

พฤติกรรมเชิงกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กกล้า AISI 52100

นายเผ่าพันธุ์ เอื้ออารีย์กุลเลิศ

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2551

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



5 0 7 0 3 5 5 7 2 1

**HEAT TREATMENT BEHAVIOR OF AISI 52100 STEEL**

**Mr. Phaophan Eourarekullart**

**A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements  
for the Degree of Master of Engineering Program in Metallurgical Engineering**

**Department of Metallurgical Engineering**

**Faculty of Engineering**

**Chulalongkorn University**

**Academic Year 2008**

**Copyright of Chulalongkorn University**

**512072**

หัวข้อวิทยานิพนธ์

พฤติกรรมเชิงกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กกล้า AISI  
52100

โดย

นายเผ่าพันธุ์ เอื้ออารีย์กุลเลิศ

สาขาวิชา

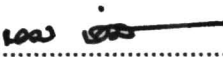
วิศวกรรมโลหการ

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์

รองศาสตราจารย์ ดร. ประสงค์ ศรีเจริญชัย

---


คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้บัณฑิตวิทยานิพนธ์ฉบับนี้  
เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต


  
..... คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์  
(รองศาสตราจารย์ ดร. บุญสม เลิศหิรัญวงศ์)

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

  
..... ประธานกรรมการ  
(อาจารย์ ดร. มาวิน สุประดิษฐ์ ณ อยุธยา)

  
..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์  
(รองศาสตราจารย์ ดร. ประสงค์ ศรีเจริญชัย)

  
..... กรรมการ  
(ดร. กิตติพันธุ์ บางยี่ขัน)

  
..... กรรมการ  
(อาจารย์ สุวันชัย พงษ์สุกิจวัฒน์)

เผ่าพันธุ์ เอื้ออารีย์กุลเลิศ : พฤติกรรมการเชิงกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กกล้า AISI 52100. (HEAT TREATMENT BEHAVIOR OF AISI 52100 STEEL)

อ. ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก : รศ.ดร. ประสงค์ ศรีเจริญชัย, 61 หน้า.

วัตถุประสงค์ของวิทยานิพนธ์นี้คือศึกษาผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อโครงสร้างจุลภาค ความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์ของเหล็กกล้า AISI 52100 ชิ้นงานมีขนาด 25x25x25 มม. แปรผันอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ในช่วง 800-900°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง จากนั้นเย็นตัวเร็วด้วยน้ำมันและอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 150°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง วัดความแข็งด้วยเครื่องวัดความแข็งแบบร็อกเวลล์และหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างด้วยเครื่องรังสีเอ็กซ์แบบเลี้ยวเบน

การเพิ่มอุณหภูมิอบชิ้นงานให้สูงขึ้นจาก 800°C ถึง 900°C ทำให้ปริมาณซีเมนไตต์ที่ไม่ละลายลดลงจาก 8.5% เป็น 2.8% และปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างเพิ่มขึ้นจาก 5.3% เป็น 20.1% อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์สูงขึ้นทำให้ซีเมนไตต์ละลายมากขึ้น ปริมาณคาร์บอนในออสเทนไนต์เพิ่มขึ้นทำให้ออสเทนไนต์มีเสถียรภาพมากขึ้น ดังนั้นปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างจึงมากขึ้นหลังการเย็นตัวเร็วแล้วอบคืนตัว เมื่ออุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์เพิ่มจาก 800°C เป็น 845°C ความแข็งเพิ่มขึ้นเป็นลักษณะเส้นตรงจาก 61.3 HRC เป็น 64.3 HRC ซึ่งเป็นค่าสูงสุด เนื่องจากการละลายอิมตัวยังยวดของคาร์บอนในมาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้น เมื่ออุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์เพิ่มจาก 845°C เป็น 900°C ความแข็งลดลงจาก 64.3 HRC เป็น 59.9 HRC ความแข็งลดลงตามการเพิ่มขึ้นของออสเทนไนต์เหลือค้างที่ความแข็งต่ำ

ภาควิชา.....วิศวกรรมโลหการ.....ลายมือชื่อนิติ.....  
 สาขาวิชา.....วิศวกรรมโลหการ.....ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก.....  
 ปีการศึกษา.....2551.....

## 5070355721 : MAJOR METALLURGICAL ENGINEERING

KEY WORD : AISI 52100 STEEL / HEAT TREATMENT

PHAOPHAN EOURAREKULLART: HEAT TREATMENT BEHAVIOR OF AISI 52100 STEEL. ADVISOR: ASSOC.PROF. PRASONK SRICHAROENCHAI, D.Eng., 61 pp.

The object of this thesis is to study effects of heat treatment on microstructure, hardness and amount of retained austenite of AISI 52100 steel. The dimension of specimens is 25x25x25 mm. Austenitizing temperature is varied in range of 800-900°C for 1 hour, then oil quenched and tempered at temperature of 150°C for 1 hour. Microstructure is observed by an optical microscope. Hardness is measured by Rockwell hardness tester and the amount of retained austenite is measured by x-ray diffractometer.

The increase in austenitizing temperature from 800°C to 900°C results in the decrease of undissolved cementite from 8.5% to 2.8% and the increase of retained austenite from 5.3% to 20.1%. Higher austenitizing temperature causes more cementite dissolved, then more carbon content is dissolved in austenite and austenite becomes more stable. Consequently, retained austenite content is more after quenching and tempering. When austenitizing temperature increases from 800°C to 845°C, the hardness increases linearly from 61.3 HRC to 64.5 HRC which is the maximum hardness because the supersaturation of carbon in martensite increases. When austenitizing temperature increases from 845°C to 900°C, the hardness decreases from 64.3 HRC to 59.9 HRC. Hardness decreases due to the increase of low-hardness retained austenite.

Department: ....Metallurgical Engineering... Student's Signature:.....  
Field of study:....Metallurgical Engineering....Advisor's Signature:.....  
Academic year: .....2008.....

## กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยชิ้นนี้สามารถสำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดีเนื่องจากความช่วยเหลือจากหลายๆ ฝ่าย ข้าพเจ้าขอขอบพระคุณอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ รองศาสตราจารย์ ดร.ประสงค์ ศรีเจริญชัย เป็นอย่างสูงสำหรับการอุทิศงานและเวลาอันมีค่าในการถ่ายทอดความรู้ อบรมสั่งสอน และคำแนะนำต่างๆ ทั้งในด้านการเรียน แนวความคิดการแก้ปัญหาและวิธีการทำงาน ขอขอบพระคุณคณาจารย์ทุกท่านที่ได้อบรมให้ความรู้และคำแนะนำจนกระทั่งสำเร็จการศึกษาระดับปริญญาโทมาหมาดๆ ขอขอบพระคุณเจ้าหน้าที่ในภาควิชาวิศวกรรมโลหการทุกท่านที่ให้การสนับสนุนและให้คำแนะนำข้าพเจ้าในทุกด้านด้วยดีตลอดมา

ขอขอบพระคุณบริษัท ไทยปาร์คเกอร์โรซิง จำกัดที่อนุเคราะห์การวิเคราะห์ด้วยเครื่องรังสีเอ็กซ์แบบเลี้ยวเบนที่มีโครเมียมเป็นเป้าจนเสร็จสิ้นงานวิจัยด้วยดี ขอขอบพระคุณบริษัท โอเรียนทอลสเปเชียลตีล จำกัดที่อนุเคราะห์เหล็กกล้า AISI 52100 ที่ใช้ในงานวิจัยนี้และขอขอบพระคุณบริษัท สหวิริยาสตีลอินดัสตรี จำกัด (มหาชน) สำหรับทุนการศึกษาเพื่อการศึกษาต่อในระดับปริญญาโทมาหมาดๆ ตลอดช่วงการศึกษา

สุดท้ายนี้ข้าพเจ้าขอกราบขอบพระคุณบิดามารดา และรุ่นพี่ของคณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัยทุกท่าน ที่คอยให้กำลังใจ คำแนะนำในการทำงาน อีกทั้งการสนับสนุนในด้านข้อมูลการศึกษา รวมทั้งเพื่อน ๆ สมาชิกที่ร่วมศึกษาในระดับปริญญาโทมาหมาดๆ ที่ให้คำแนะนำ ช่วยเหลือ และเป็นกำลังใจให้กับข้าพเจ้าจนงานวิจัยชิ้นนี้สำเร็จลุล่วงด้วยดี

# สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญ.....	ช
สารบัญตาราง.....	ฅ
สารบัญภาพ.....	ฉ
บทที่	
1 บทนำ.....	1
1.1 ความสำคัญของงานวิจัย .....	1
1.2 วัตถุประสงค์.....	2
1.3 ขอบเขตของการศึกษา .....	2
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ .....	3
2 การศึกษาข้อมูลเบื้องต้นและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง .....	4
2.1 แนวคิดและทฤษฎี.....	4
2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง .....	11
3 ขั้นตอนและวิธีดำเนินการทดลอง .....	12
3.1 เครื่องมือที่ใช้สำหรับทำงานวิจัย .....	12
3.2 ระเบียบวิธีการวิจัย .....	19
3.2.1 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงาน .....	19
3.2.2 ขั้นตอนการอบให้เป็นออสเทนไนต์ .....	20
3.2.3 ขั้นตอนสำหรับชุบแข็ง .....	21
3.2.4 ขั้นตอนการอบคืนตัว .....	21
3.2.5 ขั้นตอนการทดสอบความแข็ง .....	22
3.2.6 ขั้นตอนการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค .....	22
3.2.7 ขั้นตอนการหาซีเมนไตต์ .....	24
3.2.8 ขั้นตอนการหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง .....	24

บทที่	
4 ผลการทดลองและการอภิปราย .....	26
4.1 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค .....	26
4.2 การหาปริมาณซีเมนไตต์ที่ไม่ละลาย .....	32
4.3 การหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง .....	34
4.4 ความแข็งภายหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน .....	40
5 บทสรุป.....	42
รายการอ้างอิง .....	43
ภาคผนวก.....	44
ภาคผนวก ก.....	45
ภาคผนวก ข.....	48
ภาคผนวก ค.....	54
ภาคผนวก ง.....	56
ภาคผนวก จ.....	58
ภาคผนวก ฉ.....	60
ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์ .....	61



## สารบัญตาราง

หน้า

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้า AISI 52100 (%โดยน้ำหนัก) .....	4
ตารางที่ 2.2 ส่วนผสมทางเคมีของวัสดุ เหล็กกล้าเครื่องมือพิเศษ เกรด L2 (%โดยน้ำหนัก).....	4
ตารางที่ 3.1 ส่วนประกอบทางเคมีของ เหล็กกล้า AISI 52100 (%โดยน้ำหนัก).....	19
ตารางที่ 3.2 สมบัติของน้ำมันชุบแข็ง .....	19
ตารางที่ 4.1 ค่าในการคำนวณของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 800 °C และอบคืนตัว.....	34
ตารางที่ 4.2 ผลการคำนวณของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 800 °C และอบคืนตัว.....	34
ตารางที่ 4.3 ค่าในการคำนวณของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 8 15°C และอบคืนตัว.....	35
ตารางที่ 4.4 ผลการคำนวณของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 8 15°C และอบคืนตัว.....	35
ตารางที่ 4.5 ค่าในการคำนวณของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 8 45°C และอบคืนตัว.....	36
ตารางที่ 4.6 ผลการคำนวณของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 8 45°C และอบคืนตัว.....	36
ตารางที่ 4.7 ค่าในการคำนวณของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 8 60°C และอบคืนตัว.....	37
ตารางที่ 4.8 ผลการคำนวณของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 8 60°C และอบคืนตัว.....	37
ตารางที่ 4.9 ค่าในการคำนวณของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 900°C และอบคืนตัว.....	38
ตารางที่ 4.10 ผลการคำนวณของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 900°C และอบคืนตัว.....	38
ตารางที่ 4.11 ความเข้มข้นของคาร์บอนและปริมาณมาร์เทนไซด์ต่อความแข็ง โดย M คือ มาร์เทนไซด์ .....	41
ตารางที่ ง.1 ผลการคำนวณค่า theoretical integrate intensity เมื่อใช้เป้าโครเมียม .....	57

ตารางที่ ๑.1 ค่าเฉลี่ย ( $\bar{x}$ ) และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐาน (SD) ของปริมาณซีเมนต์ ของชิ้นงานใช้คุณสมบัติให้เป็นอสเทินไนต์ต่างๆและอบคืนตัว.....	60
---	----

## สารบัญภาพ

หน้า

รูปที่ 2.1	แผนภูมิสมมูลของเหล็กกล้า AISI 52100 ที่เปลี่ยนแปลงไป จากแผนภูมิสมมูลเหล็ก- คาร์บอนเดิม .....	5
รูปที่ 2.2	ช่วงอุณหภูมิการเกิด มาร์เทนไซต์ ในเหล็กกล้า 14 ชนิด .....	7
รูปที่ 2.3	ความสัมพันธ์ระหว่าง อุณหภูมิการอบให้เป็นออสเทนไนต์และอุณหภูมิ $M_s$ .....	8
รูปที่ 2.4	แผนภูมิ T.T.T. ส่วนประกอบทางเคมี 1.02% C, 0.36 % Mn, 0.20% Ni, 1.41% Cr อุณหภูมิการอบให้เป็นออสเทนไนต์ 845°C .....	9
รูปที่ 2.5	การลดลงของความแข็งกับอุณหภูมิการอบคืนตัว .....	10
รูปที่ 2.6	โครงสร้าง ซีเมนต์ไต์ กลมภายหลังผ่านกระบวนการทำให้ได้ซีเมนต์ไต์กลม (a) โครเมียม 0.5% (b) โครเมียม 1.5% กัดผิวด้วยสารละลาย Klemm's reagent.....	11
รูปที่ 2.7	ผลของปริมาณโครเมียมต่อความแข็ง ◦ แสดงถึงโครงสร้างเม็ดกลม ● แสดงถึงโครงสร้างเฟิร์ลไลต์ .....	12
รูปที่ 2.8	ผลของเวลาแช่ต่อการเปลี่ยนแปลงปริมาณ ซีเมนต์ไต์ ข้อมูลมาจาก Dilatometry, โครงสร้างจุลภาคและมาจากการคำนวณ .....	13
รูปที่ 2.9	ผลของอุณหภูมิการอบให้เป็นออสเทนไนต์ ต่อความแข็ง Series A โครงสร้างเริ่มต้นเป็น เฟิร์ลไลต์ และ โปรยูเทคตอยด์ซีเมนต์ไต์ Series B โครงสร้างเริ่มต้นเป็น เฟิร์ลไลต์ .....	14
รูปที่ 2.10	ผลของอุณหภูมิการอบให้เป็นออสเทนไนต์ ต่อขนาดเกรนออสเทนไนต์ โครงสร้างเริ่มต้นเป็น เฟิร์ลไลต์ และ โปรยูเทคตอยด์ซีเมนต์ไต์ Series B โครงสร้างเริ่มต้นเป็น เฟิร์ลไลต์ .....	14
รูปที่ 2.11	รูปร่างของ ซีเมนต์ไต์ ในชิ้นงานที่มีปริมาณ 0.009% ฟอสฟอรัส, ภาพจาก TEM เตรียมชิ้นงานด้วยเทคนิค Replica extract .....	15
รูปที่ 2.12	รูปร่างของ ซีเมนต์ไต์ ในชิ้นงานที่มีปริมาณ 0.023% ฟอสฟอรัส, ภาพจาก TEM เตรียมชิ้นงานด้วยเทคนิค Replica extract .....	15
รูปที่ 2.13	อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 840°C เวลา 30 นาที เย็นตัวเร็วด้วยน้ำมันและอบคืนตัว 175°C กัดผิวด้วยสารละลาย natal 2% (ก) 190x (ข) 1250x .....	16
รูปที่ 2.14	ความแข็ง (H) และปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง (RA) ที่อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ต่าง ๆ .....	17

รูปที่ 3.1	ชิ้นงานขนาด 25x25x25 มม. ที่นำมาเจาะรู ขัดผิวและลบคมแล้ว .....	20
รูปที่ 3.2	ชิ้นงานที่ผูกมัดทนความร้อน สำหรับแขวนชิ้นงาน ขณะผ่านกรรมวิธีทางความร้อน .....	20
รูปที่ 3.3	การแขวนชิ้นงานภายในเตา Muffle โดยแขวนชิ้นงานไว้ที่กึ่งกลางเตา.....	21
รูปที่ 3.4	ตำแหน่งของการแขวนชิ้นงานและเทอร์โมมิเตอร์ขณะทำการชุบชิ้นงาน ด้วยตัวกลางชุบแข็งสำหรับน้ำมันชุบแข็งจะใช้ Hot plate 1 ตัวในการให้ความร้อน (n) side view (ข) top view.....	23
รูปที่ 3.5	กราฟแสดงผลจากเครื่องรังสีเอ็กซ์แบบเลี้ยวเบนภายหลังลบ background แล้ว.....	25
รูปที่ 4.1	โครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นของชิ้นงานซีเมนไตต์กลมบนเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์ (200x) (n) กัดผิวด้วยสารละลาย nital 2% (ข) กัดผิวด้วยสารละลาย Klemm.....	27
รูปที่ 4.2	อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ต่าง ๆ และอบคืนตัวกัดผิวของชิ้นงาน ด้วยสารละลาย nital 2%, 200x (ก) 800°C (ข) 815°C (ค) 845°C (ง) 860°C.....	29
รูปที่ 4.2 (ต่อ)	อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ต่าง ๆ และอบคืนตัวกัดผิวของชิ้นงาน ด้วยสารละลาย nital 2%, 200x (ก) 800°C (ข) 815°C (ค) 845°C (ง) 860°C.....	30
รูปที่ 4.3	อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 900°C และอบคืนตัว (n) กัดผิวของชิ้นงานด้วยสารละลาย nital 2%, 200x (ข) รอยแตกที่ผิวชิ้นงาน .....	31
รูปที่ 4.4	ปริมาณซีเมนไตต์กลมที่ไม่ละลายเมื่ออบให้เป็นออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิต่างๆ .....	32
รูปที่ 4.5	ชิ้นงานที่ถูกชุบแข็งและอบคืนตัว (200x) (n) กัดด้วยสารละลาย nital 2%(ข) กัดด้วยสารละลาย Klemm .....	33
รูปที่ 4.6	ผลจากเครื่องรังสีเอ็กซ์หลังลบ background แล้วของชิ้นงาน ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 800 °C และอบคืนตัว.....	34
รูปที่ 4.7	ผลจากเครื่องรังสีเอ็กซ์หลังลบ background แล้วของชิ้นงาน ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 815°C และอบคืนตัว.....	35
รูปที่ 4.8	ผลจากเครื่องรังสีเอ็กซ์หลังลบ background แล้วของชิ้นงาน ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 845°C และอบคืนตัว.....	36
รูปที่ 4.9	ผลจากเครื่องรังสีเอ็กซ์หลังลบ background แล้วของชิ้นงาน ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 860°C และอบคืนตัว.....	37
รูปที่ 4.10	ผลจากเครื่องรังสีเอ็กซ์หลังลบ background แล้วของชิ้นงาน ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 900°C และอบคืนตัว.....	38

รูปที่ 4.11 ผลการคำนวณหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง เมื่ออบให้เป็นออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิต่างๆ .....	39
รูปที่ 4.11 ความแข็งเมื่ออบให้เป็นออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิต่างๆ .....	40
รูปที่ ก.1 ชิ้นงานโครงสร้างจุลภาค ซีเมนต์ไต้บนเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์กัดผิว ด้วยสารละลายต่างกัน 200x (ก) สารละลาย Beraha (ข) สารละลาย Klemm .....	45
รูปที่ ก.2 ชิ้นงานโครงสร้างจุลภาค ซีเมนต์ไต้บนเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์กัดผิว ด้วยสารละลาย Klemm ใช้เวลาต่างกัน 200x (ก) 1 นาที (ข) 1.5 นาที.....	46
รูปที่ ก.3 MnS ขนาดต่างกันในงานที่ยังไม่ชุบแข็ง 500x (ก) ขนาดใหญ่ (ข) ขนาดเล็ก.....	47
รูปที่ ข.1 โครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นของชิ้นงานซีเมนต์ไต้กลมบนเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์ กัดผิวด้วย สารละลาย nital % (ก) 100x (ข) 200x.....	48
รูปที่ ข.2 โครงสร้างจุลภาคเมื่ออุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 800°C และอบคืนตัว กัดผิวด้วยสารละลาย nital % (ก) 100x (ข) 200x.....	49
รูปที่ ข.3 โครงสร้างจุลภาคเมื่ออุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 815°C และอบคืนตัว กัดผิวด้วยสารละลาย nital % (ก) 100x (ข) 200x.....	50
รูปที่ ข.4 โครงสร้างจุลภาคเมื่ออุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 845°C และอบคืนตัว กัดผิวด้วยสารละลาย nital % (ก) 100x (ข) 200x.....	51
รูปที่ ข.5 โครงสร้างจุลภาคเมื่ออุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 860°C และอบคืนตัว กัดผิวด้วยสารละลาย nital % (ก) 100x (ข) 200x.....	52
รูปที่ ข.6 โครงสร้างจุลภาคเมื่ออุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 900°C และอบคืนตัว กัดผิวด้วย สารละลาย nital %(ก) 100x (ข) 200x.....	53
รูปที่ ค.1 โครงสร้างจุลภาคหลังชุบแข็งและอบคืนตัวกัดผิวด้วยสารละลายต่างกัน 200x (ก) nital 2% (ข) natal 2%+picral (ค) สารละลาย Klemm (ง) สารละลาย Beraha....	54
รูปที่ ง.1 กราฟแสดงผลจากเครื่องรังสีเอกซ์แบบเลี้ยวเบน ของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบ ให้เป็นออสเทนไนต์ 900°C และอบคืนตัวใช้ความเร็วในการ scan 2°/นาที.....	56
รูปที่ ง.2 กราฟแสดงผลจากเครื่องรังสีเอกซ์แบบเลี้ยวเบน ของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบ ให้เป็นออสเทนไนต์ 900°C และอบคืนตัวใช้ความเร็วในการ scan 2°/นาที.....	56
รูปที่ จ.1 ระบายสมมุติที่ตัดในรูปลูกบาศก์ พื้นที่แรเงาคือพื้นที่ของเฟส .....	58

# บทที่ 1

## บทนำ

### 1.1 ความสำคัญของงานวิจัย

#### 1.1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

เหล็กกล้า AISI 52100 เป็นเกรดที่นิยมในการนำมาใช้ในการผลิตตลับลูกปืน และลูกปืนชนิดต่างๆ ปลอดภัยสูง ง่ายต่อการขึ้นรูปและมีความแข็งแรงสูง และมีน้ำหนักเบา หากพิจารณาส่วนประกอบทางเคมี อาจจัดได้ว่าเป็นวัสดุในกลุ่ม เหล็กกล้าเครื่องมือ เนื่องจากส่วนประกอบทางเคมีมีความใกล้เคียงกับวัสดุเหล็กกล้าเครื่องมือ เกรด L2 ในเหล็กกล้า AISI 52100 และ AISI 51100 มีความใกล้เคียงกันในส่วนประกอบทางเคมียกเว้นปริมาณคาร์บอน ซึ่งการมีปริมาณคาร์บอนที่มากกว่าของ เหล็กกล้า AISI 52100 ทำให้มีความสามารถในการชุบแข็งที่มากกว่า[1] หากพิจารณาถึงปริมาณของธาตุคาร์บอนจะจัดได้ว่าเป็นเหล็กกล้า ไฮเปอร์ยูเทกตอยด์ ซึ่งเมื่อพิจารณาจากแผนภูมิสมดุลของเหล็กและคาร์บอน โครงสร้างจุลภาคจะประกอบด้วย เฟอร์ไรต์ และ โปไรยูเทกตอยด์ ซีเมนไตต์ ตามขอบเกรนซึ่งทำให้สมบัติทางด้านการกลึง หรือไสที่ไม่ดี จัดเป็นข้อเสียหากนำมาใช้งานในเชิงอุตสาหกรรม ดังนั้นต้องนำมาผ่านการอบอ่อนเพื่อให้ซีเมนไตต์กลม(Spheroidizing anneal) โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเนื้อเฟอไรต์ และมี ซีเมนไตต์ เม็ดกลมกระจายอยู่บนเนื้อเฟอไรต์ ทำให้ความแข็งแรงลดลง และสมบัติทางด้านการกลึง หรือไสที่ดีเหมาะกับกระบวนการอื่นๆ ต่อไป

ในสภาพใช้งานเมื่อนำมาผลิตตลับลูกปืน วัสดุถูกใช้งานในสภาพที่ผ่านการชุบแข็งและอบคืนตัว ซึ่งมีโครงสร้าง Tempered Martensite เป็นหลัก ซึ่งมีความสามารถในการต้านทานการขัดสี มีความเหนียวและทนต่อแรงกระแทกที่เหมาะสม ณ อุณหภูมิใช้งาน สำหรับโครงสร้างทางจุลภาคเริ่มต้นของ เหล็กกล้า AISI 52100 นั้นก็จะมีผลต่อสมบัติของวัสดุภายหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ในการพัฒนาวัสดุให้มีความทนต่อความล้าที่ผิวสัมผัสของลูกปืน ให้โครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นเป็นโครงสร้าง เฟอร์ไรต์ เนื่องจากจะทำให้ เกิดคาร์ไบด์ที่มีความละเอียดกระจายตัวบนเนื้อเฟอไรต์ผ่านการชุบแข็งซึ่งทำให้มีความต้านทานการเกิดความล้าที่ผิวสัมผัสที่ดีขึ้น แต่สำหรับในงานวิจัยนี้จะใช้เหล็กกล้า AISI 52100 ที่มีโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นก่อนที่นำมาผ่านกรรมวิธีทางความร้อนมีโครงสร้างเป็น ซีเมนไตต์ เม็ดกลมกระจายตัวอยู่บนเนื้อเฟอไรต์

