

ผลของตัวแปรการรีดร้อนต่อการเกิดโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าสองเฟส



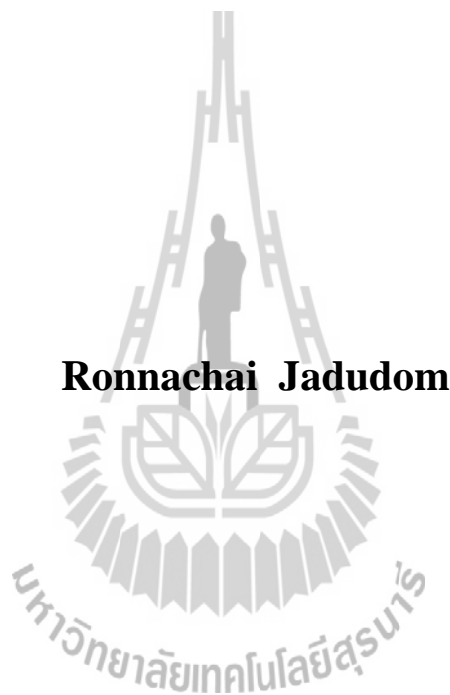
วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ปีการศึกษา 2556

**EFFECTS OF HOT ROLLING PARAMETERS  
ON MICROSTRUCTURE EVOLUTION  
OF DUAL PHASE STEEL**



**Ronnachai Jadudom**

**A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements for the  
Degree of Master of Engineering in Metallurgical Engineering  
Suranaree University of Technology**

**Academic Year 2013**

## ผลของตัวแปรการรีดร้อนต่อการเกิดโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าสองเฟส

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อนุมัติให้นำวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษา  
ตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

---

(อ. ดร.ฐาปณีย์ พัทธวิชัย)

ประธานกรรมการ

---

(อ. ดร.สงบ คำค้อ)

กรรมการ (อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์)

---

(ผศ. ดร.วิฑูร อุทัยแสงสุข)

กรรมการ

---

(ผศ. ดร.อุษณีย์ กิตกำจร)

กรรมการ

---

(ดร.เกรียงยุทธ พิ๋วอ่อน)

กรรมการ

---

(ศ. ดร.ชูกิจ ลิมปิจำนงค์)

รองอธิการบดีฝ่ายวิชาการและนวัตกรรม

---

(รศ. ร.อ. ดร.กนต์ธร ชำนิประศาสน์)

คณบดีสำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

รณชัย จักอุดม : ผลของตัวแปรการรีดร้อนต่อการเกิดโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าสองเฟส (EFFECTS OF HOT ROLLING PARAMETERS ON MICROSTRUCTURE EVOLUTION OF DUAL PHASE STEEL) อาจารย์ที่ปรึกษา : อาจารย์ ดร.สงบ คำค้อ, 107 หน้า

งานวิจัยนี้ศึกษาตัวแปรในการรีดร้อนที่มีผลต่อการรีดร้อนเหล็กกล้าเพื่อให้ได้ผลิตภัณฑ์สุดท้ายเป็นเหล็กกล้าสองเฟส ตัวแปรที่ได้ทำการศึกษาประกอบด้วย ปริมาณการเสีรูป อุณหภูมิการเสีรูป และระยะเวลาการแช่ชิ้นงาน ไว้ที่อุณหภูมิคงที่หลังจากที่ชิ้นงานถูกทำให้เกิดการเสีรูป ตัวแปรที่ได้ศึกษานี้จัดเป็นตัวแปรที่มีผลสำคัญต่อการกำหนด โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายให้เป็นไปตามลักษณะเฉพาะของเหล็กกล้าสองเฟส ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงมีจุดประสงค์เพื่อให้ทราบถึงอิทธิพลของตัวแปรต่าง ๆ ที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคสุดท้ายของเหล็กกล้าที่ได้ การวิจัยนี้ใช้เหล็กกล้าคาร์บอนแมงกานีสเจือไนโอเบียมเป็นชิ้นงานสำหรับการศึกษา และจำลองการรีดร้อนเพื่อศึกษาตัวแปรต่าง ๆ ด้วยเครื่องไดลาโตมิเตอร์ ขั้นตอนการทดลองประกอบด้วย การสร้างแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องของเหล็กกล้าที่ใช้ในการทดลอง ศึกษาผลของตัวแปรการรีดร้อนด้วยเครื่องไดลาโตมิเตอร์ และศึกษาแบบจำลองการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์เพื่อนำมาเปรียบเทียบกับผลการทดลองด้วย

เมื่อพิจารณาจากแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องพบว่าอุณหภูมิที่เกิดเฟสเฟอร์ไรต์ของเหล็กกล้าคาร์บอนแมงกานีสเจือไนโอเบียมอยู่ในช่วง 650-700 °C การจำลองการรีดร้อนที่อุณหภูมิ 650 °C และ 690 °C พบว่าเมื่อปริมาณการเสีรูปสูงขึ้นมีผลทำให้เกิดเฟอร์ไรต์เพิ่มมากขึ้น เนื่องจากการเสีรูปที่เพิ่มขึ้นมีผลทำให้พื้นที่ในการเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้นและทำให้เกรนเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นมีขนาดเล็กลง สำหรับอิทธิพลของอุณหภูมิการเสีรูปและระยะเวลาการแช่ชิ้นงาน ไว้ที่อุณหภูมิคงที่หลังจากการเสีรูปพบว่า การแช่ชิ้นงานหลังจากการรีดร้อน ไว้ที่อุณหภูมิต่ำเป็นระยะเวลา นานมีผลทำให้ปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้น เมื่อเปรียบเทียบผลการทดลองที่ได้จากการจำลองการรีดร้อนด้วยเครื่องไดลาโตมิเตอร์และผลที่ได้จากการคำนวณ โดยใช้แบบจำลองทางคณิตศาสตร์ พบว่าผลของตัวแปรที่มีต่อการเกิดเฟอร์ไรต์มีแนวโน้มไปในทิศทางเดียวกันและมีค่าใกล้เคียงกัน ในงานวิจัยนี้ได้นำเสนอการสร้างแผนภาพความสัมพันธ์ของตัวแปรการรีดร้อนเพื่อเป็นแนวทาง สำหรับการควบคุมตัวแปรการรีดเหล็กกล้าเพื่อให้ได้ผลิตภัณฑ์เป็นเหล็กกล้าสองเฟส

สาขาวิชา วิศวกรรมโลหการ

ปีการศึกษา 2556

ลายมือชื่อนักศึกษา\_\_\_\_\_

ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา\_\_\_\_\_

ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษาร่วม\_\_\_\_\_

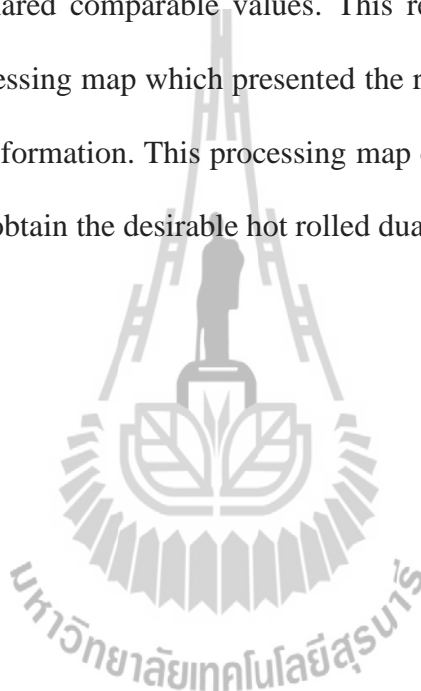
RONNACHAI JADUDOM : EFFECTS OF HOT ROLLING  
PARAMETERS ON MICROSTRUCTURE EVOLUTION OF DUAL  
PHASE STEEL. THESIS ADVISOR : SAKHOB KHUMKOA, Dr.-Ing.,  
107 PP.

DUAL PHASE STEEL/FERRITE/HOT ROLLING/THERMOMECHANICAL  
TREATMENT/DEFORMATION DILATOMETER

This research studied effects of hot rolling parameters on dual phase steel as a hot rolled product. These parameters consisted of deformation degree, deformation temperature, and holding time at a constant temperature after the test specimen is deformed. These are the important parameters which determined the final microstructure of a desirable dual phase steel. Therefore the objective of this research was to determine the influence of hot rolling parameters on the final microstructure of the hot rolled product. This research used a carbon steel containing manganese-niobium as master specimens. Rolling simulation was conducted with the aid of a deformation dilatometer. Experimental procedure consisted of a construction of continuous cooling transformation diagrams of tested steel, investigation of hot rolling parameters on ferrite formation, and modelling of ferrite formation.

According to the continuous cooling transformation diagram, the ferrite formation temperature of tested steel is in the range of 650-700 °C. Hot rolling simulation at temperatures between 650 °C and 690 °C showed that increasing of deformation degree increased volume fraction of ferrite. This was due to the increasing deformation degree, which increases the number of nucleation sites of ferrite and thus

finer ferrite grains are obtained. Deformation temperature and holding time of specimens after deformation significantly influenced the ferrite formation. The test series showed that lower deformation temperature and longer of holding time resulted in increasing volume fraction of ferrite. Comparative results obtained from hot rolling simulation using deformation dilatometer and the calculated results using a mathematical model showed similar trends of hot rolling parameter influences on ferrite formation and also shared comparable values. This research therefore introduced a construction of a processing map which presented the relationships among hot rolling parameters and ferrite formation. This processing map could be used for controlling a hot rolling process to obtain the desirable hot rolled dual phase steel.



School of Metallurgical Engineering

Academic Year 2013

Student's signature\_\_\_\_\_

Advisor's signature\_\_\_\_\_

Co-advisor's signature\_\_\_\_\_

## กิตติกรรมประกาศ

ผู้วิจัยขอกราบขอบพระคุณบุคคลและกลุ่มบุคคลเหล่านี้เป็นอย่างสูงที่ช่วยให้คำแนะนำและคำปรึกษาทั้งในด้านงานวิจัยและการดำเนินงานวิจัย

อาจารย์ ดร.สงบ คำคือ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ สำหรับการจัดหาทุนการศึกษาและทุนในการทำวิจัยและให้คำแนะนำในงานวิจัยและในการเขียนรูปเล่มวิทยานิพนธ์

อาจารย์ ดร.วิฑูร อุทัยแสงสุข อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม ที่ให้คำแนะนำและปรึกษาในงานวิจัย ช่วยแก้ไขบทความทางวิชาการและแนะนำการเขียนวิทยานิพนธ์

คุณฐิติพงษ์ งานศิริ พนักงานประจำสถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งประเทศไทย สำหรับความช่วยเหลือในการใช้เครื่องมือและคำแนะนำในการทดลอง

ศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี และห้องปฏิบัติการวิศวกรรมโลหการและกระบวนการผลิต ที่อำนวยความสะดวกในการใช้เครื่องมือและอุปกรณ์ต่าง ๆ ในการทำวิจัย และขอขอบคุณ บริษัท สหวิริยาสตีลอินดัสตรี จำกัด (มหาชน) ที่สนับสนุนวัสดุสำหรับงานวิจัย

ขอขอบคุณนักศึกษาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารีและนักศึกษาวิศวกรรมเครื่องกล มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี สำหรับความช่วยเหลือในการช่วยดำเนินงานวิจัยและผู้เกี่ยวข้องอื่น ๆ ที่มีได้กล่าวถึงข้างต้น ผู้วิจัยขอกราบขอบพระคุณเป็นอย่างสูง

สุดท้ายนี้ขอขอบพระคุณบิดาและมารดาที่ให้กำเนิด อุปการะเลี้ยงดู และส่งเสริมการศึกษา ทำให้ผู้วิจัยมีความเจริญก้าวหน้ามาถึงปัจจุบัน ข้าพเจ้าขอกราบขอบพระคุณเป็นอย่างยิ่ง

รณชัย จักอุดม

# สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อ (ภาษาไทย).....	ก
บทคัดย่อ (ภาษาอังกฤษ).....	ข
กิตติกรรมประกาศ.....	ง
สารบัญ.....	จ
สารบัญตาราง.....	ฉ
สารบัญรูป.....	ช
คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ.....	ฎ
<b>บทที่</b>	
<b>1 บทนำ</b> .....	<b>1</b>
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา.....	1
1.2 วัตถุประสงค์การวิจัย.....	3
1.3 ขอบเขตของงานวิจัย.....	3
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	4
<b>2 บริบทรศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง</b> .....	<b>5</b>
2.1 สมบัติของเหล็กกล้าสองเฟส.....	5
2.2 กรรมวิธีการผลิตเหล็กกล้าสองเฟส.....	11
2.3 พฤติกรรมการเปลี่ยนเฟสของเหล็กกล้าในกระบวนการรีดร้อน.....	14
2.4 การรีดร้อนเหล็กกล้าสองเฟส.....	16
2.5 แผนภาพแสดงความสัมพันธ์ของตัวแปรการรีดร้อน.....	19
2.6 เครื่องจำลองการรีดร้อน.....	34
<b>3 วิธีดำเนินการวิจัย</b> .....	<b>39</b>
3.1 ขั้นตอนการทดลอง.....	39
3.2 การจำลองการรีดร้อนด้วยเครื่องตีฟอร์มเมชันไดลาโตมิเตอร์.....	39
3.3 ชิ้นงานเหล็กกล้า.....	42



## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
3.4 แผนภาพการเขียนตัวอย่างต่อเนื่อง.....	44
3.5 การจำลองการรีด.....	46
3.6 โครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน.....	48
3.7 แบบจำลองการเกิดเฟอร์ไรต์.....	50
<b>4 ผลการศึกษาและการวิเคราะห์ผล.....</b>	<b>53</b>
4.1 แผนภาพการเขียนตัวอย่างต่อเนื่อง.....	53
4.2 ผลของปริมาณการเสียรูปต่อการเกิดของเฟอร์ไรต์.....	75
4.3 ผลของอุณหภูมิและเวลาก่อนม้วนเก็บต่อการเกิดเฟอร์ไรต์.....	80
4.4 การจำลองอัตราการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์.....	82
4.5 แนวทางการประยุกต์ใช้งานผลการวิจัย.....	94
<b>5 บทสรุป.....</b>	<b>95</b>
รายการอ้างอิง.....	96
ภาคผนวก	
ภาคผนวก ก.....	98
ภาคผนวก ข.....	101
ประวัติผู้เขียน.....	107

## สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
2.1	ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าสองเฟสเกรด 600..... 6
2.2	ความหนาแน่นของนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์จากโปรแกรม MICRESS..... 16
2.3	ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน..... 22
2.4	ค่าตัวแปรการรีดร้อนที่ใช้ในการทดลองการศึกษา..... 27
3.1	ขนาดชิ้นงานที่ทดสอบด้วยเครื่องไคลาโตมิเตอร์..... 44
3.2	ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าที่ใช้ในงานวิจัย..... 44
3.3	ค่าตัวแปรที่ใช้ในการทดลอง..... 47
3.4	ชนิดของกรดที่ใช้กัดผิวหน้าชิ้นงานเพื่อศึกษาวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค..... 59
4.1	การคำนวณอัตราการเย็นตัวที่แท้จริงที่เกิดขึ้น..... 54
4.2	ปริมาณเฟสและค่าความแข็งของชิ้นงานที่มีอัตราการเย็นตัวต่างกัน..... 72
4.3	อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของชิ้นงานที่มีอัตราการเย็นตัวต่าง ๆ..... 72
4.4	เวลาในการเปลี่ยนเฟสของชิ้นงานที่มีอัตราการเย็นตัวต่าง ๆ..... 73
4.5	ปริมาณเฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมิกงที่..... 83
4.6	การคำนวณค่า $g_{f1}$ ..... 87
4.7	ขนาดเกรนอสเตไนต์เริ่มต้น..... 88
4.8	ผลการหาค่า $\alpha_1$ ที่ได้จากการทดลอง..... 90

## สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
1.1	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงและความเหนียวของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดต่าง ๆ..... 2
1.2	สัดส่วนการใช้งานเหล็กกล้าในชิ้นส่วนยานยนต์..... 3
2.1	แบบจำลองโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าสองเฟสซึ่งประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และมาร์เทนไซต์และการแสดงตำแหน่งของคิสโลเคชัน..... 5
2.2	ตัวอย่าง โครงสร้างจุลภาคเหล็กกล้าสองเฟส DP600 สีเทา คือ เฟสเฟอร์ไรต์สีขาวคือ มาร์เทนไซต์..... 6
2.3	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กที่มีสารมลทิน a) เหล็กซัลไฟด์ที่อยู่ตามขอบเกรน b) แมงกานีสซัลไฟด์ที่ฝังในเนื้อเหล็ก c) เหล็กฟอสไฟด์ที่ทำให้เกิดแถบเฟอร์ไรต์ซึ่งเป็นจุดอ่อนในเหล็กที่รีดร้อน..... 7
2.4	การดัดงอของชิ้นงานเหล็กกล้าสองเฟส a) มุมภายในใกล้ 0 องศา b) มุมภายในมีขนาดเท่ากับครึ่งหนึ่งของความหนา..... 9
2.5	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเค้นและค่าความเครียดของเหล็กกล้าสองเฟส..... 10
2.6	กราฟ FLD ซึ่งแสดงสมบัติความสามารถในการขึ้นรูปของเหล็กกล้าสองเฟส..... 11
2.7	แผนภาพแสดงการผลิตเหล็กกล้าสองเฟสด้วยกระบวนการ intercritical annealing..... 12
2.8	แผนภาพแสดงการผลิตเหล็กกล้าสองเฟสด้วยกระบวนการ thermomechanical treatment..... 13
2.9	การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในกระบวนการรีดร้อน โดยกระบวนการ thermomechanical treatment..... 13
2.10	โครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการทดลองที่อุณหภูมิแปรรูปที่ 680 °C ระยะเวลา ก่อนม้วนเก็บที่ 7 วินาที..... 15
2.11	แผนภาพแสดงลำดับการรีดร้อนเหล็กกล้าสองเฟส..... 17
2.12	ผลของธาตุผสมที่มีต่อการเปลี่ยน โครงสร้างออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิคงที่..... 17
2.13	แผนภาพการทดลอง..... 20

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.14	กราฟความเค้นและความเครียดที่อัตราการแปรรูปต่างกัน..... 21
2.15	ผลของตัวแปรการรีดร้อนต่อสมบัติเชิงกลและขนาดเกรนของเฟอร์ไรต์ ของเหล็ก DP-Nb..... 23
2.16	ผลของไนโอเบียมต่อโครงสร้างจุลภาคสุดท้ายของเหล็กที่อุณหภูมิรีดร้อนที่ 950 °C a) เหล็ก DP และ b) เหล็ก DP-Nb..... 24
2.17	ผลของไนโอเบียมที่มีต่อกระบวนการรีดร้อนของเหล็กกล้าสองเฟส..... 25
2.18	แผนภาพการทดลองโดยการกำหนดตัวแปรในแต่ละขั้นตอนของการจำลอง การรีดร้อนด้วยเครื่องไคลมาโตมิเตอร์ที่ศึกษา..... 26
2.19	ปริมาณเฟอร์ไรต์จากโปรแกรม ThermoCalc (ซ้าย) และ ผลการคำนวณ ฟังก์ชัน $g_n(T)$ (ขวา)..... 32
2.20	อิทธิพลของตัวแปรการรีดต่อการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ที่เวลาคงที่ a) 3 วินาที b) 5 วินาที c) 7 วินาที..... 33
2.21	เครื่องไคลมาโตมิเตอร์ที่สถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งประเทศไทย..... 35
2.22	ส่วนประกอบของเครื่องไคลมาโตมิเตอร์..... 36
2.23	การวัดการเปลี่ยนแปลงขนาดเทียบกับอุณหภูมิจากกราฟที่ได้จากเครื่อง ไคลมาโตมิเตอร์..... 38
2.24	การวิเคราะห์หาจุดเปลี่ยนเฟสในการเย็นตัวของเหล็ก..... 38
3.1	ขั้นตอนการศึกษาวิจัย..... 41
3.2	การติดตั้งชิ้นงานในเครื่องไคลมาโตมิเตอร์..... 42
3.3	โครงสร้างจุลภาคก่อนการอบชุบทางความร้อนซึ่งประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และ เฟอไรต์ไลต์ที่มีเกรนหยาบ..... 43
3.4	โครงสร้างจุลภาคหลังการอบชุบทางความร้อนซึ่งประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และ เฟอไรต์ไลต์ที่มีเกรนละเอียด..... 44
3.5	แผนภาพลำดับการทดลองและการกำหนดอัตราการเย็นตัวเพื่อนำข้อมูลไป สร้างเป็นแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่อง..... 45
3.6	แผนภาพการจำลองการรีดร้อนในการทดลอง..... 47

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
3.7 แผนภาพการทดลองเพื่อหาขนาดเกรนอสเตไนต์ที่อุณหภูมิ 1150 °C.....	50
3.8 แผนภาพการทดลองเพื่อหาปริมาณเฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมิกงที่.....	52
4.1 เส้นกราฟการเย็นตัวของชิ้นงานที่อัตราการเย็นตัวต่างกัน.....	54
4.2 อุณหภูมิ $T_{AC3}$ และ $T_{AC1}$ ของชิ้นงานที่ถูกทำให้ร้อนขึ้น.....	56
4.3 เส้นกราฟไดลาเตชันที่อัตราการเย็นตัว 0.8 °C/s.....	57
4.4 โครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว 0.8 °C/s ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และ เพิร์ลไลต์ที่มีประมาณ 79.06% และ 20.94% ตามลำดับ.....	58
4.5 ภาพขยายในรูปที่ 4.3 แสดงการหาจุดเปลี่ยนความชันในช่วงการเปลี่ยนเฟส ซึ่งเป็นอุณหภูมิการเกิดเพิร์ลไลต์.....	58
4.6 เส้นกราฟไดลาเตชันที่อัตราการเย็นตัว 4 °C/s.....	59
4.7 โครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว 4 °C/s ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และ เพิร์ลไลต์ที่มีปริมาณ 69.35% และ 30.65% ตามลำดับ.....	60
4.8 เส้นกราฟไดลาเตชันที่อัตราการเย็นตัว 6 °C/s.....	61
4.9 โครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว 6 °C/s ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และ เพิร์ลไลต์ที่มีปริมาณ 77.85% และ 22.15% ตามลำดับ.....	61
4.10 เส้นกราฟไดลาเตชันที่อัตราการเย็นตัว 8 °C/s.....	63
4.11 โครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว 8 °C/s ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และ เบไนต์ที่มีปริมาณ 62.00% และ 38.00% ตามลำดับ.....	63
4.12 เส้นกราฟไดลาเตชันที่อัตราการเย็นตัว 10 °C/s.....	64
4.13 โครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว 10 °C/s ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และ เบไนต์ที่มีปริมาณ 73.39% และ 26.51% ตามลำดับ.....	65
4.14 เส้นกราฟไดลาเตชันที่อัตราการเย็นตัว 26.8 °C/s.....	66
4.15 โครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว 26.8 °C/s ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และ เบไนต์ที่มีปริมาณ 72.97% และ 27.03% ตามลำดับ.....	66
4.16 เส้นกราฟไดลาเตชันที่อัตราการเย็นตัว 91.3 °C/s.....	68

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.17 โครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว $91.3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ประกอบด้วยเบนไนต์และมาร์เทนไซต์ที่มีปริมาณ 90.03% และ 9.97% ตามลำดับ.....	68
4.18 เส้นกราฟไดลาเทชันที่อัตราการเย็นตัว $178.7\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ .....	69
4.19 โครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว $178.7\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ประกอบด้วยเบนไนต์และมาร์เทนไซต์ที่มีปริมาณ 71.11% และ 28.89% ตามลำดับ.....	70
4.20 เส้นกราฟไดลาเทชันที่อัตราการเย็นตัว $591.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ .....	71
4.21 โครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว $591.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ประกอบด้วยมาร์เทนไซต์เป็นส่วนใหญ่.....	71
4.22 แผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องของเหล็กกล้าแมงกานีสผสมในโอเบียมที่ใช้ในการศึกษาวิจัยนี้.....	74
4.23 แผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องของเหล็กกล้าแมงกานีสผสมในโอเบียมและวานเดียมที่ศึกษาโดย Vander Voort.....	74
4.24 แผนภาพลำดับการจำลองการรีดร้อนด้วยเครื่องไดลาโตมิเตอร์.....	75
4.25 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิก่อนม้วนเก็บที่ $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ และเวลาก่อนม้วนเก็บที่ 5 วินาทีที่มีปริมาณการเสีรูปต่าง ๆ.....	77
4.26 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิก่อนม้วนเก็บที่ $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ และเวลาก่อนม้วนเก็บที่ 10 วินาที ที่มีปริมาณการเสีรูปต่าง ๆ.....	78
4.27 ผลของปริมาณการเสีรูปที่มีต่อปริมาณเฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมิ $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ จุดสีดำแทนเวลาก่อนม้วนเก็บที่ 5 วินาที จุดขาวแทนเวลาก่อนม้วนเก็บที่ 10 วินาที.....	79
4.28 ผลของปริมาณการเสีรูปที่มีต่อปริมาณเฟอร์ไรต์.....	80
4.29 ผลของอุณหภูมิและเวลาก่อนม้วนเก็บที่มีต่อปริมาณเฟอร์ไรต์ที่มีปริมาณการเสีรูปเท่ากับ 0.0.....	81
4.30 ผลของอุณหภูมิและเวลาก่อนม้วนเก็บที่มีต่อปริมาณเฟอร์ไรต์.....	82
4.31 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิ $810\text{ }^{\circ}\text{C}$ .....	83
4.32 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิ $770\text{ }^{\circ}\text{C}$ .....	84
4.33 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิ $730\text{ }^{\circ}\text{C}$ .....	85

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.34 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิ 690 °C.....	85
4.35 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิ 650 °C.....	86
4.36 ปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิคงที่จากการทดลองและจากการคำนวณ ด้วยโปรแกรม ThermoCalc.....	86
4.37 แผนภาพการเกิดเฟอร์ไรต์ที่เวลา 5 วินาที.....	91
4.38 แผนภาพการเกิดเฟอร์ไรต์ที่เวลา 10 วินาที.....	92
4.39 การเปรียบเทียบผลจากแบบจำลองและจากการทดลองที่อุณหภูมิ 650 °C.....	92
4.40 การเปรียบเทียบผลจากแบบจำลองและจากการทดลองที่อุณหภูมิ 690 °C.....	93
4.41 การควบคุมตัวแปรการรีดร้อนเพื่อให้ได้ปริมาณเฟอร์ไรต์ 70-90% ในการผลิต เหล็กกล้าสองเฟสด้วยกระบวนการรีดร้อน.....	94

## คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ

$\alpha_1, \alpha_2$	=	พารามิเตอร์สำหรับปรับเส้นกราฟในสมการให้ได้ค่าใกล้เคียงกับผลการทดลอง
$A_{C1}$	=	เส้นอุณหภูมิวิกฤตการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์ไรต์ไปเป็นออสเตไนต์
$A_{C3}$	=	เส้นอุณหภูมิวิกฤตการเปลี่ยนเฟสจากเพอร์ไรต์ไปเป็นออสเตไนต์
$B$	=	ค่าคงที่มีค่าเท่ากับ $100 \mu\text{m}^{(2/3)}$
$C_\gamma$	=	ปริมาณคาร์บอนภายในเกรนออสเตไนต์
$D_\gamma$	=	ขนาดเกรนออสเตไนต์
$D_o$	=	ขนาดเกรนออสเตไนต์ก่อนตกผลึก (austenite grain size before recrystallized)
$D_{\text{rex}}$	=	ขนาดเกรนออสเตไนต์หลังตกผลึก (recrystallized austenite grain size)
$\varepsilon$	=	ปริมาณการเสียรูป (strain)
$\dot{\varepsilon}$	=	อัตราการเสียรูป (strain rate)
$f(t)$	=	อัตราการเกิดเพอร์ไรต์เทียบกับเวลา
$f_{eq}$	=	ปริมาณเพอร์ไรต์ที่ได้จากการคำนวณด้วยโปรแกรม ThermoCalc
$f(t_s)$	=	สัดส่วนเชิงปริมาตรของเพอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นที่เวลาที่เริ่มต้นการเปลี่ยนเฟส
$f(t_e)$	=	สัดส่วนเชิงปริมาตรของเพอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นที่เวลาที่สิ้นสุดการเปลี่ยนเฟส
$\gamma$	=	ออสเตไนต์
$gf1(T)$	=	ฟังก์ชันแสดงความสัมพันธ์ของอุณหภูมิคงที่มีผลต่อการเปลี่ยนเฟสของออสเตไนต์มาเป็นเพอร์ไรต์
$gf2(D_\gamma, \varepsilon)$	=	ฟังก์ชันแสดงความสัมพันธ์ของขนาดเกรนออสเตไนต์และปริมาณการเสียรูปที่มีผลต่อการเปลี่ยนเฟสของออสเตไนต์มาเป็นเพอร์ไรต์
$\dot{m}(t)$	=	อัตราการเกิดมาร์เทนไซต์เทียบกับเวลา
$p$	=	ค่าคงที่เท่ากับ 0.37
$Q_{gx}$	=	พลังงานกระตุ้น (activated energy) สำหรับการตกผลึกสำหรับ 0.08% C เท่ากับ 28 (kJ/mol)
$R$	=	ค่าคงที่แก๊ส (gas constant) เท่ากับ 8.314 (J/mol·K)
$s_v$	=	ตัวแปรที่แสดงถึงพื้นที่รวมที่มีประสิทธิภาพในการเกิดนิวเคลียส (total effective nucleation area)



## คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ (ต่อ)

$t_e$	= เวลาสิ้นสุดของการเปลี่ยนเฟส
$\tau_m$	= ค่าสัมประสิทธิ์ของ Koistinen-Marburger
$t_s$	= เวลาเริ่มต้นของการเปลี่ยนเฟส
$T$	= อุณหภูมิ
$\dot{T}$	= อัตราการให้ความร้อนหรืออัตราการเย็นตัว
$z$	= ค่าคงที่มีค่าเท่ากับ 1/3



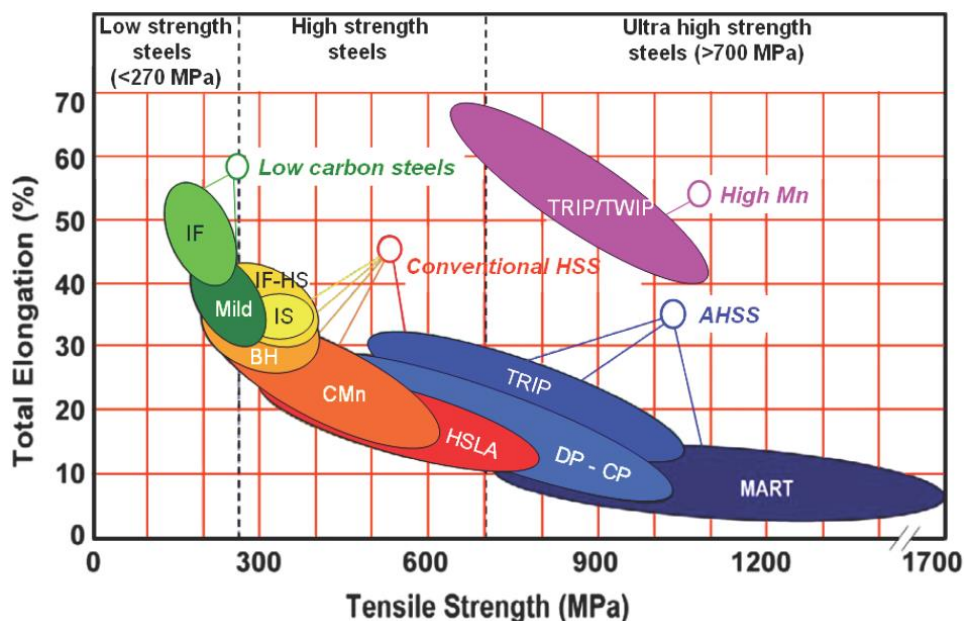
# บทที่ 1

## บทนำ

### 1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

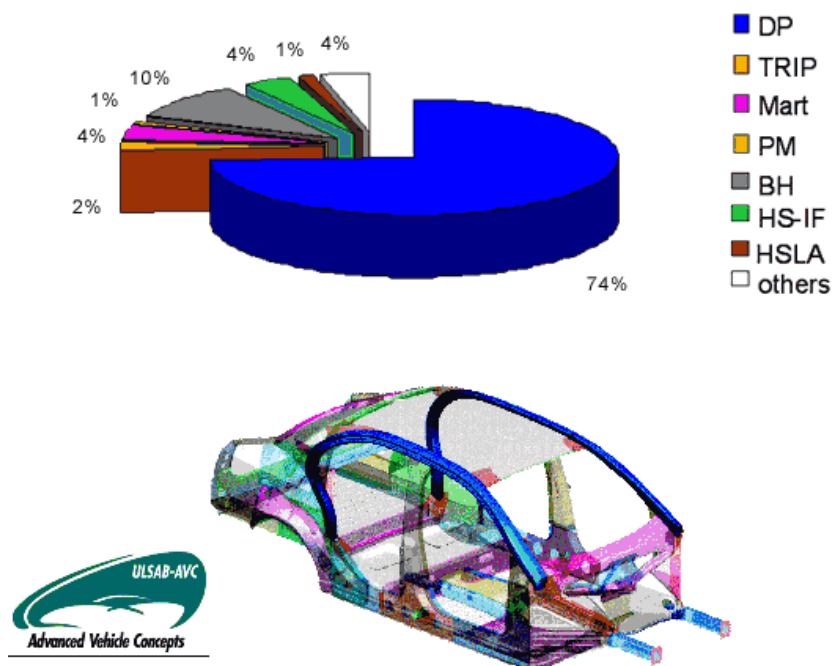
อุตสาหกรรมเหล็กและเหล็กกล้าเป็นอุตสาหกรรมพื้นฐานที่มีบทบาทต่อการพัฒนาประเทศ กลุ่มอุตสาหกรรมเหล็กเป็นตัวบ่งชี้อย่างหนึ่งถึงระดับการพัฒนาทางเศรษฐกิจและเทคโนโลยีของประเทศ เนื่องจากอุตสาหกรรมเหล็กและเหล็กกล้าเป็นวัตถุดิบที่จำเป็นพื้นฐานต่อการพัฒนาอุตสาหกรรมทุกแขนง เช่น อุตสาหกรรมยานยนต์ อุตสาหกรรมก่อสร้าง อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ เป็นต้น ในปัจจุบันประเทศไทยได้กลายเป็นแหล่งผลิตชิ้นส่วนยานยนต์และประกอบรถยนต์ซึ่งสร้างรายได้ให้แก่ประเทศเป็นอย่างมาก ในอุตสาหกรรมยานยนต์ การลดความสิ้นเปลืองในด้านพลังงานเชื้อเพลิงจึงถือเป็นประเด็นที่ต้องตระหนักของผู้ผลิตรถยนต์ที่จะต้องหาทางออกโดยการเลือกใช้วัสดุเหล็กกล้าที่มีคุณภาพสูงที่มีน้ำหนักเบา เพื่อช่วยลดน้ำหนักรถยนต์ซึ่งจะส่งผลทำให้การใช้พลังงานเชื้อเพลิงในการขับเคลื่อนน้อยลง ดังนั้นการพัฒนาเหล็กกล้าคุณภาพสูงเพื่อตอบสนองการเปลี่ยนแปลงที่จะเกิดขึ้นในอุตสาหกรรมยานยนต์จึงเป็นเรื่องสำคัญ

เหล็กกล้าคุณภาพสูง (advanced high strength steel, AHSS) ประกอบด้วย เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงธาตุผสมต่ำ (high strength low alloy steel, HSLA) เหล็กกล้าสองเฟส (dual phase steel, DP) เหล็กกล้า TRIP (transformation induced plasticity steel, TRIP) และเหล็กกล้ามาร์เทนซิติก (martensitic steel, MART) เหล็กกล้าในกลุ่มนี้มีความแข็งแรงมากกว่า 700 MPa ซึ่งถูกพัฒนาให้มีความแข็งแรงสูงมากกว่ากลุ่มเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงซึ่งจากเดิมมีความแข็งแรงมากกว่า 270 MPa การแบ่งกลุ่มเหล็กกล้าตามความแข็งแรงและความเหนียวแสดงดังรูปที่ 1.1 ในอุตสาหกรรมยานยนต์ ชิ้นส่วนที่ใช้งานจะถูกนำไปขึ้นรูปในขั้นตอนสำคัญถัดไปจนได้รูปร่างตามที่ต้องการ ดังนั้นความสามารถในการขึ้นรูปจึงเป็นสิ่งที่ต้องพิจารณาเป็นลำดับต้นและเพื่อตอบสนองการใช้งาน เหล็กกล้าสองเฟสเป็นตัวเลือกหนึ่งที่เหมาะสมเนื่องจากสามารถตอบสนองทั้งในด้านความแข็งแรงที่สูงและมีความสามารถในการขึ้นรูปที่ดี จะเห็นได้ว่าสัดส่วนของเหล็กกล้าสองเฟสในการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์มีมากกว่า 70% ดังแสดงในรูปที่ 1.2 ดังนั้นการศึกษากิจกรรมวิธีการผลิตเหล็กกล้าสองเฟสจึงเป็นสิ่งที่น่าสนใจเป็นอย่างยิ่ง



รูปที่ 1.1 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงและความเหนียวของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดต่าง ๆ (Uthaisangasuk, 2009)

โดยทั่วไปเหล็กกล้าสองเฟสมีโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟสเฟอร์ไรต์ซึ่งเนื้อพื้นมีสัดส่วนประมาณ 70-90% ส่วนที่เหลือประกอบด้วยมาร์เทนไซต์หรือเบไนต์ ดังนั้นการควบคุมปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ให้ได้ตามที่ต้องการจึงเป็นสิ่งสำคัญ ในกระบวนการรีดร้อน ตัวแปรการรีดร้อนที่มีผลต่อปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์จะประกอบด้วย ปริมาณการเสียรูปซึ่งเป็นผลมาจากแรงกดจากลูกรีด อุณหภูมิการรีดและเวลาหลังการรีดร้อนก่อนมีงานเก็บ ทั้งนี้การเสียรูปจะมีผลต่อการเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์ ส่วนอุณหภูมิและเวลามีผลต่อการก่อตัวของเฟสเฟอร์ไรต์ สำหรับงานวิจัยนี้สนใจศึกษาตัวแปรการรีดร้อนที่มีผลต่อปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ในเหล็กกล้าแมงกานีสที่ผสมไนโอเบียม ซึ่งการเติมไนโอเบียมจะส่งผลทำให้อุณหภูมิหยุดการตกผลึกใหม่ของออสเตไนต์เพิ่มสูงขึ้น ทำให้สามารถเพิ่มปริมาณการเสียรูปได้มากกว่าปกติ นอกจากนี้แล้ว การวิจัยนี้จะจำลองอัตราการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์โดยอาศัยข้อมูลการจำลองการรีดร้อนด้วยเครื่อง dilatometer



รูปที่ 1.2 สัดส่วนการใช้งานเหล็กกล้าในชิ้นส่วนยานยนต์ (www.salzgitter-flachstahl.de)

## 1.2 วัตถุประสงค์การวิจัย

การศึกษานี้มีจุดประสงค์เพื่อศึกษาตัวแปรเชิงโลหะของการรีดร้อน ได้แก่ ปริมาณการเสีรูป อุณหภูมิและเวลาหลังการรีดก่อนม้วนเก็บ ที่มีผลต่อการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ของการรีดร้อน เหล็กกล้าสองเฟสโดยมีจุดประสงค์ย่อยดังนี้

- 1) ศึกษาปริมาณการเสีรูปที่มีผลต่อปริมาณของเฟสเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้น
- 2) ศึกษาอุณหภูมิและเวลาก่อนม้วนเก็บที่มีผลต่อปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้น
- 3) จำลองการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์โดยใช้สมการทางคณิตศาสตร์และนำตัวแปรการรีดร้อนมาสร้างแผนภาพการเกิดเฟอร์ไรต์เพื่อเป็นแนวทางในการควบคุมการรีดเพื่อให้ได้เหล็กกล้าสองเฟส

## 1.3 ขอบเขตของงานวิจัย

งานวิจัยนี้มีขอบเขต ดังนี้

- 1) ศึกษาผลของปริมาณการเสีรูป อุณหภูมิและเวลาภายหลังการรีดก่อนม้วนเก็บที่มีต่อปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์

2) สร้างแบบจำลองเพื่อทำนายอิทธิพลของปริมาณการเสียรูป อุณหภูมิการรีดร้อนและเวลา ภายหลังการรีดก่อนม้วนเก็บที่มีผลต่อการเกิดเฟสของเฟอร์ไรต์ โดยอาศัยแบบจำลองที่ได้มีการศึกษามาแล้ว เพื่อหาความสัมพันธ์ของตัวแปรต่าง ๆ ที่มีผลต่อการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์

#### 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

ในการศึกษาวิจัยนี้มีประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ ดังนี้

- 1) ได้รับความสัมพันธ์ของปริมาณการเสียรูปที่มีผลต่อการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์
- 2) ได้รับความสัมพันธ์ของอุณหภูมิการรีดร้อนและเวลาภายหลังการรีดก่อนม้วนเก็บที่มีผลต่อการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์
- 3) ได้กราฟแสดงความสัมพันธ์ของปริมาณการเสียรูป อุณหภูมิและเวลาภายหลังการรีดก่อนม้วนเก็บที่มีผลต่อปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์และได้กราฟการเปรียบเทียบปริมาณของเฟสเฟอร์ไรต์ที่ได้จากการทดลองและจากแบบจำลอง

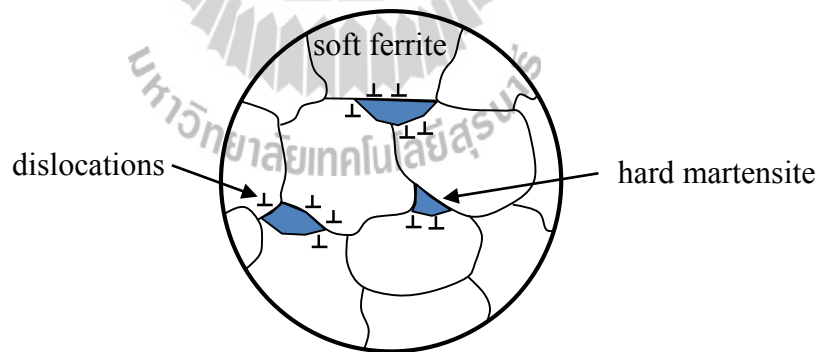


## บทที่ 2

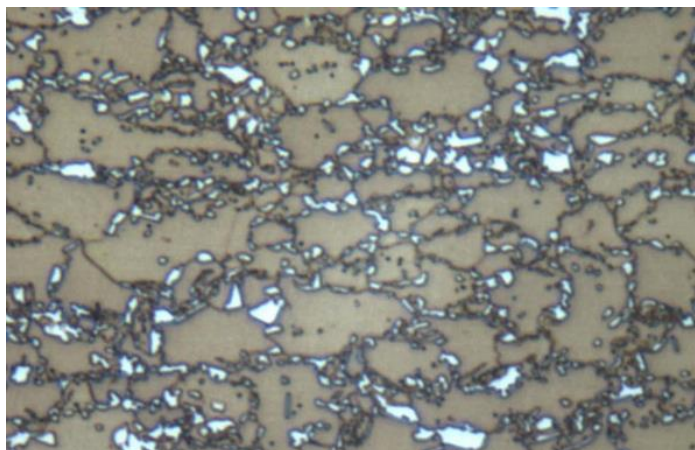
### ปริทรรศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

#### 2.1 สมบัติของเหล็กกล้าสองเฟส

โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าสองเฟสประกอบด้วยเฟสเฟอร์ไรต์ซึ่งเป็นเนื้อพื้น เฟอร์ไรต์มีสมบัติเด่นคือมีความเหนียวสูง โดยทั่วไปเฟอร์ไรต์จะมีประมาณ 70-90% โครงสร้างส่วนที่เหลือจะเป็นมาร์เทนไซต์ซึ่งมีความแข็งแรงสูงแทรกตัวอยู่ในโครงสร้างเนื้อพื้นที่มีความเหนียว บางครั้งเนื่องจากอัตราการเย็นตัวที่ไม่มากพอหรือมีธาตุผสมอื่นที่มีอิทธิพลต่อการเปลี่ยนเฟสทำให้โครงสร้างที่เหลืออาจจะเป็นเบไนต์หรือออสเตไนต์เหลือค้างได้ การมีโครงสร้างเนื้อพื้นเป็นเฟอร์ไรต์จะทำให้เหล็กกล้าสองเฟสมีความเหนียวสูงและการมีโครงสร้างที่มีความแข็งแรงสูงอย่างมาร์เทนไซต์จะทำให้เหล็กกล้ามีความแข็งแรงสูงขึ้น เนื่องจากมาร์เทนไซต์จะไปขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันในโครงสร้างเนื้อพื้นดังแสดงในรูปที่ 2.1 รูปที่ 2.2 เป็นตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคทั่วไปของเหล็กกล้าสองเฟส จะพบว่าพื้นที่สีขาวเป็นเฟสมาร์เทนไซต์และพื้นที่สีเทาเป็นเฟสเฟอร์ไรต์ ตัวอย่างส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าสองเฟสแสดงดังในตารางที่ 2.1



รูปที่ 2.1 แบบจำลองโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าสองเฟสซึ่งประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และมาร์เทนไซต์และการแสดงตำแหน่งของดิสโลเคชัน ([www.salzgitter-flachstahl.de](http://www.salzgitter-flachstahl.de))



รูปที่ 2.2 ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคเหล็กกล้าสองเฟส DP600 สีเทาคือเฟสเฟอร์ไรต์ สีขาวคือมาร์เทนไซต์ (www.arcelormittal.com)

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าสองเฟสเกรด 600 (www.salzgitter-flachstahl.de)

ธาตุ	ส่วนผสมทางเคมีสูงสุด (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก, wt%)							
	C	Mn	Si	P	S	N	Al	Cr+Mo+Ni*
ปริมาณ	0.1	1.4	0.15	0.07	0.008	0.009	0.06	1

\*Cr < 0.8%

บทบาทของธาตุผสมที่มีผลต่อสมบัติของเหล็กกล้าสองเฟส

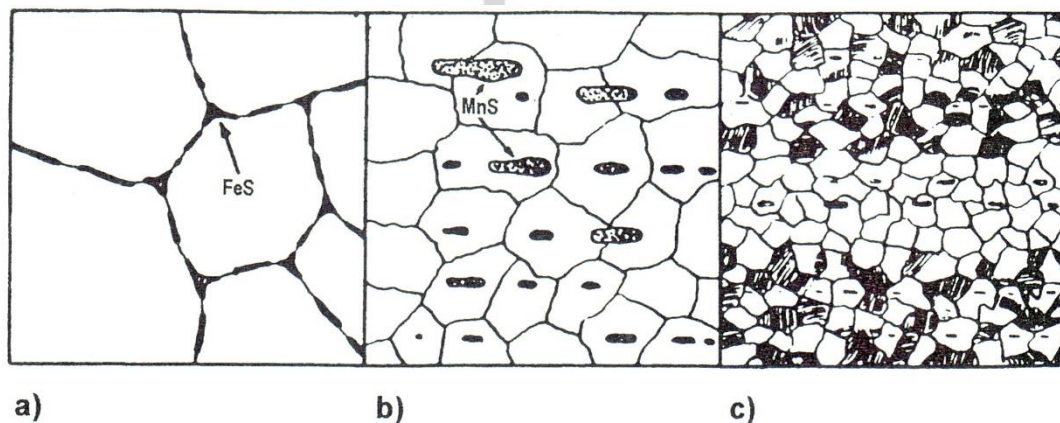
1) คาร์บอน จัดเป็นธาตุในกลุ่มเพิ่มความเสถียรให้แก่ออสเตไนต์ ถือเป็นธาตุผสมหลักในเหล็กกล้า บทบาทของคาร์บอนคือเพิ่มความแข็ง ความแข็งแรงและความสามารถในการชุบแข็ง แต่จะทำให้ความเหนียวลดต่ำลงและความสามารถในการนำไฟฟ้าลดต่ำลง คาร์บอนสามารถรวมตัวกับธาตุอื่นได้สารประกอบคาร์ไบด์

2) แมงกานีส จัดอยู่ในกลุ่มเพิ่มเสถียรภาพให้แก่ออสเตไนต์และสามารถรวมตัวกับคาร์บอนได้สารประกอบคาร์ไบด์ แมงกานีสทำให้ความสามารถในการชุบแข็งเพิ่มสูงขึ้นโดยมีอิทธิพลมากกว่านิกเกิลถึงสองเท่า และแมงกานีสยังมีบทบาททำให้ปริมาณคาร์บอนและอุณหภูมิที่จุดยูเทคตอยด์ลดต่ำลง ทำให้ปริมาณเฟิร์ลไลต์เพิ่มขึ้นและปริมาณเฟอร์ไรต์ลดน้อยลง มีส่วนทำให้เกรนละเอียด

3) ซิลิกอน จัดอยู่ในกลุ่มเพิ่มเสถียรภาพให้แก่เฟอร์ไรต์และสามารถรวมตัวกับเหล็กได้ดีกว่าคาร์บอน ซิลิกอนจะละลายได้ดีในเฟอร์ไรต์ เพิ่มความแข็งแรงให้กับเฟอร์ไรต์โดยเฉพาะเพิ่มความ

แข็งแรงจุดครากให้สูงขึ้น ถ้ามีซิลิกอนสูงเกินไปจะส่งผลเสียต่อสมบัติด้านงานเชื่อม เนื่องจากซิลิกอนจะรวมตัวกับออกซิเจนได้ง่าย

4) ซัลเฟอร์ เป็นธาตุที่ไม่ต้องการให้มีในเนื้อเหล็กกล้า เนื่องจากซัลเฟอร์มีผลต่อคุณภาพของเหล็กที่จะผลิตได้ เมื่อมีปริมาณซัลเฟอร์ในเนื้อเหล็กกล้ามากกว่า 0.01% ซัลเฟอร์จะรวมตัวกับเหล็กให้เหล็กซัลไฟด์ (FeS) เมื่อมีเหล็กซัลไฟด์เกิดขึ้น เหล็กซัลไฟด์มักตกผลึกตามขอบเกรนดังรูปที่ 2.3a ซึ่งมีผลทำให้เหล็กเปราะแตกง่ายและซัลเฟอร์ยังรวมตัวกับแมงกานีสให้แมงกานีสซัลไฟด์ (MnS) ซึ่งมีผลเสียต่อการรีดร้อน เนื่องจากแมงกานีสซัลไฟด์จะแทรกตัวในออสเตไนต์ไม่สามารถละลายเข้าไปในโครงสร้างออสเตไนต์ได้ทำให้เกิดเป็นมลทินฝังในเนื้อเหล็กดังรูปที่ 2.3b



รูปที่ 2.3 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กที่มีสารมลทิน a) เหล็กซัลไฟด์ที่อยู่ตามขอบเกรน b) แมงกานีสซัลไฟด์ที่ฝังในเนื้อเหล็ก c) เหล็กฟอสไฟด์ที่ทำให้เกิดแถบเฟอร์ไรต์ ซึ่งเป็นจุดอ่อนในเหล็กรีดร้อน (Ginzburg, 2004)

