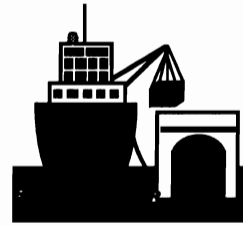


เหล็กแผ่นรีดเย็น



ผศ.ดร.ประสงค์ ศรีเจริญชัย
ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ
คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ในกระบวนการผลิตเหล็กแผ่นรีดเย็น จะเริ่มจากม้วนเหล็กแผ่นรีดร้อน ผ่านการกัดกรด (pickling) เพื่อกัดเอาสนิมเหล็ก (scale) ที่ผิวออก ล้างน้ำ เป่าแห้ง ทาน้ำมัน ก่อนจะม้วนและส่งต่อไปสู่แท่นรีดเย็นที่รีดให้เหล็กแผ่นมีความหนาที่กำหนด จากนั้นจะผ่านการทำความสะอาดด้วยไฟฟ้า (electrolytic cleaning) เพื่อขจัดน้ำมันหรือสิ่งติดผิวอยู่ ออบอ่อนใน reducing gas แบบ Batch Annealing (BA) หรือแบบต่อเนื่อง (Continuous Annealing, CA) เพื่อให้เกิดการตกผลึกใหม่ ทำให้ grain growth สม่าเสมอ มีความเหนียวดี จากนั้นปล่อยให้เย็นตัวแล้วตามด้วย temper rolling เพื่อขจัด yield point elongation และม้วนเก็บอีก อาจจะมีการปรับให้ราบ (levelling) ก่อนจะตรวจสอบความหนา ความกว้าง คุณภาพผิว คุณสมบัติเชิงกล แล้วทาน้ำมันป้องกันสนิมก่อนจัดส่งให้ลูกค้าต่อไป

เหล็กแผ่นรีดเย็นโดยทั่วไปได้รับการแยกแยะตามค่า r และ total elongation (EI) เป็น 4 เกรดดังรูปที่ 1 คือ CQ (commercial quality), DQ (drawing quality), DDQ (deep drawing quality), และ EDDQ (extra deep drawing quality) โดยเหล็กแผ่นรีดเย็นเกรด CQ เป็นเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่มี C 0.15%max, Mn 0.60%max เกรด DQ และ DDQ มี C 0.10%max, Mn 0.50%max และมีแรงดึงไม่น้อยกว่า 270 N/mm² (ตามมาตรฐาน BS1449)

เหล็กแผ่นรีดเย็นที่ใช้ส่วนใหญ่ในงาน press-forming ต้องมีคุณสมบัติ (1) มีความเหนียว (ductility) สูง (2) drawability ดี และ (3) anti-aging ความเหนียวสูงได้มาจาก EI สูง และแรงครากต่ำ drawability ดีได้จากการเรียงตัวของผลึก (crystal orientation) ของแผ่นเหล็กโดยประเมินค่าจากค่า Lankford value (ค่า r value) ส่วน anti-aging เป็นคุณสมบัติการต้านทานการแย่งลงของคุณสมบัติเชิงกลจากการเกิด age hardening เพราะการแพร่ซึมของ C และ N อิสระที่ละลายอยู่!

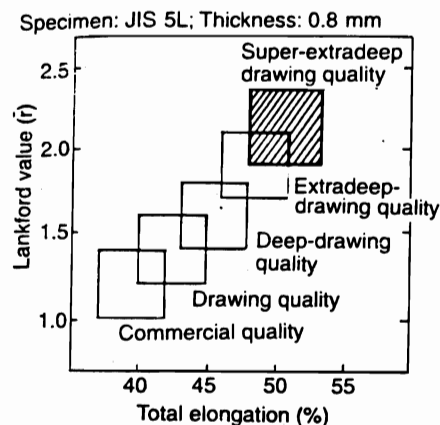


Fig.1 Super-formable Steel Sheets

ความสามารถในการขึ้นรูปเหล็กแผ่น (sheet formability) ขึ้นกับ stretchability กับ drawability โดย stretchability หมายถึงความทนทานต่อการเกิดคอคอด (necking) เฉพาะแห่งและทนทานต่อความเค้นการขึ้นรูปที่ซับซ้อน (complex deformation stress) มี stretchability ดีได้เมื่ออัตราการ work hardening (n) สูง ขนาดเกรนโตส่งเสริมให้ค่า n สูง แต่ไม่ควรโตเกิน ASTM No.6 (0.044 มม.)² สำหรับการมี drawability ดีนั้นดูได้จาก anisotropy (r value) ค่า r วัดได้จากอัตราส่วนของความเครียดด้านกว้างต่อความเครียดด้านหนาบนแผ่นขึ้นงานทดสอบแรงดึง และ mean plastic strain r หรือ $r_m = [r_0 + 2r_{45} + r_{90}]/4$ drawability ที่ดีของเหล็กกล้า Al-killed (AIK) ที่ผ่านการรีดเย็นและอบอ่อนนั้นเกิดจาก {111} sheet texture ที่เกิดขึ้นจากการอบอ่อน drawability ดีเมื่อ $r_m > 1.4$ โดยมี {111} texture และไม่มี {100} texture ค่า r_m สูงสุดในเหล็กกล้า AIK เมื่อมี Al 0.025–0.04% และ N 0.005–0.010% ดังรูปที่ 2⁴ ในเหล็กกล้า AIK การจะให้เกิด {111} texture นั้น กระบวนการก่อนหน้านั้นควรป้องกันการตกตะกอนของ AlN สแลบจึงต้องแช่ให้นานพอจะละลาย AlN โดย Slab reheating temperature (SRT) สูงและมี Finishing temperature (FT) สูง Coiling temperature (CT) ต่ำ 600 °C⁵ เพื่อให้เหล็กแผ่นที่ผ่านการรีดร้อนมา (hot band) มี Al, N ละลายอยู่อย่างอิมดัวที่ยังยวด หลังจากรีดเย็นการอบอ่อนแบบ BA อบให้เหล็กแผ่นร้อนขึ้นช้า เกิด AlN สัมพันธ์กับการตกผลึกใหม่กับเกิด {111} texture ได้ การเกิด {111} texture ได้ดีเมื่อ AlN ตกตะกอนก่อนหรือพร้อมกับเกิดการตกผลึกใหม่ หาก AlN ตกตะกอนช่วงรีดร้อนหรือหลังจากเกิดการตกผลึกใหม่จะทำลาย texture ลดค่า r_m เหลือ

