



กระบวนการตีไฟโครโอจีนิกส์ที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กกล้าเครื่องมือ

วรรณภา หอมจะบก* กนกอร น้อยเล็ก อาทิตยา จันทน์น้ำใส และ จูฑิตญา แก้วคุณนอก

สาขาวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลอีสาน

* ผู้นิพนธ์ประสานงาน โทรศัพท์ 08 7776 9920 อีเมล: whomjabok@hotmail.com DOI: 10.14416/j.kmutnb.2024.06.006

รับเมื่อ 10 กุมภาพันธ์ 2565 แก้ไขเมื่อ 10 มิถุนายน 2565 ตอรับเมื่อ 21 มิถุนายน 2565 เผยแพร่ออนไลน์ 17 มิถุนายน 2567

© 2024 King Mongkut's University of Technology North Bangkok. All Rights Reserved.

บทคัดย่อ

ปัจจุบันในอุตสาหกรรมมีการใช้งานเหล็กกล้าเครื่องมือกันอย่างแพร่หลาย เนื่องจากเป็นวัสดุที่ใช้ในการขึ้นรูปเครื่องมือ อุปกรณ์ต่าง ๆ ที่ต้องการความแข็งแรง ทนทาน สามารถใช้งานได้ยาวนาน โดยกระบวนการที่ใช้ในการปรับปรุงสมบัติของเหล็กกล้าเครื่องมือถือว่ามีสิ่งสำคัญอย่างมากต่อการพัฒนาวิชาการและอุตสาหกรรมการผลิตเหล็กกล้าเครื่องมือ ซึ่งงานทบทวนความก้าวหน้านี้ได้รวบรวมกระบวนการปรับปรุงสมบัติของเหล็กกล้าเครื่องมือสำหรับเหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็น เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปร้อน และเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง เพื่อให้เห็นความแตกต่างของกระบวนการอบชุบแบบดั้งเดิมโดยการชุบแข็งและตามด้วยการอบคืนตัวกับกระบวนการโครโอจีนิกส์ที่ถูกพัฒนาขึ้น โดยพบว่า กระบวนการโครโอจีนิกส์จะทำให้เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ (Carbides Precipitation) เพิ่มขึ้น ตามชนิดของธาตุผสมในเหล็กกล้าเครื่องมือแต่ละเกรด คาร์ไบด์จะมีขนาดเล็กและกลม (Spherical Carbide) และกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ ทำให้มีความเป็นเนื้อเดียวกัน (Homogeneous) มากยิ่งขึ้น อยู่บนพื้นมาร์เทนไซต์ที่มีขนาดเล็กละเอียดกว่ากระบวนการอบชุบแบบดั้งเดิม ช่วยลดปริมาณออกสเทนไนท์เหลือค้าง เพิ่มความต้านทานการสึกหรอ ความต้านทานการแตกหัก และต้านทานความล้า (Fatigue resistance) ให้สูงขึ้น

คำสำคัญ: เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็น เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปร้อน เหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูงโครโอจีนิกส์

การอ้างอิงบทความ: วรรณภา หอมจะบก, กนกอร น้อยเล็ก, อาทิตยา จันทน์น้ำใส และ จูฑิตญา แก้วคุณนอก, “กระบวนการตีไฟโครโอจีนิกส์ที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กกล้าเครื่องมือ,” *วารสารวิชาการพระจอมเกล้าพระนครเหนือ*, ปีที่ 34, ฉบับที่ 3, หน้า 1-13, เลขที่บทความ 243-225803, ก.ค.-ก.ย. 2567.



Deep Cryogenic Treatment on Microstructures and Mechanical Properties of Tool Steels

Wanna Homjabok*, Kanokon Nuilek, Arthitiya Jannamsai and Thitiya Kaeokhunnok

Department of Materials Engineering, Faculty of Engineering and Technology, Rajamangala University of Technology Isan, Nakhon Ratchasima, Thailand

* Corresponding Author, Tel. 08 7776 9920, E-mail: whomjabok@hotmail.com DOI: 10.14416/j.kmutnb.2024.06.006

Received 10 February 2022; Revised 10 June 2022; Accepted 21 June 2022; Published online: 17 June 2024

© 2024 King Mongkut's University of Technology North Bangkok. All Rights Reserved.

Abstract

Nowadays, tool steel is widely used in industries as a material which is applied in many tool and equipment processing that require strength, durability and long lifetime. Treatment processes used for improving the tool steel properties are necessary for development research and manufacturing. This work gave an overview of current knowledge for heat treatment process of cold work tool steel, hot work tool steel and high-speed tool steel for the purpose of studying the difference between the conventional heat treatment processes (Hardening and tempering) with a developed cryogenic process. This work found that the cryogenic process tended to increase carbide precipitation depending on the type of alloy in tool steel. Carbides are small, spherical and with good dispersion increasing homogeneity on fine martensite matrix than the conventional treatment process, as a result, reducing the amount of retained austenite, and increasing wear resistance, fracture toughness and fatigue resistance.

Keywords: Cold Work Tool Steel, Hot Work Tool Steel, High Speed Tool Steel, Cryogenic

Please cite this article as: W. Homjabok, K. Nuilek, A. Jannamsai, and T. Kaeokhunnok, "Deep cryogenic treatment on microstructures and mechanical properties of tool steels," *The Journal of KMUTNB*, vol. 34, no. 3, pp. 1-13, ID. 243-225803, Jul.-Sep. 2024 (in Thai).

1. บทนำ

เหล็กกล้าเครื่องมือมีความสำคัญต่ออุตสาหกรรมอย่างมาก เพราะส่วนใหญ่แล้วจะนำไปใช้สำหรับทำเครื่องมือขึ้นรูปโลหะ ดังนั้นจึงได้มีการศึกษาการพัฒนาปรับปรุงประสิทธิภาพของเหล็กกล้าเครื่องมืออย่างต่อเนื่องเพื่อตอบสนองความต้องการของภาคอุตสาหกรรม ซึ่งภาคอุตสาหกรรมด้านเครื่องมือขึ้นรูปโลหะ มีการเติบโตอย่างต่อเนื่องและรวดเร็ว [1] กระบวนการปรับปรุงประสิทธิภาพของเหล็กกล้าเครื่องมือสามารถทำได้โดยการอบชุบทางความร้อนแบบดั้งเดิมด้วยวิธีการชุบแข็ง (Hardening) และอบคืนตัว (Tempering) ซึ่งมักจะต้องการอบคืนตัวมากกว่า 1 รอบ เพื่อกำจัดออสเทนไนท์เหลือค้าง (Retained Austenite) บนพื้นโครงสร้างมาร์เทนไซต์ แต่กระนั้นยังคงพบออสเทนไนท์เหลือค้างบนพื้นโครงสร้างมาร์เทนไซต์อยู่ในปริมาณมาก [2] การที่มักพบออสเทนไนท์เหลือค้างภายหลังการอบชุบเกิดขึ้นจากเหล็กกล้าเครื่องมือมีปริมาณธาตุผสมสูง ทำให้อุณหภูมิสิ้นสุดของการเปลี่ยนโครงสร้างเป็นมาร์เทนไซต์หรืออุณหภูมิ M_f (Martensite Finish Temperature) จะอยู่ต่ำกว่าอุณหภูมิห้อง ดังนั้นหากต้องการให้ออสเทนไนท์เปลี่ยนไปเป็นมาร์เทนไซต์ได้มากยิ่งขึ้นก็ควรที่จะต้องทำให้เหล็กกล้าเครื่องมือเย็นตัวลงไปให้อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิห้อง กระบวนการดังกล่าวก็คือกระบวนการไครโอเจนิคส์ (Cryogenic Treatment) ซึ่งนอกจากจะช่วยลดปริมาณของออสเทนไนท์เหลือค้างแล้วเมื่อนำไปอบคืนตัว ก็จะช่วยทำให้ได้คาร์ไบด์ (Secondary Carbide) ที่เสถียรยิ่งขึ้น ส่งผลให้สมบัติทางกล โดยเฉพาะด้านการต้านทานการสึกหรอดีขึ้น สามารถการยืดอายุการใช้งานของเหล็กกล้าเครื่องมือได้ยาวนานขึ้น [3]–[7]

