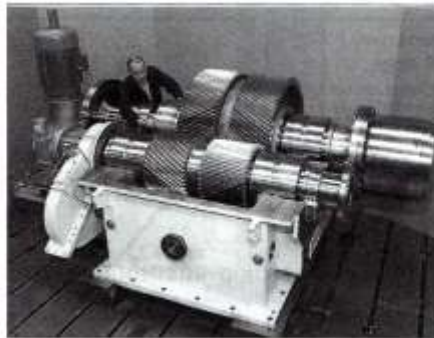


บทที่ 9

โลหะอัลลอยด์ หรือโลหะผสม



© Textron Power Transmission)

โลหะอัลลอยด์หลากหลายชนิด อาทิ เหล็กกล้า plain-carbon, เหล็กกล้าอัลลอยด์เหล็กกล้าไร้สนิม เหล็กหล่อ และอัลลอยด์ของทองแดง ถูกใช้ในการผลิตเกียร์ชนิดต่าง ๆ ตัวอย่างเช่น เหล็กกล้าโครเมียมถูกใช้ในการผลิตเกียร์ขับเคลื่อนและส่งกำลังของรถยนต์ (automobile transmission gears) เหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมถูกใช้ในการผลิตเกียร์ของกังหันแก๊สของเครื่องบิน (aircraft gas turbine gears) เหล็กกล้านิกเกิล-โมลิบดีนัม ถูกใช้ในการผลิตอุปกรณ์ earth moving, equipment และอัลลอยด์ของทองแดงบางชนิดถูกใช้ผลิตเกียร์ที่รับภาระต่ำ การเลือกโลหะเกียร์และการผลิตจะขึ้นอยู่กับขนาด ความเค้นที่เกี่ยวข้อง กำลังที่ต้องการ และสภาวะแวดล้อมที่จะนำเกียร์เหล่านั้นไปใช้ ภาพที่แสดงข้างต้นเป็นเกียร์ที่มีขนาดต่าง ๆ กันที่ถูกใช้ในอุตสาหกรรม

วัตถุประสงค์ของการเรียนรู้

เมื่อจบบทนี้แล้ว นักศึกษาจะสามารถ

1. อธิบายการผลิตเหล็กกล้าและกระบวนการของการผลิตชิ้นส่วนที่ทำจากเหล็กกล้า ความแตกต่างระหว่างเหล็กกล้า plain carbon เหล็กกล้าอัลลอยด์ เหล็กหล่อและเหล็กกล้าไร้สนิม
2. จัดทำเฟสไดอะแกรมของเหล็ก-คาร์บอนใหม่ที่บอกถึงเฟสต่าง ๆ ที่สำคัญ ปฏิกริยาและโครงสร้าง microstructure
3. อธิบายได้ว่าอะไรคือ pearlite และ martenite ความแตกต่างของสมบัติทางกลและความแตกต่างของโครงสร้าง microstructure ของ pearlite และ martensite และจะผลิต pearlite และ martensite ได้อย่างไร
4. นิยาม isothermal และ continuous cooling transformation

ตารางที่ 9.1 ราคาประมาณ (\$/lb) ของโลหะบางชนิด ณ เดือน พฤษภาคม 2001*

Steel†	0.27	Nickel	2.74
Aluminum	0.67	Tin	2.30
Copper	0.76	Titanium‡	3.85
Magnesium	3.29	Gold	3108.00
Zinc	0.45	Silver	52.00
Lead	0.22		

*Prices of metals vary with time.

†Hot-rolled plain-carbon steel sheet.

‡Titanium sponge. Prices for large quantity.

- อธิบายกระบวนการ annealing, normalizing, quenching, tempering, martempering และ austempering
- อธิบายถึงการแยกประเภทของเหล็กกล้า plain carbon และเหล็กกล้าอัลลอยด์ และอธิบายผลของธาตุอัลลอยด์ชนิดต่าง ๆ ที่มีต่อสมบัติของเหล็กกล้า
- อธิบายถึงการแยกประเภท การบำบัดด้วยความร้อน โครงสร้าง microstructure และสมบัติทั่วไปของโลหะอัลลอยด์ของอลูมิเนียม โลหะอัลลอยด์ของทองแดง เหล็กกล้าไร้สนิม และเหล็กหล่อ
- อธิบายความสำคัญและการประยุกต์ใช้โลหะอัลลอยด์จำพวก intermetallics, shape memory และจำพวกอสัณฐาน (amorphous)
- อธิบายข้อดีและข้อเสียของโลหะอัลลอยด์ที่ใช้ในงานชีวเวช (biomedical)

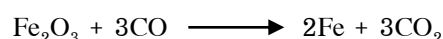
โลหะและโลหะอัลลอยด์มีสมบัติที่เป็นประโยชน์ต่องานทางด้านวิศวกรรมเป็นอย่างมาก ดังนั้นจึงถูกใช้อย่างกว้างขวางในงานออกแบบทางวิศวกรรม เหล็กและอัลลอยด์ของเหล็กโดยส่วนใหญ่คือเหล็กกล้าซึ่งเป็นผลิตภัณฑ์ที่ถูกผลิตขึ้นมากถึง 90% ของผลผลิตโลหะทั้งหมด เนื่องจากมีความแข็งแรง ความทนต่อแรงกระแทกและมีความเหนียวสูง นอกจากนี้ยังมีราคาถูกกว่าเมื่อเทียบกับโลหะอื่น ๆ โลหะแต่ละชนิดจะมีสมบัติเฉพาะสำหรับงานการออกแบบทางวิศวกรรม และถูกใช้หลังจากที่ได้ทำการวิเคราะห์ต้นทุนเปรียบเทียบกับโลหะและวัสดุอื่น (ตารางที่ 9.1)

อัลลอยด์ของเหล็กจะถูกเรียกว่า ferrous alloys ส่วนอัลลอยด์ของโลหะอื่นจะถูกเรียกว่า nonferrous alloys ในบทนี้จะได้กล่าวถึงกระบวนการ โครงสร้าง และสมบัติที่สำคัญของ ferrous และ nonferrous alloys บางชนิดและ 2 หัวข้อสุดท้ายของบทนี้ จะเน้นกล่าวถึงอัลลอยด์ชนิดพิเศษ และการประยุกต์ใช้ในงานต่าง ๆ รวมถึงงานชีวเวช

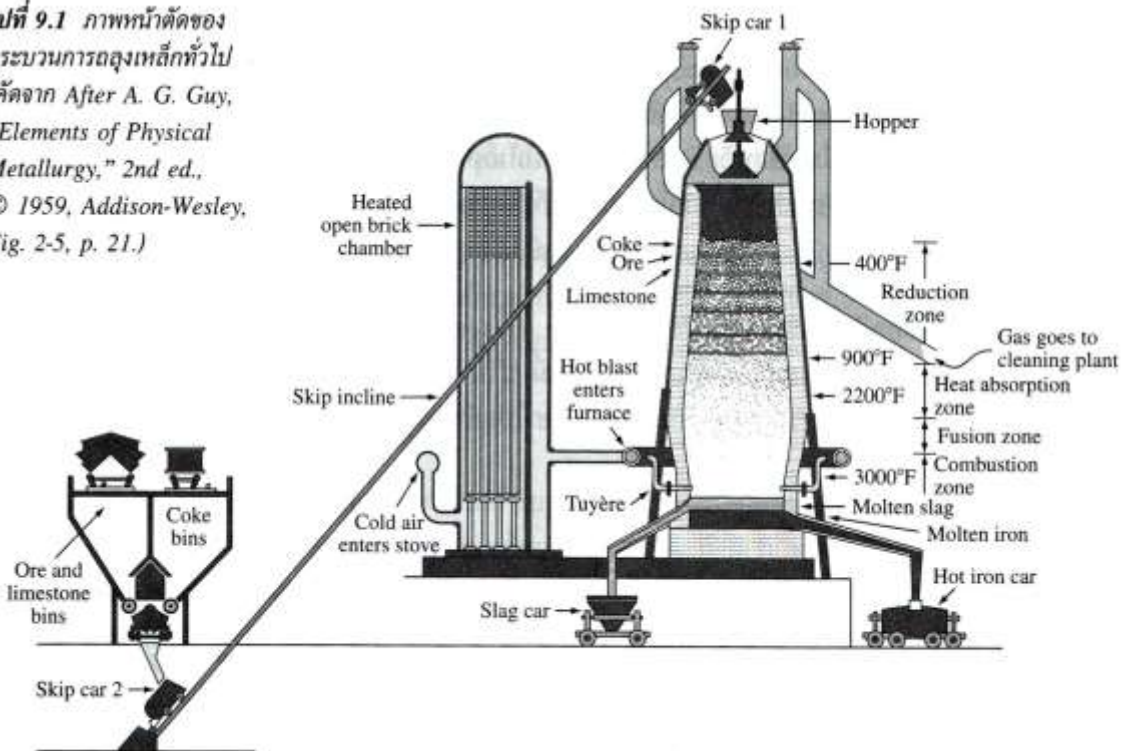
9.1 การผลิตเหล็กและเหล็กกล้า

9.1.1 การผลิตเหล็กถลุงในเตาหลอมเหล็กที่ใช้ลมเป่า

เหล็กส่วนใหญ่จะถูกสกัดจากแร่เหล็กในเตาหลอมเหล็กที่ใช้ลมเป่า (blast furnaces) ภายในเตาหลอมเหลวนั้น coke (คาร์บอน) ซึ่งจะเปลี่ยนไปเป็นแก๊ส CO และทำหน้าที่เป็นตัวรีดิวซ์ (reducing agent) เพื่อรีดิวซ์เหล็กออกไซด์ (ส่วนใหญ่คือ Fe_2O_3) ให้เป็นเหล็กถลุง (pig iron) ที่มีปริมาณคาร์บอนอยู่ประมาณ 4% และสารเจือปนอื่น ๆ อีก ดังสมการ



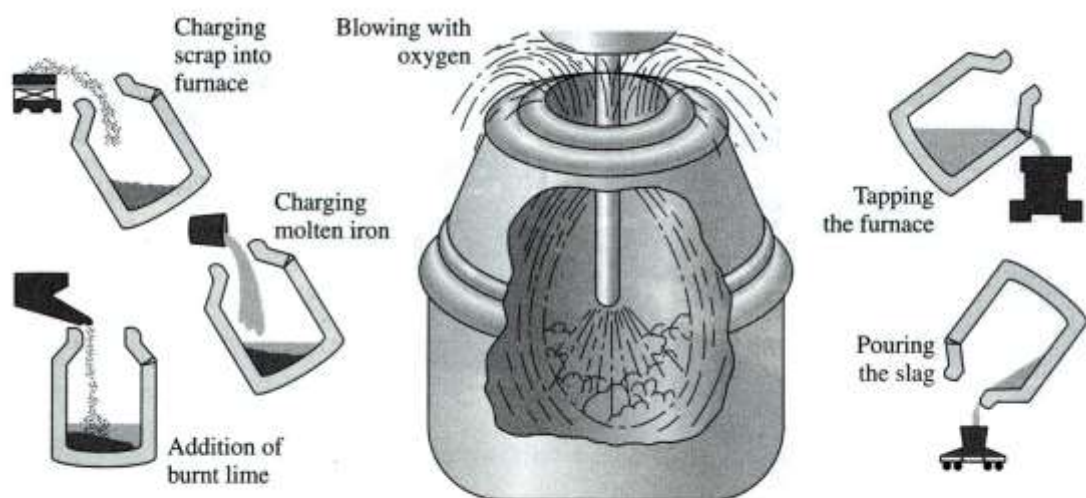
รูปที่ 9.1 ภาพหน้าตัดของ
กระบวนการถลุงเหล็กทั่วไป
(คัดจาก After A. G. Guy,
"Elements of Physical
Metallurgy," 2nd ed.,
© 1959, Addison-Wesley,
Fig. 2-5, p. 21.)



หลังจากนั้น เหล็กถลุงในสภาพของเหลวจากเตาหลอมจะถูกถ่ายลงในเตาผลิตเหล็กกล้า (Steelmaking furnace)

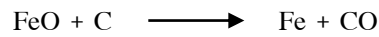
9.1.2 การผลิตเหล็กกล้าและกระบวนการขึ้นรูปผลิตภัณฑ์หลักของเหล็กกล้า

โดยทั่วไปเหล็กกล้าประเภท plain-carbon เป็นอัลลอยด์ที่ประกอบด้วยเหล็กและคาร์บอนที่มีปริมาณไม่เกิน 1.2% แต่โดยส่วนใหญ่แล้ว เหล็กกล้ามักจะมีปริมาณคาร์บอนน้อยกว่า 0.5% เหล็กกล้าส่วนใหญ่จะถูกผลิตขึ้นโดยการออกซิไดส์คาร์บอน และสารเจือปนอื่นๆ ที่มีอยู่ในเหล็กถลุงให้มีปริมาณตามต้องการ

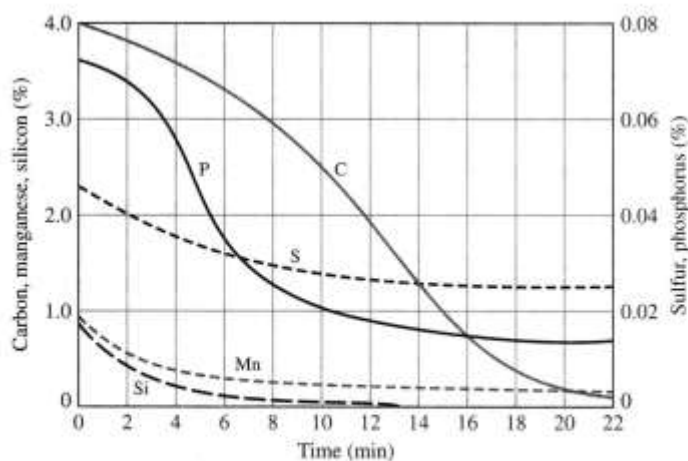


รูปที่ 9.2 การผลิตเหล็กกล้าในเตาที่ถูกพ่นด้วยออกซิเจน (จาก Inland Steel)

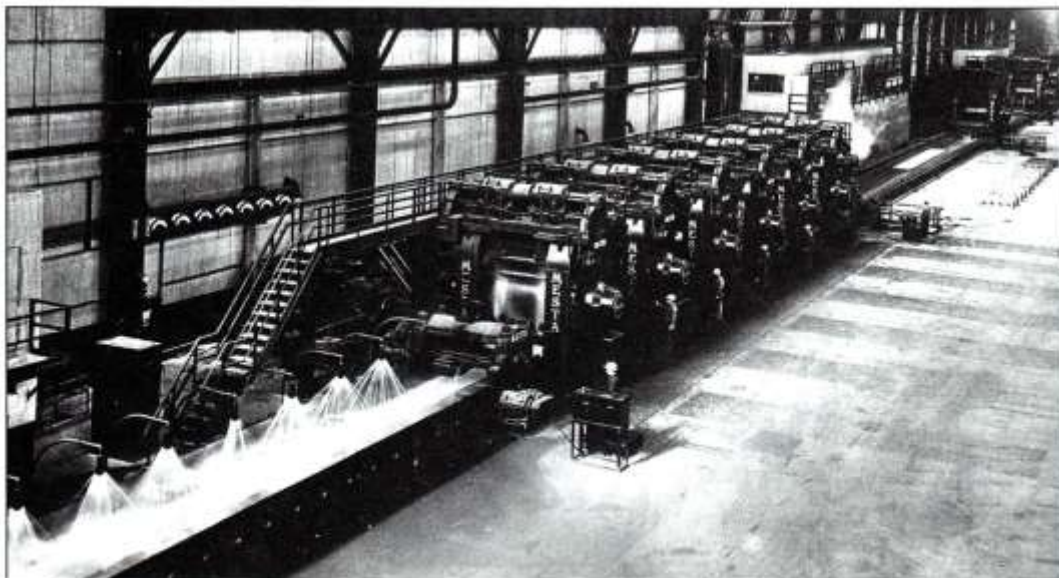
กระบวนการที่มักถูกใช้ในการผลิตเหล็กถลุงให้เป็นเหล็กกล้า คือ กระบวนการ basic-oxygen ในกระบวนการนี้เหล็กถลุงและเศษเหล็ก (steel scrap) จำนวนมากกว่า 30% จะถูกใส่ลงในเตาลักษณะถังเบียร์ที่เคลือบด้วยวัสดุทนไฟ (barrel-shaped refractory-lined converter) และมีออกซิเจนพ่นเข้าไป (รูปที่ 9.2) ออกซิเจนบริสุทธิ์จะทำปฏิกิริยากับเหล็กที่หลอมเหลวทำให้เกิดเหล็กออกไซด์ขึ้น หลังจากนั้นคาร์บอนที่อยู่ในเหล็กกล่าก็จะทำปฏิกิริยากับเหล็กออกไซด์นั้น เกิดเป็นก๊าซคาร์บอนมอนอกไซด์ขึ้นดังสมการ



ทันทีที่ก่อนที่ออกซิเจนจะเกิดปฏิกิริยาขึ้น ฟลักซ์ (fluxes) ซึ่งโดยส่วนใหญ่ปูนขาวที่จะเกิดเป็นซีเมนต์ (slag) จะถูกเติมลงไป ในปริมาณที่จำกัดในกระบวนการนี้ ปริมาณคาร์บอนและสารเจือปนอื่นๆ เช่น กำมะถัน และฟอสฟอรัสจะลดลงอย่างรวดเร็วหลังจากเกิดปฏิกิริยาไปแล้วประมาณ 22 นาที ดังแสดงในรูปที่ 9.3



รูปที่ 9.3 แสดงการลดลงของธาตุต่างๆในกระบวนการผลิตเหล็กกล้า (จาก H.E. McGannon (ed.), "The Making, Shaping, and Treating of Steel", 9th ed., United States Steel Corp., 1971, P.494)



รูปที่ 9.4 การผลิตแผ่นเหล็กกล้าโดยกระบวนการ hot rolling (จาก U.S. Steel Corp.)

หลังจากนั้นเหล็กกล้าที่หลอมเหลวจากเตาจะถูกหล่อในแม่พิมพ์แบบนิ่งอยู่กับที่ (stationary molds) หรือหล่อเป็นแท่ง slabs อย่างต่อเนื่องและถูกตัดเป็นระยะ ๆ ในปัจจุบันเหล็กกล้าประมาณ 63% ที่ถูกผลิตในสหรัฐอเมริกาจะหล่ออย่างต่อเนื่อง และคาดว่าปริมาณจะเพิ่มขึ้นอีกในอนาคต หลังจากหล่อแล้ว แท่งเหล็ก (ingot) เหล่านี้จะถูกให้ความร้อนใน soaking pit และถูกรีดร้อน (hot-rolled) ไปเป็นแท่งเหล็กแบบ slabs, billets หรือ blooms แท่งเหล็กแบบ slabs มักจะถูกรีดร้อนหรือรีดเย็นต่อไปเพื่อผลิตแผ่นเหล็ก (รูปที่ 9.4) และแท่งเหล็กแบบ billets ก็จะถูกรีดร้อนหรือรีดเย็นต่อไปเป็นเหล็กแท่งกลมหรือลวด (rods, wire) ส่วนแท่งเหล็กแบบ blooms จะถูกรีดร้อนและรีดเย็นไปเป็นแท่งเหล็กรูปหน้าตัดตัว I หรือราง รูปที่ 9.5 แสดงภาพไดอะแกรมขั้นตอนของกระบวนการในการเปลี่ยนวัตถุดิบไปเป็นเหล็กกล้า

9.2 ระบบของเหล็ก - คาร์บอน

อัลลอยด์ของเหล็ก-คาร์บอนที่ประกอบด้วยคาร์บอนตั้งแต่ปริมาณเล็กน้อยมาก ๆ (ประมาณ 0.03%) จนถึงประมาณ 1.2% แมงกานีส 0.25–1.00% และธาตุอื่น ๆ อีกเล็กน้อยจะเรียกว่า เหล็กกล้า ประเภท plain-carbon (plain-carbon steels) อย่างไรก็ตามสำหรับวัตถุประสงค์ของหัวข้อนี้ เหล็กกล้า plain-carbon จะถือได้ว่าเป็นอัลลอยด์ที่มีส่วนประกอบ 2 ชนิดที่ประกอบด้วย เหล็ก-คาร์บอน ส่วนผลของธาตุอื่น ๆ ในเหล็กกล้าจะกล่าวในภายหลัง

9.2.1 เฟสไดอะแกรมของเหล็ก-เหล็กคาร์บอน

เมื่อโลหะผสมเหล็ก-คาร์บอนถูกทำให้เย็นลงอย่างช้า ๆ จะเกิดเฟสต่าง ๆ ขึ้นที่อุณหภูมิและสัดส่วนองค์ประกอบที่แตกต่างกัน ดังแสดงในเฟสไดอะแกรมของ Fe-Fe₃C (รูปที่ 9.6) เฟสไดอะแกรมนี้เป็นไดอะแกรมที่ไม่ได้อยู่ในสภาวะสมดุลจริง เพราะสารประกอบเหล็กคาร์ไบด์ (Fe₃C) ที่เรียกว่า cementite นี้สามารถสลายตัวไปเป็นเหล็กและคาร์บอน (แกรไฟต์) ได้ ดังนั้นเราจึงอาจเรียกสารประกอบเหล็กคาร์ไบด์นี้ว่า metastable phase แต่อย่างไรก็ตาม ในสภาวะส่วนใหญ่ที่ใช้งาน Fe₃C จะมีความเสถียรสูงดังนั้น Fe₃C จึงถือได้ว่าเป็นเฟสที่อยู่ในสภาวะสมดุล

9.2.2 เฟสของของแข็งในเฟสไดอะแกรมของ Fe-Fe₃C

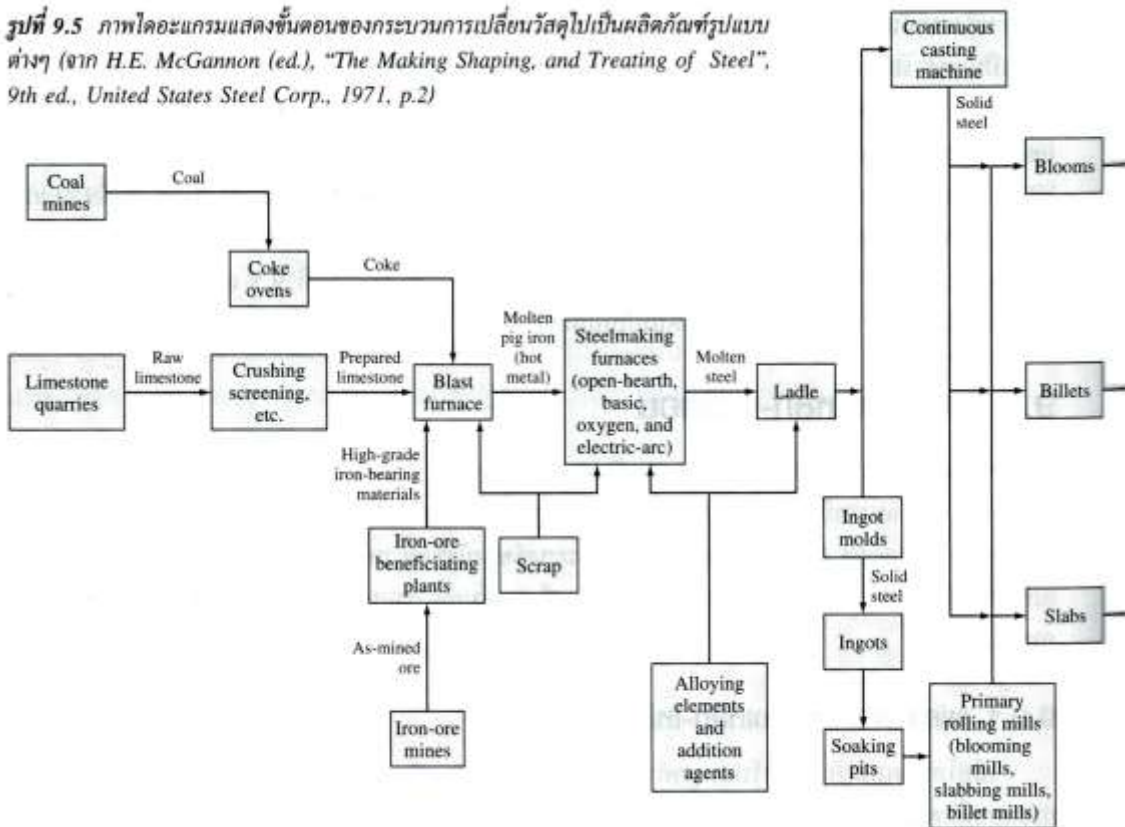
เฟสไดอะแกรมของ Fe-Fe₃C จะประกอบด้วย α ferrite, austenite (γ), cementite(Fe₃C และ δ ferrite

α ferrite เฟสนี้เป็นสารละลายของแข็งแบบแทรกตัว (interstitial solid solution) โดยที่อะตอมของคาร์บอนจะแทรกตัวอยู่ในโครงผลึกของเหล็กแบบ BCC คาร์บอนจะสามารถละลายใน α ferrite ได้เพียงเล็กน้อย กล่าวคือ มีความสามารถในการละลาย (solid solubility) สูงสุดเพียง 0.02% ที่อุณหภูมิ 732 °C และความสามารถในการละลายจะลดลงเป็น 0.005% ที่อุณหภูมิ 0 °C ดังแสดงในเฟสไดอะแกรมของ Fe-Fe₃C

Austenite (γ) เฟสนี้เป็นสารละลายของแข็งแบบแทรกตัว (interstitial solid solution) โดยที่อะตอมของคาร์บอนจะแทรกตัวอยู่ในโครงผลึกของเหล็ก γ Austenite มีโครงสร้างผลึกเป็นแบบ FCC และมีความสามารถในการละลายของคาร์บอนสูงมากกว่า α ferrite ความสามารถในการละลายของคาร์บอนใน austenite จะมีค่าสูงสุดเท่ากับ 2.08% ที่อุณหภูมิ 1148°C และลดลงเป็น 0.8% ที่อุณหภูมิ 723°C (รูปที่ 9.6)

Cementite (Fe_3C) สารประกอบ intermetallic Fe_3C จะเรียกว่า cementite สารประกอบ cementite จะมีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 6.67% และเหล็ก 93.3% cementite จะมีสมบัติแข็งและเปราะ

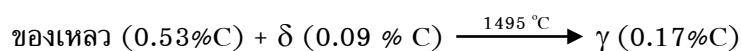
รูปที่ 9.5 ภาพไดอะแกรมแสดงขั้นตอนของกระบวนการเปลี่ยนวัสดุไปเป็นผลิตภัณฑ์รูปแบบต่างๆ (จาก H.E. McGannon (ed.), "The Making Shaping, and Treating of Steel", 9th ed., United States Steel Corp., 1971, p.2)



δ ferrite สารละลายของแข็งแบบแทรกตัว (interstitial solid solution) ของคาร์บอนในเหล็ก δ จะถูกเรียกว่า δ ferrite มีโครงสร้างผลึกเป็นแบบ BCC เช่นเดียวกับ α ferrite แต่มีค่าคงที่แลตทิซ (lattice constant) ที่มากกว่า ความสามารถในการละลายสูงสุดของคาร์บอนใน δ ferrite เท่ากับ 0.09% ที่อุณหภูมิ 1465 °C

9.2.3 ปฏิกริยา Invariant ในเฟสไดอะแกรมของ Fe-Fe₃C

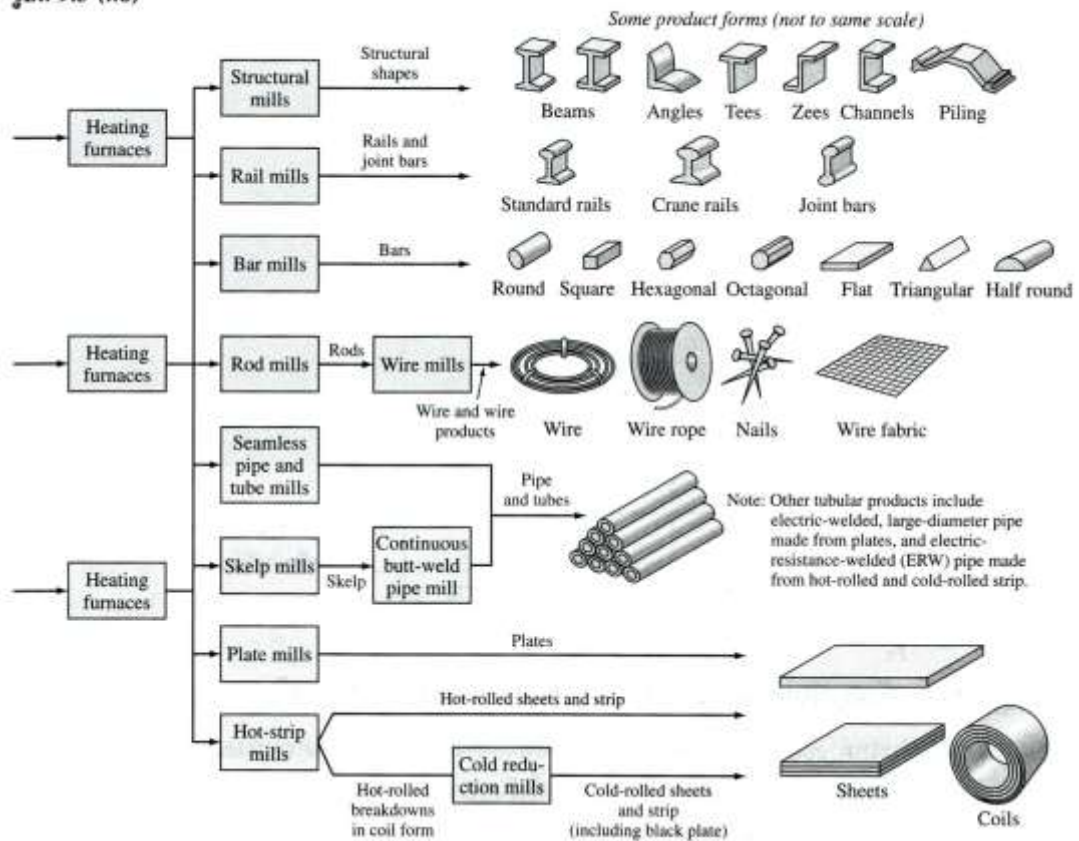
ปฏิกริยา Peritectic ที่จุด peritectic นั้น ของเหลวที่มีปริมาณคาร์บอนอยู่ 0.53% จะทำปฏิกริยากับ δ ferrite ที่มีปริมาณคาร์บอน 0.09% เกิดเป็น γ austenite ที่มีปริมาณคาร์บอน 0.17% ปฏิกริยานี้จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 1495 °C ซึ่งสามารถเขียนสมการได้ดังนี้



เฟส δ ferrite เป็นเฟสที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิสูง ดังนั้น จึงมักไม่พบในเหล็กกล้าประเภท plain-carbon ที่อุณหภูมิต่ำ

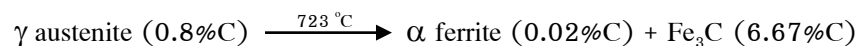
ปฏิกริยา Eutectic ที่จุด eutectic นั้น ของเหลวที่มีปริมาณคาร์บอนอยู่ 4.3% เกิด γ austenite ที่มีปริมาณคาร์บอน 2.08% และสารประกอบ intermetallic Fe_3C (cementite) ที่มีปริมาณคาร์บอน 6.67% ปฏิกริยานี้เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 1148 °C ซึ่งสามารถเขียนสมการได้ดังนี้

รูปที่ 9.5 (ต่อ)



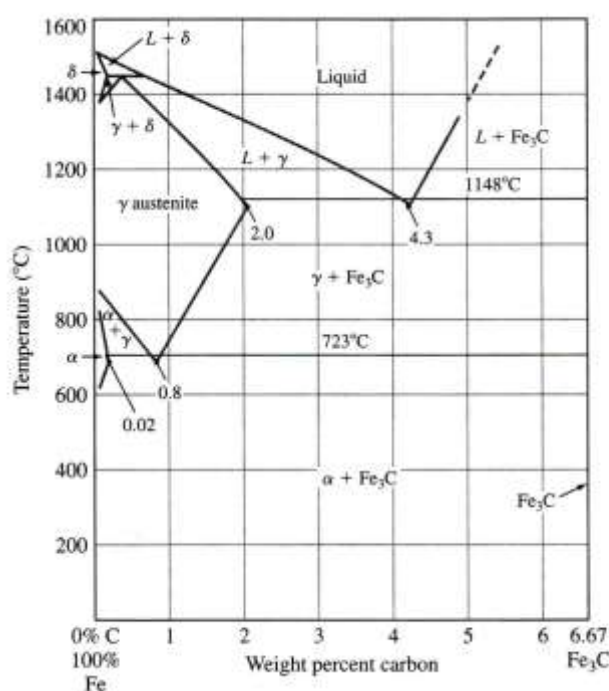
ปฏิกิริยานี้จะไม่เกิดขึ้นในเหล็กกล้าประเภท plain-carbon เพราะว่าเหล็กกล้าประเภทนี้จะมีปริมาณคาร์บอนไม่สูงมาก (< 4.3%C)

ปฏิกิริยา Eutectoid ที่จุด eutectoid ของแข็ง austenite ที่มีปริมาณคาร์บอน 0.8% จะเกิดปฏิกิริยา กลายเป็น α ferrite ที่มีคาร์บอน 0.02% และ Fe_3C (cementite) ที่มีคาร์บอน 6.67% ปฏิกิริยานี้เกิดขึ้นที่ อุณหภูมิ 723°C ซึ่งเขียนสมการได้ดังนี้



ปฏิกิริยา Eutectoid จะเกิดขึ้นอย่างสมบูรณ์ในสภาวะของแข็ง และเป็นปฏิกิริยาที่สำคัญในการปรับปรุงคุณภาพของเหล็กกล้าด้วยการบำบัดด้วยความร้อน (heat treatments)

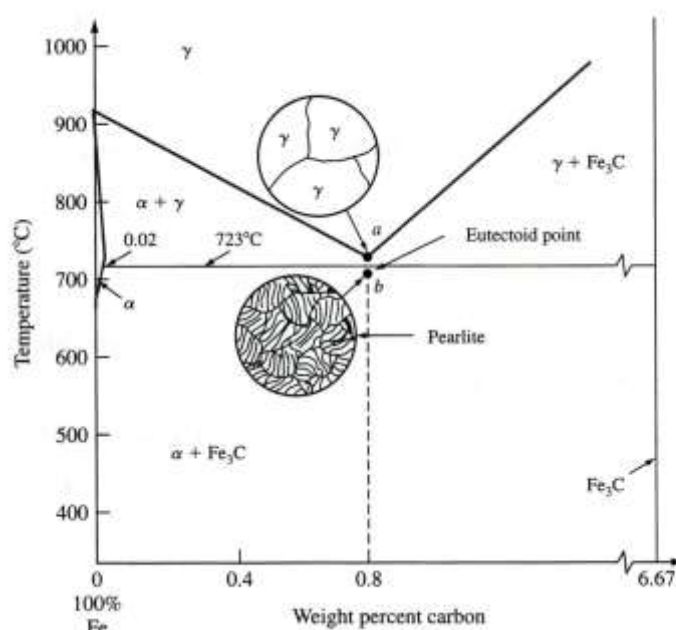
เหล็กกล้าประเภท plain-carbon ที่มีคาร์บอน 0.8% จะเรียกว่า eutectoid steel ส่วนเหล็กกล้าที่มีคาร์บอนน้อยกว่า 0.8% จะเรียกว่า hypoeutectoid steel และเหล็กกล้าที่มีคาร์บอนมากกว่า 0.8% จะเรียกว่า hypereutectoid steel



รูปที่ 9.6 เฟสไดอะแกรม เหล็ก-เหล็กคาร์ไบด์

9.2.4 การเย็นตัวของเหล็กกล้าประเภท Plain-carbon อย่างช้าๆ

เหล็กกล้าประเภท eutectoid plain-carbon เมื่อตัวอย่างเหล็กกล้าประเภท eutectic Plain-carbon ที่ประกอบด้วยคาร์บอน 0.8% ถูกทำให้ร้อนขึ้น จนกระทั่งถึงอุณหภูมิ 750 °C และให้อยู่คงที่ ณ อุณหภูมินั้น เป็นระยะเวลาที่พอเหมาะ โครงสร้างของเหล็กจะเปลี่ยนแปลงเป็น austenite ทั้งหมด ซึ่งเรียกกระบวนการนี้ว่า austenitizing ถ้าเหล็กกล้า eutectoid นี้ถูกทำให้เย็นลงอย่างช้าๆ จนอยู่เหนืออุณหภูมิ eutectoid เล็กน้อย โครงสร้างของมันจะยังคงเป็น austenite ดังแสดงในรูปที่ 9.7



รูปที่ 9.7 การเปลี่ยนแปลงของ เหล็กกล้า eutectoid (0.8%C) เมื่อ ค่อยๆเย็นตัวลงอย่างช้าๆ (จาก W.F Smith, "Structure and Properties of Engineering Alloys", McGraw-Hill, 1981, p.8)



รูปที่ 9.8 Microstructure ของเหล็กกล้า eutectoid ที่เย็นตัวลงอย่างช้าๆ (จาก United States Steel Corp., as presented in "Metals Handbook", vol.8, 8th ed. American Society for Metals, 1973, p.188)

ที่จุด a เมื่อทำให้เย็นลงอีกจนกระทั่งมีอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิ eutectoid เล็กน้อย austenite จะเปลี่ยนโครงสร้างไปเป็นโครงสร้าง lamellar ที่ประกอบด้วยเฟสของ α ferrite และ cementite (Fe_3C) สลับกัน ดังแสดงในรูปที่ 9.7 ที่จุด b และรูปที่ 9.8

โครงสร้าง eutectoid ที่มีลักษณะเป็น lamellar นี้จะเรียกว่า pearlite และเนื่องจากความสามารถในการละลายคาร์บอนใน α ferrite และ Fe_3C เปลี่ยนแปลงเล็กน้อยระหว่างช่วงอุณหภูมิ 723°C จนถึงอุณหภูมิห้อง ดังนั้นโครงสร้าง pearlite จึงไม่ค่อยเปลี่ยนแปลงมากนักในช่วงอุณหภูมินี้

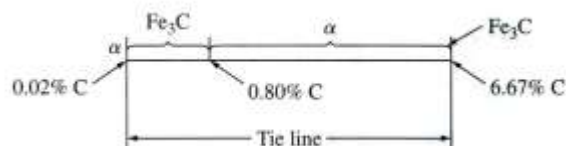
ตัวอย่าง 9.1

เหล็กกล้าประเภท eutectoid plain-carbon ที่มีปริมาณคาร์บอน 0.8% ถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างช้าๆ จากอุณหภูมิ 750°C ไปยังอุณหภูมิที่ต่ำกว่า 723°C เพียงเล็กน้อย สมมติว่า austenite เปลี่ยนไปเป็น α ferrite และ cementite อย่างสมบูรณ์

(ก) จงคำนวณหาร้อยละโดยน้ำหนักของ eutectoid ferrite ที่เกิดขึ้น

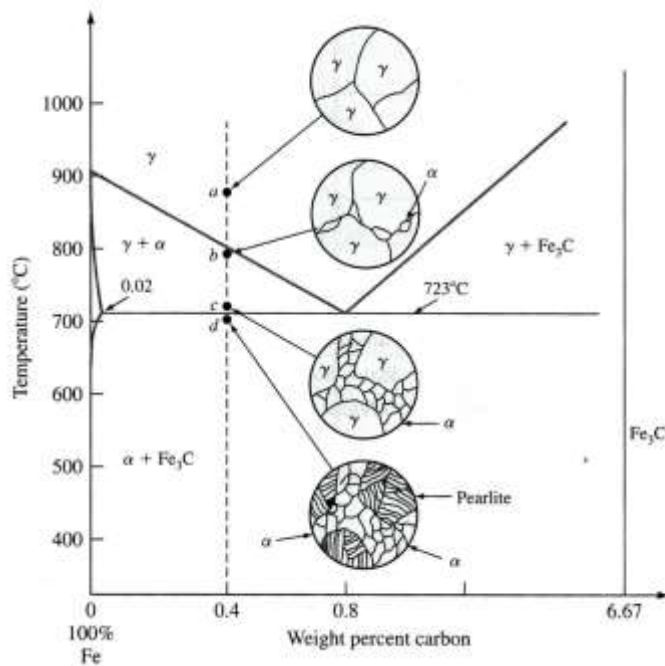
(ข) จงคำนวณหาร้อยละโดยน้ำหนักของ eutectoid cementite ที่เกิดขึ้น

วิธีทำ จากรูปที่ 9.6 ก่อนอื่นลากเส้น tie line ได้อุณหภูมิ 723°C เพียงเล็กน้อยจากขอบเขตของเฟสของ α ferrite ไปยัง Fe_3C และกำหนดร้อยละขององค์ประกอบของคาร์บอน 0.8% บนเส้น tie line ดังแสดงในรูปข้างล่างนี้



$$(ก) \text{ ร้อยละโดยน้ำหนักของ ferrite} = \frac{6.67 - 0.80}{6.67 - 0.02} \times 100\% = \frac{5.87}{6.65} \times 100\% = 88.3\%$$

$$(ข) \text{ ร้อยละโดยน้ำหนักของ cementite} = \frac{0.80 - 0.02}{6.67 - 0.02} \times 100\% = \frac{0.78}{6.65} \times 100\% = 11.7\%$$



รูปที่ 9.9 การเปลี่ยนแปลงเฟสของเหล็กกล้า hypoeutectoid plain-carbon ที่มีปริมาณคาร์บอน 0.4% เมื่อถูกทำให้เย็นลงอย่างช้าๆ (จาก W.F. Smith, "Structure and Properties of Engineering Alloys", McGraw-Hill, 1981, p.10)

เหล็กกล้าประเภท hypoeutectoid plain carbon ถ้าตัวอย่างเหล็กกล้าประเภท plain-carbon ที่มีปริมาณคาร์บอน 0.4% (hypoeutectoid steel) ถูกให้ความร้อนจนกระทั่งมีอุณหภูมิประมาณ 900 °C (จุด a ในรูปที่ 9.9) เป็นระยะเวลาที่พอเหมาะ

โครงสร้างของตัวอย่างจะเปลี่ยนไปเป็น austenite ทั้งหมด และเมื่อเหล็กกล้าถูกค่อยๆ ทำให้เย็นตัวลงอย่างช้าๆ จนถึงจุด b ในรูปที่ 9.9 (ประมาณ 775 °C) proeutectoid ferrite จะค่อยๆ เกิดขึ้นเป็นนิวคลีโอเล็ก ๆ ที่บริเวณขอบเขตของเกรนของ austenite ถ้าอัลลอยด์นี้ถูกทำให้เย็นลงอย่างช้าๆ ต่ไปอีก จากอุณหภูมิ b ไปยัง c นั้นปริมาณคาร์บอนใน austenite ที่เหลืออยู่นั้น จะเปลี่ยนไปเป็น pearlite โดยการเกิดปฏิกิริยา eutectoid (austenite \rightarrow ferrite + cementite) เฟสของ α ferrite ในเฟสของ pearlite จะถูกเรียกว่า



รูปที่ 9.10 ภาพ microstructure ของเหล็กกล้า hypoeutectoid plain-carbon ที่มีปริมาณคาร์บอน 0.35% เมื่อถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างช้าๆ จากบริเวณเฟสของ austenite (จาก W.F. Smith, "Structure and Properties of Engineering Alloys", McGraw-Hill, 1981, p.11)

eutectoid ferrite เพื่อให้แตกต่างกับ proeutectoid ferrite ที่เกิดขึ้นครั้งแรกที่อุณหภูมิเหนือ 723°C รูปที่ 9.10 แสดงภาพถ่าย optical micrograph ของโครงสร้างของเหล็กกล้าประเภท hypoeutectoid ที่มีปริมาณคาร์บอน 0.35% ที่ถูก austenitized และทำให้เย็นลงอย่างช้าๆ จนถึงอุณหภูมิห้อง

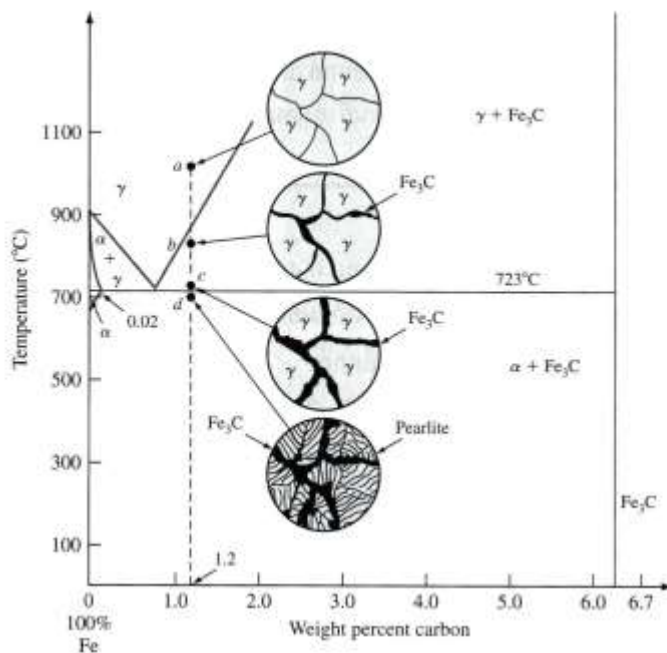
ตัวอย่างที่ 9.2

- (ก) ถ้าเหล็กกล้า hypereutectoid plain-carbon ที่มีปริมาณคาร์บอน 0.40% ถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างช้าๆ จากอุณหภูมิ 940°C ไปยังอุณหภูมิที่อยู่เหนือ 723°C เพียงเล็กน้อย
- 1) จงคำนวณหาร้อยละโดยน้ำหนักของ austenite ที่มีอยู่ในเหล็กกล้า
 - 2) จงคำนวณหาร้อยละโดยน้ำหนักของ proeutectoid ferrite ที่มีอยู่ในเหล็กกล้า
- (ข) ถ้าเหล็กกล้า hypereutectoid plain-carbon ที่มีปริมาณคาร์บอน 0.40% ถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างช้าๆ จากอุณหภูมิ 940°C ไปยังอุณหภูมิที่อยู่เหนือ 723°C เพียงเล็กน้อย
- 1) จงคำนวณหาร้อยละโดยน้ำหนักของ proeutectoid ferrite ที่มีอยู่ในเหล็กกล้า
 - 2) จงคำนวณหาร้อยละโดยน้ำหนักของ eutectoid ferrite และ eutectoid cementite ที่มีอยู่ในเหล็กกล้า

