



ผลของคาร์บอนสมดุลต่อพฤติกรรมของกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด

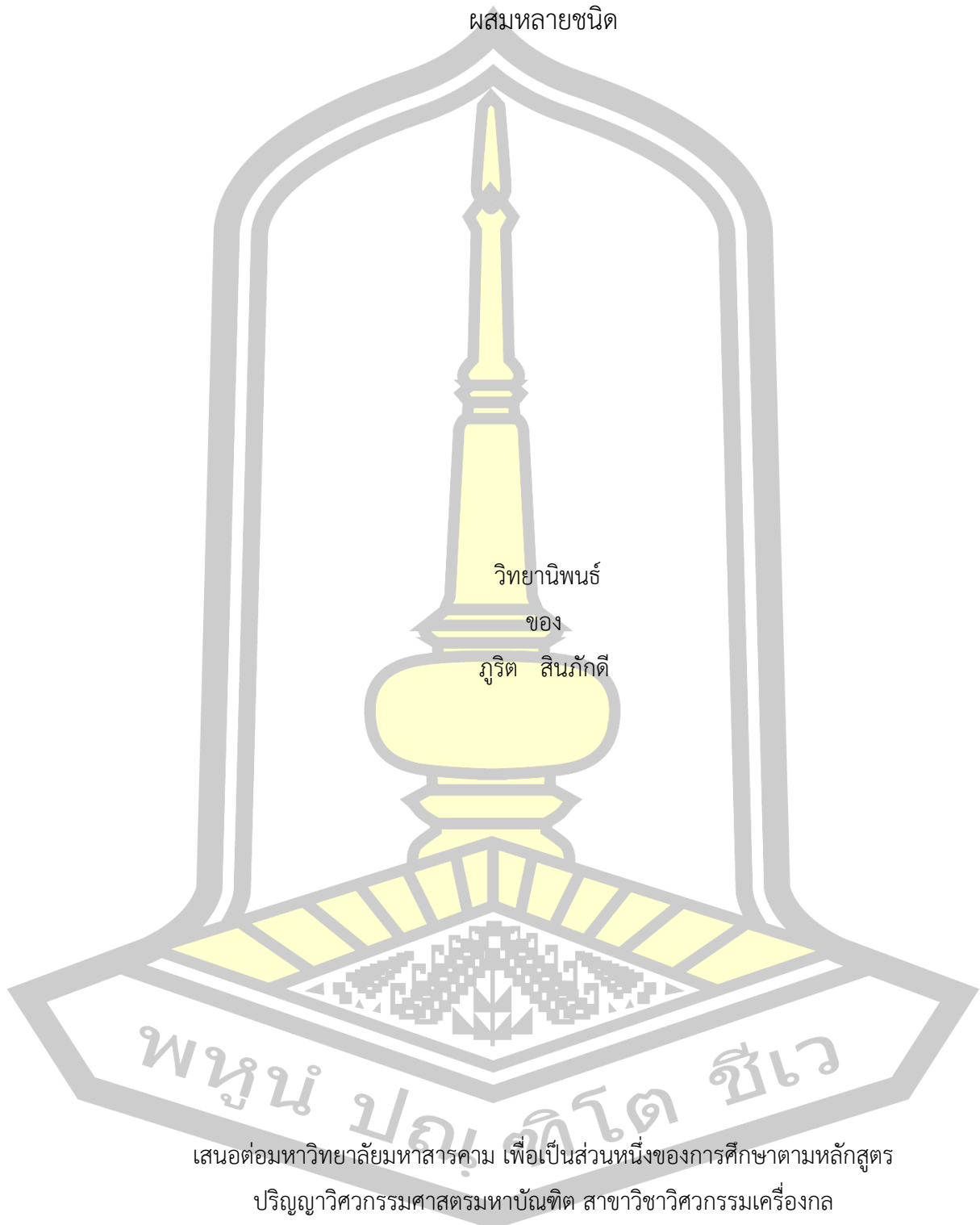
วิทยานิพนธ์
ของ
ภูริต สีนักดี

เสนอต่อมหาวิทยาลัยมหาสารคาม เพื่อเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร
ปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล
ปีการศึกษา 2561

สงวนลิขสิทธิ์เป็นของมหาวิทยาลัยมหาสารคาม

ผลของคาร์บอนสมดุลต่อพฤติกรรมของกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุ

ผสมหลายชนิด



พหุณ ปฤติโต ชีเว

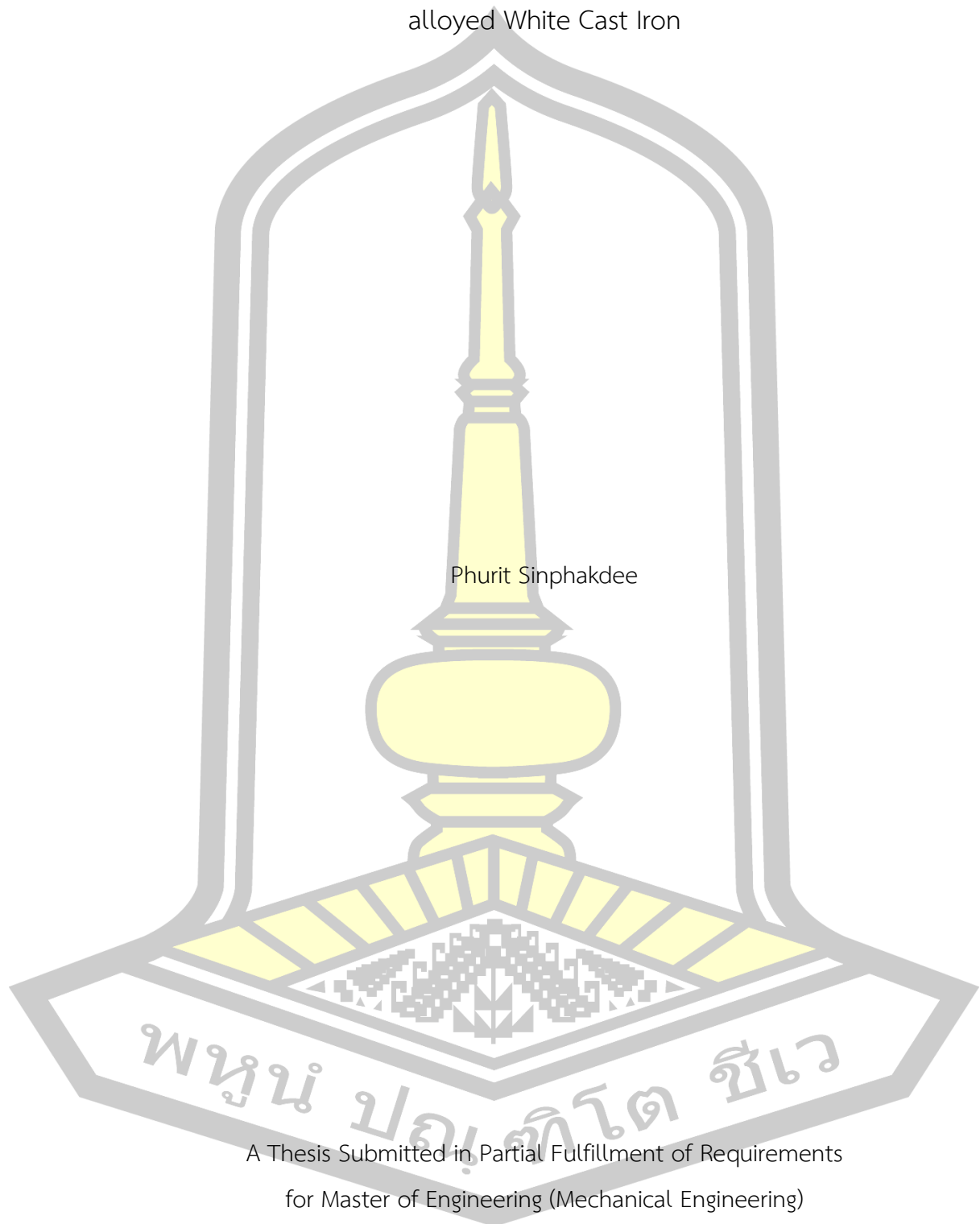
เสนอต่อมหาวิทยาลัยมหาสารคาม เพื่อเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร

ปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล

ปีการศึกษา 2561

สงวนลิขสิทธิ์เป็นของมหาวิทยาลัยมหาสารคาม

Effect of the Carbon Balance on Heat Treatment Behavior of the Multi-
alloyed White Cast Iron



Phurit Sinphakdee

A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of Requirements
for Master of Engineering (Mechanical Engineering)

Academic Year 2018

Copyright of Mahasarakham University



คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ ได้พิจารณาวิทยานิพนธ์ของนายภูริต สีนักดี แล้ว
เห็นสมควรรับเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญา วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล ของมหาวิทยาลัยมหาสารคาม

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

.....ประธานกรรมการ

(ผศ. ดร. สารัมภ์ บุญมี)

.....อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

(รศ. ดร. สุตสาคร อินธิเดช)

.....กรรมการ

(ผศ. ดร. ยศฐา ศรีเทพ)

.....กรรมการ

(รศ. ดร. เกียรติศักดิ์ ศรีประทีป)

มหาวิทยาลัยอนุมัติให้รับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้ เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร
ปริญญา วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล ของมหาวิทยาลัยมหาสารคาม

.....
(รศ. ดร. อนงค์ฤทธิ์ แข็งแรง)

คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์

(ผศ. ดร. กริสน์ ชัยมูล)

คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

วัน.....เดือน.....ปี.....

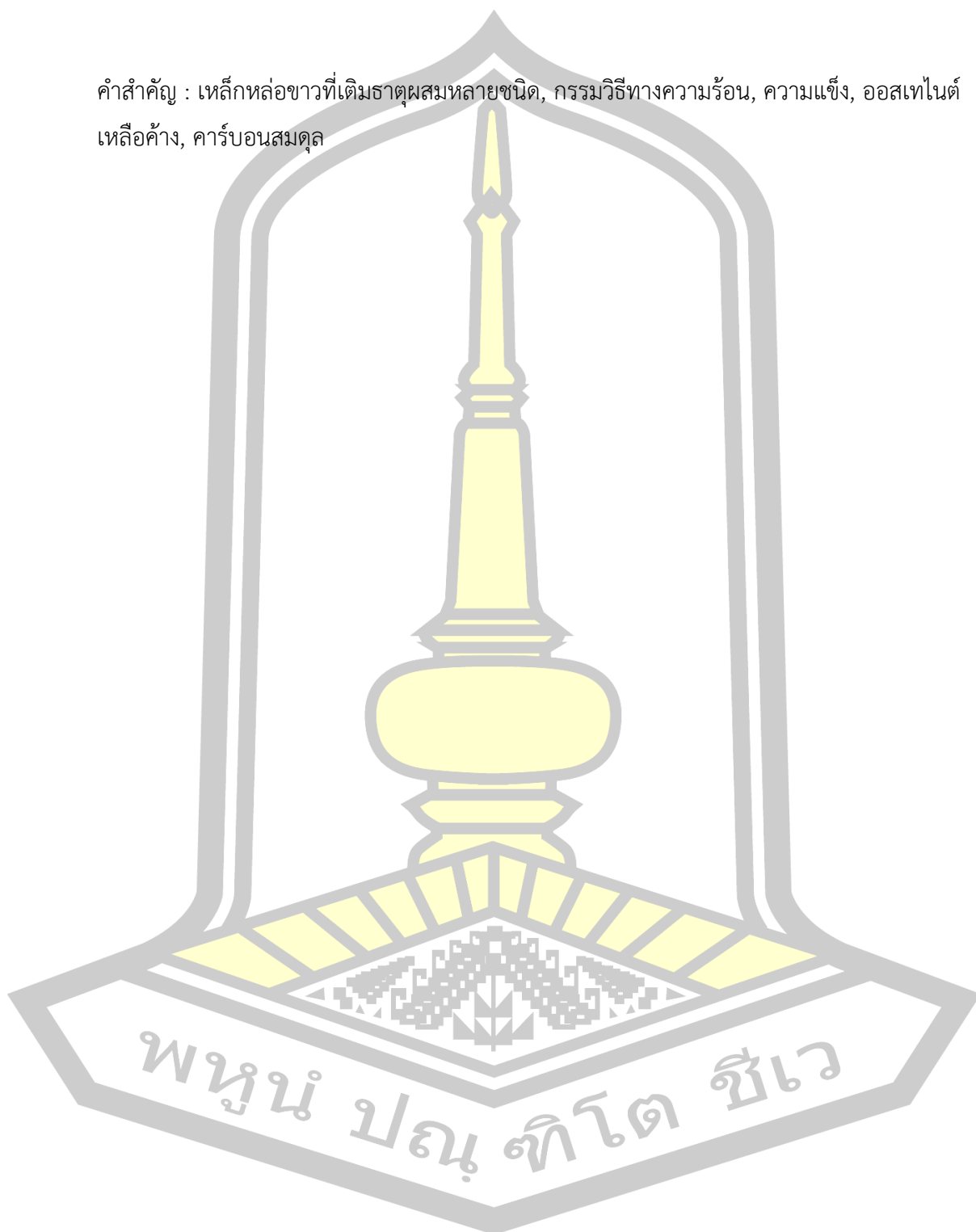
ชื่อเรื่อง	ผลของคาร์บอนสมดุลต่อพฤติกรรมของกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด		
ผู้วิจัย	ภูริต สีนภักดี		
อาจารย์ที่ปรึกษา	รองศาสตราจารย์ ดร. สุตสาคร อินธิเดช		
ปริญญา	วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต	สาขาวิชา	วิศวกรรมเครื่องกล
มหาวิทยาลัย	มหาวิทยาลัยมหาสารคาม	ปีการศึกษา	2561

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาผลของคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ทำการเตรียมชิ้นงานที่มีค่า $\%C_{bal}$ เท่ากับ -0.68% ถึง $+0.53\%$ ทำการชุบแข็งชิ้นงานทดสอบที่ 1323 K และ 1373 K และอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 673 – 873 K ผลการทดลองพบว่าโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อประกอบออสเทนไนต์เดนไดรต์และโครงสร้างยูเทคติก โดยพบยูเทคติกคาร์ไบด์ประเภท MC และ M_7C_3 ในชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ และพบประเภท MC M_2C และ M_7C_3 ในชิ้นงาน $-0.20\%C_{bal}$ ถึง $0.53\%C_{bal}$ สัดส่วนเชิงพื้นที่ของออสเทนไนต์เดนไดรต์ลดลง แต่สัดส่วนเชิงพื้นที่ของโครงสร้างยูเทคติกเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มค่า C_{bal} สัดส่วนเชิงพื้นที่ของโครงสร้างยูเทคติก ($V+MC$) และ ($V+M_2C$) เพิ่มขึ้น แต่ ($V+M_7C_3$) ลดลงเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้น เนื้อพื้นในสภาพชุบแข็งประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ลำดับที่สองและออสเทนไนต์เหลือค้ำบางส่วนยกเว้นชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ ที่ประกอบด้วยคาร์ไบด์ลำดับที่สองและเฟอร์ไรต์ ความแข็งในสภาพชุบแข็งเพิ่มขึ้นในช่วงแรกจากนั้นลดลงเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้น โดยมีค่าสูงสุดในชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ ชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K มีความแข็งมากกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373 K ค่าร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_f) ในสภาพชุบแข็งเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อ ค่า C_{bal} เพิ่มขึ้นโดยชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิสูงมีค่าที่สูงกว่า ความแข็งสูงสุดในสภาพชุบแข็งคือ 870 HV30 ได้รับที่ $12\%V_f$ กราฟความแข็งในสภาพอบคืนตัวแสดงการแข็งขึ้นลำดับที่สองจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ ค่า V_f ลดลงเมื่ออุณหภูมิในการอบคืนตัวเพิ่มขึ้น ค่าความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนตัว (H_{Tmax}) เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 773 K สำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K และ 823 K สำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373 K โดยมีค่า V_f น้อยกว่า 15% ค่า H_{Tmax} สูงสุดคือ 862 HV30 ได้รับในชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373 K ค่า V_f ในสภาพชุบแข็งช่วง 10 - 40% ทำให้ได้ค่า H_{Tmax} มากกว่า 800 HV30 ระดับการ

แข่งขันลำดับที่สองเพิ่มขึ้นตามค่า C_{bal} และอุณหภูมิในการชุบแข็ง

คำสำคัญ : เหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด, กรรมวิธีทางความร้อน, ความแข็ง, ออสเทนไนต์ เหลือค้าง, คาร์บอนสมดุล



TITLE Effect of the Carbon Balance on Heat Treatment Behavior of the Multi-alloyed White Cast Iron

AUTHOR Phurit Sinphakdee

ADVISORS Associate Professor Sudsakorn Inthidech , D.Eng.

DEGREE Master of Engineering **MAJOR** Mechanical Engineering

UNIVERSITY Mahasarakham University **YEAR** 2018

ABSTRACT

In this work, the effect of carbon balance (C_{bal}) on hardness and volume fraction of retained austenite (V_{γ}) of heat-treated multi-alloyed white cast iron was investigated. The specimens with C_{bal} value of -0.68 to +0.53% were prepared. The specimens were hardened from 1323 and 1373 K austenitizing temperature. The hardened specimens were tempered at 673 - 873 K. It was found that the as-cast microstructure consisted of austenite dendrite and eutectic structure. The eutectic carbides of all specimens were MC and M_7C_3 types in -0.68% C_{bal} specimen and those in -0.20 to + 0.53% C_{bal} were MC, M_2C and M_7C_3 types. The area fractions of dendrite decreased but the eutectic increased with an increase in the C_{bal} value. The eutectics ($\gamma+MC$) and ($\gamma+M_2C$) increased but eutectic ($\gamma+M_7C_3$) decreased as the C_{bal} rose. The matrices of all as-hardened specimens were martensite and secondary carbides with some retained austenite except for -0.68% C_{bal} specimen. The hardness in the as-hardened state increased first and then decreased with increasing the C_{bal} value. The highest hardness was obtained at -0.01% C_{bal} . The percentage by volume fraction of retained austenite (V_{γ}) in the as-hardened state increased progressively as the C_{bal} increased. The higher austenitizing temperature provided the greater V_{γ} value. The highest hardness value of 870 HV30 was obtained at 12% V_{γ} . The tempered hardness curve of each specimen showed a secondary hardening due to the precipitation of secondary carbides and the transformation of austenite to martensite. The V_{γ} decreased with increasing of the tempering temperature. The maximum tempered

hardness ($H_{T_{max}}$) was obtained at 773 K for 1323 K and 823 K for 1373 K austenitizing where the V_{γ} value was less than 15%. The highest value of $H_{T_{max}}$, 862 HV30, was obtained in the specimen with $-0.01\%C_{bal}$. The 10 - 40% V_{γ} in as-hardened state provided the $H_{T_{max}}$ more than 800 HV30. The degree of secondary hardening increased with an increase in C_{bal} and the austenitizing temperature.

Keyword : multi-alloyed white cast iron, heat treatment, hardness, retained austenite, carbon balance



กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จสมบูรณ์ได้ด้วยความกรุณาและความช่วยเหลืออย่างสูงยิ่งจาก รองศาสตราจารย์ ดร.สุตสาคร อินธิเดช อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สารัมภ์ บุญมี ประธานกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ รองศาสตราจารย์ ดร.เกียรติศักดิ์ ศรีประทีป และผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ยศฐา ศรีเทพ กรรมการสอบวิทยานิพนธ์ ที่กรุณาเสียสละเวลาอันมีค่าเพื่อให้คำแนะนำและให้คำปรึกษาตลอดระยะเวลาในการทำวิทยานิพนธ์ จนสำเร็จลุล่วง ผู้วิจัยขอกราบขอบพระคุณเป็นอย่างสูง

โครงการวิจัยนี้ได้รับการสนับสนุนจากเงินทุนอุดหนุนการวิจัยจากงบประมาณเงินรายได้ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม ประจำปี 2561 และขอขอบคุณหน่วยงานต่าง ๆ ต่อไปนี้ที่ได้ให้ความอนุเคราะห์เครื่องมือและให้ความร่วมมือในการวิจัยนี้เป็นอย่างดี คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคามสำหรับอุปกรณ์และสถานที่ในการทำวิจัย Professor Yasuhiro Matsubara, Professor Nobuya Sasaguri and Professor Kaoru Yamamoto, Cast Metal Research Laboratory, National institute of technology Kurume college , Japan สำหรับการวิเคราะห์หาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง คุณจตุพล โอภาไพบูลย์ นิสิตระดับปริญญาเอก จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย สำหรับคำแนะนำในการใช้เครื่องทดสอบ SEM และแผนกเครื่องมือ บริษัทไทยปาร์คเกอร์ ไรซิงจำกัดและศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี สำหรับเครื่องทดสอบ SEM โดยคิดค่าใช้จ่ายในราคาพิเศษ

ภูริต สีนภักดี

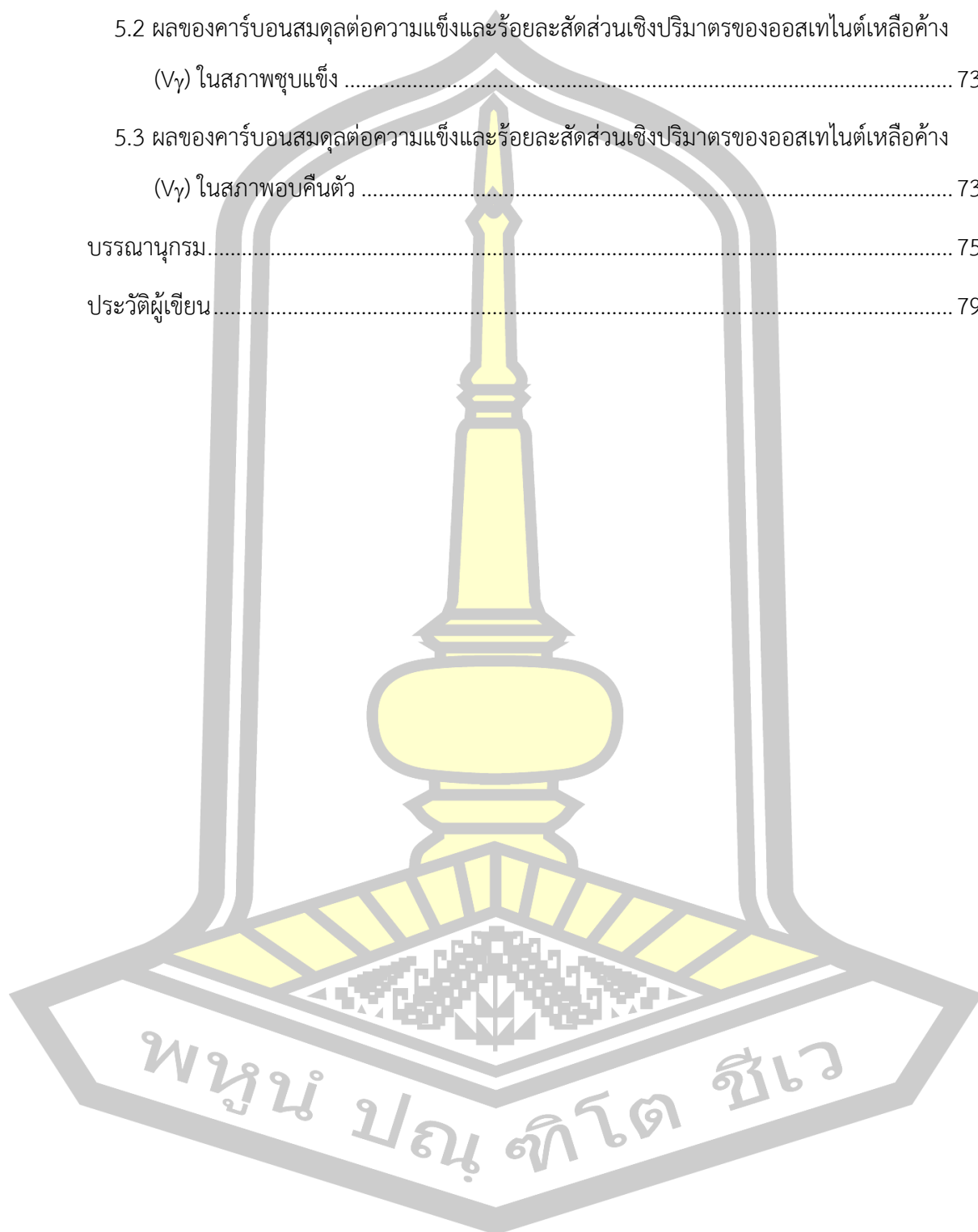
พูน ปรณ ทิโต ชีเว

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	ฉ
กิตติกรรมประกาศ.....	ช
สารบัญ.....	ฌ
สารบัญตาราง.....	จ
สารบัญรูปภาพ.....	ฉ
บทที่ 1 บทนำ.....	1
1.1 ภูมิหลัง.....	1
1.2 จุดประสงค์ของการวิจัย.....	4
1.3 ขอบเขตของการวิจัย.....	4
1.4 ประโยชน์ของการวิจัย.....	5
บทที่ 2 เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	6
2.1 เหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด.....	6
2.2 บทบาทของธาตุผสม.....	11
2.2.1 โครเมียม (Cr).....	11
2.2.2 โมลิบดีนัม (Mo) และ ทังสแตน (W).....	11
2.2.3 วาเนเดียม (V).....	11
2.2.4 โคบอลต์ (Co).....	11
2.3 กระบวนการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด.....	12
2.4 กรรมวิธีทางความร้อน.....	18
2.5 ความแข็งแรงและความต้านทานการสึกหรอ.....	25

บทที่ 3 วิธีดำเนินการวิจัย.....	29
3.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ	29
3.2 กรรมวิธีทางความร้อน.....	30
3.3 การทดสอบโครงสร้างจุลภาค.....	31
3.3.1 กล้องจุลทรรศน์แสง.....	31
3.3.2 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบกวาด.....	31
3.4 การทดสอบความแข็ง.....	32
3.5 การวัดสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง	32
บทที่ 4 ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผล.....	35
4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบในสภาพหล่อ.....	35
4.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบในสภาพชุบแข็ง.....	40
4.3 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็ง	45
4.4 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพอบคืนตัว	48
4.4.1 ผลของอุณหภูมิอบคืนตัวต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตร ของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ).....	48
4.4.2 การเปลี่ยนแปลงเฟสของชิ้นงานในระหว่างการอบคืนตัว.....	58
4.4.3 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพอบคืนตัว	62
4.4.4 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว.....	64
4.4.5 ผลของร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็งต่อค่า ความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax})	68
4.4.6 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Secondary hardening)	69
บทที่ 5 สรุปผลการทดลอง.....	72

5.1 ผลของคาร์บอนสมดุต่อโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบ.....	72
5.2 ผลของคาร์บอนสมดุต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไตเหลือค้าง (V_{γ}) ในสภาพชุบแข็ง	73
5.3 ผลของคาร์บอนสมดุต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไตเหลือค้าง (V_{γ}) ในสภาพอบคืนตัว	73
บรรณานุกรม.....	75
ประวัติผู้เขียน.....	79



สารบัญตาราง

	หน้า
ตาราง 1 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานทดสอบ.....	30
ตาราง 2 กรรมวิธีทางความร้อน	30
ตาราง 3 นำยาทดสอบโครงสร้างจุลภาค	31
ตาราง 4 สภาวะในการทดสอบหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง.....	34
ตาราง 5 สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเดนไดรต์และโครงสร้างยูเทกติก	39
ตาราง 6 ความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็ง..	45
ตาราง 7 ค่า H_{Tmax} ของชิ้นงานทดสอบ	49
ตาราง 8 ระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองของชิ้นงานทดสอบ (Secondary hardening).....	49



สารบัญรูปภาพ

	หน้า
ภาพประกอบ 1 ขั้นตอนการผลิตเหล็กกล้า [1]	6
ภาพประกอบ 2 ลูกรีดสำหรับกระบวนการรีดเหล็กกล้า [2]	7
ภาพประกอบ 3 โครงสร้างของคาร์ไบด์ประเภท MC [3, 7, 11].....	8
ภาพประกอบ 4 โครงสร้างของคาร์ไบด์ประเภท M ₂ C [3, 7, 11]	9
ภาพประกอบ 5 โครงสร้างของคาร์ไบด์ประเภท M ₇ C ₃ [3, 7, 11].....	10
ภาพประกอบ 6 เส้นโค้งการเย็นตัวแสดงการเกิดคาร์ไบด์ชนิดต่าง ๆ ในระหว่างกระบวนการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด [15].....	13
ภาพประกอบ 7 แผนภูมิเฟสของระบบ Fe-C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co [4].....	14
ภาพประกอบ 8 ผลของคาร์บอนและวานาเดียมต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ (Fe-5%Cr-2%Mo-2%W-5%Co-V-C) [7, 11]	14
ภาพประกอบ 9 ผลของคาร์บอนและ W _{eq} ต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ (Fe-5%Cr-5%V-5%Co-Mo-W-C) [7, 11].....	15
ภาพประกอบ 10 ผลของคาร์บอนและโคบอลต์ต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ (Fe-5%Cr-2%Mo-2%W-5%V-Co-C) [7, 11]	16
ภาพประกอบ 11 ผลของคาร์บอนและอัตราการเย็นตัวต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ (Fe-5%Cr-2%Mo-2%W-5%V-Co-C) [7, 11]	16
ภาพประกอบ 12 ผลของคาร์บอนต่อร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของคาร์ไบด์ (Vc) (Fe-5%Cr-2%Mo-2%W-5%V-Co-C) [11].....	17
ภาพประกอบ 13 การสลายตัวของคาร์ไบด์ยูเทคติกประเภท M ₂ C เมื่อผ่านการอบ.....	17
ภาพประกอบ 14 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 2%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5Co [16].....	18
ภาพประกอบ 15 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อ Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-2%Co. [14]....	19
ภาพประกอบ 16 ผลของธาตุวานาเดียมต่อร้อยละปริมาณอสเทนไนต์เหลือค้างในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อ Fe-5%Cr-5%Mo-V-C [14]	20

ภาพประกอบ 17 ผลของคาร์บอนต่อความแข็งแรงร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V _γ) ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด C-5%Cr-5%Mo-5%V-5%W-2%Co [19].....	21
ภาพประกอบ 18 ผลของร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V _γ) ต่อความแข็งแรงในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด C-5%Cr-5%Mo-5%V-5%W-2%Co [19]	21
ภาพประกอบ 19 ผลของโมลิบดีนัมต่อความแข็งแรงและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V _γ) ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด 2%C-5%Cr-Mo-5%V-5%W-2%Co [18].....	22
ภาพประกอบ 20 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่อความแข็งแรงและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V _γ) ของเหล็กหล่อ 1.5%C-5%Cr-5%Mo-2%V [5]	23
ภาพประกอบ 21 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณ 2.34%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co ชุบแข็งที่ 1273 และ 1373 K [18]	23
ภาพประกอบ 22 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่อความแข็งแรงและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V _γ) ของเหล็กหล่อ 2%C-5%Cr-5%W-5%V-2%Co. [18]	24
ภาพประกอบ 23 ผลของธาตุผสมต่อ Compressive strength เหล็กหล่อที่เติมธาตุผสมหลายชนิด [2].....	26
ภาพประกอบ 24 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงและอัตราการสึกหรอของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดที่เติม Co ในปริมาณต่างกัน [16].....	27
ภาพประกอบ 25 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่ออัตราการสึกหรอของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดที่เติม Co ในปริมาณต่างกัน [16].....	27
ภาพประกอบ 26 ผลของจำนวนรอบในการใช้งานต่อระยะสึกหรอของลูกรีด [2].....	28
ภาพประกอบ 27 แสดงขนาดและรูปร่างของแบบหล่อขึ้นงานทดสอบ (หน่วยเป็นมิลลิเมตร).....	29
ภาพประกอบ 28 ผลการทดสอบ XRD สำหรับชิ้นงานที่มีค่า V _γ เท่ากับ 41%	34
ภาพประกอบ 29 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของชิ้นงานทดสอบ	37
ภาพประกอบ 30 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อสัดส่วนพื้นที่ของเดนไดรต์และโครงสร้างยูเทกติกชนิดต่าง ๆ	39

ภาพประกอบ 45 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรง ร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) และอุณหภูมิในการอบคืนตัวของชิ้นงานหมายเลข 5 ($0.53\%C_{bal}$) ชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1373 K 57

ภาพประกอบ 46 การเปลี่ยนเฟสในเนื้อพื้นของชิ้นงานหมายเลข 5 ($0.53\% C_{bal}$) ชุบแข็งที่ 1373 K และการอบคืนตัวที่ 773 – 873 K..... 60

ภาพประกอบ 47 ปฏิกริยาคาร์ไบต์ในมาร์เทนไซต์เมื่อทำการอบคืนตัว [21] 61

ภาพประกอบ 48 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพอบคืนตัวสำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1323 K..... 63

ภาพประกอบ 49 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพอบคืนตัวสำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1373 K..... 63

ภาพประกอบ 50 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าคาร์บอนสมดุลและความแข็งแรงของชิ้นงานอบคืนตัวที่มีสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) น้อยกว่า 2%..... 64

ภาพประกอบ 51 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อความแข็งแรงสูงสุดในการอบคืนตัว 65

ภาพประกอบ 52 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน -0.2 ถึง $0.53\%C_{bal}$ ที่มีความแข็งแรงสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) โดยผ่านการชุบแข็งที่ 1373 K 67

ภาพประกอบ 53 ผลของร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็งต่อค่าความแข็งแรงสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) 69

ภาพประกอบ 54 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง..... 70

ภาพประกอบ 55 ผลของร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ต่อระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง..... 71



บทที่ 1

บทนำ

1.1 ภูมิหลัง

เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด (Multi-alloyed white cast iron) จัดอยู่ในกลุ่มเหล็กหล่อทนการสึกหรอที่ใช้งานในปัจจุบัน [1] เหล็กหล่อชนิดนี้ได้พัฒนาขึ้นใหม่มีจุดประสงค์เพื่อใช้ผลิตชิ้นงานทนการสึกหรอทดแทนเหล็กหล่อโครเมียมสูงและเหล็กหล่อ Ni-hard [2] เนื่องจากเหล็กหล่อชนิดนี้มีความแกร่งและทนต่อการสึกหรอดีกว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงและเหล็กหล่อ Ni-hard ประมาณ 3 - 5 เท่า [2, 3] การใช้งานจะผลิตเป็นชิ้นส่วนหลักของเครื่องบดในอุตสาหกรรมซีเมนต์ ลูกกรีดสำหรับอุตสาหกรรมการผลิตเหล็กกล้า หม้อบดในอุตสาหกรรมเหมืองแร่ นอกจากนี้ยังใช้เป็นชิ้นส่วนทนการสึกหรอในอุปกรณ์อื่น ๆ [2, 4]

