



ผลของค่าคาร์บอนสมดุลต่อพฤติกรรมการเลือกหรือแบบจัดสีของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมกึ่งหลาย
ชนิด

วิทยานิพนธ์

ของ

ณัชลิดา โยธาธรรม

เสนอต่อมหาวิทยาลัยมหาสารคาม เพื่อเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร

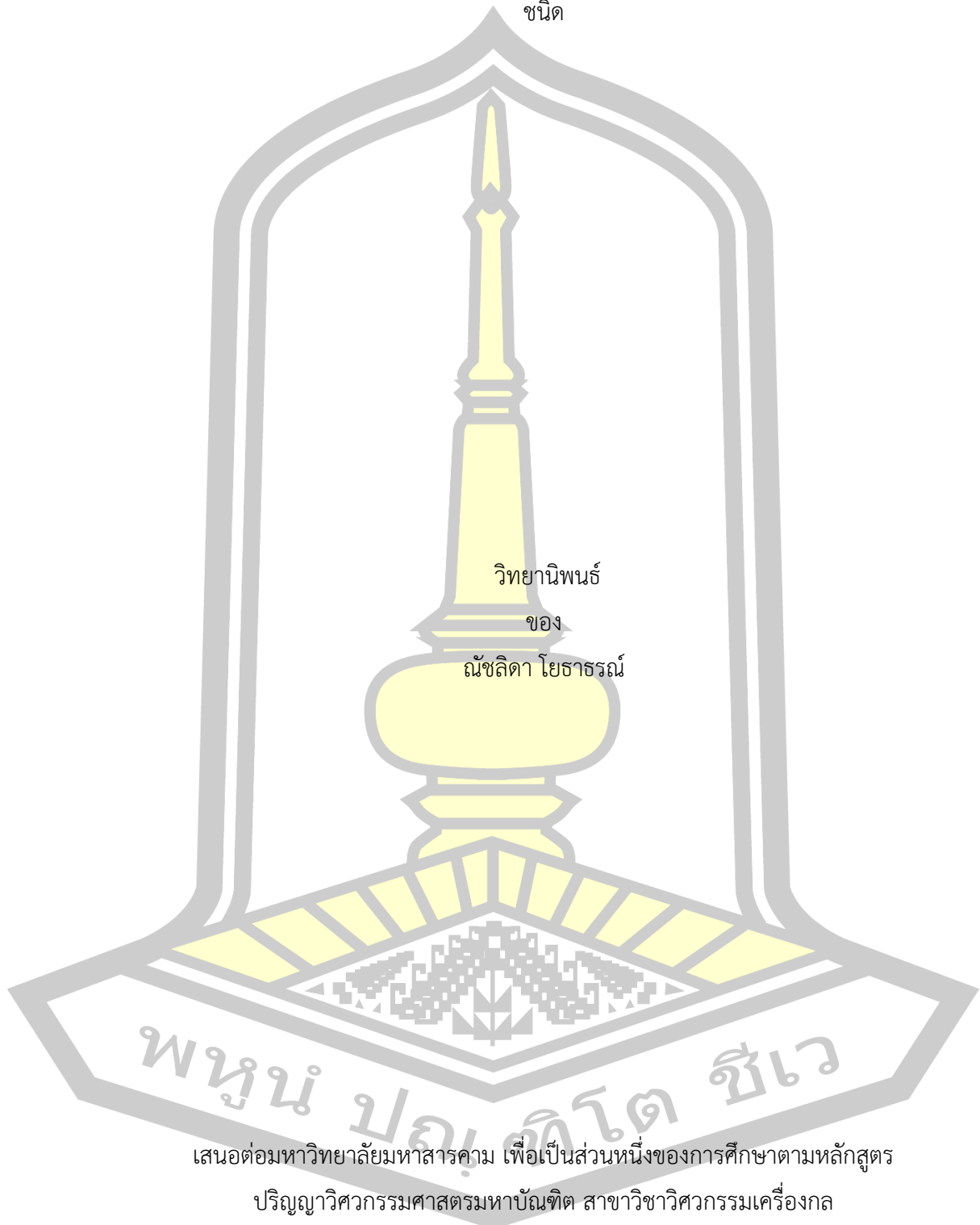
ปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล

มีนาคม 2563

ลิขสิทธิ์เป็นของมหาวิทยาลัยมหาสารคาม

ผลของค่าคาร์บอนสมดุลต่อพฤติกรรมการสีหรือแบบขัดสีของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลาย

ชนิด



วิทยานิพนธ์

ของ

ณิชลิตา โยธาธรณ์

พูน บุญเกิด โชเว

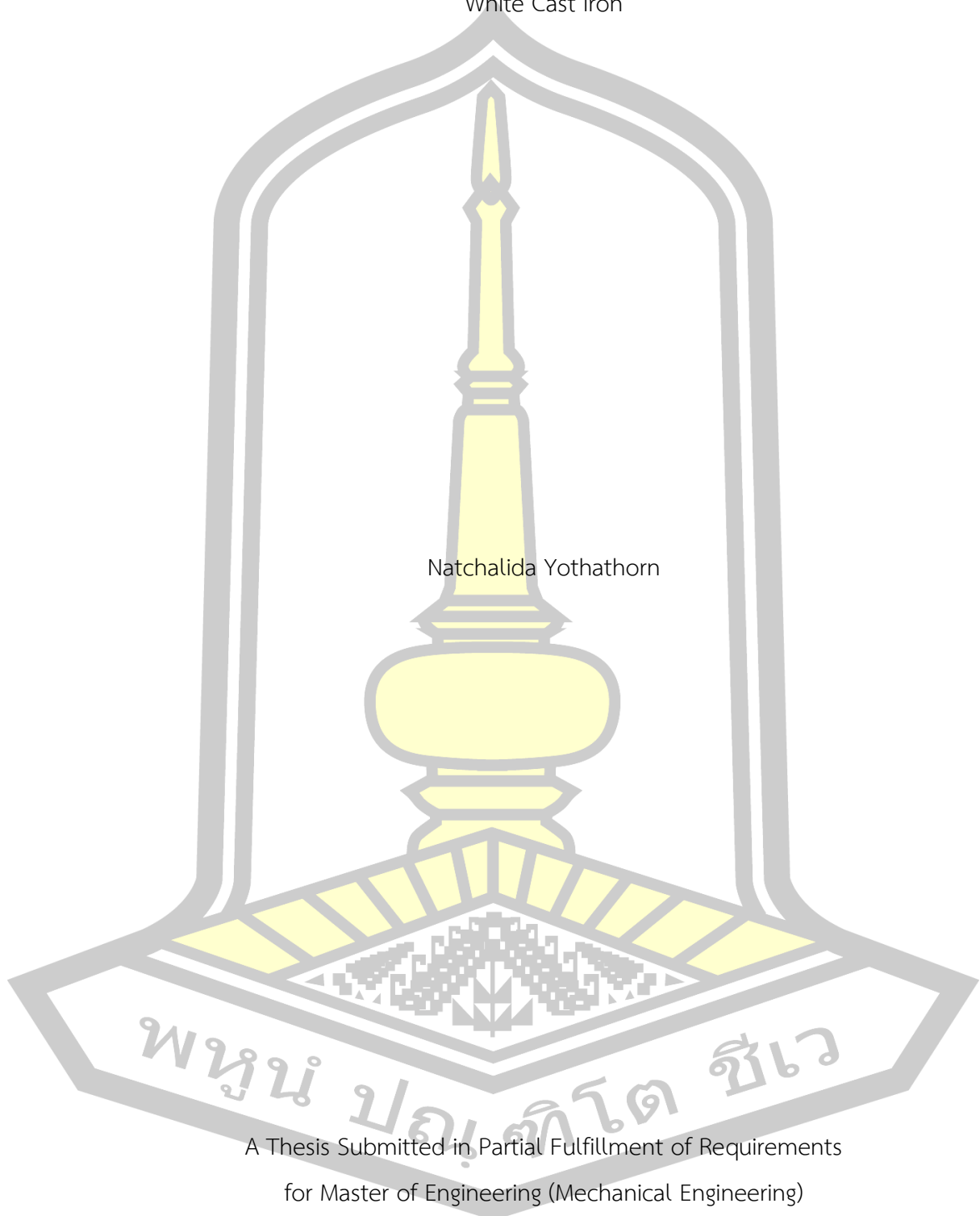
เสนอต่อมหาวิทยาลัยมหาสารคาม เพื่อเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร

ปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล

มีนาคม 2563

ลิขสิทธิ์เป็นของมหาวิทยาลัยมหาสารคาม

Effect of Carbon Balance (C_{bal}) on Abrasive Wear Behavior of Semi-Multi-alloyed
White Cast Iron



Natchalida Yothathorn

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

March 2020

Copyright of Maharakham University



คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ ได้พิจารณาวิทยานิพนธ์ของนางสาวณัชชลิดา โยธาธรรมณ์
แล้วเห็นสมควรรับเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล ของมหาวิทยาลัยมหาสารคาม

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

.....ประธานกรรมการ
(ผศ. ดร. สารัมภ์ บุญมี)

.....อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก
(รศ. ดร. สุตสาคร อินธิเดช)

.....กรรมการ
(ผศ. ดร. ยศฐา ศรีเทพ)

.....กรรมการ
(รศ. ดร. เกียรติศักดิ์ ศรีประทีป)

.....กรรมการ
(ศ. ดร. ยาสุธีโระ มัตสึบาระ)

มหาวิทยาลัยขอนแก่นให้รับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้ เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร
ปริญญา วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล ของมหาวิทยาลัยมหาสารคาม

.....
(รศ. ดร. เกียรติศักดิ์ ศรีประทีป)

คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์

.....
(รศ. ดร. กริสน์ ชัยมูล)

คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

พูน บัณฑิต ชีวะ

ชื่อเรื่อง	ผลของค่าคาร์บอนสมดุลต่อพฤติกรรมการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อขาว เติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิด		
ผู้วิจัย	ณัชลิดา โยธาธรณ์		
อาจารย์ที่ปรึกษา	รองศาสตราจารย์ ดร. สุตสาคร อินธิเดช		
ปริญญา	วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต	สาขาวิชา	วิศวกรรมเครื่องกล
มหาวิทยาลัย	มหาวิทยาลัยมหาสารคาม	ปีที่พิมพ์	2563

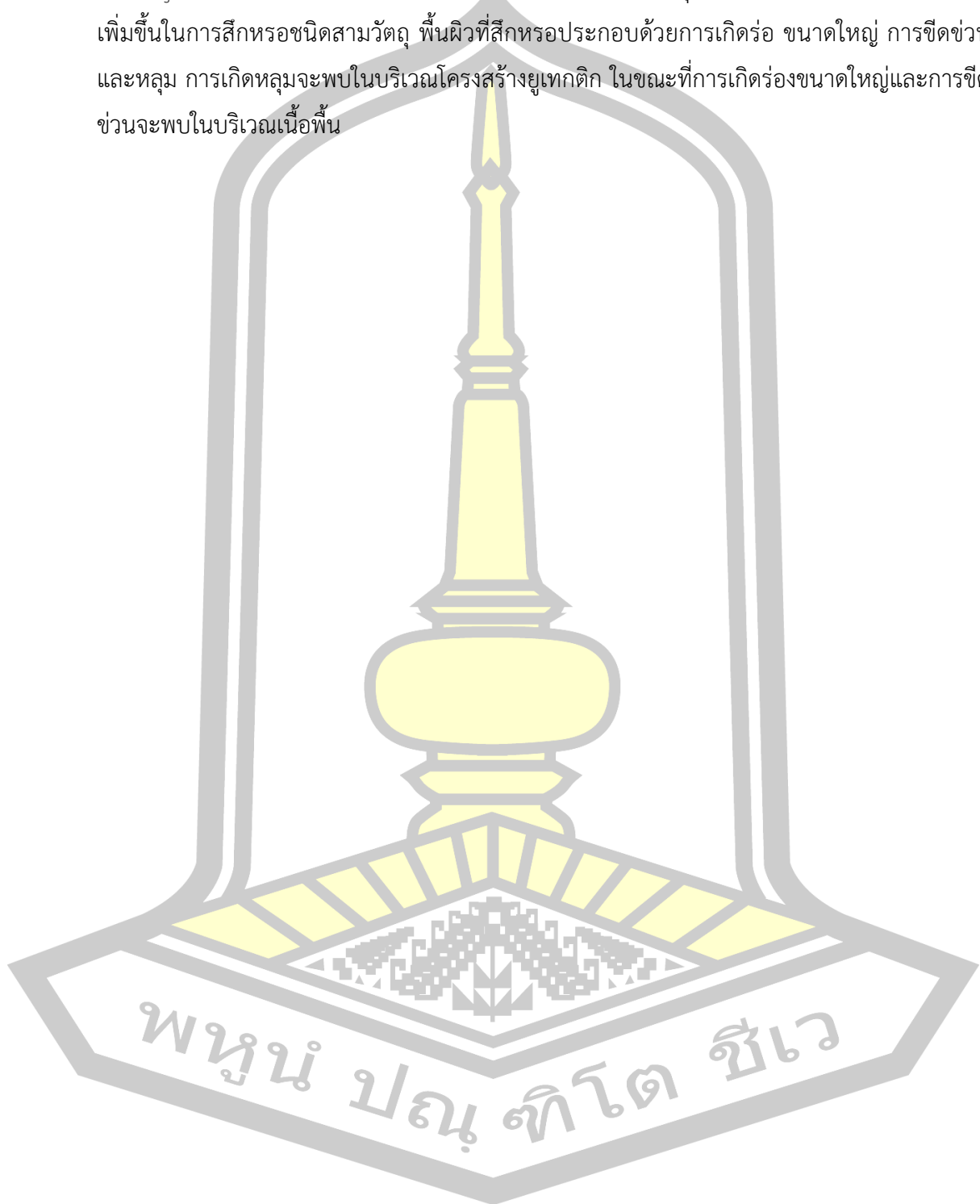
บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาผลของคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ต่อความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ได้เตรียมเหล็กหล่อที่มีค่า C_{bal} เท่ากับ -0.68% จนถึง $+0.53\%$ C_{bal} ได้ชุบแข็งชิ้นงานอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1323K และ 1373K ด้วยพัลลัม ทำการอบคืนตัวชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิสามระดับในช่วง 673K ถึง 883K ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่ให้ความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) อุณหภูมิต่ำกว่า ($L-H_{Tmax}$) และอุณหภูมิสูงกว่า ($H-H_{Tmax}$) อุณหภูมิ H_{Tmax} ทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องชุกะ (Suga abrasion test) และชนิดสามวัตถุด้วยล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)

โครงสร้างจุลภาคของทุกชิ้นงานประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ (γ_p) และโครงสร้างยูเทคติก (γ +คาร์ไบด์) โดยพบโครงสร้างยูเทคติกชนิด (γ +MC) ในทุกชิ้นงาน ส่วนโครงสร้างยูเทคติกชนิด (γ + M_2C) พบในชิ้นงานที่มี C_{bal} ตั้งแต่ -0.20% C_{bal} ขึ้นไป และในขณะเดียวกันพบโครงสร้างยูเทคติกชนิด (γ + M_7C_3) พบในชิ้นงานที่มี C_{bal} น้อยกว่า 0.0% C_{bal} เนื้อพื้นในสภาพชุบแข็งของทุกชิ้นงานประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ลำดับที่สองและออสเทนไนต์เหลือค้าง ยกเว้นชิ้นงาน -0.68% C_{bal} ความแข็งมาโครและความแข็งแบบไมโครเพิ่มขึ้นจนถึงจุดสูงสุดที่ 0% C_{bal} จากนั้นลดลงเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้น สัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็งเพิ่มขึ้นตามค่า C_{bal} และอุณหภูมิชุบแข็ง

ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะการสึกหรอ (W_d) เป็นเส้นตรงในทุกชิ้นงาน อัตราการสึกหรอ (R_w , mg/m) ต่ำสุดได้รับในชิ้นงานชุบแข็งหรือชิ้นงาน H_{Tmax} ค่า R_w สูงสุดได้รับในชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ หรือ ชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ ค่า R_w ลดลงอย่างต่อเนื่องจนถึง 0% C_{bal} จากนั้นเพิ่มขึ้นอย่างช้า ๆ ตามการเพิ่มขึ้นของค่า C_{bal} ค่า R_w ลดลงเมื่อความแข็งเพิ่มขึ้นในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีทั้งสองแบบ ค่า R_w กระจายในช่วงกว้างขึ้นกับความแข็งในช่วงน้อยกว่า

10% V_g ในทั้งสองการทดสอบการสีกหรือ ในช่วงมากกว่า 10% V_g พบว่าค่า R_w ลดลงเล็กน้อยจนถึง 20% V_g และเพิ่มขึ้นอีกครั้งในการทดสอบการสีกหรือชนิดสองวัตถุ แต่จะไม่เปลี่ยนแปลงแม้ว่าค่า V_g เพิ่มขึ้นในการสีกหรือชนิดสามวัตถุ พื้นผิวที่สีกหรือประกอบด้วยการเกิดร่อง ขนาดใหญ่ การขีดข่วน และหลุม การเกิดหลุมจะพบในบริเวณโครงสร้างยูเทกติก ในขณะที่การเกิดร่องขนาดใหญ่และการขีดข่วนจะพบในบริเวณเนื้อพื้น



TITLE	Effect of Carbon Balance (C_{bal}) on Abrasive Wear Behavior of Semi-Multi-alloyed White Cast Iron		
AUTHOR	Natchalida Yothathorn		
ADVISORS	Associate Professor Sudsakorn Inthidech , Ph.D.		
DEGREE	Master of Engineering	MAJOR	Mechanical Engineering
UNIVERSITY	Maharakham University	YEAR	2020

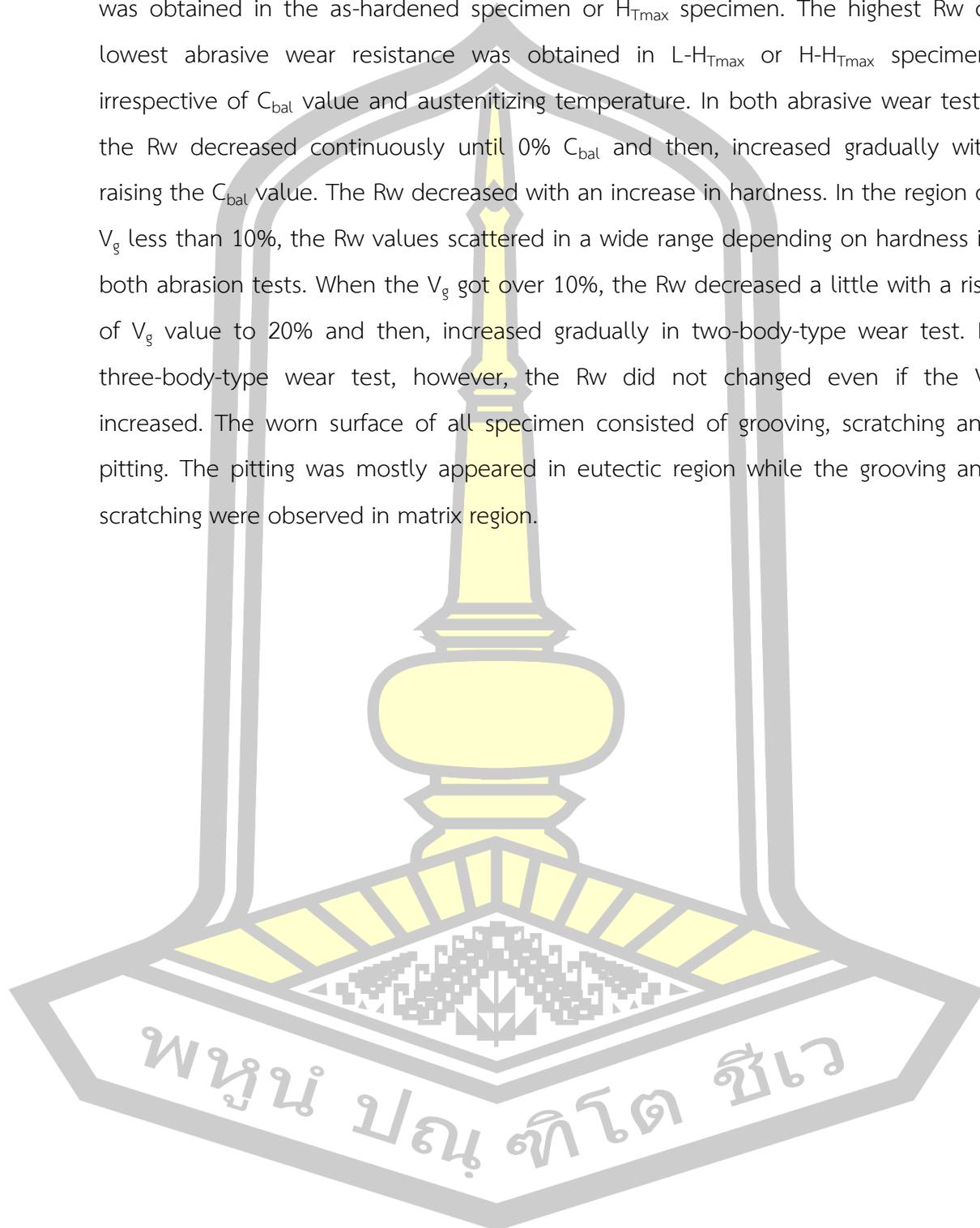
ABSTRACT

In this work, the effect of carbon balance (C_{bal}) on abrasive wear behavior of heat treated semi-multi-alloyed white cast irons was investigated. The cast irons with varying C_{bal} from -0.68% to +0.53% C_{bal} were prepared. The annealed specimens were hardened from 1323K and 1373K austenitizing by fan air cooling. The hardened specimens were tempered at three levels of temperatures from 673 - 883K : the temperature giving the maximum tempered hardness (H_{Tmax}), the lower and higher temperatures than H_{Tmax} (L- H_{Tmax} and H- H_{Tmax}). The abrasive wear resistance was evaluated using Suga abrasion test (two-body-type) and Rubber wheel abrasion test (three-body-type).

The microstructure of all specimen consisted of primary austenite dendrite (γ_p) and eutectic structure (g+carbide). The ($\gamma+MC$) eutectic crystallized in all specimens. The ($\gamma+M_2C$) appeared in the specimens with more than -0.20% C_{bal} . In addition, the ($\gamma+M_7C_3$) eutectic existed in specimens with less than 0.0% C_{bal} . The matrix in as-hardened state of all specimens composed of secondary carbide, martensite and retained austenite except for specimens with -0.68% C_{bal} . The macro-hardness and micro-hardness increased to 0% C_{bal} and then, decreased with an increase in the C_{bal} value. The volume fraction of retained austenite (V_g) increased with raising the C_{bal} value and austenitizing temperature.

A linear relation between wear loss (W_l) and wear distance (W_d) was

obtained in all the specimens. The lowest wear rate (R_w) or highest wear resistance was obtained in the as-hardened specimen or $H_{T_{max}}$ specimen. The highest R_w or lowest abrasive wear resistance was obtained in $L-H_{T_{max}}$ or $H-H_{T_{max}}$ specimen, irrespective of C_{bal} value and austenitizing temperature. In both abrasive wear tests, the R_w decreased continuously until 0% C_{bal} and then, increased gradually with raising the C_{bal} value. The R_w decreased with an increase in hardness. In the region of V_g less than 10%, the R_w values scattered in a wide range depending on hardness in both abrasion tests. When the V_g got over 10%, the R_w decreased a little with a rise of V_g value to 20% and then, increased gradually in two-body-type wear test. In three-body-type wear test, however, the R_w did not change even if the V_g increased. The worn surface of all specimen consisted of grooving, scratching and pitting. The pitting was mostly appeared in eutectic region while the grooving and scratching were observed in matrix region.



กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จสมบูรณ์ได้ด้วยความกรุณาดูแลให้คำปรึกษา ตรวจสอบแก้ไข ข้อบกพร่อง ตลอดจนให้คำแนะนำช่วยเหลืออย่างยิ่งจาก รองศาสตราจารย์ ดร.สุตสาคร อินธิเดช อาจารย์ที่ปรึกษา ปรียญานิพนธ์ ตลอดจนการให้โอกาสในการเข้าร่วมวิจัยกับ Professor Yasuhiro Matsubara และการ ทุนการศึกษาในการไปทำวิจัยที่ประเทศญี่ปุ่น ซึ่งผู้วิจัยขอกราบขอบพระคุณเป็นอย่างสูง

งานวิจัยจะสำเร็จไม่ได้เลยถ้าปราศจากการสนับสนุนและคำแนะนำจากบุคคลหลายท่าน ดิฉัน ขอกราบขอบพระคุณ Professor Yasuhiro Matsubara สำหรับความกรุณา คำแนะนำ และคำสั่งสอน ที่ติดตั้งแต่เริ่มทำวิจัยจนถึงตอนนี้ นอกจากนี้ดิฉันขอขอบพระคุณ Professor Kaoru Yamamoto ห้อง วิจัย Cast Metals Laboratory ณ National Institute of Technology-Kurume Collage ประเทศ ญี่ปุ่น สำหรับการดูแลให้คำปรึกษาทั้งการทำวิจัยและการใช้ชีวิตในประเทศญี่ปุ่น นอกจากนี้ดิฉัน ขอขอบคุณ Mr. Kiyoshi Nanjo เจ้าหน้าที่ประจำห้องปฏิบัติการ ในการสอนใช้เครื่องมือในการทำวิจัย และ ดร.จตุพล โอภาไพบูลย์ ที่ให้ความช่วยเหลือให้คำแนะนำในการทำวิจัยลุล่วงไปด้วยดี

ดิฉันขอขอบพระคุณ Dr. Yuzo Yokomizo, Director of Kawara steel works Co., Ltd, ที่ให้ความอนุเคราะห์ในการเตรียมชิ้นงานทดสอบ และขอขอบพระคุณ Mr. Masaki Isobe, Managing Director, Isobe Iron Works Co. Ltd., ที่ให้ความอนุเคราะห์เครื่องทดสอบแบบล้ออย่าง ขอขอบพระคุณบริษัท Isobe ประเทศญี่ปุ่นที่ให้ทุนในระหว่างทำวิจัยที่ประเทศญี่ปุ่น ขอขอบพระคุณ เงินทุนวิจัยจาก รศ.ดร. สุตสาคร อินธิเดช สำหรับค่าเดินทางและค่าใช้จ่ายในการไปทำวิจัยที่ประเทศ ญี่ปุ่น และขอขอบคุณคณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม สำหรับเครื่องมือในการทดลอง

ท้ายที่สุดนี้ ดิฉันขอขอบพระคุณ คุณแม่ และครอบครัว ที่ให้โอกาสในการศึกษา ซึ่ง ความสำเร็จนี้จะไปไม่ได้เลยถ้าขาดการสนับสนุนจากครอบครัว และขอขอบคุณเพื่อนที่ประเทศ ญี่ปุ่น เพื่อนพี่น้องที่คณะวิศวกรรมศาสตร์ที่คอยให้กำลังใจ จนทำให้วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงไป ด้วยดี

พูน ปณ ทิโต ชีเว

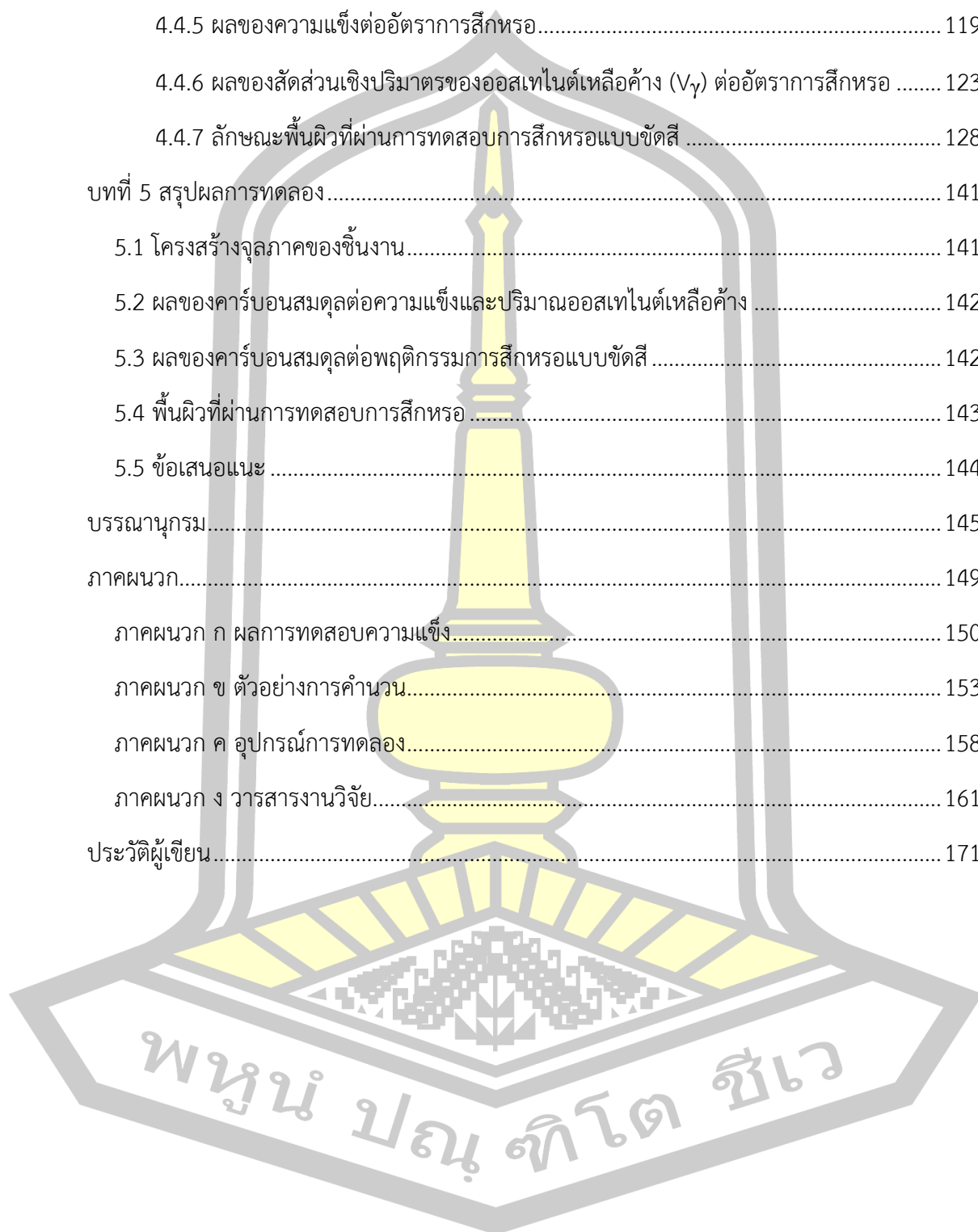
ณัชลิดา โยธาธรณ์

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	ฉ
กิตติกรรมประกาศ.....	ช
สารบัญ.....	ฅ
สารบัญตาราง.....	ฉ
สารบัญภาพประกอบ.....	ท
บทที่ 1 บทนำ.....	1
1.1 ภูมิหลัง.....	1
1.2 จุดประสงค์ของการวิจัย.....	6
1.3 ขอบเขตของการวิจัย.....	6
1.4 ประโยชน์ของการวิจัย.....	7
บทที่ 2 เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	8
2.1 เหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด.....	8
2.2 บทบาทของธาตุผสม.....	9
2.2.1 โครเมียม (Cr).....	9
2.2.2 โมลิบดีนัม (Mo) และทังสแตน (W).....	9
2.2.3 วาเนเดียม (V).....	10
2.2.4 โคบอลต์ (Co).....	10
2.2.5 คาร์บอน (C).....	10
2.3 กระบวนการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด.....	11
2.4 คาร์ไบต์ยูเทกติกในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด.....	14
2.5 การแปลงเฟสในขณะทำกรรมวิธีทางความร้อน.....	20
2.5.1 การแปลงเฟสในกระบวนการอบอ่อน.....	21

2.5.2 การแปลงเฟสในกระบวนการชุบแข็ง	22
2.6 พฤติกรรมของกรรมวิธีทางความร้อน	29
2.6.1 สภาพชุบแข็ง	29
2.6.2 สภาพอบคืนตัว	32
2.7 ความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสี	39
บทที่ 3 กระบวนการทดลอง	45
3.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ	45
3.2 กรรมวิธีทางความร้อน	46
3.3 การทดสอบโครงสร้างจุลภาค	48
3.4 การทดสอบความแข็ง	49
3.5 การวัดสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ)	49
3.6 การทดสอบการสึกหรอแบบขัดสี	52
3.6.1 การสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุ	52
3.6.2 การสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุ	52
บทที่ 4 ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผล	55
4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบ	55
4.1.1 สภาพชุบแข็ง	55
4.1.2 สภาพอบคืนตัว	65
4.2 ผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ)	70
4.3 ผลของ C_{ba1} ต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ)	78
4.4 ผลของกรรมวิธีทางความร้อนและคาร์บอนสมมูล (C_{ba}) ต่อพฤติกรรมการสึกหรอแบบขัดสี	82
4.4.1 การทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุ	82
4.4.2 การทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุ	98
4.4.3 ความรุนแรงและกลไกของการสึกหรอ	113

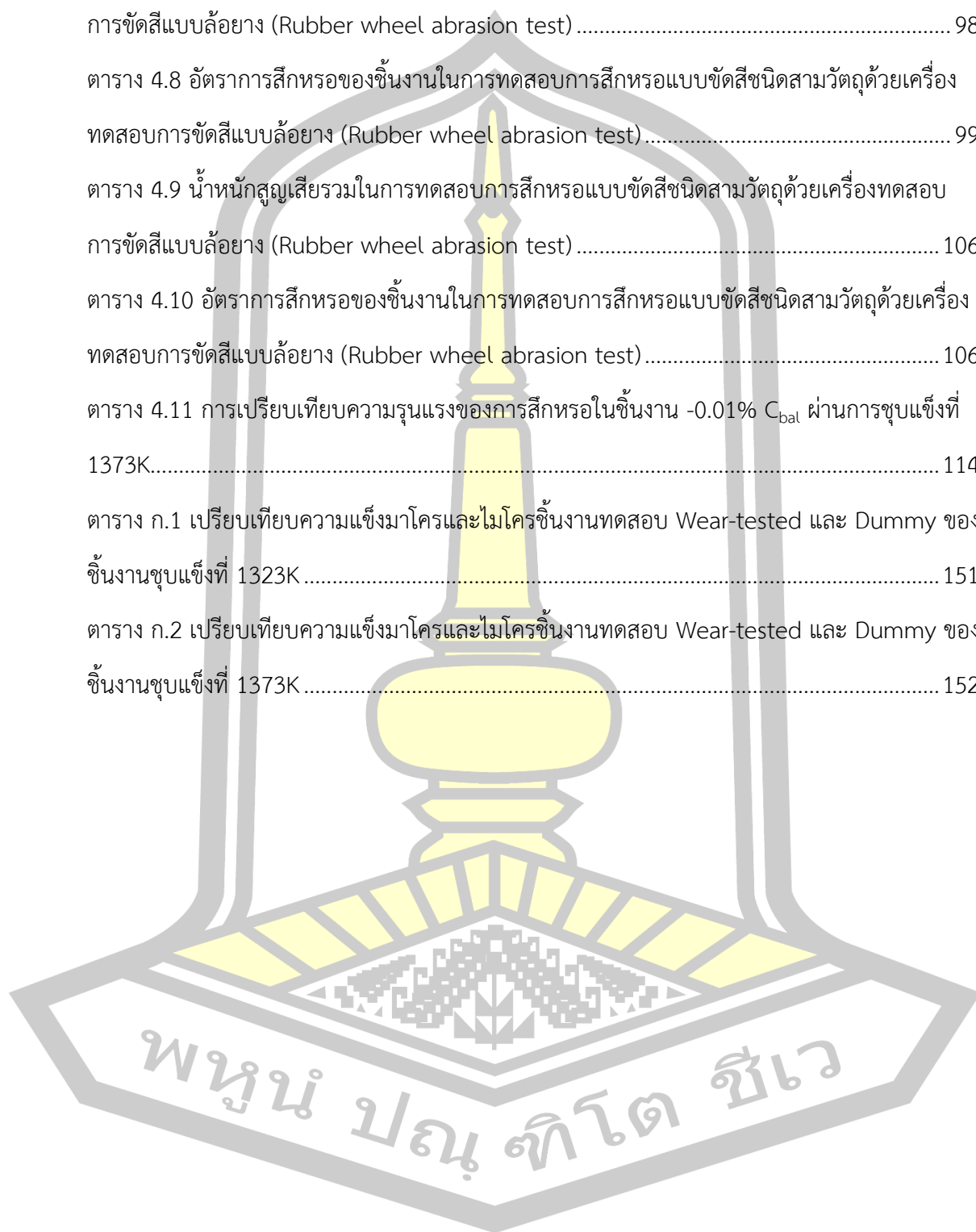
4.4.4 ผลของคาร์บอนสมมูลต่ออัตราการสึกหรอ.....	115
4.4.5 ผลของความแข็งต่ออัตราการสึกหรอ.....	119
4.4.6 ผลของสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) ต่ออัตราการสึกหรอ	123
4.4.7 ลักษณะพื้นผิวที่ผ่านการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสี	128
บทที่ 5 สรุปผลการทดลอง.....	141
5.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน.....	141
5.2 ผลของคาร์บอนสมมูลต่อความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง	142
5.3 ผลของคาร์บอนสมมูลต่อพฤติกรรมการสึกหรอแบบขัดสี	142
5.4 พื้นผิวที่ผ่านการทดสอบการสึกหรอ	143
5.5 ข้อเสนอแนะ	144
บรรณานุกรม.....	145
ภาคผนวก.....	149
ภาคผนวก ก ผลการทดสอบความแข็ง.....	150
ภาคผนวก ข ตัวอย่างการคำนวณ.....	153
ภาคผนวก ค อุปกรณ์การทดลอง.....	158
ภาคผนวก ง วารสารงานวิจัย.....	161
ประวัติผู้เขียน.....	171



สารบัญตาราง

	หน้า
ตาราง 2.1 ขั้นตอนการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมแตกต่างกัน [22]	12
ตาราง 2.2 ปริมาณธาตุผสมของคาร์ไบด์ในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด [24]	15
ตาราง 2.3 ชนิดของคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่พบในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด [9]	38
ตาราง 2.4 สมบัติทางกลของลูกรีดในงานรีดร้อนเหล็กกล้า	41
ตาราง 3.1 ส่วนผสมทางเคมีและค่าคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ของชิ้นงานทดสอบ	45
ตาราง 3.2 กรรมวิธีทางความร้อน	47
ตาราง 3.3 อุณหภูมิในการอบคืนตัวชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323K	47
ตาราง 3.4 อุณหภูมิในการอบคืนตัวชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373K	47
ตาราง 3.5 น้ำยาทดสอบโครงสร้างจุลภาค	49
ตาราง 3.6 สภาวะในการทดสอบหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง [29]	52
ตาราง 4.1 ความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ของชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323K	71
ตาราง 4.2 ความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ของชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373K	72
ตาราง 4.3 น้ำหนักสูญเสียรวมในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test)	83
ตาราง 4.4 อัตราการสึกหรอของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test)	83
ตาราง 4.5 น้ำหนักสูญเสียรวมในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test)	90
ตาราง 4.6 อัตราการสึกหรอของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test)	90

ตาราง 4.7	น้ำหนักสูญเสีรวมในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)	98
ตาราง 4.8	อัตราการสึกหรอของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)	99
ตาราง 4.9	น้ำหนักสูญเสีรวมในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)	106
ตาราง 4.10	อัตราการสึกหรอของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)	106
ตาราง 4.11	การเปรียบเทียบความรุนแรงของการสึกหรอในชิ้นงาน -0.01% C _{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K.....	114
ตาราง ก.1	เปรียบเทียบความแข็งมาโครและไมโครชิ้นงานทดสอบ Wear-tested และ Dummy ของชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323K.....	151
ตาราง ก.2	เปรียบเทียบความแข็งมาโครและไมโครชิ้นงานทดสอบ Wear-tested และ Dummy ของชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373K.....	152



สารบัญภาพประกอบ

	หน้า
ภาพประกอบ 1.1 ขั้นตอนการผลิตเหล็กกล้า [1]	2
ภาพประกอบ 1.2 กระบวนการรีดร้อนเหล็กกล้า [1].....	2
ภาพประกอบ 2.1 ลูกรีดในอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้าที่ทำจากเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด [2]	8
ภาพประกอบ 2.2 เส้นโค้งการเย็นตัวและโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐาน (2%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V) [22]	11
ภาพประกอบ 2.3 แผนภูมิการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดในระบบ C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co [4, 20].....	13
ภาพประกอบ 2.4 โครงสร้างในสภาพหล่อของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐาน (2%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-2%Co) [15]	13
ภาพประกอบ 2.5 คาร์ไบต์ยูเทคติกในเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด (น้ำยา Groesbeck) [11].....	14
ภาพประกอบ 2.6 ผลการวิเคราะห์ชนิดของคาร์ไบต์ด้วยเทคนิค X-ray Diffraction (XRD) [21]....	14
ภาพประกอบ 2.7 โครงสร้างของคาร์ไบต์ประเภท MC [3, 5, 24].....	15
ภาพประกอบ 2.8 โครงสร้างของคาร์ไบต์ประเภท M ₂ C [3, 5, 24].....	16
ภาพประกอบ 2.9 โครงสร้างของคาร์ไบต์ประเภท M ₇ C ₃ [3, 5, 24].....	16
ภาพประกอบ 2.10 ผลของคาร์บอนและวาเนเดียมต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบต์ (5%Cr-2%Mo-2%W-5%Co-V-C) [5, 9, 24].....	17
ภาพประกอบ 2.11 ผลของคาร์บอนและ W _{eq} ต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบต์ (5%Cr-5%V-5%Co-W-C) [5, 9, 23].....	17
ภาพประกอบ 2.12 ผลของคาร์บอนและโคบอลต์ต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบต์ (5%Cr-2%Mo-2%W-5%V-Co-C) [5, 9]	18

ภาพประกอบ 2.13 ผลของคาร์บอนและอัตราคาร์บอนต่อหน่วยและรูปร่างของคาร์ไบด์ (5%Cr-5%Mo-2%W-5%V-Co-C) [5, 9].....	19
ภาพประกอบ 2.14 ผลของคาร์บอนต่อร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของคาร์ไบด์ (Vc) (C-5%Cr-5%Mo-%W-5%V-5Co) [9].....	19
ภาพประกอบ 2.15 การสลายตัวของคาร์ไบด์ยูเทคติกประเภท M_2C เมื่อผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1273K เป็นเวลา 54 ks [9].....	20
ภาพประกอบ 2.16 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดในสภาพอบอ่อนและสภาพชุบแข็ง [10, 20]	21
ภาพประกอบ 2.17 แนวทางการอบอ่อนเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด	21
ภาพประกอบ 2.18 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณคาร์บอนแตกต่างกัน (C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co) [25].....	24
ภาพประกอบ 2.19 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณโครเมียมแตกต่างกัน (2%C-5%Mo-5%W-5%V-5%Co-%Cr) [17]	25
ภาพประกอบ 2.20 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณทั้งสแตนและโมลิบดีนัมแตกต่างกัน (2%C-5%Cr-5%V-5%Co-%W-%Mo) [26].....	26
ภาพประกอบ 2.21 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณวาเนเดียมแตกต่างกัน (2%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%Co-%V) [27]	27
ภาพประกอบ 2.22 ผลของธาตุผสมต่ออุณหภูมิการเริ่มเกิดมาร์เทนไซต์ (Ms) และการเกิดมาร์เทนไซต์สมบูรณ์ (Mf) [17, 25].....	28
ภาพประกอบ 2.23 ผลของ C ต่อความแข็งและ $V\gamma$ ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด (%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-2%Co) [15].....	30
ภาพประกอบ 2.24 ผลของ Mo ต่อความแข็งและ $V\gamma$ ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด (2%C-5%Cr-5%W-5%V-2%Co-%Mo) [21].....	30
ภาพประกอบ 2.25 ผลของ Cr ต่อความแข็งและ $V\gamma$ ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด (2%C-5%Mo-5%W-5%V-2%Co-%Cr) [28].....	31

ภาพประกอบ 2.26 ผลของ Cr ต่อความแข็งและ V_γ ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสม กึ่งหลายชนิด (1.5-2%C-2%Mo-1%W-5%V-3~9%Cr) [29]	32
ภาพประกอบ 2.27 การแปลงเฟสเมื่อผ่านการอบคืนตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด [12].....	33
ภาพประกอบ 2.28 ผลของเวลาในการอบคืนตัวต่อความแข็งที่อุณหภูมิการอบคืนตัวต่าง ๆ ของ เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดส่วนผสมพื้นฐานที่มี 2.13% และ 2.41%C [30].....	33
ภาพประกอบ 2.29 ผลของเวลาในการอบคืนตัวต่อ V_γ ที่อุณหภูมิการอบคืนตัวต่าง ๆ ของเหล็กหล่อ ขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดส่วนผสมพื้นฐานที่มีปริมาณ C ต่างกัน [30].....	34
ภาพประกอบ 2.30 ผลของการอบคืนตัวต่อความแข็งและ V_γ ของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลาย ชนิดส่วนผสมพื้นฐานที่มีปริมาณ C ต่างกัน [22]	35
ภาพประกอบ 2.31 การเปลี่ยนแปลงความแข็งในระหว่างอบคืนตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสม หลายชนิดส่วนผสมพื้นฐานที่มี Co ต่างกัน [31].....	35
ภาพประกอบ 2.32 ผลของการอบคืนตัวต่อความแข็งและ V_γ ของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลาย ชนิดส่วนผสมพื้นฐานที่มีปริมาณ Mo ต่างกัน [21]	36
ภาพประกอบ 2.33 ผลของการอบคืนตัวต่อความแข็งและ V_γ ของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลาย ชนิด (1.5-2% C-2%Mo-1%W-5%V-3~9%Cr) ที่มีปริมาณ C_{bal} ต่างกัน [21].....	37
ภาพประกอบ 2.34 คาร์ไบต์ลำดับที่สองประเภท M_6C ที่ตกตะกอนในเนื้อพื้นของเหล็กหล่อขาวที่เติม ธาตุผสมหลายชนิด [6].....	38
ภาพประกอบ 2.35 ประเภทของการสึกหรอแบบขัดสี.....	39
ภาพประกอบ 2.36 สึกหรอของลูกรีดในกระบวนการรีดร้อน [2]	39
ภาพประกอบ 2.37 โครงสร้างผิวที่ผ่านการขัดสีของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด (3%C- 10%V-5%Mo-5%W) [32].....	40
ภาพประกอบ 2.38 ผลของธาตุผสมต่อความแข็งแรงอัด (Compressive strength) เหล็กหล่อที่เติม ธาตุผสมหลายชนิด [33].....	41

ภาพประกอบ 2.39 ผลของความแข็งต่อการสึกหรอของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐาน [34, 35]	43
ภาพประกอบ 2.40 ผลของ Co ต่ออัตราการสึกหรอของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐานในสภาพหล่อ สภาพอบอ่อน และสภาพชุบแข็ง [31]	43
ภาพประกอบ 2.41 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่ออัตราการสึกหรอของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดส่วนผสมพื้นฐานที่เติม Co ในปริมาณต่างกัน [31]	44
ภาพประกอบ 2.42 ผลของจำนวนรอบในการใช้งานต่อระยะสึกหรอของลูกรีดที่ผลิตจากเหล็กหล่อทนการสึกหรอสามชนิด [2]	44
ภาพประกอบ 3.1 แบบหล่อรูปตัว Y และขั้นตอนการตัดชิ้นงานทดสอบ	46
ภาพประกอบ 3.2 รูปวาดแสดงการเลือกอุณหภูมิในการอบคืนตัวจากกราฟความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง [28]	48
ภาพประกอบ 3.3 ผลการทดสอบ XRD สำหรับชิ้นงานที่มีค่า V_{γ} เท่ากับ 41% [29]	51
ภาพประกอบ 3.4 เครื่องทดสอบการขัดสีชนิดสองวัตถุแบบซูกะ (Suga abrasion wear test)	53
ภาพประกอบ 3.5 เครื่องทดสอบการขัดสีชนิดสามวัตถุแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)	54
ภาพประกอบ 4.1 โครงสร้างจุลภาคโดยรวมของชิ้นงานทดสอบ	58
ภาพประกอบ 4.2 โครงสร้างเนื้อพื้นของชิ้นงานทดสอบในสภาพชุบแข็งที่ 1323K	62
ภาพประกอบ 4.3 โครงสร้างเนื้อพื้นของชิ้นงานทดสอบในสภาพชุบแข็งที่ 1373K	64
ภาพประกอบ 4.4 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นในสภาพอบคืนตัวที่อุณหภูมิต่างกันของชิ้นงาน +0.42% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K	67
ภาพประกอบ 4.5 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นในสภาพอบคืนตัวที่อุณหภูมิต่างกันของชิ้นงาน +0.42% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K	69
ภาพประกอบ 4.6 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) ของชิ้นงาน -0.68% C_{bal}	73

ภาพประกอบ 4.7 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์ เหลือค้ำ (V_γ) ของชิ้นงาน $-0.20\% C_{bal}$	74
ภาพประกอบ 4.8 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์ เหลือค้ำ (V_γ) ของชิ้นงาน $-0.01\% C_{bal}$	75
ภาพประกอบ 4.9 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์ เหลือค้ำ (V_γ) ของชิ้นงาน $+0.42\% C_{bal}$	76
ภาพประกอบ 4.10 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์ เหลือค้ำ (V_γ) ของชิ้นงาน $+0.53\% C_{bal}$	77
ภาพประกอบ 4.11 ผลของคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ต่อความแข็งของชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323K	79
ภาพประกอบ 4.12 ผลของคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ต่อความแข็งของชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373K	80
ภาพประกอบ 4.13 ผลของคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ต่อสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์ เหลือค้ำ (V_γ) ของชิ้นงานทดสอบ	81
ภาพประกอบ 4.14 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ ชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K	85
ภาพประกอบ 4.15 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ ชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน $-0.20\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K	86
ภาพประกอบ 4.16 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ ชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K	87
ภาพประกอบ 4.17 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ ชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน $+0.42\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K	88

ภาพประกอบ 4.18 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ ชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบชุกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน $+0.53\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K	89
ภาพประกอบ 4.19 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ ชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบชุกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K	92
ภาพประกอบ 4.20 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ ชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบชุกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน $-0.20\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K	93
ภาพประกอบ 4.21 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ ชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบชุกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K	94
ภาพประกอบ 4.22 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ ชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบชุกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน $+0.42\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K	96
ภาพประกอบ 4.23 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ ชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบชุกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน $+0.53\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K	97
ภาพประกอบ 4.24 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ ชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน $-$ $0.68\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K.....	101
ภาพประกอบ 4.25 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ ชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน $-$ $0.20\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K.....	102

ภาพประกอบ 4.26 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ
 ชนิดสามวัสดุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน -
 $0.01\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K..... 103

ภาพประกอบ 4.27 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ
 ชนิดสามวัสดุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน
 $+0.42\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K 104

ภาพประกอบ 4.28 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ
 ชนิดสามวัสดุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน
 $+0.53\%C_{bal}$ ผ่านการชุบที่แข็งที่ 1323K..... 105

ภาพประกอบ 4.29 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ
 ชนิดสามวัสดุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน -
 $0.68\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K..... 108

ภาพประกอบ 4.30 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ
 ชนิดสามวัสดุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน -
 $0.20\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K..... 109

ภาพประกอบ 4.31 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ
 ชนิดสามวัสดุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน -
 $0.01\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K..... 110

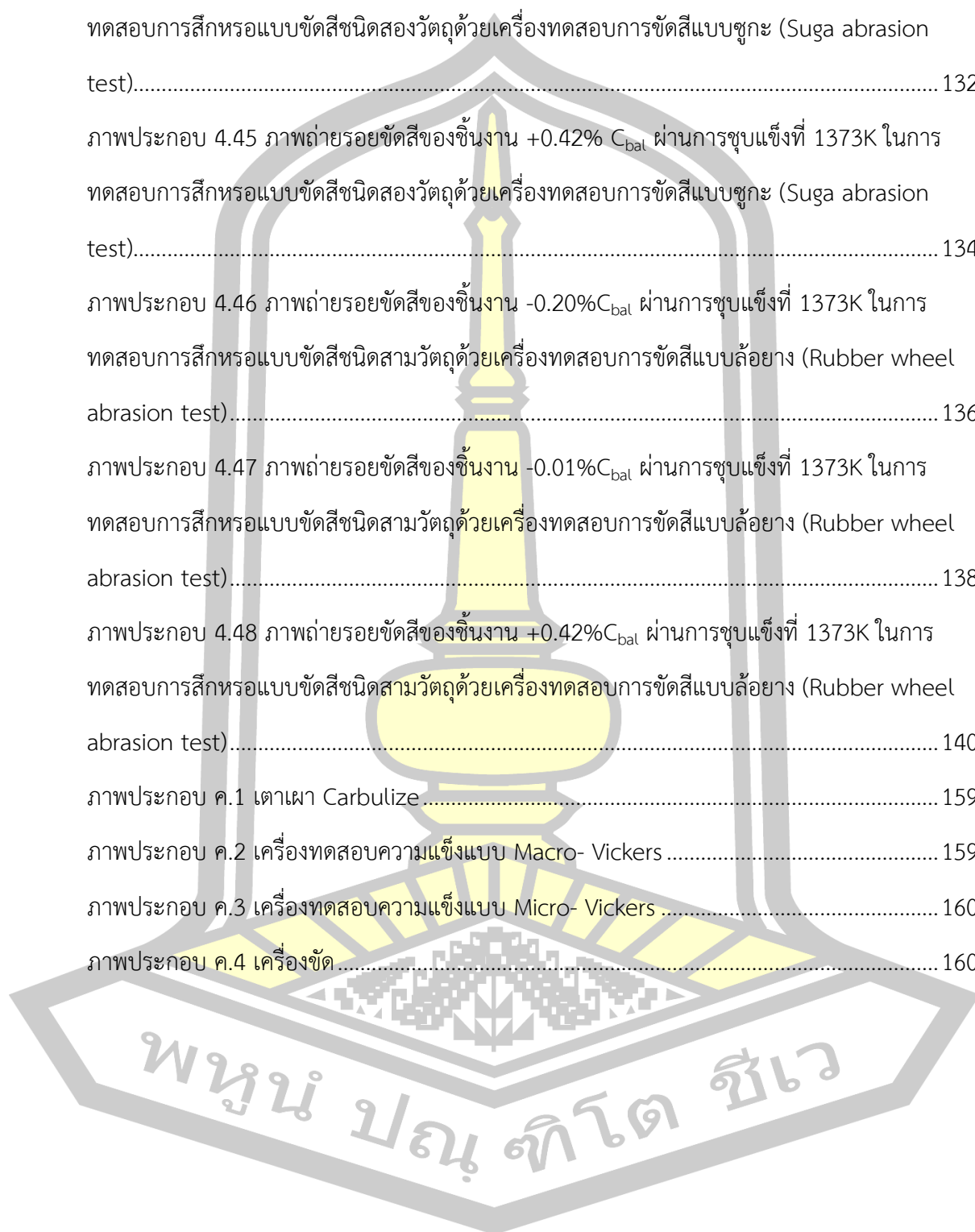
ภาพประกอบ 4.32 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ
 ชนิดสามวัสดุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน
 $+0.42\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K 111

ภาพประกอบ 4.33 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบ
 ชนิดสามวัสดุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน
 $+0.53\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K 112

ภาพประกอบ 4.34 ลักษณะของการขัดสีในการทดสอบการสึกหรอด้วยเครื่องชุกและล้อยาง [15]
 114

ภาพประกอบ 4.35 ผลของคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ต่ออัตราการสึกหรอของชิ้นงานทดสอบในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test).....	117
ภาพประกอบ 4.36 ผลของคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ต่ออัตราการสึกหรอของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test).....	118
ภาพประกอบ 4.37 ผลของความแข็งต่ออัตราการสึกหรอ (R_w) ของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test).....	121
ภาพประกอบ 4.38 ผลของความแข็งต่ออัตราการสึกหรอของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test).....	122
ภาพประกอบ 4.39 ผลของสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ต่ออัตราการสึกหรอ (R_w) ของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test).....	124
ภาพประกอบ 4.40 ผลของสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ต่ออัตราการสึกหรอ (R_w) ของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test).....	124
ภาพประกอบ 4.41 ผลของความแข็งไมโครต่ออัตราการสึกหรอ (R_w) ของชิ้นงานที่มีค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) น้อยกว่า 10% ในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ.....	125
ภาพประกอบ 4.42 ผลของสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ต่ออัตราการสึกหรอในสภาพชุบแข็ง.....	127
ภาพประกอบ 4.43 ภาพถ่ายรอยขัดสีของชิ้นงาน $-0.20\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K ในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test).....	130

ภาพประกอบ 4.44 ภาพถ่ายรอยขีดสีของชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K ในการทดสอบการสึกหรอแบบขีดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขีดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test).....	132
ภาพประกอบ 4.45 ภาพถ่ายรอยขีดสีของชิ้นงาน $+0.42\% C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K ในการทดสอบการสึกหรอแบบขีดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขีดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test).....	134
ภาพประกอบ 4.46 ภาพถ่ายรอยขีดสีของชิ้นงาน $-0.20\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K ในการทดสอบการสึกหรอแบบขีดสีชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขีดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test).....	136
ภาพประกอบ 4.47 ภาพถ่ายรอยขีดสีของชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K ในการทดสอบการสึกหรอแบบขีดสีชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขีดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test).....	138
ภาพประกอบ 4.48 ภาพถ่ายรอยขีดสีของชิ้นงาน $+0.42\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K ในการทดสอบการสึกหรอแบบขีดสีชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขีดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test).....	140
ภาพประกอบ ค.1 เต้าเผา Carbulize.....	159
ภาพประกอบ ค.2 เครื่องทดสอบความแข็งแบบ Macro- Vickers	159
ภาพประกอบ ค.3 เครื่องทดสอบความแข็งแบบ Micro- Vickers	160
ภาพประกอบ ค.4 เครื่องขัด.....	160



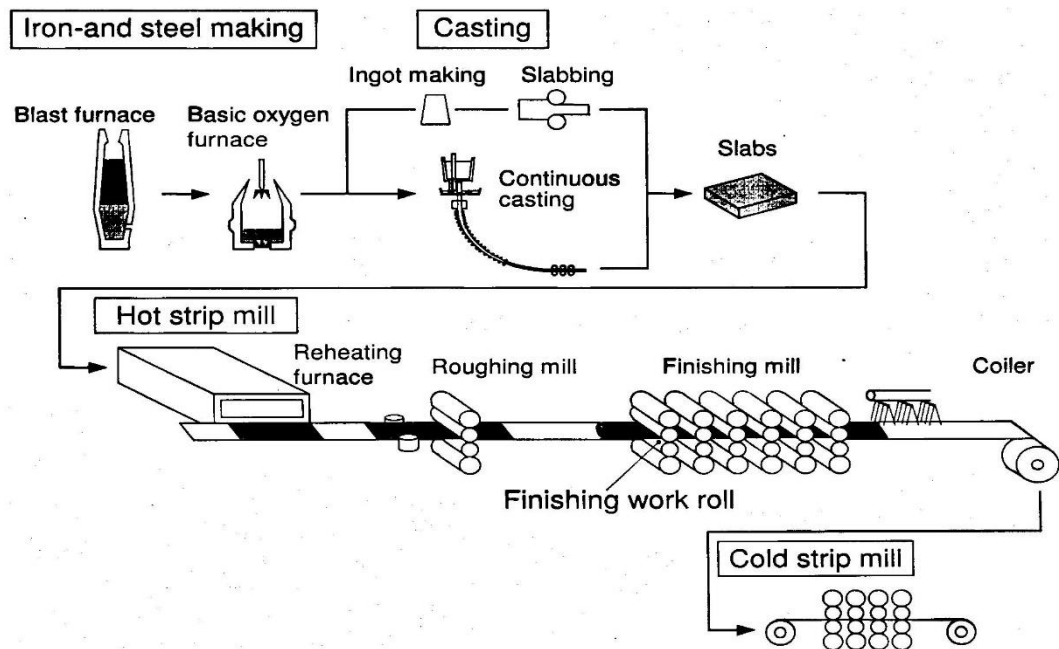
บทที่ 1

บทนำ

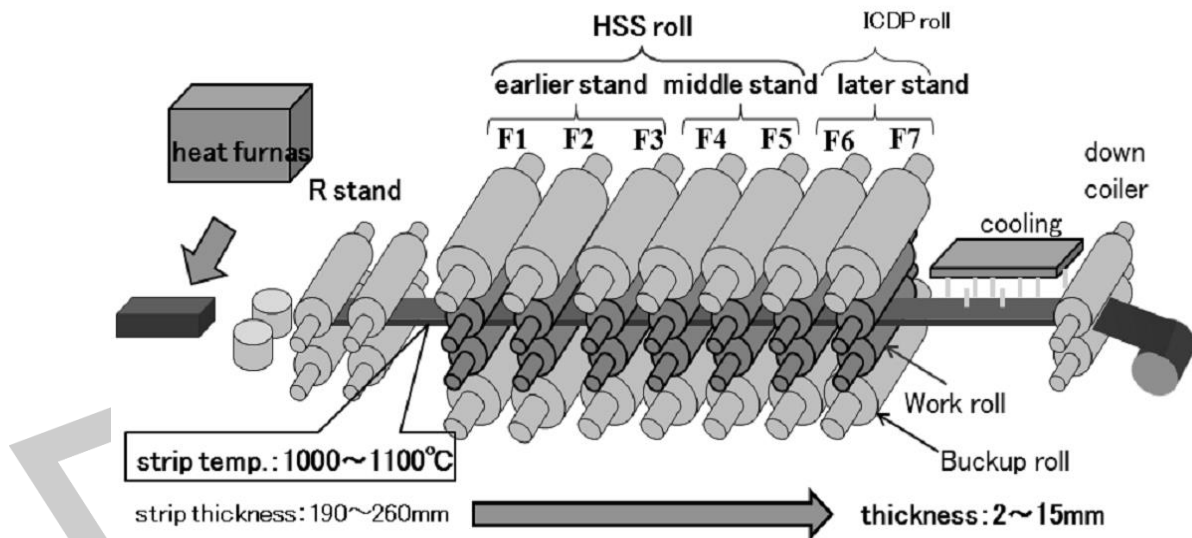
1.1 ภูมิหลัง

เหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด (Multi-alloyed white cast iron) เป็นเหล็กหล่อในกลุ่มเหล็กหล่อทนการสึกหรอแบบขัดสีที่ใช้งานในปัจจุบัน เหล็กหล่อชนิดนี้ได้พัฒนาขึ้นมาเพื่อใช้งานในอุตสาหกรรมซีเมนต์และอุตสาหกรรมการผลิตเหล็กกล้า นอกจากนี้ยังใช้เป็นชิ้นส่วนทนการสึกหรอในอุปกรณ์อื่น ๆ [1] โดยมีจุดประสงค์เพื่อใช้ทดแทนชิ้นส่วนที่ทำจากเหล็กโครเมียมสูง และเหล็กหล่อ Ni-hard [2] เนื่องจากมีความแข็งแรงและทนต่อการสึกหรอดีกว่า [2, 3] ตัวอย่างการใช้งานได้แก่ หม้อบด และ ลูกรีด เป็นต้น [2, 4] โดยเฉพาะในอุตสาหกรรมซีเมนต์หรือเหล็กกล้าต้องการชิ้นส่วนอุปกรณ์ที่ทนต่อการสึกหรอได้ดีกว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูง เหล็กหล่อ Ni-hard หรือเหล็กกล้า [2, 5, 6] โดยเฉพาะลูกรีดในอุตสาหกรรมการผลิตเหล็กกล้าต้องมีประสิทธิภาพในการใช้งานสูง ดังนั้นวัสดุที่ใช้ทำลูกรีดจึงมีความสำคัญต่อคุณภาพและอัตราการผลิตเป็นอย่างมาก [1]

ขั้นตอนผลิตเหล็กกล้าแสดงดังภาพประกอบ 1.1 ประกอบด้วยการถลุงแร่เหล็ก การปรับส่วนผสมให้กลายเป็นเหล็กกล้า การหล่อ และการรีดตามลำดับ ในปัจจุบันส่วนของการรีดร้อนสามารถแบ่งออกเป็นสองส่วนแสดงดังภาพประกอบ 1.2 ประกอบด้วยการรีดหยาบและการรีดให้เป็นรูปทรง โดยเริ่มต้นจากการอบแห้งเหล็กกล้าที่อุณหภูมิ 1273 - 1373K ต่อด้วยการรีดหยาบเพื่อลดขนาดของลูกรีดทำจากเหล็กหล่อโครเมียมสูงหรือ Ni-hard จากนั้นทำการรีดให้ได้รูปทรงโดยมีแท่นรีดจำนวน 7 แท่นโดยประมาณ ลูกรีดในแท่นรีดที่ 1 - 5 ในปัจจุบันทำจากเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดส่วนลูกรีดสำหรับแท่นรีดที่ 6 และ 7 ทำจากเหล็กหล่อขาวไม่เติมธาตุผสมหรือเติมธาตุผสมต่ำ ในอดีตลูกรีดของแท่นที่ 1 - 5 จะทำจากเหล็กหล่อโครเมียมสูง แต่มีปัญหาคือมีการสึกหรอสูงมาก และในช่วงของการขึ้นรูปนี้ต้องใช้ความเค้นแรงอัดสูง จำเป็นต้องใช้เหล็กหล่อที่มีความต้านทานแรงอัดและความต้านทานการสึกหรอสูง แม้ว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะมีความต้านทานการสึกหรอสูง แต่มีข้อด้อยคือมีความแข็งแรงต่ำเนื่องจากมีปริมาณยูเทคติกคาร์ไบด์สูง การวิจัยที่เกี่ยวข้องกับการรีดเหล็กกล้าจึงมุ่งเน้นแนวทางในการพัฒนาหรือปรับปรุงสมบัติของลูกรีดให้มีคุณภาพสูงขึ้น เพื่อประหยัดต้นทุนในการผลิตได้แก่ การออกแบบส่วนผสมทางเคมี กระบวนการแข็งตัว การทำกรรมวิธีทางความร้อน การทดสอบการสึกหรอและการทดสอบสมบัติทางกล เช่น ความแข็ง ความแข็งแรง เป็นต้น ซึ่งในอนาคตมีแนวโน้มว่าลูกรีดจะต้องมีขนาดเล็กลงแต่จะมีอายุการใช้งานที่ยาวนานมากยิ่งขึ้น [1]



ภาพประกอบ 1.1 ขั้นตอนการผลิตเหล็กกล้า [1]



ภาพประกอบ 1.2 กระบวนการรีดร้อนเหล็กกล้า [1]

ลูกรีดในยุคแรกเริ่มผลิตจากเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมต่ำโดยการหล่อเย็นด้วยแม่พิมพ์โลหะ แต่ลูกรีดที่ผลิตด้วยเหล็กหล่อชนิดนี้มีอายุการใช้งานสั้นเนื่องจากคาร์ไบด์มีขนาดใหญ่และต่อเนื่องทำให้เปราะแตกง่าย ชั้นผิวแข็งต่ำและมีความเปราะสูง [1, 7] ดังนั้นจึงได้มีการพัฒนา

เหล็กหล่อ Ni-hard ขึ้นมาทดแทนโดยการเติมนิกเกิล (Ni) 3 - 5% โดยน้ำหนัก (จากนี้ไปแทนด้วย%) และโครเมียม (Cr) 1.5 - 3% เนื่องจาก Ni จะช่วยทำให้ออสเทนไนต์มีเสถียรภาพสูงเกิดเป็นออสเทนไนต์ เหลือค้างทำให้เหล็กหล่อชนิดนี้มีความเหนียวสูงขึ้น และที่สำคัญ คือ Ni และ Cr จะช่วยป้องกัน เพอร์ไลต์ ได้ในสภาพหล่อ ทำให้ได้เนื้อพื้นในสภาพหล่อเป็นออสเทนไนต์และมีมาร์เทนไซต์บางส่วน แต่ ความต้านทานการสึกหรอยังคงไม่สูงมาก เนื่องจากคาร์ไบด์ยูเทคติกในเหล็กหล่อ Ni-hard ยังคงเป็น ชนิด M_3C โดย M คืออะตอมของโลหะที่ฟอร์เมอร์ไบต์ได้ เช่น Fe Cr Mo เป็นต้น ซึ่งคาร์ไบด์ M_3C มีความแข็งไม่เกิน 1000HV ซึ่งมีความแข็งต่ำ มีความต่อเนื่องสูง และทนการสึกหรอได้น้อย นอกจากนี้ การที่เหล็กหล่อ Ni-hard มีออสเทนไนต์เหลือค้างมากจะทำให้มีความแข็งของเนื้อพื้นต่ำและเหนียว นำ ให้เกิดการสึกหรอแบบหลุดร่วน (Spalling wear) [8] ดังนั้นจึงจำเป็นต้องมีการปรับปรุงโครงสร้าง ของคาร์ไบด์ให้มีความแข็งมากขึ้นและมีความต่อเนื่องน้อยลง ในขณะเดียวกันมีออสเทนไนต์เหลือค้าง ลดลงด้วย

เหล็กหล่อโครเมียมสูงได้ถูกคิดค้นในช่วงปี ค.ศ.1940 [8] โดยเติม Cr ในปริมาณ 12 - 30% และคาร์บอน (C) ในปริมาณ 2.0 - 3.6% เหล็กหล่อชนิดนี้มีสมบัติทนการสึกหรอดีเยี่ยมเมื่อเทียบกับ เหล็กหล่อ Ni-hard และมีความแกร่งในระดับที่เพียงพอสำหรับการใช้งาน การเติม 12 - 30%Cr ทำให้เกิดคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 ซึ่งมีความแข็งสูงประมาณ 1500HV มีขนาดเล็ก มีความต่อเนื่องน้อยกว่า แบบ M_3C ที่พบในเหล็กหล่อ Ni-hard [7, 9] และที่สำคัญคือเหล็กหล่อโครเมียมสูงสามารถปรับปรุง สมบัติด้วยกรรมวิธีทางความร้อนได้ จึงนิยมนำมาผลิตเป็นลูกรีดจนถึงปัจจุบัน

ความต้องการในการปรับปรุงประสิทธิภาพการผลิตยังคงมีต่อเนื่องในภาคอุตสาหกรรมที่ ยังคงต้องการเหล็กหล่อที่มีคุณสมบัติดีกว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงเพื่อเพิ่มอัตราการผลิต โดยได้มีการ ทดลองใช้เหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูงผลิตเป็นลูกรีด เนื่องจากมีความแกร่งสูงกว่าเหล็กหล่อ โครเมียมสูงและมีความแข็งสูงจากการเกิดคาร์ไบด์ชนิดพิเศษ [7] จากข้อมูลในการใช้งานพบว่าแม้ว่า จะมีความสามารถในการรับแรงอัดได้ดีขึ้นกว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูง แต่ความต้านทานการสึกหรอ แบบขัดสียังไม่เพียงพอตามความต้องการเพราะมีปริมาณคาร์ไบด์ต่ำ ทำให้ทนการสึกหรอได้น้อย ดังนั้น เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดจึงถูกพัฒนาขึ้นโดยคาร์ไบด์ชนิดพิเศษหลายชนิดที่มีความ แข็งสูงในปริมาณที่เหมาะสมกับการใช้งาน [1, 2]

เหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดจะมีปริมาณคาร์บอนระหว่าง 1.5 - 2.5 % และธาตุ ที่สามารถฟอร์เมอร์ไบต์ได้แรงเช่น Cr V Mo และ W ในปริมาณสูง นอกจากนี้ในบางครั้งยังมีการเติม Co เพื่อรักษาความแข็งและทนต่ออุณหภูมิสูง เหล็กหล่อชนิดนี้จะมีปริมาณคาร์บอนสูงกว่าเหล็กกล้า เครื่องมือเพื่อทำให้เกิดคาร์ไบด์ยูเทคติกในปริมาณที่เพียงพอสำหรับความต้านทานต่อการสึกหรอ แต่ ในขณะเดียวกันต้องมีปริมาณคาร์ไบด์ไม่มากเกินไปเพื่อรักษาความแกร่งและทนต่อการกระแทก คาร์ไบด์ที่พบในเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด คือ MC M_2C และ M_7C_3 (M คือ อะตอมของ

ธาตุโลหะ) คาร์ไบต์เหล่านี้มีความแข็งสูงกว่าคาร์ไบต์ในเหล็กหล่อโครเมียมสูงและเหล็กกล้ามาก โดยชนิดและปริมาณของคาร์ไบต์จะขึ้นอยู่กับปริมาณธาตุผสมโดยปกติแล้วจะพบคาร์ไบต์ชนิดต่าง [2, 4, 7, 10] เนื้อพื้นของเหล็กหล่อชนิดนี้เป็นได้ทั้ง เพอร์ไลต์ เบนไนต์ มาร์เทนไซต์ หรือออสเทนไนต์และในบางครั้งจะพบคาร์ไบต์ลำดับที่สองร่วมด้วย [11]

ลักษณะของคาร์ไบต์ที่สามารถพบในเหล็กหล่อชนิดนี้จะมีลักษณะแตกต่างกัน ชนิด MC จะมีลักษณะเป็นแผ่น หรือก้อนกลม มีความแข็งประมาณ 2000 - 3000HV [12] โดยจะมีธาตุ V เป็นองค์ประกอบหลัก ชนิด M_2C จะมีลักษณะเป็นเส้นและมีความแข็งประมาณ 1500 - 1800HV [12] โดยจะมีธาตุส่วนใหญ่เป็น Mo และ W ส่วนคาร์ไบต์ชนิด M_7C_3 จะมีลักษณะเป็นแผ่นและมีความแข็งประมาณ 1500HV [12] โดยมี Cr และ Fe เป็นธาตุผสมหลัก ในงานที่ต้องการความเรียบผิวสูง เช่น ลูกรีดของงานรีดเหล็กกล้าต้องการคาร์ไบต์ชนิด MC และ M_2C ทั้งนี้คาร์ไบต์ชนิด MC มีความแข็งมากที่สุดและมีความแกร่งสูงสุดเนื่องจากมีลักษณะเป็นก้อนกลม [2, 7, 10, 12]

อย่างไรก็ตามประสิทธิภาพของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดจะอยู่ขึ้นกับการออกแบบส่วนผสม การควบคุมชนิดและปริมาณของคาร์ไบต์และการใช้กรรมวิธีทางความร้อนที่ถูกต้องและเหมาะสม การควบคุมปริมาณของเฟสต่าง ๆ ของเนื้อพื้นด้วยกรรมวิธีทางความร้อนมีความสำคัญอย่างมากต่อประสิทธิภาพในการใช้งานด้านการขัดสี เนื่องจากมีผลต่อความแข็งและความต้านทานการสึกหรอ [13-16] ความต้านทานต่อการสึกหรอแบบขัดสีและความแกร่งของเหล็กขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดจะได้รับเมื่อผ่านกรรมวิธีทางความร้อนเท่านั้น ซึ่งกรรมวิธีทางความร้อนได้แก่ การชุบแข็งโดยอบที่อุณหภูมิ 1223 - 1373K และเย็นตัวโดยใช้ลมเป่า จากนั้นทำการอบคืนตัวในช่วงอุณหภูมิ 673 - 873K ซึ่งการทำกรรมวิธีทางความร้อนนี้จะช่วยปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของเนื้อพื้นและสมบัติทางกล นอกจากนี้เหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดมีความแกร่งสูง เนื่องจากมีปริมาณคาร์ไบต์น้อยกว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูง โดยอยู่ในช่วงประมาณ 15% โดยปริมาตร

เนื่องจากมีคาร์ไบต์หลายชนิดเกิดขึ้นในระหว่างกระบวนการแข็งตัว ธาตุคาร์บอนจึงถูกแบ่งเป็นสองส่วน คือ ส่วนที่ใช้สำหรับการฟอร์มยูเทคติกคาร์ไบต์และส่วนที่จะละลายในเนื้อพื้น เนื่องจากยูเทคติกคาร์ไบต์มีเสถียรภาพสูงมากและเปลี่ยนแปลงเล็กน้อยในระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อน ดังนั้นคาร์บอนที่ละลายในเนื้อพื้นจึงส่งผลโดยตรงต่อพฤติกรรมของการเปลี่ยนแปลงเฟสในระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อน เนื่องจากการวัดปริมาณคาร์บอนในเนื้อพื้นโดยตรงทำได้ยากปริมาณคาร์บอนที่ละลายในเนื้อพื้นตามทฤษฎีเรียกว่า คาร์บอนสมดุล (Carbon balance, C_{bal}) [6] จึงเป็นตัวแปรที่ใช้อ้างอิงในทางทฤษฎีโดยมีสมการ คือ

$$\%C_{bal} = \%C - \%C_{stoich} \quad (1.1)$$

เมื่อ %C คือคาร์บอนที่เติมลงไปเป็นหลักหล่อ และ %C_{stoich} คือปริมาณคาร์บอนที่ใช้ฟอร์มคาร์ไบด์ชนิดต่าง ๆ ตามทฤษฎี ส่วนต่างของคาร์บอนจึงเป็นปริมาณคาร์บอนที่ละลายในเนื้อพื้นตามทฤษฎี สำหรับเหล็กหล่อที่ไม่มีการฟอร์มคาร์ไบด์ยูเทคติกประเภท M₇C₃ ในระหว่างการแข็งตัว แต่จะมีเฉพาะประเภท MC และ M₂C ค่า %C_{stoich} หาได้จากสมการดังต่อไปนี้ คือ [1]

$$C_{\text{stoich}} = 0.060(\%Cr) + 0.033(\%W) + 0.063(\%Mo) + 0.235(\%V) \quad (1.2)$$

แต่ถ้าเหล็กหลอมมีคาร์ไบด์ประเภท M₇C₃ เกิดขึ้นร่วมด้วย ค่า %C_{stoich} จะเปลี่ยนเป็นสมการดังต่อไปนี้ คือ [1]

$$C_{\text{stoich}} = 0.099(\%Cr) + 0.033(\%W) + 0.063(\%Mo) + 0.235(\%V) \quad (1.3)$$

สิ่งที่จำเป็นต้องคำนึงเสมอคือค่า C_{bal} ที่ได้จากการคำนวณในสมการที่ 1 นี้เป็นเพียงค่าตามทฤษฎีเท่านั้นซึ่งมีค่าได้ทั้งบวกและลบ โดยค่าที่เป็นบวกจะหมายถึงการมีคาร์บอนละลายในเนื้อพื้นสูง ส่วนค่าที่เป็นศูนย์หรือลบหมายถึงคาร์บอนถูกใช้ในการฟอร์มคาร์ไบด์ทั้งหมดและในทางทฤษฎีจะถือว่าไม่มีคาร์บอนในเนื้อพื้นเลย แต่ในทางปฏิบัติพบว่าคาร์บอนจะเร็วกว่าสมดุลมาก ดังนั้นยังคงมีคาร์บอนละลายในเนื้อพื้นบางส่วนอยู่แม้ว่าค่า C_{bal} มีค่าเป็นศูนย์หรือลบก็ตาม จึงสามารถกล่าวได้ว่าค่า C_{bal} มีความสำคัญเพราะเป็นค่าที่จำเป็นสำหรับการออกแบบส่วนผสมของเหล็กหล่อเพื่อให้ได้สมบัติทางกลที่ต้องการเช่น ความแข็ง ความแกร่ง ความต้านทานการสึกหรอ หลังการทำการรมวิธีทางความร้อน

ลูกรีดโดยทั่วไปจะผลิตโดยวิธีหล่อเหวี่ยง (Centrifugal casting) การเติมธาตุผสม Cr Mo W และ V อย่างละ 5% จะทำให้เหล็กหล่อชนิดนี้ผลิตด้วยวิธีการหล่อเหวี่ยงได้ยาก เนื่องจากคาร์ไบด์ยูเทคติกของ Mo และ W มีความหนาแน่นสูงกว่าเหล็ก เมื่อเกิดการเหวี่ยงในขั้นตอนการผลิตจะทำให้เกิดการสะสมของคาร์ไบด์เหล่านี้เฉพาะที่บริเวณผิวลูกรีด ทำให้การกระจายตัวของคาร์ไบด์ไม่สม่ำเสมอ ส่งผลให้ประสิทธิภาพของลูกรีดลดลง ดังนั้น Mo และ W จึงควรต้องจำกัด ส่วนธาตุ Cr จัดอยู่ในกลุ่มที่เพิ่มความสามารถในการชุบแข็งได้อย่างมีประสิทธิภาพและคาร์ไบด์ของโครเมียมมีความหนาแน่นใกล้เคียงกับเหล็ก ดังนั้นจึงเป็นธาตุที่จำเป็นในการเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง แต่การเติม Cr ในปริมาณสูงจะส่งเสริมการเกิดคาร์ไบด์ประเภท M₇C₃ ที่มีความแข็งต่ำ ดังนั้นจึงควรควบคุมปริมาณ Cr ไว้ไม่ให้สูงเกินไป ส่วน V เป็นธาตุที่ฟอร์มคาร์ไบด์ประเภท MC ซึ่งเพิ่มความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีได้ดีเยี่ยม [2, 7, 12] แม้ว่าคาร์ไบด์ชนิด MC จะมีความหนาแน่นต่ำกว่าเหล็กแต่ก็ยัง

จำเป็นสำหรับความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสี ดังนั้นเหล็กหล่อชนิดใหม่ที่มีปริมาณธาตุผสม Mo และ W ต่ำกว่าส่วนผสมพื้นฐานเรียกว่า “เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิด”

งานวิจัยที่ผ่านมาได้ศึกษากับกระบวนการแข็งตัว [3]–[5] และการทำกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐาน คือ เติม Cr Mo V และ W อย่างละ 5% [6, 15–20] แต่งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดยังมีน้อยมากการศึกษาเกี่ยวกับผลของ C_{bal} ต่อพฤติกรรมของความแข็งและออสเทนไนต์เหลือค้างของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่ได้ทำการศึกษาไปแล้ว [21] แต่การศึกษาผลของ C_{bal} ต่อพฤติกรรมการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดยังไม่มีรายงาน ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงจะศึกษาผลของค่า C_{bal} ในช่วง -0.68 ถึง +0.53% ต่อพฤติกรรมการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน

1.2 จุดประสงค์ของการวิจัย

งานวิจัยนี้ศึกษาผลของค่า C_{bal} ในช่วง -0.68 ถึง +0.53% ต่อพฤติกรรมการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ได้แก่การชุบแข็งและอบคืนตัว โดยใช้การทดสอบการสึกหรอแบบซูกะ (Suga abrasion test) และแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ในเหล็กหล่ที่มีส่วนผสมคือ 1.6 - 2.0%C, 2%Mo, 1%W, 5%V และ 3 - 9%Cr ซึ่งเป็นส่วนผสมสำหรับการผลิตลูกบิดในอุตสาหกรรมรีดร้อนเหล็กกล้า โดยมุ่งเน้นที่ผลของ C_{bal} ต่อความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีภายใต้สภาวะของกรรมวิธีทางความร้อนที่แตกต่างกัน

1.3 ขอบเขตของการวิจัย

1.3.1 เตรียมเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีค่า C_{bal} ในช่วง -0.68 ถึง +0.53%

1.3.2 ทำกรรมวิธีทางความร้อน โดยอบขึ้นงานที่อุณหภูมิ 1173K เป็นเวลา 18 ks ทำการชุบแข็ง ที่ 1323 และ 1373K เป็นเวลา 3.6 ks ทำการเย็นตัวโดยใช้ลมเป่า และทำการอบคืนตัวสามระดับในช่วง 673 - 893K เป็นเวลา 12 ks ปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ

1.3.3 วัดความแข็งแบบมาโคร (Macro-hardness) และความแข็งแบบไมโคร (Micro-hardness) ของชิ้นงานทดสอบในสภาพที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน

1.3.4 ทำการทดสอบโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อโดยการใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบกวาด (SEM)

1.3.5 ทำการทดสอบปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างโดยวิธี XRD

1.3.6 ทำการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบแบบซูเกะ (Suga abrasion test). และทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบแบบล้อยาง (rubber wheel abrasion test).

