

บทที่ 2 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง

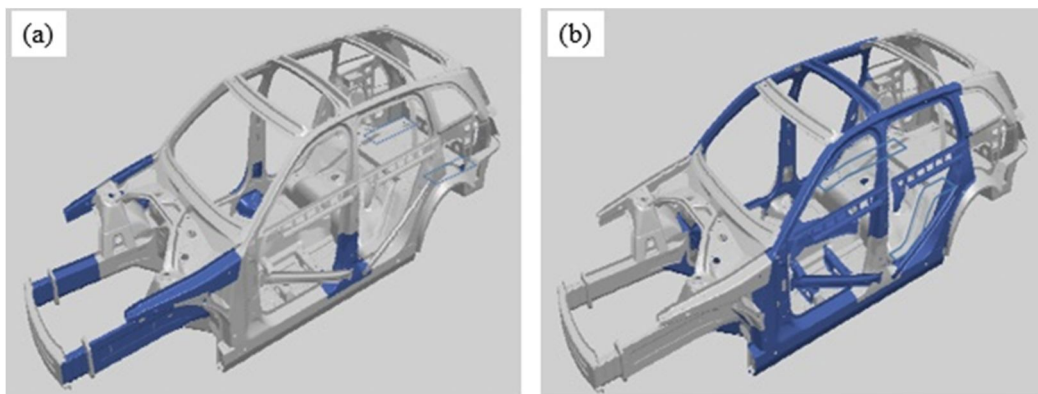
2.1 เหล็กกล้าสำหรับผลิตชิ้นส่วนยานยนต์

เหล็กกล้าที่ใช้สำหรับผลิตชิ้นส่วนโครงสร้างความปลอดภัยของรถยนต์ (Crash safety with high strength steels) มีมากมายหลายประเภทซึ่งสามารถจำแนกประเภทต่างๆ ออกได้ตามส่วนผสมทางเคมี สมบัติทางกล และลักษณะการใช้งาน ทั้งนี้ชนิดของเหล็กกล้าโดยทั่วไปสามารถจำแนกออกได้ตามความแข็งแรงดังนี้คือ เหล็กกล้าความแข็งแรงต่ำ (Low-Strength Steel, LSS), เหล็กกล้าความแข็งแรงสูง (Conventional High-Strength Steels, HSS), เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงสุด (Advanced High Steels, AHSS) และเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษ (Ultra High Strength Steels, UHSS) ในกรณีของการจำแนกประเภทของเหล็กกล้าตามความแข็งแรงนี้จะสามารถจัดแบ่งค่าความแข็งแรงได้ตามตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 การแบ่งประเภทของเหล็กกล้าตามค่าความแข็งแรงของวัสดุ [3]

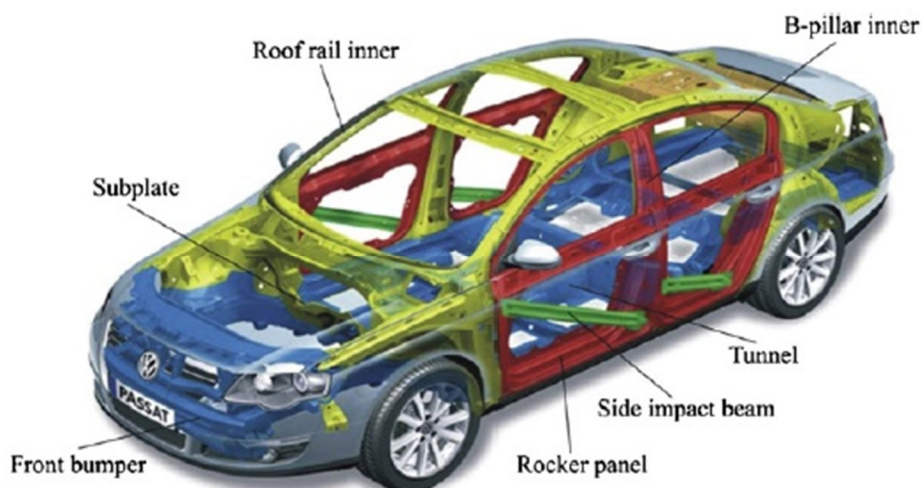
ประเภทของเหล็กกล้า	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)
เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (Mild steels)	≥ 140	≥ 170
เหล็กกล้าความแข็งแรงสูง (High Strength steel, HSS)	≥ 210	≥ 270
เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษ (Ultra High Strength Steels, UHSS)	≥ 550	≥ 700

เนื่องจากปัจจุบันรถยนต์ได้เข้ามามีบทบาทอย่างมากในชีวิตประจำวัน แนวโน้มความต้องการของผู้บริโภคคือต้องการยานพาหนะที่มีประสิทธิภาพการใช้พลังงานและมีความปลอดภัยสูง ดังนั้นผู้ประกอบการในอุตสาหกรรมยานยนต์จึงหาทางตอบสนองความต้องการดังกล่าว โครงสร้างกันแรงกระแทกเป็นอีกชิ้นส่วนหนึ่งที่สำคัญอย่างมากในด้านความปลอดภัย เมื่อรถยนต์ได้รับแรงกระแทกจากภายนอกอันเนื่องมาจากการชนในลักษณะต่างๆ แรงเหล่านั้นจะถ่ายเทผ่านโครงสร้างในรูปแบบของความเค้นในวัสดุและส่งต่อไปยังห้องผู้โดยสาร โครงสร้างความปลอดภัยของรถยนต์โดยทั่วไปแบ่งออกได้เป็น 2 ประเภทคือ โครงสร้างกันแรงกระแทกที่มีความสามารถในการดูดซับพลังงานที่ดี (Energy absorption) และโครงสร้างที่มีความต้านทานต่อการเปลี่ยนแปลงรูปสูง (Crash deformation resistance) ดังแสดงในรูป 2.1 (a) และ (b) ตามลำดับ



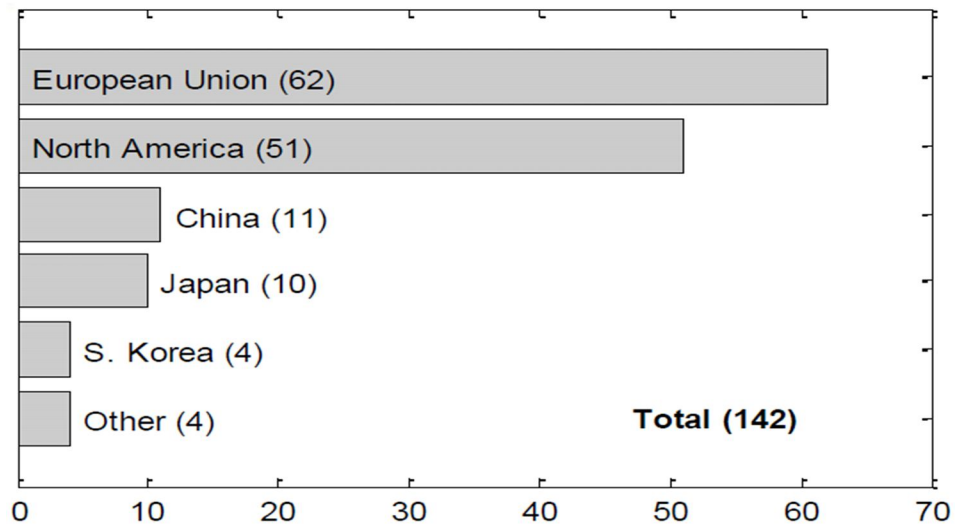
รูปที่ 2.1 โครงสร้างความปลอดภัยของรถยนต์ (a) โครงสร้างกันแรงกระแทกที่มีความสามารถในการดูดซับพลังงานที่ดี (b) โครงสร้างที่มีความต้านทานต่อการเปลี่ยนแปลงรูปสูง [4]

ตามลักษณะการแบ่งประเภทการใช้งานเหล็กกล้าในรูปที่ 2.1 เหล็กกล้าที่ใช้สำหรับผลิตชิ้นส่วนในโครงสร้างกันแรงกระแทกที่มีหน้าที่ดูดซับพลังงาน (Energy absorption) โดยทั่วไปจะเป็นเหล็กกล้าประเภท High Strength Low Alloy, HSLA หรือ Micro alloyed steel เช่น LAD 340, Dual phase steel DP 600 [4] เนื่องจากเหล็กประเภทนี้ทนแรงดึงได้สูงและมีความสามารถในการยืดตัวได้ดีโดยไม่เกิดการแตกหักเสียหายเหมาะสำหรับใช้ดูดซับพลังงานจากแรงกระแทก สำหรับเหล็กกล้าที่ใช้สำหรับผลิตชิ้นส่วนในโครงสร้างที่ต้องการความต้านทานต่อการเปลี่ยนแปลงรูปสูง (Crash deformation resistance) จะเป็นเหล็กกล้าจำพวกที่มีความแข็งแรงสูงมาก ดังนั้นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษ (Ultra high strength steels, UHSS) ซึ่งเป็นเหล็กที่ทนแรงดึงสูงที่สุด มีความแข็งแรงมากที่สุด จึงเหมาะสำหรับการใช้ทำชิ้นส่วนโครงสร้าง (Structural parts) ดังนั้นในปัจจุบันเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษจึงเข้ามามีบทบาทมากขึ้นในอุตสาหกรรมยานยนต์ รูปที่ 2.2 แสดงตัวอย่างการใช้เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษในรถยนต์ ยกตัวอย่างเช่น คานกันชน (Front and rear bumper beams) เหล็กเสริมความแข็งแรงของประตู (Door reinforcements) เหล็ก A,B- pillar เสริมความแข็งแรงเสาเหล็กเสริมความแข็งแรงของพื้นและหลังคา (Floor and roof reinforcements) อย่างไรก็ตามการผลิตเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษ (UHSS) ไม่สามารถใช้การขึ้นรูปเย็น (Cold Stamping) ได้อย่างมีประสิทธิภาพ เนื่องจากเหล็กกล้านี้มีความสามารถในการขึ้นรูปของวัสดุ (Formability) ที่ต่ำ และมีโอกาสเกิดการคดกดของวัสดุ (spring back) ที่สูง แต่ปัญหาเหล่านี้สามารถแก้ไขได้โดยใช้กระบวนการขึ้นรูปที่เรียกว่า การขึ้นรูปร้อน (Hot stamping)

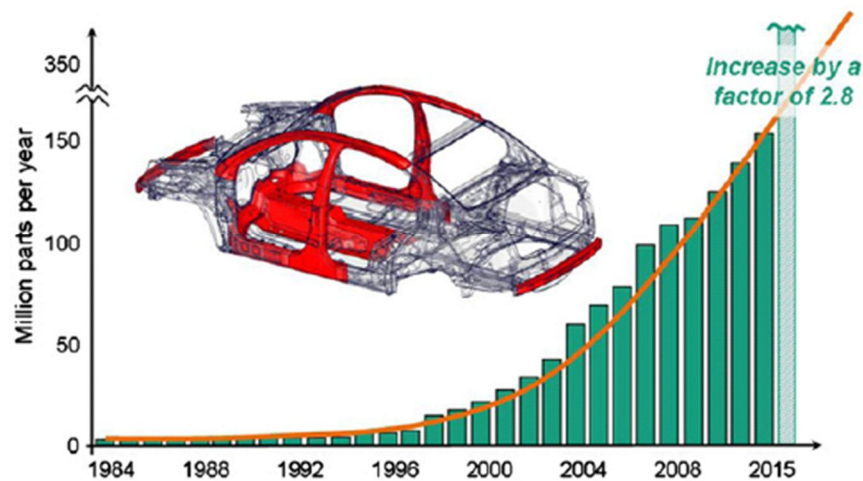


รูปที่ 2.2 การใช้เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษในรถยนต์ [5]

การขึ้นรูปร้อนถูกพัฒนาและจดสิทธิบัตรในปี 1977 โดยบริษัทของประเทศสวีเดน [6] ซึ่งใช้ในการผลิตใบเลื่อยและใบเลื่อยเครื่องตัดหญ้า, ในปี 1984 บริษัทซาบ (Saab, Automobile AB) ปัจจุบันใช้ชื่อว่า GESTAMP-HARDTECH เป็นผู้ผลิตรถยนต์รายแรกที่ได้นำเหล็กกล้าโบราณมาใช้ในการกระบวนการผลิตชิ้นส่วนรถยนต์ [7] ผู้ประกอบการในอุตสาหกรรมยานยนต์โดยเฉพาะทวีปยุโรปให้ความสำคัญกับการผลิตเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษ ส่งผลให้ปริมาณเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษที่ใช้ขึ้นส่วนรถยนต์มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นสูงอย่างมากในช่วง 10 ปี ที่ผ่านมา แสดงดังรูปที่ 2.3 จากการสำรวจพบว่าจำนวนโรงงานขึ้นรูปเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษในทวีปยุโรปในปี 2003 มีโรงงานการผลิต 15 โรงงานและเพิ่มเป็น 42 โรงงานในปี 2009 [8], และเพิ่มขึ้นเป็น 62 โรงงานในปี 2011 ส่วนในอเมริกาเหนือ, เอเชีย และทวีปอื่นๆ มี 51, 25, และ 4 โรงงาน ตามลำดับ [9] จากการสำรวจ ปริมาณการใช้เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษในการผลิตชิ้นส่วนรถยนต์เพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องในปี 1987 มีการผลิต 3 ล้านชิ้นต่อปีเพิ่มขึ้นเป็น 124 ล้านชิ้นในปี 2010 และมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นประมาณ 350 ล้านชิ้นในปี 2015 [10] แสดงดังรูปที่ 2.4



รูปที่ 2.3 จำนวนโรงงานขึ้นรูปเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษในทวีปต่างๆ [9]



รูปที่ 2.4 ปริมาณการใช้เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษในชิ้นส่วนรถยนต์[10]

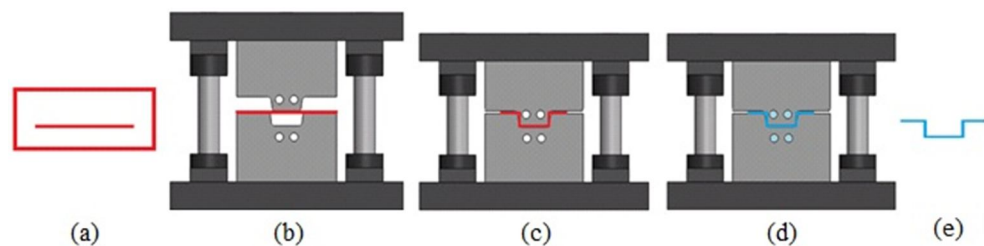
เหล็กกล้าโบรอนถูกพัฒนาเพื่อใช้สำหรับกระบวนการขึ้นรูปร้อน เนื่องจากความต้านทานความล้า (Fatigue strength) และความสามารถในการรับแรงกระแทกที่สูงหลังการอบให้ความร้อนและขึ้นรูปร้อน เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษเหมาะสำหรับใช้ทำชิ้นส่วนโครงสร้าง (Structural parts) โดยเฉพาะอย่างยิ่งพื้นที่ในห้องโดยสาร เช่น คานกันชน (Front and rear bumper beams) เหล็กเสริมความแข็งแรงของประตู (Door reinforcements) เหล็ก A, B- pillar เสริมความแข็งแรงเสา เหล็กเสริมความแข็งแรงของพื้นและหลังคา (Floor and roof reinforcements) โดยแต่ละชิ้นส่วนจะมีขนาดความหนาแตกต่างกันไปตามลักษณะการใช้งาน แสดงดังรูปที่ 2.5



รูปที่ 2.5 ความหนาของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษที่ใช้ในชิ้นส่วนต่างๆ [11]

2.2 กระบวนการขึ้นรูปร้อน (Hot stamping process)

เทคโนโลยีการขึ้นรูปร้อน (Hot stamping) หรือเป็นที่รู้จักในอีกชื่อหนึ่งว่า เพรส ฮาร์ดเทนนิ่ง (Press hardening) คือเทคโนโลยีใหม่ในการขึ้นรูปเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง เป็นการรวมเทคโนโลยีการตีขึ้นรูปร้อน (Hot forging technology) กับเทคโนโลยีการขึ้นรูปเย็นของเหล็กแผ่น (Cold stamping technology) เข้าไว้ในกระบวนการเดียวกัน ดังนั้นกระบวนการขึ้นรูปร้อนจึงเป็นเทคนิคใหม่ในการผลิตเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษ โดยใช้เหล็กกล้าโบรอนเป็นวัสดุตั้งต้น ดังแสดงขั้นตอนของกระบวนการในรูปที่ 2.6 ในการผลิตแผ่นเหล็กตั้งต้นจะถูกให้ความร้อนไปที่อุณหภูมิในช่วงเฟส ออสเตนไนต์คือ สูงกว่าเส้นอุณหภูมิ A_{c3} ดังรูป 2.6 (a) หลังจากนั้นเหล็กแผ่นจะถูกส่งจากเตาไปยังเครื่องไฮดรอลิก เพรสดังรูปที่ 2.6 (b) ต่อมาจะถูกขึ้นรูปตามรูปร่างของแม่พิมพ์ที่ใช้ ดังรูปที่ 2.6 (c) และการขึ้นรูปเครื่องไฮดรอลิก เพรสจะยังคงกดเชื่อยู่กับที่จนแผ่นเหล็กทั้งชิ้นงานถูกทำให้เย็นลงดังรูปที่ 2.6 (d) ในระหว่างนี้ในแม่พิมพ์จะมีน้ำหล่อเย็นไหลเวียนในท่อที่ฝังอยู่ในแม่พิมพ์ตลอดเวลา โดยที่อัตราการเย็นตัวของเหล็กจะต้องสูงพอที่จะทำให้เกิดการเปลี่ยนเฟสจากเฟสออสเตนไนต์เป็นเฟสมาร์เทนไซต์ ในทางกลับกันเฟสเบนไนต์และเฟสเฟอร์ไรท์จะต้องไม่เกิดขึ้นหรือเกิดขึ้นน้อยที่สุด หลังจากนั้นจึงนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ดังรูปที่ 2.6 (e) และปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวในอากาศต่อไป



รูปที่ 2.6 ขั้นตอนของกระบวนการขึ้นรูปร้อน (Hot stamping)

ข้อดีของการขึ้นรูปร้อน คือรูปร่างของชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปนั้นมีความถูกต้อง แม่นยำสูงเนื่องจากไม่มีการติดตัวกลับของวัสดุ สามารถขึ้นรูปชิ้นงานที่มีรูปร่างซับซ้อน ได้ในขั้นตอนเดียวและยังให้ชิ้นงานที่มีความแข็งแรงสูงพิเศษด้วย กระบวนการขึ้นรูปร้อนประกอบด้วยขั้นตอนต่างๆอย่างละเอียดดังต่อไปนี้

Austenization treatment (a)

ชิ้นงานถูกให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900°C - 950°C เป็นระยะเวลาที่ทำให้เหล็กเปลี่ยนโครงสร้างเป็นออสเทนไนต์ 100% ทั้งชิ้นงาน ที่อุณหภูมิสูงเหล็กสามารถขึ้นรูปได้ง่าย ทำให้สามารถขึ้นรูปชิ้นงานที่ซับซ้อนได้ เวลาที่ใช้ในการให้ความร้อนขึ้นอยู่กับความหนาและชนิดของชิ้นงานของชิ้นงาน [12] หากชิ้นงานถูกเผาแช่ไว้นานเกินไป จะทำให้เกรนโตขึ้น (Grain growth) ซึ่งจะส่งผลเสียต่อสมบัติทางกลของวัสดุ นอกจากนั้นยังทำให้เกิด Oxidation ขึ้นได้ด้วย

Transfer of the hot blank (b)