อุตสาหกรรมเหล็กกล้าในปัจจุบันต้องการลูกกรีดที่มีคุณภาพสูง เนื่องจากสมบัติทางกลและความต้านทานการสึกหรอของลูกกรีดมีผลโดยตรงต่ออัตราการผลิต ดังนั้นวัสดุที่ใช้ทำเป็นลูกกรีดจึงมีความสำคัญต่อคุณภาพและอัตราการผลิตเป็นอย่างมาก [1] งานวิจัยในปัจจุบันจึงหาแนวทางในการพัฒนาหรือปรับปรุงคุณสมบัติของลูกกรีดให้มีคุณภาพสูงขึ้นเพื่อประหยัดเงินลงทุน โดยเน้นที่การปรับปรุงสมบัติทางกลของลูกกรีด [5-9] ได้แก่ ความแข็ง ความแกร่ง ความทนทานต่อการสึกหรอแบบขัดสี เพื่อเพิ่มอายุการใช้งาน ซึ่งแนวโน้มในอนาคตลูกกรีดมีขนาดเล็กลงแต่มีอายุการใช้งานยาวนานขึ้น [1] ในอดีตลูกกรีดจะผลิตจากเหล็กหล่อขาวที่ผลิตโดยการหล่อเย็นด้วยแม่พิมพ์โลหะ แต่ลูกกรีดที่ผลิตด้วยเหล็กหล่อชนิดนี้มีอายุการใช้งานสั้น เนื่องจากคาร์ไบด์มีขนาดใหญ่ มีความต่อเนื่อง ทำให้เปราะแตกง่าย ชั้นผิวแข็งต่ำและมีความเปราะสูง [1, 10] ดังนั้นจึงได้มีการพัฒนาเหล็กหล่อ Ni-hard ขึ้นมาทดแทน โดยการเติมนิกเกิล (Ni) 3 - 6% โดยน้ำหนัก (จากนี้ไปแทนด้วย %) และโครเมียม (Cr) 1.5 - 3% เนื่องจาก Ni จะช่วยทำให้ออสเทนไนต์มีเสถียรภาพสูง เกิดเป็นออสเทนไนต์เหลือค้าง ทำให้เหล็กหล่อชนิดนี้มีความเหนียวสูงขึ้น และที่สำคัญคือ Ni และ Cr จะช่วยป้องกันเฟิร์ลไลต์ได้ในสภาพหล่อ ทำให้ได้เนื้อพื้นในสภาพหล่อเป็นออสเทนไนต์และมีมาร์เทนไซต์บางส่วน แต่ความต้านทานการสึกหรอยังคงไม่สูงมาก เนื่องจากคาร์ไบด์ยูเทคติกในเหล็กหล่อ Ni-hard ยังคงเป็นชนิด M_3C (M คือ อะตอมของโลหะที่ฟอร์้มคาร์ไบด์ เช่น Fe, Cr) ซึ่งมีความแข็งต่ำ มีความต่อเนื่องสูง และทนการสึกหรอได้น้อย นอกจากนี้การที่เหล็กหล่อ Ni-hard มีออสเทนไนต์เหลือค้างมากจะทำให้มีความแข็งของเนื้อพื้นต่ำและเหนียวนำไปเกิดการสึกหรอแบบหลุดร่วน (Spalling wear) [9] ดังนั้นจึงจำเป็นต้องมีการปรับปรุงโครงสร้างของคาร์ไบด์ให้มีความแข็งมากขึ้นและมีความต่อเนื่องน้อยลง

เหล็กหล่อโครเมียมสูงถูกคิดค้นในช่วงปี ค.ศ. 1940 [9] โดยเติม 12 - 30% Cr และ 2.0 - 3.6% C เหล็กหล่อชนิดนี้มีสมบัติทนการสึกหรอดีเยี่ยมเมื่อเทียบกับเหล็กหล่อ Ni-hard และมีความแกร่งในระดับที่เพียงพอสำหรับการใช้งาน เนื่องจากการเติม 12 - 30% Cr ทำให้เกิดคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 ซึ่งมีความแข็งสูง มีขนาดเล็ก และมีความต่อเนื่องน้อยกว่าแบบ M_3C ที่พบในเหล็กหล่อ Ni-hard [10, 11] และที่สำคัญคือเหล็กหล่อโครเมียมสูงยังสามารถปรับปรุงสมบัติด้วยกรรมวิธีทางความร้อนได้ จึงนิยมนำมาผลิตเป็นลูกรีดอย่างกว้างขวางจนถึงปัจจุบัน อย่างไรก็ตามความต้องการในการปรับปรุงประสิทธิภาพการผลิตยังคงมีต่อเนื่อง ในภาคอุตสาหกรรมยังคงต้องการเหล็กหล่อที่มีคุณสมบัติดีกว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงเพื่อเพิ่มอัตราการผลิต โดยได้มีการใช้เหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูงผลิตเป็นลูกรีดเนื่องจากมีความแกร่งสูงกว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงและมีความแข็งสูงจากการเกิดคาร์ไบด์ชนิดพิเศษ [10] แม้ว่าจะมีประสิทธิภาพดีขึ้นกว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูง แต่ก็ยังไม่เพียงพอเนื่องจากมีปริมาณคาร์ไบด์ต่ำ ทำให้ทนการสึกหรอได้น้อย ดังนั้นเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดจึงถูกพัฒนาขึ้นโดย Prof. Yasuhiro Matsubara [1, 2]

เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมีปริมาณคาร์บอน (C) ระหว่าง 1.5 - 2.5% และมีส่วนผสมของธาตุที่สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ได้แรง เช่น โครเมียม (Cr) วาเนเดียม (V) โมลิบดีนัม (Mo) และทังสเตน (W) อย่างละ 5 % [2] นอกจากนี้ยังมีการเติมโคบอลต์ (Co) เพื่อความแข็งแรงและทนต่ออุณหภูมิสูงด้วย คาร์บอนในเหล็กหล่อชนิดนี้จะสูงกว่าเหล็กกล้าความเร็วสูงเพื่อให้เพียงพอต่อการเกิดคาร์ไบด์ชนิดพิเศษ โดยธาตุแต่ละชนิดที่ฟอร์มคาร์ไบด์จะเกิดเป็นคาร์ไบด์ชนิดพิเศษที่มีความแข็งสูงมากกว่าคาร์ไบด์ในเหล็กกล้าหรือในเหล็กหล่อโครเมียมสูงมาก [1] ทำให้มีความแข็งสูงและทนการสึกหรอได้ดี นอกจากนี้เหล็กหล่อชนิดนี้ยังมีปริมาณคาร์ไบด์ต่ำคือ 15 - 20% โดยปริมาตร [3] ซึ่งต่ำกว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงที่มีปริมาณคาร์ไบด์ประมาณ 25 - 35% โดยปริมาตร [1] ทำให้เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมีความแกร่งสูงกว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูง สมบัติเด่นของเหล็กหล่อชนิดนี้คือมีความแข็งสูงกว่า 900 HV [4-9] ทำให้มีความสามารถในการคงสภาพผิวเรียบได้สูงไม่สึกหรอง่าย และที่สำคัญคือมีความแข็งแรงและความแกร่งสูงกว่าเหล็กหล่อทนการสึกหรอชนิดอื่น [10] ความต้านทานต่อการสึกหรอแบบขัดสีและความแกร่งที่เหมาะสมแก่งานของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดจะได้รับเมื่อผ่านกรรมวิธีการทางความร้อนเท่านั้น ซึ่งขั้นตอนของกรรมวิธีทางความร้อนได้แก่ การชุบแข็งและอบคืนตัวคล้ายกับเหล็กกล้าเครื่องมือ โดยทำการอบเหล็กหล่อที่อุณหภูมิ 1273 - 1373 K และเย็นตัวโดยใช้ลมเป่า [12-17] จากนั้นทำการอบคืนตัวในช่วงอุณหภูมิ 673 - 873 K ซึ่งการทำกรรมวิธีทางความร้อนนี้จะช่วยปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของเนื้อพื้นและสมบัติทางกล

เนื่องจากเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมีการเติมธาตุที่ฟอร์มคาร์ไบด์ได้แรงหลายชนิด ดังนั้นธาตุ C ในเหล็กหล่อจึงถูกนำไปใช้สำหรับการฟอร์มคาร์ไบด์ส่วนหนึ่ง และอีกส่วนหนึ่ง

จะละลายในเนื้อพื้น เนื่องจากคาร์ไบด์ยูเทคติกเกิดขึ้นในขั้นตอนการแข็งตัวจะมีเสถียรภาพสูงมาก ทำให้ไม่เปลี่ยนแปลงในระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อน ดังนั้นปริมาณคาร์บอนที่ละลายในเนื้อพื้นจึงส่งผลโดยตรงต่อการเปลี่ยนเฟสในระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อน ตัวแปรที่จะใช้วิเคราะห์หาปริมาณคาร์บอนในเนื้อพื้นคือคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) โดยมีสมการคือ [1]

$$\%C_{bal} = \%C - \%C_{stoich} \quad (1)$$

เมื่อ $\%C$ คือคาร์บอนที่เติมลงไป เหล็กหล่อ และ $\%C_{stoich}$ คือปริมาณคาร์บอนที่ใช้ฟอร์มคาร์ไบด์ชนิดต่าง ๆ ตามทฤษฎี สำหรับเหล็กหล่อที่ไม่มีคาร์ไบด์ยูเทคติกประเภท M_7C_3 เกิดขึ้นในระหว่างกระบวนการแข็งตัวโดยมีเฉพาะประเภท MC และ M_2C ค่า $\%C_{stoich}$ หาได้จากสมการดังต่อไปนี้คือ [1]

$$\%C_{stoich} = 0.060(\%Cr) + 0.033(\%W) + 0.063(\%Mo) + 0.235(\%V) \quad (2)$$

แต่ถ้าเหล็กหล้อมีคาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 เกิดขึ้นร่วมด้วยในระหว่างกระบวนการแข็งตัว $\%C_{stoich}$ จะเปลี่ยนเป็นสมการดังต่อไปนี้คือ [1]

$$\%C_{stoich} = 0.099(\%Cr) + 0.033(\%W) + 0.063(\%Mo) + 0.235(\%V) \quad (3)$$

โดยค่า C_{bal} นี้เป็นเพียงค่าตามทฤษฎีซึ่งมีค่าได้ทั้งบวกและลบ โดยค่าที่เป็นบวกจะหมายถึงการมีคาร์บอนละลายในเนื้อพื้นมาก ส่วนค่าที่เป็นศูนย์หรือลบหมายถึงคาร์บอนถูกใช้ในการฟอร์มคาร์ไบด์ทั้งหมด ไม่เหลือคาร์บอนในเนื้อพื้นเลย แต่อย่างไรก็ตามในทางปฏิบัติการเย็นตัวจะเร็วกว่าสมดุลมาก แม้ว่าค่า C_{bal} มีค่าเป็นลบก็ยังคงมีคาร์บอนละลายในเนื้อพื้นบางส่วนอยู่ ดังนั้น C_{bal} นี้จึงเป็นค่าที่จำเป็นสำหรับการออกแบบส่วนผสมของเหล็กหล่อเพื่อให้ได้สมบัติทางกลที่ต้องการเช่น ความแข็งแรง ความต้านทานการสึกหรอหลังการทำกรรมวิธีทางความร้อน แต่อย่างไรก็ตามการเติมธาตุผสม Cr Mo W และ V อย่างละ 5% จะทำให้เหล็กหล่อชนิดนี้ผลิตด้วยวิธีการหล่อเหวี่ยงซึ่งเป็นวิธีที่ใช้ผลิตลูกรีดโดยทั่วไปได้ยาก เพราะคาร์ไบด์ยูเทคติกของ Mo และ W จะมีความหนาแน่นสูง เมื่อเกิดการเหวี่ยงในระหว่างกระบวนการแข็งตัวจะเกิดการสะสมของคาร์ไบด์เหล่านี้เฉพาะบริเวณผิวลูกรีด ทำให้ลดประสิทธิภาพการใช้งานลง ดังนั้น Mo และ W จึงควรต้องควบคุมให้มีปริมาณลดลง ธาตุ Cr จัดอยู่ในกลุ่มที่เพิ่มความสามารถในการชุบแข็งได้อย่างมีประสิทธิภาพ ดังนั้นจึงมีความจำเป็นสำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดในมุมมองของการเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งด้วยลมเป่า แต่การเติม Cr ในปริมาณสูง เช่น ในกรณีเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะส่งเสริมการเกิดคาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 ที่มีความแข็งต่ำแทน ดังนั้นจึงควรควบคุมปริมาณ Cr ไว้ไม่เกิน 9%

งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับกระบวนการแข็งตัว [3, 4, 7] และการทำกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่เติม Cr Mo V และ W อย่างละ 5% ได้มีการศึกษาไปแล้ว [5, 12-14, 16, 18, 19] แต่งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับการเติมธาตุ W และ Mo ในปริมาณที่ต่ำกว่า 5% ยังไม่มีการศึกษา โดยเฉพาะการศึกษาเกี่ยวกับผลของ C_{bal} ต่อพฤติกรรมของความแข็งและออสเทนไนต์

เหลือค้ำของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณ Mo และ W ต่ำจึงเป็นสิ่งที่น่าสนใจ ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงศึกษาผลของ C_{bal} ต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำ หลังการทำการวิธีทางความร้อนได้แก่ การชุบแข็งและอบคืนตัว ของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่เติม 2%Mo -1%W - 5%V โดยเติม 1.5 - 2.0%C และ 3 - 9%Cr เพื่อให้มีค่า C_{bal} ในช่วง -0.68 ถึง 0.53% ซึ่งเป็นส่วนผสมสำหรับการผลิตลูกรีดในอุตสาหกรรมรีดร้อนเหล็กกล้า

1.2 จุดประสงค์ของการวิจัย

เพื่อศึกษาผลของ C_{bal} ในช่วง -0.68 ถึง 0.53% ต่อพฤติกรรมทางกรรมวิธีทางความร้อนของของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสม 1.5 - 2.0% C, 3 - 9% Cr, 2% Mo, 1% W และ 5% V โดยเน้นที่พฤติกรรมของความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำในระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อน

1.3 ขอบเขตของการวิจัย

- 1.3.1 หล่อขึ้นงานทดสอบที่มีส่วนผสมตามเป้าหมายโดยมีค่า C_{bal} เท่ากับ -0.68 ถึง 0.53%
- 1.3.2. ทำกรรมวิธีทางความร้อน โดยทำการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1173 K เป็นเวลา 18 ks ทำการชุบแข็งที่ 1323 และ 1373 K เป็นเวลา 3.6 ks ทำการเย็นตัวโดยใช้ลมเป่า ทำการอบคืนตัวที่ 673 - 873 K ทุก ๆ 50 K เป็นเวลา 12 ks เย็นตัวในอากาศ
- 1.3.3. ทำการวัดความแข็งแบบ มาโคร และ ไมโคร ของชิ้นงานทดสอบในสภาพที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน
- 1.3.4. ทำการวัดปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำของชิ้นงานทดสอบในสภาพที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน
- 1.3.5. ทำการทดสอบโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโดยการใช้ Optical Microscope และ Scanning Electron Microscope เพื่อยืนยันผลการทดลอง
- 1.3.6. วิเคราะห์ ผลของ C_{bal} ต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำโดยเชื่อมโยงกับสถานะของกรรมวิธีทางความร้อน

1.4 ประโยชน์ของการวิจัย

1.4.1. ได้ทราบข้อมูลของกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กหล่อที่เติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณธาตุผสมแตกต่างกัน เพื่อประเมินสมบัติด้านความแข็งแรงสำหรับงานด้านการสึกหรอแบบขัดสีซึ่งจะนำไปประยุกต์ใช้กับการผลิตลูกรีดในอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้า

1.4.2. ได้ทราบข้อมูลทางกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อเป็นข้อมูลอ้างอิงสำหรับงานวิจัยอื่นต่อยอดต่อไป เช่น การทดสอบการสึกหรอ การทดสอบความแข็งแรง หรือความแกร่ง

1.4.3. ได้รับข้อมูลในการผลิตเหล็กหล่อชนิดใหม่ที่ยังไม่เคยผลิตในประเทศไทย โดยเฉพาะข้อมูลการทำกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อใช้ผลิตชิ้นงานคุณภาพสูงทดแทนชิ้นงานแบบเก่าที่ผลิตเหล็กหล่อโครเมียมสูง

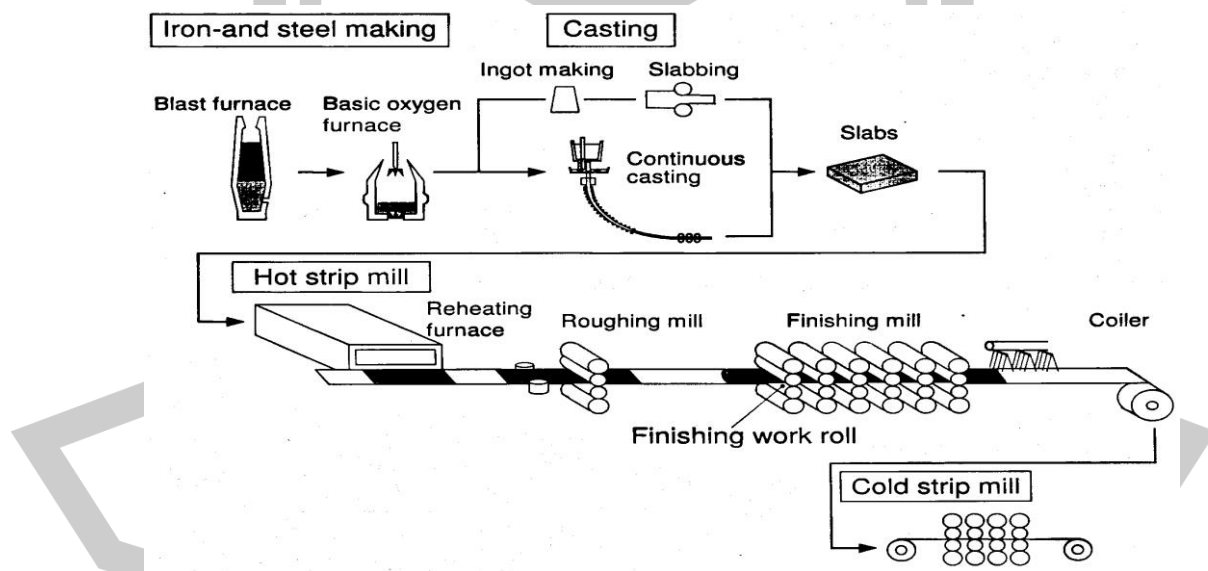


บทที่ 2

เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 เหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด

เหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด (Multi-alloyed white cast iron) ได้พัฒนาและคิดค้นขึ้นในประเทศญี่ปุ่น [1] เพื่อใช้สำหรับผลิตลูกรีดในอุตสาหกรรมการผลิตเหล็กกล้า โดยกระบวนการผลิตเหล็กกล้าแสดงตัวอย่างคร่าว ๆ ในภาพประกอบ 1 ซึ่งเริ่มต้นจากกระบวนการหลอมเหล็กกล้าให้มีส่วนผสมตามที่กำหนด การหล่อเหล็กกล้า และขั้นตอนการรีด ซึ่งในขั้นตอนการรีดในช่วงแรกจะเป็นการรีดร้อน ลูกรีดในกระบวนการรีดร้อนจะบีบอัดชิ้นงานที่มีอุณหภูมิสูงให้มีรูปร่างอย่างที่ต้องการ ชิ้นงานที่ผ่านการหล่อจะถูกอบที่อุณหภูมิ 1173 – 1373 K ก่อนการรีดจะมีการหล่อเย็นลูกรีดเพื่อป้องกันลูกรีดไม่ให้มีอุณหภูมิเกิน 873 K เมื่อผ่านการรีดร้อนจะทำการรีดเย็นต่อไป โดยตัวอย่างลูกรีดในการรีดเหล็กกล้าแสดงดังภาพประกอบ 2 ซึ่งที่ผ่านมามาทำจากเหล็กหล่อโครเมียมสูง ในปัจจุบันนี้มีการใช้เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมาทดแทนเหล็กหล่อโครเมียมสูง เนื่องจากมีสมบัติทางกลและมีความต้านทานการสึกหรอสูงกว่า



ภาพประกอบ 1 ขั้นตอนการผลิตเหล็กกล้า [1]



ภาพประกอบ 2 ลูกกรัดสำหรับกระบวนการรีดเหล็กกล้า [2]

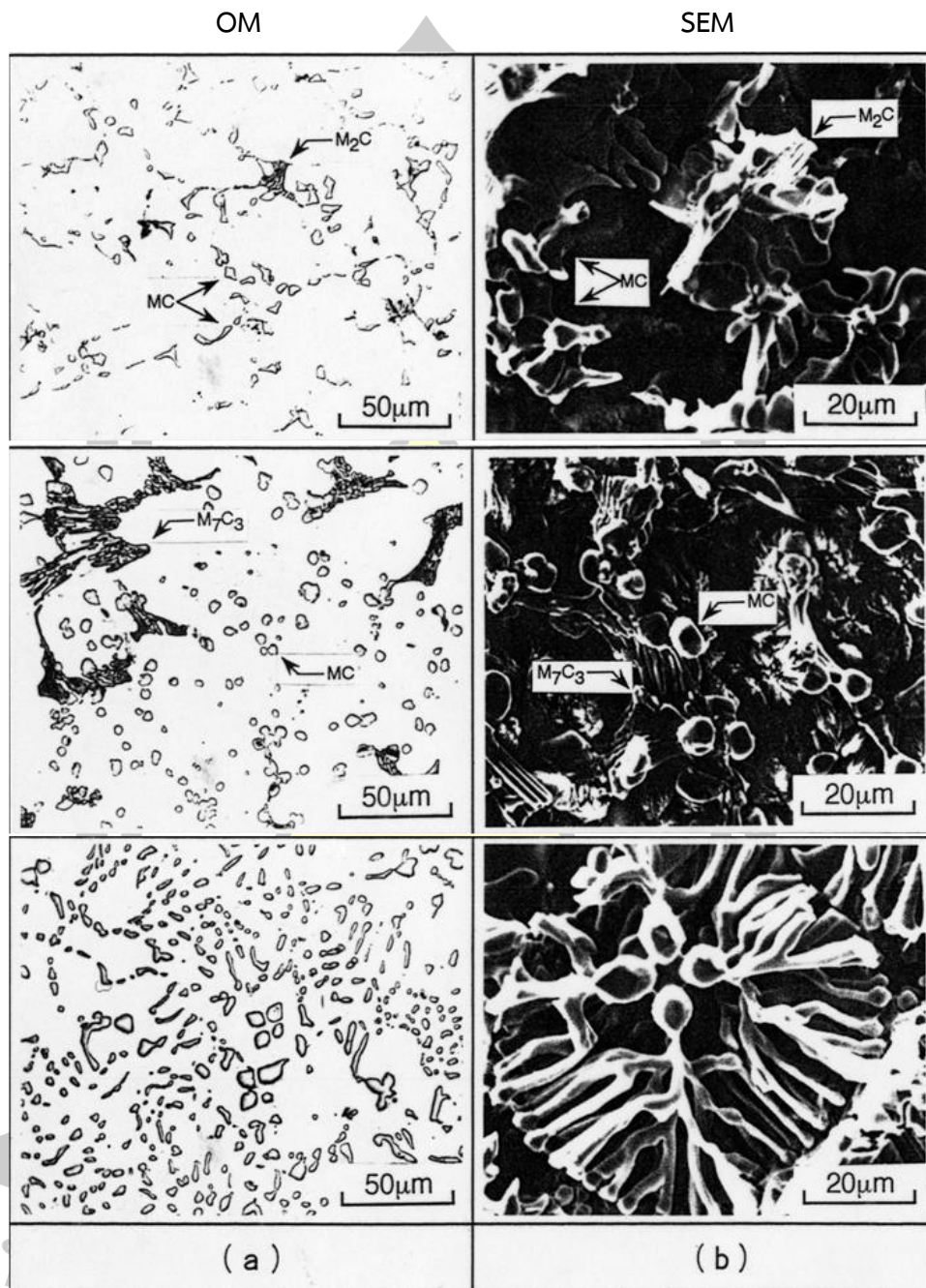
เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมีส่วนผสมพื้นฐานคล้ายกับเหล็กกล้าเครื่องมือ ความเร็วสูง (High speed steel) [10] โดยเติมธาตุผสม Cr, V, Mo, W และ Co อย่างละ 5% แต่เหล็กหล่อชนิดนี้มีปริมาณคาร์บอนสูงกว่าเหล็กกล้าเครื่องมือ โดยจุดประสงค์เพื่อทำให้เกิดคาร์ไบด์ ประเภทยูเทคติกที่มีความแข็งสูงหลายชนิด ทำให้มีความต้านทานต่อการสึกหรอสูงและมีปริมาณคาร์ไบด์ไม่มากจนเกินไปเพื่อรักษาความแกร่ง เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดจะพบคาร์ไบด์หลายชนิด เช่น MC M_2C และ M_7C_3 และมีเฟสเนื้อพื้นที่ประกอบด้วย มาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ เหลือค้ำ ทั้งนี้ชนิดและปริมาณของคาร์ไบด์จะขึ้นกับชนิดและปริมาณธาตุผสม โดยลักษณะคาร์ไบด์แต่ละชนิดแสดงดังภาพประกอบ 3 ถึงภาพประกอบ 5 ซึ่งสามารถสรุปดังต่อไปนี้ [11]

ชนิด MC จะมีลักษณะเป็นแผ่น ก้อนกลม หรือคล้ายปะการังมีความแข็งประมาณ 2000 - 3000 HV

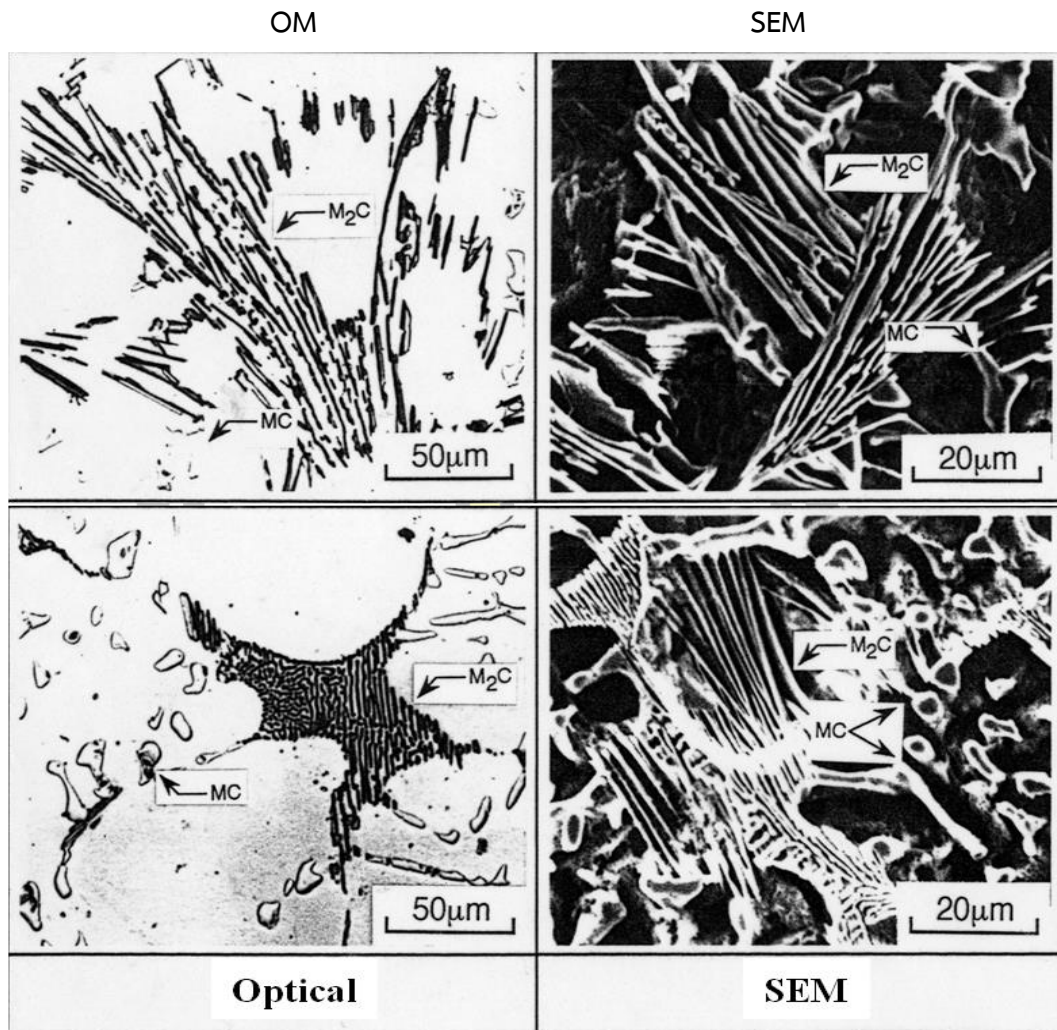
ชนิด M_2C จะมีลักษณะเป็นเส้นแบบ lamellar มีความแข็งประมาณ 1500 - 1800 HV

ชนิด M_7C_3 จะมีลักษณะเป็นแท่งหรือแผ่นแบบ ledeburite มีความแข็งประมาณ 1200 - 1500 HV

ในงานที่ต้องการความเรียบผิวสูง เช่น ลูกกรัดของงานเหล็กกล้าต้องการคาร์ไบด์ชนิด MC และ M_2C เนื่องจากมีความแข็งสูง เมื่อเปรียบเทียบกับสมบัติของคาร์ไบด์ทั้งสามชนิด พบว่าคาร์ไบด์ชนิด MC มีความแข็งมากที่สุดและมีความแกร่งสูงสุดเนื่องจากมีลักษณะเป็นก้อนกลม ดังนั้นคาร์ไบด์ชนิด MC จึงมีความจำเป็นอย่างยิ่งสำหรับงานด้านการสึกหรอแบบขัดสี



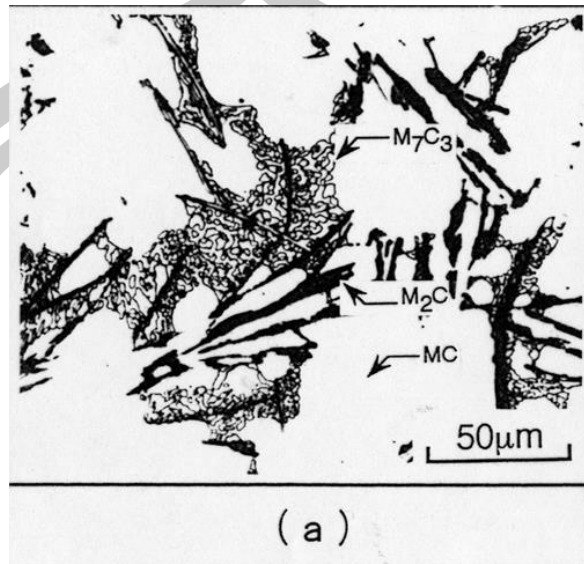
ภาพประกอบ 3 โครงสร้างของคาร์ไบด์ประเภท MC [3, 7, 11]



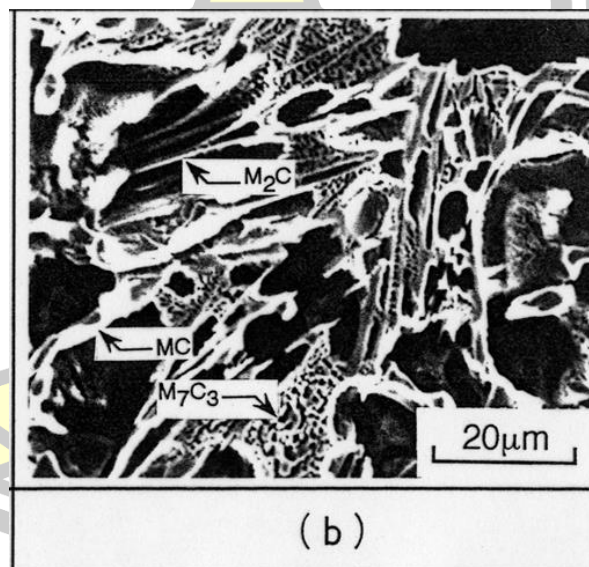
ภาพประกอบ 4 โครงสร้างของคาร์ไบด์ประเภท M₂C [3, 7, 11]



OM



SEM



ภาพประกอบ 5 โครงสร้างของคาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 [3, 7, 11]

2.2 บทบาทของธาตุผสม

บทบาทของธาตุผสมแต่ละชนิดที่เติมลงไปในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมีผลต่อการเกิดคาร์ไบด์และการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์ซึ่งสามารถสรุปได้ดังนี้คือ

2.2.1 โครเมียม (Cr)

เป็นธาตุผสมหลักของเหล็กหล่อทนการสึกหรอแบบขัดสีชนิด Ni-hard และเหล็กหล่อโครเมียมสูงโดย Cr สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ได้ 4 แบบคือ M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ และ M_3C_2 ปกติแล้วในเหล็กหล่อทนการสึกหรอจะพบเฉพาะชนิด M_3C และ M_7C_3 ทั้งนี้คาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 จะทนการสึกหรอได้ดีเนื่องจากมีความแข็งสูงและมีขนาดเล็ก ความต่อน้อยเมื่อเทียบกับชนิด M_3C ทำให้มีความแกร่งดีกว่า นอกจากนี้ Cr ยังสามารถละลายในออสเทนไนต์และเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง ป้องกันการเกิดเฟิร์ลไลต์หรือเบนไนต์ได้

2.2.2 โมลิบดีนัม (Mo) และ ทังสเทน (W)

เป็นธาตุที่สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ได้แรงทั้งคู่ โดย Mo จะฟอร์มคาร์ไบด์ชนิด MC , M_2C , M_6C ส่วน W จะฟอร์มคาร์ไบด์คล้ายกับ Mo คือ M_2C และ M_6C ซึ่งคาร์ไบด์เหล่านี้จะมีความแข็งสูงกว่าโครเมียมคาร์ไบด์มาก แม้ว่าธาตุเหล่านี้ส่วนใหญ่จะใช้ในการฟอร์มคาร์ไบด์ แต่ก็จะมีบางส่วนละลายในออสเทนไนต์ ถึงแม้ว่าจะมีปริมาณน้อยแต่สามารถเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งเป็นอย่างมาก เมื่อมองในแง่ความสามารถในการชุบแข็งจะพบว่า Mo ให้ผลดีกว่า W แต่อย่างไรก็ตามทั้งคู่สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ลำดับที่สองในระหว่างการทำการกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งสามารถรักษาเสถียรภาพได้สูงถึง 873 K เนื่องจากธาตุทั้งสองชนิดมีสมบัติคล้ายกัน ดังนั้นเพื่อง่ายในการเข้าใจผลของทั้งสองธาตุ จึงจะอธิบายผลของ Mo ในรูปแบบของค่าเทียบเท่าผลของ W (W_{eq}) ดังสมการคือ [1]

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

2.2.3 วาเนเดียม (V)

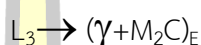
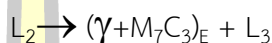
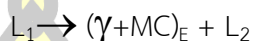
เป็นธาตุที่ช่วยให้โครงสร้างจุลภาคมีความละเอียด โดย V จะฟอร์มคาร์ไบด์ชนิด MC และ M_4C_3 โดยทั่วไป V จะไม่มีผลต่อการเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง แต่จะมีผลต่อการเกิด secondary hardening ในขั้นตอนการอบคืนตัวเป็นอย่างมาก คาร์ไบด์ของวาเนเดียมจะมีความแข็งสูงและทนอุณหภูมิได้สูงมาก

2.2.4 โคบอลต์ (Co)

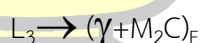
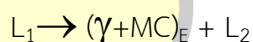
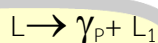
ไม่สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ได้ แต่นิยมเติมเพื่อเพิ่มความแข็งแรงและการใช้งานที่อุณหภูมิสูง ป้องกันการโตของเกรนในระหว่างการทำการกรรมวิธีทางความร้อน

