

บทที่ 2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง



2.1 ความรู้พื้นฐานของเหล็กกล้า ASTM A 572 เกรด 50

เหล็กกล้า ASTM A 572 เกรด 50 เป็นเหล็กกล้าธาตุผสมปริมาณน้อยมากที่นิยมใช้กันอย่างแพร่หลายในงานโครงสร้างสิ่งก่อสร้าง ซึ่งมีส่วนผสมทางเคมี ดังตารางที่ 2.1 และมีคุณสมบัติเชิงกล ดังตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้า ASTM A 572 เกรด 50 ตามมาตรฐาน ASTM⁴

C max,%	Mn max,%	P max,%	S max,%	Si max,%	Cu min,%	V,%	N max,%
0.23	1.35	0.04	0.05	0.4	0.20	0.01-0.15	0.015

ตารางที่ 2.2 คุณสมบัติเชิงกลของเหล็กกล้า ASTM A 572 เกรด 50⁴

ความเค้นครากต่ำสุด (MPa)	ความเค้นสูงสุด (MPa)	การยืดตัวต่ำสุด (%)
345	456	21

ธาตุต่าง ๆ ที่ผสมลงในเหล็กกล้า ASTM A572 เกรด 50 มีผลต่อคุณสมบัติดังต่อไปนี้

- คาร์บอน** เป็นธาตุที่ช่วยเพิ่มจำนวนเฟิร์ลไลต์ แต่ถ้ามีมากเกินไปจะลดความสามารถในการเชื่อมและลดความแกร่ง
- ไนโตรเจน** สามารถเติมได้มากถึง 0.02 % ช่วยเพิ่มความแข็งแรงของเหล็กที่มีส่วนผสมของวานาเดียม เนื่องจากจะเกิดการตกผลึก (Precipitation) ของวานาเดียมไนไตรด์ และช่วยให้เกรนละเอียด เพราะที่วานาเดียมไนไตรด์ละลายในออสเทนไนท์ได้น้อยกว่าวานาเดียมคาร์ไบด์
- แมงกานีส** เป็นธาตุหลักที่ช่วยเพิ่มความแข็งแรงเมื่อเติมปริมาณมากกว่า 1% โดยจะเกิดเป็นสารละลายของแข็ง (Solid – solution) ในเฟอร์ไรต์นอกจากนี้ยังช่วยลดอุณหภูมิของการเปลี่ยนแปลงจากออสเทนไนท์เป็นเฟอร์ไรต์ และช่วยเพิ่มความแข็งแรงของการตกผลึกให้แก่เหล็กกล้าวานาเดียม
- ซิลิกอน** ใช้เป็นตัวลดการทำปฏิกิริยาระหว่างเหล็กหลอมเหลวกับอากาศ โดยเติมมากถึง 0.35 % ถ้าเติมมากเกินไปจะลดความแกร่งและความสามารถในการเชื่อม

ทองแดง	เมื่อเติมประมาณ 0.2 % จะช่วยเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนจากบรรยากาศ
ฟอสฟอรัส	เพิ่มความแข็งแรงโดยเกิดเป็นสารละลายของแข็งในเฟอร์ไรท์ แต่จะไปลดความเหนียว
โครเมียม	มักถูกเติมไปกับทองแดง เพื่อปรับปรุงความต้านทานการกัดกร่อนจากบรรยากาศ เนื่องจากจะเกิดชั้นฟิล์มออกไซด์เคลือบบนผิวเหล็ก
นิกเกิล	มีผลปานกลางในการเพิ่มความแข็งแรง ช่วยเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนจากบรรยากาศและน้ำทะเล โดยเฉพาะเมื่อรวมกับทองแดงและฟอสฟอรัส
โมลิบดีนัม	ปรับปรุงความสามารถในการชุบแข็ง เพิ่มคุณสมบัติที่อุณหภูมิสูง
อลูมิเนียม	เป็นธาตุที่ช่วยลดการออกซิไดซ์ที่ใช้อย่างกว้างขวาง ช่วยยับยั้งการโตของเกรน ออสเตนไนท์ระหว่างได้รับความร้อน
วานาเดียม	เพิ่มความแข็งแรงโดยกลไกการตกผลึก (Precipitation) และช่วยให้เกรนเฟอร์ไรท์ละเอียด
ไทเทเนียม	เพิ่มความแข็งแรงโดยการตกผลึกและควบคุมรูปร่างของซัลไฟด์เมื่อเติมปริมาณน้อย ๆ (<0.025 %) จะช่วยจำกัดการโตของเกรนออสเตนไนท์

เมื่อผสมธาตุต่าง ๆ เข้าด้วยกันแล้วจะได้เหล็กกล้าธาตุผสมปริมาณน้อยมากและสามารถสรุปกลไกที่เพิ่มความแข็งแรง คือ

1. การทำให้เกรนละเอียด (Grain refinement) โดย

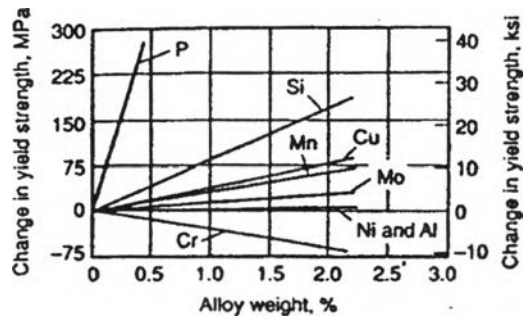
1.1 เติมไทเทเนียมหรืออลูมิเนียม เพื่อยับยั้งการโตของเกรนออสเตนไนท์เวลาที่เหล็กได้รับความร้อนขณะมีการแปรรูปหรือขบวนการอบชุบ

1.2 ควบคุมการรีดขณะเป็นออสเตนไนท์จนกระทั่งกลายเป็นเกรนเฟอร์ไรท์ที่ละเอียด

1.3 เพิ่มธาตุผสมบางตัวและหรือให้อัตราการเย็นตัวที่เร็วขึ้น เพื่อลดอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงจากออสเตนไนท์เป็นเฟอร์ไรท์

2. การตกผลึก (Precipitation) ของคาร์ไบด์และไนตรไครด์ของธาตุผสมที่มีขนาดเล็กละเอียดภายในโครงสร้างพื้นฐานที่มีความเหนียวอยู่แล้ว เช่น เฟอร์ไรท์และทำให้เหล็กมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น โดยไม่มีผลให้ความเหนียวลดลง และยังไม่เปลี่ยนแปลงคุณสมบัติการเชื่อม

