

Hot Deformation of Low Carbon Steel in Ferritic Range

Kriangyut PHIU-ON¹, Pasong SRICHAROENCHAI¹, Heike LANGNER² and Wolfgang BLECK²

¹Department of Metallurgical Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University

²Institute of Ferrous Metallurgy, Aachen University of Technology, Germany

Abstract

This work was done to investigate softening behavior of low carbon steel St15 (0.02%C) during hot deformation. Investigation was performed by hot compression test. Variables of which are deformation temperature and strain rate was varied between 700-1250 °C and 0.01-10/s respectively. Influence of various factors on deformation resistance were studied mainly by flow curves. Furthermore, two different reheating temperatures, 1000 °C and 1250 °C, were used to investigate effect of initial grain size on softening behavior as well.

การแปรรูปร้อนของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำในช่วงเฟอไรต์

เกรียงยุทธ พิ๋วอ่อน¹, ประสงค์ ศรีเจริญชัย¹, Heike Langner² และ Wolfgang Bleck²

¹ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

²Institute of Ferrous Metallurgy, Aachen University of Technology, Germany

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ทำขึ้นเพื่อศึกษาถึงพฤติกรรมการอ่อนตัวของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเกรด St 15 (0.02%C) ขณะทำการแปรรูปร้อน การศึกษากระทำโดยการกดอัดขึ้นงานรูปทรงกระบอก ตัวแปรของกระบวนการซึ่งได้แก่ อุณหภูมิแปรรูปและอัตราความเครียดที่ใช้ทดลองมีค่าอยู่ในช่วง 700-1250 °C และ 0.01-10/s ตามลำดับ อิทธิพลของตัวแปรต่างๆ ที่มีต่อความต้านทานในการแปรรูปได้รับการศึกษาโดยใช้ flow curves เป็นหลัก นอกจากนี้การใช้อุณหภูมิอบให้ร้อนขึ้นอีก (reheating temperature) ที่แตกต่างกัน 2 ค่า คือ 1000 °C และ 1250 °C ทำให้สามารถศึกษาถึงอิทธิพลของโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นต่อพฤติกรรมการอ่อนตัวด้วย

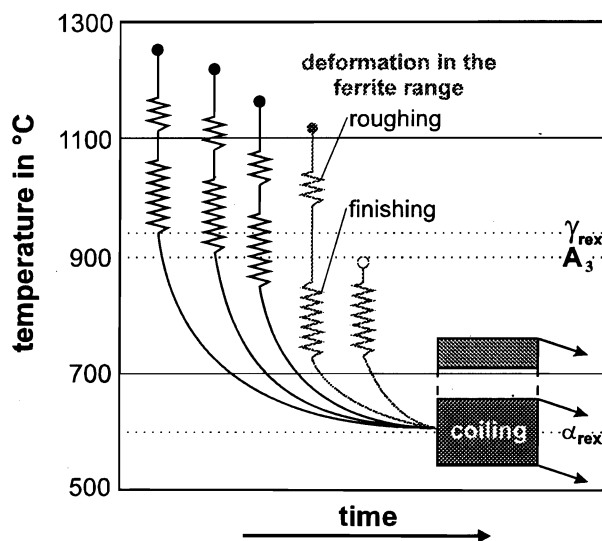
คำนำ

โดยดั้งเดิมการรีดร้อนของเหล็กกล้าคุณภาพดีสูง รุปลึก (Deep Drawing Quality, DDQ), ประเภทเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำมาก (Ultra Low Carbon, ULC steel) หรือ Interstitial Free (IF) steel กระทำโดยการรีดในช่วงที่เหล็กเป็นออสเทนไนต์ด้วยการรักษาอุณหภูมิรีดสุดท้าย (finishing temperature) ให้อยู่เหนืออุณหภูมิเปลี่ยนเฟสออสเทนไนต์-เฟอร์ไรต์ (A_{3s}) อย่างไรก็ตามการรีดในช่วงออสเทนไนต์ (austenitic rolling) เพื่อผลิตเหล็กแผ่นรีดร้อนที่มีความหนา น้อยกว่า 1.8 มม. (Herman and Leroy, 1995) ไม่สามารถทำ ได้ดีเนื่องจากการลดลงของอุณหภูมิเหล็กแผ่นในแท่นรีด หลังๆ ซึ่งนำมาสู่การรีดในช่วง 2 เฟสออสเทนไนต์-เฟอร์ไรต์ การรีดในช่วง 2 เฟสยากต่อการควบคุมแรงในการรีด, ความหนาและความเรียบของเหล็กแผ่น อีกทั้งนำมาซึ่งผลิตภัณฑ์ที่คุณภาพไม่สม่ำเสมอ (Herman and Leroy, 1995)

เพื่อที่จะผลิตเหล็กแผ่นรีดร้อนที่มีความหนาน้อยกว่า 1.8 มม. และมีคุณสมบัติเชิงกลที่ต้องการ การรีดในช่วงเฟอร์ไรต์จึงได้รับการศึกษา ประกอบกับความก้าวหน้าทางเทคโนโลยีที่ต้องการประสานเครื่องหล่อสแลบบางเข้ากับ การรีดให้ต่อเนื่องกัน จึงสนใจเทคนิคการรีดในช่วงเฟอร์ไรต์

(ferritic rolling) เพื่อการลดพลังงาน การลดการสึกหรอของ ลูกรีดตลอดจนปรับปรุงคุณสมบัติเชิงกลของเหล็กแผ่น นอกจากนี้ยังสามารถผลิตเหล็กแผ่นรีดร้อนที่มีความบางมากขึ้นด้วย

