การประชุมวิชาการเครือข่ายวิศวกรรมเครื่องกลแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 19 19-21 ตุลาคม 2548 จังหวัดภูเก็ต

พฤติกรรมและกลไกการล้าของเหล็ก 1015 ชุบแข็งด้วยกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง

Fatigue Behavior and Mechanism of Carbonitrided AISI 1015 Steel

นายสมิกษ์ ชัยนา และ ชาวสวน กาญจโนมัย*

ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยธรรมศาสตร์ คลองหลวง ปทุมธานี 12120

*E-mail: kchao@engr.tu.ac.th

Samix Chaiyana and Chaosuan Kanchanomai*

Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Thammasat University, Klong-luang, Pathumthani 12120

*E-mail: kchao@engr.tu.ac.th

บทคัดย่อ

จากการศึกษาและทำความเข้าใจพฤติกรรมการล้าของเหล็กคาร์บอนที่ ชุบแข็งด้วยคาร์โบไนตรายดิ่ง และวิเคราะห์พื้นผิวการแตกหักเพื่อ อธิบายการเกิดการขยายตัวของรอยร้าวและกลไกการแตกหัก พบว่า บริเวณผิวของชิ้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่งจะเกิด ชั้นคาโบไนตราย ซึ่งส่งผลให้มีความแข็งที่ผิวสูง โดยความแข็งลดลง เมื่อระยะความลึกจากผิวเพิ่มขึ้นโดยค่าความแข็งจะคงที่ที่ระยะลึก ประมาณ 1 มม. เหล็ก AISI 1015 ภายใต้การทดสอบแรงดึง จะแสดง การเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติก (พฤติกรรมแบบเหนียว) ในขณะ ที่การเปลี่ยนแปลงขนาดของเหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านกระบวนการคาร์ โบไนตรายดิ่งจะถูกจำกัดด้วยชั้นคาโบไนตราย จึงทำให้มีการเปลี่ยน เปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติกเกิดขึ้นเพียงเล็กน้อย (พฤติกรรมแบบ เปราะ) อายุการล้าของชิ้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตราย ดิ่งจะสูงกว่าชิ้นทดสอบที่ไม่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง โดย ขึดจำกัดการล้าของชิ้นทดสอบที่ผ่านและไม่ผ่านกระบวนการคาร์โบ

ในตรายดิ่งเป็น 340 MPa และ 300 MPa ตามลำดับ การแตกหักจาก การล้าของเหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง ประกอบด้วย (ก) การแตกหักตามขอบเกรนในชั้นคาร์โบไนตรายดิ่ง (ข) การขยายตัวของรอยร้าวเข้าไปภายในเนื้อของวัสดุหลัก ด้วยการร่วม ตัวระหว่างรอยร้าวและช่องว่าง (crack-void interaction) และ (ค) ความเสียหายสุดท้ายในลักษณะหลุมสมมาตร (equiaxed dimple) ซึ่ง เกิดการรวมกันของช่องว่างภายใน (coalesced void) บริเวณอนุภาค แข็ง

คำสำคัญ: เหล็กคาร์บอนต่ำ เหล็ก AISI 1015 คาร์โบไนตรายดิ่ง พฤติกรรมการล้า กลไกการล้า

Abstract

Fatigue behavior and mechanisms of AISI 1015 steel with and without carbonitriding have been studied. The results showed that the carbonitride phases formed around the surface of carbonitrided specimen, and decreased with the increasing depth from surface. The hardness was high at the surface, decreased with the increasing depth from surface, and became stable at approximately 1 mm depth. Under monotonic loading, significant plastic deformation could be observed for AISI 1015 steel (ductile behavior), while only marginal plastic deformation was observed (brittle behavior) for carbonitrided AISI 1015 steel. Fatigue resistance of carbonitrided AISI 1015 steel was better than that of AISI 1015 steel, i.e. the fatigue lives were higher for about an order of magnitude and the fatigue limit was 40 MPa higher. Typical fatigue failure for ductile material was observed on the fracture surface of AISI 1015 steel, while a combination of fracture mode, (a) intergranular fracture with secondary cracks in case material, and (b) ductile fracture with elongated dimples and equiaxed dimples in the core material, were observed on fracture surface of carbonitrided AISI 1015 steel.

