

บทที่ 2

การศึกษาข้อมูลเบื้องต้นและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 แนวคิดและทฤษฎี

2.1.1 เหล็กกล้า AISI 52100

2.1.1.1 สมบัติเหล็กกล้า AISI E52100

สำหรับวัสดุในกลุ่มนี้ประกอบด้วยปริมาณคาร์บอนใกล้เคียงหรือมากกว่า 1% สำหรับรหัส E แสดงถึงว่าผลิตด้วยเตาไฟฟ้าซึ่งจะมีปริมาณฟอสฟอรัสและไนโตรเจนปริมาณต่ำ (ชิ้นงานในงานวิจัยนี้หากพิจารณาส่วนประกอบทางเคมีก็เทียบได้กับวัสดุในเกรดนี้) อาจจัดได้ว่าเป็นวัสดุในกลุ่ม เหล็กกล้าเครื่องมือเนื่องจากส่วนประกอบทางเคมีมีความใกล้เคียงกับวัสดุเหล็กกล้าเครื่องมือพิเศษ เกรด L2 ในเหล็กกล้า AISI 52100 และ AISI 51100 มีความใกล้เคียงกันในส่วนประกอบทางเคมียกเว้นปริมาณโครเมียม ในส่วนลักษณะเฉพาะและการใช้งานทางการค้ามีความเหมือนกัน ความแข็งในสภาพชุบแข็งของวัสดุทั้งสองชนิดข้างต้นจะมีค่าเท่ากัน(62-66 HRC) ซึ่งการมีปริมาณโครเมียมที่มากกว่าของ เหล็กกล้า AISI 52100 ซึ่งการมีปริมาณโครเมียมที่มากกว่าของ เหล็กกล้า AISI 52100 ทำให้มีความสามารถในการชุบแข็งมากกว่า ดังนั้นเหล็กกล้า AISI 52100 จะถูกเลือกใช้เมื่อชิ้นงานมีความหนามากขึ้นและต้องการความสามารถการชุบแข็งที่สูง[1]

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้า AISI 52100 (%โดยน้ำหนัก) [1]

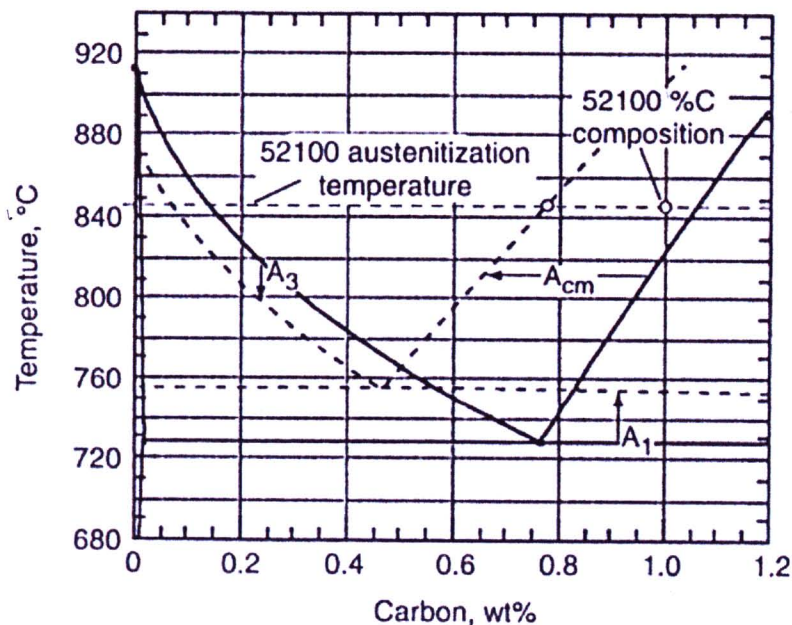
C	Mn	P	S	Si	Cr
0.98-1.10	0.25-0.45	0.025 max	0.025 max	0.15-0.30	1.30-1.60

ตารางที่ 2.2 ส่วนผสมทางเคมีของวัสดุ เหล็กกล้าเครื่องมือพิเศษ เกรด L2 (%โดยน้ำหนัก) [1]

C	Mn	Si	Mo	V	Cr
0.45-1.00	0.10-0.90	0.50 max	0.25 max	0.10-0.30	0.70-1.20

2.1.1.2 แผนภูมิสมดุขของเหล็กกล้า AISI 52100

ในส่วนของแผนภูมิสมดุขของเหล็ก-คาร์บอนในช่วงอุณหภูมิการอบให้เป็นออสเทนไนต์ ไม่สามารถนำมาใช้ในช่วงอุณหภูมินี้ได้เนื่องจากอิทธิพลของธาตุผสมอื่นที่อยู่ในวัสดุทำให้แผนภูมิสมดุข และอุณหภูมิของเส้น Ac_1 และ Ac_m เกิดการเปลี่ยนแปลง สำหรับอุณหภูมิของเส้น Ac_1 อยู่ที่ 753°C และอุณหภูมิที่ เฟอไรต์ ละลายจนหมดอยู่ที่ 789°C ส่วนอุณหภูมิ Ac_m อยู่ที่ประมาณ 900°C [2]



รูปที่ 2.1 แผนภูมิสมดุขของเหล็กกล้า AISI 52100
ที่เปลี่ยนแปลงไปจากแผนภูมิสมดุขเหล็ก-คาร์บอนเดิม

2.1.1.3 การชุบแข็งโลหะ (Hardening)

การชุบแข็งของโลหะ คือ การเพิ่มความแข็งโดยกรรมวิธีที่เหมาะสมซึ่งรวมทั้งผลจากการให้ความร้อนและการเย็นตัว[3] ในกรรมวิธีบางชนิดอาจมีชื่อเรียกเฉพาะ เช่น การชุบแข็งด้วยเปลวไฟ (Flame hardening) การชุบแข็งผิว (Case hardening) เป็นต้น สำหรับการชุบแข็งของโลหะที่ใช้นั้นเราใช้กรรมวิธีการเย็นตัวเร็ว (Quench hardening) ซึ่งจะได้โครงสร้างเป็น มาร์เทนไซต์ หรือ เบนไนต์ ตามความแข็งที่ต้องการ โดยให้ความร้อนจนเปลี่ยนเฟสเป็น ออสเทนไนต์ จากนั้นทำให้เย็นตัวเร็วอย่างเพียงพอที่จะทำให้ ออสเทนไนต์ เปลี่ยนเป็น มาร์เทนไซต์ หรือ เบนไนต์ ตามความแข็งที่ต้องการ ส่วนการเลือกชนิดของตัวกลางชุบแข็งนั้นขึ้นกับอัตราการเย็นตัววิกฤตของวัสดุนั้นๆ

2.1.1.4 บทบาทของธาตุผสมที่มีผลต่อแผนภูมิ T.T.T. และ C.C.T.