ประมาณ 1 เท่านั้น ที่อุณหภูมิมากกว่า 600 °C การตกผลึกใหม่เกิดขึ้นก่อนการตกตะกอนของ AlN และในการอบอ่อนแบบ BA อัตราการอบให้ร้อนขึ้นอีกที่ช้าทำให้ AlN ตกตะกอนก่อนและหน่วงเหนี่ยวการตกผลึกใหม่ได้ สำหรับการอบอ่อนแบบ CA ที่มีอัตราการให้ความร้อนสูง 500 K/นาที่ เวลาอบอ่อน 1–5 นาที ที่ 650–900 °C ซึ่งใช้กับพวก hot dip galvanized sheet, tin-plate นั้น อัตราการให้ความร้อนเร็วจนถึงอุณหภูมิที่เกิดการตกผลึกใหม่ก่อนการตกตะกอนของ AlN จึงไม่ได้ texture ที่ต้องการต้องให้มีการม้วนเก็บที่อุณหภูมิสูงกว่า 700 °C จนเกิดการตกตะกอนของ AlN และมีขนาดโตขึ้นดังรูปที่ 3⁵ การอบอ่อนแบบ CA ต่อมาทำให้ได้ $r_m = 1.4–1.6$ AlN หยิบขึ้นเพิ่มความต้านทานต่อการเกิด aging และเพิ่มความเหนียวที่

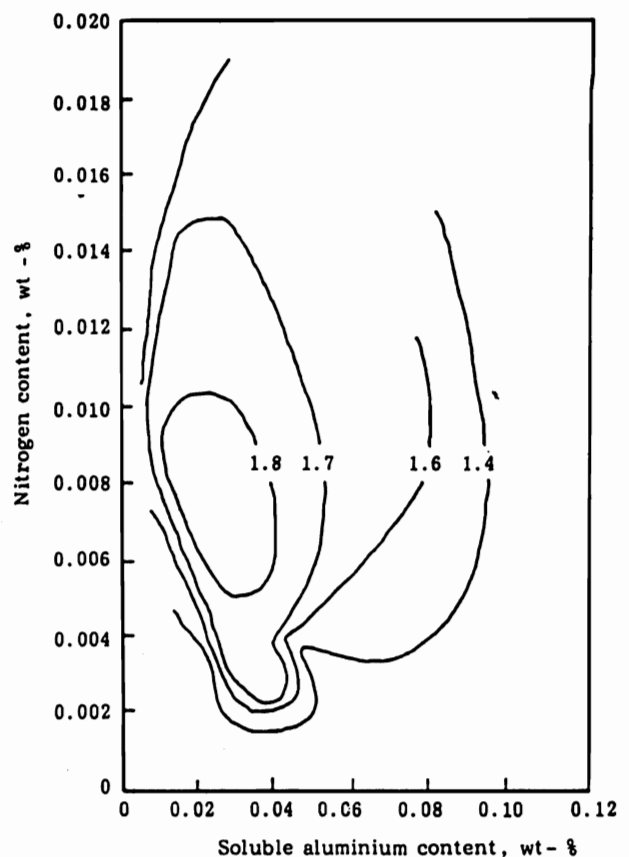


Fig.2 Effect of finished sheet Al and N contents on r_m values of Al-killed steels (after Hudd)

อุณหภูมิห้องด้วยดั่งรูปที่ 4⁶ ในกรณีการอบอ่อนแบบ CA นี้ C กับ N ที่ละลายอยู่ในเนื้อเหล็กลด {111} texture ระหว่างการอบอ่อนซึ่งก็ลด drawability ด้วย โดยทั่วไปจะให้ SRT เพื่อให้ AlN ไม่ละลายและเมื่อ CT สูงก็ทำให้ AlN มีขนาดโตขึ้นและขนาดเกรนโตขึ้นด้วย การมี CT สูง >730 °C ช่วยให้เกิดซิเมนต์ไคท์ที่มีขนาดใหญ่ซึ่งก็จะไม่ค่อยละลายระหว่างการอบให้ร้อนขึ้นในช่วงอบอ่อนต่อเนื่อง การทำ overaging หลังจากนั้นก็ลดปริมาณ C (กับ N) อีกระลอกได้อีก รูปที่ 5 แสดงอิทธิพลของอุณหภูมิ OA ต่อปริมาณ C ที่ละลายในเนื้อเหล็ก⁷

ในเหล็กแผ่นสำหรับทำ deep drawing ทำการอบสแลบเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำประมาณ 0.05% ที่หล่อต่อเนื่องมาให้ร้อนขึ้นอีกที่อุณหภูมิ 1200 °C หรือสูงกว่าเพื่อให้การรีดสุดท้ายอยู่เหนืออุณหภูมิ Ar₃ และรักษาให้ Al, N ละลายอยู่ในเนื้อเหล็ก ในสภาพม้วนเก็บของเหล็กที่ผ่านการรีดร้อนมาเมื่อ

ต้องการใช้วิธีอบอ่อนแบบ BA² โดยอบเหล็กแผ่นม้วนที่รีดเย็นมาด้วยอัตรา 20-200 K/ชม. ถึงอุณหภูมิ 650-700 °C แชไว้ 2-20 ชม. แล้วเย็นตัวช้าๆ อย่างไม่รีดอบอ่อนแบบ CA ได้โดยให้ CT สูงประมาณ 700 °C เพื่อให้เกรนที่ตกผลึกใหม่โตขึ้นระหว่างการอบให้ร้อนขึ้นอีกอย่างรวดเร็ว ทำการอบอ่อนต่อเนื่องแล้วทำ overaging ด้วยเพื่อให้มีคุณสมบัติ anti-aging จากการตกตะกอนของ C อีกระลอกมาเป็น Fe₃C