ดังนั้นงานทบทวนวรรณกรรมฉบับนี้จึงมีวัตถุประสงค์เพื่อรวบรวมงานวิจัยที่ทำการศึกษาระบวนการไครโอเจนิคส์และนำไปทำการเปรียบเทียบกับกระบวนการอบชุบแข็งและการอบคืนตัวซึ่งเป็นกระบวนการอบชุบแบบดั้งเดิม (Traditional Treatment) เพื่อใช้เป็นแนวทางในการพัฒนางานวิจัยทางด้านวิชาการและภาคอุตสาหกรรมต่อไป

2. การอบชุบเหล็กกล้าเครื่องมือ

เหล็กกล้าเครื่องมือ (Tool Steels) คือ เหล็กที่นำมาใช้เป็นเครื่องมือในการขึ้นรูปโลหะเป็นส่วนใหญ่ เช่น แม่พิมพ์สำหรับตีขึ้นรูป อัดขึ้นรูป ดึงขึ้นรูป และบางกรณีอาจจะใช้สำหรับทำแบบหล่อโลหะในกระบวนการอัดฉีดโลหะร้อน (Die Casting) [8] เหล็กกล้าเครื่องมือมีความแตกต่างจากเหล็กกล้าคาร์บอนคือจะมีธาตุผสมอื่น ๆ นอกเหนือจากคาร์บอนอยู่ในเกณฑ์ที่สูง ซึ่งธาตุผสมเหล่านั้นจะช่วยทำให้เหล็กมีความสามารถในการชุบแข็งตีขึ้นและเกิดคาร์ไบด์ของธาตุผสมนั้น ทำให้เหล็กมีความต้านทานต่อการสึกหรอสูงขึ้น และเนื่องจากการที่เหล็กกล้าเครื่องมือมีธาตุผสมที่สูง โดยธาตุเหล่านั้นล้วนมีอิทธิพลต่อการอบชุบจึงส่งผลให้กระบวนการอบชุบเหล็กกล้าเครื่องมือมีความซับซ้อนมากกว่ากลุ่มเหล็กกล้าคาร์บอน เหล็กกล้าเครื่องมือสามารถจำแนกออกเป็น 6 ประเภท ตามมาตรฐาน AISI (American Iron and Steel Institute) จากการชุบแข็งการใช้งาน และลักษณะพิเศษ ได้ดังนี้ คือ เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็น (Cold Work Tool Steel) เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปร้อน (Hot Work Tool Steel) เหล็กกล้าเครื่องมือทนแรงกระแทก (Shock Resisting Tool Steel) เหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง (High Speed Tool Steel) เหล็กแม่พิมพ์ (Mold Steel) และกลุ่มพิเศษ (Special-purpose) [9] จากการที่เหล็กกล้าเครื่องมือมีธาตุที่ผสมอยู่สูง ธาตุผสมเหล่านั้นมีบทบาท หรืออิทธิพลต่อความสามารถในการชุบแข็งโครงสร้างออสเทนไนท์ และประมาณออสเทนไนท์เหลือค้างซึ่งธาตุผสมทุกตัว (ยกเว้นโคบอลต์) จะช่วยเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งให้ดียิ่งขึ้น โดยหากพิจารณาจากแผนภูมิการเปลี่ยนแปลงเฟสที่อุณหภูมิคงที่เทียบกับเวลา (Isothermal Transformation Diagram; IT หรือ Time-Temperature Transformation Diagram; TTT) พบว่า เส้นเริ่มต้นของการเปลี่ยนแปลงออสเทนไนท์ไปเป็นเฟอร์ไรท์ เฟอร์ไลต์ หรือเบนไนท์ จะอยู่ห่างจากแกนแนวตั้ง (อุณหภูมิ) มากขึ้นหรืออาจกล่าวได้ว่าอัตราการเย็นตัววิกฤติ (Critical Cooling Rate) จะต่ำลงนั่นเอง อีกบทบาทที่สำคัญของธาตุผสมในเหล็กกล้าเครื่องมือ คือปริมาณออสเทนไนท์เหลือค้าง

ภายหลังการอบชุบ ซึ่งธาตุผสมส่วนใหญ่ (ยกเว้น โคบอลต์ และอะลูมิเนียม) จะส่งผลให้อุณหภูมิเริ่มต้นและอุณหภูมิสุดท้ายในการเปลี่ยนแปลงออสเทนไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์ (Martensite Start and Finish Temperatures; M_s and M_f) ลดต่ำลง โดยเฉพาะอุณหภูมิสุดท้ายในการเปลี่ยนแปลงออสเทนไนต์ไปเป็นมาร์เทนไซต์ที่มีมักจะอยู่ต่ำกว่าอุณหภูมิห้อง ทำให้แนวโน้มที่จะพบออสเทนไนต์เหลือค้างมีมากยิ่งขึ้น ซึ่งออสเทนไนต์ที่เหลือค้างจะส่งผลต่ออายุการใช้งาน เนื่องจากออสเทนไนต์เป็นเฟสที่ไม่เสถียรที่อุณหภูมิห้อง ดังนั้นภายหลังจากอบชุบแข็งหรือในระหว่างที่นำไปใช้งาน ออสเทนไนต์จะค่อย ๆ เปลี่ยนไปเป็นโครงสร้างมาร์เทนไซต์ ทำให้เกิดความเครียดขึ้นภายในชิ้นงาน ดังนั้นการอบชุบเหล็กกล้าเครื่องมือแบบดั้งเดิมซึ่งทำการอบชุบแข็งและตามด้วยการอบคืนตัวจึงจำเป็นต้องทำการอบคืนตัวจำนวน 2 ครั้งเป็นอย่างน้อย โดยในทุก ๆ ครั้งของการอบคืนตัวจะช่วยกำจัดออสเทนไนต์เหลือค้างให้มีปริมาณลดลงไปจนสามารถยอมรับได้ แต่กระบวนการที่ต้องอบคืนตัวเป็นจำนวนหลาย ๆ ครั้งส่งผลต่อต้นทุนการผลิตในภาคอุตสาหกรรม

เหล็กกล้าเครื่องมือ 3 ประเภทที่นิยมในภาคอุตสาหกรรม ได้แก่ 1) เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็นกลุ่มที่มีคาร์บอนสูงและโครเมียมสูง (D) เป็นกลุ่มที่มีสมบัติทนต่อการสึกหรอ และการเสียดสีที่ดี 2) เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปร้อน (H) เป็นกลุ่มที่สามารถรักษาความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูงทนต่อการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ (Thermal Shock) โดยมีธาตุผสมที่สำคัญได้แก่ โครเมียม โมลิบดีนัม และทังสเทน และ 3) เหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูงกลุ่มที่มีโมลิบดีนัมสูง (M) เป็นกลุ่มที่สามารถรักษาความแข็งแรงไว้ได้ที่อุณหภูมิสูง ต่อการเสียดสี และมีความเหนียว

