

การควบคุมการรีดเหล็กกล้า

(Controlled Rolling of Steel)

ดร.ประสงค์ ศรีเจริญชัย

ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

คำนำ

Thermo-mechanical treatment (TMT) รวมกระบวนการทางความร้อนและการแปรรูปโลหะ เพื่อเปลี่ยนแปลงรูปร่างและทำให้โครงสร้างจุลภาคเล็กละเอียดในเวลาเดียวกัน การรีดร้อนโลหะจึงเป็น TMT แบบหนึ่งที่มีบทบาทสำคัญในกระบวนการของเหล็กกล้าหลายชนิดจากเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำถึงเหล็กกล้าไร้สนิมที่มีธาตุผสมสูง ในกระบวนการผลิต (fabrication) แบบเก่าที่ทำการหล่อ ingot แช่วัวที่ อุณหภูมิสูง 1200-1300 °C แล้วรีดร้อนเป็น billet, bar และ sheet เป็นการทำลายโครงสร้างจากการหล่อที่หยาบโดยการตกผลึกใหม่ (recrystallization) ช้าๆ กันของเหล็กกล้าในสภาพที่เป็นออสเทนไนท์และการลดความไม่สม่ำเสมอของส่วนผสมจาก segregation ระหว่างการหล่อลงที่ละเล็กที่ละน้อย พวก non-metallic inclusion อย่างออกไซด์ ซิลิเกตซัลไฟด์ ถูกรีดจนแตก ถูกแปรรูปและทำให้กระจัดกระจายทั่วเนื้อเหล็กให้สม่ำเสมอยิ่งขึ้นกว่าเดิม

กระบวนการรีดร้อนได้กลายเป็นการทำงานที่ถูกควบคุมใกล้ชิดมากขึ้น และใช้กับเหล็กกล้าธาตุผสมต่ำที่ค้ำจนถึงส่วนผสมอย่างดีเพื่อให้ได้คุณสมบัติเชิงกลที่เหมาะสม หลังจากรีดร้อนแล้ว การแปรรูปร้อน ในกระบวนการนี้มีหลายขั้นตอนของการรีดร้อนเป็นการควบคุมอุณหภูมิ ปริมาณการลดลงในแต่ละ pass จะถูกกำหนดล่วงหน้ารวมทั้งอุณหภูมิสุดท้าย

กระบวนการนี้เรียกว่า การควบคุมการรีด (controlled rolling) ซึ่งปัจจุบันเป็นกระบวนการสำคัญในการให้ได้คุณสมบัติเชิงกลที่แน่นอนของเหล็กกล้าที่ใช้ทำท่อ สะพาน และชิ้นส่วนทางวิศวกรรมอื่นๆ

การควบคุมการรีดของเหล็กกล้าธาตุผสมต่ำ

ความแข็งแรงของเหล็กกล้าธาตุผสมต่ำที่ผ่านการรีดร้อนมาเพิ่มขึ้นได้โดยการเติมคาร์บอนถึง 0.4% และแมงกานีสถึง 1.5% ให้ได้แรงคราก (yield stress) 350-400 MN/m² แต่เหล็กกล้าชนิดนั้นมีโครงสร้างเป็นเฟอร์ไรท์-เพิร์ลไลท์ซึ่งมีความแกร่ง (toughness) ไม่เพียงพอต่อการใช้งานหลายอย่าง ความแกร่งที่วัดจากอุณหภูมิเปลี่ยนแปลงจากเหนียวเป็นเปราะ (ductile/brittle transition temperature) นั้นลดลงอย่างมากตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณ คาร์บอน กล่าวคือตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณของเพิร์ลไลท์ (ดูรูปที่ 1)

นอกจากนี้การเชื่อม ทำให้เกิดปัญหาการแตกกับเหล็กที่มีปริมาณคาร์บอนสูงซึ่งขจัดออกได้โดยการใช้เหล็กกล้าที่มีคาร์บอนต่ำกว่า จึงเกิดความต้องการที่จะสร้างเหล็กที่มีขนาดเกรนของเฟอร์ไรท์ที่เล็กละเอียด ทำให้เกิดความคิดที่จะควบคุมการรีดในสภาพที่เป็นออสเทนไนท์

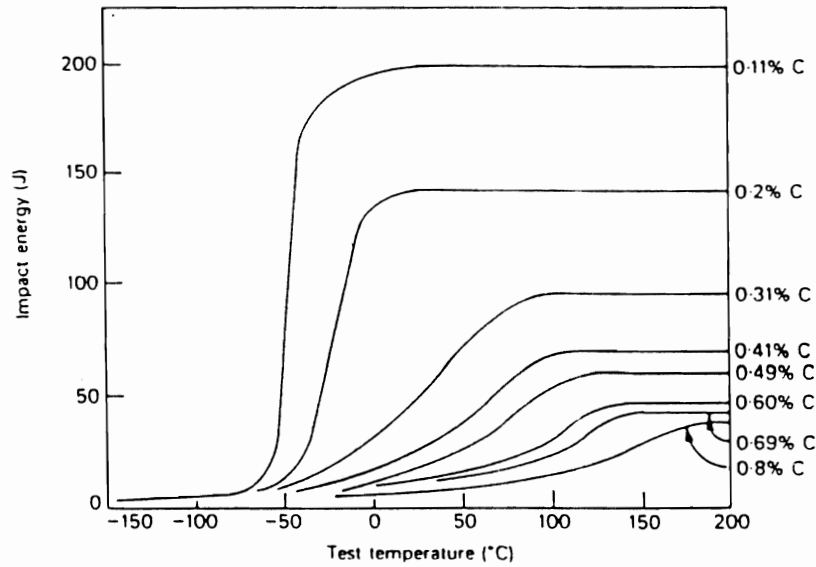


Fig. 1 Effect of carbon content on the impact transition temperature curves of ferrite/pearlite steels (Pickering. In: *Micro-alloying 75*. Union Carbide Corporation, 1975)

