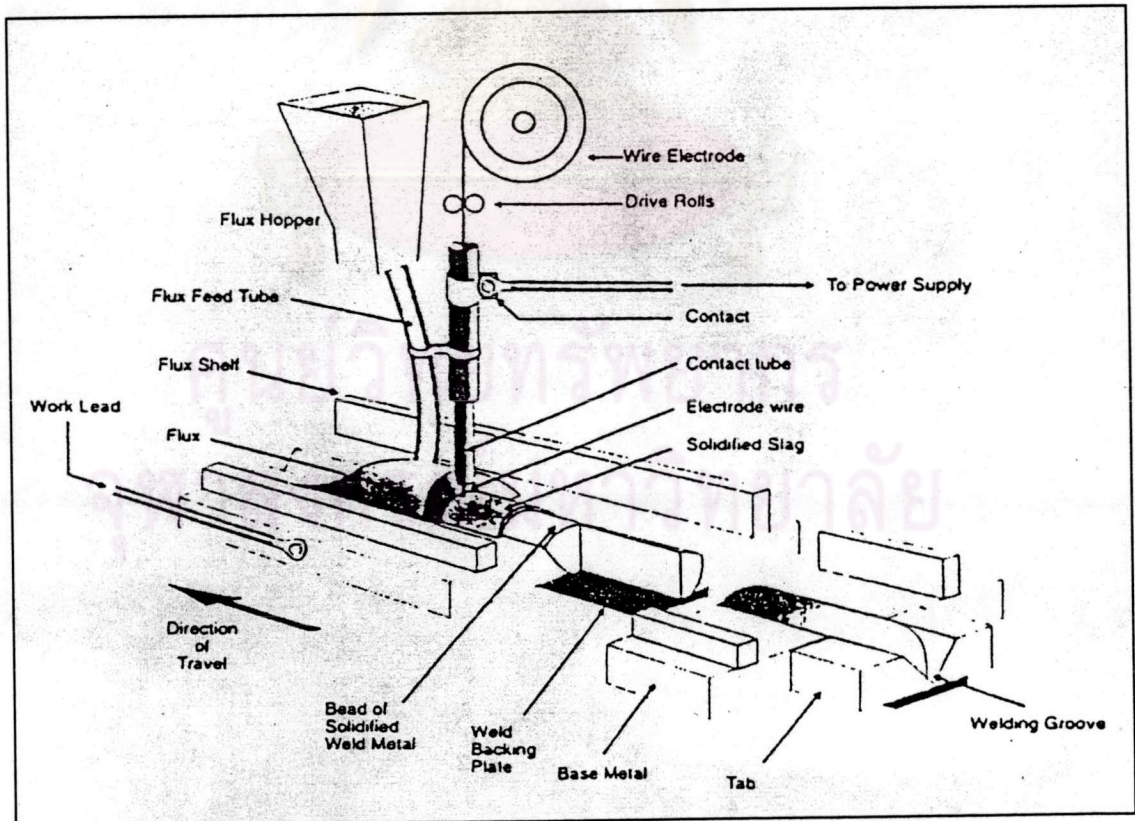


บทที่ 2 ปรีทัศน์วรรณกรรม

เหล็กกล้าคาร์บอนรีดร้อนแผ่นม้วน แผ่นแถบ แผ่นหนา และแผ่นบางสำหรับงานถังก๊าซ (มอก. 2060-2543) เป็นเหล็กกล้าที่ใช้เป็นวัตถุดิบในการผลิตภาชนะทนความดัน เช่น ถังก๊าซ ปิโตรเลียมเหลว ในขั้นตอนการผลิตของโรงงานแห่งหนึ่งใช้กระบวนการเชื่อมแบบอาร์กใต้ฟลักซ์ ควบคุมการเชื่อมตามแนวเส้นรอบวงแบบอัตโนมัติเพื่อประกอบส่วนต่าง ๆ ของตัวถังเข้าด้วยกัน โดยมีลักษณะของรอยต่อเป็นแบบเกย (Lap joint) การเชื่อมมีผลทำให้โครงสร้างจุลภาคใน รอยเชื่อมเปลี่ยนแปลงไปจากเดิมส่งผลเปลี่ยนแปลงคุณสมบัติทางกลและคุณสมบัติอื่น ๆ จึง จำเป็นต้องผ่านกระบวนการอบปกติ เพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคในเนื้อเชื่อมและบริเวณ กระทั่งร้อนให้ดีขึ้น โดยตัวแปรที่มีผลต่อการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคในเนื้อเชื่อมและบริเวณ กระทั่งร้อน คือ อุณหภูมิและเวลาที่ใช้ออบปกติ

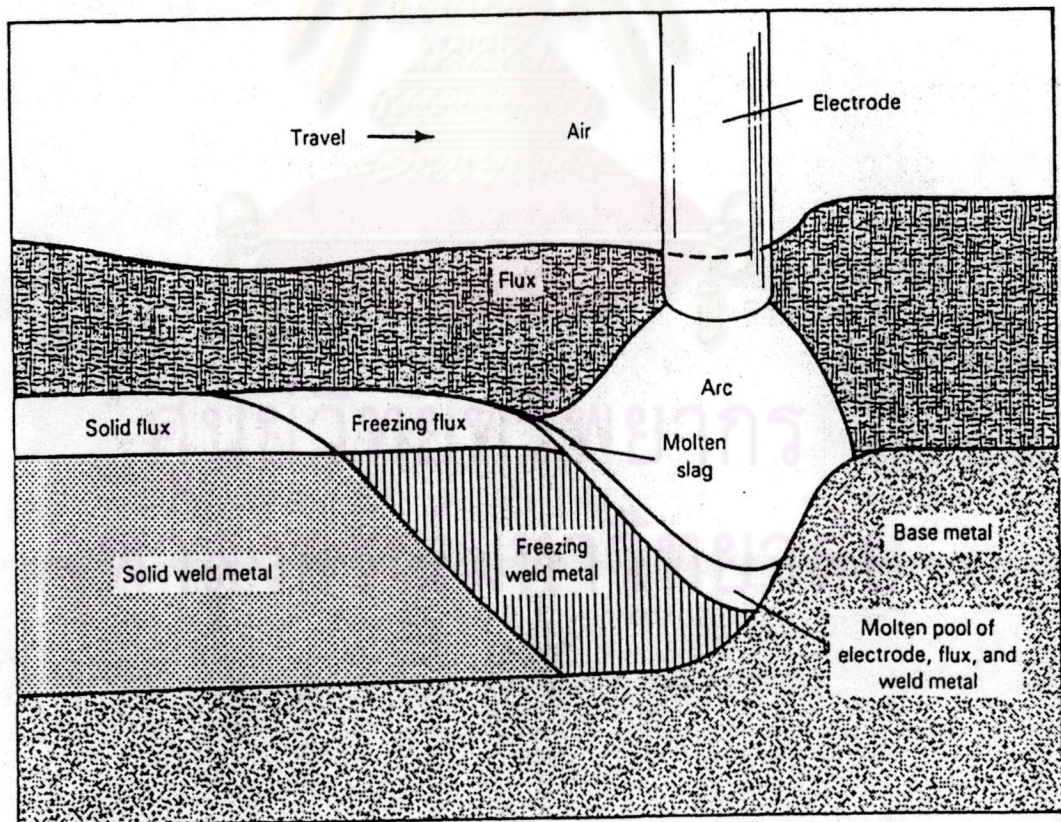
2.1 กระบวนการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ (Submerged arc welding)⁽³⁾



รูปที่ 2.1 อุปกรณ์พื้นฐานของการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ (Submerged Arc Welding) แบบอัตโนมัติ⁽³⁾

รูปที่ 2.1 แสดงอุปกรณ์พื้นฐานของการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ (Submerged Arc Welding) แบบอัตโนมัติ การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์เป็นกระบวนการเชื่อมที่ได้รับความร้อนจากการอาร์ก ระหว่างลวดเชื่อมเปลือยแบบแท่งเส้นลวดหรือแบบแผ่น (Strip) กับชิ้นงาน บริเวณการอาร์กถูกปกคลุมด้วยฟลักซ์เม็ดใหญ่ (Granular) และป็นเป็นผงละเอียด^(5,6,7) และอยู่ในช่องว่างของฟลักซ์ หลอมเหลวและสลาย จึงทำให้รอยเชื่อมสะอาดและป้องกันสิ่งสกปรกจากการปนเปื้อนจากบรรยากาศภายนอก ธาตุที่ผสมในส่วนผสมของฟลักซ์จะช่วยเพิ่มสมบัติทางกลของเนื้อเชื่อมดีขึ้น ตลอดจนปรับปรุงความต้านทานการแตกร้าวในรอยเชื่อม

จากรูปที่ 2.1 ลวดเชื่อมจะถูกป้อนลงมาโดยลูกกลิ้งตัวขับอย่างต่อเนื่อง แล้วฟลักซ์ก็จะถูกปล่อยออกมาเกาะติดกับผิวหน้าของการอาร์ก กระแสไฟฟ้าจะถูกปล่อยให้กับลวดเชื่อมผ่านทางหัวเชื่อม กระแสไฟอาจจะเป็นกระแสไฟตรง (DC) โดยลวดเชื่อมเป็นขั้วบวก (Electrode Positive) หรือเป็นขั้วลบ (Negative Electrode) หรือใช้กระแสสลับ (AC) ก็ได้



รูปที่ 2.2 รูปแบบของการเปลี่ยนแปลงในปอหลอมของการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์⁽³⁾

รูปที่ 2.2 แสดงการหลอมเหลวและการแข็งตัวในกระบวนการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ ภายหลังจากเชื่อมเสร็จแล้วรอยเชื่อมจะแข็งตัว ฟลักซ์ที่ยังไม่หลอมและสลายจะถูกเอาออก ฟลักซ์ที่ยังไม่หลอมจะถูกนำกลับมาใช้ใหม่⁽⁸⁾

กระบวนการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์นี้มีทั้งแบบกึ่งอัตโนมัติและอัตโนมัติ แต่ที่นิยมใช้จะเป็นแบบอัตโนมัติ ในการเชื่อมแบบอัตโนมัติความเร็วการเชื่อม (Welding Speed & Travel Speed) และทิศทางจะถูกควบคุมโดยระบบอัตโนมัติ ฟลักซ์จะถูกปล่อยลงมาเกาะกับผิวหน้าของการอาร์ก ในการเพิ่มอัตราการเกาะติดหรือความเร็วในการเชื่อมสามารถบ่อนลวดเชื่อมได้มากกว่า 1 เส้นในเวลาเดียวกันได้ โดยที่แต่ละลวดเชื่อมจะมีอุปกรณ์ควบคุมและหัวเชื่อมที่เป็นอิสระต่อกัน⁽⁹⁾