รูปที่ 1 แสดงแผนผังของอุณหภูมิการรีดแบบต่างๆ (Bleck and Esser, 1995) โดยทั่วไปการรีดร้อนประกอบด้วย การรีด 2 ขั้นตอน คือ การรีดหยาบ (roughing) และ การรีดสุดท้าย (finishing) โดยอุณหภูมิการรีดหยาบขึ้นกับ อุณหภูมิอบให้ร้อนขึ้นอีกของสแลบ ส่วนการรีดสุดท้าย กระทำในช่วงที่เหล็กเป็นออสเทนไนต์โดยรักษาอุณหภูมิรีดสุดท้ายให้อยู่เหนืออุณหภูมิ A_{3s} สำหรับเหล็กที่มีความแข็งแรงสูงที่ผลิตโดยกระบวนการทางเทอร์โมเมคานิกเคิล อุณหภูมิรีดสุดท้ายอาจต่ำกว่าอุณหภูมิไม่ตกผลึกใหม่ (non recrystallization temperature) แต่ยังคงอยู่เหนือ A_{3s} สำหรับการรีดในช่วงเฟอร์ไรต์ การรีดอาจประกอบด้วย การรีดหยาบและรีดสุดท้าย หรือมีเพียงการรีดสุดท้ายของสแลบบาง (thin slab) จากการหล่อแบบต่อเนื่องก็ได้ การลดอุณหภูมิอบให้ร้อนขึ้นอีกลดการละลายของตะกอน (precipitate) ต่างๆระหว่างการอบ และช่วยให้กระบวนการตกผลึกใหม่ (recrystallization) ในเหล็กม้วน (coil) ง่ายขึ้น



รูปที่ 1 แผนผังของอุณหภูมิการรีดแบบต่างๆ

Hot Deformation of Low Carbon Steel in Ferritic Range.

พฤติกรรมการณ์อ่อนตัวของเหล็กเมื่อถูกรีดในช่วงอุณหภูมิที่ต่ำกว่าได้รับการศึกษาอย่างกว้างขวาง ตลอดจนมีการสร้างแบบจำลองทางคณิตศาสตร์เพื่อทำนายการเปลี่ยนแปลงของ flow stress และโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นระหว่างการแปรรูป ส่วนการรีดร้อนเหล็กในช่วงเฟอร์ไรต์ได้รับการศึกษาเพียงจำนวนน้อย การที่จะเข้าใจเกี่ยวกับอิทธิพลของตัวแปรทางกระบวนการต่อพฤติกรรมการณ์อ่อนตัวระหว่างการแปรรูปร้อนในช่วงเฟอร์ไรต์จำเป็นต้องอาศัยการทดลองในห้องทดลอง

วิธีการทดลอง

เหล็กที่ใช้ในการศึกษาคือเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเกรด St 15 แบบ Al-killed ซึ่งใช้สำหรับงานดึงขึ้นรูปลึก ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กที่ใช้แสดงในตารางที่ 1 ปริมาณคาร์บอนที่ต่ำเหมาะสำหรับการหลีกเลี่ยงการรีดในช่วงรีดในช่วง 2 เฟส ปริมาณแมงกานีสที่ต่ำกว่า 0.3 % เพื่อปรับปรุงความสามารถในการดึงขึ้นรูป (drawability) (Herman and Leroy, 1995)

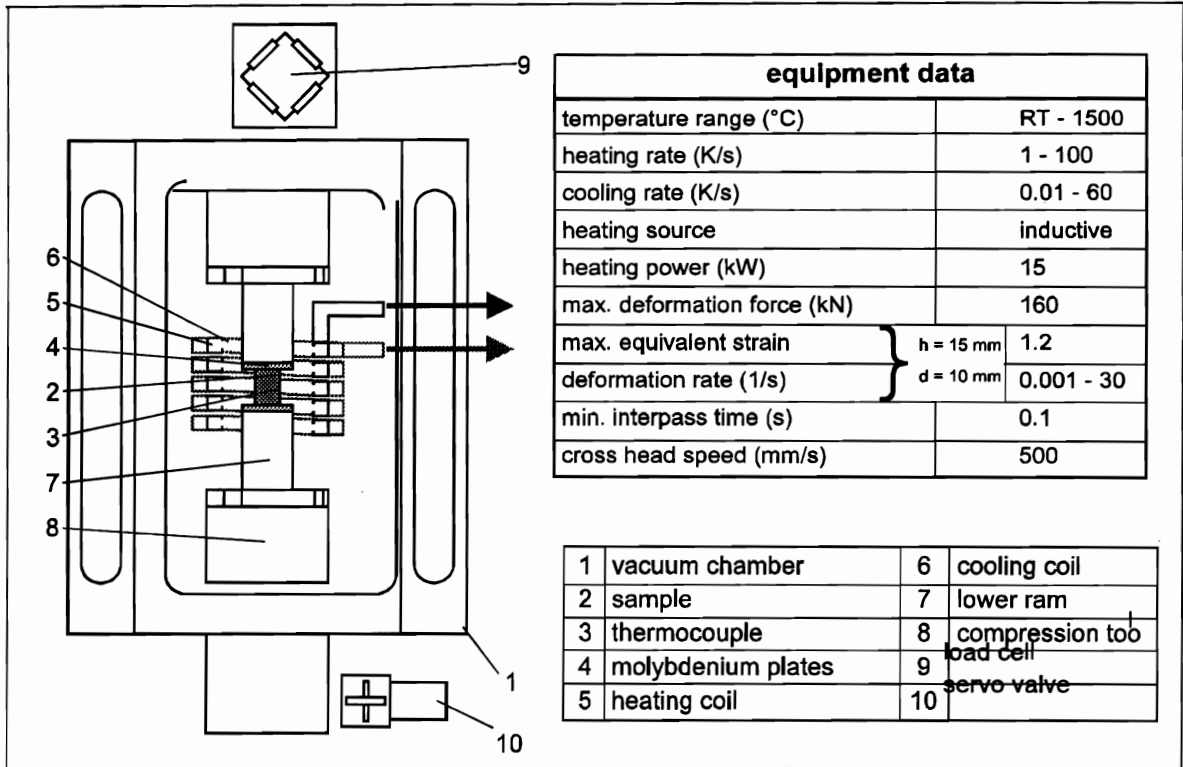
ในงานวิจัยนี้ได้ใช้เครื่อง "Schenck" hot deformation simulator เพื่อทดสอบกดขึ้นงาน ลักษณะของเครื่องทดสอบแสดงอยู่ในรูปที่ 2 มีห้องสุญญากาศสำหรับป้องกันการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงาน ขดลวดให้ความร้อนที่มีการหล่อเย็นด้วย เทอร์โมคัพเพิลสำหรับวัดอุณหภูมิเชื่อมติดกับชิ้นงานสำหรับวัดอุณหภูมิ ชิ้นงานที่ใช้ทดสอบเป็นรูปทรงกระบอกตามแบบ Rastegaev โดยมีเส้นผ่านศูนย์กลางประมาณ 7.5 มม และสูง 15 มม มีร่องที่หัวและท้ายสำหรับใส่ผงแก้วซึ่งจะหลอมเหลวที่อุณหภูมิอบแห้งและทำหน้าที่เป็นสารหล่อลื่นช่วยลดความเสียหายจากการแปรรูปสม่ำเสมอ