Keywords: Low carbon steel, AISI 1015 steel, Carbonitriding, Fatigue behavior, Fatigue mechanism

1.บทนำ

้ชิ้นส่วนเครื่องจักรกลมีอายุการใช้งานที่ยาวนาน เป็นสิ่งจำเป็น ้อย่างยิ่งต่อกระบวนการผลิตทางอุตสาหกรรม เนื่องจากทำให้จำนวน การซ่อมบำรงลดลง ช่วยประหยัดเงิน เวลา และมีความปลอดภัยมาก-ขึ้น การเพิ่มคุณสมบัติผิวของวัสดุให้กับชิ้นส่วนเครื่องจักรกลต่าง ๆ ด้วยเทคนิควิศวกรรมการชุบแข็ง ซึ่งทำให้โครงสร้างของวัสดุมีความ-แข็งแรงสูงขึ้น สามารถต้านทานความร้อนได้ดี มีความทนทานต่อการ-สึกหรอและการกัดกร่อนจึงมีความจำเป็นในงานทางวิศวกรรม มีการ-ศึกษาพบว่าการเพิ่มขึ้นของอายุการล้าในเหล็กกล้าคาร์บอนสูงที่ผ่าน การปรับสภาพผิวด้วยวิธี shot peening [1, 2], laser shock processing [3] และ coating [4] แต่ผลกระทบของการปรับสภาพผิวที่มี ต่ออายุการล้าของเหล็กคาร์บอนต่ำยังไม่มีการศึกษากันมากนักเนื่อง ้จากเหล็กคาร์บอนต่ำมีความแข็งแรงน้อย การทนทานต่อการสึกหรอ และการกัดกร่อนต่ำ ซึ่งทำให้ไม่เหมาะที่จะใช้ทำชิ้นส่วนเครื่องจักรกล แต่อย่างไรก็ตามเหล็กคาร์บอนต่ำมีความทนทานต่อการแตกหักสูงทำ ให้สามารถขึ้นรูปได้ง่าย การนำชิ้นส่วนเครื่องจักรที่ผลิตจากเหล็ก คาร์บอนต่ำไปอบชุบทางเคมี (thermal-chemical heat treatment) สามารถเพิ่มคุณสมบัติของผิวให้มีความแข็งแรง ความทนทานต่อการ สึกหรอและการกัดกร่อนเพิ่มขึ้น ตัวอย่างชิ้นส่วนเครื่องจักรกลที่ผลิต ้จากเหล็กคาร์บอนต่ำชุบแข็ง ได้แก่ เพลาข้อเหวี่ยง เพลาราวลิ้น เฟือง เกียร์ เป็นต้น [5]

Farfan และคณะ [6] ได้ทำการศึกษาผลกระทบของความหนา ของชั้นความแข็งต่อคุณสมบัติการล้าแบบวงรอบด่ำและแบบวงรอบสูง ของเหล็กชุบแข็งแบบคาร์บูไรซ์ พบว่าความต้านทานการล้าสูงขึ้นตาม ้ความหนาของชั้นความแข็ง และกลไกการแตกหักจะประกอบด้วย มี การแตกหักแบบเปลาะที่ชั้นความแข็ง (case) และการแตกหักแบบ เหนียวที่ส่วนกลาง (core) ของชิ้นทดสอบ Karadag และ Stephen [7] ได้ทำการทดสอบการล้าโดยใช้อัตราส่วนความเค้น (stress ratio, R = $\sigma_{min}/\sigma_{max}$) 0.8 และ 0.9 สำหรับเหล็ก SAE 1045 ที่ผ่านการชุบแข็ง จนมีระดับความแข็งต่างๆ (10, 37 และ 50 R_c) พบว่า ความต้านทาน การล้า (fatigue resistance) ที่ค่า R สูง มีค่ามากกว่าความทนทานการ ้ล้าที่ค่า R ต่ำ และพบ cyclic creep/ratcheting ในการทดสอบทุกระดับ ความแข็ง โดยชิ้นทดสอบ R_c = 10 และ 37 มี cyclic creep/ratcheting สูงกว่าชิ้นทดสอบ R_c = 50 ความเสียหายที่เกิดขึ้นของชิ้นทดสอบแรง ดึงและชิ้นทดสอบการล้า R_c = 10 และ 37 เป็นการแตกหักแบบเหนียว โดยชิ้นทดสอบการล้า R_c = 50 จะมีการแตกหักแบบเปลาะ McEvily และคณะ [8] พบว่า ความแตกต่างระหว่างการเปลี่ยนแปลงขนาดในชั้น แข็งภายนอกและเนื้อภายในส่งผลให้เกิดความเค้นดึงในแนวรัศมี(radial tensile stress) ในเหล็กคาร์บูไรซ์ภายใต้ภาระแบบแรงดึงและวงรอบ

ตารางที่ 1 องค์ประกอบของเหล็ก AISI 1015 (wt%)

