



ผลของทั้งสदनสมมูลต่อความแข็งและออสเพไนต์เหลือค้างของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิด

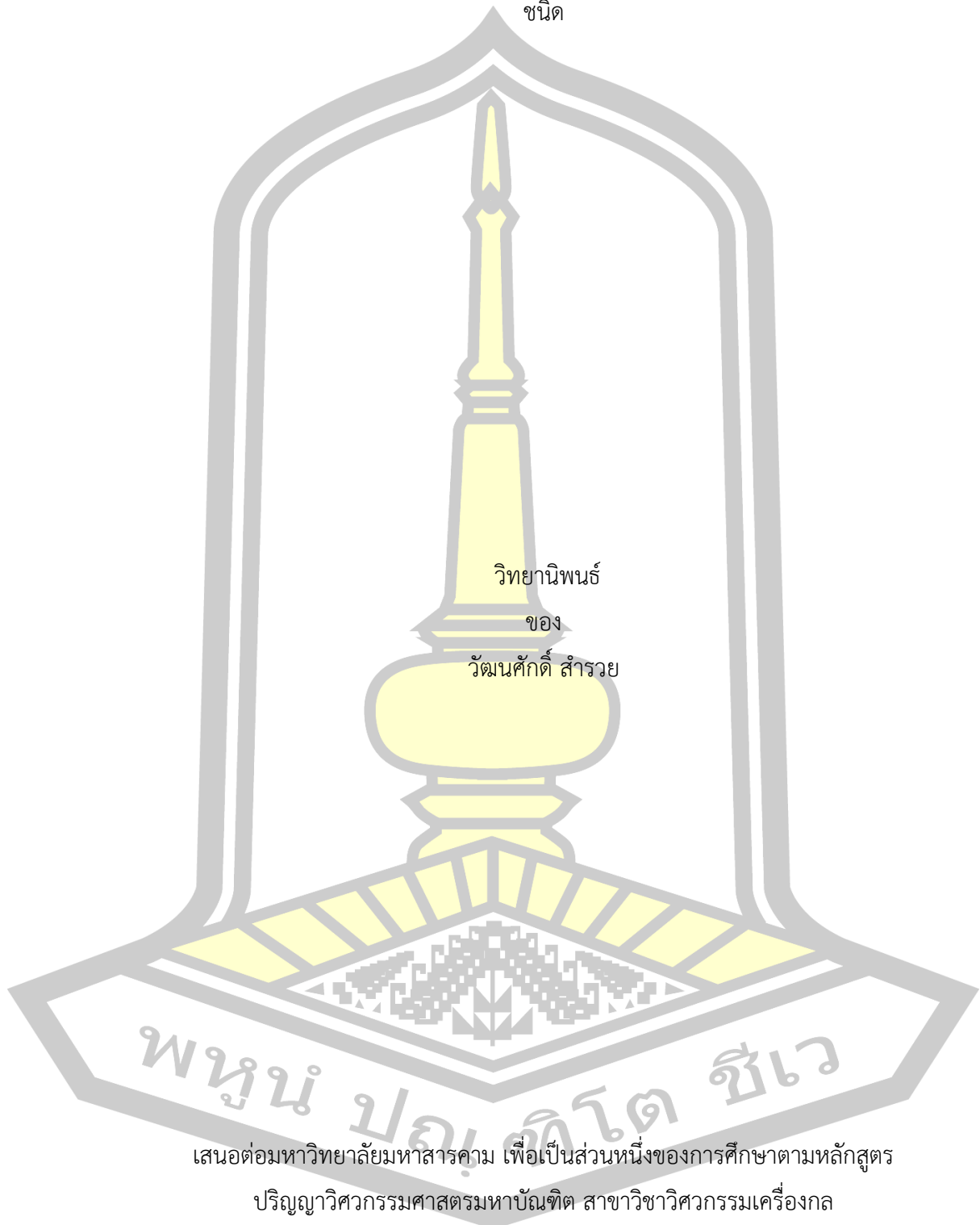
วิทยานิพนธ์
ของ
วัฒน์ศักดิ์ สำรวย

เสนอต่อมหาวิทยาลัยมหาสารคาม เพื่อเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร
ปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล
มีนาคม 2568

ลิขสิทธิ์เป็นของมหาวิทยาลัยมหาสารคาม

ผลของทั้งสदनสมมูลต่อความแข็งและออสเทไนด์เหลือค้างของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลาย

ชนิด



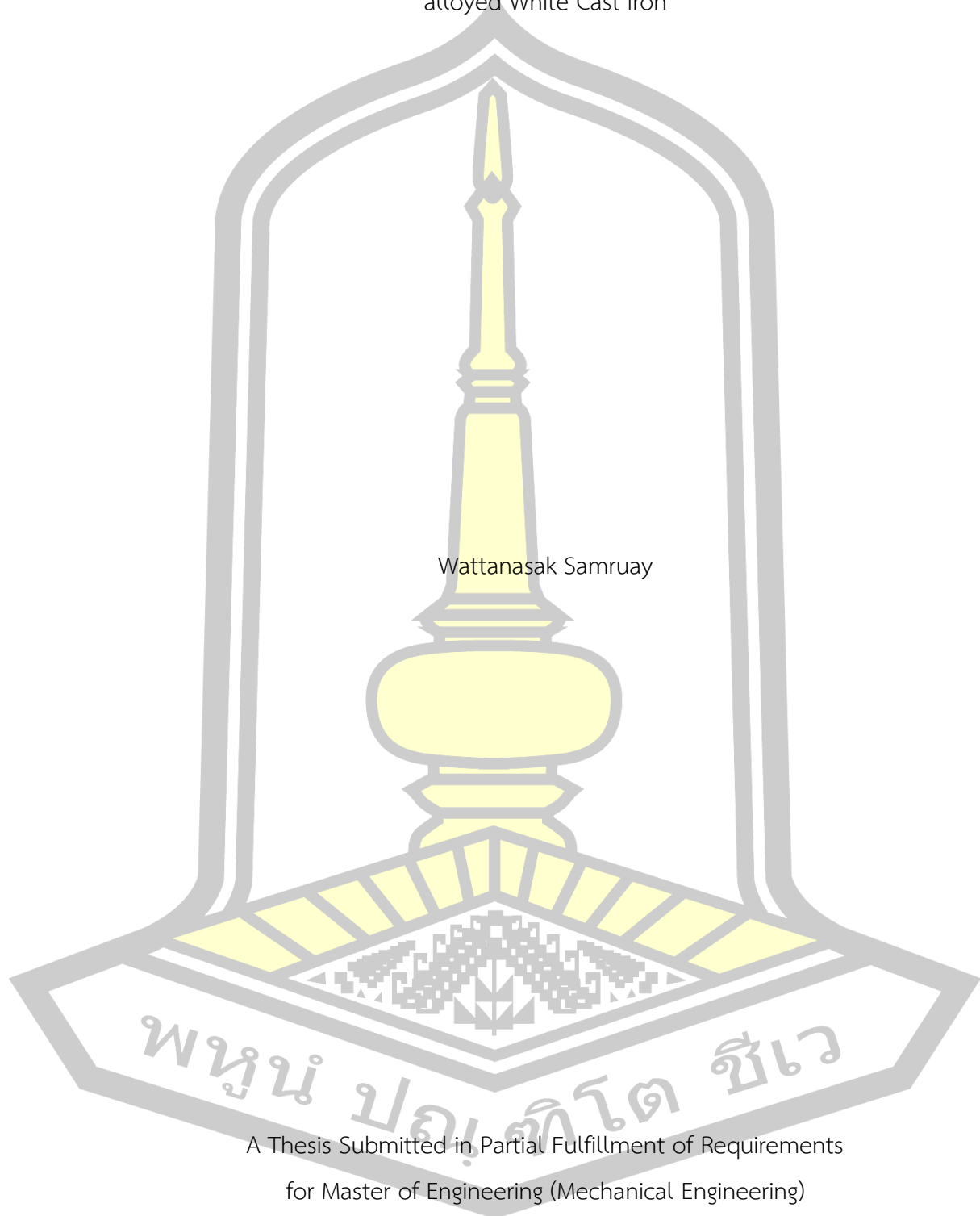
เสนอต่อมหาวิทยาลัยมหาสารคาม เพื่อเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร

ปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล

มีนาคม 2568

ลิขสิทธิ์เป็นของมหาวิทยาลัยมหาสารคาม

Effect of Tungsten Equivalent on Hardness and Retained Austenite of Simi – multi –
alloyed White Cast Iron



Wattanasak Samruay

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

March 2025

Copyright of Maharakham University



คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ ได้พิจารณาวิทยานิพนธ์ของนายวัฒน์ศักดิ์ สำรวย แล้ว เห็นสมควรรับเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชา วิศวกรรมเครื่องกล ของมหาวิทยาลัยมหาสารคาม

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

.....ประธานกรรมการ

(ผศ. ดร. สารัมภ์ บุญมี)

.....อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

(รศ. ดร. สุตสาคร อินธิเดช)

.....กรรมการ

(รศ. ดร. เกียรติศักดิ์ ศรีประทีป)

.....กรรมการ

(รศ. ดร. ยศฐา ศรีเทพ)

มหาวิทยาลัยอนุมัติให้รับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้ เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร ปริญญา วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล ของมหาวิทยาลัยมหาสารคาม

.....
(รศ. ดร. จักรมาส เลหาวิช)

คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์

.....
(ศ. ดร. อนงค์ฤทธิ์ แข็งแรง)

ผู้อำนวยการคณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

ชื่อเรื่อง	ผลของทั้งสแตนสมมูลต่อความแข็งและออสเทนไนต์เหลือค้ำของเหล็กหล่อขาว เติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิด		
ผู้วิจัย	วัฒนศักดิ์ สำรวย		
อาจารย์ที่ปรึกษา	รองศาสตราจารย์ ดร. สุตสาคร อินธิเดช		
ปริญญา	วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต	สาขาวิชา	วิศวกรรมเครื่องกล
มหาวิทยาลัย	มหาวิทยาลัยมหาสารคาม	ปีที่พิมพ์	2568

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาผลของค่าทั้งสแตนสมมูล (W_{eq}) ต่อความแข็งและออสเทนไนต์เหลือค้ำของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีค่าคาร์บอนสมมูล (C_{bal}) เท่ากับศูนย์ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ได้เตรียมชิ้นงานที่มีค่า W_{eq} เท่ากับ 4.97 ถึง 8.06% อบอ่อนและชุบแข็งชิ้นงานที่อุณหภูมิ 1050 และ 1100 °C เย็นตัวโดยใช้ลมเป่า อบคืนตัวชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 400-600 °C ผลการทดลองพบว่าโครงสร้างจุลภาคโดยรวมของทุกชิ้นงานประกอบด้วยออสเทนไนต์เดนไดรต์และโครงสร้างยูเทคติกชนิด ($V+MC$) และ ($V+M_2C$) โดยปริมาณโครงสร้างยูเทคติก ($V+M_2C$) มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามค่า W_{eq} เนื้อพื้นในสภาพชุบแข็งประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ลำดับที่สองและออสเทนไนต์เหลือค้ำ ความแข็งในสภาพชุบแข็งลดลงเมื่อค่า W_{eq} และอุณหภูมิในการชุบแข็งเพิ่มขึ้น ความแข็งของชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C สูงกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C ค่า V_V ในสภาพชุบแข็งเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า W_{eq} เพิ่มขึ้น การเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะทำให้มีค่า V_V เพิ่มขึ้น ความแข็งสูงสุดในสภาพชุบแข็งประมาณ 884HV30 ได้รับที่ 7.4% V_V ความแข็งในสภาพอบคืนตัว แสดงการแข็งขึ้นลำดับที่สองจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เหลือค้ำเป็นมาร์เทนไซต์ โดยระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (ΔH_s) เพิ่มขึ้นตามปริมาณค่า W_{eq} และอุณหภูมิชุบแข็ง ค่าความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนตัว (H_{Tmax}) เกิดขึ้นที่อุณหภูมิตอบคืนตัว 500°C ในทุกชิ้นงาน ค่าสูงสุดของ H_{Tmax} คือ 872HV30 และ 841HV0.1 ได้รับในชิ้นงาน 8.06% W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1100 °C ค่า V_V ในชิ้นงานที่มีค่าความแข็งสูงสุดคือประมาณ 6.7% ค่า V_V ในสภาพชุบแข็งตั้งแต่ 7-15% ทำให้ได้ค่าความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) มากกว่า 800HV30

คำสำคัญ : เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิด, กรรมวิธีทางความร้อน, ความแข็ง, ผลของทั้งสแตนสมมูล, ออสเทนไนต์เหลือค้ำ

TITLE	Effect of Tungsten Equivalent on Hardness and Retained Austenite of Simi – multi – alloyed White Cast Iron		
AUTHOR	Wattanasak Samruay		
ADVISORS	Associate Professor Sudsakorn Inthidech , Ph.D.		
DEGREE	Master of Engineering	MAJOR	Mechanical Engineering
UNIVERSITY	Maharakham University	YEAR	2025

ABSTRACT

In this study, the effect of tungsten equivalent (W_{eq}) on the hardness and Retained Austenite of semi-multi-alloyed white cast iron containing 0% carbon balance was investigated. Specimens with varying W_{eq} values ranging from 4.97-8.06% were prepared. The annealed specimens were austenitized at 1050 and 1100 °C and subsequently quenched by forced air. Following hardening, the specimens underwent tempering with in a temperature range of 400–600 °C. The results showed that the microstructure revealed the austenite dendrites and eutectics ($\gamma+MC$) and ($\gamma+M_2C$). The ($\gamma+M_2C$) eutectic seemed to increase with increasing the W_{eq} values. The matrix in as-hardened state of all specimens composed of martensite, secondary carbide and retained austenite. Hardness in the as-hardened state displayed a diminishing trend with rising W_{eq} values. The percentage by volume fraction of retained austenite (V_γ) in the as-hardened state increased progressively as the W_{eq} increased. The higher austenitizing temperature provided the greater V_γ value. The highest hardness value of 884HV30 was obtained at 7.4% V_γ . The hardness in tempered state 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} and austenitizing temperature. The maximum tempered hardness (H_{Tmax}) of all specimens was obtained at 500 °C. The highest value of H_{Tmax} , 872HV30, and 841HV0.1 in 1100 °C austenitizing, was obtained in the

specimen with 8.06%W_{eq}. The 7-15%V_γ in as-hardened state provided the H_{Tmax} more than 800HV30.

Keyword : Semi-multi-alloyed white cast iron, heat treatment, hardness, tungsten equivalent effect, retained austenite



กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จสมบูรณ์ได้ด้วยความกรุณาดูแลให้คำปรึกษา ตรวจสอบแก้ไข ข้อบกพร่อง ตลอดจนให้คำแนะนำช่วยเหลืออย่างยิ่งจาก รองศาสตราจารย์ ดร.สุตสาคร อินธิเดช อาจารย์ที่ปรึกษา วิทยานิพนธ์หลัก ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สารัมภ์ บุญมี ประธานกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ รองศาสตราจารย์ ดร.เกียรติศักดิ์ ศรีประทีป และผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ยศฐา ศรีเทพ กรรมการสอบ วิทยานิพนธ์ ที่กรุณาเสียสละเวลาอันมีค่าเพื่อให้คำแนะนำและให้คำปรึกษาตลอดระยะเวลาในการทำ วิทยานิพนธ์ จนสำเร็จจุล่ง ผู้วิจัยขอกราบขอบพระคุณเป็นอย่างสูง

ผู้วิจัยขอขอบพระคุณหน่วยงานต่าง ๆ ต่อไปนี้ที่ได้ให้ความอนุเคราะห์เครื่องมือและให้ความร่วมมือในการวิจัยนี้เป็นอย่างดีดังนี้ คณะวิศวกรรมศาสตร์มหาวิทาลัยมหาสารคามสำหรับอุปกรณ์และสถานที่ในการทำวิจัย Professor Dr.Yasuhiro Matsubara, Professor Dr. Kaoru Yamamoto แห่ง National Institute of Technology Kurume College ประเทศญี่ปุ่นสำหรับความอนุเคราะห์ชิ้นงาน ทดสอบ Professor Yasuhiro Matsubara, Professor Nobuya Sasaguri and Professor Kaoru Yamamoto, Cast Metal Research Laboratory, National institute of technology Kurume college , Japan สำหรับการวิเคราะห์หาปริมาณออกสเทไนต์เหล็กค่าง อ.ดร.จตุพล โอภาไพบูลย์ อาจารย์ประจำภาควิชาวิศวกรรมโลหการ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย สำหรับคำแนะนำและช่วยเหลือในการกัดผิวชิ้นงานเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาค อ.ณชลิตา โยธธาธรณ์ อาจารย์ประจำโปรแกรมวิชา ช่างโลหะ วิทยาลัยนวัตกรรมการผลิต มหาวิทาลัยเทคโนโลยีราชมงคลอีสาน นครราชสีมา สำหรับคำแนะนำและช่วยเหลือการใช้เครื่องตัดโลหะด้วยลวด(Wire-cut machine) แผนกวิชาช่างกลโรงงาน วิทยาลัยเทคนิคกาฬสินธุ์และวิทยาลัยเทคนิคมหาสารคามสำหรับเครื่องเจียรระไนราบ ศูนย์เครื่องมือ กลาง มหาวิทาลัยมหาสารคามและศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์ มหาวิทาลัยเทคโนโลยีสุรนารี สำหรับ เครื่องทดสอบ SEM โดยคิดค่าใช้จ่ายในราคาพิเศษ

ท้ายที่สุดนี้ ผู้วิจัยขอขอบพระคุณ บิดา มารดา และครอบครัวของผู้วิจัยที่ให้โอกาสในการศึกษา คอยให้กำลังใจ ซึ่งความสำเร็จนี้จะเป็นไปไม่ได้เลยถ้าขาดการสนับสนุนจากครอบครัว จนทำให้วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จจุล่งไปด้วยดี

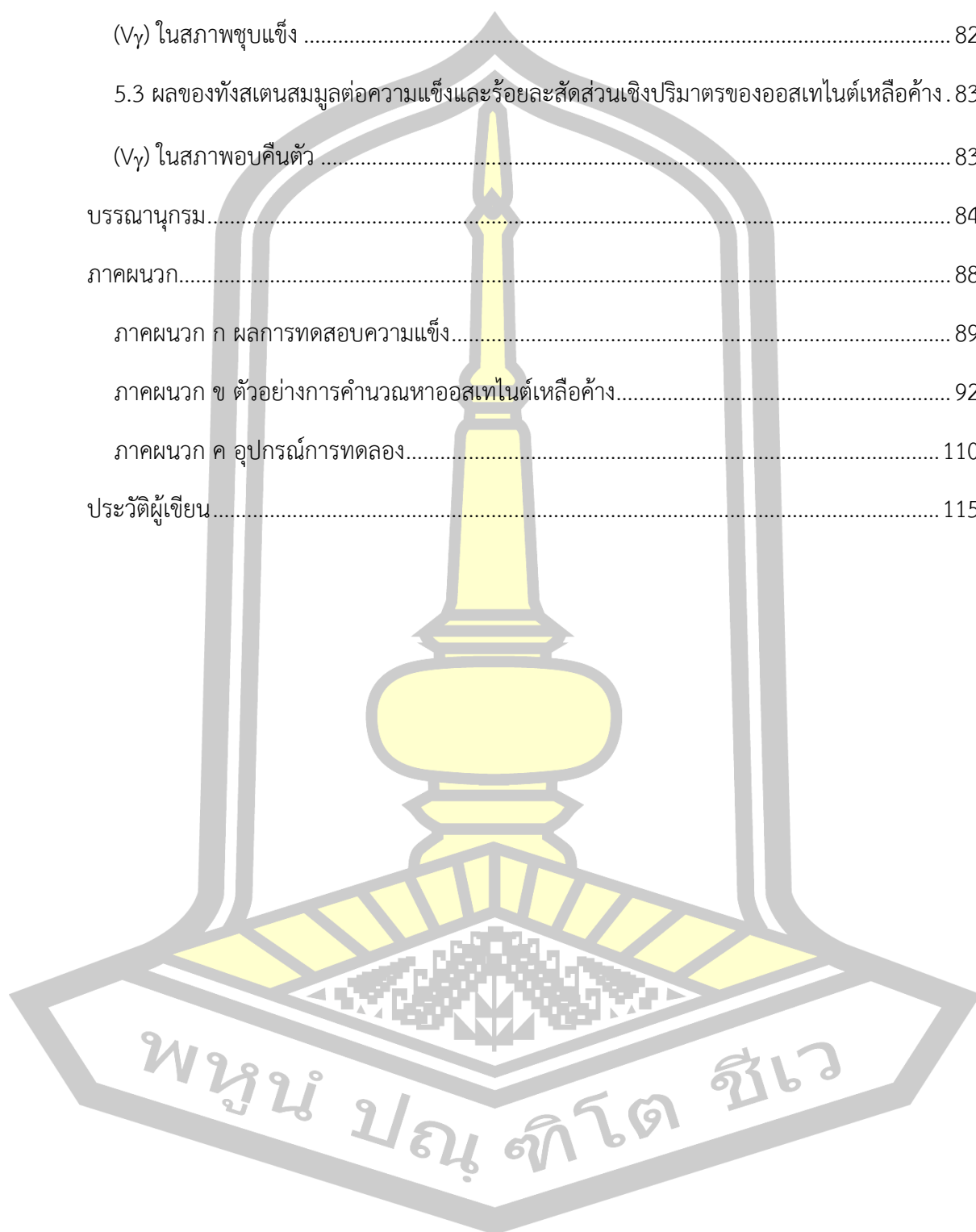
วัฒน์ศักดิ์ ส้ารวย

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ช
สารบัญ.....	ช
สารบัญตาราง.....	ฉ
สารบัญภาพ.....	ฉ
บทที่ 1 บทนำ.....	1
1.1 ภูมิหลัง.....	1
1.2 จุดประสงค์ของการวิจัย.....	4
1.3 ขอบเขตของการวิจัย.....	4
1.4 ประโยชน์ของการวิจัย.....	5
บทที่ 2 เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	6
2.1 วัสดุสำหรับการผลิตลูกรีดในอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้า.....	6
2.2 เหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิด.....	9
2.3 คาร์ไบต์ในเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิด.....	11
2.4 กระบวนการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิด.....	14
2.5 การแปลงเฟสในขณะทำกรรมวิธีทางความร้อน.....	17
2.5.1 การแปลงเฟสในกระบวนการชุบแข็ง.....	17
2.6 พฤติกรรมของกรรมวิธีทางความร้อน.....	24
2.6.1 สภาวะชุบแข็ง.....	24
2.6.2 สภาวะอบคืนตัว.....	28

บทที่ 3 วิธีดำเนินการวิจัย	36
3.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ	36
3.2 กรรมวิธีทางความร้อน.....	37
3.3 การทดสอบโครงสร้างจุลภาค.....	38
3.4 การทดสอบความแข็ง.....	39
3.5 การวัดสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ)	39
บทที่ 4 ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผล	45
4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบ.....	45
4.1.1 โครงสร้างโดยรวมของชิ้นงาน	45
4.1.2 โครงสร้างจุลภาคของเนื้อพินในสภาพชุบแข็ง	50
4.2 ผลของทั้งสแตนสมมูลต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็ง	55
4.3 ผลของทั้งสแตนสมมูลต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง(V_γ) ในสภาพอบคืนตัว	58
4.3.1 ผลของอุณหภูมิอบคืนตัวต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ).....	58
4.3.2 การแปลงเฟสของชิ้นงานในระหว่างการอบคืนตัว.....	67
4.3.3 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพอบคืนตัว	72
4.3.4 ผลของทั้งสแตนสมมูลต่อความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว	75
4.3.5 ผลของร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็งต่อ ค่าความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax})	79
4.3.6 ผลของทั้งสแตนสมมูล (W_{eq}) ต่อการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Secondary hardening)...	80
บทที่ 5 สรุปผลการทดลอง.....	82
5.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน.....	82

5.2 ผลของทั้งสदनสมมูลต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง . 82	
(V _γ) ในสภาพชุบแข็ง	82
5.3 ผลของทั้งสदनสมมูลต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง . 83	
(V _γ) ในสภาพอบคืนตัว	83
บรรณานุกรม	84
ภาคผนวก.....	88
ภาคผนวก ก ผลการทดสอบความแข็ง.....	89
ภาคผนวก ข ตัวอย่างการคำนวณหาออสเทนไนต์เหลือค้าง.....	92
ภาคผนวก ค อุปกรณ์การทดลอง.....	110
ประวัติผู้เขียน.....	115



สารบัญตาราง

	หน้า
ตาราง 1 ปริมาณธาตุผสมของคาร์ไบด์ในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด [4].....	13
ตาราง 2 ขั้นตอนการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมแตกต่างกัน [3-5]	16
ตาราง 3 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานทดสอบ.....	37
ตาราง 4 กรรมวิธีทางความร้อน	38
ตาราง 5 น้ำยาทดสอบโครงสร้างจุลภาค.....	38
ตาราง 6 สภาพะในการทดสอบหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง	41
ตาราง 7 สัดส่วนเชิงพื้นที่ของออสเทนไนต์เดนไดรต์ (γ_p) และโครงสร้างยูเทกติก.....	50
ตาราง 8 ความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็ง..	56
ตาราง 9 ค่าความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) ของชิ้นงานทดสอบ	59
ตาราง 10 ระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองของชิ้นงานทดสอบ (Degree of secondary hardening)	60

พูน ปณ ทิโต ชีเว

สารบัญภาพ

	หน้า
ภาพประกอบ 1 กระบวนการรีดร้อนเหล็กกล้า [2].....	7
ภาพประกอบ 2 ลูกรีดสำหรับขึ้นรูปเย็นในอุตสาหกรรมการผลิตเหล็กกล้า [1].....	8
ภาพประกอบ 3 การพัฒนาเหล็กหล่อทนการสึกหรอแบบขัดสีสำหรับผลิตลูกรีดในอุตสาหกรรม	9
ภาพประกอบ 4 คาร์ไบด์ยูเทกติกในเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด (น้ำยา Groesbeck) [1]	12
ภาพประกอบ 5 ผลการวิเคราะห์ชนิดของคาร์ไบด์ด้วยเทคนิค X-ray Diffraction (XRD) [18].....	12
ภาพประกอบ 6 ผลของคาร์บอนและ W_{eq} ต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์.....	13
ภาพประกอบ 7 ผลของคาร์บอนต่อร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของคาร์ไบด์ (V_C).....	14
ภาพประกอบ 8 เส้นโค้งการเย็นตัวและโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มี ส่วนผสมพื้นฐาน (2%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V) [3].....	15
ภาพประกอบ 9 แผนภูมิการแข็งตัวของระบบ C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co [24]	16
ภาพประกอบ 10 โครงสร้างในสภาพหล่อของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสม พื้นฐาน 2%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-2%Co [14].....	17
ภาพประกอบ 11 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณคาร์บอน .	19
ภาพประกอบ 12 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณโครเมียม .	20
ภาพประกอบ 13 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณวาเนเดียม แตกต่างกัน (2%C-5%Cr-5%V-5%Co-%W-%Mo) [21].....	21
ภาพประกอบ 14 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณทั้งสแตนและ โมลิบดีนัมแตกต่างกัน (2%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%Co-%V) [11]	22
ภาพประกอบ 15 ผลของธาตุผสมต่ออุณหภูมิการเริ่มเกิดมาร์เทนไซต์ (M_s) และการเกิด มาร์เทนไซต์สมบูรณ์ (M_f) [23]	23
ภาพประกอบ 16 ผลของ C ต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ).....	25

ภาพประกอบ 17 ผลของ M_o ต่อความแข็งและ สัดส่วนเชิงปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_γ). 25

ภาพประกอบ 18 ผลของ C_r ต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_γ).... 26

ภาพประกอบ 19 ผลของ C_{bal} ต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_γ) ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมกึ่งหลายชนิด [9]..... 27

ภาพประกอบ 20 ผลของค่า W_{eq} ต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_γ) ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสม 0.3% C_{bal} [10] 28

ภาพประกอบ 21 การเปลี่ยนเฟสเมื่อผ่านการอบคืนตัวของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิด [6] 29

ภาพประกอบ 22 ผลของเวลาในการอบคืนตัวต่อความแข็งที่อุณหภูมิการอบคืนตัวต่างๆ ของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิดส่วนผสมพื้นฐานที่มีปริมาณ C เท่ากับ 2.13% และ 2.41% [6] 30

ภาพประกอบ 23 ผลของเวลาในการอบคืนตัวต่อ V_γ ที่อุณหภูมิการอบคืนตัวต่าง ๆ ของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิดส่วนผสมพื้นฐานที่มีปริมาณ C ต่างกัน [6]..... 30

ภาพประกอบ 24 ผลของการอบคืนตัวต่อความแข็งและ V_γ ของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิดส่วนผสมพื้นฐานที่มีปริมาณ C ต่างกัน [6] 31

ภาพประกอบ 25 ผลของการอบคืนตัวต่อความแข็งและ V_γ ของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิดส่วนผสมพื้นฐานที่มีปริมาณ M_o ต่างกัน [16] 32

ภาพประกอบ 26 ผลของการอบคืนตัวต่อความแข็งและ V_γ ของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีปริมาณ C_{bal} ต่างกัน [9] 33

ภาพประกอบ 27 ผลของการอบคืนตัวต่อความแข็งและ V_γ ของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีค่า W_{eq} ต่างกัน [10]..... 34

ภาพประกอบ 28 ผลของค่า W_{eq} ต่อความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) และ ค่า V_γ ในชิ้นงานที่มีค่า H_{Tmax} [10]..... 35

ภาพประกอบ 29 แบบหล่อและขั้นตอนการตัดชิ้นงานทดสอบ(หน่วยเป็นมิลลิเมตร) 36

ภาพประกอบ 30 ขั้นตอนการวัดออสเทนไนต์เหลือค้ำโดยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์..... 40

ภาพประกอบ 31 ข้อมูลจากการสแกนด้วยเครื่อง XRD (Rigaku Ultima-IV)..... 43

ภาพประกอบ 32 ตัวอย่างรูปแบบกราฟ XRD ด้วยโปรแกรม (Image Analyzer).....	43
ภาพประกอบ 33 การประมวลผลหา % V_{γ} ด้วยโปรแกรมคอมพิวเตอร์	44
ภาพประกอบ 34 ผลการทดสอบ XRD สำหรับชิ้นงานที่มีค่า V_{γ} เท่ากับ 16.3%.....	44
ภาพประกอบ 35 โครงสร้างจุลภาคโดยรวมของชิ้นงานทดสอบโดยใช้กล้อง OM	47
ภาพประกอบ 36 โครงสร้างจุลภาคโดยรวมของชิ้นงานทดสอบโดยใช้กล้อง SEM.....	49
ภาพประกอบ 37 ผลของ W_{eq} ต่อสัดส่วนพื้นที่ของออสเทนไนต์เดนไดรต์ (γ_p).....	49
ภาพประกอบ 38 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน 4.97% W_{eq} และ 6.00% W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็ง ที่ 1050 °C โดยใช้กล้อง SEM.....	51
ภาพประกอบ 39 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน 6.70% W_{eq} และ 8.06% W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็ง ที่ 1050 °C โดยใช้กล้อง SEM.....	52
ภาพประกอบ 40 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน 4.97% W_{eq} และ 6.00% W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็ง ที่ 1100 °C โดยใช้กล้อง SEM.....	53
ภาพประกอบ 41 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน 6.70% W_{eq} และ 8.06% W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็ง ที่ 1100 °C โดยใช้กล้อง SEM.....	54
ภาพประกอบ 42 ผลของทั้งสแตนิอัม (W_{eq}) ต่อความแข็งของชิ้นงานในสภาพชุบแข็ง	56
ภาพประกอบ 43 ผลของทั้งสแตนิอัมต่อร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์.....	57
ภาพประกอบ 44 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์ เหลือค้าง (V_{γ}) ในสภาพชุบแข็ง	58
ภาพประกอบ 45 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) และอุณหภูมิในการอบคืนตัวของชิ้นงาน 4.97% W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C.....	61
ภาพประกอบ 46 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) และอุณหภูมิในการอบคืนตัวของชิ้นงาน 4.97% W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C.....	61
ภาพประกอบ 47 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) และอุณหภูมิในการอบคืนตัวของชิ้นงาน 6.00% W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C.....	63

ภาพประกอบ 48 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) และอุณหภูมิในการอบคืนตัว ของชิ้นงาน 6.00% W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C..... 63

ภาพประกอบ 49 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) และอุณหภูมิในการอบคืนตัว ของชิ้นงาน 6.70% W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C 64

ภาพประกอบ 50 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) และอุณหภูมิในการอบคืนตัว ของชิ้นงาน 6.70% W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C..... 65

ภาพประกอบ 51 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) และอุณหภูมิในการอบคืนตัว ของชิ้นงาน 8.06% W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C..... 66

ภาพประกอบ 52 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) และอุณหภูมิในการอบคืนตัว ของชิ้นงาน 8.06% W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C..... 66

ภาพประกอบ 53 การแปลงเฟสของชิ้นงาน 6.70% W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่ 1050 °C ในสภาพชุบแข็ง และสภาพที่ผ่านการอบคืนตัวที่ 400 °C 68

ภาพประกอบ 54 การแปลงเฟสของชิ้นงาน 6.70% W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่ 1050 °C ในสภาพที่ผ่านการอบคืนตัวที่ 500 °C และ 600 °C..... 69

ภาพประกอบ 55 การแปลงเฟสของชิ้นงาน 6.70% W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่ 1100 °C ในสภาพชุบแข็ง และสภาพที่ผ่านการอบคืนตัวที่ 400 °C..... 70

ภาพประกอบ 56 การแปลงเฟสของชิ้นงาน 6.70% W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่ 1100 °C ในสภาพที่ผ่านการอบคืนตัวที่ 500 °C และ 600 °C 71

ภาพประกอบ 57 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพอบคืนตัวสำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C..... 73

ภาพประกอบ 58 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพอบคืนตัวสำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C..... 73

ภาพประกอบ 59 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าทั้งสแตนิสมูล (W_{eq}) และความแข็งแรงของชิ้นงานอบคืนตัวที่มีสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) น้อยกว่า 1%..... 74

ภาพประกอบ 60 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าอุณหภูมิอบคืนตัวและความแข็งแรงของชิ้นงานอบคืนตัวที่มีสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) น้อยกว่า 1%..... 75

ภาพประกอบ 61 ผลของทั้งสแตนสมมูลต่อความแข็งแรงสูงสุดในการอบคืบตัว	76
ภาพประกอบ 62 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน 4.97 และ 6.00%W _{eq} ที่มีความแข็งแรงสูงสุด	77
ภาพประกอบ 63 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน 6.70 และ 8.06%W _{eq} ที่มีความแข็งแรงสูงสุด.....	78
ภาพประกอบ 64 ผลของร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V _γ) ในสภาพชุบแข็งต่อค่าความแข็งแรงสูงสุดในการอบคืบตัว (H _{Tmax})	79
ภาพประกอบ 65 ผลของทั้งสแตนสมมูลต่อระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง.....	81
ภาพประกอบ 66 ผลของร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V _γ) ในสภาพชุบแข็งต่อระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง	81



บทที่ 1

บทนำ

1.1 ภูมิหลัง

เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด เป็นเหล็กหล่อชนิดทนการสึกหรอแบบขัตสีที่ได้ถูกพัฒนาขึ้นมาในช่วงระยะเวลา 30 ปีที่ผ่านมา [1, 2] เพื่อใช้ผลิตเป็นชิ้นส่วนหรืออุปกรณ์ทนการสึกหรอในอุตสาหกรรมหนัก ได้แก่ ใช้เป็นอุปกรณ์บดในงานอุตสาหกรรมซีเมนต์หรือเหมืองแร่ และใช้ทำเป็นลูกรีดของกระบวนการขึ้นรูปในอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้า [1, 2] ทดแทนเหล็กหล่อโครเมียมสูง นอกจากนี้ยังใช้เป็นชิ้นส่วนทนการสึกหรอในอุปกรณ์อื่น ๆ ที่เกี่ยวข้องกับงานด้านการขัตสี เนื่องจากเหล็กหล่อชนิดนี้มีความแข็งแรงสูงและมีสมบัติในการต้านทานการสึกหรอได้ดีกว่าเหล็กหล่อไนฮาร์ด (Ni-hard Cast Iron) และเหล็กหล่อโครเมียมสูง [3, 4]

ส่วนผสมพื้นฐานของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดจะมีปริมาณคาร์บอน (C) ประมาณร้อยละ 2 โดยน้ำหนัก (จากนี้ไปแทนด้วย%) และมีส่วนผสมของธาตุที่สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ได้แรงเช่น โครเมียม (Cr) วาเนเดียม (V) โมลิบดีนัม (Mo) และทังสเตน (W) [3-6] ธาตุแต่ละชนิดที่ฟอร์มคาร์ไบด์จะเกิดคาร์ไบด์ชนิดพิเศษ (Special carbide) หรือคาร์ไบด์เชิงซ้อน ที่มีความแข็งแรงสูง ในระหว่างการแข็งตัวซึ่งคาร์ไบด์เหล่านี้มีความแข็งแรงสูงกว่าคาร์ไบด์ที่พบในเหล็กกล้าหรือในเหล็กโครเมียมสูงมาก [7] ดังนั้นเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดจึงมีความแข็งแรงสูงและทนการสึกหรอได้ดีโดยคุณสมบัติเด่นของเหล็กหล่อชนิดนี้คือ มีความแข็งแรงสูง มีความสามารถในการคงสภาพผิวเรียบได้สูงไม่สึกหรอง่ายและที่สำคัญมีความแข็งแรง มีความแกร่ง (Toughness) สูงกว่าเหล็กหล่อทนการสึกหรอชนิดอื่น [1, 2] เนื่องจากมีปริมาณคาร์ไบด์ต่ำ [3]

ขั้นตอนการรีดร้อนเหล็กกล้าเริ่มต้นจากการอบแห้งเหล็กกล้าที่อุณหภูมิ 1000-1100 °C ต่อด้วยการรีดหยาบเพื่อลดขนาด จากนั้นจะทำการรีดให้ได้รูปทรง ในแต่ละขั้นตอนจะมีการสึกหรอสูงมากและใช้ความเค้นแรงอัดในการรีดสูง [2-7] ที่ผ่านมารูรีดในกระบวนการรีดร้อนนิยมทำจากเหล็กหล่อโครเมียมสูงและเหล็กหล่อ Ni-hard แม้ว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะมีความต้านทานการสึกหรอสูงกว่าเหล็กหล่อ Ni-hard แต่มีข้อด้อยคือมีความแกร่งต่ำและทนการบีบอัดได้ไม่สูงมากนัก [2] เนื่องจากมีปริมาณยูเทคติกคาร์ไบด์ที่มีความเปราะสูงในปริมาณมาก ดังนั้นการวิจัยที่เกี่ยวข้องกับลูกรีดจึงมุ่งเน้นปรับปรุงส่วนผสมของลูกรีดให้มีคุณภาพสูงขึ้น มีอายุการใช้งานยาวนาน

ขึ้นเพื่อประหยัดต้นทุนในการผลิต ในปัจจุบันได้มีการนำลูกรีดที่ผลิตจากเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมาทดแทนลูกรีดที่ผลิตจากเหล็กหล่อโครเมียมสูงและเหล็กหล่อ Ni-hard โดยพบว่าลูกรีดที่ทำจากเหล็กหล่อชนิดใหม่มีความต้านทานการสึกหรอและทนต่อการบีบอัดสูงกว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงและเหล็กหล่อ Ni-hard มีอายุการใช้งานยาวนานขึ้น 2-3 เท่า [1, 2]

ลูกรีดโดยทั่วไปนิยมผลิตโดยวิธีหล่อเหวี่ยง (Centrifugal Casting) [2] การเติมธาตุผสม Cr Mo W และ V อย่างละ 5% จะทำให้เกิดคาร์ไบด์หลายชนิด และแต่ละชนิดมีความหนาแน่นไม่เท่ากัน ดังนั้นการนำเหล็กหล่อชนิดนี้ไปผลิตเป็นลูกรีดด้วยวิธีการหล่อเหวี่ยงได้ยาก เนื่องจากคาร์ไบด์ยูเทคติกของ Mo และ W คือ M_2C มีความหนาแน่นสูงกว่าเหล็ก [3, 4] แต่ในขณะเดียวกันคาร์ไบด์ของ V คือ MC จะเบากว่าเหล็กมาก [3, 4] ธาตุ Cr จัดอยู่ในกลุ่มที่เพิ่มความสามารถในการชุบแข็งได้อย่างมีประสิทธิภาพ [8] โดยคาร์ไบด์ของโครเมียมคือ M_7C_3 มีความหนาแน่นใกล้เคียงกับเหล็ก [3, 4] แต่ถ้ามีมากเกินไปจะทำให้ความต้านทานการสึกหรอลดลงได้เพราะมีความแข็งต่อการเหวี่ยงในขั้นตอนการหล่อเหวี่ยงจะทำให้เกิดการสะสมของคาร์ไบด์เหล่านี้เฉพาะที่และการกระจายตัวของคาร์ไบด์ไม่สม่ำเสมอ ส่งผลให้ประสิทธิภาพของลูกรีดลดลง ดังนั้นจึงควรต้องลดธาตุผสมที่หนักหรือเบากว่าเหล็กลงจากส่วนผสมพื้นฐาน

ธาตุ V จะฟอร์มคาร์ไบด์ประเภท MC ซึ่งเพิ่มความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีได้ดีเยี่ยม จำเป็นต้องเติมในปริมาณที่สูงเท่ากับส่วนผสมพื้นฐานแม้ว่าจะมีความหนาแน่นน้อยกว่าเหล็กก็ตาม ดังนั้นจึงต้องลดปริมาณของธาตุ W และ Mo ให้ต่ำกว่าส่วนผสมพื้นฐาน เพื่อป้องกันไม่ให้เกิดคาร์ไบด์ M_2C ที่มีความหนาแน่นสูงมากเกินไป โดยยังคงระดับการเติม Cr ไว้สูงเพื่อเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง ซึ่งจะเรียกเหล็กหล่อชนิดใหม่นี้ว่า **“เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิด (Semi-multi-alloyed white cast iron)”** [9, 10]

ธาตุ Mo และ W เป็นธาตุผสมหลักในเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง (High speed steel) ซึ่งทั้ง Mo และ W เป็นธาตุที่ฟอร์มคาร์ไบด์ได้แรง สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ยูเทคติกประเภท M_2C และ M_6C [7] ซึ่งมีความแข็งสูงมาก และทนการสึกหรอได้ดีเยี่ยมรองจากคาร์ไบด์ชนิด MC นอกจากนี้ยังเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งและส่งเสริมการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Secondary hardening) เป็นอย่างดี เนื่องจาก Mo และ W มีผลในเหล็กหล่อคล้ายกัน แต่น้ำหนักอะตอมของ W จะมากกว่า Mo อยู่สองเท่า ดังนั้นตัวแปรที่จะใช้วิเคราะห์ผลของธาตุทั้งสองชนิดจึงอยู่ในรูปของค่าทั้งสเดนสมมูล (Tungsten Equivalent, W_{eq}) [1, 3, 9] โดยมีสมการคือ

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

ซึ่งค่า W_{eq} นี้ เป็นค่าเทียบเท่าผลของการเติมทั้งสแตนเพียงอย่างเดียวในเหล็กหล่อ ซึ่งค่า W_{eq} จะส่งผลต่อการเกิดคาร์ไบต์ในขั้นตอนการแข็งตัว [3] และการแปลงเฟสในระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อน [11]

การใช้งานส่วนใหญ่จะใช้ความแข็งเป็นตัวประเมินความต้านทานต่อการสึกหรอแบบขัดสี แต่อย่างไรก็ตามแม้ว่าวัสดุที่แข็งจะทนต่อการสึกหรอแบบขัดสีได้ดี แต่ในขณะเดียวกันก็มีความเปราะสูงทำให้เกิดการแตกหักง่ายเมื่อมีการกระแทกหรือดัดงอ ดังนั้นในการผลิตอุปกรณ์บดในงานอุตสาหกรรมซีเมนต์หรือเหมืองแร่ หรือลูกรีดของกระบวนการขึ้นรูปในอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้า จึงจำเป็นต้องคำนึงถึงความต้านทานต่อแตกหักด้วย โดยปกติแล้วความต้านทานต่อการสึกหรอแบบขัดสีและความแกร่งที่เหมาะสมแก่การใช้งานของเหล็กขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดจะได้รับเมื่อผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่เหมาะสมซึ่งกรรมวิธีทางความร้อนคือ การชุบแข็งและอบคืนตัวคล้ายเหล็กกล้าเครื่องมือ [12-16] โดยการชุบแข็งจะอบเหล็กหล่อที่อุณหภูมิ 1000-1100 °C และเย็นตัวโดยใช้ลมเป่า จากนั้นทำการอบคืนตัวในช่วงอุณหภูมิ 400-600 °C ซึ่งการทำกรรมวิธีทางความร้อนนี้จะช่วยปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของเนื้อพื้นและสมบัติทางกลให้มีความเหมาะสมกับการใช้งาน

ความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างมีผลอย่างมากต่อความต้านทานการสึกหรอ [17] การที่เหล็กหล่อมีความแข็งมากเกินไปจะทำให้เปราะและแตกหักง่ายหรือการที่เหล็กหล่อมีออสเทนไนต์เหลือค้างมากเกินไปจะทำให้ความแข็งแรงของเหล็กหล่อต่ำลง ทำให้เกิดการสึกหรอแบบหลุดล่อน (Spalling wear) [17] ได้ง่ายโดยเฉพาะในกระบวนการรีดร้อน ดังนั้นเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดจะมีความสามารถต้านทานการสึกหรอสูงและมีสมบัติทางกลที่ดีเมื่อได้รับการทำกรรมวิธีทางความร้อนที่เหมาะสม

งานวิจัยของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่เกี่ยวข้องกับกระบวนการแข็งตัว [3-5, 18, 19] กรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด [11-16, 19-23] และความต้านทานการสึกหรอได้มีการศึกษาไปแล้ว [24, 25] งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดยังมีน้อย [9, 10] โดยงานวิจัยก่อนหน้าได้ศึกษาผลของ W_{eq} ในช่วง 5.0 – 6.6% ต่อความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีค่าคาร์บอนสมดุล (C_{bal}) เท่ากับ 0.3% [10] พบว่าความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัวคือประมาณ 810 HV30 ซึ่งยังต่ำอยู่ เพราะมีออสเทนไนต์เหลือค้างเหลืออยู่เป็นจำนวนมากหลังการอบคืนตัว ทำให้

ไม่เหมาะที่จะนำไปใช้งาน ซึ่งสาเหตุเกิดจากการที่เหล็กหล่อมีส่วนผสมที่ทำให้มีปริมาณออสเทนไนต์ เหลือค้ำในสภาพชุบแข็งมากเกินไป ส่งผลให้กำจัดออสเทนไนต์เหลือค้ำให้หมดไปได้ยาก ดังนั้น การปรับส่วนผสมเพื่อให้มีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำน้อยลงจึงน่าสนใจ

จากงานวิจัยอ้างอิง [9] พบว่าเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่ส่วนผสม 0% C_{bal} จะมีความแข็งในสภาพชุบแข็งและสภาพอบคืนตัวสูงสุด โดยมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำปานกลาง คือประมาณ 25% ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงจะศึกษาผลของ W_{eq} ต่อความแข็งและปริมาณของ ออสเทนไนต์เหลือค้ำของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีค่า C_{bal} ประมาณ 0% ในสภาพที่ ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน

1.2 จุดประสงค์ของการวิจัย

เพื่อศึกษาผลของค่า W_{eq} ในช่วง 4.97% ถึง 8.06% ต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งและ ปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้ำของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีค่า $C_{bal}=0%$ ใน สภาพที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ได้แก่ การชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 และ 1100 °C และอบคืนตัว ในช่วงอุณหภูมิ 400 ถึง 600 °C

1.3 ขอบเขตของการวิจัย

1.3.1 หล่อชิ้นงานทดสอบเหล็กหล่อที่มีส่วนผสมตามเป้าหมายคือ 0% C_{bal} และมีค่า W_{eq} ในช่วง 4.97% ถึง 8.06 %

1.3.2 ทำกรรมวิธีทางความร้อน ได้แก่ อบอ่อนที่อุณหภูมิ 950 °C เป็นเวลา 5 ชั่วโมง เย็นตัวในเตา ชุบแข็งที่ 1000 และ 1100 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง เย็นตัวโดยใช้ลมเป่า อบคืนตัวที่ 400 ถึง 600 °C เป็นเวลา 3 ชั่วโมง 20 นาที เย็นตัวในอากาศ

1.3.3 ทำการทดสอบความแข็งแบบมาโคร (Macro-hardness) และความแข็งแบบไมโคร (Micro-hardness) ของชิ้นงานทดสอบในสภาพที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนโดยเครื่องทดสอบแบบ วิกเกอร์ส (Vickers Hardness Tester)

1.3.4 ทำการวิเคราะห์สัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ ($V\gamma$) ของชิ้นงาน ทดสอบในสภาพที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนโดยวิธี XRD (X-ray Diffractometer)

1.3.5 ทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical-Microscope : OM) และกล้องจุลทรรศน์แบบกวาด (Scanning Electron Microscope : SEM) เพื่อยืนยันผลการทดลอง

1.3.6 วิเคราะห์ความสัมพันธ์ระหว่างค่า W_{eq} ความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) โดยเชื่อมโยงกับสภาวะของกรรมวิธีทางความร้อน

1.4 ประโยชน์ของการวิจัย

1.4.1 ได้ทราบข้อมูลของทั้งสแตนสมมูล W_{eq} ต่อพฤติกรรมของความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างในระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กหล่อขาวเดิมธาตุผสมกึ่งหลายชนิด

1.4.2 ได้ข้อมูลอ้างอิงสำหรับงานวิจัยอื่นต่อยอดเช่น การทดสอบการสึกหรอ การทดสอบความต้านทานการแตกหักต่อไป

1.4.3 ได้รับข้อมูลในการผลิตเหล็กหล่อชนิดใหม่ โดยเฉพาะการอบชุบ เพื่อเป็นแนวทางสำหรับการผลิตลูกรีดร้อนด้วยวิธีหล่อเหวี่ยง