ธาตุผสมในเหล็กกล้ามีหลายธาตุ และเกือบทุกธาตุยกเว้นธาตุโคบอลต์จะมีผลต่อการเพิ่มระยะฟักตัว(Incubation period) ของออสเทนไนต์ให้มีระยะยาวออกไป เป็นลักษณะช่วยเพิ่มเสถียรภาพให้กับออสเทนไนต์ มีการจัด กลุ่มธาตุผสมออกไปสองกลุ่มคือ

- ก. กลุ่มไม่รวมตัวกับคาร์บอนได้แก่ธาตุนิเกิล, ทองแดง, ฟอสฟอรัส และกำมะถัน สำหรับเมงกานีสจัดเป็นธาตุอยู่ในกลุ่มนี้ แต่สามารถรวมตัวกับคาร์บอน ให้เมงกานีสคาร์ไบด์ซึ่งถ้ามีเมงกานีสปริมาณน้อย คาร์ไบด์ที่เกิดจะมีเสถียรภาพต่ำ ธาตุในกลุ่มนี้จะมีผลทำให้การเปลี่ยนแปลงจาก ออสเทนไนต์ ไปเป็น เฟอร์ไรต์ และ เบนไนต์ ช้าลงกล่าวคือทำให้กราฟเริ่มการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างเคลื่อนไปทางขวาห่างแกนอุณหภูมิมากขึ้น ในขณะที่เดียวกันทำให้เส้นเริ่มเปลี่ยนแปลงโครงสร้างไปเป็น มาร์เทนไซต์(M_s)ให้มีอุณหภูมิต่ำลง
- ข. กลุ่มที่สามารถรวมตัวกับคาร์บอนให้คาร์ไบด์ ธาตุที่สำคัญในกลุ่มนี้ได้แก่ โครเมียม, โมลิบดีนัม, ทังสเตนและวาเนเดียม เป็นต้น ธาตุในกลุ่มนี้มีผลทำให้การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในช่วงอุณหภูมิที่จะได้โครงสร้างเฟอร์ไรต์ ช้าลงและในช่วงที่จะให้โครงสร้างเบนไนต์ ช้าลงเช่นกันแต่จะน้อยกว่าในช่วงเกิด เฟอร์ไรต์ [4]

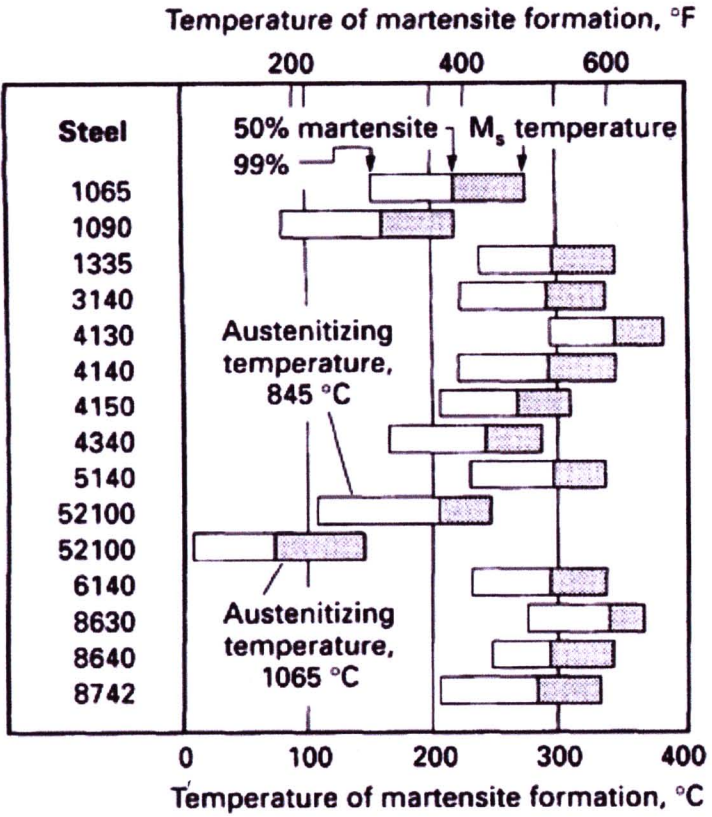
2.1.1.5 บทบาทของธาตุผสมต่อความสามารถในการชุบแข็ง

ธาตุผสมทุกตัวมีผลในการเพิ่มความสามารถการชุบแข็ง มีอยู่เพียงธาตุเดียวคือ โคบอลต์ ที่มีแนวโน้มในการลดความสามารถการชุบแข็ง การดูว่าธาตุผสมตัวใดมีผลต่อความสามารถการชุบแข็งมากน้อยเพียงใด ดูได้จากลักษณะของแผนภูมิ T.T.T. และ C.C.T. ซึ่งปรากฏลักษณะของเส้นเริ่มต้นการเปลี่ยนแปลงจาก ออสเทนไนต์ ไปเป็น เฟอร์ไรต์ เบนไนต์ อยู่ห่างแกนตั้งหรือ แกนอุณหภูมิมาก แสดงว่าอัตราการเย็นตัววิกฤต (Critical cooling) ไม่สูงมาก ก็สามารถได้โครงสร้าง มาร์เทนไซต์ [4]

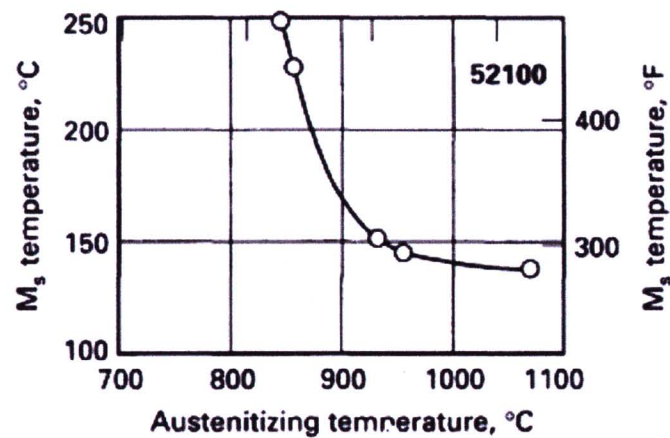
2.1.1.6 บทบาทของธาตุผสมต่อปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง

ธาตุผสมเกือบทุกตัวยกเว้นโคบอลต์ และอะลูมิเนียม มีบทบาททำให้อุณหภูมิเริ่มต้นเปลี่ยนเฟสไปเป็น มาร์เทนไซต์ (M_s) ลดต่ำลง ซึ่งหมายความว่าเส้น M_s คืออุณหภูมิสิ้นสุดการ