ตารางที่ 1 ส่วนผสมทางเคมี (%โดยน้ำหนัก) ของเหล็กที่ใช้

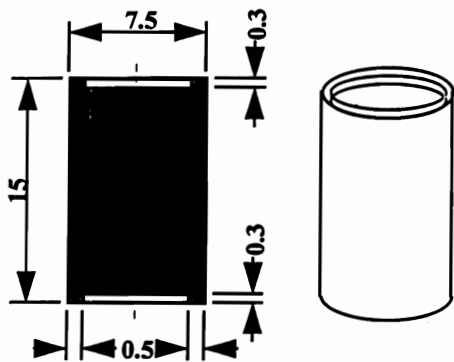
C	Mn	Al	P	S	N	Si	Cu	Cr	Ni
0.022	0.18	0.034	0.008	0.008	0.0026	0.01	0.19	0.029	0.02

รูปที่ 3 แสดงรูปร่างของชิ้นงานที่ใช้ในการทดสอบ ส่วนขั้นตอนการอบ การเย็นตัวและการทดสอบแสดงอยู่ในรูปที่ 4 ชิ้นงานถูกอบให้ร้อนขึ้นไปอุณหภูมิอบให้ร้อนขึ้นอีกหรืออุณหภูมิอบแช่ที่แตกต่างกัน 2 ค่าเพื่อศึกษาถึงอิทธิพลของขนาดเกรนก่อนการแปรรูปต่อพฤติกรรมการณ์อ่อนตัว กล่าวคือ การอบแช่ที่อุณหภูมิ 1250 °C เป็นเวลา 10 นาทีจะได้ขนาดเกรนเริ่มต้นก่อนแปรรูปเป็น 370 ไมครอน ขณะที่การอบแช่ที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 5 นาทีจะได้ขนาดเกรนเริ่มต้นเป็น 35 ไมครอน หลังจากผ่านการอบแช่ชิ้นงานแล้วปล่อยให้เย็นลงไปที่อุณหภูมิแปรรูประหว่าง 700 °C และ 1250 °C จากนั้นชิ้นงานถูกแช่ที่อุณหภูมิแปรรูปนาน 5 วินาที เพื่อปรับการกระจายของอุณหภูมิแล้วจึงทำการกดอัดด้วยอัตราความเครียด 0.01, 0.1, 1 และ 10/วินาที

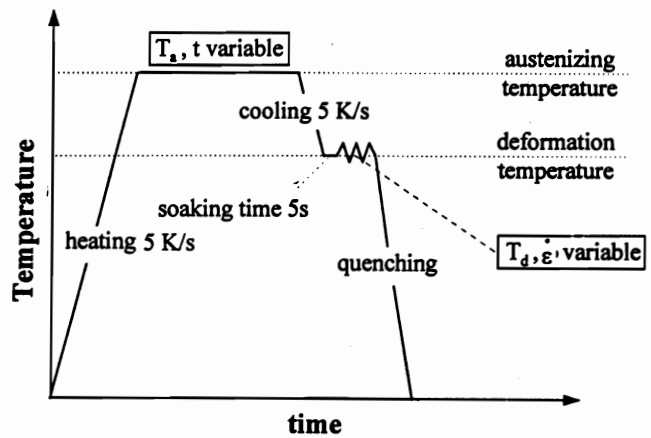
การหาค่าความเค้นวิกฤตขณะแปรรูป การตกผลึกใหม่ของเหล็กแผ่นเป็นสิ่งที่ต้องการเพื่อให้ได้คุณสมบัติเชิงกลที่สม่ำเสมอสำหรับเหล็กแผ่นที่ใช้ในงานดึงขึ้นรูปลึกจากการศึกษาที่ผ่านมาพบว่าการตกผลึกใหม่ขณะแปรรูปหรือการตกผลึกใหม่แบบไดนามิก (dynamic crystallization) เกิดขึ้นที่ค่าความเครียดก่อนจะถึงความเครียดที่ความเค้นสูงสุด (ϵ_{max}) ของเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดดังแสดงในรูปที่ 5 (Böhme, et al. 1983) Sellars (1990) ได้เสนอว่าความเครียดที่เริ่มเกิดเกรนใหม่ขณะแปรรูปหรือความเครียดวิกฤต (critical strain) ของเหล็กกล้าคาร์บอน-แมงกานีส มีค่าเท่ากับ 0.8 ของความเครียดที่ความเค้นสูงสุด กล่าวคือ $\epsilon_c = 0.8 \epsilon_{max}$ ส่วนความเค้นวิกฤตขณะแปรรูป (critical flow stress) หมายถึงความเค้นสำหรับการเริ่มตกผลึกใหม่ขณะแปรรูป โดยความเค้นนี้มีค่าเท่ากับความเค้นที่ความเครียดวิกฤตในผลการทดลองต่อไปนี้จะใช้ค่าความเค้นวิกฤตในการอธิบายพฤติกรรมการณ์อ่อนตัวของเหล็กเกรด St 15



