

บทที่ 2

ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง

2.1 เหล็กกล้าคาร์บอน

2.1.1 ความหมายและประเภทของเหล็กกล้า

เหล็กกล้า คือ เหล็กที่ยึดถือปริมาณคาร์บอนเป็นหลักในการจำแนกประเภท คือ มีคาร์บอนไม่เกิน 1.7 หรือ 2 เปอร์เซ็นต์ สามารถแบ่งประเภทได้ดังนี้

1. เหล็กกล้าคาร์บอน มีคาร์บอนเป็นส่วนผสมหลักนอกจากนั้นเป็นสารเจือปน แบ่งออกเป็น 3 ประเภทคือ

1.1 เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ คือเหล็กที่มีปริมาณคาร์บอนไม่เกิน 0.3 เปอร์เซ็นต์

1.2 เหล็กกล้าคาร์บอนปานกลาง คือเหล็กที่มีปริมาณคาร์บอนระหว่าง 0.3 ถึง 0.6 เปอร์เซ็นต์

1.3 เหล็กกล้าคาร์บอนสูง คือเหล็กที่มีปริมาณคาร์บอนตั้งแต่ 0.6 ขึ้นไป แต่ไม่เกิน 1.7 หรือ 2 เปอร์เซ็นต์

2. เหล็กกล้าผสม คือเหล็กที่นอกจากมีธาตุคาร์บอนแล้วยังมีธาตุอื่นที่ผสมร่วมอีกหลายธาตุ แบ่งออกเป็น 3 ประเภทที่สำคัญคือ

2.1 เหล็กกล้าผสมต่ำ

2.2 เหล็กกล้าผสมปานกลาง

2.3 เหล็กกล้าผสมสูง

เหล็กกล้าในกลุ่มนี้จะมีเหล็กกล้าหลายชนิดเช่น เหล็กกล้าผลิตเครื่องมือ (constructional steels) ซึ่งมีคาร์บอนและธาตุผสมปานกลาง เหล็กกล้าเครื่องมือร้อน (hot work tool steels) เหล็กกล้าเครื่องมือทำงานเย็น (cold work tool steels) เหล็กกล้าแม่พิมพ์พลาสติก (mold steels) เหล็กเครื่องมือความเร็วสูง (high speed steels) เหล็กกล้ามาร์เท็นซิฟ (maraging steels) และเหล็กกล้าไร้สนิม (stainless steels) เหล็กและเหล็กกล้าสามารถแบ่งออกได้ประเภท

ซึ่งขึ้นอยู่กับลักษณะและองค์ประกอบของโลหะผสม ดังที่ระบุไว้ในตารางที่ 2.1 และตารางที่ 2.2 เป็นบางตัวอย่างของเหล็กหรือเหล็กกล้า และองค์ประกอบของโลหะผสม

ตารางที่ 2.1 การแบ่งประเภทของเหล็กและเหล็กกล้า [32]

Class	Distinguishing Features	Typical Uses	Source of Strengthening
Cast iron	More than 2% C and 1 to 3% Si	Pipes, valves, gears, engine blocks	Ferrite-pearlite structure as affected by free graphite
Plain-carbon steel	Principal alloying element is carbon up to 1%	Structural and machine parts	Ferrite-pearlite structure if low carbon; quenching and tempering if medium to high carbon
Low-alloy steel	Metallic elements totaling up to 5%	High-strength structural and machine parts	Grain refinement, precipitation, and solid solution if low carbon; otherwise quenching and tempering
Stainless steel	At least 10% Cr; does not rust	Corrosion resistant piping and nuts and bolts; turbine blades	Quenching and tempering if < 15% Cr and low Ni; otherwise cold work or precipitation
Tool steel	Heat treatable to high hardness and wear resistance	Cutters, drill bits, dies	Quenching and tempering, etc.

ตารางที่ 2.2 ประเภทของเหล็กและเหล็กกล้าบางชนิด [32]

Description	Identification	UNS No.	Principal Alloying Elements, Typical % by Weight							
			C	Cr	Mn	Mo	Ni	Si	V	Other
Ductile cast iron	ASTM A395	F32800	3.5	—	—	—	—	2	—	—
Low-carbon steel	AISI 1020	G10200	0.2	—	0.45	—	—	0.2	—	—
Medium-carbon steel	AISI 1045	G10450	0.45	—	0.75	—	—	0.2	—	—
High-carbon steel	AISI 1095	G10950	0.95	—	0.4	—	—	0.2	—	—
Low-alloy steel	AISI 4340	G43400	0.40	0.8	0.7	0.25	1.8	0.2	—	—
HSLA steel	ASTM A588-A	K11430	0.15	0.5	1.1	—	—	0.2	0.05	0.3 Cu
Martensitic stainless steel	AISI 403	S40300	0.15	12	1.0	—	0.6	0.5	—	—
Austenitic stainless steel	AISI 310	S31000	0.25	25	2.0	—	20	1.5	—	—
Precipitation hardening stainless steel	17-4 PH	S17400	0.07	17	1.0	—	4	1.0	—	4 Cu 0.3 (Nb+Ti)
Tungsten high-speed tool steel	AISI T1	T12001	0.75	3.8	0.25	—	0.2	0.3	1.1	18 W
18 Ni maraging steel	ASTM A538-C	K93120	0.01	—	—	5	18	—	—	9 Co, 0.7

2.1.2 ระบบการเรียกชื่อสำหรับเหล็กและเหล็กกล้า

จำนวนของโครงสร้างที่แตกต่างกันได้พัฒนาระบบการเรียกชื่อและการกำหนดสำหรับเหล็กและเหล็กกล้าให้สอดคล้องกับองค์ประกอบของโลหะผสมที่ต้องการ และบางครั้งเพื่อให้ตรงตามความต้องการของคุณสมบัติทางกล ทั้งนี้ได้รวมถึง สถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งสหรัฐอเมริกา (AISI) สมาคมวิศวกรรมยานยนต์ (SAE) สมาคมการทดสอบและวัสดุแห่งสหรัฐอเมริกา (ASTM) และสมาคมวิศวกรรมเครื่องกลแห่งสหรัฐอเมริกา (ASME) นอกจากนี้ SAE และ ASTM ได้ร่วมมือกันพัฒนาระบบการเรียกชื่อที่เหมือนกัน (UNS) ซึ่งการออกแบบไม่เพียงแต่ใช้กับเหล็กและเหล็กกล้าเท่านั้น แต่ยังรวมถึงโลหะผสมอื่น ๆ อีกด้วย

AISI และ SAE ได้ร่วมมือกันกำหนดระบบการเรียกชื่อ โดยรายละเอียดของเหล็กกล้าคาร์บอนและโลหะผสมต่ำสามารถดูในรูปที่ 2.3 เป็นที่ทราบกันว่า การกำหนดมักจะใช้ตัวเลข 4 ตัว ซึ่ง 2 ตัวแรกจะระบุจำนวนของโลหะผสม และอีก 2 ตัวหลังจะระบุเป็นเปอร์เซ็นต์ของคาร์บอน ตัวอย่างเช่น AISI 1340 (หรือ SAE 1340) จะบรรจุคาร์บอน 0.40% กับแมงกานีส 1.75% ตามจำนวนของธาตุโลหะผสม (เปอร์เซ็นต์ของโลหะผสมจะนิยมให้เป็นน้ำหนัก)

ระบบของ UNS ได้ระบุการเรียกชื่อโดยใช้ตัวอักษร 5 ตัว ซึ่งตัวอักษรจะบอกประเภทของโลหะผสม เช่น F คือเหล็กหล่อ G คือเหล็กกล้าคาร์บอนและโลหะผสมต่ำ S คือเหล็กกล้าไร้สนิมและ T คือเหล็กกล้าเครื่องมือ เป็นต้น สำหรับเหล็กกล้าคาร์บอนและเหล็กอัลลอยด์ต่ำ ตัวเลขของระบบนี้จะเหมือนกับระบบของ AISI และ SAE ยกเว้นตัวเลขศูนย์ที่เพิ่มขึ้นมาในตำแหน่งสุดท้าย ด้วยเหตุนี้เหล็ก AISI 1340 จึงเหมือนกับเหล็กตาม UNS G13400

ตารางที่ 2.3 สรุปประเภทเหล็กและเหล็กกล้าตามข้อกำหนดของ AISI และ SAE [32]

Designation ¹	Approx. Alloy Content, %	Designation	Approx. Alloy Content, %
<i>Carbon steels</i>		<i>Nickel-molybdenum steels</i>	
10XX	Plain carbon	46XX	Ni 0.85 or 1.82; Mo 0.25
11XX	Resulfurized	48XX	Ni 3.50; Mo 0.25
12XX	Resulfurized and rephosphorized		
15XX	Mn 1.00 to 1.65		
<i>Manganese steels</i>		<i>Chromium steels</i>	
13XX	Mn 1.75	50XX(X)	Cr 0.27 to 0.65
		51XX(X)	Cr 0.80 to 1.05
		52XXX	Cr 1.45
<i>Molybdenum steels</i>		<i>Chromium-vanadium steels</i>	
40XX	Mo 0.25	61XX	Cr 0.6 to 0.95; V 0.15
44XX	Mo 0.40 or 0.52		
<i>Chromium-molybdenum steels</i>		<i>Silicon-manganese steels</i>	
41XX	Cr 0.50 to 0.95; Mo 0.12 to 0.30	92XX	Si 1.40 or 2.00; Mn 0.70 to 0.87; Cr 0 or 0.70
<i>Nickel-chromium-molybdenum steels</i>		<i>Boron steels²</i>	
43XX	Ni 1.82; Cr 0.50 or 0.80; Mo 0.25	YYBXX	B 0.0005 to 0.003
47XX	Ni 1.45; Cr 0.45; Mo 0.20 or 0.35		
81XX	Ni 0.30; Cr 0.40; Mo 0.12		
86XX	Ni 0.55; Cr 0.50; Mo 0.20		
87XX	Ni 0.55; Cr 0.50; Mo 0.25		
94XX	Ni 0.45; Cr 0.40; Mo 0.12		

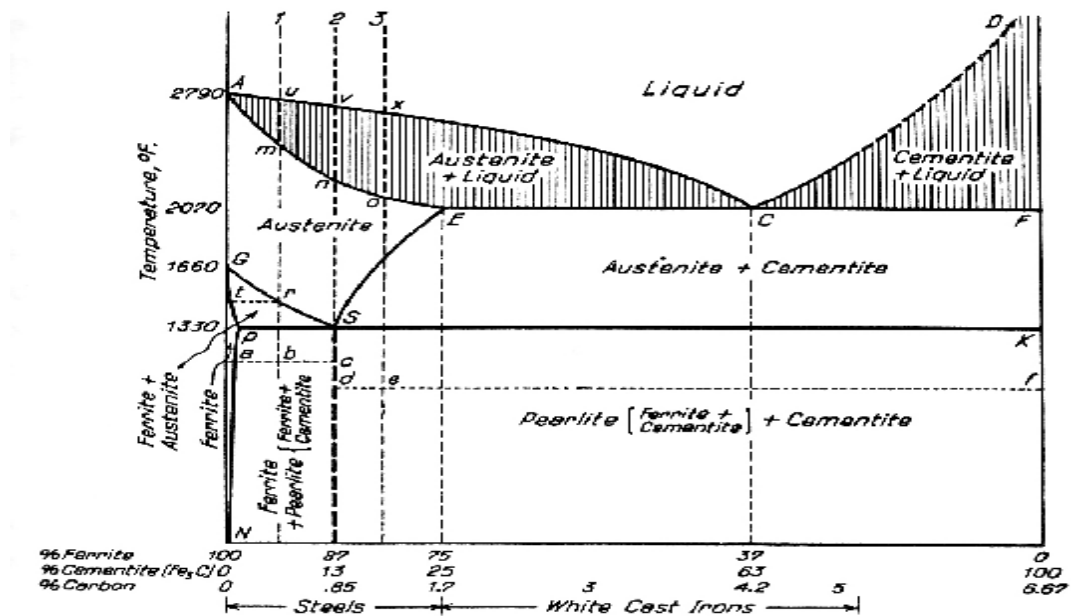
2.1.3 ความรู้เบื้องต้นโลหะวิทยาของเหล็ก

เหล็กเป็นโลหะที่มีคุณสมบัติพิเศษประการหนึ่ง [33] คือ มีระบบผลึกที่ไม่แน่นอนเปลี่ยนแปลงได้เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น เหล็กที่อุณหภูมิปกติจะมีระบบผลึกเป็น B.C.C (body centered cubic) และเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นถึง 910°C เหล็กจะเปลี่ยนระบบผลึกเป็น F.C.C (face centered cubic) ถ้าอุณหภูมิสูงถึง 1390°C ถึง 1534°C เหล็กจะมีระบบผลึกเป็น B.C.C อีกครั้งหนึ่ง เรียกคุณสมบัติของเหล็กในกรณีนี้ว่า **allotropic properties** คุณสมบัติพิเศษอีกประการคือ ที่อุณหภูมิ 768°C จะเป็นจุดที่เหล็กเปลี่ยนแปลงคุณสมบัติทางแม่เหล็ก คือ เหนืออุณหภูมินี้ แม่เหล็กจะไม่ดูดเหล็ก เรียกจุดนี้ว่า **curic point** (ไม่มีการเปลี่ยนระบบผลึกที่อุณหภูมินี้) ธาตุคาร์บอนสามารถละลายได้ในเหล็กและให้สารละลายของแข็งในลักษณะแทรกที่ (interstitial solid solution) เพราะอะตอมของคาร์บอนมีขนาดเล็กกว่าของเหล็ก โดยมีจุดอิ่มตัวหรือสูงสุดที่ปริมาณ และที่อุณหภูมิแตกต่างกัน ดังเช่นที่อุณหภูมิ 723°C คาร์บอนจะละลายได้สูงสุด 0.025% ให้สารละลายของแข็งที่ชื่อเรียกว่าเฟอร์ไรท์ (ferrite) หรือเหล็กแอลฟา (α) คาร์บอนจะละลายได้สูงสุดที่อุณหภูมิ 1147°C คือ 1.7 หรือ 2% ซึ่งให้สารละลายของแข็งที่มีชื่อเรียกว่า ออสเทนไนท์ (austenite) หรือเหล็กแกมมา (γ)