3. กระบวนการโครโอจีนิกส์ (Cryogenic Treatment)

กระบวนการโครโอจีนิกส์เป็นกระบวนการที่ถูกพัฒนาขึ้นมาเพื่อปรับปรุงสมบัติของเหล็กกล้าเครื่องมือโดยการทำให้เหล็กกล้าเครื่องมือเย็นตัวต่อไปที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิห้องภายหลังจากอบชุบแข็ง ซึ่งก็ส่งผลให้ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างลดลงโดยไม่จำเป็นต้องทำการอบ

คืนตัวหลายครั้ง กระบวนการโครโอจีนิกส์จึงเป็นกระบวนการที่นำสนใจอย่างยิ่งต่อภาคอุตสาหกรรม โดยกระบวนการโครโอจีนิกส์สามารถจำแนกออกเป็น 3 ช่วง ตามช่วงอุณหภูมิ คือ 1) การแช่เย็น การทำให้เย็นต่ำกว่า 0 องศาเซลเซียส และไม่ต่ำกว่า -80 องศาเซลเซียส, 2) โครโอจีนิกส์แบบตื้น (Shallow Cryogenic Treatment; SCT) ซึ่งอาจจะเรียกอีกอย่างว่าการทำ Sub-Zero Treatment กระบวนการนี้มีช่วงอุณหภูมิระหว่าง -80 ถึง -160 องศาเซลเซียส และ 3) โครโอจีนิกส์แบบลึก หรือ ดีพโครโอจีนิกส์ (Deep Cryogenic Treatment; DCT) กระบวนการนี้มีช่วงอุณหภูมิระหว่าง -160 ถึง -196 องศาเซลเซียส [3], [4] ซึ่งจากงานวิจัยที่ได้ทำการศึกษาระบบการโครโอจีนิกส์ทำให้พบว่าส่งผลดีในหลายด้านต่อเหล็กกล้าเครื่องมือ ตัวอย่างเช่น การศึกษาระบบการโครโอจีนิกส์แบบตื้น (SCT) ในเหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็น A2 สามารถกำจัดออสเทนไนต์ตกค้าง และทำให้เกิดการตกตะกอนของอนุภาคคาร์ไบด์ที่ละเอียดมากเมื่อเทียบกับการอบชุบแข็งถึง 25% โดยประมาณ [10] ALTAN ได้ทำการศึกษาระบบการโครโอจีนิกส์แบบลึก (DCT) ของเหล็กกล้าเครื่องมือ H11 ที่อุณหภูมิ -196 องศาเซลเซียส เวลา 24 ชั่วโมง ผลปรากฏว่าสามารถเพิ่มความแข็งแรงสูงสุดได้ถึง 10.87% และยังสามารถเพิ่มความต้านทานการสึกหรอได้มากกว่าการทำโครโอจีนิกส์แบบตื้นที่อุณหภูมิ -80 องศาเซลเซียส [11] นอกจากนี้ยังมีกลุ่มนักวิจัยอีกหลายกลุ่มที่ทำการศึกษาเหล็กกล้าเครื่องมือที่ผ่านกระบวนการโครโอจีนิกส์ โดยพบว่าสามารถเพิ่มความต้านทานการสึกหรอได้ดีกว่าเหล็กกล้าเครื่องมือที่ไม่ผ่านกระบวนการโครโอจีนิกส์ ซึ่งเป็นผลมาจากความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้น และโครงสร้างจุลภาคที่ดีขึ้นเนื่องจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์บนเนื้อพื้นมาร์เทนไซต์ (Martensite Matrix) [10]-[13]

4. โครงสร้างจุลภาค (Microstructure)

การศึกษาโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเครื่องมือที่ผ่านกระบวนการโครโอจีนิกส์ จะกล่าวถึงเหล็กกล้าเครื่องมือ 3 ประเภท ที่นิยมในภาคอุตสาหกรรม ได้แก่ เหล็กกล้า

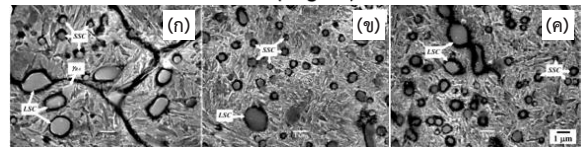
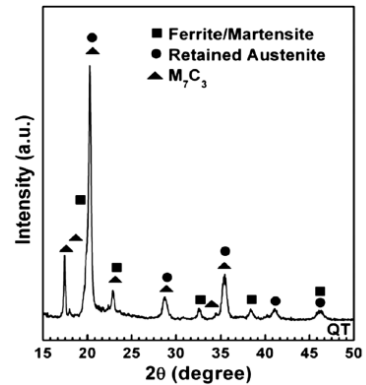
เครื่องมืองานขึ้นรูปเย็นกลุ่มที่มีคาร์บอนสูงและโครเมียมสูง (D) เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปร้อน (H) และเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูงกลุ่มที่มีโมลิบดีนัมสูง (M)

4.1 เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็นกลุ่มที่มีคาร์บอนสูงและโครเมียมสูง (D)

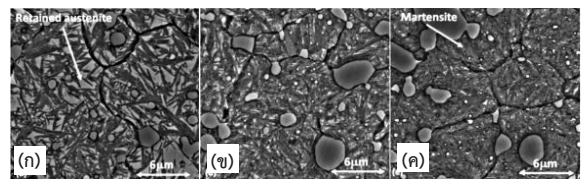
เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็นกลุ่ม D คือ กลุ่มที่มีปริมาณคาร์บอนสูงและโครเมียมสูง ในการอบชุบโดยการชุบแข็ง (ออสเทนไนท์ซิง) แล้วตามด้วยการอบคืนตัวในการศึกษาโครงสร้างจุลภาคจะพบคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (Secondary Carbide) ทั้งคาร์ไบด์ทุติยภูมิขนาดใหญ่ (Large Secondary Carbide; LSC) และคาร์ไบด์ทุติยภูมิขนาดเล็ก (Small Secondary Carbide; SSC) ชนิด M_7C_3 ($M = Fe, Cr, V, Mo$) นอกจากนี้ยังพบออสเทนไนท์เหลือค้าง (g_{RA}) [13] (รูปที่ 1) บนพื้นของมาร์เทนไซต์ ดังแสดงในรูปที่ 1 (ก) [13]