รูปที่ 2 เครื่อง "Schenck" hot deformation simulator



รูปที่ 3 รูปร่างชิ้นงานทดสอบ



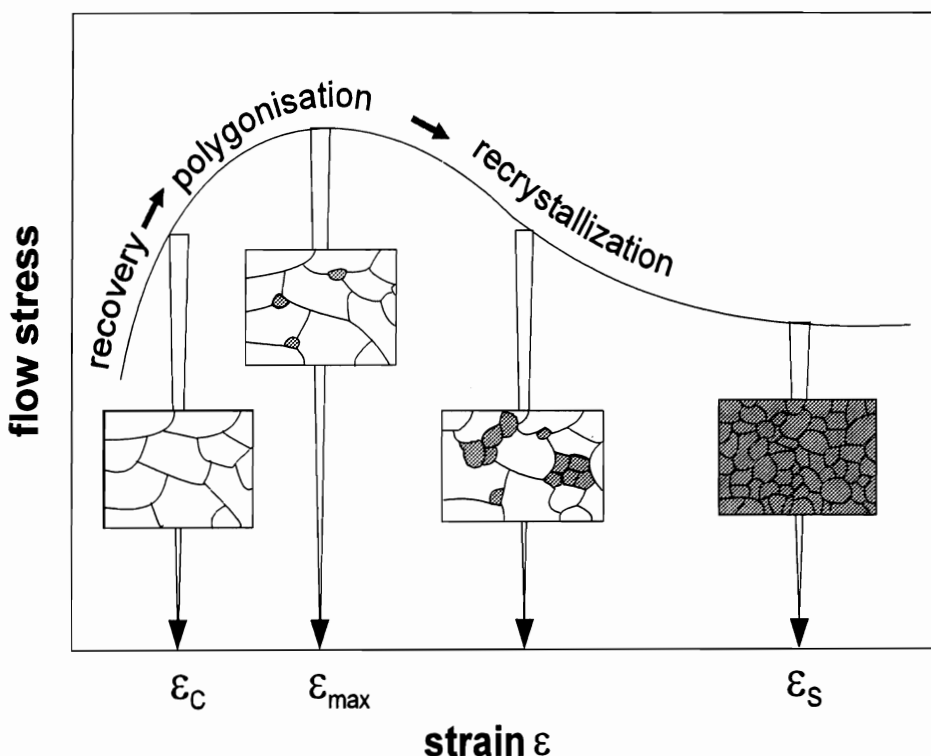
รูปที่ 4 ขั้นตอนการทดสอบ

ผลการทดลองและการอภิปราย

อิทธิพลของขนาดเกรนเริ่มต้นของออสเทนไนต์

อิทธิพลของขนาดเกรนออสเทนไนต์ต่อเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดที่อัตราความเครียด 1 /วินาที สำหรับการแปรรูปในช่วงออสเทนไนต์ที่ 950 °C และในช่วงเฟอร์ไรต์ที่ 750 °Cแสดงอยู่ในรูปที่ 6(a) และ 6(b) ตามลำดับ ในการแปรรูปในช่วงออสเทนไนต์นั้น เส้นโค้งความเค้น-ความเครียดแสดงความเค้นสูงสุดชัดเจนกรณีขนาดเกรนเริ่มต้นเล็ก ขณะที่เส้นโค้งไม่แสดงความเค้นสูงสุดกรณีขนาดเกรนเริ่มต้นใหญ่ ความแตกต่างดังกล่าวสามารถอธิบายจากความแตกต่างของขนาดเกรนเริ่มต้นของออสเทนไนต์ก่อนการแปรรูป ขนาดเกรนเริ่มต้นที่เล็กของออสเทนไนต์ขนาด

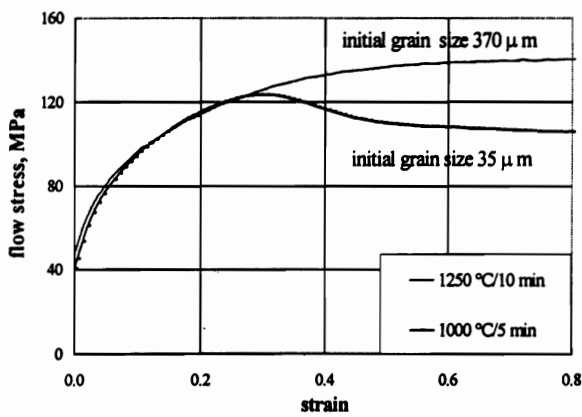
35 ไมครอน ทำให้มีปริมาณขอบเกรนต่อหน่วยปริมาตรมาก มีแหล่งเกิดนิวเคลียสสำหรับการตกผลึกใหม่มาก จึงต้องการแรงขับ (driving force) ในการตกผลึกใหม่น้อย การตกผลึกใหม่แบบไดนามิกจึงเป็นกลไกการอ่อนตัวหลักของกรณีนี้ แต่กรณีที่ออสเทนไนต์มีขนาดเกรนเริ่มต้นใหญ่เป็น 370 ไมครอน การฟื้นคืนตัวขณะแปรรูปจะเป็นกลไกการอ่อนตัวหลัก ในรูปที่ 6(a) จะเห็นเส้นโค้งกรณีขนาดเกรนเริ่มต้นใหญ่แสดงความเค้นสม่ำเสมอจนความเครียดมีค่าถึง 0.8 ซึ่งบ่งบอกถึงการฟื้นคืนตัวขณะแปรรูปของกรณีนี้ สำหรับการแปรรูปในช่วงเฟอร์ไรต์ซึ่งแสดงอยู่ในรูปที่ 6 (b) นั้น เส้นโค้งความเค้นแสดงค่าความเค้นที่ใกล้เคียงเกือบตลอดระยะความเครียดที่ทดลอง แสดงว่าขนาดเกรนก่อนการแปรรูปไม่ค่อยมีผลกระทบต่อกลไกการอ่อนตัว



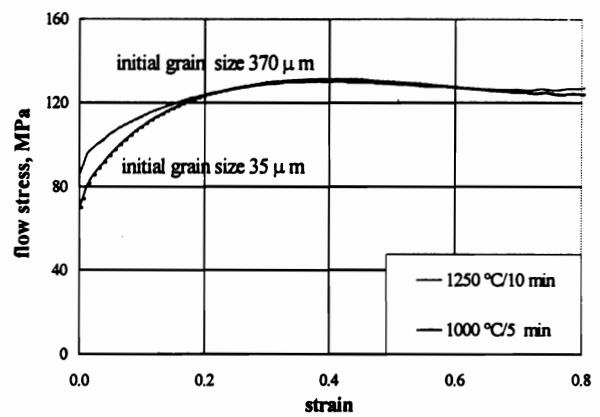
รูปที่ 5 ความเค้นและโครงสร้างจุลภาคสำหรับการตกผลึกใหม่ขณะแปรรูป