เมื่อปริมาณของคาร์บอนเกินกว่าจุดอิ่มตัวที่จะให้สารละลายของแข็ง คาร์บอนส่วนเกินนี้จะรวมตัวกับเหล็กให้สารประกอบแทรกตัว (interstitial compound) หรือสารประกอบระหว่างคาร์บอนกับเหล็กเป็นสารประกอบเชิงโลหะ (intermetallic compound) ซึ่งมีสูตร Fe_3C มีคาร์บอน 6.67% และเป็นฟอร์มกึ่งเสถียรภาพ (metal stable) ซึ่งจะเปลี่ยนแปลงไปเป็นเหล็กคาร์บอน ถ้าถูกเผาด้วยความร้อนและใช้เวลานาน แต่ที่อุณหภูมิห้องจะไม่มีการเปลี่ยนฟอร์มไปจาก Fe_3C ชื่อเรียกทางวิชาการของเหล็กคาร์ไบด์คือ ซีเมนต์ไต์ คุณสมบัติทั่ว ๆ ไปจะมีความแข็งอยู่ในระดับ 700 HB แต่จะเปราะแตกง่ายมีระบบผลึกเป็นออร์ทอโรมบิก (orthorhombic) และมีคุณสมบัติเป็น congruent คือไม่แตกตัวก่อนถึงจุดหลอมเหลว แผนภูมิสมดุลของเหล็กกับซีเมนต์ไต์ มีหลายลักษณะที่ซับซ้อนมากกว่า ลักษณะของแผนภูมิจะเป็นลักษณะของโลหะ A กับ B สามารถละลายได้ในสภาพหลอมเหลว และสามารถละลายได้บางส่วนในสภาพของแข็ง ให้ทั้งปฏิกิริยาเปรีตต์คิตค ยูเต็คคิตค และยูเต็คคิตค

ปฏิกิริยายูเทคตอยด์ เป็นปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นในสภาพของแข็ง กล่าวคือ สารละลายของแข็งที่ส่วนผสมแน่นอนและที่อุณหภูมิแน่นอน จะเกิดการเปลี่ยนแปลงเป็นของแข็งสองเฟสพร้อมกันที่อุณหภูมิคงที่ มีการให้กำเนิดนิวเคลียสและมีการขยายตัวในเวลาเดียวกัน โดยที่เฟสของแข็งทั้งสองมีส่วนผสมที่แตกต่างกัน ดังนั้นจึงมีการแลกเปลี่ยนอะตอมของธาตุทั้งสอง โดยลักษณะแพร่ซึมทำให้เกิดโครงสร้างที่มีเฟสของแข็งสลับกันไปมา ลักษณะของโครงสร้างชนิดนี้จะเรียกว่า โครงสร้างยูเทคตอยด์ ซึ่งจะเกิดกับเหล็กและซีเมนต์ไตต์ที่อุณหภูมิ 732°C (1330°F) โดยเหล็กแกมมาหรือออสเทนไนท์ที่มีส่วนผสม 0.85% คาร์บอน จะแตกตัวให้เหล็กแอลฟาหรือเฟอร์ไรท์ (0.025°C) กับซีเมนต์ไตต์ (6.67°C) และเกิดเป็นแถบบาง ๆ สลับกันได้โครงสร้างยูเทคตอยด์ ซึ่งมีชื่อเรียกทางวิชาการว่าเพิร์ไลต์ (pearlite)

ในที่นี้จะขอแนะนำแผนภูมิสมมูลระหว่างเหล็กกับซีเมนต์ไตต์ในลักษณะที่ทำให้ง่ายต่อการศึกษามาแสดง ดังปรากฏในรูปที่ 2.1



รูปที่ 2.1 แผนภูมิสมมูลของเหล็กกับคาร์บอนในลักษณะที่ง่ายต่อการศึกษาเบื้องต้น [33]

จากแผนภูมิสมมูลที่แสดง จะปรากฏอุณหภูมิยูเทคติก (เส้น E C F) 1147 °C ส่วนผสมของเหล็กหลอมเหลวที่เป็นส่วนผสมยูเทคติกคือ จุด C (4.2%C) อุณหภูมิยูเทคตอยด์ (เส้น PSK) 723 °C (1330 °F) จุด S คือจุดยูเทคตอยด์ซึ่งเหล็กแกมมาจะมีส่วนผสม 0.85% C จุด E คือจุดที่แสดงปริมาณคาร์บอนสูงสุดที่จะละลายได้ในเหล็กแกมมา (1.7%)

จุด P คือจุดที่แสดงปริมาณคาร์บอนสูงสุดที่จะละลายได้ในเหล็กแอลฟา (0.025%)

จากแผนภูมิสมมูล ปรากฏพื้นที่ ๆ เป็นอาณาเขตต่าง ๆ ที่น่าสนใจดังนี้คือ

พื้นที่เหนือเส้น A C D (liquidus) เป็นอาณาเขตของเหล็กหลอมเหลว เหล็กทุกส่วนผสมของธาตุคาร์บอน ถ้าอุณหภูมิอยู่เหนือเส้น A C D จะมีสภาพหลอมเหลว

พื้นที่ A C E เป็นอาณาเขตของเหล็กแกมมา หรือออสเตนไนท์กับเหล็กหลอมเหลว

พื้นที่ C D F เป็นอาณาเขตของเหล็กหลอมเหลวกับซีเมนต์ไต์

พื้นที่ A E S G เป็นอาณาเขตของเหล็กแกมมาหรือออสเตนไนท์

พื้นที่ E C F K S เป็นอาณาเขตของออสเตนไนท์กับซีเมนต์ไต์

พื้นที่ G S P เป็นอาณาเขตของออสเตนไนท์กับเฟอร์ไรท์

พื้นที่ G P N เป็นอาณาเขตของเหล็กแอลฟาหรือเฟอร์ไรท์

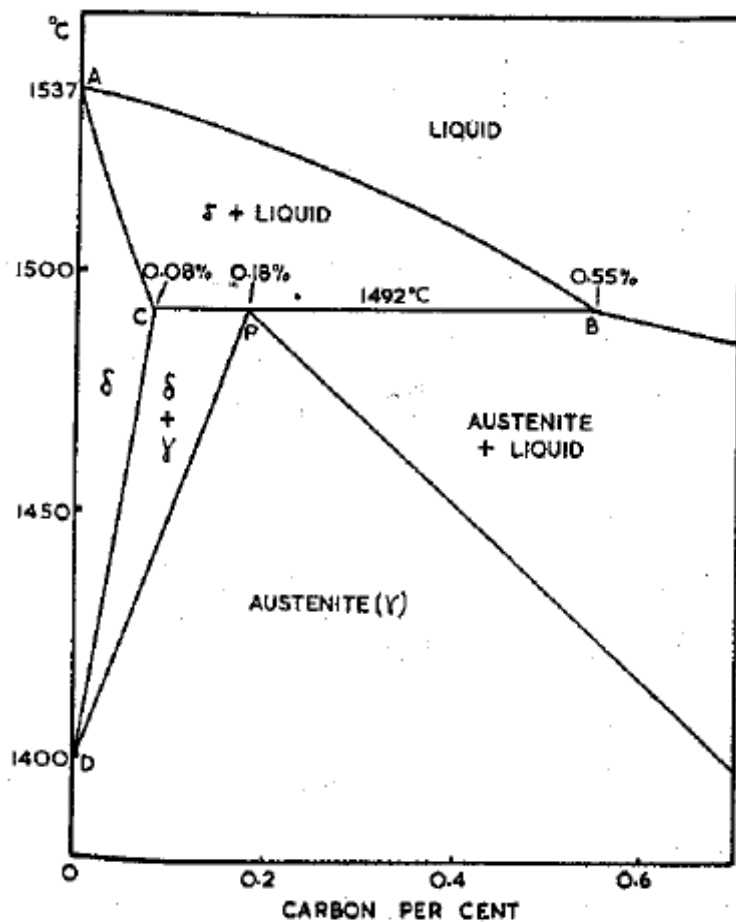
พื้นที่ภายใต้เส้น P S K หรืออุณหภูมิยูเทคตอยด์เป็นอาณาเขตของเฟอร์ไรท์กับซีเมนต์ไต์ ซึ่งจะแบ่งออกเป็นสองส่วนคือ ทางด้านซ้ายมือของเส้นที่ลากตรงลงมาที่ 0.85% คาร์บอน จะเป็นอาณาเขตของเฟอร์ไรท์กับเพิร์ไลต์ และทางด้านขวามือเป็นอาณาเขตเพิร์ไลท์กับซีเมนต์ไต์

ข้อที่น่าสนใจประการหนึ่งคือ ซีเมนต์ไต์ที่เกิดทุกช่วงของอุณหภูมิ ดังเช่น ซีเมนต์ไต์ที่เกิดเหนืออุณหภูมิยูเทคติก (เรียกไพรมารีซีเมนต์ไต์) เกิดจากปฏิกิริยายูเทคติก (ยูเทคติกซีเมนต์ไต์) เกิดในช่วงอุณหภูมิระหว่างอุณหภูมิยูเทคติกและยูเทคตอยด์ (secondary หรือ โปรยูเทคติกซีเมนต์ไต์) เกิดจากปฏิกิริยายูเทคตอยด์ (ยูเทคตอยด์ซีเมนต์ไต์) และเกิดที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิยูเทคติก (เทอร์ติารีซีเมนต์ไต์) ซีเมนต์ไต์ทุกชนิดจะมีส่วนผสมคาร์บอนเท่ากันคือ 6.67% และยังคงมีสูตร Fe_3C เหมือนกัน

ข้อสังเกตอีกประการหนึ่งที่พบจากแผนภูมิสมมูลคือ ที่แกนของแผนภูมิสมมูล จะบอกเปอร์เซ็นต์ของเฟอร์ไรท์ ซีเมนต์ไต์และคาร์บอน โดยสิ้นสุดที่ 6.67% คาร์บอน ซึ่งความจริง

แล้วแผนภูมิสมมูลของเหล็กกับคาร์บอนไม่ได้สิ้นสุดเพียงแค่นี้ยังมีต่อไปอีก แต่ในทางวิชาการไม่ให้ความสนใจ เนื่องจากไม่มีความสำคัญต่อโลหะวิทยาที่จะสามารถนำไปใช้ประโยชน์ทางวิศวกรรมได้ แผนภูมิสมมูลจึงตัดตรง 6.67% ซึ่งเป็นซีเมนต์ไตต์ 100% และแผนภูมิสมมูลนี้เป็นแผนภูมิสมมูลของเหล็กกับซีเมนต์ไตต์ และเรากำหนดเหล็กกล้า (steel) ไว้ที่คาร์บอนไม่เกิน 1.7% ถ้าคาร์บอนสูงกว่านี้จะเป็นเหล็กสีขาว (white cast iron) เมื่อได้ศึกษาแผนภูมิสมมูลพอเป็นสังเขปแล้ว จะเป็นรายละเอียดเพิ่มมากขึ้น ซึ่งจะเป็นแผนภูมิสมมูลที่ใช้ประกอบการอบชุบความร้อนเหล็กกล้า

ประการแรกคือ ช่วงอุณหภูมิสูง (1390°C - 1534°C) จะปรากฏลักษณะของแผนภูมิสมมูลที่ใช้ปฏิกิริยาเบริเต็คติค กล่าวคือ จะมีสารละลายของแข็งกับคาร์บอนอีกชนิดหนึ่งคือ สารละลายของแข็งเฟอร์ไรท์เดลต้า (δ) ส่วนผสมคาร์บอน 0.08% ทำปฏิกิริยากับเหล็กหลอมเหลว ส่วนผสมคาร์บอน 0.55% ให้สารละลายของแข็งแกมมา ส่วนผสมคาร์บอน 0.18% ที่อุณหภูมิ 1492°C ดังแสดงในรูปที่ 2.2



รูปที่ 2.2 ส่วนหนึ่งของแผนภูมิสมมูลเหล็กกับคาร์บอนที่ให้ปฏิกิริยาเบริเต็คติค [33]

ในบริเวณนี้มีพื้นที่ ๆ น่าสนใจคือ พื้นที่ ABC เป็นอาณาเขตของเฟส δ กับพื้นที่หลอมเหลว พื้นที่ ACD เป็นอาณาเขตของเหล็กเฟอร์ไรต์เดลต้า พื้นที่ CPD เป็นอาณาเขตของเหล็กเฟอร์ไรต์เดลต้ากับออสเตนไนท์ ได้เส้น PB เป็นอาณาเขตของออสเตนไนท์กับเหล็กหลอมเหลว และได้จุด P ที่ขยายลงมาทางตอนล่างเป็นอาณาเขตของออสเตนไนท์

การศึกษาแผนภูมิสมมูลของเหล็กคาร์บอนจะไม่ให้ความสำคัญมากนักต่อปฏิกิริยาเพริเทคติก เพราะภายหลังเมื่อเหล็กเปลี่ยนสภาวะเป็นของแข็งแล้ว จะมีเพียงสารละลายของแข็ง ออสเตนไนท์เพียงเฟสเดียวที่เหลืออยู่ไม่ว่าเหล็กจะมีคาร์บอนมากน้อยเท่าใด (ไม่เกิน 1.7 หรือ 2%) ภายหลังเมื่อเหล็กมีโครงสร้างเป็นออสเตนไนท์แล้วจะคงสภาพของออสเตนไนท์ที่ปริมาณคาร์บอนคงที่แน่นอน จนถึงอุณหภูมิในช่วงยูเทคตอยด์ จึงจะมีการเปลี่ยนแปลงโดยจะมีปฏิกิริยายูเทคตอยด์เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 723°C ในที่นี้จะพิจารณาแผนภูมิสมมูลของเหล็กคาร์บอนหรือซีเมนต์ไต้ต์ ที่ปริมาณคาร์บอนไม่เกิน 1.7% หรือ 2% เท่านั้น เพราะอยู่ในขอบเขตของเหล็กกล้า