บทที่ 2

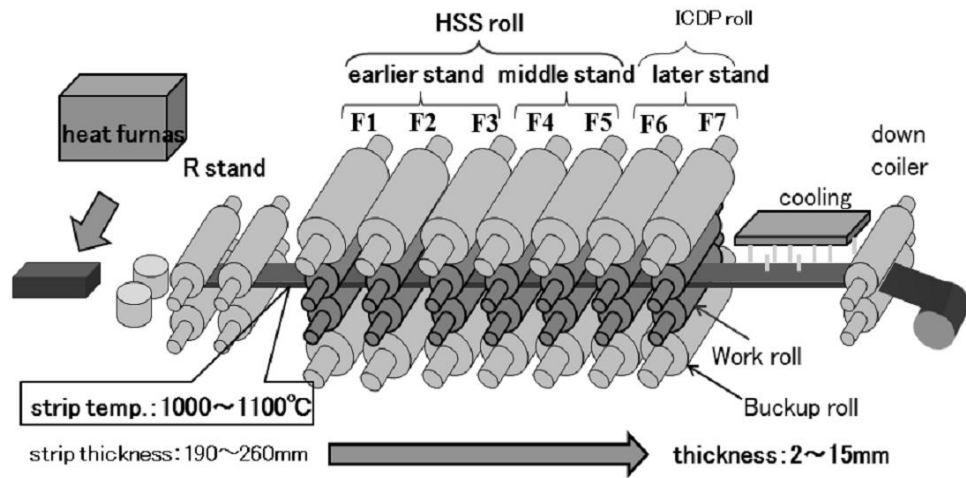
เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 วัสดุสำหรับการผลิตลูกรีดในอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้า

เหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด (Multi-alloyed white cast iron) เป็นเหล็กหล่อในกลุ่มเหล็กหล่อทนการสึกหรอแบบขัดสีที่ใช้งานในปัจจุบัน เหล็กหล่อชนิดนี้ได้พัฒนาขึ้นมาใหม่ในประเทศญี่ปุ่นช่วงระยะเวลา 30 ปีที่ผ่านมาเพื่อใช้ทดแทนชิ้นส่วนที่ทำจากเหล็กโครเมียมสูงและเหล็กหล่อ Ni-hard [1, 2] เนื่องจากมีความแกร่งและทนต่อการสึกหรอดีกว่า [1, 2, 7] การใช้งานทั่วไปจะใช้งานในอุตสาหกรรมเหมืองแร่และเหล็กกล้า โดยใช้ทำเป็นชิ้นส่วนของเครื่องจักรในการบดแร่และอุตสาหกรรมซีเมนต์ ผลิตเป็นลูกรีดในอุตสาหกรรมการผลิตเหล็กกล้า นอกจากนี้ยังใช้เป็นชิ้นส่วนทนการสึกหรอในอุปกรณ์อื่น ๆ [1, 2] ในอุตสาหกรรมการผลิตซีเมนต์และเหล็กกล้าต้องการเครื่องจักรหรืออุปกรณ์ที่ทนต่อการสึกหรอได้ดีเยี่ยม ซึ่งในปัจจุบันต้องการวัสดุที่มีสมบัติที่ดีกว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูง เหล็กหล่อ Ni-hard หรือเหล็กกล้า [2, 7] โดยเฉพาะลูกรีดในอุตสาหกรรมการผลิตเหล็กกล้าที่ต้องการประสิทธิภาพในการใช้งานสูง ดังนั้นวัสดุที่ใช้ทำเป็นลูกรีดจึงมีความสำคัญต่อคุณภาพและอัตราการผลิตเป็นอย่างมาก

ขั้นตอนการรีดเหล็กกล้าแสดงดังภาพประกอบ 1 ซึ่งประกอบด้วย โดยเริ่มต้นจากการอบแห้งเหล็กกล้าที่อุณหภูมิ 1000 -1100 °C ต่อด้วยการรีดหยาบเพื่อลดขนาด ซึ่งลูกรีดที่ใช้ในขั้นตอนนี้ทำจากเหล็กหล่อโครเมียมสูงหรือ Ni-hard จากนั้นจะทำการรีดให้ได้รูปทรงโดยใช้แท่นรีดจำนวน 7 แท่นโดยประมาณซึ่งในอดีตลูกรีดของแท่นที่ 1-5 จะทำจากเหล็กหล่อโครเมียมสูง แต่มีปัญหาคือขั้นตอนนี้จะมีการสึกหรอสูงมากและในช่วงต้นของการรีดนี้ต้องใช้ความเค้นแรงอัดสูง ดังนั้นลูกรีดต้องมีความต้านทานแรงอัดสูงและมีความต้านทานการสึกหรอสูงด้วย

พูน ปณ ทิโต ชีเว



ภาพประกอบ 1 กระบวนการรีดร้อนเหล็กกล้า [2]

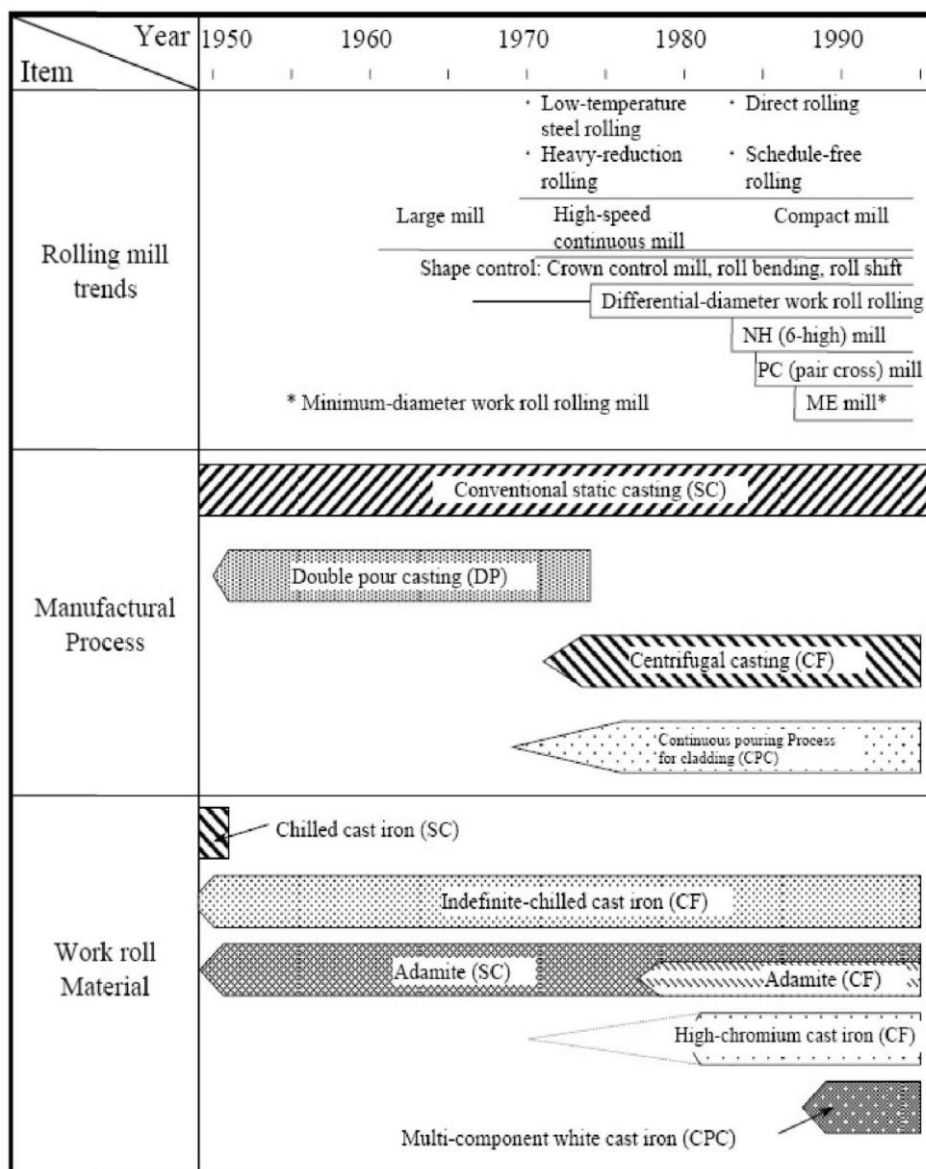
ตัวอย่างลูกรีดร้อนแสดงดังภาพประกอบที่ 2 โดยแนวทางการผลิตลูกรีดแสดงดังภาพประกอบที่ 3 โดยพบว่าโรงรีดเหล็กควรมีจำนวนแท่นรีดน้อยลง ลูกรีดต้องมีขนาดเล็กลง แต่มีความแข็งแรง มีความแกร่งและทนต่อการสึกหรอแบบขีดสีสูงและใช้งานที่อุณหภูมิเกินกว่า 600°C ได้ ส่วนกระบวนการผลิตลูกรีดในอดีตใช้วิธีหล่อแบบปกติในแบบหล่อทรายหรือแบบหล่อโลหะ อาจเป็นวิธีหล่อครั้งเดียว หรือเทหล่อสองครั้ง จากนั้นได้มีการพัฒนามาเป็นการหล่อเหวี่ยง จนมาถึงปัจจุบัน ซึ่งให้อัตราการผลิตและคุณภาพดีกว่าแบบแรก ในช่วงระยะ 50 ปีที่ผ่านมาได้มีการคิดค้นวิธีการหล่อแบบ CPC ซึ่งเป็นเทคนิคการหล่อลูกรีดแบบใหม่ที่ไม่ต้องเหวี่ยงน้ำโลหะ ทำให้สามารถหล่อลูกรีดได้ทุกส่วนผสมทางเคมี ส่วนวัสดุที่ใช้ในการผลิตลูกรีดเริ่มต้นจากการใช้เหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมต่ำและเหล็กกล้าไฮเปอร์ยูเทกตอยด์ จากนั้นได้พัฒนามาเป็นเหล็กหล่อ Ni-hard และเหล็กหล่อโครเมียมสูงตามลำดับ

พหุบัณฑิต ชีเว



ภาพประกอบ 2 ลูกกรีดสำหรับขึ้นรูปเย็นในอุตสาหกรรมการผลิตเหล็กกล้า [1]

แม้ว่าเหล็กหล่อโครเมียมสูงจะมีความต้านทานการสึกหรอสูง แต่มีข้อด้อยคือมีความแกร่งต่ำ ทนการบีบอัดได้ไม่สูงมากนัก เนื่องจากมีปริมาณยูเทคติกคาร์ไบด์ที่มีความเปราะในปริมาณที่สูง ดังนั้นการวิจัยที่เกี่ยวข้องกับลูกกรีดสำหรับการรีดเหล็กกล้าจึงมุ่งเน้นแนวทางในการพัฒนาหรือปรับปรุงสมบัติของลูกกรีดให้มีคุณภาพสูงขึ้น ดังนั้นเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด (Multi-component white cast iron) ได้พัฒนาและคิดค้นขึ้นในประเทศญี่ปุ่น โดย Pro. Yasuhiro Matsubara [1] พบว่าในปัจจุบันนี้มีการใช้เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมาทดแทนเหล็กหล่อโครเมียมสูง เนื่องจากมีความแข็งแรง ความแข็งและความแกร่งดีกว่าเหล็กหล่อขาวชนิดอื่น ๆ [2]



ภาพประกอบ 3 การพัฒนาเหล็กหล่อทนการสึกหรอแบบขัดสีสำหรับผลิตลูกรีดในอุตสาหกรรม
การผลิตเหล็กกล้า [2]

2.2 เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด

เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมีส่วนผสมพื้นฐานคล้ายกับเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง (High speed steel) โดยเติมธาตุผสม Cr, V, Mo, W และ Co อย่างละ 5% [1] แต่เหล็กหล่อชนิดนี้มีปริมาณคาร์บอนสูงกว่าเหล็กกล้าเครื่องมือ จุดประสงค์ในการเติมธาตุผสมหลายชนิดคือเพื่อทำให้เกิดคาร์ไบด์ประเภทยูเทคติกที่มีความแข็งสูง ทำให้มีความต้านทานต่อการสึกหรอสูงและ

มีปริมาณคาร์ไบด์ไม่มากจนเกินไปเพื่อรักษาความแกร่ง เหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดจะพบคาร์ไบด์เชิงซ้อนหลายชนิด เช่น MC, M_2C และ M_7C_3 (เมื่อ M คือธาตุต่างๆที่สามารถเกิดคาร์ไบด์ได้ เช่น Fe, Cr, Mo, V, W เป็นต้น) และมีเฟสเนื้อพื้นที่ประกอบด้วย เบนไนต์, มาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ โดยชนิดและปริมาณของคาร์ไบด์จะขึ้นกับปริมาณธาตุผสม [3-5] บทบาทของธาตุผสม แต่ละชนิด ส่งผลต่อการเกิดคาร์ไบด์และการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์ สามารถสรุปได้ดังนี้คือ

คาร์บอน (C) คาร์บอนเป็นธาตุผสมที่สำคัญสำหรับเหล็กหล่อ โดยจะใช้ฟอร์มคาร์ไบด์ ในระหว่างการแข็งตัวของส่วนที่เหลือนจะละลายในเนื้อพื้น ในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดจะมีคาร์ไบด์เกิดขึ้นหลายประเภท โดยแต่ละประเภทจะใช้คาร์บอนในการฟอร์มไม่เท่ากัน ดังนั้นคาร์บอน-สมมูล (C_{bal}) จึงเป็นตัวแปรที่ใช้ในการหาปริมาณคาร์บอนที่ละลายในเนื้อพื้นตามทฤษฎีโดยสมการคือ [1, 9]

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

เมื่อ % C คือคาร์บอนที่เติมลงไปเหล็กหล่อ ส่วน C_{stoich} คือปริมาณคาร์บอนที่ใช้ฟอร์มคาร์ไบด์ตามทฤษฎี (Stoichiometric) สำหรับกรณีที่เหล็กหล่อมีการฟอร์มคาร์ไบด์ยูเทกติกเฉพาะประเภท MC และ M_2C จะพบว่าค่า C_{stoich} หาได้จากสมการดังต่อไปนี้

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

แต่ในกรณีที่คาร์ไบด์ยูเทกติกประเภท M_7C_3 สามารถเกิดร่วมกับประเภท MC และ M_2C ค่า C_{stoich} หาได้จากสมการดังต่อไปนี้

$$C_{stoich} = 0.099(\%Cr) + 0.063 (\%Mo) + 0.033 (\%W) + 0.235 (\%V) \quad (4)$$

โครเมียม (Cr) เป็นธาตุผสมหลักของเหล็กหล่อทนการสึกหรอแบบขัดสีชนิด Ni-hard และเหล็กหล่อโครเมียมสูงโดยโครเมียม (Cr) ซึ่งจะฟอร์มคาร์ไบด์ได้ 4 แบบคือ M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ และ $M_{32}C_2$ ปกติแล้วในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมทนการสึกหรอจะพบเฉพาะคาร์ไบด์ยูเทกติกประเภท M_7C_3 ทั้งนี้คาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 จะทนการสึกหรอได้ดีเนื่องจากมีความแข็งสูงและมีขนาดเล็ก ความต่อน้อย นอกจากนี้ Cr ยังสามารถละลายในออสเทนไนต์และเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง ป้องกันการเกิดเพอร์ไลต์หรือเบนไนต์ในระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อน ดังนั้น Cr จึงถูกใช้เป็นธาตุผสมพื้นฐานของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด แต่อย่างไรก็ตามต้องควบคุมปริมาณไม่ให้มากเกินไปเพื่อให้คาร์ไบด์ชนิดอื่นที่มีความแข็งสูงกว่าสามารถเกิดขึ้นในระหว่างการแข็งตัว

โมลิบดีนัม (Mo) และ ทังสเตน (W) เป็นธาตุที่สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ได้แรงทั้งคู่โดย Mo จะฟอร์มคาร์ไบด์ชนิด MC, M₂C, M₆C ส่วน W จะฟอร์มคาร์ไบด์คล้ายกับ Mo คือ M₂C และ M₆C ซึ่งคาร์ไบด์เหล่านี้จะมีความแข็งสูงกว่าโครเมียมคาร์ไบด์มาก แม้ว่าธาตุเหล่านี้ส่วนใหญ่จะใช้ในการฟอร์มคาร์ไบด์ แต่ก็จะมีบางส่วนละลายในออสเทนไนต์ ถึงแม้ว่าจะมีปริมาณน้อยแต่สามารถเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งเป็นอย่างมาก เมื่อมองในแง่ความสามารถในการชุบแข็งจะพบว่า Mo ให้ผลดีกว่า W แต่อย่างไรก็ตามทั้งคู่สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ลำดับที่สองในระหว่างการทำการรมวิธีทางความร้อน ซึ่งสามารถรักษาเสถียรภาพได้สูงถึง 873K เนื่องจากธาตุทั้งสองชนิดมีสมบัติคล้ายกัน ดังนั้นเพื่อง่ายในการเข้าใจผลของทั้งสองธาตุ จึงจะอธิบายผลของ Mo ในรูปแบบของค่าเทียบเท่าผลของ W ในรูปของร้อยละคาทังสเตนสมมูล (%W_{eq}) [10] ดังสมการคือ

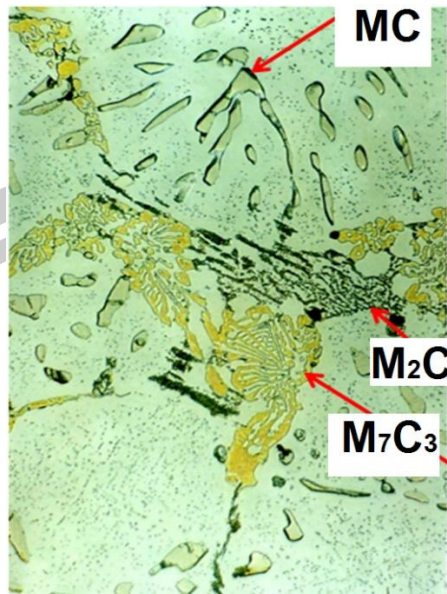
$$\%W_{eq} = \%W + 2 (\%Mo) \quad (5)$$

วานาเดียม (V) เป็นธาตุที่นิยมเติมลงในเหล็กกล้าเพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคให้มีความละเอียด โดย V จะฟอร์มคาร์ไบด์ชนิด MC ซึ่งมีความแข็งสูงกว่า M₂C และ M₆C อีกทั้งยังทนต่อการสึกหรอได้ดีเยี่ยม โดยทั่วไป V จะไม่มีผลต่อการเพิ่มความความสามารถในการชุบแข็ง แต่จะมีผลต่อการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Secondary hardening) ในขั้นตอนการอบคืนตัวเป็นอย่างมาก คาร์ไบด์ของ V จะมีความแข็งสูงและทนอุณหภูมิได้สูงมาก

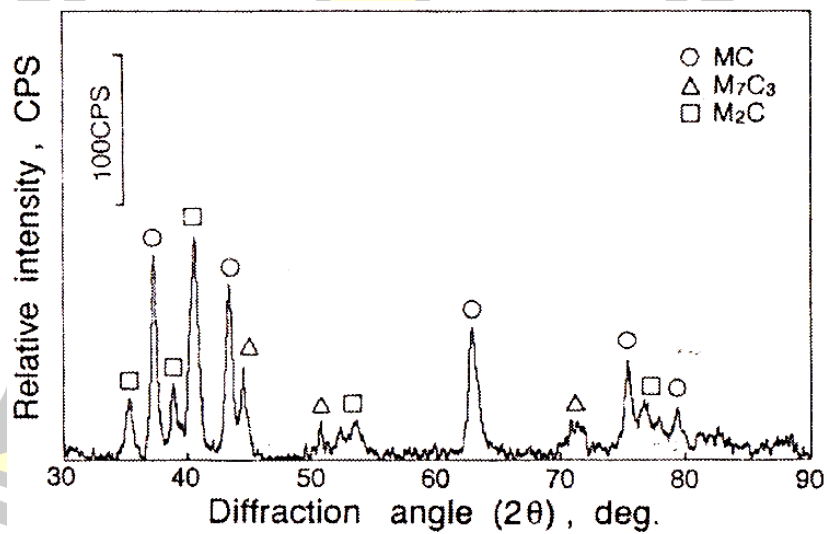
โคบอลต์ (Co) เป็นโลหะในกลุ่มเดียวกับกับ Ni ไม่สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ได้และลดความสามารถในการชุบแข็ง แต่ Co สามารถรักษาความแข็งแรงเมื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูง นอกจากนี้ยังป้องกันการโตของเกรนที่อุณหภูมิสูงได้ดี

2.3 คาร์ไบต์ในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด

คาร์ไบด์ที่พบในเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐานคือ MC M₂C และ M₇C₃ ฝังอยู่ในเนื้อพื้นที่ประกอบด้วยเพอไลต์ เบไนต์ มาร์เทนไซต์ หรือ ออสเทนไนต์ โดยชนิดและปริมาณของคาร์ไบด์จะขึ้นอยู่กับปริมาณธาตุผสม ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดแสดงดังภาพประกอบ 4 โดยพบคาร์ไบด์ทั้งสามชนิดซึ่งสามารถยืนยันโดยผลการวิเคราะห์ด้วย XRD แสดงดังภาพประกอบ 5



ภาพประกอบ 4 คาร์ไบด์ยูเทคติกในเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด (น้ำยา Groesbeck) [1]



ภาพประกอบ 5 ผลการวิเคราะห์ชนิดของคาร์ไบด์ด้วยเทคนิค X-ray Diffraction (XRD) [18]

ลักษณะของคาร์ไบด์ที่สามารถพบในเหล็กหล่อชนิดนี้จะมีลักษณะแตกต่างกันดังภาพประกอบที่ 4 สามารถสรุปได้ดังนี้ คือ

ชนิด MC จะมีลักษณะเป็นแผ่น หรือก้อนกลมและมีความแข็งประมาณ 2500-3000 HV โดยจะมีธาตุ V เป็นองค์ประกอบหลัก

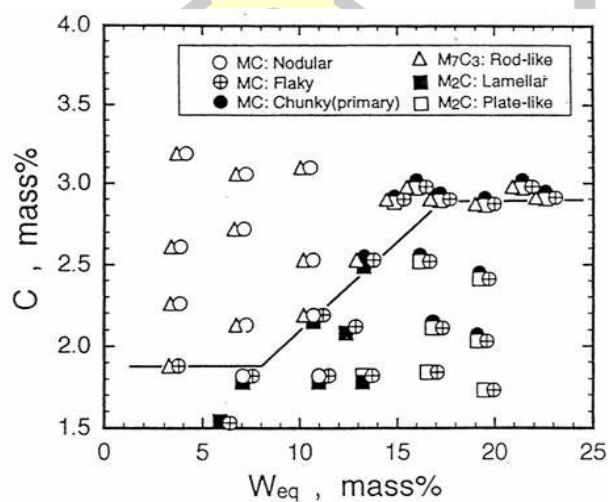
ชนิด M_2C จะมีลักษณะเป็นเส้นหรือแถบสลับแสดง มีความแข็งประมาณ 1500-2000 HV โดยจะมีธาตุส่วนใหญ่เป็น Mo และ W

ชนิด M_7C_3 จะมีลักษณะแผ่นหรือตาข่าย ledeburite โดยมีความแข็งประมาณ 1500 HV โดยมี Cr และ Fe เป็นธาตุผสมหลัก

ตาราง 1 ปริมาณธาตุผสมของคาร์ไบด์ในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด [4]

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

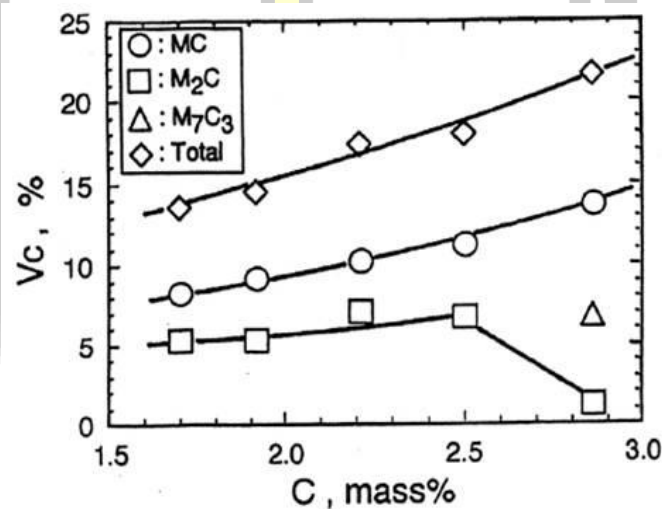
ภาพประกอบ 6 แสดงผลของ Mo และ W ซึ่งอยู่ในรูปของค่า W_{eq} และปริมาณ C ต่อชนิดและโครงสร้างของคาร์ไบด์ ทั้งนี้จะพบคาร์ไบด์ประเภท MC ที่มีลักษณะกลมเมื่อปริมาณ W_{eq} น้อยกว่า 11% และมี C น้อยกว่า 2% ส่วนคาร์ไบด์ชนิด M_2C ที่มีลักษณะเป็นแถบสลับ (Lamellar) จะเกิดขึ้นเมื่อ W_{eq} มีค่าน้อยกว่า 15% และมี C 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 6 ผลของคาร์บอนและ W_{eq} ต่อชนิดและรูปร่างของคาร์ไบด์

(5%Cr-5%V-5%Co-Mo-W-C) [4]

เนื่องจากเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดจะมีคาร์ไบด์หลายชนิดเกิดขึ้นในระหว่างการแข็งตัว และสัดส่วนของคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นแตกต่างกันตามส่วนผสมทางเคมี สัดส่วนของคาร์ไบด์ที่พบในเหล็กหล่อที่เติมธาตุผสมหลายชนิดแสดงดังภาพประกอบ 7 พบว่าสัดส่วนของคาร์ไบด์เพิ่มขึ้นตามปริมาณ C โดยเฉพาะชนิด MC และ M_2C แต่อย่างไรก็ตามปริมาณคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 จะลดลงที่ปริมาณ C สูงเนื่องจากเกิดคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 ร่วมด้วย โดยรวมแล้วจะมีปริมาณคาร์ไบด์ทั้งหมดไม่เกิน 25% โดยปริมาตรในเหล็กหล่อที่มี 1.5-2.8%C



ภาพประกอบ 7 ผลของคาร์บอนต่อร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของคาร์ไบด์ (V_c)

(C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5Co) [4]

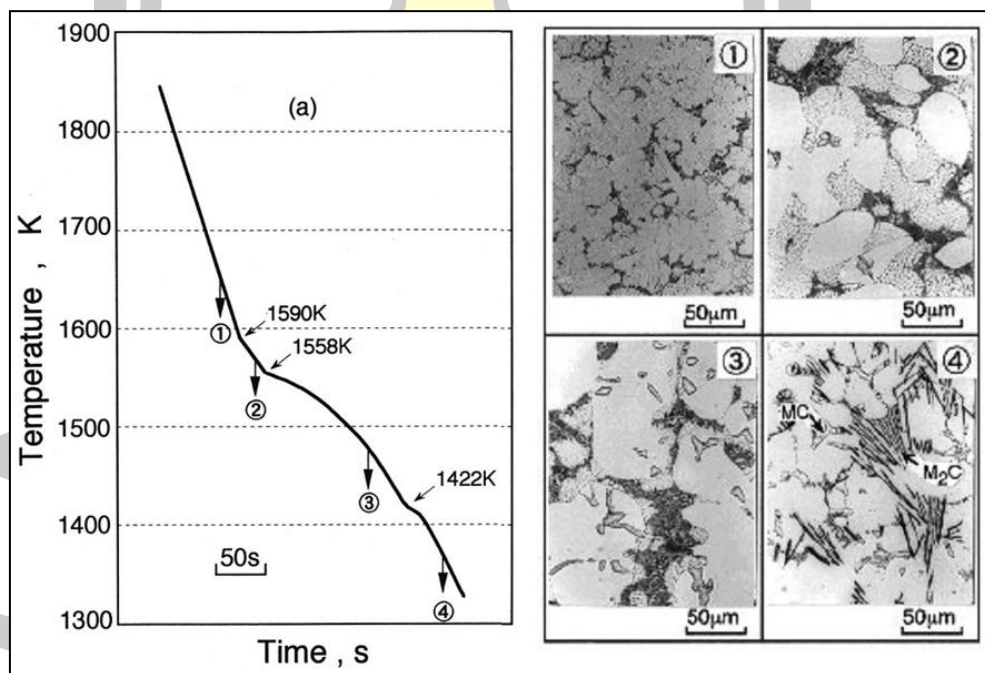
2.4 กระบวนการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด

การศึกษากระบวนการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดจะอาศัยเส้นโค้งการเย็นตัวแสดงดังภาพประกอบ 8 จากแผนภูมิการเย็นตัวสามารถสรุปลำดับของการเปลี่ยนเฟสของน้ำโลหะได้ดังนี้คือ เฟสออสเทนไนต์ปฐมภูมิ (γ_p) จะเกิดขึ้นมาในของเหลวเป็นอันดับแรกตามด้วยโครงสร้างยูเทคติก (γ +คาร์ไบด์) โดยโครงสร้างยูเทคติกจะสามารถเป็นได้ทั้ง (γ +MC) (γ + M_2C) และ (γ + M_7C_3) ขึ้นกับส่วนผสมทางเคมี ตัวอย่างลำดับการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมต่างกันแสดงดังตาราง 2

ในทางปฏิบัติพบว่าชนิดของโครงสร้างยูเทคติกจะเปลี่ยนแปลงตามส่วนผสม ดังนั้นจึงได้มีการสร้างแผนภูมิการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐานคือ C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co แสดงดังภาพประกอบ 9 จากแผนภูมิการแข็งตัวพบว่าเดนไดรต์ของเฟสออสเทนไนต์(γ_p) เกิดขึ้นก่อนเป็นอันดับแรก ตามด้วยโครงสร้างยูเทคติกชนิด ($\gamma+MC$) และ ($\gamma+M_7C_3$) หรือ ($\gamma+M_2C$) ตามลำดับ โดยพบว่าคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด M_7C_3 จะเกิดในเหล็กหล่อที่มีปริมาณคาร์บอนมากกว่า 2% และชนิด M_2C พบในเหล็กหล่อที่มีปริมาณคาร์บอนน้อยกว่า 2% ภาพประกอบ 10 แสดงตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่มีส่วนผสม 2%C เมื่ออ้างอิงตามภาพประกอบ 9 จะสามารถสรุปการแข็งตัวได้ดังนี้



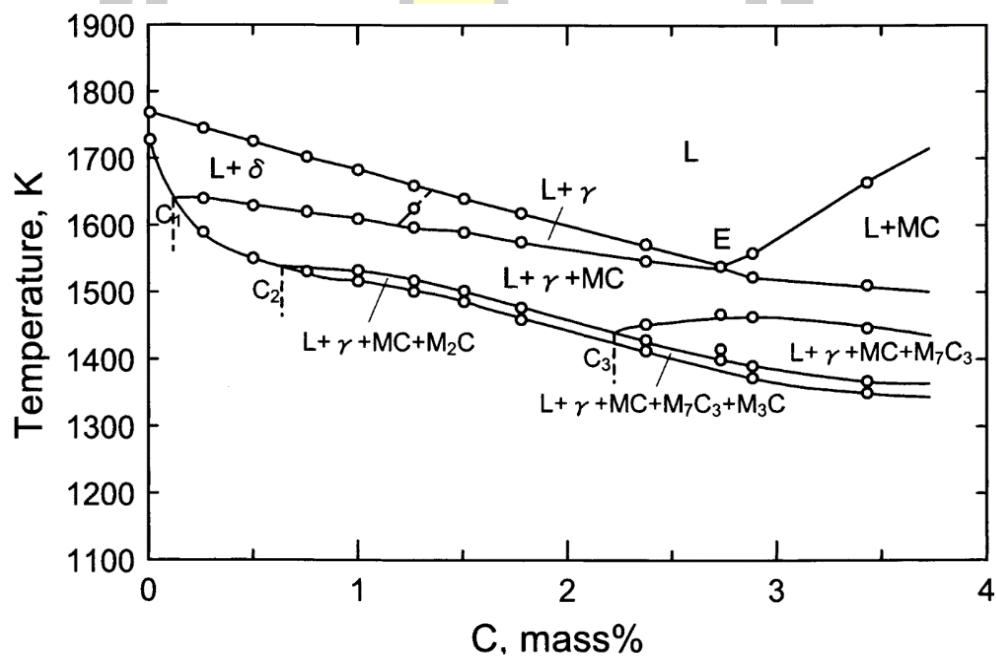
ดังนั้น ที่อุณหภูมิห้องจึงประกอบด้วยออสเทนไนต์เดนไดรต์ โครงสร้างยูเทคติกของ ($\gamma+MC$) และ ($\gamma+M_2C$)



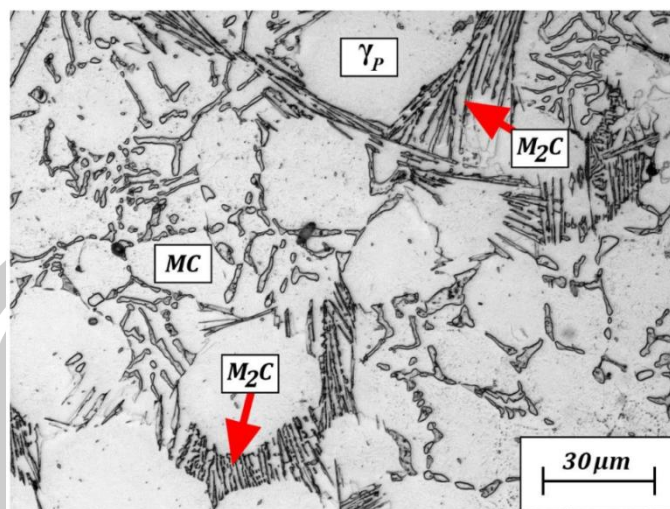
ภาพประกอบ 8 เส้นโค้งการเย็นตัวและโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐาน (2%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V) [3]

ตาราง 2 ขั้นตอนการแข็งตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมแตกต่างกัน [3-5]

No.	Chemical composition	Combination of carbide	Solidification Sequence
1	2%C 5%Cr 2%Mo 2%W 9%V 5%Co	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
2	3%C 5%Cr 2%Mo 2%W 5%V 5%Co	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
3	3%C 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



ภาพประกอบ 9 แผนภูมิการแข็งตัวของระบบ C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co [24]



ภาพประกอบ 10 โครงสร้างในสภาพหล่อของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐาน 2%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-2%Co [14]

2.5 การแปลงเฟสในขณะทำกรรมวิธีทางความร้อน

กรรมวิธีทางความร้อนจะกระทำหลังจากการหล่อ โดยมีจุดประสงค์เพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล กระบวนการทางกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิด ได้แก่การอบอ่อน การชุบแข็งและการอบคืนตัว ซึ่งเป็นวิธีทั่วไปที่ใช้กับเหล็กกล้าเครื่องมือ

2.5.1 การแปลงเฟสในกระบวนการชุบแข็ง

ความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีที่ดีจะได้รับเมื่อเหล็กหล่อมีเนื้อพื้นที่เป็นมาร์เทนไซต์เกือบทั้งหมด โดยมีออสเทนไนต์เหลือค้างบางส่วน แต่เนื้อพื้นที่เป็นมาร์เทนไซต์เกือบทั้งหมดนี้ไม่สามารถเกิดขึ้นได้ในสภาพหล่อ ดังนั้นจึงจำเป็นต้องมีการชุบแข็งขึ้นงานเพื่อเพิ่มความแข็งแรง การชุบแข็งเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดจะคล้ายกับเหล็กกล้าเครื่องมือ โดยการอบเหล็กหล่อในช่วงอุณหภูมิ 1000-1100 °C ภายใต้การควบคุมบรรยากาศของแก๊สเฉื่อยหรือสุญญากาศ เพื่อป้องกันการเกิดออกซิเดชัน จากนั้นจะทำการชุบแข็งด้วยเป่าลม หรือแก๊สไนโตรเจน การชุบแข็งจะประสบความสำเร็จหรือไม่ขึ้นอยู่กับปัจจัยที่เกี่ยวข้องสำคัญคือ ปริมาณธาตุที่ละลายในเนื้อพื้น เนื่องจากเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดมีการเติมธาตุหลายชนิดที่ส่งผลต่อความสามารถในการชุบแข็ง ดังนั้นจึงมีความจำเป็นต้องเข้าใจพฤติกรรมของธาตุเหล่านั้นต่อความสามารถในการชุบแข็ง

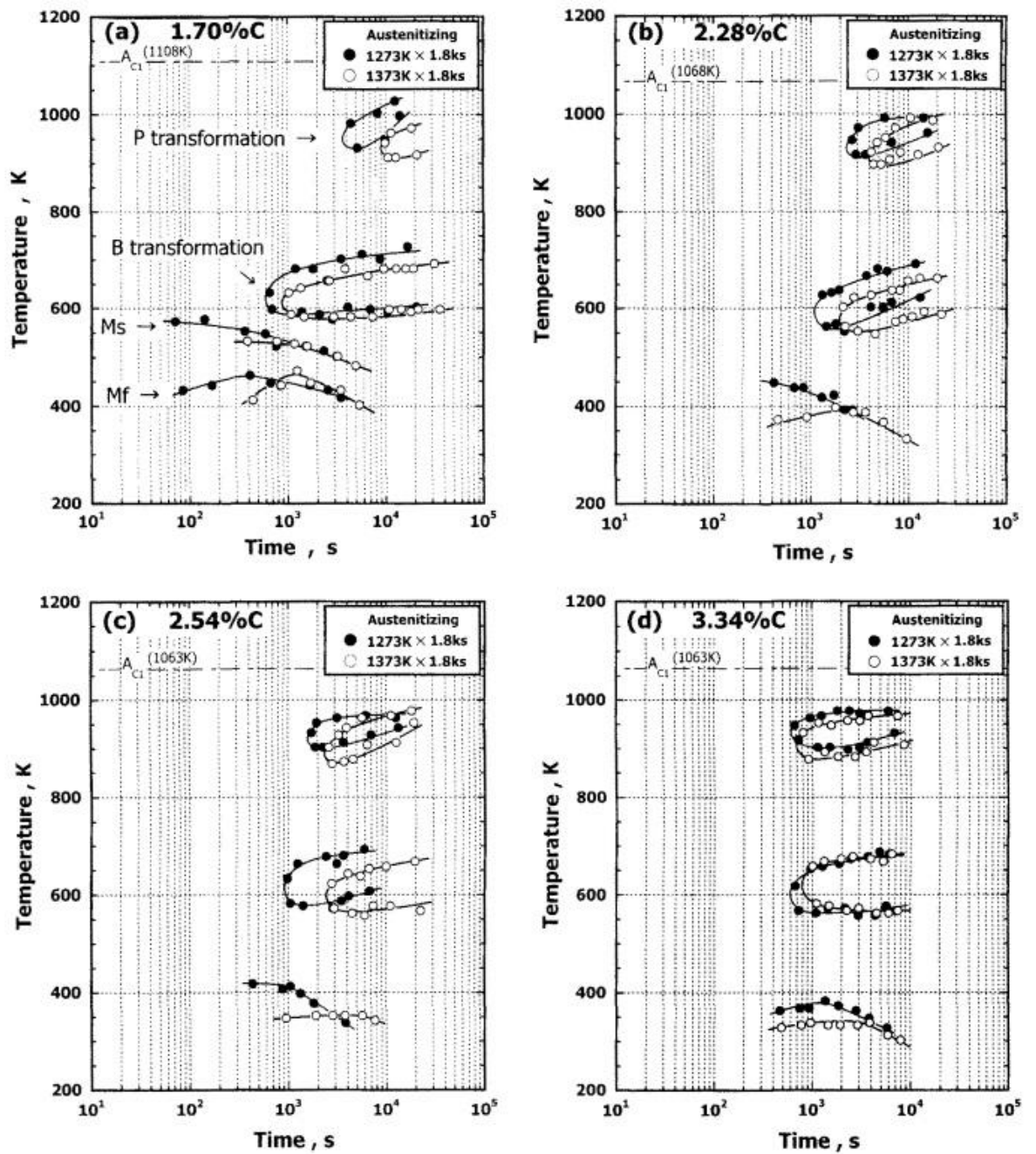
โดยทั่วไปการทำนายการแปลงเฟสในการชุบแข็งจะอาศัยแผนภูมิการแปลงเฟสอย่างต่อเนื่องหรือแผนภูมิ CCT (Continuous Cooling Transformation)

ผลของ C ต่อการแปลงเฟสในแผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐานแสดงดังภาพประกอบ 11 โดยการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1323 และ 1373K พบว่าเส้นโค้งการแปลงเฟสของเพอไลต์ เบนไนต์และมาร์เทนไซต์แยกจากกันชัดเจน การเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะทำให้การแปลงเฟสเกิดขึ้นช้าหรือเกิดขึ้นที่อุณหภูมิต่ำลง จากเส้นโค้งการแปลงเฟสแต่ละเฟสแสดงดังภาพประกอบ 11 พบว่าเส้นโค้งการแปลงเฟสจะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิต่ำลงที่แม้ว่าจะเพิ่มปริมาณคาร์บอน แต่เวลาที่ตำแหน่งจุมกของเส้นโค้งจะเปลี่ยนแปลงไปตามปริมาณ C โดยเส้นโค้งการแปลงเฟสของเพอไลต์จะเลื่อนมาทางซ้ายมากขึ้น (ใช้เวลาในการเกิดสั้นลง) เมื่อเพิ่มปริมาณ C เนื่องจาก C จะส่งเสริมการเกิดเพอไลต์ ในทางตรงข้ามเส้นโค้งเบนไนต์จะเลื่อนไปทางขวามากขึ้นเมื่อปริมาณ C สูงขึ้น

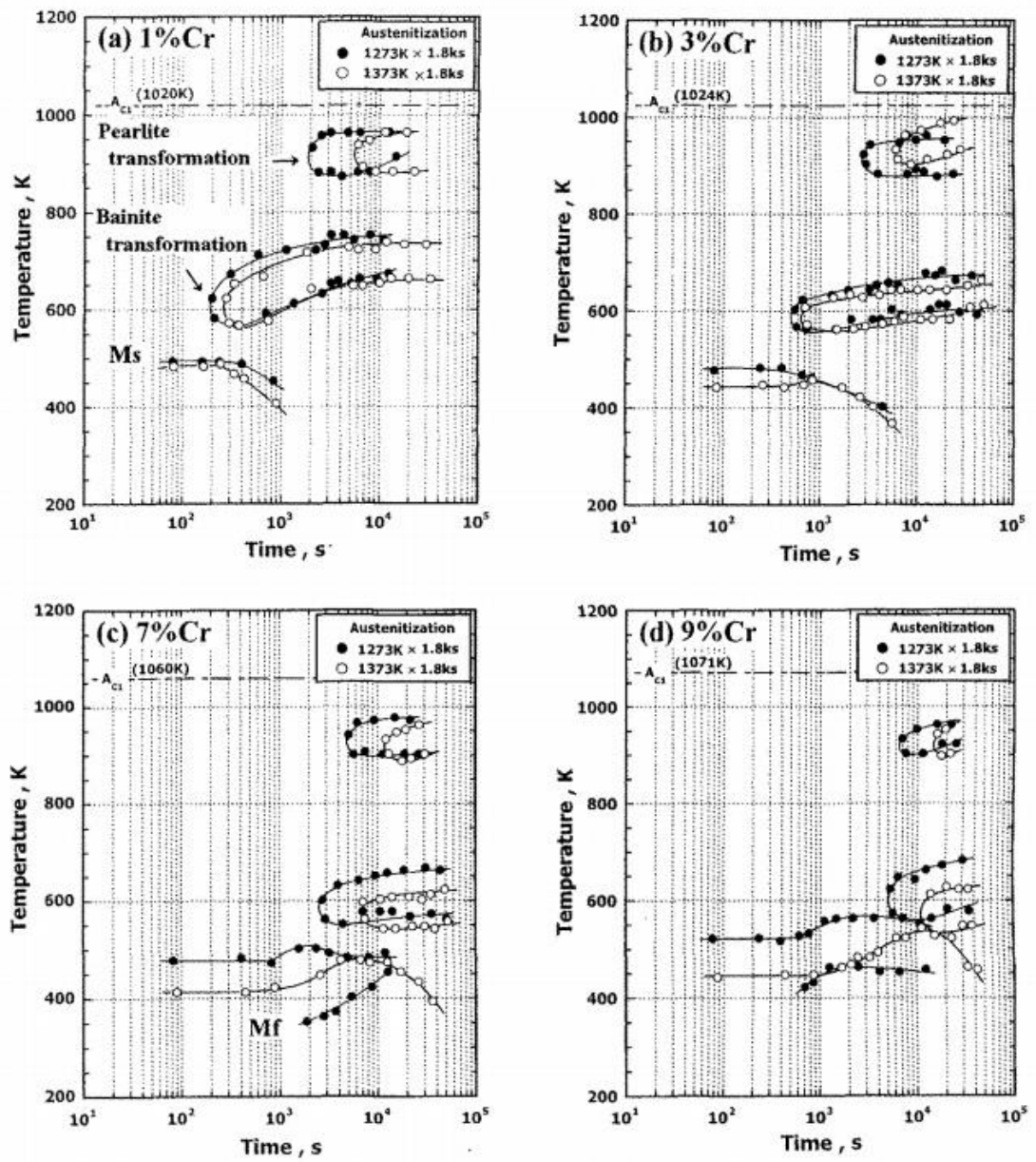
ผลของ Cr ต่อการแปลงเฟสในแผนภูมิ CCT แสดงดังภาพประกอบ 12 พบว่าเส้นโค้งการแปลงเฟสของเพอไลต์ เบนไนต์และมาร์เทนไซต์แยกกันชัดเจน โดยเส้นโค้งของเพอไลต์และเบนไนต์เลื่อนไปทางขวาหรือเกิดได้ช้าขึ้นเมื่อปริมาณ Cr เพิ่มขึ้น เนื่องจาก Cr สามารถป้องกันหรือหน่วงการแปลงเฟสจาก ออสเทนไนต์เป็นเพอไลต์หรือเบนไนต์ได้ดี ดังนั้นจึงมีความสำคัญสำหรับการชุบแข็งด้วยลมเป่า อย่างไรก็ตามที่ปริมาณ Cr จะทำให้เส้นเบนไนต์และมาร์เทนไซต์ซ้อนทับกัน

ผลของ Mo และ W ต่อแผนภูมิ CCT แสดงดังภาพประกอบ 14 โดยแสดงอยู่ในรูปของค่า W_{eq} พบว่าการเพิ่มค่า W_{eq} จะทำให้เส้นโค้งการแปลงเฟสเป็นเพอไลต์จะเลื่อนไปทางขวามากขึ้นหรือทำให้เกิดเพอไลต์ได้ยากขึ้น แต่เส้นโค้งเบนไนต์จะเลื่อนมาทางซ้ายหรือเกิดเบนไนต์ได้ง่ายขึ้น อย่างไรก็ตามเส้นโค้ง เบนไนต์และมาร์เทนไซต์ยังคงแยกกันอย่างชัดเจน

ผลของ V ต่อการแปลงเฟสในแผนภูมิ CCT แสดงดังภาพประกอบ 13 พบว่าเส้นโค้งการแปลงเฟสจะสูงขึ้นกว่ากรณีที่เติมธาตุผสมอื่น โดยเส้นโค้งเบนไนต์และมาร์เทนไซต์จะซ้อนทับกัน เมื่อปริมาณ V สูงขึ้นเกินกว่า 7% และ เส้นโค้งเบนไนต์จะหายไปเมื่อทำการเติม V ประมาณ 9%

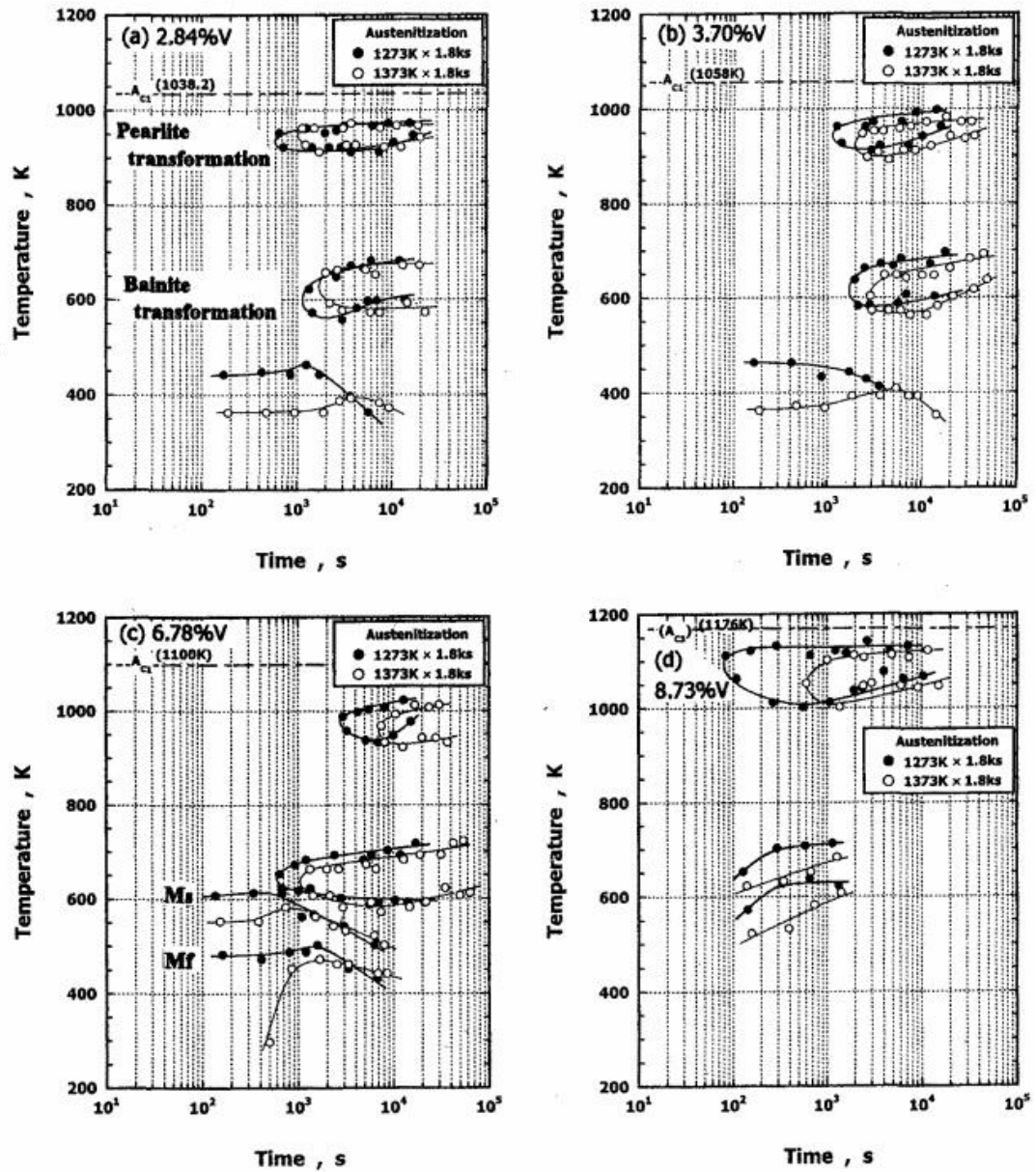


ภาพประกอบ 11 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณคาร์บอนแตกต่างกัน (C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co) [20]