เปลี่ยนแปลงออสเทนไนต์ไปเป็น มาร์เทนไซต์ ลดต่ำลงไปอีก ซึ่งมีผลทำให้เหล็กกล้าภายหลังการชุบ มีปริมาณ ออสเทนไนต์ เหลือค้างอยู่ และออสเทนไนต์ เหลือค้างนี้มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงขนาดของชิ้นงานภายหลังการชุบแข็งและขณะการใช้งาน เมื่อ ออสเทนไนต์ เหลือค้างได้รับแรงกระทำ จะเกิดการเปลี่ยนเฟสไปสู่ มาร์เทนไซต์ เกิดความเครียดภายในทำให้อายุการใช้งานสั้นกว่าที่ควร ปัจจัยที่มีผลต่อปริมาณ ออสเทนไนต์ เหลือค้างมีหลายประการเช่นปริมาณคาร์บอนในออสเทนไนต์ สูงมีผลทำให้เส้น M_s ลดต่ำลง อุณหภูมิการอบในช่วงให้เป็นออสเทนไนต์ สูงเกินไปจะมีผลทำให้อุณหภูมิ M_s ลดต่ำเช่นเดียวกัน อัตราการเย็นตัวในช่วง M_s กับ M_f ช้าลงมีผลทำให้มีออสเทนไนต์ เหลือค้างมากขึ้น ในทางกลับกันถ้ามีปริมาณคาร์ไบด์ไม่สลายตัว หลงเหลืออยู่ในโครงสร้าง ออสเทนไนต์ มีผลทำให้อุณหภูมิ M_s สูงขึ้น ปริมาณ ออสเทนไนต์ เหลือค้างจะลดลง[4] สำหรับรูปที่ 2.2 พบว่าค่าของอุณหภูมิ M_s แตกต่างกันตามอุณหภูมิการทำการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ แสดงว่าอุณหภูมิที่ใช้ในการทำการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ เพิ่มขึ้นทำให้เกิดการละลายของ ซีเมนไตต์ ซึ่งส่งผลต่อเส้น M_s ในเหล็กกล้า AISI 52100[5]



รูปที่ 2.2 ช่วงอุณหภูมิการเกิด มาร์เทนไซต์ ในเหล็กกล้า 14 ชนิด



รูปที่ 2.3 ความสัมพันธ์ระหว่าง อุณหภูมิการอบให้เป็นออสเทนไนต์ และ อุณหภูมิ M_s

2.1.1.7 ตัวกลางสำหรับการชุบแข็ง

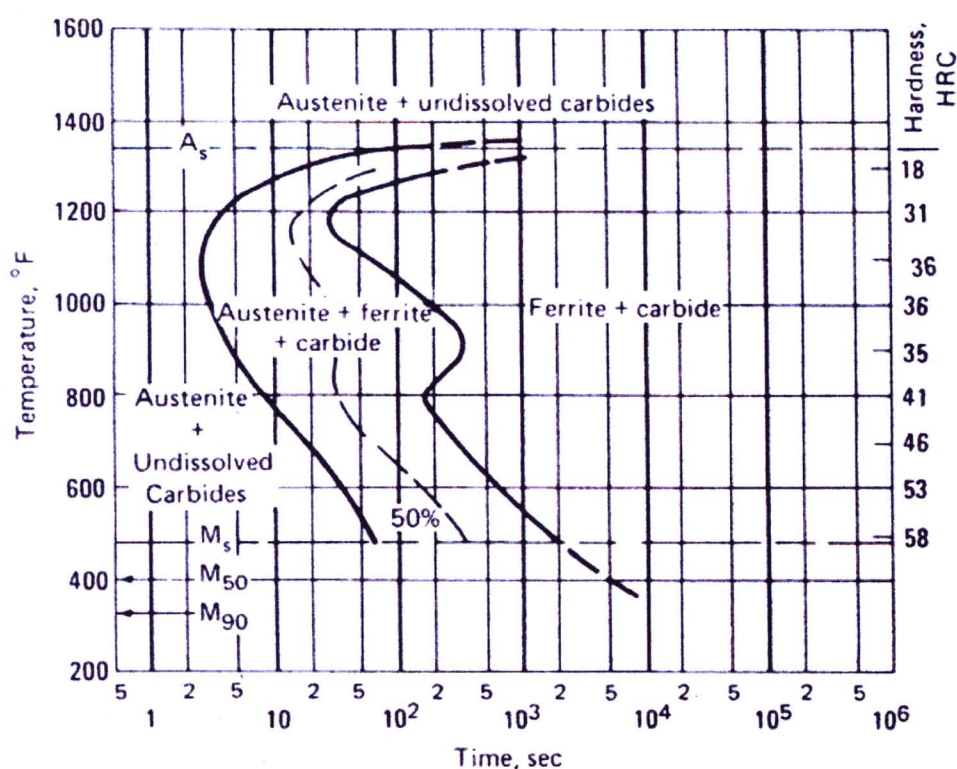
การชุบแข็ง คือ การที่ชิ้นโลหะเย็นตัวอย่างรวดเร็วจากอุณหภูมิในช่วงการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ หรือในกระบวนการ Solution treatment การชุบแข็งจะเป็นสิ่งที่ควบคุมปริมาณ มาร์เทนไซต์ ในโครงสร้างจุลภาคซึ่งการเพิ่มความแข็ง [5] การถ่ายเทความร้อนที่ของเหลวชนิดที่มีจุดเดือดกลายเป็นไอ สามารถแยกออกเป็น 3 ลักษณะที่แตกต่างกันเมื่อสัมผัสกับแท่งเหล็กร้อน

ขั้นแรก เมื่อจุ่มแท่งเหล็กลงไปของเหลวสัมผัสกับแผ่นเหล็กที่ร้อนจัด ของเหลวยอบๆรับความร้อนสูงจนกลายเป็นไอหุ้มแท่งเหล็กไว้ในลักษณะเป็นฟิล์มบางๆ การถ่ายเทความร้อนในช่วงนี้ช้า เพราะการนำความร้อนผ่านชั้นฟิล์มบางๆซึ่งมีสภาพเป็นตัวนำความร้อนต่ำ แต่จะเป็นอยู่ในระยะสั้นๆ เมื่อไอของเหลวมารวมตัวกันมากก็ลอยขึ้นหรืออาจแตกออก

ขั้นสอง เมื่อฟิล์มบางๆของไอที่หุ้มแท่งเหล็กแตกออก ของเหลวที่อยู่รอบนอกเข้าสัมผัสแท่งเหล็ก ในช่วงนี้ของเหลวยอบๆซึ่งได้รับความร้อนอยู่แล้วในขั้นแรก เมื่อเข้าสัมผัสกับความร้อนจำนวนมากเกิดการเดือด และกลายเป็นไอ แต่ไม่มีโอกาสหุ้มแท่งเหล็กเหมือนครั้งแรก ทั้งนี้เพราะของเหลวอยู่ในสภาพเกิดการเดือด และกลายเป็นไอทำให้มีลักษณะเหมือนกับการกวนของเหลวมีโอกาสสัมผัสแท่งเหล็กอยู่ตลอดเวลา และถ่ายเทความร้อนได้ปริมาณมากยิ่งเป็นการเกิดไอขึ้นได้มาก ความร้อนจากแท่งเหล็กยิ่งถูกถ่ายเทออกมาได้มากเพราะของเหลวทั่วๆไป มีค่าความร้อนแฝงการกลายเป็นไอสูง ในขั้นนี้อัตราการเย็นตัวสูงมาก

ขั้นที่สาม เป็นขั้นที่มีอัตราการเย็นตัวช้าลง เมื่อความร้อนจากแท่งเหล็กน้อยลง อุณหภูมิของของเหลวเริ่มต่ำกว่าจุดเดือด ความร้อนถูกถ่ายเทออกไปโดยการพาด้วยของเหลวเพียงอย่างเดียว จึงทำให้อัตราการเย็นตัวลดต่ำลง จนถึงจุดที่อุณหภูมิเท่ากันทั้งแท่งเหล็ก และของเหลว[4]