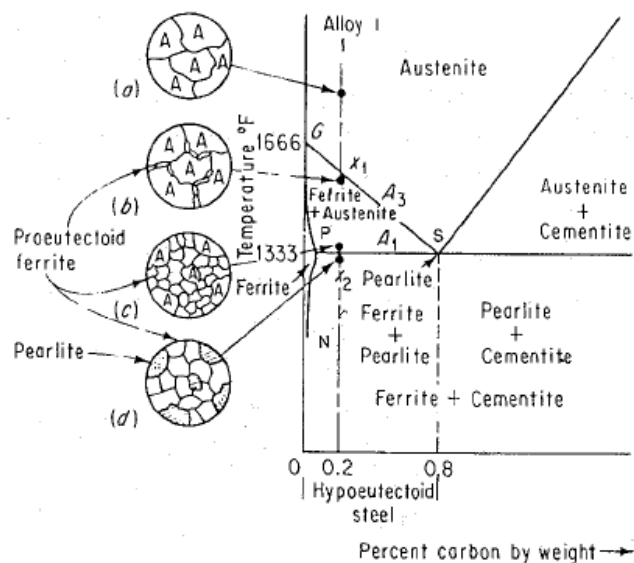
แผนภูมิสมมูลของเหล็ก-คาร์บอน ในช่วงอุณหภูมิยูเทคตอยด์ มีสิ่งที่จะต้องพิจารณาทำความเข้าใจคือ อุณหภูมิวิกฤติ (critical temperature) ซึ่งเป็นเส้นแสดงอาณาเขตของเฟสต่าง ๆ ในช่วงอุณหภูมิยูเทคตอยด์ ในที่นี้กำหนดให้เส้น

- A_1 คืออุณหภูมิยูเทคตอยด์ (723°C)
- A_2 คือเส้นที่มีการเปลี่ยนแปลงคุณสมบัติทางแม่เหล็ก
- A_3 คือเส้นที่เริ่มมีการเปลี่ยนแปลงจากออสเตนไนท์ไปเป็นเฟอร์ไรต์ ในขณะที่ปล่อยให้เย็น และจากเฟอร์ไรต์สลายตัวให้ออสเตนไนท์หมดในขณะทำการเผาให้ร้อน (จากแผนภูมิสมมูลคือเส้น GS)
- A_{cm} คือเส้นที่เริ่มมีซีเมนต์ไต้ต์แยกตัวจากออสเตนไนท์ในขณะที่เย็นตัว และซีเมนต์ไต้ต์ สลายตัวหมดในขณะทำการเผาให้ร้อนถึงอุณหภูมินี้ (เส้น SE)
- A_4 คือเส้นที่มีการเปลี่ยนแปลงจากออสเตนไนท์ไปเป็นเฟอร์ไรต์เดลต้า (δ)

เพื่อความเข้าใจที่ดีขอให้นำตัวอย่างเหล็กผสมคาร์บอนต่ำกว่า 0.8% (hypo eutectoid) เพื่อศึกษาลักษณะโครงสร้างในสภาพการเย็นตัวที่ช้าและอยู่ในสภาวะสมดุล จากแผนภาพซึ่งสมมุติเป็นเหล็กกล้าหมายเลข 1 (alloy 1) เริ่มจากจุด (a) ซึ่งโครงสร้างเป็นออสเตนไนท์ เมื่อปล่อยให้เย็นตัวช้า ๆ ลงมาจนถึงจุด (b) ซึ่งอยู่บนเส้น A_3 จะปรากฏนิวเคลียสของเฟอร์ไรต์ตามขอบเกรนของออสเตนไนท์ เกรนของเฟอร์ไรต์นี้บางที่จะเรียกว่า pro-eutectoid ferrite ซึ่ง

ในขณะที่อุณหภูมิลดลง จะปรากฏปริมาณของคาร์บอนในเฟอร์ไรท์จะเพิ่มขึ้นตามเส้นกราฟ GP และออสเตนไนท์เช่นเดียวกัน ปริมาณคาร์บอนจะเพิ่มขึ้นตามเส้นกราฟ GS เมื่ออุณหภูมิเข้าใกล้เส้น A_1 ออสเตนไนท์จะมีปริมาณคาร์บอนเข้าใกล้ 0.8% ซึ่งเป็นส่วนผสมตรงจุดยูเตคตอยด์ เมื่ออุณหภูมิลดลงมาที่อุณหภูมิยูเตคตอยด์ จะเกิดปฏิกิริยายูเตคตอยด์คือ ออสเตนไนท์ (0.8%) จะแตกตัวให้เฟอร์ไรท์ (0.025%C) กับซีเมนต์ไต์ต์ (6.67%C) ได้โครงสร้างที่มีชื่อเรียกว่า เฟอร์ไรท์ปฏิกิริยายูเตคตอยด์จะสิ้นสุดเมื่อออสเตนไนท์เปลี่ยนเป็นเฟอร์ไรท์จนหมดสิ้น เมื่ออุณหภูมิลดต่ำลงมาจาก A_1 ถึงอุณหภูมิห้อง โครงสร้างของเหล็กกล้าหมายเลข 1 จะประกอบด้วยเกรนของเฟอร์ไรท์เกิดอยู่กระจายสลับกับเกรนของเฟอร์ไรท์ ซึ่งปริมาณจะมากหรือน้อยขึ้นอยู่กับปริมาณคาร์บอนในเหล็ก สังเกตได้ง่าย ๆ คือ ถ้าเหล็กกล้ามีคาร์บอน 0.8% โครงสร้างที่พบคือเฟอร์ไรท์ทั้งหมด (0.8%C เป็นส่วนผสมของยูเตคตอยด์)

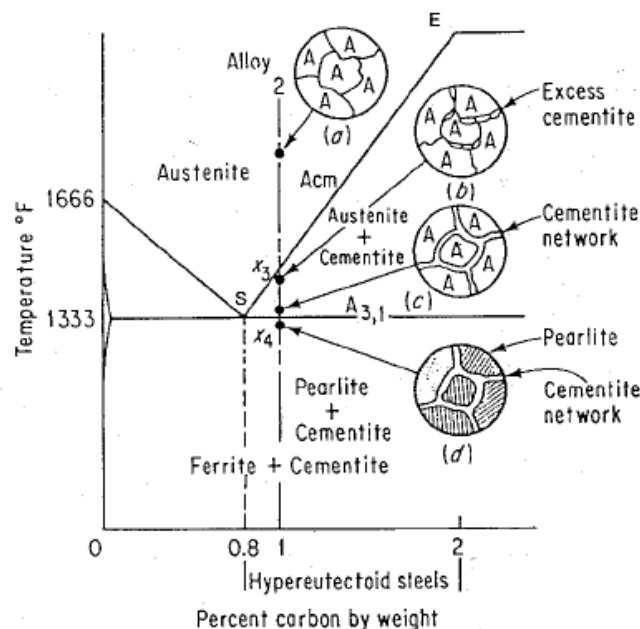
ในทางปฏิบัติเหล็กภายหลังที่อุณหภูมิต่ำกว่าเส้น A_1 จะปรากฏโครงสร้างไม่เปลี่ยนแปลง แต่ในทางทฤษฎีจะพบการเปลี่ยนแปลงเกิดขึ้นโดยปริมาณคาร์บอนในเฟอร์ไรท์จะลดลงตามเส้นกราฟ PN ซึ่งปริมาณคาร์บอนที่ถูกผลักออกมาจากเฟอร์ไรท์นี้จะรวมตัวกับอะตอมของเหล็กให้ซีเมนต์ไต์ต์ (tertiary) ซึ่งจะอยู่ตามขอบเกรนและแถบบาง ๆ ของเฟอร์ไรท์และเฟอร์ไรท์ ทำให้การศึกษาด้านปฏิบัติการไม่อาจจะแยกลักษณะของซีเมนต์ไต์ต์ได้ชัดเจนเพราะซีเมนต์ทุกประเภทจะมีส่วนผสมคาร์บอนเท่ากัน เรียกว่าเป็นเฟสเดียวกันทั้ง secondary eutectoid และ tertiary



รูปที่ 2.3 แสดงลักษณะการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของเหล็กกล้า 0.2% คาร์บอน โดยการปล่อยให้เย็นตัวช้า ๆ จากช่วงอุณหภูมิที่เป็นออสเตนไนท์จนถึงอุณหภูมิต่ำกว่า 723 °C [33]

สำหรับเหล็กที่ส่วนผสมคาร์บอนมากกว่า 0.8% (hypereutectoid) ในที่นี้คือ เหล็กกล้าหมายเลข 2 (alloy 2) การศึกษาจะเริ่มที่จุด (a) ซึ่งโครงสร้างเป็นออสเตนไนท์ เมื่ออุณหภูมิลดลงมาที่ (b) ซึ่งอยู่บนเส้น A_{cm} จะปรากฏนิวเคลียสของซีเมนต์ไต์ต์ตามขอบเกรนของออสเตนไนท์ อาจจะมีเรียกซีเมนต์ไต์ต์ที่เกิดขึ้นว่า pro-eutectoid หรือ secondary ก็ได้ เมื่ออุณหภูมิลดต่ำกว่าจุด (b) จะปรากฏซีเมนต์ไต์ต์ขยายตัวเป็นเกรนเล็กจับอยู่ตามขอบเกรนของออสเตนไนท์ ทั้งนี้เพราะปริมาณของซีเมนต์ไต์ต์ที่เกิดขึ้นในอุณหภูมิช่วงนี้มีปริมาณน้อยเมื่อเปรียบเทียบกับออสเตนไนท์ จึงไม่พบเป็นเกรนโต จะพบอยู่ตามบริเวณขอบเกรนเท่านั้น ในขณะที่อุณหภูมิลดลงเข้าใกล้ A_1 ปริมาณของซีเมนต์ไต์ต์จะเพิ่มขึ้น แต่คาร์บอนในซีเมนต์ไต์ต์จะยังคงเป็น 6.67% ส่วนออสเตนไนท์ปริมาณจะลดลงเล็กน้อย โดยมีปริมาณคาร์บอนลดลงและจะเป็น 0.8%

เมื่ออุณหภูมิลดลงมาอยู่ที่จุด (c) บนเส้น A_1 หรือ $A_{3,1}$ และในที่สุดเกิดปฏิกิริยายูเท็คตอยด์ ออสเตนไนท์ (0.8%C) จะเปลี่ยนเป็นเฟอร์ไรท์ เมื่ออุณหภูมิต่ำกว่า A_1 หรือ $A_{3,1}$ โครงสร้างของเหล็กจะประกอบด้วยเฟอร์ไรท์ และซีเมนต์ไต์ต์ตามขอบเกรน ดังภาพแสดงโครงสร้างที่จุด (d) เช่นเดียวกันโครงสร้างจะไม่เปลี่ยนแปลงเมื่ออุณหภูมิลดลงจนถึงอุณหภูมิต่ำกว่า แม้จะมีการปรับส่วนผสมของคาร์บอนในเฟอร์ไรท์ก็ตาม



รูปที่ 2.4 แสดงลักษณะการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของเหล็กกล้า 1% คาร์บอน โดยการปล่อยให้เย็นช้า ๆ จากอุณหภูมิที่เป็นออสเตนไนท์จนถึงอุณหภูมิต่ำกว่า 723°C [33]

2.2 กระบวนการอบชุบแบบคาโบไนตรายดิง

คาโบไนตรายดิง (carbonitriding) เป็นวิธีการชุบผิวแข็งที่ใช้สำหรับเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ เหล็กกล้าผสมคาร์บอนต่ำ และเหล็กกล้าไร้สนิม [33] ในบางกรณีคาโบไนตรายดิงเป็นกระบวนการที่ดัดแปลงมาจากกระบวนการคานูไรซิงแบบก๊าซ ในกระบวนการนี้จะมีเทคนิคเพิ่มเติมจากคาร์บูไรซิงแบบก๊าซตรงที่จะมีการเพิ่มก๊าซแอมโมเนีย (ammonia, NH_3) เข้าไปในบรรยากาศคาร์บูไรซิง (ก๊าซไฮโดรเจนคาร์บอน) โดยก๊าซแอมโมเนียจะมีหน้าที่ให้ธาตุไนโตรเจนอิสระ (free nitrogen) แก่บรรยากาศในเตาเพื่อให้มีไนโตรเจน (nascent nitrogen) ที่สามารถแพร่เข้าไปในเหล็กกล้า ไนโตรเจนที่เข้าไปในผิวเหล็กกล้ามาจากการแตกตัวของเคมีของแอมโมเนียที่บริเวณผิวซึ่งงนตามปฏิกิริยา $2\text{NH}_3 \rightarrow 2\text{N} + 3\text{H}_2$ โดยสมการเคมีนี้จะเดินไปข้างหน้า (แตกตัวเป็น N) เมื่อสภาพแวดล้อมในเตาอบชุบเหมาะสม ซึ่งได้แก่ อุณหภูมิและความดันย่อย (partial pressure) ของแก๊สแต่ละประเภท ที่อุณหภูมิอบชุบที่เหมาะสม ธาตุไนโตรเจนและคาร์บอนจากบรรยากาศจะแพร่เข้าสู่ผิวชิ้นงานในขั้นตอนเดียวกัน ดังนั้น ในกระบวนการคาโบไนตรายดิงผิวชิ้นงานจะรับทั้งไนโตรเจนและคาร์บอนซึ่งต่างจากกระบวนการคาร์บูไรซิงที่จะมีเพียงคาร์บอนแพร่เข้าไปแต่ไม่มีไนโตรเจนและต่างจากกระบวนการไนตรายดิงที่มีไนโตรเจนแพร่เข้าไปเป็นหลัก ขั้นตอนการทำคาโบไนตรายดิงจะคล้ายกับการชุบแข็งชิ้นงานแบบคานูไรซิง ประกอบด้วย