กล่าวโดยสรุปแล้ว ในการอบอ่อนแบบ BA ของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ AIK มี CT ต่ำเพื่อให้ Al, N อยู่ในสภาวะละลายของแข็งของ hot band และ AlN ตกตะกอนช่วงอบให้ร้อนช้าๆ ระหว่างการเกิด recovery และการตกผลึกใหม่ ช่วยให้เกิด {111} texture ได้ดี ส่วนการอบอ่อนแบบ CA มี CT สูงเพื่อให้ AlN ตกตะกอนและมีขนาดโตขึ้นใน hot band AlN หยาบไม่มีผลกระทบต่อเกิด texture ช่วงอบอ่อนแต่ช่วยขจัด N อีกระลอกไปด้วย

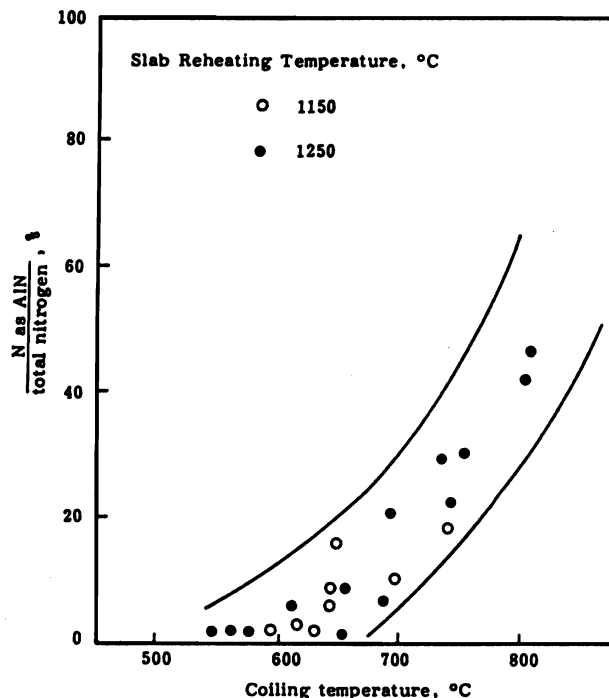


Fig.3 Effect of coiling temperature on precipitation rate of AlN in hot rolled Al-killed steel (~0.05C-0.3Mn-0.01-0.04Al-0.0025-0.006N)