ดังนั้นในระหว่างการชุบชิ้นงาน ต้องแกว่งชิ้นงานด้วยเพื่อ กำจัดผลการนำความร้อนที่ต่ำในช่วงแรก น้ำจัดเป็นตัวยางชุบแข็งที่ให้อัตราการเย็นตัวที่สูงที่อุณหภูมิต่ำ ซึ่งอาจทำให้ชิ้นงานเกิดความเครียดได้มาก อาจทำให้เกิดการบิดงอ หรืออาจเกิดการแตกจากการชุบได้ ณ ช่วงอุณหภูมินั้น น้ำมันมีสมบัติการถ่ายเทความร้อนในอัตราต่ำ จึงเหมาะกับการชุบแข็งเหล็กที่มีส่วนผสมสูง หรือมีอัตราการเย็นตัววิกฤตที่ต่ำ ข้อดีของน้ำมันคือ ให้อัตราการเย็นตัวที่สม่ำเสมอ ไม่ทำให้เกิดความเครียดมากนัก การเพิ่มสมบัติการถ่ายเทความร้อนให้กับน้ำมันทำได้โดยการเผาให้ร้อนประมาณ 50-80°C น้ำมันใดทำให้การถ่ายเทความร้อนดีขึ้น [4] สำหรับอุณหภูมิของตัวยางชุบแข็งที่ใช้ในการทดลองนั้นจะอาศัยแผนภูมิ T.T.T. มาใช้ในการพิจารณาอุณหภูมิ โดยอุณหภูมิที่เลือกใช้นั้นในเชิงทฤษฎี ต้องใช้อุณหภูมิที่ต่ำกว่าเส้น M_s เพื่อให้ได้ปริมาณ มาร์เทนไซต์ให้มากที่สุด เพื่อให้ความแข็งสูงสุด จึงเลือกใช้อุณหภูมิของตัวยางชุบแข็งต่ำกว่าเส้น M_{90} (แสดงว่ามีปริมาณ มาร์เทนไซต์ 90%) มาใช้ในการพิจารณา



รูปที่ 2.4 แผนภูมิ T.T.T. ส่วนประกอบทางเคมี 1.02%C, 0.36 %Mn, 0.20%Ni, 1.41%Cr

อุณหภูมิการอบให้เป็นออสเทนไนต์ 845°C

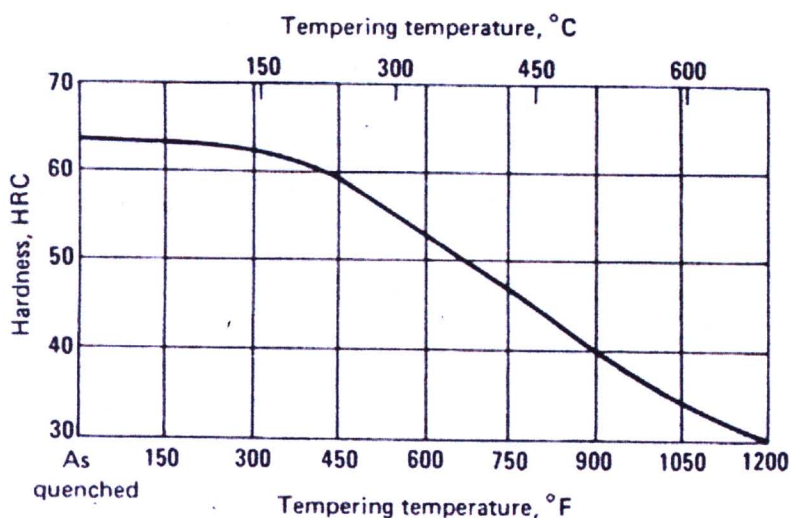
2.1.1.8 การอบคืนตัว (Tempering)

มาร์เทนไซต์ เป็นวัสดุประสงค์ของกระบวนการชุบแข็ง ซึ่งมีสมบัติที่แข็งแต่เปราะ ความเปราะของโครงสร้าง มาร์เทนไซต์ มีสาเหตุมาจากหลายปัจจัย เช่น อาจเกิดจากการบิดเบี้ยวของภายในเนื้อวัสดุ ซึ่งเกิดจากอะตอมของคาร์บอนที่ถูกกักไว้ในด้านของ Octahedral ใน มาร์เทนไซต์ , การเกิดการแยกตัวของอะตอมของสารเจือปนที่บริเวณขอบเกรน ออสเทนไนต์, การเกิดคาร์ไบด์ระหว่างการชุบและความเค้นตกค้างที่เกิดระหว่างการชุบ การอบคืนตัวเป็นกรรมวิธีทางความร้อนสำหรับเหล็กชุบแข็งเพื่อลดความเปราะและเพิ่มความเหนียว สำหรับความแข็งที่ลดลงจากสภาพชุบแข็งลดลงตามอุณหภูมิของการอบคืนตัวที่เพิ่มขึ้นดังรูปที่ 2.5 ความเหนียวของเหล็กกล้านั้นลดลงหากถูกอบอ่อนในช่วงอุณหภูมิ 260-370°C การลดลงของความเหนียวอาจเรียกได้ว่าการเกิด Tempered martensite embrittlement หรือ 350°C embrittlement ดังนั้นในทางปฏิบัติจะหลีกเลี่ยงการอบคืนตัวในช่วงอุณหภูมินี้[3] ในทางปฏิบัติแบ่งช่วงอุณหภูมิในการอบคืนตัวออกเป็น 3 ช่วงคือ

การอบคืนตัวที่อุณหภูมิต่ำ(150-250°C) มีวัตถุประสงค์เพื่อลดความเครียดภายในและปรับปรุงสมบัติด้านความเหนียว โดยความแข็งที่ได้จะมีความแข็งใกล้เคียงกับความแข็งที่ได้ในสภาพชุบแข็ง โครงสร้างของเหล็กจะเปลี่ยนแปลงเล็กน้อย

การอบคืนตัวที่อุณหภูมิปานกลาง (350-450°C) มีวัตถุประสงค์เพื่อให้เหล็กมีความเหนียวสูง และมีสมบัติทางด้านยืดหยุ่นสูง โครงสร้างของเหล็กจะใกล้เคียงกับ เบนไนต์