2.2.1 การอบชุบคาโบไนตรายดิง

โดยทั่วไปจะหมายถึง คาโบไนตรายดิงแบบก๊าซ ส่วนคาโบไนตรายดิงแบบของเหลวจะเรียกว่า “ไซยาไนด์” (cyaniding) แต่ในที่นี้จะกล่าวถึงเฉพาะแบบก๊าซเท่านั้น ซึ่งทำได้โดยให้ความร้อนชิ้นงานในบรรยากาศไฮโดรคาร์บอน-แอมโมเนียที่อุณหภูมิ 760-870°C (นิยมใช้ที่ประมาณ 845°C) เป็นเวลาหลายชั่วโมงขึ้นกับระยะซีมลิกที่ต้องการ ในบางครั้งก็จะมีกระบวนการอบชุบชิ้นงานแบบคานูไรซิงก่อนให้ได้ระยะซีมลิกที่กำหนดไว้ แล้วจึงตามด้วยการอบชุบแบบคาโบไนตรายดิงเพื่อให้ได้ชั้นแข็งของคาโบไนตรายดิง ชิ้นงานที่ได้จะมีค่าระยะซีมลิกที่สูงกว่า และจะสามารถนำไปชุบแข็งเพื่อให้ได้ความแข็งผิวที่สูงกว่าเมื่อเทียบกับการทำคาโบไนตรายดิงเพียงขั้นตอนเดียว

2.2.2 การชุบแข็ง (quenching)

หลังจากการอบชุบ ชิ้นงานจะต้องผ่านการชุบเพื่อให้ความแข็งผิวที่สูงขึ้นโดยการลดอุณหภูมิชิ้นงานลงอย่างรวดเร็วในน้ำมันหรือในก๊าซ ซึ่งจะส่งผลให้โครงสร้างภายในของเหล็กคาร์บอนต่ำที่ประกอบด้วยเฟสออสเทนไนต์เกิดการเปลี่ยนแปลงเป็นเฟสมาร์เทนไซต์อย่างรวดเร็ว เนื่องจาก อาศัยหลักการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิ โครงสร้างที่เป็นเฟสมาร์เทนไซต์จะมีความแข็งกว่าโครงสร้างที่ประกอบด้วยเฟสออสเทนไนต์

2.2.3 การอบคืนไฟ (tempering)

ชิ้นงานคาบไบนตรายดิงสามารถนำไปใช้งานได้โดยไม่ต้องผ่านขั้นตอนการอบคืนไฟ ชิ้นงานบางประเภทจะออกแบบมาให้ใช้งานได้เลยโดยไม่ต้องผ่านขั้นตอนนี้ เช่น ชิ้นงานที่ชุบผิวเพียงบาง ๆ หรือชิ้นงานที่ต้องการเฉพาะความแข็งผิวเพื่อดำเนินการสึกหรอ บางชิ้นงานก็ออกแบบมาเพื่อให้มีความสามารถในการดำเนินการอบคืนไฟเพื่อดำเนินการอ่อนตัวของผิวแข็งเมื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูง แต่ชิ้นงานบางประเภทก็กำหนดว่าจะต้องอบคืนไฟก่อนนำไปใช้งาน เพื่อเพิ่มความเหนียวและการต้านทานแรงกระแทก ลดความเปราะที่ผิว ลดการแตกที่ผิวระหว่างการใช้งานหรือการกัดแต่งผิวระหว่างการใช้งาน เพื่อทำให้เฟสออสเทนไนต์มีเสถียรภาพที่ดีขึ้น หรือเพื่อลดการเปลี่ยนเฟสและการเปลี่ยนขนาดของชิ้นงานระหว่างการใช้งาน

ตารางที่ 2.4 เปรียบเทียบอุณหภูมิอบชุบและคุณสมบัติที่สำคัญของการชุบแข็งแบบก๊าซประเภทต่าง ๆ [33]

กระบวนการ (เฉพาะก๊าซ)	อุณหภูมิอบชุบ (°C)	ระยะซีมลึก (มม.)	ความแข็งของชั้นผิว (HRC)	วัสดุชิ้นงานที่สามารถนำมาชุบแข็ง
คาร์บูไรซิง	815-980	0.075-1.5	50-63	เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ เหล็กกล้าผสมคาร์บอนต่ำ
คาบไบนตรายดิง	760-870	0.125-0.75	65	เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ เหล็กกล้าผสมคาร์บอนต่ำ เหล็กกล้าไร้สนิม
ไนตรายดิง	480-590	0.075-0.75	50-70	เหล็กกล้าผสม เหล็กกล้าไร้สนิม เหล็กกล้าไนตรายดิง

เราสามารถทำคาบไบนตรายดิงได้ที่อุณหภูมิต่ำกว่าโดยใช้เวลาที่สั้นกว่าเมื่อเทียบกับการทำคาบไบริซิงแบบก๊าซ แต่ชิ้นงานที่ได้ก็จะมีระยะซีมลึกที่น้อยกว่าด้วย (ดูตารางที่ 2.4 ประกอบ) โดยทั่วไปชิ้นคาบไบนตรายดิงจะมีความสามารถในการชุบแข็ง (hardenability) ที่สูงกว่าชิ้น คาบไบริซิง เนื่องจากไนโตรเจนในผิวชิ้นงานสามารถเพิ่มความแข็งของเหล็กกล้าได้หลายกรณีจะพบว่าการทำคาบไบนตรายดิงลงบนเหล็กกล้าคาร์บอนราคาถูกก็สามารถได้ความแข็งผิวที่เทียบเท่าได้เท่ากับการทำคาบไบริซิงแบบก๊าซลงบนเหล็กกล้าผสม (alloy steel) ซึ่งมีราคาสูงกว่าได้ นอกจากนี้ธาตุไนโตรเจนในเหล็กกล้าสามารถลดค่าอัตราการเย็นตัววิกฤต (critical cooling rate) ที่ใช้ในการชุบได้ทำให้ชุบแข็งได้ง่ายกว่า ความสามารถในการชุบแข็งจึงสูงกว่าและได้ความแข็งที่ผิวที่สม่ำเสมอทั่วทั้งผิวดีกว่าโดยไม่ต้องใช้อัตราการเย็นตัวในขั้นตอนการชุบที่รวดเร็วและรุนแรงต่อชิ้นงานมากเกินไป และถ้าชิ้นงานจำเป็นจะต้องอบคืนไฟก่อนนำไปใช้งานก็จะพบว่าผิวกาบไบนตรายดิงจะอ่อนนิ่มลงไม่มากเมื่อเทียบกับผิวกาบไบริซิงหลังการอบคืนไฟ

อย่างไรก็ตาม ไนโตรเจนมีผลให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของออสเทนไนต์ลดลงส่งผลให้ผิวเหล็กกล้าที่ผ่านกระบวนการคาบไบนตรายดิงมีปริมาณออสเทนไนต์ตกค้างมากกว่าชิ้นงานที่ทำคาบไบริซิงแบบก๊าซซึ่งมีผลทำให้ผิวชิ้นงานไม่มีความแข็งเท่าที่ควร นอกจากนี้ถ้าชิ้นงานที่มี ออสเทนไนต์ตกค้างอยู่มากไปใช้งานจะพบว่า ออสเทนไนต์อาจเปลี่ยนเฟสไปเป็นมาร์เทนไซต์ระหว่างการใช้งานที่อุณหภูมิปกติได้ ทำให้เกิดการขยายตัวของผิวชิ้นงานจนมีการเปลี่ยนแปลงขนาดไปเล็กน้อย แต่อาจจะเพียงพอที่ทำให้เกิดปัญหาในระบบชิ้นงานที่ใช้งานที่มีระยะห่าง (clearance) ต่ำ เช่น เพลาที่หมุนอยู่ในปลอกกรองลื่นสามารถขยายตัวจนไม่สามารถหมุนเคลื่อนที่ระหว่างกันได้ เป็นต้น เราสามารถลดปริมาณของออสเทนไนต์ตกค้างได้หลายวิธี เช่น การชุบที่อุณหภูมิต่ำกว่าจุดเยือกแข็ง (subzero treatment) การกัดแต่งผิวโดยเจียรผิวชั้นนอกสุดซึ่งมีปริมาณออสเทนไนต์ตกค้างสูงสุดออก การเพิ่มอุณหภูมิของเตาอบชุบที่ใช้ในกระบวนการเพื่อลดปริมาณไนโตรเจนมาสะสมที่ผิวด้านนอก การลดอัตราการไหลของก๊าซแอมโมเนียหรือลดส่วนผสมของก๊าซแอมโมเนีย และการลดปริมาณคาร์บอนในบรรยากาศ เป็นต้น

ข้อได้เปรียบที่สำคัญของกระบวนการคาบไบนตรายดิงเมื่อเทียบกับกระบวนการคาบไบริซิง คือกระบวนการอบชุบที่ต่ำกว่าและอัตราการชุบ (quench rate) ที่ต่ำกว่า ทำให้มีการเปลี่ยนแปลงของขนาดน้อยมาก การบิดเบี้ยวของชิ้นงานก็น้อยกว่าชิ้นงานจากกระบวนการคาบไบริซิง จึงสามารถควบคุมขนาดชิ้นงานได้ง่ายและลดขั้นตอนการกัดแต่งชิ้นงานก่อนนำไปใช้งาน นอกจากนี้คาบไบนตรายดิงแบบก๊าซยังเป็นกระบวนการที่ค่อนข้างสะอาดต่อสิ่งแวดล้อม โดยเฉพาะเมื่อเทียบกับคาบไบนตรายดิงแบบของเหลวหรือไฮยาไนดิงที่มีปัญหาเรื่องการจัดการ

ของเสียค่อนข้างมาก ปัจจุบันจึงนิยมใช้กระบวนการคาบไบนตรงรายดิงแบบก้าชเพื่อทดแทนกระบวนการไฮยาไนดิง

2.3 การล้าของวัสดุ

การล้า (fatigue) คือ การเปลี่ยนแปลงของวัสดุที่บริเวณใดบริเวณหนึ่งอย่างต่อเนื่องและถาวร เมื่ออยู่ภายใต้ภาระที่เปลี่ยนแปลงไปมา ซึ่งสามารถทำให้เกิดรอยร้าว และพัฒนาไปสู่ความเสียหายสุดท้ายในที่สุด [12,34]

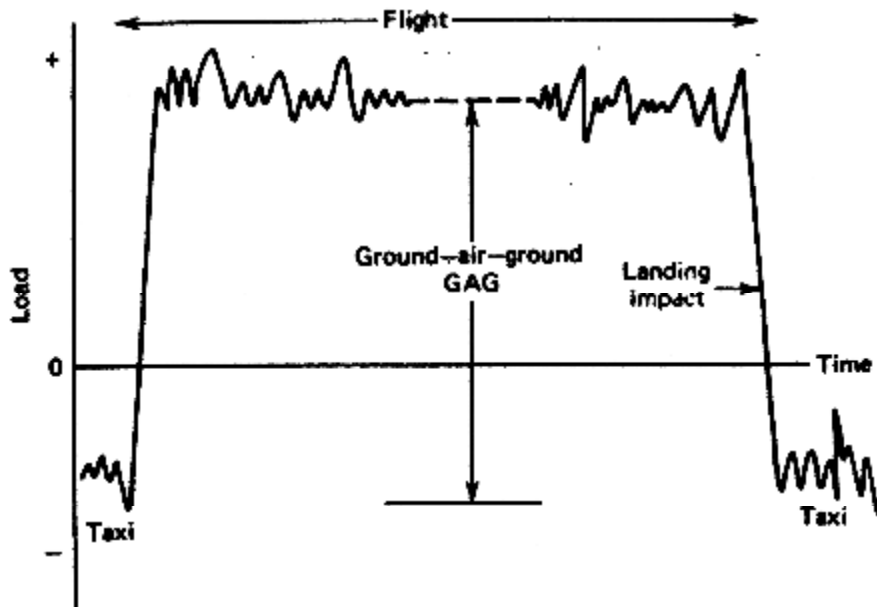
เมื่อนำวัสดุไปใช้ทำอุปกรณ์ ชิ้นส่วนเครื่องจักรกล หรือเครื่องมือต่างๆ ที่ต้องใช้งานในสภาวะที่ความเค้นเกิดขึ้นอย่างต่อเนื่อง หรือรับแรงซ้ำไปซ้ำมาทำให้เกิดความเค้นแบบวงรอบ ซึ่งจะทำให้โลหะนั้นแตกหักได้ แม้จะใช้งานในความเค้นต่ำ ๆ โดยที่โลหะนั้นทนได้ดีเมื่อใช้ความเค้นสูง ๆ เพียงครั้งคราวเรียกว่า การแตกหักจากการล้า (fatigue failure) ซึ่งพบเสมอในชิ้นส่วนที่เคลื่อนไหวยาวตลอดเวลา เช่น เพลา เกียร์ โดยทั่วไป 80% ของเครื่องจักรเสียหายจากการล้า โดยทั่วไปแล้วความเสียหายที่เกิดจากการล้ามีสาเหตุดังต่อไปนี้

2.3.1 ภาระแบบวงรอบ (cyclic loading)

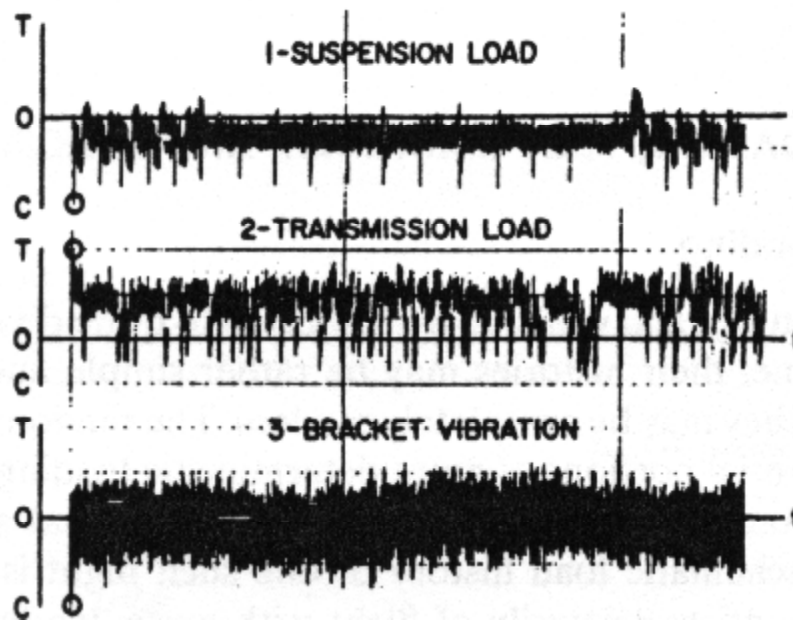
ส่วนประกอบทางโครงสร้าง และยานพาหนะต่าง ๆ ส่วนใหญ่จะอยู่ภายใต้การรับแรงกระทำแบบซ้ำไปมา (load histories) ซึ่งภาระดังกล่าวอาจจะมีรูปแบบอย่างง่าย ๆ หรือแบบสลับซับซ้อน หรือแบบอื่นที่มีความรุนแรง อย่างไรก็ตามการกำหนดภาระที่เกิดขึ้นก็เป็นสิ่งสำคัญในการออกแบบ ตัวอย่างเช่น การรับภาระแบบวงรอบขณะบินขึ้นลงของเครื่องบิน ที่มีการบินเที่ยวต่อเที่ยว ดังแสดงในรูปที่ 2.5a ที่ภาระจากการบินประกอบด้วย ภาระจากการบินขึ้น การลงจอดและการวิ่งบนพื้นราบ (taxi way) เป็นต้น ในรูปที่ 2.5b แสดงรูปชนิดของภาระที่เกิดขึ้นโดย SAE (Fatigue Design and Evaluation Committee) ภาระดังกล่าวสามารถที่จะนำมาเปรียบเทียบกับโปรแกรมทดสอบการล้า ซึ่งดีต่อการนำไปใช้ในการทำนายอายุการล้า และจากรูปที่ 4 ที่แสดงไปนั่นก็คือสถานการณ์ทางวิศวกรรมที่เกิดขึ้นจริง การล้าจากภาระที่มีแอมพลิจูดแบบไม่คงที่คือภาระที่เกิดขึ้นจริงของชิ้นส่วนเครื่องจักรกลต่าง ๆ ในขณะที่การล้าที่มีแอมพลิจูดแบบคงที่จะใช้ในการออกแบบการล้า เพื่อใช้ในการอธิบายพฤติกรรมและคุณสมบัติของวัสดุที่มีการล้า