การเติมธาตุบางชนิดเพียงเล็กน้อย (<0.1%) สามารถทำให้เหล็กมีขนาดเกรนละเอียด ธาตุเหล่านี้มี Nb, Ti, V และ Al การเติมธาตุเหล่านี้กับเหล็กที่มีคาร์บอน 0.03–0.08% และแมงกานีสถึง 1.5% ทำให้ได้เหล็กมีเกรนละเอียดที่มีความแข็งแรง 450–550 MN/m² (ปกติเหล็กกล้าอ่อน (mild steel) มีความแข็งแรง 220–250 MN/m²) และอุณหภูมิเปลี่ยนแปลงจากเหนียวเป็นเปราะต่ำขนาด -70 °C เหล็กชนิดนั้นเรียกว่า High Strength Low Alloy (HSLA) หรือ micro-alloyed steel

การควบคุมขนาดเกรนระหว่างการควบคุมการรีด

กลไกของการทำให้เกรนละเอียดในการควบคุมการรีดคือการตกผลึกใหม่ของออสเทนไนท์ระหว่างการแปรรูปร้อน เรียกว่า dynamic recrystallization (DRX) กระบวนการนี้ได้รับอิทธิพลจากอุณหภูมิและอัตราการแปรรูปซึ่งเกิดขึ้นระหว่างแต่ละ pass ของลูกรีด แต่ในออสเทนไนท์ที่ไม่มี particle อยู่ อุณหภูมิสูงในการรีดร้อนจึงนำไปสู่การโตขึ้นของเกรน (grain growth) อย่างรวดเร็ว ทำให้การทำให้เกรนละเอียดระหว่างการรีดร้อนมีผลน้อยลง

การจะปรับปรุงสภาพเช่นนี้ให้ดีขึ้นได้ ถ้ามีอนุภาค (particle) ที่ละเอียดใน matrix ของออสเทนไนท์ พวกอนุภาคมักจะอยู่ตามขอบเกรน ช่วงสั้นๆ ของขอบเกรนจะถูก

แทนที่ด้วย อนุภาค เมื่อขอบเกรนพยายามจะเคลื่อนที่ออกจากอนุภาคนั้น จะเกิด drag บนขอบเกรนจากอนุภาค ทำให้หน่วงเหนี่ยวการเคลื่อนที่ของขอบเกรน

การตรึงขอบเกรนโดย อนุภาค พิจารณาได้จากสูตร

$$r_{crit} = \frac{6r_0 f (3 \frac{2}{z})^{-1}}{\pi}$$

z เป็นอัตราส่วนของรัศมีของ matrix กับ เกรนที่กำลังโตขึ้น

f คือ volume fraction ของ อนุภาค

r₀ คือ ขนาดของอนุภาค

เมื่อขนาดของอนุภาคเล็กกว่า r_{crit} ตัว อนุภาค จะสามารถตรึงการเคลื่อนที่ของขอบเกรนไว้ได้

การควบคุมขนาดเกรนที่อุณหภูมิสูง ต้องมีการตกตะกอนที่ละเอียดตรงขอบเกรนและไม่ละลายอย่างสมบูรณ์ในออสเทนไนท์แม้แต่ที่อุณหภูมิ 1200–1300 °C ธาตุที่ทำให้เกรนละเอียดที่ดีที่สุดคือพวกคาร์ไบด์และไนไตรด์ เช่น Nb, Ti, V และ Al ซึ่งอยู่แต่ในรูปของไนไตรด์ (ดูรูปที่ 2) เนื่องจากมีทั้งคาร์บอนและไนโตรเจนในเหล็กกล้าและไนไตรด์ จะมีเสถียรภาพมากกว่าคาร์ไบด์ จึงเป็นไปได้ว่าคาร์โบ-ไนไตรด์คือตัวทำให้เกรนละเอียดที่ได้ผลที่สุด ยกเว้นกรณีของ AlN

