

ผลของทั้งสแตนสมมูลต่อความแข็งหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีค่าคาร์บอนสมมูลเท่ากับศูนย์

Effect of tungsten equivalent on hardness of heat-treated semi-multi-alloyed white cast irons with 0% carbon balance

วัฒน์ศักดิ์ สำรวาย^{1*} และ สุตสาคร อินธิเดช²
Wattanasak Samruay^{1*} and Sudsakorn Inthidech²

Received: 12 November 2023 ; Revised: 18 January 2024 ; Accepted: 21 February 2024

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาผลของค่าทั้งสแตนสมมูล (W_{eq}) ต่อความแข็งหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีค่าคาร์บอนสมมูล (C_{bal}) เท่ากับศูนย์ ได้เตรียมชิ้นงานที่มีค่า W_{eq} เท่ากับ 6.0 ถึง 8.0% อบอ่อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 950°C เย็นตัวในเตา จากนั้นอบชิ้นงานที่ผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1050 และ 1100°C และชุบแข็งโดยใช้พัดลมเป่า (As-hardened state) อบคืนตัวชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็ง (Tempered state) ที่อุณหภูมิ 400-600°C ผลการทดลองพบว่าโครงสร้างจุลภาคโดยรวมของทุกชิ้นงานประกอบด้วยออสเทนไดต์เดนไดรต์และโครงสร้างยูเทคติกชนิด ($\gamma+MC$) และ ($\gamma+M_2C$) โดยปริมาณโครงสร้างยูเทคติก ($\gamma+M_2C$) มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามค่า W_{eq} ความแข็งในสภาพชุบแข็งลดลงเมื่อค่า W_{eq} เพิ่มขึ้น ความแข็งในสภาพอบคืนตัว แสดงการแข็งขึ้นทุติยภูมิจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิและการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไดต์เหลือค้ำเป็นมาร์เทนไซต์ โดยระดับการแข็งขึ้นทุติยภูมิ (ΔH_s) เพิ่มขึ้นตามปริมาณค่า W_{eq} และอุณหภูมิชุบแข็ง ค่าความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนตัว (H_{Tmax}) เกิดขึ้นที่อุณหภูมิอบคืนตัว 500°C ในทุกชิ้นงาน ค่าสูงสุดของ H_{Tmax} คือ 879 HV30 และ 848 HV0.1 ได้รับในชิ้นงาน 6.7% W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1100°C และอบคืนตัวที่ 500°C

คำสำคัญ: เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิด, กรรมวิธีทางความร้อน, ความแข็ง, ผลของทั้งสแตนสมมูล

Abstract

This study investigates the effect of tungsten equivalent (W_{eq}) on the hardness of heat-treated multi-alloyed white cast iron with a 0% carbon balance. Specimens with W_{eq} values ranging from 6.0 to 8.0% were prepared. The specimens were annealed at 950°C and cooled in the furnace. The annealed specimens were then austenitized at 1050°C and 1100°C, followed by quenching with fan air. After hardening, the specimens were tempered at temperatures between 400°C and 600°C. The results showed that the microstructure consisted of austenite dendrites and eutectics ($\gamma+MC$) and ($\gamma+M_2C$), with the ($\gamma+M_2C$) eutectics increasing as the W_{eq} values increased. Hardness in the as-hardened state decreased with increasing W_{eq} values. The tempered hardness curve demonstrated secondary hardening due to the precipitation of secondary carbides and the transformation of austenite to martensite. The degree of secondary hardening (ΔH_s) increased with higher W_{eq} values and austenitizing temperatures. The maximum tempered hardness (H_{Tmax}) was achieved at a tempering temperature of 500°C in all specimens. The highest H_{Tmax} values, 879 HV30 and 848 HV0.1 were obtained in the 6.7% W_{eq} specimen, hardened at 1100°C and tempered at 500°C.

Keywords: Semi-multi-alloyed white cast iron, heat treatment, hardness, tungsten equivalent effect

¹ นิสิตปริญญาโท, สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล, คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม จังหวัดมหาสารคาม 44150

² รองศาสตราจารย์, สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล, คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม จังหวัดมหาสารคาม 44150

¹ Graduate student, Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Mahasarakham University, Mahasarakham 44150, Thailand

² Associate Professor, Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Mahasarakham University, Mahasarakham 44150, Thailand

* Corresponding author; Wattanasak Samruay Email: tomyarisone@gmail.com

บทนำ

เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดเป็นเหล็กหล่อทนการสึกหรอแบบขัตสีสำหรับผลิตเป็นชิ้นส่วนหรืออุปกรณ์ทนการสึกหรอในอุตสาหกรรมหนัก เช่น อุปกรณ์บิดในงานอุตสาหกรรมเหมืองแร่หรือซีเมนต์ ลูกรีดในกระบวนการรีดร้อนเหล็กกล้า เป็นต้น (Hashimoto *et al.*, 2008) นอกจากนี้ยังใช้เป็นชิ้นส่วนทนการสึกหรอในอุปกรณ์อื่นๆ ที่เกี่ยวข้องกับงานด้านการขัตสี เหล็กหล่อชนิดนี้มีความแข็งแรงสูงและมีความต้านทานการสึกหรอสูงกว่าเหล็กหล่อ Ni-hard และเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่เคยใช้มาในอดีต เนื่องจากมีคาร์ไบด์ที่มีความแข็งแรงสูงและมีปริมาณที่เหมาะสมในโครงสร้างจุลภาค (Matsubara *et al.*, 1993, Hashimoto *et al.*, 2008)

ส่วนผสมพื้นฐานของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดคือ คาร์บอน (C) ประมาณร้อยละ 2 โดยน้ำหนัก (จากนี้ไปแทนด้วย %) และมีส่วนผสมของธาตุที่สามารถรวมตัวเป็นคาร์ไบด์ได้แรง เช่น โครเมียม (Cr) วาเนเดียม (V) โมลิบดีนัม (Mo) และทังสเตน (W) (Hashimoto *et al.*, 2011) อย่างละ 5% ธาตุผสมเหล่านี้สามารถรวมตัวเป็นคาร์ไบด์แข็งซึ่งมีความแข็งแรงสูงในชั้นการแข็งตัว ซึ่งคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นมีความแข็งแรงสูงกว่าคาร์ไบด์ที่พบในเหล็กกล้าหรือในเหล็กหล่อทนการสึกหรอชนิดอื่น (Wu *et al.*, 1994) ดังนั้นจึงทำให้เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมีความแข็งแรงสูงและทนการสึกหรอได้ดีเยี่ยม โดยนอกจากจะมีความแข็งแรงสูงแล้ว ยังมีความแกร่ง (Toughness) สูงกว่าเหล็กหล่อทนการสึกหรอชนิดอื่นๆ (Matsubara *et al.*, 1993) จากการที่มีสัดส่วนของคาร์ไบด์ต่ำ (Hashimoto *et al.*, 2011) แต่สมบัติเหล่านี้จะเกิดขึ้นได้เมื่อผ่านการทำการกรรมวิธีทางความร้อนที่เหมาะสมเท่านั้น