ภาระที่เกิดในการใช้งานจริงมักจะมีแอมพลิจูดแบบไม่คงที่ ดังนั้นในการแทนความเป็นจริงของภาระที่ใช้งานเป็นกุญแจสำคัญของความสำเร็จในการวิเคราะห์หรือออกแบบการล้า เนื่องจากมีความสำคัญอย่างยิ่งที่จะวัดความเที่ยงตรงของภาระที่ใช้ให้แสดงออกมาบน

ส่วนประกอบของโครงสร้างหรือการคาดการณ์ในสิ่งที่จะเกิดขึ้นบนชิ้นส่วนหรือโครงสร้างที่ยังไม่ได้แสดงออกมา



(a)



(b)

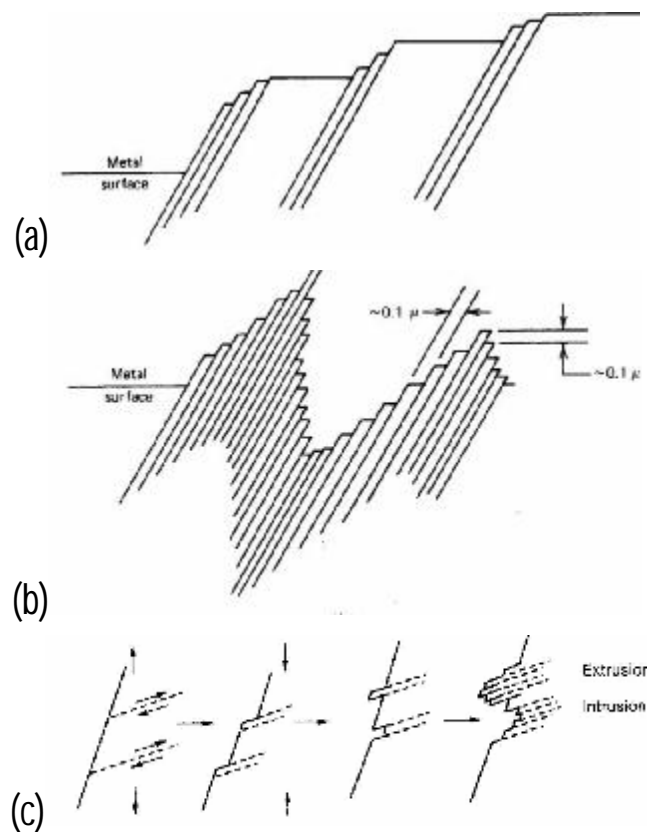
รูปที่ 2.5 ชนิดของภาระแบบสเปกตรัม

(a) ภาระจากการบินขึ้นลงของเครื่องบิน (b) จากการทดสอบโดย SAE [12]

2.3.2 การเกิดและขยายตัวของรอยร้าว (crack initiation and propagation)

ในช่วงท้ายของศตวรรษที่ 19 วิศวกรส่วนใหญ่ให้ความสำคัญกับค่าความเค้นและความเครียดโดยการทดลองแบบดึงและอัด [12] อย่างไรก็ตามก็ยังให้ความสนใจในเรื่องภาวะแบบวงรอบด้วย โดยศึกษาทำการศึกษากลไกของการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบอินอีลาสติก (inelastic deformation) และขนาดของความแข็งแรงจากการคราก (yield strength)

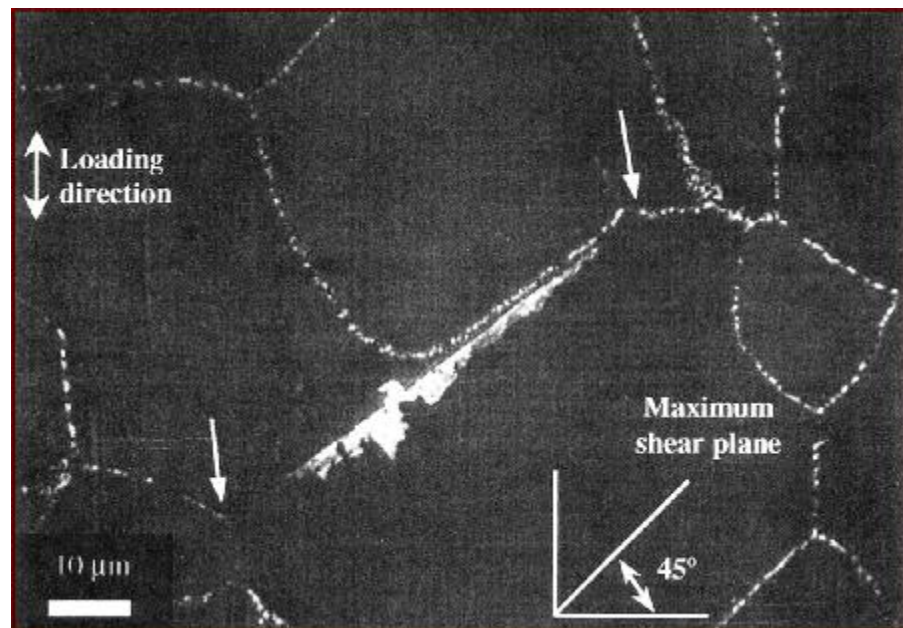
ภาวะแบบวงรอบของวัสดุที่เกิดขึ้นเนื่องจากความเครียดแบบอินอีลาสติก (inelastic strain) สามารถทำให้วัสดุเปลี่ยนรูปและไม่คืนรูปร่างเดิมนั้นคือวัสดุสามารถที่จะรับหรือต่อต้านการเปลี่ยนแปลงความเครียดที่มากหรือน้อยได้



รูปที่ 2.6 การเกิดสลลิป (slip) จากภาวะภายนอกกระทำ [12]

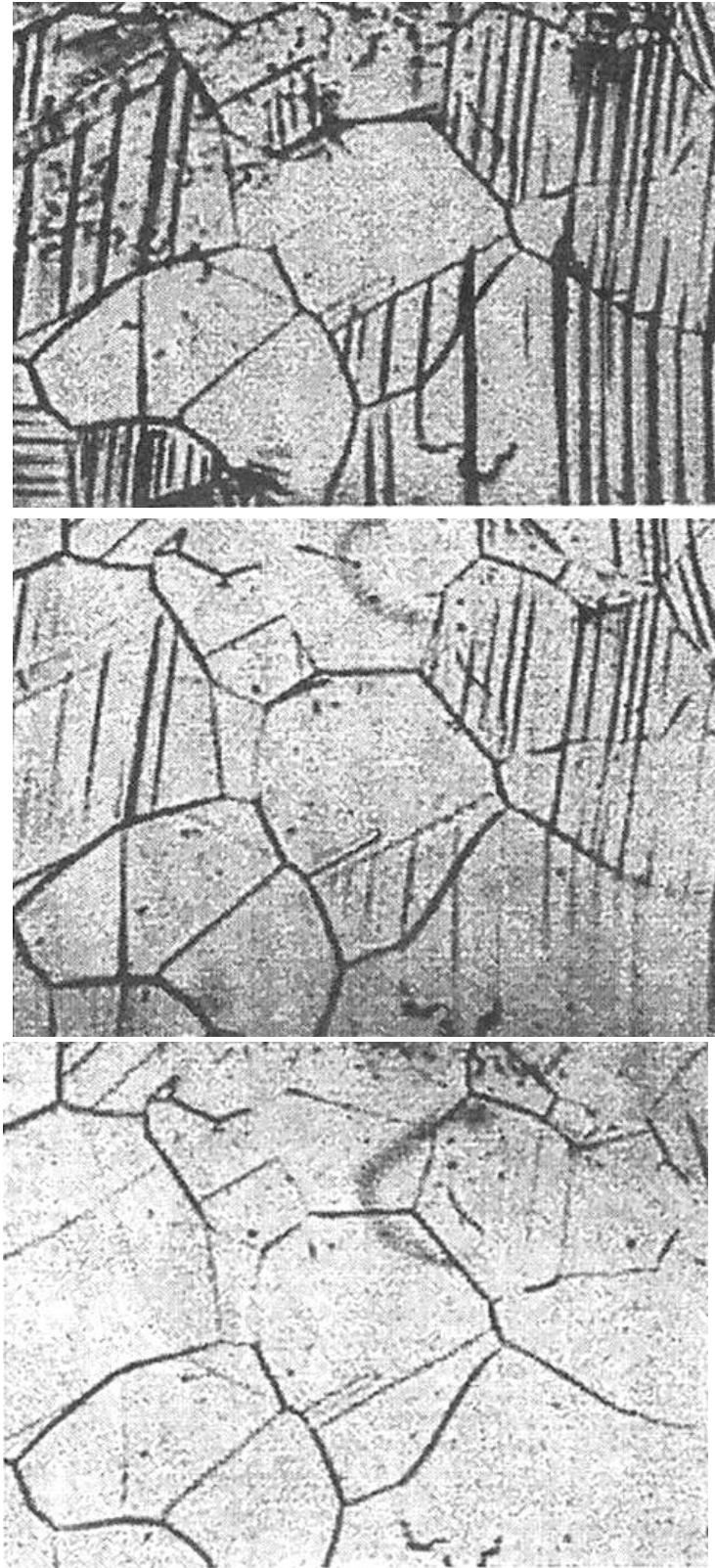
เป็นที่เข้าใจว่าจุดเริ่มต้นของความเสียหายจากการล้าของวัสดุ จะเกิดในบริเวณที่มีความเข้มข้นของความเค้นสูง (stress concentration) เช่น บริเวณปลายรอยบาก บริเวณที่มีสารมลทินหรืออนุภาคที่เป็นสิ่งแปลกปลอมอื่น ๆ รอยแตกเล็ก ๆ ภายในเนื้อวัสดุหรือปัจจัยอื่น

เป็นต้น สิ่งเหล่านี้ล้วนเป็นสาเหตุสำคัญที่จะทำให้เกิดรอยร้าวและมีการขยายตัวจนทำให้เกิดความเสียหายในที่สุด ในรูปที่ 2.6a แสดงแผนภาพการสลิบหลังจากได้รับภาระแบบคงที่ (static load) ในขณะที่รูปที่ 2.6b แสดงแผนภาพการสลิบหลังจากได้รับภาระแบบวงรอบ ซึ่งสาเหตุของการสลิบเกิดจากโครงสร้างภายในของวัสดุที่ประกอบด้วยเกรนที่เรียงตัวของชั้นอะตอมในระนาบต่าง ๆ เกิดการเคลื่อนที่ (dislocation) ไปในทิศทางเดียวกันหรือตรงกันข้าม การสะสมของชั้นอะตอมเคลื่อนที่ที่เพิ่มขึ้นจะทำให้เกิดการสลิบขึ้น (slip step) สำหรับการสลิบจะมากหรือน้อยนั้นจะขึ้นอยู่กับบริเวณที่มีระดับความเข้มข้นของความเค้นด้วย ซึ่งจำนวนของการสลิบที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้เกิดความเข้มข้นของความเค้นสูง และสูงพอที่จะทำให้บริเวณนั้นเกิดการฉีกขาดออกจากกันในระดับหนึ่งหรือเป็นที่เข้าใจว่าเกิดรอยร้าวเล็ก ๆ ขึ้น (micro crack)



รูปที่ 2.7 การเกิดสลิบในชิ้นทดสอบของนิกเกิล [12]

ในรูปที่ 2.7 แสดงการเกิดสลิบในชิ้นทดสอบของนิกเกิล (nickel) ซึ่งการสลิบจะสิ้นสุดที่ขอบของเกรน (grain boundary) ดังที่แสดงด้วยลูกศรสีขาว ซึ่งสาเหตุของการเกิดสลิบเพราะว่าในผลึกเกิดการเคลื่อนตัวทำให้ชั้นอะตอมภายในเกรนเปลี่ยนไปจึงมีสลิบ (slip band) เกิดขึ้นในกระบวนการเกิดการล้า โดยค่าความเค้นและความเครียดจะเป็นตัวควบคุมการทำให้เกิดสลิบในช่วงแรกคือ ถ้าได้รับค่าความเค้นและความเครียดที่มีขนาดมาก ๆ และได้รับแบบซ้ำ ๆ จะทำให้เกิดการสลิบที่มากขึ้นด้วย