รูปที่ 7 แสดงการเปรียบเทียบค่าความเค้นวิกฤตของทั้งสองสภาวะอบแช่ที่อัตราความเครียด 1/วินาที พบว่าค่าความเค้นวิกฤตกรณีอบแช่ที่อุณหภูมิสูงซึ่งให้ขนาดเกรนใหญ่มีค่าสูงกว่ากรณีอบแช่ที่อุณหภูมิต่ำซึ่งให้ขนาดเกรนเล็ก แสดงว่าการตกผลึกใหม่ขณะแปรรูปกรณีขนาดเกรนเริ่มต้นก่อนการแปรรูปใหญ่กว่าจะเกิดขึ้นยากกว่า ผลดังกล่าวสามารถอธิบายโดยความแตกต่างของขนาดเกรนก่อนการ

แปรรูปได้คือ การที่ออสเทนไนต์มีขนาดเกรนเริ่มต้นเล็กทำให้มีความหนาแน่นของตำแหน่งที่จะเป็นนิวเคลียสสำหรับการตกผลึกใหม่มีมากกว่าค่าความเค้นวิกฤตที่เกิดขึ้นจึงน้อยกว่า สำหรับการแปรรูปในช่วงเฟอร์ไรต์ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 750 °C อิทธิพลของขนาดเกรนก่อนการแปรรูปไม่ค่อยมีผลกระทบต่อความเค้นวิกฤตซึ่งเริ่มเกิดการอ่อนตัวของเหล็ก

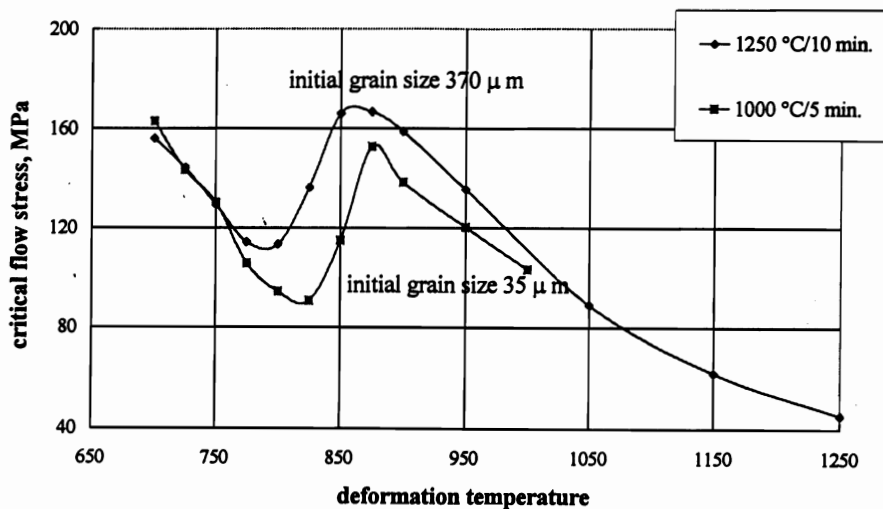


(a) austenite deformation at 950 °C



(b) ferrite deformation at 750 °C

รูปที่ 6 อิทธิพลของขนาดเกรนออสเทนไนต์ต่อเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดที่อัตราความเครียด 1/วินาที



รูปที่ 7 อิทธิพลของขนาดเกรนเริ่มต้นต่อความเค้นวิกฤตที่อุณหภูมิแปรรูปต่างๆ ของเหล็กเกรด St 15 ซึ่งถูกแปรรูปด้วยอัตราความเครียด 1/วินาที

อิทธิพลของอุณหภูมิแปรรูป

รูปที่ 8(a) และ 8(b) แสดงอิทธิพลของอุณหภูมิแปรรูปต่อเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดที่อัตราความเครียด 1/วินาที หลังผ่านการอบแช่ที่ 1000 °C เป็นเวลา 5 นาทีในช่วงออสเทนไนต์และในช่วงเฟอร์ไรต์ตามลำดับ การลดอุณหภูมิแปรรูปมีผลให้ค่าความเค้นเพิ่มขึ้นในการแปรรูปทั้งในช่วงออสเทนไนต์และในช่วงเฟอร์ไรต์ ความแตกต่างทางโครงสร้างอะตอมมีผลกระทบต่อกลไกการอ่อนตัว กล่าวคือ สำหรับการแปรรูปในช่วงออสเทนไนต์ การตกผลึกใหม่ขณะแปรรูปเป็นกลไกการอ่อนตัวหลัก (Tamura, *et al.* 1988) โดยเส้นโค้ง (flow curves) แสดงความเค้นสูงสุด (peak stress) และความเค้นที่สภาวะสม่ำเสมอเนื่องจากค่า stacking fault energy ที่ต่ำของออสเทนไนต์ เมื่อเริ่มทำการแปรรูปค่าความเค้น (flow stress) เพิ่มขึ้นเนื่องจากอัตราการแข็งขึ้นโดย work hardening มากกว่าอัตราการอ่อนตัวโดยการฟื้นคืนตัวแบบไดนามิก (dynamic recovery) เมื่อความเครียดถึงค่าวิกฤตการตกผลึกใหม่แบบไดนามิก จึงเกิดขึ้นตามด้วยการลดลงของค่าความเค้น (flow stress) เนื่องจากอัตราการอ่อนตัวโดยการตกผลึกใหม่แบบไดนามิกสูงกว่าอัตราการแข็งขึ้นโดย work hardening และเข้าสู่สภาวะสม่ำเสมอ (steady state) ซึ่งการอ่อนตัวโดยการตกผลึกใหม่แบบไดนามิกและการแข็งขึ้นโดย work hardening มีค่าสมดุลกันในรูปที่ 8(a) ซึ่งแสดงค่าความเค้น-ความเครียดเมื่อแปรรูปในช่วงออสเทนไนต์ช่วง 900-1000 °C พบว่าการลดอุณหภูมิแปรรูปมีผลกระทบต่อค่าความเค้นสูงสุดและจุดเริ่มของช่วงความเค้นที่สภาวะสม่ำเสมอ (steady state stress) โดยเลื่อนไปที่ค่าความเค้นและความเครียดสูงขึ้น นอกจากนี้การลดอุณหภูมิแปรรูปยังมีผลให้ช่วงความเครียดระหว่าง ϵ_p และ ϵ_r กว้างมากขึ้นซึ่งหมายถึงการเลื่อนการที่โครงสร้างกลายเป็นเกรนใหม่อย่างสมบูรณ์ออกไปดังแสดงในรูปที่ 5 สำหรับการแปรรูปในช่วงเฟอร์ไรต์ระหว่างอุณหภูมิ 700-800 °C แสดงอยู่ในรูปที่ 8(b) เฟอร์ไรต์มีค่า stacking fault energy ที่สูง กระบวนการฟื้นคืนตัวขณะแปรรูปจึงเป็นกลไกการอ่อนตัวหลักในการแปรรูปช่วงอุณหภูมินี้ (Tamura, *et al.* 1988) เส้นโค้งความเค้น-ความเครียดแสดงการเพิ่มขึ้นของ