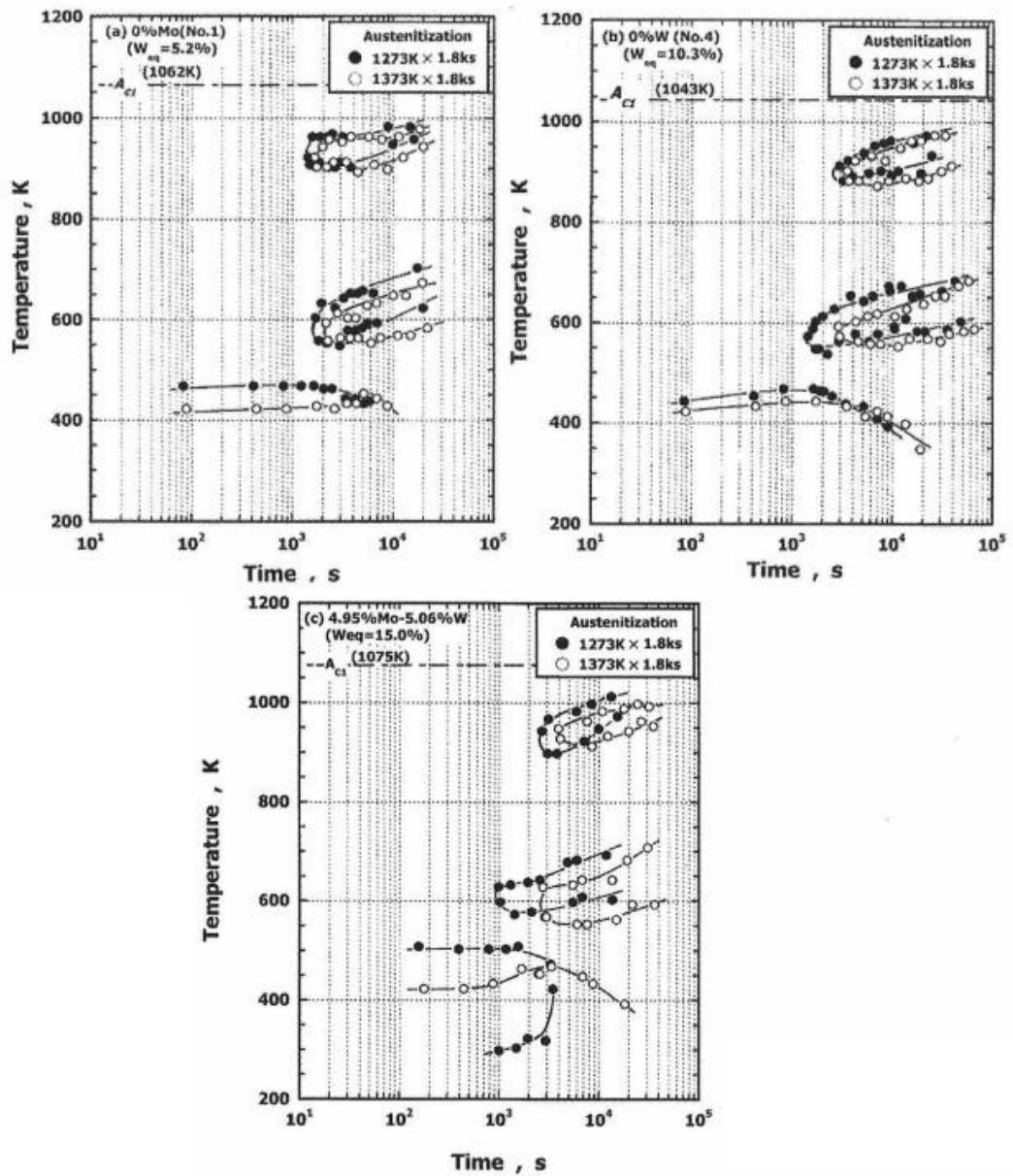
ภาพประกอบ 12 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณโครเมียมแตกต่างกัน (2%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co-%Cr) [22]

พหุบัน ปณฺ ทิโต ขเว



ภาพประกอบ 13 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณวาเนเดียมแตกต่างกัน (2%C-5%Cr-5%V-5%Co-%W-%Mo) [21]

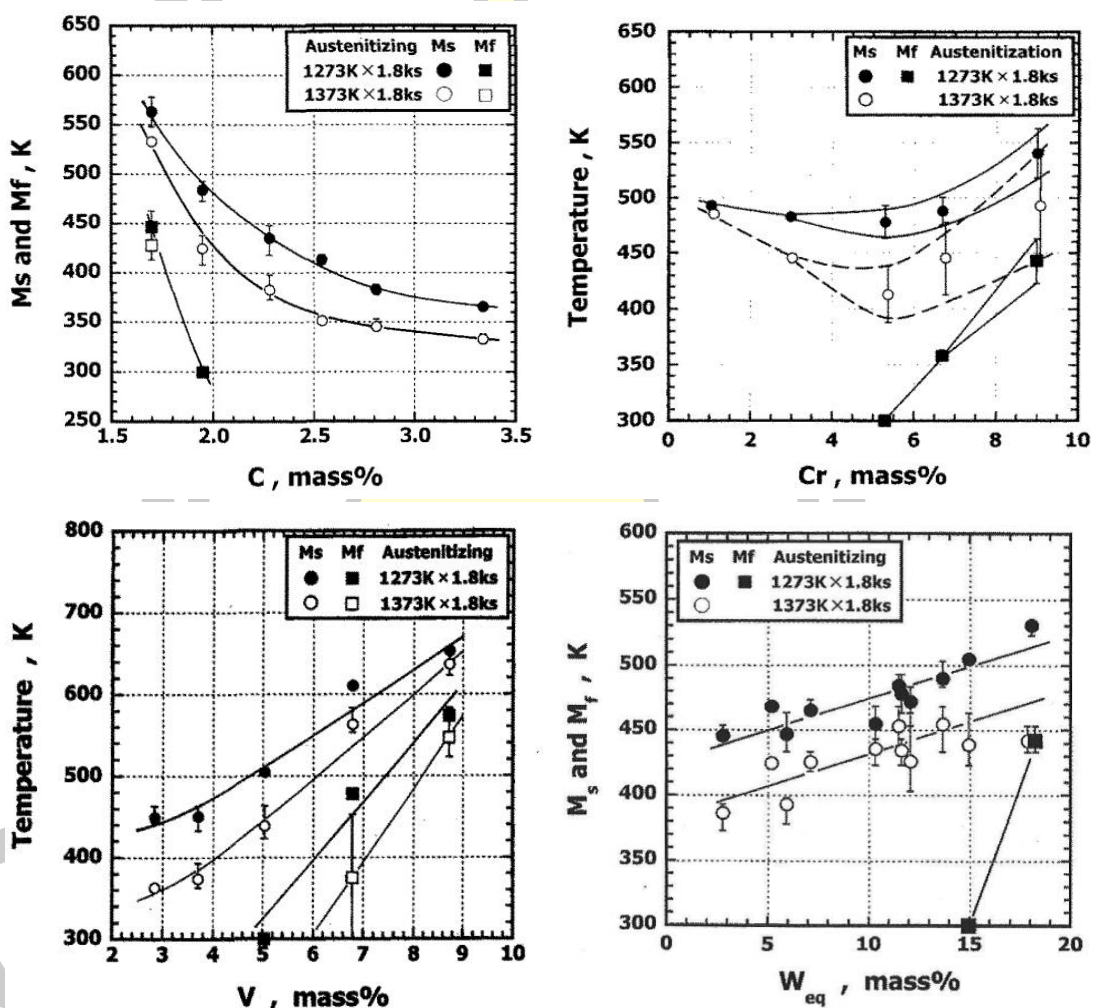
พหุบัณฑิต



ภาพประกอบ 14 แผนภูมิ CCT สำหรับเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีปริมาณทั้งสแตนและ
โมลิบดีนัมแตกต่างกัน (2%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%Co-%V) [11]

พจนานุกรมศัพท์โลหะ

ผลของธาตุผสมต่ออุณหภูมิการเริ่มเกิดมาร์เทนไซต์ (M_s) และเกิดมาร์เทนไซต์โดยสมบูรณ์ (M_f) แสดงดังภาพประกอบ 15 พบว่าการเพิ่ม C จะทำให้อุณหภูมิ M_s และ M_f ลดลงอย่างมาก ในกรณีของ Cr พบว่าจะลดอุณหภูมิ M_s ลงเมื่อเพิ่ม 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 อย่างช้าๆ เมื่อเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะทำให้อุณหภูมิ M_s และ M_f ลดลง เนื่องจากการเติมธาตุผสมสูงจะลดอุณหภูมิ M_s และ M_f ให้ต่ำลง และในบางกรณีอาจต่ำกว่าอุณหภูมิห้อง



ภาพประกอบ 15 ผลของธาตุผสมต่ออุณหภูมิการเริ่มเกิดมาร์เทนไซต์ (M_s) และการเกิดมาร์เทนไซต์สมบูรณ์ (M_f) [23]

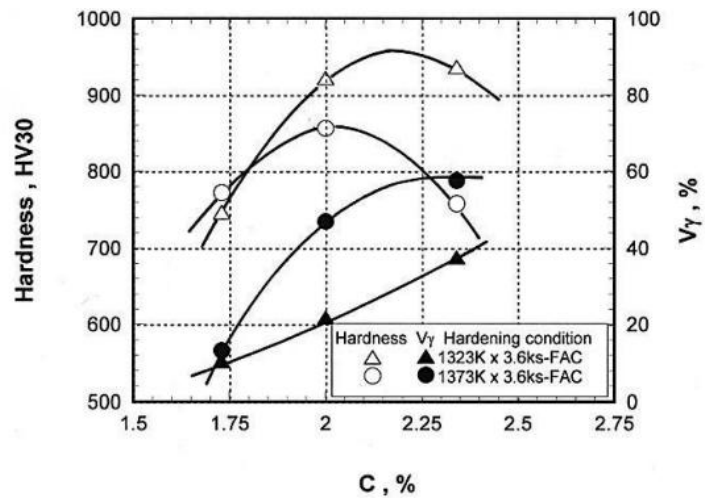
2.6 พฤติกรรมของกรรมวิธีทางความร้อน

ในสภาพหล่อจะมีความแข็ง ความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีต่ำเพราะเนื้อพื้นเป็น ออสเทนไนต์หรือเพอไลต์ ดังนั้นจึงต้องปรับสภาพเนื้อพื้นเป็นมาร์เทนไซต์เกือบทั้งหมด โดยมี ออสเทนไนต์เหลือค้ำบางส่วน แต่เนื้อพื้นที่เป็นมาร์เทนไซต์เกือบทั้งหมดนี้ไม่สามารถเกิดขึ้นได้ ในสภาพหล่อ ดังนั้นการทำการกรรมวิธีทางความร้อนจึงจำเป็นสำหรับการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคและ สมบัติของเหล็กหล่อ

2.6.1 สภาพชุบแข็ง

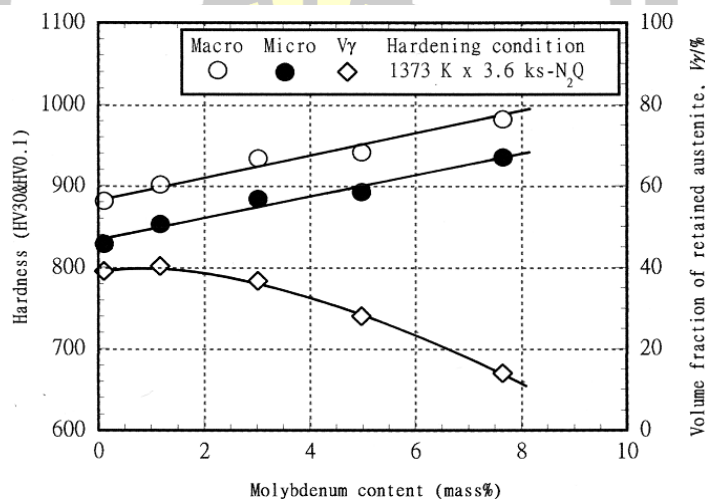
เนื่องจากออสเทนไนต์ที่เกิดขึ้นในสภาพหล่อมีเสถียรภาพสูงมากจากการละลาย แบบยิ่งยวดของธาตุผสม ดังนั้นพื้นฐานการชุบแข็งคือการลดเสถียรภาพของออสเทนไนต์ลง เพื่อให้ สามารถเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ในขั้นตอนการเย็นตัวได้ ออสเทนไนต์จะขาดเสถียรภาพเมื่อมี การตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองขึ้น คาร์ไบด์ลำดับที่สองนี้จะลดคาร์บอนและธาตุผสมใน ออสเทนไนต์ลง ส่งผลให้อุณหภูมิการแปลงเฟสเป็นมาร์เทนไซต์สูงกว่าอุณหภูมิห้อง ขั้นตอนนี้จะใช้ อุณหภูมิในช่วง 1000-1100 °C โดยต้องแช่ชิ้นงานไว้ที่อุณหภูมินี้ระยะเวลาหนึ่ง เพื่อให้เกิดการ ตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สอง โดยระยะเวลาในการแช่จะขึ้นกับอุณหภูมิและส่วนผสมทางเคมี จากนั้นจะทำการเย็นตัวโดยให้ลงมาที่อุณหภูมิห้อง ออสเทนไนต์ที่ขาดเสถียรภาพจะแปลงเฟสเป็น มาร์เทนไซต์ แต่อย่างไรก็ตามยังคงมีออสเทนไนต์เหลือค้ำบางส่วนอยู่

ผลของธาตุ C ต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_{γ}) ในสภาพ ชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดแสดงดังภาพประกอบ 16 พบว่าความแข็งสูงสุดหลัง การชุบแข็งจะเกิดขึ้นในช่วง 2.0-2.3%C โดยมีออสเทนไนต์เหลือค้ำประมาณ 20-40% การชุบแข็ง ที่อุณหภูมิสูงจะมีความแข็งต่ำกว่าที่อุณหภูมิต่ำ เนื่องจากมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำสูงจากการที่มี ธาตุ C ละลายในออสเทนไนต์ได้เพิ่มขึ้น ความแข็งเกินกว่า 900HV30 ได้รับในชิ้นงานที่เติม 2.0-2.3%C ผ่านการชุบแข็งที่ 1323K



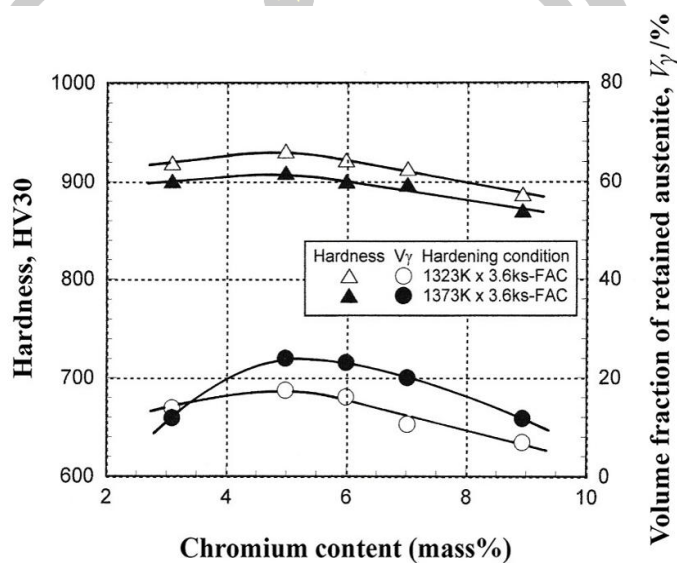
ภาพประกอบ 16 ผลของ C ต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐาน [14]

ภาพประกอบ 17 แสดงผลของ Mo ต่อความแข็งและ V_{γ} ในเหล็กหล่อชนิดขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิดที่มี 2.0% C พบว่า Mo สามารถเพิ่มความแข็งในสภาพชุบแข็งได้อย่างต่อเนื่อง โดยความแข็งเกินกว่า 900HV30 ได้รับเมื่อเติม Mo มากกว่า 1% เนื่องจากการเกิดคาร์ไบด์ชนิด M_2C ที่มีความแข็งสูง ส่วนค่า V_{γ} ลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อ Mo เพิ่มขึ้น เกิดจากการที่ Mo ส่งเสริมการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สอง ทำให้ C และธาตุผสมอื่นๆ ที่ละลายในออสเทนไนต์ถูกใช้ในการฟอร์มคาร์ไบด์ลำดับที่สอง ทำให้อุณหภูมิ M_s เพิ่มสูงขึ้น ดังนั้นปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างจึงลดลงอย่างต่อเนื่อง



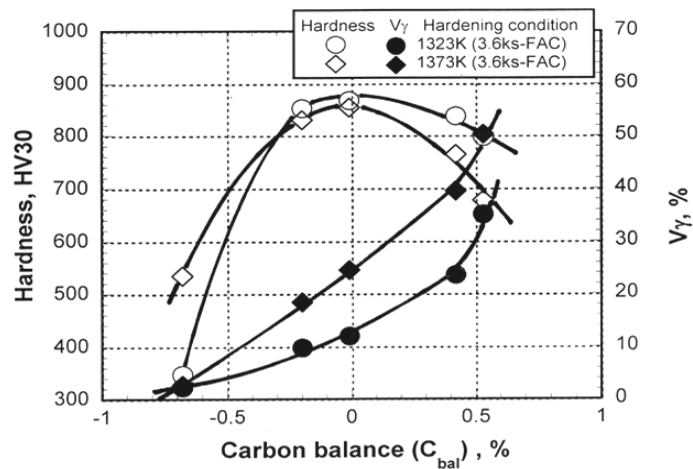
ภาพประกอบ 17 ผลของ Mo ต่อความแข็งและ สัดส่วนเชิงปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐาน [16]

ผลของ Cr ต่อความแข็งและ V_γ แสดงดังภาพประกอบ 18 พบว่าความแข็งเพิ่มขึ้นเล็กน้อยแล้วลดลงเมื่อปริมาณ Cr เพิ่มขึ้น โดยความแข็งเกินกว่า 900HV30 ได้รับในช่วง 3-7%Cr การเติม Cr มากกว่า 6% จะทำให้ความแข็งในสภาพชุบแข็งลดลง ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างเพิ่มขึ้นในช่วง 3-6%Cr จากนั้นจะลดลง ซึ่งสอดคล้องกับการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิ M_s ในภาพประกอบ 15 ที่อุณหภูมิ M_s จะลดลงในช่วงไม่เกิน 6%Cr



ภาพประกอบ 18 ผลของ Cr ต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสมพื้นฐาน [22]

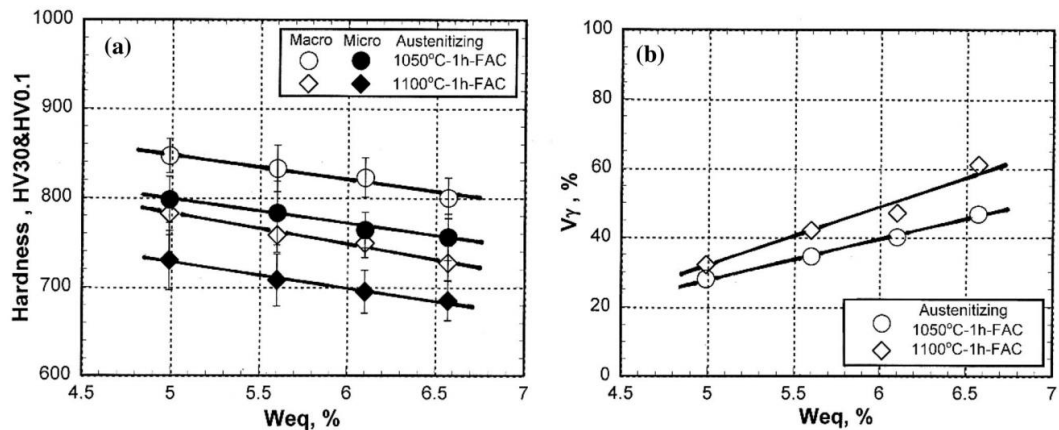
ผลของค่า C_{bal} การเปลี่ยนแปลงความแข็งและ V_γ ในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดในสภาพชุบแข็งแสดงดังภาพประกอบ 19 พบว่าค่า C_{bal} มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างอย่างมาก โดยความแข็งเพิ่มขึ้นอย่างมากเมื่อ C_{bal} เพิ่มขึ้นจาก -0.68% ถึง 0% จากนั้นจะลดลงเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้นมากกว่า 0% ค่า V_γ เพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า C_{bal} เพิ่มขึ้น ซึ่งเกิดจากการที่เหล็กหล่อมีความสามารถในการชุบแข็งดีขึ้นเมื่อเพิ่มค่า C_{bal} ทำให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้เพิ่มขึ้นจากเดิมที่เป็นเพอไลต์ การเพิ่มขึ้นของค่า C_{bal} จะทำให้มีปริมาณ C ในออสเทนไนต์มากขึ้น ซึ่ง C เป็นธาตุที่ลดอุณหภูมิ M_s ได้อย่างมาก ทำให้ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างจึงเพิ่มขึ้น แต่เมื่อถึงจุดหนึ่งพบว่าปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างจะลดความแข็งโดยรวมลงเนื่องจากออสเทนไนต์เป็นเฟสอ่อน



ภาพประกอบ 19 ผลของ C_{bal} ต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเดิมธาตุผสมกึ่งหลายชนิด [9]

ผลของค่า W_{eq} ต่อความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างในเหล็กหล่อขาวที่เดิมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดมีส่วนผสม $0.3\%C_{bal}$ แสดงดังภาพประกอบ 20 พบว่าความแข็งแบบมาโครและไมโครลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า V_γ เพิ่มขึ้น โดยมีค่าสูงสุดที่ประมาณ $28\%V_\gamma$ คือ $847HV_{30}$ ส่วนความแข็งแบบไมโครแสดงพฤติกรรมเดียวกับความแข็งแบบมาโคร ความแข็งสูงในช่วงแรกเกิดจากเนื้อพื้นของชิ้นงานมีเฟสมาร์เทนไซต์เป็นส่วนใหญ่ มีคาร์ไบด์ลำดับที่สองจำนวนมากและมีออสเทนไนต์เหลือค้างน้อยกว่าชิ้นงานอื่น จากนั้นความแข็งลดลงเมื่อ V_γ เพิ่มขึ้น เนื่องจากการลดลงของเฟสมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สอง ควบคู่กับการเพิ่มขึ้นของปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง ดังนั้นจึงสามารถกล่าวได้ว่าการเพิ่มค่า W_{eq} จะทำให้มีปริมาณออสเทนไนต์ในเนื้อพื้นมากทำให้ความแข็งของเนื้อพื้นลดลง ส่งผลให้ความแข็งในสภาพชุบแข็งโดยรวมลดลง

พหุบัน ปณฺ ทิโต ชิว



ภาพประกอบ 20 ผลของค่า W_{eq} ต่อความแข็งและสัดส่วนเชิงปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_7) ในสภาพชุบแข็งของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิดที่มีส่วนผสม $0.3\%C_{bal}$ [10]

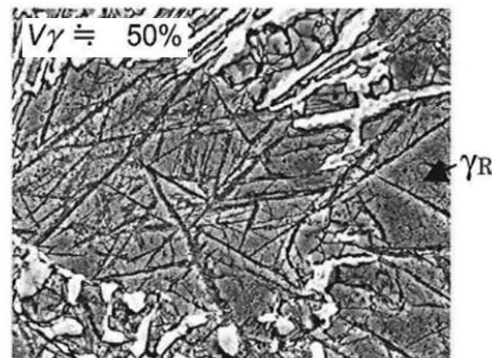
2.6.2 สภาพอบคืนตัว

โดยทั่วไปแล้วโครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อต้องการโครงสร้างของเนื้อพื้นที่เป็น มาร์เทนไซต์ ซึ่งจะได้จากการอบชุบที่เหมาะสมทำให้ชิ้นงานมีความต้านทานต่อการขัดสีแม้ว่าสภาพชุบแข็งจะมีความแข็งสูงเนื่องจากเนื้อพื้นส่วนใหญ่เป็นมาร์เทนไซต์ แต่ก็ยังคงมีออสเทนไนต์เหลือค้ำบางส่วนอยู่ ออสเทนไนต์สามารถเพิ่มความแข็งแรงได้เมื่อได้เมื่อถูกแปรรูปแบบถาวร แต่จะส่งเสริมการสึกหรอบแบบหลุดร่วง ดังนั้นจึงจำเป็นต้องลดปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำลง โดยปกติจะใช้การอบคืนตัวที่อุณหภูมิต่ำประมาณ $400-600\text{ }^{\circ}\text{C}$ การใช้อุณหภูมิต่ำกว่านี้จะไม่สามารถลดออสเทนไนต์เหลือค้ำได้เนื่องจากออสเทนไนต์มีเสถียรภาพสูง แต่ถ้าใช้อุณหภูมิสูงกว่าช่วงนี้จะทำให้ออสเทนไนต์แปลงเฟสเป็นเพอร์ไลต์ ซึ่งจะทำให้เหล็กหล่อสูญเสียความแข็งในระหว่างการอบคืนตัว ออสเทนไนต์เหลือค้ำจากการชุบแข็งจะขาดเสถียรภาพจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีขนาดเล็กภายในออสเทนไนต์ภายใต้สภาวะการอบคืนตัวที่เหมาะสมจะทำให้ออสเทนไนต์จากการชุบแข็งเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ได้

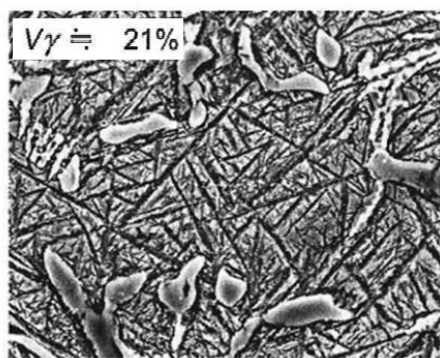
ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิดที่ผ่านการอบคืนตัว แสดงภาพประกอบ 21 พบว่าเนื้อพื้นในสภาพชุบแข็งประกอบด้วยออสเทนไนต์เหลือค้ำและ มาร์เทนไซต์ เมื่ออบคืนตัวที่ 773K พบว่าเนื้อพื้นมีมาร์เทนไซต์มากขึ้นและเริ่มมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองขนาดเล็ก เมื่อทำการอบคืนตัวที่ 823K พบว่าออสเทนไนต์เหลือค้ำจะหมดไป โดยเนื้อพื้นส่วนใหญ่เป็นมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สอง

เวลาในการการอบคืนตัวมีผลต่อความแข็งหลังการอบคืนตัวดังภาพประกอบ 22 พบว่าความแข็งจะเพิ่มขึ้นในช่วงแรกจนถึงจุดสูงสุดและลดลงอย่างมากเมื่อเวลาในการอบคืนตัวเพิ่มขึ้น โดยอุณหภูมิการอบคืนตัวสูงจะใช้เวลาในการอบน้อยกว่าอุณหภูมิต่ำเพื่อให้ได้ความแข็งสูงสุด โดยเวลาที่เหมาะสมคือ 1,000 วินาทีสำหรับกรณีที่ใช้อุณหภูมิในการอบสูงกว่า 848K จนถึงมากกว่า 10,000 วินาทีสำหรับการใช้อุณหภูมิในการอบต่ำกว่า 848K ทั้งนี้ขึ้นกับปริมาณธาตุผสมด้วยเช่นกัน

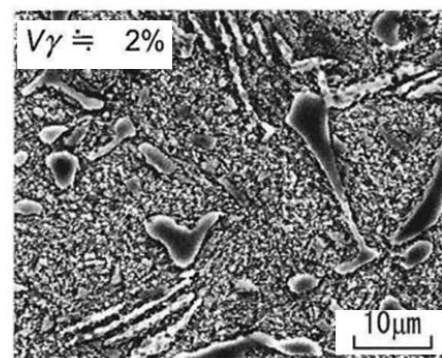
ภาพประกอบ 23 แสดงการเปลี่ยนแปลงของปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างในระหว่างการอบคืนตัวที่เวลาและอุณหภูมิต่างกัน พบว่าออสเทนไนต์เหลือค้างลดลงเมื่ออุณหภูมิในการอบคืนตัวมากขึ้น การใช้อุณหภูมิในการอบคืนตัวสูงจะลดปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างได้เร็วกว่าที่อุณหภูมิจากการอบคืนตัวต่ำ



(a) As hardened

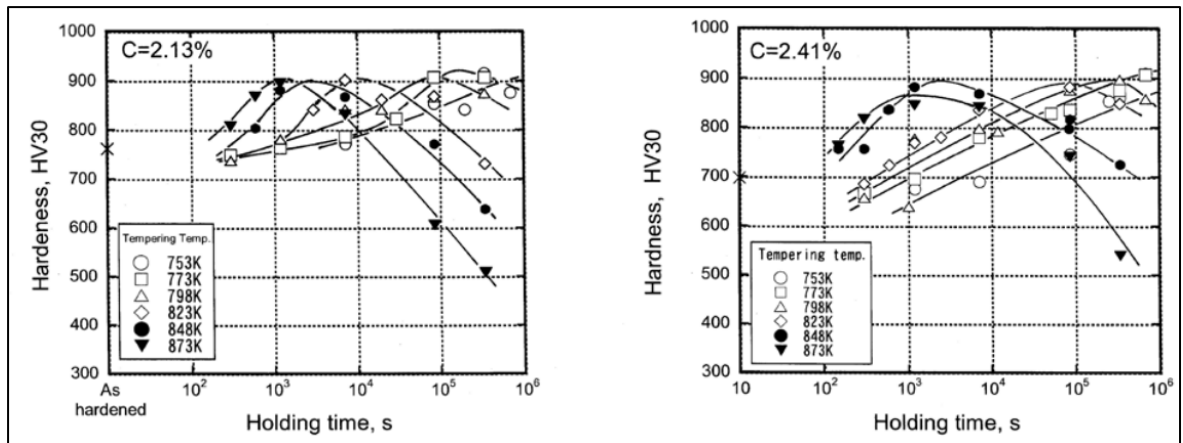


(b) Tempered at 773K for 8.64×10^4 s

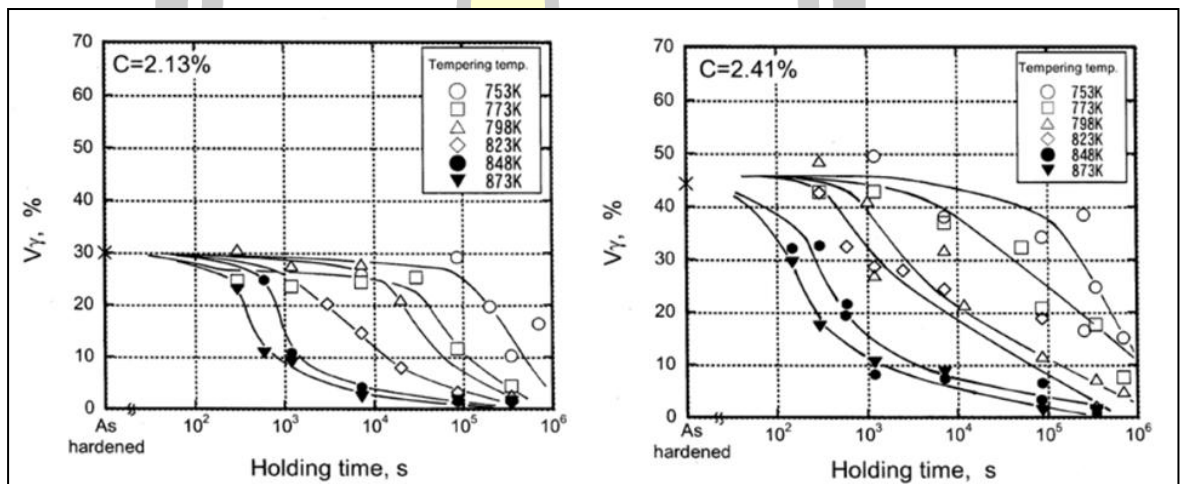


(c) Tempered at 823K for 3.456×10^5 s

ภาพประกอบ 21 การเปลี่ยนเฟสเมื่อผ่านการอบคืนตัวของเหล็กหล่อขาวเต็มธาตุผสมหลายชนิด [6]



ภาพประกอบ 22 ผลของเวลาในการอบคืนตัวต่อความแข็งที่อุณหภูมิการอบคืนตัวต่างๆ ของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดส่วนผสมพื้นฐานที่มีปริมาณ C เท่ากับ 2.13% และ 2.41% [6]

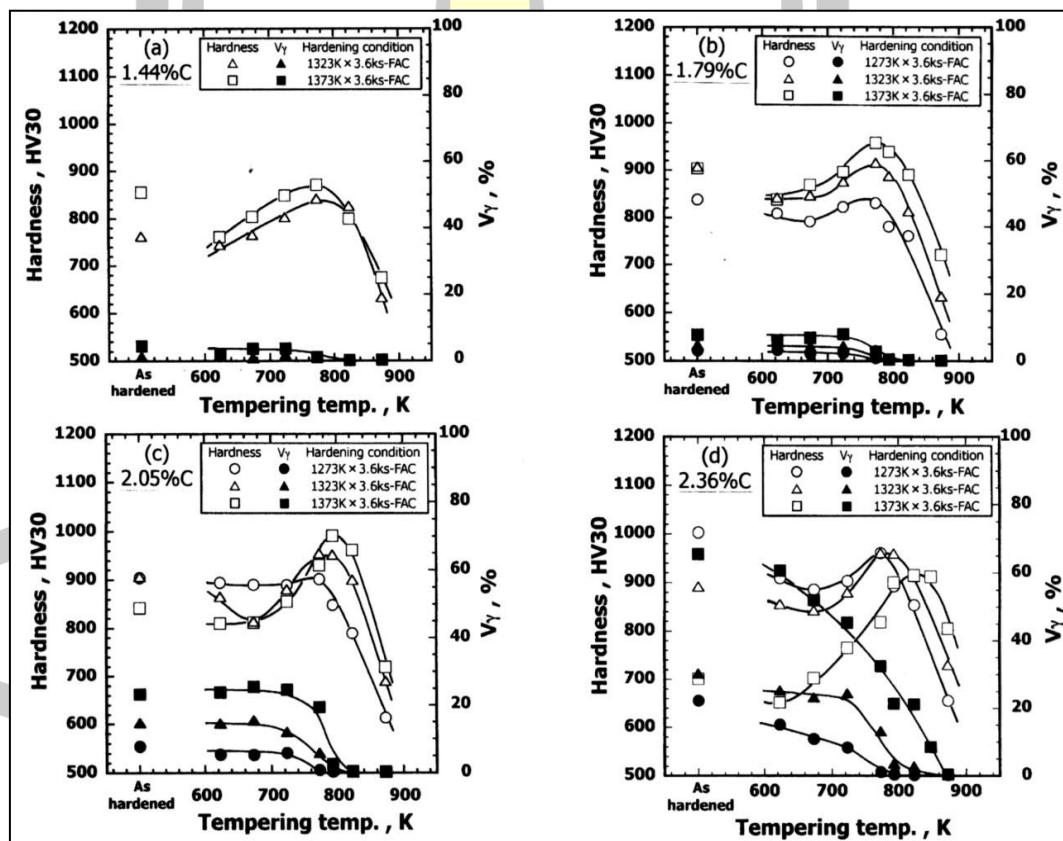


ภาพประกอบ 23 ผลของเวลาในการอบคืนตัวต่อ V_γ ที่อุณหภูมิการอบคืนตัวต่าง ๆ ของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดส่วนผสมพื้นฐานที่มีปริมาณ C ต่างกัน [6]

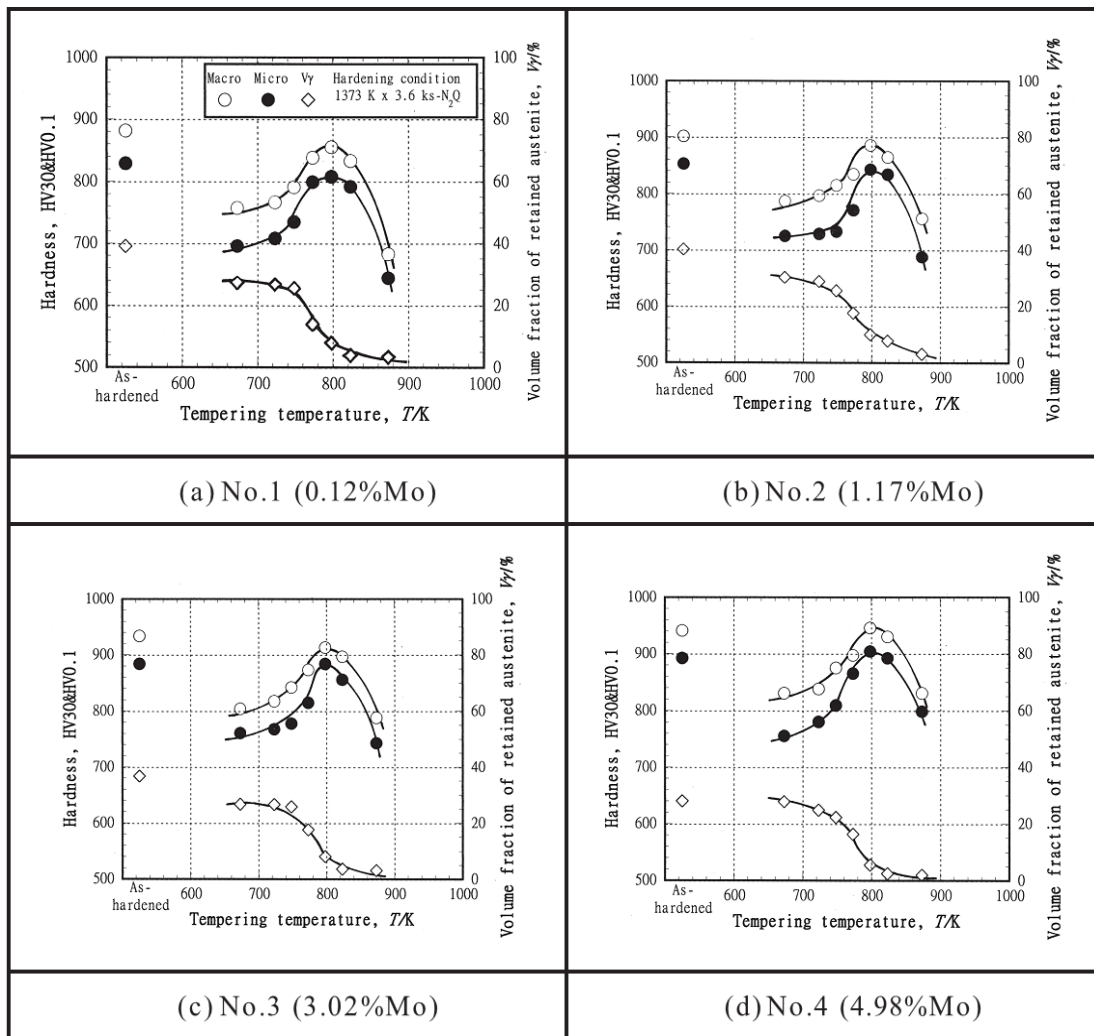
ผลของ C ต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งและ V_γ ในระหว่างการอบคืนตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิดแสดงดังภาพประกอบ 24 พบว่ากราฟความแข็งแสดงการแข็งขึ้นลำดับที่สองเนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและการแปลงเฟสจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ โดยปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลดลงอย่างมากในช่วงเกินกว่า 723K โดยความแข็งสูงสุดได้รับเมื่อทำการอบคืนตัวที่ 798K ซึ่งมีออสเทนไนต์เหลือค้างบางส่วนเหลืออยู่ จึงเป็นสิ่งยืนยันได้ว่าแม้ว่าจะมีความแข็งสูงสุดยังคงต้องม้ออสเทนไนต์เหลือค้างเล็กน้อย การใช้อุณหภูมิสูงขึ้นจะทำให้ออสเทนไนต์เหลือค้าง

สลายตัวทั้งหมด แต่ความแข็งจะต่ำเนื่องจากการอบคืนตัวเกิน (Over-tempering) การเพิ่ม C จะทำให้เกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองได้มาก เนื่องจากมีออสเทนไนต์เหลือค้างหลังการชุบแข็งสูง โดยความแข็งสูงกว่า 900HV30 ได้รับในชิ้นงานที่มี C เกินกว่า 1.8% และความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนตัวได้รับในเหล็กหล่อที่มี C เท่ากับ 2%

ผลของ Mo ต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งและ V_{γ} ในสภาพอบคืนตัวแสดงภาพประกอบ 25 พบว่ากราฟความแข็งแสดงการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองในทุกส่วนผสม โดยระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองจะเพิ่มขึ้นตามปริมาณ Mo ซึ่งยืนยันว่า Mo ส่งเสริมการแข็งขึ้นลำดับที่สองจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองชนิด M_2C หรือ M_6C [21] ที่มีความแข็งสูงกว่าคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่พบในเหล็กหล่อทนการสึกหรอประเภทอื่น โดยความแข็งสูงสุดได้รับเมื่ออบคืนตัวที่ 798K และความแข็งเกิน 900HV30 ได้รับในชิ้นงานที่เติม Mo มากกว่า 3% ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลดลงอย่างมากในช่วง 748-873K โดยที่ความแข็งสูงสุดจะมีค่า V_{γ} น้อยกว่า 5%



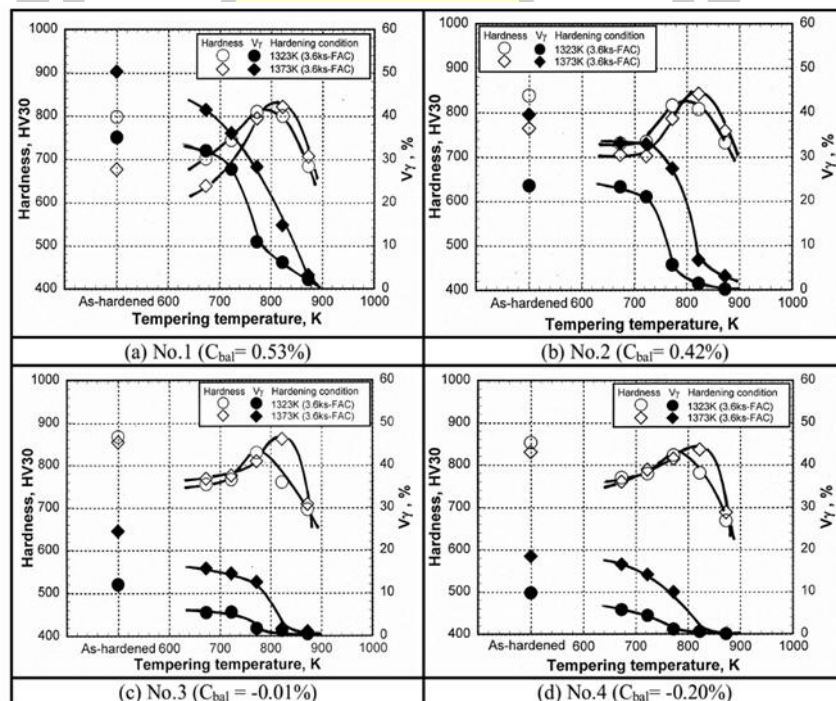
ภาพประกอบ 24 ผลของการอบคืนตัวต่อความแข็งและ V_{γ} ของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด ส่วนผสมพื้นฐานที่มีปริมาณ C ต่างกัน [6]



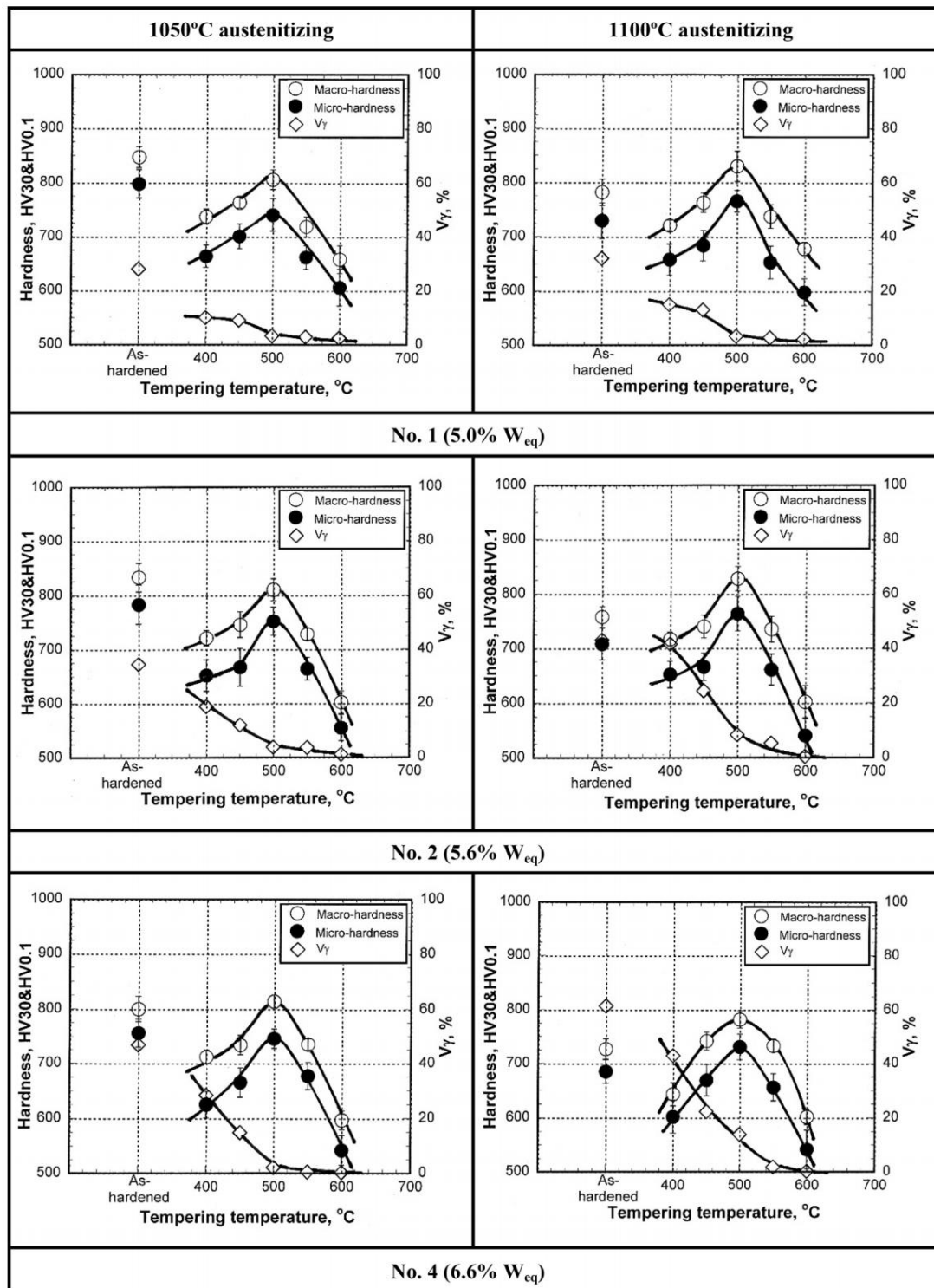
ภาพประกอบ 25 ผลของการอบคืนตัวต่อความแข็งและ V_{γ} ของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมหลายชนิด ส่วนผสมพื้นฐานที่มีปริมาณ Mo ต่างกัน [16]

ในเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดนั้นจะมีพฤติกรรมของกรรมวิธีทางความร้อน คล้ายกับเหล็กหล่อที่มีส่วนผสมพื้นฐาน ภาพประกอบ 26 แสดงการเปลี่ยนความแข็งและปริมาณ ออสเทนไนต์เหลือค้างในระหว่างการอบคืนตัวของเหล็กหล่อที่มี C_{bal} ต่างกัน พบว่ากราฟความแข็งมี การแสดงการแข็งขึ้นลำดับที่สองมากขึ้นตามค่า C_{bal} โดยความแข็งสูงสุดได้รับที่ $0\%C_{bal}$ เมื่อ ทำการอบคืนตัวที่ 823K อย่างไรก็ตามความแข็งสูงสุดที่ได้รับต่ำกว่า 900HV30 เนื่องจากเติมธาตุที่ ฟอรั่มคาร์ไบด์ต่ำกว่าส่วนผสมพื้นฐาน ทำให้การตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีความแข็งสูง เกิดขึ้นได้น้อยลงความแข็งที่ได้รับจึงไม่สูงมากนัก