สำหรับอุณหภูมิชุบแข็งนั้น ใช้อุณหภูมิในการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ในช่วง  $Ac_1$  ถึง  $Ac_m$  และตัวกลางชุบแข็งที่ใช้ในนั้นสามารถเลือกตามอัตราการเย็นตัวที่ต้องการ ซึ่งจากที่กล่าวมาข้างต้นล้วนมีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและความแข็งที่เปลี่ยนแปลงไปตามสภาวะการอบชุบที่แตกต่างกัน นอกจากนี้ผลของปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างจำนวนหนึ่งหลังการชุบแข็งและอบคืนตัว เมื่อได้รับแรงกระทำ ทำให้ออสเทนไนต์แปลงเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ซึ่งมีสมบัติเปราะหากไม่ได้รับการอบคืนตัว และทำให้ปริมาตรเพิ่มขึ้นด้วย การมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างมากย่อมไม่เป็นผลดี จึงมีความสำคัญในการศึกษาผลของสภาวะต่างๆ ในการอบชุบโลหะจะส่งผลอย่างไรต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างและความแข็งของวัสดุ เพื่อใช้เป็นแนวทางในการใช้กรรมวิธีทางความร้อนในการปรับปรุงสมบัติของเหล็กกล้า AISI 52100 ต่อไปในอนาคต

## 1.2 วัตถุประสงค์

1.2.1 ศึกษาผลของอุณหภูมิที่ใช้ในการอบให้เป็นออสเทนไนต์ ซึ่งอยู่ในช่วงอุณหภูมิ  $Ac_1$  ถึง  $Ac_m$  ต่อความแข็งและโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้า AISI 52100

1.2.2 ศึกษาผลของการอบคืนตัวที่  $150^\circ\text{C}$  ต่อปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง

## 1.3 ขอบเขตการศึกษา

1.3.1 ศึกษาสมบัติและข้อมูลเกี่ยวกับผลของกรรมวิธีทางความร้อนของเหล็กกล้า AISI 52100 ที่มีโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นเป็น ซีเมนไตต์ เม็ดกลมบนเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์

1.3.2 ศึกษาเหล็กกล้า AISI 52100 ที่ใช้อุณหภูมิในการอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิ 800, 815, 845, 860 และ  $900^\circ\text{C}$  ขึ้นงานขนาด  $25 \times 25 \times 25$  มม. ตัวกลางชุบแข็งน้ำมัน ใช้อุณหภูมิ  $55^\circ\text{C}$  การอบคืนตัวใช้อุณหภูมิ  $150^\circ\text{C}$

1.3.3 ศึกษาและตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้า AISI 52100 ที่มีโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นเป็น ซีเมนไตต์ เม็ดกลมบนเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์ที่ใช้อุณหภูมิที่ใช้ในการอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่แตกต่างกัน ด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง ( Optical Microscope, OM) เพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคที่แตกต่างกัน รวมทั้งอาศัยเทคนิคการกัดผิวชิ้นงานด้วยสารละลายในการแยกแยะโครงสร้างจุลภาค

1.3.4 ตรวจสอบปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างของเหล็กกล้า AISI 52100 ที่การอบคืนตัวที่  $150^\circ\text{C}$  และเวลาที่เปลี่ยนแปลงไป

1.3.5 ทดสอบความแข็งของเหล็กกล้า AISI 52100 ที่ผ่านสภาวะที่ใช้ในกรรมวิธีทางความร้อนที่แตกต่างกัน

#### 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.4.1. เข้าใจลักษณะสมบัติของเหล็กกล้า AISI 52100 ที่มีโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นเป็น ซีเมนต์ไต์เม็ดกลมบนเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์

1.4.2. เข้าใจถึงผลสภาวะที่ใช้ในกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งส่งผลต่อโครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้า AISI 52100

1.4.3. เข้าใจถึงความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้า AISI 52100 ที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน และความแข็งที่แตกต่างกัน



## บทที่ 2

### การศึกษาข้อมูลเบื้องต้นและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

#### 2.1 แนวคิดและทฤษฎี

##### 2.1.1 เหล็กกล้า AISI 52100

###### 2.1.1.1 สมบัติเหล็กกล้า AISI E52100

สำหรับวัสดุในกลุ่มนี้ประกอบด้วยปริมาณคาร์บอนใกล้เคียงหรือมากกว่า 1% สำหรับรหัส E แสดงถึงว่าผลิตด้วยเตาไฟฟ้าซึ่งจะมีปริมาณฟอสฟอรัสและไนโตรเจนปริมาณต่ำ (ซึ่งงานในงานวิจัยนี้หากพิจารณาส่วนประกอบทางเคมีก็เทียบได้กับวัสดุในเกรดนี้) อาจจัดได้ว่าเป็นวัสดุในกลุ่ม เหล็กกล้าเครื่องมือเนื่องจากส่วนประกอบทางเคมีมีความใกล้เคียงกับวัสดุเหล็กกล้าเครื่องมือพิเศษ เกรด L2 ในเหล็กกล้า AISI 52100 และ AISI 51100 มีความใกล้เคียงกันในส่วนประกอบทางเคมียกเว้นปริมาณโครเมียม ในส่วนลักษณะเฉพาะและการใช้งานทางการค้ามีความเหมือนกัน ความแข็งในสภาพชุบแข็งของวัสดุทั้งสองชนิดข้างต้นจะมีค่าเท่ากัน (62-66 HRC) ซึ่งการมีปริมาณโครเมียมที่มากกว่าของ เหล็กกล้า AISI 52100 ซึ่งการมีปริมาณโครเมียมที่มากกว่าของ เหล็กกล้า AISI 52100 ทำให้มีความสามารถการชุบแข็งมากกว่า ดังนั้นเหล็กกล้า AISI 52100 จะถูกเลือกใช้เมื่อชิ้นงานมีความหนามากขึ้นและต้องการความสามารถการชุบแข็งที่สูง[1]

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้า AISI 52100 (%โดยน้ำหนัก) [1]

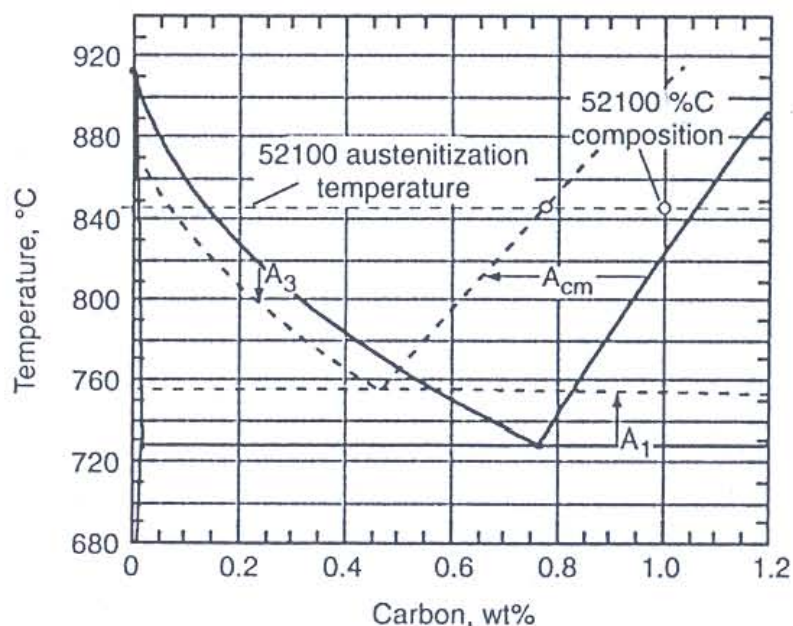
C	Mn	P	S	Si	Cr
0.98-1.10	0.25-0.45	0.025 max	0.025 max	0.15-0.30	1.30-1.60

ตารางที่ 2.2 ส่วนผสมทางเคมีของวัสดุ เหล็กกล้าเครื่องมือพิเศษ เกรด L2 (%โดยน้ำหนัก) [1]

C	Mn	Si	Mo	V	Cr
0.45-1.00	0.10-0.90	0.50 max	0.25 max	0.10-0.30	0.70-1.20

### 2.1.1.2 แผนภูมิสมดุขของเหล็กกล้า AISI 52100

ในส่วนของแผนภูมิสมดุขของเหล็ก-คาร์บอนในช่วงอุณหภูมิการอบให้เป็นออสเทนไนต์ ไม่สามารถนำมาใช้ในวัสดุกลุ่มนี้ได้เนื่องจากอิทธิพลของธาตุผสมอื่นที่อยู่ในวัสดุทำให้แผนภูมิสมดุข และอุณหภูมิของเส้น  $A_{c1}$  และ  $A_{cm}$  เกิดการเปลี่ยนแปลง สำหรับอุณหภูมิของเส้น  $A_{c1}$  อยู่ที่  $753^{\circ}\text{C}$  และอุณหภูมิที่ เฟอร์ไรต์ ละลายจนหมดอยู่ที่  $789^{\circ}\text{C}$  ส่วนอุณหภูมิ  $A_{cm}$  อยู่ที่ประมาณ  $900^{\circ}\text{C}$ [2]



รูปที่ 2.1 แผนภูมิสมดุขของเหล็กกล้า AISI 52100  
ที่เปลี่ยนแปลงไปจากแผนภูมิสมดุขเหล็ก-คาร์บอนเดิม

### 2.1.1.3 การชุบแข็งโลหะ (Hardening)

การชุบแข็งของโลหะ คือ การเพิ่มความแข็งโดยกรรมวิธีที่เหมาะสมซึ่งรวมทั้งผลจากการให้ความร้อนและการเย็นตัว[3] ในกรรมวิธีบางชนิดอาจมีชื่อเรียกเฉพาะ เช่น การชุบแข็งด้วยเปลวไฟ (Flame hardening) การชุบแข็งผิว (Case hardening) เป็นต้น สำหรับการชุบแข็งของโลหะที่ใช้นั้นเราใช้กรรมวิธีการเย็นตัวเร็ว(Quench hardening) ซึ่งจะได้โครงสร้างเป็น มาร์เทนไซต์ หรือ เบนไนต์ ตามความแข็งที่ต้องการ โดยให้ความร้อนจนเปลี่ยนเฟสเป็น ออสเทนไนต์ จากนั้นทำให้เย็นตัวเร็วอย่างเพียงพอที่จะทำให้ ออสเทนไนต์ เปลี่ยนเป็น มาร์เทนไซต์ หรือ เบนไนต์ ตามความแข็งที่ต้องการ ส่วนการเลือกชนิดของตัวกลางชุบแข็งนั้นขึ้นกับอัตราการเย็นตัววิกฤตของวัสดุนั้นๆ

#### 2.1.1.4 บทบาทของธาตุผสมที่มีผลต่อแผนภูมิ T.T.T. และ C.C.T.

ธาตุผสมในเหล็กกล้ามีหลายธาตุ และเกือบทุกธาตุยกเว้นธาตุโคบอลต์จะมีผลต่อการเพิ่มระยะฟักตัว(Incubation period) ของออสเทนไนต์ให้มีระยะยาวออกไป เป็นลักษณะช่วยเพิ่มเสถียรภาพให้กับออสเทนไนต์ มีการจัด กลุ่มธาตุผสมออกไปสองกลุ่มคือ

- ก. กลุ่มไม่รวมตัวกับคาร์บอนได้แก่ธาตุนิเกิล, ทองแดง, ฟอสฟอรัส และกำมะถัน สำหรับแมงกานีสจัดเป็นธาตุอยู่ในกลุ่มนี้ แต่สามารถรวมตัวกับคาร์บอน ให้แมงกานีสคาร์ไบด์ซึ่งถ้ามีแมงกานีสปริมาณน้อย คาร์ไบด์ที่เกิดจะมีเสถียรภาพต่ำ ธาตุในกลุ่มนี้จะมีผลทำให้การเปลี่ยนแปลงจาก ออสเทนไนต์ ไปเป็น เฟอร์ไรต์ และ เบนไนต์ ช้าลงกล่าวคือทำให้กราฟเริ่มการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างเคลื่อนไปทางขวาห่างแกนอุณหภูมิมากขึ้น ในขณะที่เดียวกันทำให้เส้นเริ่มเปลี่ยนแปลงโครงสร้างไปเป็น มาร์เทนไซต์ ( $M_s$ ) ให้มีอุณหภูมิต่ำลง
- ข. กลุ่มที่สามารถรวมตัวกับคาร์บอนให้คาร์ไบด์ ธาตุที่สำคัญในกลุ่มนี้ได้แก่ โครเมียม, โมลิบดีนัม, ทังสเตนและวาเนเดียม เป็นต้น ธาตุในกลุ่มนี้มีผลทำให้การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในช่วงอุณหภูมิที่จะได้โครงสร้างเฟอร์ไรต์ ช้าลงและในช่วงที่จะให้โครงสร้างเบนไนต์ ช้าลงเช่นกันแต่จะน้อยกว่าในช่วงเกิด เฟอร์ไรต์ [4]

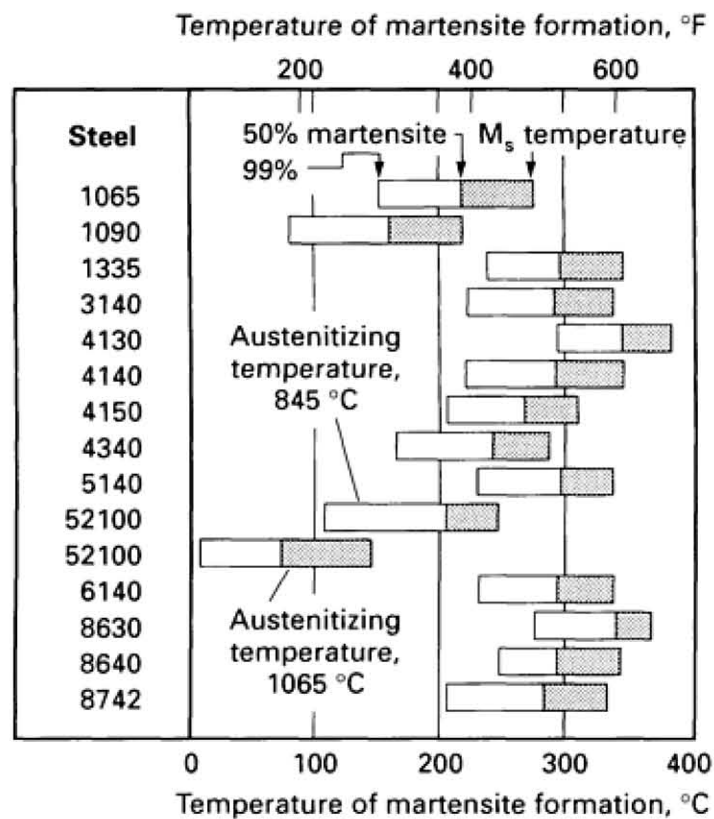
#### 2.1.1.5 บทบาทของธาตุผสมต่อความสามารถในการชุบแข็ง

ธาตุผสมทุกตัวมีผลในการเพิ่มความสามารถการชุบแข็ง มีอยู่เพียงธาตุเดียวคือ โคบอลต์ ที่มีแนวโน้มในการลดความสามารถการชุบแข็ง การดูว่าธาตุผสมตัวใดมีผลต่อความสามารถการชุบแข็งมากน้อยเพียงใด ดูได้จากลักษณะของแผนภูมิ T.T.T. และ C.C.T. ซึ่งปรากฏลักษณะของเส้นเริ่มต้นการเปลี่ยนแปลงจาก ออสเทนไนต์ ไปเป็น เฟอร์ไรต์ เบนไนต์ อยู่ห่างแกนตั้งหรือ แกนอุณหภูมิมาก แสดงว่าอัตราการเย็นตัววิกฤต (Critical cooling) ไม่สูงมาก ก็สามารถได้โครงสร้างมาร์เทนไซต์ [4]

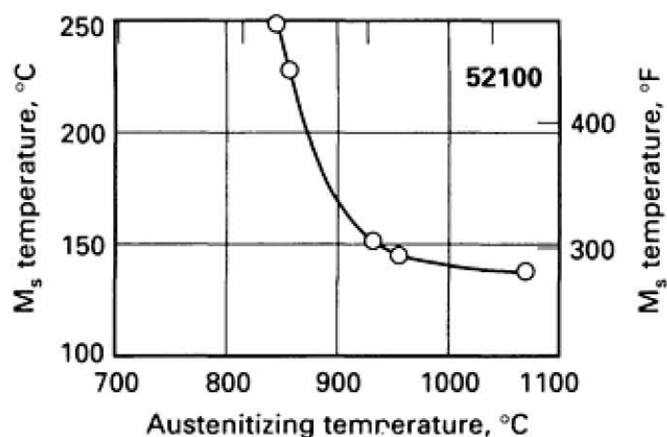
#### 2.1.1.6 บทบาทของธาตุผสมต่อปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง

ธาตุผสมเกือบทุกตัวยกเว้นโคบอลต์ และอะลูมิเนียม มีบทบาททำให้อุณหภูมิเริ่มต้นเปลี่ยนเฟสไปเป็น มาร์เทนไซต์ ( $M_s$ ) ลดต่ำลง ซึ่งหมายความว่าเส้น  $M_s$  คืออุณหภูมิสิ้นสุดการ

เปลี่ยนแปลงออสเทนไนต์ ไปเป็น มาร์เทนไซต์ ลดต่ำลงไปอีก ซึ่งมีผลทำให้เหล็กกล้าภายหลังการชุบ มีปริมาณ ออสเทนไนต์ เหลือค้างอยู่ และออสเทนไนต์ เหลือค้างนี้มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงขนาดของชิ้นงานภายหลังการชุบแข็งและขณะการใช้งาน เมื่อ ออสเทนไนต์ เหลือค้างได้รับแรงกระทำ จะเกิดการเปลี่ยนเฟสไปสู่ มาร์เทนไซต์ เกิดความเครียดภายในทำให้อายุการใช้งานสั้นกว่าที่ควร ปัจจัยที่มีผลต่อปริมาณ ออสเทนไนต์ เหลือค้างมีหลายประการเช่นปริมาณคาร์บอนในออสเทนไนต์ สูงมีผลทำให้เส้น  $M_s$  ลดต่ำลง อุณหภูมิการอบในช่วงให้เป็นออสเทนไนต์ สูงเกินไปจะมีผลทำให้อุณหภูมิ  $M_s$  ลดต่ำเช่นเดียวกัน อัตราการเย็นตัวในช่วง  $M_s$  กับ  $M_f$  ช้าลงมีผลทำให้มีออสเทนไนต์ เหลือค้างมากขึ้น ในทางกลับกันถ้ามีปริมาณคาร์ไบด์ไม่ละลายตัว หลงเหลืออยู่ในโครงสร้าง ออสเทนไนต์ มีผลทำให้อุณหภูมิ  $M_s$  สูงขึ้น ปริมาณ ออสเทนไนต์ เหลือค้างจะลดลง [4] สำหรับรูปที่ 2.2 พบว่าค่าของอุณหภูมิ  $M_s$  แตกต่างกันตามอุณหภูมิการทำการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ แสดงว่าอุณหภูมิที่ใช้ในการทำการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ เพิ่มขึ้นทำให้เกิดการละลายของ ซีเมนไตต์ ซึ่งส่งผลต่อเส้น  $M_s$  ในเหล็กกล้า AISI 52100[5]



รูปที่ 2.2 ช่วงอุณหภูมิการเกิด มาร์เทนไซต์ ในเหล็กกล้า 14 ชนิด



รูปที่ 2.3 ความสัมพันธ์ระหว่าง อุณหภูมิการอบ ให้เป็นออสเทนไนต์ และ อุณหภูมิ  $M_s$

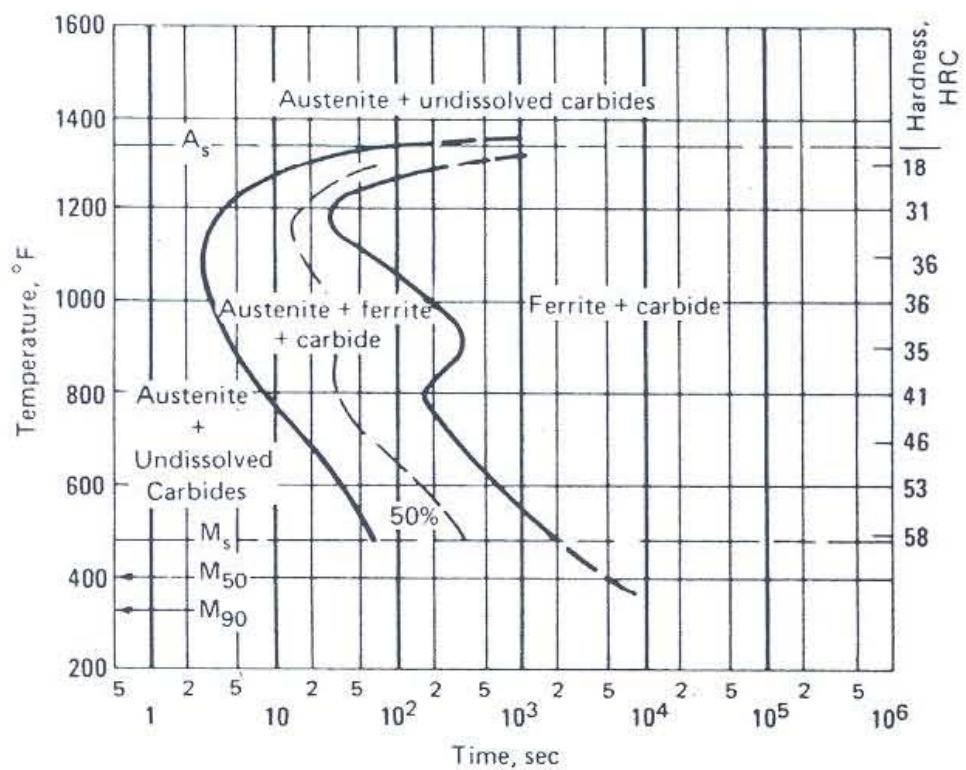
### 2.1.1.7 ตัวกลางสำหรับการชุบแข็ง

การชุบแข็ง คือ การที่ชิ้นโลหะเย็นตัวอย่างรวดเร็วจากอุณหภูมิในช่วงการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ หรือในกระบวนการ Solution treatment การชุบแข็งจะเป็นสิ่งที่ควบคุมปริมาณ มาร์เทนไซต์ ในโครงสร้างจุลภาคซึ่งการเพิ่มความแข็ง [5] การถ่ายเทความร้อนที่ของเหลวชนิดที่มีจุดเดือดกลายเป็นไอ สามารถแยกออกเป็น 3 ลักษณะที่แตกต่างกันเมื่อสัมผัสกับแท่งเหล็กที่ร้อนขึ้นแรก เมื่อจุ่มแท่งเหล็กลงไปของเหลวสัมผัสกับแผ่นเหล็กที่ร้อนจัด ของเหลวรอบๆ ได้รับความร้อนสูงจนกลายเป็นไอหุ้มแท่งเหล็กไว้ในลักษณะเป็นฟิล์มบางๆ การถ่ายเทความร้อนในช่วงนี้ช้า เพราะการนำความร้อนผ่านชั้นฟิล์มบางๆซึ่งมีสภาพเป็นตัวนำความร้อนต่ำ แต่จะเป็นอยู่ในระยะสั้นๆ เมื่อไอของเหลวมารวมตัวกันมากก็ลอยขึ้นหรืออาจแตกออก

ขั้นสอง เมื่อฟิล์มบางๆของไอที่หุ้มแท่งเหล็กแตกออก ของเหลวที่อยู่รอบนอกเข้าสู่สัมผัสแท่งเหล็ก ในช่วงนี้ของเหลวรอบๆซึ่งได้รับความร้อนอยู่แล้วในขั้นแรก เมื่อเข้าสู่สัมผัสก็รับความร้อนจำนวนมากเกิดการเดือด และกลายเป็นไอ แต่ไม่มีโอกาสหุ้มแท่งเหล็กเหมือนครั้งแรก ทั้งนี้เพราะของเหลวอยู่ในสภาพเกิดการเดือด และกลายเป็นไอทำให้มีลักษณะเหมือนกับการกวนของเหลวมีโอกาสสัมผัสแท่งเหล็กอยู่ตลอดเวลา และถ่ายเทความร้อนได้ปริมาณมากยิ่งเป็นการเกิดไอขึ้นได้มาก ความร้อนจากแท่งเหล็กยิ่งถูกถ่ายเทออกมาได้มากเพราะของเหลวที่วิ่งไป มีความร้อนแฝงการกลายเป็นไอสูง ในขั้นนี้ อัตราการเย็นตัวสูงมาก

ขั้นที่สาม เป็นขั้นที่มีอัตราการเย็นตัวช้าลง เมื่อความร้อนจากแท่งเหล็กน้อยลง อุณหภูมิของของเหลวเริ่มต่ำลงกว่าจุดเดือด ความร้อนถูกถ่ายเทออกไปโดยการพาด้วยของเหลวเพียงอย่างเดียว จึงทำให้อัตราการเย็นตัวลดต่ำลง จนถึงจุดที่อุณหภูมิเท่ากันทั้งแท่งเหล็ก และของเหลว[4]

ดังนั้นในระหว่างการชุบชิ้นงาน ต้องแกว่งชิ้นงานด้วยเพื่อ กำจัดผลการนำความร้อนที่ต่ำในช่วงแรก น้ำจัดเป็นตัวกลางชุบแข็งที่ให้อัตราการเย็นตัวที่สูงที่อุณหภูมิต่ำ ซึ่งอาจทำให้ชิ้นงานเกิดความเครียดได้มาก อาจทำให้เกิดการบิดงอ หรืออาจเกิดการแตกจากการชุบได้ ณ ช่วงอุณหภูมินั้น น้ำมันมีสมบัติการถ่ายเทความร้อนในอัตราต่ำ จึงเหมาะกับการชุบแข็งเหล็กที่มีส่วนผสมสูง หรือมีอัตราการเย็นตัววิกฤตที่ช้า ข้อดีของน้ำมันคือ ให้อัตราการเย็นตัวที่สม่ำเสมอ ไม่ทำให้เกิดความเครียดมากนัก การเพิ่มสมบัติการถ่ายเทความร้อนให้กับน้ำมันทำได้โดยการเผาให้ร้อนประมาณ 50-80°C น้ำมันใดทำให้การถ่ายเทความร้อนดีขึ้น [4] สำหรับอุณหภูมิของตัวกลางสำหรับชุบแข็งที่ใช้ในการทดสอบนั้นจะอาศัยแผนภูมิ T.T.T. มาใช้ในการพิจารณาอุณหภูมิ โดยอุณหภูมิที่เลือกใช้นั้นในเชิงทฤษฎี ต้องใช้อุณหภูมิที่ต่ำกว่าเส้น  $M_s$  เพื่อให้ได้ปริมาณ มาร์เทนไซต์ให้มากที่สุด เพื่อให้ความแข็งสูงสุด จึงเลือกใช้อุณหภูมิของตัวกลางชุบแข็งต่ำกว่าเส้น  $M_{50}$  (แสดงว่ามีปริมาณ มาร์เทนไซต์ 90%) มาใช้ในการพิจารณา



