รายงานการวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการ

พฤติกรรมการแข็งตัวและโครงสร้างสุดท้ายของเหล็กหล่อชนิดต่าง ๆ

โดย

ผศ.ดร.สมบุญ เจริญวิไลศิริ

สนับสนุนโดยสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.)

30 **เมษายน** 2552

สัญญาเลขที่ TRG 4580061

รายงานการวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการ

พฤติกรรมการแข็งตัวและโครงสร้างสุดท้ายของเหล็กหล่อชนิดต่าง ๆ

โดย

ผศ.ดร.สมบุญ เจริญวิไลศิริ

ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหการ

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี

สนับสนุนโดยสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.)

กิตติกรรมประกาศ

โครงการวิจัยเล่มนี้สำเร็จลงได้ด้วยดี ผู้เขียนขอขอบพระคุณ ผศ. พยูรเกตุกราย และ Dr. John T. Pearce เป็นอย่างสูงซึ่งเป็นอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์นี้ ที่ได้ให้คำปรึกษาและชี้แนวทางในการแก้ไขปัญหาด้วยความเอาใจใส่เสมอมา ตลอดระยะเวลาในการทำโครงงานวิจัย และสั่งสอนให้ความรู้ในเรื่องต่างๆ ที่นอกเหนือจากการทำโครงงานวิจัย

ขอขอบพระคุณ อาจาร์ย เมธินี มุกดาสิริ ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี ที่ได้ให้ความช่วยเหลือในการใช้ห้องปฏิบัติการเคมี ด้วยความเอาใจใส่เป็นอย่างดี

ขอขอบพระคุณ อาจาร์ยละเอียด เพ็งโสภา ภาควิชาวิศวกรรมเคมี คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรีที่ให้ความอนุเคราะห์ช่วยเหลือแบ่งสารเคมีที่หายากมากมาให้ใช้ในการทดลอง

ขอขอบคุณภาควิชาเคมี คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี ที่ได้อนุเคราะห์ช่วยเหลือเรื่องกรดที่นำมาใช้ในการทดลองซึ่งเป็นกรดที่หาได้ยากมาก

ขอขอบคุณ ศูนย์เทคโนโลยีและวัสดุแห่งชาติ (MTEC) ที่ได้ให้ความช่วยเหลือในเรื่องการวิเคราะห์ผลของธาตุ และ คำแนะนำต่างๆที่มีประโยชน์ต่อโครงงานวิจัย

สุดท้ายนี้ผู้เขียนขอขอบพระคุณสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.) ที่ได้ให้เงินทุนสนับสนุนงานวิจัย ในโครงงานวิจัยชุดนี้โดย ผู้เขียนขอขอบพระคุณมา ณ โอกาสนี้

บทคัดย่อ

Project Code : TRG 4580061

Project Title : พฤติกรรมการแข็งตัวและโครงสร้างสุดท้ายของเหล็กหล่อชนิดต่าง ๆ

(Solidification Morphology and Final Microstructure of Cast Irons)

Investigator : ผศ.ดร.สมบุญ เจริญวิไลศิริ

E-mail Address : isomsiri@kmutt.ac.th

Project Period : 1 กรกฎาคม 2545 ถึงวันที่ 30 เมษายน 2552

เหล็กหล่อเป็นโลหะที่จัดอยู่ในระบบธาตุผสมหลัก 3 ธาตุ คือ Fe-C-Si ซึ่งโดยปกติจะใช้งานในสภาพหลังการหล่อได้เลยโดยส่วนใหญ่ หรือบางทีก็จะทำการผ่านกระบวนการทางความร้อนเพื่อปรับปรุงสมบัติทางกลบางประการเท่านั้น ด้วยเหตุที่เหล็กหล่อจะมีธาตุผสมหลักคือ ธาตุคาร์บอน (ผสมอยู่ประมาณ 2-4 % โดยน้ำหนัก) และธาตุซิลิกอน (ประมาณ 1-3 % โดยน้ำหนัก) โดยปริมาณคาร์บอนส่วนเกินนี้ เมื่อเย็นตัวลงมาจากสภาพโลหะหลอมเหลวจะเกิดการแยกตัวระหว่างการแข็งตัวของน้ำโลหะตามปฏิกิริยายูเทคติค ซึ่งตามหลักอุณหพลศาสตร์อาจจะเกิดเป็นโครงสร้างที่เสถียรคือ แกรไฟต์ (พบในเหล็กหล่อสีเทา) และ/หรือ เกิดเป็นโครงสร้างกึ่งเสถียรคือ คาร์ไบด์ (พบในเหล็กหล่อขาว) สมบัติทางกายภาพและทางกลของเหล็กหล่อจะขึ้นอยู่กับ ลักษณะรูปร่างของโครงสร้างคาร์บอนที่ปรากฏ และโครงสร้างจุลภาคของเนื้อโลหะเอง คือโครงสร้างคาร์ไบด์จะเพิ่มความแข็งและความสามารถในการต้านทานการสึกหรอ ในขณะที่โครงสร้างแกรไฟต์จะเพิ่มความสามารถในการตกแต่ง ความสามารถในการรับแรงสั่นสะเทือน และความสามารถในการนำความร้อน โดยขึ้นอยู่กับรูปร่างลักษณะของแกรไฟต์เป็นสำคัญ สมบัติทางกลของเหล็กหล่อมักจะสัมพันธ์และถูกอธิบายในเทอมของ โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ อาทิ โครงสร้างเพิลไลท์และโครงสร้างเฟอร์ไรท์

