

# อิทธิพลของวานาเดียมต่อความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 16%Cr - 2%Mo

## Influence of Vanadium on Two-body Abrasive Wear Resistance of 16%Cr - 2%Mo Cast Iron

พิสิชญัย โคะสะสุ<sup>1\*</sup>, สุดสาคร อินธิเดช<sup>2</sup>

Pisizchai Kosasu<sup>1\*</sup>, Sudsakorn Inthidech<sup>2</sup>

Received: 23 April 2019 ; 23 August 2019 Revised: ; Accepted: 16 September 2019

### บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 16%Cr - 2%Mo โดยนำเหล็ก (แทนด้วย %) ที่เติม 0 - 3%V ที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน อบอ่อนชิ้นงานทดสอบที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 3 ชั่วโมงและเย็นตัวในเตา ชุบแข็งชิ้นงานโดยการอบที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1.5 ชั่วโมง และเย็นตัวด้วยน้ำมัน อบคืนตัวชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 450 500 และ 550°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง และเย็นตัวในอากาศ ทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุของชิ้นงานทดสอบตามมาตรฐาน ASTM D6037 พบว่าความแข็งของชิ้นงานเปลี่ยนแปลงตามปริมาณของธาตุวานาเดียม และสภาวะของกรรมวิธีทางความร้อน กราฟความสัมพันธ์ ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสียและระยะทางการสึกหรอเป็นแบบเส้นตรง ในทุกชิ้นงาน อัตราการสึกหรอ (Rw, mg/m) ของชิ้นงานลดลงเมื่อความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้น ค่า Rw ลดลงเล็กน้อยเมื่อเติม 1%V จากนั้นจะลดลงอย่างมากเมื่อปริมาณวานาเดียมเพิ่มขึ้น ค่า Rw ต่ำสุดได้จากชิ้นงานอบคืนตัวที่ 500°C ส่วนค่า Rw สูงสุดได้จากชิ้นงานอบคืนตัวที่ 550°C ความต้านทานการสึกหรอสูงสุดได้จากชิ้นงานที่เติม 3%V

**คำสำคัญ:** เหล็กหล่อโครเมียมสูง กรรมวิธีทางความร้อน การสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุ ความแข็ง ผลของวานาเดียม

### Abstract

In this research, the two-body-type abrasive wear resistance of heat-treated 16wt% Cr - 2wt% Mo (as shown by %) with 0 - 3%V cast iron was investigated. The test specimens were annealed at 900°C for 3 h and cooled in a furnace. The annealed specimens were held at 1000°C for 1.5 h and hardened by oil-quenching. The as-hardened specimens were tempered at 450, 500 and 550°C for 2 h and cooled in air. The two-body abrasive wear resistance of specimens was evaluated according to ASTM D6037. It was found that the hardness of specimens varied depending on the vanadium content and heat treatment condition. A linear relationship between wear loss and wear distance was obtained in all specimens. The wear rate (Rw, mg/m) decreased with an increase in the hardness. The Rw value slightly reduced as the vanadium content rose to 1%. At greater than 1%V, the Rw decreased remarkably. At each

<sup>1</sup> อาจารย์, ภาควิชาครุศาสตร์อุตสาหกรรมอุตสาหกรรม คณะครุศาสตร์อุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลอีสาน วิทยาเขตขอนแก่น อำเภอเมือง จังหวัดขอนแก่น 40000.

<sup>2</sup> รองศาสตราจารย์, สาขาวิศวกรรมการผลิต คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม อำเภอกันทรวิชัย จังหวัดมหาสารคาม 44150.

<sup>1</sup> Lecturer, Department of Science in Technical Education (Industrial Engineering), Faculty of Technical Education, Rajamangala University of Technology IsanKhonkaen Campus, Muang, Khonkaen, 40000, Thailand, Tel. 043-336370-1

<sup>2</sup> Assoc. Prof., Department of Manufacturing Engineering, Faculty of Engineering, Mahasarakham University, Khamreang, Kantharawichai, MahaSarakham, 44150, Thailand, Tel.043-754-316 Ext. 3037 Fax. 043-754-316

\* Corresponding author E-mail: pisizchai.k@gmail.com

vanadium content, the lowest  $R_w$  value was obtained in the specimen tempered at 500°C and the highest value of  $R_w$  was obtained in the specimen tempered at 550°C. The highest wear resistance was obtained in the 3%V specimen.

**Keywords:** high Cr cast iron, heat treatment, two-body abrasive wear resistance, hardness, V effect

## บทนำ

เหล็กหล่อโครเมียมสูงจัดอยู่ในกลุ่มเหล็กหล่อทนการสึกหรอแบบขัดสีที่ใช้ในงานในปัจจุบัน โดยผลิตเป็นชิ้นส่วนของเครื่องจักรกลในอุตสาหกรรมเหมืองแร่ซีเมนต์ เหล็กกล้า และเซรามิก เป็นต้น เนื่องจากมีความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีสูง ส่วนผสมที่ใช้ในงานจะมีปริมาณโครเมียม (Cr) ในช่วง 12 - 30% โดยน้ำหนัก (จากนี้ไปแทนด้วย %) และปริมาณคาร์บอน (C) ในช่วง 2.0 - 3.6%<sup>1,2</sup> โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของเหล็กหล่อโครเมียมสูงประกอบด้วยคาร์ไบด์ ยูเทคติกประเภท  $M_7C_3$  ที่มีความแข็งสูงประมาณ 1500HV<sup>1</sup> และมีเนื้อพื้นที่เป็นได้ทั้งออสเทนไนต์ มาร์เทนไซต์หรือเพอไลต์ขึ้นกับส่วนผสมและอัตราการเย็นตัว<sup>1-4</sup> ลูกรีตในอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้านิยมผลิตจากเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีส่วนผสม 15-17%Cr เนื่องจากมีความต้านทานการสึกหรอดีเยี่ยมและมีความแกร่งในระดับที่ตีเมื่อเทียบกับเหล็กหล่อ Ni-hard<sup>1</sup>