5) ฟอสฟอรัส มักรวมตัวกับเหล็กได้สารประกอบเหล็กฟอสไฟด์ ( $Fe_3P$ ) มีผลทำให้เหล็กมีความเปราะแตกง่าย เหล็กฟอสไฟด์จะไม่ละลายในเฟอร์ไรต์ ดังนั้นจะทำให้เกิดเฟอร์ไรต์ที่มีฟอสฟอรัสสูงหรือเกิดเป็นแถบของเฟอร์ไรต์ส่งผลให้เป็นจุดอ่อนแอในเนื้อเหล็กรีดร้อนดังรูปที่ 2.3c

6) ไนโตรเจน ที่อยู่ในเหล็กมักรวมตัวกับธาตุอื่นให้สารประกอบไนไตรด์ ไนไตรด์ที่เกิดขึ้นมักส่งผลเสียกับเหล็กทำให้เหล็กเปราะแตกง่ายและไม่เหมาะสมต่อการรีดเย็นเป็นอย่างมาก ดังนั้นปริมาณไนโตรเจนควรจำกัดให้ต่ำกว่า 0.002%

7) อะลูมิเนียม จัดอยู่ในกลุ่มเพิ่มความเสถียรให้แก่เฟอร์ไรต์ไม่สามารถรวมตัวกับคาร์บอนได้แต่จะรวมตัวกับไนโตรเจนได้ดี อะลูมิเนียมละลายได้ดีในเฟอร์ไรต์และเพิ่มความแข็งแรงให้แก่



เฟอร์ไรต์ อะลูมิเนียมละลายได้น้อยในซีเมนต์โทต์แต่จะมีผลทำให้ซีเมนต์โทต์ไม่เสถียรเมื่อได้รับความร้อนซีเมนต์โทต์จะแตกตัวได้ง่ายเมื่อมีอะลูมิเนียมละลายอยู่ อะลูมิเนียมเมื่อรวมตัวกับไนโตรเจนได้สารประกอบไนไตรด์จะส่งผลทำให้เกรนอสเตไนต์ขยายตัวได้น้อยลง ส่วนใหญ่ อะลูมิเนียมที่ติดมาในเหล็กกล้าเนื่องจากกระบวนการกำจัดแก๊สในน้ำโลหะในช่วงการปรงน้ำเหล็ก

8) โครเมียม จัดอยู่ในกลุ่มเพิ่มความเสถียรให้แก่เฟอร์ไรต์สามารถรวมตัวกับคาร์บอนได้ คาร์ไบด์ที่มีเสถียรภาพสูง บทบาทของโครเมียมมีผลทำให้ปริมาณคาร์บอนที่จุลยู่ที่คดอยด์ลดลง แต่กลับเพิ่มอุณหภูมิที่คดอยด์ให้สูง และโครเมียมมีบทบาทเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งของเหล็กคือมีผลทำให้แผนภาพการเย็นตัวแบบต่อเนื่องเลื่อนไปทางด้านขวามือ โครเมียมยังเพิ่มสมบัติด้านความต้านทานการกัดกร่อน

9) โมลิบดีนัม จัดเป็นธาตุที่อยู่ในกลุ่มเพิ่มความเสถียรให้แก่เฟอร์ไรต์และสามารถรวมตัวกับคาร์บอนให้คาร์ไบด์ ผลของโมลิบดีนัมจะทำให้ปริมาณคาร์บอนที่จุลยู่ที่คดอยด์ลดลง แต่กลับเพิ่มอุณหภูมิที่คดอยด์ให้สูงขึ้น คาร์ไบด์ที่เกิดจากโมลิบดีนัมจะมีความเสถียรสูงทนความร้อนได้ดีสลายตัวได้ยาก และมีผลทำให้มาร์เทนไซต์มีเสถียรภาพสูงถึงอุณหภูมิ 600 °C

10) นิกเกิล จัดเป็นธาตุที่อยู่ในกลุ่มเพิ่มความเสถียรให้แก่อสเตไนต์และไม่รวมตัวกับคาร์บอนให้คาร์ไบด์ นิกเกิลจะทำให้จุลยู่ที่คดอยด์ทั้งปริมาณคาร์บอนและอุณหภูมิลดลง ทำให้ปริมาณเฟอร์ไรต์มากขึ้นและเฟอร์ไรต์น้อยลง นิกเกิลมีผลทำให้เกรนละเอียดเนื่องจากอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงของอสเตไนต์มีอุณหภูมิลดลง และนิกเกิลยังช่วยเพิ่มความแข็งแรงและความแข็ง โดยไม่ทำให้ความเหนียวลดลง

สำหรับชิ้นงานทดลองในงานวิจัยนี้มีไนโอเบียมเป็นส่วนผสมด้วยซึ่งไนโอเบียมมีบทบาทต่อการเพิ่มความเสถียรให้เฟอร์ไรต์และสามารถรวมตัวกับคาร์บอนเกิดเป็นสารประกอบได้ คาร์ไบด์และทำให้มาร์เทนไซต์มีเสถียรภาพสูง แม้อบกินตัวความแข็งแรงของมาร์เทนไซต์ก็ไม่ลดลง และประเด็นสำคัญอีกอย่างคือ ไนโอเบียมมีผลทำให้อุณหภูมิหยุดการตกผลึกใหม่ของอสเตไนต์เพิ่มสูงขึ้น ส่งผลให้ช่วงอุณหภูมิหยุดการตกผลึกใหม่ของอสเตไนต์ก่อนการเปลี่ยนเฟสกว้างขึ้น ทำให้มีโอกาสเพิ่มปริมาณการเสีรูปได้มากกว่าปกติ (Ginzburg, 2004)

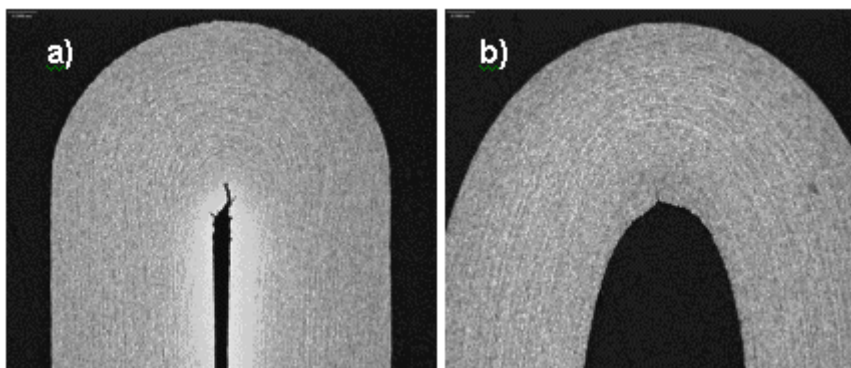
#### สมบัติเชิงกลของเหล็กกล้าสองเฟส

1) ความเค้นจุดครากต่ำ เหล็กกล้าสองเฟสจะมีความเค้นจุดครากที่ต่ำเมื่อเทียบกับเหล็กกล้า ความแข็งแรงสูงธาตุผสมต่ำ ซึ่งส่งผลทำให้ความสามารถในการขึ้นรูปดีและมีความต่อเนื่องของจุดครากทำให้การแปรรูปชิ้นงานเป็นไปได้อย่างราบเรียบ

2) อัตราส่วนความแข็งแรงจุดครากต่อความแข็งแรงดึงต่ำ อัตราส่วนดังกล่าวแสดงถึงความสามารถในการขึ้นรูปของเหล็กกล้าสองเฟสที่สูง โดยทั่วไปเหล็กกล้าสองเฟสจะมีอัตราส่วนดังกล่าวประมาณ 0.5 เท่า

3) ความสามารถต้านทานความล้าสูง เหล็กกล้าสองเฟสจะมีค่าความต้านทานความล้าสูงกว่าเมื่อเทียบกับเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงธาตุผสมต่ำ เนื่องจากการมีโครงสร้างพื้นที่มีความเหนียวทำให้การโตต่อของรอยแตกของมาร์เทนไซต์เป็นไปอย่างยากลำบาก ส่งผลให้ความต้านทานความล้าสูงกว่า

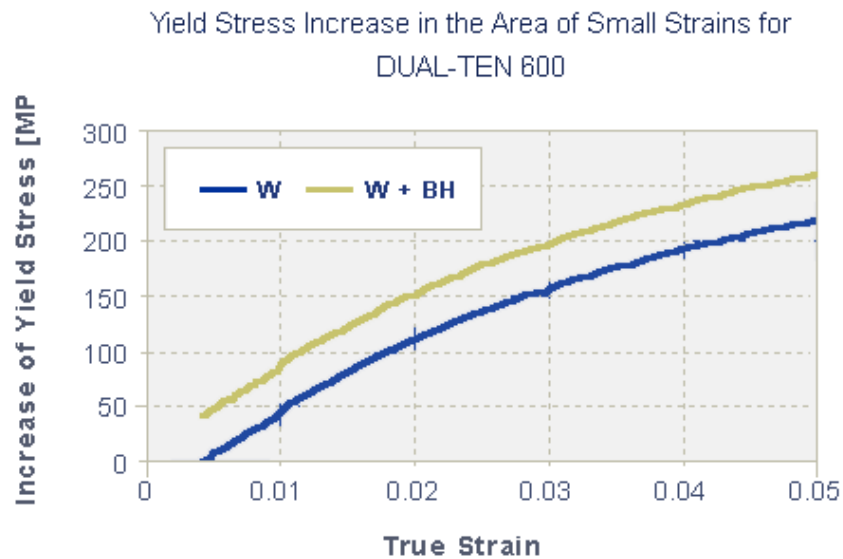
4) ความสามารถในการงอสูง (bendability) เหล็กกล้าสองเฟสมีความสามารถในการงอสูงสามารถดัดงอได้ดีโดยไม่เกิดรอยแตก สามารถดัดงอชิ้นงานให้มุมภายในใกล้ 0 องศา และดัดงอให้มุมภายในมีขนาดเท่ากับครึ่งหนึ่งของความหนาชิ้นงาน ดังรูปที่ 2.4



รูปที่ 2.4 การดัดงอของชิ้นงานเหล็กกล้าสองเฟส a) มุมภายในใกล้ 0 องศา b) มุมภายในมีขนาดเท่ากับครึ่งหนึ่งของความหนา (www.usssteel.com)

5) เพิ่มความแข็งแรงจากการอบภายหลังการขึ้นรูปแล้ว (bake hardening) เมื่อนำชิ้นงานมาพ่นสีจะทำให้เกิดความร้อนขึ้นเสมือนเป็นการอบชิ้นงาน ส่งผลให้เกิดปรากฏการณ์คาร์บอนไปจับตัวกับดิสโลเคชันทำให้ความแข็งแรงของเหล็กกล้าสองเฟสเพิ่มขึ้นประมาณ 35-70 MPa เมื่อนำชิ้นงานมาทดสอบแรงดึงพบว่า ชิ้นงานที่ขึ้นรูปและถูกทำสีจะมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นดังรูปที่ 2.5

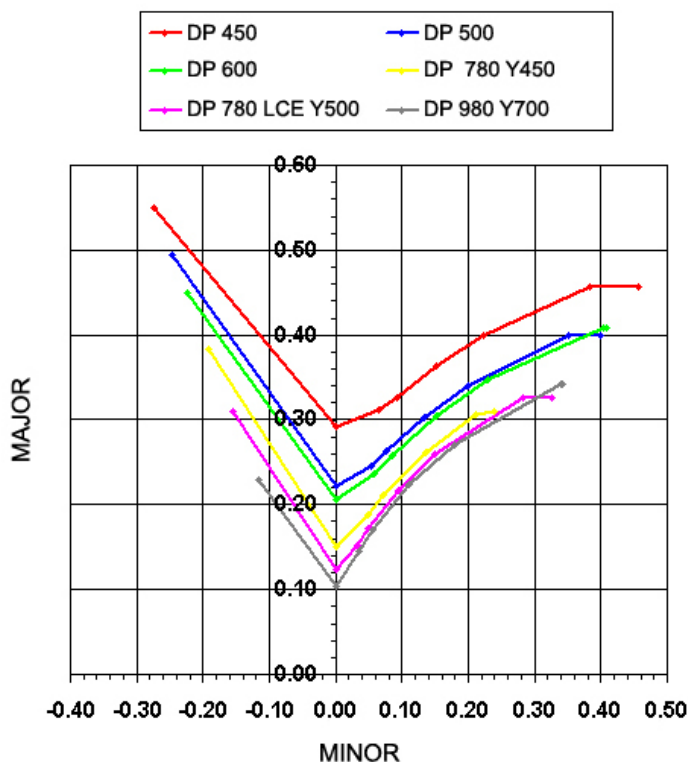
6) อัตราส่วนความแข็งแรงต่อมวลสูง เมื่อเปรียบเทียบอัตราส่วนความแข็งแรงกับมวลของเหล็กกล้าสองเฟสกับเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงธาตุผสมต่ำ พบว่าเหล็กกล้าสองเฟสมีอัตราส่วนที่สูงกว่า ซึ่งแสดงให้เห็นว่าเหล็กกล้าสองเฟสน้ำหนักเบากว่า ทำให้ช่วยลดน้ำหนักของชิ้นส่วนยานยนต์



รูปที่ 2.5 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเค้นและค่าความเครียด  
ของเหล็กกล้าสองเฟส (www.arcelormittal.com)

7) ความสามารถดูดซับการชนดี (absorb crash energy) เนื่องจากการมีอัตราส่วนความแข็งแรงจุดครากต่อความแข็งแรงดึงต่ำทำให้เมื่อเกิดการชนเหล็กกล้าสองเฟสจะสามารถดูดซับแรงได้ดี จากสมบัติดังกล่าวจึงได้มีการนำเหล็กกล้าสองเฟสไปผลิตเป็นชิ้นส่วนกันชนหน้าเพื่อช่วยดูดซับพลังงานจากการชน

8) ความสามารถในการขึ้นรูปที่ดี (good formability) ความสามารถในการขึ้นรูปที่ดีจะสัมพันธ์กับความเหนียว ความสามารถในการขึ้นรูปหาได้จากกราฟ forming limit diagram (FLD) ดังรูปที่ 2.6 จากการทดสอบพบว่า เหล็กกล้าสองเฟสที่มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น ค่าสูงสุดในการขึ้นรูปโดยไม่ทำให้ชิ้นงานแตกจะมีค่าลดต่ำลง

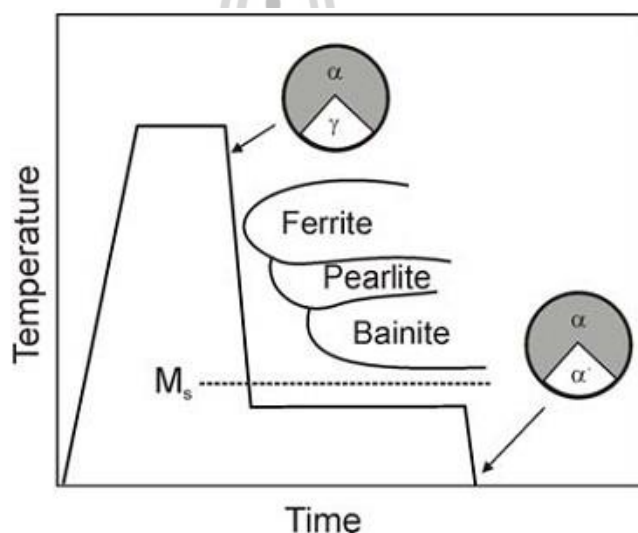


รูปที่ 2.6 กราฟ FLD ซึ่งแสดงสมบัติความสามารถในการขึ้นรูปของเหล็กกล้าสองเฟส (www.arcelormittal.com)

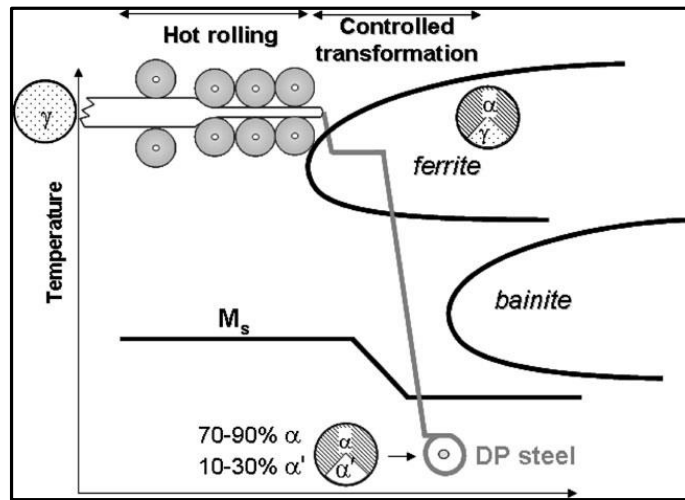
## 2.2 กรรมวิธีการผลิตเหล็กกล้าสองเฟส

เหล็กกล้าสองเฟสถูกพัฒนาขึ้นเพื่อใช้ในเชิงพาณิชย์ในช่วงปี 1970 (Asadi, 2010) โดยเริ่มต้นจากเหล็กกล้าคาร์บอนที่ผสมธาตุวานาเดียมเพื่อลดการเกิดเฟสเพิร์ลไลต์ในโครงสร้างจุลภาค ส่วนผสมหลักของเหล็กกล้าสองเฟสประกอบด้วยคาร์บอน (0.05-0.2% C) แมงกานีส และซิลิกอน การผลิตเหล็กกล้าสองเฟสแบบดั้งเดิมเป็นการผลิตโดยเริ่มจากชิ้นงานเริ่มต้นที่มีโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเพิร์ลไลต์จากนั้นนำไปอบให้โครงสร้างจุลภาคอยู่ในช่วงสองเฟสซึ่งประกอบด้วยออสเตไนต์และเฟอร์ไรต์ หรือเหนือเส้น  $A_1$  แต่ต่ำกว่าเส้น  $A_3$  ซึ่งช่วงดังกล่าวจะเรียกว่า intercritical annealing อุณหภูมิในการอบจะมีผลโดยตรงต่อสัดส่วนของออสเตไนต์และเฟอร์ไรต์ที่จะเกิดขึ้น โดยปริมาณออสเตไนต์ที่ได้จะมีปริมาณเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิการอบที่เพิ่มขึ้น แต่เมื่อสัดส่วนของออสเตไนต์เพิ่มสูงขึ้นก็จะส่งผลต่อปริมาณคาร์บอนในออสเตไนต์เช่นกัน หลังจากนั้นชิ้นงานจะถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างรวดเร็วเพื่อทำให้ออสเตไนต์ที่มีอยู่เกิดการเปลี่ยนเฟสไปสู่มาร์เทนไซต์ เมื่อนั้นก็จะได้เหล็กกล้าสองเฟสดังรูปที่ 2.7 การผลิตเหล็กกล้าสองเฟสอีกแบบหนึ่งเป็นกระบวนการรีดร้อนโดยใช้หลักการของ thermomechanical treatment จากกระบวนการ

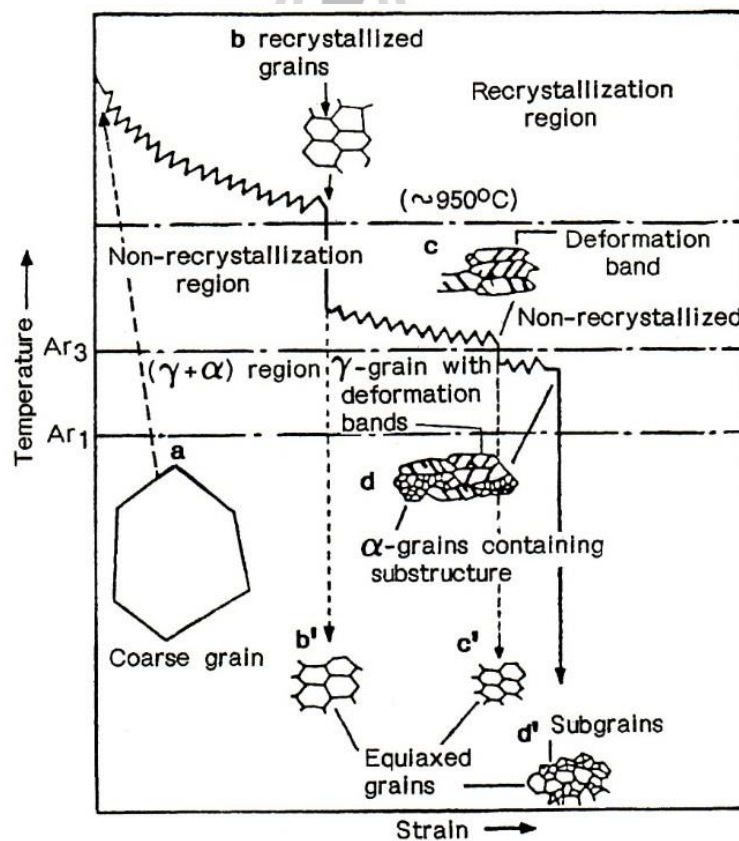
ดังกล่าวจะทำให้โครงสร้างเหล็กกล้าเปลี่ยนแปลงไปดังรูปที่ 2.8 เริ่มต้นจากการทำให้ชิ้นงานมีโครงสร้างจุลภาคเป็นออสเตไนต์ ซึ่งผลของอุณหภูมิจะทำให้เกรนออสเตไนต์มีขนาดใหญ่ หลังจากนั้นทำการรีดให้เหล็กกล้ามีขนาดลดลง ผลที่เกิดขึ้นในด้านโครงสร้างจุลภาคคือออสเตไนต์ที่มีเกรนใหญ่จะเกิดการตกผลึกใหม่เนื่องจากการเสีรูปร่างของออสเตไนต์ ทำให้เกรนออสเตไนต์มีขนาดเล็กลงจากจุด a ไปสู่จุด b ดังรูปที่ 2.9 เมื่อเหล็กอุณหภูมิลดต่ำลงในช่วงอุณหภูมิหยุดการตกผลึกใหม่ของออสเตไนต์ เมื่อรีดในช่วงอุณหภูมิดังกล่าวจะมีผลทำให้เกิดแถบการเสีรูปร่าง (deformation band) ในออสเตไนต์ดังจุด c แถบเสีรูปร่างนี้เองถือเป็นแรงขับเคลื่อนที่ทำให้การเปลี่ยนเฟสและการเกิดนิวเคลียสเกิดขึ้นได้อย่างรวดเร็ว เมื่อเข้าสู่อุณหภูมิจุดการเปลี่ยนเฟสซึ่งออสเตไนต์จะเปลี่ยนไปสู่เฟอร์ไรต์ ซึ่งเป็น โปรยูเทคตอยด์เฟอร์ไรต์ดังจุด d ผลที่เกิดขึ้นคือนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์จะเกิดเป็นจำนวนมากซึ่งมักเกิดขึ้นตามบริเวณแถบการเสีรูปร่างซึ่งเรียกว่าชั้นเกรนเฟอร์ไรต์ภายในโครงสร้างจุลภาค และเมื่อเย็นตัวอย่างรวดเร็วจึงทำให้ได้โครงสร้างที่ละเอียดและประกอบไปด้วยชั้นเกรน



รูปที่ 2.7 แผนภาพแสดงการผลิตเหล็กกล้าสองเฟสด้วยกระบวนการ intercritical annealing  
(Uthaisangsuk, 2009)



รูปที่ 2.8 แผนภาพแสดงการผลิตเหล็กกล้าสองเฟสด้วยกระบวนการ thermomechanical treatment (Suwanpinij, 2010)



รูปที่ 2.9 การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในกระบวนการรีดร้อนโดยกระบวนการ thermomechanical treatment (Ginzburg, 2004)

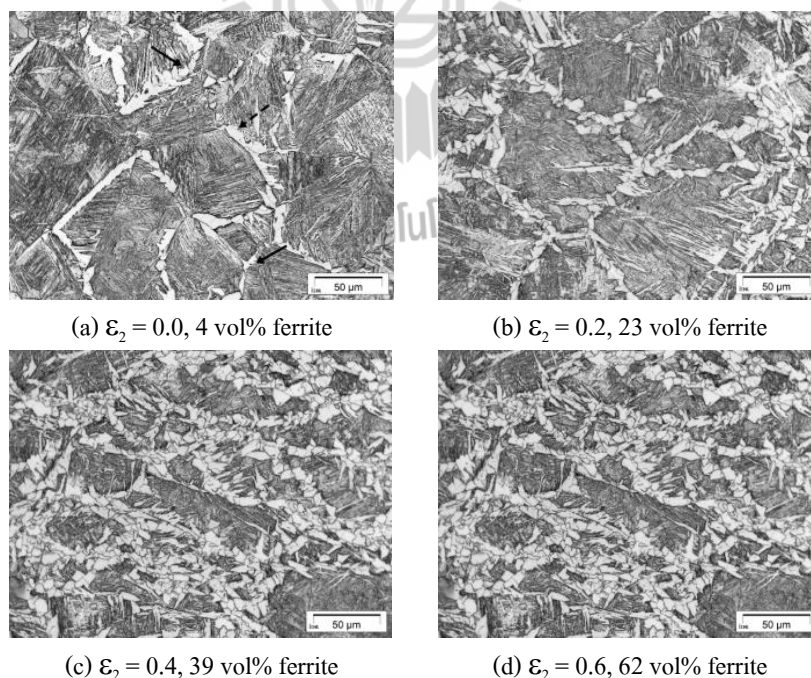
## 2.3 พฤติกรรมการเปลี่ยนเฟสของเหล็กกล้าในกระบวนการรีดร้อน

ในกระบวนการรีดร้อนภายหลังจากการแปรรูปที่อุณหภูมิสูงจะส่งผลทำให้ออสเตไนต์เกิดการตกผลึกใหม่ทำให้ได้ออสเตไนต์ที่มีเกรนละเอียดขึ้น เมื่ออุณหภูมิลดต่ำลงเข้าสู่ช่วงอุณหภูมิหยุดการตกผลึกใหม่ของออสเตไนต์ การรีดร้อนในช่วงดังกล่าวจะส่งผลให้ออสเตไนต์เสียรูปแต่ไม่เกิดการตกผลึกใหม่ ออสเตไนต์ที่เสียรูปจะทำให้เกิดแถบการเสียรูปในออสเตไนต์ซึ่งจะส่งผลต่ออัตราการเปลี่ยนเฟสที่เกิดขึ้น เฟอร์ไรต์คือผลิตภัณฑ์แรกที่เกิดขึ้นจากการสลายตัวของออสเตไนต์ การทำให้เฟอร์ไรต์มีความละเอียดซึ่งจะส่งผลต่อสมบัติเชิงกลของเหล็กกล้าจึงเป็นเรื่องสำคัญสถานะที่มีผลต่อขนาดเกรนเฟอร์ไรต์ที่ได้คือ อัตราการเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์ที่สูงในระหว่างการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปสู่เฟอร์ไรต์ โดยตัวแปรที่มีผลต่อขนาดเกรนเฟอร์ไรต์คือ (Ginzburg, 2004)

- 1) ส่วนผสมทางเคมี (chemical composition)
- 2) ขนาดเกรนออสเตไนต์เริ่มต้น (austenite grain size prior to transformation)
- 3) ปริมาณการเสียรูปสะสมหลังการตกผลึกใหม่ (accumulated strain below recrystallization temperature)
- 4) ระดับการตกผลึกใหม่ของออสเตไนต์ (degree of recrystallization of austenite)
- 5) สัดส่วนของเฟอร์ไรต์ภายหลังการเปลี่ยนเฟส (volume fraction of ferrite after complete transformation)
- 6) อุณหภูมิเริ่มต้นการเปลี่ยนเฟส (transformation start temperature)
- 7) อุณหภูมิการรีดครั้งสุดท้าย (finish rolling temperature)
- 8) อัตราการเย็นตัว (cooling rate)
- 9) อุณหภูมิม้วนเก็บ (coiling temperature)

จากการศึกษาผลของปริมาณการเสียรูปที่มีต่อการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นเฟอร์ไรต์โดย Suwanpinij et al (2009) โดยทำการศึกษานิวเคลียสที่มีส่วนผสมทางเคมีประกอบด้วย 0.073%C, 1.43%Mn, 0.13%Mo, 0.02%Si, 0.05%Al ทำการจำลองการรีดร้อนด้วยเครื่องไดลาโตมิเตอร์ 805 A/D และเครื่อง Baehr Thermoanalyse GmbH มีตัวแปรที่ศึกษาประกอบด้วย ปริมาณการเสียรูปที่ 0.0-0.6 อุณหภูมิก่อนม้วนเก็บที่ 680 °C และระยะเวลาก่อนม้วนเก็บที่ 3 และ 7 วินาที จากการทดลองโดยการตรวจวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่อุณหภูมิการแปรรูป 680 °C และระยะเวลาก่อนม้วนเก็บที่ 3 วินาที โดยเปลี่ยนปริมาณการแปรรูปที่ 0.0, 0.2, 0.4 และ 0.6 พบว่าเมื่อปริมาณการเสียรูปเพิ่มสูงขึ้นนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นจะเพิ่มขึ้นตามปริมาณการเสียรูป

เช่น ที่ปริมาณการเสียรูป 0.2 พบว่ามีปริมาณเฟอร์ไรต์ในโครงสร้างเท่ากับ 9% เมื่อเพิ่มปริมาณการเสียรูปเป็น 0.6 พบว่ามีปริมาณเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้นเป็น 24% ตำแหน่งการเกิดของนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์มักเกิดขึ้นตามบริเวณขอบเกรนอสเตไนต์เดิม โครงสร้างเฟอร์ไรต์ที่ได้ประกอบด้วย เฟอร์ไรต์แบบไนต์ (globular bainitic ferrite) และไซด์เพลตเฟอร์ไรต์ (side plate ferrite) การเกิดของเฟอร์ไรต์ที่พบเนื่องจากโครงสร้างอสเตไนต์ที่ถูกแปรรูปมีลักษณะแบน (pancake structure) ทำให้ตำแหน่งการเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์มีความหนาแน่นเพิ่มขึ้นซึ่งส่งผลโดยตรงต่อการเปลี่ยนเฟสของเฟอร์ไรต์ การแปรรูปอสเตไนต์เป็นการเพิ่มปริมาณดิสโลเคชันในอสเตไนต์เป็นการเพิ่ม elastic strain energy และ dislocation core energy ซึ่งเป็นการเร่งให้การโตของนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์เกิดขึ้นได้อย่างรวดเร็ว และเมื่อระยะเวลาก่อนม้วนเก็บยาวนานขึ้นจากเดิม 3 วินาทีเป็น 7 วินาที ส่งผลให้การโตของเฟอร์ไรต์เกิดได้มากขึ้นจึงทำให้ปริมาณเฟอร์ไรต์ที่พบมีปริมาณมากขึ้นแสดงดังรูปที่ 2.10 โดยจากรูปเป็นภาพโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการทดลองที่อุณหภูมิ 680 °C ระยะเวลา ก่อนม้วนเก็บ 7 วินาที โดยการมีปริมาณการเสียรูปเป็น a) 0.0, b) 0.2, c) 0.4 และ d) 0.6 ตามลำดับ โครงสร้างเฟอร์ไรต์ที่พบคือ เฟอร์ไรต์แบบไนต์ (ลูกศรเส้นประสีดำ) และไซด์เพลตเฟอร์ไรต์ (ลูกศร สีดำ) จะเห็นได้ว่าเมื่อเวลาเพิ่มเป็น 7 วินาทีและที่ปริมาณการเสียรูปที่ 0.6 ปริมาณเฟอร์ไรต์ที่พบเท่ากับ 62% ซึ่งมากกว่าที่เวลา 3 วินาที ที่มีเฟอร์ไรต์เท่ากับ 24%



รูปที่ 2.10 โครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการทดลองที่อุณหภูมิแปรรูปที่ 680 °C ระยะเวลาก่อนม้วนเก็บ ที่ 7 วินาที (Suwanpinij et al, 2009)



จากการศึกษาเพิ่มเติมของ Suwanpinij et al (2009) โดยการจำลองการเปลี่ยนเฟสโดยวิธี Phase field ด้วยโปรแกรม MICRESS พบว่าเมื่อปริมาณการเสียรูปเพิ่มขึ้นปริมาณเฟอร์ไรต์ที่ได้จากการจำลองเพิ่มขึ้นเช่นเดียวกัน ผลการจำลองด้วยโปรแกรม MICRESS ที่อุณหภูมิแปรรูปที่ 680 °C ระยะเวลาก่อนม้วนเก็บที่ 3 วินาที โดยเปลี่ยนปริมาณการเสียรูปจาก 0.0, 0.2, 0.4 และ 0.6 และเมื่อเวลาก่อนม้วนเก็บเพิ่มขึ้นเป็น 7 วินาที พบว่าปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นมีมากกว่าที่ 3 วินาที ปริมาณเฟอร์ไรต์ที่ 3 วินาทีเท่ากับ 16.7% ส่วนที่ 7 วินาที เท่ากับ 64.1% และผลจากการจำลองด้วยโปรแกรม MICRESS พบว่า เมื่อปริมาณการเสียรูปเพิ่มขึ้นความหนาแน่นของการเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้น และบริเวณที่เกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์ส่วนใหญ่มักเกิดบริเวณขอบเกรนอสเตไนต์ดังตารางที่ 2.2 และเมื่อเปรียบเทียบผลที่ได้จากการจำลองตัวแปรการรีดร้อนด้วยเครื่องไคลโตมิเตอร์และการจำลองด้วยโปรแกรม MICRESS พบว่า การจำลองให้ผลค่อนข้างใกล้เคียงกับการทดลองที่เกิดขึ้น

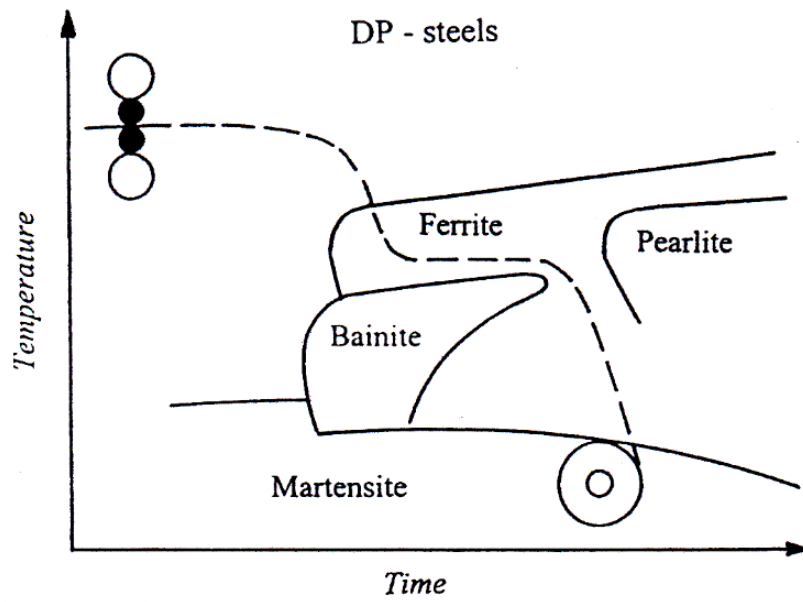
ตารางที่ 2.2 ความหนาแน่นของนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์จากโปรแกรม MICRESS

(Suwanpinij et al, 2009)

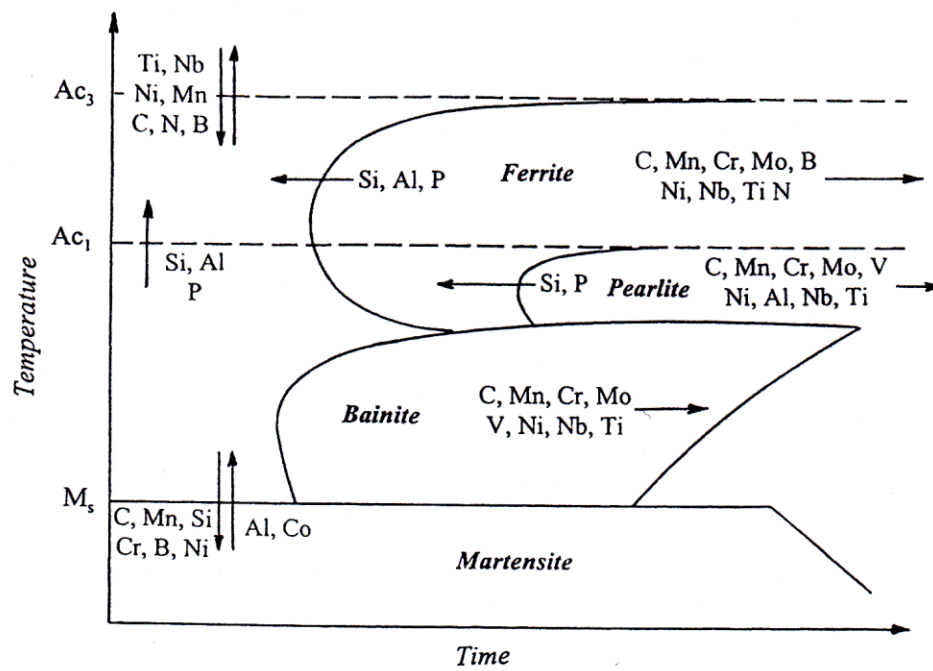
ปริมาณการเสียรูป (ε)	จำนวนความหนาแน่น ของนิวเคลียส (mm <sup>-2</sup> )	ตำแหน่งการเกิดนิวเคลียส (mm <sup>-2</sup> )		
		ขอบ/มุม	ขอบเกรน	ในเนื้อโครงสร้าง
0.0	2653	516	2137	0
0.2	8731	571	8160	0
0.4	21554	631	15151	5772
0.6	49389	698	33525	15166

## 2.4 การรีดร้อนเหล็กกล้าสองเฟส

การผลิตเหล็กกล้าสองเฟสด้วยกระบวนการรีดร้อนต้องควบคุมปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นในระหว่างกระบวนการรีดร้อนให้ได้ปริมาณเฟอร์ไรต์อยู่ในช่วง 70-79% และโครงสร้างจุลภาคที่เหลือควรจะเป็นมาร์เทนไซต์ โดยหลีกเลี่ยงการเกิดเฟิร์ลไลต์ซึ่งจะส่งผลให้เหล็กกล้าสองเฟสมีความแข็งแรงลดต่ำลง กระบวนการรีดร้อนในทางทฤษฎีแสดงดังรูปที่ 2.11 การผลิตเหล็กกล้าสองเฟสมีปัจจัยที่ต้องควบคุมประกอบด้วย ส่วนผสมทางเคมีและตัวแปรในการรีดร้อนคือ อุณหภูมิ การแปรรูปร้อน อัตราการเย็นตัว และอุณหภูมิม้วนเก็บ ผลของธาตุผสมที่มีต่อแผนภาพการเปลี่ยนโครงสร้างอสเตไนต์ที่อุณหภูมิคงที่แสดงดังรูปที่ 2.12 จากแผนภาพดังกล่าวสามารถสรุปได้ดังนี้



รูปที่ 2.11 แผนภาพแสดงลำดับการรีดร้อนเหล็กกล้าสองเฟส (Ginzburg, 2004)



รูปที่ 2.12 ผลของธาตุผสมที่มีต่อการเปลี่ยนโครงสร้างออสเตไนต์ที่อุณหภูมิคงที่ (Ginzburg, 2004)

- 1) ธาตุที่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงเส้นอุณหภูมิวิกฤติการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์ไรต์ไปสู่ออสเตไนต์ ( $A_{C3}$ ) ได้แก่ ไทเทเนียม ไนโอเบียม นิกเกิล แมงกานีส คาร์บอน ไนโตรเจน โบรอน
- 2) ธาตุที่มีผลต่อการเพิ่มอุณหภูมิวิกฤติการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์ไรต์ไปสู่ออสเตไนต์ ( $A_{C1}$ ) ได้แก่ ซิลิกอน อะลูมิเนียม ฟอสฟอรัส
- 3) ธาตุที่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงเส้นการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ให้เลื่อนไปทางซ้ายมือ ได้แก่ ซิลิกอน อะลูมิเนียม ฟอสฟอรัส ธาตุที่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงเส้นการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ให้เลื่อนไปทางขวามือ ได้แก่ คาร์บอน แมงกานีส โครเมียม โมลิบดีนัม โบรอน นิกเกิล ไนโอเบียม ไทเทเนียม ไนโตรเจน
- 4) ธาตุที่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงเส้นการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ให้เลื่อนไปทางซ้ายมือ ได้แก่ ซิลิกอนและฟอสฟอรัส ธาตุที่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงเส้นการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ให้เลื่อนไปทางขวามือ ได้แก่ คาร์บอน แมงกานีส โครเมียม โมลิบดีนัม วานเดียม นิกเกิล อะลูมิเนียม ไนโอเบียม ไทเทเนียม
- 5) ธาตุที่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงเส้นการเกิดเบไนต์ให้เลื่อนไปทางขวามือ ได้แก่ คาร์บอน แมงกานีส โครเมียม โมลิบดีนัม วานเดียม นิกเกิล ไนโอเบียม ไทเทเนียม
- 6) ธาตุที่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงเส้นอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์ ( $M_s$ ) ได้แก่ คาร์บอน แมงกานีส ซิลิกอน อะลูมิเนียม โคบอลต์ โครเมียม โบรอน นิกเกิล

ส่วนผสมทางเคมีในการผลิตเหล็กกล้าสองเฟสด้วยกระบวนการรีดร้อนจะประกอบด้วย 0.08%C, 1.5%Mn, 0.03%Nb ใน ไนโอเบียมมีบทบาทในการลดขนาดเกรนออสเตไนต์ด้วยกระบวนการ dynamic recrystallization ของออสเตไนต์ในขณะรีดร้อน และเมื่อเย็นตัวอย่างต่อเนื่องในแท่นเย็นตัวก่อนม้วนเก็บจะทำให้ได้เหล็กกล้าสองเฟส

การควบคุมตัวแปรการรีดร้อนมีดังต่อไปนี้

- 1) อุณหภูมิการแปรรูป จะทำการรีดร้อนในช่วงอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิหยุดการตกผลึกใหม่ของออสเตไนต์ ( $T_m$ ) แต่สูงกว่าอุณหภูมิวิกฤติการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์ไรต์ไปเป็นออสเตไนต์ ( $T_{AC3}$ ) ซึ่งช่วงอุณหภูมิดังกล่าวจะไม่ทำให้เกิดการตกผลึกใหม่ของออสเตไนต์ซึ่งธาตุแมงกานีสจะมีผลทำให้อุณหภูมิวิกฤติการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์ไรต์ไปเป็นออสเตไนต์ ( $T_{AC3}$ ) ลดต่ำลง ส่วนธาตุไนโอเบียมจะทำให้อุณหภูมิหยุดการตกผลึกใหม่ของออสเตไนต์ ( $T_m$ ) เพิ่มสูงขึ้น

2) อัตราการเย็นตัวในแท่นเย็นตัวก่อนม้วนเก็บควรมากกว่าที่ 20 K/s เพื่อให้การเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปสู่เฟอร์ไรต์ได้เกรนที่มีความละเอียด อัตราการเย็นตัวดังกล่าวสามารถป้องกันการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปสู่เบไนต์หรือเฟิร์ดไลต์

3) อุณหภูมิม้วนเก็บควรอยู่ต่ำกว่าอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์ ( $M_s$ ) จะทำให้ได้เหล็กกล้าสองเฟส อุณหภูมิม้วนเก็บจะส่งผลโดยตรงต่อความแข็งของมาร์เทนไซต์ที่จะเกิดขึ้น

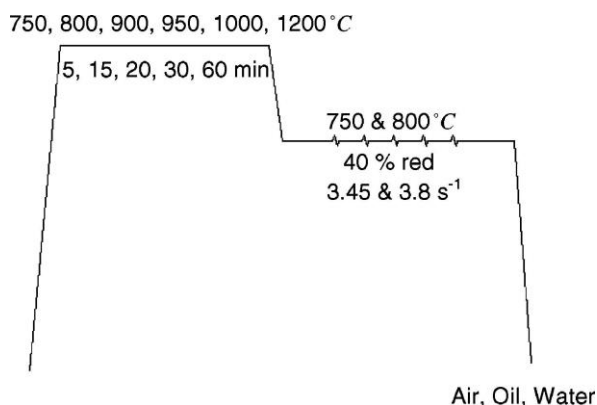
สมบัติเชิงกลที่ได้รับจากการผลิตตามเงื่อนไขดังกล่าวมีดังนี้

- 1) ความแข็งแรงดึงที่ได้ประมาณ 750 MPa
- 2) ความแข็งแรงจุดคราก 450 MPa
- 3) ความสามารถในการยืดตัว 23%
- 4) อุณหภูมิการเปลี่ยนพฤติกรรมการแตกแบบเปราะสู่แตกแบบเหนียว (impact transition temperature, ITT) จะได้อุณหภูมิประมาณ  $-130\text{ }^{\circ}\text{C}$
- 5) อัตราส่วนความแข็งแรงจุดครากต่อความแข็งแรงดึงเท่ากับ 0.6 เมื่อพล็อตกราฟความเค้นและความเครียดจะไม่มีจุดครากอย่างชัดเจน

## 2.5 แผนภาพแสดงความสัมพันธ์ของตัวแปรการรีดร้อน

การผลิตเหล็กกล้าสองเฟสด้วยกระบวนการรีดร้อนมีจุดประสงค์สำคัญคือการควบคุมปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นในระหว่างการรีดร้อน ดังนั้นในส่วนนี้จะเป็นการทบทวนบทความที่ได้มีการศึกษาวิธีควบคุมปริมาณเฟอร์ไรต์ที่จะเกิดในกระบวนการรีดร้อนหรือตัวแปรที่มีผลต่อการผลิตเหล็กกล้าสองเฟส

การศึกษาการเปลี่ยนโครงสร้างจุลภาคในกระบวนการรีดร้อนของเหล็กกล้าสองเฟสโดย Salehi et al (2006) ได้ศึกษาผลของอุณหภูมิและเวลาในการทำออสเตไนต์ซึ่ง อุณหภูมิการแปรรูป ความเร็วในการแปรรูป และการเย็นตัว โดยทดลองในเหล็กกล้าที่มีส่วนผสมทางเคมีประกอบด้วย 0.08%C, 0.24%Si, 1.01%Mn, 0.01%P, 0.007%S, 0.02%Cr, 0.001%Mo และ 0.48%Ni ทำการทดลองโดยใช้เครื่อง laboratory rolling mill แผนภาพการทดลองแสดงดังรูปที่ 2.13 ผลการทดลองที่น่าสนใจ คือ โครงสร้างจุลภาคที่ได้และกราฟความเค้นและความเครียดของเหล็กกล้าสองเฟส

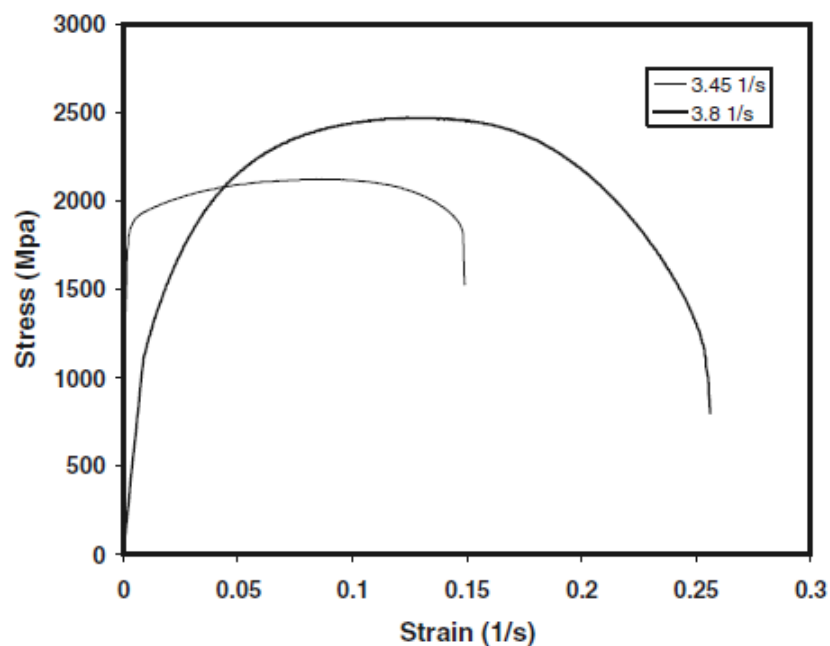


รูปที่ 2.13 แผนภาพการทดลองของ Salehi et al (2006)

จากการศึกษาผลของอุณหภูมิการทำอสเตนไนต์ซิงที่มีต่อขนาดเกรนอสเตนไนต์ พบว่าขนาดเกรนอสเตนไนต์จะเพิ่มขึ้นรวดเร็วที่อุณหภูมิประมาณ 1000 °C เนื่องจากอุณหภูมิดังกล่าวคาร์ไบด์หรือไนไตรด์จะเริ่มละลาย ทำให้เกรนอสเตนไนต์เกิดการขยายตัว การทดลองการรีดร้อนที่อุณหภูมิ 750-1200 °C ปริมาณการเสียรูปที่ 40% และเย็นตัวในน้ำ น้ำมันและอากาศ จากผลการทดลองพบว่า อุณหภูมิอสเตนไนต์ซิงที่เพิ่มขึ้นมีผลทำให้ปริมาณมาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้นและจากภาพโครงสร้างจุลภาคพบว่า ที่อุณหภูมิ 1000 °C เริ่มเกิดเบไนต์ขึ้นในโครงสร้าง เนื่องจากอัตราการแปรของคาร์บอนในอสเตนไนต์ที่อุณหภูมิต่ำ ทำให้ความเข้มข้นของคาร์บอนบริเวณขอบเกรนอสเตนไนต์มีค่าสูงกว่าบริเวณใจกลางเกรนอสเตนไนต์ ด้วยความไม่สม่ำเสมอของปริมาณคาร์บอนดังกล่าว เมื่อเกิดการเปลี่ยนเฟสขึ้นจึงทำให้เกิดเบไนต์ขึ้นกลางเกรนอสเตนไนต์ร่วมกับมาร์เทนไซต์ และการศึกษาผลของเวลาการทำอสเตนไนต์ซิงที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาค พบว่าเวลาในการทำอสเตนไนต์ซิงนานขึ้นทำให้ปริมาณของเฟอร์ไรต์ที่เกิดใหม่เพิ่มขึ้นและเวลาการทำอสเตนไนต์ซิงที่นานมากกว่า 30 นาที จะเริ่มเกิดเบไนต์ขึ้นในโครงสร้าง

ผลของอัตราการเย็นตัวต่อโครงสร้างจุลภาค พบว่าอัตราการเย็นตัวที่เพิ่มขึ้นมีผลทำให้ปริมาณมาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้น การกระจายตัวของโครงสร้าง (phase distribution) และลักษณะโครงสร้าง (morphology) ยังมีผลต่ออัตราการเย็นตัว สิ่งที่น่าสนใจอีกอย่างคือปริมาณเบไนต์ โดยพบว่าปริมาณเบไนต์มีการเพิ่มขึ้นในช่วงแรกและลดลงเมื่ออัตราการเย็นตัวเพิ่มขึ้น เนื่องจากอัตราการเย็นตัวมีผลต่อขนาดวิกฤติการเกิดนิวเคลียสของเบไนต์ ทำให้มีปริมาณเพิ่มขึ้นในช่วงแรกและลดลงตามลำดับ ส่วนผลของความเร็วในการแปรรูปที่มีต่อโครงสร้างจุลภาค พบว่าเมื่ออัตราการแปรรูปเพิ่มขึ้นทำให้ปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้นและเกรนเฟอร์ไรต์มีความละเอียดขึ้น การทดลองที่อุณหภูมิ 800 °C ใช้อัตราการแปรรูปที่ 3.45 s<sup>-1</sup> พบโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยโปรยูเต็คตอยด์

เฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นตามขอบเกรนอสเตไนต์เดิมร่วมกับอะซิคูล่าเฟอร์ไรต์ (acicular ferrite) และ เบไนต์ ส่วนที่อัตราการแปรรูปที่  $3.8 \text{ s}^{-1}$  พบโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟอร์ไรต์ที่มีเกรนละเอียด จากผลของอัตราการแปรรูปที่มีผลต่อปริมาณมาร์เทนไซต์ที่ปริมาณการเสียรูปที่ต่างกัน พบว่าปริมาณการเสียรูปที่เพิ่มขึ้นทำให้ปริมาณมาร์เทนไซต์ลดลง เนื่องจากเมื่อปริมาณการเสียรูปเพิ่มขึ้นปริมาณเฟอร์ไรต์จะเพิ่มขึ้นทำให้เหลืออสเตไนต์ที่จะเปลี่ยนเฟสไปสู่มาร์เทนไซต์ลดลง ผลของอุณหภูมิอสเตนไนต์ซิงและอัตราการแปรรูปที่มีต่อปริมาณมาร์เทนไซต์ พบว่าปริมาณมาร์เทนไซต์ลดต่ำลงเมื่ออุณหภูมิอสเตนไนต์ซิงเพิ่มสูงขึ้น เมื่อขึ้นงานที่ทดสอบที่อัตราการแปรรูปเท่ากับ  $3.45 \text{ s}^{-1}$  และ  $3.80 \text{ s}^{-1}$  มาทดสอบแรงดึงเพื่อสร้างกราฟความเค้นและความเครียด พบว่าขึ้นงานที่ใช้อัตราการแปรรูปสูงกว่าจะมีความแข็งแรงและความสามารถในการยืดตัวที่สูงกว่าดังรูป 2.14 เนื่องจากอัตราการแปรรูปที่สูงจะส่งผลทำให้เกรนเฟอร์ไรต์ที่ได้มีความละเอียดจึงส่งผลโดยตรงต่อความแข็งแรงและความสามารถในการยืดตัวที่ได้



รูปที่ 2.14 กราฟความเค้นและความเครียดที่อัตราการแปรรูปต่างกัน (Salehi et al, 2006)

จากการศึกษาทบทวนบทความดังกล่าว มีหลายตัวแปรที่มีความสัมพันธ์กันซึ่งพอจะสรุปได้ดังนี้

- 1) อุณหภูมิอสเตนไนต์ซิงและเวลามีผลต่อการละลายของธาตุผสมและขนาดเกรนอสเตไนต์ที่จะเกิดขึ้น

2) ปริมาณการเสียรูปและความเร็วในการแปรรูปมีผลทำให้เฟสเฟอร์ไรต์มีปริมาณเพิ่มสูงขึ้นและเกรนเฟอร์ไรต์มีความละเอียดขึ้น ซึ่งส่งผลโดยตรงต่อสมบัติเชิงกลที่ได้รับ

3) อัตราการเย็นตัวที่เพิ่มขึ้นจะทำให้ปริมาณมาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้น

การศึกษาผลของไนโอเบียมที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลโดย Niakan and Najafizadeh (2010) โดยตัวแปรที่ศึกษาประกอบด้วย เปอร์เซ็นต์การลดขนาด อุณหภูมิการแปรรูป อุณหภูมิการม้วนเก็บ และผลการเติมไนโอเบียมและไม่เติมไนโอเบียม ส่วนผสมทางเคมีที่ใช้ในการทดลองแสดงดังตารางที่ 2.3

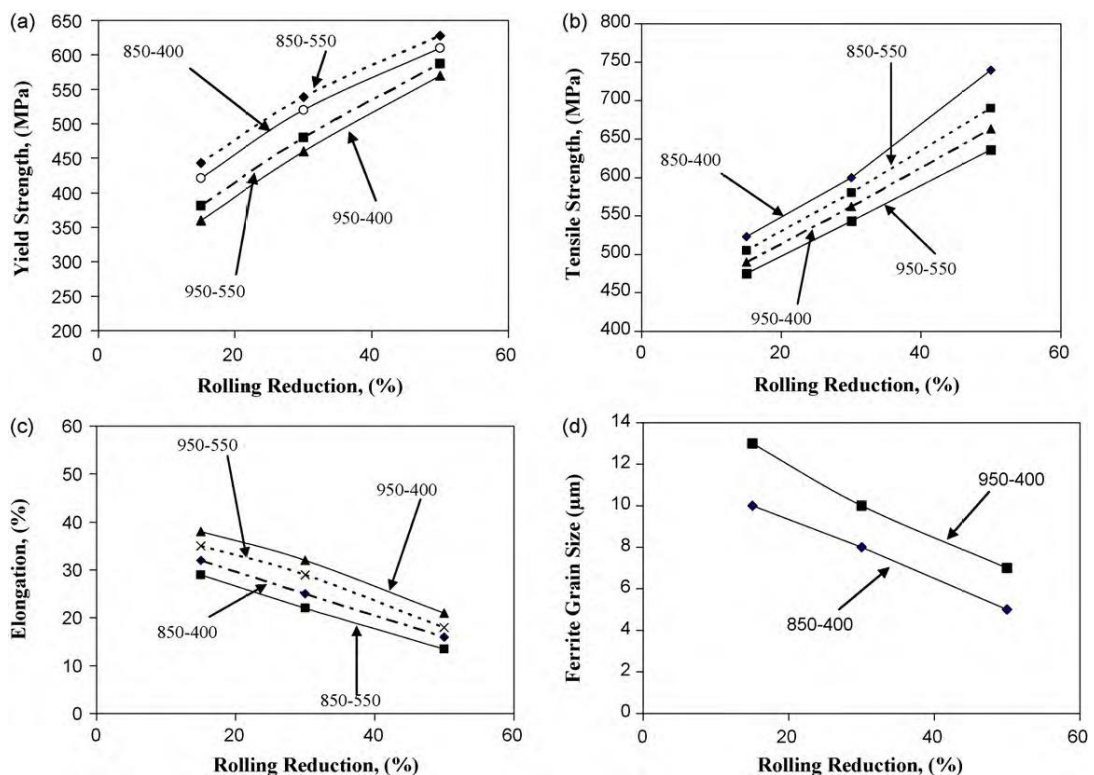
ตารางที่ 2.3 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน (Niakan and Najafizadeh, 2010)

ธาตุ	ส่วนผสมทางเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก, wt%)									
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Al	P	S	Nb
DP-Nb	0.056	0.753	0.969	0.372	0.293	0.036	0.245	0.022	0.32	0.073
DP	0.056	0.753	0.969	0.372	0.293	0.036	0.245	0.022	0.32	<0.01

การทดลองได้หล่อชิ้นงานในแบบ Y-Block หลังจากนั้นนำชิ้นงานที่ได้ไปทำการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1150 °C นาน 3 ชั่วโมง โดยแยกชิ้นงานที่เติมไนโอเบียม 0.073% ส่วนอีกชิ้นงานไม่เติมไนโอเบียม การทดลองจะใช้เครื่อง laboratory rolling mill และหาอุณหภูมิวิกฤติการเปลี่ยนเฟส  $T_{AC1}$  และ  $T_{AC3}$  ด้วยเครื่องไดลาโตมิเตอร์ ในเหล็ก DP มีอุณหภูมิ  $T_{AC1}$  และ  $T_{AC3}$  เท่ากับ 809 °C และ 945 °C ตามลำดับ ส่วนในเหล็ก DP-Nb อุณหภูมิ  $T_{AC1}$  และ  $T_{AC3}$  เท่ากับ 794 °C และ 930 °C ตามลำดับ การทดลองจะแยกออกเป็นสองวิธี โดยเริ่มต้นให้ความร้อนชิ้นงานไปที่ 1150 °C นาน 5 นาที จากนั้นทดลองตามวิธีที่หนึ่งคือจะรีดที่อุณหภูมิสองเฟสคือที่ 850 °C ส่วนวิธีที่สองจะรีดในช่วงอุณหภูมิหยุดการตกผลึกใหม่ของออสเตไนต์คือที่ 950 °C จากนั้นทำให้เย็นตัวด้วยอัตรา 10 °C/s เข้าสู่อุณหภูมิม้วนเก็บ จากนั้นนำชิ้นงานไปตรวจวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคโดยกัดด้วยกรด Lopera และทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM E8M

ผลจากการทดลองโดยการศึกษาปริมาณการเสียรูปต่อสมบัติเชิงกลและขนาดเกรนเฟอร์ไรต์พบว่า เมื่อปริมาณการเสียรูป (โดยการลดขนาดมีหน่วยเป็นเปอร์เซ็นต์) เพิ่มขึ้นส่งผลให้ความแข็งแรงจุดครากและความแข็งแรงดึงเพิ่มสูงขึ้น แต่ทำให้ความสามารถในการยืดตัวและขนาดเกรนเฟอร์ไรต์ลดต่ำลง และจากการรีดที่อุณหภูมิสองเฟสคือ 850 °C พบว่า ความแข็งแรงจุดครากและความแข็งแรงดึงเพิ่มสูงขึ้น ส่วนความสามารถในการยืดตัวลดต่ำลง การม้วนเก็บที่อุณหภูมิ 400 °C

ในเหล็ก DP พบว่า ทำให้ความแข็งแรงจุดครากต่ำ ความแข็งแรงดึงสูงและความสามารถในการยึดตัวเพิ่มขึ้น แต่ในเหล็ก DP-Nb พบว่าการรีดที่ 850 °C อุณหภูมิมี้วนเก็บที่ 400 °C และ 550 °C พบว่าการมี้วนเก็บที่ 400 °C เกรนเฟอร์ไรต์มีลักษณะยาว (elongated grain) แต่ในการมี้วนเก็บที่ 550 °C กลับไม่พบลักษณะดังกล่าว ผลการทดลองสมบัติเชิงกลและขนาดเกรนเฟอร์ไรต์ในเหล็ก DP-Nb แสดงดังรูปที่ 2.15

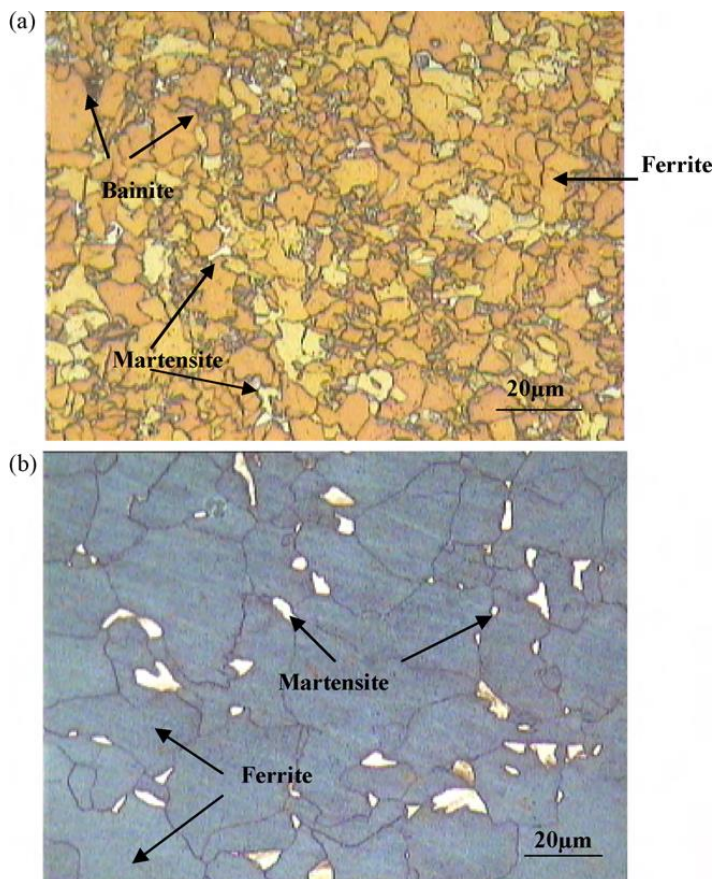


รูปที่ 2.15 ผลของตัวแปรการรีดร้อนต่อสมบัติเชิงกลและขนาดเกรนของเฟอร์ไรต์ของเหล็ก DP-Nb (Niakan and Najafizadeh, 2010)

จากผลการทดลองพบว่าเหล็ก DP-Nb มีสมบัติเชิงกลเพิ่มขึ้นเมื่อเปอร์เซ็นต์การลดขนาดเพิ่มขึ้นเช่นเดียวกับเหล็ก DP แต่สมบัติเชิงกลในเหล็ก DP-Nb จะมีค่าสูงกว่าในเหล็ก DP ผลของการเติมไนโอเบียมพบว่า เหล็ก DP-Nb โครงสร้างจุลภาคจะไม่ปรากฏเบไนต์ในโครงสร้าง ส่วนในเหล็ก DP จะมีเบไนต์ในโครงสร้างจุลภาคและภาพโครงสร้างจุลภาคเหล็ก DP-Nb และเหล็ก DP ที่รีดที่อุณหภูมิ 950 °C อุณหภูมิมี้วนเก็บที่ 550 °C แสดงดังรูป 2.16 ส่วนผลของเปอร์เซ็นต์การลดขนาดที่มีต่อปริมาณมาร์เทนไซต์พบว่า เปอร์เซ็นต์การลดขนาดไม่ค่อยมีผลต่อปริมาณมาร์เทนไซต์แม้เปอร์เซ็นต์การลดขนาดเพิ่มขึ้นแต่ปริมาณมาร์เทนไซต์ค่อนข้างคงที่ ตัวแปรที่มีผลต่อปริมาณ



มาร์เทนไซต์มากคือ อุณหภูมิมีวนเก็บ จะเห็นได้ว่าอุณหภูมิมีวนเก็บที่ต่ำมีผลทำให้ปริมาณมาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้นและเหล็กกล้า DP-Nb ที่อุณหภูมิมีวนเก็บและเปอร์เซ็นต์การลดขนาดเท่ากันจะพบว่า มีปริมาณมาร์เทนไซต์มากกว่าเหล็ก DP



รูปที่ 2.16 ผลของไนโอเบียมต่อ โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายของเหล็กที่ถูกรีดร้อนที่ 950 °C

a) เหล็ก DP และ b) เหล็ก DP-Nb (Niakan and Najafizadeh, 2010)

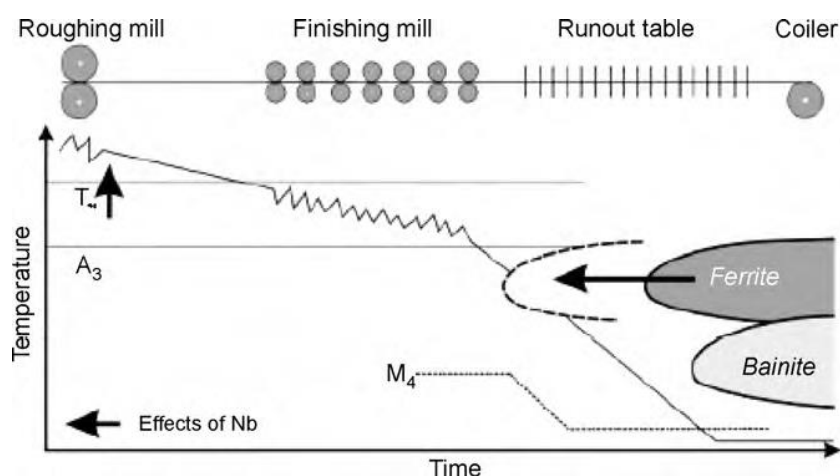
จากการศึกษาทบทวนบทความดังกล่าว สามารถที่จะหาความสัมพันธ์ของตัวแปรที่มีผลต่อการผลิตเหล็กกล้าสองเฟสได้ โดยสรุปได้ใจความดังนี้

1) ปริมาณการเสีรูปร่างที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้ความแข็งแรงจุดครากและความแข็งแรงดึงเพิ่มขึ้น ส่วนความสามารถในการยืดตัวลดลงและขนาดเกรนเฟอร์ไรต์ลดลงทั้งในเหล็ก DP และ DP-Nb แต่เหล็กที่เติมไนโอเบียมจะมีสมบัติเชิงกลสูงกว่าและขนาดเกรนเฟอร์ไรต์จะละเอียดกว่า

2) การรีดในช่วงสองเฟสคือที่ 850 °C ทำให้สมบัติเชิงกลเพิ่มขึ้นมากกว่าการรีดในช่วงหยุดการตกผลึกใหม่ของออสเตไนต์คือที่ 950 °C

3) อุณหภูมิผานเก็บมีผลต่อปริมาณมาร์เทนไซต์อย่างมาก อุณหภูมิผานเก็บที่ต่ำจะส่งผลให้ปริมาณมาร์เทนไซต์เพิ่มสูงขึ้น

4) พบว่าที่อุณหภูมิการรีด 950 °C อุณหภูมิผานเก็บที่ 550 °C ผลของไนโอเบียมทำให้เส้นการเปลี่ยนเฟสเฟอร์ไรต์ของแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องเลื่อนไปทางซ้ายมือดังรูปที่ 2.17 จึงทำให้ในเหล็กที่เติมไนโอเบียมไม่เกิดเบไนต์ขึ้น



รูปที่ 2.17 ผลของไนโอเบียมที่มีต่อกระบวนการรีดร้อนของเหล็กกล้าสองเฟส  
(Niakan and Najafizadeh, 2010)

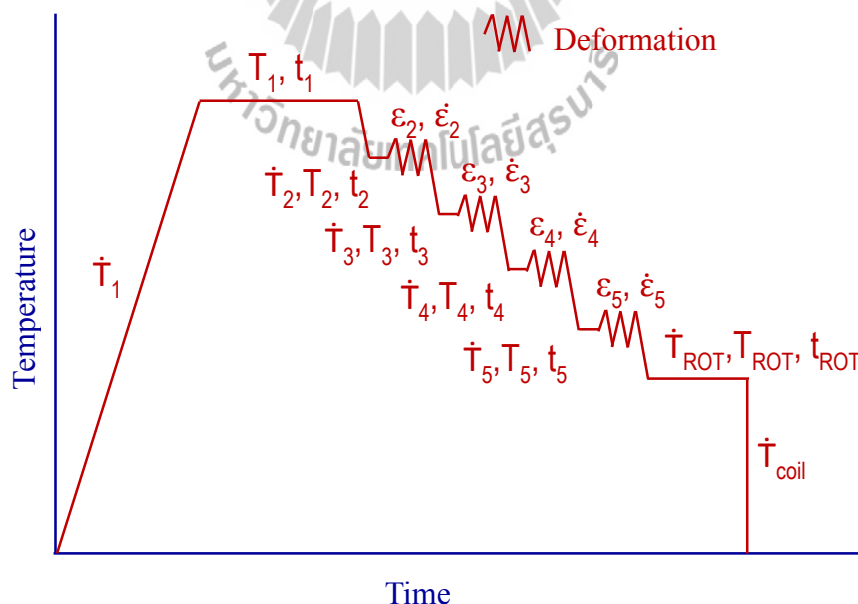
ประเด็นที่น่าสนใจคือ ความสัมพันธ์ของตัวแปรการรีดร้อนที่มีต่อการควบคุมปริมาณเฟสยังไม่ได้แสดงความสัมพันธ์อย่างชัดเจน และขนาดเกรนออสเตไนต์เริ่มต้นที่มีผลต่อการรีดร้อนไม่ได้ถูกนำมาพิจารณาในการทดลอง การทดลองทำได้ค่อนข้างลำบากเนื่องจากไม่มีเครื่อง laboratory rolling mill ที่ใช้ในศึกษาตัวแปร

การศึกษาผลของตัวแปรการรีดร้อนที่มีต่อการผลิตเหล็กกล้าสองเฟสรวมกับการใช้แบบจำลองทางคณิตศาสตร์โดย Suwanpinij et al (2010) โดยทดลองกับเหล็กกล้าเมงกานีสผสมโมลิบดีนัมที่มีส่วนผสมทางเคมีประกอบด้วย 0.08%C, 1.44%Mn, 0.15%Mo, 0.03%Si และ 0.05%Al การที่มีโมลิบดีนัมจะส่งผลดีต่อกระบวนการชุบสังกะสี (galvanization process) และปริมาณซิลิกอนที่ต่ำจะส่งผลดีต่อสมบัติด้านการเชื่อม ซึ่งการทดลองจะถูกแยกออกเป็น 2 ส่วนคือ การศึกษาตัวแปรการรีดร้อนด้วยเครื่องไดลาโตมิเตอร์ อีกส่วนคือการศึกษาตัวแปรการรีดร้อนด้วยแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ ในการศึกษาตัวแปรการรีดร้อนด้วยเครื่องไดลาโตมิเตอร์นั้น การผลิตเหล็กกล้าด้วยกระบวนการรีดร้อนสามารถแยกออกได้เป็น 4 ช่วงคือ

- 1) ช่วงการรีดร้อน การรีดในช่วงดังกล่าวจะเป็นการทำเกรนอสเตไนต์ให้มีความละเอียดในช่วงการตกผลึกใหม่และการรีดที่ต่ำกว่าอุณหภูมิหยุดการตกผลึกใหม่ของอสเตไนต์จะเป็นตัวเพิ่มปริมาณการเสียรูปในโครงสร้างอสเตไนต์ส่งผลให้นิวเคลียสเฟอร์ไรต์เพิ่มสูงขึ้น
- 2) ช่วงเร่งอัตราการเย็นตัวให้เข้าสู่ช่วงสองเฟส
- 3) ช่วงอุณหภูมิคงที่เพื่อควบคุมการเกิดเฟอร์ไรต์ให้ได้ตามที่ต้องการ
- 4) ช่วงเร่งอัตราการเย็นตัวเพื่อหลีกเลี่ยงการเกิดเบไนต์หรือเฟิร์ลไลต์

ตัวแปรที่ศึกษาในการทดลองประกอบด้วย ปริมาณการเสียรูป อุณหภูมิและเวลาก่อนม้วนเก็บและอัตราการเย็นตัว ตัวแปรต่าง ๆ ที่ใช้ในการทดลองมีค่าดังที่แสดงไว้ในตารางที่ 2.4 การทดลองใช้เครื่อง ไซโคลโตมิเตอร์ในการศึกษาผลของตัวแปรและ โครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้น แผนภาพการทดลองแสดงดังรูปที่ 2.18 ชิ้นงานที่ใช้ในการทดลองมีรูปร่างทรงกระบอกมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 5 มม. ยาว 10 มม. ชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบด้วยเครื่อง ไซโคลโตมิเตอร์แล้วจะถูกนำมาศึกษาวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคต่อไป

จากการศึกษาตัวแปรการรีดร้อนคือ ผลของปริมาณการเสียรูป อุณหภูมิและเวลาก่อนม้วนเก็บที่มีต่อปริมาณเฟอร์ไรต์ พบว่าปริมาณการเสียรูปที่เพิ่มขึ้นมีผลทำให้ปริมาณเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้น อุณหภูมิก่อนม้วนเก็บที่ต่ำลงและเวลาก่อนม้วนเก็บที่เพิ่มขึ้นมีผลทำให้ปริมาณเฟอร์ไรต์เพิ่มสูงขึ้น



รูปที่ 2.18 แผนภาพการทดลองโดยการกำหนดตัวแปรในแต่ละขั้นตอนของการจำลองการรีดร้อนด้วยเครื่อง ไซโคลโตมิเตอร์ที่ศึกษาโดย Suwanpinij et al (2010)

ตารางที่ 2.4 ค่าตัวแปรการรีดร้อนที่ใช้ในการทดลองการศึกษาของ Suwanpinij et al (2010)

ตัวแปร	ค่าของตัวแปร
$\dot{T}_1; T_1; t_1$	200 K/min; 1150 °C; 15 min
$\dot{T}_2; T_2; t_2; \varepsilon_2; \dot{\varepsilon}_2$	4.3 K/s; 1100 °C; 3 s; 0.2; 5 s <sup>-1</sup>
$\dot{T}_3; T_3; t_3; \varepsilon_3; \dot{\varepsilon}_3$	15 K/s; 1000 °C; 3 s; 0.4; 12 s <sup>-1</sup>
$\dot{T}_4; T_4; t_4; \varepsilon_4; \dot{\varepsilon}_4$	30 K/s; 950 °C; 3 s; 0.3; 12 s <sup>-1</sup>
$\dot{T}_5; T_5; t_5; \varepsilon_5; \dot{\varepsilon}_5$	50 K/s; 900 °C; 3 s; 0-0.3; 12 s <sup>-1</sup>
$\dot{T}_{ROT}; T_{ROT}; t_{ROT}; \dot{T}_6$	60 K/s; 640-770 °C; 0-9 s; 7-67 K/s

#### คำอธิบายสัญลักษณ์ในตารางที่ 2.4

$\dot{T}$  คือ อัตราการให้ความร้อนหรืออัตราการเย็นตัว

$T$  คือ อุณหภูมิ

$t$  คือ เวลา

$\varepsilon$  คือ ปริมาณการเสียรูป (strain)

$\dot{\varepsilon}$  คือ อัตราการเสียรูป (strain rate)

$\dot{T}_{ROT}$  คือ อัตราการเย็นตัวเข้าสู่แท่นเย็นตัว (run out table, ROT) ก่อนม้วนเก็บ

$T_{ROT}$  คือ อุณหภูมิในแท่นเย็นตัวก่อนม้วนเก็บ (temperature in run out table)

$t_{ROT}$  คือ เวลาในแท่นเย็นตัวก่อนม้วนเก็บ (time in run out table)

ปริมาณคาร์บอนในออสเตไนต์มีผลต่อการเปลี่ยนเฟสที่เกิดขึ้น อุณหภูมิก่อนม้วนเก็บที่ 680 °C นาน 3 วินาที พบว่าออสเตไนต์มีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 0.2% พบเฟอร์ไรต์มีสัดส่วนเป็น 0.7 และเมื่อเพิ่มเวลาเป็น 5 วินาที พบว่าออสเตไนต์มีปริมาณคาร์บอนเป็น 0.3% พบเฟอร์ไรต์มีสัดส่วนเป็น 0.8 แสดงให้เห็นว่า ปริมาณคาร์บอนในออสเตไนต์ที่เพิ่มขึ้นมีผลทำให้ได้มาร์เทนไซต์ที่เกิดขึ้น ส่วนในการศึกษาตัวแปรการรีดร้อนด้วยแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ได้ใช้สมการเชิงอนุพันธ์ซึ่งอธิบายถึงการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคของเฟอร์ไรต์และมาร์เทนไซต์ดังสมการต่อไปนี้

$$f(t) = [f_{eq} - f]_+ \cdot g_{f1}(T) \cdot g_{f2}(D_T, \varepsilon) \quad (2.1)$$

$$\dot{m} = 1/\tau_m [m^-(T, C_T) - m]_+ \quad (2.2)$$

$$f(0) = m(0) = 0 \quad (2.3)$$

สมการข้างต้นอธิบายอัตราการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์และมาร์เทนไซต์ในรูปสมการอนุพันธ์ จากสมการที่ (2.1) เป็นสมการอัตราการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์เทียบกับเวลาซึ่งปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นได้รับอิทธิพลจากตัวแปรอุณหภูมิซึ่งถูกแทนด้วยฟังก์ชัน  $g_{f1}(T)$  ส่วนอิทธิพลจากตัวแปรขนาดเกรนอสเตไนต์และปริมาณการเสีรูปที่มีผลต่อการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ถูกแทนด้วยฟังก์ชัน  $g_{f2}(D_\gamma, \epsilon)$  ส่วนค่า  $[f_{eq} - f]_+$  เป็นผลต่างระหว่างปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นในสภาวะสมดุลซึ่งหาได้จากการคำนวณด้วยโปรแกรม ThermoCalc เทียบกับปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิคงที่ซึ่งหาได้จากการทดลอง การหาค่า  $g_{f1}(T)$  หาได้จากสมการที่ (2.4) จากฟังก์ชัน  $g_{f1}(T)$  เป็นการหาผลต่างของการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นในสภาวะสมดุลซึ่งคำนวณได้ด้วยโปรแกรม ThermoCalc เทียบกับการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นในการทดลองซึ่งเป็นผลจากอุณหภูมิและหารด้วยเวลาที่เกิดการเปลี่ยนเฟสทำให้ได้ผลของอุณหภูมิที่มีต่อปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้น

$$g_{f1}(T) = \frac{\ln \left( \frac{f_{eq} - f(t_s)}{f_{eq} - f(t_E)} \right)}{t_E - t_s} \quad (2.4)$$

โดยที่

$g_{f1}(T)$  คือ ค่าฟังก์ชันที่ได้รับอิทธิพลจากอุณหภูมิที่อุณหภูมิ T

$f_{eq}$  คือ ปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมิ T ซึ่งหาได้จากการคำนวณด้วย ThermoCalc

$f(t_s)$  คือ ปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ที่เวลาเริ่มต้นที่อุณหภูมิ T ซึ่งหาได้จากการทดลองที่อุณหภูมิคงที่

$f(t_E)$  คือ ปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ที่เวลาสิ้นสุดที่อุณหภูมิ T ซึ่งหาได้จากการทดลองที่อุณหภูมิคงที่

$t_E$  คือ เวลาเริ่มต้นในการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมิ T

$t_s$  คือ เวลาสิ้นสุดในการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมิ T

ส่วนฟังก์ชัน  $g_{f2}(D_\gamma, \epsilon)$  หาได้จากสมการที่ (2.5) คือ

$$g_{f2}(D_\gamma, \epsilon) = \alpha_1 S_\gamma(D_\gamma, \epsilon) + \alpha_2 \quad (2.5)$$

โดยที่

$g_{f2}(D_\gamma, \epsilon)$  คือ ฟังก์ชันที่ได้รับอิทธิพลจากขนาดเกรน

$S_v(D_\gamma, \varepsilon)$  คือ พื้นที่ที่มีประสิทธิภาพในการเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์ที่ขนาดเกรน  
ออสเตไนต์  $D_\gamma$  ที่ปริมาณการเสีรูป  $\varepsilon$   
 $\alpha_1, \alpha_2$  คือ พารามิเตอร์ที่ใช้ปรับเส้นกราฟที่ได้จากการทดลอง

จากสมการ  $g_f(D_\gamma, \varepsilon)$  จะเห็นได้ว่า ตัวแปรที่มีผลต่อค่าฟังก์ชัน  $g_{f2}(D_\gamma, \varepsilon)$  จะประกอบด้วยค่า  $S_v$  และค่า  $\alpha_1, \alpha_2$  ในกระบวนการรีดร้อน โครงสร้างออสเตไนต์มักถูกทำให้เสีรูปและเกิดการตกผลึกใหม่ แต่เมื่อการแปรรูปถูกกระทำในช่วงต่ำกว่าอุณหภูมิหยุดการตกผลึกใหม่ของออสเตไนต์ โครงสร้างออสเตไนต์ที่เสีรูปหรือมีลักษณะแบนจะมีความเค้นสะสมในโครงสร้าง ซึ่งจะส่งผลต่อความหนาแน่นของการเกิดนิวเคลียสและอัตราการเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์จึงใช้ค่า  $S_v$  เพื่อเป็นตัวแทนปรากฏการณ์ดังกล่าว โดยค่า  $S_v$  สามารถหาได้จากสมการที่ (2.6) (Kvackaj and Mamuzic, 1998)

$$S_v = 429 (1/D_\gamma e^\varepsilon) + 1571 (e^\varepsilon/D_\gamma) + [157.2 (1 - e^{-\varepsilon}) 59.47]_+ \quad (2.6)$$

โดยที่

$S_v$  คือ พื้นที่ที่มีประสิทธิภาพในการเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์ ( $\text{mm}^{-1}$ )

$D_\gamma$  คือ ขนาดเกรนออสเตไนต์หลังจากการตกผลึกใหม่

$\varepsilon$  คือ ปริมาณการเสีรูป

$[u]_+$  คือ พจน์ที่แสดงถึงอิทธิพลของแถบการเสีรูปเมื่อปริมาณเสีรูปมากกว่า 0.475

จากสมการที่ (2.6) ขนาดเกรนออสเตไนต์หลังจากการตกผลึกใหม่ที่หาจากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคทางโลหะวิทยาทำได้ค่อนข้างยาก จึงได้มีการเสนอสมการเพื่อหาขนาดเกรนออสเตไนต์หลังจากการตกผลึกใหม่ดังสมการที่ (2.7) (Sun et al, 1998)

$$D_{rex} = BD^{\varepsilon} \exp(-Q_{gx}/RT) \quad (2.7)$$

โดยที่

$D$  คือ ขนาดเกรนออสเตไนต์ก่อนเกิดการตกผลึกใหม่

$D_{rex}$  คือ ขนาดเกรนออสเตไนต์หลังเกิดการตกผลึกใหม่

$B$  คือ ค่าคงที่มีค่าเท่ากับ  $100 \mu\text{m}^{(2/3)}$

$Z$  คือ ค่าคงที่มีค่าเท่ากับ  $1/3$

$\epsilon$  คือ ปริมาณการเสียดรูป

$p$  คือ ค่าคงที่มีค่าเท่ากับ  $0.37$

$Q_{gx}$  คือ พลังงานกระตุ้น (activated energy) มีค่าเท่ากับ  $28 \text{ kJ/mol}$

$R$  คือ ค่าคงที่แก๊สมีค่าเท่ากับ  $8.314 \text{ J/mol}\cdot\text{K}$

$T$  คือ อุณหภูมิ (Kelvin)

เมื่อพล็อตกราฟฟังก์ชัน  $S_v$  เพื่อแสดงความสัมพันธ์ของปริมาณการเสียดรูปและขนาดเกรน ออสเตไนต์ภายหลังการตกผลึกใหม่ พบว่าปริมาณการเสียดรูปมีอิทธิพลอย่างมากต่อค่า  $S_v$  ที่ได้ นั่นหมายถึงปริมาณการเสียดรูปมีผลต่อพื้นที่การเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์ เมื่อกำหนดให้ขนาดเกรน ออสเตไนต์หลังการตกผลึกมีค่าคงที่ ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณการเสียดรูปต่อค่า  $S_v$  มีความชันสูงเป็นอย่างมากและเมื่อกำหนดให้ปริมาณการเสียดรูปคงที่ ผลของขนาดเกรนออสเตไนต์ต่อค่า  $S_v$  พบว่าแม้จะลดขนาดเกรนออสเตไนต์ให้มีความละเอียดขึ้นก็แต่ไม่ได้ทำให้ค่า  $S_v$  เพิ่มขึ้นได้มากนักต่อไปเป็นการหาค่า  $\alpha_1, \alpha_2$  โดยกำหนดให้  $g_{f2}(D_\gamma, \epsilon) = 1$  เมื่อปริมาณการเสียดรูปเท่ากับ 0

$$g_{f2}(D_\gamma, 0) = 1 \quad (2.8)$$

เมื่อนำสมการที่ (2.8) ไปแทนในสมการที่ (2.5) จะได้ดังนี้

$$1 = \alpha_1 S_v(D_\gamma, 0) + \alpha_2$$

ดังนั้นค่า  $\alpha_2$  จะหาได้ดังนี้

$$\alpha_2 = 1 - \alpha_1 S_v(D_\gamma, 0) \quad (2.9)$$

ส่วนค่า  $\alpha_1$  หาได้จากสมการที่ (2.10) ดังนี้

$$J(\alpha_1) = \sum_{i=1}^l (f_i(t_{ROT}, \alpha_1) - \hat{f}_i)^2 \quad (2.10)$$

โดยที่

$f_i(t_{ROT}, \alpha_1)$  คือ ปริมาณเฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมิ  $t_{ROT}$  หาได้จากการทดลองที่อุณหภูมิคงที่  
 $\hat{f}_i$  คือ ปริมาณเฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมิ  $i$  หาได้จากการคำนวณด้วย ThermoCalc

สำหรับสมการที่ (2.2) เป็นสมการอัตราการเกิดมาร์เทนไซต์เทียบกับเวลาซึ่งใช้สูตรจาก Koistinen-Marburger โดยสมการดังกล่าว มีสมมติฐานให้ออสเตไนต์ที่เหลือจากการเกิดเฟส เฟอร์ไรต์ทั้งหมดสามารถเปลี่ยนไปเป็นมาร์เทนไซต์ได้ทั้งหมด ดังนั้นปริมาณมาร์เทนไซต์ที่จะเกิดได้จะเท่ากับ  $1-f$  และค่า  $m^-$  หาได้จากสมการต่อไปนี้

$$m^- (T, C_\gamma) = \min \{m_{KM}(T), 1-f\} \quad (2.11)$$

และตัวแปร  $m_{KM}$  ในสมการของ Koistinen-Marburger หาได้จากสมการที่ (2.12)

$$m_{KM}(T, C_\gamma) = 1 - e^{-C_{km}(M_s(C_\gamma) - T)} \quad (2.12)$$

ค่าตัวแปรที่ต้องแทนในสมการที่ (2.12) ประกอบด้วย  $M_s$  และ  $C_\gamma$  หาได้จากสมการ (2.13) และ (2.14)

$$M_s = 506.6 - 338.7C_\gamma - 18.3Mn - 14.5Cr + 1.3Si \quad (2.13)$$

$$C_\gamma = (C_{Total} - C_f \cdot f) / (1-f) \quad (2.14)$$

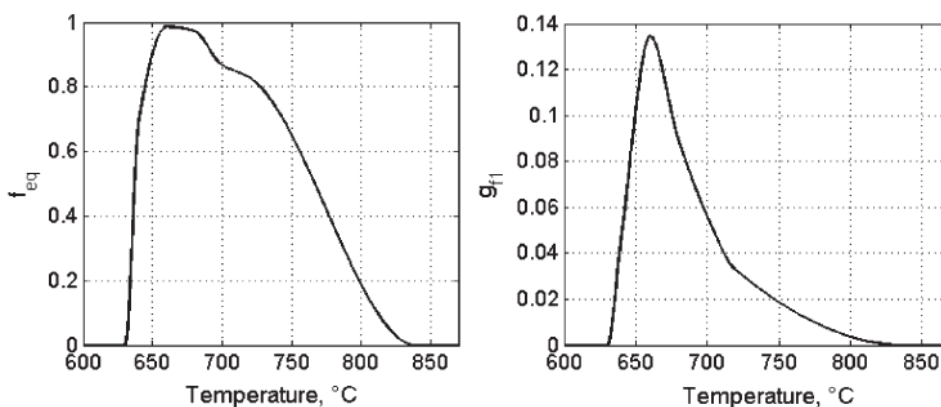
จากสมการ (2.14) ปริมาณคาร์บอนในออสเตไนต์หาได้จากการนำปริมาณคาร์บอนในเฟอร์ไรต์คูณกับสัดส่วนของเฟสเฟอร์ไรต์ เนื่องจากปริมาณคาร์บอนในเฟอร์ไรต์ขึ้นกับอุณหภูมิดังสมการที่ (2.15)

$$C_f = 2.55 \cdot e^{-(4850/T(K))} \quad (2.15)$$

สำหรับสมการที่ (2.3) เป็นเงื่อนไขของแบบจำลอง มีสมมติฐานให้ปริมาณเฟอร์ไรต์และมาร์เทนไซต์ที่เวลาเริ่มต้นของการเปลี่ยนแปลงมีค่าเท่ากับ 0 ซึ่งหมายความว่าก่อนการเปลี่ยนเฟส



กำหนดให้โครงสร้างเริ่มต้นทั้งหมดเป็นออสเตไนต์ จากการทดลองด้วยการใช้แบบจำลองในการศึกษาตัวแปรการรีดร้อนต่อการเปลี่ยนเฟสที่เกิดขึ้นในกระบวนการรีดร้อน โดยหาขนาดเกรนออสเตไนต์เริ่มต้นที่อุณหภูมิ 1150 °C แล้วแทนค่าในสมการที่ (2.7) จะได้ขนาดเกรนออสเตไนต์เท่ากับ 35  $\mu\text{m}$  จากนั้นหาค่าฟังก์ชัน  $g_{FI}(T)$  จากสมการที่ (2.4) ผลการทดลองแสดงดังรูปที่ 2.19 จะเห็นได้ว่าค่า  $g_{FI}(T)$  จะมีค่าสูงสุดที่อุณหภูมิประมาณ 660 °C เช่นเดียวกับการหาปริมาณเฟอร์ไรต์ด้วยโปรแกรม ThermoCalc

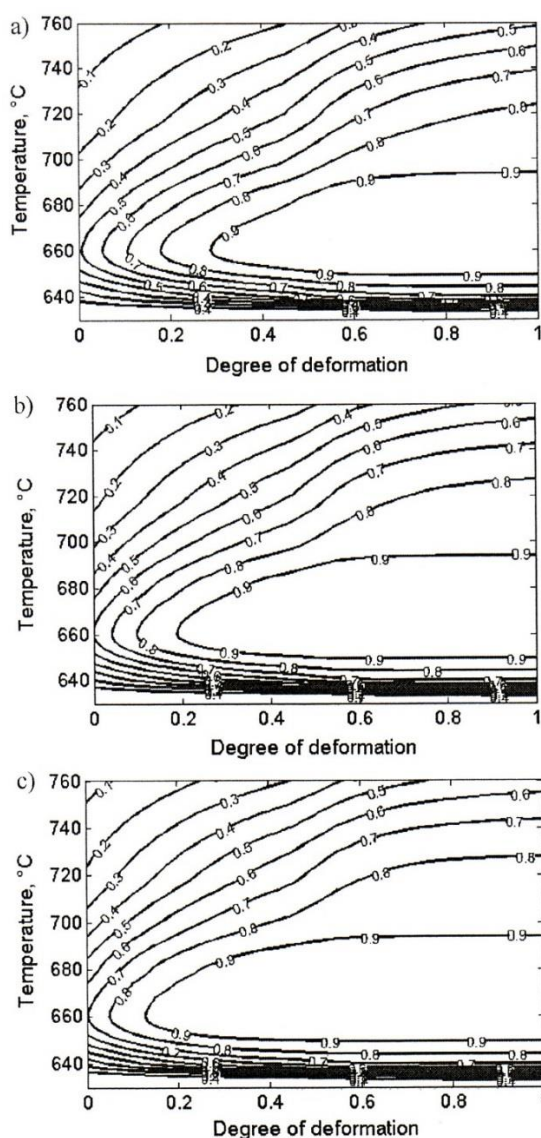


รูปที่ 2.19 ปริมาณเฟอร์ไรต์จากโปรแกรม ThermoCalc (ซ้าย) ผลการคำนวณฟังก์ชัน  $g_{FI}(T)$  (ขวา)  
(Suwanpinij et al, 2010)

จากขนาดเกรนออสเตไนต์ภายหลังการตกผลึกที่เท่ากับ 35  $\mu\text{m}$  สามารถหาค่า  $S_v(35, 0)$  ได้เท่ากับ 57.14  $\text{mm}^{-1}$  และเมื่อหาค่าในสมการที่ 2.9 จะได้ว่า  $\alpha_2 = 1 - \alpha_1 (57.14)$  และหาค่า  $\alpha_1$  จากสมการที่ 2.10 จะได้ค่าเท่ากับ 0.2174 แล้วแทนกลับเข้าไปเพื่อหาค่า  $\alpha_2$  เมื่อได้ค่าทั้งหมดจึงนำไปพล็อตเป็นแผนภาพที่แสดงผลของปริมาณการเสียดรูป อุณหภูมิและเวลาก่อนม้วนเก็บแสดงดังรูปที่ 2.20 จะเห็นได้ว่าความสัมพันธ์ของทั้งสามตัวแปรที่มีผลต่อปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ได้อย่างชัดเจน เมื่อปริมาณการเสียดรูปเพิ่มขึ้นปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์จะเพิ่มขึ้น และเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นปริมาณเฟอร์ไรต์จะลดลงและเวลามีผลทำให้พื้นที่ในการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ขยายตัวเพิ่มขึ้น และเมื่อเปรียบเทียบปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ที่ได้จากการทดลองด้วยเครื่องโคลาโตมิเตอร์กับการจำลองด้วยสมการอัตราการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์พบว่า ผลการทดลองที่ได้มีแนวโน้มไปในทางเดียวกันและผลการทดลองที่ได้จากการจำลองด้วยเครื่องโคลาโตมิเตอร์ใกล้เคียงกับผลจากแบบจำลอง

จากการทบทวนบทความดังกล่าวพบว่า แบบจำลองอัตราการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ที่ได้มีการนำเสนอไว้ได้แสดงให้เห็นความสัมพันธ์ของตัวแปรการรีดร้อนที่มีต่อการควบคุมปริมาณเฟส

เฟอร์ไรต์ได้อย่างชัดเจน โดยความสัมพันธ์ดังกล่าวถูกแสดงในรูปแผนภาพปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ดังรูปที่ 2.20 ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงเลือกใช้แบบจำลองอัตราการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ดังกล่าวมาใช้ในการวิจัย โดยจะศึกษาในเหล็กกล้าแมงกานีสที่ผสมไนโอเบียมซึ่งจะแตกต่างไปจากงานวิจัยข้างต้นและผลของไนโอเบียมจะช่วยเพิ่มอุณหภูมิหยุดการตกผลึกใหม่ให้มากกว่าเดิม และผลการทดลองที่คาดว่าจะได้รับคือ แบบจำลองอัตราการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ดังกล่าวน่าจะทำนายอิทธิพลของตัวแปรการรีดร้อนในเหล็กกล้าแมงกานีสที่ผสมไนโอเบียมได้อย่างใกล้เคียงเช่นเดียวกับในเหล็กกล้าแมงกานีสผสมโมลิบดีนัม



รูปที่ 2.20 อิทธิพลของตัวแปรการรีดต่อการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ที่เวลาคงที่  
a) 3 วินาที b) 5 วินาที c) 7 วินาที (Suwanpinij et al, 2010)

## 2.6 เครื่องจำลองการรีดร้อน

ในการศึกษากระบวนการรีดร้อน เครื่องมือที่ใช้จำลองการรีดร้อนคือ เครื่องไดลาโตมิเตอร์ ซึ่งเครื่องมือดังกล่าวเป็นเครื่องมือทางวิทยาศาสตร์ใช้ศึกษาการเปลี่ยนแปลงที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิสูง และสามารถควบคุมตัวแปรที่สนใจได้อย่างแม่นยำ เช่น ปริมาณการเสียรูป อัตราการเสียรูป อุณหภูมิและเวลาในการแปรรูป การเปลี่ยนแปลงขนาดชิ้นงานที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิสูง เป็นต้น โดยข้อมูลทางเทคนิคของเครื่องไดลาโตมิเตอร์จะถูกแสดงไว้ในภาคผนวก ก และการทดลองที่สามารถทำได้ด้วยเครื่องไดลาโตมิเตอร์ ตัวอย่างเช่น

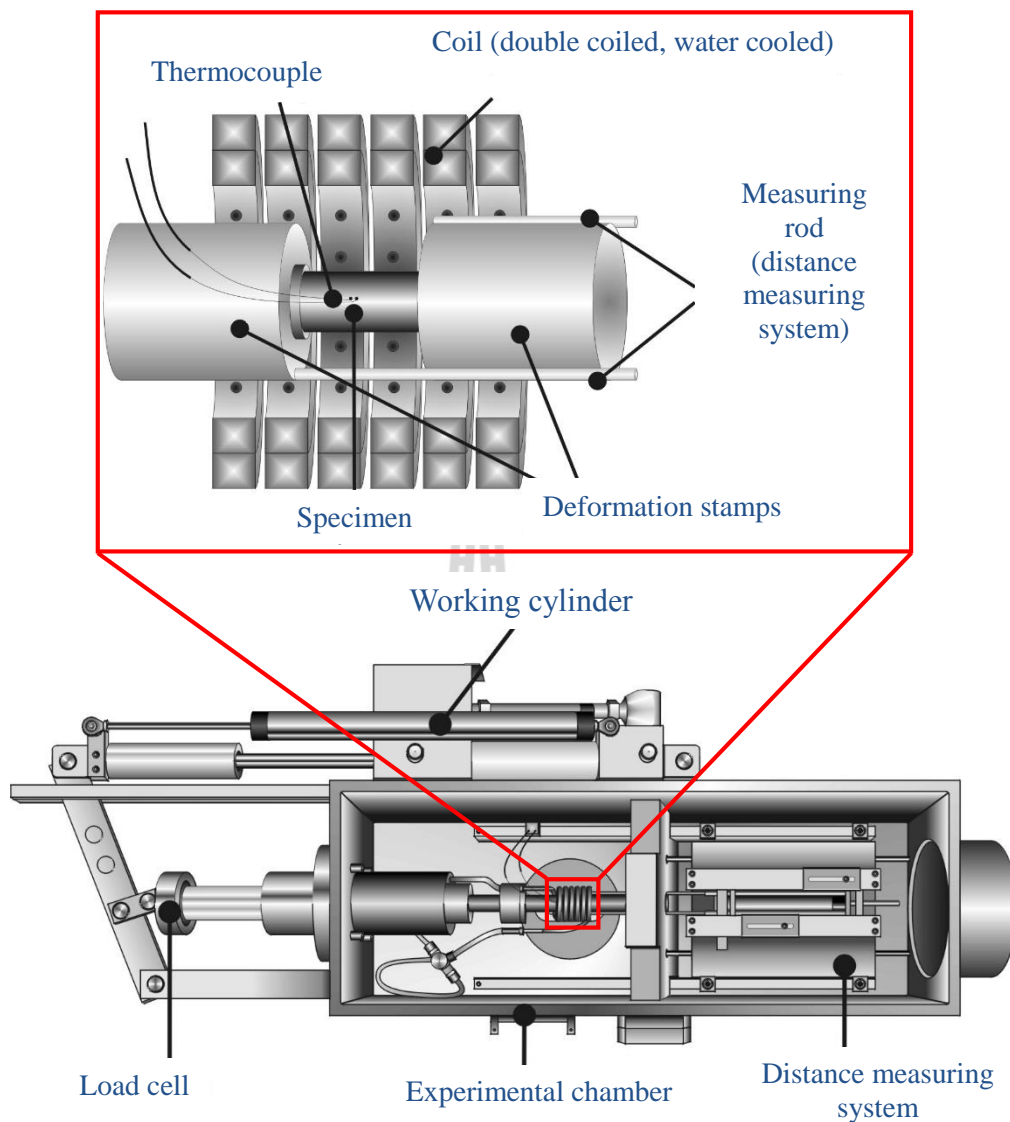
- 1) การศึกษาการต้านทานการแปรรูป (resistant to deformation)
- 2) การตกผลึกใหม่ระหว่างการแปรรูป (recrystallization process)
- 3) การสร้างแผนภาพในการอบชุบทางความร้อน เช่น การสร้างแผนภาพการเปลี่ยนโครงสร้างออสเตไนต์ที่อุณหภูมิคงที่ (time temperature transformation diagram, TTT diagram) การสร้างแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่อง (continuous cooling transformation, CCT diagram) เป็นต้น
- 4) การศึกษาตัวแปรทางการรีดร้อน เช่น ปริมาณการเสียรูป อัตราการเสียรูป อุณหภูมิการแปรรูป เป็นต้น
- 5) การทดสอบความคืบ (creep test)
- 6) ศึกษาการไหลตัวของสเตรส (flow stress)

เครื่องไดลาโตมิเตอร์อาศัยการวัดการเปลี่ยนแปลงขนาดของชิ้นงาน โดยวัดขนาดที่เปลี่ยนแปลงไปด้วย strain gauge เมื่อทำให้ชิ้นงานมีอุณหภูมิสูงขึ้น ขนาดชิ้นงานจะขยายตัวตามอุณหภูมิ การขยายตัวนั้นจะเกิดในแนวเส้นตรง (linear expansion) เครื่องจะทำการวัดขนาดที่เปลี่ยนแปลงไปเทียบกับอุณหภูมิ และเครื่องไดลาโตมิเตอร์ยังสามารถวัดแรงที่กระทำต่อชิ้นงานทดสอบได้ ในงานวิจัยนี้จะศึกษาข้อมูลกราฟการเปลี่ยนแปลงขนาดเทียบกับอุณหภูมิเท่านั้น ซึ่งข้อมูลดังกล่าวจะถูกนำไปใช้วิเคราะห์หาอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสและเวลาการเปลี่ยนเฟสเพื่อสร้างแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่อง เครื่องไดลาโตมิเตอร์ที่ใช้ในการศึกษาวิจัยในครั้งนี้แสดงดังในรูปที่ 2.21 โดยมีรายละเอียดของส่วนประกอบที่สำคัญดังแสดงในรูปที่ 2.22 ชิ้นงานที่จะใช้ทดลองเป็นชิ้นงานทรงกระบอกที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 5 มม. ยาว 10 มม.