งานวิจัยนี้เป็นการศึกษาพฤติกรรมการแข็งตัวของเหล็กหล่อแกรไฟต์ก้อนกลมโดยการใช้เทคนิคการย้อมสีเข้ามาช่วย เพื่อให้เข้าใจถึงกลไกการแข็งตัวที่เกิดขึ้นระหว่างที่โลหะหลอมเหลวแข็งตัว โดยจะทำการศึกษาเปรียบเทียบกับพฤติกรรมการแข็งตัวของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนและเหล็กหล่อสีเทา ตัวแปรที่ทำการศึกษาคือปริมาณของธาตุแมกนีเซียมที่ผสมเข้าไปในโลหะหลอมเหลว ระหว่างการปรับปรุงสมบัติของโลหะหลอมเหลว ด้วยเทคนิคแซนวิช ก่อนทำการเทลงสู่แบบหล่อ จากการทดลองพบว่า เมื่อเติมธาตุแมกนีเซียมลงไปในน้ำโลหะในปริมาณที่มากขึ้นรูปร่างของอนุภาคแกรไฟต์ที่เกิดจะเปลี่ยนแปลงจาก รูปร่างที่มีลักษณะเป็นแผ่นไปเป็นรูปร่างที่มีลักษณะคล้ายตัวหนอน ไปเป็นรูปร่างที่มีก้อนกลม จากการนำไปกัดกรดด้วยเทคนิคการย้อมสีพบว่า เหล็กหล่อทั้งสองประเภทมีพฤติกรรมการแข็งตัวที่แตกต่างกัน กล่าวคือเหล็กหล่อแกรไฟต์ก้อนกลม การเติบโตของอนุภาคยูเทคติคเซลล์ระหว่าง

การแข็งตัวของโลหะหลอมเหลว จะเติบโตในลักษณะที่อนุภาคแกรไฟต์ไม่ได้สัมผัสกับโลหะหลอมเหลว ในขณะที่การเติบโตของยูเทคติคเซลล์ของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนระหว่างการแข็งตัวของโลหะหลอมเหลว จะเติบโตในลักษณะที่ มีปลายบางส่วนของอนุภาคแกรไฟต์ตัวหนอนสัมผัสกับโลหะหลอมเหลวที่เหลือ และจากการวิเคราะห์ก็พบการกระจายตัวที่ไม่เท่ากันของธาตุต่าง ๆ ที่ผสมอยู่ในเนื้อโลหะในยูเทคติคเซลล์อีกด้วย

คำสำคัญ : เหล็กหล่อเทา / เหล็กหล่อแกรไฟท์กลม / เหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน / พฤติกรรมการแข็งตัวของเหล็กหล่อ / การเย็นตัวสุดท้าย

Abstract

Cast iron is a Fe- C- Si alloy that always be used in the as-cast condition or after heat treatment. The higher carbon (2-4 wt. %) and silicon (1-3 wt. %) contents confer castability. The excess C precipitates during solidification by a eutectic reaction either as the thermodynamically stable graphite phase (grey iron) and/or the metastable cementite phase (mottled or white iron). The properties of cast irons depend on the form of C precipitation and the matrix structure. The C precipitated in the eutectic reaction is not a major contributor to mechanical strength. Carbides contribute hardness and abrasion resistance. Graphite contributes machinability, wear resistance, damping and thermal conductivity depending on its shape. The mechanical properties of cast iron are often described in terms of their matrix structure, for example, as ferritic or pearlitic types.