2.3 กระบวนการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด

ในการทำนายกระบวนการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดจะอาศัยข้อมูลทางอุณหพลศาสตร์ของเฟสที่เกิดขึ้นตั้งแต่แผนภูมิการเย็นตัวในภาพประกอบ 6 จากแผนภูมิทำนายการแข็งตัวสามารถสรุปลำดับของการเปลี่ยนเฟสของน้ำโลหะได้ดังนี้คือ

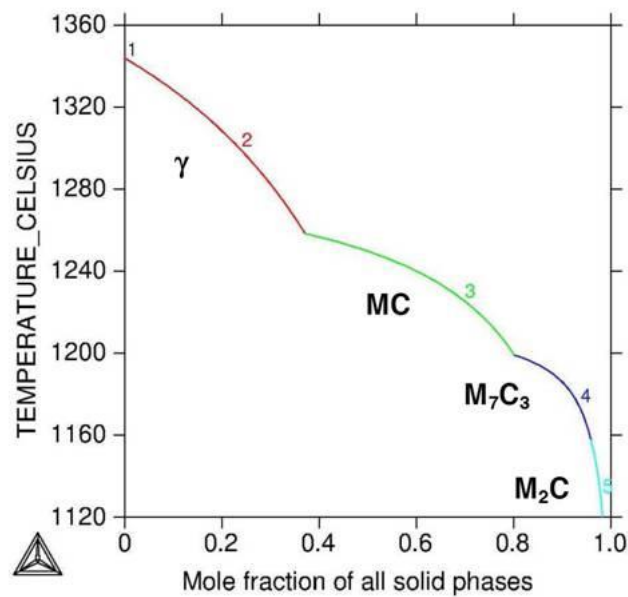


ในทางปฏิบัติจะพบว่าชนิดของโครงสร้างยูเทคติกจะเปลี่ยนแปลงตามส่วนผสม ดังนั้นจึงได้มีการสร้างแผนภูมิการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐานคือระบบ C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co ดังแสดงในภาพประกอบ 7 จากแผนภูมิการแข็งตัวจะพบว่าออสเทนไนต์เดไนไตรต์ (γ_p) เกิดขึ้นก่อนเป็นอันดับแรกตามด้วยโครงสร้างยูเทคติกชนิด ($\gamma + MC$) และ ($\gamma + M_7C_3$) และ/หรือ ($\gamma + M_2C$) ตามลำดับ โดยพบว่าคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด M_7C_3 จะพบในเหล็กหล่อที่มีปริมาณคาร์บอนมากกว่า 2% และชนิด M_2C จะพบในเหล็กหล่อที่มีปริมาณคาร์บอนน้อยกว่า 2% ตัวอย่างขั้นตอนการแข็งตัวสำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมที่เติม 2%C คือ

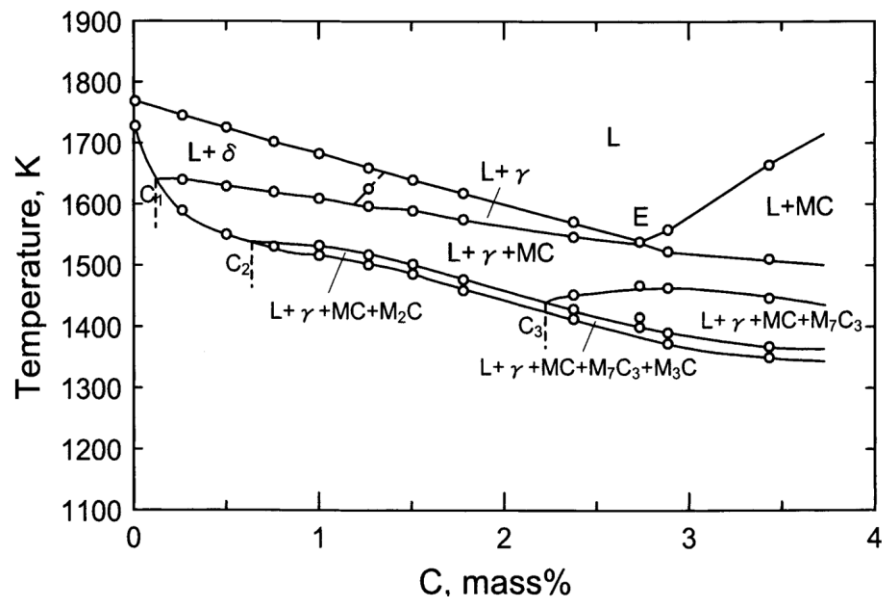


ดังนั้นที่อุณหภูมิห้องจึงประกอบด้วยออสเทนไนต์เดไนไตรต์ โครงสร้างยูเทคติกของ ($\gamma + MC$) และ ($\gamma + M_2C$) ธาตุผสมมีผลอย่างมากต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ ผลของคาร์บอนและวาเนเดียมต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์แสดงดังภาพประกอบ 8 โดยพบว่าคาร์ไบด์ชนิด MC จะเกิดขึ้นในทุกส่วนผสม แต่จะมีรูปร่างแตกต่างกันตามปริมาณของธาตววาเนเดียม ที่ปริมาณวาเนเดียมสูงจะพบคาร์ไบด์ชนิด MC ที่มีรูปร่างคล้ายปะการัง ส่วนคาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 จะพบในส่วนผสมที่มีปริมาณคาร์บอนสูง ภาพประกอบ 9 แสดงอิทธิพลของค่า W_{eq} และปริมาณคาร์บอนต่อชนิดและโครงสร้างของคาร์ไบด์ ทั้งนี้จะพบคาร์ไบด์ประเภท MC ที่มีลักษณะกลมเมื่อปริมาณ W_{eq} น้อยกว่า 11% และมีคาร์บอนน้อยกว่า 2 % ส่วน คาร์ไบด์ชนิด M_2C ที่มีลักษณะเป็นเส้น (lamellar) จะเกิดขึ้นเมื่อ W_{eq} น้อยกว่า 15% และมีคาร์บอนต่ำ แต่จะพบคาร์ไบด์ชนิด M_2C ที่มีลักษณะเป็นแผ่นเมื่อ W_{eq} มากกว่า 15% ผลของโคบอลต์และคาร์บอนต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดแสดงดังภาพประกอบ 10 ที่ปริมาณคาร์บอนคงที่พบว่าทั้งชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ไม่เปลี่ยนแปลงเมื่อปริมาณโคบอลต์เพิ่มขึ้น ซึ่งสรุปได้ว่าโคบอลต์ไม่มีผลต่อชนิดและรูปร่าง

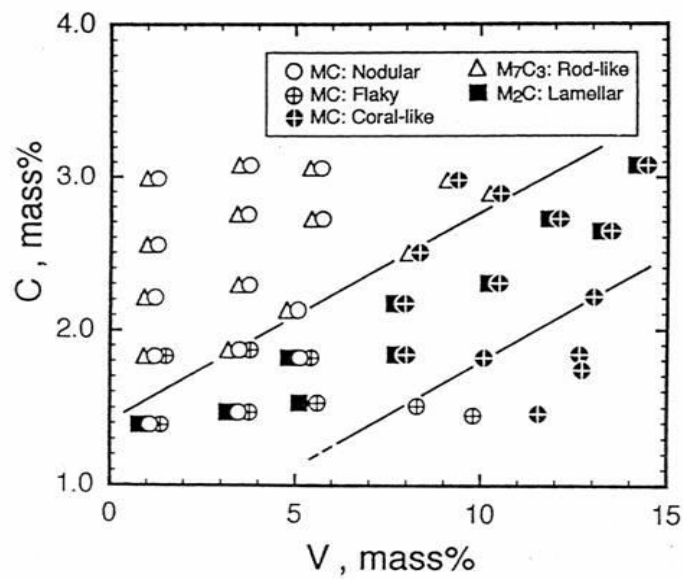
ของคาร์ไบด์ จากที่ได้กล่าวมาทั้งหมดจึงสามารถกล่าวได้ว่าชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ขึ้นกับชนิดและปริมาณของธาตุผสม อย่างไรก็ตามปัจจัยหนึ่งที่มีผลอย่างมากต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ คือ อัตราการเย็นตัว ผลของอัตราการเย็นตัวต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ในเหล็กหล่อ Fe-%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co-C แสดงดังภาพประกอบ 11 พบว่าขนาดของคาร์ไบด์จะเล็กลงเมื่ออัตราการเย็นตัวสูงขึ้น ในเหล็กหล่อที่มีคาร์บอนน้อยกว่า 2.5% จะพบคาร์ไบด์ชนิด MC และ M_2C ส่วนคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 จะพบในเหล็กหล่อที่มีปริมาณคาร์บอนมากกว่า 2.5% เมื่ออัตราการเย็นตัวต่ำมากจะพบคาร์ไบด์ชนิด M_3C เกิดขึ้นมาร่วมด้วย สัดส่วนของคาร์ไบด์ที่พบในเหล็กหล่อที่เติมธาตุผสมหลายชนิดแสดงดังภาพประกอบ 12 พบว่าสัดส่วนของคาร์ไบด์เพิ่มขึ้นตามปริมาณคาร์บอน โดยเฉพาะชนิด MC และ M_2C แต่อย่างไรก็ตามปริมาณคาร์ไบด์ชนิด M_2C จะลดลงที่ปริมาณคาร์บอนสูงเนื่องจากเกิดคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 ร่วมด้วย โดยรวมแล้วจะมีปริมาณคาร์ไบด์ทั้งหมดไม่เกิน 25% โดยปริมาตร



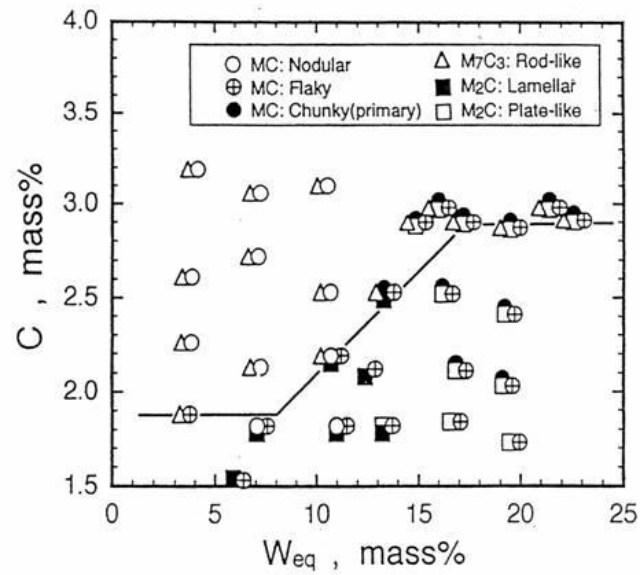
ภาพประกอบ 6 เส้นโค้งการเย็นตัวแสดงการเกิดคาร์ไบด์ชนิดต่าง ๆ ในระหว่างกระบวนการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด [15]



ภาพประกอบ 7 แผนภูมิเฟสของระบบ Fe-C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co [4]



ภาพประกอบ 8 ผลของคาร์บอนและวานเนเดียมต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ (Fe-5%Cr-2%Mo-2%W-5%Co-V-C) [7, 11]



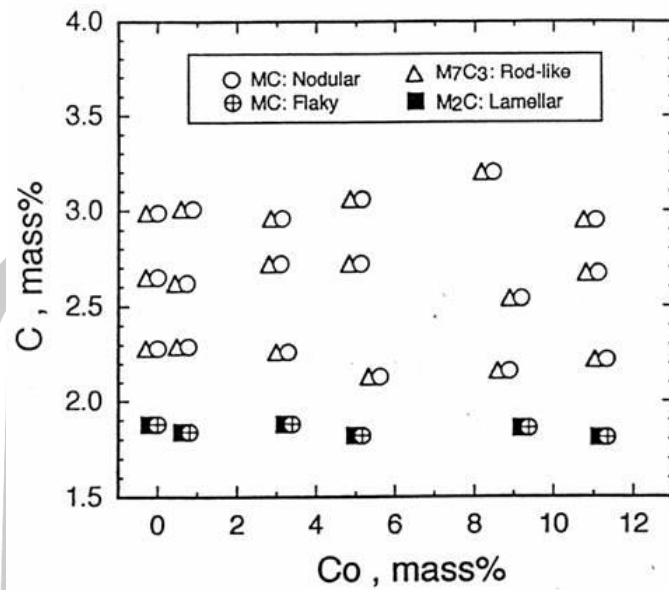
ภาพประกอบ 9 ผลของคาร์บอนและ W_{eq} ต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ (Fe-5%Cr-5%V-5%Co-Mo-W-C) [7, 11]

โดยปกติแล้วยูเทคติกคาร์ไบด์ชนิดในเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิดส่วนใหญ่จะมีเสถียรภาพสูงยกเว้นคาร์ไบด์ประเภท M_2C จะสามารถเปลี่ยนเฟสได้เมื่อได้รับอุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน จากงานวิจัยของ Hasimoto และคณะ [11] พบว่าคาร์ไบด์ประเภท M_2C จะเกิดการสลายตัวเมื่อได้รับความร้อนที่อุณหภูมิสูงกว่า 1273 K เป็นเวลานานกว่า 15 ชั่วโมงดังปฏิกิริยานี้คือ

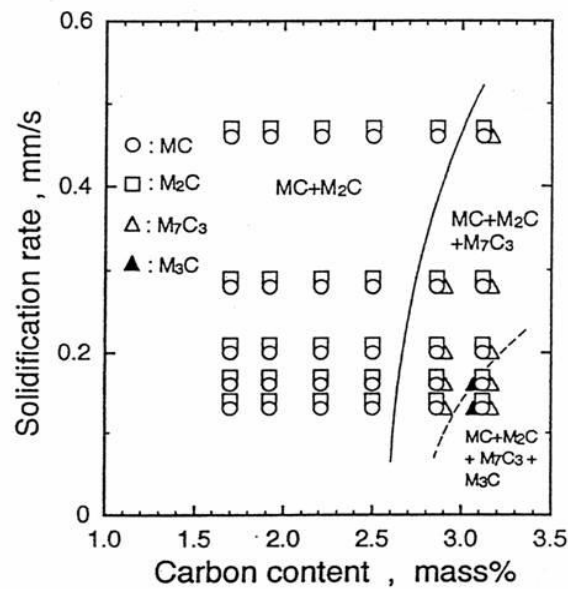


ตัวอย่างการสลายตัวแสดงดังภาพประกอบ 13 โดยพบว่าคาร์ไบด์ชนิด M_2C ได้เปลี่ยนเป็นชนิด M_6C M_7C_3 และ MC

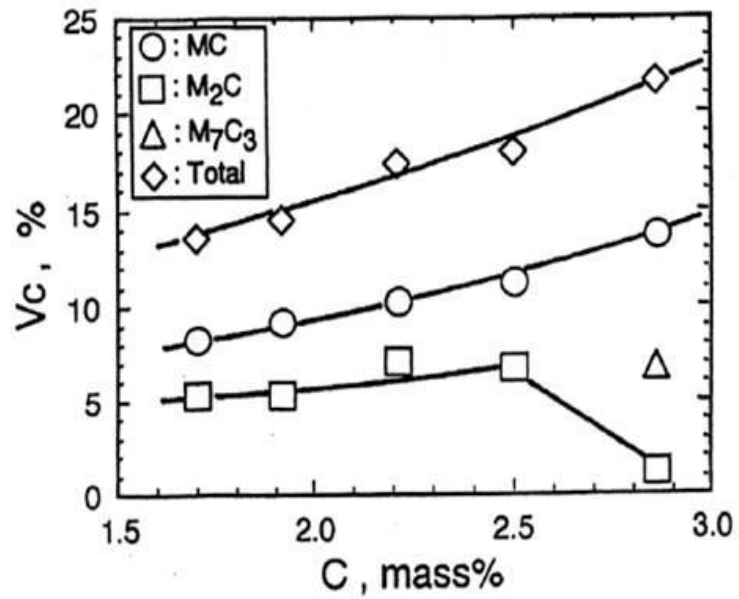
พูนุ ปณฺ ทิโต ชีเว



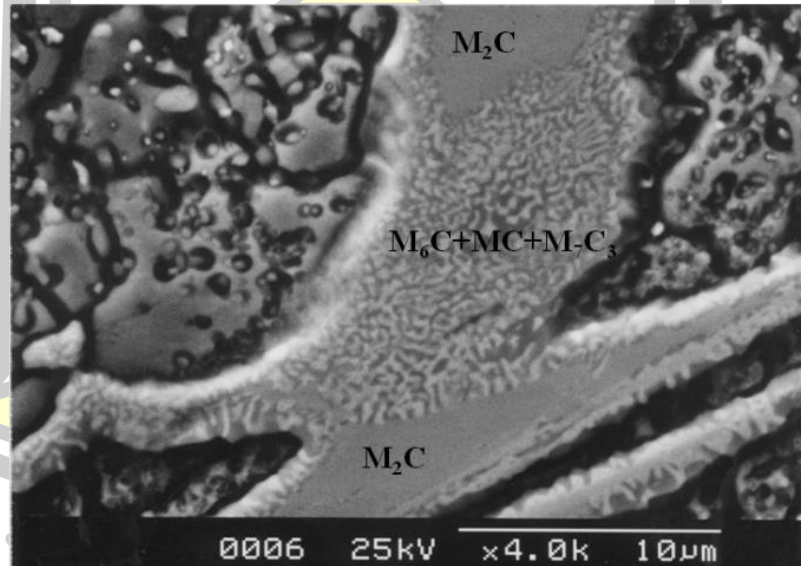
ภาพประกอบ 10 ผลของคาร์บอนและโคบอลต์ต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ (Fe-5%Cr-2%Mo-2%W-5%V-Co-C) [7, 11]



ภาพประกอบ 11 ผลของคาร์บอนและอัตราการเย็นตัวต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ (Fe-5%Cr-2%Mo-2%W-5%V-Co-C) [7, 11]



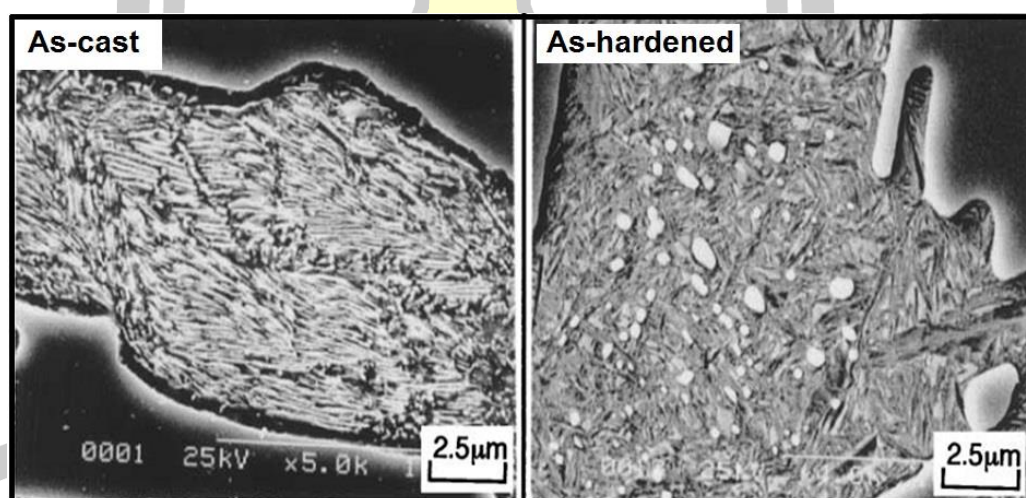
ภาพประกอบ 12 ผลของคาร์บอนต่อร้อยละส่วนเชิงปริมาณของคาร์ไบด์ (Vc) (Fe-5%Cr-2%Mo-2%W-5%V-Co-C) [11]



ภาพประกอบ 13 การสลายตัวของคาร์ไบด์ยูเทคติกประเภท M₂C เมื่อผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 15 ชั่วโมง [11]

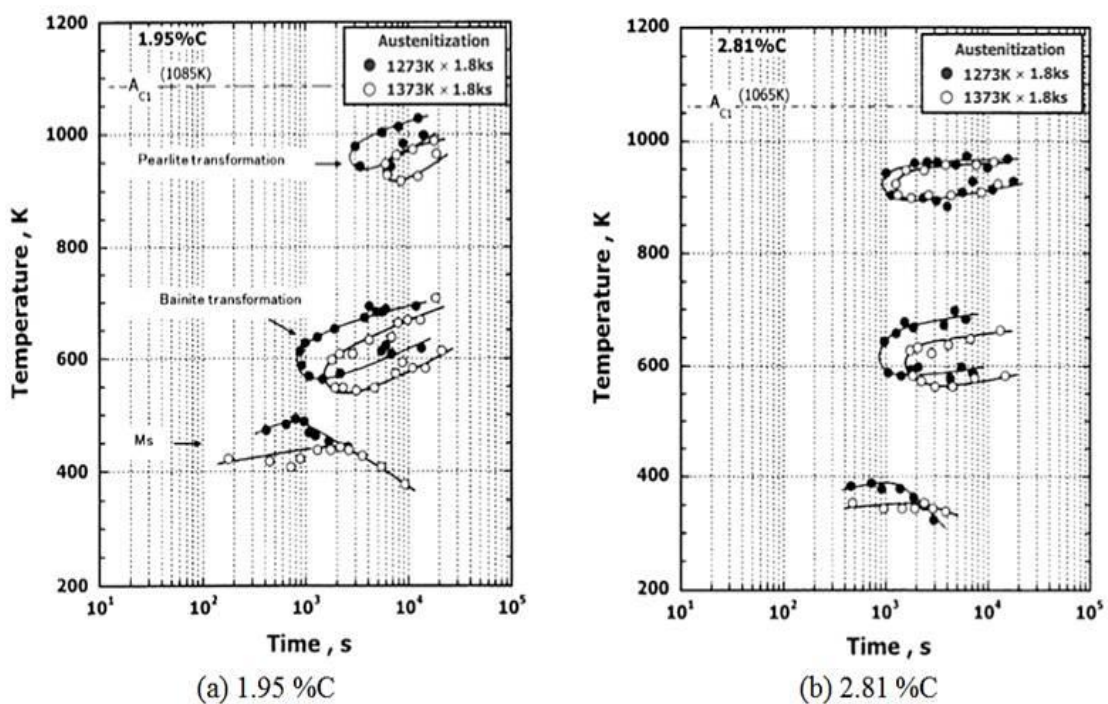
2.4 กรรมวิธีทางความร้อน

กรรมวิธีทางความร้อนจะกระทำหลังจากการหล่อโดยมีจุดประสงค์เพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล กระบวนการทางกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิด ได้แก่การอบอ่อน การชุบแข็งและการอบคืนตัว ซึ่งเป็นวิธีทั่วไปที่ใช้กับเหล็กกล้าเครื่องมือ การอบอ่อนจะกระทำที่อุณหภูมิประมาณ 1223 K เพื่อการปรับโครงสร้างจุลภาค ลดปัญหาการสะสมไมโครของธาตุผสม (Micro-segregation) และเพื่อสมบัติด้านการกัดกร่อน กระบวนการชุบแข็งจะกระทำหลังจากขั้นตอนการอบอ่อนคือ ทำการอบในช่วงอุณหภูมิ 1273 – 1373 K เป็นเวลาประมาณ 1 ชั่วโมงภายใต้บรรยากาศของแก๊สเฉื่อยเพื่อป้องกันการเกิดออกซิเดชันและเย็นตัวโดยใช้พัดลมเป่า ในขั้นตอนนี้ถือว่ายูเทคติกคาร์ไบด์ไม่มีการเปลี่ยนแปลงเนื่องจากใช้ระยะเวลาในการอบสั้น โครงสร้างเนื้อพื้นของเหล็กหล่อขาวที่เต็มธาตุผสมหลายชนิดในสภาพหล่อและสภาพที่ผ่านการชุบแข็งแสดงดังภาพประกอบ 14 โดยพบว่าพื้นในสภาพหล่อจะประกอบด้วยเฟอไรต์ ส่วนในสภาพชุบแข็งประกอบด้วย ออสเทนไนต์ มาร์เทนไซต์ และคาร์ไบด์ลำดับที่สอง โดยความแข็งในสภาพหล่อจะมีค่าประมาณ 500 - 600 HV30 ส่วนในสภาพชุบแข็งจะมีความแข็งสูงกว่า 800 HV30



ภาพประกอบ 14 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ 2%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5Co [16]

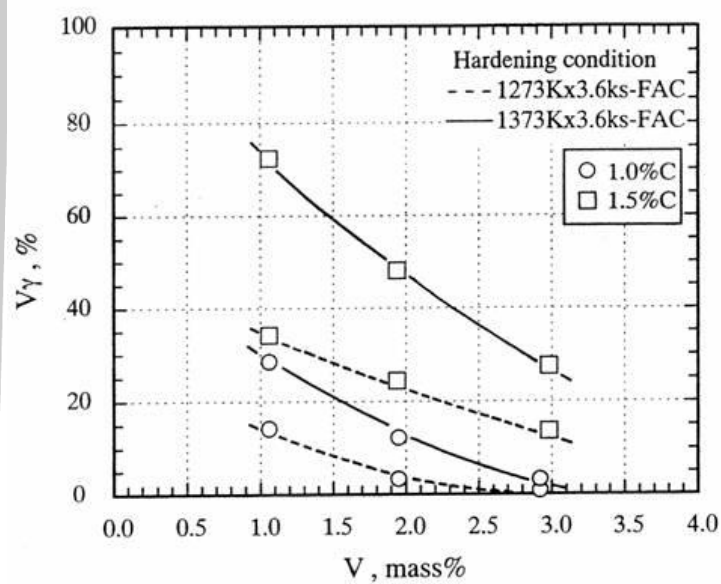
จากโครงสร้างจุลภาคข้างต้นสามารถอธิบายได้จากแผนภูมิการเปลี่ยนเฟสอย่างต่อเนื่อง (CCT diagram) ของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดแสดงดังภาพประกอบ 15 โดยพบว่าเส้นโค้งการเปลี่ยนเฟสจะแยกกันชัดเจนทั้งเพิร์ลไลต์ เบนไนต์และมาร์เทนไซต์ และเส้นโค้งเพิร์ลไลต์ขยับไปทางด้านขวามืออย่างมากเนื่องจากการเติม Cr และ Mo ในปริมาณสูงจึงทำให้สามารถชุบแข็งโดยใช้ลมเป่าได้ อุณหภูมิการชุบแข็งมีผลต่ออุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสอย่างมาก โดยอุณหภูมิของการเปลี่ยนเฟสต่าง ๆ จะลดลงเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการชุบแข็ง



ภาพประกอบ 15 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อ Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-2%Co. [14]

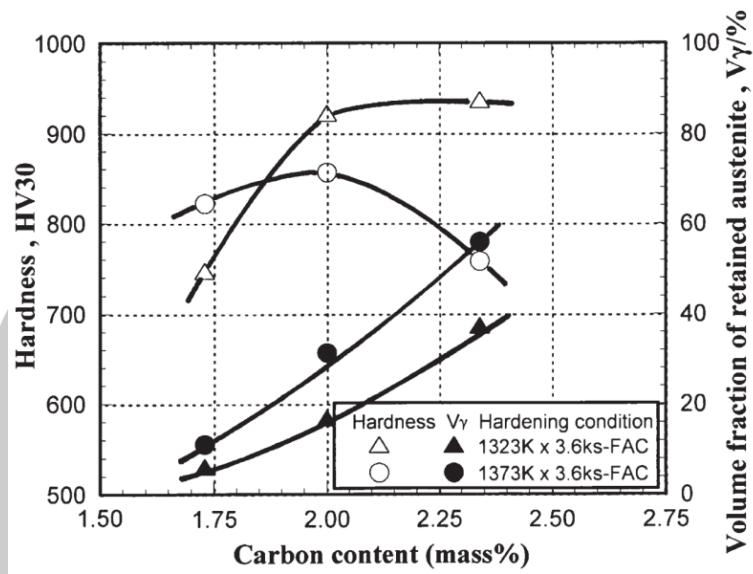
Matsubara และคณะ [5] ได้ศึกษาการเปลี่ยนแปลงของปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อ Fe-5%Cr-5%Mo-V-C ดังแสดงในภาพประกอบ 16 พบว่าร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) เพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการชุบแข็งและปริมาณคาร์บอน แต่ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างจะลดลงเมื่อปริมาณวาเนเดียมเพิ่มขึ้น Jatupon และคณะ [19] ได้ศึกษาผลของคาร์บอนต่อความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดดังแสดงในภาพประกอบ 17 พบว่าความแข็งในสภาพชุบของชิ้นงานที่ชุบที่ 1373 K จะต่ำกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K เนื่องจากมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างเพิ่มขึ้น โดยการเพิ่ม

คาร์บอนจะทำให้มีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างเพิ่มสูงขึ้น ความแข็งในสภาพชุบแข็งจะสูงสุดเมื่อเนื้อพื้นมีประมาณ 28% ดังแสดงในภาพประกอบ 18 Thanit และคณะ [18] ได้ทำการศึกษาผลของ Mo ต่อความแข็งและ $V\gamma$ ในสภาพชุบแข็งดังแสดงในภาพประกอบ 19 พบว่าการเพิ่ม Mo จาก 0 - 7.6% จะทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องแต่จะมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลดลง เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ชนิดพิเศษประเภท M_2C โดยคาร์ไบด์ชนิดนี้ จะลดคาร์บอนในออสเทนไนต์ลง และทำให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้น

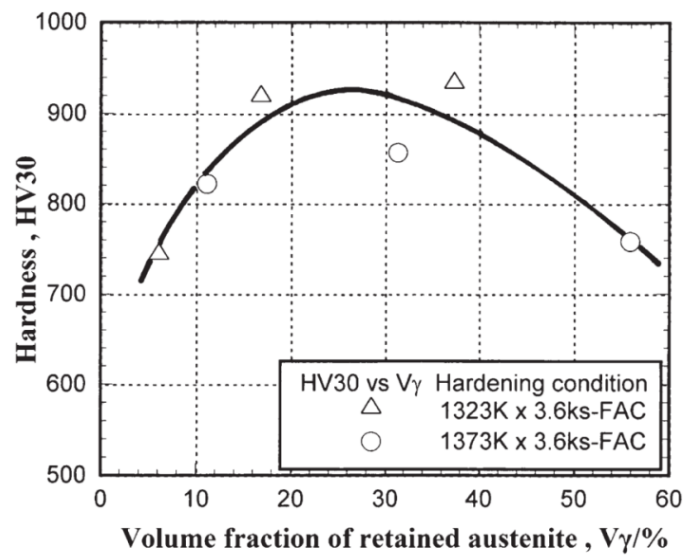


ภาพประกอบ 16 ผลของธาตุวานาเดียมต่อร้อยละปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างในสภาพชุบแข็งของ เหล็กหล่อ Fe-5%Cr-5%Mo-V-C [14]

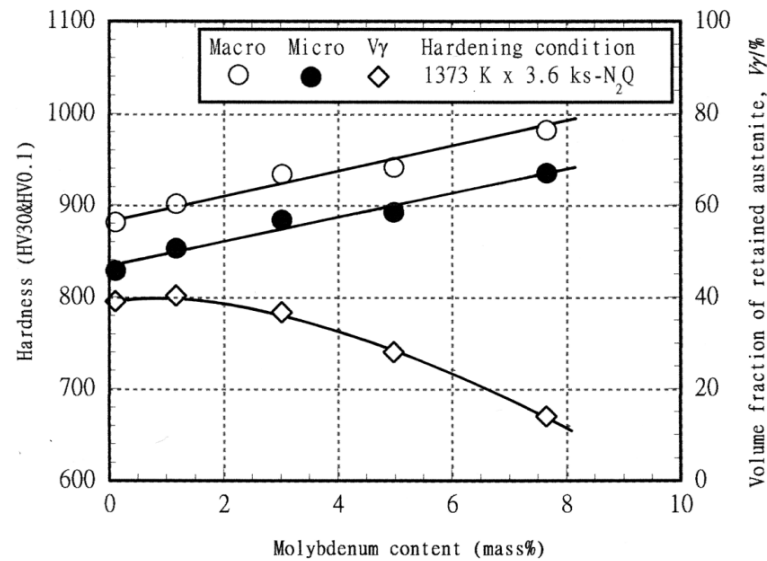
พหุบัน ปณฺ ทิโต ชิว



ภาพประกอบ 17 ผลของคาร์บอนต่อความแข็งแรงร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด C-5%Cr-5%Mo-5%V-5%W-2%Co [19]

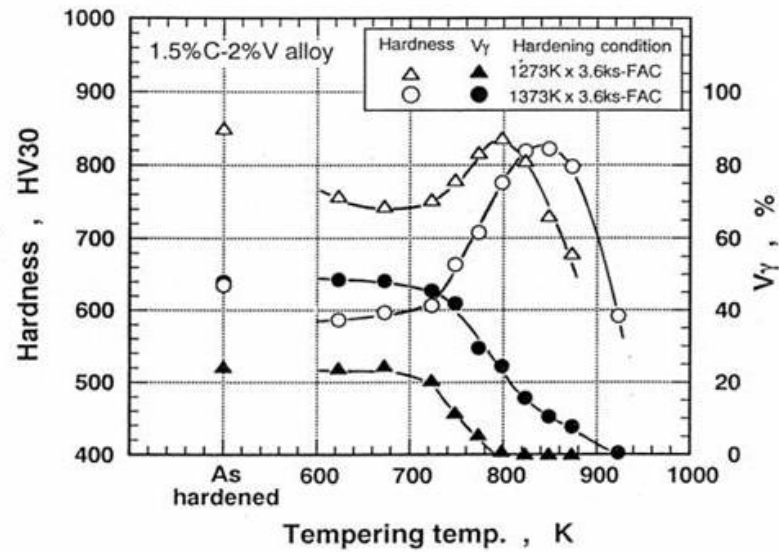


ภาพประกอบ 18 ผลของร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ต่อความแข็งแรงในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด C-5%Cr-5%Mo-5%V-5%W-2%Co [19]

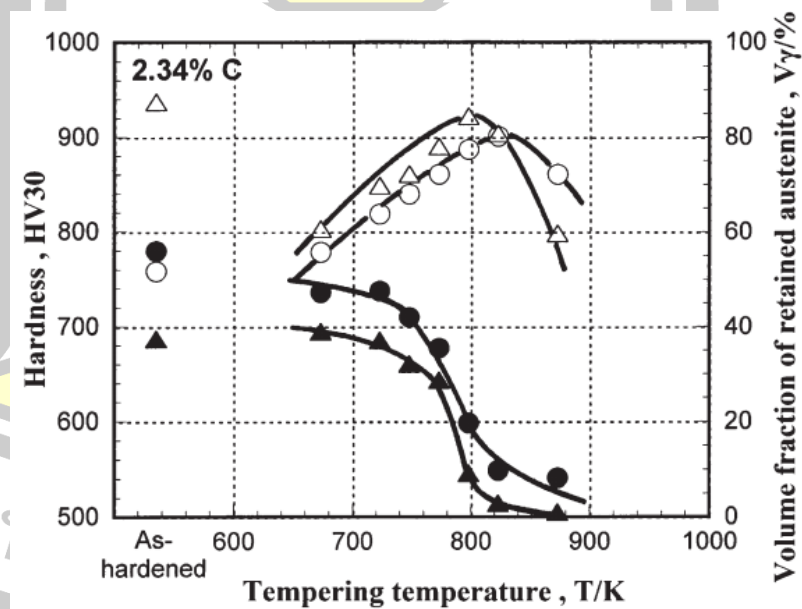


ภาพประกอบ 19 ผลของโมลิบดีนัมต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด 2%C-5%Cr-Mo-5%V-5%W-2%Co [18]