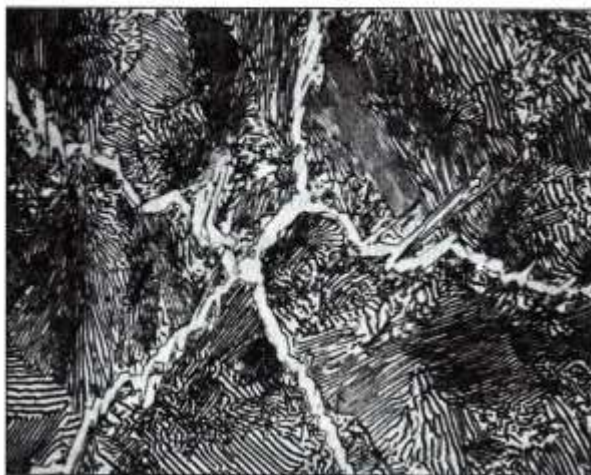
วิธีทำ จากรูปที่ 9.6

- (ก) 1) ร้อยละโดยน้ำหนักของ austenite $= \frac{0.40 - 0.02}{0.80 - 0.02} \times 100\% = 48.72\%$
- 2) ร้อยละโดยน้ำหนักของ proeutectoid ferrite $= \frac{0.80 - 0.40}{0.80 - 0.02} \times 100\% = 51.28\%$
- (ข) 1) ร้อยละโดยน้ำหนักของ proeutectoid ferrite ที่มีอยู่ในเหล็กกล้าที่อุณหภูมิเหนือกว่า 723°C เพียงเล็กน้อยจะเท่ากับที่อยู่เหนืออุณหภูมิ 723°C เพียงเล็กน้อยคือ 50%
- 2) ร้อยละโดยน้ำหนักของ ferrite ทั้งหมด และ cementite ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 723°C เพียงเล็กน้อย คือ
- $$\text{ร้อยละโดยน้ำหนักของ ferrite ทั้งหมด} = \frac{6.67 - 0.04}{6.67 - 0.02} \times 100\% = 94.3\%$$
- $$\text{ร้อยละโดยน้ำหนักของ cementite ทั้งหมด} = \frac{0.40 - 0.02}{6.67 - 0.02} \times 100\% = 5.7\%$$
- $$\begin{aligned} \text{ร้อยละโดยน้ำหนักของ eutectoid ferrite} &= \text{total ferrite} - \text{proeutectoid ferrite} \\ &= 94.3 - 50 = 44.3\% \end{aligned}$$
- $$\begin{aligned} \text{ร้อยละโดยน้ำหนักของ eutectoid cementite} &= \text{ร้อยละโดยน้ำหนักของ cementite ทั้งหมด} \\ &= 5.7\% \end{aligned}$$

เหล็กกล้าประเภท hypereutectoid plain-carbon ถ้าตัวอย่างเหล็กกล้า plain carbon ที่มีปริมาณคาร์บอน 1.2% (hypereutectoid steel) ถูกให้ความร้อนจนกระทั่งถึงอุณหภูมิ 950°C และทิ้งไว้เป็นระยะเวลาที่นานพอสมควร โครงสร้างของเหล็กกล้าจะเปลี่ยนไปเป็น austenite ทั้งหมด (จุด a ในรูปที่ 9.11) เมื่อเหล็กกล้าถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างช้าๆ จนถึงอุณหภูมิ b ดังแสดงในรูปที่ 9.11 proeutectoid cementite จะเริ่มเกิดนิวเคลียสขึ้นและโตขึ้นที่บริเวณรอบๆ ขอบเขตของเกรน และเมื่อทำให้เย็นตัวลงอีกจนถึงจุด c ดังแสดงในรูปที่ 9.11 ซึ่งอยู่เหนืออุณหภูมิ 723°C เพียงเล็กน้อย proeutectoid cementite จะเกิดมากขึ้น ที่ขอบเขตของ



รูปที่ 9.11 การเปลี่ยนแปลงเฟสของเหล็กกล้า hypereutectoid plain-carbon ที่มีปริมาณคาร์บอน 1.2% เมื่อถูกทำให้เย็นลงอย่างช้าๆ (จาก W.F. Smith, "Structure and Properties of Engineering Alloys", McGraw-Hill, 1981, p. 12)



รูปที่ 9.12 ภาพ microstructure ของเหล็กกล้า hypereutectoid ที่มีปริมาณคาร์บอน 1.2 % เมื่อถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างช้าๆจากบริเวณ austenite phase (Etchant:picral; magnification 100x)(จาก United State Steel Corp., Research Laboratory)

เกรนของ austenite ถ้าระบบเข้าใกล้สภาวะสมดุลและถูกรักษาสภาวะสมดุลนั้นไว้ได้โดยการทำให้เย็นตัวลงอย่างช้าๆ ปริมาณคาร์บอนที่เหลืออยู่ใน austenite จะเปลี่ยนจาก 1.2 ไปเป็น 0.8%

และเมื่อเหล็กกล้าถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างช้าๆ จนถึงอุณหภูมิต่ำกว่า 723°C เพียงเล็กน้อย austenite ที่เหลืออยู่จะเปลี่ยนไปเป็น pearlite โดยปฏิกิริยา eutectoid ดังแสดงที่จุด d ในรูปที่ 9.11 cementite ที่เกิดขึ้นระหว่างปฏิกิริยา eutectoid จะถูกเรียกว่า eutectoid cementite เพื่อให้แตกต่างกับ proeutectoid เฟสของ cementite ที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิเหนืออุณหภูมิ 723°C และเช่นเดียวกับเฟสของ ferrite ที่เกิดขึ้นในระหว่างปฏิกิริยา eutectoid จะถูกเรียกว่า eutectoid ferrite รูปที่ 9.12 เป็นภาพถ่าย optical micrograph ของโครงสร้างของเหล็กกล้า hypereutectoid ที่มีปริมาณคาร์บอน 1.2% ซึ่งถูก austenitized และถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างช้าๆ จนถึงอุณหภูมิห้อง

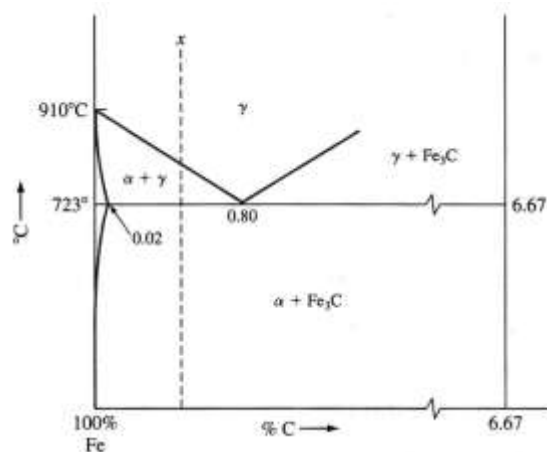
ตัวอย่างที่ 9.3

เหล็กกล้า hypoeutectoid plain-carbon ซึ่งถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างช้า ๆ จากบริเวณ austenite ไปยังอุณหภูมิห้อง ประกอบด้วย eutectoid ferrite 9.1% โดยน้ำหนัก สมมติว่าไม่มีการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างในช่วงอุณหภูมิที่ต่ำกว่าอุณหภูมิ eutectoid เล็กน้อย จนถึงอุณหภูมิห้อง จงหาปริมาณคาร์บอนที่มีอยู่ในเหล็กกล้านี้

วิธีทำ สมมติให้ x = ร้อยละโดยน้ำหนักของคาร์บอนที่มีอยู่ในเหล็กกล้านี้

เนื่องจาก eutectoid ferrite = total ferrite – proeutectoid ferrite

จากรูป และ lever rule จะได้ความสัมพันธ์ดังนี้



eutectoid ferrite = total ferrite – proeutectoid ferrite

$$0.091 = \frac{6.67 - x}{6.67 - 0.02} - \frac{0.80 - x}{0.80 - 0.02} = \frac{6.67}{6.65} - \frac{x}{6.65} - \frac{0.80}{0.78} + \frac{x}{0.78}$$

หรือ $1.28x - 0.150x = 0.091 - 1.003 + 1.026 = 0.114$

$$x = \frac{0.114}{1.13} = 0.101 \%C$$

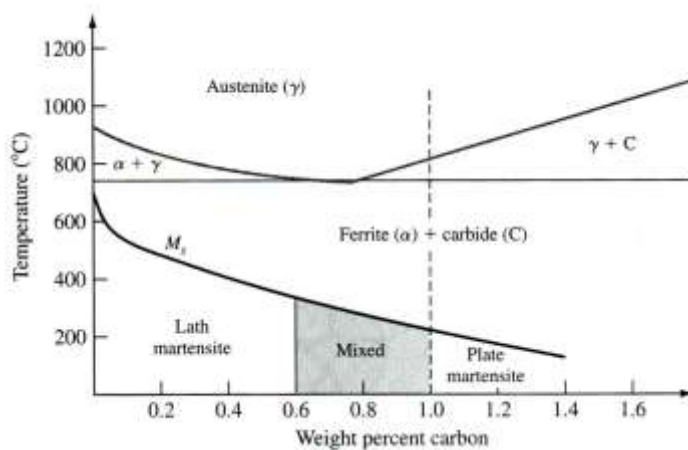
9.3 การปรับปรุงสมบัติของเหล็กกล้า Plain-carbon ด้วยการบำบัดด้วยความร้อน

เมื่อเหล็กกล้า plain-carbon ถูกให้ความร้อนและทำให้เย็นตัวลงด้วยกรรมวิธีที่แตกต่างกันแล้ว เหล็กกล้านั้นก็จะมีสมบัติทางกายภาพและเชิงกลที่แตกต่างกัน สำหรับในหัวข้อนี้จะได้กล่าวถึงการเปลี่ยนแปลง โครงสร้างและสมบัติของเหล็กกล้า เมื่อเหล็กกล้านั้นถูกกระทำด้วยการบำบัดด้วยความพร้อมที่สำคัญบางอย่าง

9.3.1 Martensite

การเกิด Fe-C martensite ด้วยวิธีการ quenching อย่างรวดเร็ว

จากที่ได้กล่าวแล้วในข้างต้น เมื่อเหล็กกล้าถูกให้ความร้อนจนมีอุณหภูมิอยู่ในบริเวณเฟสของ austenite และหลังจากนั้นถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างช้า ๆ ระบบจะอยู่ใกล้สภาวะสมดุล อะตอมของคาร์บอนจะสามารถแพร่ออกจากโครงสร้างของ austenite และเหล็กจะเริ่มเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจาก γ austenite ที่มีโครงสร้างแบบ FCC ไปเป็น α ferrite ที่มีโครงสร้างแบบ BCC แต่ถ้าเหล็กกล้า ถูกทำให้เย็นตัวลง อย่างรวดเร็ว-

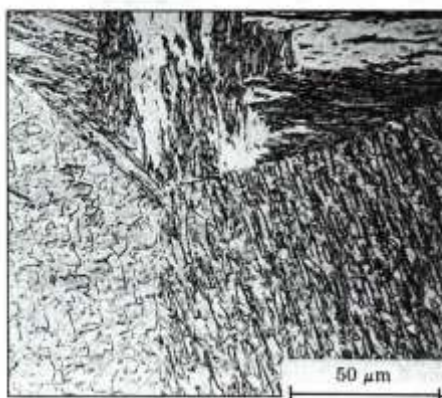


รูปที่ 9.13 ผลของปริมาณคาร์บอนใน Fe-C alloys ที่มีต่ออุณหภูมิที่เริ่มมีการเปลี่ยนไปเป็น martensite, M_s (จาก A.R. Marder and G. Krauss, as presented in "Hardenability Concepts with Application to steel", AIME, 1978, p.238)

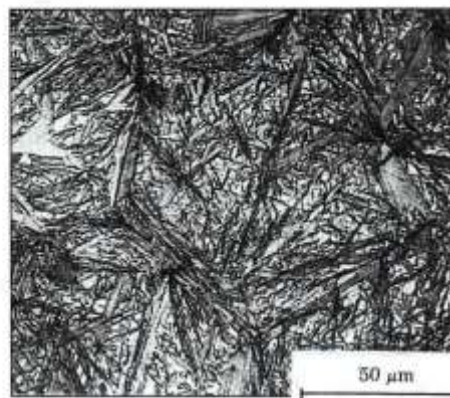
เร็วโดยวิธีการ quenching จะทำให้อะตอมของคาร์บอนไม่มีเวลาเพียงพอที่จะแพร่ออกจากโครงสร้างได้ ทำให้ถูกกักตัวในสารละลายและเหล็กก็ไม่สามารถเปลี่ยนโครงสร้างไปเป็น BCC ได้ จึงเกิดการผิดเพี้ยนของโครงสร้างขึ้น กลายเป็นโครงสร้างแบบ body centered tetragonal ทำให้เกิดเฟสใหม่ที่เรียกว่า martensite ซึ่งเป็นสารละลายของแข็งแบบแทรกตัวประเภทยึดตัวยวดยิ่ง (supersaturated interstitial solid solution) ความผิดเพี้ยนของโครงสร้างที่เกิดขึ้นเช่นนี้จะทำให้เหล็กกล้าที่มีเฟสของ martensite มีความแข็ง (hardness) มาก อุณหภูมิที่ austenite เริ่มเปลี่ยนไปเป็น martensite จะถูกเรียกว่า martensite finish, M_f อุณหภูมิ M_s ของ Fe-C alloys จะลดลง เมื่อส่วนประกอบร้อยละโดยน้ำหนักของคาร์บอนในอัลลอยด์เพิ่มขึ้นดังแสดงในรูปที่ 9.13

โครงสร้าง microstructure ของ Fe-C martensites

โครงสร้าง microstructure ของ martensites ในเหล็กกล้า plain-carbon จะขึ้นอยู่กับปริมาณคาร์บอน ถ้าเหล็กกล้ามีปริมาณคาร์บอนอยู่น้อยกว่า 0.6% เฟสของ martensite จะประกอบด้วย domains ของ ลาด (lath) ที่มีการหันเหที่แตกต่างกันและโครงสร้างภายในลาด จะมีการผิดรูป (distortion) สูง และมีปริมาณของความไม่สมบูรณ์ของโครงสร้าง (dislocation) สูง รูปที่ 9.14(ก) แสดงภาพ optical micrograph martensite



(ก)



(ข)

รูปที่ 9.14 ผลของปริมาณคาร์บอนที่มีต่อโครงสร้างของ martensite ในเหล็กกล้า plain-carbon (ก) แบบลาด (ข) แบบ plate (จาก A.R. Marder and G. Krauss, Trans. ASM, 60:651 (1967))



รูปที่ 9.15 โครงสร้างของ martensite แบบ lath ในโลหะผสมเหล็กที่มีปริมาณคาร์บอน 0.2% (จาก A.R. Marder and G. Krauss, ASM, 60:651 (1967))



รูปที่ 9.16 เฟสของ martensite แบบ plate (จาก M. Oka and C.M. Wayman, Trans. ASM, 62:370 (1969))

แบบ lath (lath martensite) ในเหล็กกล้าที่มีปริมาณคาร์บอน 0.2% ที่กำลังขยาย 600 เท่า ส่วนรูปที่ 9.15 แสดงโครงสร้างย่อยของ martensite ของ martensite แบบ lath ที่กำลังขยาย 60,000 เท่า

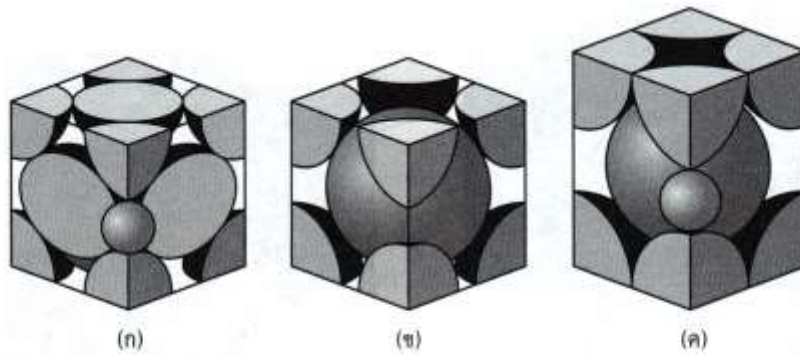
ถ้าปริมาณคาร์บอนในเหล็กกล้าที่มีโครงสร้าง martensite เพิ่มขึ้นมากกว่า 0.6% จะเริ่มเกิด martensite แบบ plate ขึ้น และถ้าปริมาณคาร์บอนเพิ่มขึ้นอีกจนถึง 1% เฟสของ martensite ในเหล็กกล้านั้นจะเปลี่ยนไปเป็นแบบ plate ทั้งหมด รูปที่ 9.14 (ข) แสดงภาพ optical micrograph ของ martensite แบบ plate ที่อยู่ในเหล็กกล้า Fe-C martensite จะมีขนาดที่แตกต่างกันและมีโครงสร้างที่ละเอียดดังแสดงในรูปที่ 9.16 และมักจะถูกล้อมรอบด้วย austenite ที่ไม่เปลี่ยนรูปจำนวนมาก

เหล็กกล้า Fe-C martensite ที่มีปริมาณคาร์บอนอยู่ระหว่าง 0.6–1.0% จะมีโครงสร้างที่ประกอบด้วย martensite ทั้งแบบ lath และแบบ plate

โครงสร้างของ Fe-C martensite ในระดับอะตอม

การเปลี่ยนแปลงของ austenite ไปเป็น martensite ในเหล็กกล้า plain-carbon จะเกิดขึ้นในลักษณะปราศจากการแพร่ (diffusionless) เพราะว่าการเปลี่ยนแปลงเกิดขึ้นเร็วมากจนอะตอมไม่มีเวลาเพียงพอที่จะเกิดการแพร่ได้ และการเปลี่ยนแปลงก็เกิดขึ้นโดยไม่จำเป็นต้องมีพลังงานกระตุ้นทางความร้อน (thermal activation energy) หรือกล่าวอีกนัยหนึ่งคือ พลังงานกระตุ้นทางความร้อนจะไม่ใช่ปัจจัยที่ขัดขวางการเปลี่ยนแปลง นอกจากนี้ยังเชื่ออีกว่า จะไม่มีการเปลี่ยนแปลงองค์ประกอบและแต่ละอะตอมก็มีแนวโน้มที่จะอยู่ที่ตำแหน่งเดิมหลังการเปลี่ยนแปลง

ในกรณีที่เหล็กกล้า Fe-C martensite มีปริมาณคาร์บอนน้อยกว่า 0.2% เฟสของ austenite ซึ่งมีโครงสร้างแบบ FCC จะเปลี่ยนไปเป็น α ferrite ที่มีโครงสร้างแบบ BCC แต่ถ้าปริมาณคาร์บอนในเหล็กกล้า

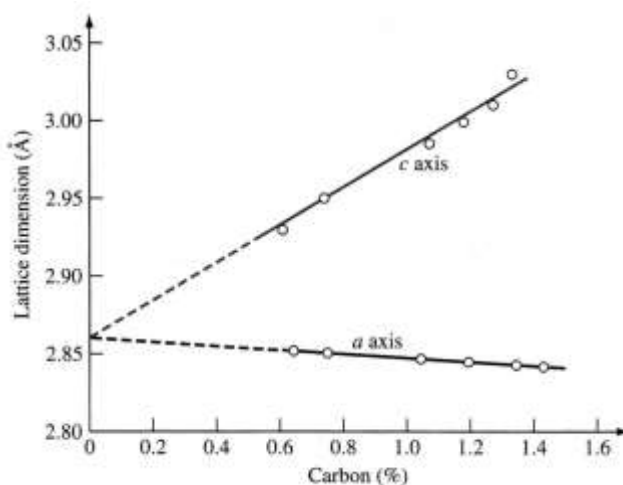


รูปที่ 9.17 (ก) หน่วยเซลล์ของเหล็ก γ ที่มีโครงสร้างผลึกแบบ FCC (ข) หน่วยเซลล์ของเหล็ก α ที่มีโครงสร้างผลึกแบบ BCC (ค) หน่วยเซลล์ของเหล็กที่มีโครงสร้างผลึกแบบ BCT (จาก E.R. Parker and V.F. Zackay, *Strong and Ductile Steels*, Sci. Am., November 1968, p.36; Copyright © by Scientific American, Inc; all rights reserved)

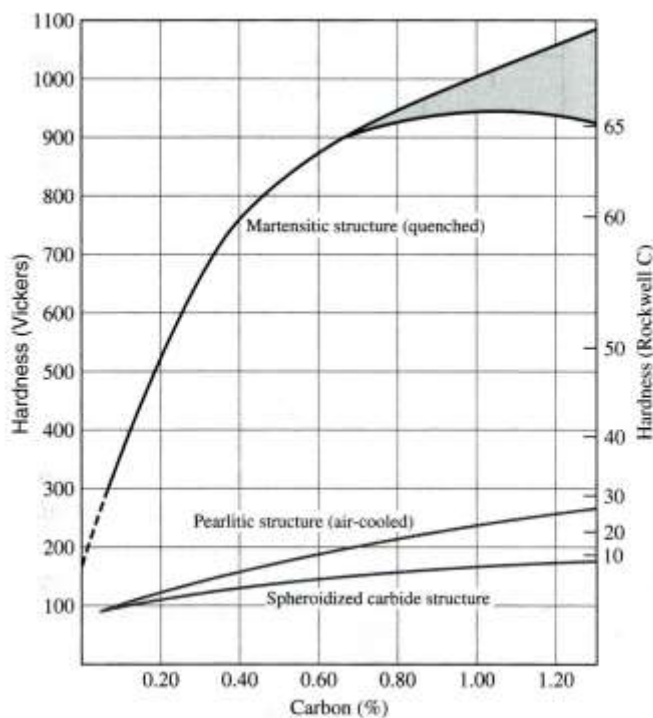
เพิ่มมากขึ้นโครงสร้าง BCC จะผิดรูปไปเป็นโครงสร้างผลึกแบบ BCT (body-centered tetragonal) ซึ่งอธิบายได้ดังนี้คือ เนื่องจากขนาดของช่องที่ใหญ่ที่สุดซึ่งอยู่ระหว่างอะตอมของเหล็กในเหล็ก γ ที่มีโครงสร้างผลึกแบบ FCC นั้นจะมีเส้นผ่านศูนย์กลางเท่ากับ 0.104 nm (รูปที่ 9.17(ก)) แต่ขนาดของช่องที่ใหญ่ที่สุดซึ่งอยู่ระหว่างอะตอมของเหล็กในเหล็กที่มีโครงสร้างผลึกแบบ BCC จะมีเส้นผ่านศูนย์กลางเท่ากับ 0.072 nm (รูปที่ 9.17 (ข)) ดังนั้น อะตอมของคาร์บอนที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของอะตอมเท่ากับ 0.154 nm จะสามารถอยู่ในช่องระหว่างอะตอมในเหล็ก γ ได้ดีกว่า ด้วยเหตุผลนี้เมื่อเหล็กกล้า Fe-C martensite ที่มีปริมาณคาร์บอนมากกว่า 0.2% ถูกทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วจากบริเวณ austenite จะมีการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึกของเหล็กจาก FCC ไปเป็น BCC จึงเกิดการลดขนาดลงของช่องระหว่างอะตอมเป็นผลทำให้อะตอมคาร์บอนที่ถูกกักตัวไว้ในช่องนั้น พยายามทำให้โครงสร้างผลึก BCC ผิดเพี้ยนรูปไปตามแนวแกน C (รูปที่ 9.17(ข)) เกิดเป็นโครงสร้างผลึกแบบ BCT รูปที่ 9.18 แสดงให้เห็นว่า แกน C ในโครงสร้างผลึกจะยาวขึ้นเมื่อเหล็กกล้ามีปริมาณคาร์บอนเพิ่มขึ้น

ความแข็ง (hardness) และความแข็งแรง (strength) ของเหล็กกล้า Fe-C martensites

ความแข็งและความแข็งแรงเหล็กกล้า Fe-C martensites จะมีความสัมพันธ์โดยตรงกับปริมาณ



รูปที่ 9.18 การเปลี่ยนแปลงของแกน a และ c ในโครงสร้างผลึกของ Fe-C martensite เมื่อปริมาณคาร์บอนเปลี่ยนไป (จาก E.C. Bain and H.W. Paxton, "Alloying Elements in Steel", 2d ed., American Society for Metals, 1966, p.36)



รูปที่ 9.19 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งโดยประมาณของเหล็กกล้า fully hardened martensitic plain-carbon ที่ถูกทำให้แข็งอย่างสมบูรณ์ และปริมาณคาร์บอนที่มีอยู่ (จาก E.C. Bain and H.W. Paxton, "Alloying Elements in Steel", 2d ed., American Society for Metals, 1966, p.37)

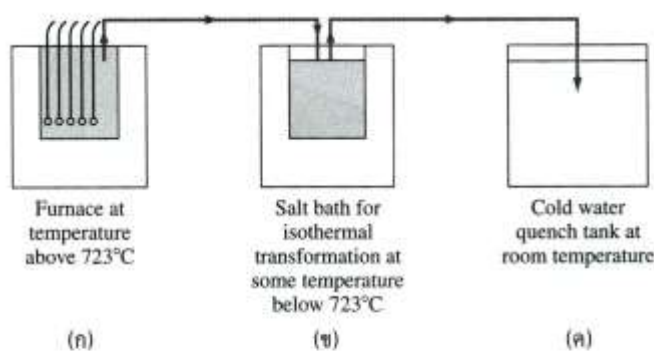
คาร์บอนที่มีอยู่ และจะเพิ่มขึ้นเมื่อคาร์บอนมีปริมาณเพิ่มขึ้น (รูปที่ 9.19) แต่ความเหนียว (ductility และ toughness) จะลดลงเมื่อปริมาณคาร์บอนเพิ่มขึ้น ดังนั้น เหล็กกล้า martensitic plain carbon ส่วนใหญ่จะถูก tempered โดยการให้ความร้อนใหม่อีกครั้งที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงเฟสที่ 723°C

เหล็กกล้า Fe-C martensites ที่มีปริมาณคาร์บอนต่ำจะถูกทำให้แข็งแรงได้โดยปริมาณของความไม่สมบูรณ์ dislocation ในโครงสร้างผลึกที่ถูกทำให้เกิดขึ้น (lath martensite) และโดยสสารละลายของแข็งแบบแทรกตัวที่ถูกทำให้แข็งแรงโดยอะตอมของคาร์บอน กล่าวคือ ปริมาณความไม่สมบูรณ์ dislocations ที่สูงภายในโครงสร้างผลึก (lath martensite) จะทำให้ dislocation อื่นๆ เคลื่อนที่ได้ยาก และถ้าปริมาณคาร์บอนเพิ่มขึ้นมากกว่า 0.2% สสารละลายของแข็งแบบแทรกตัวนี้จะมีความแข็งแรงมากขึ้น และโครงสร้างของ Fe แบบ BCC จะเกิดการผิดรูปไปเป็น tetragonal มากขึ้นด้วย

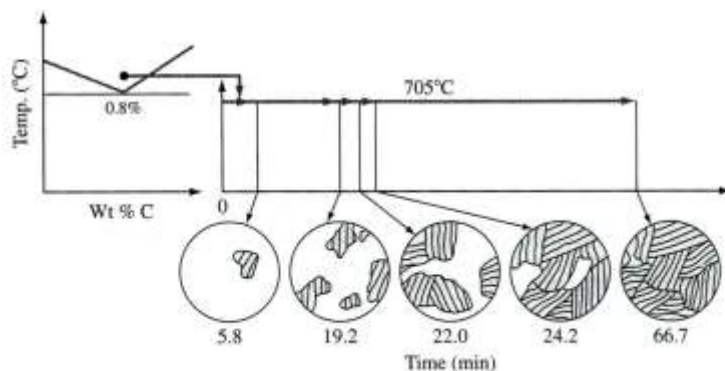
9.3.2 การสลายตัวที่อุณหภูมิคงที่ (isothermal decomposition) ของ Austenite

Isothermal transformation diagram ของเหล็กกล้าจำพวก eutectoid plain-carbon ดังที่ได้กล่าวแล้วในขั้นต้นถึงความแตกต่างของผลของการเปลี่ยนเฟสของ austenite ในเหล็กกล้าจำพวก eutectoid plain-carbon เมื่อถูกทำให้เย็นตัวลงโดยอัตราเร็วที่แตกต่างกัน สำหรับในหัวข้อนี้จะขอลำดับถึงการเปลี่ยนแปลงเฟสเมื่อเฟสของ austenite ในเหล็กกล้าจำพวก eutectoid plain-carbon ถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างรวดเร็วจนถึงอุณหภูมิหนึ่งที่ต่ำกว่าอุณหภูมิ eutectoid และสังเกตการณ์เปลี่ยนแปลงที่อุณหภูมิคงที่นั้น เมื่อเวลาเปลี่ยนไป

การทดลองการเปลี่ยนแปลงที่อุณหภูมิคงที่ (isothermal transformation) เพื่อการศึกษาการเปลี่ยนแปลงของ austenite เฟสในเหล็กกล้าจำพวก eutectoid จะสามารถกระทำได้โดยใช้ตัวอย่างเล็กๆ จำนวนหนึ่ง นำมาทำ austenitizing ในเตาเผาที่อุณหภูมิเหนืออุณหภูมิ eutectoid (รูปที่ 9.2(ก)) หลังจากนั้นตัวอย่างจะถูกทำให้เย็นตัวลงทันทีในอ่างเกลือเหลวที่อุณหภูมิตามต้องการซึ่งต่ำกว่าอุณหภูมิ eutectoid (รูปที่ 9.2(ข)) และจะถูกนำออกจากอ่างเกลือเหลวครั้งละหนึ่งตัวอย่าง ในแต่ละช่วงของเวลา เพื่อทำให้เย็นตัวลง



รูปที่ 9.20 การทดลองเพื่อหาการเปลี่ยนแปลงโครงสร้าง microstructure ที่เกิดขึ้นระหว่างการทดลองการเปลี่ยนแปลงที่อุณหภูมิคงที่ของเฟสของ austenite ในเหล็กกล้า eutectoid plain-carbon (จาก W.F.Smith "Structure and Properties of Engineering Alloys", McGraw-Hill, 1981, p.14)



รูปที่ 9.21 การทดลองเพื่อศึกษาการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้าง microstructure ที่เกิดขึ้นในระหว่างการทำการทดลองการเปลี่ยนแปลงที่อุณหภูมิคงที่ของเหล็กกล้า eutectoid plain-carbon ที่อุณหภูมิ 705°C (จาก W.F. Smith, "Structure and Properties of Engineering Alloys", McGraw-Hill, 1981, p.14)

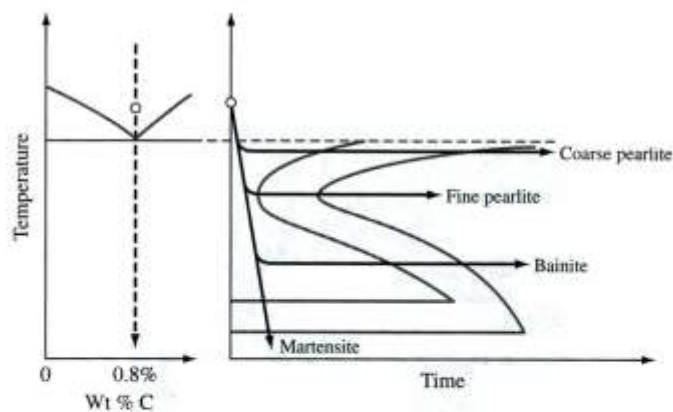
ทันที (quenched) จนถึงอุณหภูมิห้อง (รูปที่ 9.20 (ค)) ตัวอย่างในแต่ละช่วงเวลาจะถูกนำมาวิเคราะห์ดูโครงสร้าง microstructure ที่อุณหภูมิห้อง

เราลองพิจารณาการเปลี่ยนแปลง microstructure ที่เกิดขึ้นในแต่ละช่วงเวลาของเหล็กกล้าจำพวก eutectoid plain-carbon ที่อุณหภูมิ 705 °C ดังแสดงในรูปที่ 9.21 เมื่อตัวอย่างถูก austenitized และทำให้เย็นลงในอ่างเกลือเหลวที่อุณหภูมิ 705 °C หลังจากเวลาผ่านไป 6 นาที นำชิ้นตัวอย่างหนึ่งมาทำเย็นจนถึงอุณหภูมิห้องและวิเคราะห์ดู microstructure จะเห็น pearlite ที่มีลักษณะหยาบ (coarse pearlite) จำนวนหนึ่ง แต่เมื่อเวลาผ่านไป 67 นาที จะพบว่า austenite จะเปลี่ยนไปเป็น pearlite ที่มีลักษณะหยาบอย่างสมบูรณ์

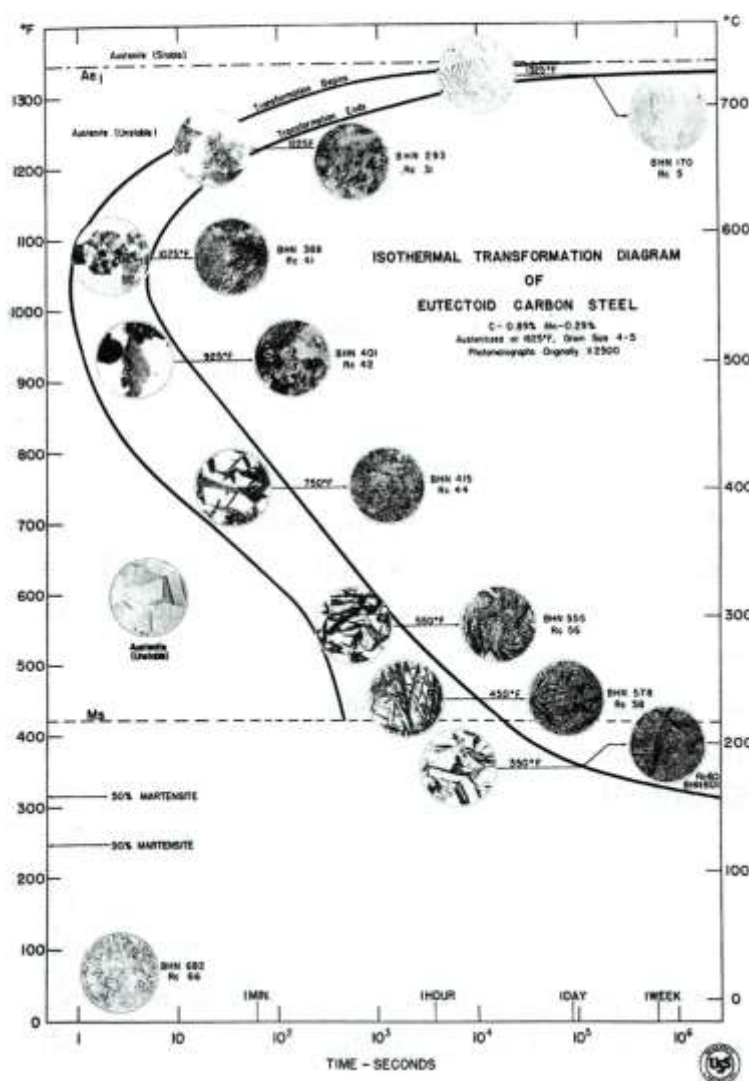
เราสามารถศึกษา isothermal transformation ของเหล็กกล้าจำพวก eutectoid ที่อุณหภูมิอื่นๆ ที่ต่ำกว่าโดยวิธีการเดียวกัน หลังจากนั้นก็สามารถนำมาเขียนไดอะแกรม isothermal transformation (IT) ได้ ดังแสดงในรูปที่ 9.22 และรูปที่ 9.23 เส้นโค้งรูป S ที่อยู่ทางซ้ายมือ จะหมายถึงเวลาที่ austenite เริ่มเกิดการเปลี่ยนแปลง ส่วนเส้นโค้งรูป S ที่สองทางขวามือหมายถึงเวลาที่การเปลี่ยนแปลงของ austenite เสร็จสิ้นสมบูรณ์

ไดอะแกรม isothermal transformations ของเหล็กกล้าจำพวก eutectoid ในช่วงอุณหภูมิระหว่าง 723 °C และ 550 °C จะเกิดโครงสร้าง pearlitic และเมื่อมีการเปลี่ยนแปลงที่อุณหภูมิต่ำลง pearlite จะมีการเปลี่ยนแปลงจากลักษณะหยาบไปเป็นลักษณะที่ละเอียด (รูปที่ 9.23) ขึ้น และเมื่อทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็ว (quenching) จากอุณหภูมิเหนือ 723 °C austenite ก็จะเปลี่ยนไปเป็น martensite ดังที่ได้กล่าวไว้ในข้างต้น

ถ้าเหล็กกล้าจำพวก eutectoid ที่อยู่ในสภาวะ austenitic ถูกทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วจนถึงช่วงอุณหภูมิ 550–250 °C และให้อุณหภูมิคงที่ที่อุณหภูมิหนึ่งในช่วงนั้น จะเกิดการเปลี่ยนแปลงได้โครงสร้างกึ่งกลางระหว่าง pearlite และ martensite ซึ่งเรียกว่า bainite เป็นโครงสร้าง nonlamellar eutectoid ของ ferrite และ cementite ซึ่งเกิดขึ้นได้ 2 ลักษณะคือ ถ้าเกิดการเปลี่ยนแปลงในช่วงอุณหภูมิ 550–350 °C จะได้ upper

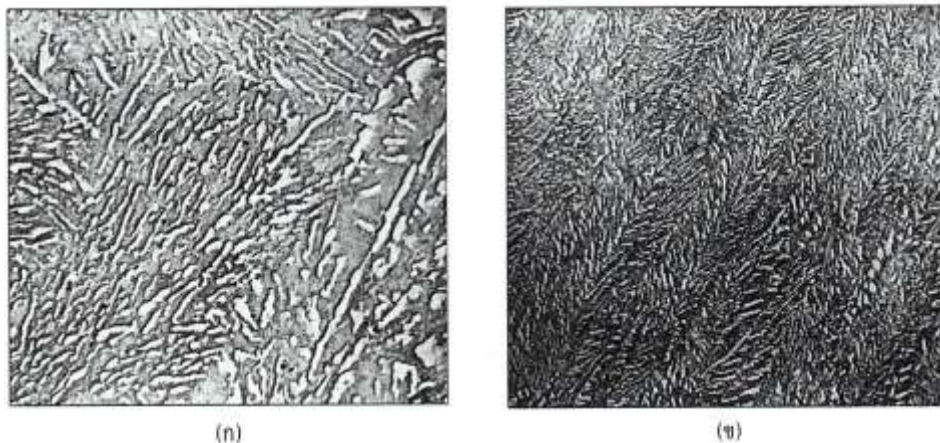


รูปที่ 9.22 isothermal transformation diagram ของเหล็กกล้า eutectoid plain-carbon แสดงความสัมพันธ์กับ เฟสไดอะแกรม $Fe-Fe_3C$



รูปที่ 9.23 ไดอะแกรม isothermal transformation ของเหล็กกล้า eutectoid (จาก United States Steel Corp., Research Laboratory)

bainite และถ้าเกิดการเปลี่ยนแปลงในช่วงอุณหภูมิ 305–250 °C จะได้ lower bainite รูปที่ 9.24 (ก) แสดง electron micrograph ของโครงสร้างของ upper bainite ของเหล็กกล้าจำพวก eutectoid plain-carbon ส่วนรูปที่ 9.24 (ข) แสดงโครงสร้างของ lower bainite



รูปที่ 9.24 (ก) โครงสร้าง microstructure ของ upper bainite (ข) โครงสร้าง microstructure ของ lower bainite (Electron micrographs, replica-type, magnification 15,000 x) (จาก H.E. McGannon [ed.], "The Making Shaping and Treating of Steel", 9th ed., United State Steel Corp., 1971)

เฟสของ cementite ใน upper bainite จะมีลักษณะแท่ง (rodlike) ที่ใหญ่ แต่ lower bainite จะมี cementite ที่มีลักษณะอนุภาคที่ละเอียดขึ้น เนื่องจากขณะที่อุณหภูมิลดลงทำให้อะตอมของคาร์บอนไม่สามารถแพร่ได้ง่าย ทำให้โครงสร้าง lower bainite มี cementite ที่มีอนุภาคขนาดเล็กกว่า

ตัวอย่างที่ 9.4

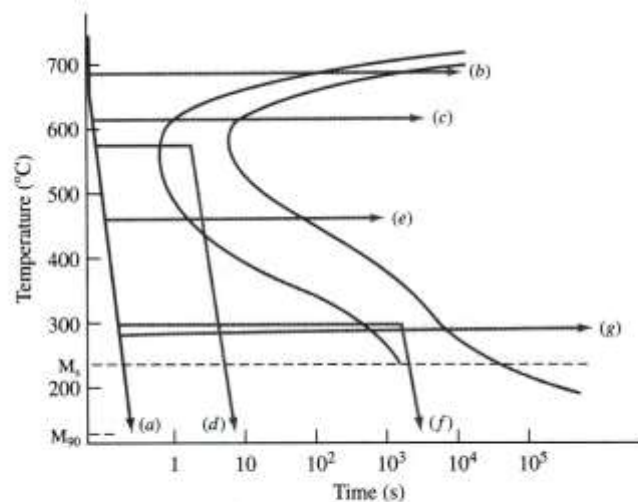
ท่อนเหล็กกล้า 1080 ที่ถูกรีดร้อน ขนาดเล็กซึ่งมีความหนา 0.25 mm ถูกทำให้ร้อนเป็นเวลา 1 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ 850 °C และหลังจากนั้นถูกนำมาผ่านการบำบัดด้วยความร้อนดังแสดงข้างล่าง จงใช้ไดอะแกรม isothermal transformation ซึ่งแสดงในรูปที่ 9.23 เพื่อทำนายโครงสร้าง microstructures ของตัวอย่างหลังจากผ่านการบำบัดด้วยความร้อนแต่ละวิธี

- (ก) ทำให้เย็นอย่างรวดเร็วด้วยน้ำ (water-quench) จนถึงอุณหภูมิห้อง
- (ข) ทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วในอ่างเกลือเหลว (hot-quench in molten salt) จนถึงอุณหภูมิ 690°C และทิ้งไว้ 2 ชั่วโมง และทำให้เย็นลงทันทีด้วยน้ำ
- (ค) ทำให้เย็นลงอย่างรวดเร็วจนถึงอุณหภูมิ 610 °C และทิ้งไว้ 3 นาที และทำให้เย็นลงทันทีด้วยน้ำ
- (ง) ทำให้เย็นลงอย่างรวดเร็วจนถึงอุณหภูมิ 580 °C และทิ้งไว้ 2 วินาที และทำให้เย็นลงทันทีด้วยน้ำ
- (จ) ทำให้เย็นลงอย่างรวดเร็วจนถึงอุณหภูมิ 450°C และทิ้งไว้ 1 ชั่วโมง และทำให้เย็นลงทันทีด้วยน้ำ
- (ฉ) ทำให้เย็นลงอย่างรวดเร็วจนถึงอุณหภูมิ 300 °C และทิ้งไว้ 30 นาที และทำให้เย็นลงทันทีด้วยน้ำ
- (ช) ทำให้เย็นลงอย่างรวดเร็วจนถึงอุณหภูมิ 300°C และทิ้งไว้ 5 ชั่วโมง และทำให้เย็นลงทันทีด้วยน้ำ

คำตอบ แนวทางการเย็นตัวอย่างแสดงในรูปข้างล่าง และโครงสร้าง microstructures ที่ได้มีดังนี้คือ

- (ก) เกิด martensite ทั้งหมด
- (ข) เกิด pearlite ที่มีลักษณะหยาบทั้งหมด
- (ค) เกิด pearlite ที่มีลักษณะละเอียดทั้งหมด
- (ง) เกิด pearlite ที่มีลักษณะละเอียดประมาณ 50% และ martensite 50%

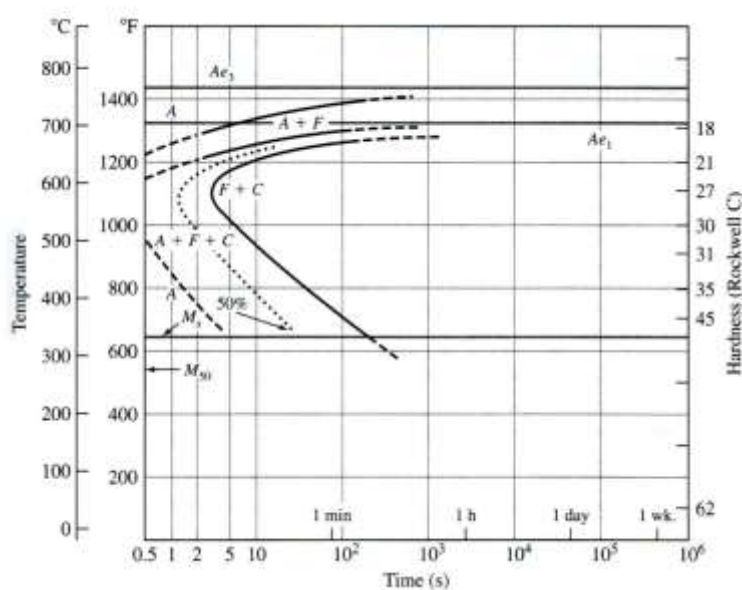
- (จ) เกิด upper bainite ทั้งหมด
- (ฉ) เกิด lower bainite ประมาณ 50% และ martensite ประมาณ 50%
- (ช) เกิด lower bainite ทั้งหมด



รูปที่ EP 9.4 ไดอะแกรม Isothermal transformation ของ eutectoid plain-carbon steel ที่แสดงเส้นทางการเย็นตัวในลักษณะต่างๆ กัน

Isothermal transformation diagram ของ เหล็กกล้าจำพวก noneutectoid plain-carbon

ไดอะแกรม isothermal transformation diagram ของเหล็กกล้าจำพวก noneutectoid plain-carbon รูปที่ 9.25 แสดงไดอะแกรม IT ของเหล็กกล้าจำพวก hypoeutectoid plain-carbon ที่มีปริมาณคาร์บอน 0.47% เมื่อเปรียบเทียบไดอะแกรม IT ของเหล็กกล้านี้กับ IT diagram ของเหล็กกล้าจำพวก eutectoid (รูปที่ 9.23) จะ



รูปที่ 9.25 isothermal transformation diagram ของ เหล็กกล้า hypoeutectoid ที่มี ปริมาณคาร์บอนอยู่ 0.47% และ แมกนีสิียมอยู่ 0.57% (อุณหภูมิ austenitizing 843°C) (จาก R.A. Grange V.E. Lambert, and J.J. Harrington, Trans. ASM, 51:377(1959))

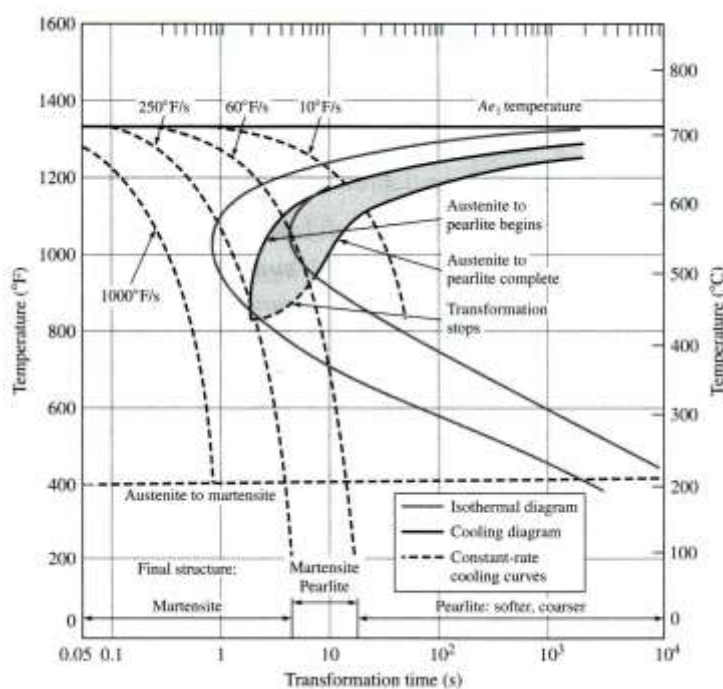
เห็นความแตกต่างได้ชัดเจน คือ เส้นโค้งรูป S ของเหล็กกล้าจำพวก hypoeutectoid จะเคลื่อนที่ไปทางซ้ายมากกว่าทำให้เราไม่สามารถทำให้เหล็กกล้าจำพวก hypoeutectoid นี้ เปลี่ยนจาก austenite เป็น martensite ได้สมบูรณ์ทั้งหมด