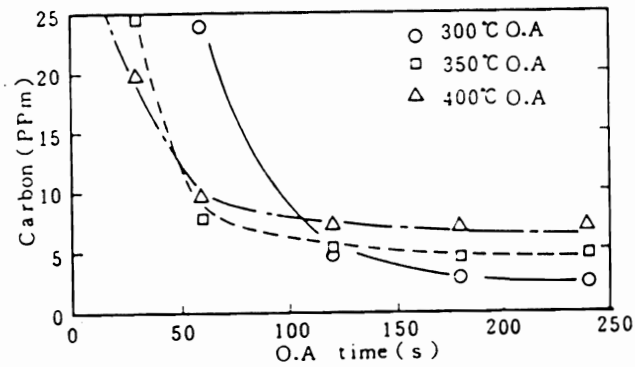


Fig.4 Effect of O.A temperature on the amount of carbon in solution

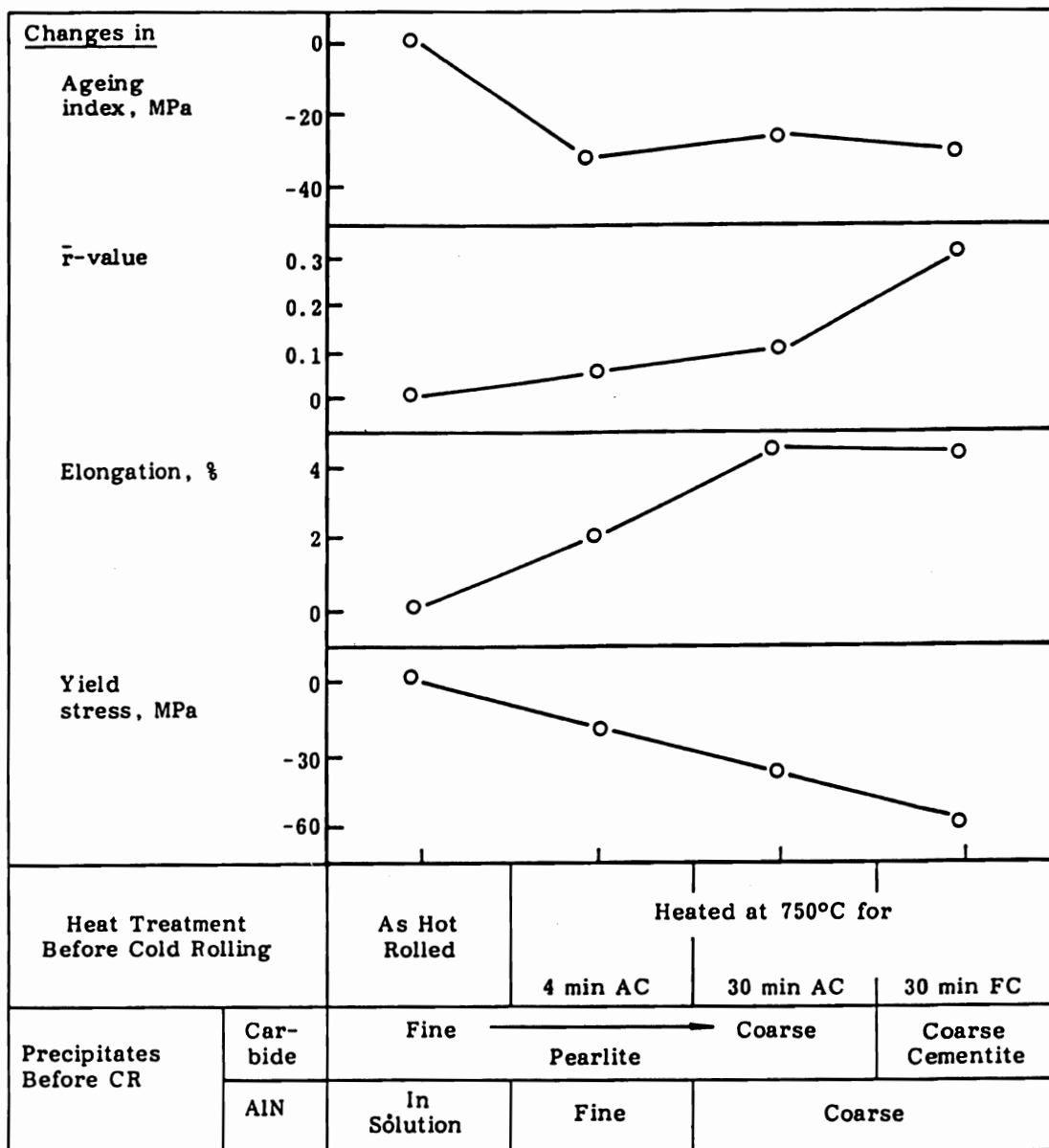


Fig.5 Changes in sheet properties of continuously annealed Al-killed steel with coiling temperature simulation of hot band

ในเรื่องของการต่อต้าน **strain aging** นั้น การอบอ่อนแบบ BA มีอัตราการอบให้ร้อนขึ้นและอัตราการเย็นตัวช้า ช่วงเวลาแช่ที่อุณหภูมิอบอ่อนนาน หากมี Al/N สูงพอ อะลูมิเนียมจะจับไนโตรเจนอิสระเป็น AlN ได้ ทำให้มีคุณสมบัติ anti-aging ได้ ส่วนการอบอ่อนแบบต่อเนื่อง (CA) มีอัตราการให้อบให้ร้อนขึ้นมาและอัตราการเย็นตัวเร็วกับมีเวลาอบอ่อนสั้น จึงมี C, N อิสระละลายอยู่ การทำ overaging ที่ประมาณ 400 °C ก็ยังคงมี C, N ค้างอยู่ในสารละลายของแข็งได้ นอกจากนี้การมี Al/N สูงเพียงพอ(>5)ก็เป็นเรื่องสำคัญในการให้มี N อิสระละลายอยู่ต่ำดังรูปที่ 6 การมี Al อยู่ไม่ได้เป็นหลักประกันว่าจะมีคุณสมบัติ anti-aging ได้ จึงมีการใช้ธาตุ B ในการฟอร์มตัวเป็น BN แล้ว AlN ตกตะกอนบน BN อีกที นอกจากนี้ก็ยังมีการใช้ Ti ในการฟอร์มตัวกับ N เป็น TiN ด้วย

เรื่อง strain aging นี้ได้มีการนำมาใช้ให้เป็นประโยชน์ ในเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่มีแรงคราก 200–250 MPa หลังจากการเคลือบสีแล้วทำการอบสี (paint baked) ที่ 170 °C เป็นเวลา 20 นาที เรียกว่า bake-hardening ที่ได้จากการทำให้เกิด strain aging จาก C ที่ละลายอยู่ strength ที่เพิ่มขึ้นดังรูปที่ 7¹⁰ เรียกว่า Bake hardenability (BH) เพื่อให้แผ่นเหล็กมี dent resistance ดี BH นี้ควรจำกัดอยู่ประมาณ 60–70 MPa เพื่อหลีกเลี่ยงการเกิด aging ที่อุณหภูมิห้อง แต่ก็ต้องมี Al/N >5 และมีคาร์บอนอยู่ระหว่าง 0.025–0.030%⁹ ในการทำเหล็กแผ่น AIK bake hardenable steel จะใช้ SRT ต่ำ 1150°C เพื่อให้ MnS มีขนาดโตกว่า 0.05 ไมครอนและเป็นที่ทำให้ Fe₃C ตกตะกอนบน MnS ระหว่างการทำ overaging ของการอบอ่อนแบบต่อเนื่อง ทำให้มี C อิสระพอที่จะทำ bake hardening และไม่มากเกินไปจนก่อให้เกิดปัญหา stretcher strain

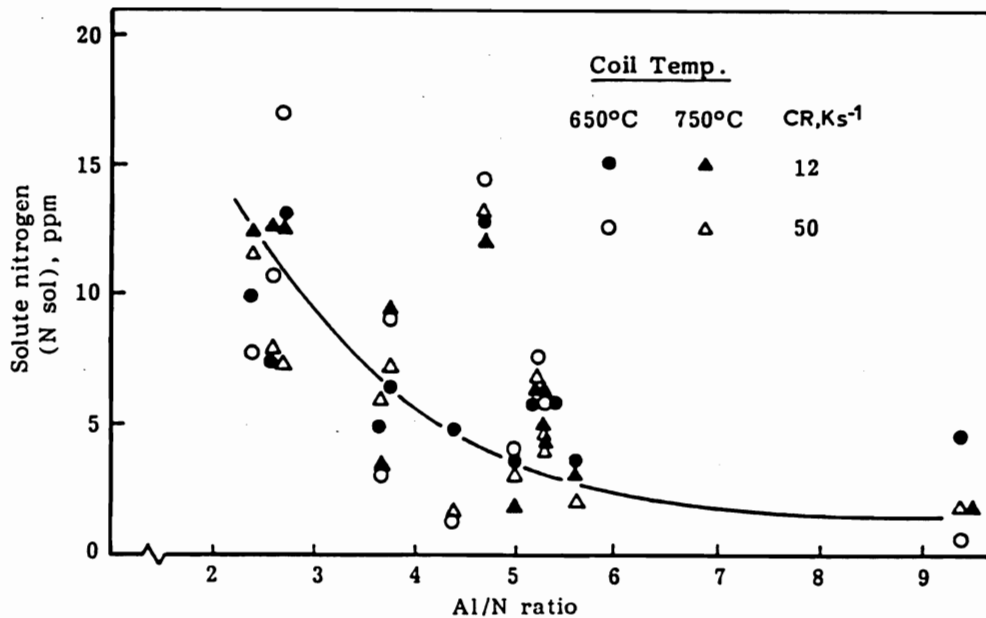


Fig.6 Influence of Al/N ratio on solute nitrogen levels after continuously annealing (CA) low C steel, cooling rates after CA 12 or 50 Ks⁻¹, steels coiled at 650 and 750 °C