2.1.1 ข้อดีของการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์

ก. บริเวณการอาร์กจะถูกปกคลุมด้วยฟลักซ์ ทำให้กำจัดแสงไฟจากการอาร์ก การสปัตเตอร์และควันต่าง ๆ เป็นการลดปัญหาทางด้านสิ่งแวดล้อม

ข. กระแสไฟสูงช่วยในการเพิ่มการซึมลึกได้ดี และลดการเตรียมขอบก่อนเชื่อม

ค. อัตราการเกาะติดที่ดีที่ความเร็วการเชื่อมสูง ๆ

ง. ต้นทุนต่อหน่วยความยาวของรอยเชื่อมต่ำ

จ. ฟลักซ์จะทำหน้าที่กำจัดหรือลดสิ่งปนเปื้อนต่าง ๆ เช่น ออกซิเจน ไนโตรเจน ซัลเฟอร์ออกจากน้ำโลหะหลอมเหลวได้ดี ทำให้คุณสมบัติทางกลในรอยเชื่อมดี

ฉ. ฟลักซ์ที่ยังไม่หลอมเหลวสามารถให้นำมาแยกออกจากสแลกเพื่อนำกลับไปได้ใหม่ได้

ช. ไม่ต้องเสียเวลาอบรมช่างเชื่อมมากนัก

2.1.2 ข้อจำกัดของการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์

ก. ค่าใช้จ่ายในการลงทุนขั้นต้นของตัวบ่อนลวด อุปกรณ์ควบคุม ชุดควบคุม และอุปกรณ์ขนถ่ายสูง

ข. จุดต่อของรอยเชื่อม (Weld Joint) จำเป็นต้องอยู่ในตำแหน่งแนวราบ (Flat) หรือแนวขวาง (Horizontal) เพื่อรักษาฟลักซ์ให้อยู่ในตำแหน่งของจุดต่อ

ค. ต้องเอาสแลกออกก่อนที่จะมีการเชื่อมในครั้งถัดไป

ง. เนื่องจากความร้อนการเชื่อมสูง (High Input) การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์จึงนิยมใช้กับเหล็กกล้าที่มีความหนามากกว่า 6.4 มม.

2.2 ส่วนผสมทางเคมีและสมบัติทางกลของเหล็กกล้าที่ใช้ทำตัวถังก๊าซ⁽¹⁾

เหล็กกล้า มอก. 2060 – 2543 ชั้นคุณภาพ 2 เป็นเหล็กกล้าที่นำมาใช้ทำถังก๊าซมีส่วนผสมทางเคมีดังตารางที่ 2.1 และสมบัติทางกลดังตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าคาร์บอนรีดร้อน แผ่นม้วน แผ่นแถบ แผ่นหนา และแผ่นบางสำหรับงานถังก๊าซ (มอก. 2060-2543 ชั้นคุณภาพ 2⁽¹⁾)

ส่วนผสมทางเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)				
C	Mn	Si	P	S
0.20 max	1.20 max	0.35 max	0.04 max	0.04 max

ตารางที่ 2.2 สมบัติทางกลของเหล็กกล้าคาร์บอนรีดร้อนแผ่นม้วน แผ่นแถบ แผ่นหนา และแผ่นบางสำหรับงานถังก๊าซ (มอก. 2060-2543 ชั้นคุณภาพ 2⁽¹⁾)

สมบัติทางกล ^(1,11)			
ความต้านแรงดึงต่ำสุด (N/mm ²)	ความต้านแรงดึงที่จุด ครากต่ำสุด (N/mm ²)	ความยืดต่ำสุด (%)	การดัดโค้ง ⁿ
440	300	24	3a

หมายเหตุ : n) = ดัดโค้ง 180 องศาและปลายทั้งสองขนานกันโดยมีเส้นผ่านศูนย์กลางของหัวดัด = 3a เมื่อ a คือความหนาของชิ้นทดสอบที่บริเวณส่วนโค้ง ด้านนอกของชิ้นทดสอบต้องไม่เกิดรอยแตกร้าว

2.3 สมบัติทางกลของถังก๊าซปิโตรเลียมเหลว (มอก. 27 – 2540 ชั้นคุณภาพ 2)⁽²⁾

ถังก๊าซปิโตรเลียมภายหลังผ่านการเชื่อมและอบปกติแล้ว จะต้องมสมบัติทางกล ดังตารางที่ 2.3

ตารางที่ 2.3 สมบัติทางกลของถังก๊าซปิโตรเลียมเหลว (มอก. 27-2540 ชั้นคุณภาพ 2^(2,11))

ความต้านแรงดึงต่ำสุด (N/mm ²)	ความต้านแรงดึง ที่จุดครากต่ำสุด (N/mm ²)	ความยืดต่ำสุด (%)	การดัดโค้ง ⁿ
352	208	20	3a

หมายเหตุ : ข) = ระยะระหว่างผิวของชิ้นทดสอบที่ตัดขนานกัน เมื่อ a คือความหนาของชิ้นทดสอบที่กำหนดไว้ บริเวณผิวด้านนอกของชิ้นทดสอบ เมื่อตัดแล้ว ต้องไม่เกิดรอยแตกร้าว

ธาตุต่าง ๆ ที่ผสมลงไปในเหล็กกล้า มอก. 2060 – 2543 ชั้นคุณภาพ 2 มีผลต่อคุณสมบัติ ดังต่อไปนี้

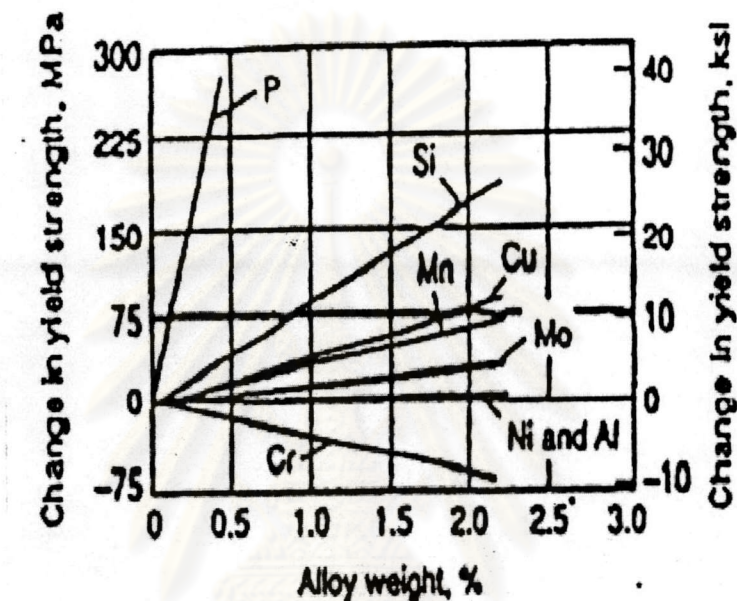
คาร์บอน	เป็นธาตุที่ช่วยเพิ่มจำนวนเฟอไรต์ แต่ถ้ามีมากเกินไปจะลดความสามารถในการเชื่อมและลดความแกร่ง
แมงกานีส	เป็นธาตุหลักที่ช่วยเพิ่มความแข็งแรงเมื่อเติมปริมาณมากกว่า 1% โดยจะเกิดเป็นสารละลายของแข็ง (Solid-Solution) ในเฟอร์ไรต์นอกจากนี้ ยังช่วยลดอุณหภูมิของการเปลี่ยนแปลงจากออสเตนไนท์เป็นเฟอร์ไรท์ และเป็นตัวกำจัดก๊าซในเหล็กกล้า ดึงกำมะถันที่มีอยู่ในเหล็กมารวมตัวเป็นแมงกานีสซัลไฟด์ เพื่อไม่ให้เหล็กเสียคุณสมบัติด้านความเหนียว
ซิลิกอน	ใช้เป็นตัวลดการทำปฏิกิริยาระหว่างเหล็กหลอมเหลวกับอากาศ โดยซิลิกอนจะทำหน้าที่เป็นตัวออกซิไดซ์เซอร์ (Deoxidizer) ถ้าเติมมากเกินไปจะลดความแกร่งและความสามารถในการเชื่อม
ฟอสฟอรัส	เพิ่มความแข็งแรงโดยเกิดเป็นสารละลายของแข็งในเฟอร์ไรท์ แต่จะไปลดความเหนียว ควรจะต้องมีการกำหนดให้มีปริมาณต่ำที่สุดเท่าที่ทำได้
อลูมิเนียม	เป็นธาตุที่ช่วยลดการออกซิไดซ์ที่ใช้อย่างกว้างขวาง ช่วยยับยั้งการโตของเกรนออสเตนไนท์ระหว่างได้รับความร้อน
ซิลเฟอร์	เป็นธาตุที่ไม่มีผลทางด้านดีกับเหล็กกล้าที่ใช้ทำถังก๊าซ ควรจะต้องกำหนดให้มีปริมาณต่ำที่สุดเท่าที่ทำได้ ไม่ควรเกิน 0.015% เพราะจะมีผลต่อการขึ้นรูปเย็นและการเชื่อม

เมื่อผสมธาตุต่าง ๆ เข้าด้วยกันและจะได้เหล็กกล้าธาตุผสมปริมาณน้อยมาก และสามารถสรุปกลไกที่เพิ่มความแข็งแรงคือ

1. การทำให้เกรนละเอียด (Grain Refinement) โดย
 - 1.1 เติมอลูมิเนียม เพื่อยับยั้งการโตของเกรนออสเตนไนท์เวลาที่เหล็กได้รับความร้อนขณะมีการแปรรูปหรือกระบวนการอบชุบ
 - 1.2 ควบคุมการรีดขณะเป็นออสเตนไนท์จนกระทั่งกลายเป็นเกรนเฟอร์ไรท์ที่ละเอียด
 - 1.3 เพิ่มธาตุผสมบางตัวและ/หรือให้อัตราการเย็นตัวเร็วขึ้น เพื่อลดอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงจากออสเตนไนท์เป็นเฟอร์ไรท์

