

ผลของการบำบัดเย็นยิ่งยวดต่อการเปลี่ยนแปลงของความแข็งขณะทำการอบชุบได้อุณหภูมิวิกฤตของเหล็กหล่อโครเมียม 16 % - โมลิบดีนัม 2 % โดยน้ำหนักที่เดิมวานาเดียม

Effect of Cryogenic Treatment on Variation of Hardness during Subcritical Heat Treatment of 16 wt% Cr - 2 wt% Mo Cast Iron with Vanadium

พงษ์อนันต์ โสแก้ว,¹ สุตสาคร อินธิเดช,^{2*} เกียรติศักดิ์ ศรีประทีป³

Ponganan Sokawe,¹ Sudsakorn Inthidech,^{2*} Kiattisak Sriprateep³

Received: 3 March 2013 ; Accepted: 28 May 2013

บทคัดย่อ

จากการเตรียมเหล็กหล่อโครเมียม 16% - โมลิบดีนัม 2% โดยน้ำหนักที่เดิมวานาเดียม 0-3% โดยน้ำหนักเพื่อทำการศึกษาผลของการบำบัดเย็นยิ่งยวด ต่อการเปลี่ยนแปลงของความแข็งในการทำกรรมวิธีทางความร้อนแบบการอบชุบได้อุณหภูมิวิกฤต ทำการอบชิ้นงานทดสอบในสภาพหล่อที่อุณหภูมิ 773 - 873 เคลวิน เป็นเวลา 14.4 กิโลวินาที เย็นตัวโดยการใช้น้ำและไนโตรเจนเหลว ความแข็งในสภาพหล่อและสัดส่วนการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์ (f) ค่อย ๆ เพิ่มขึ้นตามปริมาณวานาเดียมในสภาพผ่านการทำการอบชุบได้อุณหภูมิวิกฤต พบว่ากราฟความแข็งแสดงการเกิดความแข็งลำดับที่สอง เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์กลายเป็นมาร์เทนไซต์ ความแข็งในชิ้นงานผ่านการเย็นตัวในไนโตรเจนเหลวจะสูงกว่าเย็นตัวในอากาศในทุกชิ้นงาน ค่าการเปลี่ยนเฟสเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้น ค่าความแข็งสูงสุดเกิดขึ้นในชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิ 823-873 เคลวิน ค่าความแข็งสูงสุด เพิ่มขึ้นช้าๆตามปริมาณวานาเดียมที่เพิ่มขึ้น และค่าความแข็งสูงสุดคือความแข็งวิกเกอร์ 910 โดยใช้ภาระ 30 กิโลกรัมแรง ได้รับในชิ้นงานเดิมวานาเดียม 3% โดยน้ำหนัก

คำสำคัญ: เหล็กหล่อ 16wt%Cr-2wt%Mo ความแข็ง

Abstract

16 wt% Cr - 2 wt% Mo cast irons with 0-3wt% V were prepared in order to clarify the effect of cryogenic treatment on variation of hardness and decomposition of austenite (f) during subcritical heat treatment. As-cast specimens were held at temperature from 773 K -873 K for 14.7 ks, and then cooled by fan air and liquid nitrogen. In the as-cast state, the hardness and f increased gradually with an increase in V content. In the subcritical heat treatment state, the hardness curves showed a secondary hardening due to the precipitation of secondary carbides and the transformation of austenite into martensite. The hardness of nitrogen cooled specimen was higher than that in air cooled specimen. The maximum hardness (H_{STmax}) was obtained at 823-873 K. The H_{STmax} increased with an increase in the V content. The largest H_{STmax} value of 910 HV30 was obtained in the 3 wt% V specimen.

Keywords: subcritical heat treatment, cryogenic treatment, 16wt% Cr-2wt% Mo, hardness

¹ นิสิตปริญญาโท, ^{2,3} ผู้ช่วยศาสตราจารย์, ภาควิชาวิศวกรรมการผลิต, คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม จังหวัดมหาสารคาม 44150

¹ Masher degree student, ^{2,3} Assistant Prof., Department of Manufacturing Engineering, Faculty of Engineering, Mahasarakham University, Kantarawichai District, Mahasarakham 44150, Thailand., ^{2*} Corresponding author, Email: sudsakorn.i@msu.ac.th