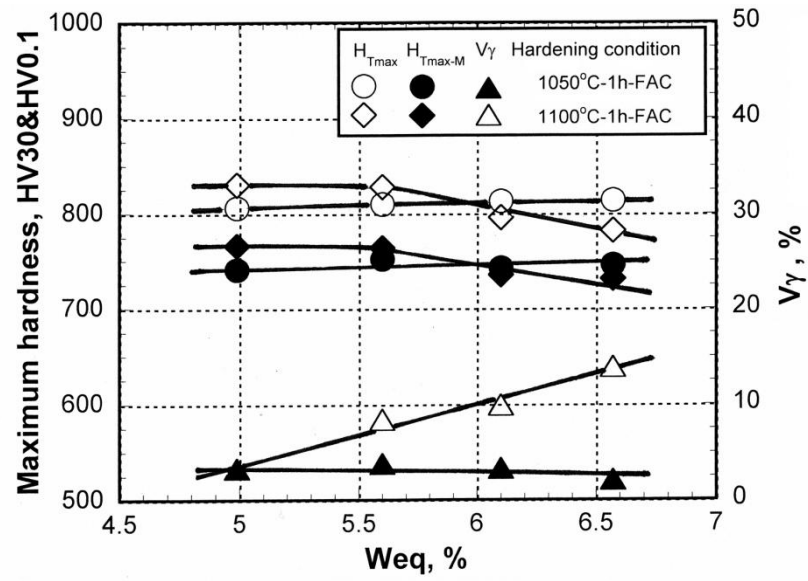
ภาพประกอบ 27 แสดงผลของค่า W_{eq} ต่อการเปลี่ยนความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์ เหลือค้างในระหว่างการอบคืนตัวของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีค่า C_{bal} เท่ากับ 0.3% พบว่ากราฟความแข็งมีการแสดงการแข็งขึ้นลำดับที่สองมากน้อยต่างกันตามค่า W_{eq} โดยระดับ การเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองจะเพิ่มขึ้นตามค่า W_{eq} และอุณหภูมิชุบแข็ง เนื่องจากมีออสเทนไนต์ ในการชุบแข็งมาก ความแข็งสูงสุดได้รับเมื่อทำการอบคืนตัวที่ 500°C อย่างไรก็ตามความแข็งสูงสุด ที่ได้รับต่ำกว่า 850HV30 เนื่องจากเติมธาตุที่ฟอร์มคาร์ไบด์ต่ำกว่าส่วนผสมพื้นฐาน ทำให้การ ตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีความแข็งสูงเกิดขึ้นได้น้อยลงความแข็งที่ได้รับจึงไม่สูงมากนัก ผลของ W_{eq} ต่อค่าความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัวแบบมาโคร (H_{Tmax}) แบบไมโคร (H_{Tmax-M}) และ V_{γ} ในชิ้นงานที่มีความแข็งสูงสุดแสดงดังภาพประกอบ 28 พบว่าค่าความแข็งแบบมาโครและแบบไมโคร มีแนวโน้มคล้ายกัน ค่า H_{Tmax} ของชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050°C จะเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อเพิ่มค่า W_{eq} โดยมีค่าสูงกว่า 800HV30 ส่วนการชุบแข็งที่ 1100°C พบว่าค่า H_{Tmax} ไม่เปลี่ยนแปลงในช่วง 5.0% - 5.6% W_{eq} หลังจากนั้นจะลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า W_{eq} เพิ่มขึ้น ค่า V_{γ} ในชิ้นงาน H_{Tmax} ของการชุบ แข็งที่ 1050°C คงที่ประมาณ 3% ส่วนในกรณีการชุบแข็งที่ 1100°C จะเพิ่มขึ้นอย่างมากโดยอยู่ ในช่วง 3-17% ซึ่งเป็นสิ่งยืนยันได้ว่าแม้ว่าชิ้นงานที่มีค่าความแข็งสูงสุดยังคงมีออสเทนไนต์เหลือค้างอยู่ บางส่วน



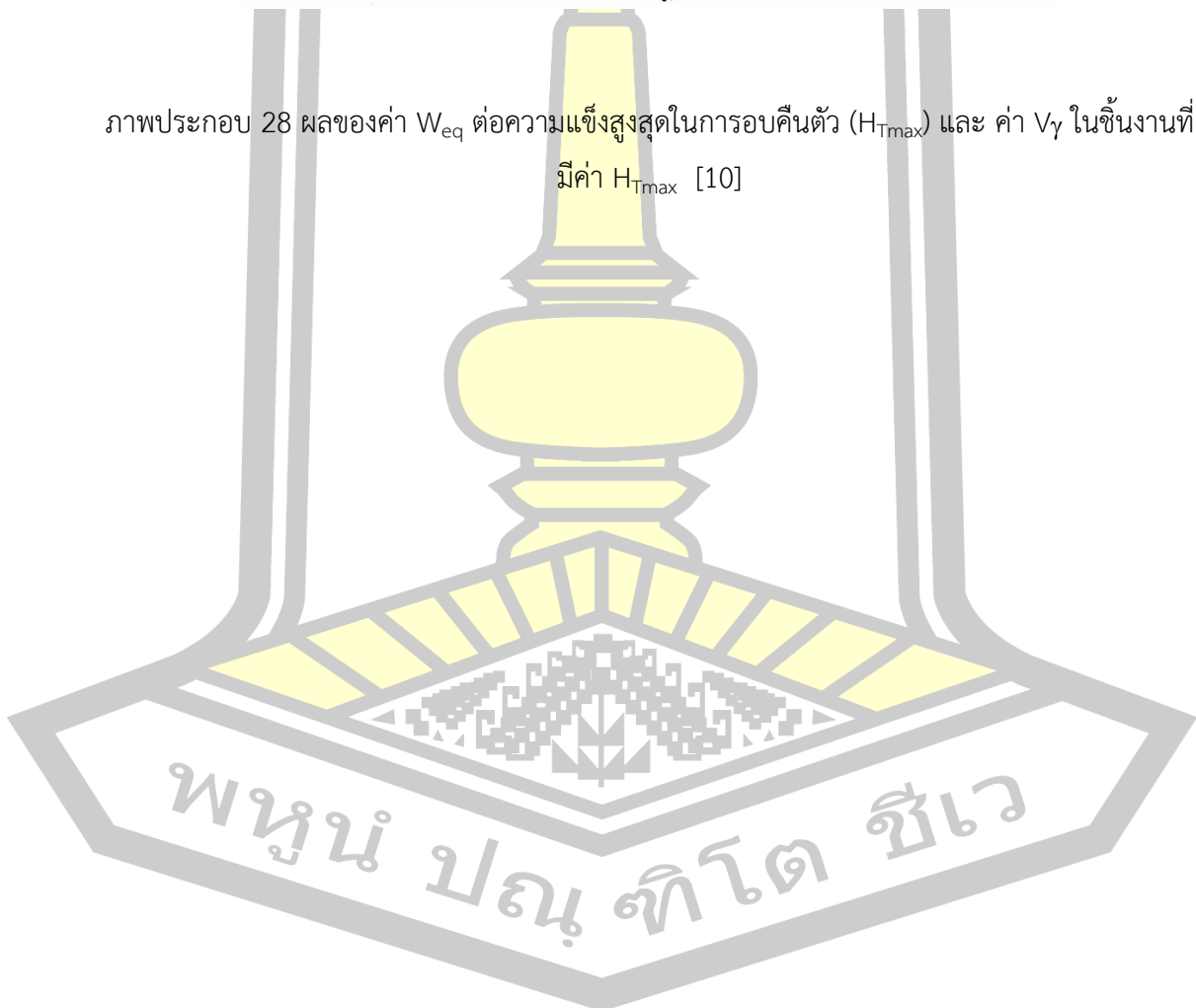
ภาพประกอบ 26 ผลของการอบคืนตัวต่อความแข็งและ V_{γ} ของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีปริมาณ C_{bal} ต่างกัน [9]



ภาพประกอบ 27 ผลของการอบคืนตัวต่อความแข็งและ V_T ของเหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีค่า W_{eq} ต่างกัน [10]



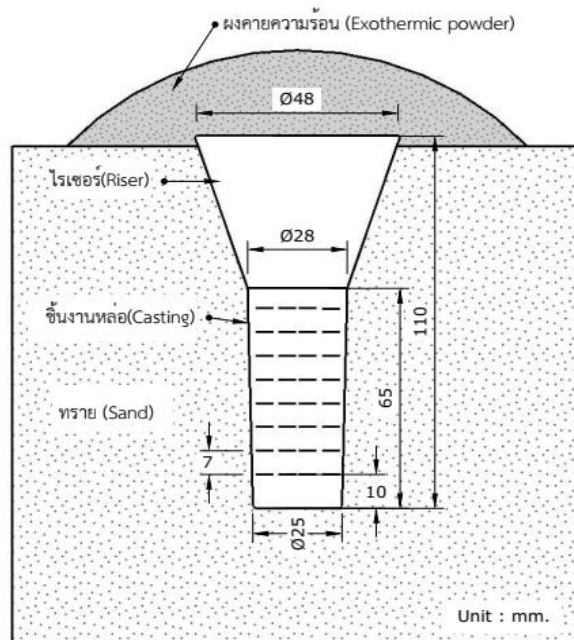
ภาพประกอบ 28 ผลของค่า W_{eq} ต่อความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) และ ค่า V_γ ในชิ้นงานที่มีค่า H_{Tmax} [10]



บทที่ 3 วิธีดำเนินการวิจัย

3.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ

เตรียมแบบหล่อโดยใช้แบบหล่อทรายที่ใช้แก๊สคาร์บอนไดออกไซด์เป็นตัวช่วยในการประสาน (CO₂ bonded sand mold) โดยขึ้นงานหล่อมีขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 25 มม. ยาว 65 มม. แสดงดังภาพประกอบ 29 ทำการหล่อขึ้นงานทดสอบ โดยใช้วัตถุดิบที่เป็นเหล็กดิบ เศษเหล็ก และโลหะผสม ในปริมาณ 30 กิโลกรัม หลอมรวมกันโดยใช้เตาเหนียวนำไฟฟ้า ใช้อุณหภูมิในการหล่อหลอม 1580 °C ทำการเทน้ำโลหะลงในแบบหล่อ ที่อุณหภูมิ 1500-1520 °C ทำการคลุมผิวหน้าไรเซอร์ด้วยผงคายความร้อน (Exothermic powder) เพื่อรักษาอุณหภูมิและเพื่อให้เกิดการแข็งตัวในทิศทางเดียว ชิ้นงานทดสอบที่ได้จากกระบวนการหล่อจะถูกนำไปวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีด้วยเครื่อง Atomic Emission Spectroscopy โดยส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานทดสอบแสดงดังตาราง 3 ทำการเตรียมชิ้นงานที่หล่อสำเร็จแล้วโดยใช้เครื่องตัดโลหะด้วยลวด (Wire-cut machine) เพื่อป้องกันการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างที่ใกล้กับผิวรอยตัด โดยตัดชิ้นงานหล่อส่วนที่เป็นไรเซอร์ออก ทำการตัดส่วนท้ายของชิ้นงานออก 10 มิลลิเมตรเนื่องจากเกิดการเย็นตัวเร็วทำให้โครงสร้างแตกต่างจากส่วนอื่นมาก แล้วจึงตัดส่วนที่เหลือให้มีความหนาขึ้นละ 7 มิลลิเมตรเพื่อใช้ในการทดสอบ



ภาพประกอบ 29 แบบหล่อและขั้นตอนการตัดชิ้นงานทดสอบ(หน่วยเป็นมิลลิเมตร)

จุดประสงค์ที่ศึกษาปริมาณของธาตุผสมตามตาราง 3 เนื่องจากธาตุทุกชนิดยกเว้น Cr ถ้าผสมมากกว่า 5% จะเกิดเป็นไพรมารีคาร์ไบด์ (Primary carbide) มากเกินไป ซึ่งมีความเปราะมาก และเป็นการสูญเสียปริมาณของธาตุผสมในเนื้อพื้น ส่งผลต่อคุณสมบัติทางกลและความต้านทานต่อการกัดกร่อนและนอกจากนี้ต้นทุนของธาตุผสมต่าง ๆ ค่อนข้างสูงมาก ดังนั้นในทางปฏิบัติของภาคอุตสาหกรรมจึงควบคุมปริมาณให้อยู่ในช่วง 5% โดยจะเติม Cr 5-6% นั้นเนื่องจาก Cr จะเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งและสามารถเกิดคาร์ไบด์ประเภท M_7C_3 ซึ่งมีความแข็งสูงและคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 มีความแกร่งสูงเพราะมีความละเอียดและไม่ต่อเนื่อง ส่วน Mo จะเติมในปริมาณ 2-3% เนื่องจากต้องการเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งและสามารถเกิดคาร์ไบด์ชนิด M_2C และ V จะเติมในปริมาณ 5-6% เพื่อทำให้เกิดคาร์ไบด์ชนิด MC โดยธาตุ W จะเติมที่ประมาณ 2% เพื่อควบคุมการเกิดคาร์ไบด์ชนิด M_2C การเติม Mo และ W ในช่วงดังกล่าวเพื่อให้ได้ค่า W_{eq} ที่ต้องการสำหรับการทดลอง โดยควบคุม $\%C_{bal}$ ให้มีค่าประมาณศูนย์

ตาราง 3 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานทดสอบ

ชิ้นงาน	ปริมาณธาตุผสม (% โดยน้ำหนัก)							$\%C_{bal}$	$\%W_{eq}$
	$\%C$	$\%Si$	$\%Mn$	$\%Cr$	$\%Mo$	$\%W$	$\%V$		
1	1.96	0.43	0.56	5.95	1.98	1.01	5.02	0.07	4.97
2	1.93	0.46	0.50	5.98	1.99	2.02	5.52	-0.08	6.00
3	1.92	0.50	0.56	5.94	2.46	1.96	5.48	-0.10	6.70
4	1.93	0.50	0.52	5.00	3.02	2.02	5.61	-0.07	8.06

$$C_{bal} = \%C - C_{stoich}$$

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

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

3.2 กรรมวิธีทางความร้อน

กรรมวิธีทางความร้อนแสดงดังตาราง 4 ทำการเคลือบผิวชิ้นงานด้วยสารป้องกันการเกิดออกซิเดชัน อบอ่อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 950 °C เป็นเวลา 5 ชั่วโมงเย็นตัวในเตา จากนั้นทำการชุบแข็งโดยอบชิ้นงานอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1050 และ 1100 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง เย็นตัวโดยใช้พัสดุลมเป่า ทำการอบคืนตัวชิ้นงานทดสอบ ในช่วง 400 450 500 550 และ 600 °C เป็นเวลา 200 นาที แล้วเย็นตัวในอากาศปกติ

ตาราง 4 กรรมวิธีทางความร้อน

กระบวนการ	การอบอ่อน	การชุบแข็ง	การอบคืนตัว
อุณหภูมิ	950 °C	1050,1100 °C	400-600 °C
เวลาในการแช่	5 ชั่วโมง	1 ชั่วโมง	200 นาที
การเย็นตัว	เตาอบ	ลมเป่า	อากาศ

3.3 การทดสอบโครงสร้างจุลภาค

3.3.1 กล้องจุลทรรศน์แสง

วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่อโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แสง (Optical-Microscope, OM) เตรียมผิวชิ้นงานโดยขัดหยาบด้วยกระดาษทราย ตั้งแต่ขนาดเบอร์ 180-1000 และทำการขัดละเอียดโดยใช้ผงอะลูมินาขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1 μm บนผ้าสักหลาด ทำการกัดด้วยน้ำยา Groesbeck ที่มีส่วนผสมแสดงดังตาราง 5 เพื่อวิเคราะห์ชนิดของคาร์ไบด์และโครงสร้างเนื้อพื้น

3.3.2 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบกวาด

ทำการวิเคราะห์การเปลี่ยนแปลงเฟสของโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในสภาพที่ผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อน โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (SEM) ที่กำลังขยาย 5,000-10,000 เท่า ทำการกัดชิ้นงานด้วยน้ำยา Vilella ที่มีส่วนผสมตามตาราง 5 โดยเน้นไปที่การเปลี่ยนแปลงเนื้อพื้นและการเกิดคาร์ไบด์ลำดับที่สองเพื่อยืนยันผลการทดลอง

ตาราง 5 น้ำยาทดสอบโครงสร้างจุลภาค

น้ำยา	การทดสอบ
<u>Groesbeck's reagent</u> KMnO ₄ 4 g + NaOH 4 g + Water 100 ml	ชนิดของคาร์ไบด์ยูเทคติก
<u>Vilella's reagent</u> Picric acid 1 g + HCl 5 cc + Ethanol 100 cc	ชนิดของเฟสเนื้อพื้น

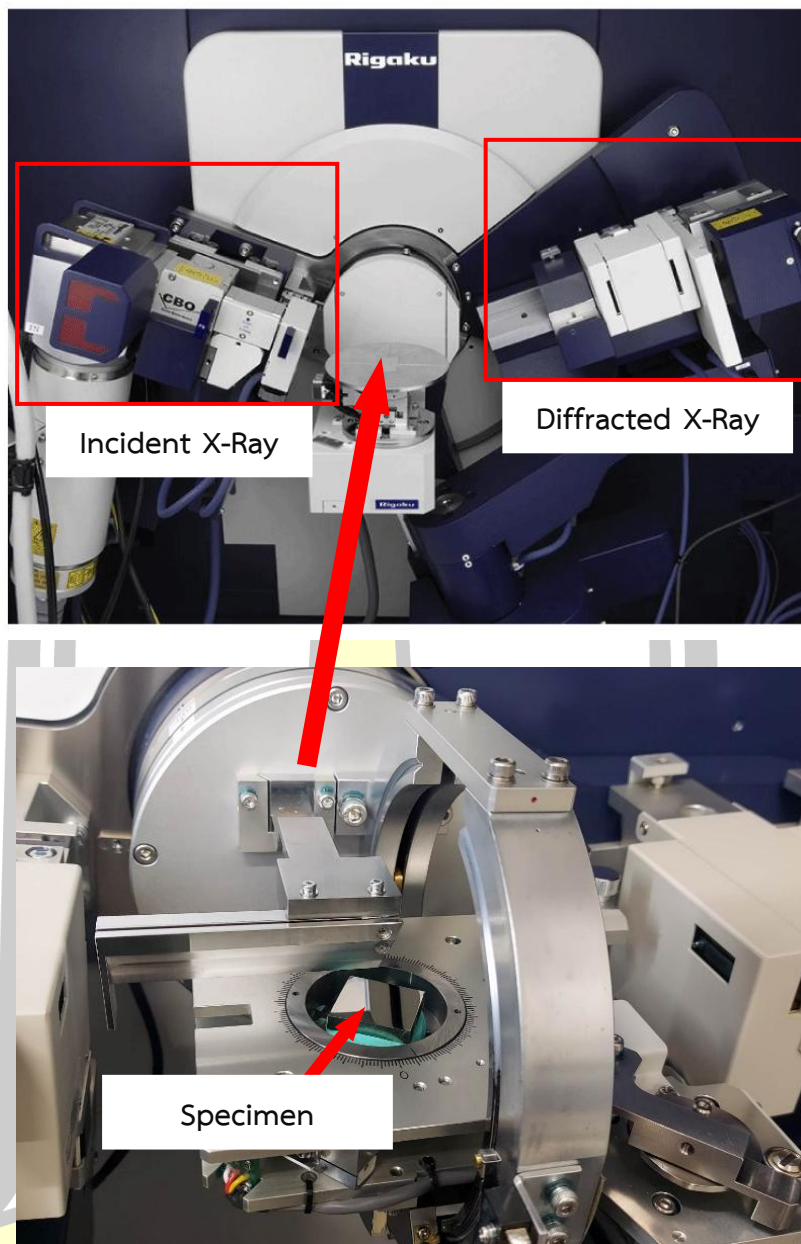
3.4 การทดสอบความแข็ง

ทำการทดสอบความแข็งแบบมาโคร (Macro-hardness) โดยใช้เครื่องทดสอบ Vickers - Hardness Tester โดยใช้น้ำหนักกด 297N (30 Kgf) และทำการวัดความแข็งแบบไมโคร (Micro - hardness) โดยใช้เครื่องทดสอบ Micro-Vickers Hardness Tester ใช้ น้ำหนักกด 1N (100 Gf) จะทำการวัดแบบสุ่มจำนวน 5 จุด และทำการหาค่าเฉลี่ย

3.5 การวัดสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง ($V\gamma$)

ในการทดสอบหาสัดส่วนของออสเทนไนต์เหลือค้าง ($V\gamma$) จะเริ่มต้นจากการเตรียมผิวชิ้นงานมาตรฐานของการเตรียมชิ้นงานทดสอบสำหรับการทดสอบนั้นได้ทำตามเอกสารอ้างอิงคือของ American Foundry Society มีขั้นตอนการเตรียมผิวชิ้นงานทดสอบโดยขัดหยาบด้วยกระดาษทราย ตั้งแต่ขนาดเม็ดผงเบอร์ 180 - 1,000 จากนั้นทำการขัดละเอียดโดยใช้ผงอะลูมินาขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง $1 \mu\text{m}$ บนผ้าสักหลาดจนผิวเรียบและเงาเป็นกระจก การเตรียมผิวด้วยกระดาษทรายหรือขัดละเอียดด้วยอะลูมินา จะมีผลเพียงเล็กน้อยเท่านั้นสำหรับปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้าง และนอกจากนี้การตรวจสอบโดยใช้วิธี X-ray นี้สามารถตรวจสอบชั้นอะตอมที่ลึกลงไปใต้ผิวหน้าชิ้นงานได้ ดังนั้นการตรวจสอบปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างด้วยวิธีนี้จึงเป็นวิธีที่ยอมรับกันอย่างกว้างขวางในปัจจุบันดังปรากฏในทุกงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง ปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้างจะทดสอบโดยใช้เทคนิค X-ray Diffraction (XRD) สำหรับการทดสอบชิ้นงานที่มีรูปทรงเป็นแท่งโดยเฉพาะ [26] ชิ้นงานจะถูกทำให้หมุนและแกว่งอัตโนมัติ เพื่อป้องกันปัญหาการเรียงตัวในบางทิศทางของเกรนเป็นพิเศษซึ่งพบทั่วไปในงานหล่อ โดยมีเงื่อนไขการทดสอบแสดงดังตาราง 6 ขั้นตอนการทดลองนี้ได้รับความอนุเคราะห์ในการทดสอบและวิเคราะห์โดย Professor Yasuhiro Matsubara ประเทศญี่ปุ่น เนื่องจากเครื่องมือทดสอบไม่มีในประเทศไทยแสดงแสดงดังภาพประกอบ 30

พหุ ปรุ ทิโต ชีเว



ภาพประกอบ 30 ขั้นตอนการวัดออสเทนไนต์เหลือค้างโดยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์

พหุ ประถม ทัต ชีเว

ตาราง 6 สภาวะในการทดสอบหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง

โลหะเป้าหมาย	Mo
ศักย์ไฟฟ้าและกระแส	50 kV- 30 mA
สลิต (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	0.01 องศา

ทฤษฎีสำหรับการคำนวณหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างจะอาศัยสมการเบื้องต้นสำหรับการหาค่า Intensity ของการสะท้อนของเฟสต่าง ๆ ด้วยเครื่องรังสีเอกซ์แบบเลี้ยวเบน XRD [26] ใช้สมการ

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

เมื่อ K = ค่าคงที่

FF* = ค่าแฟคเตอร์ของโครงสร้างผลึก (structure factor) ของเฟสที่สนใจ โดยมีค่าเท่ากับ $4f_2$ สำหรับ α (Martensite/ferrite) และ $16f_2$ สำหรับ γ (Austenite) โดย f คือค่า Atomic scattering factor ซึ่งสัมพันธ์กับค่า $(\sin\theta)/\lambda$

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

m = Multiplicity factor คือจำนวนระนาบ hkl ในหน่วยเซลล์

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

ค่าคงที่ของวัสดุ

$A(\theta)$ = Absorption factor

V_i = ปริมาตรของเฟสใด ๆ

และ

V_j = ปริมาตรของหน่วยเซลล์

ถ้ากำหนดให้

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

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

ในที่นี้จะแทนที่ด้วย K' และ R_{hkl} ในสมการที่ 3.1 จะได้

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

ในกรณีที่มีหลาย peak สำหรับการคำนวณ จะได้

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

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

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

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

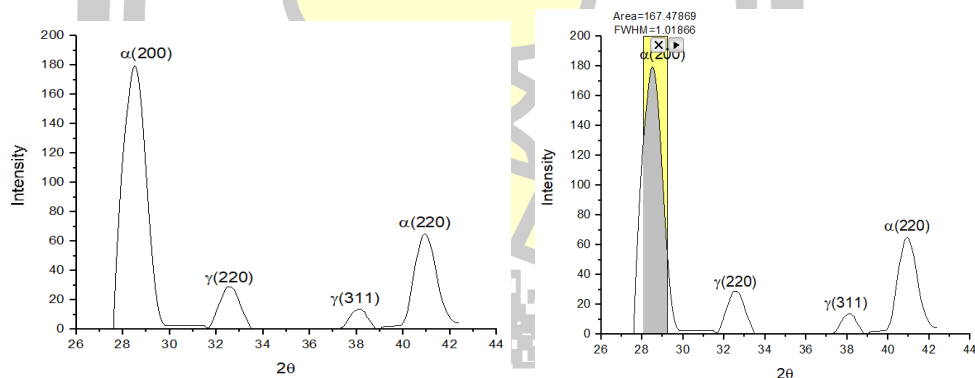
จากสมการที่ 3.9 จะพบว่าค่า R สามารถหาได้จากสมการข้างต้น ส่วนค่า I_α และ I_γ คือค่า integrated intensity ที่ระนาบ (hkl) ของออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ หาได้จากการวัดพื้นที่ใต้กราฟของเฟส α และ γ จากการทดสอบ XRD ทำให้สามารถวัดร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค่าง (V_γ) ได้

การคำนวณพื้นที่ใต้กราฟ มีขั้นตอนการคำนวณโดยเริ่มต้นจาก นำข้อมูลกราฟที่ได้จากซอฟต์แวร์เครื่อง XRD มาแปลงให้อยู่ในกราฟที่ง่ายต่อการวิเคราะห์ด้วยโปรแกรม Origin (ขณะนี้ผู้วิจัยใช้ Originpro 2018) ดังภาพประกอบ 31 มาสร้างกราฟเพื่อใช้สำหรับหาพื้นที่ใต้กราฟด้วยโปรแกรม (Image Analyzer) ขั้นตอนนี้ผู้วิจัยใช้โปรแกรม OriginPro ในการสร้างกราฟและวิเคราะห์ข้อมูล แสดงดังภาพประกอบ 32

Sample 2024-03-18
 Comments
 Filename C:\XRD\DATA\TAH\2024-03-23-TOMWEQ\1373-04\1373-673-6
 ScanningMode 2Theta/Theta
 ScanningType FT
 X-Ray 40kV/40mA X-Ray 40kV/40mA X-Ray 40kV/40mA X-Ray 40kV/40mA

$\alpha(200)$		$\gamma(220)$		$\gamma(311)$		$\alpha(220)$		2θ		intensity	
Start	27.5	Start	31.5	Start	37	Start	39.9	Start	27.5	Start	27.5
Stop	29.8	Stop	33.5	Stop	39.1	Stop	42.4	Stop	29.8	Stop	29.8
Step	0.025	Step	0.025	Step	0.025	Step	0.025	Step	0.025	Step	0.025
27.5	89.9792	31.5	89.6746	37	90.0802	39.9	89.9191	27.5	89.9792	27.5	89.9792
27.525	97.4023	31.525	87.8876	37.025	87.0033	39.925	85.3989	27.525	97.4023	27.525	97.4023
27.55	104.52	31.55	86.6653	37.05	84.3767	39.95	81.6704	27.55	104.52	27.55	104.52
27.575	111.332	31.575	86.0079	37.075	82.2004	39.975	78.7336	27.575	111.332	27.575	111.332
27.6	117.839	31.6	85.9153	37.1	80.4743	40	76.5883	27.6	117.839	27.6	117.839
27.625	124.04	31.625	86.3875	37.125	79.1986	40.025	75.2348	27.625	124.04	27.625	124.04
27.65	129.936	31.65	87.4245	37.15	78.3731	40.05	74.6728	27.65	129.936	27.65	129.936
27.675	135.526	31.675	89.0263	37.175	77.998	40.075	74.9025	27.675	135.526	27.675	135.526
27.7	140.81	31.7	91.1929	37.2	78.0731	40.1	75.9238	27.7	140.81	27.7	140.81
27.725	145.79	31.725	103.454	37.225	83.1037	40.125	86.865	27.725	145.79	27.725	145.79
27.75	150.463	31.75	103.098	37.25	86.97	40.15	79.4489	27.75	150.463	27.75	150.463
27.775	154.832	31.775	96.2117	37.275	78.1418	40.175	79.5963	27.775	154.832	27.775	154.832
27.8	158.894	31.8	105.555	37.3	80.5071	40.2	92.2387	27.8	158.894	27.8	158.894
27.825	162.652	31.825	109.745	37.325	87.7796	40.225	87.4498	27.825	162.652	27.825	162.652
27.85	159.644	31.85	97.3684	37.35	77.2762	40.25	85.3093	27.85	159.644	27.85	159.644

ภาพประกอบ 31 ข้อมูลจากการสแกนด้วยเครื่อง XRD (Rigaku Ultima-IV)



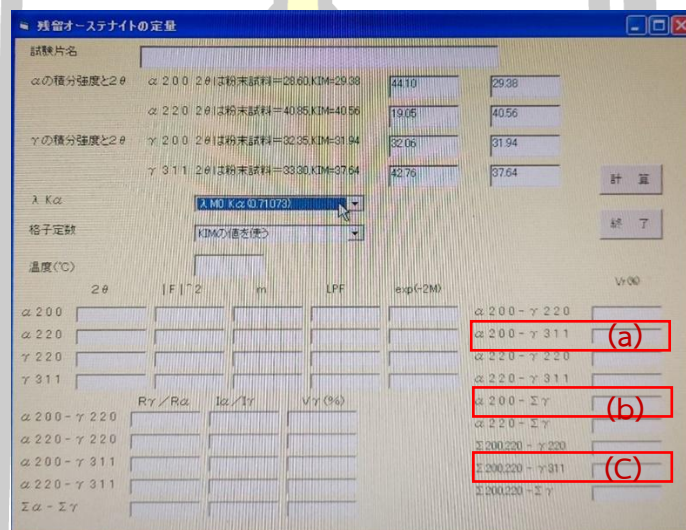
ภาพประกอบ 32 ตัวอย่างรูปแบบกราฟ XRD ด้วยโปรแกรม (Image Analyzer)

จะเห็นได้ว่ารูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์เกิดขึ้น 4 ระนาบในช่วงมุม $2\theta = 24$ ถึง 44 องศา ในการคำนวณครั้งนี้สำหรับเฟอร์ไรต์หรือมาร์เทนไซต์ ใช้ระนาบ $\alpha(200)$ ที่มุม 2θ ช่วง 28.05 – 29.25 และระนาบ $\alpha(220)$ ที่มุม 2θ ช่วง 40.30–41.50 สำหรับออสเทนไนต์ใช้ระนาบ $\gamma(220)$ ที่มุม

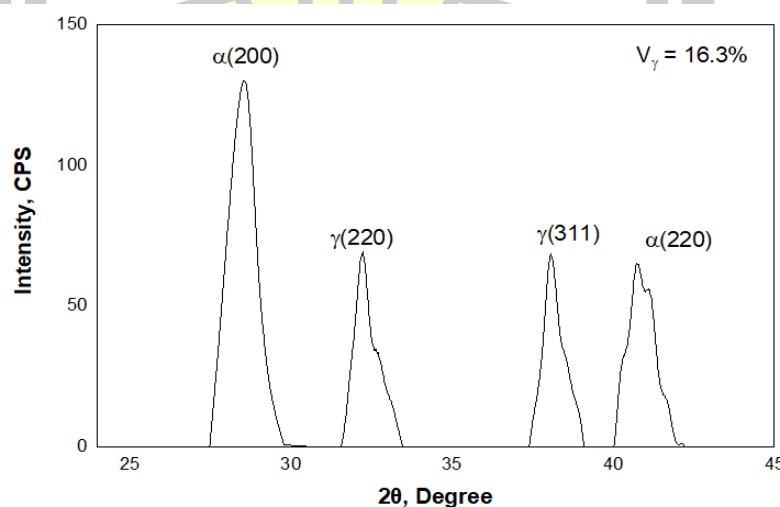
2 θ ช่วง 32.15–32.85 และ γ (311) ที่มุม 2 θ ช่วง 37.85–38.55 ตามลำดับ การคำนวณหาพื้นที่ใต้กราฟจะคำนวณโดยการ integrated แต่ละช่วง

$$\text{จากสมการ } A = \int_a^b f(x)dx \quad (3.10)$$

หลังจากได้ค่าพื้นที่ใต้กราฟในแต่ละระนาบ นำค่าที่ได้มาแทนค่าและประมวลผลด้วยโปรแกรมคอมพิวเตอร์สำหรับหา %V γ โดยเฉพาะ จะได้ค่าระนาบ α (200) - γ (311), α (200) - $\Sigma\gamma$ (220,311) และ $\Sigma\alpha$ (200,220) - γ (311) แสดงดังภาพประกอบ 33 จากนั้นนำทั้งสามค่า(a), (b) และ(c) นี้มาใช้ในการหาค่าเฉลี่ยจะได้ร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V γ) ตัวอย่างการทดสอบของชิ้นงานที่มีค่า V γ เท่ากับ 16.3% แสดงดังภาพประกอบ 34



ภาพประกอบ 33 การประมวลผลหา %V γ ด้วยโปรแกรมคอมพิวเตอร์



ภาพประกอบ 34 ผลการทดสอบ XRD สำหรับชิ้นงานที่มีค่า V γ เท่ากับ 16.3%

บทที่ 4

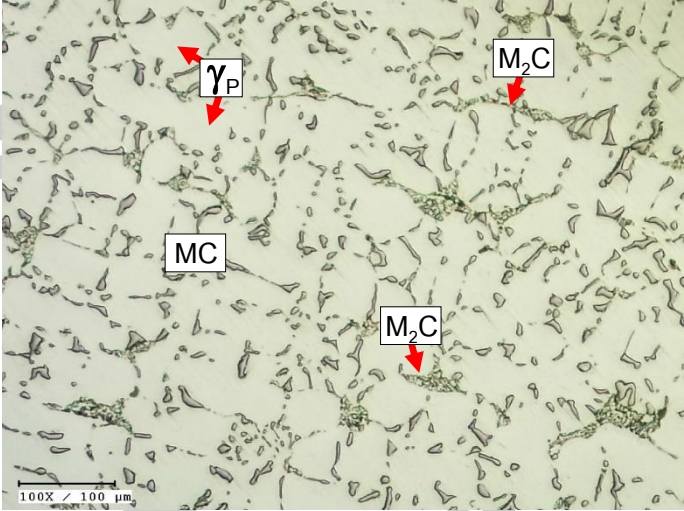
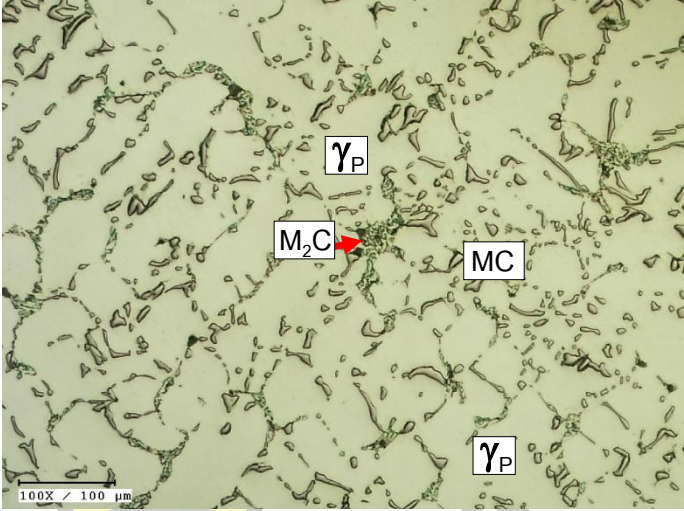
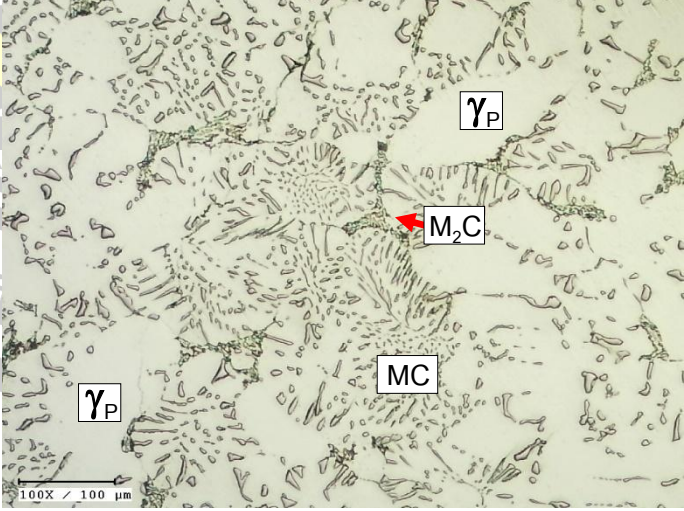
ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผล

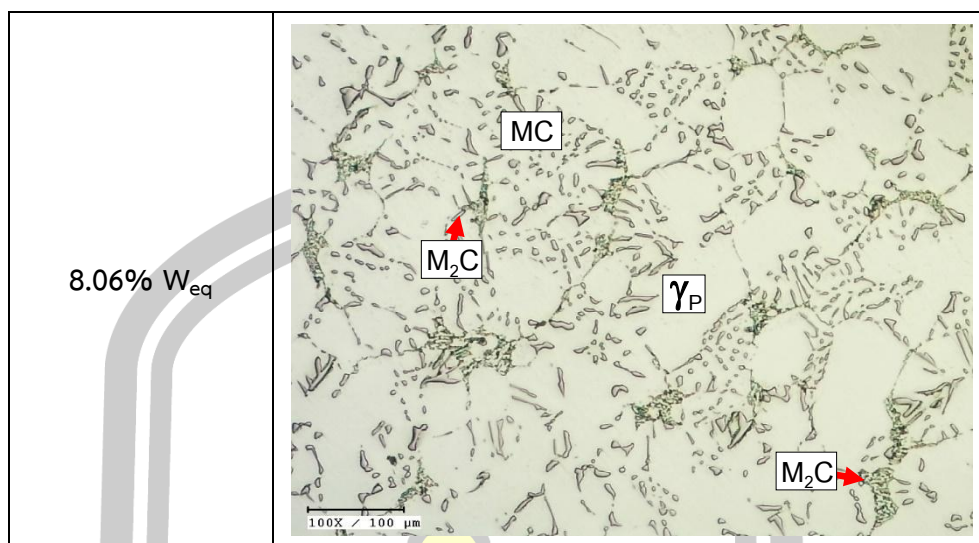
4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบ

4.1.1 โครงสร้างโดยรวมของชิ้นงาน

เพื่อการวิเคราะห์และศึกษาโครงสร้างจุลภาคโดยรวมของชิ้นงานทดสอบ ได้ทำการเตรียมผิวชิ้นงานด้วยการขัดหยาบและขัดละเอียด จากนั้นทำการกัดผิวชิ้นงานชุบแข็งที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยน้ำยา Groesbeck ซึ่งเหมาะสมกับการวิเคราะห์ชนิดของคาร์ไบด์ และทำการวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) โดยจะเน้นศึกษาที่โครงสร้างโดยรวม ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคโดยรวมแสดงดังภาพประกอบ 35 จากภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคพบว่าทุกชิ้นงานแสดงโครงสร้างไฮโปยูเทคติกซึ่งประกอบด้วยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ (γ_p) และโครงสร้างยูเทคติก (γ +คาร์ไบด์) โดยเดนไดรต์ของออสเทนไนต์ (γ_p) จะเกิดขึ้นมาก่อนในของเหลวและเมื่ออุณหภูมิของของเหลวลดลงถึงอุณหภูมิยูเทคติกจะพบว่าเดนไดรต์หยุดการเติบโตและของเหลวที่เหลือจะเกิดปฏิกิริยายูเทคติก โครงสร้างของยูเทคติกคาร์ไบด์ในทุกชิ้นงานเป็นชนิด MC เป็นส่วนมากและมี M_2C บางส่วน โดยโครงสร้างยูเทคติกจะเกิดบริเวณขอบของออสเทนไนต์เดนไดรต์ ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัย H.-Q. Wu, et al. [3] คาร์ไบด์ชนิด MC จะมีลักษณะเป็นแผ่นหรือก้อนสีขาว ส่วนชนิด M_2C จะมีลักษณะเป็นเส้นแถบสีดำ จากโครงสร้างจุลภาคจะเห็นได้ว่าปริมาณของคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด M_2C มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามปริมาณ W_{eq} เนื่องจากการเพิ่มขึ้นของ Mo และ W จะส่งเสริมการฟอร์มคาร์ไบด์ชนิด M_2C จากงานวิจัย Yothathorn, N., et al. [27] ที่รายงานว่าชิ้นงานที่มี C_{bal} ตั้งแต่ -0.20% ขึ้นไปจะพบว่ามีคาร์ไบด์ประเภท M_2C เกิดขึ้นเนื่องจากมีปริมาณคาร์บอนเพิ่มสูงขึ้นและปริมาณ Cr ลดลง ทำให้คาร์ไบด์ชนิด M_2C สามารถเกิดขึ้นและแข่งขันกับการเกิดคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 ได้จนกระทั่งคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 หหมดไปในชิ้นงานที่มี C_{bal} สูง

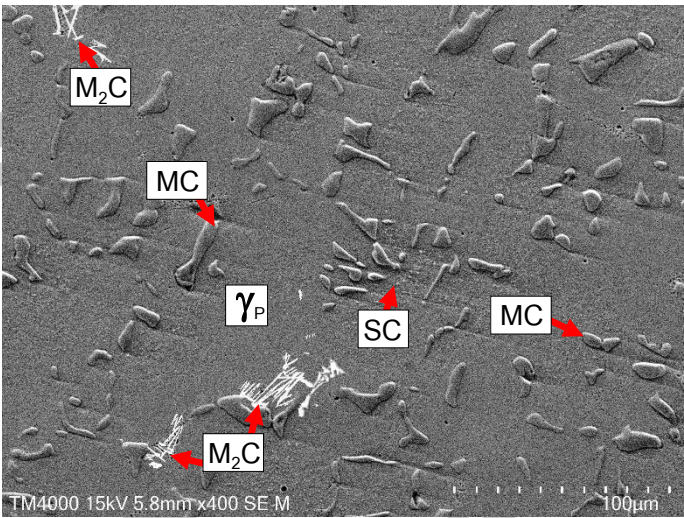
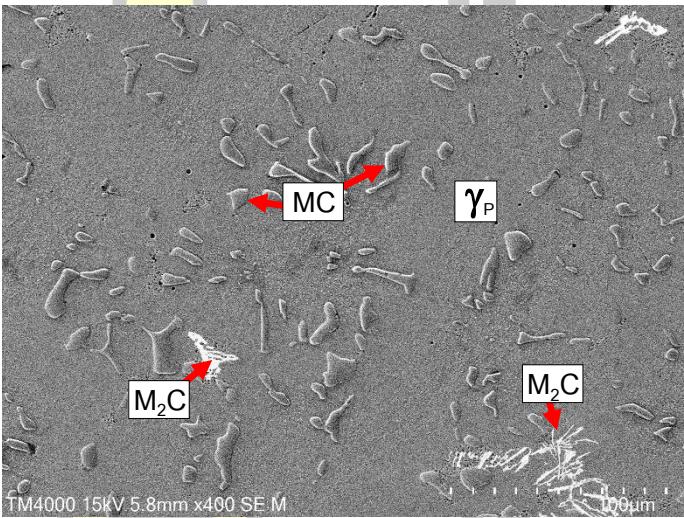
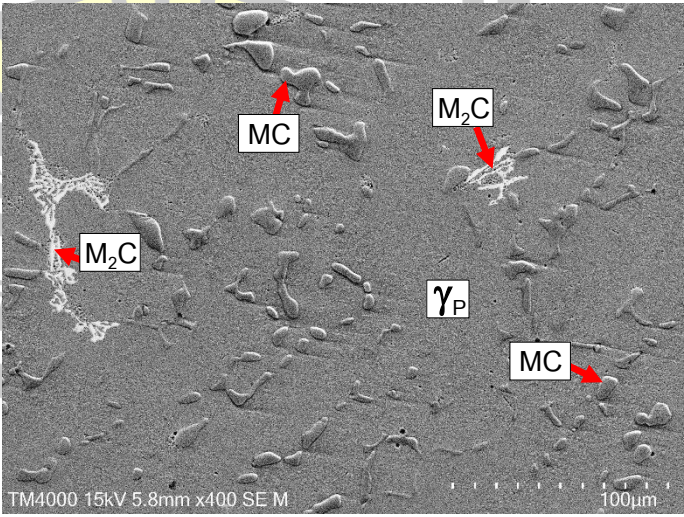
พหุ ประถมศึกษา

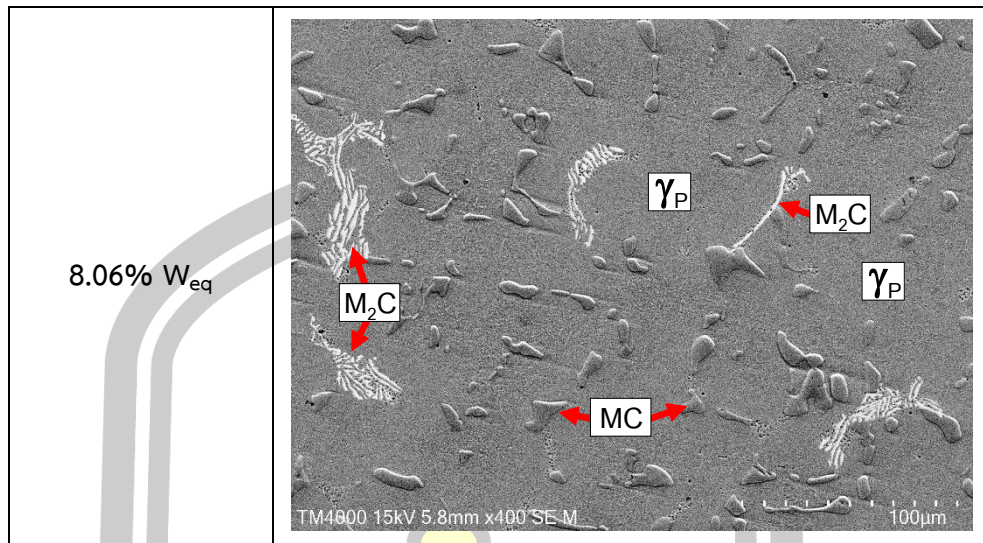
ชิ้นงาน	OM
4.97% W_{eq}	
6.00% W_{eq}	
6.70% W_{eq}	



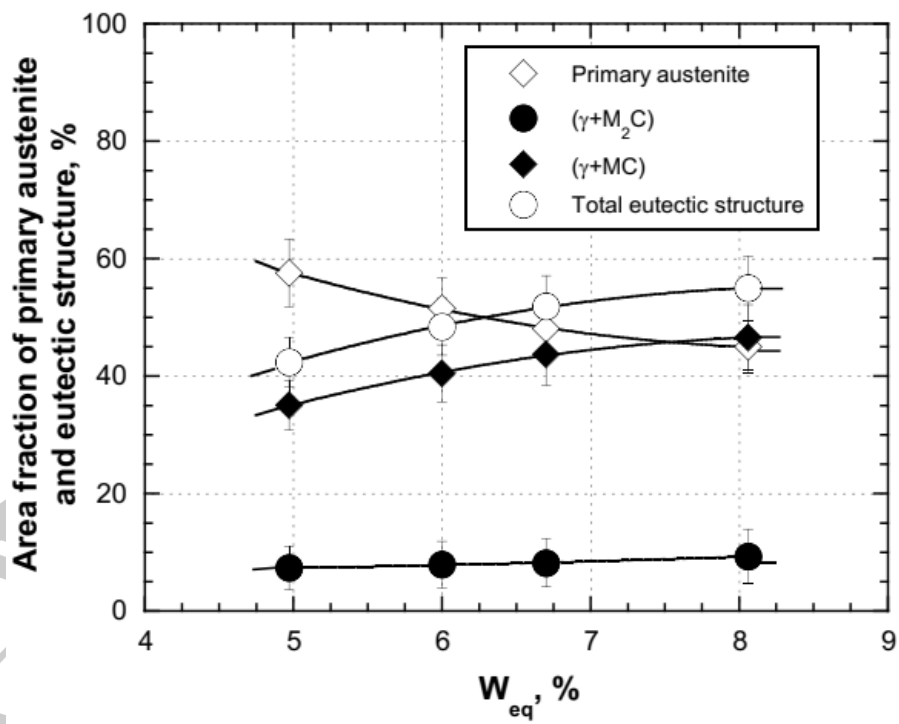
ภาพประกอบ 35 โครงสร้างจุลภาคโดยรวมของชิ้นงานทดสอบโดยใช้กล้อง OM

เพื่อยืนยันผลการทดลองจึงทำการถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคโดยรวมของชิ้นงานจากการใช้กล้อง SEM แสดงดังภาพประกอบ 36 ซึ่งพบว่าโครงสร้างโดยรวมประกอบด้วย ออสเทนไนต์เดนไดรต์ โครงสร้างยูเทคติกชนิด (γ +MC) และ (γ +M₂C) ในทุกชิ้นงานโดยพบว่าโครงสร้างยูเทคติกชนิด (γ +M₂C) จะเพิ่มขึ้นในชิ้นงานที่มีค่า W_{eq} สูง ได้ทำการวัดหาสัดส่วนของออสเทนไนต์เดนไดรต์ และโครงสร้างยูเทคติกชนิดต่างๆ โดยใช้โปรแกรม Image J โดยผลการทดสอบแสดงดังภาพประกอบ 37 ผลของ W_{eq} ต่อสัดส่วนเชิงพื้นที่ของออสเทนไนต์เดนไดรต์และโครงสร้างยูเทคติกแต่ละชนิด พบว่า สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเดนไดรต์ลดลง แต่สัดส่วนเชิงพื้นที่ของโครงสร้างยูเทคติกเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มค่า W_{eq} ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยอ้างอิง [27] การที่โครงสร้างยูเทคติกประเภท (γ +MC) เพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า W_{eq} เพิ่มขึ้นนั้น เนื่องจาก V เป็นธาตุที่ฟอร์เมอร์ไบต์ได้แรงกว่า Mo และ Cr ซึ่งสามารถฟอร์เมอร์ไบต์ชนิด MC ในช่วงแรกของการเกิดโครงสร้างยูเทคติก และการที่มีปริมาณคาร์บอนที่เพียงพอสำหรับการฟอร์เมอร์ไบต์ในของเหลว ทำให้การฟอร์เมอร์ไบต์ประเภท MC จากปฏิกิริยายูเทคติกเพิ่มขึ้น ทั้งนี้เกิดจากการเพิ่มปริมาณ V เล็กน้อยดังตาราง 3 หลังจากนั้นของเหลวส่วนที่เหลือก็จะเกิดโครงสร้างยูเทคติกประเภท (γ +M₂C) ทั้งนี้ขึ้นกับส่วนผสมทางเคมี ในขณะเดียวกันปริมาณของโครงสร้างยูเทคติกชนิด (γ +M₂C) มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามปริมาณ W_{eq} อย่างช้าๆ เช่นกันแสดงดังตาราง 7 คาดว่าเกิดจากการเพิ่มขึ้นของ Mo และ W ในปริมาณเล็กน้อยอย่างสม่ำเสมอและเมื่อทำการวิเคราะห์ด้วยโปรแกรม Image analyzer พบว่าสัดส่วนพื้นที่ (Area fraction) ของยูเทคติกชนิด (γ +M₂C) เพิ่มขึ้นจาก 7.3% ในชิ้นงาน 4.97%W_{eq} เป็น 9.4% ในชิ้นงาน 8.06%W_{eq} เนื่องจากการเพิ่มขึ้นของ Mo และ W จะส่งเสริมการรวมตัวเป็นคาร์ไบด์ชนิด M₂C ได้มากขึ้น