ความต้านทานการสึกหรอที่เหมาะสมกับการใช้งานจะได้รับเมื่อเหล็กหล่อโครเมียมสูงผ่านการทำการกรรมวิธีทางความร้อนที่เหมาะสมเท่านั้น โดยขั้นตอนการทำการกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะคล้ายกับเหล็กกล้าเครื่องมือ ได้แก่ การอบอ่อน การชุบแข็ง และการอบคืนตัวตามลำดับ<sup>1-3</sup> แม้ว่าธาตุโครเมียม จะสามารถป้องกันการเกิดโครงสร้างเพอไลต์ได้ดี แต่ในชิ้นงานขนาดใหญ่จำเป็นต้องเติมธาตุผสมอื่น เช่นนิกเกิล (Ni) ทองแดง (Cu) โมลิบดีนัม (Mo) เพื่อเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง<sup>1,3</sup> นอกจากนี้การเติมวานาเดียม (V) หรือ โมลิบดีนัม จะช่วยส่งเสริมการแข็งขึ้น

ลำดับที่สอง (Secondary hardening) ในระหว่าง การอบคืนตัว<sup>3</sup> ทำให้เหล็กหล่อมีความแข็งและ ความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีดีขึ้น ดังนั้นการ เติมธาตุโมลิบดีนัมจึงเป็นที่นิยมเพราะสามารถเพิ่มความสามารในการชุบแข็งและความแข็งในเวลาเดียวกัน

การสึกหรอแบบขัดสีสามารถแบ่งออกเป็น สองประเภทคือชนิดสองวัตถุ (Two-body type) และ ชนิดสามวัตถุ (Three-body type)<sup>1</sup> การสึกหรอชนิดสองวัตถุจะพบในลูกรีตในอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้า ส่วนการสึกหรอชนิดสามวัตถุจะพบในหม้อบดแร่หรือซีเมนต์ การสึกหรอชนิดสองวัตถุจะมีความรุนแรง สูงกว่าการสึกหรอชนิดสามวัตถุ ดังนั้นการพัฒนาและปรับปรุงเหล็กหล่อโครเมียมสูงให้ทนต่อการ สึกหรอได้

มากขึ้นจึงมีความจำเป็นอย่างยิ่งสำหรับภาคอุตสาหกรรม

โดยทั่วไปความต้านทานการสึกหรอของวัสดุ จะขึ้นอยู่กับความแข็งและความแข็งแรงของวัสดุ ซึ่งควบคุมโดยโครงสร้างจุลภาค ได้แก่ ชนิดและปริมาณของโครงสร้างเนื้อพื้นและคาร์ไบด์ยูเทคติก<sup>1</sup> เหล็กหล่อที่มีปริมาณคาร์ไบด์ที่เหมาะสมและมีเนื้อพื้นที่แข็งแรงเช่น มาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สอง จะมีความต้านทานการสึกหรอดีเยี่ยม<sup>4-6</sup> โดยปกติเหล็กหล่อโครเมียมสูงในสภาพหล่อจะมีเนื้อพื้นเป็นเพอไลต์หรือออสเทนไนต์ ทำให้ความแข็งที่ได้อยู่ในเกณฑ์ต่ำคือน้อยกว่า 600 HV<sup>1,3,4</sup> ทำให้ไม่เหมาะสำหรับการนำไปใช้งาน ดังนั้นควรปรับปรุงเหล็กหล่อโครเมียมสูงด้วยกรรมวิธีทางความร้อนและเติมธาตุผสมที่ทำให้เหล็กหล่อมีความแข็งสูงขึ้น โดยธาตุผสมที่สนใจคือวานาเดียม เนื่องจากสามารถเกิดคาร์ไบด์ ชนิดพิเศษประเภท MC ที่มีความแข็งสูงมากกว่า 2000 HV<sup>1</sup> และส่งเสริมการแข็งขึ้นลำดับที่สองได้ดี<sup>1,3,7,8</sup>

แม้ว่าจะมีงานวิจัยเกี่ยวข้องกับการทำการกรรมวิธีทางความร้อน<sup>3</sup> และการทดสอบการสึกหรอแบบ ขัดสีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง<sup>4-11</sup> อย่างไรก็ตามงานวิจัยเกี่ยวกับผลของการเติมวานาเดียมต่อความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อ 16%Cr - 2%Mo มีรายงานน้อย ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงศึกษาอิทธิพลของวานาเดียม 0 - 3%V ต่อความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง 16%Cr - 2%Mo ในสภาพที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ทดสอบโดยใช้การขัดสีชนิดสองวัตถุซึ่งสามารถนำไปประยุกต์ใช้กับลูกรีตในอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้าต่อไป