รูปที่ 2.4 แผนภูมิ T.T.T. ส่วนประกอบทางเคมี 1.02%C, 0.36 %Mn, 0.20%Ni, 1.41%Cr

อุณหภูมิการอบให้เป็นออสเทนไนต์ 845°C

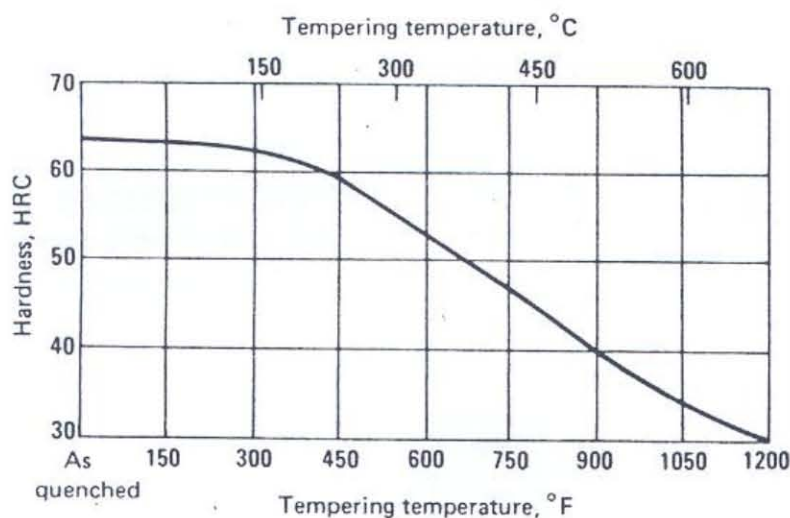
### 2.1.1.8 การอบคืนตัว (Tempering)

มาร์เทนไซต์ เป็นวัสดุประสงค์ของกระบวนการชุบแข็ง ซึ่งมีสมบัติที่แข็งแต่เปราะ ความเปราะของโครงสร้าง มาร์เทนไซต์ มีสาเหตุมาจากหลายปัจจัย เช่น อาจเกิดจากการบิดเบี้ยวของภายในเนื้อวัสดุ ซึ่งเกิดจากอะตอมของคาร์บอนที่ถูกกักไว้ในด้านของ Octahedral ใน มาร์เทนไซต์ , การเกิดการแยกตัวของอะตอมของสารเจือปนที่บริเวณขอบเกรน ออสเทนไนต์ , การเกิดคาร์ไบด์ ระหว่างการชุบและความเค้นตกค้างที่เกิดระหว่างการชุบ การอบคืนตัวเป็นกรรมวิธีทางความร้อน สำหรับเหล็กชุบแข็งเพื่อลดความเปราะและเพิ่มความเหนียว สำหรับความแข็งที่ลดลงจากสภาพชุบแข็งลดลงตามอุณหภูมิของการอบคืนตัวที่เพิ่มขึ้นดังรูปที่ 2.5 ความเหนียวของเหล็กกล้านั้นลดลงหากถูกอบอ่อนในช่วงอุณหภูมิ 260-370°C การลดลงของความเหนียวอาจเรียกได้ว่าการเกิด Tempered martensite embrittlement หรือ 350°C embrittlement ดังนั้นในทางปฏิบัติจะหลีกเลี่ยงการอบคืนตัวในช่วงอุณหภูมินี้ [3] ในทางปฏิบัติแบ่งช่วงอุณหภูมิในการอบคืนตัวออกเป็น 3 ช่วงคือ

การอบคืนตัวที่อุณหภูมิต่ำ (150-250°C) มีวัตถุประสงค์เพื่อลดความเครียดภายในและปรับปรุงสมบัติด้านความเหนียว โดยความแข็งที่ได้จะมีความแข็งใกล้เคียงกับความแข็งที่ได้ในสภาพชุบแข็ง โครงสร้างของเหล็กจะเปลี่ยนแปลงเล็กน้อย

การอบคืนตัวที่อุณหภูมิปานกลาง (350-450°C) มีวัตถุประสงค์เพื่อให้เหล็กมีความเหนียวสูง และมีสมบัติทางด้านยืดหยุ่นสูง โครงสร้างของเหล็กจะใกล้เคียงกับ เบนไนต์

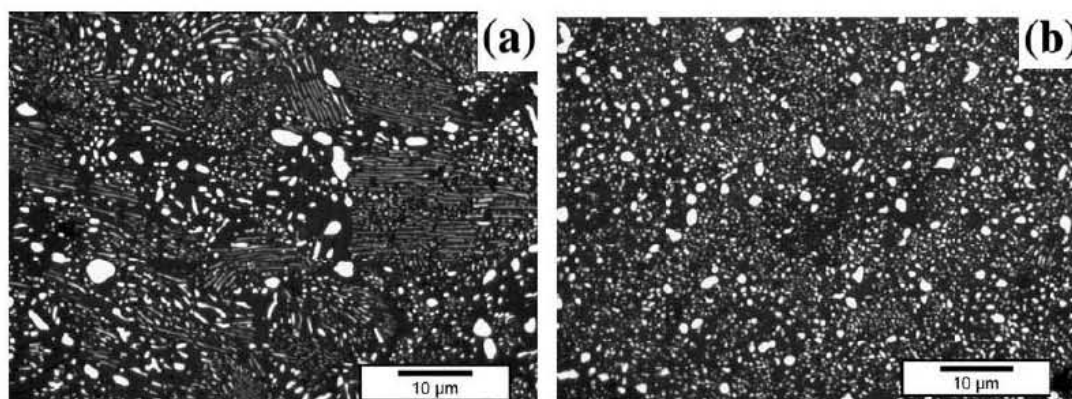
การอบคืนตัวที่อุณหภูมิสูง (500-650°C) กระทำเมื่อต้องการทำลายความเครียดภายในให้หมดไป และเพื่อให้เหล็กมีสมบัติทางด้านความเหนียวสูง โดยมีความแข็งอยู่ในเกณฑ์สูงด้วย โครงสร้างของเหล็กจะมีลักษณะเป็น เฟอร์ไรต์ [4]



รูปที่ 2.5 การลดลงของความแข็งกับอุณหภูมิการอบคืนตัว

## 2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

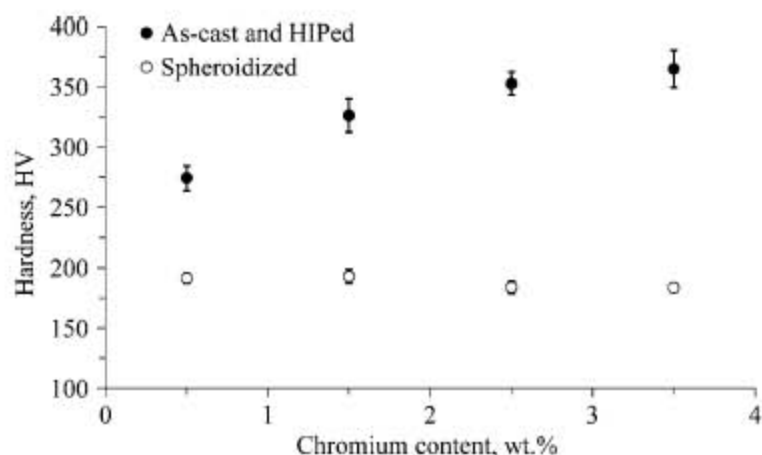
เหล็กกล้า AISI 52100 หากพิจารณาถึงปริมาณของธาตุคาร์บอนจะจัดได้ว่าเป็นเหล็กกล้าไฮเปอร์ยูเทคตอยด์ ซึ่งเมื่อพิจารณาจากแผนภูมิสมดุลของเหล็กและคาร์บอน โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วย เฟอร์ไรต์ และ โปรยูเทคตอยด์ซีเมนไตต์ ตามขอบเกรนซึ่งทำให้สมบัติทางด้านการกลึง หรือไส ที่ไม่ดี จัดเป็นข้อเสียหากนำมาใช้งานในเชิงอุตสาหกรรม ดังนั้นต้องนำมาผ่านอบอ่อนเพื่อให้ได้ซีเมนไตต์กลม(Spheroidizing anneal) โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเนื้อพื้น เฟอร์ไรต์ และมี ซีเมนไตต์เม็ดกลมกระจายอยู่บนเนื้อพื้นทำให้ความแข็งแรงลดลง และสมบัติทางด้านการกลึง หรือไสที่ดีเหมาะกับการอื่น ๆ ต่อไป สำหรับอุณหภูมิที่ใช้ในกระบวนการทำให้ได้ซีเมนไตต์กลม ของเหล็กกล้าไฮเปอร์ยูเทคตอยด์ ใช้อุณหภูมิอยู่ในช่วง  $A_1$  และ  $Ac_m$  จะทำให้ โปรยูเทคตอยด์ซีเมนไตต์ กลมมากขึ้นและเกิดการละลายบางส่วน หากพิจารณาผลของอุณหภูมิหากใช้อุณหภูมิที่ใกล้ อุณหภูมิของเส้น  $A_1$  ทำให้ได้ ซีเมนไตต์กลม แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิมากขึ้นจะได้ ซีเมนไตต์ กลมและจะเกิด ซีเมนไตต์ ที่มีลักษณะ Lamellae และหากเพิ่มอุณหภูมิที่สูงขึ้นอีกก็จะเกิด ซีเมนไตต์ ในลักษณะ Lamellae เท่านั้น ในปี ค.ศ. 2008 N.V. LUZGINOVA และคณะ [6] ได้ศึกษากระบวนการทำให้เกิด ซีเมนไตต์กลมในเหล็กกล้าคาร์บอนสูงและมีปริมาณโครเมียมที่แตกต่างกัน ได้กล่าวถึงเรื่องของอุณหภูมิว่าในเหล็กกล้าที่ไม่มีปริมาณโครเมียมถึงแม้ว่าใช้อุณหภูมิการทำให้ได้ซีเมนไตต์กลมต่ำใกล้อุณหภูมิเส้น  $A_1$  ก็ยังคงพบโครงสร้างแบบ เฟอร์ไรต์ จากผลการวิจัยพบว่า อุณหภูมิการทำให้ได้ซีเมนไตต์กลม ที่อุณหภูมิใกล้กับเส้น  $A_1$  ที่ปริมาณโครเมียม 1.5%(เมื่อเทียบส่วนผสมคือเหล็กกล้า AISI 52100 ), 2.5% และ 3.5 % ได้โครงสร้างที่มี ซีเมนไตต์ กลมอย่างสมบูรณ์ และในส่วนผสม 0.5% โครเมียมพบว่าบางส่วนยังเป็นโครงสร้าง เฟอร์ไรต์



รูปที่ 2.6 โครงสร้าง ซีเมนไตต์ กลมภายหลังจากผ่านกระบวนการทำให้ได้ซีเมนไตต์กลม (a) โครเมียม 0.5% (b) โครเมียม 1.5% กัดผิวด้วยสารละลาย Klemm's reagent

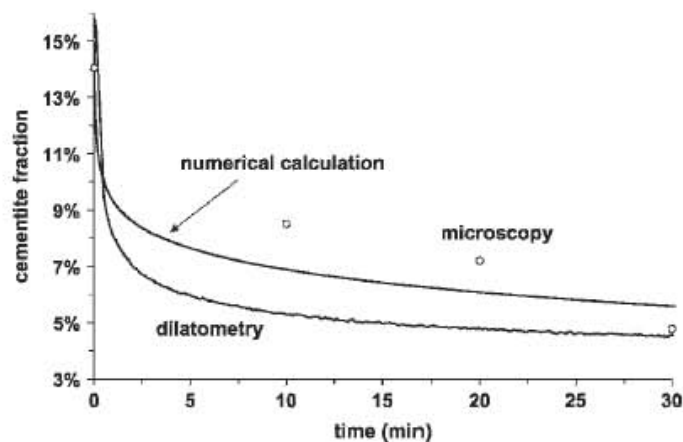


นอกจากนี้ผลของโครเมียมต่อความแข็ง ที่ปริมาณโครเมียมมากช่วยเพิ่มความแข็งให้กับวัสดุที่มีโครงสร้าง เฟอร์ไรต์ และ โปรยูเทคตอยด์ซีเมนไตต์ ตามขอบเกรนเนื่องจากโครเมียมจะทำให้ เกรนของ เฟอร์ไรต์ เล็กลงแต่สำหรับโครงสร้างประกอบด้วยเนื้อพื้น เฟอร์ไรต์ และมี ซีเมนไตต์ เม็ดกลมกระจายอยู่บนเนื้อพื้น พบว่าปริมาณโครเมียมไม่ส่งผลต่อความแข็งของวัสดุ ซึ่งสิ่งที่ส่งผลต่อความแข็งในโครงสร้างแบบนี้จะขึ้นกับ ความกลม, ขนาดและการกระจายตัวของ ซีเมนไตต์ กลม



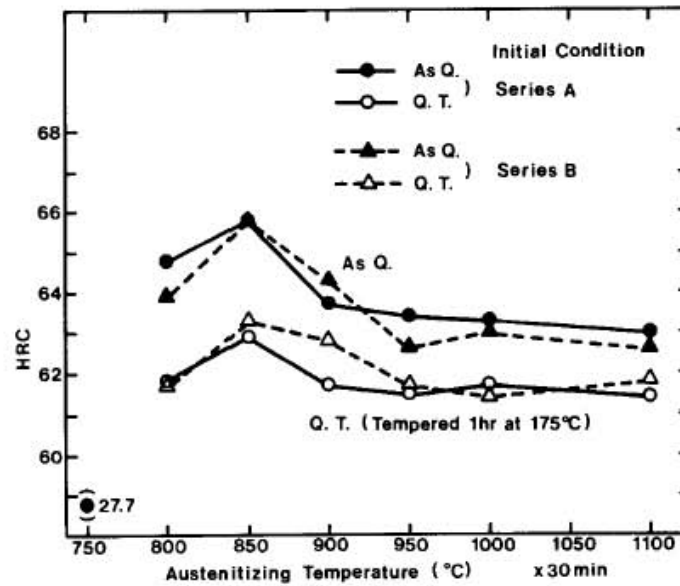
รูปที่ 2.7 ผลของปริมาณโครเมียมต่อความแข็ง ○ แสดงถึงโครงสร้างเม็ดกลม  
● แสดงถึงโครงสร้าง เฟอร์ไรต์

ในปี ค.ศ. 2006 L. ZHAO และคณะ [2] ได้ศึกษาผลของการละลายของ ซีเมนไตต์ ที่อุณหภูมิการอบให้เป็นออสเทนไนต์ ที่เวลาในการแช่แตกต่างกัน มีโครงสร้างเริ่มต้นเป็น ซีเมนไตต์กลมบนเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์ พบว่าปริมาณของ ซีเมนไตต์ ลดลงอย่างรวดเร็วในช่วงแรกและต่อมาจะมีอัตราการลดลงที่ช้าเนื่องจากเกิดการเปลี่ยนแปลงของความเข้มข้นของปริมาณคาร์บอนและโครเมียม ณ ผิวสัมผัสระหว่าง ซีเมนไตต์กลมและเนื้อพื้น เฟอร์ไรต์ ผลของเวลาที่ช่วง 10-20 นาทีพบว่าปริมาณ ซีเมนไตต์ บางส่วนหายไปแต่ขนาดเฉลี่ยยังคงเท่าเดิม ช่วงเวลาในการแช่ 20-30 นาทีพบว่าขนาดเล็กลงแต่ปริมาณของ ซีเมนไตต์ มีเพิ่มมากขึ้น น่าจะเกิดจากรูปร่างของ ซีเมนไตต์นั้นไม่ได้กลมอย่างสมบูรณ์ อาจมีรูปร่างเป็นทรงแท่ง เมื่อเกิดการละลายตัวรูปร่างก็ถูกละลายแยกออกทำให้ปริมาณเพิ่มขึ้น จากการศึกษาพบว่าปริมาณของธาตุคาร์บอนกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วเกรนของออสเทนไนต์ แต่ในขณะธาตุโครเมียมกระจายตัวไม่สม่ำเสมอเกิดจากอัตราการแพร่ที่ต่างกันซึ่งธาตุคาร์บอนสามารถแพร่ได้เร็วกว่า ผลของธาตุโครเมียมที่กระจายตัวไม่สม่ำเสมอทั่วทั้งเกรน ออสเทนไนต์ ส่งผลต่อความเสถียรของ ออสเทนไนต์ เมื่อต้องผ่านกรรมวิธีทางความร้อนในขั้นต่อไป

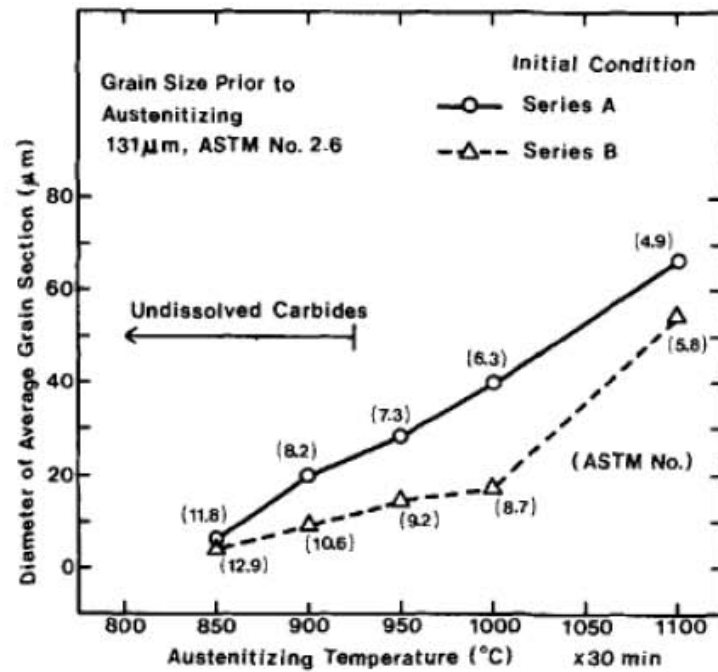


รูปที่ 2.8 ผลของเวลาแช่ต่อการเปลี่ยนแปลงปริมาณ ซีเมนไตต์ ข้อมูลมาจาก Dilatometry, โครงสร้างจุลภาคและมาจากการคำนวณ

การเกิด ซีเมนไตต์ สามารถเกิดได้ในช่วงการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ ซึ่งมีขนาดละเอียดกว่าซีเมนไตต์ที่เกิดในช่วงกระบวนการทำให้ได้ซีเมนไตต์กลม ผลของขนาดซีเมนไตต์มีผลต่อความแข็งแรง งานวิจัยของ KOZO NAGAZAWA และ GEORGE KRAUSS [7] กล่าวถึงความแข็งแรงของเหล็กกล้า AISI 52100 ที่ผ่านการชุบแข็งและอบอ่อนในชิ้นงานที่มี ซีเมนไตต์ กลมที่เกิดจากการทำการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ ที่อุณหภูมิต่ำกว่า  $A_{c_m}$  และมี โครงสร้างเริ่มต้นเป็น ซีเมนไตต์ กลมบนเนื้อพื้น เฟอร์ไรต์ มีความแข็งแรงน้อยกว่า ชิ้นงานที่ โครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นเป็น เฟอร์ไรต์ หรือ เบนไนต์ เนื่องจากได้ ซีเมนไตต์ ที่มีความละเอียดกว่า ในงานวิจัยฉบับนี้ใช้โครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นเป็น เฟอร์ไรต์ นอกจากนี้ผลของขนาดเกรน ออสเทนไนต์ และปริมาณ ออสเทนไนต์เหลือค้าง ยังมีผลต่อความแข็งแรง ซึ่งความแข็งแรงลดลงหากขนาดเกรน ออสเทนไนต์และปริมาณ ออสเทนไนต์เหลือค้าง มีค่ามากขึ้น สำหรับตำแหน่งความแข็งแรงสูงสุดที่  $850^{\circ}\text{C}$  เนื่องจากมีปริมาณ ออสเทนไนต์เหลือค้าง ที่ต่ำที่สุดเมื่อเทียบกับที่อุณหภูมิการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ อื่นและในวัสดุชนิดนี้หากใช้ อุณหภูมิการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ ที่มากกว่า  $A_{c_m}$  และนำมาชุบแข็ง ทำให้เกิด มาร์เทนไซต์ ชนิด Plate ซึ่งไวต่อการเกิด Microcrack

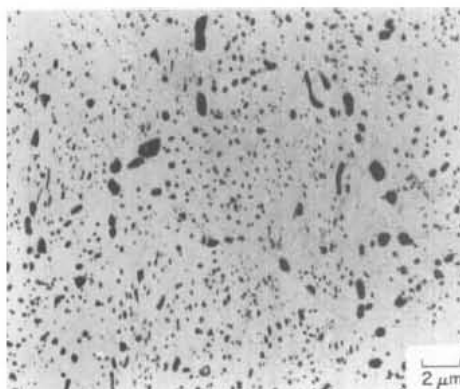


รูปที่ 2.9 ผลของอุณหภูมิการอบให้เป็นออสเทนไนต์ ต่อความแข็ง Series A โครงสร้างเริ่มต้นเป็น เฟอร์ไรต์ และ โปรยูเทคตอยด์ซีเมนไตต์ Series B โครงสร้างเริ่มต้นเป็น เฟอร์ไรต์

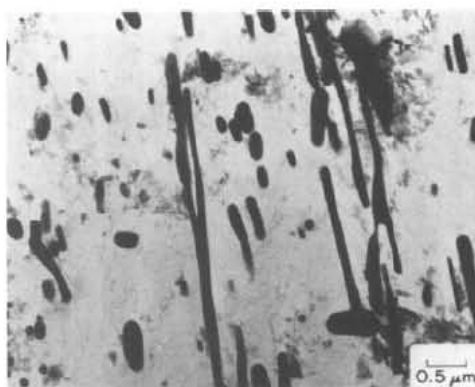


รูปที่ 2.10 ผลของอุณหภูมิการอบให้เป็นออสเทนไนต์ ต่อขนาดเกรนออสเทนไนต์ โครงสร้างเริ่มต้น เป็น เฟอร์ไรต์ และ โปรยูเทคตอยด์ซีเมนไตต์ Series B โครงสร้างเริ่มต้นเป็น เฟอร์ไรต์

ในงานวิจัยของ E.L. BROWN และ G. KRAUSS [8] มีโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นเป็น เฟอร์ไรต์ และ โปรยูเทคตอยด์ซีเมนต์ อนุกรมของการเผาให้เป็นอสเทนไนต์  $850^{\circ}\text{C}$  กล่าวในเรื่องของ ซีเมนต์ไต้ ในแนวทางเดียวกัน คือจะเกิด ซีเมนต์ไต้ หยาบ (ขนาด  $130\ \mu\text{m}$ ) ขึ้นบริเวณขอบเกรนอสเทนไนต์ ที่มีอยู่ในโครงสร้างจุลภาคของงาน ก่อนที่จะนำมาผ่านการเผาให้เป็นอสเทนไนต์ และ ซีเมนต์ไต้ ที่เกิดในช่วงการเผาให้เป็นอสเทนไนต์ ซึ่งจะเกิดในเนื้อเกรนโดยมีขนาดเล็ก (ขนาด  $0.25\ \mu\text{m}$ ) หรือเกิดที่ขอบของเกรนอสเทนไนต์ ซึ่งมีขนาดใหญ่กว่า ซีเมนต์ไต้ ที่เกิดในเนื้อเกรน และผลของปริมาณฟอสฟอรัสมีผลต่อด้านกลมของ ซีเมนต์ไต้ ที่หลงเหลืออยู่ในเนื้อวัสดุภายหลังจากการเผาให้เป็นอสเทนไนต์ หากมีปริมาณฟอสฟอรัสมากความกลมของ ซีเมนต์ไต้ลดลง

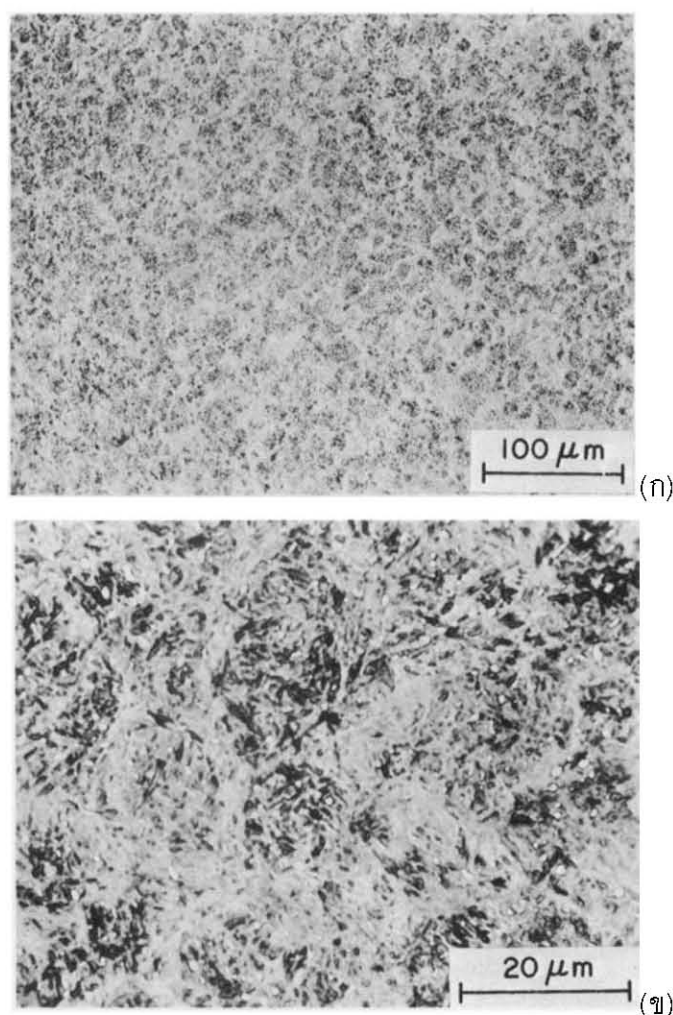


รูปที่ 2.11 รูปร่างของ ซีเมนต์ไต้ ในชิ้นงานที่มีปริมาณ 0.009% ฟอสฟอรัส, ภาพจาก TEM เตรียมชิ้นงานด้วยเทคนิค Replica extract