ข้อแตกต่างที่เห็นได้อย่างชัดเจนอีกข้อหนึ่งคือ จะมีเส้นการเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้นอีกเส้นหนึ่งในส่วนบนของ IT diagram ซึ่งมีความหมาย คือ เป็นเส้นที่เริ่มมีการเกิด proeutectoid ferrite ในช่วงอุณหภูมิ 723–765°C (1333–1409 °F) จะมีเพียง proeutectoid ferrite เกิดขึ้นเท่านั้นเมื่อเหล็กกล้าผ่านการบำบัดด้วยความร้อนโดยควบคุมให้อยู่ที่อุณหภูมิใดอุณหภูมิหนึ่งในช่วงนี้

ในทำนองเดียวกัน ไดอะแกรม IT ของเหล็กกล้าจำพวก hypereutectoid plain-carbon ก็ได้ถูกสร้างขึ้นเช่นกัน แต่แตกต่างกับไดอะแกรม IT ของเหล็กกล้าจำพวก hypoeutectoid คือ เส้นบนของไดอะแกรมจะเป็นเส้นที่เริ่มมีการเกิด proeutectoid cementite

9.3.3 ไดอะแกรม Continuous-cooling transformation ของเหล็กกล้าจำพวก eutectoid plain-carbon

จากที่ได้กล่าวแล้วในข้างต้น ไดอะแกรม IT จะแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลาและอุณหภูมิ ในการเปลี่ยนแปลง austenite ที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิคงที่เท่ากัน แต่ในอุตสาหกรรมจริงนั้น เหล็กกล้าส่วนใหญ่จะถูกนำมาผ่านการบำบัดด้วยความร้อนโดยการทำให้นเย็นลงอย่างต่อเนื่อง (continuous cooling) จากบริเวณ austenite ไปยังอุณหภูมิห้อง ดังนั้นการเปลี่ยนแปลงของเหล็กกล้าจาก austenite ไปเป็น pearlite จึงมักเกิดขึ้นในช่วงของอุณหภูมิมากกว่าที่จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิคงที่ค่าหนึ่ง ด้วยเหตุผลนี้โครงสร้าง microstructure สุดท้ายของเหล็กกล้า หลังจากการทำให้นเย็นตัวลงอย่างต่อเนื่องจะค่อนข้างสลับซับซ้อนมากกว่า เพราะอัตราเร็วของปฏิกิริยาที่มีการเปลี่ยนแปลง เกิดขึ้นในช่วงอุณหภูมิที่เกิดการเปลี่ยนแปลง (transformation) ขึ้น รูปที่ 9.26 ได้



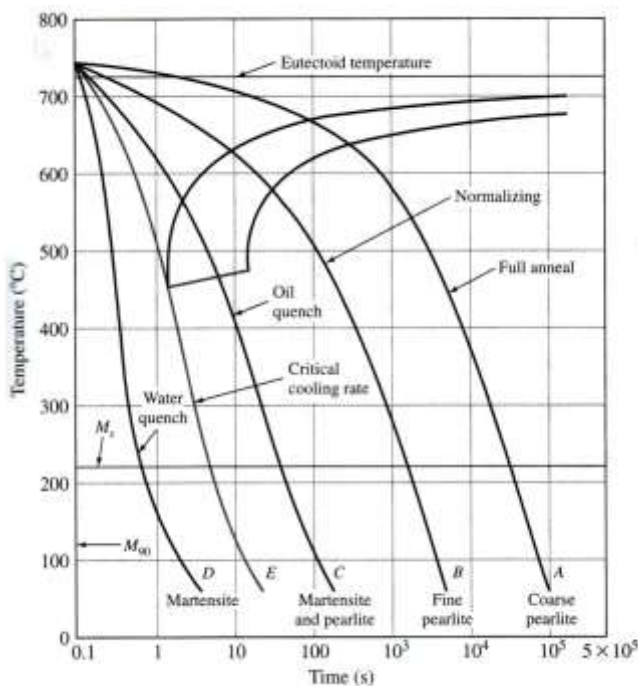
รูปที่ 9.26 ไดอะแกรม Continuous-cooling ของเหล็กกล้า eutectoid plain-carbon

แสดงไดอะแกรม continuous cooling transformation (ไดอะแกรม CCT) ของเหล็กกล้าจำพวก eutectoid plain-carbon ซ้อนบนไดอะแกรม IT อีกทีหนึ่ง จะเห็นว่าแนวเส้นการเริ่มการเปลี่ยนแปลงจะสิ้นสุดการเปลี่ยนแปลงบนไดอะแกรม CCT จะเคลื่อนที่ไปทางขวามือที่ต้องใช้เวลายาวขึ้น และที่อุณหภูมิต่ำกว่าเล็กน้อย เมื่อเปรียบเทียบกับไดอะแกรม IT จะไม่เกิดการเปลี่ยนแปลง austenite ไปเป็น bainite ที่ช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า 450 °C (หรือประมาณ 840°F)

รูปที่ 9.27 ได้แสดงอัตราเร็วในการเย็นตัวลง (cooling rate) ที่แตกต่างกันของตัวอย่างเหล็กกล้าจำพวก eutectoid plain-carbon ที่ถูกทำให้เย็นตัวลงจากบริเวณเฟสของ austenite ไปยังอุณหภูมิห้อง เส้นโค้งการเย็นตัวลง A แสดงการเย็นตัวที่ช้าที่สุด เช่น การปล่อยให้เหล็กกล้าเย็นตัวในเตาเผาหลังจากที่ปิดแหล่งจ่ายไฟ โครงสร้าง microstructure ของเหล็กกล้าที่ปล่อยให้เย็นตัวลงในลักษณะนี้จะเป็น pearlite ที่มีลักษณะหยาบเส้นโค้งการเย็นตัวลง B แสดงถึงการเย็นตัวที่เร็วขึ้น เช่น การนำเอาเหล็กกล้าออกจากเตาเผาและปล่อยให้เย็นในอากาศ ในกรณีนี้เหล็กกล้าจะมีโครงสร้าง microstructure เป็น pearlite ที่มีลักษณะละเอียด

เส้นโค้งการเย็นตัวลง C ในรูปที่ 9.27 จะเริ่มมีการเกิด pearlite แต่ไม่มีเวลาเพียงพอ ที่เกิดได้อย่างสมบูรณ์ ทำให้มี austenite บางส่วนหลงเหลืออยู่ และ austenite ที่หลงเหลืออยู่นี้จะเปลี่ยนไปเป็น martensite ที่อุณหภูมิที่ต่ำกว่าโดยจะเริ่มมีการเปลี่ยนแปลงที่อุณหภูมิประมาณ 220°C การเปลี่ยนแปลงในลักษณะเช่นนี้เนื่องจากเกิดขึ้น 2 ขั้นตอน จึงเรียกว่า split transformation โครงสร้าง microstructure ของเหล็กกล้าที่ผ่านการเย็นตัวลงในลักษณะนี้จะประกอบด้วยส่วนผสมระหว่าง pearlite และ martensite ส่วนการเย็นตัวลงในอัตราเร็วที่มากกว่าเส้นโค้ง E ในรูปที่ 9.27 จะเรียกว่า อัตราเร็วในการเย็นตัวลงวิกฤต (critical cooling rate) ซึ่งจะทำให้เกิดโครงสร้างของ martensite ที่มีความแข็งมากเท่านั้น

นอกจากนี้ ไดอะแกรม CCT ของเหล็กกล้าจำพวก hypoeutectoid plain-carbon ก็ถูกสร้างขึ้นเช่นกัน ซึ่งจะมีความสลับซับซ้อนมากขึ้น เพราะที่อุณหภูมิต่ำจะมีโครงสร้าง bainite เกิดขึ้นบ้าง แต่ในหนังสือเล่มนี้ จะไม่กล่าวถึงเรื่องดังกล่าว



รูปที่ 9.27 การเปลี่ยนแปลงโครงสร้าง microstructure ของเหล็กกล้าจำพวก eutectoid plain carbon เมื่อถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างต่อเนืองที่อัตราเร็วที่แตกต่างกัน (จาก R.E Reed-Hill, "Physical Metallurgy Principles", 2d ed., D. Van Nostrand Co., 1973 " PWS Publishers)

9.3.4 กระบวนการ annealing และ normalizing ของเหล็กกล้า plain-carbon

ในบทที่ 6 ได้มีการอธิบายถึงกระบวนการ cold-working และกระบวนการ annealing ของโลหะ ดังนั้นจึงขออ้างอิงถึงกระบวนการดังกล่าวอีกครั้ง

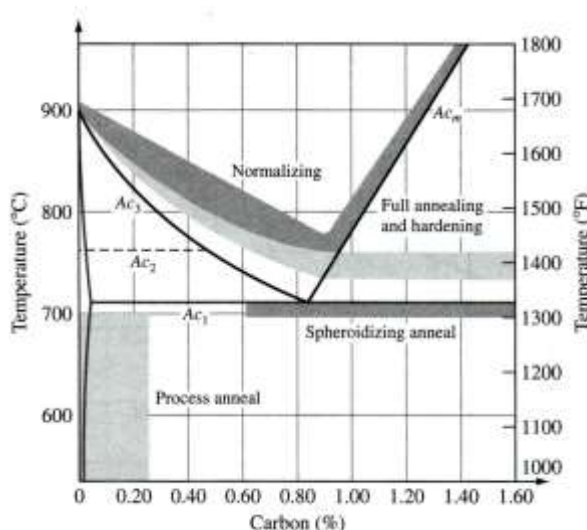
โดยทั่วไป กระบวนการ annealing ที่ใช้ในอุตสาหกรรมเหล็กกล้า plain-carbon มี 2 แบบด้วยกัน คือ full annealing และ process annealing

ในกระบวนการ full annealing เหล็กกล้าจำพวก hypoeutectoid และ eutectoid จะถูกให้ความร้อนจนถึงอุณหภูมิบริเวณ austenite ที่อยู่เหนือขอบเขต austenite-ferrite ขึ้นมา 40 °C และคงไว้ที่อุณหภูมินั้นเป็นระยะเวลาที่เพียงพอ และค่อยๆ ปล่อยให้เย็นลงภายในเตาเผาจนถึงอุณหภูมิห้อง ส่วนเหล็กกล้าจำพวก hypereutectoid จะถูกให้ความร้อนจนมีอุณหภูมิอยู่ในบริเวณที่มี 2 เฟสคือ austenite และ cementite (Fe_3C) เหนืออุณหภูมิ eutectoid ประมาณ 40 °C โครงสร้าง microstructure ของเหล็กกล้าจำพวก hypoeutectoid หลังจากผ่านการ full annealing จะประกอบด้วย proeutectoid ferrite และ pearlite (รูปที่ 9.10)

กระบวนการ process annealing ซึ่งอาจจะเรียกอีกชื่อหนึ่งว่า การกำจัดความเค้น (stress relief) เป็นกระบวนการที่ทำให้เหล็กกล้าที่มีปริมาณคาร์บอนต่ำซึ่งผ่านกระบวนการ cold working เช่น การรีดมาทำให้อ่อนตัวลงโดยการลดความเค้นภายใน กรรมวิธีเช่นนี้มักจะประยุกต์ใช้กับเหล็กกล้าจำพวก hypoeutectoid ที่มีปริมาณคาร์บอนน้อยกว่า 0.3% โดยทำให้อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิ eutectoid คืออยู่ระหว่าง 550–650 °C (ดังแสดงในรูปที่ 9.28)

กระบวนการ normalizing เป็นกระบวนการให้ความร้อนเหล็กกล้าจนกระทั่งมีอุณหภูมิอยู่ในบริเวณ austenite และทำเย็นตัวลงโดยตั้งทิ้งไว้ในอากาศ เหล็กกล้าจำพวก hypereutectoid plain-carbon ที่ผ่านกระบวนการ normalizing จะมีโครงสร้าง microstructure ที่ประกอบด้วย proeutectoid ferrite และ pearlite ที่มีลักษณะละเอียด วัตถุประสงค์ในการทำ normalizing นั้น จะแตกต่างกันไปดังนี้

1. เพื่อปรับปรุงโครงสร้างของเกรน
2. เพื่อเพิ่มความแข็งแรงของเหล็กกล้า (เมื่อเปรียบเทียบกับเหล็กกล้าที่ผ่านกระบวนการ annealing)
3. เพื่อลดการจับตัวกันขององค์ประกอบ (compositional segregation) ที่เกิดขึ้นในกระบวนการหล่อ (castings) และการตี (forgings) ดังนั้นจึงทำให้มีโครงสร้างที่สม่ำเสมอ



รูปที่ 9.28 ช่วงอุณหภูมิที่ใช้โดยทั่วไปในกระบวนการ annealing เหล็กกล้า plain carbon (จาก T.G. Digges et al., "Heat Treatment and Properties of Iron and Steel", NBS Monograph 88, 1966, p.10)

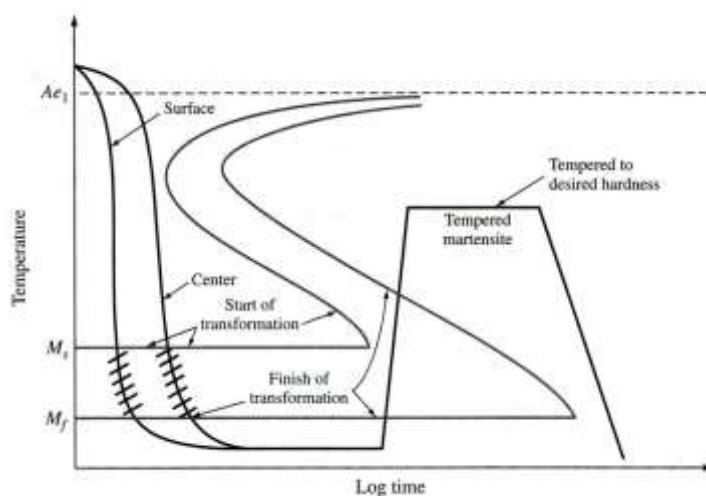
ช่วงของอุณหภูมิที่ใช้ในกระบวนการ normalizing เหล็กกล้า plain-carbon ได้แสดงไว้ในรูปที่ 9.28 การทำ normalizing จะมีความคุ้มค่าในเชิงเศรษฐกิจมากกว่าการทำ full annealing เพราะไม่ต้องใช้เตาเผาในการควบคุมอัตราการเย็นตัวลง

9.3.5 กระบวนการ tempering ของเหล็กกล้า plain-carbon

กระบวนการ tempering คือกระบวนการให้ความร้อนเหล็กกล้าที่มีโครงสร้าง martensite ที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิ eutectoid เพื่อทำให้เหล็กกล้านั้นมีความอ่อนตัวและเหนียวมากขึ้น รูปที่ 9.29 แสดงเส้นทางของกระบวนการ quenching และ tempering เหล็กกล้า plain-carbon เหล็กกล้าจะถูก austenitized ในช่วงแรกและทำให้เย็นตัวลงทันทีอย่างรวดเร็ว (quenching) เพื่อให้เกิด martensite ในโครงสร้างและหลีกเลี่ยงการเปลี่ยนแปลง austenite ไปเป็น ferrite และ cementite หลังจากนั้นเหล็กกล้าจะถูกให้ความร้อนอีกครั้งที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิ eutectoid เพื่อทำให้ martensite อ่อนตัวโดยการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างไปเป็นอนุภาคของ iron carbide ในเฟสของ ferrite

โครงสร้าง microstructure ที่เกิดการเปลี่ยนแปลงใน martensite เมื่อผ่านกระบวนการ tempering เฟสของ martensite เป็นโครงสร้างกึ่งอยู่ตัว (metastable) และสามารถสลายตัวได้โดยการให้ความร้อนอีกครั้งภายในเฟสของ martensites แบบลาร์ของเหล็กกล้า plain-carbon ที่มีปริมาณคาร์บอนต่ำ จะมีความหนาแน่นของความไม่สมบูรณ์ในโครงผลึกแบบ dislocation สูง และความไม่สมบูรณ์ในโครงผลึกเหล่านี้จะเป็นแหล่งที่มีพลังงานต่ำกว่าตำแหน่งที่ซอกระหว่างอะตอม (interstitial) ปกติ ดังนั้นเมื่อเหล็กกล้า martensite ที่มีปริมาณคาร์บอนต่ำผ่านการ tempering ในช่วงอุณหภูมิ 20–200°C อะตอมของคาร์บอนจะรวมตัวกันอยู่ที่ตำแหน่งที่มีพลังงานต่ำเหล่านี้

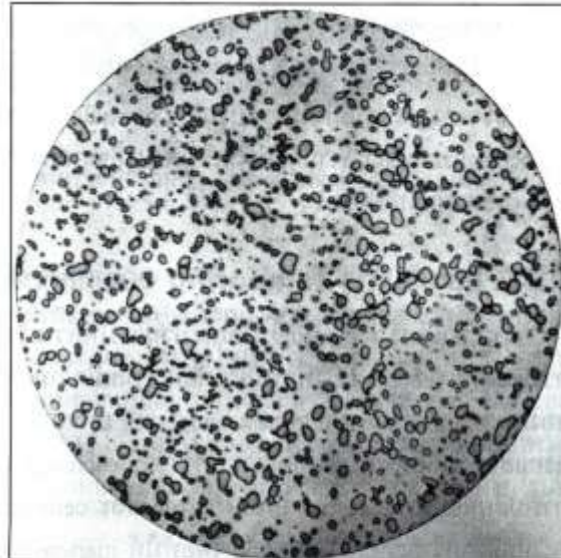
สำหรับเหล็กกล้า martensitic plain-carbon ที่มีปริมาณคาร์บอนมากกว่า 0.2% จะมีการจัดตัวใหม่ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 200 °C โดยรวมตัวกันเป็นกลุ่มในช่วงอุณหภูมินี้ ตะกอนที่รวมตัวกันเป็นขนาดเล็ก ๆ เหล่านี้จะเรียกว่า epsilon (ϵ) carbide และคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นเมื่อเหล็กกล้า martensite ผ่านการ tempering ที่ช่วงอุณหภูมิ 200–700 °C นี้คือ cementite, Fe_3C เมื่อเหล็กกล้าผ่านการ tempering ในช่วงอุณหภูมิ 200–300 °C cementite จะมีรูปร่างเป็นแท่ง (rod like) (รูปที่ 9.30) แต่ถ้าผ่านการ tempering ในช่วงอุณหภูมิ 400–



รูปที่ 9.29 ไดอะแกรมแสดงกระบวนการ quenching และกระบวนการ tempering สำหรับเหล็กกล้า plain-carbon (จาก "Suiting the Heat Treatment to the Job", United State Steel Corp., 1968, p.34)



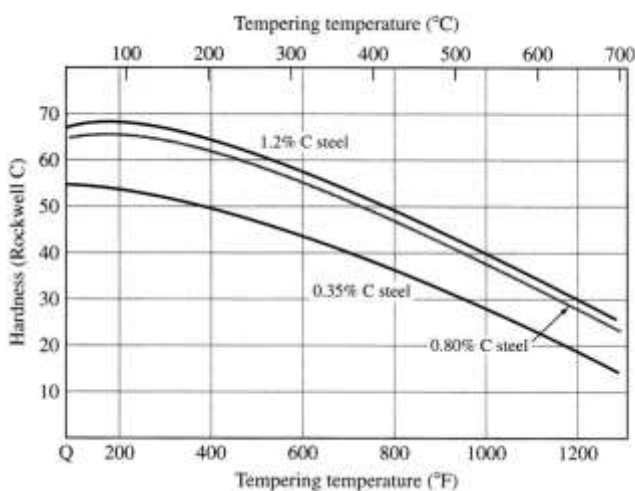
รูปที่ 9.30 ตะกอนของ Fe_3C ในเหล็ก martensite ที่มีปริมาณคาร์บอน 0.39% หลังจากถูก tempered เป็นเวลา 1 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ $300^{\circ}C$ (Electron micrograph.) (จาก G.R. Speich and W.C. Leslie, *Met. Trans.*, 31: 1043 (1972))



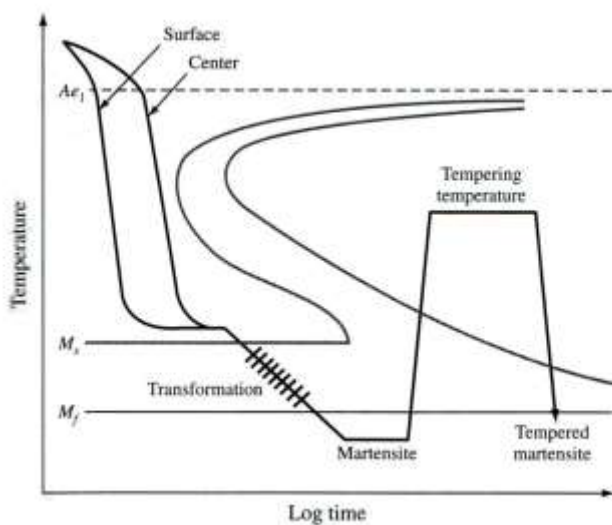
รูปที่ 9.31 แสดง spheroidite ในเหล็กกล้า hypereutectoid ที่มีปริมาณคาร์บอน 1.1% (กำลังขยาย 1000 เท่า) (จาก J. Vilella, E.C. Bain, and H.W. Paxton, "Alloying Elements in Steel", 2d ed., American Society for Metals, 1966, p.101)

$700^{\circ}C$ ที่สูงขึ้น cementite ที่มีรูปร่างลักษณะแท่งนี้จะรวมตัวกันเป็นอนุภาคกลม ซึ่งเรียกว่า spheroidite ดังแสดงในรูปที่ 9.31

ผลของอุณหภูมิในการทำ tempering ที่มีต่อความแข็งแรงของเหล็กกล้า plain-carbon รูปที่ 9.32 แสดงผลการเพิ่มอุณหภูมิในการ tempering ต่อความแข็งแรงของเหล็กกล้าจำพวก martensitic plain-carbon ความแข็งแรงของเหล็กกล้าจะค่อยๆ ลดลงเมื่ออุณหภูมิมากกว่า $200^{\circ}C$ จนถึงอุณหภูมิ $700^{\circ}C$ การที่ความแข็งแรงของเหล็กกล้า martensite ค่อยๆ ลดลงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น เพราะเกิดการแพร่ของอะตอมของคาร์บอนจากบริเวณช่องว่างระหว่างอะตอมที่มีความเค้นสูง ไปรวมตัวกันเกิดเป็นเหล็กคาร์ไบด์เฟสที่สองที่มีลักษณะกลม



รูปที่ 9.32 ความแข็งแรงของ martensites (0.35-1.2% C) หลังจากถูก tempered 1 ชั่วโมงที่อุณหภูมิต่างๆ (จาก E.C Bain and H.W. Paxton, "Alloying Elements in Steel", 2d ed. American Society for Metals, 1966, p. 38)



รูปที่ 9.33 เส้นทางการเย็นตัวลงในกระบวนการ martempering (marquenching) ที่เขียนทับลงบน IT diagram ของเหล็กกล้า eutectoid plain-carbon

กระบวนการ martempering (marquenching) เป็นวิธีการ quenching ที่มีการปรับปรุงเพื่อป้องกันไม่ให้เหล็กกล้านั้นเกิดมีรูปร่างผิดเพี้ยนไป หรือเกิดการแตกร้าวที่อาจจะเกิดขึ้นได้ถ้าเหล็กกล้าที่ผ่านการบำบัดด้วยความร้อนถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างไม่สม่ำเสมอ

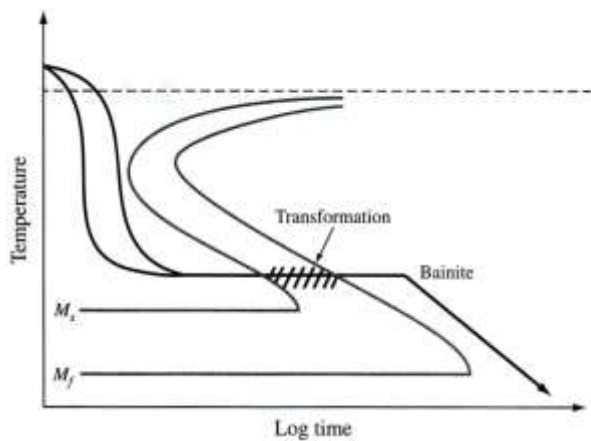
กระบวนการ martempering ประกอบด้วย (1) การทำให้เหล็กกล้าเปลี่ยนไปเป็นเฟสของ austenite ทั้งหมด (2) การทำให้เหล็กกล้านั้นเย็นตัวลงอย่างรวดเร็วในอ่างน้ำมันร้อนหรือเกลือเหลวซึ่งมีอุณหภูมิเหนืออุณหภูมิ M_s เล็กน้อย (หรือต่ำกว่าอุณหภูมิ M_s เล็กน้อย) (3) ปลอຍให้เหล็กกล้าอยู่ในสารตัวกลางที่ใช้ในการลดอุณหภูมินั้นเป็นระยะเวลาพอสมควร จนกระทั่งเหล็กกล้านั้นมีอุณหภูมิเท่ากันตลอด และเอาออกก่อนที่จะเริ่มมีการเปลี่ยนแปลงจาก martensite ไปเป็น bainite (4) ให้เหล็กกล้าเย็นตัวลงในอัตราเร็วที่ปานกลาง จนถึงอุณหภูมิห้องเพื่อป้องกันไม่ให้ภายในเหล็กกล้ามีอุณหภูมิแตกต่างกันมากจนเกินไป ต่อจากนั้นเหล็กกล้าจะถูกทำการ tempering ด้วยวิธีปกติ รูปที่ 9.33 แสดงเส้นทางการเย็นตัวลงในกระบวนการ martempering

โครงสร้างของเหล็กที่ผ่านกระบวนการ martempering และตามด้วยกระบวนการ tempering คือ tempered martensite ตารางที่ 9.2 แสดงสมบัติเชิงกลบางอย่างของเหล็กกล้า plain-carbon ที่มีปริมาณคาร์บอน 0.95% หลังจากผ่านกระบวนการ martempering และตามด้วย tempering และ เหล็กกล้าชนิดเดียว

ตารางที่ 9.2 แสดงสมบัติเชิงกลบางอย่าง (ที่ 20°C) ของเหล็กกล้า 1095 ที่ผ่านกระบวนการ austempering เมื่อเปรียบเทียบกับเหล็กกล้าที่ผ่านการบำบัดด้วยความร้อนวิธีอื่นบางชนิด

Heat treatment	Rockwell C hardness	Impact (ft · lb)	Elongation in 1 in. (%)
Water-quench and temper	53.0	12	0
Water-quench and temper	52.5	14	0
Martemper and temper	53.0	28	0
Martemper and temper	52.8	24	0
Austemper	52.0	45	11
Austemper	52.5	40	8

แหล่งข้อมูล : "Metals Handbook", Vol.2, 8th ed., American Society for Metals, 1964



รูปที่ 9.34 เส้นทางการเย็นตัวลงในกระบวนการ austempering เหล็กกล้า eutectoid plain-carbon (จาก "Suiting the Heat Treatment to the Job", United State Steel Corp., 1968, p.34)

กันที่ผ่านกระบวนการ quenching และตามด้วย tempering แบบธรรมดา ข้อแตกต่างที่เห็นได้ชัดของเหล็กกล้าทั้ง 2 ชนิดคือ เหล็กกล้าที่ผ่านกระบวนการ martempering และตามด้วย tempering จะมีค่า impact energy สูงกว่า

กระบวนการ austempering กระบวนการ austempering เป็นกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิคงที่เพื่อทำให้เกิดโครงสร้าง bainite ในเหล็กกล้า plain-carbon ซึ่งการทำให้เกิดโครงสร้าง bainite ในเหล็กกล้านั้นอาจทำได้อีกวิธีหนึ่งโดยการ quenching และหลังจากนั้นทำการ tempering เพื่อเพิ่มความแข็งแรงและความเหนียวในเหล็กกล้า แต่กระบวนการ austempering นั้นเหล็กกล้าจะถูกทำให้เปลี่ยนไปเป็นเฟสของ austenite ก่อน และหลังจากนั้นจะทำให้เย็นตัวลงในอ่างเกลือเหลวที่อุณหภูมิเหนืออุณหภูมิ M_s เพียงเล็กน้อยและให้คงที่ไว้ที่อุณหภูมินั้นจนกระทั่ง austenite เปลี่ยนไปเป็น bainite ต่อจากนั้นก็จะทำให้เย็นตัวลงจนถึงอุณหภูมิห้องโดยทิ้งไว้ในอากาศ (รูปที่ 9.34) โครงสร้างสุดท้ายของเหล็กกล้า austempered eutectoid plain-carbon คือ bainite

ข้อดีของกระบวนการ austempering คือ (1) ปรับปรุงความเหนียวและความแข็งแรงของเหล็กกล้าให้ดีขึ้นกว่าเหล็กกล้าผ่านกระบวนการ quenching และ tempering แบบธรรมดา (ตารางที่ 9.1) และ (2) ป้องกันการผิพื้อนของรูปร่างระหว่างการ quenching

ข้อเสียของกระบวนการ austempering คือ ต้องมีอ่างเกลือเหลวพิเศษ และ (2) กระบวนการจะสามารถถูกใช้กับเหล็กกล้าบางชนิดเท่านั้น

9.3.6 การแยกประเภทเหล็กกล้า plain-carbon และสมบัติเชิงกล

เหล็ก plain-carbon โดยส่วนใหญ่จะถูกแยกประเภทโดยกำหนดด้วยตัวเลข 4 หลัก ตามหลักของ AISI-SAE (The American Iron and Steel Institute-the Society for Automotive Engineers) ตัวเลข 2 ตัวแรกคือ 10 ซึ่งหมายถึงเหล็กกล้าจำพวก plain-carbon ส่วนตัวเลข 2 ตัวหลังนั้นเมื่อหารด้วยร้อยแล้วจะหมายถึง ปริมาณร้อยละของคาร์บอนที่มีอยู่ในเหล็กกล้า ตัวอย่างเช่น เหล็กกล้าที่มีรหัส AISI-SAE เท่ากับ 1030 มีความหมายคือ เป็นเหล็กกล้า plain-carbon ที่มีปริมาณคาร์บอน 0.30% เหล็กกล้า plain-carbon ทั้งหมดมักจะมีธาตุอัลลอยด์แมงกานีสอยู่ในปริมาณ 0.30-0.95% เพื่อเพิ่มความแข็งแรง นอกจากนี้เหล็กกล้า plain-carbon ยังมีสิ่งเจือปน เช่น กำมะถัน ฟอสฟอรัส ซิลิคอน และธาตุอื่นบางชนิดรวมอยู่

สมบัติเชิงกลของเหล็กกล้า plain-carbon ในระบบ AISI-SAE บางชนิดได้แสดงในตารางที่ 9.3 จะเห็นว่าเหล็กกล้า plain-carbon ที่มีปริมาณคาร์บอนต่ำจะมีความแข็งแรงน้อยแต่มีความเหนียวมาก

เหล็กกล้าเหล่านี้มักจะถูกใช้ทำเป็นแผ่นเพื่อใช้ในการขึ้นรูปทำกันชนและตัวถังรถยนต์ และเมื่อปริมาณคาร์บอนในเหล็กกล้าเพิ่มขึ้น เหล็กกล้าจะแข็งแรงขึ้นแต่มีความเหนียวน้อยลง เหล็กกล้าที่มีปริมาณคาร์บอนปานกลาง (1020-1040) มักจะถูกใช้ทำเพลา (shafts) และเกียร์ (gears) ส่วนเหล็กกล้าที่มีปริมาณคาร์บอนมาก (1060-1095) มักจะถูกใช้ทำสปริง (springs), บล็อกของแม่พิมพ์ (die blocks), คัตเตอร์ (cutters) และใบพัด (blades)

ตารางที่ 9.3 สมบัติเชิงกลและการประยุกต์ใช้เหล็กกล้า plain-carbon

Alloy AISI-SAE number	Chemical composition (wt %)	Condition	Tensile strength		Yield strength		Elongation (%)	Typical applications
			ksi	MPa	ksi	MPa		
1010	0.10 C, 0.40 Mn	Hot-rolled	40-60	276-414	26-45	179-310	28-47	Sheet and strip for drawings; wire, rod, and nails and screws; concrete reinforcement bar
		Cold-rolled	42-58	290-400	23-38	159-262	30-45	
1020	0.20 C, 0.45 Mn	As rolled	65	448	48	331	36	Steel plate and structural sections; shafts, gears
		Annealed	57	393	43	297	36	
1040	0.40 C, 0.45 Mn	As rolled	90	621	60	414	25	Shafts, studs, high-tensile tubing, gears
		Annealed	75	517	51	352	30	
1060	0.60 C, 0.65 Mn	Tempered*	116	800	86	593	20	Spring wire, forging dies, railroad wheels
		As rolled	118	814	70	483	17	
1080	0.80 C, 0.80 Mn	Annealed	91	628	54	483	22	Music wire, helical springs, cold chisels, forging die blocks
		Tempered*	160	110	113	780	13	
1095	0.95 C, 0.40 Mn	As rolled	140	967	85	586	12	Dies, punches, taps, milling cutters, shear blades, high-tensile wire
		Annealed	89	614	54	373	25	
		Tempered*	189	1304	142	980	12	
		As rolled	140	966	83	573	9	
		Annealed	95	655	55	379	13	
		Tempered*	183	1263	118	814	10	

*Quenched and tempered at 315°C (600°F).

9.4 เหล็กกล้า low-alloy

ถ้าวิศวกรไม่ต้องการความแข็งแรงมากนัก ก็สามารถเลือกใช้เหล็กกล้า plain-carbon ได้ เพราะเหล็กกล้า plain-carbon เหล่านี้จะมีราคาถูก แต่อย่างไรก็ตามก็มีข้อจำกัดบางอย่างที่ทำให้ไม่สามารถใช้เหล็กกล้าเหล่านี้ได้ ข้อจำกัดเหล่านี้มีดังนี้คือ

1. เหล็กกล้า plain-carbon ไม่สามารถถูกทำให้มีความแข็งแรงเกินกว่า 100,000 psi (690 MPa) โดยปราศจากการสูญเสียความเหนียวและความแข็งแรง
2. เหล็กกล้า plain-carbon ที่มีความหนาแน่นจะไม่สามารถถูกทำให้เกิดโครงสร้าง martensite ได้ทั้งหมด ซึ่งก็หมายความว่าส่วนใดส่วนหนึ่งของเหล็กกล้าชิ้นนั้นจะปราศจากความแข็งแรง
3. เหล็กกล้า plain-carbon จะมีความทนทานต่อการกัดกร่อนและออกซิเดชันที่ต่ำ
4. เหล็กกล้า plain-carbon ที่มีปริมาณคาร์บอนที่ปานกลางจะต้องถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างรวดเร็วเพื่อให้ได้โครงสร้างที่มี martensite ทั้งหมด ซึ่งการทำให้เย็นตัวลงอย่างรวดเร็วนี้อาจจะทำให้เหล็กกล้าผิดรูปร่างไปและอาจเกิดการแตกร้าว
5. เหล็กกล้า plain-carbon จะมีความแข็งแรงต่ำที่อุณหภูมิต่ำ

เพื่อแก้ไขข้อจำกัดเหล่านี้ เหล็กกล้าอัลลอยด์ได้ถูกพัฒนาขึ้นโดยการเติมธาตุอัลลอยด์บางชนิดลงไปเพื่อปรับปรุงสมบัติของเหล็กกล้าชิ้นนั้น โดยทั่วไปเหล็กกล้าอัลลอยด์มักจะมีราคาแพงกว่าเหล็กกล้า plain-carbon แต่มักจะมีความต้องการในงานด้านวิศวกรรม ธาตุอัลลอยด์หลักที่มักถูกเติมลงในเหล็กกล้ามีดังนี้ คือ แมงกานีส นิกเกิล โครเมียม โมลิบดีนัม และทังสเตน นอกจากนี้ในบางครั้งก็อาจมีการเติมธาตุอื่นๆ อีกเช่น เวนเดียม โคบอลต์ ทองแดง อะลูมิเนียม ตะกั่ว ไทเทเนียม และโคลัมเบียม (นิโอเบียม)

9.4.1 การแยกประเภทเหล็กกล้าอัลลอยด์

เหล็กกล้าอัลลอยด์บางชนิดอาจจะประกอบด้วยธาตุอัลลอยด์มากถึง 50 เปอร์เซ็นต์ แต่ก็ยังจัดว่าเป็นเหล็กกล้าอัลลอยด์ แต่สำหรับในหนังสือเล่มนี้ เหล็กกล้า low-alloy ที่มีส่วนประกอบของธาตุอัลลอยด์อยู่ประมาณ 1-4% เท่านั้น จึงจัดว่าเป็นเหล็กกล้าอัลลอยด์ เหล็กกล้าเหล่านี้มักถูกใช้ในงานอุตสาหกรรมรถยนต์และก่อสร้าง

ในสหรัฐอเมริกา เหล็กกล้าอัลลอยด์มักจะถูกกำหนดด้วยตัวเลข 4 หลักตามระบบ AISI-SAE ตัวเลข 2 ตัวแรกจะแทน ธาตุอัลลอยด์หลัก หรือ กลุ่มธาตุ ที่มีอยู่ในเหล็กกล้าชิ้นนั้น และตัวเลข 2 ตัวหลังนั้นเมื่อถูกหารด้วย 100 แล้ว จะหมายถึงร้อยละของปริมาณคาร์บอนที่มีอยู่ในเหล็กกล้า ตารางที่ 9.4 แสดงส่วนประกอบของเหล็กกล้าอัลลอยด์ที่สำคัญบางชนิด

9.4.2 การกระจายตัวของธาตุอัลลอยด์ในเหล็กกล้าอัลลอยด์

การกระจายตัวของธาตุอัลลอยด์ในเหล็กกล้าชิ้นนั้นขึ้นอยู่กับว่าธาตุแต่ละตัวนั้นจะมีแนวโน้มการเกิดสารประกอบ และคาร์ไบด์อย่างไร ตารางที่ 9.5 ได้รวบรวมการกระจายตัวโดยประมาณธาตุอัลลอยด์ทั้งหมดที่มีอยู่ในเหล็กกล้าอัลลอยด์

ตารางที่ 9.4 เหล็กกล้าอัลลอยด์ชนิดต่างๆ

13xx	Manganese 1.75
40xx	Molybdenum 0.20 or 0.25; or molybdenum 0.25 and sulfur 0.042
41xx	Chromium 0.50, 0.80, or 0.95, molybdenum 0.12, 0.20, or 0.30
43xx	Nickel 1.83, chromium 0.50 or 0.80, molybdenum 0.25
44xx	Molybdenum 0.53
46xx	Nickel 0.85 or 1.83, molybdenum 0.20 or 0.25
47xx	Nickel 1.05, chromium 0.45, molybdenum 0.20 or 0.35
48xx	Nickel 3.50, molybdenum 0.25
50xx	Chromium 0.40
51xx	Chromium 0.80, 0.88, 0.93, 0.95, or 1.00
51xxx	Chromium 1.03
52xxx	Chromium 1.45
61xx	Chromium 0.60 or 0.95, vanadium 0.13 or min 0.15
86xx	Nickel 0.55, chromium 0.50, molybdenum 0.20
87xx	Nickel 0.55, chromium 0.50, molybdenum 0.25
88xx	Nickel 0.55, chromium 0.50, molybdenum 0.35
92xx	Silicon 2.00; or silicon 1.40 and chromium 0.70
50Bxx*	Chromium 0.28 or 0.50
51Bxx*	Chromium 0.80
81Bxx*	Nickel 0.30, chromium 0.45, molybdenum 0.12
94Bxx*	Nickel 0.45, chromium 0.40, molybdenum 0.12

*B หมายถึงเหล็กกล้าไบรอน

แหล่งข้อมูล "Alloy Steel : Semifinished; Hot-Rolled and Cold-Finished Bars", American Iron and Steel Institute, 1970.

นิเกิลจะละลายอยู่ใน α ferrite ของเหล็กกล้า เพราะว่ามีแนวโน้มที่จะเกิดคาร์ไบด์น้อยกว่า เหล็ก ซิลิคอนจะรวมตัวกับออกซิเจนที่มีอยู่ในเหล็กกล้าจำนวนหนึ่งเพื่อเกิดสารประกอบขึ้น หรืออาจจะละลายอยู่ใน ferrite ส่วนแมงกานีสที่เติมเข้าไปในเหล็กกล้าจะละลายใน ferrite แต่จะมีแมงกานีสบางส่วนจะเกิดคาร์ไบด์และมักจะแทรกเข้าไปใน cementite เกิดเป็น $(Fe, Mn)_3C$

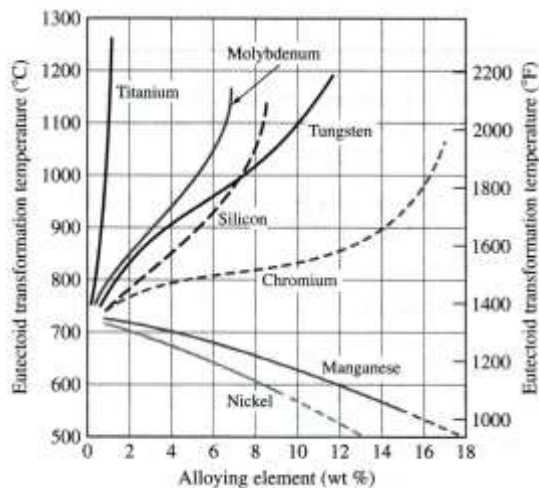
ตารางที่ 9.5 การกระจายตัวโดยประมาณของธาตุอัลลอยด์ในเหล็กกล้าอัลลอยด์

Element	Dissolved in ferrite	Combined in carbide	Combined as carbide	Compound	Elemental
Nickel	Ni			Ni ₃ Al	
Silicon	Si			SiO ₂ · M _x O _y	
Manganese	Mn \longleftrightarrow Mn		(Fe,Mn) ₃ C	MnS; MnO · SiO ₂	
Chromium	Cr \longleftrightarrow Cr		(Fe,Cr) ₃ C Cr ₇ C ₃ Cr ₂₃ C ₆		
Molybdenum	Mo \longleftrightarrow Mo		Mo ₂ C		
Tungsten	W \longleftrightarrow W		W ₂ C		
Vanadium	V \longleftrightarrow V		V ₄ C ₃		
Titanium	Ti \longleftrightarrow Ti		TiC		
Columbium†	Cb \longleftrightarrow Cb		CbC		
Aluminum	Al			Al ₂ O ₃ ; AlN	
Copper	Cu (small amount)				
Lead					Pb

*ลูกศรแสดงแนวโน้มในเชิงเปรียบเทียบในการละลายของธาตุใน ferrite หรือการรวมตัวในคาร์ไบด์

†Cb = Nb (นิกโคเบียม)

แหล่งข้อมูล E.C Bain and H.W. Paxton, "Alloying Elements in Steel", 2d ed. American Society for Metals, 1966



รูปที่ 9.35 ผลของปริมาณของร้อยละของธาตุอัลลอยด์ที่มีต่ออุณหภูมิ eutectoid ในการเปลี่ยน austenite ไปเป็น pearlite ในเฟสไดอะแกรมของ Fe-Fe₃C (จาก "Metals handbook", vol.8, 9th ed., American Society for Metals, 1973, p.191)

โครเมียมซึ่งเป็นธาตุที่มีแนวโน้มจะเกิดคาร์ไบด์มากกว่าเหล็ก จะขึ้นอยู่ระหว่าง ferrite และเฟสของ carbide การกระจายตัวของโครเมียมจะขึ้นอยู่กับการมีอยู่หรือไม่มีธาตุที่จะเกิดเป็นคาร์ไบด์ได้ง่ายกว่า เช่น ไทเทเนียมและโคบอลต์เป็นส่วนที่เสถียรและโมลิบดีนัมจะรวมกับคาร์บอนเกิดเป็นคาร์ไบด์ถ้ามีปริมาณคาร์บอนมากเพียงพอหรือไม่มีธาตุที่จะเกิดเป็นคาร์ไบด์ได้ง่ายกว่าอยู่ เช่น ไทเทเนียม และโคบอลต์เป็นส่วน เวเนเดียม ไทเทเนียมและโคบอลต์ จะมีแนวโน้มการเกิดคาร์ไบด์ได้ดี ดังนั้นจึงมักพบในรูปของคาร์ไบด์ในเหล็กกล้าเป็นส่วนใหญ่ ส่วนอะลูมิเนียมจะรวมกับออกซิเจนและไนโตรเจนกลายเป็นสารประกอบ Al₂O₃ และ AlN ตามลำดับ

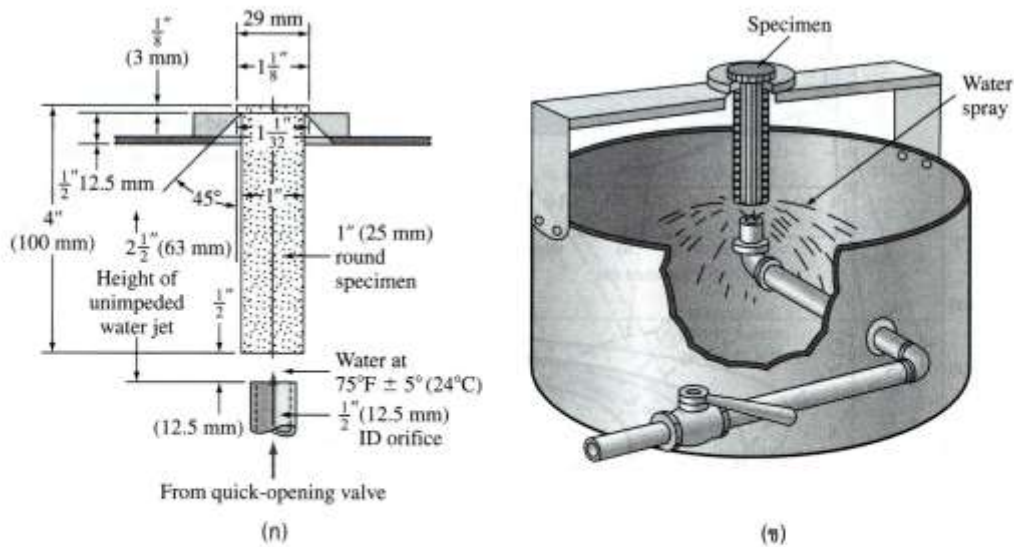
9.4.3 ผลของธาตุอัลลอยด์ที่มีต่ออุณหภูมิ eutectoid ของเหล็กกล้า