ส่วนโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเครื่องมือ D2 ที่นำกระบวนการโครโอจีนิกส์แบบลึก (-196 องศาเซลเซียส) เข้ามาช่วยหลังจากการชุบแข็งแล้วทำการอบคืนตัว พบคาร์ไบด์ทุติยภูมิขนาดเล็กมีปริมาณเพิ่มขึ้นในขณะที่คาร์ไบด์ทุติยภูมิขนาดใหญ่มีปริมาณลดลง โดยเวลาที่ใช้ในการทำโครโอจีนิกส์แบบลึกที่ยาวนานขึ้นจะส่งผลให้คาร์ไบด์ทุติยภูมิขนาดเล็กมีแนวโน้มเล็กลง (รูปที่ 1 (ข)-(ค)) เช่นเดียวกับกับเหล็กกล้าเครื่องมือ D6 (รูปที่ 2) พบออสเทนไนท์เหลือค้างในกระบวนการชุบแข็งแล้วตามด้วยการอบคืนตัว โดยเมื่อนำกระบวนการโครโอจีนิกส์แบบลึก (-180 องศาเซลเซียส) เข้ามาช่วยแล้วทำการอบคืนตัวพบคาร์ไบด์ทุติยภูมิขนาดเล็กมีปริมาณเพิ่มขึ้น [14] ซึ่งการทำโครโอจีนิกส์แบบลึกที่ยาวนานขึ้นก็จะส่งผลให้เกิดการตกผลึก (Precipitation) ของคาร์ไบด์ทุติยภูมิขนาดเล็กเพิ่มขึ้นเป็นผลจากออสเทนไนท์เหลือค้างที่เปลี่ยนไปเป็นมาร์เทนไซต์โดยเหลือคาร์บอนออกมาจับกับธาตุผสมจนกลายเป็นคาร์ไบด์ทุติยภูมิ

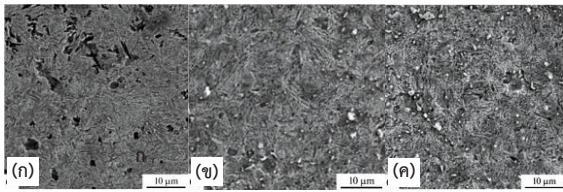
แม้ว่าการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเครื่องมือ D2 และ D6 ที่นำกระบวนการโครโอจีนิกส์แบบลึกมารวมหลังกระบวนการชุบแข็ง แล้วจึงทำการ



รูปที่ 1 ผลการวิเคราะห์ XRD และ SEM ของเหล็กกล้าเครื่องมือ D2 ที่ผ่านการชุบแข็งและตามด้วยการอบคืนตัว และโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเครื่องมือ D2 (ก) การชุบแข็งและตามด้วยการอบคืนตัว (QT) (ข) การชุบแข็ง โครโอจีนิกส์แบบลึก 36 ชั่วโมง และตามด้วยการอบคืนตัว (QC36T) และ (ค) การชุบแข็ง โครโอจีนิกส์แบบลึก 84 ชั่วโมง (QC84T) และตามด้วยการอบคืนตัว [13]



รูปที่ 2 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเครื่องมือ D6 (ก) การชุบแข็งและตามด้วยการอบคืนตัว (QT), (ข) การชุบแข็งตามด้วยอบคืนตัว 500 องศาเซลเซียส 240 นาที โครโอจีนิกส์แบบลึก 2 ชั่วโมง และอบคืนตัว 250 องศาเซลเซียส 120 นาที (QC2T) และ (ค) การชุบแข็ง ตามด้วยอบคืนตัว 500 องศาเซลเซียส 240 นาที โครโอจีนิกส์แบบลึก 24 ชั่วโมง และอบคืนตัว 250 องศาเซลเซียส 120 นาที (QC24T) [14]



รูปที่ 3 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเครื่องมือ H11 (ก) การชุบแข็งและตามด้วยการอบคืนตัว (QT) (ข) การชุบแข็งตามด้วยโครโอจีนิกส์แบบต้นและการอบคืนตัว (SCT) และ (ค) การชุบแข็งตามด้วยโครโอจีนิกส์แบบลึกและการอบคืนตัว (DCT) [12]

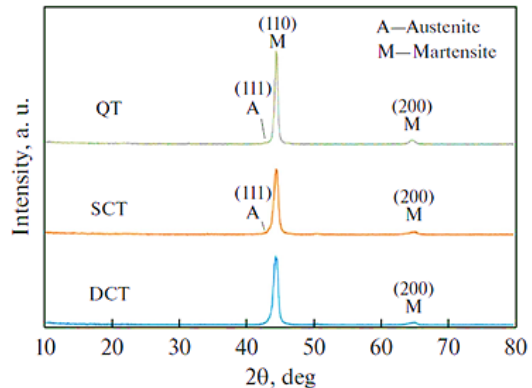
อบคืนตัวไม่พบออสเทนไนท์เหลือค้าง แต่หากนำผลการตรวจสอบ XRD มาพิจารณาพบว่า ยังคงมีออสเทนไนท์เหลือค้างอยู่ แต่มีปริมาณที่ลดลงอย่างเห็นได้ชัดเจนเมื่อเทียบกับการชุบแข็งแบบและตามด้วยการอบคืนตัว ดังแสดงในตารางที่ 1 [13], [14]

ตารางที่ 1 ปริมาณออสเทนไนท์เหลือค้างจากการตรวจสอบด้วยเทคนิค XRD [13], [14]

D2 [13]		D6 [14]	
กระบวนการ	g_{RA} (vol%)	กระบวนการ	g_{RA} (vol%)
QT	9.8	QT	32.2
QC36T	<2.0	QC2T	17.05
QC84T	<2.0	QC24T	12.95

4.2 เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปร้อน (H)

เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปร้อนเป็นเหล็กกล้าเครื่องมือที่ใช้งานในกระบวนการผลิตที่ต้องสัมผัสกับโลหะร้อน โดยการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเครื่องมืองานร้อน H11 ด้วยกระบวนการชุบแข็งและตามด้วยการอบคืนตัว (QT) ควบคู่ไปกับผลการตรวจสอบ XRD (รูปที่ 3-4 และตารางที่ 2) พบคาร์ไบด์ 5.5% อยู่บนเนื้อพื้นมาร์เทนไซต์ และยังมีออสเทนไนท์เหลือค้าง 6.5% และเมื่อนำกระบวนการโครโอจีนิกส์เข้ามาใช้หลังจากการชุบแข็ง แล้วตามด้วยการอบคืนตัวพบว่า ทั้งกระบวนการ



รูปที่ 4 ผลการวิเคราะห์ XRD ของเหล็กกล้าเครื่องมือ H11 ที่ผ่านการชุบแข็งและตามด้วยการอบคืนตัว (QT) การชุบแข็งตามด้วยโครโอจีนิกส์แบบต้นและการอบคืนตัว (SCT) และการชุบแข็งตามด้วยโครโอจีนิกส์แบบลึก และการอบคืนตัว (DCT) [12]

โครโอจีนิกส์แบบต้น (-80 องศาเซลเซียส 24 ชั่วโมง) และแบบลึก (-196 องศาเซลเซียส 24 ชั่วโมง)

ตารางที่ 2 ปริมาณออสเทนไนท์เหลือค้างและปริมาณคาร์ไบด์ ของเหล็กกล้าเครื่องมืองาน H11 [12]

กระบวนการ	g_{RA} (vol%)	Carbide (vol%)
QT	6.5	5.5
SCT	3	6.4
DCT	<1	8.2

จากผลดังกล่าวพบว่า มีปริมาณคาร์ไบด์เพิ่มขึ้นเป็น 6.4% และ 8.2% และสามารถลดปริมาณออสเทนไนท์เหลือค้างอยู่ที่ 3% และน้อยกว่า 1% ตามลำดับ ซึ่งในส่วนนี้เห็นได้ว่ากระบวนการโครโอจีนิกส์แบบลึกจะช่วยลดปริมาณออสเทนไนท์เหลือค้างและเพิ่มปริมาณคาร์ไบด์ได้ดีกว่ากระบวนการโครโอจีนิกส์แบบต้น [12]

4.3 เหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูงกลุ่มโมลิตินัมสูง (M)

เหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง (M) เป็นกลุ่มเหล็กกล้าเครื่องมือที่ใช้สำหรับการตัดโลหะด้วยความเร็วสูง (Cutting

Performance) แม่พิมพ์อัดขึ้นรูป แม่พิมพ์ตัดโลหะ เป็นต้น ดังนั้นเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูงจึงต้องมีความแข็งแรงคมที่อุณหภูมิสูง การโบดท์ของเหล็กกล้าเครื่องมือกลุ่มนี้จึงต้องเป็นคาร์ไบด์ที่มีเสถียรภาพสูง

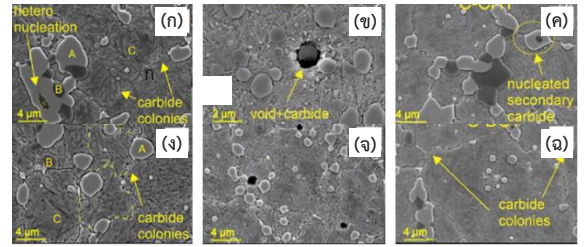
โดยการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูงเปรียบเทียบกับระหว่างกระบวนการอบชุบแบบดั้งเดิมคือชุบแข็งแล้วตามด้วยการอบคืนตัว (QT) กับการอบชุบด้วยกระบวนการโครโอจีนิกส์แบบลึกที่อุณหภูมิ -196 องศาเซลเซียส (DCT) พบว่า โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง M2, M3:2 และ M35 ที่อบชุบด้วยกระบวนการโครโอจีนิกส์แบบลึกจะมีเนื้อพื้นเป็นมาร์เทนไซต์ที่ละเอียดและมีคาร์ไบด์ที่มีขนาดเล็กและสม่ำเสมอมากกว่ากระบวนการอบชุบแบบดั้งเดิมที่ทำการชุบแข็งแล้วตามด้วยการอบคืนตัว โดยจะพบหลุม (Dimple) หรือช่องว่าง (Void) ในเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง M3:2 ดังแสดงในรูปที่ 5 [15] และมีชนิดและปริมาณคาร์ไบด์ดังแสดงในตารางที่ 3 [15]

ตารางที่ 3 ชนิดและปริมาณคาร์ไบด์ (Volume %) ของเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง M2, M3:2 และ M35 [15]

กระบวนการ	M2		M3:2		M35	
	QT	DCT	QT	DCT	QT	DCT
MC	2	1.5	6.6	5.9	3	3.1
M ₆ C	6.9	6.7	7.6	7.2	7.3	7.6
M ₂₃ C ₆	2.2	5.3	4.3	7.7	5.1	4.9
Matrix	88.9	86.3	81.5	79.2	84.6	84.4

5. สมบัติทางกล (Mechanical Properties)

สมบัติทางกลของเหล็กกล้าเครื่องมือที่ผ่านกระบวนการโครโอจีนิกส์ จะกล่าวถึงเหล็กกล้าเครื่องมือ 3 ประเภทหลักที่นิยมในภาคอุตสาหกรรม ได้แก่ เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็นกลุ่มที่มีคาร์บอนสูงและโครเมียมสูง (D) เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปร้อน (H) และเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูงกลุ่มที่มีโมลิบดีนัมสูง (M)



รูปที่ 5 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง M2, M3:2 และ M35 (ก), (ข), (ค) การชุบแข็งและตามด้วยการอบคืนตัว (QT) และ (ง), (จ), (ฉ) การชุบแข็งตามด้วยโครโอจีนิกส์แบบลึกและการอบคืนตัว (DCT) [15]

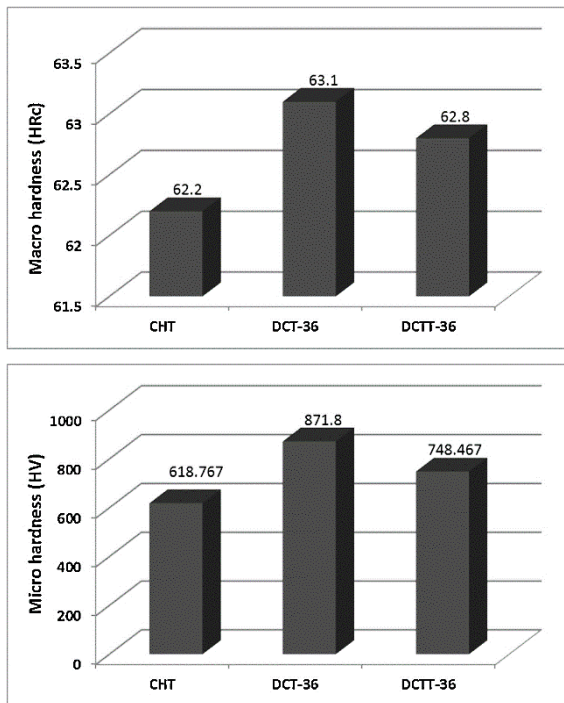
5.1 เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็นกลุ่มที่มีคาร์บอนสูงและโครเมียมสูง (D)

เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็น D2 เมื่อเปรียบเทียบกับระหว่างกระบวนการอบชุบแบบดั้งเดิมคือชุบแข็งแล้วตามด้วยการอบคืนตัว (QT) กับการอบชุบด้วยกระบวนการโครโอจีนิกส์แบบลึก (DC)

ตารางที่ 4 ค่าความแข็งแรงการรับแรงกระแทกและอัตราการสึกหรอของเหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็น D6 [14]

สมบัติทางกล	กระบวนการ		
	QT	DC	DCT
Microhardness (HV _{0.3})	590.9 (s = 42.0)	690.5 (s = 39.1)	725.3 (s = 32.1)
Impact Energy (J)	19.2 (s = 0.8)	25.0 (s = 0.8)	29.4 (s = 1.9)
Wear Rate (1×10 ⁻⁹ mm ³ /m)	1.40 (s = 0.25)	1.37 (s = 0.26)	1.38 (s = 0.28)

ผลการศึกษาพบว่า การอบชุบด้วยกระบวนการโครโอจีนิกส์แบบลึกให้ผลของค่าความแข็งที่สูงกว่า การชุบแข็งแล้วตามด้วยการอบคืนตัว และเมื่อนำชิ้นงานที่ผ่านการอบชุบด้วยกระบวนการโครโอจีนิกส์แบบลึกไปทำการอบคืนตัว (DCT) ทำให้ค่าความแข็งลดลงเล็กน้อย

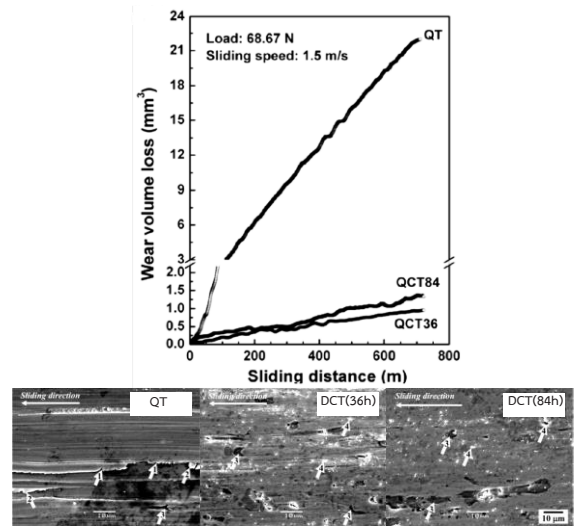


รูปที่ 6 ค่าความแข็งของเหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็น D2 ที่ผ่านการชุบแข็งแล้วตามด้วยการอบคืนตัว (QT) การอบชุบด้วยกระบวนการโครโอจินิกส์แบบลึก (DC) และการอบชุบด้วยกระบวนการโครโอจินิกส์แบบลึกและอบคืนตัว (DCT) [16]