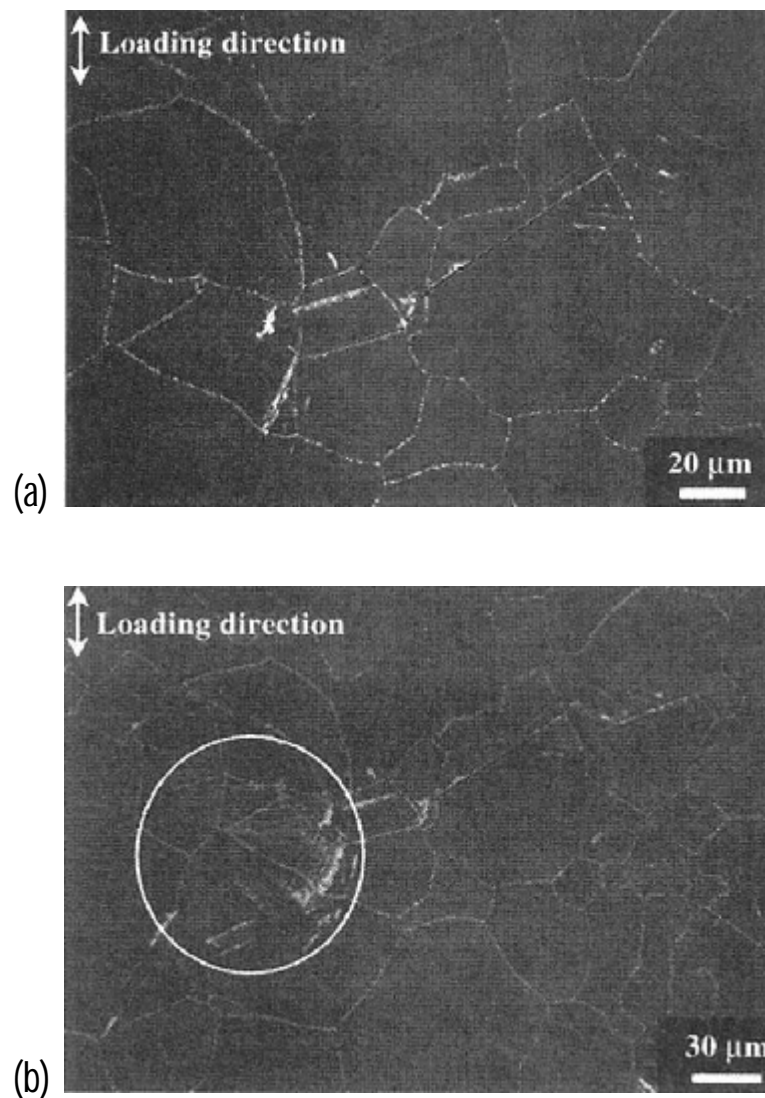
(a)

(b)

(c)

รูปที่ 2.8 การเกิดสลับเนื่องจากการขยายตัวของ pure polycrystalline nickel ในสามช่วงเวลาที่ปรากฏคือ (a) หลังจาก 10^4 รอบ (b) หลังจาก 5×10^4 รอบ และ (c) เสียหายที่ 27×10^4 รอบ [12]

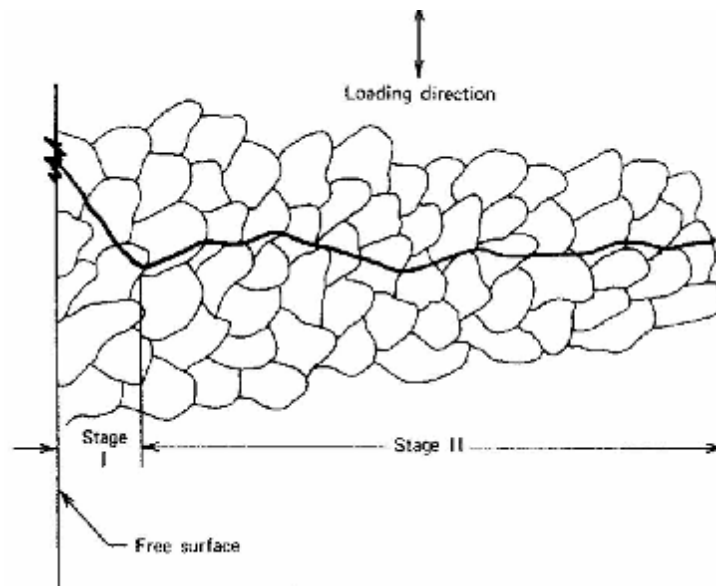
ในรูปที่ 2.8 แสดงการเกิดสลิปตามขอบเกรน ซึ่งในรูปที่ 2.8a หลังจากได้รับภาระแบบวงรอบที่ 10,000 รอบแล้ว จะเกิดการสลิปไม่มากนักและจะเกิดขึ้นในบางบริเวณและบางเกรนเท่านั้น สำหรับในรูปที่ 2.8b หลังจากรับภาระที่ 50,000 รอบ จะเห็นว่าเกิดการสลิปตามขอบเกรนเพิ่มขึ้น ในขณะที่รูปที่ 2.8c จะเห็นการเปลี่ยนแปลงของการเกิดสลิปได้อย่างชัดเจน หลังจากเกิดการแตกหักจากการล้า การสลิปจะเกิดขึ้นในจุดที่มีค่าความเค้นสูง ซึ่งในรูปที่ 2.8 จะเป็นการสลิปในระนาบ 2 มิติเท่านั้น แต่ถ้าเป็นระนาบ 3 มิติแล้วนั้น รอยการเกิดสลิปจะลึกลงไปอีก



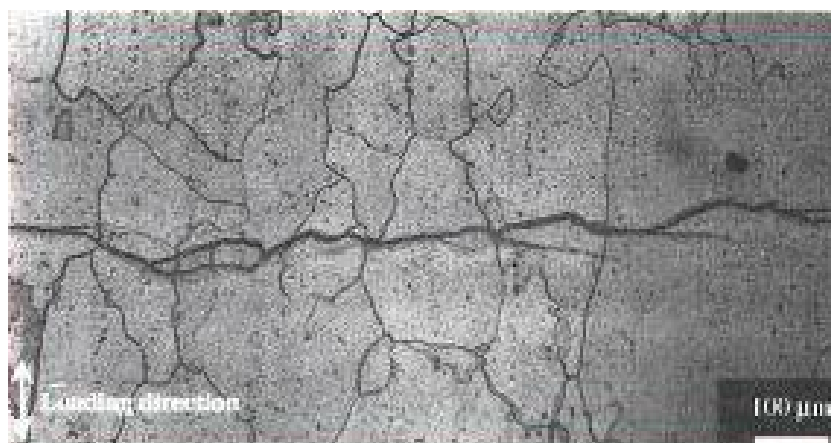
รูปที่ 2.9 รอยร้าวเล็ก ๆ บนพื้นผิวจากการล้า

(a) การสลิปตามขอบเกรน (b) การสลิปที่พัฒนาไปเป็นรอยร้าวเล็ก ๆ [12]

รูปที่ 2.9a แสดงการเกิดสลิปตามขอบเกรนและขยายไปยังบริเวณเกรนที่อยู่ติดกัน ซึ่งนำไปสู่การเกิดของรอยร้าวเล็ก ๆ และในรูปที่ 2.9b หลังจากจำนวนรอบเพิ่มมากขึ้น ส่งผลให้รอยร้าวเล็ก ๆ เกิดการขยายตัวไปเป็นรอยร้าวที่ใหญ่ขึ้น ในขณะที่มีการสลิปสูงขึ้นด้วย รอยร้าวเล็ก ๆ มักจะเริ่มตันเกิดขึ้นตามขอบเกรน และจะเกิดได้ดีที่อุณหภูมิมากกว่า 50% ของจุดหลอมเหลวของวัสดุนั้น



รูปที่ 2.10 แผนภาพการขยายตัวของรอยร้าว [12]



รูปที่ 2.11 ผิวความเสียหายจากการล้าใน aluminum-lithium alloy ML377 [12]

หลังจากที่เกิดรอยร้าวเล็ก ๆ ขึ้นแล้ว ในกระบวนการต่อไปรอยร้าวสามารถขยายตัวให้เป็นรอยร้าวขนาดใหญ่ได้และพัฒนาไปสู่การแตกหักในที่สุด ปัจจัยสำคัญที่ทำให้รอยร้าวเล็ก ๆ ขยายตัว คือ บริเวณที่เกิดความเข้มข้นของความเค้นสูง เนื่องจากการสะสมของความเค้นที่ปลายรอยร้าวเล็ก ๆ (crack tip) เพิ่มขึ้น การขยายตัวของรอยร้าวในวัสดุเหนียวและเปราะจะแตกต่างกัน สำหรับในวัสดุเหนียว ช่วงเวลาในการขยายตัวจะมากกว่า เนื่องจากคุณสมบัติของวัสดุเหนียวที่มีช่วงการเกิดการเปลี่ยนแปลงแบบพลาสติกมาก ในขณะที่วัสดุเปราะจะมีการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติกต่ำว่าอย่างไรก็ตาม วัสดุแข็งหรือมีความเปราะสามารถต้านทานการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติกได้สูงกว่าวัสดุเหนียว จากการศึกษาพบว่าการเจริญเติบโตของรอยร้าวจะแบ่งเป็นสองช่วง ช่วงแรกเป็นการขยายตัวในระนาบของความเค้นเฉือน (shear mode) และช่วงที่สองเป็นการขยายตัวในระนาบตามความเค้นดึง (tensile mode) โดยทิศทางการขยายตัวของรอยร้าวแสดงในรูปที่ 2.10 และ 2.11 โดยการขยายตัวนี้ต้องขึ้นอยู่กับวัสดุ ภาระที่มากระทำ และปัจจัยภายนอกที่ได้รับจากสิ่งแวดล้อม

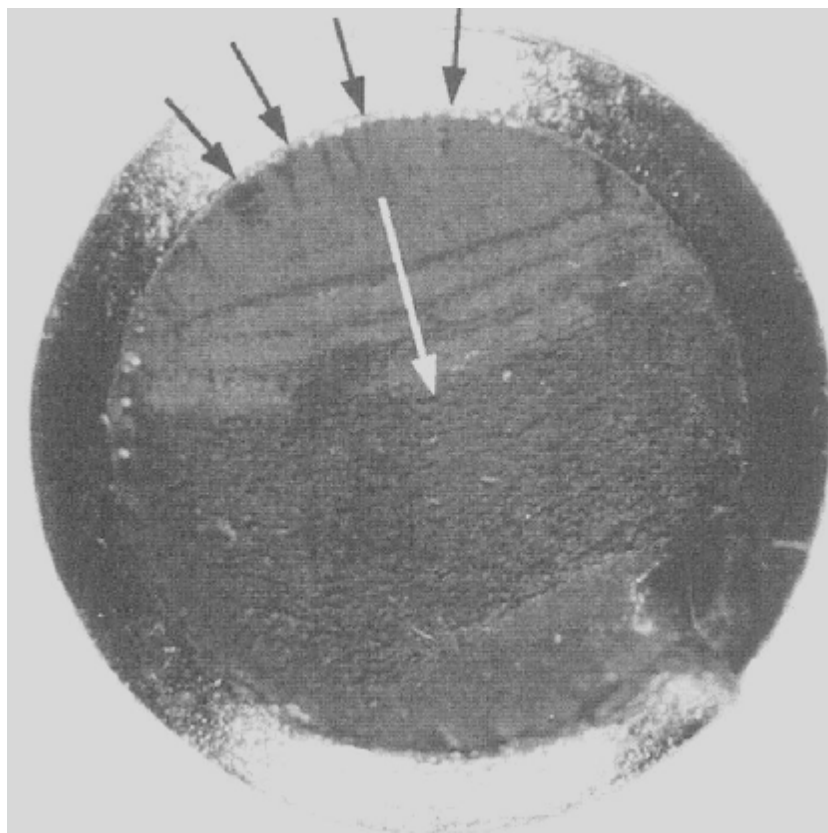
2.3.3 พื้นผิวการแตกหัก (fatigue fracture surfaces)

ผิวหน้าของความเสียหายจะเป็นตัวบ่งบอกพฤติกรรมของตัวมันเองหรือเรียกว่า typical fatigue failure [12] โดยรูปที่ 2.12 แสดงตัวอย่างผิวหน้าความเสียหายจากการล้าของสกรูสี่เหลี่ยมขนาด 97.5 มม จะเห็นว่าบริเวณที่เกิดความเสียหายมากจะอยู่ที่รอบ ๆ ของสกรู โดยเฉพาะบริเวณ A เนื่องจากเกิดความเข้มข้นของความเค้นเพิ่มมากขึ้นในบริเวณดังกล่าวจึงทำให้เกิดการแตกหักจากการล้าขึ้น ผิวความเสียหายที่ปรากฏชัดเจนมี 2 บริเวณ คือบริเวณเล็ก ๆ ตรงข้างบนของภาพ เป็นการแตกหักสุดท้ายตามกาลเวลา ส่วนบริเวณที่เหลือเป็นรอยร้าวจากการล้า ซึ่งรอยร้าวในช่วงเริ่มต้นส่วนใหญ่จะเกิดขึ้นบริเวณล่างซ้าย (A) โดยจะเรียกบริเวณนี้ว่า "ratchet mark" และจะขยายออกรอบ ๆ จุดนี้ บริเวณนี้จึงเป็นบริเวณที่เริ่มเกิดรอยร้าวขึ้น โดยในขั้นแรกจะเกิดรอยร้าวเล็ก ๆ ที่เราอาจมองไม่เห็นและแพร่ออกไปในมุมประมาณ 45 องศา ก่อนที่จะขยายตัวออกไปตามแนวแกนทางด้านขวา โดยที่การขยายตัวในแนว 45 องศาไม่สามารถอธิบายได้ในรูปภาพ การขยายตัวนี้จำเป็นต้องอาศัยการสังเกตเป็นอย่างมาก เมื่อเพิ่ม cyclic loading เข้าไป ก็จะทำให้รอยร้าวขยายตัวมากขึ้น เป็นช่วงความเสียหายมากกว่า 80 % ของทั้งหมด ส่วนที่เป็นคลื่นที่เห็นได้ชัดเจน นิยมเรียกว่า "beach mark" มีลักษณะคล้ายคลื่นของน้ำที่พัดขึ้นชายหาดโดย beach mark จะอยู่ระหว่างผิวหน้ารอยร้าว 2 รอยร้าว จากการรับภาระ

