



รายงานการวิจัย

การพัฒนาเหล็กกล้าชั้นสูงจากเหล็กกล้างานโครงสร้าง
ด้วยกระบวนการทางความร้อน

Development of Advanced High Strength Steels from Structural
Steels by Thermal Treatment

ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจากมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ผลงานวิจัยเป็นความรับผิดชอบของหัวหน้าโครงการวิจัยแต่เพียงผู้เดียว



รายงานการวิจัย

การพัฒนาเหล็กกล้าชั้นสูงจากเหล็กกล้างานโครงสร้าง
ด้วยกระบวนการทางความร้อน

Development of Advanced High Strength Steels from Structural
Steels by Thermal Treatment

คณะผู้วิจัย

หัวหน้าโครงการ

อาจารย์ ดร. อุษณีย์ กิตกำธร

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ

สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ผู้ร่วมวิจัย

อาจารย์ ดร. รัตน์ บริสุทธิ์กุล

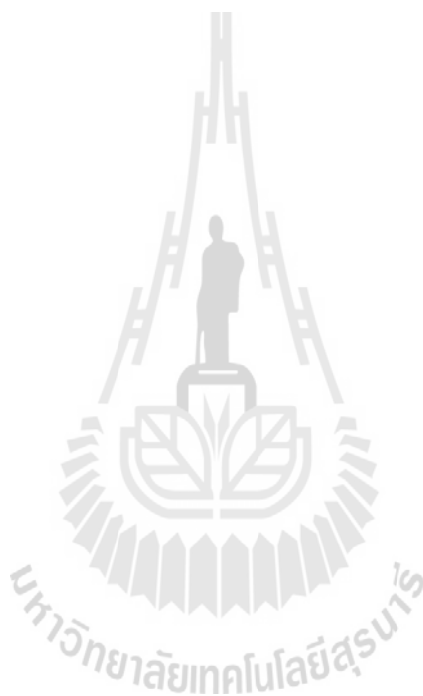
ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจากมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ปีงบประมาณ 2552

ผลงานวิจัยเป็นความรับผิดชอบของหัวหน้าโครงการวิจัยแต่เพียงผู้เดียว

สิงหาคม 2555 ที่จัดทำรายงานการวิจัยฉบับสมบูรณ์

กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยนี้สำเร็จลุล่วงได้จากการสนับสนุนทางด้านทุนวิจัยจากมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี นอกจากนี้แล้ว คณะผู้วิจัยขอกราบขอบพระคุณบุคคล และกลุ่มบุคคลต่าง ๆ ที่ได้กรุณาให้คำปรึกษา แนะนำ และช่วยเหลือ ในการดำเนินงานทดลองและวิจัย ได้แก่ เจ้าหน้าที่สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ เจ้าหน้าที่สถานวิจัยสำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ เจ้าหน้าที่ศูนย์เครื่องมือและเทคโนโลยี ประจำอาคารเครื่องมือ 1 และ อาคารเครื่องมือ 6 ที่อำนวยความสะดวกและให้คำแนะนำงานวิจัยดำเนินเสร็จสมบูรณ์



บทคัดย่อ

เหล็กกล้างานโครงสร้างชั้นคุณภาพ SS400 และ SM490YA ถูกนำมาทดลองปรับโครงสร้างและสมบัติเชิงกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อน โดยมีจุดมุ่งหมายให้ได้สมบัติเป็นไปตามสมบัติของเหล็กกล้าชั้นสูง ได้แก่ มีอัตราส่วนของค่าความเค้นจุดครากต่อความเค้นแรงดึงสูงสุดต่ำ และมี strain hardening exponent สูง โดยชั้นคุณภาพต่ำสุดที่ต้องการคือ ความเค้นจุดครากขั้นต่ำ 400 MPa และ ความเค้นแรงดึงสูงสุดขั้นต่ำ 600 MPa กรรมวิธีทางความร้อนที่ใช้นั้นคือการอบอ่อนในช่วงอุณหภูมิวิกฤต ตามด้วยการชุบเย็น 2 แบบ คือ แบบที่ 1 เป็นการชุบลงในน้ำ และ แบบที่ 2 เป็นการชุบลงในอ่างเกลือที่อุณหภูมิ 180 องศาเซลเซียส 5 นาที ตามด้วยการชุบลงในอ่างเกลือที่อุณหภูมิ 400 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 วินาที และ 1000 วินาที ผลการทดลองพบว่า เหล็กกล้างานโครงสร้างชั้นคุณภาพ SS400 ที่ผ่านการอบอ่อนในช่วงอุณหภูมิวิกฤตตามด้วยการชุบเย็นในน้ำนั้นให้คุณสมบัติเป็นไปตามสมบัติของเหล็กกล้าชั้นสูงประเภทเหล็กกล้าสองเฟสชั้นคุณภาพ DP400/600 ส่วนเหล็กกล้า SM490YA นั้น ไม่สามารถให้คุณสมบัติใกล้เคียงกับเหล็กกล้าชั้นสูง ไม่ว่าจะผ่านกระบวนการทางความร้อนโดยการอบอ่อนในช่วงอุณหภูมิวิกฤตตามด้วยการชุบเย็นทั้ง 2 แบบ ผลการศึกษาและวิจัย ชี้ให้เห็นว่า อุตสาหกรรมเหล็กภายในประเทศไทย ซึ่งมีความสามารถในการผลิตเหล็กกล้าแผ่นชั้นคุณภาพ SS400 จากการรีดเหล็กแผ่นสแลบซึ่งนำเข้ามาจากต่างประเทศนั้น มีความเป็นไปได้ที่จะผลิตเหล็กแผ่นที่เป็นเหล็กกล้าชั้นสูงได้ ทั้งนี้ต้องมีการปรับเปลี่ยนกระบวนการทางความร้อนและกำลังของเครื่องจักรให้เหมาะสม



Abstract

The microstructures of SS400 and SM490YA hot-rolled structural steel sheets were modified by thermal treatments. The objective of the treatments is to obtain the decent properties of the advanced high strength steels i.e. low yield to tensile strength, and high strain hardening exponent. The minimum yield strength and tensile strength required were 400 and 600 MPa, respectively. Two types of thermal treatment were applied. The first treatment was intercritical annealing followed by water quenching. The other treatment was intercritical annealing followed by isothermal quenching at 180 degree Celsius for 5 minutes and at 400 degree Celsius for 100 and 1000 seconds. Results showed that the SS400 steel treated by the first treatment procedure exhibit the properties of dual phase steel DP400/600. However, for the SM490YA neither the first treatment nor the second treatment can improve its properties to achieve values of dual phase steel or other advanced high strength steels. The results suggested that it is possible to fabricate the dual phase steel by the Thai manufacturers who produce SS400 sheets. The modification of thermal treatment and rolling mill plants are required.

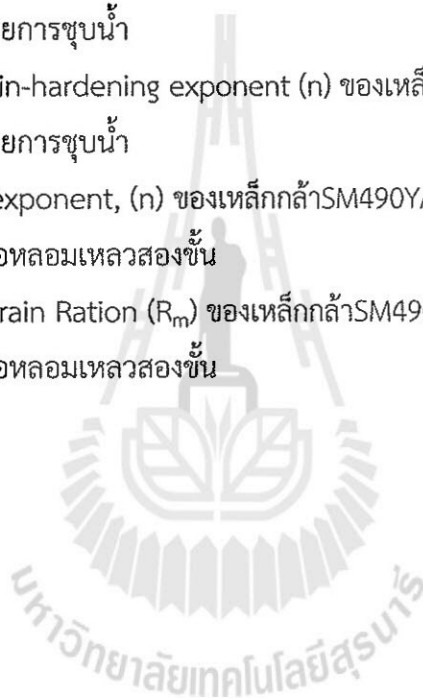


สารบัญ

	หน้า
กิตติกรรมประกาศ	ก
บทคัดย่อภาษาไทย	ข
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ	ค
สารบัญ	ง
สารบัญตาราง	จ
สารบัญภาพ	ฉ
บทที่ 1 บทนำ	
1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหาการวิจัย	
1	
1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย	2
1.3 ขอบเขตของการวิจัย	2
1.4 ประโยชน์ที่ได้รับจากการวิจัย	2
บทที่ 2 ทฤษฎีและการทบทวนวรรณกรรม	
2.1 เหล็กกล้าชั้นสูง (Advanced High Strength Steels)	3
2.2 การผลิตเหล็กกล้าสองเฟส (Dual Phase Steel) และ เหล็กกล้าทริป (TRIP Steel)	10
บทที่ 3 ระเบียบวิธีวิจัยและวิธีการทดลอง	
3.1 วิธีดำเนินการวิจัย	16
3.2 วิธีการเตรียมชิ้นงานและการทดลองอบชุบ	18
บทที่ 4 ผลการทดลองและการอภิปรายผลการทดลอง	
4.1 การอบชุบเหล็กกล้างานโครงสร้างชั้นคุณภาพ SS400	21
4.2 การอบชุบเหล็กกล้างานโครงสร้างชั้นคุณภาพ SM490YA	27
บทที่ 5 บทสรุป	
5.1 สรุปผลการวิจัย	46
บรรณานุกรม	47
ประวัติผู้วิจัย	49

สารบัญตาราง

	หน้า
ตารางที่ 3.1 รายการชิ้นงานที่นำมาทดสอบแรงดึง	19
ตารางที่ 4.1 ปริมาณมาร์เทนไซต์ที่ได้จากการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 760 780 และ 800 องศาเซลเซียส	24
ตารางที่ 4.2 ค่าความเค้นจุดครากค่าความเค้นแรงดึงสูงสุด และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวหลังอบชุบ	26
ตารางที่ 4.3 ค่า plastic anisotropy (r value) และ Work-hardening exponent (n) หลังอบชุบ	26
ตารางที่ 4.4 ตารางแสดงค่า plastic anisotropy (r value) ของเหล็กกล้า SM490YA ที่ผ่านการอบตามด้วยการชุบน้ำ	35
ตารางที่ 4.5 ตารางแสดงค่า strain-hardening exponent (n) ของเหล็กกล้า SM490YA ที่ผ่านการอบตามด้วยการชุบน้ำ	35
ตารางที่ 4.6 Strain-hardening exponent, (n) ของเหล็กกล้า SM490YA ที่ผ่านการอบตามด้วยการชุบเกลือไหลสองชั้น	44
ตารางที่ 4.7 Average Plastic Strain Ration (R_m) ของเหล็กกล้า SM490YA ที่ผ่านการอบตามด้วยการชุบเกลือไหลสองชั้น	44

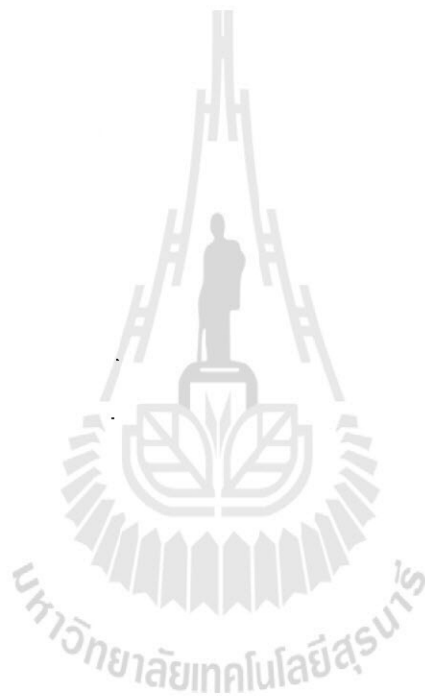


สารบัญภาพ

	หน้า
ภาพที่ 2.1 ช่วงคุณสมบัติความต้านทานแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวโดยรวมของเหล็กกล้าชนิดต่างๆ	4
ภาพที่ 2.2 ภาพจำลองแสดงโครงสร้างจุลภาคและการกระจายตัวของเฟสต่างๆ ใน DP และ TRIP	7
ภาพที่ 2.3 แผนภาพจำลองของแผนภูมิระหว่างอุณหภูมิและเวลาของการเปลี่ยนเฟสและเส้นลักษณะการเย็นตัวเพื่อให้เกิดโครงสร้างจุลภาคเฉพาะตัวที่แตกต่างกันออกไปของเหล็ก DP, FB, และ CP	
ภาพที่ 2.4 Engineering Stress-Strain ซึ่งทำการเปรียบเทียบกันของเหล็ก DP, TRIP, HSLA	7
ภาพที่ 2.5 อุณหภูมิและเวลาของเหล็กกล้ารีดร้อน DP และ TRIP	10
ภาพที่ 2.6 กราฟความเค้น-ความเครียดของเหล็กกล้า Dual Phase, SAE 980X, SAE 950X ซึ่งมีค่าความเค้นจุดคราก 550 MPa, 550 MPa และ 340 MPa	12
ภาพที่ 2.7 อิทธิพลของธาตุผสมที่ส่งผลต่อ TTT Diagram	13
ภาพที่ 2.8 แผนภูมิสมมูลของ CMnSi , CMnAl และ CMnAlSi	14
ภาพที่ 2.9 วิธีการ quenching and partitioning (Q&P)	14
ภาพที่ 2.10 กระบวนการ quenching and partitioning (Q&P)	15
ภาพที่ 3.1 แผนผังแสดงลักษณะการอบชุบที่ทำการทดลอง	17
ภาพที่ 3.2 มิติของชิ้นงานทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM E-8	18
ภาพที่ 3.3 แผนภาพ Pseudo Binary Phase Diagram กำหนดปริมาณ Mn= 1.2 wt.% และ Si = 0.5%	20
ภาพที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กแผ่นรีดร้อนเกรด SS400 ที่ยังไม่ผ่านการอบชุบ	22
ภาพที่ 4.2 ภาพถ่ายอิเล็กตรอนทุติยภูมิจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด	22
ภาพที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กแผ่นรีดร้อนเกรด SS400 ที่ผ่านการอบที่ 760 องศาเซลเซียส	23
ภาพที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กแผ่นรีดร้อนเกรด SS400 ที่ผ่านการอบที่ 780 องศาเซลเซียส	23
ภาพที่ 4.5 ภาพถ่ายอิเล็กตรอนทุติยภูมิแสดงโครงสร้างจุลภาคของเหล็กแผ่นรีดร้อนเกรด SS400 ที่ผ่านการอบที่ 780 องศาเซลเซียสแล้วชุบน้ำ	24
ภาพที่ 4.6 ปริมาณมาร์เทนไซต์ในเหล็กกล้า SS400 ที่ได้จากการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 760 780 และ 800 องศาเซลเซียส	25
ภาพที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคของ SM490YA อบที่ 760 C° แล้วชุบน้ำ (ก) ตามแนวขวางและ (ข) ตามแนวการรีด	28
ภาพที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคของ SM490YA อบที่ 800 C° แล้วชุบน้ำ (ก) ตามแนวขวางและ (ข) ตามแนวการรีด	29
ภาพที่ 4.9 ภาพถ่ายสัญญาณอิเล็กตรอนทุติยภูมิของชิ้นงาน SM490YA อบที่ 800 C° แล้วชุบน้ำโดยถ่ายตามแนวขวางการรีด	29

ภาพที่ 4.10	ปริมาณของมาเทนไซต์ ในช่วงอุณหภูมิต่างๆ โดยวิธี Point Analysis	30
ภาพที่ 4.11	ปริมาณของมาเทนไซต์ ในช่วงอุณหภูมิต่างๆ วิเคราะห์โดยโปรแกรม Image J	31
ภาพที่ 4.12	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเค้นแรงดึงสูงสุด (UTS) และ ความเค้นจุดคราก (Yield Strength) กับอุณหภูมิในช่วงอุณหภูมิวิกฤตที่เหล็กกล้า SM490YA ผ่านการอบตามด้วยการชุบน้ำ	32
ภาพที่ 4.13	กราฟความสัมพันธ์ อัตราส่วนความเค้นจุดครากต่อความเค้นแรงดึงสูงสุด กับอุณหภูมิในช่วงอุณหภูมิวิกฤตที่เหล็กกล้า SM490YA ผ่านการอบ ตามด้วยการชุบน้ำ	33
ภาพที่ 4.14	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าเปอร์เซ็นต์การยึดตัวกับอุณหภูมิในช่วง อุณหภูมิวิกฤตที่เหล็กกล้า SM490YA ผ่านการอบตามด้วยการชุบน้ำ	34
ภาพที่ 4.15	กราฟความสัมพันธ์ Strain-hardening exponent กับอุณหภูมิในช่วง อุณหภูมิวิกฤตที่เหล็กกล้า SM490YA ผ่านการอบตามด้วยการชุบน้ำ	35
ภาพที่ 4.16	โครงสร้างจุลภาค SM490YA ภายหลังจากอบที่ 760 องศาเซลเซียส แล้วชุบในเกลือหลอมเหลวที่ 180 องศาเซลเซียส 10 วินาที ตามด้วย 400 องศาเซลเซียส 100 วินาที จากนั้นเย็นในอากาศ (ก) ตามแนวขวาง (ข) ตามแนวรีด	37
ภาพที่ 4.17	โครงสร้างจุลภาค SM490YA ภายหลังจากอบที่ 760 องศาเซลเซียส แล้วชุบในเกลือหลอมเหลวที่ 180 องศาเซลเซียส 10 วินาที ตามด้วย 400 องศาเซลเซียส 1000 วินาที จากนั้นเย็นในอากาศ (ก) ตามแนวขวาง (ข) ตามแนวรีด	38
ภาพที่ 4.18	โครงสร้างจุลภาค SM490YA ภายหลังจากอบที่ 780 องศาเซลเซียส แล้วชุบในเกลือหลอมเหลวที่ 180 องศาเซลเซียส 10 วินาที ตามด้วย 400 องศาเซลเซียส 100 วินาที จากนั้นเย็นในอากาศ (ก) ตามแนวขวาง (ข) ตามแนวรีด	39
ภาพที่ 4.19	โครงสร้างจุลภาค SM490YA ภายหลังจากอบที่ 780 องศาเซลเซียส แล้วชุบในเกลือหลอมเหลวที่ 180 องศาเซลเซียส 10 วินาที ตามด้วย 400 องศาเซลเซียส 1000 วินาที จากนั้นเย็นในอากาศ (ก) ตามแนวขวาง (ข) ตามแนวรีด	40
ภาพที่ 4.20	รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (XRD) ของเหล็กกล้า SM490YA ภายหลังจากอบที่ 780 องศาเซลเซียส แล้วชุบในเกลือหลอมเหลวที่ 180 องศาเซลเซียส 10 วินาที ตามด้วย 400 องศาเซลเซียส 100 วินาที	41
ภาพที่ 4.21	กราฟความสัมพันธ์ค่า UTS และ Yield Strength กับ อุณหภูมิ ของชุดการทดลองที่ชุบเกลือ	41

	หน้า
ภาพที่ 4.22 กราฟความสัมพันธ์ อัตรา Yield strength ต่อ tensile strength กับอุณหภูมิ ของชุดการทดลองที่ชุบเกลือ	42
ภาพที่ 4.23 กราฟความสัมพันธ์ของค่า%elongation กับ อุณหภูมิ ของชุดการทดลองที่ชุบเกลือ	43
ภาพที่ 4.24 กราฟความสัมพันธ์ Strain-hardening exponent กับ อุณหภูมิ ของชุดการทดลอง ที่ชุบเกลือ	43



บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญ และที่มาของปัญหาที่ทำการวิจัย

กลุ่มเหล็กกล้าชั้นสูงหรือ Advanced High Strength Steel (AHSS) ได้รับการวิจัยและพัฒนาในช่วงกว่าทศวรรษที่ผ่านมา และในปัจจุบันได้มีการนำมาใช้ในเชิงพาณิชย์แล้ว เช่น ในอุตสาหกรรมการผลิตชิ้นส่วนโครงสร้างกันกระแทกของรถยนต์โดยสารถส่วนบุคคลและรถบรรทุกขนาดเล็กในต่างประเทศ คุณลักษณะเด่นของกลุ่มเหล็กกล้าชั้นสูงคือมีคุณสมบัติเชิงกล เช่น ความแข็งแรงต่อน้ำหนัก และความต้านทานแรงกระแทกสูง นอกจากนี้ยังตอบสนองต่อการขึ้นรูปได้ดี ด้วยคุณลักษณะเด่นดังกล่าว กลุ่มเหล็กกล้าชั้นสูงนี้จึงได้รับการพัฒนาเพื่อใช้ในชิ้นส่วนโครงสร้างของยานพาหนะโดยมุ่งเน้นที่จะช่วยลดน้ำหนักโดยรวม อันจะยังผลถึงการประหยัดเชื้อเพลิง นอกจากนี้แล้วยังช่วยลดต้นทุนลงเมื่อสามารถนำมาใช้ทดแทนชิ้นส่วนที่ผลิตจากวัสดุที่มีราคาแพง ตัวอย่างเช่น เมื่อเปลี่ยนจากล้อที่ผลิตจากโลหะผสมอะลูมิเนียมมาเป็นล้อเหล็กที่ผลิตด้วยเหล็กกล้าชั้นสูงซึ่งจะมีขนาดน้ำหนักใกล้เคียงกันแต่มีราคาค้นทุนวัสดุและการผลิตต่ำกว่า

กลุ่มเหล็กกล้าชั้นสูงเริ่มมีจำหน่ายในทางการค้าแล้วจากผู้ผลิตรายใหญ่ในต่างประเทศ โดยส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าชั้นสูงนี้ใกล้เคียงกับเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงสำหรับงานโครงสร้าง ซึ่งมีการผลิตอยู่แล้วโดยผู้ผลิตในและนอกประเทศไทย เหล็กกล้าชนิดดังกล่าวนี้จึงมีแนวโน้มที่จะนำมาปรับปรุงโครงสร้างให้เป็นเหล็กกล้าชั้นสูง เพื่อผลิตและจำหน่ายให้กับผู้ประกอบการขึ้นรูปชิ้นส่วนจากเหล็กแผ่นที่ต้องการลดขนาดหรือน้ำหนักของชิ้นส่วนลง เช่น ผู้ประกอบการผลิตล้อรถยนต์โดยสารและรถบรรทุก ผู้ประกอบการงานชิ้นส่วนโครงสร้างรถยนต์ เป็นต้น

ปัจจุบันอุตสาหกรรมผลิตและขึ้นรูปชิ้นส่วนต่างๆ จากเหล็กแผ่นภายในประเทศนั้น จะเลือกใช้เหล็กแผ่นชนิดที่มีการใช้งานทั่วไป เช่น เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำงานรีดร้อนและรีดเย็น และเหล็กกล้างานโครงสร้างชนิดตามมาตรฐาน อย่างไรก็ตามการปรับปรุงเหล็กกล้างานโครงสร้างชนิดตามมาตรฐานให้เป็นเหล็กกล้าชั้นสูงนั้น มีแนวโน้มที่จะอาศัยเพียงแค่การปรับเปลี่ยนสภาวะต่างๆ ระหว่างกระบวนการผลิตเดิม เช่น อัตราการเย็นตัวภายหลังการรีดร้อน หรือการปรับเปลี่ยนช่วงอุณหภูมิในการอบอ่อนภายหลังการรีดเย็น โดยเป็นการปรับเปลี่ยนที่ไม่ยุ่งยากต่อผู้ผลิตเหล็กกล้างานรีดร้อน การวิจัยถึงวิธีการและสภาวะที่ใช้ในการอบชุบทางความร้อนภายหลังการรีดของเหล็กกล้าชนิดที่มีการผลิตอยู่เดิมแล้วเพื่อปรับปรุงให้มีสมบัติเชิงกลและโครงสร้างจุลภาคที่เทียบเคียงหรือจัดอยู่ในกลุ่มเหล็กกล้าชั้นสูง จึงมีประโยชน์อย่างสูงที่จะนำไปถ่ายทอดและประยุกต์ใช้กับ

- 1) ผู้ผลิตเหล็กกล้างานรีดภายในประเทศ อันจะเป็นการเพิ่มความสามารถในการผลิตให้หลากหลายมากขึ้น
- 2) ผู้ผลิตชิ้นส่วนจากเหล็กกล้างานรีด ซึ่งสามารถนำเหล็กกล้าชั้นสูงไปผลิตเป็นชิ้นส่วนที่มีคุณภาพเท่าเดิมหรือเพิ่มสูงขึ้น แต่มีจุดเด่นคือมีขนาดน้ำหนักลดลงและประหยัดต้นทุนวัสดุลงด้วย