1.4 ประโยชน์ของการวิจัย

1.4.1 ได้ข้อมูลของกรรมวิธีทางความร้อนที่สำคัญของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีค่า C_{bal} ต่างกัน

1.4.2 ได้ข้อมูลความต้านทานการสึกหรอการของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีค่า C_{bal} ต่างกัน ภายใต้กรรมวิธีทางความร้อนแบบต่าง ๆ

1.4.3 ได้รับข้อมูลการอบชุบเพื่อใช้ผลิตชิ้นงานที่มีความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีสูงทดแทนชิ้นงานแบบเก่าที่ผลิตเหล็กหล่อโครเมียมสูง

1.4.4 ได้ข้อมูลอ้างอิงสำหรับการวิจัยต่อยอดเช่น การทดสอบความแข็งแรง ความแกร่งต่อไป

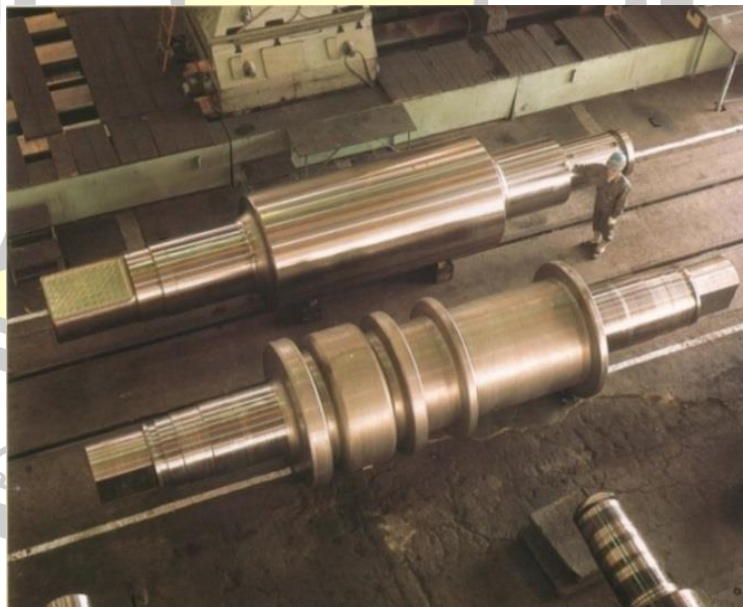


บทที่ 2

เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 เหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด

เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด (Multi-alloyed white cast iron) เป็นเหล็กหล่อทนการสึกหรอสำหรับงานด้านการสึกหรอที่ใช้งานในปัจจุบัน โดยได้ถูกพัฒนาขึ้นมาใหม่ในช่วงระยะเวลา 30 ปี ที่ผ่านมา [1] มีจุดประสงค์เพื่อใช้ผลิตเป็นลูกรีดทดแทนเหล็กโครเมียมสูงในอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้าในขั้นตอนการรีดร้อน ลูกรีดในกระบวนการรีดร้อนจะบีบอัดชิ้นงานที่มีอุณหภูมิสูงให้มีรูปทรงอย่างที่ต้องการ ชิ้นงานก่อนการรีดจะถูกอบที่อุณหภูมิ 1273 - 1373K ระหว่างการรีดจะมีการหล่อเย็นลูกรีดเพื่อป้องกันลูกรีดไม่ให้มีอุณหภูมิเกิน 873K ตัวอย่างลูกรีดในการรีดเหล็กกล้าจะแสดงดังภาพประกอบ 2.1 ปัจจุบันมีการนำเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดไปใช้ทำเป็นชิ้นส่วนของเครื่องจักรกลอื่น ๆ ในอุตสาหกรรมซีเมนต์ทดแทนที่ผลิตจากเหล็กหล่อโครเมียมสูงหรือเหล็กหล่อไนฮาร์ด (Ni-hard cast iron) และยังใช้เป็นชิ้นส่วนทนการสึกหรอในอุปกรณ์อื่น ๆ ที่เกี่ยวข้องกับงานด้านการขัดสี [1, 2]



ภาพประกอบ 2.1 ลูกรีดในอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้าที่ทำจากเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด [2]

ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดจะคล้ายกับเหล็กกล้าเครื่องมือ ความเร็วสูง โดยจะเติมธาตุผสม Cr, V, Mo, W และ Co แต่เหล็กหล่อชนิดนี้ปริมาณคาร์บอนสูงกว่าเหล็กกล้าเครื่องมือเพื่อให้เกิดคาร์ไบด์ยูเทคติกในปริมาณที่เพียงพอ จุดประสงค์ในการเติมธาตุผสมหลายชนิดเพื่อให้เกิดคาร์ไบด์ประเภทยูเทคติกที่มีความแข็งสูงทำให้มีความต้านทานต่อการสึกหรอสูง แต่มีปริมาณคาร์ไบด์ไม่มากจนเกินไปเพื่อรักษาความแกร่ง ทนต่อการกระแทกและการอัดได้ดีโดยมีส่วนผสมพื้นฐาน คือ 2%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co.

2.2 บทบาทของธาตุผสม

บทบาทธาตุผสมแต่ละชนิดที่เติมในเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดส่งผลต่อการเกิดคาร์ไบด์และการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์ ซึ่งสามารถสรุปได้ดังนี้

2.2.1 โครเมียม (Cr)

Cr เป็นธาตุผสมหลักของเหล็กหล่อ Ni-hard และเหล็กหล่อโครเมียมสูง ซึ่งจะฟอร์มคาร์ไบด์ยูเทคติกประเภท M_3C และ M_7C_3 และคาร์ไบด์ลำดับที่สองประเภท $M_{23}C_6$ คาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 ทนการสึกหรอได้ดีเนื่องจากมีความแข็งสูงและมีขนาดเล็ก ซึ่ง Cr ยังสามารถละลายในออสเทนไนต์และเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งป้องกันการแปลงเฟสจากออสเทนไนต์เป็นเพอร์ไลต์ในระหว่างการทำการรมวิธีทางความร้อน ดังนั้น Cr จึงถูกเลือกให้เป็นธาตุผสมพื้นฐานของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด แต่อย่างไรก็ตามปริมาณ Cr ก็ต้องถูกควบคุมไม่ให้มากเกินไปเพื่อให้คาร์ไบด์ชนิดอื่นที่มีความแข็งสูงกว่าสามารถเกิดขึ้นได้ในระหว่างการแข็งตัว

2.2.2 โมลิบดีนัม (Mo) และทังสแตน (W)

Mo และ W เป็นธาตุที่สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ได้แรงทั้งคู่โดยทั้ง Mo และ W สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ได้หลายชนิด เช่น M_2C และ M_6C ซึ่งคาร์ไบด์เหล่านี้จะมีความแข็งสูงกว่าคาร์ไบด์มากกว่า M_7C_3 แม้ว่าธาตุเหล่านี้ส่วนใหญ่จะใช้ในการฟอร์มคาร์ไบด์ แต่ก็จะมีบางส่วนละลายในออสเทนไนต์ ถึงแม้ว่าจะมีปริมาณน้อยแต่สามารถเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งเป็นอย่างมาก Mo สามารถเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งได้ดีกว่า W แต่อย่างไรก็ตามทั้งคู่สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ลำดับที่สองในระหว่างการทำการรมวิธีทางความร้อนและส่งเสริมการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Secondary hardening) ได้ดี เนื่องจากธาตุทั้งสองชนิดมีสมบัติคล้ายกัน แต่ Mo มีน้ำหนักอะตอมเบากว่า W ประมาณ 2 เท่า เพื่อช่วยในการเข้าใจผลของธาตุทั้งคู่ จึงอธิบายผลของ Mo ในรูปของค่าทังสแตนสมมูล (Tungsten equivalent, W_{eq}) ดังสมการ คือ

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

2.2.3 วาเนเดียม (V)

V เป็นธาตุที่นิยมเติมลงในเหล็กกล้าเพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคให้มีความละเอียด โดย V จะฟอร์มคาร์ไบด์ชนิด MC ซึ่งมีความแข็งสูงกว่า M_2C และ M_6C นอกจากนี้ยังทนต่อการสึกหรอได้ดีเยี่ยม ซึ่ง V จะส่งเสริมการแข็งขึ้นลำดับที่สองในขั้นตอนการอบคืนตัวเป็นอย่างมากคาร์ไบด์ของ V จะมีความแข็งสูงและทนอุณหภูมิได้สูง

2.2.4 โคบอลต์ (Co)

Co เป็นธาตุที่ไม่สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ได้และลดความสามารถในการชุบแข็งจึงไม่เป็นที่นิยม แต่อย่างไรก็ตาม Co สามารถรักษาความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูงเนื่องจากเพิ่มอุณหภูมิยูเทกติก นอกจากนี้ยังป้องกันการโตของเกรนที่อุณหภูมิสูงได้ดีอีกด้วย จุดเด่นอีกอย่างหนึ่งคือส่งเสริมการแข็งขึ้นลำดับที่สองในระหว่างการอบคืนตัวได้สูงมาก

2.2.5 คาร์บอน (C)

C เป็นธาตุผสมที่สำคัญสำหรับเหล็กหล่อ โดยจะใช้ฟอร์มคาร์ไบด์ในระหว่างการแข็งตัวส่วนที่เหลือจะละลายในเนื้อพื้น ในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดจะมีคาร์ไบด์เกิดขึ้นหลายประเภท โดยแต่ละประเภทจะใช้คาร์บอนในการฟอร์มไม่เท่ากัน ดังนั้นคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) จึงเป็นตัวแปรที่ใช้ในการหาปริมาณคาร์บอนที่ละลายในเนื้อพื้นตามทฤษฎีโดยสมการ คือ

$$C_{bal} = \%C - C_{stoich} \quad (2.1)$$

เมื่อ % C คือคาร์บอนที่เติมลงไปเหล็กหล่อ ส่วน C_{stoich} คือปริมาณคาร์บอนที่ใช้ฟอร์มคาร์ไบด์ตามทฤษฎี (stoichiometric) สำหรับกรณีเหล็กหล่อมีการฟอร์มคาร์ไบด์ยูเทกติกเฉพาะประเภท MC และ M_2C จะพบว่าค่า C_{stoich} หาได้จากสมการ ดังต่อไปนี้

$$C_{stoich} = 0.060 (\%Cr) + 0.063 (\%Mo) + 0.033 (\%W) + 0.235 (\%V) \quad (2.2)$$

แต่ในกรณีที่คาร์ไบด์ยูเทกติกประเภท M_7C_3 สามารถเกิดร่วมกับประเภท MC และ M_2C ค่า C_{stoich} หาได้จากสมการ ดังต่อไปนี้

$$C_{stoich} = 0.099 (\%Cr) + 0.063 (\%Mo) + 0.033 (\%W) + 0.235 (\%V) \quad (2.3)$$

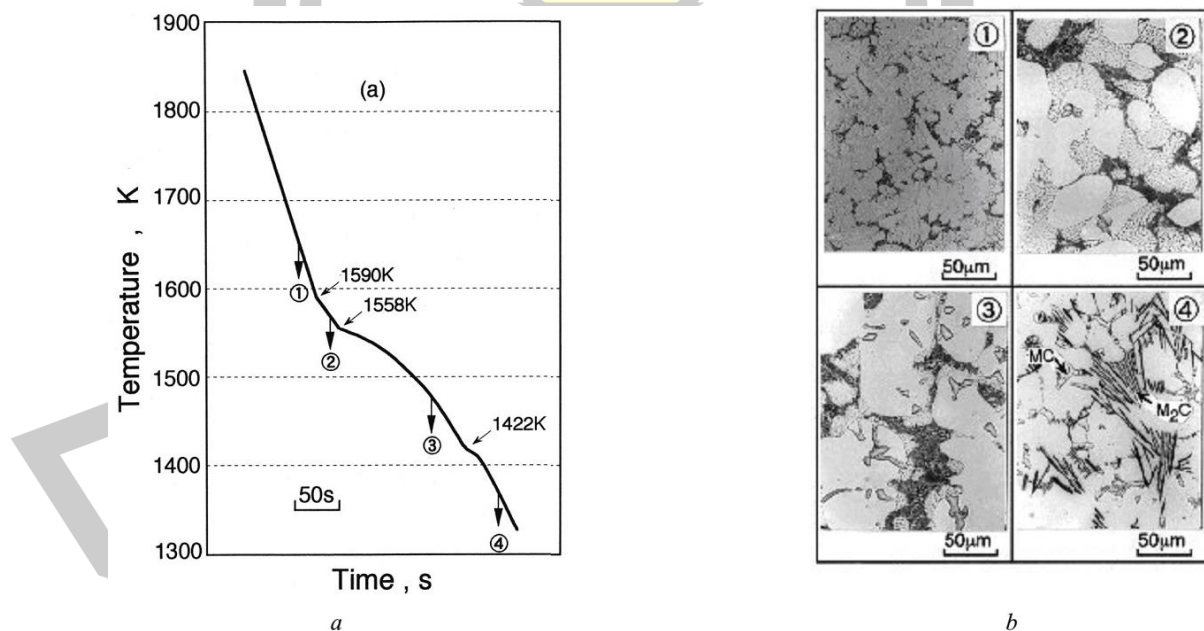
ค่า C_{bal} มีความสำคัญต่อพฤติกรรมกรรมการเปลี่ยนเฟสในระหว่างกรรมวิธีทางความร้อนเป็นอย่างมาก เนื่องจากเป็นค่าที่ใช้แสดงถึงปริมาณคาร์บอนที่ละลายในเนื้อพื้น ค่า C_{bal} เป็นบวก

หมายถึงมีปริมาณคาร์บอนในเนื้อพื้นมาก ส่วนค่าที่เป็นศูนย์หรือลบหมายความว่าคาร์บอนถูกใช้ในการฟอร์มคาร์ไบด์ทั้งหมด แต่ค่านี้เป็นเพียงค่าตามทฤษฎีซึ่งเป็นกระบวนการแข็งตัวตามสมดุล ในทางปฏิบัติการแข็งตัวจะเร็วกว่าสมดุลมากทำให้ยังคงมีคาร์บอนในเนื้อพื้นอยู่แม้ว่าค่า C_{bal} เป็นศูนย์หรือเป็นลบสำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายที่มีส่วนผสม 2%C-5%Cr-5%Mo-5%W-4%V จะมีค่า C_{bal} เป็นศูนย์ ซึ่งถือว่าเป็นส่วนผสมทางเคมีพื้นฐานของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด

2.3 กระบวนการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด

กระบวนการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดจะอาศัยเส้นโค้งการเย็นตัวแสดงดังภาพประกอบ 2.2 จากแผนภูมิการเย็นตัวสามารถสรุปลำดับของการเปลี่ยนเฟสของน้ำโลหะได้ดังนี้ คือ เฟสออสเทนไนต์ (γ_p) จะเกิดขึ้นมาก่อนตามด้วยโครงสร้างยูเทกติกของ (γ +คาร์ไบด์) โดยโครงสร้างยูเทกติกสามารถเป็นได้ทั้ง ($\gamma+M_2C$) และ ($\gamma+M_7C_3$) ขึ้นกับส่วนผสมทางเคมี ตัวอย่างลำดับการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมต่างกันแสดงดังตาราง

2.1

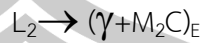
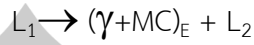


ภาพประกอบ 2.2 เส้นโค้งการเย็นตัวและโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐาน (2%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V) [22]

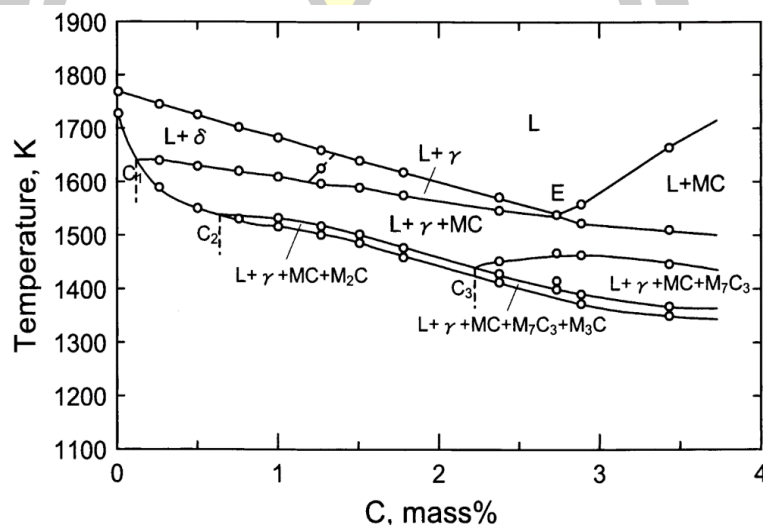
ตาราง 2.1 ขั้นตอนการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมแตกต่างกัน [22]

No.	Chemical composition	Combination of carbide	Solidification Sequence
1	2%Cr 5%Cr 2%Mo 2%W 9%V 5%Co 3%C	Coral-like MC + Lamellar M_2C	$L_0 \rightarrow \gamma_P + L_1$ at 1651 K $L_1 \rightarrow (\gamma + MC)_E + L_2$ at 1631 K $L_2 \rightarrow (\gamma + M_2C)_E$ at 1498 K
	5%Cr 2%Mo 2%W 5%V 5%Co 3%C	Nodular MC + rod-like M_7C_3	$L_0 \rightarrow \gamma_P + L_1$ at 1556 K $L_1 \rightarrow (\gamma + MC)_E + L_2$ at 1515 K $L_2 \rightarrow (\gamma + M_7C_3)_E$ at 1452 K
	5%Cr 2%Mo 2%W 9%V 5%Co	Chunky and coral-like MC rod-like M_7C_3	$L_0 \rightarrow (MC)_P + L_1$ at 1732 K $L_1 \rightarrow (\gamma + MC)_E + L_2$ at 1550 K $L_2 \rightarrow (\gamma + M_7C_3)_E$ at 1453 K

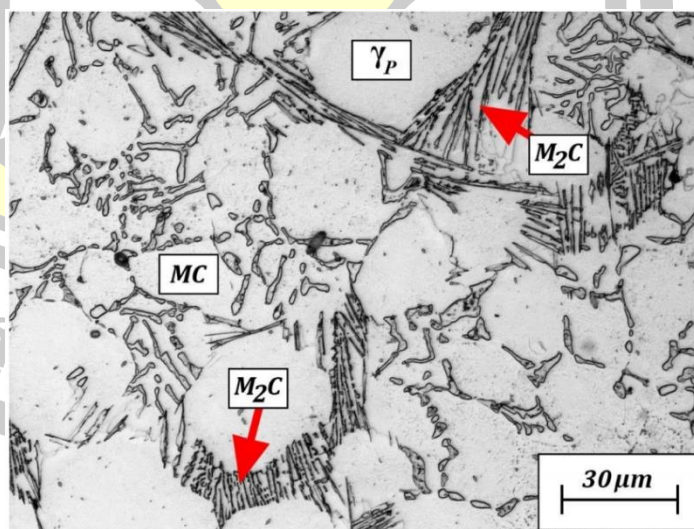
ในทางปฏิบัติพบว่าชนิดของโครงสร้างยูเทคติกจะเปลี่ยนแปลงตามส่วนผสม ดังนั้นจึงได้มีการสร้างแผนภูมิการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐาน คือ C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co แสดงดังในภาพประกอบ 2.3 จากแผนภูมิการแข็งตัวพบว่า ออสเทนไนต์เด้นไดรต์ (γ_P) เกิดขึ้นก่อนเป็นอันดับแรกตามด้วยโครงสร้างยูเทคติกชนิด ($\gamma + MC$) และ ($\gamma + M_7C_3$) หรือ ($\gamma + M_2C$) ตามลำดับ โดยพบว่าคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด M_7C_3 จะเกิดในเหล็กหล่อที่มีปริมาณคาร์บอนมากกว่า 2.2% และชนิด M_2C พบในเหล็กหล่อที่มีปริมาณคาร์บอนน้อยกว่า 2% แสดงดังภาพประกอบ 2.4 ตัวอย่างขั้นตอนการแข็งตัวสำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมที่เติม 2%C คือ



ดังนั้น ที่อุณหภูมิห้องจึงประกอบด้วยออสเทนไนต์เดนไดรต์ โครงสร้างยูเทคติกของ $(\gamma + MC)$ และ $(\gamma + M_2C)$



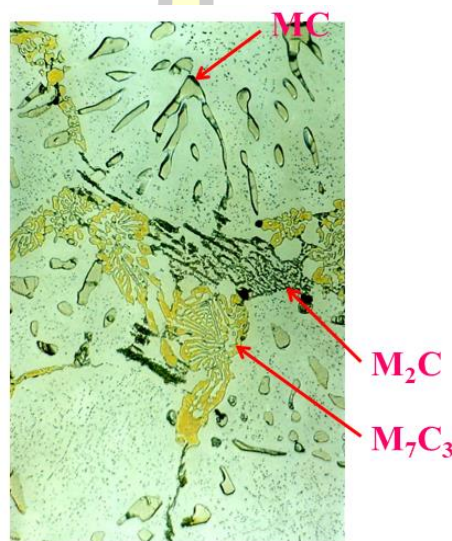
ภาพประกอบ 2.3 แผนภูมิการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดในระบบ C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co [4, 20]



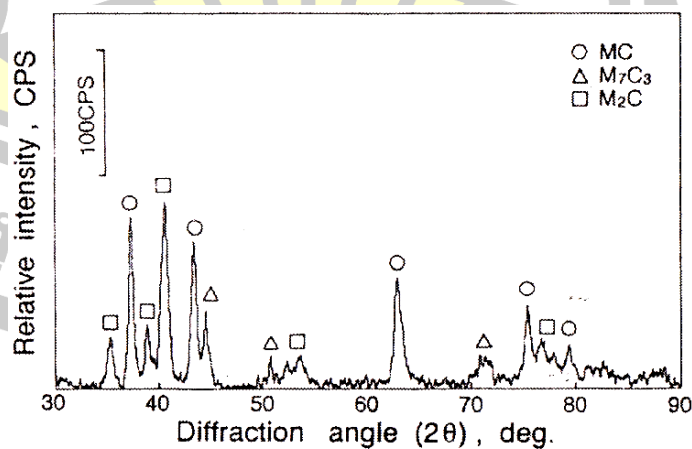
ภาพประกอบ 2.4 โครงสร้างในสภาพหล่อของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐาน (2%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-2%Co) [15]

2.4 คาร์ไบด์ยูเทกติกในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด

คาร์ไบด์ที่พบในเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด คือ MC, M_2C , และ M_7C_3 (M คือ อะตอมของธาตุโลหะซึ่งรวมถึงเหล็กด้วย) ฝังอยู่ในเนื้อพื้นที่ประกอบด้วยเพอร์ไลต์ เบไนต์ มาร์เทนไซต์ หรือออสเทนไนต์ โดยชนิดและปริมาณของคาร์ไบด์จะขึ้นอยู่กับปริมาณธาตุผสม ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดแสดงดังภาพประกอบ 2.5 โดยพบคาร์ไบด์ทั้งสามชนิด ซึ่งยืนยันโดยกราฟการวิเคราะห์ด้วย XRD แสดงดังภาพประกอบ 2.6



ภาพประกอบ 2.5 คาร์ไบด์ยูเทกติกในเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด (น้ำยา Groesbeck) [11]



ภาพประกอบ 2.6 ผลการวิเคราะห์ชนิดของคาร์ไบด์ด้วยเทคนิค X-ray Diffraction (XRD) [21]

ลักษณะของคาร์ไบด์ที่สามารถพบในเหล็กหล่อชนิดนี้จะมีลักษณะแตกต่างกันสามารถสรุปได้ดังนี้ คือ [9]

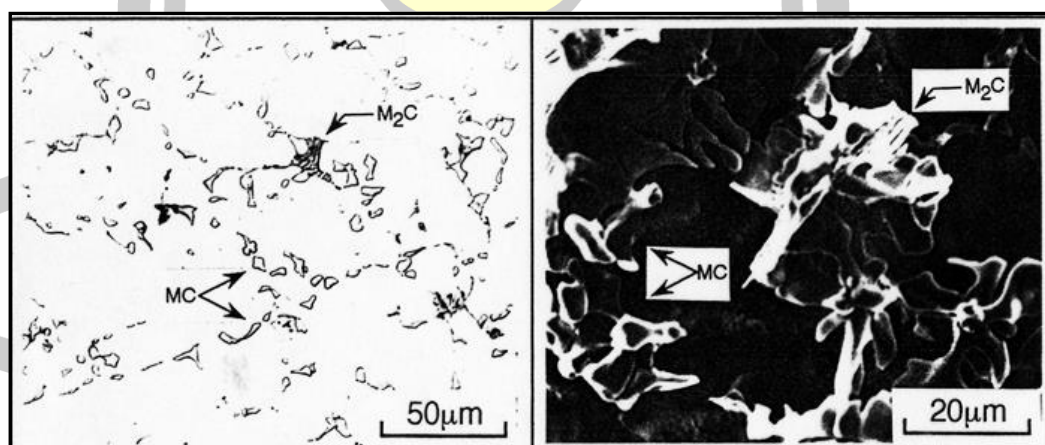
1) ชนิด MC จะมีลักษณะเป็นแผ่น หรือก้อนกลมแสดงดังภาพประกอบ 2.7 มีความแข็งประมาณ 2000 - 3000HV โดยจะมีธาตุ V เป็นองค์ประกอบหลัก

2) ชนิด M_2C จะมีลักษณะเป็นเส้นหรือแถบสลับแสดงดังภาพประกอบ 2.8 มีความแข็งประมาณ 1500 - 1800HV โดยจะมีธาตุส่วนใหญ่เป็น Mo และ W

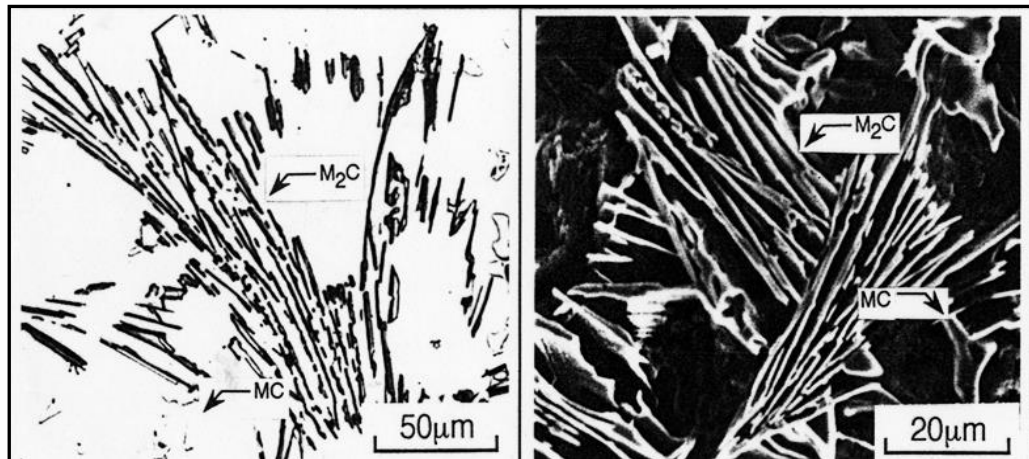
3) ชนิด M_7C_3 จะมีลักษณะแผ่นหรือตาข่าย ledeburite แสดงดังภาพประกอบ 2.9 โดยมีความแข็งประมาณ 1500HV [9] โดยมี Cr และ Fe เป็นธาตุผสมหลัก ตาราง 2.2 แสดงส่วนผสมของคาร์ไบด์แต่ละตัวที่กล่าวไว้ข้างต้น

ตาราง 2.2 ปริมาณธาตุผสมของคาร์ไบด์ในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด [24]

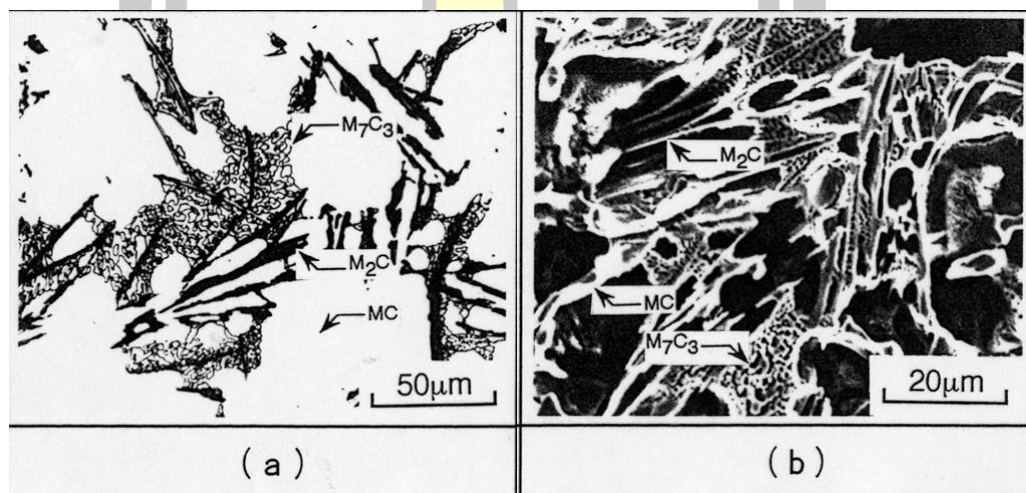
Phase	Element					
	Cr	Mo	W	V	Co	Fe
MC	3.0~4.1	4.2~10	4.3~8.3	49~65	0.6~1.0	16~18
M_2C	10~15	26~30	19~22	6.4~12	0.8~1.3	20~26
M_7C_3	17~24	5.3~9.0	3.6~5.4	3.2~6.2	2.2~3.2	59~66
Matrix	3.5~4.2	0.2~1.3	1.8~3.1	1.0~2.4	0~14	82~85



ภาพประกอบ 2.7 โครงสร้างของคาร์ไบด์ประเภท MC [3, 5, 24]



ภาพประกอบ 2.8 โครงสร้างของคาร์ไบด์ประเภท M_2C [3, 5, 24]

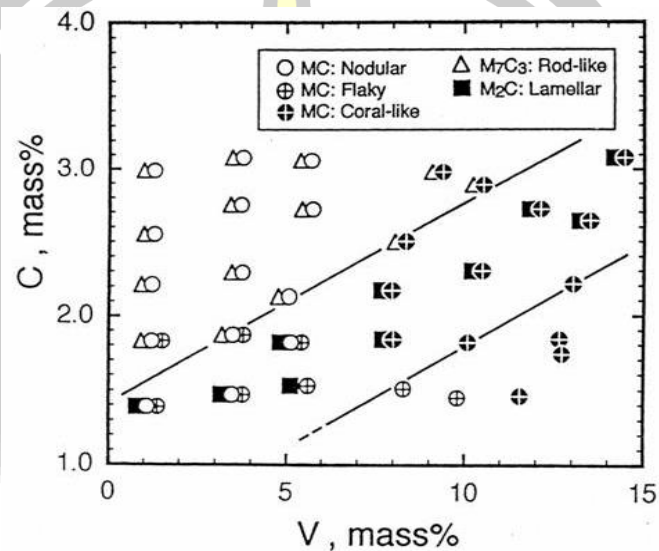


ภาพประกอบ 2.9 โครงสร้างของคาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 [3, 5, 24]

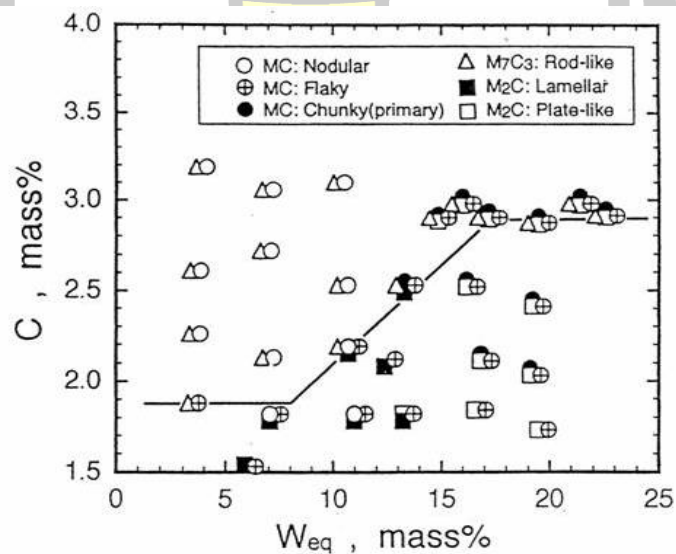
ชนิดและปริมาณของธาตุผสมส่งผลอย่างมากต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ยูเทกติก ผลของ C และ V ต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์แสดงดังภาพประกอบ 2.10 โดยพบว่าคาร์ไบด์ชนิด MC จะเกิดขึ้นในทุกส่วนผสม แต่จะมีรูปร่างแตกต่างกันตามปริมาณของธาตุ V ที่ปริมาณ V สูงจะพบคาร์ไบด์ชนิด MC ที่มีรูปร่างคล้ายปะการัง ส่วนที่ส่วนผสม V ต่ำจะมีลักษณะเป็นก้อนกลม คาร์ไบด์ประเภท M_2C จะเกิดขึ้นในส่วนผสมที่มี C และ V สูง ส่วนคาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 จะพบในส่วนผสมที่มีปริมาณ C และมี V ต่ำ

ภาพประกอบ 2.11 แสดงผลของ Mo และ W ซึ่งอยู่ในรูปของค่า W_{eq} ($\%W+2(\%Mo)$) และปริมาณ C ต่อชนิดและโครงสร้างของคาร์ไบด์ ทั้งนี้จะพบคาร์ไบด์ประเภท MC ที่มีลักษณะกลม

เมื่อปริมาณ W_{eq} น้อยกว่า 11% และมี C น้อยกว่า 2% ส่วนคาร์ไบด์ชนิด M_2C ที่มีลักษณะเป็นแถบสลับ (lamellar) จะเกิดขึ้นเมื่อ W_{eq} มีค่าน้อยกว่า 15% และมี C ต่ำ แต่จะพบคาร์ไบด์ชนิด M_2C ที่มีลักษณะเป็นแผ่นเมื่อ W_{eq} มากกว่า 15% ส่วนคาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 จะพบในช่วง W_{eq} น้อยกว่า 10% แต่ถ้ามี C สูงกว่า 3% จะสามารถเกิดได้ในทุกค่าของ W_{eq}



ภาพประกอบ 2.10 ผลของคาร์บอนและวานเนเดียมต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ (5%Cr-2%Mo-2%W-5%Co-V-C) [5, 9, 24]

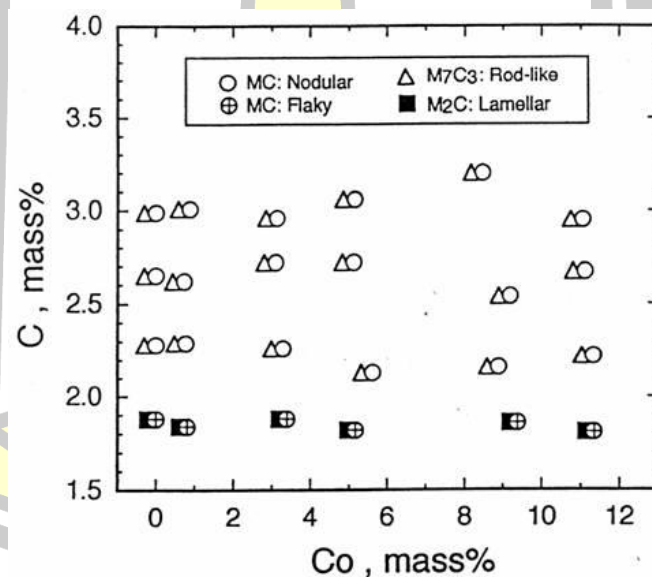


ภาพประกอบ 2.11 ผลของคาร์บอนและ W_{eq} ต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ (5%Cr-5%V-5%Co-W-C) [5, 9, 23]

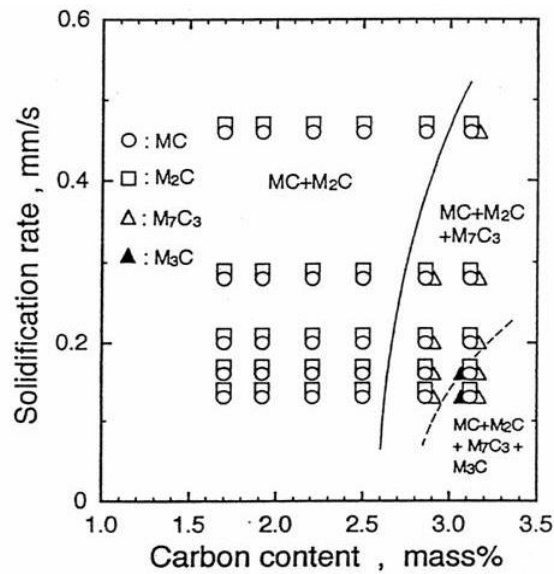
ผลของ Co และ C ต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์แสดงดังภาพประกอบ 2.12 พบว่าทั้งชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ไม่เปลี่ยนแปลงเมื่อปริมาณ Co เพิ่มขึ้นที่ปริมาณ C เท่ากัน ซึ่งสรุปได้ว่าโคบอลต์ไม่มีผลต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์

ปัจจัยหนึ่งที่มีผลต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์คืออัตราการเย็นตัวในแบบหล่อ แสดงดังภาพประกอบ 2.13 พบว่าขนาดของคาร์ไบด์จะเล็กลงเมื่ออัตราการเย็นตัวสูงขึ้น ในเหล็กหล่อที่มี C น้อยกว่า 2.5% จะพบคาร์ไบด์ชนิด MC และ M_2C ส่วนคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 จะพบในเหล็กหล่อที่มีปริมาณ C มากกว่า 2.5% เมื่ออัตราการเย็นตัวต่ำมากจะพบคาร์ไบด์ชนิด M_3C เกิดขึ้นมาพร้อมกับ

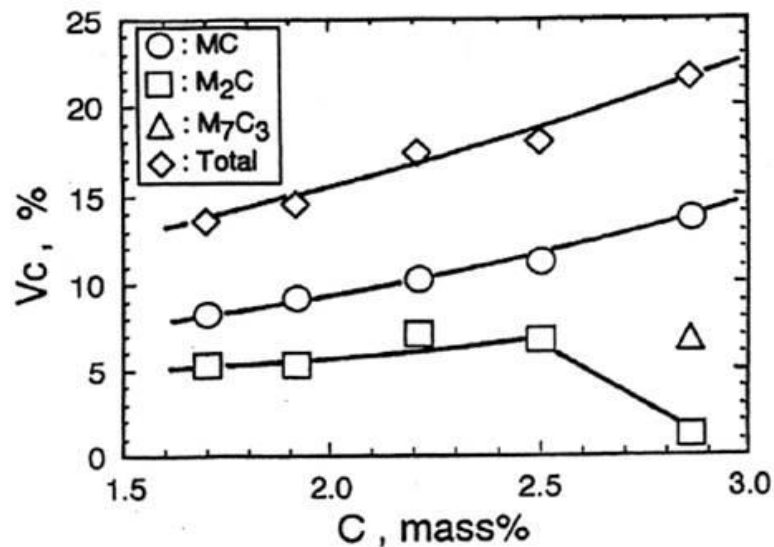
เนื่องจากเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิดจะมีคาร์ไบด์หลายชนิดเกิดขึ้นในระหว่างการแข็งตัว และสัดส่วนของคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นจะแตกต่างกันตามส่วนผสมทางเคมี สัดส่วนของคาร์ไบด์ที่พบในเหล็กหล่อที่เติมธาตุผสมหลายชนิดแสดงดังภาพประกอบ 2.14 พบว่าสัดส่วนของคาร์ไบด์จะเพิ่มขึ้นตามปริมาณ C โดยเฉพาะชนิด MC และ M_2C แต่อย่างไรก็ตามปริมาณคาร์ไบด์ชนิด M_2C จะลดลงที่ปริมาณ C สูง เนื่องจากเกิดคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 ร่วมด้วย โดยรวมแล้วจะมีปริมาณคาร์ไบด์ทั้งหมดไม่เกิน 25% โดยปริมาตรในเหล็กหล่อที่มี 1.5 - 2.8%C



ภาพประกอบ 2.12 ผลของคาร์บอนและโคบอลต์ต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ (5%Cr-2%Mo-2%W-5%V-Co-C) [5, 9]

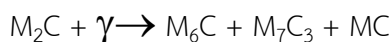


ภาพประกอบ 2.13 ผลของคาร์บอนและอัตราการเย็นตัวต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์ (5%Cr-%Mo-2%W-5%V-Co-C) [5, 9]

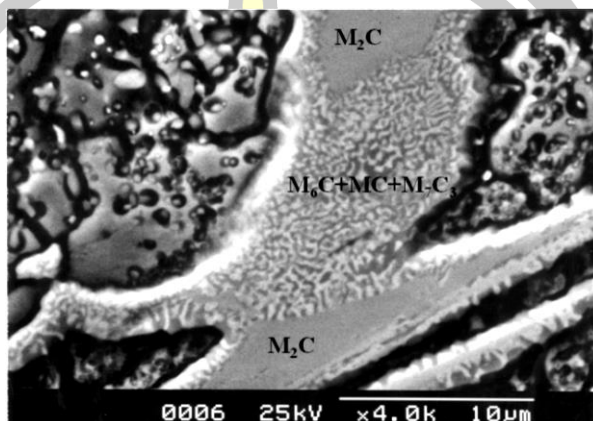


ภาพประกอบ 2.14 ผลของคาร์บอนต่อร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของคาร์ไบด์ (Vc) (C-5%Cr-5%Mo-%W-5%V-5Co) [9]

โดยปกติเหล็กคาร์ไบด์ในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดส่วนใหญ่จะมีเสถียรภาพสูง ยกเว้นคาร์ไบด์ประเภท M_2C สามารถเปลี่ยนเฟสได้เมื่อได้รับอุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน จากงานวิจัยของ Hasimoto และคณะ [9] พบว่าคาร์ไบด์ประเภท M_2C จะเกิดการสลายตัวเมื่อได้รับความร้อนที่อุณหภูมิสูงกว่า 1273K เป็นเวลานานกว่า 15 ชั่วโมงดังปฏิกิริยานี้ คือ



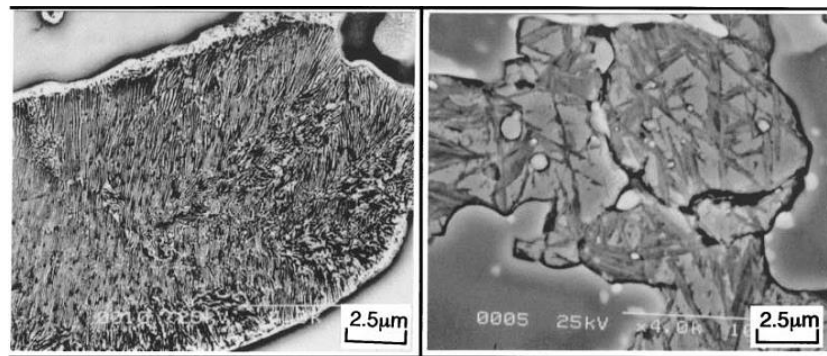
ตัวอย่างการสลายตัวแสดงดังภาพประกอบ 2.15 โดยพบว่าคาร์ไบด์ชนิด M_2C ได้เปลี่ยนเป็นชนิด M_6C M_7C_3 และ MC



ภาพประกอบ 2.15 การสลายตัวของคาร์ไบด์ยูเทคติกประเภท M_2C เมื่อผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1273K เป็นเวลา 54 ks [9]

2.5 การแปลงเฟสในขณะทำกรรมวิธีทางความร้อน

กรรมวิธีทางความร้อนจะกระทำหลังจากการหล่อ โดยมีจุดประสงค์เพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล กระบวนการทางกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด ได้แก่การอบอ่อน การชุบแข็งและการอบคืนตัว ซึ่งเป็นวิธีทั่วไปที่ใช้กับเหล็กกล้าเครื่องมือ ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดในสภาพผ่านการอบอ่อนและชุบแข็งแสดงดังภาพประกอบ 2.16 พบว่าเนื้อพื้นจะประกอบด้วยเพอร์ไลต์ ความแข็งในสภาพอบอ่อนจะต่ำกว่า 400 HV30 ส่วนในสภาพการชุบแข็งเนื้อพื้นประกอบด้วย ออสเทนไนต์ มาร์เทนไซต์ และคาร์ไบด์ลำดับที่สองโดยมีความแข็งเกินกว่า 800 HV30 อย่างไรก็ตามเนื่องจากการใช้อุณหภูมิสูงในการอบอ่อนและการชุบแข็งทำให้มีการเปลี่ยนเฟสของคาร์ไบด์ชนิด M_2C เกิดขึ้นทำให้มีผลต่อความแข็งและความต้านทานการสึกหรอลดลง



(a) สภาพอ่อน

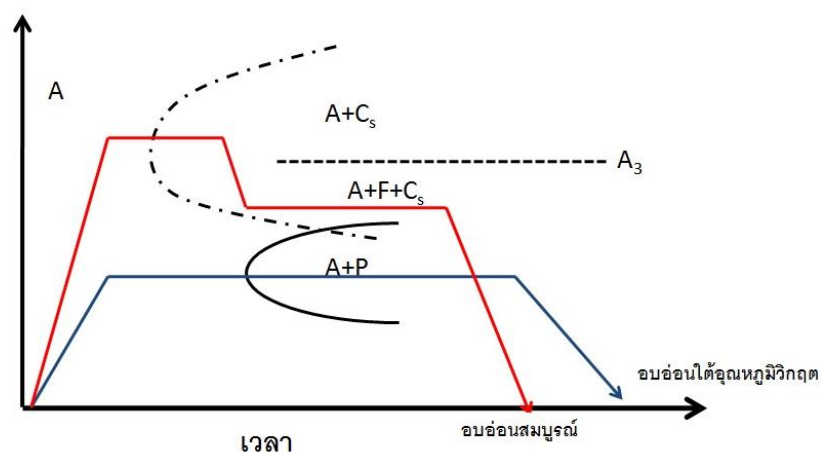
(b) สภาพชุบแข็ง

ภาพประกอบ 2.16 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดในสภาพอ่อนและสภาพชุบแข็ง [10, 20]

2.5.1 การแปลงเฟสในกระบวนการอบอ่อน

การอบอ่อนมีจุดประสงค์เพื่อการกำจัดสิ่งและเพื่อให้ธาตุผสมกระจายตัวสม่ำเสมอในเนื้อพื้นของเหล็กหล่อ การอบอ่อนมีสองวิธีคือการอบอ่อนใต้อุณหภูมิวิกฤติและการอบอ่อนสมบูรณ์ซึ่งได้แสดงดังภาพประกอบ 2.17 การอบอ่อนใต้อุณหภูมิวิกฤติจะทำการอบขึ้นงานในช่วงอุณหภูมิที่เป็นเพอร์ไลต์ คือ ประมาณ 973K ใช้ระยะเวลาในการแช่ระยะหนึ่งตามส่วนผสมทางเคมีเพื่อให้โครงสร้างเนื้อพื้นทั้งหมดกลายเป็นเพอร์ไลต์โดยสมบูรณ์ ความแข็งหลังการอบอ่อนวิธีนี้จะอยู่ในช่วง 400 - 450HB วิธีนี้จะต้องใช้ระยะเวลาในการแช่หลายวันเนื่องจากออสเทนไนต์เหลือค้างในสภาพหล่อมีเสถียรภาพสูง

อุณหภูมิ



ภาพประกอบ 2.17 แนวทางการอบอ่อนเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด

การอบอ่อนสมบูรณ์จะเป็นที่นิยมมากกว่าการอบอ่อนได้อุณหภูมิวิกฤตเนื่องจากใช้ระยะเวลาในการแช่ชิ้นงานสั้นกว่าวิธีแรก โดยทำการอบเหล็กหล่อที่อุณหภูมิ 1223K เย็นตัวช้า ๆ ลงมาที่อุณหภูมิ 1033K ซึ่งใกล้เคียงกับอุณหภูมิยูเทคตอยด์ และแช่ทิ้งไว้ประมาณ 36 ks ถึงประมาณ 2 วัน เพื่อทำให้เกิดคาร์ไบด์และเฟอร์ไรต์คล้ายกับการอบให้เป็นคาร์ไบด์เม็ดกลมในเหล็กกล้าเครื่องมือ จากนั้นทำการเย็นตัวช้า ๆ ลงมาที่อุณหภูมิห้อง วิธีนี้จะทำให้เหล็กหล่อมีความแข็งน้อยกว่า 400HB เนื่องจากออสเทนไนต์จะขาดเสถียรภาพจากการอบที่อุณหภูมิสูงและแปลงเฟสเป็นเฟอร์ไรต์ในระหว่างการแช่ที่อุณหภูมิใกล้เคียงอุณหภูมิยูเทคตอยด์ ในกรณีที่ต้องการให้เหล็กหล่อมีความแข็งต่ำอาจใช้ทั้งสองวิธีร่วมกัน คือ เริ่มต้นจากการอบอ่อนได้อุณหภูมิวิกฤตเพื่อให้เนื้อพื้นเป็นเฟอร์ไรต์ทั้งหมดจากนั้นทำการอบชิ้นงานอีกครั้งที่อุณหภูมิเหนืออุณหภูมิยูเทคตอยด์เล็กน้อยเพื่อทำให้เกิดคาร์ไบด์ก้อนกลม และเฟอร์ไรต์ทำให้ได้เนื้อพื้นที่มีความแข็งต่ำ

2.5.2 การแปลงเฟสในกระบวนการชุบแข็ง

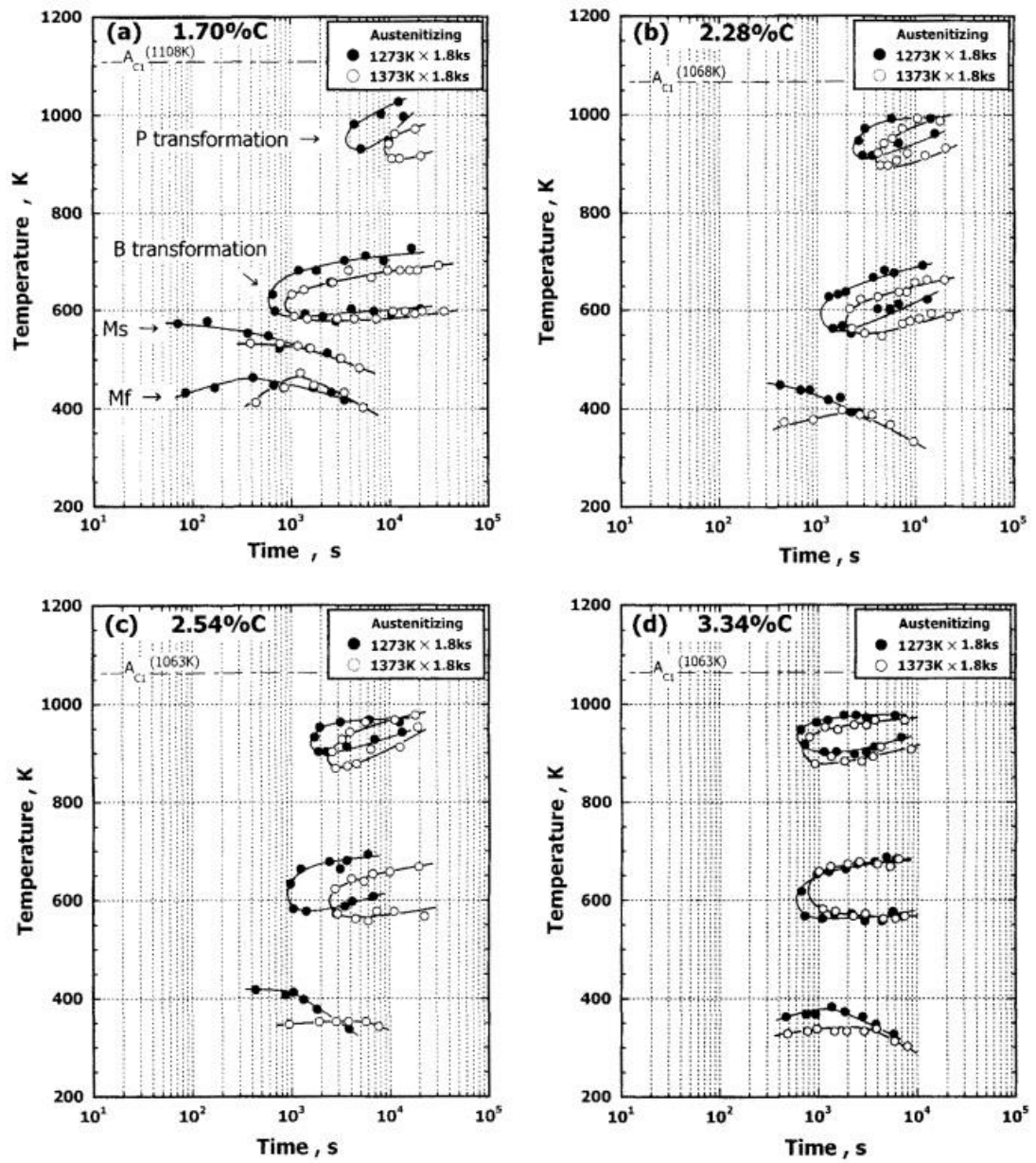
ความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีที่ดีจะได้รับเมื่อเหล็กหล่อมีเนื้อพื้นที่เป็นมาร์เทนไซต์เกือบทั้งหมดโดยมีออสเทนไนต์เหลือค้างบางส่วน แต่เนื้อพื้นที่เป็นมาร์เทนไซต์เกือบทั้งหมดนี้ไม่สามารถเกิดขึ้นได้ในสภาพหล่อ ดังนั้นจึงจำเป็นต้องมีการชุบแข็งชิ้นงานเพื่อเพิ่มความแข็งการชุบแข็งเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิดจะคล้ายกับเหล็กกล้าเครื่องมือ โดยการอบเหล็กหล่อในช่วงอุณหภูมิ 1273 - 1373K ภายใต้การควบคุมบรรยากาศของแก๊สเฉื่อยหรือสุญญากาศเพื่อป้องกันการเกิดออกซิเดชัน จากนั้นจะชุบแข็งด้วยเป่าลม หรือแก๊สไนโตรเจน การชุบแข็งจะประสบความสำเร็จหรือไม่ขึ้นอยู่กับปัจจัยที่เกี่ยวข้องสำคัญคือปริมาณธาตุที่ละลายในเนื้อพื้น เนื่องจากเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิดมีการเติมธาตุหลายชนิดที่ส่งผลต่อความสามารถในการชุบแข็งดังนั้นจึงจำเป็นต้องเข้าใจพฤติกรรมของธาตุเหล่านั้นต่อความสามารถในการชุบแข็ง โดยทั่วไปจะใช้แผนภูมิการแปลงเฟสอย่างต่อเนื่องหรือแผนภูมิ CCT (Continuous Cooling Transformation) ในการอธิบายแสดงดังตัวอย่างในภาพประกอบ 2.18 – 2.21 ผลของ C ต่อการแปลงเฟสในแผนภูมิ CCT ในกรณีเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐานดังภาพประกอบ 2.18 โดยการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1323 และ 1373K พบว่าเส้นโค้ง Ms แปลงเฟสของเฟอร์ไรต์ เบนไนต์ และมาร์เทนไซต์ แยกจากกันชัดเจน การเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะทำให้การแปลงเฟสเกิดขึ้นช้าหรือเกิดขึ้นที่อุณหภูมิต่ำลงจากเส้นโค้งการแปลงเฟสแต่ละเฟสแสดงดังภาพประกอบ 2.18 พบว่าจุมุกการแปลงเฟสจะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิคงที่แม้ว่าจะเพิ่มปริมาณคาร์บอน แต่เวลาที่ตำแหน่งจุมุกของเส้นโค้งจะเปลี่ยนแปลงไปตามปริมาณ C โดยจุมุกเส้นโค้งการแปลงเฟสของเฟอร์ไรต์จะเลื่อนมาทางซ้ายมากขึ้น (ใช้เวลาในการเกิดสั้นลง) เมื่อเพิ่มปริมาณ C เนื่องจาก C จะส่งเสริมการเกิดเฟอร์ไรต์ ในทางตรงข้ามเส้นโค้งเบนไนต์จะเลื่อนไปทางขวามากขึ้นเมื่อปริมาณ C สูงขึ้น

ผลของ Cr ต่อการแปลงเฟสในแผนภูมิ CCT แสดงดังภาพประกอบ 2.19 พบว่าเส้นโค้งการแปลงเฟสของเพอร์ไลต์ เบนไนต์ และมาร์เทนไซต์แยกกันชัดเจน โดยเส้นโค้งของเพอร์ไลต์และเบนไนต์เลื่อนไปทางขวาหรือเกิดได้ช้าขึ้นเมื่อปริมาณ Cr เพิ่มขึ้น เนื่องจาก Cr สามารถป้องกันหรือหน่วงการแปลงเฟสจากออสเทนไนต์เป็นเพอร์ไลต์หรือเบนไนต์ได้ดี ดังนั้นจึงมีความสำคัญสำหรับการชุบแข็งด้วยลมเป่า อย่างไรก็ตามที่ปริมาณ Cr จะทำให้เส้นเบนไนต์และมาร์เทนไซต์ซ้อนทับกัน

ผลของ Mo และ W ต่อแผนภูมิ CCT แสดงดังภาพประกอบ 2.20 โดยแสดงอยู่ในรูปของค่า W_{eq} พบว่าการเพิ่มค่า W_{eq} จะทำให้เส้นโค้งการแปลงเฟสเป็นเพอร์ไลต์จะเลื่อนไปทางขวามากขึ้น หรือทำให้เกิดเพอร์ไลต์ได้ยากขึ้น แต่เส้นโค้งเบนไนต์จะเลื่อนมาทางซ้ายหรือเกิดเบนไนต์ได้ง่ายขึ้น อย่างไรก็ตามเส้นโค้งเบนไนต์และมาร์เทนไซต์ยังคงแยกกันอย่างชัดเจน

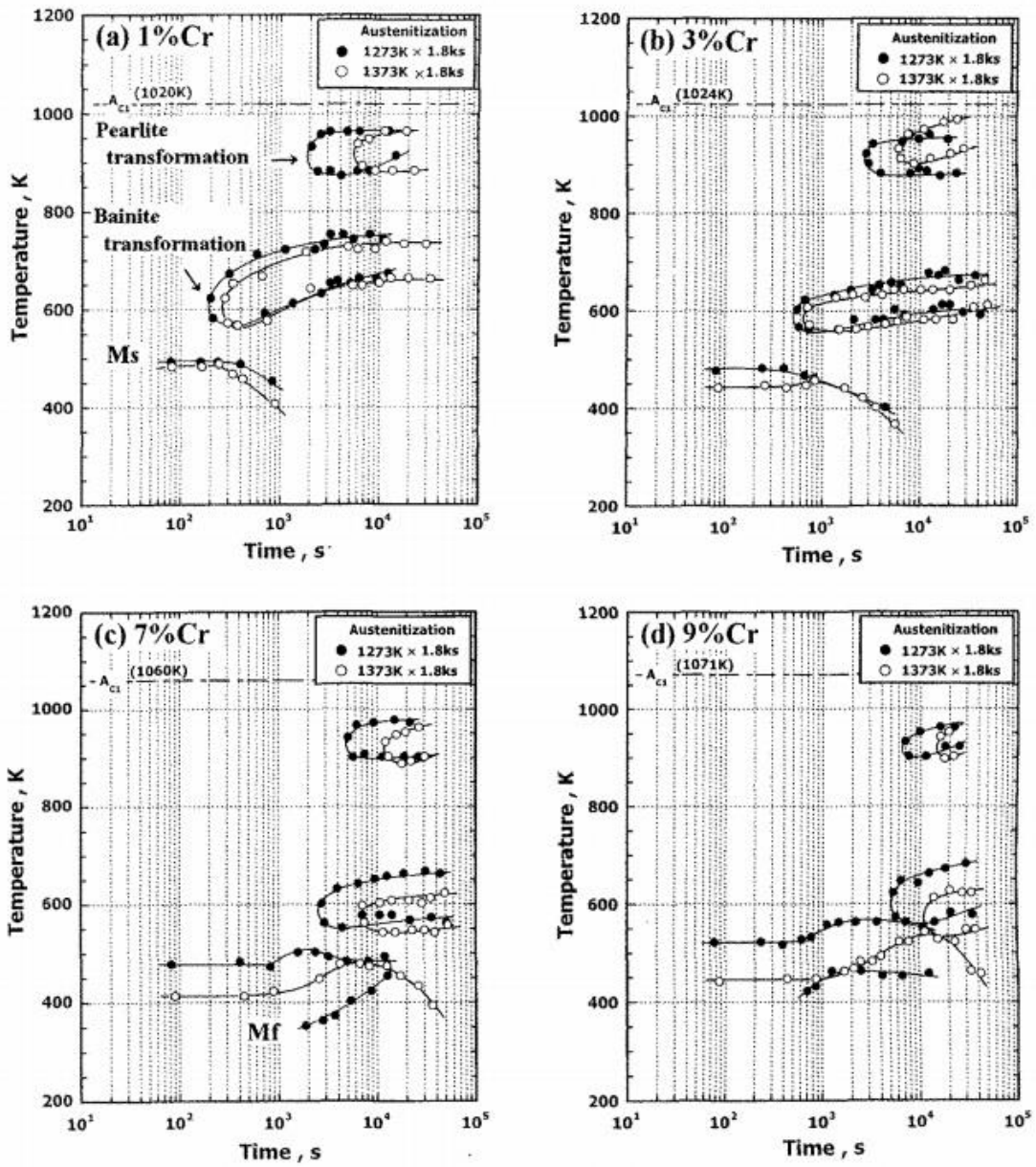
ผลของ V ต่อการแปลงเฟสในแผนภูมิ CCT แสดงดังภาพประกอบ 2.21 พบว่าเส้นโค้งการแปลงเฟสจะสูงขึ้นกว่ากรณีที่เติมธาตุผสมอื่น โดยเส้นโค้งเบนไนต์และมาร์เทนไซต์จะซ้อนทับกันเมื่อปริมาณ V สูงขึ้นเกินกว่า 7% และ เส้นโค้งเบนไนต์จะหายไปเมื่อทำการเติม V ประมาณ 9% เมื่อพิจารณาในภาพรวมจะเห็นได้ว่าเหล็กหล่อทุกส่วนผสมสามารถเย็นตัวด้วยการใช้ลมเป่าได้ เนื่องจากอัตราการเย็นตัวช้าที่สุดที่จะเกิดเบนไนต์คือ 0.8 K/s การใช้ลมเป่าจะมีอัตราการเย็นตัวประมาณ 1.5 K/s นอกจากนี้ยังพบว่าอุณหภูมิการเกิดมาร์เทนไซต์ (M_s) ยังขึ้นกับปริมาณธาตุผสมด้วย ผลของธาตุผสมต่ออุณหภูมิ M_s และ M_f แสดงดังภาพประกอบ 2.22 พบว่าการเพิ่ม C จะทำให้อุณหภูมิ M_s และ M_f ลดลงอย่างมาก ในกรณีของ Cr พบว่าจะลดอุณหภูมิ M_s ลง เมื่อเพิ่ม Cr 5 - 6% จากนั้นอุณหภูมิ M_s และ M_f จะเพิ่มขึ้น V จะเพิ่มอุณหภูมิ M_s และ M_f อย่างมาก ส่วน Mo และ W จะเพิ่มอุณหภูมิ M_s และ M_f อย่างช้า ๆ เมื่อเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะทำให้อุณหภูมิ M_s และ M_f ลดลง เนื่องจากการเติมธาตุผสมสูงจะลดอุณหภูมิ M_s และ M_f ให้ต่ำลง และในบางกรณีอาจต่ำกว่าอุณหภูมิห้อง

พูน ปณ ทิโต ชีเว

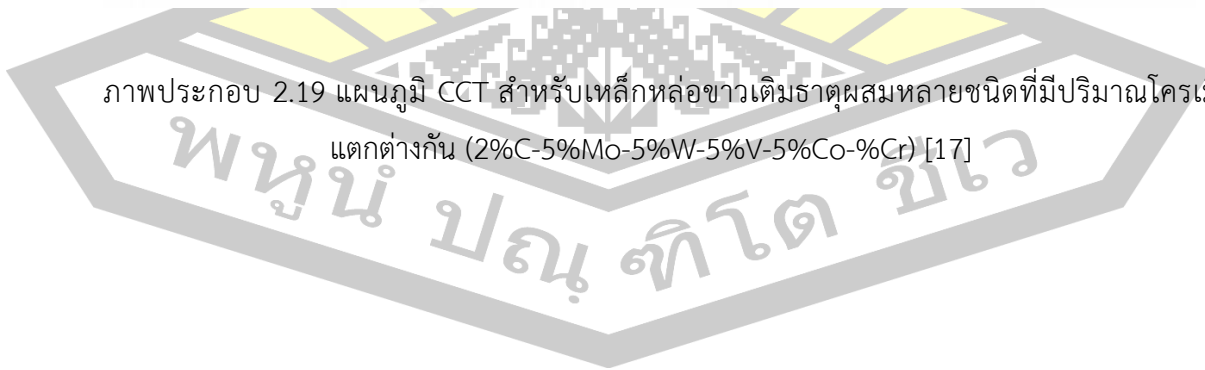


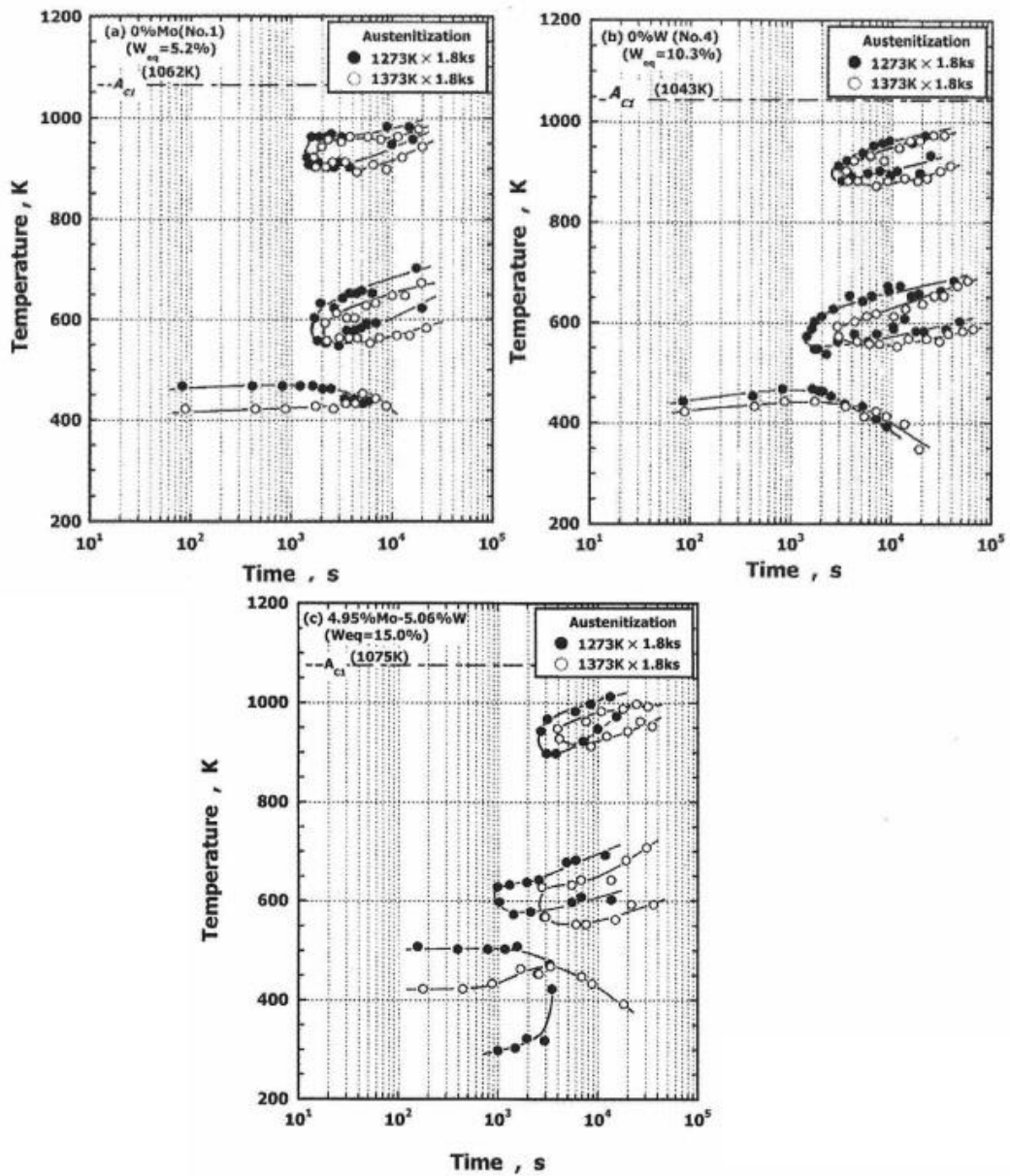
ภาพประกอบ 2.18 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณคาร์บอนแตกต่างกัน (C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co) [25]

พหุบัณฑิต ขเว



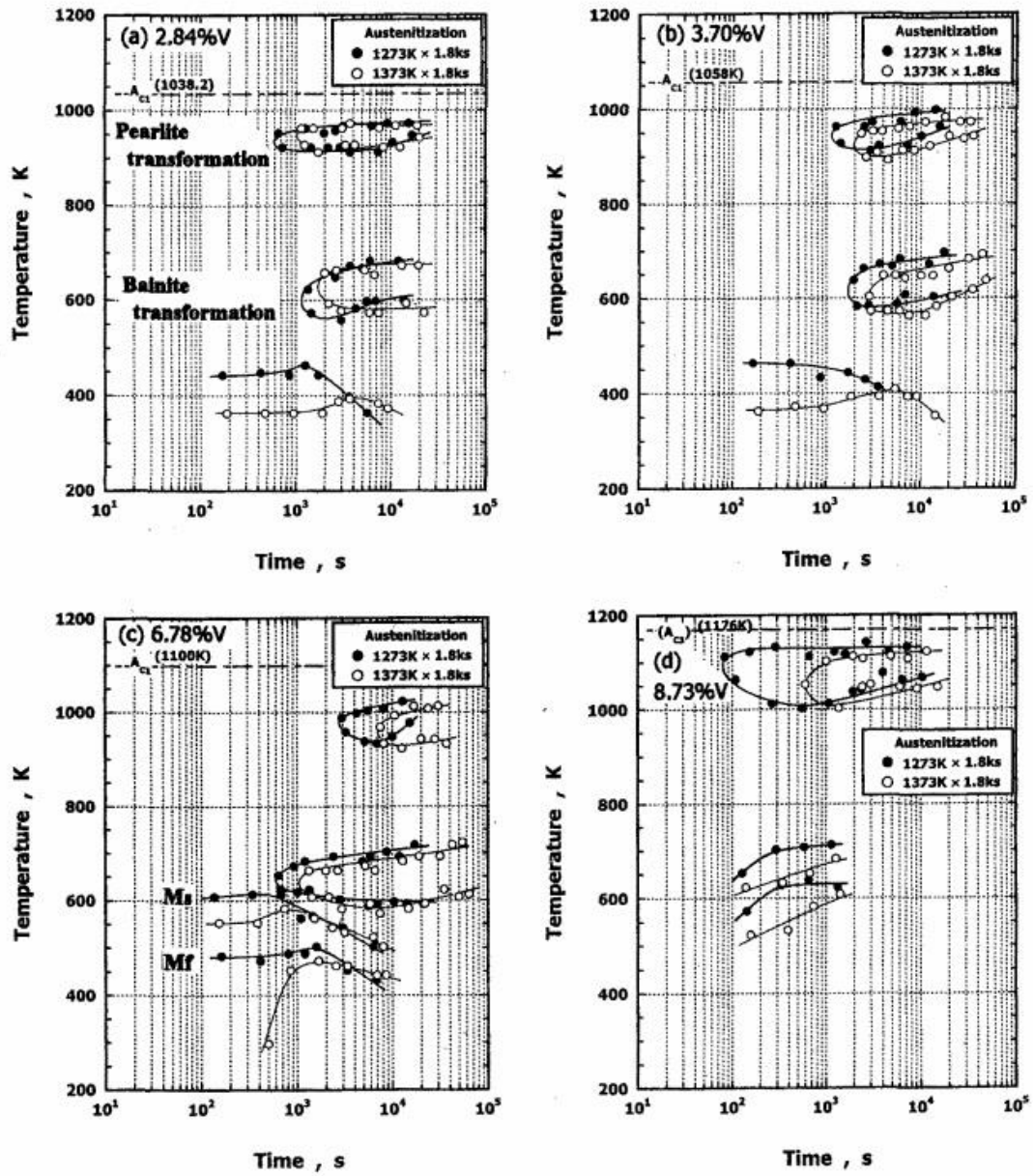
ภาพประกอบ 2.19 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณโครเมียมแตกต่างกัน (2%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co-%Cr) [17]