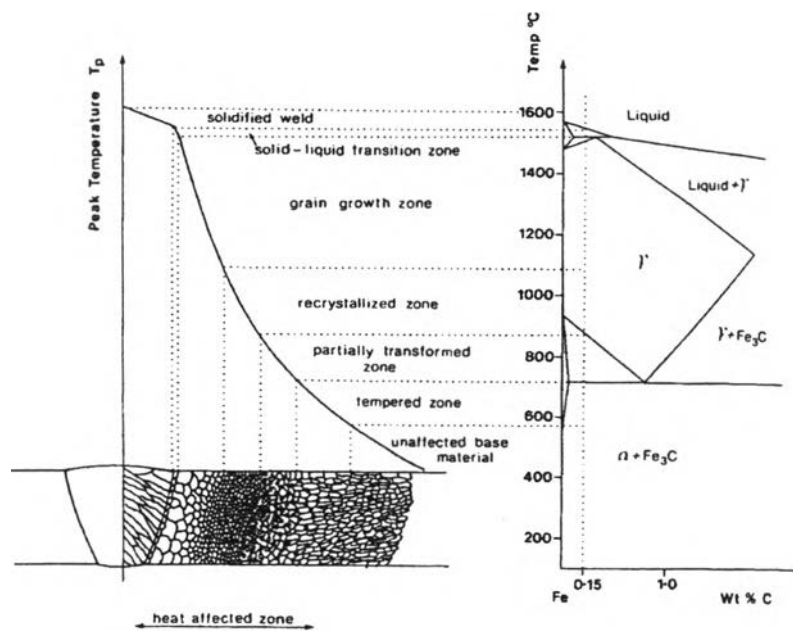
3. สารละลายของแข็ง (Solid-solution) ดังผลแสดงในรูปที่ 2.1



รูปที่ 2.1 การเพิ่มความแข็งแรงให้กับเฟอร์ไรต์ด้วยสารละลายของแข็ง⁵

2.2 บริเวณกระทบร้อน (Heat – affected zone)

เมื่อมีการเชื่อมต่อโลหะด้วยความร้อนจนถึงจุดหลอมเหลว จากนั้นมีการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ก่อให้เกิดรอบการเชื่อมที่รุนแรง ส่งผลให้โครงสร้างจุลภาคดั้งเดิมและสมบัติของโลหะในบริเวณใกล้เคียงรอยเชื่อมเปลี่ยนแปลง เราเรียกบริเวณดังกล่าวนี้ว่าบริเวณกระทบร้อน (Heat - affected zone หรือ HAZ)



รูปที่ 2.2 บริเวณย่อยภายใน HAZ ของเหล็กกล้าคาร์บอน (0.15 wt %C) โดยเทียบกับแผนภูมิ

สมดุล Fe-Fe₃C³

บริเวณกระทบร้อนสามารถแบ่งเป็นบริเวณย่อยได้ตามรูปที่ 2.2 โดยบริเวณย่อยต่าง ๆ มีโครงสร้างจุลภาคที่ต่างกันทำให้มีสมบัติทางกลที่ต่างกัน บริเวณกระทบร้อนมีโครงสร้างจุลภาคต่างกันขึ้นกับชนิดของโลหะพื้นและลักษณะของรอบการเชื่อม เช่น อัตราการให้ความร้อน เวลาที่

ค้างไว้ที่อุณหภูมิสูงและอัตราการเย็นตัว ปัจจัยต่าง ๆ เหล่านี้มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงเฟสและปฏิกิริยาการตกผลึก บริเวณย่อยต่าง ๆ ได้แก่

1. บริเวณที่มีการโตของเกรน (Grain growth zone) ในขณะที่เชื่อมบริเวณนี้มีอุณหภูมิสูงประมาณ $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ พวกอนุภาคคาร์ไบด์และไนไตรด์ต่าง ๆ มีการละลายทำให้เกรนออสเทนไนท์โตขึ้น การโตของเกรนขึ้นกับเวลาที่ค้างไว้ที่อุณหภูมิสูงขณะนั้นและถ้าอัตราการเย็นตัวช้าขนาดของเกรนก็จะยิ่งโต

2. บริเวณเกรนละเอียด (Grain refined region หรือ Recrystallized zone) ขณะเชื่อมอุณหภูมิสูงสุดในบริเวณนี้ลดลง ทำให้ปฏิกิริยาการเปลี่ยนแปลงจาก $\alpha \rightarrow \gamma$ ระหว่างการให้ความร้อนจะมีเวลาไม่พอที่จะเกิดออสเทนไนท์อย่างสมบูรณ์และขนาดเกรนยังคงมีขนาดเล็กมาก นอกจากนี้พวกคาร์ไบด์อาจจะละลายไม่หมด ดังนั้นการเปลี่ยนแปลงจาก $\alpha \rightarrow \gamma$ ขณะเย็นตัวมีแนวโน้มที่จะเกิดโครงสร้าง เฟอร์ไรท์ - เฟอร์ไรท์เกรนละเอียด พื้นที่บริเวณขอบเกรนที่ใหญ่จะช่วยให้เกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรท์และออสเทนไนท์ ที่เหลือค้างที่กึ่งกลางเกรนที่เต็มไปด้วยคาร์บอนจะเปลี่ยนเป็นเฟอร์ไรท์ บริเวณนี้มีแนวโน้มที่จะกว้างโดยเฉพาะในเหล็กกล้าธาตุผสมปริมาณน้อยมาก เนื่องจากผลของคาร์บอนไนไตรด์ในการป้องกันการโตของเกรนที่อุณหภูมินี้

3. บริเวณที่มีการเปลี่ยนแปลงบางส่วน (Intercritical region หรือ Partially transformed zone) อุณหภูมิช่วง $750 - 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ เฟอร์ไรท์ในโลหะพื้นจะเปลี่ยนเป็นออสเทนไนท์อย่างรวดเร็ว ออสเทนไนท์จะมีคาร์บอนและแมงกานีสมาก ทำให้ช่วยลดอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงเฟส จาก $\alpha \rightarrow \gamma$ ดังนั้นเมื่อมีการเปลี่ยนแปลงเฟสจาก $\gamma \rightarrow \alpha$ ตอนเย็นตัวจะได้โครงสร้างจุลภาคที่หลากหลายขึ้นกับเวลาการเย็นตัว ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคที่พบ เช่น เฟอร์ไรท์ อับเปอร์เบนไนท์ ออโตเทมเปอร์มาร์เทนไซต์ หรือ มาร์เทนไซต์ปริมาณคาร์บอนสูง (Twinned)

4. บริเวณเทมเปอร์ (Tempered zone) หรือบริเวณคาร์ไบด์ก่อนกลม บริเวณนี้เกิดการเปลี่ยนแปลงเฟสในช่วงอุณหภูมิ $700 - 750\text{ }^{\circ}\text{C}$ ซึ่งมีการเปลี่ยนแปลง $\alpha \rightarrow \gamma$ เพียงเล็กน้อยเท่านั้นระหว่างให้ความร้อน ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงจากแลมเบลลาร์เฟอร์ไรท์เป็นอนุภาคก่อนกลมของ Fe_3C (เฟสสีดำ).