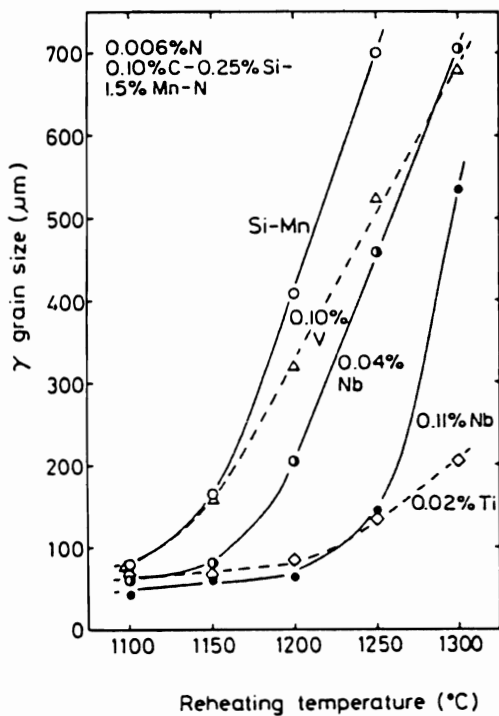


Fig. 2 Variation of γ grain size with reheating temperature

สิ่งที่สำคัญพอกันคือดีกรีการละลายของ อนุภาคเหล่านี้ ในออสเทนไนท์ ต้องสามารถละลายได้เพียงพอที่อุณหภูมิการ ทำให้เป็นออสเทนไนท์สูงสุด เพื่อให้เกิดอนุภาคที่ละเอียด ระหว่างการควบคุมการรีดที่อุณหภูมิต่ำลงเมื่อการรีด คืบหน้าไป solubility product ของคาร์ไบด์และไนไตรด์ หลายตัวแสดงไว้ในรูปที่ 3 ซึ่งเป็นฟังก์ชันของส่วนกลับของ อุณหภูมิสัมบูรณ์ พวกสารประกอบเหล่านี้ละลายได้น้อยแต่ เพิ่มขึ้นในช่วงอุณหภูมิวิกฤต (900-1300 °C) (ดูรูปที่ 4) ในทางตรงกันข้าม คาร์ไบด์ของโครเมียมและโมลิบดีนัม มีความสามารถในการละลายสูงกว่ามาก ซึ่งจะละลายอย่าง สมบูรณ์ในออสเทนไนท์ถ้าอุณหภูมิสูงพอ และจะไม่ตกตะกอน จนกว่าจะถึงอุณหภูมิต่ำกว่าช่วงอุณหภูมิวิกฤตสำหรับการโตขึ้น ของเกรน (grain growth)

สมการต่อไปนี้ใช้สำหรับความสามารถในการละลาย แสดงเป็น % โดยน้ำหนักกับฟังก์ชันของ T

$$\begin{aligned} \log_{10}[Al] [N] &= -6770/T + 1.03 \\ \log_{10}[V] [N] &= -8330/T + 3.46 \\ \log_{10}[Nb] [C] &= -6770/T + 2.26 \\ \log_{10}[Ti] [C] &= -7000/T + 2.75 \end{aligned}$$

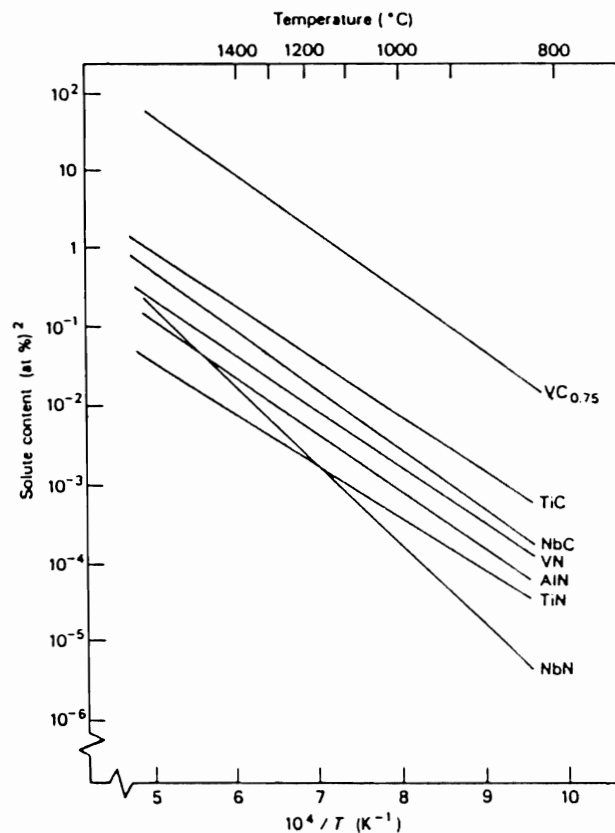


Fig. 3 Solubility products of carbides and nitrides in austenite as a function of temperature (Aronsson. In: *steel Strengthening Mechanisms*. Climax Molybdenum Co., 1969)

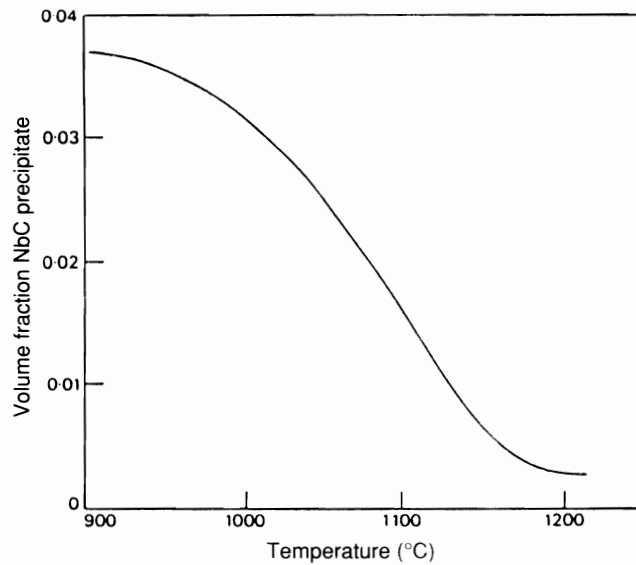


Fig. 4 Solubility curve for NbC in a steel with 0.15C 1.14Mn - 0.04Nb (Hoogendoorn and Spanraft. In: *Micro - alloying 75*. Union Carbide Corporation. 1975)