และรอยร้าวจากการล้าเกิดบริเวณรอยต่อระหว่างชั้นแข็งภายนอกและ เนื้อภายใน (case-core interface) Genel และคณะ [9] พบว่า รอย ร้าวของเหล็กแบบไอออนไนตรายภายใต้ภาระแบบวงรอบ เริ่มต้นจาก สิ่งเจือปนหรือสิ่งแปลกปลอม (inclusion) ที่แทรกอยู่ภายใน ซึ่งแสดง ด้วยจุดตาปลา (fish-eye) บนพื้นผิวความเสียหาย

วิธีปรับสภาพผิวแบบคาร์โบไนตรายดิ่ง (carbonitriding) สามารถทำได้ด้วยการปรับปรุงวิธีของแก๊สคาร์เบอร์ไรซ์ซิง (gas carburizing) ด้วยการเติมแก๊สแอมโนเนีย ซึ่งทำให้เกิดการแพร่กระจาย อะตอมของไนโตรเจนและคาร์บอนลงในเหล็ก กระบวนการนี้สามารถ ทำได้ภายใต้อุณหภูมิต่ำกว่าและใช้เวลาน้อยกว่าการทำคาร์เบอร์ไรซ์ซิง ซึ่งผลลัพธ์ที่ได้จะเกิดความหนาผิวแข็ง (case depth) ของคาร์โบไนต รายดิ่งบางกว่าการทำคาร์เบอร์ไรซ์ซิง จากงานวิจัยที่ผ่านมาแสดงให้ เห็นว่าค่าความแข็งและความต้านทานการสึกหรอของเหล็กคาร์บอนด่ำ ที่ชุบแข็งด้วยคาร์โบไนตรายดิ่งและคาร์เบอร์ไรซ์ซิง มีค่าสูงกว่าเหล็กที่ ไม่ได้ชุบแข็ง [10]

ขณะที่การอบชุบแข็งทางเคมีของเหล็กคาร์บอนด่ำมีการใช้มาก ขึ้นในงานวิศวกรรม แต่มีงานวิจัยจำนวนน้อยที่ศึกษาถึงพฤติกรรมและ กลไกการล้าของเหล็กคาร์บอนด่ำที่ผ่านการอบชุบแข็งทางเคมี โดย เฉพาะอย่างยิ่งกับเหล็กคาร์บอนด่ำที่ชุบแข็งแบบคาร์โบไนตรายดิ่ง วัตถุประสงค์ของงานวิจัยนี้คือศึกษาและทำความเข้าใจพฤติกรรมการ ล้าของเหล็กคาร์บอนที่ชุบแข็งด้วยคาร์โบไนตรายดิ่ง โดยทำการ ทดสอบการล้าและเปรียบเทียบความแข็งแรงการล้า (fatigue strength) ของเหล็กคาร์บอนด่ำที่ผ่านและไม่ผ่านกระบวนการการ์โบไนตรายดิ่ง พื้นผิวการแตกหักได้ถูกวิเคราะห์เพื่ออธิบายการเกิดและขยายตัวของ รอยร้าว กลไกการแตกหัก

2. วัสดุและวิธีการวิจัย

เหล็กคาร์บอนต่ำรีดร้อน (~0.15% C) ได้ถูกใช้ในงานวิจัยนี้ โดย ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบด้วยเครื่องสเปคโตรมิเตอร์ (Baird Spectovac 2000 Arc/Spark) แสดงในตารางที่ 1 โดยองค์ประกอบของ เหล็กคาร์บอนต่ำที่ใช้สอดคล้องกับองค์ประกอบของเหล็ก AISI 1015 โครงสร้างของวัสดุได้ถูกศึกษาโดยนำเหล็กคาร์บอนต่ำไปกัดด้วยของ ผสมระหว่างกรดไนตริค 2 มล. / เอททานอล 98 มล. และศึกษาด้วย กล้องจุลทรรศน์แบบอิเลคตรอน (Scanning Electron Microscope, SEM) โดยผลที่ได้แสดงดังรูปที่ 1 โครงสร้างส่วนใหญ่ประกอบด้วย เฟอร์ไรท์ (ferrite) โดยมีเพียร์ไรท์ (pearite) แทรกอยู่เล็กน้อย ชิ้น กดสอบการล้าทำจากแผ่นเหล็กคาร์บอนต่ำหนา 5 มม. ชิ้นรูปด้วย เครื่องกัด CNC ซึ่งรูปร่างของชิ้นทดสอบถูกออกแบบตามมาตรฐาน

С	Si	Mn	Ρ	S	Cr	Ni	AI	Sn	Ti	Cu	Fe
0.152	0.221	0.392	0.008	0.011	0.030.	0.029	0.009	0.001	0.007	0.045	Bal.