ชิ้นงาน	SEM
4.97% W_{eq}	 <p>TM4000 15kV 5.8mm x400 SE M 100μm</p>
6.00% W_{eq}	 <p>TM4000 15kV 5.8mm x400 SE M 100μm</p>
6.70% W_{eq}	 <p>TM4000 15kV 5.8mm x400 SE M 100μm</p>



ภาพประกอบ 36 โครงสร้างจุลภาคโดยรวมของชิ้นงานทดสอบโดยใช้กล้อง SEM



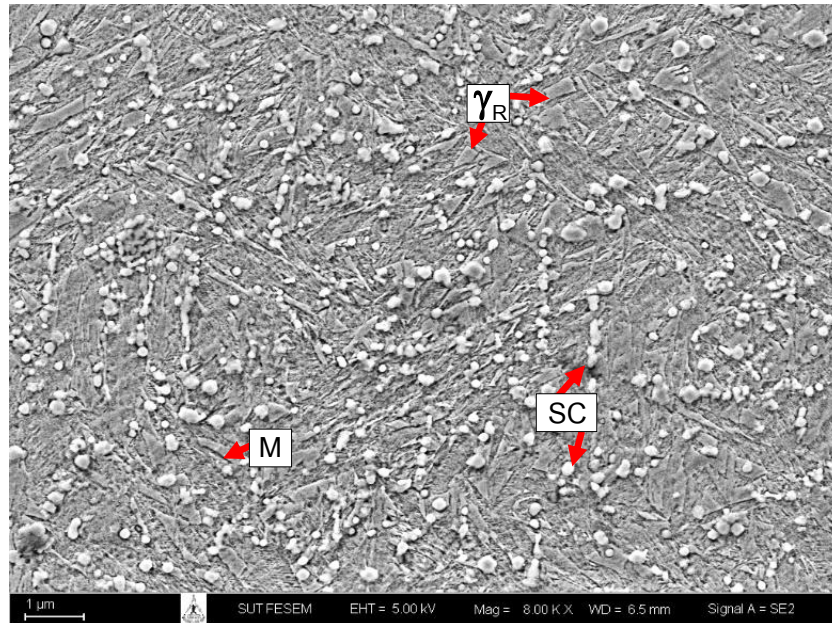
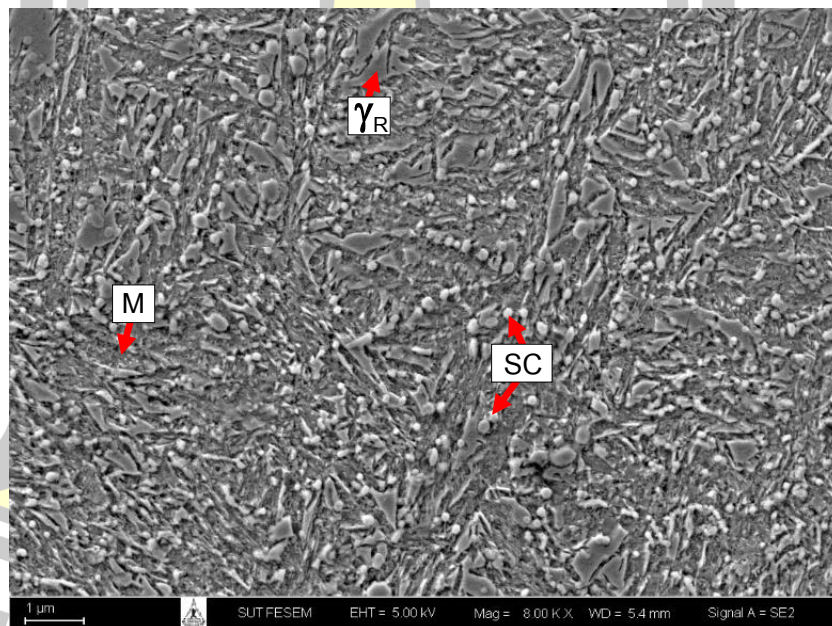
ภาพประกอบ 37 ผลของ W_{eq} ต่อสัดส่วนพื้นที่ของออสเทนไนต์เดนไดรต์ (γ_p) และโครงสร้างยูเทกติกชนิดต่าง ๆ

ตาราง 7 สัดส่วนเชิงพื้นที่ของออสเทนไนต์เดนไดรต์ (γ_p) และโครงสร้างยูเทคติก

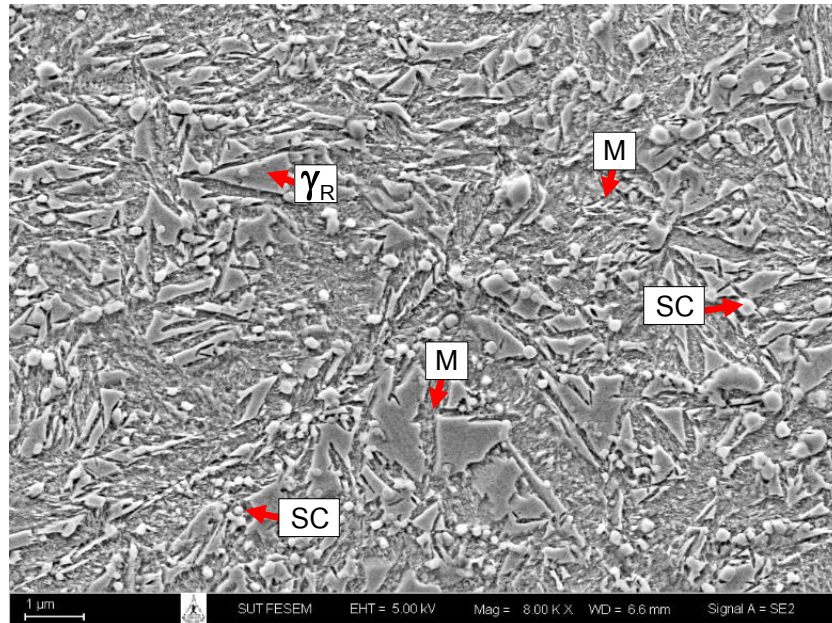
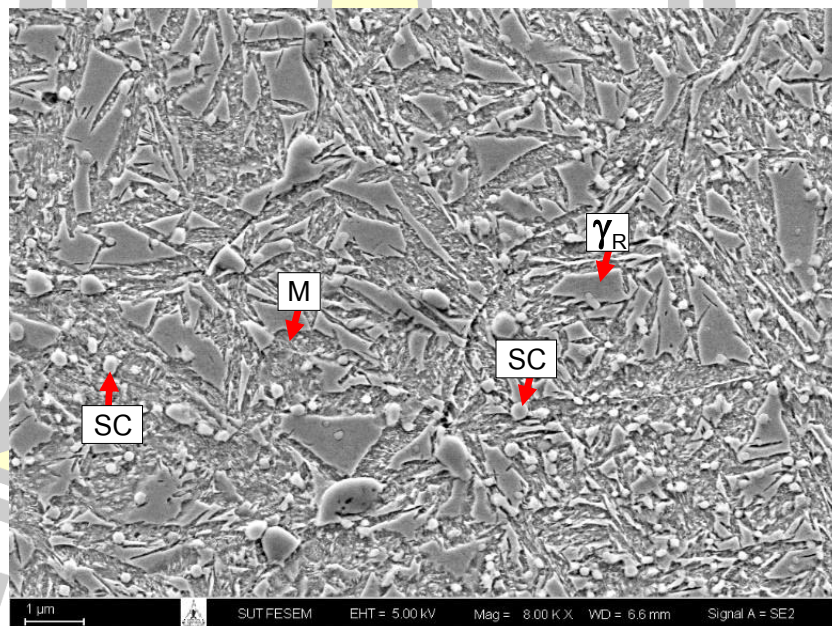
ชิ้นงาน	ออสเทนไนต์ เดนไดรต์(%)	โครงสร้างยูเทคติก (%)	
		$\gamma+MC$	$\gamma+M_2C$
4.97% W_{eq}	57.629	35.024	7.347
6.00% W_{eq}	51.595	40.483	7.922
6.70% W_{eq}	48.074	43.705	8.221
8.06% W_{eq}	45.000	46.587	8.413

4.1.2 โครงสร้างจุลภาคของเนื้อพื้นในสภาพชุบแข็ง

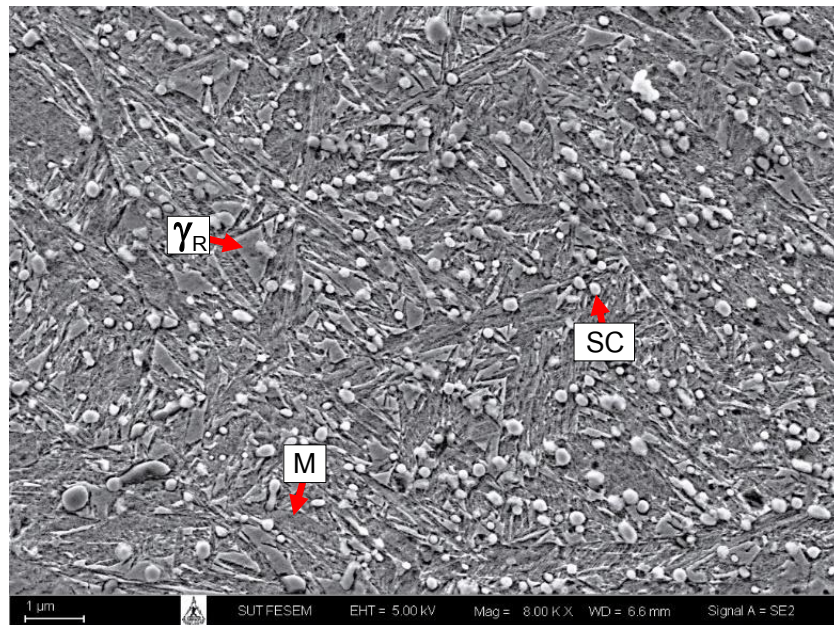
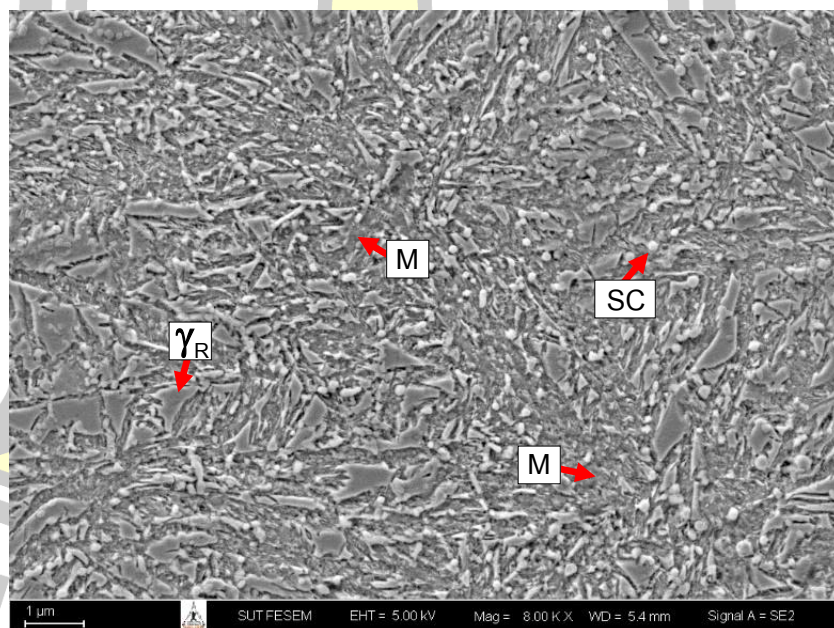
ในขั้นตอนการชุบแข็งจะถือว่าคาร์ไบด์ยูเทคติกไม่มีการเปลี่ยนแปลงเนื่องจากมีเสถียรภาพทางความร้อนสูง ดังนั้นเฉพาะส่วนเนื้อพื้นเท่านั้นที่จะเปลี่ยนแปลงไปตามสภาวะของการทำกรรมวิธีทางความร้อน ในการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของเนื้อพื้นของชิ้นงานทดสอบในสภาพชุบแข็ง จึงได้ทำการเตรียมผิวชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งด้วยการขัดหยาบและขัดละเอียด จากนั้นทำการกัดผิวชิ้นงานชุบแข็งที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยน้ำยา Vilella และทำการวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบกวาด (SEM) ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคแสดงดังภาพประกอบ 38 และภาพประกอบ 39 สำหรับชิ้นงานทดสอบในสภาพชุบแข็งที่ 1050 °C ภาพประกอบ 40 และภาพประกอบ 41 สำหรับชิ้นงานทดสอบในสภาพชุบแข็งที่ 1100 °C ตามลำดับ โดยเน้นไปที่เฟสเนื้อพื้นและคาร์ไบด์ลำดับที่สอง จากภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคพบว่าเนื้อพื้นของทุกชิ้นงานประกอบด้วยคาร์ไบด์ลำดับที่สอง (SC) ขนาดเล็กกระจายอยู่ทั่วไปบนเนื้อพื้นของมาร์เทนไซต์ (M) โดยมีออสเทนไนต์ (γ_R) บางส่วนเหลืออยู่ แม้ว่า Mo และ W จะส่งเสริมการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในออสเทนไนต์ในระหว่างการชุบแข็ง ส่งผลให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพมากขึ้น อุณหภูมิการเกิดมาร์เทนไซต์ (M_s) เพิ่มสูงขึ้น ทำให้มีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลดลงและปริมาณคาร์ไบด์ลำดับที่สองและมาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับไม่เติม Mo และ W แต่ในชิ้นงานที่มี % W_{eq} สูงจะมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างมากกว่าชิ้นงานที่มี % W_{eq} ต่ำ เนื่องจากการเพิ่มค่า W_{eq} สูงจะทำให้มี Mo และ W ละลายในออสเทนไนต์มากขึ้นได้ ซึ่งทั้ง Mo และ W จะลดอุณหภูมิ M_s และทำให้มีออสเทนไนต์เหลือค้างหลังการชุบแข็งมากขึ้น นอกจากนี้การเพิ่มอุณหภูมิในการชุบแข็งจะทำให้มีปริมาณออสเทนไนต์มากขึ้นเช่นกัน เนื่องจากที่อุณหภูมิสูงจะทำให้ธาตุผสมต่างๆ ละลายในออสเทนไนต์ได้มากขึ้น โดยธาตุเหล่านี้จะช่วยทำให้ออสเทนไนต์มีเสถียรภาพสูงและจะลดอุณหภูมิ M_s ลง

a) 4.97%W_{eq}b) 6.00%W_{eq}

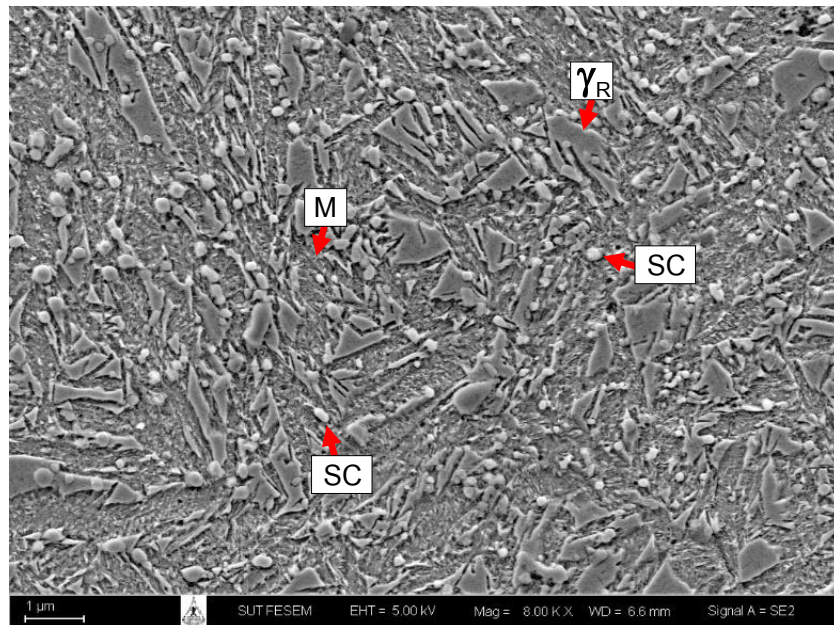
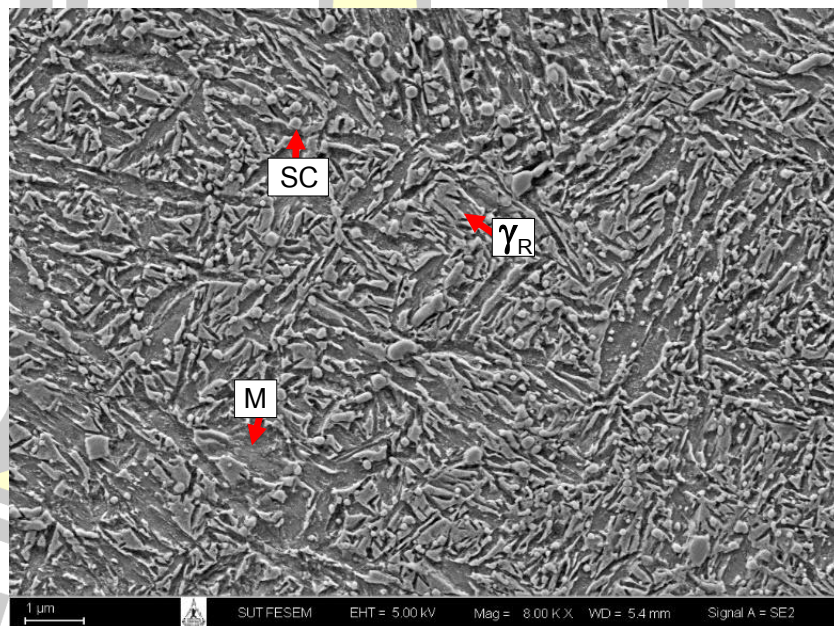
ภาพประกอบ 38 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน 4.97%W_{eq} และ 6.00%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็ง
ที่ 1050 °C โดยใช้กล้อง SEM

a) 6.70%W_{eq}b) 8.06%W_{eq}

ภาพประกอบ 39 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน 6.70%W_{eq} และ 8.06%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1050 °C โดยใช้กล้อง SEM

a) 4.97%W_{eq}b) 6.00%W_{eq}

ภาพประกอบ 40 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน 4.97%W_{eq} และ 6.00%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1100 °C โดยใช้กล้อง SEM

a) 6.70%W_{eq}b) 8.06%W_{eq}

ภาพประกอบ 41 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน 6.70%W_{eq} และ 8.06%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1100 °C โดยใช้กล้อง SEM

เมื่อเปรียบเทียบระหว่างอุณหภูมิชุบแข็งพบว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C จะมีปริมาณคาร์ไบด์ลำดับที่สองมากกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1100 °C เนื่องจากที่อุณหภูมิสูงจะเพิ่มขีดจำกัดการละลายของธาตุผสมในออสเทนไนต์ ทำให้ออสเทนไนต์มีเสถียรภาพและเปลี่ยนเฟสยากขึ้น [27] คาร์ไบด์ลำดับที่สองเกิดขึ้นได้น้อยลงนอกจากนี้ยังพบว่าค่าการเพิ่มค่า W_{eq} ทำให้มีปริมาณคาร์ไบด์ลำดับที่สองเพิ่มขึ้นด้วย เนื่องจากการเพิ่มขึ้นของ Mo และ W ซึ่งจากงานวิจัยของไพบูลย์และคณะ [28] ที่รายงานว่าชิ้นงานที่มี Mo สูงจะพบการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในปริมาณที่สูง เนื่องจาก Mo จะฟอร์มคาร์ไบด์ได้แรง และช่วยส่งเสริมการตกตะกอนของคาร์ไบด์ได้ดี

เมื่อพิจารณาปริมาณของมาร์เทนไซต์ในเนื้อพื้นพบว่าเมื่อ W_{eq} เพิ่มขึ้น เนื่องจากการเพิ่มค่า W_{eq} เป็นการเพิ่มขึ้นของ Mo และ W ซึ่งทั้ง Mo และ W จะลดอุณหภูมิการเกิดมาร์เทนไซต์ (M_s) ส่งผลให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้ลดลงในระหว่างการเย็นตัว ในขณะที่เดียวกันการเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะเพิ่มเสถียรภาพของออสเทนไนต์ Mo และ W ละลายในออสเทนไนต์ได้มากขึ้นและมีปริมาณออสเทนไนต์มากขึ้นเช่นกัน

4.2 ผลของทั้งสแตนสมมูลต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ

(V_γ) ในสภาพชุบแข็ง

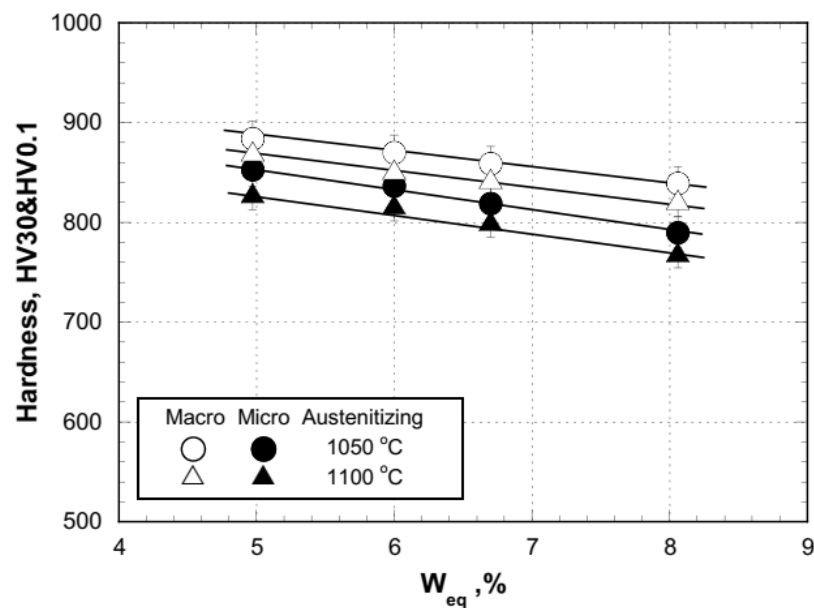
ดังที่ได้กล่าวไว้ก่อนหน้านี้ว่าทั้ง Mo และ W มีบทบาทคล้ายกันคือสามารถฟอร์มคาร์ไบด์ได้แรงทั้งคู่ ดังนั้นเพื่ออธิบายผลของธาตุผสมทั้งสองชนิดต่อความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำค่า W_{eq} จึงเหมาะสมที่จะใช้อธิบายผลของธาตุผสมทั้งสองต่อความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำ ผลการทดสอบความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำของชิ้นงานทดสอบในสภาพชุบแข็งแสดงดังตาราง 8 พบว่า ความแข็งและ V_γ ของชิ้นงานเปลี่ยนแปลงตามค่า W_{eq} และอุณหภูมิในการชุบแข็ง โดยความแข็งที่ได้รับมีค่า 839-884HV30 และ 822-870HV0.1 สำหรับการชุบแข็งที่ 1050 °C และ 789-852HV30 และ 769-829HV0.1 สำหรับการชุบแข็งที่ 1100 °C โดยมีค่า V_γ เท่ากับ 7.4-14.0% สำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C และ 8.6-16.3% ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1100 °C ตามลำดับ

พูน ปณ ทิโต ชิว

ตาราง 8 ความแข็งและร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็ง

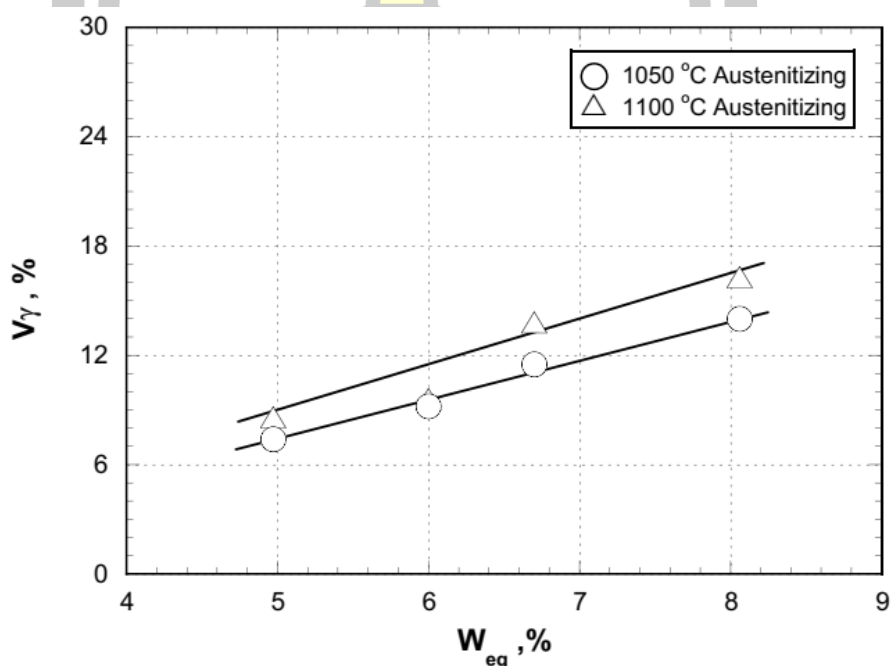
ชิ้นงาน	ความแข็งแบบมาโคร		ความแข็งแบบไมโคร		ออสเทนไนต์เหลือค้าง	
	(HV 30)		(HV 0.1)		$(V_\gamma)\%$	
	1050 °C	1100 °C	1050 °C	1100 °C	1050 °C	1100 °C
No.1 (4.97% W_{eq})	884	852	870	829	7.4	8.6
No.2 (6.00% W_{eq})	870	836	852	817	9.2	9.6
No.3 (6.70% W_{eq})	859	818	843	801	11.5	13.8
No.4 (8.06% W_{eq})	839	789	822	769	14.0	16.3

ผลของ W_{eq} ต่อความแข็งแบบมาโครและความแข็งแบบไมโครของชิ้นงานแสดงดังภาพประกอบ 42 โดยพบว่าเมื่อค่า W_{eq} เพิ่มขึ้นความแข็งแบบมาโครของชิ้นงานลดลงอย่างต่อเนื่อง ความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1050 °C จะสูงกว่าชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1100 °C ความแข็งแบบมาโครและความแข็งแบบไมโครมีพฤติกรรมคล้ายกัน โดยความแข็งแบบไมโครจะต่ำกว่าความแข็งแบบมาโคร เนื่องจากความแข็งแบบไมโครเป็นความแข็งเฉพาะเนื้อพื้น ส่วนความแข็งแบบมาโครเป็นความแข็งรวมของเนื้อพื้นและคาร์ไบด์ยูเทคติก การเพิ่มค่า W_{eq} และอุณหภูมิชุบแข็ง จะทำให้ความแข็งลดลง เนื่องจากมี Mo ละลายในออสเทนไนต์มากขึ้นซึ่งทั้ง Mo จะลดอุณหภูมิการเกิดมาร์เทนไซต์ (M_s) จึงส่งผลให้มีออสเทนไนต์เหลือค้างหลังการชุบแข็งมากขึ้นและมีมาร์เทนไซต์น้อยลง จึงทำให้ความแข็งของชิ้นงานลดลงอย่างต่อเนื่อง



ภาพประกอบ 42 ผลของทั้งสแตนสมมูล (W_{eq}) ต่อความแข็งของชิ้นงานในสภาพชุบแข็ง

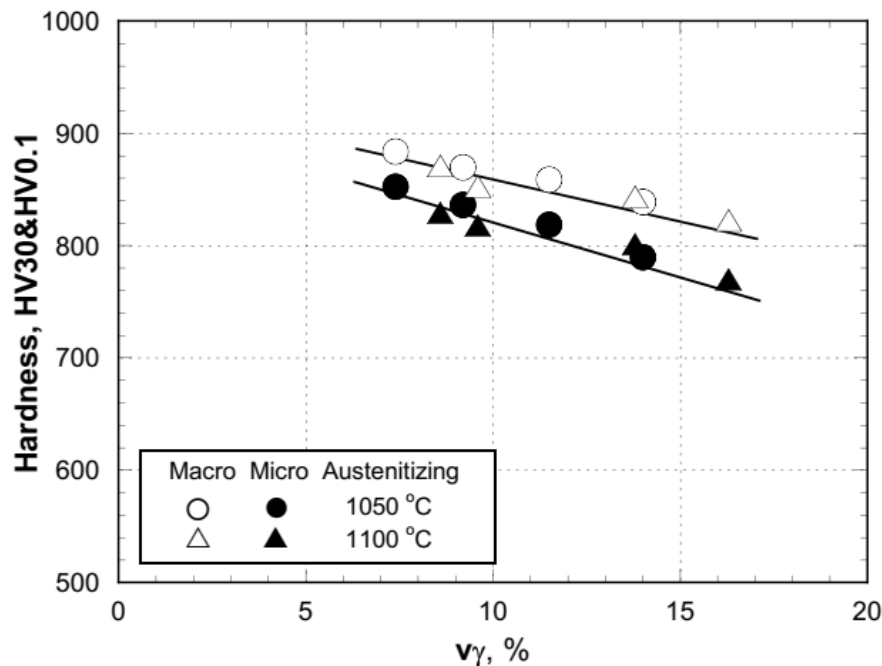
ผลของ W_{eq} ต่อปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างในภาพประกอบ 43 โดยพบว่าค่า V_γ เพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า W_{eq} เพิ่มขึ้น เนื่องจากการเพิ่มค่า W_{eq} จะทำให้อุณหภูมิการเกิดมาร์เทนไซต์ (M_s) ลดลงเพราะมี Mo และ W ละลายในออสเทนไนต์เพิ่มขึ้น จึงทำให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนเฟสเป็น มาร์เทนไซต์ได้น้อยลง เมื่อเปรียบเทียบระหว่างอุณหภูมิในการชุบแข็งพบว่า การเพิ่มอุณหภูมิในการชุบแข็งทำให้ค่า V_γ เพิ่มขึ้นเช่นกัน ซึ่งสามารถอธิบายได้ว่าการเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะเพิ่มขีดจำกัดการละลายธาตุผสม เช่น C Cr Mo W ในออสเทนไนต์ ซึ่งธาตุเหล่านี้จะช่วยทำให้ออสเทนไนต์เสถียรภาพสูงและในขณะเดียวกันจะลดอุณหภูมิการเกิดมาร์เทนไซต์ (M_s) ลง ซึ่งความสัมพันธ์ระหว่างค่าของ W_{eq} ต่อ V_γ ในภาพประกอบ 43 นี้สอดคล้องกับการเปลี่ยนแปลงของความแข็งในภาพประกอบ 42



ภาพประกอบ 43 ผลของทั้งสแตนสมมูลต่อร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็ง

ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและ V_γ ขึ้นงานทดสอบแสดงดังภาพประกอบ 44 ได้พบว่าความแข็งจะลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า V_γ เพิ่มขึ้น แข็งของชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1050 °C จะสูงกว่าชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1100 °C ความแข็งสูงสุดจะได้ที่ 7.4% V_γ (884HV30, 853HV0.1) ในชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1050 °C ถึง 8.6% V_γ (871HV30, 830HV0.1) ในชิ้นงานที่ผ่านการ

ชุบแข็งที่ 1100 °C ตามลำดับ อาจกล่าวได้ว่าความแข็งที่ลดลงเมื่อค่า W_{eq} เพิ่มขึ้นสอดคล้องกับการเพิ่มขึ้นของปริมาณ V_γ ร่วมกับการลดลงของมาร์เทนไซต์ การเพิ่มค่า W_{eq} หรืออุณหภูมิการชุบแข็งทำให้ความแข็งลดลง เนื่องจากมีออสเทนไนต์เหลือค้างในเนื้อพื้นมากเกินไป ทำให้ความแข็งของเนื้อพื้นลดลง ส่งผลให้ความแข็งโดยรวมลดลง



ภาพประกอบ 44 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็ง

4.3 ผลของทั้งสแตนสมมูลต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพอบคืนตัว

4.3.1 ผลของอุณหภูมิอบคืนตัวต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ)

ชิ้นงานที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1050 °C และ 1100 °C ถูกอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 400 - 600 °C ทุกๆ 50 °C โดยความสัมพันธ์ของความแข็งออสเทนไนต์เหลือค้างและอุณหภูมิการอบคืนตัวแสดงดังภาพประกอบที่ 45 และ 46 สำหรับชิ้นงาน 4.97% W_{eq} ภาพประกอบที่ 47 และ 48 สำหรับชิ้นงาน 6.00% W_{eq} ภาพประกอบที่ 49 และ 59 สำหรับชิ้นงาน 6.70% W_{eq} และภาพประกอบที่ 51 และ 52 สำหรับชิ้นงาน 8.06% W_{eq} ตามลำดับ โดยในแต่ละกราฟได้ใส่ความแข็งและปริมาณ

ออสเทนไนต์เหลือค้างในสภาพชุบแข็งเพื่อการเปรียบเทียบ พบว่าทุกชิ้นงานแสดงการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองอย่างชัดเจน ในแต่ละกราฟความแข็งแบบมาโครและความแข็งแบบไมโครจะมีพฤติกรรมคล้ายกัน ความแข็งลดลงทันทีจากสภาพชุบแข็งเมื่อทำการอบคืนตัวที่ 400 °C จากนั้นความแข็งจะค่อย ๆ เพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัวจนกระทั่งถึงจุดสูงสุด (H_{Tmax}) หลังจากนั้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัวพบว่าความแข็งลดลงอย่างต่อเนื่อง การเปลี่ยนแปลงความแข็งลักษณะนี้เรียกว่าการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Secondary hardening) ซึ่งเป็นผลจากการเปลี่ยนเฟสของเนื้อพื้นในขณะอบคืนตัว โดยความแข็งเพิ่มขึ้นในช่วงแรกเกิดจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในออสเทนไนต์ และการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้น ซึ่งปริมาณคาร์ไบด์ลำดับที่สองและมาร์เทนไซต์จะเพิ่มสูงขึ้นจนกระทั่งถึงจุดที่มีความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) ดังนั้นจึงสามารถกล่าวได้ว่าการเพิ่มขึ้นของเฟสมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองรวมกับการลดลงของเฟสออสเทนไนต์เหลือค้างจะควบคุมความแข็งของชิ้นงาน เมื่อทำการอบคืนตัวสูงกว่าอุณหภูมิ H_{Tmax} ชิ้นงานทดสอบจะมีความแข็งลดลงเนื่องจากการอบคืนตัวเกิน (Over tempering) โดยออสเทนไนต์เปลี่ยนเฟสเป็นเฟอร์ไรต์ที่มีความแข็งต่ำ นอกจากนี้มาร์เทนไซต์ที่ได้จากการชุบแข็งถูกอบคืนตัวเปลี่ยนเฟสเป็นเฟไรต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองขนาดใหญ่ ระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Degree of secondary hardening) หาได้จากผลต่างของความแข็งที่ค่า H_{Tmax} และความแข็งต่ำสุดที่อุณหภูมิต่ำกว่า H_{Tmax} โดยระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองจะเปลี่ยนแปลงตามค่า W_{eq} และอุณหภูมิในการชุบแข็งค่า H_{Tmax} และระดับของการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองของแต่ละชิ้นงานแสดงดังตาราง 9 และ 10 ตามลำดับ

ตาราง 9 ค่าความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) ของชิ้นงานทดสอบ

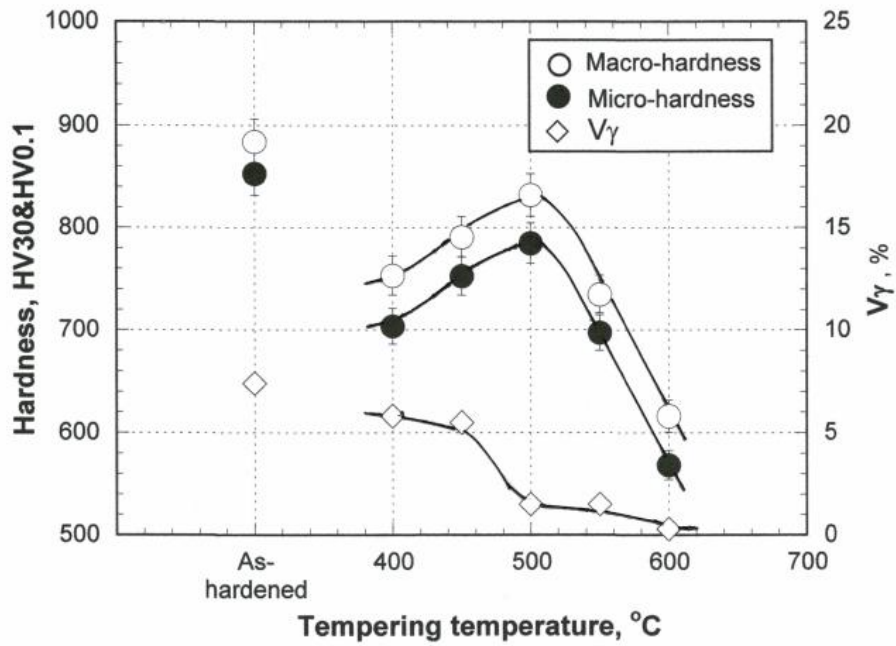
ชิ้นงาน	ความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax})			
	ความแข็งแบบมาโคร (HV30)		ความแข็งแบบไมโคร (HV0.1)	
	1050 °C	1100 °C	1050 °C	1100 °C
No.1 (4.97% W_{eq})	832	841	785	815
No.2 (6.00% W_{eq})	845	850	810	829
No.3 (6.70% W_{eq})	853	862	820	836
No.4 (8.06% W_{eq})	859	872	811	841

ตาราง 10 ระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองของชิ้นงานทดสอบ (Degree of secondary hardening)

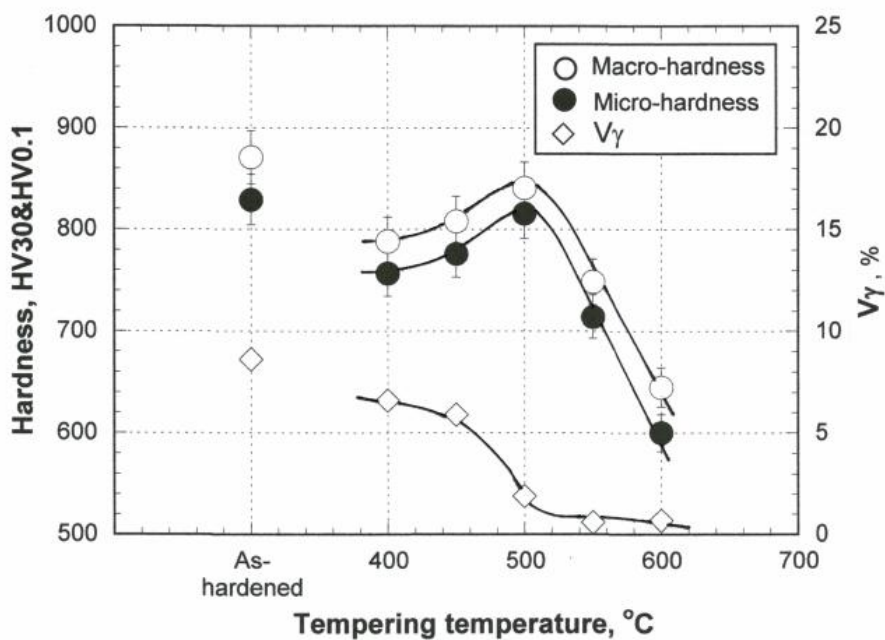
ชิ้นงาน	ระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง			
	ความแข็งแบบมาโคร (HV30)		ความแข็งแบบไมโคร (HV0.1)	
	1050 °C	1100 °C	1050 °C	1100 °C
No.1 (4.97%W _{eq})	52	60	56	62
No.2 (6.00%W _{eq})	58	64	61	66
No.3 (6.70%W _{eq})	60	66	63	69
No.4 (8.06%W _{eq})	67	71	70	73

ผลของอุณหภูมิในการอบคืนตัวต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งและ V_{γ} ของชิ้นงาน 4.97%W_{eq} แสดงดังภาพประกอบ 45 สำหรับขึ้นผ่านการชุบแข็งที่ 1050 °C และภาพประกอบ 46 สำหรับขึ้นผ่านการชุบแข็งที่ 1100 °C ตามลำดับ พบว่ากราฟความแข็งแสดงการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองอย่างชัดเจน โดยชิ้นงานที่ชุบแข็งที่ 1100 °C จะเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองมากกว่าในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C ซึ่งเกิดจากการมีออสเทนไนต์เหลือค้างในการชุบแข็งสูงกว่าการชุบแข็งที่ 1050 °C ค่า H_{Tmax} คือ 832HV30 และ 785HV0.1 ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C และ 841HV30 และ 815HV0.1 ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1100 °C ค่า V_{γ} ลดลงอย่างมากจากสภาพชุบแข็งเมื่ออบคืนตัวที่ 400 °C เนื่องจากมาร์เทนไซต์จากการชุบแข็งสูญเสียความแข็งจากการอบคืนตัว จากนั้นจะเพิ่มขึ้นอย่างมากเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัวเนื่องจากเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สอง เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัวยิ่งทำให้เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองมากขึ้น ส่งผลให้อุณหภูมิ M_s สูงขึ้น ออสเทนไนต์สามารถเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้นจนกระทั่งถึงจุดสูงสุดที่ H_{Tmax} จากนั้นความแข็งจะลดลงอย่างมากเมื่อทำการอบชิ้นงานที่อุณหภูมิสูงกว่า H_{Tmax} เนื่องจากการรวมตัวกันของคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีขนาดใหญ่ขึ้นแต่มีจำนวนลดลง และเนื้อพื้นเปลี่ยนเป็นเพิร์ลไลต์หรือที่เรียกว่าการเกิดการอบคืนตัวเกิน (Over tempering)

พหุ ประถมศึกษา



ภาพประกอบ 45 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) และอุณหภูมิในการอบคืนตัว ของชิ้นงาน 4.97%W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C

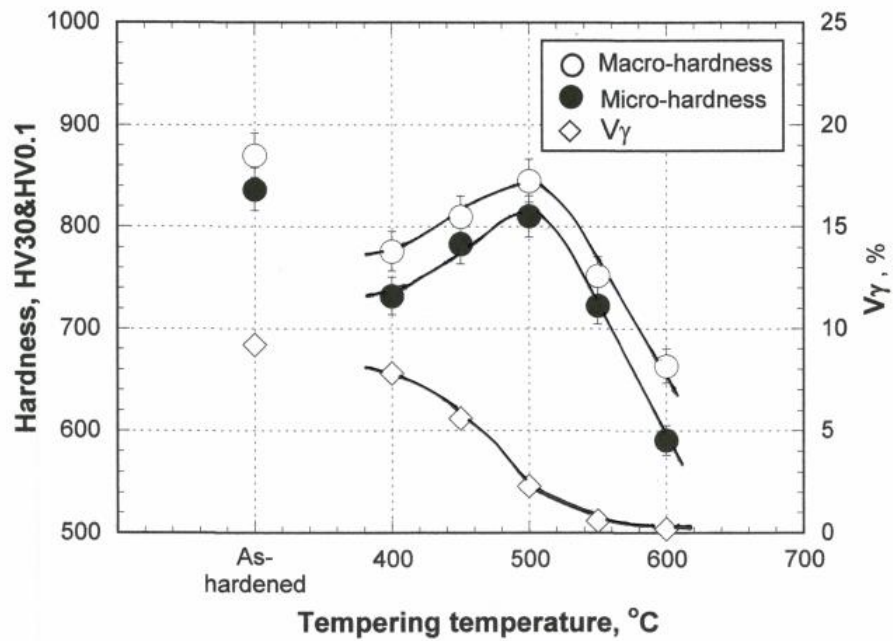


ภาพประกอบ 46 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) และอุณหภูมิในการอบคืนตัว ของชิ้นงาน 4.97%W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C

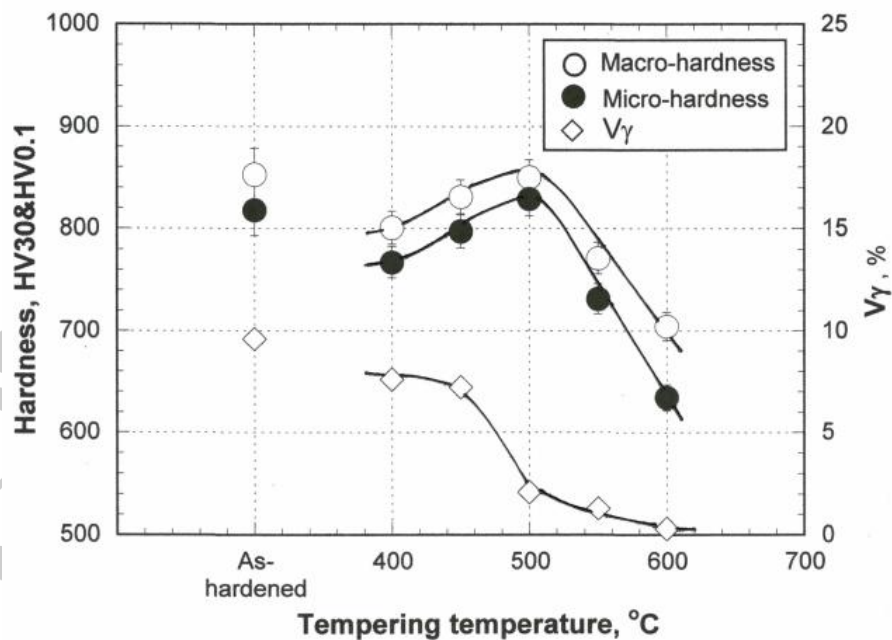
จากข้อมูลนี้สามารถกล่าวได้ว่าความแข็งที่สูงเกิดขึ้นในชิ้นงานผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิสูง โดยค่า H_{Tmax} เกิดขึ้นที่ 500 °C ซึ่งเกิดจากการที่ออสเทนไนต์เหลือค้างสูงในสภาพชุบแข็งจำเป็นต้องใช้อุณหภูมิสูงขึ้นในการอบคืนตัวเพื่อเปลี่ยนจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ภายใต้เวลาในการอบเดียวกัน โดยระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองคือ 52HV30 และ 56HV0.1 สำหรับการชุบแข็งที่ 1050 °C และ 60HV30 และ 62HV0.1 สำหรับการชุบแข็งที่ 1100 °C ค่า V_{γ} ในสภาพชุบแข็งคือ 7.4% และ 8.6% ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C และ 1100 °C ตามลำดับค่า V_{γ} ลดลงอย่างช้าๆ จากสภาพชุบแข็งจากนั้นจะลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่ออุณหภูมิในการอบคืนตัวเพิ่มขึ้นถึง 400 - 450 °C จากนั้นจะลดลงอย่างรวดเร็วเมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบคืนตัวถึง 500 °C จากนั้นจะค่อย ๆ ลดลงอย่างช้าเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้น โดยค่า V_{γ} ที่ตำแหน่ง H_{Tmax} คือ 1.5% ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C และ 1.9% ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1100 °C

กราฟการอบคืนตัวของชิ้นงาน 6.00% W_{eq} แสดงดังภาพประกอบ 47 และภาพประกอบ 48 ตามลำดับ พบว่าพฤติกรรมของความแข็งคล้ายกับชิ้นงาน 4.97% W_{eq} กล่าวคือแสดงการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองอย่างชัดเจนแต่ระดับการแข็งขึ้นจะสูงกว่าชิ้นงาน 4.97% W_{eq} ในทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็ง โดยค่าระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองคือ 58HV30 และ 61HV0.1 ได้รับในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C และ 64HV30 และ 66HV0.1 ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1100 °C ค่า H_{Tmax} เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 500 °C ในทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็ง โดยชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C มีค่า H_{Tmax} คือ 845HV30 และ 810 HV0.1 และชิ้นงานชุบแข็งที่ 1100 °C คือ 850HV30 และ 829HV0.1 ค่า V_{γ} ในสภาพชุบแข็งคือ 9.2% และ 9.6% ในการชุบแข็งที่ 1050 °C และ 1100 °C ตามลำดับโดยค่า V_{γ} จะลดลงอย่างมากจากสภาพชุบแข็งเมื่ออบคืนตัวที่ 400 °C จากนั้นจะลดลงอย่างรวดเร็วเมื่อเพิ่มอุณหภูมิลอบคืนตัวเป็น 500 °C และลดลงอีกเล็กน้อยเมื่อเพิ่มอุณหภูมิถึง 600 °C โดยการอบที่อุณหภูมิสูงสุดนี้ยังคงมีออสเทนไนต์เหลือค้างอยู่เล็กน้อย โดยค่า V_{γ} ที่ตำแหน่ง H_{Tmax} คือ 2.3% ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C และ 2.1% ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1100 °C