บทนำ

เหล็กหล่อโครเมียมสูงมีสมบัติทนการเสียดสีสูงจึงใช้ในงานอุตสาหกรรมปูนซีเมนต์ อุตสาหกรรมเหมืองแร่ และอุตสาหกรรมเหล็ก โดยมีปริมาณคาร์บอนระหว่าง 2.0-3.0% โดยน้ำหนัก (จากนี้ไปแทนด้วย %) และมีโครเมียมในปริมาณ 12-30% และธาตุผสมอื่นเช่นโมลิบดีนัม (Mo) และวานาเดียม (V) เพื่อเพิ่มการต้านทานการสึกหรอและเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง¹⁻⁵ ธาตุโมลิบดีนัม จะเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง ช่วยป้องกันเฟิร์ลไลต์ในชิ้นงานที่มีความหนาสูง ในขณะที่วานาเดียม จะให้คาร์ไบด์มีความแข็งแรงสูงมากและทำให้โครงสร้างของคาร์ไบด์มีความละเอียด^{6,7} นอกจากนี้ยัง ส่งเสริมให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ซึ่งมีความต้านทานต่อการสึกหรอแบบขัดสีสูงกว่าเหล็กหล่อที่มีเนื้อพื้นเป็นออสเทนไนต์หรือเฟลไลต์อย่างเดียวย^{3,8-9}

เหล็กหล่อโครเมียมสูงในสภาพหล่อมีความต้านทานต่อการสึกหรอต่ำ ดังนั้นจึงต้องผ่านการปรับปรุงสมบัติด้วยกรรมวิธีทางความร้อนก่อนใช้งาน ซึ่งหนึ่งในกรรมวิธีทางความร้อนคือการอบชุบได้อุณหภูมิวิกฤต โดยการอบเหล็กหล่อในสภาพหล่อที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิยูเทคตอยด์เหมาะสมกับงานที่ต้องการความแข็งแรงไม่เกินความแข็งแรงวิกเกอร์ 800 โดยใช้ภาระ 30 กิโลกรัมแรง¹⁻³

การบำบัดเย็นยิ่งยวด เป็นวิธีการที่สามารถเพิ่มความแข็งแรงและความต้านทานต่อการสึกหรอ โดยเฉพาะอย่างยิ่งในเหล็กกล้าเครื่องมือ¹⁰ โดยการอบเหล็กกล้าผสมที่อุณหภูมิสูงแล้วเย็นตัวในไนโตรเจนเหลว มีการรายงานว่า การบำบัดเย็นยิ่งยวด สามารถเพิ่มความแข็งแรงและความต้านทานต่อการสึกหรอแบบขัดสีหลังจากการอบชุบแบบทั่วไปคือการชุบแข็งที่อุณหภูมิสูงสำหรับเหล็กหล่อโครเมียม 16% โมลิบดีนัม 1% ทองแดง 1%¹¹ แม้ว่าที่ผ่านมาจะมีการใช้วานาเดียมเพื่อเพิ่มความแข็งแรงและความต้านทานต่อการสึกหรอแบบขัดสีในเหล็กหล่อโครเมียมสูงในสภาพหล่อ^{2,6,7} แต่ยังไม่พบการศึกษาผลของวานาเดียมต่อความแข็งแรงในกรรมวิธีทางความร้อนแบบการอบชุบได้อุณหภูมิวิกฤต และ บำบัดเย็นยิ่งยวด

ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงดำเนินการศึกษาผลของการบำบัดเย็นยิ่งยวด ต่อความแข็งแรงขณะทำการกรรมวิธีทางความร้อนแบบการอบชุบได้อุณหภูมิวิกฤต ในเหล็กหล่อโครเมียม 16% โมลิบดีนัม 1% ที่เติมวานาเดียม 0-3% ซึ่งเป็นส่วนผสมสำหรับอุปกรณ์และเครื่องมือบดในอุตสาหกรรมเหมืองแร่และปูนซีเมนต์

กระบวนการทดลอง

การเตรียมชิ้นงานทดสอบ

ทำการหล่อชิ้นงานทดสอบโดยใช้เตาเหนี่ยวนำไฟฟ้า ความถี่สูง หลอมวัตถุดิบที่อุณหภูมิ 1853 เคลวิน ทำการเทน้ำโลหะที่อุณหภูมิ 1773 - 1793 เคลวิน ลงในแบบหล่อทรายคลุมที่ผิวหน้าของไรเซอร์ด้วยผงคายความร้อนเพื่อควบคุมอุณหภูมิให้เกิดการแข็งตัวในทิศทางเดียว ทำการตัดชิ้นงานหล่อให้มีขนาด 50 x 50 x 7 มิลลิเมตร ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานทดสอบแสดงดัง Table 1

กรรมวิธีทางความร้อนแบบการอบชุบได้อุณหภูมิวิกฤต

ทำการอบชิ้นงานในสภาพหล่อที่อุณหภูมิ 773 - 873 เคลวิน ทุก ๆ 50 เคลวิน โดยมีระยะเวลาในการอบ 14.4 กิโลวินาที และเย็นตัวโดยใช้พัดลมเป่าและไนโตรเจนเหลว

Table 1 Chemical composition of test specimens.

Number	Alloy (wt%)					
	Cr	C	Mo	Mn	Si	V
No.1	15.90	3.04	2.01	0.50	0.52	0.08
No.2	16.28	3.07	2.00	0.54	0.61	1.03
No.3	16.41	3.03	1.95	0.52	0.57	1.97
No.4	15.66	3.05	2.05	0.46	0.58	2.81

การวัดความแข็งแรงและทดสอบโครงสร้างจุลภาค

ทำการทดสอบความแข็งแรง โดยใช้เครื่องทดสอบความแข็งแรงแบบวิกเกอร์ ด้วยแรงกดทดสอบขนาด 297 นิวตัน (30 กิโลกรัมแรง) สำหรับการทดสอบความแข็งแรงระดับมหัพภาค และใช้เครื่องทดสอบความแข็งแรงระดับจุลภาคแบบวิกเกอร์ ด้วยแรงกดทดสอบขนาด 0.98 นิวตัน (0.1 กิโลกรัมแรง) สำหรับการทดสอบความแข็งแรงระดับจุลภาค

การทดสอบโครงสร้างจุลภาคและสัดส่วนการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์

ทำการขัดเตรียมผิวชิ้นงานโดยการขัดหยาบด้วยกระดาษทรายและขัดละเอียดด้วยผงอะลูมินา ทำการกัดผิวชิ้นงานด้วยน้ำยาวีเลลล่า (vilella) ที่มีส่วนผสมของกรดสีเหลือง (picric acid) 1 กรัม, กรดไฮโดรคลอริก (HCl) 5 ลูกบาศก์เซนติเมตร และแอลกอฮอล์ (alcohol) 95 ลูกบาศก์เซนติเมตร ทดสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) เพื่อยืนยันผลการทดลอง

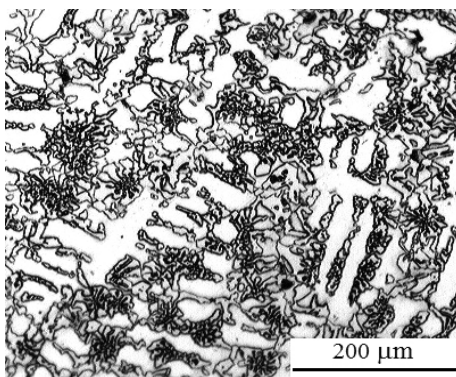
สัดส่วนการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์ (f) ทดสอบโดยใช้โปรแกรมวิเคราะห์ภาพ (image analyzer) ทำการถ่ายภาพด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 250 เท่า ทำการวัดพื้นที่ของบริเวณที่มีการเปลี่ยนเฟสเทียบกับเนื้อพื้นทั้งหมด โดยทดสอบอย่างน้อย 50 ภาพต่อชิ้นงาน และทำการหาค่าเฉลี่ย

ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผล

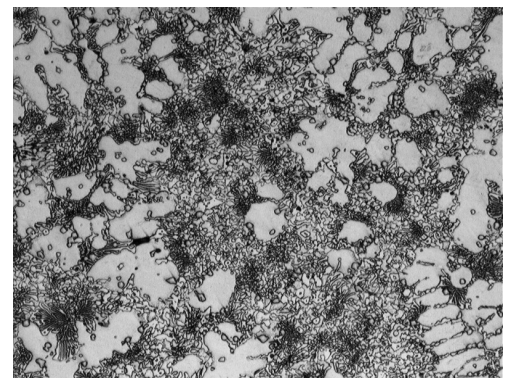
สภาพหล่อ

ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของชิ้นงานที่ไม่เติมและเติมวานาเดียม 3% แสดงดัง Figure 1 โครงสร้างจุลภาคประกอบไปด้วยเดนไดรซ์ของออสเทนไนต์และกลุ่มของยูเทคติก ($g + M_7C_3$) โครงสร้างพื้นประกอบด้วยออสเทนไนต์เหลือค้างเป็นส่วนมากและมาร์เทนไซต์ในปริมาณเล็กน้อย โดยพบคาร์ไบด์ประเภทวานาเดียมคาร์ไบด์ (VC) ในชิ้นงานที่เติมวานาเดียม 3%