รูปที่ 2.21 เครื่องโดปลาโตมิเตอร์ที่สถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งประเทศไทย  
(เอกสารของศูนย์เครือข่ายวัสดุวิเคราะห์วิจัยอุตสาหกรรม)



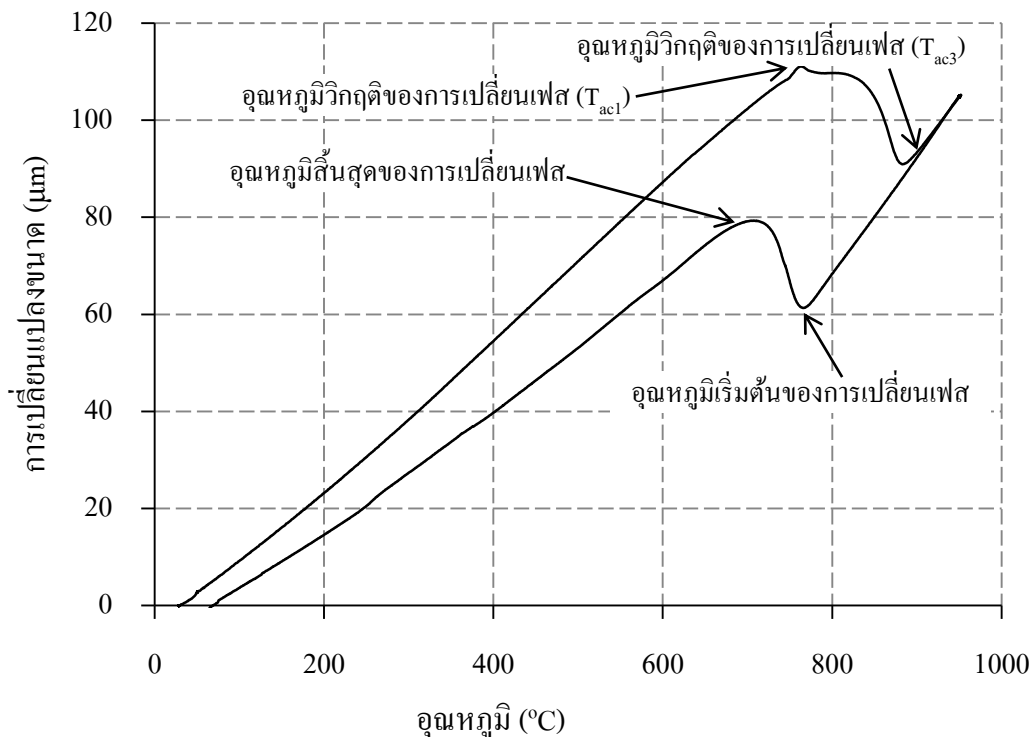


รูปที่ 2.22 ส่วนประกอบของเครื่องไดลาโตมิเตอร์ (Uthaisangsuk, 2009)

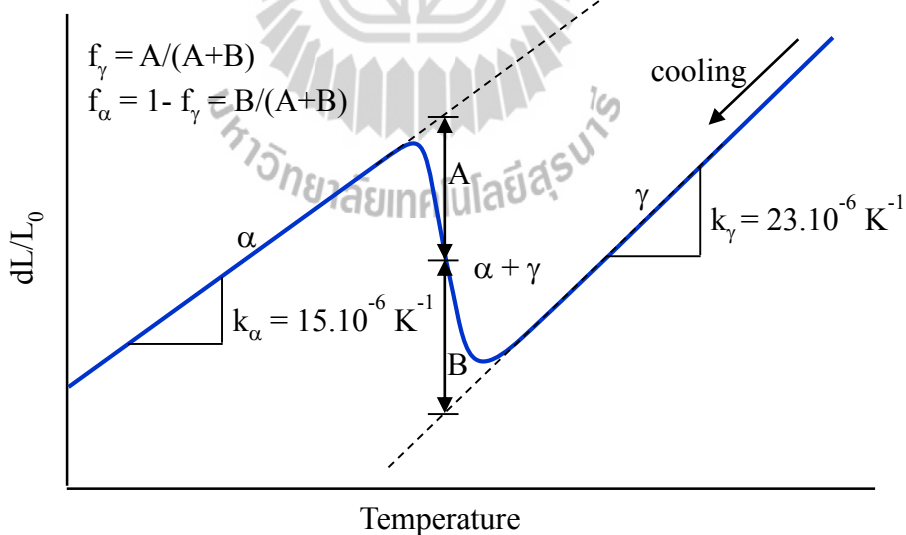
ในการทดลองด้วยเครื่องไดลาโตมิเตอร์นั้น เมื่อติดตั้งชิ้นงานในตำแหน่งเรียบร้อยแล้วจะให้ความร้อนกับชิ้นงานจนมีอุณหภูมิสูงขึ้น ชิ้นงานจะขยายตัวตามอุณหภูมิที่เพิ่มสูงขึ้น ตัวอย่างเส้นกราฟที่เป็นผลการทดสอบด้วยเครื่องไดลาโตมิเตอร์ของเปลี่ยนแปลงขนาดชิ้นงานเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นได้แสดงดังในรูปที่ 2.23 จากกราฟพบว่าเมื่ออุณหภูมิสูงประมาณ 700 °C ขนาดชิ้นงานเริ่มหดลง ซึ่งเป็นผลจากการเริ่มเปลี่ยน โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าจากเฟอร์ไรต์และเพิร์ลไรต์ที่อุณหภูมิห้อง เพิร์ลไรต์เริ่มเกิดการเปลี่ยนเฟสสู่ออสเตไนต์จึงทำให้ขนาดชิ้นงานมีการหดตัว จากข้อมูลดังกล่าวทำให้สามารถหาอุณหภูมิวิกฤติการเปลี่ยนเฟสจากเพิร์ลไรต์ไปสู่ออสเตไนต์ได้ ( $T_{AC1}$ ) การเปลี่ยนเฟสจากเพิร์ลไรต์และเฟอร์ไรต์ยังคงดำเนินต่อไปเนื่องจากชิ้นงานยังคงหดตัวลง

แม้อุณหภูมิจะเพิ่มสูงขึ้น เมื่อถึงอุณหภูมิประมาณ 850 °C พบว่าชิ้นงานเริ่มเกิดการขยายตัวตามอุณหภูมิ จุดดังกล่าวถือเป็นจุดวิกฤตของการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์ไรต์ไปสู่ออสเตไนต์ ( $T_{AC3}$ ) นี่เป็นผลที่สามารถอ่านได้จากเส้นกราฟการเปลี่ยนแปลงขนาดเทียบกับอุณหภูมิหรือกราฟไดลาเตชัน (dilatation curve) ที่ทดลองได้จากเครื่อง ไดลาโตมิเตอร์และเมื่อชิ้นงานเย็นตัวลงซึ่งเป็นการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปสู่เฟสอื่น ๆ จะเห็นได้ว่าชิ้นงานที่มีโครงสร้างจุลภาคเป็นออสเตไนต์เริ่มหดตัวลงตามอุณหภูมิที่ลดลงจนถึงอุณหภูมิหนึ่งชิ้นงานจะเริ่มขยายตัว ซึ่งอุณหภูมิดังกล่าวถึงเป็นจุดเริ่มต้นของการเปลี่ยนเฟส การเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปสู่เฟสอื่นยังคงดำเนินต่อไปเนื่องจากชิ้นงานยังคงขยายตัวอย่างต่อเนื่องแม้อุณหภูมิจะลดต่ำลง เมื่อถึงอุณหภูมิหนึ่งชิ้นงานจะเริ่มหดตัวลงตามอุณหภูมิอีกครั้ง ซึ่งอุณหภูมิดังกล่าวถือเป็นจุดสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสดังแสดงในรูปที่ 2.23

การวิเคราะห์เส้นกราฟไดลาเตชันในช่วงเย็นตัวลงเพื่อหาจุดเปลี่ยนเฟสโดย Petrov et al (2004) แสดงดังรูปที่ 2.24 เมื่อเหล็กกล้าเย็นตัวลงขนาดชิ้นงานจะหดลงตามอุณหภูมิช่วงดังกล่าวสามารถหาอัตราการขยายตัวของออสเตไนต์เทียบกับอุณหภูมิ ( $K_\gamma$ ) ได้จากความชันในช่วงก่อนเกิดการเปลี่ยนเฟส และสามารถหาขนาดการขยายตัวของเฟอร์ไรต์เทียบกับอุณหภูมิ ( $K_\alpha$ ) ได้จากความชันในช่วงสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟส การหาจุดเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปสู่เฟอร์ไรต์จะทำได้จากการหาจุดที่เปลี่ยนแปลงออกจากแนวเส้นตรงเดิมดังเส้นประที่แสดงในรูปที่ 2.24 ใช้เกณฑ์การเปลี่ยนแปลงจากแนวเส้นตรงเดิมไปมากกว่า 5% ถือว่าจุดดังกล่าวเป็นอุณหภูมิเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปสู่เฟอร์ไรต์ ในช่วงการเปลี่ยนเฟสสามารถหาสัดส่วนปริมาณเฟสได้จาก lever's rule ในช่วงนี้หากความชันของการเปลี่ยนเฟสมีการเปลี่ยนแปลง แปลว่ามีการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ที่เหลือจากการเปลี่ยนไปสู่เฟอร์ไรต์เปลี่ยนเฟสไปสู่เฟสอื่น โดยขึ้นกับอัตราการเย็นตัว ซึ่งเฟสที่เกิดขึ้นสามารถทราบได้จากการตรวจวิเคราะห์จากภาพโครงสร้างจุลภาคและเมื่อการเปลี่ยนเฟสสิ้นสุดลงขนาดชิ้นงานจะกลับมาหดลงตามอุณหภูมิเช่นเดิม การหาอุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสใช้การเปลี่ยนแปลงออกจากแนวเส้นตรงเดิมมากกว่า 5% เช่นเดียวกับการหาอุณหภูมิเริ่มต้นการเปลี่ยนเฟส



รูปที่ 2.23 การวัดการเปลี่ยนแปลงขนาดเทียบกับอุณหภูมิจากกราฟที่ได้จากเครื่องไดลาโตมิเตอร์



รูปที่ 2.24 การวิเคราะห์หาจุดเปลี่ยนเฟสในการเย็นตัวของเหล็ก (Petrov et al, 2004)

## บทที่ 3

### วิธีดำเนินการวิจัย

#### 3.1 ขั้นตอนการทดลอง

การศึกษาตัวแปรทางการรีดร้อนซึ่งประกอบด้วย ปริมาณการเสีรูป อุณหภูมิและเวลา ก่อนม้วนเก็บได้แบ่งการทดลองออกเป็น 3 ส่วน การทดลองประกอบด้วย 1) การสร้างแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่อง แผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องจะเป็นเครื่องมือในการหาอุณหภูมิการก่อตัวของเฟอไรต์ที่เหมาะสม 2) การจำลองการรีดร้อนด้วยเครื่องไคลาโตมิเตอร์ การทดลองนี้จะใช้เครื่องไคลาโตมิเตอร์ในการจำลองการรีดร้อนเพื่อศึกษาตัวแปรทางการรีดที่มีผลต่อการควบคุมปริมาณเฟสเฟอไรต์ 3) การจำลองอัตราการเกิดเฟสเฟอไรต์ด้วยแบบจำลอง การทดลองนี้จะใช้แบบจำลองอัตราการเกิดเฟสเฟอไรต์ที่ได้มีการศึกษามาก่อนหน้านี้ โดยหาขนาดเกรนอสเตไนต์และปริมาณเฟอไรต์ที่อุณหภูมิคงที่และหาปริมาณเฟสเฟอไรต์ด้วยโปรแกรม ThermoCalc เมื่อได้ข้อมูลดังกล่าวแล้วจึงนำมาใช้ในการคำนวณในแบบจำลองเพื่อหาอัตราการเกิดเฟสเฟอไรต์ แผนผังการทดลองแสดงดังรูปที่ 3.1 เหล็กกล้าที่นำมาใช้ในการทดลองเป็นเกรดของเหล็กกล้าในเชิงพาณิชย์ ซึ่งงานเริ่มต้นเป็นเหล็กแท่งแบน (slab) ที่ได้จากการผลิตด้วยกรรมวิธีการหล่อแบบต่อเนื่อง ดังนั้นชิ้นงานที่ได้รับจึงมีขนาดใหญ่และมีโครงสร้างจุลภาคที่หยาบและไม่สม่ำเสมอ จึงต้องนำชิ้นงานดังกล่าวมาผ่านกรรมวิธีอบชุบทางความร้อนเพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นของชิ้นงานให้สม่ำเสมอ ขั้นตอนในการทดลองในแต่ละการทดลองจะได้อธิบายในลำดับถัดไป

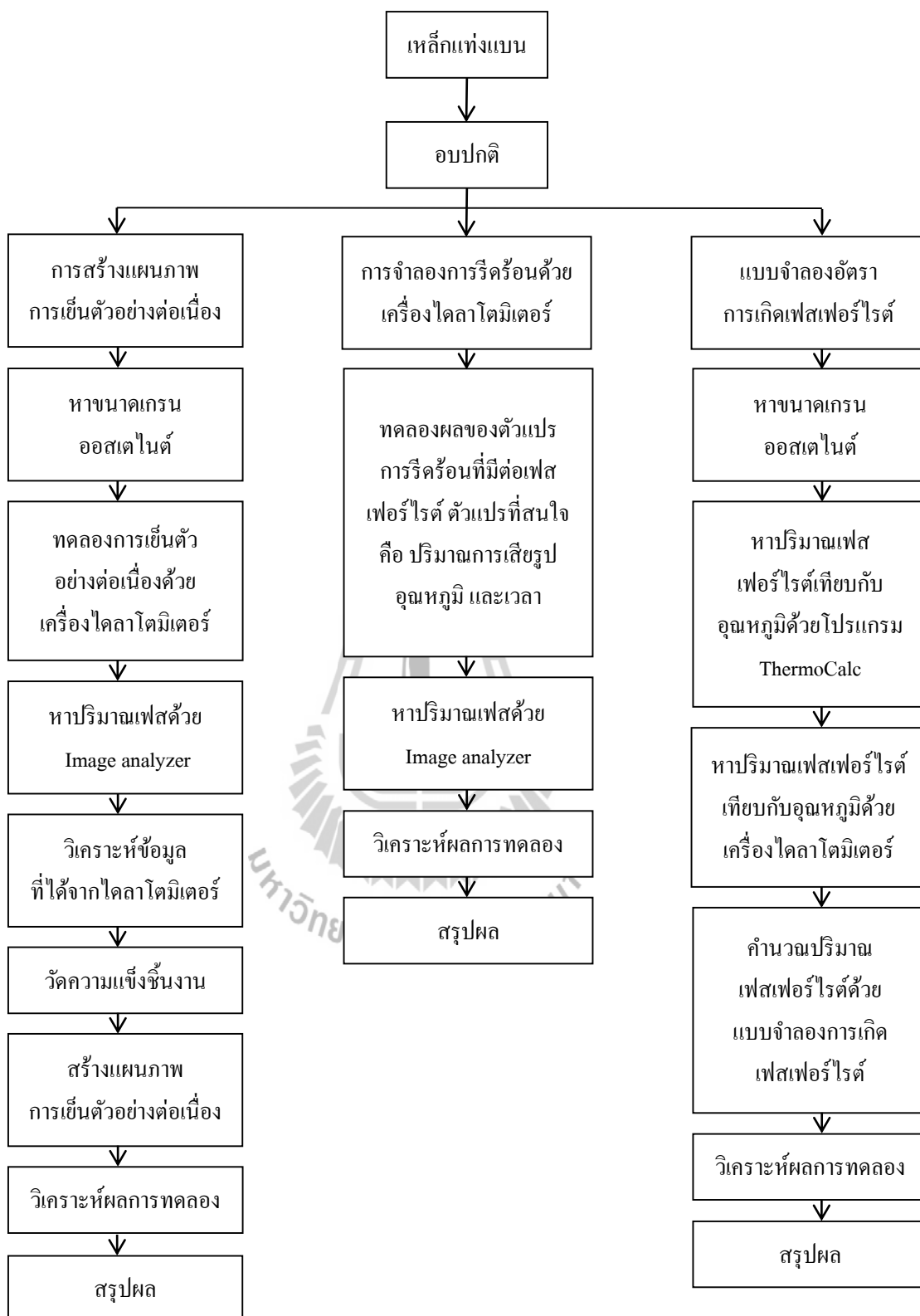
#### 3.2 การจำลองการรีดร้อนด้วยเครื่องดีฟอเมชันไคลาโตมิเตอร์

เครื่องไคลาโตมิเตอร์จะถูกใช้เป็นเครื่องมือในการจำลองการรีดร้อน การทดลองด้วยเครื่องไคลาโตมิเตอร์แบ่งออกได้เป็น 2 กลุ่ม คือ การทดลองที่มีการเสีรูปมาเกี่ยวข้องและการทดลองที่ไม่มีการเสีรูปมาเกี่ยวข้อง การทดลองที่มีการเสีรูปมาเกี่ยวข้องจะเป็นการศึกษาตัวแปรการรีดร้อนที่ต้องมีการทำให้ชิ้นงานเสีรูปที่อุณหภูมิสูง ชิ้นงานที่ใช้ในการทดลองจะเป็นทรงกระบอกมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 5 มม. ยาว 10 มม. ส่วนการทดลองที่ไม่มีการเสีรูปจะเกี่ยวข้องกับการสร้างแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่อง การหาขนาดเกรนอสเตไนต์ การหาปริมาณเฟสเฟอไรต์ที่อุณหภูมิคงที่ ชิ้นงานที่ใช้ในการทดลองจะเป็นทรงกระบอกเช่นเดียวกัน แต่ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 4 มม. ซึ่งจะเล็กกว่าชิ้นงานที่มีการเสีรูปมาเกี่ยวข้อง การที่ต้องทำให้ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง

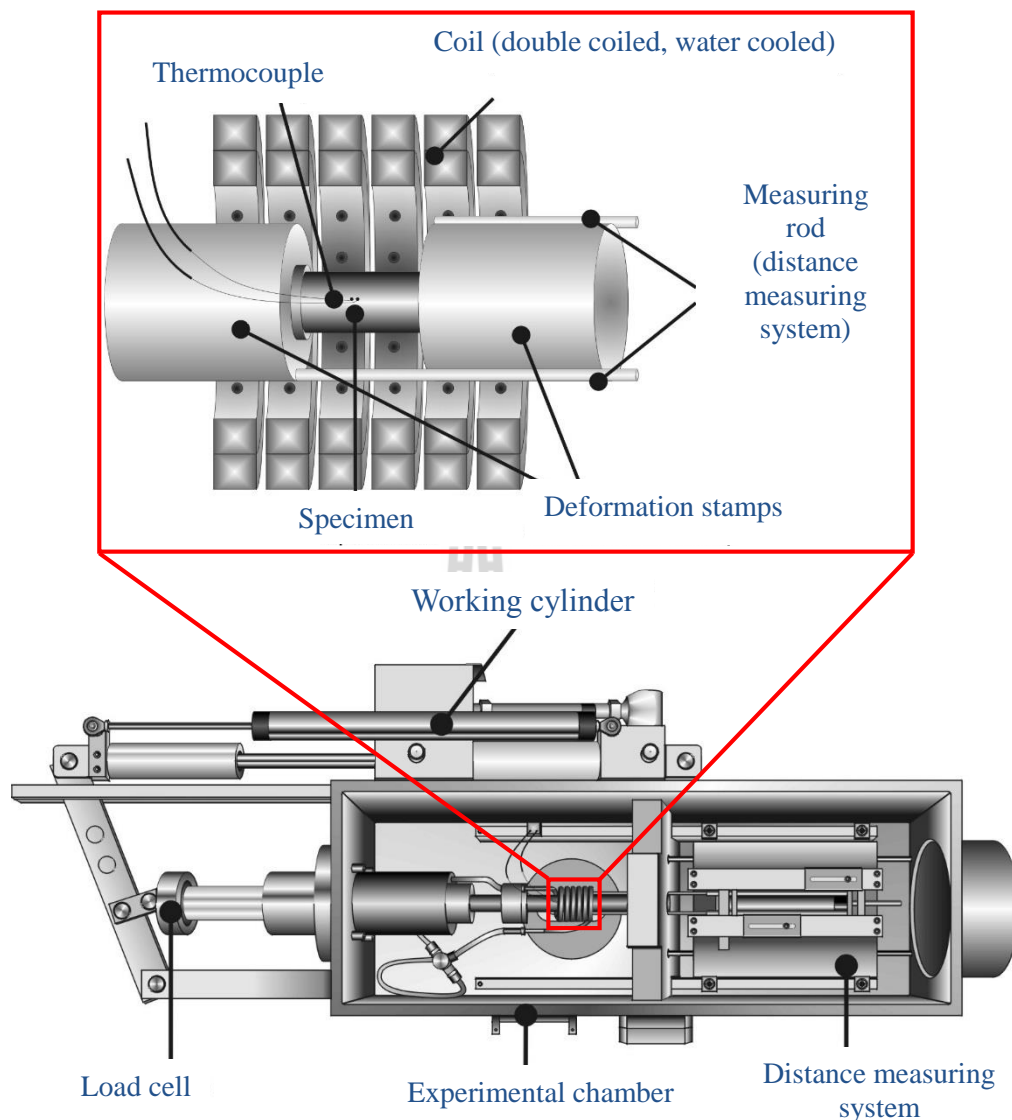


กลางมีขนาดเล็กกว่าก็เพื่อต้องการให้เกิดการเย็นตัวในอัตราที่สูงกว่า

การทดลองด้วยเครื่องไคลาโตมิเตอร์จะเริ่มต้นจาก การนำชิ้นงานทรงกระบอกมาทำการติดสายเทอร์โมคัปเปิลชนิด S เพื่อใช้วัดอุณหภูมิของชิ้นงาน จากนั้นนำชิ้นงานไปติดตั้งในตู้ควบคุมบรรยากาศของเครื่องไคลาโตมิเตอร์ดังแสดงในรูปที่ 3.2 นำชิ้นงานไปวางในช่องใส่ชิ้นงาน หลังจากนั้นเลื่อนตัวจับชิ้นงานให้ชนกับชิ้นงานซึ่งตัวจับดังกล่าวจะถูกต่อเข้ากับ strain gauge เพื่อวัดการเปลี่ยนแปลงขนาดความยาวของชิ้นงานเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น จากนั้นนำชิ้นงานเลื่อนเข้าสู่ขดลวดให้ความร้อน ขดลวดให้ความร้อนเป็นขดลวดคู่มีสองชั้น ขดลวดชั้นนอกเป็นขดลวดที่มีน้ำไหลเวียนภายในขดลวดเพื่อให้สามารถปรับอุณหภูมิความร้อนของชิ้นงานได้ ส่วนขดลวดชั้นในเป็นขดลวดให้ความร้อนโดยอาศัยกระแสไฟฟ้าเหนี่ยวนำในการให้ความร้อน การควบคุมการให้ความร้อนหรือการบีบอัดชิ้นงานจะถูกควบคุมผ่าน โปรแกรมคอมพิวเตอร์ที่เชื่อมต่อกับเครื่องไคลาโตมิเตอร์และการเก็บบันทึกข้อมูลจากเครื่องไคลาโตมิเตอร์จะกระทำผ่าน โปรแกรมคอมพิวเตอร์ โดยในการทดลองนี้จะมีการบันทึกแรงกระทำ อัตราในการให้แรงกระทำ อุณหภูมิ เวลาและการเปลี่ยนแปลงขนาดของชิ้นงาน ข้อมูลที่เก็บบันทึกจะถูกนำไปวิเคราะห์ศึกษาในขั้นตอนต่อไป ข้อมูลการเย็นตัวของชิ้นงานจะถูกนำมาสร้างเป็นเส้นกราฟการเย็นตัว ซึ่งพล็อตจากความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิกับเวลา ส่วนเส้นกราฟไคลาเดชันซึ่งพล็อตจากความสัมพันธ์ระหว่างขนาดที่เปลี่ยนแปลงของชิ้นงานกับอุณหภูมิจะถูกนำไปวิเคราะห์และใช้เป็นข้อมูลในการสร้างแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่อง



รูปที่ 3.1 ขั้นตอนการศึกษาวิจัย

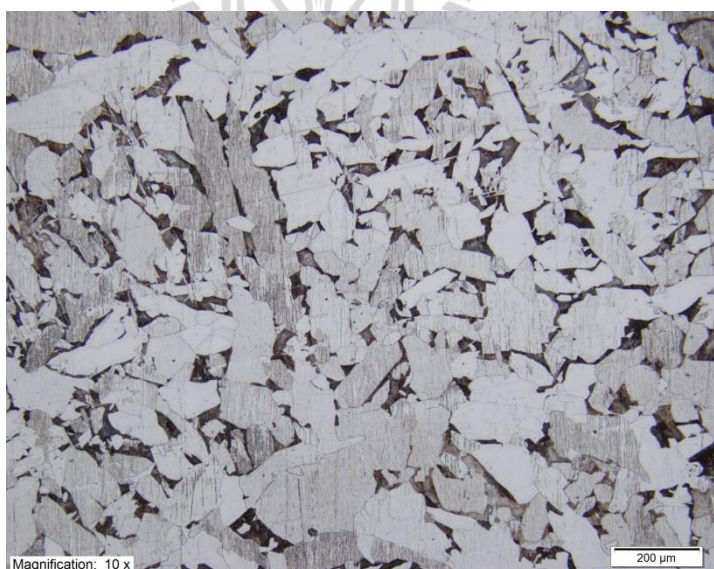


รูปที่ 3.2 การติดตั้งชิ้นงานในเครื่องไดลาโตมิเตอร์

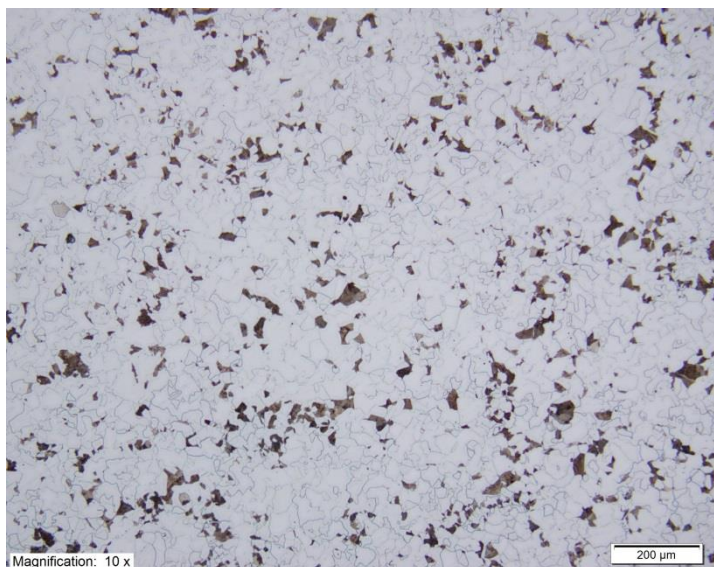
### 3.3 ชิ้นงานเหล็กกล้า

ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานเพื่อใช้ในการทดลองจะเริ่มต้นจากการนำเหล็กกล้ามาตรวจวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค ซึ่งผลการตรวจวิเคราะห์พบว่า โครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเฟอไรต์ไลต์ที่มีลักษณะหยาบมีโครงสร้างไม่สม่ำเสมอ ดังแสดงในรูปที่ 3.3 เพื่อให้ชิ้นงานมีโครงสร้างที่ละเอียดและสม่ำเสมอ จึงได้นำชิ้นงานไปอบชุบทางความร้อนโดยการทำการอบปกติที่อุณหภูมิ 1200 °C เป็นเวลานาน 2 ชั่วโมง จากนั้นปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวในอากาศแล้วจึงนำชิ้นงานมาตรวจวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคอีกครั้ง จากการตรวจวิเคราะห์พบว่า โครงสร้างจุลภาค

ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเฟิร์ลไลต์ที่มีความละเอียดและสม่ำเสมอขึ้นดังจะเห็นได้จากโครงสร้างจุลภาคที่แสดงในรูปที่ 3.4 ชิ้นงานที่ผ่านการอบชุบแล้วจะถูกนำไปทำการตัดและกลึงขึ้นรูปให้มีรูปร่างเป็นทรงกระบอกตามการทดลองที่ได้ออกแบบไว้ดังตารางที่ 3.1 โดยแยกเป็นการทดลองที่เกี่ยวข้องกับการเสียรูปและไม่เสียรูป หากต้องการเพิ่มอัตราการเย็นตัวชิ้นงานไม่เสียรูปจะเจาะกลวง ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ใช้ทดลองดังแสดงในตารางที่ 3.2 ประกอบด้วยคาร์บอน 0.06-1.5% โดยที่คาร์บอนมีบทบาทในการเพิ่มเสถียรภาพให้ออสเตไนต์ ทำให้มาร์เทนไซต์มีความแข็งเพิ่มขึ้นและส่งผลกระทบต่ออัตราการกระจายตัวของเฟสที่เกิดขึ้น แมงกานีสอยู่ในช่วง 1.5-2.5% มีบทบาทในการเพิ่มเสถียรภาพให้ออสเตไนต์ เป็นตัวเพิ่มความสามารถในการละลายของเฟอร์ไรต์และหน่วงการเกิดของเฟอร์ไรต์ ส่วนซิลิกอนมีบทบาทในการส่งเสริมการเปลี่ยนเฟสไปเป็นเฟอร์ไรต์ ส่วนผสมของโครเมียมและโมลิบดีนัมมีน้อยกว่า 0.4% มีบทบาทในการเพิ่มเสถียรภาพของออสเตไนต์และหน่วงการเกิดเฟสเฟิร์ลไลต์และเบไนต์ ส่วนวานาเดียมมีน้อยกว่า 0.06% เป็นตัวเพิ่มความเสถียรให้ออสเตไนต์ เป็นตัวเพิ่มความแข็งแรงจากการตกตะกอนและทำเกรนให้ละเอียดขึ้นและไนโอเบียมจะมีน้อยกว่า 0.04% มีบทบาทในการเพิ่มความเสถียรให้ออสเตไนต์ ลดอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปสู่มาร์เทนไซต์ ทำเกรนให้ละเอียดขึ้นและส่งเสริมการเปลี่ยนเฟสไปสู่เฟอร์ไรต์ในช่วงอุณหภูมิหยุดการตกผลึก (Demeri, 2013)



รูปที่ 3.3 โครงสร้างจุลภาคก่อนการอบชุบทางความร้อนซึ่งประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเฟิร์ลไลต์ที่มีเกรนหยาบ



รูปที่ 3.4 โครงสร้างจุลภาคหลังการอบชุบทางความร้อนซึ่งประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเพิร์ลไลต์ที่มีเกรนละเอียด

ตารางที่ 3.1 ขนาดชิ้นงานที่ทดสอบด้วยเครื่องไคลาโตมิเตอร์

	รูปร่างชิ้นงาน	เส้นผ่านศูนย์กลาง ( มม. )	ความยาว ( มม. )
ชิ้นงานเสียรูป	ทรงกระบอก	5	10
ชิ้นงานไม่เสียรูป	ทรงกระบอก	4	10
	ทรงกระบอกกลวง	3 (ภายใน) 4 (ภายนอก)	10

ตารางที่ 3.2 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าที่ใช้ในงานวิจัย

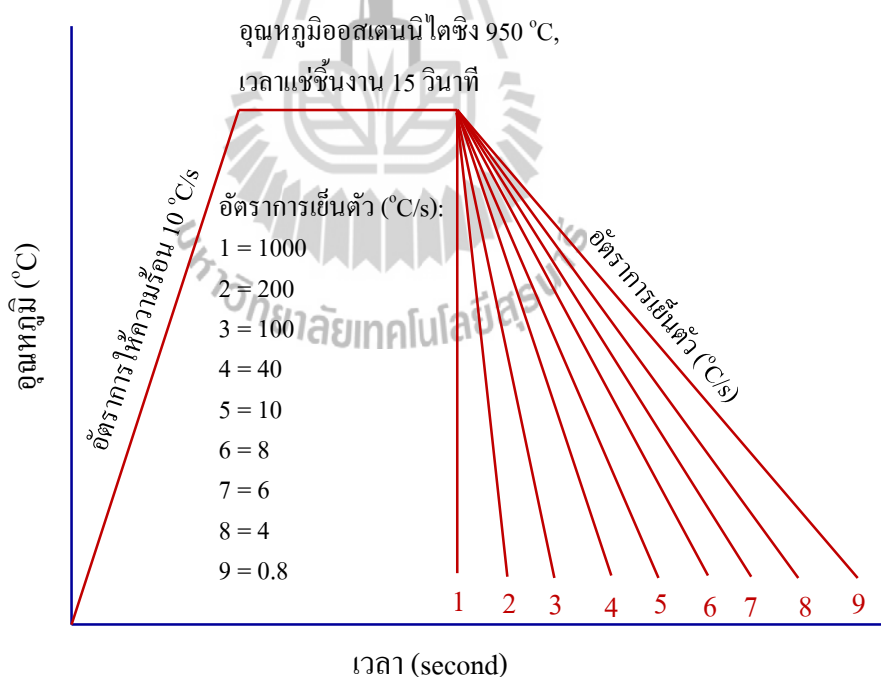
C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	V	Cu	Al	Nb	Ti
0.082	1.48	0.284	0.001	0.017	0.28	0.023	0.045	0.023	0.035	0.055	0.016

### 3.4 แผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่อง

แผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องเป็นแผนภาพที่บ่งบอกถึงผลของอัตราการเย็นตัวต่อการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส ในงานวิจัยนี้แผนภาพการเย็นตัวอย่างจะใช้อุณหภูมิที่

เหมาะสมในการก่อตัวของเฟสเฟอร์ไรต์และอูณหภูมิในการเกิดเฟสหรือโครงสร้างอื่น ๆ ดังนั้นจึงจำเป็นต้องสร้างแผนภาพการเย็นตัวขึ้น โดยอาศัยข้อมูลจากการทดสอบด้วยเครื่องไคลาโตมิเตอร์ ในการทดลองจะนำชิ้นงานที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 4 มม. ยาว 10 มม. ไปให้ความร้อนจนถึงอุณหภูมิที่ชิ้นงานมีโครงสร้างเป็นออสเตไนต์ จากนั้นจะแช่ไว้ที่อุณหภูมินั้นสักระยะเวลาเพื่อให้ชิ้นงานมีโครงสร้างเป็นออสเตไนต์ทั้งหมดแล้วจึงทำให้เกิดการเย็นตัวในอัตราการเย็นตัวต่างกันโดยทำการทดลองในหลาย ๆ อัตราการเย็นตัวดังแสดงในรูปที่ 3.5 การสร้างแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องนั้นจะสร้างจากการนำจุดเปลี่ยนเฟสที่เกิดขึ้นที่อัตราการเย็นตัวคงที่มาพล็อตลงไปบนเส้นการเย็นตัว แล้วจากนั้นจะลากเส้นเชื่อมต่อด้านจุดอุณหภูมิของการเปลี่ยนเฟส จะทำให้ได้แผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องเกิดขึ้น ขั้นตอนในการทดลองมีดังต่อไปนี้

1. นำชิ้นงานทรงกระบอกไปติดสายเทอร์โมคัปเปิล แล้วนำไปติดตั้งในเครื่องไคลาโตมิเตอร์ ให้ความร้อนแก่ชิ้นงานจากอุณหภูมิห้องด้วยอัตรา  $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  จนถึงอุณหภูมิ  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$  หลังจากนั้นแช่ชิ้นงานไว้ที่อุณหภูมิดังกล่าวเป็นเวลา 15 วินาที ซึ่งเป็นระยะเวลาที่ชิ้นงานมีโครงสร้างเป็นออสเตไนต์ทั้งหมด



รูปที่ 3.5 แผนภาพลำดับการทดลองและการกำหนดอัตราการเย็นตัวเพื่อนำข้อมูลไปสร้างเป็นแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่อง

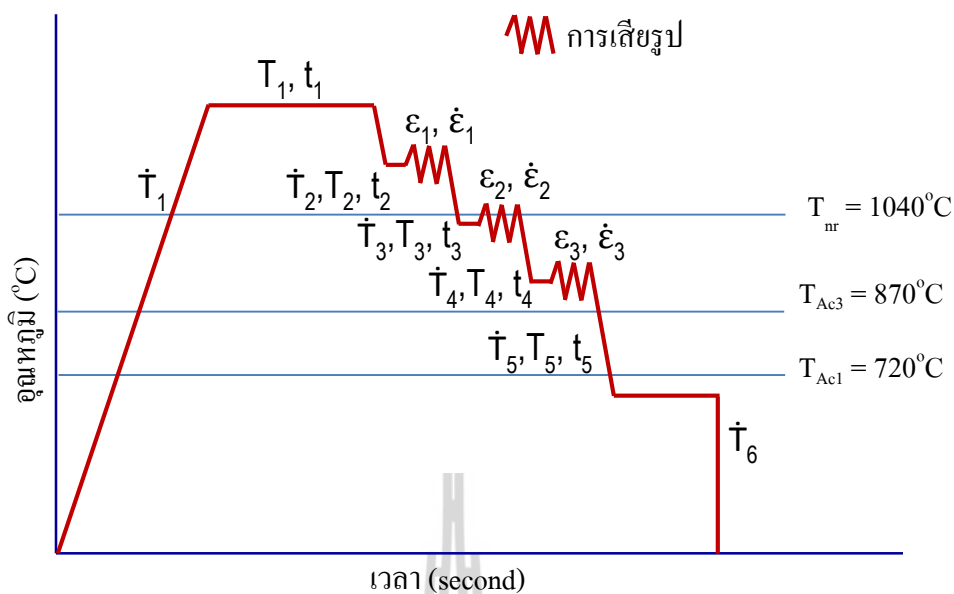
2. ทำให้ชิ้นงานเกิดการเย็นตัวจาก 950 °C ด้วยอัตราการเย็นตัวต่างกัน 9 ค่า ได้แก่ 0.8, 4.0, 6.0, 8.0, 10.0, 40.0, 100.0, 200.0 และ 1000.0 °C/s ข้อมูลต่าง ๆ ซึ่งได้แก่ อุณหภูมิ เวลา และขนาดของชิ้นงานที่เปลี่ยนแปลง จะนำไปสร้างกราฟการเย็นตัว กราฟไคลาเตชัน และวิเคราะห์หาจุดเปลี่ยนเฟสที่เกิดขึ้นในแต่ละอัตราการเย็นตัว

3. นำชิ้นงานภายหลังการทดสอบไปตรวจวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคพร้อมวัดความแข็งของชิ้นงานด้วย Vicker Hardness Tester

ข้อมูลที่จำเป็นในการสร้างแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่อง คือ เส้นกราฟการเย็นตัวของแต่ละอัตราการเย็นตัวซึ่งพล็อตจากความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและเวลา เส้นกราฟไคลาเตชันซึ่งพล็อตจากความสัมพันธ์ระหว่างการเปลี่ยนแปลงขนาดชิ้นงานเทียบกับอุณหภูมิ จากกราฟดังกล่าวจะถูกนำไปวิเคราะห์หาจุดเปลี่ยนเฟสที่เกิดขึ้นในแต่ละอัตราการเย็นตัวเพื่อนำข้อมูลที่ได้ออกมาพล็อตลงบนเส้นกราฟการเย็นตัวเพื่อสร้างเป็นแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องต่อไป

### 3.5 การจำลองการรีด

การศึกษาตัวแปรการรีดร้อนที่มีผลต่อโครงสร้างสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นสามารถทำได้โดยใช้เครื่องไคลาโตมิเตอร์เป็นเครื่องมือในการจำลองการรีด เนื่องจากเครื่องมือดังกล่าวสามารถควบคุมตัวแปรที่สนใจได้อย่างแม่นยำ ตัวแปรที่สนใจในการศึกษานี้ ได้แก่ ปริมาณการเสียรูปซึ่งเกิดขึ้นในระหว่างที่เหล็กมีการลดขนาดลงอันเนื่องมาจากแรงกระทำจากลูกรีดในระหว่างการรีดร้อน อุณหภูมิการรีดร้อนและการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิในรางวิ่งของแผ่นเหล็กก่อนม้วนเก็บ (run out table) ซึ่งช่วงอุณหภูมิดังกล่าวจะเกิดการเปลี่ยนเฟสไปเป็นเฟอร์ไรต์ ส่วนระยะเวลาก่อนม้วนเก็บซึ่งเป็นตัวแทนของเวลาที่เหล็กแผ่นจะอยู่บนรางวิ่งซึ่งส่งผลต่อการโตของเฟสเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นจากการวิเคราะห์ข้อมูลของการรีดเหล็กกล้าในโรงงานอุตสาหกรรม พบว่าความเร็วของเหล็กแผ่นที่ออกจากแท่นรีดสุดท้ายและเข้าสู่รางวิ่งจะวิ่งด้วยความเร็วประมาณ 10 เมตรต่อวินาที และรางวิ่งจะมีความยาวประมาณ 80-120 เมตร ดังนั้นระยะเวลาที่อยู่บนรางวิ่งจะมีค่าอยู่ระหว่าง 8-12 วินาที ซึ่งในการทดลองได้เลือกใช้เวลาที่ 5 และ 10 วินาที แผนผังการจำลองการรีดร้อนแสดงดังรูปที่ 3.6 และค่าตัวแปรที่ใช้ในการทดลองแสดงดังในตารางที่ 3.3



รูปที่ 3.6 แผนภาพการจำลองการรีดร้อนในการทดลอง

ตารางที่ 3.3 ค่าตัวแปรที่ใช้ในการทดลอง

ตัวแปร	ค่าของตัวแปร
$\dot{T}_1; T_1; t_1$	10 °C/s; 1150 °C; 900 s
$\dot{T}_2; T_2; t_2; \epsilon_1; \dot{\epsilon}_1$	5 °C/s; 1100 °C; 3 s; 0.3; 5 s <sup>-1</sup>
$\dot{T}_3; T_3; t_3; \epsilon_2; \dot{\epsilon}_2$	30 °C/s; 1000 °C; 3 s; 0.4; 10 s <sup>-1</sup>
$\dot{T}_4; T_4; t_4; \epsilon_3; \dot{\epsilon}_3$	50 °C/s; 900 °C; 3 s; 0.0, 0.1, 0.2, 0.3; 10 s <sup>-1</sup>
$\dot{T}_5; T_{ROT}; t_{ROT}; \dot{T}_6$	60 °C/s; 650, 670, 690 °C; 5, 10 s; 100 °C/s

คำอธิบายสัญลักษณ์ในตารางที่ 3.3

$\dot{T}$  คือ อัตราการให้ความร้อนขึ้นงานหรืออัตราการเย็นตัว

$T$  คือ อุณหภูมิ

$t$  คือ เวลา

$\epsilon$  คือ ปริมาณการเสียรูป (strain)

$\dot{\epsilon}$  คือ อัตราการเสียรูป (strain rate)

$T_{nr}$  คือ อุณหภูมิหยุดการตกผลึก (non-recrystallization temperature)

$T_{ac3}$  คือ เส้นอุณหภูมิวิกฤตการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์ไรต์ไปสู่ออสเตไนต์

$T_{ac1}$  คือ เส้นอุณหภูมิวิกฤตการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์ไรต์ไปสู่ออสเตไนต์



ขั้นตอนในการทดลองมีดังต่อไปนี้

1. นำชิ้นงานทรงกระบอกที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 5 มม. ยาว 10 มม. มาติดสายเทอร์โมคัปเปิลประเภท S หลังจากนั้นนำชิ้นงานเข้าสู่ควบคุมบรรยากาศในเครื่องไดลาโตมิเตอร์ให้ความร้อนชิ้นงานจากอุณหภูมิห้องด้วยอัตรา  $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  จนชิ้นงานมีอุณหภูมิถึง  $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$  แล้วแช่ไว้นาน 900 วินาที ที่อุณหภูมิดังกล่าวชิ้นงานจะมีโครงสร้างจุลภาคเป็นออสเตไนต์ หลังจากนั้นทำให้เย็นตัวด้วยอัตรา  $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  ลงมาถึงอุณหภูมิ  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  ทิ้งไว้เป็นเวลา 3 วินาที แล้วรีดด้วยค่า  $\epsilon$  เท่ากับ 0.3 ด้วยอัตราความเร็วรูป  $5\text{ s}^{-1}$  การรีดในช่วงดังกล่าวจะทำให้เกิดออสเตไนต์เกิดการตกผลึกใหม่ส่งผลให้เกรนออสเตไนต์มีความละเอียดขึ้น แต่การตกผลึกใหม่ก็จะทำให้ปริมาณความเค้นตกค้างในเกรนหมดไปเช่นกัน

2. หลังจากนั้นทำให้ชิ้นงานเย็นตัวลงด้วยอัตรา  $30\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  ถึงอุณหภูมิ  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  แช่ไว้นาน 3 วินาที แล้วรีดด้วยค่า  $\epsilon$  เท่ากับ 0.4 ด้วยอัตราความเร็วรูป  $10\text{ s}^{-1}$  หลังจากนั้นทำให้ชิ้นงานเย็นตัวลงด้วยอัตราอัตรา  $50\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  ถึงอุณหภูมิ  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  แช่ไว้นาน 3 วินาที หลังจากนั้นจะศึกษาผลของตัวแปรปริมาณการเสียดรูปในช่วงอุณหภูมิหยุดการตกผลึก ซึ่งจากการรีดในช่วงดังกล่าวออสเตไนต์จะไม่เกิดการตกผลึกใหม่แต่จะเสียดรูปมีลักษณะแบนทำให้ความหนาแน่นของการเกิดนิวเคลียสเพิ่มขึ้นโดยเปลี่ยนค่าการรีดที่  $\epsilon$  เท่ากับ 0.0, 0.1, 0.2 และ 0.3 ตามลำดับ

3. หลังจากนั้นทำให้ชิ้นงานเย็นตัวลงด้วยอัตรา  $60\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  ภายหลังจากการรีดในช่วงหยุดการตกผลึกใหม่ทำให้เกรนออสเตไนต์แบนซึ่งส่งผลต่อการเกิดนิวเคลียสของเฟสเฟอไรต์ดังนั้นต่อไปจะเป็นการศึกษาผลของตัวแปรอุณหภูมิและเวลาที่มีผลต่อปริมาณการเกิดเฟสเฟอไรต์ โดยกำหนดให้อุณหภูมิก่อนม้วนเก็บที่ 650, 670 และ 690  $^{\circ}\text{C}$  ส่วนระยะเวลาในการแช่ที่อุณหภูมิดังกล่าวอยู่ที่ 5 และ 10 วินาที หลังจากนั้นจะทำให้ชิ้นงานเย็นตัวด้วยอัตรา  $100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  เพื่อเปลี่ยนออสเตไนต์ที่เหลือทั้งหมดให้เป็นมาร์เทนไซต์ หลังจากนั้นนำชิ้นงานที่ได้ไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและวัดปริมาณเฟสเฟอไรต์ที่เกิดขึ้น เพื่อหาความสัมพันธ์ของตัวแปรการรีดร้อนที่มีต่อการเกิดเฟสเฟอไรต์

### 3.6 โครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน

การตรวจวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคเป็นอีกขั้นตอนหนึ่งที่มีความสำคัญเป็นอย่างมากในการได้มาซึ่งข้อมูลที่ต้องการในการทดลอง การเลือกใช้กรดที่เหมาะสมในการกัดผิวหน้าชิ้นงานเพื่อการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคก็เป็นสิ่งสำคัญ ขั้นตอนการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานมีดังต่อไปนี้

1. นำชิ้นงานมาขัดด้วยกระดาษทรายจากเบอร์ 100 ถึง 1200 หลังจากนั้นนำชิ้นงานไปขัดเงาด้วยผ้าสักหลาดขนยาวและใส่อะลูมิเนียมผสมน้ำ เพื่อช่วยในการขัดเงาชิ้นงาน
2. หลังจากนั้นนำชิ้นงานที่ได้มากัดกรดดังตารางที่ 3.4 ซึ่งแสดงรายละเอียดของกรดแต่ละประเภทที่ใช้ในการตรวจสอบ โครงสร้างจุลภาค หลังจากนั้นจึงนำชิ้นงานไปถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง และวัดปริมาณเฟสต่าง ๆ ด้วยโปรแกรม Stream motion เพื่อวิเคราะห์ภาพโครงสร้างจุลภาค

การวัดขนาดเกรนออสเตไนต์มีขั้นตอนดังต่อไปนี้

1. นำชิ้นงานมาขัดด้วยกระดาษทรายจากเบอร์ 100 ถึง 1200 หลังจากนั้นนำชิ้นงานไปขัดเงาด้วยผ้าสักหลาดขนยาวและใส่อะลูมิเนียมผสมน้ำ เพื่อช่วยในการขัดเงาชิ้นงาน
2. นำชิ้นงานไปกัดผิวหน้าด้วย Vilella's reagent นานประมาณ 5-60 วินาที เพื่อให้เห็นขอบเกรนออสเตไนต์ จากนั้นจึงนำมาหาขนาดเกรนออสเตไนต์ด้วยวิธี grain intercept count ตามมาตรฐาน ATSM E112 หลักการในการวัดคือ การนับขอบเกรนที่ตัดเส้นวงกลมที่สร้างขึ้นมา ซึ่งการวัดจะใช้โปรแกรม Stream motion เป็นตัวช่วยในการวัดจุดตัดเกรนออสเตไนต์และคำนวณหาขนาดเกรนออสเตไนต์ วัด 3 จุดเพื่อหาค่าเฉลี่ย

ตารางที่ 3.4 ชนิดของกรดที่ใช้กัดผิวหน้าชิ้นงานเพื่อศึกษาวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค

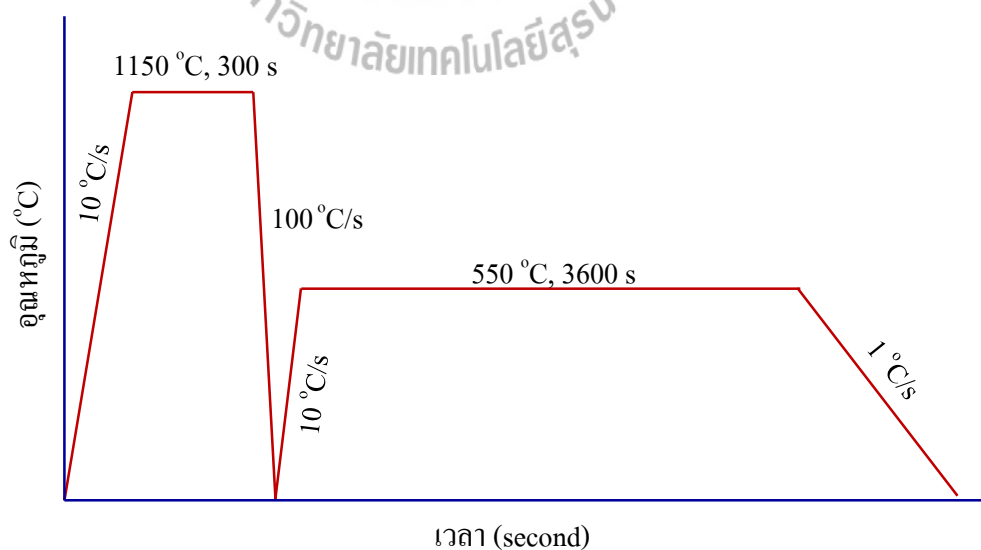
ชื่อสาร	ส่วนผสมทางเคมี	การใช้งาน
ไนตอล 2%	เอทิลแอลกอฮอล์ 98 มล. ไนตริก 2 มล.	นำผิวหน้าชิ้นงาน ไปจุ่มในสารเป็นเวลา 3-20 วินาที ทำให้เห็นขอบเกรนของเฟอร์ไรต์และเฟิร์ลไลต์ (Bramfitt and bencotter, 2002)
Vilella's reagent	เอทิลแอลกอฮอล์ 100 มล. ฟิคริก 1 กรัม ไฮโดรคลอริก 5 มล.	นำผิวหน้าชิ้นงาน ไปจุ่มในสารเป็นเวลา 5-60 วินาที จะทำให้เห็นขอบเกรนของออสเตไนต์ (Bramfitt and bencotter, 2002)
Dual phase etchant	ไนตอล 2% โซเดียมเมตาไบซัลไฟด์ 10 กรัม น้ำกลั่น 100 มล.	นำผิวหน้าชิ้นงาน ไปจุ่มในกรดไนตอลก่อน 1-2 วินาที หลังจากนั้นนำผิวหน้าชิ้นงานไปกัดด้วย โซเดียมเมตาไบซัลไฟด์มากกว่า 20 วินาที จะทำให้เห็นเฟสออสเตไนต์เป็นสีขาว เฟสมาร์เทนไซต์เป็นสีดำ และเฟสเฟอร์ไรต์เป็นสีเทา (Vander Voort, 2007)

### 3.7 แบบจำลองการเกิดเฟอร์ไรต์

ในขั้นตอนนี้จะเป็นการหาตัวแปรที่จำเป็นในแบบจำลองอัตราการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ซึ่งประกอบด้วย ขนาดเกรนอสเตไนต์เริ่มต้น และปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิคงที่ การเลือกใช้แบบจำลองอัตราการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ของ Suwanpinij et al (2010) เนื่องจากแบบจำลองอัตราการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ได้แสดงให้เห็นถึงความสัมพันธ์ของตัวแปรการรีดร้อนที่มีต่อปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ได้อย่างชัดเจน ด้วยแผนภาพการเกิดของเฟอร์ไรต์ที่ขึ้นกับตัวแปรการรีดร้อน แผนภาพดังกล่าวจะสามารถบอกได้ว่า ตัวแปรการรีดที่เหมาะสมที่จะทำให้ได้ปริมาณเฟอร์ไรต์ตามที่ต้องการจะเป็นอย่างไร ซึ่งการทดลองแรกคือการหาขนาดเกรนอสเตไนต์ เพื่อนำไปใช้ในฟังก์ชัน  $g_p(D_\gamma, \epsilon)$  โดยขั้นตอนการหาขนาดเกรนอสเตไนต์มีดังนี้

1. นำชิ้นงานทรงกระบอกเส้นผ่านศูนย์กลางขนาด 4 มม. ยาว 10 มม. ไปติดสายเทอร์โมคัปเปิลและให้ความร้อนด้วยอัตรา  $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  จากอุณหภูมิห้องไปถึงอุณหภูมิ  $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$  แล้วแช่ไว้ที่อุณหภูมิดังกล่าวนาน 300 วินาที หลังจากนั้นทำให้เย็นตัวลงอย่างรวดเร็วด้วยอัตรา  $100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  การทำเช่นนี้เพื่อที่จะเปลี่ยนอสเตไนต์ให้เป็นมาร์เทนไซต์ทั้งหมด เนื่องจากมาร์เทนไซต์มักโตขึ้นจากขอบเกรนอสเตไนต์

2. หลังจากนั้นจึงอุ่นชิ้นงานขึ้นไปด้วยอัตรา  $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  จนถึงอุณหภูมิ  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$  แล้วแช่ไว้ที่อุณหภูมิดังกล่าวนาน 1 ชั่วโมง แล้วทำให้เย็นตัวด้วยอัตรา  $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  การทำเช่นนี้ก็เพื่อทำให้เกิดการตกตะกอนตามขอบเกรนอสเตไนต์เดิม เพื่อช่วยให้การตรวจสอบโครงสร้างอสเตไนต์เห็นได้อย่างชัดเจนขึ้นดังรูปที่ 3.7



รูปที่ 3.7 แผนภาพการทดลองเพื่อหาขนาดเกรนอสเตไนต์ที่อุณหภูมิ  $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$

3. หลังจากนั้นจึงนำชิ้นงานมาขัดด้วยกระดาษทรายจากเบอร์ 100 ถึง 1200 แล้วขัดเงาด้วยผ้าสักหลาดแล้วกัดด้วย Vilella's reagent หลังจากนั้นจึงนำไปถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาค 3 จุดและวัดขนาดเกรนอสเตไนต์ที่เกิดขึ้นด้วยโปรแกรม Stream motion

เมื่อได้ขนาดเกรนอสเตไนต์ที่อุณหภูมิ 1150 °C แล้วจึงนำมาแทนค่าในสมการคณิตศาสตร์เพื่อหาขนาดเกรนอสเตไนต์หลังการตกผลึกใหม่ เนื่องจากการทดลองจะมีการรีดที่อุณหภูมิ 1100 °C ซึ่งทำให้เกิดการตกผลึกใหม่ดังสมการที่ (2.7) คือ

$$D_{rex} = BD^2 \varepsilon^{-p} \exp(-Q_{gx}/RT)$$

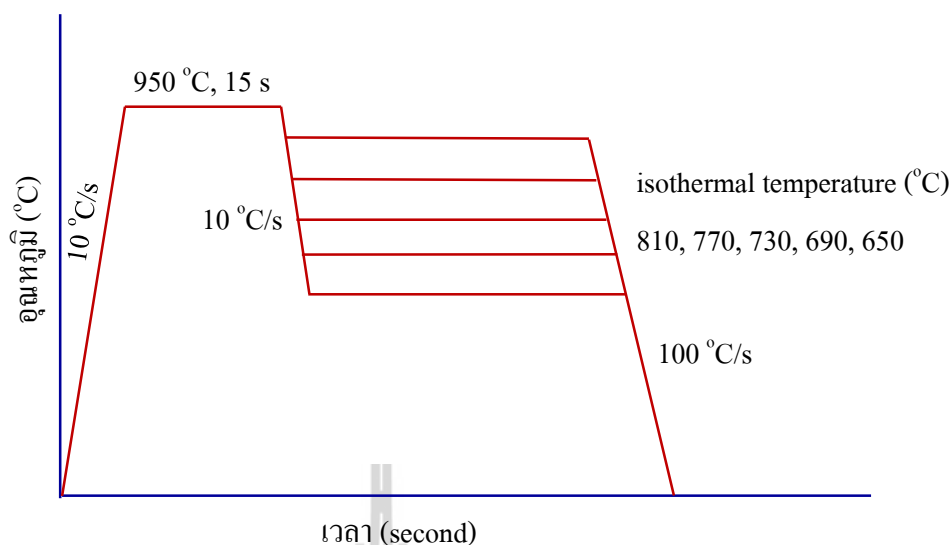
เมื่อได้ขนาดเกรนที่เกิดขึ้นหลังการตกผลึกใหม่แล้วจึงนำไปแทนในสมการที่ (2.6) เพื่อหาค่า  $S_v$

$$S_v = 429 (1/D_v \gamma^E) + 1571 (e^E/D_v \gamma) + [157.2 (1 - e^{-E}) 59.47]_+$$

ส่วนอีกการทดลองคือ การหาปริมาณเฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมิกงที่มีขั้นตอนดังต่อไปนี้

1. นำชิ้นงานทรงกระบอกที่มีเส้นผ่านศูนย์กลาง 4 มม. ยาว 10 มม. ให้ความร้อนจากอุณหภูมิห้องด้วยอัตรา 10 °C/s ไปจนถึงอุณหภูมิ 950 °C นาน 15 วินาที หลังจากนั้นทำให้เย็นตัวลงมาด้วยอัตรา 10 °C/s จนถึงอุณหภูมิ 810 °C แช่ไว้ที่อุณหภูมิดังกล่าว นาน 15 นาที การทำเช่นนี้เพื่อศึกษาการเปลี่ยนเฟสจากอสเตไนต์ไปสู่เฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมิกงที่ เนื่องจากผลของอุณหภูมิมีผลต่อการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ หลังจากนั้นจึงเปลี่ยนอุณหภูมิกงที่เป็น 770, 730, 690 และ 650 °C แล้วทำให้เย็นตัวด้วยอัตรา 100 °C/s ดังรูปที่ 3.8

2. หลังจากนั้นนำชิ้นงานไปขัดด้วยกระดาษทรายจากเบอร์ 100 ถึง 1200 แล้วขัดเงาด้วยผ้าสักหลาดแล้วกัดด้วยไนตอล 2% หลังจากนั้นจึงนำชิ้นงานไปถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาค 5 จุดและวัดปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นด้วยโปรแกรม Stream motion โดยจะทำการวัดเฉพาะโพลีโกนอนเฟอร์ไรต์เพียงเท่านั้น เนื่องจากการผลิตเหล็กกล้าสองเฟสต้องการให้ได้เฟอร์ไรต์ที่มีลักษณะเป็นโพลีโกนอน



รูปที่ 3.8 แผนภาพการทดลองเพื่อหาปริมาณเฟสเฟอไรต์ที่อุณหภูมิคงที่

เมื่อทราบปริมาณเฟอไรต์ที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิคงที่แล้วจะนำไปหาค่าฟังก์ชัน  $g_{f1}(T)$  ดังสมการที่ (2.4) เพื่อหาค่าฟังก์ชัน  $g_{f1}(T)$  ในแต่ละอุณหภูมิเพื่อหาผลของอุณหภูมิที่มีต่ออัตราการเกิดเฟสเฟอไรต์โดยแทนค่าปริมาณเฟสเฟอไรต์ที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิคงที่  $T$  เป็น  $g_{f1}(T)$

$$g_{f1}(T) = \frac{\ln \left( \frac{f_{eq} - f(t_s)}{f_{eq} - f(t_E)} \right)}{t_E - t_s}$$

ส่วนระยะเวลาในการเกิดเฟสหาได้จากการวิเคราะห์เส้นกราฟไคมาเตชัน ปริมาณเฟสเฟอไรต์ที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิคงที่จะถูกนำไปคำนวณเพื่อหาค่า  $\alpha_1$  ดังสมการที่ (2.10) โดยแทนค่าปริมาณเฟสเฟอไรต์ที่ได้ลงไปเป็น  $f_i(t_{ROT}, \alpha_1)$  เพื่อหาค่า  $\alpha_1$  ในฟังก์ชัน  $g_2(D_T, \epsilon)$

$$J(\alpha_1) = \sum_{i=1}^l (f_i(t_{ROT}, \alpha_1) - \hat{f}_i)^2$$

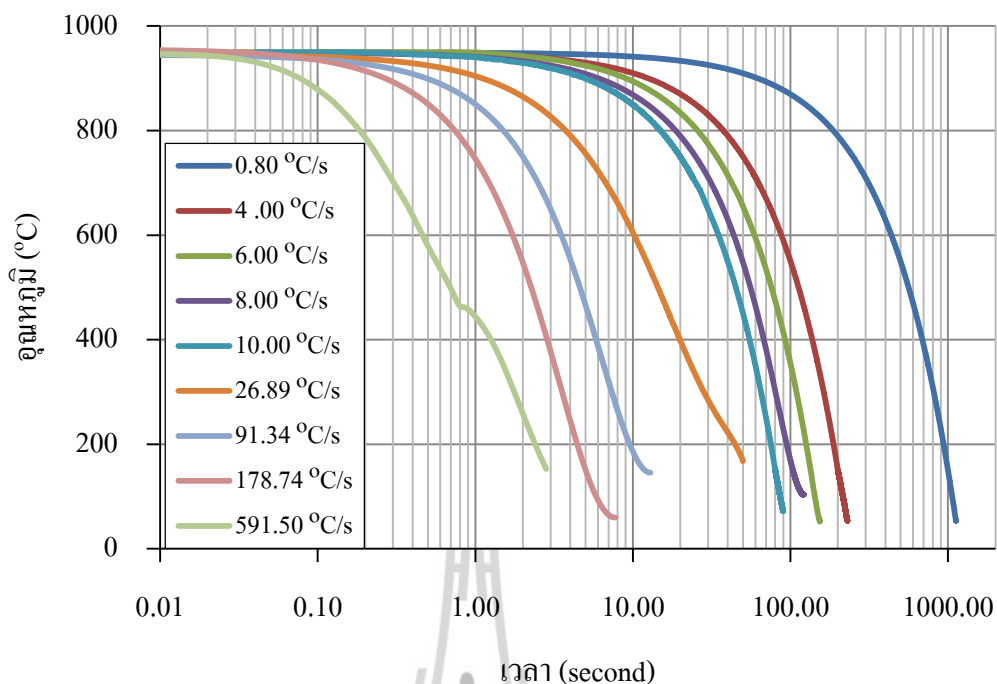
## บทที่ 4

### ผลการศึกษาและการวิเคราะห์ผล

การศึกษาผลของตัวแปรการรีดร้อนต่อการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ได้แบ่งการทดลองออกเป็น 3 ส่วน ประกอบด้วย 1) การสร้างแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่อง จากผลการทดลองดังกล่าวสามารถบอกได้ถึงอุณหภูมิที่เหมาะสมในการก่อตัวของเฟสเฟอร์ไรต์ 2) การจำลองการรีดร้อนด้วยเครื่องไคลาโตมิเตอร์ เป็นการจำลองตัวแปรในการรีดร้อนซึ่งได้แก่ ปริมาณการเสียรูป อุณหภูมิและเวลาก่อนม้วนเก็บที่มีผลต่อการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ ซึ่งผลการทดลองดังกล่าวสามารถนำมาหาความสัมพันธ์ของตัวแปรต่าง ๆ ที่มีผลต่อปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้น และ 3) แบบจำลองการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์

#### 4.1 แผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่อง

ในการศึกษาวิจัยนี้การทดลองเพื่อสร้างแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องของชิ้นงานเหล็กกล้าเป็นขั้นตอนที่มีความสำคัญขั้นตอนหนึ่ง เนื่องจากแผนภาพดังกล่าวสามารถกำหนดอุณหภูมิที่เหมาะสมในการก่อตัวของเฟสเฟอร์ไรต์ได้ การทดลองเริ่มจากนำชิ้นงานขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 4 มม. ยาว 10 มม. มาให้ความร้อนจนมีอุณหภูมิอยู่ในช่วงที่มีโครงสร้างเป็นออสเตไนต์ จากนั้นจึงทำให้เย็นตัวอย่างต่อเนื่องที่ โดยกำหนดให้มีอัตราการเย็นตัวแตกต่างกันหลายค่า การศึกษาการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องนี้จะทำการทดลองด้วยเครื่องไคลาโตมิเตอร์ ข้อมูลของอุณหภูมิ เวลา และการเปลี่ยนแปลงขนาดของชิ้นงาน จะนำมาสร้างกราฟการเย็นตัวซึ่งเป็นความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและเวลาพล็อตลงบนกราฟกึ่งล็อกดังแสดงในรูปที่ 4.1 จากรูปจะเห็นเส้นกราฟการเย็นตัวที่อัตราการเย็นตัวต่าง ๆ ซึ่งได้จากการทดลอง อัตราการเย็นตัวที่แท้จริงสามารถหาได้ในช่วงอุณหภูมิ 800 ถึง 500 °C ซึ่งช่วงอุณหภูมิดังกล่าวจะเป็นอุณหภูมิวิกฤติของการเปลี่ยนเฟส (Onsoien et al, 2009) การหาอัตราการเย็นตัวในช่วงอุณหภูมิดังกล่าวซึ่งแสดงในตารางที่ 4.1 พบว่าที่อัตราการเย็นตัวมากกว่า 40 °C/s การควบคุมอัตราการเย็นตัวค่อนข้างไม่แน่นอนและมีความคลาดเคลื่อนมากกว่า 5% แต่ข้อมูลดังกล่าวยังสามารถนำมาใช้ได้แม้อัตราการเย็นตัวไม่เป็นไปตามที่กำหนด



รูปที่ 4.1 เส้นกราฟการขึ้นตัวของชิ้นงานที่อัตราการขึ้นตัวต่างกัน

ตารางที่ 4.1 การคำนวณอัตราการขึ้นตัวที่แท้จริงที่เกิดขึ้น

	อัตราการขึ้นตัว (°C/s)							
อัตราการขึ้นตัวที่กำหนด	0.8	4.0	8.0	10.0	40.0	100.0	200.0	1000.0
อัตราการขึ้นตัวที่แท้จริง	0.8	4.0	8.0	10.0	26.8	91.3	178.7	591.5
%ค่าความคลาดเคลื่อน	0%	0%	0%	0%	33%	8.7%	6.1%	40.8%

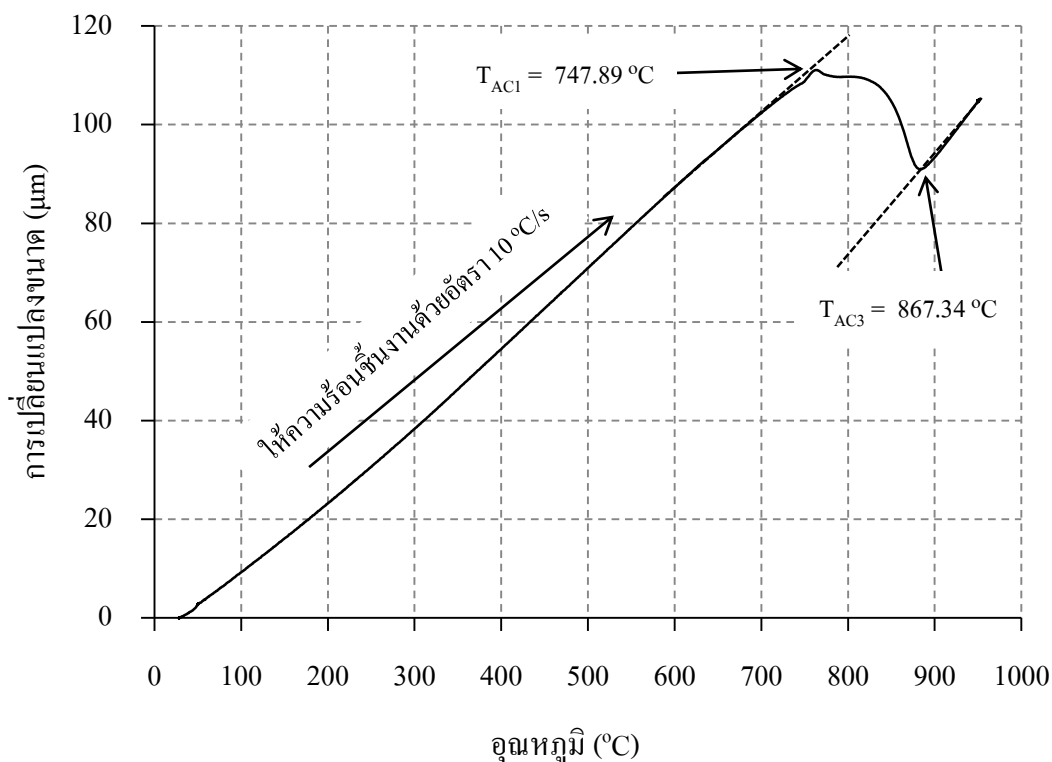
ลำดับต่อไปคือการสร้างเส้นกราฟไคลเดชันจากความสัมพันธ์ระหว่างการเปลี่ยนแปลงขนาดของชิ้นงานที่อุณหภูมิต่าง ๆ ซึ่งเป็นข้อมูลที่ได้จากการทดลองการขึ้นตัวที่อัตราคงที่ เมื่อให้ความร้อนแก่ชิ้นงานด้วยอัตรา  $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  จากอุณหภูมิห้อง ชิ้นงานจะเริ่มมีการขยายตัวตามอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้น และเมื่อถึงอุณหภูมิหนึ่งชิ้นงานจะเริ่มหดตัวลง อุณหภูมิดังกล่าวคืออุณหภูมิวิกฤติของการเปลี่ยนเฟสจากเฟอไรต์ไปเป็นออสเตไนต์ ( $T_{AC1}$ ) หลังจากนั้นขนาดชิ้นงานจะหดตัวลงแม้อุณหภูมิจะเพิ่มขึ้นช่วงนี้จะเกิดการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์ไรต์ไปเป็นออสเตไนต์ ( $T_{AC3}$ ) ซึ่งทั้งสองอุณหภูมิวิกฤติสามารถหาได้จากกราฟไคลเดชันในช่วงที่ทำให้ชิ้นงานมีอุณหภูมิสูงขึ้น นอกจากนี้อุณหภูมิวิกฤติดังกล่าวยังสามารถหาได้จากสูตรคำนวณหาอุณหภูมิที่เป็นฟังก์ชันของส่วนผสมทางเคมีตามสมการที่ 4.1 และสมการที่ 4.2 ดังนี้ (Asadabad et al, 2008)

$$\begin{aligned}
 T_{AC1} &= 723-10.7Mn-15.9Ni+29.1Si+16.9Cr+290As+6.38W & (4.1) \\
 &= 723-10.7(1.48)-15.9(0.023)+29.1(0.284)+16.9(0.28)+290(0)+6.38(0) \\
 &= 719.79 \text{ }^{\circ}\text{C}
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 T_{AC3} &= 910-203C^{0.5}-15.2Ni+44.7Si+31.5Mo+104V+13.1W & (4.2) \\
 &= 910-203(0.082)^{0.5}-15.2(0.023)+44.7(0.284)+31.5(0)+104(0.045)+13.1(0) \\
 &= 868.69 \text{ }^{\circ}\text{C}
 \end{aligned}$$

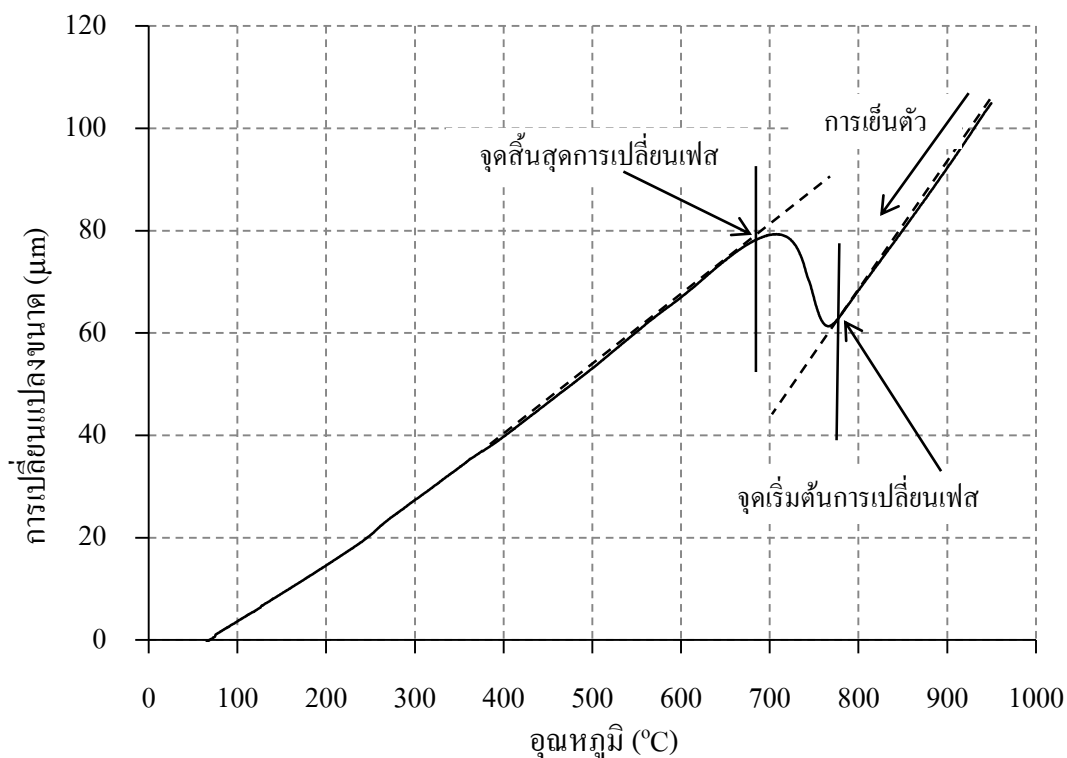
จากการวิเคราะห์กราฟไดลาเตชันในช่วงการให้ความร้อนขึ้นงานด้วยอัตรา 10 °C/s จากอุณหภูมิห้องไปถึงอุณหภูมิ 950 °C พบว่าอุณหภูมิวิกฤติของการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์ไรต์ไปเป็นออสเตไนต์ ( $T_{AC1}$ ) คือ 747.89 °C เมื่อเทียบกับค่าที่ได้จากการสูตรคำนวณพบที่มีความคลาดเคลื่อน 3.7% ส่วนอุณหภูมิวิกฤติของการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์ไรต์ไปเป็นออสเตไนต์ ( $T_{AC3}$ ) คือ 867.34 °C เมื่อเทียบกับค่าที่ได้จากสูตรคำนวณพบที่มีความคลาดเคลื่อน 0.3% จะเห็นได้ว่าค่าอุณหภูมิวิกฤติที่ได้จากกราฟและที่ได้จากการคำนวณมีค่าใกล้เคียงกัน จากกราฟดังแสดงในรูปที่ 4.2 เป็นกราฟของขึ้นงานที่ถูกทำให้ร้อนจนมีอุณหภูมิ 950 °C และแช่ไว้นาน 15 วินาที ที่อุณหภูมิดังกล่าวโครงสร้างจุลภาคจะเป็นออสเตไนต์ทั้งหมด หลังจากนั้นจะทำให้ขึ้นงานเย็นตัวลงด้วยอัตราคงที่ อัตราการเย็นตัวมีผลต่ออุณหภูมิวิกฤติของการเปลี่ยนเฟสที่เกิดขึ้น เมื่อทราบอุณหภูมิของการเปลี่ยนเฟสแล้วจะสามารถหาเวลาของการเปลี่ยนเฟสได้ และเมื่อทราบอุณหภูมิและเวลาในการเปลี่ยนเฟสจะนำข้อมูลดังกล่าวมาพล็อตลงบนเส้นกราฟการเย็นตัว เพื่อสร้างเป็นแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องลำดับต่อไปจะเป็นการวิเคราะห์เพื่อหาจุดเปลี่ยนเฟสที่อัตราการเย็นตัว 0.8 °C/s





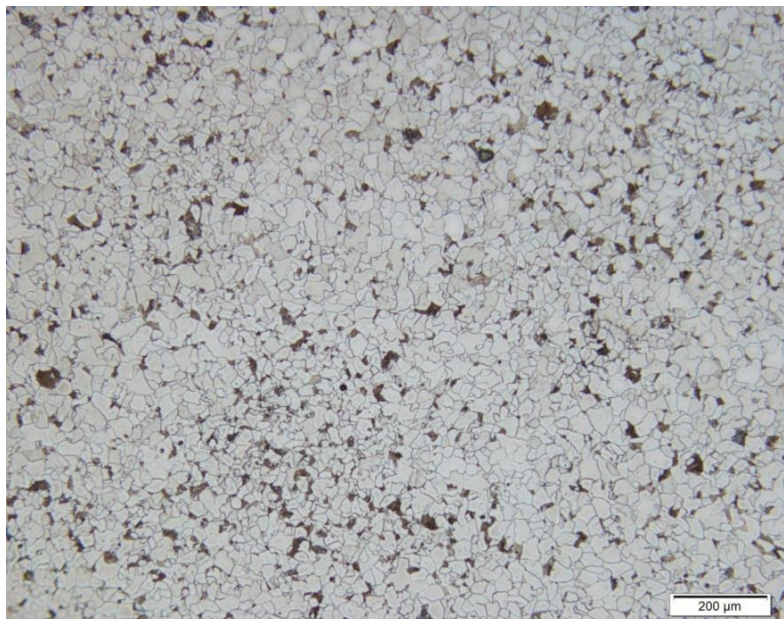
รูปที่ 4.2 อุณหภูมิ  $T_{AC3}$  และ  $T_{AC1}$  ของชิ้นงานที่ถูกทำให้ร้อนขึ้น

เมื่อชิ้นงานมีอุณหภูมิอยู่ที่ 950 °C โครงสร้างจุลภาคจะเป็นออสเตไนต์ทั้งหมด เมื่อทำให้ชิ้นงานเย็นลงด้วยอัตรา 0.8 °C/s ดังแสดงในรูปที่ 4.3 ชิ้นงานจะหดตัวลงตามอุณหภูมิที่ลดต่ำลงซึ่งโครงสร้างออสเตไนต์จะมีปริมาณลดลงตามอุณหภูมิที่ลดต่ำลง เมื่อถึงอุณหภูมิ 769.26 °C เส้นกราฟไคลลาเดชันมีการเปลี่ยนแปลงความชัน และมีการขยายตัวขึ้นแม้อุณหภูมิจะลดต่ำลง ที่อุณหภูมิดังกล่าวคืออุณหภูมิเริ่มต้นของการเปลี่ยนเฟส การวัดอุณหภูมิของการเปลี่ยนเฟสเป็นการวัดที่เกิดการเปลี่ยนแปลงขนาดจากแนวเส้นตรงเดิมมากกว่า 5% เมื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่มีอัตราการเย็นตัว 0.8 °C/s ดังแสดงในรูปที่ 4.4 พบว่าโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วย เฟอร์ไรต์และเพิร์ลไลต์ที่มีปริมาณ 79.06% และ 20.94% ดังนั้นที่อุณหภูมิ 769.26 °C คืออุณหภูมิที่ออสเตไนต์เปลี่ยนไปเป็นเฟอร์ไรต์ ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 769.26 °C จะพบว่าชิ้นงานยังคงขยายตัวอย่างต่อเนื่องแม้อุณหภูมิจะลดต่ำลง ในช่วงเกิดการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์เปลี่ยนไปเป็นเฟอร์ไรต์จะมีอัตราการขยายตัวที่คงที่ เมื่อถึงอุณหภูมิ 733.64 °C พบว่าความชันของการขยายตัวมีการเปลี่ยนแปลงไปจากแนวเดิม ทั้งนี้เกิดจากการเปลี่ยนจากออสเตไนต์ไปเป็นเฟอร์ไรต์ และออสเตไนต์ที่เหลือจะเริ่มเปลี่ยนไปเป็นเพิร์ลไลต์จึงทำให้การขยายตัวไม่เท่ากันส่งผลให้เกิดจุดเปลี่ยนความชันในช่วงของการเปลี่ยนเฟสดังแสดงในรูปที่ 4.5

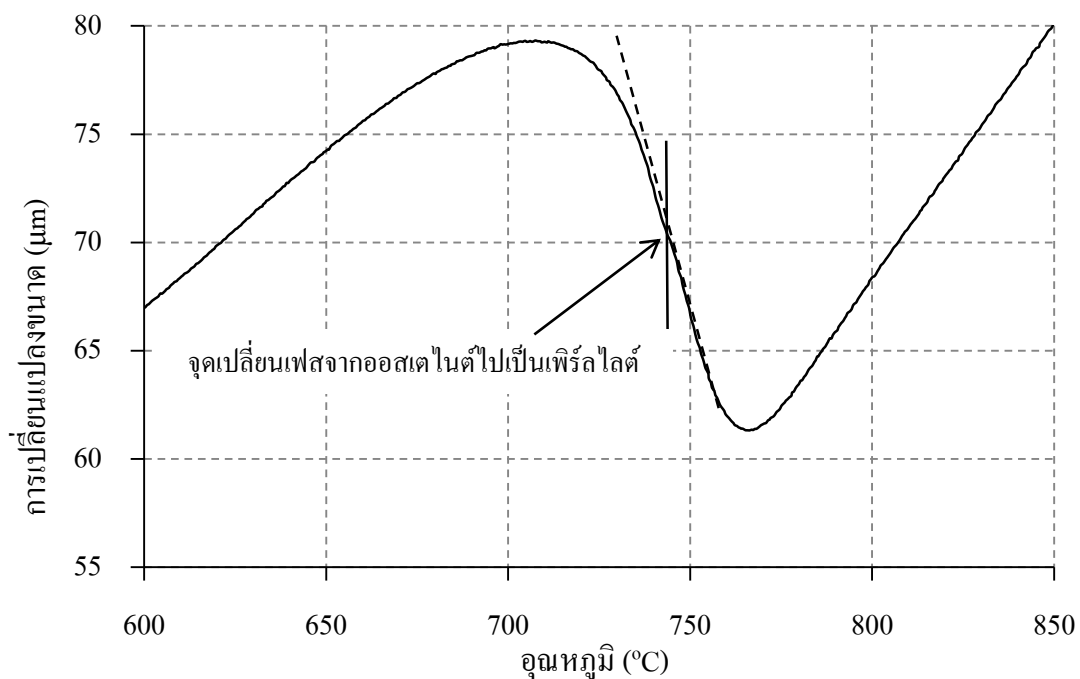


รูปที่ 4.3 เส้นกราฟไคลาเตชันที่อัตราการเย็นตัว  $0.8\text{ }^{\circ}\text{C/s}$

ที่จุดเปลี่ยนความชันดังในรูปที่ 4.5 คือ อุณหภูมิที่เริ่มเกิดการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นเฟิร์ลไลต์ที่อุณหภูมิ  $733.84\text{ }^{\circ}\text{C}$  และการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นเฟิร์ลไลต์ยังคงมีต่อไปเนื่อง และการขยายตัวของชิ้นงานยังคงมีอย่างต่อเนื่องแม้อุณหภูมิจะลดลง เมื่อถึงอุณหภูมิ  $685.43\text{ }^{\circ}\text{C}$  พบว่าชิ้นงานที่มีการขยายตัวก่อนหน้านี้เริ่มหดตัวลงตามอุณหภูมิต่ำลง อุณหภูมิดังกล่าวเป็นจุดสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสหรือเสร็จสิ้นการเปลี่ยนเฟสของออสเตไนต์ หลังจากนั้นชิ้นงานจะหดตัวลงตามอุณหภูมิต่ำลงจนถึงอุณหภูมิจุด โครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นแสดงดังรูปที่ 4.4 เมื่อวัดความแข็งของชิ้นงานด้วย Vicker hardness test พบว่ามีค่าความแข็งเท่ากับ  $134.05\text{ HV}_{10}$  เมื่อทราบอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นเฟอร์ไรต์ อุณหภูมิเริ่มต้นการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นเฟิร์ลไลต์และอุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสเฟิร์ลไลต์ นำอุณหภูมิดังกล่าวมาพล็อตลงไปบนเส้นกราฟการเย็นตัวต่อไป

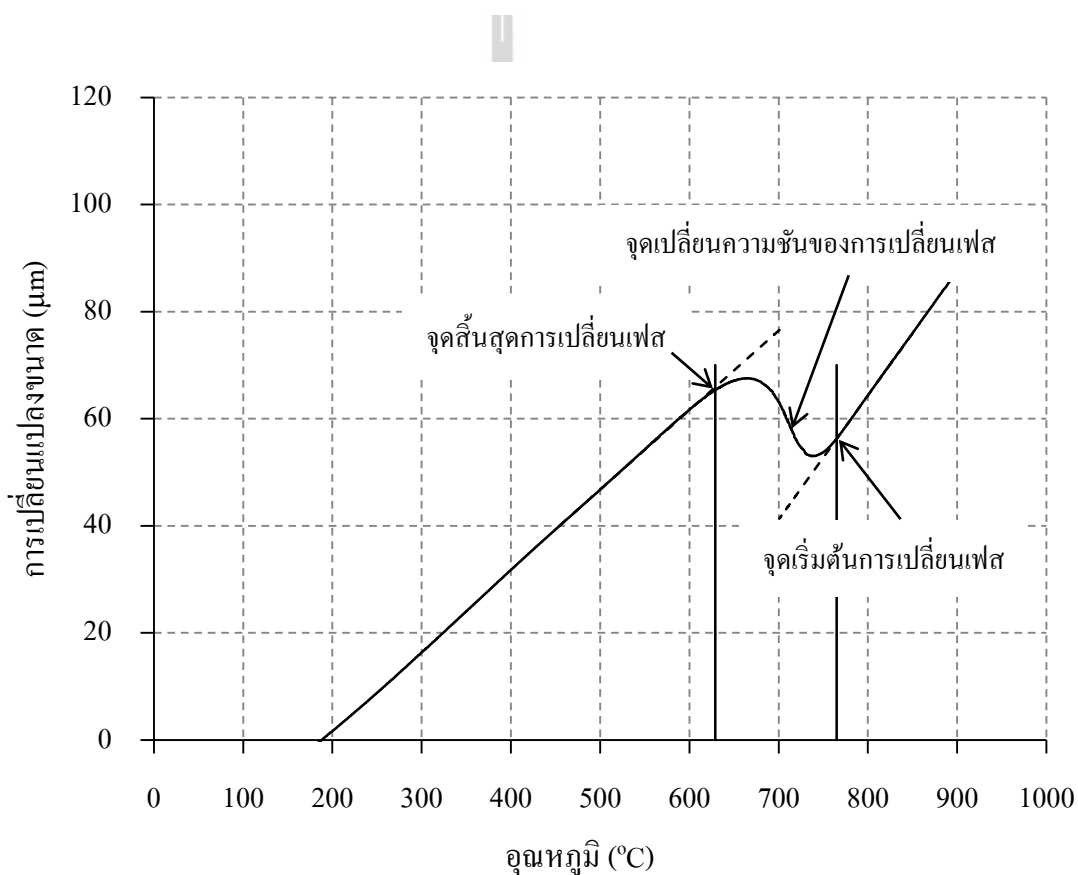


รูปที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว  $0.8\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเฟิร์สไลต์  
ที่มีประมาณ 79.06% และ 20.94% ตามลำดับ

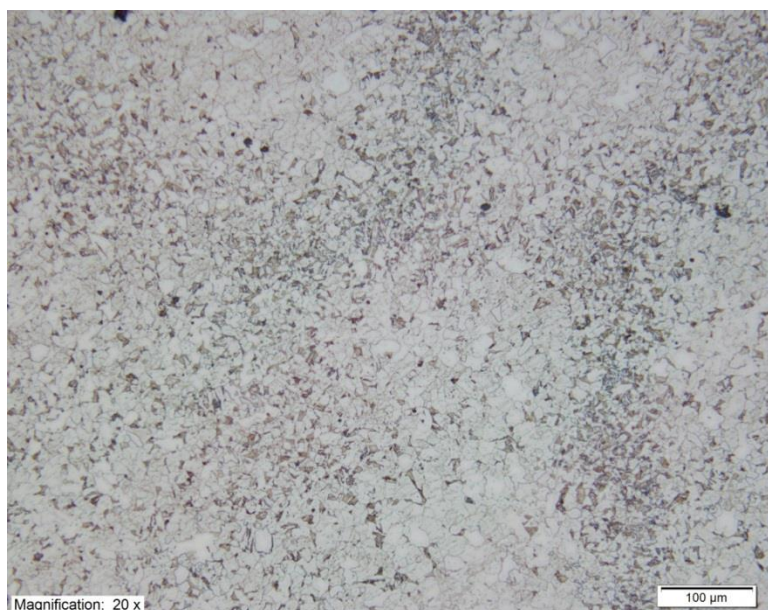


รูปที่ 4.5 ภาพขยายในรูปที่ 4.3 แสดงการหาจุดเปลี่ยนความชันในช่วงการเปลี่ยนเฟส  
ซึ่งเป็นอุณหภูมิการเกิดเฟิร์สไลต์

เมื่อชิ้นงานเย็นตัวลงด้วยอัตราการเย็นตัว  $4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  จะเกิดการหดตัวลงตามอุณหภูมิ เมื่อถึงอุณหภูมิหนึ่งชิ้นงานจะเริ่มเกิดการขยายตัวขึ้น จากรูปที่ 4.6 ที่อุณหภูมิ  $753.60\text{ }^{\circ}\text{C}$  คืออุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นเฟอร์ไรต์ โครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว  $4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  แสดงดังรูปที่ 4.7 พบว่าโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเฟิร์ลไลต์  $69.35\%$  และ  $30.65\%$  ตามลำดับ วัดความแข็งของชิ้นงานได้  $162.79\text{ HV}_{10}$  ในช่วงเกิดการเปลี่ยนเฟสมีการเปลี่ยนความชันที่อุณหภูมิ  $718.81\text{ }^{\circ}\text{C}$  ที่อุณหภูมิดังกล่าวเป็นจุดเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปสู่เฟิร์ลไลต์ หลังจากนั้นชิ้นงานยังคงขยายตัวอย่างต่อเนื่องจนถึงอุณหภูมิ  $625.39\text{ }^{\circ}\text{C}$  ชิ้นงานเริ่มหดตัวลงตามอุณหภูมิเช่นเดิมซึ่งเป็นจุดสิ้นสุดของการเปลี่ยนเฟส

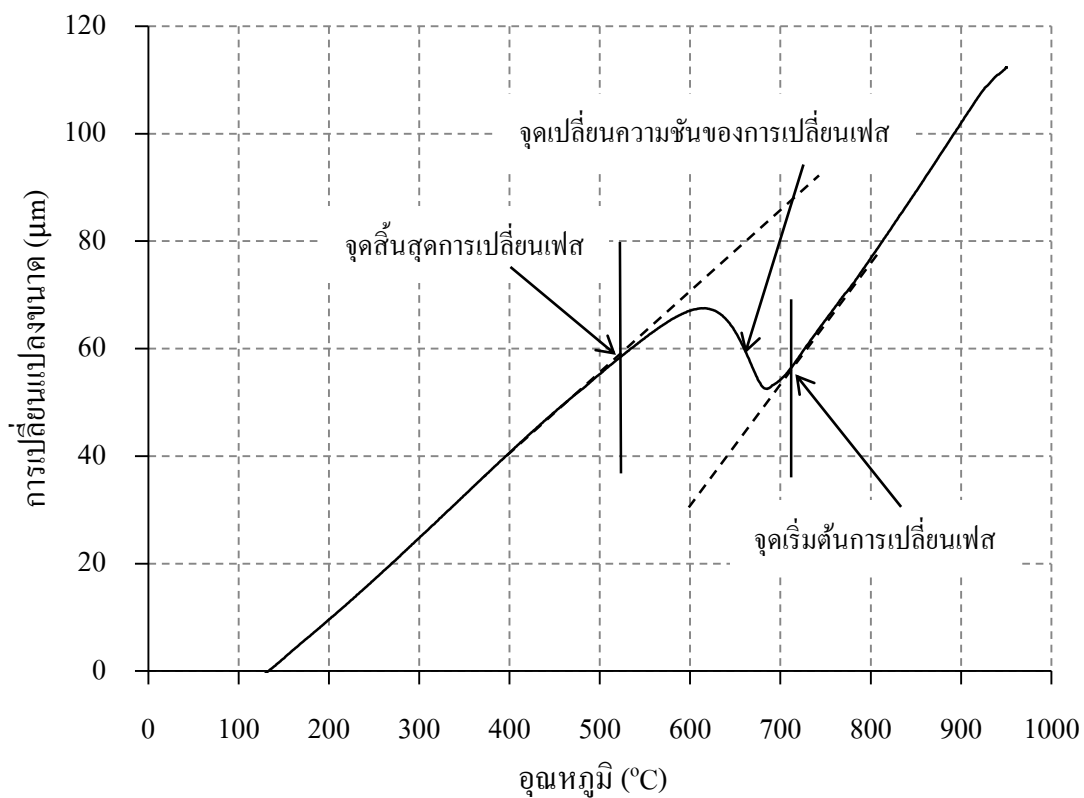


รูปที่ 4.6 เส้นกราฟไคลเดชันที่อัตราการเย็นตัว  $4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$

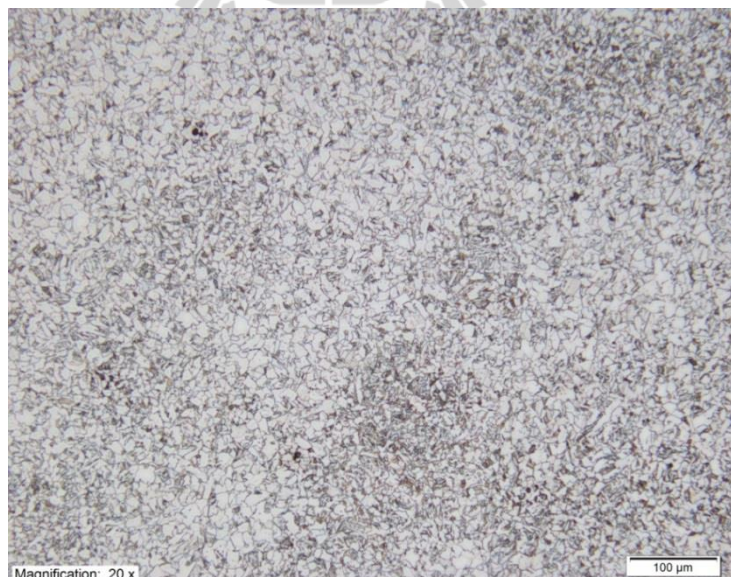


รูปที่ 4.7 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว  $4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเฟิร์ลไลต์ ที่มีปริมาณ 69.35% และ 30.65% ตามลำดับ

เมื่อชิ้นงานเย็นตัวลงด้วยอัตราการเย็นตัว  $6\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  ชิ้นงานจะเกิดการหดตัวลงตามอุณหภูมิ เมื่อถึงอุณหภูมิหนึ่งชิ้นงานจะเริ่มเกิดการขยายตัวขึ้นดังแสดงในรูปที่ 4.8 ที่อุณหภูมิ  $716.33\text{ }^{\circ}\text{C}$  เป็นอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นเฟอร์ไรต์ โครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว  $6\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  แสดงดังรูปที่ 4.9 พบว่าโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเฟิร์ลไลต์ 77.85% และ 22.15% ตามลำดับ ความแข็งของชิ้นงานวัดได้  $177.12\text{ HV}_{10}$  ในช่วงเกิดการเปลี่ยนเฟสกราฟแสดงการเปลี่ยนความชันที่อุณหภูมิ  $630.00\text{ }^{\circ}\text{C}$  ที่อุณหภูมิดังกล่าวเป็นจุดเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นเฟิร์ลไลต์ เมื่ออุณหภูมิลดต่ำลงชิ้นงานยังคงขยายตัวอย่างต่อเนื่องจนถึงอุณหภูมิ  $560.00\text{ }^{\circ}\text{C}$  ชิ้นงานเริ่มหดตัวลงตามอุณหภูมิจะถือเป็นจุดสิ้นสุดของการเปลี่ยนเฟส อัตราการเย็นตัวที่เพิ่มขึ้นทำให้ปริมาณเฟิร์ลไลต์ลดลงและเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้น และอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นเฟอร์ไรต์ลดลงตามลำดับ



รูปที่ 4.8 เส้นกราฟไดลาเดชันที่อัตราการเย็นตัว  $6^{\circ}\text{C}/\text{s}$



รูปที่ 4.9 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว  $6^{\circ}\text{C}/\text{s}$  ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเพิร์ลไลต์ ที่มีปริมาณ 77.85% และ 22.15% ตามลำดับ

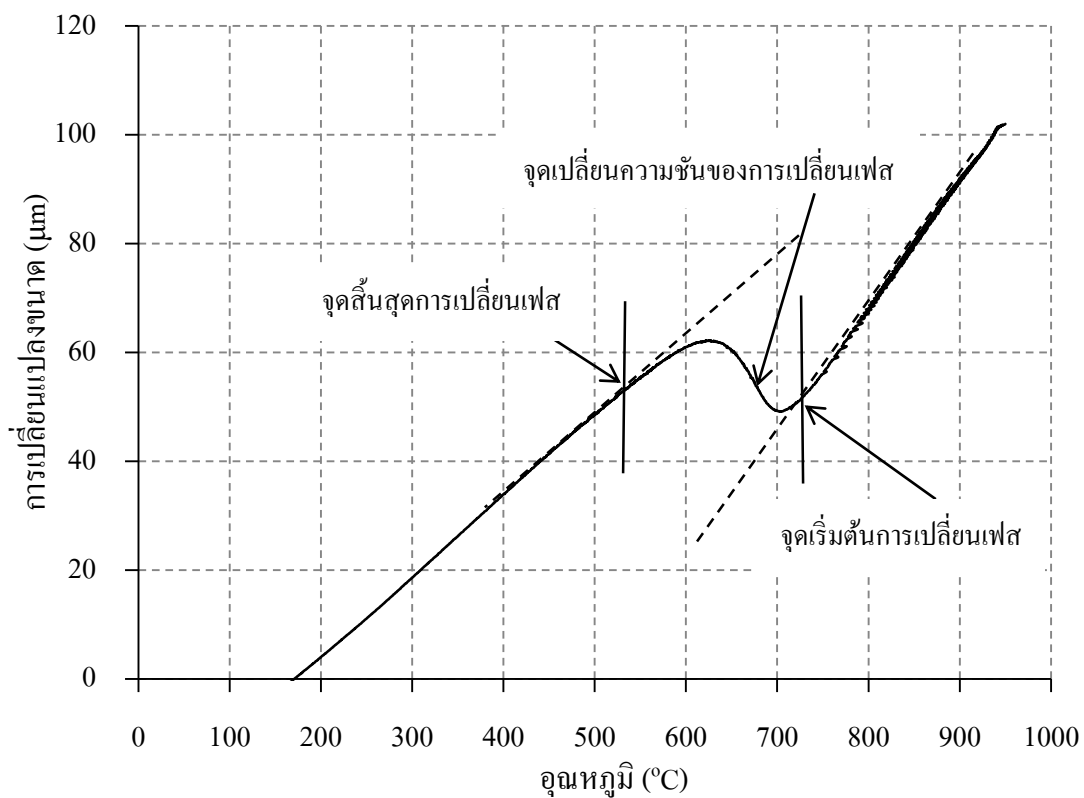
ชิ้นงานที่มีอัตราการเย็นตัว  $8\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  จะหดตัวลงตามอุณหภูมิดังแสดงในรูปที่ 4.10 พบว่า เมื่อถึงอุณหภูมิ  $724.44\text{ }^{\circ}\text{C}$  ชิ้นงานเริ่มเกิดการขยายตัวขึ้น ที่อุณหภูมิดังกล่าวเป็นจุดเริ่มต้นของการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปสู่อเฟอร์ไรต์ ภาพโครงสร้างจุลภาคแสดงดังรูปที่ 4.11 พบว่าโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเบไนต์ 62% และ 38% ตามลำดับ ความแข็งของชิ้นงานวัดได้ 180.77 HV10 เมื่ออุณหภูมิของชิ้นงานลดต่ำลงการขยายตัวยังคงเกิดขึ้นและเมื่ออุณหภูมิลดต่ำลงถึง  $676.36\text{ }^{\circ}\text{C}$  พบว่าความชันของกราฟเกิดการเปลี่ยนแปลงซึ่งบ่งบอกถึงเกิดการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นเบไนต์และสามารถหาอุณหภูมิเริ่มต้นการเกิดเบไนต์ (Suwanpinij et al, 2010) ดังสมการต่อไปนี้

$$B_s = 745 - 110C - 59Mn - 39Ni - 68Cr - 106Mo + 17MnNi + 6Cr^2 + 29Mo^2 \quad (4.3)$$