1.2 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย

- 1.2.1 ศึกษาหากระบวนการทางความร้อนสำหรับใช้กับเหล็กกล้างานโครงสร้างเพื่อปรับปรุงคุณลักษณะและคุณสมบัติเชิงกลให้เทียบเท่ากับเหล็กกล้าชั้นสูง
- 1.2.2 ศึกษาหาความสัมพันธ์ระหว่างสภาวะในกระบวนการทางความร้อนกับคุณลักษณะและคุณสมบัติเชิงกลที่ได้ของเหล็กกล้าที่ศึกษา

1.3 ขอบเขตของโครงการวิจัย

- 1.3.1 เหล็กกล้าที่นำมาศึกษาคือ เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำโดยมีส่วนผสมของแมงกานีสและซิลิคอนเป็นธาตุเจืออื่นๆที่สำคัญ โดยเลือกชนิดเหล็กกล้าที่มีการใช้งานกว้างขวางในประเทศมาศึกษาและมีส่วนผสมทางเคมีแตกต่างกันทั้งหมดไม่ต่ำกว่า 2 ส่วนผสม
- 1.3.2 ศึกษาถึงผลของวิธีการและสภาวะในการอบชุบทางความร้อนโดยการอบอ่อนที่ช่วงระหว่างอุณหภูมิวิกฤตต่อโครงสร้างจุลภาคและคุณสมบัติเชิงกล กล่าวคือ
 - วิธีการให้ความร้อนและการทำให้เย็นตัว (Heat Treatment Process) เช่น การเปลี่ยนแปลงอัตราการเย็นตัวแบบต่อเนื่อง การให้เย็นตัวแบบเป็นขั้นเพื่อให้เกิดการเปลี่ยนเฟส
 - วิธีการจะต้องไม่ซับซ้อนและสามารถปรับใช้กับกระบวนการผลิตในโรงงานรีดเหล็กได้จริง
 - อุณหภูมิที่ใช้ในการอบ
 - เหล็กกล้าที่ใช้อยู่ในงานโครงสร้างและอุตสาหกรรมการผลิตยานพาหนะในปัจจุบัน

1.4 ประโยชน์ที่ได้รับ

- 1.4.1 ผลงานวิจัยได้นำไปเผยแพร่ในการนำเสนอในงานประชุมวิชาการ อันเป็นข้อมูลที่เป็นประโยชน์ต่อภาคอุตสาหกรรมและงานวิจัยในอนาคต
- 1.4.2 ผลงานวิจัยที่ได้เป็นประโยชน์เชิงชี้นำต่อภาคอุตสาหกรรมการผลิตเหล็กกล้างานรีดทั้งในรายผู้ประกอบการขนาดเล็ก กลาง และใหญ่ ซึ่งช่วยเพิ่มความสามารถในการผลิตผลิตภัณฑ์ที่มีคุณภาพหลากหลายมากขึ้น

บทที่ 2

ทฤษฎีและการทบทวนวรรณกรรม

2.1 เหล็กกล้าชั้นสูง (Advanced High Strength Steels)

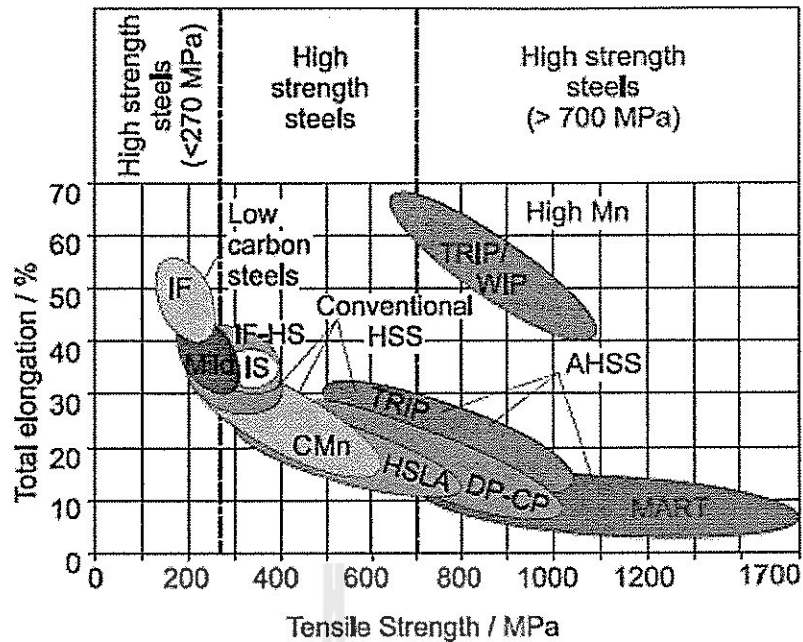
เหล็กกล้าแผ่นที่ใช้ในงานโครงสร้างและงานผลิตยานพาหนะ อาจจำแนกออกเป็นกลุ่มต่างๆ โดยอาศัยโลหะวิทยาและสมบัติเชิงกลในการพิจารณา ได้แก่

1) กลุ่มเหล็กความแข็งแรงต่ำ (Low-Strength Steels) เช่น เหล็กคาร์บอนต่ำมาก(interstitial-free steels) และ เหล็กละมุน (mild steels) เป็นต้น

2) กลุ่มเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง (High Strength Steels, HSS) เช่น เหล็กกล้าคาร์บอน-แมงกานีส (CMn) เหล็กกล้า Bake-Hardenable (BH) และเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงธาตุผสมต่ำ (High Strength Low Alloy Steels, HSLA) เป็นต้น

3) กลุ่มเหล็กกล้าชั้นสูง (Advanced High Strength Steel, AHSS) เช่น เหล็กกล้าดูอัล (Dual Phase Steels, DP), เหล็กกล้าคอมเพล็กซ์ (Complex Phases Steels, CP), เหล็กกล้าทริน (Transformation Induced Plasticity Steels, TRIP), เหล็กกล้ามาร์เทนซิติก (Martensitic Steels, MS), เหล็กกล้าเฟอร์ริติก-เบนไนติก (Ferritic-Bainitic Steels, FB), และ เหล็กกล้า Twin-Induced Plasticity Steels (TWIP) เป็นต้น

รูปที่ 2.1 แสดงช่วงคุณสมบัติความต้านทานแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวโดยรวมของเหล็กกล้าชนิดต่างๆ ตามที่จำแนกในข้างต้น ข้อแตกต่างที่เด่นชัดระหว่างเหล็กกล้ากลุ่ม HSS และ AHSS คือ ลักษณะโครงสร้างจุลภาค ในกรณีของกลุ่ม HSS โครงสร้างจุลภาคมีเพียงเฟสเฟอร์ไรต์ (ปริมาณเฟสอื่นน้อยมากจนถือว่าไม่มีเลย) สำหรับกลุ่ม AHSS โครงสร้างจุลภาคประกอบไปด้วยสองเฟสหรือมากกว่า ได้แก่ เฟอร์ไรต์ มาร์เทนไซต์ เบนไนท์ ออสเทนไนท์เหลือค้าง โดยมีลักษณะการกระจายตัวและปริมาณที่แตกต่างกันไปอันส่งผลให้มีคุณสมบัติแปลกแยกไปจากกลุ่ม HSS คุณสมบัติเด่นที่ต่างจากกลุ่มเหล็กกล้าตัวอื่นๆ เช่น มีค่า strain hardening exponent (n) สูงเมื่อเทียบกับเหล็กกล้ากลุ่มอื่น มีความเค้นจุดครากและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวได้หลากหลายภายใต้ข้อบังคับให้มีความต้านทานแรงดึงสูงสุดที่ค่าๆ หนึ่ง ซึ่งช่วยให้มีช่วงกว้างในการนำไปใช้ขึ้นรูปแบบต่าง ๆ ตารางที่ 1 แสดงสมบัติเชิงกลของเหล็กกล้าชนิดต่างๆ เปรียบเทียบกัน



ภาพที่ 2.1 ช่วงคุณสมบัติความต้านทานแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืดตัวโดยรวมของเหล็กกล้าชนิดต่างๆ (คัดลอกมาจาก [1])

การแบ่งชนิดของเหล็กกล้า AHSS นั้นจะแบ่งออกเป็นกลุ่มย่อยตามลักษณะโครงสร้างจุลภาคก่อนแล้วจำแนกย่อยออกตามค่าต่ำสุดของความเค้นจุดครากและความต้านทานแรงดึง ทั้งนี้กลุ่มย่อยต่างๆ มีโครงสร้างจุลภาครวมไปถึงคุณสมบัติเชิงกลและการตอบสนองต่อแรงกระทำที่มีลักษณะเฉพาะตัวคือ

1) Dual Phase Steels (DP) มีโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบไปด้วยเฟอร์ไรต์เป็นส่วนใหญ่และมีมาร์เทนไซต์อยู่ประมาณไม่เกิน 30% โดยมาร์เทนไซต์จะกระจายตัวอยู่ที่บริเวณรอยต่อระหว่างสามเกรนของเฟอร์ไรต์ ซึ่งเกรนของเฟอร์ไรต์นั้นแท้จริงแล้วต่อเนื่องกันเป็นโครงข่าย มาร์เทนไซต์ซึ่งมีความแข็งสูงกระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์ซึ่งมีความเหนียวมากจะช่วยเพิ่มความแข็งแรงและทำให้ DP steels แสดงลักษณะเด่นคือมีอัตราส่วนของค่าความเค้นจุดครากต่อค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดต่ำ ค่า strain hardening exponent สูง และมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัวมาก ส่วนผสมทางเคมีโดยทั่วของกลุ่ม DP steels ควรมีธาตุ C ไม่เกิน 0.18% และมีการเจือด้วย Mn และ Si สูงกว่าเหล็กกล้ารีดร้อนทั่วไป การผลิต DP steels ในรูปของผลิตภัณฑ์รีดร้อนอาศัยการควบคุมอัตราการเย็นตัวของออสเตนไนท์ภายหลังสิ้นสุดการรีด ส่วนกรณีของงานรีดเย็นผลิตได้โดยการอบอ่อนต่อเนื่องหรือแม้แต่ในการนำไปชุบสังกะสีร้อน โดยควบคุมอุณหภูมิให้อยู่ในช่วงระหว่างอุณหภูมิวิกฤติ (ออสเตนไนท์ + เฟอร์ไรต์) เพื่อให้เกิดเฟอร์ไรต์ในปริมาณที่เหมาะสม จากนั้นจึงทำให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วเพื่อให้ออสเตนไนท์ที่เหลือเปลี่ยนไปเป็นมาร์เทนไซต์

2) Complex Phases Steels (CP) มีโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบไปด้วยปริมาณน้อยๆ ของ มาร์เทนไซต์ ออสเตนไนท์เหลือค้างและเฟิร์ลไลท์ กระจายอยู่ในเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์หรือเบนไนท์ โดยปกติแล้วมีขนาดเกรนเล็กละเอียดอันเป็นผลมาจากการเติมธาตุผสม เช่น Ti หรือ Nb เพื่อให้เกิดคาร์ไบด์ขนาดเล็กช่วยต้านการโตของเกรนและช่วยเพิ่มความแข็งแรงด้วย หากเปรียบเทียบกับ DP steels แล้ว ที่ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดเท่าๆ กัน CP steels จะแสดงค่าความเค้นจุดครากสูงกว่า นอกจากนี้ยังดูดซับพลังงานและสะสมความเครียดตกค้างได้สูง

3) Martensitic Steels (CP) มีโครงสร้างจุลภาคเกือบทั้งหมดเป็นมาร์เทนไซต์ โดยมีเบนไนท์หรือเฟอร์ไรต์เล็กน้อย มีความต้านทานแรงดึงสูงสุดในกลุ่มเหล็กชั้นสูง สามารถให้ความต้านทานแรงดึงสูงสุดได้ถึง 1,700 MPa การผลิตหรือการทำให้เกิดโครงสร้างจุลภาคนี้ สามารถทำได้ทั้งจากการทำให้เย็นตัวเร็วภายหลังการรีดร้อนหรือภายหลังการอบอ่อน หรืออาจได้จากการอบชุบทางความร้อนภายหลังการขึ้นรูปก็ได้

4) Ferritic-Bainitic Steels (FB) มีโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบไปด้วยเฟอร์ไรต์ขนาดเล็ก ละเอียดและเบนไนท์ ความแข็งแรงสูงของ FB นั้นเป็นผลมาจากขนาดเกรนที่เล็กละเอียดของเฟอร์ไรต์ และการมีเบนไนท์กระจายตัวอยู่โดยทั่ว FB มีข้อเด่นคือมีปัญหาเรื่องการเสีรูปตามขอบภายหลังการขึ้นรูปน้อยกว่า HSLA และ DP

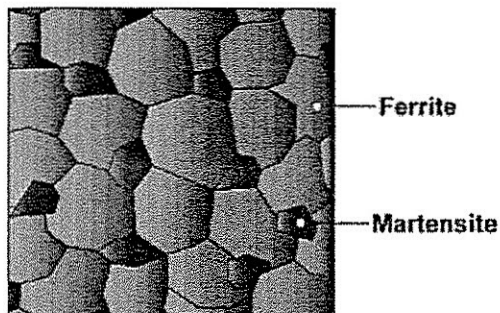
5) Transformation Induced Plasticity Steels (TRIP) โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วย เฟอร์ไรต์เป็นหลัก และมีออสเตนไนท์เหลือค้างไม่น้อยกว่า 5% ในขณะที่มีเบนไนท์และมาร์เทนไซต์ด้วยการผลิต TRIP steels นั้นต้องอาศัยการคงอุณหภูมิที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลาหนึ่งเพื่อให้เกิดเบนไนท์ ธาตุผสม เช่น C และ Si ส่งผลต่อปริมาณการคงอยู่ของออสเตนไนท์ ลักษณะเด่นของ TRIP steels คือแสดง work hardening สูง โดยเฉพาะเมื่อเกิดการเปลี่ยนรูปแบบถาวรมากขึ้น ทั้งนี้เนื่องจาก ออสเตนไนท์บางส่วนเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ระหว่างการขึ้นรูปนั่นเอง

6) Twin Induced Plasticity Steels (TWIP) เป็นเหล็กกล้าที่มีธาตุแมงกานีสผสมอยู่สูงถึง - 17%-24% ส่งผลให้เหล็กกล้ามีโครงสร้างจุลภาคเป็นเฟสออสเตนไนท์ที่เสถียร ณ อุณหภูมิห้อง เนื่องจากการเปลี่ยนรูปของออสเตนไนท์ส่วนใหญ่เป็นการเปลี่ยนรูปโดยกลไกการเกิดทวิน (Deformation Twin) ระบายทวินที่เกิดขึ้นระหว่างการเปลี่ยนรูปทำหน้าที่คล้ายกับเป็นขอบเกรน ส่งผลให้เกิด work hardening เพิ่มขึ้นมากเมื่อการเปลี่ยนรูปเพิ่มสูงขึ้น นอกจากนี้การเปลี่ยนรูปโดยกลไกการเกิดทวิน ยังผลให้เปอร์เซ็นต์การยืดตัวสูงมากกว่า 50% ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดจะสูงมากกว่า 1,000 MPa

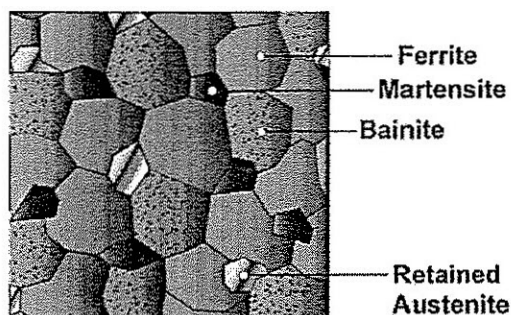
ตารางที่ 2.1 ตัวอย่างคุณสมบัติเชิงกลของเหล็กกล้าชนิดต่างๆ (คัดลอกมาจาก [2])

Steel Grade	YS (MPa)	UTS (MPa)	Total EL (%)	n Value (5-15%)	r Bar	K Value (MPa)
BH 210/340	210	340	34-39	0.18	1.8	582
BH 260/370	260	370	29-34	0.13	1.6	550
DP 280/600	280	600	30-34	0.21	1	1,082
IF 300/420	300	420	29-36	0.2	1.6	759
DP 300/500	300	500	30-34	0.16	1	762
HSLA 350/450	350	450	23-27	0.14	1.1	807
DP 350/600	350	600	24-30	0.14	1	976
DP 400/700	400	700	19-25	0.14	1	1,028
TRIP 450/800	450	800	26-32	0.24	0.9	1,690
DP 500/800	500	800	14-20	0.14	1	1,303
CP 700/800	700	800	10-15	0.13	1	1,380
DP 700/1000	700	1,000	12-17	0.09	0.9	1,521
MART 950/1200	950	1,200	5-7	0.07	0.9	1,678
MART 1250/1520	1,250	1,520	4-6	0.065	0.9	2,021

Ferrite-Martensite DP

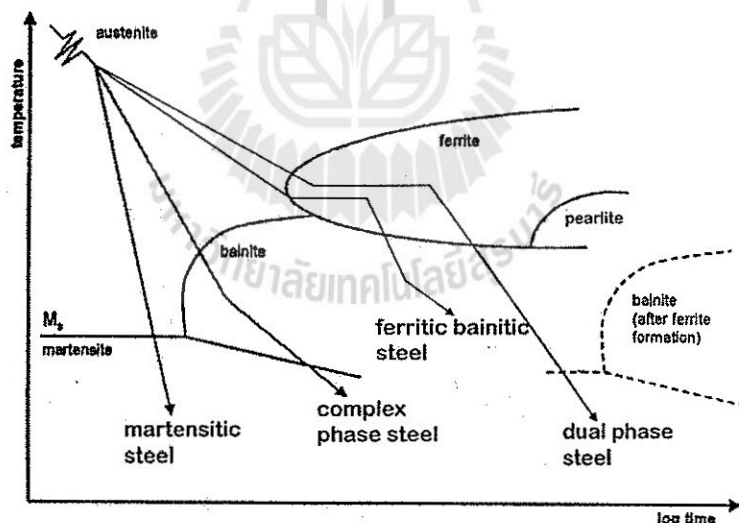


TRIP



ภาพที่ 2.2 ภาพจำลองแสดงโครงสร้างจุลภาคและการกระจายตัวของเฟสต่างๆ ในเหล็ก DP และ TRIP (คัดลอกมาจาก [3])

แม้ว่า TRIP และ TWIP steels มีสมบัติเชิงกลและตอบสนองต่อการขึ้นภาพที่เด่นกว่ากลุ่มอื่น แต่ยากต่อการควบคุมคุณภาพและต้องอาศัยกระบวนการผลิตที่มีการรีดและการอบชุบเป็นลักษณะหลายขั้นตอน (Thermomechanical Processing) ซึ่งยุ่งยากต่อผู้ประกอบการอุตสาหกรรมการผลิตและรีดเหล็กกล้าที่ดำเนินการอยู่แล้ว ในส่วนของกลุ่ม DP, CP, MS, และ FB Steels นั้นไม่ยุ่งยากสำหรับผู้ผลิตเหล็กกล้านัก โดยเน้นไปที่การปรับเปลี่ยนสภาวะในการผลิตให้เหมาะสมและสอดคล้องกับโลหะวิทยาของการเปลี่ยนเฟส ภาพที่ 3 แสดงแผนภูมิระหว่างอุณหภูมิและเวลาของการเปลี่ยนเฟสและเส้นลักษณะการเย็นตัวเพื่อให้เกิดโครงสร้างจุลภาคเฉพาะตัวที่แตกต่างกันออกไปของ DP, FB, CP และ MS.



ภาพที่ 2.3 แผนภาพจำลองของแผนภูมิระหว่างอุณหภูมิและเวลาของการเปลี่ยนเฟสและเส้นลักษณะการเย็นตัวเพื่อให้เกิดโครงสร้างจุลภาคเฉพาะตัวที่แตกต่างกันออกไปของเหล็ก DP, FB, และ CP (คัดลอกและดัดแปลงจาก [4])

กลุ่มเหล็กชั้นสูงเริ่มมีจำหน่ายในทางการค้าแล้ว ตารางที่ 2 แสดงชนิดและส่วนผสมทางเคมีของ DP FB และ MS Steels ที่ผลิตโดยผู้ผลิตรายใหญ่ในต่างประเทศ ซึ่งจะเห็นได้ว่า ส่วนผสมของคาร์บอนอยู่ในช่วง 0.08-0.20% และเจือด้วยแมงกานีส (Mn) และ ซิลิคอน (Si) ธาตุผสมกลุ่มนี้ช่วยยับยั้งการเกิด

เพิร์ลไลท์ และเพิ่มความสามารถในการอบชุบเพื่อให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนไปเป็นเฟสอื่นๆ เช่น เฟอร์ไรต์ มาร์เทนไซต์ และเบนไนต์ โดยอาศัยการควบคุมลักษณะการเย็นตัวภายหลังการรีดร้อน อย่างไรก็ตาม ปริมาณธาตุเหล่านี้ต้องมีอยู่อย่างเหมาะสมเพื่อให้ได้โครงสร้างสุดท้ายในลักษณะที่ต้องการ จากตารางที่ 2 จะเห็นได้ยิ่งกว่าธาตุผสมปริมาณ Mn และ Si ใน DP และ FB steels ใกล้เคียงกับเหล็กกล้างานโครงสร้างทั่วไปบางชนิดที่มีการผลิตอยู่แล้วทั้งในผู้ผลิตในและนอกประเทศไทย เหล็กกล้าชนิดดังกล่าวนี้ จึงมีแนวโน้มที่จะนำมาปรับปรุงโครงสร้างให้เป็นเหล็กกล้าชั้นสูง เพื่อผลิตและจำหน่ายให้กับผู้ประกอบการขึ้นรูปเหล็กกล้าแผ่นที่ต้องการลดขนาดหรือน้ำหนักของชิ้นส่วน เช่น ผู้ประกอบการผลิตล้อรถยนต์โดยสารและรถบรรทุก ผู้ประกอบการงานชิ้นส่วนโครงสร้างรถยนต์ เป็นต้น การวิจัยถึงวิธีการและสภาวะที่ใช้ในการอบชุบทางความร้อนและควบคุมการเย็นตัวภายหลังการรีดของเหล็กกล้าชนิดที่มีการผลิตอยู่เดิมแล้วเพื่อปรับปรุงให้มีสมบัติเชิงกลและโครงสร้างจุลภาคที่เทียบเคียงหรือจัดอยู่ในกลุ่ม AHSS จึงมีประโยชน์สูงต่ออุตสาหกรรมผู้ผลิตเหล็กกล้า



ตารางที่ 2.2 ตัวอย่างส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าชั้นสูงชนิดต่างๆ และเหล็กกล้างานโครงสร้างที่เจือด้วยแมงกานีส-ซิลิคอนและมีทั้งไป

Steel Type	Steel Grade	C (max)	Si (max)	Mn (max)	Cu (max)	P (max)	S (max)	Al (max)	Cr+Mo (max)	Nb+Ti (max)	Supplier
DP	HCT500XD	0.10	0.15	1.50	-	0.05	0.01	0.03	0.8	-	Salzgitter Flachstahl
	DP600	0.12	0.50	1.40	-	0.085	0.008	-	1.3 (+B)	0.05	Voestalpine Stahl GmbH
	HCT600XD	0.15	0.15	1.50	-	0.05	0.01	0.06	0.9	-	Salzgitter Flachstahl
	SAFH590D	0.15	1.50	2.00	-	0.025	0.01	-	-	-	Nippon Steel
	HCT700XD	0.16	0.18	2.00	-	0.05	0.01	0.08	1.0	0.05	Salzgitter Flachstahl
	HCT780XD	0.17	0.3	2.00	-	0.05	0.01	0.08	1.0	0.05	Salzgitter Flachstahl
FB	HR60	0.10	-	1.80	-	-	-	-	-	0.025	Voestalpine Stahl GmbH
	SANH490,SANH540, SANH590	0.20	0.50	1.60	-	0.03	0.02	-	-	-	Nippon Steel Corporation
	JIS-G3101 Grade S5400	0.14-0.20	0.1-0.3	0.4-0.8	-	0.05	0.05	-	-	-	**
JIS or ASTM- Standard Grade	ASTM A36 / A36M	0.25	0.4	0.8-1.2	0.2	0.04	0.05	-	-	-	**
	AISI 572-Gr50 or JIS SM50	0.12	0.5	1.6	-	-	-	-	-	-	** High Strength Grade
	JIS-G3106 SM400C	0.18	0.35	1.4	-	0.035	0.035	-	-	-	**Rolled Steel for Welded Structure
	JIS-G3106 SM490B, C	0.18	0.55	1.6	-	0.035	0.035	-	-	-	**