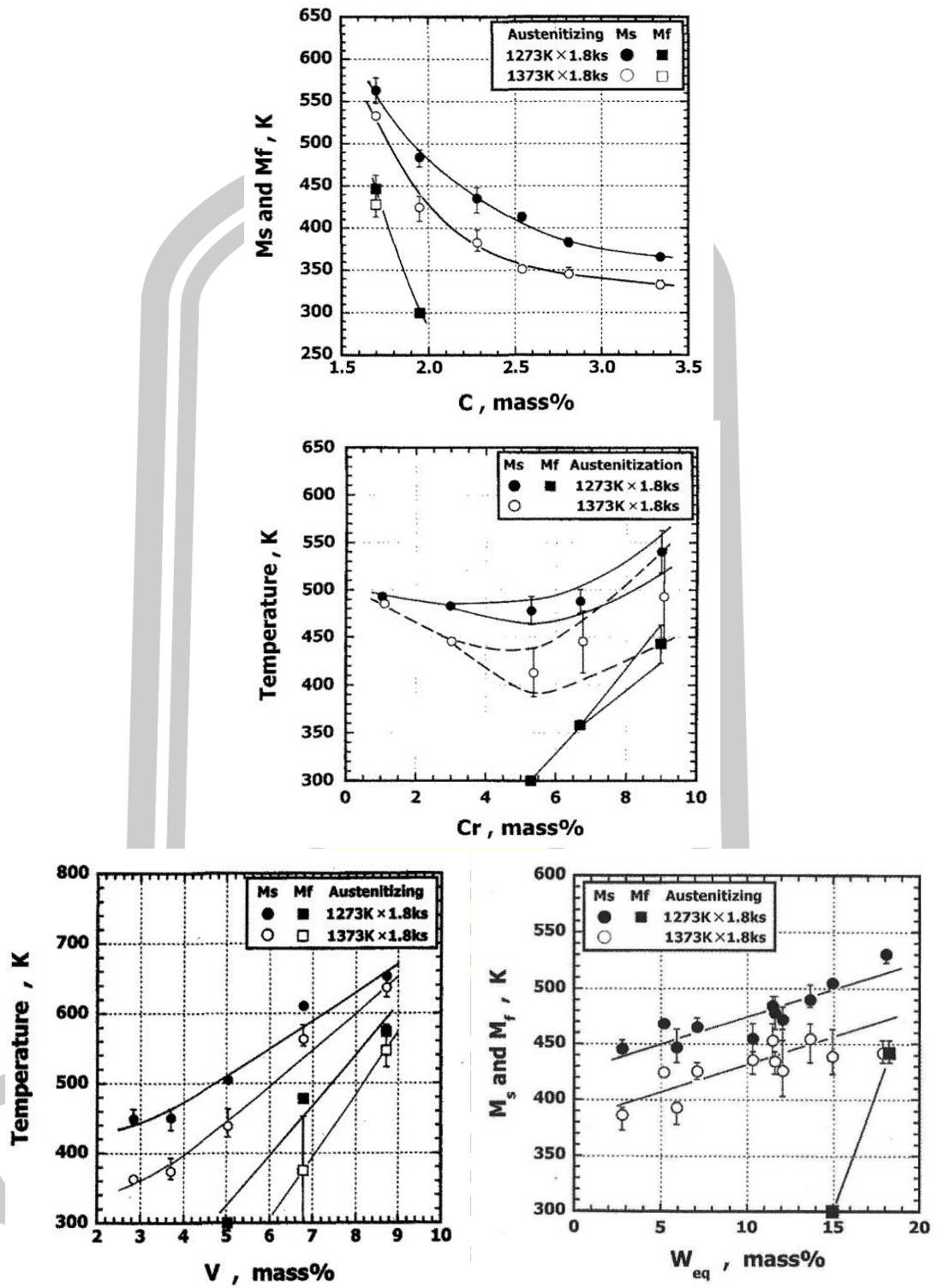
ภาพประกอบ 2.20 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณทั้งสแตนและ โพลีบัตินัมแตกต่างกัน (2%Cr-5%V-5%Co-%W-%Mo) [26]

พหุ ประถมศึกษา



ภาพประกอบ 2.21 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณวานเดียมแตกต่างกัน (2%Cr-5%Mo-5%W-5%Co-%V) [27]

พหุบัณฑิต โขว



ภาพประกอบ 2.22 ผลของธาตุผสมต่ออุณหภูมิการเริ่มเกิดมาร์เทนไซต์ (Ms) และการเกิดมาร์เทนไซต์สมบูรณ์ (Mf) [17, 25]

2.6 พฤติกรรมของกรรมวิธีทางความร้อน

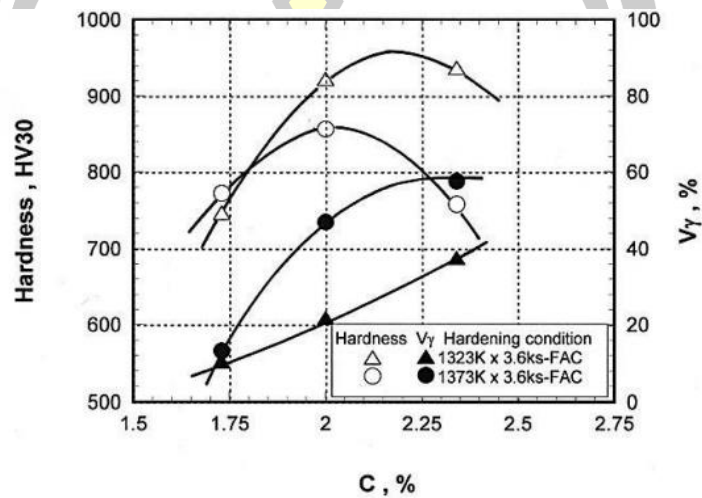
ในสภาพหล่อจะมีความแข็งและความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีต่ำเพราะเนื้อพื้นเป็น ออสเทนไนต์หรือเพอร์ไลต์ ดังนั้นจึงต้องปรับสภาพเนื้อพื้นเป็นมาร์เทนไซต์เกือบทั้งหมดโดยมี ออสเทนไนต์เหลือค้ำบางส่วน แต่เนื้อพื้นที่เป็นมาร์เทนไซต์เกือบทั้งหมดนี้ไม่สามารถเกิดขึ้นได้ใน สภาพหล่อ ดังนั้นการกรรมวิธีทางความร้อนจึงจำเป็นสำหรับการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคและ สมบัติของเหล็กหล่อ

2.6.1 สภาพชุบแข็ง

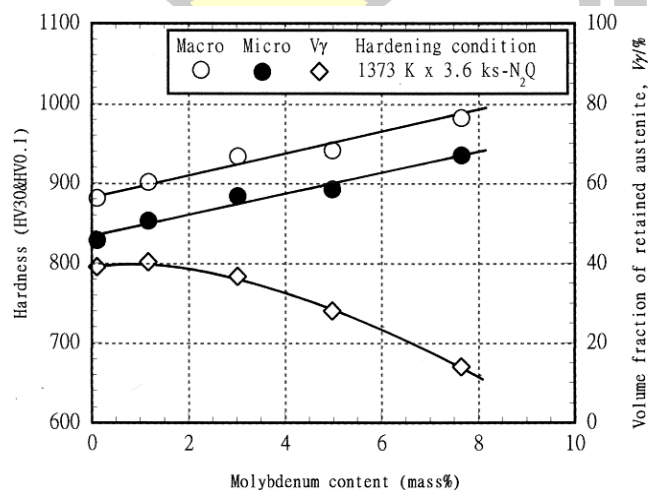
เนื่องจากออสเทนไนต์ที่เกิดขึ้นในสภาพหล่อมีเสถียรภาพสูงมากจากการละลายแบบ ยิงยวดของธาตุผสม ดังนั้นพื้นฐานการชุบแข็งคือการลดเสถียรภาพของออสเทนไนต์ลงเพื่อให้สามารถ เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ในขั้นตอนการเย็นตัวได้ ขั้นตอนนี้มีความจำเป็นอย่างมากเนื่องจากถ้าออสเท ไนต์ยังคงมีเสถียรภาพสูงอยู่จะทำให้ไม่สามารถเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ได้ ออสเทนไนต์จะขาด เสถียรภาพเมื่อมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองขึ้น ภายในคาร์ไบด์ลำดับที่สองนี้จะลด คาร์บอนและธาตุผสมในออสเทนไนต์ลง ส่งผลให้อุณหภูมิการแปลงเฟสเป็นมาร์เทนไซต์สูงกว่า อุณหภูมิห้อง ขั้นตอนนี้จะใช้อุณหภูมิในช่วง 1273 - 1373K โดยต้องแช่ชิ้นงานหล่อไว้ที่อุณหภูมินี้ ระยะเวลาหนึ่ง ที่อุณหภูมินี้จะเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สอง โดยระยะเวลาในการแช่จะ ขึ้นกับอุณหภูมิและส่วนผสมทางเคมี จากนั้นจะทำการเย็นตัวโดยใช้ลมเป่า ออสเทนไนต์ที่ขาด เสถียรภาพจะแปลงเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ แต่อย่างไรก็ตามยังคงมีออสเทนไนต์เหลือค้ำบางส่วนอยู่

ผลของธาตุ C ต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_γ) ใน สภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเดิมธาตุผสมหลายชนิดแสดงดังภาพประกอบ 2.23 พบว่าความแข็ง สูงสุดหลังการชุบแข็งจะเกิดขึ้นในช่วง 2.0 - 2.3%C โดยมีออสเทนไนต์เหลือค้ำประมาณ 20 - 40% การชุบแข็งที่อุณหภูมิสูงจะมีความแข็งต่ำกว่าที่อุณหภูมิต่ำ เนื่องจากมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำสูง จากการที่มีธาตุ C ละลายในออสเทนไนต์ได้เพิ่มขึ้น ความแข็งเกินกว่า 900 HV30 ได้รับในชิ้นงานที่เติม 2.0 - 2.3%C ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K ภาพประกอบ 2.24 แสดงผลของ Mo ต่อความแข็งและ V_γ ในเหล็กหล่อชนิดขาวเดิมธาตุผสมหลายชนิดที่มี 2.0%C พบว่า Mo จะสามารถเพิ่มความแข็งใน สภาพชุบแข็งได้อย่างต่อเนื่อง โดยความแข็งเกินกว่า 900 HV30 จะได้รับเมื่อเติม Mo มากกว่า 1% เนื่อง จากการเกิดคาร์ไบด์ชนิด M_2C ที่มีค่าความแข็งสูง ส่วนค่า V_γ ลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อ Mo เพิ่มขึ้น เกิดจากการที่ Mo ส่งเสริมการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สอง ทำให้ C และธาตุผสมอื่น ๆ ที่ ละลายในออสเทนไนต์ถูกใช้ในการฟอร์มคาร์ไบด์ลำดับที่สอง ทำให้อุณหภูมิ Ms เพิ่มสูงขึ้น ดังนั้น ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำจึงลดลงอย่างต่อเนื่อง

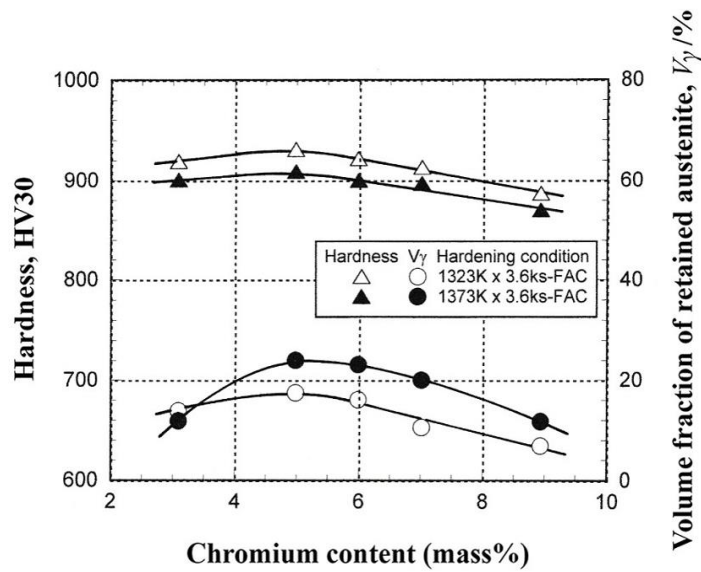
ผลของ Cr ต่อความแข็งและ V_γ แสดงดังภาพประกอบ 2.25 พบว่าความแข็งเพิ่มขึ้นเล็กน้อยแล้วลดลงเมื่อปริมาณ Cr เพิ่มขึ้น โดยความแข็งเกินกว่า 900 HV30 จะได้รับในช่วง 3 - 7%Cr การเติม Cr มากกว่า 6% จึงส่งผลให้ความแข็งในสภาพชุบแข็งลดลง ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างเพิ่มขึ้นในช่วง 3 - 6%Cr จากนั้นจะลดลง ซึ่งสอดคล้องกับการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิ M_s ในภาพประกอบ 2.22 ที่อุณหภูมิ M_s จะลดลงในช่วงไม่เกิน 6%Cr



ภาพประกอบ 2.23 ผลของ C ต่อความแข็งและ V_γ ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด (%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-2%Co) [15]



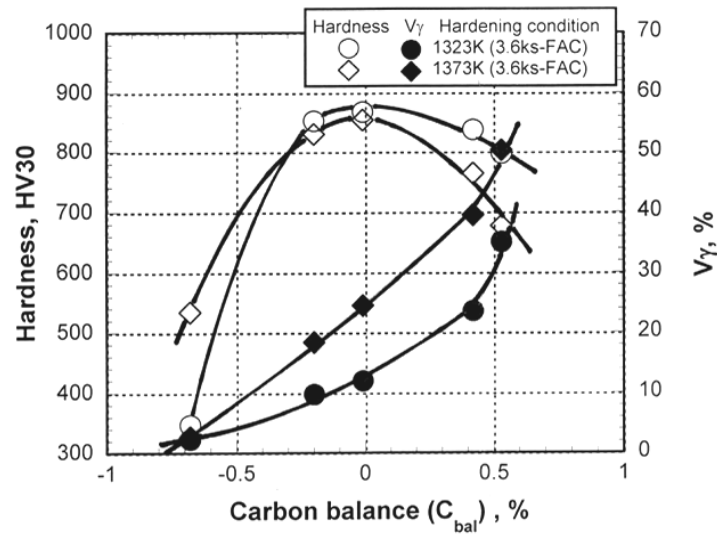
ภาพประกอบ 2.24 ผลของ Mo ต่อความแข็งและ V_γ ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด (2%C-5%Cr-5%W-5%V-2%Co-%Mo) [21]



ภาพประกอบ 2.25 ผลของ Cr ต่อความแข็งและ V_{γ} ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิด (2%C-5%Mo-5%W-5%V-2%Co-%Cr) [28]

การเปลี่ยนแปลงความแข็งและ V_{γ} ในเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีธาตุผสมต่ำกว่าส่วนผสมพื้นฐานแสดงดังภาพประกอบ 2.26 พบว่าค่า C_{bal} มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างอย่างมาก โดยความแข็งเพิ่มขึ้นอย่างมากเมื่อ C_{bal} เพิ่มขึ้นจาก -0.68% ถึง 0% จากนั้นจะลดลงเล็กน้อยเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้นมากกว่า 0% ค่า V_{γ} เพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้น ซึ่งเกิดจากการที่เหล็กหล่อนี้มีความสามารถในการชุบแข็งดีขึ้นเมื่อเพิ่มค่า C_{bal} ทำให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้เพิ่มขึ้นจากเดิมที่เป็นเพอร์ไลต์ การเพิ่มขึ้นของค่า C_{bal} จะทำให้มีปริมาณของ C ในออสเทนไนต์มากขึ้น ซึ่ง C เป็นธาตุที่ลดอุณหภูมิ M_s ได้อย่างมาก ทำให้ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างจึงเพิ่มขึ้น แต่เมื่อถึงจุดหนึ่งพบว่าปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างจะลดความแข็งโดยรวมลงเนื่องจากออสเทนไนต์เป็นเฟสอ่อน

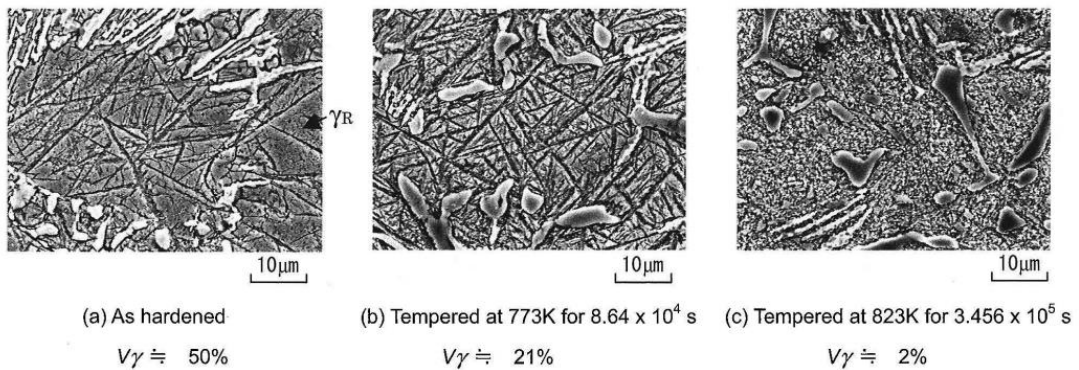
พูนุ ปณฺ ทิโต ชีเว



ภาพประกอบ 2.26 ผลของ Cr ต่อความแข็งและ V_{γ} ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิด (1.5-2%C-2%Mo-1%W-5%V-3~9%Cr) [29]

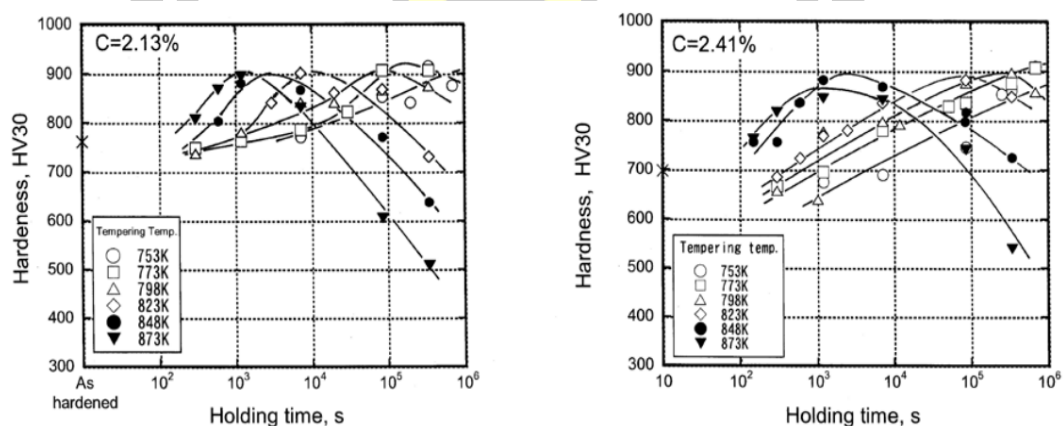
2.6.2 สภาพอบคืนตัว

โดยทั่วไปแล้วโครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อทนการสึกหรอต้องการเนื้อพื้นที่เป็นมาร์เทนไซต์ ซึ่งจะได้รับจากการอบชุบที่เหมาะสม ทำให้ชิ้นงานมีความต้านทานต่อการขัดสีสูง แม้ว่าสภาพชุบแข็งจะมีความแข็งสูงเนื่องจากเนื้อพื้นส่วนใหญ่เป็นมาร์เทนไซต์ แต่ก็ยังคงมีออสเทนไนต์เหลือค้างบางส่วนอยู่ ออสเทนไนต์สามารถเพิ่มความแข็งได้เมื่อได้เมื่อถูกแปรรูปแบบถาวร แต่จะส่งเสริมการสึกหรอแบบหลุดร่วง ดังนั้นจึงจำเป็นต้องลดปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลง โดยปกติจะใช้การอบคืนตัวที่อุณหภูมิประมาณ 673 - 873K การใช้อุณหภูมิต่ำกว่านี้จะไม่สามารถลดออสเทนไนต์เหลือค้างได้เนื่องจากออสเทนไนต์มีเสถียรภาพสูง แต่ถ้าใช้อุณหภูมิสูงกว่าช่วงนี้จะทำให้ออสเทนไนต์แปลงเฟสเป็นเพอร์ไลต์ ซึ่งจะทำให้เหล็กหล่อสูญเสียความแข็งในระหว่างการอบคืนตัว ออสเทนไนต์เหลือค้างจากการชุบแข็งจะขาดเสถียรภาพจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีขนาดเล็กภายในออสเทนไนต์ ภายใต้สภาวะการอบคืนตัวที่เหมาะสมจะทำให้ออสเทนไนต์ที่เหลือจากการชุบแข็งเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ได้ ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่ผ่านการอบคืนตัวแสดงดังภาพประกอบ 2.27 พบว่าเนื้อพื้นในสภาพชุบแข็งประกอบด้วยออสเทนไนต์เหลือค้างและมาร์เทนไซต์ เมื่ออบคืนตัวที่ 773K พบว่าเนื้อพื้นมีมาร์เทนไซต์มากขึ้นและเริ่มมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองขนาดเล็ก เมื่อทำการอบคืนตัวที่ 823K พบว่าออสเทนไนต์เหลือค้างจะหมดไปโดยเนื้อพื้นส่วนใหญ่เป็นมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สอง

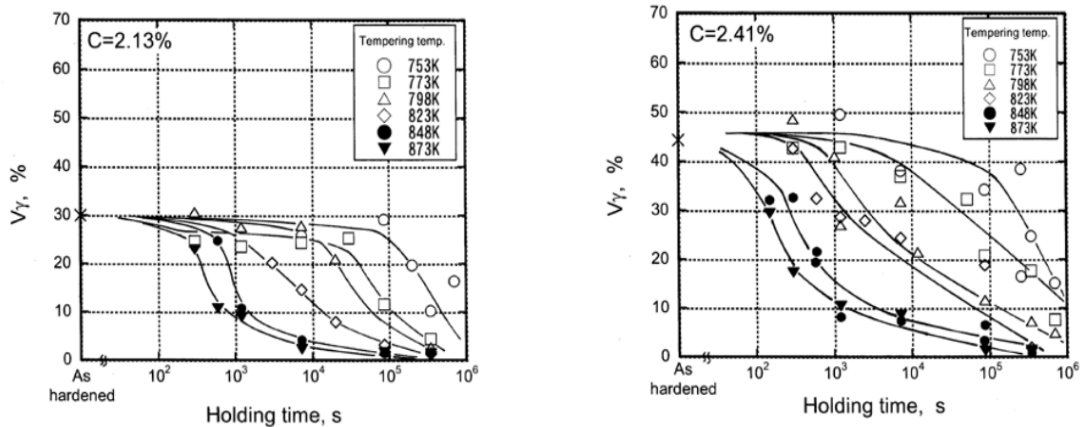


ภาพประกอบ 2.27 การแปลงเฟสเมื่อผ่านการอบคืนตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด [12]

เวลาในการการอบคืนตัวมีผลต่อความแข็งหลังการอบคืนตัวดังภาพประกอบ 2.28 พบว่าความแข็งจะเพิ่มขึ้นในช่วงแรกจนถึงจุดสูงสุดและลดลงอย่างมากเมื่อเวลาในการอบคืนตัวเพิ่มขึ้น โดยอุณหภูมิการอบคืนตัวสูงจะใช้เวลาในการอบน้อยกว่าอุณหภูมิต่ำเพื่อให้ได้ความแข็งสูงสุด โดยเวลาที่เหมาะสมคือ 1000 วินาทีสำหรับกรณีที่ใช้อุณหภูมิในการอบสูงกว่า 848K จนถึงมากกว่า 10,000 วินาทีสำหรับการใช้อุณหภูมิในการอบต่ำกว่า 848K ทั้งนี้ขึ้นกับปริมาณธาตุผสมด้วยเช่นกัน ส่วนภาพประกอบ 2.29 แสดงการเปลี่ยนแปลงของปริมาณออสเทนิตเหลือค้างในระหว่างการอบคืนตัวที่เวลาและอุณหภูมิต่างกัน พบว่าออสเทนิตเหลือค้างลดลงเมื่ออุณหภูมิในการอบคืนตัวมากขึ้น การใช้อุณหภูมิในการอบคืนตัวสูงจะลดปริมาณออสเทนิตเหลือค้างได้เร็วกว่าที่อุณหภูมิกอบคืนตัวต่ำ



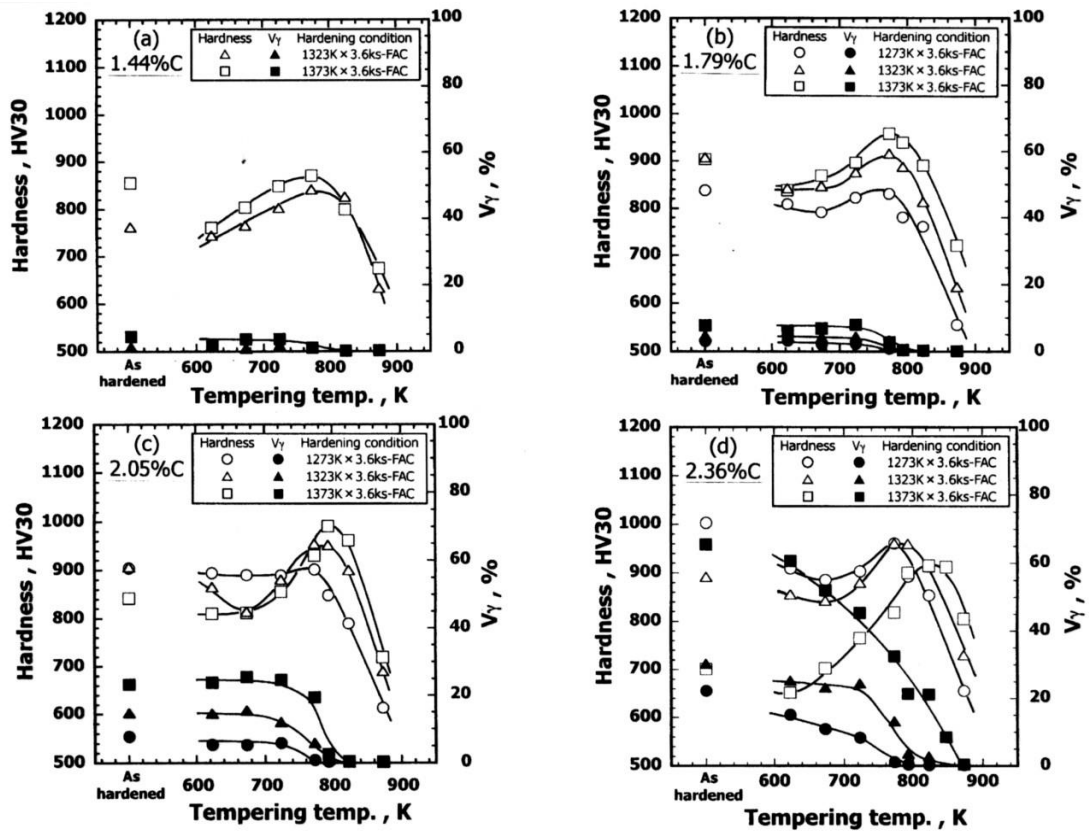
ภาพประกอบ 2.28 ผลของเวลาในการอบคืนตัวต่อความแข็งที่อุณหภูมิการอบคืนตัวต่าง ๆ ของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดส่วนผสมพื้นฐานที่มี 2.13% และ 2.41% C [30]



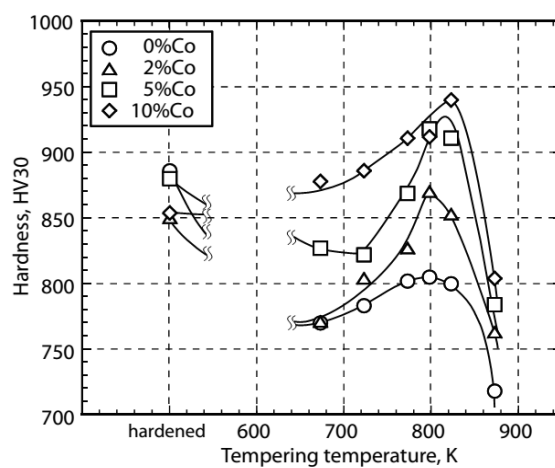
ภาพประกอบ 2.29 ผลของเวลาในการอบคืนตัวต่อ V_{γ} ที่อุณหภูมิการอบคืนตัวต่าง ๆ ของเหล็กหล่อขาว เต็มธาตุผสมหลายชนิดส่วนผสมพื้นฐานที่มีปริมาณ C ต่างกัน [30]

ผลของ C ต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งและ V_{γ} ในระหว่างการอบคืนตัวของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิดแสดงดังภาพประกอบ 2.30 พบว่ากราฟความแข็งแสดงการแข็งขึ้นลำดับที่สองเนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและการแปลงเฟสจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ โดยปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลดลงอย่างมากในช่วงเกินกว่า 723K ความแข็งสูงสุดได้รับเมื่อทำการอบคืนตัวที่ 798K ซึ่งมีออสเทนไนต์เหลือค้างบางส่วนเหลืออยู่ จึงเป็นสิ่งยืนยันได้ว่าแม้ว่าจะมีความแข็งสูงสุดยังคงต้องมีออสเทนไนต์เหลือค้างเล็กน้อย การใช้อุณหภูมิสูงขึ้นจะทำให้ออสเทนไนต์เหลือค้างสลายตัวทั้งหมดแต่ความแข็งจะต่ำเนื่องจากเกิด Over-tempering การเพิ่ม C จะทำให้เกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองได้มากเนื่องจากมีออสเทนไนต์เหลือค้างหลังการชุบแข็งสูง โดยความแข็งสูงกว่า 900 HV30 ได้รับในชิ้นงานที่มี C เกินกว่า 1.8% และความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนตัวได้รับในเหล็กหล่อที่มี 2%C

ผลของ Co ต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งและ V_{γ} ในสภาพอบคืนตัวแสดงดังภาพประกอบ 2.31 กราฟความแข็งแสดงการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองอย่างมาก การใช้อุณหภูมิในการชุบแข็งสูงยิ่งทำให้เกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองสูง ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลดลงเมื่ออุณหภูมิในการอบคืนตัวสูงขึ้น ความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนตัวสูงกว่า 900 HV ได้รับในชิ้นงานที่เติม Co มากกว่า 5% เมื่อทำการอบที่ 798 - 823K

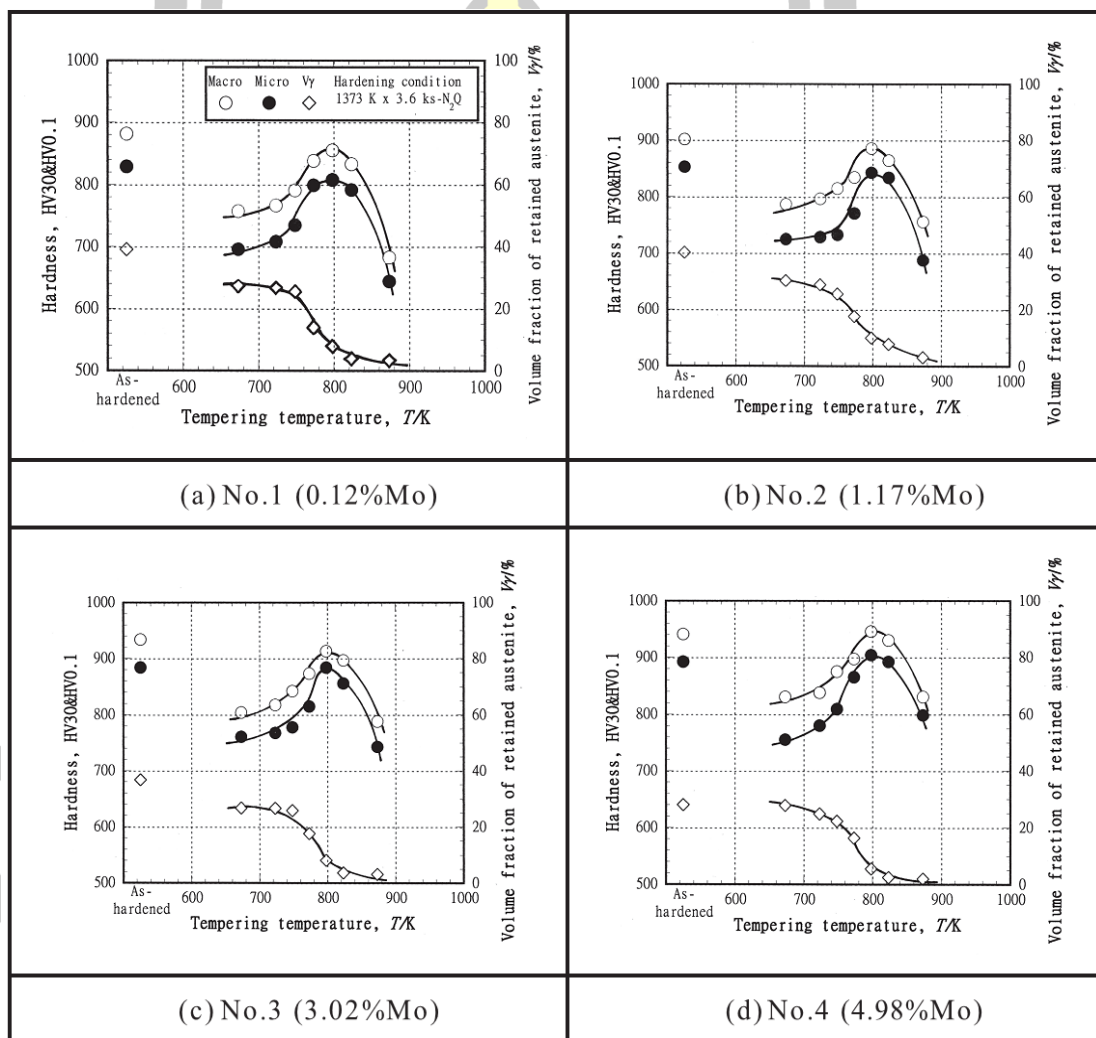


ภาพประกอบ 2.30 ผลของการอบคืนตัวต่อความแข็งและ V_γ ของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด ส่วนผสมพื้นฐานที่มีปริมาณ C ต่างกัน [22]



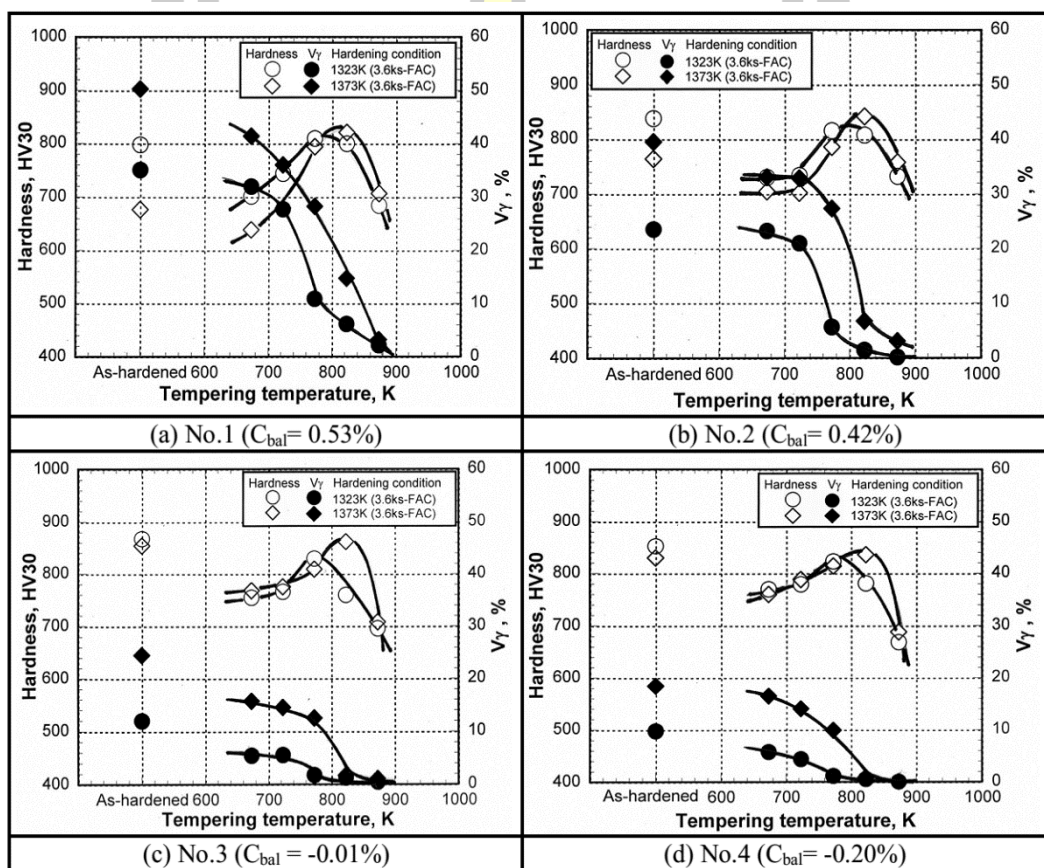
ภาพประกอบ 2.31 การเปลี่ยนแปลงความแข็งในระหว่างอบคืนตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดส่วนผสมพื้นฐานที่มี Co ต่างกัน [31]

ผลของ Mo ต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งและ V_γ ของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐานในสภาพอบคืนตัวแสดงดังภาพประกอบ 2.32 พบว่ากราฟความแข็งแสดงการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองในทุกส่วนผสม โดยระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองจะเพิ่มขึ้นตามปริมาณ Mo ซึ่งยืนยันว่า Mo ส่งเสริมการแข็งขึ้นลำดับที่สองจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองชนิด M_2C หรือ M_6C [21] ที่มีความแข็งสูงกว่าคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่พบในเหล็กหล่อทนการสึกหรอประเภทอื่น โดยความแข็งสูงสุดจะได้รับเมื่ออบคืนตัวที่ 798K และมีความแข็งเกิน 900 HV30 ได้รับในชิ้นงานที่เติม Mo มากกว่า 3% ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลดลงอย่างมากในช่วง 750 - 875K โดยที่ความแข็งสูงสุดจะมีค่า V_γ น้อยกว่า 5%



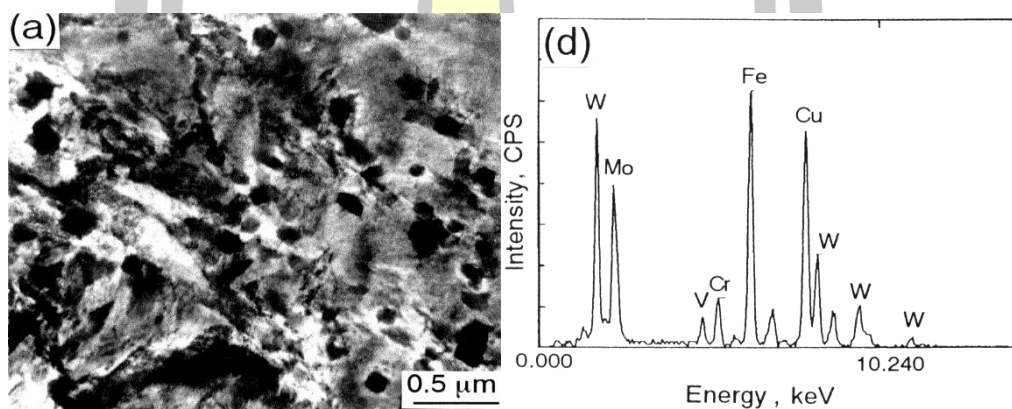
ภาพประกอบ 2.32 ผลของการอบคืนตัวต่อความแข็งและ V_γ ของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด ส่วนผสมพื้นฐานที่มีปริมาณ Mo ต่างกัน [21]

ในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดซึ่งมีธาตุผสมต่ำกว่าส่วนผสมพื้นฐานพบว่าการเปลี่ยนความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างจะคล้ายกับเหล็กหล่อที่มีส่วนผสมพื้นฐานแสดงดังภาพประกอบ 2.33 พบว่ากราฟความแข็งมีการแสดงการแข็งขึ้นลำดับที่สองมากน้อยต่างกันตามค่า C_{bal} โดยความแข็งสูงสุดได้รับที่ $0\%C_{bal}$ เมื่อทำการอบคืนตัวที่ 823K อย่างไรก็ตามความแข็งสูงสุดที่ได้รับต่ำกว่า 900 HV30 เนื่องจากเติมธาตุที่ฟอร์มคาร์ไบด์ต่ำกว่าส่วนผสมพื้นฐาน ทำให้การตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีชนิดพิเศษความแข็งสูงเกิดขึ้นได้น้อยลง ความแข็งที่ได้รับจึงไม่สูงมากนัก



ภาพประกอบ 2.33 ผลของการอบคืนตัวต่อความแข็งและ V_{γ} ของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิด (1.5-2% C-2%Mo-1%W-5%V-3~9%Cr) ที่มีปริมาณ C_{bal} ต่างกัน [21]

จากภาพประกอบ 2.28 – 2.33 พบว่าการแข็งขึ้นลำดับที่สองจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์เป็นตัวกำหนดความแข็งในสภาพอบคืนตัว ความแข็งของมาร์เทนไซต์จะขึ้นกับปริมาณ C ที่ละลายอยู่ในมาร์เทนไซต์ โดยถ้ามาร์เทนไซต์มี C ละลายอยู่มากยิ่งทำให้มีความแข็งสูง ส่วนคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่ตกตะกอนในระหว่างการทำการกรรมวิธีทางความร้อนมีได้หลายชนิดแสดงดังตาราง 2.3 ตามวิธีของกรรมวิธีทางความร้อนตัวอย่างคาร์ไบด์ลำดับที่สองแสดงดังภาพประกอบ 2.34 ในสภาพหล่อยังคงมีคาร์ไบด์ลำดับที่สองตกตะกอนออกมาบางส่วนซึ่งเป็นประเภท MC M_2C และ M_7C_3 ในสภาพอบอ่อนจะเป็นประเภท M_6C และ M_7C_3 ส่วนในขั้นตอนการชุบแข็งและอบคืนตัวจะเป็นประเภท MC M_6C และ M_7C_3 โดยทั้งนี้คาร์ไบด์ประเภท MC และ M_6C มีความแข็งสูงและเพิ่มความแข็งให้กับเนื้อพื้นได้มากกว่าประเภท M_7C_3



ภาพประกอบ 2.34 คาร์ไบด์ลำดับที่สองประเภท M_6C ที่ตกตะกอนในเนื้อพื้นของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด [6]

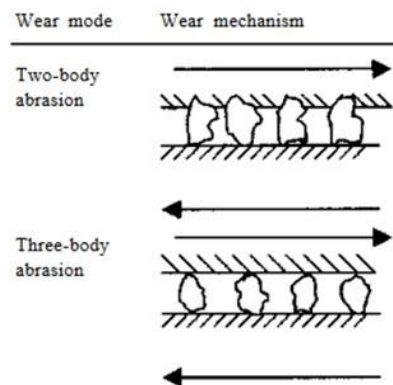
ตาราง 2.3 ชนิดของคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่พบในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด [9]

Type	Specimen	Shape	Lattice	Alloy concentration (atomic%)					
				Cr	V	Mo	W	Fe	Mo ratio
MC	As-cast	Cubic	FCC	7.8	72.0	10.6	6.9	2.7	0.606
		Sphere	Hexagonal	9.5	64.5	15.3	8.6	2.1	0.640
	HT	Sphere	FCC	7.5	73.0	11.4	6.6	1.5	0.633
M_2C	As-cast	Hexagon	Hexagonal	36.9	12.2	32.7	12.0	6.3	0.716
M_6C	Annealed	Quasi-sphere	FCC	7.4	4.1	26.8	17.0	44.7	0.611
	HT	Cubic	FCC	10.5	4.6	24.0	13.6	47.5	0.638
M_7C_3	As-cast	String	Orthorhombic	41.7	1.2	7.0	2.5	47.6	0.737
	Annealed	Oval	Orthorhombic	56.4	5.9	1.7	0.5	35.5	0.773
	HT	String	Orthorhombic	20.8	1.0	2.7	0.9	74.6	0.750

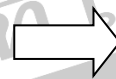
(Note) HT(in specimen): Hardened-tempered, FCC(in lattice):Face-centered cubic, Mo ratio=Mo/(Mo+W).

2.7 ความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสี

การสึกหรอแบบขัดสีสามารถแบ่งออกได้เป็น 2 ประเภทคือ ชนิดสองวัตถุ (Two-body type) และชนิดสามวัตถุ (Three-body type) แสดงดังภาพประกอบ 2.35 ในกรณีที่ เป็นชนิดสองวัตถุจะพบว่าผงขัดสีจะถูกตรึงอยู่ในวัสดุด้านหนึ่ง เมื่อวัสดุด้านหนึ่งเคลื่อนที่สวนทางกับอีกด้าน จะเกิดการขัดสีขึ้นในด้านที่ไม่มีผงขัดสีตรึงอยู่ ส่งผลให้มีการสูญเสียเนื้อวัสดุหรือเรียกว่า “การสึกหรอ” ซึ่งการสึกหรอชนิดนี้จะพบในลูกรีด ผงขัดสีจะเป็นออกไซด์ของเหล็กที่อยู่ผิวหน้าของเหล็กแผ่นที่ผ่านการอบอ่อน ส่วนกรณีการสึกหรอแบบสามวัตถุจะพบว่าผงขัดสีเคลื่อนที่อิสระระหว่างวัสดุ 2 ชั้น เมื่อวัสดุเคลื่อนที่จะทำให้ผงขัดสีเคลื่อนที่หรือหมุนอย่างอิสระ ทำให้เกิดการสูญเสียเนื้อของวัสดุทั้งสองชั้นหรือเกิดการสึกหรอขึ้น การสึกหรอประเภทนี้พบในอุปกรณ์ เช่น หม้ออบแร่หรือซีเมนต์ ตัวอย่างการสึกหรอแบบสองวัตถุในลูกรีดแสดงดังภาพประกอบ 2.36

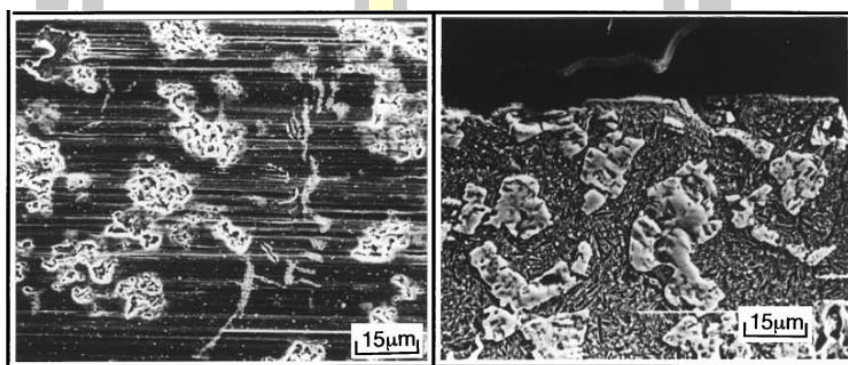


ภาพประกอบ 2.35 ประเภทของการสึกหรอแบบขัดสี



ภาพประกอบ 2.36 สึกหรอของลูกรีดในกระบวนการรีดร้อน [2]

ความต้านทานต่อการสึกหรอของเหล็กหล่อทนการสึกหรอขึ้นกับทั้ง ชนิด ปริมาณและรูปร่างของยูเทคติกคาร์ไบด์ ชนิดของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและความแข็งแรงของโครงสร้างพื้นตัวอย่างโครงสร้างผิวที่ผ่านการขัดสีของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดแสดงดังภาพประกอบ 2.37 พบว่าบริเวณเนื้อพื้นมีการสึกหรอมากกว่าคาร์ไบด์ เนื่องจากคาร์ไบด์ยูเทคติกมีความแข็งแรงสูงกว่า ดังนั้นถ้ามีปริมาณคาร์ไบด์ที่มีความแข็งแรงสูงในปริมาณที่มากพอและมีเนื้อพื้นที่มีความแข็งแรงสูงจะทำให้มีความต้านทานการสึกหรอสูงตามไปด้วย

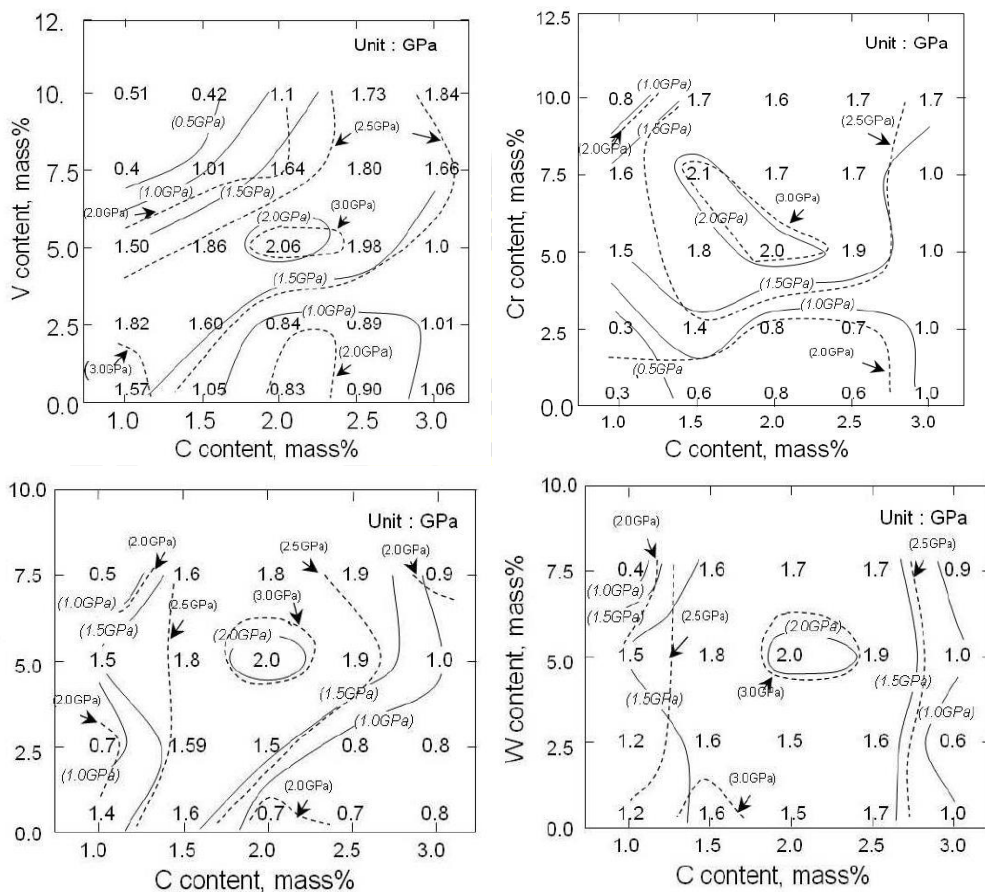


ภาพประกอบ 2.37 โครงสร้างผิวที่ผ่านการขัดสีของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด (3%C-10%V-5%Mo-5%W) [32]

ความแข็งแรงของเหล็กหล่อเป็นอีกปัจจัยหนึ่งที่ต้องให้ความสำคัญ เนื่องจากวัสดุที่แข็งมักจะมีค่าเปราะสูง ดังนั้นความต้านทานต่อการแตกหักจึงเป็นสิ่งจำเป็น สมบัติของลูกรีดที่ผลิตจากเหล็กหล่อทนการสึกหรอสามชนิดแสดงดังตาราง 2.4 พบว่าลูกรีดที่ผลิตจากเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดจะมีสมบัติทางกลเด่นในหลายด้านเมื่อเทียบกับเหล็กหล่อโครเมียมสูงและเหล็กหล่อNi-hard ดังนั้นในมุมมองของประสิทธิภาพการใช้งานจึงเป็นที่นิยมในปัจจุบัน ผลของธาตุผสมต่อความแข็งแรงอัด (Compressive strength) ของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดแสดงดังภาพประกอบ 2.38 พบว่าปริมาณธาตุผสมที่ให้ค่าความแข็งแรงอัดที่ 2 GPa คือ 2% C-5%V-5%Cr-5%Mo และ 5%W ซึ่งเป็นส่วนผสมพื้นฐานของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด

ตาราง 2.4 สมบัติทางกลของลูกรีดในงานรีดร้อนเหล็กกล้า

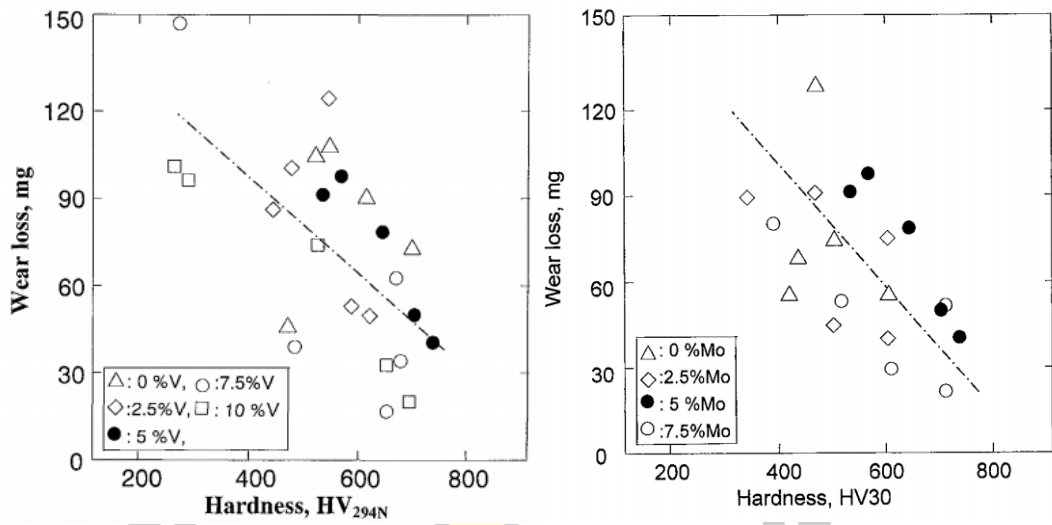
Division	Item	Unit	Roll material (shell)		
			Mult-component cast iron	White cast iron	High-cheome cast iron (HiCr)
Shell	Hardness	Hs	85	70-80	75-85
	Tensile strength	MPa	894	700-900	400-600
	Compressive strength	MPa	2867	1700-2200	1900-2500
	(0.5% Yield strength)	MPa	1765	1000-1500	1000-1500
	Contact fatigue strength	MPa	2700	2050	<1500
		MPa	25.7	21-34	<1500
	Fracture toughness	MPa•m ^{0.5}		21-34	18-30
Core	Tensile strength	MPa	864	400-500	300-500



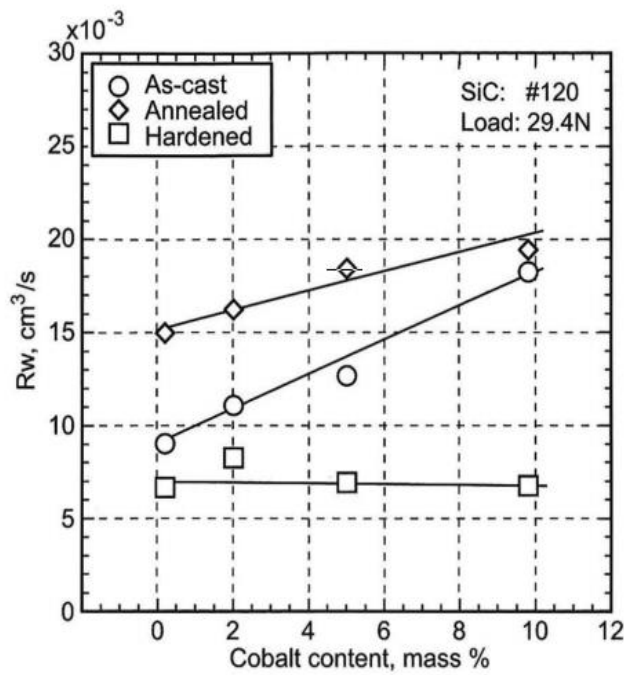
ภาพประกอบ 2.38 ผลของธาตุผสมต่อความแข็งแรงอัด (Compressive strength) เหล็กหล่อที่เติมธาตุผสมหลายชนิด [33]

งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดยังมีน้อย ผลของความแข็งต่อการสึกหรอของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดที่เติม Mo และ V ในปริมาณต่างกันแสดงดังภาพประกอบ 2.39 พบว่าการสึกหรอลดลงเมื่อความแข็งของเหล็กหล่อเพิ่มขึ้นโดยการเติม Mo และ V ต่างทำให้ความต้านทานการสึกหรอดีขึ้น เนื่องจากธาตุทั้งคู่สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ชนิดพิเศษที่มีความแข็งสูงทำให้ความแข็งที่ได้รับเพิ่มสูงขึ้น ผลของ Co ต่อการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดแสดงดังภาพประกอบ 2.40 ภายใต้กรรมวิธีทางความร้อนแตกต่างกัน พบว่า Co จะลดความต้านทานการสึกหรอในสภาพหล่อและสภาพอบอ่อนเป็นอย่างมาก เนื่องจาก Co เป็นธาตุที่ส่งเสริมการเกิดเพอร์ไลต์หรือเฟอร์ไรต์ทำให้เหล็กหล่อมีความแข็งลดลง แต่กลับไม่มีผลต่อการสึกหรอในสภาพชุบแข็ง เนื่องจากเหล็กหล่อชนิดนี้มีความสามารถในการชุบแข็งสูงเพียงพอสำหรับการเย็นตัวโดยการใช้ลมเป่า ทั้งนี้ Co ไม่มีผลต่ออุณหภูมิ Ms มากนัก ดังนั้นความแข็งหลังการชุบแข็งจึงไม่แตกต่างกันมากเมื่อเปรียบเทียบผลของการทำกรรมวิธีทางความร้อนที่ปริมาณ Co เท่ากัน นอกจากนี้ยังพบว่าอัตราการสึกหรอในสภาพชุบแข็งต่ำที่สุด และสภาพอบอ่อนจะมีอัตราการสึกหรอสูงที่สุด เนื่องจากในสภาพชุบแข็งเนื้อพื้นเป็นออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ ส่วนในสภาพอบอ่อนจะมีเนื้อพื้นเป็นเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ขนาดใหญ่ ส่วนในสภาพหล่อมีเนื้อพื้นผสมกันระหว่างออสเทนไนต์ เพอร์ไลต์และมาร์เทนไซต์ ดังนั้นอัตราการสึกหรอจึงน้อยกว่าสภาพอบอ่อน ผลของ Co ต่อการสึกหรอในสภาพอบคืนตัวแสดงดังภาพประกอบ 2.41 พบว่าอัตราการสึกหรอจะลดลงเมื่อ Co เพิ่มขึ้น เนื่องจาก Co จะเพิ่มความแข็งโดยช่วยส่งเสริมการแข็งขึ้นลำดับที่สองได้เป็นอย่างมากในระหว่างการอบคืนตัว ทำให้ทนการสึกหรอได้ดีขึ้น อุณหภูมิเหมาะสมในการอบคืนตัวคือ 773 -793K ซึ่งมีอัตราการสึกหรอต่ำที่สุด การเพิ่มปริมาณ Co จะช่วยเพิ่มความต้านทานการสึกหรอได้ดีในสภาพที่ผ่านการอบคืนตัว ภาพประกอบ 2.42 แสดงการสึกหรอของลูกรีดที่ทำจากเหล็กหล่อต่างชนิดกัน โดยพบว่าลูกรีดที่ผลิตจากเหล็กหล่อที่เติมธาตุผสมหลายชนิดมีความต้านทานต่อการสึกหรอดีกว่าที่ผลิตจากเหล็กหล่อโครเมียมสูงและเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมต่ำประมาณ 3 - 5 เท่า จากข้อมูลที่ได้อีกกล่าวมาทั้งหมดแสดงให้เห็นว่าเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมีประสิทธิภาพการใช้งานดีกว่าเหล็กหล่อชนิดอื่น

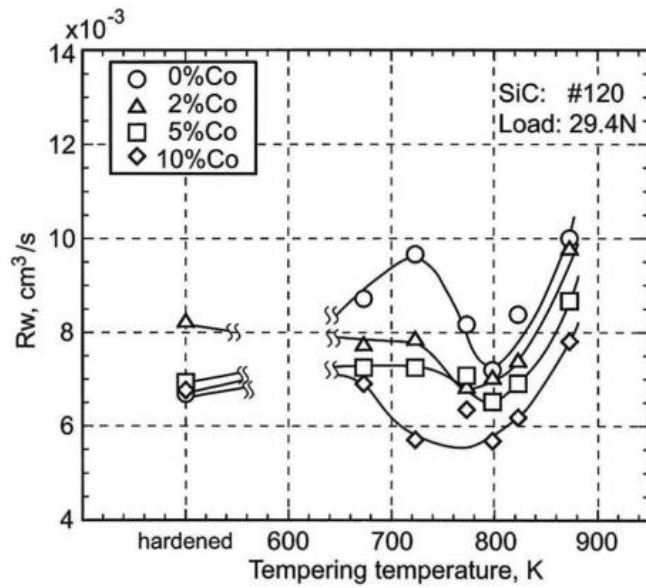
พูน ปรณ กิจโต ชิว



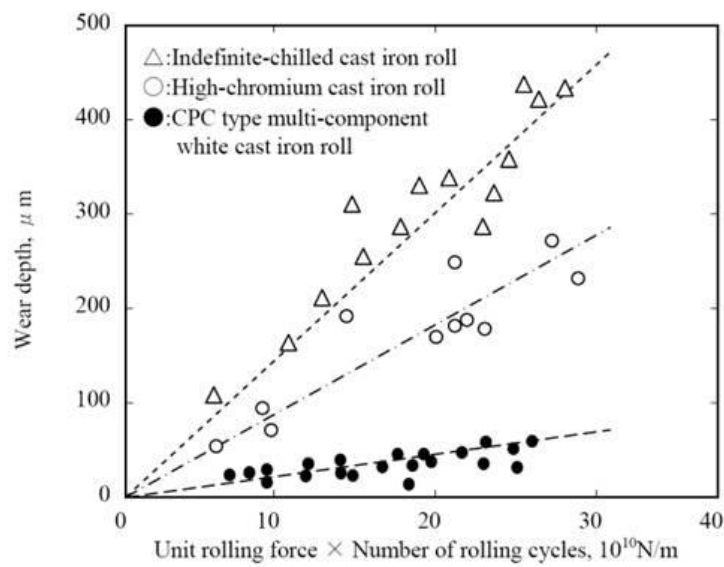
ภาพประกอบ 2.39 ผลของความแข็งต่อการสึกหรอของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐาน [34, 35]



ภาพประกอบ 2.40 ผลของ Co ต่ออัตราการสึกหรอของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐานในสภาพหล่อ สภาพอบอ่อน และสภาพชุบแข็ง [31]



ภาพประกอบ 2.41 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่ออัตราการสึกหรอของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดส่วนผสมพื้นฐานที่เติม Co ในปริมาณต่างกัน [31]



ภาพประกอบ 2.42 ผลของจำนวนรอบในการใช้งานต่อระยะสึกหรอของลูกรีดที่ผลิตจากเหล็กหล่อทนการสึกหรอสามชนิด [2]

บทที่ 3

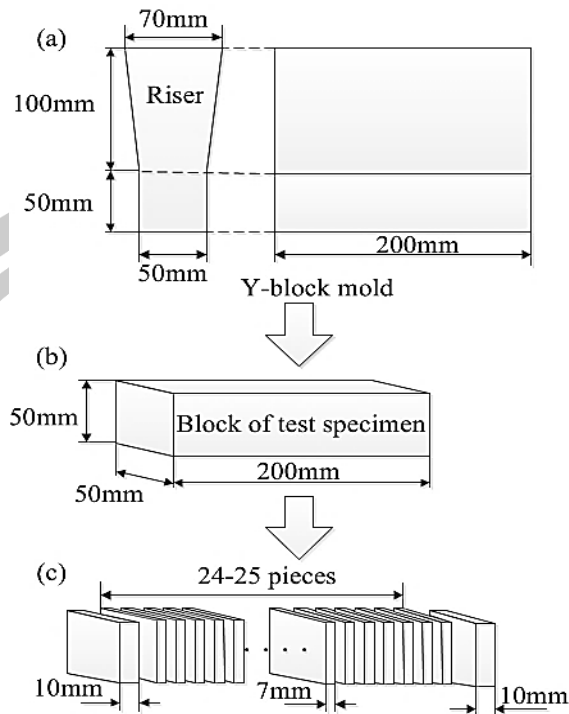
กระบวนการทดลอง

3.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ

ทำการหล่อชิ้นงานทดสอบ โดยใช้วัสดุดิบที่เป็นเหล็กดิบ เศษเหล็ก และโลหะผสมในปริมาณ 30 kg หลอมรวมกันโดยใช้เตาไฟฟ้า ใช้อุณหภูมิในการหล่อหลอม 1853K ทำการเทน้ำโลหะลงในแบบหล่อรูปตัว Y แสดงดังภาพประกอบ 3.1 a) ที่อุณหภูมิ 1773 - 1793K ทำการคลุมผิวหน้าโรเซอร์ด้วยผงคายความร้อน (Exothermic powder) เพื่อรักษาอุณหภูมิและเพื่อให้เกิดการแข็งตัวในทิศทางเดียว ชิ้นงานทดสอบที่ได้จากกระบวนการหล่อถูกนำไปวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีด้วยเครื่อง Atomic Emission Spectroscopy โดยส่วนผสมทางเคมีและค่า C_{bal} ของชิ้นงานทดสอบแสดงดังตาราง 3.1 ทำการตัดชิ้นงานหล่อโดยใช้เครื่องตัดโลหะด้วยลวด (Wire-cut) เพื่อป้องกันการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างที่ใกล้กับผิวรอยตัด ทำการตัดส่วนที่เป็นโรเซอร์ออกให้เหลือทรงสี่เหลี่ยมขนาด 200x50x50 มิลลิเมตร ทำการตัดส่วนหัวและท้ายของชิ้นงานออกข้างละ 10 มิลลิเมตร เนื่องจากเกิดการเย็นตัวเร็ว แล้วจึงตัดส่วนที่เหลือให้มีความหนาขึ้นละ 7 มิลลิเมตร เพื่อใช้ในการทดสอบ โดยกระบวนการตัดชิ้นงานแสดงดังภาพประกอบ 3.1 b) และ c) ตามลำดับ

ตาราง 3.1 ส่วนผสมทางเคมีและค่าคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ของชิ้นงานทดสอบ

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



ภาพประกอบ 3.1 แบบหล่อรูปตัว Y และขั้นตอนการตัดชิ้นงานทดสอบ

ในการหาค่า C_{bal} จะมีสมการในการคำนวณดังนี้ คือ

สำหรับชิ้นงานที่ 1 ถึง 3 มีปริมาณ Cr สูงจะเกิดคาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 ร่วมด้วย ดังนี้

$$\%C_{bal} = \%C - (0.099*\%Cr + 0.063*\%Mo + 0.033*\%W + 0.235*\%V)$$

ชิ้นงานที่ 4 และ 5 ไม่มีคาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 เพราะมี Cr ต่ำ ดังนี้

$$\%C_{bal} = \%C - (0.060*\%Cr + 0.063*\%Mo + 0.033*\%W + 0.235*\%V)$$

3.2 กรรมวิธีทางความร้อน

กรรมวิธีทางความร้อนแสดงดังตาราง 3.2 ทำการอบอ่อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 1223K เป็นเวลา 18 ks เย็นตัวในเตา จากนั้นทำการชุบแข็งชิ้นงานอบอ่อนที่ 1323 และ 1373K โดยแช่ไว้เป็นเวลา 3.6 ks และเย็นตัวโดยใช้ลมเป่าชิ้นงานชุบแข็งถูกอบคืนตัว 3 ระดับ ในช่วง 673 - 893K เป็นเวลา 12 ks โดยอ้างอิงจากงานวิจัยการหน้า ดังภาพประกอบ 2.33 [21] โดยอบที่อุณหภูมิที่ให้ความแข็งในการอบคืนตัวสูงสุด (H_{Tmax}) อุณหภูมิสูงและต่ำกว่า H_{Tmax} ($L-H_{Tmax}$ และ $H-H_{Tmax}$) ตามลำดับดังแสดงในตาราง 3.3 และตาราง 3.4 โดยวิธีการเลือกอุณหภูมิในการอบคืนตัวแสดงดังภาพประกอบ

ตาราง 3.2 กรรมวิธีทางความร้อน

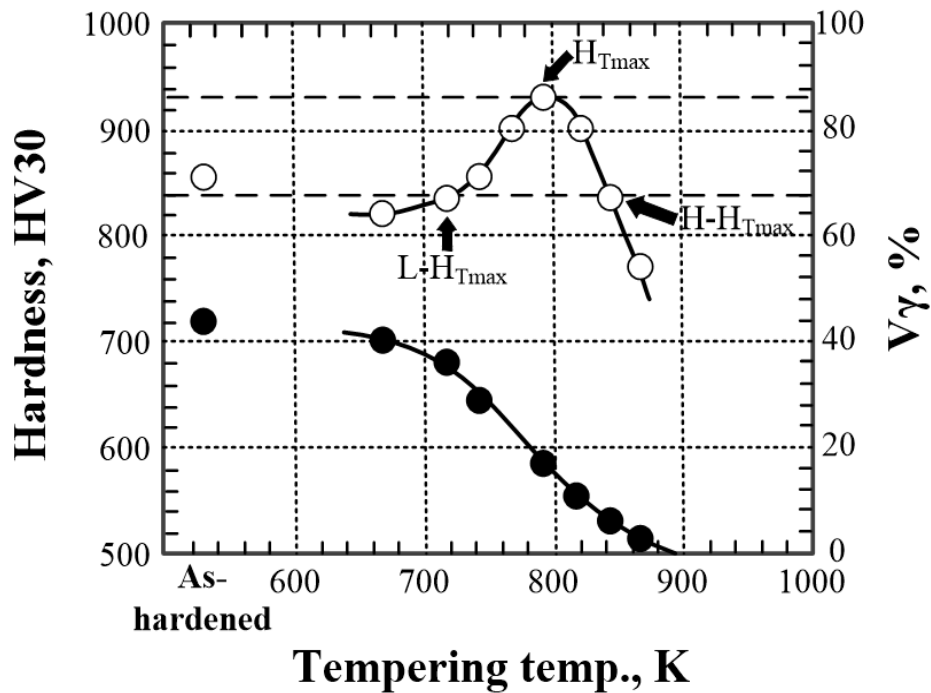
กรรมวิธีทางความร้อน	การอบอ่อน	การชุบแข็ง	การอบคืนตัว
อุณหภูมิ	1223K	1323 และ 1373K	3 ระดับในช่วง 673 - 893K
เวลาแช่	18 ks	3.6 ks	12 ks
การเย็นตัว	เตาอบ	ลมเป่า	อากาศ

ตาราง 3.3 อุณหภูมิในการอบคืนตัวชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323K

ชั้นงาน	L-H _{Tmax} (K)	H _{Tmax} (K)	H-H _{Tmax} (K)
1	673	798	873
2	723	798	873
3	723	773	823
4	723	773	823
5	673	773	823

ตาราง 3.4 อุณหภูมิในการอบคืนตัวชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373K

ชั้นงาน	L-H _{Tmax} (K)	H _{Tmax} (K)	H-H _{Tmax} (K)
1	723	798	883
2	723	823	893
3	723	823	863
4	723	823	863
5	673	773	823



ภาพประกอบ 3.2 รูปวาดแสดงการเลือกอุณหภูมิในการอบคืนตัวจากกราฟความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง [28]

3.3 การทดสอบโครงสร้างจุลภาค

3.3.1 กล้องจุลทรรศน์แสง

วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แสง (Optical Microscope) เตรียมผิวชิ้นงานโดยขัดหยาบด้วยกระดาษทรายตั้งแต่ขนาดเบอร์ 180, 320, 400, 600, 800, 1000 และทำการขัดละเอียดโดยใช้ผงอะลูมินาขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง $1 \mu\text{m}$ ทำการกัดด้วยน้ำยาที่มีส่วนผสมแสดงดังตาราง 3.5 เพื่อวิเคราะห์ชนิดของคาร์ไบด์และโครงสร้างเนื้อพื้น

3.3.2 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบกวาด

ทำการวิเคราะห์การเปลี่ยนแปลงเฟสของโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในสภาพที่ผ่านการทำการกรรมวิธีทางความร้อนโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบกวาด (Scanning Electron Microscope) ที่กำลังขยาย 5000 - 10,000 เท่า โดยเน้นไปที่เฟสเนื้อพื้นและคาร์ไบด์ลำดับที่สอง เพื่อยืนยันผลการทดลอง

ตาราง 3.5 น้ำยาทดสอบโครงสร้างจุลภาค

น้ำยา	การทดสอบ
<u>Murakami</u> — $K_3Fe(CN)_6$ 10 g. — NaOH or KOH 10 g. — Water 100 mL	ชนิดของคาร์ไบด์ยูเทคติก
<u>Vilella's reagent</u> — Picric acid 1 g. — HCl 5 cc. — Ethanol 100 cc.	ชนิดของเฟสเนื้อพื้น
<u>Nital reagent</u> — HNO_3 5 mL — Ethanol 95 mL	โครงสร้างโดยรวม

3.4 การทดสอบความแข็ง

ทำการทดสอบความแข็งแบบมาโคร (Macro-hardness) โดยใช้เครื่องทดสอบ Vickers Hardness Tester โดยใช้น้ำหนักกดอยู่ที่ 30 kg และทำการวัดความแข็งแบบไมโคร (Micro-hardness) โดยใช้เครื่องทดสอบ Micro-Vickers Hardness Tester ใช้น้ำหนักกด 100 g จะทำการวัดแบบสุ่มมากกว่า 5 จุดและทำการหาค่าเฉลี่ย

3.5 การวัดสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ)

ทฤษฎีสำหรับการหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างจะอาศัยสมการเบื้องต้นสำหรับการหาค่า Intensity ของการสะท้อนของเฟสต่าง ๆ ด้วยทดสอบวิธี XRD [36] คือ

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

เมื่อ K = ค่าคงที่

FF^* = ค่าแฟคเตอร์ของโครงสร้างผลึก (structure factor) ของเฟสที่สนใจ โดย
มีค่าเท่ากับ $4f^2$ สำหรับ α (Martensite/ferrite) และ $16f^2$ สำหรับ γ
(Austenite) โดย f คือ ค่า 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
เป็นค่าคงที่ของวัสดุ

$A(\theta)$ = Absorption factor

V_i = ปริมาตรของเฟสใด ๆ และ

V_i = ปริมาตรของหน่วยเซลล์

ถ้ากำหนดให้

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

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

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

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

$$\sum I_\alpha = K' (\sum R_\alpha)(V_\alpha) \quad (3.4)$$

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

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

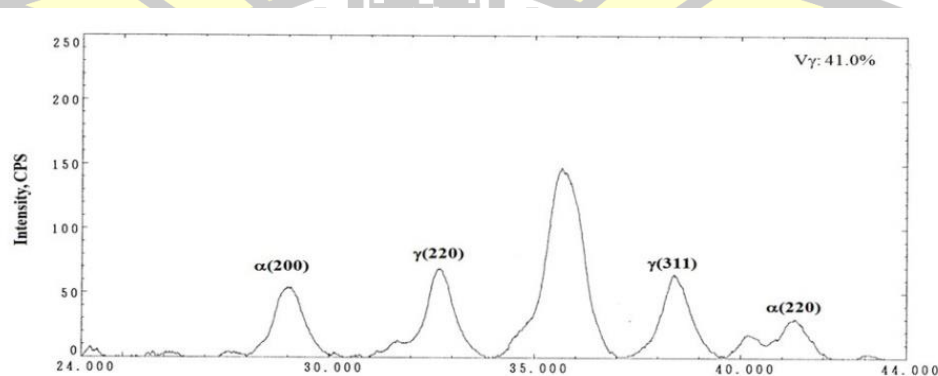
$$V_{\alpha} = [\sum I_{\alpha} \cdot \sum R_{\gamma} / \sum I_{\gamma} \cdot \sum R_{\alpha}] \times V_{\gamma} \quad (3.8)$$

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} หาได้จากกราฟพื้นที่ใต้กราฟของเฟส α และ γ การทดสอบ XRD ทำให้สามารถวัดร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_{γ}) ในเนื้อพื้นได้

การทดสอบหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำ ทำการเตรียมผิวชิ้นงานทดสอบโดยขัดหยาบด้วยกระดาษทราย ตั้งแต่ขนาดเบอร์ 180, 320, 400, 600, 800, 1000 และทำการขัดละเอียดโดยใช้ผงอะลูมินาขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง $1 \mu\text{m}$ ปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้ำจะทดสอบโดยใช้เทคนิค X-ray Diffraction (XRD) สำหรับการทดสอบชิ้นงานที่มีรูปทรงเป็นแท่งโดยเฉพาะ ชิ้นงานจะถูกทำให้หมุนและแกว่งอัตโนมัติเพื่อป้องกันปัญหาการเรียงตัวในบางทิศทางเป็นพิเศษซึ่งพบทั่วไปในงานหล่อ โดยเงื่อนไขการทดสอบแสดงดังตาราง 3.6 ทำการทดสอบในช่วงมุม $2\theta = 24$ ถึง 44 องศา ร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำจะคำนวณโดยใช้พื้นที่ใต้กราฟของระนาบ α (200) และ α (220) ซึ่งเป็นของเฟอร์ไรต์หรือมาร์เทนไซต์ และ ระนาบ γ (220) และ γ (311) สำหรับออสเทนไนต์ พื้นที่ใต้กราฟคำนวณโดยใช้โปรแกรม (Image Analyzer) ทำการคำนวณโดยใช้โปรแกรมคอมพิวเตอร์สำหรับหาร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำโดยเฉพาะโดยใช้ข้อมูลของระนาบ 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 3.3



ภาพประกอบ 3.3 ผลการทดสอบ XRD สำหรับชิ้นงานที่มีค่า V_{γ} เท่ากับ 41% [29]

ตาราง 3.6 สภาวะในการทดสอบหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง [29]

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

3.6 การทดสอบการสึกหรอแบบขัดสี

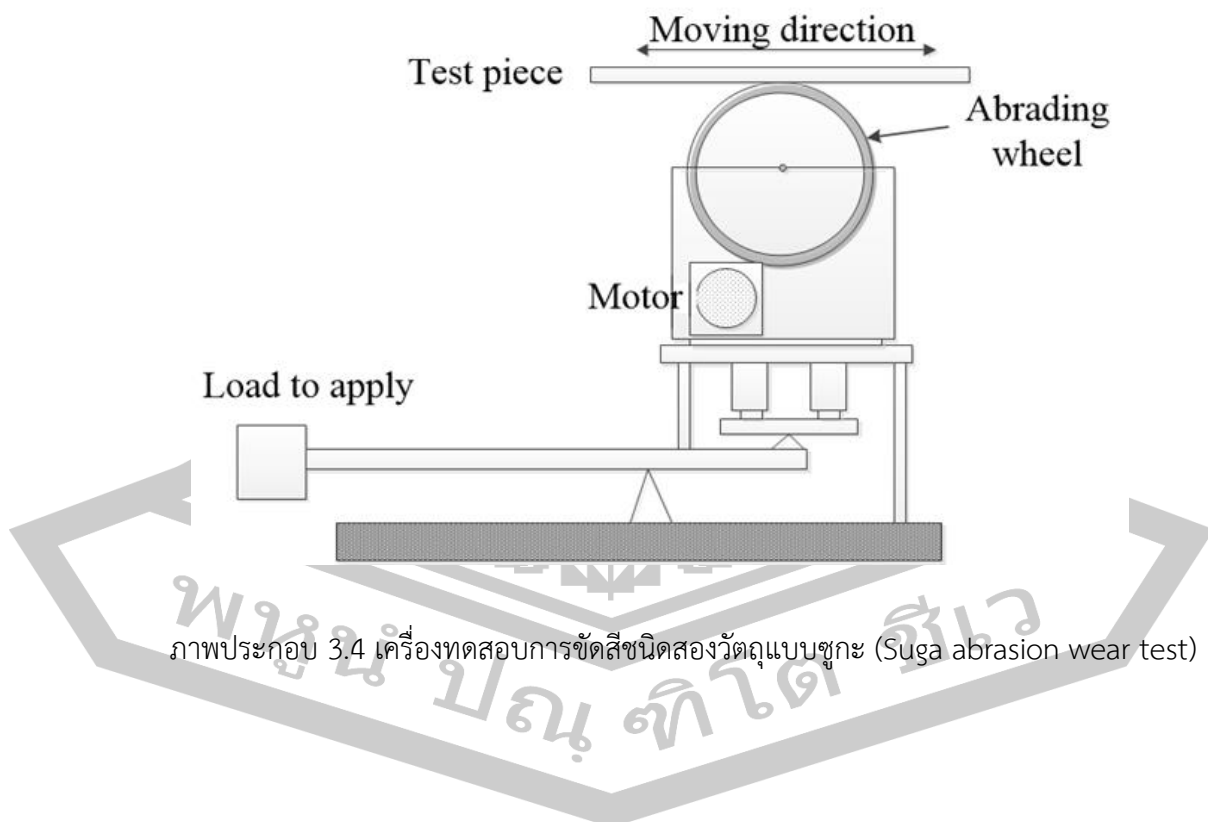
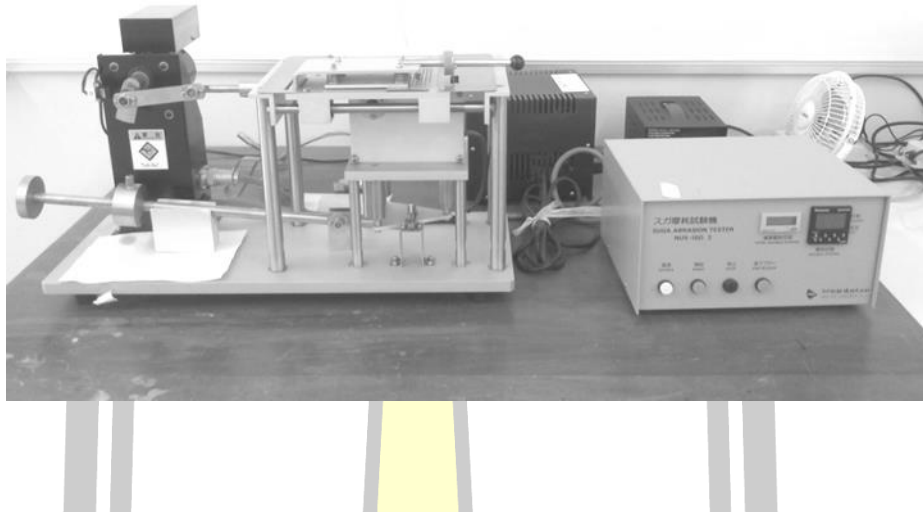
3.6.1 การสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุ

ทำการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุของชิ้นงานทดสอบในสภาพที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนโดยใช้เครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion wear test) ตามมาตรฐาน ASTM D6037 ซึ่งเป็นเครื่องมือที่มีความเหมาะสมสำหรับใช้ในการทดสอบวัสดุที่มีความแข็งสูงโดยเฉพาะแสดงดังภาพประกอบ 3.4 ใช้น้ำหนักทดสอบการขัดสี 1 kg กระจาดขัดสีทำจาก SiC เบอร์ 180 รอยสึกหรอมีขนาด 12 x 30 มม. ทำการทดสอบรอบละ 400 วินาที ทำการล้างด้วยเครื่องทำความสะอาดแบบ Ultrasonic โดยใช้ Acetone ทำการวัดน้ำหนักที่สูญเสียไปจากการขัดสีในแต่ละรอบโดยใช้เครื่องชั่งไฟฟ้าความละเอียดทศนิยม 4 ตำแหน่ง ทำการทดสอบซ้ำรอยเดิม 8 รอบต่อชิ้นงาน ทำการทดสอบการขัดสีชิ้นงานละสองรอยขัดแล้วหาค่าเฉลี่ยหาค่าน้ำหนักที่สูญเสีย

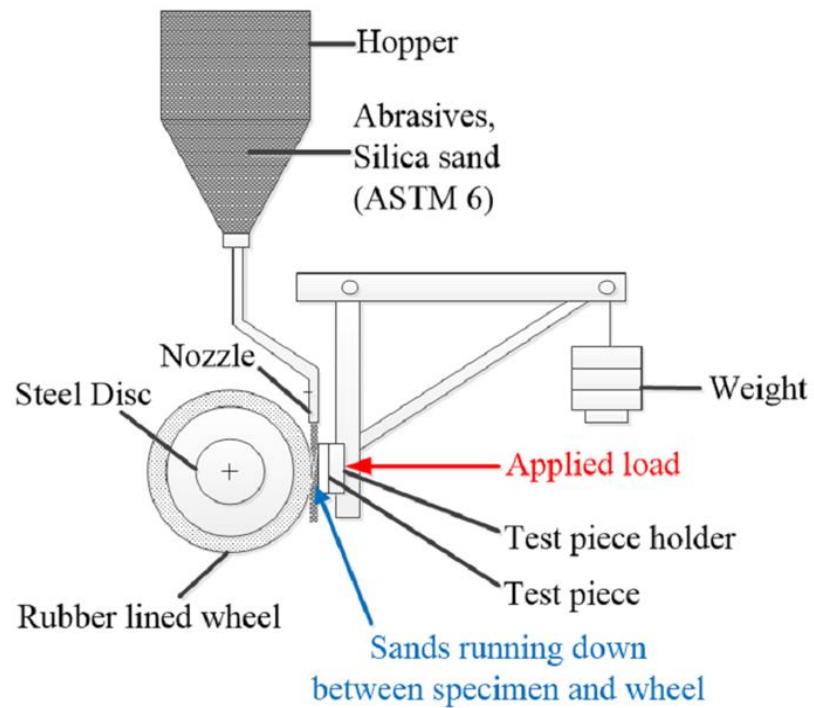
3.6.2 การสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุ

การทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุจะใช้เครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ตามมาตรฐาน ASTM G65 ดังภาพประกอบ 3.5 โดยความเร็วรอบของล้อยางหมุนอยู่ที่ 120 รอบต่อนาที ทำการทดสอบรอบละ 1000 รอบ ใช้ทรายเป็นวัสดุขัดสีมีอัตราการป้อนทรายอยู่ที่ 250 - 300 g/นาที จะใช้น้ำหนักในการทดสอบการขัดสี 8.7 kgf หลังจากครบ 1000 รอบ จะทำการล้างด้วยเครื่องทำความสะอาดแบบ Ultrasonic โดยใช้ Acetone ทำการ

วัดน้ำหนักที่สูญเสียไปจากการขัดสีโดยใช้เครื่องซึ่งไฟฟ้าความละเอียดทศนิยม 4 ตำแหน่ง ทำการทดสอบซ้ำรอยเดิม 4 รอบต่อชิ้นงาน โดยวัดน้ำหนักที่หายไปในแต่ละรอบ ทำการทดสอบการขัดสีชิ้นงานละสองรอยขัดแล้วหาค่าเฉลี่ยหาค่าน้ำหนักที่สูญเสีย



ภาพประกอบ 3.4 เครื่องทดสอบการขัดสีชนิดสองวัดแบบชุกะ (Suga abrasion wear test)



ภาพประกอบ 3.5 เครื่องทดสอบการขัดสีชนิดสามวัตถุแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)

บทที่ 4

ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผล

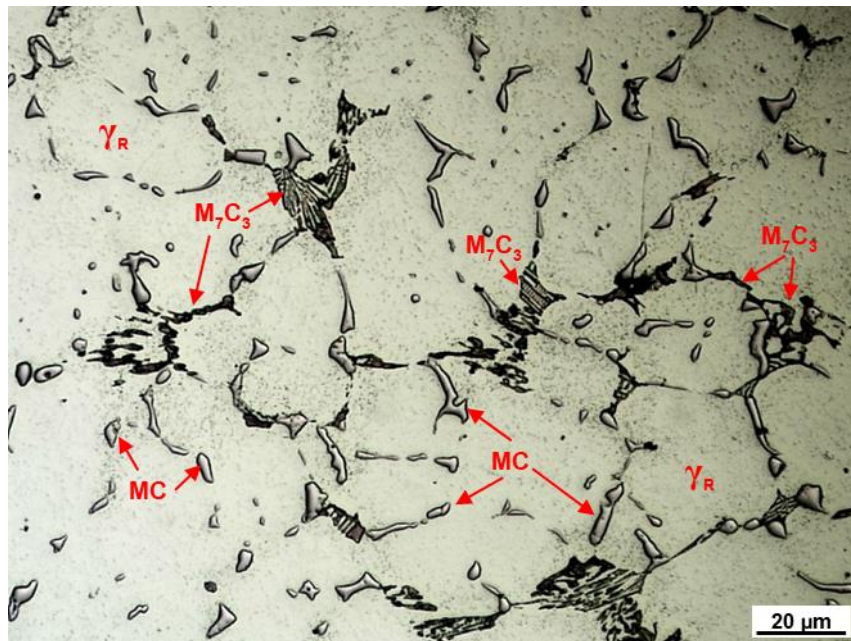
4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบ

4.1.1 สภาพชุบแข็ง

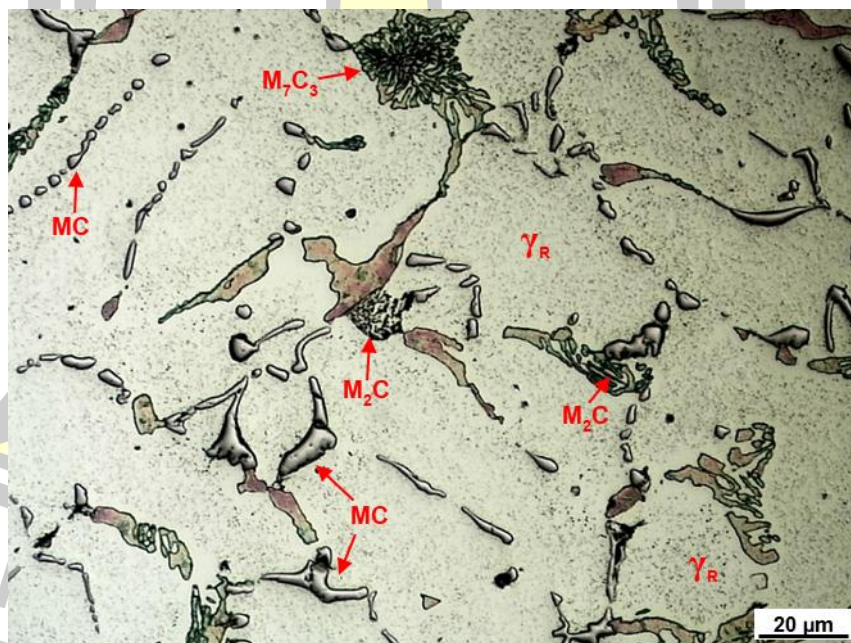
1) โครงสร้างโดยรวมของชิ้นงาน

เพื่อที่จะศึกษาโครงสร้างโดยรวมของชิ้นงานทดสอบ ได้ทำการกัดผิวชิ้นงานชุบแข็งที่ผ่านการเตรียมผิวโดยใช้น้ำยา Murakami และทำการวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคโดยรวมแสดงดังภาพประกอบ 4.1 พบว่าทุกชิ้นงานแสดงโครงสร้างไฮโปยูเทคติก ซึ่งประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์และโครงสร้างยูเทคติก (γ +คาร์ไบด์) โดยออสเทนไนต์ปฐมภูมิ (γ_R) จะเกิดขึ้นก่อนในของเหลวในลักษณะเดนไดรต์เมื่ออุณหภูมิของของเหลวลดลงถึงอุณหภูมิยูเทคติกจะพบว่าเดนไดรต์หยุดการเติบโตและของเหลวที่เหลือจะเกิดปฏิกิริยายูเทคติก ชนิดของคาร์ไบด์ยูเทคติกคือ MC M_2C และ M_7C_3 ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยอ้างอิง [29] คาร์ไบด์ยูเทคติกของชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ ประกอบด้วยชนิด MC และ M_7C_3 ส่วนชิ้นงาน -0.20% และ $-0.01\%C_{bal}$ ประกอบไปด้วย MC M_2C และ M_7C_3 โดยปริมาณของคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 ลดลงเมื่อเพิ่ม C_{bal} เพิ่มขึ้น สำหรับชิ้นงาน $+0.42\%$ และ $+0.53\%C_{bal}$ จะพบเฉพาะคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด MC และ M_2C สำหรับชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ มีปริมาณ Cr สูงและมีปริมาณ C ต่ำ ทำให้การเกิดคาร์ไบด์ชนิด M_2C ได้ยาก เนื่องจาก Cr จะยับยั้งการเกิดคาร์ไบด์ประเภท M_2C แต่จะส่งเสริมการเกิดคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 แทน [19, 20] ส่วนชิ้นงานที่มี C_{bal} ตั้งแต่ -0.20% ขึ้นไปจะพบว่าคาร์ไบด์ประเภท M_2C เกิดขึ้นเนื่องจากมีปริมาณคาร์บอนเพิ่มสูงขึ้นและปริมาณ Cr ลดลง ทำให้คาร์ไบด์ชนิด M_2C สามารถเกิดขึ้นและแข่งขันกับการเกิดคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 ได้จนกระทั่งคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 หดไปในชิ้นงานที่มี C_{bal} สูง

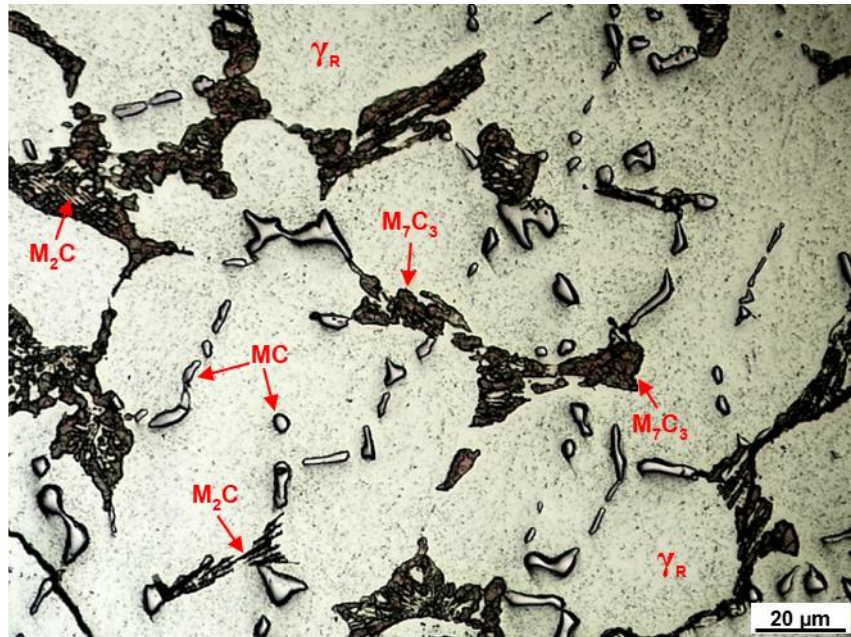
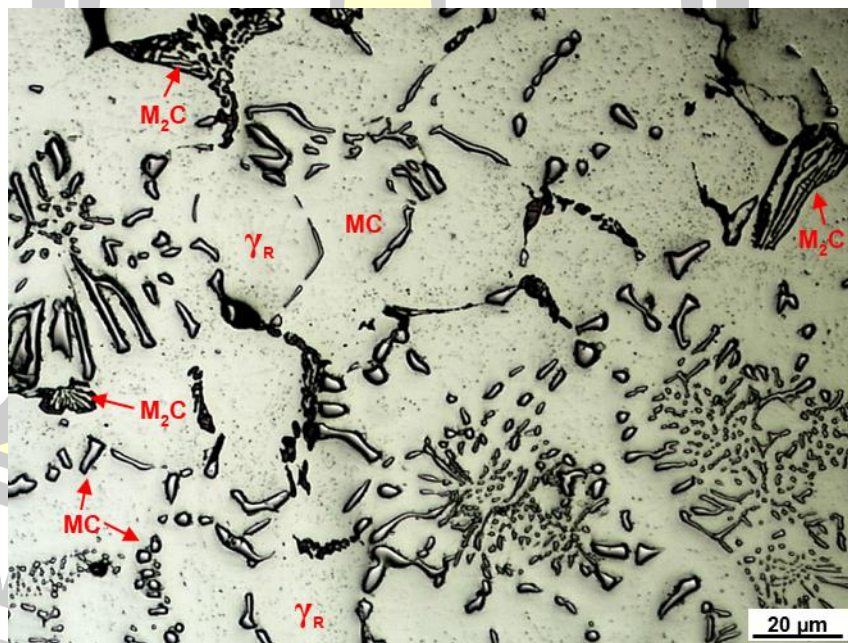
พูน ปณ ทิโต ชีเว

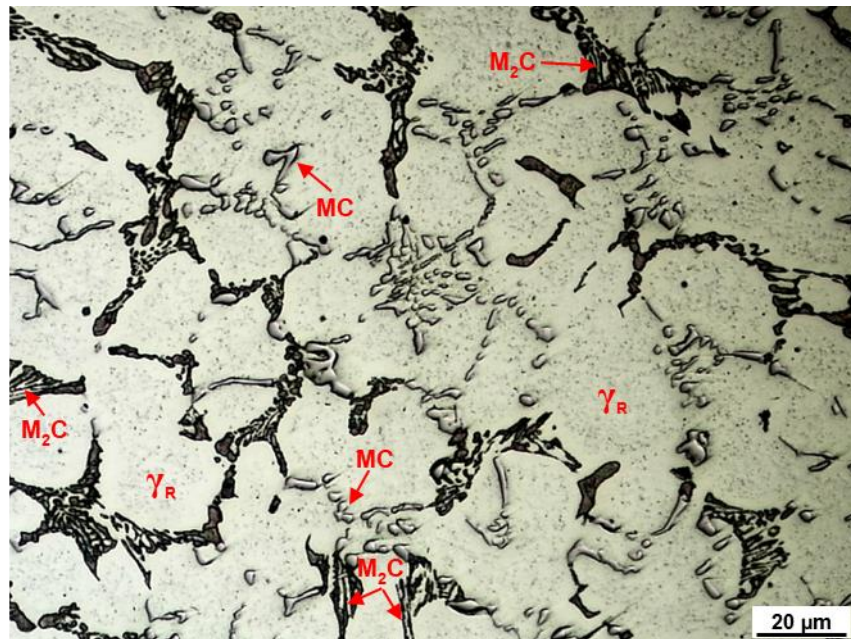


(a) $-0.68\%C_{\text{bal}}$



(b) $-0.20\%C_{\text{bal}}$

(c) $-0.01\%C_{bat}$ (d) $+0.42\%C_{bat}$

(e) +0.53% C_{bal}

ภาพประกอบ 4.1 โครงสร้างจุลภาคโดยรวมของชิ้นงานทดสอบ

2) โครงสร้างจุลภาคของเนื้อพื้น

คาร์ไบด์ยูเทคติกได้รับผลกระทบเล็กน้อยในระหว่างการอบให้เป็นออสเทนไนต์ในขั้นตอนการชุบแข็ง เนื่องจากเป็นคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นมีเสถียรภาพสูง [35] แต่เนื้อพื้นจะมีการเปลี่ยนแปลงอย่างมากจากสภาพหล่อ ชิ้นงานชุบแข็งถูกกัดด้วยน้ำยา Villella และวิเคราะห์โครงสร้างด้วย SEM โดยจะเน้นที่เนื้อพื้นดังภาพประกอบ 4.2 สำหรับชิ้นงานผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1323K และภาพประกอบ 4.3 สำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1373K ตามลำดับ จากภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคพบว่าเนื้อพื้นของทุกชิ้นงานประกอบด้วยคาร์ไบด์ลำดับที่สอง (SC) ขนาดเล็กกระจายอยู่ทั่วไปบนเนื้อพื้นของมาร์เทนไซต์ (M) โดยมีออสเทนไนต์ (γ_R) บางส่วนเหลืออยู่ ยกเว้นชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ ที่เนื้อพื้นประกอบด้วยคาร์ไบด์ลำดับที่สองขนาดใหญ่และเฟอร์ไรต์

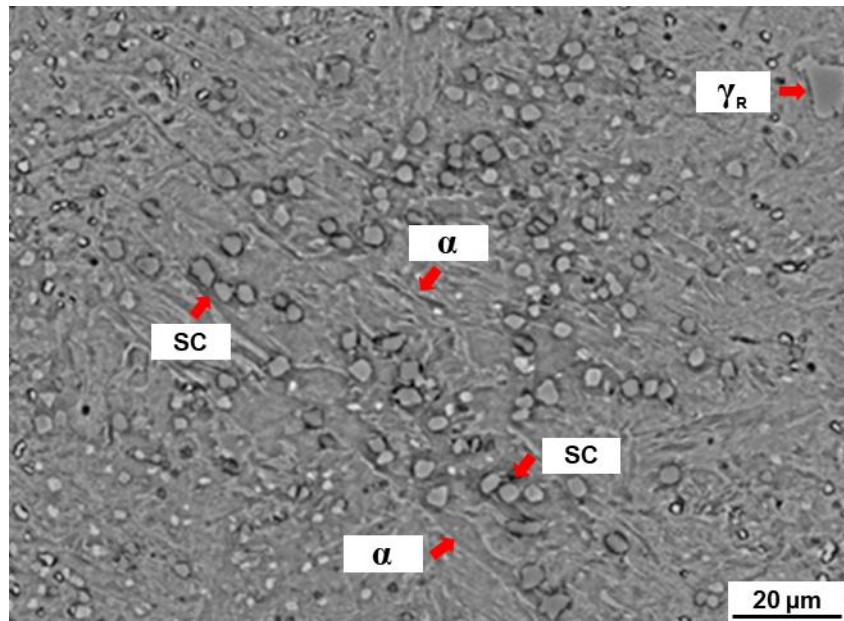
เมื่อเปรียบเทียบระหว่างอุณหภูมิชุบแข็งพบว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323K จะมีปริมาณคาร์ไบด์ลำดับที่สองมากกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373K เนื่องจากการเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะเพิ่มขีดจำกัดการละลายของธาตุผสมในออสเทนไนต์ ทำให้คาร์ไบด์ลำดับที่สองเกิดขึ้นได้น้อยลงนอกจากนี้ยังพบว่าปริมาณคาร์ไบด์ลำดับที่สองเพิ่มขึ้นและมีขนาดใหญ่ขึ้นเมื่อค่า C_{bal} ลดลง Hashimoto และคณะ [35] ได้ศึกษาชนิดของคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่ตกตะกอนในการทำกรรมวิธีทางความร้อน

เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด พบว่าเป็นคาร์ไบด์ชนิด MC และ M_6C โดยมี M_7C_3 บ้างเล็กน้อย ดังนั้นคาร์ไบด์ลำดับที่สองแสดงดังภาพประกอบ 4.2 และ 4.3 จึงสามารถเป็นได้ทั้ง MC M_6C หรือ M_7C_3

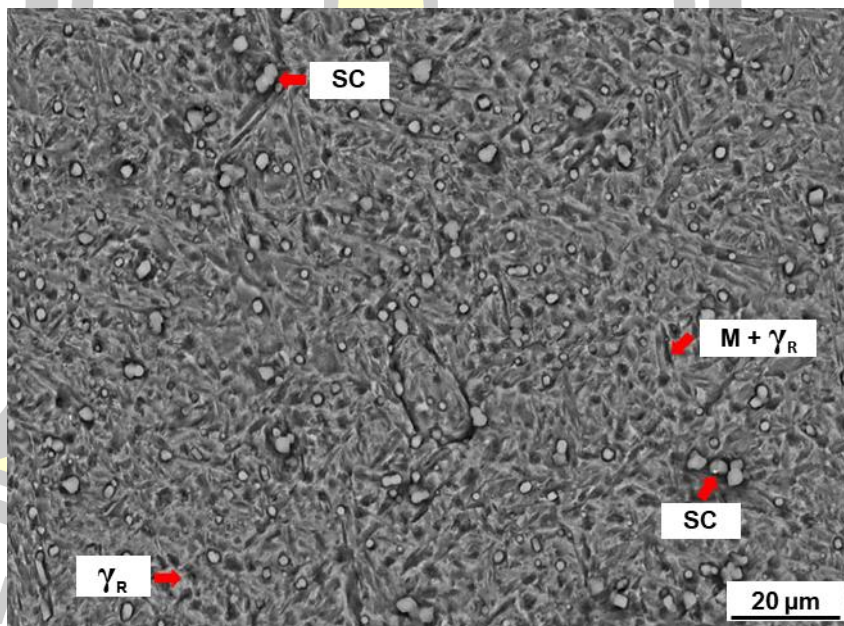
เมื่อพิจารณาปริมาณของมาร์เทนไซต์ในเนื้อพื้นพบว่า มีแนวโน้มลดลงเมื่อ C_{bal} เพิ่มขึ้น ซึ่งตรงข้ามกับการเปลี่ยนแปลงของปริมาณออสเทนไตต์เหลือค้ำที่มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มค่า C_{bal} สามารถอธิบายได้ว่าเมื่อเพิ่มค่า C_{bal} จะทำให้มีคาร์บอนในเนื้อพื้นเพิ่มขึ้น ส่งผลให้เสถียรภาพของออสเทนไตต์สูงขึ้น ทำให้อุณหภูมิกการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ (Ms) ลดลง ดังนั้นการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไตต์เป็นมาร์เทนไซต์ในระหว่างการชุบแข็งจึงเกิดได้น้อยลง เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิชุบแข็งพบว่า การชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1373K จะมีปริมาณออสเทนไตต์เหลือค้ำมากกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323K เนื่องจากการเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะเพิ่มเสถียรภาพของออสเทนไตต์ดังที่กล่าวไว้ก่อนหน้านี้

โครงสร้างเนื้อพื้นของชิ้นงาน $-0.68\% C_{bal}$ จะแตกต่างจากชิ้นงานอื่น โดยประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองขนาดใหญ่เป็นส่วนมาก โดยมีออสเทนไตต์เหลือค้ำเพียงเล็กน้อยเท่านั้น สามารถอธิบายได้ว่าเกิดจากส่วนผสมของชิ้นงานนี้มีความสามารถในการชุบแข็งต่ำเกินไป เนื่องจากมี C_{bal} ต่ำมากทำให้ถูกนำไปใช้ในการฟอร์มคาร์ไบด์เกือบทั้งหมด การเกิดคาร์ไบด์ลำดับที่สองจะลดธาตุผสมต่าง ๆ ในออสเทนไตต์ทำให้ไม่เหลือธาตุผสมเพียงพอที่จะเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งในออสเทนไตต์ ดังนั้นออสเทนไตต์จึงเปลี่ยนเฟสเป็นเฟอร์ไรต์เมื่อเย็นตัวในระหว่างชุบแข็ง

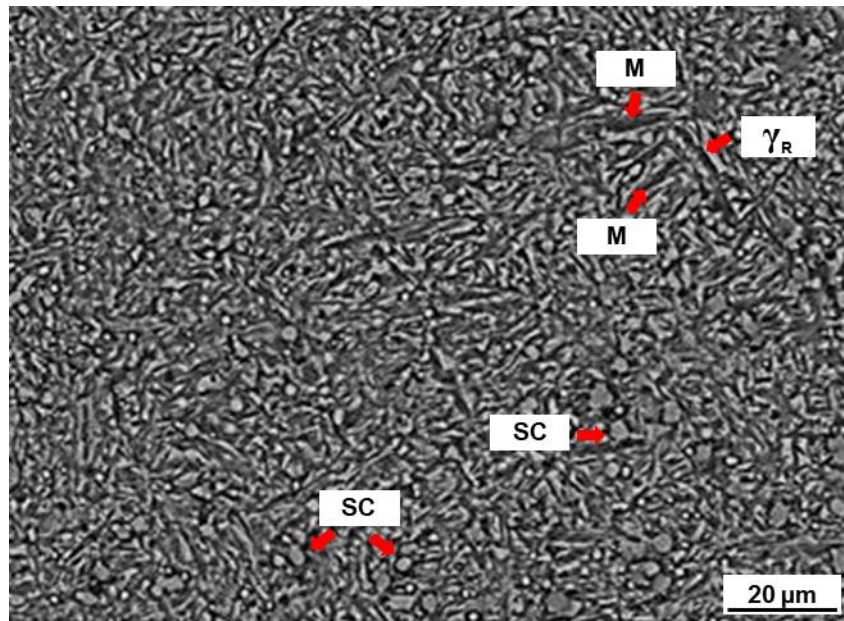
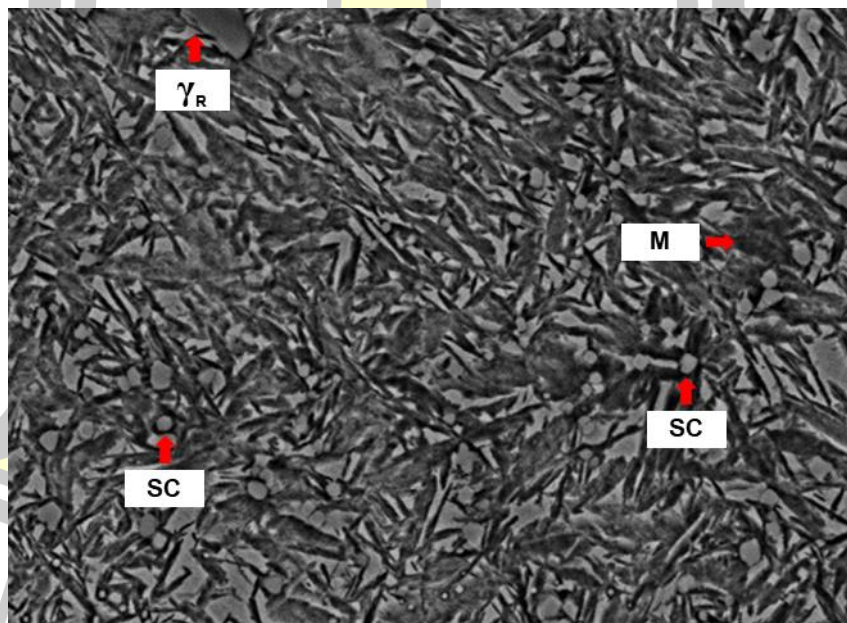


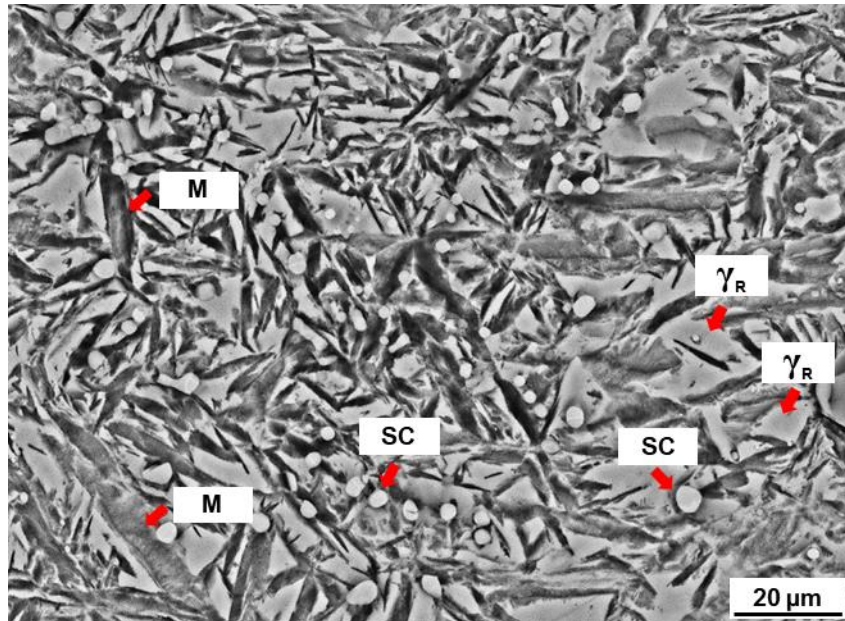


(a) $-0.68\%C_{\text{bal}}$

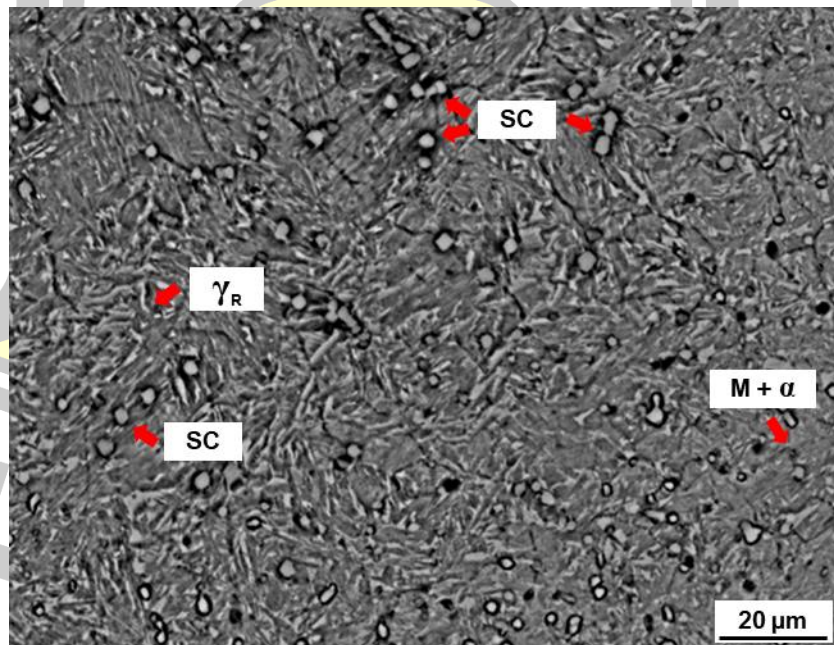


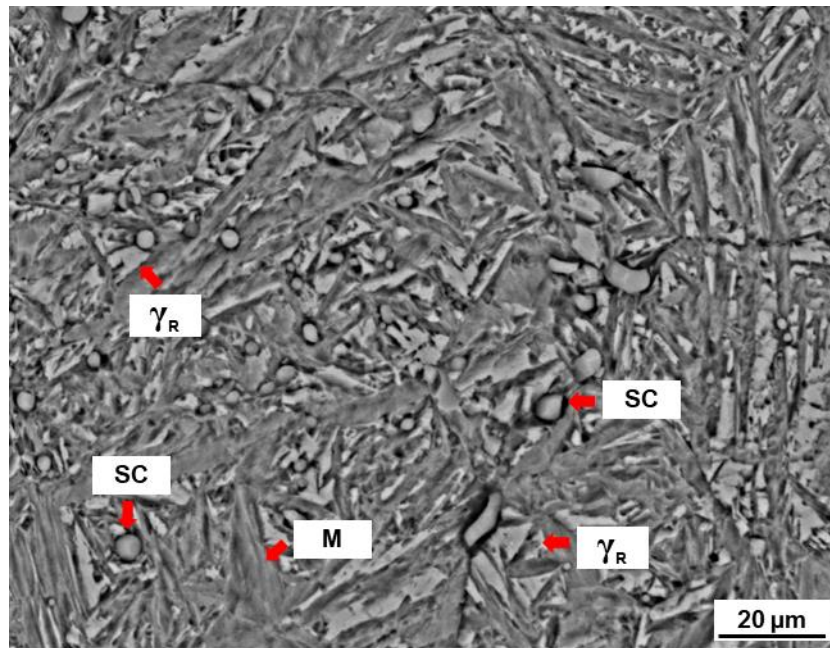
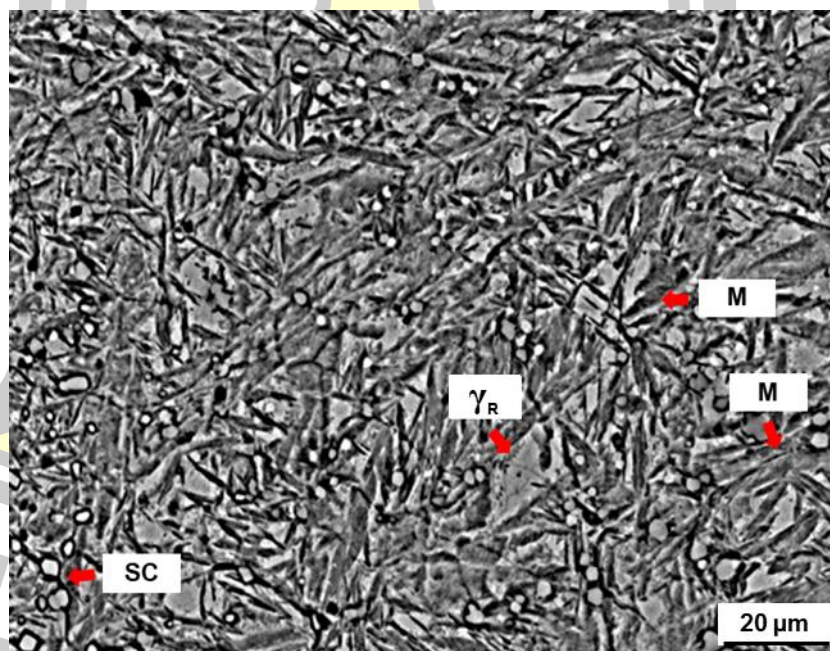
(b) $-0.02\%C_{\text{bal}}$

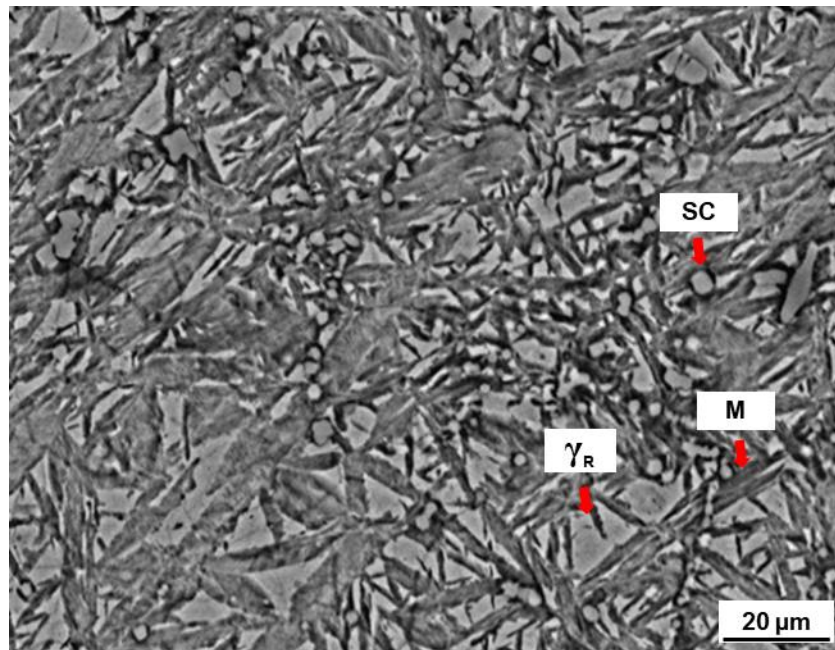
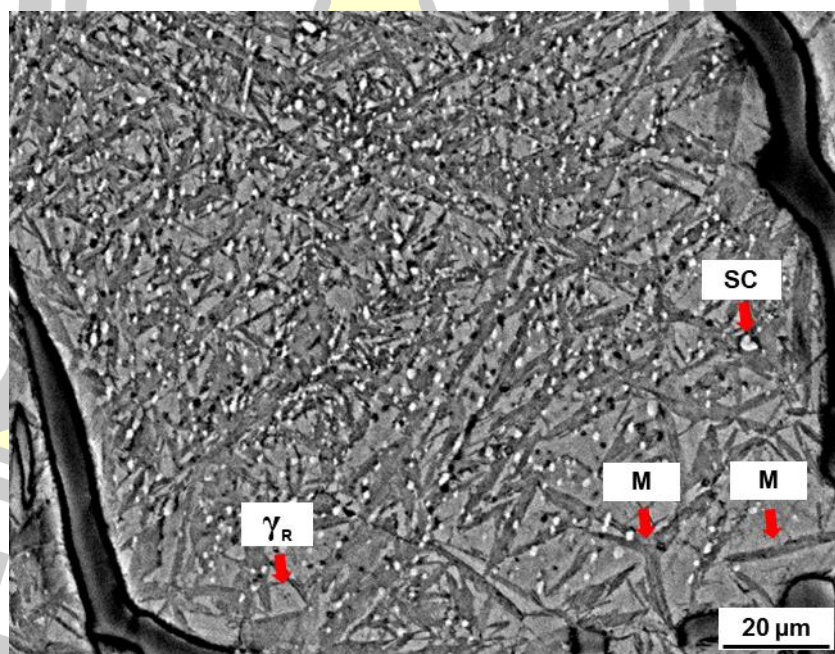
(c) $-0.01\%C_{\text{bal}}$ (d) $+0.42\%C_{\text{bal}}$

(e) +0.53% C_{bal}

ภาพประกอบ 4.2 โครงสร้างเนื้อพื้นของชิ้นงานทดสอบในสภาพชุบแข็งที่ 1323K

(a) -0.68% C_{bal}

(b) $-0.20\%C_{\text{bat}}$ (c) $-0.01\%C_{\text{bat}}$

(d) +0.42% C_{bat} (e) +0.53% C_{bat}

ภาพประกอบ 4.3 โครงสร้างเนื้อพื้นของชิ้นงานทดสอบในสภาพชุบแข็งที่ 1373K

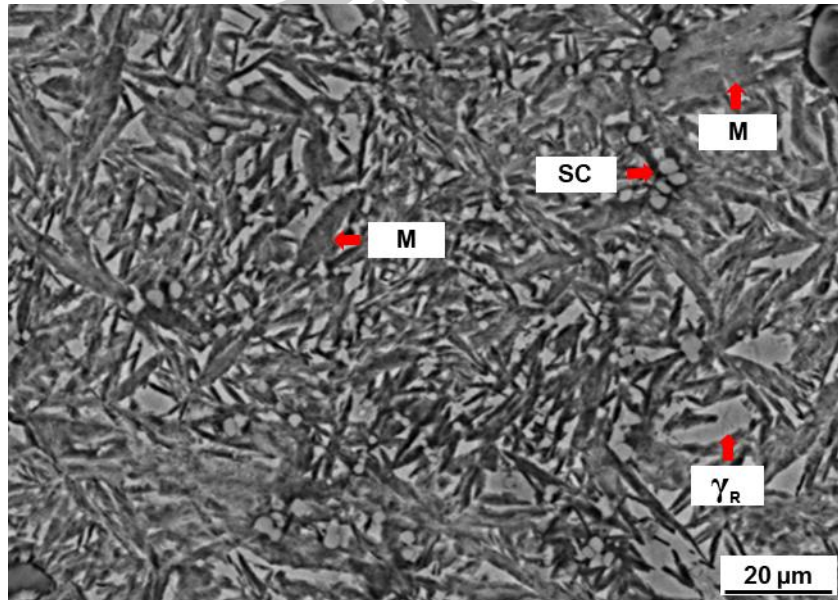
4.1.2 สภาพอบคืนตัว

จุดประสงค์ของการอบคืนตัวเพื่อลดความเค้นตกค้างจากการชุบแข็งและทำให้ออสเทนไนต์เหลือค้างเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน $+0.42\%C_{bal}$ ที่ผ่านการชุบแข็งและอบคืนตัวสามระดับแสดงดังภาพประกอบ 4.4 สำหรับการชุบแข็งที่ 1323K และภาพประกอบ 4.5 สำหรับการชุบแข็งที่ 1373K โดยได้ใส่โครงสร้างจุลภาคในสภาพชุบแข็งเพื่อการเปรียบเทียบ พบว่าเนื้อพื้นของชิ้นงานในสภาพชุบแข็งประกอบด้วย คาร์ไบด์ลำดับที่สอง ออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ โดยจะพบคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีขนาดใหญ่และขนาดเล็กปนกัน คาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีขนาดใหญ่คาดว่าคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่เกิดขึ้นในขั้นตอนการอบอ่อน ซึ่งใช้ระยะเวลาในการอบนานทำให้เกิดคาร์ไบด์ที่มีขนาดใหญ่ ซึ่งไม่ละลายในระหว่างการชุบแข็ง ส่วนคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีขนาดเล็กกว่าคาดว่าเกิดขึ้นในขั้นตอนของการชุบแข็ง เมื่อทำการอบคืนตัวชิ้นงานที่อุณหภูมิ $L-H_{T_{max}}$ พบว่าจะมีคาร์ไบด์ขนาดเล็กเพียงเล็กน้อย โดยมีออสเทนไนต์เหลือค้างจำนวนมากเมื่ออบคืนตัวที่อุณหภูมิ $H_{T_{max}}$ พบว่าการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองเพิ่มสูงขึ้นและเนื้อพื้นส่วนใหญ่เป็นมาร์เทนไซต์ โดยมี ออสเทนไนต์เหลือค้างลดลงอย่างมาก เมื่อทำการอบคืนตัวที่ $H-H_{T_{max}}$ พบว่าคาร์ไบด์ลำดับที่สองมีขนาดใหญ่ขึ้นและเนื้อพื้นเปลี่ยนเป็นเฟอร์ไรต์หรือเพอร์ไลต์ คาดว่าเกิดจากรวมตัวกันของคาร์ไบด์ขนาดเล็กเป็นก้อนขนาดใหญ่ (Coarsening) ภายใต้สภาวะนี้เรียกว่าการเกิด Over-tempering

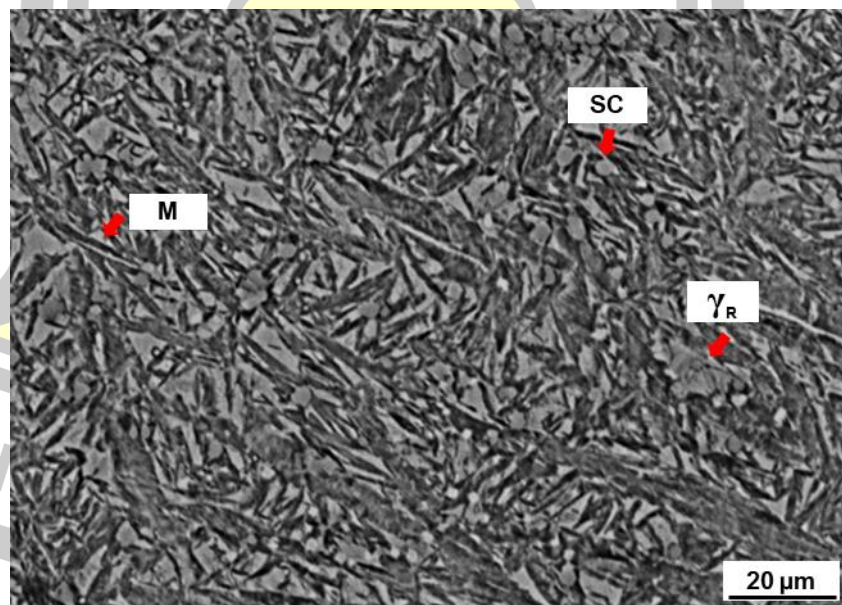
Hashimoto และคณะ [35] ได้ศึกษาชนิดของคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่ตกตะกอนในขั้นตอนการอบคืนตัวของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิด โดยได้รายงานว่ายประกอบไปด้วยชนิด MC M_2C $M_{23}C_6$ หรือ M_6C ตามส่วนผสมทางเคมี อย่างไรก็ตามไม่สามารถแยกชนิดของคาร์ไบด์โดยใช้ภาพถ่าย SEM ได้ ในงานวิจัยนี้คาดว่าเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองเหล่านี้ในเนื้อพื้นเช่นกัน นอกจากนี้ VYAROSTKOVA และคณะ [21] ได้รายงานว่าในช่วงอุณหภูมิการอบคืนตัวที่ 773 - 823K จะเกิดปฏิกิริยาคาร์ไบด์ (Carbide reaction) ในเฟสมาร์เทนไซต์ เนื่องจากเหล็กหล่อในงานวิจัยนี้ได้เติมธาตุผสมที่ฟอร์มคาร์ไบด์ได้แรงหลายชนิด ดังนั้นจึงเป็นไปได้ว่าในชิ้นงาน $H_{T_{max}}$ จะเกิดคาร์ไบด์ชนิดพิเศษที่มีความแข็งสูงคือ VC Mo_2C และ W_2C เป็นต้น ซึ่งคาร์ไบด์ลำดับที่สองเหล่านี้ก็เป็นอีกหนึ่งปัจจัยที่ช่วยเพิ่มความแข็งให้กับเนื้อพื้นเป็นอย่างมาก

เมื่อเปรียบเทียบระหว่างชิ้นงาน $H_{T_{max}}$ ทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็งจะพบว่ามีออสเทนไนต์เหลือค้างอยู่บางส่วน ซึ่งแสดงให้เห็นว่าแม้ชิ้นงานที่มีความแข็งสูงสุดยังคงมีออสเทนไนต์เหลือค้างอยู่ โดยชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิสูงจะมีออสเทนไนต์เหลือค้างในชิ้นงาน $H_{T_{max}}$ มากกว่าการชุบแข็งที่อุณหภูมิต่ำ เพราะว่าออสเทนไนต์เหลือค้างจากการชุบแข็งที่อุณหภูมิสูงจะมีเสถียรภาพสูงกว่าจากการละลายธาตุผสมได้มากกว่าเมื่อเทียบกับการชุบแข็งที่อุณหภูมิต่ำ ส่วนที่อุณหภูมิ $H-H_{T_{max}}$ เกิดการอบคืนตัวเกิน

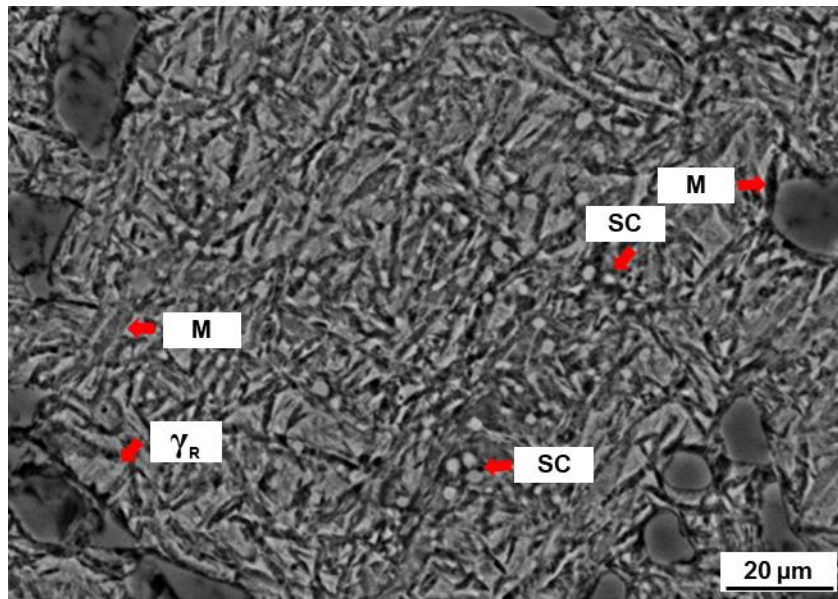
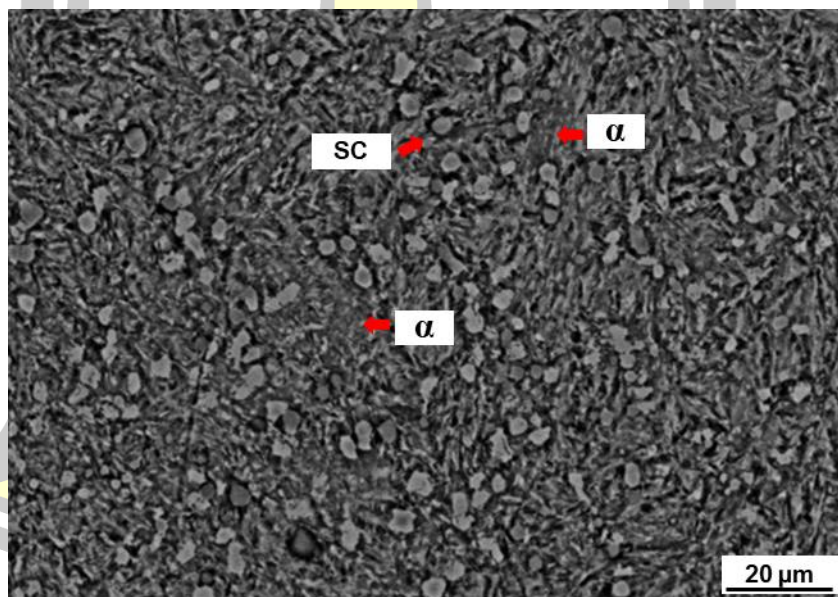
(Over-tempering) กล่าวคือ มาร์เทนไซต์จากการชุบแข็งเปลี่ยนเป็นคาร์ไบด์ลำดับที่สองขนาดใหญ่ และเฟอร์ไรต์ ส่วนออสเทนไนต์เหลือค้างจะเปลี่ยนเป็นเพอร์ไลต์



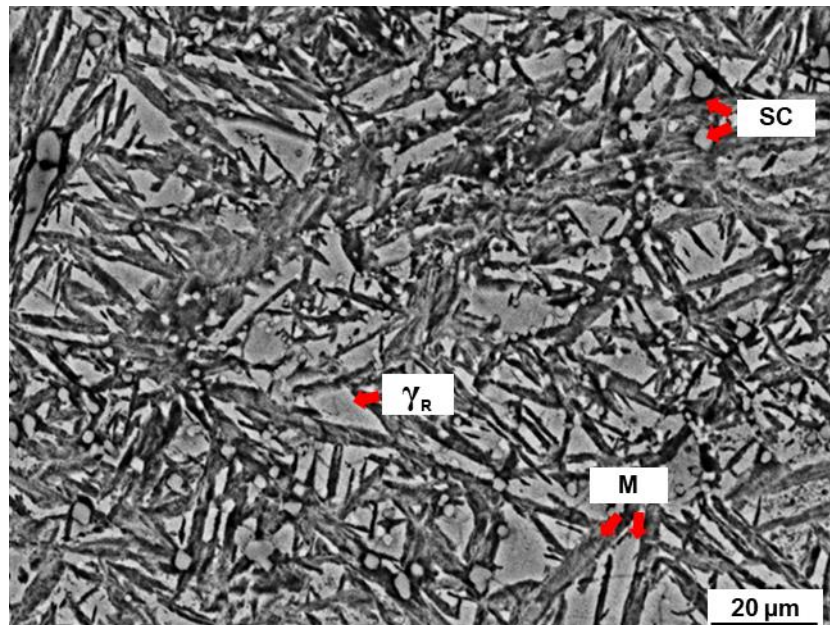
(a) สภาพชุบแข็ง



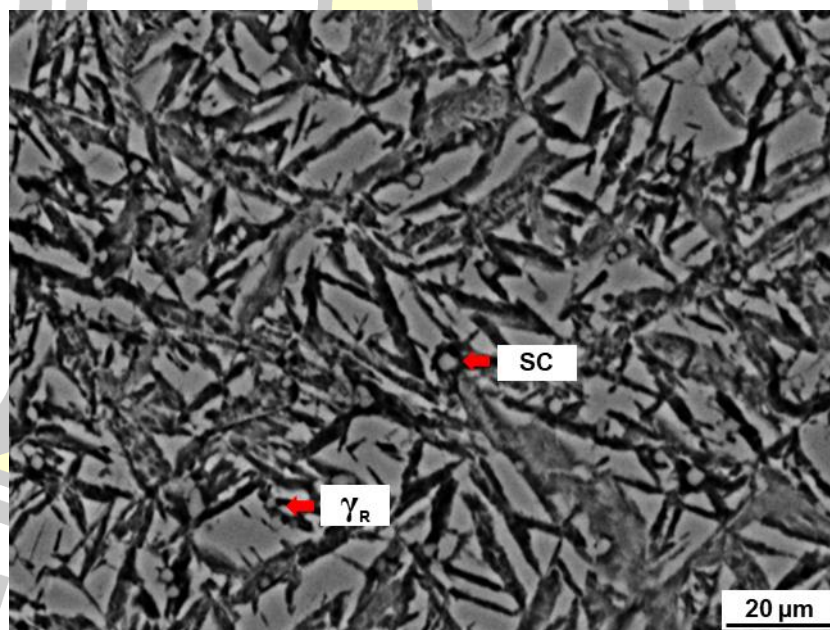
(b) L-H_{Tmax} (723K)

(c) $H_{T_{max}}$ (798K)(d) $H-H_{T_{max}}$ (873K)

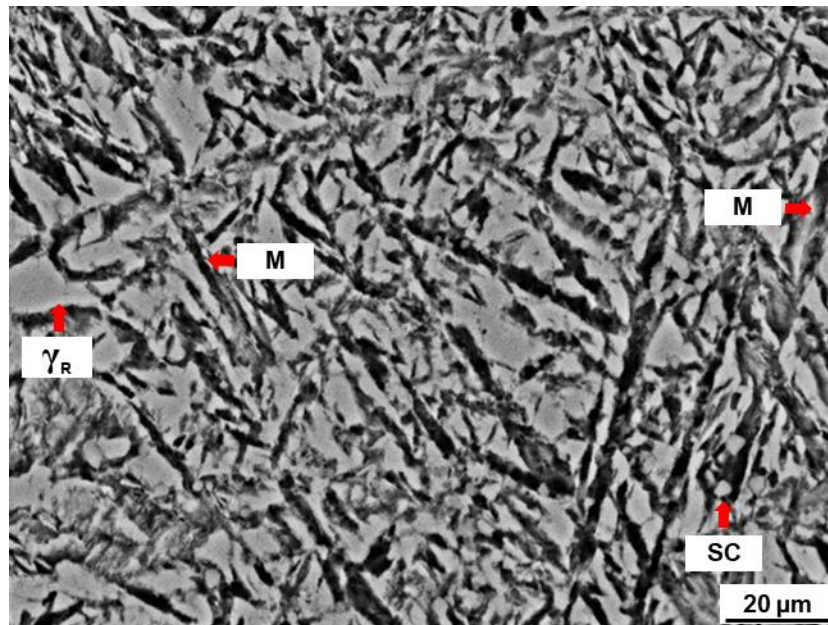
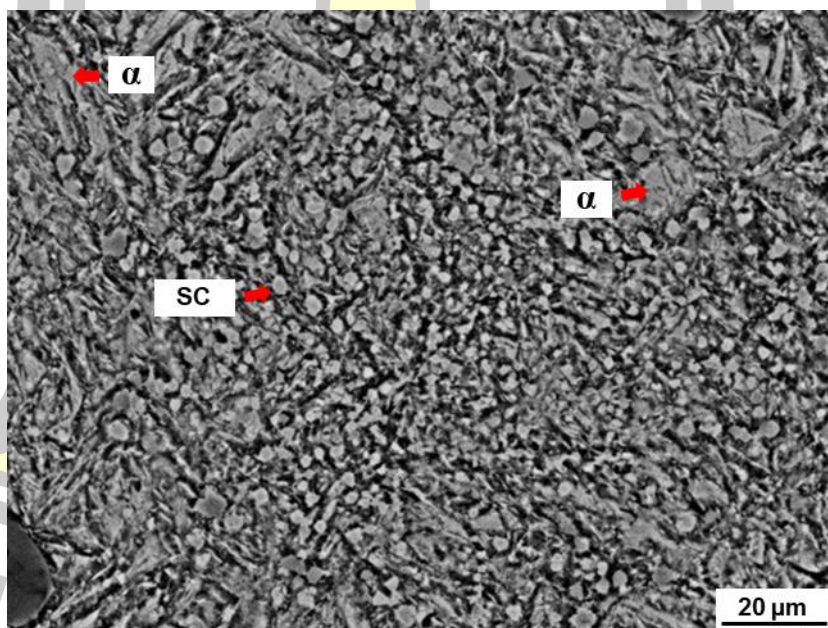
ภาพประกอบ 4.4 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นในสภาพอบคืนตัวที่อุณหภูมิต่างกันของชิ้นงาน +0.42% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K



(a) สภาพชุบแข็ง



(b) L-H_{Tmax} (723K)

(c) $H_{T_{max}}$ (823K)(d) $H-H_{T_{max}}$ (893K)

ภาพประกอบ 4.5 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นในสภาพอบคืนตัวที่อุณหภูมิต่างกันของชิ้นงาน +0.42% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K

4.2 ผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ)

ความแข็งมาโคร ความแข็งไมโครและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ของชิ้นงานทดสอบแสดงดังตาราง 4.1 สำหรับการชุบแข็งที่ 1323K และ ตาราง 4.2 สำหรับการชุบแข็งที่ 1373K พบว่าความแข็งและ V_γ แตกต่างกันตามสภาวะของกรรมวิธีทางความร้อนและค่า C_{bal} ในแต่ละค่า C_{bal} พบว่าความแข็งของชิ้นงานงาน $H_{T_{max}}$ จะมีค่าใกล้เคียงกับสภาพชุบแข็ง ชิ้นงานที่มีความแข็งต่ำสุดคือ ชิ้นงาน L- $H_{T_{max}}$ หรือ H- $H_{T_{max}}$ เมื่อพิจารณาในภาพรวมพบว่าค่าความแข็งจะอยู่ในช่วง 680 - 833 HV30 และ 660-810 HV0.1 ในการชุบแข็งที่ 1323K และ 686 - 823 HV30 และ 689 - 820 HV0.1 สำหรับการชุบแข็งที่ 1373K ค่า V_γ จะสูงสุดในสภาพชุบแข็ง ตามด้วยชิ้นงาน L- $H_{T_{max}}$ โดยชิ้นงานที่มีค่า V_γ ต่ำสุดคือ ชิ้นงาน H- $H_{T_{max}}$ โดยมีค่าในช่วง 2.1 - 41% ในการชุบแข็งที่ 1323K และ 2.3 - 56.1% ในการชุบแข็งที่ 1373K

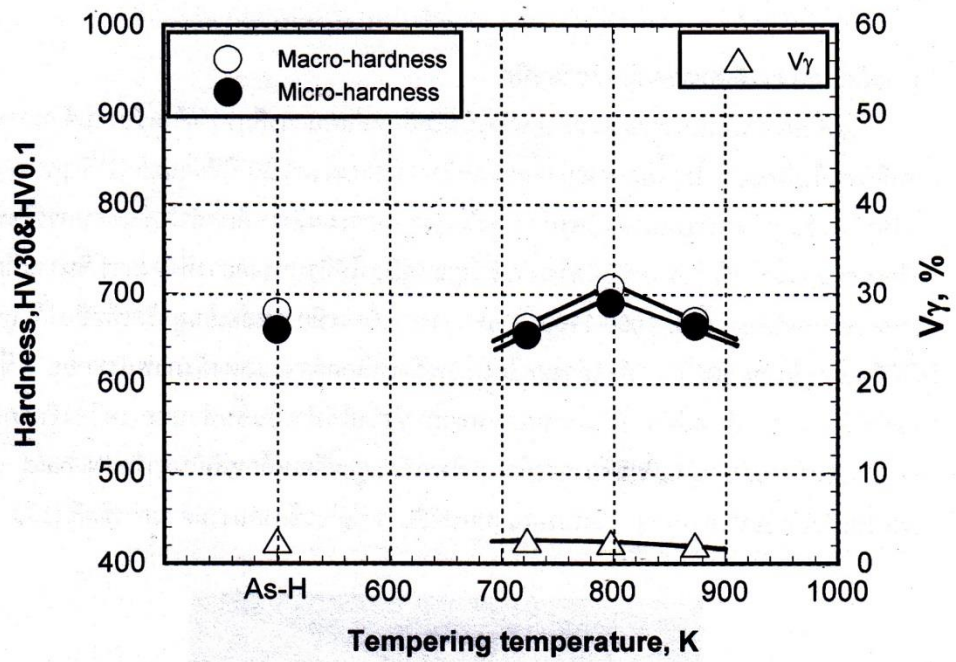
ผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อความแข็ง และ V_γ ของทุกชิ้นงานทดสอบแสดงดังภาพประกอบ 4.6 – 4.10 ในแต่ละชิ้นงานทดสอบพบว่าความแข็งแบบมาโครและความแข็งแบบไมโครจะมีพฤติกรรมคล้ายกัน ความแข็งแบบมาโครและความแข็งแบบไมโครลดลงทันทีจากสภาพชุบแข็งเมื่อทำการอบคืนตัวที่อุณหภูมิ L- $H_{T_{max}}$ จากนั้นความแข็งจะเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัวเป็น $H_{T_{max}}$ หลังจากนั้นความแข็งลดลงอย่างมากเมื่ออบคืนตัวที่ H- $H_{T_{max}}$ การเปลี่ยนแปลงความแข็งลักษณะนี้เรียกว่าการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Secondary hardening) ซึ่งเป็นผลจากการเปลี่ยนเฟสของเนื้อพื้นในขณะอบคืนตัว โดยความแข็งลดลงในช่วงแรกเกิดจากการที่มาร์เทนไซต์ในสภาพชุบแข็งถูกอบคืนตัว ทำให้ความแข็งลดลง ความแข็งเพิ่มขึ้นเมื่ออบคืนตัวที่ $H_{T_{max}}$ เกิดจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในออสเทนไนต์เหลือค้าง ทำให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพและเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้นเมื่อเย็นตัว การเพิ่มขึ้นของเฟสมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองร่วมกับการลดลงของเฟสออสเทนไนต์เหลือค้างจะทำให้ความแข็งของเนื้อพื้นเพิ่มขึ้น ความแข็งของชิ้นงานลดลงเมื่อทำการอบคืนตัวที่อุณหภูมิ H- $H_{T_{max}}$ เกิดจากการอบคืนตัวเกิน (Over-tempering) กล่าวคือ มาร์เทนไซต์จากการชุบแข็งเปลี่ยนเป็นคาร์ไบด์ลำดับที่สองขนาดใหญ่และเฟอร์ไรต์ ส่วนออสเทนไนต์เหลือค้างจะเปลี่ยนเป็นเพอไลต์ ระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองจะเปลี่ยนแปลงตามค่า C_{bal} และอุณหภูมิในการชุบแข็งโดยพบว่าชิ้นงานที่มีค่า C_{bal} สูงจะเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองได้มาก และการใช้อุณหภูมิชุบแข็งสูงจะทำให้เกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองได้ดีขึ้น เนื่องจากมีออสเทนไนต์เหลือค้างในสภาพชุบแข็งมา

ตาราง 4.1 ความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ของชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323K

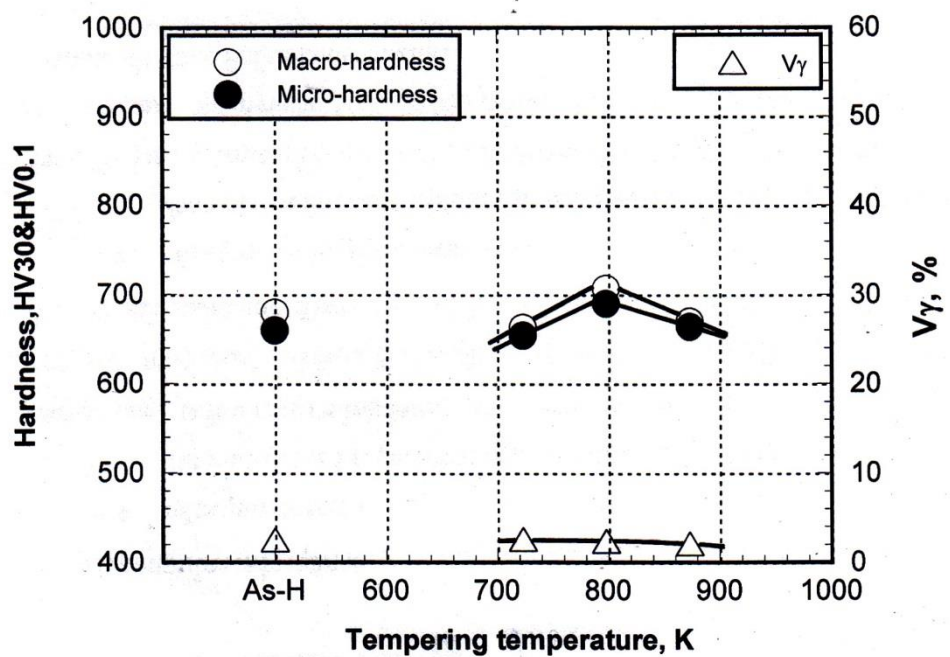
ชิ้นงานทดสอบ		ความแข็งมาโคร	ความแข็งไมโคร	V_γ (%)
$\%C_{bal}$	กรรมวิธีทางความร้อน	(HV30)	(HV0.1)	
-0.68%	สภาพชุบแข็ง	680	660	2.5
	L- H_{Tmax}	663	654	2.6
	H_{Tmax}	707	690	2.4
	H- H_{Tmax}	663	664	2.1
-0.20%	สภาพชุบแข็ง	778	767	5.2
	L- H_{Tmax}	756	749	4.8
	H_{Tmax}	793	780	4.1
	H- H_{Tmax}	747	733	3.3
-0.01%	สภาพชุบแข็ง	833	810	14.7
	L- H_{Tmax}	800	778	13.7
	H_{Tmax}	821	818	14.6
	H- H_{Tmax}	795	785	3.2
+0.42%	สภาพชุบแข็ง	786	750	30.0
	L- H_{Tmax}	736	730	23.0
	H_{Tmax}	823	789	7.8
	H- H_{Tmax}	707	682	3.0
+0.53%	สภาพชุบแข็ง	750	745	40.9
	L- H_{Tmax}	677	665	35.4
	H_{Tmax}	761	763	10.8
	H- H_{Tmax}	701	675	3.0

ตาราง 4.2 ความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ของชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373K

ชิ้นงานทดสอบ		ความแข็งมาโคร	ความแข็งไมโคร	V_γ (%)
$\%C_{bal}$	กรรมวิธีทางความร้อน	(HV30)	(HV0.1)	
-0.68%	สภาพชุบแข็ง	686	689	5.9
	L- H_{Tmax}	687	685	4.9
	H_{Tmax}	713	705	4.33
	H- H_{Tmax}	708	671	2.88
-0.20%	สภาพชุบแข็ง	792	774	15.79
	L- H_{Tmax}	730	710	14.49
	H_{Tmax}	823	800	2.48
	H- H_{Tmax}	749	690	2.33
-0.01%	สภาพชุบแข็ง	823	820	32.67
	L- H_{Tmax}	762	760	34.12
	H_{Tmax}	836	812	6.93
	H- H_{Tmax}	779	766	3.28
+0.42%	สภาพชุบแข็ง	763	742	44.67
	L- H_{Tmax}	727	710	44.45
	H_{Tmax}	822	797	17.89
	H- H_{Tmax}	709	709	3.46
+0.53%	สภาพชุบแข็ง	763	750	56.94
	L- H_{Tmax}	680	670	30.62
	H_{Tmax}	778	760	16.88
	H- H_{Tmax}	708	688	6.99

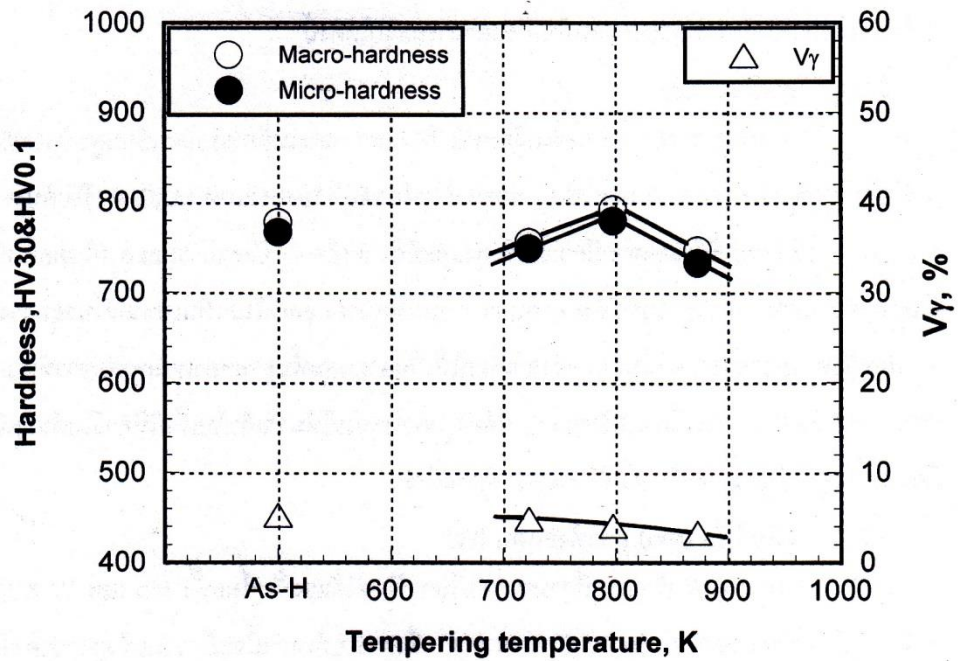


(a) ชุบแข็งที่ 1323K

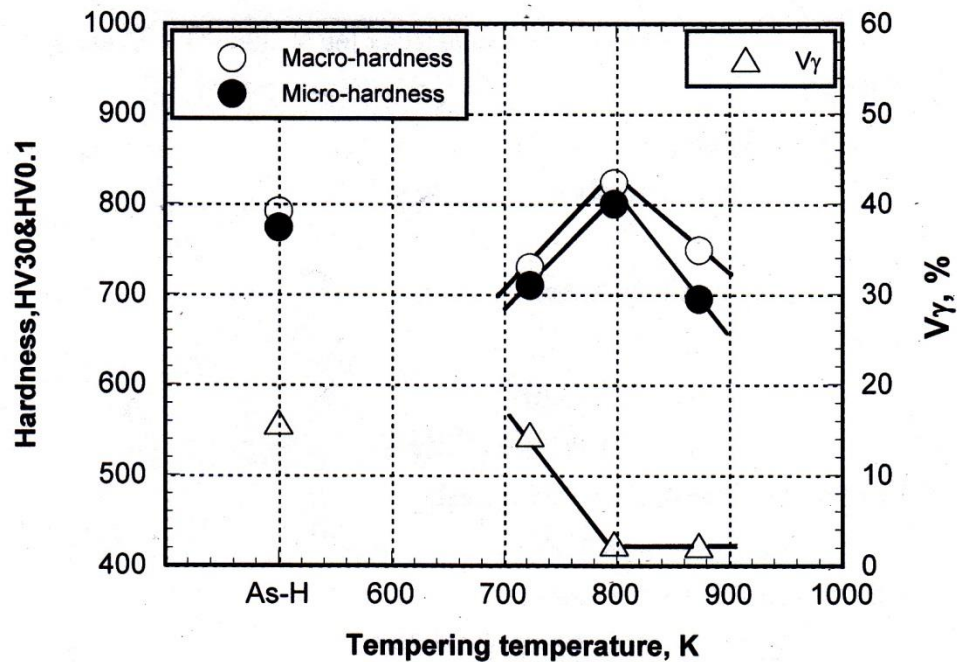


(b) ชุบแข็งที่ 1373K

ภาพประกอบ 4.6 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์ เหลือค้าง (V_{γ}) ของชิ้นงาน $-0.68\% C_{bal}$

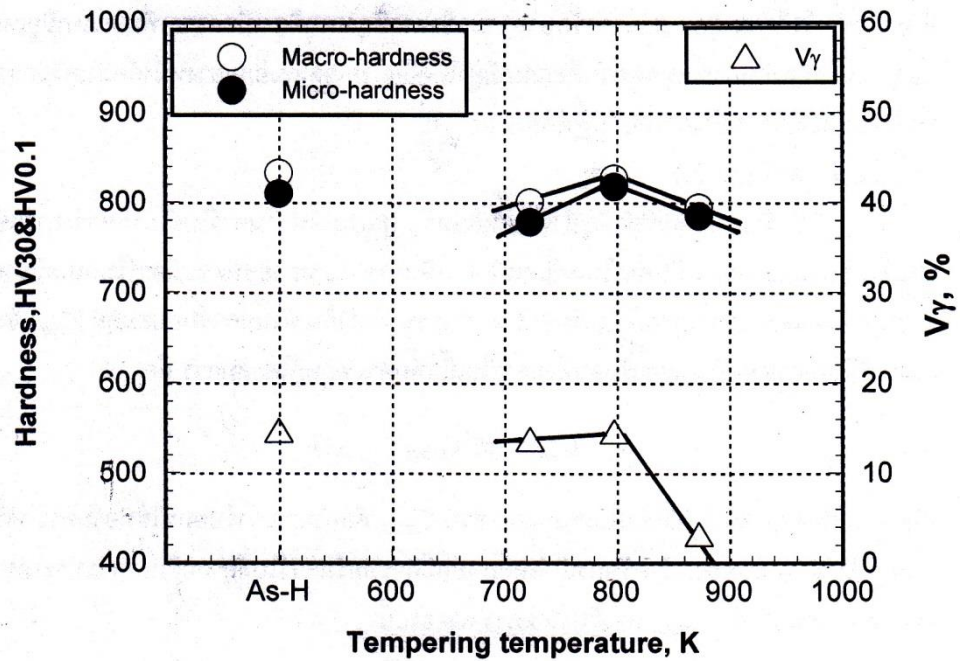


(a) ชุบแข็งที่ 1323K

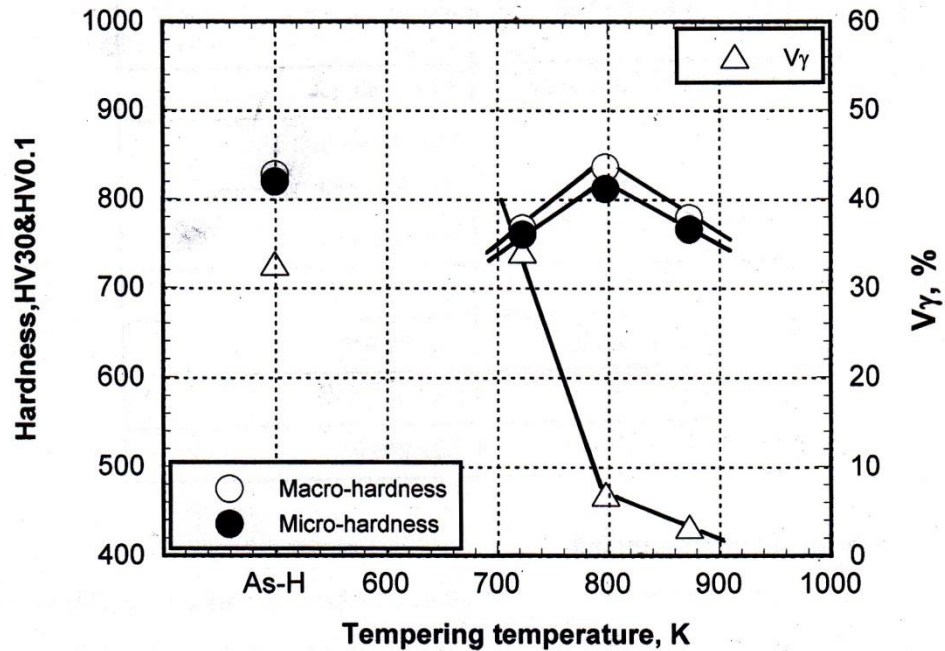


(b) ชุบแข็งที่ 1373K

ภาพประกอบ 4.7 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์ เหลือค้าง (V_{γ}) ของชิ้นงาน $-0.20\% C_{bal}$