เหล็กกล้า IF

เหล็กกล้า IF มีปริมาณ C และ N ต่ำ ขณะเดียวกันก็ต้องมี Ti และ/หรือ Nb พอร์มตัวกับ C และ N เพื่อให้มี C กับ N อิสระน้อยกว่า 1 ppm จนเกือบจะไม่มีอยู่ตาม interstitial ของสารละลายของแข็งของเหล็ก ทำให้มีคุณสมบัติ anti-aging ได้ แต่ก่อนเหล็กกล้า IF มีคาร์บอน 0.005-0.10% ต้องเติม Ti และ/หรือ Nb มากกว่าปริมาณ C+N และได้ค่า r สูงเมื่อจับ C, N ตอนรีดร้อน แต่การมี Ti หรือ Nb มากทำให้ความเหนียวแย่งลง เหล็กกล้า IF สมัยใหม่มีคาร์บอนน้อยกว่า 0.005% เติม Ti และ/หรือ Nb น้อยกว่าหรือเท่ากับปริมาณ C+N และมี C หรือ N อิสระอยู่น้อย¹¹ ปริมาณ Ti ที่ต้องการ(Ti*) ใช้เป็นไปตามสูตร¹

$$Ti^* (\%) = Ti(\%) - [1.5S(\%)+3.43N(\%)]$$

Ti นอกจากจะจับกับ N แล้วยังพอร์มตัวกับ S เป็น TiS ด้วยและต่างก็พอร์มตัวที่อุณหภูมิสูง ก่อนที่ Ti จะจับกับ C โดย C นอกจากพอร์มตัวเป็น TiC แล้วอาจจะเกิดเป็น Ti(CN) หรือ $Ti_4C_2S_2$ ก็ได้ ปริมาณส่วนเกินเล็กน้อยจากการที่ Ti จับกับ C, N และ S ช่วยให้ค่า r สูงขึ้นเล็กน้อย โดยค่า r ขึ้นต่อ recrystallization texture ระหว่างการอบอ่อน จึงใช้เป็นตัวพิจารณา deep drawability ของเหล็กแผ่นเหล็กกล้า IF อย่างไรก็ดีปริมาณ Ti และ/หรือ Nb ส่วนเกินนั้นต่างก็ขัดขวางกระบวนการตกผลึกใหม่ระหว่างการอบอ่อน โดย Ti ให้ผลกระทบน้อยกว่า Nb จึงไม่ควรมีมากเกินไปดังรูปที่ 8 และ 9¹²

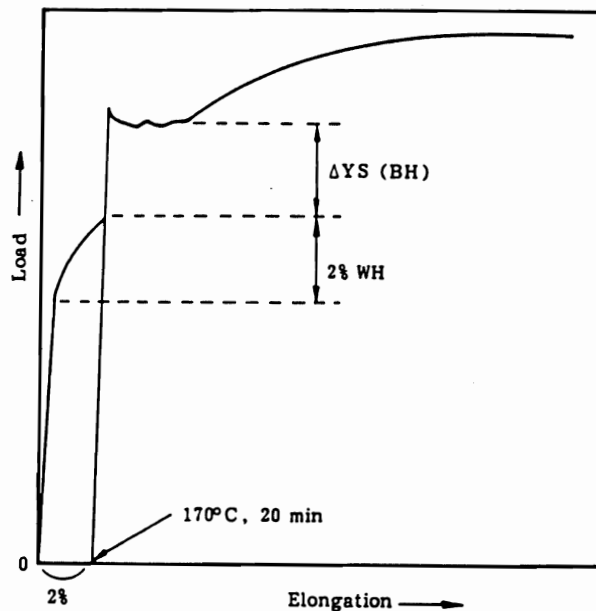


Fig.7 Measurement of bake-hardenability (ΔYS) and work hardenability (WH) by tensile testing; aged 20 min at 170°C

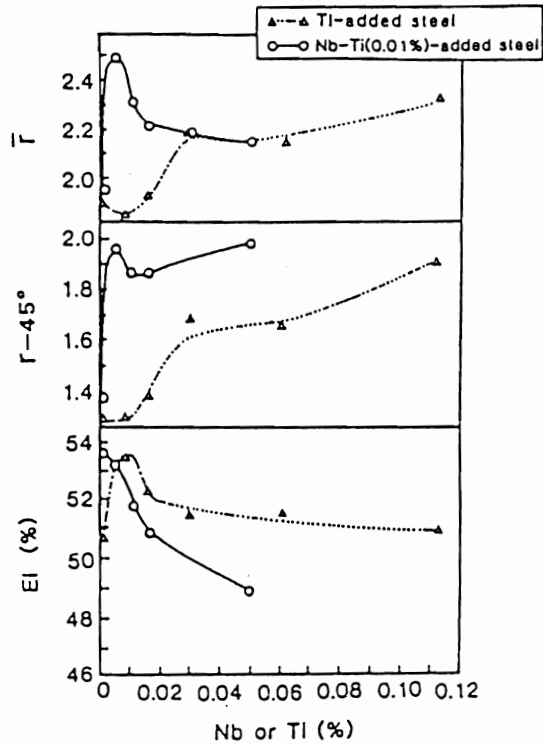


Fig.8 Mechanical properties of Ti-added steels and Nb-Ti (0.010%)-added ones.