แบบวงรอบ ซึ่งการเกิดของรอยร้าวการขยายตัว หรือการหยุดของการเกิดรอยร้าวขึ้นอยู่กับอัตรา
การรับภาระ การกัดกร่อนที่เกิดขึ้นตามธรรมชาติ ซึ่งจะทำให้เกิด beach mark ขึ้น



รูปที่ 2.12 ตัวอย่างผิวหน้าความเสียหายจากการล้าของสกรูสตีเหล็ก [12]



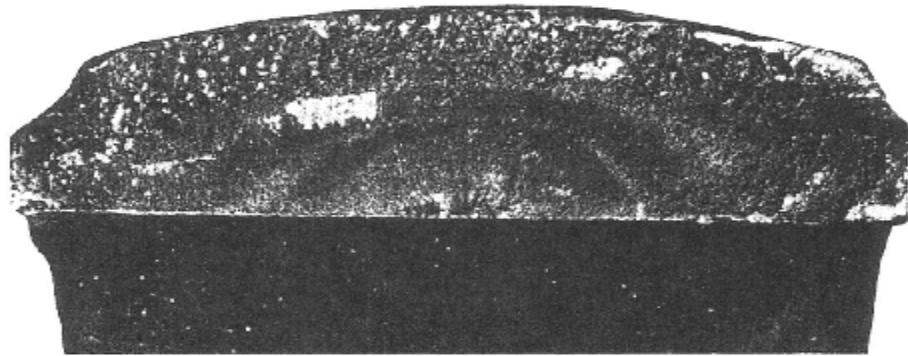
รูปที่ 2.13 ตัวอย่างผิวความเสียหายจากการล้าของสกรูที่นังจักรยานเสือภูเขา [12]

ในรูปที่ 2.13 แสดงผิวการแตกหักของสกรูบนนั้งจักรยานเสือภูเขาขนาด 8 มม. โดยรับแรงบิดและมีความเสียหายคล้ายกับรูป 2.15 โดยรอยร้าวในระยะเริ่มต้นพบที่บริเวณสวบนบน (ลูกศรสีดำ) แต่จะให้ความสำคัญกับเส้นสีดำมากกว่า คือรอยร้าวจะขยายตัวที่ละน้อยโดยที่รอยร้าวเล็ก ๆ จะเติบโตขึ้นและในที่สุดจะกลายเป็นรอยร้าวขนาดใหญ่ จนมีขนาดประมาณ 40% ของพื้นที่ผิวความเสียหายทั้งหมด โดยที่ลูกศรสีขาวจะเป็นตัวบอกการสิ้นสุดของการล้าและเริ่มเกิดการแตกหักตรง beach mark สีดำ ซึ่งจะมีปัจจัยทางด้านสิ่งแวดล้อมในการเกิดรอยร้าวด้วยการแตกหักสุดท้ายจะเกิดขึ้นบริเวณด้านล่างขวาเกิดการเสียดสีและการไถลและแตกหักในที่สุด

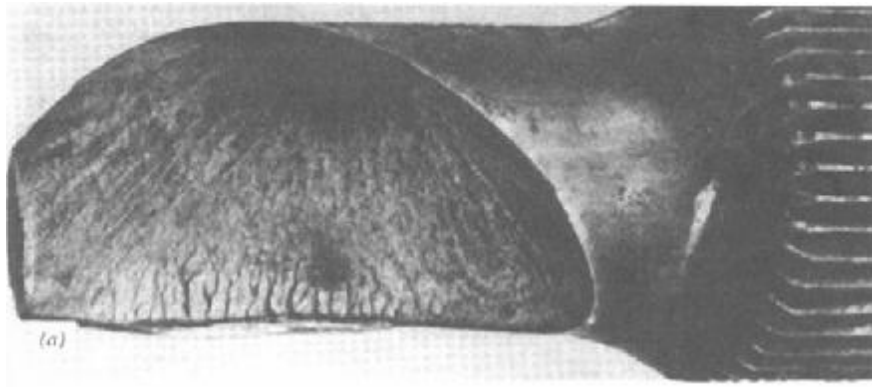
เมื่อเปรียบเทียบรูปที่ 2.13 และ 2.14 จะพบความแตกต่าง เช่น จำนวน beach Mark อายุการใช้งานของทั้งสองจะแตกต่างกัน โดยสภาวะการใช้งานใน square tread จะมีความถี่มากกว่าในสกรูของจักรยานโดยที่สกรูในรถจักรยานอาจใช้งานได้มากกว่า 2 ปี จึงทำการเปลี่ยน การที่ความเสียหายที่เกิดขึ้นต่างกันอาจเนื่องมาจากการรับภาระแบบวงรอบที่ต่างกัน ในรูปที่ 2.10 และ 2.11 เรียกว่า typical fatigue failures เพราะสามารถอธิบายการเกิดความเสียหายจากการล้าโดยทั่วไปได้คือ

1. มีตำแหน่งที่เกิดรอยร้าวชัดเจน
2. มี beach mark เป็นตัวบ่งชี้การเจริญเติบโตของรอยร้าว
3. มีบริเวณการแตกหักสุดท้ายชัดเจน

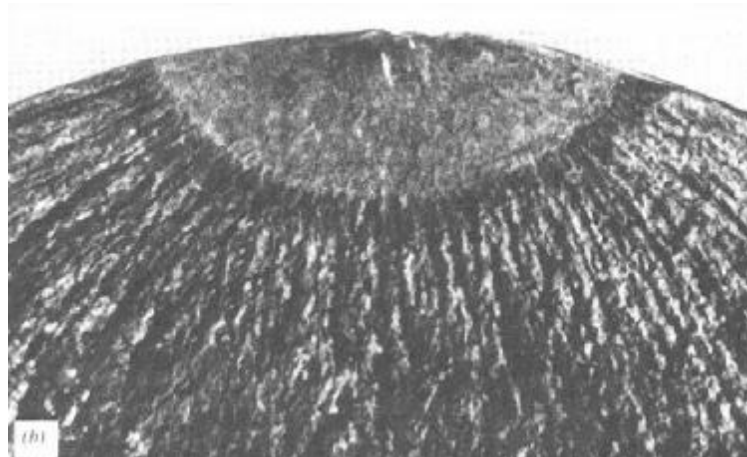
รูปที่ 2.14 แสดงความเสียหายจากการล้าของ bearing ใน compressor โดยรวมถึงการเกิดสนิมและผองโผงด้วย ภายใต้อิทธิพลของสภาวะดังกล่าวรวมทั้งได้รับ high cyclic ทำให้เกิดความเสียหายขึ้นตรงส่วนบนของผิวหน้าความเสียหายจะเป็นขอบบางเรียกว่า "shear Lip" โดยบริเวณนี้จะเกิดการเปลี่ยนแปลงขนาด (deformation) ขึ้นเป็นจำนวนมาก การเกิดการแตกหักจะเกิดในส่วนที่เป็นรูปไข่ (เกิด beach mark อย่างหยาบ ๆ) และบริเวณ shear lip



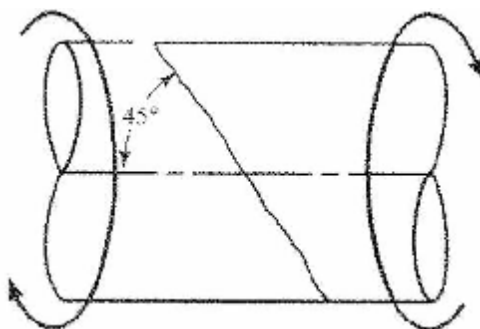
รูปที่ 2.14 ความเสียหายจากการฉาดของ bearing ใน compressor [12]



รูปที่ 2.15 แสดง torsion fatigue ของเพลานขนาด 25 มม [12]



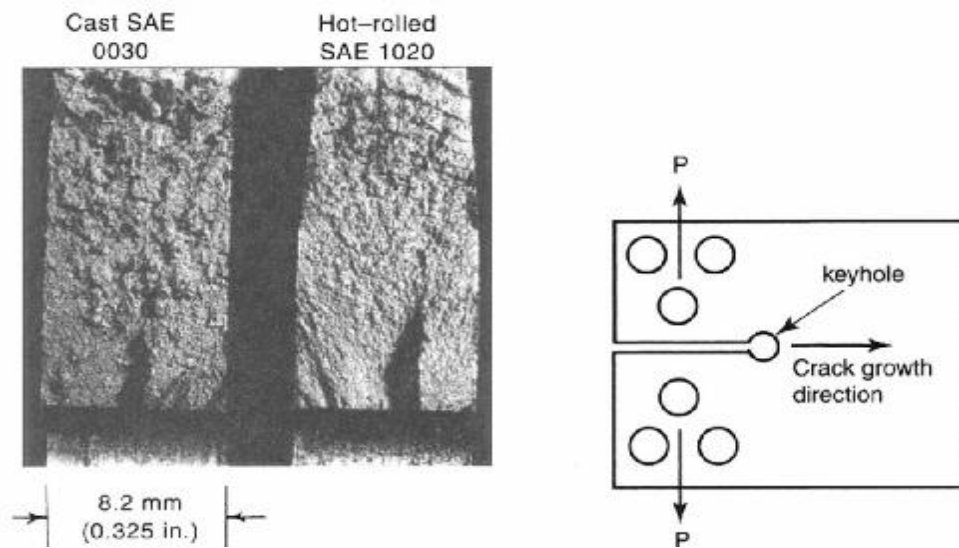
รูปที่ 2.16 เป็นภาพขยายแสดง torsion fatigue ของเพลานขนาด 25 มม [12]



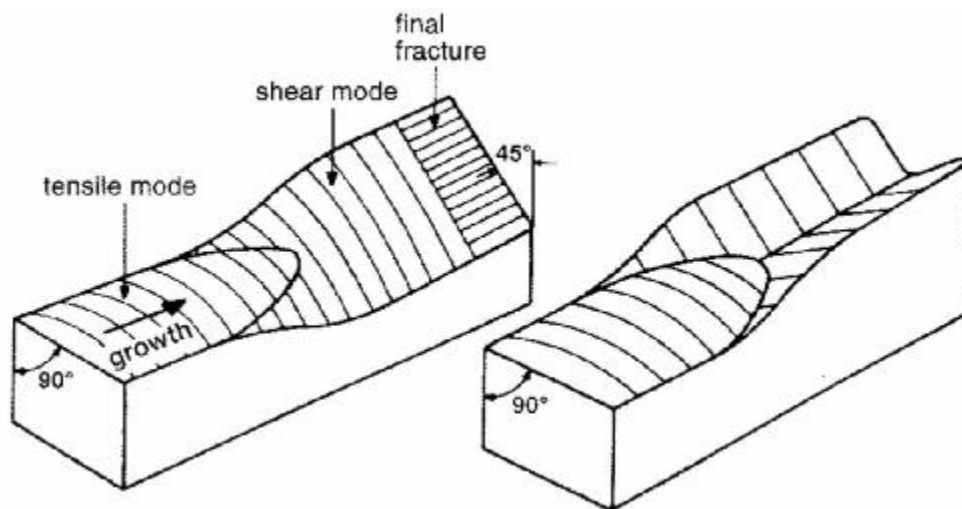
รูปที่ 2.17 ทิศทางการเกิดรอยร้าว [12]

รูปที่ 2.15 แสดง **torsion fatigue** ของเพลลาขนาด 25 มม รอยร้าวจะเกิดขึ้นบริเวณส่วนบนและขยายลงมาในแนวมุม 45 องศาโดยมีแผนภาพแสดงตามรูปที่ 2.17 สำหรับในรูปที่ 2.16 เป็นภาพขยายลักษณะการเกิดการล้าที่ราบเรียบในรูปครึ่งวงรี แต่ **Beach Mark** ไม่ได้เกิดแบบราบเรียบโดยการแตกหักสุดท้ายจะเกิดเป็นเส้นใย มีการเปรียบเทียบผิวหน้าการแตกหักจากการล้าของเหล็ก **SAE 0030** และ เหล็กรีดร้อน **SAE 1020** โดยกำหนดภาวะ ความถี่ ขนาด (8.2 มม) เท่ากัน แสดงในรูปที่ 2.18 เส้นทางของการเกิดรอยร้าวเริ่มจากล่างขึ้นบน เหล็ก **SAE 0030** ซึ่งมี **beach mark** เห็นได้ไม่ชัดเจนดังนั้นในการแตกหักจากการล้าของเหล็กหล่อไม่สามารถใช้ **beach mark** เป็นตัวบ่งบอกได้

ในรูปที่ 2.19 แสดงแผนภาพการเจริญเติบโตของรอยร้าวในชั้นทดสอบ โดยช่วงแรกเป็นความเสียหายจากแรงดึงขนาดของ **plastic zone** มีขนาดเล็ก และหลังจากนั้นจะเป็นความเสียหายจากแรงเฉือน โดยรอยร้าวจะเริ่มจากบริเวณ **plastic zone** ในรูปแบบ **single shear** และ **double shear** ดังแสดงในรูปข้างล่าง

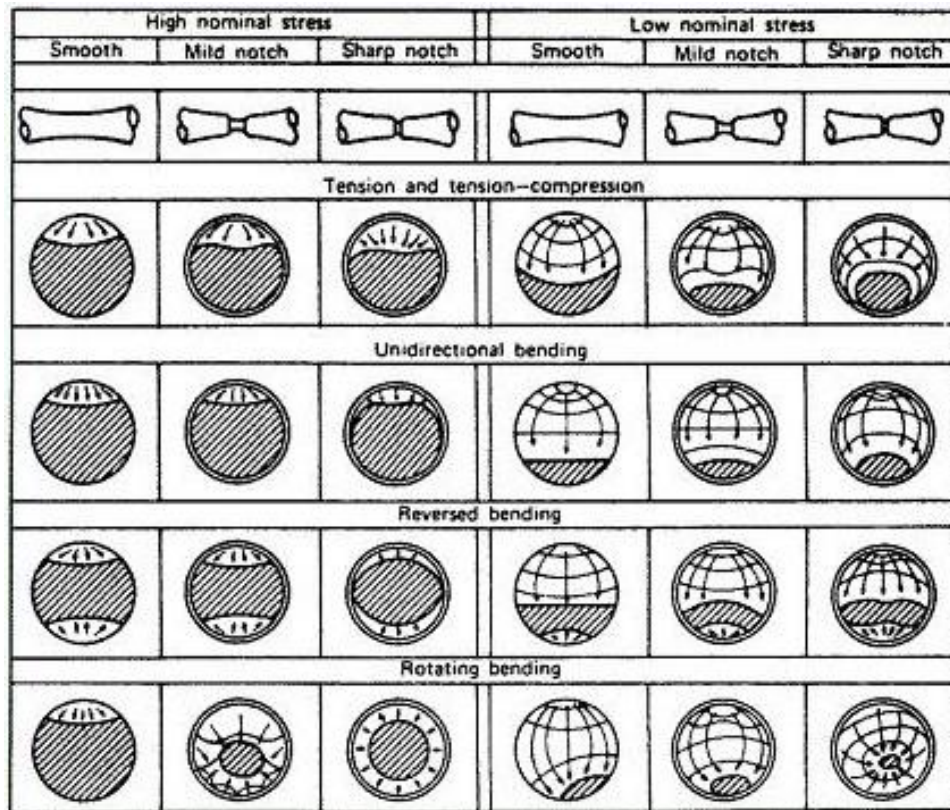


รูปที่ 2.18 ผิวการแตกหักจากการล้าเหล็ก SAE 0030 และเหล็กรีดร้อน SAE 1020 [12]