รูปที่ 1 โครงสร้างของเหล็กคาร์บอนต่ำ AISI 1015 (a) กำลังขยายต่ำ และ (b) กำลัง ขยายสูง

ASTM [11] ดังแสดงในรูปที่ 2 เพื่อหลีกเลี่ยงผลกระทบของทิศทางการ รีดของเหล็กแผ่นต่อคุณสมบัติการล้า ทิศทางการรีดของเหล็กถูก กำหนดให้อยู่ในทิศเดียวกับด้านยาวของชิ้นทดสอบ

ก่อนเริ่มกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง อุณหภูมิในเตาถูกควบ คุมที่ 870 °C เป็นเวลา 30 นาที เพื่อให้เกิดการกระจายของอุณหภูมิ อย่างสม่ำเสมอ แก๊ส (1% C) และแอมโมเนีย (NH₃) จะถูกเดิมลงใน เตาที่อัตรา 18 ม.³/ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 870 °C เป็นเวลา 180 นาที ก่อน จะนำไปชุบในน้ำมันที่อุณหภูมิ 60 °C และทำความสะอาด จากการ วิเคราะห์องค์ประกอบด้วยเครื่องสเปคโตรมิเตอร์ (Baird Spectovac 2000 Arc/Spark) และหาความหนาของผิวแข็ง (total case depth) ด้วยเครื่องวัดค่าความแข็งแบบ microhardness (Matsuzawa , MXT-C(3) พบว่าเปอร์เซนต์ของคาร์บอนที่ผิวเพิ่มจาก 0.14 wt% เป็น 0.6 wt% และความหนาของผิวแข็งทั้งหมดเป็น 1 มม.

คุณสมบัติทางกลพื้นฐานของเหล็กคาร์บอนต่ำที่ผ่านและไม่ผ่าน
กระบวนการคาร์โบในตรายดิ่งได้ถูกศึกษาด้วยการทดสอบแรงดึง [12]
และการทดสอบความแข็ง [13] การทดสอบการล้าแบบควบคุม
แรง(load-controlled fatigue test) ตามมาตรฐาน ASTM [7] ทำบน
เครื่องทดสอบการล้าแบบ servo-hydraulic (Instron – 8801, 100 kN
load cell) ภายใต้สภาวะความชื้นสัมพันธ์ 55 % และอุณหภูมิ 25 °C
โดยรูปแบบของแรงเป็นแบบ sinusoidal waveform อัตราส่วนความ
เค้นเป็นศูนย์ (R) และความถี่ 30 Hz การทดสอบการล้าเริ่มต้นด้วยแรง
ดึง และการแตกเป็นสองส่วนของชิ้นทดสอบถูกกำหนดให้เป็นการเสีย
หายจากการล้า ภายหลังการแตกหักของชิ้นทดสอบ พื้นผิวการแตก
หักถูกตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบอิเลคตรอน เพื่อใช้อธิบายการ
เกิดและขยายตัวของรอยร้าว กลไกการแตกหัก

3. ผลและการวิเคราะห์

3.1 โครงสร้างระดับจุลภาคและความแข็ง

ชิ้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง ถูกตัดตามขวาง ด้วยเครื่อง EDM และนำไปศึกษาด้วย กล้องจุลทรรศน์แบบอิเลคตรอน โดยแสดงดังรูปที่ 3 พบว่าบริเวณผิวนอก ซึ่งมีปริมาณการแพร่กระจาย อะตอมของคาร์บอนและไนโตรเจนสูง มีการเกิดของคาโบไนตรายขึ้น



รูปที่ 2 ขนาดของชิ้นทดสอบแรงดึงและการล้า (หน่วย มม.)

 ดังรูปที่ 3a ซึ่งส่งผลให้เปอร์เซ็นต์คาร์บอนที่ผิวนอกของขึ้นทดสอบ แบบคาโบไนตรายจาก 0.15 wt% เป็น 0.6 wt% และเมื่อระยะความลึก มากขึ้นการแพร่กระจายของคาร์บอน และไนโตรเจนก็ทำได้ยากขึ้นส่ง ผลให้ โครงสร้างของส่วนกลางของชิ้นทดสอบ (core) มีลักษณะเช่น เดียวกับโครงสร้างของชิ้นทดสอบ ก่อนกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง (รูปที่ 3b)