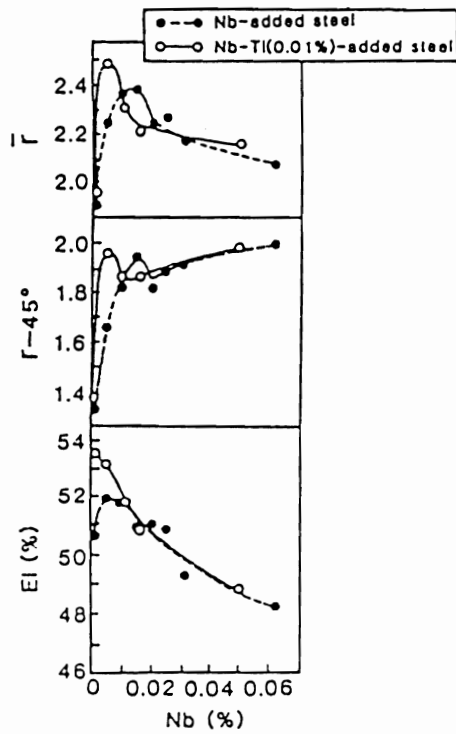


Fig.9 Mechanical properties of Nb-added steels and Nb-Ti(0.010%)-added ones.

เมื่อปริมาณ Ti และ/หรือ Nb เหมาะสมแล้ว สิ่งสำคัญถัดไปก็คือช่วงการรีด อุณหภูมิ SRT มีอิทธิพลต่อค่า \bar{r} ที่ได้หลังการรีดเย็นและอบอ่อนรูปที่ 10 แสดงอิทธิพลของ SRT ต่อค่า EI(%) และค่า \bar{r} ของเหล็กกล้า IF ที่มีคาร์บอน 0.002% โดย FT 880 °C รีดเย็น 79% อบอ่อน 830 °C 40 วินาที¹¹ ที่ SRT < 1100 °C ให้ค่า EI(%) และค่า \bar{r} ที่ดีกว่าที่ SRT สูงกว่า และการเติม Ti อย่างเดียวให้ค่า EI(%) และค่า \bar{r} สูงกว่ากรณีเติม Nb อย่างเดียว กรณีเติม Ti อย่างเดียวมี Ti(C,N) กับ TiS ที่มีขนาดใหญ่และกระจายเบาบางอยู่ใน hot band เมื่อใช้อุณหภูมิ SRT ต่ำนั้น Ti(C,N) กับ TiS ไม่ละลายแต่ขนาดของ precipitate ของ Ti ที่เกิดขึ้นก่อนหน้านี้โตขึ้น ส่งเสริมการเกิด {111} texture ทำให้ค่า \bar{r} สูงขึ้น ส่วนกรณีเติม Nb อย่างเดียวนั้น ในช่วง SRT ต่ำนี้ มี precipitate ของ AlN, MnS โดยไม่มี NbC ที่มีขนาดเล็กละเอียด ดังนั้น NbC ที่ตกตะกอนในช่วงการรีดจึงเป็นผลเสียต่อการอบอ่อนได้ การตกตะกอนของ precipitate ที่มีขนาดใหญ่และกระจายเบาบางช่วยให้เกิด texture การตกผลึกใหม่กับการโตขึ้นของเกรนได้ดีกว่า precipitate ที่ละเอียดและกระจายหนาแน่น

ในช่วงการรีดร้อน ขนาดเกรนของเฟอร์ไรท์ที่ได้หลังจากการรีดร้อนยิ่งละเอียดเท่าไร ยิ่งช่วยส่งเสริมให้ recrystallization texture หลังผ่านการรีดเย็นและอบอ่อนได้ดี¹³ การทำให้ขนาดเกรนเล็กละเอียดได้โดยการเย็นตัวเร็วหลังจากรีดสุดท้ายในช่วงรีดร้อนดังรูปที่ 11¹² ก่อนจะม้วนเก็บซึ่งต้องการให้ม้วนเก็บที่อุณหภูมิสูงเพื่อให้ precipitate ตกตะกอนออกมากที่สุดและมีขนาดโตขึ้นในช่วงม้วนเก็บและเป็นการส่งเสริมให้ precipitate โตขึ้นในช่วง

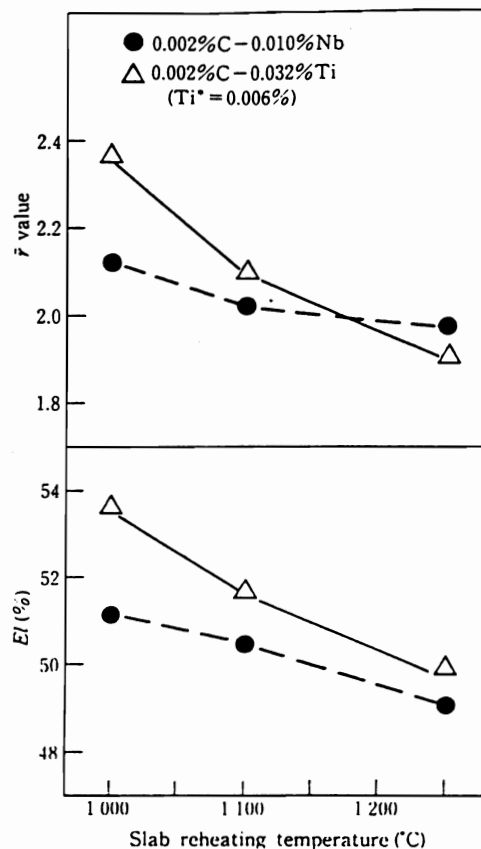


Fig.10 Effect of slab-reheating temperature on mechanical properties of Ti- and Nb-added extralow-carbon steel sheets