ส่วนผสมของธาตุผสมใน HSLA steel อาจมีต่าง ๆ กัน จึงจะกล่าวถึงหลักการทั่วไปที่ใช้กับสารประกอบที่เป็นตัวทำให้ออสเทนไนต์ละเอียดอย่างได้ผล เมื่ออาจจำกัดการโตขึ้นของเกรนที่อุณหภูมิการทำให้เป็นออสเทนไนต์ได้บ้างจากการกระจาย (dispersion) ที่เหลืออยู่ การทำให้เกรนละเอียดในเหล็กนั้นคือระหว่างการรีดขณะที่อุณหภูมิลดลงตามลำดับและคาร์บอนไนไตรต์ละเอียดตกตะกอนจากออสเทนไนต์ precipitate ใหม่จะทำให้

1. เพิ่ม strain ที่การตกผลึกใหม่เริ่มเกิด (รูปที่ 5)
2. จำกัดการเคลื่อนที่ของขอบเกรน (รูปที่ 6)

ออสเทนไนต์อาจจะเกิดการตกผลึกใหม่หลายครั้งระหว่างการควบคุมการรีด และผลทั้งหมดจะเป็นการทำให้เกรนออสเทนไนต์ละเอียดมาก เมื่ออุณหภูมิของเหล็กลดลงมาถึงอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสออสเทนไนต์/เฟอร์ไรต์ การแปรรูปออสเทนไนต์ในขั้นหลัง ๆ ที่อุณหภูมิต่ำกว่าอาจไม่เกิดการตกผลึกใหม่ขึ้น ทำให้ได้เกรนออสเทนไนต์ที่ถูกรูปมา

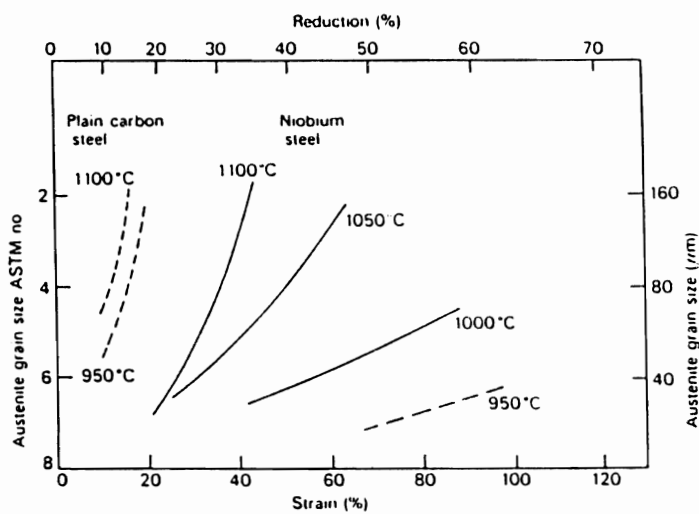


Fig. 5 Critical Strain needed to complete recrystallization of austenite as a function of deformation temperature and grain size. Comparison of Nb steel with plain carbon steel (Tanaka *et al.*, In: *Micro - alloying 75*. Union Carbide Corporation. 1975)

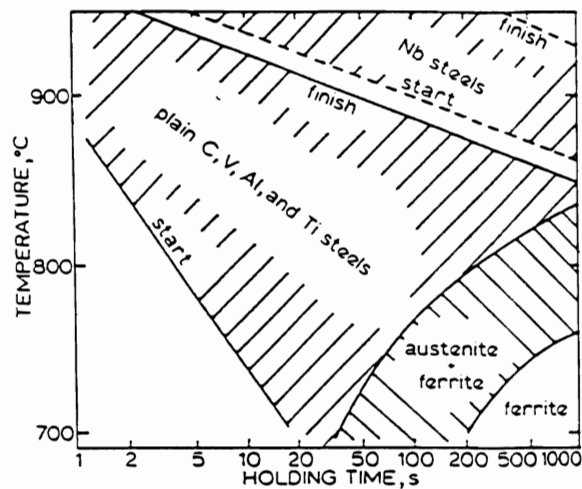


Fig. 6 Recrystallization of austenite following single deformation of 50% in various steels;

มีรูปร่างยาวรีและแบนจากการรีดอาจเปลี่ยนเฟสโดยตรงไปสู่เฟอไรต์ ในขั้นสุดท้ายของการควบคุมการรีด การโตขึ้นของเกรนของออสเทนไนท์อาจไม่เกิดขึ้น ด้วยการเย็นตัวเร็วจากอุณหภูมิสุดท้าย (finishing temperature) ซึ่งทำให้การเปลี่ยนเฟสออสเทนไนท์/เฟอไรต์เกิดขึ้นได้เส้น A_r ปัจจุบันนี้จะรีดต่อไปในช่วงการเปลี่ยนเฟสออสเทนไนท์/เฟอไรต์หรือแม้แต่บริเวณที่เป็นเฟอไรต์ทั้งหมด การทำแบบนี้ทำให้ขนาดเกรนเล็กลงและแรงครากสูงขึ้นในขั้นงานสุดท้าย (รูปที่ 7) แต่ load ที่จะใช้ในการรีดก็สูงขึ้นมาก