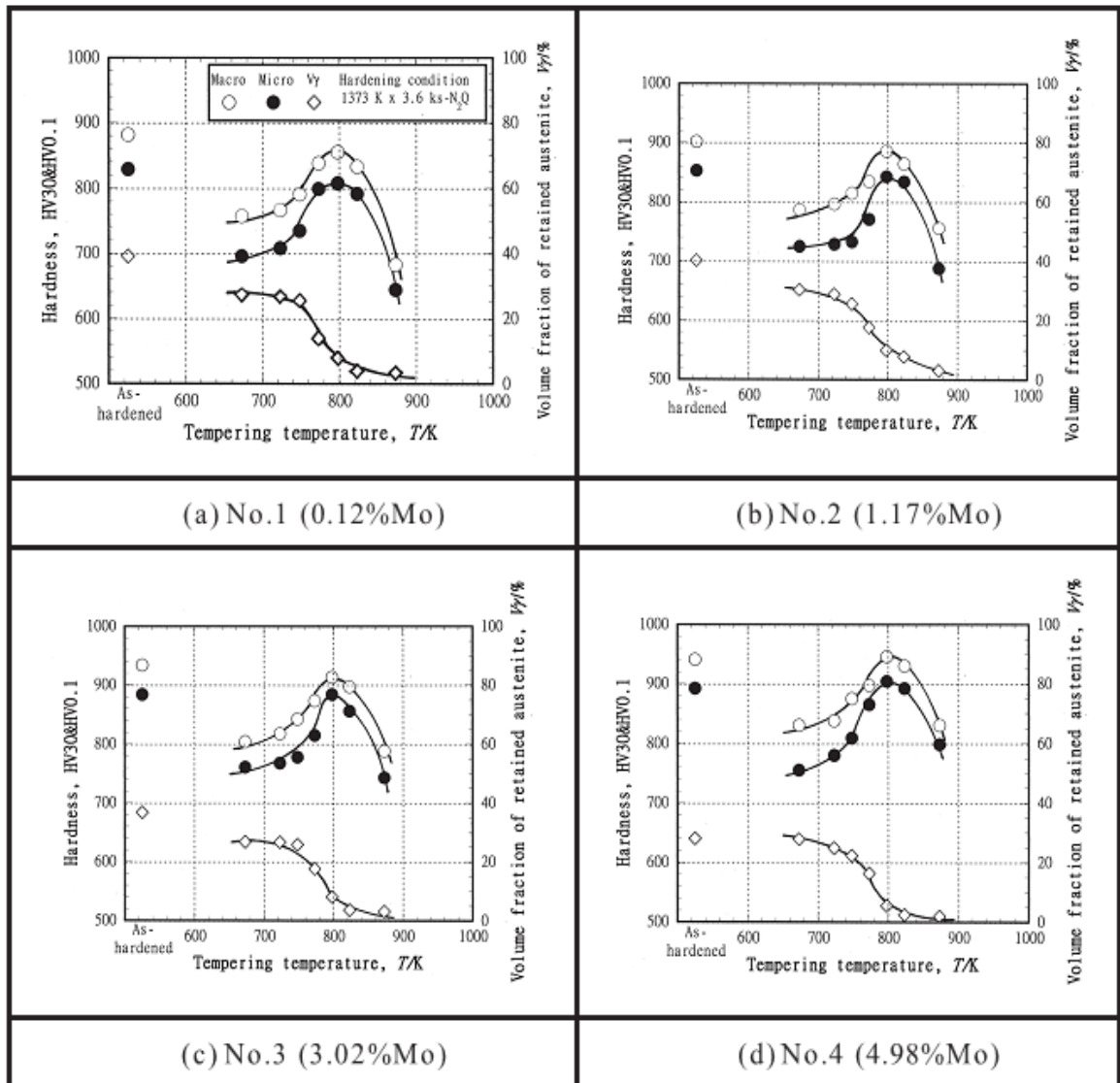
ผลของการอบคืนตัวต่อความแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสม 1.5%C-2%V แสดงตัวอย่างดังภาพประกอบ 20 พบว่ากราฟความแข็งแสดงการเกิด Secondary hardening จากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองชนิดพิเศษที่มีความแข็งสูงและการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ การใช้อุณหภูมิในการอบชุบสูงทำให้เกิด Secondary hardening ได้มากขึ้น ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลดลงเมื่ออุณหภูมิในการอบคืนตัวสูงขึ้น โดยความแข็งสูงสุดที่ได้รับประมาณ 800 HV30 ในกรณีที่ต้องการความแข็งสูงกว่านี้จำเป็นต้องเติมธาตุผสมอื่น ซึ่งพบว่าการเพิ่ม C ในช่วง 2.00 - 2.5% และ Cr, Mo, V และ W เป็นอย่างละ 5% จะทำให้เกิด Secondary hardening อย่างมากดังตัวอย่างในภาพประกอบ 21 เนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองชนิดพิเศษที่มีจำนวนมากขึ้น โดยได้รับความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนตัวสูงกว่า 900 HV30 นอกจากนี้ยังมีการรายงานว่าการเติม Mo จะเพิ่มความแข็งและเพิ่มการเกิด Secondary hardening ในสภาพการอบคืนตัว โดยความแข็งสูงสุดมากกว่า 900 HV ในชิ้นงานที่เติม Mo มากกว่า 5% ดังภาพประกอบ 22



ภาพประกอบ 20 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของ ออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) ของเหล็กหล่อ 1.5%C-5%Cr-5%Mo-2%V [5]



ภาพประกอบ 21 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณ 2.34%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co ชุบแข็งที่ 1273 และ 1373 K [18]



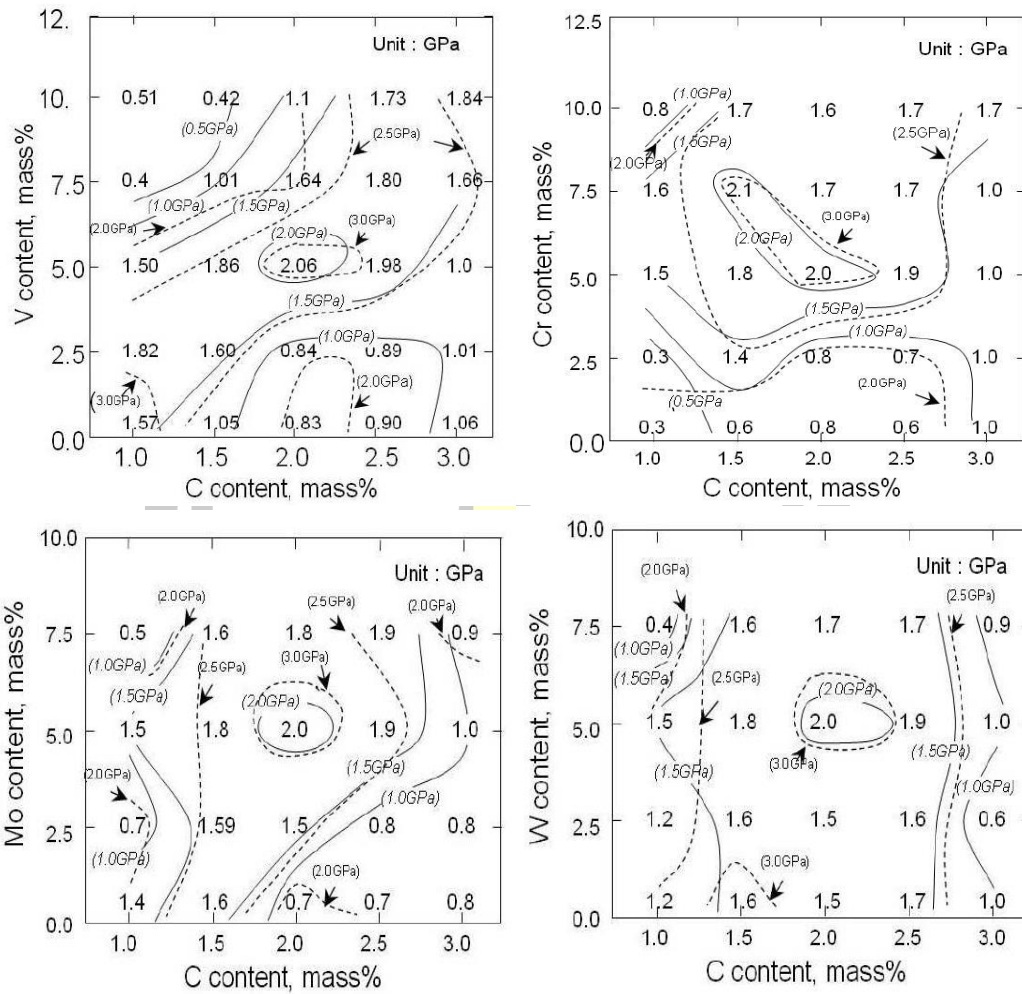
ภาพประกอบ 22.ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่อความแข็งและร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของ ออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) ของเหล็กหล่อ 2%C-5%Cr-5%W-5%V-2%Co. [18]

พหุบัณฑิต ชีวะ

2.5 ความแข็งแรงและความต้านทานการสึกหรอ

ความแข็งแรงของเหล็กหล่อเป็นอีกปัจจัยหนึ่งที่ต้องให้ความสำคัญ เนื่องจากวัสดุที่แข็งมักจะมีค่าความเปราะสูง ดังนั้นความต้านทานต่อการแตกหักจึงเป็นสิ่งจำเป็น เหล็กหล่อโครเมียมสูงจะมีค่า Fracture toughness (K_{IC}) ไม่เกิน $50 \text{ MN}\cdot\text{m}^{-3/2}$ [11] เนื่องจากมีปริมาณคาร์ไบด์ที่สูง ดังนั้นในการใช้งานที่ต้องการความทนทานต่อการกระแทกสูงกว่านี้จึงต้องการวัสดุที่มีความแข็งแรงสูง ค่า Compressive strength ของเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะมีค่าประมาณ 1.6 GPa แต่ความแข็งแรงที่ต้องการสำหรับเหล็กหล่อที่มีความแข็งแรงสูงคือ 2 GPa ซึ่งความแข็งแรงระดับนี้จำเป็นต้องเติมธาตุผสมหลายชนิดและลดปริมาณคาร์บอนลงให้ต่ำกว่าในกรณีของเหล็กหล่อโครเมียมสูง ผลของธาตุผสมต่อค่า Compressive strength ของเหล็กหล่อที่เติมธาตุผสมหลายชนิดแสดงดังภาพประกอบ 23 พบว่าปริมาณธาตุผสมที่ให้ค่า Compressive strength ที่ค่า 2 GPa คือ 2% C-5%V-5%Cr-5%Mo และ 5%W

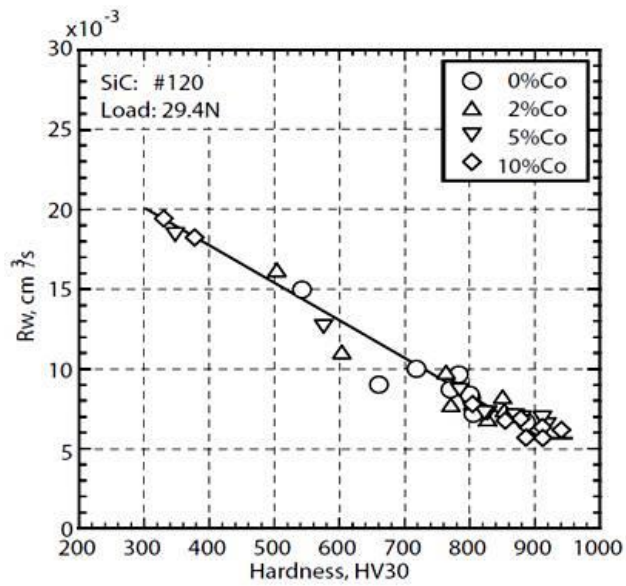
ความต้านทานการสึกหรอของเหล็กหล่อทนการสึกหรอขึ้นกับทั้ง ชนิด ปริมาณและรูปร่างของยูเทคติกคาร์ไบด์ ชนิดของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและความแข็งแรงของโครงสร้างพื้นเหล็กหล่อขาวที่มีส่วนผสมเป็นไฮเปอร์ยูเทคติกมีการใช้งานจำกัดเนื่องจากมีความเปราะสูงมาก รับการกระแทกได้น้อย ซึ่งเป็นผลมาจากมีปริมาณของคาร์ไบด์สูงทำให้ขาดความแกร่ง ดังนั้นเหล็กหล่อประเภทไฮโปยูเทคติกซึ่งมีปริมาณของคาร์ไบด์ต่ำกว่าจึงเป็นที่นิยม แต่งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับความต้านทานการสึกหรอแบบขีดสีของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดยังมีน้อย การเติม Co จะเพิ่มความต้านทานการสึกหรอดังภาพประกอบ 24 โดยอัตราการสึกหรอจะลดลงเมื่อ Co เพิ่มขึ้น เนื่องจาก Co เพิ่มความแข็งโดยส่งเสริมการเกิด Secondary hardening ได้เป็นอย่างดีในระหว่างการอบคืนตัว ทำให้ทนการสึกหรอได้ดีขึ้น ภาพประกอบ 25 แสดงผลของการอบคืนตัวต่ออัตราการสึกหรอของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมที่เติม Co ในปริมาณต่างกัน พบว่าอุณหภูมิเหมาะสมในการอบคืนตัวคือ 773 - 800 K เนื่องจากมีอัตราการสึกหรอต่ำที่สุด โดยการเพิ่มปริมาณ Co จะช่วยเพิ่มความต้านทานการสึกหรอได้ดีในสภาพที่ผ่านการอบคืนตัว ภาพประกอบ 26 แสดงการสึกหรอของลูกรีดที่ทำจากเหล็กหล่อต่างชนิดกัน โดยพบว่าลูกรีดที่ผลิตจากเหล็กหล่อที่เติมธาตุผสมหลายชนิดมีความทนทานต่อการสึกหรอดีกว่าที่ผลิตจากเหล็กหล่อโครเมียมสูงและเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมต่ำประมาณ 3 - 5 เท่า จากข้อมูลที่ได้กล่าวมาทั้งหมดแสดงให้เห็นว่าเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมีประสิทธิภาพการใช้งานดีกว่าเหล็กหล่อชนิดอื่น



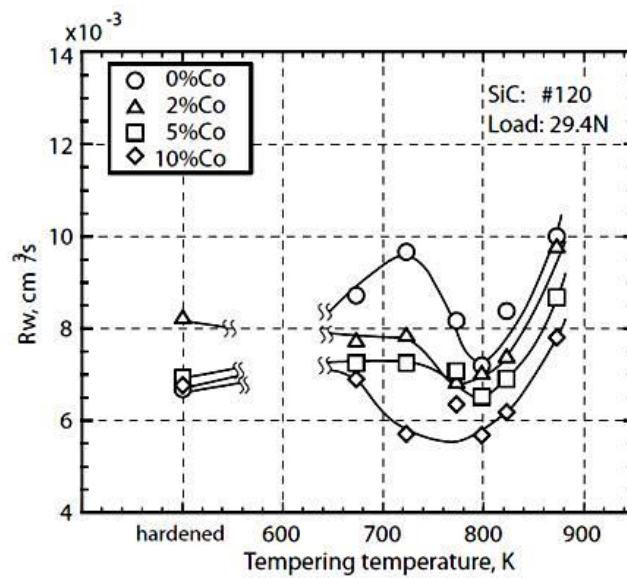
ภาพประกอบ 23 ผลของธาตุผสมต่อ Compressive strength เหล็กหล่อที่เติมธาตุผสมหลายชนิด

[2]

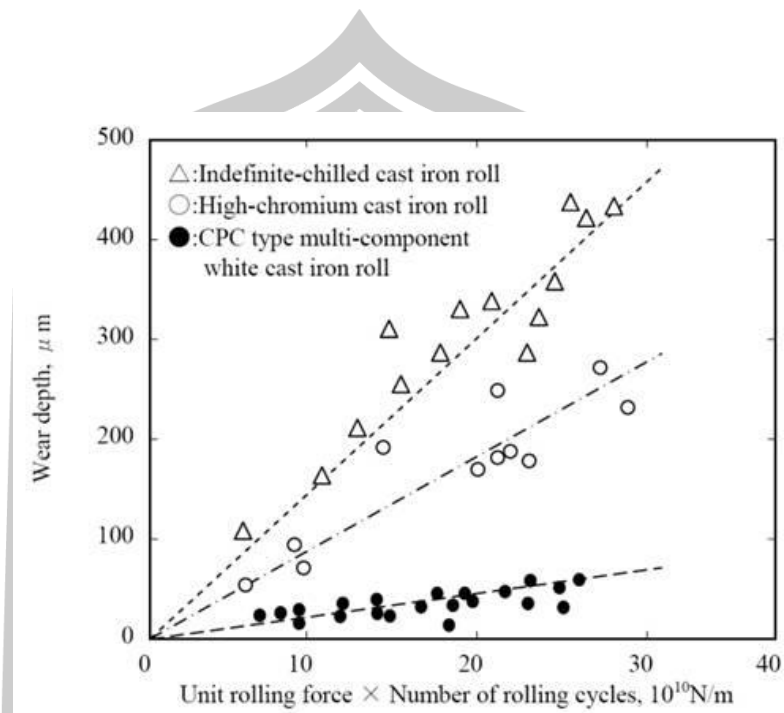




ภาพประกอบ 24 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและอัตราการสึกหรอของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดที่เติม Co ในปริมาณต่างกัน [16]



ภาพประกอบ 25 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่ออัตราการสึกหรอของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดที่เติม Co ในปริมาณต่างกัน [16]



ภาพประกอบ 26 ผลของจำนวนรอบในการใช้งานต่อระยะสึกหรอของลูกรีด [2]

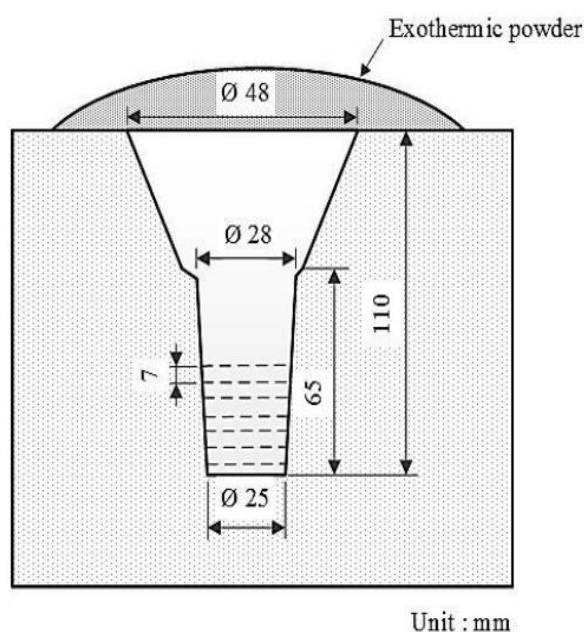


บทที่ 3

วิธีดำเนินการวิจัย

3.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ

ทำการเตรียมแบบหล่อโดยใช้แบบหล่อทรายที่ใช้แก๊สคาร์บอนไดออกไซด์เป็นตัวช่วยในการประสาน (CO₂ bonded sand mold) โดยชิ้นงานหล่อมีขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 25 มม. ยาว 65 มม. ดังภาพประกอบ 27



ภาพประกอบ 27 แสดงขนาดและรูปร่างของแบบหล่อชิ้นงานทดสอบ (หน่วยเป็นมิลลิเมตร)

ทำการเตรียมชิ้นงานทดสอบ โดยใช้วัตถุดิบที่เป็นเหล็กดิบ เศษเหล็ก และโลหะผสม ในปริมาณ 30 กิโลกรัม หลอมรวมกันโดยใช้เตาเหนี่ยวนำไฟฟ้า ใช้อุณหภูมิในการหลอมหลอม 1853 K ทำการเทน้ำโลหะลงในแบบหล่อที่อุณหภูมิ 1773 - 1793 K ทำการคลุมผิวหน้าไรเซอร์ด้วย Exothermic powder เพื่อรักษาอุณหภูมิและเพื่อให้เกิดการแข็งตัวในทิศทางเดียว ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานทดสอบดังตาราง 1 ทำการตัดชิ้นงานให้มีความหนา 7 มม. เพื่อไม่ให้ความแตกต่างในการเย็นตัวเมื่อทำการชุบแข็งโดยใช้ Wire-cut machine เพื่อป้องกันการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างที่ใกล้กับผิวรอยตัด

ตาราง 1 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานทดสอบ

No.	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo	%W	%V	%C _{bal}
1	1.58	0.54	0.50	9.06	2.01	1.07	5.09	-0.68
2	2.02	0.49	0.42	9.02	2.02	1.00	4.97	-0.20
3	2.01	0.50	0.53	6.91	1.96	1.00	5.03	-0.01
4	2.05	0.56	0.56	4.97	2.02	1.02	4.98	0.42
5	2.04	0.57	0.50	3.13	2.04	1.00	4.94	0.53

3.2 กรรมวิธีทางความร้อน

ขั้นตอนของกรรมวิธีทางความร้อนแสดงดังตาราง 2 ทำการเคลือบผิวชิ้นงานด้วยสารป้องกันการเกิดออกซิเดชัน ทำการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1173 K เวลา 18 ks ชุบแข็งที่ 1323 K และ 1373 K เป็นเวลา 3.6 ks ตัวโดยใช้พัลลัมเป่า อบคืนตัวที่ 673 723 773 823 และ 873 K เป็นเวลา 12 ks แล้วเย็นตัวในอากาศ

ตาราง 2 กรรมวิธีทางความร้อน

กระบวนการ	อบอ่อน	ชุบแข็ง	อบคืนตัว
อุณหภูมิ (K)	1173	1323,1373	673 - 873
เวลา (ks)	18	3.6	12
การเย็นตัว	เตา	พัลลัม	อากาศ

พหุ ประถมศึกษา

3.3 การทดสอบโครงสร้างจุลภาค

3.3.1 กล้องจุลทรรศน์แสง

ทำการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แสง (Optical Microscope) เตรียมผิวชิ้นงานโดยขัดหยาบด้วยกระดาษทราย ตั้งแต่ขนาดเบอร์ 180, 320, 400, 600, 800, 100 และทำการขัดละเอียดโดยใช้ผงอะลูมินาขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง $1\ \mu\text{m}$ ทำการกัดด้วยน้ำยา Murakami และ Groesbeck โดยส่วนผสมของน้ำยาทดสอบแสดงดังตาราง 3

ตาราง 3 น้ำยาทดสอบโครงสร้างจุลภาค

น้ำยา	ส่วนผสม
Murakami	10 g $\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6$ 10 g NaOH 100 mL water
Groesbeck	4 g KMnO_4 4 g NaOH 100 mL water
Villella	Picric acid 1 g HCl 5 cc Ethanol 95 cc

3.3.2 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบกวาด

ทำการกัดชิ้นงานด้วยน้ำยา Villella ที่มีส่วนผสมตามตาราง 3 ทำการวิเคราะห์การเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในและสภาพที่ผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อนโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบกวาด (Scanning Electron Microscope) ที่กำลังขยาย 2500 – 5000 เท่าโดยเน้นไปที่การเปลี่ยนแปลงเนื้อพื้นและการเกิดคาร์ไบด์ลำดับที่สองเพื่อยืนยันผลการทดลอง

3.4 การทดสอบความแข็ง

ทำการวัดความแข็งแบบ มาโคร โดยใช้เครื่องทดสอบ Vickers Hardness Tester โดยใช้ น้ำหนักกด 30 กิโลกรัม และทำการวัดความแข็ง ไมโคร โดยใช้เครื่องทดสอบ Micro - Vickers Hardness Tester ใช้ น้ำหนักกด 100 กรัม จะทำการวัดแบบสุ่ม 5 จุดและทำการหาค่าเฉลี่ย

3.5 การวัดสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง

ทฤษฎีสำหรับการหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างจะอาศัยสมการเบื้องต้นสำหรับการหาค่า Intensity ของการสะท้อนของเฟสต่าง ๆ ด้วยทดสอบวิธี XRD [20] คือ

$$I_{hkl} = K(FF^*) (LPF)me^{-2M}A(\theta)V_i/V_i^2 \quad (3.1)$$

เมื่อ

K = ค่าคงที่

FF* = ค่าแฟคเตอร์ของโครงสร้างผลึก (structure factor) ของเฟสที่สนใจ โดยมีค่าเท่ากับ $4f^2$ สำหรับ α (Martensite/ferrite) และ $16f^2$ สำหรับ γ (Austenite) โดย f คือค่า Atomic scattering factor ซึ่งสัมพันธ์กับค่า $(\sin\theta)/\lambda$

LPF = Lorenz Polarization Factor ซึ่งเท่ากับ $(1+\cos^2 2\theta)/\sin^2\theta \cos\theta$

m = Multiplicity factor คือจำนวนระนาบ {hkl} ในหน่วยเซลล์

e^{-2M} = Debye -Waller temperature factor โดย $M = (B\sin^2\theta) / \lambda^2$ และ B เป็น

ค่าคงที่ของวัสดุ

$A(\theta)$ = Absorption factor

V_i = ปริมาตรของเฟสใด ๆ

และ

V_i = ปริมาตรของหน่วยเซลล์

ถ้ากำหนดให้

$$K' = K \times A(\theta)$$

$$\text{และ } R_{hkl} = [FF^*(LPF)me^{-2M}] / V_i^2$$

ในที่นี้จะแทนที่ด้วย K' และ R_{hkl} ในสมการที่ 3.1 จะได้

$$I_{hkl} = K' R_{hkl} V_i \quad (3.2)$$

ในกรณีที่มีหลาย peak สำหรับการคำนวณ จะได้

$$\Sigma I_{hkl} = K' (\Sigma R_{hkl})(V_i) \quad (3.3)$$

ดังนั้นผลรวมของ Peak α (ferrite และหรือmartensite)และ peak ของ γ (austenite) คือ

$$\Sigma I_{\alpha} = K' (\Sigma R_{\alpha})(V_{\alpha}) \quad (3.4)$$

$$\sum I_{\gamma} = K'(\sum R_{\gamma})(V_{\gamma}) \quad (3.5)$$

ถ้ากำหนดให้

$$V_{\alpha} + V_{\gamma} + V_c = 1 \quad (3.6)$$

เมื่อ V_c คือปริมาตรของเฟสอื่นที่ไม่สนใจ

ถ้าในชิ้นงานมีเฉพาะเฟส α และ γ จะได้

$$V_{\alpha} + V_{\gamma} = 1 \quad (3.7)$$

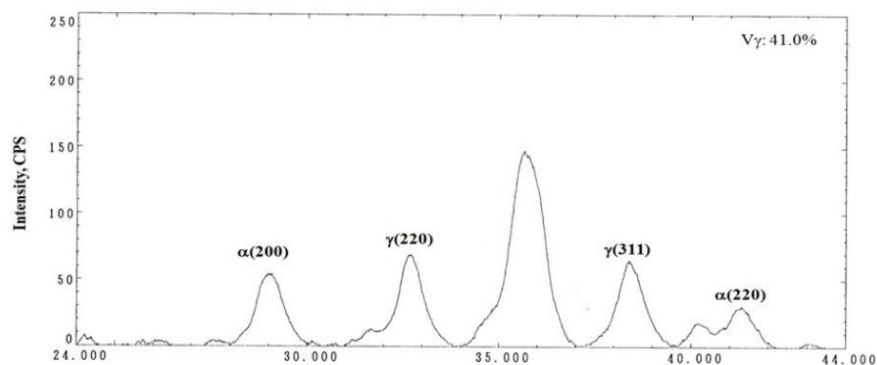
ดังนั้น

$$V_{\alpha} = [\sum I_{\alpha} \cdot \sum R_{\gamma} / \sum I_{\gamma} \cdot \sum R_{\alpha}] \times V_{\gamma} \quad (3.8)$$

และจะได้
$$V_{\gamma} = 1 / [1 + (\alpha \sum I_{\alpha} \cdot \sum R_{\gamma} / \sum I_{\gamma} \cdot \sum R_{\alpha})] \quad (3.9)$$

จากสมการที่ 3.9 จะพบว่าค่า R สามารถหาได้จากสมการข้างต้น ส่วนค่า I_{α} และ I_{γ} หาได้จากการวัดพื้นที่ใต้กราฟของเฟส α และ γ การทดสอบ XRD ทำให้สามารถวัดร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_{γ}) ได้

การทดสอบหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำ ทำการเตรียมผิวชิ้นงานทดสอบโดยขัดหยาบด้วยกระดาษทราย ตั้งแต่ขนาดเบอร์ 180, 320, 400, 600, 800, 1000 และทำการขัดละเอียดโดยใช้ผงอะลูมินาขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง $1 \mu\text{m}$ ปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้ำจะทดสอบโดยใช้เทคนิค X-ray Diffraction (XRD) สำหรับการทดสอบชิ้นงานที่มีรูปทรงเป็นแท่งโดยเฉพาะ ชิ้นงานจะถูกทำให้หมุนและแกว่งอัตโนมัติเพื่อป้องกันปัญหาการเรียงตัวในบางทิศทางเป็นพิเศษซึ่งพบทั่วไปในงานหล่อ โดยมีเงื่อนไขการทดสอบดังตาราง 4 ทำการทดสอบในช่วงมุม $2\theta = 24$ ถึง 44 องศา ร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำจะคำนวณโดยใช้พื้นที่ใต้กราฟของระนาบ α (200) และ α (220) ซึ่งเป็นของเฟอร์ไรต์หรือมาร์เทนไซต์ และ ระนาบ γ (220) และ γ (311) สำหรับออสเทนไนต์พื้นที่ใต้กราฟจะคำนวณโดยใช้โปรแกรม (Image Analyzer) ทำการคำนวณโดยใช้โปรแกรมคอมพิวเตอร์สำหรับหาร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำโดยเฉพาะโดยใช้ข้อมูลของระนาบ α (200) - γ (311), α (200) - $\sum \gamma$ (220,311) และ $\sum \alpha$ (200,220) γ - (311) ทำการทดสอบ 3 ค่า แล้วหาค่าเฉลี่ยตัวอย่างการทดสอบของชิ้นงานที่มีค่า V_{γ} เท่ากับ 41% แสดงดังภาพประกอบ 28



ภาพประกอบ 28 ผลการทดสอบ XRD สำหรับชิ้นงานที่มีค่า V_{γ} เท่ากับ 41%

ตาราง 4 สภาวะในการทดสอบหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง

โลหะเป้าหมาย	Mo
ศักย์ไฟฟ้าและกระแส	50 kV- 30 mA
Slits	Divergence slit: 1°, Receiving slit: 1.5 mm Scattering slit: 1°
ตัวกรอง	Zr
มุมสแกน (2θ)	24 - 44 องศา
ความเร็วสแกน	0.5 องศา/นาที
Step/Sampling	0.01 องศา

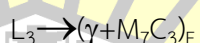
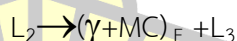
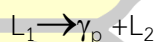
พหุ ประถมศึกษา ชีวะ

บทที่ 4

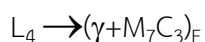
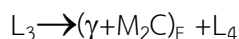
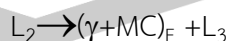
ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผล

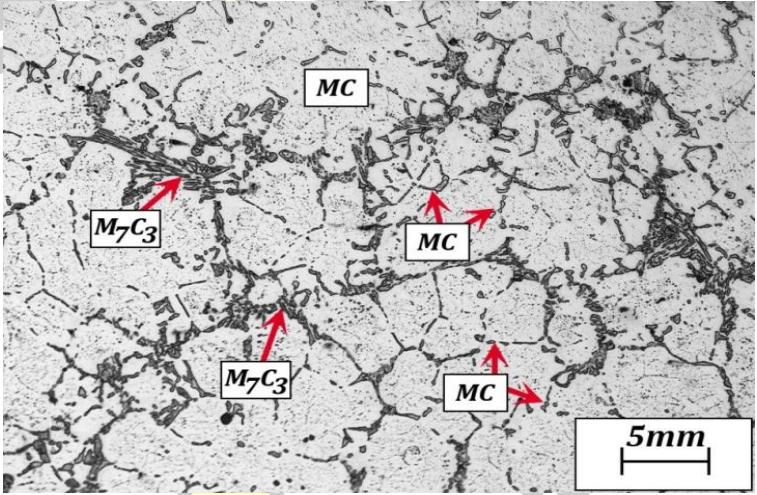
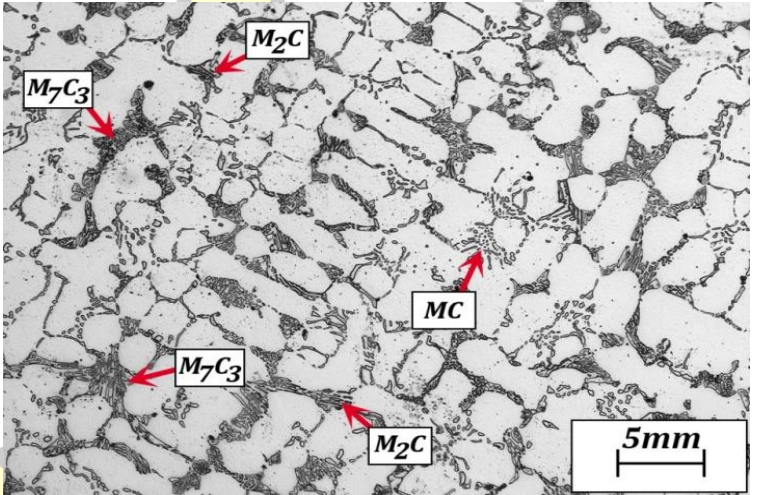
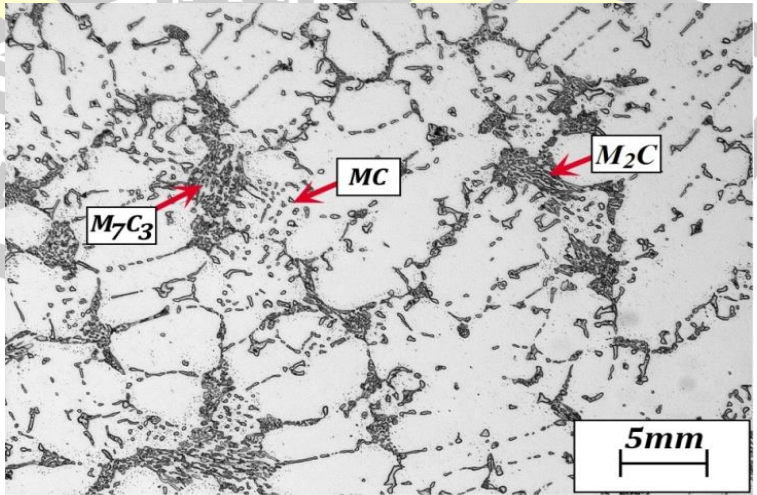
4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบในสภาพหล่อ