อบอ่อนด้วยและการรีดสุดท้ายในช่วงที่เป็นเฟอร์ไรท์ โดยอัตราความเครียดสูงและ % การลดขนาดสูงก็เป็นอีกวิธีหนึ่งที่ทำให้ขนาดเกรนเล็กได้ในกรณีของเหล็กกล้า IF ที่เติม Ti อย่างเดียวดังรูปที่ 12¹⁴ แต่มีข้อเสียในเรื่องความเสียหายจากการรีดที่ทำให้มีความสามารถในการขึ้นรูปด้อยลงไป จำเป็นต้องใช้สารหล่อลื่น อิทธิพลของอุณหภูมิม้วนเก็บ CT ต่อค่า EI(%) กับค่า \bar{r} แสดงไว้ในรูปที่ 13¹⁵ จะเห็นว่าเหล็กกล้าที่มี 0.0033%C, 0.15%Mn, 0.010%P, 0.006%S, 0.045%Al, 0.0034%N, 0.027%Ti ที่มี CT สูง 750 °C ให้ค่า EI(%) กับค่า \bar{r} สูงกว่า CT 650 °C

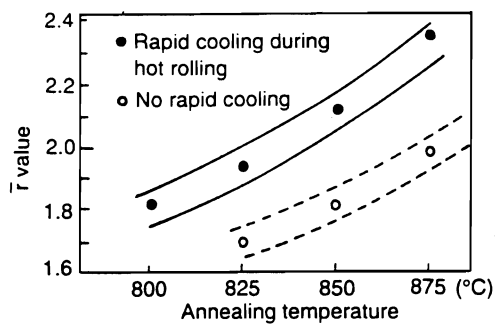


Fig.11 Effect of Annealing Temperatures on r Value of IF-formable Steel

อุณหภูมิการเกิดการตกผลึกใหม่กรณีเติม Ti อย่างเดียวมีค่าน้อยกว่ากรณีเติม Nb อย่างเดียว การเติม Ti อย่างเดียวให้ค่า EI(%) และค่า r สูงกว่ากรณีเติม Nb อย่างเดียวโดยเฉพาะอย่างยิ่งเมื่ออบอ่อนที่ <800 °C ดังรูปที่ 14¹ นอกจากนี้การโตขึ้นของเกรนกรณีเติม Ti อย่างเดียวดีกว่ากรณีเติม Nb อย่างเดียวเพราะ precipitate ของ Nb ละเอียดที่มีขนาดเล็กกว่า 50 nm มีมากกว่า การเติม Nb อย่างเดียวปริมาณเล็กน้อยและการเติม Nb-Ti(0.01%) ทำให้ค่า EI(%) กับค่า r ดีขึ้นได้แต่อุณหภูมิการตกผลึกใหม่สูงขึ้นกว่ากรณีเติม Ti อย่างเดียวอีก 30-40 °C ดังรูปที่ 15-17¹⁶ อย่างไรก็ตาม การเติม Nb ทำให้เกรนเล็กหลังการรีดร้อนซึ่งเป็น 1 ใน 2 ปัจจัย (C กับ N ที่ละลายอยู่, ขนาดเกรน) ที่ส่งเสริม {111} texture ช่วยให้ค่า r ดีขึ้น การอบอ่อนต่อเนื่องที่อุณหภูมิสูง 850-880 °C และ temper rolling 0.5% ของการใช้ Ti-Nb ให้คุณสมบัติเชิงกลดีกว่าเหล็กแผ่นเกรด EDDQ แบบเก่าได้ดังรูปที่ 18-19¹

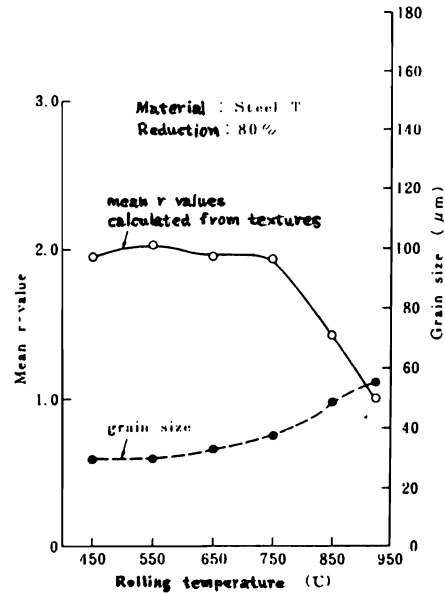


Fig.12 Influence of the rolling temperature on the ferrite grain size and the r-values calculated from the recrystallization textures at the midplane of the hot bands of Steels T

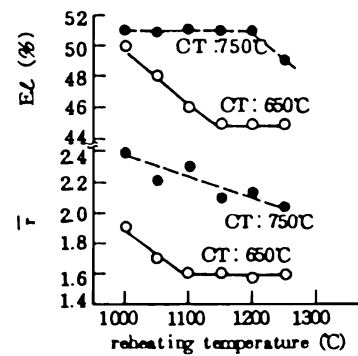


Fig.13 Effect of hot rolling condition on the r value and elongation of annealing sheets (Steel B)

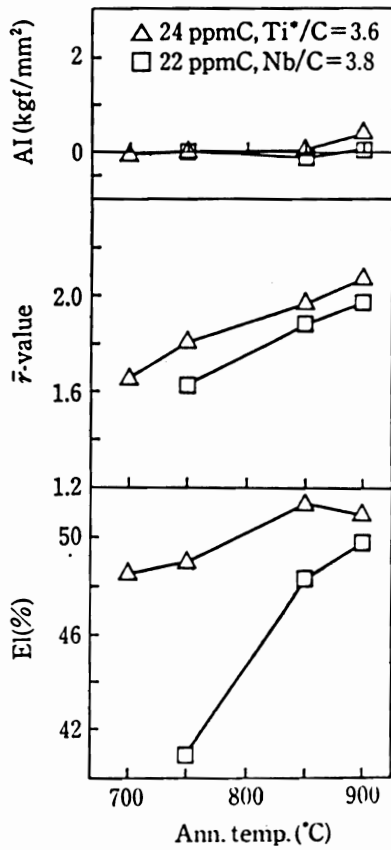


Fig.14 Comparison of mechanical properties between Ti-(steel T) and Nb-bearing (Steel N) sheet steels

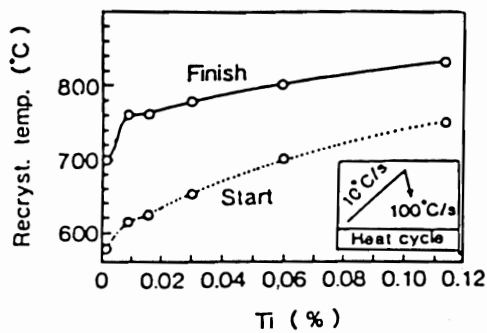


Fig.15 Effect of Ti content on recrystallization temperature (Ti-added steel).