ค่าความแข็งแบบ Microhardness ถูกวัดในหลายทิศทาง และ ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งเฉลี่ย และระยะจากผิวนอกของชิ้น ทดสอบแบบคาโบไนตราย แสดงดังรูปที่ 4 พบว่าความแข็งจะสูงที่ผิว นอก และลดลงมาตามระยะความลึก โดยมีค่าคงที่ระยะประมาณ 1 มม. ขนาดของความแข็งที่ผิวของชิ้นทดสอบใกล้เคียงกับความแข็งของ เหล็ก AISI 1060 (0.6 wt% ของคาร์บอน ซึ่งเท่ากับปริมาณคาร์บอนที่ ผิวของชิ้นทดสอบ) [14] ขณะที่ขนาดของความแข็งที่เนื้อภายใน (core)ใกล้เคียงกับเหล็ก AISI 1015 เช่นเดียวกับชิ้นทดสอบที่ไม่ผ่าน กระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง

3.2 คุณสมบัติเชิงกล

ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น และระยะยึดตัวของชิ้นทดสอบที่ ผ่านและไม่ผ่านกระบวนการคาโบไรตรายดิ่ง แสดงดังรูปที่ 5a และ 5b ตามลำดับ โดยคุณสมบัติเชิงกลสรุปได้ดังตารางที่ 2 การเปลี่ยนแปลง ขนาดแบบพลาสติกหรือพฤติกรรมแบบเหนียว สามารถสังเกตได้ใน เหล็ก AISI 1015 ที่ไม่ได้ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง (รูปที่ 5a) ในขณะที่การเปลี่ยนแปลงขนาดของเหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านกระบวน การคาร์โบไนตรายดิ่งจะถูกควบคุมด้วยชั้นของคาโบไนตรายซึ่งมี ความแข็งสูงจึงทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติกเพียง เล็กน้อยก่อนเกิดการเสียหาย หรือพฤติกรรมแบบเปลาะ (รูปที่ 5b) การ เคลื่อนที่ของอะตอม (dislocation) สำหรับเหล็ก AISI 1015 ที่ ผ่าน กระบวนการ คาร์โบไนตรายดิ่ง การเคลื่อนที่ของอะตอมจะถูกจำกัด ด้วยชั้นของ

ตารางที่ 2 คุณสมบัติเชิงกลของเหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านและไม่ผ่านกระบวนการคาร์ โบไนตรายดิ่ง

Without carbonitriding	With carbonitriding
204	230
370	550
460	590
27.7	4.5
	Without carbonitriding 204 370 460 27.7



รูปที่ 3 โครงสร้างของเหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง (a) 100 µm จากผิว และ (b) 1,000 µm จากผิว

คาโบไนตราย ทำให้การเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติกลดลง ซึ่งส่ง ผลให้จุดคราก (yield strength) และความด้านทานแรงดึง (tensile strength) สูงขึ้นด้วย ดังแสดงในตารางที่ 2 ค่าความต้านทานแรงดึง ของเหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่งใกล้เคียงกับ เหล็ก AISI 1046 [14]

3.3 คุณสมบัติการล้า

ความสัมพันธ์ระหว่างช่วงความเค้น (stress range) และอายุการ ล้า (fatigue life) ของเหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านและไม่ผ่านกระบวนการ คาร์โบไนตรายดิ่ง ถูกแสดงบน log-linear scale ดังรูปที่ 6 เส้นกราฟ ทั้งสองจะอยู่ในลักษณะของเส้นตรง โดยมีความชันใกล้เคียงกัน ที่ ระดับช่วงความเค้นเดียวกัน อายุการล้าของชิ้นทดสอบที่ผ่านกระบวน การ คาร์โบไนตรายดิ่งจะสูงกว่าชิ้นทดสอบที่ไม่ผ่านกระบวนการ คาโบไน ตรายดิ่ง เช่น ที่ช่วงความเค้น 360 MPa อายุการล้าของชิ้น ทดสอบที่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่งเป็น 2,000,000 รอบ ใน ขณะที่อายุการล้าของชิ้นทดสอบ ที่ไม่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตราย ดิ่งเป็น 150,000 รอบ โดยแบบจำลองอายุการล้าตามสมการของ Basquin [15] สามารถแสดงได้ดังนี้

เหล็ก AISI 1015:

$$\Delta \sigma = -29 \log N_f + 500 \tag{1}$$

เหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง:

$$\Delta \sigma = -30 \log N_f + 549 \tag{2}$$

เมื่อ $\Delta\sigma$ คือ ช่วงความเค้น และ N_f คือ อายุการล้า โดยค่า fatigue ductility exponent ของเหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านและไม่ผ่านกระบวน การคาร์โบไนตรายดิ่งมีขนาดใกล้เคียงกัน (30 และ –29 ตามลำดับ) และ fatigue ductility coefficient ของเหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านและไม่