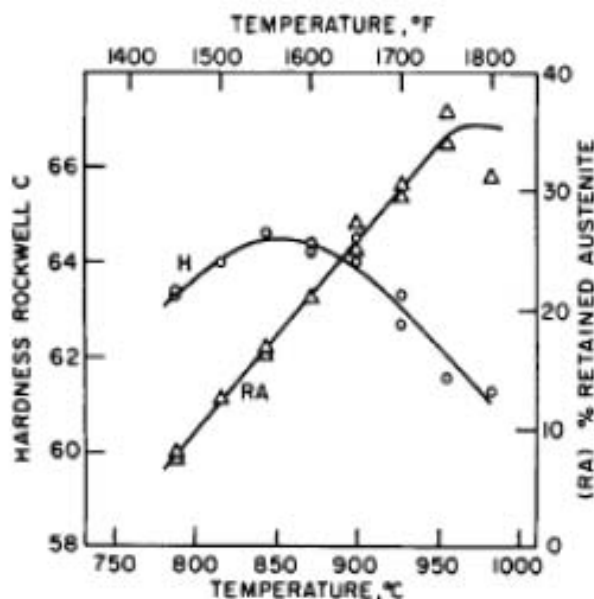
รูปที่ 2.12 รูปร่างของ ซีเมนต์ไต้ ในชิ้นงานที่มีปริมาณ 0.023% ฟอสฟอรัส, ภาพจาก TEM เตรียมชิ้นงานด้วยเทคนิค Replica extract

ในงานวิจัยของ C.A. STICKELS [9] กล่าวถึงลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นของซีเมนต์ที่มีโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นเป็น ซีเมนต์ไคต์กลมบนเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์ที่ผ่านการอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิแตกต่างกัน พบว่าเมื่อเพิ่มอุณหภูมิทำให้ซีเมนต์ไคต์ที่อยู่ใกล้ขอบเกรนละลายก่อน ทำให้ความเข้มข้นของธาตุคาร์บอนและโครเมียมของออสเทนไนต์ในบริเวณใกล้กับการละลายตัวของซีเมนต์ไคต์สูงมากขึ้น ส่งผลต่อการลดลงของค่า  $M_s$  ในบริเวณนั้นๆ และทำให้เกิดลักษณะ Ghost line ขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.13 เมื่อค่า  $M_s$  บริเวณใกล้ของเกรนลดลงมากกว่าในบริเวณซีเมนต์ไคต์ที่ไม่ละลาย ส่งผลให้เมื่อเย็นตัวเร็วมาร์เทนไซด์จะเกิดภายในเกรนก่อน นอกจากนี้การลดลงของค่า  $M_s$  ในบริเวณใกล้ขอบเกรนทำให้ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างในบริเวณนั้นมีปริมาณมากขึ้น ซึ่งการแก้ไขการเกิด Ghost line ทำได้โดยใช้เวลาในช่วงอบให้เป็นออสเทนไนต์นานขึ้น เพื่อให้ธาตุคาร์บอนและโครเมียมจากการละลายของซีเมนต์ไคต์ มีเวลาเพียงพอที่แพร่ไปทั่วทั้งบริเวณของเกรนออสเทนไนต์และไม่เกิดลักษณะ Ghost line



รูปที่ 2.13 อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 840°C เวลา 30 นาทีเย็นตัวเร็วด้วยน้ำมันและอบคืนตัว 175°C กัดผิวด้วยสารละลาย natal 2% (ก) 190x (ข) 1250x

นอกจากนี้ค่าตัวดึงผลของอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ต่อความแข็ง ซึ่งงานโครงสร้างจุดภาคเริ่มต้นเป็น เฟอร์ไรต์และโปรยูเทคตอยด์ซีเมนไตต์ที่บริเวณขอบเกรน และชิ้นงานโครงสร้างจุดภาคเริ่มต้นเป็นแบนไนต์พบว่า ภายหลังจากการชุบแข็งและอบคืนตัวใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ต่างกันและอบคืนตัวที่  $175^{\circ}\text{C}$  เท่ากัน ที่ช่วงอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่  $790 - 840^{\circ}\text{C}$  โครงสร้างจุดภาคมีซีเมนไตต์ละเอียดทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้น ที่ช่วงอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่  $870 - 900^{\circ}\text{C}$  พบว่าโครงสร้างที่ได้มีซีเมนไตต์ละเอียดและหยาบปนกันและความแข็งลดลง และในช่วงอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่สูงขึ้นปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างมีมากขึ้น ตามอุณหภูมิที่สูงขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.14 ดังนั้นจึงสรุปว่าการมีซีเมนไตต์ละเอียด (ขนาดเล็กกว่า  $0.1\ \mu\text{m}$ ) ทำให้เกิด ultra-carbide strengthening ทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้นถึงแม้ว่ามีปริมาณออสเทนไนต์มากขึ้น และการเกิด ultra-carbide strengthening ลดน้อยลงเนื่องจากซีเมนไตต์หยาบเพิ่มมากขึ้น



รูปที่ 2.14 ความแข็ง (H) และปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง (RA) ที่อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ต่างๆ

จากงานวิจัยข้างต้นส่วนใหญ่ที่จะเป็นการศึกษาเหล็กกล้า AISI 52100 ที่มีโครงสร้างจุดภาคเริ่มต้นเป็น เฟอร์ไรต์ และ โปรยูเทคตอยด์ซีเมนไตต์ที่บริเวณขอบเกรน ซึ่งเกิดการเปลี่ยนแปลงต่อสมบัติต่างๆภายหลังจากกรรมวิธีทางความร้อน สำหรับในงานวิจัยนี้ต้องการที่จะศึกษาผลของการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุดภาคและความแข็งของวัสดุในกลุ่มนี้ ภายหลังจากกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งมีโครงสร้างเริ่มต้นเป็น ซีเมนไตต์ กสมบนเนื้อหิน เฟอร์ไรต์ ที่มีสมบัติในด้านการกัดหรือไต่ที่ดี ในการใช้งานเชิงอุตสาหกรรมวัสดุจะมีโครงสร้างเริ่มต้นในลักษณะนี้ เนื่องจากมีความสะดวกในการเตรียมรูปร่างของชิ้นงานได้ง่ายกว่า และเสียค่าใช้จ่ายน้อยกว่า การเลือกโครงสร้างเริ่มต้นในงานวิจัยนี้ ก็เพื่อให้เหมาะสมกับการใช้งานในเชิงอุตสาหกรรม

## บทที่ 3

### ขั้นตอนและวิธีดำเนินการทดลอง

#### 3.1 เครื่องมือที่ใช้สำหรับทำงานวิจัย

##### วัสดุและสารเคมีที่ใช้ในการทดลอง

1. เหล็กกล้า AISI 52100
2. ก๊าซไนโตรเจนเกรด High purity ความบริสุทธิ์ 99.99%
3. น้ำมันชุบแข็งชนิด Master Quench A
4. ผงขัดอะลูมินา( $Al_2O_3$ ) ขนาด 1 ไมครอน
5. กระดาษทรายเบอร์ 80, 180, 220, 320, 400, 600, 800, 1000 และ 1200
6. สารละลาย Nital 2%(  $HNO_3$  2 มิลลิลิตร + ethanol หรือ methanol 98 มิลลิลิตร)
7. สารละลาย Klemm (สารละลาย  $Na_2S_2O_3$  อิ่มตัวในน้ำปริมาตร 50 มิลลิลิตร +  $K_2S_2O_5$  1 กรัม) [10]

##### เครื่องมือและอุปกรณ์การทดลอง

1. ลวดทนความร้อนสำหรับผูกชิ้นงาน
2. เตา Muffle สำหรับให้ความร้อนแก่ชิ้นงานในการอบให้เป็นออสเทนไนต์
3. เตา Protherm สำหรับให้ความร้อนแก่ชิ้นงานในการอบคืนตัว
4. เทอร์โมคัปเปิล ใช้วัดอุณหภูมิของเตา Muffle
5. เทอร์โมมิเตอร์ ใช้วัดอุณหภูมิของน้ำมันชุบแข็ง
6. อ่างสแตนเลสใส่น้ำมันชุบแข็งขนาด 35x30x20 เซนติเมตร
7. เครื่องมือให้ความร้อน(Hot plate) ใช้ในการให้ความร้อนแก่น้ำมันชุบแข็ง
8. ไมโครมิเตอร์ สำหรับวัดความหนาของชิ้นงาน
9. เครื่องขัดและผ้าสักหลาดสำหรับขัดละเอียด
10. กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope, OM) ใช้ศึกษาโครงสร้างจุลภาค
11. เครื่อง Discotom สำหรับตัดชิ้นงาน
12. เครื่องรังสีเอกซ์แบบเลี้ยวเบน RIGAKU DMAX2200 แหล่งกำเนิดรังสีเอกซ์โครเมียมและใช้วาเนเดียมเป็นตัวกรองรังสีเอกซ์

ตารางที่ 3.1 ส่วนประกอบทางเคมีของ เหล็กกล้า AISI 52100 (%โดยน้ำหนัก)

C	Si	P	S	Mn	Cr
1.03	0.23	0.012	0.003	0.25	1.3
N	Ni	Al	Cu	Mo	Sn
0.008	0.08	0.03	0.11	0.02	0.01

ตารางที่ 3.2 สมบัติของน้ำมันชุบแข็ง

สมบัติ		น้ำมันชุบแข็ง Master Quench A
	@ 40°C/s	18
	@ 100°C/s	-
flash point(C.O.C) °C		188
H-value 1/cm		0.15(@ 80°C)
recommended oil bath temp		30-90°C

### 3.2 ระเบียบวิธีการวิจัย

#### 3.2.1 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงาน

3.2.1.1 ตัดชิ้นงานขนาด 25x25x25 มม. ด้วยเครื่อง Discotom

3.2.1.2 เจาะรูที่ชิ้นงาน เพื่อใช้ผูกสอดทนความร้อน ใช้แขวนชิ้นงานขณะผ่านกระบวนการทางความร้อน

3.2.1.3 ใช้ตะไบในการลบขอบมุมของชิ้นงาน และใช้กระดาษทรายเบอร์ 80 ในการขัดคราบที่ผิวของชิ้นงานก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อน

3.2.1.4 นำลวดทนความร้อนผูกที่ชิ้นงานดังแสดงในรูปที่ 3.2

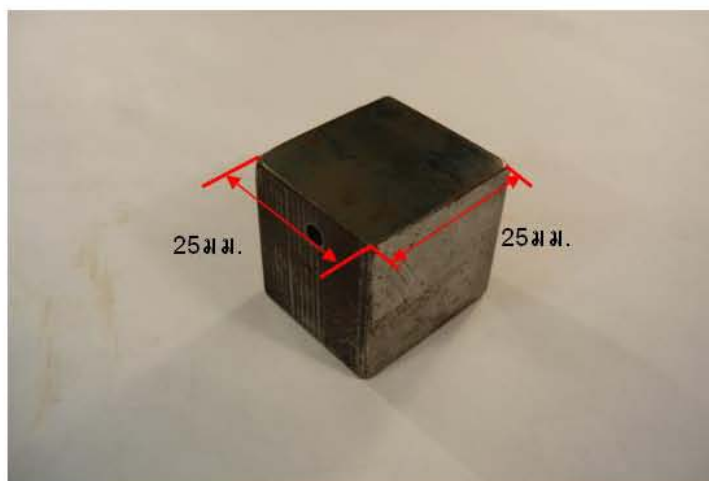


### 3.2.2 ขั้นตอนการอบให้เป็นออสเทนไนต์

3.2.2.1 นำชิ้นงานแขวนในเตา Muffle โดยไม่ให้ชิ้นงานสัมผัสกับส่วนใดส่วนหนึ่งของเตา เพื่อให้ชิ้นงานรับความร้อนได้สม่ำเสมอในทุกผิวของชิ้นงานดังแสดงในรูปที่ 3.3 จากนั้นตั้งค่าอุณหภูมิตามที่กำหนดที่แตกต่างกันที่ค่า 800, 815, 845, 860 และ 900°C

3.2.2.2 ตั้งค่าอัตราการให้ความร้อน ที่ 100% และกำหนดปริมาณก๊าซไนโตรเจนเข้าเตา Muffle ที่ 80 ลบ.ซม./นาที

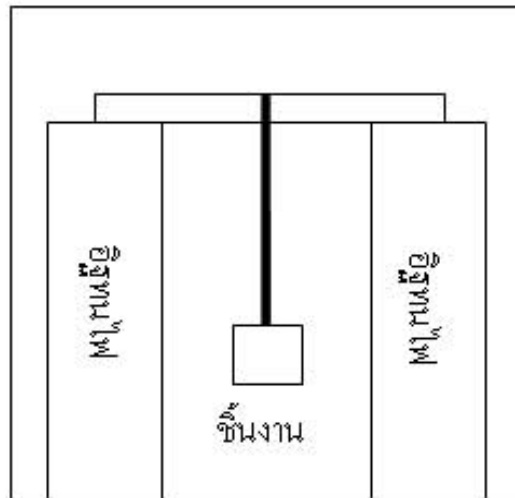
3.2.2.3 เมื่ออุณหภูมิถึงค่าที่กำหนดจับเวลาในการอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 1 ชั่วโมง



รูปที่ 3.1 ชิ้นงานขนาด 25x25x25 มม. ที่นำมาเจาะรู ขัดผิวและลบคมแล้ว



รูปที่ 3.2 ชิ้นงานที่ผูกหลอดทนความร้อน สำหรับแขวนชิ้นงานขณะผ่านกรรมวิธีทางความร้อน



รูปที่ 3.3 การแขวนชิ้นงานภายในเตา Muffle โดยแขวนชิ้นงานไว้ที่กึ่งกลางเตา

### 3.3.3 ขั้นตอนสำหรับการชุบแข็ง

3.3.3.1 สำหรับการชุบด้วยน้ำมันชุบแข็ง ใช้ปริมาณน้ำมันชุบแข็ง 10 ลิตร ในอ่างสำหรับใส่น้ำมันชุบแข็ง ให้ความร้อนด้วยเครื่องให้ความร้อน(Hot plate) จนกระทั่งน้ำมันชุบแข็งมีอุณหภูมิ  $55^{\circ}\text{C}$  การวัดอุณหภูมิ ใช้เทอร์โมมิเตอร์ในการวัดอุณหภูมิ การแขวนชิ้นงานขณะชุบโลหะแสดงในรูปที่ 3.4

3.3.3.2 เมื่อจุ่มชิ้นงานลงสารชุบ จะแกว่งชิ้นงานเพื่อทำลายชั้นฟิล์มที่เกิดจากไอของสารชุบ เพื่อให้การนำความร้อนออกจากชิ้นงานได้ดีขึ้น และเวลาแช่ในสารชุบจะใช้เวลา 20 นาที เพื่ออุณหภูมิสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน

### 3.3.4 ขั้นตอนการอบคืนตัว

3.3.4.1 ตั้งอุณหภูมิเตา Prothem ไว้ที่อุณหภูมิ  $80^{\circ}\text{C}$

3.3.4.2 นำชิ้นงานที่ผ่านการอบชุบแล้วเข้าเตา Prothem โดยการแขวนชิ้นงานตั้งอุณหภูมิการอบคืนตัว ที่  $150^{\circ}\text{C}$  เมื่ออุณหภูมิถึงค่าที่กำหนดจับเวลา 1 ชั่วโมง และการศึกษาผลการอบคืนตัวต่อปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างจะเปลี่ยนแปลงเวลาที่ใช้ในการอบคืนตัว

3.3.4.3 นำชิ้นงานออกจากเตาให้เย็นตัวในอากาศ

### 3.3.5 ขั้นตอนการทดสอบความแข็ง

นำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนทำความสะอาดคราบที่เกิดจากคราบน้ำมันชุบแข็ง และนำมาขัดเปิดผิวของงานด้วยกระดาษทรายเบอร์ 80 นำมาทดสอบด้วยเครื่องทดสอบความแข็ง (Hardness tester) ในแบบ Rockwell C

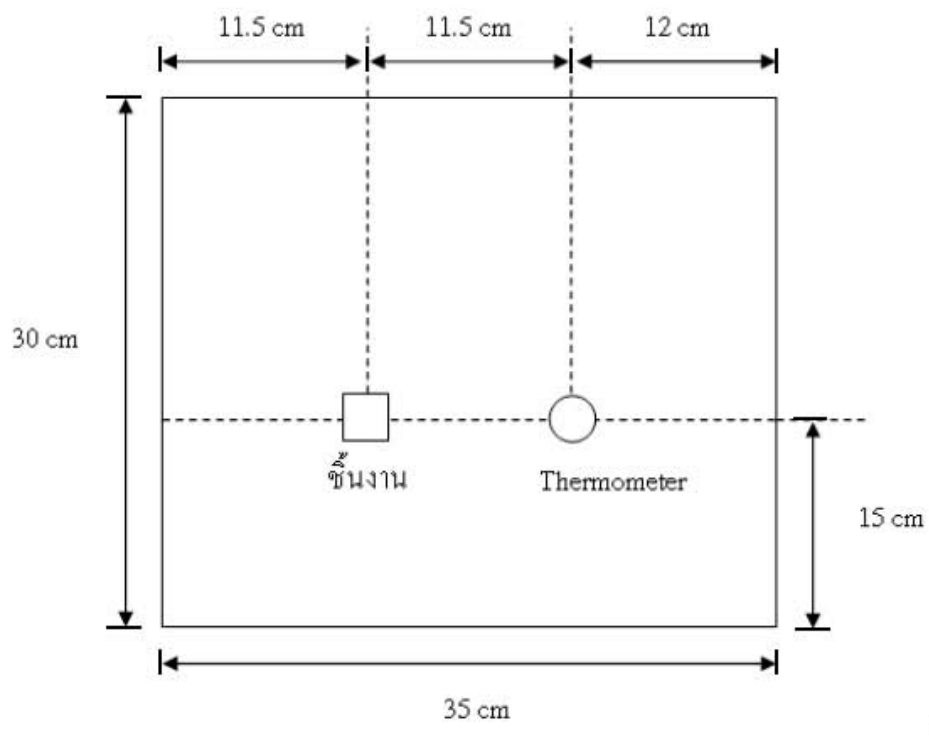
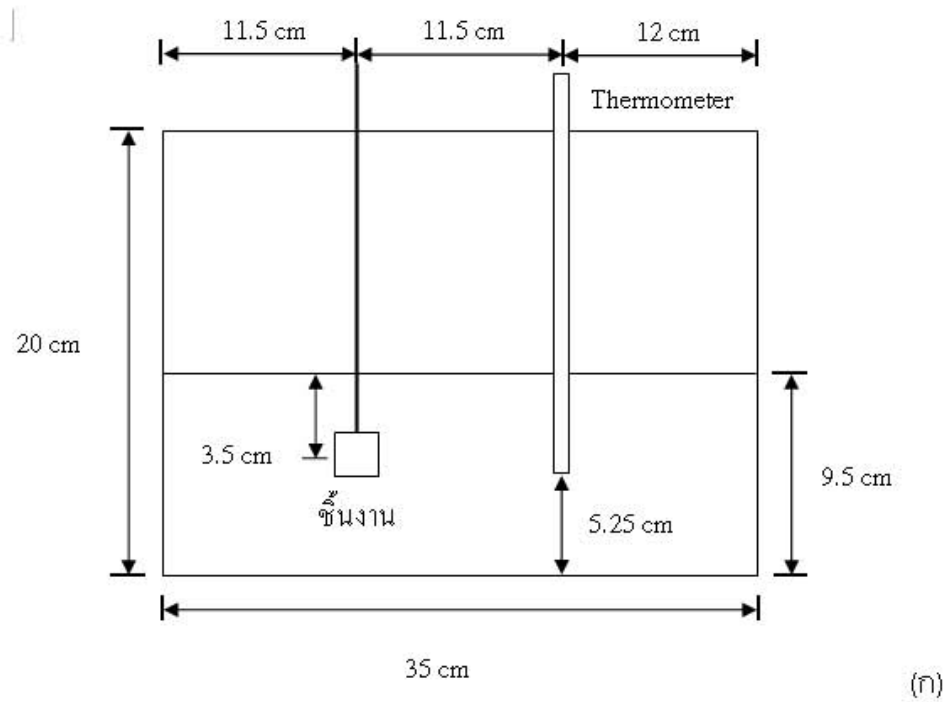
### 3.3.6 ขั้นตอนการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

3.3.6.1 ขัดผิวของชิ้นงานด้วยกระดาษทรายเบอร์ 80, 180, 220, 320, 400, 600, 800, 1000 และ 1200

3.3.6.2 ขัดละเอียดด้วยผงขัดอะลูมินาขนาด 1 ไมครอน

3.3.6.3 กัดผิวของชิ้นงานด้วยสารละลาย Nital 2% และส่องด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope, OM) เพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน

3.3.6.4 ถ่ายรูปโครงสร้างที่ได้ด้วยโปรแกรม AxioVision 3.0



รูปที่ 3.4 ตำแหน่งของการแขวนชั่งงานและเทอร์โมมิเตอร์ขณะทำการชั่งงานด้วย  
 ตัวกลางชุกแข็งสำหรับน้ำมันชุกแข็งจะใช้ Hot plate 1 ตัวในการให้ความร้อน (ก) side view  
 (ข) top view

### 3.3.7 ขั้นตอนการหาปริมาณซีเมนต์

3.3.7.1 ขัดผิวชิ้นงานด้วยกระดาษทรายและขัดละเอียดด้วยอะลูมินา

3.3.7.2 กัดผิวของชิ้นงานด้วยสารละลาย Klemm ใช้เวลา 1.5 นาที

3.3.7.3 ถ่ายรูปโครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 500 เท่า

3.3.7.4 ใช้โปรแกรม Image J หาซีเมนต์ที่กลมที่อยู่ในชิ้นงานค่าที่ได้เป็นส่วนเชิงพื้นที่

### 3.3.7 ขั้นตอนการหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง

ใช้เครื่องรังสีเอกซ์แบบเดี่ยวเบน RIGAKU DMAX2200 แหล่งกำเนิดรังสีเอกซ์โครเมียมและใช้วานเนเดียมเป็นตัวกรองรังสีเอกซ์ สภาวะที่ 40 kV และ 30 mA ช่วงของมุม scan  $74^{\circ}$ - $134^{\circ}$  ใช้ความเร็วในการ scan  $0.5^{\circ}$ /นาทีและเตรียมขนาดชิ้นงานพื้นที่หน้าตัด  $1 \times 1$  ซม. ค่าที่ใช้ในการคำนวณสำหรับมาร์เทนไซต์ใช้ระนาบ (200) ที่มุม  $2\theta = 107^{\circ}$  สำหรับออสเทนไนต์ใช้ระนาบ (200) ที่มุม  $2\theta = 79^{\circ}$  และ (220) ที่มุม  $2\theta = 128^{\circ}$  การคำนวณใช้สมการ[11]

$$V_{\gamma} = (1 - V_{Fe3C}) (I_{\gamma}^{hkl} / R_{\gamma}^{hkl}) / (I_{\gamma}^{hkl} / R_{\gamma}^{hkl}) + (I_m^{hkl} / R_m) + (I_{\gamma}^{hkl} / R_{\gamma}^{hkl})$$

โดย  $V_{\gamma}$  คือ ส่วนเชิงปริมาตรของออสเทนไนต์

$V_{Fe3C}$  คือ ส่วนเชิงปริมาตรของซีเมนต์

$I_{\gamma}^{hkl}$  คือ integrated intensity ที่ระนาบ (hkl) ของออสเทนไนต์

$I_m^{hkl}$  คือ integrated intensity ที่ระนาบ (hkl) ของมาร์เทนไซต์

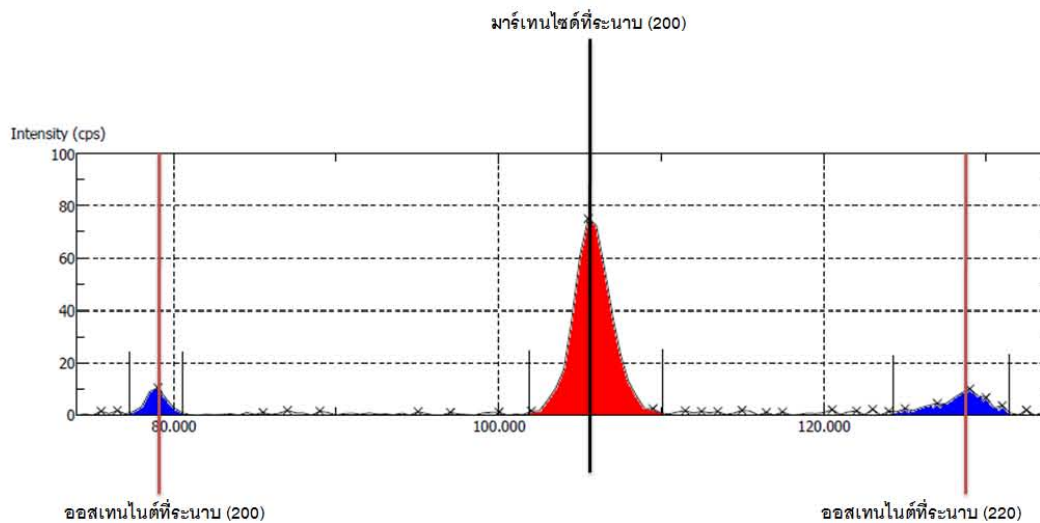
R คือ ค่า theoretical integrated intensity ซึ่งเป็นค่าคงที่ของแต่ละเฟสที่ระนาบ (hkl) ต่างกันและมีค่าบ่งบอกไว้ในมาตรฐาน ASTM E975-03

ค่าที่ใช้ในการคำนวณสำหรับค่า I คือพื้นที่ที่ได้กราฟ ระหว่าง intensity(cps) และมุม  $2\theta$