This research purpose is to study the solidification behavior of ductile cast iron using color metallography technique in order to have a better understanding in the solidification behavior of molten cast irons. The comparison between the solidification behavior of ductile cast iron and those of compacted graphite cast irons and grey cast irons were examined. The variable in this study is the level of Mg content in the molten metals in which it was introduced into the melt during liquid metal modification using sandwich technique. The results showed that when the Mg level in the melts increases, the graphite shape transforms from flake shape to vermicular shape and then to spheroidal shape. Color metallography technique reveals the differences in eutectic cells structure. This yields in difference in solidification behavior of these two irons.

Keyword: Color metallography, Grey Cast irons Compacted Graphite Cast Iron, Nodular Cast Iron, Solidification Behavior of Cast Irons, Last Liquid to Solidify

บทนำ

ที่มาของโครงงาน

ในปัจจุบันวัสดุที่มีการนำมาใช้งานมากที่สุดคือโลหะในตระกูลเหล็กซึ่งเหล็กหล่อเป็นเหล็กที่มีการนำมาใช้งานมากที่สุด เพราะนอกจากมีราคาถูกเมื่อเทียบกับโลหะชนิดอื่นๆ อีกทั้งงานที่ได้จากการหล่อยังสามารถออกแบบให้มีลักษณะที่ซับซ้อนได้ เหล็กหล่อสามารถแบ่งออกได้หลายประเภทตามชนิดและโครงสร้างของแกรไฟต์ ซึ่งพฤติกรรมการแข็งตัวของโลหะเหลวมีอิทธิพลต่อลักษณะของแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน จากงานวิจัยในอดีตพบว่าปัจจัยสำคัญที่มีผลต่อพฤติกรรมการแข็งตัวของเหล็กหล่อได้แก่ อัตราการเย็นตัว (Cooling Rate) อุณหภูมิเท (Pouring Temperature) ของน้ำโลหะและในเหล็กหล่อบางประเภทนั้นยังสามารถทำอินนอคคูเลชันได้ ซึ่ง ชนิดของสารอินนอคคูแลนท์ที่ใช้ ปริมาณสารอินนอคคูแลนท์ที่ใช้ เวลาที่รอคอยหลังการทำอินนอคคูเลชัน (Holding Temperature) มีผลต่อพฤติกรรมการแข็งตัวของเหล็กหล่อด้วย อาจกล่าวได้ว่าการควบคุมโครงสร้างสุดท้ายของเหล็กหล่อทำได้โดยอาศัยกระบวนการอินนอคคูเลชันการทำอินนอคคูเลชันในเหล็กหล่อนั้นนอกจากจะทำให้อนุภาคแกรไฟต์มีการกระจายตัวที่ดีแล้วยังเป็นการเพิ่มปริมาณนิวเคลียสและจำนวนยูเทคติคเซลล์ในโครงสร้างของเหล็กหล่อให้มีปริมาณมากขึ้นซึ่งจะทำให้คุณสมบัติทางกลของเหล็กหล่อดีขึ้นด้วย การตรวจสอบผลของการทำอินนอคคูเลชันมีหลายวิธีแต่ละวิธีก็จะมีข้อดีและข้อเสียที่แตกต่างกัน วิธีการตรวจสอบวิธีหนึ่งคือการดูจำนวนของยูเทคติคเซลล์ก่อนและหลังการทำอินนอคคูเลชันว่ามีจำนวนยูเทคติคเซลล์เพิ่มขึ้นหรือไม่ การตรวจสอบในปัจจุบันนั้นต้องอาศัยธาตุฟอสฟอรัส (P) เป็นหลักแต่การตรวจสอยโดยวิธีนี้จะไม่สามารถมองเห็นโครงสร้างพื้น (Matrix) อีกทั้งต้องควบคุมปริมาณของธาตุฟอสฟอรัสให้ดีเพราะถ้าฟอสฟอรัสมีปริมาณมากเกินไปจะมีผลทำให้สมบัติทางกลของเหล็กหล่อลดลง

การตรวจสอบด้วยวิธีการย้อมสีของโลหะ (Color Metallography) เป็นวิธีการตรวจสอบที่สามารถมองเห็นจำนวนของยูเทคติคเซลล์ ในโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อได้อย่างชัดเจน โดยที่ไม่ต้องอาศัยธาตุฟอสฟอรัส (P) มาช่วยในการตรวจสอบ ในการใช้สีเข้ามาช่วยในการตรวจสอบนั้นจะทำให้เห็นโครงสร้างที่สวยงาม มีความชัดเจนและยังทำให้ได้ข้อมูลจากการดูโครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กหล่อมากขึ้น