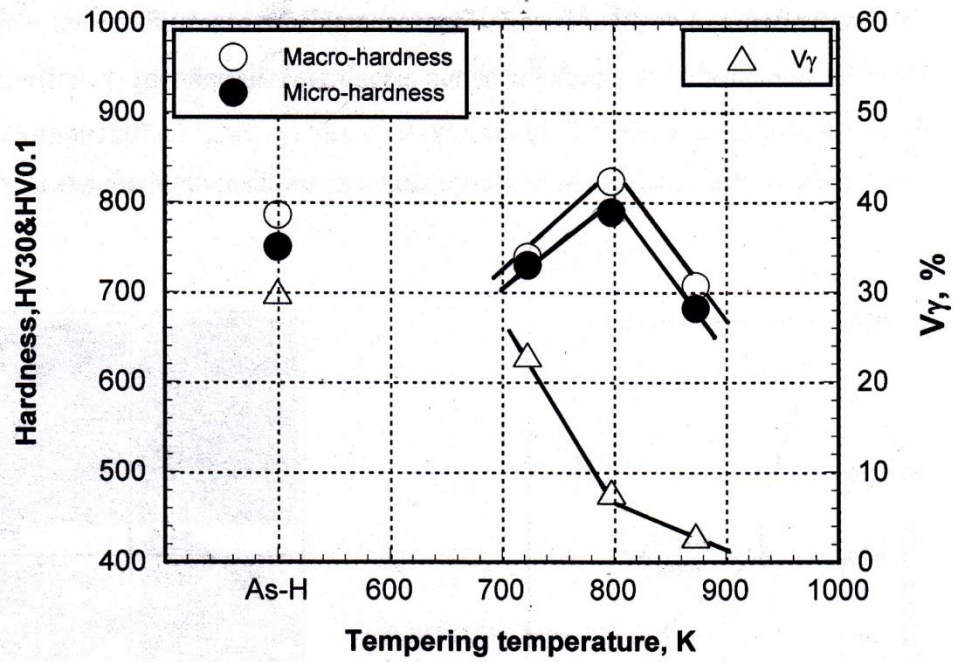


(a) ชุบแข็งที่ 1323K

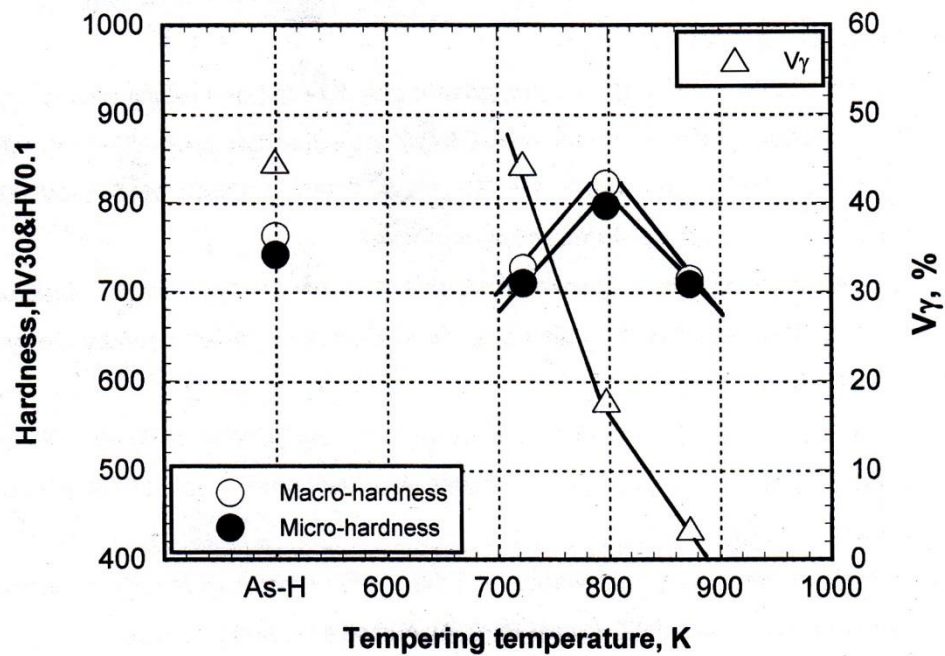


(b) ชุบแข็งที่ 1373K

ภาพประกอบ 4.8 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์ เหลือค้าง (V_γ) ของชิ้นงาน $-0.01\% C_{bal}$

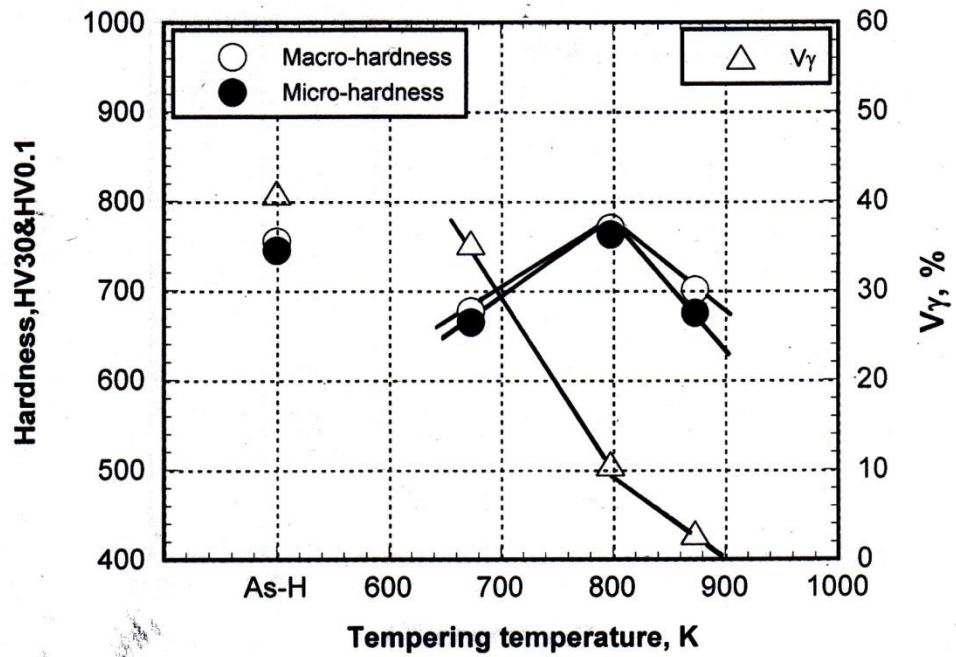


(a) ชุบแข็งที่ 1323K

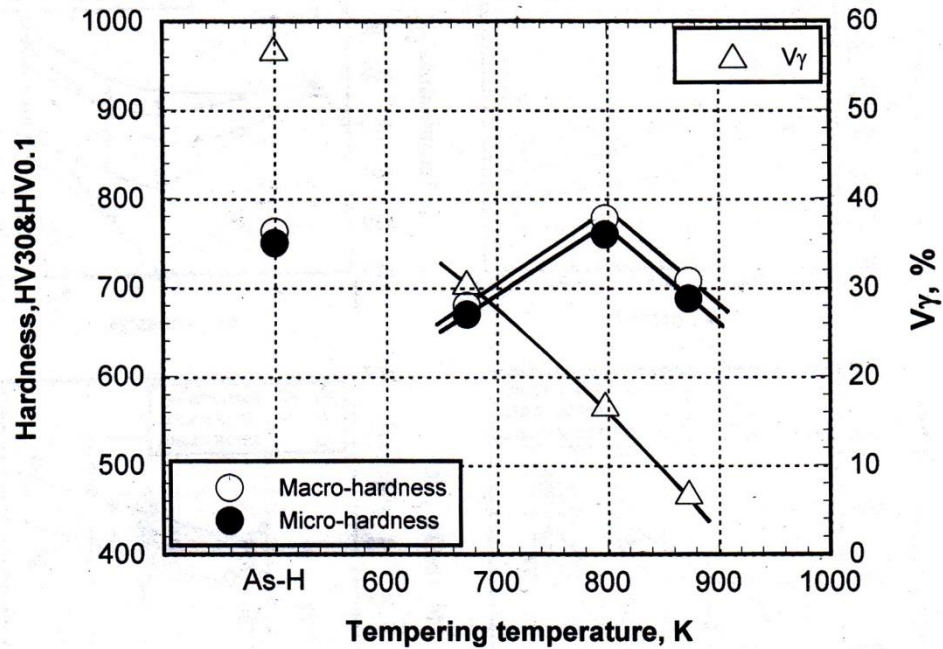


(b) ชุบแข็งที่ 1373K

ภาพประกอบ 4.9 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์ เหลือค้าง (V_{γ}) ของชิ้นงาน +0.42% C_{bal}



(a) ชุบแข็งที่ 1323K



(b) ชุบแข็งที่ 1373K

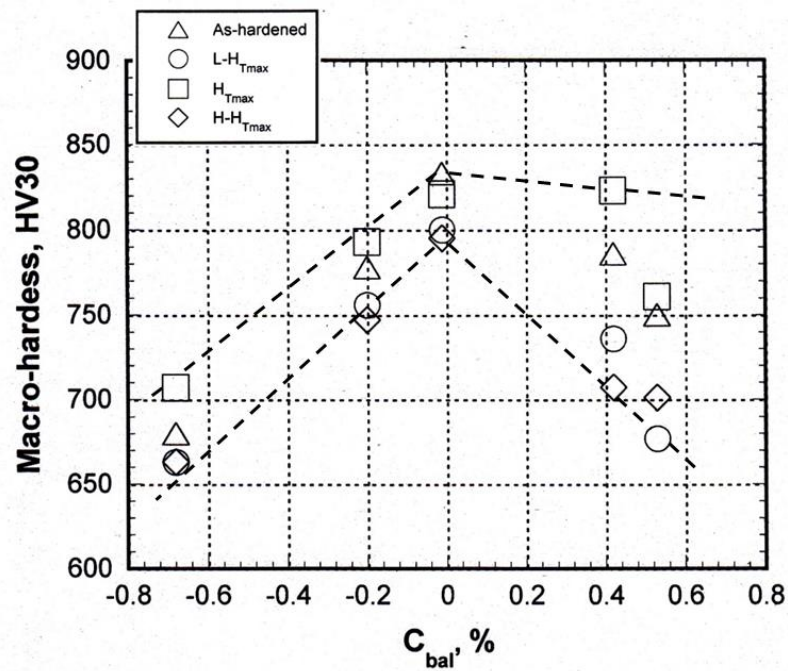
ภาพประกอบ 4.10 ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์ เหลือค้าง (V_{γ}) ของชิ้นงาน $+0.53\% C_{bal}$

4.3 ผลของ C_{bal} ต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ)

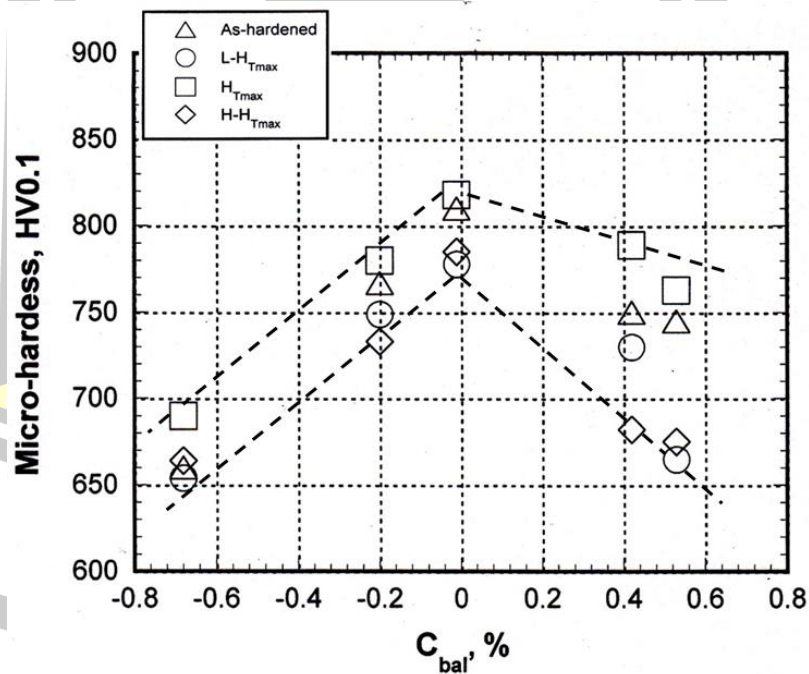
ผลของ C_{bal} ต่อความแข็งมาโครและความแข็งไมโครของชิ้นงานแสดงดังภาพประกอบ 4.11 สำหรับการชุบแข็งที่ 1323K และ ภาพประกอบ 4.12 สำหรับการชุบแข็งที่ 1373K พบว่าความแข็งมาโครในสภาพชุบแข็งเพิ่มขึ้นอย่างมากเมื่อปริมาณ C_{bal} เพิ่มขึ้นจนถึงประมาณ 0% จากนั้นความแข็งจะลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อ C_{bal} เพิ่มขึ้นมากกว่า 0% ความแข็งไมโครมีพฤติกรรมคล้ายกับความแข็งมาโคร โดยความแข็งมาโครสูงกว่าความแข็งไมโครการเพิ่มขึ้นของความแข็งนี้เกิดจากการเพิ่ม C_{bal} จะเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งทำให้น้ำเปลี่ยนจากเฟอร์ไรต์ในชิ้นงานที่มีค่า C_{bal} ต่ำเปลี่ยนมาเป็นมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ในชิ้นงานที่มีค่า C_{bal} มากขึ้น ขณะเดียวกันการเพิ่มค่า C_{bal} จะทำให้เกิดยูเทกติกคาร์ไบด์ชนิด MC และ M_2C ที่ความแข็งสูงเพิ่มมากขึ้น และปริมาณคาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 ที่มีความแข็งต่ำลดลง นอกจากนี้การเพิ่มขึ้นของ C_{bal} จะทำให้เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองชนิดพิเศษที่มีความแข็งสูงมากขึ้น [29] ความแข็งของชิ้นงานลดลงเมื่อ C_{bal} เพิ่มขึ้นเกิน 0% เนื่องจากการมีออสเทนไนต์เหลือค้างซึ่งเป็นเฟสที่อ่อนมากเกินไป โดยความแข็งของชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373K มีความแข็งต่ำกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323K ซึ่งเกิดจากการชุบแข็งที่อุณหภูมิสูงจะทำให้มีออสเทนไนต์เหลือค้างในเนื้อพื้นมากกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิต่ำ

ความแข็งในสภาพอบคืนตัวแสดงพฤติกรรมเกี่ยวกับความแข็งในสภาพชุบแข็ง ความแข็งในสภาพอบคืนตัวเพิ่มขึ้นเมื่อ C_{bal} เพิ่มขึ้นถึงปริมาณ 0% จากนั้นจะลดลง ความแข็งที่เพิ่มขึ้นเกิดจากการเกิด Secondary hardening ในเนื้อพื้นจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สอง และการเปลี่ยนจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์เมื่อเพิ่มค่า C_{bal} มากเกินไปจะทำให้มีออสเทนไนต์เหลือค้างในเนื้อพื้นมากหลังการอบคืนตัว ทำให้ความแข็งเนื้อพื้นลดลง เมื่อพิจารณาความแข็งในชิ้นงานที่มีค่า C_{bal} เท่ากัน พบว่าชิ้นงาน $H_{T_{max}}$ มีความแข็งสูงกว่า $L-H_{T_{max}}$ หรือ $H-H_{T_{max}}$ ซึ่งเป็นผลจากการแปลงเฟสในระหว่างการอบคืนตัวดังหัวข้อ 4.2

ผลของ C_{bal} ต่อ V_γ ของชิ้นงานทดสอบแสดงดังภาพประกอบ 4.13 พบว่าค่า V_γ จะเพิ่มมากขึ้นเมื่อ C_{bal} เพิ่มขึ้น โดยการเพิ่มขึ้นของ V_γ ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373K จะมากกว่าในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323K เนื่องจากการใช้อุณหภูมิในการชุบแข็งสูงจะเพิ่มการละลายของธาตุผสมในออสเทนไนต์ ทำให้ออสเทนไนต์มีเสถียรภาพสูงขึ้น การเพิ่มค่า C_{bal} เป็นการเพิ่มธาตุ C ในเนื้อพื้นและทำให้ความสามารถในการชุบแข็งเพิ่มขึ้นด้วย ส่งผลให้อุณหภูมิ M_s ลดลงและมีออสเทนไนต์เหลือค้างมากขึ้น โดยชิ้นงานชุบแข็งมีค่า V_γ มากกว่า ชิ้นงาน $L-H_{T_{max}}$, $H_{T_{max}}$ และ $H-H_{T_{max}}$ ตามลำดับ ซึ่งชัดเจนว่าในชิ้นงาน $H_{T_{max}}$ ยังมีออสเทนไนต์เหลือค้างเล็กน้อย การเพิ่ม C_{bal} จะทำให้ V_γ ในชิ้นงาน $H_{T_{max}}$ เพิ่มขึ้น เนื่องจากการมี V_γ ในสภาพชุบแข็งสูง ทำให้การอบคืนตัวไม่สามารถกำจัดออสเทนไนต์ออกได้หมด

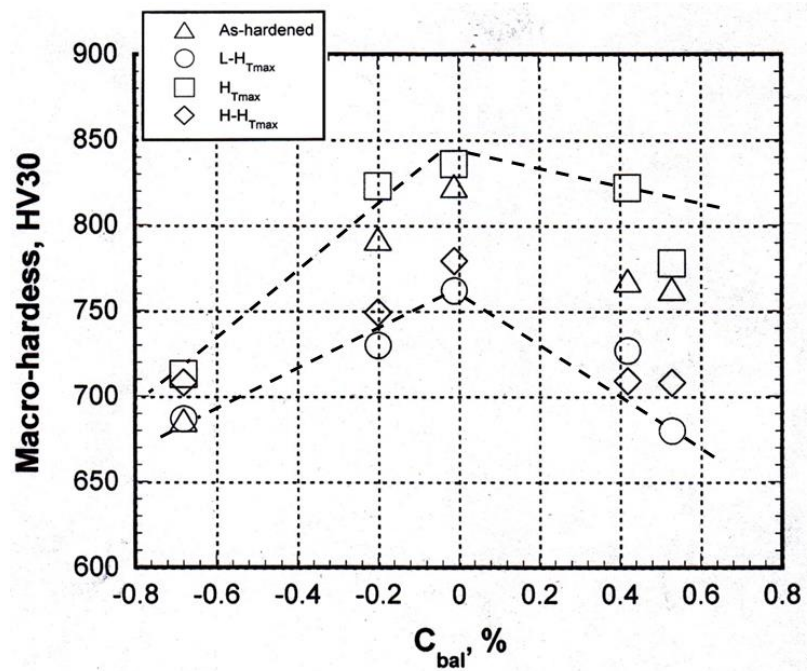


(a) ความแข็งมาโคร

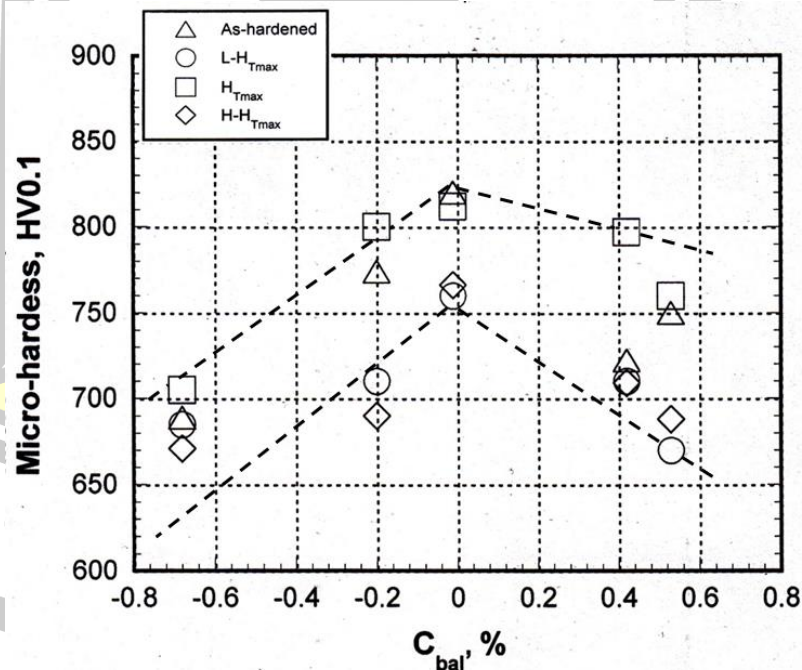


(c) ความแข็งไมโคร

ภาพประกอบ 4.11 ผลของคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ต่อความแข็งของชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323K

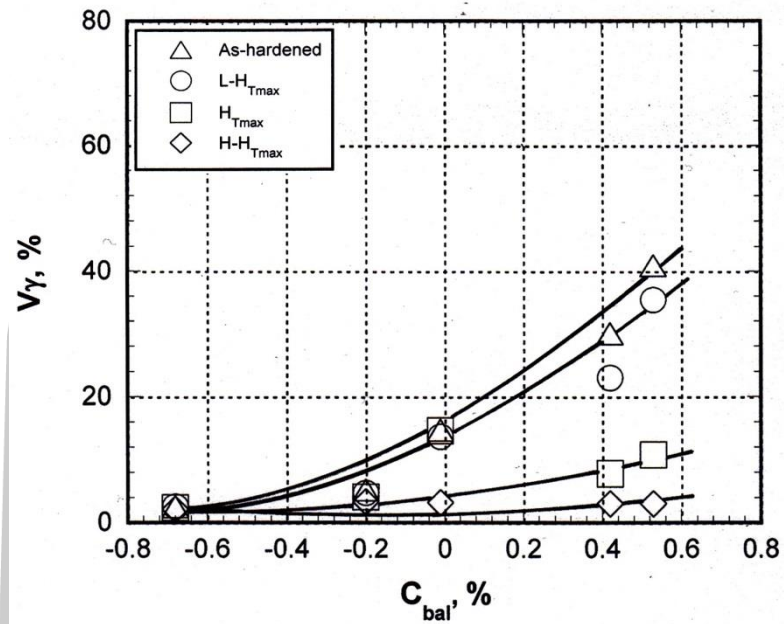


(a) ความแข็งมาโคร

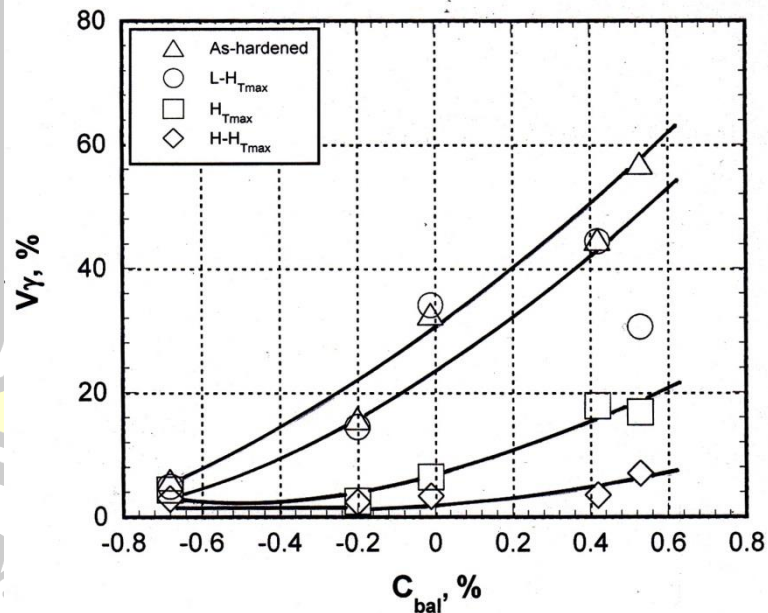


(b) ความแข็งไมโคร

ภาพประกอบ 4.12 ผลของคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ต่อความแข็งของชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373K



(a) ชุบแข็งที่ 1323K



(b) ชุบแข็งที่ 1373K

ภาพประกอบ 4.13 ผลของคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ต่อสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ของชิ้นงานทดสอบ

4.4 ผลของกรรมวิธีทางความร้อนและคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ต่อพฤติกรรมการสึกหรอแบบขัดสี

4.4.1 การทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุ

ในทางปฏิบัติจะใช้งานเหล็กหล่อทนการสึกหรอในสภาพที่ผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อน จากหัวข้อ 4.3 จะเห็นได้ว่าความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดเปลี่ยนแปลงตามสภาวะของกรรมวิธีทางความร้อนและส่วนผสมทางเคมี ดังนั้นในส่วนนี้จะกล่าวถึงพฤติกรรมการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดในสภาพที่ผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อน เนื่องจาก C_{bal} มีผลโดยตรงต่อการแปลงเฟสในขณะทำกรรมวิธีทางความร้อน ดังนั้นจึงมีผลต่อความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีเช่นกัน

ชิ้นงานทดสอบที่ผ่านการเตรียมผิวถูกทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบชูกะ (Suga abrasion test) ภายใต้น้ำหนักกด 1 kg ด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180 โดยทำการทดสอบเป็นระยะทาง 24 เมตรต่อรอบ ทำการทดสอบ 8 รอบที่รอยทดสอบเดิม ข้อมูลน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะทางการขัดสี (W_d) แสดงในรูปกราฟและความสัมพันธ์แสดงในรูปของสมการดังภาพประกอบ 4.14 – 4.18 สำหรับการชุบแข็งที่ 1323K และภาพประกอบ 4.19 – 4.23 สำหรับการชุบแข็งที่ 1373K จากกราฟการทดลองในทุกชิ้นงานพบว่าความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสียและระยะทางการขัดสีเป็นเส้นตรงโดยไม่ขึ้นกับสภาวะของกรรมวิธีทางความร้อน เนื่องจากกราฟความสัมพันธ์เป็นเส้นตรงในทุกชิ้นงาน อัตราการสึกหรอ (R_w , mg/m) ซึ่งหาได้จากความชันกราฟในแต่ละชิ้นงานจึงถูกใช้ในการเปรียบเทียบความต้านทานการสึกหรอ

1) การชุบแข็งที่ 1323K

น้ำหนักที่สูญเสียรวมของแต่ละชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K แสดงดังตาราง 4.3 โดยอัตราการสึกหรอแสดงดังตาราง 4.4 ข้อมูลของน้ำหนักที่สูญเสียรวมอาจจะยังไม่เพียงพอสำหรับการประเมินความต้านทานการสึกหรอ เนื่องจากอาจจะมีผลจากการเตรียมผิวชิ้นงาน ดังนั้นอัตราการสึกหรอซึ่งเป็นการเฉลี่ยการสึกหรอในแต่ละรอบการทดสอบจึงมีความเหมาะสมในการเปรียบเทียบการสึกหรอของชิ้นงาน

ภาพประกอบ 4.14 แสดงผลการทดสอบการสึกหรอของชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ พบว่ารูปแบบของกราฟความสัมพันธ์เป็นกลุ่มเดียวกันและมีค่าใกล้เคียงกันมาก โดยมีน้ำหนักสูญเสียรวมในสภาพชุบแข็งคือ 92.4 mg ในสภาพอบคืนตัวที่ $L-H_{T_{max}}$ คือ 96.8 mg ในสภาพอบคืนตัวที่ $H_{T_{max}}$ คือ 92.0 mg และในสภาพอบคืนตัวที่ $H-H_{T_{max}}$ คือ 96.0 mg จากข้อมูลพบว่ากราฟของชิ้นงาน $H_{T_{max}}$ จะต่ำที่สุด ส่วนชิ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ จะสูงที่สุด อัตราการสึกหรอต่ำที่สุดคือ 0.479 mg/m ได้รับในชิ้นงาน $H_{T_{max}}$ ตามด้วยชิ้นงานชุบแข็ง คือ 0.481 mg/m และชิ้นงาน $H-H_{T_{max}}$ คือ 0.500 mg/m ตามลำดับ ชิ้นงานที่มีอัตราการสึกหรอสูงที่สุดคือ ชิ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ คือ 0.504 mg/m

ตาราง 4.3 น้ำหนักสูญเสยรวมในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test)

ชิ้นงาน	น้ำหนักสูญเสยรวม (mg)			
	สภาพซุบแข็ง	L-H _{Tmax}	H _{Tmax}	H-H _{Tmax}
No.1 (-0.68%C _{bal})	92.4	96.8	92.0	96.0
No.2 (-0.20%C _{bal})	62.6	72.0	57.4	66.0
No.3 (-0.01%C _{bal})	46.3	51.5	45.7	53.2
No.4 (+0.42%C _{bal})	49.9	60.3	59.3	68.9
No.5 (+0.53%C _{bal})	53.2	71.2	55.7	68.9

ตาราง 4.4 อัตราการสึกหรอของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test)

ชิ้นงาน	อัตราการสึกหรอ (R _w , mg/m)			
	สภาพซุบแข็ง	L-H _{Tmax}	H _{Tmax}	H-H _{Tmax}
No.1 (-0.68%C _{bal})	0.481	0.504	0.479	0.500
No.2 (-0.20%C _{bal})	0.326	0.375	0.299	0.344
No.3 (-0.01%C _{bal})	0.241	0.268	0.238	0.277
No.4 (+0.42%C _{bal})	0.260	0.314	0.309	0.359
No.5 (+0.53%C _{bal})	0.277	0.371	0.290	0.359

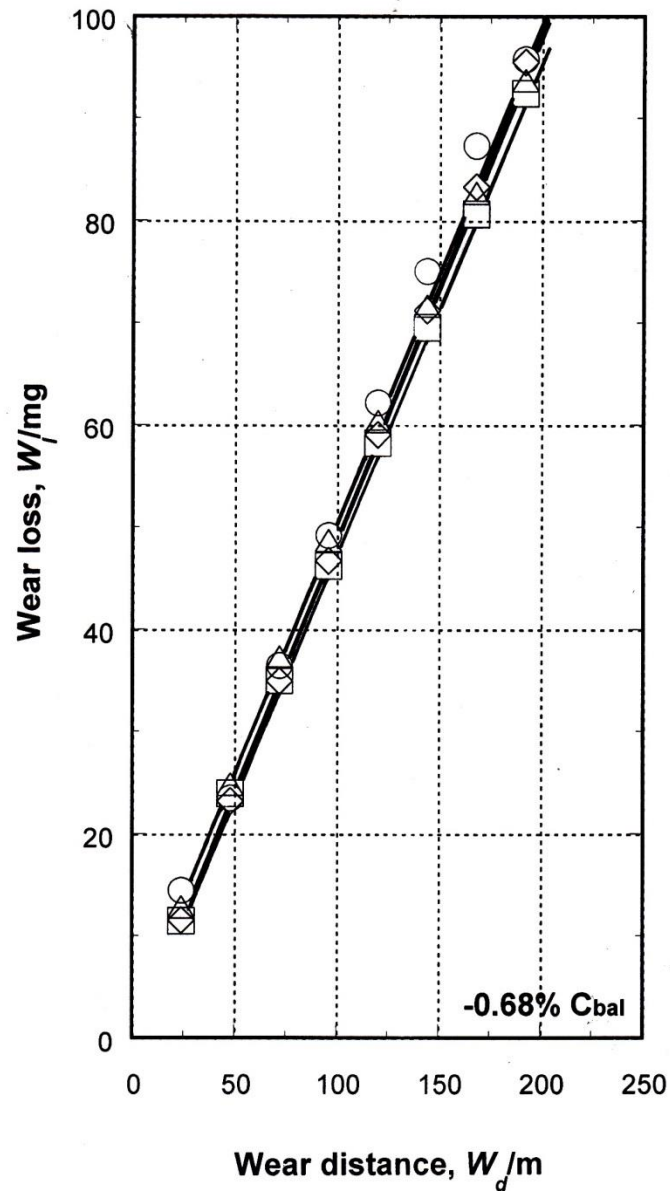
ผลการทดลองของชิ้นงาน -0.20%C_{bal} แสดงดังภาพประกอบ 4.15 พบว่ากราฟแบ่งออกเป็นสองกลุ่ม โดยชิ้นงาน L-H_{Tmax} แยกออกไปจากชิ้นงานอื่นและมีค่าสูงกว่าชิ้นงานอื่นอย่างชัดเจน กราฟของชิ้นงาน H_{Tmax} จะต่ำที่สุด รองลงมาคือสภาพซุบแข็ง โดยมีน้ำหนักการสึกหรอรวมคือ 62.6 mg ในสภาพซุบแข็ง 72.0 mg ในชิ้นงาน L-H_{Tmax} 57.4 mg ในชิ้นงาน H_{Tmax} และ 66.0 mg ในชิ้นงาน H-H_{Tmax} อัตราการสึกหรอต่ำที่สุด คือ 0.299 ได้รับในชิ้นงาน H_{Tmax} และ เพิ่มขึ้นตามลำดับ คือ 0.326 mg/m ในชิ้นงานซุบแข็ง 0.344 mg/m ในชิ้นงาน H-H_{Tmax} และ 0.375 ในชิ้นงาน L-H_{Tmax}

ในกรณีของชิ้นงาน -0.01%C_{bal} แสดงดังภาพประกอบ 4.16 พบว่ากราฟเรียงตัวเป็นกลุ่มเดียวกัน โดยชิ้นงาน H_{Tmax} และ สภาพซุบแข็งมีการสึกหรอใกล้เคียงกันมาก ส่วนชิ้นงาน

L-H_{Tmax} และขึ้นงาน H-H_{Tmax} จะแยกออกไปอย่างชัดเจน ขึ้นงานที่มีการสีกหรือสูงสุด คือ H-H_{Tmax} มีค่า 53.2 mg ตามด้วยขึ้นงาน L-H_{Tmax} มีค่า 51.5 mg และขึ้นงานในสภาพชุปแข็งมีค่า 46.3 mg และขึ้นงานที่มีน้ำหนักสูญเสียน้อยที่สุดคือ ขึ้นงาน H_{Tmax} มีค่า 45.7 mg โดยมีอัตราการสีกหรือ คือ 0.241 mg/m ในขึ้นงานชุปแข็ง 0.268 mg/m ในขึ้นงาน L-H_{Tmax} 0.238 mg/m ขึ้นงาน H_{Tmax} และ 0.277 mg/m ในขึ้นงาน H-H_{Tmax} ซึ่งแสดงให้เห็นว่าขึ้นงาน H_{Tmax} มีความต้านทานการสีกหรือใกล้เคียงกับขึ้นงานในสภาพชุปแข็ง

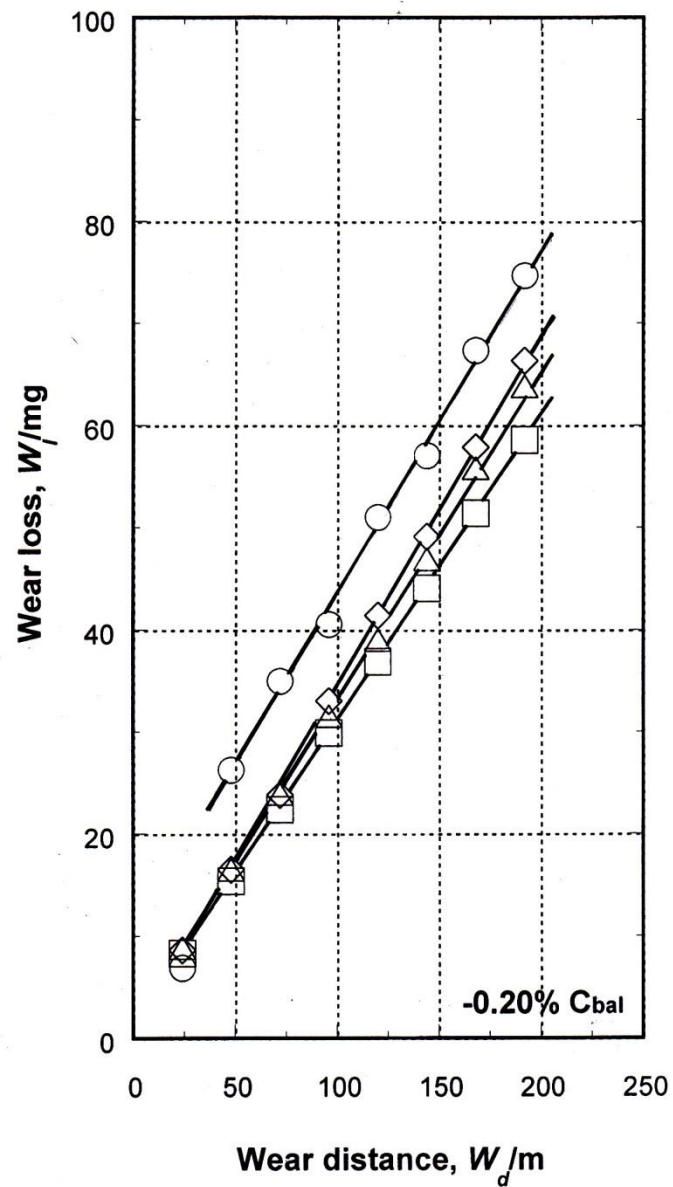
สำหรับผลการทดลองของขึ้นงาน +0.42%C_{bal} แสดงดังภาพประกอบ 4.17 พบว่าแนวโน้มของกราฟคล้ายกับขึ้นงาน -0.01%C_{bal} การสีกหรือของขึ้นงาน L-H_{Tmax} ใกล้เคียงกับขึ้นงาน H_{Tmax} ขึ้นงานที่มีการสีกหรือน้อยที่สุดคือ ขึ้นงานในสภาพชุปแข็ง โดยน้ำหนักสูญเสียรวม คือ 49.9 mg ในสภาพชุปแข็ง 60.3 mg ในขึ้นงาน L-H_{Tmax} 59.3 mg ในขึ้นงาน H_{Tmax} และ 68.9 mg ในขึ้นงาน H-H_{Tmax} อัตราการสีกหรือต่ำสุด คือ 0.260 mg/m ได้รับในขึ้นงานชุปแข็ง และเพิ่มขึ้นตามลำดับ คือ 0.309 mg/m ในขึ้นงาน H_{Tmax} 0.314 mg/m ในขึ้นงาน L-H_{Tmax} และ 0.359 mg/m ในขึ้นงาน H-H_{Tmax} ดังนั้นขึ้นงานชุปแข็งจึงมีความต้านทานการสีกหรือดีที่สุด ส่วนขึ้นงาน H-H_{Tmax} มีความต้านทานการสีกหรือต่ำที่สุด

ผลการทดลองของขึ้นงาน +0.53%C_{bal} แสดงดังภาพประกอบ 4.18 กราฟการสีกหรือแบ่งออกเป็นสองกลุ่ม โดยขึ้นงานชุปแข็งและ H_{Tmax} จะมีค่าใกล้เคียงกันและมีค่าต่ำกว่าขึ้นงานอีกกลุ่ม คือ L-H_{Tmax} และ H-H_{Tmax} ซึ่งมีค่าใกล้เคียงกันเช่นเดียวกัน โดยน้ำหนักที่สูญเสียมากที่สุด คือ 71.2 mg ในขึ้นงาน L-H_{Tmax} ตามด้วย 68.9 mg ในขึ้นงาน H-H_{Tmax} 55.7 mg ในขึ้นงาน H_{Tmax} และ 53.2 mg ในสภาพชุปแข็ง โดยมีอัตราการสีกหรือ คือ 0.371 mg/m ในขึ้นงาน L-H_{Tmax} 0.359 mg/m ในขึ้นงาน H-H_{Tmax} 0.290 mg/m ในขึ้นงาน H_{Tmax} และ 0.277 mg/m ในสภาพชุปแข็งซึ่งแสดงให้เห็นว่าขึ้นงานชุปแข็งมีความต้านทานการสีกหรือดีที่สุด ส่วนขึ้นงาน L-H_{Tmax} มีความต้านทานการสีกหรือต่ำที่สุด



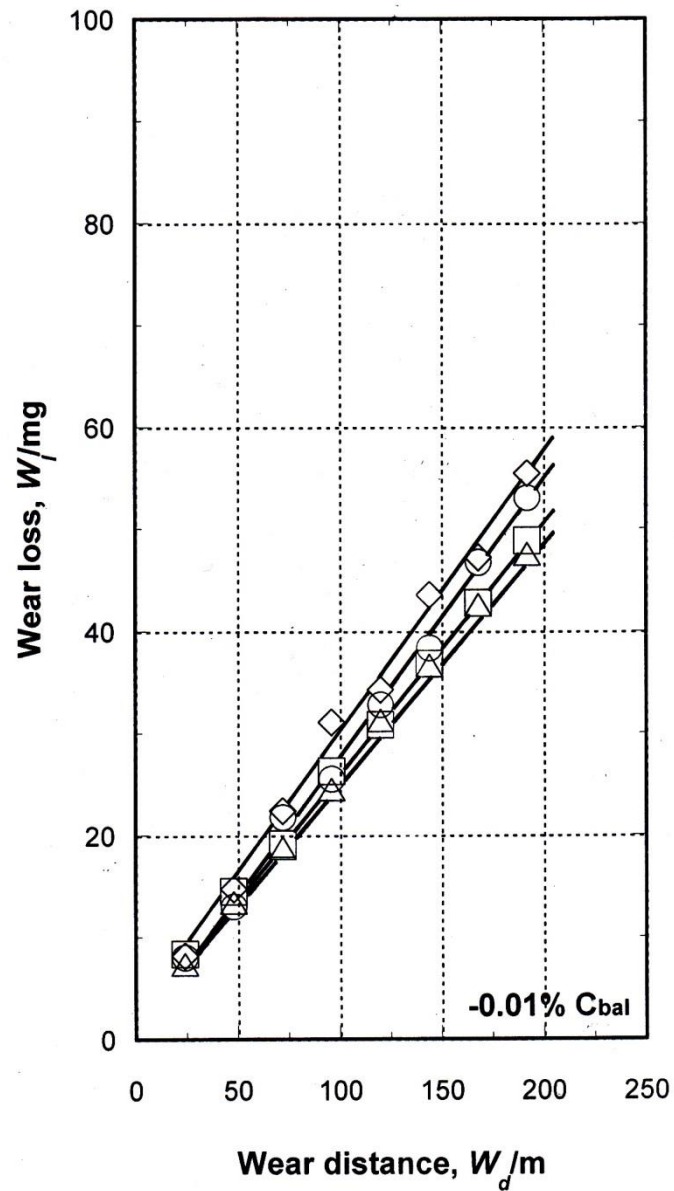
สภาพชุบแข็ง	△	$W_l = 0.481 \times W_d + 1.984$ ($R^2 = 0.999$)
L-H _{Tmax}	○	$W_l = 0.504 \times W_d + 1.008$ ($R^2 = 0.999$)
H _{Tmax}	□	$W_l = 0.479 \times W_d + 0.422$ ($R^2 = 0.999$)
H-H _{Tmax}	◇	$W_l = 0.500 \times W_d - 0.932$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.14 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสองวัดด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน -0.68%C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K



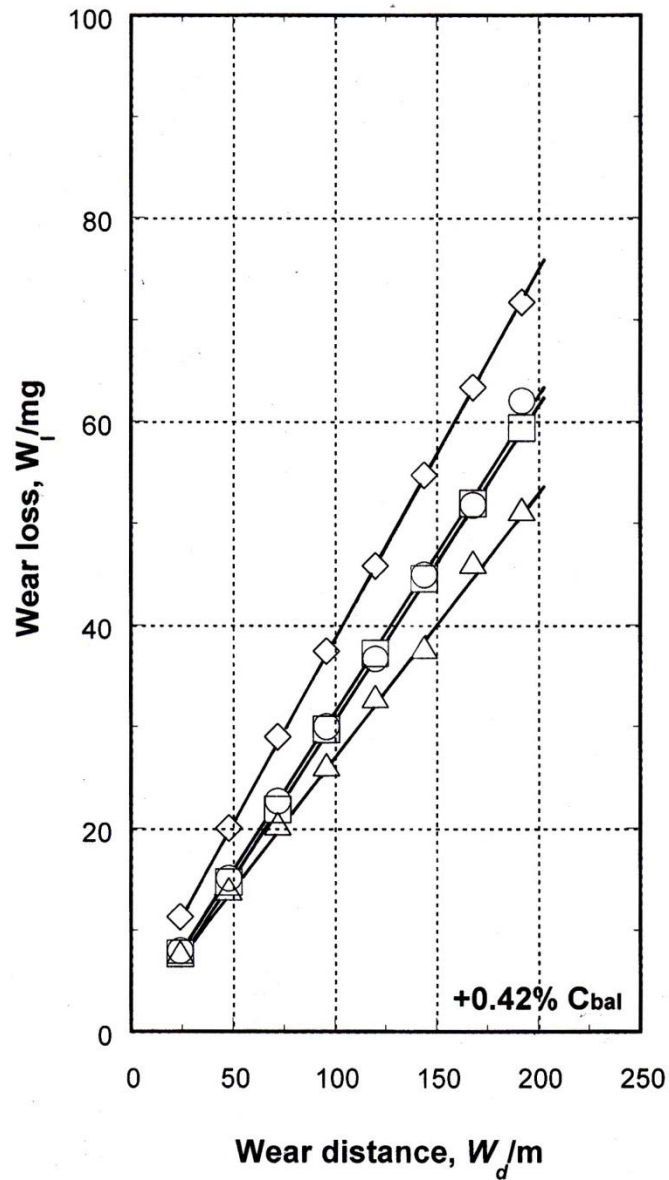
สภาพชุบแข็ง	△	$W_i = 0.326 \times W_d + 0.526$ ($R^2 = 0.999$)
L-H _{Tmax}	○	$W_i = 0.375 \times W_d + 4.325$ ($R^2 = 0.998$)
H _{Tmax}	□	$W_i = 0.299 \times W_d + 1.007$ ($R^2 = 0.999$)
H-H _{Tmax}	◇	$W_i = 0.344 \times W_d - 0.142$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.15 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน $-0.20\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K



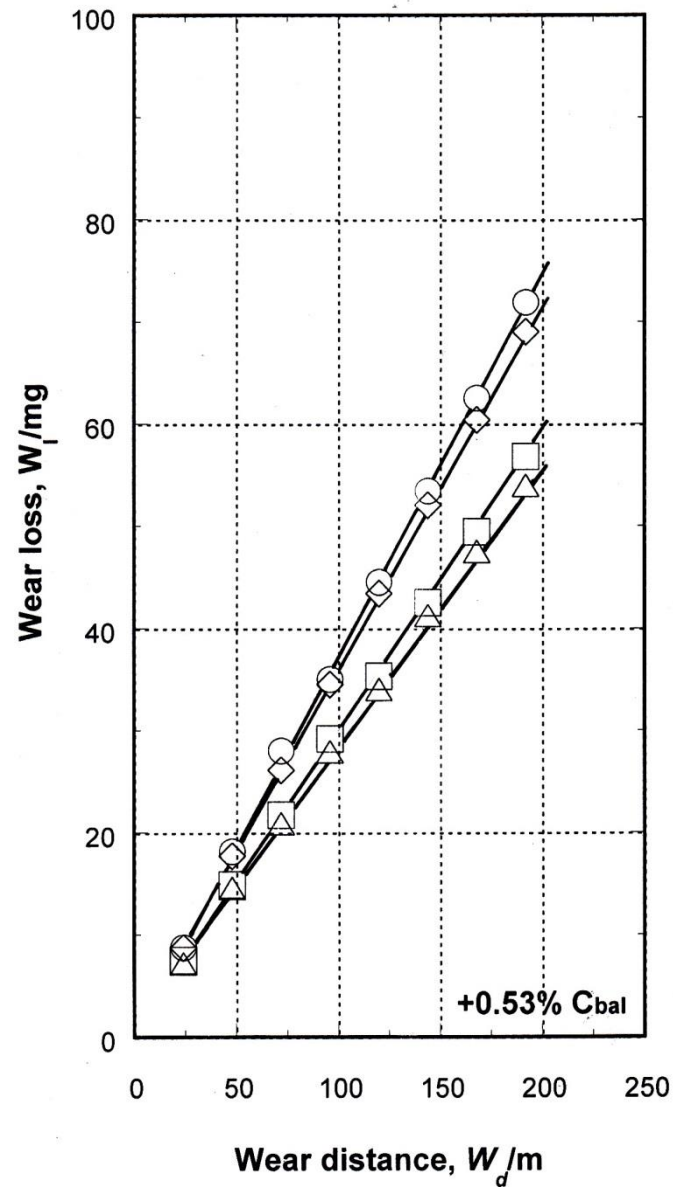
สภาพชุบแข็ง	△	$W_l = 0.241 \times W_d + 1.645 \quad (R^2 = 0.999)$
L-H _{Tmax}	○	$W_l = 0.268 \times W_d + 0.943 \quad (R^2 = 0.997)$
H _{Tmax}	□	$W_l = 0.238 \times W_d + 2.647 \quad (R^2 = 0.999)$
H-H _{Tmax}	◇	$W_l = 0.277 \times W_d + 2.118 \quad (R^2 = 0.996)$

ภาพประกอบ 4.16 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสองวัดด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน -0.01%C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K



สภาพชุบแข็ง	△	$W_l = 0.260 \times W_d + 1.157$ ($R^2 = 0.999$)
$L-H_{Tmax}$	○	$W_l = 0.314 \times W_d - 0.102$ ($R^2 = 0.998$)
H_{Tmax}	□	$W_l = 0.309 \times W_d - 0.010$ ($R^2 = 0.999$)
$H-H_{Tmax}$	◇	$W_l = 0.359 \times W_d + 0.821$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.17 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสองวัดด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน +0.42% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K



สภาพชุบแข็ง	△	$W_1 = 0.277 \times W_d + 0.932$ ($R^2 = 0.999$)
L- H_{Tmax}	○	$W_1 = 0.371 \times W_d + 0.131$ ($R^2 = 0.999$)
H_{Tmax}	□	$W_1 = 0.290 \times W_d + 0.766$ ($R^2 = 0.999$)
H- H_{Tmax}	◇	$W_1 = 0.359 \times W_d - 0.285$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.18 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_1) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน +0.53% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K

2) การชุบแข็งที่ 1373K

ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสียและระยะทางการสึกหรอของชิ้นงานผ่านการชุบแข็งที่ 1373K แสดงดังภาพประกอบ 4.19 – 4.23 โดยน้ำหนักสูญเสียรวมและอัตราการสึกหรอแสดงดังตาราง 4.5 และ ตาราง 4.6 ตามลำดับ พบว่าความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสียและระยะทางการขัดสีเป็นเส้นตรงในทุกชิ้นงานคล้ายกับในกรณีของการชุบแข็งที่ 1323K

ตาราง 4.5 น้ำหนักสูญเสียรวมในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test)

ชิ้นงาน	น้ำหนักสูญเสียรวม (mg)			
	สภาพชุบแข็ง	L-H _{Tmax}	H _{Tmax}	H-H _{Tmax}
No.1 (-0.68%C _{bal})	77.38	86.21	72.38	85.25
No.2 (-0.20%C _{bal})	46.08	62.21	56.45	69.50
No.3 (-0.01%C _{bal})	44.35	54.34	45.12	54.14
No.4 (+0.42%C _{bal})	46.66	62.78	58.94	66.05
No.5 (+0.53%C _{bal})	63.36	64.51	62.40	72.00

ตาราง 4.6 อัตราการสึกหรอของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test)

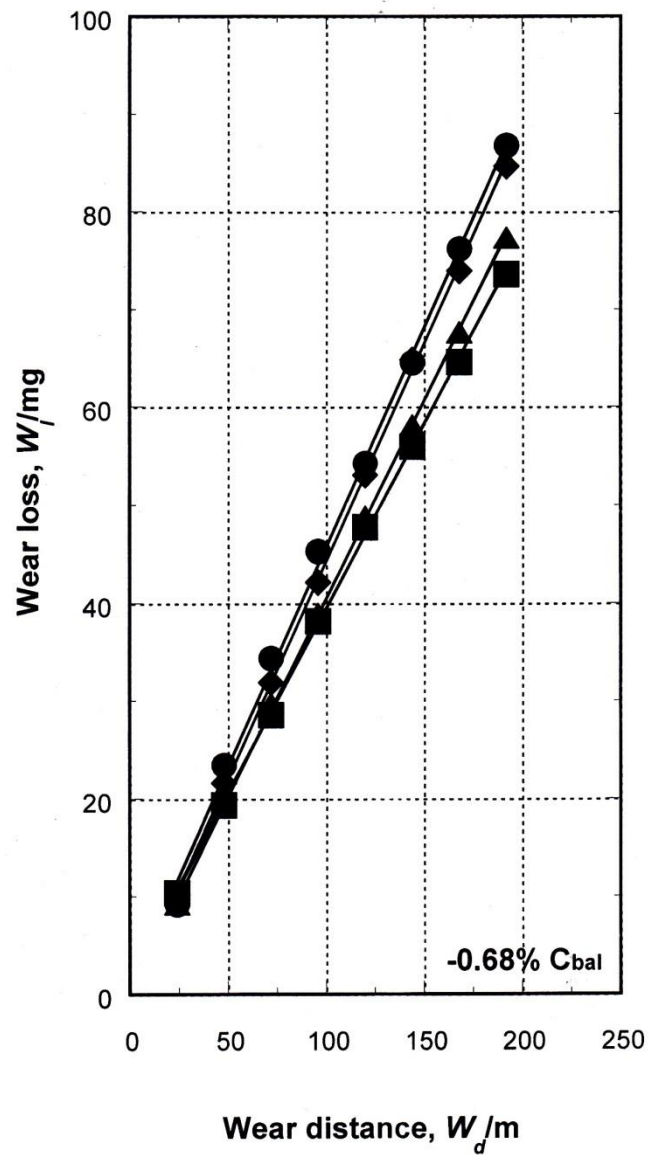
ชิ้นงาน	อัตราการสึกหรอ (Rw, mg/m)			
	สภาพชุบแข็ง	L-H _{Tmax}	H _{Tmax}	H-H _{Tmax}
No.1 (-0.68%C _{bal})	0.403	0.449	0.377	0.444
No.2 (-0.20%C _{bal})	0.240	0.324	0.294	0.362
No.3 (-0.01%C _{bal})	0.231	0.283	0.235	0.282
No.4 (+0.42%C _{bal})	0.243	0.327	0.307	0.344
No.5 (+0.53%C _{bal})	0.330	0.336	0.325	0.375

กราฟความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสียและระยะทางการขัดสีในชิ้นงาน - 0.68% C_{bal} แสดงดังภาพประกอบ 4.19 พบว่ารูปแบบของการสึกหรอจะแตกต่างจากการชุบแข็งที่ 1323K อย่างชัดเจน กล่าวคือ กราฟความสัมพันธ์จะแยกกันชัดเจนตามสถานะของกรรมวิธีทาง

ความร้อน โดยผลการทดลองแบ่งออกเป็นสองกลุ่ม กราฟของขึ้นงาน $H_{T_{max}}$ และขึ้นงานสภาพซุบแข็ง จะใกล้เคียงกันส่วนอีกกลุ่มคือ ขึ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ และ ในขึ้นงาน $H-H_{T_{max}}$ จะใกล้เคียงกันเช่นกัน โดยกลุ่มแรกจะมีการสึกหรอน้อยกว่ากลุ่มที่สอง น้ำหนักสูญเสียรวมต่ำสุด คือ ขึ้นงาน $H_{T_{max}}$ มีค่า 72.38 mg ตามด้วย สภาพซุบแข็ง คือ 77.38 mg และขึ้นงาน $H-H_{T_{max}}$ คือ 85.25 mg ส่วนขึ้นงานที่มีการสูญเสียมากที่สุด คือ ขึ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ คือ 86.21 mg เมื่อพิจารณาอัตราการสึกหรอพบว่ามีทิศทางไปในแนวทางเดียวกับน้ำหนักสูญเสียรวม โดยอัตราการสึกหรอต่ำที่สุดได้รับในขึ้นงาน $H_{T_{max}}$ มีค่า 0.377 mg/m และเพิ่มขึ้นตามลำดับ คือ 0.403 mg/m ในสภาพซุบแข็ง 0.444 mg/m ในขึ้นงาน $H-H_{T_{max}}$ และ 0.449 mg/m ในขึ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ ตามลำดับ

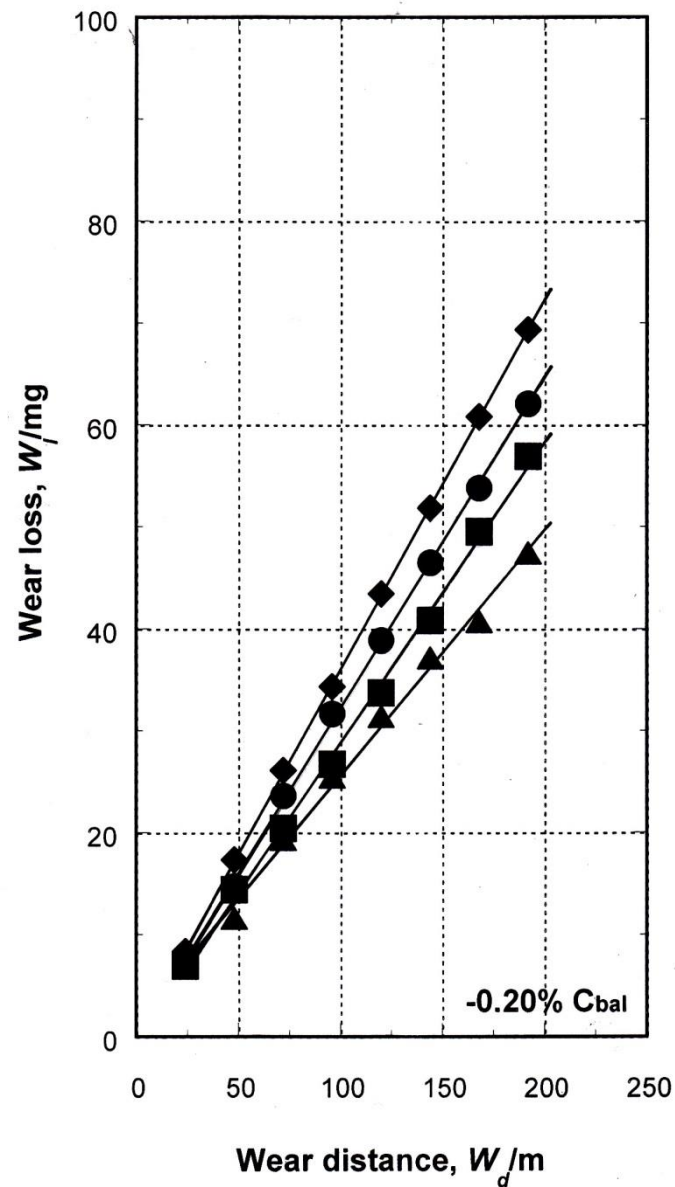
ภาพประกอบ 4.20 แสดงผลการทดสอบการสึกหรอของขึ้นงาน $-0.20\% C_{bal}$ โดยรูปแบบของผลการทดลองคล้ายกับขึ้นงาน $-0.68\% C_{bal}$ แต่กราฟความสัมพันธ์จะแยกออกจากกันตามสถานะของกรรมวิธีทางความร้อนมากกว่าอย่างชัดเจน ขึ้นงานที่มีการสูญเสียมากที่สุด คือขึ้นงาน $H-H_{T_{max}}$ ส่วนขึ้นงานที่มีการสูญเสียน้อยที่สุดคือ ขึ้นงานสภาพซุบแข็ง เมื่อพิจารณาถึงภาพรวมจะพบว่ามีอัตราการสึกหรอน้อยกว่าขึ้นงาน $-0.68\% C_{bal}$ โดยมีน้ำหนักการสูญเสียรวม คือ 46.08 mg ในขึ้นงานซุบแข็ง 62.21 mg ในขึ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ 56.45 mg ในขึ้นงาน $H_{T_{max}}$ และ 69.50 mg ในขึ้นงาน $H-H_{T_{max}}$ มีอัตราการสึกหรอ คือ 0.240 mg/m ในขึ้นงานซุบแข็ง 0.324 mg/m ในขึ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ 0.294 mg/m ในขึ้นงาน $H_{T_{max}}$ และ 0.362 mg/m ในขึ้นงาน $H-H_{T_{max}}$

ผลการทดลองของขึ้นงาน $-0.01\% C_{bal}$ แสดงดังภาพประกอบ 4.21 กราฟการทดลองมีแนวโน้มคล้ายกับขึ้นงาน $-0.68\% C_{bal}$ โดยแบ่งออกเป็นสองกลุ่มเช่นกัน แต่ที่ต่างกันอย่างชัดเจนคือมีการสึกหรอรวมต่ำกว่า โดยกราฟการสึกหรอของขึ้นงานซุบแข็งจะใกล้เคียงกับขึ้นงาน $H_{T_{max}}$ เป็นอย่างมาก และขึ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ และ $H-H_{T_{max}}$ จะใกล้เคียงกันเช่นกัน โดยกลุ่มหลังนี้จะมีการสึกหรอมากกว่ากลุ่มแรก น้ำหนักสูญเสียรวมน้อยที่สุดคือ ขึ้นงานซุบแข็ง คือ 44.35 mg และใกล้เคียงกับขึ้นงาน $H_{T_{max}}$ คือ 45.12 mg ส่วนขึ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ และ $H-H_{T_{max}}$ มีค่าเท่ากับ 54.34 mg และ 54.14 mg ตามลำดับ อัตราการสึกหรอเพิ่มขึ้นตามลำดับดังนี้ คือ 0.231 mg/m ในสภาพซุบแข็ง 0.235 mg/m ในขึ้นงาน $H_{T_{max}}$ 0.282 mg/m ในขึ้นงาน $H-H_{T_{max}}$ และ 0.283 mg/m ในขึ้นงาน $L-H_{T_{max}}$



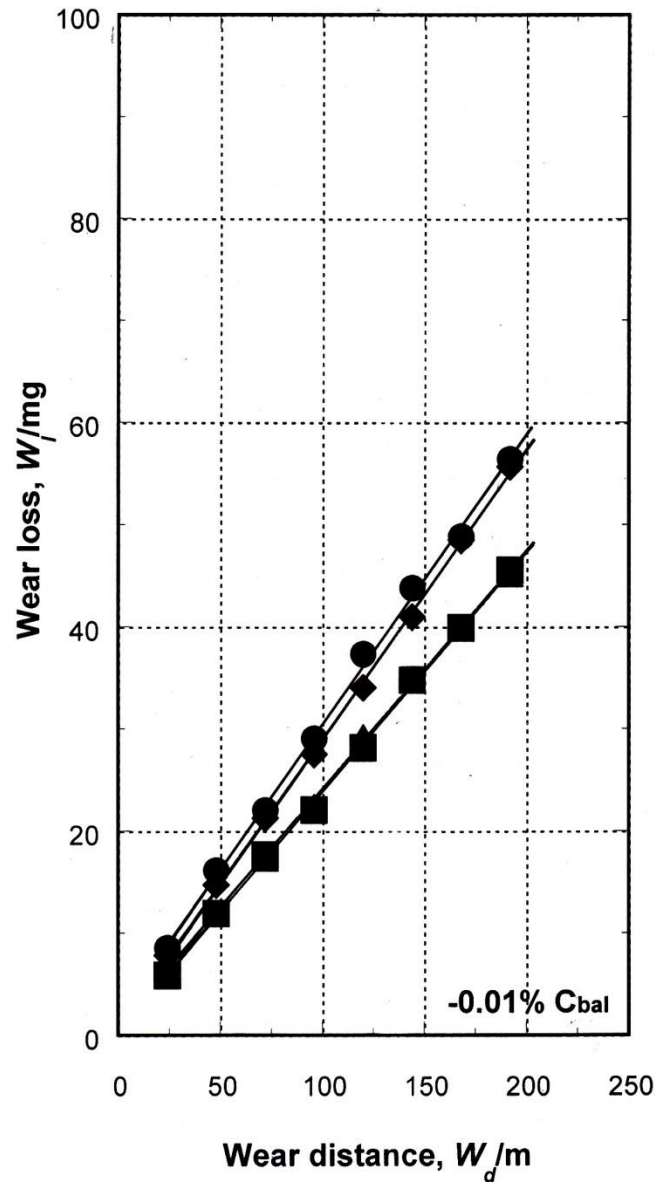
สภาพชุบแข็ง	▲	$W_i = 0.403 \times W_d - 0.013$ ($R^2 = 0.999$)
L- H_{Tmax}	●	$W_i = 0.449 \times W_d + 0.690$ ($R^2 = 0.998$)
H_{Tmax}	■	$W_i = 0.377 \times W_d + 1.541$ ($R^2 = 0.999$)
H- H_{Tmax}	◆	$W_i = 0.444 \times W_d - 0.297$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.19 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_i) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสองวัดด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K



สภาพชุบแข็ง	▲	$W_l = 0.240 \times W_d + 1.587$ ($R^2 = 0.997$)
L- H_{Tmax}	●	$W_l = 0.324 \times W_d - 0.248$ ($R^2 = 0.999$)
H_{Tmax}	■	$W_l = 0.294 \times W_d - 0.601$ ($R^2 = 0.998$)
H- H_{Tmax}	◆	$W_l = 0.362 \times W_d - 0.232$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.20 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสองวัดด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน -0.20% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K



สภาพชุบแข็ง	▲	$W_l = 0.231 \times W_d + 0.986 \quad (R^2 = 0.999)$
L-H _{Tmax}	●	$W_l = 0.283 \times W_d + 2.097 \quad (R^2 = 0.999)$
H _{Tmax}	■	$W_l = 0.235 \times W_d + 0.390 \quad (R^2 = 0.999)$
H-H _{Tmax}	◆	$W_l = 0.282 \times W_d + 0.778 \quad (R^2 = 0.999)$

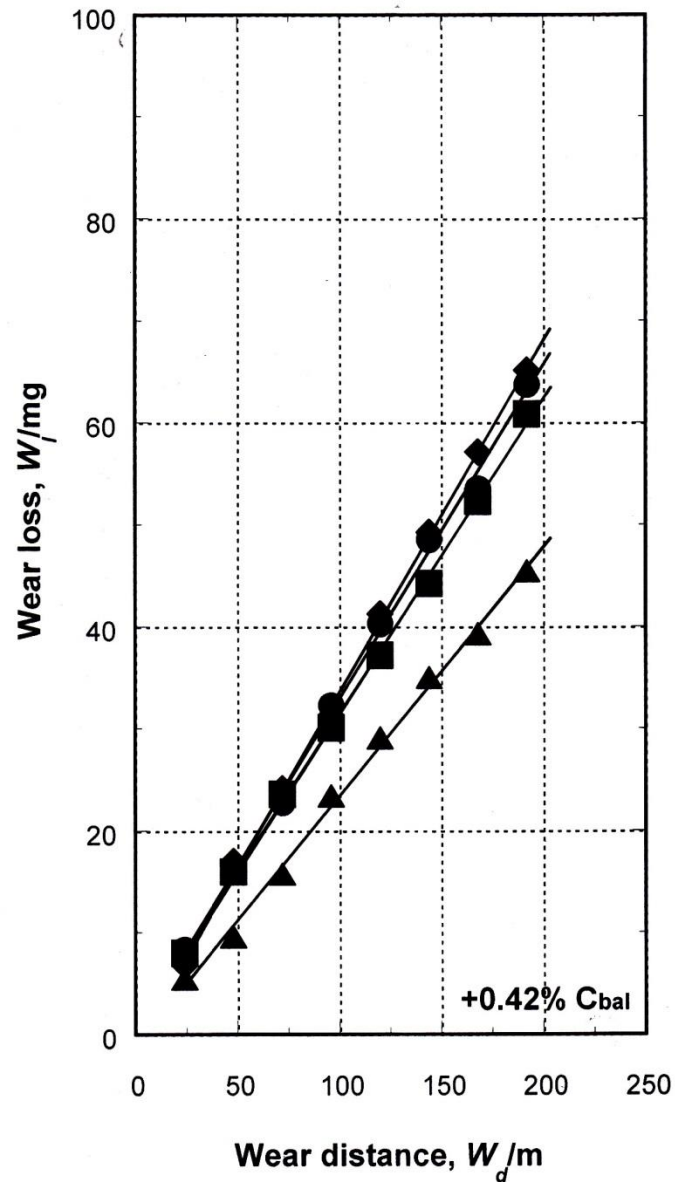
ภาพประกอบ 4.21 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสองวัดด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน -0.01%C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K

ภาพประกอบ 4.22 แสดงผลการทดลองของชิ้นงาน $+0.42\%C_{bal}$ แนวโน้มของผลการทดลองจะแตกต่างจากชิ้นงานก่อนหน้านี้ โดยกราฟผลการทดลองของชิ้นงานชุบแข็งจะแยกออกมาจากกลุ่มและมีน้ำหนักการสึกหรอรวมต่ำที่สุด ส่วนอีกกลุ่มหนึ่งประกอบด้วยชิ้นงานในสภาพอบคืนตัว โดยในกลุ่มนี้ชิ้นงานที่มีการสูญเสียน้อยที่สุดคือ ชิ้นงานสภาพชุบแข็งและชิ้นงานที่มีการสูญเสียมากที่สุดคือ ชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ น้ำหนักการสูญเสียรวมของแต่ละชิ้นงาน คือ 46.66 mg ในสภาพชุบแข็ง 62.78 mg ในชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ 58.94 mg ในชิ้นงาน H_{Tmax} และ 66.05 mg ในชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ ตามลำดับ ส่วนอัตราการสึกหรอ คือ 0.243 mg/m ในชิ้นงานชุบแข็ง 0.327 mg/m ในชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ 0.307 mg/m ในชิ้นงาน H_{Tmax} และ 0.344 mg/m ในชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$

ผลการทดลองของชิ้นงาน $+0.53\% C_{bal}$ แสดงดังภาพประกอบ 4.23 รูปแบบของกราฟผลการทดลองจะแตกต่างจากชิ้นงานอื่น โดยชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ จะแยกออกจากกลุ่มและมีค่าสูงกว่าชิ้นงานอื่น ส่วนชิ้นงานในสภาพชุบแข็ง ชิ้นงาน H_{Tmax} และชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ จะใกล้เคียงกันมาก ชิ้นงานที่มีการสูญเสียรวมมากที่สุดคือ ชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ คือ 72.00 mg รองลงมาคือชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ คือ 64.51 mg และ ชิ้นงานชุบแข็ง คือ 63.36 mg ส่วนชิ้นงานที่มีการสูญเสียรวมน้อยที่สุดคือ ชิ้นงาน H_{Tmax} คือ 62.4 mg โดยชิ้นงาน H_{Tmax} มีอัตราการสึกหรอน้อยที่สุด คือ 0.325 mg/m ตามด้วยชิ้นงานชุบแข็ง คือ 0.330 mg/m ชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ คือ 0.336 mg/m และชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ คือ 0.375 mg/m ตามลำดับ

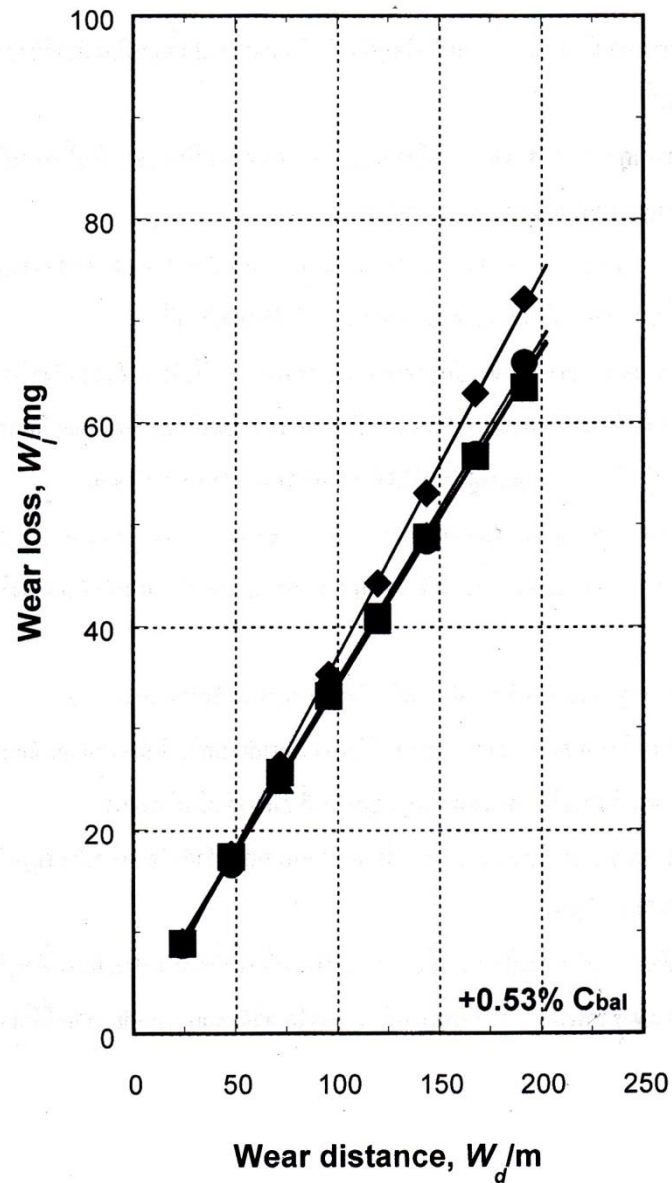
จากข้อมูลทั้งหมดนี้สามารถกล่าวได้ว่าชิ้นงานที่มีความต้านทานการสึกหรอแบบสองวัตถุที่ดีที่สุดคือชิ้นงานในสภาพชุบแข็งหรือชิ้นงาน H_{Tmax} ส่วนชิ้นงานที่มีความต้านทานการสึกหรอน้อยที่สุดคือ ชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ หรือ $H-H_{Tmax}$





สภาพชุบแข็ง	▲	$W_l = 0.243 \times W_d - 0.960$ ($R^2 = 0.998$)
L-H _{Tmax}	●	$W_l = 0.327 \times W_d + 0.321$ ($R^2 = 0.998$)
H _{Tmax}	■	$W_l = 0.307 \times W_d + 0.796$ ($R^2 = 0.999$)
H-H _{Tmax}	◆	$W_l = 0.344 \times W_d - 0.692$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.22 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสองวัดด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน +0.42% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K



สภาพชุบแข็ง	▲	$W_l = 0.330 \times W_d + 0.982$ ($R^2 = 0.999$)
L- H_{Tmax}	●	$W_l = 0.336 \times W_d + 0.707$ ($R^2 = 0.999$)
H_{Tmax}	■	$W_l = 0.325 \times W_d + 1.723$ ($R^2 = 0.999$)
H- H_{Tmax}	◆	$W_l = 0.375 \times W_d - 0.490$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.23 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสองวัดด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test) ของชิ้นงาน +0.53% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K

4.4.2 การทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุ

เพื่อที่จะศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุ ได้ทดสอบการสึกหรอของชิ้นงานที่ผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อนด้วยเครื่องทดสอบแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) โดยชิ้นงานทดสอบจะเป็นชิ้นเดียวกันกับที่ทดสอบการสึกหรอชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องชุกะในหัวข้อก่อนหน้านี้ โดยผลการทดลองแสดงดังภาพประกอบ 4.24 – 4.28 สำหรับชิ้นงานผ่านการชุบแข็งที่ 1323K และ ภาพประกอบ 4.29 – 4.33 สำหรับการชุบแข็งที่ 1373K จากผลการทดลองทั้งหมดจะพบว่าความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสียและระยะทางการขัดสีเป็นเส้นตรงและเปลี่ยนแปลงตามสภาวะของกรรมวิธีทางความร้อนคล้ายกับการทดสอบการสึกหรอแบบชนิดสองวัตถุ แต่อัตราการสึกหรอจะต่ำกว่าการทดสอบการสึกหรอแบบชนิดสองวัตถุมาก ซึ่งเกิดจากกลไกการสึกหรอที่แตกต่างกัน

1) การชุบแข็งที่ 1323K

ผลการทดลองของชิ้นงานผ่านการชุบแข็งที่ 1323K แสดงดังภาพประกอบ 4.24 – 4.28 โดยค่าน้ำหนักสูญเสียรวมของแต่ละชิ้นงานแสดงดังตาราง 4.7 และอัตราการสึกหรอแสดงดังตาราง 4.8 โดยพบว่าน้ำหนักสูญเสียรวมจะสูง แต่อัตราการสึกหรอจะต่ำกว่าเมื่อเทียบการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุ

ตาราง 4.7 น้ำหนักสูญเสียรวมในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)

ชิ้นงาน	น้ำหนักสูญเสียรวม (mg)			
	สภาพชุบแข็ง	L-H _{Tmax}	H _{Tmax}	H-H _{Tmax}
No.1 (-0.68%C _{bal})	514.96	791.28	521.24	631.14
No.2 (-0.20%C _{bal})	329.70	401.92	332.84	357.96
No.3 (-0.01%C _{bal})	254.34	354.82	314.00	335.98
No.4 (+0.42%C _{bal})	235.50	314.00	266.90	530.66
No.5 (+0.53%C _{bal})	204.10	320.28	295.16	464.72

ตาราง 4.8 อัตราการสึกหรอของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)

ชิ้นงาน	อัตราการสึกหรอ (mg/m)			
	สภาพชุบแข็ง	L-H _{Tmax}	H _{Tmax}	H-H _{Tmax}
No.1 (-0.68% C _{bal})	0.164	0.252	0.166	0.201
No.2 (-0.20% C _{bal})	0.105	0.128	0.106	0.114
No.3 (-0.01% C _{bal})	0.081	0.113	0.100	0.107
No.4 (+0.42% C _{bal})	0.075	0.100	0.085	0.169
No.5 (+0.53% C _{bal})	0.065	0.102	0.094	0.148

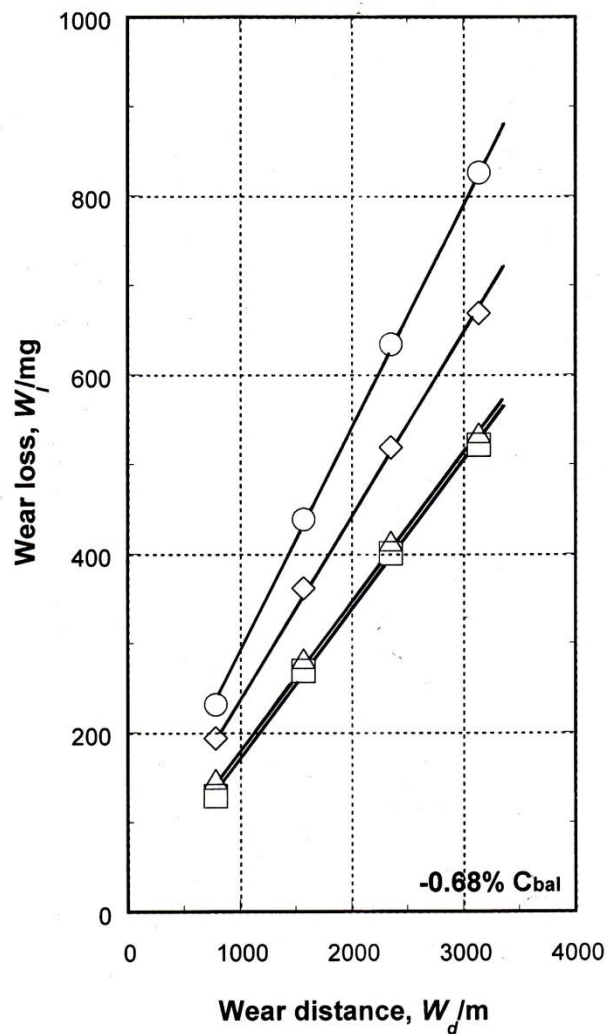
ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสียและระยะทางการขัดสีสำหรับชิ้นงาน -0.68% C_{bal} แสดงดังภาพประกอบ 4.24 พบว่ากราฟความสัมพันธ์เป็นแบบเส้นตรงในทุกชิ้นงาน โดยกราฟของชิ้นงาน H_{Tmax} และในสภาพชุบแข็ง จะใกล้เคียงกันมาก ส่วนชิ้นงาน H-H_{Tmax} และ L-H_{Tmax} จะแยกตัวออกไปอย่างชัดเจนและมีการสึกหรอมากกว่า ชิ้นงานที่มีการสึกหรอมากที่สุดคือ ชิ้นงาน L-H_{Tmax} ค่าน้ำหนักสูญเสียรวม คือ 514.96 mg ในชิ้นงานชุบแข็ง 791.28 mg ในชิ้นงาน L-H_{Tmax} 521.24 mg ในชิ้นงาน H_{Tmax} และ 631.14 mg ในชิ้นงาน H-H_{Tmax} โดยอัตราการสึกหรอในชิ้นงานชุบแข็ง คือ 0.164 mg/m และชิ้นงานอื่น ๆ คือ 0.252 mg/m ในชิ้นงาน L-H_{Tmax} 0.166 mg/m ในชิ้นงาน H_{Tmax} และ 0.201 mg/m ในชิ้นงาน H-H_{Tmax} ตามลำดับ ซึ่งสามารถกล่าวได้ว่า ชิ้นงาน H_{Tmax} มีความต้านทานการสึกหรอดีที่สุด ส่วนชิ้นงานที่มีความต้านทานการสึกหรอน้อยที่สุดคือชิ้นงาน L-H_{Tmax}