การส่งผ่านชิ้นงานจากเตาไปยังแม่พิมพ์จะต้องทำให้รวดเร็วที่สุด เพื่อให้มั่นใจว่าไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงอื่นๆ เกิดขึ้นในชิ้นงานซึ่งอ้างอิงได้จาก CCT ไดอะแกรมของเหล็กกล้าโบรอน ในขั้นตอนนี้ถ้าเวลานานเกินไปและอุณหภูมิของชิ้นงานต่ำกว่า 780°C โครงสร้างสุดท้ายของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปร้อนจะมีบางส่วนเป็นเบ็นไนต์และเฟอร์ไรต์

Hot stamping (c-e)

ชิ้นงานถูกวางไว้บนแม่พิมพ์ หลังจากนั้นทำการขึ้นรูป มีน้ำเป็นสารหล่อเย็นที่ไหลเวียนในแม่พิมพ์ใช้เวลาประมาณ 15-20 วินาที หลังจากนั้นนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ จะได้ชิ้นงานที่มีอุณหภูมิประมาณ 80°C แล้วปล่อยให้เย็นตัวด้วยอากาศเป็นขั้นตอนสุดท้าย ดังนั้นอัตราการผลิตเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษที่ใช้ผลิตในภาคอุตสาหกรรมควรจะได้ 2-3 ชิ้นต่อนาที [8]

โดยทั่วไปการขึ้นรูปร้อนสามารถแบ่งได้เป็น 2 วิธีหลักๆ คือ การขึ้นรูปร้อนแบบตรง (Direct hot stamping) และ การขึ้นรูปร้อนแบบอ้อม (Indirect hot stamping)

กระบวนการขึ้นรูปร้อนแบบตรง (Direct hot stamping)

ขั้นตอนของกระบวนการขึ้นรูปร้อนแบบตรง (Direct hot stamping) แสดงดังรูปที่ 2.7

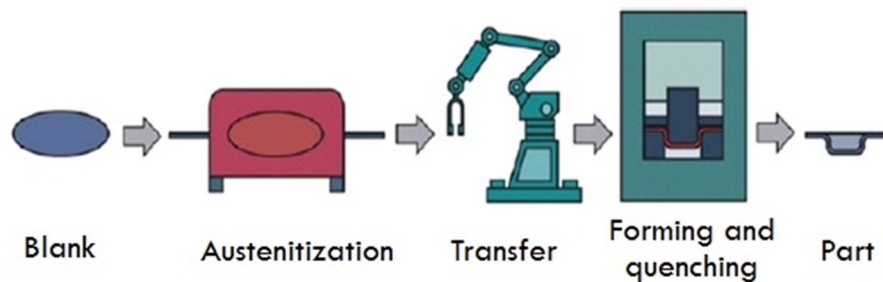
ขั้นตอนที่ 1 แผ่นเหล็กถูกส่งไปยังเตาตามสายลำเลียง (Roller hearth furnace) สำหรับกระบวนการนี้แผ่นเหล็กกล้าโบรอนเหล็กควรเคลือบด้วย อลูมิเนียม ซิลิคอน เพื่อป้องกันผิวทำปฏิกิริยากับอากาศ

ขั้นตอนที่ 2 แผ่นเหล็กได้รับความร้อนอย่างทั่วถึงทั้งชิ้นงานในเตา ถึงระดับอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสเป็นออสเทนไนต์ (Austenite) หรือประมาณ 950°C

ขั้นตอนที่ 3 เพื่อหลีกเลี่ยงการสูญเสียความร้อนของเหล็กแผ่น แผ่นเหล็กที่ออกมาจากเตาจะต้องถูกส่งด้วยแขนกลไปยังเครื่องปั๊มเพื่อทำการขึ้นรูปอย่างรวดเร็วที่สุด

ขั้นตอนที่ 4 แผ่นเหล็กถูกวางลงบนแม่พิมพ์เพื่อทำการปั๊มขึ้นรูปหลังจากการขึ้นรูปเสร็จแล้วเครื่องปั๊มจะกดแช่ไว้ประมาณ 4-10 วินาที เพื่อลดอุณหภูมิเหลือประมาณ 200°C (ต่ำกว่าอุณหภูมิสิ้นสุดเฟสอาร์เทนไซต์, M_s) การเย็นตัวอย่างรวดเร็วในแม่พิมพ์เกิดขึ้นไปพร้อมๆกับการขึ้นรูป ทำให้การดีดกลับของวัสดุ (Spring back) เกิดขึ้นไม่มาก

ขั้นตอนที่ 5 แขนกลจะส่งชิ้นงานที่ขึ้นรูปเสร็จแล้วไปทำการล้าง และส่งไปยังขั้นตอนการผลิตต่อเนื่อง หรือทำ QC ต่อไป



รูปที่ 2.7 ขั้นตอนการขึ้นรูปร้อนแบบตรง (Direct hot stamping) [5]

ข้อดีของกระบวนการขึ้นรูปร้อนแบบตรง

1. ชิ้นงานถูกขึ้นรูปและชุบแข็งเพียงครั้งเดียวทำให้ประหยัดพลังงานและได้จำนวนชิ้นงานที่มากกว่าการขึ้นรูปร้อนแบบอ้อม
2. มีความหลากหลายในวิธีการให้ความร้อน เช่น Induction heating

สำหรับข้อจำกัดของการขึ้นรูปร้อนแบบตรงคือ ไม่สามารถขึ้นรูปชิ้นงานที่มีความซับซ้อนในขั้นตอนเดียวได้ ไม่สามารถขึ้นรูปชิ้นงานในลักษณะที่มีการลากขึ้นรูปลึก (Deep drawing) มากๆ และการตกแต่งชิ้นงานทำได้ยาก เช่น ต้องใช้ laser cutting, จึงทำให้กระบวนการนี้มีการลงทุนที่สูงขึ้น การออกแบบระบบหล่อเย็นของแม่พิมพ์มีความซับซ้อน ตัวอย่างชิ้นงานที่ใช้ในอุตสาหกรรมยานยนต์ที่ใช้กระบวนการขึ้นรูปร้อนแบบตรง (Direct hot stamping) เช่น inside and outside ของ b-pillar และ door beam ดังแสดงดังรูปที่ 2.8



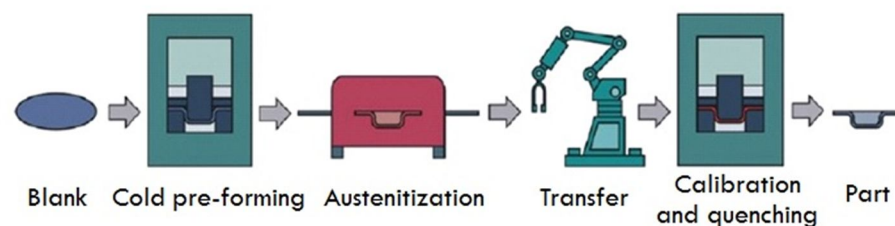
รูปที่ 2.8 ตัวอย่างชิ้นงานที่ใช้กระบวนการขึ้นรูปร้อนแบบตรง [13]

กระบวนการขึ้นรูปร้อนแบบอ้อม (Indirect hot stamping)

การขึ้นรูปร้อนแบบอ้อมจะแตกต่างกับแบบตรง ดังแสดงในรูปที่ 2.9 คือจะมีการขึ้นรูปชิ้นงานที่อุณหภูมิห้องประมาณ 90-95 เปอร์เซ็นต์ของรูปร่างของชิ้นงานสุดท้าย หลังจากนั้นชิ้นงานจะถูกส่งไปยังเตาเพื่อให้ความร้อน เหตุผลสำหรับขั้นตอนนี้คือ เพื่อช่วยให้สามารถขึ้นรูปชิ้นงานที่มีรูปร่างที่ซับซ้อนได้เนื่องจากเหล็กกล้าไบรอนมีความสามารถในการยืดตัวที่ดี สำหรับชิ้นส่วนยานยนต์ ชิ้นงานที่รูปร่างซับซ้อนมากจะใช้กระบวนการขึ้นรูปร้อนแบบอ้อม

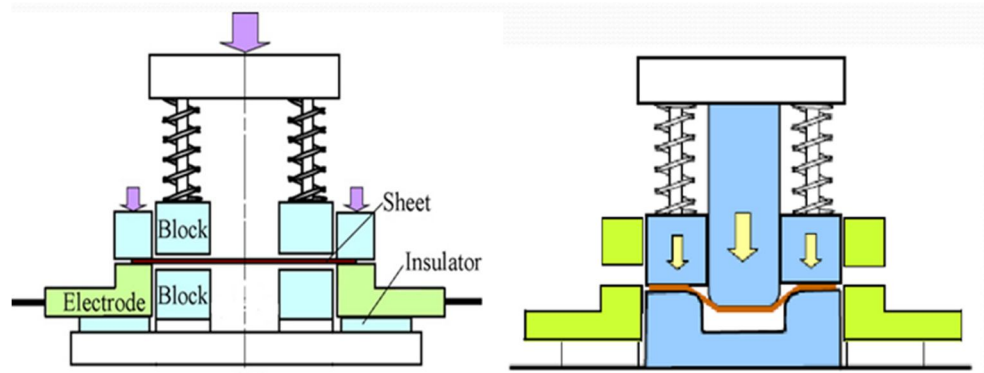
ข้อดีของกระบวนการขึ้นรูปร้อนแบบอ้อม

1. ขึ้นรูปชิ้นงานที่มีความซับซ้อนมากได้ เช่น ชิ้นงานที่มีการลากขึ้นรูปลึก
2. หลังการ preforming ชิ้นงาน สามารถทำการเช่น trimming, flanging, punching ได้ง่าย ก่อนนำมาผ่านกระบวนการชุบแข็ง ทำให้ต้นทุนนี้ลดลงได้



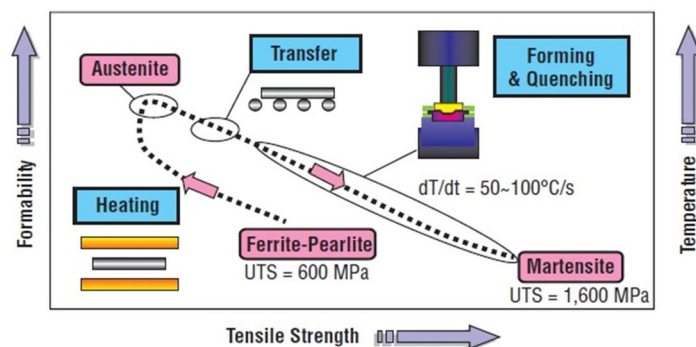
รูปที่ 2.9 การขึ้นรูปร้อนแบบอ้อม (Indirect hot stamping) [5]

เมื่อเร็วๆ นี้ในประเทศญี่ปุ่นได้มีการพัฒนาวิธีการใหม่สำหรับการให้ความร้อนแก่ชิ้นงานโดยให้ความร้อนชิ้นงานโดยตรงเมื่อชิ้นงานอยู่ในแม่พิมพ์ วิธีการนี้จะช่วยประหยัดเวลาและลดปัญหาการสูญเสียอุณหภูมิของชิ้นงานระหว่างการส่งผ่านชิ้นงานจากเตาไปยังเครื่องกด ดังแสดงในรูปที่ 2.10 แต่การควบคุมอุณหภูมิของชิ้นงานกระบวนการนี้มีความลำบากมากกว่า



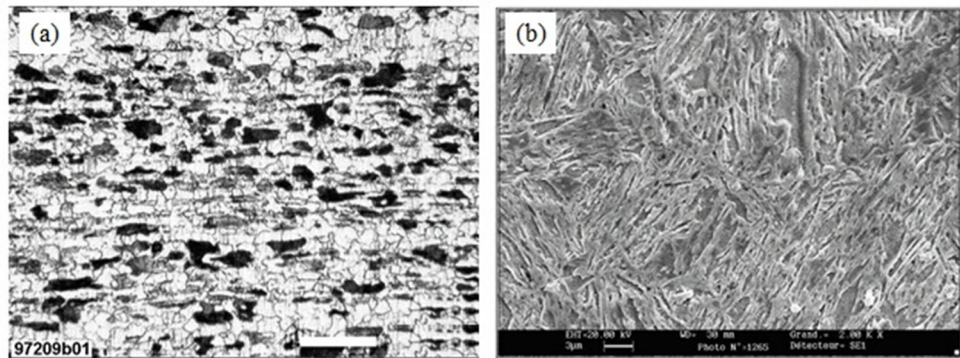
รูปที่ 2.10 การขึ้นรูปชิ้นงานโดยให้ความร้อนโดยตรงกับชิ้นงานในแม่พิมพ์โดยวิธีความต้านทานทางไฟฟ้า [14]

เหล็กกล้าโบรอนเป็นเหล็กตั้งต้นที่นิยมใช้ในการทำ Hot stamping เนื่องจากธาตุโบรอนจะไปช่วยเพิ่มสมบัติในการชุบแข็งของวัสดุโดยการเติมธาตุโบรอนเพียงประมาณ 30 ppm หลังจากผ่านกระบวนการขึ้นรูปด้วยความร้อน เหล็กกล้าดังกล่าวจะมีความต้านทานแรงดึง (Tensile strength) มากกว่า 1500 MPa และค่าความเค้นจุดคราก (Yield Strength) ประมาณ 1100 MPa ดังแสดงดังรูปที่ 2.11



รูปที่ 2.11 สมบัติทางกลและโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าโบรอน 22MnB5 ที่เปลี่ยนแปลงในกระบวนการขึ้นรูปร้อน [15]

เหล็กกล้าโบรอนตั้งต้น มีสมบัติทางกลที่ต่ำโดยโครงสร้างประกอบด้วยเฟสเฟอร์ไรต์และเพอร์ไลต์ แสดงดังรูปที่ 2.12 (a) มีความสามารถในการขึ้นรูปสูง หลังจากผ่านกระบวนการขึ้นรูปด้วยความร้อน โครงสร้างของเหล็กกล้าจะเป็นแบบมาร์เทนไซต์ แสดงดังรูปที่ 2.12 (b) ลักษณะเฉพาะของเหล็กกล้า ความแข็งแรงสูงพิเศษ มีความสม่ำเสมอของโครงสร้างที่ละเอียด ทำให้มีความสามารถในการออกแบบชิ้นส่วนการรับแรงทางกลที่ดี มีความต้านแรงกระแทกและความทนทานต่อการล้าที่ดีเยี่ยม ทำให้สามารถลดความหนาของชิ้นส่วนลงได้และทำให้น้ำหนักของรถยนต์ลดลง



รูปที่ 2.12 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าโบรอน 22MnB5, (a) ก่อนผ่านกระบวนการขึ้นรูปร้อน ประกอบด้วยเฟสเฟอร์ไรท์และเพอร์ไลต์, (b) หลังผ่านกระบวนการขึ้นรูปร้อน ประกอบด้วยเฟสมาร์เทนไซต์

2.3 เหล็กกล้าโบรอนและการเคลือบผิว (Material and coating)

2.3.1 22MnB5

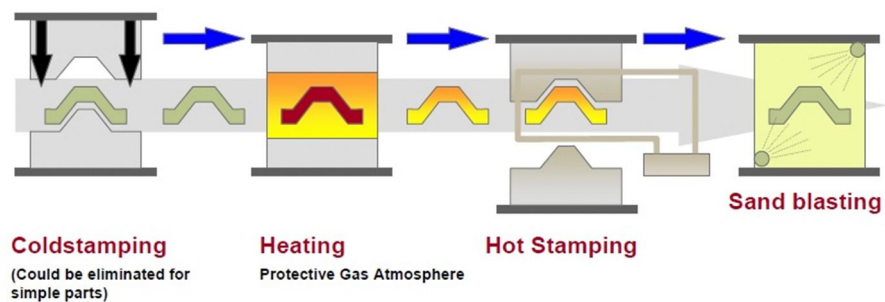
ลักษณะทั่วไปของเหล็กกล้าโบรอน เกรด 22MnB5 ตามมาตรฐาน DIN EN 10021 โดยที่ในการหลอมเหล็กนั้นตั้งต้นจะมีการเติม โบรอน ($B \sim 0.002$) คาร์บอน ($C \sim 0.23$) แมงกานีส ($Mn \sim 1.18$) และโครเมียม ($Cr \sim 0.16$) เป็นองค์ประกอบ แสดงดังตารางที่ 2.2 ดังนั้นเหล็กเกรดนี้จึงมีชื่อง่ายๆ เรียกว่าเหล็กกล้าโบรอน (Boron steel) เหล็กแผ่นประเภทนี้จะมีความหนาอยู่ระหว่าง 1.00 mm ถึง 3.00 mm มีค่าความเค้นวิกฤติ (Yield strength) อยู่ในช่วง 310-400 MPa และค่าความต้านทานแรงดึง (Tensile strength) ประมาณ 480-580 MPa ความสามารถของวัสดุที่ขึ้นรูปได้โดยไม่เกิดการแตกหักเสียหาย (% elongation) ประมาณ 20% และมีโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟสเฟอร์ไรท์ (Ferrite) และเพอร์ไลต์ (Pearlite) เป็นองค์ประกอบหลัก [16] แต่ว่าในปัจจุบันมีชื่อเรียกที่แตกต่างกันออกไปตามโรงงานที่ผลิตเหล็ก เช่น USIBOR[®], BTR165, PHS-Ultraform[®], MBW[®] โดยจะมีส่วนผสมทางเคมีที่ใกล้เคียงกันแต่จะแตกต่างกันที่ประเภทการเคลือบผิวเหล็กกล้า (Coating)

ตารางที่ 2.2 องค์ประกอบทางเคมีของเหล็กกล้าโบรอน เกรด 22MnB5 (%/wt.) [16]

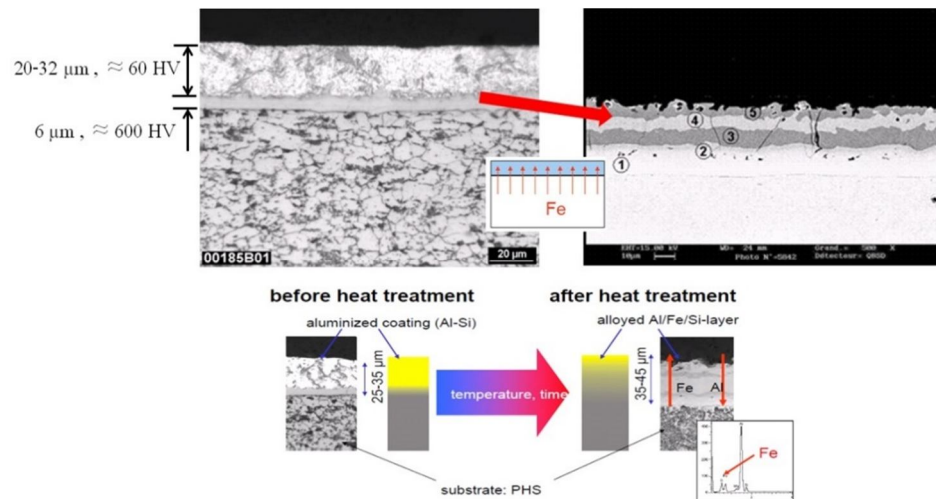
	C	Mn	Si	P	S	Al	Ti	Cr	B	Mo	Cu	Ni
Min	0.22	1.2	0.2			0.02	0.02	0.11	0.002			
Max	0.25	1.4	0.3	0.02	0.005	0.05	0.05	0.2	0.0035	0.1	0.1	0.1