ภายหลัง ลบ background แล้วดังแสดงในรูปที่ 3.5 ค่า  $V_{Fe3C}$  หาได้จากโปรแกรม Image J ในรูป ส่วนเชิงพื้นที่ ซึ่งพบว่าส่วนเชิงปริมาตรประมาณค่าได้ตรงกับส่วนเชิงพื้นที่

สำหรับการหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างด้วยวิธีนี้จะทำได้เมื่อมีปริมาณขั้นต่ำที่สุด 1% ผลของส่วนระหว่าง integrated intensity ของออสเทนไนต์ที่ระนาบ (220) / integrated intensity ของออสเทนไนต์ที่ระนาบ (200) ต้องมีค่าอยู่ในช่วง 1.1-1.7 จึงใช้การหาปริมาณออสเทนไนต์ตามวิธีของ ASTM E975-03 ได้

ในการคำนวณใช้ผลการคำนวณของออสเทนไนต์ที่ระนาบ (200) กับมาร์เทนไซต์ที่ระนาบ (200) และออสเทนไนต์ที่ระนาบ (220) กับมาร์เทนไซต์ที่ระนาบ (200) และนำผลที่คำนวณได้มาเฉลี่ย เพื่อลดผลการรบกวนค่าจากซีเมนไตต์และการเกิด preferred orientation ให้น้อยที่สุด



รูปที่ 3.5 กราฟแสดงผลจากเครื่องรังสีเอกซ์แบบเลี้ยวเบนภายหลังลบ background แล้ว

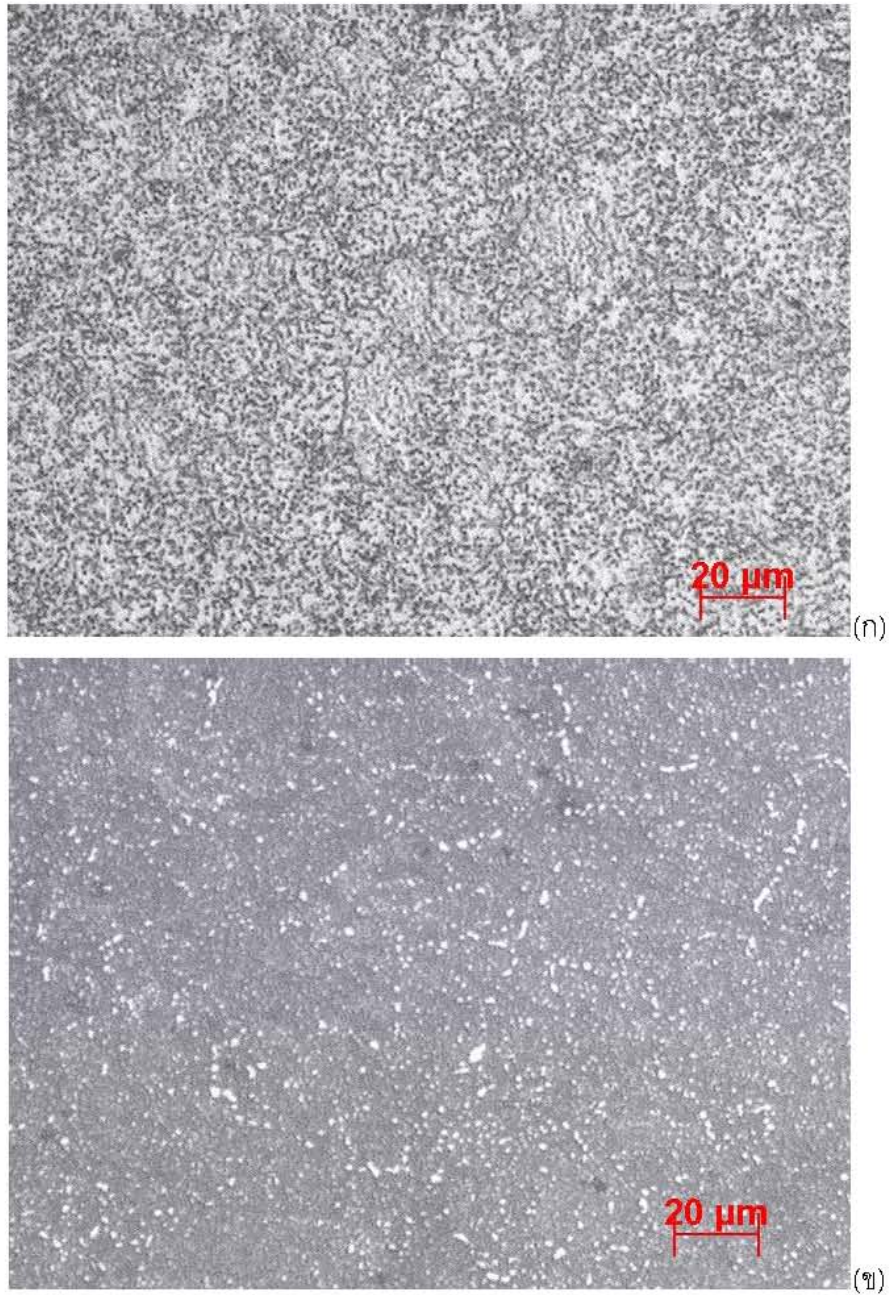
## บทที่ 4

### ผลการทดลองและการอภิปราย

#### 4.1 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

##### 4.1.1 โครงสร้างจุลภาคเริ่มต้น

การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานซึ่งมีโครงสร้างเป็นซีเมนต์ไต่ต์กลมบนเนื้อพื้นเฟอไรต์ เมื่อกัดผิวด้วยสารละลาย nital 2% มีลักษณะของเนื้อพื้นขาวของเฟอไรต์และมีลักษณะเม็ดกลมสีดำกระจายไปทั่วเนื้อพื้นดังแสดงในรูปที่ 4.1(ก) และใช้สารละลาย Klemm ในการแยกแยะโครงสร้างจุลภาคซึ่งสารละลายชนิดนี้ทำให้เนื้อพื้นของเฟอไรต์ถูกย้อมให้มีสีดำ ในขณะที่ซีเมนต์ไต่ต์ถูกทำให้เห็นชัดเจนขึ้นดังแสดงในรูป 4.1(ข) ดังนั้นโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นของชิ้นงานเป็นซีเมนต์ไต่ต์กลมบนเนื้อพื้นเฟอไรต์

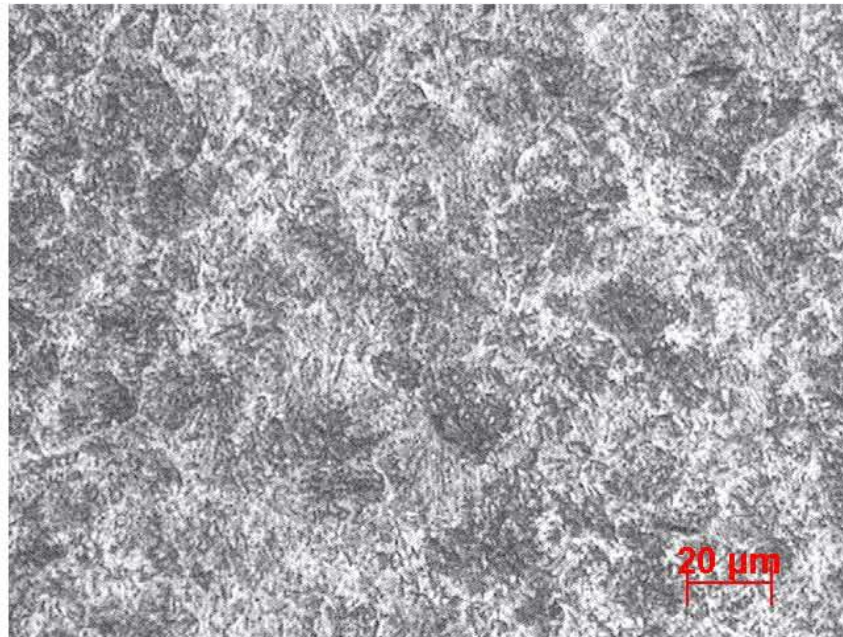


รูปที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นของชิ้นงานซีเมนต์ไต่ดกลมบนเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์ (200x)  
(ก) กัดผิวด้วยสารละลาย nital 2% (ข) กัดผิวด้วยสารละลาย Klemm

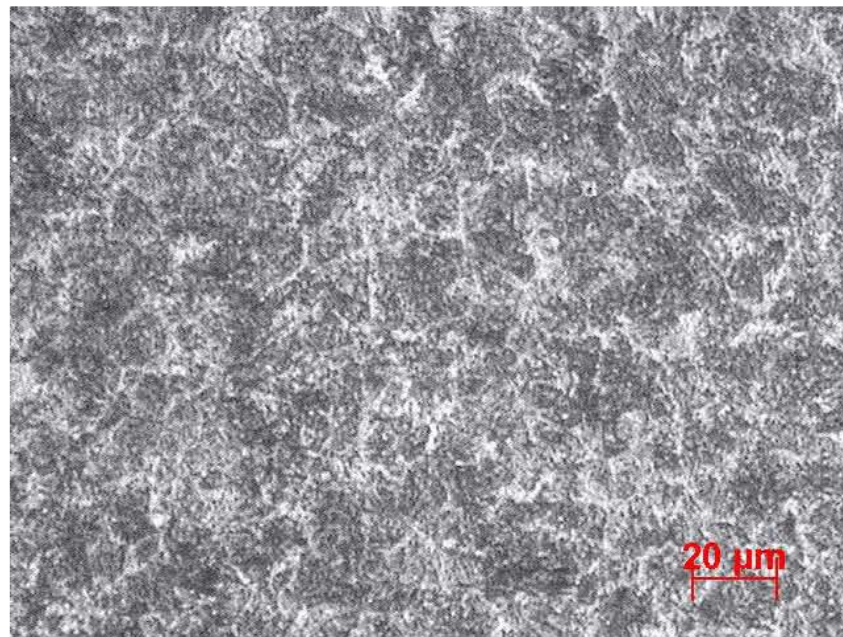


#### 4.1.2 โครงสร้างจุลภาคภายหลังจากอบให้เป็นออสเทนไนต์

เมื่อผ่านการชุบแข็งและอบคืนตัวทำให้โครงสร้างจุลภาคเมื่อกัดผิวด้วยสารละลาย natal 2% ทุกชิ้นงานแสดงลักษณะ ghost line ดังแสดงในรูปที่ 4.2 มีสาเหตุจากการกระจายตัวที่ไม่สม่ำเสมอของธาตุคาร์บอนและธาตุโครเมียม ซึ่งเกิดเมื่ออบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ซีเมนต์ไตต์ละลายบริเวณใกล้ขอบเกรนมีคาร์บอนและโครเมียมละลายอยู่มากกว่าทำให้ค่าอุณหภูมิ Ms ต่ำกว่าบริเวณข้างๆซีเมนต์ไตต์ที่ไม่ละลายตัว ทำให้บริเวณใกล้ขอบเกรนมีสีขาวมากกว่าบริเวณอื่นและลักษณะ ghost line ที่เกิดทำให้เห็นขอบเกรนไม่ชัดเจน เมื่อเพิ่มอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์สูงขึ้นพบว่าลักษณะของ ghost line ลดน้อยลงเรื่อยๆ และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์สูงขึ้นอีกถึง 900 °C ซีเมนต์ไตต์ละลายเกือบหมดและการแพร่ของธาตุคาร์บอนและธาตุโครเมียมที่มีอยู่มากบริเวณใกล้ขอบเกรนออสเทนไนต์เกิดได้เร็วจนกระทั่งไม่พบความแตกต่างของความเข้มข้นของคาร์บอนและโครเมียมในแต่ละบริเวณจึงไม่แสดงลักษณะ ghost line อีก ดังแสดงในรูปที่ 4.3(ก) นอกจากนี้ เมื่อใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 900 °C ภายหลังจากชุบแข็งและอบคืนตัวชิ้นงานเกิดรอยแตกดังแสดงในรูปที่ 4.3(ข) เนื่องจากความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์และอุณหภูมิน้ำมันชุบแข็งที่มากเกินไป

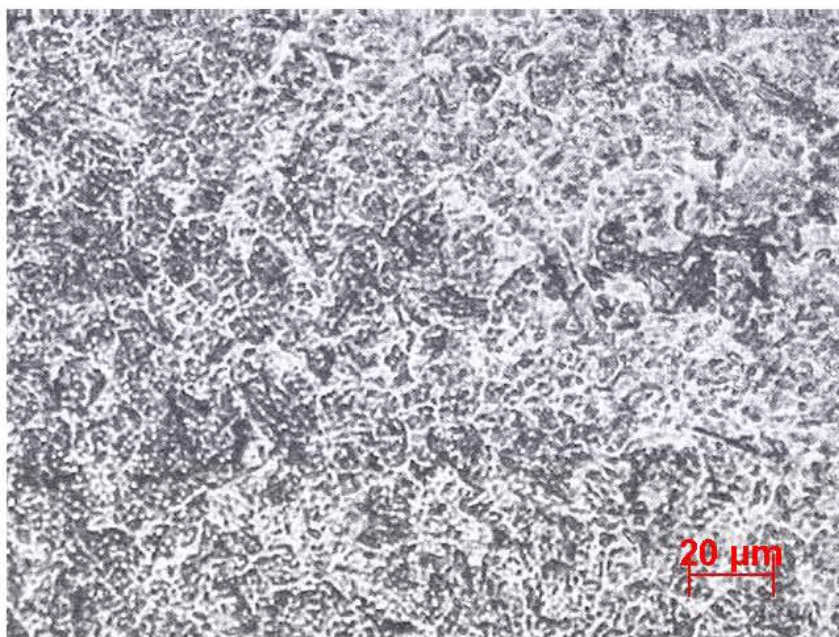


(n)

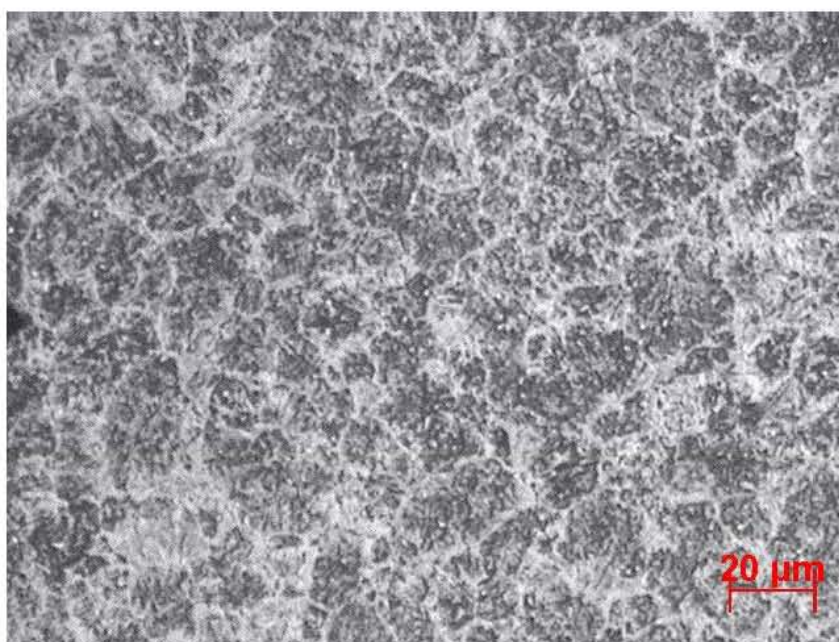


(ข)

รูปที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคเมื่ออุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ต่าง ๆ และอบคืนตัวกัดผิวของชิ้นงานด้วยสารละลาย nital 2%, 200x (ก) 800°C (ข) 815°C (ค) 845°C (ง) 860°C

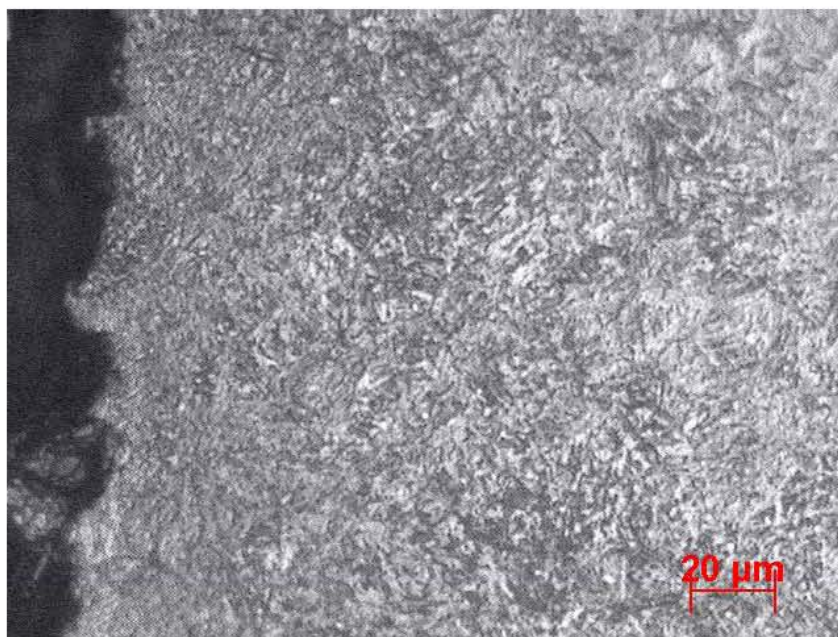


(ค)



(ง)

รูปที่ 4.2(ต่อ) โครงสร้างจุลภาคเมื่ออุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ต่างๆและอบคืนตัว  
 กัดผิวของชิ้นงานด้วยสารละลาย nital 2%, 200x (ก) 800°C (ข) 815°C (ค) 845°C (ง)  
 860°C



(ก)

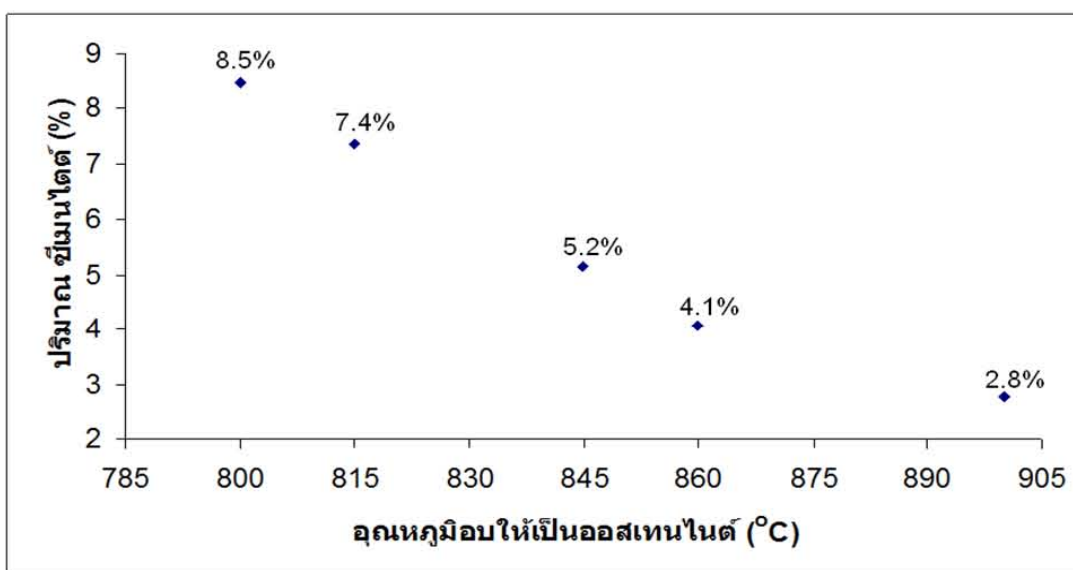


(ข)

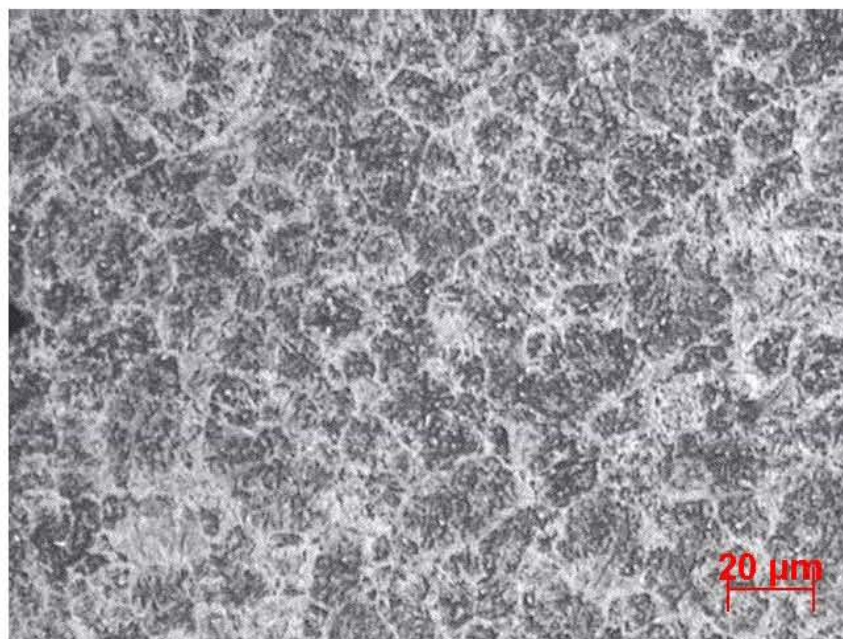
รูปที่ 4.3 อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 900°C และอบคืนตัว (ก) กัดผิวของชิ้นงานด้วยสารละลาย nital 2%, 200x (ข) รอยแตกที่ผิวชิ้นงาน

## 4.2 การหาปริมาณซีเมนต์ไต้ที่ไม่ละลาย

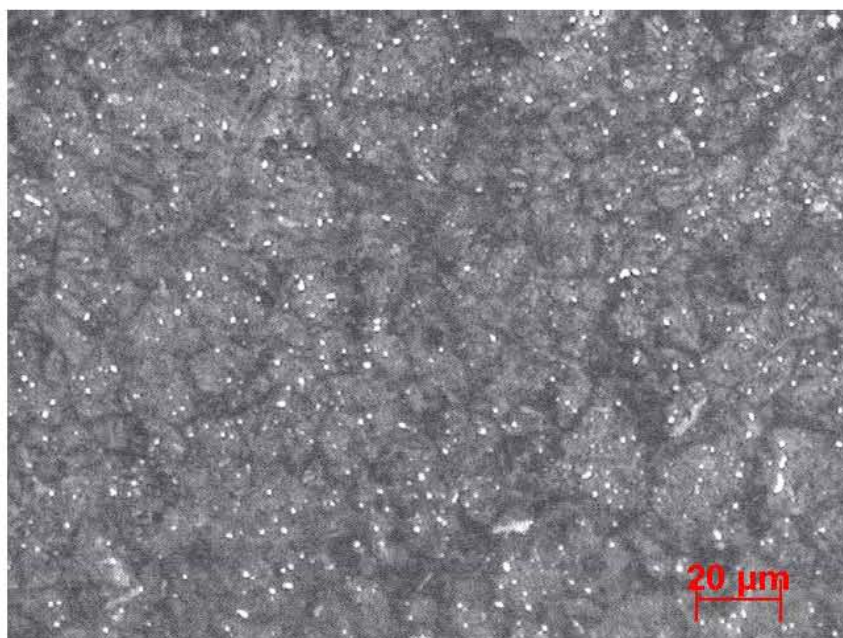
เมื่อใช้สารละลาย Klemm กัดผิวชิ้นงานพบว่าลักษณะ ghost line ไม่ส่งผลกระทบต่อ การทำให้เห็นซีเมนต์ไต้ชัดเจนดังแสดงในรูปที่ 4.5 ใช้โปรแกรม Image J หาสัดส่วนเชิงปริมาตรของซีเมนต์ไต้ที่ไม่ละลายจากรูปถ่ายโครงสร้างจุลภาค เมื่ออบเหล็กกล้าให้เป็นอสเทนไนต์ที่อุณหภูมิสูง ซีเมนต์ไต้ส่วนหนึ่งละลายในอสเทนไนต์และมีซีเมนต์ไต้จำนวนหนึ่งไม่ละลาย ซีเมนต์ไต้ที่ไม่ละลายมีปริมาณลดลงจาก 8.5% เป็น 2.8% ตามอุณหภูมิอบให้เป็นอสเทนไนต์ที่เพิ่มขึ้นจาก 800-900°C ดังแสดงในรูปที่ 4.4 สำหรับโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นเป็นซีเมนต์ไต้กลมบนเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์หาปริมาณซีเมนต์ไต้ได้ 14 %



รูปที่ 4.4 ปริมาณซีเมนต์ไต้กลมที่ไม่ละลายเมื่ออบให้เป็นอสเทนไนต์ที่อุณหภูมิต่างๆ



(ก)

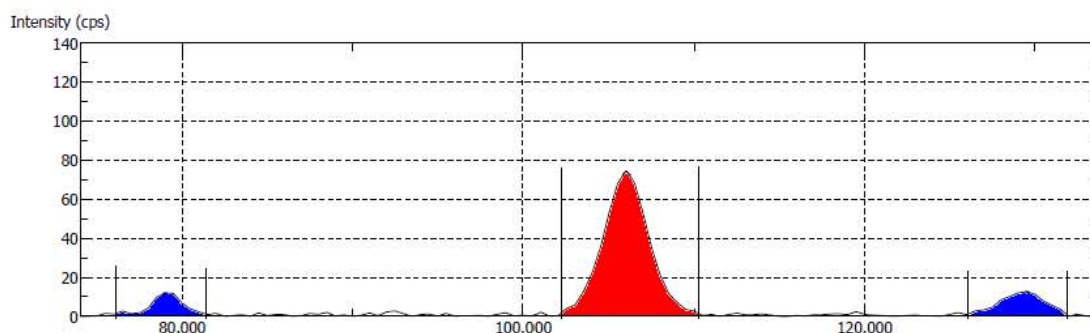


(ข)

รูปที่ 4.5 ชิ้นงานที่ถูกชุบแข็งและอบคืนตัว (200x) (ก) กัดด้วยสารละลาย nital 2%  
(ข) กัดด้วยสารละลาย Klemm