5. บริเวณที่ไม่เปลี่ยนแปลงหรือโลหะพื้น (Unaffected base metal) บริเวณนี้มีอุณหภูมิสูงสุด $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ ทำให้รูปร่างขององค์ประกอบต่าง ๆ ไม่เปลี่ยนแปลง อย่างไรก็ตามผลเนื่องจากความร้อนและความเค้นตกค้างสามารถทำให้เกิดไดนามิกสเตรนเอจจิง ปฏิกิริยาการนี้เกี่ยวข้องกับการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน พาเอาสารเจือปนที่แทรกอยู่เช่น C และ N ออกมา แต่ในขณะที่เย็นตัวสารละลายที่เต็มไปด้วยดิสโลเคชันจะถูกล็อกอยู่กับที่อย่างแข็งแรง ทำให้บริเวณนี้มีคุณสมบัติที่เปราะปัญหานี้สามารถแก้ได้โดยเพิ่มแนวการเชื่อมให้มีหลายแนว

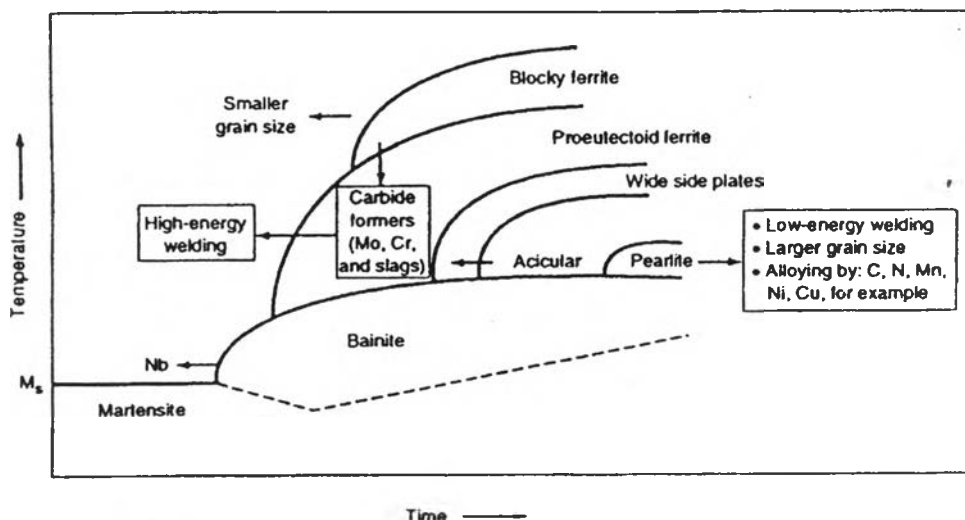
2.3 การทำนายโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของบริเวณกระทัน 3

โดยพื้นฐานการผลิตเหล็กความแข็งแรงสูง จะต้องทำให้โครงสร้างจุลภาคมีขนาดเกรนเล็กที่สุดเท่าที่จะทำได้ คุณสมบัติความแข็งแรงสูงกับความแกร่งที่ดี หรืออุณหภูมิที่เปลี่ยนจากเหนียวเป็นเปราะที่อุณหภูมิต่ำในเหล็กกล้า สามารถทำได้ด้วยกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งเกรนจะต้องละเอียดโดยไม่ทำให้เกรนมีความแข็งขึ้นมาก ความรุนแรงของรอบการเชื่อมที่มีพลังงานสูง ๆ เช่น การเชื่อมใต้ฟลักซ์ อาจทำให้ขนาดเกรนเพิ่มขึ้นมากกว่า 10 เท่า ณ บริเวณใกล้เส้นหลอมเหลวสำหรับเหล็กกล้าที่มีปริมาณคาร์บอนเทียบเท่าสูง (Carbon equivalent ≥ 0.4) บริเวณที่เกรนโตจะประกอบไปด้วยมาร์เทนไซต์ นอกจากนี้ปริมาณมาร์เทนไซต์จะเพิ่มขึ้นเมื่อความร้อนที่ให้ต่ำลง ($\Delta t_{8/5}$ ลดลง)

$\Delta t_{8/5}$ นั้นเป็นค่าที่ใช้แทนเวลาการเย็นตัว โดยจะบอกเป็นเวลาที่ใช้ในการเย็นตัวผ่านช่วงอุณหภูมิ 800 – 500 °C เนื่องจากช่วงอุณหภูมินี้คาบเกี่ยวช่วงอุณหภูมิวิกฤตระหว่าง A_{r1} และ A_{r3} $\Delta t_{8/5}$ ขึ้นกับความร้อนที่ใช้ ชนิดของวัสดุ รูปทรงงานเชื่อม คือถ้าความร้อนที่ใช้ในการเชื่อมเพิ่มขึ้นหรือความหนาโลหะแผ่นลดลง จะส่งผลให้อัตราการเย็นตัวระหว่างช่วงอุณหภูมินี้ลดลงด้วย

โครงสร้างจุลภาคของบริเวณที่เกรนโตจะเป็นตัวกำหนดคุณสมบัติของรอยเชื่อม การทำนายโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของบริเวณนี้ จำเป็นที่จะต้องมีความรู้ทางด้านปริมาณและขอบเขตของบริเวณเกรนโต รวมทั้งรอบการเชื่อมด้วย ขอบเขตหรือความกว้างของบริเวณเกรนโตมีความสำคัญมากในการตัดสินความยาวมากสุดของการแผ่ขยายของรอยแตก ซึ่งสัมพันธ์กับความแกร่งต่อการแตกหัก (Fracture toughness) รอบการเชื่อมมีความสำคัญในการกำหนดขอบเขตของเกรนโตและอัตราการเย็นตัว ในการทำนายโครงสร้างจุลภาคโดยทั่วไปมีสองวิธี วิธีแรกคือทดสอบจากรอบเชื่อมจริงซึ่งมีราคาแพง วิธีที่สองคือใช้การทดลอง เช่น การจำลองการเชื่อมของตัวอย่างเพื่อทดสอบ Charpy V – notch, crack opening displacement (COD) หรือใช้แบบจำลองทางทฤษฎี วิธีที่สองนี้มีความน่าเชื่อถือน้อยกว่าแต่มีราคาถูกกว่าและสามารถควบคุมตัวแปรต่าง ๆ ได้ง่าย ในงานวิจัยนี้เลือกใช้วิธีการจำลองการเชื่อม

อย่างไรก็ดีกระบวนการที่เกิดขึ้นในบริเวณกระทันจะไม่อยู่ในสภาวะสมดุล ด้วยเหตุนี้จึงจำเป็นต้องใช้แผนภูมิ CCT (Continuous cooling transformation) ดังตัวอย่างรูปที่ 2.3 ทำนายโครงสร้างจุลภาค



รูปที่ 2.3 แผนภูมิ CCT สำหรับรอยเชื่อมเหล็กกล้าคาร์บอนและเหล็กกล้าธาตุผสมต่ำ แสดงถึงโครงสร้างจุลภาคที่เป็นไปได้ และผลของธาตุผสมต่อการเปลี่ยนแปลงของผลิตภัณฑ์ที่เวลาการเย็นตัวต่าง ๆ⁶