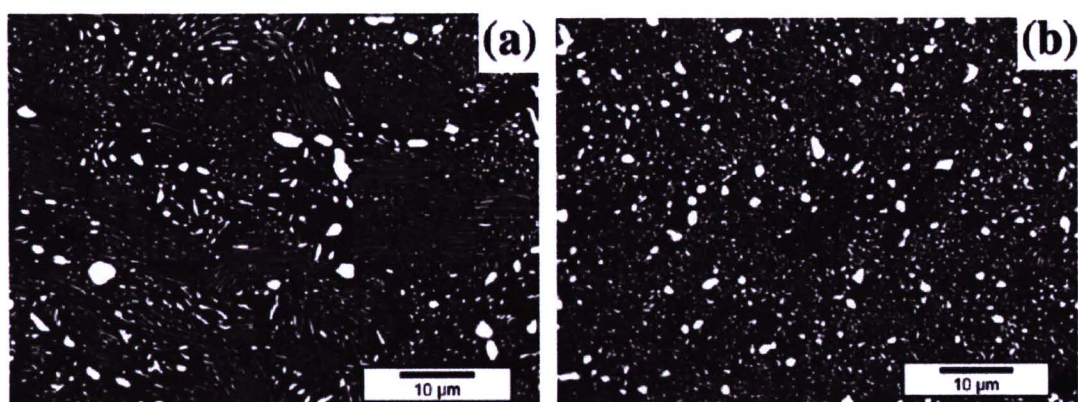
การอบคืนตัวที่อุณหภูมิสูง (500-650°C) กระทำเมื่อต้องการทำลายความเครียดภายในให้หมดไป และเพื่อให้เหล็กมีสมบัติทางด้านความเหนียวสูง โดยมีความแข็งอยู่ในเกณฑ์สูงด้วย โครงสร้างของเหล็กจะมีลักษณะเป็น เฟอร์ไรต์ [4]



รูปที่ 2.5 การลดลงของความแข็งกับอุณหภูมิการอบคืนตัว

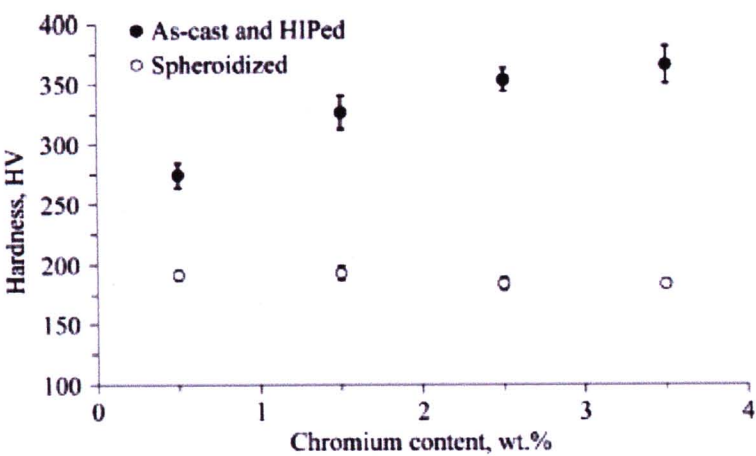
2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

เหล็กกล้า AISI 52100 หากพิจารณาถึงปริมาณของธาตุคาร์บอนจะจัดได้ว่าเป็นเหล็กกล้าไฮเปอร์ยูเทกตอยด์ ซึ่งเมื่อพิจารณาจากแผนภูมิสมดุลของเหล็กและคาร์บอน โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วย เฟอร์ไรต์ และ โปรยูเทกตอยด์ซีเมนไตต์ ตามขอบเกรนซึ่งทำให้สมบัติทางด้านการกลึง หรือไส ที่ไม่ดี จัดเป็นข้อเสียหากนำมาใช้งานในเชิงอุตสาหกรรม ดังนั้นต้องนำมาผ่านอบอ่อนเพื่อให้ได้ซีเมนไตต์กลม(Spheroidizing anneal) โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเนื้อพื้น เฟอร์ไรต์ และมี ซีเมนไตต์เม็ดกลมกระจายอยู่บนเนื้อพื้นทำให้ความแข็งแรงลดลง และสมบัติทางด้านการกลึง หรือไสที่ดีเหมาะกับกระบวนการอื่นๆ ต่อไป สำหรับอุณหภูมิที่ใช้ในกระบวนการทำให้ได้ซีเมนไตต์กลม ของเหล็กกล้าไฮเปอร์ยูเทกตอยด์ ใช้อุณหภูมิอยู่ในช่วง A_1 และ A_{cm} จะทำให้ โปรยูเทกตอยด์ซีเมนไตต์ กลมมากขึ้นและเกิดการละลายบางส่วน หากพิจารณาผลของอุณหภูมิหากใช้อุณหภูมิที่ใกล้ อุณหภูมิของเส้น A_1 ทำให้ได้ ซีเมนไตต์กลม แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิมากขึ้นจะได้ ซีเมนไตต์ กลมและจะเกิด ซีเมนไตต์ ที่มีลักษณะ Lamellae และหากเพิ่มอุณหภูมิที่สูงขึ้นอีกก็จะเกิด ซีเมนไตต์ ในลักษณะ Lamellae เท่านั้น ในปี ค.ศ. 2008 N.V. LUZGINOVA และคณะ [6] ได้ศึกษากระบวนการทำให้เกิด ซีเมนไตต์กลมในเหล็กกล้าคาร์บอนสูงและมีปริมาณโครเมียมที่แตกต่างกัน ได้กล่าวถึงเรื่องของอุณหภูมิว่าในเหล็กกล้าที่ไม่มีปริมาณโครเมียมถึงแม้ว่าใช้อุณหภูมิการทำให้ได้ซีเมนไตต์กลมต่ำใกล้อุณหภูมิเส้น A_1 ก็ยังคงพบโครงสร้างแบบ เฟอร์ไรต์ จากผลการวิจัยพบว่า อุณหภูมิการทำให้ได้ซีเมนไตต์กลม ที่อุณหภูมิใกล้กับเส้น A_1 ที่ปริมาณโครเมียม 1.5%(เมื่อเทียบส่วนผสมคือเหล็กกล้า AISI 52100), 2.5% และ 3.5% ได้โครงสร้างที่มี ซีเมนไตต์ กลมอย่างสมบูรณ์ และในส่วนผสม 0.5% โครเมียมพบว่าบางส่วนยังเป็นโครงสร้าง เฟอร์ไรต์



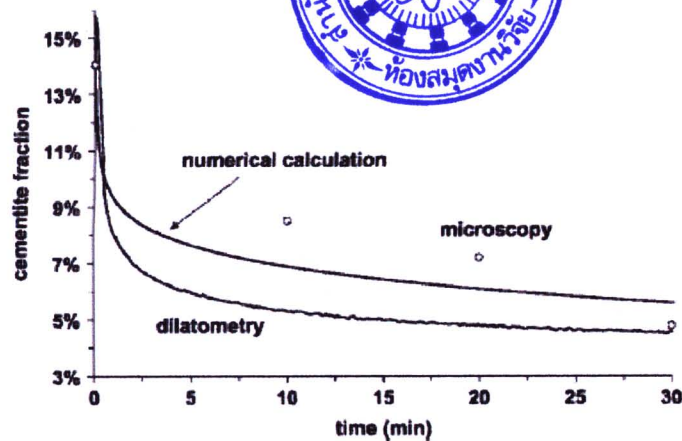
รูปที่ 2.6 โครงสร้าง ซีเมนไตต์ กลมภายหลังผ่านกระบวนการทำให้ได้ซีเมนไตต์กลม (a) โครเมียม 0.5% (b) โครเมียม 1.5% กัดผิวด้วยสารละลาย Klemm's reagent