วัตถุประสงค์

1. เพื่อศึกษาพฤติกรรมการแข็งตัวของเหล็กหล่อที่มีรูปร่างแกรไฟต์ต่าง ๆ ในเชิงของรูปร่างลักษณะของแกรไฟต์ การกระจายตัว และปัจจัยทางด้านส่วนผสมทางเคมี และอัตราการเย็นตัวของน้ำโลหะ
2. เพื่อศึกษาความสัมพันธ์ของการพฤติกรรมการแข็งตัวของน้ำโลหะเหล็กหล่อกับรูปร่างสุดท้ายของโครงสร้างอนุภาคแกรไฟต์ที่ปรากฏ

3. เพื่อออกแบบและพัฒนาเทคนิคการตรวจหารูปร่างลักษณะของโครงสร้างอนุภาคและแกรไฟต์ในขณะที่น้ำโลหะเหลวแข็งตัว
4. เพื่อใช้เป็นข้อมูลพื้นฐานในอนาคตในการสร้างแบบจำลองการแข็งตัวของน้ำโลหะ (Solidification Simulation)

ขอบเขตการดำเนินงาน

- ศึกษาส่วนผสมของธาตุคาร์บอน ซิลิกอนและแมงกานีส ของเหล็กหล่อตามมาตรฐานญี่ปุ่น(JIS 185) เกรด FC200 และ FC250
- ใช้กรรมวิธีการย้อมสีของโครงสร้าง (Color Metallography) ในการดูโครงสร้าง
- เปรียบเทียบกับโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแต่ละชนิด
- วิเคราะห์เพื่อหาความสัมพันธ์ของผลการทดลองที่ได้จาก EDS ใน SEM ผลของโครงสร้างจุลภาคการย้อมสีของโครงสร้างที่ได้จากกล้องจุลทรรศน์

งานวิจัยที่ผ่านมาในอดีต

- เรื่อง การศึกษาตัวแปรที่มีอิทธิพลต่อวิธีการตรวจวัดประสิทธิผลของกระบวนการอินนอคคูเลชันในงานหล่อเหล็กหล่อเทา
  วิจัยโดย ปิยรัตน์ ราชฉวาง
  งานวิจัย ได้ศึกษาถึงปริมาณของสารอินนอคคูแลนต์ เวลารอภายหลังจากการทำอินนอคคูเลชันเพื่อทำให้โครงสร้างของเหล็กที่ได้จากการหล่อเป็นโครงสร้างของ เหล็กหล่อสีเทา

- เรื่อง การย้อมสีโลหะเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค
  วิจัยโดย สุธิศา มณี , อรรถกร เจียรสกุลธรรม และ ณรงค์พล คูวิจิตรสุวรรณ
  งานวิจัย ทำการศึกษาสีของโครงสร้างจุลภาคชนิดต่างๆด้วยวิธีการย้อมสีของโครงสร้าง (Color Metallography)

การสรุปและทบทวนผลงานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับโครงการนี้สามารถแบ่งออกได้เป็นหัวข้อต่าง ๆ ดังต่อไปนี้

Below are some relevant international research papers on solidification morphology and final microstructure of cast irons.

Based on this growth mechanism, compacted graphite can be considered to grow either by transition from flake graphite, Fig. 6a, or by degeneration of spheroidal graphite, Fig. 6b. Instead, it was confirmed by Itofuji and et al. (1) that the compacted graphite eutectic may develop from a flake or, in the presence of higher spheroidizing element concentration, by the degeneration of small spheroids. Buhr (2) suggested that even with sufficient

spheroidizing agent present, a very slow cooling rate can result in incomplete austenite shell formation around spheroids and that thermal currents can dissolve a portion of the austenite shell exposing the graphite to the liquid.

P. C. Liu et al. (3) Observed that changes from one type of graphite form to another occur by a gradual change in the graphite morphology. These changes can be achieved by increasing or decreasing the solidification cooling rate, as well as by altering the chemical composition. Increasing the cooling rate and/or increasing the amount of nodulizing elements results in different types of graphite structures: from type A flake to type D, to undercooled flake, to compacted, to deteriorated forms of spheroidal, and to spheroidal graphite.

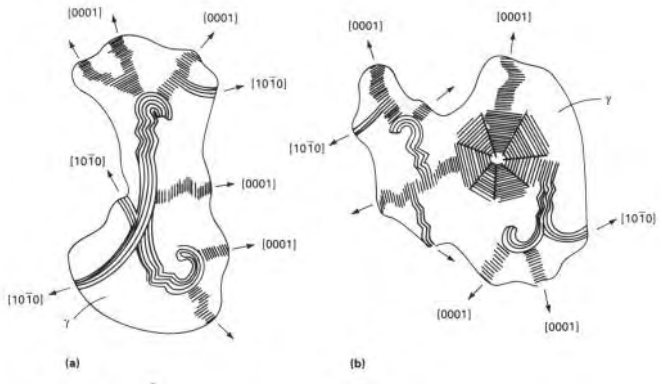


Fig. 6 Transition from flake to compacted graphite (a) and from spheroidal to compacted graphite (b) based on the twin/tilt of boundary growth mechanism. (4)