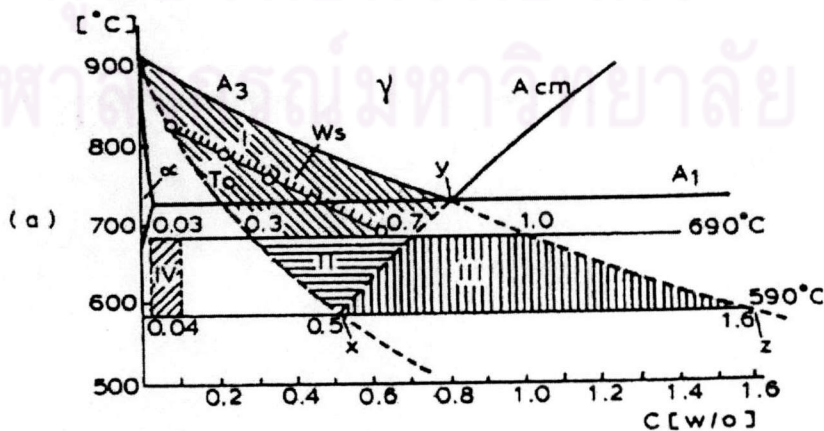
2. การตกผลึก (Precipitation) ของคาร์ไบด์และไนไตรด์ของธาตุผสมที่มีขนาดเล็ก ละเอียด ภายในโครงสร้างพื้นฐานที่มีความเหนียวอยู่แล้ว เช่น เฟอร์ไรท์ และทำให้เหล็กมีความ แข็งแรงเพิ่มขึ้น โดยไม่มีผลลดความเหนียวและยังไม่เปลี่ยนแปลงคุณสมบัติการเชื่อม

3. สารละลายของแข็ง (Solid-Solution) ดังผลแสดงในรูปที่ 2.3

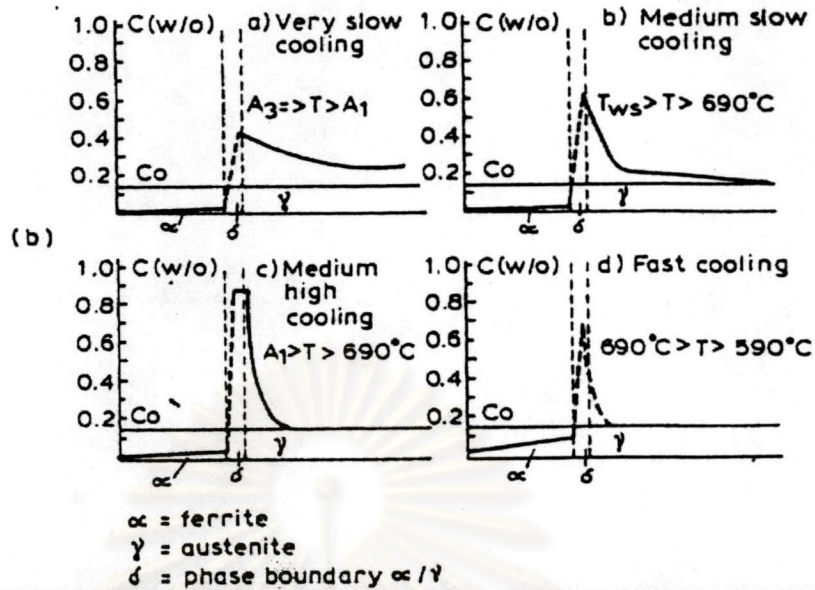


รูปที่ 2.3 การเพิ่มความแข็งแรงให้กับเฟอร์ไรท์ด้วยสารละลายของแข็ง⁽¹⁰⁾

2.4 การเปลี่ยนแปลงเฟสในเนื้อเชื่อม (Weld Metal) ของเหล็กกล้าคาร์บอน (0.15 – 0.20 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)⁽¹²⁾ ขณะเย็นตัว



รูปที่ 2.4 (a) รูปแผนภูมิกิ่งสมดุลของเหล็กกล้าคาร์บอนที่แสดงถึงการเปลี่ยนแปลงต่าง ๆ ในแต่ละพื้นที่



รูปที่ 2.4 (b) คาร์บอนโพรไฟล์ (Carbon profile) ที่ตำแหน่งต่าง ๆ ของ γ/α ที่อัตราการเย็นตัวต่าง ๆ กัน โดย RÄSÄNEN และ TENKULA⁽¹³⁾

การเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้นกับอัตราการเย็นตัวในเนื้อเชื่อม ซึ่งแบ่งได้เป็น 4 ชนิดดังนี้

1. อัตราการเย็นตัวช้า เมื่ออุณหภูมิลดลงต่ำกว่า A_3 เล็กน้อยจะเกิดเฟอไรท์ที่มุมของเกรน หรือที่ขอบเกรน (Boundaries) ที่มีลักษณะไฮแองเกิล (High Angle) แล้วจึงเติบโต (Grow) ต่อเข้าไปในเฟสออสเทนไนท์ คาร์บอนเกิดการกระจายตัวใหม่ (Redistribution) ในเฟสออสเทนไนท์ได้อย่างมีประสิทธิภาพ ดังรูปที่ 2.4 (b) (รูปบนซ้าย) ที่อุณหภูมิสูงการแพร่ของคาร์บอนสามารถเกิดได้อย่างรวดเร็ว ซึ่งใช้เวลาน้อยกว่าเวลาการเย็นตัวของรอยเชื่อม ดังนั้นปริมาณคาร์บอนที่อยู่ตรงผิวหน้า (Interface) จึงอยู่ภายในบริเวณ I (ดูรูปที่ 2.4 (a)) ในขณะที่อุณหภูมิลดลงคาร์บอนก็ยังคงแพร่เข้าไปในออสเทนไนท์ทำให้เกิดการเติบโตของเฟอไรท์แบบบล็อกกี้ (Blocky) ขึ้น จนกระทั่งอุณหภูมิลดลงต่ำกว่า A_1 ในขณะนี้ บริเวณที่เป็นออสเทนไนท์ซึ่งมีคาร์บอนในปริมาณที่สูง (บริเวณในสามเหลี่ยม xyz : Eutectoid triangle ในรูปที่ 2.4 (a)) ก็จะเปลี่ยนเฟสเป็นเฟอไรต์ จึงเกิดโครงสร้างผสมระหว่างเฟอไรท์และเฟอไรต์ขึ้น ดังรูปที่ 2.5 (a)

2. อัตราการเย็นตัวช้าถึงปานกลาง ในขณะที่เกิดเฟอร์ไรท์ขึ้นที่ขอบเกรนและเติบโตเข้าไปในออสเตนไนท์ ที่อุณหภูมิต่ำกว่า A3 มากและลดต่ำกว่ากรณีอัตราการเย็นตัวช้า การกระจายตัวของคาร์บอนได้จะน้อยกว่า ในกรณีอัตราการเย็นตัวช้า ดังรูปที่ 2.4 (b) (รูปบนขวา) ซึ่งจะเห็นได้ว่าความชันกราฟจะชันกว่ากรณีอัตราการเย็นตัวช้า เฟอร์ไรท์จะเกิดขึ้นอย่างรวดเร็วที่ขอบเกรนทุกๆ เกรน ซึ่งเฟอร์ไรท์แบบนี้เรียกว่าโปรยูเตคตอยด์เฟอร์ไรท์ (Proeutectoid Ferrite) ซึ่งจะแตกต่างจากบล็อกกี้เฟอร์ไรท์ (Blocky Ferrite) ด้วยกลไกการเติบโต การเติบโตของโปรยูเตคตอยด์เฟอร์ไรท์จะเกิดขึ้นที่ขอบเฟสอินโคฮีเรนต์ (Incoherent Phase Boundary) เป็นแบบไฮเอ็งเกิล (High Angle) ต่างกับการโตของบล็อกกี้เฟอร์ไรท์ ที่สามารถโตได้บนขอบเฟสบนอินโคฮีเรนต์ และขอบเฟสบนกึ่งโคฮีเรนต์ (Semi-Coherent Boundary) จริงๆ แล้วการโตโดยการเคลื่อนที่ของขอบเฟสบนอินโคฮีเรนต์ (Incoherent Boundary) ต้องการไดรวิงฟอร์ซ (Driving Force) ที่มากกว่า เช่น ความแตกต่างของอุณหภูมิที่มากกว่า (Undercooling) กรณีของการโตโดยการเคลื่อนที่ (Movement) ของขอบเฟสกึ่งโคฮีเรนต์ (Semi-Coherent Boundary)

เมื่อออสเตนไนท์เย็นตัวจึงมีอุณหภูมิต่ำกว่าเส้น W_s (เส้นที่แบ่งระหว่างโปรยูเตคตอยด์เฟอร์ไรท์กับโครงสร้างวิทแมนสแตตเทนไซด์เพลท (Widmanstätten side plate) ในรูปที่ 2.4 (a) เฟอร์ไรท์ในรูปแบบของเข็มเท่านั้นที่จะสามารถผ่านบริเวณคาร์บอนสูง (Carbon-Solute Barrier) ไปได้ เฟอร์ไรท์รูปแบบเข็มนี้เรียกกันว่าโครงสร้างวิทแมนสแตตเทนไซด์เพลท ซึ่งมีการจัดเรียงตัว (Orientation) กับออสเตนไนท์เป็นแบบ Kurdjumov-Sachs

การโตของเฟอร์ไรท์รูปแบบเข็ม (Side Plate) เป็นไปอย่างรวดเร็วมาก เนื่องจากตัวถูกละลาย (Solute) คือคาร์บอนจะกระจายตัวใหม่ไปด้านข้างของปลาย (Tip) ที่กำลังโตขึ้นได้ดี ดังนั้นจึงไม่เกิดปัญหาบริเวณคาร์บอนสูง (Solute Pile-up) ขึ้น เมื่อเย็นตัวลงต่ำกว่า A1 บริเวณระหว่าง เฟอร์ไรท์รูปแบบเข็ม (Side Plate) ซึ่งจะมีคาร์บอนสูงจะเปลี่ยนไปเป็นซิเมนไตต์หรือเฟิร์ลไรท์ ดังนั้นจึงได้โครงสร้างจุลภาคดังรูป 2.5 (b)