## วิธีการดำเนินงานวิจัย

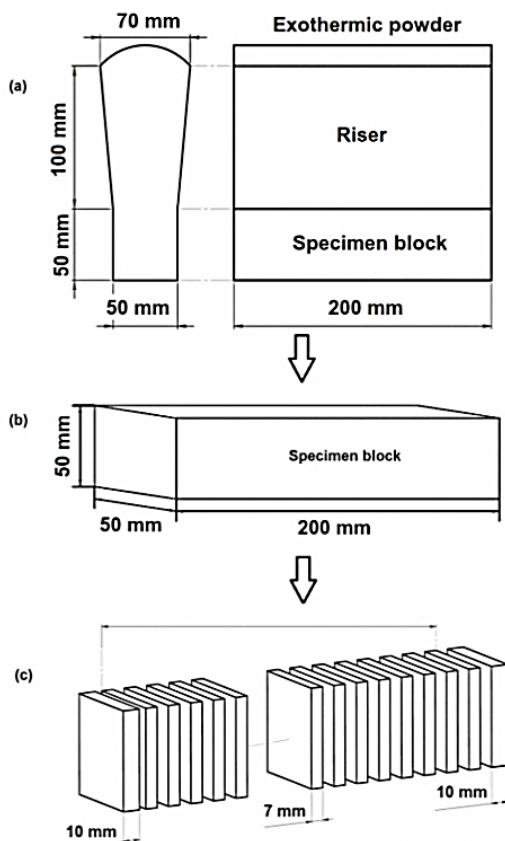
### เตรียมชิ้นงานทดสอบ

ชิ้นงานทดสอบถูกเตรียมโดยนำวัสดุดิบจำนวน 30 กิโลกรัม หลอมในเตาเหนี่ยวนำไฟฟ้าที่อุณหภูมิ 1580°C เทโลหะหลอมเหลวลงในแบบหล่อทรายที่มีช่องว่างดังแสดงใน Figure 1(a) ที่อุณหภูมิ 1500 - 1520°C คลุมผิวหน้าไรเซอร์ด้วยผงคายความร้อนเพื่อป้องกันการเย็นตัวเร็ว ตัดส่วนของไรเซอร์ออก ด้วยเครื่อง Wire-Cut EDM ให้เหลือเฉพาะส่วนของชิ้นงานขนาด 50 x 50 x 200 มิลลิเมตร ดัง Figure 1(b) ทำการตัดส่วนปลายของแท่งชิ้นงานทดสอบ ออกด้าน ละ 10

มิลลิเมตร เนื่องจากบริเวณปลายชิ้นงานมีโครงสร้างแตกต่างจากบริเวณอื่นจากการเย็นตัวเร็ว ตัดแต่งชิ้นงานให้มีความหนาชั้นละ 7 มิลลิเมตร เพื่อใช้ในการทดสอบการสึกหรอ ดัง Figure 1(c) โดยส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานทดสอบแสดง ดัง Table 1 ซึ่งเป็นไปตามมาตรฐาน ASTM A532 (High Chrome Wear Resistant Material Castings)<sup>2</sup>

**กรรมวิธีทางความร้อน**

กรรมวิธีทางความร้อนอ้างอิงตามมาตรฐาน ASTM A532 โดยเริ่มต้นจากการอบอ่อนชิ้นงานทดสอบที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 3 ชั่วโมง ปล่อยให้เย็นตัวภายในเตาเพื่อปรับโครงสร้างเนื้อพื้นให้เป็นเนื้อเดียวกันทั้งชิ้นงาน จากนั้นทำการชุบแข็งชิ้นงานที่ผ่านการอบอ่อนโดยการอบที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง 30 นาที และเย็นตัวในน้ำมัน อบคืนตัวชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 450 500 และ 550°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ



**Figure 1** Schematic drawings of procedure to produce test pieces.

**Table 1** Chemical composition of specimens.

Specimen	Alloy (wt%)				
	C	Cr	Mo	V	Fe
No.1	3.04	15.90	2.01	0.08	balance
No.2	3.07	16.28	2.00	1.03	
No.3	3.03	16.41	1.95	1.97	
No.4	3.05	15.66	2.05	2.81	

\*Si and Mn less than 0.6%, S and P less than 0.01%

**การทดสอบความแข็งและโครงสร้างจุลภาค**

เตรียมผิวชิ้นงานทดสอบโดยการขัดหยาบผิวหน้าชิ้นงานทดสอบด้วยกระดาษทรายตั้งแต่ เบอร์ 80 - 1000 และขัดละเอียดด้วยผงอะลูมินาใน ผ้าสักหลาด ทดสอบความแข็งชิ้นงานด้วยเครื่องทดสอบแบบวิกเกอร์ส (Vickers) ตามมาตรฐาน ASTM E92<sup>2</sup> โดยใช้น้ำหนักกดทดสอบ 30 กิโลกรัมสำหรับความแข็งแบบมหภาค (Macro-hardness) หรือความแข็งรวมของชิ้นงาน และน้ำหนักทดสอบ 100 กรัม สำหรับความแข็งแบบจุลภาค (Micro-hardness) หรือความแข็งของเนื้อพื้น ทำการทดสอบทั้งหมด 5 จุดต่อหนึ่งชิ้นงานแล้วหาค่าเฉลี่ยตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโดยกัดผิวหน้าชิ้นงานทดสอบที่ผ่านการขัดละเอียดด้วยน้ำยา Villella ที่มีส่วนผสมของกรดไฮโดรคลอริก 5 มิลลิตร กรดฟอสฟอริก 1 กรัม และแอลกอฮอล์ 95 มิลลิตร ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) เพื่อยืนยันผลการทดลอง

**ทดสอบการสึกหรอแบบขัดสี**

ชิ้นงานที่ผ่านการขัดละเอียดจะมีความเรียบผิวต่ำกว่า 1 µm (R<sub>max</sub>) แต่ละชิ้นงานถูกทดสอบการสึกหรอชนิดสองวัตถุ โดยใช้เครื่องทดสอบ Suga abrasion test ดังแสดงใน Figure 2 ตามมาตรฐาน ASTM D6037 โดยใช้น้ำหนักทดสอบ 1 กิโลกรัม ล้อขัดสีมีขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 44 มิลลิเมตร หนา 12 มิลลิเมตร ถูกติครอบด้วยแผ่นกระดาษทราย (SiC) ขนาดเม็ดผงเบอร์ 180 โดยใช้กาว ล้อขัดสีหมุนด้วยความเร็ว 0.345 มิลลิเมตรวินาที เพื่อให้ชิ้นงานสัมผัสกับผงขัดสีใหม่ตลอดการทดสอบ ชิ้นงานเคลื่อนที่ไปและกลับในระยะ 30 มิลลิเมตร/สโตรก โดยมีขนาดพื้นที่ขัดสีเท่ากับ 12 x 30 ลูกบาศก์มิลลิเมตร ทดสอบ 400 สโตรกต่อรอบการทดสอบ หลังการทดสอบจะล้างชิ้นงานด้วยอะซิโตนในเครื่องล้างอัลตราโซนิค ทำการชั่งน้ำหนักเพื่อหาปริมาณที่สูญเสียด้วยเครื่องชั่งความละเอียดสูง (0.0001 กรัม) ทดสอบซ้ำที่รอยขัดสีเดิมจำนวน 8 รอบต่อหนึ่งชิ้นงาน รวมเป็นระยะทางการขัดสีทั้งหมด 192 เมตร