ธาตุ Mo และ W เป็นธาตุผสมหลักในเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง (High speed steel) ซึ่งทั้ง Mo และ W เป็นธาตุที่รวมตัวเป็นคาร์ไบด์ได้แรง สามารถรวมตัวเป็นคาร์ไบด์ยูเทคติกประเภท M_2C และ M_6C (M คือธาตุโลหะที่สามารถรวมตัวเป็นคาร์ไบด์ได้) (Boccalini *et al.*, 2011) ซึ่งมีความแข็งแรงสูงมากกว่า 1500 HV และทนการสึกหรอได้ดีเยี่ยมรองลงมาจากคาร์ไบด์ VC (MC) นอกจากนี้ยังช่วยเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งและส่งเสริมการแข็งขึ้นทุติยภูมิในขั้นตอนการทำการกรรมวิธีทางความร้อน (Secondary hardening) เป็นอย่างดีเนื่องจาก Mo และ W มีผลในเหล็กหล่อคล้ายกัน (Inthidech *et al.*, 2020) แต่น้ำหนักอะตอมของ W จะมากกว่า Mo อยู่สองเท่า ดังนั้นในทางปฏิบัติจึงนิยมใช้ค่าทังสเตนสมมูล (Tungsten Equivalent, W_{eq}) ซึ่งรวมผลของธาตุทั้งสองชนิดเข้าด้วยกัน โดยมีสมการที่ 1 คือ

$$\%W_{eq} = (\%W) + 2(\%Mo) \quad (1)$$

ลูกรีดร้อนในอุตสาหกรรมการผลิตเหล็กกล้านิยมผลิตโดยวิธีหล่อเหวี่ยง (Centrifugal Casting) (Hashimoto *et al.*, 2008) ในกรรมวิธีการหล่อชนิดนี้โลหะหลอมเหลวจะถูกเหวี่ยงและแข็งตัวภายในแม่พิมพ์ที่หมุนด้วยความเร็วสูง ในระหว่างการแข็งตัวจะเกิดคาร์ไบด์จากปฏิกิริยายูเทคติกได้แก่ MC M_2C หรือ M_7C_3 (Matsubara *et al.*, 1993, Hashimoto *et al.*, 2008) โดยคาร์ไบด์แต่ละชนิดจะมีความหนาแน่นไม่เท่ากันและมีความหนาแน่นสูงกว่าโลหะหลอมเหลว ดังนั้นจึงมักเกิดปัญหาการสะสมของคาร์ไบด์ที่มีความหนาแน่นสูงจากแรงเหวี่ยงในกระบวนการหล่อ ส่งผลให้สมบัติทางกลและความต้านทานการสึกหรอของชิ้นงานด้อยลง ดังนั้นจึงมีความพยายามในการปรับลดธาตุที่รวมตัวเป็นคาร์ไบด์ M_2C ที่มีความหนาแน่นสูงลงจากส่วนผสมพื้นฐานแต่ยังคงมีความแข็งแรงและความต้านทานการสึกหรอที่เพียงพอกับการใช้งานได้จากงานวิจัยที่ผ่านมาพบว่า การเติม Mo และ W สูง (โดยเฉพาะ W) จะทำให้คาร์ไบด์ชนิด M_2C ที่มีความหนาแน่นสูงกว่าโลหะหลอมเหลวมาก เนื่องจากมีน้ำหนักอะตอมสูง (Wu *et al.*, 1994, 1996) อย่างไรก็ตามทั้ง Mo และ W ต่างมีความสำคัญในทางด้านการทำการกรรมวิธีทางความร้อนและความต้านทานการสึกหรอ ดังนั้นเพื่อลดผลกระทบจากการสะสมของคาร์ไบด์ชนิด M_2C จึงได้มีการปรับลดปริมาณธาตุทั้ง Mo และ W ลงให้น้อยกว่าส่วนผสมพื้นฐาน โดยเรียกเหล็กหล่อที่ถูกปรับส่วนผสมนี้ว่า “เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิด (Semi-multi-alloyed white cast iron)” (Inthidech *et al.*, 2020)

เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐานได้มีการวิจัยอย่างกว้างขวางทั้งในด้านกระบวนการแข็งตัว (Wu *et al.*, 1994, 1995, 1996, Sasaguri *et al.*, 1996, Hashimoto *et al.*, 2004) การทำการกรรมวิธีทางความร้อน (Yuzo *et al.*, 2010, Matsubara *et al.*, 2002, Yu *et al.*, 1997, Opapaiboon *et al.*, 2015, Khanitnantharak *et al.*, 2009, Meebupha *et al.*, 2017, Laird *et al.*, 2000, Hashimoto *et al.*, 2004, Wu *et al.*, 1995) และความต้านทานการสึกหรอแบบขัตสี (Chang *et al.*, 2008, Yasuhiro *et al.*, 2001, Mitsuo *et al.*, 2006) แต่งานวิจัยเกี่ยวกับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดมีน้อยมาก (Inthidech *et al.*, 2020) ฎุริตและคณะ (Sinphakdee *et al.*, 2018) ได้ศึกษาผลของค่าคาร์บอนสมมูล (Carbon balance, C_{bal}) ต่อความแข็งแรงของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่ผ่านการทำการกรรมวิธีทางความร้อน โดยค่า C_{bal} เป็นค่าประมาณปริมาณคาร์บอนที่ละลายในเนื้อพินตามสมดุล ซึ่งมีผลต่อการเปลี่ยนเฟสในระหว่างการทำการกรรมวิธีทางความร้อน อย่างไรก็ตามค่า C_{bal} เป็นเพียงค่าตามทฤษฎีเท่านั้นเพราะในทางปฏิบัติไม่สามารถวัดปริมาณคาร์บอนที่ละลายในเนื้อพินจริงทั้งหมดได้ จากผลการวิจัยของฎุริตและคณะ (Sinphakdee *et al.*, 2018)

พบว่าเหล็กหล่อที่มีค่า C_{bal} เท่ากับศูนย์โดยประมาณจะให้ค่าความแข็งสูงสุดหลังการทำการกรรมวิธีทางความร้อน ณ ผลิตาและคณะ (Yothathorn *et al.*, 2018) ได้ศึกษาผลของค่า W_{eq} ในช่วง 5.0-6.6% ต่อความแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีค่าคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) เท่ากับ 0.3% พบว่าความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนตัวมีค่าประมาณ 810 HV30 และไม่เปลี่ยนแปลงแม้ว่าค่า W_{eq} จะเพิ่มขึ้น ซึ่งถือว่าความแข็งอยู่ในเกณฑ์ปานกลาง คาดว่าเกิดจากการที่มีออสเทนไนต์เหลือค้างเหลืออยู่เป็นจำนวนมากหลังการชุบแข็ง ทำให้การอบคืนตัวไม่สามารถเปลี่ยนออสเทนไนต์เหลือค้างได้ทั้งหมด นอกจากนี้ อาจเกิดจากการที่มีปริมาณคาร์ไบด์ชนิด M_2C น้อยเกินไป

เพื่อที่จะทำให้เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดมีความแข็งสูงขึ้นหลังการทำการกรรมวิธีทางความร้อนจึงจำเป็นต้องการปรับส่วนผสมเพื่อให้มีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างน้อยลงหลังการชุบแข็ง และสามารถเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้เมื่อทำการอบคืนตัว จากปัญหาที่ได้กล่าวมาก่อนหน้างานวิจัยนี้จึงได้ควบคุมปริมาณธาตุ W ให้อยู่ที่ประมาณ 2% ปรับเปลี่ยนประมาณ Mo ควบคู่กับการคุมค่า C_{bal} ให้มีค่าใกล้เคียง 0% และการทำการกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งผลการทดลองที่ได้รับจะสามารถเป็นแนวทางในการปรับปรุงสมบัติของลูกรีดในอุตสาหกรรมการผลิตเหล็กกล้าต่อไป