รูปที่ 4 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและระยะลึกจากผิวของเหล็ก AISI 1015 ที่ ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง



รูปที่ 5 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับระยะยึดตัวของชิ้นทดสอบ (a) เหล็ก AISI1015 และ (b) เหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง



รูปที่ 6 ความสัมพันธ์ระหว่างช่วงความเค้นและอายุการล้า

ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่งสอดคล้องกับค่า tensile strength (ตารางที่ 2) โดยความแตกต่างกันเพียงเล็กน้อยค่าขีดจำกัดการล้า (fatigue limit) คือ ระดับของช่วงความเค้นที่ต่ำกว่าจะไม่ส่งผลให้เกิด การล้าก่อน 8x10⁶ รอบ ถูกแสดงด้วยลูกศรรูปที่ 6 โดยขีดจำกัด การล้าของชิ้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการคาโบไรตรายดิ่งเป็น 340 MPa และขีดจำกัดการล้าของชิ้นทดสอบที่ไม่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตราย ดิ่งเป็น 300 MPa ซึ่งแสดงให้เห็นว่ากระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่งทำ ให้ความด้านทานการล้าของ AISI 1015 สูงขึ้น



รูปที่ 7 พื้นผิวการแตกหักของ (a) เหล็ก AISI 1015 ทดสอบในช่วงความเค้น 350 MPa และ (b) เหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนต รายดิ่งทดสอบในช่วงความเค้น 410 MPa



รูปที่ 8 พื้นผิวการแตกหักของเหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่งทดสอบในช่วง 410 MPa: (a) พื้นที่ A ของรูป 6(b), (b) พื้นที่ B ของรูป 6(b), และ (c) พื้นที่ C ของรูป 6(b)

3.4 พื้นผิวการแตกหักจากการล้า

ภาพพื้นผิวความเสียหายของเหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านและไม่ผ่าน กระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่งแสดงในรูปที่ 7a และ 7b ตามลำดับ การเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติกปรากฏบนพื้นผิวความเสียหาย ของเหล็ก AISI 1015 ที่ไม่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง (รูปที่ 7a) โดยเกิดการยุบตัวในแนวด้านข้าง ซึ่งส่งผลให้พื้นผิวความเสียหาย ทั้งหมดเล็กกว่าพื้นที่ผิวเริ่มต้นของชิ้นทดสอบ โดยความเสียหายเริ่มต้น บริเวณ shear lip (พื้นที่ A) ซึ่งเป็นความเสียหายแบบเหนียวในระนาบ ความเค้นสูงสุด (45 องศากับทิศทางของแรง) ในบริเวณของมุมของผิว ที่แตกหัก โดยรอยร้าวจะขยายตัวเข้าสู่ด้านในของชิ้นทดสอบในทิศทาง ตั้งฉากกับความเค้นดึงสูงสุด (พื้นที่ B) ซึ่ง plastic zone ที่ปลายของ เค้นเฉือนสูงสุด (45 องศากับทิศทางของแรง) ในบริเวณของมุมของผิว รอยร้าวส่งผลให้พื้นผิวการแตกหักมีลักษณะไม่เรียบ เมื่อรอยร้าว ขยาย ้ตัวยาวขึ้น พื้นที่รับแรงลดลง และความเค้นของชิ้นทดสอบสูงขึ้นจนมีค่า มากกว่า tensile strength ของวัสดุ จึงเกิดการแตกหักสุดท้าย(พื้นที่ C) โดยรอยร้าวในช่วงนี้จะขยายตัวอย่างรวดเร็วในระนาบความเค้นเฉือน สูงสุด (45 องศากับทิศทางของแรง)

สำหรับพื้นผิวความเสียหายของเหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านกระบวน การคาร์โบไนตรายดิ่ง (รูปที่ 7b) ไม่ปรากฏการลดลงของพื้นที่หน้าตัด หรือการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติกที่เด่นชัด พื้นผิวการแตกหัก แบ่งออกเป็น 3 ส่วน คือ การเกิดและขยายตัวของรอยร้าวในชั้นคาโบ ในตราย (พื้นที่ A) การขยายตัวของรอยร้าวในเนื้อวัสดุหลัก(พื้นที่ B) และการแตกหักสุดท้าย (พื้นที่ C) รายละเอียดในแต่ละพื้นที่แสดงดังรูป 8a-c บนพื้นที่ A (รูปที่ 8a) ปรากฏความเสียหายที่เกิดขึ้นตามขอบ เกรน (intergranular fracture) กับรอยร้าวที่เกิดขึ้นในระนาบตั้งฉากกับ ผิวการแตกหัก (secondary crack) ซึ่งการแตกหักที่เกิดขึ้นตามขอบ เกรน สามารถเกิดได้จากหลายสาเหตุ เช่น การกัดกร่อนที่ขอบเกรน การเกิดเฟสใหม่ (precipitation) ที่ขอบเกรน การเกิดสภาวะเปราะจาก ไฮโดรเจน (hydrogen embrittlement) [16]