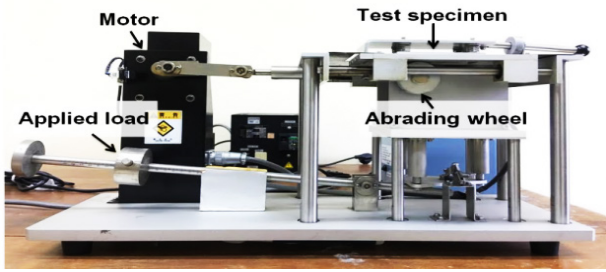
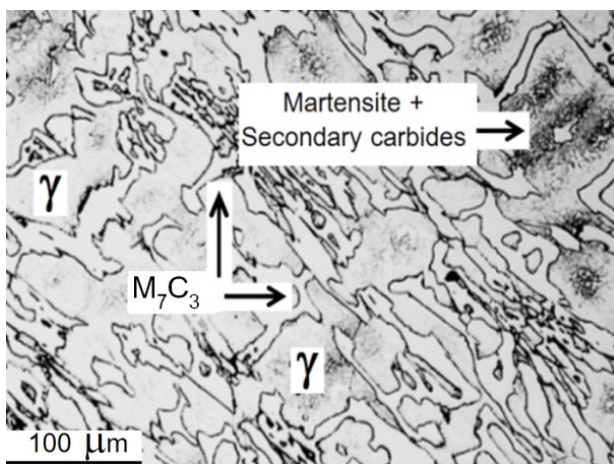


Figure 2 The Suga abrasion tester. (ASTM D6037)

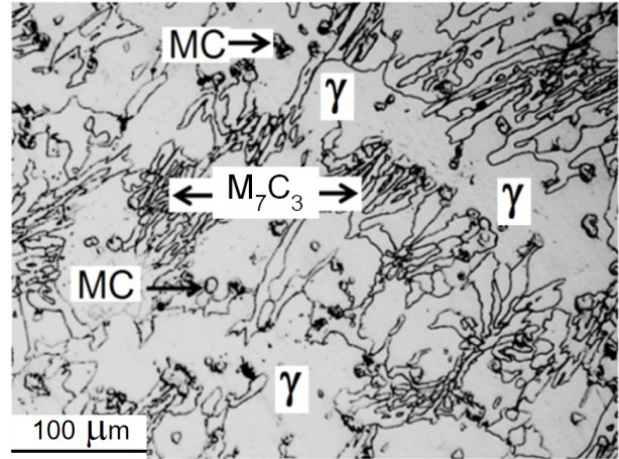
**ผลการทดลอง**

**โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อ**

ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของชิ้นงานทดสอบที่เติม 0 และ 3%V แสดงดัง Figure 3 โครงสร้างจุลภาคของทุกชิ้นงานเป็นไฮโปยูเทคติก ซึ่งประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์และโครงสร้าง ยูเทคติกของ  $\gamma + M_7C_3$  นอกจากนี้ยังพบคาร์ไบด์ปฐมภูมิ ประเภท MC ในชิ้นงานที่เติม 3%V ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Inthidech และคณะ<sup>3</sup> เนื้อพื้นของทุกชิ้นงานประกอบด้วยออสเทนไนต์ ( $\gamma$ ) เป็นส่วนใหญ่ โดยมีมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองบางส่วน เนื่องจากการเติม 16%Cr และ 2%Mo จะสามารถยับยั้งการเกิดเฟสโลไซต์ได้ในระหว่างการเย็นตัวในแบบหล่อ ขนาดของโครงสร้างยูเทคติกเล็กลงเมื่อปริมาณ วานาเดียมเพิ่มขึ้น เนื่องจากวานาเดียมเป็นธาตุที่ช่วยส่งเสริมการเกิดนิวเคลียสของคาร์ไบด์<sup>1,3,7</sup>



(a) 0%V



(b) 3%V

Figure 3 As-cast microstructures of specimens with 0 and 3%V. (By OM)

**โครงสร้างจุลภาคในสภาพที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน**

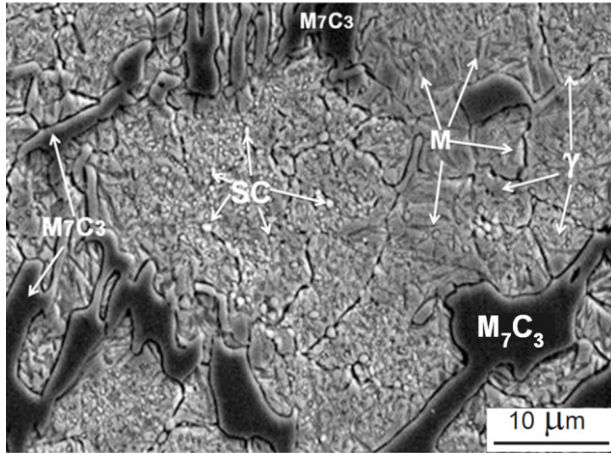
กรรมวิธีทางความร้อนจะมีผลเพียงเล็กน้อยต่อคาร์ไบด์ยูเทคติกเนื่องจากคาร์ไบด์ยูเทคติกมีเสถียรภาพทางความร้อนสูงมาก<sup>1</sup> แต่เนื้อพื้นจะมีการเปลี่ยนแปลงอย่างมากตามสภาวะของกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งจะส่งผลต่อความแข็งและความต้านทานการสึกหรอของเหล็กหล่อ

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบในสภาพชุบแข็งด้วยน้ำมันที่เติม 0 และ 3% V แสดงดัง Figure 4 เนื้อพื้นของทุกชิ้นงานในสภาพชุบแข็งประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ (M) คาร์ไบด์  $M_7C_3$  และ คาร์ไบด์ลำดับที่สอง (SC) เป็นจำนวนมากและมีออสเทนไนต์เหลือค้าง ( $\gamma$ ) เล็กน้อย มีรายงานว่า คาร์ไบด์ลำดับที่สองที่ตกตะกอนในเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีส่วนผสม 16%Cr ส่วนใหญ่เป็นคาร์ไบด์ประเภท  $M_{23}C_6$ <sup>1,3,11</sup> อย่างไรก็ตามมีความเป็นไปได้ที่จะพบ คาร์ไบด์ลำดับที่สองประเภท MC ร่วมกับประเภท  $M_{23}C_6$  ในชิ้นงานที่เติมวานาเดียมสูง<sup>3,7</sup>