จากการใช้การควบคุมการรีด และการกระจายของคาร์บอนไนตรายด์ที่ละเอียดในเหล็กกล้าธาตุผสมต่ำ มีความเป็นไปได้ที่จะให้ได้เฟอไรต์ที่มีขนาดเกรน 5-10 ไมครอน จากความสัมพันธ์ Hall-Petch ระหว่างขนาดเกรนกับแรงคราก ใช้กับ micro-alloyed steel ได้เป็นเส้นตรงระหว่างแรงครากกับ $1/\sqrt{d}$ (ดูรูปที่ 8) การเติม 0.05-0.09% Nb กับเหล็กกล้าคาร์บอนธรรมดา ทำให้ขนาดเกรนของเฟอไรต์ละเอียด <5 ไมครอน ($1/\sqrt{d}=14$) และมีค่าแรงครากสูงขึ้นมาก การเพิ่มขึ้นประมาณ 100 MN/m^2 ระหว่างเหล็ก C-Mn และเหล็ก C-

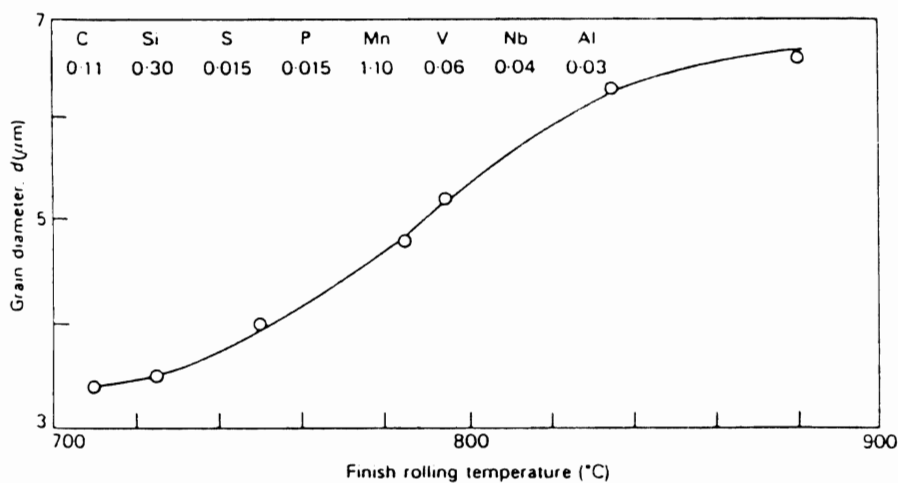


Fig. 7 Effect of finish rolling temperature on final ferrite grain size of a micro - alloyed steel (after McKenzie. Proc. Rosenhain Centenary Conference. Royal Society.)

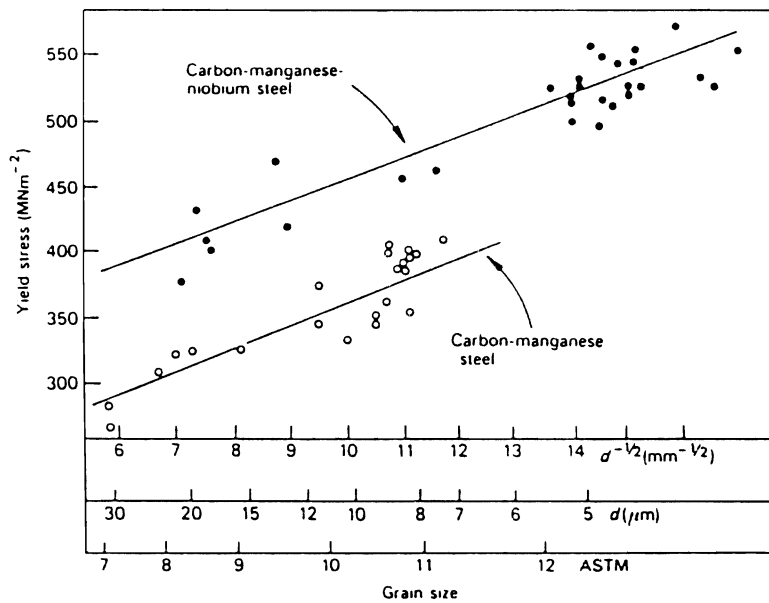


Fig. 8 Effect of grain size on yield stress of a carbon - manganese - niobium steel (Le Bon and Saint Martin. In: *Micro - alloying 75*. Union Carbide Corporation. 1975)