ภาพประกอบ 4.25 แสดงผลการทดสอบในชิ้นงาน -0.20% C_{bal} พบว่ารูปแบบกราฟผลการทดลองจะแยกออกเป็นสองกลุ่ม โดยกลุ่มแรกประกอบด้วยชิ้นงานในสภาพชุบแข็ง H_{Tmax} และ H-H_{Tmax} ส่วนชิ้นงาน L-H_{Tmax} จะแยกตัวออกจากชิ้นงานอื่นและมีค่าการสูญเสียสูงกว่าชิ้นงานอื่น โดยน้ำหนักสูญเสียรวมต่ำที่สุดคือ ชิ้นงานสภาพชุบแข็ง คือ 329.70 mg และเพิ่มขึ้นตามลำดับ คือ ชิ้นงาน H_{Tmax} มีค่าเท่ากับ 332.84 mg ชิ้นงาน H-H_{Tmax} มีค่า 357.96 mg และชิ้นงาน L-H_{Tmax} มีค่า 401.92 mg อัตราการสึกหรอของชิ้นงานในสภาพชุบแข็งและชิ้นงาน H_{Tmax} จะใกล้เคียงกัน โดยมีค่า 0.105 และ 0.106 mg/m ตามลำดับ ส่วนชิ้นงาน L-H_{Tmax} และ H-H_{Tmax} คือ 0.128 และ 0.114 mg/m ตามลำดับ

ผลการทดลองของชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ แสดงดังภาพประกอบ 4.26 พบว่าแนวโน้มกราฟจะคล้ายกับชิ้นงาน $-0.20\%C_{bal}$ แต่จะมีการสึกหรอรวมน้อยกว่าในทุกสภาวะของกรรมวิธีทางความร้อนและมีค่าไม่แตกต่างกันมาก โดยชิ้นงานที่มีการสึกหรอรวมน้อยที่สุดคือ ชิ้นงานในสภาพชุบแข็ง ตามด้วยชิ้นงาน H_{Tmax} ชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ และชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ โดยมีน้ำหนักสูญเสียรวม คือ 254.34 mg, 314.00 mg, 335.98 mg และ 354.82 mg ตามลำดับ โดยอัตราการสึกหรอต่ำสุดได้รับในสภาพชุบแข็ง คือ 0.081 mg/m และเพิ่มขึ้นตามลำดับ คือ 0.100 mg/m ในชิ้นงาน H_{Tmax} 0.107 mg/m ในชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ และ 0.113 mg/m ในชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$

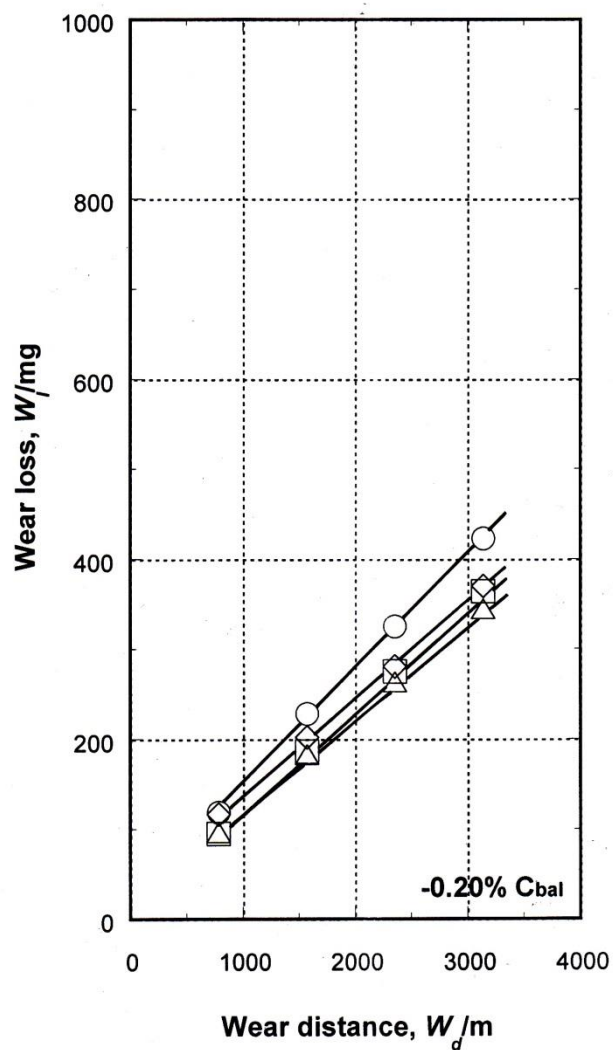
ภาพประกอบ 4.27 แสดงผลการทดลองของชิ้นงาน $+0.42\%C_{bal}$ รูปแบบของกราฟความสัมพันธ์จะแตกต่างจากชิ้นงานอื่น โดยการสึกหรอของชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ จะแยกออกจากกลุ่มและอยู่ในตำแหน่งที่สูงกว่าชิ้นงานอื่น ชิ้นงานในกลุ่มที่มีการสึกหรอต่ำกว่าประกอบด้วยชิ้นงานในสภาพชุบแข็ง ชิ้นงาน H_{Tmax} และ $L-H_{Tmax}$ โดยมีการสึกหรอรวม คือ 235.5 mg ในชิ้นงานชุบแข็ง และเพิ่มขึ้นเป็น 266.90 mg ในชิ้นงาน H_{Tmax} , 314.00 mg ในชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ และมากที่สุด คือ 530.66 mg ในชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ โดยชิ้นงานที่มีอัตราการสึกหรอต่ำที่สุดคือ ชิ้นงานในสภาพชุบแข็ง คือ 0.075 mg/m และเพิ่มขึ้นตามลำดับ คือ 0.085 mg/m ในชิ้นงาน H_{Tmax} , 0.100 mg/m ในชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ และ 0.169 mg/m ในชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ ซึ่งเป็นแนวโน้มเดียวกันกับน้ำหนักการสูญเสียรวม

สำหรับผลการทดลองของชิ้นงาน $0.53\%C_{bal}$ แสดงดังภาพประกอบ 4.28 พบว่ากราฟการทดลองแบ่งออกเป็นสามกลุ่มอย่างชัดเจน กราฟของชิ้นงานในสภาพชุบแข็งจะอยู่ในตำแหน่งต่ำที่สุด ตามด้วยชิ้นงาน H_{Tmax} และ $L-H_{Tmax}$ ซึ่งทั้งสองชิ้นงานนี้มีค่าใกล้เคียงกัน ส่วนอีกกลุ่มที่มีค่าสูงสุดคือ ชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ ซึ่งแยกออกจากกลุ่มอื่นไปค่อนข้างมาก โดยชิ้นงานในสภาพชุบแข็งมีการสึกหรอรวม คือ 204.10 mg และมีอัตราการสึกหรอ คือ 0.065 mg/m ชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ มีการสึกหรอรวม คือ 320.28 mg และมีอัตราการสึกหรอ คือ 0.102 mg/m ชิ้นงาน H_{Tmax} มีการสึกหรอรวม คือ 295.16 mg และมีอัตราการสึกหรอ คือ 0.094 mg/m และชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ มีการสึกหรอรวม คือ 464.72 mg และมีอัตราการสึกหรอ คือ 0.148 mg/m ซึ่งแสดงให้เห็นว่าชิ้นงานในสภาพชุบแข็งมีความต้านทานการสึกหรอดีที่สุด ส่วนชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ จะมีความต้านทานการสึกหรอน้อยที่สุด



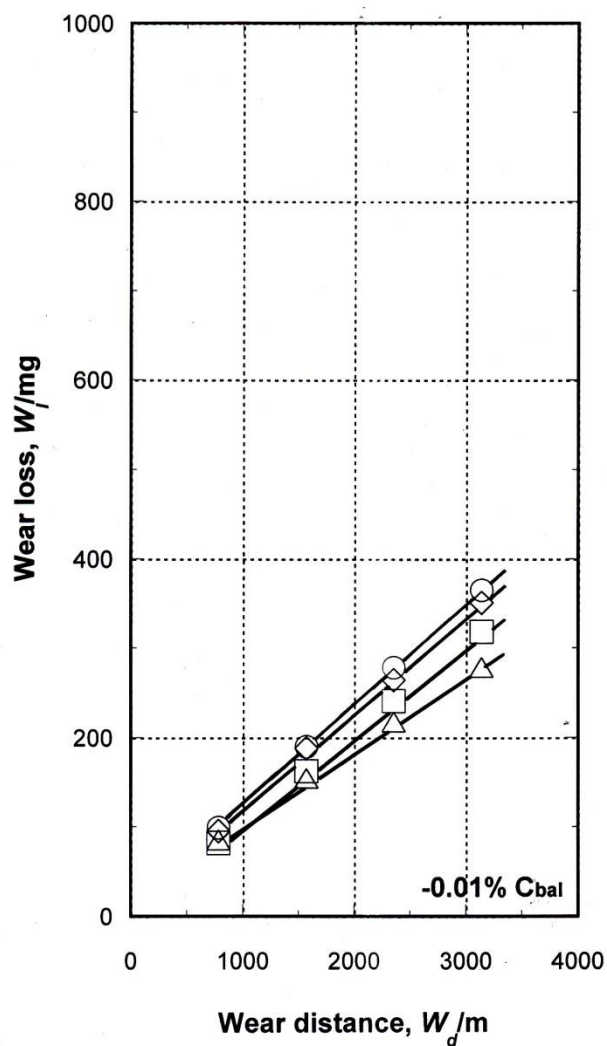
สภาพชุบแข็ง	\triangle	$W_l = 0.164 \times W_d + 21.90$ ($R^2 = 0.999$)
L- H_{Tmax}	\circ	$W_l = 0.252 \times W_d + 37.85$ ($R^2 = 0.999$)
H_{Tmax}	\square	$W_l = 0.166 \times W_d + 2.85$ ($R^2 = 0.999$)
H- H_{Tmax}	\diamond	$W_l = 0.201 \times W_d + 39.90$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.24 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน -0.68% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K



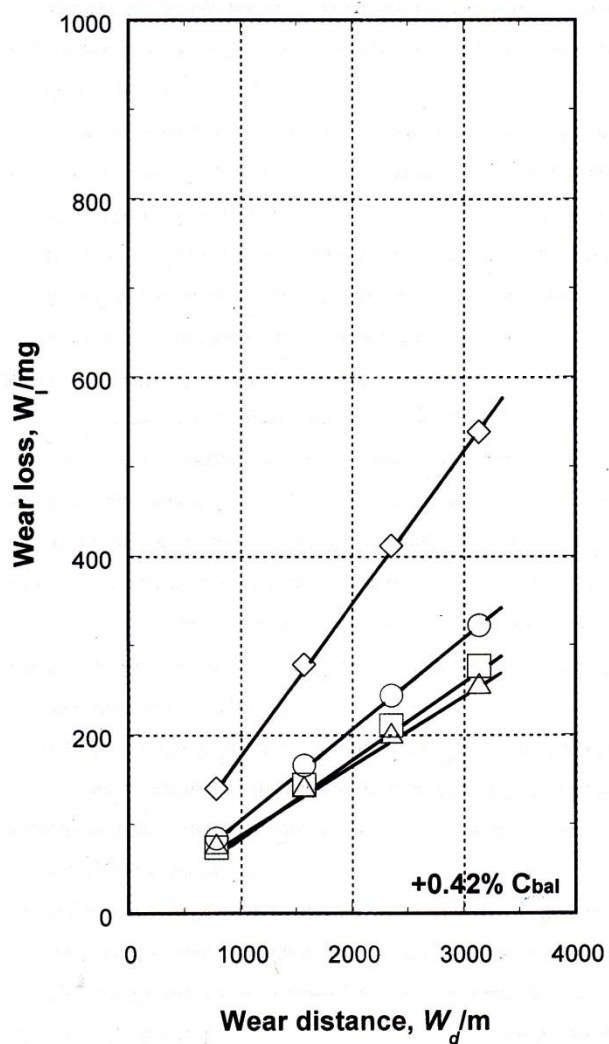
สภาพชุบแข็ง	△	$W_l = 0.105 \times W_d + 15.75$ ($R^2 = 0.999$)
L- H_{Tmax}	○	$W_l = 0.128 \times W_d + 21.45$ ($R^2 = 0.999$)
H_{Tmax}	□	$W_l = 0.106 \times W_d + 32.45$ ($R^2 = 0.999$)
H- H_{Tmax}	◇	$W_l = 0.114 \times W_d + 6.45$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.25 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน -0.20% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K



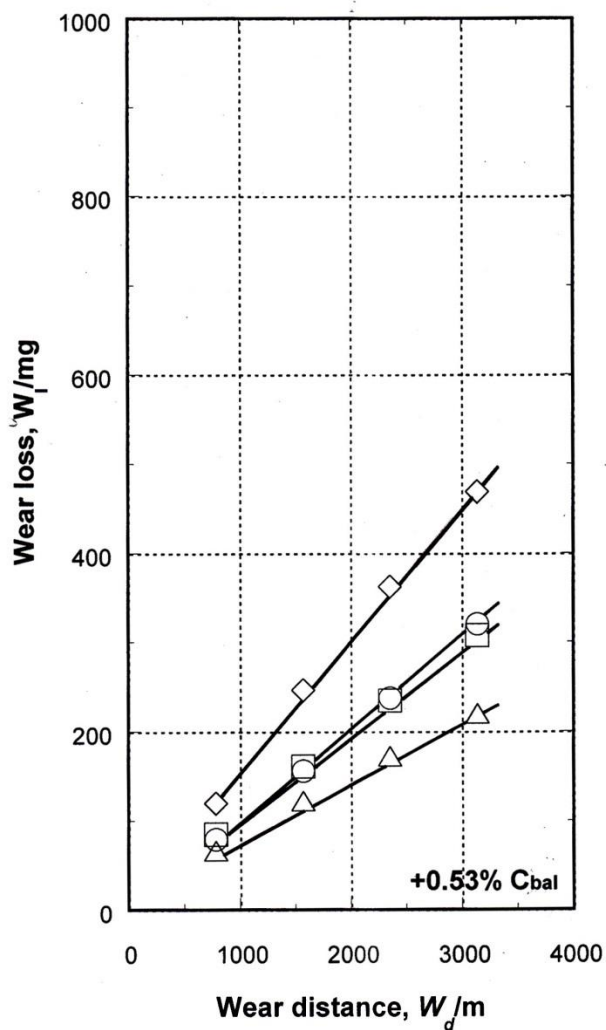
สภาพชุบแข็ง	△	$W_l = 0.081 \times W_d + 23.50$ ($R^2 = 0.999$)
L- H_{Tmax}	○	$W_l = 0.113 \times W_d + 11.45$ ($R^2 = 0.999$)
H- T_{max}	□	$W_l = 0.100 \times W_d + 4.35$ ($R^2 = 0.999$)
H-H- T_{max}	◇	$W_l = 0.107 \times W_d + 13.40$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.26 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K



สภาพชุบแข็ง	△	$W_l = 0.075 \times W_d + 20.60$ ($R^2 = 0.999$)
L-H _{Tmax}	○	$W_l = 0.100 \times W_d + 5.85$ ($R^2 = 0.999$)
H _{Tmax}	□	$W_l = 0.085 \times W_d + 7.45$ ($R^2 = 0.999$)
H-H _{Tmax}	◇	$W_l = 0.169 \times W_d + 9.10$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.27 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน +0.42% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K



สภาพชุบแข็ง	△	$W_l = 0.065 \times W_d + 17.45$ ($R^2 = 0.999$)
L- H_{Tmax}	○	$W_l = 0.102 \times W_d - 2.70$ ($R^2 = 0.999$)
H_{Tmax}	□	$W_l = 0.094 \times W_d + 11.80$ ($R^2 = 0.999$)
H- H_{Tmax}	◇	$W_l = 0.148 \times W_d - 8.45$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.28 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสามล้อด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน +0.53% C_{bal} ผ่านการชุบที่แข็งที่ 1323K

2) การชุบแข็งที่ 1373K

ผลการทดลองของชิ้นงานผ่านการชุบแข็งที่ 1373K แสดงดังภาพประกอบ 4.29 – 4.33 โดยค่าน้ำหนักสูญเสียนรวมแสดงดังตาราง 4.9 และอัตราการสึกหรอแสดงดังตาราง 4.10

ตาราง 4.9 น้ำหนักสูญเสียนรวมในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัสดุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)

ชิ้นงาน	น้ำหนักสูญเสียนรวม (mg)			
	สภาพชุบแข็ง	L-H _{Tmax}	H _{Tmax}	H-H _{Tmax}
No.1 (-0.68%C _{bal})	521.24	700.22	502.4	653.12
No.2 (-0.20%C _{bal})	197.82	345.40	235.50	376.80
No.3 (-0.01%C _{bal})	260.62	314.00	271.65	342.26
No.4 (+0.42%C _{bal})	210.38	273.18	235.50	474.14
No.5 (+0.53%C _{bal})	266.90	335.98	273.18	357.96

ตาราง 4.10 อัตราการสึกหรอของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัสดุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)

ชิ้นงาน	อัตราการสึกหรอ (Rw, mg/m)			
	สภาพชุบแข็ง	L-H _{Tmax}	H _{Tmax}	H-H _{Tmax}
No.1 (-0.68%C _{bal})	0.160	0.223	0.166	0.208
No.2 (-0.20%C _{bal})	0.063	0.110	0.075	0.120
No.3 (-0.01%C _{bal})	0.083	0.100	0.083	0.109
No.4 (+0.42%C _{bal})	0.067	0.087	0.075	0.151
No.5 (+0.53%C _{bal})	0.085	0.107	0.087	0.114

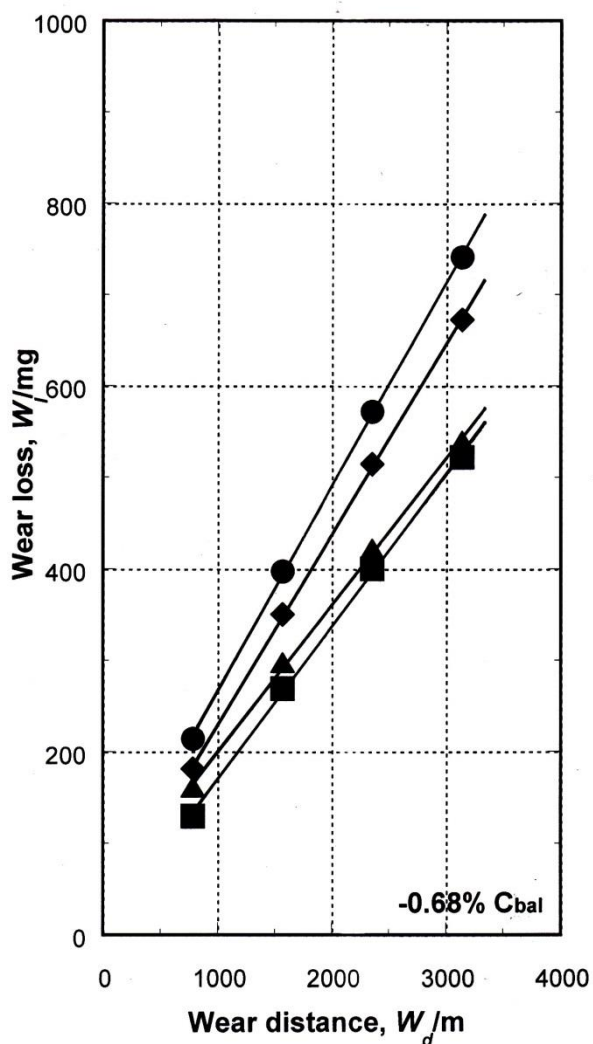
ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสียนและระยะทางในการขัดสีของชิ้นงาน-0.68%C_{bal} แสดงดังภาพประกอบ 4.29 รูปแบบความสัมพันธ์จะคล้ายกับกรณีชุบแข็งที่ 1323K กล่าวคือกราฟแบ่งออกเป็นสองกลุ่ม โดยกลุ่มชิ้นงานแรกคือ กลุ่มที่มีการสึกหรอต่ำ ได้แก่ ชิ้นงานในสภาพชุบแข็งและ H_{Tmax} ส่วนอีกกลุ่มที่มีค่าการสึกหรอสูงได้แก่ ชิ้นงาน H-H_{Tmax} และ L-H_{Tmax} โดย

น้ำหนักสูญเสียของชิ้นงานในแต่ละกลุ่มจะใกล้เคียงกัน คือ 502.40 mg ในชิ้นงาน $H_{T_{max}}$ และ 521.24 mg ในชิ้นงานชุบแข็ง ส่วนอีกกลุ่ม คือ 700.22 mg ในชิ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ และ 653.12 mg ในชิ้นงาน $H-H_{T_{max}}$ ชิ้นงานที่มีอัตราการสึกหรอต่ำสุดคือชิ้นงานในสภาพชุบแข็ง (0.160 mg/m) และเพิ่มขึ้นตามลำดับคือ ชิ้นงาน $H_{T_{max}}$ (0.166 mg/m) ชิ้นงาน $H-H_{T_{max}}$ (0.208 mg/m) และ ชิ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ (0.223 mg/m)

ภาพประกอบ 4.30 แสดงผลการทดลองของชิ้นงาน -0.20% C_{bal} รูปแบบของกราฟจะคล้ายกับชิ้นงานก่อนหน้านี้นี้คือ แบ่งเป็นสองกลุ่มคล้ายกัน แต่การสึกหรอโดยรวมจะลดลงอย่างมาก กราฟของชิ้นงานในสภาพชุบแข็งและ $H_{T_{max}}$ จะใกล้เคียงกัน ส่วนชิ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ และ $H-H_{T_{max}}$ จะใกล้เคียงกันและอยู่ตำแหน่งสูงกว่าชิ้นงานกลุ่มแรก น้ำหนักสูญเสียรวมของชิ้นงานกลุ่มแรก คือ 197.82 mg ในชิ้นงานชุบแข็ง และ 235.50 mg ในชิ้นงาน $H_{T_{max}}$ ส่วนในกลุ่มที่สอง คือ 345.40 mg ในชิ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ และ 376.80 mg ในชิ้นงาน $H-H_{T_{max}}$ อัตราการสึกหรอต่ำสุด คือ 0.063 mg/m ได้รับในชิ้นงานสภาพชุบแข็ง ตามด้วย 0.075 mg/m ในชิ้นงาน $H_{T_{max}}$ และ 0.110 mg/m ในชิ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ ส่วนการอัตราการสึกหรอมากที่สุด คือ 0.120 mg/m เกิดขึ้นในชิ้นงาน $H-H_{T_{max}}$

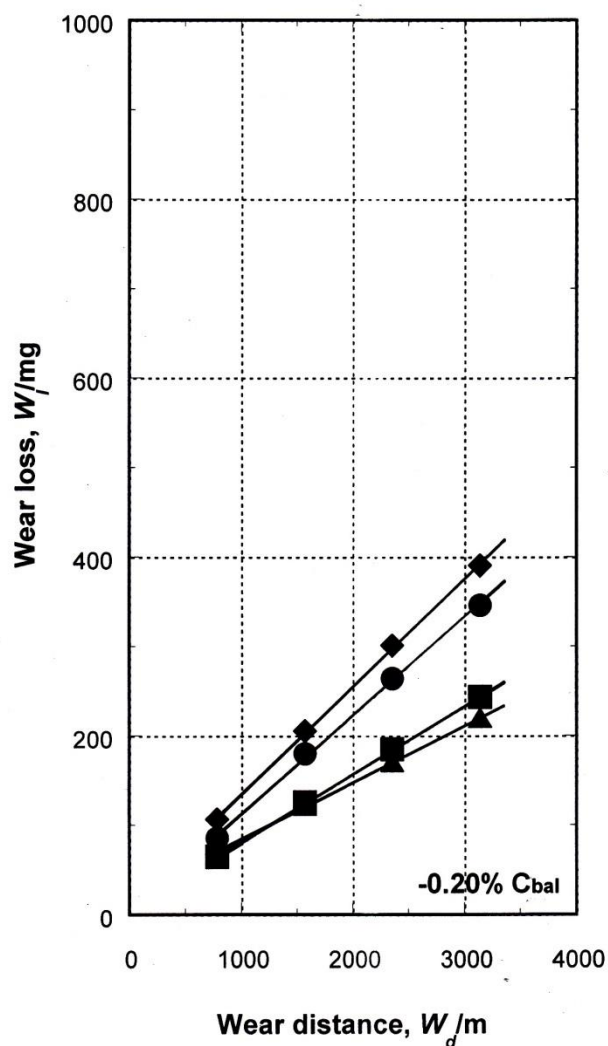
ผลการทดลองของชิ้นงาน -0.01% C_{bal} แสดงดังภาพประกอบ 4.31 รูปแบบของกราฟความสัมพันธ์ยังคงเหมือนกับชิ้นงาน -0.20% C_{bal} แต่ความแตกต่างของการสูญเสียรวมในแต่ละสถานะของกรรมวิธีทางความร้อนจะน้อยกว่า โดยชิ้นงานกลุ่มแรก คือ ในสภาพชุบแข็ง และ $H_{T_{max}}$ จะมีน้ำหนักสูญเสียรวมเท่ากับ 260.62 mg และ 271.65 mg ตามลำดับ ส่วนชิ้นงานกลุ่มที่สองที่มีการสึกหรอมากกว่าคือ ชิ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ และ $H-H_{T_{max}}$ ซึ่งมีการสึกหรอรวม คือ 314.00 mg และ 342.26 mg ตามลำดับ อัตราการสึกหรอเรียงตามลำดับดังนี้ คือ 0.083 mg/m ในชิ้นงานชุบแข็งและเท่ากับชิ้นงาน $H_{T_{max}}$ ตามด้วย 0.100 mg/m ในชิ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ และ 0.109 mg/m ในชิ้นงาน $H-H_{T_{max}}$

ภาพประกอบ 4.32 แสดงผลการทดลองของชิ้นงาน +0.42% C_{bal} พบว่าแนวโน้มกราฟผลการทดลองจะแตกต่างไปจากกลุ่ม โดยชิ้นงาน $H-H_{T_{max}}$ จะแยกออกไปจากกลุ่มในตำแหน่งที่สูงกว่าชิ้นงานอื่น ๆ ชิ้นงานที่มีน้ำหนักการสูญเสียรวมน้อยที่สุดคือ ชิ้นงานในสภาพชุบแข็ง ตามด้วยชิ้นงาน $H_{T_{max}}$ และ $L-H_{T_{max}}$ โดยมีน้ำหนักสูญเสียรวมดังนี้ คือ 210.38 mg ในสภาพชุบแข็ง 273.18 mg ในชิ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ 235.50 mg ในชิ้นงาน $H_{T_{max}}$ และ 474.14 mg ในชิ้นงาน $H-H_{T_{max}}$ อัตราการสึกหรอ คือ 0.067 mg/m ในสภาพชุบแข็ง 0.087 mg/m ในชิ้นงาน $L-H_{T_{max}}$ 0.075 mg/m ในชิ้นงาน $H_{T_{max}}$ และ 0.151 mg/m ในชิ้นงาน $H-H_{T_{max}}$



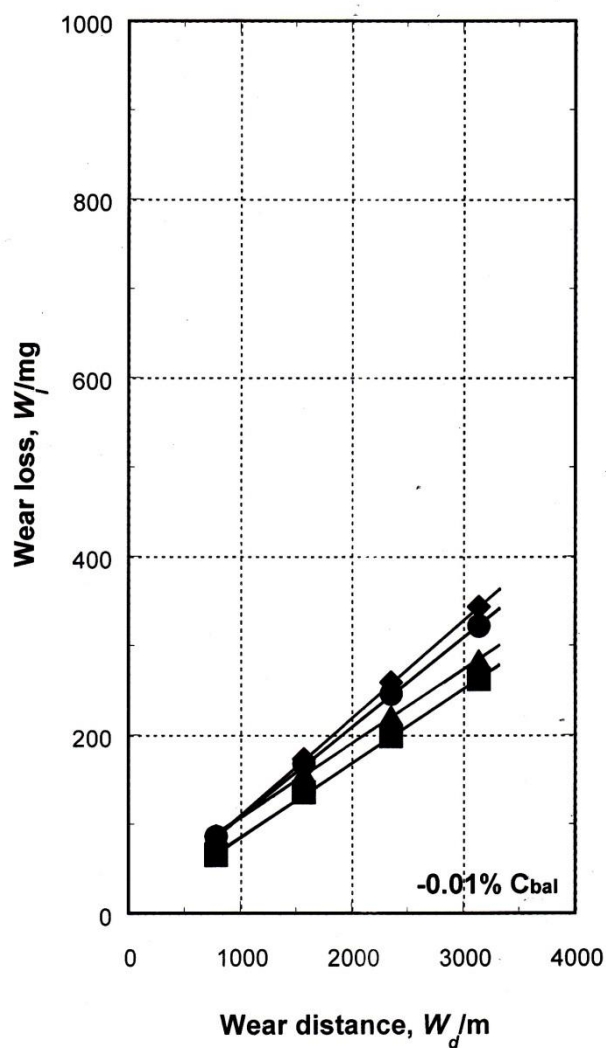
สภาพชุบแข็ง	▲	$W_l = 0.160 \times W_d + 39.60$ ($R^2 = 0.999$)
L- H_{Tmax}	●	$W_l = 0.223 \times W_d + 42.55$ ($R^2 = 0.999$)
H_{Tmax}	■	$W_l = 0.166 \times W_d + 2.60$ ($R^2 = 0.999$)
H- H_{Tmax}	◆	$W_l = 0.208 \times W_d + 20.10$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.29 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสามวัตต์ด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน $-0.68\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K



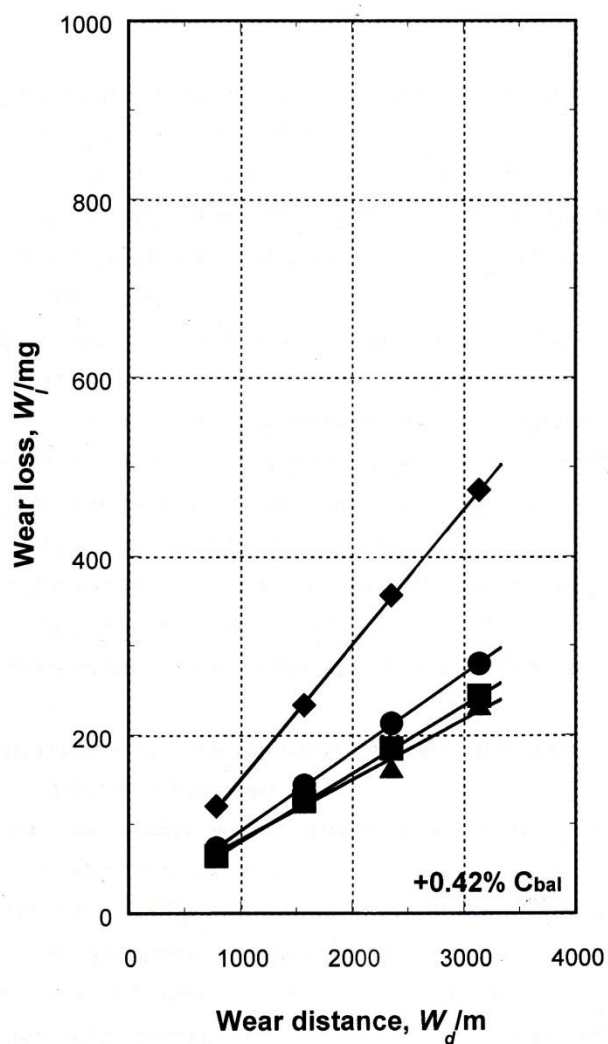
สภาพชุบแข็ง	▲	$W_l = 0.063 \times W_d + 21.30$ ($R^2 = 0.999$)
L- H_{Tmax}	●	$W_l = 0.110 \times W_d + 2.30$ ($R^2 = 0.999$)
H_{Tmax}	■	$W_l = 0.075 \times W_d + 5.45$ ($R^2 = 0.999$)
H- H_{Tmax}	◆	$W_l = 0.120 \times W_d + 13.50$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.30 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสามล้อด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน -0.20% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K



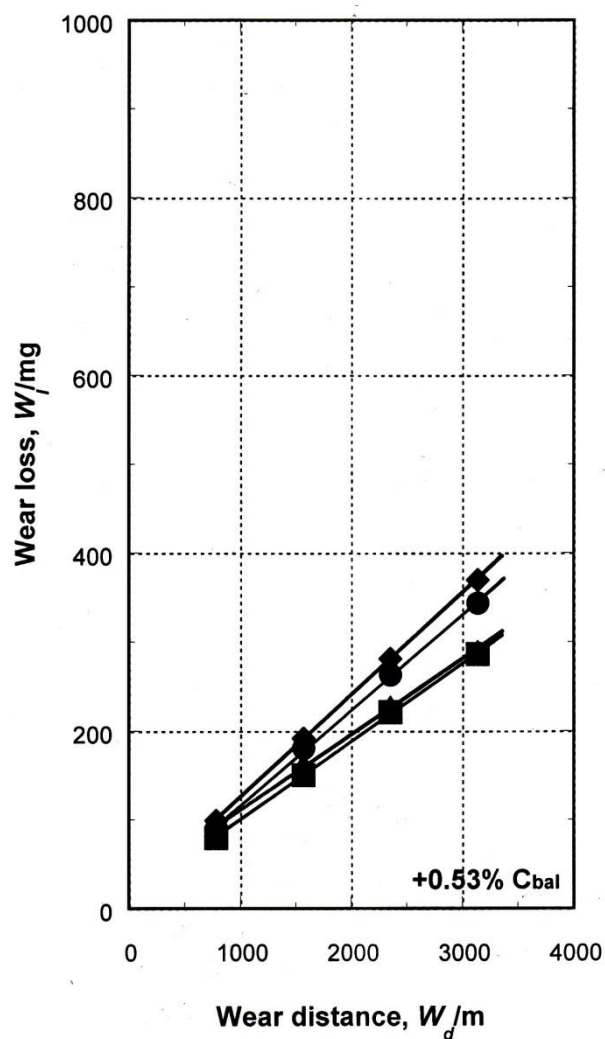
สภาพชุบแข็ง	▲	$W_l = 0.083 \times W_d + 21.45$ ($R^2 = 0.999$)
L- H_{Tmax}	●	$W_l = 0.100 \times W_d + 8.50$ ($R^2 = 0.999$)
H_{Tmax}	■	$W_l = 0.083 \times W_d + 1.95$ ($R^2 = 0.999$)
H- H_{Tmax}	◆	$W_l = 0.109 \times W_d + 0.75$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.31 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน -0.01% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K



สภาพชุบแข็ง	▲	$W_l = 0.067 \times W_d + 16.60$ ($R^2 = 0.999$)
L- H_{Tmax}	●	$W_l = 0.087 \times W_d + 5.45$ ($R^2 = 0.999$)
H_{Tmax}	■	$W_l = 0.075 \times W_d + 5.45$ ($R^2 = 0.999$)
H- H_{Tmax}	◆	$W_l = 0.151 \times W_d - 0.60$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.32 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน +0.42% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K



สภาพชุบแข็ง	▲	$W_l = 0.085 \times W_d + 24.85$ ($R^2 = 0.999$)
L- H_{Tmax}	●	$W_l = 0.107 \times W_d + 8.35$ ($R^2 = 0.999$)
H_{Tmax}	■	$W_l = 0.087 \times W_d + 11.85$ ($R^2 = 0.999$)
H- H_{Tmax}	◆	$W_l = 0.114 \times W_d + 9.70$ ($R^2 = 0.999$)

ภาพประกอบ 4.33 ความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสีย (W_l) และระยะทางการขัดสี (W_d) แบบชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ของชิ้นงาน +0.53% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K

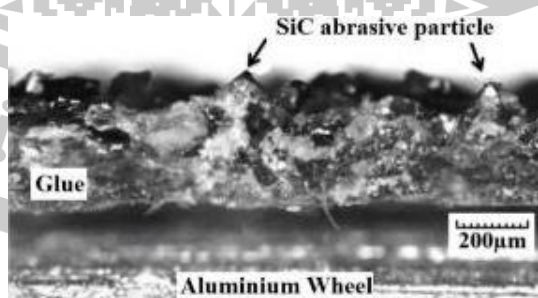
ผลการทดสอบการสึกหรอของชิ้นงาน $+0.53\% C_{bal}$ แสดงดังภาพประกอบ 4.33 รูปแบบของผลการทดลองจะคล้ายกับชิ้นงาน -0.20 และ $-0.01\% C_{bal}$ โดยชิ้นแบ่งออกเป็นสองกลุ่มชัดเจน กลุ่มแรกคือ ชิ้นงานชุบแข็งและชิ้นงาน H_{Tmax} จะใกล้เคียงกันและอยู่ในตำแหน่งที่ต่ำกว่า ชิ้นงานกลุ่มที่สอง คือ $L-H_{Tmax}$ และ $H-H_{Tmax}$ โดยชิ้นงานชุบแข็งจะมีน้ำหนักสูญเสยรวม คือ 266.90 mg และมีอัตราการสึกหรอ คือ 0.085 mg/m ในชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ จะมีน้ำหนักสูญเสยรวม คือ 335.98 mg และมีอัตราการสึกหรอ คือ 0.107 mg/m ในชิ้นงาน H_{Tmax} จะมีน้ำหนักสูญเสยรวม คือ 273.18 mg และมีอัตราการสึกหรอ คือ 0.087 mg/m และ ในชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ จะมีน้ำหนักสูญเสยรวม คือ 357.96 mg และมีอัตราการสึกหรอ คือ 0.114 mg/m

จากผลการทดลองทั้งหมดนี้จึงสามารถกล่าวได้ว่าอัตราการสึกหรอต่ำสุดหรือความต้านทานการสึกหรอแบบสามวัตถุดีที่สุดได้รับในชิ้นงานชุบแข็งหรือ H_{Tmax} ส่วนชิ้นงานที่มีค่า R_w สูงสุดหรือมีความต้านทานการสึกหรอต่ำสุดได้รับในชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ หรือ $H-H_{Tmax}$

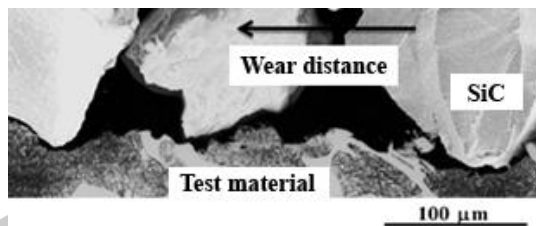
4.4.3 ความรุนแรงและกลไกของการสึกหรอ

จากผลการทดลองการทดสอบการสึกหรอพบว่าชิ้นงานมีการสึกหรอไม่เท่ากันในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีทั้งสองแบบ ซึ่งเกิดจากกลไกและความรุนแรงในการสึกหรอแตกต่างกัน ดังนั้นในหัวข้อนี้จะอธิบายกลไกการสึกหรอและเปรียบเทียบความรุนแรงในการทดสอบการสึกหรอทั้งสองวิธี

ในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องชุกะจะใช้วัสดุขัดสีเป็นกระดาษทราย (SiC) ติดกาวติดลงบนล้อขัดสีแสดงดังภาพประกอบ 4.34 a) เพื่อให้ผงขัดสีตรึงอยู่กับที่ โดยพื้นที่การขัดสีในการทดสอบทั้ง 8 รอบ คือ $0.012 \times 192 \text{ m}^2$ หรือ 2.304 m^2 ส่วนในกรณีของการทดสอบการสึกหรอชนิดสามวัตถุโดยใช้ล้อขัดสีแสดงดังภาพประกอบ 4.34 b) วัสดุขัดสีเป็นเม็ดทราย (SiO_2) ที่เคลื่อนที่อย่างอิสระบนผิวชิ้นงานทดสอบ ในการทดสอบทั้งหมด 4 รอบจะคิดเป็นพื้นที่การสึกหรอ คือ $0.015 \times 3142 \text{ m}^2$ หรือ 47.12 m^2



(a) การทดสอบการสึกหรอด้วยเครื่องชุกะ (Suga abrasion test)



(b) การทดสอบการสึกหรอแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)

ภาพประกอบ 4.34 ลักษณะของการขีดสีในการทดสอบการสึกหรอด้วยเครื่องชุกะและล้อยาง [15]

เพื่อที่จะศึกษาความรุนแรงในการสึกหรอ จะใช้ตัวอย่างการสึกหรอในชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ $1373K$ ในการวิเคราะห์เนื่องจากเป็นส่วนผสมที่มีการสึกหรอต่ำที่สุด โดยใช้น้ำหนักที่สูญเสียรวมต่อพื้นที่การสึกหรอทั้งหมด ซึ่งผลการคำนวณแสดงดังตาราง 4.11 พบว่าการสึกหรอต่อพื้นที่ของการทดสอบการสึกหรอแบบขีดสีชนิดสองวัตถุจะมากกว่าการทดสอบการสึกหรอชนิดสามวัตถุโดยเฉลี่ยประมาณ 3.4 เท่า เนื่องจากในการทดสอบการสึกหรอแบบขีดสีชนิดสองวัตถุวัสดุขีดสีจะถูกตรึงอยู่กับที่ แรงกดในการทดสอบส่งผ่านตรงมายังวัสดุขีดสี ทำให้เกิดความเข้มข้นของความเค้นที่ปลายผงขีดสีสูงกว่าการทดสอบการสึกหรอแบบขีดสีชนิดสามวัตถุที่ผงขีดสีเคลื่อนที่อย่างอิสระ ซึ่งในการทดสอบการสึกหรอชนิดสามวัตถุนั้นแรงจะถูกส่งผ่านจากผงขีดสีแต่ละผงไปยังผิวชิ้นงานทดสอบ ดังนั้นความเข้มข้นของความเค้นที่สัมผัสกับผิวชิ้นงานจึงต่ำกว่าการสึกหรอชนิดสองวัตถุ

ตาราง 4.11 การเปรียบเทียบความรุนแรงของการสึกหรอในชิ้นงาน $-0.01\% C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ $1373K$

สภาวะของกรรมวิธี	การสึกหรอต่อพื้นที่ (mg/m^2)		อัตราส่วน
	แบบสองวัตถุ	แบบสามวัตถุ	
สภาพชุบแข็ง	19.2	5.5	3.5
L- H_{Tmax}	23.6	6.7	3.5
H_{Tmax}	19.6	5.8	3.4
H- H_{Tmax}	23.5	7.3	3.2
	เฉลี่ย		3.4

4.4.4 ผลของคาร์บอนสมดุลต่ออัตราการสึกหรอ

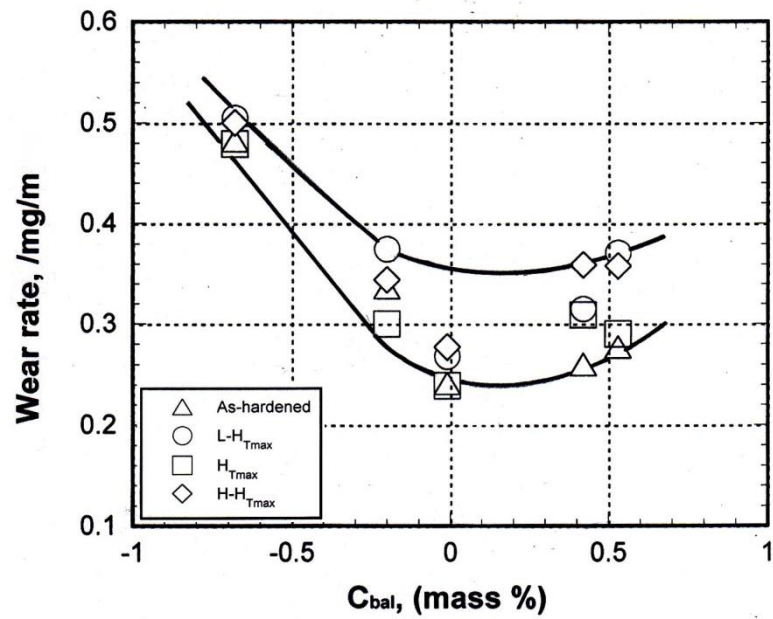
ความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมจะขึ้นอยู่กับชนิด ปริมาณ รูปร่าง ของคาร์ไบด์ และเฟสของเนื้อพื้น เนื่องจากคาร์ไบด์ยูเทคติกจะเปลี่ยนแปลงน้อยมาก ในขณะที่กรรมวิธีทางความร้อน ดังนั้นเฟสของเนื้อพื้นซึ่งเปลี่ยนแปลงไปตามเงื่อนไขของกรรมวิธี ทางความร้อนจึงส่งผลอย่างมากต่อพฤติกรรมการสึกหรอ ถ้าเฟสเนื้อพื้นมีความแข็งแรงสูงจะช่วยยึด คาร์ไบด์ไม่ให้หลุด ซึ่งเป็นการเพิ่มความต้านทานการสึกหรอให้กับชิ้นงานได้ อย่างไรก็ตามการทดสอบ ความแข็งแรงของเนื้อพื้นอย่างเดียวยังทำได้ยาก ดังนั้นจึงเลือกใช้ค่าความแข็งในการอธิบายพฤติกรรมการ สึกหรอ จากผลการทดลองในหัวข้อ 4.1 และ 4.2 พบว่า C_{bal} มีผลต่อโครงสร้างของเนื้อพื้น รวมถึงความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง ดังนั้น C_{bal} จึงส่งผลต่ออัตราการสึกหรอของชิ้นงาน เช่นกัน ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการสึกหรอ (R_w) และ ค่า C_{bal} แสดงดังภาพประกอบ 4.35 สำหรับการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องชุกะ และภาพประกอบ 4.36 สำหรับการ ทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุด้วยล้ออย่าง

ในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุโดยใช้เครื่องชุกะ (Suga abrasion test) แสดงดังภาพประกอบ 4.35 พบว่าอัตราการสึกหรอลดลงอย่างมากเมื่อ C_{bal} เพิ่มขึ้นจนถึง ประมาณ 0% จากนั้นจะกลับมาเพิ่มขึ้นช้า ๆ เมื่อค่า C_{bal} มากขึ้นในทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็ง จาก ความสัมพันธ์นี้สามารถกล่าวได้ว่าความต้านทานการสึกหรอของชิ้นงานเพิ่มขึ้นเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้นถึง 0% ซึ่งเหตุผลสามารถอธิบายได้ว่าการเพิ่มค่า C_{bal} เป็นการเพิ่มปริมาณคาร์บอนในเนื้อพื้น และเป็น การเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งด้วย โดยเนื้อพื้นที่ได้หลังการชุบแข็งจะค่อย ๆ เปลี่ยนจากเฟอร์ไรต์หรือเฟอร์ไรต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์เหลือค้างซึ่งมีความแข็งมากกว่า การที่ชิ้นงานมี เนื้อพื้นเป็นออสเทนไนต์มากขึ้นจะส่งเสริมการเกิด Secondary hardening ในขั้นตอนการอบคืนตัว โดยจะมีคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีความแข็งสูงในเนื้อพื้นเพิ่มมากขึ้น นอกจากนี้การที่มีออสเทนไนต์เหลือ ค้างในสภาพชุบแข็งเพิ่มขึ้นนี้ยังช่วยส่งเสริมการเกิดมาร์เทนไซต์มากขึ้นจากการเปลี่ยนเฟสในระหว่าง การอบคืนตัวอีกด้วย

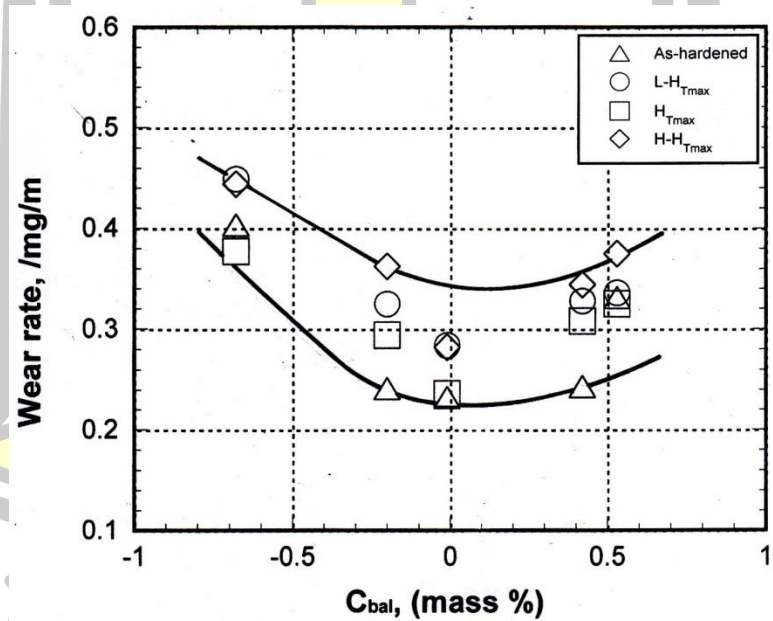
การที่อัตราการสึกหรอกลับมาเพิ่มขึ้นอีกครั้งเมื่อค่า C_{bal} สูงกว่า 0% เกิดจากการที่มี คาร์บอนที่ละลายในเนื้อพื้นมากเกินไป ทำให้ความแข็งของเนื้อพื้นลดลง นอกจากนี้การที่มีคาร์บอน ในออสเทนไนต์สูงจะทำให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ได้ยากขึ้นเพราะออสเทนไนต์มี เสถียรภาพสูงขึ้น ทำให้ความแข็งโดยรวมต่ำหลังการอบคืนตัว แนวโน้มการเปลี่ยนแปลงอัตราการสึก หรอคล้ายกันในการชุบแข็งที่ 1323 และ 1373K อย่างไรก็ตามดูเหมือนว่าอัตราการสึกหรอในชิ้นงาน ชุบแข็งที่ 1373K จะต่ำกว่าเล็กน้อย ซึ่งสามารถอธิบายได้ว่าการเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะทำให้มีออสเท ไนต์เหลือค้างสูงขึ้นหลังการชุบแข็ง ซึ่งทำให้เกิด Secondary hardening ในขั้นตอนการอบคืนตัวได้ มากขึ้น ความแข็งที่ได้รับจึงสูงขึ้นและช่วยเพิ่มความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีได้ดีขึ้น

ในกรณีของการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุแสดงดังภาพประกอบ 4.36 พบว่าการเปลี่ยนแปลงของอัตราการสึกหรอคล้ายกับการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุ แต่ค่าอัตราการสึกหรอจะต่ำกว่ามาก โดยอัตราการสึกหรอจะลดลงอย่างช้า ๆ เมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้นถึง 0% จากนั้นจะเพิ่มขึ้นอย่างช้า ๆ อีกครั้งเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้น และในขณะเดียวกันชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิสูงจะมีอัตราการสึกหรอน้อยกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิต่ำเล็กน้อย ซึ่งเกิดจากการที่มีความรุนแรงในการขัดสีน้อยกว่าดังที่ได้กล่าวไว้ในหัวข้อ 4.3.3 จากการที่ผงขัดสีเคลื่อนที่ได้อย่างอิสระ และผงขัดสี (SiO_2) มีความแข็งต่ำกว่าคาร์ไบด์ยูเทคติก ทำให้คาร์ไบด์สามารถป้องกันเนื้อพื้นจากการขัดสีได้ดี

จากความสัมพันธ์แสดงดังภาพประกอบ 4.37 และ 4.38 จะพบว่าความต้านทานการสึกหรอที่ดีที่สุดได้รับในชิ้นงานที่มีค่า C_{bal} ประมาณ 0% ในทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็ง เมื่อพิจารณาถึงความแข็งแรงของชิ้นงานในหัวข้อ 4.1 จะพบว่ามีความแข็งแรงแบบมาโครและไมโครโดยรวมสูงสุดในส่วนผสมนี้ ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดสอบการสึกหรอ เมื่อพิจารณาถึงผลของสภาวะในการทำกรรมวิธีทางความร้อน พบว่าชิ้นงานในสภาพชุบแข็งและ H_{Tmax} จะมีความต้านทานการสึกหรอดีกว่าชิ้นงาน L- H_{Tmax} และ H- H_{Tmax} ทั้งในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุและชนิดสามวัตถุ ซึ่งคาดว่าเกิดจากความแตกต่างของโครงสร้างเนื้อพื้นที่ได้รับจากการทำกรรมวิธีทางความร้อนที่แตกต่างกัน โดยจากข้อมูลโครงสร้างจุลภาคที่กล่าวไว้ก่อนหน้านี้พบว่าเนื้อพื้นของชิ้นงานในสภาพชุบแข็งประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ที่มีคาร์บอนสูง ออสเทนไนต์เหลือค้างและคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่เกิดขึ้นขั้นตอนการอบให้เป็นออสเทนไนต์ ส่วนในชิ้นงาน H_{Tmax} ประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ที่ถูกอบคืนตัวมาร์เทนไซต์ที่เกิดจากออสเทนไนต์เหลือค้าง คาร์ไบด์ลำดับที่สองทั้งที่เกิดขึ้นในขั้นตอนการชุบแข็งและเกิดขึ้นในระหว่างการอบคืนตัว และมีออสเทนไนต์เหลือค้างอยู่เล็กน้อย ซึ่งความแข็งแรงของทั้งสองชิ้นงานนี้จะสูงใกล้เคียงกัน ส่วนชิ้นงาน L- H_{Tmax} จะประกอบไปด้วยมาร์เทนไซต์ที่ถูกอบคืนตัว ออสเทนไนต์เหลือค้างที่ใกล้เคียงกับสภาพชุบแข็งและคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่เกิดขึ้นในขั้นตอนการชุบแข็ง การเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เหลือค้างเป็นมาร์เทนไซต์เกิดขึ้นได้น้อย เนื่องจากใช้อุณหภูมิในการอบต่ำเกินไป ทำให้ไม่สามารถลดเสถียรภาพของออสเทนไนต์เหลือค้างลงได้ ส่งผลให้มีความแข็งต่ำ ส่วนชิ้นงาน H- H_{Tmax} จะมีเนื้อพื้นที่เกิด Over-tempering กล่าวคือ มาร์เทนไซต์ถูกอบคืนตัวเต็มที่จนกลายเป็นก้อนคาร์ไบด์ลำดับที่สองขนาดใหญ่และเฟอร์ไรต์ ส่วนออสเทนไนต์เหลือค้างจะเปลี่ยนเฟสเป็นเฟอร์ไรต์จากการใช้อุณหภูมิในการอบคืนตัวสูงเกินไป ทำให้ความแข็งแรงของชิ้นงานต่ำเช่นกัน เมื่อพิจารณาค่าความแข็งแรงไมโครของแต่ละชิ้นงานแสดงดังตาราง 4.2 และ 4.3 จะพบว่าชิ้นงานในสภาพชุบแข็งและ H_{Tmax} จะมีค่าสูงกว่าชิ้นงาน L- H_{Tmax} และ H- H_{Tmax} ยกเว้นชิ้นงาน -0.68% C_{bal} ที่มีความสามารถในการชุบแข็งต่ำ ดังนั้นจึงสามารถกล่าวได้ว่าการที่ชิ้นงานมีความแข็งแรงของเนื้อพื้นสูงจะช่วยเพิ่มความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสี โดยจะช่วยยึดคาร์ไบด์ยูเทคติกไม่ให้หลุดในระหว่างรับการขัดสี

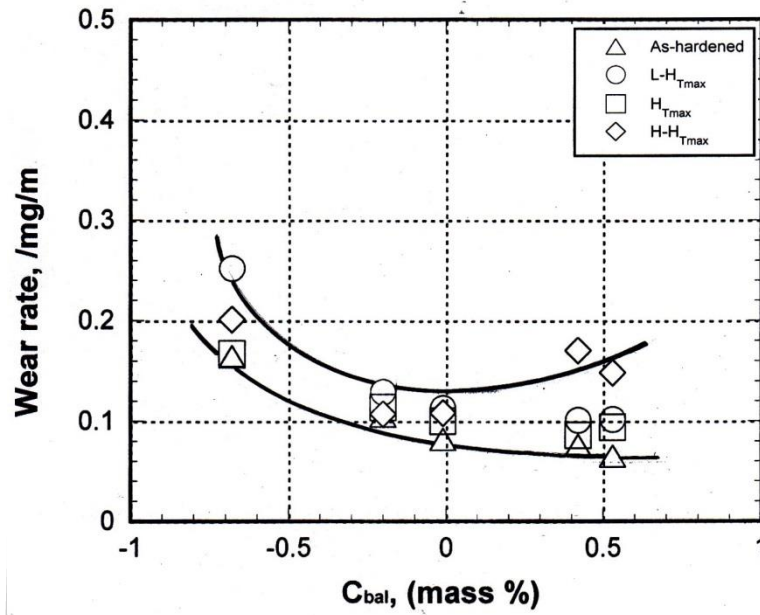


(a) ชุบแข็งที่ 1323K

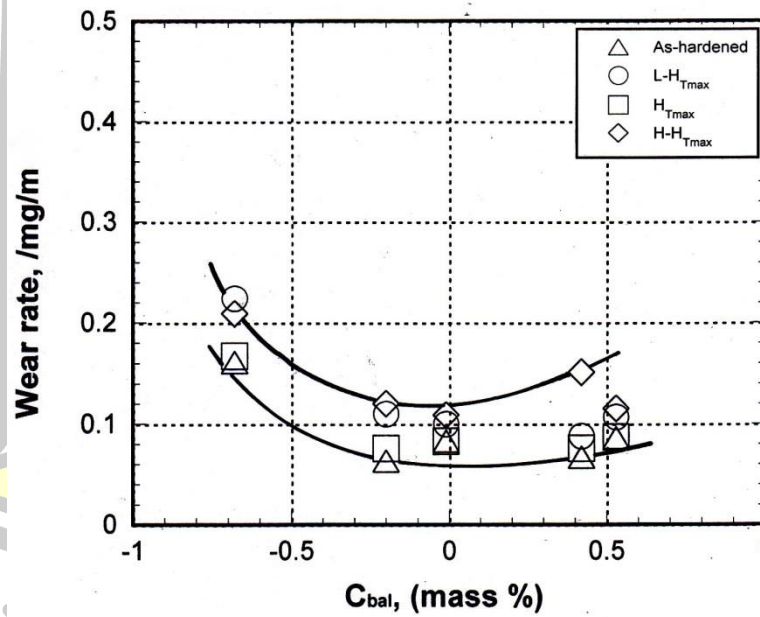


(b) ชุบแข็งที่ 1373K

ภาพประกอบ 4.35 ผลของคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ต่ออัตราการสึกหรอของชิ้นงานทดสอบในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test)



(a) ชุบแข็งที่ 1323K



(b) ชุบแข็งที่ 1373K

ภาพประกอบ 4.36 ผลของคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) ต่ออัตราการสึกหรอของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)

4.4.5 ผลของความแข็งต่ออัตราการสึกหรอ

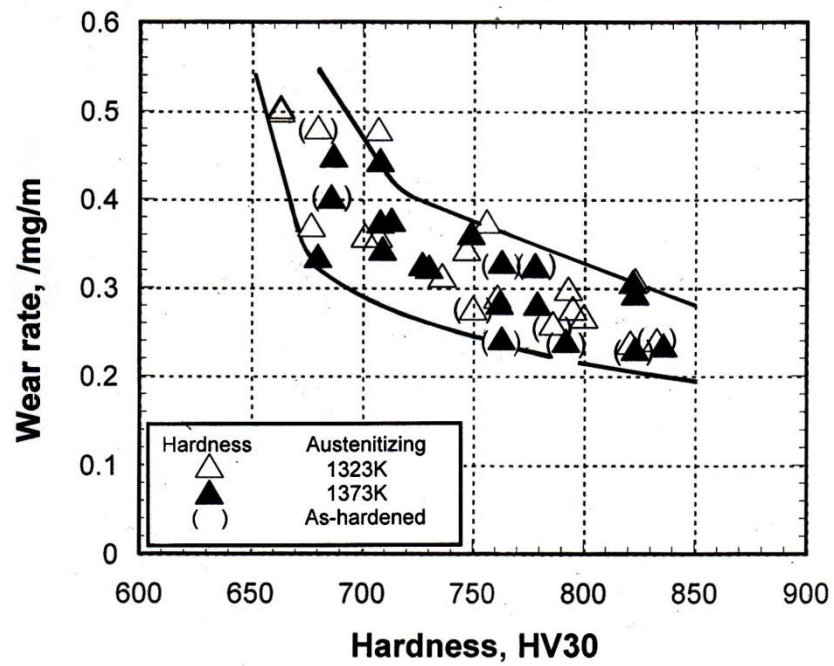
ในทางปฏิบัติจะทราบกันดีว่าความแข็งของชิ้นงานจะกำหนดความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสี โดยทั่วไปชิ้นงานที่มีความแข็งสูงจะมีความต้านทานการสึกหรอดีกว่าชิ้นงานที่มีความแข็งต่ำ ซึ่งสอดคล้องกับการใช้งานที่ว่าเหล็กขาวจะมีความต้านทานการสึกหรอดีกว่าเหล็กกล้าอย่างไรก็ตาม ต้องขึ้นกับโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานด้วย เนื่องจากทั้งชนิด ปริมาณและรูปร่างของคาร์ไบด์ยูเทคติกและเฟสต่าง ๆ ในเนื้อพื้นล้วนกำหนดความแข็งและความต้านทานการสึกหรอของชิ้นงาน จากหัวข้อ 4.3.2 จะพบว่าอัตราการสึกหรอเปลี่ยนแปลงตามสภาวะของกรรมวิธีทางความร้อน ดังนั้นความแข็งของชิ้นงานซึ่งเปลี่ยนแปลงตามกรรมวิธีทางความร้อนจึงเกี่ยวข้องกับความต้านทานการสึกหรอ

ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการสึกหรอและความแข็งแบบมาโครและไมโครของชิ้นงาน ในการทดสอบการขัดสีแบบสองวัตถุแสดงดังภาพประกอบ 4.37 และการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุแสดงดังภาพประกอบ 4.38 โดยพบว่าชิ้นงานที่มีความแข็งสูงคือชิ้นงานในสภาพชุบแข็งและ H_{Tmax} ส่วนชิ้นงานที่มีความแข็งต่ำส่วนใหญ่เป็นชิ้นงาน L- H_{Tmax} และ H- H_{Tmax} โดยความแข็งแบบมาโครและความแข็งแบบไมโครจะมีผลต่ออัตราการสึกหรอในทิศทางคล้ายกันทั้งสองวิธีทดสอบการสึกหรอ

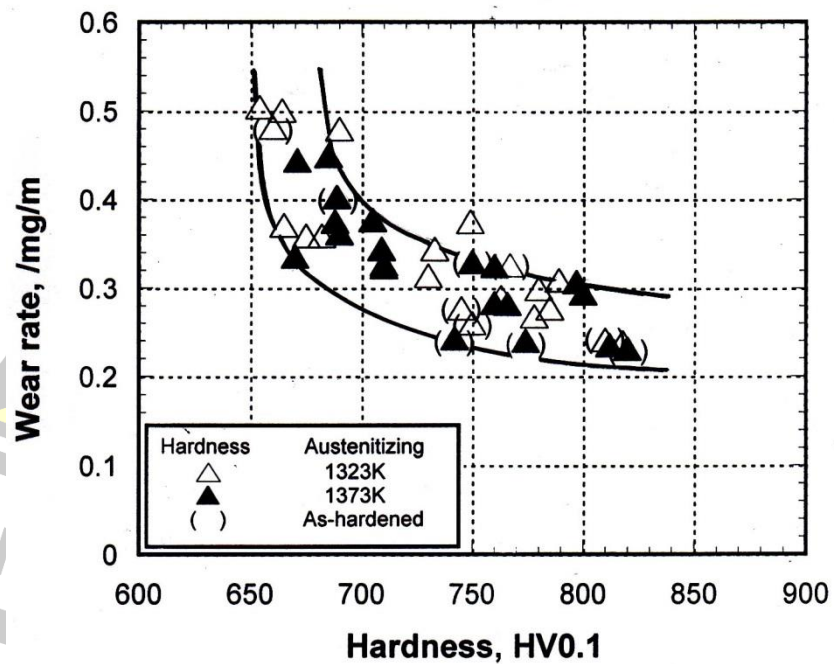
เมื่อพิจารณาในภาพรวมจะพบว่าอัตราการสึกหรอจะลดลงเมื่อความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้น แต่เป็นที่สังเกตว่ากราฟการทดสอบแบ่งออกเป็นสองช่วง โดยช่วงแรกอัตราการสึกหรอจะลดลงอย่างเมื่อความแข็งเพิ่มขึ้น และจากนั้นอัตราการสึกหรอจะลดลงอย่างช้า ๆ แม้ว่าความแข็งจะเพิ่มสูงขึ้นมากกว่าเดิมก็ตาม โดยในช่วงแรกนั้นอัตราการสึกหรอจะลดลงอย่างมากเมื่อความแข็งเพิ่มขึ้นถึงประมาณ 740 HV30 และ 720 HVO.1 โดยไม่ขึ้นกับวิธีการทดสอบการสึกหรอ ในช่วงนี้เกิดจากการเพิ่มขึ้นของความแข็งทำให้อัตราการสึกหรอลดลง ความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้นจากการเปลี่ยนเฟสของเนื้อพื้นเป็นมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีความแข็งสูงเพิ่มมากขึ้นและการมีปริมาณออสเทนไตเหลือค้างที่มีความแข็งต่ำในเนื้อพื้นลดลง แต่เมื่อความแข็งเพิ่มสูงขึ้นก็กลับทำให้อัตราการสึกหรอลดลงอย่างช้า ๆ ซึ่งเป็นไปได้ว่าอาจเกิดจากปัจจัยอื่นเข้ามามีส่วนเกี่ยวข้องด้วย คือ ปริมาณออสเทนไตเหลือค้างซึ่งสามารถเกิด work-hardening ในระหว่างการขัดสี โดยเป็นไปได้ว่าออสเทนไตเหลือค้างในการทดลองนี้สามารถเกิด work-hardening ได้ในระดับที่สามารถเพิ่มความต้านทานการสึกหรอที่ผิวชิ้นงานได้ จากที่ได้กล่าวไว้ก่อนหน้านี้แล้วว่าชิ้นงานที่มีความแข็งสูงคือชิ้นในสภาพชุบแข็งและ H_{Tmax} สำหรับชิ้นงานชุบแข็งนั้นมีออสเทนไตที่มีเสถียรภาพสูงอยู่เป็นจำนวนมากจากการละลายของธาตุผสมต่าง ๆ เป็นไปได้ว่าออสเทนไตที่มีเสถียรภาพสูงเหล่านี้เกิด work-hardening ได้ยาก จากข้อมูลงานวิจัยอ้างอิง [15] ได้รายงานว่ ออสเทนไตเหลือค้างจะส่งเสริมการสึกหรอแบบหลุดร่วงในระหว่างการขัดสี ดังนั้นจึงทำให้มีการสึกหรอเพิ่มขึ้นได้ ผลของการสึกหรอ

แบบหลุดร่วงจากการที่มีออสเทนไนต์เสถียรภาพสูงนี้จะไปหักล้างกับการลดอัตราการสึทหรือจากผลของการเพิ่มขึ้นของความแข็ง ดังนั้นอัตราการสึทหรือจึงลดลงอย่างช้า ๆ แม้ว่าความแข็งสูงมากก็ตาม ส่วนในชิ้นงาน H_{Tmax} ที่มีออสเทนไนต์เหลือค้ำงน้อยนั้นอาจเป็นไปได้ว่าการที่เนื้อพื้นมีความแข็งสูงจะมีความเปราะสูงตามไปด้วย ซึ่งอาจจะส่งเสริมการสึทหรือจากความเปราะนี้ได้เช่นกัน นอกจากนี้ยังพบว่าชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิสูงจะมีอัตราการสึทหรือต่ำกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิต่ำ เนื่องจากการชุบแข็งที่อุณหภูมิสูงจะทำให้เกิด Secondary hardening ได้มาก จึงทำให้เนื้อพื้นมีความแข็งสูงขึ้นและทนการสึทหรือได้มากขึ้น



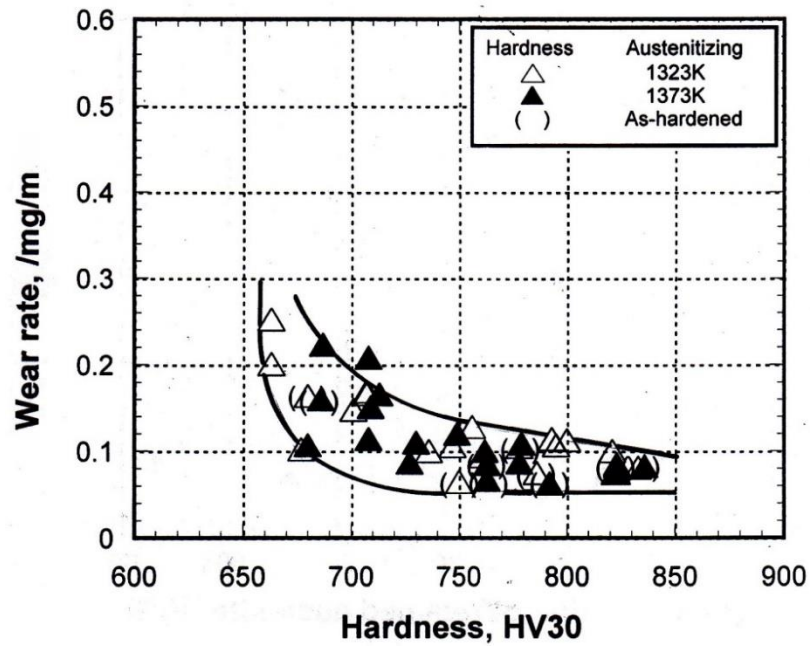


(a) ความแข็งมาโคร

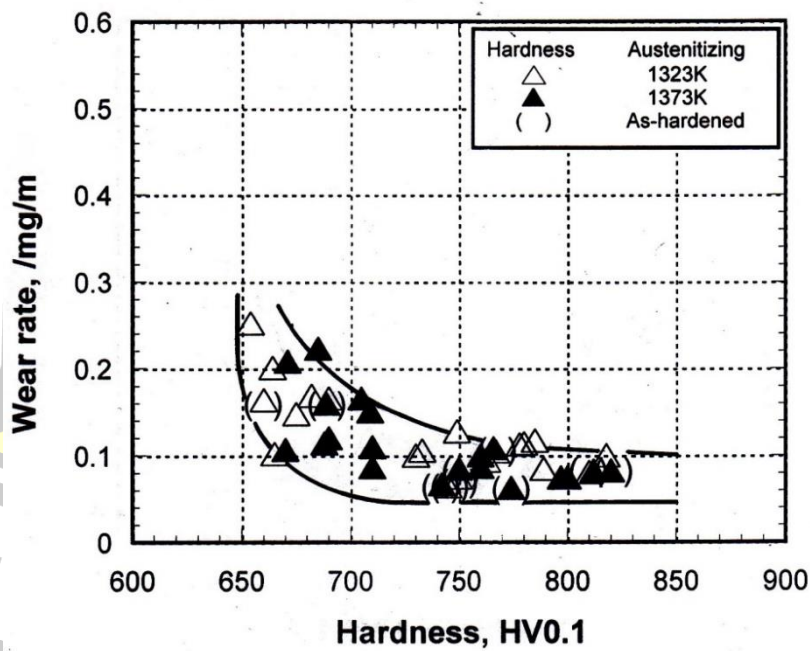


(b) ความแข็งไมโคร

ภาพประกอบ 4.37 ผลของความแข็งต่ออัตราการสึกหรอ (R_w) ของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกา (Suga abrasion test)



(a) ความแข็งมาโคร



(b) ความแข็งไมโคร

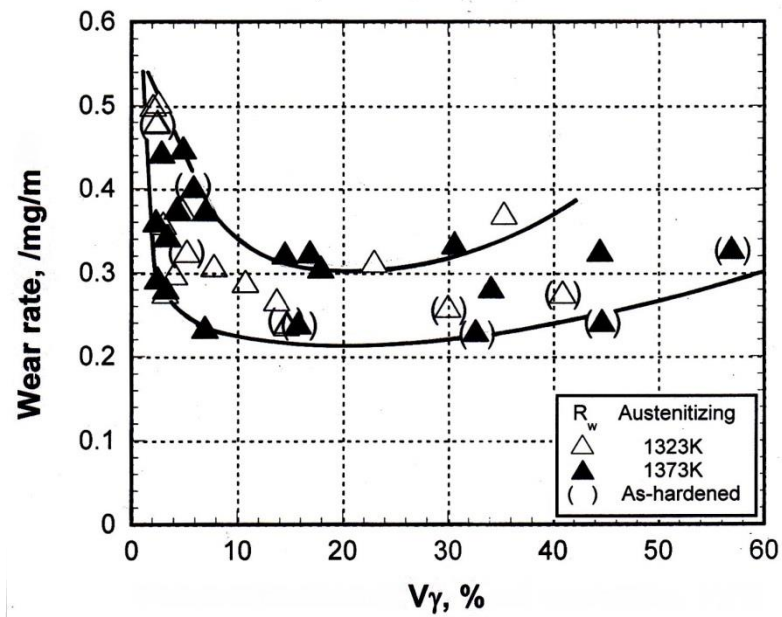
ภาพประกอบ 4.38 ผลของความแข็งต่ออัตราการสึกหรอของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตต์ด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)

4.4.6 ผลของสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_γ) ต่ออัตราการสึกหรอ

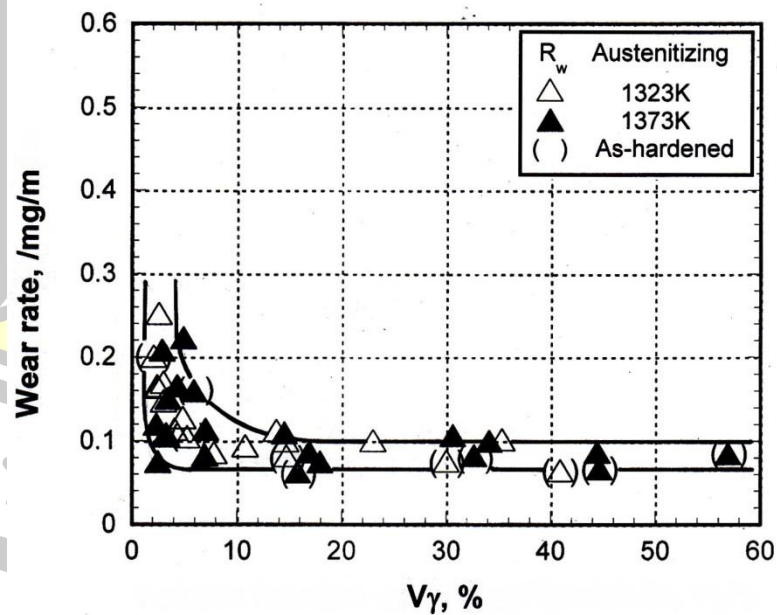
จากหัวข้อก่อนหน้านี้พบว่าอัตราการสึกหรอไม่ได้ขึ้นกับความแข็งเพียงอย่างเดียวแต่จะขึ้นกับเฟสของเนื้อพื้นด้วย เนื่องจากออสเทนไนต์เป็นเฟสที่มีความเหนียวสูงและสามารถเกิด Work-hardening ได้ในระหว่างที่ได้รับการขัดสี ดังนั้นปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้ำในเนื้อพื้นจะส่งผลต่ออัตราการสึกหรอเช่นกัน ในหัวข้อนี้จะอธิบายผลของปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำต่ออัตราการสึกหรอของชิ้นงาน โดยความสัมพันธ์ของสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_γ) และอัตราการสึกหรอแสดงดังภาพประกอบ 4.39 และ 4.40 สำหรับการทดสอบการสึกหรอชนิดสองวัตถุและชนิดสามวัตถุตามลำดับ

ในกรณีของการทดสอบการสึกหรอชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องชูกะแสดงดังภาพประกอบ 4.39 พบว่าแนวโน้มของอัตราการสึกหรอแบ่งออกเป็นสองกลุ่มที่ประมาณ $10\%V_\gamma$ ในช่วงน้อยกว่า $10\%V_\gamma$ จะพบว่าอัตราการสึกหรอเปลี่ยนแปลงในช่วงกว้างคือ $0.22 - 0.50 \text{ mg/m}$ ซึ่งแสดงให้เห็นว่าในช่วงนี้ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำจะมีผลต่ออัตราการสึกหรอน้อย โดยอัตราการสึกหรอของชิ้นงานที่มีออสเทนไนต์เหลือค้ำต่ำจะขึ้นกับความแข็งของเนื้อพื้น ซึ่งความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการสึกหรอและความแข็งไมโครของชิ้นงานในกลุ่มนี้แสดงดังภาพประกอบ 4.41 ซึ่งชัดเจนว่าอัตราการสึกหรอลดลงเป็นสัดส่วนกับความแข็งที่เพิ่มขึ้น ดังนั้นจึงสามารถสรุปได้ว่าค่าอัตราการสึกหรอจะขึ้นกับความแข็งของเนื้อพื้นในช่วงที่ค่า V_γ น้อยกว่า 10% ส่วนในกรณีที่ค่า V_γ มากกว่า 10% จะพบว่าอัตราการสึกหรอจะลดลงอย่างช้า ๆ จนถึงจุดต่ำสุดและจากนั้นจะเพิ่มขึ้น สามารถอธิบายได้ว่าในช่วงนี้อัตราการสึกหรอของชิ้นงานจะขึ้นอยู่กับสองปัจจัยคือ การเกิด Work-hardening ซึ่งจะให้อัตราการสึกหรอลดลง และการที่มีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำมากจะส่งผลให้เกิดการสึกหรอแบบหลุดร่วงซึ่งจะเพิ่มอัตราการสึกหรอ ซึ่งผลทั้งสองนี้จะเกิดการหักล้างกันจนกระทั่งถึงจุดต่ำสุด คือประมาณ $20\% V_\gamma$ จากนั้นอัตราการสึกหรอจะเพิ่มสูงขึ้นเนื่องจากมีออสเทนไนต์เหลือค้ำมากเกินไปและการเกิด Work-hardening ไม่เพียงพอที่จะสามารถชดเชยผลของส่วนนี้ได้

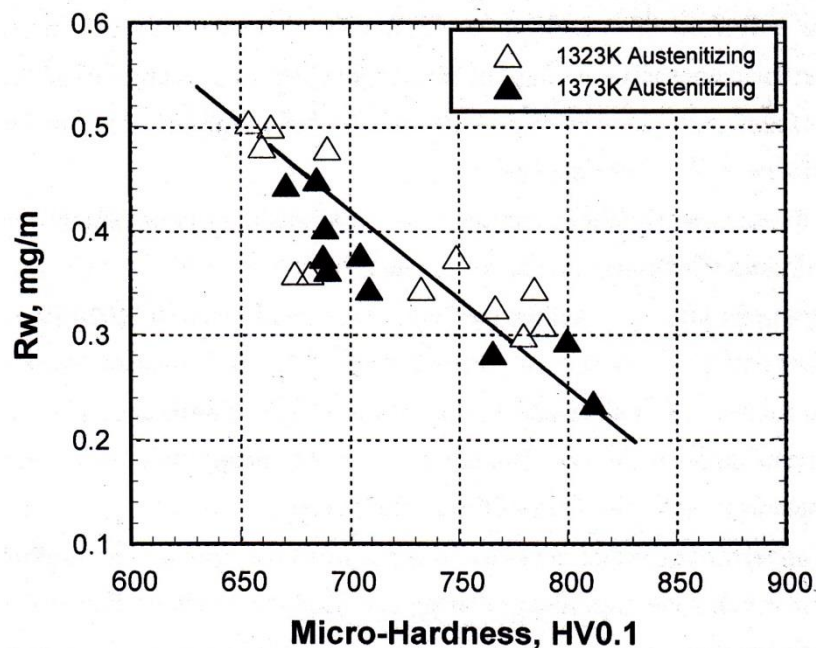
พหุ ประถมศึกษา



ภาพประกอบ 4.39 ผลของสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ต่ออัตราการสึกหรอ (R_w) ของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test)