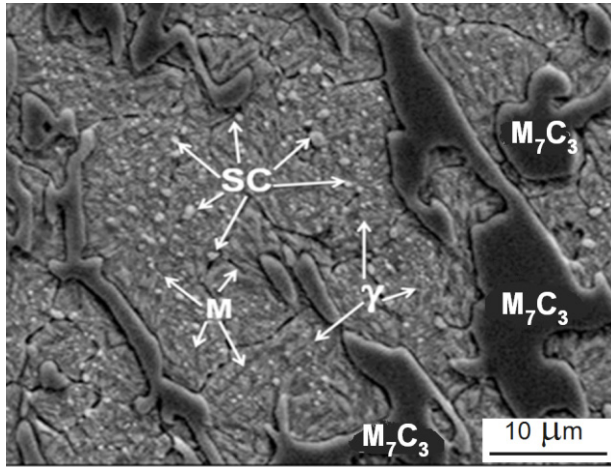
เมื่อเปรียบเทียบโครงสร้างของเนื้อพื้นในสภาพชุบแข็งและสภาพหล่อจะพบว่ามีความแตกต่างกัน ซึ่งเป็นการแสดงให้เห็นว่าเมื่อทำการอบชิ้นงานทดสอบที่อุณหภูมิชุบแข็งจะเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองขึ้นในออสเทนไนต์ การตกตะกอนของ คาร์ไบด์ลำดับที่สองทำให้ปริมาณธาตุคาร์บอนและ ธาตุผสมอื่นที่ละลายในออสเทนไนต์ลดลงส่งผลให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพและเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้นในขั้นตอนการเย็นตัวในน้ำมัน

เมื่อชิ้นงานชุบแข็งถูกอบคืนตัวในช่วง 450 - 550 °C จะพบว่ามาร์เทนไซต์ในสภาพชุบแข็งถูกอบคืนตัวทำให้ความแข็งลดลง อย่างไรก็ตามจะเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีขนาดเล็กในออสเทนไนต์เหลือค้างที่เหลือจากการชุบแข็ง ขึ้น<sup>1,3</sup> ส่งผลให้ออสเทนไนต์เหลือค้างเปลี่ยนเป็น

มาร์เทนไซต์และทำให้ความแข็งของเนื้อพื้นเพิ่มขึ้น ดังนั้นปริมาณของเฟสออสเทนไนต์เหลือค้างจึงลดลง อย่างไรก็ตามการใช้อุณหภูมิอบคืนตัวสูงมากเกินไปจะทำให้เกิดปรากฏการณ์ Over-tempering กล่าวคือ ออสเทนไนต์จะเปลี่ยนเฟสเป็นเพอไลต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีขนาดใหญ่ ส่งผลให้เนื้อพื้นสูญเสียความแข็ง<sup>1,3</sup>



(a) 0% V



(b) 3% V

Figure 4 As-hardened microstructures of Specimens with 0 and 3% V. (By SEM)

ความแข็งในสภาพที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน

ผลของวานาเดียมต่อความแข็งของชิ้นงานทดสอบในสภาพชุบแข็งและอบคืนตัวแสดงดัง Figure 5 พบว่าความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้นตามปริมาณวานาเดียมยกเว้นชิ้นงานอบคืนตัวที่ 550°C โดยความแข็งสูงสุดในแต่ละปริมาณของวานาเดียม ได้รับในชิ้นงานอบคืนตัวที่ 500°C ซึ่งคาดว่าที่อุณหภูมินี้จะเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองจำนวนมาก และมีการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เหลือค้างเป็นมาร์เทนไซต์

มากที่สุด ซึ่งสอดคล้องกับการทดลองของ Inthidech และคณะ<sup>3</sup> ความแข็งในสภาพชุบแข็งต่ำกว่าการอบคืนตัวที่ 500°C เกิดจากการมี ออสเทนไนต์เหลือค้างมากเกินไปทำให้ความแข็งของเนื้อพื้นต่ำ ในชิ้นงานอบคืนตัวที่ 550°C พบว่าความแข็งจะเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อเพิ่มปริมาณวานาเดียม จนถึง 2% จากนั้นความแข็งจะลดลงอย่างมาก คาดว่าเป็นผลจากการที่วานาเดียมเป็นธาตุส่งเสริมการเกิดเพอไลต์<sup>1,3</sup> ทำให้เกิด Over-tempering ได้ง่ายเมื่อทำการอบที่อุณหภูมิสูงเกินกว่า 500°C

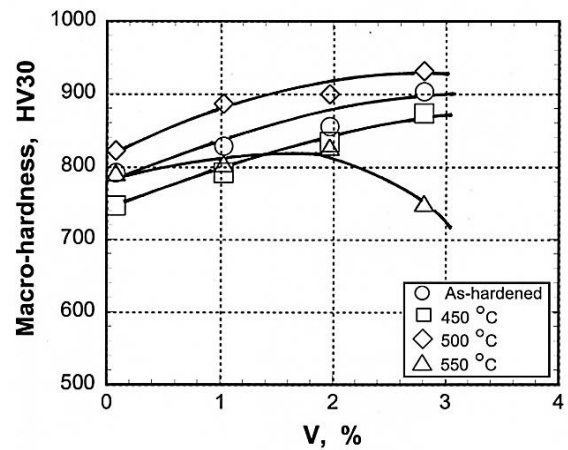
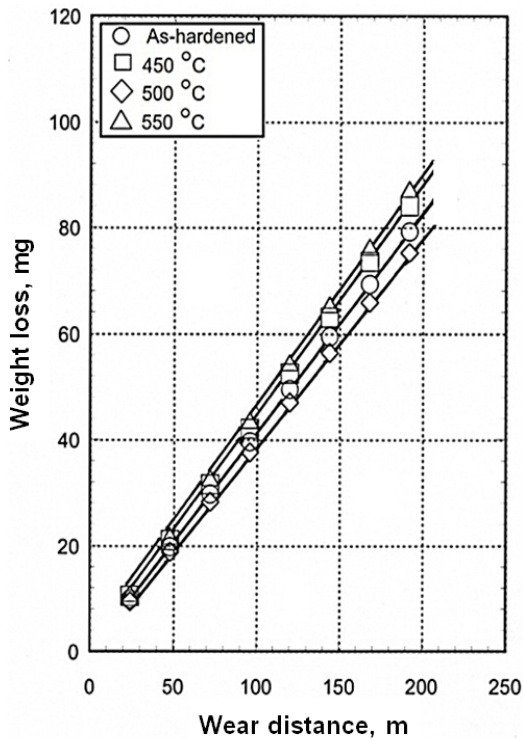