ผลของวานาเดียมต่อค่าความแข็งและสัดส่วนการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์ในสภาพหล่อแสดงดัง Figure 2 ความแข็งและสัดส่วนการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณวานาเดียม เนื่องจากวานาเดียมเป็นธาตุที่สามารถเกิดคาร์ไบด์ได้ง่ายมีความแข็งสูงกว่าโครเมียมคาร์ไบด์ และเพิ่มปริมาณการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ โดยการเกิดคาร์ไบด์ประเภทวานาเดียมคาร์ไบด์ (VC) จะทำให้คาร์บอนในน้ำโลหะลดลง ทำให้ของเหลวมียูเทคติกต่ำ เมื่อของเหลวแข็งตัวเป็นออสเทนไนต์จึงมีคาร์บอนต่ำ ส่งผลให้อุณหภูมิการเกิดมาร์เทนไซต์ (Ms) เพิ่มขึ้น ดังนั้นออสเทนไนต์เปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้นในชิ้นงานที่เติมวานาเดียม โดยตีกริการเกิดมาร์เทนไซต์จะเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณวานาเดียม



a) No. 1: V-free



b) No. 4: 3% V

Figure 1 Microphotographs of as-cast hypoeutectic 16% Cr-2% Mo cast irons without and with 3%V.

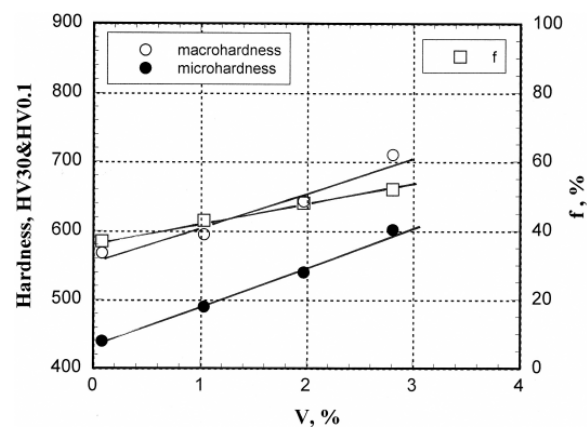


Figure 2 Effect of V on hardness and decomposition of austenite in as-cast state.

สภาพ Subcritical heat treatment

ในขั้นตอนกรรมวิธีการอบชุบได้อุณหภูมิวิกฤต โครงสร้างจุลภาคจะเกิดการเปลี่ยนแปลงไปจากสภาพหล่อ โดยออสเทนไนต์ในสภาพหล่อเกิดการเปลี่ยนเฟสเนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในระหว่างการอบ ดังตัวอย่างใน Figure 3 ในชิ้นงานที่เติมวานาเดียม 3% และเย็นตัวในไนโตรเจนเหลว จากภาพประกอบพบว่าเนื้อพื้นประกอบด้วยมาเทนไซต์มากขึ้นเมื่อเทียบกับสภาพหล่อ