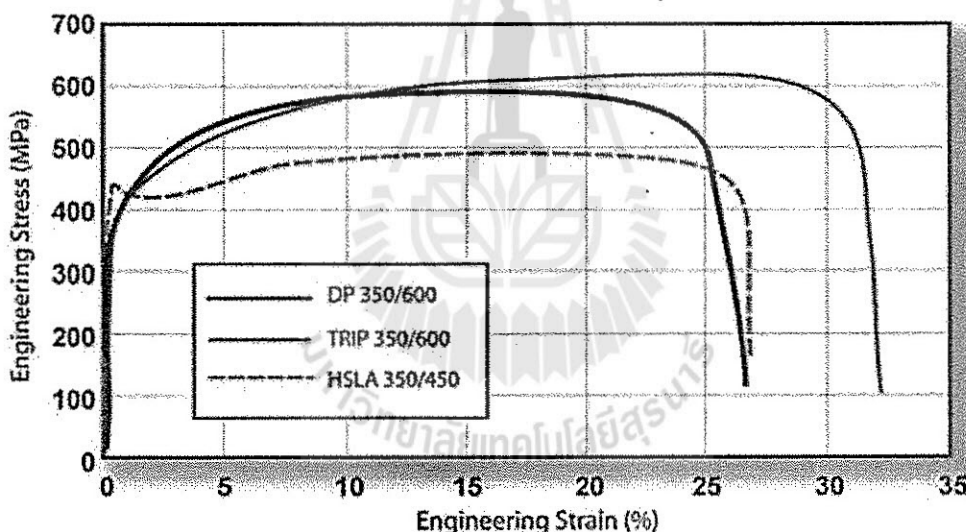
**

ผลิตและจำหน่ายทั่วไปจากหลายผู้ผลิต

2.2 การผลิตเหล็กกล้าสองเฟส (Dual Phase Steel) และ เหล็กกล้าทริป (TRIP Steel)

เหล็กกล้าสองเฟส หรือ เหล็ก DP มีโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบไปด้วยเฟอร์ไรต์เป็นส่วนใหญ่และมีกลุ่มของมาร์เทนไซต์ประมาณไม่เกิน 30% กระจายตัวอยู่บริเวณที่เกรนเฟอร์ไรต์มาพบกัน มาร์เทนไซต์ซึ่งมีความแข็งสูงกระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์ซึ่งมีความเหนียวมากจะช่วยเพิ่มความแข็งแรงและทำให้เหล็กกล้า-DP แสดงลักษณะเด่นคือมีอัตราส่วนความเค้นจุดครากต่อความต้านทานแรงดึงสูงสุดต่ำ (low YS/UTS) มีเปอร์เซ็นต์การยืดตัวมาก มีค่า strain hardening exponent (n) สูง ทำให้การกระจายตัวของ การเปลี่ยนรูปไปได้ทั่วถึงทุกส่วน

เหล็กกล้า-TRIP มีโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบไปด้วยเฟอร์ไรต์, มาร์เทนไซต์, เบนไนท์ และออสเตไนต์เหลือค้างประมาณ 5-15% โดยการทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างที่อุณหภูมิคงที่จะทำให้ได้โครงสร้างเบนไนท์ และออสเตไนต์เหลือค้างสามารถเปลี่ยนแปลงไปเป็นมาร์เทนไซต์ได้เมื่อมีการให้ความร้อนหรือได้รับความเครียดจากการขึ้นรูปในปริมาณที่สูง ซึ่งจะทำให้มีความแข็งแรงเพิ่มมากขึ้น

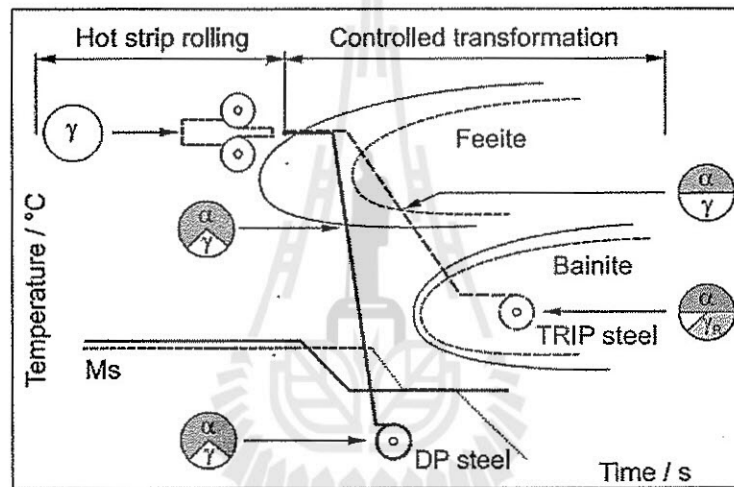


ภาพที่ 2.4 Engineering Stress-Strain ซึ่งทำการเปรียบเทียบกันของ DP, TRIP, HSLA Steels (คัดลอกจาก [3])

ด้วยลักษณะของโครงสร้างจุลภาคที่แตกต่างกัน พฤติกรรมทางกลเช่น ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจากการทดลองแรงดึงจึงมีลักษณะแตกต่างกันด้วยจากภาพที่ 2.4 จะเห็นได้ว่าเมื่อเปรียบเทียบเหล็กกล้า-DP กับเหล็กกล้า-TRIP ที่มีค่าความเค้นจุดครากเท่ากันนั้น ในช่วงเริ่มต้นของการเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรของเหล็กกล้า-TRIP จะมีความสามารถในการเพิ่มความแข็งแรงน้อยกว่าของเหล็กกล้า-DP แต่เมื่อความเครียดมากขึ้น เหล็กกล้า-TRIP จะมีความสามารถในการเพิ่มความแข็งแรงมากกว่า อันเป็นผล

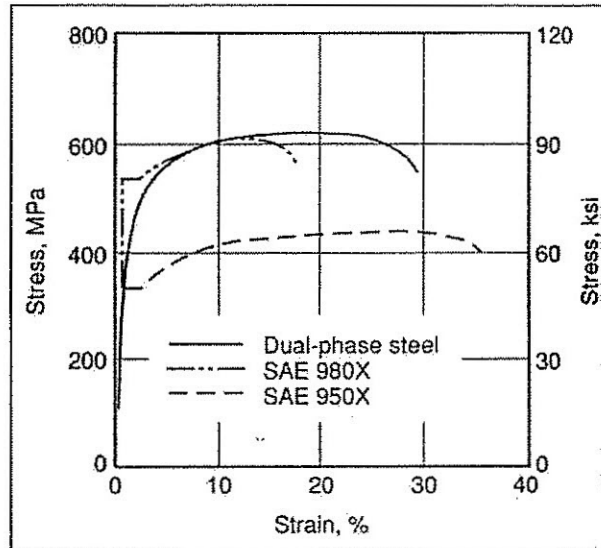
เนื่องมาจากมาร์เทนไซต์, เบนไนท์ และออสเตไนต์เหลือค้าง นอกจากนี้ความสามารถในการเพิ่มความแข็งแรงในเหล็กกล้า-TRIP และเหล็กกล้า-DP จะมีมากกว่าเหล็กกล้า-HSLA

ในการผลิตเหล็กกล้า-DP และเหล็กกล้า-TRIP ใช้แนวคิดที่ว่าเราสามารถทำให้เกิดโครงสร้างที่มีความแข็งแรงสูงได้โดยการเติมธาตุที่ส่งผลให้ออสเตไนต์มีเสถียรภาพทางเคมีสูง เมื่อทำให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วจะเกิดการเปลี่ยนโครงสร้างไปเป็นมาร์เทนไซต์หรือเบนไนท์ และธาตุที่เราใช้คือคาร์บอนและแมงกานีส ซึ่งธาตุทั้งสองตัวนี้ส่งผลให้เหล็กกล้ามีความสามารถในการชุบแข็งโดยพื้นฐานเราทราบว่าเมื่อเราอบเหล็กกล้าไปที่อุณหภูมิวิกฤติระหว่าง Ac1 และ Ac3 จะเกิดเฟอไรต์และออสเตไนต์ และสุดท้ายออสเตไนต์จะเกิดการเปลี่ยนเฟสไปเป็นมาร์เทนไซต์ในขั้นตอนสุดท้าย หรือเมื่อทำให้เกิดการเปลี่ยนเฟสที่อุณหภูมิในช่วงอุณหภูมิ การเปลี่ยนเฟสเป็นเบนไนท์ ออสเตไนต์จะเกิดการเปลี่ยนเฟสไปเป็นเบนไนท์ ดังแสดงในภาพที่ 2.5



ภาพที่ 2.5 อุณหภูมิและเวลาของเหล็กกล้ารีดร้อน DP และ TRIP
(คัดลอกจาก [1])

โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้า DP นั้นเป็นผลมาจากการทำให้เหล็กกล้าเกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วจากช่วงอุณหภูมิวิกฤต (เหนือเส้นA1 เล็กน้อย) ที่ช่วงอุณหภูมิดังกล่าวโครงสร้างประกอบไปด้วยเฟอไรต์และ Austenite ที่มีคาร์บอนสูง การเย็นตัวอย่างรวดเร็วจะทำให้โครงสร้าง ออสเตไนต์ เปลี่ยนไปเป็นโครงสร้าง มาร์เทนไซต์ ดังนั้นโครงสร้างจุลภาคสุดท้ายจึงประกอบด้วย มาร์เทนไซต์ที่มีความแข็งแรงสูงกระจายตัวอยู่ในเฟอไรต์ ที่นุ่ม (soft ferrite)

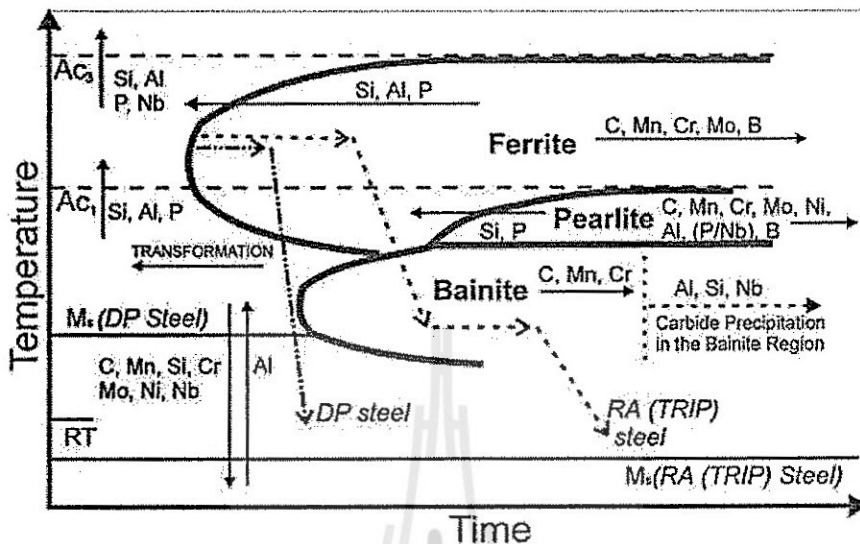


ภาพที่ 2.6 กราฟความเค้น-ความเครียดของเหล็กกล้า Dual Phase, SAE 980X, SAE 950X ซึ่งมีค่าความเค้นจุดคราก (yield stress) 550 MPa, 550 MPa และ 340 MPa (คัดลอกจาก [5])

เหล็กกล้า Dual Phase มีกระบวนการผลิตได้ 2 วิธีคือทั้ง hot-rolled และ cold-rolled ในเทคโนโลยีของการอบชุบความร้อนที่ทำให้เหล็กกล้าประกอบด้วย 2 เฟส หรือ Dual Phase ถูกนำไปใช้กับเหล็กกล้าในกลุ่มที่มีปริมาณคาร์บอนเพิ่มมากขึ้น (0.2-0.3%) ซึ่งเหล็กกล้าดังกล่าวจะเป็นเหล็กกล้าที่ใช้งานอยู่ในรูปแบบของชิ้นงานทุบขึ้นรูป (forging applications) ซึ่งผลิตเป็นชิ้นส่วนเครื่องจักรและอุปกรณ์ต่างๆ มากมาย ถึงแม้ว่าปริมาณของธาตุคาร์บอนที่เพิ่มขึ้นจะเป็นอุปสรรคต่อความสามารถด้านการเชื่อมก็ตาม แต่เหล็กกล้าทุบขึ้นรูปเหล่านี้ส่วนใหญ่ไม่เกี่ยวข้องกับการเชื่อมแต่อย่างใด (ซึ่งแตกต่างจากเหล็กแผ่นสำหรับโครงสร้างตัวถัง) ดังนั้นการมีโครงสร้างสองโครงสร้างพร้อมกันจึงช่วยทำให้เหล็กกล้าเหล่านี้มีทั้งความแข็งแรงและความเหนียวในเวลาเดียวกัน ซึ่งคุณสมบัติเหล่านี้ก็เหมาะสำหรับการนำไปใช้งานบางประเภทด้วย ตัวอย่างเช่น เราสามารถทำให้เหล็กกล้า 0.3%C มีความแข็งแรงสูงสุด (UTS) ได้ถึง 1040 MPa ในขณะที่เหล็กกล้าดังกล่าวจะสามารถมีอัตราการยืดตัวได้สูงถึง 30% ซึ่งเมื่อเปรียบเทียบกับเหล็กที่ทำการชุบแข็งทั้งชิ้น (bulk hardening) และอบคืนตัว (tempering) จนกระทั่งได้ความแข็งแรงสูงสุดใกล้เคียงกัน จะพบว่าเหล็กที่ทำการชุบแข็งทั้งชิ้นจะมีอัตราการยืดตัวต่ำกว่าเหล็ก Dual phase ถึงเกือบเท่าตัวเลยทีเดียว

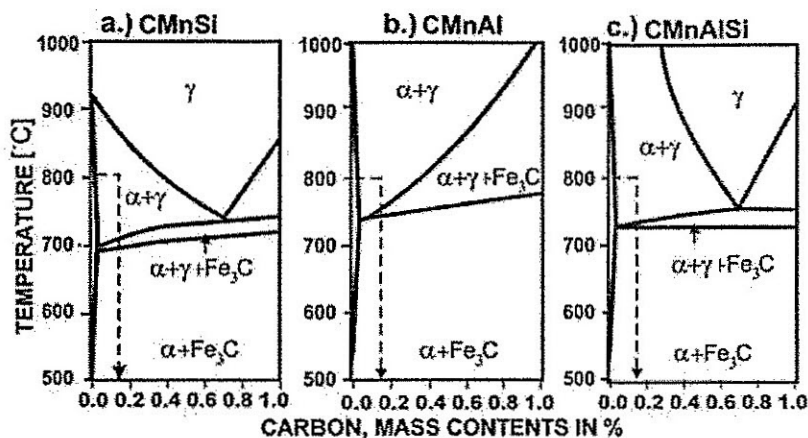
เหล็กกล้า-TRIP เป็นเหล็กกล้าที่อยู่ในกลุ่มเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษ Advanced high strength steel AHSS) มีโครงสร้างพื้นฐานเป็นเฟสเฟอร์ไรต์ และยังมีโครงสร้างอื่นๆ เช่น ออสเตไนต์, เบนไนต์, มาร์เทนไซต์รวมอยู่ด้วย การทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้าง ณ อุณหภูมิคงที่ ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงออสเตไนต์เป็นเบนไนต์ ปริมาณของออสเตไนต์เหลือค้างขึ้นกับปริมาณของคาร์บอนและซิลิกอน ซึ่งทั้งสองจะส่งผลให้มีปริมาณออสเตไนต์เหลือค้างมากขึ้น ระหว่างการทำให้เกิดเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ จะทำให้เกิดความสามารถในการเพิ่มความแข็งแรงในปริมาณที่สูง เช่นเดียวกับ เหล็กกล้า-DP ออสเตไนต์เหลือค้างจะเปลี่ยนแปลงเป็นมาร์เทนไซต์ และถ้าปริมาณความเครียดและอัตราความเครียดเพิ่มมากขึ้น จะส่งผลให้ออสเตไนต์เหลือค้างเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากขึ้น [1]

การผลิตเหล็กกล้า-DP และเหล็กกล้า-TRIP จากการศึกษาอาศัยการควบคุมการเย็นตัวในลักษณะที่ต่างกันอย่างแสดงในภาพที่ 2.7 ซึ่งเป็น TTT Diagram ที่ถูกซ้อนทับด้วยเส้นการเย็นตัวและแสดงอิทธิพลของธาตุผสมที่ส่งผลต่อลักษณะของ TTT Diagram ของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษ



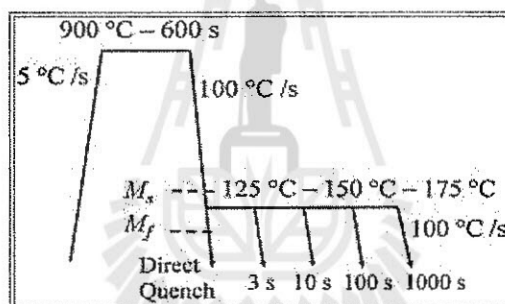
ภาพที่ 2.7 อิทธิพลของธาตุผสมที่ส่งผลต่อ TTT Diagram (คัดลอกจาก [6])

ธาตุที่ผสมในเหล็กมีมากมายหลายธาตุ ซึ่งแต่ละธาตุจะให้ผลต่อเหล็กแตกต่างกัน ในการศึกษาบทบาทของธาตุเหล่านี้สามารถแยกออกเป็นกลุ่มเพื่อความสะดวก ดังเช่น กลุ่มเพื่อเพิ่มเสถียรภาพของออสเทนไนต์, กลุ่มเพิ่มเสถียรภาพเฟอร์ไรต์, กลุ่มรวมตัวกับคาร์บอนให้คาร์ไบด์ และกลุ่มรวมตัวกับไนโตรเจนให้ไนไตรด์ ธาตุบางอาจจะให้บทบาทอยู่ได้หลายกลุ่ม การศึกษาบทบาทของธาตุผสมที่ให้ความสนใจคือคาร์บอน, ซิลิคอน, แมงกานีส, และอะลูมิเนียม โดยธาตุคาร์บอนและแมงกานีสซึ่งเป็นกลุ่มเพิ่มเสถียรภาพให้ออสเทนไนต์เมื่อผสมอยู่ในเหล็กจะมีบทบาทขยายอาณาเขตของออสเทนไนต์โดยลดอุณหภูมิของเส้น Ac_3 ให้ต่ำลง และเพิ่มอุณหภูมิของเส้น Ac_1 ให้สูงขึ้นและเมื่อปริมาณของธาตุเหล่านี้เพิ่มมากขึ้น เหล็กผสมจะมีโครงสร้างออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิปกติ ธาตุอะลูมิเนียมและซิลิคอนจัดอยู่ในกลุ่มเพิ่มเสถียรภาพเฟอร์ไรต์ บทบาทของธาตุในกลุ่มนี้จะลดอุณหภูมิของเส้น Ac_1 แต่จะเพิ่มอุณหภูมิของเส้น Ac_3 ให้สูงขึ้นทำให้อาณาเขตของเฟอร์ไรต์กว้างขึ้นไปทางด้านอุณหภูมิสูง อะลูมิเนียมและซิลิคอนนอกจากจะเป็นธาตุที่ส่งผลให้เกิดเฟสเฟอร์ไรต์ขณะทำการรีดร้อน ในช่วงอุณหภูมิ 800-950 °C ในขณะเดียวกันการมีอะลูมิเนียมและซิลิคอนปรากฏอยู่ในออสเทนไนต์ที่มีคาร์บอนสูง จะส่งผลให้ไม่เกิดคาร์ไบด์ ทำให้ออสเทนไนต์รักษาปริมาณคาร์บอนและคงเป็นออสเทนไนต์เหลือค้างที่อุณหภูมิห้อง อิทธิพลของธาตุผสมในส่วนประกอบทางเคมีสามารถทำการคำนวณแผนภูมิสมดุลของเหล็กได้ดังแสดงในภาพที่ 2.8 [6]



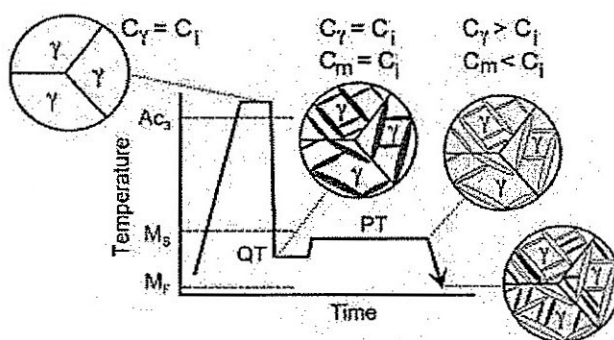
ภาพที่ 2.8 แผนภูมิสมดุลของ CMnSi , CmnAl และ CMnAlSi (คัดลอกจาก [6])

ในปัจจุบันกระบวนการอบชุบอีกประเภทที่มีศักยภาพในการนำมาใช้อบชุบคือ quenching and partitioning(Q&P) โดยแผนภาพแสดงลักษณะกระบวนการ quenching and partitioning(Q&P) ได้ทำการสรุปลำดับของขั้นตอนในการผลิตดังแสดงในภาพที่ 2.9



ภาพที่ 2.9 วิธีการ quenching and partitioning (Q&P) (คัดลอกจาก [7])

วิธีการ quenching and partitioning (Q&P) อาศัยการทำให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วไปที่อุณหภูมิระหว่างอุณหภูมิเริ่มต้นของการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์(M_s) กับอุณหภูมิสุดท้ายของการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ (M_f) เพื่อให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์ขึ้นจำนวนหนึ่ง จากนั้นจะทิ้งไว้ที่อุณหภูมิคงที่ซึ่งจะทำให้คาร์บอนที่อยู่ในมาร์เทนไซต์แพร่เข้าไปในออสเตไนต์ ออสเตไนต์จึงมีเสถียรภาพได้ที่อุณหภูมิห้อง หลังจากเสร็จสิ้นกระบวนการทั้ง 2 ขั้นแล้วจะทำให้เกิดการเย็นตัวจนถึงอุณหภูมิห้อง โครงสร้างสุดท้ายจึงยังคงเหลือโครงสร้างออสเตไนต์ที่มีคาร์บอนละลายอยู่เข้มข้นอยู่ร่วมกับมาร์เทนไซต์ ทั้งนี้มีวิธีการทดลองคือให้ความร้อนแก่ชิ้นงานตัวอย่างในอัตรา 5°C ต่อวินาทีจนถึงอุณหภูมิที่เกิดการเปลี่ยนเฟสเป็นออสเตไนต์ที่อุณหภูมิ 900°C คงอุณหภูมิเป็นเวลา 10 นาที และทำให้เกิดการเย็นตัวในอัตรา 100°C ต่อวินาทีจนถึงอุณหภูมิ 125°C , 150°C และ 175°C ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่อยู่ในช่วงของการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ และคงอุณหภูมิไว้โดยใช้เวลาต่างๆกัน จากนั้นปล่อยให้เกิดการเย็นตัวมาที่อุณหภูมิห้อง พบว่าอุณหภูมิที่ใช้ในการทำ partitioning มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคเพียงเล็กน้อยเท่านั้น แต่ปัจจัยที่สำคัญต่อการเกิดออสเตไนต์มากกว่าคือการแพร่ของคาร์บอนเข้าไปในออสเตไนต์ในระหว่างการเกิดเฟอร์ไรต์ [7]



ภาพที่ 2.10 กระบวนการ quenching and partitioning (Q&P) (คัดลอกจาก [8])

ภาพที่ 2.10 ได้ทำการสรุปลำดับของขั้นตอนในการผลิต โดยขั้นตอนแรกทำออสเตไนท์ซิง เพื่อให้ได้ ออสเตไนต์ทั้งหมด จากนั้นทำให้เกิดการเย็นตัวโดยการชุบในอ่างเกลือ ซึ่งพบว่าออสเตไนต์จะเกิดการเปลี่ยนแปลงเป็นมาร์เทนไซต์บางส่วนและยังคงเหลือออสเตไนต์เหลือค้าง และทำการอบต่อเนื่องในอ่างเกลือ (partitioning, PT) คาร์บอนจะแพร่ไปยังออสเตไนต์ส่งผลให้มีความเสถียรภาพทางเคมีสูงขึ้น จากนั้นเมื่อเกิดการเย็นตัวหลังจากกระบวนการ partitioning แล้วจึงทำให้เกิดเป็นออสเตไนต์เหลือค้างขึ้น และจากการที่ ออสเตไนต์มีคาร์บอนละลายอยู่ปริมาณมากจึงส่งผลให้อุณหภูมิเริ่มต้นของการเปลี่ยนแปลงเป็นมาร์เทนไซต์ (M_s) ลดลงจนถึงอุณหภูมิห้องหรือต่ำกว่านั้น ดังนั้นจากภาพที่ 2.10 แสดงให้เห็นว่ามีโอกาสที่จะทำให้เกิดมาร์เทน ไซต์จากออสเตไนต์ที่มีเสถียรภาพทางเคมีไม่เพียงพอในระหว่างการเย็นตัวขั้นสุดท้าย มาร์เทนไซต์ที่ได้จาก ขั้นตอนนี้จะแตกต่างออกไปจากมาร์เทนไซต์ที่เกิดก่อนหน้านี้ โดยจะมีความเข้มข้นของคาร์บอนที่มากกว่าเดิม ทั้งนี้ในระหว่างกระบวนการ partitioning อาจมีโอกาสทำให้เกิดโครงสร้างเบนไนท์ขึ้นในกรณีที่ใช้เวลาในการ partitioning นานๆ [8]