Figure 5 Effect of Vanadium content on macro-hardness of heat-treated specimens.

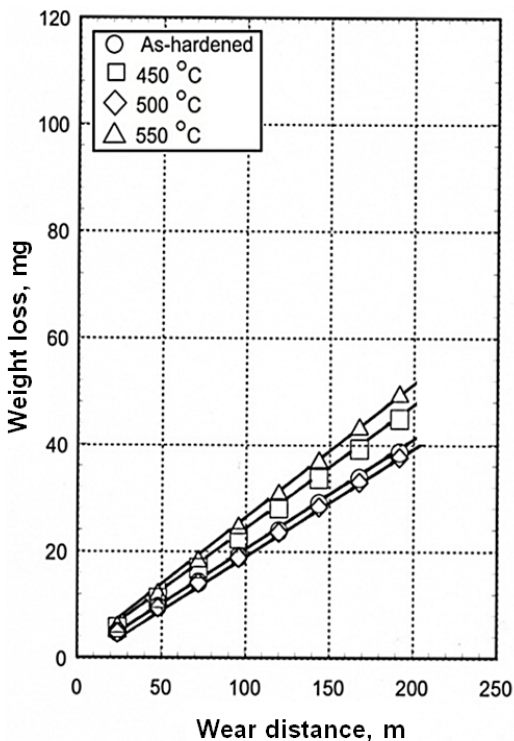
จาก Figure 5 พบว่าความแข็งมากกว่า 900HV30 ได้รับในชิ้นงานที่เติมวานาเดียมมากกว่า 2% ที่ผ่านการอบคืนตัวที่ 500°C จึงคาดว่ามีการเกิดตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองชนิดพิเศษประเภท MC จากปฏิกิริยาคาร์ไบต์ (Carbide reaction) ในเฟสมาร์เทนไซต์ ซึ่งคาร์ไบด์ชนิดนี้มีความแข็งสูงมากกว่า 2000HV ทำให้ความแข็งของเนื้อพื้นเพิ่มสูงขึ้น

พฤติกรรมกรรมการสึกหรอแบบขัดสี

Figure 6 แสดงตัวอย่างผลการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุของชิ้นงาน 0 และ 3%V โดยเป็นความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (Weight loss) และระยะทางในการขัดสี (Wear distance) พบว่าน้ำหนักที่สูญเสียเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรงในทุกชิ้นงาน เมื่อระยะทางในการขัดสีเพิ่มขึ้นซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยอ้างอิง<sup>4-6</sup> ในแต่ละปริมาณของการเติมวานาเดียม พบว่าน้ำหนักที่สูญเสียน้อยที่สุดได้รับในชิ้นงานที่ผ่านการอบคืนตัวที่ 500°C ตามด้วยชิ้นงานในสภาพชุบแข็งส่วนชิ้นงานที่มีน้ำหนักสูญเสียมากที่สุดคือชิ้นงานที่ผ่านการอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 550°C เมื่อเปรียบเทียบโดยรวมพบว่าชิ้นงานที่เติม 3%V จะมีน้ำหนักสูญเสียน้อยที่สุด



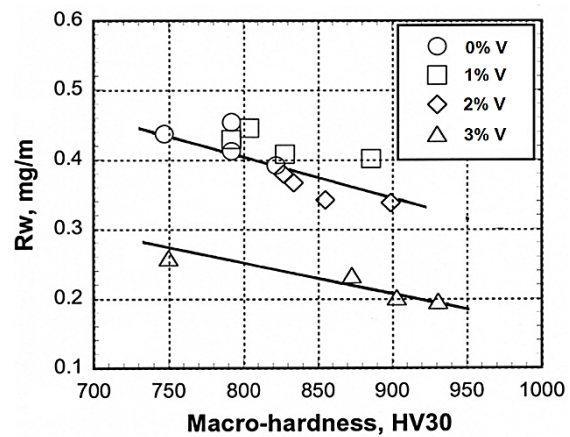
(a) 0%V



(b) 3%V

**Figure 6** Relationship between weight loss and wear distance of specimens with 0 and 3% V.

ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแบบมหภาค ของชิ้นงานทดสอบต่อค่า  $R_w$  ดัง Figure 7 พบว่าค่า  $R_w$  สามารถแบ่งออกเป็นสองกลุ่ม กลุ่มแรกคือกลุ่ม ที่มีค่า  $R_w$  มากกว่า 0.3 mg/m ซึ่งเป็นกลุ่มของชิ้นงานที่เติม 0 - 2%V และกลุ่มที่สองคือกลุ่มที่มีค่า  $R_w$  ต่ำกว่า 0.3 mg/m ซึ่งเป็นชิ้นงานที่เติม 3%V พบว่าค่า  $R_w$  มีแนวโน้มลดลงหรือมีความต้านทานการสึกหรอดีขึ้นเมื่อความแข็งเพิ่มขึ้น ความแข็งที่เพิ่มขึ้นนี้ได้รับการทำกรรมวิธีทางความร้อน โดยเนื้อพื้นหลังการทำกรรมวิธีทางความร้อนส่วนใหญ่ประกอบด้วยคาร์ไบด์ลำดับที่สองและมาร์เทนไซต์เป็นจำนวนมากทำให้มีความแข็งสูง เนื้อพื้นที่แข็งนี้จะช่วยยึดคาร์ไบด์ยุคตกตะกอนไม่ให้หลุดเมื่อถูกขัดสี ซึ่งผลการทดลองนี้สอดคล้องกับงานวิจัยอ้างอิงอื่นๆ<sup>3-11</sup>