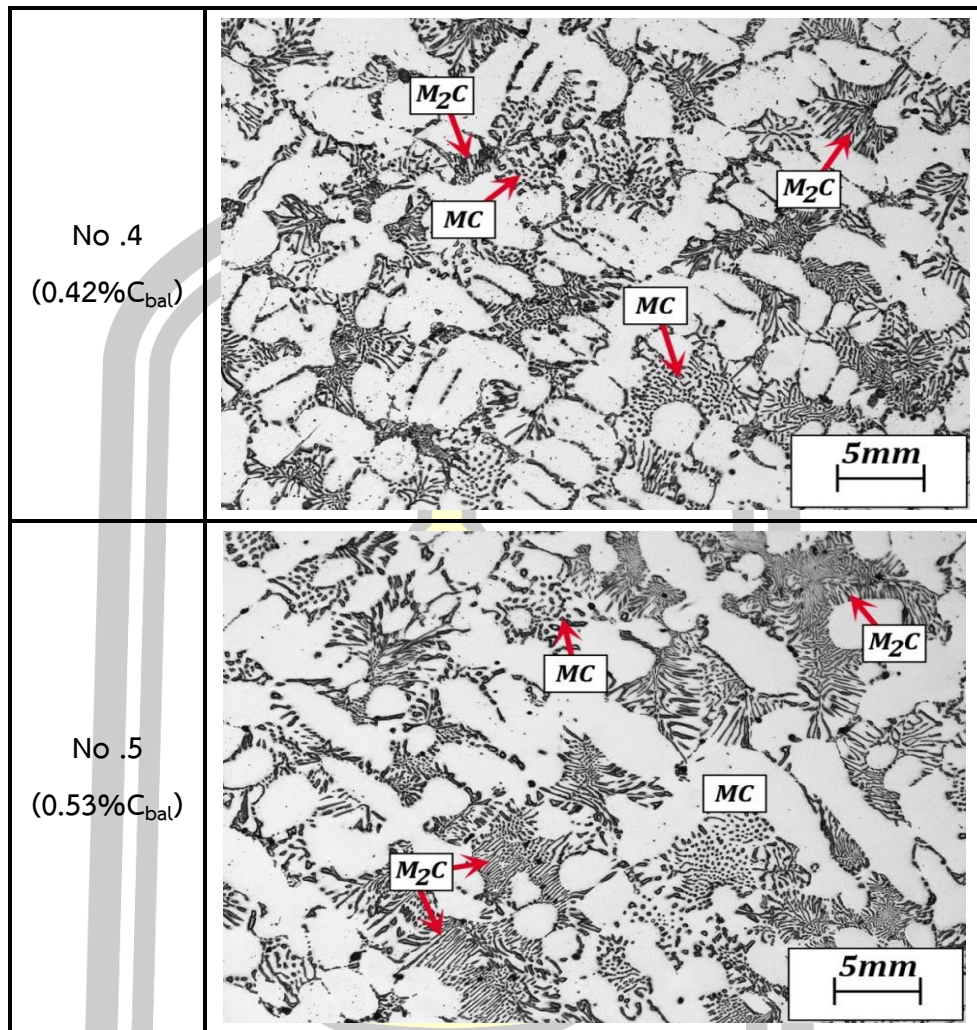
การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อจะใช้การกัดชิ้นงานด้วยน้ำยา Groesbeck และ Murakami ซึ่งเหมาะสมกับการวิเคราะห์ชนิดของคาร์ไบด์ โดยผลการทดลองได้แสดงดังภาพประกอบ 29 จากโครงสร้างจุลภาคพบว่าทุกชิ้นงานแสดงโครงสร้างไฮโปยูเทคติก ซึ่งประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์และโครงสร้างยูเทคติก (คาร์ไบด์ + ออสเทนไนต์) โดยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์จะเกิดขึ้นมาก่อนในของเหลว เมื่ออุณหภูมิลดลงถึงอุณหภูมิยูเทคติกจะพบว่าเดนไดรต์หยุดการเติบโตและของเหลวที่เหลือจะเกิดปฏิกิริยายูเทคติก ดังนั้นจึงพบว่าโครงสร้างยูเทคติกจะเกิดขึ้นบริเวณขอบของเดนไดรต์ ชนิดของคาร์ไบด์ยูเทคติกที่พบในชิ้นงานคือ MC M₂C และ M₇C₃ จากภาพประกอบ 29 พบว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน -0.68% C_{bal} จะพบยูเทคติกคาร์ไบด์ประเภท MC และ M₇C₃ ซึ่งเกิดจากการที่ชิ้นงานมีปริมาณ Cr สูงและมีปริมาณ C ต่ำ ทำให้การฟอร์มคาร์ไบด์ชนิด M₂C เกิดขึ้นได้ยาก เนื่องจาก Cr จะยับยั้งการเกิดคาร์ไบด์ประเภท M₂C แต่จะส่งเสริมการเกิดคาร์ไบด์ชนิด M₇C₃ [3] ดังที่พบในเหล็กหล่อโครเมียมสูง ทั้งนี้คาร์ไบด์ชนิด MC จะมีลักษณะเป็นกลุ่มก้อนและบางส่วนมีลักษณะเป็นแผ่นซึ่งมีสีเทา ส่วนคาร์ไบด์ชนิด M₇C₃ จะมีลักษณะเป็นโครงสร้างคล้ายเลดีบูไรต์ (Ledeburite) โดยมีลักษณะเป็นกลุ่มก้อนสีดำ [4] โดยสามารถสรุปแนวทางการแข็งตัวของชิ้นงาน -0.68% C_{bal} ได้ดังนี้คือ



ส่วนชิ้นงานที่มี C_{bal} มากกว่า -0.20% จะพบคาร์ไบด์ทั้งชนิด MC M₂C และ M₇C₃ ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Wu และคณะ [4] เนื่องจากมีปริมาณคาร์บอนเพิ่มสูงขึ้นและในขณะเดียวกันมีปริมาณ Cr ลดลง โดยจะเกิดคาร์ไบด์ชนิด M₂C มากขึ้น โครงสร้างของคาร์ไบด์ชนิด M₂C จะเป็นสีดำคล้ายกับชนิด M₇C₃ แต่จะมีลักษณะเป็นเส้น [4] ดังนั้นจึงสามารถสรุปแนวทางการแข็งตัวของชิ้นงานกลุ่มนี้ได้ดังนี้คือ



ชิ้นงาน	โดย OM
No. 1 (-0.68% C_{bal})	
No. 2 (-0.2% C_{bal})	
No. 3 (-0.01% C_{bal})	



ภาพประกอบ 29 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของชิ้นงานทดสอบ

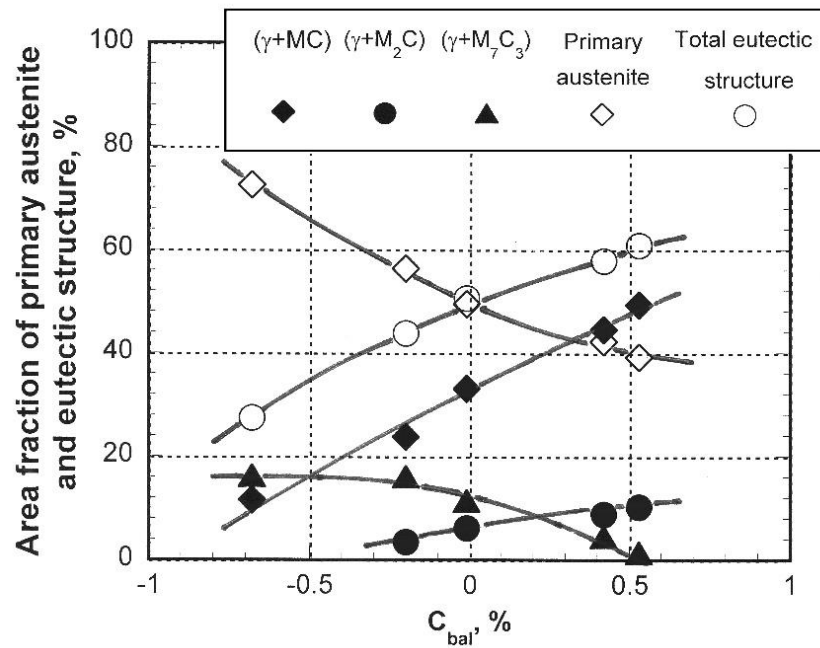
อย่างไรก็ตามปริมาณ M_7C_3 จะมีปริมาณน้อยลงในชิ้นงานที่มี C_{bal} มากกว่า 0% และพบว่า มีคาร์ไบด์ประเภท M_2C เพิ่มขึ้นโดยร้อยละสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเดนไดรต์และโครงสร้างยูเทคติก แต่ละชนิดแสดงดังตาราง 5 โครงสร้างเนื้อพื้นของชิ้นงาน -0.68% C_{bal} ประกอบด้วยคาร์ไบด์ลำดับที่สองและเฟอร์ไรต์หรือเฟอร์ไรต์ ส่วนชิ้นงานอื่นประกอบด้วยออสเทนไนต์เหลือค้ำเป็นส่วนมาก โดยอาจจะมีมาร์เทนไซต์เล็กน้อยในบริเวณที่ติดกับคาร์ไบด์ เนื่องจากธาตุผสมบริเวณนี้จะถูกใช้ในการฟอร์มคาร์ไบด์ ทำให้อุณหภูมิการเกิดมาร์เทนไซต์ (Ms) ของบริเวณนี้สูงขึ้น สาเหตุที่มีออสเทนไนต์เหลือค้ำมากในสภาพหล่อเนื่องจากเหล็กหล่อชนิดนี้มีธาตุผสมสูง โดยเฉพาะการเติม Cr หรือ Mo จะช่วยป้องกันการเกิดเฟอร์ไรต์ในสภาพหล่อได้ดี ภาพประกอบ 30 แสดงผลของ C_{bal} ต่อสัดส่วนเชิงพื้นที่ของออสเทนไนต์เดนไดรต์และโครงสร้างยูเทคติกแต่ละชนิด พบว่าสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเดนไดรต์

ลดลง แต่สัดส่วนเชิงพื้นที่ของโครงสร้างยูเทกติกเพิ่มขึ้นเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้นซึ่งเกิดจากการเพิ่มขึ้นของปริมาณคาร์บอน ซึ่งเป็นที่ทราบกันดีว่าการเพิ่มขึ้นของคาร์บอนทำให้ช่วงของการแข็งตัวลดลงและส่งเสริมการเกิดโครงสร้างยูเทกติกในขณะเดียวกันการลดลงของโครเมียมจะส่งเสริมการเกิดยูเทกติกคาร์ไบด์ประเภท $(\gamma+MC)$ และ $(\gamma+M_2C)$ [4] นอกจากนี้ยังพบว่าโครงสร้างยูเทกติกประเภท $(\gamma+MC)$ เพิ่มขึ้นอย่างมากเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้น เนื่องจาก V เป็นธาตุที่ฟอร์้มคาร์ไบด์ได้แรงกว่า Mo และ Cr ซึ่งสามารถฟอร์้มคาร์ไบด์ชนิด MC ในช่วงแรกของการเกิดโครงสร้างยูเทกติก การเพิ่มขึ้นของค่า C_{bal} หมายถึงการมีปริมาณคาร์บอนเพียงพอสำหรับการฟอร์้มคาร์ไบด์ในของเหลวมากขึ้น ทำให้การฟอร์้มคาร์ไบด์ประเภท MC จากปฏิกิริยายูเทกติกเพิ่มขึ้น หลังจากนั้นของเหลวส่วนที่เหลือก็จะเกิดโครงสร้างยูเทกติกประเภท $(\gamma+M_7C_3)$ หรือ $(\gamma+M_2C)$ ขึ้นกับส่วนผสมทางเคมี โครงสร้างยูเทกติกคาร์ไบด์ประเภท $(\gamma+M_7C_3)$ ลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อ C_{bal} เพิ่มขึ้นมากกว่า -0.20% ในขณะเดียวกันโครงสร้างยูเทกติกคาร์ไบด์ประเภท $(\gamma+M_2C)$ เพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่อง จากข้อมูลนี้จึงสามารถกล่าวได้ว่าการเพิ่มขึ้นของค่า C_{bal} มากกว่า -0.20% จะลดการเกิดคาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 โดยจะส่งเสริมการเกิดคาร์ไบด์ประเภท M_2C แทน โดยพบโครงสร้างยูเทกติกประเภท $(\gamma+M_7C_3)$ เพียงเล็กน้อยในชิ้นงานที่มี C_{bal} สูง



ตาราง 5 สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเดนไดรต์และโครงสร้างยูเทกติก

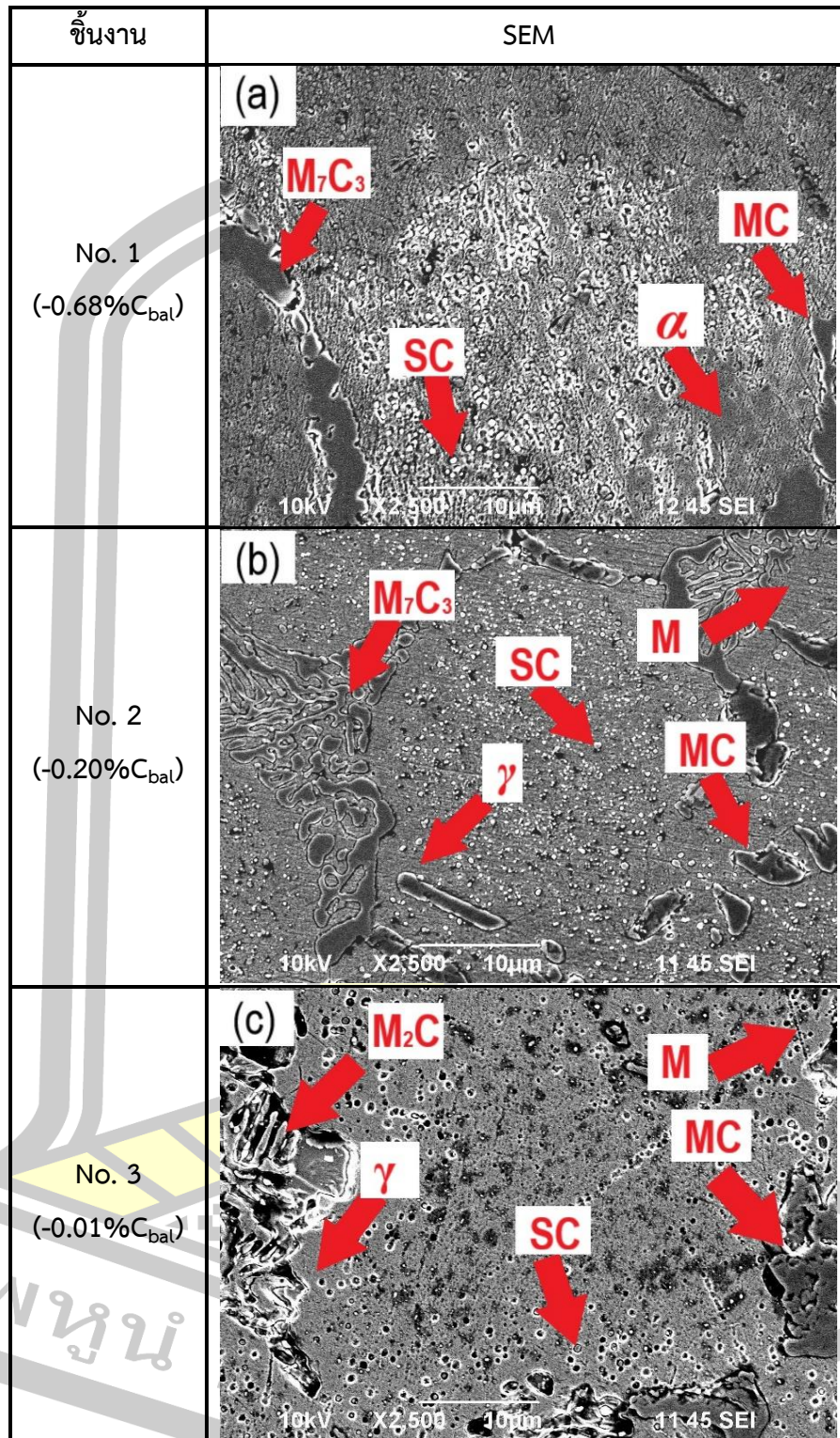
ชิ้นงาน	ออสเทนไนต์ เดนไดรต์(%)	โครงสร้างยูเทกติก (%)		
		$\gamma+MC$	$\gamma+M_2C$	$\gamma+M_7C_3$
No.1 (-0.68% C_{bal})	72.2	11.5	0.00	16.3
No.2 (-0.20% C_{bal})	56.7	23.7	3.5	16.1
No.3 (-0.01% C_{bal})	49.4	33.1	6.2	11.4
No.4 (0.42% C_{bal})	42.1	44.4	8.8	4.6
No.5 (0.53% C_{bal})	39.1	49.2	10.2	1.4

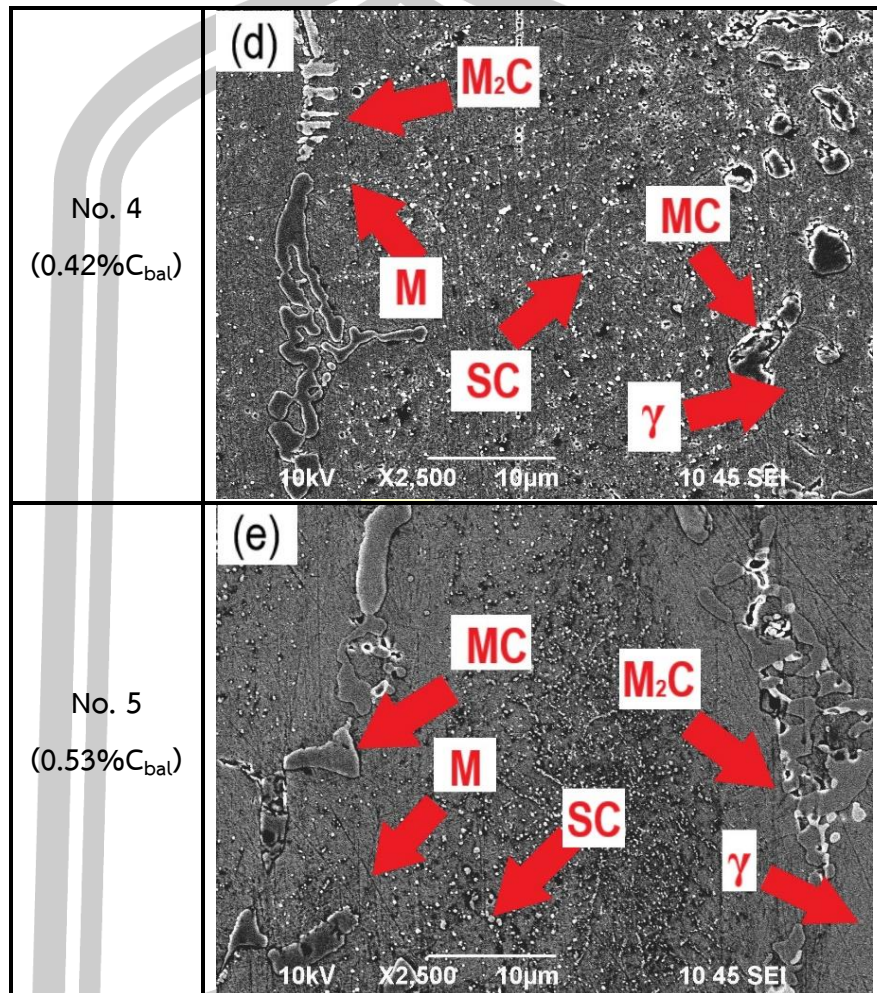


ภาพประกอบ 30 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อสัดส่วนพื้นที่ของเดนไดรต์และโครงสร้างยูเทกติกชนิดต่าง ๆ

4.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบในสภาพชุบแข็ง

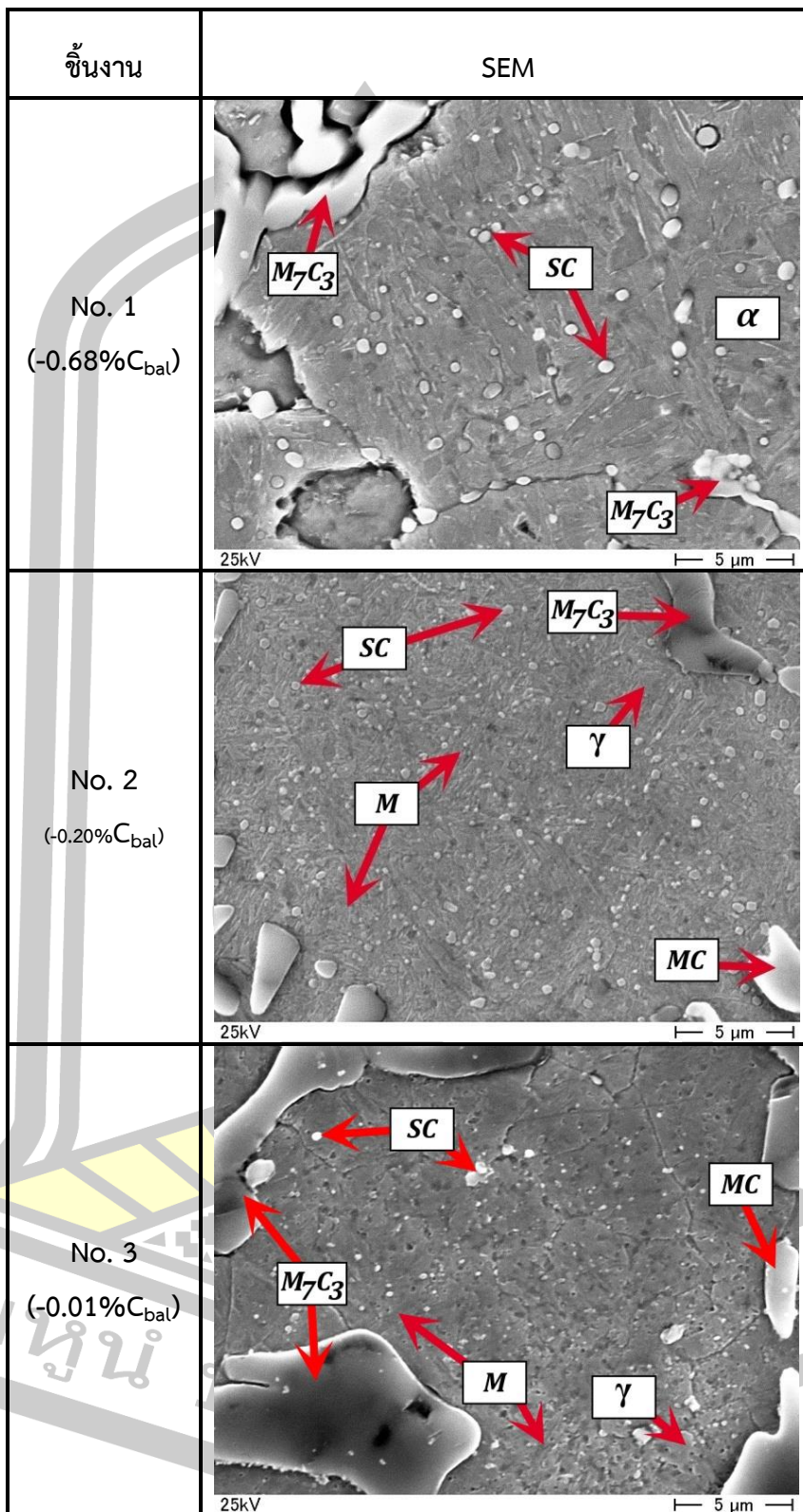
ในระหว่างการชุบแข็งจะถือว่าโครงสร้างยูเทคติกได้รับผลกระทบเล็กน้อยเนื่องจากคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นมีเสถียรภาพสูง [11] แต่เนื้อพื้นจะมีการเปลี่ยนแปลงอย่างมากจากสภาพหล่อ ดังนั้นจึงทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของเนื้อพื้นโดยใช้กล้อง SEM ทำการเตรียมผิวชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1323 และ 1373 K ด้วยการขัดหยาบและขัดละเอียด ทำการกัดผิวชิ้นงานด้วยน้ำยา Villella โดยจะเน้นศึกษาที่บริเวณเดนไดรต์ ภาพประกอบ 31 แสดงผลการทดสอบของชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1323 K และภาพประกอบ 32 แสดงผลของชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1373 K ตามลำดับจากภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคพบว่าเนื้อพื้นของทุกชิ้นงานยกเว้นชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ ประกอบด้วยคาร์ไบด์ลำดับที่สอง (SC) ขนาดเล็กกระจายอยู่ทั่วไปบนเนื้อพื้นของมาร์เทนไซต์ (M) โดยมีออสเทนไนต์ (γ_R) บางส่วนเหลืออยู่ จากผลการทดลองนี้จึงกล่าวได้ว่าโครงสร้างของเนื้อพื้นในสภาพชุบแข็งนี้แตกต่างจากโครงสร้างเนื้อพื้นในสภาพหล่อที่มีออสเทนไนต์เหลือค้ำเป็นส่วนใหญ่ ซึ่งเกิดจากออสเทนไนต์เหลือค้ำในสภาพหล่อขาดเสถียรภาพในขั้นตอนการชุบแข็งจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สอง โดยเกิดขึ้นในระหว่างการอบชิ้นงานที่อุณหภูมิสูง และยังพบอีกว่าปริมาณคาร์ไบด์ลำดับที่สองมีปริมาณมากขึ้นเมื่อเพิ่ม C_{bal} เมื่อเปรียบเทียบระหว่างอุณหภูมิชุบแข็งพบว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K จะมีปริมาณคาร์ไบด์ลำดับที่สองมากกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373 K เนื่องจากการเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะเพิ่มขีดจำกัดการละลายของธาตุผสมในออสเทนไนต์ ทำให้การเกิดคาร์ไบด์ลำดับที่สองเกิดขึ้นได้น้อยลง จากงานวิจัยของ Hashimoto และคณะ [11] ได้รายงานว่าคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่พบในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดในสภาพผ่านกรรมวิธีทางความร้อนจะเป็นชนิด MC และ M_6C โดยมี M_7C_3 บ้างเล็กน้อย ส่วนเฟสมาร์เทนไซต์เกิดจากการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์ที่ขาดเสถียรภาพในระหว่างการเย็นตัว อย่างไรก็ตามจากภาพถ่ายไม่สามารถระบุการเปลี่ยนแปลงปริมาณของมาร์เทนไซต์ว่าเพิ่มขึ้นหรือไม่เมื่อเพิ่ม C_{bal} เมื่อเปรียบเทียบผลของอุณหภูมิชุบแข็งพบว่าชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1373 K จะมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำมากกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K โครงสร้างเนื้อพื้นของชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ จะแตกต่างจากชิ้นงานอื่น โดยประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองทั้งในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 และ 1373 K สามารถอธิบายได้ว่าเกิดจากส่วนผสมของชิ้นงานนี้มีความสามารถในการชุบแข็งต่ำเกินไปด้วยการใช้ลมเป่าเนื่องจากมี C_{bal} ต่ำเกินไป การเกิดคาร์ไบด์ลำดับที่สองจะลดธาตุผสมต่าง ๆ ในออสเทนไนต์ทำให้ไม่เหลือธาตุผสมเพียงพอที่จะเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งในออสเทนไนต์ ดังนั้นออสเทนไนต์จึงเปลี่ยนเฟสเป็นเฟอร์ไรต์เมื่อเย็นตัว

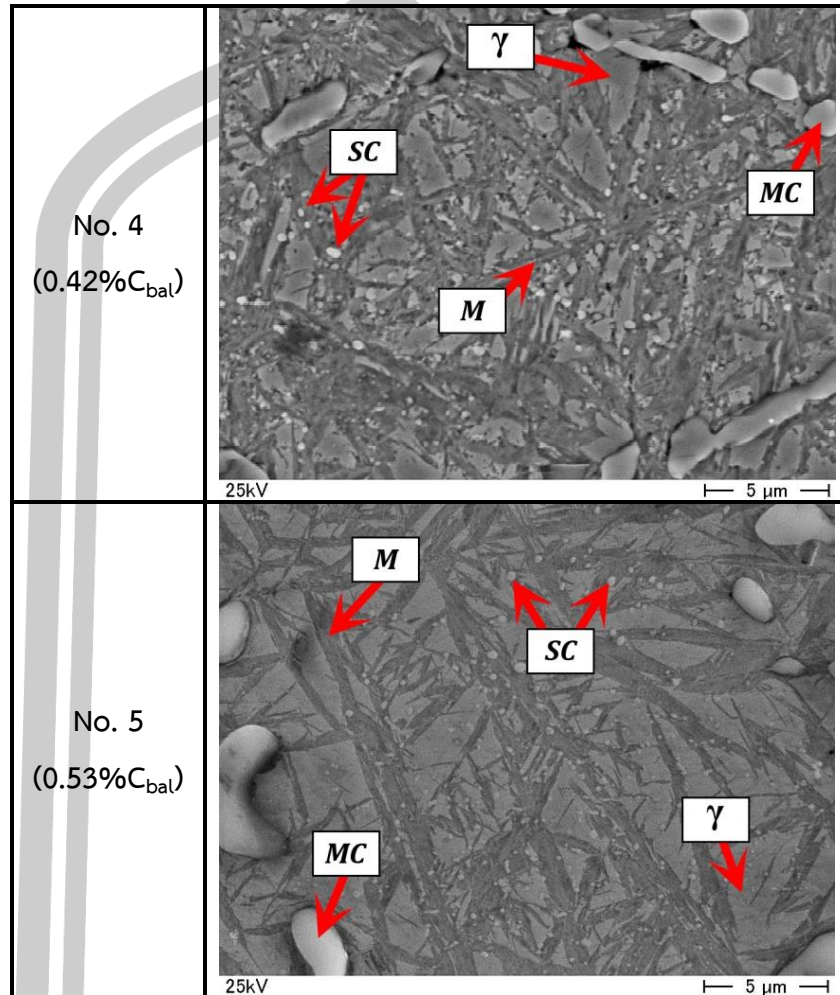




ภาพประกอบ 31 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1323 K

พหุ ประถม ศึกษาศาสตร์





ภาพประกอบ 32 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1373 K



4.3 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็ง

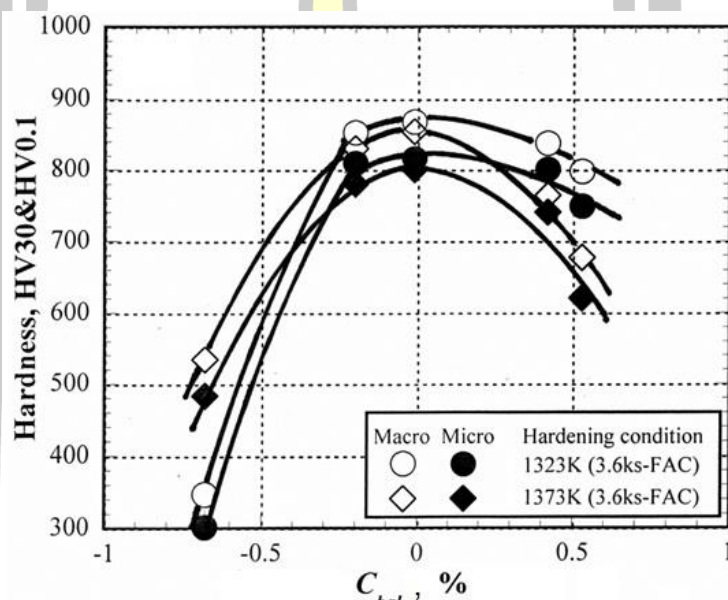
ดังที่ได้กล่าวไว้ก่อนหน้านี้คือยูเทคติกคาร์ไบด์ได้รับผลกระทบเล็กน้อยจากการทำกรรมวิธีทางความร้อน ดังนั้นการเปลี่ยนเฟสของเนื้อพื้นจึงมีผลต่อความแข็งของชิ้นงาน ผลการทดสอบความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างของชิ้นงานทดสอบในสภาพชุบแข็งแสดงดังตาราง 6 พบว่าความแข็งและ V_γ ของชิ้นงานเปลี่ยนแปลงตามค่า C_{bal} และอุณหภูมิในการชุบแข็ง โดยความแข็งที่ได้รับมีค่า 347 - 868 HV30 และ 264 - 817 HV0.1 สำหรับการชุบแข็งที่ 1323 K และ 534 - 854 HV30 และ 433 - 808 HV0.1 สำหรับการชุบแข็งที่ 1373 K โดยมีค่า V_γ เท่ากับ 2.3 - 35.1% สำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K และ 2.7 - 50.3% ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373 K ตามลำดับ จากข้อมูลในตารางพบว่าความแข็งแบบมาโครมีค่าสูงกว่าความแข็งแบบไมโคร เนื่องจากการทดสอบความแข็งแบบมาโครเป็นการทดสอบความแข็งโดยรวมของชิ้นงาน ซึ่งรอยของการกดทดสอบจะกดลงบนทั้งคาร์ไบด์ยูเทคติกและเนื้อพื้นที่ ส่วนการทดสอบความแข็งแบบไมโครเป็นการทดสอบความแข็งเฉพาะในส่วนเนื้อพื้นที่เท่านั้น

ตาราง 6 ความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็ง

ชิ้นงาน	ความแข็งแบบมาโคร (HV30)		ความแข็งแบบไมโคร (HV0.1)		ออสเทนไนต์เหลือค้าง V_γ (%)	
	1323K	1373K	1323K	1373K	1323K	1373K
No. 1 (-0.68% C_{bal})	347±10	534±7	264±12	433±13	2.3	2.7
No. 2 (-0.20% C_{bal})	853±9	830±9	817±8	803±10	9.8	18.4
No. 3 (-0.01% C_{bal})	868±7	854±8	766±9	808±12	12.0	24.5
No. 4 (0.42% C_{bal})	838±10	764±8	808±13	740±11	23.6	39.5
No. 5 (0.53% C_{bal})	798±6	677±6	719±14	620±8	35.1	50.3

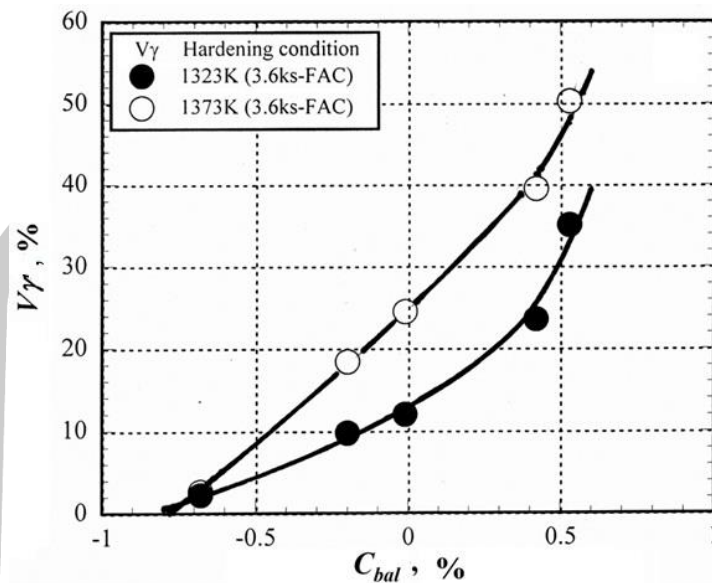
ผลของ C_{bal} ต่อความแข็งแบบมาโครและความแข็งแบบไมโครของชิ้นงานแสดงดังภาพประกอบ 33 โดยพบว่าความแข็งแบบมาโครและความแข็งแบบไมโครมีพฤติกรรมคล้ายกัน โดยความแข็งเพิ่มขึ้นอย่างมากเมื่อปริมาณ C_{bal} เพิ่มขึ้นจนถึงประมาณ 0% จากนั้นความแข็งทั้งสองแบบจะลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อ C_{bal} เพิ่มขึ้นมากกว่า 0% ความแข็งแบบมาโครสูงกว่าความแข็งแบบไมโคร