กระบวนการทดลอง

การเตรียมชิ้นงานทดสอบ

เตรียมวัตถุดิบได้แก่ เหล็กดิบ เศษเหล็ก และโลหะผสมในปริมาณรวม 15 กิโลกรัม นำมาหลอมรวมกันโดยใช้เตาไฟฟ้าเหนี่ยวนำ ใช้อุณหภูมิในการหล่อหลอม 1580°C แล้วเทน้ำโลหะที่อุณหภูมิ 1500-1520°C ลงในแบบหล่อทรายที่มีช่องว่างเป็นทรงกระบอกขนาด $\phi 25 \times 65$ มม และมีไรเซอร์ขนาดที่เหมาะสมสำหรับการหดตัวในระหว่างการแข็งตัวแสดงดัง Figure 1 กลุ่มผิวหน้าไรเซอร์ทันทีด้วยผงคายความร้อน (Exothermic powder) เพื่อรักษาอุณหภูมิและเพื่อให้เกิดการแข็งตัวในทิศทางเดียวภายหลังการหล่อชิ้นงานถูกตัดให้มีความหนา 7 มม. โดยใช้เครื่องตัดโลหะด้วยลวด (Wire-cutting EDM) ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานทดสอบแสดงดัง Table 1

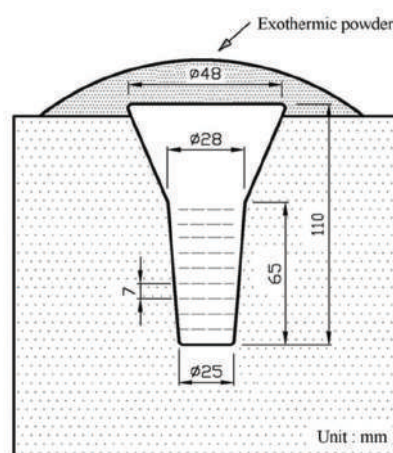


Figure 1 Schematic drawing of CO2 bonded sand mold.

Table 1 Chemical composition of specimens

	Element (wt%)					C_{bal} %	W_{eq} %
	C	Cr	Mo	W	V		
No.1	1.93	5.98	1.99	2.02	5.52	-0.08	6.00
No.2	1.92	5.94	2.46	1.96	5.48	-0.10	6.70
No.3	1.93	5.00	3.02	2.02	5.61	-0.07	8.06

* Si=0.43-0.50%, Mn=0.50-0.56%, S & P<0.01%

$$\%C_{bal} = \%C - \%C_{Stoich} \quad (2)$$

$$\%C_{stoich} = (0.060\%Cr) + (0.063\%Mo) + (0.033\%W) + (0.235\%V) \quad (3)$$

โดยค่า W_{eq} และ C_{bal} ของแต่ละชิ้นงานทดสอบคำนวณจากสมการที่ 1-3 ตามลำดับ (Hashimoto *et al.*, 2011, Boccacini *et al.*, 2011, Inthidech *et al.*, 2020) งานวิจัยนี้มีการควบคุม W ไว้ที่ 2% ตามเหตุผลก่อนหน้าและมีการปรับปริมาณ Mo เพื่อศึกษาผลของค่า W_{eq} เนื่องจากค่า W_{eq} เป็นค่าที่ใช้งานในทางปฏิบัติ

กรรมวิธีทางความร้อน

ขั้นตอนการทำการกรรมวิธีทางความร้อนแสดงดัง Table 2 ผิวชิ้นงานถูกเคลือบด้วยสารป้องกันการเกิดออกซิเดชันอบอ่อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 950°C เป็นเวลา 5 ชั่วโมง และเย็นตัวในเตาเพื่อปรับการกระจายตัวของธาตุผสมและเปลี่ยนเนื้อพื้นให้เป็นเฟอร์ไรต์สำหรับเตรียมชุบแข็ง จากนั้นชุบแข็งชิ้นงานโดยอบชิ้นงานที่อุณหภูมิ 1050 และ 1100°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมงและเย็นตัวด้วยการเป่าพัดลม ชิ้นงานชุบแข็งถูกอบคืนตัวที่ 400-600°C ทุกๆ 50°C เป็นเวลา 3.33 ชั่วโมง (200 นาที) และเย็นตัวในอากาศ

Table 2 Heat treatment conditions

Process	Annealing	Hardening	Tempering
Temperature (°C)	950	1050 1100	400 - 600
Holding (h)	5	1	3.33
Cooling	Furnace	Forced air	Air

การทดสอบความแข็งและโครงสร้างจุลภาค

ผิวชิ้นงานถูกเตรียมโดยการขัดหยาบด้วยกระดาษทรายและขัดละเอียดด้วยผงอะลูมินา ทดสอบความแข็งโดยรวมของชิ้นงานหรือความแข็งแบบมาโคร (Macro-hardness) โดยใช้เครื่องทดสอบวิกเกอร์ส ด้วยน้ำหนักกดทดสอบ 30 kg ทดสอบความแข็งเฉพาะเนื้อพื้นหรือความแข็งแบบไมโคร (Micro-hardness) โดยใช้เครื่องไมโครวิกเกอร์ส น้ำหนักกดทดสอบ 100 g ความแข็งเนื้อพื้นจะวัดตรงตำแหน่งตรงกลางของเดนไดร ซึ่งเป็บริเวณที่ไม่มีคาร์ไบด์ยูเทคติก ในการทดสอบความแข็งแต่ละแบบได้ทำการวัดแบบสุ่มจำนวน 5 จุด แล้วหาค่าเฉลี่ย

โครงสร้างจุลภาคโดยรวมของชิ้นงานถูกตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) โดยกัดผิวชิ้นงานด้วยน้ำยา Groesbeck (KMnO₄ 4 g + NaOH 4 g + Water 100 ml.) และโครงสร้างเนื้อพื้นในสภาพที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนถูกตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบกวาด (SEM) โดยกัดชิ้นรอยชิ้นงานด้วยน้ำยา Villella (Picric acid 1 g + HCl 5 cc + Ethanol 100 cc)

ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผล

โครงสร้างจุลภาคโดยรวมของชิ้นงานทดสอบ

ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคโดยรวมของชิ้นงานทดสอบแสดงดัง Figure 2(a) สำหรับชิ้นงาน 6%W_{eq} และ (b) สำหรับชิ้นงาน 8.06%W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่ 1100°C พบว่าโครงสร้างจุลภาคโดยรวมประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ (γ_p) และโครงสร้างยูเทคติก (γ +คาร์ไบด์) ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยอ้างอิง (Wu *et al.*, 1994) โดยคาร์ไบด์ชนิด MC จะมีลักษณะเป็นแผ่นหรือก้อนสีขาว ส่วนชนิด M₂C จะมีลักษณะเป็นเส้นแถบสีดำ จากโครงสร้างจุลภาคจะเห็นได้ว่าปริมาณของโครงสร้างยูเทคติกชนิด (γ +M₂C) มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามปริมาณ W_{eq} เมื่อทำการวิเคราะห์ด้วยโปรแกรม Image analyzer พบว่าสัดส่วนพื้นที่ (Area fraction) ของยูเทคติกชนิด (γ +M₂C) เพิ่มขึ้นจาก 7.9% ในชิ้นงาน W = 6.00% เป็น 9.4% ในชิ้นงาน W_{eq} = 8.06% เนื่องจากการเพิ่มขึ้นของ Mo และ W จะส่งเสริมการรวมตัวเป็นคาร์ไบด์ชนิด M₂C ได้มากขึ้น