2.3.2 USIBOR®

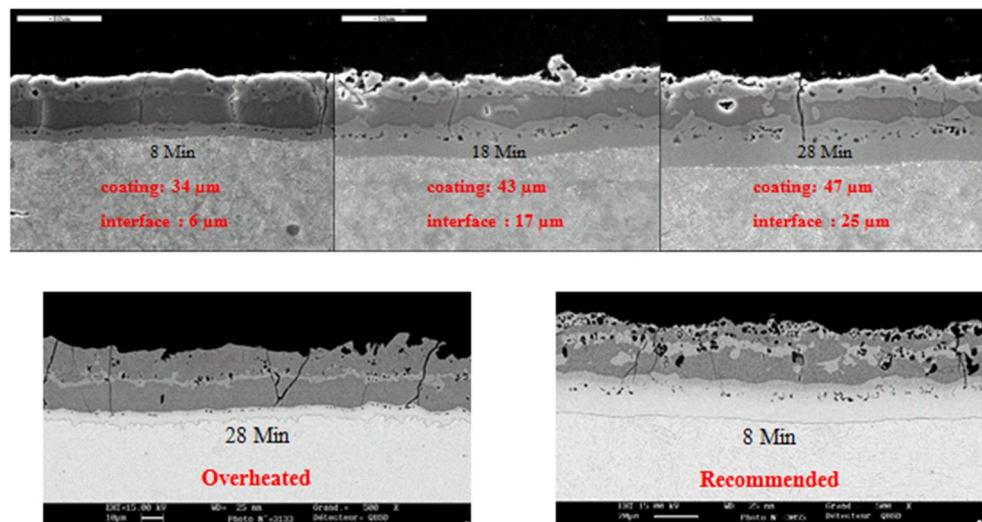
บริษัท AreclorMittal ผลิตเหล็กกล้าโบรอนและใช้ชื่อเรียกเป็น 22MnB5, USIBOR®1500-AS, USIBOR®1500-GI, USIBOR®1500-GA ตามที่กล่าวมาข้างต้นคือเหล็กแต่ละเกรดจะมีความแตกต่างกันในเรื่องการเคลือบผิวชิ้นงานเท่านั้น โดยที่ 22MnB5 จะไม่มีการเคลือบผิวชิ้นงาน สามารถใช้ในกระบวนการขึ้นรูปรีดแบบตรงและแบบอ้อม แต่จะต้องมีการยิงแก๊สเข้าไปในเตาเพื่อควบคุมบรรยากาศและต้องมีการทำความสะอาดผิวชิ้นงานสุดท้ายด้วยการการยิงทรายเพิ่มเติม [17] ดังแสดงดังรูปที่ 2.13 สำหรับเหล็กกล้าโบรอนเกรด USIBOR®1500-AS จะมีอลูมิเนียม-ซิลิกอนเป็นชั้นเคลือบผิวโดยมีชั้นเคลือบที่มีความหนาอยู่ระหว่าง 20-22 μm และ 6 μm ตามลำดับ โดยที่ความแข็ง (HV) ของอลูมิเนียม-ซิลิกอนประมาณ 60 HV และ 600 HV ตามลำดับ ขณะที่เหล็กกล้าโบรอนถูกให้ความร้อนในเตา ธาตุ Fe จะเกิดการ diffusion ไปสู่ชั้นของอลูมิเนียมและเกิดเป็น ชั้น Fe-Al-Si แสดงดังรูปที่ 2.14 เวลาที่ใช้ในการอบชิ้นงานในเตาสำหรับเกรดเหล็กดังกล่าวอยู่ที่ประมาณ 4-10 นาที และควรใช้อุณหภูมิการให้ความร้อนชิ้นงานที่ประมาณ 880-930°C เนื่องจากถ้าใช้เวลาในการอบเหล็กนานเกินไปจะทำให้ขนาดของชั้นเคลือบหนาขึ้นทำให้เกิดผลเสียต่องานเชื่อม ดังแสดงในรูปที่ 2.15 เหล็กเกรด USIBOR®1500-AS เหมาะสำหรับการขึ้นรูปรีดแบบตรงเท่านั้น ข้อดีของการใช้เหล็กตัวนี้คือไม่ต้องการยิงทรายเพิ่มเติมและไม่ต้องการใช้แก๊สควบคุมบรรยากาศซึ่งจะช่วยลดการสึกหรอของแม่พิมพ์ลงได้ [17]



รูปที่ 2.13 ขั้นตอนการขึ้นรูปรีดโดยใช้เหล็ก 22MnB5 ที่ไม่มีการเคลือบผิวที่ชิ้นงาน [17]

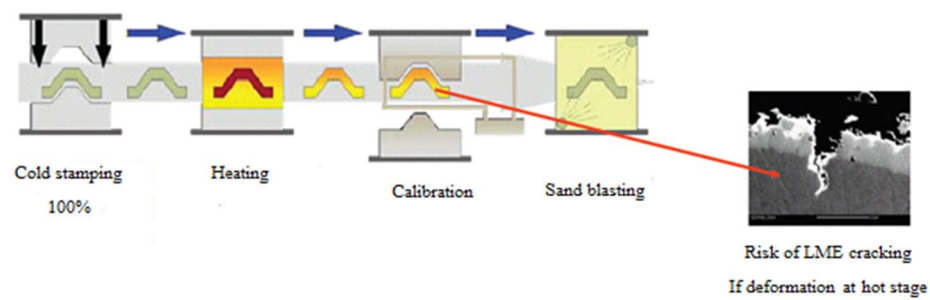


รูปที่ 2.14 การแพร่ของชั้น Fe เข้าไปสู่ชั้นเคลือบผิว (Al-Si) [17]



รูปที่ 2.15 ขนาดของชั้นเคลือบผิวที่เกิดขึ้นของเหล็กเกรด USIBOR® 1500-AS ที่เผาโดยในเวลาที่แตกต่างกัน [17]

เหล็กเกรด USIBOR® 1500-GI เหล็กอาบสังกะสี (Zn) ใช้ได้เฉพาะกับการขึ้นรูปร้อนแบบอ้อมเท่านั้น เพราะว่าชั้นเคลือบผิวสังกะสีนี้จะเกิดความเสียหายเมื่อขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้อง ในการขึ้นรูปแบบอ้อมทำให้ผิวของชิ้นงานเกิด Oxidation เมื่อขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูง และจำเป็นต้องมีการยิงทรายทำความสะอาดเพิ่มเติม ดังแสดงในรูปที่ 2.16



รูปที่ 2.16 ขั้นตอนการขึ้นรูปรีดโดยใช้เหล็กเกรด USIBOR® 1500-GI ที่มีการเคลือบผิวชิ้นงานด้วยสังกะสี (Zn) [17]

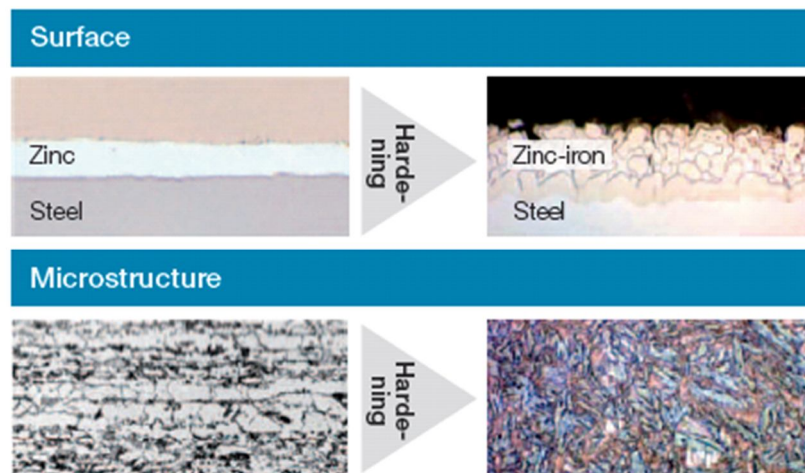
นอกจากนี้ AreclorMittal ยังได้พัฒนาเหล็กกล้าโบรอนเกรด USIBOR® 1500-GA (Zinc/Iron หรือ “galvannealed” coating) ซึ่งเป็นเหล็กที่ถูกพัฒนาสำหรับใช้ได้ทั้งในกระบวนการขึ้นรูปรีดแบบตรงและแบบอ้อม และไม่จำเป็นต้องมีการยิงทรายทำความสะอาดเพิ่มเติม การใช้งานเหล็กกล้าโบรอนที่เคลือบผิวแบบต่างๆ ได้สรุปลงในตารางที่ 2.3

ตารางที่ 2.3 การใช้งานเหล็กกล้าตามชนิดของชั้นเคลือบผิว [17]

AreclorMittal	Direct process	Indirect process	Shotblasting required
22MnB5	✓	✓	Yes
USIBOR® 1500-AS	✓		No
USIBOR® 1500-GI		✓	Yes
USIBOR® 1500-GA	✓	✓	Yes or No

2.3.3 PHS-Ultraform®

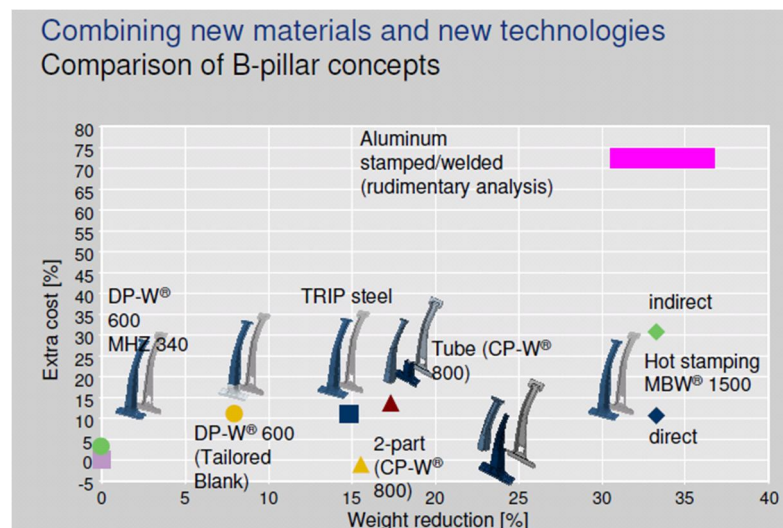
เหล็กกล้าโบรอนเกรด PHS-Ultraform® เป็นเหล็กกล้าโบรอนที่ผ่านการชุบเคลือบสังกะสีแบบจุ่มร้อน (hot-dip galvanized) ในระหว่างการขึ้นรูปรีดจะเกิดปฏิกิริยาดิฟฟิวชันขึ้นโดยอะตอมของสังกะสีจะแพร่ไปยังชั้นของเหล็ก เกิดเป็นชั้น Zn-Fe ขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.17 บริษัท Voestalpine ได้พัฒนาเหล็กกล้าโบรอนเกรด PHS-Ultraform® 1500 ที่เคลือบผิวด้วยสังกะสี (Zinc coating) ดังนั้นการป้องกันการสึกหรอของแม่พิมพ์จึงเป็นหัวใจหลักถ้าใช้สังกะสีเป็นตัวเคลือบผิวแต่มีข้อจำกัดคือสามารถนำไปใช้ในกระบวนการขึ้นรูปรีดแบบอ้อมเท่านั้น ต่อมา Voestalpine จึงได้พัฒนาการชุบสังกะสีแบบใหม่ที่เรียกว่า Cathodic coating ซึ่งเหล็กที่เคลือบด้วยวิธีดังกล่าวสามารถใช้ในการขึ้นรูปทั้งแบบตรงและแบบอ้อมได้ [18]



รูปที่ 2.17 การแพร่ของอะตอมสังกะสีไปยังชั้นของเหล็กเกิดเป็น Zn-Fe ในระหว่างการขึ้นรูป [18]

2.3.4 MBW[®] 1500

บริษัท ThyssenKrupp พัฒนาการเคลือบผิวเหล็กกล้าโบราณเกรด MBW[®] 1500+AS ด้วยวิธีการ Hot-dip aluminizing เป็นกระบวนการที่มีประสิทธิภาพสูงและราคาไม่แพงเพื่อป้องกันการเกิดสนิมได้ และใช้สำหรับกระบวนการขึ้นรูปร้อนแบบตรง และเหล็กกล้าโบราณเกรด MBW[®] 1500 ซึ่งใช้วิธีการเคลือบผิวเหล็กแบบ Organic coated (x-tec) การเคลือบผิวแบบนี้จะช่วยป้องกันการกัดกร่อนของชิ้นงานและเพิ่มประสิทธิภาพการหล่อลื่นระหว่างชิ้นงานกับแม่พิมพ์ได้และใช้สำหรับกระบวนการขึ้นรูปร้อนแบบอ้อม โดยที่เหล็กทั้งสองเกรดนี้มีข้อดีข้อเสียที่แตกต่างกันรวมทั้งราคาดังแสดงในรูปที่ 2.18 โดยจะเห็นได้ว่าเหล็กกล้าโบราณเกรด MBW[®] 1500 มีราคาที่สูงกว่า MBW[®] 1500+AS [19]



รูปที่ 2.18 เปรียบเทียบราคาและน้ำหนักของวัสดุชนิดต่างๆที่ใช้ในการขึ้นรูป B-pillar [4]

2.4 อิทธิพลของธาตุผสมต่างๆในเหล็กกล้า

คาร์บอน (Carbon, C) คาร์บอนเป็นธาตุที่สำคัญที่สุดจะต้องมีผสมอยู่ในเหล็กเพื่อให้เหล็กมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นหลังจากนำไปอบชุบ (Heat Treatment) โดยคาร์บอนจะรวมตัวกับเนื้อเหล็กเป็นโครงสร้างที่เรียกว่า มาร์เทนไซต์ นอกจากนั้นคาร์บอนยังสามารถรวมตัวกับเหล็กและธาตุอื่นๆกลายเป็นคาร์ไบด์ (Carbide) ซึ่งจะช่วยให้เพิ่มความต้านทานต่อการสึกหรอของเหล็กได้อย่างไรก็ตามคาร์บอนจะทำให้ความยืดหยุ่น (Elasticity), ความสามารถในการตีขึ้นรูป (Forging), ความสามารถในการเชื่อม (Welding) ลดลง แต่ไม่มีผลต่อความต้านทานการกัดกร่อน (Corrosion)

แมงกานีส (Manganese, Mn) แมงกานีสใช้เป็นตัวไล่กำมะถัน (S) ซึ่งเป็นสารที่ไม่ต้องการในเนื้อเหล็ก โดยจะถูกกำจัดออกในขณะหลอมทำให้เหล็กอบชุบแข็งง่ายขึ้นเนื่องจากเป็นตัวลดอัตราการเย็นตัววิกฤต (Critical Cooling Rate) ทำให้เหล็กทนทานต่อแรงดึงได้มากขึ้นเพิ่มสัมประสิทธิ์การขยายตัวของเหล็กเมื่อถูกความร้อนแต่จะลดสมบัติในการเป็นตัวนำไฟฟ้าและความร้อน นอกจากนั้นแมงกานีสยังมีอิทธิพลต่อการขึ้นรูปหรือเชื่อมเหล็กกล้าคาร์บอนที่มีปริมาณแมงกานีสเพิ่มขึ้นจะทนต่อการเสียคลีได้ดีขึ้น

ฟอสฟอรัส (Phosphorus, P) ฟอสฟอรัสถ้ามีมากในสินแร่เหล็กจะทำให้การถลุงยากขึ้น และถ้ามีมากในเนื้อเหล็กจะทำให้เปราะหักง่ายที่อุณหภูมิเย็น แต่ถ้ามีน้อยจะช่วยให้สามารถหล่อได้บาง ๆ หลอมไหลได้ง่ายสะดวกในการเทลงแบบ เพิ่มความแข็งแรงให้แก่เหล็กเมื่อรวมกับธาตุอื่น เช่น Cr, Cu, Ni จะเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนในสภาพบรรยากาศทั่วไป

กำมะถัน (Sulphur, S) กำมะถันถ้ามีมากในเนื้อเหล็กจะทำให้เหล็กเปราะหักง่าย ณ ที่อุณหภูมิสูง ๆ ทำให้การหลอมไหลยากไม่สะดวกที่จะเทลงแบบ ดังนั้นการนำไปใช้อุณหภูมิสูง ๆ จึงไม่ดี ทำให้เหล็กเกิด Hot shortness จึงเปราะแตกง่าย โดยทั่วไป จึงจำกัดปริมาณ S ในเหล็ก ยกเว้น เหล็กกล้า Free Machining ที่เติม S ถึง 0.30 % เพื่อให้เกิดซัลไฟด์ขนาดเล็กกระจายทั่วเนื้อเหล็ก ทำให้ชักลึงขาดง่ายและกลึงไสได้ง่าย

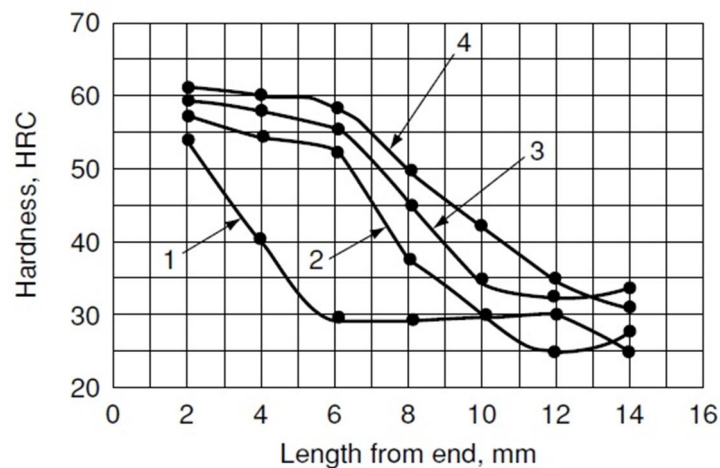
ไทเทเนียม (Titanium, Ti) ไทเทเนียมใช้ในการชะลอการโตของเกรน ทำให้เหล็กมีเกรนที่ละเอียด ดังนั้นจึงช่วยเพิ่มความแข็งแรง (Toughness) เพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง เมื่อผสมในเหล็กปริมาณน้อยหรือไม่เกิน 1%

วานาเดียม (Vanadium, V) เป็นธาตุที่ช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้กับเหล็กโดยไม่ทำให้สมบัติในการเชื่อมเพิ่มความสามารถการชุบแข็ง ทำให้เหล็กมีเนื้อละเอียดรวมตัวกับคาร์บอนเกิดเป็นคาร์ไบด์ได้ง่าย จึงทำให้ทนทานต่อการสึกกร่อนมักจะผสมในเหล็กขึ้นรูปร้อน (Hot working steels) [1,20,21]

โบรอน (Boron, B) จากการศึกษาพบว่า การเติมธาตุอย่างเช่น ไทเทเนียม อลูมิเนียม วานาเดียม ซิโคเนียม และโบรอนจำนวนเล็กน้อย จะช่วยเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งของเหล็กได้อย่างมากและธาตุที่มีประสิทธิภาพมากที่สุดคือธาตุโบรอน [22,23] โดยทั่วไปโบรอนจะถูกเติมลงไปในการชุบแข็งเพื่อปรับปรุงความสามารถในการชุบแข็ง หรือเพื่อเพิ่มความลึกของความแข็งในการชุบแข็ง [22] โดยที่ปริมาณโบรอนเพียงเล็กน้อยเช่น 0.0010% โดยมวล ที่เติมลงไปในการชุบแข็งคาร์บอนต่ำ (Low alloyed) หรือเหล็กกล้าไม่เจือ (Unalloyed) จะทำให้ค่าความแข็งของเหล็กเพิ่มสูงขึ้น เมื่อเปรียบเทียบกับอิทธิพลของธาตุโบรอนที่มีต่อความสามารถในการชุบแข็งกับธาตุอื่นๆแล้ว ธาตุอื่นๆจะต้องเติมในปริมาณที่มากกว่า และมีราคาแพงที่สูงกว่า ยกตัวอย่างเช่น การเติมโบรอนในปริมาณ 30 ppm ใน SAE จะต้องใช้ธาตุอื่นแทนที่ประมาณ 1%Ni, 0.5%C, 0.2%Mn, 0.12%V, 0.3%Mo or 0.4%Cr. [24] นอกจากนี้ความสามารถในการชุบแข็งของเหล็กคาร์บอนและเหล็กธาตุผสมต่ำ (low-alloy) เพิ่มขึ้นอย่างมากเมื่อเติมโบรอนลงไปประมาณ 10-30 ppm แต่การเพิ่มจำนวนของโบรอนขึ้นอย่างมากกลับไม่ได้เพิ่มความสามารถในการชุบแข็งขึ้นต่อไป [22, 25, 26]