การเพิ่มขึ้นของความแข็งนี้เกิดจากการเพิ่ม C_{bal} จะเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง ทำให้เนื้อพื้นเปลี่ยนจากเฟอร์ไรต์เป็นมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ ในขณะเดียวกันทำให้เกิดยูเทคติกคาร์ไบด์ชนิด MC และ M_2C เพิ่มมากขึ้น และมีคาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 ลดลง ซึ่งคาร์ไบด์ชนิด MC และ M_2C มีความแข็งสูงกว่าชนิด M_7C_3 และในขณะเดียวกันเพิ่มขึ้นของ C_{bal} จะทำให้เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองชนิดพิเศษที่มีความแข็งสูงมากขึ้น [11] ความแข็งของชิ้นงานลดลงเมื่อ C_{bal} เพิ่มขึ้นเกิน 0% เนื่องจากการมีออสเทนไนต์เหลือค้างซึ่งเป็นเฟสที่อ่อนมากเกินไป โดยความแข็งของชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373 K มีความแข็งต่ำกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K ซึ่งเกิดจากการชุบแข็งที่อุณหภูมิสูงจะทำให้มีออสเทนไนต์เหลือค้างในเนื้อพื้นมากกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิต่ำ



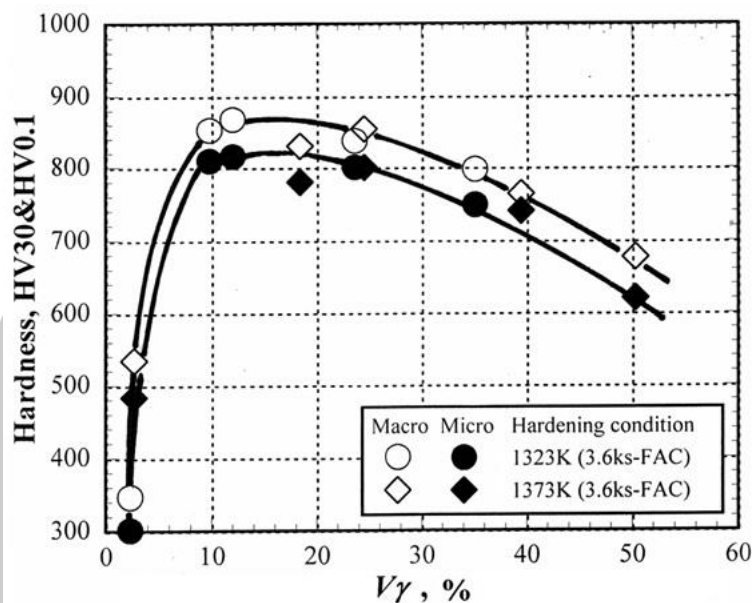
ภาพประกอบ 33 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อความแข็งของชิ้นงานในสภาพชุบแข็ง

ผลของ C_{bal} ต่อปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างในภาพประกอบ 34 โดยพบว่าค่า V_γ เพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้น เนื่องจากการเพิ่มค่า C_{bal} จะทำให้มีปริมาณคาร์บอนละลายในออสเทนไนต์ได้เพิ่มขึ้น ส่งผลให้อุณหภูมิ M_s ลดลง จึงทำให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ได้น้อยลง เมื่อเปรียบเทียบระหว่างอุณหภูมิในการชุบแข็งพบว่าค่า V_γ เพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการชุบแข็ง ซึ่งสามารถอธิบายได้ว่าการเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะเพิ่มขีดจำกัดการละลายธาตุผสมเช่น Cr Mo C ในออสเทนไนต์ ซึ่งธาตุเหล่านี้จะเพิ่มเสถียรภาพให้กับออสเทนไนต์และลดอุณหภูมิ M_s ซึ่งการเปลี่ยนแปลงของค่า V_γ ในภาพประกอบ 34 นี้สอดคล้องกับการเปลี่ยนแปลงของความแข็งในภาพประกอบ 33



ภาพประกอบ 34 ผลของคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ต่อร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_γ) ในสภาพชุบแข็ง

ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและ V_γ ซึ่งงานทดสอบแสดงดังรูปที่ 35 พบว่าความแข็งแบบมาโครเพิ่มขึ้นอย่างมากในช่วงไม่เกิน $10\%V_\gamma$ โดยมีค่าสูงสุดที่ประมาณ $12\%V_\gamma$ คือ 868 HV30 จากนั้นความแข็งจะลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า V_γ เพิ่มขึ้น โดยความแข็งแบบไมโครแสดงพฤติกรรมเดียวกับความแข็งแบบมาโคร ความแข็งต่ำในช่วงแรกเกิดจากเนื้อพื้นของชิ้นงานมีเฟสมาร์เทนไซต์น้อย โดยส่วนใหญ่เป็นเฟอร์ไรต์ จากนั้นความแข็งเพิ่มขึ้นเมื่อ V_γ เพิ่มขึ้นจนถึงค่าสูงสุดเนื่องจากการลดลงของเฟสเฟอร์ไรต์ แต่มีปริมาณมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองเพิ่มขึ้นจากการเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง ควบคู่กับการเพิ่มขึ้นของปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำ โดยถึงจุดสมดุลระหว่างปริมาณมาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ลำดับที่สองและออสเทนไนต์เหลือค้ำที่ประมาณ $12\%V_\gamma$ จากนั้นความแข็งลดลงเมื่อค่า V_γ มากกว่า 12% เนื่องจากมีปริมาณออสเทนไนต์ในเนื้อพื้นมากเกินไป ทำให้ความแข็งของเนื้อพื้นลดลง ส่งผลให้ความแข็งโดยรวมลดลง



ภาพประกอบ 35 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์ เหลือค้ำ (V_γ) ในสภาพชุบแข็ง

4.4 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_γ) ในสภาพอบคืนตัว

4.4.1 ผลของอุณหภูมิอบคืนตัวต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิง

ปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_γ)

ชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1323 และ 1373 K ถูกอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 673 - 873 K โดยความสัมพันธ์ของความแข็ง V_γ และอุณหภูมิการอบคืนตัวแสดงดังภาพประกอบที่ 36 - 45 โดยความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำในสภาพชุบแข็งได้ถูกใส่ลงไปในแต่ละกราฟเพื่อการเปรียบเทียบ พบว่าในแต่ละกราฟของความแข็งแบบมาโครและความแข็งแบบไมโครจะมีพฤติกรรมคล้ายกันในทุกชิ้นงาน ความแข็งแบบมาโครและความแข็งแบบไมโครลดลงทันทีจากสภาพชุบแข็งเมื่อทำการอบคืนตัวที่ 673 K จากนั้นความแข็งจะค่อย ๆ เพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัวจนกระทั่งถึงจุดสูงสุด หลังจากนั้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัวพบว่าความแข็งลดลงอย่างมาก การเปลี่ยนแปลงความแข็งลักษณะนี้เรียกว่าเกิดปรากฏการณ์การแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Secondary hardening) ซึ่งเป็นผลจากการเปลี่ยนเฟสของเนื้อพื้นในขณะอบคืนตัว โดยความแข็งเพิ่มขึ้นในช่วงแรกเกิดจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในออสเทนไนต์ ทำให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพและเปลี่ยนเป็น มาร์เทนไซต์ได้มากขึ้น ซึ่งปริมาณคาร์ไบด์ลำดับที่สองและ มาร์เทนไซต์จะเพิ่มสูงขึ้น

จนกระทั่งถึงจุดที่มีความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) ดังนั้นจึงสามารถกล่าวได้ว่าการเพิ่มขึ้นของเฟสมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สอง ร่วมกับการลดลงของเฟสออสเทนไนต์เหลือค้าง จะควบคุมความแข็งของชิ้นงาน เมื่อทำการอบคืนตัวสูงกว่าอุณหภูมิ H_{Tmax} ชิ้นงานทดสอบจะมีความแข็งลดลงจากการอบคืนตัวเกิน (Over-tempering) ระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Degree of secondary hardening) หาได้จากผลต่างของความแข็งที่ค่า H_{Tmax} และความแข็งต่ำสุดที่อุณหภูมิต่ำกว่า H_{Tmax} โดยระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองจะเปลี่ยนแปลงตามค่า C_{bal} และอุณหภูมิในการชุบแข็งค่า H_{Tmax} และระดับของการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองของแต่ละชิ้นงานแสดงดังตาราง 7 และ 8 ตามลำดับ

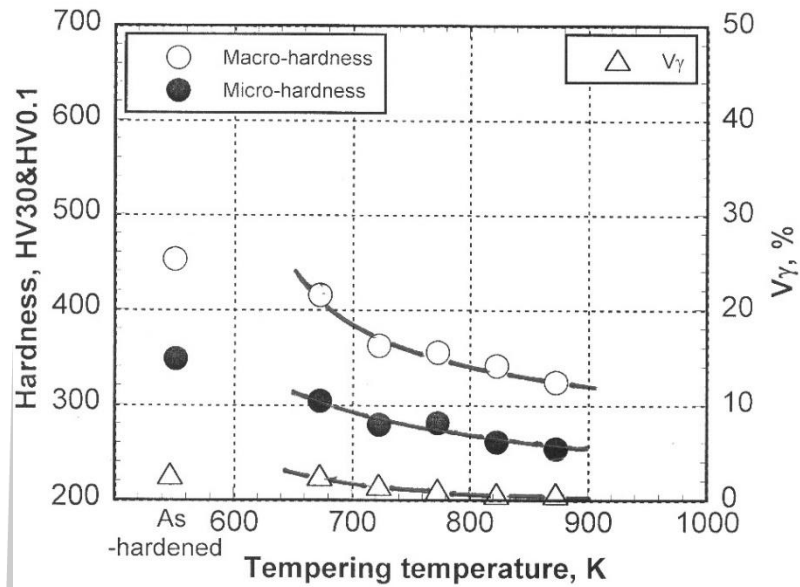
ตาราง 7 ค่า H_{Tmax} ของชิ้นงานทดสอบ

ชิ้นงาน	ความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax})			
	ความแข็งแบบมาโคร (HV30)		ความแข็งแบบไมโคร (HV0.1)	
	1323 K	1373 K	1323 K	1373 K
-0.68% C_{bal}	415	530	361	468
-0.20% C_{bal}	823	836	756	776
-0.01% C_{bal}	830	862	770	795
0.42% C_{bal}	816	842	762	788
0.53% C_{bal}	810	821	751	772

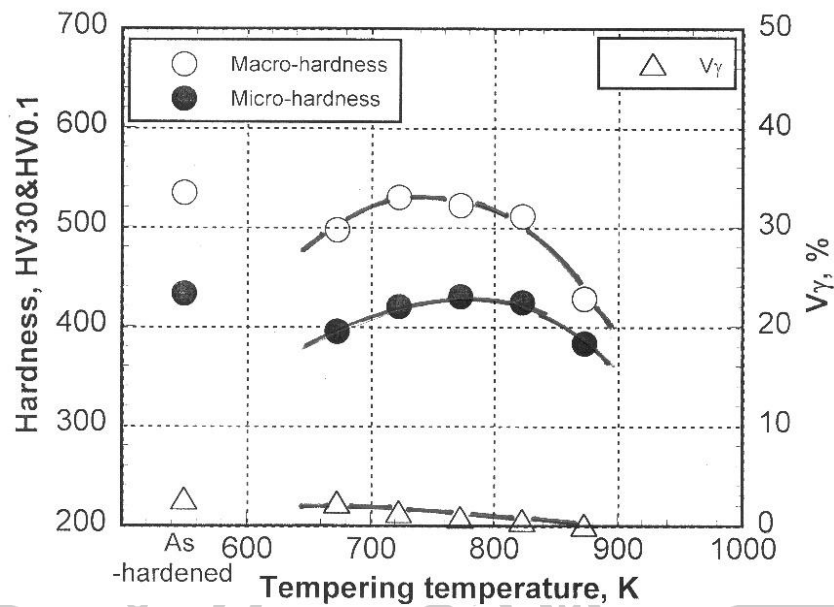
ตาราง 8 ระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองของชิ้นงานทดสอบ (Secondary hardening)

ชิ้นงาน	ระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง			
	ความแข็งแบบมาโคร (HV30)		ความแข็งแบบไมโคร (HV0.1)	
	1323 K	1373 K	1323 K	1373 K
-0.68% C_{bal}	0	33	0	38
-0.20% C_{bal}	53	76	66	87
-0.01% C_{bal}	75	94	85	99
0.42% C_{bal}	85	137	92	148
0.53% C_{bal}	108	182	117	191

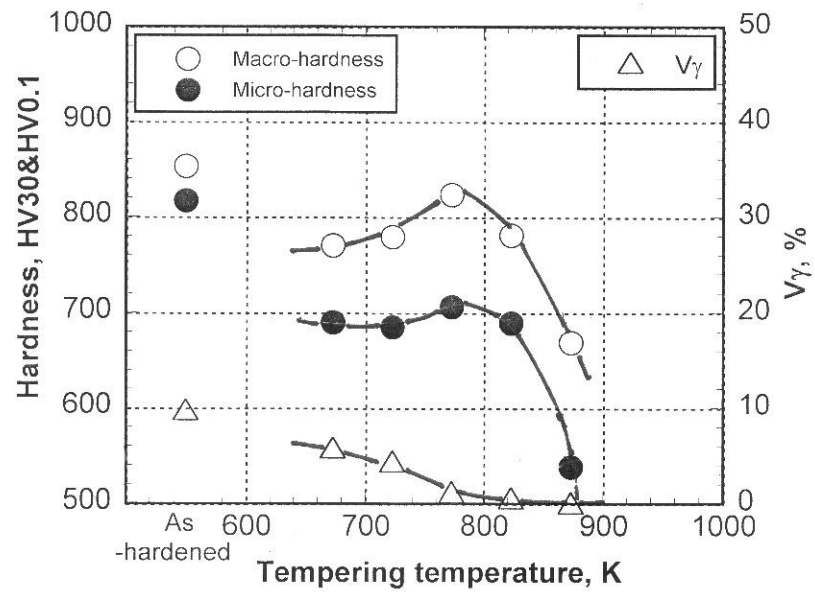
ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งและ V_{γ} ของชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ แสดงภาพประกอบ 36 สำหรับการชุบแข็งที่ 1323 K และ ภาพประกอบ 37 สำหรับการชุบแข็งที่ 1373 K ตามลำดับ จากภาพประกอบ 36 พบว่ากราฟความแข็งจะมีพฤติกรรมแตกต่างจากชิ้นงานอื่น โดยมีความแข็งต่ำกว่าชิ้นงานอื่นและกราฟความแข็งไม่แสดงการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองเลย ความแข็งลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบคืนตัว โดยความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนตัว (H_{Tmax}) คือ 415 HV30 และ 361 HV0.1 เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 673 K ค่า V_{γ} ในสภาพชุบแข็งคือประมาณ 2% และลดลงเพียงเล็กน้อยเมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบคืนตัว โดยมีค่า V_{γ} น้อยกว่า 2% ที่ตำแหน่ง H_{Tmax} ส่วนชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1373 K จะแสดงพฤติกรรมต่างออกไปภาพประกอบ 37 โดยความแข็งที่ได้รับสูงกว่าผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1323 K กราฟความแข็งแสดงการแข็งขึ้นลำดับสองเล็กน้อย ความแข็งลดลงจากสภาพชุบแข็งและเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบคืนตัวจากนั้นความแข็งจะลดลงอีกครั้งโดยค่า H_{Tmax} คือ 530 HV30 และ 458 HV0.1 เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 773 K ค่า V_{γ} ในสภาพชุบแข็งคือประมาณ 3% ค่อย ๆ ลดลงเมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบคืนตัว ค่า V_{γ} ที่ตำแหน่ง H_{Tmax} มีค่าน้อยกว่า 2% โดยระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองคือ 33 HV30 และ 38 HV0.1 ภาพประกอบ 38 และ 39 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็ง V_{γ} และอุณหภูมิในการอบคืนตัวของชิ้นงาน $-0.20\%C_{bal}$ สำหรับการชุบแข็งที่ 1323 และ 1373 K ตามลำดับ พบว่าชิ้นงานนี้มีค่าความแข็งและมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างสูงกว่าชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ กราฟความแข็งแสดงการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองอย่างชัดเจนในทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็ง โดยชิ้นงานที่ชุบแข็งที่ 1373 K จะเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองมากกว่าในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K ซึ่งเกิดจากการมีออสเทนไนต์เหลือค้างในการชุบแข็งสูงกว่าการชุบแข็งที่ 1323 K ความแข็งจะลดลงอย่างมากเมื่ออบคืนตัวที่ 673 K เนื่องจากมาร์เทนไซต์จากการชุบแข็งสูญเสียความแข็งจากการอบคืนตัว จากนั้นจะเพิ่มขึ้นอย่างมากเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัวเนื่องจากเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สอง เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัวยิ่งทำให้เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองมากขึ้น ส่งผลให้อุณหภูมิ Ms สูงขึ้น ออสเทนไนต์สามารถเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้นจนกระทั่งถึงจุดสูงสุดที่ H_{Tmax} เมื่อทำการอบชิ้นงานที่อุณหภูมิสูงกว่า H_{Tmax} พบว่าความแข็งจะลดลงอย่างมากจากการรวมตัวกันของคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีขนาดใหญ่ขึ้นแต่มีจำนวนลดลง และเนื้อพื้นเปลี่ยนเป็นเฟิร์ลไลต์หรือที่เรียกว่าเกิด Over-tempering ค่า H_{Tmax} คือ 823 HV30 และ 756 HV0.1 ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K และ 836 HV30 และ 776 HV0.1 ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373 K จากข้อมูลนี้จึงกล่าวได้ว่าความแข็งที่ได้รับจะสูงขึ้นในชิ้นงานผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิสูงกว่า โดยค่า H_{Tmax} เกิดขึ้นที่ 773 K ในการชุบแข็งที่ 1323 K และ 823 K ในการชุบแข็งที่ 1373 K ซึ่งเกิดจากการที่ออสเทนไนต์



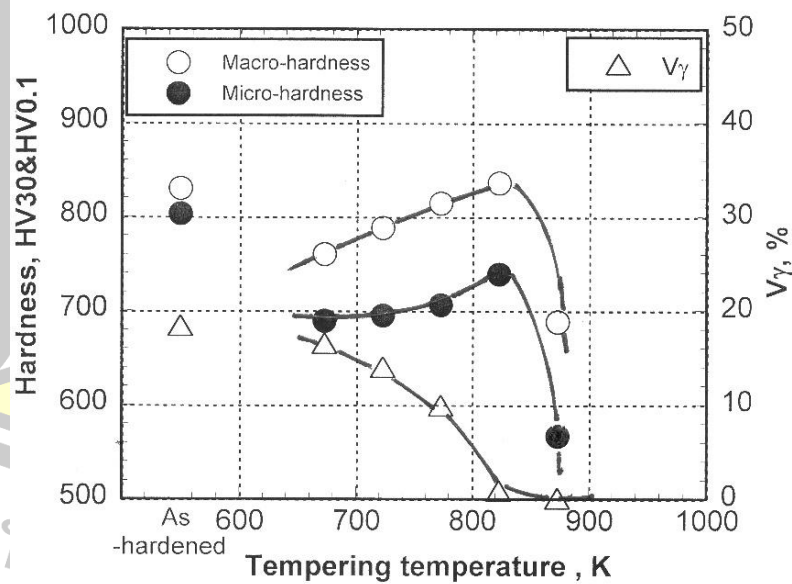
ภาพประกอบ 36 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็ง ร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) และอุณหภูมิในการอบคืนตัวของชิ้นงานหมายเลข 1 ($-0.68\%C_{bal}$) ชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1323 K



ภาพประกอบ 37 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็ง ร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) และอุณหภูมิในการอบคืนตัวของชิ้นงานหมายเลข 1 ($-0.68C_{bal}$) ชุบแข็งที่ 1373 K



ภาพประกอบ 38 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็ง ร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) และอุณหภูมิในการอบคืนตัวของชิ้นงานหมายเลข 2 ($-0.20C_{bal}$) ชุบแข็งที่ 1323 K

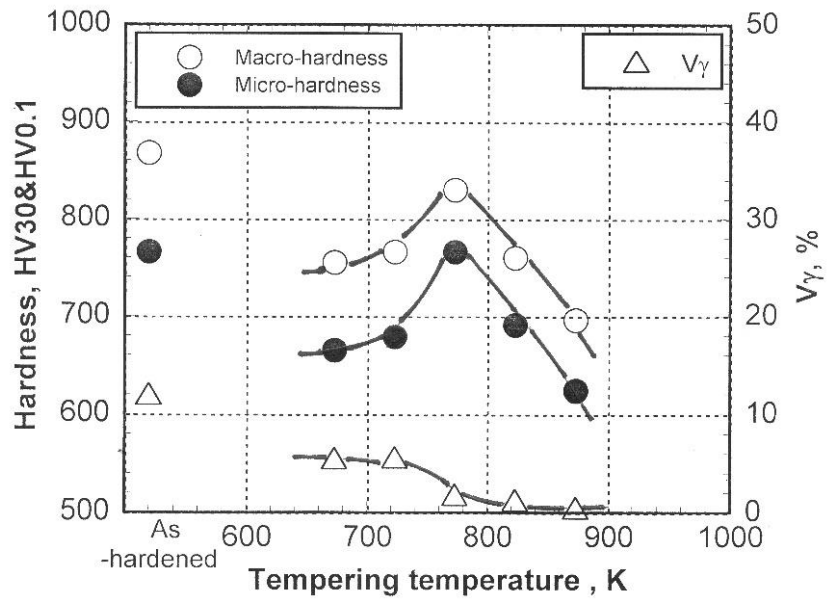


ภาพประกอบ 39 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็ง ร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) และอุณหภูมิในการอบคืนตัวของชิ้นงานหมายเลข 2 ($-0.20C_{bal}$) ชุบแข็งที่ 1373 K

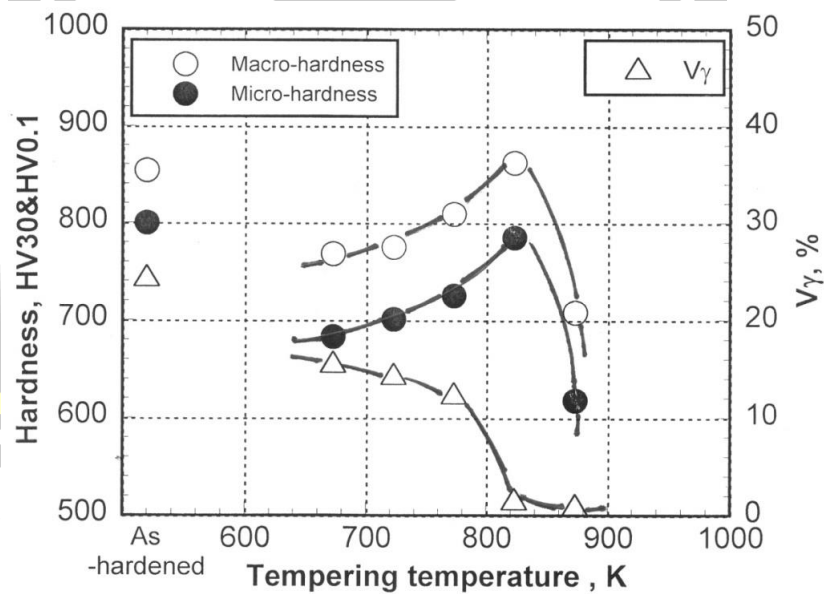
เหลือค้ำสูงในสภาพชุบแข็งจำเป็นต้องใช้อุณหภูมิสูงขึ้นในการอบคืนตัวเพื่อเปลี่ยนจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ภายใต้เวลาในการอบเดียวกัน โดยระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองคือ 53 HV30 และ 66 HV0.1 สำหรับการชุบแข็งที่ 1323 K และ 76 HV30 และ 87 HV0.1 สำหรับการชุบแข็งที่ 1373 K ค่า V_{γ} ในสภาพชุบแข็งคือ 10% และ 18% ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K และ 1373 K ตามลำดับ ค่า V_{γ} ลดลงอย่างต่อเนื่องจากสภาพชุบแข็งเมื่ออุณหภูมิในการอบคืนตัวเพิ่มขึ้น โดยค่า V_{γ} ที่ตำแหน่ง H_{Tmax} คือ 1% ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K และ 1% ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373 K

กราฟการอบคืนตัวของชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ แสดงดังภาพประกอบ 40 สำหรับการชุบแข็งที่ 1323 K และ 41 สำหรับการชุบแข็งที่ 1373 K ตามลำดับ พบว่าพฤติกรรมของความแข็งคล้ายกับชิ้นงาน $-0.20\%C_{bal}$ กล่าวคือเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองอย่างชัดเจนแต่ระดับการแข็งขึ้นจะสูงกว่าชิ้นงาน $-0.20\%C_{bal}$ ในทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็ง โดยค่าระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองคือ 75 HV30 และ 85 HV0.1 ได้รับในชิ้นงาน ชุบแข็งที่ 1323 K และ 94 HV30 และ 99 HV0.1 ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373 K ค่า H_{Tmax} เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 773 K ในการชุบแข็งที่ 1323 K โดยมีค่าคือ 830 HV30 และ 766 HV0.1 ส่วนในกรณีชุบแข็งที่ 1373 K พบว่าค่า H_{Tmax} เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 823 K คือ 862 HV30 และ 785 HV0.1 ค่า V_{γ} ในสภาพชุบแข็งคือ 12% และ 24% ในการชุบแข็งที่ 1323 K และ 1373 K ตามลำดับโดยค่า V_{γ} จะลดลงอย่างช้า ๆ เมื่ออุณหภูมิในการอบคืนตัวเพิ่มขึ้นถึง 723 - 773 K จากนั้นจะลดลงอย่างรวดเร็วเมื่อเพิ่มอุณหภูมิลบคืนตัวเป็น 823 K และลดลงอีกเล็กน้อยเมื่อเพิ่มอุณหภูมิถึง 873 K โดยการอบที่อุณหภูมิสูงสุดนี้ยังคงมีออสเทนไนต์เหลือค้ำอยู่เล็กน้อย โดยค่า V_{γ} ที่ตำแหน่ง H_{Tmax} คือ 2% ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K และ 1373 K ตามลำดับ

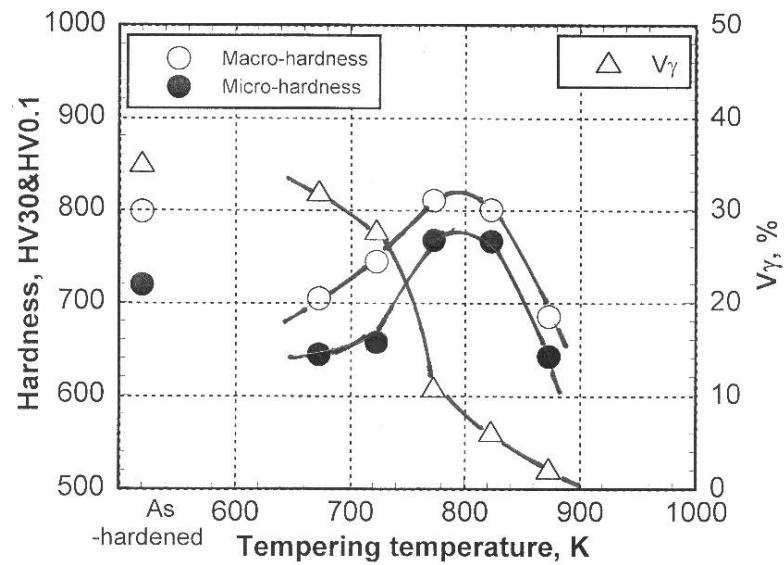
ผลการทดลองของชิ้นงาน $0.43\%C_{bal}$ แสดงในภาพประกอบ 42 - 43 กราฟความแข็งมีแนวโน้มคล้ายกับชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ แต่ระดับการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองสูงกว่าอย่างมาก โดยความแข็งลดลงอย่างมากเมื่อเริ่มอบคืนตัวที่ 673K เนื่องจากมาร์เทนไซต์ถูกอบคืนตัวและมีออสเทนไนต์เหลือค้ำจำนวนมากในเนื้อพื้น จากนั้นความแข็งจะเพิ่มขึ้นอย่างมากเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัวจากการแข็งขึ้นลำดับที่สองหลังจากนั้นความแข็งจะลดลงอย่างมากอีกครั้งเมื่ออุณหภูมิการอบคืนตัวมากกว่า H_{Tmax} โดยมีค่า H_{Tmax} ในการชุบแข็งที่ 1323 K เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 773 K คือ 816 HV30 และ 762 HV0.1 ส่วนในกรณีการชุบแข็งที่ 1373 K เกิดขึ้นที่ 823 K คือ 842 HV30 และ 778 HV0.1 ระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองคือ 85 HV30 และ 92 HV0.1 ในการชุบแข็งที่ 1323 K และ 137 HV30 และ 148 HV0.1 ในการชุบแข็งที่ 1373 K ค่า V_{γ} ในสภาพชุบแข็งคือ 24% และ 40% ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 และ 1373 K ตามลำดับ ค่า V_{γ} ลดลงเล็กน้อยเมื่ออบคืนตัวในช่วง 723 K จากนั้นจะลดลงอย่างรวดเร็วในช่วง 723 - 823 K ซึ่งแสดงให้เห็นว่าอัตราการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์จะสูงในช่วงอุณหภูมินี้ ค่า V_{γ} ลดลงอีกเล็กน้อยเมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบคืนตัวถึง 873 K



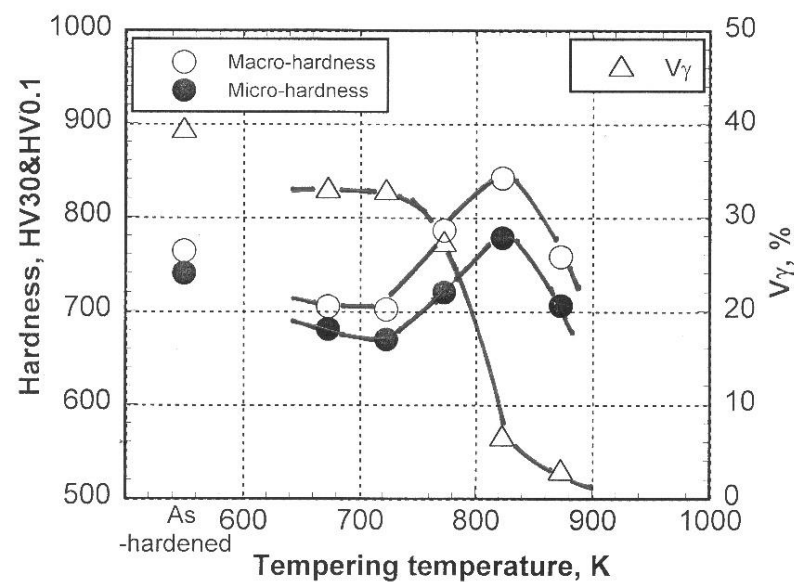
ภาพประกอบ 40 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็ง ร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) และอุณหภูมิต่อการอบคืนตัวของชิ้นงานหมายเลข 3 ($-0.01\%C_{bal}$) ชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1323 K



ภาพประกอบ 41 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็ง ร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) และอุณหภูมิต่อการอบคืนตัวของชิ้นงานหมายเลข 3 ($-0.01\%C_{bal}$) ชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1373 K



ภาพประกอบ 42 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็ง ร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) และอุณหภูมิในการอบคืนตัวของชิ้นงานหมายเลข 4 ($0.42\%C_{bal}$) ชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1323 K

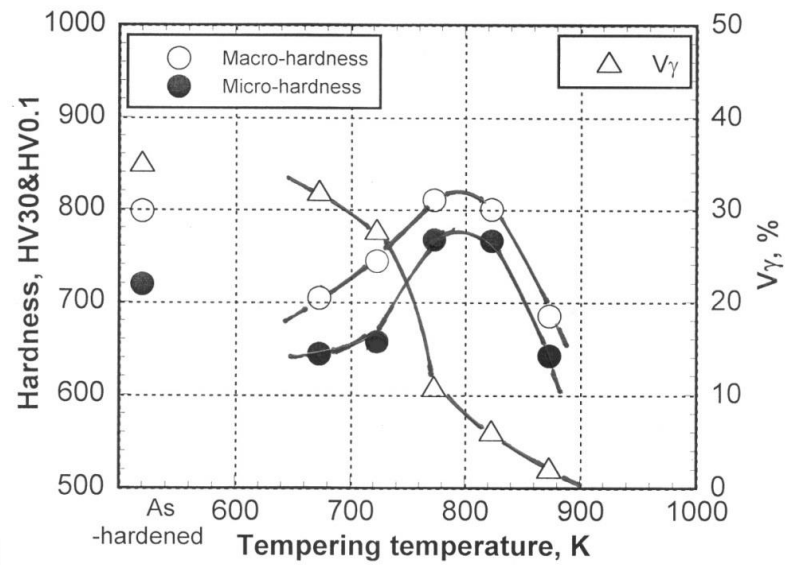


ภาพประกอบ 43 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็ง ร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) และอุณหภูมิในการอบคืนตัวของชิ้นงานหมายเลข 4 ($0.42\%C_{bal}$) ชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1373 K

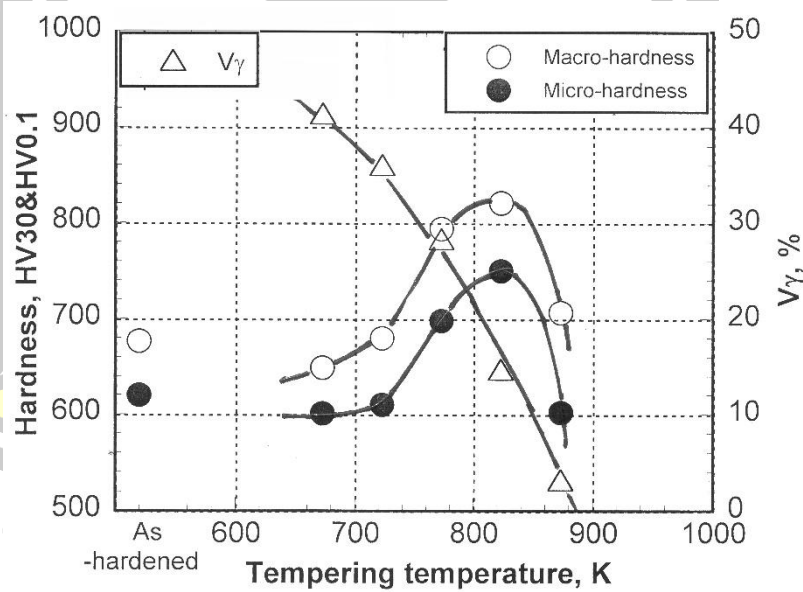
โดยมีค่า V_γ ที่ตำแหน่ง H_{Tmax} คือ 5% และ 7% ในการชุบแข็งที่ 1323 และ 1373 K ตามลำดับ เป็นที่สังเกตว่ายังคงมีออสเทนไนต์เหลือค้างสูงกว่าชิ้นงานก่อนหน้านี้ทั้งหมดแม้ว่าอบคืนตัวที่อุณหภูมิสูงสุดแล้วก็ตาม