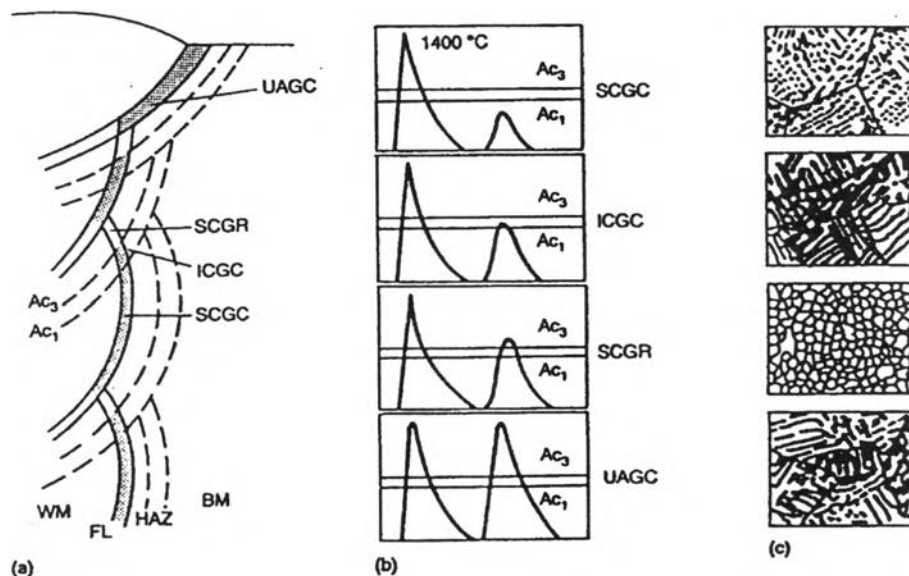
2.4 การจำลองการเชื่อม (Welding simulation)³

วิธีนี้มีประโยชน์อย่างมากในการจำลองรอบการเชื่อมภายใต้สภาวะการทดลองเพื่อให้ได้ข้อมูลเกี่ยวกับโครงสร้างจุลภาคและคุณสมบัติที่เปลี่ยนแปลงในบริเวณกระทบร้อน ถึงแม้ว่าโครงสร้างจุลภาคและคุณสมบัติที่เปลี่ยนแปลงสามารถตรวจสอบและวัดได้จากงานเชื่อมจริง แต่ในทางปฏิบัติแล้วเป็นการสะดวกกว่าถ้าสามารถทำกับชิ้นงานทดสอบแทน ด้วยเหตุนี้จึงมีการสร้างเครื่องจำลองการเชื่อมขึ้นมา โดยใช้การเหนี่ยวนำกระแสและความต้านทานของชิ้นงานเป็นตัวกำเนิดความร้อนและใช้น้ำหรือแก๊สเป็นตัวหล่อเย็นชิ้นงาน วัดอุณหภูมิของชิ้นงานขณะจำลองการเชื่อมด้วยเทอร์โมคัปเปิล (Thermocouple) ที่ถูกเชื่อมแบบจุดติดที่ผิวชิ้นงาน ทั้งนี้สามารถกำหนดลักษณะของรอบการเชื่อมแสดงเป็นความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิกับเวลาเป็นแบบใด ๆ ก็ได้ และแสดงออกมาเป็นกราฟความสัมพันธ์โดยเครื่องพิมพ์ โดยทั่วไปเครื่องนี้สามารถสร้าง $\Delta t_{8/5}$ ได้ต่ำสุด 3 วินาที อัตราการเพิ่มอุณหภูมิสูงสุดประมาณ $200^{\circ}\text{C s}^{-1}$ ด้วยข้อจำกัดดังกล่าวกระบวนการเชื่อมแบบ TIG หรือ MIG หรืออื่น ๆ ที่มีความร้อนการเชื่อม (Heat input) ต่ำ เช่น เลเซอร์ และลำอิเล็กตรอน จะไม่สามารถจำลองได้ ขนาดชิ้นงานที่ใช้ใกล้เคียงกับชิ้นงานทดสอบความแกร่งคือ หน้าตัด 12.7×12.7 มม. ยาว 60 มม. เป็นขนาดเผื่อไว้สำหรับเตรียมชิ้นทดสอบความแกร่งต่อไป

2.5 การเชื่อมหลายแนว (Multi-run welds)^{3,6}

การเชื่อมหลายแนวจะทำให้บริเวณกระทบบร้อนได้รับความร้อนหลายครั้ง และช่วยให้โครงสร้างจุลภาคละเอียดขึ้น เป็นการปรับปรุงความแกร่งและลดความเค้นตกค้างเมื่อเทียบกับการเชื่อมแนวเดียวที่มีขนาดหน้าตัดเท่ากัน ทั้งนี้มีสาเหตุมาจาก

1. รอบการเชื่อมครั้งหลังจะช่วยทำให้ขนาดเกรนของบริเวณกระทบบร้อนจากรอบการเชื่อมก่อนหน้านี้อะเอียด เกิดการนอร์มัลไลซ์ (Normalizing)
2. พลังงานความร้อนทั้งหมดที่เข้าไปในรอยเชื่อมหนึ่งรอยจะลดลงเนื่องจากแท่งอิเล็กโทรดมีขนาดเล็กกลง ดังนั้นปริมาณเกรนโตก็จะลดลงตามไปด้วย
3. การเชื่อมครั้งก่อนเปรียบเสมือนเป็นการให้ความร้อนก่อนการเชื่อมครั้งต่อไปซึ่งจะส่งผลให้ $\Delta t_{9/5}$ เพิ่มขึ้น
4. แนวการเชื่อมครั้งหลังจะช่วยผ่อนคลายความเค้นตกค้างของแนวเชื่อมครั้งก่อน ผลของการเชื่อมหลายแนวแสดงดังรูปที่ 2.4



Subcritically reheated grain-coarsened (SCGC) zone คือ ช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า Ac_1
 Intercritically reheated grain-coarsened (ICGC) zone คือ ช่วงอุณหภูมิระหว่าง Ac_1 กับ Ac_3
 Supercritically reheated grain-refined (SCGR) zone คือ ช่วงอุณหภูมิระหว่าง Ac_3 กับ $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$
 Unaltered grain-coarsened (UAGC) zone คือ ช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ หรือ สูงกว่า $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$

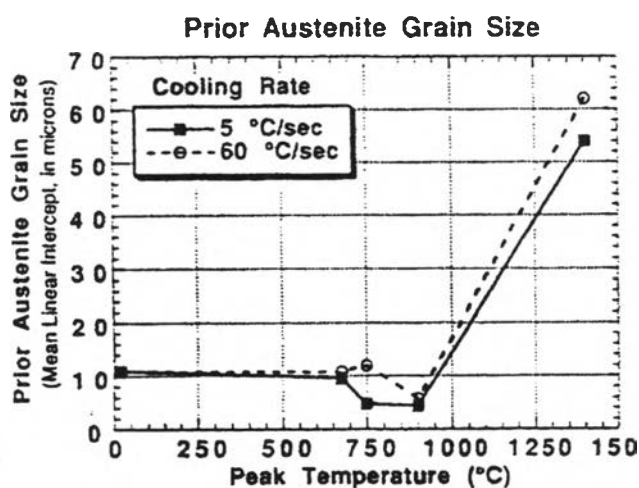
รูปที่ 2.4 บริเวณย่อยต่าง ๆ ที่เกิดขึ้นในบริเวณที่เกรนโตของบริเวณกระทบบร้อนด้วยการเชื่อมหลายแนว (a) ตำแหน่งบริเวณย่อยเทียบกับเนื้อโลหะพื้น (Base metal, BM) และรอยเชื่อม (Weld metal, WM) (b) กราฟแสดงรอบการเชื่อมเทียบกับเส้น Ac_3 และเส้น Ac_1 (c) โครงสร้างจุลภาคที่บริเวณย่อยต่าง ๆ⁶