อีกปฏิกิริยาที่สามารถเกิดขึ้นในเนื้อเชื่อมในขณะที่เย็นตัวลงมาที่อุณหภูมิใกล้ ๆ กับ A1 คือปฏิกิริยาการเกิดอซิควิลาร์เฟอร์ไรท์ (Acicular Ferrite) ซึ่งเป็นโครงสร้างที่มีลักษณะรูปทรงหลายเหลี่ยม (Equiaxes) มากกว่าโครงสร้างวิทแมนสแตตเทนไซด์เพลท การโตของอซิควิลาร์เฟอร์ไรท์เกิดขึ้นที่บริเวณภายในเกรนที่มีความหนาแน่นสูงของแหล่งกำเนิด (Nucleation Site) และสารมลทิน (Inclusion) บทบาทสำคัญของสารมลทินในการช่วยให้เกิดอซิควิลาร์เฟอร์ไรท์ อซิควิลาร์เฟอร์ไรท์จะเกิดขึ้นได้ถ้าการเกิดโปรยูเตคตอยด์เฟอร์ไรท์ถูกยับยั้ง เช่น หยุดโดยการเกิดคาร์ไบด์ที่ขอบเกรน (Boundary) ระหว่างออสเตนไนท์กับเฟอร์ไรท์ โครงสร้างนี้ดูได้จากรูป 2.5 (c)

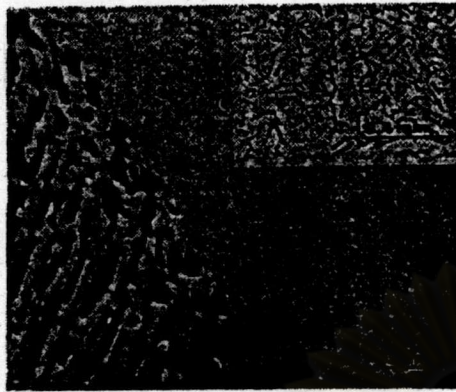
พบว่าธาตุที่สามารถฟอร์มคาร์ไบด์ได้ดี เช่น โมลิบดีนัมและโครเมียมจะช่วยยับยั้งการโตของโปรยูเทคตอยด์เฟอไรท์ ดังนั้นจึงส่งเสริมการเกิดอซิควิลาร์เฟอไรท์ ทำให้ความแกร่งของรอยเชื่อมเพิ่มขึ้น

3. อัตราการเย็นตัวปานกลาง - สูง ในกรณีนี้ความแตกต่างของอุณหภูมิสูงพอที่จะเกิดการเปลี่ยนโครงสร้างได้เส้น A1 และอัตราการโตเริ่มต้นของเฟอไรท์จะเร็วมากจนกระทั่งความเข้มข้นของคาร์บอนที่ระหว่างผิวหน้าจะอยู่ในบริเวณสามเหลี่ยม xyz ในรูปที่ 2.4 (a) โดยทันที สมมติว่าความเข้มข้นที่ระหว่างผิวหน้าของออสเตนไนท์กับเฟอไรท์ เป็นไปตามรูปที่ 2.4 (b) ออสเตนไนท์จะไม่เสถียรไม่ว่าจะเทียบกับเฟอไรท์และซีเมนไตต์ ดังนั้นเมื่อเกิด Fe_3C จำนวนเล็กน้อย เฟอไรท์จะยังคงโตต่อไปจนกระทั่งเกิดบริเวณคาร์บอนสูงขึ้นอีกครั้ง การเปลี่ยนโครงสร้างแบบนี้รู้จักกันในนามปฏิกิริยาฟิรูดิกเพิร์ลไลท์ (Periodic Pearlite) ซึ่งเป็นการเกิดเพิร์ลไลท์ขึ้นเป็นช่วง ๆ ดังแสดงในรูปที่ 2.5 (d)

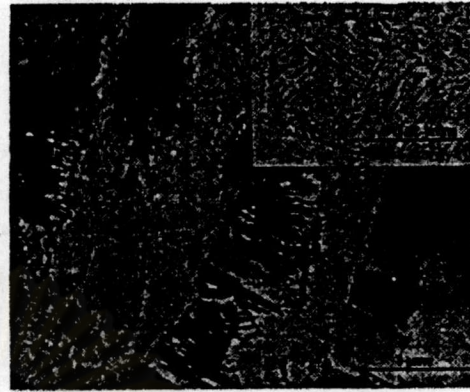
4. อัตราการเย็นตัวเร็ว ในกรณีนี้ความแตกต่างของอุณหภูมิจะมาก อุณหภูมิเปลี่ยนเฟสจะลดลงจนต่ำถึงประมาณ $690^{\circ}C$ ซึ่งหมายความว่าคาร์บอนจะไม่มีเวลาที่จะแพร่เข้าไปในออสเตนไนท์ในขณะที่เกิดเฟอไรท์ขึ้นที่ขอบเกรน ดังนั้นความเข้มข้นของคาร์บอนที่การกระจายตัวใหม่ที่ขอบเฟส (Phase Boundary) (ดูรูปที่ 2.4 (b) ล่างขวา) จะทำให้เกิดการเปลี่ยนเฟสจากออสเตนไนท์ ---> เฟอไรท์ด้วยกลไกพาร์เชียลแมสซีฟ แมกคานิซึม (Partial Massive Mechanism) หรือการเกิดอัปเปอร์เบนไนท์ (Upper Bainite)

การเปลี่ยนเฟสแบบแมสซีฟ (Massive) เกิดขึ้นโดยการเคลื่อนที่ของขอบเฟส (Phase Boundary) แบบไฮแองเกิล (High angle) นั่นคืออะตอมจะเคลื่อนจากผลึกของโลหะนั้น (Parent Lattice) ไปยังผลึกของผลิตภัณฑ์ (Product Lattice) โดยกลไกการแพร่แบบช่วงสั้น ๆ ผ่านขอบเฟส จึงพอจะสรุปได้ว่าการกระจายของคาร์บอน (Carbon Distribution) ในเฟสทั้ง 2 (ออสเตนไนท์และเฟอไรท์) จะเหมือนกัน

แต่ในกรณีการเกิดอัปเปอร์เบนไนท์ เฟอไรท์เกิดขึ้นที่ขอบเกรนโตขึ้นอย่างรวดเร็วเข้าไปในเกรนที่อยู่ด้านหลังผิวหน้าแบบกึ่งโคฮีเรนต์ (Semi-Coherent Interface) ซึ่งมีพลังงานต่ำ ต่อมาจะพัฒนาเป็นรูปเฟอไรท์คล้ายนิ้วมือ (Ferrite Fingers) ที่มี Fe_3C ตกผลึกระหว่างเฟอไรท์ ในขณะที่ปริมาณของคาร์บอนที่ขอบเฟสที่กำลังเคลื่อนที่เพิ่มขึ้น จนในที่สุดจะเพิ่มถึงระดับที่เกิดซีเมนไตต์ได้และโตต่อไป อุณหภูมิสูงกว่านี้จะเกิดอัปเปอร์เบนไนท์ซึ่งคล้ายกับโครงสร้างวิทแมนสแตดเทนไซด์เฟลทละเอียด ตัวอย่างของโครงสร้างนี้แสดงในรูปที่ 2.5 (e) และ (f)



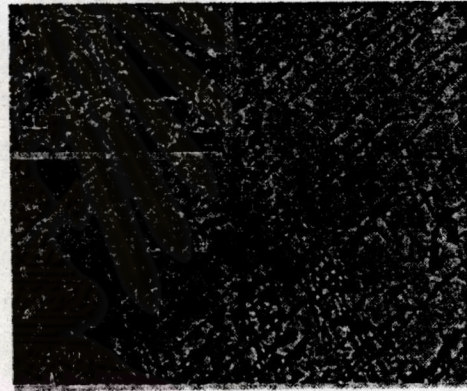
(a) ferrite and pearlite



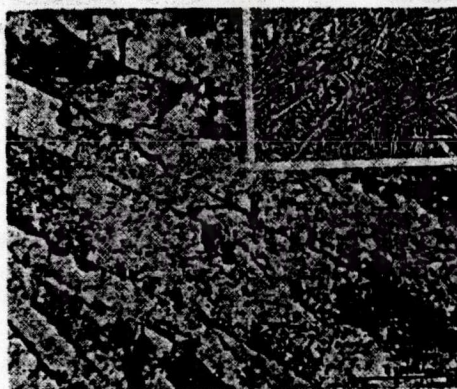
(b) Widmanstätten side plates and pearlite



(c) acicular ferrite



(d) periodic pearlite



(e) upper bainite plus cementite



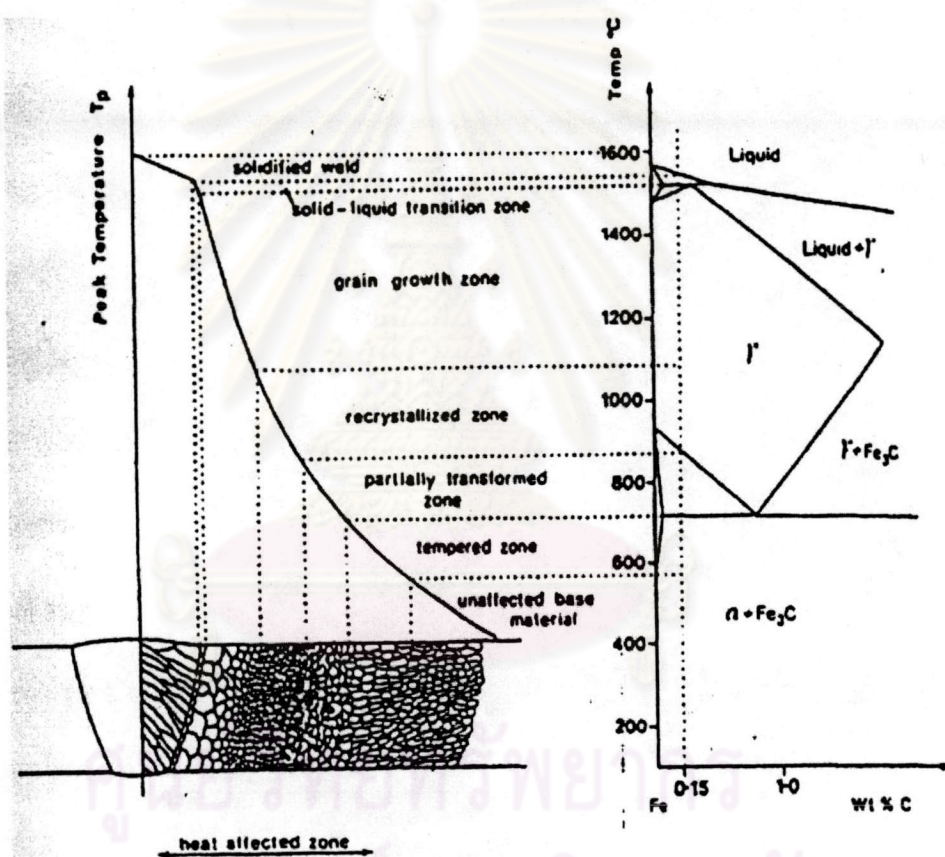
(f) upper bainite and retained austenite.