ตัวอย่างโครงสร้างเนื้อพื้นของชิ้นงานชุบแข็งแสดงดัง Figure 3 พบว่าเนื้อพื้นในสภาพชุบแข็งประกอบด้วย มาร์เทนไซต์ (M) คาร์ไบด์ทุติยภูมิ (SC) และออสเทนไนต์เหลือค้าง (γ_r) เมื่อเปรียบเทียบกับงานวิจัยของณัชธิดาและคณะ (Yothathorn *et al.*, 2018) ด้วยภาพถ่าย SEM ของชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนภายใต้สภาวะเดียวกัน พบว่าชิ้นงานใน Figure 3 มีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างน้อยกว่า แต่มีปริมาณมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ทุติยภูมิมากกว่า โดยการเกิดคาร์ไบด์ชนิด M₂C จะลดปริมาณคาร์บอนในโลหะหลอมเหลว ทำให้ค่า C ของชิ้นงานใกล้เคียงกับศูนย์ในขณะเดียวกันทั้ง Mo และ W จะส่งเสริมการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในออสเทนไนต์ในระหว่างการชุบแข็ง ส่งผลให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพมากขึ้น อุณหภูมิการเกิดมาร์เทนไซต์ (M_s) เพิ่มขึ้น จึงทำให้มีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลดลงและมีปริมาณคาร์ไบด์ทุติยภูมิและมาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้นอย่างไรก็ตามเมื่อเพิ่มค่า W สูงจะทำให้มี Mo และ W ละลายในออสเทนไนต์มากขึ้นได้ ซึ่งทั้ง Mo และ W จะลดอุณหภูมิ M_s และทำให้มีออสเทนไนต์เหลือค้างหลังการชุบแข็งมากขึ้นได้

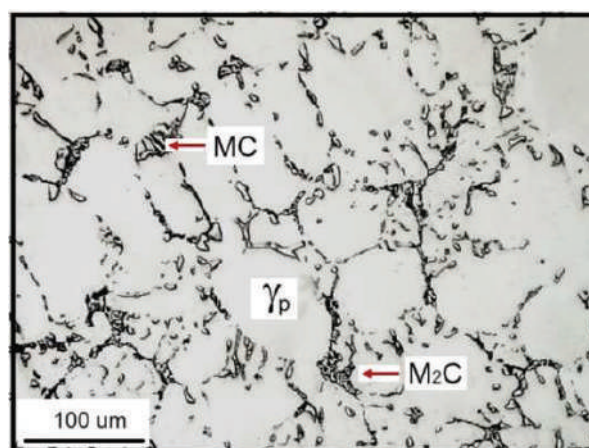
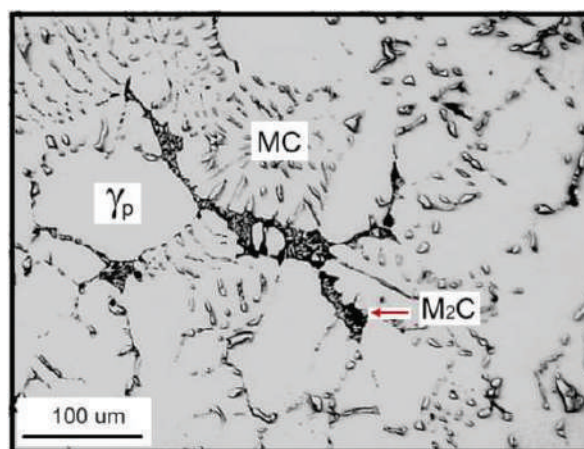
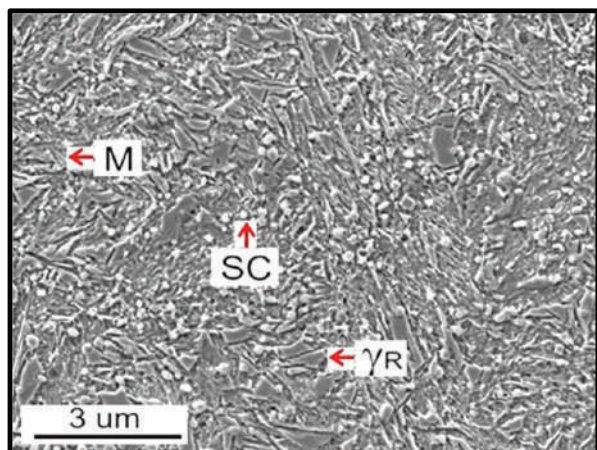
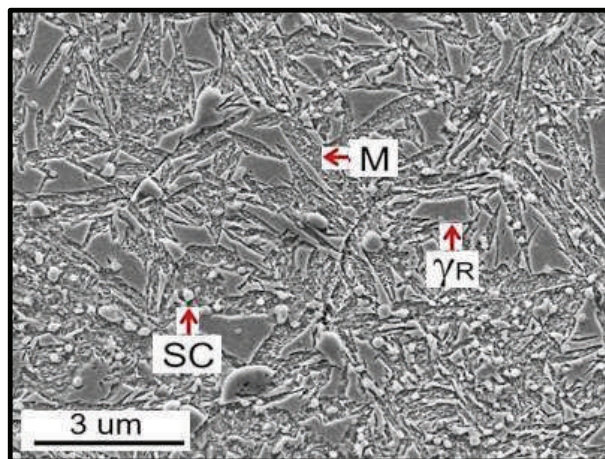
a) W_{eq} = 6.00%b) W_{eq} = 8.06%

Figure 2 Total microstructure of specimens with 6.00 (a) and 8.06% W_{eq} (b) hardening from 1100°C.

นอกจากนี้การเพิ่มอุณหภูมิในการชุบแข็งจะทำให้มีปริมาณออสเทนไนต์มากขึ้นเช่นกัน เนื่องจากที่อุณหภูมิสูงจะเพิ่มขีดจำกัดการละลายของธาตุผสมต่างๆ ในออสเทนไนต์ ทำให้ออสเทนไนต์มีเสถียรภาพและเปลี่ยนเฟสยากขึ้น (Yothathorn *et al.*, 2018)



a) $W_{eq} = 6.00\%$



b) $W_{eq} = 8.06\%$

Figure 3 Matrix structures of as-hardened specimens with 6.00 (a) and 8.06% W_{eq} (b) hardening from 1100°C. (M: martensite, SC: secondary carbide, γ_R : retained austenite)

ผลของ W_{eq} ต่อความแข็งในสภาพชุบแข็ง (As-hardened state)

การทำการมวิธีทางความร้อนจะมีผลเล็กน้อยต่อคาร์ไบด์ยูเทคติก เนื่องจากคาร์ไบด์เหล่านี้มีเสถียรภาพสูงและทนต่อความร้อนมาก (Hashimoto *et al.*, 2004, Sasaguri *et al.*, 1996, Khanitnantharak *et al.*, 2009, Opapaiboon *et al.*, 2015, Meebupha *et al.*, 2017) ในทางกลับกันเนื้อพื้นจะมีการเปลี่ยนแปลงตามสภาวะของกรรมวิธีทางความร้อน ส่งผลให้ความแข็งเปลี่ยนแปลง ผลของค่า W_{eq} ต่อความแข็งของชิ้นงานทดสอบในสภาพชุบแข็งแสดงดัง Figure 4 พบว่า

ความแข็งโดยรวมของชิ้นงานหรือความแข็งแบบมาโครลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า W_{eq} เพิ่มขึ้น ความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1050°C จะสูงกว่าชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1100°C ในทุกชิ้นงาน ความแข็งของเนื้อพื้นหรือความแข็งแบบไมโครแสดงพฤติกรรมคล้ายกันกับความแข็งแบบมาโคร ซึ่งเป็นสิ่งยืนยันว่าการเปลี่ยนเฟสของเนื้อพื้นในระหว่างการทำการมวิธีทางความร้อนส่งผลโดยตรงต่อความแข็งโดยรวมของชิ้นงาน ความแข็งแบบไมโครจะต่ำกว่าความแข็งแบบมาโคร เนื่องจากความแข็งแบบไมโครเป็นความแข็งเฉพาะเนื้อพื้นเท่านั้นซึ่งไม่ได้รวมกับคาร์ไบด์ยูเทคติก การเพิ่มค่า W_{eq} และอุณหภูมิชุบแข็งจะทำให้ความแข็งของชิ้นงานลดลง เนื่องจากการที่มีธาตุผสมละลายในออสเทนไนต์มากขึ้น เป็นผลให้เสถียรภาพออสเทนไนต์เพิ่มขึ้น และอุณหภูมิ M_s ลดต่ำลงเมื่อชุบแข็งแล้วจึงมีออสเทนไนต์เหลือค้างเพิ่มขึ้น แต่มีปริมาณมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ยูเทคติกลดลง ดังตัวอย่างโครงสร้างเนื้อพื้นใน Figure 3 เนื่องจากออสเทนไนต์เป็นเฟสที่อ่อน จึงทำให้ความแข็งของชิ้นงานลดลงอย่างต่อเนื่อง