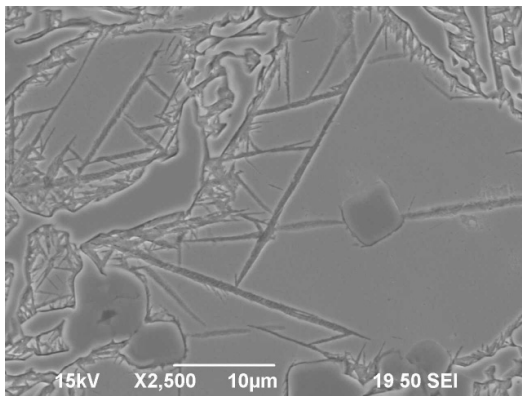
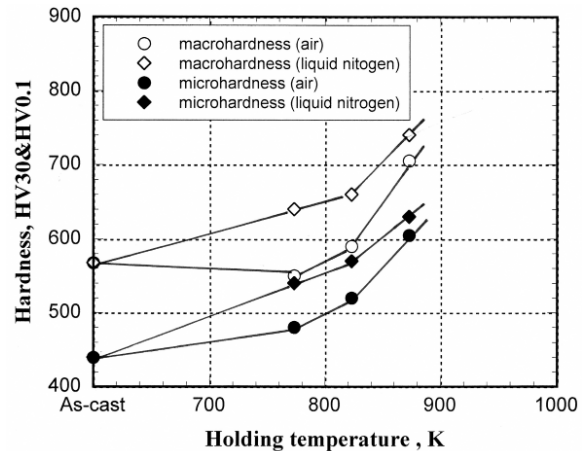
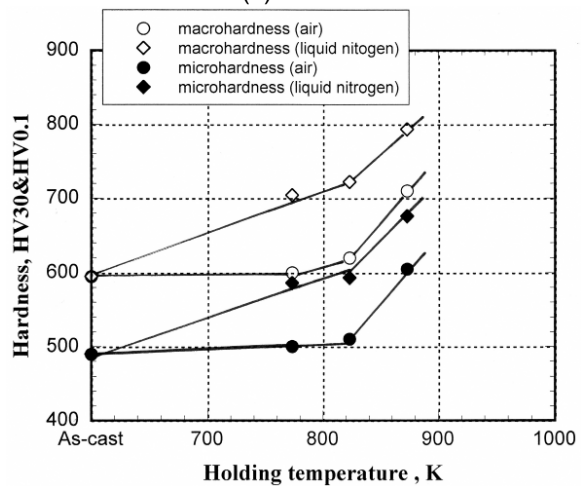


Figure 3 Phase transformation during subcritical heat treatment at 823 K in specimen with 3%V. (A: austenite, M: martensite)

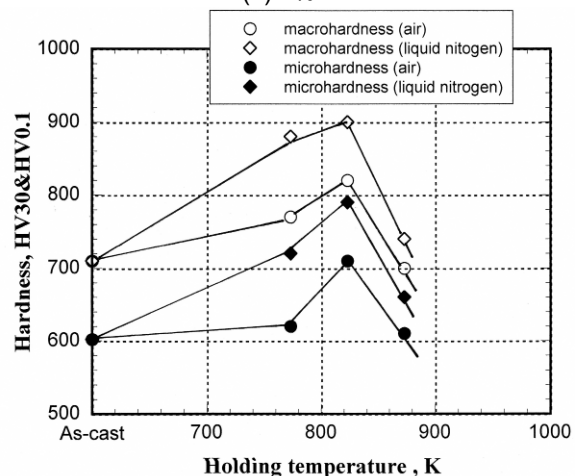
ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและอุณหภูมิในการทำการอบชุบได้อุณหภูมิวิกฤต แสดงดัง Figure 4 พบว่ากราฟความแข็งแสดงการเกิดความแข็งลำดับที่สองเหมือนกับในเหล็กกล้าเครื่องมือ เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ โดยค่าความแข็งในชิ้นงานที่เย็นตัวในไนโตรเจนเหลวจะสูงกว่าที่เย็นตัวในอากาศในทุกชิ้นงาน โดย ค่าความแข็งสูงสุดในการทำการอบชุบได้อุณหภูมิวิกฤต เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 823-873 เคลวิน เกิดจากออสเทนไนต์ที่มีปริมาณคาร์บอนลดลงเพราะส่วนหนึ่งถูกนำไปใช้ในการฟอร์มวานาเดียมคาร์ไบด์ (VC) การเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์จึงง่ายขึ้น และที่สำคัญคือการเย็นตัวในไนโตรเจนเหลวจะทำให้ชิ้นงานเย็นตัวไกล่เคียงกับอุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ (Ms) ซึ่งทำให้เกิดมาร์เทนไซต์มากกว่าเย็นตัวในอากาศ



(a) V-free



(b) 1%V



(c) 3%V

Figure 4 Relationship between macro-hardness and holding temperature of 16% Cr-2% Mo cast iron with 0-3% v