ค่าความเครียดจนถึงค่าสูงสุดที่ค่าความเครียดมีค่าใกล้เคียงกันกับค่าความเครียดที่สภาวะสม่ำเสมอ

อิทธิพลของอุณหภูมิแปรรูปต่อความเค้นวิกฤตของเหล็กเกรด St 15 ด้วยอัตราความเครียดต่างๆ หลังผ่านการอบแช่ที่ 1000 °C เป็นเวลา 5 นาทีแสดงอยู่ในรูปที่ 9 ในช่วงอุณหภูมิแปรรูป 880-1,000 °C ค่าความเค้นวิกฤตเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิแปรรูปลดลง ในช่วงอุณหภูมิประมาณ 880-820 °C ความเค้นวิกฤตลดลงจากการเปลี่ยนเฟสออสเทนไนต์เฟอร์ไรต์และเฟอร์ไรต์มีความแข็งแรงน้อยกว่าออสเทนไนต์ (Pan and Lenard, 1994) ที่อัตราความเครียด 10/วินาที ค่าความเค้นวิกฤตที่อุณหภูมิ 750-800 °C ซึ่งเป็นช่วงเฟอร์ไรต์มีค่าใกล้เคียงกับค่าความเค้นวิกฤตที่อุณหภูมิ 900-1000 °C ซึ่งเป็นช่วงออสเทนไนต์ หมายความว่ามีความเป็นไปได้ที่จะทำการรีดในช่วงเฟอร์ไรต์ในโรงรีดเก่าที่มีอยู่ซึ่งมีข้อจำกัดในเรื่องแรงรีด ความชันของเส้นโค้ง (curve) ในช่วงเฟอร์ไรต์ (700-800°C) มากกว่าของในช่วงออสเทนไนต์ (900-1000°C) เล็กน้อย ซึ่งหมายถึงการเพิ่มขึ้นของความเค้นเมื่ออุณหภูมิ ลดลงทั้งในช่วงที่เหล็กเป็นเฟอร์ไรต์ และในช่วงที่เหล็กเป็นออสเทนไนต์ไม่แตกต่างกันมากนัก หากทำการรีดในช่วงอุณหภูมิที่เป็นเฟอร์ไรต์ ต้องการแรงรีดมากกว่าการรีดในช่วงอุณหภูมิที่เป็นออสเทนไนต์ไม่มากนัก

อิทธิพลของอัตราความเครียด

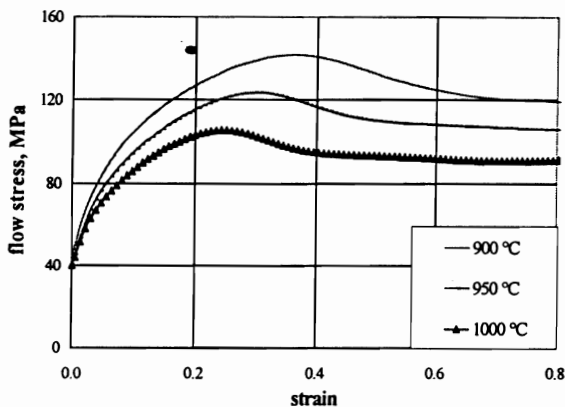
อิทธิพลของอัตราความเครียดต่อเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดในช่วงออสเทนไนต์ที่ 950 °C และในช่วงเฟอร์ไรต์ที่ 750 °C แสดงไว้ในรูปที่ 10(a) และ 10(b) ตามลำดับ เมื่ออัตราความเครียดเพิ่มขึ้นค่าความเค้น (flow stress) เพิ่มขึ้นที่อุณหภูมิแปรรูปทั้ง 2 ค่า สำหรับการแปรรูปในช่วงออสเทนไนต์ การเพิ่มอัตราความเครียดมีผลคล้ายกับการลดอุณหภูมิแปรรูปโดยเลื่อนค่าความเค้นสูงสุดและความเค้นที่สภาวะสม่ำเสมอ ไปที่ค่าความเค้นสูงขึ้น การเพิ่มอัตราความเครียดเป็นการลดเวลาของกระบวนการอ่อนตัวลง ดังนั้นการตกผลึกใหม่แบบไดนามิกซึ่งเป็นกระบวนการที่ขึ้นต่อเวลาจึงถูกชะลอให้เกิดที่ค่าความเครียดสูงขึ้น ทำให้เกิดโครงสร้างที่มีความเครียดอยู่ เป็นผลให้ค่าความเค้น (flow stress) สูงขึ้น นอกจากนี้ความแตกต่างระหว่างค่าความเค้นสูงสุดและความ

เค้นที่สภาวะสม่ำเสมอมีค่าลดลงเมื่ออัตราความเครียดเพิ่มขึ้น ซึ่งหมายถึงสัดส่วนการอ่อนตัวโดยการตกผลึกใหม่แทนที่เกรนที่มีความเครียดสูงลดลงเมื่ออัตราความเครียดเพิ่มขึ้น