แต่งานวิจัยนี้ได้กระทำภายใต้ การควบคุมสภาวะแวดล้อมและ อุณหภูมิ นอกจากนี้ยังไม่ปรากฏการเกิดอ๊อกซิเดชั่นบนผิวการแตกหัก ้ของชิ้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง ดังนั้นการกัดกร่อน ที่ขอบเกรนจึงไม่ใช่สาเหตุของการแตกหักตามขอบเกรน แต่การเกิด เฟสใหม่ของคาโบในตรายบนขอบเกรน และแพร่ของอะตอมไฮโดรเจน จากแอมโมเนีย (NH₃) เข้ามาตามขอบเกรน สามารถเกิดได้ในระหว่าง กระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง ซึ่งส่งผลให้ขอบเกรนเปราะและเกิด ความเสียหายตามขอบเกรนขึ้น หลังจากรอยร้าวผ่านชั้นคาโบไนตราย ้ก็จะขยายตัวเข้าไปภายในเนื้อของวัสดุหลัก (รูปที่ 8b) ทำให้เกิดความ เสียหายแบบเหนียวในลักษณะหลุมวงรี (elongated dimples) ซึ่งเกิด จากการรวมตัวของรอยร้าวและช่องว่าง (crack-void interaction) เมื่อ พื้นที่ของรอยร้าวที่เพิ่มขึ้น พื้นที่ของการรับแรงลดลง และเกิดการเสีย หายสุดท้ายขึ้น ที่ตำแหน่งนี้ผิวการแตกหักจะประกอบด้วยความเสีย หายของวัสดุเหนียวในลักษณะหลุมสมมาตร (equiaxed dimple) ซึ่ง เกิดการรวมกันของช่องว่างภายใน (coalesced void) บริเวณอนุภาค แข็ง ดังแสดงในรูปที่ 8c

4. สรุป

จากการศึกษาและทำความเข้าใจพฤติกรรมการล้าของเหล็ก คาร์บอนที่ชุบแข็งด้วยคาร์โบไนตรายดิ่ง ด้วยทำการทดสอบการล้า เปรียบเทียบความแข็งแรงการล้า (fatigue strength) ระหว่างเหล็ก คาร์บอนต่ำที่ผ่านและไม่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง และ วิเคราะห์พื้นผิวการแตกหักเพื่อ อธิบายการเกิดและขยายตัวของรอย ร้าว กลไกการแตกหัก ผลการวิจัยสามารถสรุปได้ดังนี้

 บริเวณผิวของชิ้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่งจะ เกิดชั้นคาโบไนตราย ซึ่งส่งผลให้มีความแข็งที่ผิวสูง (ใกล้เคียงกับความ แข็งของเหล็ก AISI 1060) และลดลงเมื่อระยะความลึกจากผิวเพิ่มขึ้น โดยค่าความแข็งจะคงที่ที่ระยะลึกประมาณ 1 มม. (ใกล้เคียงกับความ แข็งของเหล็ก AISI 1015)

(2) เหล็ก AISI 1015 ภายใต้การทดสอบแรงดึง จะแสดงการเปลี่ยน แปลงขนาดแบบพลาสติก (พฤติกรรมแบบเหนียว) ในขณะที่การเปลี่ยน แปลงขนาดของเหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง จะถูกจำกัดด้วยชั้นคาโบไนตราย จึงทำให้มีการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบ พลาสติกเกิดขึ้นเพียงเล็กน้อย (พฤติกรรมแบบเปราะ) โดย tensile strength ของเหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่ง ก็ ค่าใกล้เคียงกับเหล็กรีดร้อน AISI 1046