**Figure 7** Effect of macro-hardness on wear rate ( $R_w$ ) of specimens.

ชิ้นงานที่เติม 3%V มีค่า  $R_w$  ต่ำกว่าชิ้นงานอื่นอย่างเห็นได้ชัดแม้ในชิ้นงานที่มีความแข็งต่ำ สามารถอธิบายได้ว่าเป็นผลจากการไพบ์ตรูมภูมิชนิด MC ซึ่งมีการรายงานว่าการไพบ์ตรูมชนิดนี้สามารถเพิ่มความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีได้อย่างดีเยี่ยม<sup>1,3,7</sup> เนื่องจากคาร์ไบด์ชนิด MC มีรูปร่างค่อนข้างกลมและมีความแข็งสูงทำให้จำกัดการขยายตัวของรอยแตกในเนื้อพื้นได้อย่างมีประสิทธิภาพ<sup>1,7</sup>

จากผลการทดลองใน Figure 7 จะเห็นได้ว่าแม้ว่าชิ้นงานมีความแข็งเท่ากันแต่จะมีความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีต่างกันได้ ซึ่งเกิดจากการที่เหล็กหล่อมีโครงสร้างจุลภาคแตกต่างกัน ดังนั้นจึงสามารถกล่าวได้ว่าความต้านทานการสึกหรอของเหล็กหล่อโครเมียมสูงไม่ได้ขึ้นกับความแข็งเพียงอย่างเดียว แต่จะขึ้นกับปัจจัยอื่นร่วมด้วย เช่น ชนิดและปริมาณของเฟสต่างๆ ในโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบ

อิทธิพลของวานาเดียมต่อค่า  $R_w$  แสดงดัง Figure 8 ค่า  $R_w$  ลดลงเล็กน้อยเมื่อเติม 1%V จากนั้นค่า  $R_w$  จะลดลงอย่างมากเมื่อปริมาณวานาเดียมเพิ่มขึ้นมากกว่า 1% ค่า  $R_w$  ลดลงเล็กน้อยในช่วงแรก เกิดจากการเติมวานาเดียมในปริมาณ 1% ยังไม่มีผลมากนักต่อการเปลี่ยนเฟส แต่จะมีผลทำให้โครงสร้างละเอียดขึ้น เมื่อเติมวานาเดียมตั้งแต่ 2% ขึ้นไปจะเห็นผลชัดเจนขึ้น โดยจะช่วยส่งเสริมการเกิดคาร์ไบด์ทั้งชนิดยูเทคติก และส่งเสริมการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในระหว่างการอบคืนตัว ซึ่งการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองนี้จะช่วยให้ออสเทนไนต์เหลือค้างเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้นและทำให้เนื้อพื้นมีความแข็งสูงขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับข้อมูลความแข็งของเนื้อพื้นหรือความแข็งแบบจุลภาคใน Table 2 นอกจากนี้การเกิดคาร์ไบด์ปฐมภูมิประเภท MC ในชิ้นงาน 3%V จะช่วยทำให้ความต้านทานการสึกหรอเพิ่มขึ้นดังที่กล่าวไว้ก่อนหน้านี้

ในแต่ละปริมาณของวานาเดียมพบว่าค่า  $R_w$  ต่ำสุดได้รับในชิ้นงานที่อบคืนตัวที่ 500°C ตามด้วยชิ้นงานในสภาพชุบแข็งและอบคืนตัวที่ 450°C ตามลำดับ ส่วนชิ้นงานที่มีค่า  $R_w$  สูงสุดคือชิ้นงานอบคืนตัวที่ 550°C ดังนั้นจึงสามารถกล่าวได้ว่าความต้านทานการสึกหรอที่ดีที่สุดได้รับในชิ้นงานอบคืนตัวที่ 500°C เนื่องจากมีเนื้อพื้นส่วนใหญ่เป็นมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Inthidech และคณะ<sup>5,6</sup> ที่ได้รายงานว่าการต้านทานการสึกหรอที่ดีที่สุดได้รับในชิ้นงานที่มีเนื้อพื้นที่มีปริมาณคาร์ไบด์ลำดับที่สองและมาร์เทนไซต์จำนวนมาก โดยมีออสเทนไนต์เหลือค้างในปริมาณเล็กน้อย ส่วนชิ้นงานที่มีความต้านทานการสึกหรอต่ำที่สุดคือชิ้นงานอบคืนตัวที่ 550°C เนื่องจากเกิด Over-tempering จากการใช้อุณหภูมิอบคืนตัวสูงเกินไป

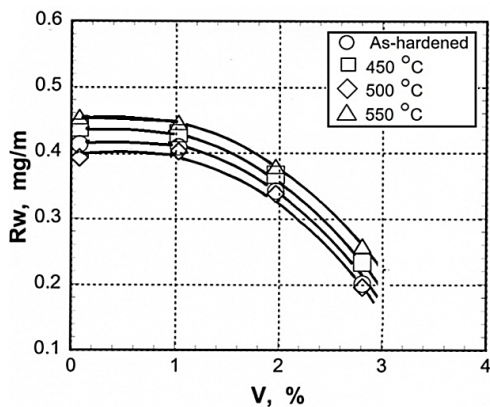


Figure 8 Effect of Vanadium content on wear rate ( $R_w$ ) of specimens.

Table 2 Micro-hardness of specimens.