ภาพประกอบ 4.40 ผลของสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ต่ออัตราการสึกหรอ (R_w) ของชิ้นงานในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)



ภาพประกอบ 4.41 ผลของความแข็งไมโครต่ออัตราการสึกหรอ (R_w) ของชิ้นงานที่มีค่าสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) น้อยกว่า 10% ในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบชุกะ

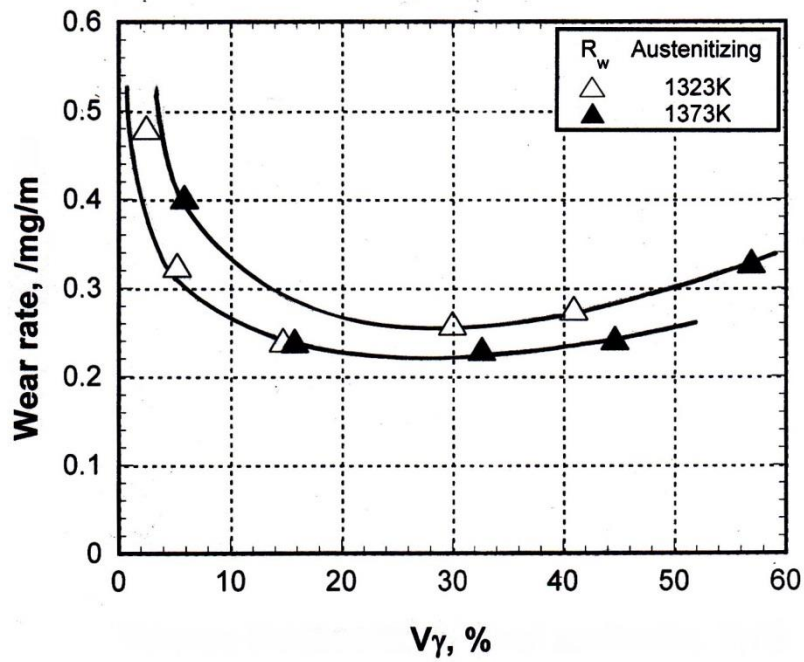
ในกรณีของการทดสอบการสึกหรอชนิดสามวัตถุด้วยตัวอย่างแสดงดังภาพประกอบ 4.40 พบว่าค่าอัตราการสึกหรอแสดงพฤติกรรมเดียวกันกับการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุ โดยแบ่งเป็นสองช่วงคือในช่วงน้อยกว่าและมากกว่า 10% V_γ ในช่วงน้อยกว่า 10% V_γ ค่าอัตราการสึกหรอจะแปรเปลี่ยนในช่วงกว้างคือ 0.06 - 0.25 mg/m ซึ่งเหตุผลจะคล้ายกับกรณีของการทดสอบการสึกหรอชนิดสองวัตถุ ซึ่งสามารถกล่าวได้ว่าในชิ้นงานที่มีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างต่ำ นั้น จะพบว่าค่าอัตราการสึกหรอจะถูกกำหนดโดยความแข็งของเนื้อพื้น ในส่วนของค่า V_γ มากกว่า 10% จะพบว่าอัตราการสึกหรอคงที่จนถึง 60% V_γ ซึ่งเป็นสิ่งยืนยันได้ว่าการเกิด Work-hardening ในการทดสอบการสึกหรอชนิดสามวัตถุจะสามารถชดเชยการสึกหรอแบบหลุดร่วงของออสเทนไนต์เหลือค้างได้ อาจเป็นไปได้ว่าความรุนแรงของการขัดสีน้อยกว่ากรณีการสึกหรอชนิดสองวัตถุ ทำให้ออสเทนไนต์เกิดการสึกหรอแบบหลุดร่วงได้น้อยลง ดังนั้นการเกิด Work-hardening จึงสามารถทำให้อัตราการสึกหรอไม่เพิ่มขึ้น อย่างไรก็ตามถ้าค่า V_γ มากกว่า 60% ค่าอัตราการสึกหรออาจเพิ่มขึ้นจากการที่มีออสเทนไนต์เหลือค้างสูงมากเกินไปได้ และชิ้นงานจะมีความแข็งต่ำ

เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิชุบแข็งในทั้งสองวิธีการทดสอบการสึกหรอ พบว่าอัตราการสึกหรอของชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิสูงจะต่ำกว่าการชุบแข็งชิ้นงานที่อุณหภูมิต่ำเล็กน้อย ซึ่งเกิดจากการชุบแข็งที่อุณหภูมิสูงจะช่วยให้มีธาตุผสมเช่น C Cr Mo V หรือ W ในเนื้อพื้มากขึ้น ซึ่งทำให้เกิด Secondary hardening ได้ดีในขั้นตอนการอบคืนตัว ส่งผลให้มีความแข็งของเนื้อพื้สูงขึ้น จึงทำให้มีความต้านทานการสึกหรอดีขึ้น

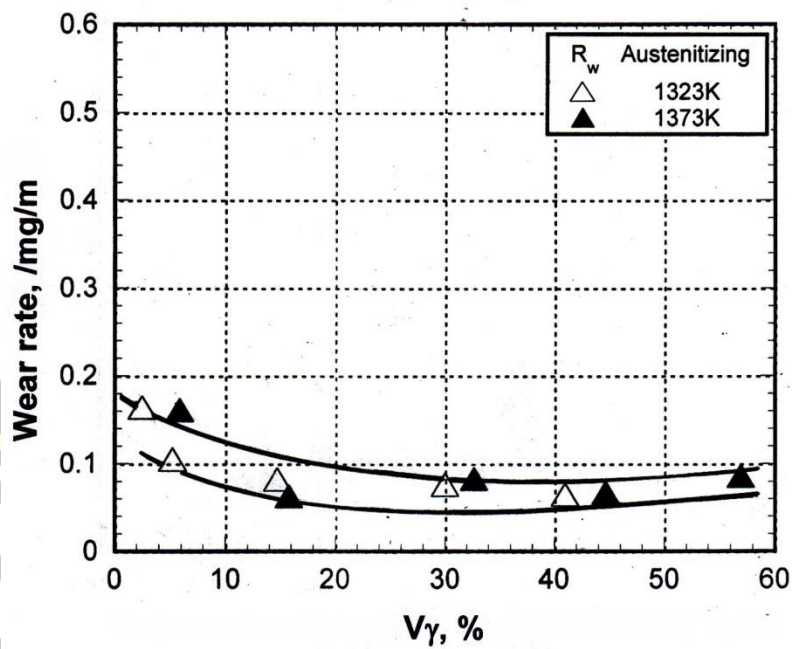
จากผลการทดลองทั้งหมดจะพบว่าอัตราการสึกหรอจะต่ำที่สุดหรือมีความต้านทานการสึกหรอดีที่สุดในสภาพชุบแข็ง ซึ่งผลของปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างต่ออัตราการสึกหรอของชิ้นงานในสภาพชุบแข็งแสดงดังภาพประกอบ 4.42 พบว่าอัตราการสึกหรอจะลดลงอย่างต่อเนื่องจนถึงประมาณ 30% V_{γ} จากนั้นเพิ่มขึ้นช้า ๆ ในการทดสอบการสึกหรอชนิดสองวัตถุ แต่จะเพิ่มขึ้นเล็กน้อยในการทดสอบการสึกหรอชนิดสามวัตถุ ในช่วงน้อยกว่า 30% V_{γ} ค่าอัตราการสึกหรอจะถูกควบคุมโดยความแข็งของเนื้อพื้ เนื้อพื้ที่มีความแข็งสูงจะทนต่อการสึกหรอได้ดี เมื่อชิ้นงานมีค่า V_{γ} เกินกว่า 30% พบว่าอัตราการสึกหรอเพิ่มขึ้นเนื่องจากเกิด Work-hardening ได้น้อยลงจากการที่ออสเทนไนต์มีเสถียรภาพสูงเกินไปจากการที่มีธาตุผสมละลายในปริมาณที่สูง

อย่างไรก็ตามแม้ว่าสภาพชุบแข็งจะมีอัตราการสึกหรอต่ำก็ไม่เหมาะสมนำไปใช้งาน เนื่องจากสภาพชุบแข็งมีความเค้นตกค้างสูงและมีความเปราะสูง นอกจากนี้ยังมีออสเทนไนต์เหลือค้างมากซึ่งเมื่อถูกกระแทกหรือถูกขัดสีจะเกิดการสึกหรอแบบหลุดร่วงได้ง่าย ดังนั้นการใช้งานในสภาพอบคืนตัว เช่น H_{Tmax} จึงมีความเหมาะสมมากกว่า เนื่องจากมีออสเทนไนต์เหลือค้างน้อยและมีอัตราการสึกหรอใกล้เคียงกับสภาพชุบแข็งมากที่สุด

พูนุ ปณุกิตโต ชีวะ



(a) การทดสอบการสึกหรอชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบชูกะ



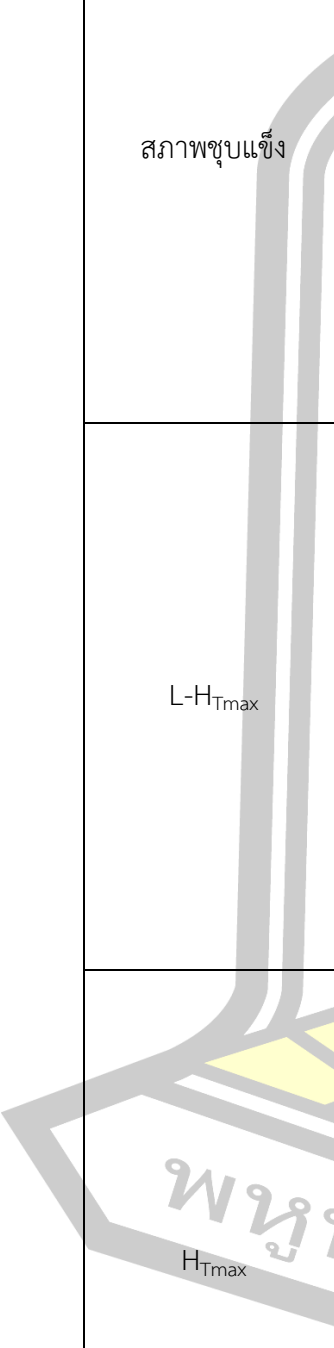
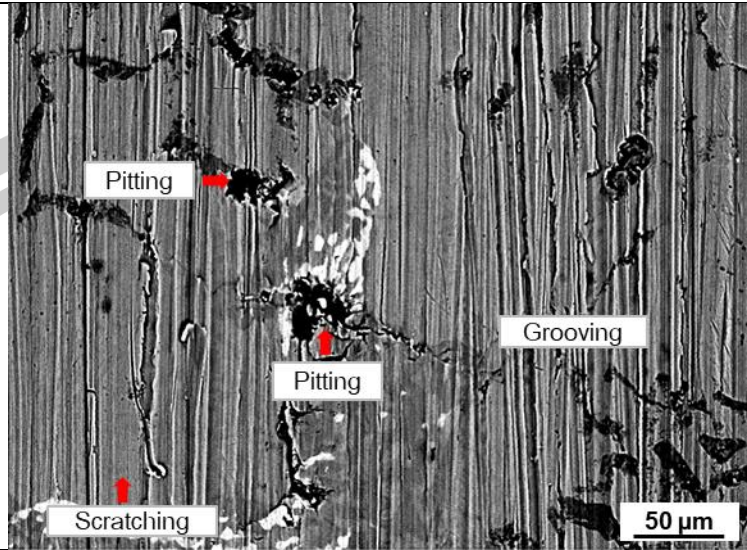
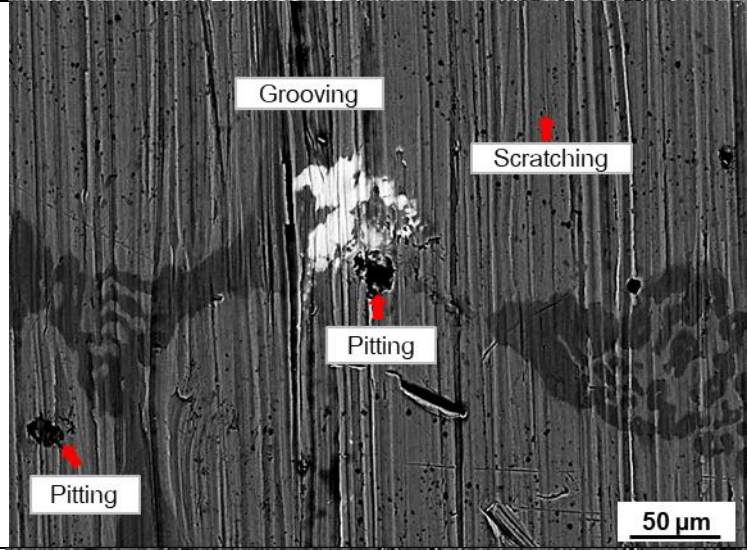
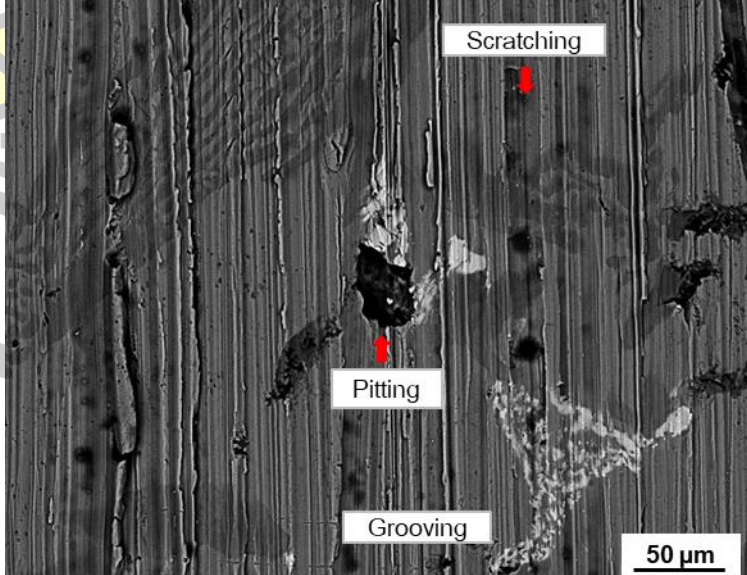
(b) การทดสอบการสึกหรอชนิดสามวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขัดสีแบบล้อยาง

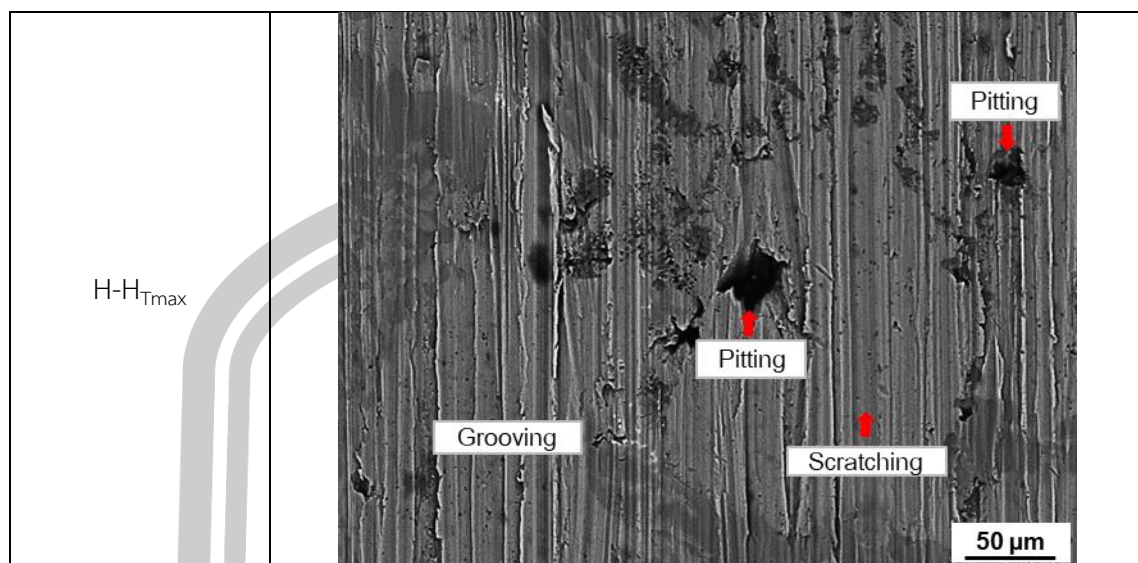
ภาพประกอบ 4.42 ผลของสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ต่ออัตราการสึกหรอในสภาพชุกแข็ง

4.4.7 ลักษณะพื้นผิวที่ผ่านการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสี

ผิวของชิ้นงานที่มี C_{bal} เท่ากับ -0.20% -0.01% และ $+0.42\%$ ผ่านการชุบแข็งที่ $1373K$ ได้ถูกเลือกมาศึกษาลักษณะของรอยการสึกหรอ ดังภาพประกอบ 4.43 – 4.45 สำหรับการทดสอบการสึกหรอชนิดสองวัตถุ และภาพประกอบ 4.46 – 4.48 สำหรับการทดสอบชนิดสามวัตถุ ศึกษาโดยใช้กล้อง SEM ในกรณีของการสึกหรอชนิดสองวัตถุจะพบว่า ผิวของชิ้นงานประกอบด้วย รอยขัดสีจำนวนมากและเกิดหลุมขึ้นส่วนหนึ่ง โดยประกอบด้วยรอยขนาดใหญ่ (Grooving, G) หลุมขนาดเล็ก (Pitting, P) และรอยขีดข่วน (Scratching, S) โดยบริเวณที่พบหลุมขนาดเล็กส่วนใหญ่จะเป็นพื้นที่ของโครงสร้างยูเทคติก นอกจากนี้ยังพบในเนื้อพื้นบริเวณที่มีความหยาบผิวหรือมีความขรุขระสูง ส่วนรอยขนาดใหญ่และรอยขีดข่วนจะพบในเนื้อพื้นเป็นส่วนใหญ่ และรอยเหล่านี้สามารถตัดผ่านโครงสร้างยูเทคติกได้ โดยรอยบนเนื้อพื้นจะมีขนาดใหญ่กว่าเนื่องจากเนื้อพื้นมีความแข็งน้อยกว่าบริเวณโครงสร้างยูเทคติก ทำให้เกิดการสึกหรอได้ง่ายกว่า เมื่อพิจารณาในสภาพอบคืนตัวพบว่า ชิ้นงาน H_{Tmax} จะมีรอยน้อยกว่าหรือมีผิวเรียบมากกว่าชิ้นงานอื่น เนื่องจากมีเนื้อพื้นแข็งกว่าชิ้นงานอื่น ทำให้สามารถรองรับคาร์ไบด์ไม่ให้หลุดได้ดีกว่าชิ้นงานอื่น ชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ จะมีการสึกหรอมากกว่าชิ้นงานอื่นเนื่องจากเนื้อพื้นมีความแข็งต่ำจากการเกิด Over-tempering

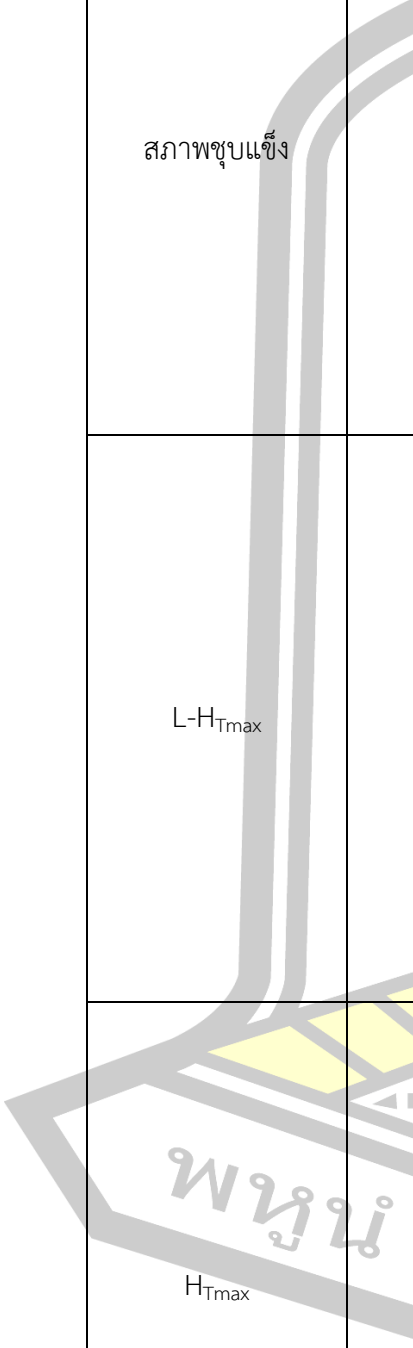
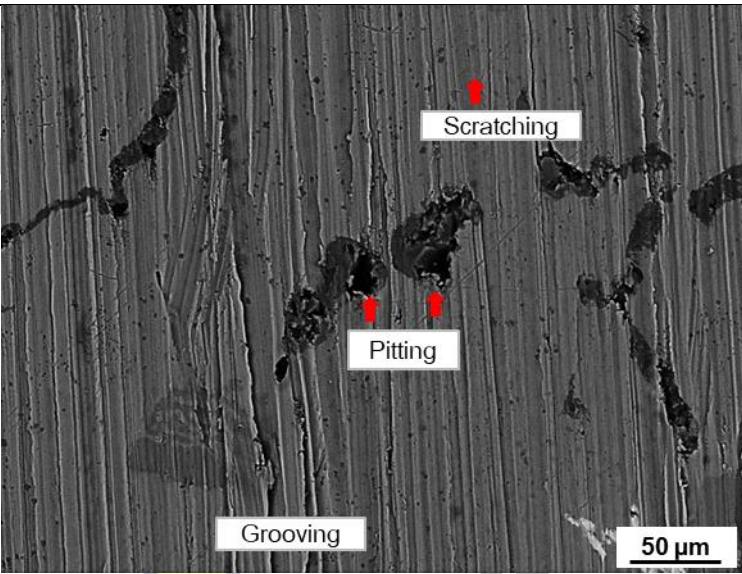
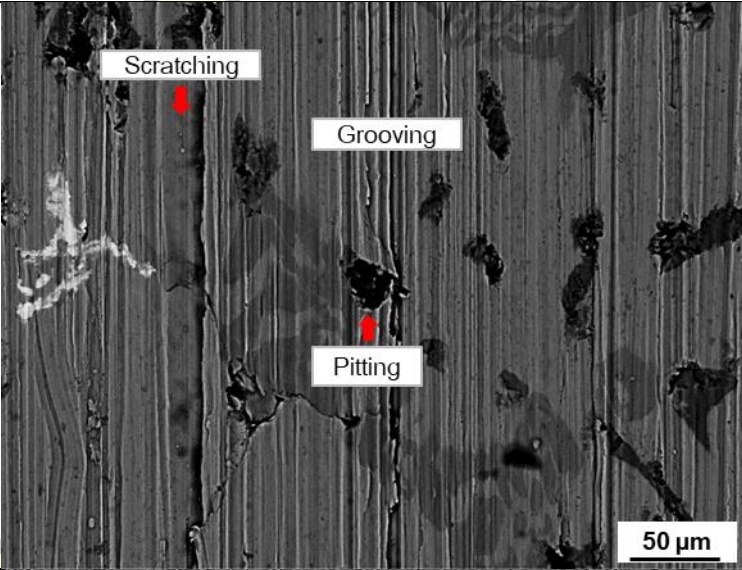
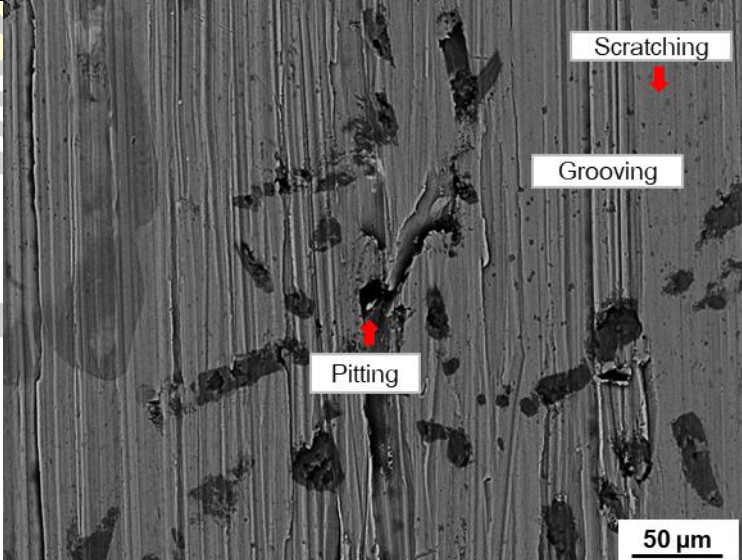
ในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุพบว่าการสึกหรอประกอบไปด้วยการขีดข่วนและหลุมเป็นส่วนใหญ่ โดยมียูเทคติกขนาดใหญ่บางส่วน ซึ่งการเกิดหลุมจะพบมากในบริเวณโครงสร้างยูเทคติก ส่วนรอยขีดข่วนและรอยขนาดใหญ่จะพบในเนื้อพื้น จากภาพถ่ายจะเห็นได้ชัดว่าการสึกหรอจะเกิดขึ้นมากในส่วนของเนื้อพื้น โดยพบเป็นร่องลึก เนื่องจากผงขัดสีมีความแข็งมากกว่าเนื้อพื้น แต่แข็งน้อยกว่าคาร์ไบด์ยูเทคติก เมื่อได้รับการขัดสีจะเกิดการสึกหรอที่เนื้อพื้นก่อน เมื่อเนื้อพื้นหลุดออกจะทำให้คาร์ไบด์ยูเทคติกเกิดการสึกหรอตามมาจากกรณีที่ไม่มีเนื้อพื้นรองรับ ในสภาพอบคืนตัวพบว่าผิวชิ้นงาน H_{Tmax} จะค่อนข้างเรียบ ส่วนในชิ้นงาน $H-H_{Tmax}$ จะหยาบมากที่สุดซึ่งเกิดจากการที่มีความแข็งเนื้อพื้นต่ำสุดนั่นเอง เมื่อเปรียบเทียบในภาพรวมจะพบว่าผิวชิ้นงาน $-0.01\% C_{bal}$ จะเรียบกว่าชิ้นงานอื่นในทั้งสองวิธีทดสอบการสึกหรอ โดยเฉพาะในชิ้นงานสภาพชุบแข็งและ H_{Tmax} จะเรียบกว่าชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ และ $H-H_{Tmax}$ ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลองที่อธิบายไว้ก่อนหน้านี้ทั้งหมด

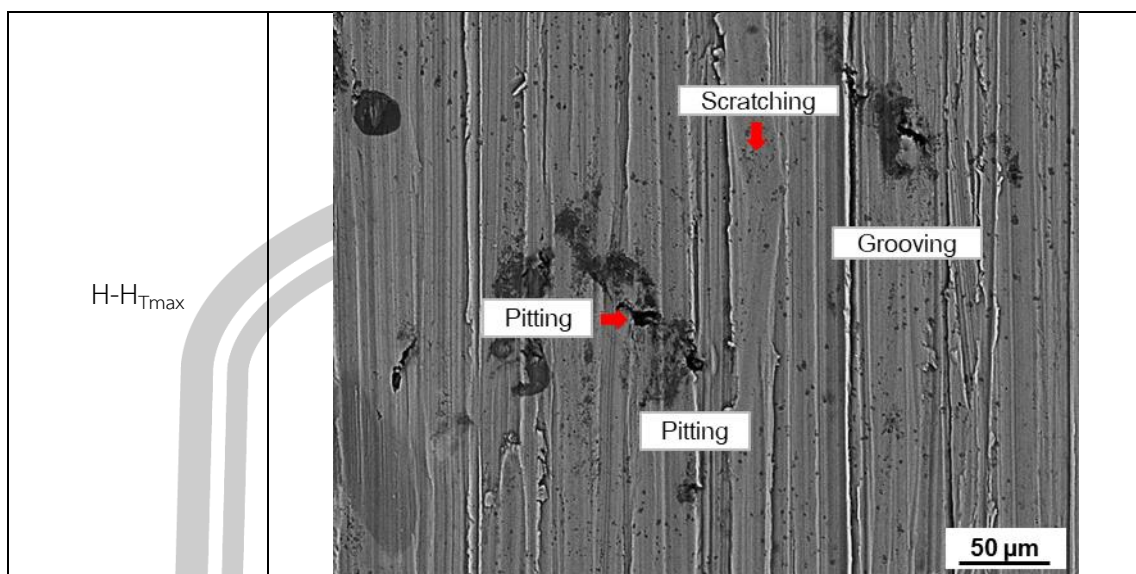
ชั้นงาน	ผิวหน้าของชั้นงานที่ผ่านการขัดสี
สภาพชุบแข็ง 	 <p>Pitting</p> <p>Grooving</p> <p>Pitting</p> <p>Scratching</p> <p>50 μm</p>
$L-H_{Tmax}$	 <p>Grooving</p> <p>Scratching</p> <p>Pitting</p> <p>Pitting</p> <p>50 μm</p>
H_{Tmax}	 <p>Scratching</p> <p>Pitting</p> <p>Grooving</p> <p>50 μm</p>



ภาพประกอบ 4.43 ภาพถ่ายรอยขีดสีของชิ้นงาน $-0.20\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ $1373K$ ในการทดสอบการสึกหรอแบบขีดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขีดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test)

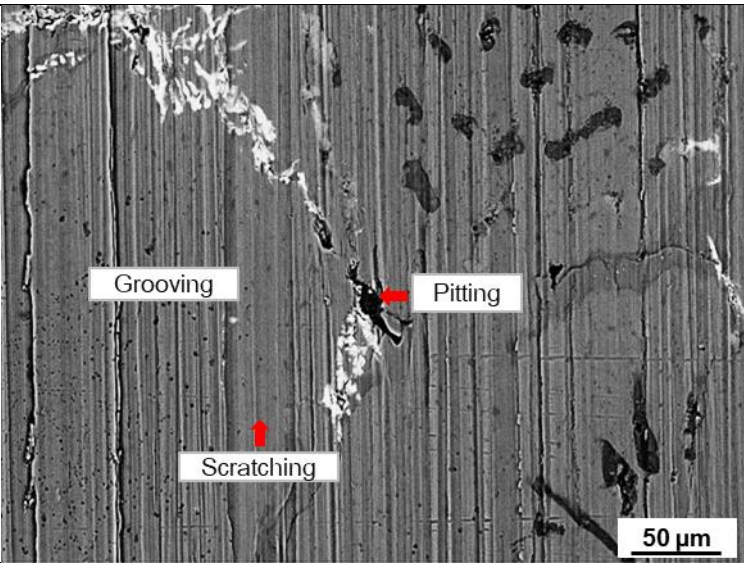
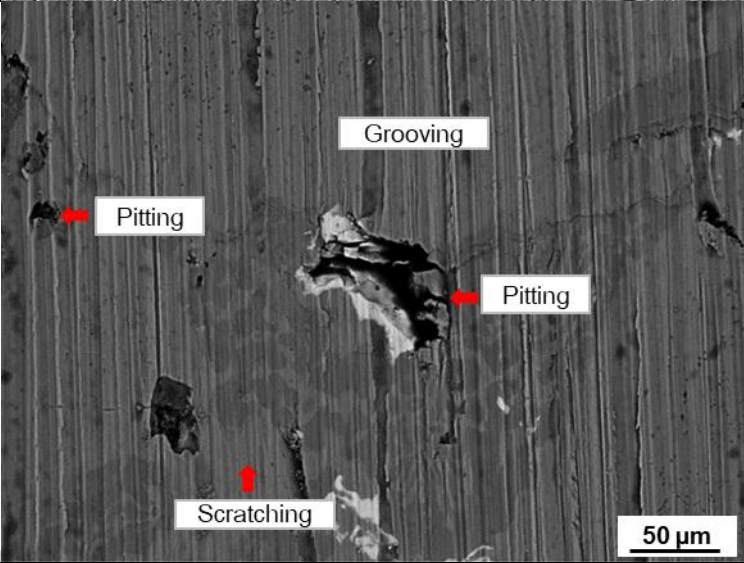
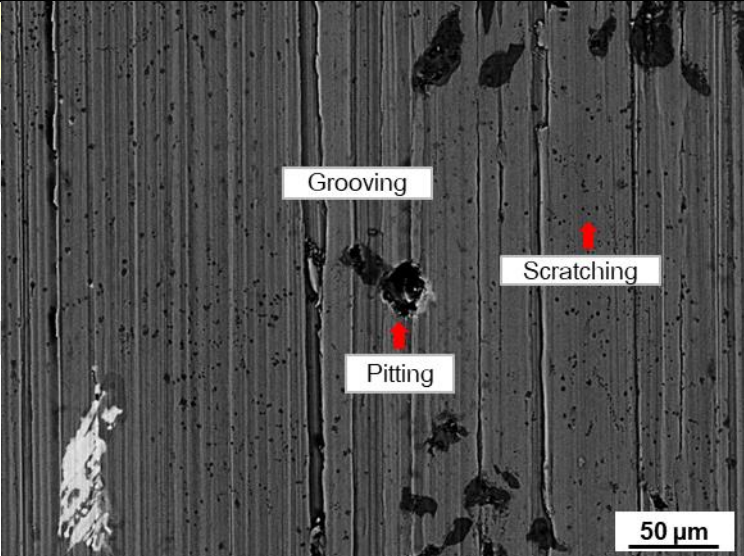


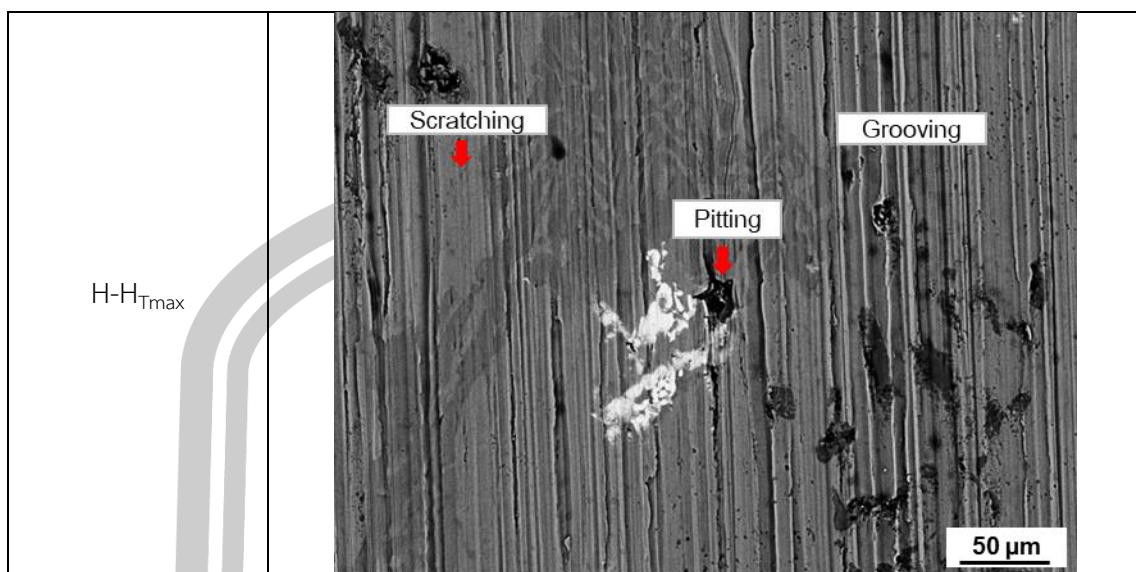
ชิ้นงาน	ผิวหน้าของชิ้นงานที่ผ่านการขัดสี
สภาพชุบแข็ง 	 <p>Scratching</p> <p>Pitting</p> <p>Grooving</p> <p>50 µm</p>
L-H _{Tmax}	 <p>Scratching</p> <p>Grooving</p> <p>Pitting</p> <p>50 µm</p>
H _{Tmax}	 <p>Scratching</p> <p>Grooving</p> <p>Pitting</p> <p>50 µm</p>



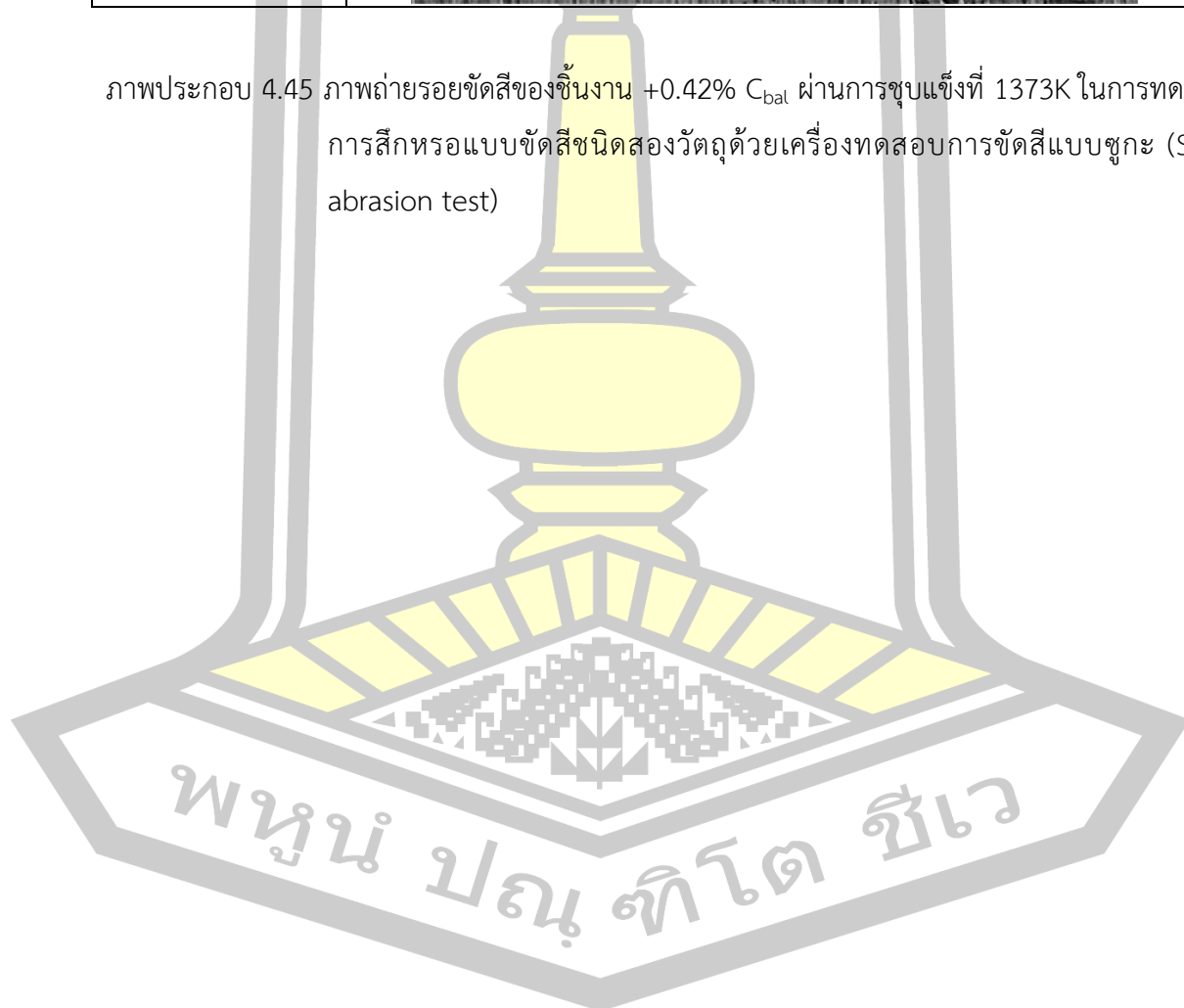
ภาพประกอบ 4.44 ภาพถ่ายรอยขีดสีของชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ $1373K$ ในการทดสอบการสึกหรอแบบขีดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขีดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test)

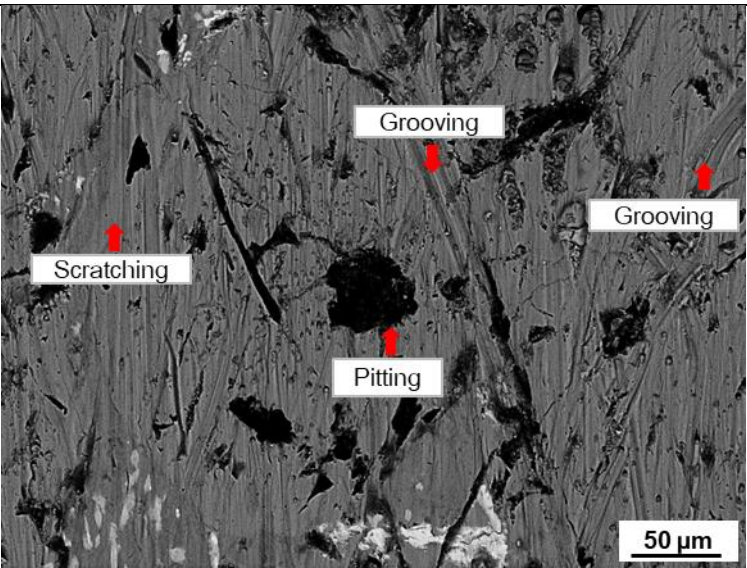
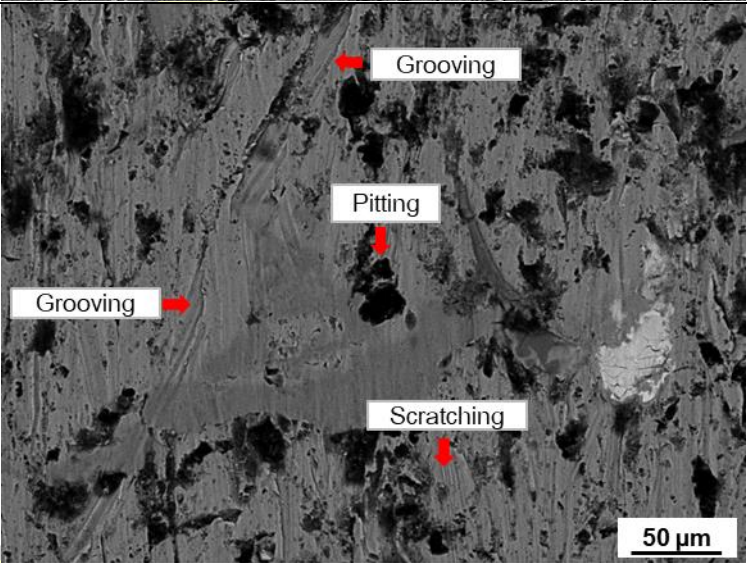
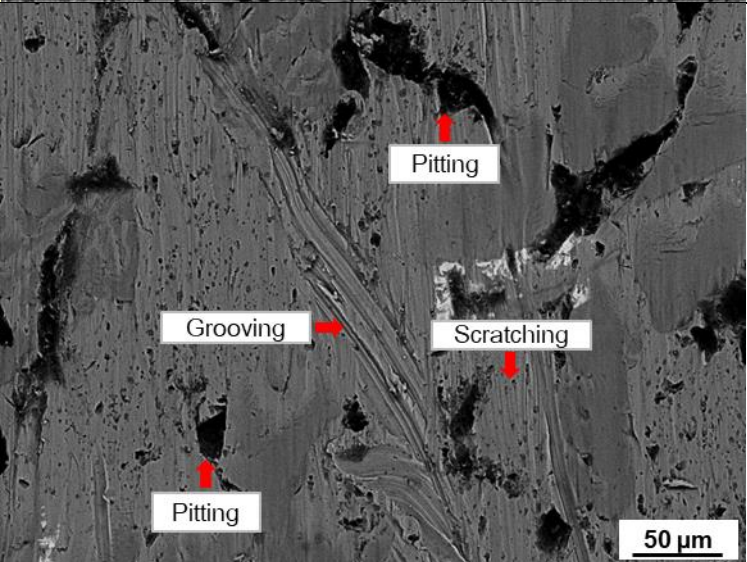


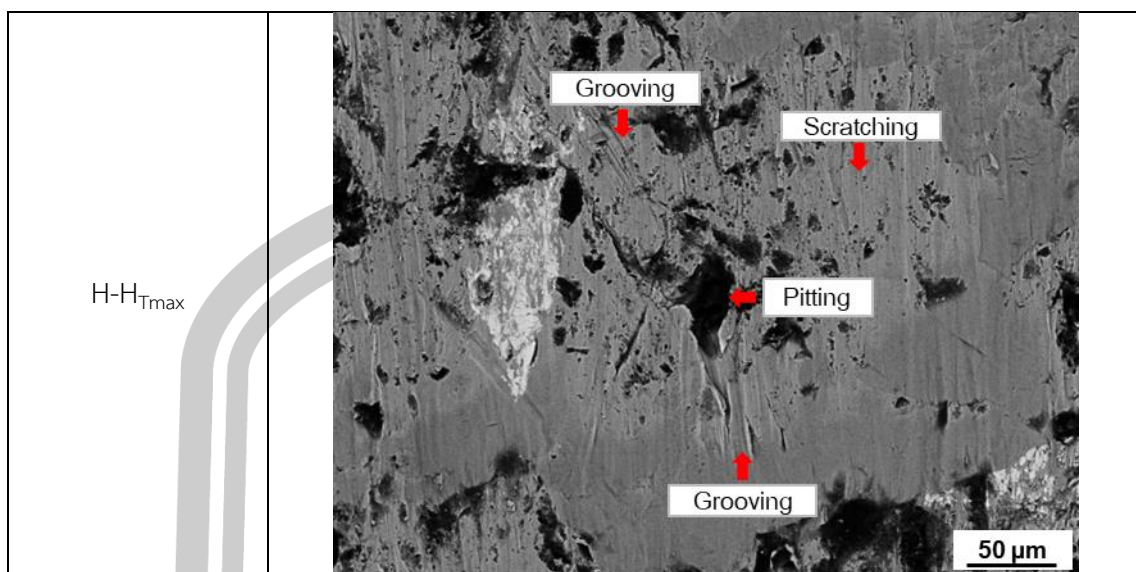
ชิ้นงาน	ผิวหน้าของชิ้นงานที่ผ่านการขัดสี
<p>สภาพชุบแข็ง</p>	 <p>Grooving</p> <p>Pitting</p> <p>Scratching</p> <p>50 µm</p>
<p>L-H_{Tmax}</p>	 <p>Grooving</p> <p>Pitting</p> <p>Pitting</p> <p>Scratching</p> <p>50 µm</p>
<p>H_{Tmax}</p>	 <p>Grooving</p> <p>Scratching</p> <p>Pitting</p> <p>50 µm</p>



ภาพประกอบ 4.45 ภาพถ่ายรอยขีดสีของชิ้นงาน +0.42% C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K ในการทดสอบการสึกหรอแบบขีดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องทดสอบการขีดสีแบบซูกะ (Suga abrasion test)

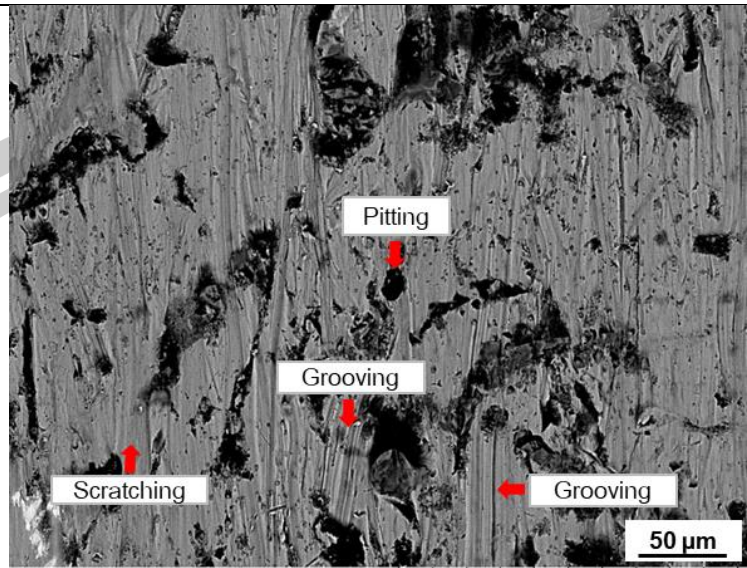
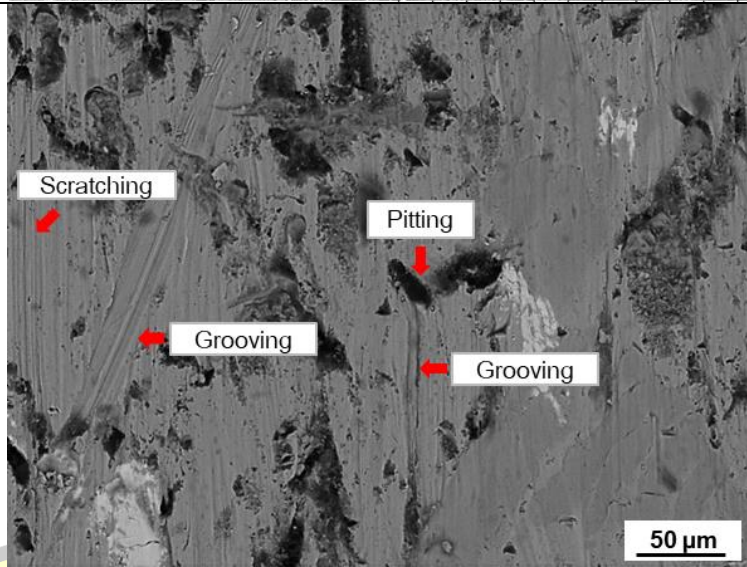
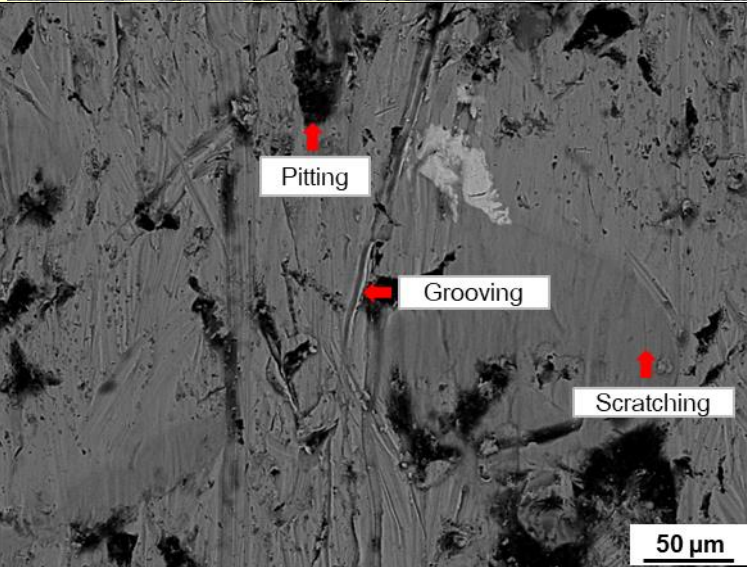


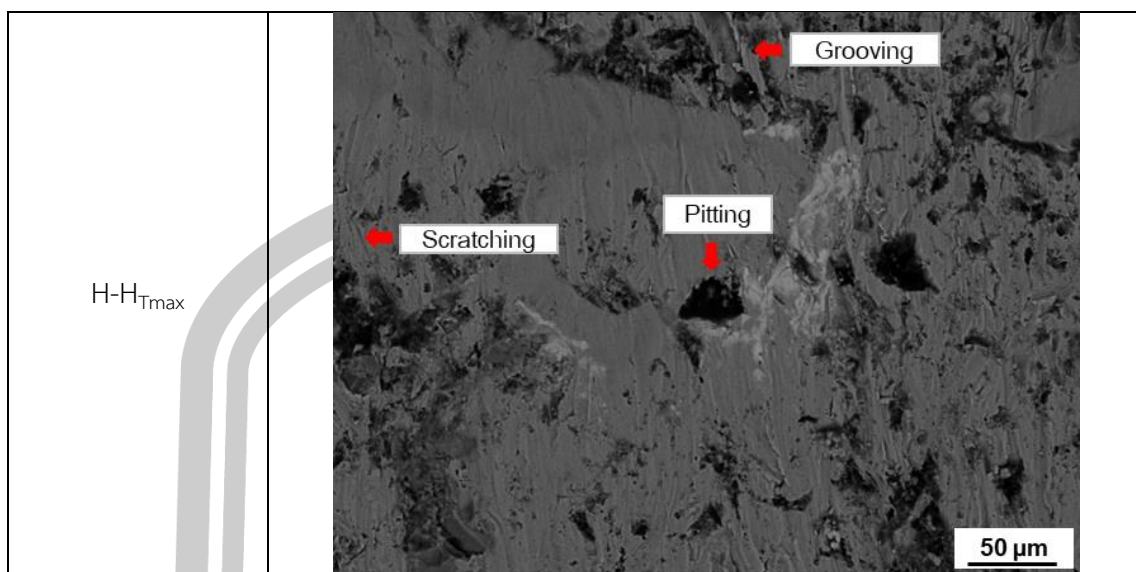
ชิ้นงาน	ผิวหน้าของชิ้นงานที่ผ่านการขัดสี
<p>สภาพชุบแข็ง</p>	
<p>L-H_{Tmax}</p>	
<p>H_{Tmax}</p>	



ภาพประกอบ 4.46 ภาพถ่ายรอยขีดสีของชิ้นงาน $-0.20\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ $1373K$ ในการทดสอบการสึกหรอแบบขีดสีชนิดสามวงด้วยเครื่องทดสอบการขีดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)

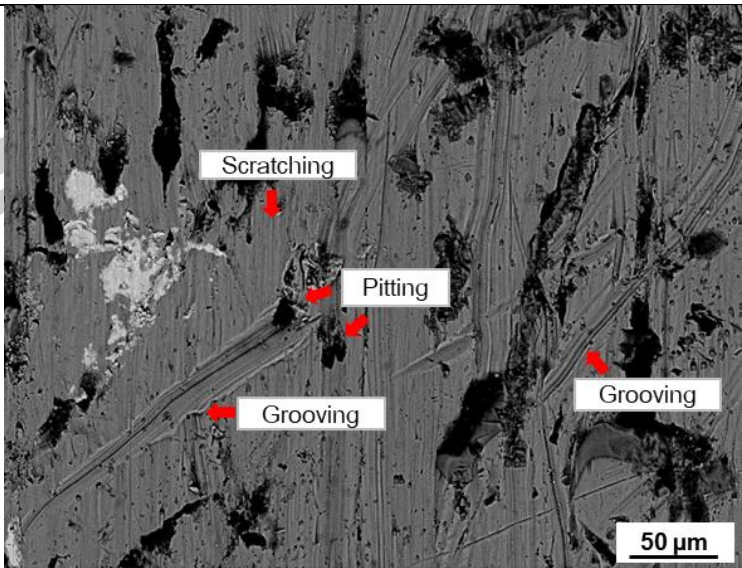
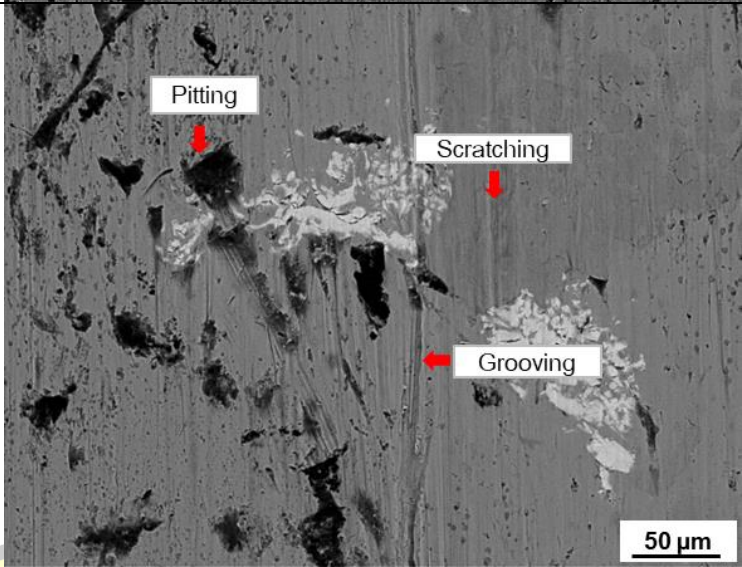
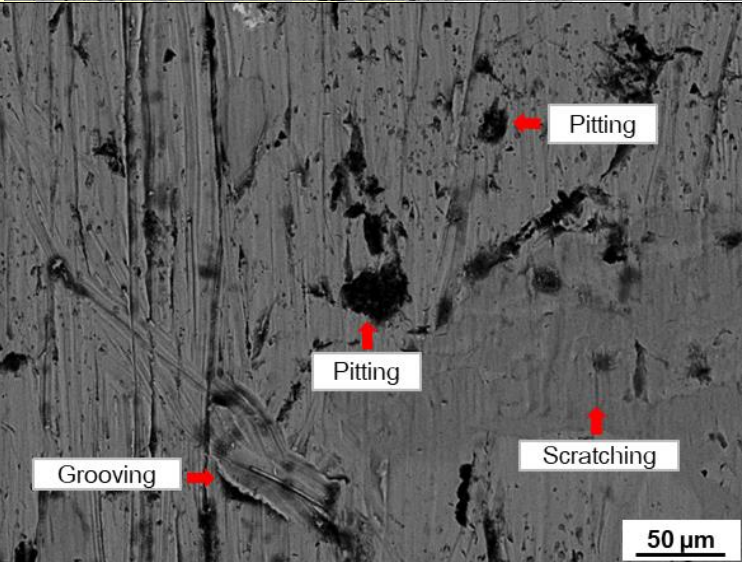


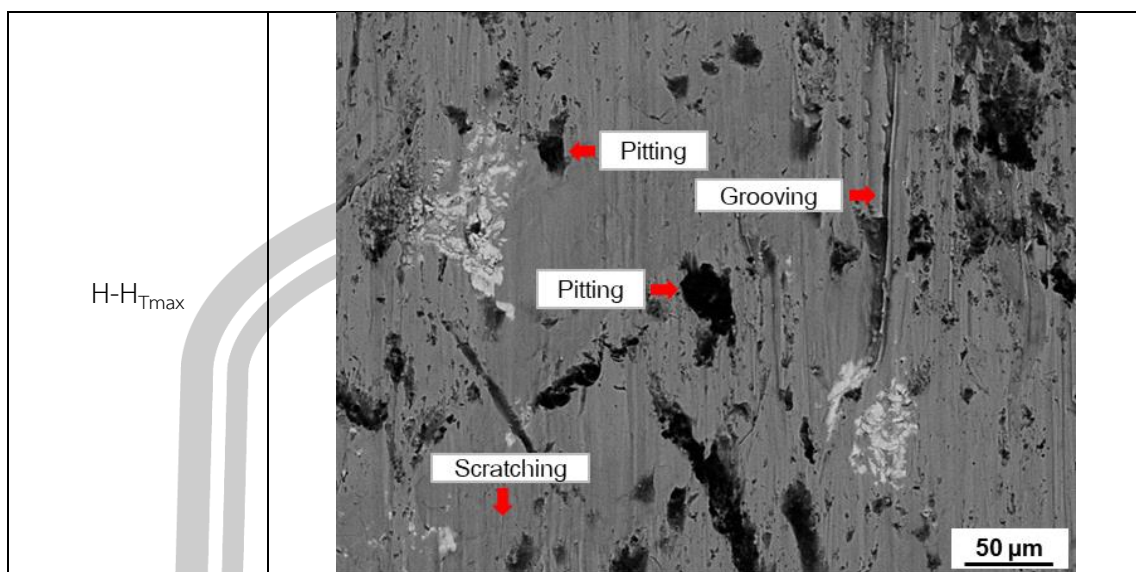
ชิ้นงาน	ผิวหน้าของชิ้นงานที่ผ่านการขัดสี
สภาพชุบแข็ง	
L-H _{Tmax}	
H _{Tmax}	



ภาพประกอบ 4.47 ภาพถ่ายรอยขีดสีของชิ้นงาน $-0.01\%C_{bal}$ ผ่านการชุบแข็งที่ $1373K$ ในการทดสอบการสึกหรอแบบขีดสีชนิดสามวัตต์ด้วยเครื่องทดสอบการขีดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)



ชิ้นงาน	ผิวหน้าของชิ้นงานที่ผ่านการขัดสี
สภาพชุบแข็ง	 <p>Micrograph showing the surface of a hardened specimen. The surface exhibits significant wear and tear, including scratches, pits, and grooves. Red arrows point to these features, which are labeled: Scratching, Pitting, and Grooving. A scale bar in the bottom right corner indicates 50 μm.</p>
L-H _{Tmax}	 <p>Micrograph showing the surface of a specimen with low hardness (L-H_{Tmax}). The surface shows wear features such as pits, scratches, and grooves. Red arrows point to these features, labeled: Pitting, Scratching, and Grooving. A scale bar in the bottom right corner indicates 50 μm.</p>
H _{Tmax}	 <p>Micrograph showing the surface of a specimen with high hardness (H_{Tmax}). The surface exhibits wear features including grooves, pits, and scratches. Red arrows point to these features, labeled: Grooving, Pitting, and Scratching. A scale bar in the bottom right corner indicates 50 μm.</p>



ภาพประกอบ 4.48 ภาพถ่ายรอยขีดสีของชิ้นงาน +0.42%C_{bal} ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K ในการทดสอบการสึกหรอแบบขีดสีชนิดสามวงด้วยเครื่องทดสอบการขีดสีแบบล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)



บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาผลของคาร์บอนสมดุลง (C_{bal}) ต่อความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ได้เตรียมเหล็กหล่อที่มีค่า C_{bal} เท่ากับ -0.68% จนถึง +0.53% ได้ทำการอบอ่อนชิ้นงานทดสอบที่อุณหภูมิ 1223K จากนั้นทำการชุบแข็งชิ้นงานที่ผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1323K และ 1373K โดยใช้พัลคม ทำการอบคืนตัวชิ้นชุบแข็งที่อุณหภูมิสามระดับในช่วง 673 ถึง 893K ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่ให้ความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) อุณหภูมิต่ำกว่าและสูงกว่าอุณหภูมิที่ให้ความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (L-H_{Tmax} และ H-H_{Tmax}) ทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องชุกะ (Suga abrasion test) และชนิดสามวัตถุด้วยล้อยาง (Rubber wheel abrasion test) ผลการทดลองสามารถสรุปได้ดังนี้

5.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน

5.1.1 โครงสร้างจุลภาคของทุกชิ้นงานประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ปฐมภูมิและโครงสร้างยูเทคติก (γ +คาร์ไบด์) โดยพบโครงสร้างยูเทคติกชนิด (γ +MC) และ (γ +M₂C) ในทุกชิ้นงาน ส่วนโครงสร้างยูเทคติกชนิด (γ +M₇C₃) จะพบในชิ้นงานที่มี C_{bal} น้อยกว่า 0%

5.1.2 ปริมาณของยูเทคติกชนิด (γ +M₇C₃) ลดลง แต่ปริมาณของยูเทคติก (γ +M₂C) เพิ่มขึ้นเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้น

5.1.3 เนื้อพื้นในสภาพชุบแข็งของทุกชิ้นงานประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ลำดับที่สองและออสเทนไนต์เหลือค้างบางส่วน ยกเว้นชิ้นงาน -0.68% C_{bal} ที่ประกอบไปด้วยคาร์ไบด์ลำดับที่สองและเฟอร์ไรต์เนื่องจากมีความสามารถในการชุบแข็งต่ำ

5.1.4 เนื้อพื้นของชิ้นงาน L-H_{Tmax} ประกอบด้วยออสเทนไนต์เหลือค้างเป็นส่วนมากและมาร์เทนไซต์ที่ถูกอบคืนตัว ส่วนในชิ้นงาน H_{Tmax} ประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ลำดับที่สองเป็นส่วนใหญ่ โดยมีออสเทนไนต์เหลือค้างเล็กน้อย ส่วนชิ้นงาน H-H_{Tmax} ประกอบด้วยคาร์ไบด์ลำดับที่สองขนาดใหญ่ มาร์เทนไซต์และเฟอร์ไรต์หรือเฟอร์ไรต์

5.2 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง

5.2.1 ความแข็งของชิ้นงานเปลี่ยนแปลงตามค่า C_{bal} และสถานะของกรรมวิธีทางความร้อน โดยความแข็งแบบมาโครและแบบไมโครเพิ่มขึ้นจนถึงจุดสูงสุดที่ 0% C_{bal} จากนั้นจะลดลงเมื่อค่า C_{bal} สูงขึ้น

5.2.2 เมื่อค่า C_{bal} เท่ากันจะพบว่าความแข็งของชิ้นงานในสภาพชุบแข็งจะใกล้เคียงกับชิ้นงาน H_{Tmax} และมีค่าสูงกว่าความแข็งชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ และ H_{Tmax} ซึ่งเกิดจากความแตกต่างของเฟสในเนื้อพื้น

5.2.3 เมื่อเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะทำให้ชิ้นงานในสภาพอบคืนตัวมีความแข็งสูงขึ้นเล็กน้อย เมื่อเทียบกับการชุบแข็งที่อุณหภูมิต่ำ

5.2.4 สัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็งเพิ่มขึ้นเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้น การเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะทำให้มีค่า V_γ เพิ่มขึ้น

5.2.5 ค่า V_γ ของชิ้นงานในสภาพอบคืนตัวจะต่ำกว่าในสภาพชุบแข็ง โดยชิ้นงานอบคืนตัวที่ $L-H_{Tmax}$ จะมีค่า V_γ มากกว่าชิ้นงาน H_{Tmax} และ $H-H_{Tmax}$ ตามลำดับ

5.3 ผลของคาร์บอนสมดุลต่อพฤติกรรมการสึกหรอแบบขัดสี

5.3.1 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักที่สูญเสียและระยะทางการสึกหรอในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีเป็นเส้นตรงในทุกชิ้นงานทั้งในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุและชนิดสามวัตถุ อัตราการสึกหรอ ($R_w, mg/m$) หาได้จากความชันของแต่ละกราฟความสัมพันธ์ โดยอัตราการสึกหรอเปลี่ยนแปลงตามค่า C_{bal} กรรมวิธีทางความร้อน และชนิดของการทดสอบการสึกหรอ

5.3.2 ในทั้งสองวิธีทดสอบการสึกหรอพบว่าอัตราการสึกหรอของชิ้นงานลดลงอย่างมากในช่วง -0.68% ถึง 0% C_{bal} จากนั้นจะเพิ่มขึ้นช้า ๆ เมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้น โดยชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323K จะมีอัตราการสึกหรอสูงกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373K เล็กน้อย

5.3.3 ที่ค่า C_{bal} เท่ากันจะพบว่าอัตราการสึกหรอของการทดสอบการสึกหรอแบบสามวัตถุจะต่ำกว่าการทดสอบการสึกหรอชนิดสองวัตถุ

5.3.4 อัตราการสึกหรอในทั้งสองวิธีทดสอบลดลงอย่างมากเมื่อความแข็งเพิ่มขึ้นถึง 720 HV30 และ 700 HV0.1 จากนั้นเมื่อความแข็งเพิ่มสูงขึ้นจะพบว่าอัตราการสึกหรอจะลดลงอย่างช้า ๆ

ในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุ และจะลดลงเล็กน้อยในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุ

5.3.5 ในช่วงค่า $V\gamma$ น้อยกว่า 10% จะพบว่าอัตราการสึกหรอจะมีค่ากระจายในช่วงกว้าง แต่จะสัมพันธ์กับความแข็งของเนื้อพื้น โดยมีค่าลดลงเมื่อความแข็งของเนื้อพื้นเพิ่มขึ้น

5.3.6 ในช่วงค่า $V\gamma$ มากกว่า 10% จะพบว่าอัตราการสึกหรอในการทดสอบการสึกหรอแบบสองวัตถุจะลดลงจนถึงค่าต่ำสุดที่ประมาณ 20% $V\gamma$ จากนั้นจะเพิ่มขึ้นซ้ำๆ ส่วนในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุนั้นจะมีค่าคงที่แม้ว่าค่า $V\gamma$ จะเพิ่มขึ้น

5.3.7 อัตราการสึกหรอต่ำสุดหรือความต้านทานการสึกหรอที่ดีที่สุดได้รับในชิ้นงานในสภาพชุบแข็งหรืออบคืนตัวที่ H_{Tmax} ส่วนค่าอัตราการสึกหรอมากที่สุดหรือความต้านทานการสึกหรอต่ำสุดได้รับในชิ้นงานอบคืนตัวที่ $L-H_{Tmax}$ หรือ $H-H_{Tmax}$ ในทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็งโดยไม่ขึ้นกับวิธีการทดลองการสึกหรอ

5.4 พื้นผิวที่ผ่านการทดสอบการสึกหรอ

5.4.1 การทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุจะมีความรุนแรงในการสึกหรอมากกว่าการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุประมาณ 3.4 เท่า ในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุจะพบว่าผงขัดสีสามารถตัดผ่านเนื้อพื้นและคาร์ไบด์ยูเทคติกได้ ทำให้การสึกหรอเกิดขึ้นสม่ำเสมอทั้งผิวชิ้นงาน ส่วนในกรณีของการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุจะพบว่าเนื้อพื้นจะสึกหรอมากกว่าคาร์ไบด์ยูเทคติก

5.4.2 รอยของการสึกหรอประกอบด้วยร่องขนาดใหญ่ (Grooving) รอยขีดข่วน (Scratching) และหลุม (Pitting) โดยจะพบหลุมเป็นส่วนใหญ่ในบริเวณของโครงสร้างยูเทคติก ในขณะที่ร่องขนาดใหญ่และรอยขีดข่วนจะพบในบริเวณเนื้อพื้น

5.4.3 ชิ้นงาน 0% C_{bal} จะมีผิวเรียบกว่าชิ้นงานอื่น โดยพื้นผิวของชิ้นงานในสภาพชุบแข็งและ H_{Tmax} จะมีการสึกหรอน้อยกว่าผิวของชิ้นงาน $L-H_{Tmax}$ หรือ $H-H_{Tmax}$

พูนุ ปรณ ทิโต ชเว

5.5 ข้อเสนอแนะ

5.5.1 ควรมีการศึกษาในส่วนผสมที่มี C_{bal} ในช่วง -0.68 ถึง -0.20 และในช่วง 0.0 ถึง +0.42% เพิ่มเติมเพื่อยืนยันแนวโน้มผลการทดลองให้ถูกต้องมากยิ่งขึ้น

5.5.2 ควรมีการศึกษาถึงผลของธาตุผสมอื่น ๆ ที่สำคัญเช่น Mo W หรือ V เพื่อให้ทราบถึงผลของธาตุผสมต่าง ๆ เพื่อที่จะนำไปออกแบบส่วนผสมทางเคมีเพื่อให้ได้เหล็กขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีสมบัติใกล้เคียงกับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐานได้

5.5.3 ควรมีการศึกษาความแข็งแรงของเหล็กขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนสำหรับการนำไปผลิตเป็นลูกรีดต่อไป



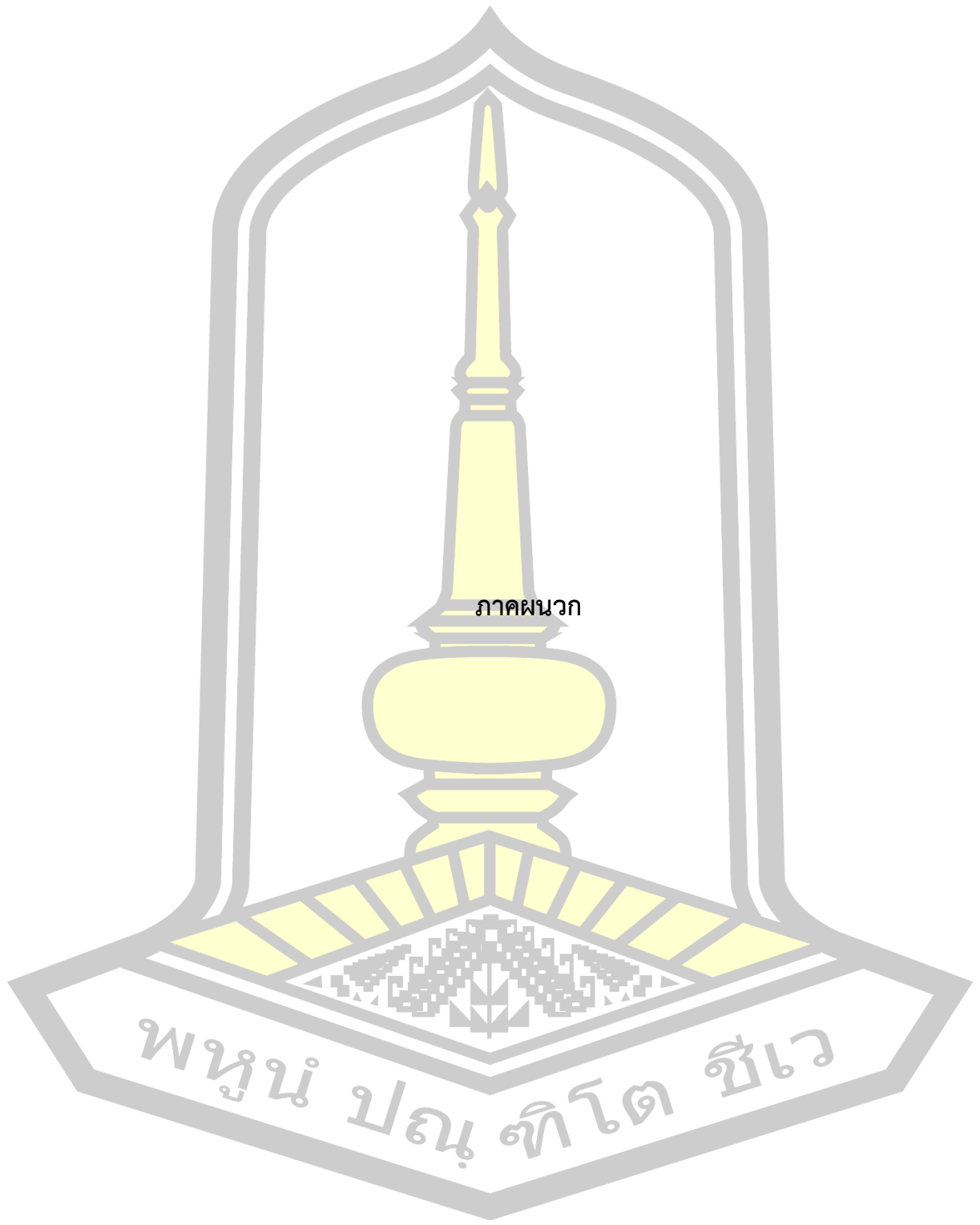
บรรณานุกรม

- [1] Y. Matsubara, N. Sasaguri, M. Hashimoto, Y. Honda, and H. Wu, "A new material for rolling mill rolls multi component white cast iron," in *Proceedings of the International Symposium on Tribology*, 1993, pp. 501–510.
- [2] M. Hashimoto, "Development of multi-component cast iron roll and rolling technology in steel rolling," in *Proceedings of the International Conference ABRASION 2008 ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRONS FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, UNIVERSITY OF TRENTO*, 2008, pp. 1–23.
- [3] H. Wu, N. Sasaguri, Y. Honda, M. Hashimoto, and Y. Matsubara, "Solidification Structures and Their Quantitative Analysis of Multi-Component Cast Iron," in *Asian Foundry Congress (AFC-2)*, 1994, pp. 109–119.
- [4] H. Wu, N. Sasaguri, M. Hashimoto, and Y. Matsubara, "Solidification of multi-component white cast iron: Type and morphology of carbides," *AFS Trans.*, vol. 140, pp. 103–108, 1996.
- [5] N. Sasaguri, Y. Matsubara, and M. Hashimoto, "Solidification Process of Multi-component White Iron for Rolls," in *Asian Foundry Congress (AFC -4)*, 1996, pp. 273–281.
- [6] Y. Matsubara, N. Sasaguri, M. Hashimoto, Y. Honda, and H. Wu, "Effect of Carbon Content and Heat-treating Condition on Retained Austenite and Hardness of Multi-component White Cast Iron," *J. Japan Foundry Eng. Soc.*, vol. 72, no. 7, pp. 471–477, 2000.
- [7] J. M. Bocalini, "High speed steels for hot rolling mill roll," in *ABRASION 2011 Abrasion Wear Resistant Alloyed White Cast Iron for Rolling and Pulverizing Mills*, 2011, pp. 123–142.
- [8] F. Maratray and R. Usseglio, "Factors Affecting the Structure of Chromium-Molybdenum White Irons," *AFS Trans.*, 1980.
- [9] M. Hashimoto, O. Kubo, N. Sasaguri, and Y. Matsubara, "Analysis of Precipitated Carbides in Matrix of Multi-component White Cast Iron," *ISIJ Int.*, vol. 44, no. 2, pp. 372–380, 2004.

- [10] Y. Matsubara and N. Sasaguri, "Heat Treatment characteristic of multi-component white cast iron for cold work roll," in *Proceedings of the International Conference ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRONS FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS*, 2002, pp. 207–216.
- [11] Y. Matsubara, N. Sasaguri, and M. Hashimoto, "The history and development of cast rolls for hot working mill," in *The 4th Asian Foundry Congress-Australia*, 1996, pp. 251–261.
- [12] S. K. Yu, N. Sasaguri, and Y. Matsubara, "Effects of Carbon Content on Microstructure and Amount of Austenite in As Cast and Heat-Treated Multi-Component White Cast Iron," in *Asian Foundry Congress (AFC-5)*, 1997, pp. 201–210.
- [13] G. Laird, R. Gundlach, and K. Rohrig, *Abrasion-Resistance Cast Iron Handbook*. Illinois: American Foundry Society, 2000.
- [14] O. Kubo, M. Hashimoto, and Y. Matsubara, "Influence of microstructure on wear resistance and crack propagation characteristics required for white iron rolling mill rolls," in *Proceedings of The Science of Casting and Solidifications*, 2001.
- [15] J. Opapaiboon, P. Sricharoenchai, S. Inthidech, and Y. Matsubara, "Effect of Carbon Content on Heat Treatment Behavior of Multi-Alloyed White Cast Iron for Abrasive Wear Resistance," *Mater. Trans.*, vol. 56, no. 5, pp. 720–725, 2015.
- [16] M. Khanitnantharak, W. Hashimoto, K. Shimizu, K. Yamamoto, N. Sasaguri, and Y. Matsubara, "Effects of Carbon and Heat Treatment on the Hardness and Austenite Content of a Multi-Component White Cast Iron," *AFS Trans.*, vol. 117, pp. 435–444, 2009.
- [17] Y. Yokomizo, N. Sasaguri, K. Nanjo, and Y. Matsubara, "Relationship between Continuous Cooling Transformation Behavior and Chromium Content of Multi-component White Cast Iron," *J. Japan Foundry Eng. Soc.*, vol. 74, no. 11, pp. 691–698, 2002.
- [18] W. Chang, Y. Pan, N. Sasaguri, and Y. Matsubara, "Effect of C and W content and heat treatment condition on microstructure and wear resistance of multi-component white cast iron," in *Proceedings of the International Conference*, 2008, pp. 35–48.