2.6 งานวิจัยเกี่ยวกับการจำลองการเชื่อม

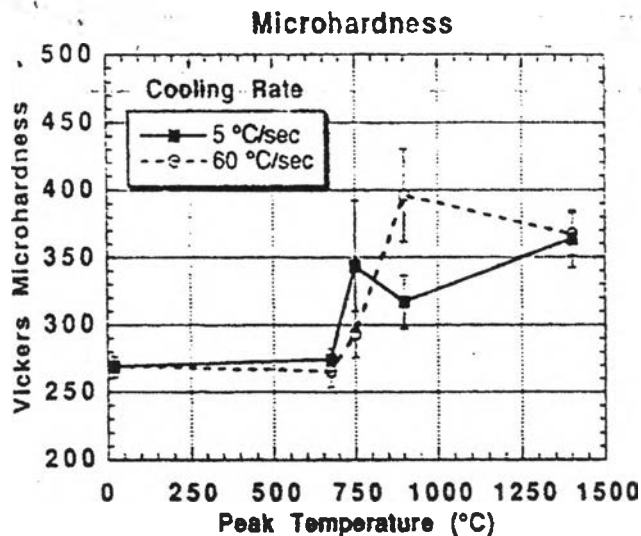
G. SPANOS, R.W.FONDA, R.A.VANDERMEER, และ A.MATUSZESKI⁷ ได้จำลองรอบการเชื่อมเพื่อดูการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของเหล็ก HSLA – 100 (มีส่วนผสมทางเคมีดังตารางที่ 2.3) ที่บริเวณกระทบร้อนโดยให้ความร้อนแก่ชิ้นงานขึ้นไปถึงอุณหภูมิสูงสุด 4 ค่า คือ 675°C, 750°C, 900°C และ 1400°C จากนั้นทำให้เย็นด้วยอัตราการเย็นตัว 60°C/s และ 5°C/s แล้วตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วย TEM พบว่าโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นประกอบด้วย เเทมเปอร์มาร์เทนไซต์ (Tempered martensite) อซิควิลาร์เฟอร์ไรท์ (Acicular ferrite) และออสเตนไนท์เหลือค้าง (Retained austenite) อีกเล็กน้อย เฟสเหล่านี้ประกอบด้วยผลึกของทองแดงและผลึกของไนโอเบียมคาร์ไบด์ในทรายด์ตามขอบเกรน ขณะที่อนุภาคซีเมนไตท์เกรนโตจะอยู่ตามขอบเกรนออสเตนไนท์ที่เกิดก่อน (Prior austenite)

ตารางที่ 2.3 ส่วนผสมทางเคมี (%โดยน้ำหนัก) ของเหล็กเหล็กกล้า HSLA-100

C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	Nb
0.07	0.80	0.012	0.004	0.37	1.61	3.49	0.57	0.58	0.023	0.028



รูปที่ 2.5 ความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนออสเตนไนท์ที่เกิดก่อน (Prior austenite) กับอุณหภูมิสูงสุดและอัตราการเย็นตัว⁷



รูปที่ 2.6 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งเฉลี่ยกับอุณหภูมิสูงสุดและอัตราการเย็นตัว⁷

ผลการทดลองของ G.SPANOS และคณะสรุปได้ดังนี้

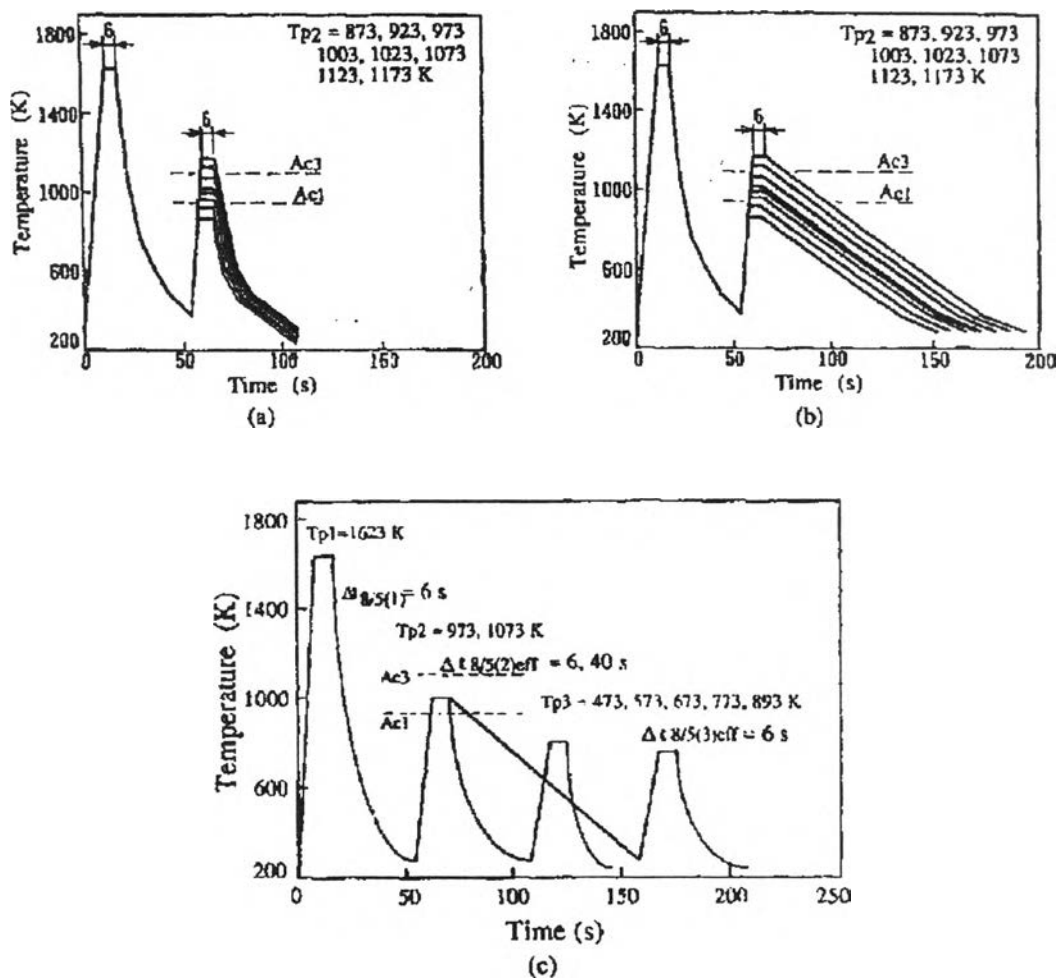
การจำลองบริเวณเทมเปอร์ (Tp = 675 °C) พบว่าโครงสร้างจุลภาคยังคงเหมือนเดิมไม่เปลี่ยนแปลง