Mn-Nb เกิดจาก dispersion strengthening จาก NbC จากรูปที่ 9 เส้น curve 2 เส้นล่างจากชิ้นงานที่เย็นตัวในอากาศหลังจากทำเป็นออสเทนไนท์ที่ 950 °c ถ้าทำเป็นออสเทนไนท์ที่อุณหภูมิสูงขึ้น เช่น 1100 °c และ 1250 °c ตามด้วยการเย็นตัวในอากาศจะได้กราฟเส้นตรงที่มีความลาดชันกว่า แสดงถึงการเพิ่มขึ้นอย่างมากของแรงครากกับขนาดเกรน การเพิ่มขึ้นมากนี้เนื่องจากการตกตะกอนของ NbC ระหว่างการเย็นตัวหลังจากทำเป็นออสเทนไนท์ที่อุณหภูมิสูงขึ้น

Dispersion strengthening ระหว่างการควบคุมการรีด จากข้อมูลของความสามารถในการละลายบอกเป็นนัยว่า ใน micro - alloyed steel คาร์ไบต์และคาร์โบ-ไนไตรด์ Nb, Ti และ V จะตกตะกอนต่อเนื้อระหว่างกระบวนการรีดเมื่ออุณหภูมิลดลง ขณะที่ผลเบื้องต้นของ dispersion ที่ละเอียดเหล่านี้คือการควบคุมขนาดเกรนก็เกิด dispersion strengthening ด้วย การแข็งขึ้นจากเหตุนี้ขึ้นกับทั้งขนาดของอนุภาคของออสเทนไนท์และ interparticle spacing โดย parameter นี้จะขึ้นกับชนิดของสารประกอบที่จะตกตะกอนและปริมาณธาตุผสมจำนวนน้อย micro - alloying element ในเหล็กกล้า แต่อุณหภูมิการละลาย (solution temperature) สูงสุดและรายละเอียดของประวัติการควบคุมการรีดก็เป็นตัวแปรที่สำคัญ

เป็นที่ทราบกันว่าการตกตะกอนไม่ใช่เกิดในออสเทนไนท์เท่านั้น แต่ยังเกิดในระหว่างการเปลี่ยนเฟสเป็นเฟอร์ไรท์ การตกตะกอนของคาร์ไบต์ของ Nb, Ti และ V เกิดต่อเนื่องกัน การตกตะกอนมีขนาดเล็กมากระหว่าง 650-850 °C เป็นไปได้ว่ามีส่วนสำคัญในการทำให้เกิด dispersion strengthening ในการที่ VC มีความสามารถในการละลายในออสเทนไนท์สูงกว่า ผลจะมีมากขึ้นเมื่อมีธาตุนี้กับ Ti และ Nb ตามลำดับ ถ้าอัตราการเย็นตัวเมื่อผ่านการเปลี่ยนเฟสสูงทำให้เกิด acicular ferrite ที่อิมตัวยิ่งยวด คาร์ไบต์จะตกตะกอนในเกรนตาม dislocation ที่มีมากในเฟอร์ไรท์แบบนี้

เมื่อได้ส่วนผสมที่เหมาะสมกับ micro - alloyed steel แล้ว volume fraction สูงสุดของ precipitate ที่จะละลายในสารละลายของแข็งของออสเทนไนท์ที่อุณหภูมิสูงให้ใช้จากการคำนวณ (stoichiometric composition) กล่าวคือถ้าใช้ Ti (at.wt.=47.9) จะรวมตัวกับปริมาณหนึ่งในสี่ของน้ำหนักของคาร์บอน (at.wt.=12) เช่น 0.025%C กับ 0.10%Ti ในรูปที่ 10 เส้น stoichiometric ของ TiC ต่อออกไปบนเส้นความสามารถในการละลายของ TiC ที่ 1100 °c, 1200 °c และ 1300 °c ถ้าพิจารณาการตกตะกอนในเหล็กที่มี 0.10%Ti เย็นตัวจาก 1200 °c ที่ปริมาณคาร์บอนต่ำ (ข้างซ้ายของเส้น stoichiometric) ปริมาณคาร์ไบต์ถูกจำกัดโดยปริมาณ

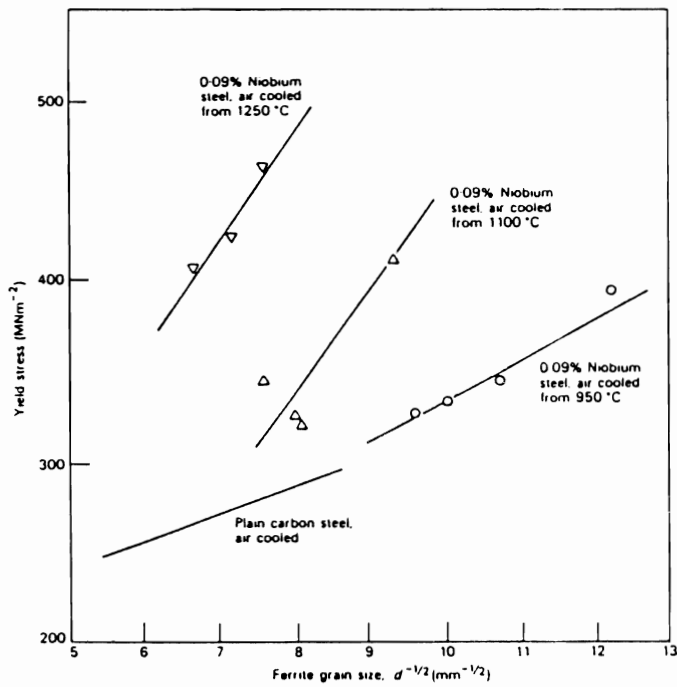


Fig. 9 Effect of austenitizing temperature on the yield strength of a 0.1C - 0.6 Mn - 0.09Nb steel (Gladman *et al.*, In: *Micro - alloying 75*. Union Carbide Corporation. 1975)