ธาตุลloyด์ชนิดต่างๆ ที่เติมเข้าไปในเหล็กกล้าจะมีผลทำให้อุณหภูมิ eutectoid ในเฟสไดอะแกรมของ Fe-Fe₃C เพิ่มขึ้นหรือลดลง (รูปที่ 9.5) ทั้งแมงกานีสและนิกเกิลจะทำให้อุณหภูมิ eutectoid ลดลงและจะทำหน้าที่เป็นธาตุที่ทำให้ austenite อยู่ตัว ธาตุเหล่านี้เรียกว่า austenite-stabilizing elements ซึ่งมีผลทำให้บริเวณ austenite ในเฟสไดอะแกรมของ Fe-Fe₃C (รูปที่ 9.6) กว้างขึ้น ในเหล็กกล้าบางชนิดที่มีปริมาณนิกเกิลและแมงกานีสที่มากเพียงพอโครงสร้าง austenite จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิห้องได้ ส่วนธาตุที่มักเกิดอยู่ในรูปของคาร์ไบด์ เช่น ทังสเตน, โมลิบดีนัม และ ไทเทเนียม มักจะทำให้อุณหภูมิ eutectoid ในเฟสไดอะแกรมของ Fe-Fe₃C เพิ่มขึ้นและมีผลทำให้บริเวณ austenite ลดลง ธาตุเหล่านี้จะเรียกว่า ferrite-stabilizing elements

9.4.4 Hardenability

hardenability ของเหล็กกล้า เป็นสมบัติที่ใช้ในการบอกถึงความแข็งที่กระจายตัวอยู่ ณ จุดต่างๆ ในเหล็กกล้าที่เกิดขึ้นเนื่องจากการ quenching จากสภาวะ austenite

hardenability ของเหล็กกล้าขึ้นอยู่กับ (1) องค์ประกอบของธาตุต่างๆ ในเหล็กกล้า (2) ขนาดของเกรนของ austenite และ (3) โครงสร้างของเหล็กกล้าก่อนการ quenching คำว่า hardenability จะแตกต่างกับคำว่าความแข็งของเหล็กกล้าซึ่งคำหลังจะหมายถึงความต้านทานต่อการผิดรูปอย่างถาวรหรือการเปลี่ยนแปลงรูปร่างอย่างถาวร (plastic deformation) โดยวิธีการ indentation



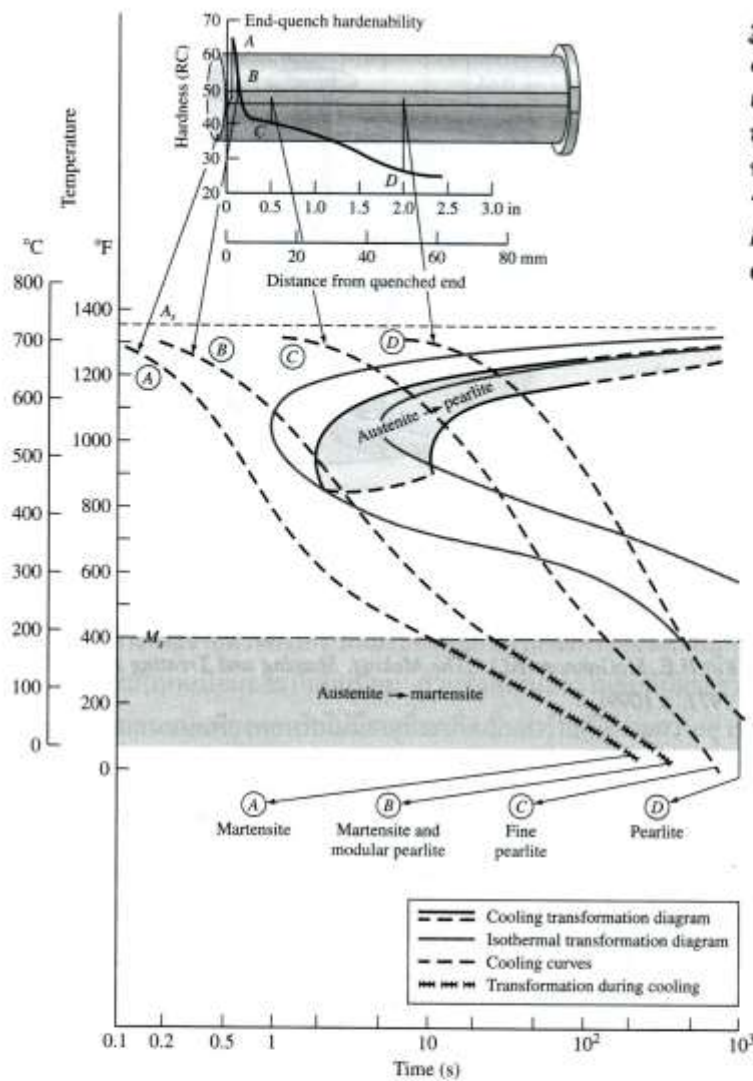
รูปที่ 9.36 (น) ชิ้นตัวอย่างและการ fixture ในการทดสอบ end-quench hardenability (จาก M.A. Grossmann and E.C. Bain, "Principles of Heat Treatment", 5th ed., American Society for Metals, 1964, p.114) (ข) ภาพแสดงวิธีการทดสอบ end-quench hardenability (จาก H.E. McGannon (ed.), "The Making, Shaping and Treating of Steel", 9th ed., United States Steel Corp., 1971, p.1099)

ในอุตสาหกรรม โดยทั่วไป hardenability มักจะถูกวัดโดยวิธี Jominy hardenability test ตัวอย่างที่ใช้ในการทดสอบจะเป็นแท่งทรงกระบอกที่มีเส้นผ่านศูนย์กลาง 1 นิ้ว และความยาว 4 นิ้ว (รูปที่ 9.36 (ก)) เนื่องจากโครงสร้างของเหล็กกล้าจะมีผลต่อ hardenability อย่างมากดังที่ได้กล่าวมาแล้วในข้างต้น ดังนั้น ก่อนการทดสอบตัวอย่างควรถูกทำ normalizing เสียก่อน ในการทดสอบ Jominy หลังจากตัวอย่างถูกทำให้เปลี่ยนเป็น austenite แล้ว ตัวอย่างจะถูกวางบนตำแหน่งที่กำหนดดังแสดงในรูปที่ 9.36(ข) และหลังจากนั้น น้ำจะถูกปล่อยพุ่งใส่แท่งตัวอย่างที่ปลายด้านหนึ่งอย่างรวดเร็วเมื่อแท่งตัวอย่างเย็นตัวลง ก็จะนำมาวัดค่า Rockwell C hardness ที่ผิวเป็นระยะ 2.5 นิ้วจากปลายด้านที่ถูกน้ำพุ่ง

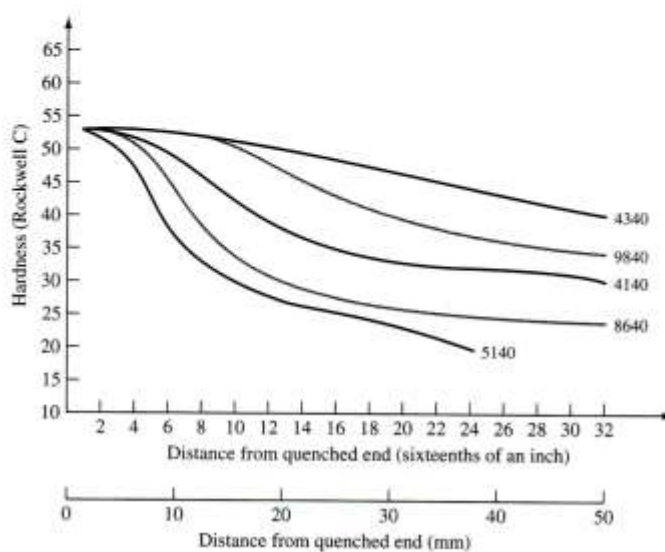
รูปที่ 9.37 แสดงกราฟ harden ability ระหว่าง Rockwell C hardness กับระยะห่างจากปลายด้านที่ถูกน้ำพุ่งและทำให้เกิดการเย็นตัวของเหล็กกล้าจำพวก 1080 eutectoid plain-carbon เหล็กกล้าชนิดนี้จะมี hardenability ค่อนข้างต่ำ เพราะความแข็งของเหล็กกล้าชนิดนี้ลดลงจากค่า RC = 65 ที่ปลายด้านที่ถูก quenched ของแท่งตัวอย่างไปเป็นค่า RC = 50 ที่ตำแหน่งห่างจากปลายนั้นไปเพียง 3/16 นิ้ว ดังนั้น ถ้าเหล็กกล้าชนิดนี้มีส่วนที่มีความหนามาก จะไม่สามารถทำให้เกิด martensite ได้ทั้งหมดโดยการ quenching นอกจากนี้ รูปที่ 9.37 ยังได้แสดงความสัมพันธ์ระหว่างข้อมูล end-quench hardenability กับไดอะแกรม CCT ของเหล็กกล้า 1080 ซึ่งได้แสดงการเปลี่ยนแปลงโครงสร้าง microstructure ที่เกิดขึ้น ณ ตำแหน่งต่างๆ A, B, C และ D จากปลายด้านที่ถูก quenched ของเหล็กกล้า

เส้นโค้ง hardenability ของเหล็กกล้าอัลลอยด์ที่ประกอบด้วยคาร์บอน 0.40% ได้แสดงไว้ในรูปที่ 9.38 เหล็กกล้าอัลลอยด์ 4340 จะมี hardenability สูงเป็นพิเศษและสามารถทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วจนได้ความแข็ง RC = 40 ที่ระยะ 2 นิ้วจากปลายที่ถูก quenched ของแท่งตัวอย่าง ดังนั้นเหล็กกล้าอัลลอยด์ชนิดนี้จึงสามารถถูก quenched ที่อัตราเร็วที่ต่ำกว่าได้โดยยังคงมีค่าความแข็งที่สูง

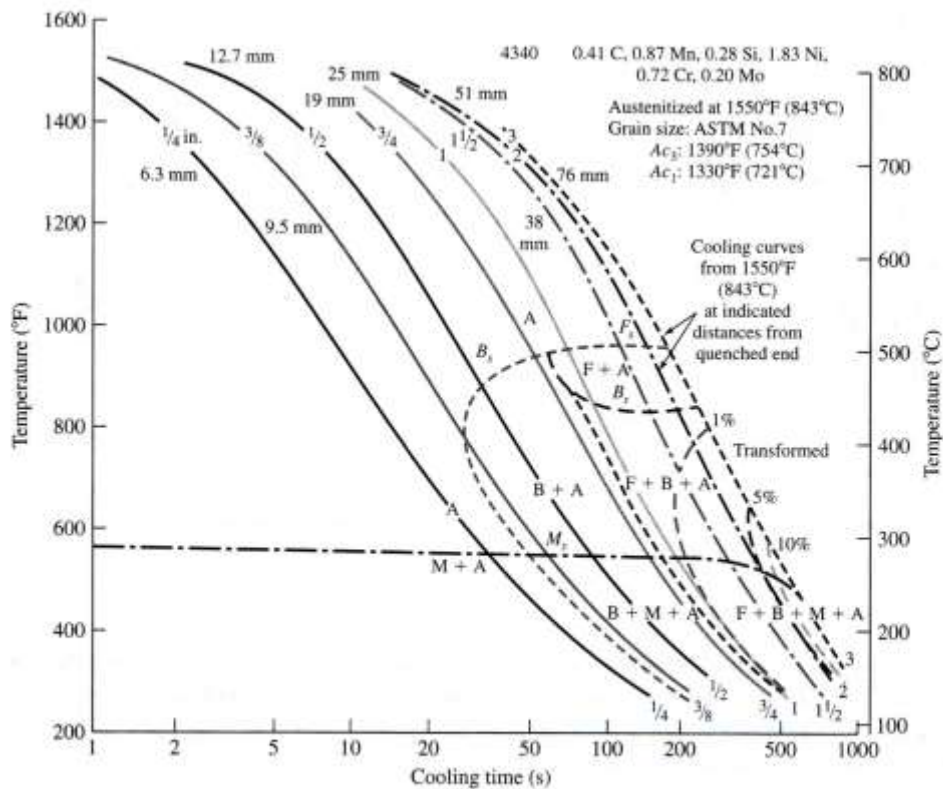
เหล็กกล้าอัลลอยด์ เช่น เหล็กกล้า 4340 จะเป็นเหล็กกล้าที่สามารถทำให้เกิดความแข็งสูง เพราะการสลายตัวของ austenite ไปเป็น ferrite และ bainite ในช่วงการเย็นตัวของเหล็กกล้าจากบริเวณ austenite



รูปที่ 9.37 ความสัมพันธ์ระหว่าง continuous-cooling transformation diagram และข้อมูลของการทดสอบ end-quench hardenability ของเหล็กกล้า eutectoid (จาก "Isothermal Transformation Diagrams", United State Steel Corp., 1963, p.181)



รูปที่ 9.38 การเปรียบเทียบเส้นโค้ง hardenability ของเหล็กกล้าอัลลอยด์ ที่มีปริมาณคาร์บอน 0.40% (จาก H.E McGannon (ed.) "The Making, Shaping, and Treating of Steels", United States Steel Corp., 1971, p.1139)

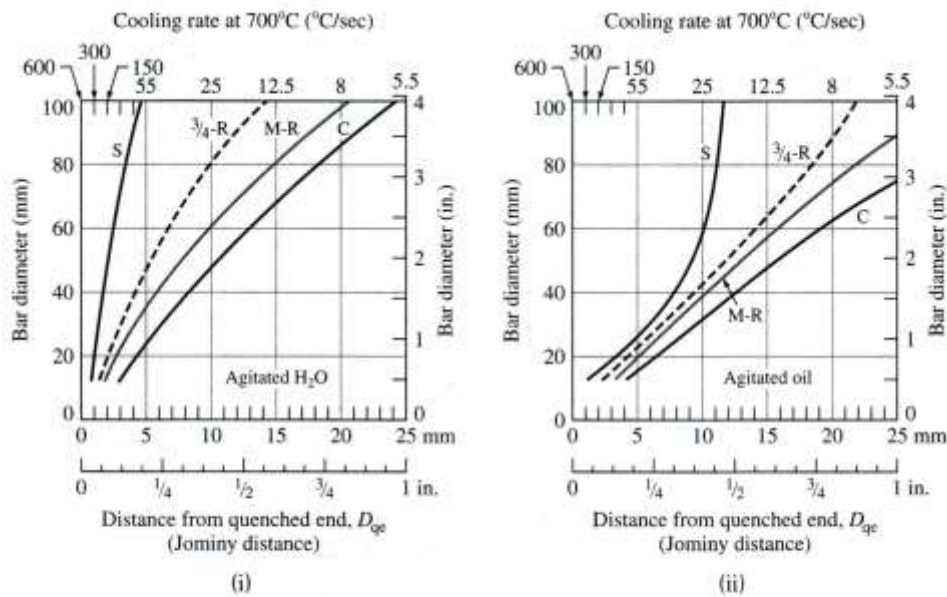


รูปที่ 9.39 ไดอะแกรม Continuous-cooling transformation ของเหล็กกล้าอัลลอยด์ AISI 4340, A = austenite, F = ferrite, B = bainite, M = martensite (จาก Metal Progress, September 1964, p. 106)

จะเกิดขึ้นช้าลงและการสลายตัวของ austenite ไปเป็น ferrite และ bainite ได้แสดงบนไดอะแกรม CCT ดังรูปที่ 9.39

อัตราเร็วในการเย็นตัวจะแตกต่างกันขึ้นอยู่กับ (1) ความแตกต่างของเส้นผ่านศูนย์กลางของแท่งวัสดุ (2) ความแตกต่างของตำแหน่งในพื้นที่หน้าตัดของแท่งวัสดุ และ (3) ความแตกต่างของชนิดตัวกลางในการทำ quenching

รูปที่ 9.40 แสดงเส้นกราฟความสัมพันธ์ระหว่างเส้นผ่านศูนย์กลางของแท่งวัสดุ และอัตราเร็วในการเย็นตัวที่ตำแหน่งที่แตกต่างกันในแท่งเหล็กกล้าที่ถูก quenched ใน (i) น้ำที่มีการกวน (ii) น้ำมันที่มีการกวน จากกราฟเหล่านี้ จะทำให้สามารถหาอัตราเร็วในการเย็นตัว และระยะห่างจากปลายของแท่งเหล็กกล้ามาตรฐานที่ถูก quenched ด้วยอัตราความเร็วในการทดสอบ Jominy test ได้เมื่อเส้นผ่านศูนย์กลาง และตำแหน่งบนพื้นที่หน้าตัดของแท่งเหล็กที่ถูก quenched ในตัวกลางใด ๆ ได้ถูกกำหนด และจากการทราบอัตราเร็วในการเย็นตัวและระยะห่างจากปลายของแท่งเหล็ก Jominy ที่ถูก quenched จะทำให้สามารถหาค่าความแข็งของเหล็กกล้าที่ตำแหน่งนั้น ๆ บนพื้นที่หน้าตัดตามต้องการได้จากกราฟ Jominy ซึ่งเขียนระหว่างความแข็งและระยะห่างจากปลายของแท่งเหล็กกล้า Jominy ที่ถูก quenched ตัวอย่างที่ 9.5 ได้แสดงถึงประโยชน์ในการใช้กราฟรูป 9.40 ในการทำนายความแข็งของแท่งเหล็กกล้าที่ตำแหน่งใด ๆ บนพื้นที่หน้าตัดได้ เมื่อทราบขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางและตัวกลางที่ใช้ในการ quenching ได้



รูปที่ 9.40 อัตราเร็วในการเย็นตัวในแท่งเหล็กกล้าคาร์บอนใน (i) น้ำที่มีการกวน (ii) น้ำมันที่มีการกวน แกนนอนด้านบนแสดงอัตราเร็วในการเย็นตัวที่อุณหภูมิ 700°C; แกนนอนด้านล่างแสดงตำแหน่งที่สอดคล้องกับระยะห่างจากปลายของแท่งเหล็ก Jominy ที่ถูก quenched (C: จุดศูนย์กลาง, M-R = กึ่งกลางของระยะรัศมี (midradius), S = ที่ผิว, เส้นประ = เส้นโค้งโดยประมาณของระยะ $\frac{3}{4}$ ของรัศมีบนพื้นที่หน้าตัดของแท่งเหล็ก) (จาก L.H. VanVlack, "Materials for Engineering: Concepts and Application", Addison-Wesley 1982, p. 155)

ตัวอย่างที่ 9.5

แท่งเหล็กกล้าอัลลอยด์ 5140 ที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 40 mm หลังจากที่ถูก austenitized แล้วถูกทำให้เย็นลงทันทีในน้ำมันที่มีการกวน (agitated oil) จงทำนาย Rockwell C (RC) hardness ของแท่งเหล็กที่ (ก) ผิว (ข) จุดศูนย์กลาง

คำตอบ

- (ก) ที่ผิวของแท่งเหล็ก อัตราเร็วในการเย็นตัวที่ผิวของแท่งเหล็กกล้าขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 40 mm ซึ่งถูก quenched ในน้ำมันที่มีการกวน สามารถทราบได้จากภาพรูปที่ (ii) ของรูปที่ 9.40 ซึ่งสอดคล้องกับระยะห่างจากปลายของแท่งเหล็ก Jominy ที่ถูก quenched เท่ากับ 8 mm หลังจากนั้น จะสามารถทราบความแข็งของแท่งเหล็กที่ผิวได้เท่ากับ 45 RC โดยใช้กราฟ hardenability (รูปที่ 9.38)
- (ข) ที่จุดศูนย์กลางของแท่งเหล็ก อัตราเร็วในการเย็นตัวที่จุดศูนย์กลางของแท่งเหล็กกล้าขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 40 mm ซึ่งถูก quenched ในน้ำมันที่มีการกวนสามารถทราบได้จากภาพรูปที่ (ii) ของรูปที่ 9.40 ซึ่งสอดคล้องกับระยะห่างจากปลายของแท่งเหล็ก Jominy ที่ถูก quenched เท่ากับ 13 mm หลังจากนั้นจะสามารถทราบความแข็งของแท่งเหล็กที่จุดศูนย์กลางได้เท่ากับ 32 RC โดยใช้กราฟ hardenability (รูปที่ 9.38)

9.4.5 สมบัติเชิงกลและการประยุกต์ใช้ของเหล็กกล้า low-alloy

ตารางที่ 9.6 ได้รวบรวมสมบัติเชิงกลและการประยุกต์ใช้เหล็กกล้า low-alloy ที่ใช้อยู่ทั่วไปบางชนิด จะเห็นว่าเหล็กกล้า low-alloy บางชนิดจะมีความแข็งแรง ความแข็งแกร่ง และความเหนียวดีกว่าเหล็กกล้า plain-carbon แต่อย่างไรก็ตามเหล็กกล้า low-alloy จะมีราคาแพงกว่า ดังนั้นเราจะใช้เหล็กกล้า low-alloy ก็ต่อเมื่อมีความจำเป็นเท่านั้น เหล็กกล้า low-alloy มักจะถูกใช้มากในอุตสาหกรรมรถยนต์และรถบรรทุก โดยใช้เป็นชิ้นส่วนที่ต้องการความแข็งแรงและความเหนียวมากเป็นพิเศษ ซึ่งไม่สามารถได้รับจากเหล็กกล้าจำพวก plain-carbon ได้ เหล็กกล้า low-alloy บางชนิดที่ถูกใช้ในอุตสาหกรรมรถยนต์นั้น จะถูกใช้ทำเพลลา (shafts), axles, เกียร์ (gears) และ สปริง (springs) และมักจะประกอบด้วยคาร์บอน 0.2% โดยทั่วไปจะถูกนำไปผ่านกระบวนการ carburizing หรือการบำบัดด้วยความร้อนเพื่อให้ผิวมีความแข็ง ทนต่อการขัดสี แต่ในขณะเดียวกันแกนภายในก็ยังคงมีความเหนียวอยู่

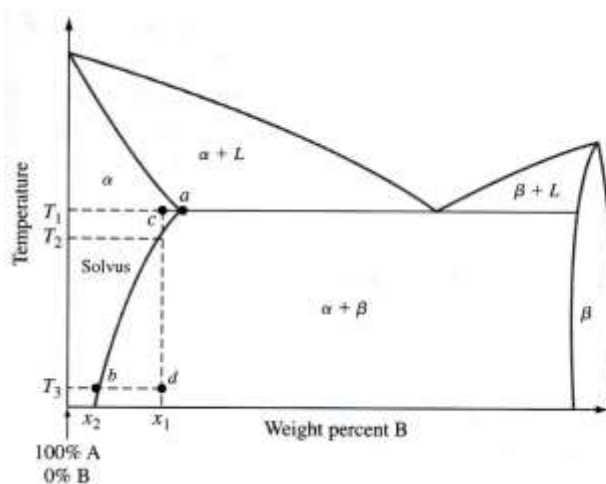
9.5 โลหะผสมอะลูมิเนียม

ก่อนที่จะได้กล่าวถึงเรื่องสำคัญเกี่ยวกับโครงสร้าง สมบัติ และประโยชน์ของโลหะผสมอะลูมิเนียม จะขอกล่าวถึงกระบวนการ precipitation-strengthening (hardening) ซึ่งกระบวนการที่ใช้ในการเพิ่มความแข็งแรงของโลหะผสมอะลูมิเนียมและโลหะผสมของโลหะอื่นๆ เสียก่อน

9.5.1 Precipitation-strengthening (Hardening)

กระบวนการ precipitation strengthening ของโลหะผสมที่ประกอบด้วยส่วนประกอบ 2 ชนิด (binary alloy) วัตถุประสงค์ของกระบวนการ precipitation strengthening คือการทำให้อนุภาคเล็กๆ เกิดการตกตะกอนและกระจายตัวอย่างหนาแน่นและละเอียดในเนื้อโลหะผสมโดยการบำบัดด้วยความร้อน อนุภาคเล็กๆ ที่ตกตะกอนเหล่านี้จะทำหน้าที่เป็นตัวขัดขวางการเคลื่อนที่ของแนว dislocation ทำให้โลหะผสมที่ผ่านกระบวนการนี้มีความแข็งแรงขึ้น

โลหะผสมที่สามารถผ่านกระบวนการ precipitation-strengthening ได้จะต้องเป็นระบบ terminal solid solution ที่มีความสามารถในการละลายของธาตุหนึ่งได้อีกธาตุหนึ่งลดลงเมื่ออุณหภูมิลดลง ดังแสดงในเฟสไดอะแกรม รูปที่ 9.41 ซึ่งจะเห็นว่าความสามารถในการละลายใน terminal solid solution α จะลดลงจากจุด a ไป b ตามแนวเส้น solvus



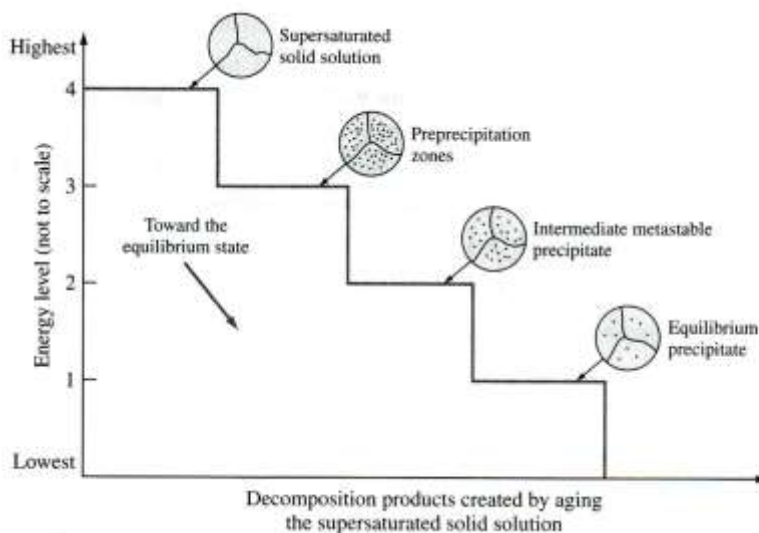
รูปที่ 9.41 เฟสไดอะแกรม binary ของโลหะผสม A และ B ที่มี terminal solid solution α โดยที่ความสามารถในการละลายของ B ใน A จะลดลงเมื่ออุณหภูมิลดลง

เราลองพิจารณาถึงกระบวนการ precipitation-strengthening ของโลหะผสมที่มีองค์ประกอบ x_1 ใน เฟสไดอะแกรมรูปที่ 9.41 สาเหตุที่เลือกพิจารณาโลหะผสมที่มีองค์ประกอบ x_1 นี้ เพราะความสามารถในการ ละลายของสารละลายของแข็ง α ลดลงมากเมื่ออุณหภูมิลดลงจาก T_2 ไปยัง T_3 กระบวนการ precipitation strengthening ประกอบด้วยขั้นตอนพื้นฐาน 3 ขั้นตอนคือ

1. Solution heat treatment เป็นขั้นตอนแรกในกระบวนการ precipitation-strengthening ขั้นตอนนี้ บางครั้งอาจเรียกว่า solutionizing ในขั้นตอนนี้โลหะผสมซึ่งอาจจะเป็นโลหะผสมที่ผ่าน กระบวนการการตีหรือหล่อก็ตาม จะถูกให้ความร้อนจนถึงอุณหภูมิที่อยู่ระหว่าง solvus และ solidus หลังจากนั้นจะทิ้งไว้ที่อุณหภูมินั้นจนมีโครงสร้างสม่ำเสมอ อุณหภูมิ T_1 ที่จุด c ในรูปที่ 9.41 เป็นอุณหภูมิที่ถูกเลือกใช้ในกรณีนี้ เพราะเป็นจุดที่กึ่งกลางระหว่าง solvus และ solidus ของสารละลายของแข็ง α
2. Quenching เป็นขั้นตอนที่สองในกระบวนการ precipitation-strengthening ตัวอย่างจะถูกทำให้ เย็นตัวอย่างรวดเร็วจนมีอุณหภูมิต่ำที่อุณหภูมิห้อง และตัวกลางที่ใช้ในการทำให้เย็นตัวลงมักจะ เป็นน้ำ โครงสร้างของตัวอย่างโลหะผสมหลังจากการ quenching จะประกอบด้วยสารละลาย ของแข็งอิ่มตัวยวดยิ่ง (supersaturated solid solution) สำหรับในกรณีของโลหะผสมที่มี องค์ประกอบ x_1 นั้น โครงสร้างหลังจากการ quenching จนถึงอุณหภูมิ T_3 ที่จุด d ที่รูปที่ 9.41 จะประกอบด้วยสารละลายของแข็งอิ่มตัวยวดยิ่งที่ประกอบด้วย α phase
3. Aging เป็นขั้นตอนที่สามในกระบวนการ precipitation-strengthening ขั้นตอนการ aging ของ ตัวอย่างโลหะผสมหลังจากถูก solution heat-treated และ quenched นั้นเป็นขั้นตอนที่จำเป็น เพราะจะทำให้เกิดการกระจายตัวของอนุภาคอย่างสม่ำเสมอ ซึ่งถือได้ว่าเป็นวัตถุประสงค์ของการ ทำ precipitation-strengthening ตะกอนละเอียดที่เกิดขึ้นในโลหะผสมนี้จะขัดขวางการเคลื่อนที่ ของแนว dislocation ในระหว่างการถูกทำให้ผิดรูป ทำให้โลหะผสมที่ผ่านกระบวนการ precipitation-strengthening นี้มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น

การ aging ของโลหะผสมที่อุณหภูมิห้องจะเรียกว่า natural aging แต่ถ้า aging ที่อุณหภูมิสูง จะ เรียกว่า artificial aging โลหะผสมส่วนใหญ่มักจะเป็นการ aging แบบ artificial

การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างภายในของสารละลายของแข็งอิ่มตัวยวดยิ่งในระหว่างการ aging



รูปที่ 9.42 การเปลี่ยนแปลง โครงสร้างภายในของโลหะผสมที่ สามารถทำการ precipitation hardening และถูกทำให้อยู่ใน สภาวะสารละลายของแข็งอิ่มตัว ยวดยิ่งโดยการ aging

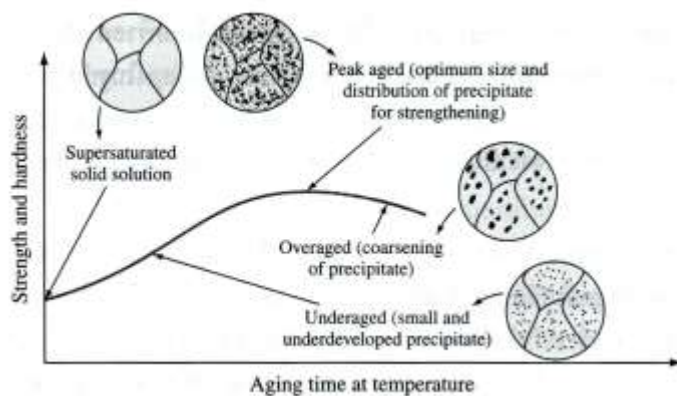
โลหะผสมที่ผ่านกระบวนการ precipitation-hardening แล้ว ในขั้นตอนแรกจะอยู่ในสภาวะสารละลายของแข็งอิมัตัววดยิ่งดังที่ได้กล่าวแล้วข้างต้น ในสภาวะนี้โลหะผสมจะมีพลังงานสูงมาก ดังแสดงในรูปที่ 9.42 ที่ระดับพลังงานเท่ากับ 4 นี้โลหะผสมนี้จะไม่เสถียรและมีแนวโน้มที่จะมีการเปลี่ยนแปลงจากสารละลายของแข็งอิมัตัววดยิ่งไปยังเฟสที่มีพลังงานต่ำกว่าซึ่งอาจจะเป็น metastable phase หรือเฟสสมดุล (equilibrium phases) ขึ้นโดยเกิดขึ้นเอง

เมื่อโลหะผสมที่อยู่ในสภาวะสารละลายของแข็งอิมัตัววดยิ่ง ถูก aged ที่อุณหภูมิค่อนข้างต่ำ ซึ่งมีพลังงานกระตุ้นค่อนข้างน้อย อะตอมจะเกิดการรวมกันเป็นกลุ่ม ซึ่งเรียกว่า precipitation zones หรือ GP zones สำหรับในกรณีของโลหะผสม A-B ในรูปที่ 9.41 ที่เรากำลังศึกษา บริเวณนี้จะมีปริมาณอะตอมของ B มากกว่า A และแสดงด้วยจุดดำๆ ดังในระดับพลังงาน 3 ของรูปที่ 9.42 และเมื่อทำการ aging ต่อไป หรือมีพลังงานกระตุ้นมากเพียงพอโดยการเพิ่มอุณหภูมิในการ aging บริเวณ GP zones นี้จะมีขนาดใหญ่ขึ้น (intermediate metastable precipitate) ดังแสดงในระดับพลังงาน 2 ของรูป 9.42 และถ้ายังคงมีการ aging ที่อุณหภูมิสูงต่อไป หรือมีพลังงานกระตุ้นสูงขึ้นมากเพียงพอ intermediate metastable precipitate เหล่านี้จะเปลี่ยนเป็นเฟสที่มีความสมดุล (equilibrium precipitate) มากขึ้นดังแสดงในระดับพลังงาน 1 ของรูปที่ 9.42

ตารางที่ 9.6 สมบัติเชิงกลและการประยุกต์ใช้เหล็กกล้า low-alloy

Alloy AISI-SAE number	Chemical composition (wt %)	Condition	Tensile strength		Yield strength		Elongation (%)	Typical applications
			ksi	MPa	ksi	MPa		
Manganese steels								
1340	0.40 C, 1.75 Mn	Annealed	102	704	63	435	20	High-strength bolts
		Tempered*	230	1587	206	1421	12	
Chromium steels								
5140	0.40 C, 0.80 Cr, 0.80 Mn	Annealed	83	573	43	297	29	Automobile transmission gears
		Tempered*	229	1580	210	1449	10	
5160	0.60 C, 0.80 Cr, 0.90 Mn	Annealed	105	725	40	276	17	Automobile coil and leaf springs
		Tempered*	290	2000	257	1773	9	
Chromium-molybdenum steels								
4140	0.40 C, 1.0 Cr, 0.9 Mn, 0.20 Mo	Annealed	95	655	61	421	26	Gears for aircraft gas turbine engines, transmissions
		Tempered*	225	1550	208	1433	9	
Nickel-molybdenum steels								
4620	0.20 C, 1.83 Ni, 0.55 Mn, 0.25 Mo	Annealed	75	517	54	373	31	Transmission gears, chain pins, shafts, roller bearings
		Normalized	83	573	53	366	29	
4820	0.20 C, 3.50 Ni, 0.60 Mn, 0.25 Mo	Annealed	99	683	67	462	22	Gears for steel mill equipment, paper machinery, mining machinery, earth- moving equipment
		Normalized	100	690	70	483	60	
Nickel (1.83%)-chromium-molybdenum steels								
4340 (E)	0.40 C, 1.83 Ni, 0.90 Mn, 0.80 Cr, 0.20 Mo	Annealed	108	745	68	469	22	Heavy sections, landing gears, truck parts
		Tempered*	250	1725	230	1587	10	
Nickel (0.55%)-chromium-molybdenum steels								
8620	0.20 C, 0.55 Ni, 0.50 Cr, 0.80 Mn, 0.20 Mo	Annealed	77	531	59	407	31	Transmission gears
		Normalized	92	635	52	359	26	
8650	0.50 C, 0.55 Ni, 0.50 Cr, 0.80 Mn, 0.20 Mo	Annealed	103	710	56	386	22	Small machine axles, shafts
		Tempered*	250	1725	225	1552	10	

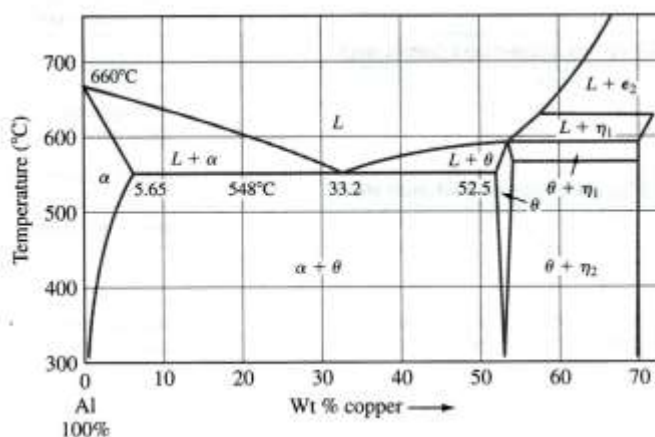
*Tempered at 600°F (315°C).



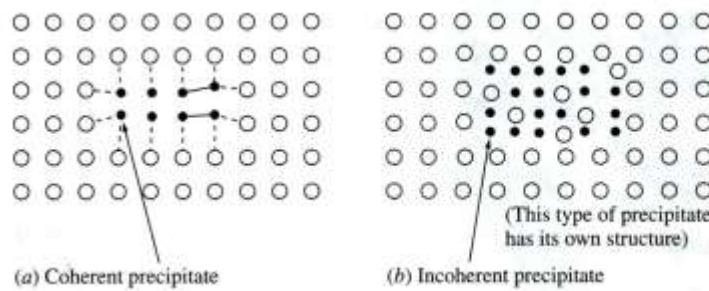
รูปที่ 9.43 กราฟแสดงเส้นโค้ง aging (ความแข็งแรงหรือความแข็งกับเวลา) ที่อุณหภูมิหนึ่งๆของโลหะผสมที่สามารถทำการ precipitation-hardening

ผลของเวลาในการทำ aging ต่อความแข็งแรงและความแข็งของโลหะผสมที่สามารถถูก precipitation-hardened ผลของการ aging ต่อความแข็งแรงของโลหะผสมที่ผ่านขั้นตอน solution heat-treatment และ quenching สามารถแสดงได้ด้วยเส้นโค้ง (aging curve) กราฟของเส้นโค้ง aging เป็นการแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงหรือความแข็ง กับเวลาในการ aging (aging time) ที่อุณหภูมิคงที่ใดๆ ดังแสดงในรูปที่ 9.43 จะเห็นได้ว่าความแข็งแรงของสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งจะเท่ากับจุดตัดบนแกน x ที่เวลาเท่ากับศูนย์ เมื่อเวลาในการ aging เพิ่มขึ้น precipitation zones จะเริ่มเกิดขึ้นและขนาดก็จะค่อยๆ ใหญ่ขึ้นทำให้โลหะผสมนั้นมีความแข็งแรงและความแข็งเพิ่มขึ้นแต่ความเหนียวลดลง (รูปที่ 9.43) จนกระทั่งมีค่าสูงสุดเมื่ออุณหภูมิในการ aging สูงเพียงพอ ในช่วงนี้จะเป็นช่วงที่เกิด intermediate metastable precipitate และถ้าการ aging ยังคงดำเนินต่อไป intermediate precipitate จะเริ่มหยาบขึ้น ทำให้โลหะผสมนั้นจะเริ่มมีความแข็งแรงลดลง

กระบวนการ precipitation strengthening (hardening) ของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีทองแดงอยู่ 4% (Al-4% Cu alloy) เราลองพิจารณาการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างและความแข็งที่เกิดขึ้นในช่วงการทำ precipitation strengthening ของโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีทองแดงอยู่ 4% ซึ่งมีขั้นตอนดังนี้คือ



รูปที่ 9.44 เฟสไดอะแกรมของ Al-Cu ในส่วนที่มีอะลูมิเนียมมาก (จาก K.R. Van Horn (ed.) "Aluminum", vol.I, American Society for Metals, 1967, p.372.)



รูปที่ 9.45 ภาพเปรียบเทียบระหว่างลักษณะของ (ก) ตะกอน coherent และ (ข) ตะกอน incoherent ตะกอน coherent จะมีพลังงานที่เกิดจากความเครียดสูงและมีพลังงานพื้นผิวต่ำ ส่วนตะกอน incoherent จะมีพลังงานที่เกิดจากความเครียดต่ำ และพลังงานพื้นผิวสูง

1. Solution heat treatment โลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีทองแดงอยู่ 4% จะถูก solutionized ที่อุณหภูมิ 515 °C (ดูเฟสไดอะแกรมของ Al-Cu ในรูปที่ 9.44)
2. Quenching โลหะผสมที่ผ่านขั้นตอน solution heat treatment จะถูกทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำที่อุณหภูมิห้อง
3. aging หลังจากโลหะผสมผ่านขั้นตอน solution heat treatment และ quenching แล้ว โลหะผสมจะถูก artificial aged ที่อุณหภูมิในช่วง 130–190 °C

โครงสร้างที่เกิดขึ้นในช่วงการ aging ของโลหะผสม Al-4% Cu ในการทำ precipitation strengthening โลหะผสม Al-4% Cu จะเกิดโครงสร้างขึ้น 4 ลักษณะตามลำดับดังนี้คือ (1) สารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด α (2) โซน GP1 (3) โซน GP2 (บางทีอาจเรียกว่าเฟส θ'') (4) เฟส θ' และ (5) เฟส θ , CuAl_2 ไม่ว่าเฟสเหล่านี้จะเกิดเสมอในช่วงอุณหภูมิในการทำ aging กล่าวคือโซน GP1 และโซน GP2 จะเกิดในช่วงอุณหภูมิต่ำ และเฟส θ' และเฟส θ จะเกิดขึ้นในช่วงอุณหภูมิที่สูงกว่า

โซน GP1 โซนการตกตะกอนนี้เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ aging ที่ต่ำกว่าและเกิดจากการจับตัวกันของอะตอมของทองแดงในสารละลายของแข็ง α ที่มีความอิ่มตัวยิ่งยวด โซน GP1 นี้จะประกอบด้วยบริเวณที่มีการจับตัวในรูปร่างของ disk ที่มีความหนาเท่ากับจำนวนอะตอมไม่ก็อะตอม (0.4–0.6 nm) และมีเส้นผ่านศูนย์กลางประมาณ 8–10 nm และเกิดขึ้นบนระนาบลูกบาศก์ {100} ของแลตทิซหลัก เนื่องจากอะตอมของทองแดงจะมีเส้นผ่านศูนย์กลางเล็กกว่าอะตอมของอะลูมิเนียมประมาณ 11% แลตทิซของเฟสหลักรอบ ๆ โซนจะยืดตัวแบบ tetragonal โซน GP1 กล่าวได้ว่าเป็น coherent กับแลตทิซหลัก เนื่องจากอะตอมของทองแดงเพียงแค่นั้นที่อะตอมของอะลูมิเนียมในแลตทิซ (รูปที่ 9.45) โซนของ GP1 จะถูกจับได้ด้วยเครื่อง electron microscope (รูปที่ 9.46 (ก))

โซน GP2 (เฟส θ'') โซนเหล่านี้ก็มีโครงสร้างแบบ tetragonal เช่นกันและเป็น coherent กับระนาบ {100} ของแลตทิซหลักของอัลลอยด์ของ Al-4% Cu ขนาดของโซนนี้จะมีช่วงความหนาตั้งแต่ 1 nm–4 nm และมีเส้นผ่านศูนย์กลางตั้งแต่ 10–100 nm เมื่อเกิดกระบวนการ aging (รูปที่ 9.46 (ข))

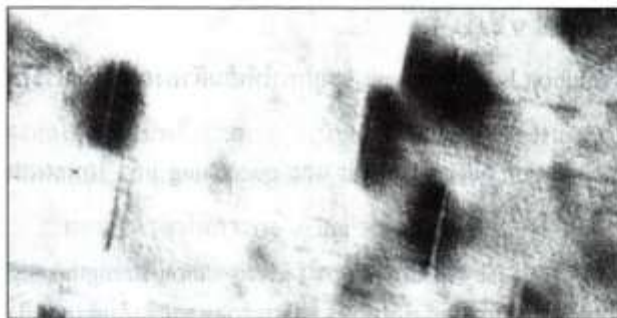
เฟส θ' เฟสนี้จะเกิดนิวเคลียสแบบวิธีวิพันธ์ โดยเฉพาะอย่างยิ่งบน dislocations และจะเป็น incoherent กับแลตทิซหลัก (ตะกอน incoherent เป็นตะกอนที่อนุภาคจะมีโครงสร้างผลึกที่แตกต่างแยกออกจากแลตทิซหลัก (รูปที่ 9.45 (ก)) เฟส θ' จะมีโครงสร้างแบบ tetragonal ที่มีความหนาตั้งแต่ 10–150 nm (รูปที่ 9.46 (ค))

เฟส θ เฟสสมดุล θ นี้เป็นเฟส incoherent และมีองค์ประกอบ CuAl_2 เฟสนี้มีโครงสร้างแบบ BCT ($a = 0.607$ nm และ $c = 0.487$ nm) และเกิดจาก θ' หรือจากโครงสร้างหลักโดยตรง

ลำดับทั่วไปของการตกตะกอนในโลหะอัลลอยด์ Al-Cu แสดงได้ดังนี้ สารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด \rightarrow โซน GP1 \rightarrow โซน GP2 (เฟส θ'') \rightarrow θ' \rightarrow θ (CuAl_2)



(ก)



(ข)

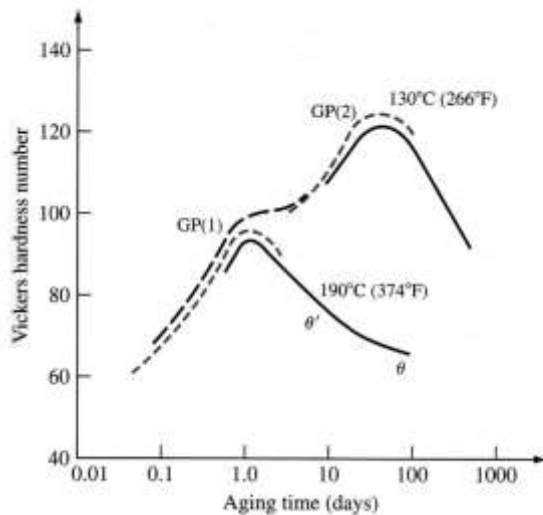


(ค)

รูปที่ 9.46 โครงสร้าง microstructures ของอัลลอยด์ของ Al-4% Cu ที่ผ่านการ aging (ก) Al-4% Cu ถูกให้ความร้อนจนถึง 540°C หลังจากนั้นทำให้เย็นตัวลงด้วยน้ำและ aging 16 h ที่ 130°C โซน GP จะเกิดขึ้นในลักษณะ disk ที่ขนานกับระนาบ {100} ของแลตทิซหลัก FCC และในโซนนี้จะมีขนาดประมาณ 100 Å จะเห็นเพียง disk ที่เรียงตัวไปในทิศทางเดียวกันบนโครงผลึก (Electron micrograph; กำลังขยาย 1,000,000×) (ข) อัลลอยด์ Al-4% Cu ผ่านกระบวนการ solution-treatment ที่ 540°C หลังจากนั้นทำให้เย็นตัวลงด้วยน้ำและผ่านการ aging 1 วันที่ 130°C ภาพถ่ายนี้จะแสดงให้เห็นบริเวณที่เกิดความเครียดเนื่องจากมี coherent GP2 zones บริเวณนี้ครอบคลุมโซนเกิดขึ้นเนื่องจากบริเวณที่มีความเครียด (Electron micrograph; กำลังขยาย 800,000×) (ค) อัลลอยด์ Al-4% Cu ผ่านกระบวนการ solution-heat treatment ที่ 540°C หลังจากนั้นทำให้เย็นตัวลงด้วยน้ำและผ่านการ aging เป็นเวลา 3 วันที่ 200°C ภาพถ่ายนี้จะแสดง incoherent และเฟส metastable ของ (ที่เกิดขึ้นเนื่องจากการนิวเคลียชันแบบวิวิธพันธ์และเจริญเติบโตไปเป็นผลึก (Electron micrograph; กำลังขยาย 25,000×)

(คัดจาก J. Nutting and R.G. Baker, "The Microstructure of Metals", Institute of Metals, 1965, PP.65 และ 67)

ความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างและความแข็งของโลหะผสม Al-4% เส้นโค้งความสัมพันธ์ระหว่างความแข็ง และเวลาในการ aging ของโลหะผสม Al-4% ที่ถูก aged ที่อุณหภูมิ 130°C และ 190°C ได้แสดงไว้ในรูปที่ 9.47 ที่อุณหภูมิ 130°C จะเกิดโซน GP1 ขึ้นและความแข็งของโลหะผสมก็จะเพิ่มขึ้นเช่นกัน เนื่องจากการขัดขวางการเคลื่อนที่ของความไม่สมบูรณ์ภายในโครงผลึกแบบ dislocation และเมื่อทำการ aging ที่อุณหภูมิ 130°C ต่อไปอีกก็จะเกิดโซน GP2 ขึ้นและความแข็งก็ยังคงมีมาก เนื่องจากการเคลื่อนที่ของความไม่สมบูรณ์ภายในโครงผลึกแบบ dislocation ยังคงเกิดขึ้นได้ยาก หลังจากนั้นความแข็งก็จะมีค่าสูงสุดเมื่อยังคงทำการ aging ต่อไป ที่อุณหภูมิ 130°C นี้ จะเกิดเฟส θ' ขึ้น หลังจากที่ทำทำการ aging เกินกว่าจุดสูงสุดแล้ว โซน GP2 จะไม่เกิดขึ้นระหว่างการ aging ที่อุณหภูมิ 190 °C เพราะอุณหภูมินี้อยู่นอเหนือแนวเส้น GP1 solvus และถ้าเวลาในการ aging ที่อุณหภูมิ 190 °C มากขึ้น ก็จะเกิดเฟสสมดุ



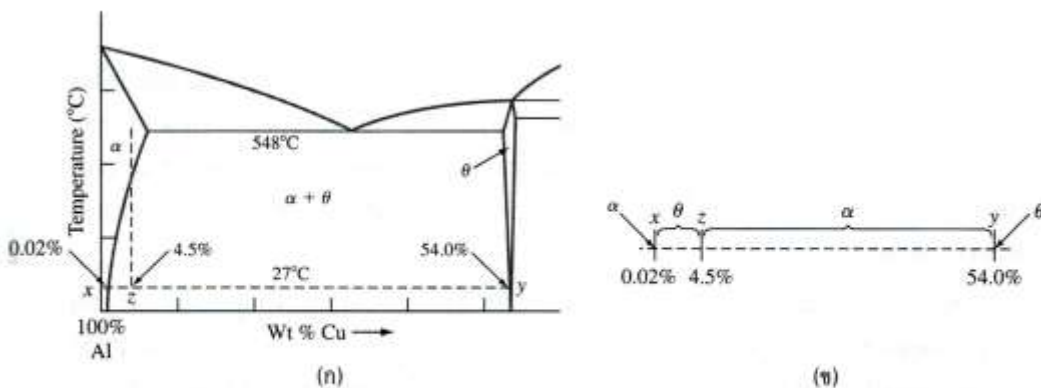
รูปที่ 9.47 ความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างและความแข็งของโลหะผสม Al-4% Cu ที่ถูก aged ที่อุณหภูมิ 130°C และ 190°C (จาก J.M. Silcock, T.J. Heal, and H.K. Hardy as presented in K.R. Van Horn (ed.), "Aluminum", vol.1, American Society for Metals, 1967, p.123)

ตัวอย่างที่ 9.6

จงคำนวณหาร้อยละโดยน้ำหนักทางทฤษฎีของเฟส θ ที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 27 °C (อุณหภูมิห้อง) หลังจากตัวอย่างโลหะผสม Al-4.50% Cu โดยน้ำหนักถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างช้า ๆ จากอุณหภูมิ 548 °C สมมติให้ความสามารถของการละลายของ Cu ใน Al ที่อุณหภูมิ 27 °C เท่ากับ 0.02% โดยน้ำหนัก และเฟส θ ประกอบด้วยทองแดง 54.0% โดยน้ำหนัก

วิธีทำ ก่อนอื่นลากเส้น tie line xy บนเฟสไดอะแกรมของ Al-Cu ที่อุณหภูมิ 27 °C ระหว่างเฟส α และเฟส θ ดังแสดงในรูปที่ EP9.6 จุด z คือ จุดที่แสดงโลหะผสมมีองค์ประกอบของทองแดง 4.5% อัตราส่วนความยาวระหว่างเส้น xz และเส้น xy (รูปที่ EP 9.6 (ข)) จะเท่ากับร้อยละโดยน้ำหนักของเฟส θ ดังนั้น

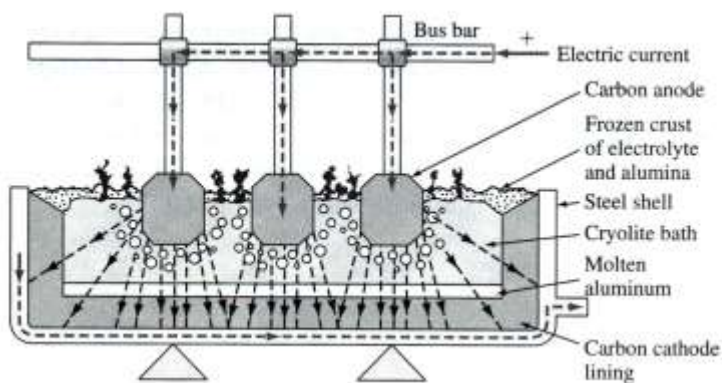
$$\theta \text{ wt\%} = \frac{4.50 - 0.02}{54.0 - 0.02} (100\%) = \frac{4.48}{53.98} (100\%) = 8.3\%$$



รูปที่ EP9.6 (ก) แสดงเฟสไดอะแกรมของ Al-Cu พร้อมเส้น tie line xy ที่อุณหภูมิ 27°C และจุด z ที่ 4.5% Cu (ข) แสดงเฉพาะเส้น tie line xy ซึ่งความยาว xz แสดงสัดส่วนน้ำหนักของเฟส θ

9.5.2 สมบัติทั่วไปของอลูมินาและการผลิต

สมบัติเชิงวิศวกรรมของอะลูมิเนียม อะลูมิเนียมประกอบด้วยสมบัติต่างๆ มากมายที่เป็นประโยชน์ต่องานด้านวิศวกรรมเป็นอย่างมาก อะลูมิเนียมมีความหนาแน่นต่ำ (2.70 g/cm³) จึงทำให้อะลูมิเนียมมีประโยชน์



รูปที่ 9.48 เซลล์อิเล็กโทรไลต์ที่ใช้ผลิตอะลูมิเนียม (จาก Aluminum Company of America)

อย่างมากต่ออุตสาหกรรมทางด้านคมนาคม นอกจากนี้อะลูมิเนียมยังมีความทนต่อการกัดกร่อนในทุกสภาวะแวดล้อมได้ดี เนื่องจากที่ผิวของอะลูมิเนียมมักจะเกิดแผ่นฟิล์มของออกไซด์ขึ้น แม้ว่าอะลูมิเนียมที่บริสุทธิ์จะมีความแข็งแรงต่ำ แต่มันสามารถถูกทำให้มีความแข็งแรงสูงขึ้นเป็น 100 ksi ได้โดยการเติมธาตุอัลลอยด์ตัวอื่นเข้าไป อะลูมิเนียมเป็นโลหะที่ไม่มีพิษ ดังนั้นจึงมักถูกใช้เป็นภาชนะบรรจุอาหาร นอกจากนี้อะลูมิเนียมยังมีสมบัติในการนำไฟฟ้าได้ดีจึงเหมาะสมกับการนำไปใช้ในอุตสาหกรรมไฟฟ้า จากการที่อะลูมิเนียมมีสมบัติต่างๆ มากมายเช่นนี้ และราคาถูก จึงทำให้อะลูมิเนียมเป็นวัสดุโลหะที่สำคัญอย่างมากต่ออุตสาหกรรม

การผลิตอะลูมิเนียม อะลูมิเนียมเป็นธาตุโลหะที่มีมากที่สุดในชั้นเปลือกโลกและมักจะเกิดขึ้นโดยรวมตัวกับธาตุอื่น เช่น เหล็ก ออกซิเจน และซิลิคอน แร่ Bauxite ซึ่งประกอบด้วยไฮดรอกไซด์อะลูมิเนียมออกไซด์ (hydrated aluminum oxides) โดยส่วนใหญ่จะเป็นแร่ที่สำคัญในทางการค้าที่มักจะใช้ในการผลิตอะลูมิเนียมในกระบวนการ Bayer, bauxite จะทำปฏิกิริยากับโซเดียมไฮดรอกไซด์ที่ร้อนเพื่อเปลี่ยนอะลูมิเนียมในแร่ไปเป็นสารละลายโซเดียมอะลูมิเนต (sodium aluminates) หลังจากที่ยกเอาวัสดุที่ไม่ละลายออกแล้วจะทำการตกตะกอนอะลูมิเนียมไฮดรอกไซด์ออกจากสารละลายอะลูมิเนต หลังจากนั้นอะลูมิเนียมจะถูกทำให้เป็นก้อนและเผาที่อุณหภูมิสูง (calcination) ให้กลายเป็นอะลูมิเนียมออกไซด์ Al_2O_3

อะลูมิเนียมออกไซด์จะถูกทำให้ละลายในอ่าง cryolite (Na_3AlF_6) ที่หลอมเหลวและถูกอิเล็กโทรไลต์ในเซลล์อิเล็กโทรไลต์ (electrolytic cell) (รูปที่ 9.48) โดยใช้คาร์บอนเป็นแอโนดและแคโทด ในกระบวนการอิเล็กโทรไลซิสหรือการแยกสลายด้วยไฟฟ้า โลหะอะลูมิเนียมจะเกิดขึ้นในของเหลวและจมลงสู่ส่วนล่างของเซลล์และถูกแยกออกเป็นระยะๆ อะลูมิเนียมที่ออกมาจะประกอบด้วยอะลูมิเนียม 99.5–99.9% และส่วนที่เหลือมักจะเป็นเหล็กและซิลิคอน

อะลูมิเนียมที่ได้จากเซลล์อิเล็กโทรไลต์จะถูกนำมาทำให้บริสุทธิ์ในเตาเผาขนาดใหญ่ที่เคลือบด้วยวัสดุทนไฟ (large refractory-lined furnaces) ก่อนที่จะนำไปหล่อ ธาตุอัลลอยด์อาจถูกหลอมและผสมรวมเข้าไปด้วยในกระบวนการทำให้บริสุทธิ์นี้ โลหะที่หลอมเหลวจะถูกเติมเข้าไปพร้อมกับแก๊สคลอรีนเพื่อกำจัดแก๊สไฮโดรเจนที่ละลายอยู่ และจะมีการกวาด (skimming) เอาโลหะเหลวที่ผิวหน้าออกเพื่อกำจัดโลหะที่ถูกออกซิไดส์ หลังจากนั้นอะลูมิเนียมจะถูกกรองและถูกหล่อเป็นแท่ง ingot เพื่อจะได้นำไปขึ้นรูปเป็นผลิตภัณฑ์ต่อไป

9.5.3 โลหะผสม wrought aluminum

การขึ้นรูป (fabrication) ขั้นปฐมภูมิ ingot ที่มีลักษณะเป็นแผ่น หรือแท่งที่ผ่านกระบวนการ extrusion มักจะถูกหล่อแบบกึ่งต่อเนื่อง (semicontinuously cast) โดยวิธีการ direct-chill ดังแสดงในรูปที่ 4.8

ตารางที่ 9.7 กลุ่มโลหะผสม wrought aluminum

Aluminum, 99.00% minimum and greater	1xxx
Aluminum alloys grouped by major alloying elements:	
Copper	2xxx
Manganese	3xxx
Silicon	4xxx
Magnesium	5xxx
Magnesium and silicon	6xxx
Zinc	7xxx
Other element	8xxx
Unused series	9xxx

ในบางกรณีของ sheet ingots ก่อนการนำไปรีด ที่ผิวของโลหะมักจะถูกกำจัดออกประมาณ $\frac{1}{2}$ นิ้ว เพื่อให้มั่นใจว่าผิวของโลหะจะสะอาดและเรียบ วิธีการเช่นนี้จะเรียกว่า scalping ต่อจากนั้นแท่ง ingots จะถูกให้ความร้อนขึ้นต้น (preheated) และโฮโมจิไนซ์ (homogenized) ที่อุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลาประมาณ 10 ถึง 24 ชั่วโมง เพื่อให้อะตอมเกิดการแพร่ ทำให้แท่ง ingot มีองค์ประกอบที่สม่ำเสมอ การให้ความร้อนขึ้นต้นนี้ มักทำให้อุณหภูมิต่ำกว่าจุดหลอมเหลวของส่วนประกอบที่มีอุณหภูมิหลอมเหลวต่ำสุด หลังจากนั้น ingots จะถูกนำมารีดร้อน (hot-rolled) โดยใช้ four-high reversing hot-rolling mill แท่ง ingots จะถูกนำรีดจนได้ความหนา 3 นิ้ว และถูกให้ความร้อนใหม่ หลังจากนั้นก็จะรีดอีกครั้งจนได้ความหนาประมาณ $\frac{1}{2}$ นิ้ว ถึง 1 นิ้ว นอกจากนี้ยังสามารถลดความหนาลงจนเหลือ 0.1 นิ้วได้โดยใช้ tandem hot-rolling ที่เรียงลำดับตามยาว

การแยกประเภทของโลหะผสม wrought aluminum

โลหะผสมอะลูมิเนียมที่ถูกผลิตในรูป wrought (เช่น sheet, plate, extrusions, rod และ wire) จะถูกแยกประเภทตามธาตุอัลลอยด์หลักที่มีอยู่ การแยกประเภทยานั้นจะใช้ระบบตัวเลข 4 ตัว ตัวเลขหลักที่หนึ่งจะบอกถึงกลุ่มโลหะผสมที่ประกอบด้วยธาตุอัลลอยด์เฉพาะ และตัวเลข 2 ตัวหลังจะบอกถึงความบริสุทธิ์ของโลหะผสมอะลูมิเนียม ส่วนตัวเลขหลักที่สองจะบอกถึงการปรับปรุงในโลหะผสมเดิม หรือปริมาณจำกัดของสิ่งเจือปน ตารางที่ 9.7 ได้รวบรวมกลุ่มโลหะผสม wrought aluminum ต่างๆ

Temper designations Temper designations สำหรับในกรณีของโลหะผสม wrought aluminum จะตามหลังตัวเลข 4 ตัว ดังได้กล่าวข้างต้น และคั่นด้วยขีด (ตัวอย่างเช่น 1100-H) และการแบ่งย่อย (subdivisions) ของ basic temper จะแทนด้วยตัวเลข 1 หลัก หรือมากกว่า 1 หลัก โดยตามหลังตัวอักษร temper designations อื่นๆ (ตัวอย่าง เช่น 1100-H14)

Basic temper designations

F – เป็นไปตามที่ผ่านการขึ้นรูป (fabrication) ไม่มีการควบคุมปริมาณของ strain hardening ; ไม่มีการจำกัดสมบัติเชิงกล

O – ถูก annealed และ recrystallized เป็นการทำให้ temper เพื่อให้มีความแข็งแรงน้อยที่สุดแต่มีความเหนียวมากที่สุด

H – ถูก strain-hardened (ดูการแบ่ง subdivisions ข้างล่างนี้)

T – ถูก heat-treated เพื่อผลิตสมบัติที่มีความเสถียรมากกว่าแบบ F หรือ O (ดูการแบ่ง subdivisions ข้างล่างนี้)

Strain-hardened subdivisions

H1 – ถูก strain-hardened เท่านั้น ระดับของการทำ strain hardening จะบอกได้ด้วยตัวเลขตัวที่สอง และจะมีค่าตั้งแต่ความแข็งแรงประมาณหนึ่งส่วนสี่ (H12) ถึงความแข็งแรงมากที่สุด (H18) ซึ่งมักจะถูกระบุโดยการลดพื้นที่หน้าตัดลง 75%

H2 – ถูก strain-hardened และ annealed บางส่วน วัสดุที่ผ่านการ cold working ซึ่งมีความแข็งแรงมากเกินความต้องการในช่วงแรก สามารถทำให้มีความแข็งแรงอยู่ในช่วงความแข็งแรงประมาณหนึ่งส่วนสี่ ถึงความแข็งแรงที่สุด โดยการ annealing ซึ่งมีการเรียกชื่อดังนี้คือ H22, H24, H26, และ H28

H3 – ถูก strain-hardened และการทำให้อ่อนตัว คือการทำ age-softening โลหะผสมอะลูมิเนียม-แมกนีเซียมที่ถูกทำ strain hardened โดยให้ความร้อนที่อุณหภูมิต่ำเพื่อให้มีความเหนียวเพิ่มขึ้นและทำให้สมบัติเชิงกลอยู่ตัว ซึ่งมีการเรียกชื่อดังนี้ H32, H34, H36 และ H38

Heat-treated subdivisions

T1 – ถูก naturally aged ผลลัพธ์จะถูกทำให้เย็นลงจากอุณหภูมิสูง และทำการ natural aging จนผลลัพธ์อยู่ในสถานะคงตัว

T3 – ถูก solution heat-treated, cold-worked และ naturally aged จนกระทั่งอยู่ในสถานะคงตัว

T4 – ถูก heat-treated และ naturally aged จนกระทั่งอยู่ในสถานะคงตัว

T5 – ทำให้เย็นลงจากอุณหภูมิ และทำการ artificial aging

T6 – ถูก solution heat-treated และตามด้วย artificial aged

T7 – ถูก solution heat-treated และ stabilized

T8 – ถูก solution heat-treated, cold-worked และตามด้วย artificial aged

โลหะผสม wrought aluminum สามารถแบ่งออกเป็น 2 กลุ่ม คือ กลุ่มที่ไม่สามารถผ่านการรมวิธีให้ความร้อน (non-heat-treatable) และกลุ่มที่สามารถผ่านการบำบัดด้วยความร้อน (heat-treatable)

โลหะผสม wrought aluminum แบบไม่สามารถผ่านการบำบัดด้วยความร้อน โลหะผสมประเภทนี้ไม่สามารถถูกทำการ precipitation-strengthening ได้ แต่สามารถเพิ่มความแข็งแรงด้วยวิธีการ cold-working เท่านั้น โลหะผสม wrought aluminum ที่ไม่สามารถผ่านการบำบัดด้วยความร้อน มี 3 กลุ่มใหญ่ๆ ด้วยกันคือ 1xxx, 3xxx และ 5xxx ตารางที่ 9.8 ได้รวบรวมองค์ประกอบทางเคมี สมบัติเชิงกล และประโยชน์ของโลหะผสม wrought aluminum ที่ใช้ในอุตสาหกรรมบางชนิด

โลหะผสม 1xxx โลหะผสมชนิดนี้ประกอบด้วยอะลูมิเนียมอย่างน้อย 99.0% และมีเหล็กและซิลิคอนเป็นสิ่งเจือปนหลัก ถ้ามีการเติมทองแดง 0.12% จะทำให้โลหะผสมชนิดนี้มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นเป็นพิเศษ โลหะผสม 1100 ที่ถูก annealed จะมีค่า tensile strength ประมาณ 13 ksi (60 MPa) และมักถูกใช้ทำโลหะที่มีลักษณะเป็นแผ่น

โลหะผสม 3xxx แมงกานีสจะเป็นธาตุอัลลอยด์หลักในโลหะผสมกลุ่มนี้และจะทำให้อะลูมิเนียมแข็งแรงขึ้นโดยวิธีการ solid-solution strengthening เท่านั้น โลหะผสมที่สำคัญในกลุ่มนี้ได้แก่ 3003 ซึ่งเป็นโลหะผสม 1100 ที่ถูกเติมด้วยแมงกานีส 1.25% โลหะผสม 3003 ที่ถูก annealed จะมีค่า tensile strength ประมาณ 16 ksi (110 MPa) และจะถูกใช้ในงานทั่วไป

โลหะผสม 5xxx แมกนีเซียมเป็นธาตุอัลลอยด์หลักในโลหะผสมกลุ่มนี้ และจะถูกเติมเพื่อทำให้แข็งแรงขึ้น (solid-solution strengthening) ได้ ประมาณมากถึง 5% โลหะผสมในกลุ่มนี้ที่มีความสำคัญในอุตสาหกรรมคือ 5052 ซึ่งประกอบด้วยแมกนีเซียม (Mg) 2.5% และโครเมียม (Cr) 0.2% โลหะผสม

5052 ที่ถูก annealed จะมีค่า tensile strength ประมาณ 28 ksi (193 MPa) โลหะผสมชนิดนี้จะถูกใช้เป็นโลหะแผ่นในงานอุตสาหกรรมรถยนต์ รถบรรทุก และเรือ

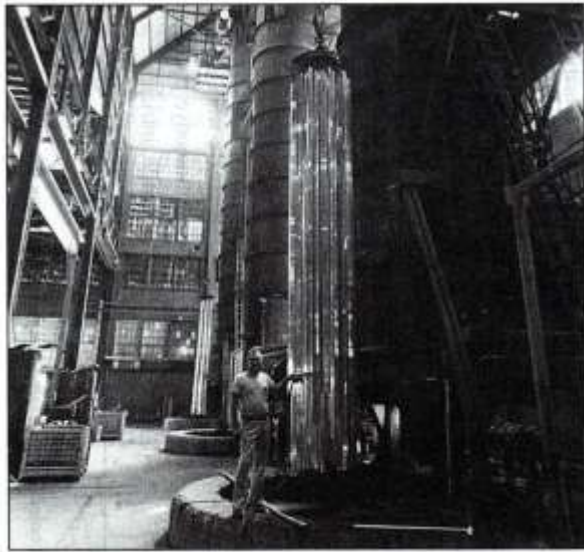
ตารางที่ 9.8 สมบัติเชิงกลและประโยชน์ของโลหะผสมอะลูมิเนียมบางชนิด

Alloy number*	Chemical composition (wt %) [†]	Condition [‡]	Tensile strength		Yield strength		Elongation (%)	Typical applications
			ksi	MPa	ksi	MPa		
Wrought alloys								
1100	99.0 min Al, 0.12 Cu	Annealed (-O) Half-hard (-H14)	13 18	89 (av) 124 (av)	3.5 14	24 (av) 97 (av)	25 4	Sheet metal work, fin stock
3003	1.2 Mn	Annealed (-O) Half-hard (-H14)	17 23	117 (av) 159 (av)	5 23	34 (av) 159 (av)	23 17	Pressure vessels, chemical equipment, sheet metal work
5052	2.5 Mg, 0.25 Cr	Annealed (-O) Half-hard (-H34)	28 38	193 (av) 262 (av)	9.5 26	65 (av) 179 (av)	18 4	Bus, truck, and marine uses, hydraulic tubes
2024	4.4 Cu, 1.5 Mg, 0.6 Mn	Annealed (-O) Heat-treated (-T6)	32 64	220 (max) 442 (min)	14 50	97 (max) 345 (min)	12 5	Aircraft structures
6061	1.0 Mg, 0.6 Si, 0.27 Cu, 0.2 Cr	Annealed (-O) Heat-treated (-T6)	22 42	152 (max) 290 (min)	12 35	82 (max) 241 (min)	16 10	Truck and marine structures, pipelines, railings
7075	5.6 Zn, 2.5 Mg, 1.6 Cu, 0.23 Cr	Annealed (-O) Heat-treated (-T6)	40 73	276 (max) 504 (min)	21 62	145 (max) 428 (min)	10 8	Aircraft and other structures
Casting alloys								
335.0	5 Si, 1.2 Cu, 0.5 Mg	Sand cast (-T6) Permanent mold (-T6)	32 37	220 (min) 285 (min)	20 ..	138 (min) ...	2.0 1.5	Pump housings, aircraft fittings, crankcases
356.0	7 Si, 0.3 Mg	Sand cast (-T6) Permanent mold (-T6)	30 33	207 (min) 229 (min)	20 22	138 (min) 152 (min)	3 3	Transmission cases, truck axle housings, truck wheels
332.0	9.5 Si, 3 Cu, 1.0 Mg	Permanent mold (-T5)	31	214 (min)				Automotive pistons
413.0	12 Si, 2 Fe	Die casting	43	297	21	145 (min)	2.5	Large, intricate castings

* Aluminum Association number.

[†] Balance aluminum.

[‡] O annealed and recrystallized; H14 strain-hardened only; H34 strain-hardened and stabilized; T5 cooled from elevated-temperature shaping process, then artificially aged; T6 solution heat-treated, then artificially aged.



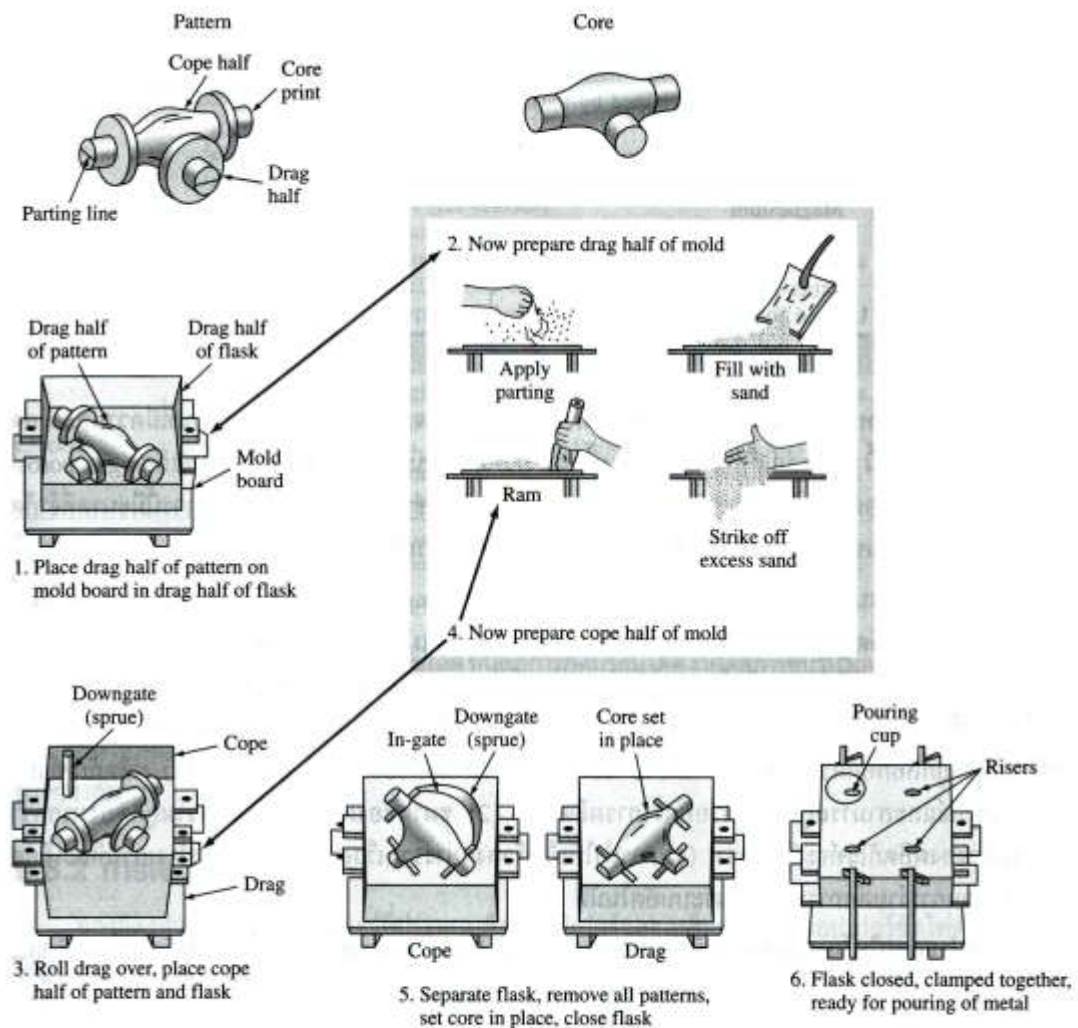
รูปที่ 9.49 การทำ precipitation strengthening ในอุตสาหกรรม (การทำให้แท่งโลหะผสมจำพวก อะลูมิเนียมแข็ง) (จาก Reynolds Metals Co.)

โลหะผสม wrought aluminum แบบสามารถผ่านการบำบัดด้วยความร้อน โลหะผสมอะลูมิเนียมบางชนิดจะสามารถถูก precipitation-strengthened ได้โดยการบำบัดด้วยความร้อน โลหะผสมในกลุ่มนี้ได้แก่ 2xxx, 6xxx และ 7xxx ซึ่งสามารถทำการ precipitation-strengthening ได้เช่นเดียวกับที่ได้กล่าวข้างต้น ตารางที่ 9.8 ได้รวบรวมองค์ประกอบทางเคมี สมบัติเชิงกลและประโยชน์ของโลหะผสม wrought aluminum แบบสามารถผ่านการบำบัดด้วยความร้อน

โลหะผสม 2xxx ธาตุอัลลอยด์หลักในโลหะผสมกลุ่มนี้คือ ทองแดง แต่แมกนีเซียมอาจจะถูกเติมลงไปด้วย นอกจากนี้ยังมีธาตุอื่นๆ บางชนิดที่อาจถูกเติมลงไปปริมาณเล็กน้อย โลหะผสมที่สำคัญที่สุดในกลุ่มนี้คือ 2024 ซึ่งประกอบด้วยทองแดง 4.5% แมกนีเซียม 1.5% และแมงกานีส 0.6% โลหะผสมกลุ่มนี้จะถูกทำให้แข็งแรงขึ้นโดยการ solid-solution และ precipitation-strengthening สารประกอบ intermetallic ที่มีองค์ประกอบ Al_2CuMg จะเป็นอนุภาคตะกอน ทำให้เกิดความแข็งแรงขึ้น โลหะผสม 2024 ที่อยู่ในสภาวะ T6 จะมีค่า tensile strength ประมาณ 64 ksi (442 MPa) และมักถูกใช้ทำโครงสร้างของเครื่องบิน

โลหะผสม 6xxx ธาตุอัลลอยด์หลักในโลหะผสมกลุ่มนี้คือ แมกนีเซียม และซิลิคอน ซึ่งจะรวมตัวกันเกิดเป็นสารประกอบ intermetallic Mg_2Si และจะเป็นตะกอนที่ทำให้โลหะผสมในกลุ่มนี้แข็งแรงขึ้น โลหะผสมที่สำคัญที่สุดในสารกลุ่มนี้คือ โลหะผสม 6061 ที่อยู่ในสภาวะ T6 จะมีค่า tensile strength ประมาณ 42 ksi (290 MPa) และใช้ในงานโครงสร้างทั่วไป

โลหะผสม 7xxx ธาตุอัลลอยด์หลักในโลหะผสมกลุ่มนี้คือ สังกะสี, แมกนีเซียม, และทองแดง สังกะสีและแมกนีเซียมจะรวมตัวกันเกิดเป็นสารประกอบ intermetallic $MgZn_2$ ซึ่งจะเป็นตะกอนที่ทำให้โลหะผสมนี้มีความแข็งแรงมากขึ้น เนื่องจากความสามารถในการละลายของสังกะสี และแมกนีเซียมในอะลูมิเนียมค่อนข้างสูง ดังนั้นจึงเป็นไปได้ที่จะทำให้เกิดตะกอนของสังกะสีและแมกนีเซียมในอะลูมิเนียมค่อนข้างสูง และจะทำให้ตะกอนมีความหนาแน่นมาก ซึ่งจะมีผลทำให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นมากเช่นกัน โลหะผสมที่สำคัญที่สุดในกลุ่มโลหะผสมนี้คือ โลหะผสม 7075 ซึ่งมักจะประกอบด้วยสังกะสี 5.6%, แมกนีเซียม 2.5%, ทองแดง 1.6% และโครเมียม 0.5% โลหะผสม 7075 ที่ผ่านการบำบัดด้วยความร้อนให้อยู่ในสภาวะ T6 จะมีค่า tensile strength โดยประมาณเท่ากับ 73 ksi (504 MPa) และมักจะถูกใช้เป็นโครงสร้างของเครื่องบิน



รูปที่ 9.50 ขั้นตอนการสร้างแม่พิมพ์ทรายอย่างง่ายเพื่อใช้ในการหล่อ (จาก H.F. Taylor, M.C. Flemings, and J. Wulff, "Foundry Engineering", Wiley, 1959, p.20)

9.5.4 โลหะผสมของอะลูมิเนียมสำหรับการหล่อ (aluminum casting alloys)

กระบวนการหล่อ โดยปกติ โลหะผสมอะลูมิเนียมจะสามารถหล่อได้ 3 วิธีคือ การหล่อด้วยแม่พิมพ์ทราย (sand casting) การหล่อด้วยแม่พิมพ์ถาวร (permanent-mold) และการหล่อด้วยแม่พิมพ์ die (die casting)

การหล่อด้วยแม่พิมพ์ทราย เป็นวิธีการหล่ออะลูมิเนียมที่ง่ายที่สุด รูปที่ 9.50 แสดงวิธีการทำแม่พิมพ์ทราย (sand mold) สำหรับการหล่อ กระบวนการการหล่อด้วยแม่พิมพ์ทรายมักจะเลือกใช้ในกรณีที่ (1) การมีผลผลิตมีปริมาณน้อย (2) การหล่อมีความสลับซับซ้อน (3) การหล่องานชิ้นใหญ่และ (4) การหล่องานโครงสร้าง

สำหรับกระบวนการการหล่อด้วยแม่พิมพ์ถาวร โลหะหลอมเหลวจะถูกเทลงในแม่พิมพ์โลหะถาวร (permanent metal mold) ภายใต้สภาวะแรงโน้มถ่วง, ความดันต่ำและใช้เพียงแรงดันเหวี่ยง (centrifugal pressure) เท่านั้น รูปที่ 6.3 (ก) แสดงการหล่อด้วยแม่พิมพ์ถาวรแบบเปิด ในขณะที่รูปที่ 6.3 (ข) แสดงการหล่อลูกสูบรถยนต์ที่ทำด้วยโลหะผสมอะลูมิเนียมด้วยแม่พิมพ์ถาวร การหล่อด้วยวิธีแม่พิมพ์ถาวรนี้จะได้ผลิตภัณฑ์ที่มีโครงสร้างเกรนที่ละเอียดกว่าและมีความแข็งแรงมากกว่าการหล่อด้วยวิธีแม่พิมพ์ทราย (sand

mold) และถ้ายังทำให้ผลิตภัณฑ์ที่หล่อด้วยวิธีแม่พิมพ์ถาวรเย็นลงอย่างรวดเร็วก็จะทำให้ได้โครงสร้างเกรนที่มีความละเอียดมากยิ่งขึ้น นอกจากนี้ การหล่อแบบพิมพ์ถาวรมีการหดตัวและการเป็นรูพรุนเนื่องจากแก๊ส (gas porosity) น้อยกว่าการหล่อด้วยแม่พิมพ์ทรายแต่อย่างไรก็ตาม ก็มีข้อเสียเช่นกันคือ แม่พิมพ์แบบถาวรมีขนาดที่จำกัด ดังนั้นถ้าเป็นผลิตภัณฑ์ที่มีความสลับซับซ้อนมาก ๆ ก็ยากที่จะหล่อด้วยวิธีนี้ได้

ตารางที่ 9.9 กลุ่มโลหะผสมอะลูมิเนียมแบบหล่อ

Aluminum, 99.00% minimum and greater	1xx.x
Aluminum alloys grouped by major alloying elements:	
Copper	2xx.x
Silicon, with added copper and/or magnesium	3xx.x
Silicon	4xx.x
Magnesium	5xx.x
Zinc	7xx.x
Tin	8xx.x
Other element	9xx.x
Unused series	6xx.x

สำหรับกระบวนการหล่อด้วยแม่พิมพ์ die (die casting) เป็นวิธีการหล่อที่เหมาะสมกับการผลิตที่ต้องการอัตราการผลิตสูง โดยการอัดโลหะที่หลอมเหลวเข้าไปในแม่พิมพ์โลหะด้วยความดันค่าหนึ่ง แม่พิมพ์ทั้งสองจะถูกล็อกให้แน่นเพื่อในทนต่อความดันสูงโลหะอะลูมิเนียมที่หลอมเหลวจะถูกป้อนใส่เข้าไปในแม่พิมพ์เมื่อโลหะแข็งตัวแล้ว แม่พิมพ์จะเปิดออกและผลิตภัณฑ์ที่หล่อเสร็จก็จะถูกนำออก หลังจากนั้นแม่พิมพ์ก็จะถูกล็อกอีกครั้งเพื่อการผลิตต่อไป ข้อดีของวิธีการหล่อด้วยแม่พิมพ์ die คือ (1) ผลิตภัณฑ์จะมีความสมบูรณ์และสามารถถูกผลิตด้วยอัตราการผลิตสูง (2) ขนาดของผลิตภัณฑ์จะมีความถูกต้องมากกว่า (3) พื้นผิวของผลิตภัณฑ์จะเรียบกว่า (4) การทำให้เย็นตัวลงอย่างรวดเร็วจะทำให้ได้โครงสร้างเกรนที่ละเอียด (5) กระบวนการง่ายต่อการทำให้เป็นระบบอัตโนมัติ

องค์ประกอบในโลหะผสมอะลูมิเนียมสำหรับการหล่อ โลหะผสมอะลูมิเนียมที่ใช้ในการหล่อได้มีการพัฒนาคุณภาพ เช่น สมบัติในการไหล (fluidity) และความสามารถในการป้อน (feeding ability) รวมทั้งสมบัติอื่นๆ เช่น ความแข็งแรง ความเหนียว และความทนต่อการกัดกร่อน ด้วยเหตุผลนี้ องค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสม wrought aluminum จึงแตกต่างกัน ตารางที่ 9.8 ได้แสดงองค์ประกอบทางเคมี, สมบัติเชิงกล และประโยชน์ของโลหะผสมอะลูมิเนียมสำหรับการหล่อบางชนิด นอกจากนี้โลหะผสมชนิดนี้จะถูกจัดแยกเป็นกลุ่มตามธาตุอัลลอยด์ที่มีอยู่ โดยใช้ตัวเลข 4 หลัก ดังแสดงในตารางที่ 9.9

ซิลิคอนเป็นธาตุอัลลอยด์ที่สำคัญที่สุดในโลหะผสมอะลูมิเนียมสำหรับการหล่อ เพราะซิลิคอนจะทำให้การไหลของโลหะหลอมเหลวไหลได้ดี และความสามารถในการป้อนเข้าไปในแม่พิมพ์ดีขึ้น นอกจากนี้ยังเพิ่มความแข็งแรงของอะลูมิเนียม โดยปกติจะมีอยู่ประมาณ 5-12% ส่วนแมกนีเซียมจะถูกเติมลงไปประมาณ 0.3-1% เพื่อเพิ่มความแข็งแรงโดยวิธีการ precipitation strengthening และทองแดงในปริมาณ 1-4% ก็มักจะถูกเติมลงไปโลหะผสมอะลูมิเนียมสำหรับการหล่อเช่นกัน เพื่อเพิ่มความแข็งแรงโดยเฉพาะอย่างยิ่งที่อุณหภูมิสูง นอกจากนี้ยังอาจมีการเติมธาตุอัลลอยด์อื่นๆ เช่น สังกะสี, ดีบุก, ไทเทเนียม และโครเมียม

9.6 โลหะผสมทองแดง

9.6.1 สมบัติทั่วไปของทองแดง

ทองแดงเป็นโลหะที่สำคัญที่ใช้อย่างกว้างขวางในงานวิศวกรรมทั้งในรูปทองแดงที่ไม่รวมกับธาตุอื่นหรือโลหะผสม ทองแดงที่ไม่รวมกับธาตุอื่นจะมีสมบัติที่สำคัญหลายประการที่เป็นประโยชน์ต่ออุตสาหกรรม

ตารางที่ 9.10 การแยกประเภทโลหะผสมทองแดง (ระบบ Copper Development Association System)

Wrought alloys	
C1xxxx	Coppers* and high-copper alloys†
C2xxxx	Copper-zinc alloys (brasses)
C3xxxx	Copper-zinc-lead alloys (leaded brasses)
C4xxxx	Copper-zinc-tin alloys (tin brasses)
C5xxxx	Copper-tin alloys (phosphor bronzes)
C6xxxx	Copper-aluminum alloys (aluminum bronzes), copper-silicon alloys (silicon bronzes) and miscellaneous copper-zinc alloys
C7xxxx	Copper-nickel and copper-nickel-zinc alloys (nickel silvers)
Cast alloys	
C8xxxx	Cast coppers, cast high-copper alloys, cast brasses of various types, cast manganese-bronze alloys, and cast copper-zinc-silicon alloys
C9xxxx	Cast copper-tin alloys, copper-tin-lead alloys, copper-tin-nickel alloys, copper-aluminum-iron alloys, and copper-nickel-iron and copper-nickel-zinc alloys.

*"Coppers" have a minimum copper content of 99.3 percent or higher.

†High-copper alloys have less than 99.3 percent Cu but more than 96 percent and do not fit into the other copper alloy groups.

เช่น มีความสามารถในการนำไฟฟ้าและความร้อนได้ดี ทนต่อการกัดกร่อนได้ดียิ่งต่อการขึ้นรูปมีความแข็งแรงปานกลาง สามารถควบคุมในการ annealing ได้ และสามารถเชื่อมและบัดกรีได้ (joining and soldering) ส่วนโลหะผสม เช่น ทองเหลือง (brass) และ ทองบรอนซ์ (bronze) จะมีความแข็งแรงมาก จึงเป็นที่ต้องการในงานวิศวกรรมต่าง ๆ มากมาย

9.6.2 การผลิตทองแดง

ทองแดงส่วนใหญ่จะสกัดจากแร่ที่ประกอบด้วยคอปเปอร์และเหล็กซัลไฟด์ คอปเปอร์ซัลไฟด์ที่เข้มข้นซึ่งได้จากแร่ที่มีเกรดต่ำนี้จะถลุงในเตาเผาอีกครั้งเพื่อผลิต matte ซึ่งเป็นของผสมระหว่างคอปเปอร์และเหล็กซัลไฟด์และจะถูกแยกออกจาก slag (ของเสีย) หลังจากนั้นคอปเปอร์ซัลไฟด์ใน matte จะเปลี่ยนไปเป็น impure หรือ blister copper (98% Cu) โดยการเป่าอากาศลงไป ใน matte ในขั้นตอนนี้เหล็กซัลไฟด์จะถูกออกซิไดส์ก่อนและแยกตัวออกมาในรูปของ slag ส่วนสิ่งแปลกปลอมอื่นทั้งหมดใน blister copper จะถูกกำจัดออกในรูปของ slag เช่นกัน ในเตา refining ทองแดงที่ผ่านการทำให้บริสุทธิ์และจะเรียกว่า tough-pitch copper และสามารถนำไปใช้ประโยชน์ได้ tough-pitch copper เหล่านี้อาจถูกทำให้บริสุทธิ์มากขึ้นโดยวิธีทางไฟฟ้า ทำให้ได้ electrolytic tough-pitch (ETP) copper ที่มีความบริสุทธิ์ถึง 99.95%

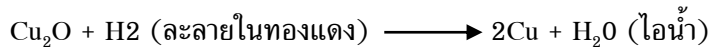
9.6.3 การแยกประเภทโลหะผสมทองแดง

ในสหรัฐอเมริกา โลหะผสมทองแดงแยกออกตามระบบที่กำหนดขึ้นโดย Copper Development Association (CDA) ในระบบนี้ รหัสตั้งแต่ C10100 ถึง C79900 จะแทนโลหะผสมแบบ wrought และรหัสตั้งแต่ C80000 ถึง C99900 จะแทนโลหะผสมแบบ casting ตารางที่ 9.10 ได้รวบรวมโลหะผสมทองแดงแต่ละประเภท และในตารางที่ 9.11 ได้แสดงองค์ประกอบทางเคมี สมบัติเชิงกล และประโยชน์ของโลหะผสมทองแดง

9.6.4 โลหะผสม wrought Copper

ทองแดงที่ไม่ผสมกับธาตุอื่น (unalloyed copper) เป็นโลหะสำคัญในเชิงวิศวกรรมชนิดหนึ่ง และ

เนื่องจากทองแดงมีความสามารถในการนำไฟฟ้าได้ดี ทองแดงจึงใช้อย่างกว้างขวางในอุตสาหกรรมทางไฟฟ้า ทองแดงจำพวก electrolytic tough-pitch (ETP) เป็นโลหะที่มีราคาถูกที่สุดในอุตสาหกรรมทองแดง จึงมักใช้ทำเส้นลวด แท่งทองแดง แผ่นทองแดง และท่อนทองแดง ETP copper มักจะมีปริมาณออกซิเจนอยู่ 0.04% โดยส่วนใหญ่ออกซิเจนจะไม่ละลายใน ETP copper และมักจะอยู่ในรูป interdenclritic Cu_2O เมื่อทองแดงถูกหล่อ ในการนำทองแดงไปใช้ประโยชน์ออกซิเจนที่อยู่ใน ETP copper มักจะไม่มีผลที่สำคัญเท่าใดนัก แต่ถ้า ETP copper ถูกให้ความร้อนจนมีอุณหภูมิสูงเกินกว่า 400°C ในสภาวะบรรยากาศที่มีไฮโดรเจนอยู่ ไฮโดรเจนจะแพร่เข้าไปในเนื้อโลหะและทำปฏิกิริยากับ Cu_2O ที่กระจายตัวอยู่เกิดไอน้ำขึ้น ดังสมการของปฏิกิริยาดังนี้



โมเลกุลของน้ำที่เกิดขึ้นจะไม่สามารถแพร่ออกได้หมด และจะทำให้เกิดช่องว่างภายในโลหะขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งที่บริเวณขอบเขตเกรน ซึ่งจะมีผลทำให้ทองแดงเปราะ (รูปที่ 9.51)

เพื่อป้องกันไม่ใหทองแดงเปราะอันสืบเนื่องมาจาก Cu_2O ทำให้ปฏิกิริยากับไฮโดรเจน จะต้องกำจัดออกซิเจนออก โดยให้ออกซิเจนทำปฏิกิริยากับฟอสฟอรัส ทำให้ได้ phosphorus pentoxide (P_2O_5) (alloy 12200) นอกจากนี้ยังมีอีกวิธีหนึ่งที่จะกำจัดออกซิเจนออกจากทองแดงได้โดยการหล่อ ETP copper ภายใต้สภาวะบรรยากาศรีดิวซ์ ทองแดงที่ถูกผลิตโดยวิธีนี้จะเรียกว่า oxygen-free high-conductivity (OFHC) copper หรือโลหะผสม C10200

โลหะผสมทองแดง-สังกะสี โลหะผสมทองแดง-สังกะสีหรือทองเหลือง ประกอบด้วยทองแดงและสังกะสีประมาณ 5-40% สังกะสีจะรวมตัวกับทองแดงได้จนถึงประมาณ 35% Zn ในรูปของสารละลายของแข็งแบบแทนที่ (substitutional solid solution) ดังแสดงด้วยเฟสของ α ทั้งหมด (all alpha phase) ในเฟสไดอะแกรมของ Cu-Zn (รูปที่ 8.27) เมื่อสังกะสีมีปริมาณเพิ่มขึ้นจนถึง 40% โลหะผสมจะเกิดเป็น 2 เฟส คือ แอลฟาและบีตา

โครงสร้าง microstructure ของทองเหลือง (brasses) ที่มีเฟสแอลฟาเฟสเดียวจะประกอบด้วยสารละลายของแข็งแอลฟา ดังแสดงในรูปที่ 9.52 สำหรับกรณีของโลหะอัลลอยด์ 70% Cu-30% Zn



รูปที่ 9.51 ทองแดงประเภท electrolytic tough-pitch ที่อยู่ภายใต้สภาวะบรรยากาศของไฮโดรเจนที่อุณหภูมิ 850°C เป็นเวลา 1/2 ชั่วโมง (Etch : potassium dichromate ; กำลังขยาย 150 เท่า) (จาก Amax Base Metals Research, Inc.)