สำหรับกรณีของชิ้นงาน $0.53\%C_{bal}$ แสดงดังในภาพประกอบ 44 และ 45 พบว่ากราฟความแข็งแรงมีแนวโน้มคล้ายกับชิ้นงาน $0.42\%C_{bal}$ คือเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองอย่างมาก แต่ระดับการแข็งขึ้นจะสูงสุดในการทดลองนี้ ค่า H_{Tmax} ที่ได้รับในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K ได้รับที่อุณหภูมิการอบคืนตัว 773 K คือ 810 HV30 และ 767 HV0.1 โดยมีค่าระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองคือ 108 HV30 และ 117 HV0.1 ส่วนในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373 K ได้รับที่ 823 K คือ 821 HV30 และ 750 HV0.1 มีค่าระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองคือ 182 HV30 และ 191 HV0.1 การเปลี่ยนแปลงของ V_γ สอดคล้องกับผลของความแข็งแรง กล่าวคือค่า V_γ ในสภาพชุบแข็งจะสูงที่สุด คือ 35% ในการชุบแข็งที่ 1323 K และ 50% ในการชุบแข็งที่ 1373 K โดยทั้งคู่ลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบคืนตัวโดยมีค่า V_γ ที่ตำแหน่ง H_{Tmax} คือ 11% ในการชุบแข็งที่ 1323 K และ 15% ในการชุบแข็งที่ 1373 K ตามลำดับและยังคงมีออสเทนไนต์เหลืออยู่มากแม้อบคืนตัวที่ 873 K ทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็งซึ่งแสดงให้เห็นว่าไม่สามารถเปลี่ยนออสเทนไนต์เหลือค้างให้กลายเป็นมาร์เทนไซต์ได้ทั้งหมด การเพิ่มอุณหภูมิลอบคืนตัวสูงขึ้นแม้ว่าจะเร่งการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์เหลือค้าง แต่จะทำให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นเฟิร์ลไลต์แทน การเพิ่มเวลาในการอบคืนตัวอาจเป็นแนวทางในการลดปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลง แต่จะทำให้มาร์เทนไซต์ถูกอบคืนตัวมากขึ้นและทำให้คาร์ไบด์ลำดับที่สองรวมตัวกันเป็นก้อนขนาดใหญ่ ซึ่งจะลดความแข็งแรงลงเช่นกัน





ภาพประกอบ 44 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็ง ร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) และอุณหภูมิในการอบคืนตัวของชิ้นงานหมายเลข 5 ($0.53\%C_{bal}$) ชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1323 K

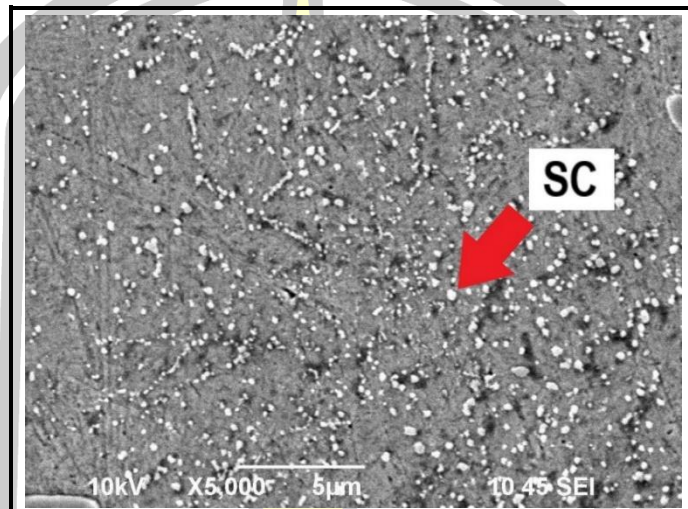


ภาพประกอบ 45 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็ง ร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) และอุณหภูมิในการอบคืนตัวของชิ้นงานหมายเลข 5 ($0.53\%C_{bal}$) ชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1373 K

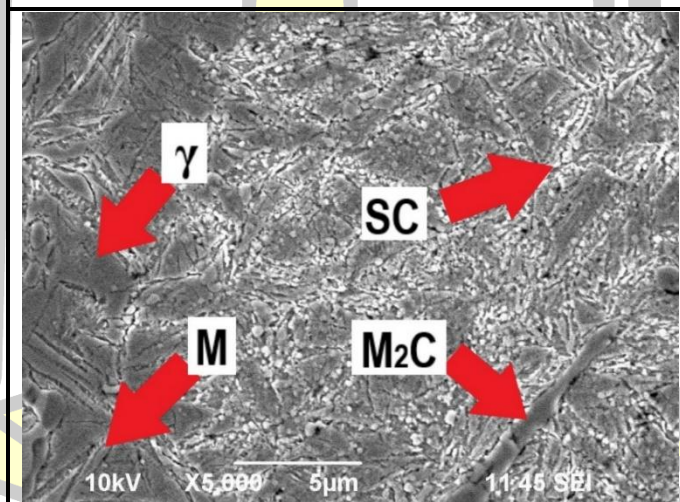
4.4.2 การเปลี่ยนแปลงเฟสของชิ้นงานในระหว่างการอบคืนตัว

การอบคืนตัวมีจุดประสงค์เพื่อลดความเค้นตกค้างจากการชุบแข็งและทำให้ออสเทนไนต์เหลือค้างเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ เนื่องจากความแข็งของชิ้นงานในขั้นตอนการอบคืนตัวในหัวข้อก่อนหน้านี้เปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิในการอบคืนตัว ดังนั้นเพื่อยืนยันผลการทดลองจึงจำเป็นต้องศึกษาการเปลี่ยนเฟสของเนื้อพื้นในขั้นตอนการอบคืนตัว เพื่อที่จะศึกษาการเปลี่ยนเฟสในระหว่างการอบคืนตัวจึงทำการถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบที่ผ่านการอบคืนตัวที่อุณหภูมิต่างกัน โดยเปรียบเทียบกับโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในสภาพชุบแข็งโดยใช้กล้อง SEM ที่กำลังขยายสูง ตัวอย่างผลการทดลองแสดงดังภาพประกอบ 46 สำหรับชิ้นงาน 0.53%C_{bal} ที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1373 K และอบคืนตัวที่ 773 K และ 823 K ตามลำดับ พบว่าโครงสร้างเนื้อพื้นของชิ้นงานในสภาพชุบแข็งประกอบด้วยคาร์ไบด์ลำดับที่สองกระจายอยู่บนเฟสออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ โดยจะพบคาร์ไบด์ที่มีขนาดใหญ่และขนาดเล็กปนกัน คาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีขนาดใหญ่ คาดว่าน่าจะเกิดขึ้นในขั้นตอนการอบอ่อน เนื่องจากใช้ระยะเวลาในการอบนานทำให้เกิดคาร์ไบด์ที่มีขนาดใหญ่ ในขั้นตอนการชุบแข็งไม่สามารถละลายคาร์ไบด์ได้ทั้งหมด โดยคาร์ไบด์ที่มีขนาดเล็กกว่า คาดว่าเกิดขึ้นในขั้นตอนการชุบแข็ง เมื่อทำการอบคืนตัวชิ้นงานที่อุณหภูมิ 773 K พบว่าจะมีคาร์ไบด์ลำดับที่สองขนาดเล็กเพิ่มขึ้นและพบว่าปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลดลง เมื่อทำการอบที่ 823 K ซึ่งเป็นอุณหภูมิ H_{Tmax} พบว่าการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองเพิ่มสูงขึ้นและเนื้อพื้นส่วนใหญ่เป็นมาร์เทนไซต์ เมื่อทำการอบคืนตัวที่ 873K พบว่าคาร์ไบด์ลำดับที่สองมีขนาดใหญ่ขึ้นและเนื้อพื้นน่าจะเป็นเฟิร์ลไลต์เนื่องจากมีความแข็งของชิ้นงานต่ำ



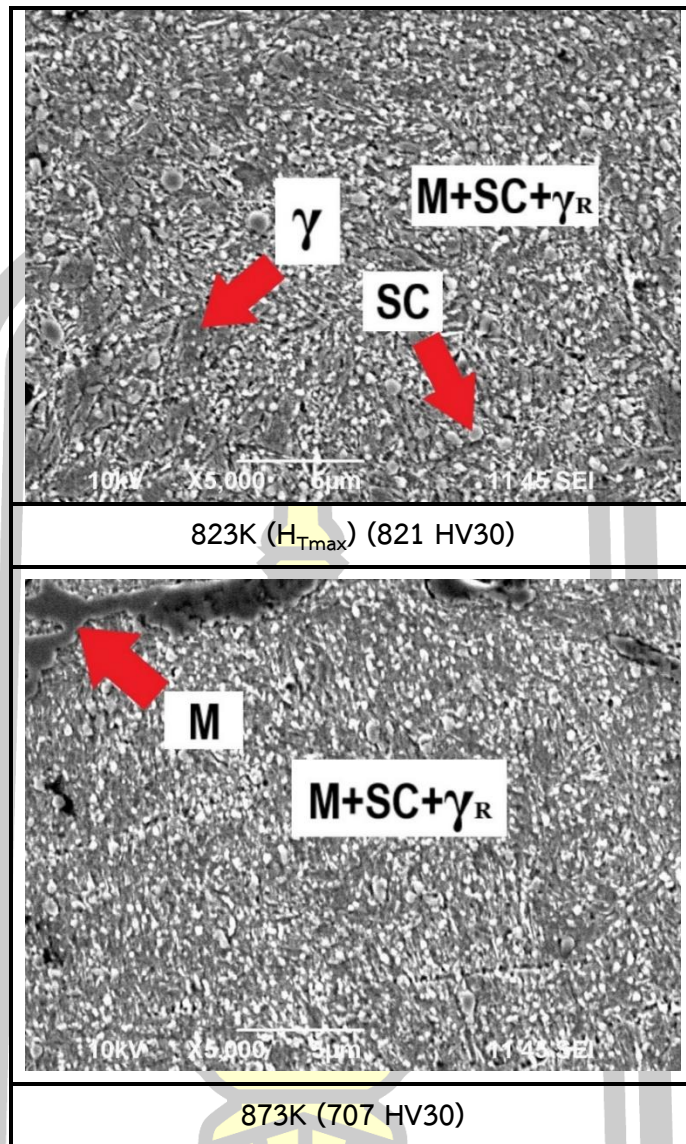


As-hardened (677 HV30)



773K (794 HV30)

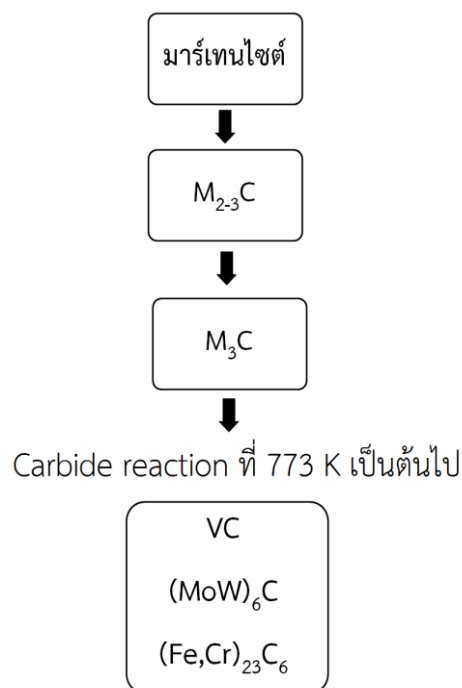
พหุพันธ์ ปณฺ ทิโต ชีเว



ภาพประกอบ 46 การเปลี่ยนเฟสในเนื้อพื้นของชิ้นงานหมายเลข 5 (0.53% C_{bal}) ชุบแข็งที่ 1373 K และการอบคืนตัวที่ 773 – 873 K

Hashimoto และคณะ [11] ได้รายงานว่าคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่พบในขั้นตอนการอบคืนตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดคือ MC M₂C M₂₃C₆ หรือ M₆C ตามส่วนผสมทางเคมี เนื่องจากคาร์ไบด์เหล่านี้มีขนาดเล็กจึงไม่สามารถแยกชนิดของคาร์ไบด์โดยใช้ภาพถ่าย SEM ได้ ในการทดลองนี้เมื่อทำการอบชิ้นงานที่อุณหภูมิ 873 K พบว่าคาร์ไบด์มีจำนวนมากและมีขนาดใหญ่ขึ้นเมื่อเทียบกับการอบที่อุณหภูมิอื่นสามารถอธิบายได้ว่าเกิดจากการรวมตัวกันของคาร์ไบด์ขนาดเล็ก (Coarsening) ภายใต้สภาวะนี้เรียกว่าการเกิด Over-tempering ซึ่งจะลดความแข็งแรงของเนื้อพื้นลง

นอกจากนี้อุณหภูมิการอบคืนตัวที่ 773 - 823 K จะเกิดปฏิกิริยาคาร์ไบด์ (Carbide reaction) ในเฟสมาร์เทนไซต์ที่เกิดขึ้นในขั้นตอนชุบแข็งดังภาพประกอบที่ 47 เป็นไปได้ว่าที่อุณหภูมิสูงกว่า 773 K จะเกิดปฏิกิริยาคาร์ไบด์ในมาร์เทนไซต์และได้คาร์ไบด์ลำดับที่สองหลายชนิด เนื่องจากได้เติมธาตุผสมที่ฟอร์มคาร์ไบด์ได้แรงหลายชนิด โดยคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นเป็นได้ทั้งคาร์ไบด์ชนิดพิเศษที่มีความแข็งสูงคือ VC Mo₂C และ W₂C หรือเป็นต้น ซึ่งคาร์ไบด์ลำดับที่สองเหล่านี้ก็เป็นอีกหนึ่งปัจจัยที่ช่วยเพิ่มความแข็ง



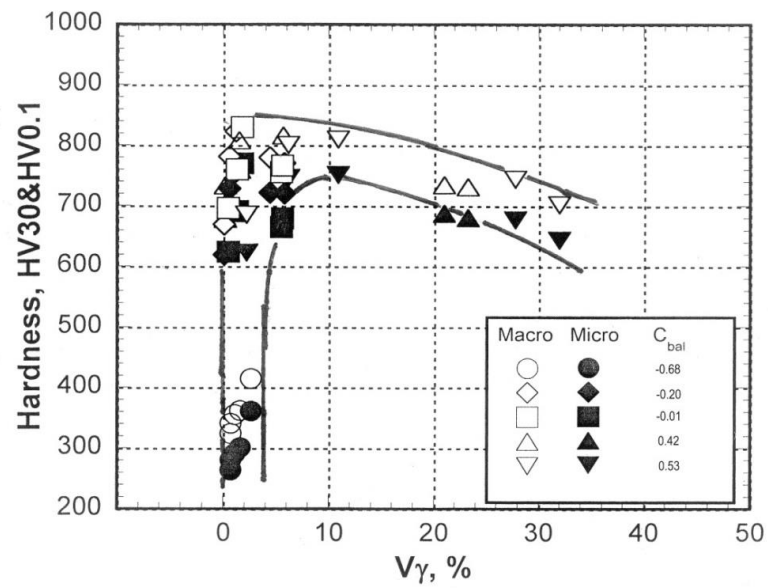
ภาพประกอบ 47 ปฏิกิริยาคาร์ไบด์ในมาร์เทนไซต์เมื่อทำการอบคืนตัว [21]

จากผลการทดลองที่ได้กล่าวมาทั้งหมดพบว่าการเปลี่ยนแปลงความแข็งแบบไมโครสโตคคลิ่งกับการเปลี่ยนแปลงความแข็งแบบมาโครในทุกชิ้นงานทดสอบ ดังนั้นสามารถกล่าวได้ว่าการอบคืนตัวมีผลน้อยมากต่อเฟสยูเทคติกคาร์ไบด์ แต่จะมีผลอย่างมากต่อเนื้อพื้น ความแตกต่างระหว่างความแข็งแบบมาโครและความแข็งแบบไมโครเกิดจากผลของยูเทคติกคาร์ไบด์ ดังนั้นจากนี้ไปจะวิเคราะห์ผลของ C_{bal} ต่อความแข็งแบบมาโครเป็นหลักเนื่องจากมีความเหมาะสมที่จะนำไปใช้งานในทางปฏิบัติ

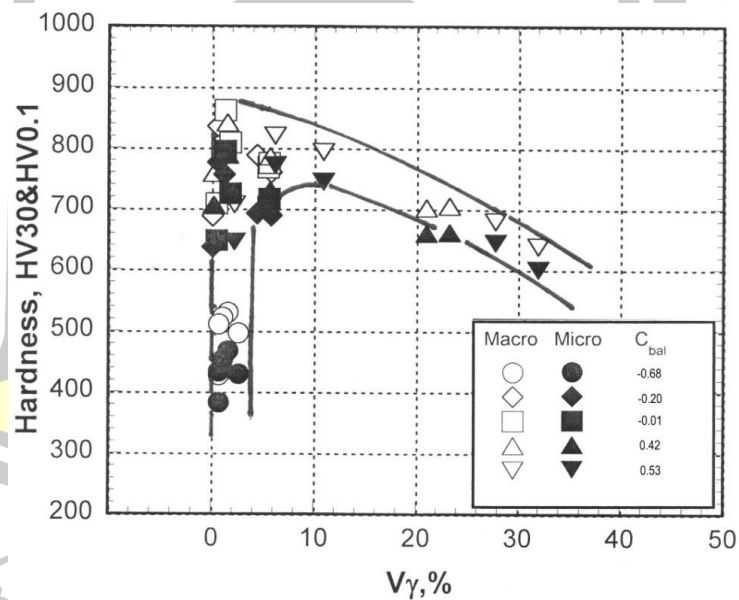
4.4.3 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_γ) ในสภาพอบคืนตัว

จากที่ได้กล่าวมาก่อนหน้านี้ว่าทั้งความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำเปลี่ยนแปลงไปตามอุณหภูมิการอบคืนตัวและ C_{bal} โดยที่เฟสยูเทคติกคาร์ไบด์ไม่มีการเปลี่ยนแปลงในระหว่างอบคืนตัวเพราะมีอุณหภูมิต่ำ ดังนั้นความแข็งในสภาพอบคืนตัวจึงขึ้นกับการเปลี่ยนแปลงเฟสของเนื้อพื้นซึ่งหมายถึงปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำ ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแบบมาโคร ความแข็งแบบไมโครและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำของชิ้นงานทั้งหมดในสภาพการอบคืนตัวแสดงดังภาพประกอบ 48 และ 49 สำหรับการชุบแข็งที่ 1323 และ 1373 K ตามลำดับ พบว่าข้อมูลค่อนข้างกระจัดกระจาย แต่อย่างไรก็ตามสามารถบอกแนวโน้มความสัมพันธ์ได้ว่าความแข็งแบบมาโครและแบบไมโครมีแนวโน้มคล้ายกันคือเพิ่มขึ้นอย่างมากในช่วง $2\%V_\gamma$ เมื่อความแข็งเพิ่มถึงจุดสูงสุดแล้วจะมีค่าลดลงเมื่อค่า V_γ เพิ่มขึ้นโดยพฤติกรรมของความแข็งคล้ายกันในทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็ง แต่ความแข็งสูงสุดของการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1373 K จะสูงกว่าการชุบแข็งที่ 1323 K เล็กน้อย ความแข็งมากกว่า 800 HV30 และ 700 HV0.1 ได้รับในช่วง $2 - 12\%V_\gamma$ โดยไม่ขึ้นกับอุณหภูมิชุบแข็ง ค่าความแข็งสูงสุดได้รับในชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ ความแข็งลดลงในช่วงมากกว่า $12\%V_\gamma$ เกิดจากมีออสเทนไนต์เหลือค้ำมากเกินไป ออสเทนไนต์เป็นเฟสที่อ่อนทำให้ลดความแข็งโดยรวมลดลง ในช่วง V_γ น้อยกว่า 2% พบว่าชิ้นงานกลุ่มที่มีความแข็งต่ำคือชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ แต่ความแข็งของชิ้นงานอื่นจะสูงแม้ว่าจะมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำเท่ากัน ชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ มีความแข็งต่ำเนื่องจากมีความสามารถในการชุบแข็งต่ำ โดยมีเนื้อพื้นหลังการชุบแข็งเป็นเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สอง ส่วนพื้นชิ้นงานที่มีความแข็งสูงจะมีเนื้อพื้นส่วนใหญ่เป็นมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สอง ดังนั้นจึงกล่าวได้ว่าความแข็งในช่วงนี้ไม่ขึ้นกับปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้ำแต่จะขึ้นกับปริมาณเฟสอื่นเช่นคาร์ไบด์ลำดับที่สอง มาร์เทนไซต์หรือเฟอร์ไรต์ เพื่อเป็นการยืนยันจึงได้หาความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและ

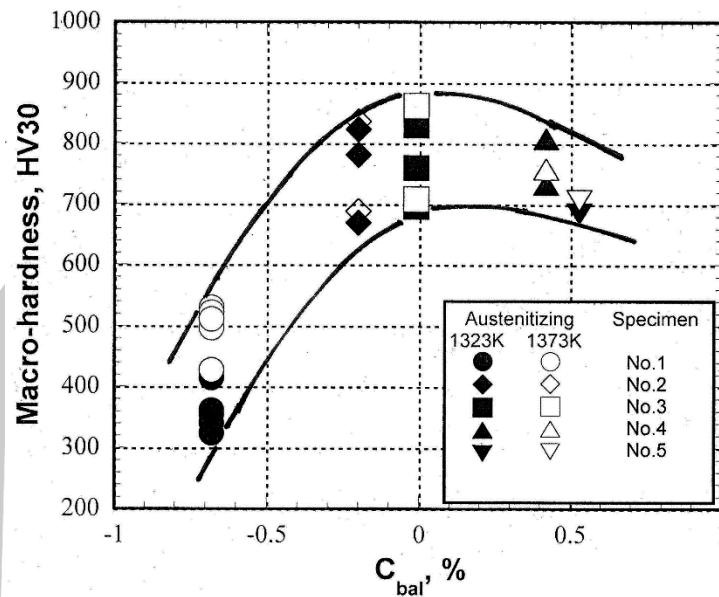
พหุบัน ปณ ติ โ ต ชี เว



ภาพประกอบ 48 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพอบคืนตัวสำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1323 K



ภาพประกอบ 49 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพอบคืนตัวสำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1373 K

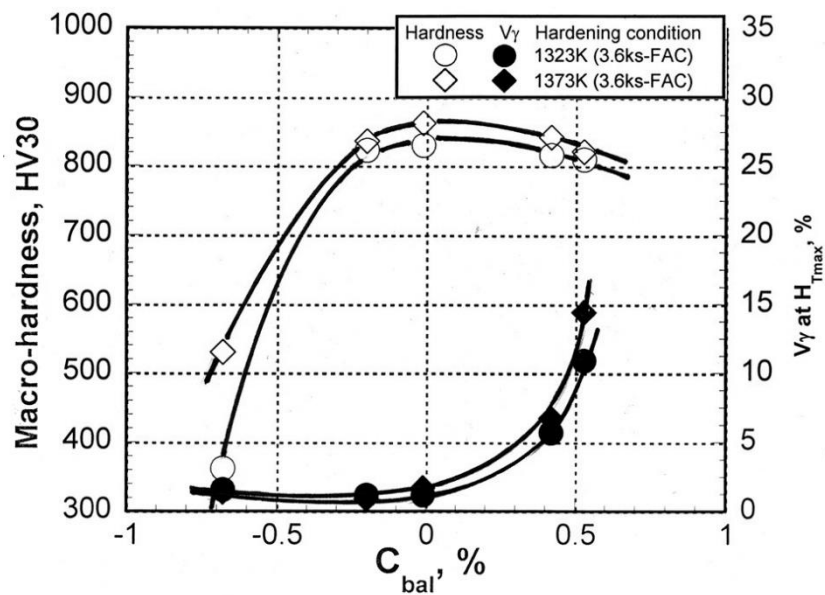


ภาพประกอบ 50 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าคาร์บอนสมดุลและความแข็งของชิ้นงานอบคืนตัวที่มีสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) น้อยกว่า 2%

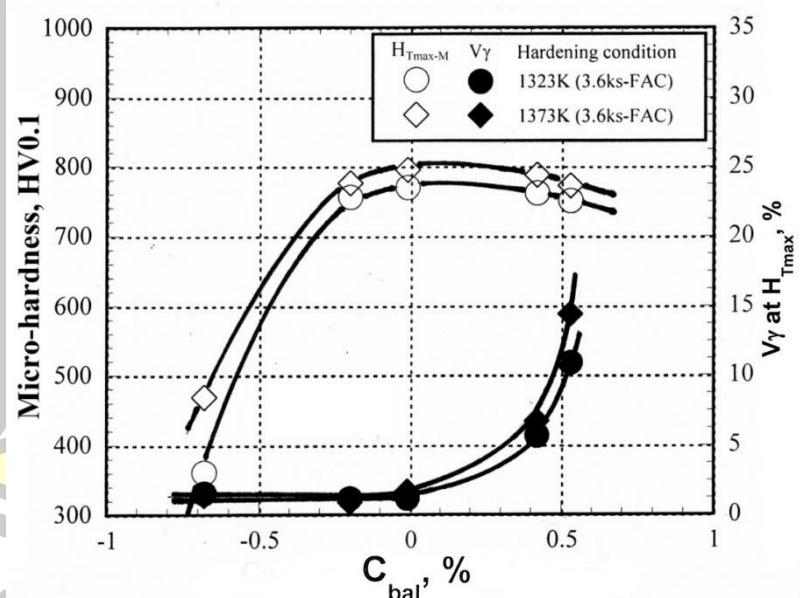
C_{bal} ของทุกชิ้นงานที่มี V_γ น้อยกว่า 2% ดังแสดงในภาพประกอบ 50 พบว่าความแข็งเปลี่ยนแปลงตามปริมาณ C_{bal} ของชิ้นงาน โดยความแข็งจะเพิ่มขึ้นถึงจุดสุดเมื่อ C_{bal} เพิ่มขึ้นเป็น 0% จากนั้นจะลดลงเล็กน้อย ความแข็งเพิ่มขึ้นเมื่อ C_{bal} สูงขึ้นน่าจะเกิดจากการที่เนื้อพื้นมีปริมาณมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองเพิ่มมากขึ้น ส่วนความแข็งลดลงหลังจาก C_{bal} สูงขึ้นกว่า 0% คาดว่าเกิดจากเนื้อพื้นเกิด Over-tempering

4.4.4 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว

ผลของ C_{bal} ต่อค่าความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัวแบบมาโคร (H_{Tmax}) แบบไมโคร (H_{Tmax-M}) และ V_γ ในชิ้นงานที่มีความแข็งสูงสุดแสดงดังภาพประกอบ 51 a) และ b) ตามลำดับ พบว่าค่าความแข็งแบบมาโครและแบบไมโครมีแนวโน้มคล้ายกันคือเพิ่มขึ้นอย่างมากเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้นจนถึงจุดสูงสุดที่ประมาณ $0\%C_{bal}$ จากนั้นจะมีค่าลดลงอย่างช้า ๆ เมื่อปริมาณ C_{bal} เพิ่มขึ้นเป็น 0.53% ค่า V_γ ในชิ้นงานที่มีค่าความแข็งสูงสุดคงที่คือประมาณ 2% ในช่วง -0.68 ถึง $0\%C_{bal}$ จากนั้นจะเพิ่มขึ้นอย่างมากเมื่อ C_{bal} เพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นสิ่งยืนยันได้ว่าแม้ว่าชิ้นงานที่มีค่าความแข็งสูงสุดยังคงมีออสเทนไนต์เหลือค้างอยู่บางส่วน การเพิ่มขึ้นของความแข็งสูงสุดในช่วงแรกเกิดจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองชนิดพิเศษที่มีความแข็งสูงเพิ่มขึ้น โดยคาดว่าน่าจะเป็นชนิด MC

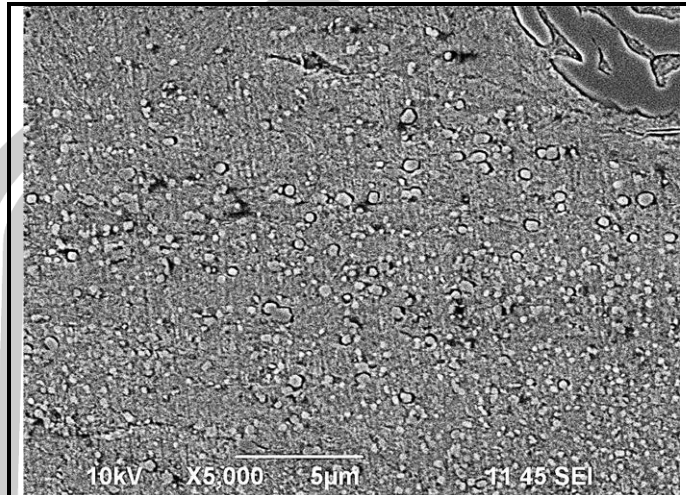


(a) ความแข็งแบบมาโคร

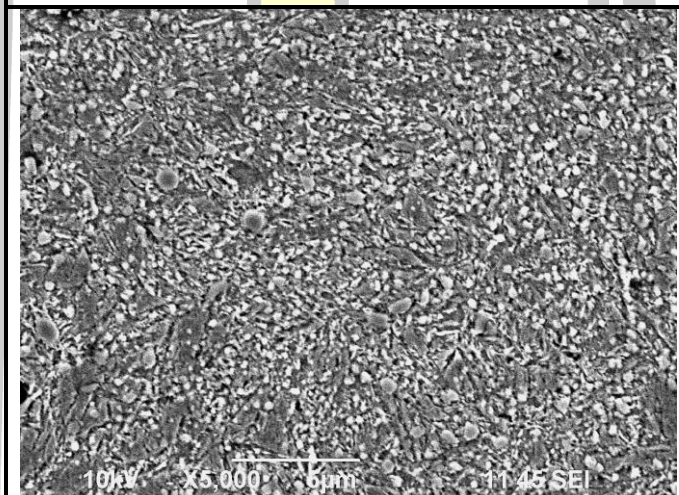


(b) ความแข็งแบบไมโคร

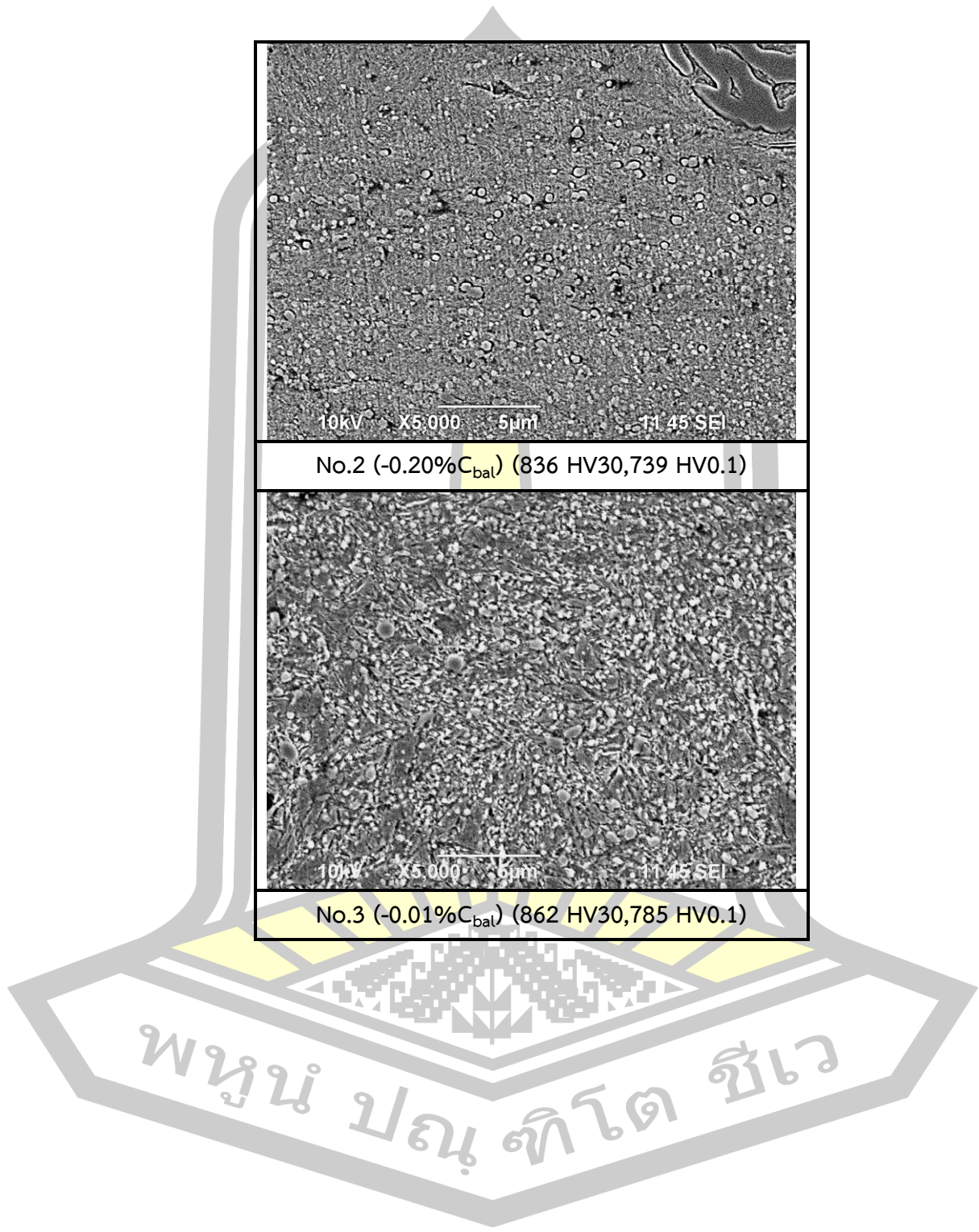
ภาพประกอบ 51 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว



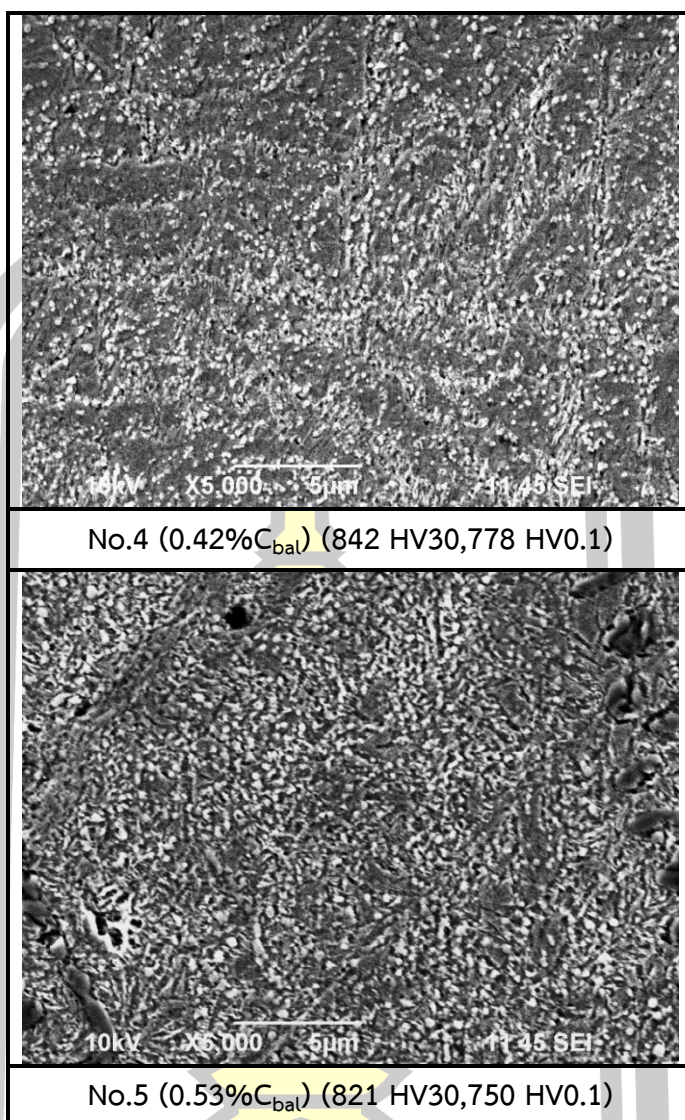
No.2 (-0.20% C_{bal}) (836 HV30,739 HV0.1)