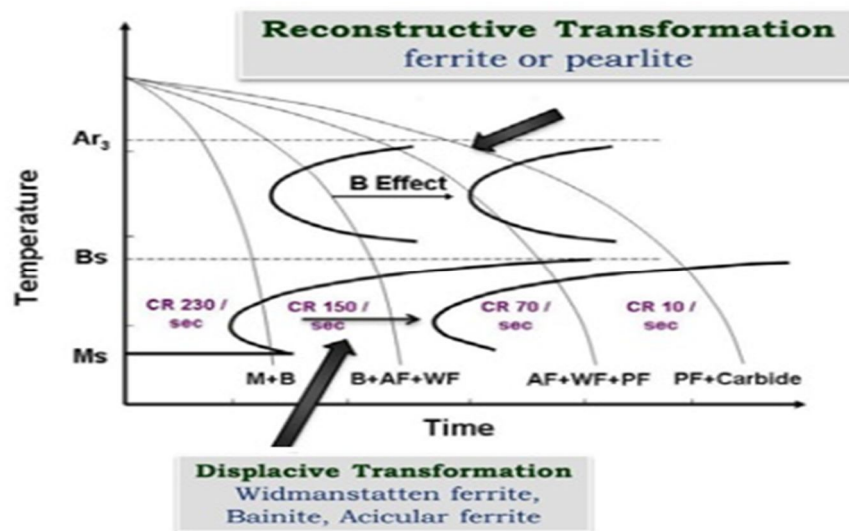
การเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งของธาตุโบรอนจะขึ้นอยู่กับพฤติกรรมของ ออกซิเจน คาร์บอน และ ไนโตรเจน ที่เกิดขึ้นในตอนต้นของเหล็ก โดยโบรอนจะจับตัวกับออกซิเจนเกิดเป็น boron oxide (B_2O_3) หรือโบรอนอาจจับตัวกับคาร์บอนและเหล็กเกิดเป็น boron cementite ($Fe_3(CB)$) หรือจับตัวกับเหล็กเกิดเป็น boron carbide ($Fe_{23}(CB)_6$) หรือจับตัวกับไนโตรเจนเกิดเป็น boron nitride (BN) [24] การกำจัดออกซิเจน (deoxidized) ก่อนการเติมโบรอนลงไปในการชุบแข็งจำเป็นต้องเติมธาตุ ซิลิกอน (Silicon) อลูมิเนียม (Aluminum) และการกำจัดไนโตรเจน (denitrified) เนื่องจากว่าโบรอนมีการรวมตัว (affinity) ที่ดีกับออกซิเจนและไนโตรเจน ดังนั้นก่อนการเติมโบรอนลงไปในการชุบแข็งจำเป็นต้องเติม อลูมิเนียม (Aluminum) ไทเทเนียม (Titanium) หรือ ซิโคเนียม (Zirconium) [22-24]

รูปที่ 2.19 แสดงกราฟความสามารถในการชุบแข็งของเหล็กคาร์บอนต่ำที่ไม่ผสมโบรอน (1) ผสมโบรอน (2) ผสมโบรอนและวานาเดียม (3) และผสมโบรอน วานาเดียม และไทเทเนียม (4) จะเห็นว่าขอบเขตของช่วง มาร์เทนไซต์ (Martensite) หรือความแข็งมากกว่า 50 HRC ของเหล็กทุกตัวที่เติมโบรอนมีความแข็งที่เพิ่มมากขึ้นกว่าเหล็กที่ไม่มีการเติมโบรอน [23]



รูปที่ 2.19 ความสามารถในการชุบแข็งสำหรับเหล็ก 0.44-0.43% C และอิทธิพลการเติมธาตุต่างๆ (1) ไม่มีการเติมโบรอน (2) เติมโบรอน (3) เติมโบรอนและวาเคเนียม (4) เติมโบรอน วาเนเดียม และไทเทเนียม [23]

กลไกที่สำคัญในการเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งโดยเติมธาตุโบรอนลงไปในการคาร์บอนและเหล็กผสมต่ำ (low-alloy) ในปริมาณ 10-30 ppm คือทำให้เกิดการชะลอการเกิดเฟส เบนไนต์ (bainite) เฟอร์ไรต์ (Ferrite) และเพอร์ไลต์ (Pearlite) ซึ่งเป็นเฟสที่มีความแข็งต่ำกว่ามาร์เทนไซต์ ถ้าไม่มีการเติมโบรอนลงไปในการชุบ จะทำให้เฟสเหล่านี้จะเกิดก่อนในขณะที่ทำการเย็นตัวจากอุณหภูมิออสเทนไนต์ (austenitisation temperature) [1, 24, 27, 28] แสดงดังรูปที่ 2.20

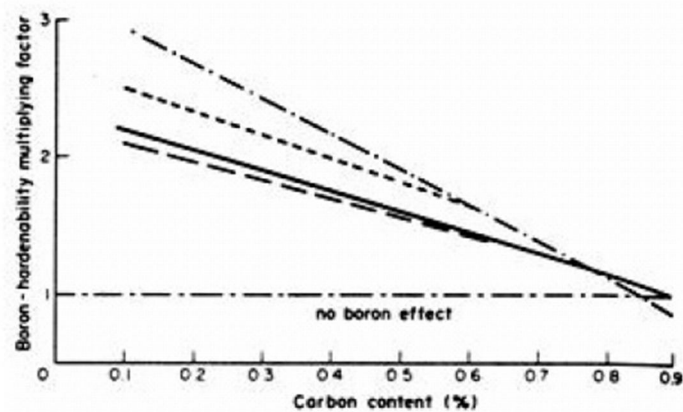


รูปที่ 2.20 อิทธิพลของธาตุโบรอนที่มีต่อการเกิดเฟสเบนไนต์ เฟอร์ไรต์และเพอร์ไลต์ในแผนภาพ CCT [28]

มีงานวิจัยต่างๆเกี่ยวกับอิทธิพลของธาตุโบรอนที่มีต่อความสามารถในการชุบแข็งของเหล็ก กลไกเป็นกลไกที่พิเศษมากเนื่องจากโบรอนสามารถแสดงผลอย่างมีประสิทธิภาพในปริมาณธาตุผสมที่ต่ำมาก ในงานวิจัยบางงานเชื่อว่าโบรอนเพิ่มความสามารถเพียงเพราะโบรอนช่วยเพิ่มขนาดของเกรน ออสเตนไนต์ภายใต้การให้ความร้อน (heating) แม้ว่าโบรอนมีแนวโน้มเพิ่มขนาดของเกรนแต่ให้ผลการปรับปรุงความสามารถในการชุบแข็งในเหล็กเหมือนกับเกรนเล็ก [22, 25]

สำหรับกลไกการเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งของโบรอนมีอยู่ด้วยกันหลายทฤษฎี แต่ทฤษฎีเหล่านี้สันนิษฐานว่าความสามารถในการชุบแข็งทั้งทางตรงหรือทางอ้อมนั้นขึ้นอยู่กับความจริงที่ว่าโบรอนจะรวมตัวอยู่รอบๆ ขอบเกรนของเหล็ก เมื่อเหล็กโบรอนที่เติมลงไปไหลลงไปในเหล็กเย็นตัวลงจากอุณหภูมิการชุบแข็ง ความสามารถในการละลายของโบรอนถูกทำให้ลดลง จึงทำให้เกิดการสะสมที่มากขึ้นของโบรอนที่บริเวณขอบเกรน เกรนขนาดเล็กของโบรอนคาร์ไบด์เกิดขึ้นที่บริเวณนั้นและเกรนเหล่านี้ได้เกาะติดกับหนึ่งในสองเกรนออสเตนไนต์ที่อยู่ระหว่างมัน การเชื่อมของอะตอมจึงเกิดระหว่างโบรอนคาร์ไบด์และออสเตนไนต์ ทำให้แรงดึงผิวและพลังงานของขอบเกรนลดลง การเติมธาตุโบรอนในสารละลายของแข็งทำให้เกิดโบรอนคาร์ไบด์ที่บริเวณขอบเกรนและส่งผลให้เกิดของเฟสเฟอร์ไรต์และเฟิร์ลไลต์ช้าลงและในบางกรณีทำให้เบนไนต์เกิดช้าลงด้วย ดังนั้นจึงเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งของเหล็ก [22, 26]

ความสามารถในการชุบแข็งจะสูงที่สุดเมื่อเติมโบรอนลงไปในการประมาณ 3-15 ppm ถ้าเติมโบรอนลงไปในการประมาณที่มากกว่า 30 ppm โบรอนจะเกิดการตกตะกอนที่บริเวณขอบเกรน ออสเตนไนต์ เมื่อเกิดการตกตะกอนนี้จะไม่ช่วยเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง นอกเหนือจากนั้นยังทำให้เหล็กเปราะขึ้น (decrease toughness) ในขณะที่การขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูง นอกจากนี้ความสามารถของโบรอนในการเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งจะขึ้นอยู่กับปริมาณของคาร์บอนในเหล็กด้วย โดยที่ความสามารถในการชุบแข็งของเหล็กผสมโบรอนจะเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณของคาร์บอนลดลง แสดงดังรูปที่ 2.21 ดังนั้นโบรอนจะมีอิทธิพลอย่างมากต่อความสามารถในการชุบแข็งของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (Low carbon steel) และจะไม่มีผลต่อเหล็กกล้าคาร์บอนสูงที่มีปริมาณคาร์บอนมากกว่า 0.8% [1,24,29]



รูปที่ 2.21 อิทธิพลของธาตุโบรอนที่มีต่อความสามารถในการชุบแข็งของเหล็กที่มีปริมาณคาร์บอนต่างๆ [24]

อิทธิพลของโบรอนต่อความสามารถในการชุบแข็งจะลดลงเมื่อปริมาณคาร์บอนเพิ่มขึ้น ถ้าปริมาณคาร์บอนเกิน 0.9% โบรอนจะไม่มีผลต่อความสามารถในการชุบแข็ง ดังนั้น โบรอนจะมีประโยชน์อย่างมากในการปรับปรุงความสามารถในการชุบแข็งของเหล็กคาร์บอนต่ำในการใช้งานต่างๆ กราฟความสัมพันธ์ข้างต้นระหว่างปริมาณคาร์บอนและอิทธิพลของโบรอนที่มีต่อความสามารถในการชุบแข็งของเหล็กแสดงว่าทั้งสองธาตุส่งผลต่อการตกผลึกของเฟสออสเตนไนต์ (austenite precipitation) เหมือนกันคือโบรอนจะไปเพิ่มช่วงการเกิด (incubation period) ของการตกผลึกของออสเตนไนต์ให้นานขึ้น ดังนั้นจึงทำให้อุณหภูมิวิกฤตของการเย็นตัว (quenching) ลดต่ำลง ภายใต้การให้ความร้อน โบรอนช่วยให้เฟสออสเตนไนต์มีเกรนที่ใหญ่ขึ้นเช่นเดียวกับคาร์บอน ปัจจัยทั้งสองนี้มีผลด้านบวกต่อความสามารถในการชุบแข็งของเหล็ก ดังนั้นในเหล็กคาร์บอนสูงผลของการเติมโบรอนในปริมาณเพียงเล็กน้อยจึงเกือบจะไม่มีผล นอกจากนี้อิทธิพลของโบรอนต่อความสามารถในการชุบแข็งจะดีที่สุดเมื่ออุณหภูมิการชุบแข็ง (quenching temperature) ของเหล็กจะต้องสูงพอ คือในช่วง 850-900 องศาเซลเซียส [22]

เมื่อเพิ่มปริมาณธาตุโบรอนอิทธิพลของโบรอนที่มีต่อความสามารถในการชุบแข็งจะค่อยๆ ลดลงเนื่องจากความสามารถในการละลายที่ต่ำของโบรอนในเหล็กเกรนมาในอุณหภูมิที่กำหนด (ประมาณ 0.003% ที่ 1000 องศาเซลเซียส) เมื่อถึงขีดจำกัดการละลายของโบรอนที่ผิวเกรน (grain interface) การเพิ่มขึ้นของธาตุโบรอนจะนำไปสู่การเกิดสารประกอบเหล็ก-โบรอน เช่น Fe_3B ที่บริเวณขอบเกรน ออสเตนไนต์ และเกิดการกระจายของโบรอนไปยังส่วนต่างๆ (Bulk) ของเกรน อนุภาคของสารประกอบซึ่งเป็นศูนย์กลางของการตกผลึก (crystallization) ทำให้เกิดการตกผลึกของออสเตนไนต์ตามที่กล่าวมาข้างต้นซึ่งทำให้ความสามารถในการชุบแข็งลดต่ำลง นอกจากนี้การเพิ่มขึ้นของโบรอนจนถึงขีดจำกัดในการละลายสำหรับออสเตนไนต์ทำให้เกิดนิวเคลียสวิกฤตของเฟสใหม่ (critical new-

phase nuclei) ในส่วนต่างๆ (bulk) ของเกรน ดังนั้นการเติมโบรอนในจำนวนที่เกินเศษส่วนพันเปอร์เซ็นต์ไม่มีผลใดๆ กับความสามารถในการชุบแข็งหรืออาจทำให้แย่ลงด้วย [22, 23]

2.5 การปรับปรุงสมบัติของเหล็กกล้าคาร์บอน ด้วยกรรมวิธีทางความร้อน

กระบวนการทางความร้อน (Heat Treatment) หมายถึง การนำเหล็กกล้าคาร์บอนมาให้ความร้อนแล้วปล่อยให้เย็นตัวในอัตราความเร็วที่แตกต่างกันเพื่อให้เหล็กกล้านั้นมีสมบัติทางกายภาพและสมบัติทางกล (Mechanical Properties) ที่แตกต่างกัน โดยทั่วไปกระบวนการทางความร้อนของเหล็กกล้าคาร์บอนจะเป็นการทำให้เหล็กกล้ามีโครงสร้างเป็นเฟสออสเทนไนต์ แล้วทำให้ออสเทนไนต์ เกิดการเปลี่ยนเฟส (Phase transformation) ไปเป็นเฟสที่มีโครงสร้างต่าง ๆ ตามที่ต้องการ กระบวนการทางความร้อนมีหลากหลายกระบวนการ เช่น การอบอ่อน (Annealing), การอบปกติ (Normalizing), การชุบแข็ง (Hardening), การอบคืนตัว (Martempering) และการชุบแข็งผิว (Surface Hardening) ในงานวิจัยนี้จะกล่าวถึงการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างและสมบัติของเหล็กกล้า

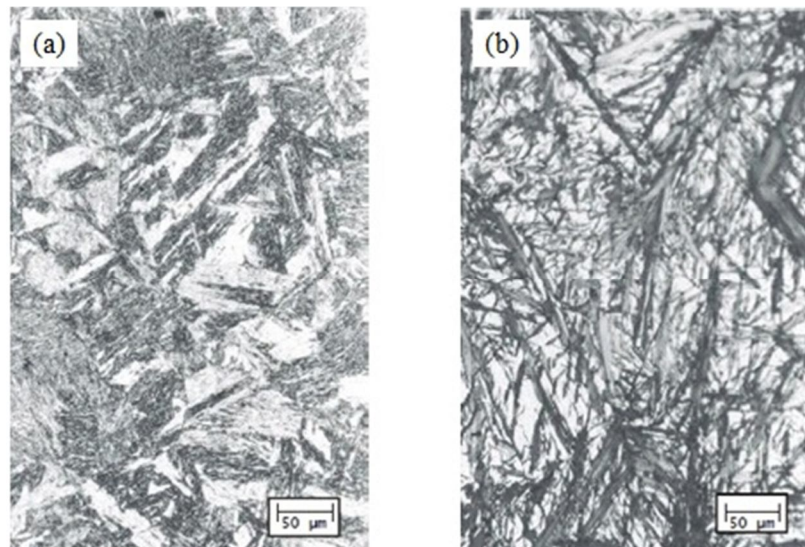
2.5.1 การชุบแข็ง (Hardening)

การชุบแข็ง (Hardening) เป็นกระบวนการที่ทำให้เหล็กกล้าคาร์บอนเปลี่ยนโครงสร้างเป็นมาร์เทนไซต์โดยสมบูรณ์ (Full martensite) เมื่อเหล็กกล้าถูกให้ความร้อนจนมีอุณหภูมิอยู่ในบริเวณเฟสของออสเทนไนต์ (คือสูงกว่าเส้น A_{c3}) และหลังจากนั้นถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างช้าๆ (Diffusion-controlled) ระบบจะอยู่ใกล้สภาวะสมดุล อะตอมของคาร์บอนจะสามารถแพร่ออกไปจากโครงสร้างของออสเทนไนต์ และเหล็กจะเริ่มเปลี่ยนโครงสร้างจากออสเทนไนต์ (γ) ที่มีโครงสร้างแบบ FCC ไปเป็นเฟอร์ไรต์ (α) ที่มีโครงสร้างแบบ BCC แต่ถ้าเหล็กกล้าถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างรวดเร็ว (Quenching) จะทำให้อะตอมของคาร์บอนมีเวลาไม่เพียงพอในการแพร่ออกจากโครงสร้างได้ทัน ทำให้คาร์บอนถูกกักตัวในสารละลายของแข็งและเหล็กก็ไม่สามารถเปลี่ยนโครงสร้างไปเป็นแบบ BCC ได้ จึงเกิดการบิดตัวของโครงสร้างขึ้น กลายเป็นโครงสร้างแบบ Body Centered Tetragonal (BCT) และทำให้เกิดเฟสใหม่ที่เรียกว่า “มาร์เทนไซต์” ซึ่งเป็นสารละลายของแข็งแบบแทรกตัวประเภทอิ่มตัวยิ่งยวด (Supersaturated Interstitial Solid Solution) ความผิดเพี้ยนของโครงสร้างที่เกิดขึ้นเช่นนี้จะทำให้เหล็กกล้าที่มีเฟสแบบมาร์เทนไซต์ มีความแข็ง (Hardness) สูงมาก

2.5.2 โครงสร้างมาร์เทนไซต์ของเหล็กกล้าคาร์บอน

โครงสร้างมาร์เทนไซต์ ในเหล็กกล้าคาร์บอน มีหลายลักษณะขึ้นอยู่กับปริมาณคาร์บอนของเหล็ก ถ้าเหล็กกล้ามีปริมาณคาร์บอนอยู่น้อยกว่า 0.6% เฟสของมาร์เทนไซต์ จะประกอบด้วย Domains ของลaths (Lath) ที่มีการหันเหที่แตกต่างกันและโครงสร้างภายใน Laths จะมีการผิดรูป (Distortion) สูง

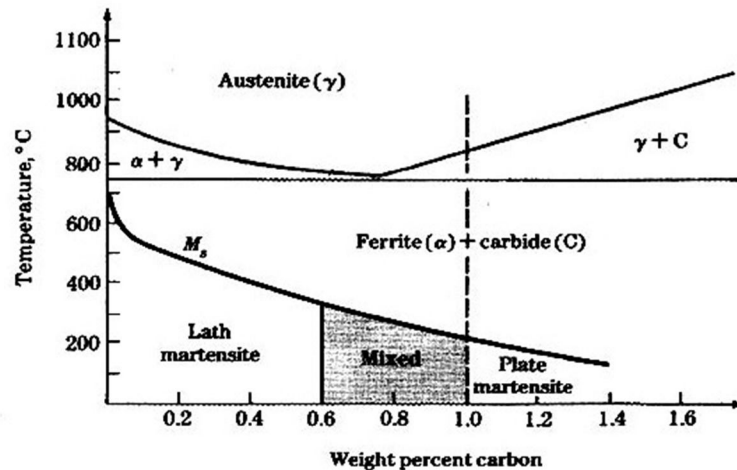
และมีปริมาณของความไม่สมบูรณ์ของโครงสร้าง (Dislocation) ที่สูง รูปที่ 2.22 (a) แสดงภาพมาร์เทนไซต์ แบบลัท (Lath Martensite) ในเหล็กกล้าที่มีปริมาณคาร์บอน 0.2% ถ้าปริมาณคาร์บอนในเหล็กกล้าที่มีโครงสร้างมาร์เทนไซต์ เพิ่มขึ้นมากกว่า 0.6% จะเริ่ม เกิดมาร์เทนไซต์ แบบ Plate ขึ้น และถ้าปริมาณคาร์บอนเพิ่มขึ้นอีกจนถึง 1% เฟสของมาร์เทนไซต์ ในเหล็กกล้านั้น จะเปลี่ยนไปเป็นแบบ Plate ทั้งหมด [30] แสดงดังรูปที่ 2.22 (b)