การจำลองบริเวณวิกฤต (Intercritical region, Tp = 750°C) พบว่า เฟสเดิมเปลี่ยนไปเป็น ออสเตนไนท์บางส่วนและทองแดงตกผลึกบางส่วน แต่ผลึกของไนโอเบียมคาร์ไบโบไนตรายด์ยังไม่ละลาย นอกจากนี้ระหว่างเย็นตัว ออสเตนไนท์จะเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ที่ยังไม่เทมเปอร์ ทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้นเนื่องจากความร้อนที่เข้าไปยิ่งมากจะทำให้เกิดออสเตนไนท์มาก เมื่อเย็นตัวลงจะได้มาร์เทนไซต์

การจำลองบริเวณเกรนละเอียด (Tp = 900 °C) จะเกิดเฟสออสเตนไนท์ทั้งหมด และผลึกทองแดงละลายแต่ผลึกไนโอเบียมคาร์ไบโบไนตรายด์ยังไม่ละลาย ทำให้ขนาดเกรนของออสเตนไนท์ที่เกิดก่อนเล็กลง 2 เท่า และลดความสามารถในการชุบแข็ง เมื่อเย็นตัวช้าออสเตนไนท์จะเปลี่ยนเป็นอิกซ์แอกซ์ (Equiaxed) และอซิควิลาร์เฟอร์ไรท์ แต่เมื่อเย็นตัวเร็วจะได้มาร์เทนไซต์ที่แข็งกว่า

การจำลองบริเวณที่เกรนโต (Tp = 1400°C) เฟสเดิมทั้งหมดรวมทั้งผลึกต่าง ๆ จะเปลี่ยนเป็นออสเตนไนท์ การละลายของผลึกไนโอเบียมคาร์ไบโบไนตรายด์ทำให้ขนาดเกรนออสเตนไนท์โตขึ้น 5 - 6 เท่าจากเดิม และโตขึ้น 10 เท่าจากบริเวณเกรนละเอียด (รูปที่ 2.5) ทำให้ความสามารถในการชุบแข็งเพิ่มขึ้นอย่างมาก (รูปที่ 2.6) เมื่อเย็นตัวลงอย่างช้า ๆ จะเกิดอซิควิลาร์เฟอร์ไรท์จำนวนเล็กน้อย แต่ถ้าเย็นตัวเร็วจะเกิดเฉพาะมาร์เทนไซต์

Kenji IKEUCHI, Jinsun LIAO, Hiroki TANABE และ Fukuhisa MATSUDA⁸ ได้จำลองการเชื่อมศึกษาผลของรอบการเชื่อมแบบ Temper-bead ต่อความแกร่งของรอยเชื่อมบริเวณ ICCGHAZ (Intercritically reheated coarse – grained HAZ) ของเหล็กกล้าธาตุผสมต่ำ SQV-2A (มีส่วนผสมทางเคมีตามตารางที่ 2.4) โดยให้รอบการเชื่อมคู่แก๊ซขึ้นงาน ซึ่งประกอบด้วยรอบการเชื่อมแรกมีอุณหภูมิสูงสุด 1623 K และ $\Delta t_{8/5(1)}$ คงที่ = 6 s รอบการเชื่อมที่สองมีอุณหภูมิสูงสุด (T_{p2}) แตกต่างกันไป ครอบคลุมอุณหภูมิระหว่าง A_{c1} กับ A_{c3} และ $\Delta t_{8/5(2)} = 6, 40$ s (รูปที่ 2.7)



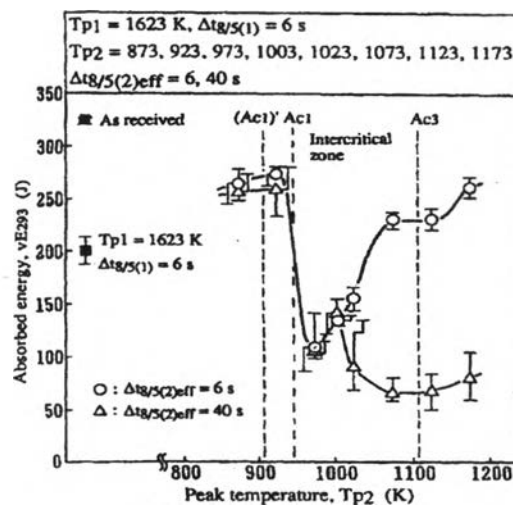
รูปที่ 2.7 (a) และ (b). การจำลองบริเวณ ICCGHAZ สำหรับรอบการเชื่อมคู่ (c) การจำลองบริเวณ ICCGHAZ เพื่อศึกษาผลของ temper-bead สำหรับรอบการเชื่อมหลายรอบ

ผลการจำลองการเชื่อมพบว่า ที่อุณหภูมิ T_{p2} ระหว่าง 973 ถึง 1003 K บริเวณ ICCGHAZ จะเปราะมาก เป็นเพราะเกิดองค์ประกอบ M-A (มาร์เทนไซต์-ออสเตนไนท์) มีลักษณะคล้ายสร้อยคอขนาดโต (Necklace-like) อยู่ตามขอบเกรนออสเตนไนท์ และองค์ประกอบ M-A รูปร่างยาวขนาดละเอียดอยู่ภายในเกรนออสเตนไนท์ เมื่อเวลาการเย็นตัวของรอบการเชื่อมที่สองต่ำ ($\Delta t_{8/5(2)} = 6$ s) พบว่าเปราะมากที่ T_{p2} ช่วง 1073 K ถึง 1100 K (รูปที่ 2.8) เนื่องจากเกิดอับเปอร์เบนไนท์

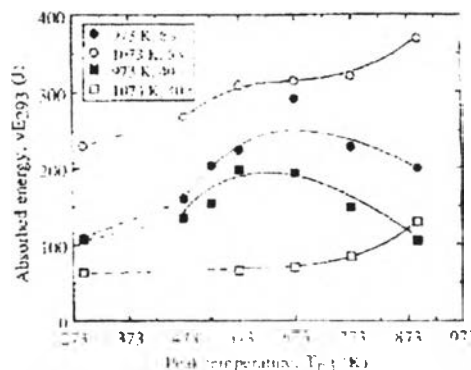
ในบริเวณที่เป็นออสเตนไนท์อีกครั้ง (Reaustenitized) ระหว่างรอบการเชื่อมที่สอง นอกจากนี้รอบการเชื่อมแบบ Temper bead (รอบการเชื่อมที่สาม) ที่มีอุณหภูมิสูงสุด 673 K ยังสามารถช่วยปรับปรุงความแกร่งบริเวณ ICCGHAZ ที่เปราะเมื่อ T_{p2} อยู่ช่วง 973 – 1003 K ให้มีค่าสูงขึ้นมาก อย่างไรก็ตามการเชื่อมแบบ Temper bead ไม่ช่วยปรับปรุงความแกร่งของบริเวณ ICCGHAZ ที่เปราะเมื่อ T_{p2} อยู่ระหว่าง 1073 – 1100 K และ $\Delta t_{8/5(2)} = 40$ s (รูปที่ 2.9)