รูปที่ 2.5 รูปโครงสร้างจุลภาคที่พบในรอยเชื่อมหลังการเย็นตัวจากการใช้ TEM
โดย RÄSÄNEN และ TENKULA⁽¹³⁾

2.5 การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในบริเวณกระทบร้อน (Heat-Affected Zone)⁽¹²⁾

เมื่อมีการเชื่อมโลหะด้วยความร้อนจนถึงจุดหลอมเหลว จากนั้นมีการเย็นตัวอย่างรวดเร็วก่อให้เกิดรอบการเชื่อมที่รุนแรง ส่งผลให้โครงสร้างจุลภาคดั้งเดิมและสมบัติของโลหะในบริเวณใกล้เคียงเนื้อเชื่อมเปลี่ยนแปลง เราเรียกบริเวณดังกล่าวนี้ว่าบริเวณกระทบร้อน (Heat-affected zone หรือ HAZ)

บริเวณที่เกิดโครงสร้างจุลภาคต่าง ๆ แบ่งได้ตามอุณหภูมิดังรูปที่ 2.6



รูปที่ 2.6 บริเวณส่วนย่อยต่าง ๆ ของบริเวณกระทบร้อนของเหล็กกล้าคาร์บอน (0.15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)⁽¹²⁾

บริเวณกระทบร้อนสามารถแบ่งเป็นบริเวณย่อยได้ตามรูปที่ 2.6 โดยบริเวณย่อยต่าง ๆ มีโครงสร้างจุลภาคที่ต่างกันทำให้มีสมบัติทางกลที่ต่างกัน บริเวณกระทบร้อนมีโครงสร้างจุลภาคต่างกันขึ้นกับชนิดของโลหะพื้นและลักษณะของรอบการเชื่อม เช่น อัตราการให้ความร้อน เวลาที่ค้างไว้ที่อุณหภูมิสูงและอัตราการเย็นตัว ปัจจัยต่าง ๆ เหล่านี้มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงเฟสและปฏิกิริยาการตกผลึก บริเวณย่อยต่าง ๆ ได้แก่

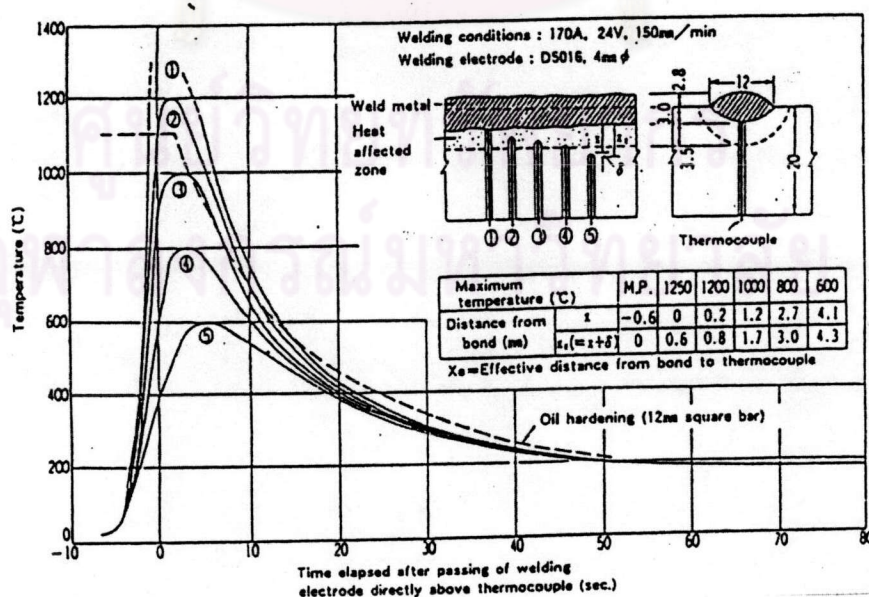
1. บริเวณที่มีการโตของเกรน (Grain growth zone) ในขณะที่เชื่อมบริเวณนี้มีอุณหภูมิสูงประมาณ 1350 °ซ พวกอนุภาคคาร์ไบด์และไนไตรด์ต่าง ๆ มีการละลายทำให้เกรนออสเตรเลียโตขึ้น การโตของเกรนขึ้นกับเวลาที่ค้างไว้ที่อุณหภูมิสูงขณะนั้น และถ้าอัตราการเย็นตัวช้าขนาดของเกรนก็จะยิ่งโต
2. บริเวณเกรนละเอียด (Grain refined region หรือ Recrystallized zone) ขณะเชื่อมอุณหภูมิสูงสุดในบริเวณนี้ลดลง ทำให้ปฏิกิริยาการเปลี่ยนแปลงจากเฟอร์ไรท์ → ออสเตรเลียระหว่างให้ความร้อนจะมีเวลาไม่พอที่จะเกิดออสเตรเลียอย่างสมบูรณ์ และขนาดเกรนยังคงมีขนาดเล็กมาก นอกจากนี้พวกคาร์ไบด์อาจละลายไม่หมด ดังนั้นการเปลี่ยนแปลงจากเฟอร์ไรท์ → ออสเตรเลียขณะเย็นตัวมีแนวโน้มที่จะเกิดโครงสร้าง เฟอร์ไรท์ - เฟอร์ไรท์เกรนละเอียด พื้นที่บริเวณขอบเกรนที่ใหญ่จะช่วยให้เกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรท์และออสเตรเลีย ที่เหลือค้างที่กึ่งกลางเกรนที่เต็มไปด้วยคาร์บอนจะเปลี่ยนเป็นเฟอร์ไรท์ บริเวณนี้มีแนวโน้มที่จะกว้างโดยเฉพาะในเหล็กกล้าธาตุผสมปริมาณน้อยมาก เนื่องจากผลของคาร์บอนไนไตรด์ในการป้องกันการโตของเกรนที่อุณหภูมินี้
3. บริเวณที่มีการเปลี่ยนแปลงบางส่วน (Intercritical region หรือ partially transformed zone) อุณหภูมิช่วง 750 - 900 °ซ เฟอร์ไรท์ในโลหะพื้นจะเปลี่ยนเป็นออสเตรเลียอย่างรวดเร็วออสเตรเลียจะมีคาร์บอนและแมงกานีสมาก ทำให้ช่วยลดอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงเฟสจากเฟอร์ไรท์ → ออสเตรเลีย ดังนั้นเมื่อมีการเปลี่ยนแปลงเฟสจากออสเตรเลีย → เฟอร์ไรท์ตอนเย็นตัวจะได้โครงสร้างจุลภาคที่หลากหลายขึ้นกับเวลาการเย็นตัว ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคที่พบ เช่น เฟอร์ไรท์ อับเปอร์เบนไนท์ ออโตเทมเปอร์มาร์เทนไซต์ หรือ มาร์เทนไซต์ปริมาณคาร์บอนสูง (Twinned)
4. บริเวณเทมเปอร์ (Tempered zone) หรือบริเวณคาร์ไบด์ก่อนกลม บริเวณนี้เกิดการเปลี่ยนแปลงเฟสในอุณหภูมิ 700 - 750 °ซ ซึ่งมีการเปลี่ยนแปลงเฟอร์ไรท์ → ออสเตรเลียเพียงเล็กน้อยเท่านั้นระหว่างให้ความร้อน ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงจากแลมดาร์เฟอร์ไรท์เป็นอนุภาคก่อนกลมของ Fe₃C
5. บริเวณโลหะพื้นที่ไม่เปลี่ยนแปลง (Unaffected base metal) บริเวณนี้มีอุณหภูมิสูงสุด 650 °ซ ทำให้รูปร่างขององค์ประกอบต่าง ๆ ไม่เปลี่ยนแปลง อย่างไรก็ตามผลเนื่องจากความร้อน และความเค้นตกค้างสามารถทำให้เกิดไดนามิกส์ตรอนเอจจิง ปฏิกิริยาการนี้เกี่ยวข้องกับการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน พาเอาสารเจอบนที่แทรกอยู่เช่น คาร์บอนและไนโตรเจนออกมา แต่ในขณะที่เย็นตัวสารละลายที่เต็มไปด้วยดิสโลเคชันจะถูกตรึงอยู่กับที่อย่างแข็งแรง ทำให้บริเวณนี้มีคุณสมบัติที่เปราะ

2.6 สมบัติทางกลของรอยเชื่อม⁽¹⁴⁾

เมื่อการเชื่อมสิ้นสุดลง การเย็นตัวของโลหะในรอยเชื่อม ณ ตำแหน่งต่าง ๆ จะแตกต่างกัน ดังตัวอย่างความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและเวลาในรูปที่ 2.7 ในเนื้อเชื่อมมีการแข็งตัวของโลหะ เหลวกลายเป็นของแข็งและเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในโลหะแข็ง ในบริเวณกระทบ ร้อนมีการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค และเกิดการบิดตัวของรอยเชื่อมในแต่ละส่วนต่าง การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคขณะแข็งตัวจะเป็นไปตามแผนภูมิการเปลี่ยนแปลง โครงสร้าง ขณะเย็นตัวอย่างต่อเนื่อง (Continuous Cooling Transformation ; CCT) และลักษณะของเส้น การเย็นตัวหรืออัตราการเย็นตัว สามารถอธิบายปรากฏการณ์พอสส์เซปอันมีผลต่อสมบัติทางกล ของรอยเชื่อมได้ดังนี้