### 4.3 การหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง

#### 4.3.1 การหาปริมาณออสเทนไนต์ชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 800°C และอบคืนตัว



รูปที่ 4.6 ผลจากเครื่องรังสีเอ็กซ์หลังลบ background แล้ว

ของชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 800°C และอบคืนตัว

ตารางที่ 4.1 ค่าในการคำนวณของชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 800°C และอบคืนตัว

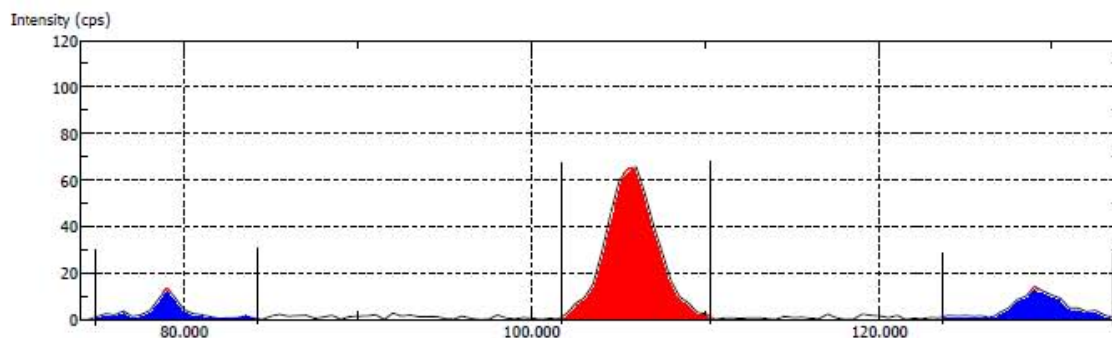
	ระนาบ (hkl)	integrated intensity	R
ออสเทนไนต์	200	415	34.78
มาร์เทนไซด์	200	4296	20.73
ออสเทนไนต์	220	647	47.88

ตารางที่ 4.2 ผลการคำนวณของชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 800°C และอบคืนตัว

ออสเทนไนต์ที่ระนาบ (hkl)	มาร์เทนไซด์ที่ระนาบ (hkl)	ปริมาณออสเทนไนต์ (%)
200	200	4.983
220	200	5.603

ปริมาณซีเมนไตต์ที่ไม่ละลาย 8.5 % ผลการคำนวณสัดส่วนระหว่าง integrated intensity austenite (220)/ integrated intensity austenite (200) มีค่า 1.56 และค่าเฉลี่ยปริมาณออสเทนไนต์มีค่า 5.3%

#### 4.3.2 การหาปริมาณออสเทนไนต์ชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 815°C และอบคืนตัว



รูปที่ 4.7 ผลจากเครื่องรังสีเอกซ์หลังลบ background แล้ว

ของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 815°C และอบคืนตัว

ตารางที่ 4.3 ค่าในการคำนวณของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 815°C และอบคืนตัว

	ระนาบ (hkl)	integrated intensity	R
ออสเทนไนต์	200	346	34.78
มาร์เทนไซต์	200	3086	20.73
ออสเทนไนต์	220	593	47.88

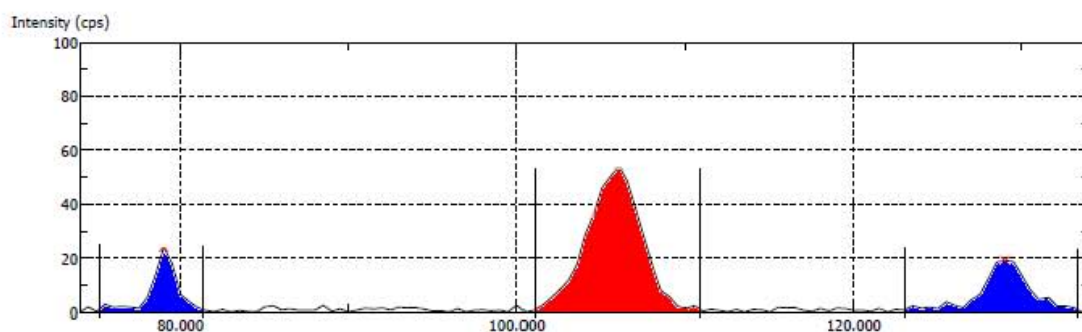
ตารางที่ 4.4 ผลการคำนวณของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 815°C และอบคืนตัว

ออสเทนไนต์ที่ระนาบ (hkl)	มาร์เทนไซต์ที่ระนาบ (hkl)	ปริมาณออสเทนไนต์ (%)
200	200	5.63
220	200	6.91

ปริมาณซีเมนไตต์ที่ไม่ละลาย 7.4 % ผลการคำนวณสัดส่วนระหว่าง integrated intensity austenite (220)/ integrated intensity austenite (200) มีค่า 1.7 และค่าเฉลี่ยปริมาณออสเทนไนต์มีค่า 6.3%



#### 4.3.3 การหาปริมาณออสเทนไนต์ชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 845°C และอบคืนตัว



รูปที่ 4.8 ผลจากเครื่องรังสีเอกซ์หลังลบ background แล้ว

ของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 845°C และอบคืนตัว

ตารางที่ 4.5 ค่าในการคำนวณของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 845°C และอบคืนตัว

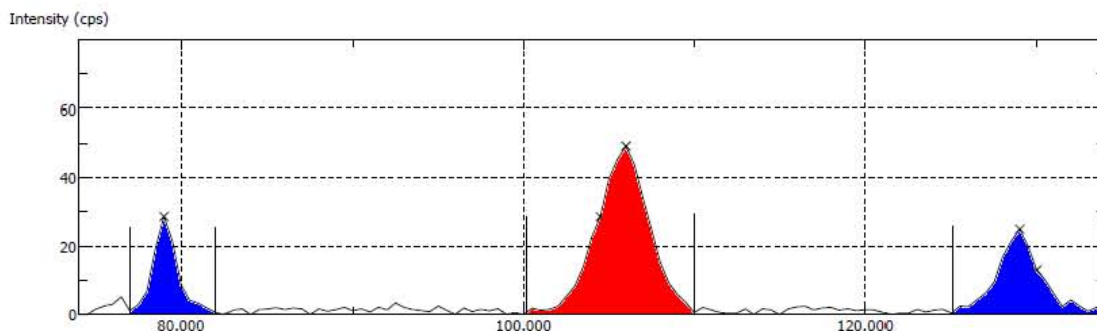
	ระนาบ (hkl)	integrated intensity	R
ออสเทนไนต์	200	588	34.78
มาร์เทนไซต์	200	3348	20.73
ออสเทนไนต์	220	989	47.88

ตารางที่ 4.6 ผลการคำนวณของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 845°C และอบคืนตัว

ออสเทนไนต์ที่ระนาบ (hkl)	มาร์เทนไซต์ที่ระนาบ (hkl)	ปริมาณออสเทนไนต์ (%)
200	200	8.98
220	200	10.75

ปริมาณซิเมนต์ที่ไม่ละลาย 5.2 % ผลการคำนวณสัดส่วนระหว่าง integrated intensity austenite (220)/ integrated intensity austenite (200) มีค่า 1.7 และค่าเฉลี่ยปริมาณออสเทนไนต์มีค่า 9.9%

#### 4.3.4 การหาปริมาณออสเทนไนต์ชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 860°C และอบคืนตัว



รูปที่ 4.9 ผลจากเครื่องรังสีเอ็กซ์หลังลบ background แล้ว

ของชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 860°C และอบคืนตัว

ตารางที่ 4.7 ค่าในการคำนวณของชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 860°C และอบคืนตัว

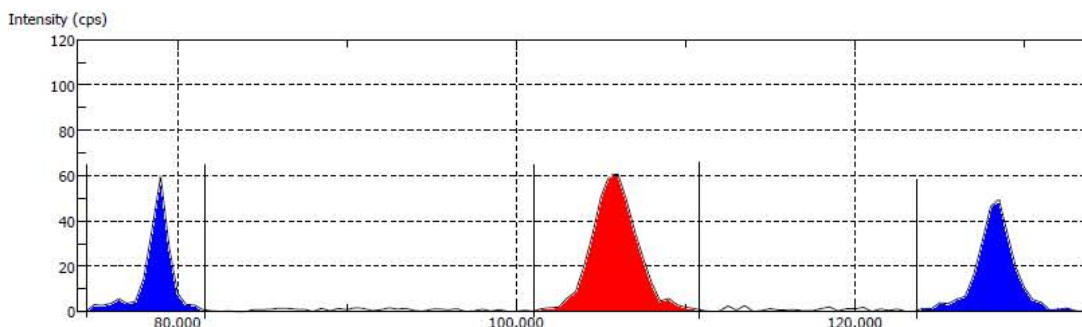
	ระนาบ (hkl)	integrated intensity	R
ออสเทนไนต์	200	1352	34.78
มาร์เทนไซต์	200	5311	20.73
ออสเทนไนต์	220	2101	47.88

ตารางที่ 4.8 ผลการคำนวณของชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 860°C และอบคืนตัว

ออสเทนไนต์ที่ระนาบ (hkl)	มาร์เทนไซต์ที่ระนาบ (hkl)	ปริมาณออสเทนไนต์ (%)
200	200	12.43
220	200	14.12

ปริมาณซีเมนไตต์ที่ไม่ละลาย 4.1 % ผลการคำนวณสัดส่วนระหว่าง integrated intensity austenite (220)/ integrated intensity austenite (200) มีค่า 1.6 และค่าเฉลี่ยปริมาณออสเทนไนต์มีค่า 13.3%

#### 4.3.5 การหาปริมาณออสเทนไนต์ชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 900°C และอบคืนตัว



รูปที่ 4.10 ผลจากเครื่องรังสีเอ็กซ์หลังลบ background แล้ว

ของชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 900°C และอบคืนตัว

ตารางที่ 4.9 ค่าในการคำนวณของชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 900°C และอบคืนตัว

	ระนาบ (hkl)	integrated intensity	R
ออสเทนไนต์	200	1597	34.78
มาร์เทนไซต์	200	3728	20.73
ออสเทนไนต์	220	2291	47.88

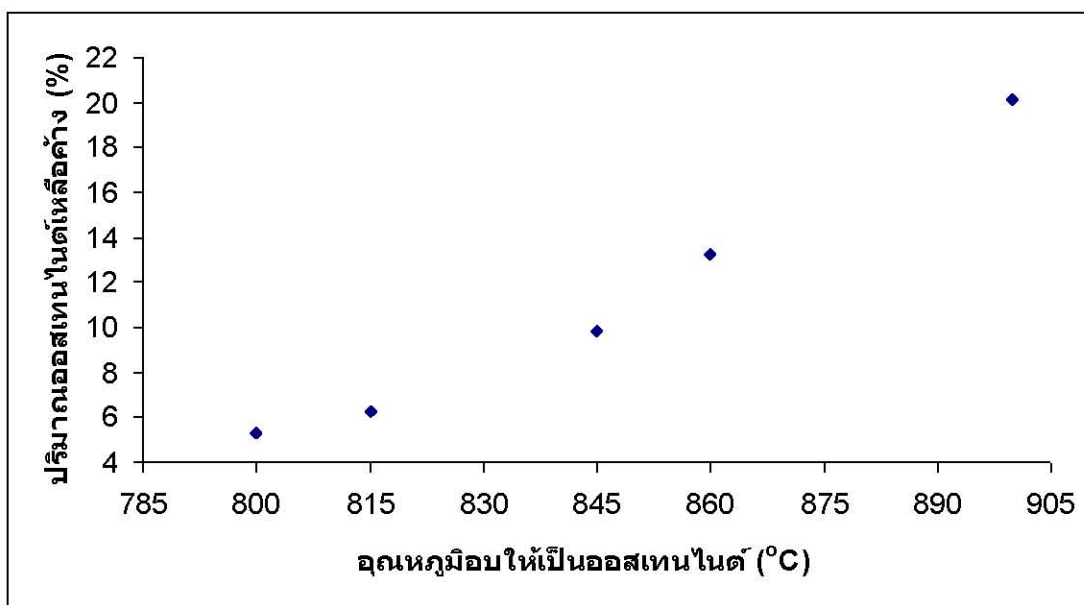
ตารางที่ 4.10 ผลการคำนวณของชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 900°C และอบคืนตัว

ออสเทนไนต์ที่ระนาบ (hkl)	มาร์เทนไซต์ที่ระนาบ (hkl)	ปริมาณออสเทนไนต์ (%)
200	200	19.78
220	200	20.43

ปริมาณซีเมนไตต์ที่ไม่ละลาย 2.8 % ผลการคำนวณสัดส่วนระหว่าง integrated intensity austenite (220)/ integrated intensity austenite (200) มีค่า 1.4 และค่าเฉลี่ยปริมาณออสเทนไนต์มีค่า 20.1%

ผลการคำนวณสัดส่วนระหว่าง integrated intensity austenite (220)/ integrated intensity austenite (200) ในทุกชิ้นงานมีค่าไม่เกินช่วง 1.1-1.7 แสดงว่าสามารถใช้ในการคำนวณหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างด้วยวิธีนี้

เมื่อพิจารณาปริมาณซีเมนต์ไตต์ที่ไม่ละลาย ปริมาณออสเทนไนต์และอุณหภูมิการอบให้เป็นออสเทนไนต์พบว่าความสัมพันธ์กัน ซีเมนต์ไตต์ที่ไม่ละลายมีปริมาณลดลงจาก 8.5% เป็น 2.8% เมื่ออุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์สูงขึ้นจาก 800°C เป็น 900°C ส่วนปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างมีค่าเพิ่มขึ้นจาก 5.3 % เป็น 20.1 % เมื่ออบเหล็กให้เป็นออสเทนไนต์จาก 800 °C เป็น 900°C ดังแสดงในรูปที่ 4.1 1 เนื่องจาก มีปริมาณธาตุคาร์บอนจากการละลายตัวของซีเมนต์ไตต์ในออสเทนไนต์มากขึ้น ซึ่งเป็นการเพิ่มเสถียรภาพให้กับออสเทนไนต์และลดค่าอุณหภูมิ Ms ให้ต่ำลง จึงทำให้ภายหลังจากเย็นตัวเร็วและอบคืนตัวมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างมากขึ้น

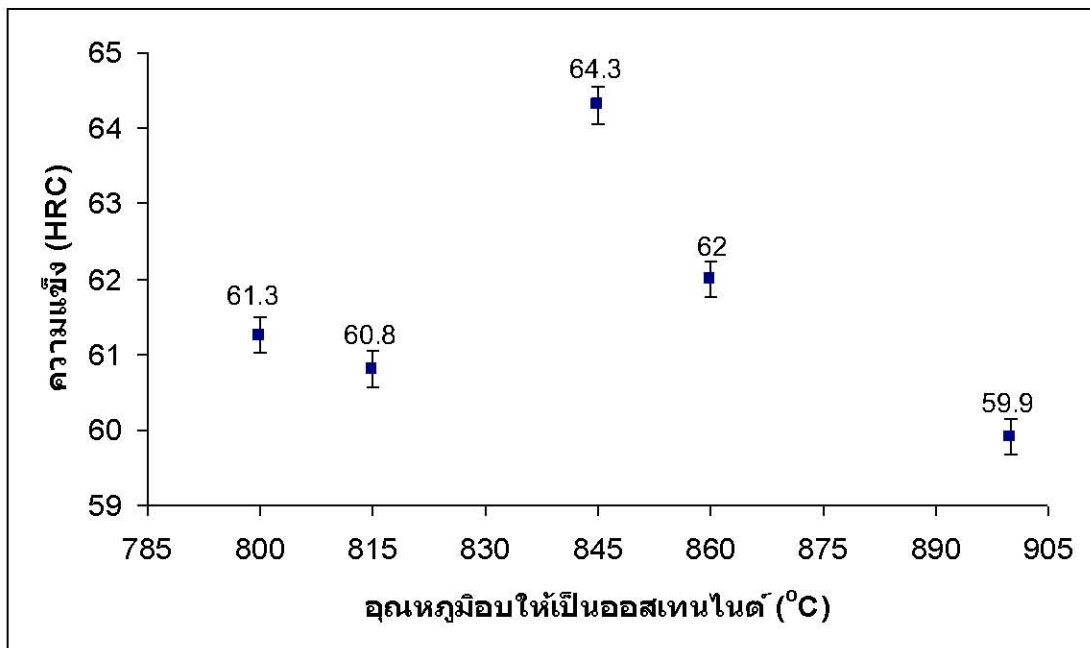


รูปที่ 4.11 ผลการคำนวณหาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง

เมื่ออบให้เป็นออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิต่างๆ

#### 4.4 ความแข็งภายหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน

ความแข็งของชิ้นงานที่มีอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 800 °C และ 815 °C มีค่า 61.3 HRC และ 60.8 HRC ซึ่งแตกต่างกันไม่มากนัก เมื่อเพิ่มอุณหภูมิที่ 845 °C ความแข็งของชิ้นงานมีค่าสูงสุดที่ค่า 64.3 HRC และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิให้สูงขึ้นพบว่าความแข็งกลับลดลงมีความแข็งที่ 62 HRC และ 59.9 HRC ที่อุณหภูมิที่ 860 °C และ 900 °C ตามลำดับดังแสดงในรูปที่ 4.12



รูปที่ 4.12 ความแข็งเมื่ออบให้เป็นออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิต่างๆ

โครงสร้างจุลภาคภายหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนมีผลต่อความแข็งของ เนื่องจกออสเทนไนต์มีความแข็งต่ำกว่ามาร์เทนไซต์อยู่มากดังนั้นหากมีออสเทนไนต์เหลือค้างทำให้ความแข็งโดยรวมของมาร์เทนไซต์ลดลง พบว่าอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่สูงมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างมากขึ้นทำให้ความแข็งของชิ้นงานเมื่อใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ในช่วง 845-900 °C ลดลง

การเพิ่มความแข็งในช่วงอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 800-845 °C ความแข็งสูงขึ้นเรื่อยๆ จนมีค่าสูงสุดที่อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 845 °C โดยอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์สูงขึ้นทำให้คาร์บอนจากการละลายของซีเมนไตต์ในออสเทนไนต์มากและภายหลังผ่านการเย็นตัวเร็วมาร์เทนไซต์ที่ได้มีการละลายอิมตวัยิ่งยวดของคาร์บอนมากขึ้น หากพิจารณาผลของการละลายอิมตวัยิ่งยวดของคาร์บอนในมาร์เทนไซต์ต่อความแข็งดังแสดงในตารางที่ 4.11 พบว่าที่

ปริมาณมาร์เทนไซต์ 99 % และความเข้มข้นของคาร์บอนที่ 0.6 % คือ ความแข็งของมาร์เทนไซต์ที่มีการละลายอิมิตัวที่ยังยวดของคาร์บอนที่ 0.6 % มีค่า 64.3 HRC ซึ่งชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 845 °C ได้ความแข็งที่ 64.3 HRC แสดงว่าชิ้นงานภายหลังอบให้เป็นออสเทนไนต์และเย็นตัวเร็วได้การละลายอิมิตัวที่ยังยวดของคาร์บอนในมาร์เทนไซต์ที่ 0.6 % เปรียบเทียบกับความแข็งของมาร์เทนไซต์ที่มีการละลายอิมิตัวที่ยังยวดของคาร์บอนที่ 0.52 % มีค่า 61.7 HRC ซึ่งชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 800 °C ได้ความแข็งใกล้เคียงกันที่ 61.3 HRC แสดงว่าเมื่อใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 800 °C ได้การละลายอิมิตัวที่ยังยวดของคาร์บอนในมาร์เทนไซต์ที่ 0.52 % ซึ่งการละลายอิมิตัวที่ยังยวดของคาร์บอนในมาร์เทนไซต์ที่มากทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้น

ดังนั้นสรุปได้ว่าที่ช่วงอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 800-845 °C การละลายอิมิตัวที่ยังยวดของคาร์บอนในมาร์เทนไซต์เพิ่มทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้น และที่ช่วงอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 845-900°C ปริมาณออสเทนไนต์เพิ่มขึ้นทำให้ความแข็งของชิ้นงานลดลง

#### ตารางที่ 4.11 ความเข้มข้นของคาร์บอนและปริมาณมาร์เทนไซต์ต่อความแข็ง

โดย M คือ มาร์เทนไซต์[5]

Carbon, %	Hardness, HRC				
	99% M	95% M	90% M	80% M	50% M
0.10	38.5	32.9	30.7	27.8	26.2
0.12	39.5	34.5	32.3	29.3	27.3
0.14	40.6	36.1	33.9	30.8	28.4
0.16	41.8	37.6	35.3	32.3	29.5
0.18	42.9	39.1	36.8	33.7	30.7
0.20	44.2	40.5	38.2	35.0	31.8
0.22	45.4	41.9	39.6	36.3	33.0
0.24	46.6	43.2	40.9	37.6	34.2
0.26	47.9	44.5	42.2	38.8	35.3
0.28	49.1	45.8	43.4	40.0	36.4
0.30	50.3	47.0	44.6	41.2	37.5
0.32	51.5	48.2	45.8	42.3	38.5
0.34	52.7	49.3	46.9	43.4	39.5
0.36	53.9	50.4	47.9	44.4	40.5
0.38	55.0	51.4	49.0	45.4	41.5
0.40	56.1	52.4	50.0	46.4	42.4
0.42	57.1	53.4	50.9	47.3	43.4
0.44	58.1	54.3	51.8	48.2	44.3
0.46	59.1	55.2	52.7	49.0	45.1
0.48	60.0	56.0	53.5	49.8	46.0
0.50	60.9	56.8	54.3	50.6	46.8
0.52	61.7	57.5	55.0	51.3	47.7
0.54	62.5	58.2	55.7	52.0	48.5
0.56	63.2	58.9	56.3	52.6	49.3
0.58	63.8	59.5	57.0	53.2	50.0
0.60	64.3	60.0	57.5	53.8	50.7

M, martensite

## บทที่ 5

### บทสรุป

งานวิจัยนี้ศึกษาถึงผลของอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ในช่วง 800-900 °C ต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค ความแข็งและปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง สามารถสรุปผลการทดลองได้ดังต่อไปนี้

1. หาปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างภายในชิ้นงานเหล็กกล้า AISI 52100 ที่ผ่านการชุบแข็งและอบคืนตัวได้สำเร็จโดยใช้เครื่องวัดรังสีเอ็กซ์แบบเลี้ยวเบนที่มีโครเมียมเป็นเป้า และตัวกรองรังสีเอ็กซ์เป็นวานาเดียม ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างมีค่าเพิ่มขึ้นจาก 5.3 % เป็น 20.1% เมื่อใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์จาก 800°C เป็น 900°C

2. ใช้โปรแกรม Image J ประกอบกับการใช้เทคนิคการกัดผิวของชิ้นงานด้วยสารละลายทำให้เห็นซีเมนไตต์ชัดเจนในการหาปริมาณซีเมนไตต์ที่ไม่ละลายของชิ้นงาน โดยซีเมนไตต์ที่ไม่ละลายมีปริมาณลดลงจาก 8.5% ที่อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 800°C เป็น 2.8% ที่อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 900°C

3. อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่เพิ่มขึ้น จาก 800 °C เป็น 900 °C ทำให้ปริมาณซีเมนไตต์ละลายมากขึ้น มีปริมาณธาตุคาร์บอนจากการละลายของซีเมนไตต์ในออสเทนไนต์มากขึ้นทำให้ออสเทนไนต์มีเสถียรภาพมากขึ้น จึงมีปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างมากขึ้น ภายหลังจากการชุบแข็งและอบคืนตัว

4. ความแข็งในช่วงอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 800 - 845 °C เพิ่มขึ้นเป็นลักษณะเส้นตรงจากค่า 61.3 HRC เป็นค่าสูงสุดที่ 64.3 HRC เนื่องจากการละลายอิมตัวยิ่งยวดของคาร์บอนในมาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้นทำให้ความแข็งมากขึ้น เมื่อเพิ่มอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์จาก 845°C เป็น 900°C ปริมาณออสเทนไนต์เพิ่มขึ้นทำให้ความแข็งลดลงจาก 64.3 HRC เป็น 59.9 HRC

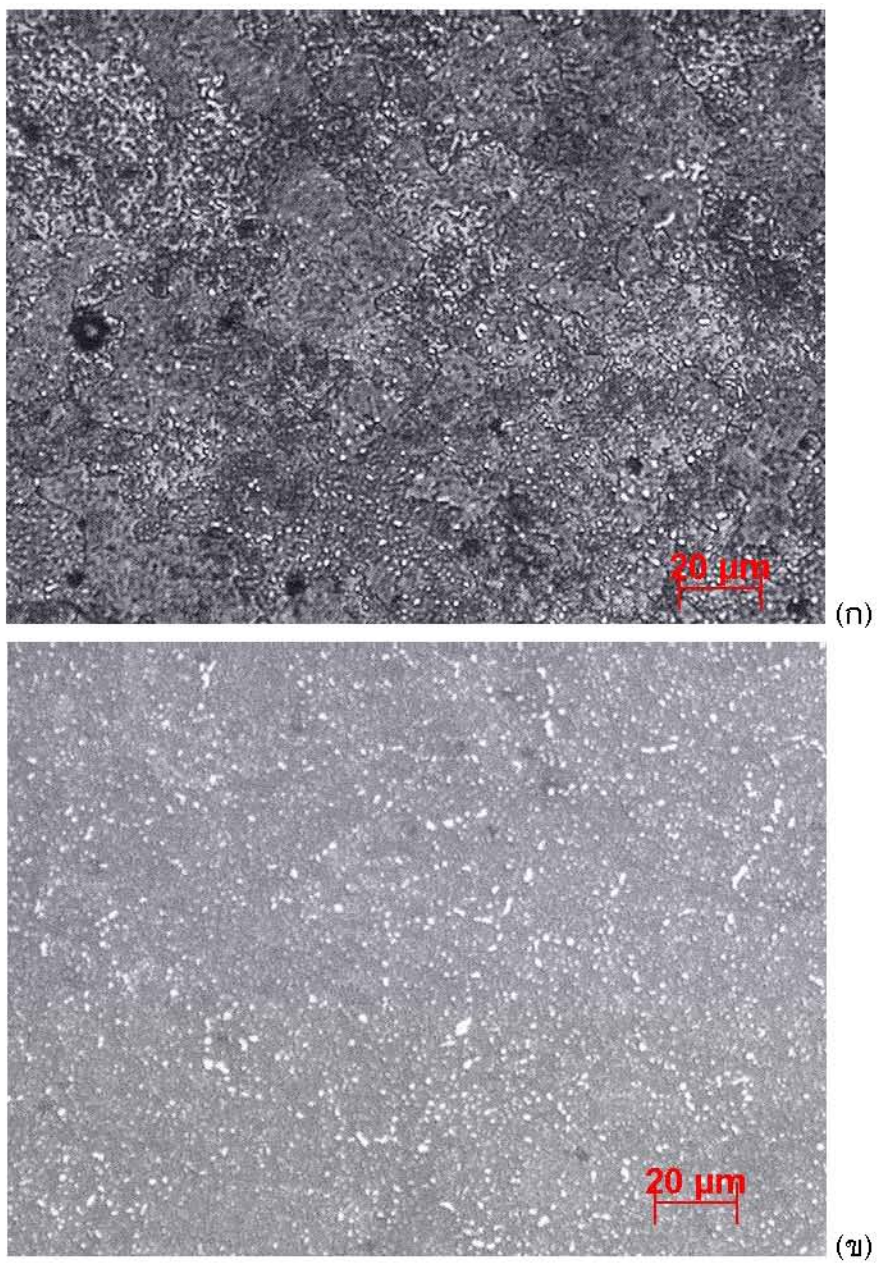
## รายการอ้างอิง

- [1] ASM International. Heat treater's guide practices and procedures for irons and steels. USA: ASM International, 2006.
- [2] L. Zhao, F.J. Vermolen, A. Wauthier, and J. SIETSMA. Cementite dissolution at 860 °C in an Fe-Cr-C Steel. Metallurgical and materials transaction A volume 37A (2006): 1841-1849.
- [3] G. Krauss. STEEL: Heat Treatment and Processing Principles. USA: ASM International, 1995.
- [4] มนต์ สติรจินดา. วิศวกรรมการอบชุบเหล็ก. กรุงเทพมหานคร : สำนักพิมพ์แห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, 2540.
- [5] ASM International. ASM handbook volume 4 heat treating. USA: ASM International, 1995.
- [6] N.V. Luzginova, L.Zhao and J.Sietsma. The cementite spheroidization process in high-carbon steels with different chromium contents. Metallurgical and materials transaction A volume 39A (2008): 513-521.
- [7] Kozo Nagazawa, George Krauss. Microstructure and fracture of 52100 steel. Metallurgical transaction A volume 9A (1978): 681-689.
- [8] E.L. Brown , George Krauss. Retained carbide distribution in intercritically austenitized 52100 Steel. Metallurgical transaction A volume 17A (1986): 31-36.
- [9] C.A. Stickels. Carbide refining heat treatments for 52100 bearing steel. Met. Trans. volume 5 (1974): 865-874.
- [10] Arlan O. Benscoter. ASM handbook volume 9 metallography and microstructure, 9th edition. USA: ASM International, 1995.
- [11] ASTM. Standard Practice Determination Of Retained Austenite In steel with near random crystallographic orientation. Standard E975-03 ASTM 2003: 770-775.
- [12] Robert T. Dehoff and Frederick N. Rhines. Quantitative Microscopy. USA: McGraw-Hill, 1968.