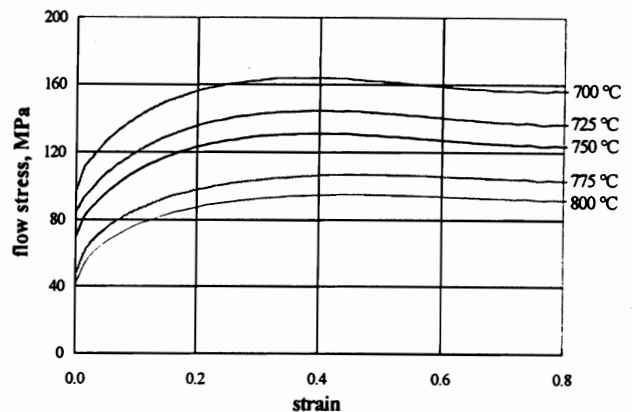
ที่อัตราความเครียดต่ำและอุณหภูมิแปรรูปสูงขนาด 950 °C เส้นโค้งความเค้น-ความเครียด มีรูปร่างเป็นวัฏจักร (cyclic) เมื่อค่าความเครียดผ่านจุดที่มีความเค้นสูงสุดดังแสดงในรูปที่ 10(a) การเพิ่มอัตราความเครียดมีผลให้เปลี่ยนเส้นโค้ง (flow curve) จากแบบความเค้นสูงสุดแบบวัฏจักรเป็นความเค้นสูงสุดเดี่ยว จากรูปที่ 10 (b) ซึ่งแสดงการแปรรูปในช่วงเฟอไรต์ พบว่าการเพิ่มอัตราความเครียดทำให้ค่าความเค้นเพิ่มขึ้น แต่ไม่เปลี่ยนรูปร่างของเส้นโค้งความเค้น-ความเครียด

ความเค้นวิกฤตเพิ่มขึ้นเมื่ออัตราความเครียดเพิ่มขึ้น

จาก 0.01 /วินาที เป็น 10 /วินาที โดยการเพิ่มอัตราความเครียดขึ้น 10 เท่ามีผลทำให้ความเค้นเพิ่มขึ้นประมาณ 25-70 เมกกะปาสกาล ค่าความเค้นวิกฤตกลายเป็นฟังก์ชันเส้นตรงของ log [อัตราความเครียด] ดังแสดงในรูปที่ 11 ซึ่งแสดงถึงอิทธิพลของอัตราความเครียดต่อความเค้นวิกฤต สำหรับอุณหภูมิแปรรูปในช่วงออสเทนไนต์และในช่วงเฟอไรต์ พบว่าความเค้นวิกฤตเบี่ยงเบนจากฟังก์ชันเส้นตรงที่อัตราความเครียดสูง โดยที่การเพิ่มของความเค้นวิกฤตมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นที่อัตราความเครียดสูงขนาด 10 /วินาที การเบี่ยงเบนนี้จะรุนแรงขึ้นเมื่ออุณหภูมิต่ำลง (< 750 °C) ความชันของเส้นตรงในช่วง เฟอไรต์มากกว่าของช่วงออสเทนไนต์เล็กน้อย แสดงว่าที่อุณหภูมิต่ำและอัตราความเครียดสูง เหล็กได้รับความเค้นสูงถึงจะเกิดการอ่อนตัว



(a) austenite deformation at 1/s



(b) ferrite deformation at 1/s

รูปที่ 8 อิทธิพลของอุณหภูมิแปรรูปต่อเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดของเหล็กเกรด St 15 หลังผ่านการอบแช่ที่ 1000 °C เป็นเวลา 5 นาที

สรุปผลการทดลอง

พฤติกรรมการอ่อนตัวของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเกรด St 15 จากการแปรรูปที่อุณหภูมิสูงเป็นดังนี้

1. สำหรับการแปรรูปในช่วงออสเทนไนต์ขนาดเกรนเริ่มต้นที่ใหญ่มีผลต่อการตกผลึกใหม่ขณะแปรรูปโดยการเลื่อนความเครียดที่ค่าความเค้นสูงสุดของเส้นโค้ง

ความเค้น-ความเครียดไปที่ค่าความเครียดมากขึ้น แต่สำหรับการแปรรูปในช่วงเฟอไรต์ขนาดเกรนเริ่มต้นของออสเทนไนต์ ไม่มีผลกระทบต่อการอ่อนตัวแต่อย่างใด

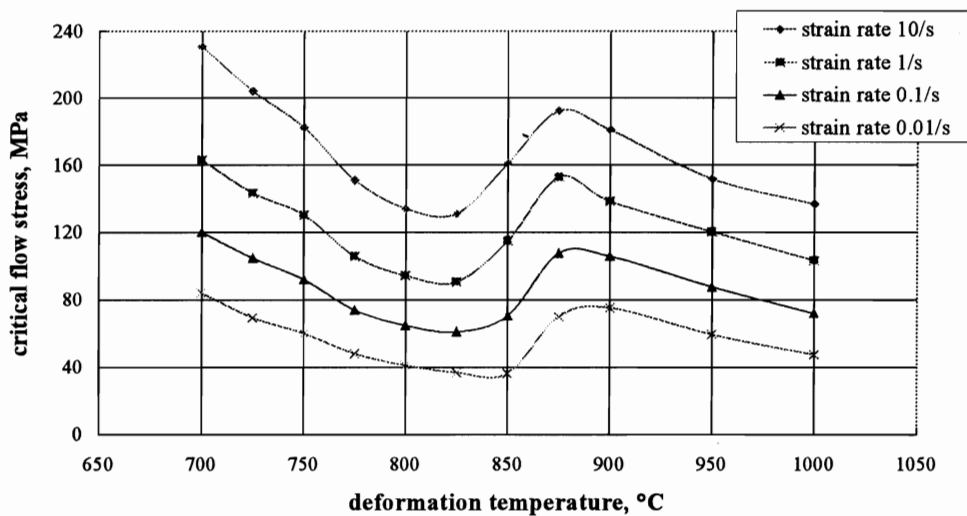
2. การแปรรูปในช่วงออสเทนไนต์ การอ่อนตัวหลักคือการตกผลึกใหม่ ขณะแปรรูปแต่การแปรรูปในช่วงเฟอไรต์ การอ่อนตัวหลักคือการฟื้นคืนตัวขณะแปรรูป

Hot Deformation of Low Carbon Steel in Ferritic Range.