นอกจากนี้ผลของโครเมียมต่อความแข็ง ที่ปริมาณโครเมียมมากช่วยเพิ่มความแข็งให้กับวัสดุที่มีโครงสร้าง เฟอร์ไรต์ และ โปรยูเทคตอยด์ซีเมนไตต์ ตามขอบเกรนเนื่องจากโครเมียมจะทำให้ เกรนของ เฟอร์ไรต์ เล็กลงแต่สำหรับโครงสร้างประกอบด้วยเนื้อพื้น เฟอร์ไรต์ และมี ซีเมนไตต์ เม็ดกลมกระจายอยู่บนเนื้อพื้น พบว่าปริมาณโครเมียมไม่ส่งผลต่อความแข็งของวัสดุ ซึ่งสิ่งที่ส่งผลต่อความแข็งในโครงสร้างแบบนี้จะขึ้นกับ ความกลม, ขนาดและการกระจายตัวของ ซีเมนไตต์ กลม



รูปที่ 2.7 ผลของปริมาณโครเมียมต่อความแข็ง ○ แสดงถึงโครงสร้างเม็ดกลม
● แสดงถึงโครงสร้าง เฟอร์ไรต์

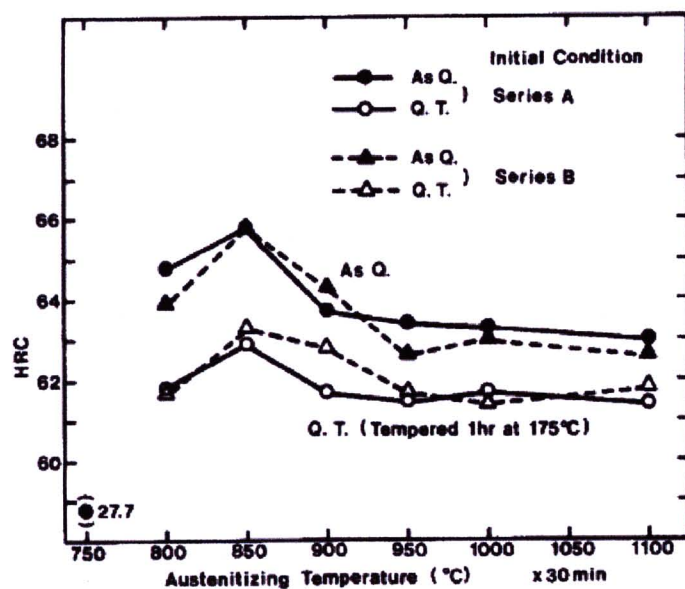
ในปี ค.ศ. 2006 L. ZHAO และคณะ [2] ได้ศึกษาผลของการละลายของ ซีเมนไตต์ ที่อุณหภูมิการอบให้เป็นออสเทนไนต์ ที่เวลาในการแช่แตกต่างกัน มีโครงสร้างเริ่มต้นเป็น ซีเมนไตต์กลมบนเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์ พบว่าปริมาณของ ซีเมนไตต์ ลดลงอย่างรวดเร็วในช่วงแรกและต่อมากจะมีอัตราการลดลงที่ช้าเนื่องจากเกิดการเปลี่ยนแปลงของความเข้มข้นของปริมาณคาร์บอนและโครเมียม ณ ผิวลัสัมผัสระหว่าง ซีเมนไตต์กลมและเนื้อพื้น เฟอร์ไรต์ ผลของเวลาที่ช่วง 10-20 นาทีพบว่าปริมาณ ซีเมนไตต์ บางส่วนหายไปแต่ขนาดเฉลี่ยยังคงเท่าเดิม ช่วงเวลาในการแช่ 20-30 นาทีพบว่าขนาดเล็กลงแต่ปริมาณของ ซีเมนไตต์ มีเพิ่มมากขึ้น น่าจะเกิดจากรูปร่างของ ซีเมนไตต์นั้นไม่ได้กลมอย่างสมบูรณ์ อาจมีรูปร่างเป็นทรงรี เมื่อเกิดการละลายตัวรูปร่างก็ถูกละลายแยกออกทำให้ปริมาณเพิ่มขึ้น จากการวิจัยพบว่าปริมาณของธาตุคาร์บอนกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วเกรนของออสเทนไนต์ แต่ในชนที่ธาตุโครเมียมกระจายตัวไม่สม่ำเสมอเกิดจากอัตราการแพร่ที่ต่างกันซึ่งธาตุคาร์บอนสามารถแพร่ได้เร็วกว่า ผลของธาตุโครเมียมที่กระจายตัวไม่สม่ำเสมอทั่วทั้งเกรน ออสเทนไนต์ ส่งผลต่อความเสถียรของ ออสเทนไนต์ เมื่อต้องผ่านกรรมวิธีทางความร้อนในขั้นต่อไป



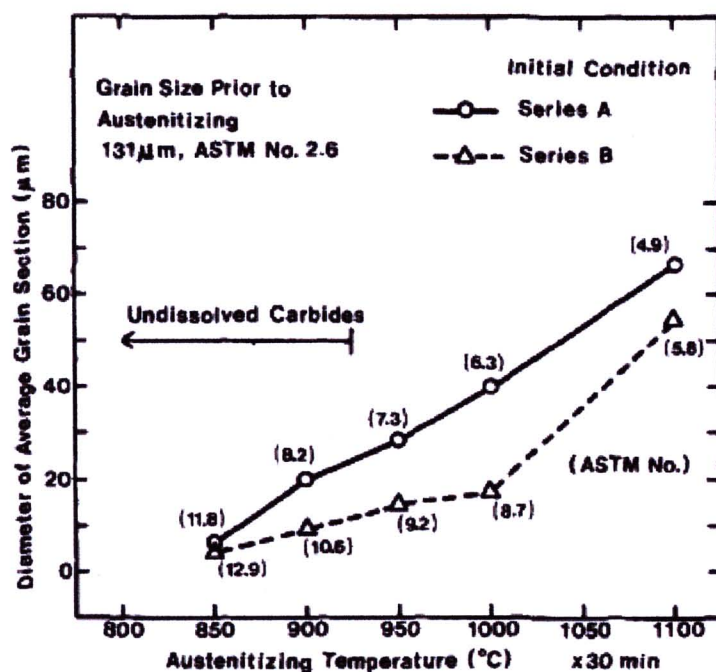
รูปที่ 2.8 ผลของเวลาแช่ต่อการเปลี่ยนแปลงปริมาณ ซีเมนต์ ข้อมูลมาจาก Dilatometry, โครงสร้างจุลภาคและมาจากการคำนวณ