บทที่ 3

ระเบียบวิธีวิจัยและวิธีการทดลอง

3.1 วิธีดำเนินการวิจัย

3.1.1 คัดเลือกชนิดของเหล็กกล้าที่จะนำมาใช้ในการทดลอง ซึ่งชนิดที่สามารถหาได้จากตลาดภายในประเทศไทย คือเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเจือแมงกานีสและซิลิคอนสำหรับงานโครงสร้างทั่วไปซึ่งผลิตจากกระบวนการรีดร้อน ได้แก่ SS400 และ SM490YA ทน 3 มิลลิเมตร ตารางที่ 3.1 แสดงส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าทั้งสองชนิดที่ใช้ในการทดลองนี้

3.1.2 ออบชุบทางความร้อนเหล็กกล้าด้วยวิธีการและสภาวะต่าง ๆ กัน เพื่อให้เกิดโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบไปด้วยเฟอร์ไรต์ และมาร์เทนไซต์หรือเบนไนต์และออสเตไนต์เหลือค้างในปริมาณต่าง ๆ กัน โดยในการทดลองอบชุบแบ่งเป็น กลุ่มที่ชุบน้ำมุงหวังให้ได้โครงสร้างแบบเหล็กกล้า DP และ กลุ่มที่ชุบเกลือหลอมเหลวมุงหวังให้ได้โครงสร้างแบบเหล็กกล้า TRIP โดยแผนผังแสดงสภาวะการทดลองอบชุบอยู่ในภาพที่ 3.1

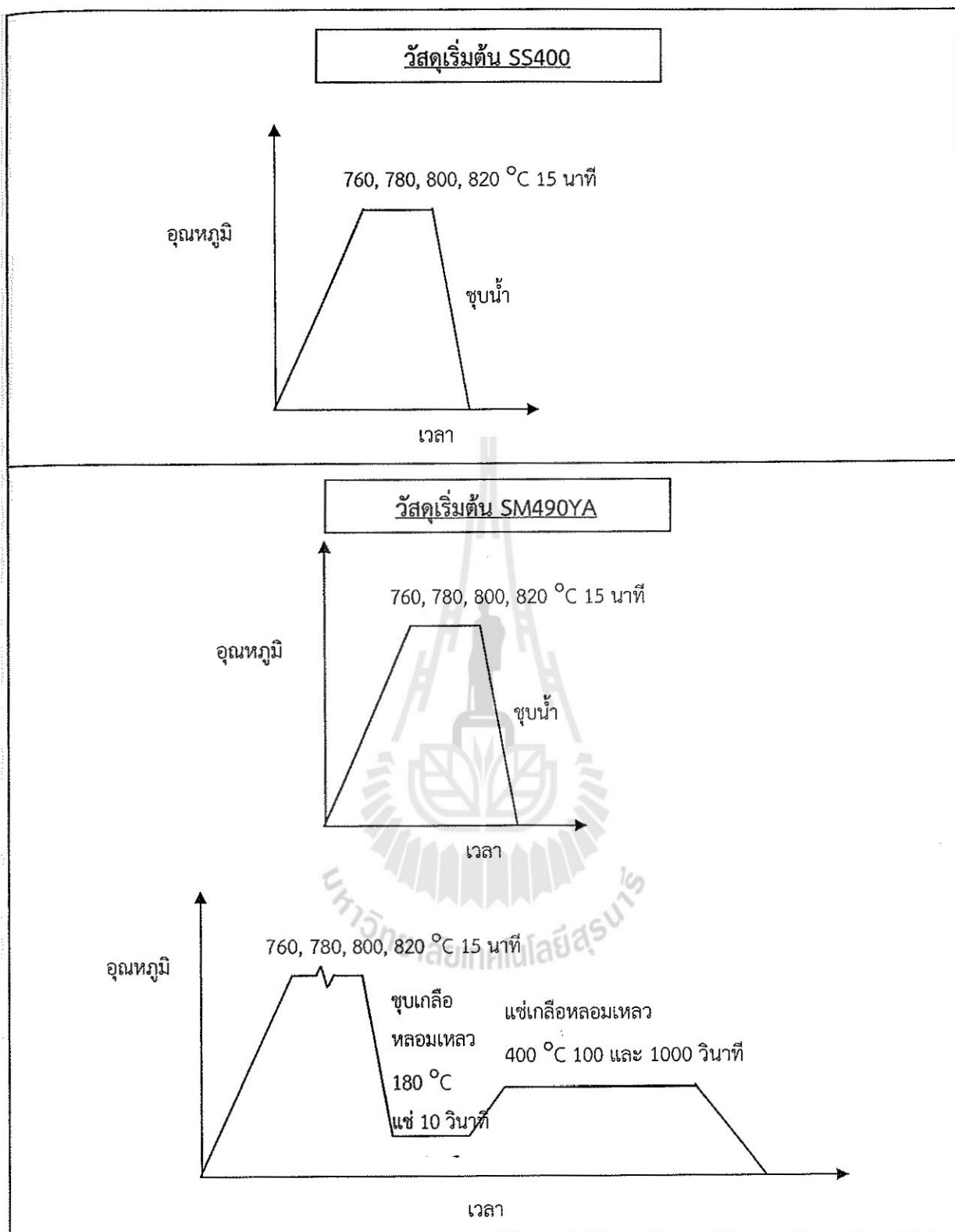
3.1.3 ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ตรวจสอบวัดปริมาณเฟสต่างๆ ด้วยเครื่องมือและ เทคนิคต่างๆ ที่เหมาะสม เช่น SEM, Image analysis, Point Analysis (ASTM E562) และ X-ray diffraction เป็นต้น และตรวจสอบคุณสมบัติเชิงกล ได้แก่ สมบัติแรงดึง strain hardening exponent และ plastic anisotropy โดยอ้างอิงมาตรฐานการทดสอบ ASTM E8 E646 และ E517

3.1.4 วิเคราะห์และสรุปผลการทดลอง

3.1.5 ศึกษาลักษณะของกระบวนการ เครื่องจักรอุปกรณ์ที่มีอยู่แล้วในสถานประกอบการ และ ประเมินความคุ้มค่าในการลงทุน

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้า SS400 และ SM490YA

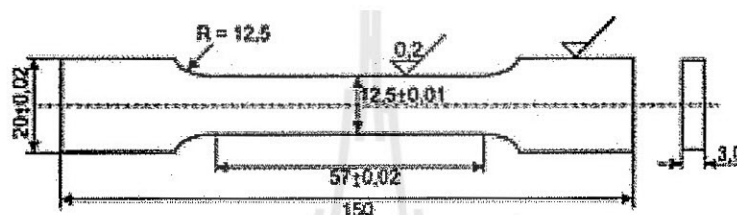
Classifications	Chemical Compositions				
	C	Si	Mn	P	S
SS400	0.17	0.2	0.6	0.015	0.019
SM490YA	0.18	0.41	1.25	0.013	0.021



ภาพที่ 3.1 แผนผังแสดงลักษณะการอบชุบที่ทำการทดลอง

3.2 วิธีการเตรียมชิ้นงานและการทดลองอบชุบ

3.2.1 เตรียมชิ้นงานจากเหล็กแผ่นรีดร้อน โดยนำมาแบ่งย่อยด้วยเครื่องตัดเฉือนให้ได้ขนาด $20 \times 24 \times 3$ มิลลิเมตร ซึ่งเป็นรูปร่างที่เตรียมไว้ก่อนนำไปกัดให้เป็นชิ้นงานตามแบบมาตรฐานการทดสอบแรงดึงเหล็กแผ่น ASTM E8 ทั้งนี้กำหนดแนวในชิ้นงานการทดสอบแรงดึงใน 3 รูปแบบ คือกำหนดให้แนวดึงไปตามแนวรีด , ทำมุม 45 องศา กับแนวรีด, และแนว 90 องศา กับแนวรีด (หรือตามแนวขวางการรีดนั่นเอง)



ภาพที่ 3.2 มิติของชิ้นงานทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM E-8 (หน่วยมิลลิเมตร)

3.2.2 หลังจากได้ชิ้นงานทดสอบเรียบร้อยแล้วนำมาทำอบอ่อนในช่วงอุณหภูมิวิกฤต ได้แก่ 760, 780, 800 และ 820 องศาเซลเซียส ระยะเวลาในการอบ 15 นาที บรรยากาศภายในเตาอบจะมีการผ่านก๊าซอาร์กอนเข้าไปภายในเตาด้วยเพื่อลดปริมาณก๊าซออกซิเจนพร้อมทั้งใส่ผงซิงค์ลึงเหล็กหล่อเข้าไปภายในเตาเพื่อลดการสูญเสียของคาร์บอนในผิวชิ้นงาน เมื่ออบไว้ภายในเตาได้ระยะเวลา 15 นาทีแล้วนำออกจากเตาชุบน้ำอย่างรวดเร็ว จากนั้นนำชิ้นงานไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาพและกัดให้ได้รูปร่างสุดท้ายสำหรับทดสอบแรงดึง ทั้งนี้จำนวนชิ้นงานในแต่ละสภาวะที่ทดลองคือ 3 ชิ้นงานขึ้นไป

ตารางที่ 3.1 รายการชิ้นงานที่นำมาทดสอบแรงดึง

อุณหภูมิในการอบชุบ (องศาเซลเซียส)	ระยะเวลาในการอบ (นาที)	แนวในการรับแรง	จำนวนชิ้นงานทดสอบ
ไม่อบ (สภาพหลังรีดร้อน)	-	0 °	3
		45 °	3
		90 °	3
760	15	0 °	4
		45 °	4
		90 °	4
780	15	0 °	4
		45 °	4
		90 °	4
800	15	0 °	4
		45 °	4
		90 °	4
820	15	0 °	4
		45 °	4
		90 °	4

3.2.3 ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าหลังชุบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงสะท้อนและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด โดยเตรียมชิ้นงานด้วยวิธีการเตรียมตามปกติ ได้แก่ การขัดหยาบ ขัดละเอียด และกัดกรดด้วยกรดไนตริก 3% ในเอทานอล

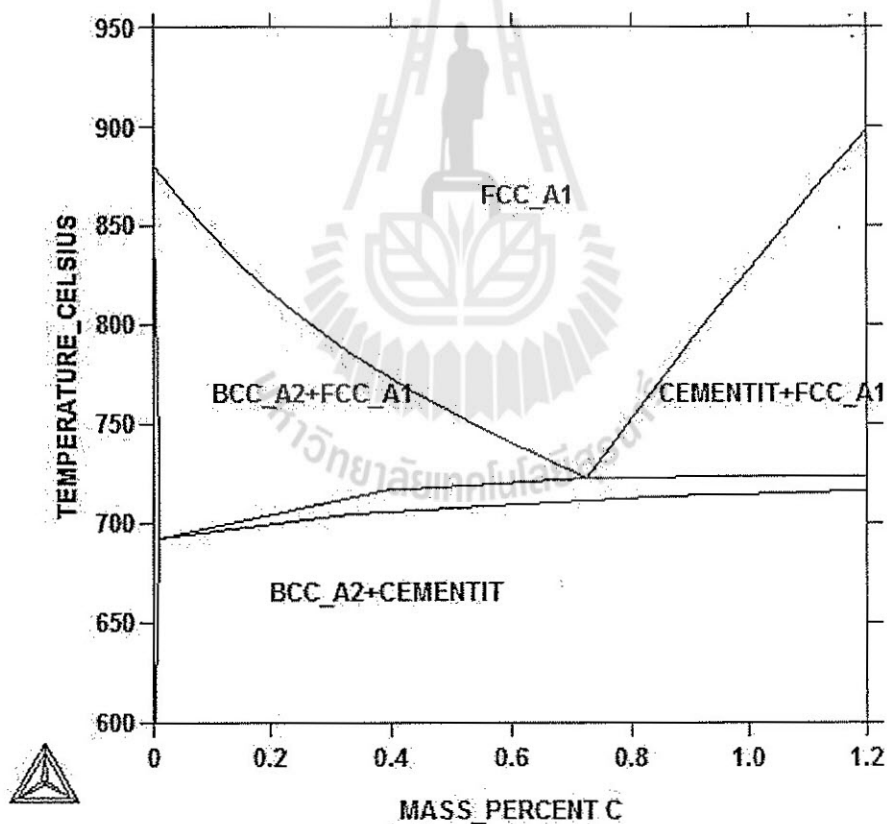
3.2.4 วิเคราะห์ปริมาณเฟสด้วยโปรแกรมวิเคราะห์ภาพ (Image analyzer) และวิธีการวิเคราะห์แบบจุด (point analysis) โดยทั้งสองวิธีนั้น วิเคราะห์จากจากภาพจำนวนทั้งหมด 10 ภาพ ต่อ 1 สภาวะการอบชุบ

3.2.5 ทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM E8 ความเร็วในการเคลื่อนที่ของชุดจับ 5 มิลลิเมตร ต่อนาที หาจุดครากจากจุดครากต่ำ หรือ จุดครากที่ความเครียด 0.2% ทั้งนี้ขึ้นกับพฤติกรรมของเหล็ก โดยทดสอบจนขาด 3 ชิ้นต่อสภาวะ และทดสอบจนถึงค่าความเครียด 15% แล้วหยุด จำนวน 3 ชิ้นต่อสภาวะอบชุบและต่อแนวการดึง นำชิ้นงานมาวัดขนาดภายหลัง เพื่อนำไปหาค่า plastic anisotropy รายละเอียดเพิ่มเติมในภาคผนวก

3.2.6 คำนวณหาค่า strain hardening exponent โดยอิงตามมาตรฐาน ASTM E 646 โดยจำนวนข้อมูลทั้งหมด 5 ข้อมูลจากช่วงการเปลี่ยนรูปแบบถาวรบนกราฟความเค้น-ความเครียดที่นำมาคิดค่า n รายละเอียดเพิ่มเติมในภาคผนวก

3.2.7 สำหรับการระบุอสเตไนต์ที่ปรากฏในชิ้นงานชุบเกลือหลอมเหลวนั้น ใช้เทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ โดยเตรียมชิ้นงานด้วยการขัดหยาบและขัดละเอียด จากนั้นกัดกรดเพื่อขจัดชั้นโลหะที่เกิดการเปลี่ยนรูปถาวรจากการขัดหยาบ ขัดละเอียดอีกครั้งแล้วกัดกรด ทำซ้ำทั้งหมด 3 ครั้ง แล้วหยุดที่สภาพขัดละเอียด นำไปวิเคราะห์ด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ของ Siemens รุ่น D5005

3.2.8 คำนวณทางเทอร์โมไดนามิกส์ด้วยซอฟต์แวร์ ThermoCalc ฐานข้อมูล TCFe3 เพื่อใช้วิเคราะห์ร่วมกับการทดลอง



ภาพที่ 3.3 แผนภาพ Pseudo Binary Phase Diagram กำหนดปริมาณ Mn= 1.2 wt.% และ Si = 0.5%

บทที่ 4

ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผลการทดลอง

ในการทดลองได้แบ่งเป็น 2 ชุดตามชั้นคุณภาพของเหล็กกล้างานโครงสร้าง ได้แก่ ชุดที่ 1 เหล็กกล้างานโครงสร้างชั้นคุณภาพ SS400 และชุดที่ 2 เหล็กกล้างานโครงสร้างชั้นคุณภาพ SM490YA ดังนั้นจึงแยกหัวข้อผลการทดลองออกตามชุดการทดลองดังกล่าว โดยชุดการทดลอง SS400 เป็นชุดที่มุ่งหวังให้ได้โครงสร้างแบบสองเฟส และ SM490YA เป็นชุดที่มุ่งหวังให้ได้โครงสร้างแบบเหล็กกล้า TRIP โดยทั้งสองชุดแบ่งย่อยการทดลองออกเป็น 3 ส่วนดังนี้

ส่วนที่ 1 ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าที่ผ่านการอบ ที่อุณหภูมิ 760 780 800 820 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 15 นาที ทำให้ชิ้นงานเย็นตัวอย่างรวดเร็วโดยการชุบลงในน้ำและโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิและเวลาดังกล่าวเช่นกัน แต่ทำให้เกิดการเย็นตัวโดยการชุบลงในอ่างเกลือที่มีอุณหภูมิ 180 °C ที่ทิ้งไว้เป็นเวลา 10 วินาที แล้วทำการชุบต่อเนื่องในอ่างเกลือที่มีอุณหภูมิ 400 °C ที่ทิ้งไว้เป็นเวลา 100 และ 1000 วินาที จากนั้นปล่อยให้เกิดการเย็นตัวในอากาศ

ส่วนที่ 2 การศึกษาปริมาณมาร์เทนไซต์ที่ได้จากการวิเคราะห์ภาพและการวิเคราะห์แบบจุด

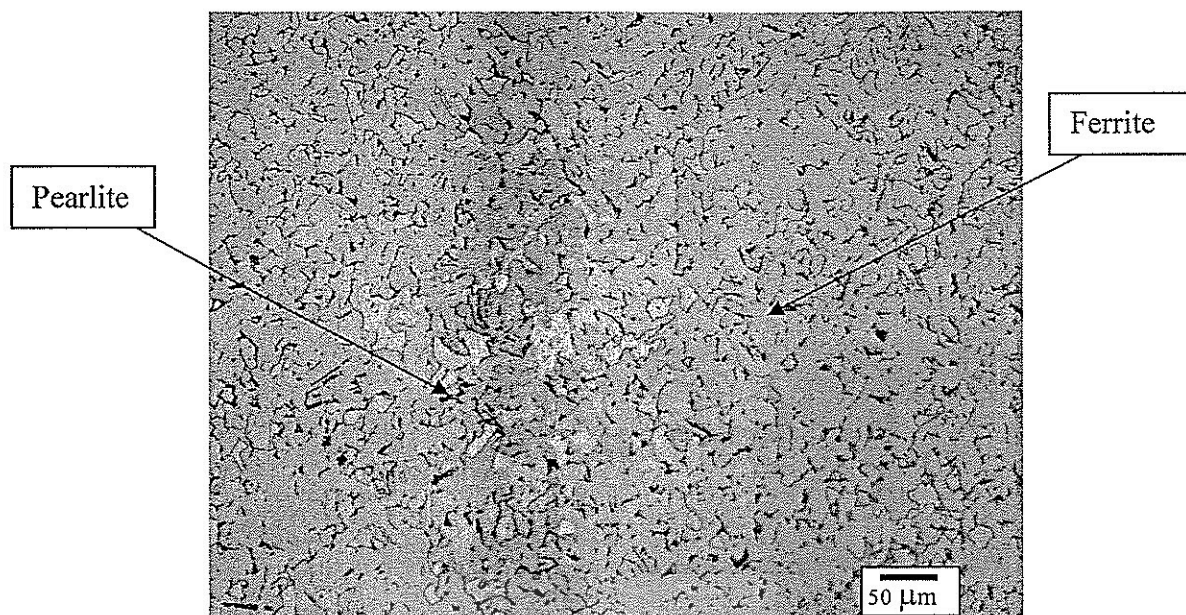
ส่วนที่ 3 การศึกษาคุณสมบัติเชิงกลของเหล็กกล้าที่ผ่านกระบวนการตามส่วนที่ 1

4.1 การอบชุบเหล็กกล้างานโครงสร้างชั้นคุณภาพ SS400

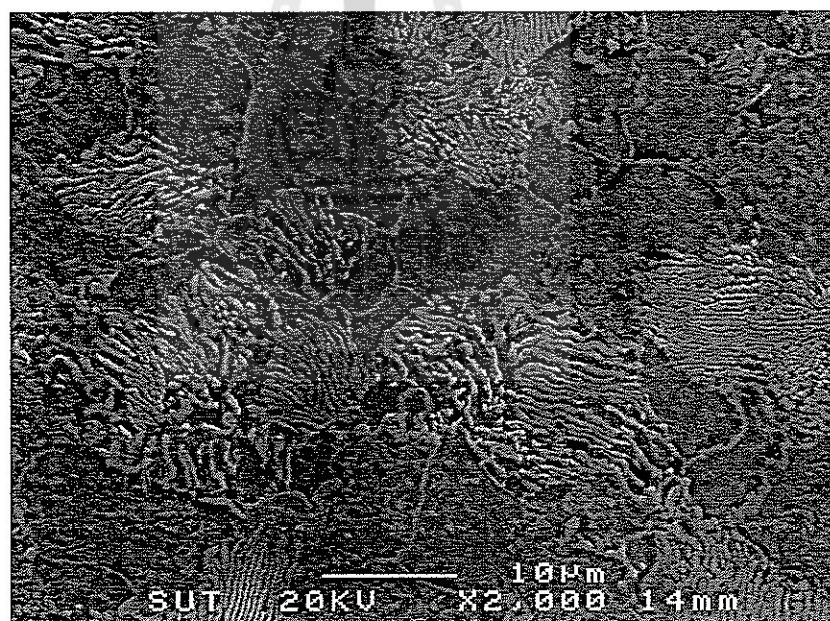
ในชุดนี้เป็นชุดที่ชุบน้ำเท่านั้นเนื่องจากส่วนผสมทางเคมีไม่เหมาะสมที่จะทดลองชุบในเกลือหลอมเหลวเพื่อให้ได้โครงสร้างแบบเหล็กกล้า TRIP หรือ complex

4.1.1 โครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของเหล็กกล้า SS400 ก่อนและหลังการอบชุบโดยชุบน้ำ

ภาพโครงสร้างจุลภาคของเหล็กแผ่นรีดร้อนเกรด SS400 ก่อนนำมาอบชุบดังในภาพที่ 4.1 ประกอบด้วยโครงสร้างเฟอร์ไรต์กระจายในเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์ โครงสร้างนี้ยังไม่ได้ผ่านการอบชุบทำให้ค่าความแข็งแรงดึงไม่สูงมากนัก โดยตามเกณฑ์มาตรฐานเหล็กโครงสร้างเกรด SS400 จะต้องมีค่าความเค้นแรงดึงสูงสุดไม่น้อยกว่าที่ 400 MPa นอกจากนี้ยังพบลักษณะโครงสร้างไม่สม่ำเสมอที่เรียกว่า “Hot Band” ซึ่งเป็นผลจากส่วนผสมทางเคมีที่ไม่สม่ำเสมอในเนื้อเหล็กทำให้เมื่อเย็นตัวลงเกิดเป็นแถบชั้นของเกรนที่เป็นเฟอร์ไรต์เป็นส่วนใหญ่หรือเฟอร์ไรต์ เป็นส่วนใหญ่ ภาพที่ 4.2 เป็นภาพถ่ายอิเล็กตรอนทุติยภูมิจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด แสดงให้เห็นลักษณะ Hot Band