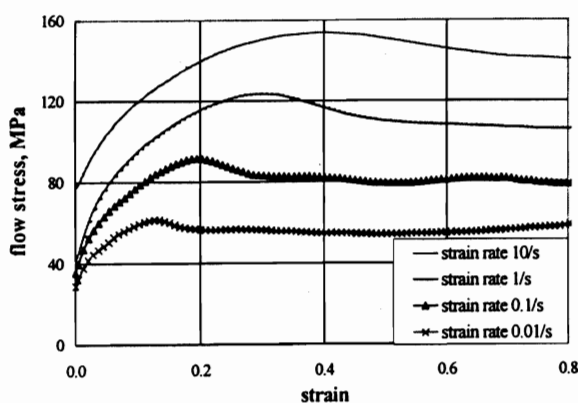
3. ความเค้นวิกฤตมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิแปรรูปลดลงและการเพิ่มขึ้นของความเค้นวิกฤตเมื่อลดอุณหภูมิแปรรูปในช่วงเฟอร์ไรต์ใกล้เคียงกับการเพิ่มขึ้นในช่วงออสเตนไนต์

4. สำหรับการแปรรูปในช่วงออสเตนไนต์ การลดอุณหภูมิแปรรูปหรือการเพิ่มอัตราความเครียดมีผลให้ชะลอ

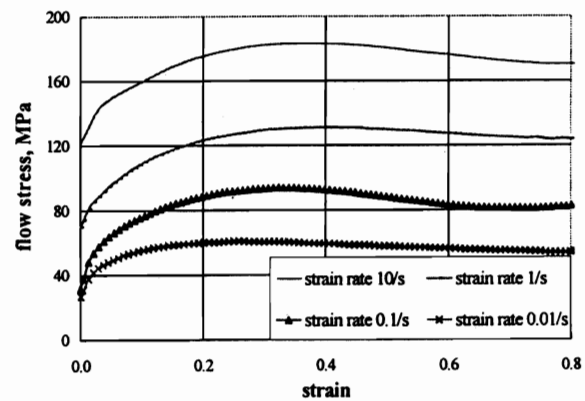
การตกผลึกใหม่ขณะแปรรูป โดยเลื่อนความเค้นสูงสุดและความเค้นที่สภาวะสม่ำเสมอของเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดไปที่ค่าความเค้นสูงขึ้น สำหรับการแปรรูปในช่วงเฟอร์ไรต์ การเพิ่มอัตราความเครียดเพิ่มความเค้นที่สภาวะสม่ำเสมอของการพัวพันตัวขณะแปรรูป



รูปที่ 9 อิทธิพลของอุณหภูมิแปรรูปและอัตราความเครียดต่อความเค้นวิกฤตของเหล็กเกรด St 15 หลังจากผ่านการอบแช่ที่ 1000 °C เป็นเวลา 5 นาที

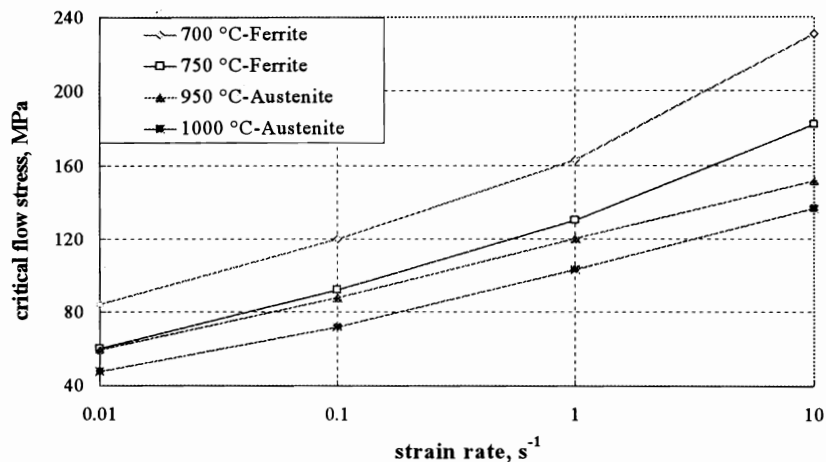


(a) austenite deformation at 950 °C



(b) ferrite deformation at 750 °C

รูปที่ 10 อิทธิพลของอัตราความเครียดต่อเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดของเหล็กเกรด St 15 หลังผ่านการอบแช่ที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 5 นาที



รูปที่ 11 อิทธิพลของอัตราความเครียดต่อความเค้นวิกฤตสำหรับอุณหภูมิแปรรูปต่างๆ ของเหล็กเกรด St 15 หลังผ่านการอบแช่ที่ 1000 °C เป็นเวลา 5 นาที

กิตติกรรมประกาศ

ผู้เขียนใคร่ขอขอบคุณบริษัทนครไทยสตีปมิล (มหาชน) จำกัด ที่ให้การสนับสนุนค่าใช้จ่ายในการวิจัยที่ Aachen University of Technology ประเทศสาธารณรัฐเยอรมัน

เอกสารอ้างอิง

- Bleck, W. and Esser, J. J. 1995. Metallurgical effects of charging procedures in hot strip mills on the properties of cold formable steels. In : *European steelmaking development and perspectives in rolling and reheating*. R. Tomellini (ed.), Luxembourg : 42.
- Böhme, D., Hensger, K. E. and Klimanek, P. 1983. Beitrag zur metallkundlichen Interpretation von Warmfließkurven. *Neue Hütte*. 28 : 15-20.

Herman, J. C. and Leroy, V. 1995. Ferritic hot rolling and the potential for hot rolled and cold rolled products. Belgium. In : *Future of flat rolled steel production conference*.

Pan, Y.T. and Lenard, J.G. 1994. Dynamic recovery in Nb-Ti IF steel during hot and warm working. *Steel research*. 65 (6) : 250.

Sellars, C. M. 1990. Modelling microstructural development during hot rolling. *Materials Science and Technology*. 6 : 1072-1081.

Tamura, I., Ouchi, C., Tanaka, T. and Sekine, H. 1988. *Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels*. Butterworths : 31.

(Revised version accepted February 8, 1999.)