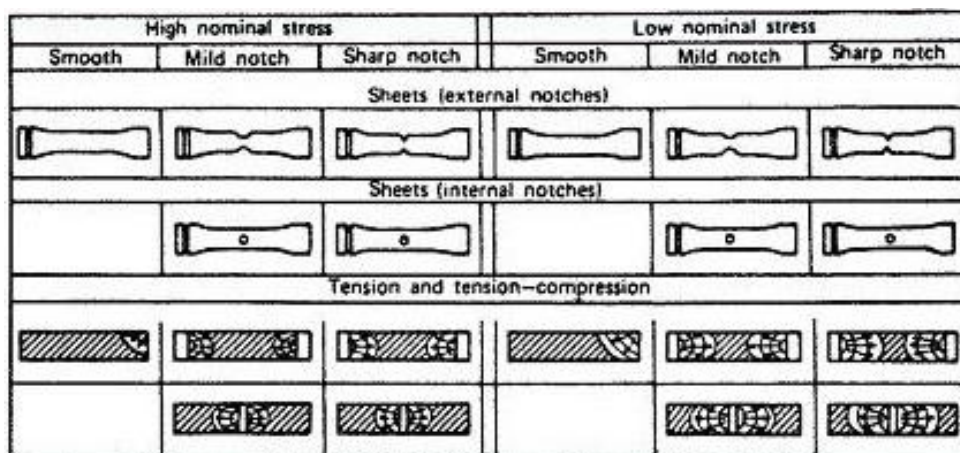


รูปที่ 2.19 แผนภาพการขยายตัวของรอยร้าวในชิ้นทดสอบ [12]

ผิวการแตกหักจากการล้ามีมากมาย ซึ่งมีแบบทั้งที่ขึ้นอยู่กับฟังก์ชันของภาระขนาดของภาระที่มากกระทำ และรูปร่างของวัสดุโดยจะแสดงในรูปที่ 2.20 และ 2.21 ที่เกิดจาก axial load และ bending load ในรูปที่ 2.20 เส้นทางการเกิดรอยร้าวจะเริ่มจากส่วนที่ลูกศรชี้



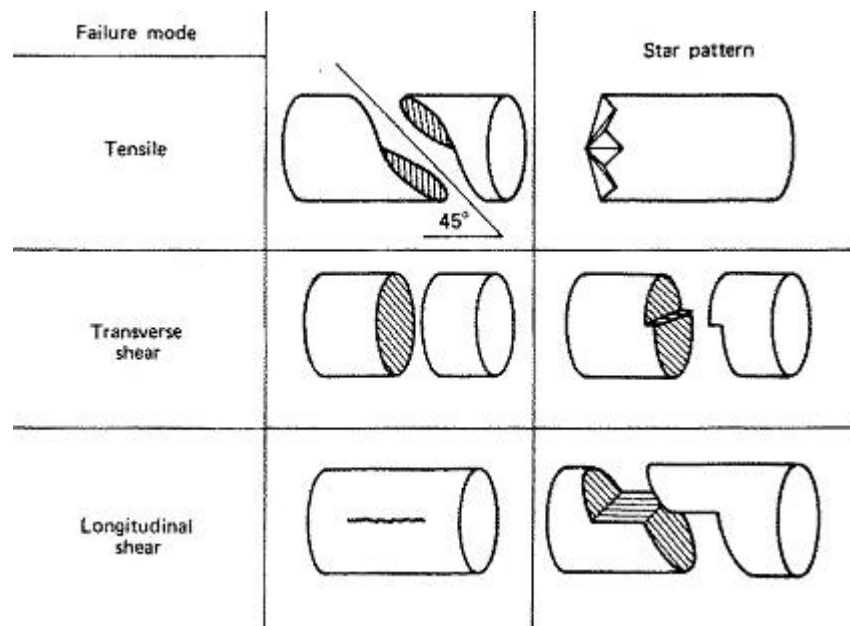
(a)



(b)

รูปที่ 2.20 การแตกหักจากการดัดสำหรับภาวะแบบตามแนวแกนและดัด

(a) สำหรับชิ้นทดสอบแบบเพลากลม (b) ชิ้นทดสอบแบบแผ่น [12]



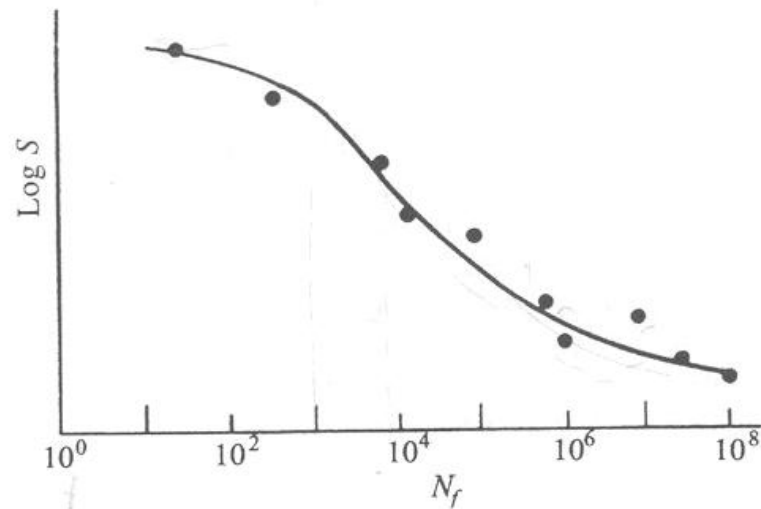
รูปที่ 2.21 การล้าที่เกิดจาก axial load และ bending load [12]

ลักษณะผิวการแตกหักที่เกิดจากการล้า มีดังนี้

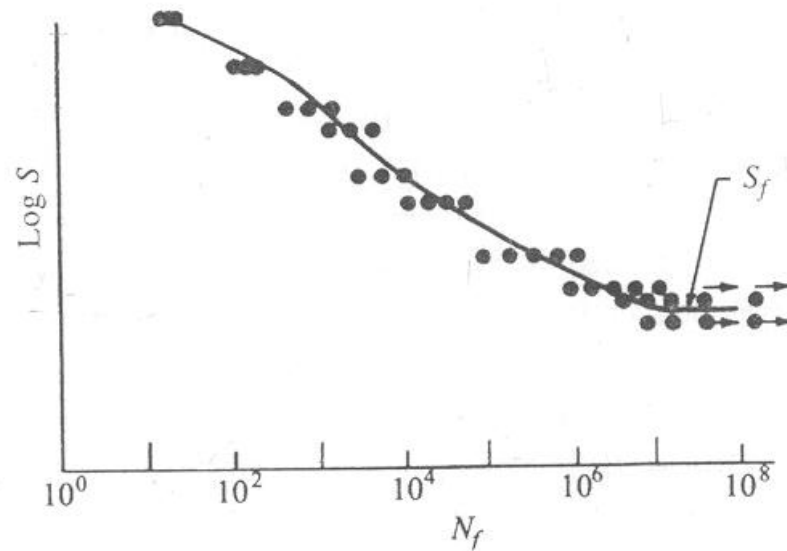
1. กระบวนการการเกิดการล้าทั้งหมดจะสิ้นสุดลงที่การแตกหัก
2. การเกิดรอยร้าวจากการล้าสามารถเกิดได้ทั้งชิ้นส่วนที่เป็นขนาดใหญ่หรือเล็ก อาจจะน้อยกว่า 1% หรือทั้งหมด 100% ของผิวขึ้นอยู่กับขนาดของภาระที่มากระทำ การเปลี่ยนแปลงค่าความเค้น และค่าความต้านทานการแตกร้าวของวัสดุ
3. บ่อยครั้งที่บริเวณการเกิดรอยร้าวจากการล้าสามารถบ่งบอกจาก beach mark ความราบเรียบ และการกัดกร่อน
4. ตรงจุดที่เกิดรอยร้าวมักเป็นจุดที่มีค่าความเค้นสูงและเป็นจุดที่ได้รับผลกระทบจากสภาพแวดล้อมหรือเปลี่ยนแปลงรูปร่าง
5. ในการเกิดรอยร้าวขนาดเล็กมักเกิดในระดับอะตอมและขยายออกไปโดยแรงเฉือน
6. ผิวการแตกหักจากการล้า มักจะเกิดและขยายตัวโดยแรงดึง

2.3.4 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและอายุการล้า (S-N curve)

ลักษณะโดยทั่วไปของกราฟระหว่างความเค้นและอายุการล้าภายใต้การรับแรงในแนวแกน หรือสภาวะที่ถูกควบคุมด้วยความเค้น ขณะทำการทดสอบด้วยขั้นตอนทดสอบที่มีผิวเรียบ แสดงดังภาพที่ 2.22



(a)



(b)

รูปที่ 2.22 รูปแบบของ S-N curves [12]

เมื่อ S คือ applied nominal stress ซึ่งมักจะใช้ alternating stress (S_a) และ N_f คือจำนวนวงรอบหรืออายุการล้าของวัสดุที่เกิดความเสียหาย ซึ่งหมายความว่า เป็นการแตกหักสุดท้าย และในการเขียนกราฟของค่าต่าง ๆ มักจะทำการเขียนค่าบนสเกลของ semi log หรือ log-log scale อย่างไรก็ตาม S-N curves ที่ได้ภายใต้การทดสอบในสภาวะที่มีการควบคุม ภาระรับแรงบิดหรือแรงดัด จะไม่แสดงข้อมูลที่ตำแหน่งที่มีอายุการล้าต่ำ ๆ (10^3 หรือ 10^4 รอบ) เนื่องจากการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติก ซึ่งสมการความเค้นดัด และความเค้นบิดจะใช้ได้เฉพาะกรณีที่เป็นพฤติกรรมเชิงอีลาสติกเท่านั้น

ในรูปที่ 2.22b แสดงตัวอย่างของการเปลี่ยนแปลงซึ่งจะพบว่า จะมีการเปลี่ยนแปลงช่วงอายุการล้าต่ำหรือในช่วงอายุการล้าสั้น และมีการเปลี่ยนแปลงมากขึ้นในช่วงอายุการล้าที่นาน ในขณะที่รูป 2.22a ได้แสดงเส้นโค้งที่มีลักษณะที่มีความเอียงหรือความชันที่ต่อเนื่อง (continuously sloping curve) ซึ่งตรงข้ามกับในรูปที่ 2.22b แสดงลักษณะของกราฟที่มีความลาดเอียงที่ไม่ต่อเนื่อง ซึ่งจะแสดงส่วนของ "knee" ใน S-N curve ซึ่งในช่วงของ knee นี้ จะพบในวัสดุไม่มากนัก (พบชัดเจนในวัสดุที่มีความแข็งแรงต่ำและปานกลาง) ระหว่างอายุการล้าที่ 10^6 และ 10^7 รอบ ภายใต้สภาวะที่ไม่ทำให้เกิดการกัดกร่อน

เมื่อนำข้อมูลที่เพียงพอมาใส่ที่ค่าความเค้นต่าง ๆ กราฟของ S-N curve ที่ได้ มักจะลากผ่านค่าเฉลี่ยของช่วงอายุการล้า ซึ่งในส่วนของการใช้ S-N diagram จะใช้ในการกำหนดค่า อายุการล้า (fatigue life) ความแข็งแรงจากการล้า (fatigue strength) และขีดจำกัดการล้า (fatigue limit) โดยที่สามารถให้ความหมายของค่าต่าง ๆ ได้ดังนี้

- Fatigue life (N_f) คือ อายุการล้าหรือวงรอบที่ความเค้นหรือความเครียดที่ขึ้นทดสอบสามารถรับได้ก่อนที่จะเกิดความเสียหายขึ้น
- Fatigue strength (SN_f) คือ ปริมาณทางสมมติฐานของความเค้นในตำแหน่งที่ตรงกับวงรอบที่ทำให้วัสดุเกิดความเสียหาย ซึ่งสามารถหาได้จาก S-N diagram
- Fatigue limit (S_f) คือ ขีดจำกัดของความแข็งแรงการล้าเฉลี่ยที่ไม่เกิดความเสียหาย
- Endurance limit ไม่ได้มีการกำหนดโดย ASTM standard แต่ มักจะมี ความหมายในทำนองเดียวกับ fatigue limit

จากทฤษฎีที่กล่าวมาทั้งหมด คือส่วนสำคัญที่สามารถนำมาประยุกต์ใช้กับงานวิจัย ซึ่งความเข้าใจพื้นฐานเกี่ยวกับเหล็กกล้าคาร์บอน สามารถนำไปอธิบายความสำคัญขององค์ประกอบทางเคมีและโครงสร้างจุลภาค ความเข้าใจหลักการชุบแข็งด้วยวิธีคาโบไนตรายติง

สามารถนำไปอธิบายถึงความแตกต่างระหว่างโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (AISI 1015 steel) ที่ชุบแข็งและไม่ชุบแข็ง รวมทั้งผลกระทบอื่น ๆ เช่น สมบัติทางกลและการดัด เป็นต้น