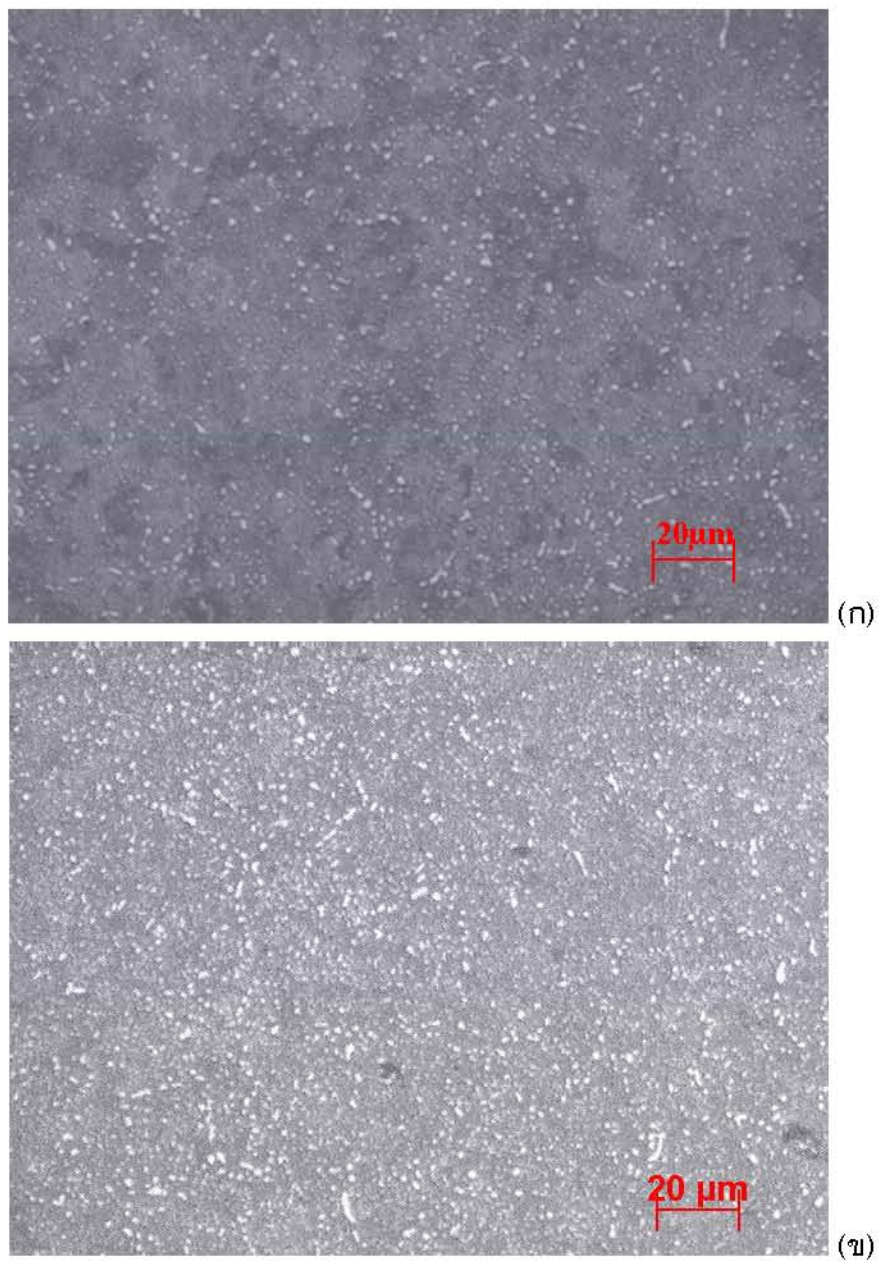


ภาคผนวก

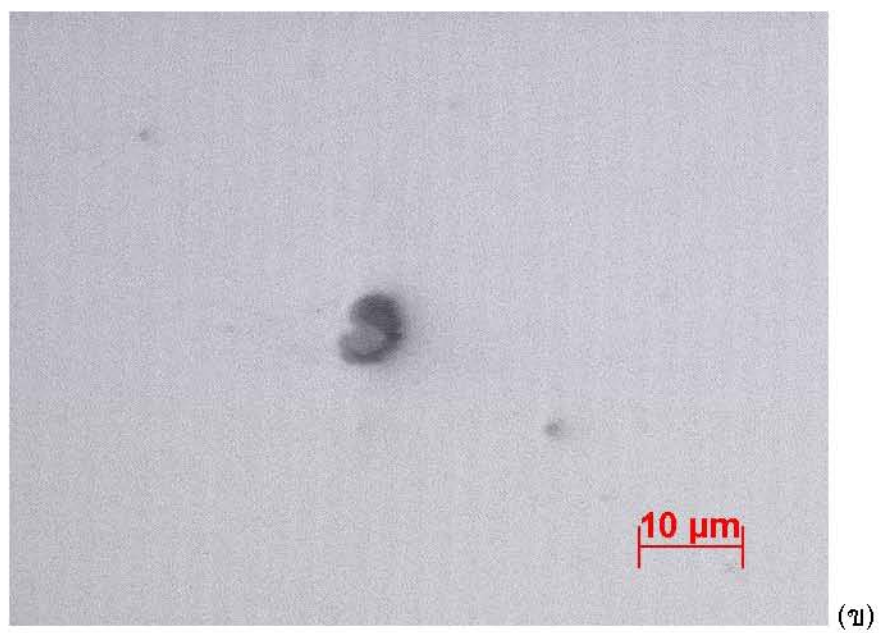
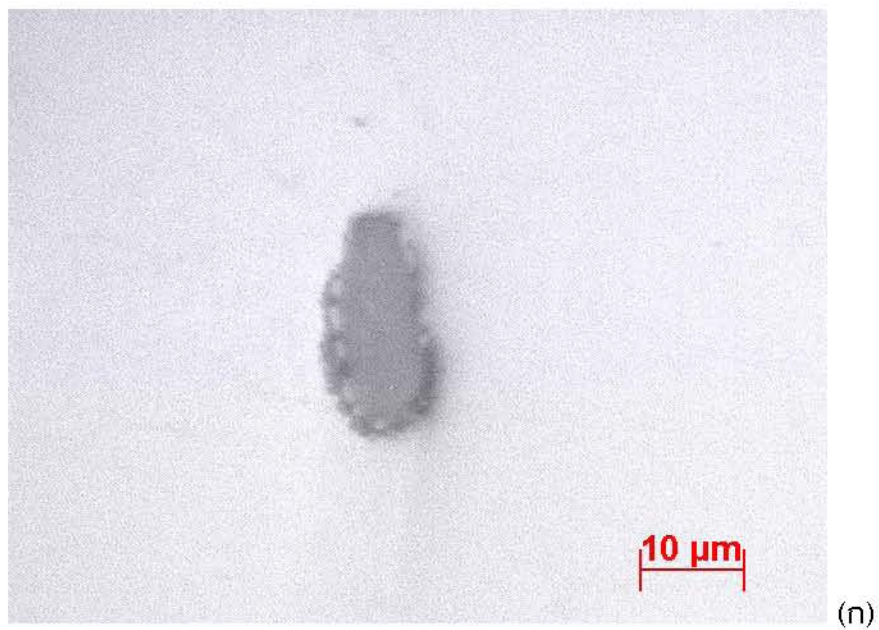
## ภาคผนวก ก



รูปที่ ก.1 ชิ้นงานโครงสร้างจุลภาค ซีเมนต์ไต้บบนเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์กัดผิวด้วยสารละลาย  
ต่างกัน 200x (ก) สารละลาย Beraha (ข) สารละลาย Klemm

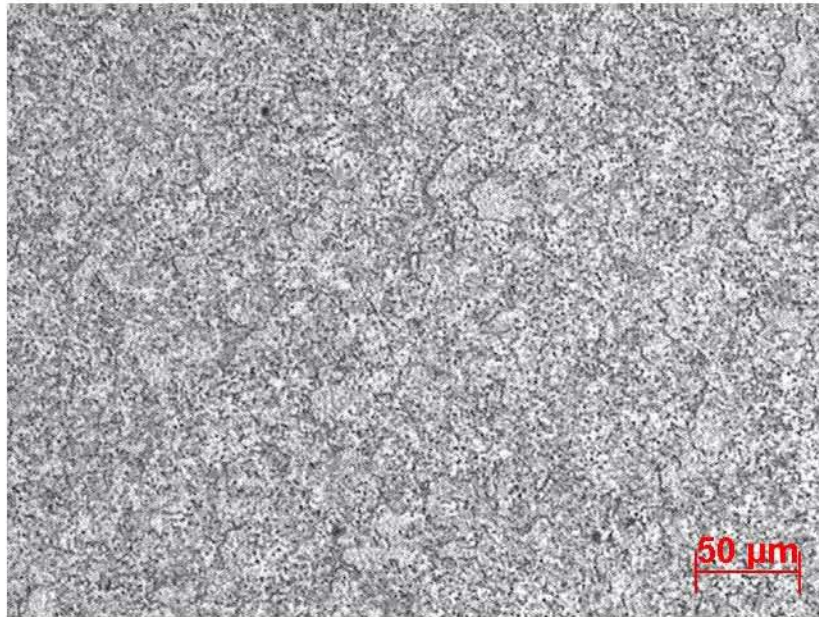


รูปที่ ก.2 ชั้นงานโครงสร้างจุลภาค ซีเมนต์บดบนเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์กัดผิวด้วยสารละลาย Klemm ใช้เวลาต่างกัน 200x (ก) 1 นาที (ข) 1.5 นาที

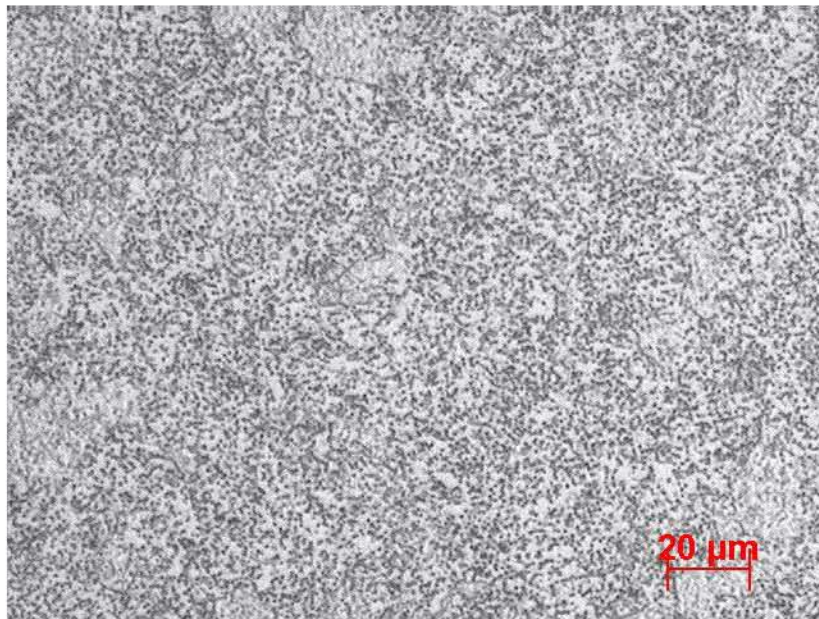


รูปที่ ก.3 MnS ขนาดต่างกันในงานที่ยังไม่ชุบแข็ง 500x (ก) ขนาดใหญ่ (ข) ขนาดเล็ก

ภาคผนวก ข

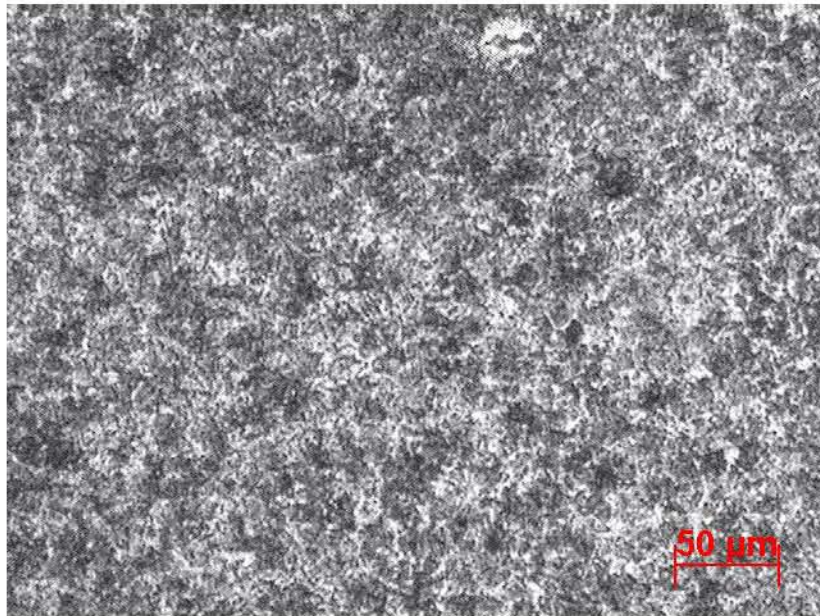


(ก)

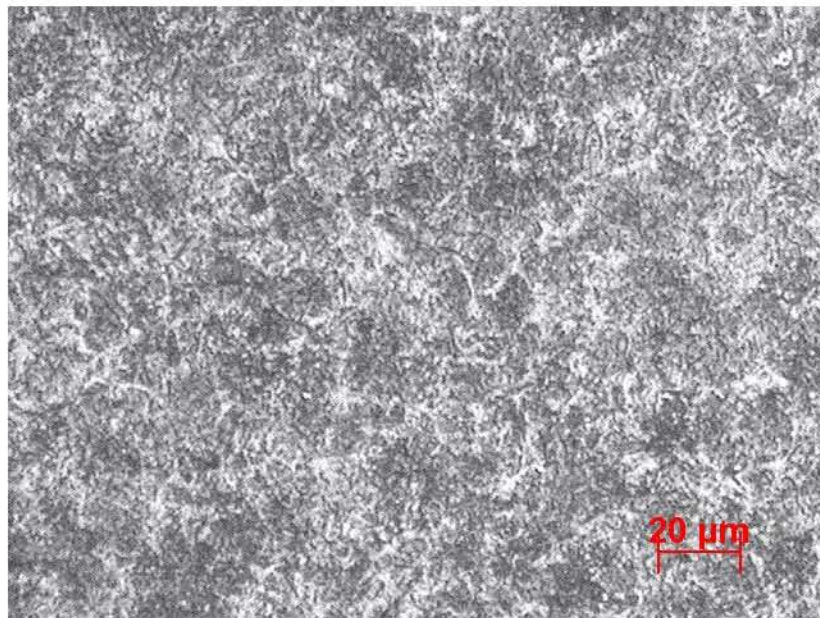


(ข)

รูปที่ ข.1 โครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นของชิ้นงานซีเมนต์ไต้กลมบนเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์กัดผิว  
ด้วยสารละลาย nital % (ก) 100x (ข) 200x

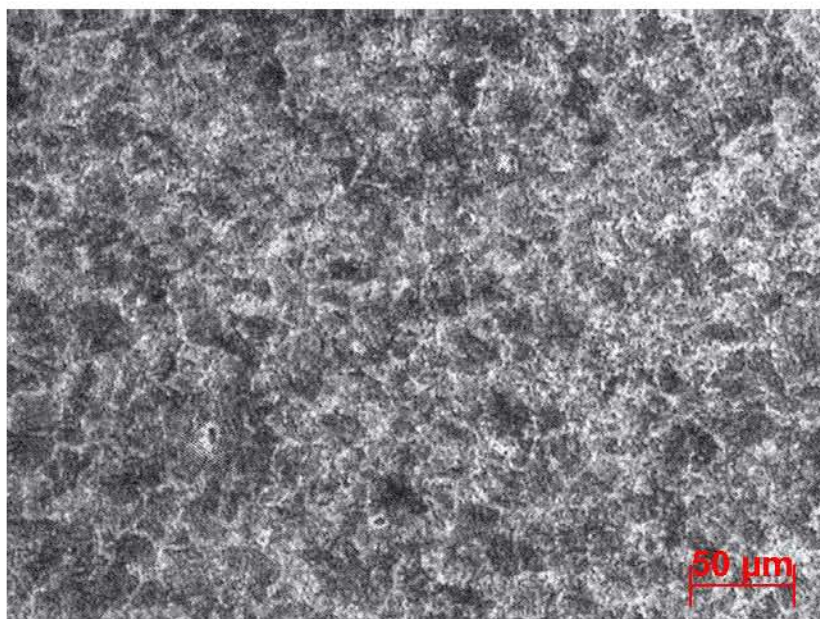


(ก)

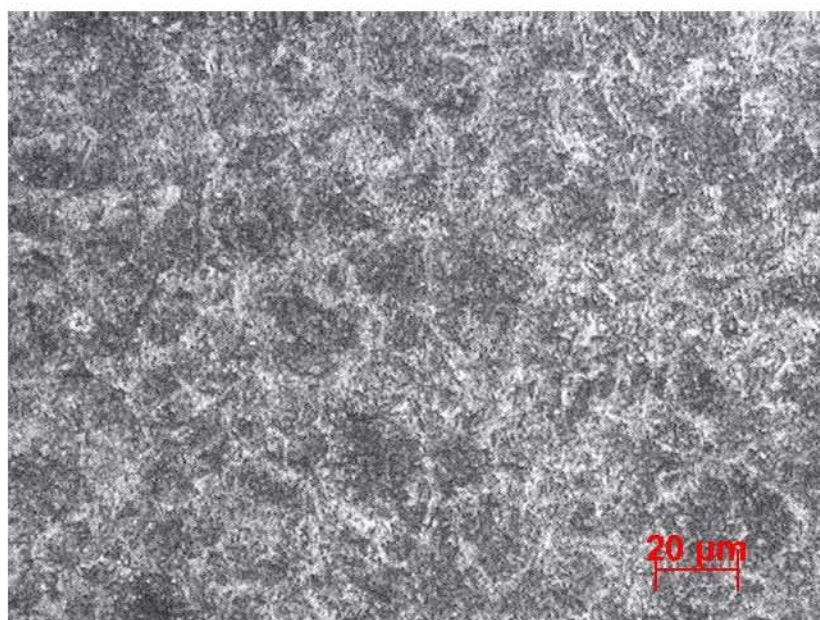


(ข)

รูปที่ ข.2 โครงสร้างจุลภาคเมื่ออุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 800°C และอบคืนตัวกัด  
ผิวด้วยสารละลาย nital 2 % (ก) 100x (ข) 200x

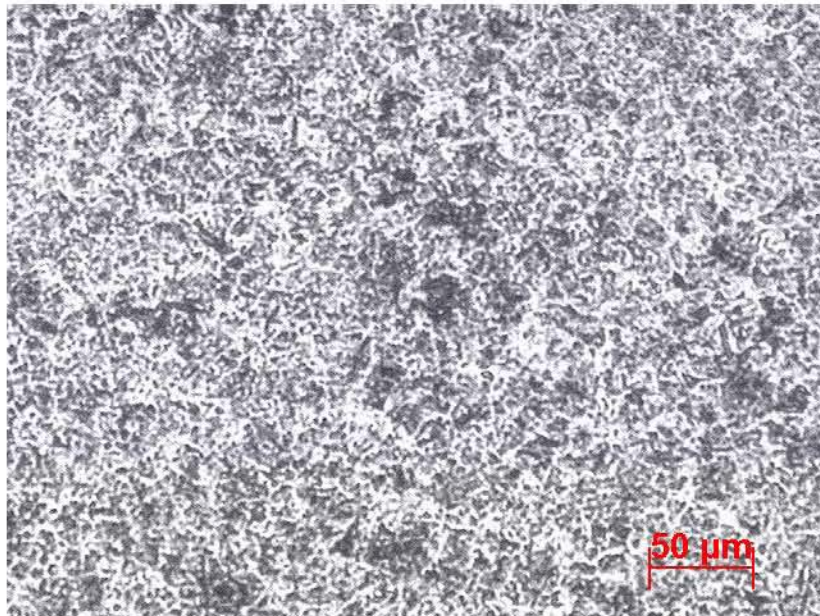


(ก)

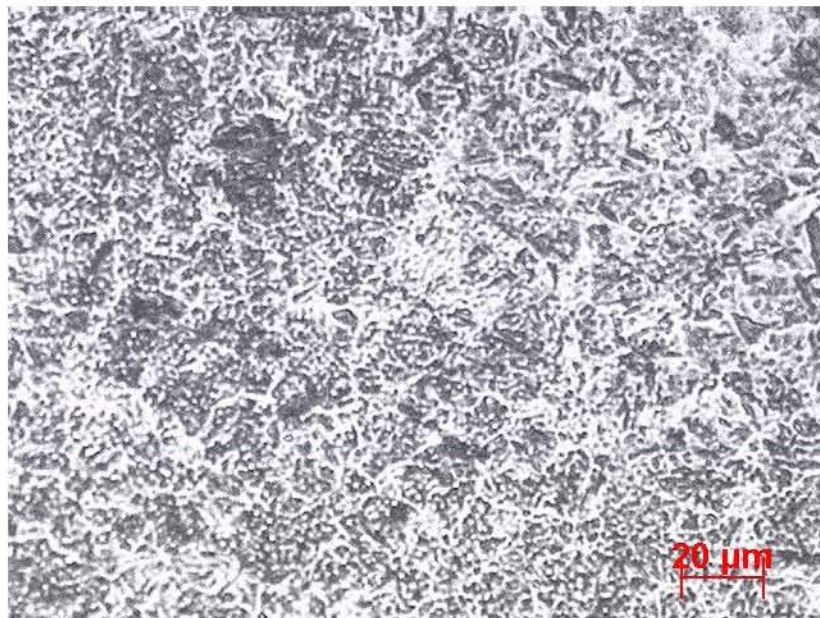


(ข)

รูปที่ ข.3 โครงสร้างจุลภาคเมื่ออุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 815°C และอบคืนตัวกัด  
ผิวด้วยสารละลาย nital 2 % (ก) 100x (ข) 200x



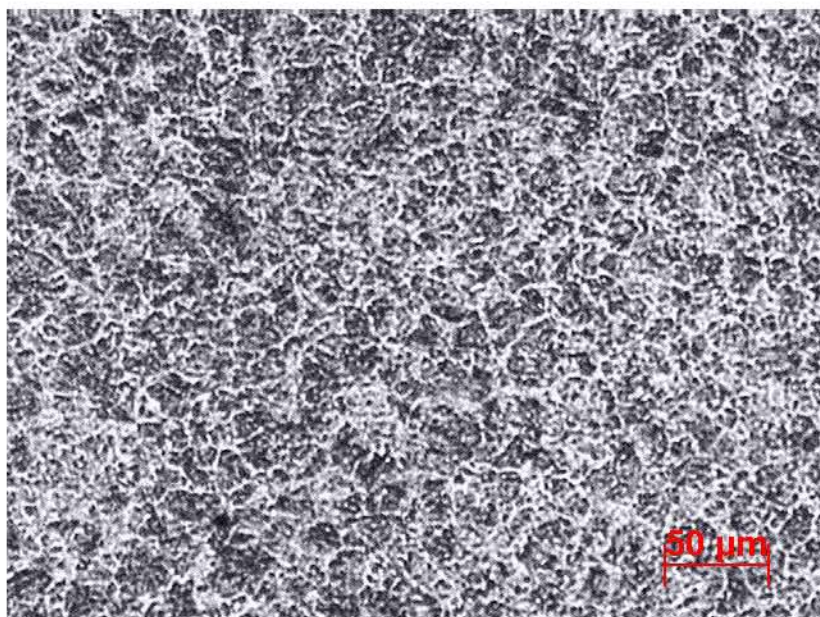
(ก)