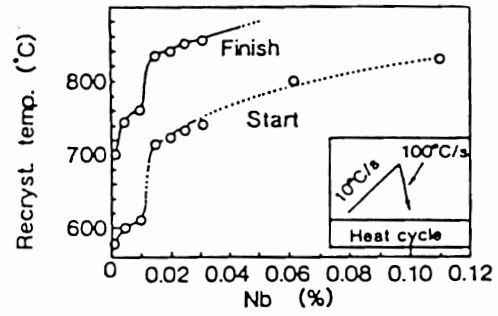


Fig.16 Effect of Nb content on recrystallization temperature (Nb-added steel).

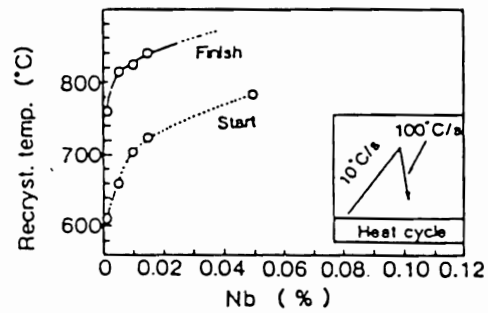


Fig.17 Effect of Nb content on recrystallization temperature (Nb-Ti(0.010%)–added steel).

○	22 ppmC, 0.025 wt.%Ti, 0.005 wt.%Nb
●	27 ppmC, 0.063 wt.%Ti, 0.003 wt.%Nb

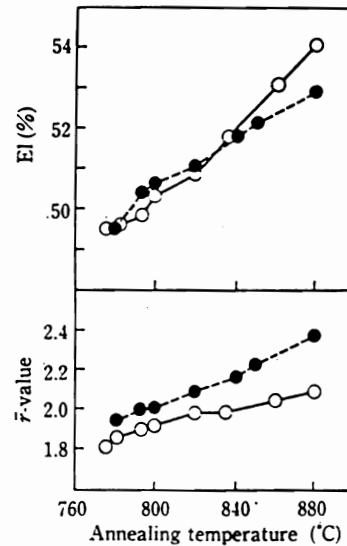


Fig.18 Effect of continuous annealing temperature on elongation and r-value

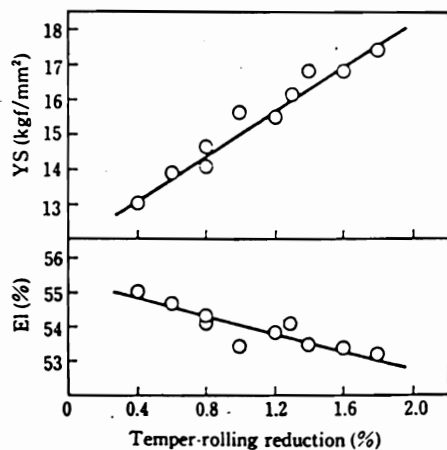


Fig.19 Effect of temper-rolling reduction on elongation and yield strength of continuously annealed sheet steels (C 0.0025 wt.%,Ti 0.030 wt.%, Nb 0.006 wt.%, annealing temperature 850°C)

เอกสารอ้างอิง

- [1] K.Tsunoyama, T.Obara, S.Satoh, H.Abe, O.Shibasaki and N.Uesugi: Kawasaki Steel Technical Report, No.24, April 1991, p.84-90
- [2] F.G.Wilson and T.Gladman: Int. Mater. Rev., 1988, vol.33, No.5, p.274
- [3] S.Mishra and C.Darmann: Int. Met. Rev., 1982, vol.27, No.6, p.307-320
- [4] R.C.Hudd: Met. Mater., 1987, 3, (2), p.71-76
- [5] N.Takahashi, M.Shibata, Y.Furuno, H.Hayakawa, K.Kakuta and K.Yamamoto: in "Metallurgy of continuous annealed sheet steel", (ed. B.L.Bramfitt and PL.Mangonon), p.133-153, 1982, Warrendale, PA, Metallurgical Society of AIME.
- [6] K.Matsuda, K.Osano and K.Kurichara: in "Technology of continuously annealed cold rolled steel", (ed. R.Pradham), p.3-36, 1985, Warrendale, PA, Metallurgical Society of AIME.
- [7] Yamada et.al.: Tetsu-to-Hagane, 1985, vol.71, p.S1360
- [8] P.R.Mould: in "Metallurgy of continuous annealed sheet steel", (ed. B.L.Bramfitt and PL.Mangonon), p.3-33, 1982, Warrendale, PA, Metallurgical Society of AIME.
- [9] P.Messien and V.Leroy: Steel Res., 1985, 56, (12), p.625-631
- [10] A.Okamoto, M.Takahashi and T.Hino: Trans. ISIJ, 1981, 21, p.802-811
- [11] S.Satoh, T.Obara, J.Takasaki, A.Yasuda and M.Nishida: Kawasaki Steel Technical Report, No.12, July 1985, p.36-44
- [12] N.Matsudzu, K.Koyama, A.Itami, T.Takahashi, H.Ohhashi and M.Shibata: CAMP-ISIJ, 3, 1990, p.1816
- [13] H.Takechi: ISIJ International, vol.34, 1994 No.1, p.1-8
- [14] T.Senuma, and K.Kawasaki: ISIJ International, vol.34, 1994 No.1, p.51-60
- [15] S.Sanagi, K.Kawasaki and T.Kawano: CAMP-ISIJ, 2, 1989, p.2015
- [16] H.Takechi, O.Akisue and T.Yamada: The Report presented at the Committee for Ultra Pure Steel, ISIJ, Tokyo, 1989, p.20