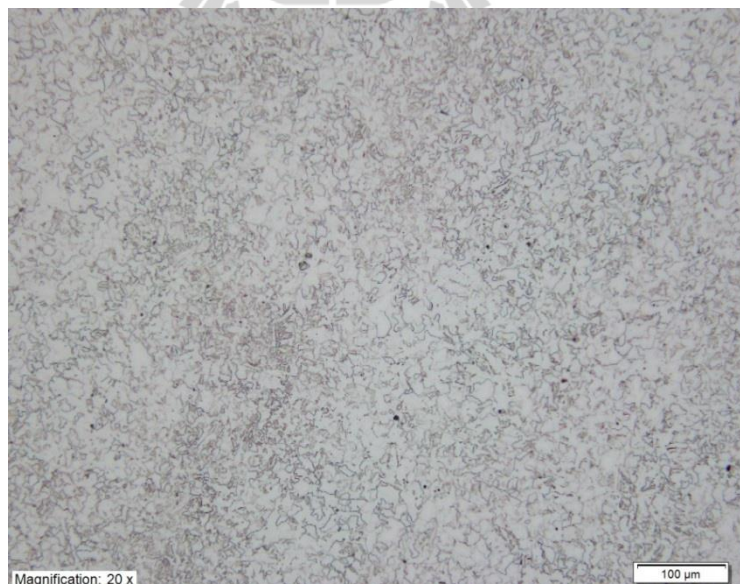
$$B_s = 745 - 110(0.082) - 59(1.48) - 39(0.023) - 68(0.28) - 106(0) + 17(1.48 \cdot 0.023) + 6(0.28)^2 + 29(0)^2$$

$$B_s = 629.77\text{ }^{\circ}\text{C}$$

เมื่อเทียบกับอุณหภูมิจากการวิเคราะห์เส้นกราฟไดลาเดชันที่อ่านได้ พบว่าค่าที่วิเคราะห์ได้สูงกว่าอุณหภูมิที่คำนวณได้ประมาณ 7.39% ผลของอัตราการเย็นตัวน่าจะทำให้อุณหภูมิการเกิดเฟสเบไนต์เปลี่ยนแปลงไป หลังจากนั้นการเปลี่ยนเฟสยังคงดำเนินต่อไปเพราะมีการขยายตัวเกิดขึ้นแม้อุณหภูมิลดต่ำลง เมื่อถึงอุณหภูมิ  $550.68\text{ }^{\circ}\text{C}$  ชิ้นงานเริ่มหดตัวลงตามอุณหภูมิเช่นเดิม ถือเป็นจุดสิ้นสุดของการเปลี่ยนเฟส



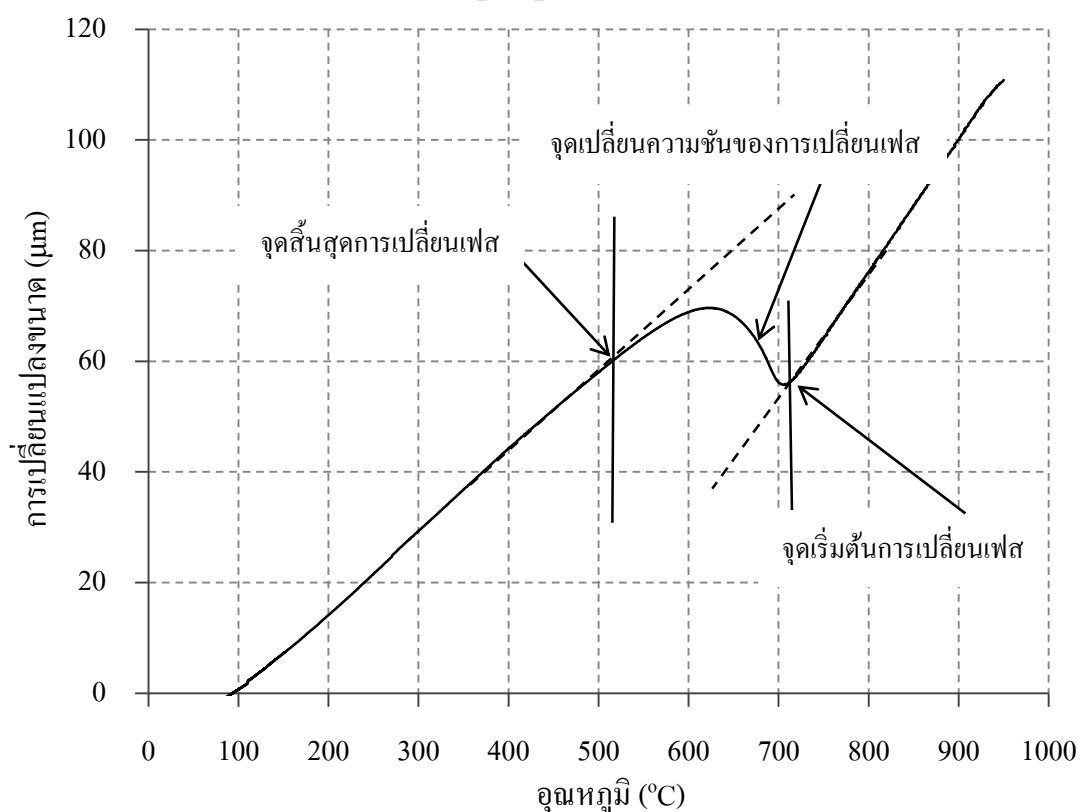
รูปที่ 4.10 เส้นกราฟไดสคาเดชันที่อัตราการเย็นตัว  $8^{\circ}\text{C}/\text{s}$



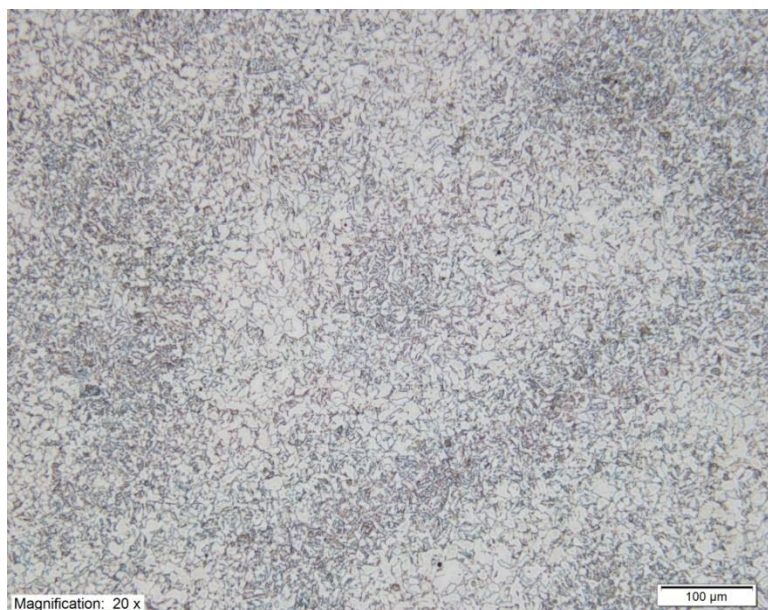
รูปที่ 4.11 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว  $8^{\circ}\text{C}/\text{s}$  ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเบไนต์ ที่มีปริมาณ 62.00% และ 38.00% ตามลำดับ



ชิ้นงานที่เย็นตัวด้วยอัตราการเย็นตัว  $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  จะเกิดการหดตัวตามลำดับ เมื่ออุณหภูมิลดต่ำลงจนถึงอุณหภูมิ  $716.34\text{ }^{\circ}\text{C}$  ดังแสดงในรูปที่ 4.12 ชิ้นงานจะเริ่มเกิดการขยายตัวแม้ว่าอุณหภูมิจะลดต่ำลงอย่างต่อเนื่อง ที่อุณหภูมิดังกล่าวบ่งบอกถึงการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นเฟอร์ไรต์ ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว  $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  ดังแสดงในรูปที่ 4.13 พบว่าโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเบไนต์ปริมาณ  $73.39\%$  และ  $26.51\%$  ตามลำดับ ชิ้นงานนี้มีความแข็ง  $181.86\text{ HV}_{10}$  เมื่ออุณหภูมิลดต่ำลงชิ้นงานยังคงขยายตัวอย่างต่อเนื่องจนถึงอุณหภูมิ  $661.84\text{ }^{\circ}\text{C}$  พบว่าชิ้นงานมีการเปลี่ยนความชันของการขยายตัว อุณหภูมิดังกล่าวเป็นอุณหภูมิเริ่มต้นการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นเฟอร์ไรต์ และชิ้นงานยังคงขยายตัวหรือเปลี่ยนเฟสต่อไปจนถึงอุณหภูมิ  $548.67\text{ }^{\circ}\text{C}$  ชิ้นงานเริ่มหดตัวลงตามอุณหภูมิเช่นเดิม อุณหภูมิดังกล่าวเป็นอุณหภูมิล้นสุดของการเปลี่ยนเฟส

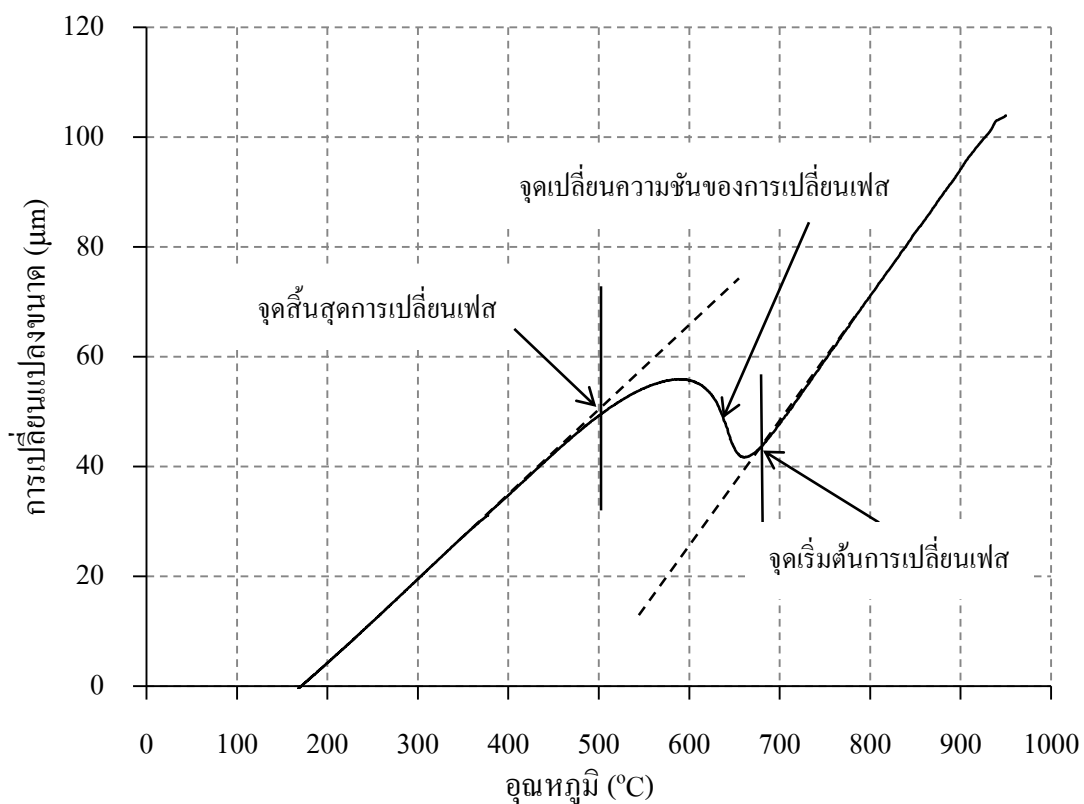


รูปที่ 4.12 เส้นกราฟไดลาเตชันที่อัตราการเย็นตัว  $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$

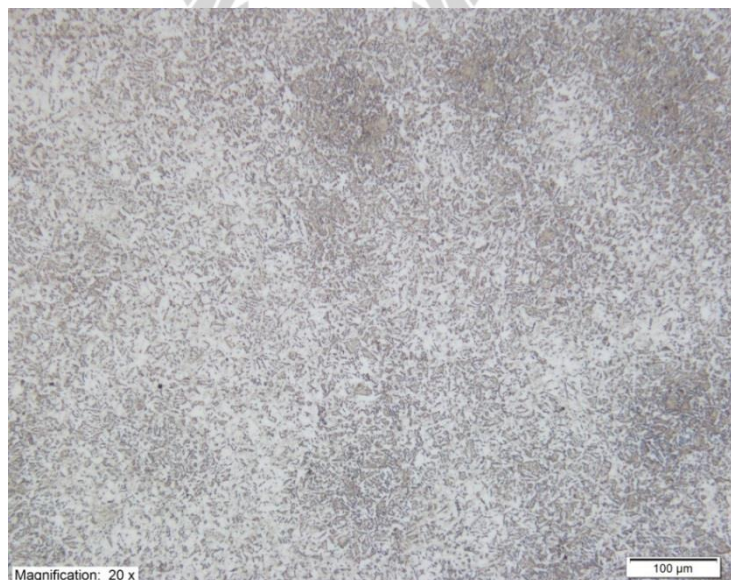


รูปที่ 4.13 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว 10 °C/s ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเบไนต์ ที่มีปริมาณ 73.39% และ 26.51% ตามลำดับ

ชิ้นงานที่เย็นตัวด้วยอัตราการเย็นตัว 26.8 °C/s ดังแสดงในรูปที่ 4.14 จะเกิดการหดตัวต่อเนื่องจนกระทั่งถึงอุณหภูมิ 686.64 °C จะเริ่มเกิดการขยายตัวแม้อุณหภูมิจะลดลง ที่อุณหภูมิดังกล่าวเป็นอุณหภูมิของการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์ไปเป็นเฟอร์ไรต์ ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว 26.8 °C/s แสดงดังรูปที่ 4.15 จะพบว่าโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วย เฟอร์ไรต์และเบไนต์ปริมาณ 72.97% และ 27.03% ตามลำดับ วัดความแข็งของชิ้นงานได้ 204.79 HV10 เมื่ออุณหภูมิลดลงพบว่า ชิ้นงานมีการขยายตัวอย่างต่อเนื่อง จนกระทั่งถึงอุณหภูมิ 621.92 °C พบว่าความชันของเส้นกราฟ เกิดการเปลี่ยนแปลงซึ่งเป็นจุดที่บ่งบอกว่าเกิดการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์ไปเป็นเบไนต์ ชิ้นงานมีการขยายตัวต่อเนื่องจนกระทั่งถึงอุณหภูมิ 507.25 °C ชิ้นงานจึงเริ่มเกิดการหดตัว ที่อุณหภูมิดังกล่าวถือว่าเป็นจุดสิ้นสุดของกระบวนการเปลี่ยนเฟส



รูปที่ 4.14 เส้นกราฟไดลาเตชันที่อัตราการเย็นตัว 26.8 °C/s



รูปที่ 4.15 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว 26.8 °C/s ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเบไนต์ ที่มีปริมาณ 72.97% และ 27.03% ตามลำดับ

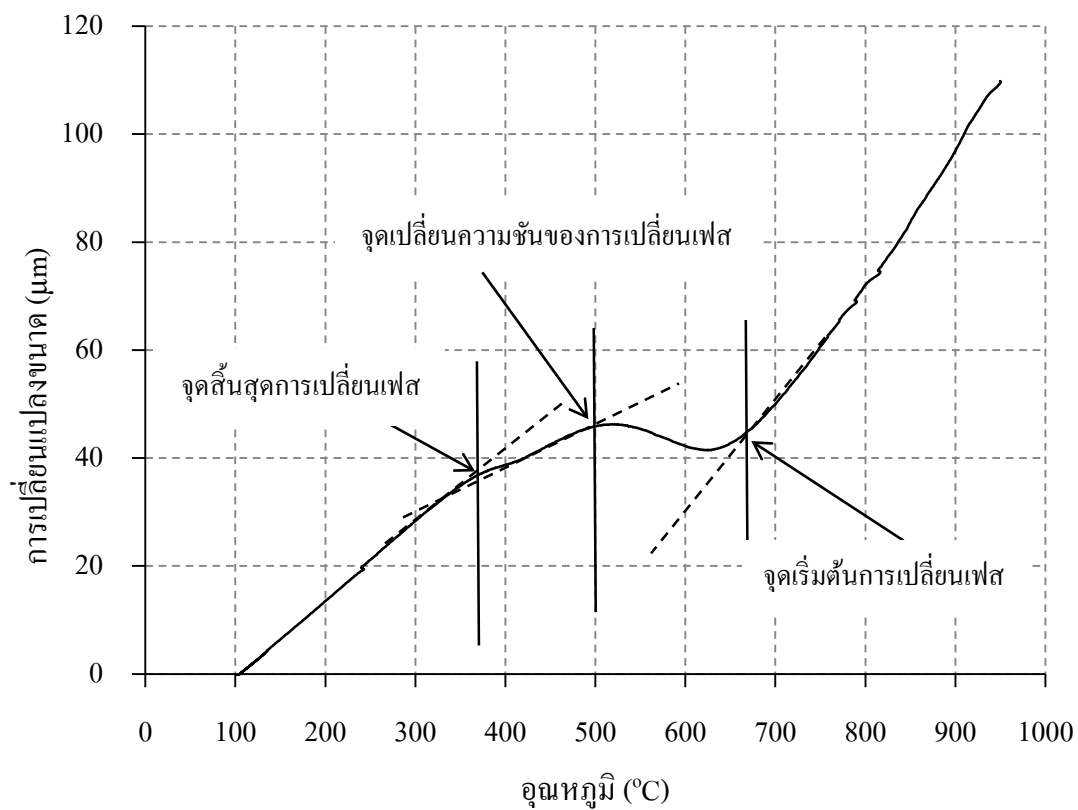
เมื่อขึ้นงานมีอัตราการเย็นตัวด้วยอัตราการเย็นตัวที่สูงซึ่งคือ 91.3 °C/s ดังแสดงในรูปที่ 4.16 ขึ้นงานก็จะหดตัวลงตามอุณหภูมิที่ลดลงจนถึงอุณหภูมิ 623.57 °C เป็นอุณหภูมิที่บ่งบอกถึงเฟส ออสเตไนต์มีการเปลี่ยนแปลงไปเป็นเบไนต์ เมื่ออุณหภูมิลดต่ำลงไปอีกขึ้นงานพยายามขยายตัว เนื่องจากการเปลี่ยนเฟส แต่ด้วยอัตราการเย็นตัวที่สูงทำให้การขยายตัวเกิดขึ้นได้ไม่มากนัก เมื่ออุณหภูมิลดลงถึง 521.40 °C ขึ้นงานเริ่มหดตัวลงอีกครั้ง อุณหภูมิดังกล่าวเป็นอุณหภูมิสิ้นสุดการ เปลี่ยนเฟสของเบไนต์ ซึ่งโครงสร้างยังมีออสเตไนต์เหลืออยู่ เมื่ออุณหภูมิลดต่ำลงขึ้นงานจะเกิดการ หดตัวลงถึงอุณหภูมิ 412.53 °C พบว่าขึ้นงานมีการเปลี่ยนความชันอีกครั้ง อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส จากออสเตไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์ที่ได้ศึกษาไว้โดย Suwanpinij et al (2010) มีสูตรการคำนวณการ เปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิที่เป็นฟังก์ชันของส่วนผสมทางเคมี คือ

$$M_S = 506.6 - 338.7C - 18.3Mn - 14.5Cr + 1.3Si \quad (4.4)$$

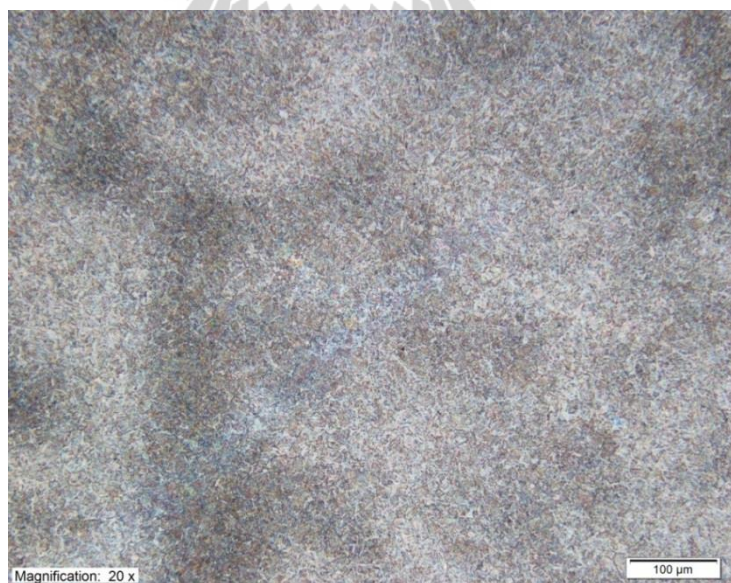
$$M_S = 506.6 - 338.7(0.082) - 18.3(1.48) - 14.5(0.28) + 1.3(0.284)$$

$$M_S = 448.05 \text{ } ^\circ\text{C}$$

เมื่อพิจารณาอุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสคือ 412.53 °C ซึ่งได้จากกราฟไดลาเทชันที่แสดง ดังในรูปที่ 4.16 พบว่าอุณหภูมิดังกล่าวเป็นอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ ไปเป็นมาร์เทนไซต์ที่ได้จากการคำนวณคือ 448.05 °C ดังนั้นที่จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิดังกล่าวจึงควรที่จะ เป็นเฟสมาร์เทนไซต์ซึ่งจะแยกเฟสได้ด้วยการตรวจวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของขึ้นงาน ใน การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคจะนำขึ้นงานไปกัดผิวหน้าด้วยไนตอล 2% นาน 1-2 วินาที จากนั้น จะนำขึ้นงานไปกัดผิวหน้าด้วยโซเดียมเมตาไบซัลไฟด์ที่มีความเข้มข้น 10% สาร Dual phase etchant จะทำให้เฟอร์ไรต์มีสีเทาและมาร์เทนไซต์มีสีดำ ส่วนออสเตไนต์และเบไนต์จะมีสีขาว เมื่อนำมากัดขึ้นงานที่อัตราการเย็นตัว 91.3 °C/s พบว่า โครงสร้างประกอบด้วยเบไนต์ที่มีสีขาวและมาร์ เทนไซต์ที่มีสีดำดังแสดงในรูปที่ 4.17 ปริมาณเฟสที่พบมีเบไนต์ 90.03% และมีมาร์เทนไซต์ 9.97% วัดความแข็งได้ 241.91 HV10

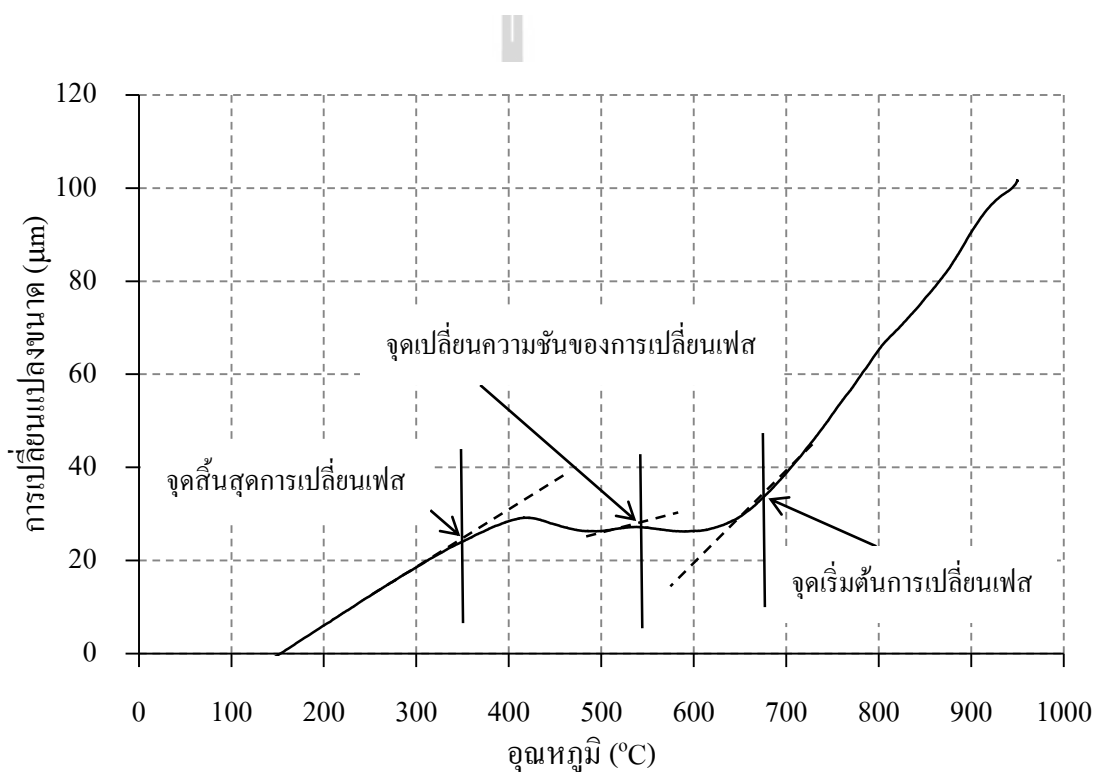


รูปที่ 4.16 เส้นกราฟไดลาเทชันที่อัตราการเย็นตัว  $91.3^{\circ}\text{C/s}$

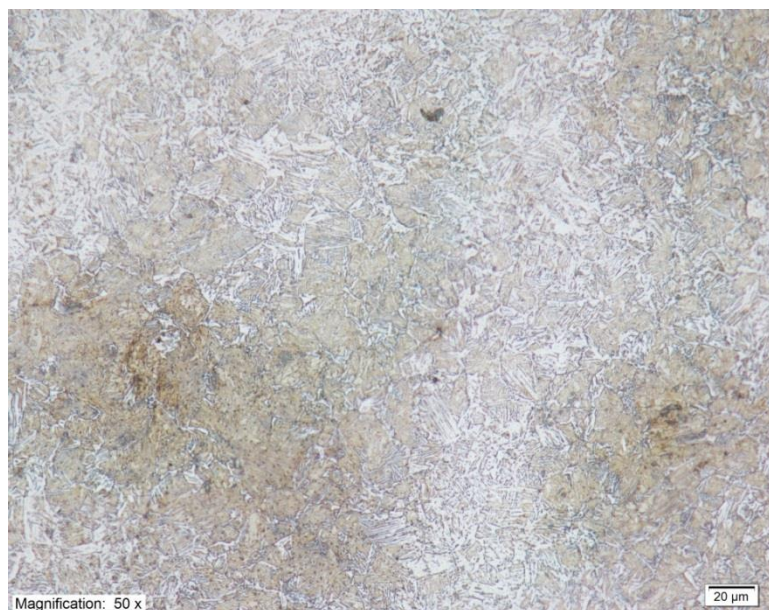


รูปที่ 4.17 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว  $91.3^{\circ}\text{C/s}$  ประกอบด้วยเบไนต์ และมาร์เทนไซต์ที่มีปริมาณ 90.03% และ 9.97% ตามลำดับ

เส้นกราฟการเย็นตัวของชิ้นงานด้วยอัตราการเย็นตัวที่สูงคือ  $178.7\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  แสดงดังในรูปที่ 4.18 พบว่า ชิ้นงานจะหดตัวลงตามอุณหภูมิที่ลดลงจนถึงอุณหภูมิ  $689.34\text{ }^{\circ}\text{C}$  การเปลี่ยนแปลงการหดตัวได้เริ่มเกิดขึ้นซึ่งเป็นการบ่งบอกถึงการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นเบไนต์ ด้วยอัตราการเย็นตัวที่สูงการขยายตัวที่เกิดจากการเปลี่ยนเฟสจึงขยายตัวได้ไม่มากนัก เมื่อลดอุณหภูมิลงถึง  $537.97\text{ }^{\circ}\text{C}$  เส้นกราฟเกิดการเปลี่ยนความชันบ่งบอกถึงการสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปสู่เบไนต์ ชิ้นงานมีการขยายตัวเล็กน้อยจากอุณหภูมิที่ลดต่ำลงและเกิดการเปลี่ยนแปลงขนาดอีกครั้งที่อุณหภูมิ  $494.28\text{ }^{\circ}\text{C}$  หลังจากนั้นชิ้นงานก็หดตัวลงตามอุณหภูมิเช่นเดิม ภาพโครงสร้างจุลภาคของอัตราการเย็นตัว  $178.7\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  แสดงดังในรูปที่ 4.19

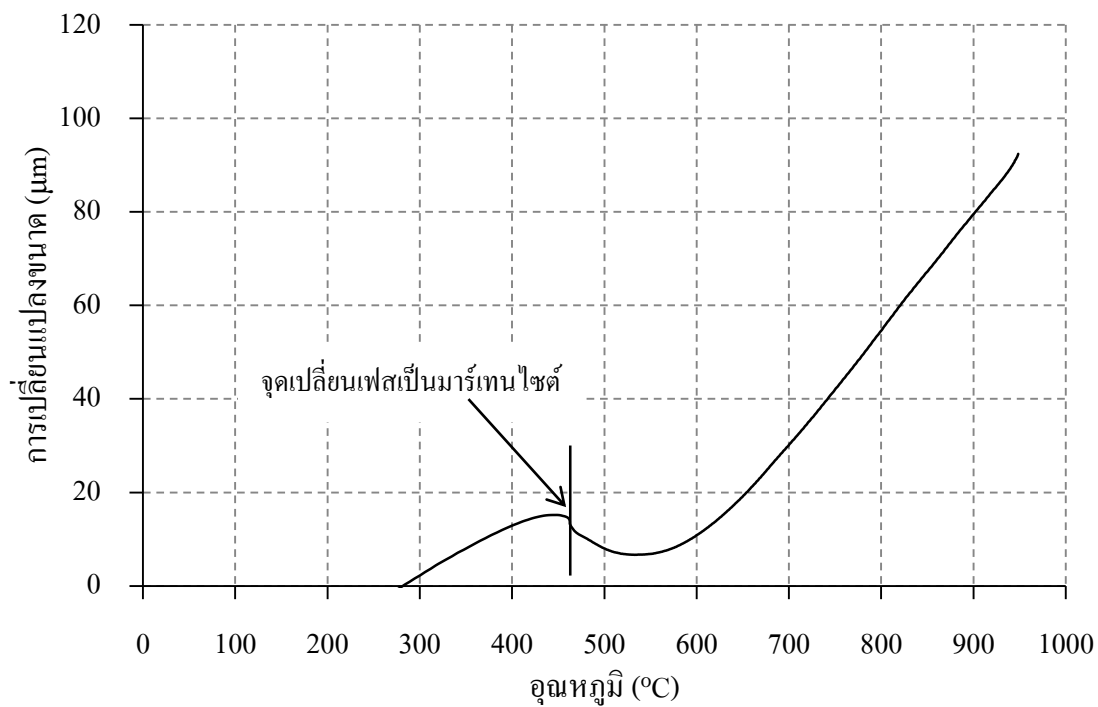


รูปที่ 4.18 เส้นกราฟไคลลาเตชันที่อัตราการเย็นตัว  $178.7\text{ }^{\circ}\text{C/s}$

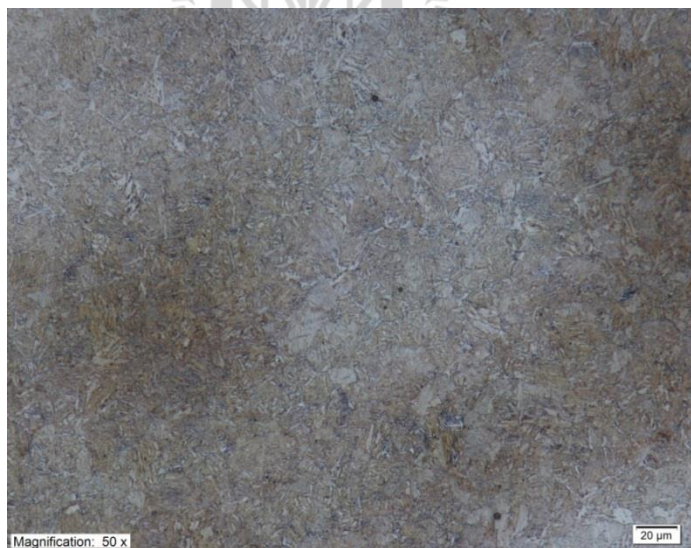


รูปที่ 4.19 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว  $178.7\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  ประกอบด้วยเบไนต์ และมาร์เทนไซต์ที่มีปริมาณ 71.11% และ 28.89% ตามลำดับ

เมื่อขึ้นงานที่เย็นตัวอัตราการเย็นตัวสูงถึง  $591.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  จะได้กราฟการเย็นตัวดังแสดงในรูปที่ 4.20 จะพบว่า การหดตัวของชิ้นงานเกิดขึ้นอย่างรวดเร็วซึ่งจะเห็นได้ว่าการที่เส้นกราฟมีความชันสูงเมื่อขึ้นงานมีอุณหภูมิลดต่ำกว่า  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  จะเกิดการขยายตัวเพียงเล็กน้อย ทั้งนี้เนื่องจากออสเตไนต์ที่เย็นตัวด้วยอัตราเร็วสูงพยายามที่เปลี่ยนเฟส เมื่อขึ้นงานลดอุณหภูมิลงอย่างรวดเร็วจนถึงอุณหภูมิ  $462.46\text{ }^{\circ}\text{C}$  จะเกิดการเปลี่ยนแปลงของขนาดชิ้นงานอย่างทันทีทันใด การเปลี่ยนแปลงดังกล่าวเป็นการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์ เนื่องจากการเปลี่ยนเฟสของมาร์เทนไซต์จะขึ้นอยู่กับอุณหภูมิ ทำให้ชิ้นงานเกิดการเปลี่ยนแปลงขนาดอย่างทันทีทันใด หลังจากนั้นชิ้นงานจะหดตัวลงตามอุณหภูมิเช่นเดิม โครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว  $591.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  แสดงดังรูปที่ 4.21 เมื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคโดยการนำชิ้นงานมากัดด้วยผิวด้วย Dual phase etchant จะพบมาร์เทนไซต์ซึ่งปรากฏเป็นสีน้ำตาลเป็นส่วนใหญ่และพบว่าชิ้นงานมีความแข็ง  $312.29\text{ HV}_{10}$  จากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคและการวัดความแข็งของชิ้นงานที่ทดสอบการเย็นตัวด้วยอัตราการเย็นตัวต่าง ๆ ได้ถูกรวบรวมไว้ดังแสดงในตารางที่ 4.2 อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสที่ได้จากการวิเคราะห์เส้นกราฟโคเลตชันของการเย็นตัวด้วยอัตราการเย็นตัวต่าง ๆ ได้รวบรวมไว้ในตารางที่ 4.3 ส่วนเวลาในการเปลี่ยนเฟสที่อุณหภูมิเกิดการเปลี่ยนเฟสได้แสดงไว้ในตารางที่ 4.4



รูปที่ 4.20 เส้นกราฟไดสคาเดชันที่อัตราการเย็นตัว  $591.5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$



รูปที่ 4.21 โครงสร้างจุลภาคที่อัตราการเย็นตัว  $591.5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$  ประกอบด้วยมาร์เทนไซต์เป็นส่วนใหญ่



ตารางที่ 4.2 ปริมาณเฟสและค่าความแข็งของชิ้นงานที่มีอัตราการเย็นตัวต่างกัน

อัตราการเย็นตัว (°C/s)	อัตราการเย็นตัวแท้จริง (°C/s)	ปริมาณเฟอร์ไรต์ (%)	ปริมาณเพิร์ลไลต์ (%)	ปริมาณเบไนต์ (%)	ปริมาณมาร์เทนไซต์ (%)	ค่าความแข็ง (HV10)
0.8	0.80	79.06	20.94	-	-	134.05
4.0	4.00	69.35	30.65	-	-	162.79
6.0	6.00	77.85	22.15	-	-	177.12
8.0	8.00	62.00	-	38.00	-	180.77
10.0	10.00	73.49	-	26.51	-	181.86
40.0	26.80	72.97	-	27.03	-	204.79
100.0	91.30	-	-	90.03	9.97	241.91
200.0	178.70	-	-	71.11	28.89	291.50
1000.0	591.50	-	-	-	97.51	312.29

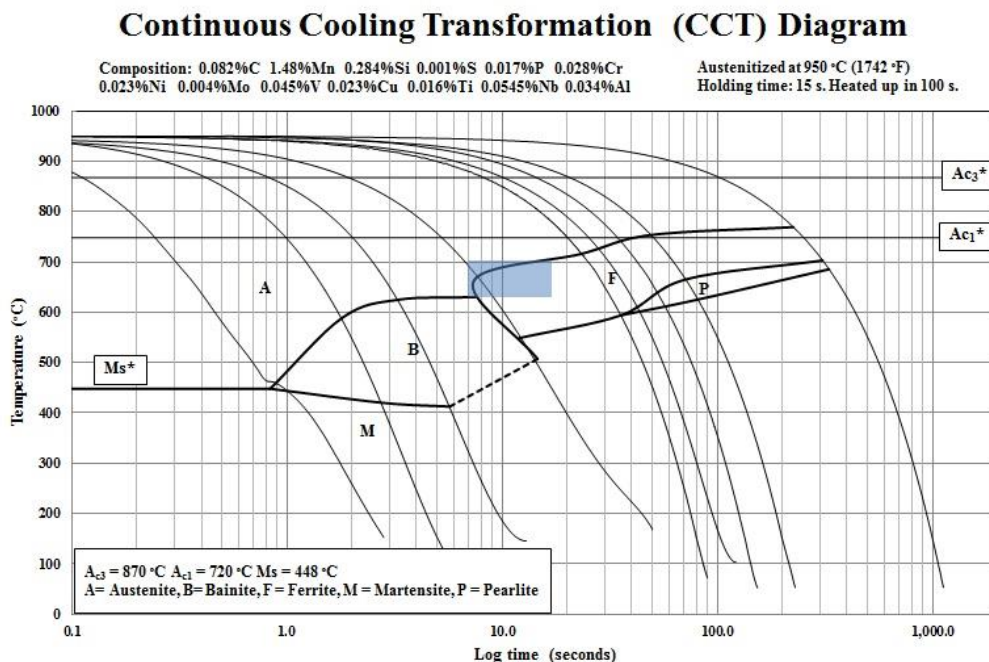
ตารางที่ 4.3 อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของชิ้นงานที่มีอัตราการเย็นตัวต่าง ๆ

อัตราการเย็นตัว (°C/s)	อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส (°C)							
	เฟอร์ไรต์		เพิร์ลไลต์		เบไนต์		มาร์เทนไซต์	
	เริ่มต้น	สิ้นสุด	เริ่มต้น	สิ้นสุด	เริ่มต้น	สิ้นสุด	เริ่มต้น	สิ้นสุด
0.79	769.26	-	733.84	685.43	-	-	-	-
4.00	753.60	-	718.81	625.39	-	-	-	-
6.00	716.33	-	630.00	560.00	-	-	-	-
8.00	724.44	-	-	-	676.36	550.68	-	-
10.00	716.34	-	-	-	661.84	548.67	-	-
26.80	686.64	-	-	-	621.92	507.25	-	-
91.30	-	-	-	-	623.51	521.40	412.53	-
178.70	-	-	-	-	589.34	537.97	494.28	-
591.50	-	-	-	-	-	-	462.46	-

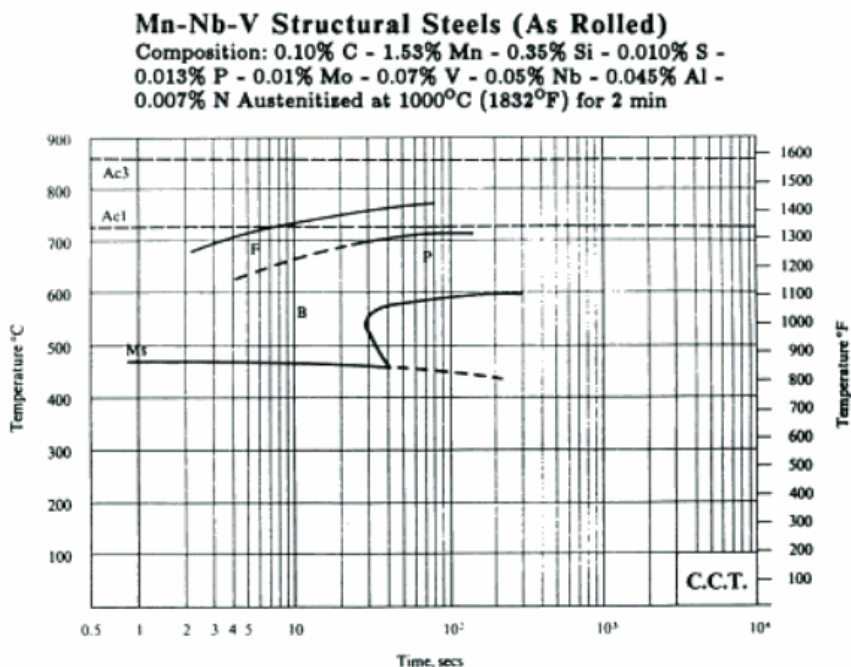
ตารางที่ 4.4 เวลาในการเปลี่ยนเฟสของชิ้นงานที่มีอัตราการเย็นตัวต่าง ๆ

อัตราการเย็นตัว (°C/s)	เวลาการเปลี่ยนเฟส (วินาที)							
	เฟอร์ไรต์		เพิร์ลไลต์		เบไนต์		มาร์เทนไซต์	
	เริ่มต้น	สิ้นสุด	เริ่มต้น	สิ้นสุด	เริ่มต้น	สิ้นสุด	เริ่มต้น	สิ้นสุด
0.79	225.56	-	308.25	330.18	-	-	-	-
4.00	49.10	-	71.20	81.20	-	-	-	-
6.00	34.21	-	52.23	55.24	-	-	-	-
7.96	24.20	-	-	-	41.12	44.23	-	-
10.00	23.40	-	-	-	36.50	35.55	-	-
26.80	7.33	-	-	-	12.00	14.59	-	-
91.30	14.59	-	-	-	3.28	5.69	5.69	-
178.70	-	-	-	-	1.81	2.82	2.82	-
591.50	-	-	-	-	-	-	0.83	-

ข้อมูลของอุณหภูมิและเวลาในการเปลี่ยนเฟสจะนำมาพล็อตเป็นเส้นกราฟการเย็นตัวแบบกึ่งล็อก เช่น ที่อัตราการเย็นตัว  $0.8 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$  จะปรากฏอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์เป็นเฟอร์ไรต์ และพบอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นเพิร์ลไลต์ และปรากฏอุณหภูมิลิ้นสุดของการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปเป็นเพิร์ลไลต์ จะนำทั้งสามจุดมาพล็อตลงบนเส้นการเย็นตัวที่อัตรา  $0.8 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$  ส่วนข้อมูลที่เกิดขึ้นที่อัตราการเย็นตัวอื่น ๆ ก็ทำเช่นเดียวกัน หลังจากนั้นลากจุดเชื่อมต่อระหว่างเฟสเดียวกันจะได้พื้นที่ในการเกิดเฟสนั้น ๆ ขึ้น แผนภาพที่เกิดขึ้นจะแสดงดังรูปที่ 4.22 ซึ่งเป็นแผนภาพการเย็นตัวของเหล็กกล้าแมงกานีสผสมไนโอเบียมที่ใช้ในงานวิจัยนี้ จากแผนภาพดังกล่าวทำให้เห็นบริเวณที่เกิดเฟสเฟอร์ไรต์ในช่วงอุณหภูมิ  $700\text{-}650 \text{ }^{\circ}\text{C}$  ด้วยอัตราการเย็นตัวต่ำกว่า  $26.8 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$  เมื่อเปรียบเทียบกับแผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องของเหล็กกล้าแมงกานีสที่ผสมไนโอเบียมและวานาเดียมดังแสดงในรูปที่ 4.23 ซึ่งมีส่วนผสมใกล้เคียงกับเหล็กกล้าที่ใช้ในการทดลอง พบว่าอุณหภูมิการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์อยู่ในช่วงอุณหภูมิ  $750\text{-}680 \text{ }^{\circ}\text{C}$  แต่อย่างไรก็ตามในการศึกษาวิจัยนี้มีการทดลองที่มีค่าตัวแปรของอัตราการเย็นตัวที่ละเอียดมาก จึงได้ข้อมูลของอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสที่ค่อนข้างจะแม่นยำ ดังนั้นอุณหภูมิในการเปลี่ยนเฟสของชิ้นงานที่ใช้ในการทดลองจึงเป็นช่วงอุณหภูมิ ระหว่าง  $650\text{-}700 \text{ }^{\circ}\text{C}$  เนื่องจากเป็นช่วงอุณหภูมิที่ใช้ระยะเวลาในการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ที่สั้น



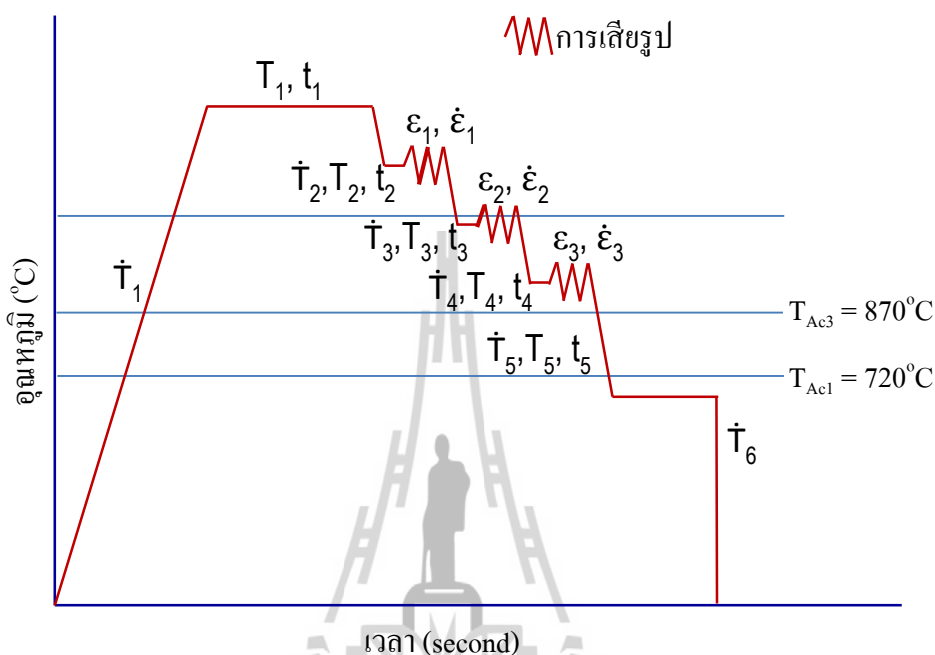
รูปที่ 4.22 แผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องของเหล็กกล้าแมงกานีสผสมไนโอเบียมที่ใช้ในการศึกษาวิจัยนี้



รูปที่ 4.23 แผนภาพการเย็นตัวอย่างต่อเนื่องของเหล็กกล้าแมงกานีสผสมไนโอเบียมและวานาเดียมที่ศึกษาโดย Vander Voort (2003)

## 4.2 ผลของปริมาณการเสียรูปต่อการเกิดของเฟอร์ไรต์

ในการศึกษาค่าตัวแปรการรีดร้อนที่มีผลต่อการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์โดยใช้เครื่องไคลาโตมิเตอร์ มีลำดับขั้นตอนดังแสดงในรูปที่ 4.24