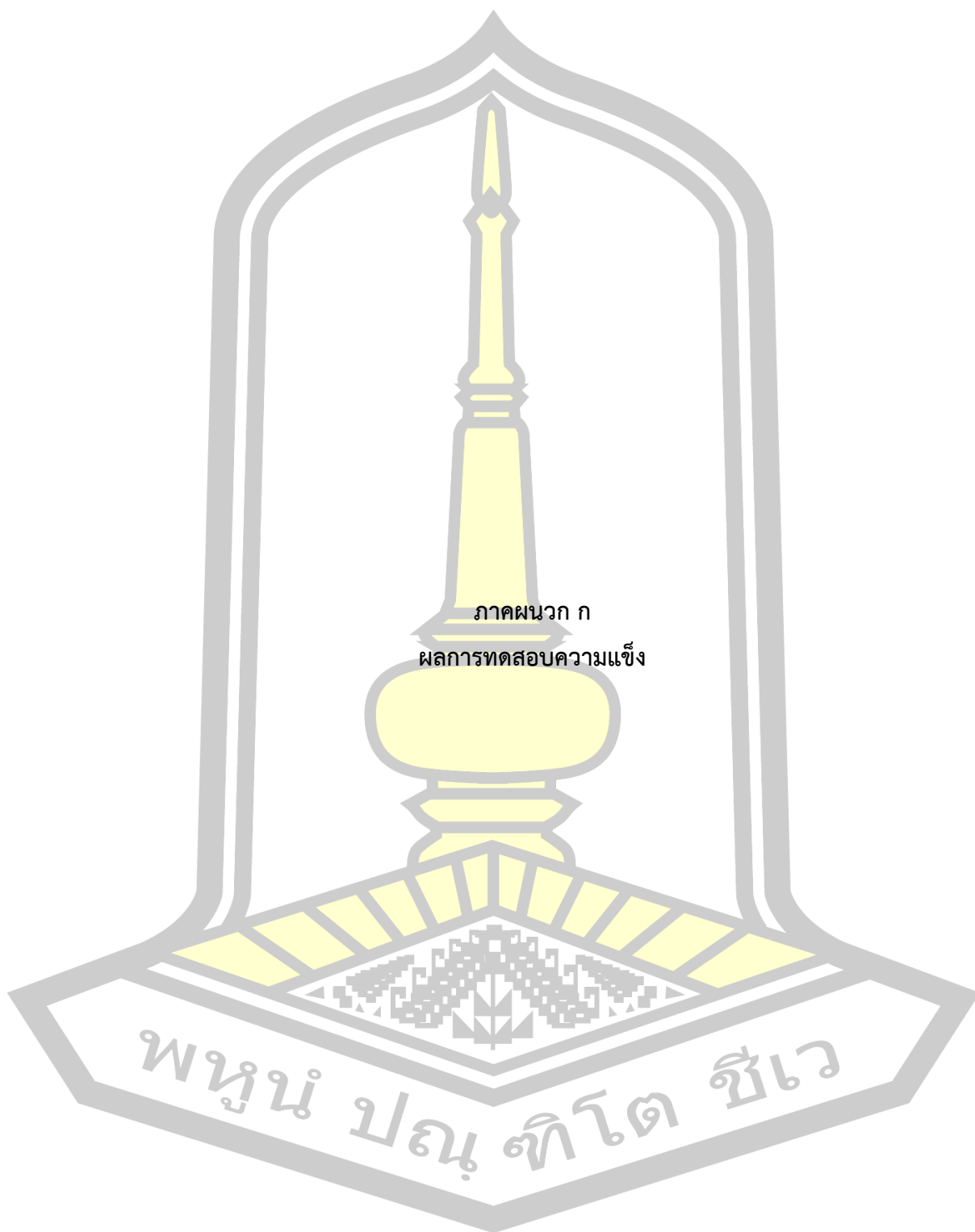
- [19] M. Boccalini, A. Correa, and A. Sinatora, "Niobium in multi-component white cast iron," *Proc. Int. Conf. Abrasion Wear Resist. Alloy. Cast Iron Roll. Pulverizing Mills*, vol. 1, pp. 49–64, 2008.
- [20] N. Sasaguri and Y. Matsubara, "Effect of Cobalt Content on Air-oxidation behavior of multi-component white cast iron," in *Proceedings of the International Conference ABRASION 2008 ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRONS FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS*, 2002, pp. 119–126.
- [21] T. Meebupha, S. Inthidec, P. Sricharoenchai, and Y. Matsubara, "Effect of Molybdenum Content on Heat Treatment Behavior of Multi-Alloyed White Cast Iron," *Japan Inst. Met. Mater.*, vol. 58, no. 4, pp. 655–662, 2017.
- [22] M. YASUHIRO, "Research and Development of Abrasion Wear Resistant Cast Alloys for Rolls of Rolling and Pulverizing Mills," *Kurume Natl. Coll. Technol.*, pp. 30–40.
- [23] W. Hongqiang, S. Nobuya, H. Mitsuo, and Y. Matsubara, "Practical Phase Diagram of Multi-Component White Cast Iron," vol. 69, no. 11, pp. 917–923, 1997.
- [24] W. Hong-qiang, N. Sasaguri, M. Hashimoto, and Y. Matsubara, "Type and Morphology of Carbides Precipitated in Multi-Component White Cast Iron," *J. japan foundrymen's Soc.*, vol. 67, no. 1, pp. 49–55, 1995.
- [25] Y. Yuzo, S. Nobuya, N. Kiyoshi, and M. Yasuhiro, "Continuous Cooling Transformation Behavior of Multi-component White Cast Iron with Different Carbon Content," *J. Japan Foundry Eng. Soc.*, vol. 74, no. 1, pp. 9–16, 2002.
- [26] Y. Yuzo, S. Nobuya, Y. Kaoru, and M. Yasuhiro, "Influence of Molybdenum and Tungsten Contents on Behavior of Continuous Cooling Transformation in Multi-component White Cast Iron," *J. Japan Foundry Eng. Soc.*, vol. 8, no. 1, pp. 8–15, 2010.
- [27] Y. Yuzo, S. Nobuya, N. Kiyoshi, and M. Yasuhiro, "Influence of Vanadium Content on Continuous Cooling Transformation Behavior of Multi-component White Cast Iron," *J. Japan Foundry Eng. Soc.*, vol. 77, no. 5, pp. 301–307, 2005.
- [28] J. Opapaiboon, "Effect of Chromium Content on Heat Treatment Behavior and Abrasive Wear Resistance of Multi-Alloyed White Cast Iron," Chulalongkorn University.

- [29] S. Phurit, "Effect of the carbon Balance on Heat Treatment Behavior of the Multi-Alloyed White Cast Iron," in *The 13th Mahasarakham University Research Conference*, 2017, pp. 130–137.
- [30] S. Nobuya, Y. Kaoru, Y. Yuzo, H. Mitsuo, and M. Yasuhiro, "Change in Hardness and Retained Austenite in Multi-component White Cast Iron by Tempering," *J. Japan Foundry Eng. Soc.*, vol. 80, no. 8, pp. 475–479, 2008.
- [31] S. Nobuya, Y. Kaoru, Y. Yuzo, S. Kazumichi, and M. Yasuhiro, "Influence of Cobalt Content on Heat Treatment Behavior and Abrasive Wear Characteristics of Multi-Component White Cast Iron," *J. Japan Foundry Eng. Soc.*, vol. 82, no. 11, pp. 667–673, 2010.
- [32] Y. Matsubara, N. Sasaguri, K. Shimizu, and S. Yu, "Solidification and abrasion wear of white cast irons alloyed with 20% carbide forming elements," *Wear*, vol. 250, no. 1–12, pp. 502–510, 2001.
- [33] H. Kazuaki, K. Yuji, N. Yasuyuki, H. Mitsuo, U. Matsuo, and M. Yasuhiro, "Effects of Chemical Composition on Compressive Properties of Multi- component White Cast Irons for Steel Rolling Mill Roll," *J. Japan Foundry Eng. Soc.*, vol. 80, no. 5, pp. 272–277, 2008.
- [34] H. Mitsuo, N. Yasuyuki, S. Nobuya, and M. Yasuhiro, "Influence of Carbon and Vanadium on Mechanical and Hot Wear Properties of Multi-component White Cast Irons for Steel Rolling Mill Rolls," *J. Japan Foundry Eng. Soc.*, vol. 78, no. 5, pp. 238–244, 2006.
- [35] M. Hashimoto, Y. Nishiyama, K. Yamamoto, N. Sasaguriand, and Y. Matsubara, "Effects of Carbon and Molybdenum on Mechanical and Hot Wear Properties of Multi-component White Cast Irons for Steel Rolling Mill Roll," *J. Japan Foundry Eng. Soc.*, vol. 79, no. 11, pp. 650–655, 2007.
- [36] C. Kim, "X-ray method of measuring retained austenite in heat treated white cast irons," *J. Heat Treat.*, vol. 1, no. 2, pp. 43–51, 1979.



ภาคผนวก

พหุบัณฑิตยาลัย จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ภาคผนวก ก
ผลการทดสอบความแข็ง

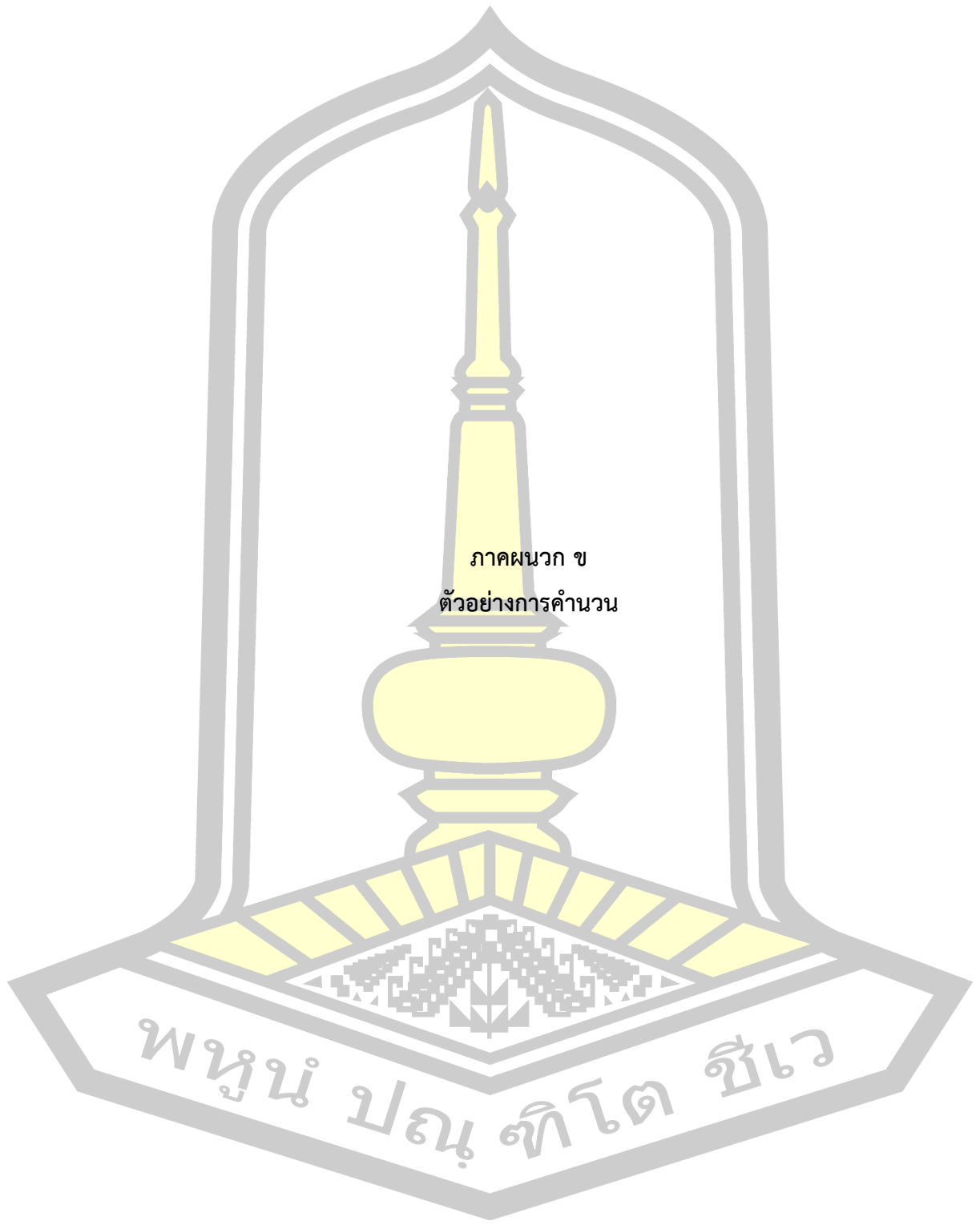
พหุบัณฑิตยาลัย

ตาราง ก.1 เปรียบเทียบความแข็งมาโครและไมโครชิ้นงานทดสอบ Wear-tested และ Dummy ของ
ชิ้นงานชุบแข็งที่ 1323K

ชิ้นงานทดสอบ	กรรมวิธีทาง ความร้อน	ความแข็งมาโคร (HV30)		ความแข็งไมโคร (HV0.1)	
		Wear-tested	Dummy	Wear-tested	Dummy
No.1 -0.68% C_{bal}	สภาพชุบแข็ง	680	678	660	643
	L- H_{Tmax}	663	627	654	657
	H_{Tmax}	707	685	690	694
	H- H_{Tmax}	663	652	664	619
No.2 -0.20% C_{bal}	สภาพชุบแข็ง	778	792	767	740
	L- H_{Tmax}	756	735	749	735
	H_{Tmax}	793	798	780	754
	H- H_{Tmax}	747	733	733	713
No.3 -0.01% C_{bal}	สภาพชุบแข็ง	833	864	810	805
	L- H_{Tmax}	800	792	778	747
	H_{Tmax}	821	836	818	806
	H- H_{Tmax}	795	792	785	764
No.4 +0.42% C_{bal}	สภาพชุบแข็ง	786	784	750	759
	L- H_{Tmax}	736	746	730	704
	H_{Tmax}	823	810	789	769
	H- H_{Tmax}	707	675	682	637
No.5 +0.53% C_{bal}	สภาพชุบแข็ง	750	778	745	742
	L- H_{Tmax}	677	661	665	631
	H_{Tmax}	761	763	763	725
	H- H_{Tmax}	701	685	675	645

ตาราง ก.2 เปรียบเทียบความแข็งมาโครและไมโครชิ้นงานทดสอบ Wear-tested และ Dummy ของ
ชิ้นงานชุบแข็งที่ 1373K

ชิ้นงานทดสอบ	กรรมวิธีทาง ความร้อน	ความแข็งมาโคร (HV30)		ความแข็งไมโคร (HV0.1)	
		Wear-tested	Dummy	Wear-tested	Dummy
No.1 -0.68% C_{bal}	สภาพชุบแข็ง	686	720	689	677
	L- H_{Tmax}	687	694	685	689
	H_{Tmax}	713	665	705	643
	H- H_{Tmax}	708	685	671	647
No.2 -0.20% C_{bal}	สภาพชุบแข็ง	792	752	774	728
	L- H_{Tmax}	730	772	710	696
	H_{Tmax}	823	761	800	789
	H- H_{Tmax}	749	836	690	687
No.3 -0.01% C_{bal}	สภาพชุบแข็ง	823	685	820	762
	L- H_{Tmax}	762	808	760	699
	H_{Tmax}	836	763	812	815
	H- H_{Tmax}	779	876	766	771
No.4 +0.42% C_{bal}	สภาพชุบแข็ง	763	694	742	712
	L- H_{Tmax}	727	756	710	688
	H_{Tmax}	822	711	797	792
	H- H_{Tmax}	709	829	709	694
No.5 +0.53% C_{bal}	สภาพชุบแข็ง	763	778	750	708
	L- H_{Tmax}	680	750	670	667
	H_{Tmax}	778	709	760	737
	H- H_{Tmax}	708	763	688	651



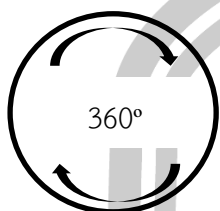
ภาคผนวก ข
ตัวอย่างการคำนวณ

พหุ ประทีป วิทยา

ตัวอย่างการคำนวณหาพื้นที่การสักหอร

1. การทดสอบการสักหอรแบบขัดสีชนิดสองวัตถุ

จากสูตรความยาวเส้นรอบวง



$$2\pi r = 2 \times \pi \times \frac{30}{2} \times 12$$

$$= 720 \text{ mm}^2$$

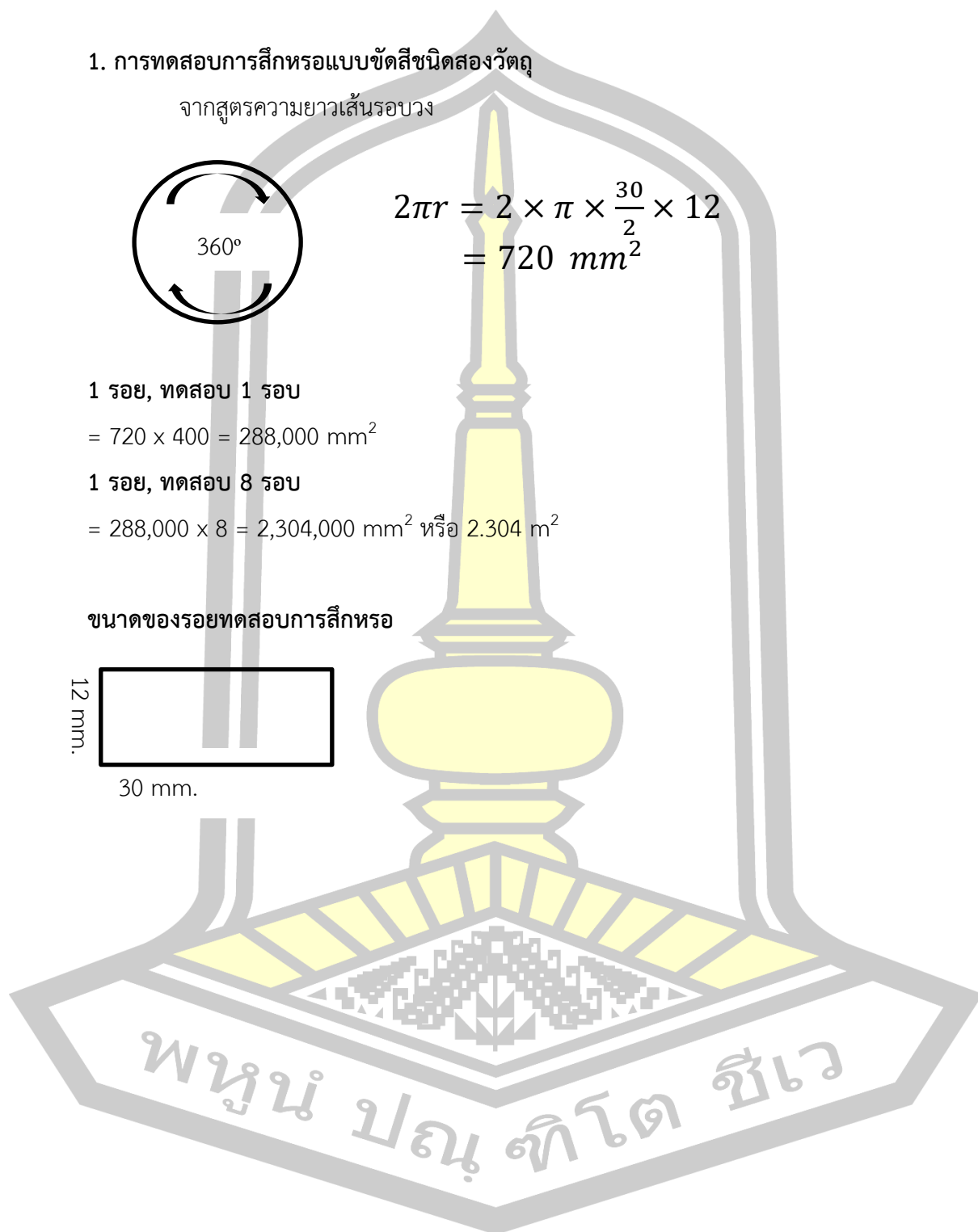
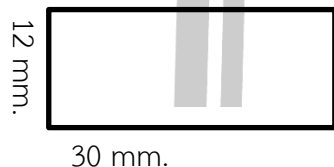
1 รอย, ทดสอบ 1 รอบ

$$= 720 \times 400 = 288,000 \text{ mm}^2$$

1 รอย, ทดสอบ 8 รอบ

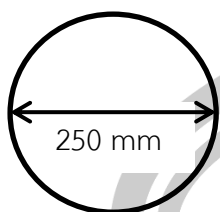
$$= 288,000 \times 8 = 2,304,000 \text{ mm}^2 \text{ หรือ } 2.304 \text{ m}^2$$

ขนาดของรอยทดสอบการสักหอร



2. การทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุ

จากสูตรความยาวเส้นรอบวง



$$2\pi r = 2 \times \pi \times \frac{250}{2} \times 15$$

$$= 11,781.0 \text{ mm}^2$$

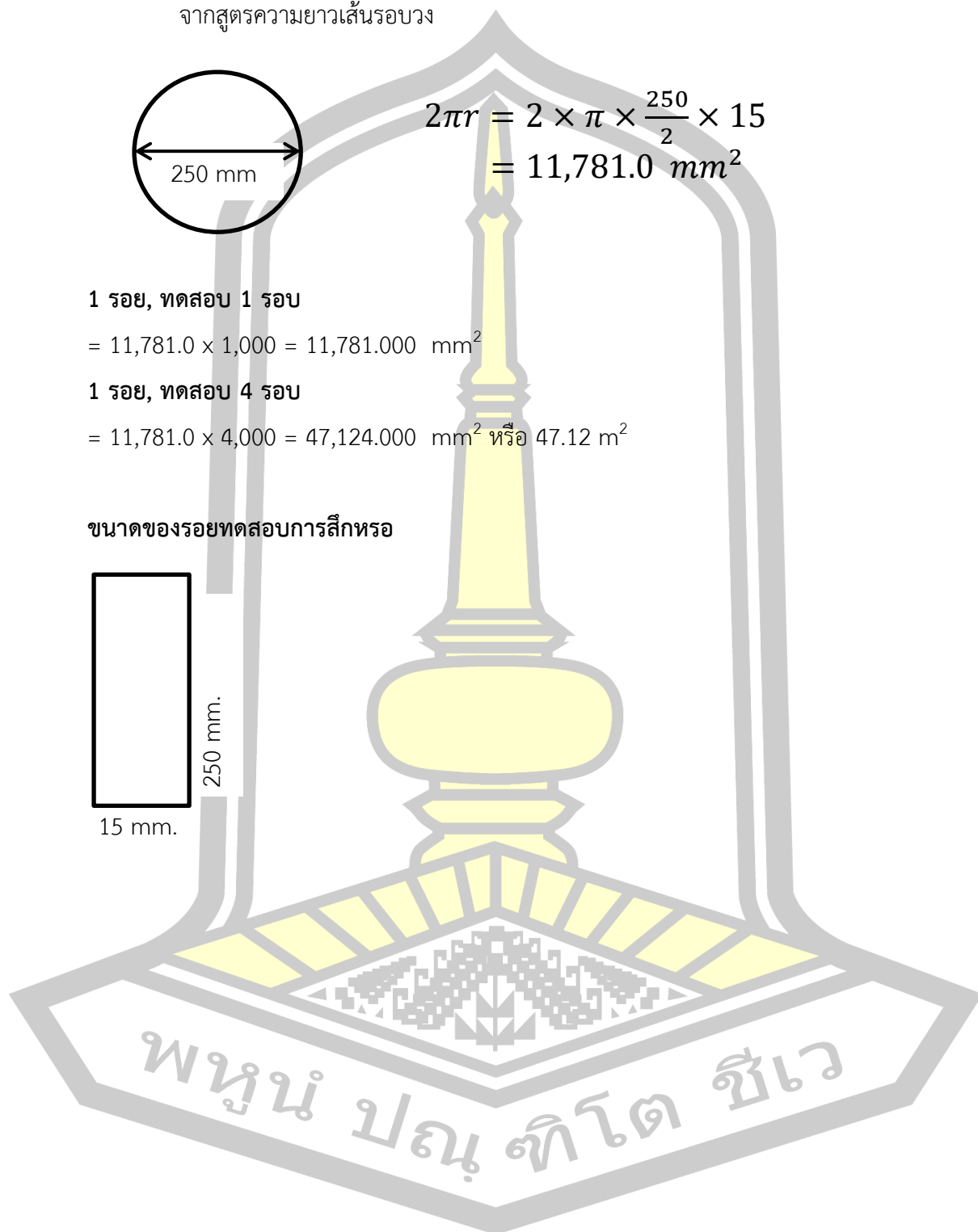
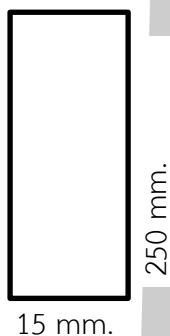
1 รอย, ทดสอบ 1 รอบ

$$= 11,781.0 \times 1,000 = 11,781.000 \text{ mm}^2$$

1 รอย, ทดสอบ 4 รอบ

$$= 11,781.0 \times 4,000 = 47,124.000 \text{ mm}^2 \text{ หรือ } 47.12 \text{ m}^2$$

ขนาดของรอยทดสอบการสึกหรอ



ตัวอย่างการคำนวณ

3. การคำนวณหาหน้าหนักสูญเสียรวมในการทดสอบการสึกหรอ

1.1 การคำนวณหาหน้าหนักสูญเสียรวมในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสองวัตถุด้วยเครื่องซูกะ (Suga abrasion test)

คำนวณจาก

$$W_i \times W_d (192) \text{ m} = \text{หน้าหนักสูญเสียรวม (mg)}$$

ตัวอย่าง (จากตาราง 4.3 หน้า 83)

$$W_i (0.481) \times W_d (192) = 92.4 \text{ mg.}$$

1.2 การคำนวณหาหน้าหนักสูญเสียรวมในการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีชนิดสามวัตถุด้วยล้อยาง (Rubber wheel abrasion test)

จาก

$$W_i \times W_d (3142) \text{ m} = \text{หน้าหนักสูญเสียรวม (mg)}$$

ตัวอย่าง (จากตาราง 4.7 หน้า 98)

$$W_i (0.164) \times W_d (3142) = 514.96 \text{ mg.}$$

4. การคำนวณหาความรุนแรงของการสึกหรอในชิ้นงาน

2.1 การคำนวณการสึกหรอในชิ้นงานแบบสองวัตถุ

คำนวณจาก

$$\text{Total wear loss/Total worn area}$$

* โดยพื้นที่การขัดสีในการทดสอบทั้งหมด 8 รอบ คือ $0.012 \times 192 \text{ m}^2$ หรือ 2.304 m^2

ตัวอย่าง (จากตาราง 4.11 หน้า 114)

$$(0.231 \times 192) / 2.304 = 19.2 \text{ m}^2$$

2.2 การคำนวณการสึกหรอในชิ้นงานแบบสามวัตถุ

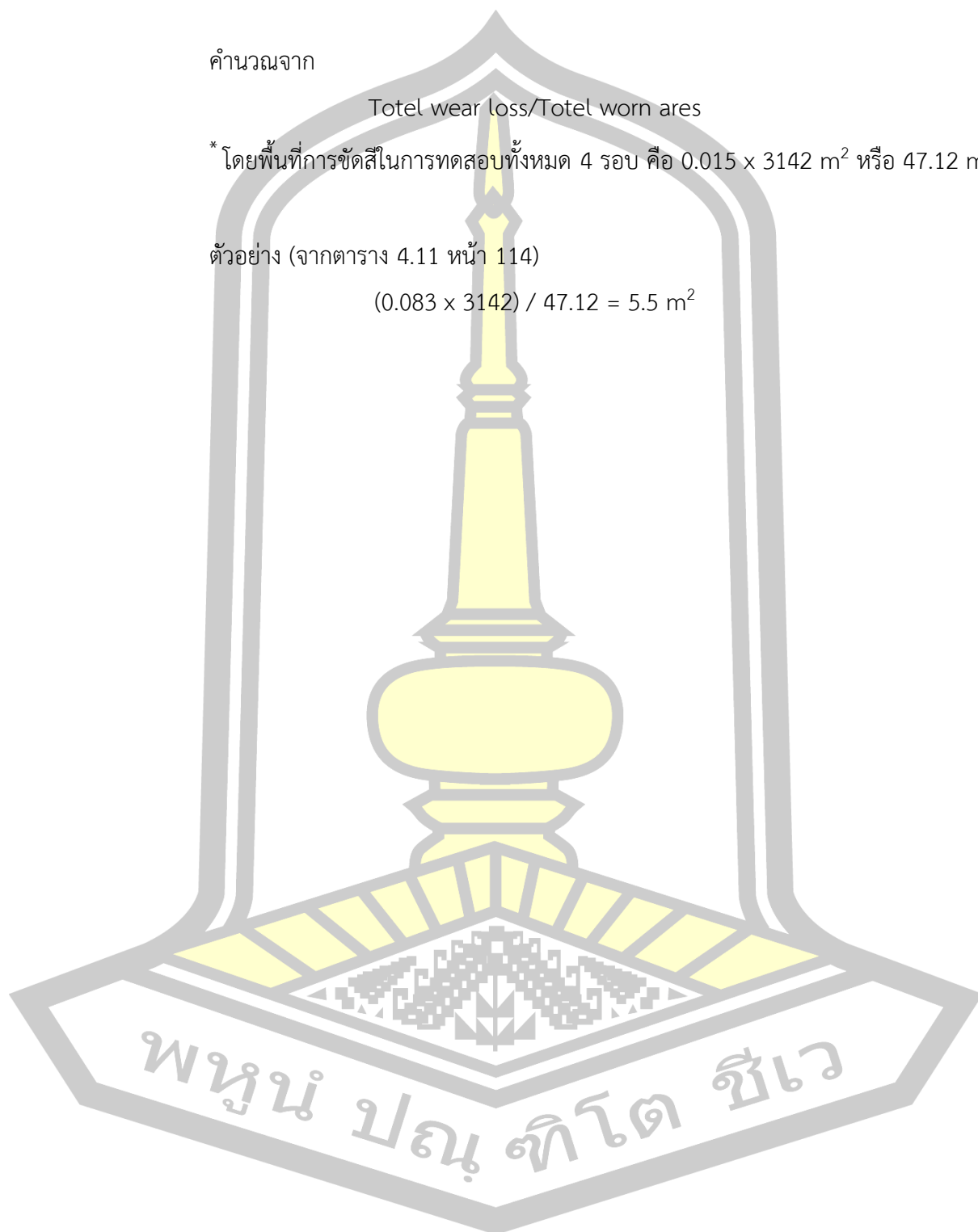
คำนวณจาก

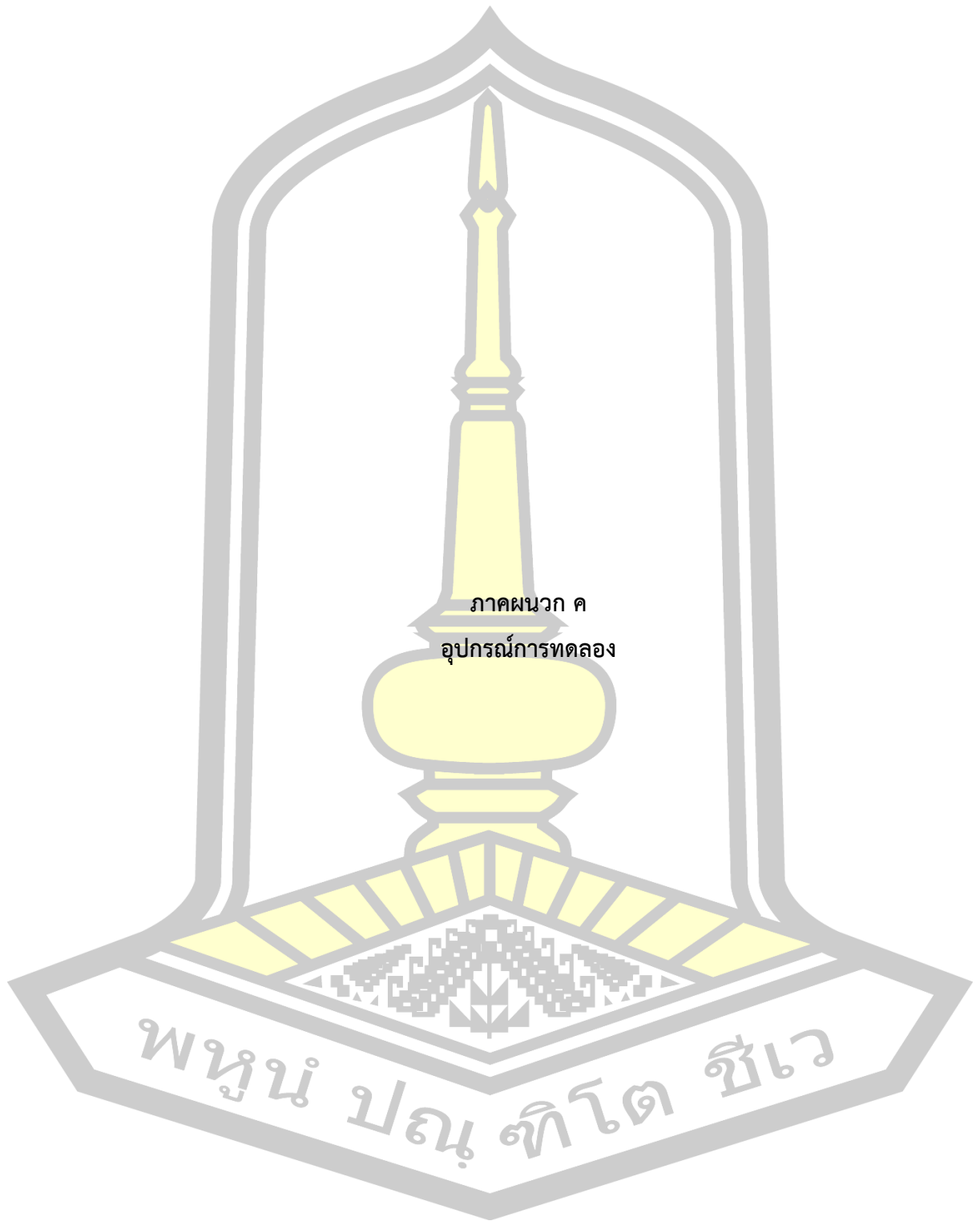
Total wear loss/Total worn area

* โดยพื้นที่การขัดสีในการทดสอบทั้งหมด 4 รอบ คือ $0.015 \times 3142 \text{ m}^2$ หรือ 47.12 m^2

ตัวอย่าง (จากตาราง 4.11 หน้า 114)

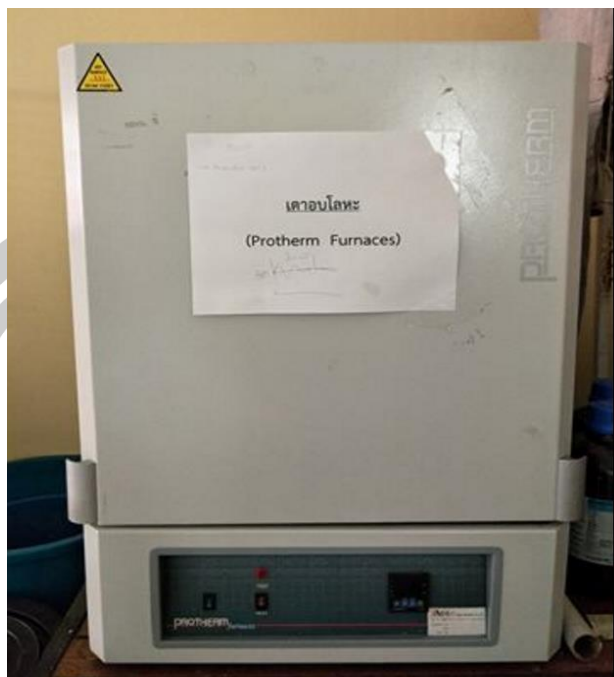
$$(0.083 \times 3142) / 47.12 = 5.5 \text{ m}^2$$





ภาคผนวก ค
อุปกรณ์การทดลอง

พหุ ประทีป ชัยเว



ภาพประกอบ ค.1 เตาเผา Carbulize



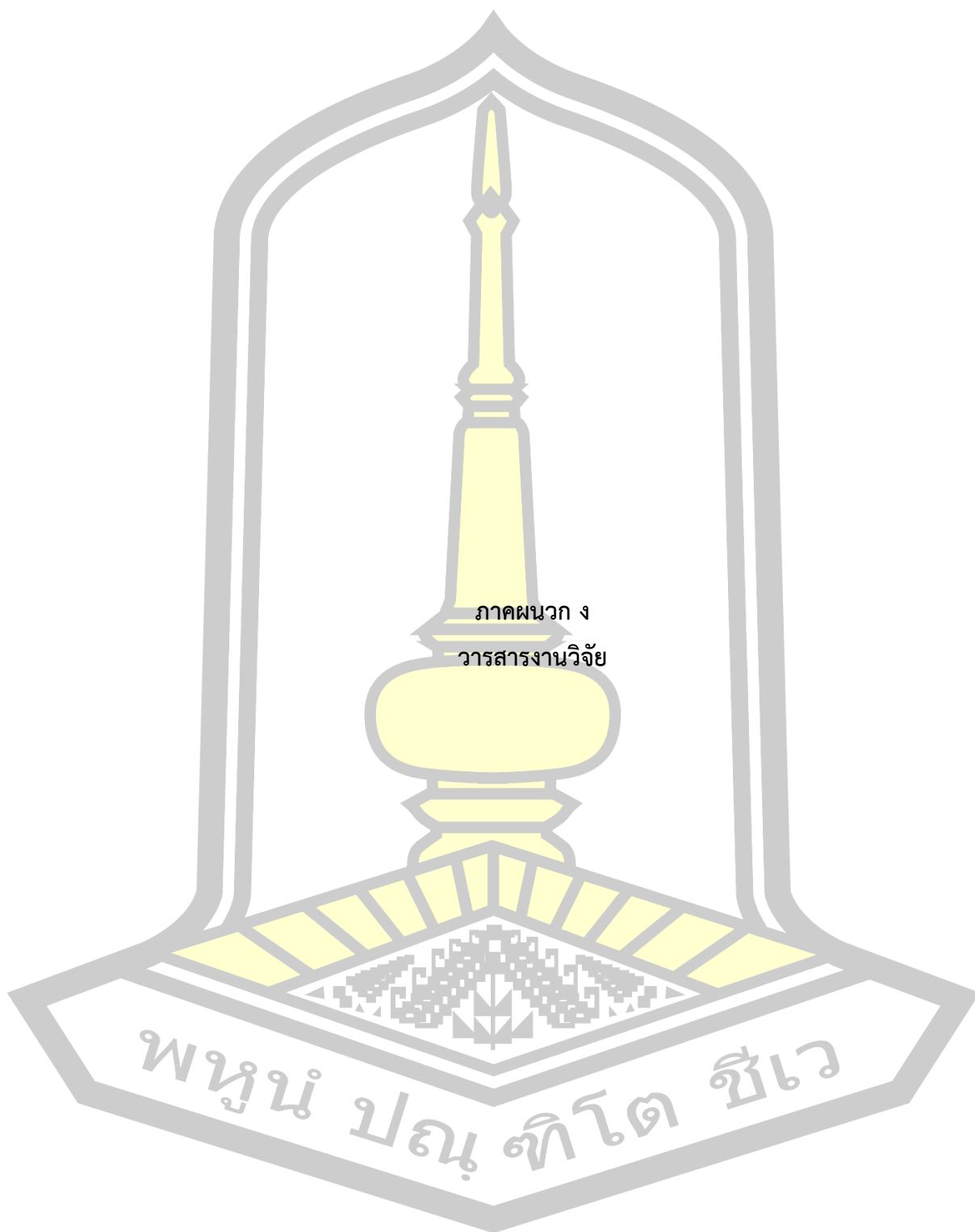
ภาพประกอบ ค.2 เครื่องทดสอบความแข็งแบบ Macro- Vickers



ภาพประกอบ ค.3 เครื่องทดสอบความแข็งแบบ Micro- Vickers



ภาพประกอบ ค.4 เครื่องขัด



ภาควิชา
วารสารงานวิจัย

พหุบัณฑิตวิทยาลัย

ผลของทั้งสแตนสมมูลต่อความแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด ที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน

Effect of Tungsten Equivalent on Hardness of Heat-treated Multi-alloyed White Cast Iron

ณัชลิดา โยธาธรณ์¹และ สูดสาคร อินธิเดช^{*2}
Natchalida Yothathorn¹and Sudsakorn Inthidech^{*2}

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาผลของทั้งสแตนสมมูล (W_{eq}) ต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดที่ผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อน ทำการเตรียมชิ้นงานเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีค่า W_{eq} เท่ากับ 5.0 ถึง 6.1 wt% ทำการชุบแข็งชิ้นงานที่อุณหภูมิ 1323 และ 1373K เย็นตัวโดยใช้ลมเป่า ทำการอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 673-873K พบว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในสภาพหล่อประกอบด้วย ออสเทนไนต์เดนไดรต์และโครงสร้างยูเทคติก โดยยูเทคติกคาร์ไบด์ที่พบในทุกชิ้นงานส่วนใหญ่เป็นชนิด MC และมีชนิด M_2C บางส่วน เนื้อพื้นในสภาพหล่อเป็นออสเทนไนต์ ในสภาพชุบแข็งพบว่าเนื้อพื้นของทุกชิ้นงานประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ลำดับที่สองและออสเทนไนต์เหลือค้าง ความแข็งในสภาพชุบแข็งลดลงเมื่อค่า W_{eq} เพิ่มขึ้น ความแข็งแบบไมโครแสดงพฤติกรรมเกี่ยวกับความแข็งแบบมาโครกราฟความแข็งในสภาพอบคืนตัวแสดงการแข็งขึ้นลำดับที่สองเนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ โดยระดับการแข็งขึ้นจะเพิ่มขึ้นตามปริมาณค่า W_{eq} และอุณหภูมิในการชุบแข็ง ค่าความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนตัว (H_{Tmax}) เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 773K ในทุกชิ้นงานทดสอบ ค่า H_{Tmax} ไม่เปลี่ยนแปลงแม้ว่าค่า W_{eq} เพิ่มขึ้น ค่าสูงสุดของ H_{Tmax} คือ 780 HV30 ได้รับในชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K

คำสำคัญ: เหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด, กรรมวิธีทางความร้อน, ความแข็ง, ผลของทั้งสแตนสมมูล

Abstract

In this work, the effect of tungsten equivalent (W_{eq}) on hardness of heat-treated multi-alloyed white cast iron was investigated. The specimens with 5.0 to 6.1 wt% W_{eq} were prepared. The specimens were austenitized at 1323 and 1373K and then quenched by forced air. The hardened specimens were tempered from 673 to 873K. It was found that the as-cast microstructure consisted of austenite dendrite and eutectic structure. The eutectic carbide was almost MC type with some M_2C type. The as-cast matrix was austenitic. The as-hardened matrix of each specimen was martensite, secondary carbides and some retained austenite. The hardness in as-hardened state

¹นิสิตปริญญาโท, ²รองศาสตราจารย์, ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล, คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม จังหวัดมหาสารคาม 44150, ¹Graduate student, ²Assoc. Prof., Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Mahasarakham University, Mahasarakham 44150, Thailand, ^{*2} Corresponding author, Email: sudsakorn.i@msu.ac.th

decreased progressively as the W_{eq} increased. The micro-hardness showed similar behavior to the macro-hardness. The tempered hardness curve showed a secondary hardening due to the precipitation of secondary carbides and the transformation of austenite to martensite. The degree of secondary hardening increased with an increase in W_{eq} value and austenitizing temperature. The maximum tempered hardness (H_{Tmax}) was obtained at 773K irrespective of W_{eq} and austenitizing temperature. The (H_{Tmax}) settled at the same value as the C_{bal} rose. The highest value of H_{Tmax} , 780 HV30, was obtained in the specimen hardened from 1373K austenitizing.

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

บทนำ

เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดเป็นเหล็กหล่อทนการสึกหรอสำหรับงานด้านการสึกหรอที่ใช้งานในปัจจุบันโดยได้ถูกพัฒนาขึ้นมาใหม่ในช่วงระยะเวลา 30 ปีที่ผ่านมา¹ มีจุดประสงค์เพื่อใช้ผลิตเป็นลูกกรีดทดแทนเหล็กโครเมียมสูงในอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้าเนื่องจากมีสมบัติทางกลและทนต่อการสึกหรอดีกว่า^{1,2} ในปัจจุบันมีการนำไปใช้ทำเป็นชิ้นส่วนของเครื่องจักรกลในอุตสาหกรรมซีเมนต์ทดแทนที่ผลิตจากเหล็กหล่อโครเมียมสูงหรือเหล็กหล่อไนฮาร์ด (Ni-hard cast iron) และยังใช้เป็นชิ้นส่วนทนการสึกหรอในอุปกรณ์อื่นๆ ที่เกี่ยวข้องกับงานด้านการขุดสี^{1,2}

เหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดมีส่วนผสมที่เป็นธาตุที่ฟอร์มาคาร์ไบด์ได้หลายชนิด เช่น โครเมียม (Cr) วาเนเดียม (V) โมลิบดีนัม (Mo) และทังสเตน (W) โดยมีปริมาณคาร์บอน (C) ในปริมาณร้อยละ 1.5-3.0 โดยน้ำหนัก (จากนี้ไปแทนด้วย %) ซึ่งสูงกว่าเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูงเพื่อให้มีคาร์ไบด์เพียงพอสำหรับงานด้านการสึกหรอแบบขุดสี¹⁻³ ในบางกรณีจะเติมโคบอล (Co) เพื่อรักษาความแข็งและทนต่อการใช้งานที่อุณหภูมิสูง¹ ธาตุแต่ละชนิดที่ฟอร์มาคาร์ไบด์จะทำให้เกิดคาร์ไบด์เชิงซ้อนที่มีความแข็งสูงในระหว่างการแข็งตัว ซึ่งคาร์ไบด์เหล่านี้มีความแข็งสูงกว่าคาร์ไบด์ในเหล็กกล้าหรือในเหล็กหล่อโครเมียมสูง^{3,4}

จากข้อมูลการใช้งานพบว่าลูกกรีดที่ผลิตจากเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมีความสามารถในการคงสภาพผิวเรียบได้สูง ไม่สึกหรอง่ายและที่สำคัญคือมีความต้านทานการสึกหรอและสมบัติทางกลสูงกว่าเหล็กหล่อทนการสึกหรอชนิดอื่น¹

ความต้านทานต่อการสึกหรอแบบขุดสีและสมบัติทางกลของเหล็กขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดที่เหมาะสมกับการใช้งานจะได้รับเมื่อผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่เหมาะสมเท่านั้น⁵ ซึ่งกรรมวิธีทางความร้อนจะคล้ายกับเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูงหรือเหล็กหล่อโครเมียมสูง ได้แก่ การชุบแข็ง และอบคืนตัว

การชุบแข็งจะใช้อุณหภูมิในช่วง 1273-1373K และทำการอบคืนตัวในช่วงอุณหภูมิ 673-873K⁵ ซึ่งจะปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของเนื้อพื้นให้เหมาะสมกับการใช้งาน นอกจากนี้เหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดมีปริมาณคาร์ไบด์น้อยกว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงคือ 15-20% โดยปริมาตร² ทำให้มีความแกร่งสูง

เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมีส่วนผสมที่เป็นธาตุที่ฟอร์มาคาร์ไบด์หลายชนิด โดยเฉพาะ Mo และ W ซึ่งจัดอยู่ในกลุ่มธาตุที่สามารถฟอร์มาคาร์ไบด์ได้แรง โดยเกิดเป็นคาร์ไบด์ประเภท M_2C ที่มีความแข็งสูงในระหว่างการแข็งตัว³ Mo และ W ส่วนที่เหลือจะละลายในเนื้อพื้นซึ่งส่งผลต่อการเปลี่ยนเฟสในระหว่างกรรมวิธีทางความร้อน เนื่องจากธาตุทั้งสองชนิดมีผลต่อสมบัติของเหล็กหล่อคล้ายกัน⁴ ดังนั้นตัวแปรที่จะ

ใช้วิเคราะห์ผลของธาตุทั้งสองชนิดจึงอยู่ในรูปของค่าทั้งสเทนสมมูล (W_{eq})^{1,3} โดยมีสมการ คือ

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

งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับกระบวนการแข็งตัว³ และกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดได้มีการศึกษาแล้ว⁶⁻¹⁴ แต่ผลของ W_{eq} ต่อความแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดยังไม่มีรายงาน ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงจะศึกษาผลของ W_{eq} ต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งในระหว่างการทำการกรรมวิธีทางความร้อน ได้แก่ การชุบแข็งและอบคืนตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีค่า W_{eq} ในช่วง 5.0-6.1% ซึ่งเป็นส่วนผสมสำหรับใช้ผลิตลูกกรัดในอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้า

กระบวนการทดลอง

การเตรียมชิ้นงานทดลอง

ชิ้นงานทดลองได้ถูกเตรียมโดยใช้แบบหล่อทราย ที่มีช่องว่างของแบบหล่อเป็นรูปทรงกระบอกขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 25 มม ยาว 65 มม และมีไรเซอร์ที่เพียงพอสำหรับขัดเซยกการหดตัว ทำการหลอมวัสดุดิบที่ประกอบด้วยเหล็กดิบ เศษเหล็กและโลหะผสมที่อุณหภูมิ 1853K โดยใช้เตาเหนี่ยวนำไฟฟ้าในแบบหล่อที่อุณหภูมิ 1773-1793K ผิวหน้าของไรเซอร์ถูกคลุมด้วยผงคายความร้อน (Exothermic powder) ทันทีเพื่อรักษาอุณหภูมิในโลหะบริเวณไรเซอร์และให้เกิดการแข็งตัวในทิศทางเดียว ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานทดลองดัง Table 1 ชิ้นงานถูกตัดให้มี ความหนา 7 มม ด้วยวิธีการตัดลวด (Wire-cutting EDM)

Table 1 Chemical composition of specimens.

	Alloy (wt%)					
	C	Cr	Mo	W	V	W_{eq}
No.1	1.95	3.05	1.96	1.07	4.95	4.99
No.2	2.00	3.31	2.29	1.02	4.97	5.60
No.3	2.02	3.04	2.54	1.02	5.04	6.10

*Si=0.50-0.59%, Mn=0.48-0.55%, S and P < 0.01%

กรรมวิธีทางความร้อน

ขั้นตอนการทำการกรรมวิธีทางความร้อนแสดงดัง Table 2 ผิวชิ้นงานถูกเคลือบด้วยสารป้องกันการเกิดออกซิเดชัน ทำการอบอ่อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 1273K เป็นเวลา 18 ks ชิ้นงานอบอ่อนถูกชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1323 และ 1373K เป็นเวลา 3.6 ks และเย็นตัวโดยใช้พัดลมเป่า ชิ้นงานชุบแข็งถูกอบคืนตัวที่ 673 - 873K ทุก ๆ 50K เป็นเวลา 12 ks และเย็นตัวในอากาศ

Table 2 Heat treatment conditions.

Heat treatment	Annealing	Hardening	Tempering
Temperature	1273K	1323,1373K	673-873K
Holding	18 ks	3.6 ks	12 ks
Cooling	Furnace cooling	Forced air cooling	Air cooling

การทดสอบความแข็งและโครงสร้างจุลภาค

ผิวชิ้นงานถูกเตรียมโดยการขัดหยาบด้วยกระดาษทรายและขัดละเอียดด้วยผงอะลูมินา ทดสอบความแข็งของชิ้นงานแบบมาโครโดยใช้เครื่องวิกเกอร์ส (Vickers hardness tester) ด้วยน้ำหนักกดทดสอบ 30 กิโลกรัมและความแข็งแบบไมโครโดยใช้เครื่องมือไมโครวิกเกอร์ส (Micro-Vickers hardness tester) ด้วยน้ำหนักกดทดสอบ 0.1 กิโลกรัม ทดสอบความแข็งอย่างละเอียดและหาค่าเฉลี่ย ผิวชิ้นงานถูกกัดด้วยน้ำยา Groesbeck และน้ำยา Villella ทดสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบกวาด (Scanning Electron Microscope)

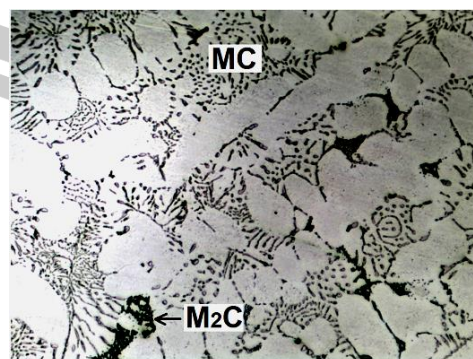
ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผล

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบ

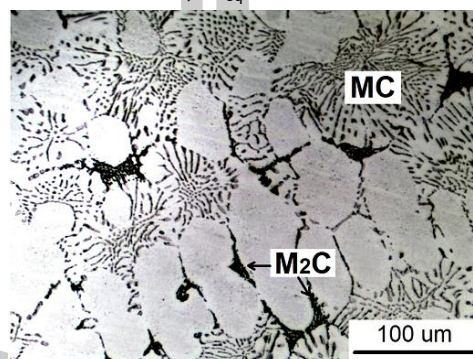
ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของชิ้นงานที่ 2 (5.6%W_{eq}) และ ชิ้นงานที่ 3 (6.1%W_{eq}) โดยใช้น้ำยา Groesbeck แสดงดัง Figure 1 โครงสร้างจุลภาคของทุกชิ้นงานประกอบด้วยออสเทนไนต์เดนไดรต์และโครงสร้างยูเทคติก (γ +คาร์ไบด์) คาร์ไบด์ยูเทคติกในทุกชิ้นงานเป็นชนิด MC (สีเทา) โดยส่วนมากและมีคาร์ไบด์ชนิด M₂C (สีดำ) บางส่วน ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Wu และคณะ³ คาร์ไบด์ชนิด MC จะมีลักษณะเป็นก้อนกลมหรือแผ่นส่วนชนิด M₂C จะมีลักษณะเป็นกลุ่ม เนื้อพื้นของทุกชิ้นงานประกอบด้วยออสเทนไนต์เป็นส่วนใหญ่ เนื่องจาก Mo และ Cr จะช่วยป้องกันการเกิดเฟิร์ลไลต์ได้อย่างมีประสิทธิภาพ อย่างไรก็ตามมีความเป็นไปได้ที่จะพบมาร์เทนไซต์ในบริเวณที่ติดกับคาร์ไบด์ยูเทคติก เนื่องจากคาร์บอนในบริเวณนี้ถูกใช้ในการฟอร์มคาร์ไบด์ ทำให้อุณหภูมิการเกิดมาร์เทนไซต์ (Ms temperature) สูงขึ้น

ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคในสภาพชุบแข็งของชิ้นงานหมายเลข 1 (4.99%W_{eq}) และชิ้นงานหมายเลข 3 (6.10%W_{eq}) แสดงดัง Figure 2 โดยใช้น้ำยา Villella พบว่าเนื้อพื้นของทุกชิ้นงานประกอบด้วย มาร์เทนไซต์(M) คาร์ไบด์ลำดับที่สอง (Sc) และออสเทนไนต์เหลือค้าง (γ) ซึ่งแตกต่างจากในสภาพหล่อที่ส่วนใหญ่เป็นออสเทนไนต์ เนื่องจากออสเทนไนต์ในสภาพหล่อขาดเสถียรภาพในระหว่างการชุบแข็งจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สอง ส่งผลให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้นในระหว่างการเย็นตัว ในชิ้นงานที่มี %W_{eq} สูงจะมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างมากกว่าชิ้นงานที่มี %W_{eq} ต่ำ เนื่องจากการเพิ่มค่า W_{eq} จะทำให้อุณหภูมิ Ms ลดลงเพราะมี Mo ละลายในออสเทนไนต์เพิ่มขึ้น ทำให้มีออสเทนไนต์เหลือค้างหลังการ

ชุบแข็งมากขึ้น นอกจากนี้การเพิ่มอุณหภูมิในการชุบแข็งจะทำให้มีปริมาณออสเทนไนต์

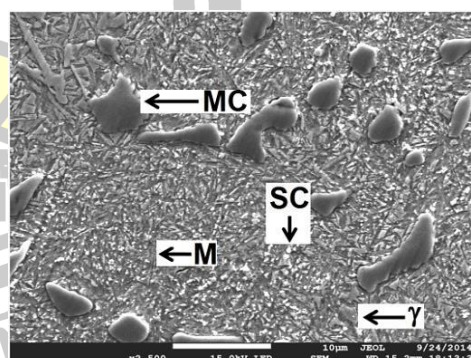


a) W_{eq} = 5.6%

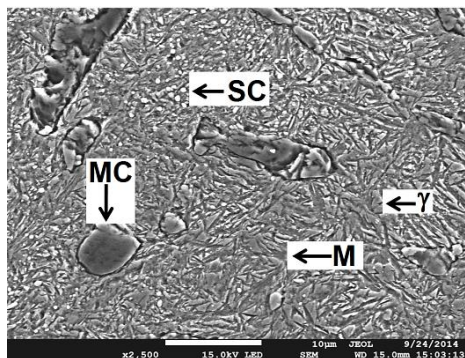


b) W_{eq} = 6.1%

Figure 1 As-cast microstructure of specimens with 5.6% and 6.1%W_{eq}.



a) W_{eq} = 4.99%



b) $W_{eq} = 6.1\%$

Figure 2 Microstructure of specimens with 4.99% and 6.1% W_{eq} in as-hardened state. (Austenitizing : 1373K)

มากขึ้นเช่นกัน เนื่องจากที่อุณหภูมิสูงจะทำให้ธาตุผสมต่างๆ เช่น C Cr และ Mo ละลายในออสเทนไนต์ได้มากขึ้น โดยธาตุเหล่านี้จะช่วยทำให้ออสเทนไนต์มีเสถียรภาพสูงและในขณะที่เดียวกันจะลดอุณหภูมิ Ms ลง

ผลของ W_{eq} ต่อความแข็งในสภาพชุบแข็ง

เนื่องจาก Mo และ W มีบทบาทคล้ายกัน ดังที่กล่าวไว้ข้างต้น ดังนั้นเพื่ออธิบายผลของธาตุผสมทั้งสองชนิดต่อความแข็งจึงจะอธิบายในรูปแบบของค่า W_{eq} ที่คำนวณจากสมการที่ (1) ผลของค่า W_{eq} ต่อความแข็งแสดงดัง Figure 3 พบว่าความแข็งแบบมาโครของชิ้นงานลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า W_{eq} เพิ่มขึ้น ความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K จะสูงกว่าชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K ความแข็งแบบไมโครจะแสดงพฤติกรรมเดียวกับความแข็งแบบมาโคร โดยความแข็งแบบไมโครจะต่ำกว่าความแข็งแบบมาโคร เนื่องจากความแข็งแบบไมโครเป็นความแข็งเฉพาะเนื้อพื้น ส่วนความแข็งแบบมาโครเป็นความแข็งรวมของเนื้อพื้นและคาร์ไบด์ยูเทคติก การเพิ่มค่า W_{eq} และอุณหภูมิชุบแข็งจะทำให้ความแข็งลดลง เนื่องจากมี Mo และ C ละลายในออสเทนไนต์มากขึ้นจึงส่งผลให้มีออสเท

ไนต์เหลือค้างหลังการชุบแข็งมากและมีมาร์เทนไซต์น้อยลง

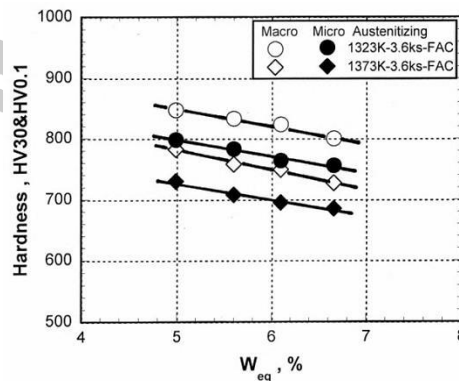


Figure 3 Effect of tungsten equivalent (w_{eq}) on hardness in as-hardened state.

ผลของ W_{eq} ต่อความแข็งในสภาพอบคืนตัว

การอบคืนตัวจะมีผลต่อสมบัติของยูเทคติกคาร์ไบด์น้อยมากเนื่องจากมีอุณหภูมิต่ำ แต่จะมีผลอย่างมากต่อการเปลี่ยนแปลงเฟสของเนื้อพื้น ในระหว่างอบคืนตัวจะเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในออสเทนไนต์เหลือค้างจากการชุบแข็งทำให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพและเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ที่ระหว่างการเย็นตัว ในขณะที่เดียวกันมาร์เทนไซต์ที่เกิดขึ้นในขั้นตอนการชุบแข็งจะถูกอบคืนตัวและมีความแข็งลดลง

ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและอุณหภูมิในการอบคืนตัวของทุกชิ้นงานแสดงดัง Figure 4 โดยได้ใส่ค่าความแข็งในสภาพชุบแข็งเพื่อการเปรียบเทียบ พบว่าความแข็งในสภาพอบคืนตัวจะลดลงจากสภาพชุบแข็งอย่างมากเมื่ออบคืนตัวที่ 673K จากนั้นความแข็งจะเพิ่มขึ้นจนถึงจุดสูงสุด (H_{Tmax}) ที่อุณหภูมิ 773K ในทุกชิ้นงาน ความแข็งลดลงอีกครั้งเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัวสูงกว่า 773K ซึ่งเรียกพฤติกรรมของความแข็งแบบนี้ว่าการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Secondary hardening)

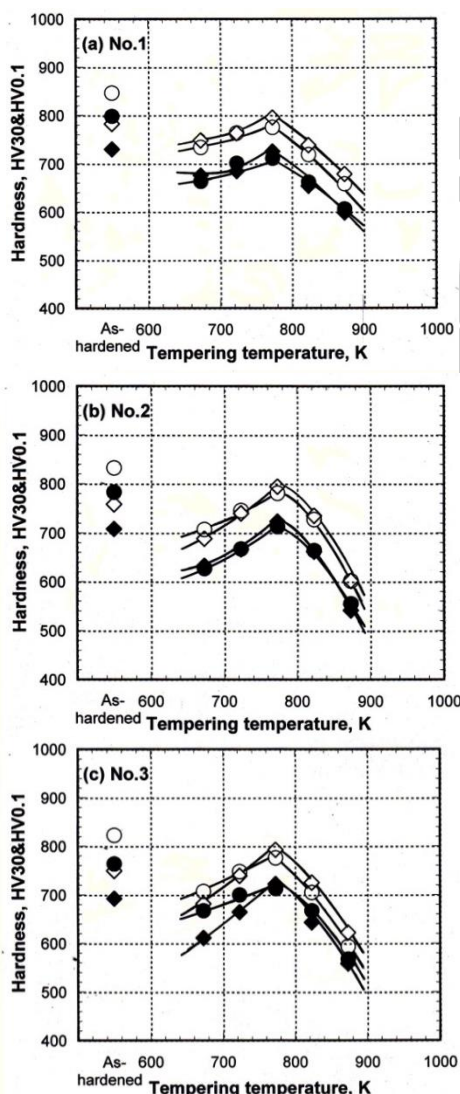


Figure 4 Relationship between hardness and tempering temperature of specimens.

ความแข็งลดลงอย่างมากจากสภาพชุบแข็งเมื่ออบคืนตัวที่อุณหภูมิต่ำเนื่องจากมาร์เทนไซต์ในสภาพชุบแข็งถูกอบคืนตัว ทำให้สูญเสียความแข็ง เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัวทำให้เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในออสเทนไนต์มากขึ้น ทำส่งผลให้ออสเทนไนต์เหลือค้างขาดเสถียรภาพและเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้เพิ่มขึ้น จนกระทั่งถึงอุณหภูมิการอบคืนตัวที่ค่า H_{Tmax} ในขณะเดียวกันที่อุณหภูมิ H_{Tmax} นี้จะเกิดคาร์ไบด์ชนิดพิเศษ คือ Mo_2C หรือ VC ที่มีความแข็งสูงในมาร์เทนไซต์จากปฏิกิริยาคาร์ไบด์

(Carbide reaction)^{6,7,9-11} ทำให้ความแข็งโดยรวมสูงขึ้น ความแข็งลดลงเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัว

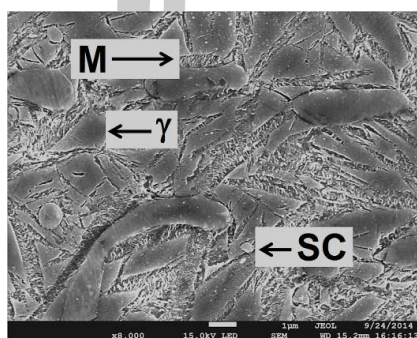
สูงกว่า H_{Tmax} เกิดจากเกิดการรวมตัวกันของคาร์ไบด์ลำดับที่สองเป็นก้อนขนาดใหญ่และมีจำนวนลดลง โดยออสเทนไนต์จะเปลี่ยนเฟสเป็นเฟอร์ไรต์หรือเฟิร์ลไลต์ในขณะเดียวกันมาร์เทนไซต์ในขั้นตอนการชุบแข็งจะเกิดการอบคืนตัวเกิน (Over-tempering)

ระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองหาจากความแตกต่างของความแข็งที่จุด H_{Tmax} และจุดเริ่มเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สอง โดยระดับการแข็งขึ้นจะเพิ่มขึ้นตามประมาณ W_{eq} และอุณหภูมิชุบแข็ง เนื่องจากการเพิ่มค่า W_{eq} และอุณหภูมิชุบแข็งทำให้มีออสเทนไนต์เหลือค้างมากหลังการชุบแข็ง โดยออสเทนไนต์เหลือค้างจะส่งเสริมการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองได้อย่างมาก⁹⁻¹¹ ค่า H_{Tmax} ที่ได้รับในชิ้นงานที่ 1 (4.99% W_{eq}) คือ 786HV30 และ 703HV0.1 ในชิ้นงานที่ 2 (5.60% W_{eq}) คือ 786HV30 และ 704 HV0.1 และในชิ้นงานที่ 3 (6.10% W_{eq}) คือ 789HV30 และ 706HV0.1

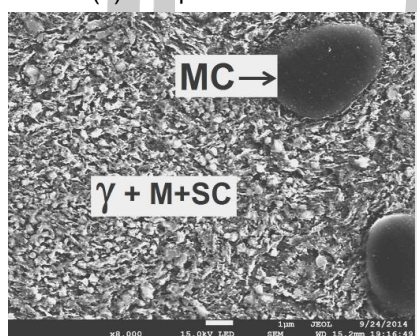
เพื่อยืนยันผลการทดลองข้างต้นจึงได้ทดสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหมายเลข 3 (6.10% W_{eq}) ที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1373K และอบคืนตัวที่ 673 และ 773K ดังแสดงใน Figure 5 พบว่าเนื้อพื้นของชิ้นงานที่ผ่านการอบคืนตัวที่ 673K ประกอบด้วยออสเทนไนต์เหลือค้างและมาร์เทนไซต์ที่ถูกอบคืนตัว โดยมีคาร์ไบด์ลำดับที่สองเพียงเล็กน้อย ส่วนชิ้นงานที่ผ่านการอบคืนตัวที่ 773K เนื้อพื้นประกอบด้วยมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สอง โดยมีออสเทนไนต์เหลือค้างบางส่วนซึ่งสอดคล้องกับผลการทดสอบความแข็งใน Figure 3

ผลของค่า W_{eq} ต่อค่า H_{Tmax} แสดงดัง Figure 6พบว่าค่า H_{Tmax} มีค่าคงที่แม้ว่าค่า W_{eq} เพิ่มขึ้น ซึ่งสามารถอธิบายได้ว่าเกิดจากการที่มีออสเทนไนต์ในสภาพชุบแข็งสูงเกินไป แม้ว่า Mo

จะส่งเสริมการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองได้ดี แต่
ก็ทำให้ออสเทนไนต์เหลือค้างมีความเสถียรภาพสูง
เมื่อทำการอบคืนตัวจึงมี ออสเทนไนต์เหลือค้าง
มาก ทำให้ความแข็งสูงสุดที่ได้รับต่ำ แม้ว่าการ
เพิ่มอุณหภูมิการอบคืนตัวสูงกว่าอุณหภูมิ H_{Tmax}
จะทำให้ ออสเทนไนต์เปลี่ยนเฟสได้มากขึ้นแต่กลับ
ทำให้ความแข็งของชิ้นงานลดลงเพราะทำให้ออส
เทนไนต์เปลี่ยนเฟสเป็นเฟิร์ลไลต์หรือเฟอร์ไรต์



(a) Tempered at 673K



(b) Tempered at 773K

Figure 5 SEM microphotographs of specimen with 6.1%W_{eq} hardened from 1373K austenitizing and tempered at 673 (a) and 773K (b).

เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิชุบแข็งพบว่า
ชิ้นงานที่ผ่านการอบชุบที่อุณหภูมิสูงจะมีค่า
 H_{Tmax} สูงกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิต่ำเล็กน้อย
ซึ่งอธิบายได้ว่าเกิดจากการที่มีปริมาณธาตุผสม
ของ C และ Mo ในออสเทนไนต์มากขึ้น เนื่องจาก
C และ Mo จะเป็นธาตุที่ส่งเสริมการเกิดการ

แข็งขึ้นลำดับที่สองได้ดี ดังนั้นจึงทำให้ความแข็ง
สูงสุดเพิ่มสูงขึ้นเล็กน้อย

จากผลการทดลองทั้งหมดจึงกล่าวได้ว่า
การที่เหล็กหล่อมีออสเทนไนต์เหลือค้างมากเกินไป
ในสภาพชุบแข็งจะส่งผลให้ความแข็งหลังการอบ
คืนตัวต่ำ เนื่องจากยังคงมีปริมาณมีออสเทนไนต์
เหลือค้างสูงแม้ในชิ้นงาน H_{Tmax} ดังนั้นงานวิจัยที่
เกี่ยวข้องกับการออกแบบส่วนผสมทางเคมีเพื่อให้
มีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างในสภาพชุบแข็งต่ำ
จึงจำเป็นต้องมีการศึกษาต่อไป

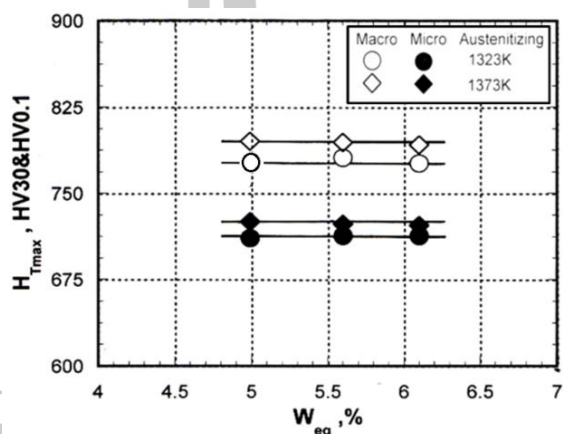


Figure 6 Effect of tungsten equivalent (w_{eq}) on maximum tempered hardness (H_{Tmax}).

จากผลการทดลองทั้งหมดจึงกล่าวได้ว่า
การที่เหล็กหล่อมีออสเทนไนต์เหลือค้างมากเกินไป
ในสภาพชุบแข็งจะส่งผลให้ความแข็งหลังการอบ
คืนตัวต่ำ เนื่องจากยังคงมีปริมาณมีออสเทนไนต์
เหลือค้างสูงแม้ในชิ้นงาน H_{Tmax} ดังนั้นงานวิจัยที่
เกี่ยวข้องกับการออกแบบส่วนผสมทางเคมีเพื่อให้
มีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างในสภาพชุบแข็งต่ำ
จึงจำเป็นต้องมีการศึกษาต่อไป

สรุปผลการทดลอง

ได้ศึกษาผลของทั้งสแตนสมมูล (W_{eq})
ในช่วง 5.0% ถึง 6.1% ต่อพฤติกรรมของความ
แข็งในระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อนของ
เหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด ได้ทำการ
ชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1323 และ 1373K ทำการอบ

คืนตัวที่ 673–873K ผลการทดลองสามารถสรุปได้ดังนี้

ผลของ W_{eq} ต่อโครงสร้างจุลภาค

1. โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อของทุกชิ้นงานประกอบด้วยออสเทนไนต์เดนไนท์และโครงสร้างยูเทคติก โดยคาร์ไบด์ยูเทคติกเป็นชนิด MC เป็นส่วนใหญ่และมี M_2C เล็กน้อย
 2. เนื้อพื้นในสภาพหล่อประกอบด้วยออสเทนไนท์เหลือค้างเป็นส่วนใหญ่และมีมาร์เทนไซต์เล็กน้อย
 3. เนื้อพื้นในสภาพชุบแข็งประกอบด้วยมาร์เทนไซต์คาร์ไบด์ลำดับที่สองและออสเทนไนท์เหลือค้าง
- บางส่วน โดยปริมาณออสเทนไนท์เหลือค้างเพิ่มขึ้นตามค่า W_{eq} และอุณหภูมิในการชุบแข็ง

ผลของ W_{eq} ต่อความแข็ง

1. ความแข็งในสภาพชุบแข็งลดลงเมื่อค่า W_{eq} เพิ่มขึ้น โดยความแข็งแบบไมโครแสดงพฤติกรรมเดียวกันกับความแข็งแบบมาโคร
2. กราฟความแข็งในสภาพอบคืนตัวแสดงการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Secondary hardening) จากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ ระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองเพิ่มขึ้นตามค่า W_{eq} และอุณหภูมิชุบแข็ง
3. ค่าความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนตัว (H_{Tmax}) เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 773K ในทุกชิ้นงาน โดยค่า H_{Tmax} สูงสุดประมาณ 780 HV30 ได้รับในชิ้นงานผ่านการชุบแข็งที่ 1373K
4. ค่า H_{Tmax} ไม่เปลี่ยนแปลงแม้ว่าค่า W_{eq} เพิ่มขึ้น ชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิสูงจะมีค่า H_{Tmax} สูงกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิต่ำเล็กน้อย

กิตติกรรมประกาศ

คณะผู้วิจัยขอขอบคุณ Professor Dr. Yasuhiro Matsubara, Professor Dr. Kaoru Yamamoto แห่ง National Institute of Technology-Kurume College ประเทศญี่ปุ่น และคณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม สำหรับอุปกรณ์และเครื่องมือในการทำวิจัยในครั้งนี้

เอกสารอ้างอิง

- [1] HASHIMOTO, M., Development of multi-component cast iron roll and rolling technology in steel rolling, Proceedings of the International Conference ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRONS FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, UNIVERSITY OF TRENTO, Italy, (2008): 1-23.
- [2] H.-Q. Wu, N. Sasaguri, Y. Matsubara, and M. Hashimoto, "Solidification of Multi-Alloyed White Cast Iron: Type and Morphology of Carbides," AFS Transactions, vol. 140, pp. 103-108, 1996.
- [3] M. Boccalini Jr., "Overview : High speed steels for hot rolling mill rolls," Abrasion Wear Resistant Alloyed White Cast Iron for Rolling and Pulverizing Mills, pp. 123-142, 2011.
- [4] G. Laird, R. Gundlach, and K. Rohrig, Abrasion-Resistance Cast Iron Handbook. USA: American Foundry Society, 2000.
- [5] O. Kubo, M. Hashimoto, and Y. Matsubara, "Influence of microstructure on wear resistance and crack propagation characteristics required for white iron rolling mill rolls," Proceedings of The Science of Casting and Solidifications,

- 2001.
- [6] J. Opapaiboon, P. Sricharoenchai, S. Inthidech, and Y. Matsubara, "Effect of Carbon Content on Heat Treatment Behavior of Multi-Alloyed White Cast Iron for Abrasive Wear Resistance," MATERIALS TRANSACTIONS, vol. 56, no. 5, pp. 720-725, 2015.
- [7] W. Khanitnantharak, M. Hashimoto, K. Shimizu, K. Yamamoto, N. Sasaguri, and Y. Matsubara, "Effects of Carbon and Heat Treatment on the Hardness and Austenite Content of a Multi-Component White Cast Iron," AFS Transactions, vol. 117, pp. 435-444, 2009.
- [8] Y. Yokomizo, N. Sasaguri, K. Nanjo, and Y. Matsubara, "Relationship between Continuous Cooling Transformation Behavior and Chromium Content of Multi-component White Cast Iron," Journal of Japan Foundry Engineering Society, vol. 74, no. 11, pp. 691-698, 2002.
- [9] S. Inthidech, P. Sricharoenchai, N. Sasaguri and Y. Matsubara, Effect of Carbon balance on Heat Treatment Behavior of Semi-multi-alloyed white cast iron for rolls produced by centrifugal casting, The 6th International conference on abrasion wear resistant alloyed white cast iron for rolling and pulverizing mills, Osaka, Japan, August 25-28, 2017, P. 35-44
- [10] K. Yamamoto, N. Sasaguri and Y. Matsubara, Influence of microstructure on abrasive wear characteristic of multi-component white cast iron, The 6th International conference on abrasion wear resistant alloyed white cast iron for rolling and pulverizing mills, Osaka, Japan, August 25-28, 2017, P. 45-54
- [11] J. Opapaiboon, S. Inthidech, K. Yamamoto, N. Sasaguri and Y. Matsubara, Effect of chromium content on heat treatment behavior of multi-alloyed white cast iron for abrasive wear resistance, The 6th International conference on abrasion wear resistant alloyed white cast iron for rolling and pulverizing mills, Osaka, Japan, August 25-28, 2017, P. 55-64
- [12] R. Seeladlao, S. Inthidech, and K. Sriprateep, "Effect of Alloying Elements on hardness during Heat Treatment of multi-alloyed white Cast Iron," The 10th Science Research Conference, May 24-26, 2014, pp. 211-217
- [13] P. Khoatepome, and S. Inthidech, "Effects of Molybdenum on Hardness of multi-alloyed white Cast Iron following Heat Treatment, Journal of Science and Technology Mahasarakham University "vol. 36, no.6, pp. 734-739, 2017.
- [14] P. Sinphakdee, and S. Inthidech, "Effects of the Carbon Balance on Hardness during Heat Treatment of multi-alloyed white Cast Iron," The 13th Mahasarakham University Research Conference September 7-8, 2017, P. 130-137

ประวัติผู้เขียน

ชื่อ	นางสาวณัชชลิดา โยธาธรรม์
วันเกิด	วันที่ 10 มกราคม พ.ศ. 2538
สถานที่เกิด	โรงพยาบาลศรีนครินทร์ อำเภอเมือง จังหวัดขอนแก่น
สถานที่อยู่ปัจจุบัน	บ้านเลขที่ 19 หมู่ 12 ตำบลดอนเงิน อำเภอเชียงยืน จังหวัดมหาสารคาม รหัสไปรษณีย์ 44160
ประวัติการศึกษา	พ.ศ. 2556 มัธยมศึกษาตอนปลาย โรงเรียนเชียงยืนพิทยาคม อำเภอเชียงยืน จังหวัดมหาสารคาม พ.ศ. 2560 ปริญญาวิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วศ.บ.) สาขาวิชาวิศวกรรมการผลิต มหาวิทยาลัยมหาสารคาม พ.ศ. 2563 ปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต (วศ.ม.) สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล มหาวิทยาลัยมหาสารคาม
ผลงานวิจัย	ณัชชลิดา โยธาธรรม์ และสุตสาคร อินธิเดช. (2561). ผลของทั้งสदनสมมูล ต่อความแข็งแรงของเหล็กหล่อชาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่ผ่านกรรมวิธีทาง ความร้อน. วารสารวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยมหาสารคาม, p227-235

พูนุ่ ปณุ่ ทิโต ชีเว