รูปที่ 9.52 โครงสร้าง microstructure ของทองเหลือง cartridge (70% Cu-30% Zn) ที่ถูก annealed (Etchant : $\text{NH}_4\text{OH} + \text{H}_2\text{O}_2$; กำลังขยาย 75 เท่า)

ตารางที่ 9.11 สมบัติเชิงกลและการประยุกต์ใช้โลหะผสมทองแดง

Alloy number	Chemical composition (wt %)	Condition	Tensile strength		Yield strength		Elongation in 2 in. (%)	Typical applications
			ksi	MPa	ksi	MPa		
Wrought alloys								
C10100	99.99 Cu	Annealed	32	220	10	69	45	Bus conductors, waveguides, hollow conductors, lead-in wires and anodes for vacuum tubes, vacuum seals, transistor components, glass-to-metal seals, coaxial cables and tubes, klystrons, microwave tubes, rectifiers
		Cold-worked	50	345	45	310	6	
C11000 (ETP)	99.9 Cu, 0.04 O	Annealed	32	220	10	69	45	Gutters, roofing, gaskets, auto radiators, busbars, nails, printing rolls, rivets, radio parts
		Cold-worked	50	345	45	310	6	
C26000	70 Cu, 30 Zn	Annealed	47	325	15	105	62	Radiator cores and tanks, flashlight shells, lamp fixtures, fasteners, locks, hinges, ammunition components, plumbing accessories, pins, rivets
		Cold-worked	76	525	63	435	8	
C28000	60 Cu, 40 Zn	Annealed	54	370	21	145	45	Architectural, large nuts and bolts, brazing rod, condenser plates, heat exchanger and condenser tubing, hot for gings
		Cold-worked	70	485	50	345	10	
C17000	99.5 Cu, 1.7 Be, 0.20 Co	SHT*	60	410	28	190	60	Bellows, Bourdon tubing, diaphragms, fuse clips, fasteners, lock washers, springs, switch parts, roll pins, valves, welding equipment
		SHT, CW, PH*	180	1240	155	1070	4	
C61400	95 Cu, 7 Al, 2 Fe	Annealed	80	550	40	275	40	Nuts, bolts, stringers and threaded members, corrosion-resistant vessels and tanks, structural components, machine parts, condenser tube and piping systems, marine protective sheathing and fastening
		Cold-worked	89	615	60	415	32	
C71500	70 Cu, 30 Ni	Annealed	55	380	18	125	36	Communication relays, condensers, condenser plates, electrical springs, evaporator and heat exchanger tubes, ferrules, resistors
		Cold-worked	84	580	79	545	3	

ตารางที่ 9.11 (ต่อ)

Casting alloys									
		As-cast	25	172	9	62	40		
C80500	99.75 Cu	As-cast						Electrical and thermal conductors; corrosion-oxidation-resistant applications	
C82400	96.4 Cu, 1.70 Be, 0.25 Co	As-cast Heat-treated	72 150	497 1035	37 140	255 966	20 1	Safety tools, molds for plastic parts, cams, bushings, bearings, valves, pump parts, gears	
C83600	85 Cu, 5 Sn, 5 Pb, 5 Zn	As-cast	37	255	17	117	30	Valves, flanges, pipe fittings, plumbing goods, pump castings, water pump impellers and housings, ornamental fixtures, small gears	
C87200	89 Cu, 4 Si	As-cast	55	379	25	172	30	Bearings, belts, impellers, pump and valve components, marine fittings, corrosion-resistant castings	
C90300	93 Cu, 8 Sn, 4 Zn	As-cast	45	310	21	145	30	Bearings, bushings, pump impellers, piston rings, valve components, seal rings, steam fittings, gears	
C95400	85 Cu, 4 Fe, 11 Al	As-cast Heat-treated	85 105	586 725	35 54	242 373	18 8	Bearings, gears, worms, bushings, valve seats and guides, pickling hooks	
C96400	69 Cu, 30 Ni, 0.9 Fe	As-cast	68	469	37	255	28	Valves, pump bodies, flanges, elbows used for seawater corrosionresistance	

*SHT solution heat-treated; CW cold-worked; PH precipitation-hardened.



รูปที่ 9.53 แผ่นโลหะ Muntz (60% Cu-40% Zn) ที่ผ่านการรีดร้อนโครงสร้างประกอบด้วยเฟสบีตา (มืด) และเฟสแอลฟา (สว่าง) (Etchant : $\text{NH}_4\text{OH} + \text{H}_2\text{O}_2$; กำลังขยาย 75 เท่า)



รูปที่ 9.54 ภาพตัดของแท่งโลหะทองเหลือง (brass) ที่ผ่านการ extrusion ซึ่งแสดงก้อนกลมๆ ของตะกั่ว (Etch: $\text{NH}_4\text{OH} + \text{H}_2\text{O}_2$; กำลังขยาย 75 เท่า) (จาก Anaconda American Brass Co.)

(C26000, cartridge brass) โครงสร้าง microstructure ของทองเหลือง 60% Cu-40% Zn (C28000, Muntz metal) มี 2 เฟส ที่ประกอบด้วยแอลฟาและบีตา ดังแสดงในรูปที่ 9.53

ตะกั่ว (0.5-3%) จำนวนเล็กน้อยอาจถูกเติมลงใน Cu-Zn brasses เพื่อปรับปรุงสมบัติในการกลึง (machining) ตะกั่วมักจะละลายในทองแดงและจะกระจายตัวอยู่ในทองเหลืองเป็นก้อนกลมๆ เล็กๆ (รูปที่ 9.54)

ค่า tensile strength ของทองเหลืองบางชนิดถูกแสดงไว้ในตารางที่ 9.11 โลหะผสมเหล่านี้จะมีค่าความแข็งแรงปานกลาง (34-35 ksi ; 234-374 MPa) ในสภาวะหลังจากถูก annealed และจะมีค่าความแข็งแรงเพิ่มขึ้นเมื่อผ่านการรีดเย็น (Cold-worked)

โลหะผสมทองแดง-ดีบุก โลหะผสมทองแดง-ดีบุก หรืออาจเรียกว่า tin bronzes แต่บ่อยครั้งจะถูกเรียกว่า phosphor โลหะ bronzes จะถูกผลิตโดยการเติมธาตุอัลลอยด์ดีบุกประมาณ 1-10% ลงในทองแดง เพื่อทำให้เกิดโลหะผสมที่มีความแข็งแรงมากขึ้น โลหะผสม wrought tin bronzes จะมีความแข็งแรงมากกว่า Cu-Zn brasses โดยเฉพาะอย่างยิ่งหลังจากที่ผ่านการรีดเย็น (cold-working) และจะมีความทนต่อการกัดกร่อนได้ดีกว่าแต่ราคาแพงกว่าโลหะผสม Cu-Sn สำหรับการหล่อจะประกอบด้วย Sn สูงถึง 16% ซึ่งจะถูกใช้ในในงาน high-strength bearings และ gear blanks ในบางครั้งตะกั่วจำนวนมาก (5-10%) ก็อาจจะถูกเติมลงในโลหะผสมเพื่อการหล่อสำหรับผิวแข็ง

โลหะผสมทองแดง-เบริลเลียม โลหะผสมทองแดง-เบริลเลียมจะถูกผลิตขึ้นโดยจะมี Be 0.6-2% และโคบอลต์ 0.2-2.5% โลหะผสมเหล่านี้จะสามารถถูก precipitation-hardened และบำบัดด้วยความร้อน (heat-treated) และรีดเย็น (cold-worked) เพื่อให้ได้ผลิตภัณฑ์ที่มี tensile strength สูงประมาณ 212 ksi (1463 MPa) ซึ่งเป็นผลิตภัณฑ์ที่มีค่าความแข็งแรงสูงที่สุดในกลุ่มโลหะผสมทองแดง โลหะผสมทองแดง-เบริลเลียมนี้จะถูกนำไปใช้สำหรับทำอุปกรณ์เครื่องมือที่ต้องการความแข็งแรงที่สูง และมีสมบัติไม่เกิดประกายไฟ ซึ่งเหมาะสำหรับอุตสาหกรรมเคมี และเนื่องจากโลหะผสมนี้จะมีค่าความทนต่อการกัดกร่อน สมบัติความล้า และ

ความแข็งแรงที่ดี ทำให้เหมาะสำหรับการใช้ทำ สปริง, เกียร์, ไดอะแฟรม, วาล์ว แต่อย่างไรก็ตาม โลหะผสมชนิดนี้ก็มีข้อเสียเช่นกัน คือ มีราคาค่อนข้างแพง

9.7 เหล็กกล้าไร้สนิม

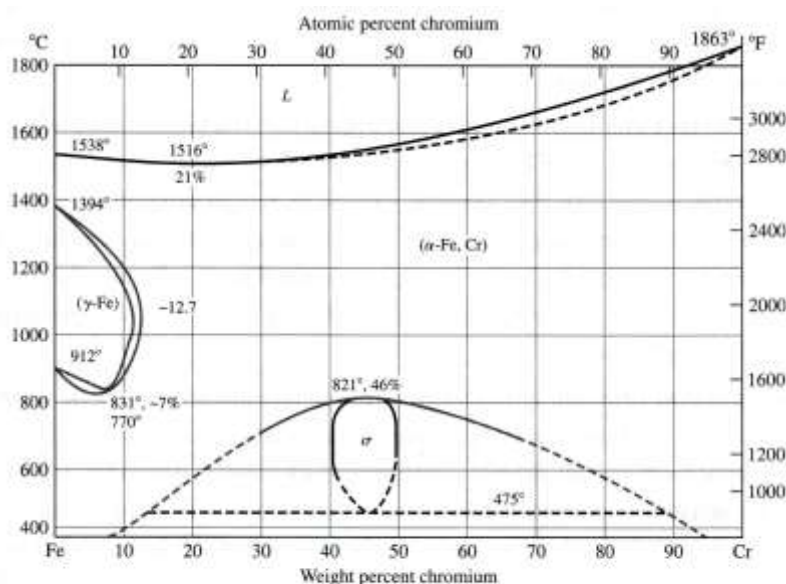
เหล็กกล้าไร้สนิม (stainless steels) มักจะถูกเลือกใช้ในงานวิศวกรรม เนื่องจากมีสมบัติในการทนต่อการกัดกร่อนได้ดีเลิศในทุกสภาวะ การที่เหล็กกล้าไร้สนิมสามารถทนต่อการกัดกร่อนได้ดี เพราะมีปริมาณโครเมียมผสมอยู่จำนวนมาก เหล็กกล้าไร้สนิมจะไร้สนิมได้จะต้องมีปริมาณโครเมียมอยู่อย่างน้อย 12% โครเมียมเหล่านี้จะเกิดเป็นโลหะออกไซด์ที่ผิวเพื่อป้องกันการกัดกร่อนของโลหะผสมเหล็ก-โครเมียม และเหล็กกล้าไร้สนิมที่เกิดฟิล์มออกไซด์ชั้นที่ผิวได้นั้น เหล็กกล้าไร้สนิมจะต้องถูกวางอยู่ในสภาวะที่มีสารออกซิไดส์

โดยทั่วไป เหล็กกล้าไร้สนิมจะแบ่งออกได้เป็น 4 ประเภทคือ ferritic, martensitic, austenitic และ precipitation-hardening ซึ่งเพียง 3 ชนิดแรกเท่านั้นจะขอล่าวในหัวข้อนี้อย่างพอสังเขป

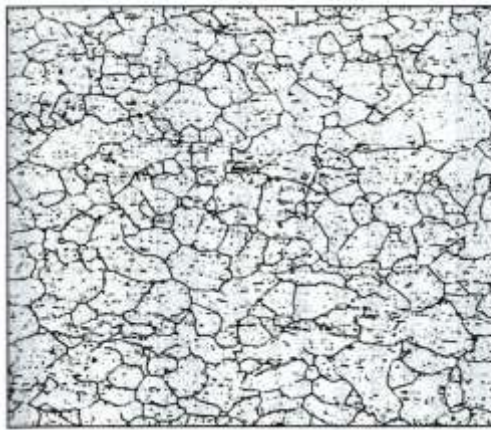
9.7.1 เหล็กกล้าไร้สนิม ferritic

เหล็กกล้าไร้สนิม ferritic เป็นโลหะผสมเหล็ก-โครเมียม ซึ่งประกอบด้วยโครเมียม 12-30% เรียกว่า ferritic เพราะโครงสร้างส่วนใหญ่เป็นแบบ ferrite (BCC, α iron) หลังจากที่ผ่านมาการบำบัดด้วยความร้อน เนื่องจากโครเมียมจะมีโครงสร้างผลึกแบบ BCC เช่นเดียวกัน α ferrite บริเวณเฟสของ α จึงกว้างขึ้น และบริเวณเฟสของ γ จะแคบลง เกิด “ γ loop” ขึ้นในเฟสไดอะแกรมของ Fe-Cr และแบ่งเฟสไดอะแกรมออกเป็น 2 บริเวณ คือบริเวณ FCC และบริเวณ BCC (รูปที่ 9.55) เนื่องจากเหล็กกล้าไร้สนิม ferritic มีปริมาณโครเมียมมากกว่า 12% ดังนั้นจึงไม่มีการเปลี่ยนเฟสจาก FCC ไปเป็น BCC แต่จะเกิดสารละลายของแข็งของโครเมียมในเฟสของ α ของเหล็ก

ตารางที่ 9.12 ได้รวบรวมองค์ประกอบทางเคมี สมบัติเชิงกล และประโยชน์ของเหล็กกล้าไร้สนิมบางชนิด รวมทั้ง ferritic ชนิด 430 ด้วย



รูปที่ 9.55 เฟสไดอะแกรมของเหล็ก-โครเมียม (จาก "Metals Handbook", Vol.8, 8th ed., American Society for Metals, 1973, p.291)



รูปที่ 9.56 ชิ้นเหล็กกล้าไร้สนิม ferritic ประเภท 430 ที่ถูก annealed ที่อุณหภูมิ 788°C (Etchant : picral + HCl : กำลังขยาย 100 เท่า) (จาก United States Steel Corp. Research Laboratories)

เหล็กกล้าไร้สนิม ferritic จะมีราคาถูกเนื่องจากไม่มีนิกเกิลอยู่ ส่วนใหญ่จะถูกใช้เป็นวัสดุในการก่อสร้าง โดยเฉพาะอย่างยิ่งงานที่ต้องการวัสดุที่ทนต่อการกัดกร่อนและความร้อน รูปที่ 9.56 แสดงโครงสร้าง microstructure ของเหล็กกล้าไร้สนิม ferritic ชนิด 430 ในสภาวะหลังจากการผ่านการ annealing การที่มีเฟสของคาร์ไบด์ในเหล็กกล้า จะมีผลทำให้ความทนต่อการกัดกร่อนของเหล็กกล้าลดลง ในปัจจุบันนี้เหล็กกล้าชนิดนี้ได้มีการพัฒนาให้มีปริมาณคาร์บอนและไนโตรเจนลดลง ทำให้มีสมบัติในการทนต่อการกัดกร่อนดีขึ้น

9.7.2 เหล็กกล้าไร้สนิม martensite

เหล็กกล้าไร้สนิม martensite เป็นโลหะผสม Fe-Cr ที่มีปริมาณโครเมียมอยู่ 12-17% และมีปริมาณคาร์บอนพอประมาณ (0.15-1.0%) ที่ทำให้เกิดโครงสร้าง martensite ได้หลังจากการผ่านการ quenching จากบริเวณเฟสของ austenite เหล็กกล้าชนิดนี้ถูกเรียกว่า martensite เพราะสามารถทำให้เกิดโครงสร้าง martensite ได้หลังจากผ่านการ austenitizing และ quenching เนื่องจากองค์ประกอบของเหล็กกล้าไร้สนิม martensitic นี้ถูกปรับให้มีความแข็งแรงและความแข็งที่เหมาะสม ดังนั้นจึงทำให้เหล็กกล้าชนิดนี้มีความทนต่อการกัดกร่อนได้น้อยกว่าเหล็กกล้าไร้สนิมชนิด ferritic และ austenitic

การเพิ่มความแข็งแรงและความแข็งแกร่งของเหล็กกล้าไร้สนิม martensitic โดยการบำบัดด้วยความร้อนนั้นจะเหมือนกับเหล็กกล้า plain-carbon และ low-alloy กล่าวคือ โลหะผสมจะถูก austenitized และถูกทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วจนได้โครงสร้าง martensitic ต่อจากนั้นจึงนำไปทำการ tempering เพื่อลดแรงเค้นและเพิ่มความแข็งแกร่ง เนื่องจากโลหะผสม Fe-Cr ที่มีโครเมียม 12-17% จะมี hardenability ที่สูง ดังนั้นจึงทำให้ไม่จำเป็นต้อง quenching เหล็กกล้าชนิดนี้ด้วยน้ำเพื่อให้เกิดโครงสร้าง martensite และสามารถใช้อัตราการเย็นตัวช้าลงได้

ตารางที่ 9.12 ได้รวบรวมองค์ประกอบทางเคมีสมบัติเชิงกล และประโยชน์ของเหล็กกล้าไร้สนิม martensitic ชนิด 410 และ 440C เหล็กกล้าไร้สนิมชนิด 410 ซึ่งมีโครเมียมอยู่ 12% จะเป็นเหล็กกล้าไร้สนิม martensitic ที่มีความแข็งแรงต่ำและเป็นชนิดที่สามารถนำไปผ่านกรรมวิธีทางความร้อนได้เพื่อนำไปใช้ประโยชน์ในการทำชิ้นส่วนเครื่องจักรเพลของปั๊ม และ โบลต์ (bolts) เป็นต้น

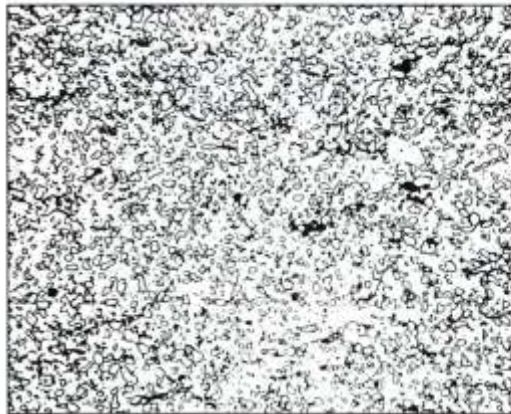
เมื่อปริมาณคาร์บอนในโลหะอัลลอยด์ Fe-Cr เพิ่มขึ้นจนถึงประมาณ 1% α loop จะใหญ่ขึ้น ผลที่ตามมาคือ โลหะอัลลอยด์ Fe-Cr ที่มีคาร์บอน 1% สามารถเติม Cr ได้ประมาณ 16% จะยังคงสามารถผลิตโครงสร้าง martensitic ได้ด้วยการ austenitizing และทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็ว (quenching) โลหะผสมชนิด 440C ซึ่งประกอบด้วยโครเมียม 16% และคาร์บอน 1% จะเป็นเหล็กกล้าไร้สนิม martensitic ที่มีความ

ตารางที่ 9.12 สมบัติเชิงกลและประโยชน์ของเหล็กกล้าไร้สนิม

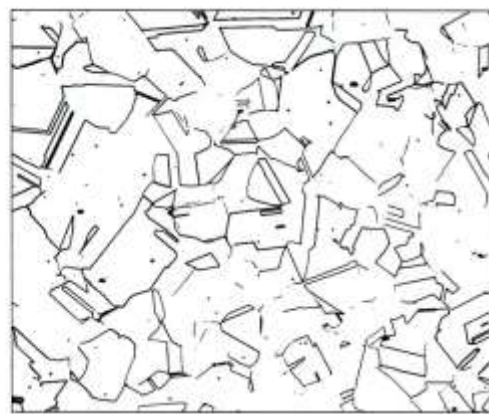
Alloy number	Chemical composition (wt %)*	Condition	Tensile strength		Yield strength		Elongation in 2 in (%)	Typical applications
			ksi	MPa	ksi	MPa		
Ferritic stainless steels								
430	17 Cr, 0.012 C	Annealed	75	517	50	345	25	General-purpose, nonhardenable; uses: range hoods, restaurant equipment
446	25 Cr, 0.20 C	Annealed	80	552	50	345	20	High-temperature applications; heaters, combustion chambers
Martensitic stainless steels								
410	12.5 Cr, 0.15 C	Annealed Q & T†	75	517	40	276	30	General-purpose heat-treatable; machine parts, pump shafts, valves
440A	17 Cr, 0.70 C	Annealed Q & T†	105	724	60	414	20	Cutlery, bearings, surgical tools
			265	1828	245	1690	5	
440C	17 Cr, 1.1 C	Annealed Q & T†	110	759	70	276	13	Balls, bearings, races, valve parts
			285	1966	275	1897	2	
Austenitic stainless steels								
301	17 Cr, 7 Ni	Annealed	110	759	40	276	60	High work-hardening rate alloy; structural applications
304	19 Cr, 10 Ni	Annealed	84	580	42	290	55	Chemical and food processing equipment
304L	19 Cr, 10 Ni, 0.03 C	Annealed	81	559	39	269	55	Low carbon for welding; chemical tanks
321	18 Cr, 10 Ni, Ti 5 %C min	Annealed	90	621	35	241	45	Stabilized for welding; process equipment, pressure vessels
347	18 Cr, 10 Ni, Cb (Nb) 10 C min	Annealed	95	655	40	276	45	Stabilized for welding; tank cars for chemicals
Precipitation-hardening stainless steels								
17-4PH	16 Cr, 4 Ni, 4 Cu, 0.03 Cb (Nb)	Precipitation-hardened	190	1311	175	1207	14	Gears, cams, shafting, aircraft and turbine parts

*Balance Fe.

†Quenched and tempered.



รูปที่ 9.57 เหล็กกล้าไร้สนิม martensitic ชนิด 440°C ซึ่งถูก hardened ด้วยกระบวนการ austenitizing ที่อุณหภูมิ 1010°C (1850°F) และทำให้เย็นตัวลงด้วยอากาศ (Etchant : HCl+picral ; กำลังขยาย 500 เท่า) (จาก Allegheny Ludlum Steel Co.)



รูปที่ 9.58 เหล็กกล้าไร้สนิม austenitic ชนิด 304 ซึ่งถูก annealed ที่อุณหภูมิ 1065°C (1950°F) เป็นเวลา 5 นาที และถูกทำให้เย็นตัวลงด้วยอากาศ (Etchant : HNO₃-acetic-HCl-glycerol; กำลังขยาย 250 เท่า) (จาก Allegheny Ludlum Steel Co.)

แข็งแรงมากที่สุด เนื่องจากภายในโครงสร้างประกอบด้วยเฟสของ martensite ที่แข็งและมีปริมาณเหล็กคาร์ไบต์อยู่จำนวนมาก ดังแสดงโครงสร้าง microstructure ในรูปที่ 9.57

9.7.3 เหล็กกล้าไร้สนิม austenitic

เหล็กกล้าไร้สนิม austenitic เป็นโลหะที่ประกอบด้วยองค์ประกอบ 3 ชนิด คือ เหล็ก-โครเมียม-นิกเกิล โดยจะมีโครเมียมอยู่ 16–25% และนิกเกิล 7–20% โลหะผสมชนิดนี้เรียกว่า austenitic เพราะโครงสร้างภายในประกอบด้วยเฟสของ austenite (FCC, เหล็ก γ) ในช่วงอุณหภูมิที่มีการดำเนินการบำบัดด้วยความร้อน เนื่องจากนิกเกิลมีโครงสร้างผลึกแบบ FCC จึงทำให้โครงสร้างทั้งหมดโดยรวมยังคงเป็นแบบ FCC ที่อุณหภูมิห้อง ตารางที่ 9.12 ได้รวบรวมองค์ประกอบทางเคมี สมบัติเชิงกล และประโยชน์ของเหล็กกล้าไร้สนิม austenitic ชนิด 301, 304 และ 347 ไว้

โดยทั่วไปเหล็กกล้าไร้สนิม austenitic จะมีความทนต่อการกัดกร่อนได้ดีกว่าเหล็กกล้าไร้สนิมชนิด ferritic และ martensitic แต่อย่างไรก็ตามถ้าโลหะผสมเหล่านี้ถูกเชื่อมและค่อยๆ ทำให้เย็นตัวลงอย่างช้าๆ จากอุณหภูมิที่สูงๆ จะทำให้โลหะผสมอาจเกิดการกัดกร่อนแบบ intergranular ได้ง่าย เพราะว่าคาร์ไบต์ที่มีโครเมียมอยู่จะตกตะกอนที่บริเวณขอบเขตเกรน ปัญหาเช่นนี้อาจแก้ไขได้ระดับหนึ่งโดยการลดปริมาณคาร์บอนในโลหะผสมเป็น 0.03% (โลหะผสมชนิด 304L) หรือโดยการเติมธาตุอัลลอยด์บางชนิด เช่น โคลัมเบียม (นิโอเบียม) (โลหะผสมชนิด 347) เพื่อไปรวมตัวกับคาร์บอนในโลหะผสมแทน รูปที่ 9.58 แสดงโครงสร้าง microstructure ของเหล็กกล้าไร้สนิมชนิด 304 ซึ่งถูก annealed ที่อุณหภูมิ 1065 °C เราจะเห็นได้ว่าแตกต่างกับกรณีของเหล็กกล้าชนิด 430 (รูปที่ 9.56) และเหล็กกล้าชนิด 440C (รูปที่ 9.57)

9.8 เหล็กหล่อ

9.8.1 สมบัติทั่วไป

เหล็กหล่อเป็นโลหะผสมประเภท ferrous ที่สามารถขึ้นรูปได้ตามต้องการได้โดยวิธีการหล่อ โดยปกติเหล็กหล่อจะมีคาร์บอนอยู่ 2.4% และซิลิคอน 1–3% ซึ่งแตกต่างกับเหล็กกล้าชนิดที่มีคาร์บอนอยู่น้อยกว่า 1% บางครั้งก็อาจจะมีการเติมธาตุอัลลอยด์บางชนิดเพื่อให้ได้สมบัติตามต้องการ

ตารางที่ 9.13 ช่วงองค์ประกอบทางเคมีของเหล็กหล่อที่ไม่มีธาตุอัลลอยด์ผสมอยู่

Element	Gray iron (%)	White iron (%)	Malleable iron (cast white) (%)	Ductile iron (%)
Carbon	2.5–4.0	1.8–3.6	2.00–2.60	3.0–4.0
Silicon	1.0–3.0	0.5–1.9	1.10–1.60	1.8–2.8
Manganese	0.25–1.0	0.25–0.80	0.20–1.00	0.10–1.00
Sulfur	0.02–0.25	0.06–0.20	0.04–0.18	0.03 max
Phosphorus	0.05–1.0	0.06–0.18	0.18 max	0.10 max

Source: C. F. Walton (ed.), *Iron Castings Handbook*, Iron Castings Society, 1981.

เหล็กหล่อเป็นโลหะผสมที่เหมาะสมที่จะนำไปหล่อ เพราะหลอมละลายง่าย เป็นของไหลที่ดีในสภาพของเหลวและไม่เกิดแผ่นฟิล์มที่ไม่ต้องการขึ้นที่ผิวในขณะเท เมื่อเหล็กหล่อแข็งตัวเหล็กหล่อนั้นจะหดตัวเล็กน้อยหรือปานกลางและมีช่วงของความแข็งแรงและความแข็งที่กว้าง และง่ายต่อการกลึง เหล็กหล่อสามารถถูกเติมด้วยธาตุอัลลอยด์เพื่อให้ได้สมบัติในการทนต่อการขัดสี, การกัดกร่อนได้ดีขึ้น แต่อย่างไรก็ตามเนื่องจากเหล็กหล่อมียุทศาสตร์และความเหนียวต่ำ จึงทำให้เป็นข้อจำกัดในการนำเหล็กหล่อไปใช้ประโยชน์การที่เหล็กหล่อถูกนำมาใช้อย่างกว้างขวางในอุตสาหกรรมได้เพราะมีราคาถูกและมีสมบัติต่างๆ มากมาย จึงเป็นที่ต้องการในงานด้านวิศวกรรม

9.8.2 ประเภทของเหล็กหล่อ

เหล็กหล่อแบ่งออกเป็น 4 ชนิดด้วยกันตามการกระจายตัวของคาร์บอนภายในโครงสร้างดังนี้คือ เหล็กหล่อขาว (white cast iron), เหล็กหล่อเทา (gray cast iron) เหล็กหล่อ malleable และเหล็กหล่อเหนียว (ductile cast iron) ตารางที่ 9.13 ได้รวบรวมองค์ประกอบทางเคมีของเหล็กหล่อพื้นฐานทั้ง 4 ชนิด ส่วนตารางที่ 9.14 ได้แสดงสมบัติเชิงกลและประโยชน์ของเหล็กหล่อบางประเภท

9.8.3 เหล็กหล่อขาว

เหล็กหล่อขาว (white cast iron) เป็นเหล็กหล่อที่คาร์บอนส่วนใหญ่ในเหล็กหล่อที่หลอมเหลวเกิดอยู่ในรูปของเหล็กคาร์ไบด์แทนที่จะอยู่ในรูปของแกรไฟต์เมื่อเกิดการแข็งตัว โครงสร้างของเหล็กหล่อขาวที่ไม่มีคาร์บอนผสมจะประกอบด้วยเหล็กคาร์ไบด์จำนวนมากในเฟสของ pearlite (รูปที่ 9.59) การที่เราเรียกเหล็กหล่อชนิดนี้ว่าเป็นเหล็กหล่อขาว เพราะเมื่อเหล็กหล่อชนิดนี้เกิดการแตกหัก (fracture) ชั้นที่ผิวส่วนที่แตกหักนั้นจะเห็นเป็นสีขาวหรือฟลักไซด์ และเพื่อให้คาร์บอนเกิดอยู่ในรูปของเหล็กคาร์ไบด์ในเหล็กหล่อขาวได้ เราจะต้องควบคุมปริมาณคาร์บอนและซิลิคอนอยู่ในปริมาณที่ต่ำ (คือ 2.5–3.0% C และ 0.5–1.5% Si) และ จะต้องทำให้เกิดการแข็งตัวในอัตราเร็วที่สูง

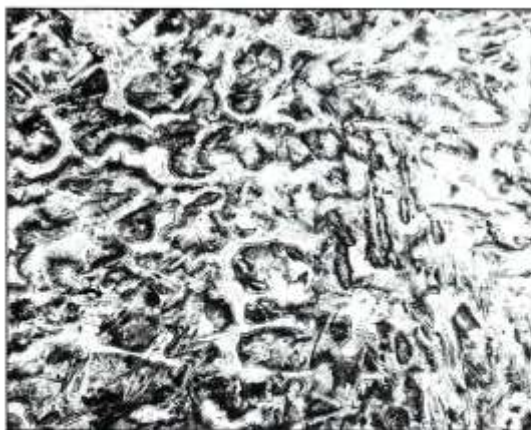
เหล็กหล่อขาวมักจะถูกใช้งานที่ต้องการความทนต่อการสึกกร่อนหรือการขัดสีที่ดี ปริมาณเหล็กคาร์ไบด์จำนวนมากที่อยู่ในโครงสร้างจะทำหน้าที่ในการทำให้เหล็กหล่อขาวนี้มีความทนต่อการสึกหรอ นอกจากนี้เหล็กหล่อขาวยังเป็นวัตถุดิบในการผลิตเหล็กหล่อ malleable ด้วย

9.8.4 เหล็กหล่อเทา

เหล็กหล่อเทา (gray cast iron) จะเกิดขึ้นเมื่อปริมาณคาร์บอนในโลหะผสมมีมากเกินไปจนไม่สามารถจะละลายอยู่ในเฟสของ austenite ได้ ดังนั้นจึงเกิดการตกตะกอนในรูปของ graphite flakes เมื่อเหล็กหล่อเทาถูกทำให้แตกหักที่ผิวส่วนที่แตกหักจะปรากฏเห็นเป็นสีเทา

ตารางที่ 9.14 สมบัติเชิงกลและประโยชน์ของเหล็กหล่อ

Alloy name and number	Chemical composition (wt %)	Condition	Microstructure	Tensile strength		Yield strength		Elongation (%)	Typical applications
				ksi	MPa	ksi	MPa		
Gray cast irons									
Ferritic (G2500)	3.4 C, 2.2 Si, 0.7 Mn	Annealed	Ferritic matrix	26	179	Small cylinder blocks, cylinder heads, clutch plates
Pearlitic (G3500)	3.2 C, 2.0 Si, 0.7 Mn	As-cast	Pearlitic matrix	36	252	Truck and tractor cylinder blocks, heavy gear boxes
Pearlitic (G4000)	3.3 C, 2.2 Si, 0.7 Mn	As-cast	Pearlitic matrix	42	293	Diesel engine castings
Malleable cast irons									
Ferritic (32510)	2.2 C, 1.2 Si, 0.04 Mn	Annealed	Temper carbon and ferrite	50	345	32	224	10	General engineering service with good machinability
Pearlitic (45008)	2.4 C, 1.4 Si, 0.75 Mn	Annealed	Temper carbon and pearlite	65	440	45	310	8	General engineering service with dimensional tolerance specified
Martensitic (M7002)	2.4 C, 1.4 Si, 0.75 Mn	Quenched and tempered	Tempered martensite	90	621	70	438	2	High-strength parts; connecting rods and universal joint yokes
Ductile cast irons									
Ferritic (60-40-18)	3.5 C, 2.2 Si	Annealed	Ferritic	60	414	40	276	18	Pressure castings, such as valve and pump bodies
Pearlitic	3.5 C, 2.2 Si	As-cast	Ferritic-pearlitic	80	552	55	379	6	Crankshafts, gears, and rollers
Martensitic (120-90-02)	3.5 C, 2.2 Si	Martensitic	Quenched and tempered	120	828	90	621	2	Pinions, gears, rollers, and slides



รูปที่ 9.59 โครงสร้าง microstructure ของเหล็กหล่อขาว (Etch : 2% nital; กำลังขยาย 100 เท่า) (จาก Central Foundry)



รูปที่ 9.60 เหล็กหล่อเทา class 30 ที่หล่อในแม่พิมพ์ทราย (Etch : 3% nital ; กำลังขยาย 100 เท่า) (จาก "Metals Handbook," vol.7, 8th ed., American Society for Metals, 1972, p.82)

เหล็กหล่อเทาจะเป็นวัสดุที่สำคัญในงานด้านวิศวกรรม เนื่องจากมีราคาต่ำและมีสมบัติที่เป็นประโยชน์สามารถทำการกลึงได้ดี และทนต่อการสึกหรอ

องค์ประกอบและโครงสร้าง จากตารางที่ 9.13 จะเห็นได้ว่าเหล็กหล่อเทาจะประกอบด้วยคาร์บอน 2.5–4% และซิลิคอน 1–3% เนื่องจากซิลิคอนเป็นธาตุที่ทำให้แกรไฟต์ในเหล็กหล่ออยู่ตัว ดังนั้นเหล็กหล่อเทาจึงมักมีซิลิคอนปริมาณมากเพื่อทำให้เกิดแกรไฟต์ขึ้น อัตราเร็วในการแข็งตัวก็เป็นปัจจัยที่สำคัญต่อการเกิดแกรไฟต์เช่นกัน กล่าวคือ อัตราเร็วในการแข็งตัวที่ปานกลางและช้าจะทำให้เกิดแกรไฟต์ขึ้น นอกจากนี้ อัตราเร็วในการแข็งตัวก็ยังมีผลต่อชนิดเฟสในเหล็กหล่อเทาด้วยดังนี้คือ ถ้าอัตราเร็วในการเย็นตัวปานกลางจะทำให้เกิดเฟสของ pearlite ขึ้น แต่ถ้าอัตราเร็วในการเย็นตัวช้าจะทำให้เกิดเฟสของ ferrite ถ้าต้องการทำให้เกิดเฟสของ ferrite อย่างสมบูรณ์ในเหล็กหล่อเทา เหล็กมักจะถูก annealed จนกระทั่ง คาร์บอนที่ยังคงเหลือ



รูปที่ 9.61 ภาพถ่าย scanning electron micrograph ของเหล็กหล่อเทา hypereutectic ที่เฟสหลักถูกกัดเซาะออกเพื่อแสดงตำแหน่งของแกรไฟต์ชนิด B (Etch : 3:1 methyl acetate-liquid bromine กำลังขยาย 130 เท่า) (คัดจาก "Metal handbook" vol.7, 8th ed., American Society for Metal, 1972, p.82)



รูปที่ 9.62 เหล็กหล่อเหนียวประเภท grade 80-55-06 as cast (Etch = 3% nital, กำลังขยาย 100 เท่า) (จาก "Metals Handbook," vol.7, 8th ed., American Society for Metals, 1972, p.88)

อยู่ในเฟสหลัก (matrix) สามารถแพร่ออกไปรวมกับ graphite flakes ทำให้เฟสหลักเหลือแต่เฟสของ ferrite เท่านั้น รูปที่ 9.60 แสดงโครงสร้างของเหล็กหล่อเทาที่ผ่านการหล่อและไม่มีการเติมธาตุอัลลอยด์ ซึ่งจะเห็น graphite flakes อยู่ในเฟสหลักผสมระหว่าง ferrite และ pearlite รูปที่ 9.61 แสดงภาพถ่าย scanning electron micrograph ของเหล็กหล่อเทา hypereutectic ที่เฟสหลักถูกกัดเซาะออกไป

9.8.5 เหล็กหล่อเหนียว

เหล็กหล่อเหนียว (ductile cast irons) บางครั้งเรียกว่า เหล็กหล่อ nodular หรือ spherulitic มีสมบัติเป็นของไหลที่ดี และสามารถใช้ในการหล่อได้ สามารถทำการกลึงได้ดี และทนต่อการสึกหรอได้ดี นอกจากนี้เหล็กหล่อเหนียวยังมีสมบัติบางอย่างคล้ายคลึงกับเหล็กกล้าคือ มีความแข็งแรง ความแข็งแกร่ง ความเหนียวที่ดีสามารถนำไปทำ hot working ได้ดี และมี hardenability ที่สูง

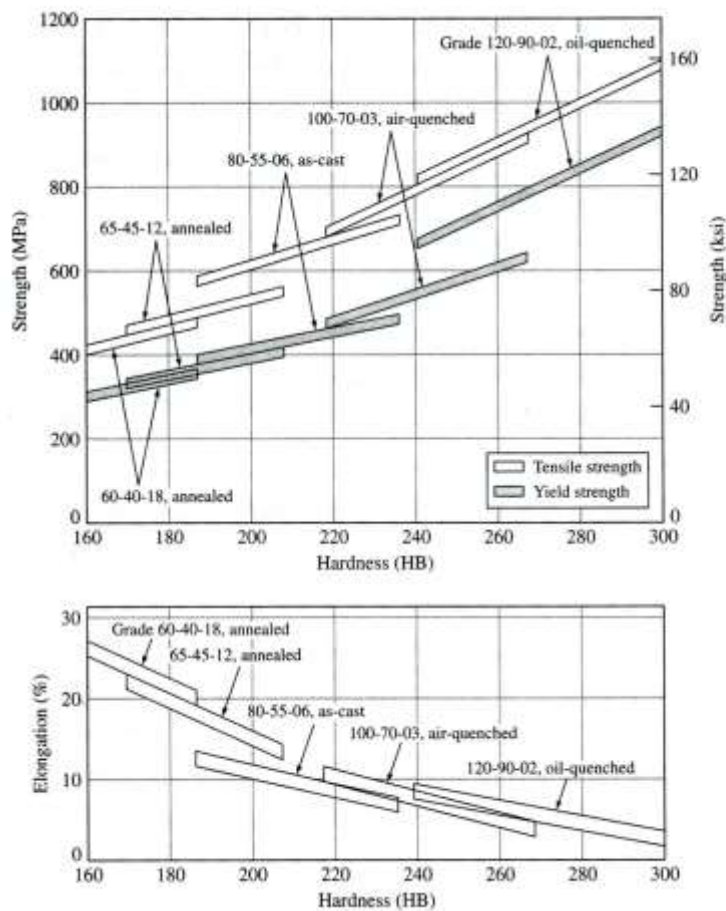
องค์ประกอบและโครงสร้าง การที่เหล็กหล่อเหนียวมีสมบัติเชิงกลแตกต่างกับเหล็กชนิดอื่น ๆ เพราะแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นภายในโครงสร้างมีรูปร่างลักษณะกลม ดังแสดงในรูปที่ 9.62 และ 9.63 ทำให้เหล็กหล่อชนิดนี้มีความเหนียวและไม่แตกหักง่าย

องค์ประกอบของเหล็กหล่อเหนียว จะคล้ายคลึงกับเหล็กหล่อเทาดังแสดงในตารางที่ 9.13 ปริมาณคาร์บอนในเหล็กหล่อเหนียวจะอยู่ในช่วง 3.0–4.0% และซิลิคอนจะอยู่ในช่วง 1.8–2.8% ส่วนปริมาณซัลเฟอร์และฟอสฟอรัสที่มีอยู่ในเหล็กหล่อเหนียวที่มีคุณภาพสูงจะมีปริมาณต่ำ คือ ปริมาณซัลเฟอร์และฟอสฟอรัสสูงสุดที่มีอยู่เท่ากับ 0.03% และ 0.1% ตามลำดับ ซึ่งน้อยกว่าที่มีอยู่ในเหล็กหล่อเทาประมาณ 10 เท่า นอกจากนี้ธาตุเจือปนอื่น ๆ ก็ถูกควบคุมให้มีปริมาณต่ำเพราะอาจจะเป็นตัวที่จะไปขัดขวางการเกิดแกรไฟต์ลักษณะกลมได้

แกรไฟต์ลักษณะกลมที่เกิดขึ้นในเหล็กหล่อเหนียวจะเกิดขึ้นในระหว่างการแข็งตัวของเหล็กที่หลอมเหลว เพราะวาระดับปริมาณซัลเฟอร์และออกซิเจนในเหล็กถูกทำให้ลดลงให้มีระดับปริมาณต่ำโดยการเติมแมกนีเซียมลงในโลหะก่อนที่จะมีการหล่อ แมกนีเซียมจะทำปฏิกิริยากับซัลเฟอร์และออกซิเจนทำให้ธาตุเหล่านี้ไม่สามารถไปขัดขวางการเกิดแกรไฟต์ลักษณะกลมได้



รูปที่ 9.63 ภาพ scanning electron micrograph ของเหล็กหล่อเหนียวประเภท pearlitic (Etch : 3:1 methyl acetate-liquid bromine; กำลังขยาย 130 เท่า) (จาก "Metal handbook" vol.7, 8th ed., American Society for Metal, 1972, p.88)



รูปที่ 9.64 สมบัติความแข็งแรงของเหล็กหล่อเหนียวกับความแข็ง (จาก “Metals Handbook”, vol.1, 9th ed., American Society for Metals, 1978, p.36)

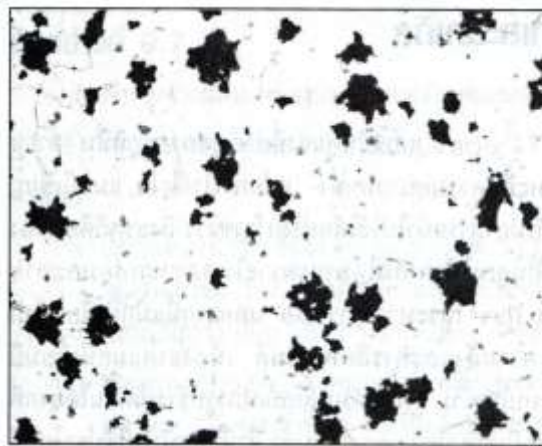
โครงสร้างของเหล็กหล่อเหนียวมักจะมีลักษณะคล้ายๆ กับตาของวัวกระทิง (bull’s eye) ดังแสดงในรูปที่ 9.62 โครงสร้างนี้จะประกอบด้วยแกรไฟต์ลักษณะกลมที่ล้อมรอบด้วยเฟสของ ferrite อีสระ และอยู่ในเฟสของ pearlite อีกทีหนึ่ง เราไม่สามารถทำให้โครงสร้างภายในเกิดเป็น ferrite หรือ pearlite อย่างสมบูรณ์ การบำบัดด้วยความร้อนสามารถใช้ในการเปลี่ยนโครงสร้าง “ตาวัวกระทิง” ได้ และมีผลทำให้สมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเหนียวนี้เกิดการเปลี่ยนแปลงไปด้วย ดังแสดงในรูปที่ 9.64

9.8.6 เหล็กหล่อ malleable

องค์ประกอบและโครงสร้าง เหล็กหล่อ malleable เป็นเหล็กหล่อที่ถูกผลิตขึ้นโดยใช้เหล็กหล่อขาวซึ่งภายในโครงสร้างประกอบด้วยเหล็กคาร์ไบด์จำนวนมากและไม่มีแกรไฟต์อยู่ ดังนั้นองค์ประกอบทางเคมีของเหล็กหล่อ malleable จึงถูกจำกัดให้เหมือนกับเหล็กหล่อขาว ดังแสดงในตารางที่ 9.13 เหล็กหล่อ malleable จะมีปริมาณคาร์บอนและซิลิคอนเท่ากับ 2.0–2.6% และ 1.1–1.6% ตามลำดับ

ในกระบวนการผลิตเหล็กหล่อ malleable เหล็กหล่อขาวจะถูกให้ความร้อนในเตาอบเพื่อสลายตัวเหล็กคาร์ไบด์ในเหล็กหล่อขาวให้เป็นแกรไฟต์และเหล็ก แกรไฟต์ที่เกิดขึ้นในเหล็กหล่อ malleable จะมีลักษณะกลมไม่สม่ำเสมอเรียกว่า temper carbon รูปที่ 9.65 แสดงโครงสร้างภายในของเหล็กหล่อ ferritic malleable

เหล็กหล่อ malleable เป็นวัสดุที่สำคัญในงานด้านวิศวกรรม เพราะว่ามีสมบัติเหมาะสมสำหรับในกระบวนการหล่อและการกลึงที่ดี, มีความแข็งแรง, ความแข็งแกร่ง และทนต่อการกัดกร่อนปานกลาง



รูปที่ 9.65 โครงสร้าง microstructure ของเหล็กหล่อ malleable ประเภท ferritic (grade M3210) ซึ่งถูก annealed 2 ขั้นตอนที่อุณหภูมิ 954°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และทำให้เย็นลงจนถึงอุณหภูมิ 704°C ภายในเวลา 6 ชั่วโมง โดยอากาศ (Etch : 2% nital; กำลังขยาย 100 เท่า) (จาก "Metals Handbook", vol.7, 8th ed., American Society for Metals, 1972, p.95)

การบำบัดด้วยความร้อน การผลิตเหล็กหล่อ malleable จากเหล็กหล่อขาวด้วยการบำบัดด้วยความร้อนประกอบด้วย 2 ขั้นตอน