พหุบัณฑิต ชีวะ

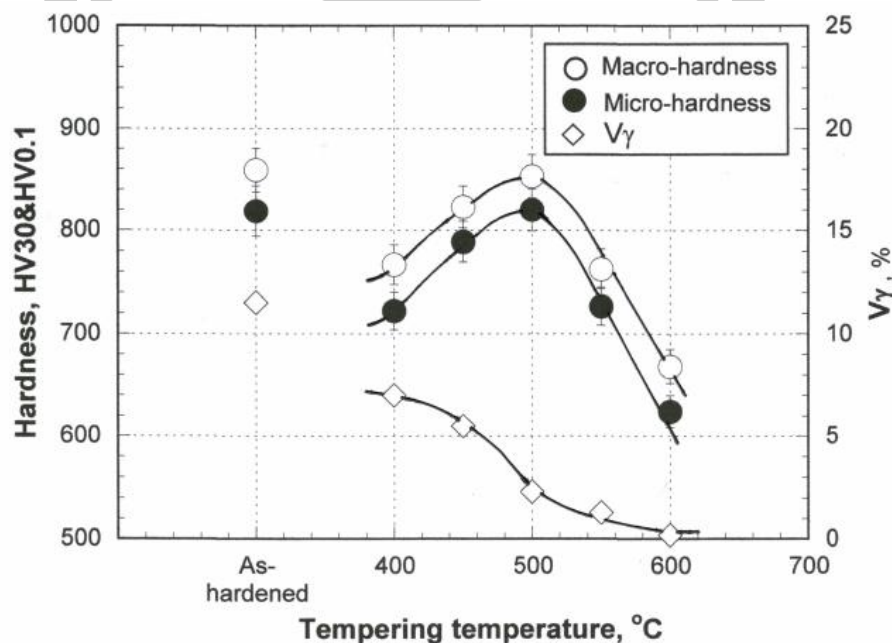


ภาพประกอบ 47 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V γ) และอุณหภูมิในการอบคืนตัว ของชิ้นงาน 6.00%W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C

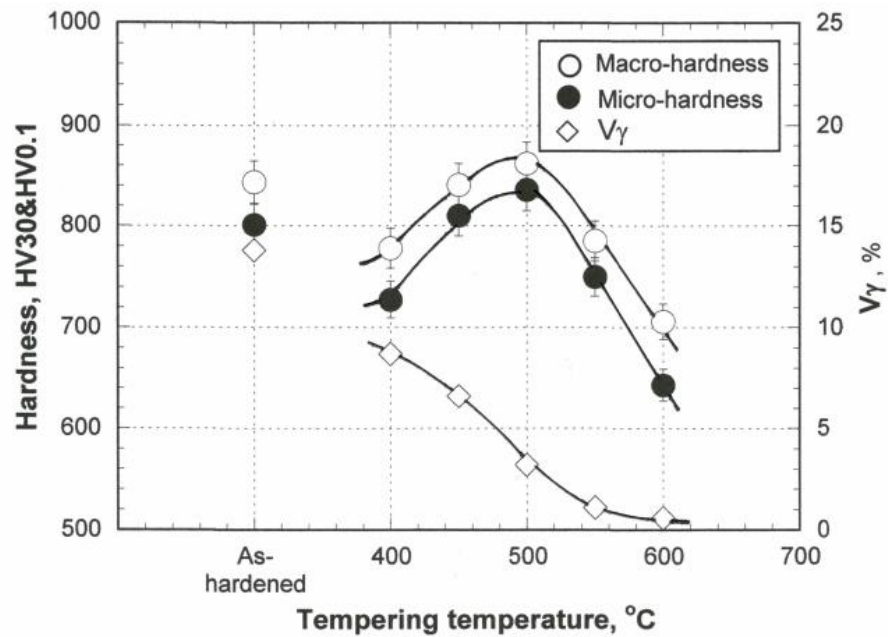


ภาพประกอบ 48 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V γ) และอุณหภูมิในการอบคืนตัว ของชิ้นงาน 6.00%W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C

ผลการทดลองของชิ้นงาน 6.70%W_{eq} แสดงดังภาพประกอบ 49 และภาพประกอบ 50 กราฟความแข็งมีแนวโน้มเดียวกันกับชิ้นงาน 4.97%W_{eq} และ 6.00%W_{eq} แต่ระดับการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองสูงกว่าชิ้นงาน 4.97%W_{eq} และ 6.00%W_{eq} ในทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็งเมื่อเริ่มอบคืนตัวที่ 400 °C ความแข็งจะลดลงอย่างมากเนื่องจากมาร์เทนไซต์ถูกอบคืนตัวและมีออสเทนไตเหลือค้างจำนวนมากในเนื้อพื้น จากนั้นความแข็งของชิ้นงานจะเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัวจากการแข็งขึ้นลำดับที่สอง หลังจากนั้นความแข็งจะลดลงอย่างมากอีกครั้งเมื่ออุณหภูมิการอบคืนตัวมากกว่า H_{Tmax} ค่า H_{Tmax} เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 500 °C ในทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็งโดยชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C มีค่า H_{Tmax} คือ 853HV30 และ 820HV0.1 และชิ้นงานชุบแข็งที่ 1100 °C คือ 862HV30 และ 836HV0.1 ระดับการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สอง คือ 60HV30 และ 63HV0.1 ในการชุบแข็งที่ 1050 °C และ 66HV30 และ 69HV0.1 ในการชุบแข็งที่ 1100 °C ค่า V_γ ในสภาพชุบแข็งคือ 11.5% และ 13.8% ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C และ 1100 °C ตามลำดับ ค่า V_γ จะลดลงอย่างมากจากสภาพชุบแข็งเมื่ออบคืนตัวที่ 400 °C และลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบคืนตัวถึง 600 °C โดยมีค่า V_γ ที่ตำแหน่ง H_{Tmax} คือ 2.3% ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C และ 3.2% ในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1100 °C

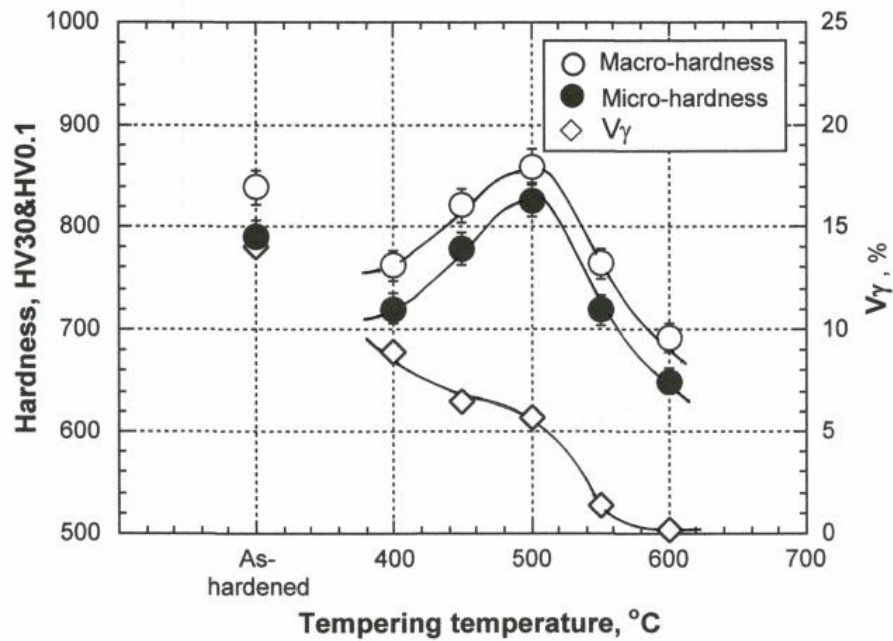


ภาพประกอบ 49 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไตเหลือค้าง (V_γ) และอุณหภูมิในการอบคืนตัว ของชิ้นงาน 6.70%W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C

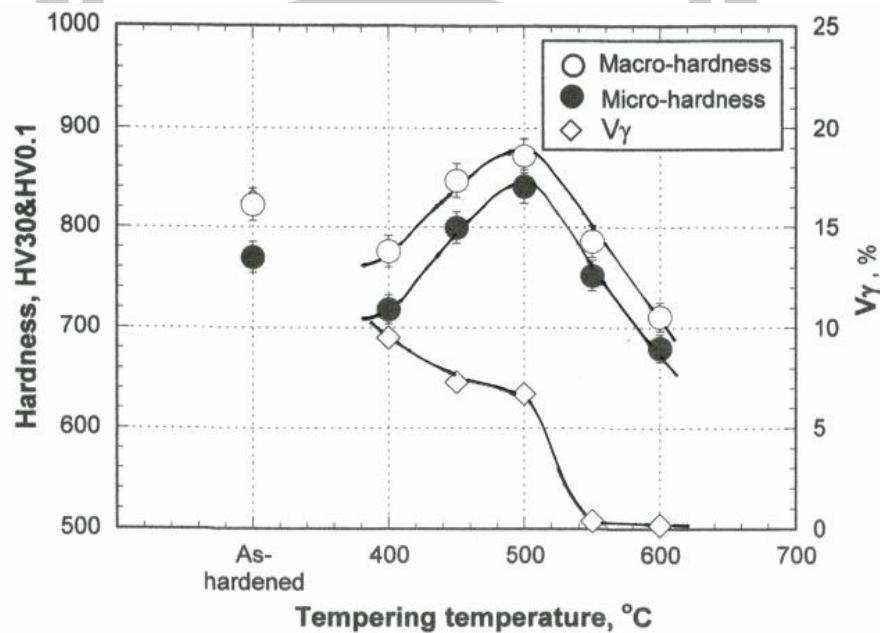


ภาพประกอบ 50 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_{γ}) และอุณหภูมิในการอบคืนตัว ของชิ้นงาน 6.70%W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C

สำหรับผลการทดลองชิ้นงาน 8.06%W_{eq} แสดงดังในภาพประกอบ 51 และภาพประกอบ 52 พบว่ากราฟความแข็งมีแนวโน้มคล้ายกับชิ้นงาน 6.70%W_{eq} กล่าวคือเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองอย่างมาก การทดลองนี้ได้ระดับการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองสูงสุดให้ค่า H_{Tmax} สูงสุด ซึ่งได้รับในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C ที่อุณหภูมิการอบคืนตัว 500 °C คือ 859HV30 และ 811HV0.1 โดยมีค่าระดับการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สอง คือ 67HV30 และ 70HV0.1 และในชิ้นงานชุบแข็งที่ 1100 °C ได้รับที่อุณหภูมิการอบคืนตัว 500 °C เช่นกัน ค่า H_{Tmax} ที่ได้รับคือ 872HV30 และ 841HV0.1 มีค่าระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองคือ 71HV30 และ 73HV0.1 การเปลี่ยนแปลงของ V_{γ} สอดคล้องกับผลของความแข็ง กล่าวคือค่า V_{γ} ในสภาพชุบแข็งจะสูงที่สุด คือ 14% ในการชุบแข็งที่ 1050 °C และ 16.3% ในการชุบแข็งที่ 1100 °C ค่า V_{γ} ลดลงจากสภาพชุบแข็งและเมื่ออุณหภูมิในการอบคืนตัวเพิ่มขึ้นถึง 400 - 500 °C จากนั้นจะลดลงอย่างรวดเร็วเมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบคืนตัวถึง 600 °C โดยมีค่า V_{γ} ที่ตำแหน่ง H_{Tmax} คือ 5.7% ในการชุบแข็งที่ 1050 °C และ 6.7% ในการชุบแข็งที่ 1100 °C ตามลำดับการเพิ่มอุณหภูมิอบคืนตัวสูงขึ้นไปถึง 600 °C ทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็ง เห็นได้ว่าเป็นการเปลี่ยนออสเทนไนต์เหลือค้างให้กลายเป็นมาร์เทนไซต์ได้เป็นส่วนใหญ่ การเพิ่มอุณหภูมิอบคืนตัวสูงขึ้นไปจะเร่งการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์เหลือค้างให้กลายเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้นเช่นกัน



ภาพประกอบ 51 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) และอุณหภูมิในการอบคืนตัว ของชิ้นงาน 8.06%W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C



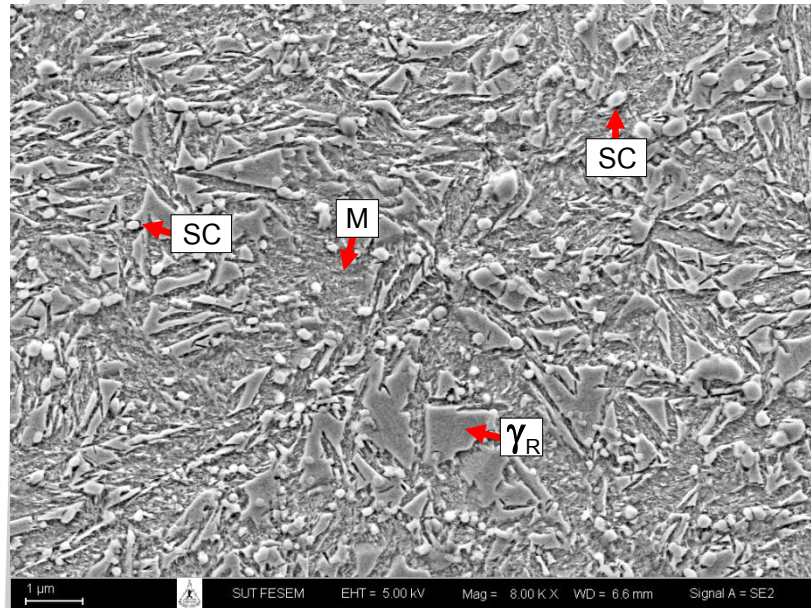
ภาพประกอบ 52 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) และอุณหภูมิในการอบคืนตัว ของชิ้นงาน 8.06%W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C

จากผลการทดลองข้างต้นสามารถสรุปได้ว่าอุณหภูมิในการชุบแข็งชิ้นงานมีผลอย่างมากต่อความแข็งหลังการอบคืนตัวและค่า V_y การใช้อุณหภูมิการชุบแข็งที่สูงจะให้ความแข็งหลังการอบคืนตัวที่สูงขึ้น กราฟความแข็งมีแนวโน้มคล้ายในทุกชิ้นงานความแข็งแบบมาโครและความแข็งแบบไมโครลดลงอย่างมากจากสภาพชุบแข็งเมื่อทำการอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 400 °C จากนั้นความแข็งจะเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบคืนตัวจนถึงจุดสูงสุด (H_{Tmax}) ที่อุณหภูมิ 500 °C หลังจากนั้นความแข็งลดลงอย่างมากอีกครั้งเมื่ออบคืนตัวที่อุณหภูมิมากกว่า 500 °C แต่อย่างไรก็ตามที่ค่า V_y ที่ตำแหน่ง H_{Tmax} ยังคงมีออสเทนไนต์เหลือค้างอยู่ประมาณ 1.5-6.7% เมื่อเพิ่มอุณหภูมิอบคืนตัวถึง 600 °C จะมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างอยู่เพียงเล็กน้อย ทั้งนี้อาจเป็นเพราะการที่มีธาตุผสมเพิ่มขึ้นเมื่อใช้อุณหภูมิการชุบแข็งที่สูงขึ้นจะทำให้ออสเทนไนต์มีเสถียรภาพสูงขึ้นและยังคงเหลือค้างแม้ว่าจะอบคืนตัวที่อุณหภูมิสูงก็ตาม

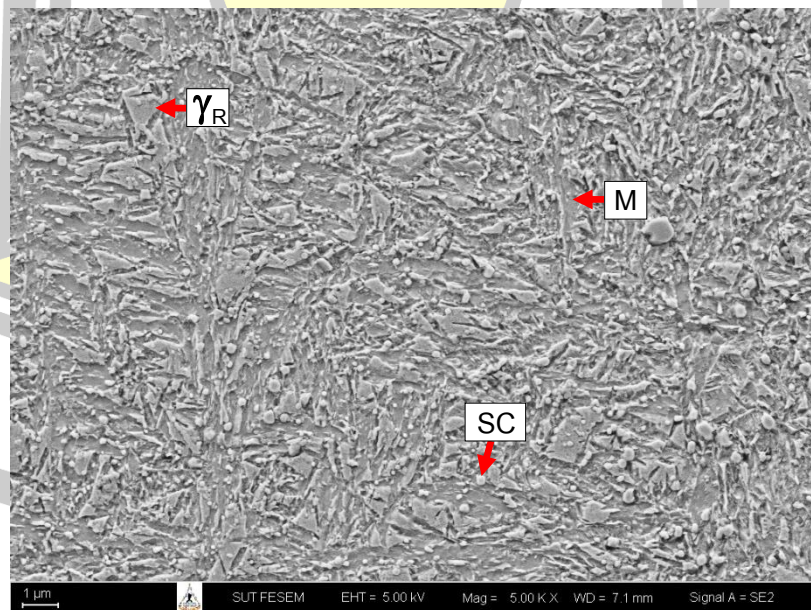
4.3.2 การแปลงเฟสของชิ้นงานในระหว่างการอบคืนตัว

วัตถุประสงค์ของการอบคืนตัวเพื่อลดความเค้นภายในจากการชุบแข็งและเพื่อให้ออสเทนไนต์เหลือค้างเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ เนื่องจากความแข็งของชิ้นงานในขั้นตอนการอบคืนตัวเปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิในการอบคืนตัวจากที่ได้กล่าวในหัวข้อก่อนหน้านี้ ดังนั้นเพื่อยืนยันผลการทดลองในขั้นตอนการอบคืนตัวจึงจำเป็นต้องศึกษาการเปลี่ยนเฟสของเนื้อพื้นในขั้นตอนการอบคืนตัว โดยจะศึกษาการเปลี่ยนเฟสในระหว่างการอบคืนตัวจึงได้ทำการถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบที่ผ่านการอบคืนตัวที่อุณหภูมิต่างกัน เปรียบเทียบกับโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในสภาพชุบแข็งโดยใช้กล้อง SEM ที่กำลังขยาย 8,000 เท่า โดยได้เลือกชิ้นงาน 6.70%W_{eq} ในสภาพที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1050 °C และ 1100 °C และอบคืนตัวที่ 400 °C ซึ่งเป็นจุดที่ความแข็งเพิ่มขึ้นก่อนถึงจุด H_{Tmax} ที่อุณหภูมิ 500 °C ซึ่งเป็นตำแหน่ง H_{Tmax} และ 600 °C ซึ่งเป็นตำแหน่งที่ความแข็งลดลงจาก H_{Tmax} แสดงดังภาพประกอบ 53 และภาพประกอบ 54 สำหรับการชุบแข็งที่ 1050 °C ภาพประกอบ 55 และภาพประกอบ 56 สำหรับการชุบแข็งที่ 1100 °C ตามลำดับพบว่าโครงสร้างเนื้อพื้นของชิ้นงานประกอบด้วยออสเทนไนต์เหลือค้าง มาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สอง ในสภาพชุบแข็งจะประกอบด้วยคาร์ไบด์ลำดับที่สองเล็กน้อยกระจายอยู่บนเฟสออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์ โดยคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีขนาดใหญ่และขนาดเล็กปนกัน คาร์ไบด์ลำดับที่สองที่มีขนาดใหญ่คาดว่าจะเกิดขึ้นในขั้นตอนการอบอ่อน เนื่องจากใช้ระยะเวลาในการอบนานทำให้เกิดคาร์ไบด์ที่มีขนาดใหญ่ ในขั้นตอนการชุบแข็งจึงไม่สามารถละลายคาร์ไบด์ได้ทั้งหมด โดยคาร์ไบด์ที่มีขนาดเล็กกว่าคาดว่าจะเกิดขึ้นในขั้นตอนการชุบแข็ง เมื่ออบคืนตัวชิ้นงานที่อุณหภูมิ 400 °C พบว่าจะมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลดลง มาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองขนาดเล็กเพิ่มขึ้นกระจายอยู่ทั่วเนื้อพื้น เมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบคืนตัวที่ 500 °C ซึ่งเป็นอุณหภูมิ H_{Tmax} พบว่าคาร์ไบด์ลำดับที่สองตกตะกอนเพิ่มสูงขึ้น

และเนื้อพื้นส่วนใหญ่เป็นมาร์เทนไซต์ โดยมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างอยู่บางส่วน เมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบคืนตัวเป็น 600 °C พบว่ามีมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองมีขนาดใหญ่ขึ้น โดยคาร์ไบด์ลำดับที่สองมีจำนวนลดลง เนื่องจากเกิดการรวมตัวกันของคาร์ไบด์ โดยมีออสเทนไนต์เหลือค้างเพียงเล็กน้อยเท่านั้นและเนื้อพื้นจะเป็นเฟิร์ลไลต์เนื่องจากมีความแข็งของชิ้นงานต่ำ ซึ่งการเปลี่ยนแปลงเฟสของชิ้นงานที่ได้กล่าวมานี้สอดคล้องกับผลการทดลองในหัวข้อที่ได้กล่าวมาก่อนหน้า

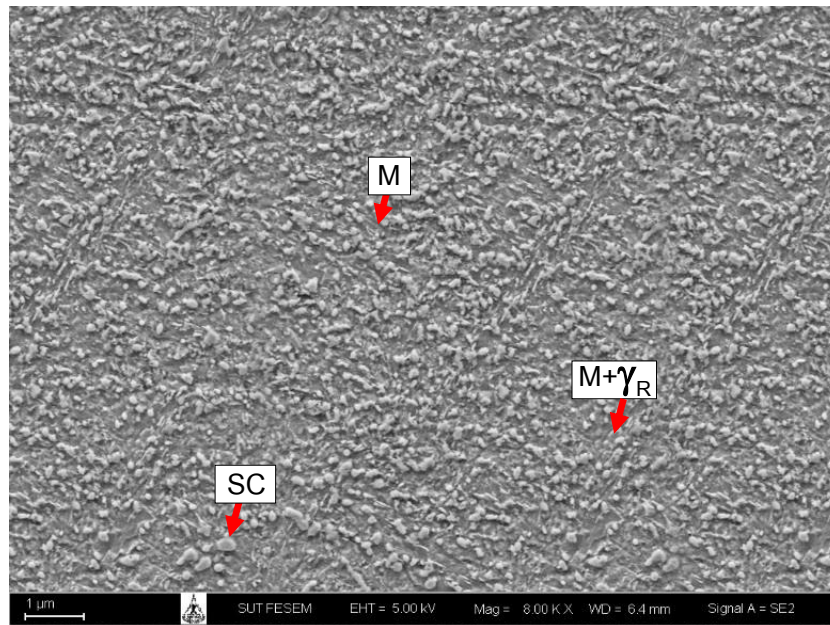


(a) สภาพชุบแข็ง (818HV0.1)

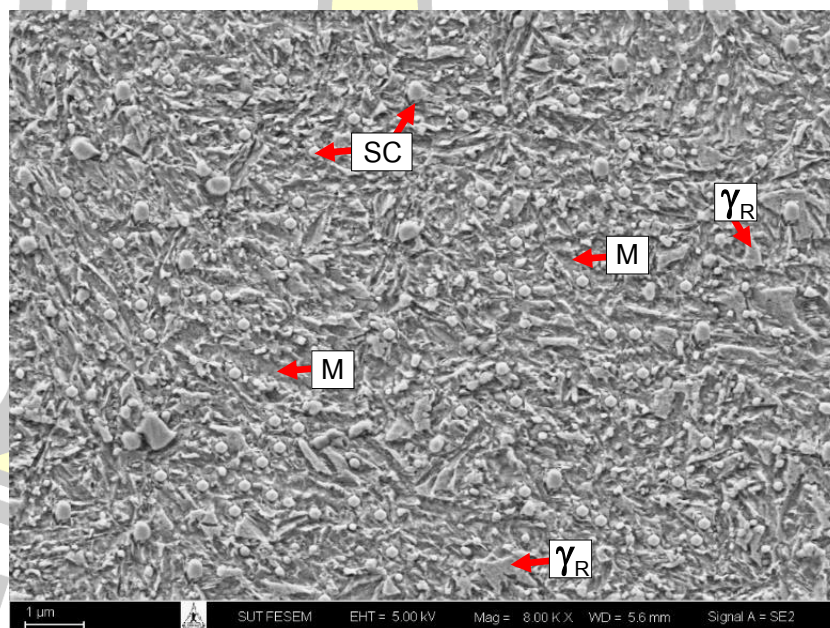


(b) L-H_{Tmax} (400 °C) (722HV0.1)

ภาพประกอบ 53 การแปลงเฟสของชิ้นงาน 6.70%W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่ 1050 °C ในสภาพชุบแข็งและสภาพที่ผ่านการอบคืนตัวที่ 400 °C

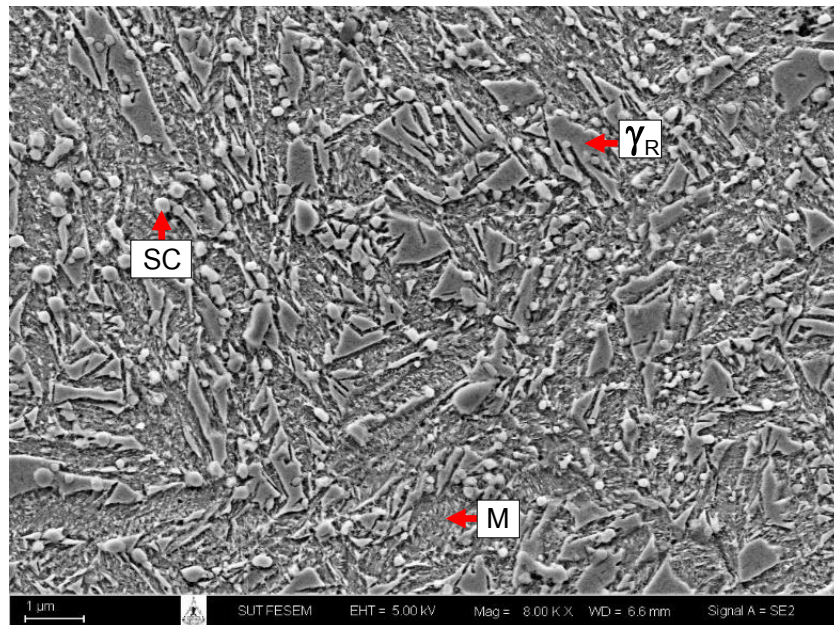


(a) $H_{T_{max}}$ (500 °C) (820HV0.1)

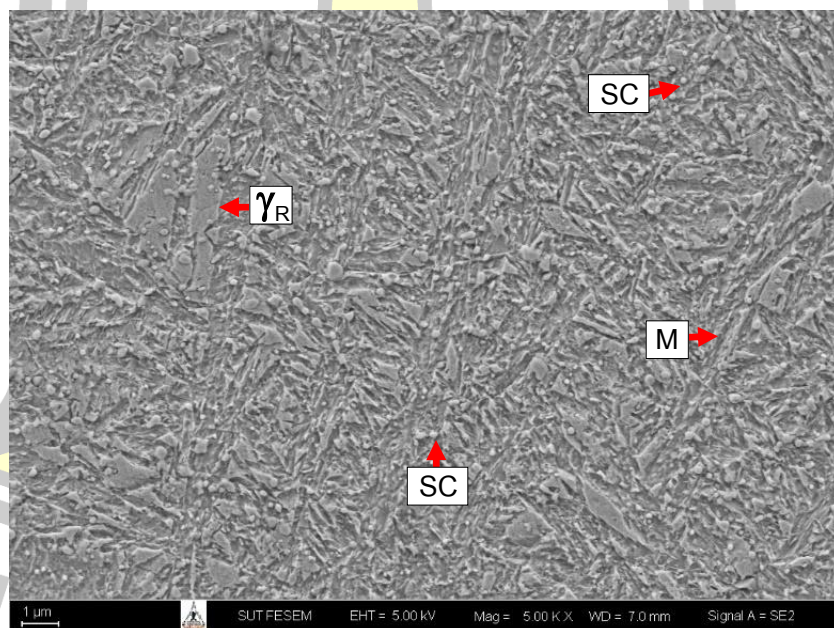


(b) $H-H_{T_{max}}$ (600 °C) (642HV0.1)

ภาพประกอบ 54 การแปลงเฟสของชิ้นงาน 6.70%W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่ 1050 °C ในสภาพที่ผ่านการอบคืนตัวที่ 500 °C และ 600 °C

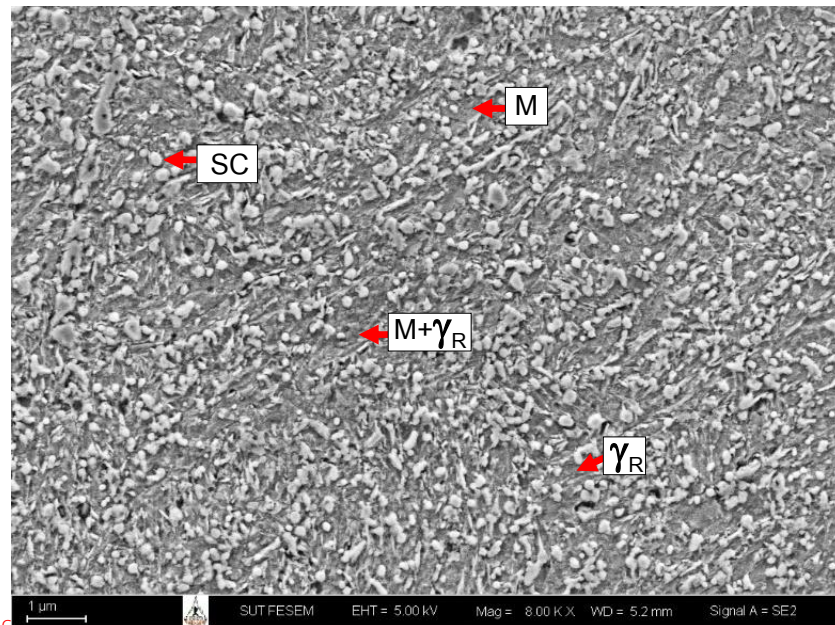


(a) สภาพชุบแข็ง (801HV0.1)

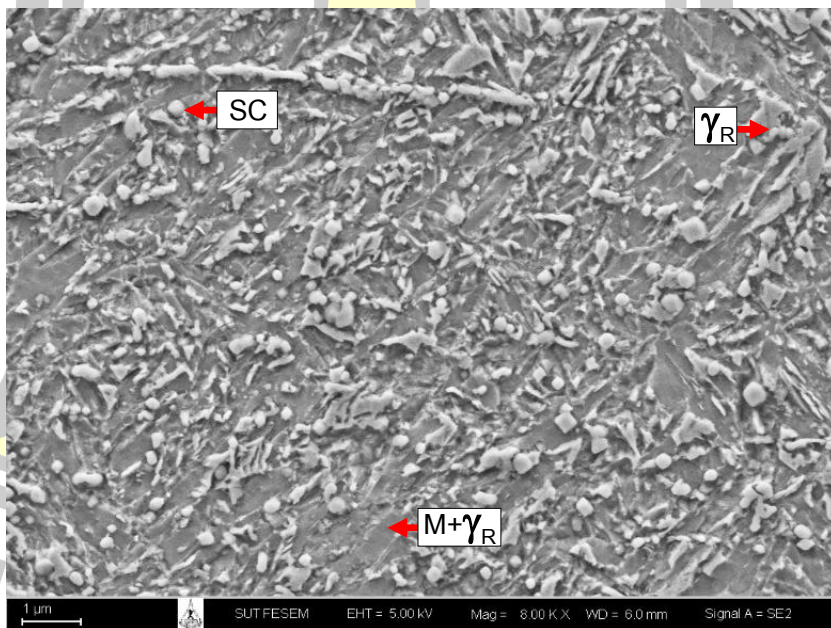


(b) L-H_{Tmax} (400 °C) (727HV0.1)

ภาพประกอบ 55 การแปลงเฟสของชิ้นงาน 6.70%W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่ 1100 °C ในสภาพชุบแข็ง และสภาพที่ผ่านการอบคืนตัวที่ 400 °C



(a) $H_{T_{max}}$ (500 °C) (836HV0.1)



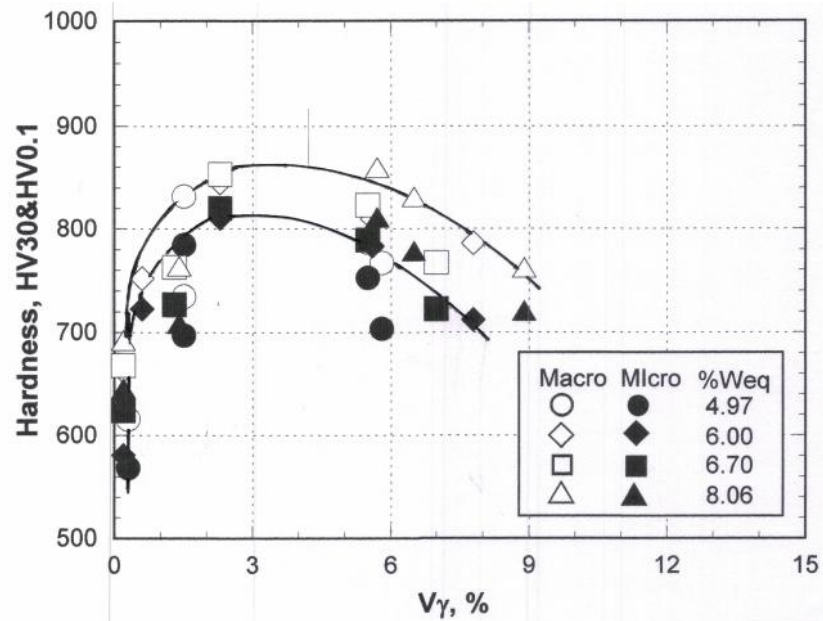
(b) $H-H_{T_{max}}$ (600 °C) (643HV0.1)

ภาพประกอบ 56 การแปลงเฟสของชิ้นงาน 6.70%W_{eq} ผ่านการชุบแข็งที่ 1100 °C ในสภาพที่ผ่านการอบคืนตัวที่ 500 °C และ 600 °C

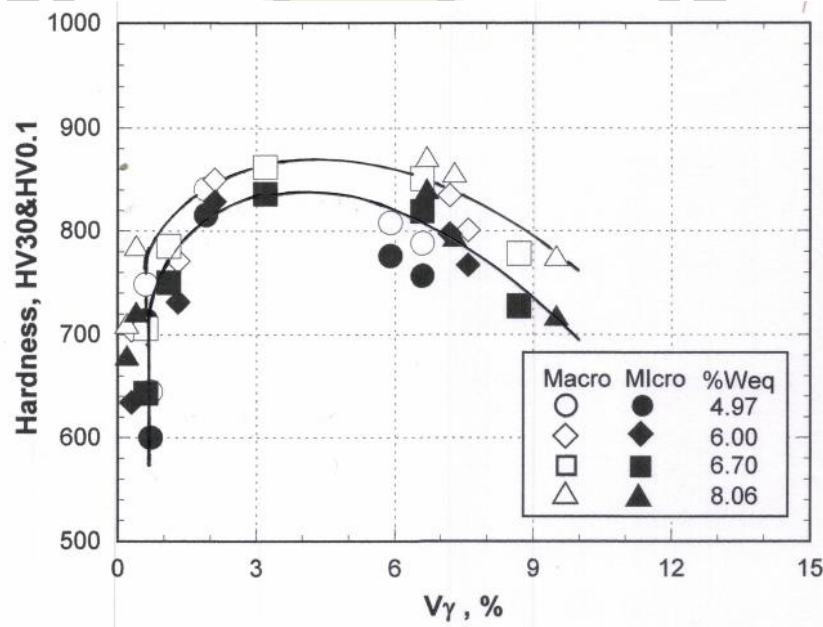
4.3.3 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_γ) ในสภาพอบคืนตัว

จากที่ได้รายงานก่อนหน้านี้ว่าทั้งความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำของชิ้นงานเปลี่ยนแปลงไปตามอุณหภูมิการอบคืนตัวและค่า W_{eq} ซึ่งความแข็งของเหล็กหล่อจะขึ้นกับทั้งความแข็งของยูเทคติกคาร์ไบด์และความแข็งของเนื้อพื้น แต่เนื่องจากยูเทคติกคาร์ไบด์ไม่เปลี่ยนแปลงหรือเปลี่ยนแปลงน้อยมากในระหว่างการอบคืนตัวเพราะมีอุณหภูมิต่ำ ดังนั้นความแข็งในสภาพอบคืนตัวจึงขึ้นกับการเปลี่ยนแปลงเฟสและสัดส่วนของเฟสต่างๆในเนื้อพื้นซึ่งหมายถึงปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำ ซึ่งในโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อพบว่าออสเทนไนต์มีผลต่อความแข็งของเหล็กหล่อมัก เนื่องจากออสเทนไนต์มีความเหนียวและสามารถแปลงเฟสเป็นเฟสอื่นได้ ดังนั้นจึงได้หาความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแบบมาโคร ความแข็งแบบไมโครและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำของชิ้นงานทั้งหมดในสภาพการอบคืนตัวแสดงดังภาพประกอบ 57 และภาพประกอบ 58 สำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 และ 1100 °C ตามลำดับ แม้ว่าข้อมูลความแข็งค่อนข้างจะกระจายแต่อย่างไรก็ตามแนวโน้มความสัมพันธ์พบว่าความแข็งแบบมาโครและแบบไมโคร มีแนวโน้มคล้ายกันคือเพิ่มขึ้นอย่างมากในช่วง 1% V_γ ความแข็งจะเพิ่มขึ้นตามค่า V_γ จนถึงค่าสูงสุด จากนั้นความแข็งจะมีค่าลดลงเมื่อค่า V_γ เพิ่มขึ้น โดยพฤติกรรมของความแข็งคล้ายกันในทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็ง แต่ความแข็งสูงสุดของการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C จะสูงกว่าการชุบแข็งที่ 1050 °C เล็กน้อย เนื่องจากการใช้อุณหภูมิในการชุบแข็งสูงจะเพิ่มการละลายของธาตุผสมในออสเทนไนต์ทำให้ออสเทนไนต์มีเสถียรภาพสูงขึ้น ความแข็งสูงสุดคือ ในช่วง 2-6 % V_γ สำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C และ 3-7 % V_γ สำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่ 1100 °C ค่าความแข็งสูงสุดได้รับในชิ้นงาน 8.06% W_{eq} โดยค่าความแข็งจะต่ำในช่วงที่ค่า V_γ น้อย เนื่องจากเนื้อพื้นเกิดการอบคืนตัวเกิน จากนั้นความแข็งเพิ่มขึ้นจนถึงจุดสูงสุดเกิดจากการเพิ่มขึ้นของปริมาณเฟสมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองในเนื้อพื้น ส่วนความแข็งลดลงเมื่อเลยจุดสูงสุดเนื่องจากการมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำในเนื้อพื้นสูงนั่นเอง

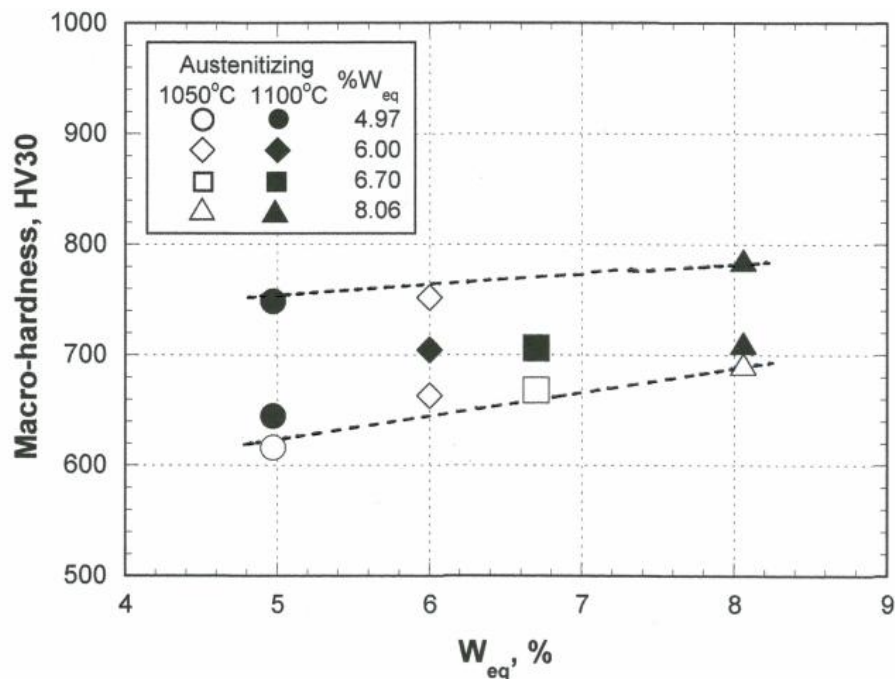
เพื่อเป็นการยืนยันผลการทดลองจึงได้หาความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและ W_{eq} ของทุกชิ้นงานที่มี V_γ น้อยกว่า 1% แสดงดังภาพประกอบ 59 พบว่าช่วง V_γ ดังกล่าวเป็นช่วงของการอบคืนตัวเกิน (Over tempering) แต่ความแข็งยังคงเปลี่ยนแปลงตามค่า W_{eq} โดยความแข็งของชิ้นงานมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อ W_{eq} เพิ่มขึ้นช้า ๆ เนื่องจากการเพิ่มค่า W_{eq} ทำให้มี Mo และ C ละลายในออสเทนไนต์มากขึ้น ส่งผลให้มีออสเทนไนต์เหลือค้ำหลังการชุบแข็งมากและมีมาร์เทนไซต์น้อยลงเมื่ออบคืนตัวเกินเมื่อออสเทนไนต์จะเปลี่ยนเฟสเป็นเฟอร์ไรต์หรือเฟิร์ลไลต์บางส่วนแต่ความแข็งของเนื้อพื้นยังคงแข็งขึ้นจากการที่เนื้อพื้นมีปริมาณมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ลำดับที่สองมากตามปริมาณ W_{eq}



ภาพประกอบ 57 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพอบคืนตัวสำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C

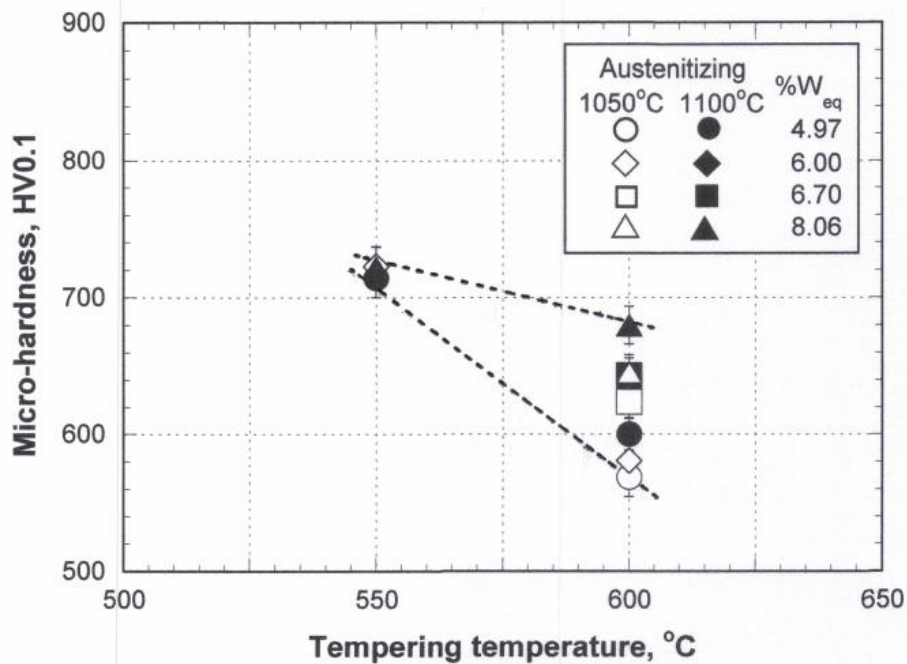


ภาพประกอบ 58 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพอบคืนตัวสำหรับชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C



ภาพประกอบ 59 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าทั้งสแตนสมมูล (W_{eq}) และความแข็งของชิ้นงานอบคืนตัวที่มีสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) น้อยกว่า 1%

จากก่อนหน้านี้ได้รายงานไว้ว่าค่าความแข็งแตกต่างกันไปในช่วง V_γ น้อยกว่า 1% แน่แน่นอนว่าความแข็งในช่วงนี้ไม่ขึ้นกับปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้างแต่จะขึ้นกับปริมาณเฟสอื่น เช่น คาร์ไบต์ลำดับที่สอง มาร์เทนไซต์ เฟอร์ไรต์หรือเพอร์ไรต์ เนื่องจากปริมาณของแต่ละเฟสในเนื้อพื้นไม่สามารถวัดได้ในเชิงปริมาณ ความแข็งแบบไมโครเป็นความแข็งเฉพาะเนื้อพื้นเพียงอย่างเดียวซึ่งความแข็งของเนื้อพื้นจะประกอบด้วยความแข็งของเฟสต่าง ๆ รวมกัน เพื่อเป็นการยืนยันจึงได้หาความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งระดับไมโครและอุณหภูมิการอบคืนตัวของชิ้นงานที่มีน้อยกว่า 1% V_γ ได้ถูกจัดใหม่และแสดงดังภาพประกอบ 60 พบว่าความแข็งแบบไมโครลดลงอย่างมากเมื่ออุณหภูมิการอบคืนตัวเพิ่มขึ้นจาก 550 °C เป็น 600 °C โดยไม่ขึ้นกับอุณหภูมิการชุบแข็ง ดังนั้นจึงสามารถสรุปได้ว่าการลดลงของความแข็งเกิดจากการอบคืนตัวเกิน (Over tempering) คือคาร์ไบต์ลำดับที่สองรวมตัวกันเป็นก้อนขนาดใหญ่และการเปลี่ยนแปลงของออสเทนไนต์เป็นเฟอร์ไรต์หรือเพอร์ไรต์เมื่ออุณหภูมิการอบคืนตัวเพิ่มขึ้นถึง 550 °C และชิ้นงานอบคืนตัวที่ 600 °C พบว่าคาร์ไบต์มีจำนวนมากและมีขนาดใหญ่ขึ้นจากการรวมตัวกันของคาร์ไบต์ขนาดเล็ก (Coarsening) และเนื้อพื้นกลายเป็นเพอร์ไรต์มากขึ้น ซึ่งจะลดความแข็งของเนื้อพื้นลง

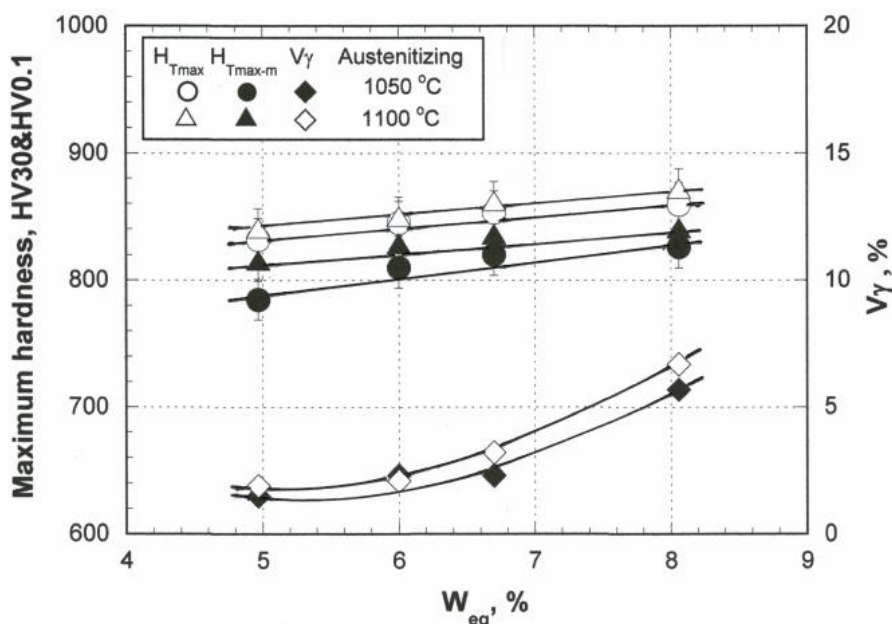


ภาพประกอบ 60 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าอุณหภูมิอบคืนตัวและความแข็งของชิ้นงานอบคืนตัวที่มีสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) น้อยกว่า 1%

4.3.4 ผลของทั้งสแตนสมมูลต่อความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว

ผลของ W_{eq} ต่อค่าความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัวแบบมาโคร (H_{Tmax}) แบบไมโคร (H_{Tmax-M}) และ V_γ ในชิ้นงานที่มีความแข็งสูงสุดแสดงดังภาพประกอบ 61 พบว่าค่าความแข็งแบบมาโครและแบบไมโครมีแนวโน้มคล้ายกันคือเพิ่มขึ้นตามค่า W_{eq} อย่างไรก็ตามพบว่าชิ้นงานที่ชุบแข็งที่ 1100 °C มีค่า H_{Tmax} สูงกว่าชิ้นงานที่ชุบแข็งที่ 1050 °C ความแข็งสูงสุดได้รับที่ 8.06% W_{eq} ค่า V_γ ในชิ้นงานที่มีค่าความแข็งสูงสุดคือประมาณ 6.7% ซึ่งอธิบายได้ว่าเกิดจากการที่มีปริมาณธาตุผสมของ Mo มากขึ้นในชิ้นงาน 8.06% W_{eq} โดยปกติแล้ว W และ Mo จะฟอร์มคาร์ไบด์ได้แรงทั้งคู่ แต่ W สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ได้ดีกว่า Mo ดังนั้น W ส่วนใหญ่จึงถูกใช้ฟอร์มยูเทคติกคาร์ไบด์ [2, 8] ในขณะที่ Mo จะสามารถละลายในเนื้อพื้นได้มากกว่า โดย Mo จะเป็นธาตุที่ส่งเสริมการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองได้ดี ดังนั้นชิ้นงานที่มีปริมาณ Mo ในออสเทนไนต์สูงจึงมีโอกาสที่จะมีความแข็งสูงหลังการอบคืนตัวหรือมีค่า H_{Tmax} ที่สูง ซึ่งเป็นที่ยืนยันได้ว่าแม้ว่าชิ้นงานที่มีค่าความแข็งสูงสุดยังคงมีออสเทนไนต์เหลือค้างอยู่บางส่วน การเพิ่มขึ้นของความแข็งสูงสุดเกิดจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองชนิดพิเศษชนิดที่มีความแข็งสูงในมาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้น ร่วมกับการเพิ่มขึ้นของปริมาณมาร์เทนไซต์และที่อุณหภูมิ H_{Tmax} นี้คาดว่ามีการเกิดปฏิกิริยาคาร์ไบด์ (Carbide reaction) [14, 15, 29, 30] ในมาร์เทนไซต์และธาตุที่อยู่ในมาร์เทนไซต์จะฟอร์มคาร์ไบด์ชนิดพิเศษขนาดเล็กซึ่งสอดคล้อง