The sequence of growth of compacted graphite during the eutectic transformation is shown schematically in Fig. 7, based on experimental data from Pan et al. (5) on rapidly quenched samples from successive stages during the solidification process. It can be seen that graphite initially precipitates in a spheroidal shape but degenerates early during the austenite-graphite eutectic transformation, and subsequently develops into compacted graphite. Compacted graphite develops as interconnected segments within an austenitic matrix. It was also concluded that compacted graphite grows preferentially in the C-axis direction, perpendicular to the basal plane of graphite. It was confirmed by Itofuji (6) et al. that graphite nodules were precipitated before the eutectic solidification for a hypereutectic composition and in the early stage of the eutectic solidification for eutectic composition. Then, graphite nodules started to grow into compacted graphite until completion of the eutectic solidification.

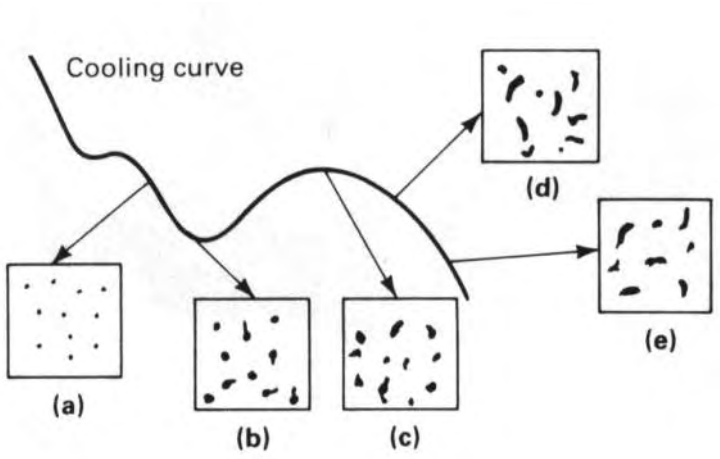


Fig. 7 Schematic of the sequence of development of compacted graphite: (a) small spheroids; (b) and (c), some spheroids have tails; (d) compacted graphite plus spheroidal graphite; and (e) compacted graphite. (5)

Principles of Thermal Analysis

If the cooling curve data obtained by using a simple thermocouple-cup technique are stored in a computer, the first and second derivatives of the cooling curve can be calculated and then used for a more complete interpretation of the phase transformation that occurs. The first derivative may be considered as the rate of cooling, and the second derivative as the acceleration of the cooling. A typical output of the computer for a compacted graphite iron is given in Fig. 8.

Additional information can be obtained from cooling curves by calculating the latent heat of solidification. This can be done by integrating the area between the first derivative curve (heat evolved during the solidification of the sample) and the zero curve (heat evolved during the solidification of a simulated neutral body), Fig. 9.

The latent heat during the phase transformation can be numerically calculated using the following equation:

$$L = -Cp[\int_0^t (\frac{dT}{dt})_{cc}\,dt - \int_0^t (\frac{dT}{dt})_{zc}\,dt] \qquad [1]$$

L = latent heat of solidification — Cp = specific heat (cal/g $^{\circ}$C)

dT/dt = cooling rate ($^{\circ}$C/sec) — t = time (sec)

cc = cooling curve and — zc = zero curve.

This method is called Computer-Aided Differential Thermal Analysis (CA-DTA) (7-9). With appropriate mathematical treatment and calibration, it is possible to evaluate the percentage

of the phases formed (% primary austenite vs. % eutectic (carbide or graphite)) using the cooling curve. Since cementite and graphite have higher latent heats of formation than pure iron, the latent heat of formation of a cast iron increases with carbon content. However, Ekpoom and Heine (10) showed that the latent heat of solidification is not sufficient to determine the shape of the graphite particles formed (compacted, spheroidal, or flake).