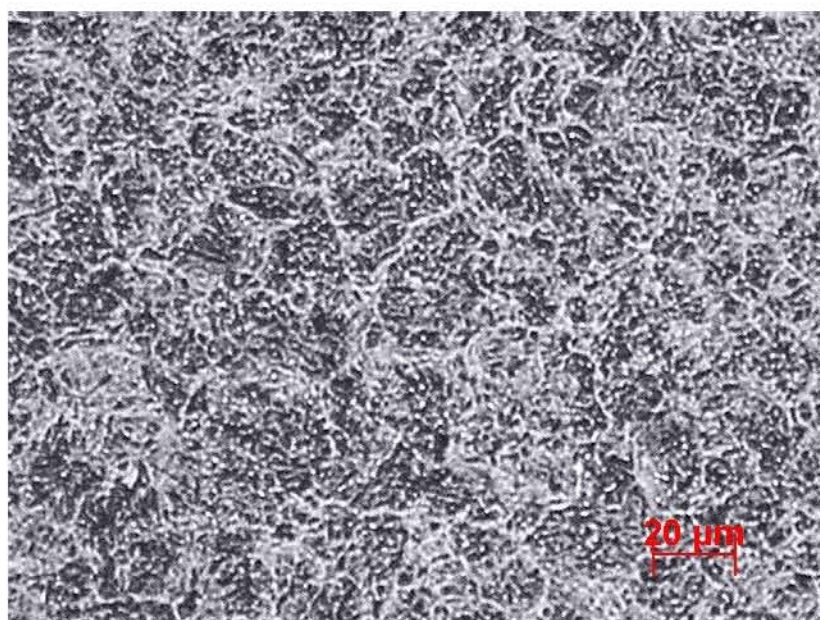
(ข)

รูปที่ ข.4 โครงสร้างจุลภาคเมื่ออุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 845°C และอบคืนตัวกัด  
ผิวด้วยสารละลาย nital 2 % (ก) 100x (ข) 200x



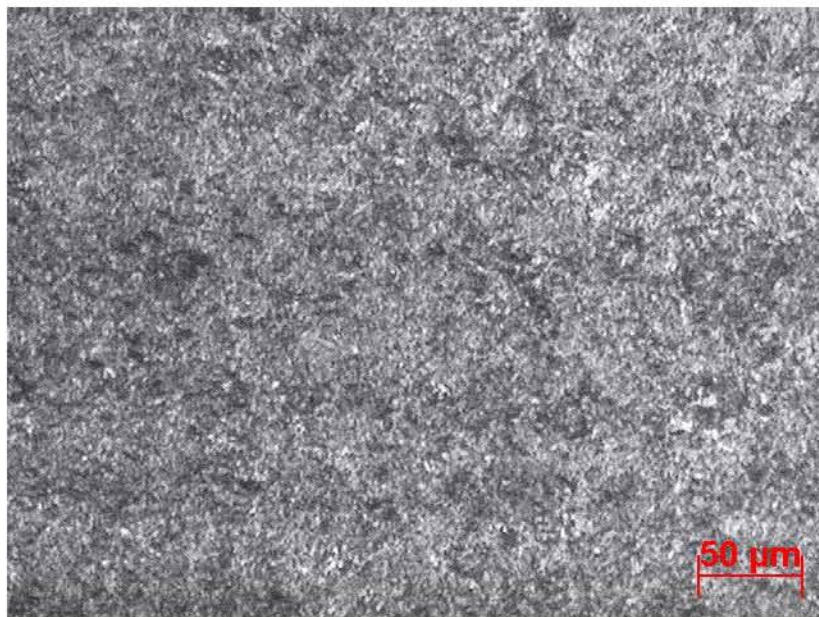


(ก)

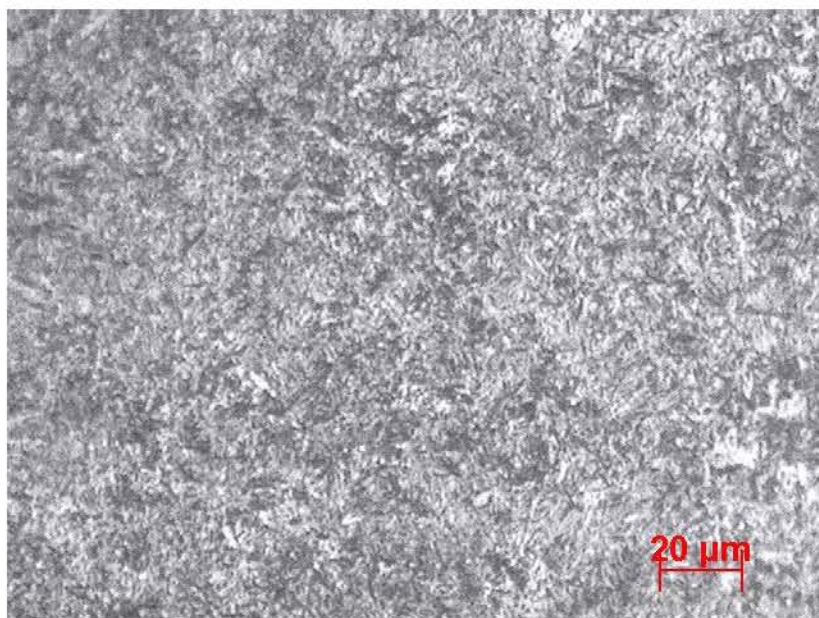


(ข)

รูปที่ ข.5 โครงสร้างจุลภาคเมื่ออุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 860°C และอบคืนตัวกัด  
ผิวด้วยสารละลาย nital 2 % (ก) 100x (ข) 200x



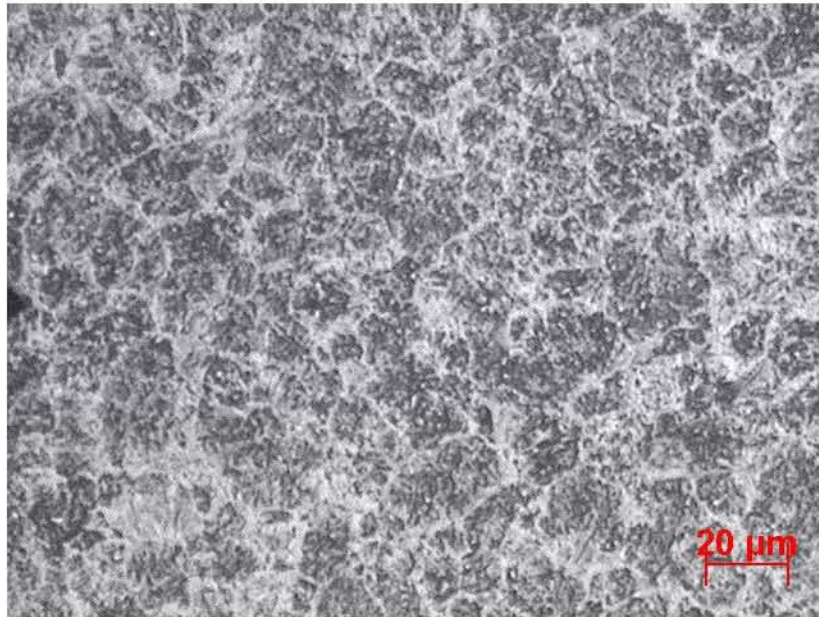
(ก)



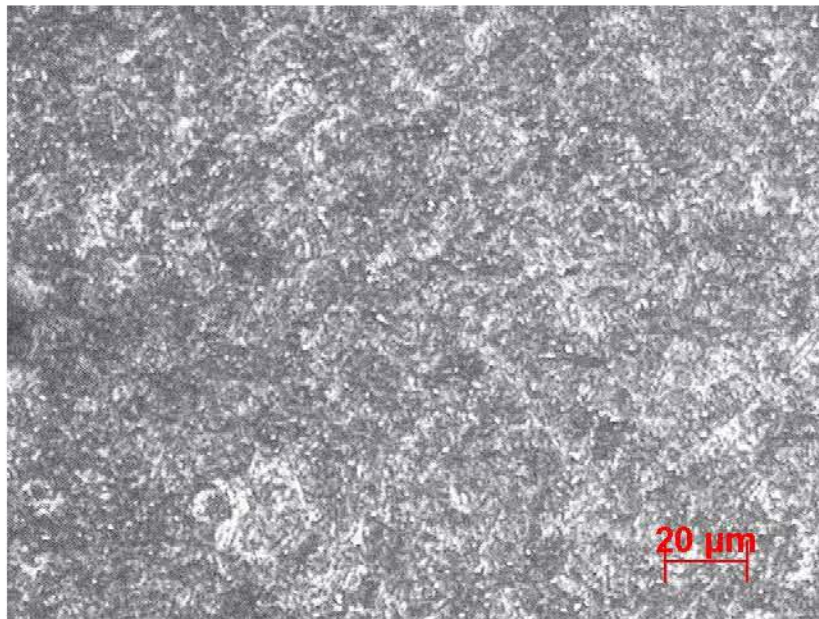
(ข)

รูปที่ ข.6 โครงสร้างจุลภาคเมื่ออุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ 900°C และอบคืนตัวกัด  
ผิวด้วยสารละลาย nital 2 % (ก) 100x (ข) 200x

ภาคผนวก ค

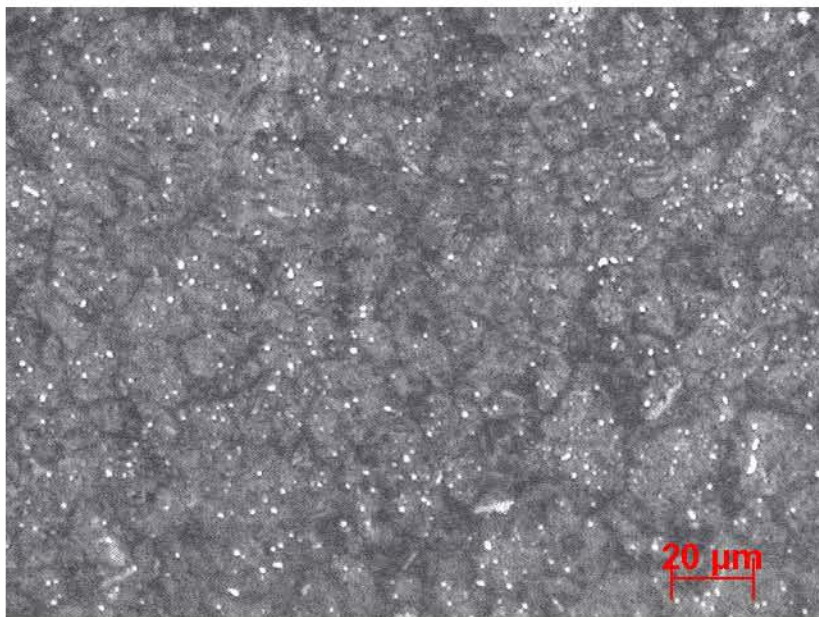


(ก)

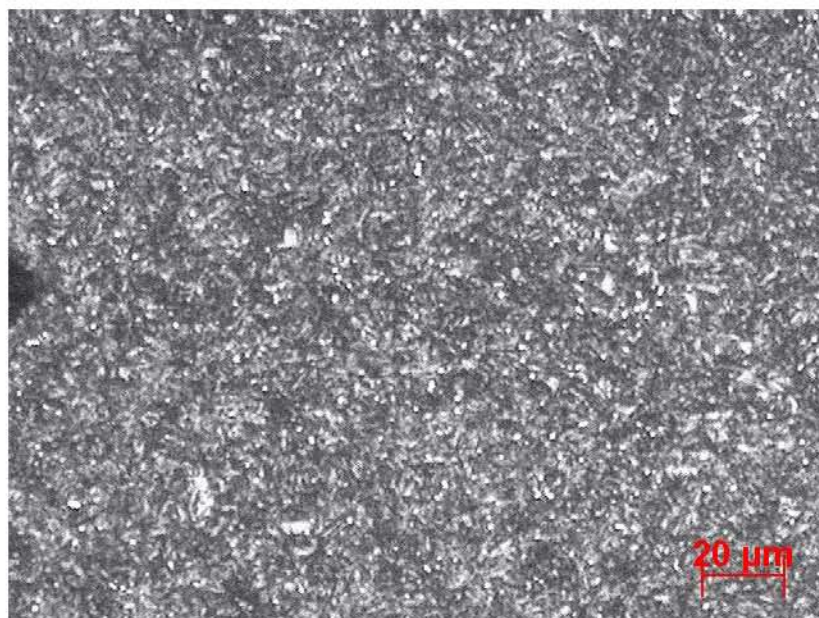


(ข)

รูปที่ ค.1 โครงสร้างจุลภาคหลังชุบแข็งและอบคืนตัวกักผิวด้วยสารละลายต่างกัน 200x  
(ก) nital 2% (ข) natal 2%+picral (ค) สารละลาย Klemm (ง) สารละลาย Beraha



(ค)

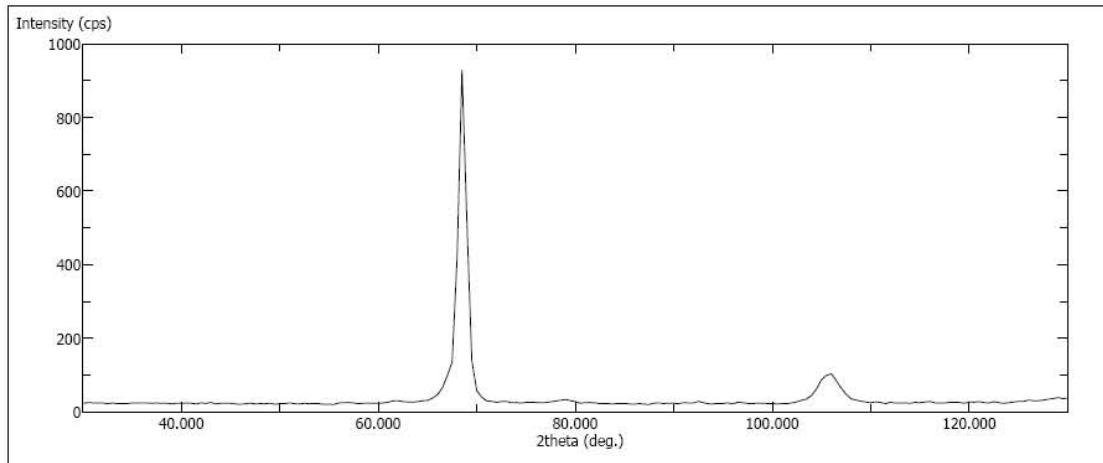


(ง)

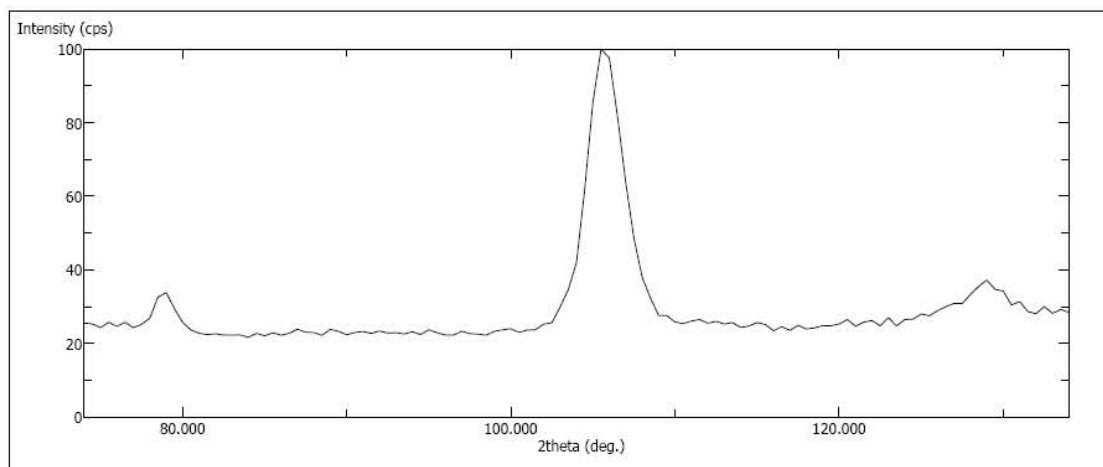
รูปที่ ค.1(ต่อ) โครงสร้างจุลภาคหลังชุบแข็งและอบคืนตัวกัดผิวด้วยสารละลายต่างกัน  
 200x (ก) nital 2% (ข) natal 2%+picral (ค) สารละลาย Klemm (ง) สารละลาย Beraha

## ภาคผนวก ง

### ผลของปริมาณออสเทนไนต์ต่อการกำหนดความเร็วในการ scan



รูปที่ ง.1 กราฟแสดงผลจากเครื่องรังสีเอกซ์แบบเลี้ยวเบนของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 900°C และอบคืนตัวใช้ความเร็วในการ scan 2°/นาที



รูปที่ ง.2 กราฟแสดงผลจากเครื่องรังสีเอกซ์แบบเลี้ยวเบนของชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 900°C และอบคืนตัวใช้ความเร็วในการ scan 0.5°/นาที

เนื่องจากปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างมีปริมาณน้อยหากใช้ความเร็วในการ scan ที่มากค่า intensity ของออสเทนไนต์ต่ำมากภายหลังลบ background แล้วค่า intensity ของออสเทนไนต์ถูกลบจนหมดไม่สามารถคำนวณหา integrate intensity ดังนั้นถ้าต้องการหาปริมาณออสเทนไนต์ที่มีปริมาณน้อยต้องลดความเร็วในการ scan ลง

### ค่า theoretical integrate intensity (R) ที่ใช้ในการคำนวณหาออสเทนไนต์

ค่า theoretical integrate intensity เป็นค่าที่ขึ้นกับ interplana spacing (hk), Bragg angle, crystal structure และส่วนประกอบของเฟสที่จะวัด หาค่าได้จากสมการ

$$R^{hk} = (F^2 \rho LP e^{-2M}) / v^2$$

โดย F = structure factor

$\rho$  = multiplicity factor ที่ระนาบ (hk)

LP = Lorentz polarization factor

$e^{-2M}$  = Debye-Waller หรือ temperature factor

v = ปริมาตรของ unit cell

ผลการคำนวณพบว่าค่า theoretical integrate intensity ของมาร์เทนไซต์มีค่าเท่ากับค่าของเฟอร์ไรต์ ในการคำนวณใช้ค่า theoretical integrate intensity ของเฟอร์ไรต์ได้ค่า theoretical integrate intensity ของแต่ละเฟส เมื่อใช้เป่าเป็นโครเมียมในตารางที่ 3.1

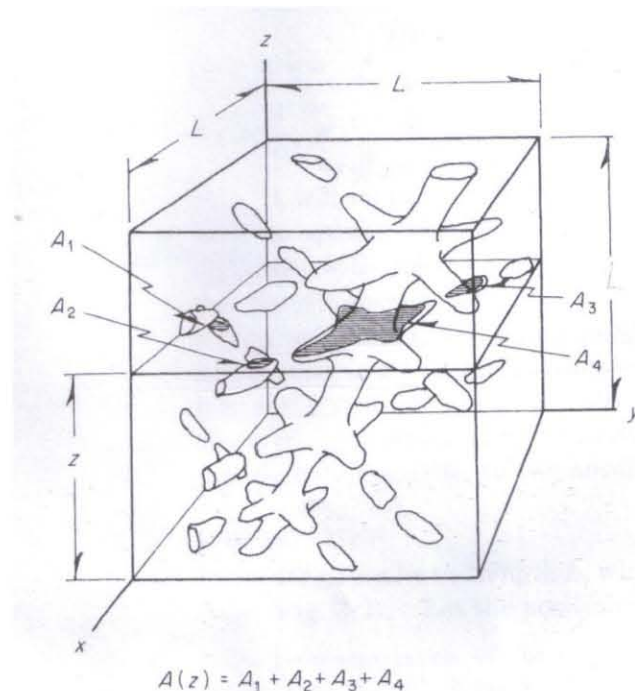
ตารางที่ 3.1 ผลการคำนวณค่า theoretical integrate intensity เมื่อใช้เป่าโครเมียม(11)

hk	Sin $\theta$	$\theta$	$\lambda$	$M^2$	$M^2$	$L^2$	LP	$\rho$	$V^2$	$N^2$	R
[ $\gamma$ Fe, body-centered cubic, unit-cell dimension $a_0 = 2.87044$ ]											
110	0.24660	34.41	16.474	-1.6	0.9	1142.2	4.290	12	0.0677	0.001903 <sup>2</sup>	101.5 <sup>2</sup>
200	0.34987	50.06	15.290	-1.6	0.9	745.0	2.880	6	0.09172	0.001903 <sup>2</sup>	20.2 <sup>2</sup>
211	0.42776	58.20	13.133	-1.6	0.8	524.5	1.939	24	0.0764	0.001903 <sup>2</sup>	100.6 <sup>2</sup>
[ $\alpha$ Fe, face-centered cubic, unit-cell dimension $a_0 = 3.5663$ ]											
111	0.28016	20.44	18.607	-1.6	0.9	434.4	4.164	8	0.0589	0.003424 <sup>2</sup>	25.24 <sup>2</sup>
200	0.27776	20.52	17.422	-1.6	0.9	438.3	3.817	6	0.0467	0.003424 <sup>2</sup>	24.2 <sup>2</sup>
220	0.26204	18.15	14.004	-1.6	0.9	2472.0	3.620	12	0.0562	0.003424 <sup>2</sup>	47.0 <sup>2</sup>

## ภาคผนวก จ

### การประมาณค่าแบบไม่ลำเอียง (unbiased estimate) ของค่าสัดส่วนเชิงปริมาตร

พบว่าการประมาณค่าของสัดส่วนเชิงปริมาตรได้เท่ากับสัดส่วนเชิงพื้นที่ที่ทำได้ ซึ่งพิสูจน์แล้วโดยการทดลองโดย A. Delesse หรืออธิบายได้ด้วยความสัมพันธ์ทางคณิตศาสตร์ดังนี้ [12] เมื่อพิจารณาปริมาตรของเฟสที่ถูกล้อมด้วยทรงลูกบาศก์ที่มีความยาวด้านเป็น  $L$  ดังแสดงในรูปที่ จ.1



รูปที่ จ.1 ระนาบสมมุติที่ตัดในรูปลูกบาศก์ พื้นที่แรเงาคือพื้นที่ของเฟส

เมื่อมีระนาบสมมุติขนาดกัระนาบ  $XY$  และมีระยะทางตามแกน  $Z$  โดยแกน  $Z$  มีค่าตั้งแต่  $0$  ถึง  $L$  โดยให้ค่า  $A(Z)$  คือ พื้นที่รวมของเฟสที่ระนาบสมมุติในทรงลูกบาศก์ ดังนั้นสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสมีค่าดังสมการ

$$Aa(z) = \frac{A(Z)}{L^2}$$

เมื่อ  $Aa(Z)$  คือสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสที่ระนาบ  $Z$  ใดๆ ดังนั้นปริมาณเชิงพื้นที่เฉลี่ยของเฟสในรูปทรงลูกบาศก์มีค่าดังสมการ

$$E(Aa) = \bar{Aa} = \int_0^L Aa(Z)F(Z)dz$$

โดยค่า  $E(Aa)$  คือ expect value เฉลี่ยในทุกๆ ภาชนะตั้งแต่ภาชนะที่  $Z = 0$  ถึง  $Z = L$  และค่า  $F(Z) dz$  คือความน่าจะเป็นที่พบภาชนะสมมุติที่มีเฟสอยู่ที่ระยะตั้งแต่  $Z$  ถึง  $Z+dz$  และถ้าการเลือกภาชนะสมมุติที่ใช้หาปริมาณเนื้อเฟสเป็นแบบสุ่ม (random) จะได้ว่า  $F(Z) dz = dz/L$  ดังนั้นสัดส่วนเชิงพื้นที่เฉลี่ยของเฟส มีค่าดังสมการ

$$\bar{Aa} = \int_0^L Aa(Z) \frac{dz}{L} = \int_0^L \frac{A(Z)dz}{L^3}$$

เมื่อรวมค่าสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสในทุกๆ ภาชนะสมมุติในทรงลูกบาศก์ตั้งแต่ระยะ  $Z = 0$  ถึงระยะ  $Z = L$  ค่าที่ได้คือปริมาตรของเฟส ( $V$ ) ดังนั้นความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่และสัดส่วนเชิงปริมาตร ( $Vv$ ) เป็นไปดังสมการ

$$\bar{Aa} = \frac{V}{L^3} = Vv$$

จากการทดลอง A. Delesse ของและการพิสูจน์ด้วยความสัมพันธ์ทางคณิตศาสตร์ที่พบว่าค่าประมาณค่าแบบไม่ลำเอียง (unbiased estimate) ของสัดส่วนเชิงปริมาตรประมาณค่าได้ตรงกับสัดส่วนเชิงพื้นที่



ภาคผนวก จ

ตาราง จ.1 ค่าเฉลี่ย ( $\bar{x}$ ) และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐาน (SD) ของปริมาณซีเมนต์ของ  
ชิ้นงานใช้อุณหภูมิอบให้เป็นอุณหภูมิแห้งต่าง ๆ และอบคืนตัว

อุณหภูมิอบให้เป็น อุณหภูมิแห้ง (°C)	ค่าเฉลี่ย ( $\bar{x}$ )	ค่าเบี่ยงเบนมาตรฐาน (SD)
800	8.5	0.8
815	7.4	1.0
845	5.2	0.9
860	4.1	1.5
900	2.8	3.6

## ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

ชื่อ – นามสกุล นายเผ่าพันธุ์ เอื้ออารีย์กุลเลิศ

วัน – เดือน – ปีเกิด 31 ตุลาคม 2527

ที่อยู่ 30 ซ.เทศบาล ถ.บำรุงเมือง แขวงวัดราชบพิธ เขตพระนคร กรุงเทพฯ 10200

วุฒิการศึกษา วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิศวกรรมโลหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ปี 2549

โทรศัพท์ติดต่อ 081-658-9693