ในชิ้นงานที่เติมวานาเดียม 3% พบว่าเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบสูงขึ้นกว่าอุณหภูมิที่เกิดความแข็งสูงสุด (H_{STmax}) ความแข็งจะลดลงอย่างมากเนื่องจากการเกิดโครงสร้างเฟสโลว์อย่างความสัมพันธ์ระหว่าง อุณหภูมิในการอบ ความแข็งและสัดส่วนการเปลี่ยนเฟสไปเป็นมาร์เทนไซต์ (f) แสดงใน Figure 5 ชิ้นงานที่เติมวานาเดียม 1% ที่ผ่านการเย็นตัวในไนโตรเจนเหลว พบว่าค่าสัดส่วนการเปลี่ยนเฟสไปเป็นมาร์เทนไซต์ (f) เพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบ ซึ่งสอดคล้องกับค่าความแข็ง ซึ่งเป็นสิ่งยืนยันว่าออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้น

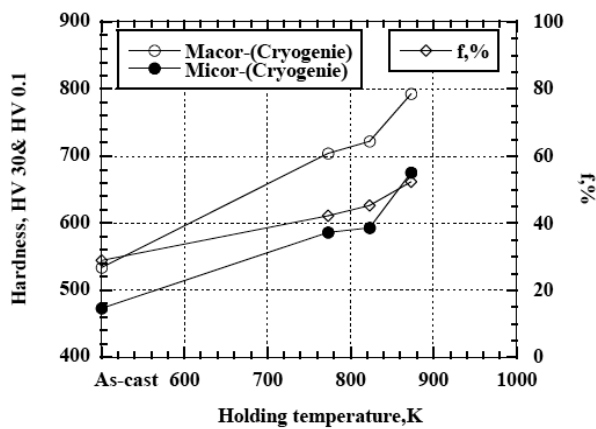


Figure 5 Relationship between macro-hardness, f and holding temperature of 16% Cr-2% Mo cast iron with 1% V.

ผลของวานาเดียมต่อค่าความแข็งสูงสุด และค่าสัดส่วนการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ (f) เมื่อผ่านการทำการอบชุบได้อุณหภูมิวิกฤต แสดงดัง Figure 6 ค่าความแข็งสูงสุดมีค่าเพิ่มขึ้น เมื่อปริมาณวานาเดียมเพิ่มขึ้น โดยค่าสัดส่วนการเปลี่ยนเฟสไปเป็นมาร์เทนไซต์ (f) สูงสุดอยู่ในช่วง 45-70% การเพิ่มขึ้นของความแข็งนี้เกิดจากการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์และการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองประเภท โมลิบดีนัมคาร์ไบด์ ($M_{23}C_6$) ควบคู่กับการเกิดคาร์ไบด์ชนิดวานาเดียมคาร์ไบด์ (VC) ในมาร์เทนไซต์⁶

ดังนั้นจึงสามารถสรุปได้ว่าการบำบัดเย็นยิ่งยวดสามารถเพิ่มความแข็งให้กับเหล็กหล่อโครเมียม 16% - โมลิบดีนัม 2% ในการกรรมวิธีทางความร้อนแบบการอบชุบได้อุณหภูมิวิกฤต ซึ่งความแข็งระดับนี้ใกล้เคียงกับกรรมวิธีทางความร้อนแบบชุบแข็งและอบคืนตัว² โดยค่าความแข็งสูงสุดคือความแข็งวิกเกอร์ 910 ภายใต้ภาระ 30 กิโลกรัมแรง ได้จากในชิ้นงานที่เติมวานาเดียม 3% ที่อุณหภูมิ 823 เคลวิน

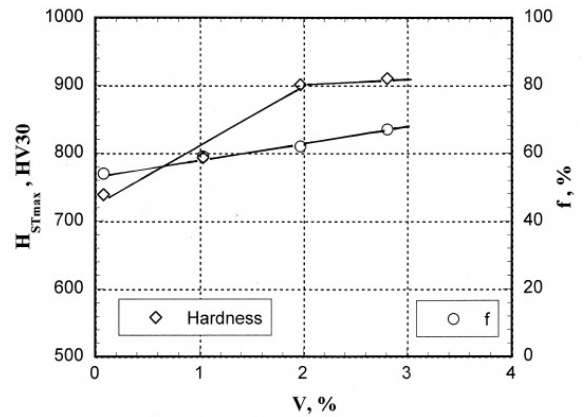


Figure 6 Effect of V content on maximum hardness (H_{STmax}) and f in subcritical heat treatment state.