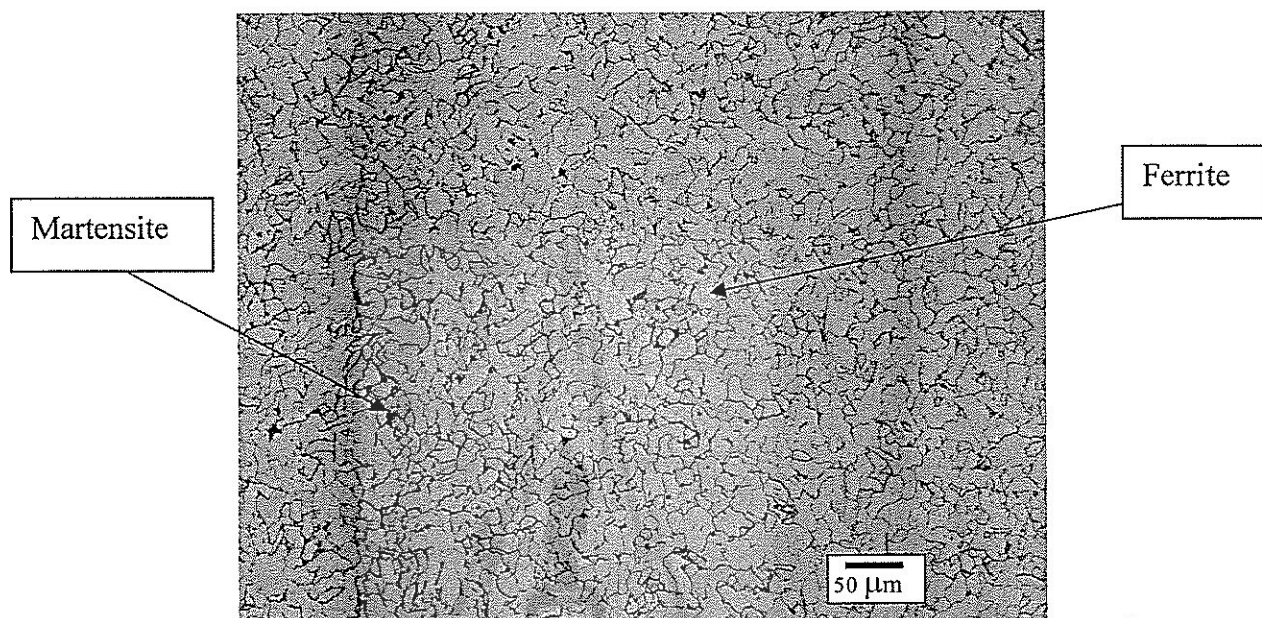
ภาพที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กแผ่นรีดร้อนเกรด SS400 ที่ยังไม่ผ่านการอบชุบ (บริเวณที่สีจาง คือ เฟอร์ไรต์ และบริเวณสีเข้มคือเพิร์ลไลต์)



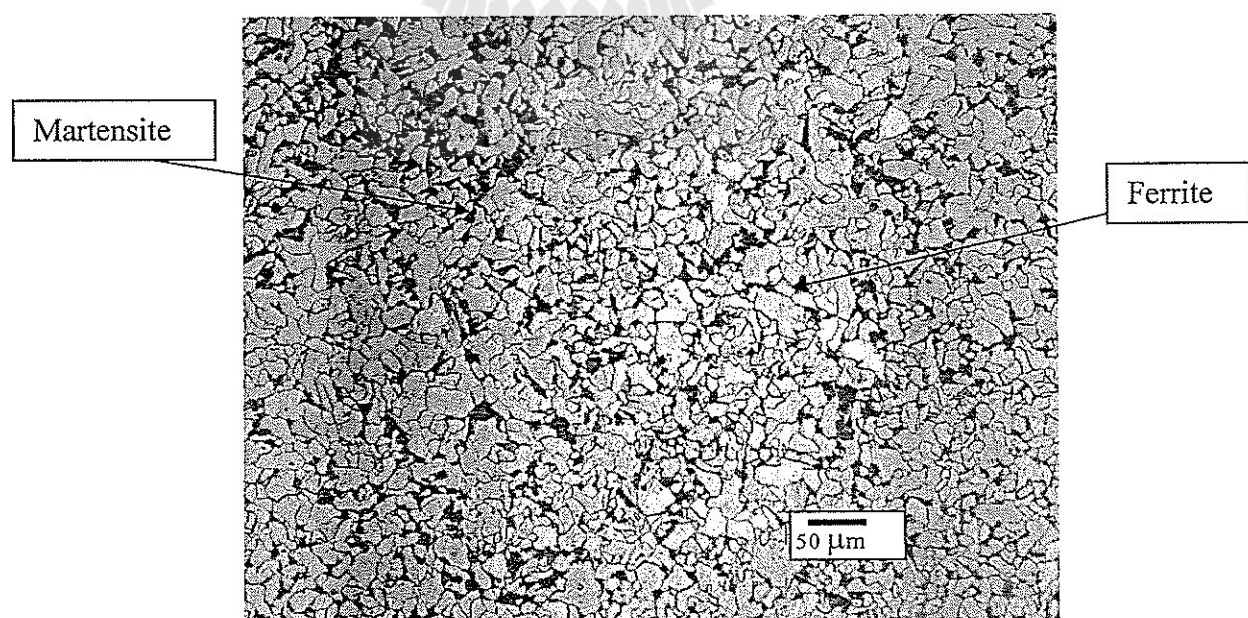
ภาพที่ 4.2 ภาพถ่ายอิเล็กตรอนทุติยภูมิจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

เมื่อเหล็กแผ่นรีดร้อนเกรด SS400 ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 760 องศาเซลเซียสแล้วชุบน้ำ โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยมาเทนไซต์และเฟอร์ไรต์ โดยเกิดมาเทนไซต์ที่เป็นเกรนเล็กๆกระจายทั่วไป ดังในภาพที่ 4.3 หรือบางบริเวณมีมาเทนไซต์อยู่บริเวณที่ขอบเกรนสามเกรนจบบันซึ่งเป็นลักษณะที่ต้องการเนื่องจาก จะส่งผลให้ความแข็งแรงสูงขึ้น การอบที่ช่วงอุณหภูมิ 760 องศาเซลเซียสจะให้

ปริมาณมาเทนไซด์เท่ากับ 12.04% การใช้อุณหภูมิ 760 องศาเซลเซียส จะทำให้เหล็กเกรด SS400 อยู่ในช่วงอุณหภูมิวิกฤต เกิดเป็นโครงสร้างเฟอร์ไรต์และออสเทนไนต์ ซึ่งช่วงนี้เองที่ออสเทนไนต์มีปริมาณคาร์บอนมากกว่าเมื่อเทียบกับปริมาณคาร์บอนในออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิเหนือเส้น A3 ดังนั้นความสามารถในการชุบแข็งของออสเทนไนต์ในช่วงอุณหภูมิวิกฤตจึงมากกว่า และมีโอกาสชุบแข็งแล้วได้โครงสร้างมาเทนไซด์

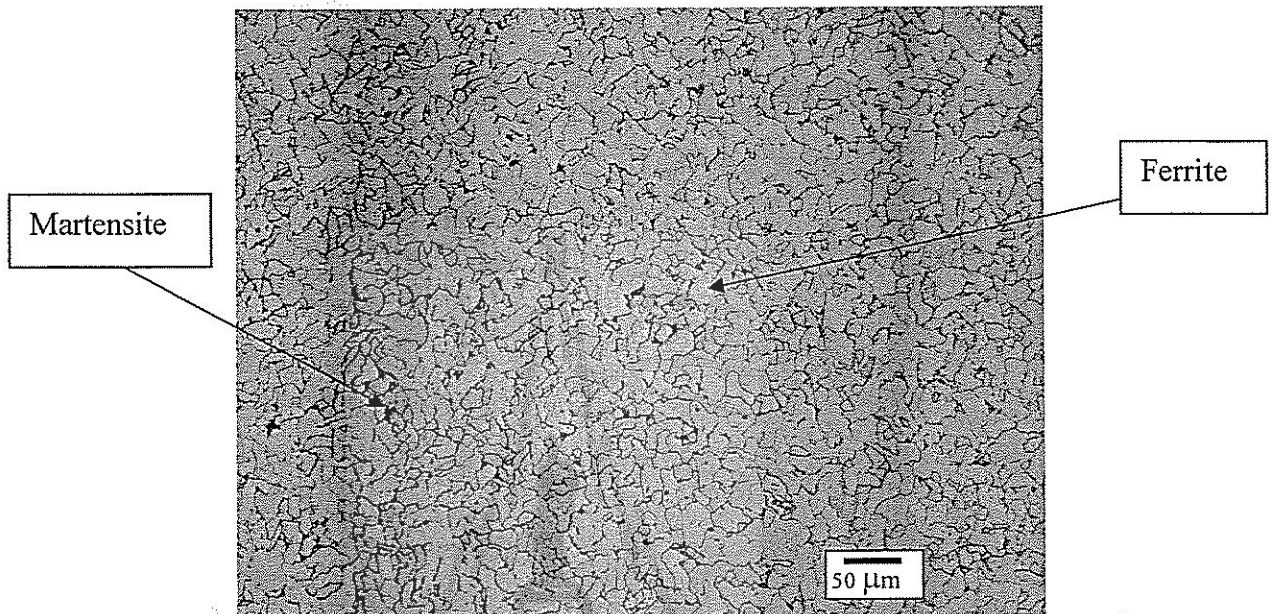


ภาพที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กแผ่นรีดร้อนเกรด SS400 ที่ผ่านการอบที่ 760 องศาเซลเซียสแล้วชุบน้ำ (บริเวณที่สีจาง คือ เฟอร์ไรต์ และบริเวณสีเข้มคือมาร์เทนไซด์)

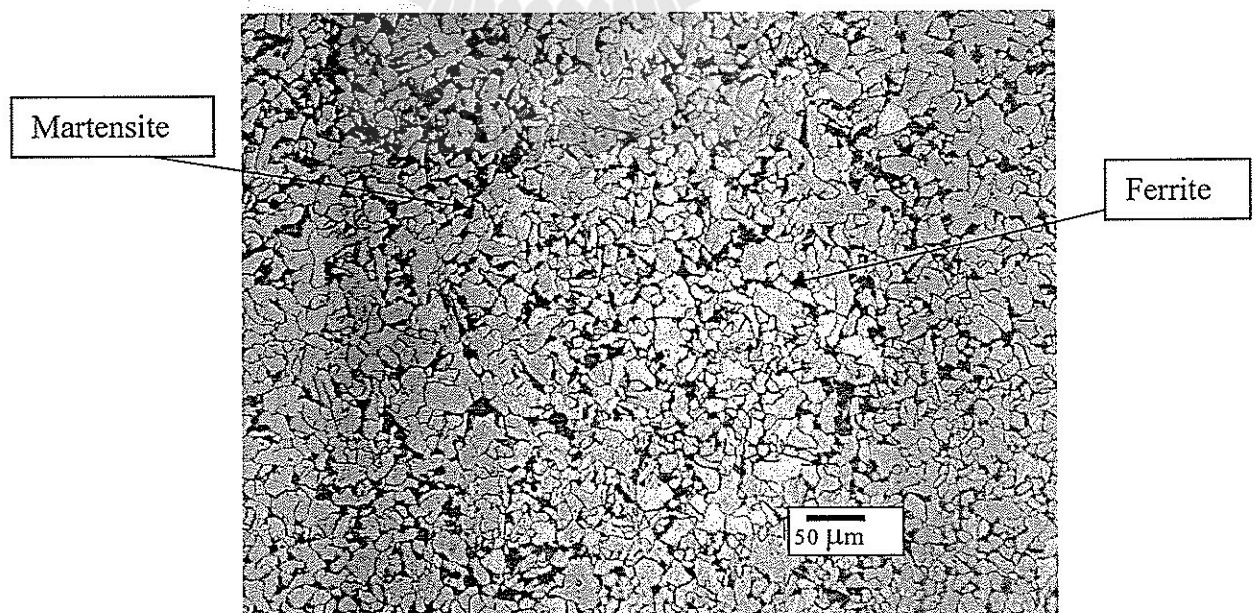


ภาพที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กแผ่นรีดร้อนเกรด SS400 ที่ผ่านการอบที่ 780 องศาเซลเซียสแล้วชุบน้ำ (บริเวณที่สีจาง คือ เฟอร์ไรต์ และบริเวณสีเข้มคือมาร์เทนไซด์)

ปริมาณมาเทนไซด์เท่ากับ 12.04% การใช้อุณหภูมิ 760 องศาเซลเซียส จะทำให้เหล็กเกรด SS400 อยู่ในช่วงอุณหภูมิวิกฤต เกิดเป็นโครงสร้างเฟอร์ไรต์และออสเทนไนต์ ซึ่งช่วงนี้เองที่ออสเทนไนต์มีปริมาณคาร์บอนมากกว่าเมื่อเทียบกับปริมาณคาร์บอนในออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิเหนือเส้น A3 ดังนั้นความสามารถในการชุบแข็งของออสเทนไนต์ในช่วงอุณหภูมิวิกฤตจึงมากกว่า และมีโอกาสชุบแข็งแล้วได้โครงสร้างมาเทนไซด์

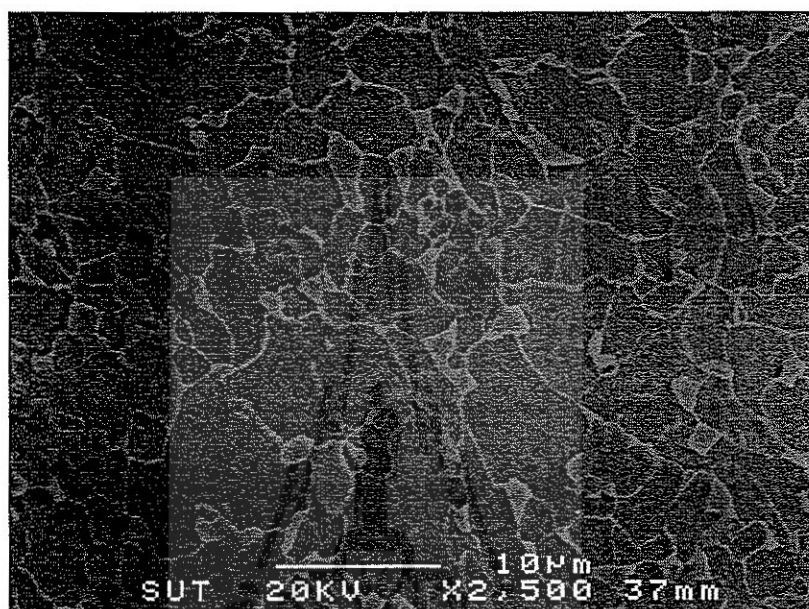


ภาพที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กแผ่นรีดร้อนเกรด SS400 ที่ผ่านการอบที่ 760 องศาเซลเซียสแล้วชุบน้ำ (บริเวณที่สีจาง คือ เฟอร์ไรต์ และบริเวณสีเข้มคือมาร์เทนไซด์)



ภาพที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กแผ่นรีดร้อนเกรด SS400 ที่ผ่านการอบที่ 780 องศาเซลเซียสแล้วชุบน้ำ (บริเวณที่สีจาง คือ เฟอร์ไรต์ และบริเวณสีเข้มคือมาร์เทนไซด์)

เมื่ออุณหภูมิที่อบเพิ่มขึ้นเป็น 780 องศาเซลเซียส ปริมาณมาเทนไซด์จะเพิ่มสูงขึ้น ดังเห็นได้ชัดเจนในภาพที่ 4.4 บริเวณสีดำเป็นมาเทนไซด์ การอบที่อุณหภูมิ 780 องศาเซลเซียส นี้ แม้จะให้ปริมาณมาเทนไซด์มากขึ้น แต่สิ่งหนึ่งที่มาพร้อมกันคือ ปริมาณคาร์บอนในมาร์เทนไซด์นั้นย่อมน้อยกว่าที่ได้จากการอบที่ 760 องศาเซลเซียส ซึ่งทำนายได้จากเส้น A_3 ในแผนภูมิแก๊สสมดุลของเหล็กและเหล็กคาร์ไบด์ และมาร์เทนไซด์ที่มีคาร์บอนต่ำกว่าจะมีความแข็งต่ำกว่าซึ่งอาจส่งผลให้ประสิทธิภาพการเพิ่มความแข็งแรงนั้นไม่ดึ้นัก

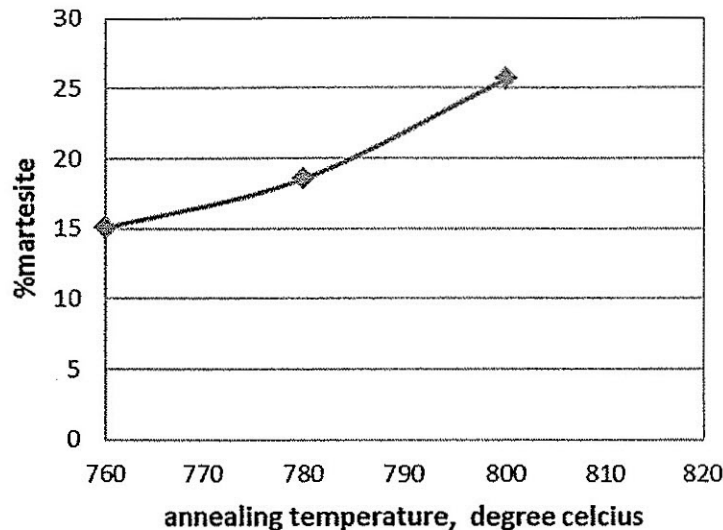


ภาพที่ 4.5 ภาพถ่ายอิเล็กตรอนทุติยภูมิแสดงโครงสร้างจุลภาคของเหล็กแผ่นรีดร้อนเกรด SS400 ที่ผ่านการอบที่ 780 องศาเซลเซียสแล้วชุบน้ำ (บริเวณที่สว่างหรือทึบ คือ มาร์เทนไซด์ และบริเวณสีเข้มคือเฟอร์ไรต์)

และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบอ่อนเป็น 800 องศาเซลเซียสปริมาณมาร์เทนไซด์เพิ่มสูงขึ้นเป็น 25.6% ภาพที่ 4.5 แสดงตัวอย่างภาพโครงสร้างจุลภาคที่ผ่านการอบอ่อนเป็น 800 องศาเซลเซียสโดยในภาพนี้เป็นภาพถ่ายอิเล็กตรอนทุติยภูมิจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ส่วนในตารางที่ 4.1 แสดงค่าเฉลี่ยปริมาณมาร์เทนไซด์ ที่ได้จากการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 760 780 และ 800 องศาเซลเซียส ซึ่งหาจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคเชิงปริมาณ

ตารางที่ 4.1 ปริมาณมาร์เทนไซด์ที่ได้จากการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 760 780 และ 800 องศาเซลเซียส

อุณหภูมิอบ (องศาเซลเซียส)	ค่าเฉลี่ย %โดยพื้นที่ ของมาร์เทนไซด์
760	15.04
780	18.52
800	25.67



ภาพที่ 4.6 ปริมาณมาร์เทนไซต์ในเหล็กกล้า SS400 ที่ได้จากการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 760 780 และ 800 องศาเซลเซียส

4.1.2 สมบัติแรงดึงของเหล็กกล้า SS400 ก่อนและหลังอบชุบในช่วงอุณหภูมิวิกฤต

ผลการทดสอบแรงดึงเหล็ก SS400 ที่ผ่านการอบในช่วงอุณหภูมิวิกฤตแล้วชุบน้ำ แสดงให้เห็นว่าในช่วงอุณหภูมิที่ทำการทดลองนี้ ค่าความเค้นจุดครากและค่าความเค้นแรงดึงสูงสุดมีค่ามากที่สุดเมื่ออุณหภูมิในการอบเป็น 760 องศาเซลเซียส และลดลงตามอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้น ดังแสดงในตารางที่ 4.2 2 โดยภายหลังจากที่ 760 องศาเซลเซียสนั้น ค่าความเค้นจุดครากและค่าความเค้นแรงดึงสูงสุด เป็น 425 เมกะปาสกาล และ 669 เมกะปาสกาล ตามลำดับ ในขณะที่เปอร์เซ็นต์การยืดตัวเป็น 15.13% ส่วนในทิศทาง 45° และ 90° นั้น พบว่า ค่าความเค้นจุดครากค่าความเค้นแรงดึงสูงสุด และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวต่ำกว่าค่าดังกล่าวของแนวการรีด ซึ่งน่าจะเป็นผลมาจากลักษณะโครงสร้าง ที่ไม่สม่ำเสมอ เช่น Hot Band ที่ปรากฏในเหล็กกล้าตั้งต้น อย่างไรก็ตามเมื่ออบที่อุณหภูมิสูงขึ้นคือที่ 800 องศาเซลเซียส ได้ค่าความเค้นจุดครากเท่ากับ 363 เมกะปาสกาล และให้ค่าความเค้นแรงดึงสูงสุดเท่ากับ 572 เมกะปาสกาล ซึ่งคิดเป็นอัตราส่วนระหว่างความเค้นจุดครากต่อความเค้นแรงดึงสูงสุดเท่ากับ 0.635 ซึ่งแสดงถึงลักษณะที่ใกล้เคียงกับลักษณะของเหล็กกล้าชั้นสูงแบบสองเฟส กล่าวคือเกิดการเปลี่ยนรูปแบบถาวรโดยใช้แรงกระทำที่ไม่สูงมากนัก และมีการเพิ่มความแข็งแรงเพิ่มขึ้นสูงเมื่อเริ่มเกิดการเปลี่ยนรูปแบบถาวร ดังนั้นจะทำให้การกระจายตัวของการเปลี่ยนรูปแบบถาวรเป็นไปได้ทั่วถึงและสม่ำเสมอว่า นอกจากนี้การอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส ให้ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวที่สูงกว่าและใกล้เคียงกันในทุกทิศทางด้วย

นอกจากนี้แล้ว จากการทดสอบแรงดึงใน 3 ทิศทางเทียบกับแนวการรีด พบว่าค่า plastic anisotropy แสดงดังตารางที่ 4.3 ส่วน ค่า strain hardening exponent หาเฉพาะในแนวการรีด

จากผลการทดสอบแรงดึงนี้ หากเปรียบเทียบกับปริมาณมาร์เทนไซต์นั้นกลับพบว่าเมื่อปริมาณมาร์เทนไซต์มากขึ้นกลับทำให้ความเค้นแรงดึงสูงสุดและความเค้นจุดครากต่ำลง ลักษณะดังกล่าวนี้น่าจะเป็นผลมาจากความแข็งแรงของมาร์เทนไซต์ที่แตกต่างกัน โดยการอบในช่วงระหว่างอุณหภูมิวิกฤตนี้ ปริมาณคาร์บอนในมาร์เทนไซต์ที่ได้หลังการชุบน้ำมันลดลงตามอุณหภูมิการอบที่สูงขึ้น

ตารางที่ 4.2 ค่าความเค้นจุดครากค่าความเค้นแรงดึงสูงสุด และเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของ SS400 หลังอบชุบ

สภาพตัวอย่าง SS400 อุณหภูมิอบ (องศาเซลเซียส) และทิศทาง	ความเค้นจุด คราก (MPa)	ความเค้นแรงดึง สูงสุด (MPa)	เปอร์เซ็นต์การ ยืดตัว (%)	ความเค้นจุด ครากต่อความ เค้นแรงดึง สูงสุด	
760	0°	425.00 ± 8.3	668.89 ± 15.4	15.13 ± 2.2	0.64
	45°	345.85 ± 5.6	515.36 ± 11.4	14.20 ± 1.7	0.67
	90°	279.48 ± 7.6	538.13 ± 12.3	9.20 ± 2.6	0.52
780	0°	421.42 ± 6.4	653.22 ± 17.3	15.50 ± 2.4	0.65
	45°	396.63 ± 8.3	535.26 ± 10.6	20.60 ± 1.8	0.74
	90°	378.76 ± 4.3	551.15 ± 12.7	21.60 ± 2.2	0.69
800	0°	363.12 ± 10.6	572.44 ± 10.3	21.20 ± 2.7	0.63
	45°	272.64 ± 6.7	506.12 ± 11.7	23.00 ± 2.4	0.54
	90°	263.90 ± 7.4	604.96 ± 10.3	21.20 ± 2.2	0.44

ตารางที่ 4.3 ค่า plastic anisotropy (r value) และ Work-hardening exponent (n) หลังอบชุบ

Sample	Work-hardening exponent (n)	R-value	Average R- Value (R _{0°} +2R _{45°} +R _{90°})/4
As-received	0°	0.183 ± 0.003	0.66 ± 0.02
	45°	-	0.99 ± 0.01
	90°	-	0.92 ± 0.01
760 °C + Water - Quenched	0°	1.87 ± 0.002	0.66 ± 0.01
	45°	-	0.64 ± 0.02
	90°	-	0.71 ± 0.01
780 °C + Water Quenched	0°	0.195 ± 0.003	0.99 ± 0.02
	45°	-	0.56 ± 0.01
	90°	-	0.55 ± 0.01
800 °C + Water Quenched	0°	0.186 ± 0.003	0.99 ± 0.03
	45°	-	0.68 ± 0.02
	90°	-	0.41 ± 0.01