รูปที่ 2.22 รูปร่างที่แตกต่างของโครงสร้างมาร์เทนไซต์ของเหล็กกล้าคาร์บอน (a) มาร์เทนไซต์แบบ Lath, (b) มาร์เทนไซต์แบบ Plate [31]

2.5.3 อุณหภูมิการเกิดมาร์เทนไซต์ (Martensite start temperature M_s)

อุณหภูมิ Martensite start เป็นอีกหนึ่งปัจจัยที่มีผลต่อการขึ้นรูปร้อนเพื่อผลิตเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษ อุณหภูมิที่เฟสออสเทนไนต์เริ่มเปลี่ยนไปเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ จะถูกเรียกว่าอุณหภูมิ Martensite Start (M_s) ซึ่งการเปลี่ยนเฟสมาร์เทนไซต์เป็นกระบวนการที่ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิที่ลดลงเท่านั้นแต่ไม่ขึ้นกับเวลา โดยเหล็กกล้าจะต้องถูกลดอุณหภูมิลงมาจนกระทั่งถึงอุณหภูมิที่เริ่มเกิด Martensite (M_s -temperature) ซึ่งปริมาณหรือจำนวนของ Martensite ที่เกิดขึ้นจะมีค่าคงที่ และขนาดหรือจำนวนนี้จะไม่เพิ่มขึ้นถึงแม้จะทิ้งเหล็กไว้ที่อุณหภูมินี้นานเท่าใดก็ตาม แต่ถ้าลดอุณหภูมิลงไป ปริมาณหรือจำนวนของโครงสร้างมาร์เทนไซต์ก็จะเพิ่มมากขึ้น โดยกระบวนการจะสิ้นสุดเมื่อเหล็กถูกลดอุณหภูมิจนถึงอุณหภูมิสิ้นสุดการเกิดมาร์เทนไซต์ (อุณหภูมิ M_f -temperature) การเกิด มาร์เทนไซต์ในระยะเริ่มแรกจะเกิดในอัตราที่ค่อนข้างช้าแต่เมื่อลดอุณหภูมิลงมาถึงอัตราการเกิด Martensite จะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วและจะชะลอตัวลงเมื่อใกล้อุณหภูมิ M_f (สิ้นสุดการเกิดมาร์เทนไซต์) อุณหภูมิ M_s ของเหล็กกล้าคาร์บอนจะลดลง เมื่อส่วนประกอบร้อยละ โดยน้ำหนักของคาร์บอนในอัลลอยด์เพิ่มขึ้น [30] ดังแสดงในรูปที่ 2.23

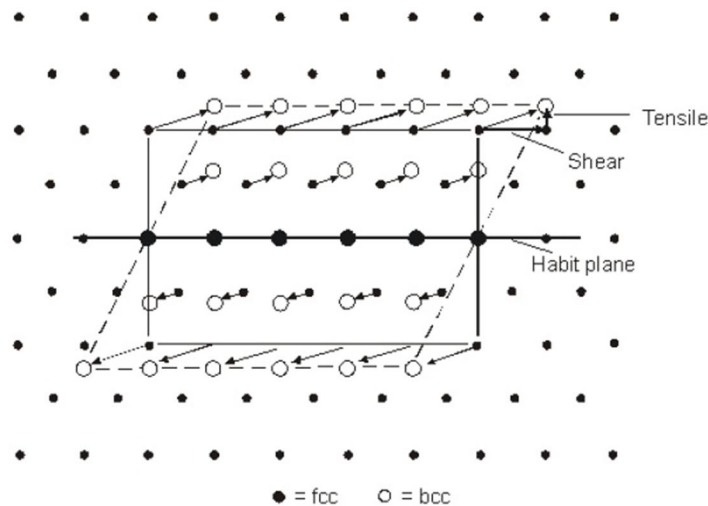


รูปที่ 2.23 ปริมาณคาร์บอนในเหล็กกล้าคาร์บอนที่มีผลต่ออุณหภูมิที่เริ่มมีการเปลี่ยนไปเป็น มาร์เทนไซต์ (M_s) [32]

2.5.4 โครงสร้างของมาร์เทนไซต์ในระดับอะตอม

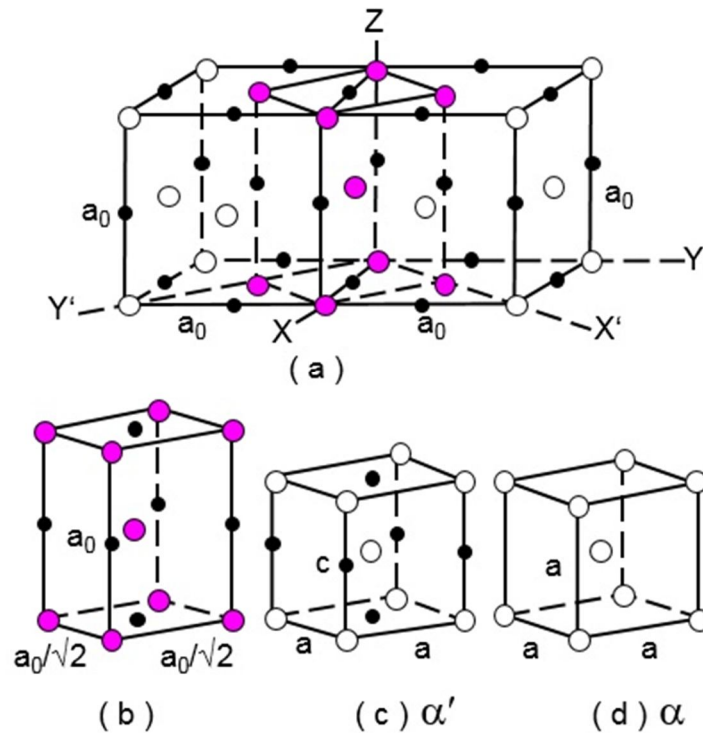
การเปลี่ยนแปลงจากเฟสออสเทนไนต์ไปเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ ในเหล็กกล้าคาร์บอน จะเกิดขึ้นในลักษณะปราศจากการแพร่ (Diffusionless) การเปลี่ยนแปลงดังกล่าวเกิดขึ้นอย่างรวดเร็วมากจนอะตอมมีเวลาไม่เพียงพอที่จะเกิดการแพร่ได้ และการเปลี่ยนแปลงนี้เกิดขึ้นได้โดยไม่จำเป็นต้องมีพลังงานกระตุ้นทางความร้อน (Thermal-Activation Energy) หรือกล่าวอีกนัยหนึ่งคือ พลังงานกระตุ้นทางความร้อนจะไม่เป็นปัจจัยที่ขัดขวางการเปลี่ยนแปลง [30] มาร์เทนไซต์จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิต่ำและจะเกิดขึ้นทันทีเมื่อการลดลงของอุณหภูมิที่เริ่มมีการเปลี่ยนไปเป็นมาร์เทนไซต์ (M_s) และการเกิดเฟสมาร์เทนไซต์จะเกิดขึ้นอย่างรวดเร็วมาก (Fraction of a second) เมื่อมีการเย็นตัวอย่างต่อเนื่อง โดยใช้เวลาประมาณ 10^{-7} s. [31]

การเกิดโครงสร้างของมาร์เทนไซต์ในระดับอะตอมจะไม่มี การเปลี่ยนแปลงตำแหน่งของอะตอม เนื่องจากไม่มีการแพร่ของอะตอมแต่มีเพียงการขยับของกลุ่มอะตอมเท่านั้น (Clusters of atoms exchange places) ตำแหน่งอะตอมของ Fe และ คาร์บอนของเฟส FCC ยังคงอยู่ที่เดิม รูปที่ 2.24 แสดงภาพการเปลี่ยนเฟสออสเทนไนต์ ซึ่งมีโครงสร้างแบบ FCC (Cubic face-centered lattice) ไปเป็น BCC (Cubic body-centered lattice) ด้วยแรงเฉือนและแรงดึง (Shear and tensile forces) โดยที่จุดสีดำแทนโครงสร้างแบบ FCC ซึ่งจะเกิดการเคลื่อนที่ด้วยแรงเฉือน (Shearing) และแรงดึง (Tensile) ไปตามลูกศรโดยที่ระนาบของอะตอมใน FCC จะเปลี่ยนไปอยู่ในระนาบในอะตอมของ BCC โดยที่การเฉือนจะเกิดขึ้นรอบแกนกลาง Habit plane ซึ่งแกน Habit plane จะไม่มีการเปลี่ยนตำแหน่ง การเปลี่ยนเฟสลักษณะนี้จะทำให้เกิดการเพิ่มขึ้นของปริมาตรประมาณ 3 % การบิดตัวของโครงสร้างจาก FCC ไปเป็น BCC จะเกิดความเค้นตกค้าง (Elastic distortions) ซึ่งเป็นปัจจัยสำคัญอันหนึ่งที่ทำให้มาร์เทนไซต์มีความแข็งแรงมากขึ้น



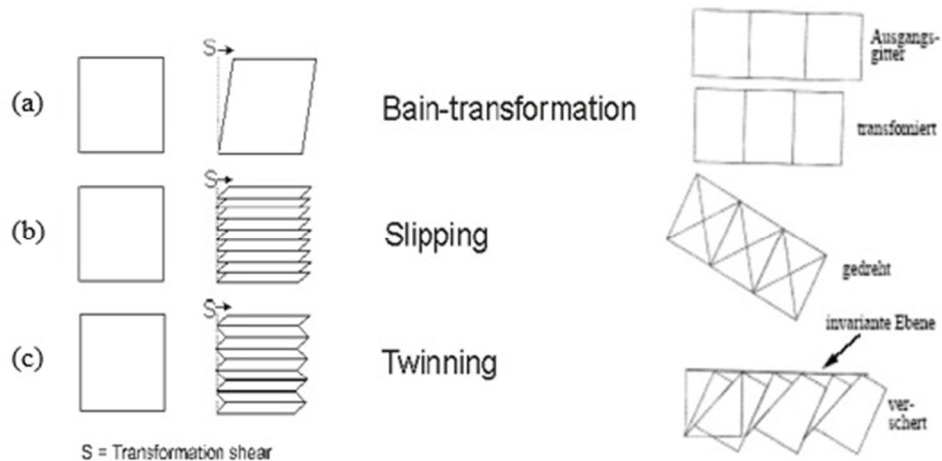
รูปที่ 2.24 การเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์ ซึ่งมีโครงสร้างแบบ FCC ไปเป็น BCC ด้วยแรงเค้น และแรงดึง [31]

การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึกของมาร์เทนไซต์ที่มีโครงสร้าง BCC ที่ผิดรูปไปเป็นโครงสร้างผลึกแบบ BCT (Body-Centered Tetragonal) อธิบายได้ด้วย “เบน” โมเดล (Bain model) ดังนี้ โครงสร้างผลึก FCC (ออสเทนไนต์) โดยเมื่อมีอะตอมคาร์บอนแทรกในช่องว่างระหว่างอะตอมและเมื่อพิจารณา 2 หน่วยโครงสร้างผลึกติดกันตาม Bain model จะเห็นโครงสร้างผลึกแบบ BCT (มาร์เทนไซต์) แสดงดังรูปที่ 2.25 (a) เมื่อพิจารณาโครงสร้างผลึกแบบ BCT แสดงดังรูปที่ 2.25 (b) ซึ่งความสูงตามแนวแกน Z ของโครงสร้างผลึก BCT ซึ่งมีขนาดเท่ากับขนาดของโครงสร้างผลึกแบบ FCC (a_0) แต่ความกว้างและความยาว (แกน X และ Y) จะมีขนาดเท่ากับ $a_0/\sqrt{2}$ แต่ในความเป็นจริงขนาดของโครงสร้างผลึกของมาร์เทนไซต์จะมีความสูงตามแนวแกน Z ที่มีขนาดลดลงเท่ากับ c และความกว้างกับความยาวจะมีขนาดมากขึ้นเท่ากับ a การเปลี่ยนโครงสร้างผลึกจาก FCC (γ) ไปเป็น BCT (α') เกิดจากการหมุนของแกน X และแกน Y ดังนั้น BCT ที่เกิดขึ้นจะอยู่ในแกน $X'Y'Z$ แสดงดังรูปที่ 2.25 (c) กลไกดังกล่าวเรียกว่า Lattice-changing deformation แต่ถ้าอะตอมคาร์บอนสามารถแพร่ออกได้ (Diffusion-controlled) โครงสร้างผลึกแบบ FCC จะยุบตัวลงตามแนวแกน Z และได้โครงสร้างผลึกแบบ BCC-เฟอร์ไรต์ แสดงดังรูปที่ 2.25 (d) โครงสร้างมาร์เทนไซต์ BCT จะมีปริมาณคาร์บอนที่มากกว่า BCC-เฟอร์ไรต์ เนื่องจากคาร์บอนไม่สามารถแพร่ออกจากอะตอมได้ นอกจากนี้เมื่อมีปริมาณคาร์บอนเพิ่มสูงขึ้นจะทำให้ความสูงตามแนวแกน Z เพิ่มสูงขึ้น [31]



รูปที่ 2.25 การเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์ไปเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ตามทฤษฎีของ Bain model, (a) โครงสร้างผลึกออสเทนไนต์ 2 หน่วยและโครงสร้างผลึกแบบ BCT (มาร์เทนไซต์) ที่อยู่ติดกัน, (b) โครงสร้างผลึกแบบ BCT (มาร์เทนไซต์) จาก (a), (c) และ (d) โครงสร้างผลึกแบบ BCC มาร์เทนไซต์และเฟอร์ไรท์ [31]

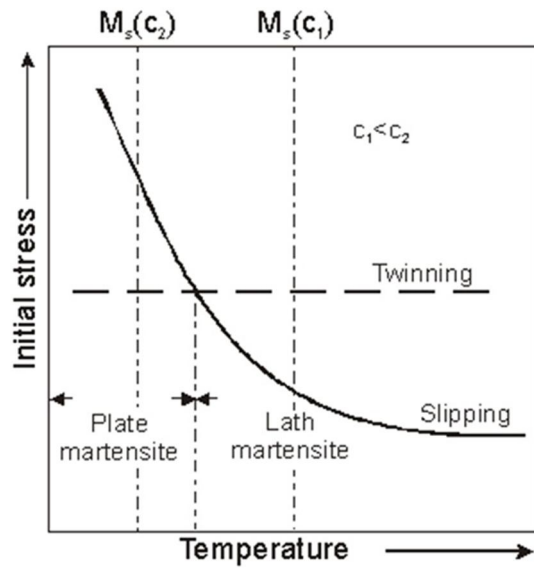
การเปลี่ยนโครงสร้างของออสเทนไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์ไม่ได้มีเพียงกลไกของ Lattice-changing deformation เพียงกลไกเดียวเท่านั้น แต่ยังมีอีกกลไกหนึ่งที่เกิดขึ้นเรียกว่า Lattice-retaining deformation หรือการเกิด Slipping และ twinning เพื่อชดเชย Lattice distortion เพื่อให้โครงสร้างผลึกกลับสู่สภาวะที่สมดุล เนื่องจากกลไกของ Lattice-changing deformation ไม่เสถียรที่อุณหภูมิห้อง รูปที่ 2.26 (a) แสดงโครงสร้างของ FCC ก่อนการเย็นตัวลงมา เมื่อโครงสร้างอะตอมถูกเย็นตัวลงอย่างรวดเร็ว ตามทฤษฎีของ Bain-transformation จะเกิดการบิดตัวของอะตอม ซึ่งไม่เสถียรที่อุณหภูมิห้อง จึงเกิดกลไกของ Lattice-retaining deformation ขึ้นด้วยการเกิด Slipping หรือ Twinning แสดงดังรูปที่ 2.26 (b, c) เพื่อให้การเสียรูปของอะตอมกลับคืนสู่ตำแหน่งเริ่มต้นได้ จึงทำให้โครงสร้างมาร์เทนไซต์ (BCT) เสถียรได้ที่อุณหภูมิห้อง ดังนั้นบริเวณรอบๆ มาร์เทนไซต์จะมี Dislocation ที่เกิดจากการเปลี่ยนรูปกลับด้วย Slipping หรือ Twinning และการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากออสเทนไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์ทำให้มีปริมาตรเพิ่มมากขึ้นประมาณ 3% และเกิดการหมุนของผลึกประมาณ 10° [31]



รูปที่ 2.26 การเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์, (a) กลไก Lattice-changing deformation อธิบายด้วย Bain model, (b) กลไก Lattice-retaining deformation อธิบายด้วย Slipping, (c) กลไก Lattice-retaining deformation อธิบายด้วย Twinning [31]

จากหัวข้อที่ 2.7.3 อุณหภูมิที่ออสเทนไนต์เริ่มเปลี่ยนไปเป็นมาร์เทนไซต์ (M_s) ของเหล็กกล้าคาร์บอนจะลดต่ำลง เมื่อส่วนประกอบร้อยละ โดยน้ำหนักของคาร์บอนในอัลลอยด์เพิ่มขึ้น รูปที่ 2.27 แสดงอิทธิพลของอุณหภูมิที่มีต่อความเค้นที่จำเป็นสำหรับการเกิด Slipping และ Twinning ซึ่งส่งผลต่อรูปร่างของมาร์เทนไซต์ที่เกิดขึ้น อุณหภูมิ M_s เมื่อปริมาณคาร์บอนในเหล็กอัลลอยด์ $c_1 < c_2$ จากรูปที่ 2.27 จะเห็นได้ว่าเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นแรงที่ใช้ทำให้เกิดกลไก Twinning จะคงที่ แต่เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นแรงที่ใช้ทำให้เกิดกลไก Slipping จะลดลง ดังนั้นกลไก Slipping จะเกิดขึ้นได้ง่ายที่อุณหภูมิสูง จากอุณหภูมิที่ออสเทนไนต์เริ่มเปลี่ยนไปเป็นมาร์เทนไซต์ของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ $M_s(c_1)$ พบว่าแรงที่ใช้สำหรับกลไก Slipping มีค่าน้อยกว่ากว่าแรงที่ทำให้เกิดกลไก Twinning เพราะฉะนั้นการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึกจากออสเทนไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์จึงเกิดกลไก Slipping ในการทำให้การบิดเบี้ยวของอะตอมกลับสู่ตำแหน่งเริ่มต้นเนื่องจากใช้แรงที่น้อยกว่ากลไก Twinning ในทางกลับกันเมื่อปริมาณคาร์บอนในเหล็กสูงขึ้น อุณหภูมิ (M_s) ต่ำ แรงที่ใช้สำหรับกลไก Slipping จะมีค่าสูงกว่าแรงที่ใช้ในกลไก Twinning ดังนั้นจึงเกิดกลไก Twinning ในการทำให้การบิดเบี้ยวของอะตอมกลับสู่ตำแหน่งเริ่มต้นเพราะใช้แรงที่น้อยกว่า