สรุปผลการทดลอง

พฤติกรรมของความแข็งขณะทำการกรรมวิธีทางความร้อนแบบการอบชุบได้อุณหภูมิวิกฤต และการบำบัดเย็นยิ่งยวด ของเหล็กหล่อโครเมียม 16% - โมลิบดีนัม 2% ที่เติมวานาเดียมสามารถสรุปได้ดังนี้

1. ค่าความแข็งและค่าสัดส่วนการเปลี่ยนเฟสไปเป็นมาร์เทนไซต์ (f) ในสภาพหล่อเพิ่มขึ้นตามปริมาณของวานาเดียม
2. กราฟความแข็งในสภาพการอบชุบได้อุณหภูมิวิกฤต แสดงการเกิดความแข็งลำดับที่สองเนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและการเปลี่ยนเฟสที่โครงสร้างเนื้อพื้นจากออสเทนไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์ในระหว่างการเย็นตัว โดยความแข็งในชิ้นงานที่เย็นตัวในไนโตรเจนเหลวจะสูงกว่าที่เย็นตัวในอากาศ ค่าสัดส่วนการเปลี่ยนเฟสไปเป็นมาร์เทนไซต์ (f) เพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบ
3. ค่าความแข็งสูงสุด (H_{STmax}) เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 823-873 เคลวิน ที่ปริมาณสัดส่วนการเปลี่ยนเฟสไปเป็นมาร์เทนไซต์ 45-70% ค่าความแข็งสูงสุด เพิ่มขึ้นตามปริมาณของวานาเดียม โดยมีค่าสูงสุดคือความแข็งวิกเกอร์ 910 ภายใต้ภาระ 30 กิโลกรัมแรง ในชิ้นงานที่เติมวานาเดียม 3%

กิตติกรรมประกาศ

คณะผู้วิจัยขอขอบคุณกองทุนสนับสนุนงานวิจัย (ทุนวิจัยมหาวิทยาลัย สกว. สาขาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี เลขที่สัญญา MRG 553E 072) และบริษัทพนาพลัสจำกัด ที่ให้การสนับสนุนทุนวิจัย และคณะวิศวกรรมศาสตรมหาวิทยาลัมหาสารคามสำหรับอุปกรณ์การวิจัย

เอกสารอ้างอิง

1. Laird G., Gundlach R. and Röhring K. Abrasion-Resistant Cast Irons Handbook, USA: American Foundry Society. 2000;(n.d.).
2. Inthidech S., Sricharoenchai P. and Matsubara Y. Effect of Alloying Elements on Heat Treatment Behavior of Hypoeutectic High Chromium Cast Iron, Materials Transactions. 2006;47(1):72-81.
3. Laird II G. Microstructure of Ni-hard I Ni-hard IV and High-Cr White cast irons, AFS Transactions. 1991;99:339-357
4. Powell G.L.F. Morphology of Eutectic M_3C and M_7C_3 in White Iron Castings, Metals Forum. 1980;3:37-46.
5. Park J. L., Characteristic of As-cast and Sub-critical Heat Treated High-Chromium-Molybdenum White Irons for Thick-Section Casting, AFS Trans. 1985;93:93 -102
6. Wang J. et al., Influence of secondary carbides precipitation and transformation on hardening behavior of a 15 Cr-1 Mo-1.5V white iron, Materials Characterization. 2005;55:234-240.
7. Arnoldo Bedolla-Jacudine. Microstructure of vanadium, niobium, and titanium-alloyed high-chromium white cast irons, Int. J. Cast Metals Res. 2001;13:343-361.
8. Inthidech S., Sricharoenchai P., Sasaguri N. and Matsubara Y. Behavior of Hardness and Retained Austenite in Heat Treatment of High Chromium Cast iron for Abrasive Wear Resistance, AFS Trans. 2004;112:899 -910.
9. Maratray, F. and Poulalion, A. Austenite Retention in High-Chromium White Iron, AFS Transactions. 1982;90:795-804.
10. Simranpreet, S. G., Jagdev, S., Rupinder S. and Harpreet S., Metallurgical principles of cryogenically treated tool steels—a review on the current state of science, Int J Adv Manuf Technol. 2011; 54: 59–82
11. Wanga, J., Xionga, J., Fan, H., Yanga, H. , Liub, H. and Shenb, B. Effects of high temperature and cryogenic treatment on the microstructure and abrasion resistance of a high chromium cast iron. journal of materials processing technology. 2009 ; 209 : 3236 - 3240