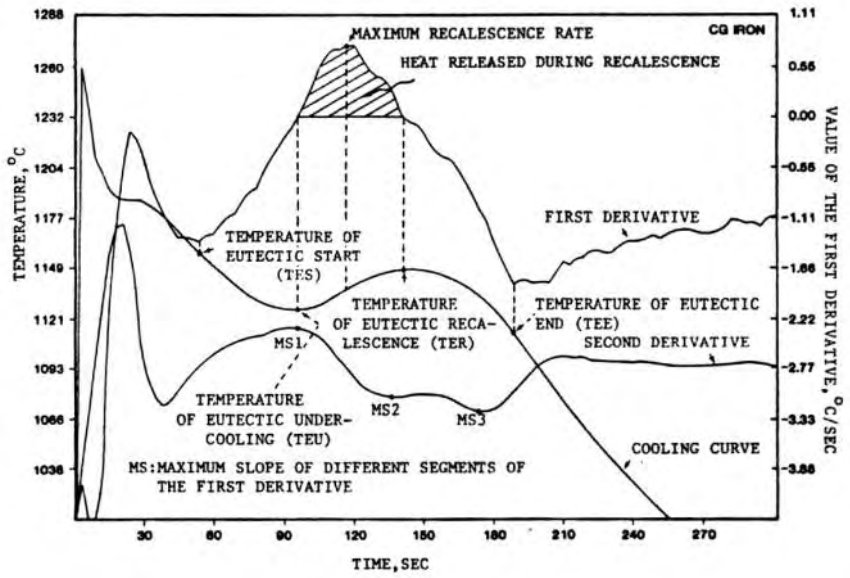


Fig. 8 Typical computer output and its interpretation for a compacted graphite iron.(11)

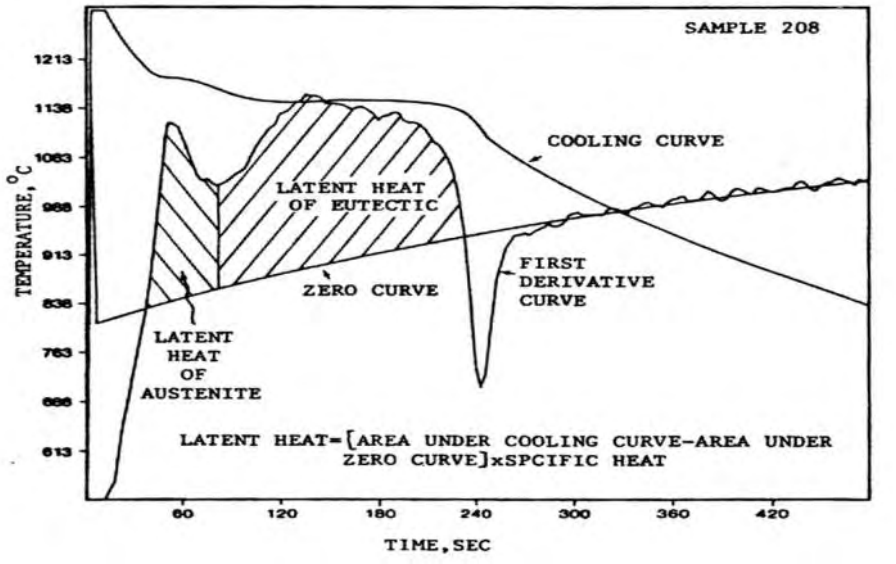


Fig. 9 Principles of computer-aided differential thermal analysis.(11)

Graphite particle shape and nodularity

One of the primary fields of application for this cooling curve analysis concept is the prediction of the microstructures of casting alloys from their cooling curves, especially for alloys whose processing involves liquid treatment, e.g., spheroidal graphite and compacted

graphite irons. If cooling curves could be recorded and interpreted within 2 to 3 minutes after cup pouring, it would be possible to estimate the microstructure of the iron before pouring into the mold. This could result in significant savings in materials, and man power.

The use of thermal analysis for microstructure prediction, towards the quality control of cast irons, has been explored since 1970 (8, 12-13). The graphite morphology of compacted graphite irons has been related to several parameters of cooling curves. Work from other researchers has been directed towards compacted graphite iron production using different treatments of alloys containing Mg, rare earths, Mg-rare earth, or alloys containing anticompactizing elements.

Loper et al.(8), proposed a prediction chart where the graphite morphology of cast irons treated with Mg alloys was related to the recalescence values ($\Delta T = T_{ER} - T_{EU}$) and to the eutectic undercooling. Data for different rare earth treated irons showed that compacted graphite was formed over a wide range of values of the maximum temperature on the eutectic arrest (T_{ER}) and ΔT (14). The sulfur content of the irons was lower than 0.01%.

Stefanescu et al.(15) determined a correlation of ΔT with the graphite morphology; they observed that a cast iron treated with a Fe-Si-Mg alloy produced a good compacted graphite when ΔT was greater than a critical value of 10 ^{o}C, whereas for rare earth treated irons this critical value ranged from 22 ^{o}C to 30 ^{o}C.