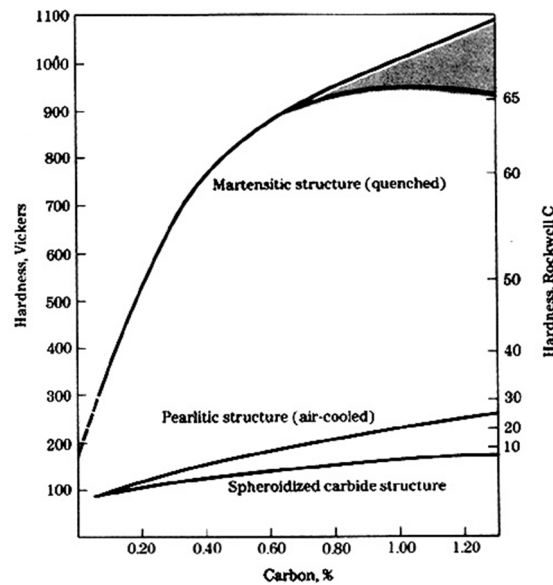
จากสาเหตุดังกล่าวจึงสรุปได้ว่า เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำกลไกที่ทำให้การเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์จะเป็นกลไกแบบ Slipping ถ้าเหล็กกล้าคาร์บอนสูงกลไกที่ทำให้การเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์จะเป็นกลไกแบบ Twinning เนื่องจากกลไก Slipping และ Twinning มีความแตกต่างกันจึงทำให้รูปร่างของมาร์เทนไซต์ที่ได้จากทั้ง 2 กลไกมีความแตกต่างกัน ถ้ากลไกเป็นแบบ Slipping รูปร่างของมาร์เทนไซต์จะเป็นแบบละเอียด (Lath Martensite) ถ้ากลไกเป็นแบบ Twinning รูปร่างของมาร์เทนไซต์จะเป็นแบบหยาบ (Plate Martensite)



รูปที่ 2.27 อิทธิพลของอุณหภูมิที่มีผลต่อความเค้นที่จำเป็นสำหรับการเกิด Slipping และ Twinning ซึ่งส่งผลต่อรูปร่างมาร์เทนไซต์ [31]

2.5.5 ความแข็ง (Hardness) และความแข็งแรง (Strength) ของเหล็กกล้าคาร์บอนที่มีโครงสร้างมาร์เทนไซต์

ความแข็งและความแข็งแรงของเหล็กกล้าคาร์บอน จะมีความสัมพันธ์โดยตรงกับปริมาณคาร์บอนของเหล็ก และจะเพิ่มสูงขึ้นเมื่อคาร์บอนมีปริมาณเพิ่มขึ้น แสดงดังรูปที่ 2.28 แต่ความเหนียว (Ductility และ Toughness) จะลดลงเมื่อปริมาณคาร์บอนเพิ่มขึ้น ดังนั้น เหล็กกล้าคาร์บอนที่มีโครงสร้างมาร์เทนไซต์ ส่วนใหญ่จะถูกทำ Tempered โดยการให้ความร้อนใหม่อีกครั้งที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงเฟส เหล็กกล้าคาร์บอนที่มีโครงสร้างมาร์เทนไซต์ ที่มีปริมาณคาร์บอนต่ำจะมีความแข็งแรงสูงเนื่องจากปริมาณของความไม่สมบูรณ์ Dislocation ในโครงสร้างผลึกที่เกิดขึ้น (Lath Martensite) และด้วยสารละลายของแข็งแบบแทรกตัวที่ถูกทำให้แข็งแรงโดยอะตอมของคาร์บอน กล่าวคือ ปริมาณความไม่สมบูรณ์ Distocations ที่สูงภายในโครงสร้างผลึก (Lath Martensite) จะทำให้ Dislocation อื่นๆเคลื่อนที่ได้ยาก และถ้าปริมาณคาร์บอนเพิ่มขึ้นมากกว่า 0.2% สารละลายของแข็งแบบแทรกตัวนี้จะมีความแข็งแรงมากขึ้น และโครงสร้างของ Fe แบบ BCC จะเกิดการผิดรูปไปเป็นแบบ Tetragonal มากขึ้นด้วย



รูปที่ 2.28 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งโดยประมาณของเหล็กกล้า Fully Hardened Martensitic Plain-Carbon ที่ถูกทำให้แข็งอย่างสมบูรณ์ และปริมาณคาร์บอนของเหล็ก [33]

สมบัติที่สำคัญของเฟสมาร์เทนไซต์ คือมีค่าความแข็งสูงเมื่อเทียบกับโครงสร้างอื่นๆ โดยค่าความแข็งจะขึ้นอยู่กับ % คาร์บอน นั่นคือยิ่ง % คาร์บอนเพิ่มมากขึ้นค่าความแข็งก็จะสูงขึ้นตามโดยเหล็กที่มีโครงสร้างแบบมาร์เทนไซต์สามารถมีค่าความแข็งได้สูงถึง 65 ตามสเกลของ Rockwell C เมื่อมี % คาร์บอนเท่ากับ 0.8% (eutectoid composition) จากนั้นถึงแม้เพิ่ม % คาร์บอนขึ้นอีกก็จะเป็นการไม่สามารถเพิ่มความแข็งได้อีก เนื่องจากเกิดเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (Retained austenite) โดยปัจจัยที่ทำให้ความแข็งของมาร์เทนไซต์ เพิ่มขึ้นก็คือความบิดเบี้ยวของโครงสร้าง

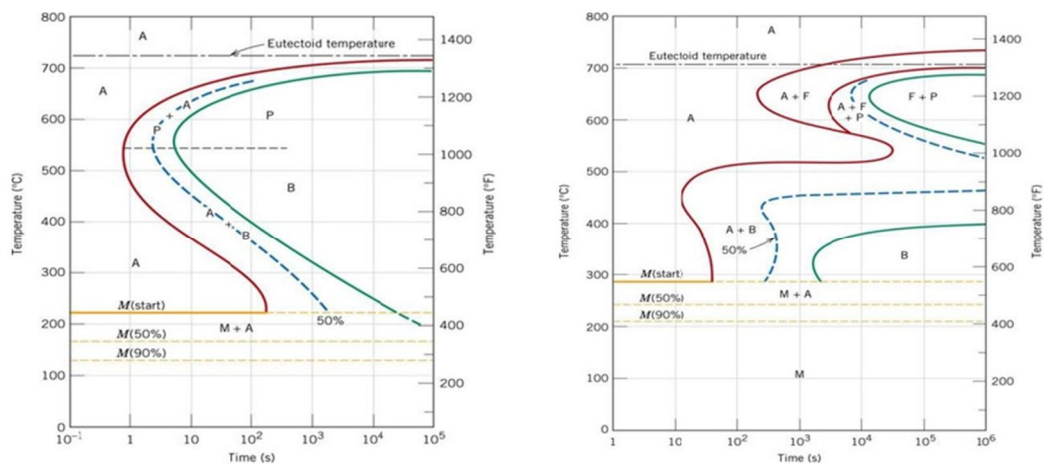
2.6 Time Temperature Transformation (TTT) Diagram และ Continuous Cooling Transformation Diagram (CCT) Diagram

เนื่องจากในกระบวนการอบชุบทางความร้อน ส่วนมากชิ้นงานจะถูกทำให้เย็นตัวเร็วกว่าอัตราการเย็นตัวที่จะทำให้เกิดโครงสร้างตามแผนภูมิที่สมดุลเหล็ก-ซีเมนไทต์ จึงจำเป็นต้องอาศัยแผนภาพแสดงการเปลี่ยนเฟสบนแกนอุณหภูมิและเวลา ซึ่งมีสองรูปแบบด้วยกัน คือ [34]

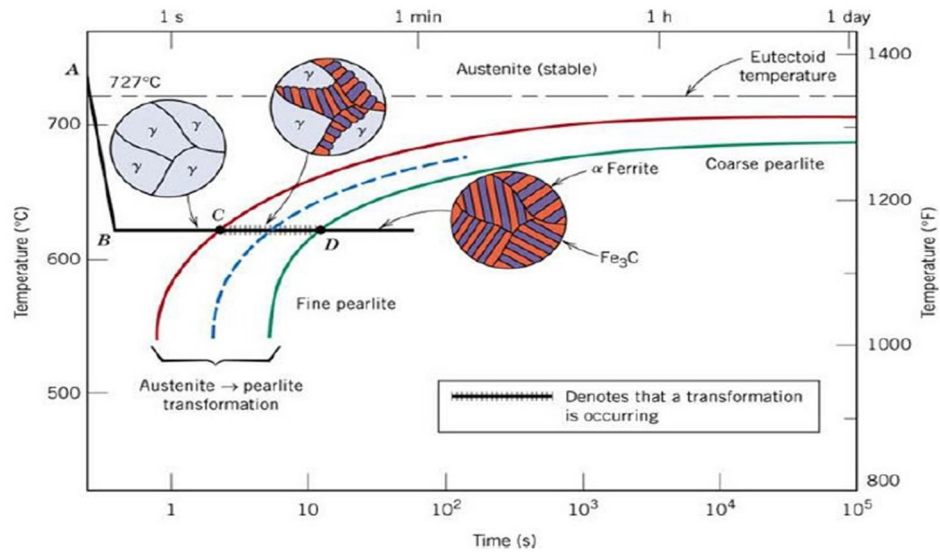
1. แผนภาพแสดงการเปลี่ยนเฟสที่อุณหภูมิคงที่เทียบกับเวลา (Time Temperature Transformation (TTT) Diagram หรือ Isothermal Transformation (IT) Diagram) ได้จากการวัดปริมาณการเปลี่ยนเฟสที่อุณหภูมิคงที่ โดยการทำให้โลหะเย็นตัวอย่างรวดเร็วลงมายังอุณหภูมิที่สนใจจากนั้นคงอุณหภูมิไว้ แล้ววัดปริมาณเฟสต่างๆที่เกิดขึ้นเทียบกับเวลาต่างๆ

2. แผนภาพแสดงการเปลี่ยนเฟสภายใต้การเย็นตัวอย่างต่อเนื่อง (Continuous Cooling Transformation diagram, CCT) ได้จากการวัดปริมาณการเปลี่ยนเฟสเทียบกับเวลาเมื่อปล่อยให้เย็นตัวอย่างต่อเนื่อง โดยต้องทำการทดสอบที่หลากหลาย อัตราการเย็นตัว

แผนภาพ TTT จะมีลักษณะเป็นเส้นโค้งคล้ายกับตัว C คู่กัน โดยเส้นโค้งแรกแสดงเวลาที่อุณหภูมิเริ่มต้นเริ่มเกิดการเปลี่ยนเฟส หากหุบเหล็กกล้าที่อุณหภูมิคงที่ ส่วนเส้นโค้งหลังแสดงเวลาที่มีการเปลี่ยนเฟส อุณหภูมิคงที่นั้นสิ้นสุดลง โดยทั่วไปตัว C คู่ อาจจะมี 1 คู่ หรือ 2 คู่ ซ้อนเหลื่อมกันในช่วงอุณหภูมิสูงและต่ำ หรืออาจแยกจากกันก็ได้ ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับปริมาณธาตุผสม โดยตัว C คู่ ด้านบนจะแสดงการเปลี่ยนเฟสเป็นเฟอร์ไรต์และเพิร์ลไลต์ (Hypoeutectoid steel) หรือเพิร์ลไลต์ (Eutectoid steel) หรือ ซีเมนไทต์และเพิร์ลไลต์ (Hypereutectoid steel) ตัว C คู่ ที่อยู่ต่ำลงมาแสดงการเปลี่ยนเฟสเป็นเบนไนต์ (Bainitic Transformation) โดยอาจมีแยกย่อยเป็น 2 คู่ ซึ่งเป็นการเกิดเบนไนต์ที่อุณหภูมิสูง (Upper Bainite) และการเกิดเบนไนต์ที่อุณหภูมิต่ำ (Lower Bainite) ถัดลงมาจะเป็นเส้นแสดงอุณหภูมิเริ่มการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ (M_s) และมีเส้นแสดงอุณหภูมิที่จะได้เฟสมาร์เทนไซต์ในปริมาณต่าง ๆ กัน ตามอุณหภูมิที่ลดต่ำลง เช่น เส้น 50% M_s เป็นต้น เนื่องจากการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์นั้นเกิดขึ้นอย่างรวดเร็วและปริมาณมาร์เทนไซต์ที่ได้ขึ้นกับอุณหภูมิ เส้นเริ่มการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์จึงเป็นเส้นแนวนอนและส่งผลให้เส้นเริ่มการเปลี่ยนเฟสตลอดทั้งเส้นดูแล้วคล้ายตัว S จึงนิยมเรียกเส้นโค้งเปลี่ยนเฟสนี้ว่า เส้นโค้ง S (S-Curve) [34] ตัวอย่างของแผนภาพ TTT ของเหล็กกล้า 2 ชนิด แสดงดังรูปที่ 2.29



รูปที่ 2.29 แผนภาพ TTT ของเหล็กกล้าคาร์บอน AISI1080 และ เหล็กกล้าผสม AISI4340 [35]



รูปที่ 2.30 ส่วนบนของแผนภาพ TTT ของเหล็กกล้าคาร์บอน AISI1080 [35]

รูปที่ 2.30 แสดงตัวอย่างการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์เป็นไปเฟอร์ไรต์เมื่อทิ้งไว้ที่อุณหภูมิคงที่ โดยที่จุด C เฟสออสเทนไนต์เริ่มเปลี่ยนเป็นเฟอร์ไรต์และดำเนินต่อเนื่องไปจนกลายเป็นเฟอร์ไรต์ทั้งหมดเมื่อเวลาผ่านไปจนถึงจุด D [34]

เนื่องจากการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์ ต้องอาศัยการเย็นตัวที่รวดเร็วพอที่จะทำให้การแพร่เกิดขึ้นไม่ทัน และเฟสออสเทนไนต์จะต้องถูกทำให้มีอุณหภูมิลงต่ำกว่าค่า M_s จึงจะเกิดการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ได้ ดังนั้นปัจจัยหลัก 3 อย่างที่ต้องพิจารณาบนแผนภาพ TTT สำหรับการเกิดเฟสมาร์เทนไซต์ คือ

1. อัตราการเย็นตัววิกฤต

เป็นอัตราการเย็นตัวขั้นต่ำที่ต้องใช้เพื่อหลีกเลี่ยงการเกิดการเปลี่ยนเฟสเป็นเฟอร์ไรต์และเฟอร์ไรต์ (Critical Cooling Rate) ซึ่งเห็นได้จากตำแหน่งมุมของตัว C คู่ ด้านบน โดยถ้าตัว C อยู่ยิ่งขยับไปทางขวา อัตราการเย็นตัววิกฤตจะมีค่าน้อยหรือช้าลง ทำให้สามารถชุบแข็งได้ด้วยอัตราการเย็นตัวที่ต่ำลงได้

2. อุณหภูมิเริ่มการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ (M_s)

โดยถ้าอุณหภูมิ M_s มีค่าต่ำกว่าอุณหภูมิห้อง ก็จะไม่สามารถทำให้เกิดเฟสมาร์เทนไซต์ได้ถ้าชุบให้เย็นลงมาที่อุณหภูมิห้อง แสดงดังรูปที่ 2.31

3. อุณหภูมิสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ (M_f)

โดยถ้าอุณหภูมิ M_f สูงกว่าอุณหภูมิห้อง การเย็นตัวลงมาที่อุณหภูมิห้องจะเกิดมาร์เทนไซต์ได้สมบูรณ์ อย่างไรก็ตามโดยทั่วไป ถ้ามีคาร์บอนละลายอยู่ในออสเทนไนต์สูงกว่า 0.4% แล้ว ปริมาณมาร์เทนไซต์สูงสุดที่เกิดขึ้นได้จะไม่ถึง 100% โดยจะมีออสเทนไนต์ตกค้างหลงเหลืออยู่ด้วยที่อุณหภูมิห้อง

แสดงดังรูปที่ 2.31 ทั้งอัตราการเย็นตัววิกฤต และอุณหภูมิเริ่มและสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ขึ้นอยู่กับธาตุผสมเป็นหลัก โดยมีรายละเอียดดังนี้

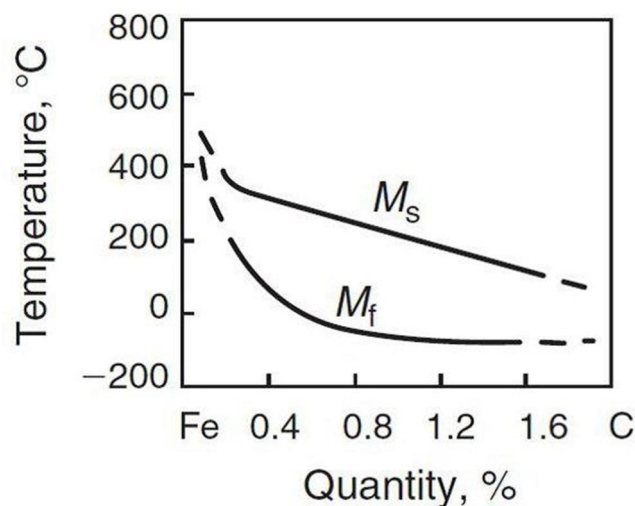
1. ธาตุผสมส่วนใหญ่จะช่วยยับยั้ง เส้นโค้งบนแผนภาพ TTT ไปทางขวา ยกเว้น โคบอลต์ (Co)
2. ปริมาณคาร์บอนมีผลสำคัญที่สุดต่ออุณหภูมิเริ่มการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ ธาตุผสมอื่นก็มีบทบาทเช่นกัน โดยสามารถประมาณอุณหภูมิดังกล่าวได้จากความสัมพันธ์ของธาตุต่างๆ เช่น

สำหรับเหล็กกล้าคาร์บอนและเหล็กกล้าผสมต่ำ

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 561 - 474(\%C) - 33(\%Mn) - 17(\%Ni) - 17(\%Cr) - 21(\%Mo)$$

สำหรับเหล็กกล้าผสมสูง

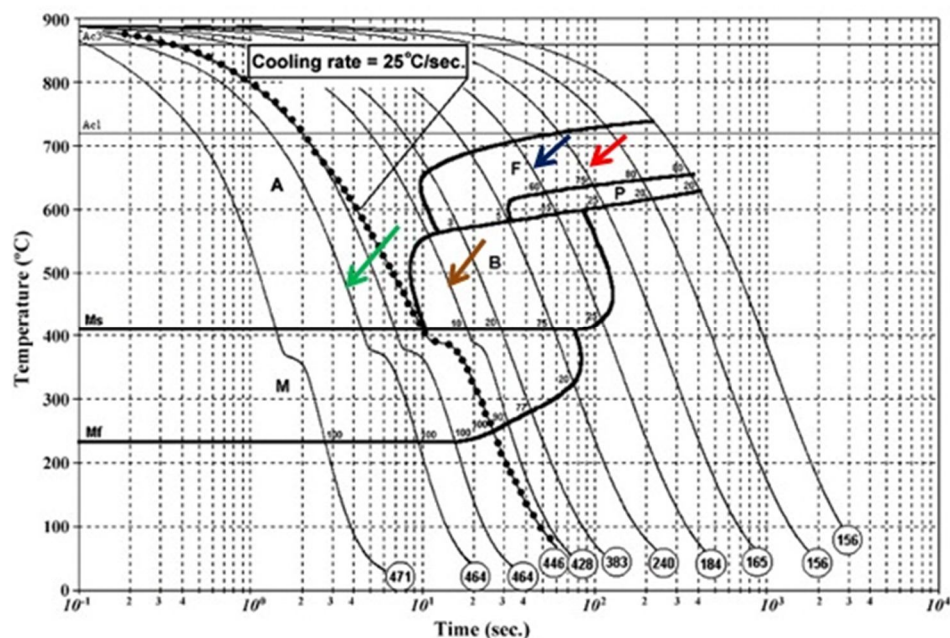
$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 550 - 350(\%C) - 40(\%Mn) - 35(\%V) - 20(\%Cr) - 17(\%Ni) - 10(\%Cu) - 10(\%Mo) - 8(\%W) + 15(\%Co) + 30(\%Al)$$



รูปที่ 2.31 อุณหภูมิเริ่มเกิดมาร์เทนไซต์ (M_s) และอุณหภูมิสิ้นสุดการเกิดมาร์เทนไซต์ (M_f) [23]