No.3 (-0.01% C_{bal}) (862 HV30,785 HV0.1)



พหุบัณฑิตวิทยา



ภาพประกอบ 52 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน -0.2 ถึง $0.53\%C_{bal}$ ที่มีความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) โดยผ่านการชุบแข็งที่ 1373 K

M_2C หรือ M_6C ซึ่งมีความแข็งสูงร่วมกับการเพิ่มขึ้นของปริมาณมาร์เทนไซต์ ส่วนความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนตัวลดลงเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มสูงขึ้นกว่า 0% เกิดจากการมีออสเทนไนต์เหลือค้างมากหลังการอบคืนตัวเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มสูงขึ้นกว่า 0% เกิดจากการมีออสเทนไนต์เหลือค้างมากหลังการอบคืนตัว

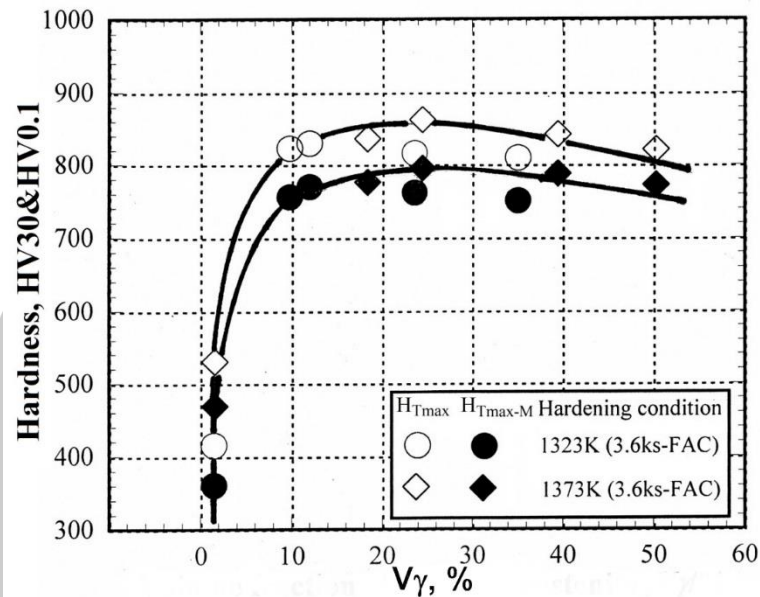
ภาพประกอบ 52 แสดงตัวอย่างโครงสร้างเนื้อพื้นของชิ้นงาน -0.20 ถึง $0.53\%C_{bal}$ ที่มีความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว พบว่าคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่ตกตะกอนจะมีขนาดเล็กกระจายในเนื้อพื้นของทุกชิ้นงาน โดยมีปริมาณมากที่สุดในชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ และเนื้อพื้นมีออสเทนไนต์เหลือค้างเพิ่มมากขึ้นในชิ้นงานที่มี C_{bal} มากกว่า 0% ดังนั้นความแข็งสูงที่สุดจึงได้รับในชิ้นงาน

$-0.01\%C_{bal}$ เนื่องจากเนื้อพื้นมีความแข็งสูง แม้ว่าชิ้นงาน $-0.20\%C_{bal}$ จะมีออสเทนไนต์เหลือค้ำงน้อยมากคล้ายกับชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ แต่มีความแข็งต่ำกว่า ซึ่งสาเหตุเกิดจากออสเทนไนต์ของชิ้นงาน $-0.20\%C_{bal}$ มีคาร์บอนต่ำ ทำให้มาร์เทนไซต์มีคาร์บอนต่ำลงไปด้วย ส่งผลให้ความแข็งของชิ้นงานลดลง และอีกสาเหตุหนึ่งคือชิ้นงาน $-0.20\%C_{bal}$ มียูเทคติกคาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 ซึ่งมีความแข็งต่ำในปริมาณที่สูงกว่าชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ และมีคาร์ไบด์ประเภท MC และ M_2C น้อยกว่า ดังนั้นความแข็งสูงสุดที่ได้รับจึงลดลง

4.4.5 ผลของร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำง (V_γ) ในสภาพชุบแข็งต่อค่าความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax})

ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำงในสภาพชุบแข็งมีผลต่อค่า H_{Tmax} เพราะเป็นตัวแปรสำคัญในการเปลี่ยนเฟสในขั้นตอนการอบคืนตัว เพื่อเป็นการยืนยันจึงทำการหาความสัมพันธ์ระหว่างค่า H_{Tmax} และค่า V_γ ในสภาพชุบแข็งดังภาพประกอบ 53 พบว่าค่า H_{Tmax} เพิ่มขึ้นในช่วงที่ค่า V_γ ในสภาพชุบแข็งประมาณ 10% จากนั้นจะมีค่าลดลงอย่างช้า ๆ การที่ความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้นในช่วงแรกนั้นสามารถอธิบายได้ว่า เป็นผลมาจากการที่ออสเทนไนต์มีบทบาทในการส่งเสริมการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองได้ดี โดยออสเทนไนต์สามารถเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ที่มีความแข็งสูงขึ้นได้มากขึ้น เมื่อรวมกับผลของคาร์ไบด์ลำดับที่สองชนิดพิเศษที่มีความแข็งสูงตกตะกอนออกมาจากออสเทนไนต์จึงทำให้ค่า H_{Tmax} เพิ่มสูงขึ้นตาม อย่างไรก็ตามค่า H_{Tmax} ลดลงเมื่อปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำงในสภาพชุบแข็งเพิ่มขึ้นในช่วงหลัง สามารถอธิบายได้ว่าเกิดจากการที่ชิ้นงานมีออสเทนไนต์เหลือค้ำงมากเกินไปหลังการอบคืนตัว แม้ว่าออสเทนไนต์จะส่งเสริมแข็งขึ้นลำดับที่สอง แต่ไม่เพียงพอที่จะชดเชยการลดความแข็งจากการมีออสเทนไนต์เหลือค้ำงมีความแข็งต่ำได้ ชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373 K จะมีความแข็งสูงกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K เนื่องจากออสเทนไนต์มีธาตุผสมเช่น C Cr และ Mo มากขึ้น ทำให้เกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองได้ดีขึ้น โดยมาร์เทนไซต์ที่ได้รับมีความแข็งสูงขึ้นเพราะมีคาร์บอนมากขึ้น จึงทำให้มีความแข็งเพิ่มขึ้นหลังการอบคืนตัว จากข้อมูลนี้แสดงให้เห็นว่าถ้าต้องการความแข็งสูงกว่า 800 HV30 หลังการอบคืนตัวจำเป็นต้องมี V_γ ในสภาพชุบแข็งในช่วง 10 - 50%

พูน ปรณ ทิโต ชิว



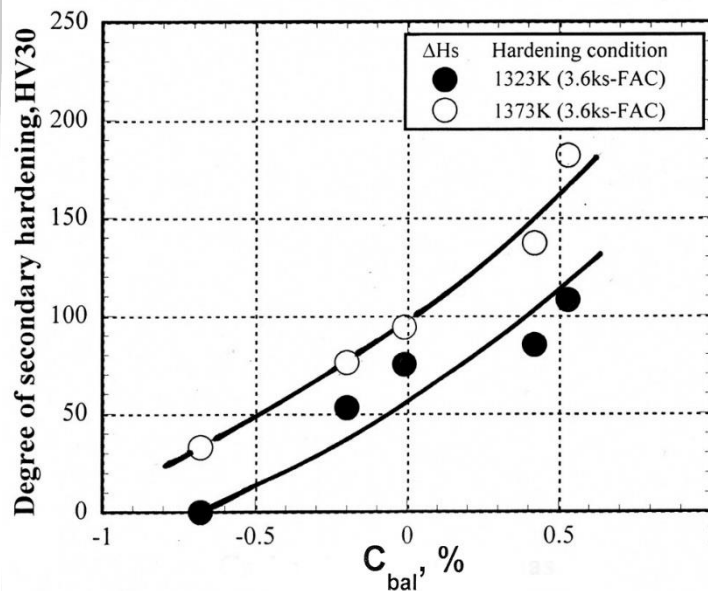
ภาพประกอบ 53 ผลของร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็งต่อค่าความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax})

4.4.6 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Secondary hardening)

จากกราฟความแข็งในการอบคืนตัวในภาพประกอบ 48 – 49 พบว่ากราฟความแข็งแสดงการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองเล็กน้อยแตกต่างกันซึ่งเป็นผลจากทั้งปริมาณ C_{bal} และอุณหภูมิการชุบแข็ง เพื่ออธิบายผลดังกล่าวจึงได้สร้างกราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณ C_{bal} และระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองในภาพประกอบ 54 พบว่าระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้น ซึ่งแสดงให้เห็นว่าการแข็งขึ้นลำดับที่สองเกิดจากการเพิ่มขึ้นของ C_{bal} ที่ส่งผลโดยตรงต่อการเปลี่ยนเฟสของเนื้อพื้นเป็นหลัก โดยชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิสูงจะมีระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองสูงตามไปด้วย การเพิ่ม C_{bal} จะทำให้มีออสเทนไนต์เหลือค้างมากขึ้นในสภาพชุบแข็ง ออสเทนไนต์เหลือค้างทำหน้าที่ส่งเสริมการแข็งขึ้นลำดับที่สองจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ ในขณะเดียวกันการเพิ่มค่า C_{bal} จะทำให้มีคาร์บอนเพียงพอที่จะเกิดคาร์ไบด์ชนิดพิเศษที่มีความแข็งสูงจากปฏิกิริยาคาร์ไบด์ในมาร์เทนไซต์ แต่อย่างไรก็ตาม ขึ้นอยู่กับว่าปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้างเริ่มต้นหรือในสภาพชุบแข็งเปลี่ยนเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ในระหว่างการอบคืนตัวมากน้อยเพียงใด เพื่อยืนยันว่าปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างส่งเสริมการแข็งขึ้นลำดับที่สอง จึงได้หาความสัมพันธ์ระหว่าง V_γ ในสภาพชุบแข็งและระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองดังแสดงในภาพประกอบ 55 พบว่าระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองเพิ่มขึ้นอย่างมากเมื่อ

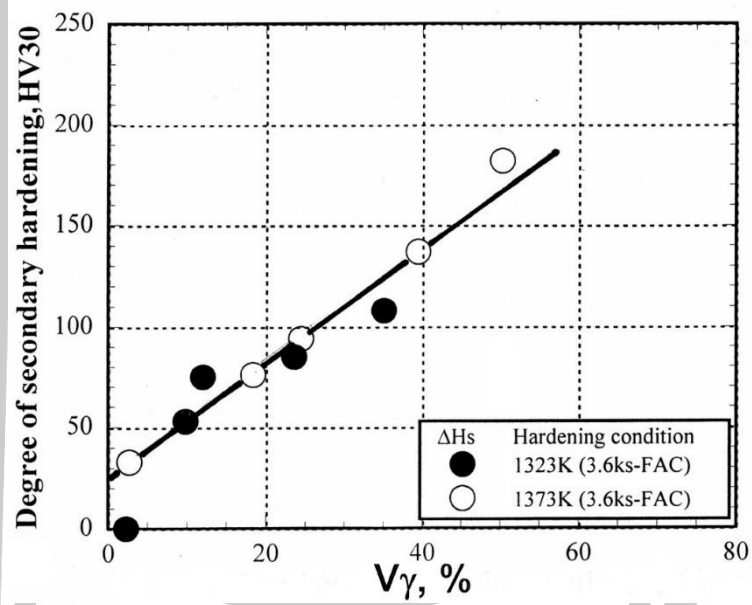
ปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้างเพิ่มขึ้นจากข้อมูลนี้จึงยืนยันได้ว่า C_{bal} มีผลโดยตรงต่อการแข็งขึ้นลำดับที่สองเนื่องจากเป็นตัวแปรที่สามารถควบคุมปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างในขั้นตอนการชุบแข็งได้ โดยออสเทนไนต์เหลือค้างในขั้นตอนการชุบแข็งจะส่งผลอย่างมากต่อการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองในขั้นตอนการอบคืนตัว

ดังนั้นจากผลการทดลองทั้งหมดจึงสามารถกล่าวได้ว่าค่า C_{bal} เป็นตัวแปรที่มีความสำคัญในการออกแบบส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานเพื่อให้ได้ความแข็งสูงหลังการอบคืนตัว โดยเหล็กหล่อควรมีค่า C_{bal} ใกล้เคียงกับ 0% เพื่อให้มีความสามารถในการชุบแข็งที่เหมาะสมสำหรับการชุบแข็งด้วยการเป่าลม และทำให้มีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างที่เหมาะสมสำหรับการอบคืนตัวต่อไป



ภาพประกอบ 54 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง

พหุ ประถม ๓๓๓ ชีวะ



ภาพประกอบ 55 ผลของร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ต่อระดับการแข็ง
ชั้นลำดับที่สอง

พหุ ประถม ชาติ โตะ ชีวะ

บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาผลของคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ต่อพฤติกรรมของความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีค่า C_{bal} ในช่วง -0.68% ถึง $+0.53\%$ ได้ทำการเตรียมชิ้นงานทดสอบ ทำการอบอ่อนชิ้นงานหล่อที่อุณหภูมิ 1223 K เป็นเวลา 18 ks ทำการชุบแข็งชิ้นงานที่อุณหภูมิ 1323 และ 1373 K เป็นเวลา 3.6 ks เย็นตัวโดยใช้พัดลมเป่า ทำการอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 673 - 873 K เป็นเวลา 12 ks ทุก 50 K โดยสามารถสรุปผลการทดลองได้ดังนี้

5.1 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบ

5.1.1 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อประกอบออสเทนไนต์เดนไดรต์และโครงสร้างยูเทกติก โดยพบยูเทกติกคาร์ไบด์ประเภท MC และ M_7C_3 ในชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ และพบประเภท MC M_2C และ M_7C_3 ในชิ้นงาน -0.20% ถึง $0.53\%C_{bal}$

5.1.2 ร้อยละสัดส่วนเชิงพื้นที่ของออสเทนไนต์เดนไดรต์ลดลง แต่ร้อยละสัดส่วนเชิงพื้นที่ของโครงสร้างยูเทกติกเพิ่มขึ้นเมื่อค่า C_{bal} ของชิ้นงานเพิ่มขึ้น โดยร้อยละสัดส่วนของโครงสร้างยูเทกติก ($\gamma+MC$) และ ($\gamma+M_2C$) เพิ่มขึ้นตามค่า C_{bal} แต่โครงสร้างยูเทกติก ($\gamma+M_7C_3$) จะลดลง

5.1.3 เนื้อพื้นของทุกชิ้นงานในสภาพหล่อประกอบด้วยออสเทนไนต์เหลือค้างเป็นส่วนใหญ่ และมีมาร์เทนไซต์เล็กน้อย ยกเว้นชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ ที่ประกอบไปด้วยเฟอร์ไรต์หรือเฟิร์ลไลต์

5.1.4 เนื้อพื้นในสภาพชุบแข็งของทุกชิ้นงานประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ลำดับที่สอง และออสเทนไนต์เหลือค้างบางส่วน ยกเว้นชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ ที่ประกอบไปด้วยคาร์ไบด์ลำดับที่สอง และเฟอร์ไรต์

พหุ ประถมศึกษา

5.2 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง

(V_γ) ในสภาพชุบแข็ง

5.2.1 ความแข็งในสภาพชุบแข็งเพิ่มขึ้นในช่วงแรกและลดลงเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้น โดยความแข็งสูงสุดได้รับที่ $-0.01\%C_{bal}$ ความแข็งของชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1323 K สูงกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1373 K ความแข็งแบบไมโครแสดงพฤติกรรมเดียวกับความแข็งแบบมาโคร

5.2.2 ค่า V_γ เพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้น โดยชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373 K จะมีค่า V_γ สูงกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K

5.2.3 ความแข็งแบบมาโครและความแข็งแบบไมโครเพิ่มขึ้นอย่างมากในช่วง $12\%V_\gamma$ จากนั้นความแข็งจะลดลงอย่างช้า ๆ เมื่อค่า V_γ เพิ่มขึ้น โดยความแข็งสูงสุดประมาณ 870 HV30 ได้รับในชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ ที่ $12\%V_\gamma$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1323 K

5.3 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง

(V_γ) ในสภาพอบคืนตัว

5.3.1 กราฟความแข็งในสภาพอบคืนตัวทุกชิ้นงานแสดงการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Secondary hardening) อย่างชัดเจนเนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ โดยระดับการแข็งขึ้นเพิ่มขึ้นตามค่า C_{bal} และอุณหภูมิชุบแข็ง ยกเว้นชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ เนื่องจากมีความสามารถในการชุบแข็งต่ำ ความแข็งแบบไมโครแสดงพฤติกรรมเดียวกับความแข็งแบบมาโคร

5.3.2 ค่าความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนตัว (H_{Tmax}) เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 773 K สำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K และ 823 K สำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373 K ในทุกส่วนผสม ค่า V_γ ลดลงอย่างมากในช่วง 723 - 823 K โดยค่า V_γ ในชิ้นงาน H_{Tmax} น้อยกว่า 15% ในทุกชิ้นงาน

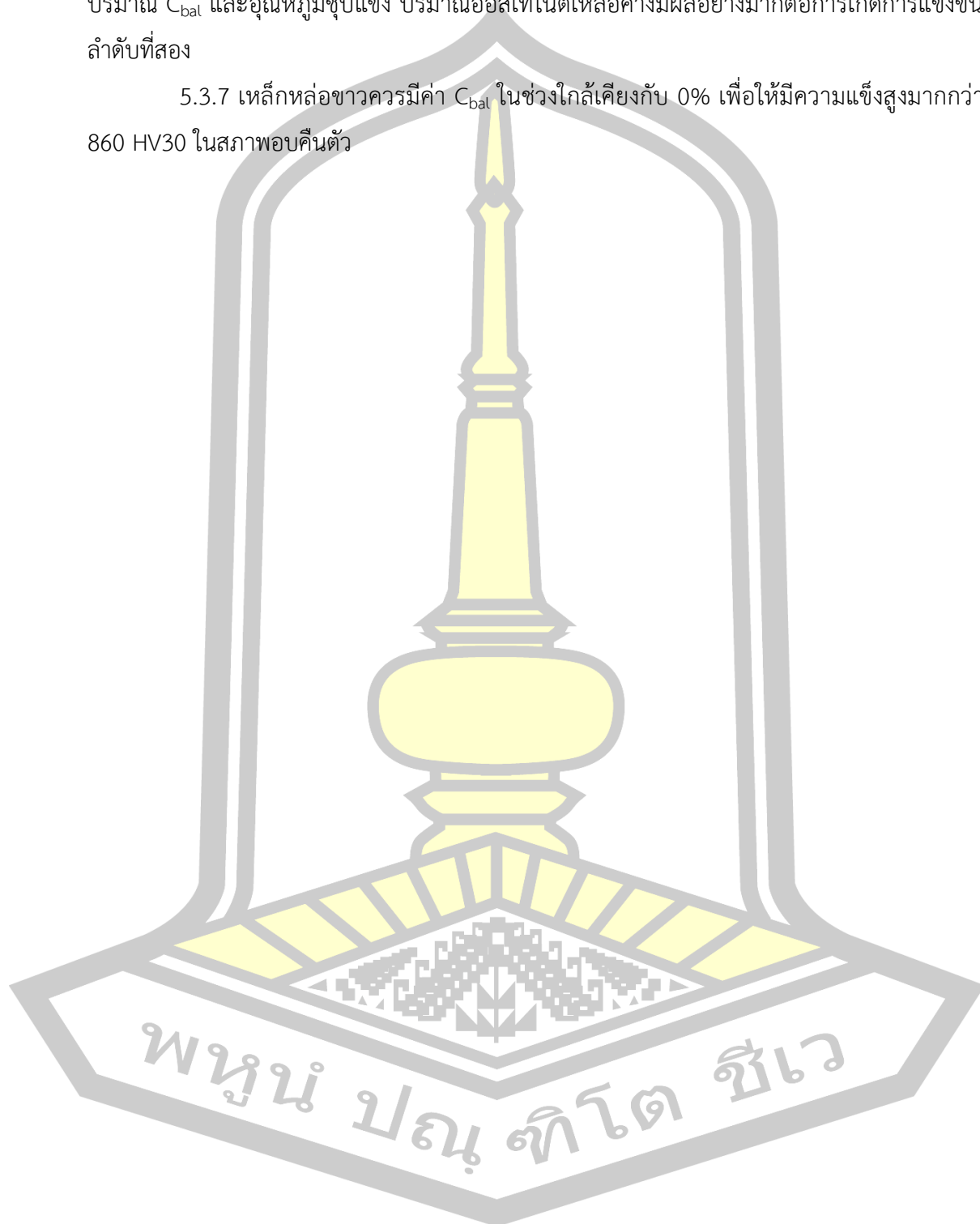
5.3.3 ความแข็งในสภาพอบคืนตัวเพิ่มขึ้นอย่างมากในช่วง $2\%V_\gamma$ จากนั้นจะลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า V_γ เพิ่มขึ้นโดยอัตราการลดลงจะคล้ายกันในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 และ 1373 K ชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1373 K จะมีความแข็งสูงสุดมากกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323 K

5.3.4 ค่า H_{Tmax} เพิ่มขึ้นในช่วงแรกและลดลงเมื่อ C_{bal} เพิ่มขึ้น โดยมีค่าสูงสุดในชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ ค่า H_{Tmax} ของทุกชิ้นงานสูงกว่า 800 HV30 ยกเว้นชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ โดยมีค่าสูงสุดคือ 862 HV30 ในชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373 K

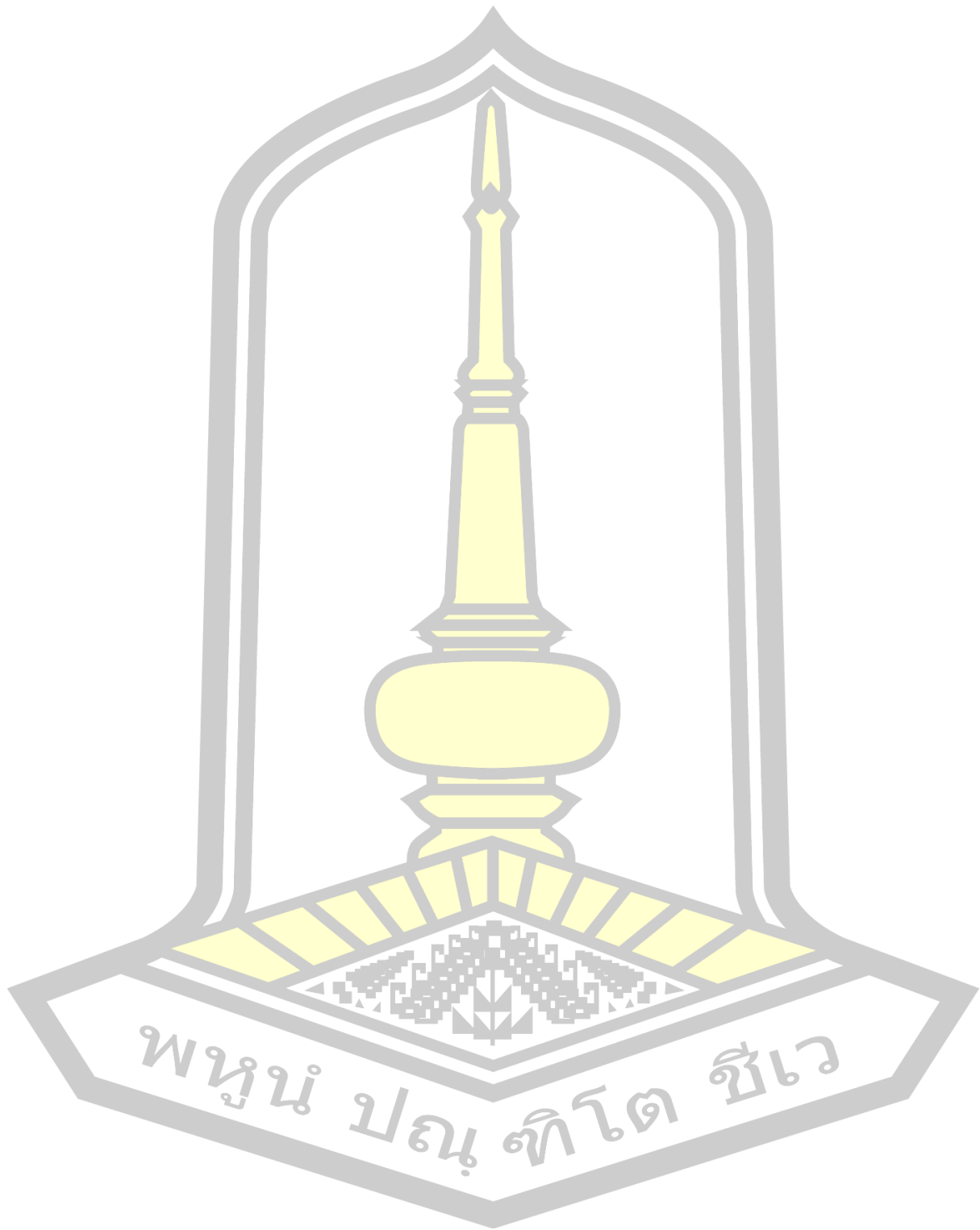
5.3.5 ค่า H_{Tmax} มากกว่า 800 HV30 ได้รับในชิ้นงานที่มีค่า V_γ ในสภาพชุบแข็งในช่วง 10

5.3.6 ระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Degree of secondary hardening) เพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณ C_{bal} และอุณหภูมิชุบแข็ง ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างมีผลอย่างมากต่อการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สอง

5.3.7 เหล็กหล่อขาวควรมีค่า C_{bal} ในช่วงใกล้เคียงกับ 0% เพื่อให้มีความแข็งสูงมากกว่า 860 HV30 ในสภาพอบคืนตัว



บรรณานุกรม

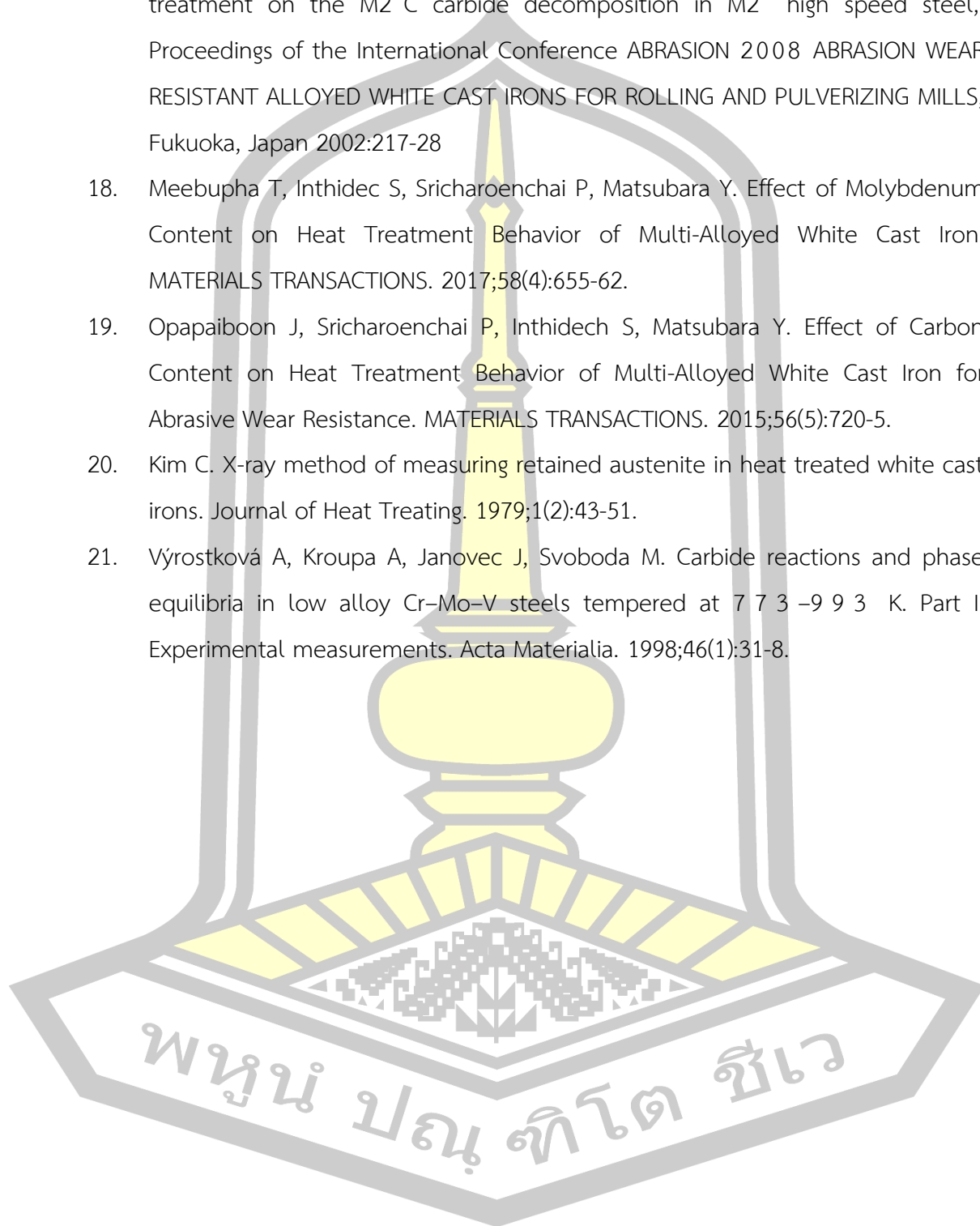


บรรณานุกรม

1. Matsubara Y, Sasaguri N, Hashimoto M, Honda Y, Wu HQ. A new material for rolling mill rolls multi component white cast iron. Proceedings of the International Symposium on Tribology, Beijing China 1993:501-10.
2. HASHIMOTO M. Development of multi-component cast iron roll and rolling technology in steel rolling,. Proceedings of the International Conference ABRASION 2008 ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRONS FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, UNIVERSITY OF TRENTO, Italy. 2008:1-23.
3. Wu HQ, Sasaguri N, Honda Y, Hashimoto M, Matsubara Y. Solidification Structures and Their Quantitative Analysis of Multi-Component Cast Iron. Asian Foundry Congress (AFC-2), Japan 1994:109-19.
4. Wu HQ, Sasaguri N, Hashimoto M, Matsubara Y. Solidification of Multi – Alloyed White Cast Iron. Type and Morphology of Carbides. 1996.
5. 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. Journal of Japan Foundry Engineering Society 2000;72 471-7.
6. Yu SK, Sasaguri N, Matsubara Y. Effects of retained austenite on abrasion wear resistance and hardness of hypoeutectic high Cr white cast iron. International Journal of Cast Metals Research. 1999;11(6):561-6.
7. Sasaguri N, Matsubara Y, Hashimoto M. Solidification Process of Multi – component White Iron for Rolls. Asian Foundry Congress (AFC -4), Australia 1996:273-81.
8. Fairhurst W, Rohrig K. ABRASION-RESISTANT HIGH-CHROMIUM WHITE CAST IRONS 1974. 685-98 p.
9. Maratray F, Usseglio-Nanot R. Factors Affecting the Structure of Chromium-Molybdenum White Irons. France : Climax Molybdenum SA. 1971.

10. Boccalini Jr. M. Overview: High speed steels for hot rolling mill rolls. Proceedings of the International Conference ABRASION 2011 Abrasion Wear Resistant Alloyed White Cast Iron for Rolling and Pulverizing Mills, UNIVERSITY OF LIEGE, BELGIUM (2011). 2011:123-42.
11. Hashimoto M, Kubo O, Matsubara Y. Analysis of Carbides in Multi-component White Cast Iron for Hot Rolling Mill Rolls. ISIJ International. 2004;44(2):372-80.
12. 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, UNIVERSITY OF TRENTO, Italy 2008:35-48.
13. Boccalini Jr M, Corrêa AVO, Sinatora A. Niobium in multi-component white cast iron 2008. 49-64 p.
14. Y. M, 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, Fukuoka, Japan 2002:: 207-16.
15. T. U, Okane T. Section and growth of eutectic carbides in multi-component high alloyed cast iron, . Proceedings of the International Conference ABRASION 2008 ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRONS FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, Fukuoka, Japan 2002:185-94
16. N. S, 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 RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRONS FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, Fukuoka, Japan 2002:119-26.

17. MriaoBocalini Jr., V.T.Z. M, Correa A.V.O. Effect of high temperature heat treatment on the M₂ C carbide decomposition in M₂ high speed steel, Proceedings of the International Conference ABRASION 2008 ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRONS FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, Fukuoka, Japan 2002:217-28
18. Meebupha T, Inthidec S, Srirachoenchai P, Matsubara Y. Effect of Molybdenum Content on Heat Treatment Behavior of Multi-Alloyed White Cast Iron. MATERIALS TRANSACTIONS. 2017;58(4):655-62.
19. Opapaiboon J, Srirachoenchai P, Inthidech S, Matsubara Y. Effect of Carbon Content on Heat Treatment Behavior of Multi-Alloyed White Cast Iron for Abrasive Wear Resistance. MATERIALS TRANSACTIONS. 2015;56(5):720-5.
20. Kim C. X-ray method of measuring retained austenite in heat treated white cast irons. Journal of Heat Treating. 1979;1(2):43-51.
21. Výrostková A, Kroupa A, Janovec J, Svoboda M. Carbide reactions and phase equilibria in low alloy Cr–Mo–V steels tempered at 773–993 K. Part I: Experimental measurements. Acta Materialia. 1998;46(1):31-8.



ประวัติผู้เขียน

ชื่อ	นายภูริต สีนภักดี
วันเกิด	วันที่ 22 กรกฎาคม พ.ศ. 2533
สถานที่เกิด	อำเภอเมือง จังหวัดร้อยเอ็ด
สถานที่อยู่ปัจจุบัน	บ้านเลขที่ 179 หมู่ 10 ตำบลกกโพธิ์ อำเภอหนองพอก จังหวัดร้อยเอ็ด รหัสไปรษณีย์ 45210
ประวัติการศึกษา	พ.ศ. 2548 มัธยมศึกษาปีที่ 3 โรงเรียนเฉลิมพระเกียรติสมเด็จพระศรีนครินทร์ ร้อยเอ็ด ตำบลโพธิ์สัย อำเภอศรีสมเด็จ จังหวัดร้อยเอ็ด พ.ศ. 2552 มัธยมศึกษาปีที่ 6 โรงเรียนเฉลิมพระเกียรติสมเด็จพระศรีนครินทร์ ร้อยเอ็ด ตำบลโพธิ์สัย อำเภอศรีสมเด็จ จังหวัดร้อยเอ็ด พ.ศ. 2558 ปริญญาวิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วศ.บ.) สาขาวิชาวิศวกรรมการผลิต มหาวิทยาลัยมหาสารคาม ตำบลขามเรียง อำเภอกันทรวิชัย จังหวัดมหาสารคาม พ.ศ. 2561 ปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต (วศ.ม.) สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล มหาวิทยาลัยมหาสารคาม ตำบลขามเรียง อำเภอกันทรวิชัย จังหวัดมหาสารคาม
ทุนวิจัย	โครงการวิจัยนี้ได้รับการสนับสนุนจากเงินทุนอุดหนุนการวิจัยจากงบประมาณเงินรายได้ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม ประจำปี 2561
ผลงานวิจัย	Sinphakdee P, Inthidech S. Effect of the Carbon Balance on Heat Treatment Behavior of the Multi-alloyed White Cast Iron: The 13th Mahasarakham University Research Conference. 2017:130-137.

พูน ปรณ ทิโต ชีเว