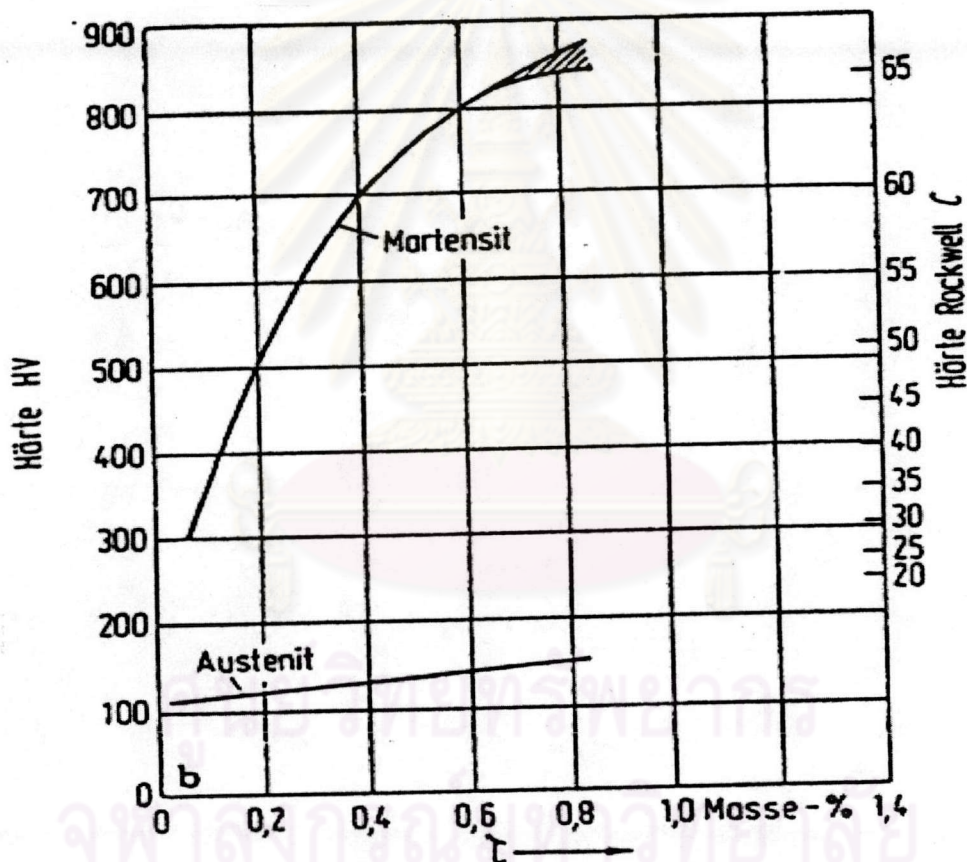
1. ในการเชื่อมแบบหลอมเหลว เนื้อเชื่อมจะได้มาจากการหลอมวัสดุเดิมกับลวดเชื่อม (Filler Metal) ผสมรวมกันได้ส่วนผสมทางเคมีใหม่ไม่เท่ากับส่วนผสมทางเคมีในวัสดุเดิมและใน ลวดเชื่อม การเผาผลาญธาตุระหว่างการผลิตการเชื่อมอาจมีมาก โดยเฉพาะการเชื่อมด้วยการใช้ อาร์ค (Arc Welding) ส่วนผสมเคมีจะมีผลต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคส่งผลต่อสมบัติ ทางกล

2. เมื่อเนื้อเชื่อมเย็นตัวจนถึงอุณหภูมิจุดหลอมเหลวจะเกิดผลึก (Crystallization) เดนไดร์ (ลักษณะคล้ายกิ่งไม้) หรือเป็นแท่งทรงกระบอกกลมรี (Columnar) ขึ้นอยู่กับความเร็วการเชื่อม เดนไดร์รวมตัวกันเป็นเกรน ขนาดและรูปร่างลักษณะของเกรนจะถูกกำหนดโดยอัตราการเย็น ตัวปริมาณของธาตุผสมและความเร็วการเชื่อม⁽²⁴⁾



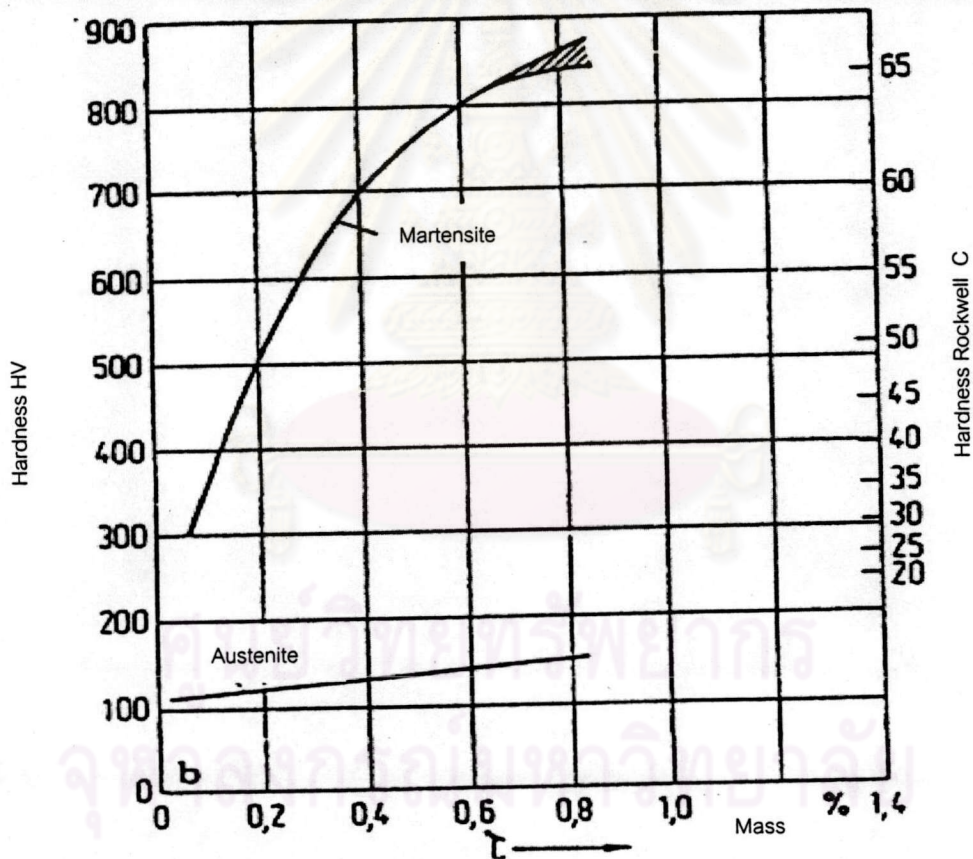
รูปที่ 2.7 เส้นการเย็นตัวที่ตำแหน่งต่าง ๆ ในรอยเชื่อม⁽¹⁵⁾

3. การตกผลึกหรือเปลี่ยนแปลงเฟส (Phase Precipitation or Transformation) เช่น ในเหล็กกล้าคาร์บอนจะเกิดกระบวนการแข็งตัวหลังการเชื่อม (Self Hardening) เพราะการเกิดผลึกของเฟสที่มีความแข็งสูง คือ มาร์เทนไซต์ โดยที่อาจเกิดขึ้นได้ในเนื้อเชื่อม ในบริเวณกระทบร้อน และในเนื้อวัสดุเดิม การแก้ไขต้องอบด้วยความร้อนหลังการเชื่อม (Postweld heat treatment, PWHT) รูปที่ 2.8 แสดงผลของคาร์บอนต่อค่าความแข็งและปริมาณมาร์เทนไซต์ สำหรับเหล็กกล้าคาร์บอนผสม 0.20 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก การกระจายค่าความแข็งตามแนวภาคตัดขวางของรอยเชื่อมแสดงดังรูปที่ 2.9

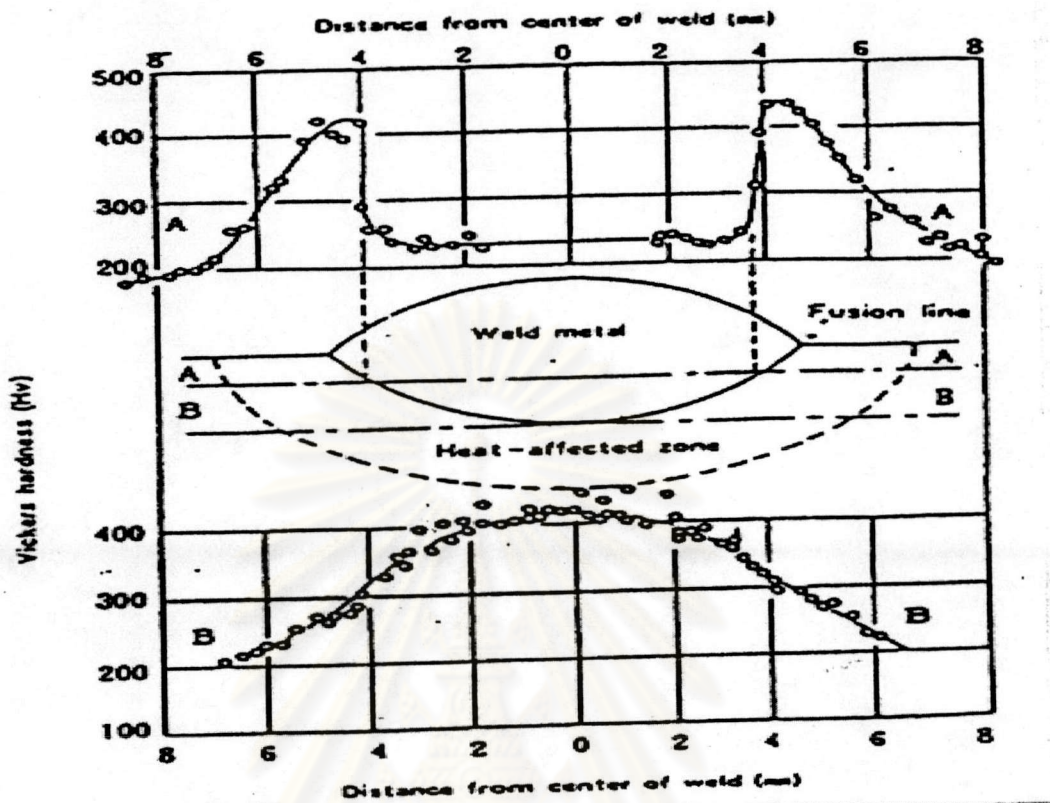


รูปที่ 2.8 ผลของคาร์บอนต่อโครงสร้างมาร์เทนไซต์ ⁽¹⁶⁾

3. การตกผลึกหรือเปลี่ยนแปลงเฟส (Phase Precipitation or Transformation) เช่น ในเหล็กกล้าคาร์บอนจะเกิดกระบวนการแข็งตัวหลังการเชื่อม (Self Hardening) เพราะการเกิดผลึกของเฟสที่มีความแข็งสูง คือ มาร์เทนไซต์ โดยที่อาจเกิดขึ้นได้ในเนื้อเชื่อม ในบริเวณกระทัน และในเนื้อวัสดุเดิม การแก้ไขต้องอบด้วยความร้อนหลังการเชื่อม (Postweld heat treatment, PWHT) รูปที่ 2.8 แสดงผลของคาร์บอนต่อค่าความแข็งและปริมาณมาร์เทนไซต์สำหรับเหล็กกล้าคาร์บอนส่วนผสม 0.20 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก การกระจายค่าความแข็งตามแนวภาคตัดขวางของรอยเชื่อมแสดงดังรูปที่ 2.9