รูปที่ 4.24 แผนภาพลำดับการจำลองการรีดร้อนด้วยเครื่องไคลาโตมิเตอร์

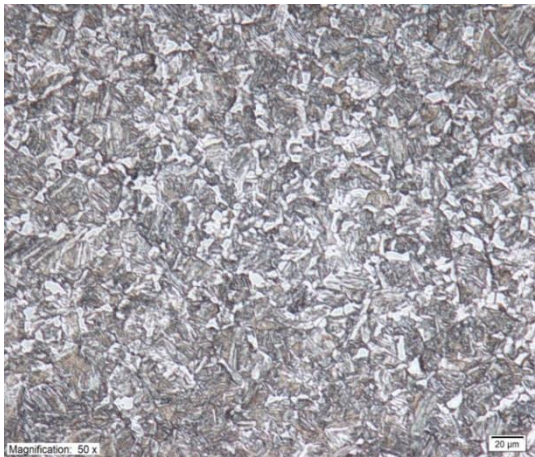
ในการจำลองการรีดร้อนนั้นจะเริ่มต้นด้วยการให้ความร้อนแก่ชิ้นงานด้วยอัตรา  $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  ( $T_1$ ) จนถึงอุณหภูมิ  $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $T_1$ ) และแช่ชิ้นงานไว้ที่อุณหภูมินี้ นาน  $900$  วินาที ( $t_1$ ) โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานจะเป็นออสเตไนต์ทั้งหมด หลังจากนั้นทำให้เย็นตัวด้วยอัตรา  $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  ( $T_2$ ) แล้วแช่ไว้ที่อุณหภูมิ  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $T_2$ ) นาน  $3$  วินาที หลังจากนั้นรีดชิ้นงานด้วยปริมาณการเสียรูป ( $\epsilon_1$ ) เท่ากับ  $0.3$  ด้วยอัตราการเสียรูป ( $\dot{\epsilon}_1$ ) เท่ากับ  $5\text{ s}^{-1}$  การแปรรูปดังกล่าวจะส่งผลทำให้ออสเตไนต์ที่เสียรูปเกิดการตกผลึกใหม่ ทำให้ออสเตไนต์มีขนาดลดลงหลังการตกผลึกใหม่ หลังจากนั้นทำให้ชิ้นงานเย็นตัวลงมาด้วยอัตราการเย็นตัว  $30\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  ( $T_3$ ) ลงมาถึงอุณหภูมิ ( $T_3$ )  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  แช่ไว้ที่อุณหภูมินี้ นาน  $3$  วินาที ( $t_3$ ) หลังจากนั้นรีดชิ้นงานด้วยปริมาณการเสียรูป ( $\epsilon_2$ ) เท่ากับ  $0.4$  ด้วยอัตราการเสียรูป ( $\dot{\epsilon}_2$ ) เท่ากับ  $10\text{ s}^{-1}$  การรีดในช่วงดังกล่าวเกิดขึ้นต่ำกว่าอุณหภูมิหยุดการตกผลึกใหม่ของออสเตไนต์ ( $T_m$ ) การหาอุณหภูมิหยุดการตกผลึกใหม่ของออสเตไนต์อ้างอิงจากการศึกษาของ Suwanpinij et al (2010) สามารถคำนวณได้ดังนี้

$$T_{nr} = 887+464C+(6645Nb-664Nb^{(1/2)})+(732V-230V^{(1/2)})+890Ti+363Al-357Si \quad (4.5)$$

$$T_{nr} = 887+464(0.082)+(6645(0.0545)-664(0.0545)^{(1/2)}) \\ + (732(0.045)-230(0.045)^{(1/2)})+890(0.016)+363(0.0348)-357(0.284)$$

$$T_{nr} = 1040 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

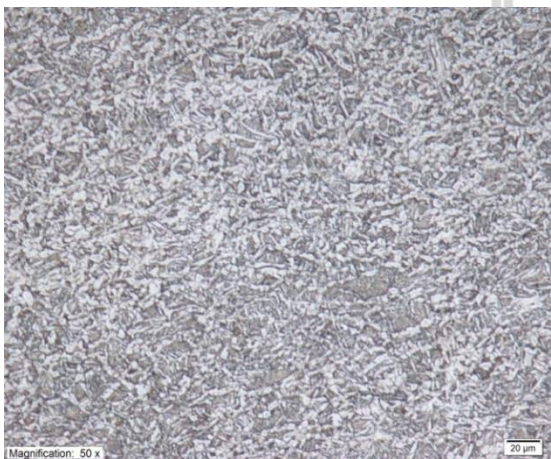
จากการคำนวณพบว่าอุณหภูมิหยุดการตกผลึกใหม่ของออสเตไนต์ในเหล็กกล้าแมงกานีสที่ผสมในโอเบียมคือ 1040 °C ดังนั้นการรีดที่อุณหภูมิ 1000 °C จึงเป็นการรีดในช่วงหยุดการตกผลึกใหม่ การรีดในช่วงดังกล่าวจะเป็นการแปรรูปออสเตไนต์ให้มีลักษณะแบนแต่ไม่ทำให้เกิดการตกผลึกใหม่ของออสเตไนต์ เกรนออสเตไนต์จะมีความเค้นภายในเกรนเกิดขึ้น เมื่อชิ้นงานเย็นตัวลงมาด้วยอัตราการเย็นตัว 50 °C/s ( $\dot{T}_4$ ) ลงมาถึงอุณหภูมิ 900 °C ( $T_4$ ) แช่ไว้ที่อุณหภูมินี้นาน 3 วินาที ( $t_4$ ) หลังจากนั้นรีดชิ้นงานด้วยปริมาณการเสียรูป ( $\epsilon_3$ ) เท่ากับ 0.0, 0.1, 0.2 และ 0.3 ด้วยอัตราการเสียรูป ( $\dot{\epsilon}_3$ ) เท่ากับ 10 s<sup>-1</sup> การรีดเพิ่มในช่วงก่อนการเปลี่ยนเฟสเป็นการเพิ่มความเค้นให้แก่ออสเตไนต์เนื่องจากการรีดที่ 1000 °C ผลของอุณหภูมิอาจทำให้ความเครียดที่เกิดขึ้นเกิดการคลายตัว ดังนั้นจึงเพิ่มปริมาณการเสียรูปเข้าไปอีก 0.1-0.3 การเพิ่มปริมาณการเสียรูปจะทำให้ความหนาแน่นของนิวเคลียสในการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้น (Suwanpinij et al, 2009) ส่งผลทำให้ขนาดเกรน เฟอร์ไรต์ลดลงและปริมาณเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้น หลังจากนั้นทำให้ชิ้นงานเย็นตัวลงมาด้วยอัตราการเย็นตัว 60 °C/s ( $\dot{T}_5$ ) ลงมาถึงอุณหภูมิ 650 °C ( $T_5$ ) แช่ไว้ที่อุณหภูมิดังกล่าวนาน 5 และ 10 วินาที ( $t_5$ ) การแช่ไว้ที่อุณหภูมิ 650 °C เป็นอุณหภูมิที่ทำให้เฟอร์ไรต์ก่อตัวขึ้นและผลของอุณหภูมิจะทำให้ปริมาณการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้น จากนั้นชิ้นงานจะถูกทำให้เย็นตัวด้วยอัตรา 100 °C/s ( $\dot{T}_6$ ) เพื่อเปลี่ยนออสเตไนต์ที่เหลือให้เป็นมาร์เทนไซต์ ชิ้นงานที่ผ่านการทดลองด้วยเครื่องไดลาโตมิเตอร์จะถูกนำมาตรวจวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคเพื่อวัดปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้น โดยหาผลของปริมาณการเสียรูปที่มีต่อปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้น ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิก่อนม้วนเก็บที่ 650 °C และเวลาก่อนม้วนเก็บที่ 5 วินาที แสดงดังรูปที่ 4.25 และภาพโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิก่อนม้วนเก็บที่ 650 °C และเวลาก่อนม้วนเก็บที่ 10 วินาที แสดงดังรูปที่ 4.26



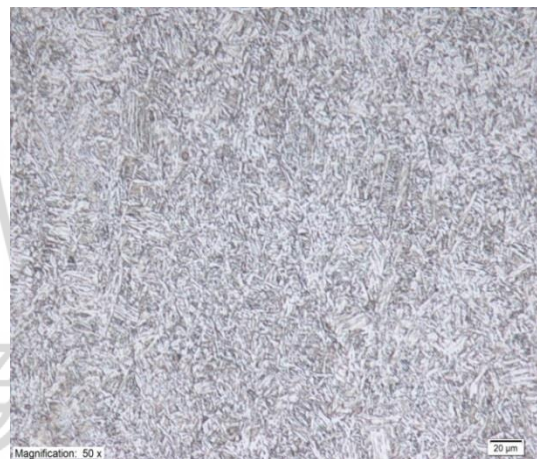
a) ปริมาณการเสีชรูป 0.0



b) ปริมาณการเสีชรูป 0.1

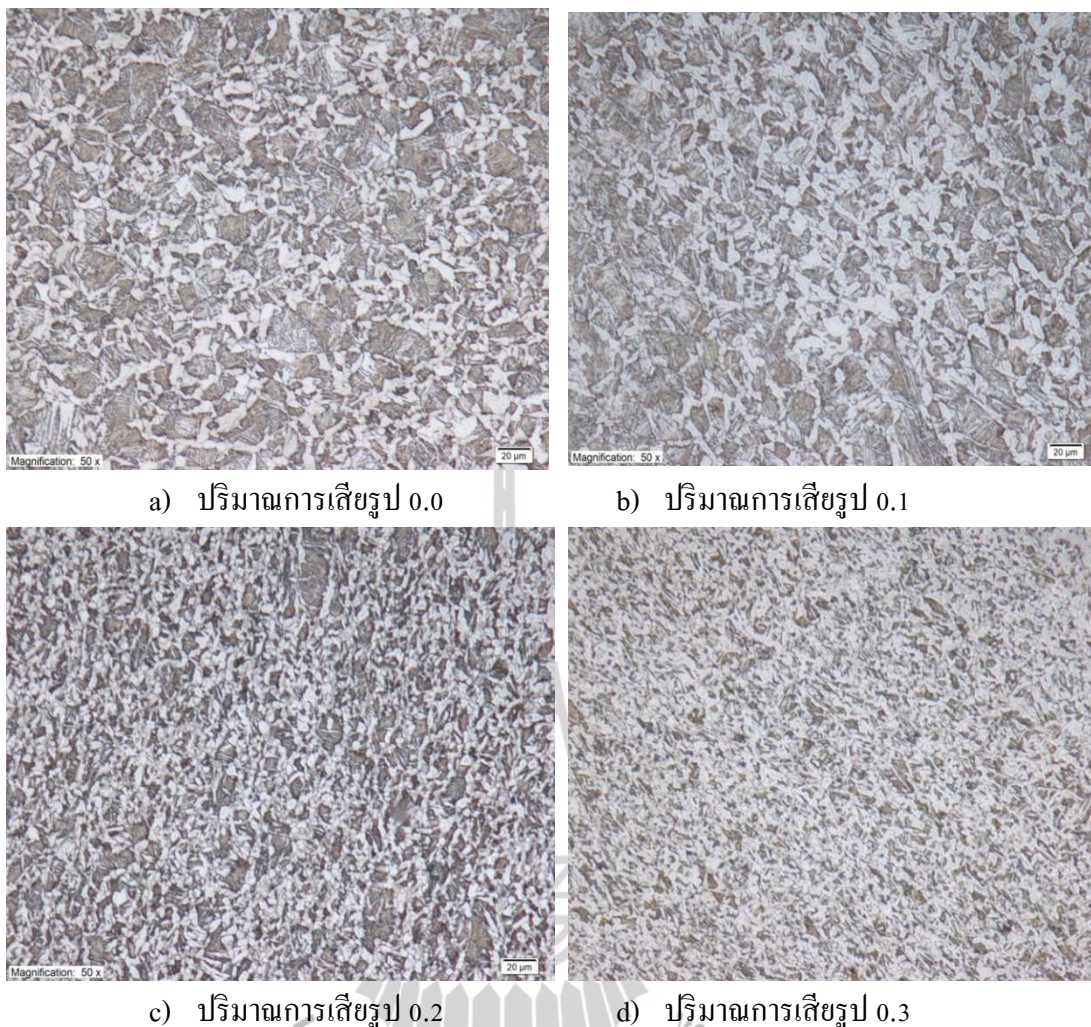


c) ปริมาณการเสีชรูป 0.2



d) ปริมาณการเสีชรูป 0.3

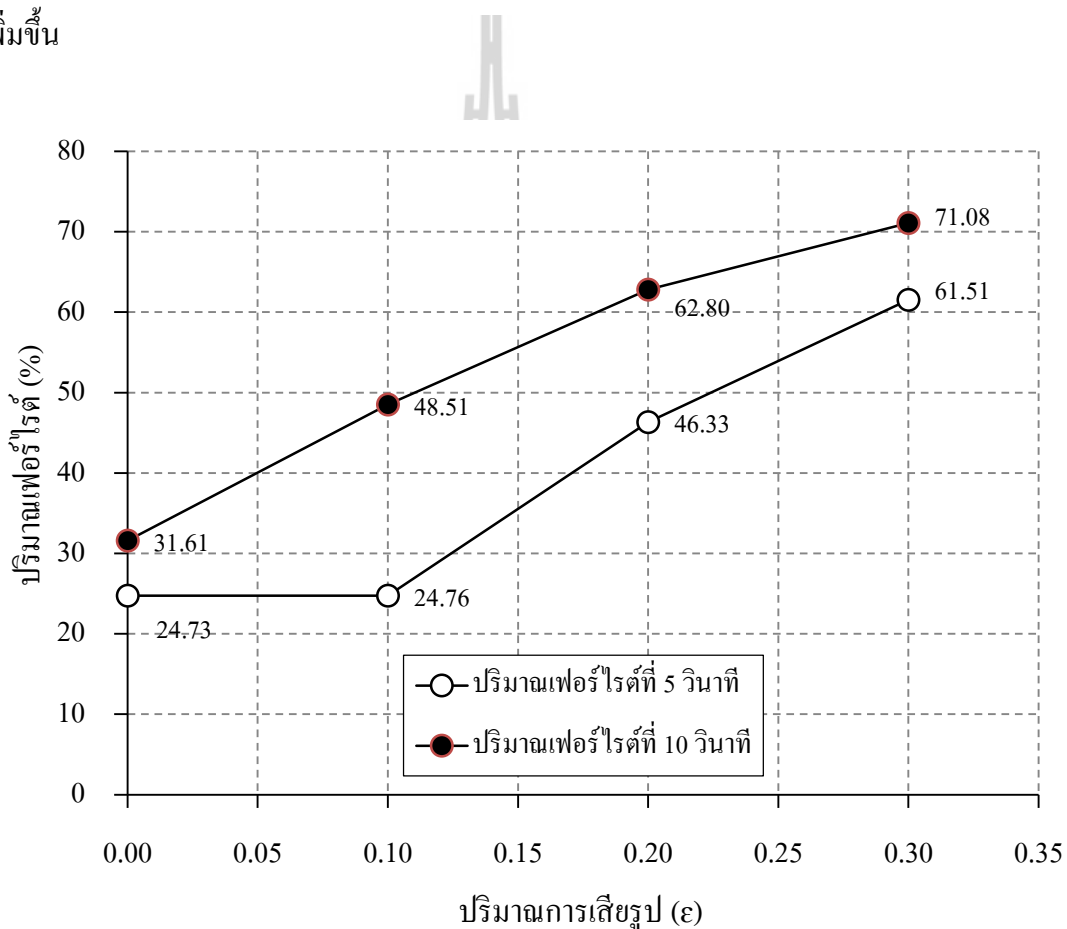
รูปที่ 4.25 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิก่อนม้วนเก็บที่ 650 °C และเวลาก่อนม้วนเก็บ ที่ 5 วินาที  
ที่ปริมาณการเสีชรูปต่าง ๆ



รูปที่ 4.26 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิก่อนม้วนเก็บที่ 650 °C และเวลาก่อนม้วนเก็บที่ 10 วินาที ที่ปริมาณการเสีรูปต่าง ๆ

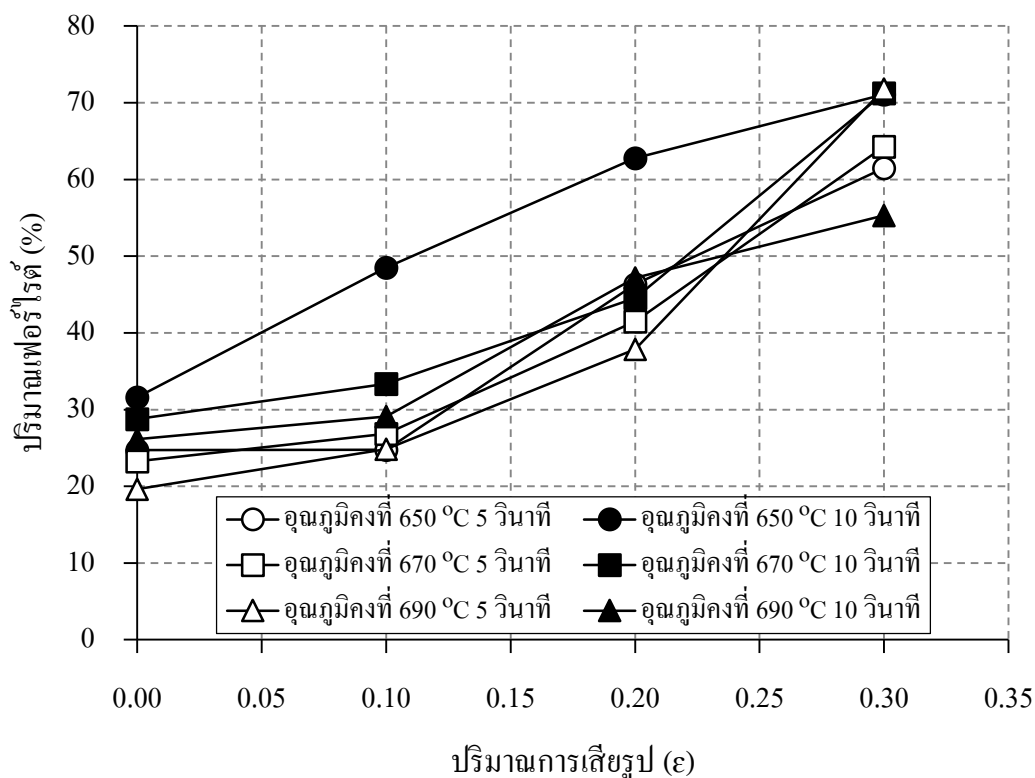
การเสีรูปที่เพิ่มขึ้นในช่วงอุณหภูมิหยุดการตกผลึกมีผลทำให้ปริมาณเฟอไรต์เพิ่มขึ้นดังเห็นได้ในรูปที่ 4.25 ที่ปริมาณการเสีรูป 0.0 พบว่า เฟอไรต์ที่เกิดขึ้นมีลักษณะเป็นก้อนกระจายในโครงสร้างมีปริมาณ 24.73% เมื่อเพิ่มปริมาณการเสีรูปเป็น 0.1, 0.2 และ 0.3 พบว่าโครงสร้างเฟอไรต์มีความละเอียดขึ้น โดยมีปริมาณเท่ากับ 24.76%, 26.33% และ 61.51% ตามลำดับ การเพิ่มขึ้นของเฟอไรต์เนื่องมาจากการเสีรูปมากทำให้ออสเตไนต์มีลักษณะแบน จึงทำให้ความหนาแน่นในการเกิดนิวเคลียสของเฟอไรต์เพิ่มขึ้นและออสเตไนต์ที่เสีรูปจะทำให้มี elastic strain energy และดิสโลเคชันเพิ่มขึ้นส่งผลให้การเปลี่ยนเฟสของเฟอไรต์เกิดได้รวดเร็ว และเมื่อเพิ่มระยะเวลาเป็น 10 วินาที ดังรูปที่ 4.26 ที่ปริมาณการเสีรูป 0.0 พบว่ามีปริมาณเฟอไรต์เพิ่มขึ้นโดย

มีปริมาณเท่ากับ 31.61% เมื่อระยะเวลาเพิ่มขึ้นการโตของเฟอร์ไรต์จะเพิ่มขึ้นและลักษณะเกรนที่พบค่อนข้างกลม ส่วนปริมาณเฟอร์ไรต์ที่ปริมาณการเสีรูป 0.1, 0.2 และ 0.3 มีปริมาณเท่ากับ 48.51%, 62.80% และ 71.08% ตามลำดับ และเมื่อนำผลการทดลองที่ได้ทดลองมาพล็อตเพื่อหาความสัมพันธ์ของปริมาณการเสีรูปที่มีต่อปริมาณเฟอร์ไรต์พบว่า การเพิ่มปริมาณการเสีรูปส่งผลให้ปริมาณเฟอร์ไรต์ที่ได้เพิ่มขึ้นตามไปด้วยดังรูปที่ 4.27 และเมื่อนำข้อมูลในทุกอุณหภูมิมาพล็อตพบว่าแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามปริมาณการเสีรูปดังรูปที่ 4.28 ซึ่งจากการศึกษาผลของปริมาณการเสีรูปในเหล็กกล้าที่ผสมไนโอเบียมของ Niakan and Najafizadeh (2010) พบว่าเหล็กกล้าที่ผสมไนโอเบียมเมื่อเพิ่มปริมาณการเสีรูปจะทำให้เกรนเฟอร์ไรต์มีความละเอียดขึ้นและมีปริมาณเพิ่มขึ้น



รูปที่ 4.27 ผลของปริมาณการเสีรูปที่มีต่อปริมาณเฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมิ 650 °C จุดสีดำแทนเวลาก่อนม้วนเก็บที่ 5 วินาที จุดขาวแทนเวลาก่อนม้วนเก็บที่ 10 วินาที

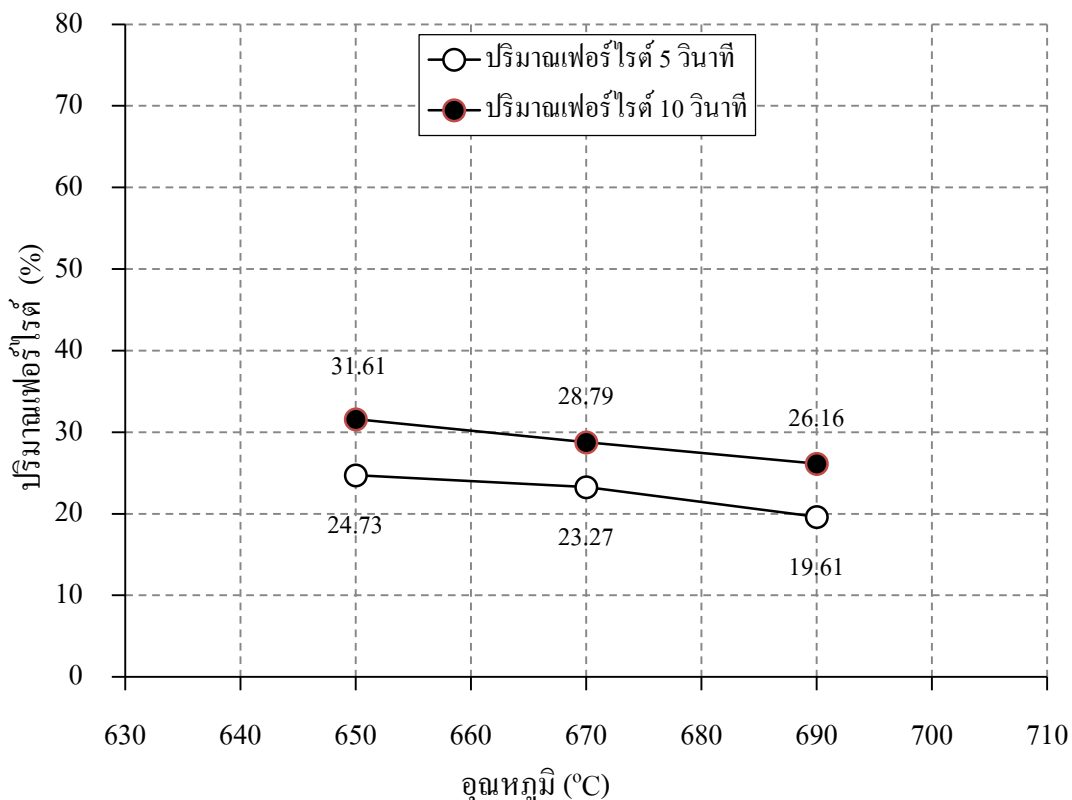




รูปที่ 4.28 ผลของปริมาณการเสียรูปที่มีต่อปริมาณโพรัสไรต์

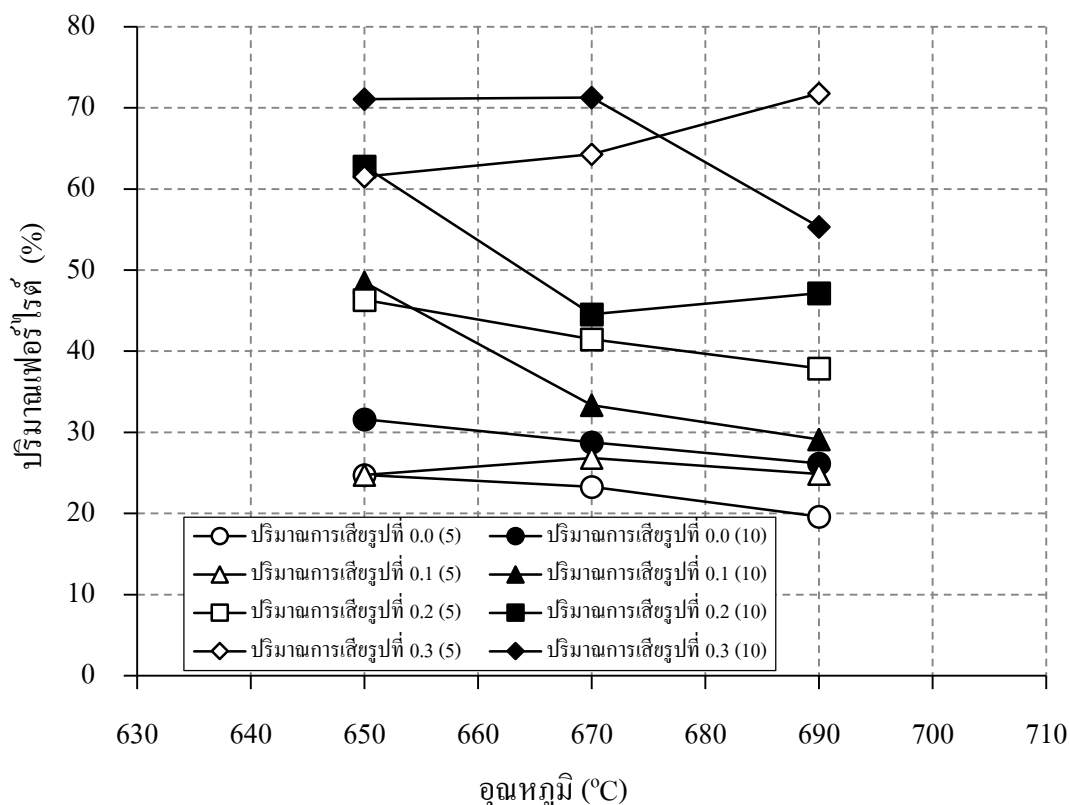
#### 4.3 ผลของอุณหภูมิและเวลาดำเนินการก่อนม้วนเก็บต่อการเกิดโพรัสไรต์

การทดลองเพื่อศึกษาผลของอุณหภูมิและเวลาดำเนินการก่อนม้วนเก็บที่มีต่อปริมาณโพรัสไรต์ จะเปลี่ยนอุณหภูมิของการเกิดการเสียรูปครั้งสุดท้ายเป็น 650 °C, 670 °C และ 690 °C อุณหภูมิจะส่งผลต่อปริมาณโพรัสไรต์ที่เกิดขึ้น ส่วนเวลาดำเนินการก่อนม้วนเก็บจะทดลองที่ 5 และ 10 วินาที ผลของเวลาดำเนินการก่อนม้วนเก็บจะส่งผลต่อการโตของเฟสโพรัสไรต์ที่เกิดขึ้น การทำการทดลองเป็นไปดังรูปที่ 4.24 ซึ่งได้อธิบายการทดลองจำลองการรีดร้อนด้วยเครื่องไดลาโตมิเตอร์ไว้แล้ว จากผลการทดลองพบว่าเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นส่งผลทำให้ปริมาณโพรัสไรต์ลดลงดังรูปที่ 4.29 จะเห็นได้ว่าเมื่อปริมาณการเสียรูปเท่ากับ 0.0 และเวลาดำเนินการก่อนม้วนเก็บที่ 5 วินาที ที่อุณหภูมิ 650 °C มีปริมาณโพรัสไรต์เท่ากับ 24.73% ส่วนที่อุณหภูมิ 690 °C มีปริมาณโพรัสไรต์เท่ากับ 19.61% ปริมาณโพรัสไรต์ที่ลดลงตามอุณหภูมิจะลดลงเพียงเล็กน้อย และเมื่อเพิ่มเวลาดำเนินการก่อนม้วนเก็บเป็น 10 วินาทีคือจุดสีดำดังรูปที่ 4.29 พบว่าเวลาที่ยาวนานทำให้การโตของเฟสโพรัสไรต์เพิ่มขึ้นส่งผลให้ปริมาณโพรัสไรต์เพิ่มขึ้น



รูปที่ 4.29 ผลของอุณหภูมิและเวลา ก่อนม้วนเก็บที่มีต่อปริมาณเถ้าไรต์  
ที่ปริมาณการเสีรูปเท่ากับ 0.0

เมื่อพล็อตปริมาณการเสีรูปที่ 0.1 0.2 และ 0.3 ที่เวลา 5 และ 10 วินาที จะได้ผลดังแสดงในรูปที่ 4.30 พบว่าผลของอุณหภูมิที่ปริมาณการเสีรูปอื่น ๆ มีการเบี่ยงเบนค่อนข้างมากทำให้เห็นผลของอุณหภูมิได้ไม่ชัดเจนนัก สาเหตุของการเบี่ยงเบนของข้อมูลปริมาณเถ้าไรต์ที่วัดได้น่าจะมาจาก 1) ความไม่สม่ำเสมอของโครงสร้าง ในการทดลองจะวัดปริมาณเถ้าไรต์ภายในชิ้นงาน 5 จุด และทดสอบชิ้นงานเดียวทำให้ข้อมูลที่ได้ยังไม่มากพอส่งผลให้ปริมาณเถ้าไรต์ที่วัดได้เกิดการเบี่ยงเบนได้ 2) เนื่องจากการตรวจวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคทำได้ค่อนข้างยาก อย่างไรก็ตามจากรูปที่ 4.30 สามารถกล่าวได้ว่า ปริมาณการเสีรูปมีผลต่อปริมาณเถ้าไรต์มากกว่าอุณหภูมิ เมื่อสังเกตข้อมูลจุดค่าคือที่ปริมาณการเสีรูปต่าง ๆ ที่เวลา ก่อนม้วนเก็บ 10 วินาที พบว่าปริมาณเสีรูปที่เพิ่มขึ้นจะทำให้ปริมาณเถ้าไรต์ที่ได้เพิ่มขึ้น จุดวงกลมสีดำที่ปริมาณการเสีรูปที่ 0.0 ที่อุณหภูมิ 650 °C มีปริมาณเถ้าไรต์เท่ากับ 31.61% เมื่อเพิ่มปริมาณเสีรูปเป็น 0.3 ปริมาณเถ้าไรต์เท่ากับ 71.08%



รูปที่ 4.30 ผลของอุณหภูมิและเวลา ก่อนม้วนเก็บที่มีต่อปริมาณเฟอร์ไรต์

#### 4.4 การจำลองอัตราการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์

การใช้แบบจำลองอัตราการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ที่ได้มีการเสนอไว้โดย Suwanpinij et al (2010) ซึ่งตัวแปรที่มีผลต่อการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ประกอบด้วย อุณหภูมิที่อยู่ในรูปของฟังก์ชัน  $g_{f1}$  ขนาดเกรนออสเตไนต์และปริมาณการเสีรูบซึ่งอยู่ในรูปฟังก์ชัน  $g_{f2}$  สมการการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์ได้แสดงค่าในสมการที่ (2.1) คือ

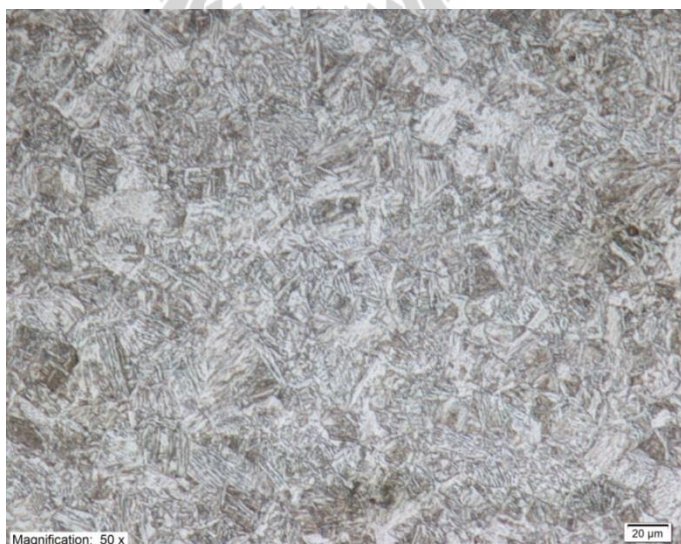
$$f(t) = [f_{eq} - f]_+ \cdot g_{f1}(T) \cdot g_{f2}(D_\gamma, \varepsilon)$$

จากสมการ ค่า  $[f_{eq} - f]_+$  เป็นความแตกต่างระหว่างปริมาณเฟอร์ไรต์ที่ได้จากการคำนวณด้วยโปรแกรม ThermoCalc ( $f_{eq}$ ) และปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิคงที่ซึ่งได้จากการทดลอง ( $f$ ) ผลการทดลองหาปริมาณเฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมิคงที่แสดงดังตารางที่ 4.5

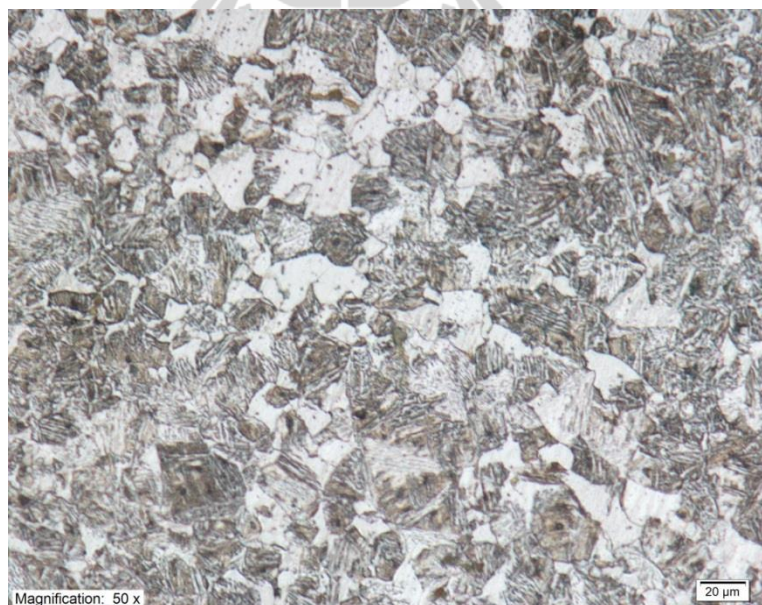
ตารางที่ 4.5 ปริมาณเฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมิคงที่

อุณหภูมิ (°C)	การวัดปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ (%)					ค่าเฉลี่ย (%)
	1	2	3	4	5	
810	62.27	67.16	63.2	68.56	70.18	66.27
770	47.53	45.26	50.21	47.47	44.05	46.90
730	65.99	65.93	65.58	68.28	62.36	65.63
690	78.09	78.76	77.88	79.84	79.07	78.73
650	78.58	79.35	78.29	80.65	78.85	79.14

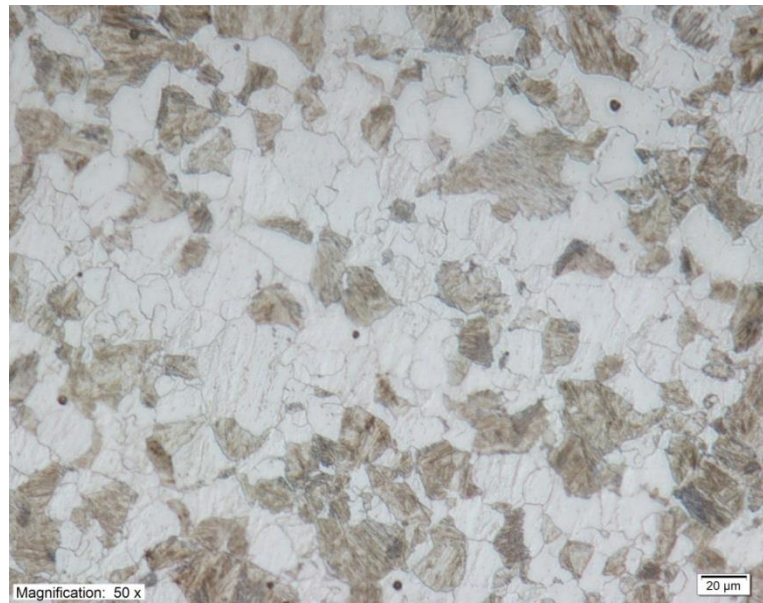
ทำการทดลองโดยเริ่มให้ความร้อนแก่ชิ้นงานด้วยอัตรา  $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  อบอุ่นงานให้มีอุณหภูมิ  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$  แช่ไว้เป็นเวลา 15 วินาที ที่อุณหภูมิดังกล่าวโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานจะเป็นออสเตไนต์ จากนั้นจะทำให้ชิ้นงานเย็นตัวลงด้วยอัตรา  $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  จนถึงอุณหภูมิ  $810\text{ }^{\circ}\text{C}$  และแช่ไว้ที่อุณหภูมินี้ นาน 15 นาที เพื่อให้เกิดการเปลี่ยนโครงสร้างจากออสเตไนต์ไปเป็นเฟอร์ไรต์ ภาพโครงสร้างจุลภาคแสดงดังรูปที่ 4.31 พบว่าเฟสเฟอร์ไรต์ที่เป็น โพลี โคนอล ไม่เกิดขึ้น แม้จะวัดปริมาณได้  $66.27\%$  แต่เฟอร์ไรต์แบบ โพลี โคนอล ไม่เกิดขึ้นจึงกำหนดให้เฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นที่มีลักษณะที่ไม่ใช่ โพลี โคนอล เฟอร์ไรต์มีค่าเป็น 0

รูปที่ 4.31 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิ  $810\text{ }^{\circ}\text{C}$

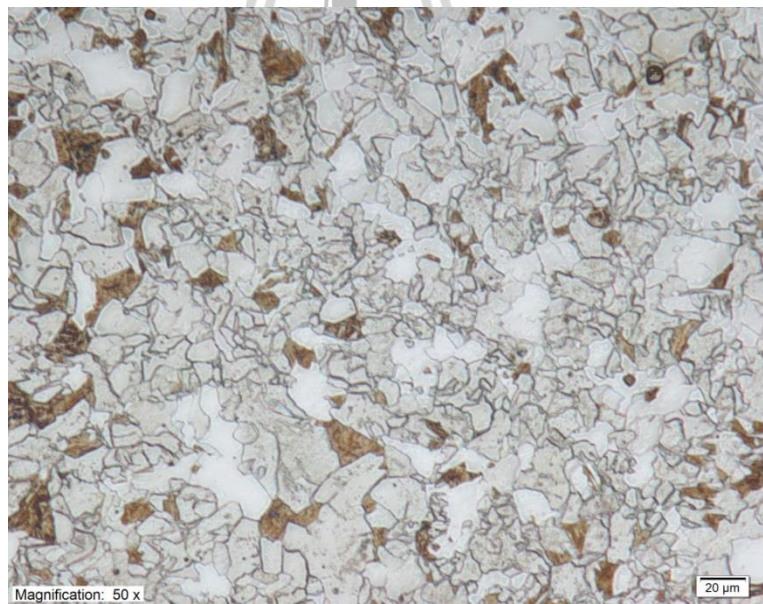
เมื่อลดอุณหภูมิลงมาถึง 770 °C พบว่าปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นเป็นลักษณะ โพลีโกนอนเฟอร์ไรต์ที่มีเกรนโต ที่อุณหภูมิดังกล่าวเริ่มเกิดการก่อตัวของ โพลีโกนอนเฟอร์ไรต์หรือโปรยูเทคตอยด์ เฟอร์ไรต์วัดปริมาณเฟอร์ไรต์ได้ 46.90% โครงสร้างจุลภาคแสดงดังรูปที่ 4.32 ที่อุณหภูมิ 730 °C พบว่า เฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นเป็น โพลีโกนอนเฟอร์ไรต์ที่มีขนาดเกรนลดลง เนื่องจากอุณหภูมิต่ำลงทำให้อัตราการเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้นเกรนจึงละเอียดขึ้น วัดปริมาณเฟอร์ไรต์ได้ 65.63% โครงสร้างจุลภาคแสดงดังรูปที่ 4.33 ที่อุณหภูมิ 690 °C พบว่าปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นเป็น โพลีโกนอนเฟอร์ไรต์ที่มีเกรนละเอียดขึ้นตามอุณหภูมิลดลงและปริมาณเฟอร์ไรต์ก็เพิ่มขึ้นมีปริมาณเฟอร์ไรต์ 78.73% ภาพโครงสร้างจุลภาคแสดงดังรูปที่ 4.34 และที่อุณหภูมิ 650 °C พบว่าปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เป็นแบบ โพลีโกนอนเกิดเพิ่มขึ้นแต่ไม่มากนัก แม้จะลดอุณหภูมิการเกิดให้ต่ำลง แต่ปริมาณเฟอร์ไรต์ที่ได้จะขึ้นกับปริมาณคาร์บอนที่มีในเหล็กกล้าด้วย และเกรนเฟอร์ไรต์ที่พบมีเกรนละเอียดขึ้นตามอุณหภูมิลดลง ปริมาณเฟอร์ไรต์เท่ากับ 79.14% โครงสร้างจุลภาคแสดงดังรูปที่ 4.35 เมื่อนำผลที่ได้จากการทดลองที่อุณหภูมิต่างๆมาเปรียบเทียบกับที่คำนวณได้จากโปรแกรม ThermoCalc ดังแสดงในรูปที่ 4.36 พบว่าปริมาณเฟอร์ไรต์ที่ได้จากการคำนวณด้วยโปรแกรม ThermoCalc มีค่ามากกว่าที่ได้จากการทดลองเสมอ ทั้งนี้เนื่องจากการคำนวณด้วยโปรแกรม ThermoCalc ได้สมมติให้อัตราการแพร่เกิดอย่างสมบูรณ์ทำให้ปริมาณเฟอร์ไรต์ที่ได้จะมากกว่าที่ได้จากการทดลอง



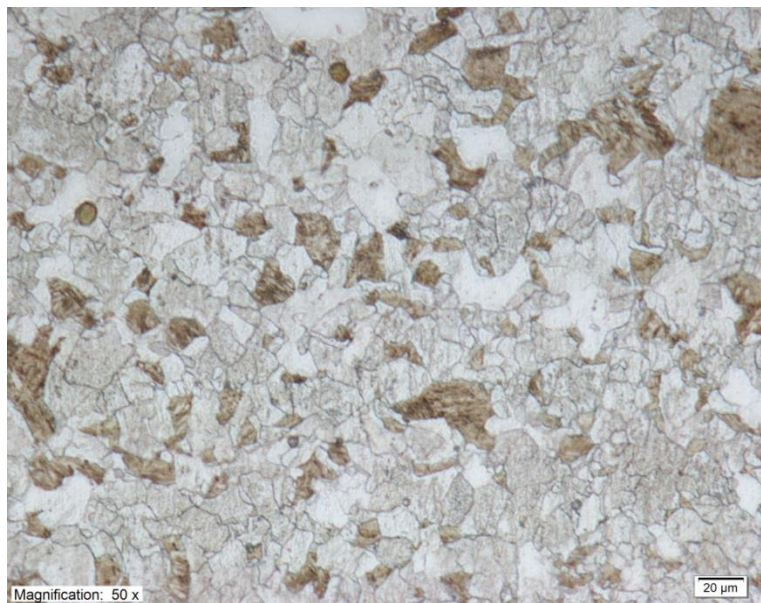
รูปที่ 4.32 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิ 770 °C



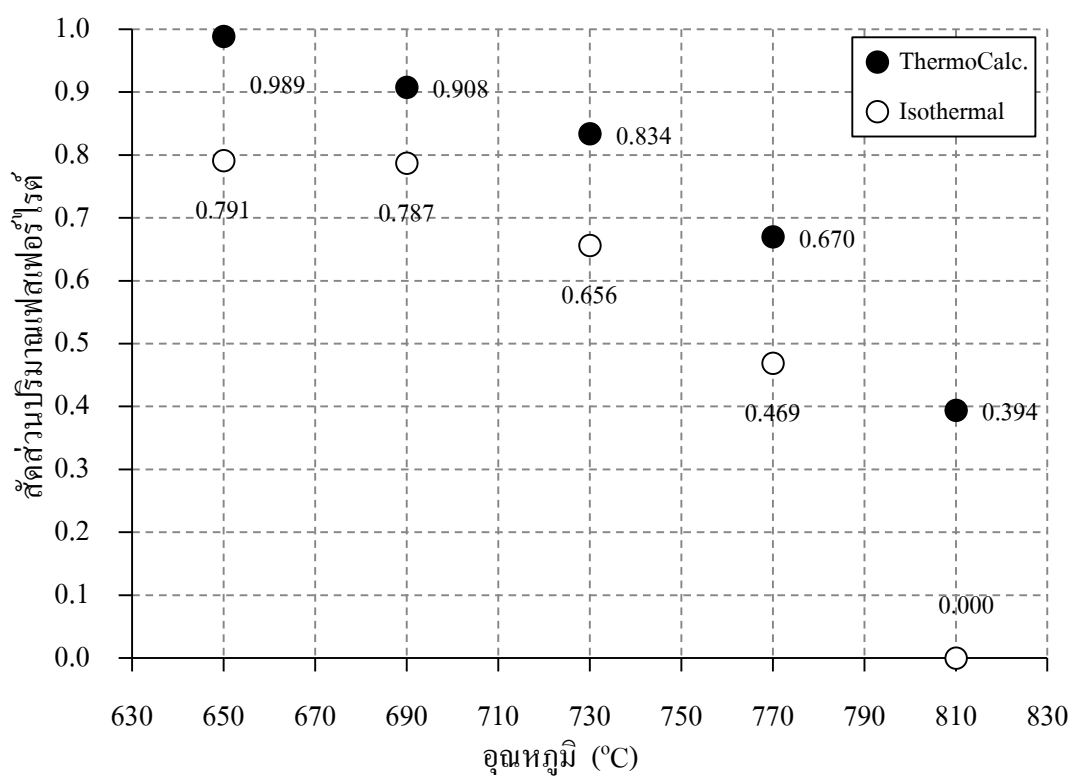
รูปที่ 4.33 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิ 730 °C



รูปที่ 4.34 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิ 690 °C



รูปที่ 4.35 ภาพโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิ 650 °C



รูปที่ 4.36 ปริมาณเฟอไรต์ที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิต่างๆ ที่จากการทดลองและจากการคำนวณด้วยโปรแกรม ThermoCalc

ค่าของฟังก์ชัน  $g_{f1}$  ซึ่งเป็นผลของอุณหภูมิที่มีต่อปริมาณเฟอร์ไรต์สามารถที่จะคำนวณได้จากสมการที่ (2.4) คือ

$$g_{f1}(T) = \frac{\ln \left( \frac{f_{eq} - f(t_s)}{f_{eq} - f(t_E)} \right)}{t_E - t_s}$$

ผลของปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิกึ่งที่จะแทนด้วย  $f(t)$  และปริมาณเฟอร์ไรต์ที่คำนวณได้จากโปรแกรม ThermoCalc จะแทนด้วย  $f_{eq}$  โดยปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เวลาเริ่มต้นในทุกอุณหภูมิ  $f(t_s)$  จะกำหนดให้มีค่าเป็นศูนย์ ส่วนปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เวลาสิ้นสุดจะหาได้จากการวิเคราะห์จากกราฟไดลาเตชัน ผลการคำนวณหาค่าฟังก์ชัน  $g_{f1}$  ได้แสดงไว้ในตารางที่ 4.6 พบว่าที่อุณหภูมิ 690 °C มีค่าฟังก์ชัน  $g_{f1}$  สูงที่สุดคือ 0.0182 เนื่องมาจากที่อุณหภูมิดังกล่าวระยะเวลาในการเปลี่ยนเฟสจากออสเตไนต์ไปสู่เฟอร์ไรต์ใช้เวลานานที่สุด จึงทำให้ค่า  $g_{f1}$  ที่อุณหภูมิดังกล่าวมีค่ามากที่สุด

ตารางที่ 4.6 การคำนวณค่า  $g_{f1}$

อุณหภูมิ (°C)	$f_{eq}$	$f(t_E)$	$t_s$	$t_E$	$\frac{(f_{eq} - f(t_s))}{f_{eq} - f(t_E)}$	$\ln \left( \frac{f_{eq} - f(t_s)}{f_{eq} - f(t_E)} \right)$	$g_{f1}(T)$
650	0.989	0.791	0	110	5.006	1.611	0.0146
690	0.908	0.787	0	66	3.334	1.204	0.0182
730	0.834	0.656	0	130	4.693	1.546	0.0119
770	0.670	0.469	0	240	7.522	2.018	0.0084
810	0.394	0.000	0	1	1	0	0

การหาค่าฟังก์ชัน  $g_{f2}$  ซึ่งเป็นผลของขนาดเกรนออสเตไนต์และปริมาณการเสีรูบที่มีต่อปริมาณเฟอร์ไรต์ สามารถคำนวณได้จากสมการที่ (2.5) คือ

$$g_{f2}(D_\gamma, \varepsilon) = \alpha_1 S_v(D_\gamma, \varepsilon) + \alpha_2$$

เกรนของออสเตไนต์เริ่มต้นที่เกิดขึ้นก่อนการตกผลึกใหม่จะวัดที่อุณหภูมิ 1150 °C ซึ่งจะทำให้การทดลองได้โดยให้ความร้อนขึ้นงานด้วยอัตรา 10 °C/s จนขึ้นงานมีอุณหภูมิ 1150 °C แช่ไว้ที่



อุณหภูมินี้นาน 300 วินาที เพื่อให้เกิดเป็นออสเตไนต์สม่ำเสมอ จากนั้นเย็นตัวอย่างรวดเร็วด้วยอัตรา 100 °C/s ลงมาถึงอุณหภูมิห้อง เพื่อเปลี่ยนให้ออสเตไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ หลังจากนั้นให้ความร้อนขึ้นงานไปที่อุณหภูมิ 550 °C และแช่ไว้เป็นเวลา 1 ชั่วโมง เพื่อทำให้เกิดการตกตะกอนตามขอบเกรนออสเตไนต์เดิมทำให้การหาขนาดเกรนออสเตไนต์ที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 1150 °C เห็นได้ชัดเจนขึ้น ผลการทดลองหาขนาดเกรนออสเตไนต์ได้แสดงไว้ในตารางที่ 4.7 ซึ่งพบว่าขนาดเกรนออสเตไนต์เฉลี่ยเท่ากับ 118.14  $\mu\text{m}$  เกรนออสเตไนต์ดังกล่าวเป็นเกรนออสเตไนต์เริ่มต้นที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 1150 °C การหาขนาดเกรนออสเตไนต์หลังการตกผลึกใหม่หาได้โดยนำเกรนออสเตไนต์เริ่มต้นแทนค่าในสมการที่ (2.7) (Sun et al, 1998)

$$D_{rex} = BD^z \varepsilon^{-p} \exp(-Q_{gx}/RT)$$

$$D_{rex} = (100)(118.14)^{(1/3)}(0.3)^{-0.37} \exp(-28000/(8.314(1373)))$$

$$D_{rex} = 65.78 \mu\text{m}$$

โดยที่

$D$  คือ ขนาดเกรนออสเตไนต์ก่อนเกิดการตกผลึกใหม่เท่ากับ 118.14  $\mu\text{m}$

$D_{rex}$  คือ ขนาดเกรนออสเตไนต์หลังเกิดการตกผลึกใหม่

$B$  คือ ค่าคงที่มีค่าเท่ากับ 100  $\mu\text{m}^{(2/3)}$

$Z$  คือ ค่าคงที่มีค่าเท่ากับ 1/3

$\varepsilon$  คือ ปริมาณการเสียรูปเท่ากับ 0.3

$p$  คือ ค่าคงที่มีค่าเท่ากับ 0.37

$Q_{gx}$  คือ พลังงานกระตุ้น (activate energy) มีค่าเท่ากับ 280 kJ/mol

$R$  คือ ค่าคงที่แก๊สมีค่าเท่ากับ 8.314 J/mol·K

$T$  คือ อุณหภูมิที่ 1373 K

ตารางที่ 4.7 ขนาดเกรนออสเตไนต์เริ่มต้น

อุณหภูมิ (°C)	จุดที่วัดขนาดเกรน	ขนาดเกรนออสเตไนต์ ( $\mu\text{m}$ )	ค่าเฉลี่ย ( $\mu\text{m}$ )
1150 °C	1	110.49	118.14
	2	120.58	
	3	123.27	