การเกิด ซีเมนต์ ไซด์ สามารถเกิดได้ในช่วงการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ ซึ่งมีขนาดละเอียดกว่าซีเมนต์ไซด์ที่เกิดในช่วงกระบวนการทำให้ได้ซีเมนต์ไซด์กลม ผลของขนาดซีเมนต์ไซด์มีผลต่อความแข็งแรงด้วย งานวิจัยของ KOZO NAGAZAWA และ GEORGE KRAUSS [7] กล่าวถึงความแข็งแรงของเหล็กกล้า AISI 52100 ที่ผ่านการชุบแข็งและอบอ่อนในชิ้นงานที่มี ซีเมนต์ไซด์ กลมที่เกิดจากการทำให้เป็นออสเทนไนต์ ที่อุณหภูมิต่ำกว่า A_{cm} และมี โครงสร้างเริ่มต้นเป็น ซีเมนต์ไซด์ กลมบนเนื้อพื้น เพอร์ไรต์ มีความแข็งแรงน้อยกว่า ชิ้นงานที่ โครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นเป็น เพิร์ลไลต์ หรือ เบนไนต์ เนื่องจากได้ ซีเมนต์ไซด์ ที่มีความละเอียดกว่า ในงานวิจัยฉบับนี้ใช้โครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นเป็น เพิร์ลไลต์ นอกจากนี้ผลของขนาดเกรน ออสเทนไนต์ และปริมาณ ออสเทนไนต์เหลือค้าง ยังมีผลต่อความแข็งแรงด้วย ซึ่งความแข็งแรงลดลงหากขนาดเกรน ออสเทนไนต์และปริมาณ ออสเทนไนต์เหลือค้าง มีค่ามากขึ้น สำหรับตำแหน่งความแข็งแรงสูงสุดที่ 850°C เนื่องจากมีปริมาณ ออสเทนไนต์เหลือค้าง ที่ต่ำที่สุดเมื่อเทียบกับที่อุณหภูมิการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ อื่นและในวัสดุชนิดนี้หากใช้ อุณหภูมิการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ ที่มากกว่า A_{cm} และนำมาชุบแข็ง ทำให้เกิด มาร์เทนไซต์ ชนิด Plate ซึ่งไวต่อการเกิด Microcrack

สำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ	
ห้องสมุดงานวิจัย	
วันที่.....	- 3 ก.ย. 2555
เลขทะเบียน.....	248094
เลขเรียกหนังสือ.....	

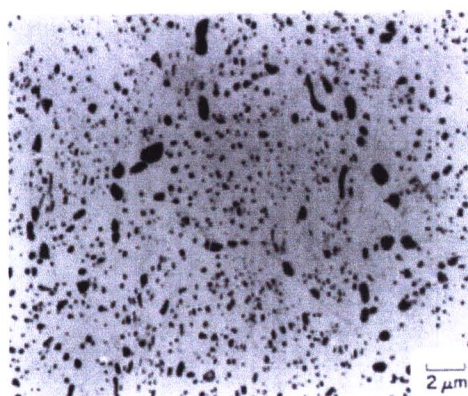


รูปที่ 2.9 ผลของอุณหภูมิการอบให้เป็นออสเทนไนต์ ต่อความแข็ง Series A โครงสร้างเริ่มต้นเป็นเพิร์ลไลต์ และ โปรยูเทกตอยด์ซีเมนไตต์ Series B โครงสร้างเริ่มต้นเป็น เพิร์ลไลต์

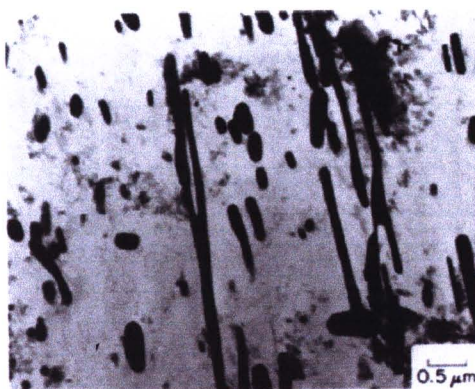


รูปที่ 2.10 ผลของอุณหภูมิการอบให้เป็นออสเทนไนต์ ต่อขนาดเกรนออสเทนไนต์ โครงสร้างเริ่มต้นเป็น เพิร์ลไลต์ และ โปรยูเทกตอยด์ซีเมนไตต์ Series B โครงสร้างเริ่มต้นเป็น เพิร์ลไลต์

ในงานวิจัยของ E.L. BROWN และ G. KRAUSS [8] มีโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นเป็น เฟอร์ไรต์ และ โปรยูเทกตอยด์ซีเมนต์ไต์ อุณหภูมิของการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ 850°C กล่าวในเรื่องของ ซีเมนต์ไต์ ในแนวทางเดียวกัน คือจะเกิด ซีเมนต์ไต์ หยาบ (ขนาด $130\text{ }\mu\text{m}$) ขึ้นบริเวณขอบเกรนออสเทนไนต์ ที่มีอยู่ในโครงสร้างจุลภาคของงาน ก่อนที่จะนำมาผ่านการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ และ ซีเมนต์ไต์ ที่เกิดในช่วงการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ ซึ่งจะเกิดในเนื้อเกรนโดยมีขนาดเล็ก (ขนาด $0.25\text{ }\mu\text{m}$) หรือเกิดที่ขอบของเกรนออสเทนไนต์ ซึ่งมีขนาดใหญ่กว่า ซีเมนต์ไต์ ที่เกิดในเนื้อเกรน และผลของปริมาณฟอสฟอรัสมีผลต่อด้านกลมของ ซีเมนต์ไต์ ที่หลงเหลืออยู่ในเนื้อวัสดุภายหลังผ่านการเผาให้เป็นออสเทนไนต์ หากมีปริมาณฟอสฟอรัสมากความกลมของ ซีเมนต์ไต์ลดลง

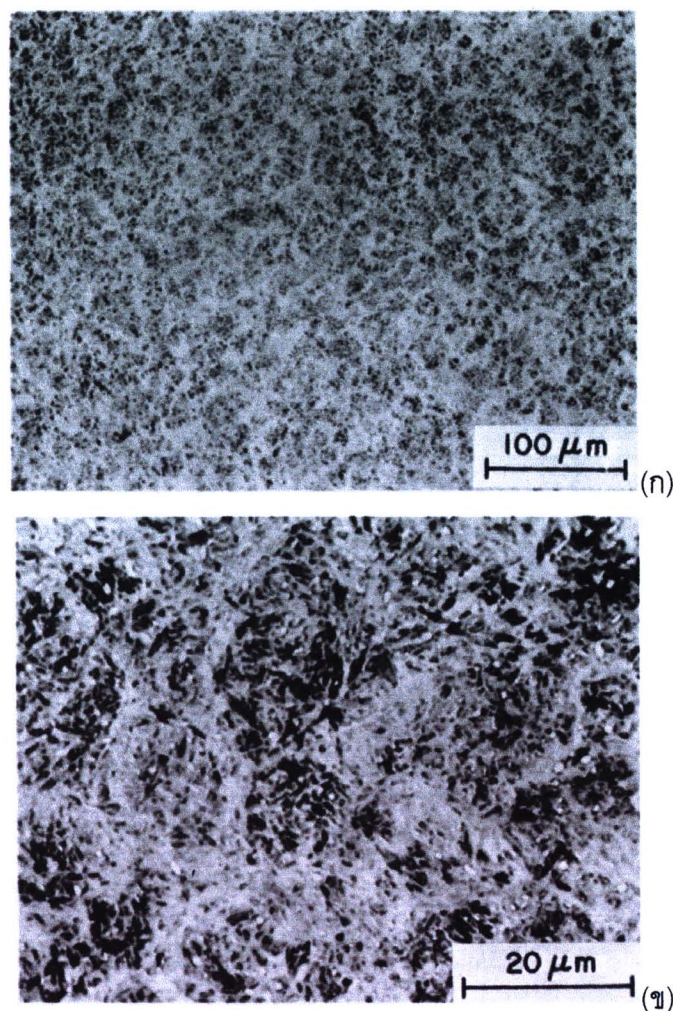


รูปที่ 2.11 รูปร่างของ ซีเมนต์ไต์ ในชิ้นงานที่มีปริมาณ 0.009% ฟอสฟอรัส, ภาพจาก TEM เตรียมชิ้นงานด้วยเทคนิค Replica extract