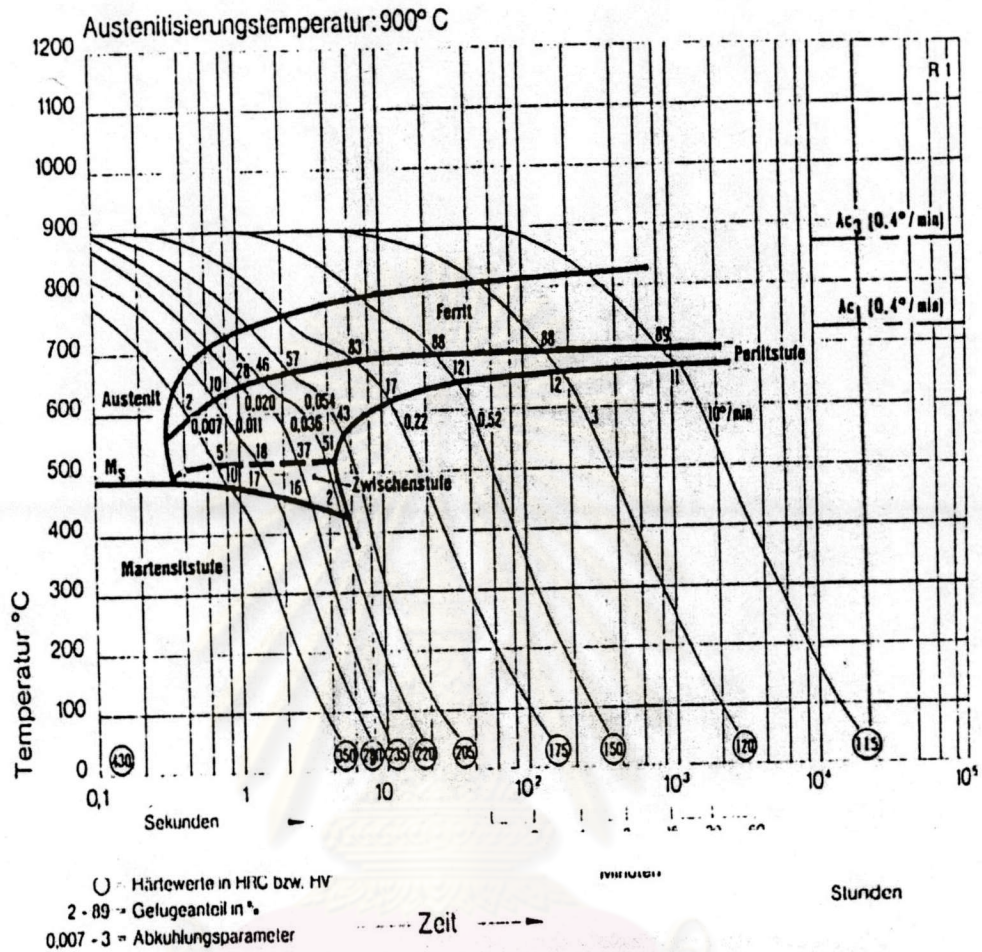


รูปที่ 2.8 ผลของคาร์บอนต่อโครงสร้างมาร์เทนไซต์⁽¹⁶⁾



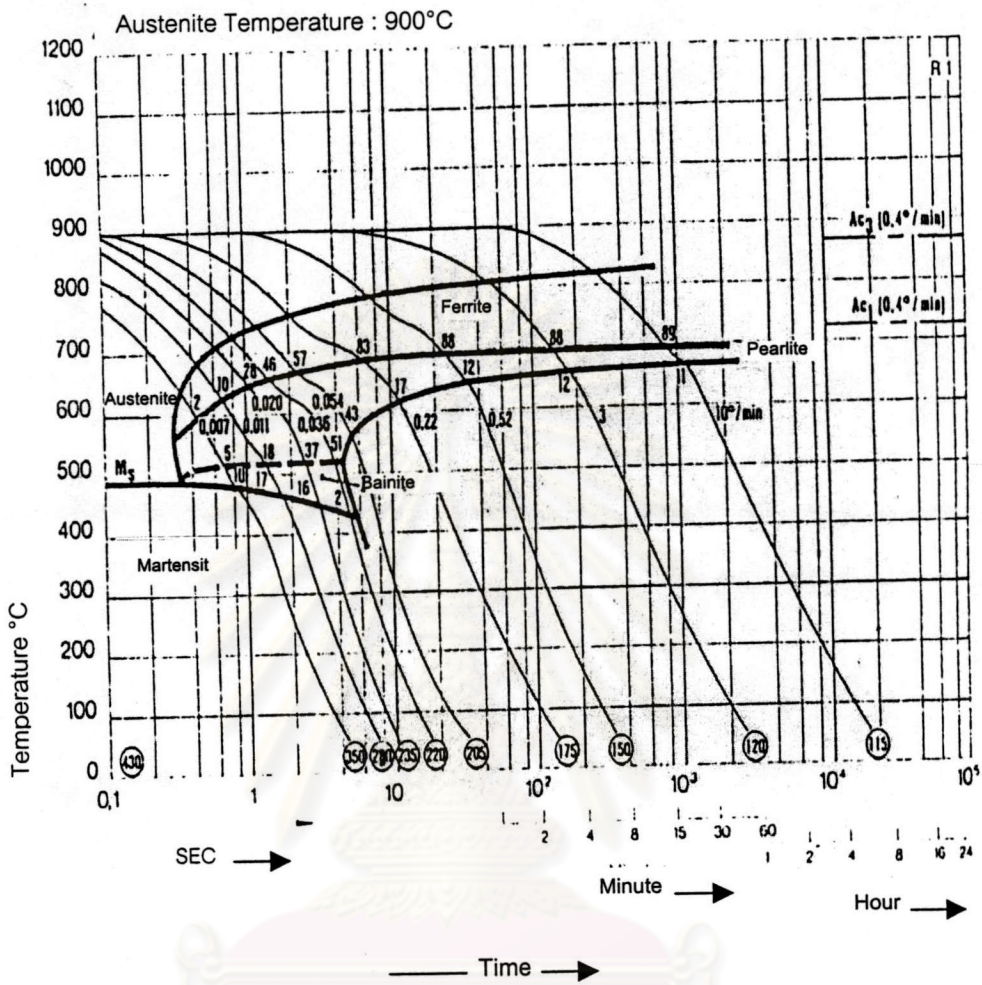
รูปที่ 2.9 การกระจายความแข็งตามแนวภาคตัดขวางของรอยเชื่อมเหล็กที่มี ส่วนผสมคาร์บอน แมงกานีสและซิลิกอนเป็น 0.20, 1.38 และ 0.20 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักตามลำดับ⁽¹⁵⁾

แผนภูมิที่ใช้อธิบายการเปลี่ยนแปลงเฟสหรือโครงสร้างจุลภาค ตามเส้นการเย็นตัวหรือเส้นอัตราการเย็นตัว (Cooling Rate) คือ แผนภูมิ Continuous Cooling Transformation (CCT) ดังตัวอย่างในรูปที่ 2.10



รูปที่ 2.10 แผนภูมิ CCT ของเหล็กคาร์บอน 0.15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก⁽¹⁷⁾

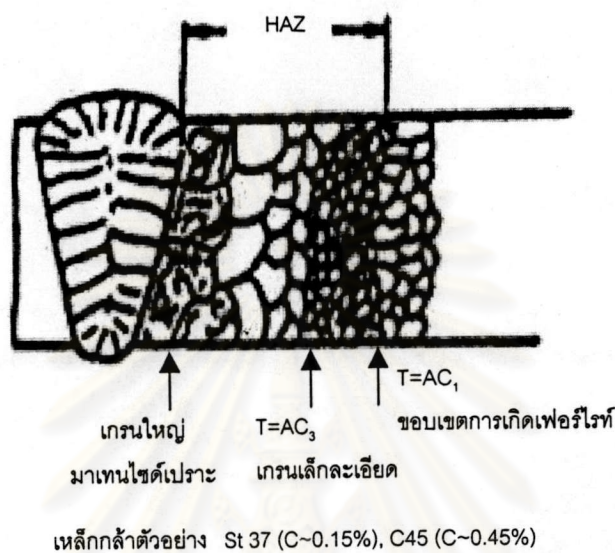
การใช้แผนภูมิ CCT อธิบายการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในรอยเชื่อมต้องระมัดระวังเพราะมีปัจจัยหลายประการไม่สอดคล้องกับความเป็นจริง เพื่อให้ความแม่นยำในการทำนายลักษณะและปริมาณโครงสร้างจุลภาคของรอยเชื่อมสูง อัตราการเย็นตัว จุดอุณหภูมิสูงสุดของเนื้อเชื่อมหรือของบริเวณกระทบร้อนต้องเท่ากับค่าในแผนภูมิ ถ้ามีปริมาณมาร์เทนไซต์ในเนื้อเชื่อมและในวัสดุเดิมหรือในบริเวณกระทบร้อนมาก และประกอบกับปริมาณก๊าซไฮโดรเจนมากจะทำให้เกิดรอยแตกเร็วขณะเย็นได้ เพราะมาร์เทนไซต์มีความแข็งสูงแต่เปราะและมีความสามารถในการสูญเสียรูปร่าง (Plastic Deformation) ได้น้อย



รูปที่ 2.10 แผนภูมิ CCT ของเหล็กคาร์บอน 0.15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก (17)

การใช้แผนภูมิ CCT อธิบายการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในรอยเชื่อมต้องระมัดระวังเพราะมีปัจจัยหลายประการไม่สอดคล้องกับความเป็นจริง เพื่อให้ความแม่นยำในการทำนายลักษณะและปริมาณโครงสร้างจุลภาคของรอยเชื่อมสูง อัตราการเย็นตัว จุดอุณหภูมิสูงสุดของเนื้อเชื่อมหรือของบริเวณกระทบร้อนต้องเท่ากับค่าในแผนภูมิ ถ้ามีปริมาณมาร์เทนไซต์ในเนื้อเชื่อมและในวัสดุเดิมหรือในบริเวณกระทบร้อนมาก และประกอบกับปริมาณก๊าซไฮโดรเจนมากจะทำให้เกิดรอยแตกร้าวขณะเย็นได้ เพราะมาร์เทนไซต์มีความแข็งสูงแต่เปราะและมีความสามารถในการสูญเสียรูปร่าง (Plastic Deformation) ได้น้อย

ในบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อมตั้งแต่บริเวณกระทบร้อนจนถึงเนื้อเชื่อมจะมีขนาดเกรนแตกต่างกัน เพราะมีอัตราการเย็นตัวต่างกัน รูปที่ 2.11 แสดงตัวอย่างลักษณะเกรนในรอยเชื่อมของเหล็กคาร์บอน



รูปที่ 2.11 ลักษณะและขนาดของเกรนในรอยเชื่อมเหล็กคาร์บอน⁽¹⁵⁾

การเปลี่ยนแปลงเฟสหรือโครงสร้างจุลภาค อาจเกิดการตกผลึกเฟสอื่นตามมาหลังจากการเปลี่ยนแปลงเฟสครั้งแรก (Secondary Phase Precipitation) โดยมากเฟสเหล่านั้นจะมีคุณสมบัติเปราะเช่น คาร์ไบด์ ไนไตรต์ สามารถแก้ไขได้โดยการอบหลังเชื่อมหรืออบคลายเครียดเพื่อลดปริมาณเฟสที่เปราะนั้น

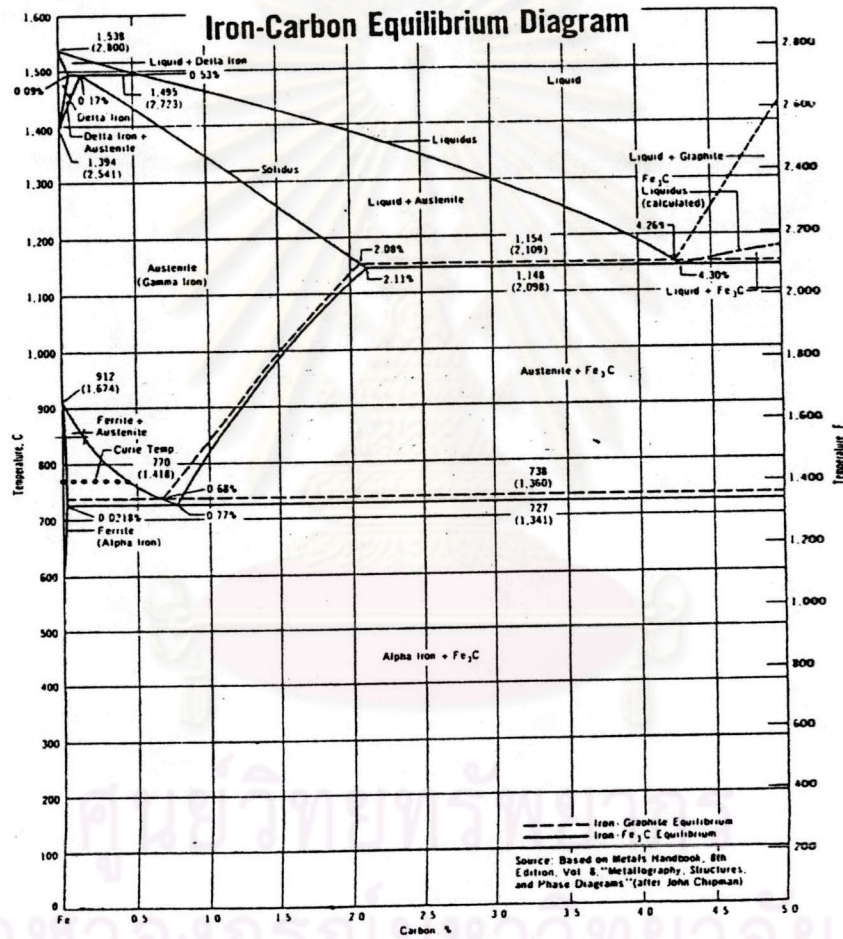
4. ในระหว่างการเชื่อมจะเกิดการสูญเสียรูปร่าง (Plastic Deformation) จากกระบวนการเชื่อมเอง เช่น การเชื่อมโดยใช้ความกดดัน (Pressure Welding) หรือมีการขัดขวางการหดตัว เช่น ในกระบวนการเชื่อมแบบหลอมเหลวในระหว่างการเชื่อมและหลังการเชื่อมแต่ละส่วนของรอยเชื่อมอาจมีอัตราการยืดหรือหดตัวแตกต่างกัน

2.7 การอบปกติ (Normalizing)⁴

การอบปกติมีความมุ่งหมายเพื่อปรับปรุงความเหนียว โดยการลดขนาดของเม็ดเกรนของเหล็ก เพื่อให้คุณสมบัติของเหล็กสม่ำเสมอ และในขณะเดียวกันก็ช่วยในการลดความเครียดภายในด้วย โดยทั่ว ๆ ไปเหล็กที่ผ่านการหล่อ หรือการรีดขึ้นรูปมักจะมีความแข็งหรือความเหนียวไม่สม่ำเสมอตลอดทั้งแท่ง รวมถึงงานที่ผ่านการเชื่อม ซึ่งโครงสร้างจุลภาคในบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อมตั้งแต่ในเนื้อเชื่อมจนถึงบริเวณกระทบร้อนจะแตกต่างไปจาก โครงสร้างจุลภาคเดิม มีผลทำให้สมบัติทางกลเปลี่ยนไป และมีลักษณะที่ไม่สม่ำเสมอ ดังนั้นจำเป็นจะต้องนำชิ้นส่วนที่

ผ่านการเชื่อมมาทำการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาค จึงจำเป็นต้องนำมาทำอบปกติ โดยการเผาเหล็กให้ร้อนจนกลายเป็นออสเตนไนท์ที่อุณหภูมิเหนือเส้น A3 ประมาณ 50 °ซ หลังจากทิ้งไว้จนอุณหภูมิเท่ากันหมดทุกจุดตลอดภายในใจกลางด้วย จากนั้นจึงเอาเหล็กออกจากเตาทิ้งให้เย็นในอากาศธรรมดา การปล่อยให้เหล็กเย็นในอากาศจะทำให้เม็ดเกรนของเหล็กจะมีขนาดเล็กกว่า ทำให้เหล็กมีความเหนียวดีและคุณสมบัติสม่ำเสมอ

2.8 แผนภูมิสมดุลของเหล็กกล้าคาร์บอน⁽¹⁸⁾ และอุณหภูมิการอบปกติ⁽¹⁹⁾



รูปที่ 2.12 แผนภูมิสมดุลของเหล็ก-คาร์บอน⁽¹⁸⁾

รูปที่ 2.12 แสดงแผนภูมิสมดุลของเหล็กคาร์บอน ซึ่งในการศึกษาการอบปกติครั้งนี้ เหล็กกล้าคาร์บอนที่ใช้ในการผลิตภาชนะทนความดันอย่างถังก๊าซปิโตรเลียมเหลวมีคาร์บอนเทียบเท่า (C.E.) ประมาณ 0.30 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ตามแผนภูมิสมดุลของเหล็กกล้าคาร์บอน จะพบว่าที่คาร์บอนเทียบเท่า = 0.30 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักนั้น เส้น Ac₃ จะอยู่ที่ประมาณ 860 °ซ และจากตารางที่ 2.4 ที่แสดงอุณหภูมิการอบปกติสำหรับเหล็กกล้า

คาร์บอนมาตรฐานทั่วไป⁽¹⁹⁾ ในคู่มือ ASM เล่มที่ 4 ระบุว่าเหล็กเกรด SAE1015 ซึ่งจะมีคาร์บอนประมาณ 0.15 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ควรอบปกติที่อุณหภูมิ 915 °ซ ดังนั้นในการอบปกติสำหรับการทดลองนี้จะอบเหล็กให้ร้อนที่อุณหภูมิสูงอยู่ในช่วงออสเทนไนท์เหนือเส้น Ac₃ ซึ่งครอบคลุมอยู่ในช่วงประมาณ 860 – 930 °ซ

ตารางที่ 2.4 อุณหภูมิการอบปกติสำหรับเหล็กกล้าคาร์บอนมาตรฐานทั่วไป⁽¹⁹⁾

Table 1 Typical normalizing temperatures for standard carbon and alloy steels

Grade	Temperature(a)		Grade	Temperature(a)	
	°C	°F		°C	°F
Plain carbon steels					
1015	915	1675	4817	925	1700
1020	915	1675	4820	925	1700
1022	915	1675	5046	870	1600
1025	900	1650	5120	925	1700
1030	900	1650	5130	900	1650
1035	885	1625	5132	900	1650
1040	860	1575	5135	870	1600
1045	860	1575	5140	870	1600
1050	860	1575	5145	870	1600
1060	830	1525	5147	870	1600
1080	830	1525	5150	870	1600
1090	830	1525	5155	870	1600
1095	845	1550	5160	870	1600
1117	900	1650	6118	925	1700
1137	885	1625	6120	925	1700
1141	860	1575	6130	900	1650
1144	860	1575	8617	925	1700
Standard alloy steels					
1330	900	1650	8620	925	1700
1335	870	1600	8622	925	1700
1340	870	1600	8625	900	1650
3135	870	1600	8627	900	1650
3140	870	1600	8630	900	1650
3310	925	1700	8637	870	1600
4027	900	1650	8640	870	1600
4028	900	1650	8642	870	1600
4032	900	1650	8645	870	1600
4037	870	1600	8650	870	1600
4042	870	1600	8655	870	1600
4047	870	1600	8660	870	1600
4063	870	1600	8720	925	1700
4118	925	1700	8740	925	1700
4130	900	1650	8742	870	1600
4135	870	1600	8822	925	1700
4137	870	1600	9255	900	1650
4140	870	1600	9260	900	1650
4142	870	1600	9262	900	1650
4145	870	1600	9310	925	1700
4147	870	1600	9840	870	1600
4150	870	1600	9850	870	1600
4320	925	1700	50B40	870	1600
4337	870	1600	50B44	870	1600
4340	870	1600	50B46	870	1600
4520	925	1700	50B50	870	1600
4620	925	1700	60B60	870	1600
4621	925	1700	81B45	870	1600
4718	925	1700	86B45	870	1600
4720	925	1700	94B15	925	1700
4815	925	1700	94B17	925	1700
			94B30	900	1650
			94B40	900	1650

(a) Based on production experience, normalizing temperature may vary from as much as 27 °C (50 °F) below, to as much as 55 °C (100 °F) above, indicated temperature. The steel should be cooled in still air from indicated temperature.