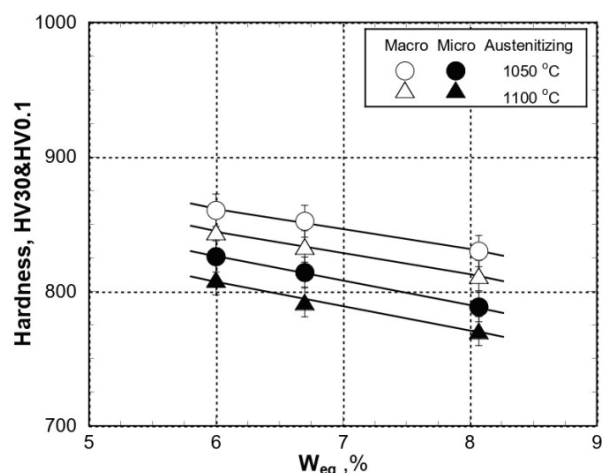


Figure 4 Effect of W_{eq} on hardness in the as-hardened state.

ผลของ W_{eq} ต่อความแข็งในสภาพอบคืนตัว (Tempered state)

ชิ้นงานในสภาพชุบแข็ง (As-hardened state) ทั้งสองอุณหภูมิได้ถูกอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 400-600°C (Tempered state) การใช้อุณหภูมิชุบแข็งต่างกันจะส่งผลต่อการแปลงเฟสในการอบคืนตัวต่างกัน โดยในระหว่างอบคืนตัวจะเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ ยูเทคติกในออสเทนไนต์เหลือค้างจากการชุบแข็งทำให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพและเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ในระหว่างการเย็นตัวซึ่งทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้น แต่ในขณะเดียวกันมาร์เทนไซต์ที่เกิดขึ้นในขั้นตอนการชุบแข็งจะถูกอบคืนตัว โดยจะเกิดคาร์ไบด์ขนาดเล็กขึ้นในมาร์เทนไซต์ ทำให้มาร์เทนไซต์สูญเสียความแข็ง อย่างไรก็ตามในกรณีนี้

มาร์เทนไซต์ที่มีธาตุที่รวมตัวเป็นคาร์ไบด์ได้แรงละลายอยู่ เช่น Cr Mo W หรือ V จะเกิดปฏิกิริยา คาร์ไบด์ (Carbide reaction) ขึ้นในระหว่างอบคืนตัวที่อุณหภูมิในช่วง 500-600°C (Laird *et al.*, 2000) ซึ่งคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นนี้เป็นชนิดพิเศษ (Special carbide) ที่มีความแข็งแรงสูง สามารถทำให้ความแข็งแรงของชิ้นงานเพิ่มสูงขึ้นได้

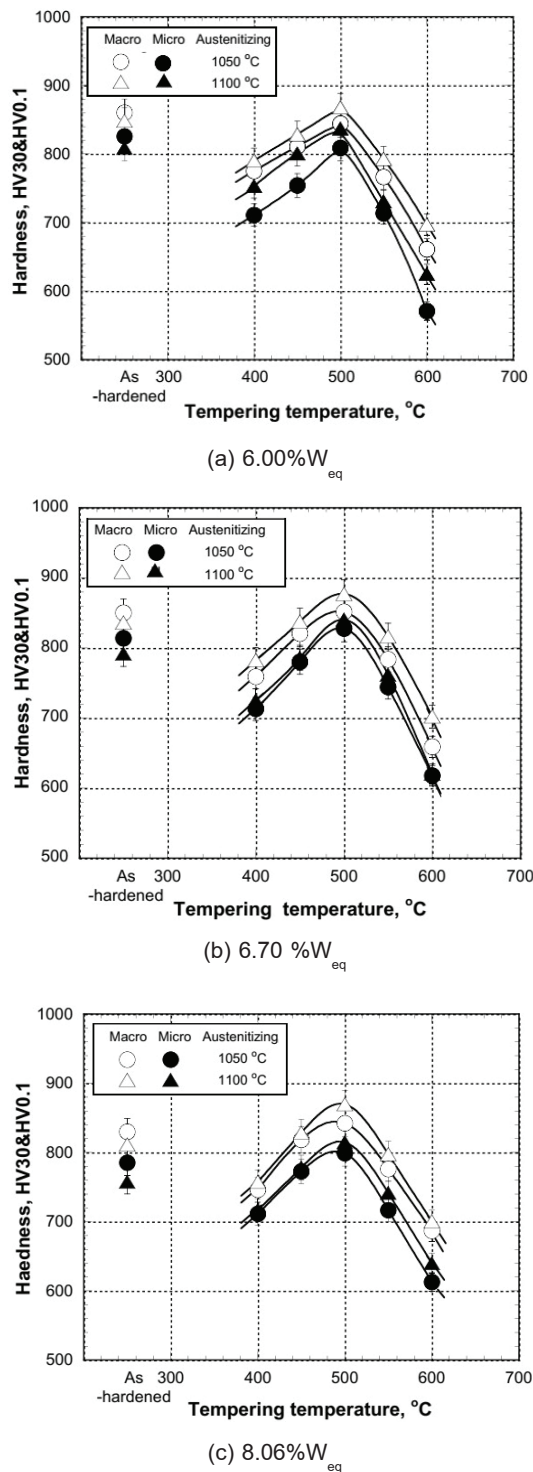
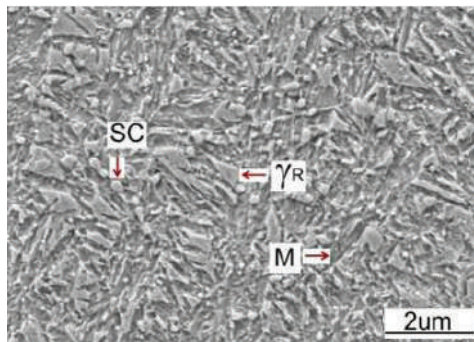


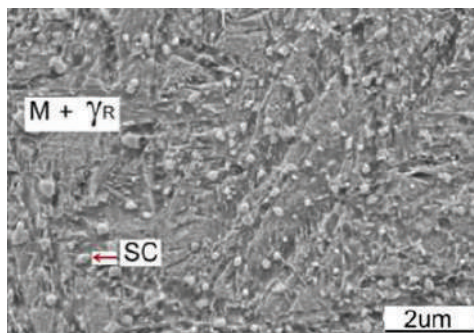
Figure 5 Relationship between hardness and tempering temperature of specimens.

ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงและอุณหภูมิในการอบคืนตัวของทุกชิ้นงานแสดงดัง Figure 5 โดยได้ใส่ค่าความแข็งแรงในสภาพชุบแข็ง (As-hardened) เพื่อการเปรียบเทียบพบว่าความแข็งแรงในสภาพอบคืนตัวจะลดลงจากสภาพชุบแข็งอย่างมากเมื่ออบคืนตัวที่ 400°C จากนั้นความแข็งแรงจะเพิ่มขึ้นจนถึงจุดสูงสุด ($H_{T_{max}}$) ที่อุณหภูมิ 500°C ในทุกชิ้นงาน จากนั้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิอบคืนตัวขึ้นความแข็งแรงลดลงอีกครั้ง ซึ่งเรียกพฤติกรรมของความแข็งแรงแบบนี้ว่าการแข็งขึ้นทุติยภูมิ (Secondary hardening) ความแข็งแรงลดลงอย่างมากจากสภาพชุบแข็งเมื่ออบคืนตัวที่อุณหภูมิต่ำเนื่องจากมาร์เทนไซต์ในสภาพชุบแข็งถูกอบคืนตัวทำให้มาร์เทนไซต์สูญเสียความแข็งแรง เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัวจะเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในออสเทนไนต์มากขึ้นซึ่งทำให้ธาตุผสมในออสเทนไนต์ลดลง ส่งผลให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพและเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้เพิ่มขึ้นจนกระทั่งถึงอุณหภูมิที่เกิด $H_{T_{max}}$ ที่อุณหภูมิ $H_{T_{max}}$ นี้คาดว่าจะมีการเกิดปฏิกิริยาคาร์ไบด์ในมาร์เทนไซต์ โดยคาดว่าจะปฏิกิริยาคาร์ไบด์ชนิด Mo_2C หรือ VC ที่มีความแข็งแรงสูงซึ่งสอดคล้องกับผลการศึกษาก่อนของ Hashimoto และคณะ (Hashimoto *et al.*, 2008) เมื่อเพิ่มอุณหภูมิสูงกว่านี้กลับพบว่าความแข็งแรงลดลงเนื่องจากผลของการเกิด Over-tempering กล่าวคือเกิดการรวมตัวกันของคาร์ไบด์ ทุติยภูมิเป็นก้อนขนาดใหญ่และมีจำนวนลดลง ในขณะที่เดียวกันออสเทนไนต์จะเริ่มเปลี่ยนเฟสเป็นเฟสไฟต์หรือเฟอร์ไรต์แทนมาร์เทนไซต์ ค่า $H_{T_{max}}$ ที่ได้รับอยู่ในช่วง 872-879 HV30 ซึ่งค่าสูงสุดของ $H_{T_{max}}$ ในชิ้นงาน 6.7 และ 8.06%W สูงกว่าความแข็งแรงในสภาพชุบแข็ง

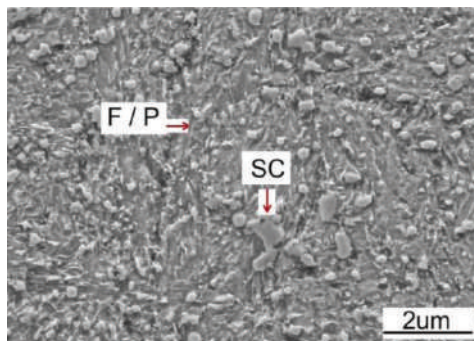
เมื่อชิ้นงานในสภาพชุบแข็งถูกอบคืนตัวภายใต้สภาวะที่เหมาะสมจะเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ ทุติยภูมิในออสเทนไนต์เหลือค้างอีกครั้งหนึ่ง ซึ่งจะทำให้ให้ออสเทนไนต์มีเสถียรภาพลดลง และสามารถเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ในระหว่างการเย็นตัวหลังการอบคืนตัวได้ ส่งผลให้ชิ้นงานมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น แต่ในขณะที่เดียวกันมาร์เทนไซต์ที่เกิดขึ้นจากการชุบแข็งจะถูกอบคืนตัวและสูญเสียความแข็งแรง ซึ่งทั้งสองอย่างนี้ส่งผลโดยตรงต่อความแข็งแรงโดยรวมของชิ้นงานในสภาพอบคืนตัว เพื่อยืนยันการอธิบายข้างต้นจึงได้ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานด้วยกล้อง SEM โดยตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน 8.06%W ที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1100°C และอบคืนตัวที่ 400 500 และ 600°C ตามลำดับแสดงดัง Figure 6 พบว่าเนื้อพื้นของชิ้นงานที่ผ่านการอบคืนตัวที่ 400°C จะคล้ายกับในสภาพชุบแข็ง (Figure 2 (b)) โดยประกอบด้วย ออสเทนไนต์เหลือค้างและมาร์เทนไซต์ที่ถูกอบคืนตัว โดยมีคาร์ไบด์ ทุติยภูมิล็กน้อยซึ่งเกิดจากการใช้อุณหภูมิอบคืนตัวต่ำเกินไปไม่พอที่จะลดเสถียรภาพของออสเทนไนต์เหลือค้างได้



(a) Tempered at 400°C



(b) Tempered at 500°C



(c) Tempered at 600°C

Figure 6 Matrix transformation of specimens with 8.06%W hardening from 1100°C and tempering at 400°C (a), 500°C (b) and 600°C (c). (M: martensite, SC: secondary carbide, γ_R : retained austenite, F: ferrite, P: pearlite)

ส่วนชิ้นงานที่ผ่านการอบคืนตัวที่ 500°C ซึ่งให้ค่า H_{Tmax} ส่วนใหญ่ประกอบด้วยมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ทุติยภูมิ โดยมีออสเทนไนต์เหลือค้างเล็กน้อย ซึ่งเป็นการยืนยันว่าที่อุณหภูมิ 500°C สามารถทำให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิได้ดี ส่วนชิ้นงานอบคืนตัวที่ 600°C ซึ่งมีความแข็งต่ำสุด พบว่าประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิขนาดใหญ่และเฟสไฟไรต์หรือเพอร์ไลต์ (จากการที่มีความแข็งเนื้อพื้นต่ำมาก) ซึ่งคาดว่าเกิดจากการใช้อุณหภูมิสูงเกินไปจนทำให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพมากเกินไป จนทำให้แปลงเฟสเป็นเฟสไฟไรต์หรือเพอร์ไลต์แทน และเกิดการรวมตัวกันของคาร์ไบด์

ทุติยภูมิเป็นก้อนขนาดใหญ่จากการใช้อุณหภูมิสูงเกินไปในการอบคืนตัว ทำให้ความแข็งของเนื้อพื้นลดลง การแปลงเฟสของเนื้อพื้นนี้สอดคล้องกับการเปลี่ยนแปลงของความแข็งในระหว่างการอบคืนตัวแสดงดัง Figure 5

ผลของค่า W_{eq} ต่อค่า H_{Tmax} แสดงดัง Figure 7 พบว่าค่า H_{Tmax} มีค่าเพิ่มขึ้นแล้วลดลงเมื่อ W_{eq} เพิ่มขึ้น ค่า H_{Tmax} ที่เพิ่มขึ้นในช่วงแรกคาดว่าเกิดจากการที่มีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างมากขึ้นเมื่อเพิ่มค่า W_{eq} ซึ่งออสเทนไนต์เหลือค้างนี้จะส่งเสริมการเกิดการแข็งขึ้น ทุติยภูมิในขั้นตอนการอบคืนตัว ทำให้ความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัวเพิ่มขึ้น ส่วนค่า H_{Tmax} ลดลงในช่วงหลังคาดว่าเกิดจากการที่มีออสเทนไนต์ในสภาพชุบแข็งสูงเกินไปเพราะมีธาตุผสมในออสเทนไนต์เพิ่มขึ้น แม้ว่า Mo และ W จะส่งเสริมการเกิดการแข็งขึ้นทุติยภูมิได้ดี แต่ก็ทำให้ออสเทนไนต์มีความเสถียรภาพสูงเช่นกัน ทำให้ออสเทนไนต์แปลงเฟสได้ยากขึ้น ทำให้ความแข็งสูงสุดที่ได้รับต่ำลงเมื่อผ่านการอบคืนตัว