1. Graphitization ในขั้นตอนนี้ เหล็กหล่อขาวจะถูกให้ความร้อนจนมีอุณหภูมิเหนืออุณหภูมิ eutectoid คือประมาณ 940°C (1720 °F) และทิ้งไว้ ณ อุณหภูมินั้นประมาณ 3-20 ชั่วโมง ขึ้นอยู่กับองค์ประกอบ โครงสร้าง และขนาดของเหล็กหล่อ ในขั้นตอนนี้เหล็กคาร์ไบด์ในเหล็กหล่อขาวจะเปลี่ยนรูปไปเป็น temper carbon (graphite) และ austenite
2. Cooling ในขั้นตอนนี้ เฟสของ austenite จะเปลี่ยนไปเป็น ferrite, pearlite หรือ marten site เหล็กหล่อ malleable ชนิด ferritic ในการผลิตเหล็กหล่อชนิดนี้ หลังจากผ่านการให้ความร้อนในขั้นที่ 1 (graphitization) เหล็กหล่อจะถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างรวดเร็ว จนมีอุณหภูมิ 740-760°C (1360-1400°F) และค่อยๆ ทำให้เย็นตัวลงอย่างช้าๆ ด้วยอัตราเร็ว 3-11°C (5-20°F) ต่อชั่วโมง ในระหว่างการเย็นตัวลง austenite จะเปลี่ยนไปเป็น ferrite และแกรไฟต์ โดยที่แกรไฟต์จะไปรวมตัวกับอนุภาคของ temper carbon ที่เกิดขึ้นก่อนหน้านี้ (รูปที่ 9.65)

เหล็กหล่อ malleable ชนิด pearlitic ในการผลิตเหล็กหล่อชนิดนี้ หลังจากผ่านการบำบัดด้วยความร้อนในขั้นที่ 1 เหล็กหล่อจะถูกทำให้เย็นตัวลงจนได้อุณหภูมิ 870°C (1600°F) และปล่อยให้เย็นตัวลงในอากาศซึ่งอัตราในการเย็นตัวจะเร็วกว่ากรณีเหล็กหล่อ malleable ชนิด ferritic การที่ปล่อยให้เย็นตัวเร็วนี้จะทำให้ austenite เปลี่ยนไปเป็น pearlite จึงทำให้เหล็กหล่อ malleable ชนิด pearlitic มีโครงสร้างที่ประกอบด้วย temper carbon ลักษณะกลมที่ไม่สม่ำเสมอในเฟสของ pearlite

เหล็กหล่อ malleable ชนิด temper martensitic เหล็กหล่อชนิดนี้ถูกผลิตโดยการทำให้เหล็กหล่อเย็นตัวลงในเตาเผาจนถึงอุณหภูมิ 845-870°C (1550-1600°F) และปล่อยให้เย็นตัวลงที่อุณหภูมินั้นเป็นเวลา 15-30 นาที จนกระทั่งเนื้อภายในโครงสร้างมีความสม่ำเสมอ หลังจากนั้นจะทำให้เย็นลงทันทีในน้ำมันที่มีการกวนเพื่อทำให้เกิดเฟสของ martensite ต่อจากนั้น เหล็กหล่อจะถูก tempered ที่อุณหภูมิระหว่าง 590-725°C (1100-1340°F) เพื่อให้ได้สมบัติเชิงกลตามต้องการ

9.9 โลหะผสมแมกนีเซียม ไทเทเนียม และนิกเกิล

9.9.1 โลหะผสมแมกนีเซียม

แมกนีเซียมเป็นโลหะที่เบา (ความหนาแน่น = 1.74 g/cm^3) และเป็นคู่แข่งที่สำคัญของอะลูมิเนียม (ความหนาแน่น = 2.70 g/cm^3) สำหรับงานที่ต้องการใช้โลหะที่มีความหนาแน่นต่ำ แต่อย่างไรก็ตาม แมกนีเซียมและโลหะผสมของแมกนีเซียมก็มีข้อเสียมากมาย ทำให้ไม่สามารถนำไปใช้ได้อย่างกว้างขวาง สิ่งแรกก็คือ เรื่องของราคาซึ่งมีราคาแพงกว่าอะลูมิเนียม และแมกนีเซียมถูกนำไปหล่อได้ยากเพราะในสภาวะหลอมเหลวละลายแมกนีเซียมจะเผาไหม้ในอากาศและจำเป็นต้องมีการใช้ flux ในระหว่างการหล่อ นอกจากนี้ แมกนีเซียมยังมีความแข็งแรงที่ค่อนข้างต่ำและต้านทานต่อการครีป, ความล้าและการสึกหรอไม่ดี เนื่องจากแมกนีเซียมโครงสร้างแบบ HCP ซึ่งมีระบบการ slip เพียง 3 ระบบเท่านั้น ทำให้การเปลี่ยนแปลงรูปร่างเกิดขึ้นได้ยากที่อุณหภูมิห้อง ส่วนข้อดีของแมกนีเซียมคือ เนื่องจากแมกนีเซียมมีความหนาแน่นต่ำ จึงมักถูกนำไปใช้ประโยชน์ต่างๆ มากมาย เช่น งานด้านอวกาศ และอุปกรณ์ขนถ่ายวัสดุ ตารางที่ 9.15 แสดงสมบัติทางกายภาพและราคาของแมกนีเซียมเปรียบเทียบกับโลหะอื่นๆ บางชนิด

การแยกประเภทโลหะผสมแมกนีเซียม โลหะผสมแมกนีเซียมแบ่งออกเป็น 2 ประเภทใหญ่ๆ คือ โลหะผสมแบบ wrought ซึ่งอยู่ในลักษณะของ sheet, plate, extrusions และ forgings และโลหะผสมแบบหล่อ ทั้ง 2 แบบจะมีทั้งลักษณะที่สามารถผ่านการบำบัดด้วยความร้อนได้และไม่ได้

โลหะผสมแมกนีเซียมมักจะถูกเรียกโดยการระบุด้วยตัวอักษรภาษาอังกฤษตัวใหญ่ 2 ตัว และตามด้วยตัวเลข 2 หรือ 3 ตัว ตัวอักษรจะหมายถึงธาตุอัลลอยด์หลัก 2 ชนิดที่มีอยู่ในโลหะผสม โดยตัวอักษรตัวที่หนึ่ง จะแสดงถึงธาตุอัลลอยด์ที่มีความเข้มข้นมากที่สุด และตัวอักษรที่สองจะแสดงถึงธาตุอัลลอยด์ที่มีความเข้มข้นมากเป็นอันดับที่สอง ส่วนตัวเลขตัวที่หนึ่งที่ตามหลังตัวอักษรจะหมายถึงร้อยละโดยน้ำหนักของธาตุอัลลอยด์ของตัวอักษรตัวที่หนึ่ง (ถ้ามีตัวเลขเพียง 2 ตัว) และตัวเลขตัวที่สองจะหมายถึงร้อยละโดยน้ำหนักของธาตุอัลลอยด์ของตัวอักษรตัวที่สอง ถ้ามีตัวอักษร A, B เป็นต้น ตามหลังตัวเลข จะหมายถึงมีการปรับปรุงโลหะผสมนั้นด้วยวิธี A และ B ตัวอักษรที่ใช้ในโลหะผสมแมกนีเซียมมีดังนี้คือ

A = อะลูมิเนียม	K = เซอร์โคเนียม	A = แมงกานีส
E = rare earths	Q = เงิน	S = ซิลิคอน
H = ทอเรียม	Z = สังกะสี	T = ดีบุก

สัญลักษณ์ของการ temper ที่ใช้ในโลหะผสมแมกนีเซียมจะเหมือนกับโลหะผสมอะลูมิเนียม ดังแสดงในหัวข้อที่ 9.5

ตารางที่ 9.15 สมบัติทางกายภาพและราคาของโลหะทางวิศวกรรมบางชนิด

Metal	Density at 20 C (g/cm^3)	Melting point ($^{\circ}\text{C}$)	Crystal structure	Cost (\$/lb)(1989)
Magnesium	1.74	651	HCP	1.63
Aluminum	2.70	660	FCC	0.96
Titanium	4.54	1675	HCP \Rightarrow BCC*	5.25–5.50†
Nickel	8.90	1453	FCC	7
Iron	7.87	1535	BCC \Rightarrow FCC†	0.20
Copper	8.96	1083	FCC	1.45

*Transformation occurs at 883°C .

†Transformation occurs at 910°C .

‡Titanium sponge. Price is for about 50 tons.

ตัวอย่างที่ 9.7

จงอธิบายความหมายของประเภทของโลหะแมกนีเซียมดังต่อไปนี้

(ก) HK31A-H24 และ (ข) ZH62A-T5

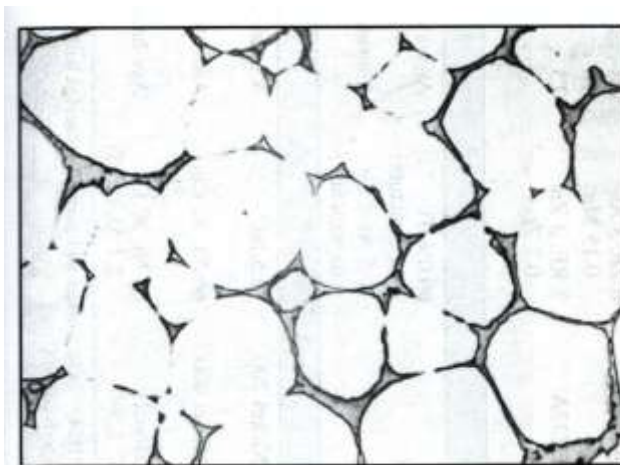
คำตอบ

- (ก) ประเภท HK31A-H24 หมายถึงโลหะผสมแมกนีเซียมที่ประกอบด้วยทอเรียม 3% โดยน้ำหนัก และเซอร์โคเนียม 1% โดยน้ำหนัก และเป็นโลหะผสมที่มีปรับปรุงด้วยวิธี A ส่วน H24 หมายถึงโลหะผสมที่มีการรีดเย็น และการ annealing บางส่วนเพื่อให้ได้ความแข็งแรงลดลงเหลือครึ่งหนึ่ง
- (ข) ประเภท ZH62A-T5 หมายถึงโลหะผสมแมกนีเซียมที่ประกอบด้วยสังกะสี 6% โดยน้ำหนัก และทอเรียม 2% โดยน้ำหนัก และเป็นโลหะผสมที่มีการปรับปรุงด้วยวิธี A ส่วน T5 หมายถึงโลหะผสมนี้ถูก artificially aged หลังจากผ่านกระบวนการหล่อ

โครงสร้างและสมบัติ เนื่องจากแมกนีเซียมมีโครงสร้างผลึกแบบ HCP ดังนั้นเมื่อโลหะผสมแมกนีเซียมผ่านกระบวนการ cold working โลหะผสมแมกนีเซียมนี้จะสามารถถูก cold worked ได้เพียงระดับหนึ่งเท่านั้นและอาจจะเกิดการ slip ขึ้นที่ระนาบอื่นที่ไม่ใช่ระนาบที่ฐาน (basal planes) ได้ที่อุณหภูมิสูง ดังนั้น โลหะผสมแมกนีเซียมจึงมักถูก hot-worked มากกว่า cold-worked

อะลูมิเนียมและสังกะสีมักจะถูกเติมลงในแมกนีเซียมเพื่อทำให้เกิดเป็นโลหะผสมแมกนีเซียมแบบ wrought ทั้งอะลูมิเนียมและสังกะสีจะทำให้แมกนีเซียมแข็งแรงขึ้น นอกจากนี้อะลูมิเนียมยังสามารถรวมตัวกับแมกนีเซียมทำให้เกิดตะกอน $Mg_{17}Al_{12}$ ขึ้น ซึ่งตะกอนที่เกิดขึ้นจะสามารถทำให้โลหะผสม Mg-Al แข็งแรงขึ้นโดยการเกิด age-hardening ทอเรียมและเซอร์โคเนียมก็สามารถเกิดตะกอนกับแมกนีเซียมได้เช่นกัน และสามารถผลิตเป็นโลหะที่สามารถนำไปใช้งานได้ที่อุณหภูมิสูงถึง 427°C (800°F)

โลหะผสมแมกนีเซียมสำหรับงานหล่อถูกผลิตขึ้นโดยใช้อะลูมิเนียมและสังกะสีเป็นธาตุอัลลอยด์ เพราะธาตุเหล่านี้จะมีผลทำให้โลหะผสมแข็งแรงขึ้น และถ้าเติมธาตุอัลลอยด์จำพวก rare-earth เช่น เซอร์เบียม จะทำให้เกิดโครงสร้างร่างตาข่ายของขอบเขตเกรนที่แข็งแรง ดังแสดงในรูปที่ 9.66 ตารางที่ 9.16 ได้รวบรวมสมบัติเชิงกลและประโยชน์ของโลหะผสมแมกนีเซียมแบบ wrought และแบบหล่อไว้



รูปที่ 9.66 โครงสร้าง microstructure ของโลหะผสมแมกนีเซียมชนิด EZ33A (Etch : glycol; กำลังขยาย 500 เท่า) (จาก Dow Chemical Co.)

9.9.2 โลหะผสมไทเทเนียม

ไทเทเนียมเป็นโลหะที่ค่อนข้างมีน้ำหนักเบา (ความหนาแน่น = 4.54 g/cm^3) แต่มีความแข็งแรงสูง (96 ksi สำหรับ 99.0% Ti) ดังนั้นไทเทเนียมและโลหะผสมไทเทเนียมจะเป็นคู่แข่งที่สำคัญของโลหะผสมอะลูมิเนียมในการนำไปใช้งานทางด้านอวกาศแม้ว่าไทเทเนียมจะมีราคาค่อนข้างแพง นอกจากนี้ไทเทเนียมยังถูกนำไปใช้ประโยชน์ในงานที่ต้องการความทนต่อการกัดกร่อนที่ดีในสภาวะแวดล้อมทางเคมี เช่น สารละลายคลอรีน และ สารละลายอินทรีย์คลอไรด์ เป็นต้น

ตารางที่ 9.16 สมบัติเชิงกลและประโยชน์ของโลหะผสมแมกนีเซียม ไทเทเนียม และนิกเกิลบางชนิด

Alloy name and number	Chemical composition (wt %)	Condition*	Tensile strength		Yield strength		Elongation (%)	Typical applications
			ksi	MPa	ksi	MPa		
Wrought magnesium alloys								
AZ31B	3 Al, 1 Zn, 0.2 Mn	Annealed H24	32	228	11	Airborne cargo equipment; shelves and racks
			36	248	23	159	7	
HM21A	2 Th, 0.8 Mn	T8	32	228	20	138	6	Sheet and plate missile and aircraft uses up to 800°F (427°C)
ZK60	6 Zn, 0.5 Zr	T5	45	310	34	235	5	Highly stressed aerospace uses; extrusions and forgings
Magnesium casting alloys								
AZ63A	6 Zn, 3 Al, 0.15 Mn	As-cast T6	26	179	11	76	4	Sand castings requiring good room-temperature strength
			34	235	16	110	3	
EZ33A	3 RE, 3 Zn, 0.7 Zr	T5	20	138	14	971	2	Pressure-tight sand and permanent-mold castings used at 350–500°F (150–260°C)
Titanium alloys								
	99.0% Ti (α structure)	Annealed	96	662	85	586	20	Chemical and marine uses; airframe and aircraft engine parts
	Ti–5 Al–2 Sn (α structure)	Annealed	125	862	117	807	16	Weldable alloy for forging and sheet metal parts
Nickel alloys								
Nickel 200	99.5 Ni	Annealed	70	483	22	152	48	Chemical and food processing, electronic parts
Monel 400	66 Ni, 32 Cu	Annealed	80	552	38	262	45	Chemical and oil processing; marine service
Monel K500	66 Ni, 30 Cu, 2.7 Al, 0.6 Ti	Age-hardened	150	1035	110	759	25	Valves, pumps, springs, oil-well drill collars
*H24 cold-worked and partially annealed half-hard; T5 age-hardened; T6 solution heat-treated and aged; T8 solution heat-treated, cold-worked, and age-hardened.								

*H24 cold-worked and partially annealed half-hard; T5 age-hardened; T6 solution heat-treated and aged; T8 solution heat-treated, cold-worked, and age-hardened.

โลหะไทเทเนียมมีราคาแพงเพราะยากที่จะสกัดให้มีความบริสุทธิ์จากสารประกอบไทเทเนียมได้ ไทเทเนียมจะรวมตัวกับออกซิเจน ไนโตรเจน ไฮโดรเจน คาร์บอน และเหล็ก ที่อุณหภูมิสูง ดังนั้นการขึ้นรูปหรือการหล่อจะต้องใช้เทคนิคเฉพาะตัว

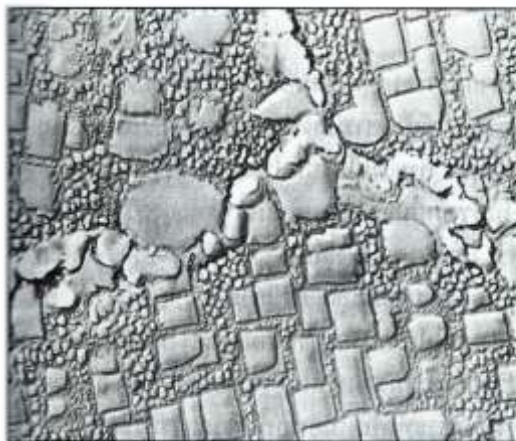
ไทเทเนียมจะมีโครงสร้างผลึกแบบ HCP (แอลฟา) ที่อุณหภูมิห้องและจะเปลี่ยนไปเป็นโครงสร้างผลึกแบบ BCC (บีตา) ที่อุณหภูมิ 883°C ธาตุอะลูมิเนียมและออกซิเจนจะทำให้เฟสของ α อยู่ตัวและจะเพิ่มค่าอุณหภูมิที่จะมีการเปลี่ยนเฟส α ไปเป็นเฟส β ส่วนธาตุอื่นๆ เช่น เวเนเดียมและโมลิบดีนัม จะทำให้ β เฟสมีความเสถียรและจะลดค่าอุณหภูมิที่จะทำให้เกิดเฟสที่เสถียร

ตารางที่ 9.16 ได้รวบรวมสมบัติเชิงกลและประโยชน์ของไทเทเนียมบริสุทธิ์ (99.0% Ti) และโลหะผสมไทเทเนียมหลายชนิด โลหะ Ti-6 Al-4V จะเป็นโลหะผสมที่ใช้กันมากที่สุด เพราะมีความแข็งแรงและนำไปใช้งานได้ดี ค่า tensile strength ของโลหะผสมชนิดนี้ผ่านการ solution heat-treatment และ age-hardening จะสูงถึง 170 ksi (1173 MPa)

9.9.3 โลหะผสมนิกเกิล

นิกเกิลเป็นโลหะชนิดหนึ่งที่มีความสำคัญในงานด้านวิศวกรรมเช่นกัน เนื่องจากมีสมบัติพิเศษในการทนต่อการกัดกร่อนและการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูงๆ นิกเกิลมีโครงสร้างผลึกแบบ FCC ทำให้นิกเกิลสามารถเปลี่ยนรูปได้ง่าย แต่มีราคาแพง และมีความหนาแน่นสูง (8.9 g/cm^3)

นิกเกิลและโลหะผสม Monel ที่ใช้ในทางการค้า เนื่องจากนิกเกิลบริสุทธิ์มีความแข็งแรงและความสามารถในการนำไฟฟ้าได้ดี ดังนั้นจึงมักจะเป็นชิ้นส่วนไฟฟ้าหรืออิเล็กทรอนิกส์ และเนื่องจากนิกเกิลมีความทนต่อการกัดกร่อนได้ดีจึงเหมาะที่จะใช้ทำอุปกรณ์เครื่องมือในอุตสาหกรรมอาหาร นิกเกิลและทองแดงสามารถละลายรวมกันได้สมบูรณ์ในสภาวะของแข็งที่ทุกองค์ประกอบ ดังนั้นโลหะผสมที่ถูกทำให้แข็งแรงขึ้นโดยวิธี solid-solution-strengthening จึงมักผลิตจากนิกเกิลและทองแดง นิกเกิลที่ถูกเติมด้วยทองแดง 32% จะได้โลหะผสม Monel 400 (ตารางที่ 9.16) ซึ่งจะมีค่าความแข็งแรงสูง เชื่อมได้ง่าย ทนต่อการกัดกร่อนได้ดีในทุกสภาวะแวดล้อมและมีต้นทุนต่ำ การเติมอะลูมิเนียม 3% และไทเทเนียม 0.6% ลงใน Monel (66% Ni-30% Cu) จะทำให้ Monel มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นโดยกระบวนการ precipitation hardening ตะกอนที่ทำให้โลหะผสม Monel แข็งแรงขึ้นก็คือ Ni_3Al และ Ni_3Ti



รูปที่ 9.67 โครงสร้างของโลหะพิเศษจำพวกนิกเกิล (Astroloy forging) (Electrolytic: H_2SO_4 , H_3PO_4 , HNO_3 ; กำลังขยาย 10,000 เท่า) (จาก "Metals Handbook", vol.7, 8th ed., American Society for Metals, 1972, p.171)

โลหะ Super alloys จำพวกนิกเกิล

โลหะ super alloys จำพวกนิกเกิล (nickel-base super alloys) ได้ถูกพัฒนาขึ้นเพื่อใช้ทำชิ้นส่วนของกังหันแก๊ส (gas turbine) เพื่อให้ทนต่อสภาวะแวดล้อมที่มีอุณหภูมิสูงและมีสารออกซิไดส์จำนวนมากและทนต่อการครีพ โลหะ super alloys จำพวกนิกเกิลแบบ wrought จะประกอบด้วยนิกเกิล 50–60%, โครเมียม 15–20% และ โคบอลต์ 15–20% ถ้ามีการเติมอะลูมิเนียม (1–4%) และไทเทเนียม (2–4%) จำนวนเล็กน้อยจะทำให้โลหะผสมชนิดนี้มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นได้โดยการเกิด precipitation strengthening โลหะผสมพิเศษพวกนิกเกิลนี้จะประกอบด้วยเฟสหลัก ๆ 3 เฟส คือ (1) γ -austenite เป็นเฟสหลัก (2) เฟสของตะกอนของ Ni_3Al และ Ni_3Ti ซึ่งเรียกว่า gamma prime และ (3) อนุภาคคาร์ไบด์ (เนื่องจากการเติมคาร์บอนประมาณ 0.01–0.04%) เฟสของ gamma prime จะทำให้เกิดความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูงและทำให้โลหะผสมเหล่านี้มีความเสถียร ส่วนคาร์ไบด์จะทำให้ขอบเขตเกรนมีความเสถียรที่อุณหภูมิสูง รูปที่ 9.67 ได้แสดงโครงสร้างของโลหะ super alloys จำพวกนิกเกิลชนิดหนึ่งหลังจากผ่านการบำบัดด้วยความร้อน ซึ่งจากภาพจะเห็นเฟสของ gamma prime และอนุภาคคาร์ไบด์ได้ชัดเจน

9.10 โลหะผสมที่มีวัตถุประสงค์เฉพาะ (special-purpose alloys) และการประยุกต์ใช้

9.10.1 Intermetallics

วัสดุ intermetallics (ดูหัวข้อ 8.10) เป็นวัสดุโลหะที่มีสมบัติเฉพาะที่ผสมผสานเป็นที่สนใจต่ออุตสาหกรรมมากมาย ตัวอย่างของวัสดุ intermetallics ที่มีโครงสร้างที่ทนต่ออุณหภูมิสูง ซึ่งเป็นวัสดุที่น่าสนใจในการประยุกต์ใช้ในงานทางด้านการบินและเครื่องยนต์ jet มีดังนี้คือ นิกเกิลอะลูมิเนียมไนด์ (Ni_3Al และ NiAl) เหล็กอะลูมิเนียมไนด์ (Fe_3Al และ FeAl) และไทเทเนียมอะลูมิเนียมไนด์ (Ti_3Al และ TiAl) สารประกอบ intermetallic เหล่านี้มีอะลูมิเนียม อะลูมิเนียมสามารถสร้างชั้นของอะลูมินา (Al_2O_3) ในสภาพแวดล้อมที่มีสารออกซิไดส์ ซึ่งจะป้องกันการถูกทำลายเนื่องจากการกัดกร่อนของอัลลอยด์ได้ ความหนาแน่นของวัสดุ Intermetallics นี้จะต่ำกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะผสมที่นำมาประยุกต์ใช้ที่อุณหภูมิสูงอื่น ๆ อาทิ nickel super alloys ดังนั้นวัสดุประเภทนี้จึงเหมาะสมที่จะใช้ในงานอวกาศมากกว่า นอกจากนี้โลหะผสมประเภทนี้ยังมีจุดหลอมเหลวที่สูงกว่าและมีความแข็งแรงที่สูงกว่าเมื่อถูกใช้ในสภาพแวดล้อมที่มีอุณหภูมิสูง ปัจจัยที่เป็นข้อจำกัดของการใช้โลหะประเภทนี้ คือ สมบัติที่มีความเปราะ เมื่อถูกใช้ที่อุณหภูมิแวดล้อมทั่วไป วัสดุอะลูมิเนียมไนด์บางชนิด ตัวอย่างเช่น Fe_3Al จะมีความเปราะเมื่อถูกใช้ที่อุณหภูมิแวดล้อมทั่วไป ความเปราะที่เกิดขึ้นนี้เนื่องจากการทำปฏิกิริยาของไอน้ำในสภาวะแวดล้อมกับธาตุบางชนิด เช่นอะลูมิเนียม เกิดเป็นสารประกอบไฮโดรเจนซึ่งจะแพร่เข้าไปในโลหะและทำให้ความเหนียวลดต่ำลง

วัสดุอะลูมิเนียมไนด์ Ni_3Al จะได้รับความสนใจเป็นอย่างมากเนื่องจากมีคุณสมบัติที่ทนต่อการกัดกร่อนและมีความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง วัสดุอะลูมิเนียมไนด์ประเภทนี้ยังถูกนำไปใช้เป็นสารที่กระจายตัวอย่างละเอียดในโลหะ super alloys จำพวกนิกเกิลเพื่อเพิ่มความแข็งแรงของโลหะผสม การเพิ่มโบรอนประมาณ 0.1% โดยน้ำหนักลงใน Ni_3Al จะสามารถจำกัดความเปราะของโลหะผสม ในความเป็นจริง การเติมนี้จะปรับปรุงความเหนียวได้ 50% ด้วยการลดปริมาณไฮโดรเจนที่ทำให้เกิดความเปราะ โลหะผสมนี้ยังแสดงสิ่งที่น่าสนใจอีกเรื่องหนึ่งคือสามารถเพิ่ม yield strength เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น นอกเหนือจากโบรอนแล้ว ยังมีการเติม Cr 6–9% ลงในโลหะผสมเพื่อลดความเปราะที่อุณหภูมิสูง และมีการเติม Zr ลงไปเพื่อปรับปรุงความแข็งแรงด้วยกระบวนการ solid solution hardening และมีการเติม Fe ลงไปเพื่อปรับปรุงความสามารถในการเชื่อม การเติมสารเจือปนแต่ละชนิดจะเพิ่มความลึบซับซ้อนของไดอะแกรมและการวิเคราะห์เฟส นอกเหนือจากการ

ประยุกต์ใช้วัสดุเหล่านี้ในเครื่องยนต์ของเครื่องบินแล้ว ยังมีการนำไปใช้ทำชิ้นส่วนบางส่วนของเตาเผา โบลต์ของเครื่องบินลูกสูบและวาล์ว รวมทั้งเครื่องมือต่าง ๆ แต่อย่างไรก็ตามการประยุกต์ใช้วัสดุ intermetallics จะไม่จำกัดเฉพาะงานโครงสร้างเท่านั้น ตัวอย่างเช่น Fe_3Si ได้ถูกพัฒนาสำหรับงานแม่เหล็ก เนื่องจากวัสดุประเภทนี้มีสมบัติแม่เหล็กที่ดี และทนต่อการสึกหรอ ส่วน MoSi_2 จะใช้เป็นตัวให้ความร้อนในเตาเผาที่ต้องการอุณหภูมิสูง เนื่องจากมีค่าการนำไฟฟ้าและความร้อนสูง และ NiTi (nitinol) จะใช้เป็นโลหะผสมที่จดจำรูปร่างได้ (shape memory alloy) ในงานทางการแพทย์

9.10.2 โลหะผสมที่จดจำรูปร่างได้

สมบัติและลักษณะทั่วไป โลหะผสมที่จดจำรูปร่างได้ (shape-memory alloy (SMA)) มีความสามารถที่จะกลับคืนรูปร่างตามที่กำหนดไว้แต่เดิมได้ เมื่อวัสดุนั้นได้รับการบำบัดด้วยความร้อนอย่างเหมาะสม ในขณะที่มีการย้อนกลับไปยังรูปร่างเดิม วัสดุเหล่านี้ก็สามารถทำให้เกิดแรงเช่นกัน โลหะผสมที่สามารถแสดงพฤติกรรมเหล่านี้ได้แก่ Au-Cd, Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni และ Ni-Ti คุณสมบัติสำคัญที่ทำให้สามารถประยุกต์ใช้วัสดุเหล่านี้ในเชิงปฏิบัติ ได้แก่ วัสดุ SMA เหล่านี้สามารถคืนสภาพของความเครียดในปริมาณที่มากพอสมควร (super elasticity) หรือวัสดุเหล่านี้สามารถทำให้เกิดแรงเมื่อกลับสู่รูปร่างเดิม

การผลิต SMA และพฤติกรรมทางด้านกลศาสตร์ โลหะผสม SMA สามารถผ่านกระบวนการแปรรูปแบบร้อนและแบบเย็น เช่น การตี การรีด การอัดฉีด และการยืดเส้นลวด เพื่อผลิต ribbons ท่อ ลวด แผ่น หรือสปริง เพื่อที่จะบันทึกการจดจำรูปร่างตามที่ต้องการ โลหะผสมจะให้ความร้อนในช่วงอุณหภูมิ 500–800°C ในระหว่างกระบวนการบำบัดด้วยความร้อน SMA ถูกทำให้มีรูปร่างตามที่ต้องการ ที่อุณหภูมินี้วัสดุจะมีโครงสร้างแบบลูกบาศก์ที่เป็นระเบียบซึ่งเรียกว่า austenite (parent phase) (รูปที่ 9.68 (ก)) ถ้าวัสดุถูกทำให้เย็นตัวลงโครงสร้างของมันก็จะเปลี่ยนไปเป็นโครงสร้าง platelet ที่มีแรงเฉือนสลับไปมาซึ่งเรียกว่า martensite (รูปที่ 9.68 (ข)) โครงสร้างนี้จะรักษารูปร่างทั้งหมดของผลึกดังแสดงในรูปที่ 9.69 (โครงสร้าง microstructure จริงดังแสดงในรูปที่ 9.69 (ค))

ผลของการคืนรูปร่างใน SMA เป็นผลของการเปลี่ยนเฟสของของแข็ง-ของแข็งระหว่างโครงสร้าง austenite และ martensite ในสถานะของ martensite วัสดุ SMA เสียรูปได้ง่ายด้วยการใส่ความเค้นให้กับวัสดุเนื่องจากการแพร่กระจายของขอบเขต twin (รูปที่ 9.70) ถ้าแรงกระทำถูกกำจัดออกที่สถานะนี้

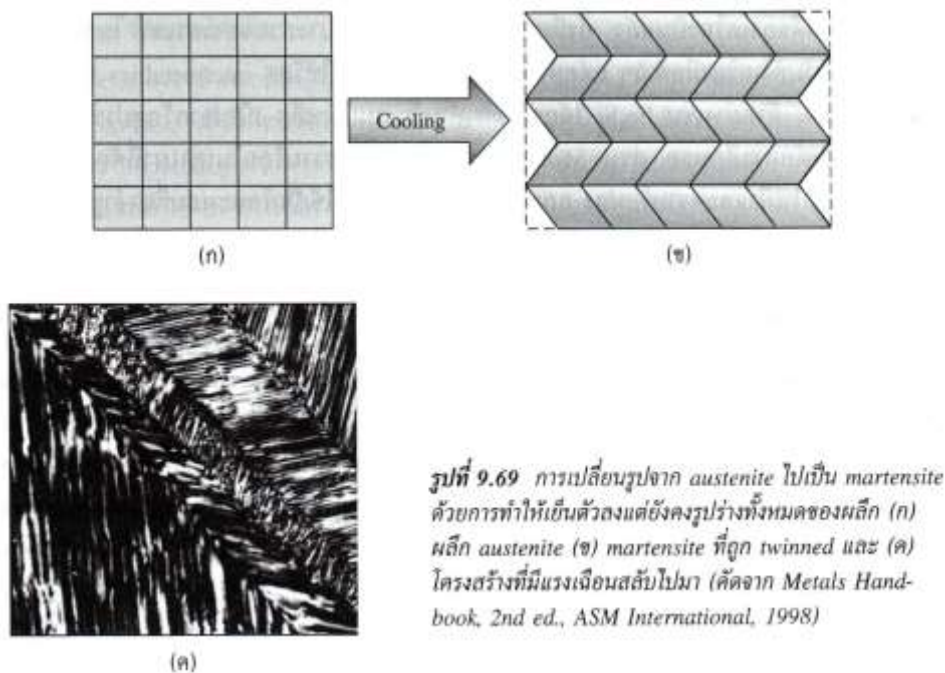


(ก)



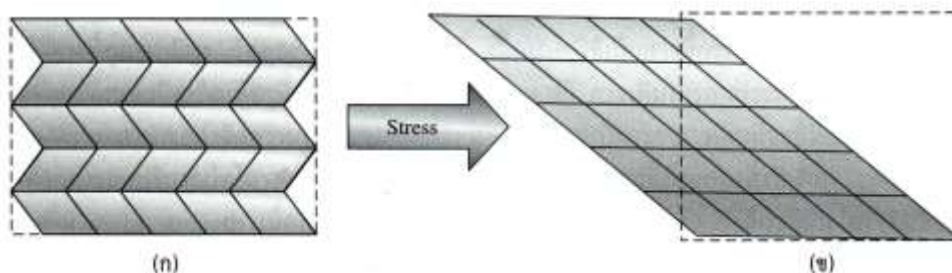
(ข)

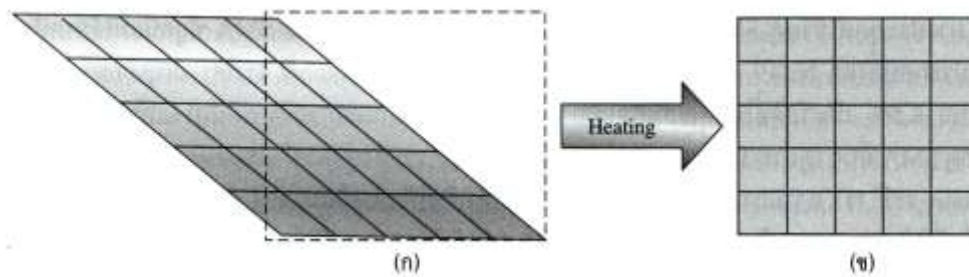
รูปที่ 9.68 โครงสร้างในโลหะผสม Ni-Ti (ก) austenitic และ (ข) martensitic



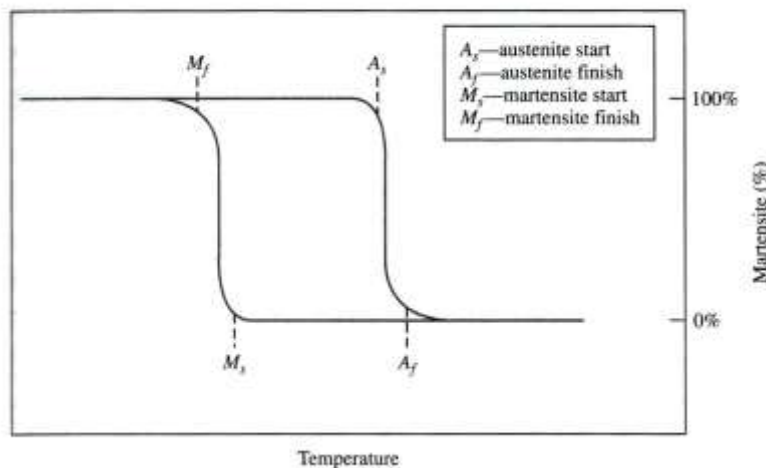
การเสียรูปใน martensite ยังคงอยู่ ซึ่งจะปรากฏการเสียรูปอย่างถาวร อย่างไรก็ตาม หลังจากการเสียรูปในสภาวะ martensite ความร้อนจะเป็นสาเหตุทำให้ martensite เปลี่ยนไปเป็น austenite ได้พร้อมทั้งคืนรูปกลับไปยังรูปร่างเดิม (รูปที่ 9.71) การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างไม่ได้เกิดขึ้นที่ค่าอุณหภูมิหนึ่ง แต่จะเกิดขึ้นในช่วงของอุณหภูมิขึ้นอยู่กักระบบของโลหะผสมดังแสดงในรูปที่ 9.72 จากการเย็นตัวลง การเปลี่ยนรูปจะเริ่มที่ M_s (100% austenite) และสิ้นสุดที่ M_f (0% austenite) ขณะที่เมื่อให้ความร้อนการเปลี่ยนรูปจะเริ่มที่ A_s (100% martensite) และสิ้นสุดที่ A_f (0% martensite) นอกจากนี้ การเปลี่ยนรูปในระหว่างการทำให้เย็นและการทำให้เย็นและการทำให้ความร้อนจะไม่ทับซ้อนกล่าวคือระบบจะเป็นแบบ hysteresis (รูปที่ 9.72)

เมื่อวัสดุ SMA อยู่ที่อุณหภูมิเหนือ A_f (100% austenite) การใส่ความเค้นให้กับวัสดุอาจเกิดการเสียรูปและเปลี่ยนรูป SMA ไปสู่สภาวะ martensite ถ้าแรงกระทำถูกกำจัดออกที่สภาวะนี้ เฟสของ martensite จะไม่มีความเสถียรภาพทางเทอร์โมไดนามิกส์ (เนื่องจากอุณหภูมิสูง) และจะคืนรูปกลับไปยังโครงสร้างและรูปร่างเดิมในลักษณะอีลาสติก นี่คือพื้นฐานของพฤติกรรม superelastic ของ SMA การเปลี่ยนรูปในลักษณะนี้จะเรียก stress-induced เนื่องจากวัสดุจะเปลี่ยนรูปภายใต้อุณหภูมิคงที่และถูกกระทำด้วยแรง





รูปที่ 9.72



รูปที่ 9.72 ไดอะแกรมของ
การเปลี่ยนรูปกับอุณหภูมิ
สำหรับชิ้นตัวอย่างที่ได้รับ
ความเค้น เมื่อมันถูกทำให้
ร้อนและทำให้เย็น

ตารางที่ 9.17 สมบัติบางประการของ nitinol

Properties	Property value
Melting temperature, °C (°F)	1300 (2370)
Density, g/cm ³ (lb/in. ³)	6.45 (0.233)
Resistivity, $\mu\Omega \cdot \text{cm}$	
Austenite	~ 100
Martensite	~ 70
Thermal conductivity, W/m · °C (Btu/ft · h · °F)	
Austenite	18 (10)
Martensite	8.5 (4.9)
Corrosion resistance	Similar to 300 series stainless steel or titanium alloys
Young's modulus, GPa (10 ⁶ psi)	
Austenite	~ 83 (~ 12)
Martensite	~ 28–41 (4–6)
Yield strength, MPa (ksi)	
Austenite	195–690 (28–100)
Martensite	70–140 (10–20)
Ultimate tensile strength, MPa (ksi)	895 (130)
Transformation temperatures, °C (°F)	~ 200 to 110 (~ 325 to 230)
Hysteresis, $\Delta^\circ\text{C}$ ($\Delta^\circ\text{F}$)	~ 30 (~ 55)
Latent heat of transformation, kJ/kg · atom (cal/g · atom)	167 (40)
Shape-memory strain	8.5% maximum

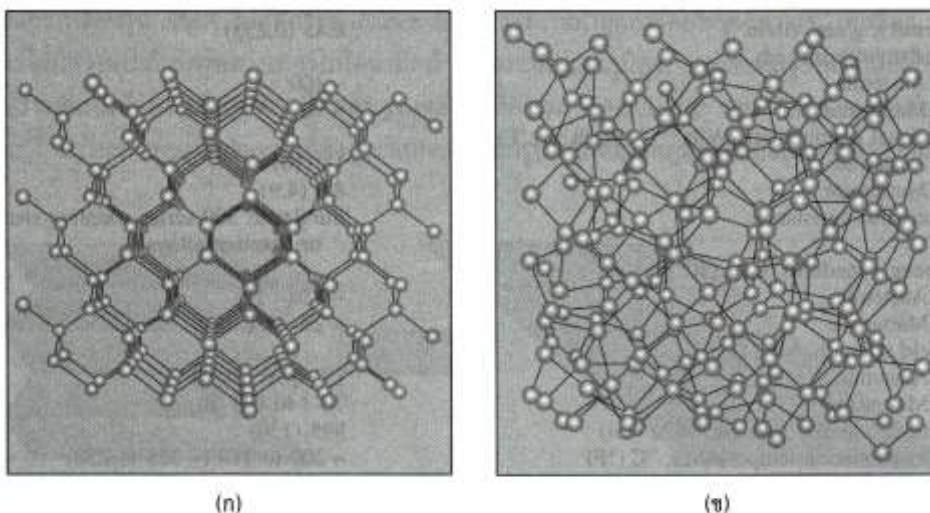
แหล่ง : Metal Handbook, 2nd ed., ASM International, 1998.