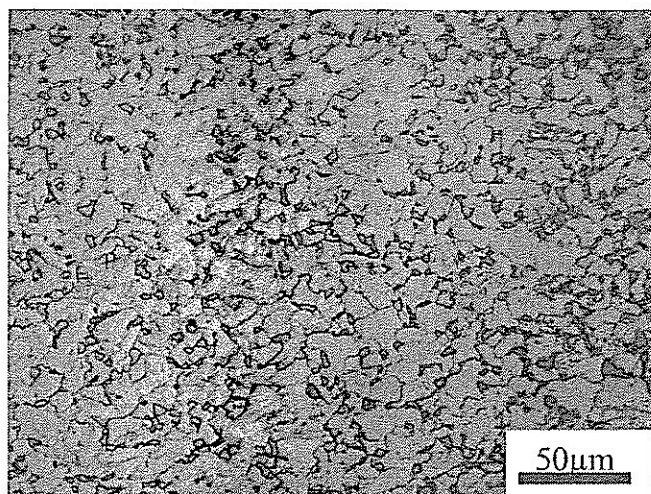
4.2 การอบชุบเหล็กกล้างานโครงสร้างชั้นคุณภาพ SM490YA

4.2.1 โครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของเหล็กกล้า SM490YA ภายหลังจากอบชุบโดยชุบในน้ำ

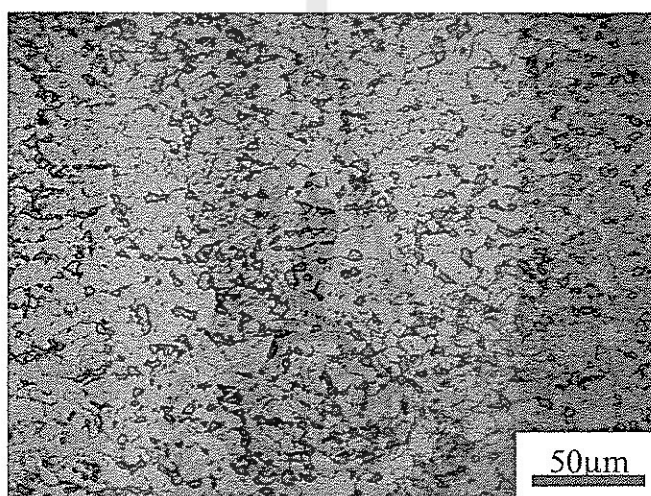
โครงสร้างจุลภาคภายหลังจากอบชุบที่อุณหภูมิ 760 องศาเซลเซียส แล้วชุบน้ำแสดงดังในภาพที่ 4.6 ในขณะที่ภาพโครงสร้างจุลภาคภายหลังจากอบชุบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส แล้วชุบน้ำแสดงดังในภาพที่ 4.7 จากภาพถ่ายบริเวณที่ปรากฏเป็นเกรนสีเข้ม คือมาร์เทนไซต์ ส่วนเกรนสีอ่อนคือเฟอร์ไรต์ ทั้งนี้เมื่อเทียบกันระหว่างภาพที่ 4.6 และ 4.7 จะสังเกตได้ว่าชิ้นงานที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิสูงกว่า มีปริมาณของมาร์เทนไซต์มากกว่าเล็กน้อย

เนื่องจากขนาดเกรนเริ่มต้นของเหล็กกล้า SM490YA ในงานวิจัยนี้มีความละเอียดมาก (ขนาดประมาณ 10 ไมโครเมตร) ทำให้ภาพถ่ายกล้องจุลทรรศน์แบบแสงสะท้อนไม่สามารถให้รายละเอียดได้ดีพอ ดังนั้น จึงอาศัยการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด โดยภาพที่ 4.10 คือตัวอย่างภาพถ่ายสัญญาณอิเล็กตรอนทุติยภูมิของชิ้นงาน เดียวกันกับ ในภาพ 4.8

จากโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการอบในแต่ละอุณหภูมิแล้วชุบน้ำ เพื่อให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว พบว่าได้โครงสร้างที่เป็นเฟอร์ไรต์ และมีมาร์เทนไซต์ ตามบริเวณขอบเกรนซึ่งเป็นเกรนที่ละเอียดมาก โดยขนาดเกรนเฉลี่ย 10.24 ไมโครเมตร ระหว่างการอบชุบที่ช่วงอุณหภูมิวิกฤต คือ 760-820 องศาเซลเซียสนั้น โครงสร้างประกอบด้วยเกรนเฟอร์ไรต์และเกรนออสเทนไนต์ที่มีคาร์บอนสูงกว่า ปริมาณคาร์บอนโดยรวมของเหล็ก SM490YA เมื่อปล่อยให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วจึงเกิดการเปลี่ยนเฟสไปเป็นมาร์เทนไซต์ ซึ่งเป็นลักษณะของโครงสร้างเหล็กกล้าสองเฟสที่ต้องการ

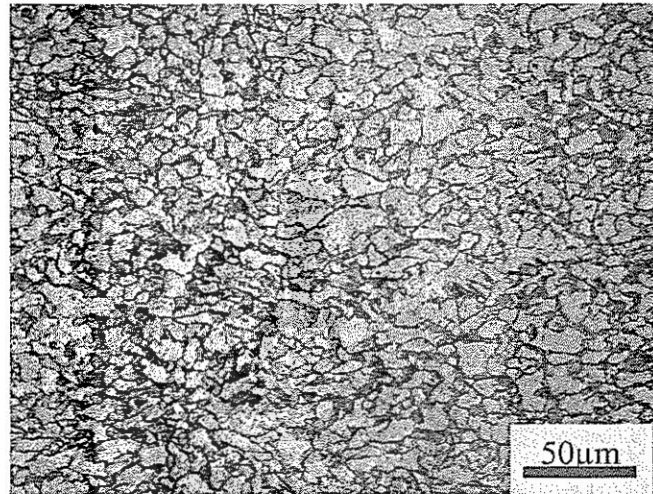
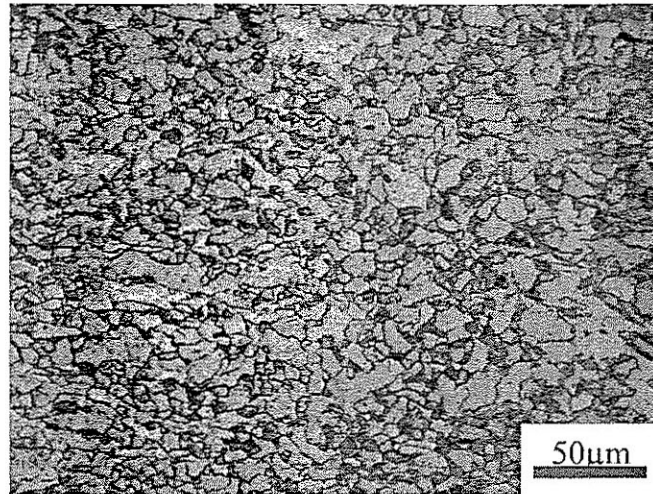


(ก) แนวขวาง

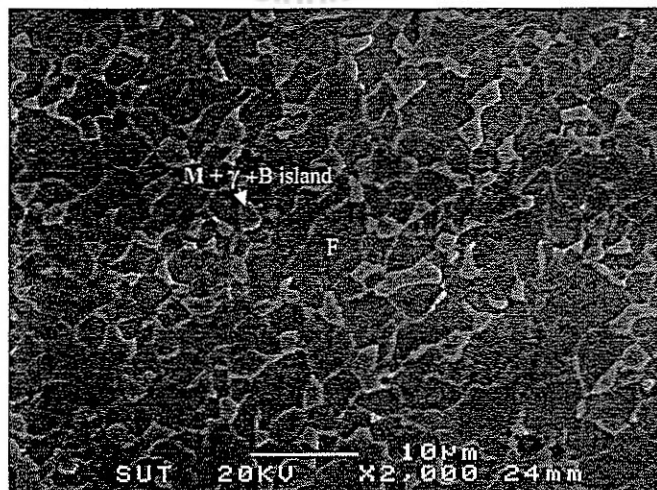


(ข) แนวยาว

ภาพที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคของ SM490YA อบที่ 760 C° แล้วชุบน้ำ (ก) ตามแนวขวางและ (ข)ตามแนวการรีด

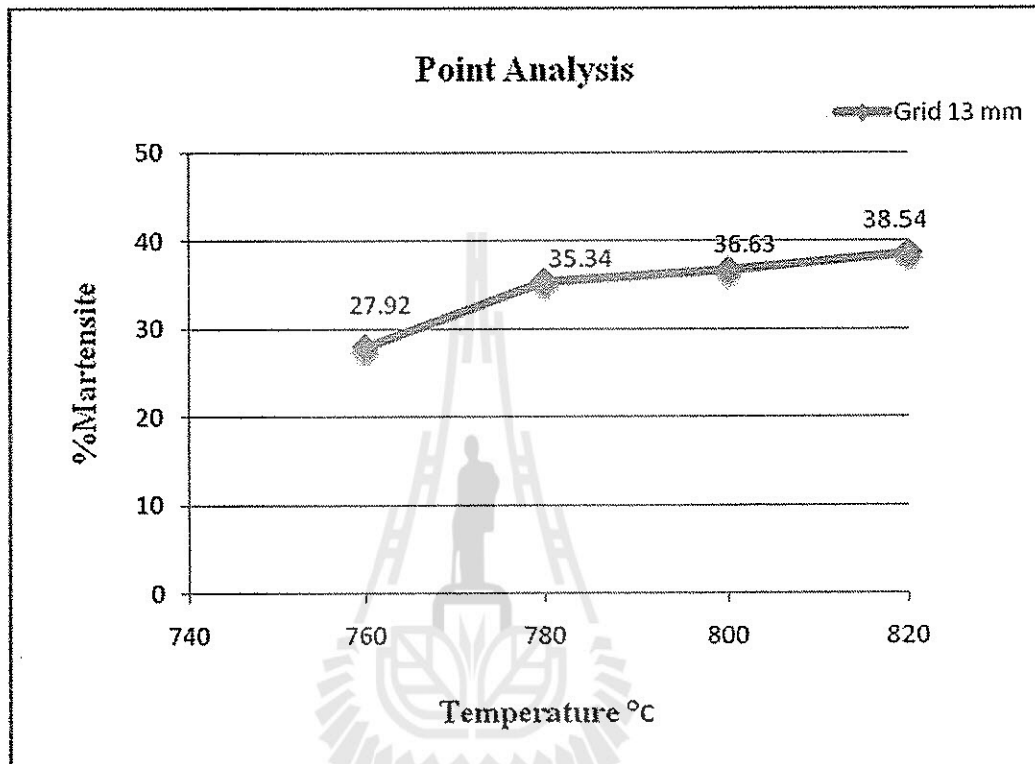


ภาพที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคของ SM490YA อบที่ 800 °C แล้วชุบน้ำ (ก) ตามแนวขวางและ (ข)ตามแนวการรีด

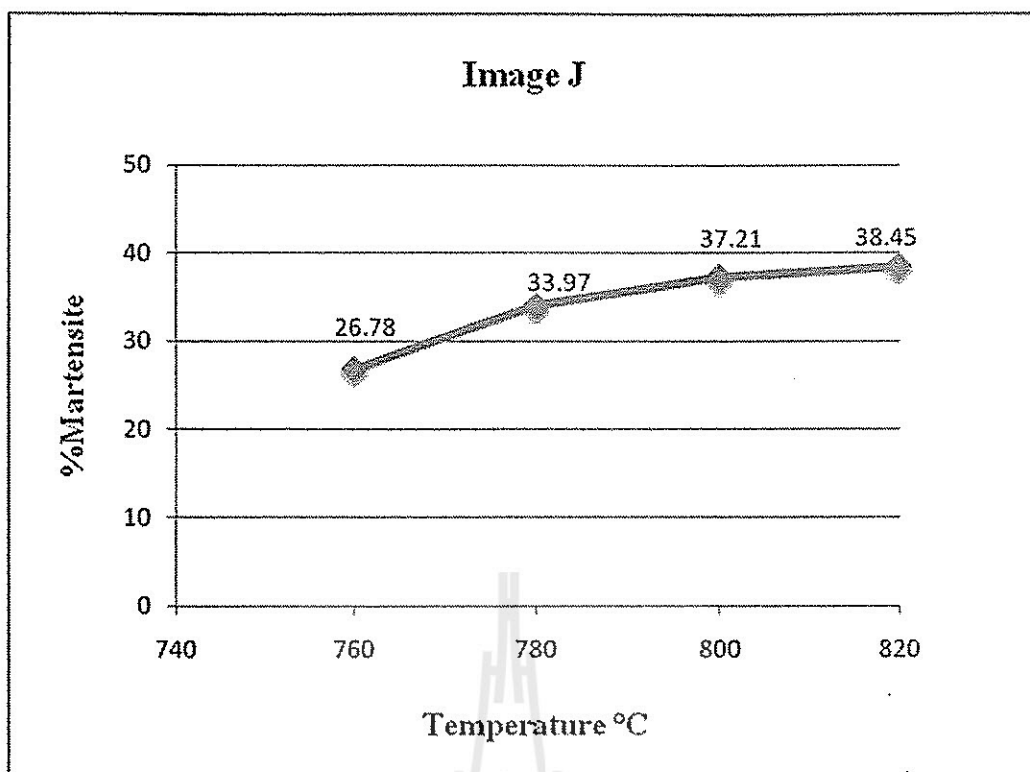


ภาพที่ 4.9 ภาพถ่ายสัญญาณอิเล็กตรอนทุติยภูมิของชิ้นงาน SM490YA อบที่ 800 °C แล้วชุบน้ำ โดยถ่ายตามแนวขวางการรีด

เมื่อทำการวิเคราะห์ปริมาณโครงสร้างจากภาพถ่ายสัญญาณอิเล็กทรอนิกส์จำนวน 10 ภาพ ต่อชิ้นงาน โดยวิเคราะห์ด้วยโปรแกรมวิเคราะห์ภาพ Image J และการวิเคราะห์แบบจุดตามมาตรฐาน ASTM E562-11 พบว่าปริมาณมาร์เทนไซต์เพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิดังแสดงด้วยกราฟเปรียบเทียบในภาพที่ 4.9 และ 4.10 และการวัดด้วยวิธีทั้งสองนั้นมีความแตกต่างกันเพียงเล็กน้อยคิดเป็นเปอร์เซ็นต์ ความคลาดเคลื่อนสูงสุดเท่ากับ 3.88%

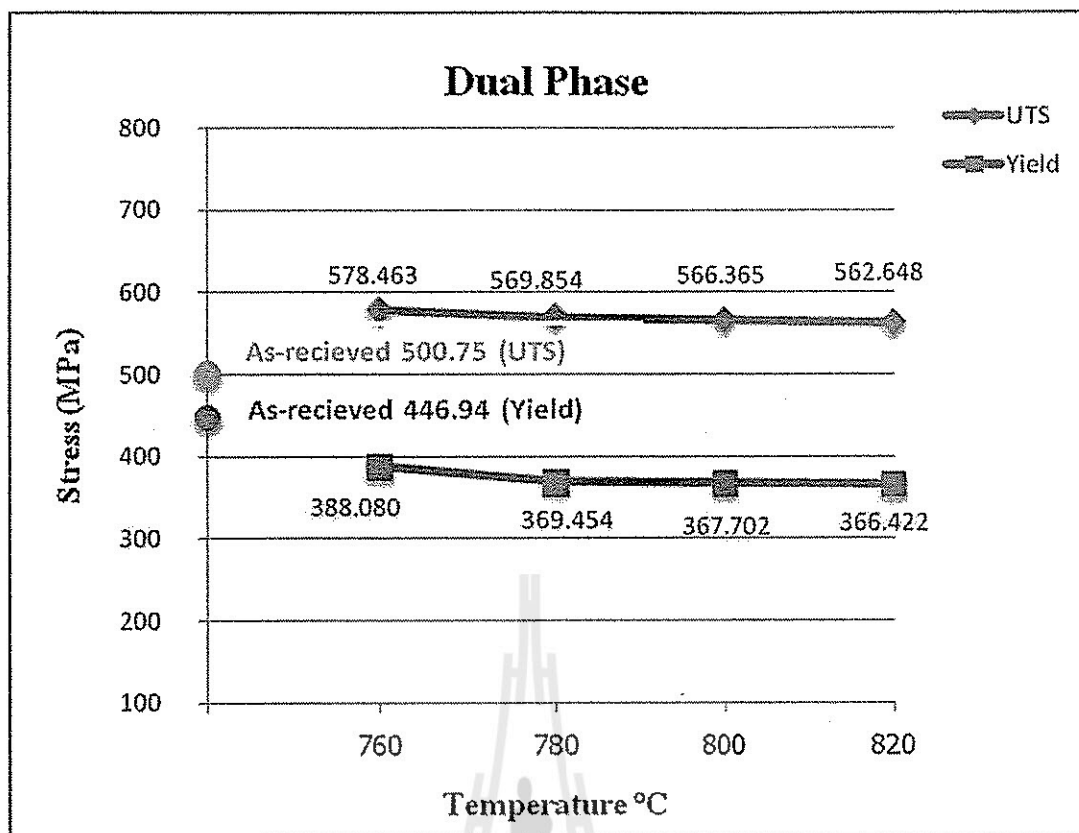


ภาพที่ 4.10 ปริมาณของมาเทนไซต์ ในช่วงอุณหภูมิต่างๆ โดยวิธี Point Analysis



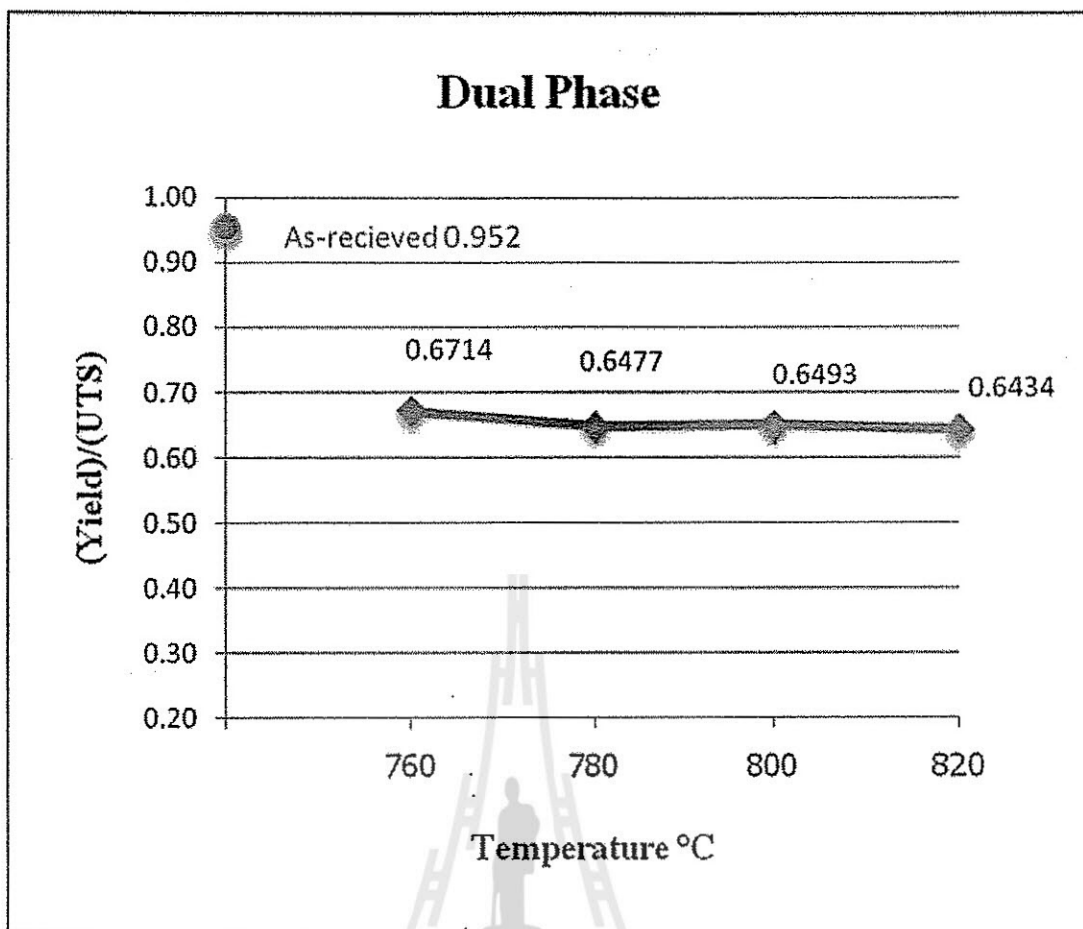
ภาพที่ 4.11 ปริมาณของมาเทนไซต์ ในช่วงอุณหภูมิต่างๆ วิเคราะห์โดยโปรแกรม Image J

สำหรับสมบัติเชิงกลของ SM490YA ภายหลังจากอบชุบที่อุณหภูมิ 760-820 องศาเซลเซียส แล้ว ชุบน้ำมัน ได้ตรวจสอบหาสมบัติแรงดึงต่างๆ ค่า strain hardening exponent และ ค่า Plastic Anisotropy Ratio (R-Value) โดยพบว่า เมื่อผ่านการอบชุบด้วยวิธีดังกล่าวแล้ว ค่าความเค้นจุดคราก ลดลง ในขณะที่ค่าความเค้นแรงดึงสูงสุดเพิ่มขึ้น ดังแสดงในภาพที่ 4.12 และเมื่อหาเป็นอัตราส่วนระหว่าง ความเค้นจุดครากต่อความเค้นแรงดึงสูงสุด ดังในภาพที่ 4.13 พบว่ามีค่าลดน้อยลงกว่า SM490YA ที่ไม่ผ่านการอบชุบ ทั้งนี้เป็นผลมาจากการมีเฟอร์ไรต์เป็นเนื้อพื้นที่มีความอ่อนตัวและมีความเหนียวสูง ในขณะที่มีเกรนของมาเทนไซต์ที่มีความแข็งทำหน้าที่เป็นตัวเสริมความแข็งแรง ลักษณะดังกล่าวที่พบหลัง การอบชุบจะส่งผลให้มีความสามารถในการขึ้นรูป (Formability) สูงขึ้น อย่างไรก็ตามจะเห็นได้ว่าค่า ความเค้นแรงดึงสูงสุดภายหลังอบชุบน้ำมัน สูงขึ้นกว่าก่อนอบชุบไม่มากนัก ส่วนอัตราส่วนค่าความเค้นจุด ครากต่อความเค้นแรงดึงสูงสุดนั้นแสดงในภาพที่ 4.13 ซึ่งจะเห็นได้ว่า ชิ้นงานที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 760 องศาเซลเซียส ค่าความเค้นจุดครากต่อความเค้นแรงดึงสูงสุดเป็น 0.67:ซึ่งต่ำกว่าของชิ้นงานเริ่มต้นมาก และเมื่อใช้อุณหภูมิอบตั้งแต่ 780 องศาเซลเซียสขึ้นไปนั้นค่าความเค้นจุดครากต่อความเค้นแรงดึงสูงสุดมี ค่าต่ำ คืออยู่ที่ ประมาณ 0.64