ตารางที่ 2.4 ส่วนผสมทางเคมี (% โดยน้ำหนัก) ของเหล็กกล้า SQV-2A

C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo
0.19	0.24	1.48	<0.01	<0.01	0.62	0.56



รูปที่ 2.8 ความสัมพันธ์ระหว่างความแกร่งบริเวณ ICCGHAZ กับอุณหภูมิสูงสุดของรอบการเชื่อมที่สอง⁸

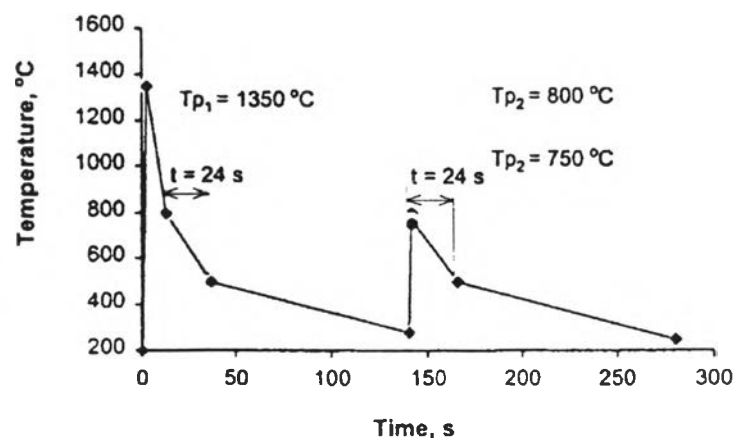


รูปที่ 2.9 ความสัมพันธ์ระหว่างความแกร่งกับอุณหภูมิสูงสุดของรอบการเชื่อมที่สาม (ตัวเลขในกรอบสี่เหลี่ยมคืออุณหภูมิสูงสุดและเวลาการเย็นตัวของรอบการเชื่อมที่สอง)

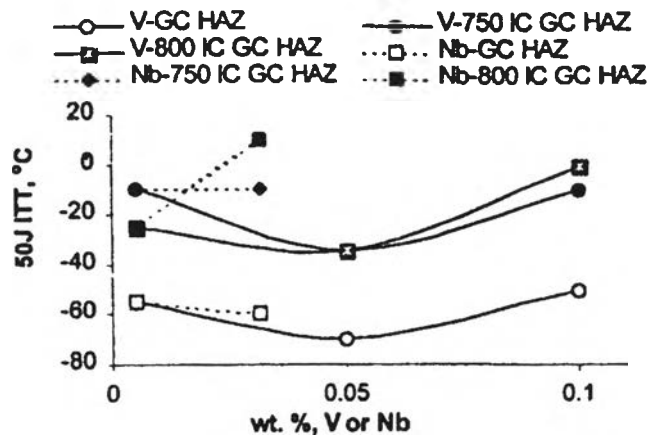
Y.LI, D.N.CROWTHER, M.M.W.GREEN, P.S.MITCHELL และ T.N. BAKER⁹ ได้ใช้เครื่องจำลองการเชื่อมอุณหภูมิของวาเนเดียมและไนโอเบียม ต่อคุณสมบัติและโครงสร้างจุลภาคของบริเวณกระทบร้อนที่เกรนโต ซึ่งได้รับความร้อนซ้ำอีกครั้งในช่วงอุณหภูมิวิกฤติ (ระหว่าง Ac_1 และ Ac_3) ของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำธาตุผสมน้อยมาก 4 ชนิด คือ C-Mn-0.05V, C-Mn-0.11V, C-Mn และ C-Mn-0.03Nb ส่วนผสมดังตารางที่ 2.5 (IC GC HAZ มีความหมายเช่นเดียวกับ ICCGHAZ ซึ่งในที่นี้จะใช้ IC GC HAZ) ในการจำลองจะให้ความร้อนรอบการเชื่อมแรกที่อุณหภูมิ 1350°C แล้วทำให้เย็นด้วย $\Delta t_{9/5} = 24 \text{ s}$ จะได้บริเวณกระทบร้อนเกรนโต (GCHAZ) หลังจากนั้นให้ความร้อนซ้ำอีกครั้งที่อุณหภูมิ 750°C หรือ 800°C และ $\Delta t_{9/5} = 24 \text{ s}$ (รูปที่ 2.10) หลังจากนั้นทำการตรวจวัดความแกร่งและความแข็ง พร้อมทั้งตรวจดูโครงสร้างจุลภาคด้วย SEM ผลการทดลองพบว่าการเติมธาตุผสมมีผลอย่างมากต่อจำนวนและขนาดของเฟส M-A (มาร์เทนไซต์-ออสเทนไนท์) โดยการเติม 0.05% V ในเหล็ก C-Mn จะทำให้อุณหภูมิที่เปลี่ยนแปลงค่าพลังงานกระแทกบริเวณ IC GC HAZ 50 J (50 J ITT) ต่ำที่สุด (รูปที่ 2.11) รวมทั้งขนาดและสัดส่วนพื้นที่ของเฟส M-A ก็มีขนาดเล็กที่สุดในบรรดาเหล็ก 4 ชนิด นอกจากนี้การเพิ่มปริมาณวาเนเดียมถึง 0.11% จะทำให้ความแกร่งบริเวณ IC GC HAZ น้อยลง เนื่องจากพื้นที่เฟส M-A เพิ่มขึ้น (รูปที่ 2.12) การเติม 0.03% Nb ก็จะทำให้ความแกร่งบริเวณ IC GC HAZ ต่ำกว่าเหล็กกล้า C-Mn-V และ C-Mn เพราะขนาดและพื้นที่ของเฟส M-A ที่ใหญ่เช่นเดียวกับในเหล็กกล้า Nb (รูปที่ 2.13) สรุปแล้วเฟส M-A เป็นปัจจัยหลักต่อค่าความแกร่งบริเวณ IC GC HAZ

ตารางที่ 2.5 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าที่ใช้ในการทดลองของ Y.LI และคณะ (%โดยน้ำหนัก)

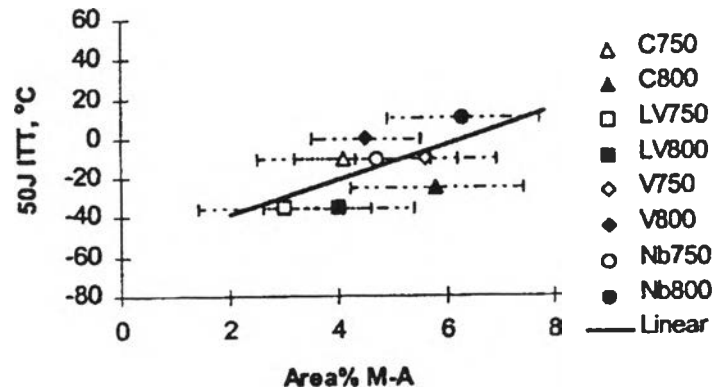
Steel	Code	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	V	B
C-Mn	Steel C	0.092	0.20	1.41	0.005	0.004	0.039	0.0067	< 0.005	< 0.005	< 0.0005
C-Mn-0.05V	Steel LV	0.084	0.21	1.42	0.005	0.002	0.031	0.0047	< 0.005	0.05	< 0.0005
C-Mn-0.11V	Steel V	0.094	0.21	1.44	0.005	0.003	0.029	0.0052	< 0.005	0.10	< 0.0005
C-Mn-0.03Nb	Steel Nb	0.100	0.19	1.40	0.005	0.002	0.031	0.0040	0.031	< 0.005	< 0.0005