(3) ความสัมพันธ์ระหว่างช่วงความเค้นและอายุการล้าของชิ้นทดสอบที่ ผ่านและไม่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตรายดิ่งบน log-linear scale แสดงในลักษณะของเส้นตรง โดยมีความชันใกล้เคียงกัน ที่ระดับช่วง ความเค้นเดียวกัน อายุการล้าของชิ้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการคาร์โบ ในตรายดิ่งจะสูงกว่าชิ้นทดสอบที่ไม่ผ่านกระบวนการคาร์โบไนตราย ดิ่ง โดยขีดจำกัดการล้าของชิ้นทดสอบที่ผ่านและไม่ผ่านกระบวนการ คาร์โบไนตรายดิ่งเป็น 340 MPa และ 300 MPa ตามลำดับ

(4) การแตกหักจากการล้าของเหล็ก AISI 1015 ที่ไม่ผ่านกระบวนการ การ์โบในตรายดิ่ง จะเริ่มต้นจากรอยร้าวในระนาบความเค้นเฉือนสูงสุด และขยายตัวในแนวตั้งฉากกับระนาบความเค้นดึงสูงสุด จนกระทั่งเกิด การแตกหักสุดท้าย ในขณะที่การแตกหักจากการล้าของเหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านกระบวนการคาร์โบในตรายดิ่ง จะเริ่มต้นจากการแตกหัก ตามขอบเกรนในชั้นคาร์โบในตรายดิ่ง และเมื่อรอยร้าวขยายตัวผ่านชั้น คาร์โบในตรายดิ่งเข้าไปภายในเนื้อของวัสดุหลัก จะส่งผลให้เกิดการ ร่วมตัวของรอยร้าวและช่องว่าง (crack-void interaction) และแสดง ลักษณะหลุมวงรี (elongated dimples) โดยความเสียหายสุดท้ายจะ เกิดขึ้นในลักษณะหลุมสมมาตร (equiaxed dimple) ซึ่งเกิดการรวมกัน ของช่องว่างภายใน (coalesced void) บริเวณอนุภาคแข็ง

5. กิตติกรรมประกาศ

คณะผู้วิจัยขอขอบคุณสำหรับคำแนะนำ และการสนับสนุนจาก ดร. วิโรจน์ ลิ่มตระการ สำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.) สำนักงานคณะ กรรมการวิจัยแห่งชาติ (วช.) และศูนย์เทคโนโลยี โลหะและวัสดุแห่งชาติ (MTEC)

6. เอกสารอ้างอิง

- Bergmmk, A., Effects of density, warm compaction, ejection cracks and shot-peening on fatigue of steels. Metal Powder Report, 2001. 56(11): p. 42.
- Croccolo, D., et al., Fatigue strength of shot-peened nitrided steel: Optimization of process parameters by means of design of the experiment. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 2002. 25(7): p. 695-707.
- Montross, C.S., et al., Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: A review. International Journal of Fatigue, 2002. 24(10): p. 1021-1036.
- Ahmed, R. and M. Hadfield, Mechanisms of fatigue failure in thermal spray coatings. Journal of Thermal Spray Technology, 2002. 11(3): p. 333-349.
- ASM Handbook, Volume 4: Heat Treating, J.R. Davis, Editor. 1994, ASM International: OH.
- Farfan, S., et al., High cycle fatigue, low cycle fatigue and failure modes of a carburized steel. International Journal of Fatigue, 2004. 26(6): p. 673-678.
- Karadag, M. and R.I. Stephens, The influence of high R ratio on unnotched fatigue behavior of 1045 steel with three different heat treatments. International Journal of Fatigue, 2003. 25(3): p. 191-200.
- McEvily, A.J., K. Pohl, and P. Mayr, Comparison of the fractographic features of a carburized steel fractured under monotonic or cyclic loading. Materials Characterization, 1996. 36(4-5): p. 153-157.
- Genel, K., M. Demirkol, and M. Capa, Effect of ion nitriding on fatigue behaviour of AISI 4140 steel. Materials Science and Engineering A, 2000. 279(1-2): p. 207-216.
- Przylecka, M., W. Gestwa, and M. Kulka, Influence of carbonitriding and heat treatment on the properties of low- and high-carbon steels. Materials Science Forum, 1994. 163-6(pt 1): p. 239-244.
- ASTM E466-96: Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, Volume 3.01, in Annual Book of ASTM Standards. 1996.
- ASTM E8M-96: Tension Testing of Metallic Materials, Volume 3.01, in Annual Book of ASTM Standards. 1996.
- ASTM E384-89: Microhardness of Materials, Volume 3.01, in Annual Book of ASTM Standards. 1996.
- ASM Handbook, Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, J.R. Davis, Editor. 1994, ASM International: OH.
- 15. Basquin, O.H. The exoinential law of endurance tests. in Proc. ASTM. 1910. PA: ASTM.
- Suresh, S., Fatigue of Materials. 2nd ed. 1998, New York: Cambridge University Press.