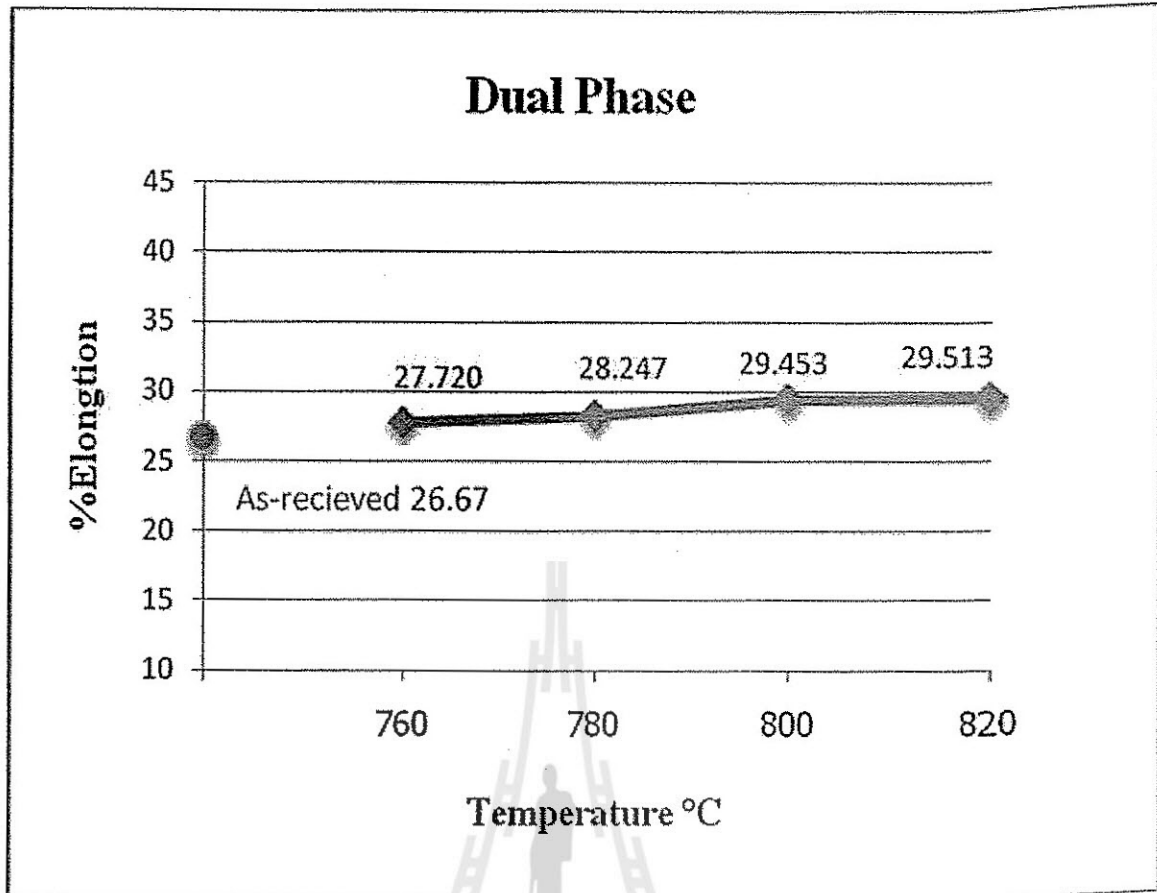


ภาพที่ 4.12 กราฟความสัมพันธ์ค่าความเค้นแรงดึงสูงสุด (UTS) และ ความเค้นจุดคราก (Yield Strength) กับ อุณหภูมิในช่วงอุณหภูมิวิกฤตที่เหล็กกล้า SM490YA ผ่านการอบตามด้วยการชุบน้ำ





ภาพที่ 4.13 กราฟแสดงความสัมพันธ์ อัตราส่วนความเค้นจุดครากต่อความเค้นแรงดึงสูงสุดกับอุณหภูมิในช่วง อุณหภูมิวิกฤตที่เหล็กกล้า SM490YA ผ่านการอบตามด้วยการชุบน้ำ

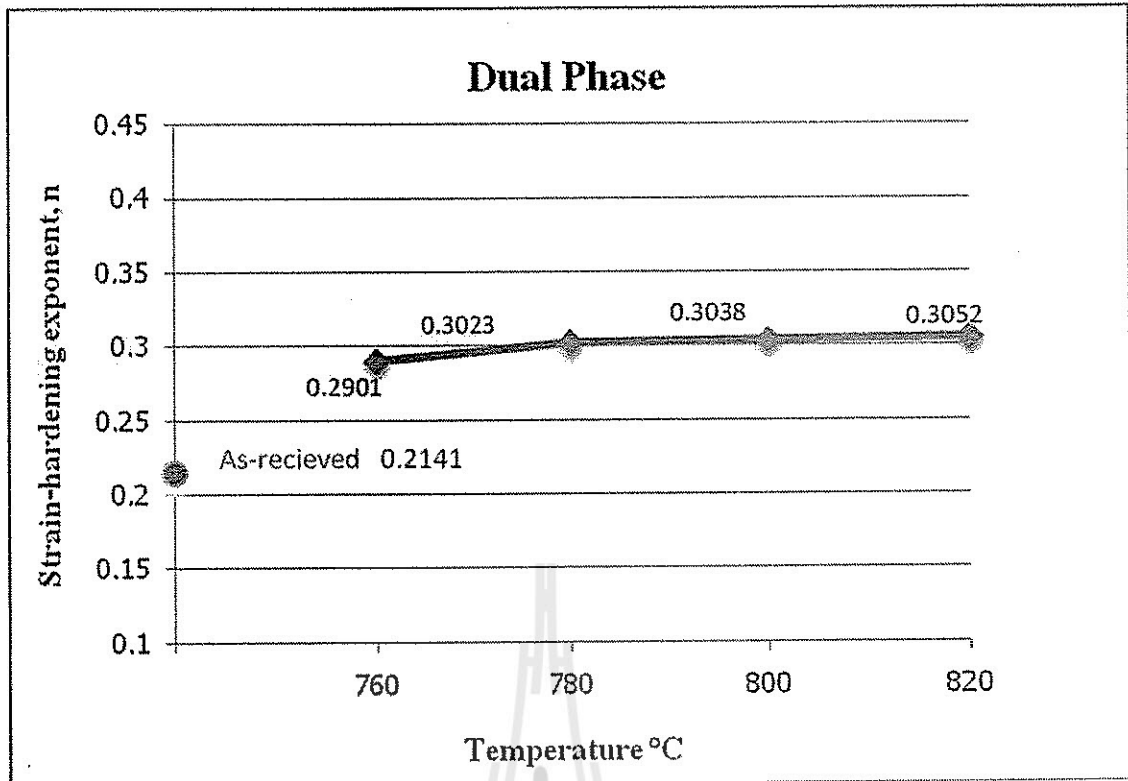


ภาพที่ 4.14 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวกับ อุณหภูมิในช่วงอุณหภูมิวิกฤตที่เหล็กกล้า SM490YA ผ่านการอบตามด้วยการชุบน้ำ

จากกราฟที่ 4.14 แสดงให้เห็นว่าค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัว(% uniform elongation) สูงขึ้นเล็กน้อยตามอุณหภูมิอบชุบ ซึ่งสอดคล้องกับค่าอัตราส่วน YS/UTS ที่ลดลงตามอุณหภูมิ กล่าวคือมีเฟอไรต์เป็นโครงสร้างพื้นฐานที่มีความอ่อนตัวสูงและมีความเหนียวสูง ในขณะที่มีเกรนของมาเทนไซด์ที่มีความแข็งสูง ซึ่งค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวนี้จะแสดงถึงความสามารถในการยืดตัวที่ดีของชิ้นงาน ต่างจากชิ้นงานที่ในสภาพรีดร้อนมาที่มีค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวต่ำกว่า เพราะมีโครงสร้างที่เป็นเฟอไรต์กับเพิร์ลไรต์ที่มีความแข็งแรงแต่ความเหนียวน้อยกว่านั่นเอง

สมบัติสำคัญในช่วงการเปลี่ยนรูปถาวรคือ Strain-hardening exponent (n-value) ตารางที่ 4.4 และภาพที่ 4.15 แสดงค่า n-value เทียบกับอุณหภูมิการอบอ่อน ซึ่งพบว่ามีค่าเพิ่มขึ้นเล็กน้อยตามอุณหภูมิอบชุบที่สูงขึ้น โดย n-value ภายหลังอบชุบมีค่าสูงกว่าก่อนทำการอบชุบอย่างชัดเจน ลักษณะดังกล่าวก็เป็นผลเนื่องมาจากโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบไปด้วยเฟอไรต์เป็นส่วนใหญ่และมีมาร์เทนไซด์อยู่ที่ขอบเกรนมีกระจายตัวได้อย่างทั่วถึง

ในส่วนของค่า Plastic Anisotropy Ratio นั้น แสดงในตารางที่ 4.5 ซึ่งจะเห็นได้ว่า มีค่าต่ำกว่า 1 เล็กน้อย



ภาพที่ 4.15 กราฟแสดงความสัมพันธ์ Strain-hardening exponent กับ อุณหภูมิในช่วงอุณหภูมิวิกฤตที่ เหล็กกล้าSM490YA ผ่านการอบตามด้วยการชุบน้ำ

ตารางที่ 4.4 strain hardening exponent, n-value ของเหล็กกล้าSM490YA ที่ผ่านการอบตามด้วยการชุบน้ำ

อุณหภูมิอบอ่อน (°C)	Average n-value
760	0.2901 ± 0.005
780	0.3023 ± 0.005
800	0.3038 ± 0.006
820	0.3052 ± 0.006

ตารางที่ 4.5 Average plastic strain ratio (r-Value) ของเหล็กกล้าSM490YA ที่ผ่านการอบตามด้วยการชุบน้ำ

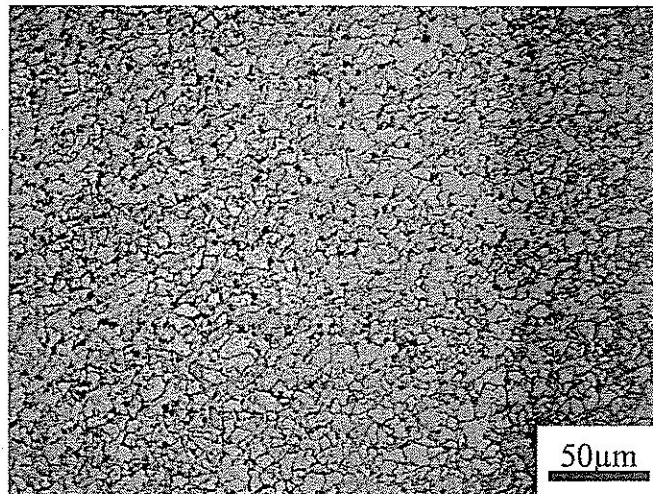
อุณหภูมิอบอ่อน (°C)	Average plastic strain ratio (R_m)
760	0.8797 ± 0.004
780	0.8876 ± 0.005
800	0.9324 ± 0.005
820	0.9832 ± 0.003

ค่าความสามารถในการยึดตัวของเหล็กมีค่าสูงขึ้นภายหลังการปรับปรุง ดังแสดงในภาพที่ 4.14 ลักษณะค่าความเค้นจุดครากต่อความเค้นแรงดึงสูงสุดที่มีค่าต่ำ และมีความสามารถในการยึดตัวสูงนี้ เป็นลักษณะของเหล็กกล้าชั้นสูง แต่ด้วยค่าความเค้นทั้งสองนั้นต่ำเกินไป จึงถือว่าไม่มีประโยชน์ที่จะปรับปรุงเหล็กให้มีสมบัติตามการทดลองนี้

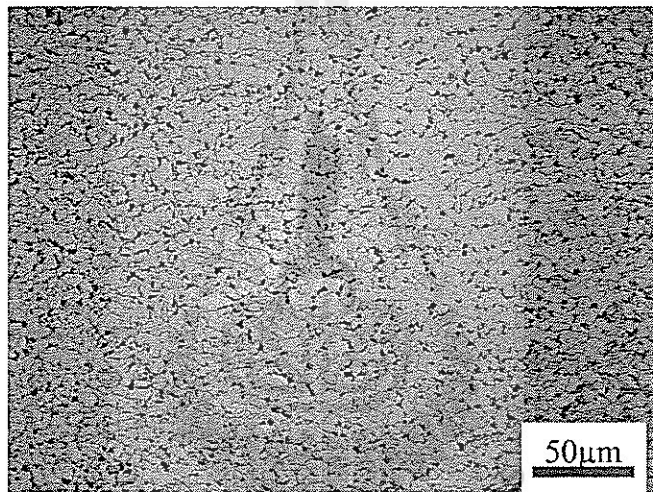
4.2.2 โครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของเหล็กกล้า SM490YA ภายหลังการอบชุบโดยชุบในเกลือ หลอมเหลว

สำหรับเหล็กกล้าที่ผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 760-820 องศาเซลเซียส แล้วตามด้วยการชุบในอ่างเกลือที่ 180 องศาเซลเซียส ก็เพื่อให้บางส่วนของออสเตไนต์เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ จากนั้นการเพิ่มอุณหภูมิให้สูงขึ้นเป็น 400 องศาเซลเซียส แล้วทิ้งไว้ ก็เพื่อให้เกิดเบไนต์และการแพร่ซึมของคาร์บอนออกจากมาร์เทนไซต์และเบไนต์ เมื่อเย็นตัวลงมาที่อุณหภูมิห้องก็จะคงมีออสเตไนต์เหลือค้างด้วย

จากการทดลองเมื่อนำชิ้นงานมาทดลอง โดยให้ความร้อนแก่ชิ้นงานที่อุณหภูมิ 760, 780, 800, 820°C เป็นเวลา 15 นาที ทำให้เกิดการเย็นตัวโดยการชุบลงในอ่างเกลือที่อุณหภูมิ 180°C ทิ้งไว้เป็นเวลา 10 วินาที ทำการชุบต่อเนื่องในอ่างเกลือที่อุณหภูมิ 400 °C ทิ้งไว้ เป็นเวลา 100 และ 1000 วินาที แล้วปล่อยให้เกิดการเย็นตัวในอากาศ จะได้โครงสร้างจุลภาคดังนี้ คือบริเวณที่มีสีน้ำตาลจะเป็นเฟอร์ไรต์และบริเวณที่เป็นจุดสีดำนั้นเป็นมาร์เทนไซต์, เบไนต์และออสเตไนต์เหลือค้าง ซึ่งเป็นเกรนที่เล็กละเอียดมากๆ จึงสังเกตเห็นละเอียดได้ยากเนื่องจากกำลังขยายของภาพเพียง 50x เท่านั้น ดังแสดงในภาพที่ 4.16-4.19 แต่สามารถอ้างอิงจากผลการทดสอบของเครื่องวิเคราะห์หาเฟสที่ปรากฏโดยใช้เทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ ดังแสดงในภาพที่ 4.20 ซึ่งปรากฏการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์จากโครงผลึกออสเตไนต์ด้วย และอย่างไรก็ตามแม้ว่าผลการทดลองของชิ้นงานจะมีโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบไปด้วยเฟอร์ไรต์, มาร์เทนไซต์, เบไนต์ และออสเตไนต์เหลือค้าง แต่คุณสมบัติทางกลนั้นไม่เป็นไปตามมาตรฐานของเหล็กกล้า SM490YA หรือมีค่าต่ำกว่ามาตรฐานนั่นเอง

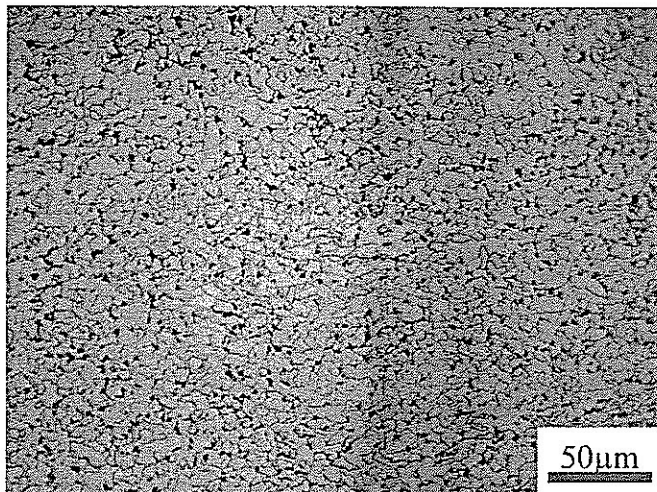


(ก) ตามแนวขวาง

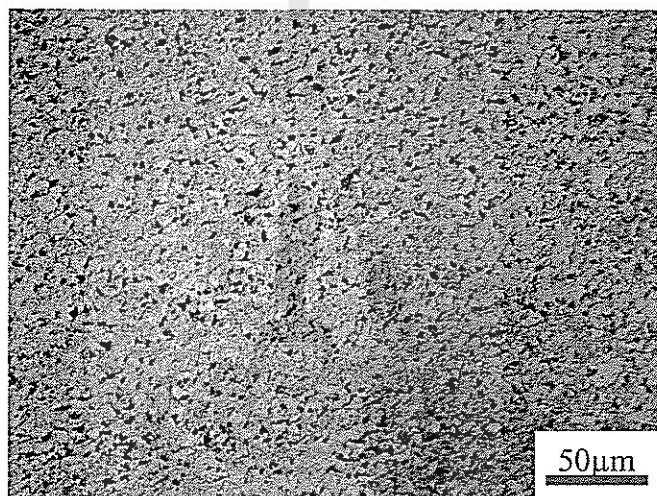


(ข) ตามแนวรีด

ภาพที่ 4.16 โครงสร้างจุลภาค SM490YA ภายหลังกการอบที่ 760 องศาเซลเซียส แล้ว ชุบในเกลือหลอมเหลวที่ 180 องศาเซลเซียส 10 วินาที ตามด้วย 400 องศาเซลเซียส 100 วินาที จากนั้นเย็นในอากาศ (ก) ตามแนวขวาง (ข) ตามแนวรีด

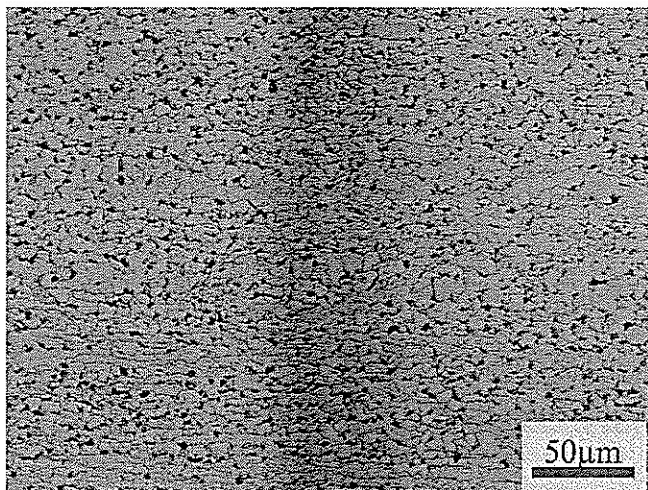


(ก) ตามแนวขวาง

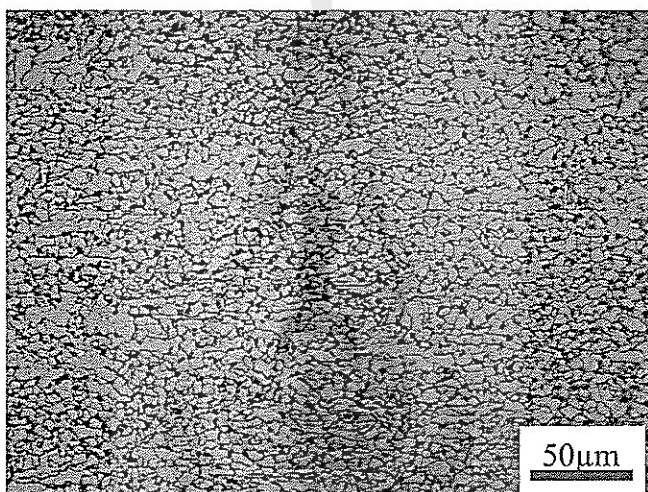


(ข) ตามแนวรีด

ภาพที่ 4.17 โครงสร้างจุลภาค SM490YA ภายหลังจากการอบที่ 760 องศาเซลเซียส แล้ว ชุบในเกลือหลอมเหลวที่ 180 องศาเซลเซียส 10 วินาที ตามด้วย 400 องศาเซลเซียส 1000 วินาที จากนั้นเย็นในอากาศ (ก) ตามแนวขวาง (ข) ตามแนวรีด

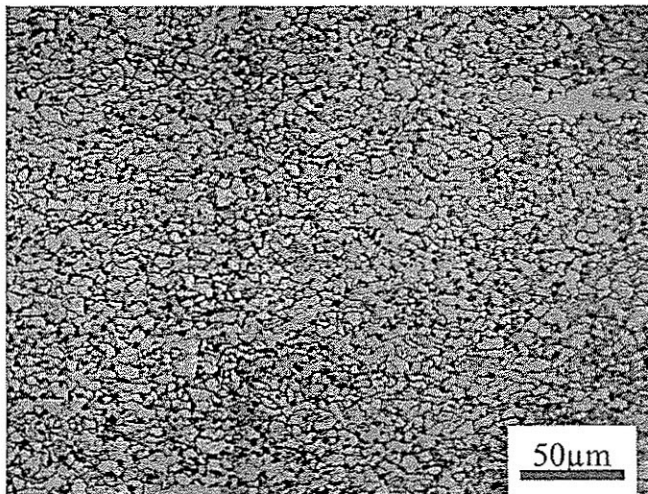


(ก) ตามแนวขวาง

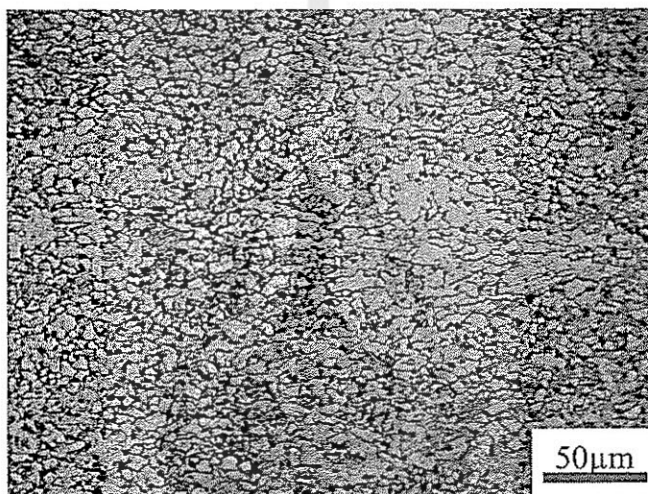


(ข) ตามแนวรีด

ภาพที่ 4.18 โครงสร้างจุลภาค SM490YA ภายหลังจากการอบที่ 780 องศาเซลเซียส แล้ว ชุบในเกลือหลอมเหลวที่ 180 องศาเซลเซียส 10 วินาที ตามด้วย 400 องศาเซลเซียส 100 วินาที จากนั้นเย็นในอากาศ (ก) ตามแนวขวาง (ข) ตามแนวรีด

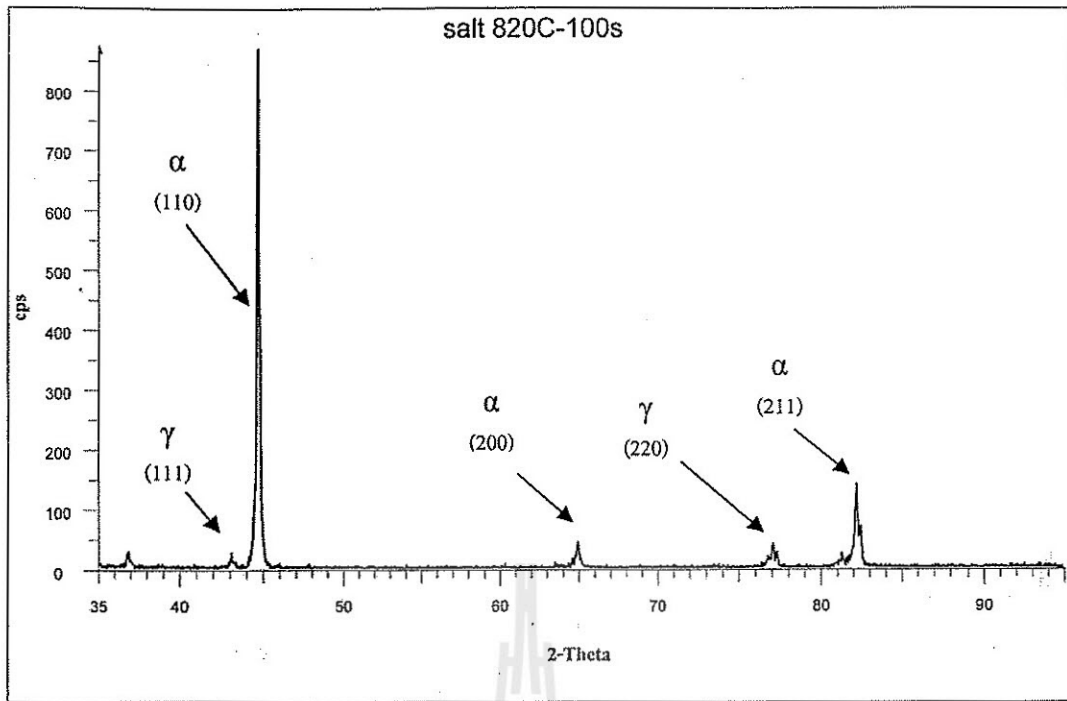


(ก) ตามแนวขวาง

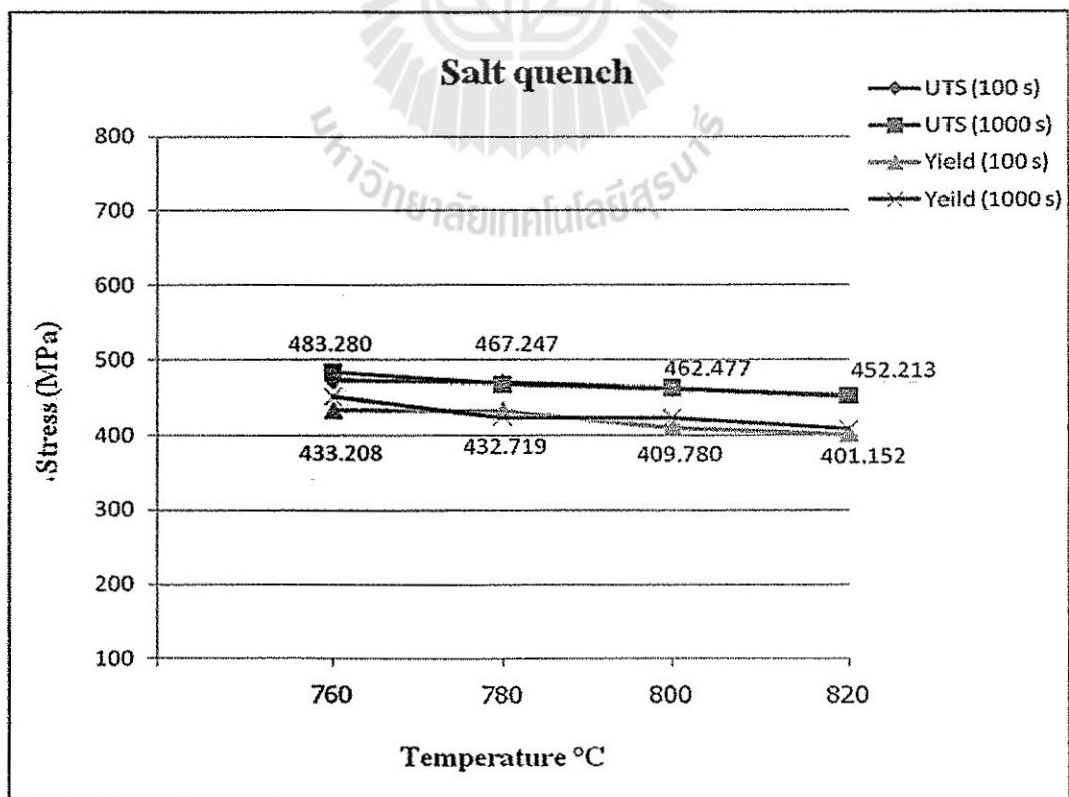


(ข) ตามแนวรีด

ภาพที่ 4.19 โครงสร้างจุลภาค SM490YA ภายหลังจากอบที่ 780 องศาเซลเซียส แล้ว ชุบในเกลือหลอมเหลวที่ 180 องศาเซลเซียส 10 วินาที ตามด้วย 400 องศาเซลเซียส 1000 วินาที จากนั้นเย็นในอากาศ (ก) ตามแนวขวาง (ข) ตามแนวรีด