เกรนอสเตนไต์หลังการตกผลึกใหม่ที่ได้จากการคำนวณมีค่าประมาณ  $66 \mu\text{m}$  ค่านี้จะถูกนำไปใช้ในการหาค่า  $S_v$  ที่ใช้ในฟังก์ชัน  $g_{f2}$  จากการแทนค่าในสมการที่ (2.6)

$$\begin{aligned} S_v &= 429 (1/D\gamma e^\varepsilon) + 1571 (e^\varepsilon/D\gamma) + [157.2 (1 - e^\varepsilon) 59.47]_+ \\ S_v &= 429 (1/(66)e^{(0)}) + 1571 (e^{(0)}/(66)) \\ S_v &= 30.3 \text{ mm}^{-1} \end{aligned}$$

การคำนวณหาค่า  $S_v$  ที่ขนาดเกรนอสเตนไต์หลังการตกผลึกเท่ากับ  $66 \mu\text{m}$  และปริมาณการเสีชรูปที่ 0.0 มีค่าเท่ากับ  $30.3 \text{ mm}^{-1}$  ค่า  $S_v$  ดังกล่าวแสดงถึงพื้นที่ในการเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์ (Kvackaj and Mamuzic, 1998) หากค่า  $S_v$  เพิ่มขึ้นแปลว่าพื้นที่ในการเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์จะเพิ่มขึ้นทำให้ได้เฟอร์ไรต์ที่มีความละเอียด ค่า  $S_v$  ที่ปริมาณการเสีชรูป 0.1 0.2 และ 0.3 มีค่าเท่ากับ 32.19 34.19 และ  $36.95 \text{ mm}^{-1}$  ตามลำดับ

การหาค่า  $g_{f2}$  ต้องใช้ตัวแปร  $\alpha_1, \alpha_2$  โดยกำหนดให้  $g_{f2}(D\gamma, \varepsilon) = 1$  เมื่อปริมาณการเสีชรูปเท่ากับ 0 ดังสมการที่ (2.8)

$$g_{f2}(66, 0) = 1$$

เมื่อนำสมการที่ (2.8) ไปแทนในสมการที่ (2.5) จะได้ดังนี้

$$1 = \alpha_1 S_v(66, 0) + \alpha_2$$

ดังนั้นค่า  $\alpha_2$  จะหาได้

$$\alpha_2 = 1 - \alpha_1 S_v(D\gamma, 0)$$

ส่วนค่า  $\alpha_1$  หาได้จากสมการที่ (2.10) ดังนี้

$$J(\alpha_1) = \sum_{i=1}^I (f_i(t_{rot}, \alpha_1) - \hat{f}_i)^2$$

ผลการหาค่า  $\alpha_1$  แสดงดังตารางที่ 4.8 ซึ่งนำปริมาณเฟอร์ไรต์ที่หาได้จากโปรแกรม ThermoCalc มาแทนค่า  $\hat{f}_i$  และนำปริมาณเฟอร์ไรต์ที่หาได้ที่อุณหภูมิคงที่มาแทนค่า  $f_i(t_{ROT}, \alpha_1)$  ดังแสดงในตารางที่ 4.8 จะได้ค่า  $\alpha_1$  เท่ากับ 1.299 และสามารถหาค่า  $\alpha_2$  ได้เท่ากับ -35.996

ตารางที่ 4.8 ผลการหาค่า  $\alpha_1$  ที่ได้จากการทดลอง

อุณหภูมิ (°C)	$f_i(t_{ROT}, \alpha_1)$	$\hat{f}_i$	$(f_i(t_{ROT}, \alpha_1) - \hat{f}_i)^2$
650	0.0000	0.9890	0.9781
690	0.7873	0.9080	0.0146
730	0.6563	0.8340	0.0316
770	0.4690	0.6700	0.0404
810	0.0000	0.3940	0.1552
			1.2199

แทนค่าในสมการที่ (2.9) จะได้

$$\alpha_2 = 1 - \alpha_1 S_v(66, 0)$$

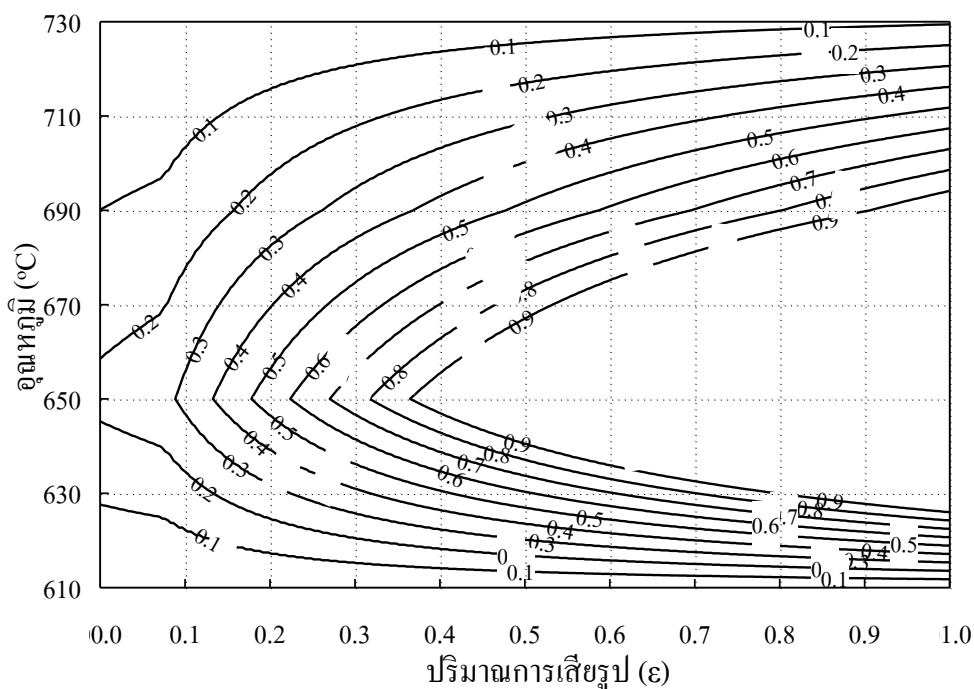
$$\alpha_2 = 1 - (1.2199)(30.30)$$

$$\alpha_2 = -35.9667$$

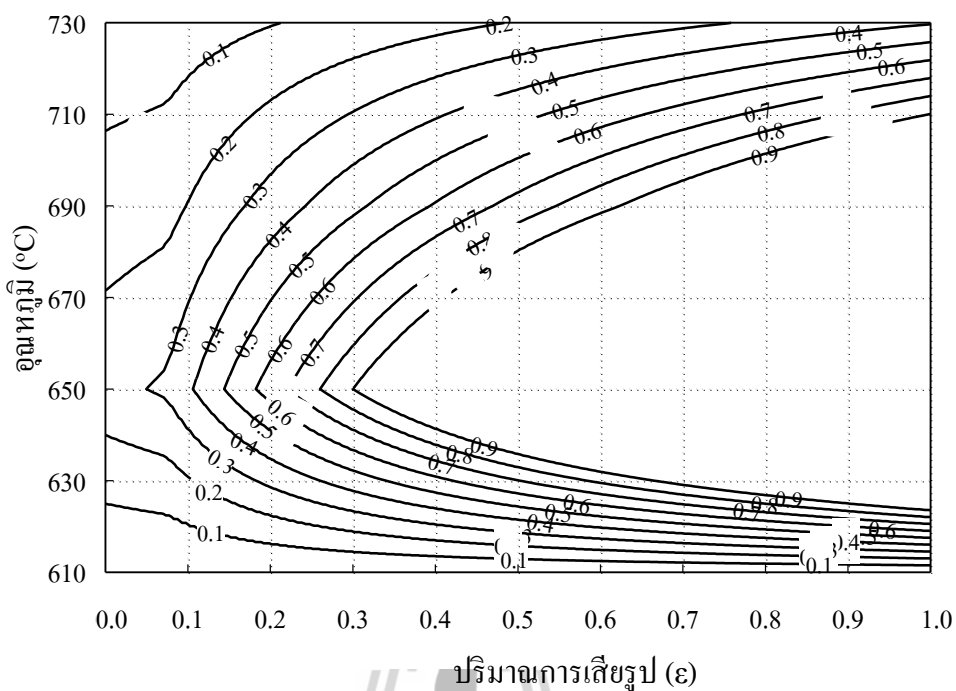
ดังนั้น ค่าฟังก์ชัน  $g_{r2}(D_r, \varepsilon)$  จะได้ดังนี้  $g_{r2}(66, \varepsilon) = (1.2199) \cdot S_v(66, \varepsilon) - 35.9667$

เมื่อแทนค่าตัวแปรต่าง ๆ ที่หาได้ลงไปในสมการที่ (2.1) โดยกำหนดให้เวลาคงที่ 5 วินาที ขนาดเกรนอสเตไนต์คงที่ 66  $\mu\text{m}$  กับอุณหภูมิที่ 730-610 °C ในแกน y และปริมาณการเสีรูปที่ 0.0-1.0 ในแกน x จะทำให้ได้ปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เป็นผลมาจากอุณหภูมิและปริมาณการเสีรูปแสดงดังรูปที่ 4.36 แผนภาพดังกล่าวเป็นแผนภาพที่เกิดจากผลของปริมาณการเสีรูป อุณหภูมิและเวลาที่ มีต่อปริมาณเฟอร์ไรต์ พบว่าแผนภาพมีส่วนโค้งเว้าที่อุณหภูมิ 650 °C ที่อุณหภูมิดังกล่าวจะใช้ ปริมาณการเสีรูปที่ต่ำที่สุดคือ 0.4 เพื่อให้ได้ปริมาณเฟอร์ไรต์ที่มากกว่า 90% และเมื่อเพิ่มเวลาก่อน ม้วนเก็บเป็น 10 วินาที พบว่าผลของตัวแปรการรีดมีลักษณะคล้ายรูปที่ 4.37 แต่แผนภาพมีการเลื่อน ไปทางซ้ายมือมากขึ้นซึ่งเป็นผลของเวลา ทำให้พื้นที่ของเฟอร์ไรต์ที่เกิดเพิ่มขึ้น และจากเดิมที่ต้อง ใช้ปริมาณการเสีรูป 0.4 เพื่อให้ได้ปริมาณเฟอร์ไรต์ที่มากกว่า 90% แต่เมื่อใช้เวลาก่อนม้วนเก็บ

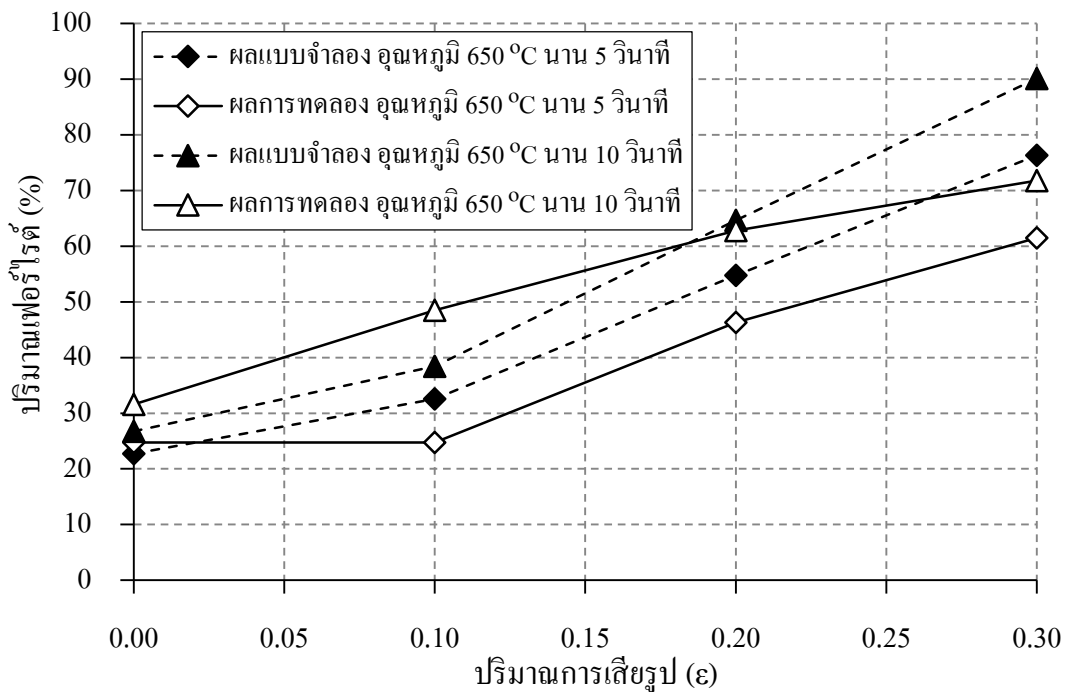
มากขึ้นเป็น 10 วินาที พบว่าจะใช้ปริมาณการเสียรูปลดลงเหลือ 0.3 เพื่อให้ได้ปริมาณเฟอร์ไรต์มากกว่า 90% ดังแสดงในรูปที่ 4.38 และเมื่อนำผลที่ได้จากการจำลองการรีดร้อนด้วยเครื่องไดลาโตมิเตอร์และผลที่ได้จากการคำนวณด้วยสมการอัตราการเกิดเฟสเฟอร์ไรต์มาเปรียบเทียบกันดังรูปที่ 4.39 ปริมาณเฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมิ 650 °C ที่เวลาผ่นเก็บ 5 วินาที ผลจากการทดลองมีค่าต่ำกว่าผลจากแบบจำลอง ขณะที่เวลาผ่นเก็บ 10 วินาที ผลจากการทดลองมีค่าไม่แน่นอนเมื่อเทียบกับผลที่ได้จากแบบจำลอง แต่สิ่งหนึ่งที่พอสรุปได้จากการเปรียบเทียบดังรูปที่ 4.39 คือ ผลของปริมาณการเสียรูปมีอิทธิพลต่อปริมาณเฟอร์ไรต์อย่างมาก เมื่อปริมาณการเสียรูปเพิ่มขึ้นปริมาณเฟอร์ไรต์ทั้งจากการทดลองและแบบจำลองมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น ส่วนที่อุณหภูมิ 690 °C ดังรูปที่ 4.40 พบว่าผลจากการทดลองทั้งที่เวลาผ่นเก็บ 5 และ 10 วินาที มีค่ามากกว่าผลจากแบบจำลองอย่างเห็นได้ชัดดังจุดสีดำทั้งที่เวลา 5 วินาทีและ 10 วินาที ผลที่แตกต่างกันน่าจะเกิดจากการมีธาตุไนโอเบียมที่ช่วยส่งเสริมการเกิดของเฟอร์ไรต์ (Niakan and Najafizadeh, 2010) ทำให้ผลที่ได้จากการทดลองมากกว่าแบบจำลองดังรูปที่ 4.39



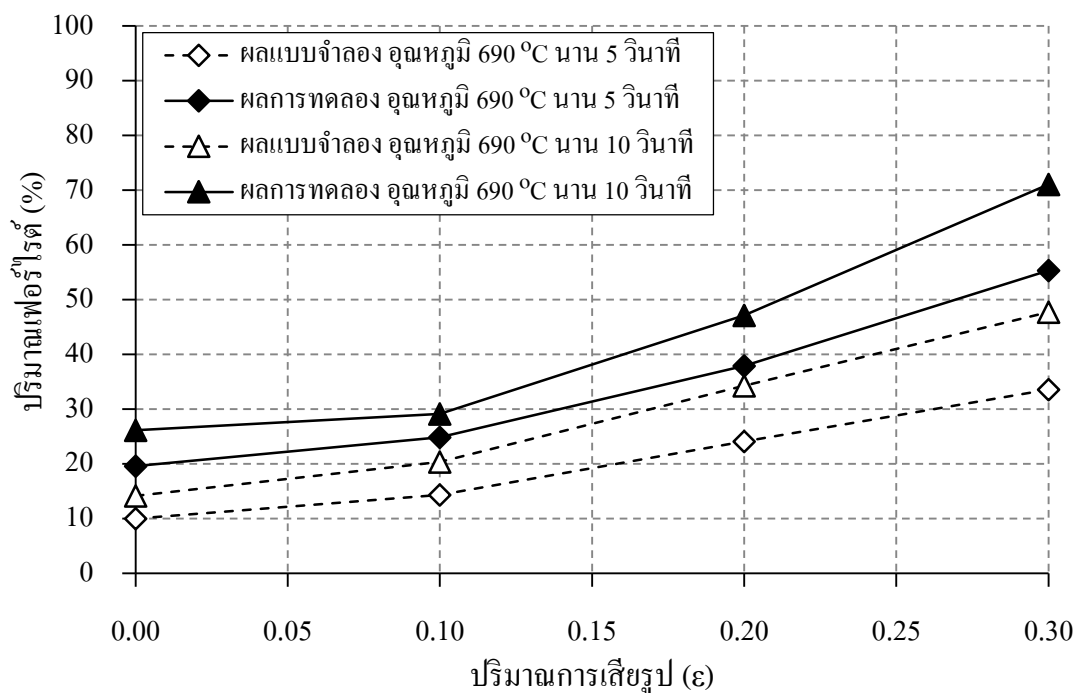
รูปที่ 4.37 แผนภาพการเกิดเฟอร์ไรต์ที่เวลา 5 วินาที



รูปที่ 4.38 แผนภาพการเกิดเฟอไรต์ที่เวลา 10 วินาที



รูปที่ 4.39 การเปรียบเทียบผลจากแบบจำลองและจากการทดลองที่อุณหภูมิ 650 °C

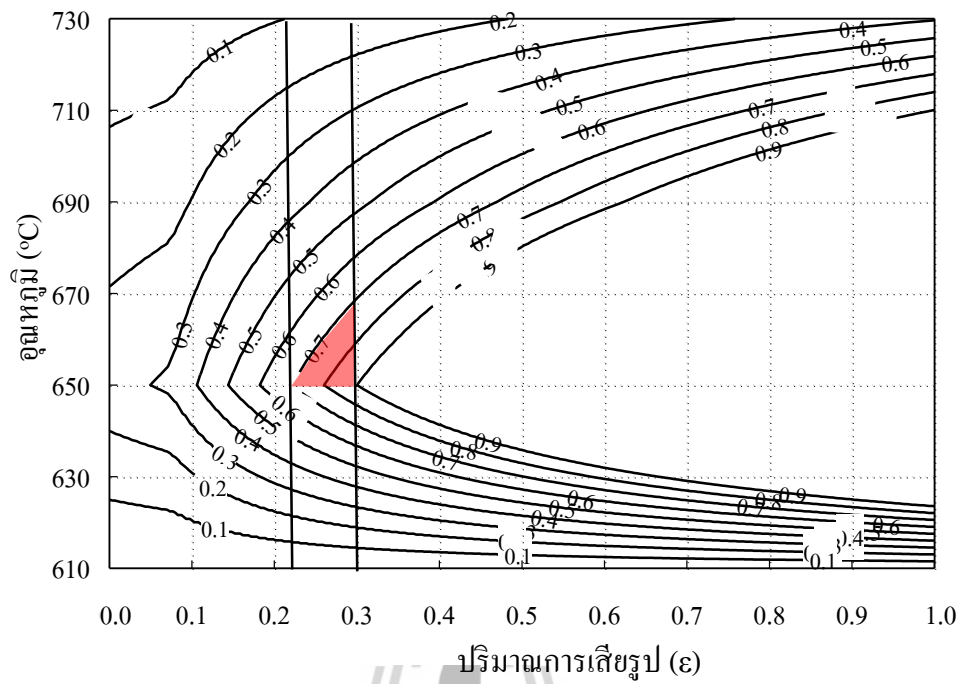


รูปที่ 4.40 การเปรียบเทียบผลจากแบบจำลองและจากการทดลองที่อุณหภูมิ 690 °C

#### 4.5 แนวทางการประยุกต์ใช้งานผลการวิจัย

ในการควบคุมการรีดร้อนเพื่อให้ได้เหล็กกล้าสองเฟสนั้นสามารถพิจารณาได้จากแผนภาพแบบจำลองการเกิดเฟอร์ไรต์ซึ่งเป็นแผนภาพที่สร้างขึ้นเพื่อช่วยบ่งบอกปริมาณเฟสเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้น โดยได้รับผลมาจากปริมาณการเสีกรูปของชิ้นงาน อุณหภูมิการเสีกรูปและระยะเวลาของการเย็นตัว

สำหรับเหล็กกล้าสองเฟสต้องการมีปริมาณเฟอร์ไรต์ในโครงสร้างจุลภาคในปริมาณ 70-90% โดยอาศัยแบบจำลองที่ได้พัฒนาขึ้น พบว่าต้องกำหนดระยะเวลาก่อนม้วนเก็บที่ 10 วินาทีเพื่อที่จะได้กำหนดให้ปริมาณการเสีกรูปลดต่ำลง จากรูปที่ 4.41 พื้นที่ที่แรเงาเป็นพื้นที่ที่มีปริมาณเฟอร์ไรต์ 70-90% ดังนั้นต้องให้ปริมาณการเสีกรูปในช่วงก่อนเกิดการเปลี่ยนเฟสที่ 0.22-0.30 และควบคุมอุณหภูมิก่อนม้วนเก็บที่ 670-650 °C และระยะเวลาก่อนม้วนเก็บที่ 10 วินาที จะทำให้ปริมาณเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นอยู่ในช่วง 70-90% ซึ่งเหมาะแก่การผลิตเหล็กกล้าสองเฟส โดยตัวแปรที่มีผลต่อปริมาณเฟอร์ไรต์มากที่สุดคือ ผลของปริมาณการเสีกรูป เนื่องจากการเสีกรูปจะส่งเสริมให้พื้นที่ในการเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์มีความหนาแน่นขึ้น ดังนั้นจึงทำให้นิวเคลียสของเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นมีจำนวนมากเกินที่ได้ก็จะลดลง ซึ่งส่งผลดีต่อสมบัติเชิงกลทั้งทางด้านความแข็งแรงและความเหนียวของเหล็กกล้าสองเฟส (Salehi et al, 2006)



รูปที่ 4.41 การควบคุมตัวแปรการรีดร้อนเพื่อให้ได้ปริมาณเฟอร์ไรต์ 70-90%  
ในการผลิตเหล็กกล้าสองเฟสด้วยกระบวนการรีดร้อน

## บทที่ 5

### บทสรุป

การศึกษาผลของตัวแปรที่มีต่อการรีดร้อนเหล็กกล้าเพื่อให้ได้ผลิตภัณฑ์เป็นเหล็กกล้าสองเฟส มีจุดประสงค์เพื่อที่จะทราบถึงอิทธิพลของตัวแปรต่าง ๆ ที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าที่ได้เมื่อนำชิ้นงานไปทดลองในสภาวะที่คล้ายกับการรีดร้อน ตัวแปรที่ทำการศึกษาได้แก่ ปริมาณการเสียรูปของชิ้นงานเหล็กกล้า อุณหภูมิระหว่างการเสียรูป และระยะเวลาการแช่ชิ้นงานไว้ที่อุณหภูมิคงที่หลังจากการเกิดการเสียรูป สามารถสรุปได้ ดังนี้

1) ปริมาณการเสียรูปมีผลอย่างมากต่อการเกิดของเฟอร์ไรต์ เนื่องจากการเสียรูปที่เพิ่มขึ้นมีผลทำให้พื้นที่ในการเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้นและทำให้เกรนเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นมีขนาดเล็กลง

2) อุณหภูมิการเสียรูปและระยะเวลาการแช่ชิ้นงานไว้ที่อุณหภูมิคงที่หลังจากการเสียรูปมีผลต่อการโตของเฟอร์ไรต์ เมื่ออุณหภูมิการเสียรูปต่ำลงและระยะเวลาการแช่ชิ้นงานที่ยาวนานขึ้นจะทำให้ปริมาณของเฟอร์ไรต์เพิ่มสูงขึ้น

3) เมื่อเปรียบเทียบผลการทดลองที่ได้จากการจำลองการรีดร้อนด้วยเครื่องไดลาโตมิเตอร์ และผลที่ได้จากการคำนวณโดยใช้แบบจำลองทางคณิตศาสตร์ พบว่าผลของตัวแปรที่มีต่อการเกิดเฟอร์ไรต์มีแนวโน้มไปในทิศทางเดียวกันและมีค่าที่ใกล้เคียงกัน



## รายการอ้างอิง

- กระทรวงอุตสาหกรรม. กรมส่งเสริมอุตสาหกรรม. (2553). **Deformation dilatometer : เครื่องมือทางโลหวิทยาสำหรับการออกแบบกระบวนการแปรรูปร้อน** ศูนย์เครือข่ายบริการทดสอบวิเคราะห์/วิจัยอุตสาหกรรม
- ASTM E112-10, **Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**. ASTM International, 100 Barr Harbour Dr. P.O. Box C700 West Conshohocken Pennsylvania 19428-2959, United States
- Asadi Asadabad, M., Goodarzi, M., and Kheirandish, S. (2008). **Kinetics of Austenite Formation in Dual Phase Steels**. ISIJ International, 48(9), 1251-1255.
- Asadi, M. (2010). **Influence of the hot rolling process on the mechanical behavior of dual phase steels**. Dr.-Ing. Dissertation, Clausthal University of Technology
- Ginzburg, V. B. (2004). **Metallurgical Design of Flat Rolled Steels**: Taylor & Francis.
- Kvackaj T, and Mamuzic L.(1998) **A Quantitative Characterization of Austenite Microstructure after Deformation in Nonrecrystallization Region and Its Influence on Ferrite Microstructure after Transformation**. ISIJ International, 38:1270.
- Marder, A. R., and Benschoter, A. O. (1982). **Quantitative microanalysis of dual-phase steels**. **Metallography**, 15(1), 73-85.
- Niakan, H., and Najafizadeh, A. (2010) **Effect of niobium and rolling parameters on the mechanical properties and microstructure of dual phase steels**. **Materials Science and Engineering: A**, 527 (21-22), 5410-5414.
- Mo, A. (2009). **A CCT Diagram for an Offshore Pipeline Steel of X70 Type**. (January), 1-6.
- Petrov, R., Kestens, L., & Houbaert, Y. (2004). **Characterization of the microstructure and transformation behaviour of strained and nonstrained austenite in Nb-V-alloyed C-Mn steel**. **Materials Characterization**, 53(1), 51-61.
- Salehi, A. R., Serajzadeh, S., and Taheri, A. K. (2006). **A study on the microstructural changes in hot rolling of dual-phase steels**. **Journal of Materials Science**, 41(7), 1917-1925.

- Suwanpinij, P., Rudnizki, J., Prah, U., & Bleck, W. (2009). **Investigation of the Effect of Deformation on  $\gamma$ - $\alpha$  Phase Transformation Kinetics in Hot-Rolled Dual Phase Steel by Phase Field Approach.** steel research international, 80(9), 616-622.
- Suwanpinij, P. (2010). **Multi-scale Modelling of Hot Rolled Dual-phase Steels for Process Design.** Dr.-Ing. Dissertation, RWTH Aachen University
- Suwanpinij, P., Togobytska, N., Prah, U., Weiss, W., Hömberg, D., and Bleck, W. (2010) **Numerical Cooling Strategy Design for Hot Rolled Dual Phase Steel.** steel research international, 81(11), 1001-1009.
- Uthaisangsuk, V. (2009). **Microstructure based formability modelling of multiphase steels.** Dr.-Ing. Dissertation, RWTH Aachen University
- Vander Voort, G. F. (1984). **Metallography, Principles and Practice:** ASM International.
- Vander Voort, G. F. (1991). **Atlas of Time-temperature Diagrams for Irons and Steels:** ASM International.
- www.arcelormittal.com (2013) **Dual phase steels very high strength steels.** Available :  
[http://fce.arcelormittal.com/automotive/saturnus/sheets/catalogue.pl?id\\_sheet=A1&header=&language=EN](http://fce.arcelormittal.com/automotive/saturnus/sheets/catalogue.pl?id_sheet=A1&header=&language=EN)
- <http://www.salzgitter-flachstahl.de>. **Hot-dip galvanised dual-phase steels.** Available :  
[http://www.salzgitterflachstahl.de/MDB/News/2005/Dualphasen\\_feuerverzinkt/Bild1.gif](http://www.salzgitterflachstahl.de/MDB/News/2005/Dualphasen_feuerverzinkt/Bild1.gif)
- <http://www.ussteel.com>. **Automotive : Advanced High-Strength Steels (AHSS) DUAL-TEN ® (dual phase) Steels.** Available : <http://www.ussteel.com/uss/portal/home/markets/>

ภาคผนวก ก

ข้อมูลทางเทคนิคของ Dilatometer DIL 805 A/D

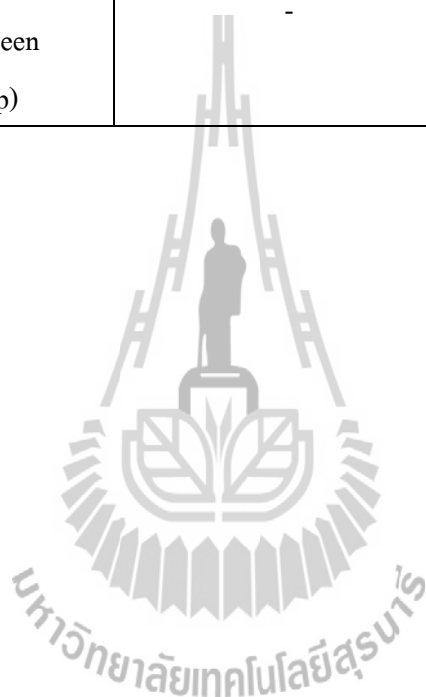
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

## ข้อมูลทางเทคนิคของเครื่องไดลาโตมิเตอร์

ตารางที่ 1.ก ข้อมูลทางเทคนิคของ Dilatometer DIL 805 A/D (Brochure TA Instrument, 2013)

บริษัทผู้ผลิต	Bähr-Thermoanalyse GmbH	
ชื่อรุ่น	Bähr Dil 805 A/D	
ช่วงอุณหภูมิในการทดสอบ	20-1500°C	
วิธีการให้ความร้อนแก่ชิ้นงาน	ขดลวดเหนี่ยวนำ	
วัสดุที่ใช้ทดสอบ	มีสภาพนำไฟฟ้าและเป็นของแข็ง	
บรรยากาศในการทดสอบ	อากาศ สุญญากาศ แก๊สเฉื่อย (อาร์กอน ฮีเลียมหรือไนโตรเจนเหลว)	
resolution ( $\Delta L$ , °C)	0.05 $\mu\text{m}$ , 0.05 °C	
	โหมดในการทดสอบ	
ตัวแปรควบคุมการใช้งาน	การชุบ Bähr Dil 805 A (quenching dilatometer)	การแปรรูป Bähr Dil 805 D (deformation dilatometer)
ขนาดชิ้นงาน (sample geometry)	ทรงกระบอกแท่งตัน Ø4 x 10 mm. ท่อกลวง outer Ø4 x 10 mm. inner Ø3 x 10 mm.	ทรงกระบอกแท่งตัน Ø5 x 10 mm.
อัตราการให้ความร้อน (heating rate)	ท่อกลวงสูงสุด 4000 K/s ทรงกระบอกแท่งตัน 20 K/s	สูงสุด 100 K/s
อัตราการเย็นตัว (cooling rate)	ท่อกลวงสูงสุด 2500 K/s ทรงกระบอกแท่งตัน 60 K/s	สูงสุด 100 K/s
แรงแปรรูป (deformation force)	-	สูงสุด 50 kN
อัตราการแปรรูป (deformation rate)	-	0.01-125 mm/s
อัตราความเครียด (strain rate, d/dt)	-	0.1-12.5 s <sup>-1</sup>

ความเครียดจริง (true strain)	-	0.05-1.2
การแปรรูปสูงสุด (deformation way)	-	สูงสุด 3 mm.
จำนวนการแปรรูป (deformation step)	-	ได้ตามต้องการ
ระยะเวลาต่ำสุด ระหว่างแปรรูป (min. breaks between deformation step)	-	60 ms



ภาคผนวก ข

บทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างการศึกษา

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

## รายชื่อบทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่

รณชัย จัตออุดม และ สงบ คำค้อ (2555). การผลิตเหล็กกล้าคูอัลเฟสด้วยวิธี Thermomechanical Treatment. การประชุมวิชาการทางโลหวิทยาแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 5 (TMETC5) ณ โรงแรมมิราเคิลแกรนด์ คอนเวนชั่น กรุงเทพมหานคร วันที่ 19-20 มกราคม 2555.:40.

รณชัย จัตออุดม สงบ คำค้อ และวิฑูร อุทัยแสงสุข (2555). การผลิตเหล็กกล้าสองเฟสด้วยวิธี Thermomechanical Treatment. การประชุมวิชาการทางโลหวิทยาแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 6 (TMETC6) ณ โรงแรม สอติเคย์ อิน จังหวัดเชียงใหม่ วันที่ 5-7 ธันวาคม 2555.

Sakhob Khumkoa, Vitoon Uthaisangasuk and Ronnachai Jududom (2013). A Study of Microstructural Change of High Strength Dual Phase Steel using Deformation Dilatometer. **The 3rd International Symposium on Cutting Edge of Computer Simulation of Solidification, Casting and Refining (CSSCR2013)**. Royal Institute of Technology, KTH, (Stockholm, Sweden) and Aalto University (Helsinki, Finland). 20-23 May 2013.

Ronnachai Jududom and Sakhob Khumkoa (2013). Effect of deformation and temperature on microstructure evolution in manganese niobium steels. Photoemission Electron Spectroscopy and Microscopy. **2<sup>nd</sup> ASEAN Workshop on Photoemission Electron Spectroscopy and Microscopy 2013**. Synchrotron Light Research Institute (Public Organization) Nakhon Ratchasima Thailand. 28-30 May 2013.

## การผลิตเหล็กกล้าสองเฟสด้วยวิธี Thermomechanical Treatment

รณชัย จัตตุคม<sup>1\*</sup>, วิฑูร อุทัยแสงสุข<sup>2</sup> และ สงบ คำค้อ<sup>1</sup>

<sup>1</sup> สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

<sup>2</sup> ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยพระจอมเกล้าธนบุรี

(\*ผู้นิพนธ์ประสานงาน ไปรษณีย์อิเล็กทรอนิกส์: ronnachai\_jadudom@yahoo.com)

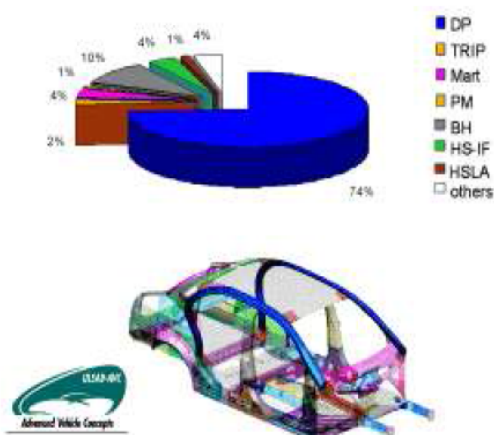
### บทคัดย่อ

เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงได้รับความนิยมอย่างแพร่หลายในอุตสาหกรรมยานยนต์ โดยเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงเกรดที่ถูกนำมาใช้ในการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์มากที่สุดคือเหล็กกล้าสองเฟส (Dual Phase Steel) ดังนั้น จึงได้มีการศึกษาวิจัยและพัฒนาการผลิตเหล็กกล้าสองเฟสกันอย่างกว้างขวางเพื่อให้เข้าใจถึงอิทธิพลของอุณหภูมิ อัตราการเย็นตัว ธาตุผสมทางเคมี และอัตราการรีด ที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลของเหล็ก ทั้งนี้เพื่อสามารถผลิตเหล็กที่มีคุณภาพตามลักษณะการใช้งานได้อย่างเหมาะสมและมีประสิทธิภาพสูงสุด การผลิตเหล็กแผ่นรีดร้อนเพื่อทำเป็นเหล็กกล้าสองเฟสสามารถกระทำได้โดยผ่านกรรมวิธี Thermomechanical Treatment การควบคุมกระบวนการรีดและการกำหนดส่วนผสมทางเคมีเป็นปัจจัยสำคัญต่อการผลิตและต่อสมบัติเชิงกลของเหล็กที่รีดได้ ดังนั้น ในบทความนี้จะทำการสรุปและรายงานถึงปัจจัยทางโลหวิทยาที่สำคัญที่มีผลต่อการผลิตและผลต่อสมบัติทางกายภาพและทางกลของเหล็กกล้าสองเฟสภายใต้เงื่อนไขของกระบวนการรีดร้อน

คำสำคัญ: Thermomechanical Treatment, เหล็กกล้าดูอัลเฟส, กระบวนการรีดร้อน

### 1 ที่มาและความสำคัญ

ในปัจจุบันเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงได้เข้ามามีบทบาทอย่างมากในอุตสาหกรรมยานยนต์ เนื่องจากความต้องการที่เพิ่มขึ้นอย่างมากในการมุ่งลดน้ำหนักของยานพาหนะลง โดยทำการลดความหนาของเหล็กที่ใช้เป็นชิ้นส่วนยานยนต์ แต่ยังคงรักษาความแข็งแรงไว้ [1] เหล็กกล้าสองเฟสได้ถูกนำมาใช้อย่างแพร่หลายในการผลิตเป็นชิ้นส่วนในอุตสาหกรรมยานยนต์ เช่น โครงรถ (Chassis) และ กันชน (Bumper) เป็นต้น ภาพที่ 1 แสดงถึงตัวอย่างสัดส่วนการใช้งานเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง ในโครงสร้างรถยนต์สมัยใหม่ ข้อดีของเหล็กกล้าสองเฟสคือ มีอัตราส่วนความแข็งแรงต่อน้ำหนักที่สูง ประกอบ



ภาพที่ 1 สัดส่วนการใช้งานเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง



กับมีสัมประสิทธิ์ความแข็ง (hardening exponent) ที่สูง รวมทั้งมีความสามารถในการยืดตัวและความสามารถในการขึ้นรูปที่ดี [2] โดยทั่วไปกระบวนการผลิตเหล็กกล้าสองเฟสแบ่งได้เป็นสองวิธีคือ การทำ intercritical annealing โดยใช้เหล็กแผ่นรีดเย็นเป็นวัสดุตั้งต้น หรือ การใช้กระบวนการรีดร้อนเหล็กแผ่นโดยผ่านกลไก Thermomechanical treatment ซึ่งการผลิตด้วยกระบวนการรีดร้อนนั้น มีความซับซ้อน เพราะต้องควบคุมทั้งอุณหภูมิและความเร็วการรีด รวมทั้ง อัตราการเย็นตัว เพื่อให้ได้โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลตามที่ต้องการ ส่วนผสมทางเคมีเป็นอีกปัจจัยหนึ่งที่มีอิทธิพลอย่างมากต่อโครงสร้างของเหล็กกล้าสองเฟสที่เกิดขึ้น ในงานนี้จะเน้นไปที่การผลิตแบบรีดร้อนเป็นหลัก

## 2 การผลิตเหล็กกล้าสองเฟสด้วยวิธี

### Thermomechanical treatment

ตารางที่ 1 แสดงถึง ช่วงส่วนผสมทางเคมี ของเหล็กกล้าสองเฟสโดยทั่วไปที่ผลิตโดยผ่านกรรมวิธี thermomechanical treatment

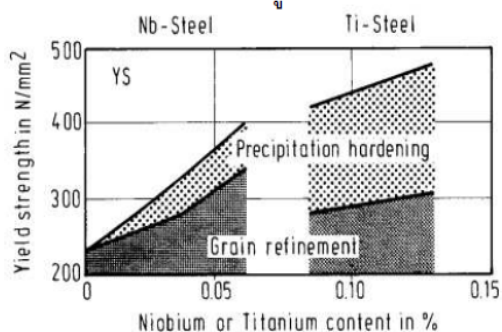
ตารางที่ 1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าสองเฟส

ส่วนผสมทางเคมี (ร้อยละโดยน้ำหนัก)					
Fe	C	Mn	Si	P	S
Bal.	0.05-0.15	0.15	0.2-0.5	0.01	0.002

เหล็กกล้าสองเฟสที่ผ่านการทำ thermomechanical treatment โครงสร้างที่ได้คือโครงสร้างพื้นเป็นเฟสเฟอร์ไรต์ และมีเฟสมาร์เทนไซต์แทรกตัวอยู่ตามเกรนของโครงสร้างพื้น จากการศึกษาของ Thomser และ คณะ [3] ได้พบว่าลักษณะเกรนของเฟสเฟอร์ไรต์ที่ละเอียด และการกระจายตัวของมาร์เทนไซต์ที่สม่ำเสมอ มีผลทำให้ความแข็งแรงของเหล็กกล้าสองเฟสเพิ่มสูงขึ้น และจากการทดลองของ Salehi และ

คณะ [4] พบว่าความเร็วในการรีดและปริมาณการรีดมีผลต่อปริมาณเฟสมาร์เทนไซต์ที่เกิดขึ้น ปริมาณการรีดและความเร็วในการรีดที่สูงจะส่งผลให้มีปริมาณมาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้นได้ แต่อีกปัจจัยหนึ่งของการเกิดเป็นโครงสร้างแบบมาร์เทนไซต์นั้นต้องควบคุมอัตราการเย็นตัวภายหลังการรีดให้สูงด้วยจากการทดลองของ Zhuang [5] และ คณะ พบว่าการมีออสเตนไนต์ตกค้าง (retained austenite) ในโครงสร้างของเหล็กกล้าสองเฟส จะส่งผลทำให้ความสามารถในการยืดตัว (percent of elongation) เพิ่มขึ้นตามสัดส่วน โดยปริมาณ (volume fraction) ของออสเตนไนต์เหลือค้าง ความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากเกิดกลไก Transformation Induced Plasticity (TRIP effect) ขึ้นในระหว่างที่เหล็กเกิดการเปลี่ยนรูป

การปรับปรุงสมบัติในการขึ้นรูปของเหล็กกล้าสองเฟสมีความสำคัญอย่างยิ่ง เนื่องจากเหล็กกล้าสองเฟสจะต้องนำไปขึ้นรูปต่อในการทำชิ้นส่วนยานยนต์ เช่น ประตู่ข้างรถยนต์ ความสามารถในการขึ้นรูปจึงเป็นสิ่งที่สำคัญ และความสามารถในการเชื่อมก็เป็นอีกประเด็นหนึ่งที่ต้องพิจารณา การลดปริมาณคาร์บอนลงจะมีผลทำให้ความสามารถในการเชื่อมดีขึ้นและความเหนียวเพิ่มขึ้นแต่ความแข็งแรงจะลดลง ดังนั้นการเติมธาตุผสม อาทิเช่น Mo, V, Nb หรือ Ti จะช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้สูงขึ้นได้

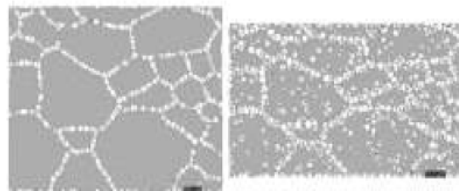


ภาพที่ 2 การเพิ่มความแข็งแรงด้วย Precipitation hardening และ Grain refinement

จากภาพที่ 2 แสดงการเพิ่มความแข็งแรงของเหล็กกล้าสองเฟสโดยการเติม Nb และ Ti จะเห็นได้ว่าการเติม Nb มีอิทธิพลในการเพิ่มความแข็งแรงด้วยวิธีลดขนาดเกรนมากกว่าการเกิดการตกผลึก ส่วน Ti มีอิทธิพลในการเพิ่มความแข็งแรงด้วยการตกผลึกมากกว่าการลดขนาดเกรน การเพิ่มความแข็งแรงโดยการเติมธาตุผสมรวมกับการทำ Thermomechanical treatment จะทำให้เหล็กมีความแข็งแรงสูงขึ้น รวมทั้งได้เกรนที่มีความละเอียดด้วย จากการทดลองของ Mukherjee และคณะ [6] พบว่าการเติม Mo และ Nb และไปทำการรีดในช่วงอุณหภูมิต่ำจะทำให้ได้เกรนเฟอร์ไรต์ที่มีความละเอียด โดยแสดงให้เห็นว่าสามารถทำให้เกรนมีขนาดเล็กสุดประมาณ 1.3 ไมโครเมตรได้

การปรับปรุงความแข็งแรงของเหล็กกล้าสองเฟสสามารถทำได้ด้วยสองกลไกในการเพิ่มความแข็งแรง คือทำการลดขนาดเกรนและการเพิ่มความแข็งแรงโดยการตกผลึก โดยการทำการลดขนาดเกรนจะเป็นที่สนใจมากกว่า เนื่องจากการเพิ่มความแข็งแรงด้วยวิธีนี้จะกระทบกับความเหนียวเพียงเล็กน้อย การลดขนาดเกรนให้มีขนาดเกรนเล็กมากหรือ Ultra-fine grains ได้มีการศึกษากันอย่างมาก การลดขนาดเกรนให้เล็กมากสามารถทำได้โดยการรีดลดขนาดอย่างมากในช่วงไม่เกิดการตกผลึกจะเป็นการเพิ่ม Strain energy ในเกรนอสเตนไนต์ให้มีมากขึ้น จากการทดลองของ Suwanpinij และคณะ [2] ได้แสดงให้เห็นว่าในบริเวณที่เสียรูปอย่างรุนแรง คือ บริเวณขอบเกรนและแถบการเสียรูป (Deformation band) จะเป็นจุดกำเนิดของเฟอร์ไรต์ โดยการลดขนาดในแต่ละครั้งจะต้องไม่น้อยกว่า 50% ของการรีด จากผลการทดลองของ Mukherjee และคณะ [6] พบว่าการรีดที่เหนือเส้น Ac3 ประมาณ 25-50 °C จะมีผลต่อการลดขนาดเกรนของเฟอร์ไรต์สุดท้ายที่จะเกิดขึ้น และการเร่งการเย็นตัวด้วยอัตราการเย็นตัวที่

สูง 100 °C/s เป็นผลสำคัญอีกประการหนึ่งที่จะช่วยให้ได้เกรนที่เล็กมาก



ภาพที่ 3 การเกิดเฟอร์ไรต์เมื่อเสียรูปอย่างรุนแรง (ภาพซ้าย) ความเครียด = 0.2 เฟอร์ไรต์ 19.5% (ภาพขวา) strain=0.4 เฟอร์ไรต์ 38.4%

แต่การปรับปรุงการผลิตเหล็กกล้าสองเฟสในอนาคตจะพยายามเพิ่มประสิทธิภาพของเครื่องจักรให้สูงขึ้น และลดการเติมธาตุผสมเนื่องจากเหตุผลทางด้านสิ่งแวดล้อม การรีดที่อุณหภูมิต่ำมีผลต่อการลดขนาดเกรนแต่การรีดที่อุณหภูมิต่ำนี้ต้องใช้กำลังของเครื่องจักรที่สูงขึ้น จากข้อสรุปของ Manabu Kiuchi [7] สรุปได้ว่าการปรับปรุงประสิทธิภาพเครื่องจักรให้สูงขึ้นนั้นมีผลทำให้การรีดลดขนาดทำได้ที่อุณหภูมิต่ำทำให้การผลิตเหล็กกล้าสองเฟสทำได้แม้เป็นเหล็กกล้าเพนคาร์บอน ดังนั้นการผลิตเหล็กกล้าสองเฟสในอนาคตจะถูกปรับปรุงให้มีความแข็งแรงสูงแต่ความเหนียวลดลงเล็กน้อยโดยผ่านกลไกการลดขนาดเกรนให้มีขนาดเกรนเล็กมาก (Ultra-fine grain DP steel)

### 3 สรุป

เหล็กกล้าสองเฟสสามารถผลิตในใช้กระบวนการรีด ร้อน เหล็ก แผ่น ใต้โดยอาศัยเทคนิค Thermomechanical treatment เมื่อเติมธาตุผสมรวมกับการควบคุมกลไก Thermomechanical treatment ที่เหมาะสม จะสามารถเพิ่มสมบัติทางกลของเหล็กกล้าสองเฟสให้ดีขึ้น ยกตัวอย่างเช่น การเติม Mo และ Nb และไปทำการรีดในช่วงอุณหภูมิต่ำ

จะส่งผลให้เหล็กมีความแข็งแรงสูงขึ้นและได้เกรนที่มีความละเอียดสูง

#### กิตติกรรมประกาศ

ขอขอบคุณสถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งประเทศไทยที่ให้การสนับสนุนเงินทุนวิจัยเพื่อศึกษากระบวนการผลิตเหล็กดิวอัลเฟส

#### บรรณานุกรม

- [1] Takahashi, M., Kawano, O., Hayashida, T., Okamoto, R., and Taniguchi, H., High Strength Hot-rolled Steel Sheets for Automobiles. No. 88., 2003.
- [2] Suwanpinij, P., Rudnizki, J., Pahl, U., and Bleck, W., Investigation of the Effect of Deformation on  $\gamma$ - $\alpha$  Phase Transformation Kinetics in Hot-Rolled Dual Phase Steel by Phase Field Approach. Steel Research International, 80(9), 616-622, 2009.
- [3] Thomser, C., Uthaisangasuk, V., and Bleck, W., Influence of Martensite Distribution on the Mechanical Properties of Dual Phase Steels: Experiments and Simulation. Steel Research International, 80(8), 582-587, 2009.
- [4] Salehi, A., Serajzadeh, S., and Taheri, A., A study on the microstructural changes in hot rolling of dual-phase steels. Journal of Materials Science, 41(7), 1917-1925, 2006.
- [5] Li, Z., Wu, D., & Lu, H.-S., Effect of Thermomechanical Processing on Mechanical Properties of Hot Rolled Multiphase Steel. Journal of Iron and Steel Research, International, 15(1), 55-60, 2008.
- [6] Mukherjee, K., Hazra, S. S., & Militzer, M., Grain Refinement in Dual-Phase Steels. Metallurgical and Materials Transactions A, 40(9), 2145-2159, 2009.
- [7] Vol. 48 (2008) , No. 8 pp.1133-1141 Integrated Production Technologies for Ultra-fine Grained Steel Sheets Manabu Kiuchi

## ประวัติผู้เขียน

นายรัชชัย จัดอุดม เกิดเมื่อวันที่ 2 มีนาคม พ.ศ. 2528 เริ่มศึกษาชั้นมัธยมศึกษาตอนต้นและตอนปลายที่โรงเรียนสุรวิทยาคาร จังหวัดสุรินทร์ และสำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรีวิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี จังหวัดนครราชสีมา เมื่อปี พ.ศ. 2551 ภายหลังจากสำเร็จการศึกษาได้ทำงานเป็นผู้ช่วยวิจัยในกลุ่มวิจัยของสาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ในปี พ.ศ. 2553 ได้เข้าศึกษาต่อในระดับปริญญาโท สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี โดยได้ทำการศึกษาในหัวข้อวิทยานิพนธ์เรื่อง ผลของตัวแปรการรีดร้อนต่อการเกิดโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าสองเฟส ภายใต้ที่ปรึกษาของอาจารย์ ดร.สงบ คำค้อ สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี และผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.วิฑูร อุทัยแสงสุข ภาควิชาเครื่องกล มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี และได้รับทุนการศึกษาจากภายนอกมหาวิทยาลัยในการสนับสนุนค่าเล่าเรียนและค่าใช้จ่ายในการดำเนินงานวิจัย ในระหว่างศึกษาต่อได้มีโอกาสทำงานเป็นผู้ช่วยสอนในรายวิชาโลหการกายภาพและปฏิบัติการหล่อโลหะในส่วนของโปรแกรมจำลองด้านงานหล่อโลหะ (casting simulation) ส่วนด้านวิชาการได้เข้าร่วมงานประชุมวิชาการทางโลหะวิทยาแห่งประเทศไทยและนำเสนอผลงานทางวิชาการในครั้งที่ 3-6