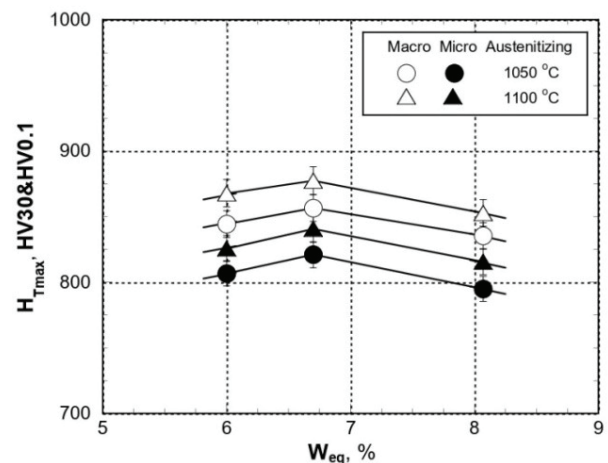


Figure 7 Effect of W_{eq} on H_{Tmax} of specimens.

จากผลใน Figure 7 พบว่าชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิสูง (1100°C) จะให้ค่า H_{Tmax} สูงกว่าชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิต่ำ (1050°C) เล็กน้อย ซึ่งอธิบายได้ว่าเมื่ออุณหภูมิชุบแข็งสูงขึ้นจะทำให้ขีดจำกัดการละลายของธาตุผสมในออสเทนไนต์เพิ่มขึ้นตาม ทำให้มีปริมาณธาตุผสมของ C และธาตุผสมอื่นๆในออสเทนไนต์มาก จึงทำให้ออสเทนไนต์เหลือค้างเพิ่มขึ้นในสภาพชุบแข็ง ซึ่งออสเทนไนต์เหลือค้างนี้จะส่งเสริมการเกิดการแข็งขึ้นทุติยภูมิในระหว่างการอบคืนตัว (Hashimoto *et al.*, 2011, Sasaguri *et al.*, 1996, Khanitnantharak *et al.*, 2009, Opapaiboon *et al.*, 2015, Meebupha *et al.*, 2017) เพื่อยืนยันผลการวิเคราะห์นี้จึงได้หาความสัมพันธ์ระหว่างค่า W_{eq} และระดับการแข็งขึ้นทุติยภูมิ (Degree of secondary hardening) ซึ่งหาได้จากความแตกต่างของความแข็งที่จุด H_{Tmax} และความแข็งเมื่อเริ่มทำการอบ

คืบตัว (ที่ 400°C) โดยแสดงดัง Figure 8 พบว่าระดับการแข็งขึ้นทุติยภูมิเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณ W_{eq} และอุณหภูมิชุบแข็ง ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิเคราะห์ข้างต้น และสอดคล้องกับงานวิจัยอ้างอิง (Inthidech *et al.*, 2020)

เมื่อเปรียบเทียบผลการทดลองที่ได้รับในงานวิจัยนี้กับงานวิจัยอ้างอิงโดย ณัฏฐิตาและคณะ (Yothathorn *et al.*, 2018) พบว่าค่า H_{Tmax} ที่ได้รับในงานวิจัยนี้มีค่าสูงกว่า ซึ่งคาดว่าเกิดจากส่วนผสมที่ออกแบบใหม่ในงานวิจัยนี้ทำให้ชิ้นงานมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างจากการชุบแข็งลดลงและมีเสถียรภาพต่ำลงทำให้ออสเทนไนต์เหลือค้างสามารถเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ได้ในขั้นตอนการอบคืนตัวได้มากขึ้น รวมถึงการที่มีค่า W_{eq} ที่เหมาะสมต่อการเกิด

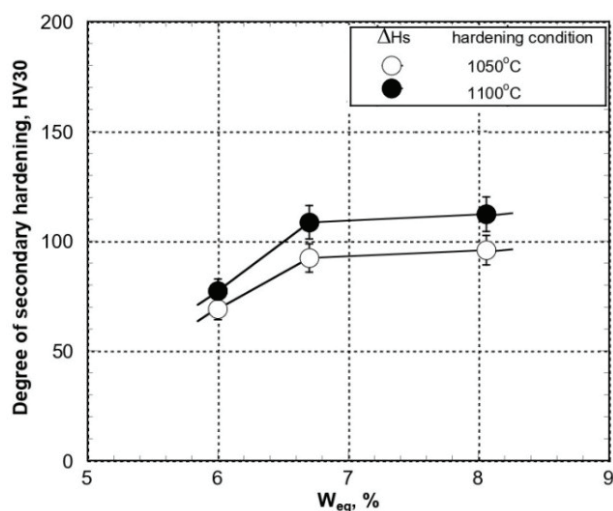


Figure 8 Effect of W_{eq} on degree of secondary hardening.

การแข็งขึ้นทุติยภูมิจะช่วยส่งเสริมการตกตะกอนของ คาร์ไบต์ทุติยภูมิและการเกิดปฏิกิริยาคาร์ไบต์ในระหว่างอบคืนตัวได้ดีขึ้น ในอุตสาหกรรมการผลิตลูกรีดร้อนสำหรับกระบวนการผลิตเหล็กกล้าต้องการเหล็กหล่อที่มีความแข็งสูงกว่า 850 HV30 ซึ่งในงานวิจัยนี้เหล็กหล่อที่มีค่า W_{eq} ในช่วง 6.0-8.0% ผ่านการชุบแข็งที่ 1100°C และอบคืนตัวที่ 500°C ดังแสดงใน Figure 7 ผ่านเกณฑ์คุณสมบัติดังกล่าว อย่างไรก็ตามการทดสอบหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างเพื่อยืนยันผลการวิเคราะห์ข้างต้นและการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีเป็นสิ่งที่จะต้องทำในอนาคตเพื่อเป็นข้อมูลพื้นฐานเพื่อใช้ในการนำไปใช้งานจริงต่อไป

สรุปผลการทดลอง

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาผลของทั้งสเทนสมมูล (W_{eq}) ในช่วง 6.0-8.0% ต่อพฤติกรรมของความแข็งของเหล็กหล่อ

ขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีค่า C_{bal} เท่ากับศูนย์ หลังผ่านการทำการวิธีทางความร้อน ได้แก่ การอบอ่อน ชุบแข็งที่ 1050 และ 1100°C และอบคืนตัวที่ 400-600°C จากผลการทดลองทั้งหมดสามารถสรุปได้ดังนี้

1. โครงสร้างจุลภาคโดยรวมของทุกชิ้นงานประกอบด้วยออสเทนไนต์เดนไดรต์และโครงสร้างยูเทคติกของ ($\gamma+MC$) และ ($\gamma+M_2C$) โดยปริมาณของโครงสร้างยูเทคติก ($\gamma+M_2C$) มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามค่า W_{eq}
2. เนื้อพื้นในสภาพชุบแข็งของทุกชิ้นงานประกอบด้วย มาร์เทนไซต์ คาร์ไบต์ทุติยภูมิและออสเทนไนต์เหลือค้าง โดยปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างเพิ่มขึ้นแต่ปริมาณคาร์ไบต์ทุติยภูมิและมาร์เทนไซด์ลดลงเมื่อเพิ่มค่า W_{eq} และอุณหภูมิในการชุบแข็ง

3. ความแข็งในสภาพชุบแข็งลดลงเมื่อค่า W_{eq} และอุณหภูมิในการชุบแข็งเพิ่มขึ้น โดยความแข็งแบบ ไมโครแสดงพฤติกรรมเดียวกันกับความแข็งแบบมาโคร