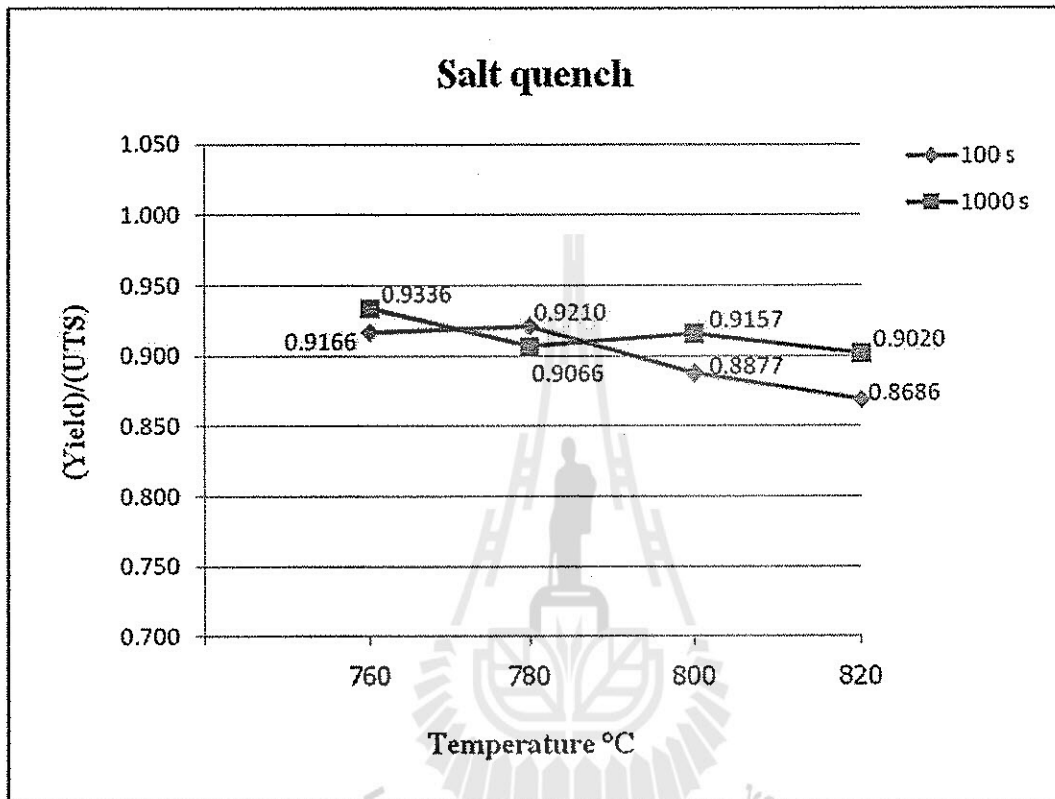


ภาพที่ 4.20 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (XRD) ของเหล็กกล้า SM490YA ภายหลังจากการอบที่ 780 องศาเซลเซียส แล้วชุบในเกลือหลอมเหลวที่ 180 องศาเซลเซียส 10 วินาทีตามด้วย 400 องศาเซลเซียส 100 วินาที



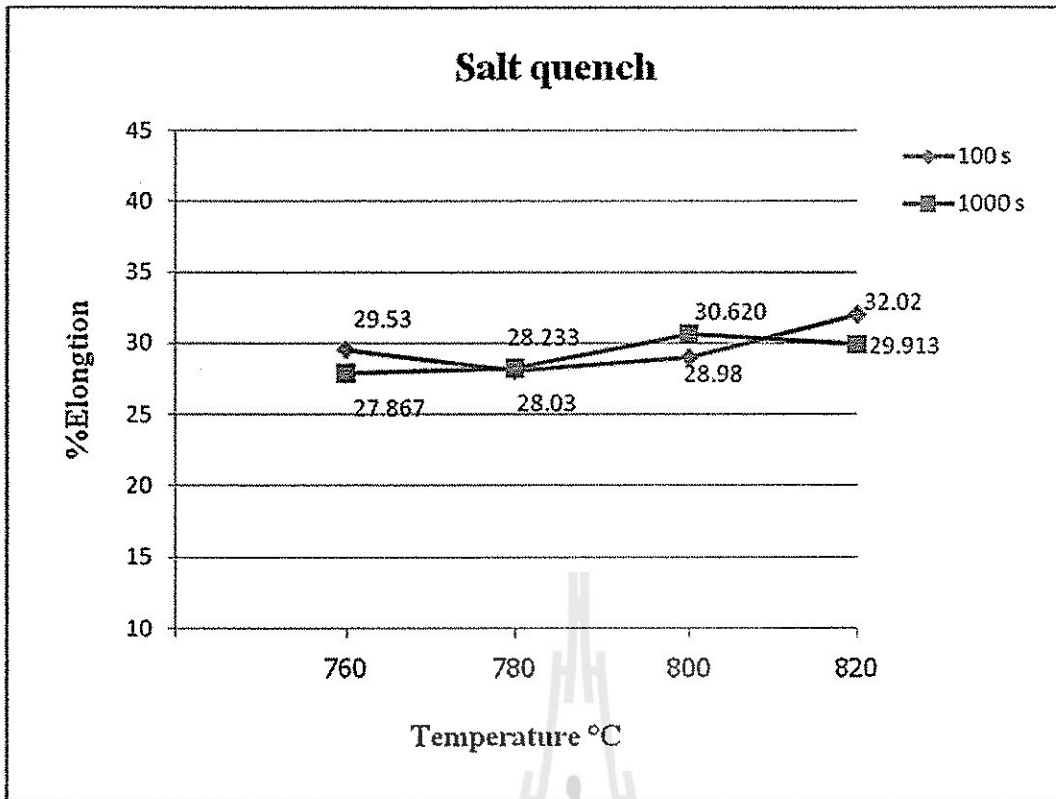
ภาพที่ 4.21 กราฟความสัมพันธ์ค่า UTS และ Yield Strength กับอุณหภูมิ ของชุดการทดลองที่ชุบเกลือ

จากกราฟ จะเห็นได้ว่าค่า Ultimate tensile strength และค่า Yield Strength ต่างก็ลดลงเมื่ออุณหภูมิอบสูงขึ้น ในชิ้นงานที่ผ่านการชุบเกลือทั้งชุด 100 วินาที และ 1000 วินาที และยังได้ผลการทดลองที่ค่า Ultimate tensile strength นั้นต่ำกว่ามาตรฐานของเหล็กกล้า SM490YA ซึ่งค่า Ultimate tensile strength ของชิ้นงานที่เป็น As-received ประมาณ 500 MPa ส่วนค่าอัตราส่วนความเค้นจุดครากต่อความเค้นแรงดึงสูงสุดแสดงในภาพที่ 4.22

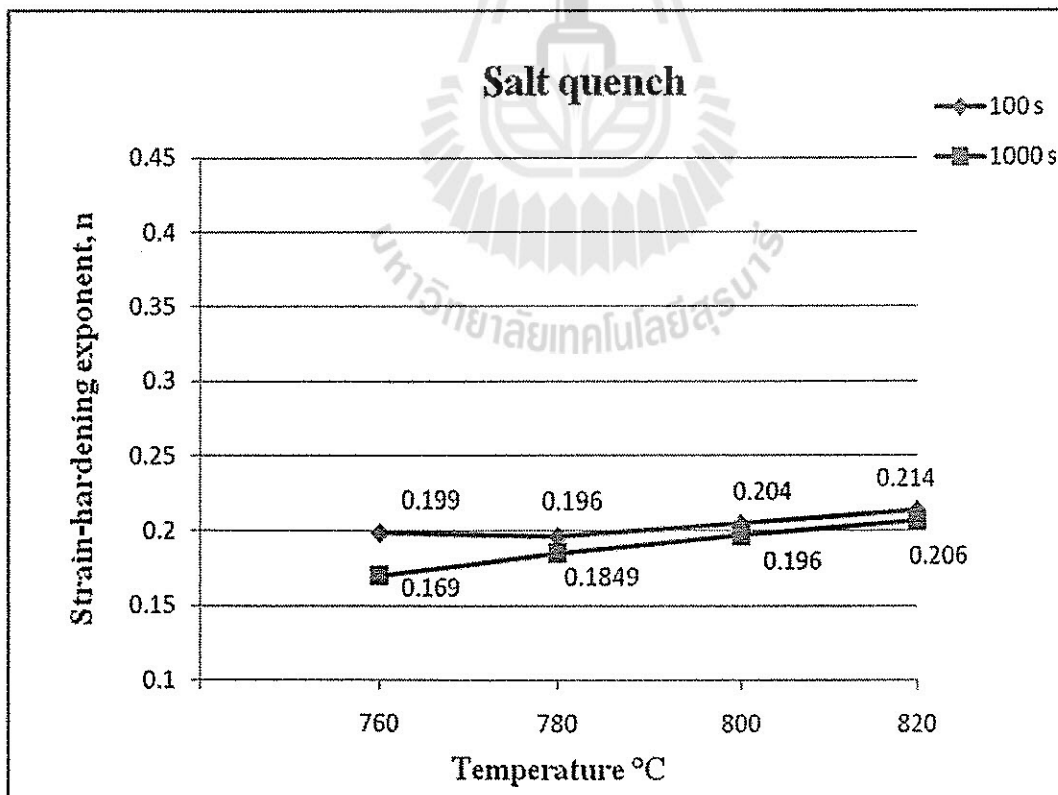


ภาพที่ 4.22 กราฟความสัมพันธ์ อัตรา Yield strength ต่อ tensile strength กับ อุณหภูมิ ของชุดการทดลองที่ชุบเกลือ

จากกราฟ จะสังเกตเห็นว่าค่า อัตราส่วนความเค้นจุดครากต่อความเค้นแรงดึงสูงสุดของชุดการทดลอง ทั้งที่แช่อ่างเกลือในช่วงสทท้าย 100 และ 1000 วินาที ต่างก็มีแนวโน้มลดลงตามอุณหภูมิอบที่สูงขึ้น ส่วนค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวนั้นมีค่าใกล้เคียงกัน ดังแสดงในภาพที่ 4.23 และค่า strain hardening exponent แสดงในภาพที่ 4.24 ซึ่งมีค่าต่ำเมื่อเทียบกับชุดการทดลองที่ชุบลงน้ำ ลักษณะดังกล่าวทั้งหมดที่พบในชุดการทดลองชุบลงในอ่างเกลือ นั้นผลปรากฏว่า สามารถทำให้เกิดโครงสร้างผสมระหว่างเฟอร์ไรต์ และกลุ่มที่ประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ เบไนต์และออสเตดต์ แต่สมบัติแรงดึงชี้ให้เห็นว่าไม่สามารถจัดเป็นเหล็กกล้าชั้นสูงได้เนื่องจาก สมบัติไม่จัดอยู่ในคุณลักษณะเฉพาะของเหล็กกล้าชั้นสูง เช่น มีค่าอัตราส่วนความเค้นจุดครากต่อความเค้นแรงดึงสูงสุดที่สูง



ภาพที่ 4.23 กราฟความสัมพันธ์ของค่า %uniform elongation กับ อุณหภูมิ ของชุดการทดลองที่ชุบเกลือ



ภาพที่ 4.24 กราฟความสัมพันธ์ของ Strain-hardening exponent กับอุณหภูมิ ของชุดการทดลองที่ชุบเกลือ

ตารางที่ 4.6 Strain-hardening exponent, (n) ของเหล็กกล้าSM490YA ที่ผ่านการอบตามด้วย
การชุบเกลือหลอมเหลวสองชั้น

อุณหภูมิอบในช่วงวิกฤต °C	เวลาในอ่างเกลือที่ 400 °C	
	100 S	1000 S
760	$n=0.199 \pm 0.007$	$n=0.169 \pm 0.018$
780	$n=0.196 \pm 0.002$	$n=0.1849 \pm 0.019$
800	$n=0.204 \pm 0.019$	$n=0.196 \pm 0.111$
820	$n=0.214 \pm 0.114$	$n=0.206 \pm 0.118$

ตารางที่ 4.7 Average Plastic Strain Ratio (R_m) ของเหล็กกล้าSM490YA ที่ผ่านการอบตามด้วย
การชุบเกลือหลอมเหลวสองชั้น

อุณหภูมิอบในช่วงวิกฤต °C	เวลาในอ่างเกลือที่ 400 °C	
	100 S	1000 S
760	0.9680	0.8846
780	0.9269	0.9906
800	1.0138	0.9094
820	0.9574	1.072



บทที่ 5

บทสรุปผลการวิจัย

5.1 สรุปผลการวิจัย

1. เหล็กกล้างานโครงสร้าง SS400 มีศักยภาพที่สามารถนำมาผลิตเป็นเหล็กกล้าสองเฟส (dual phase steel) ซึ่งมีแนวโน้มที่จะให้สมบัติตามเกณฑ์ชั้นคุณภาพ DP 400/600 ได้ โดยการปล่อยให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วโดยการชุบน้ำจากอุณหภูมิ 760 -800 องศาเซลเซียส
2. เหล็กกล้างานโครงสร้าง SM490YA เมื่อผ่านกระบวนการทางความร้อนโดยการอบในช่วงอุณหภูมิวิกฤตแล้วตามด้วยการปล่อยให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วโดยการชุบน้ำ พบว่าให้คุณลักษณะเฉพาะของเหล็กกล้าสองเฟสในด้านโครงสร้างจุลภาคที่ใกล้เคียง อย่างไรก็ตามสมบัติเชิงกลที่ได้ค่อนข้างต่ำกว่าเกณฑ์ต่ำสุดของเหล็กกล้าสองเฟส
3. เหล็กกล้างานโครงสร้าง SM490YA เมื่อผ่านกระบวนการทางความร้อนโดยการอบในช่วงอุณหภูมิวิกฤตและชุบในเกลือหลอมเหลวสองชั้น พบว่าสามารถให้โครงสร้างที่ประกอบด้วยเกรนเฟอร์ไรต์และกลุ่มผลึกที่ประกอบด้วยมาร์เทนไซต์ เบนไนต์และออสเตไนต์เหลือค้าง อย่างไรก็ตามเมื่อพิจารณาด้านพฤติกรรมทางกลปรากฏว่าไม่แสดงคุณลักษณะของเหล็กกล้าสองเฟสหรือเหล็กกล้าชั้นสูงประเภท TRIP ซึ่งอาจเป็นผลมาจากส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าที่ไม่สามารถเอื้อให้กลุ่มผลึกหลายเฟสนั้นส่งผลให้เกิดการเพิ่มความแข็งแรงทั้งในรูปแบบของการตรึงการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน หรือการเกิดปรากฏการณ์ที่เรียกว่า TRIP effect.

บรรณานุกรม

- [1] J. Zrnik, I. Mamuzic, and S.V. Dobatkin, *Recent Progress in High Strength Low Carbon Steel*, Metallurgija 45 (4), 2006, pp 323-331
- [2] Daniel J Schaeffler, *Introduction to Advanced High Strength Steel part I: Grade Overview*, STAMPING Journal® November 2004
- [3] *Advanced High Strength Steel(AHSS) Application Guideline*, Version 3, International Iron and Steel Institute, 2006
- [4] Helmut Spindler, Martin Klien Rudolf Rauch, Andreas Pichler, Peter Stiaszny. *High Strength and Ultra High Strength Hot Rolled Steel Grades Products for Advanced Applications*, voestalpine Stahl GmbH, Austria
- [5] ASM HANDBOOK: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, Vol.1, 10 edition, ASM International, USA, 1990
- [6] A.K. Lis, B. Gajda, *Modeling of the DP and TRIP microstructure in the CMnAlSi automotive steel*, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Volume 15, 2006, pp.127-134
- [7] M.J. P' Santofimia , L. Zhao , R. Petrov , and J. Sietsma , Characterization of the microstructure obtained by the quenching and partitioning process in a low-carbon steel, Materials Characterization Vol. 59, No.12 2008, pp 1758-1764
- [8] D.V. Edmonds, K. He, F.C. Rizzo, B.C. De Cooman, D.K. Matlock, J.G. Speer, Quenching and partitioning martensite-A novel steel heat treatment, *Materials Science and Engineering A* 438-440,2006
- [9] AnDrea Finzi, Federico Valente. *Potential Application of New HSS Grades for Wheels* , MAGNETTO WHEELS S.P.A., Italy

[10] Giorgio Porcu, Maria Cristina Cesile, and Antonio Guindani, *Metallurgically Based Development of Dual-Phase Thin Hot Strips By Arvedi I.S.P. Technology*, Available URL: <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2005/LINK/161.pdf>

[11] A. Kumar, S. B. Singh, and K. K. Ray, *Materials Science & Engineering*, Vol.747 A, 2008, pp. 270-282

[12] *Hot-Rolled Steel Sheets and Coils*, Nippon Steels Corporation " Available URL: <http://www.nsc.co.jp/en/product/sheet/pdf/HC305.rev.pdf>

[13] Materials Data Sheet "Dual Phase Steel" Available URL: <http://www.salzgitter-flachstahl.de>

[14] United States Steel Corporation. Available URL: http://www.ussautomotive.com/auto/tech/grades/dual_ten.html



ประวัติคณะผู้วิจัย

1. หัวหน้าโครงการวิจัย

ชื่อ (ภาษาไทย) นางสาว อุษณีย์ กิตกำธร

(ภาษาอังกฤษ) Miss Usanee Kitkamthorn

ตำแหน่งปัจจุบัน อาจารย์ประจำ สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

111 ถ. มหาวิทยาลัย ต.สุรนารี อ.เมือง จ.นครราชสีมา 30000

โทร. 044-224-488 โทรสาร. 044-224-482 e-mail: k_usanee@sut.ac.th

ประวัติการศึกษา

2541 วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วิศวกรรมโลหการ) มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

2544 วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต (วิศวกรรมโลหการ) จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

2550 Ph.D. (Metallurgy and Materials Engineering) University of Connecticut

สาขาวิชาการที่มีความชำนาญพิเศษ (แตกต่างจากวุฒิการศึกษา) ระบุสาขาวิชาการ

- การใช้เครื่องมือวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค จุดบกพร่องในวัสดุโลหะและเซรามิกส์ การทดสอบสมบัติเชิงกล

- การโตของผลึก การแข็งตัวของโลหะ

- การเปลี่ยนเฟสในโลหะและวัสดุ

- โลหะไทเทเนียมและไทเทเนียมอะลูมิเนียม

- การพัฒนาวัสดุในชิ้นส่วนเซลล์เชื้อเพลิง

ตัวอย่างผลงานวิจัย

- Piyada Suwanpinij, Usanee Kitkamthorn, Ittipon Diewwanit and Takateru Umeda. "Influence of Copper and Iron on Solidification Characteristics of 356 and 380-Type Aluminum Alloys" *Materials Transactions*, Vol.44 No.5 (2003) 845
- U. Kitkamthorn, L. C. Zhang, and M. Aindow. "The Structure of Ribbon Borides in a Ti-44Al-4Nb-4Zr-1B Alloy", *Intermetallics* Vol. 14 No. 7, 2006, pp. 759-769
- Ayse B̈ayrakceken, Usanee Kitkamthorn, Mark Aindow, and Can Erkey. "Decoration of Multi-Wall Carbon Nanotubes with Platinum Nanoparticles using Supercritical Deposition with Thermodynamic Control of Metal Loading" *Scripta Materialia*, Vol.56 No.2 2007, pp. 101-103
- Usanee Kitkamthorn "Microstructure of Cu-Alloyed Ductile Cast Iron Treated by Two-Step Austempering" *Solid State Phenomena* Vols. 172-174 (2011) pp 573-578.

2. ผู้ร่วมโครงการวิจัย

ชื่อ (ภาษาไทย) นาย รัตน์ บริสุทธิ์กุล

(ภาษาอังกฤษ) Mr. Rattana Borristhekul

ตำแหน่งปัจจุบัน อาจารย์ประจำ สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

111 ถ. มหาวิทยาลัย ต.สุรนารี อ.เมือง จ.นครราชสีมา 30000

โทร. 044-224-487 โทรสาร. 044-224-482 e-mail: rattana@g.sut.ac.th

ประวัติการศึกษา

2541 วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (เกียรตินิยมอันดับ 1 วิศวกรรมโลหการ)

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

2547 M.Eng. (Mechanical Design and Production Engineering)

Nagaoka University of Technology, Japan

2550 D.Eng. (Materials Science) Nagaoka University of Technology, Japan

สาขาวิชาการที่มีความชำนาญพิเศษ (แตกต่างจากวุฒิการศึกษา) ระบุสาขาวิชาการ

- การเชื่อมโลหะ
- การประยุกต์ใช้เลเซอร์ในงานขึ้นรูปโลหะต่างๆ
- โลหะวิทยาของโลหะต่างๆ

ตัวอย่างผลงานวิจัย

- Rattana Borristhekul, Yukio Miyashita, and Yoshiharu Mutoh, Laser welding of
- Rattana Borristhekul, Yukio Miyashita, and Yoshiharu Mutoh, Dissimilar metals laser welding between magnesium alloy AZ31 and aluminum alloy A5052, Science and Technology of Advance Materials, V.6, 2005, 199-204.
- Rattana Borristhekul, Taisei Yachi, Yukio Miyashita, and Yoshiharu Mutoh, Suppression of intermetallic reaction layer formation by controlling heat flow in dissimilar joining of steel and aluminum alloy, Materials Science and Engineering A, V467, 2007, 108-113.
- Jian Chen, Yoshiharu Mutoh, Yukio Miyashita, Daisuke Koide, and Rattana Borristhekul, Computational Investigation on Molten Pool of Single and Twin Beam Laser, Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering, V.1, No.5, 2007, 624-634.
- Yukio Miyashita, Rattana Borristhekul, Jian Chen and Yoshiharu Mutoh, Application of twin laser beam on AZ31/A5052 dissimilar metals welding, Key Engineering Materials, V. 353-358, 2007, 1956-1959.