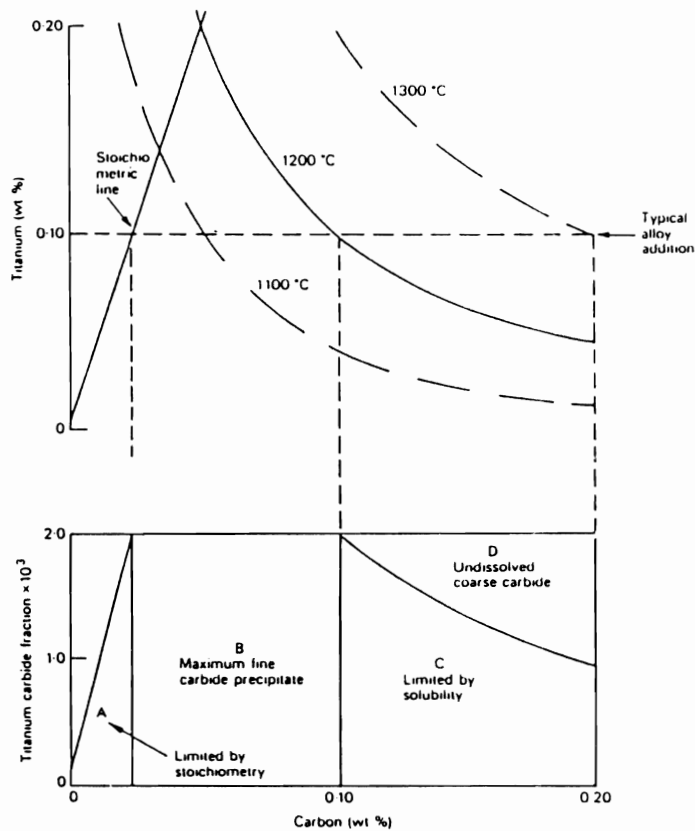


Fig. 10 Effect of stoichiometry on the precipitation of TiC in a micro - alloyed steel (Gladman *et al.*, In: *Micro - alloying 75*. Union Carbide Corporation. 1975)

คาร์บอนคือโซน A ที่กราฟล่าง สำหรับปริมาณคาร์บอนระหว่างเส้น stoichiometric กับ เส้นความสามารถในการละลายที่ 1200 °C potential สูงสุดของ volume fraction ของ TiC ที่เล็กน้อยจะฟอร์มตัวจากการเย็นตัว (โซน B) เมื่อปริมาณของคาร์บอนเกินค่าจำกัดของความสามารถในการละลาย (>0.10%) Ti จะตกตะกอนอย่างต่อเนื่องที่ 1200 °C เป็นคาร์ไบด์หยาบ ทำให้ลดปริมาณ Ti ที่จะรวมตัวกับคาร์บอนเป็น TiC เล็กๆ ระหว่างการเย็นตัว เนื่องจากคาร์ไบด์หยาบไม่ขัดขวางการโตขึ้นของเกรน จึงไม่ต้องการให้เกิดคาร์ไบด์แบบนี้ อุณหภูมิการทำให้เป็นออสเทนไนท์ที่สูงเป็นสิ่งจำเป็น

ที่จะให้ได้ประโยชน์สูงสุดจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ละเอียดนี้

ความแข็งแรงของ micro-alloyed steel

ในการควบคุมการรีดเหล็กกล้า micro-alloyed มีกลไกการทำให้แข็งขึ้นอย่างน้อย 3 ชนิด ซึ่งทำให้ได้ความแข็งแรงสุดท้ายที่ต้องการ หาได้จากส่วนผสมของเหล็กและรายละเอียดของ TMT ที่ทำกับเหล็กกล้า พิจารณาเหล็กที่มี 0.2%C, 0.2%(Si), 0.15%V และ 0.15%N กับการเพิ่มปริมาณแมงกานีส ดังรูปที่ 11