และยังคงสูงกว่าการชุบแข็งแล้วตามด้วยการอบคืนตัว ดังแสดงในรูปที่ 6 [16]

ในขณะที่เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็น D6 จะมีแนวโน้มค่าความแข็งต่างจากเหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็น D2 โดยจะเห็นได้ว่าการอบชุบด้วยกระบวนการโครโอจินิกส์แบบลึก (DC) จะมีค่าความแข็งเพิ่มขึ้นเมื่อตามด้วยการอบคืนตัว (DCT) นอกจากนี้ยังพบว่า ค่าความต้านทานแรงกระแทกจะมีค่าสูงขึ้นเล็กน้อย ดังแสดงในตารางที่ 4 [14]

สมบัติทางกลอีกสมบัติหนึ่งที่น่าสนใจสำหรับการศึกษาคือ การทดสอบการสึกหรอ (Wear) ซึ่งเหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็น D6 ที่ผ่านการอบชุบด้วยกระบวนการโครโอจินิกส์แบบลึก (DC) มีอัตราการสึกหรอต่ำกว่า



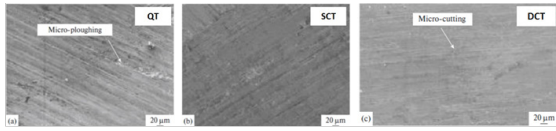
รูปที่ 7 ความต้านทานการสึกหรอเชิงปริมาตรและลักษณะผิวของชิ้นงานหลังทดสอบความต้านทานการสึกหรอเชิงปริมาตรของเหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็น D2 [13]

การชุบแข็งแล้วตามด้วยการอบคืนตัว (QT) และเมื่อนำชิ้นงานอบชุบด้วยกระบวนการโครโอจินิกส์แบบลึกไปอบคืนตัว (DCT) พบว่า อัตราการสึกหรอจะเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อยเท่านั้น [14]

ในการศึกษาการสึกหรอ นอกจากจะทำการศึกษามาก่อนอัตราการสึกหรอแล้วอาจจะทำการศึกษาในเชิงปริมาตรได้เช่นเดียวกัน โดยรูปที่ 7 ได้แสดงค่าการสึกหรอเชิงปริมาตรและลักษณะผิวหลังการทดสอบ โดยเวลาที่ใช้ในการทำโครโอจินิกส์ที่สูงมากเกินไป (84 ชั่วโมง) ก็ส่งผลให้ความต้านทานการสึกหรอลดลง [13]

5.2 เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปร้อน (H)

เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปร้อน H11 เมื่อเปรียบเทียบกับสมบัติทางกลระหว่างกระบวนการอบชุบแบบดั้งเดิมคือชุบแข็งแล้วตามด้วยการอบคืนตัว (QT) กับการอบชุบด้วยกระบวนการโครโอจินิกส์แบบตื้น (-80 องศาเซลเซียส) แล้วตามด้วยการอบคืนตัว (SCT) และการอบชุบด้วยกระบวนการโครโอจินิกส์แบบลึก (-196 องศาเซลเซียส) แล้วตามด้วยการอบคืนตัว (DCT) พบว่า ค่าความแข็งของการ



รูปที่ 8 ลักษณะผิวชิ้นงานที่ผ่านการรอบซบภายหลังการทดสอบความต้านทานการสึกหรอที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส ของเหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปร้อน H11 [12]

รอบซบด้วยกระบวนการโครโอเจนิคส์จะสูงกว่ากระบวนการรอบซบแบบดั้งเดิม โดยกระบวนการโครโอเจนิคส์แบบลึกแล้วตามด้วยการรอบคั้นตัวจะทำให้ได้ค่าความแข็งสูงสุดดังแสดงในตารางที่ 5 โดยอัตราการสึกหรอที่ทำการทดสอบที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส ระยะ (Wear Distance) 200 เมตร โหลด 25 N ด้วยอัตราเร็ว 0.1 เมตรต่อวินาทีพบว่า อัตราการสึกหรอของกระบวนการโครโอเจนิคส์แบบลึกแล้วตามด้วยการรอบคั้นตัวจะมีค่าที่ต่ำที่สุด (ต้านทานการสึกหรอสูงสุด) รองลงมาคือกระบวนการโครโอเจนิคส์แบบตื้นแล้วตามด้วยการรอบคั้นตัว ส่วนกระบวนการรอบซบแบบดั้งเดิมจะมีอัตราการสึกหรอสูงสุด (ความต้านทานการสึกหรอต่ำสุด) [12]

ตารางที่ 5 ค่าความแข็งของเหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปร้อน H11 หลังผ่านกระบวนการรอบซบ [12]

สมบัติทางกล	กระบวนการ		
	QT	SCT	DCT
Hardness (HRC)	50 ± 1	52 ± 0.5	54.5 ± 0.5
Microhardness (HV)	475 ± 7	512 ± 5	563 ± 5
Wear Rate (mm ³ /Nm × 10 ⁶)	0.102	0.071	0.061

รูปที่ 8 แสดงลักษณะพื้นผิวของชิ้นงานหลังการทดสอบการสึกหรอโดยพบว่า ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการรอบซบแบบดั้งเดิมจะเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก (Plastic Deformation) และพบรอยไถลเล็ก ๆ (Micro Ploughing)

เนื่องจากมีความแข็งที่ต่ำ ส่วนชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการโครโอเจนิคส์แบบลึกแล้วตามด้วยการรอบคั้นซึ่งมีความแข็งสูงกว่าจะพบรอยตัดขนาดเล็ก (Micro-cutting) บนผิวชิ้นงานจากการใช้หมุดปักบนจาน (Pin on Disk) ในการทดสอบ

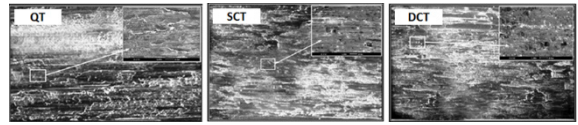
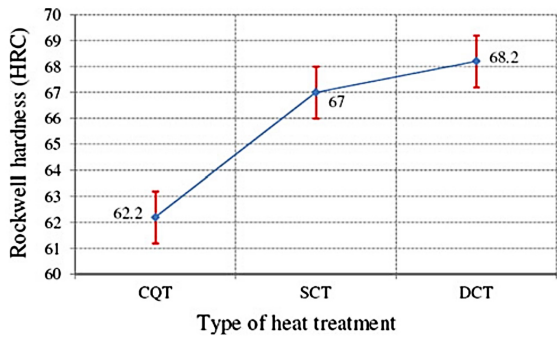
นอกจากสมบัติทางกลจากค่าความแข็ง และอัตราการสึกหรอ ยังมีการศึกษาการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิห้องของเหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปร้อน H13 ที่ผ่านการรอบซบแบบดั้งเดิม (CHT) การรอบซบด้วยกระบวนการโครโอเจนิคส์แบบลึก (-145 องศาเซลเซียส, DCT) และการรอบซบด้วยกระบวนการโครโอเจนิคส์แบบลึก (-145 องศาเซลเซียส) แล้วตามด้วยการรอบคั้นตัว (DCTT) ซึ่งพบว่าการรอบซบด้วยกระบวนการโครโอเจนิคส์แบบลึกจะทำให้ค่าแรงดึงสูงสุด (Maximum Tensile Strength) และค่าแรงดึงที่จุดคราก (0.2% Yield Strength) รองลงมาคือ การรอบซบด้วยกระบวนการโครโอเจนิคส์แบบลึกแล้วตามด้วยการรอบคั้นตัว ซึ่งสูงกว่าการรอบซบแบบดั้งเดิมและการรอบคั้นตัว ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดสอบค่าความแข็ง ส่วนผลการทดสอบเปอร์เซ็นต์การยืดตัว (%elongation) มีผลทดสอบที่ตรงข้ามกับค่าแรงดึงสูงสุด ค่าแรงดึงที่จุดคราก และค่าความแข็ง ดังแสดงในตารางที่ 6 [17]