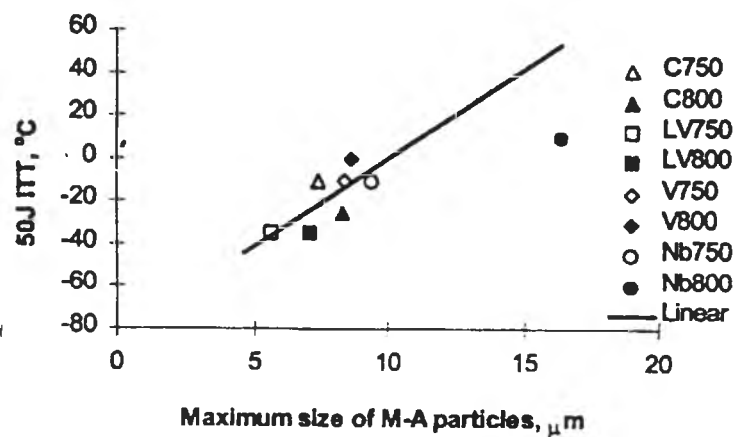
รูปที่ 2.10 ลักษณะรอบการเชื่อมคู่ที่จำลองเพื่อศึกษาผลของการเติม V และ Nb



รูปที่ 2.11 ผลของวาเนเดียมและไนโอเบียมต่อ 50J ITT ของบริเวณ GC HAZ และ IC GC HAZ⁹



รูปที่ 2.12 ผลของสัดส่วนพื้นที่ของเฟส M-A ต่ออุณหภูมิเปลี่ยนแปลงค่าความแกร่งที่ 50 J⁹



รูปที่ 2.13 ผลของขนาดอนุภาค M-A ที่ใหญ่ที่สุดต่ออุณหภูมิเปลี่ยนแปลงค่าความแกร่งที่ 50 J⁹

Nazmul Alam, Druce Dunne และ Stuart Edeny¹⁰ ได้จำลองการเชื่อมคุณลักษณะของโครงสร้างจุลภาค แล้วทดสอบความแกร่งที่ 25°C และความแข็งแรงบริเวณกระทบร้อนของเหล็กกล้า วัตถุประสงค์ปริมาณน้อยมาก Nb-V และ Nb-Mo (มีส่วนผสมตามตารางที่ 2.6) โดยชิ้นงานจะถูกให้ความร้อนสองรอบการเชื่อมตามตารางที่ 2.7 รอบการเชื่อมแรกจะมีอุณหภูมิสูงสุด 1350 °C และรอบการเชื่อมที่สองมีอุณหภูมิสูงสุด 1350, 1130, 900, 850 และ 750 °C เย็นตัวด้วยอัตราเทียบเท่าความร้อนที่ให้กับรอยเชื่อม 1 kJ/mm ($\Delta t_{8/5}$ ประมาณ 8 s) ผลการทดลองพบว่าความแกร่งบริเวณ IC GC HAZ จะลดลงทั้งหมดเนื่องจากเกิดกลุ่มของ M-A ตามขอบเกรน และความแกร่งสูง ๆ จะพบในชิ้นงานที่มีอุณหภูมิสูงสุดของรอบการเชื่อมที่สองในช่วง 850 – 950 °C (รูปที่ 2.14 และ 2.15)

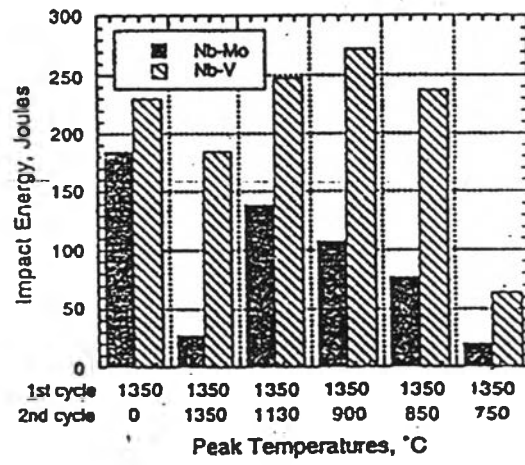
ตารางที่ 2.6 ส่วนผสมทางเคมี (% โดยน้ำหนัก) ของเหล็กกล้า Nb-V และ Nb-Mo

Steel	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr
Nb-V	0.08	1.43	0.25	0.001	0.014	0.096	0.015
Nb-Mo	0.07	1.62	0.33	0.001	0.019	0.028	0.029

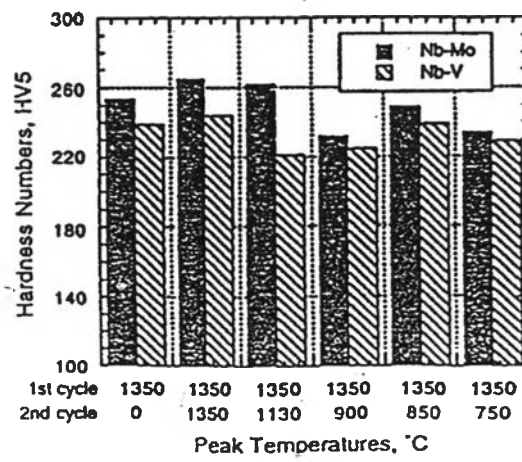
Steel	Mo	Cu	Al	Ti	Nb	V	CE
Nb-V	0.003	0.18	0.029	0.011	0.036	0.034	0.347
Nb-Mo	0.22	0.009	0.031	0.013	0.058	0.003	0.393

ตารางที่ 2.7 อุณหภูมิสูงสุดที่ใช้ในการจำลองรอบการเชื่อมของเหล็กกล้า Nb-V และ Nb-Mo

อุณหภูมิสูงสุดของรอบการเชื่อมคู่ (°C)	
เหล็กกล้า Nb-V	เหล็กกล้า Nb-Mo
1330+1330	1330+1330
1320+1130	1325+1120
1300+900	1345+900
1325+850	1350+850
1320+750	1350+750



รูปที่ 2.14 ความแกร่งบริเวณ HAZ ที่อุณหภูมิสูงสุดต่าง ๆ ¹⁰



รูปที่ 2.15 ความแข็งเฉลี่ยแบบวิกเกอร์สบริเวณ HAZ ที่อุณหภูมิสูงสุดต่าง ๆ ¹⁰