การประยุกต์ใช้วัสดุ SMA วัสดุ intermetallic Ni-Ti (nitinol) เป็น SMA ที่ถูกนิยมนำมาใช้มากที่สุดโดยมีองค์ประกอบตั้งแต่ Ni-49 at %Ti จนถึง Ni-51 at %Ti วัสดุ Nitinol จะมีค่า shape-memory strain ประมาณ 8.5% เป็นวัสดุที่ไม่มีคุณสมบัติแม่เหล็ก มีความต้านทานต่อการกัดกร่อนสูง และมีความเหนียวสูงกว่าวัสดุ SMA อื่นๆ (ดูตาราง 9.17) การประยุกต์ใช้ nitinol รวมถึงอุปกรณ์ actuation ซึ่งวัสดุที่ใช้ในอุปกรณ์ actuation จะมี (1) ความสามารถในการคืนรูปร่างกลับดังเดิมได้อย่างอิสระ (2) ถูกกระทำให้เกิดความเครียดสูง เพื่อที่ว่าในระหว่างการคืนรูป จะทำให้เกิดแรงที่กระทำต่อโครงสร้างที่มีความเครียดนั้น หรือ (3) ถูกกระทำให้เกิดความเครียดบางส่วนด้วยวัสดุที่สามารถเสียรูปที่อยู่รอบๆ ซึ่งจะทำให้ SMA ทำงานตัวอย่างอุปกรณ์ actuation ในเชิงปฏิบัติ อาทิ vascular stents, coffeepot thermostats และ hydraulic pipe couplings ส่วนประกอบอื่นๆ อาทิ กรอบแว่นตา และลวดเหล็กดัดฟัน เป็นตัวอย่างหนึ่งที่ต้องการคุณสมบัติ superelasticity นอกจากนี้ เฟสของ martensite ยังมีความสามารถในการดูดซับพลังงานและทนต่อความล้า เนื่องจากการที่มีโครงสร้างแบบ twinned ดังนั้นเฟส martensite จึงถูกใช้เป็นตัวรองรับการสั่นสะเทือนและเครื่องมือผ่าตัดที่ยืดหยุ่นเพื่อใช้ในการผ่าตัดหัวใจ จะเห็นได้ชัดเจนว่าการเลือกใช้วัสดุเหล่านี้ สิ่งที่ต้องระวังคือ อุณหภูมิที่จะนำวัสดุเหล่านี้ไปใช้เปรียบเทียบกับอุณหภูมิที่จะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงเฟส

9.10.3 โลหะอสัณฐาน

สมบัติทั่วไปและลักษณะเฉพาะ ถ้าจะพูดตรงๆ แล้ว คำว่า “อสัณฐาน” และ “โลหะ” ดูเหมือนว่าในธรรมชาติแล้วจะขัดแย้งโดยสิ้นเชิง ในบทที่แล้ว เมื่อได้แนะนำแนวคิดของโครงสร้างผลึกและการแข็งตัวของโลหะมักจะกล่าวเสมอว่า โลหะชอบที่จะมีโครงสร้างผลึกขนาดใหญ่ แต่อย่างไรก็ตาม ตามที่ได้กล่าวโดยย่อในบทที่ 3 แล้วว่า ภายใต้สภาวะบางสภาวะ โลหะก็อาจจะเกิดโครงสร้างที่ไม่เป็นผลึก มีความไม่เป็นระเบียบสูง ออสัณฐานหรือโครงสร้างที่มีลักษณะคล้ายแก้ว (ที่เรียกว่า metallic glass) ซึ่งมีการจัดเรียงตัวของอะตอมอย่างไม่เป็นระเบียบก็ได้ รูปที่ 9.73 (ก) แสดงแผนภาพของของแข็งที่มีโครงสร้างผลึก (มีระเบียบและขนานกัน) ขณะที่รูปที่ 9.73 (ข) แสดงโครงสร้างอสัณฐานหรือโครงสร้างที่มีการจัดเรียงตัวของอะตอมคล้ายแก้ว

การผลิตโลหะอสัณฐานและพฤติกรรมทางกลศาสตร์ แนวคิดของโลหะอสัณฐานไม่ใช่เรื่องใหม่ ได้มีการศึกษาตั้งแต่ปี 1960 โลหะอสัณฐานได้ผลิตครั้งแรกด้วยการป้อนโลหะที่หลอมเหลวลงบนพื้นผิวของที่มี



รูปที่ 9.73 เปรียบเทียบการจัดเรียงตัวของอะตอม (ก) โลหะผสมจำพวก Zr ที่มีโครงสร้างผลึก (ข) โลหะผสมจำพวก Zr ที่มีโครงสร้างคล้ายแก้ว

การเคลื่อนที่อย่างรวดเร็วและมีพื้นผิวที่เย็น การกระทำเช่นนี้ทำให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วของโลหะด้วยอัตรา 105K/s กระบวนการที่ทำเย็นตัวอย่างรวดเร็วนี้นำให้โลหะหลอมเหลวมีเวลาสั้นมากในการแข็งตัวในช่วงเวลาที่สั้นนี้ ทำให้อะตอมไม่มีโอกาสที่จะแพร่และเกิดเป็นผลึก ผลที่เกิดขึ้นคือ จะเกิดของแข็งที่มีโครงสร้างคล้ายแก้ว แต่การที่จะทำให้เกิดอัตราเร็วในการเย็นตัวอย่างรวดเร็วดังกล่าวนี้นี้ไม่ใช่เรื่องง่าย เนื่องจากการนำความร้อนของ metallic glasses ไม่ดี วัสดุประเภทนี้จึงผลิตได้ในรูปของแผ่น foils, ลวดหรือผง (ผลิตภัณฑ์ที่มีขนาดเล็ก) เท่านั้น

เนื่องจากการจัดเรียงตัวของอะตอมในโลหะอสัณฐานไม่เป็นระเบียบ การเกิด dislocation จึงมีน้อย ด้วยเหตุนี้ โลหะที่เกิดขึ้นในลักษณะเช่นนี้จึงมีความแข็งแรงมาก

การประยุกต์ใช้โลหะที่มีโครงสร้างคล้ายแก้ว ในปัจจุบัน เราสามารถผลิตโลหะผสมอสัณฐานที่มีขนาดระดับเซนติเมตรหรือเป็นก้อนได้ด้วยอัตราการเย็นตัวที่ต่ำลงและโลหะผสมอสัณฐานบางอย่างสามารถผลิตในเชิงการค้า การค้นพบใหม่ได้แสดงให้เห็นว่า ถ้าโลหะที่มีอะตอมที่มีรัศมีแตกต่างกันมาก อาทิ Ti, Cu, Zr, Be หรือ Ni ผสมกันเพื่อผลิตโลหะผสม การเกิดผลึกจะถูกขัดขวาง และ เป็นผลทำให้ของแข็งมีโครงสร้างอสัณฐาน ขณะที่โลหะดังกล่าวนี้แข็งตัว มันจะไม่หดตัวมาก ทำให้ได้ขนาดที่มีความแม่นยำสูง ผลดังกล่าวนี้ จะไม่เหมือนกับโลหะทั่วไป เราสามารถผลิตโลหะที่มีผิวคม เช่น มีดและเครื่องมือผ่าตัดที่ไม่ต้องการผ่านการอบการลึบคมหรือปรับแต่งผิวอีก ข้อเสียหลักของ metallic glass คือ มันมีสมบัติกึ่งเสถียร (metastable) กล่าวคือ ถ้าอุณหภูมิสูงขึ้นจนถึงวิกฤตโลหะจะเปลี่ยนไปสู่สภาวะที่เป็นผลึกและลักษณะมาตรฐานทั่วไปจะกลับมาใหม่อีกครั้ง

ตัวอย่างของ metallic glass ที่ผลิตขึ้นในเชิงธุรกิจคือ โลหะผสม Vit-001 (จำพวก Zr) ที่ได้จากการหล่อซึ่งมีค่า modulus of elasticity ที่สูง yield strength ที่สูง (1900 MPa) และต้านทานต่อการกัดกร่อน ความหนาแน่นของโลหะผสมชนิดนี้จะสูงกว่าอะลูมิเนียมและไทเทเนียม แต่ต่ำกว่าเหล็กกล้า โลหะผสมนี้จะมีค่าความเครียดที่กลับคืนสภาพได้สูงประมาณ 2% ซึ่งสูงกว่าโลหะทั่วไป เนื่องจากการที่มีค่า elastic strain สูงนี้ และมีความแข็งแรงจึงมีการประยุกต์ใช้โลหะผสมนี้ในอุตสาหกรรมผลิตอุปกรณ์การกีฬา เช่น ไม้กอล์ฟ หัวไม้ที่ออสติคมากกว่าและแข็งแรงกว่าที่ทำจากโลหะที่มีลักษณะคล้ายแก้วนี้จะทำให้ตีได้ไกลกว่า ถ้ามีเทคนิคการผลิตโลหะอสัณฐานในปริมาณที่มากได้ จะทำให้สามารถนำไปประยุกต์ใช้กับสิ่งต่างๆ อีกมากมาย

9.11 โลหะในชีวเวช

การประยุกต์ใช้-biometal

มีการนำโลหะมาประยุกต์ใช้มากมายในงานชีวเวช งานประยุกต์บางอย่างจะใช้แทนเนื้อเยื่อที่ชำรุดเสียหายหรือไม่ทำหน้าที่เพื่อซ่อมแซมในการทำหน้าที่ ตัวอย่างเช่นการประยุกต์ใช้ในการแก้ไขให้หายพิการโดยการเปลี่ยนถ่ายกระดูกและข้อ (Orthopedic application) ซึ่งกระดูกทั้งหมดหรือบางส่วนหรือข้อต่อถูกแทนที่หรือเสริมให้แข็งแรงด้วยโลหะผสม ในงานทันตกรรม โลหะถูกใช้ในการเป็นสารเติมแต่งสำหรับฟันที่เสื่อมสภาพ สกรูสำหรับยึดฟันปลอม และการใช้แทนวัสดุที่เกี่ยวกับฟัน โลหะผสมที่ใช้แทนเนื้อเยื่อทางชีววิทยาที่ถูกทำลายหรือแก้ไขการทำหน้าที่และสัมผัสกับของไหลในร่างกายอย่างต่อเนื่องหรือเป็นครั้งคราวจะถูกเรียกอย่างถูกต้องว่าวัสดุทางชีวเวช (biomaterial) หรือในกรณีนี้ อาจเรียกว่า biometal เพราะเรามุ่งเน้นเฉพาะโลหะ เราจะเห็นได้ชัดเจนกว่า โลหะที่ใช้ในเครื่องมือทางการแพทย์ ทันตแพทย์และการผ่าตัด รวมถึงโลหะที่ใช้ภายนอกไม่ได้จัดอยู่ในจำพวกวัสดุทางชีวเวชเนื่องจากโลหะเหล่านี้ไม่ได้สัมผัสโดยตรงกับของไหลในร่างกายอย่างต่อเนื่องหรือเป็นครั้งเป็นคราว ในหัวข้อนี้เราจะอธิบายถึง biometals ที่ถูกใช้บ่อยมากที่สุดในงาน

ที่สำคัญทางโครงสร้าง อาทิ อุปกรณ์การฝังและการยึด (เช่น ตะโพก หัวเข่า ไหล่ ข้อเท้าหรือข้อมือ) และกระดูกในร่างกาย

วัสดุ biometal มีคุณลักษณะพิเศษที่ทำให้โลหะเหล่านี้เหมาะกับการประยุกต์ใช้ในร่างกายของมนุษย์ สภาพแวดล้อมภายในของร่างกายจะเป็นสภาวะที่มีการกัดกร่อนสูงและอาจทำให้วัสดุที่ฝังอยู่จะเกิดการเสื่อมสภาพได้ (orthopedic หรือ ทันตกรรม) และเป็นผลทำให้เกิดไอออนหรือโมเลกุลที่เป็นอันตรายได้ ดังนั้นคุณลักษณะเบื้องต้นของ biometal คือ ความสามารถในการเข้ากันได้กับสิ่งมีชีวิต (biocompatibility) ซึ่งนิยามไว้ว่า มีความเสถียรทางเคมี ทนต่อการกัดกร่อน ไม่ก่อมะเร็งและไม่เป็นพิษเมื่อใช้ในร่างกายมนุษย์ เมื่อวัสดุนั้นมีความสามารถเข้ากับสิ่งมีชีวิตได้แล้วคุณลักษณะที่สำคัญอันดับที่สองคือ สามารถทนต่อความเค้นที่มากและซ้ำ ๆ กันได้ภายใต้สภาพแวดล้อมที่กัดกร่อนสูงในร่างกายของมนุษย์ บางคนอาจต้องการความสามารถในการแบกภาระของโลหะเนื่องจากคนบางคนมีประสบการณ์ที่สะโพกจะต้องแบกรับความเค้นที่กระทำซ้ำ ๆ กันมากถึง 1-2.5 ล้านรอบในหนึ่งปี (เนื่องจากกิจกรรมประจำวัน) ซึ่งก็หมายความว่าต้องรับความเค้นถึง 50-100 ล้านรอบในช่วง 50 ปี ดังนั้นวัสดุ biomaterial จึงต้องแข็งแรงและทนต่อความล้าหรือการสึกหรอในสภาพแวดล้อมที่มีความกัดกร่อนสูงได้ โลหะอะไรที่จะรับสภาพเช่นนี้ได้

โลหะบริสุทธิ์ เช่น Co, Cu และ Ni เป็นโลหะที่เป็นพิษต่อร่างกายของมนุษย์ ในทางตรงกันข้ามโลหะบริสุทธิ์ เช่น Pt, Ti และ Zr มีระดับความสามารถในการเข้ากันได้กับสิ่งมีชีวิตสูง ส่วนโลหะ เช่น Fe, Al, Au และ Ag มีระดับความสามารถในการเข้ากันได้กับสิ่งมีชีวิตปานกลาง เหล็กกล้าไร้สนิมบางชนิดและโลหะผสม Co-Cr ก็มีความสามารถในการเข้ากันได้กับสิ่งมีชีวิตปานกลางเช่นกัน ในทางปฏิบัติโลหะที่มักจะถูกใช้รับภาระในร่างกายของมนุษย์คือเหล็กกล้าไร้สนิม (ดูหัวข้อ 9.7) โลหะผสมจำพวกโคบอลต์ และโลหะผสมจำพวกไทเทเนียม (ดูหัวข้อ 9.9.2) โลหะเหล่านี้จะมีความสามารถในการเข้ากันได้กับสิ่งมีชีวิตที่ยอมรับได้และมีคุณลักษณะที่สามารถรับภาระได้ แต่ไม่มีโลหะใดที่มีคุณลักษณะที่เหมาะสมกับงานทุกประเภท

9.11.1 เหล็กกล้าไร้สนิม

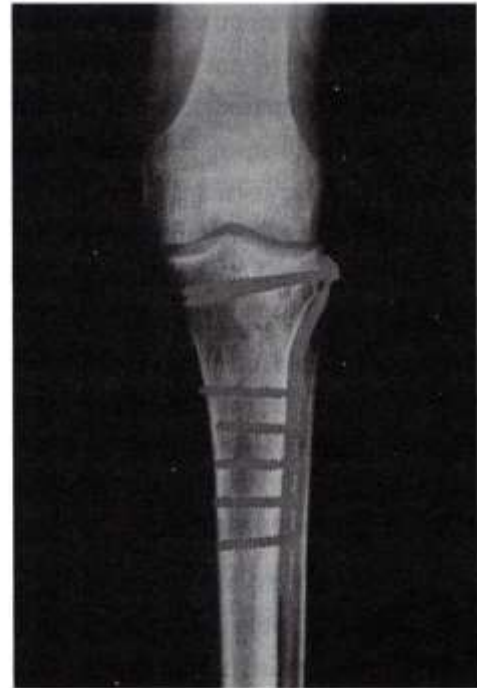
เหล็กกล้าไร้สนิมหลายชนิดได้อธิบายไว้ในหัวข้อ 9.7 รวมถึงเหล็กกล้า ferritic, Martensitic และ austenitic ในงานปลูกถ่ายกระดูกและข้อ เหล็กกล้า austenitic 316L (18 Cr, 14 Ni, 2.5 Mo-F 138) ถูกใช้บ่อยที่สุด โลหะนี้ได้รับความนิยมเนื่องจากโลหะชนิดนี้ราคาไม่แพงและสามารถแปรรูปได้ง่ายด้วยเทคนิคการแปรรูปโลหะที่มีอยู่ในปัจจุบัน ขนาดของเกรน ASTM ที่เหมาะสมคือ 5 หรือละเอียดกว่านี้โลหะจะถูกแปรรูปด้วย cold work 30% เพื่อให้ได้ yield strength, ultimate strength และ fatigue strength ที่ดีขึ้นเมื่อเปรียบเทียบกับสภาวะ annealed ข้อเสียหลักคือ โลหะชนิดนี้ไม่เหมาะสมใช้เป็นระยะเวลานานเนื่องจากข้อจำกัดในความทนต่อการกัดกร่อนภายในร่างกายของมนุษย์ จากเหตุผลดังกล่าวนี้ การประยุกต์ใช้ที่ได้ประสิทธิผลมากที่สุด คือ ใช้เป็นสกรูของกระดูก หรือแผ่นกระดูก (รูปที่ 9.74) intramedullary bone nail spin และอุปกรณ์ที่ใช้ยึดชั่วคราว รูปที่ 9.75 แสดงตัวอย่างของบริเวณแตกหักที่มีการใช้แผ่นกระดูกและสกรูสำหรับยึดให้อยู่ตัว ส่วนประกอบเหล่านี้จะถูกถอดออกหลังจากที่ได้รับการบำบัดรักษาอย่างเพียงพอแล้ว

9.11.2 โลหะผสมจำพวกโคบอลต์

มีโลหะผสมจำพวกโคบอลต์ 4 ชนิดที่มักใช้ในการปลูกถ่ายกระดูกและข้อ (orthopedic implants) (1) โลหะผสมหล่อที่ประกอบด้วย Co-28 Cr-6 Mo (ASTM F75) (2) โลหะผสม wrought ที่ประกอบด้วย Co-20 Cr-15 W-10 Ni (ASTM F90) (3) โลหะผสมหล่อที่ประกอบด้วย Co-28 Cr-6Mo และบำบัดด้วยความร้อน (ASTM F799) และ (4) โลหะผสม wrought ที่ประกอบด้วย Co-35 Ni-



รูปที่ 9.74 แผ่นกระดูกสำหรับกระดูกยาว (© Science Photo Library/Photo Researchers, Inc.)



รูปที่ 9.75 ลดการถูกทำลายที่กระดูกน่องด้วยแผ่นกระดูกและสกรูคดเอาไว้ (© Science Photo Library/Photo Researchers, Inc.)

20 Cr-10Mo (ASTM F562) เหล็กกล้าที่มีร้อยละของ Cr ผสมอยู่จะช่วยเพิ่มความทนต่อการกัดกร่อนด้วยการสร้างเยื่อบางๆ เคลือบอยู่ แต่อย่างไรก็ตาม โลหะผสมชนิดนี้จะมีความอดทนต่อการกัดกร่อนเมื่อใช้เป็นระยะเวลายาวนานได้ดีกว่าเหล็กกล้าไร้สนิม ทำให้โลหะผสมชนิดนี้จะมีคุณสมบัติเข้ากันได้กับสิ่งมีชีวิตได้ดีกว่าอย่างเห็นได้ชัด โลหะผสม F75 จะเกิดขนาดของเกรนที่หยาบและก็มีแนวโน้มที่จะเกิดโครงสร้างแบบ cored (โครงสร้างที่อยู่ในสภาวะไม่สมดุลที่กล่าวในบทที่ 5) ลักษณะเฉพาะทั้งสองนี้จะไม่เป็นที่ต้องการในการประยุกต์ใช้ในงานปลูกถ่ายกระดูกและข้อ เนื่องจากจะมีผลทำให้ส่วนประกอบไม่แข็งแรง โลหะผสม F799 จะมีองค์ประกอบเหมือนกับโลหะผสม F75 แต่โลหะชนิดนี้จะถูกตีจนได้รูปร่างสุดท้ายตามขั้นตอน ขั้นตอนแรก



รูปที่ 9.76 ส่วนประกอบที่ใช้แทนเข่าซึ่งทำจากโคบอลต์-โครเมียม ส่วนประกอบของกระดูกข้อต่อโคนขาที่วางบนกระดูกหน้าแข้ง

จะตีในสภาวะร้อนเพื่อให้เกิดการไหลที่ดีและขั้นตอนสุดท้ายจะตีในสภาวะเย็นเพื่อให้ได้ความแข็งแรงตามที่ต้องการ การกระทำดังกล่าวทำให้สามารถพัฒนาลักษณะทางด้านความแข็งแรงของโลหะผสมเมื่อเปรียบเทียบกับ F75 โลหะผสม F90 ประกอบด้วย Ni และ W จำนวนหนึ่งเพื่อพัฒนาความสามารถในการกลึงและการแปรรูป และในสภาวะ annealed โลหะผสมชนิดนี้จะมีคุณสมบัติเหมือนกับโลหะผสม F75 แต่ถ้าผ่านกระบวนการ cold working 44% จะมีค่า yield strength, ultimate strength และ fatigue strength เกือบสองเท่าของโลหะผสม F35 แต่อย่างไรก็ตาม จะต้องระมัดระวังที่จะทำให้โลหะผสมนี้มีคุณสมบัติสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้น นอกจากนี้โลหะผสมชนิดนี้บางครั้งมักจะเกิดการถูกทำลายอย่างไม่คาดคิด สุดท้ายนี้โลหะผสม F562 จะมีคุณสมบัติที่ผสมผสาน ระหว่าง ความแข็งแรง ความเหนียวและความทนต่อการกัดกร่อนได้อย่างมีประสิทธิภาพมากที่สุด เมื่อโลหะผสมนี้ผ่านกระบวนการ cold-worked และ age-hardened จะทำให้ได้ yield strength เกินกว่า 1795 MPa ขณะที่ยังคงรักษาความเหนียวโดยจะให้ค่าประมาณ 8% เนื่องจากการผสมผสานระหว่างความทนต่อการกัดกร่อนและความแข็งแรงเป็นระยะเวลานาน โลหะผสมเหล่านี้จึงมักถูกใช้เป็นอุปกรณ์ตัวยึดและส่วนประกอบที่ใช้แทนข้อต่ออย่างถาวร (รูปที่ 9.76)

9.1.1.3 โลหะผสมไทเทเนียม

โลหะผสมไทเทเนียมรวมถึงโลหะบริสุทธิ์ แอลฟา บีตา และแอลฟา-บีตาได้อธิบายโดยย่อไว้ในหัวข้อ 9.9.2 โลหะผสมแต่ละชนิดจะมีคุณลักษณะเฉพาะเชิงกลและการขึ้นรูปที่น่าสนใจเพื่อประยุกต์ใช้งานต่างๆ โลหะผสมเหล่านี้จะมีความทนต่อการกัดกร่อนได้ดี แม้ว่าจะอยู่ในสภาพแวดล้อมที่ทำให้เกิดความกัดกร่อนสูง เช่น ร่างกายมนุษย์ ความทนต่อการกัดกร่อนของโลหะผสมเหล่านี้จะดีกว่าทั้งเหล็กกล้าไร้สนิมและโลหะผสมโคบอลต์-โครเมียม ความทนต่อการกัดกร่อนได้ดีของโลหะผสมนี้เกิดขึ้นเนื่องจากความสามารถของโลหะผสมนี้ในการเกิดชั้นเยื่อ TiO_2 ที่ใช้ในการป้องกันการกัดกร่อนได้ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 535°C (ดูบทที่ 13) จากมุมมองของงานปลูกถ่ายกระดูกและข้อ ไทเทเนียมจะมีความสามารถในการเข้ากันได้กับสิ่งมีชีวิตสูง ความทนต่อการกัดกร่อนสูง และมีค่า modulus of elasticity ต่ำ ไทเทเนียมบริสุทธิ์ในทางการค้า (CP-F67) จะมีความแข็งแรงที่ค่อนข้างต่ำ และมักถูกใช้ในงานปลูกถ่ายกระดูกและข้อที่ไม่ต้องการความแข็งแรงที่สูง เช่น สกรู และ staples สำหรับการผ่าตัดกระดูกสันหลัง โลหะผสมแอลฟาที่มี Al (ตัวที่ทำให้แอลฟามีความเสถียร) Sn และ/หรือ Zr ไม่สามารถทำให้แข็งแรงได้ด้วยการบำบัดด้วยความร้อน และจากผลดังกล่าวทำให้โลหะผสมนี้ไม่มีข้อ

ตารางที่ 9.18 คุณสมบัติของโลหะผสมบางชนิดที่ใช้ในงานปลูกถ่ายกระดูกและข้อ

Material	ASTM Designation	Condition	Elastic modulus (GPa)	Yield strength (MPa)	Ultimate strength (MPa)	Endurance limit (MPa)
Stainless steels	F55, F56, F138, F139	Annealed	190	331	586	241–276
		30% cold-worked	190	792	930	310–448
		Cold forged	190	1213	1351	820
Cobalt alloys	F75	As-cast, annealed	210	448–517	655–889	207–310
		Hip	253	841	1277	725–950
	F799	Hot forged	210	896–1200	1399–1586	600–896
		Annealed	210	448–648		951–1220
	F90	44% cold-worked	210	1606	1896	586
		Hot forged	232	965–1000	1206	500
Titanium alloy	F67, F136	Cold-forged, aged	232	1500	1795	689–793
		30% cold-worked	110	485	760	300
		Forged, annealed	116	896	965	620
		Forged, heat treated	116	1034	1103	620–689

Source: "Orthopedic Basic Science," American Academy of Orthopedic Science, 1999.

ดีเหนือกว่าโลหะผสม CP ในงานปลูกถ่ายกระดูก โลหะผสมแอลฟา-บีตา มีทั้งสารที่ทำให้แอลฟาและบีตา มีความเสถียรภาพ (V หรือ Mo) ดังนั้นที่อุณหภูมิห้อง จึงมีของผสมระหว่างเฟสของแอลฟาและเฟสของบีตา การบำบัดด้วยวิธี solution treatment สามารถเพิ่มความแข็งแรงของโลหะผสมเหล่านี้ได้ 30-50% เมื่อเปรียบเทียบกับ การบำบัดด้วยวิธี anneal ตัวอย่างของโลหะผสมแอลฟา-บีตาที่ใช้ในงานปลูกถ่ายกระดูก คือ Ti-6 Al-4 (F1472), Ti-6 Al-7 Nb และ Ti-5 Al-2.5 Fe โลหะผสม F1472 นิยมใช้มากที่สุดในงาน orthopedic เช่น ใช้แทนข้อต่อทั้งหมด ส่วนโลหะผสมอีก 2 ชนิดมักใช้เป็นกระดูกข้อต่อและสะโพก (femoral hip stems) ทำกระดูกเทียมที่มีลักษณะเป็นแผ่น ใช้เป็นสกรู ทำกระดูกเทียมที่มีลักษณะเป็นแท่งหรือใช้เหมือนตะปูโลหะผสมบีตา (มีตัวทำให้บีตาความเสถียรเป็นส่วนใหญ่) จะสามารถแปรรูปได้ด้วยการตี เพราะว่าโลหะผสมเหล่านี้ไม่เกิด strain harden อย่างไรก็ตามโลหะผสมเหล่านี้สามารถผ่านกระบวนการ solution treatment และ aging เพื่อให้ได้ความแข็งแรงระดับหนึ่งที่สูงกว่าโลหะผสมแอลฟา-บีตา โลหะผสมบีตามีค่า modulus of elasticity ที่ต่ำที่สุด (ข้อดีทางด้านการแพทย์ ดูหัวข้อต่อไป) ในจำนวนโลหะผสมไทเทเนียมและโลหะผสมทุกชนิดถูกใช้ในงานปลูกถ่ายกระดูกและข้อ สมบัติเชิงกลของโลหะผสมที่ใช้ในงานปลูกถ่ายกระดูกและข้อที่มีชื่อเสียงได้แสดงในตารางที่ 9.18 ข้อเสียหลักของโลหะผสมไทเทเนียมในงานปลูกถ่ายกระดูกและข้อ คือ มีความทนต่อการสึกหรอต่ำและไวต่อการเกิด notch (การเกิดรอยแตกหรือ notch จะลดอายุความล้า) เนื่องจากโลหะผสมเหล่านี้มีความทนต่อการสึกหรอต่ำ ทำให้โลหะผสมเหล่านี้ไม่ควรถูกใช้ใน articulating surface เช่น สะโพกและข้อเข่า ถ้าโลหะเหล่านี้ไม่ได้ผ่านการทำให้ผิวแข็งขึ้นด้วยกระบวนการ ion-implantation

9.12 สรุป

โลหะผสมที่ถูกใช้ในงานวิศวกรรมสามารถแบ่งออกได้เป็น 2 ประเภท ferrous และ Nonferrous โลหะผสม ferrous จะมีเหล็กเป็นโลหะผสมหลัก แต่โลหะผสม nonferrous จะมีโลหะอื่นเป็นโลหะผสมหลัก มากกว่าเหล็ก เหล็กกล้าเป็นโลหะผสม ferrous ที่สำคัญชนิดหนึ่ง เนื่องจากมีราคาค่อนข้างต่ำและมีสมบัติเชิงกลเป็นช่วงกว้าง สมบัติเชิงกลของเหล็กกล้า-คาร์บอนสามารถทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงแตกต่างกันด้วยกรรมวิธี cold working และ annealing ถ้าส่วนประกอบของคาร์บอนในเหล็กกล้าเพิ่มขึ้นมากกว่า 0.3% เหล็กกล้าเหล่านี้สามารถผ่านการบำบัดด้วยความร้อนด้วยวิธีการ quenching และ tempering เพื่อให้เหล็กกล้ามีความแข็งแรงสูง และมีความเหนียวมากขึ้น โลหะอัลลอยด์บางชนิด เช่น นิกเกิล โครเมียม และโมลิบดีนัม จะถูกเติมเข้าไปในเหล็กกล้า plain-carbon เพื่อผลิตเหล็กกล้าประเภท low-alloy เหล็กกล้าประเภท low-alloy นี้จะมีความแข็งแรงและความแข็งแรงค่อนข้างสูง และถูกใช้ทำเกียร์และแกนเพลอย่างกว้างขวางในอุตสาหกรรมรถยนต์ เป็นต้น

โลหะผสมอะลูมิเนียมเป็นโลหะผสม nonferrous ที่สำคัญชนิดหนึ่ง เนื่องจากมีน้ำหนักเบา (lightness) แปรรูป (workability) ได้ ทนต่อการกัดกร่อน (corrosion resistance) และราคาค่อนข้างถูก ส่วนทองแดงที่ไม่มีโลหะอัลลอยด์อื่นผสมอยู่ ถูกใช้อย่างกว้างขวางเช่นกัน เนื่องจากมีความสามารถในการนำไฟฟ้าสูง ทนต่อการกัดกร่อนได้ดี แปรรูปได้และมีราคาค่อนข้างถูก และถ้าทองแดงถูกผสมด้วยสังกะสี ทำให้ได้โลหะผสมจำพวกทองเหลืองที่มีความแข็งแรงสูงกว่าทองแดงที่ไม่มีโลหะอัลลอยด์ผสมอยู่

เหล็กกล้าไร้สนิมก็เป็นโลหะผสม ferrous ที่สำคัญชนิดหนึ่งเช่นกันเนื่องจากทนต่อการกัดกร่อนในสภาพแวดล้อมออกซิไดส์ได้ดี การทำเหล็กกล้าไร้สนิมจะต้องมีโครเมียมอยู่อย่างน้อย 12%

เหล็กหล่อเป็นโลหะผสม ferrous อีกกลุ่มหนึ่งที่มีความสำคัญมากในอุตสาหกรรม เพราะมีความสามารถนำมาหล่อขึ้นรูปได้ดี ทนต่อการขัดสี และแข็งแรงทนทาน เหล็กกล้าสีเทา มีสมบัตินำมาทำการกลึงได้ดีและสามารถบรรเทาการสั่นสะเทือนเนื่องจากโครงสร้างเป็น graphite flakes

โลหะผสม nonferrous อื่น ๆ ที่ได้กล่าวไว้ในบทนี้อย่างพอสังเขป คือ โลหะผสมแมกนีเซียมไทเทเนียมและนิกเกิล โลหะผสมแมกนีเซียมจะมีสมบัติเบามากเป็นพิเศษ และมักถูกประยุกต์ใช้ในงานอวกาศหรืออุปกรณ์ขนส่งวัสดุ โลหะผสมไทเทเนียมจะมีราคาแพงแต่มีความแข็งแรงและน้ำหนักเบาซึ่งเป็นสมบัติที่หาได้ยากจากโลหะผสมอื่น ดังนั้นโลหะผสมไทเทเนียมจึงมักถูกใช้อย่างกว้างขวางเป็นชิ้นส่วนในโครงสร้างของเครื่องบิน ส่วนโลหะผสมนิกเกิลจะมีความทนทานต่อการกัดกร่อนและออกซิเดชันสูง ดังนั้นจึงถูกใช้ในอุตสาหกรรมน้ำมันและเคมี และถ้านิกเกิลผสมกับโลหะโครเมียมและโคบอลต์จะได้ nickel-base super alloys ซึ่งมีความสำคัญมากในการใช้ทำกังหันแก๊สสำหรับเครื่องบิน jet และอุปกรณ์ผลิตกระแสไฟฟ้าบางชนิด

ในบทนี้เราจะได้อธิบายถึงข้อจำกัดของโครงสร้าง สมบัติและการประยุกต์ในงานของโลหะผสมทางวิศวกรรมที่สำคัญบางชนิด นอกจากนี้เรายังได้แนะนำโลหะผสมที่ใช้ในงานที่มีวัตถุประสงค์เฉพาะบางอย่าง ซึ่งมีความสำคัญและมีการประยุกต์ใช้ในอุตสาหกรรมต่าง ๆ เพิ่มมากขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่ง การใช้วัสดุ intermetallics โลหะอสัณฐาน และ superalloys ที่ทันสมัยในงานทางด้านชีวเวช (biomedical field) โลหะเหล่านี้จะมีสมบัติที่ดีกว่าโลหะผสมทั่วไป

9.1.3 คำนิยาม

Austenite (เฟสของ γ ในเฟสไดอะแกรมของ Fe-Fe₃C) สารละลายของแข็งแบบแทรกตัว (interstitial solid solution) ของคาร์บอนในเหล็กที่มีโครงสร้างแบบ FCC ความสามารถในการละลายสูงสุดของคาร์บอนใน austenite คือ 2.0%

Austenitizing การให้ความร้อนแก่เหล็กกล้าไปยังช่วงอุณหภูมิของ austenite เพื่อให้โครงสร้างของเหล็กกล้ากลายเป็น austenite อุณหภูมิ austenitizing จะแปรเปลี่ยนไปขึ้นอยู่กับองค์ประกอบของเหล็กกล้า

α ferrite (เฟสของ α ในเฟสไดอะแกรมของ Fe-Fe₃C): สารละลายของแข็งแบบแทรกตัว (interstitial solid solution) ของคาร์บอนในเหล็กที่มีโครงสร้างแบบ BCC ความสามารถในการละลายสูงสุดของคาร์บอนในเหล็กมีโครงสร้างแบบ BCC คือ 0.02%

Cementite สารประกอบ intermetallic Fe₃C เป็นวัสดุที่แข็งเปราะ

Pearlite ของผสมระหว่าง ferrite และ cementite (Fe₃C) ในลักษณะเป็นแผ่น (plates) ที่ขนานกัน (โครงสร้างแบบ lamellar) ซึ่งเกิดขึ้นจากสลายตัวของ austenite โดยปฏิกิริยา eutectoid

Eutectoid α ferrite α ferrite ที่เกิดขึ้นในระหว่างปฏิกิริยา eutectoid ของการสลายตัวของ austenite ; α ferrite ใน pearlite

Eutectoid cementite (Fe₃C) cementite ที่เกิดขึ้นในระหว่างปฏิกิริยา eutectoid ของการสลายตัวของ austenite ; cementite ใน pearlite

Eutectoid (เหล็กกล้าจำพวก plain-carbon) เหล็กกล้าที่มีคาร์บอน 0.8%

Hypoeutectoid (เหล็กกล้าจำพวก plain-carbon) เหล็กกล้าที่มีคาร์บอนน้อยกว่า 0.8%

Hypereutectoid (เหล็กกล้าจำพวก plain-carbon) เหล็กกล้าที่มีคาร์บอนน้อยกว่า 0.8% ถึง 2.0%

Proeutectoid α ferrite α ferrite ที่เกิดจากการสลายตัวของ austenite ที่อุณหภูมิเหนืออุณหภูมิ eutectoid

Proeutectoid cementite (Fe_3C) cementite ที่เกิดจากการสลายตัวของ austenite ที่อุณหภูมิเหนืออุณหภูมิ eutectoid

Martensite สารละลายของแข็งที่ถูกทำให้มีมั่วอย่างยวดยิ่งโดยที่คาร์บอนแทรกตัวอยู่ในเหล็กที่มีโครงสร้างแบบ body-centered tetragonal

Bainite ของผสมระหว่าง α ferrite และอนุภาคเล็ก ๆ ของ Fe_3C ซึ่งเกิดขึ้นจากการสลายตัวของ austenite ผลผลิตของการสลายตัวของ austenite ในลักษณะ nonlamellar โดยปฏิกิริยา eutectoid

Spheroidite ของผสมของอนุภาค cementite Fe_3C ใน α ferrite

ไดอะแกรม isothermal transformation (IT) ไดอะแกรมที่เขียนระหว่างเวลา อุณหภูมิและการเปลี่ยนแปลง ซึ่งจะบอกให้ทราบเวลาสำหรับการสลายตัวจากเฟสหนึ่งไปยังอีกเฟสหนึ่งโดยอุณหภูมิคงที่ที่อุณหภูมิต่างๆ

ไดอะแกรม continuous-cooling transformation (CT) ไดอะแกรมที่เขียนระหว่างเวลา อุณหภูมิและการเปลี่ยนแปลง ซึ่งบอกถึงเวลาสำหรับการสลายตัวจากเฟสหนึ่งไปยังอีกเฟสหนึ่งอย่างต่อเนื่องที่อัตราเร็วในการเย็นตัวลงต่างๆกัน

Martempering (marquenching) กระบวนการ quenching โดยที่เหล็กกล้าที่อยู่ในสภาพ austenite ถูกทำให้เย็นตัวลงในอ่างเกลือเหลว ซึ่งมีอุณหภูมิเหนืออุณหภูมิ M_s และคงไว้ที่อุณหภูมินั้นเป็นระยะเวลาหนึ่งเพื่อป้องกันไม่ให้อustenite เกิดการเปลี่ยนแปลง หลังจากนั้นจึงปล่อยให้เย็นตัวลงอย่างช้าๆ จนถึงอุณหภูมิห้องเหล็กกล้าที่ผ่านกรรมวิธีนี้จะเกิด martensite โดยไม่มีความเค้นหลงเหลือในเหล็กกล้า

Austempering กระบวนการ quenching โดยที่เหล็กกล้าที่อยู่ในสภาพ austenite ถูกทำให้เย็นตัวลงในอ่างเกลือเหลว ซึ่งมีอุณหภูมิเหนืออุณหภูมิ M_s และให้คงไว้ที่อุณหภูมินั้น จนกระทั่ง austenite เปลี่ยนแปลงไปอย่างสมบูรณ์ หลังจากนั้นจึงถูกทำให้เย็นตัวลงอย่างช้าๆ จนถึงอุณหภูมิห้อง เหล็กกล้าที่ผ่านกระบวนการนี้ จะเกิด bainite ขึ้นอย่างสมบูรณ์

M_s อุณหภูมิที่ austenite ในเหล็กกล้าเริ่มเปลี่ยนแปลงไปเป็น martensite

M_f อุณหภูมิที่ austenite ในเหล็กกล้าสิ้นสุดการเปลี่ยนแปลงไปเป็น martensite

Tempering (ของเหล็กกล้า) กระบวนการให้ความร้อนเหล็กกล้าที่ผ่านการ quenching อีกครั้งเพื่อเพิ่มความแข็งแรงและความเหนียว ในกระบวนการนี้ martensite จะเปลี่ยนไปเป็น tempered martensite

เหล็กกล้า plain-carbon โลหะผสมเหล็ก-คาร์บอนที่ประกอบด้วยคาร์บอน 0.02–2% เหล็กกล้า plain-carbon ที่ใช้ในทางการค้ามักจะมีแมงกานีส 0.3–0.9% และมีสิ่งเจือปนอื่นๆ เช่น กำมะถัน ฟอสฟอรัส และซิลิคอน

Hardenability ความง่ายของการเกิด martensite ในเหล็กกล้าขึ้นอยู่กับ การ quenching จากสภาพ austenite เหล็กกล้าที่สามารถทำให้มีความแข็งสูงจะเกิด martensite ได้ตลอดทั้งความหนา เราไม่ควรสับสนระหว่าง Hardenability และ hardness กล่าวคือ hardness คือความต้านทานของวัสดุต่อการกดอัด ส่วน hardenability ของเหล็กกล้าจะเป็นฟังก์ชันขององค์ประกอบและขนาดของเกรนในเหล็กกล้านั้น

Jominy hardenability test เป็นการทดสอบโดยที่แท่งเหล็กกล้าที่มีเส้นผ่านศูนย์กลางขนาด 1 นิ้ว (2.54 เซนติเมตร) และยาว 4 นิ้ว (10.2 เซนติเมตร) ถูก austenitized และถูกทำให้เย็นลงโดยการฉีดน้ำที่ปลายด้านหนึ่ง หลังจากนั้นเหล็กกล้าจะถูกวัด hardness ตามด้านข้างของแท่งเหล็กจากปลายด้านที่ถูกฉีดด้วยน้ำ จนถึงตำแหน่ง 2.5 นิ้ว (6.35 เซนติเมตร) เส้นโค้ง Jominy hardenability จะถูก plot ระหว่างความแข็งของแท่งเหล็กกับระยะห่างจากปลายด้านที่ถูกฉีดด้วยน้ำ

เหล็กหล่อสีขาว (white cast irons) โลหะผสมเหล็ก-คาร์บอน-ซิลิคอนที่ประกอบด้วยคาร์บอน 1.8–3.6% และซิลิคอน 0.5–1.9% เหล็กหล่อสีขาวประกอบด้วยเหล็กคาร์ไบต์จำนวนมาก จึงทำให้เหล็กหล่อสีขาวมีความแข็งและเปราะ

เหล็กหล่อสีเทา (gray cast irons) โลหะผสมเหล็ก-คาร์บอน-ซิลิคอนที่ประกอบด้วยคาร์บอน 2.5–4.0% และซิลิคอน 1.0–3.0% เหล็กหล่อสีเทาประกอบด้วยคาร์บอนในรูปของ graphite flakes ทำให้ง่ายต่อการกลึงและทนทานต่อการขัดสีได้ดี

เหล็กหล่อเหนียว (ductile cast irons) โลหะผสมเหล็ก-คาร์บอน-ซิลิคอนที่ประกอบด้วยคาร์บอน 3.0–4.0% และซิลิคอน 1.8–2.8% เหล็กหล่อเหนียวประกอบด้วยคาร์บอนในรูปของ graphite nodules (ทรงกลม) การเติมแมกนีเซียม (ประมาณ 0.05%) จะทำให้เกิดคาร์บอนในรูป nodules โดยทั่วไปเหล็กหล่อเหนียวจะเหนียวกว่าเหล็กหล่อสีเทา

เหล็กหล่อ malleable (malleable cast irons) โลหะผสมเหล็กคาร์บอน-ซิลิคอนซึ่งประกอบด้วยคาร์บอน 2.0–2.6% และซิลิคอน 1.1–1.6% เหล็กหล่อ malleable ทำจากเหล็กหล่อสีขาวโดยถูกให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 940°C (1720°F) เป็นเวลา 3–20 ชั่วโมง เหล็กคาร์ไบต์ในเหล็กหล่อสีขาวจะสลายตัวกลายเป็นแกรไฟต์ที่มีรูปร่างกลมอย่างไม่สม่ำเสมอ (irregularly shaped nodules)

Intermetallics สารประกอบของโลหะที่ปริมาณตามมวลสารสัมพันธ์ซึ่งมีความแข็ง ความแข็งแรงสูง แต่เปราะ

Shape memory alloys โลหะผสมที่สามารถคืนรูปดั้งเดิมที่ได้กำหนดไว้ได้ เมื่อวัตถุผ่านกระบวนการบำบัดด้วยความร้อนที่เหมาะสม

โลหะออสเทน โลหะที่มีโครงสร้างไม่เป็นผลึกซึ่งเรียกว่าโลหะที่มีโครงสร้างลักษณะคล้ายแก้ว (glassy metal) โลหะผสมประเภทนี้จะมีค่า elastic strain สูง

9.14 แบบฝึกหัด

- 9.1 เหล็กถลุง (pig iron) ถูกสกัดออกจากแร่เหล็กออกไซด์ได้อย่างไร
- 9.2 จงเขียนปฏิกิริยาทางเคมีของปฏิกิริยารีดักชัน (reduction) ของเหล็กออกไซด์ (Fe_2O_3) ด้วยก๊าซคาร์บอนมอนอกไซด์เพื่อให้ได้ผลิตภัณฑ์เหล็ก
- 9.3 ทำไมเฟสไดอะแกรมของ $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ จึงเป็นเฟสไดอะแกรมกึ่งเสถียรแทนที่จะเป็นเฟสไดอะแกรมที่สมดุล
- 9.4 จงอธิบายเฟสต่างๆที่อยู่ในเฟสไดอะแกรม $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ ดังนี้คือ (ก) austenite (ข) α ferrite (ค) cementite (ง) δ ferrite
- 9.5 จงเขียนปฏิกิริยา invariant 3 ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นในเฟสไดอะแกรมของ $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$
- 9.6 อะไรคือโครงสร้างของ pearlite
- 9.7 จงบอกความแตกต่างระหว่างเหล็กกล้า plain-carbon 3 ประเภทดังต่อไปนี้ (ก) eutectoid (ข) hypoeutectoid และ (ค) hypereutectoid
- 9.8 จงอธิบายความแตกต่างระหว่าง proeutectoid ferrite และ eutectoid ferrite
- 9.9 จงอธิบายความแตกต่างระหว่าง proeutectoid ferrite และ eutectoid ferrite

- 9.10 เหล็กกล้า hypoeutectoid plain-carbon ที่มีปริมาณ C อยู่ 0.45% โดยน้ำหนัก ถูกทำให้เย็นตัวอย่างช้าๆ จากอุณหภูมิ 950°C จนถึงอุณหภูมิที่อยู่เหนืออุณหภูมิ 723 °C เพียงเล็กน้อย จงคำนวณหาร้อยละโดยน้ำหนักของ austenite และ proeutectoid ferrite ในเหล็กกล้านี้
- 9.11 เหล็กกล้า hypoeutectoid plain-carbon ที่มีปริมาณ C อยู่ 0.45% ถูกทำให้เย็นตัวอย่างช้าๆ จากอุณหภูมิ 950 °C จนถึงอุณหภูมิที่อยู่ใต้อุณหภูมิ 723 °C เพียงเล็กน้อย จงคำนวณหา (ก) ร้อยละโดยน้ำหนักของ proeutectoid ferrite ในเหล็กกล้านี้ (ข) ร้อยละโดยน้ำหนักของ eutectoid ferrite และ eutectoid cementite ในเหล็กกล้านี้
- 9.12 เหล็กกล้า plain-carbon ชนิดหนึ่งมี ferrite อยู่ 85% โดยน้ำหนัก และ Fe_3C 15% โดยน้ำหนัก จงหาว่าเหล็กกล้าชนิดนี้มีปริมาณคาร์บอนอยู่ร้อยละโดยน้ำหนักเท่าใด
- 9.13 เหล็กกล้า hypereutectoid plain-carbon ที่มีปริมาณ C อยู่ 1.10% ถูกทำให้เย็นตัวอย่างช้าๆ จากอุณหภูมิ 900°C จนถึงอุณหภูมิที่อยู่เหนืออุณหภูมิ 723 °C เพียงเล็กน้อย จงคำนวณหาร้อยละโดยน้ำหนักของ proeutectoid cementite และ austenite ที่มีอยู่ในเหล็กกล้า
- 9.14 เหล็กกล้า hypereutectoid plain-carbon ที่มีปริมาณ C อยู่ 1.10% ถูกทำให้เย็นตัวอย่างช้าๆ จากอุณหภูมิ 900°C จนถึงอุณหภูมิที่อยู่เหนืออุณหภูมิ 723 °C เพียงเล็กน้อย จงคำนวณหา (ก) ร้อยละโดยน้ำหนักของ proeutectoid cementite ที่มีอยู่ในเหล็กกล้านี้ (ข) ร้อยละโดยน้ำหนักของ eutectoid cementite และ eutectoid ferrite ที่มีอยู่ในเหล็กกล้านี้
- 9.15 ถ้าเหล็กกล้า hypereutectoid plain-carbon ประกอบด้วย proeutectoid cementite 4.3% โดยน้ำหนัก จงหาว่าเหล็กกล้าชนิดนี้มีปริมาณคาร์บอนร้อยละโดยน้ำหนักเท่าใด
- 9.16 จงอธิบาย Fe-C martensite
- 9.17 อะไรเป็นสาเหตุที่ทำให้เหล็กกล้า plain-carbon ที่มีโครงสร้าง martensite มีความแข็ง และความแข็งแรงสูง
- 9.18 จงเขียนไดอะแกรม isothermal transformation ของเหล็กกล้า eutectoid plain-carbon
- 9.19 ถ้าวัสดุตัวอย่างของเหล็กกล้า eutectoid plain-carbon ชิ้นหนึ่งถูกทำการ hot-quenching จากบริเวณเฟสของ austenite จนถึงอุณหภูมิ 700°C และทิ้งไว้ที่อุณหภูมินี้จนกระทั่งการเปลี่ยนแปลงเกิดขึ้นอย่างสมบูรณ์ จงเขียน microstructure ที่ได้
- 9.20 ถ้าวัสดุตัวอย่างของเหล็กกล้า eutectoid plain-carbon ชิ้นหนึ่งถูกทำการ quenching ด้วยน้ำ จากบริเวณเฟสของ austenite จนถึงอุณหภูมิห้อง จงเขียน microstructure
- 9.21 จงเขียนแนวทางการเย็นตัวของเหล็กกล้า 1080 ลงบนไดอะแกรม isothermal transformation ที่จะทำให้เกิด microstructure ดังต่อไปนี้ (ก) 100% martensite (ข) 50% martensite และ 50% pearlite แบบหยาบ (ค) 100% pearlite แบบละเอียด (ง) 50% martensite และ 50% upper bainite (จ) 100% upper bainite และ (ฉ) 100% lower bainite กำหนดให้ที่สภาวะเริ่มต้น ($t=0$) ที่อุณหภูมิ 850 °C เหล็กกล้ามีเฟสของ austenite เท่านั้น
- 9.22 จงอธิบายการบำบัดด้วยความร้อน full-annealing ที่กระทำต่อเหล็กกล้า plain-carbon และจงพิจารณาว่าจะเกิด microstructure อย่างไรเมื่อ (ก) เหล็กกล้า eutectoid และ (ข) เหล็กกล้า hypoeutectoid ถูกทำการ full annealing
- 9.23 จงอธิบายการบำบัดด้วยความร้อน process-annealing ที่กระทำต่อเหล็กกล้า hypoeutectoid plain-carbon ที่มีคาร์บอนน้อยกว่า 0.3%
- 9.24 จงอธิบายการบำบัดด้วยความร้อน normalizing ของเหล็กกล้า และวัตถุประสงค์ของกรรมวิธีนี้คืออะไร

-
- 9.25 จงอธิบายกระบวนการ tempering ของเหล็กกล้า plain-carbon
- 9.26 อะไรเป็นสาเหตุทำให้เหล็กกล้า plain-carbon ที่ผ่านการ tempering มีความแข็งแรงลดลง
- 9.27 จงอธิบายกระบวนการ martempering (marquenching) ของเหล็กกล้า plain-carbon พร้อมทั้งเขียนภาพ microstructure ที่ได้เมื่อเหล็กกล้า eutectoid plain-carbon ถูกทำการ martempering
- 9.28 จงอธิบายกระบวนการ austempering ของเหล็กกล้า plain-carbon และเขียนเส้นโค้งการเย็นตัวสำหรับเหล็กกล้า austempered austenitized eutectoid plain-carbon โดยใช้ไดอะแกรม IT
- 9.29 จงอธิบาย hardenability ของเหล็กกล้า และจงให้คำจำกัดความของ hardness ของเหล็กกล้า
- 9.30 จงอธิบาย Jominy hardenability test
- 9.31 จงอธิบายว่า โลหะผสมที่สามารถผ่านกระบวนการ precipitation hardening สามารถทำให้แข็งแรงขึ้นได้ โดยการบำบัดด้วยความร้อนได้อย่างไร
- 9.32 เหล็กหล่อมี 4 ประเภทอะไรบ้าง
- 9.33 จงอธิบายความหมายของรหัสของโลหะผสมจำพวกแมกนีเซียม ดังต่อไปนี้ (ก) ZE63A-T6 (ข) ZK51A-T5 และ AZ31B-H24