ตารางที่ 6 ผลการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิห้องของเหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปร้อน H13 [17]

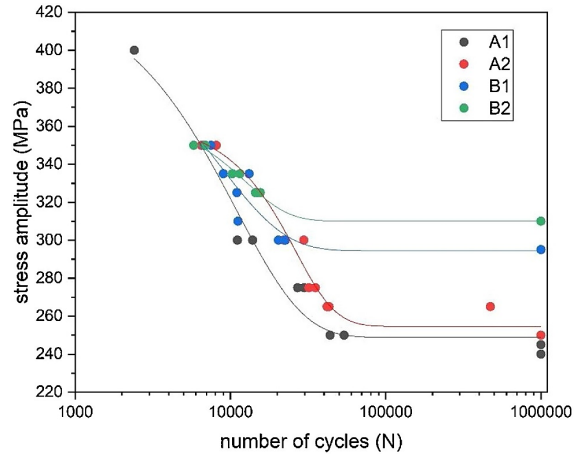
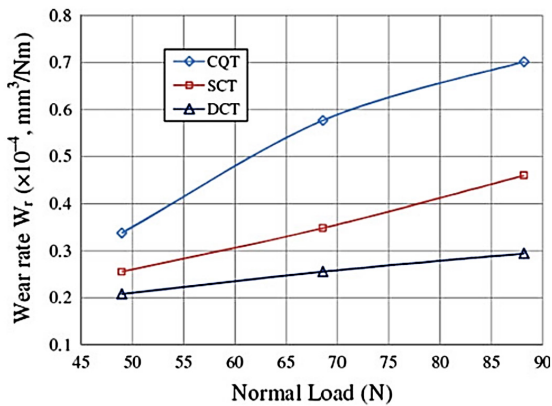
สมบัติทางกล	กระบวนการ		
	CHT	DCT	DCTT
0.2% Yield Strength (MPa)	1,520	1,559	1,536
Maximum Tensile Strength (MPa)	1,761	1,848	1,789
Elongation (%)	10.33	9.83	10.28
Micro-hardness (HRC)	50.0	51.7	50.8
Micro-hardness (HV _{0.2})	493.7	537.1	524.8

5.3 เหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูงกลุ่มโมลิบดีนัมสูง (M)

เหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง M2 มีกลุ่มวิจัยที่ทำการศึกษาสมบัติทางกลจากการใช้กระบวนการโครโอเจนิคส์ เช่น

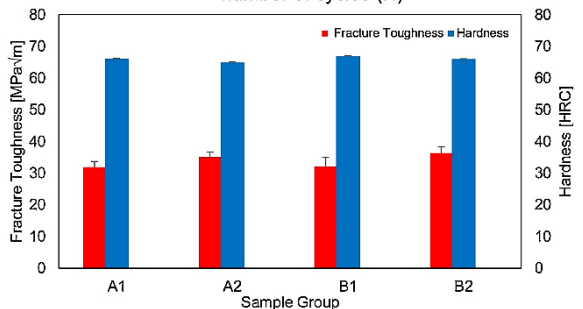


รูปที่ 10 ลักษณะผิวชิ้นงานที่ผ่านการอบชุบภายหลังการทดสอบความต้านทานการสึกหรอของเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง M2 [18]



รูปที่ 9 ค่าความแข็งและอัตราการสึกหรอของเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง M2 ที่ผ่านการอบชุบ [18]

ค่าความแข็ง อัตราการสึกหรอ ความต้านทานการแตกหัก (Fracture Toughness) และความล้า (Fatigue) ซึ่งจะเห็นชิ้นงานที่ผ่านการอบชุบด้วยกระบวนการโครโอเจนิคส์แบบลึก (-196 องศาเซลเซียส) แล้วตามด้วยการอบคืนตัว มีค่าความแข็งและความต้านทานการสึกหรอที่สูงกว่าการอบชุบด้วยกระบวนการโครโอเจนิคส์แบบตื้น (-110 องศาเซลเซียส) แล้วตามด้วยการอบคืนตัว และสูงกว่าการอบชุบแบบดั้งเดิม ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 9 และ 10 แสดงลักษณะพื้นผิวของชิ้นงานหลังผ่านการทดสอบการสึกหรอ [18] โดยชิ้นงานที่อบชุบแบบดั้งเดิมโดยการชุบแข็งและตามด้วยการอบคืนตัวพบแถบของเนื้อวัสดุที่หยาบและหลุดออกมาในแนวขนานกับการทดสอบ ส่วนชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการโครโอเจนิคส์และตามด้วยการอบคืนตัวพบร่องที่เกิดจากคาร์ไบด์ (จุดสีขาวและสีดำ) ที่ถูกดึงตามแรงแนวแรงทดสอบ ซึ่งเป็นลักษณะกลไกการสึกหรอ



รูปที่ 11 ความต้านทานการแตกหักและความล้าของเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง (A1 คือ M2 ที่ผ่านการอบชุบแบบดั้งเดิม, A2 คือ M2 ที่ผ่านกระบวนการโครโอเจนิคส์แบบลึกแล้วจึงตามด้วยการอบคืนตัว B1 คือ M3:2 ที่ผ่านการอบชุบแบบดั้งเดิม B2 คือ M3:2 ที่ผ่านกระบวนการโครโอเจนิคส์แบบลึกแล้วตามด้วยการอบคืนตัว) [19]

ของกระบวนการโครโอเจนิคส์ (Wear Mechanism of Cryogenically) [18]

นอกจากนี้ยังกลุ่มวิจัยที่ได้ศึกษาความต้านทาน

การแตกหัก และความล้าพบว่า เหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง M2 และ M3:2 ของกระบวนการโครโอจีนิกส์แบบลึก แล้วตามด้วยการอบคืนตัว (A2, B2) มีค่าความแข็งใกล้เคียงกับกระบวนการอบชุบแบบดั้งเดิม (A1, B1) ในขณะที่ค่าความต้านการแตกหักของกระบวนการโครโอจีนิกส์แบบลึก แล้วตามด้วยการอบคืนตัว (A2, B2) มีค่าที่สูงกว่ากระบวนการอบชุบแบบดั้งเดิม (A1, B1) ส่วนการทดสอบความล้าพบว่า ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการโครโอจีนิกส์แบบลึกแล้วตามด้วยการอบคืนตัว (A2, B2) จะมีค่าขีดจำกัดความล้า (Endurance Limit หรือ Fatigue Limit) ที่สูงกว่าชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอบชุบแบบดั้งเดิม (A1, B1) ทั้งเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง M2 และ M3:2 ดังแสดงในรูปที่ 11 [19]