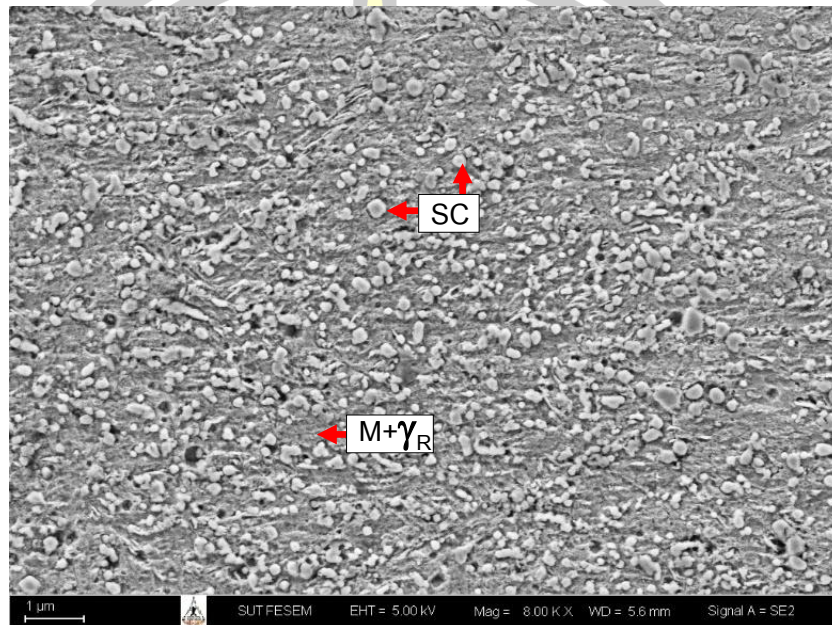
กับผลการศึกษาของ Hasimoto และคณะ [2] ซึ่งในเหล็กหล่อขาวที่เติมธาตุผสมหลายชนิดคาดว่า เป็นคาร์ไบด์ชนิด Mo_2C หรือ VC ซึ่งมีความแข็งสูง [4]



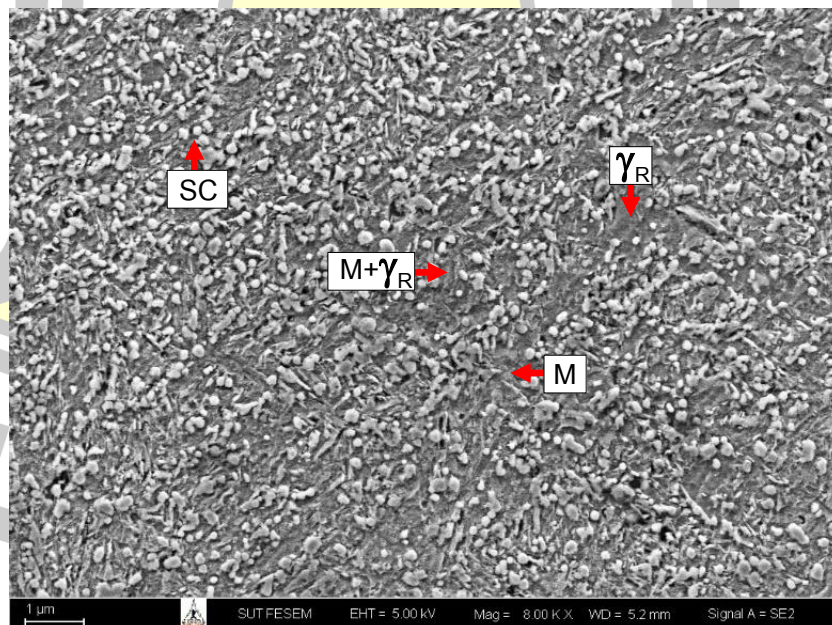
ภาพประกอบ 61 ผลของทั้งสแตนสมมูลต่อความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว

ตัวอย่างโครงสร้างเนื้อพื้นของชิ้นงาน 4.97 ถึง 8.06% W_{eq} ที่มีความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัวแสดงดังภาพประกอบ 62 และภาพประกอบ 63 พบว่าคาร์ไบด์ลำดับที่สองที่ตกตะกอนจะมีขนาดเล็กกระจายในเนื้อพื้นของทุกชิ้นงาน โดยมีปริมาณมากที่สุดในชิ้นงาน 8.06% W_{eq} เนื่องจากเนื้อพื้นมีความแข็งสูง แม้ว่าชิ้นงาน 4.97% W_{eq} จะมีออสเทนไนต์เหลือค้ำน้อย แต่มีความแข็งต่ำกว่า ซึ่งสาเหตุเกิดจากการที่มีธาตุ Mo และ W ดำทำให้เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ชนิดพิเศษในเนื้อพื้นได้น้อยลง นอกจากนี้ยังมีโครงสร้างยูเทคติกดำที่สุด เมื่อค่า W_{eq} เพิ่มขึ้น ทำให้มีออสเทนไนต์เหลือค้ำหลังการชุบแข็งมาก เมื่ออบคืนตัวออสเทนไนต์เหลือค้ำจากการชุบแข็งจะเกิดการแปลงเฟส เพราะมีเสถียรภาพลดลงจากการเกิดคาร์ไบด์ลำดับที่สองในออสเทนไนต์ และจากการเกิดคาร์ไบด์ลำดับที่สองชนิดพิเศษในมาเทนไซต์มากขึ้น ดังนั้นจึงทำให้ความแข็งสูงสุดเพิ่มสูงขึ้น และอีกสาเหตุหนึ่งคือปริมาณของคาร์ไบด์ยูเทคติกชนิด MC และ M_2C มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามปริมาณ W_{eq} เนื่องจากการเพิ่มขึ้นของ Mo และ W จะส่งเสริมการฟอร์มคาร์ไบด์ชนิด M_2C และการเพิ่มขึ้นของโครงสร้างยูเทคติกชนิด ($\gamma+MC$) จากการเพิ่ม V ในขณะเดียวกันทั้ง Mo และ W จะส่งเสริมการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในออสเทนไนต์ในระหว่างการชุบแข็ง ส่งผลให้ออสเทนไนต์ขาดเสถียรภาพมากขึ้น

จึงทำให้มีปริมาณคาร์ไบด์ลำดับที่สองและมาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้น ทำให้มีความแข็งเพิ่มขึ้น ดังนั้นจึงสามารถสรุปได้ว่าความแข็งของชิ้นงานจึงเกิดจากการเปลี่ยนแปลงความแข็งของสามปรากฏการณ์นี้รวมกัน ซึ่งทั้งสามปรากฏการณ์นี้จะทำให้เกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองในการอบคืนตัว ทั้งนี้ชิ้นงานต้องมีออสเทนไนต์เหลือค้างมากพอจึงจะแสดงการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองได้อย่างชัดเจน

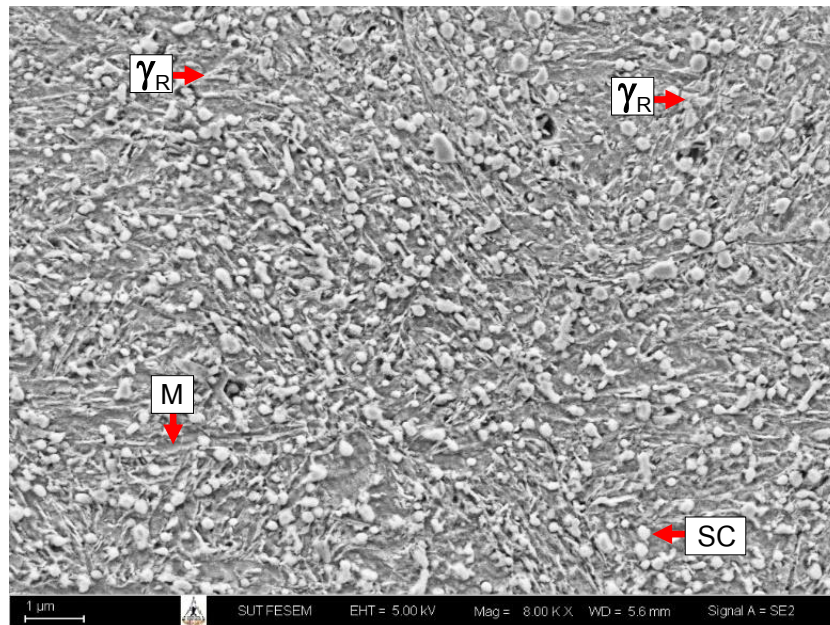


(a) 4.97%W_{eq} (841HV₃₀, 816HV_{0.1})

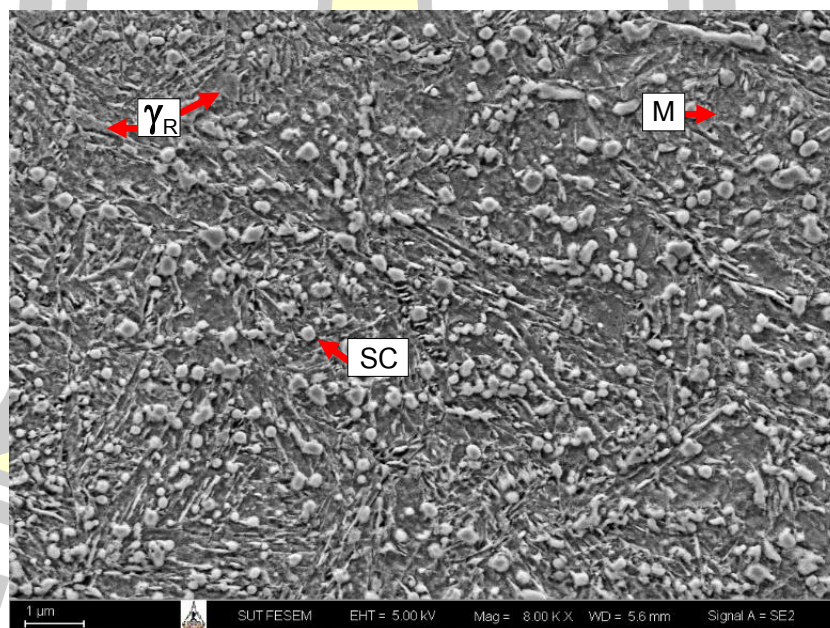


(b) 6.00%W_{eq} (850HV₃₀, 829HV_{0.1})

ภาพประกอบ 62 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน 4.97 และ 6.00%W_{eq} ที่มีความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) โดยผ่านการชุบแข็งที่ 1100 °C



(c) 6.70%W_{eq} (862HV30, 836HV0.1)

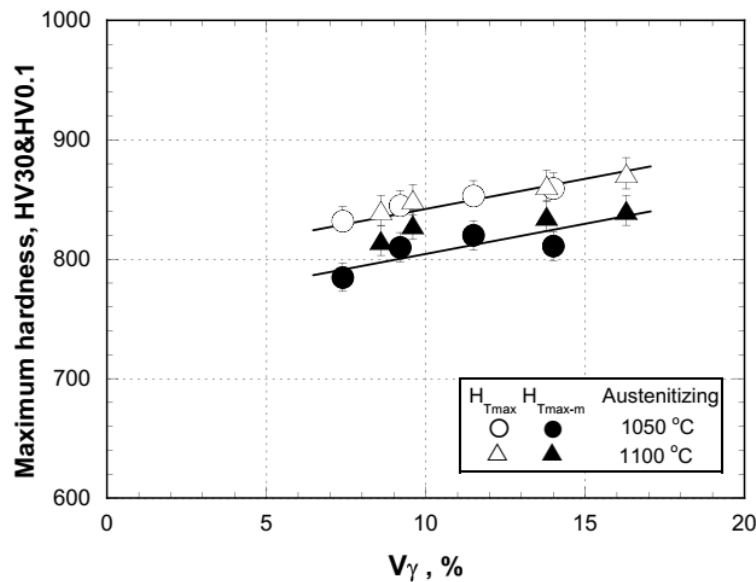


(d) 8.06%W_{eq} (872HV30, 841HV0.1)

ภาพประกอบ 63 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน 6.70 และ 8.06%W_{eq} ที่มีความแข็งสูงสุด
ในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) โดยผ่านการชุบแข็งที่ 1100 °C

4.3.5 ผลของร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_γ) ในสภาพชุบแข็งต่อค่าความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax})

ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำในสภาพชุบแข็งมีผลต่อค่า H_{Tmax} เพราะเป็นตัวแปรสำคัญในการเปลี่ยนเฟสในขั้นตอนการอบคืนตัว เพื่อเป็นการยืนยันจึงทำการหาความสัมพันธ์ระหว่างค่า H_{Tmax} และค่า V_γ ในสภาพชุบแข็งดังภาพประกอบ 64 พบว่าค่า H_{Tmax} เพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า V_γ ในสภาพชุบแข็งเพิ่มขึ้นสามารถอธิบายได้ว่า เป็นผลมาจากการที่ออสเทนไนต์มีบทบาทในการส่งเสริมการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองได้ดี โดยออสเทนไนต์สามารถเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ที่มีความแข็งสูงขึ้นไปมากขึ้น เมื่อรวมกับผลของคาร์ไบด์ลำดับที่สองชนิดพิเศษที่มีความแข็งสูงตกตะกอนออกมาจากออสเทนไนต์จึงทำให้ค่า H_{Tmax} เพิ่มสูงขึ้นตาม



ภาพประกอบ 64 ผลของร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_γ) ในสภาพชุบแข็งต่อค่าความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax})

ชิ้นงานชุบแข็งที่ 1100 °C จะมีความแข็งสูงกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่ 1050 °C เนื่องจากว่าเมื่ออุณหภูมิชุบแข็งสูงขึ้นจะทำให้ขีดจำกัดการละลายของธาตุผสมในออสเทนไนต์เพิ่มขึ้นตาม ทำให้มีปริมาณธาตุผสมของ C และธาตุผสมอื่นๆ ในออสเทนไนต์มาก จึงทำให้มีออสเทนไนต์เหลือค้ำเพิ่มขึ้นในสภาพชุบแข็ง ซึ่งออสเทนไนต์เหลือค้ำนี้จะส่งเสริมการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองได้ดีขึ้นในระหว่างการอบคืนตัว [2, 5, 14-16] และมาร์เทนไซต์ที่ได้รับมีความแข็งสูงขึ้นจากกรณีที่มีมาร์เทนไซต์มีธาตุที่ฟอร์มคาร์ไบด์ได้แรงละลายอยู่ เช่น Cr Mo W หรือ V จะเกิดปฏิกิริยาคาร์ไบด์ (Carbide-reaction) ขึ้นในระหว่างอบคืนตัวที่อุณหภูมิในช่วง 500-600 °C [17, 31] ซึ่งคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นนี้เป็น

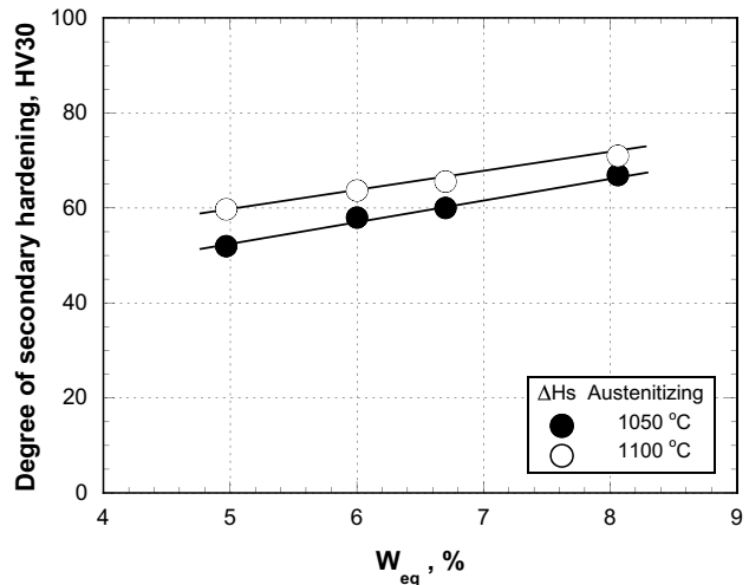
ชนิดพิเศษ (Special carbide) ที่มีความแข็งสูง สามารถทำให้ความแข็งของชิ้นงานเพิ่มสูงขึ้นได้ จากข้อมูลนี้แสดงให้เห็นว่าค่า V_γ ในสภาพชุบแข็งตั้งแต่ 7-15% ให้ค่าความแข็งหลังการอบคืนตัวสูง มากกว่า 800HV30 และ H_{Tmax-M} มากกว่า 740HV0.1 ตามลำดับในทุกชิ้นงาน

4.3.6 ผลของทั้งสแตนสมมูล (W_{eq}) ต่อการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Secondary hardening)

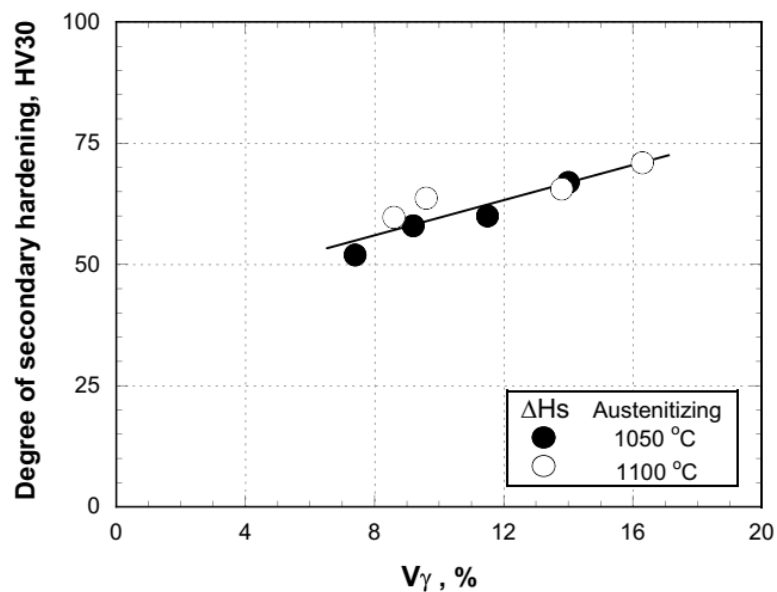
จากความแข็งในการอบคืนตัวที่ได้รายงานไว้ก่อนหน้านี้แสดงในภาพประกอบ 57 และ 58 พบว่ากราฟความแข็งแสดงการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองมากขึ้นแตกต่างกันซึ่งเป็นผลจาก ปริมาณ W_{eq} และอุณหภูมิการชุบแข็ง ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัย Inthidech et al, [10] เพื่ออธิบาย ผลดังกล่าวจึงได้หาความสัมพันธ์ระหว่างค่า W_{eq} และระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Degree of secondary hardening) ซึ่งหาได้จากความแตกต่างของความแข็งที่จุด H_{Tmax} และความแข็งเมื่อ เริ่มทำการอบคืนตัวที่ 400 °C โดยแสดงดังภาพประกอบ 65 พบว่าระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง เพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อเพิ่มปริมาณ W_{eq} เพิ่มขึ้น ซึ่งแสดงให้เห็นว่าการแข็งขึ้นลำดับที่สองเกิดจากการเพิ่มขึ้นของ W_{eq} ที่ส่งผลโดยตรงต่อการเปลี่ยนเฟสของเนื้อพื้นเป็นหลัก โดยชิ้นงานชุบแข็งที่ อุณหภูมิสูงจะมีระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองสูงตามไปด้วย การเพิ่มค่า W_{eq} จะทำให้มีออสเทนไนต์ เหลือค้ำมากขึ้นในสภาพชุบแข็ง ออสเทนไนต์เหลือค้ำนี้ทำหน้าที่ส่งเสริมการแข็งขึ้นลำดับที่สอง จากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองในระหว่างการอบคืนตัวและการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์ เป็นมาร์เทนไซต์ มาร์เทนไซต์ในระหว่างคืนตัวจะเกิดปฏิกิริยาคาร์ไบด์ (Carbide reaction) เกิดคาร์ไบด์ชนิดพิเศษทำให้ความแข็งโดยรวมสูงขึ้น แต่อย่างไรก็ตามขึ้นอยู่กับว่าปริมาณของ ออสเทนไนต์เหลือค้ำเริ่มต้นหรือในสภาพชุบแข็งเปลี่ยนเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ในระหว่างการอบคืนตัว มากน้อยเพียงใด เพื่อยืนยันว่าปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำส่งเสริมการแข็งขึ้นลำดับที่สอง จึงได้หา ความสัมพันธ์ระหว่าง V_γ ในสภาพชุบแข็งและระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองดังแสดงในภาพประกอบ 66 พบว่าระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สองเพิ่มขึ้นอย่างมากเมื่อปริมาณของออสเทนไนต์เหลือค้ำเพิ่มขึ้น จากข้อมูลนี้จึงยืนยันได้ว่า W_{eq} มีผลโดยตรงต่อการแข็งขึ้นลำดับที่สองเนื่องจากเป็นตัวแปรที่สามารถ ควบคุมปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำในขั้นตอนการชุบแข็งได้ โดยออสเทนไนต์เหลือค้ำในขั้นตอน การชุบแข็งจะส่งผลอย่างมากต่อการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สองในขั้นตอนการอบคืนตัว

ดังนั้นจากผลการทดลองทั้งหมดเมื่อเปรียบเทียบผลการทดลองที่ได้รับในงานวิจัยนี้กับ งานวิจัยอ้างอิงโดย ญชลิตาและคณะ[27] พบว่าค่า H_{Tmax} ที่ได้รับในงานวิจัยนี้มีค่าสูงกว่า ซึ่งคาดว่า เกิดจากส่วนผสมที่ออกแบบใหม่ในงานวิจัยนี้ทำให้ชิ้นงานมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำจากการ ชุบแข็งลดลงและมีเสถียรภาพต่ำลงทำให้ออสเทนไนต์เหลือค้ำสามารถเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ ในขั้นตอนการอบคืนตัวได้มากขึ้นรวมถึงการที่มีค่า W_{eq} ที่เหมาะสมต่อการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สอง จะช่วยส่งเสริมการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สองและการเกิดปฏิกิริยาคาร์ไบด์ในระหว่าง

อบคืนตัวได้ดีขึ้น ค่า W_{eq} และค่า C_{bal} เป็นตัวแปรที่มีความสำคัญในการออกแบบส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานเพื่อให้ได้ความแข็งสูงหลังการอบคืนตัว โดยเหล็กหล่อควรมีค่า W_{eq} ในช่วงประมาณ 5-8% และค่า C_{bal} ใกล้เคียงกับ 0% [27] เพื่อให้มีความสามารถในการชุบแข็งที่เหมาะสมสำหรับการชุบแข็งที่เย็นตัวด้วยการเป่าพัดลม และทำให้มีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างที่เหมาะสมสำหรับการอบคืนตัวต่อไป



ภาพประกอบ 65 ผลของทั้งสแตนสมมูลต่อระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง



ภาพประกอบ 66 ผลของร้อยละส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้าง (V_γ) ในสภาพชุบแข็งต่อระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง

บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาผลของทั้งสแตนสมมูล (W_{eq}) ต่อความแข็งแรงและออสเทนไนต์เหลือค้ำของ เหล็กหล่อขาวเติมธาตุผสมกึ่งหลายชนิดที่มีค่า W_{eq} ในช่วง 4.97 ถึง 8.06% มีค่า C_{bal} เท่ากับศูนย์ หลังผ่านการทำการกรรมวิธีทางความร้อนได้ทำการอบอ่อนชิ้นงานหล่อที่อุณหภูมิ 950 °C เป็นเวลา 5 ชั่วโมง ทำการชุบแข็งชิ้นงานที่อุณหภูมิ 1050 และ 1100 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง เย็นตัวโดยใช้ พัดลมเป่า ทำการอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 400–600 °C เป็นเวลา 200 นาที ทุก 50 °C โดยสามารถ สรุปผลการทดลองได้ดังนี้

5.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน

5.1.1 โครงสร้างจุลภาคโดยรวมของทุกชิ้นงานประกอบด้วยออสเทนไนต์เดนไดรต์และ โครงสร้างยูเทคติกของ ($\gamma+MC$) และ ($\gamma+M_2C$) โดยปริมาณของโครงสร้างยูเทคติก ($\gamma+M_2C$) มี แนวโน้มเพิ่มขึ้นตามค่า W_{eq}

5.1.2 เนื้อพื้นในสภาพชุบแข็งของทุกชิ้นงานประกอบด้วย มาร์เทนไซต์ คาร์ไบด์ลำดับ ที่สองและออสเทนไนต์เหลือค้ำ โดยปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้ำเพิ่มขึ้นแต่ปริมาณคาร์ไบด์ลำดับ ที่สองและมาร์เทนไซด์ลดลงเมื่อเพิ่มค่า W_{eq} และอุณหภูมิในการชุบแข็ง

5.1.3 เนื้อพื้นของชิ้นงานอบคืนตัวที่ 400 °C ประกอบด้วยออสเทนไนต์เหลือค้ำเป็น ส่วนมากและมาร์เทนไซด์ที่ถูกอบคืนตัวและมีคาร์ไบด์ลำดับที่สองเล็กน้อยชิ้นงานที่ผ่านการอบคืน ตัวที่ 500 °C ซึ่งให้ค่าความแข็งแรงสูงสุด (H_{Tmax}) ประกอบด้วยมาร์เทนไซด์และคาร์ไบด์ลำดับที่สอง เพิ่มขึ้นโดยมีออสเทนไนต์เหลือค้ำเล็กน้อย ส่วนชิ้นงานอบคืนตัวสูงกว่า 600 °C ประกอบด้วยคาร์ไบด์ ลำดับที่สองขนาดใหญ่ มาร์เทนไซด์และเฟไรต์หรือเพอร์ไลต์

5.2 ผลของทั้งสแตนสมมูลต่อความแข็งแรงร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์เหลือค้ำ (V_γ) ในสภาพชุบแข็ง

5.2.1 ความแข็งแรงในสภาพชุบแข็งลดลงเมื่อค่า W_{eq} และอุณหภูมิในการชุบแข็งเพิ่มขึ้น ความ แข็งแรงของชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C สูงกว่าชิ้นงานชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C ความแข็งแรงแบบ ไมโครแสดงพฤติกรรมเดียวกันกับความแข็งแรงแบบมาโคร

5.2.2 ค่า V_{γ} ในสภาพชุบแข็งเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อค่า W_{eq} เพิ่มขึ้นการเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะทำให้มีค่า V_{γ} เพิ่มขึ้นโดยขึ้นงานชุบแข็งที่ 1100°C จะมีค่า V_{γ} สูงกว่าขึ้นงานชุบแข็งที่ 1050°C

5.2.3 เมื่อเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะทำให้ขึ้นงานในสภาพอบคืนตัวมีความแข็งสูงขึ้นเล็กน้อยเมื่อเทียบกับการชุบแข็งที่อุณหภูมิต่ำ

5.2.4 ความแข็งสูงสุดประมาณ 884HV_{30} ได้รับในขึ้นงาน $4.97\%W_{eq}$ ที่ $7.4\%V_{\gamma}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1050°C

5.3 ผลของทั้งสแตนสมมูลต่อความแข็งและร้อยละสัดส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนิตเหลือค้าง (V_{γ}) ในสภาพอบคืนตัว

5.3.1 กราฟความแข็งในสภาพอบคืนตัวแสดงการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Secondary-hardening) จากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ลำดับที่สอง และการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนิตเป็นมาร์เทนไซต์ โดยระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (ΔH_s) เพิ่มขึ้นตามค่า W_{eq} และอุณหภูมิชุบแข็งค่าความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนตัว (H_{Tmax}) เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 500°C ในทุกขึ้นงานและความแข็งแบบไมโครแสดงพฤติกรรมเดียวกับความแข็งแบบมาโคร

5.3.2 ความแข็งในสภาพอบคืนตัวเพิ่มขึ้นอย่างมากในช่วง $1\%V_{\gamma}$ จากนั้นความแข็งจะมีค่าลดลงเมื่อค่า V_{γ} เพิ่มขึ้น โดยพฤติกรรมของความแข็งคล้ายกันในทั้งสองอุณหภูมิชุบแข็ง ความแข็งสูงสุดของการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100°C จะสูงกว่าการชุบแข็งที่ 1050°C เล็กน้อย

5.3.3 ค่าความแข็งสูงสุดหลังการอบคืนตัว (H_{Tmax}) เพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มค่า W_{eq} และการเพิ่มอุณหภูมิชุบแข็งจะทำให้ค่า H_{Tmax} เพิ่มขึ้นเช่นกัน โดยค่า H_{Tmax} สูงสุดคือ 872HV_{30} และ $841\text{HV}_{0.1}$ ได้รับในขึ้นงาน $8.06\%W_{eq}$ ผ่านการชุบแข็งที่ 1100°C ค่า V_{γ} ในขึ้นงานที่มีค่าความแข็งสูงสุดคือประมาณ 6.7%

5.3.4 ความแข็งสูงสุดในการอบคืนตัว (H_{Tmax}) มากกว่า 800HV_{30} ได้รับในขึ้นงานที่มีค่า V_{γ} ในสภาพชุบแข็งตั้งแต่ $7-15\%$

5.3.5 ระดับการแข็งขึ้นลำดับที่สอง (Degree of secondary hardening) เพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มค่า W_{eq} และอุณหภูมิชุบแข็ง ปริมาณออสเทนิตเหลือค้างมีผลอย่างมากต่อการเกิดการแข็งขึ้นลำดับที่สอง

บรรณานุกรม

1. Matsubara, Y., *A new material for rolling mill rolls - multi-component white cast iron*. Proceedings of the International Symposium, 1993: p. 501-510.
2. Hashimoto, M., *Development of multi-component white cast iron (HSS) rolls and rolling technology in steel rolling*,. Abrasion Wear Resistant Alloyed White Cast Iron for Rolling and Pulverizing Mills, 2008: p. 1-23.
3. Wu, H.-Q., et al., *Solidification Structures and Their Quantitative Analysis of Multi-Component Cast Iron*. Asian Foundry Congress (AFC-2), 1994.
4. Wu, H.-Q., et al., *Solidification of multi-alloyed white cast iron: type and morphology of carbides*. Transactions of the American Foundrymen's Society, 1996. **104**: p. 103-108.
5. Sasaguri, N., Y. Matsubara, and M. Hashimoto, *Solidification process of multicomponent white iron for rolls*. Asian Foundry congress (AFC-4), 1996: p. 273-281.
6. Matsubara, Y., et al., *Effect of carbon content and heat-treating condition on retained austenite and hardness of multi-component white cast iron*. Journal of Japan Foundry Engineering Society, 2000. **72**(7): p. 471-477.
7. M Boccalini, H.G. *Overview: high speed steels for hot rolling mill rolls*. Proc. Int. Conf. . in *Abrasion Wear Resistant Alloyed White Cast Iron for Rolling and Pulverizing Mills*. 2011. University of Liege.
8. Maratray, F. and R. Usseglio-Nanot, *Factors Affecting the Structure of Chromium and Chromium-molybdenum White Irons*. 1971: Climax Molybdenum S.A.
9. Inthidech, S. and Y. Matsubara, *Effects of carbon balance and heat treatment on hardness and volume fraction of retained austenite of semi-multi-alloyed white cast iron*. International Journal of Metalcasting, 2020. **14**(1): p. 132-143.
10. Inthidech, S., K. Yamamoto, and Y. Matsubara, *Effect of tungsten equivalent on heat treatment behavior of semi-multi-alloyed white cast iron for abrasive wear resistance*. International Journal of Metalcasting, 2021. **15**: p. 229-240.

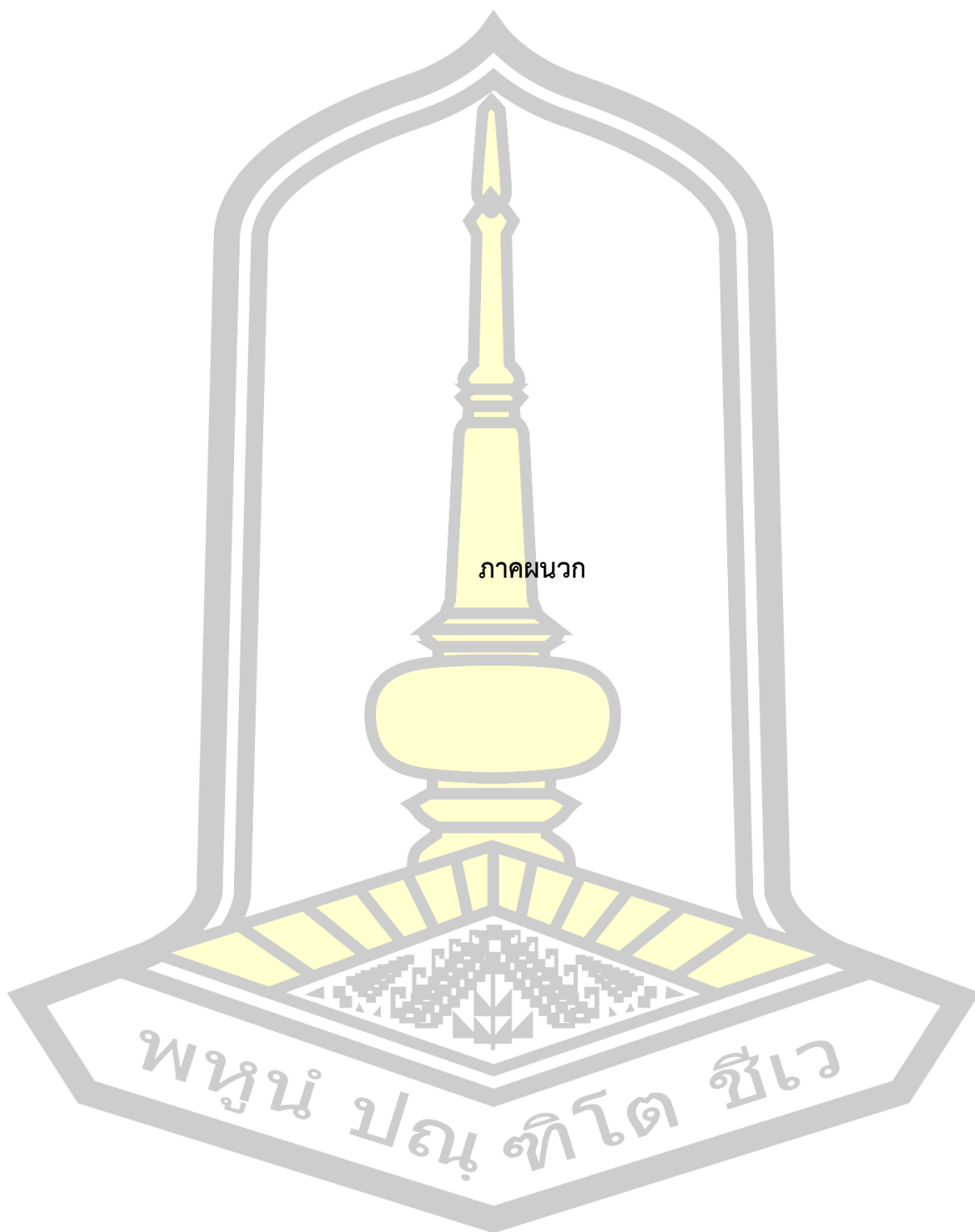
11. Yokomizo, Y., et al., *Influence of Molybdenum and Tungsten Contents on Behavior of Continuous Cooling Transformation in Multi-component White Cast Iron*. Journal of Japan Foundry Engineering Society, 2010. **82**(1): p. 8-15.
12. Matsubara, Y. and N. Sasaguri. *Heat treatment characteristic of multi-component white cast iron for cold work roll*. Proc. Int. Conf. in Abrasion Wear Resistant Alloyed White Cast Iron for Rolling and Pulverizing Mills. 2002. Japan Foundry Engineering Society.
13. Yu, S.-K., *Effects of Carbon Content on Microstructure and Amount of Austenite in As-Cast and Heat-Treated Multi-Component White Cast Iron*. Journal of Korea Foundry Society, 1997. **17**(5): p. 488-493.
14. Opapaiboon, J., et al., *Effect of carbon content on heat treatment behavior of multi-alloyed white cast iron for abrasive wear resistance*. Materials Transactions, 2015. **56**(5): p. 720-725.
15. Khanitnantharak, W., et al., *09-018 Effects of Carbon and Heat Treatment on the Hardness and Austenite Content of a Multi-Component White Cast Iron*. Transactions of the American Foundrymen's Society, 2009. **117**: p. 435.
16. Meebupha, T., et al., *Effect of molybdenum content on heat treatment behavior of multi-alloyed white cast iron*. Materials Transactions, 2017. **58**(4): p. 655-662.
17. Laird, G., R.B. Gundlach, and K.K. Röhrig, *Abrasion-resistant cast iron handbook*. 2000: American Foundry Society.
18. Hashimoto, M., O. Kubo, and Y. Matsubara, *Analysis of carbides in multi-component white cast iron for hot rolling mill rolls*. ISIJ international, 2004. **44**(2): p. 372-380.
19. Wu, H., et al., *Type and morphology of carbides precipitated in multi-component white cast iron; Tagokinkei hakuchutetsu ni okeru shoshutsu tankabutsu no shurui to keitai*. Imono (Journal of the Japan Foundrymen's Society), 1995. **67**.
20. Yokomizo, Y., et al., *Relationship between continuous cooling transformation behavior and chromium content of multi-component white cast iron*. Journal of Japan Foundry Engineering Society, 2002. **74**(11): p. 691-698.

21. Yokomizo, Y., et al., *Influence of vanadium content on continuous cooling transformation behavior of multi-component white cast iron*. Journal of Japan Foundry Engineering Society, 2005. **77**(5): p. 301-307.
22. Opapaiboon, J., et al., *Effect of chromium content on heat treatment behavior of multi-alloyed white cast iron for abrasive wear resistance*. Materials Transactions, 2019. **60**(2): p. 346-354.
23. Yokomizo, Y., et al., *Continuous cooling transformation behavior of multi-component white cast iron with different carbon content*. Journal of Japan Foundry Engineering Society, 2002. **74**(1): p. 9-16.
24. Chang, W., et al. *Effect of C and W content and heat treatment condition on microstructure and wear resistance of multicomponent white cast iron*,. *Proceedings of the International Conference ABRASION 2008*. in *ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRONS FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS*. 2008. UNIVERSITY OF TRENTO, Italy
25. Kubo, O., 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.
26. Kim, C., *X-ray method of measuring retained austenite in heat treated white cast irons*. Journal of Heat Treating, 1979. **1**(2): p. 43-51.
27. Yothathorn, N. and S. Inthidech. *Effect of Tungsten Equivalent on Hardness of Heat-treated Multi-alloyed White Cast Iron*. in *Proceedings of The 14th Mahasarakham University Research Conference*. 2018. Mahasarakham University, Thailand, .
28. Khoatepome, M. and S. Inthidech, *Effect of Molybdenum on Hardness of Multi-alloyed White-Cast Iron following Heat Treatment*. Journal of Science and Technology Mahasarakham University, 2017. **36**(6).
29. Opapaiboon, J., *Effect Of Chromium Content On Heat Treatment Behavior And Abrasive Wear Resistance Of Multi-Alloyed White Cast Iron*. 2018.
30. Inthidech, S., et al. *Effect of Carbon balance on Heat Treatment Behavior of Semi-multialloyed white cast iron for rolls produced by centrifugal casting*. in

The 6th International conference on abrasion wear resistant alloyed white cast iron for rolling and pulverizing mills. 2017. Osaka, Japan.

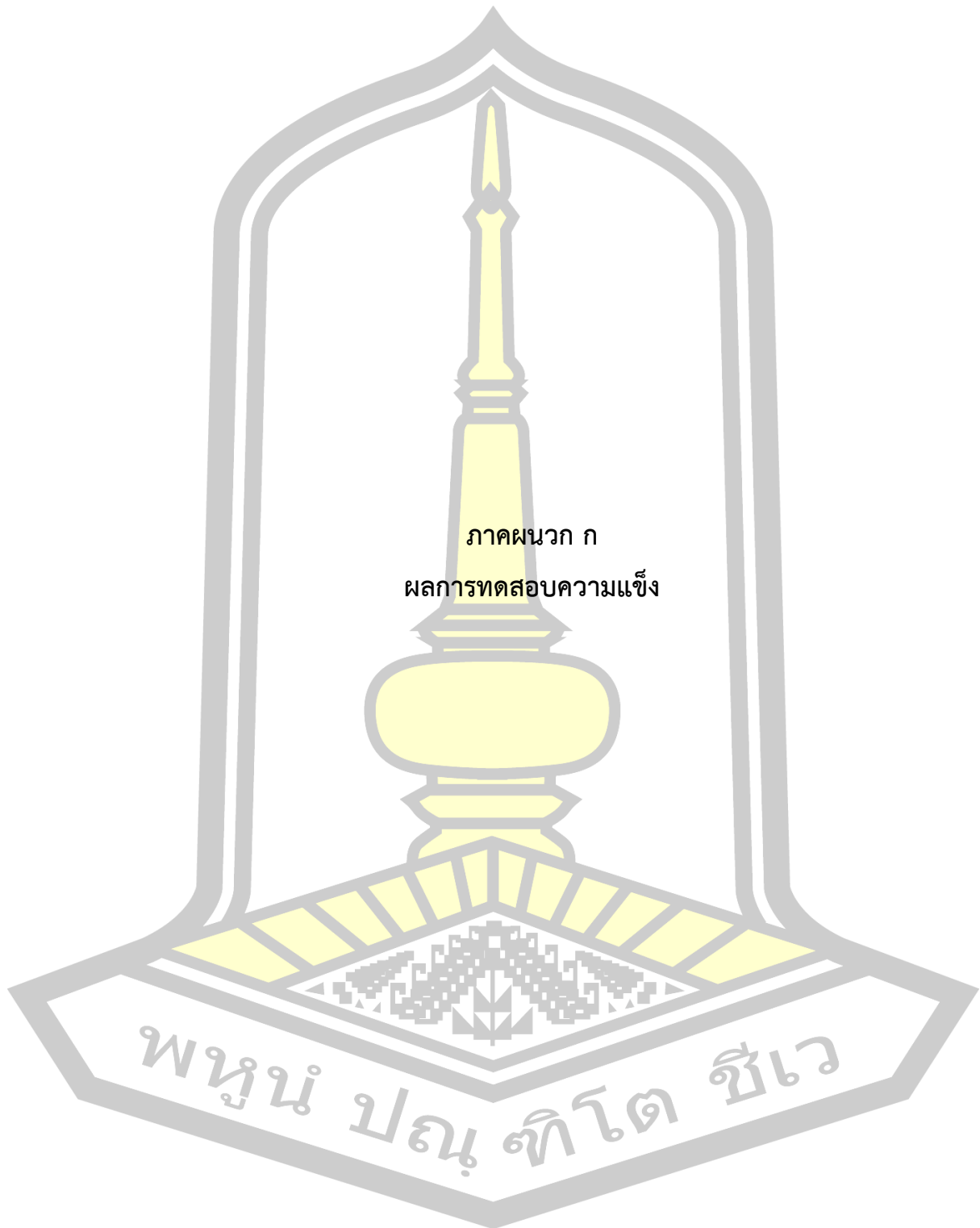
31. Siphakdee, P. and S. Inthidech. *Effect of Carbon Balance on Hardness and Retained Austenite of Heat-treated Multi-alloyed White Cast Iron.* in *Proceedings of The 14th Mahasarakham University Research Conference.* 2018. Mahasarakham University





ภาคผนวก

พหุมนุ ปณ ทิโต ชีเว



ตาราง ก.1 เปรียบเทียบความแข็งมาโครและไมโครชิ้นงานทดสอบที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1050 °C

ชิ้นงาน ทดสอบ	กรรมวิธีทางความร้อน	ความแข็งมาโคร(HV30)	ความแข็งไมโคร(HV0.1)
No.1 4.97%Weq	สภาพชุบแข็ง	884	852
	L-H _{Tmax} (400 °C)	767	704
	H _{Tmax} (500 °C)	832	784
No.2 6.00%Weq	H-H _{Tmax} (600 °C)	616	568
	สภาพชุบแข็ง	870	836
	L-H _{Tmax} (400 °C)	766	702
No.3 6.70%Weq	H _{Tmax} (500 °C)	845	810
	H-H _{Tmax} (600 °C)	663	580
	สภาพชุบแข็ง	859	818
No.4 8.06%Weq	L-H _{Tmax} (400 °C)	767	702
	H _{Tmax} (500 °C)	853	820
	H-H _{Tmax} (600 °C)	668	624
No.4 8.06%Weq	สภาพชุบแข็ง	839	789
	L-H _{Tmax} (400 °C)	762	720
	H _{Tmax} (500 °C)	859	826
	H-H _{Tmax} (600 °C)	692	645



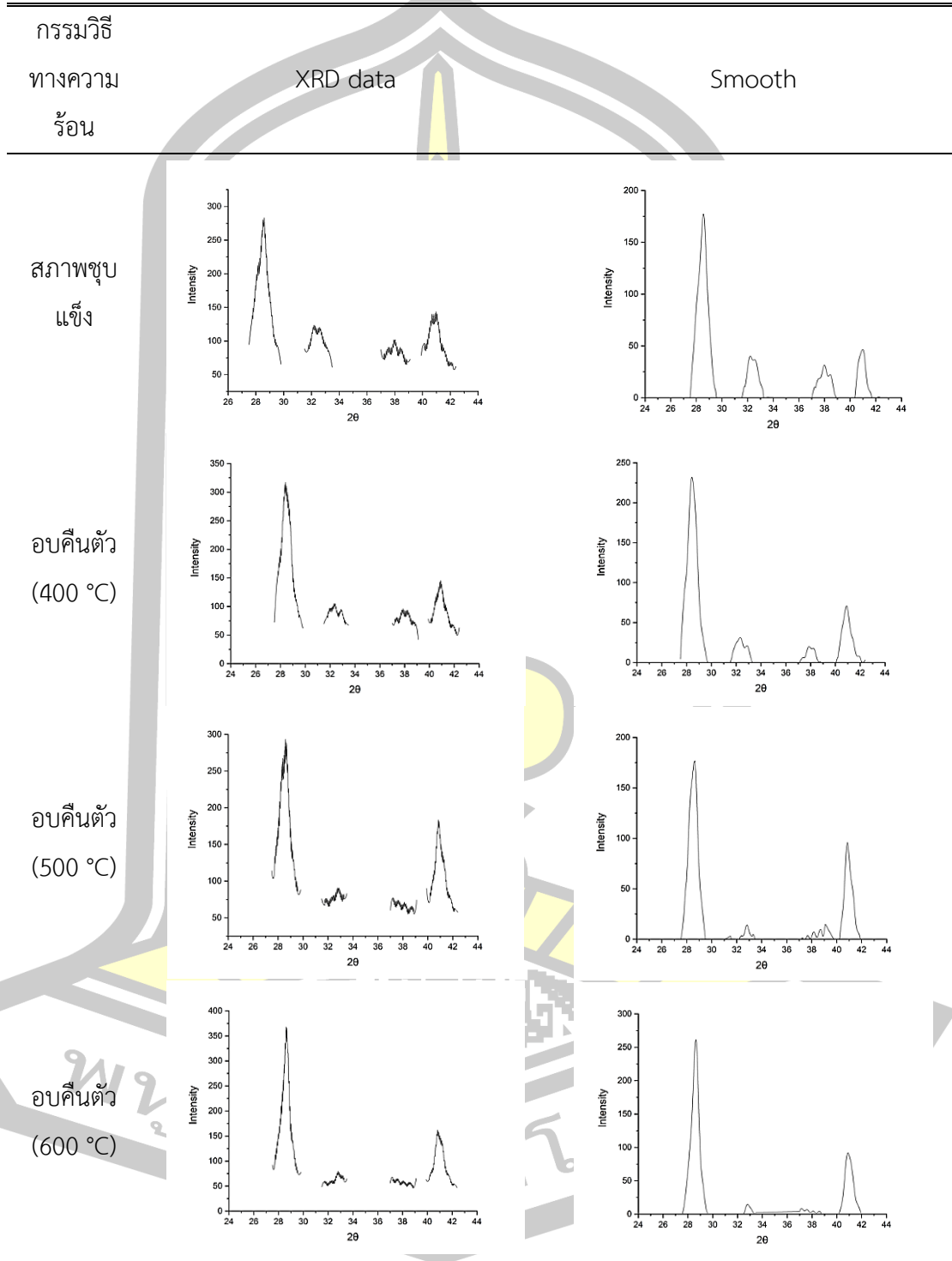
ตาราง ก.2 เปรียบเทียบความแข็งมาโครและไมโครชิ้นงานทดสอบที่ผ่านการชุบแข็งที่ 1100 °C

ชิ้นงาน ทดสอบ	กรรมวิธีทางความร้อน	ความแข็งมาโคร(HV30)	ความแข็งไมโคร(HV0.1)
No.1 4.97%Weq	สภาพชุบแข็ง	870	829
	L-H _{Tmax} (400 °C)	778	745
	H _{Tmax} (500 °C)	841	815
	H-H _{Tmax} (600 °C)	645	600
No.2 6.00%Weq	สภาพชุบแข็ง	852	817
	L-H _{Tmax} (400 °C)	776	747
	H _{Tmax} (500 °C)	850	829
	H-H _{Tmax} (600 °C)	704	634
No.3 6.70%Weq	สภาพชุบแข็ง	843	801
	L-H _{Tmax} (400 °C)	778	727
	H _{Tmax} (500 °C)	862	836
	H-H _{Tmax} (600 °C)	706	643
No.4 8.06%Weq	สภาพชุบแข็ง	822	769
	L-H _{Tmax} (400 °C)	776	718
	H _{Tmax} (500 °C)	872	841
	H-H _{Tmax} (600 °C)	711	679