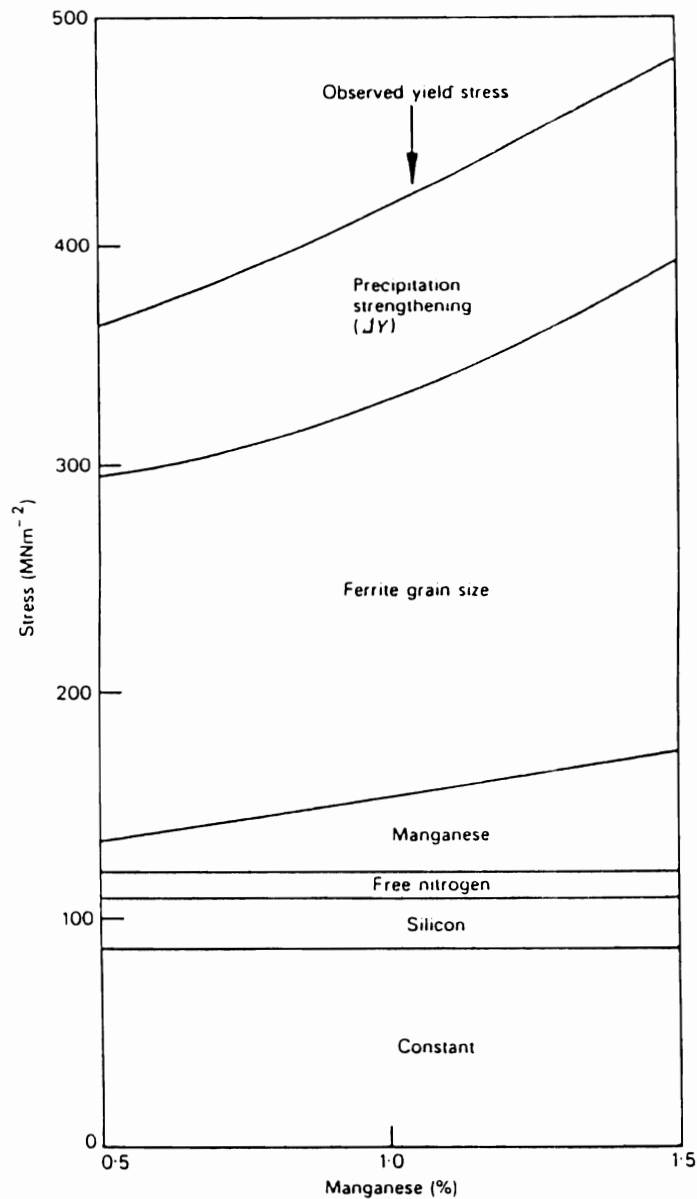


Fig. 11 The contributions to strength in a 0.2 C - 0.15 V steel as a function of Mn content (Gladman *et al.*, In: *Micro-alloying 75*. Union Carbide Corporation. 1975)

ประการแรกคือ solid solution strengthening ที่เพิ่มขึ้นจาก Mn, Si และ N อีสาระ

ประการที่สองคือ ขนาดเกรนที่เพิ่มขึ้น แรงครากก็มีปริมาณที่เพิ่มขึ้นซึ่งแปรตามรายละเอียดของ TMT

ประการสุดท้ายคือ การเพิ่มขึ้นของ dispersion Strengthening

ผลรวมทั้งหมดคือการใช้แรงคราก 350–500 MN/m² ในตัวอย่างนี้เหล็กเย็นตัวในอากาศจาก 900°C แต่ถ้าควบคุมการรีดมาถึง 800°C หรือต่ำกว่า ความแข็งแรงจะเพิ่มขึ้นมาก

ผลของอุณหภูมิสุดท้ายของการรีดมีความสำคัญต่อการได้ขนาดเกรนและได้ความแข็งแรงระดับที่ต้องการสำหรับเหล็กชนิดนั้นๆ การรีดผ่านช่วงการเปลี่ยนเฟสจนถึงช่วงเกิดเฟอร์ไรต์โดยสมบูรณ์เพื่อให้ได้ subgrain ของเฟอร์ไรต์ที่ละเอียดซึ่งความแข็งแรงจะเพิ่มขึ้น ในอีกแบบหนึ่งคือการหยุดการรีดเหนือการเปลี่ยนเฟสออสเทนไนท์/เฟอร์ไรต์ และเปลี่ยนธรรมชาติการเปลี่ยนเฟสโดยการเพิ่มอัตราการเย็นตัว การขดเป็นวง (coiling) ที่อุณหภูมิหนึ่งทำให้อัตราการเย็นตัวช้า จะให้ความแข็งแรงที่ต่ำกว่าอัตราการเย็นตัวเร็วโดยการฉีบน้ำหลังจากการรีด แบบเย็นตัวเร็วนี้สามารถเปลี่ยนเฟอร์ไรต์

จาก equiaxed เป็น Widmanstätten ที่มีความหนาแน่นของ dislocation มากกว่ามาก จะได้เหล็กที่มีคุณสมบัติเชิงกลดี ในบางกรณี sharp yield stress จะหายไป ซึ่งเป็นประโยชน์ต่อการขึ้นรูปแผ่นเหล็ก เช่น pipe manufacture ซึ่งต้องการ stress-strain curve ที่ต่อเนื่องกัน

บทสรุป

การควบคุมการรีดเหล็กกล้ามีจุดมุ่งหมายที่จะให้ได้เกรนที่ละเอียดซึ่งเพิ่มความแข็งแรง และความแกร่งของเหล็กกล้าในสภาพที่ผ่านการรีดมา (as-hot-rolled condition) นอกจากนี้จากการที่ continuous casting สามารถประหยัดพลังงานได้มากนั้น ทำให้มีความพยายามจะพัฒนาการควบคุมการรีดประสานกับ continuous casting นี้ โดยการใส่แผ่นเหล็กร้อน (hot slab) เข้าไปในเตาเผาใหม่ (reheat furnace) แบบ Hot Charge Rolling (HCR) หรือการรีดต่อเนื่องโดยไม่ต้องเผาใหม่ แบบ Hot Direct Rolling (HDR) ซึ่งจะเป็นการเพิ่มประสิทธิภาพในการผลิตให้สูงยิ่งขึ้นไปอีก