แผนภาพ CCT จะมีลักษณะคล้ายกับแผนภาพ TTT แต่จะขยับต่ำลงและเลื่อนไปทางขวาเล็กน้อยเมื่อเทียบกับแผนภาพ TTT การอ่านแผนภาพ CCT นั้นให้อ่านหรือวิเคราะห์ตามแนวอัตราการเย็นตัวในลักษณะต่อเนื่องที่ผ่านไปบริเวณต่างๆ ที่แสดงสัดส่วนของเฟสที่เกิดขึ้น โดยถ้าแนวเส้นการเย็นตัวผ่านเส้นเริ่มการเปลี่ยนเฟส แต่ยังไม่ตัดเส้นสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟส แสดงว่าออสเทนไนต์ที่เหลือจะเกิดการเปลี่ยนเฟสเป็นโครงสร้างจุลภาคอื่นของบริเวณถัดไปที่เฟสครบ 100% และเส้นอัตราการเย็นตัววิ่งผ่าน และถ้าออสเทนไนต์ยังเปลี่ยนเฟสไม่ครบ 100% อีก ส่วนที่เหลือก็จะเกิดการเปลี่ยนเฟสเป็นโครงสร้างจุลภาคอื่นของบริเวณถัดไปอีก จนกว่าจะผ่านเส้นสิ้นสุดการเปลี่ยนเฟส โดยปกติแล้วบนแผนภาพ CCT จะมีค่าความแข็งระบุที่ปลายเส้นการเย็นตัวและอาจมีตัวเลขกำกับเปอร์เซ็นต์ของโครงสร้างจุลภาคหรือเฟสที่เกิดขึ้นเมื่อเส้นการเย็นตัวผ่านจากบริเวณหนึ่งเข้าสู่อีกบริเวณหนึ่งด้วย

ยกตัวอย่างเช่นรูปที่ 2.32 แสดงอัตราการเย็นตัวของเหล็กกล้าโบรอนเกรด 22MnB5 โดยที่อัตราการเย็นตัวตามลูกศรสีแดงหรืออัตราการเย็นตัวที่ต่ำกว่าลูกศรสีแดง โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายจะเป็นเฟสเฟอร์ไรต์ 80% และเพอร์ไลต์ 20% มีความแข็งประมาณ 165 HV ถ้าเส้นการเย็นตัวเป็นไปตามเส้นที่ชี้โดยลูกศรสีน้ำเงิน โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายจะเป็นเฟอร์ไรต์ 60% เพอร์ไลต์ 15% และมีเบนไนต์ 25% มีความแข็งประมาณ 184 HV ถ้าเส้นการเย็นตัวเพิ่มสูงขึ้นตามเส้นที่ชี้โดยลูกศรสีน้ำตาล โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายจะเป็นเบนไนต์ 10% กับมาร์เทนไซต์ 90% มีความแข็งประมาณ 428 HV และถ้าเส้นการเย็นตัวเท่ากับอัตราการเย็นตัววิกฤต (Critical Cooling Rate) โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายจะเป็นมาร์เทนไซต์ทั้งหมด (Full martensite) มีความแข็งประมาณ 446 HV และเมื่ออัตราการเย็นตัวเพิ่มสูงขึ้น แสดงด้วยลูกศรเขียว โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายจะเป็นมาร์เทนไซต์ทั้งหมดที่มีความแข็งอยู่ระหว่าง 464-471 HV



รูปที่ 2.32 แผนภาพ Continuous Cooling Transformation (CCT) Diagram ของเหล็กกล้าโบรอนเกรด 22MnB5 [1]

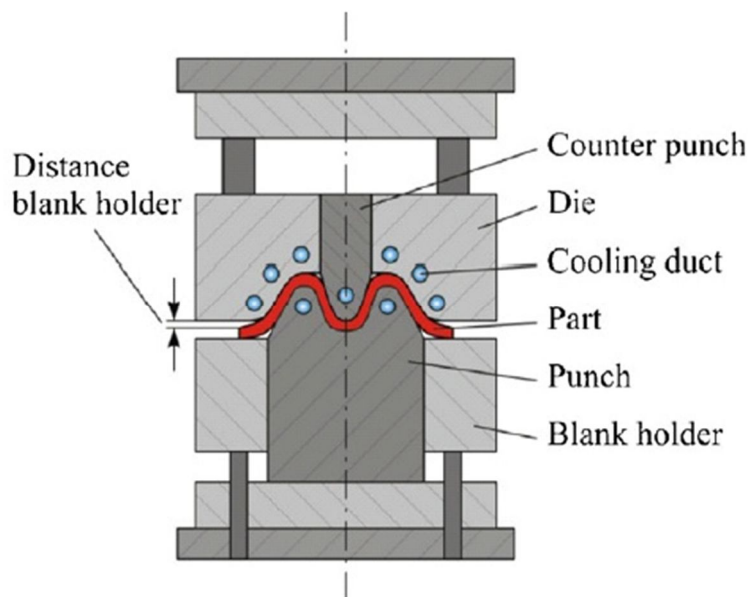
2.7 แม่พิมพ์สำหรับงานขึ้นรูปร้อน

การเลือกชนิดของวัสดุและการออกแบบแม่พิมพ์ขึ้นรูปร้อนที่เหมาะสมขึ้นอยู่กับประเภทของเหล็กกล้าที่ใช้ทำชิ้นงาน ขนาดของชิ้นงาน ความรุนแรงในการลากขึ้นรูปลึก ปริมาณการผลิต ค่าพิถีความคลาดเคลื่อนของชิ้นงาน และความเรียบผิวที่ต้องการ วัสดุที่ใช้ทำแม่พิมพ์มีอยู่ด้วยกันมากมายหลายชนิด ทั้งที่เป็นเหล็ก และโลหะนอกกลุ่มเหล็ก อาทิ เช่น เหล็กกล้าคาร์บอน เหล็กกล้าผสม เหล็กกล้าไร้สนิม เหล็กหล่อและอลูมิเนียม เป็นต้น การเลือกใช้วัสดุให้ถูกต้องกับการทำแม่พิมพ์แต่

ละประเภท ถือว่าเป็นสิ่งสำคัญอย่างยิ่ง ทำให้สามารถออกแบบทำแม่พิมพ์ได้อย่างเหมาะสมตามลักษณะของการใช้งาน สามารถสร้างแม่พิมพ์ได้ง่าย แม่พิมพ์มีอายุการใช้งานที่ยาวนาน [36] ต่อไปนี้จะกล่าวถึงแม่พิมพ์สำหรับงานขึ้นรูปร้อนเหล็กแผ่นโดยเฉพาะ

2.7.1 การออกแบบแม่พิมพ์สำหรับงานขึ้นรูปร้อน

การออกแบบแม่พิมพ์สำหรับงานขึ้นรูปร้อนมีองค์ประกอบสำคัญคือ ความแม่นยำของการขึ้นรูปชิ้นงานเพราะชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปร้อนมีค่าความแข็งที่สูง และต้องมีการถ่ายเทความร้อนของแม่พิมพ์กับชิ้นงานที่ดี ดังนั้นแม่พิมพ์จะต้องมีความสามารถในการลดอัตราการเย็นตัวของชิ้นงานได้อย่างน้อย 27 K/s จะทำให้โครงสร้างของชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปมีเฟสมาร์เทนไซต์ทั้งชิ้นงาน นอกจากนี้ การนำความร้อนออกจากแม่พิมพ์จะส่งผลต่อจำนวนการผลิตของชิ้นงานด้วย แม่พิมพ์สำหรับงานขึ้นรูปร้อนควรจะมีหลักการทำตัวยึดแผ่นชิ้นงาน (Blank holder) เพื่อที่จะลดการสูญเสียความร้อนบริเวณขอบของชิ้นงานขณะขึ้นรูปร้อน [37]



รูปที่ 2.33 ตัวอย่างการออกแบบแม่พิมพ์ที่ใช้ในกระบวนการขึ้นรูปร้อน [5]

รูปที่ 2.33 แสดงการออกแบบแม่พิมพ์ที่ใช้ในกระบวนการขึ้นรูปร้อนสำหรับอุตสาหกรรมการผลิตเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษ กระบวนการการผลิตนั้นจำเป็นต้องใช้เวลาที่น้อยที่สุด การเพิ่มประสิทธิภาพของระบบระบายความร้อนของแม่พิมพ์จะช่วยลดรอบเวลาในการผลิตเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษ ปัจจัยที่มีผลต่อการถ่ายเทความร้อนระหว่างแม่พิมพ์กับชิ้นงาน [38] คือ

1. การนำความร้อนของวัสดุที่ใช้ทำแม่พิมพ์ (Heat conductivity) ขึ้นอยู่กับวัสดุเลือกใช้ จะแสดงต่อไปในหัวข้อ 2.7.1.1

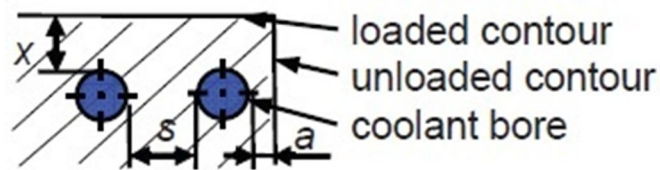
2. การออกแบบการวางตัวของท่อระบายความร้อน (Design of the cooling ducts) ขึ้นอยู่กับขนาด ตำแหน่งและการกระจายตัวของท่อระบายความร้อน จะแสดงต่อไปในหัวข้อ 2.7.1.2
3. อัตราการถ่ายเทความร้อนของชิ้นงานกับแม่พิมพ์ (Heat transfer coefficient) ขึ้นอยู่กับผิวสัมผัสระหว่างชิ้นงานกับแม่พิมพ์ตามหัวข้อ 2.7.1.2
4. อุณหภูมิและชนิดของสารหล่อเย็น (Temperature and type of coolant) ยกตัวอย่างเช่น น้ำหรือนิโตรเจน [1]

2.7.1.1 วัสดุสำหรับแม่พิมพ์

เหล็กกล้าเครื่องมือสำหรับแม่พิมพ์งานร้อนต้องรองรับอุณหภูมิที่สูงขณะใช้งานได้ เพื่อใช้ในการขึ้นรูปร่างของชิ้นงาน หลักการเลือกใช้วัสดุสำหรับแม่พิมพ์ขึ้นรูปร้อนประกอบด้วยปัจจัยเหล่านี้คือ สามารถรักษาความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูงได้ดีมาก โดยการรักษาความแข็งไว้ได้ที่อุณหภูมิสูง (Red-hardness) เป็นสมบัติที่จำเป็นสำหรับการใช้งานเหล็กกล้าเครื่องมือที่ต้องได้รับความร้อนจนมีอุณหภูมิสูงกว่า 480 °C สามารถทนต่อการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิอย่างฉับพลัน (Thermal shock) ได้ดีมาก มีความเหนียวแกร่งสูงมาก มีความต้านทานต่อการสึกหรอสูง โดยความทนต่อการสึกหรอ (Wear resistance) คือ ความสามารถทนต่อการถูกขัดสี ซึ่งรวมถึงการเสียดสีของคมตัดด้วย ชุบแข็งง่าย โดยมีการเปลี่ยนแปลงขนาดน้อยมาก สามารถระบายความร้อนด้วยน้ำได้โดยตรง มีค่าการนำความร้อนดีมาก [20] ในปัจจุบันนี้ได้มีการพัฒนาเหล็กกล้าเครื่องมือสำหรับแม่พิมพ์งานร้อนที่มีค่าการนำความร้อนที่สูงมากมาใช้งาน เช่น HTCS-117 (Ni, Cr and Mo die steel) สามารถลดเวลาของการผลิตเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษ จาก 10-15 วินาที เป็น 4-6 วินาที สำหรับการใช้เหล็กกล้าเครื่องมือเกรด HTCS-130, HTCS-150 และ HTCS 170 ทำให้เวลาในการผลิตเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษจะลดลงได้อีกประมาณ 2-3 วินาที [39] วัสดุสำหรับแม่พิมพ์เหล่านี้จะช่วยลดระยะเวลาในการถ่ายเทความร้อนจากชิ้นงานให้ดีขึ้นและยังช่วยเพิ่มจำนวนชิ้นงานในการผลิตเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษในอุตสาหกรรมได้ด้วย

2.7.1.2 การออกแบบการวางตัวของท่อระบายความร้อน

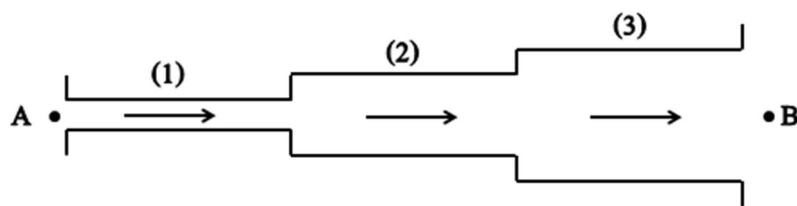
การออกแบบการวางตัวของท่อระบายความร้อนในแม่พิมพ์ขึ้นรูปร้อนให้ได้อย่างมีประสิทธิภาพนั้นจะต้องคำนึงถึงอัตราการระบายความร้อนและการกระจายตัวของอุณหภูมิที่ออกจากแม่พิมพ์ให้ได้สูงที่สุด สำหรับอิทธิพลของพารามิเตอร์ในการออกแบบท่อระบายความร้อนในแม่พิมพ์ขึ้นรูปร้อน แสดงดังรูปที่ 2.34 การออกแบบระบบท่อหล่อเย็นแม่พิมพ์เพื่อให้ได้ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปมีโครงสร้างแบบมาร์เทนไซต์ทั้งหมด โดยพารามิเตอร์ที่ใช้ในการออกแบบได้แก่ ระยะห่างระหว่างผิวของแม่พิมพ์ที่รับแรงกับท่อหล่อเย็น (x), ระยะระหว่างขอบของแม่พิมพ์ที่ไม่ได้รับแรงกับท่อหล่อเย็น (a), ระยะห่างระหว่างท่อ (s), ขนาดของท่อหล่อเย็นและจำนวนท่อหล่อเย็นบนแม่พิมพ์แต่ละตัว



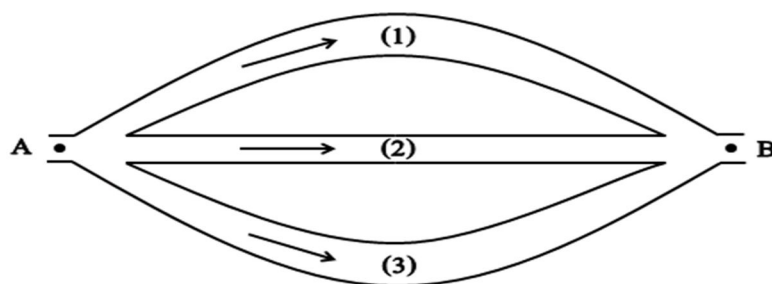
รูปที่ 2.34 ตัวแปรสำหรับการออกแบบท่อหล่อเย็นแม่พิมพ์ [38]

อีกหนึ่งปัจจัยที่มีผลต่อการออกแบบการวางตัวของท่อระบายความร้อนคือ การไหลของสารหล่อเย็น โดยที่การไหลแบบมีความหนืดสามารถ แบ่งเป็น 2 ประเภทใหญ่ๆ คือ การไหลภายนอก (External flow หรือ Open channel flow) และ การไหลภายใน (Internal flow) สำหรับงานวิจัยนี้จะกล่าวถึงการไหลภายในเท่านั้น

การออกแบบท่อหล่อเย็นภายในแม่พิมพ์ในกระบวนการขึ้นรูปร้อน เป็นสิ่งจำเป็นที่ต้องทำการออกแบบอย่างเหมาะสม เพื่อที่จะระบายความร้อนออกจากแม่พิมพ์ให้ได้มากที่สุดเพื่อเพิ่มประสิทธิภาพการผลิตชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปร้อน การออกแบบท่อภายในแม่พิมพ์จึงต้องประยุกต์ความรู้พื้นฐานการไหลภายในมาใช้ ในกรณีของระบบท่อที่ไม่ซับซ้อน การนำท่อมารวมกันจึงแบ่งออกได้เป็น 2 กรณีคือ การต่อแบบอนุกรม (Series) และการต่อแบบขนาน (Parallel) แสดงดังรูปที่ 2.35-2.36



รูปที่ 2.35 การต่อระบบท่อแบบอนุกรม [40]



รูปที่ 2.36 การต่อระบบท่อแบบขนาน [40]

จากรูปที่ 2.35 แสดงการต่อท่อแบบอนุกรม จะเห็นได้ว่าการนำท่อที่มีขนาดแตกต่างกันมาต่อกันโดยตรง การคำนวณลักษณะนี้ค่อนข้างง่าย มีเกณฑ์อยู่ 2 ประการคือ อัตราการไหลรวมย่อมเท่ากับ

อัตราการไหลย่อยรวมกัน และอัตราการสูญเสียรวมย่อยเท่ากับอัตราการสูญเสียในแต่ละท่อรวมกัน แสดงสมการที่ 1

$$Q_1 = Q_2 = Q_3 \quad \text{Eq. 2.1}$$

หรือ

$$V_1 d_1^2 = V_2 d_2^2 = V_3 d_3^2 \quad \text{Eq. 2.2}$$

จากรูปที่ 2.36 แสดงการต่อท่อแบบขนาน จะเห็นได้ว่าการนำท่อมาต่อขนานกัน โดยมีจุดต่อร่วมกัน แสดงว่าอัตราการไหลเข้าเท่ากับอัตราการไหลออก (กฎอนุรักษ์มวล) การคำนวณลักษณะนี้สามารถพิจารณาได้ 2 ประการคือ อัตราการไหลรวมย่อยเท่ากับอัตราการไหลย่อยรวมกันและการสูญเสียรวมทั้งหมดระหว่างจุดต้นน้ำและจุดปลายน้ำ ย่อมเท่ากับการสูญเสียย่อยในแต่ละท่อ แสดงสมการที่ 2.3

$$Q = Q_1 + Q_2 + Q_3 \quad \text{Eq. 2.3}$$

ความเร็วการไหลเป็นค่าตัวแปรที่กำหนดพฤติกรรมการไหลของของไหลว่าจะเป็นไปในลักษณะใด กล่าวคือ เมื่อความเร็วเฉลี่ยของของไหลมีค่าต่ำๆ เราจะเรียกการไหลแบบนี้ว่า การไหลแบบราบเรียบ (Laminar flow) และหากความเร็วมีค่ามากขึ้นถึงระดับหนึ่งจะทำให้เกิดการไหลแบบปั่นป่วน (Turbulent flow) ซึ่งการไหลแบบหลังนี้มักจะพบเห็นกันเป็นส่วนใหญ่ อนึ่งการไหลแบบปั่นป่วนนี้จะเป็นการไหลที่มีรูปแบบไม่แน่นอน

จำนวนเลขเรย์โนลด์ (Reynolds Number) เป็นเลขดัชนีที่ใช้ออกสภาพปรากฏการณ์การไหลของของไหล ซึ่งเป็นสัดส่วนของ inertia/viscous จำนวนเลขเรย์โนลด์จะมีค่าขึ้นอยู่กับความเร็วการไหล ความหนืด ขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางท่อ และความหนาแน่นของของไหล เราอาจเขียนความสัมพันธ์ดังกล่าวได้เป็น

$$Re = \frac{\rho v D}{\mu} \quad \text{Eq. 2.4}$$

เมื่อ Re = จำนวนเลขเรย์โนลด์ (Reynolds Number)

V = ความเร็วการไหล m/s

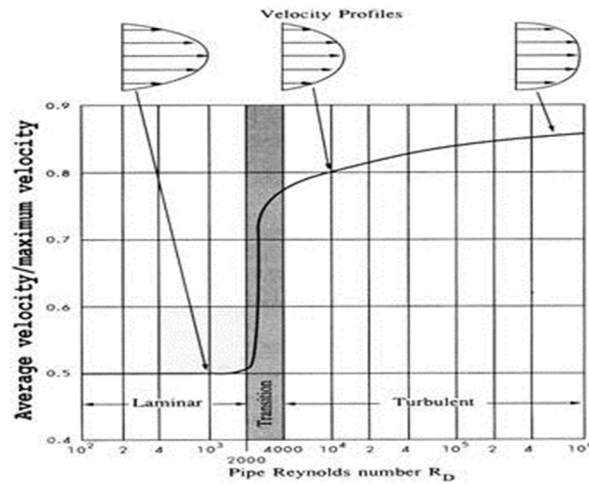
D = เส้นผ่านศูนย์กลางภายในท่อ m

ρ = ความหนาแน่นของของไหล kg/m^3

μ = ความหนืดของของไหล kg/m s

จำนวนเลขเรย์โนลด์ไม่มีหน่วย และมีความสำคัญอย่างมาก กล่าวคือจำนวนเลขนี้ใช้เป็นตัวกำหนดรูปแบบการไหลของของไหลว่าเป็นแบบใด เช่น Re อยู่ในช่วง 0 ถึง 2000 สภาพการไหลเป็นแบบ Laminar Flow Re อยู่ในช่วง 2001 ถึง 4000 สภาพการไหลเป็นแบบ Transition Zone คือ มีการไหล 2