4. กราฟความแข็งในสภาพอบคืนตัวแสดงการแข็งขึ้นทุติยภูมิจากการตกตะกอนของคาร์ไบต์ทุติยภูมิและการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ โดยระดับการแข็งขึ้น (ΔH_s) เพิ่มขึ้นตามค่า W_{eq} และอุณหภูมิชุบแข็ง ค่าความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนตัว (H_{Tmax}) เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 500°C ในทุกชิ้นงาน

5. ค่า H_{Tmax} เพิ่มขึ้นจากนั้นจะลดลงเมื่อเพิ่มค่า W_{eq} การเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะทำให้ค่า H_{Tmax} เพิ่มขึ้น โดยค่า H_{Tmax} สูงสุดคือ 879 HV30 and 848 HV0.1 ได้รับในชิ้นงาน 6.7% W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่ 1100°C

6. เหล็กหล่อที่มีค่า W_{eq} ในช่วง 6.0-8.0% ผ่านการชุบแข็งที่ 1100°C และอบคืนตัวที่ 500°C มีความแข็งสูงกว่า 850 HV30 ซึ่งเป็นระดับความแข็งที่ต้องการสำหรับลูกรีดร้อนในกระบวนการผลิตเหล็กกล้า

กิตติกรรมประกาศ

คณะผู้วิจัยขอขอบคุณ Professor Dr.Yasuhiro Matsubara, Professor Dr. Kaoru Yamamoto แห่ง National Institute of Technology Kurume College ประเทศญี่ปุ่นสำหรับความอนุเคราะห์ชิ้นงานทดสอบและคณะวิศวกรรมศาสตรมหาวิทาลัยมหาสารคาม สำหรับอุปกรณ์และเครื่องมือในการทำวิจัยในครั้งนี้

เอกสารอ้างอิง

Boccalini, M. (2011). high speed steels for hot rolling mill rolls. *Abrasion Wear Resistant Alloyed White Cast Iron for Rolling and Pulverizing Mills*, 123-142.

- Chang, W., Pan, Y., Sasaguri, N., & Matsubara, Y., (2008). Effect of C and W content and heat treatment condition on microstructure and wear resistance of multi-component white cast iron. *Abrasion Wear Resistant Alloyed White Cast Iron for Rolling and Pulverizing Mills*, 35-48.
- Hashimoto, M., Kubo, O., & Matsubara, Y. (2004). Analysis of Carbides in Multi-component White Cast Iron for Hot Rolling Mill Rolls. *ISIJ International*, 44(2), 372-380.
- Hashimoto, M., Kubo, O., & Matsubara, Y. (2008). Development of multi-component cast iron (HSS) roll and rolling technology in steel rolling. *Abrasion Wear Resistant Alloyed White Cast Iron for Rolling and Pulverizing Mills*, 1-23.
- Hashimoto, M., Kubo, O., & Matsubara, Y. (2011). Effects of Alloying Element on Compressive and Wear Properties of Multi-Component White Cast irons for Steel Rolling Mill Rolls. *Abrasion Wear Resistant Alloyed White Cast Iron for Rolling and Pulverizing Mills*, 183-192.
- Inthidech, S., & Matsubara, Y. (2020). Effects of Carbon Balance and Heat Treatment on Hardness and Volume Fraction of Retained Austenite of Semi-multi-alloyed White Cast Iron. *International Journal of Metalcasting*, 14(1), 132-143.
- Inthidech, S., Yamamoto, K., & Matsubara, Y. (2020). Effect of Tungsten Equivalent on Heat Treatment Behavior of Semi-multi-alloyed White Cast Iron for Abrasive Wear Resistance. *International Journal of Metalcasting*, 14(1), 1-12.
- Khanitnantharak, W., Hashimoto, M., Shimizu, K., Yamamoto, K., Sasaguri, N., & Matsubara, Y. (2009). Effects of Carbon and Heat Treatment on the Hardness and Austenite Content of a Multi-Component White Cast Iron. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 117, 435-444.
- Laird, G., Gundlach, R., & Rohrig, K. (2000). Abrasion-resistant cast iron handbook. *American Foundry Society Illinois*, 202-203.
- Matsubara, Y., Sasaguri, N., Wu, H.Q., Honda, Y., & Hashimoto, M. (1993). A new material for rolling mill rolls multicomponent white cast iron. *Proceedings of the International Symposium on Tribology, 1993 Oct 19-22, Beijing China*, 501-510.
- Matsubara, Y., Sasaguri, N., Shimizu, K., Sung & Kon Yu. (2001). Solidification and abrasion wear of white cast irons alloyed with 20% carbide forming elements. *Wear*, 250(1-12), 502-510.
- Matsubara, Y., & Sasaguri, N. (2002). Heat treatment characteristic of multi-component white cast iron for cold work roll. *Abrasion Wear Resistant Alloyed White Cast Iron for Rolling and Pulverizing Mills*, 207-216.
- Meebupha, T., Inthidech, S., Sricharoenchai, P. & Matsubara Y., (2017). Effect of molybdenum content on heat treatment behavior of multi-alloyed white cast iron. *Materials transactions*, 58(4), 655-662.
- Mitsuo, H., Yasuyuki, N., Nobuya, S., & Yasuhiro, M. (2006). Influence of Carbon and Vanadium on Mechanical and Hot Wear Properties of Multi-component White Cast Irons for Steel Rolling Mill Rolls. *Journal of Japan Foundry Engineering Society*, 78(5), 238-244.
- Opapaiboon, J., Sricharoenchai, P., Inthidech, S., & Matsubara, Y., (2015). Effect of carbon content on heat treatment behavior of multi-alloyed white cast iron for abrasive wear resistance. *Materials transactions*, 56(5), 720-725.
- Sasaguri, N., Matsubara, Y., & Hashimoto, M. (1996). Solidification process of multi-component white iron for rolls. *Asian Foundry congress (AFC-4)*, 273-281.
- Sinphakdee, P., & Inthidech, S. (2018). Effect of Carbon Balance on Hardness and Retained Austenite of Heat-treated Multi-alloyed White Cast Iron, *Proceedings of the The 14th Mahasarakham University Research Conference (MRC#314)*, Mahasarakham, Thailand 52-60.
- Wu, H-Q., Sasaguri, N., & Hashimoto, M. (1994). Solidification Structures and Their Quantitative Analysis of Multi-Component Cast Iron. *Asian Foundry Congress (AFC-2)*, 109-119.
- Wu, H-Q., Sasaguri, N., Matsubara, Y., & Hashimoto, M. (1995). Type and morphology of carbides precipitated in multi-component white cast iron. *Imono*, 67(1), 49-55.
- Wu, H-Q., Sasaguri, N., Matsubara, Y., & Hashimoto, M. (1996) Solidification of multi-alloyed white cast iron: type and morphology of carbides. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 104, 103-108.

- Yothathorn, N., & Inthidech, S. (2018). Effect of Tungsten Equivalent on Hardness of Heat-treated Multi-alloyed White Cast Iron, *Proceedings of The 14th Mahasarakham University Research Conference (MRC#314)*, Mahasarakham, Thailand. 227-235.
- Yu, S.-K. (1997). Effects of Carbon Content on Microstructure and Amount of Austenite in As-Cast and Heat-Treated Multi-Component White Cast Iron. *Journal of Korea Foundry Society*, 17(5), 488-493.
- Yuzo, Y., et al., (2010). Influence of molybdenum and tungsten contents on behavior of continuous cooling transformation in multi-component white cast iron. *Journal of Japan Foundry Engineering Society*, 82(1), 8-15.