Specimen	Micro-hardness, HV0.1			
	As-hardened	450°C	500°C	550°C
0%V	731	693	764	744
1% V	766	728	817	753
2% V	798	771	841	766
3% V	847	809	883	698

จากผลการทดลองทั้งหมดสามารถสรุปได้ว่าการเติมวานาเดียมในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 16%Cr - 2%Mo สามารถปรับปรุงความแข็งและเพิ่มความต้านทานต่อการสึกหรอแบบขัดสีได้ โดยชิ้นงานที่มีความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีดีที่สุดคือชิ้นงานที่เติม 3%V อบคืนตัวที่ 500°C อย่างไรก็ตามยังคงต้องศึกษาเชิงลึกต่อไปเกี่ยวกับผลของโครงสร้างจุลภาค เช่น ออสเทนไนต์เหลือค้าง ซึ่งคาดว่าจะมีผลต่อความต้านทานการสึกหรอของเหล็กหล่อโครเมียมสูงเช่นกัน

**สรุปผลและวิจารณ์ผลการทดลอง**

ได้ศึกษาอิทธิพลของการเติมวานาเดียม (V) 0 - 3% ต่อความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 16%Cr - 2%Mo ที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ชิ้นงานถูกชุบแข็งจากอุณหภูมิ 1000°C ด้วยน้ำมันและอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 450 500 และ 550°C ตามลำดับ ได้ทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุของชิ้นงานทดสอบด้วยเครื่อง Suga abrasion tester จากผลการทดลองสามารถสรุปผลได้ดังนี้

1. ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสียและระยะทางการขัดสีเป็นแบบเส้นตรงในทุกชิ้นงาน โดยน้ำหนักที่สูญเสียรวมจากการขัดสีลดลงเมื่อปริมาณวานาเดียมเพิ่มขึ้น
2. ในแต่ละระดับของการเติมวานาเดียมพบว่าชิ้นงานที่มีน้ำหนักสูญเสียรวมน้อยที่สุดได้รับในชิ้นงานอบคืนตัวที่ 500°C ตามด้วยชิ้นงานในสภาพชุบแข็ง ส่วนชิ้นงานที่มีน้ำหนักสูญเสียมากที่สุดคือชิ้นงานอบคืนตัวที่ 550°C
3. อัตราการสึกหรอ ( $R_w$ , mg/m) ของชิ้นงานทดสอบ ลดลงเมื่อความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้น ที่ค่าความแข็งเท่ากันพบว่าชิ้นงานที่เติม 3%V มีค่า  $R_w$  ต่ำที่สุด

4. ค่า  $R_w$  ลดลงเล็กน้อยเมื่อเติม 1%V จากนั้นจะลดลงอย่างมากเมื่อปริมาณวานาเดียมเพิ่มขึ้นมากกว่า 1%
5. ในแต่ละระดับของการเติมวานาเดียมพบว่าค่า  $R_w$  ต่ำสุดหรือความต้านทานการสึกหรอที่ดีที่สุดได้รับในชิ้นงานอบคืนตัวที่ 500°C ส่วนค่า  $R_w$  สูงสุดหรือความต้านทานการสึกหรอต่ำสุดได้รับในชิ้นงานอบคืนตัวที่ 550°C
6. การเติมวานาเดียมสามารถเพิ่มความแข็งและความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีในเหล็กหล่อโครเมียมสูง 16%Cr - 2%Mo ได้ โดยชิ้นงานที่เติม 3%V ผ่านการอบคืนตัวที่ 500°C มีความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีดีที่สุด

### กิตติกรรมประกาศ

คณะผู้วิจัยขอขอบคุณ Prof.Dr.Yasuhiro Matsubara and Prof. Dr. Kaoru Yamamoto แห่ง National Institute of Technology-Kurume College ประเทศญี่ปุ่น และคณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม สำหรับอุปกรณ์และเครื่องมือสำหรับการทำวิจัย และขอขอบคุณ คณะครุศาสตร์อุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลอีสาน วิทยาเขตขอนแก่น สำหรับการสนับสนุนการทำวิจัย

### เอกสารอ้างอิง

1. George L, Richard G and Klaus R. Abrasion-resistant cast iron handbook. Des Plaines: American Foundry Society; 2000.
2. ASTM Standard. ASTM International, 2004
3. Sudsakorn I, Prasonk S, Yasuhiro M. Effect of alloying elements on heat treatment behavior of hypoeutectic high chromium cast iron, Mater Trans 2006;47(1):72-81
4. Pisizchai K, Sudsakorn I, Keartisak S, Yasuhiro M, 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, Mater Trans 2016;57(2): 174-182
5. Sudsakorn I, Attasit C, Prasonk S, Yasuhiro M. Two-body and three-body types abrasive wear behavior of hypoeutectic 26 mass% Cr cast irons with molybdenum Mater Trans 2012;53 (7):1258-1266
6. Sudsakorn I, Pisizchai K, Sumpao Y, Yasuhiro M. Effect of repeated tempering on abrasive wear behavior of hypoeutectic 16 mass% Cr cast iron with molybdenum, Mater Trans 2013;54(1):28-35
7. Xiaowen Q, Zhining J, Qingxiang Y, Yulin Y. Effects of vanadium additive on structure property and tribological performance of high chromium cast iron hard-facing metal, Surface & Coatings Technology 2011;205:5510-5514
8. Bedolla-Jacuinde A, Guerra F V, Mejia I, Zuno-sila J, Rainforth M. Abrasive wear of V-Nb-Ti alloyed high-chromium white irons, wear 2015;332-333:1006-1011
9. Scandian C, Boher C, Mello J D B de, Rezai-Aria F. Effect of molybdenum and chromium contents in sliding wear of high-chromium white cast iron: The relationship between microstructure and wear, Wear 2009;267:401 - 408
10. Jung W, Zhiping S, Rulin Z, Cong L, Baoluo S, Shengji G, Sijiu H. Effects of secondary carbide precipitation and transformation on abrasion resistance of the 16Cr-1Mo-1Cu white iron, JMEPEG 2006;15:316-319
11. Mara A G, Sebastian S, Orlando P, Martin D G, Valentina G, Gaston P, Frank M. High chromium cast irons: destabilized-subcritical secondary carbide precipitation and its effect on hardness and wear properties, JMEPEG 2018; 27:3877-3885