แบบ คือ Laminar + Turbulent Re มากกว่า 4000 สภาพการไหลเป็นแบบ Turbulent Flow ดังแสดงดังรูปที่ 2.37



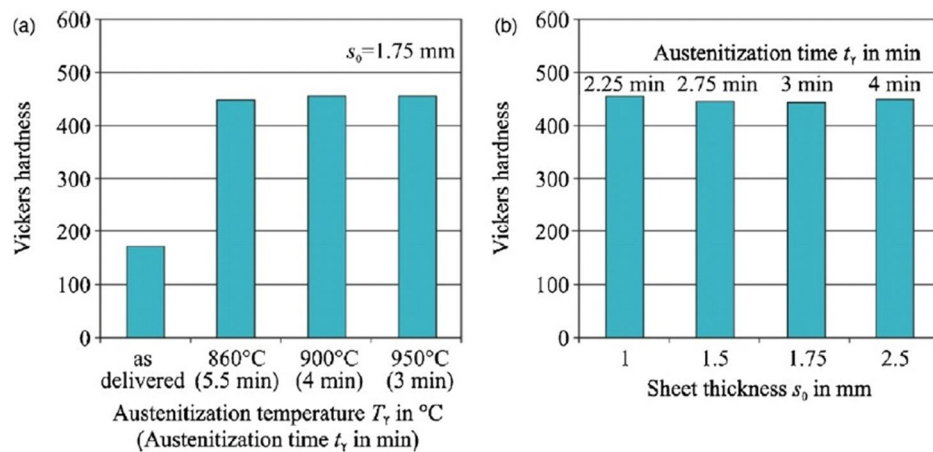
รูปที่ 2.37 Velocity Profile ของการไหล [41]

2.8 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

กระบวนการขึ้นรูปร้อนเหล็กแผ่นเป็นเทคโนโลยีการขึ้นรูปสมัยใหม่ที่ถูกพัฒนาเพื่อตอบสนองความต้องการด้านความปลอดภัยที่สูงขึ้นและลดการสูญเสียพลังงานเนื่องจากน้ำหนักที่เบาลง เริ่มต้นในปี ค.ศ. 1977 กระบวนการขึ้นรูปร้อนเหล็กแผ่นถูกพัฒนาและจดสิทธิบัตรในประเทศสวีเดน [6] ต่อมาในปี ค.ศ. 1984 บริษัท Saab ซึ่งเป็นบริษัทผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ได้ใช้เหล็กกล้าโบรอนมาใช้ในการอุตสาหกรรมยานยนต์ [7] หลังจากนั้นตั้งแต่ ค.ศ. 2000 เป็นต้นมา ชิ้นส่วนยานยนต์ที่ถูกผลิตด้วยกระบวนการขึ้นรูปร้อนมีจำนวนเพิ่มสูงขึ้นอย่างมากประมาณ 107 ล้านชิ้นในปี ค.ศ. 2007 และคาดการณ์ว่าในปี ค.ศ. 2015 จำนวนการผลิตจะมีสูงถึง 350 ล้านชิ้นต่อปี [10] เทคโนโลยีการขึ้นรูปร้อนของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษได้พัฒนาครั้งแรกในทวีปยุโรปโดยเฉพาะประเทศสวีเดนและเยอรมนี เริ่มมีการประชุมทางวิชาการที่มีการนำเสนองานวิจัยที่เกี่ยวกับการขึ้นรูปร้อนอาทิเช่น IDDRG ในปี 2009, NUMIFORM และ METALFORMING ในปี 2010 ในประเทศเยอรมนีและสวีเดน ยังเป็นศูนย์กลางการประชุมทางวิชาการที่มีชื่อว่า Hot Forming of High Performance steel (CHS2) ในส่วนของงานวิจัย Eriksson และ Oldenburg [42] ได้ทำการศึกษาอุณหภูมิต่างๆ ที่ใช้ในการขึ้นรูปร้อน งานวิจัยของ Bergman และ Oldenburg [43] ได้ใช้ระเบียบวิธีไฟไนต์เอลิเมนต์เพื่อศึกษากระบวนการขึ้นรูปร้อน Naderi [44] และ Merklein [45] ศึกษาพฤติกรรมการขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูงของเหล็กกล้าโบรอน ในทวีปเอเชีย Mori [14] ศึกษาและพัฒนาวิธีการให้ความร้อนโดยตรงแก่ชิ้นงานด้วยวิธี resistance heating สำหรับค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของเหล็กแผ่นขึ้นรูปร้อนถูกทดสอบและวิเคราะห์โดย Yanagida [46]

Naderi และคณะ [1] ทำการศึกษาการขึ้นรูปร้อนโดยใช้เหล็กกล้าเกรดต่างๆเพื่อศึกษาความเป็นไปได้ในการผลิตเหล็กกล้าที่มีความแข็งแรงสูงรวมทั้งการเปรียบเทียบความแข็งแรงและความเหนียวของชนิดของเหล็กกล้าที่ใช้เพื่อให้มีทางเลือกในการใช้งานที่มากขึ้น พบว่าเหล็กกล้าโบรอน 37MnB4 เป็นตัวเลือกที่ดีที่สุดในการผลิตเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษเพราะให้ค่าความเค้นจุดคราก (Yield Strength) มากกว่า 1,370 MPa และค่าความเค้นแรงดึง (Tensile Strength) มากกว่า 2,000 MPa และพบว่าเหล็กกล้าชนิด TRIP 800 ถูกเลือกมาทดแทนเหล็กชนิด 22MnB5 โดยที่ค่าความเค้นแรงดึงอยู่ในระดับเดียวกันและให้ค่าความเหนียวที่ดีกว่าหรือระดับเดียวกัน นอกจากนี้ยังได้ศึกษากระบวนการขึ้นรูปร้อนเหล็กแผ่นโดยใช้ น้ำหรือน้ำมัน โดเจนเหลวเป็นตัวกลางในการระบายความร้อนออกจากแม่พิมพ์เหล็กแผ่นที่ใช้คือเหล็กกล้าโบรอน เกรด 22MnB5 โดยมีความหนาแตกต่างกัน 3 ขนาดคือ 1, 1.5 และ 2.8 มิลลิเมตร ผลการวิจัยได้วิเคราะห์ถึงผลโครงสร้างทางจุลภาคที่ได้ แนวโน้มค่าความแข็งแรงและการทดสอบแรงดึงของเหล็กตัวอย่างหลังผ่านกระบวนการขึ้นรูป พบว่าโครงสร้างทางจุลภาคที่ได้เป็นมาร์เทนไซต์ทั้งหมด นอกจากนั้นแม่พิมพ์ที่มีการหล่อเย็นด้วยน้ำหรือน้ำมัน โดเจนเหลวมีผลกระทบต่อสมบัติทางกลของเหล็กที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปร้อนอย่างมีนัยสำคัญ โดยเมื่อใช้ในโตรเจนเหลวเป็นตัวหล่อเย็นแม่พิมพ์แทนน้ำ พบว่า ค่าความต้านทานต่อแรงดึงที่จุดครากจะมีค่าเพิ่มขึ้นในช่วงระหว่าง 50 ถึง 65 MPa

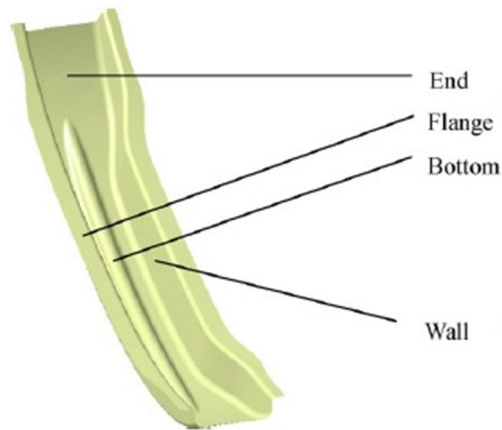
Lechler และคณะ [12] ทำการศึกษาเวลาและอุณหภูมิการเกิดออสเทนไนต์ซึ่ง โดยใช้เวลาและอุณหภูมิที่แตกต่างกัน และกำหนดความแข็งแรงของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปร้อนไว้ที่ 470 HV พบว่าความหนาของชิ้นงานที่เท่ากัน อุณหภูมิที่ 950°C อบนาน 3 นาทีใช้เวลาน้อยที่สุด ทำให้เกิดความแข็งแรงใกล้เคียงกันเมื่อเปรียบเทียบกับอุณหภูมิที่ 860°C และ 900°C ที่ต้องใช้เวลาอบนาน 5.5 และ 4 นาทีตามลำดับ แสดงดังรูปที่ 2.38 (a) นอกจากนี้เมื่อพิจารณาอุณหภูมิที่ใช้ในการอบเท่ากันที่ 950°C แต่ความหนาของชิ้นงานแตกต่างกันพบว่าความหนาของชิ้นงาน 2.5 mm จะใช้เวลาในการอบนาน 4 นาที แต่เมื่อพิจารณาความหนาของชิ้นงานลดลงเหลือ 1 mm จะใช้เวลาการอบเพียง 2.25 นาที เท่านั้น ดังนั้นเวลาที่ใช้ในการอบจะขึ้นอยู่กับความหนาของชิ้นงานด้วยดังรูปที่ 2.38 (b)



รูปที่ 2.38 อิทธิพลของอุณหภูมิออสเทนไนต์และเวลา (a) ความหนาของชิ้นงานที่ 1.75 mm (b) เวลาที่น้อยที่สุดของอุณหภูมิออสเทนไนต์ที่มีผลต่อความแข็ง 470 HV [12]

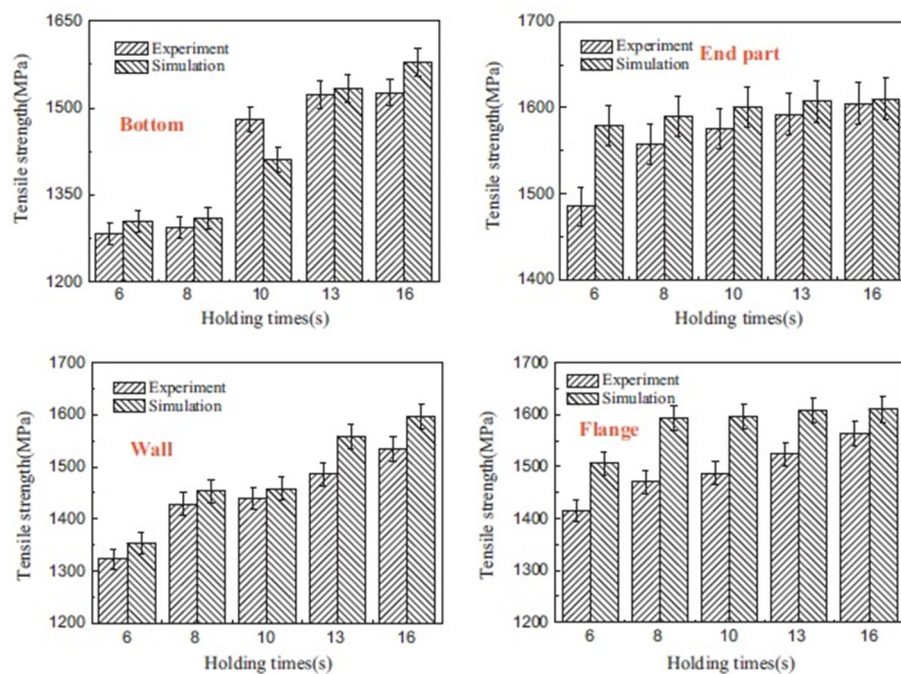
Naderi และคณะ[47,48] ทำการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กกล้าโบรอน และเหล็กกล้าที่ไม่มีโบรอนเป็นส่วนประกอบทางเคมี หลังจากผ่านกระบวนการขึ้นรูปร้อน โดยเลือกใช้เหล็กที่มีส่วนผสมของโบรอนต่างๆ 5 เกรด และไม่มีส่วนผสมของโบรอนอีก 4 เกรด โดยมี น้ำและไนโตรเจนเป็นสารหล่อเย็น ทำการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคและทำการทดสอบแรงดึง (Tensile tests) พบว่าเหล็กกล้าโบรอนมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์ทั้งหมดหรือมีโครงสร้างผสมระหว่าง มาร์เทนไซต์กับเบนไนต์ ขณะที่เหล็กกล้าที่ไม่มีส่วนผสมของโบรอนจะมีโครงสร้างที่เป็นเฟสมาร์เทนไซต์ เบนไนต์ และเฟอร์ไรท์ผสมกัน ส่วนผลการทดสอบทางกลของเหล็กกล้าโบรอน พบว่า ความเค้นจุดครากและค่าความเค้นแรงดึงอยู่ระหว่าง 650-1370 MPa และ 850-2000 MPa ตามลำดับ ขณะที่เหล็กกล้าที่ไม่มีส่วนผสมของโบรอน มีค่าความเค้นจุดครากและค่าความเค้นแรงดึงอยู่ระหว่าง 600-1100 MPa และ 900-1400 MPa ตามลำดับ

Cui และคณะ [49] ได้ทำการศึกษาเหล็กกล้าโบรอนภายใต้เงื่อนไขการขึ้นรูปร้อนที่สภาวะ non-isothermal โดยพิจารณาแบบ thermo-mechanical นอกจากนี้ยังได้ศึกษาการเปลี่ยนเฟสการทำนายความแข็ง ความต้านทานแรงดึงหลังการขึ้นรูปร้อนของชิ้นงานจากไฟไนต์เอลิเมนต์ โดยในงานวิจัยนี้ได้ทำการขึ้นรูปชิ้นงานแสดงดังรูปที่ 2.39 ด้วยเหล็กกล้าโบรอน เกรด BR1500HS หลังจากนั้นจึงนำชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปร้อนมาศึกษาสมบัติทางกลและโครงสร้างจุลภาค นอกจากนั้นยังได้สร้างแบบจำลองทางไฟไนต์เอลิเมนต์ของกระบวนการขึ้นรูปร้อน และทำการเปรียบเทียบผลการทดสอบความต้านทานแรงดึงที่ได้จากการทดลองกับผลการทำนายความต้านทานแรงดึงที่ได้จากการวิเคราะห์ด้วยไฟไนต์เอลิเมนต์



รูปที่ 2.39 รูปร่างของชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปร้อน [49]

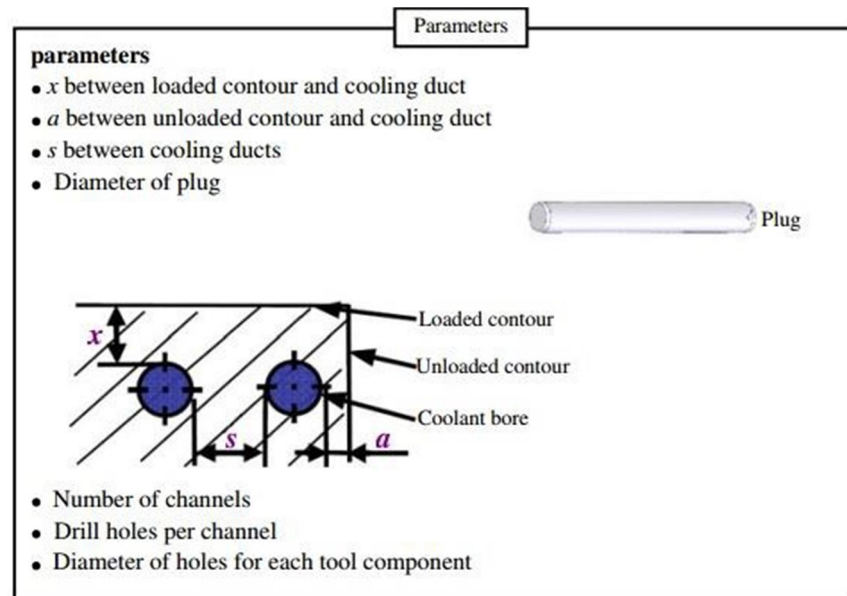
รูปที่ 2.40 แสดงการทำนายความต้านทานแรงดึงเทียบกับเวลาการเย็นตัวของชิ้นงานในแม่พิมพ์พบว่าความต้านทานแรงดึงสูงขึ้นเมื่อเวลาการเย็นตัวของชิ้นงานในแม่พิมพ์เพิ่มสูงขึ้น โดยเปรียบเทียบจากผลการทดลองกับผลการทำนายด้วยไฟไนต์เอลิเมนต์ และบริเวณ Flange จะมีความผิดพลาดจากการวิเคราะห์มากที่สุด เนื่องจากบริเวณ Flange สัมผัสกับอากาศเป็นเวลานานมากที่สุด ก่อนการขึ้นรูปชิ้นงาน ทำให้มีเกิด Oxide ขึ้นที่ผิวชิ้นงานบริเวณ Flange มากกว่าบริเวณอื่นทำให้การถ่ายเทความร้อนในการทดลองไม่ตรงตามการวิเคราะห์ด้วยไฟไนต์เอลิเมนต์



รูปที่ 2.40 การเปรียบเทียบความต้านทานแรงดึงที่ได้จากการทดลองกับการทำนายด้วยไฟไนต์เอลิเมนต์ [49]

Liu และคณะ [50] พบว่าขั้นตอนที่สำคัญในกระบวนการขึ้นรูปร้อนคือการทำให้ชิ้นงานเย็นตัวลงอย่างรวดเร็วด้วยแม่พิมพ์โดยแม่พิมพ์นั้นมีการระบายความร้อนด้วยน้ำที่ไหลผ่านท่อบนชุดแม่พิมพ์

เพื่อให้ได้ชิ้นงานสุดท้ายที่มีค่าความต้านทานต่อแรงดึงสูงสุด โดยในงานวิจัยนี้ได้ทำการขึ้นรูปชิ้นงาน 2 ชนิดคือ ตัว b-pillar และกล่องรูปสี่เหลี่ยมด้วยเหล็ก BR1500HS รวมทั้งออกแบบระบบท่อหล่อเย็นแม่พิมพ์เพื่อให้ได้ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปมีโครงสร้างเป็นมาร์เทนไซต์ทั้งหมด โดยพารามิเตอร์ที่ใช้ในการออกแบบคือระยะห่างระหว่างขอบของแม่พิมพ์ที่รับแรงกับท่อหล่อเย็น (x), ระยะระหว่างขอบของแม่พิมพ์ที่ไม่ได้รับแรงกับท่อหล่อเย็น (a), ระยะห่างระหว่างท่อ (s), ขนาดของท่อหล่อเย็นและจำนวนท่อหล่อเย็นบนแม่พิมพ์แต่ละตัว ดังรูปที่ 2.41



รูปที่ 2.41 ตัวแปรต่างๆที่ใช้ในการวิเคราะห์ทางไฟไนต์เอลิเมนต์สำหรับการออกแบบท่อหล่อเย็นแม่พิมพ์ [50]

จากนั้นจึงนำค่าพารามิเตอร์ต่างๆมาทำการศึกษาค่าการถ่ายเทความร้อนขณะทำให้ชิ้นงานเย็นตัวลงอย่างรวดเร็วด้วยแม่พิมพ์และวิเคราะห์สมบัติทางกลเมื่อมีแรงมากระทำระหว่างกระบวนการขึ้นรูปชิ้นงานโดยใช้โปรแกรม ABAQUS/CFD