium on Tribology; 1993 Oct 19-22; Beijing: China: 1993. P. 501-510.
3. HASHIMOTO M, KUBO O, MATSUBARA Y. Analysis of Carbides in Multi-component White Cast Iron for Hot Rolling Mill Rolls, ISIJ International. 2004;44:372-380
4. Matsubara Y, Yokomizo Y, Sasaguri N, Hashimoto M. Effect of Carbon Content and Heat-treating Condition on Retained Austenite and Hardness of Multi-component White Cast Iron. J. JFS. 2000;72:471-477.
5. Chang W, Pan Y, Sasaguri N, Matsubara Y. Effect of C and W content and heat treatment condition on microstructure and wear resistance of multi-component white cast iron, Proceedings of the International Conference ABRASION 2008 ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRONS FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS; 2008 Aug 21-24; UNIVERSITY OF TRENTO: Italy; 2008. P. 35-48.
6. Bocallini M Jr, Correa AVO, Sinatoro A. Niobium in multi-component white cast iron, Proceedings of the International Conference ABRASION 2008 ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRONS FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS; 2008 Aug 21-24; UNIVERSITY OF TRENTO: Italy; 2008. P. 49-64.
7. Sasaguri N, Matsubara Y. Effect of Cobalt Content on Air-oxidation behavior of multi-component white cast iron, Proceedings of the International Conference ABRASION 2008 ABRASION WEAR RESIST-

ANT ALLOYED WHITE CAST IRONS FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS; 2002 Aug 16-20, Fukuoka: Japan; 2002. P.119-126.

8. Matsubara Y, Sasaguri N. Heat Treatment characteristic of multi-component white cast iron for cold work roll, Proceedings of the International Conference ABRASION 2008 ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRONS FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS; 2002 Aug 16-20, Fukuoka: Japan; 2002. P.207-216