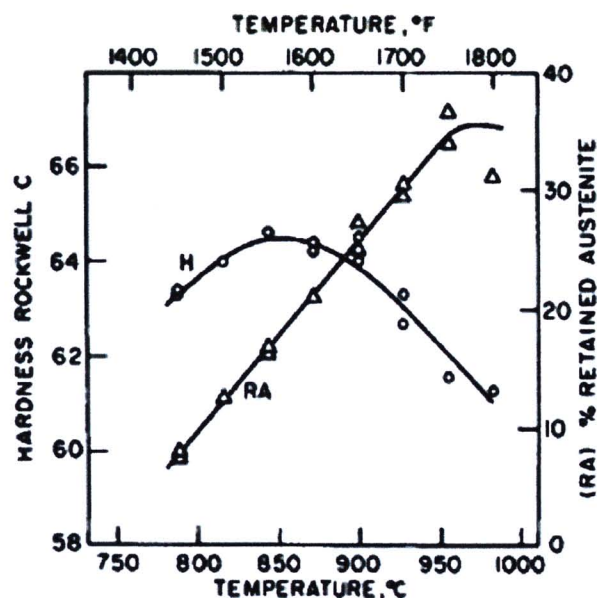
รูปที่ 2.12 รูปร่างของ ซีเมนต์ไต์ ในชิ้นงานที่มีปริมาณ 0.023% ฟอสฟอรัส, ภาพจาก TEM เตรียมชิ้นงานด้วยเทคนิค Replica extract

ในงานวิจัยของ C.A. STICKELS [9] กล่าวถึงลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นของชิ้นงานที่มีโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นเป็น ซีเมนไตต์กลมบนเนื้อพื้นเฟอร์ไรต์ที่ผ่านการอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิแตกต่างกัน พบว่าเมื่อเพิ่มอุณหภูมิทำให้ซีเมนไตต์ที่อยู่ใกล้ขอบเกรนละลายก่อน ทำให้ความเข้มข้นของธาตุคาร์บอนและโครเมียมของออสเทนไนต์ในบริเวณใกล้กับการละลายตัวของซีเมนไตต์สูงมากขึ้น ส่งผลต่อการลดลงของค่า Ms ในบริเวณนั้นๆ และทำให้เกิดลักษณะ Ghost line ขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.13 เมื่อค่า Ms บริเวณใกล้ของเกรนลดลงมากกว่าในบริเวณซีเมนไตต์ที่ไม่ละลาย ส่งผลให้เมื่อเย็นตัวเร็วมาร์เทนไซด์จะเกิดภายในเกรนก่อน นอกจากนี้การลดลงของค่า Ms ในบริเวณใกล้ขอบเกรนทำให้ปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างในบริเวณนั้นมีปริมาณมากขึ้น ซึ่งการแก้ไขการเกิด Ghost line ทำได้โดยใช้เวลาในช่วงอบให้เป็นออสเทนไนต์นานขึ้น เพื่อให้ธาตุคาร์บอนและโครเมียมจากการละลายของซีเมนไตต์ มีเวลาเพียงพอที่แพร่ไปทั่วทั้งบริเวณของเกรนออสเทนไนต์และไม่เกิดลักษณะ Ghost line



รูปที่ 2.13 อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ 840°C เวลา 30 นาทีเย็นตัวเร็วด้วยน้ำมันและอบคืนตัว 175°C กัดผิวด้วยสารละลาย natal 2% (ก) 190x (ข) 1250x

นอกจากนี้กล่าวถึงผลของอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ต่อความแข็ง ชิ้นงานโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นเป็น เพิร์ลไลต์และโปรยูเทกตอยด์ซีเมนไตต์ที่บริเวณขอบเกรนและชิ้นงานโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นเป็นเบนไนต์พบว่า ภายหลังจากการชุบแข็งและอบคืนตัวให้อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ต่างกันและอบคืนตัวที่ 175°C เท่ากัน ที่ช่วงอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ $790 - 840^{\circ}\text{C}$ โครงสร้างจุลภาคมีซีเมนไตต์ละเอียดทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้น ที่ช่วงอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่ $870 - 900^{\circ}\text{C}$ พบว่าโครงสร้างที่ได้มีซีเมนไตต์ละเอียดและหยาบปนกันและความแข็งลดลง และในช่วงอุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ที่สูงขึ้นปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้างมีมากขึ้นตามอุณหภูมิที่สูงขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.14 ดังนั้นจึงสรุปว่าการมีซีเมนไตต์ละเอียด (ขนาดเล็กกว่า $0.1\ \mu\text{m}$) ทำให้เกิด ultra-carbide strengthening ทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้นถึงแม้ว่ามีปริมาณออสเทนไนต์มากขึ้น และการเกิด ultra-carbide strengthening ลดน้อยลงเนื่องจากซีเมนไตต์หยาบเพิ่มมากขึ้น



รูปที่ 2.14 ความแข็ง (H) และปริมาณออสเทนไนต์เหลือค้าง (RA)

ที่อุณหภูมิอบให้เป็นออสเทนไนต์ต่างๆ

จากงานวิจัยข้างต้นส่วนใหญ่ที่จะเป็นการศึกษาเหล็กกล้า AISI 52100 ที่มีโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นเป็น เพิร์ลไลต์ และ โปรยูเทกตอยด์ซีเมนไตต์ที่บริเวณขอบเกรน ซึ่งเกิดการเปลี่ยนแปลงต่อสมบัติต่างๆภายหลังจากกรรมวิธีทางความร้อน สำหรับในงานวิจัยนี้ต้องการที่จะศึกษาผลของการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคและความแข็งของวัสดุในกลุ่มนี้ ภายหลังจากกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งมีโครงสร้างเริ่มต้นเป็น ซีเมนไตต์ กลมบนเนื้อพื้น เพอร์ไรต์ ที่มีสมบัติในด้านการกลึงหรือไสที่ดี ในการใช้งานเชิงอุตสาหกรรมวัสดุจะมีโครงสร้างเริ่มต้นในลักษณะนี้เนื่องจากมีความสะดวกในการเตรียมรูปร่างของชิ้นงานได้ง่ายกว่า และเสียค่าใช้จ่ายน้อยกว่า การเลือกโครงสร้างเริ่มต้นในงานวิจัยนี้ ก็เพื่อให้เหมาะสมกับการใช้งานในเชิงอุตสาหกรรม