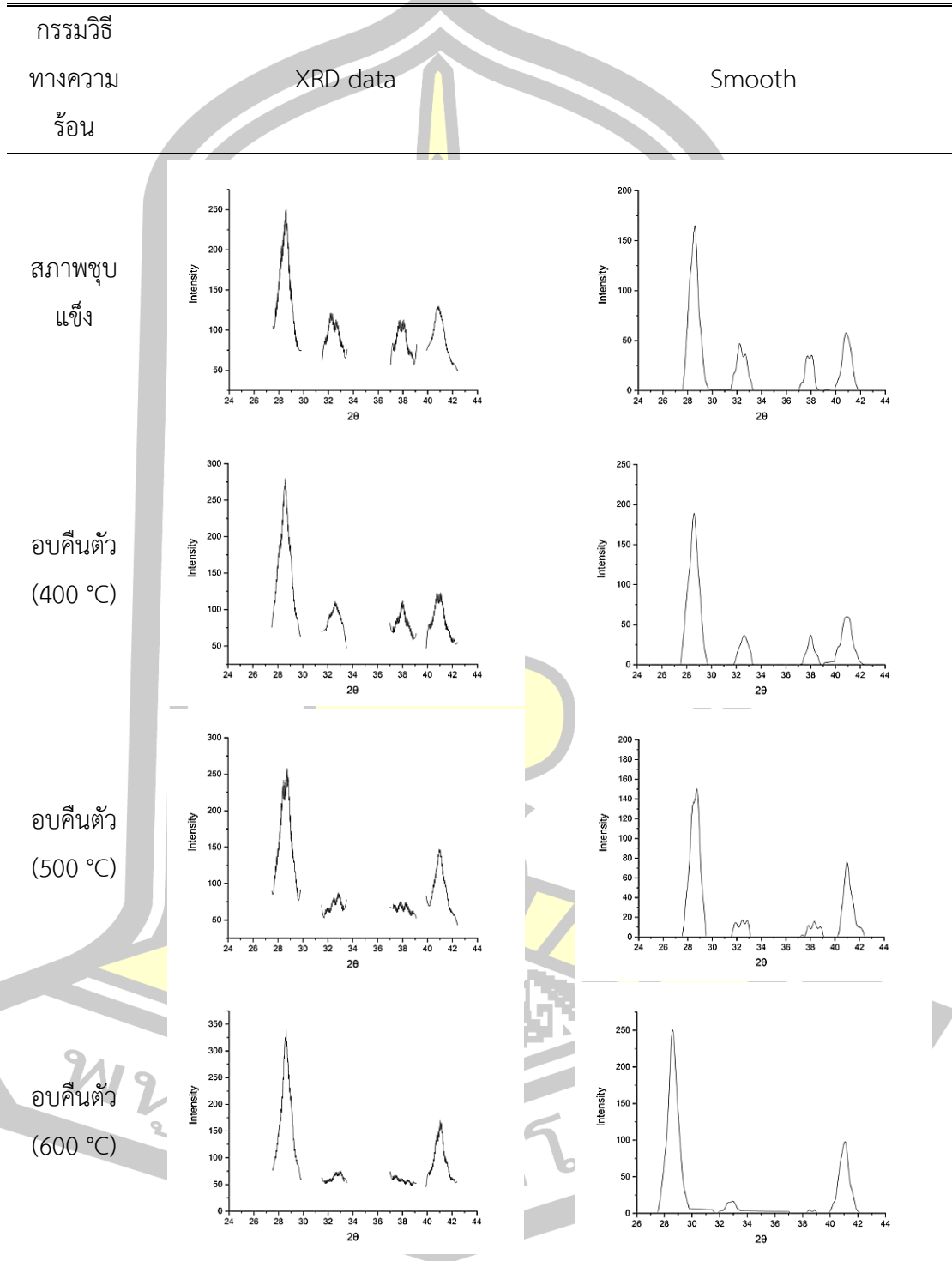




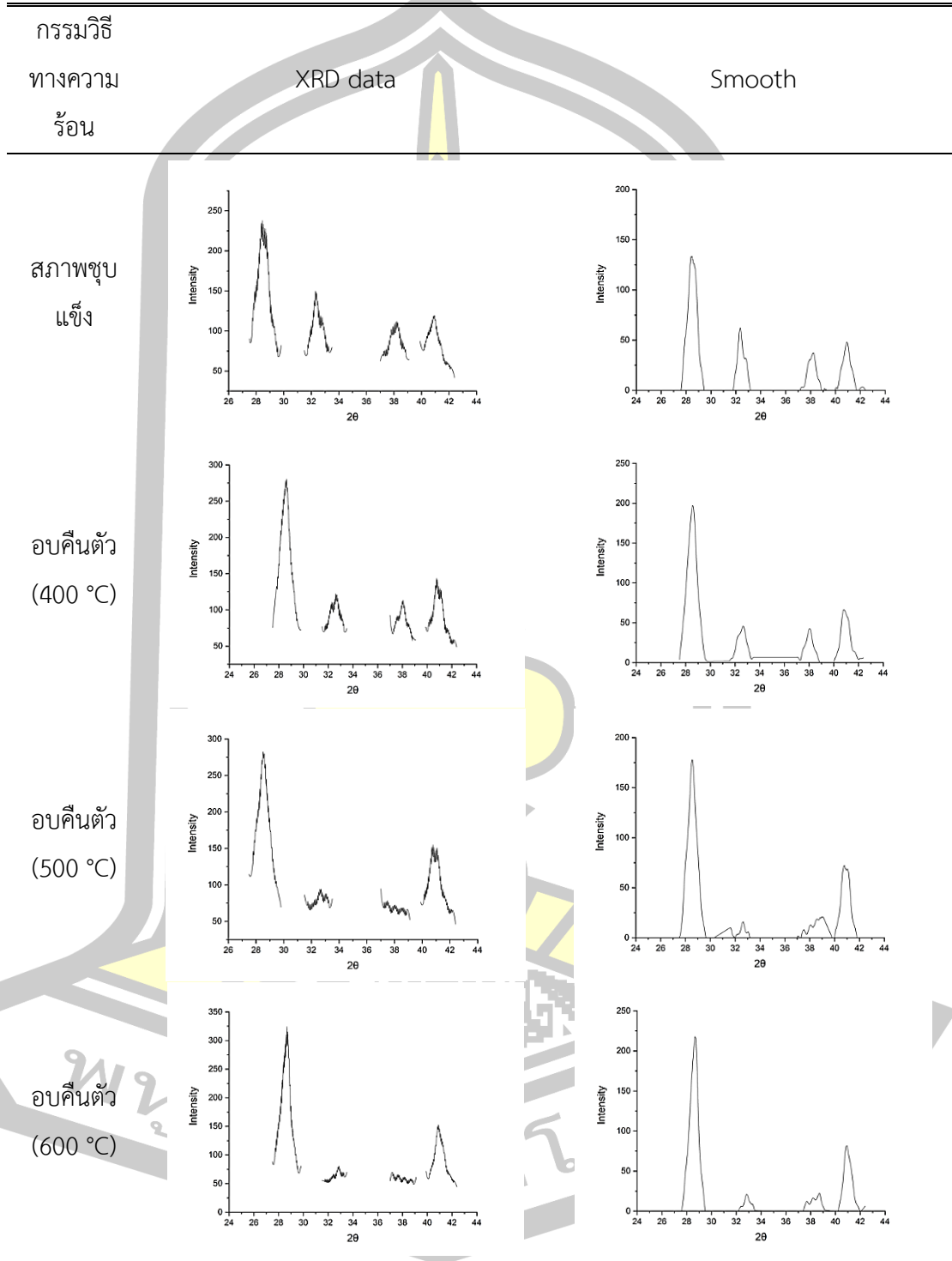
ตาราง ข.1 ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงาน 4.97%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C



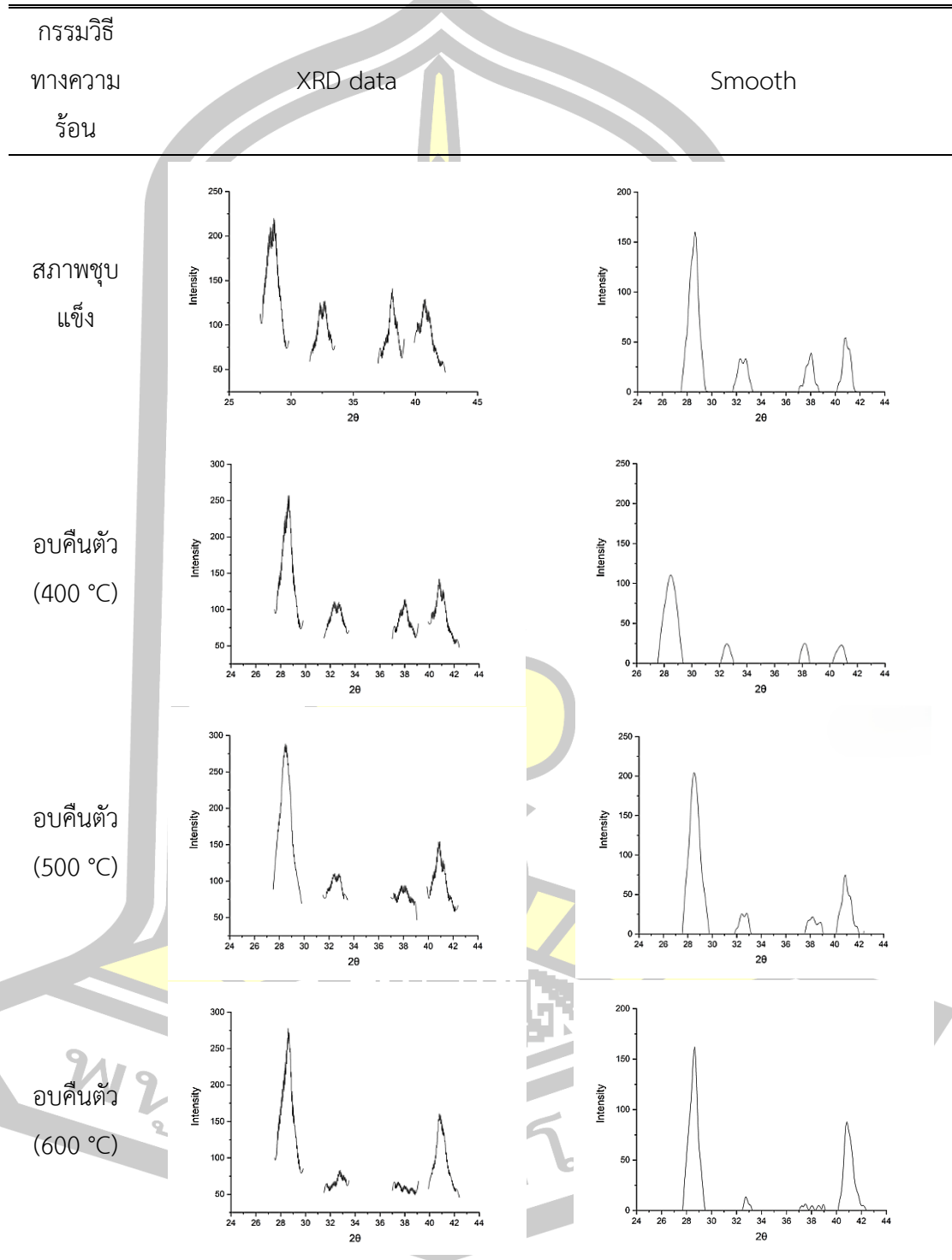
ตาราง ข.2 ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงาน 6.00%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C



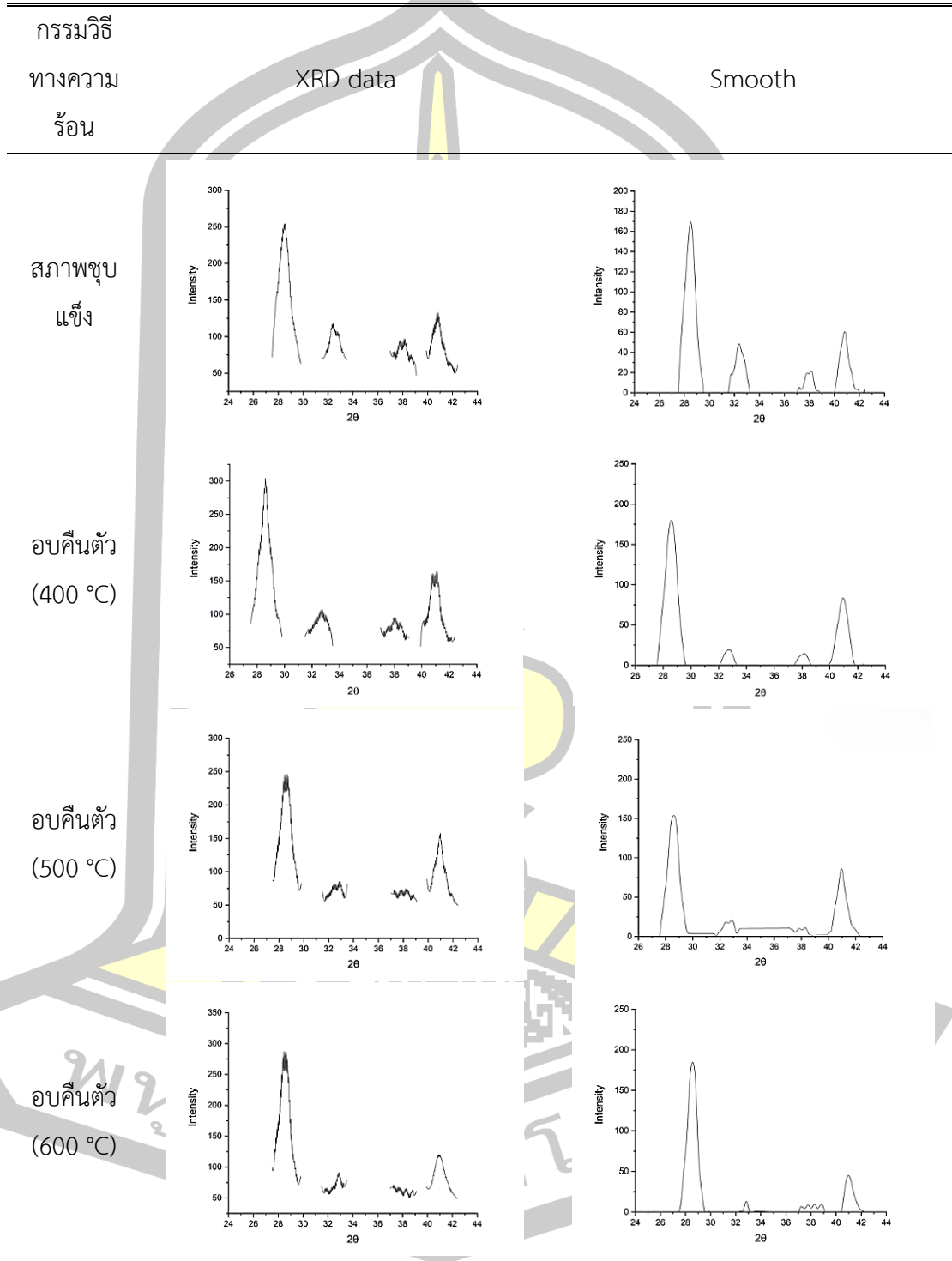
ตาราง ข.3 ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงาน 6.70%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C



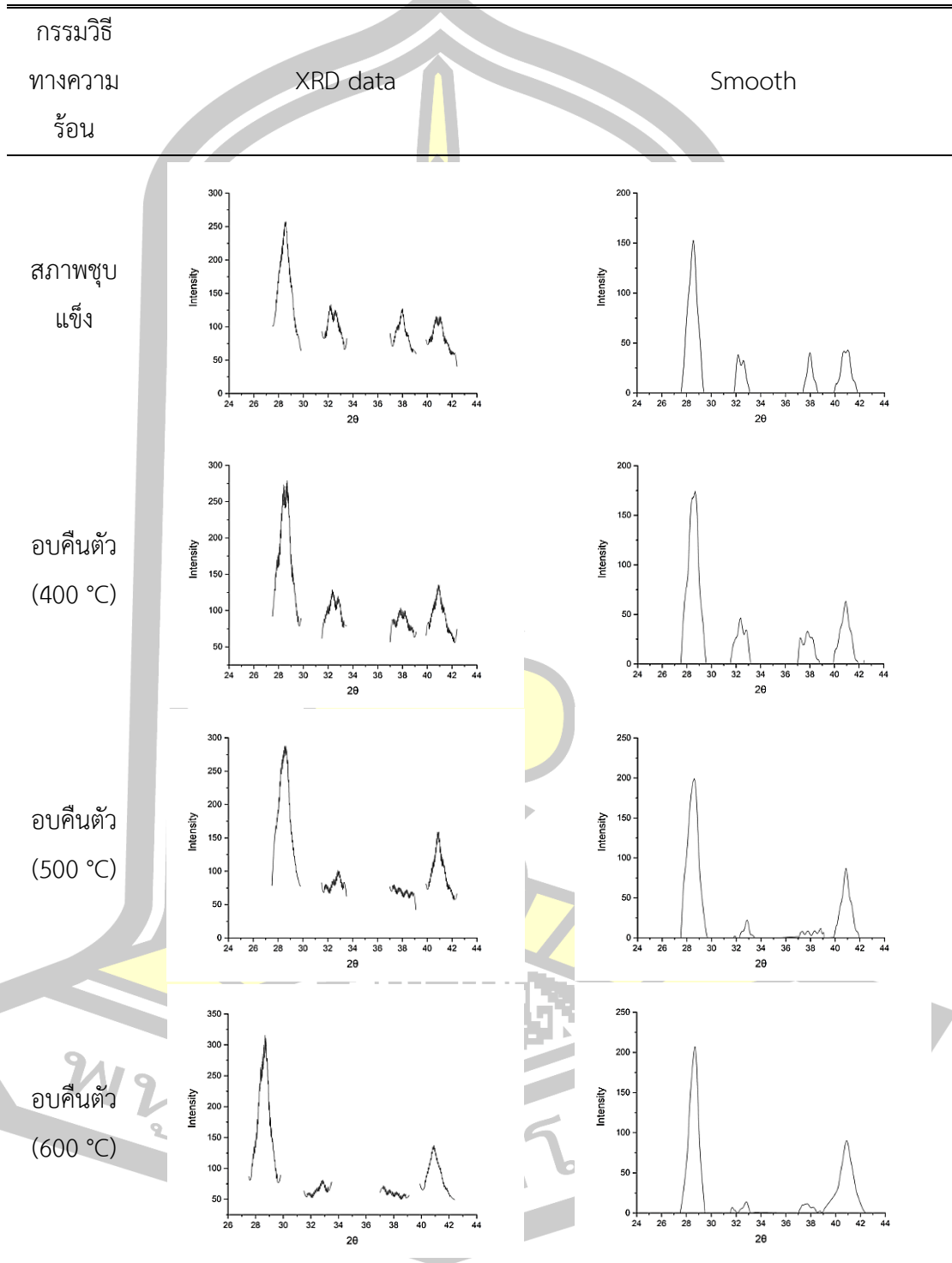
ตาราง ข.4 ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงาน 8.06%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C



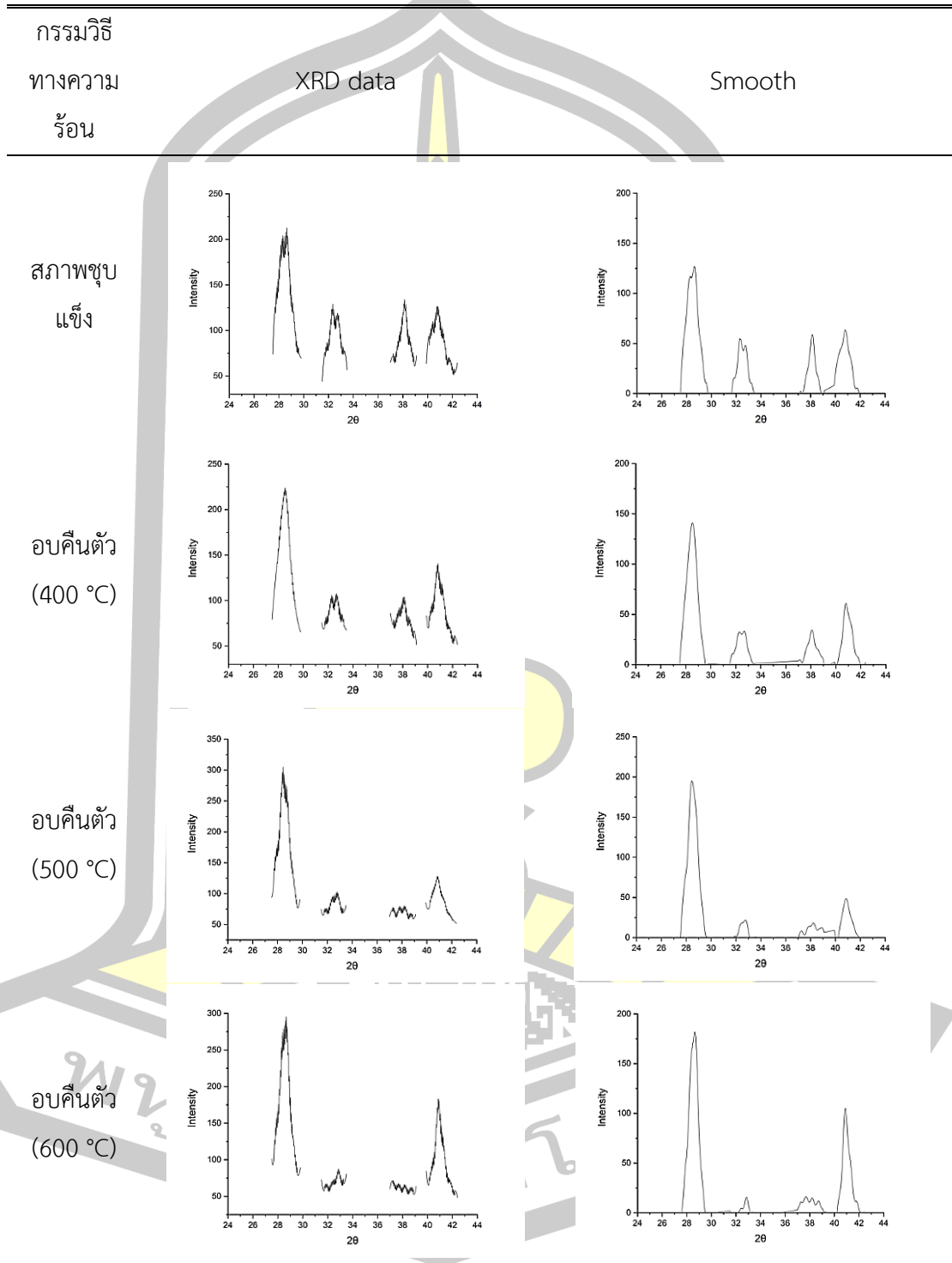
ตาราง ข.5 ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงาน 4.97%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C



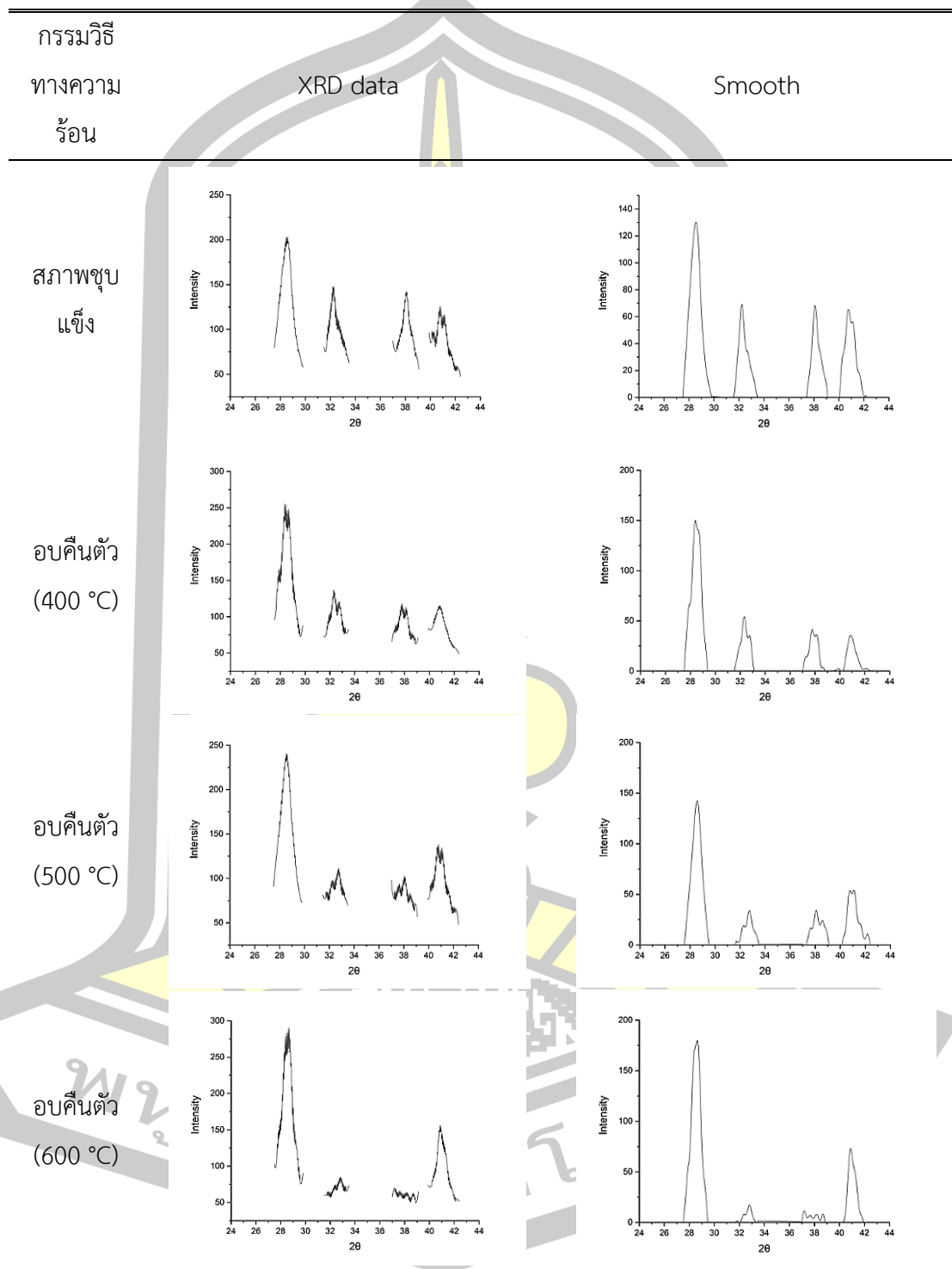
ตาราง ข.6 ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงาน 6.00%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C



ตาราง ข.7 ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงาน 6.70%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C



ตาราง ข.8 ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงาน 8.06%W_{eq}
ที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C



Sample 2024-03-20
 Comments
 Filename C:\XB\DATA\TAH\2024-03-23-TOMWEQ\1323-01\1323-673-01-02-5m.smo
 ScanningMode 2Theta/Theta
 ScanningType FT
 X-Ray 40kV/40mA X-Ray 40kV/40mA X-Ray 40kV/40mA X-Ray

40kV/40mA	"ryU-clgq 1	"ryU-clgq 1	"ryU-clgq 1	"ryU-clgq 1	"ryU-clgq 1	"ryU-clgq 1	
"ryU-clgq 1	"ryU-clgq 1	"ryU-clgq 1	"ryU-clgq 1	"ryU-clgq 1	"ryU-clgq 1	"ryU-clgq 1	
"ryU-clgq 1	2.00mm	"ryU-clgq 1	2.00mm	"ryU-clgq 1	2.00mm	"ryU-clgq 1	
2.00mm		2.00mm		2.00mm		2.00mm	
U-clgq 1	U-clgq 1	U-clgq 1	U-clgq 1	U-clgq 1	U-clgq 1	U-clgq 1	
0.45mm	0.45mm	0.45mm	0.45mm	0.45mm	0.45mm	0.45mm	
Start 27.5	Start 31.5	Start 37	Start 39.9	Start 37	Start 39.9	Start 39.9	
Stop 29.8	Stop 33.5	Stop 39.1	Stop 42.4	Stop 39.1	Stop 42.4	Stop 42.4	
Step 0.025	Step 0.025	Step 0.025	Step 0.025	Step 0.025	Step 0.025	Step 0.025	
27.5	75.5504	31.5	68.9266	37	74.0656	39.9	75.956
27.525	82.1256	31.525	66.8642	37.025	73.2405	39.925	72.8701
27.55	88.5121	31.55	65.4098	37.05	72.5012	39.95	70.47
27.575	94.7899	31.575	64.5633	37.075	71.8476	39.975	68.756
27.6	100.719	31.6	64.3249	37.1	71.2798	40	67.7278
27.625	106.539	31.625	64.6944	37.125	70.7979	40.025	67.3856
27.65	112.171	31.65	65.672	37.15	70.4017	40.05	67.7293
27.675	117.614	31.675	67.2575	37.175	70.0913	40.075	68.759
27.7	122.868	31.7	69.4511	37.2	69.8667	40.1	70.4746
27.725	127.934	31.725	79.7489	37.225	69.7279	40.125	82.066
27.75	132.811	31.75	79.6028	37.25	69.6749	40.15	76.1399
27.775	137.499	31.775	74.3294	37.275	69.7077	40.175	76.3266
27.8	148.73	31.8	84.1777	37.3	69.8263	40.2	88.0938
27.825	142.025	31.825	88.6152	37.325	70.0307	40.225	84.3678
27.85	143.28	31.85	78.5424	37.35	70.3209	40.25	82.4458
27.875	156.912	31.875	83.6319	37.375	70.6968	40.275	91.8158
27.9	147.104	31.9	95.052	37.4	71.1586	40.3	91.9827
27.925	148.08	31.925	86.4269	37.425	71.7062	40.325	85.2337
27.95	164.894	31.95	88.0653	37.45	72.3395	40.35	92.2827
27.975	156.095	31.975	104.507	37.475	75.8569	40.375	97.5446
28	156.002	32	97.4369	37.5	75.8529	40.4	88.8595
28.025	175.896	32.025	98.0328	37.525	74.082	40.425	91.1334
28.05	167.515	32.05	116.737	37.55	78.4126	40.45	99.974
28.075	170.633	32.075	105.796	37.575	78.5476	40.475	89.9607
28.1	192.821	32.1	111.793	37.6	76.1918	40.5	90.6923
28.125	193.976	32.125	134.816	37.625	81.474	40.525	102.613
28.15	192.174	32.15	130.694	37.65	82.0527	40.55	93.4588
28.175	211.822	32.175	131.357	37.675	80.1827	40.575	93.6275
28.2	219.766	32.2	151.778	37.7	85.7	40.6	106.487
28.225	208.913	32.225	149.197	37.725	86.4858	40.625	97.9111
28.25	216.3	32.25	141.616	37.75	84.483	40.65	98.743
28.275	230.902	32.275	156.391	37.775	89.4523	40.675	112.248
28.3	217.043	32.3	158.096	37.8	90.5855	40.7	106.601
28.325	221.327	32.325	144.361	37.825	89.3592	40.725	104.15
28.35	241.08	32.35	145.232	37.85	93.0216	40.75	116.366
28.375	226.813	32.375	149.124	37.875	95.1665	40.775	113.176
28.4	228.657	32.4	126.225	37.9	95.0864	40.8	106.944
28.425	249.671	32.425	118.995	37.925	95.6985	40.825	113.606
28.45	234.741	32.45	126.79	37.95	97.0715	40.85	115.452
28.475	237.426	32.475	104.789	37.975	98.539	40.875	104.489
28.5	258.081	32.5	105.861	38	96.1243	40.9	105.544
28.525	244.48	32.525	117.685	38.025	99.0458	40.925	110.895
28.55	244.311	32.55	101.064	38.05	99.0787	40.95	96.3065
28.575	261.594	32.575	100.463	38.075	95.6083	40.975	93.548
28.6	248.527	32.6	116.021	38.1	98.6806	41	102.12
28.625	250.365	32.625	103.752	38.125	98.455	41.025	88.6721
28.65	259.431	32.65	102.396	38.15	94.1682	41.05	88.0793
28.675	249.855	32.675	116.723	38.175	96.6328	41.075	98.1344
28.7	238.261	32.7	109.228	38.2	95.3898	41.1	85.9297
28.725	239.032	32.725	103.708	38.225	90.9819	41.125	85.0003
28.75	231.387	32.75	109.479	38.25	92.9865	41.15	95.8684
28.775	207.716	32.775	105.484	38.275	92.2253	41.175	87.8975
28.8	202.469	32.8	95.4681	38.3	88.0134	41.2	86.53
28.825	204.483	32.825	98.1313	38.325	88.106	41.225	94.5613
28.85	178.02	32.85	100.547	38.35	88.4308	41.25	89.2365
28.875	174.224	32.875	88.3034	38.375	85.4261	41.275	85.3477
28.9	179.91	32.9	86.6204	38.4	82.8191	41.3	88.4375
28.925	155.743	32.925	92.4158	38.425	82.3617	41.325	86.3443
28.95	151.918	32.95	79.2204	38.45	80.9344	41.35	79.2009
28.975	159.008	32.975	77.7786	38.475	76.8029	41.375	79.891
29	137.883	33	85.513	38.5	77.885	41.4	82.3601

ภาพประกอบ ข.1 แสดงตัวอย่างการอ้างอิงข้อมูลจากกราฟ XRD

ตาราง ข.9 ผลการวัดพื้นที่ใต้กราฟในแต่ละพีคและการคำนวณร้อยละส่วนเชิงปริมาตร (V_γ) ของออสเทนไนต์เหลือค้างในชิ้นงาน 4.97%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C

กรรมวิธีทาง ความร้อน	XRD Integrated Intensity		%V _γ	
สภาพชุบแข็ง	$\alpha(200)$	191.24	$\alpha(200) - \gamma(311)$	5.986
	$\gamma(220)$	39.53	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	8.825
	$\gamma(311)$	21.00	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	7.455
	$\alpha(220)$	61.22	Average	7.422
อบคืนตัว (400 °C)	$\alpha(200)$	198.13	$\alpha(200) - \gamma(311)$	4.722
	$\gamma(220)$	31.30	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	6.970
	$\gamma(311)$	17.24	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	5.713
	$\alpha(220)$	73.40	Average	5.802
อบคืนตัว (500 °C)	$\alpha(200)$	222.43	$\alpha(200) - \gamma(311)$	0.848
	$\gamma(220)$	16.12	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	2.606
	$\gamma(311)$	3.34	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	1.098
	$\alpha(220)$	64.79	Average	1.517
อบคืนตัว (600 °C)	$\alpha(200)$	202.06	$\alpha(200) - \gamma(311)$	0.079
	$\gamma(220)$	4.98	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	0.790
	$\gamma(311)$	0.28	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	0.102
	$\alpha(220)$	59.22	Average	0.324

พหุ ประถมศึกษา ชีวะ

ตาราง ข.10 ผลการวัดพื้นที่ใต้กราฟในแต่ละพีคและการคำนวณร้อยละส่วนเชิงปริมาตร (V_γ) ของออสเทนไนต์เหลือค้างในชิ้นงาน 6.00%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C

กรรมวิธีทาง ความร้อน	XRD Integrated Intensity		%V _γ	
สภาพชุบแข็ง	$\alpha(200)$	169.34	$\alpha(200) - \gamma(311)$	7.593
	$\gamma(220)$	44.17	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	10.778
	$\gamma(311)$	24.12	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	9.276
	$\alpha(220)$	41.74	Average	9.216
อบคืนตัว (400 °C)	$\alpha(200)$	191.24	$\alpha(200) - \gamma(311)$	6.409
	$\gamma(220)$	39.59	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	9.146
	$\gamma(311)$	22.61	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	7.874
	$\alpha(220)$	61.22	Average	7.810
อบคืนตัว (500 °C)	$\alpha(200)$	207.48	$\alpha(200) - \gamma(311)$	1.516
	$\gamma(220)$	18.51	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	3.524
	$\gamma(311)$	5.40	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	1.902
	$\alpha(220)$	73.27	Average	2.314
อบคืนตัว (600 °C)	$\alpha(200)$	208.98	$\alpha(200) - \gamma(311)$	0.033
	$\gamma(220)$	3.80	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	0.570
	$\gamma(311)$	0.12	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	0.041
	$\alpha(220)$	70.32	Average	0.215

พหุ ประถมศึกษา ชีวะ

ตาราง ข.11 ผลการวัดพื้นที่ใต้กราฟในแต่ละพีคและการคำนวณร้อยละส่วนเชิงปริมาตร (V_γ) ของออสเทนไนต์เหลือค้างในชิ้นงาน 6.70%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C

กรรมวิธีทาง ความร้อน	XRD Integrated Intensity		%V _γ	
สภาพชุบแข็ง	$\alpha(200)$	172.29	$\alpha(200) - \gamma(311)$	9.975
	$\gamma(220)$	40.81	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	12.592
	$\gamma(311)$	30.19	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	11.991
	$\alpha(220)$	45.55	Average	11.519
อบคืนตัว (400 °C)	$\alpha(200)$	169.33	$\alpha(200) - \gamma(311)$	5.885
	$\gamma(220)$	28.26	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	7.901
	$\gamma(311)$	18.59	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	7.366
	$\alpha(220)$	60.48	Average	7.051
อบคืนตัว (500 °C)	$\alpha(200)$	183.32	$\alpha(200) - \gamma(311)$	1.503
	$\gamma(220)$	18.36	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	3.698
	$\gamma(311)$	4.91	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	1.811
	$\alpha(220)$	70.77	Average	2.338
อบคืนตัว (600 °C)	$\alpha(200)$	186.33	$\alpha(200) - \gamma(311)$	0.131
	$\gamma(220)$	1.48	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	0.313
	$\gamma(311)$	0.43	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	0.171
	$\alpha(220)$	52.64	Average	0.205

พหุ ประถมศึกษา ชีวะ

ตาราง ข.12 ผลการวัดพื้นที่ใต้กราฟในแต่ละพีคและการคำนวณร้อยละส่วนเชิงปริมาตร (V_γ) ของออสเทนไนต์เหลือค้างในชิ้นงาน 8.06%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1050 °C

กรรมวิธีทาง ความร้อน	XRD Integrated Intensity		%V _γ	
สภาพชุบแข็ง	$\alpha(200)$	138.83	$\alpha(200) - \gamma(311)$	12.540
	$\gamma(220)$	42.17	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	14.521
	$\gamma(311)$	34.95	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	15.005
	$\alpha(220)$	50.11	Average	14.022
อบคืนตัว (400 °C)	$\alpha(200)$	166.65	$\alpha(200) - \gamma(311)$	7.696
	$\gamma(220)$	29.92	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	9.158
	$\gamma(311)$	24.36	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	9.930
	$\alpha(220)$	44.23	Average	8.928
อบคืนตัว (500 °C)	$\alpha(200)$	198.15	$\alpha(200) - \gamma(311)$	4.727
	$\gamma(220)$	30.06	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	6.806
	$\gamma(311)$	17.26	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	5.699
	$\alpha(220)$	74.43	Average	5.744
อบคืนตัว (600 °C)	$\alpha(200)$	216.26	$\alpha(200) - \gamma(311)$	0.105
	$\gamma(220)$	2.84	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	0.456
	$\gamma(311)$	0.40	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	0.133
	$\alpha(220)$	70.18	Average	0.231

พหุ ประถมศึกษา ชีวะ

ตาราง ข.13 ผลการวัดพื้นที่ใต้กราฟในแต่ละพีคและการคำนวณร้อยละส่วนเชิงปริมาตร (V_γ) ของออสเทนไนต์เหลือค้างในชิ้นงาน 4.97%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C

กรรมวิธีทาง ความร้อน	XRD Integrated Intensity		%V _γ	
สภาพชุบแข็ง	$\alpha(200)$	171.34	$\alpha(200) - \gamma(311)$	6.849
	$\gamma(220)$	42.05	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	10.276
	$\gamma(311)$	22.12	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	8.791
	$\alpha(220)$	41.74	Average	8.639
อบคืนตัว (400 °C)	$\alpha(200)$	173.26	$\alpha(200) - \gamma(311)$	5.073
	$\gamma(220)$	34.17	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	8.166
	$\gamma(311)$	16.88	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	6.664
	$\alpha(220)$	52.37	Average	6.634
อบคืนตัว (500 °C)	$\alpha(200)$	150.22	$\alpha(200) - \gamma(311)$	1.469
	$\gamma(220)$	8.95	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	2.651
	$\gamma(311)$	3.39	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	1.649
	$\alpha(220)$	65.90	Average	1.923
อบคืนตัว (600 °C)	$\alpha(200)$	188.41	$\alpha(200) - \gamma(311)$	0.283
	$\gamma(220)$	7.40	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	1.456
	$\gamma(311)$	0.94	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	0.376
	$\alpha(220)$	49.51	Average	0.705

พหุ ประถมศึกษา ชีวะ

ตาราง ข.14 ผลการวัดพื้นที่ใต้กราฟในแต่ละพีคและการคำนวณร้อยละส่วนเชิงปริมาตร (V_γ) ของออสเทนไนต์เหลือค้างในชิ้นงาน 6.00%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C

กรรมวิธีทาง ความร้อน	XRD Integrated Intensity		%V _γ	
สภาพชุบแข็ง	$\alpha(200)$	153.31	$\alpha(200) - \gamma(311)$	7.952
	$\gamma(220)$	34.37	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	10.708
	$\gamma(311)$	22.62	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	10.240
	$\alpha(220)$	58.74	Average	9.633
อบคืนตัว (400 °C)	$\alpha(200)$	189.69	$\alpha(200) - \gamma(311)$	6.551
	$\gamma(220)$	38.42	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	8.803
	$\gamma(311)$	21.45	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	7.510
	$\alpha(220)$	58.83	Average	7.621
อบคืนตัว (500 °C)	$\alpha(200)$	207.48	$\alpha(200) - \gamma(311)$	1.693
	$\gamma(220)$	16.51	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	2.990
	$\gamma(311)$	4.40	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	1.674
	$\alpha(220)$	73.27	Average	2.119
อบคืนตัว (600 °C)	$\alpha(200)$	202.06	$\alpha(200) - \gamma(311)$	0.079
	$\gamma(220)$	4.98	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	0.790
	$\gamma(311)$	0.28	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	0.102
	$\alpha(220)$	59.22	Average	0.324

พหุ ประถมศึกษา ชีวะ

ตาราง ข.15 ผลการวัดพื้นที่ใต้กราฟในแต่ละพีคและการคำนวณร้อยละส่วนเชิงปริมาตร (V_γ) ของออสเทนไนต์เหลือค้างในชิ้นงาน 6.70%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C

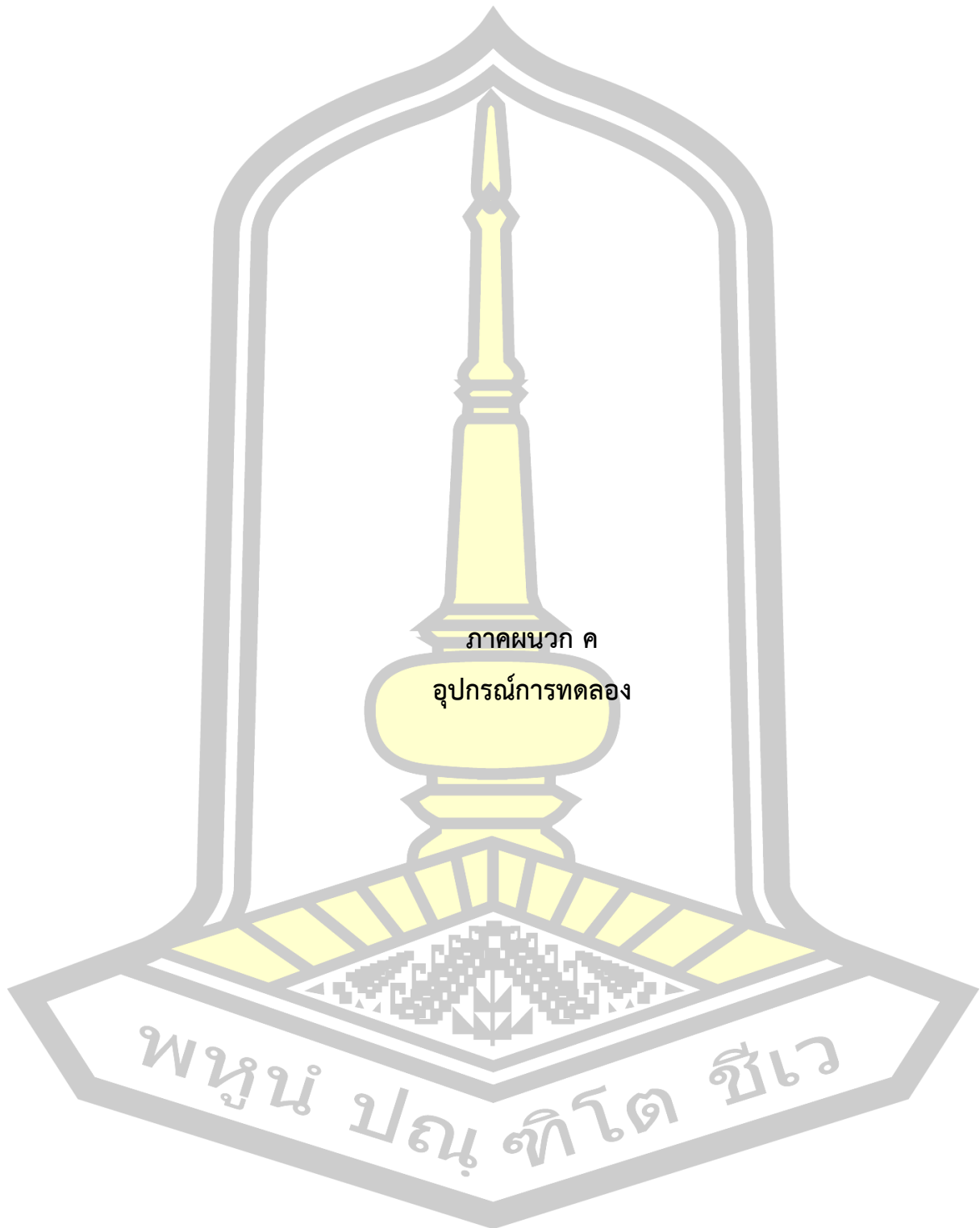
กรรมวิธีทาง ความร้อน	XRD Integrated Intensity		%V _γ	
สภาพชุบแข็ง	$\alpha(200)$	136.93	$\alpha(200) - \gamma(311)$	11.911
	$\gamma(220)$	38.64	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	14.229
	$\gamma(311)$	35.64	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	15.311
	$\alpha(220)$	51.21	Average	13.817
อบคืนตัว (400 °C)	$\alpha(200)$	167.75	$\alpha(200) - \gamma(311)$	7.960
	$\gamma(220)$	22.43	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	8.031
	$\gamma(311)$	25.47	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	10.244
	$\alpha(220)$	45.23	Average	8.745
อบคืนตัว (500 °C)	$\alpha(200)$	197.96	$\alpha(200) - \gamma(311)$	2.324
	$\gamma(220)$	21.44	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	4.388
	$\gamma(311)$	8.27	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	3.033
	$\alpha(220)$	54.36	Average	3.248
อบคืนตัว (600 °C)	$\alpha(200)$	192.17	$\alpha(200) - \gamma(311)$	0.290
	$\gamma(220)$	7.32	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	1.304
	$\gamma(311)$	0.98	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	0.344
	$\alpha(220)$	78.49	Average	0.646

พหุ ประถมศึกษา ชีวะ

ตาราง ข.16 ผลการวัดพื้นที่ใต้กราฟในแต่ละพีคและการคำนวณร้อยละส่วนเชิงปริมาตร (V_{γ}) ของออสเทนไนต์เหลือค้างในชิ้นงาน 8.06%W_{eq} ที่ผ่านการชุบแข็งที่อุณหภูมิ 1100 °C

กรรมวิธีทาง ความร้อน	XRD Integrated Intensity		%V _γ	
สภาพชุบแข็ง	$\alpha(200)$	128.23	$\alpha(200) - \gamma(311)$	15.460
	$\gamma(220)$	35.35	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	15.433
	$\gamma(311)$	48.68	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	18.133
	$\alpha(220)$	48.68	Average	16.342
อบคืนตัว (400 °C)	$\alpha(200)$	164.69	$\alpha(200) - \gamma(311)$	7.791
	$\gamma(220)$	41.58	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	10.769
	$\gamma(311)$	24.77	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	10.054
	$\alpha(220)$	46.79	Average	9.538
อบคืนตัว (500 °C)	$\alpha(200)$	165.88	$\alpha(200) - \gamma(311)$	5.622
	$\gamma(220)$	27.99	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	7.714
	$\gamma(311)$	17.35	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	6.786
	$\alpha(220)$	61.58	Average	6.707
อบคืนตัว (600 °C)	$\alpha(200)$	197.71	$\alpha(200) - \gamma(311)$	0.053
	$\gamma(220)$	3.69	$\alpha(200) - \sum\gamma(220,311)$	0.620
	$\gamma(311)$	0.15	$\sum\alpha(200,220) - \gamma(311)$	0.045
	$\alpha(220)$	63.43	Average	0.239

พหุ ประถมศึกษา ชีวะ





ภาพประกอบ ค.1 เตาอบโลหะ (Protherm PLF 130/15)



ภาพประกอบ ค.2 เครื่องขัดชิ้นงาน (Trojan Alpha-108)



ภาพประกอบ ค.3 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (OM) (Soptop GT-12)



ภาพประกอบ ค.4 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกราด (SEM) (TM-4000Plus)
(ศูนย์เครื่องมือกลาง มหาวิทยาลัยมหาสารคาม)



ภาพประกอบ ค.5 เครื่องทดสอบ Macro-Vickers Hardness Tester (LV-100AT)
น้ำหนักกด 297N (30 Kgf)



ภาพประกอบ ค.6 เครื่องทดสอบ Micro-Vickers Hardness Tester (LM-300AT)
น้ำหนักกด 1N (100 Gf)



ภาพประกอบ ค.7 เครื่องทดสอบ X-Ray Diffractometer (Rigaku Ultima IV)



ประวัติผู้เขียน

ชื่อ	นายวัฒนศักดิ์ ส้ารวัย
วันเกิด	6 ธันวาคม 2527
สถานที่เกิด	จ.สุรินทร์ ประเทศไทย
สถานที่อยู่ปัจจุบัน	93 ม.5 ต.หนองแปน อ.กมลาไสย จ.กาฬสินธุ์
ตำแหน่งหน้าที่การงาน	ข้าราชการครู
สถานที่ทำงานปัจจุบัน	วิทยาลัยเทคนิคกาฬสินธุ์ ถนนอรุณเปศล ต.กาฬสินธุ์ อ.เมืองกาฬสินธุ์ จ.กาฬสินธุ์ 46000
ประวัติการศึกษา	พ.ศ. 2547 ประกาศนียบัตรวิชาชีพชั้นสูง (ปวส.) สาขาวิชาช่างยนต์ วิทยาลัยเทคโนโลยีอาชีวศึกษานครราชสีมา พ.ศ. 2551 ปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต (วท.บ.) โปรแกรมวิชาเทคโนโลยีอุตสาหกรรมแขนงเทคโนโลยีเครื่องกล มหาวิทยาลัยราชภัฏสุรินทร์ พ.ศ. 2560 ประกาศนียบัตรบัณฑิต (ป.บัณฑิต) สาขาวิชาหลักสูตรและการสอน มหาวิทยาลัยสุโขทัยธรรมมาธิราช พ.ศ. 2568 ปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต (วศ.ม.) สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล มหาวิทยาลัยมหาสารคาม

พูน ปณ ทัโต ชีเว