6. สรุป

กระบวนการโครโอจีนิกส์ (โครโอจีนิกส์ตามด้วยการอบคืนตัว) ถูกนำมาใช้ในการปรับปรุงสมบัติของเหล็กกล้าเครื่องมืออย่างกว้างขวาง จากการรวบรวมผลการศึกษ จากบทความต่าง ๆ ในประเด็นที่สำคัญ ๆ ของกระบวนการโครโอจีนิกส์ต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลเพื่อให้ผู้ที่สนใจทั้งทางด้านวิชาการและด้านภาคอุตสาหกรรมนำไปประยุกต์ใช้งานได้ง่ายยิ่งขึ้น โดยได้ทำการเปรียบเทียบกับกระบวนการอบชุบแบบดั้งเดิม คือ การชุบแข็ง และตามด้วยการอบคืนตัวของเหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปเย็น เหล็กกล้าเครื่องมืองานขึ้นรูปร้อน และเหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูง มีแนวโน้มของผลลัพธ์ที่เป็นไปในทิศทางเดียวกัน โดยสามารถสรุปประเด็นที่สำคัญเกี่ยวกับโครงสร้างและสมบัติทางกลได้ดังนี้

1) กระบวนการโครโอจีนิกส์จะทำให้เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ (Carbides Precipitation) เพิ่มขึ้น ตามชนิดของธาตุผสมในเหล็กกล้าเครื่องมือแต่ละเกรด คาร์ไบด์จะมีขนาดเล็กและกลม (Spherical Carbide) และกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ ทำให้มีความเป็นเนื้อเดียวกัน (Homogeneous) มากยิ่งขึ้น อยู่บนพื้นมาร์เทนไซต์ที่มีขนาดเล็กละเอียดกว่ากระบวนการอบชุบแบบดั้งเดิม

2) กระบวนการโครโอจีนิกส์เป็นกระบวนการที่

สามารถช่วยลดปริมาณออสเทนไนท์เหลือค้างได้

3) กระบวนการโครโอจีนิกส์จะทำให้ได้ค่าความแข็งที่สูงกว่าการอบชุบแบบดั้งเดิม ส่งผลให้มีความต้านทานการสึกหรอสูงขึ้น

4) เหล็กกล้าเครื่องมือความเร็วสูงที่ผ่านกระบวนการโครโอจีนิกส์ช่วยส่งผลให้เหล็กกล้ามีความต้านทานการแตกหักที่สูงขึ้น และสามารถต้านทานความล้า (Fatigue Resistance) ได้ดียิ่งขึ้น

5) กระบวนการโครโอจีนิกส์ให้ผลทางด้านโครงสร้างและสมบัติทางกลที่ดีกว่าการอบชุบแบบดั้งเดิมและกระบวนการโครโอจีนิกส์แบบลึกก็ให้ผลที่ดีมากกว่ากระบวนการโครโอจีนิกส์แบบตื้น

7. กิตติกรรมประกาศ

ขอขอบคุณสาขาวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลอีสาน

เอกสารอ้างอิง

- [1] A. W. Orłowicz, M. Mróz, M. Tupaj and A. Trytek, "Materials used in the automotive industry," *Archives of Foundry Engineering*, vol. 15, pp. 75–78, 2015.
- [2] P. Jurci, "Sub-zero treatment of cold work tool steels-Metallurgical background and the effect on microstructure and properties," *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, vol. 72, no. 1, pp. 62–68, 2017.
- [3] P. Baldissera and C. Delprete, "Deep cryogenic treatment: A bibliographic review," *The Open Mechanical Engineering Journal*, vol. 2, pp. 1–11, 2008.
- [4] B. Li, T. Zhang, and S. Zhang, "Deep cryogenic treatment of carbide yool and its cutting performances in hard milling of AISI H13 Steel," *Procedia CIRP*, vol. 71, pp. 35–40, 2018.



- [5] B. Podgornik, I. Paulin, B. Zajec, S. Jacobson, and V. Leskovšek, "Deep cryogenic treatment of tool steels," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 229, pp. 398–406, 2016.
- [6] L. H. Manjunatha, M. Loksha, and B. S. Ajaykumar, "A review: Mechanical properties of HSS steel by deep cryo-treatment," *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, vol. 376, no. 1, pp. 012098, 2018.
- [7] A. Oppenkowski, S. Weber, and W. Theisen, "Evaluation of factors influencing deep cryogenic treatment that affect the properties of tool steels," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210, no. 14, pp. 1949–1955, 2010.
- [8] M. Sathitjinda, *Iron & Steel Heat-Treatment Engineering*. Bangkok: Chulalongkorn University Printing House, Textbook Publishing Center, 1994 (in Thai).
- [9] N. Thammachot, *Metallurgy*. Bangkok: Chulalongkorn University Printing House. Textbook Publishing Center, 2017 (in Thai).
- [10] R. Thornton, T. Slatter, and H. Ghadbeigi, "Effects of deep cryogenic treatment on the dry sliding wear performance of ferrous alloys," *Wear*, vol. 305, pp. 177–191, 2013.
- [11] N. A. Özbek, "Effects of cryogenic treatment types on the performance of coated tungsten tools in the turning of AISI H11steel," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 9, no. 4, pp. 9442–9456, 2020.
- [12] J. Soleimany H. Ghayour, K. Amini, and F. Gharavi, "The effect of deep cryogenic treatment on microstructure and wear behavior of H11 tool steel," *Physics of Metals and Metallography*, vol. 120, no. 9, pp. 888–897, 2019.
- [13] D. Das, A. K. Dutta, V. Toppo, and K. K. Ray, "Effect of deep cryogenic treatment on the carbide precipitation and tribological behavior of D2 steel," *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 22, no. 4, pp. 474–480, 2007.
- [14] P. H. S. Cardoso, C. L. Israel, M. B. Da Silva, G. A. Klein, and L. Soccol, "Effects of deep cryogenic treatment on microstructure, impact toughness and wear resistance of an AISI D6 tool steel," *Wear*, pp. 456–457, 2020.
- [15] P. Jovicevic-Klug, M. Jovičević-Klug, and B. Podgornik, "Effectiveness of deep cryogenic treatment on carbide precipitation," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 9, no. 6, pp. 13014–13026, 2020.
- [16] F. Kara, M. Karabatak, M. Ayyıldız, and E. Nas, "Effect of machinability, microstructure and hardness of deep cryogenic treatment in hard turning of AISI D2 steel with ceramic cutting," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 9, no. 1, pp. 969–983, 2020.
- [17] A. Çiçek, F. Kara, T. Kivak, E. Ekici, and I. Uygur, "Effects of deep cryogenic treatment on the wear resistance and mechanical properties of AISI H13 hot-work tool steel," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 24, no. 11, pp. 4431–4439, 2015.
- [18] S. S. Gill, J. Singh, R. Singh, and H. Singh, "Effect of cryogenic treatment on AISI M2 high speed steel: metallurgical and mechanical characterization," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 21, no. 7, pp. 1320–1326, 2012.



- [19] P. Jovicevic-Klug, and B. Podgornik, “Comparative study of conventional and deep cryogenic treatment of AISI M3:2 (EN 1.3395) high-speed steel,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 9, no. 6, pp. 13118–13127, 2020.