Backerud et al.(12) found a good correlation between the average recalescence rate and graphite morphology. Hui et al.(16) investigated the control of compacted graphite iron production for melts with composition of 3.0-3.4%C, 2.4-2.6%Si, 0.03-0.05%S, treated with rare earth, Fe-Si-Mg+Ti, and rare earth plus either Ca or B. They found that the compacted graphite quality could be controlled by using parameters such as the maximum rate of recalescence and ΔT.

Hribovsek and Marincek (13) showed that it was possible to infer spheroidal graphite morphology from the rate with which heat is released during solidification. Chen and Stefanescu (9) implemented a Computer-Aided Differential Thermal Analysis, which simulated the reference curve, i.e., that of a neutral body. They observed several correlations between nodularity and several cooling curve parameters obtained by this technique; the metal was treated with a Fe-Si-Mg alloy or a rare-earth silicide. However, they concluded that the observed data scattering produced a considerable margin of error in the prediction of the nodularity.

A few papers were published on hypereutectic compacted graphite irons but the conclusion is still yet unclear. Stefanescu (9,17) mentioned that by using the first peak on the eutectic plateau (M1) and the first discontinuity on the eutectic plateau (M2) on the first derivative curve, spheroidal graphite iron (with nodularity higher than 80%) can be differentiated from the same iron with nodularity lower than 80% as shown in Fig. 10.

Although many researchers have tried to establish a method to predict graphite shapes from the cooling curve, no fully reliable method has been proposed yet. One of the problems is the inaccuracy of the cooling cup measurement (+/- 2 ^{O}C). Therefore, an absolute temperature reading from the cooling curve can not be used. There are still other parameters which can be used to relate the graphite morphology in compacted graphite iron, such as the rate of solidification after recalescence, the recalescence temperature (ΔT), the solidification time, and the shape of the first derivative curve.

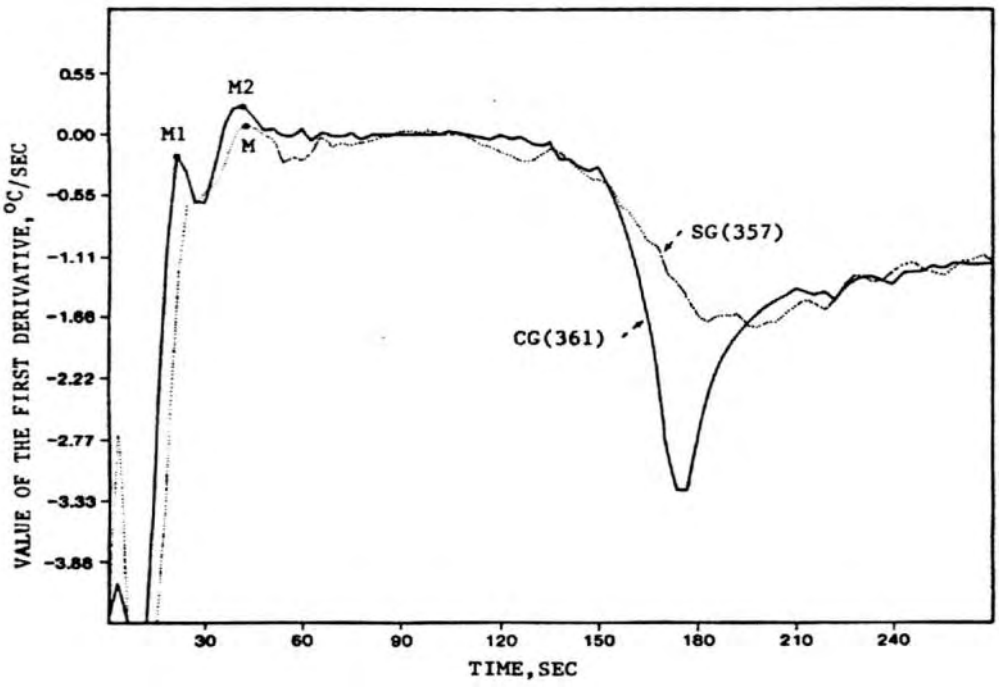


Fig. 10. Cooling curves and their derivative curves for hypereutectic cast iron at decreasing nodularity (11).

ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

- เพื่องานค้นคว้าวิจัยที่จะสนับสนุนงานด้านหล่อโลหะและโลหะวิทยา
- รู้ถึงลักษณะพฤติกรรมในการเริ่มแข็งตัวของเหล็กหล่อ
- ได้วิธีดู Eutectic cell ในโครงสร้างของเหล็กหล่อที่มีความชัดเจนมากขึ้น

- ได้ความรู้พื้นฐาน ในการพัฒนาเทคนิคการตรวจวัดรูปร่างและการกระจายตัวของ Eutectic cell ขณะเริ่มการแข็งตัว

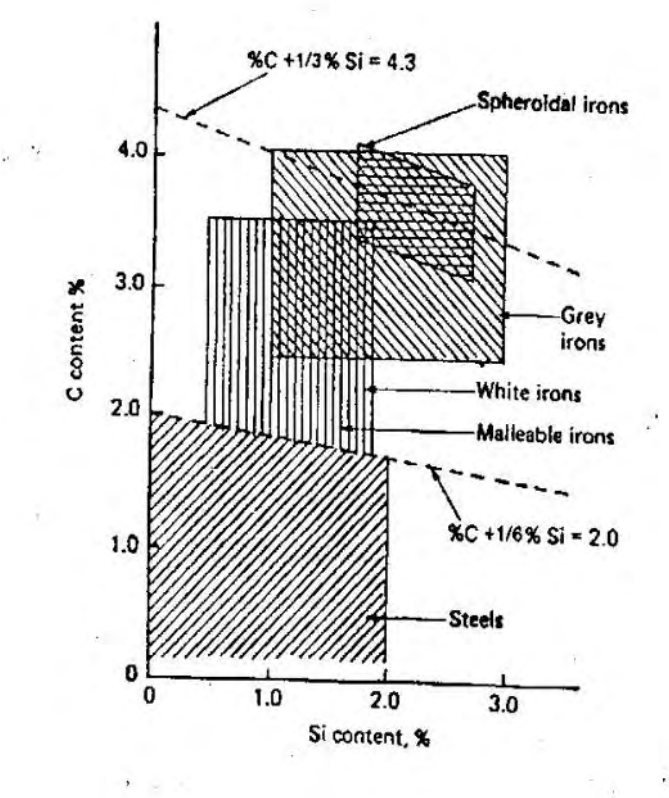
ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับโครงงาน

อิทธิพลของธาตุต่าง ๆ ที่มีอยู่ในเหล็กหล่อ (Cast iron)

เหล็กหล่อจัดเป็นโลหะที่มีสัดส่วนในการผลิตมากเป็นอันดับหนึ่งของโลกในอุตสาหกรรมหล่อ โลหะสาเหตุหลักที่เหล็กหล่อเป็นที่รู้จักและถูกใช้งานอย่างแพร่หลาย เนื่องจากเหล็กหล่อมีราคาถูกกว่าวัสดุประเภทอื่น มีความสามารถในการหล่อขึ้นรูปที่ซับซ้อนได้ง่ายโดยมีธาตุผสมหลักคือ ธาตุคาร์บอน (C) และธาตุซิลิคอน (Si) ซึ่งช่วงของส่วนผสมทางเคมีของธาตุคาร์บอนและซิลิคอน ที่นิยมในการผลิตเหล็กกล้าและเหล็กหล่อชนิดต่าง ๆ ดังแสดงในรูปที่ 1 จะเห็นได้ว่าเหล็กหล่อจะมีส่วนผสมของธาตุคาร์บอนเกินจุดสูงสุดที่ธาตุคาร์บอนจะสามารถละลายได้ในโครงสร้างออสเทนไนท์ (Austenite) ดังแสดงด้วยเส้นประเส้นล่างในรูปที่ 1 ปริมาณธาตุคาร์บอนในเหล็กหล่อจะมีมากกว่าในเหล็กกล้า โดยจะมีตั้งแต่ 2 % คาร์บอนขึ้นไปแต่ในอุตสาหกรรมเหล็กหล่อที่ผลิตในปัจจุบันจะมีส่วนผสมของธาตุคาร์บอนอยู่ระหว่าง 2.5%-4% โดยน้ำหนัก และมีธาตุอื่นผสมในปริมาณต่าง ๆ ขึ้นอยู่กับ ชนิดของเหล็กหล่อ ขนาดของชิ้นงานหล่อ โดยมีส่วนผสมคร่าว ๆ ดังแสดงในตารางที่ 1

ตารางที่ 1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อประเภทต่าง ๆ (18)

ธาตุผสม/ชนิด	เหล็กหล่อเทา	เหล็กหล่อขาว	เหล็กหล่ออบเหนียว	เหล็กเหนียวหล่อ
คาร์บอน	2.5-4%	1.8-3.6%	2.0-2.6%	3.0-4.0%
ซิลิกอน	1.0-3.0%	0.5-1.9%	1.1-1.6%	1.8-2.8%
แมงกานีส	0.25-1.0%	0.25-0.8%	0.2-1.0%	0.1-1.0%
กำมะถัน	0.02-0.25%	0.06-0.2%	0.04-0.18%	0.03
ฟอสฟอรัส	0.05-1.0%	0.06-0.18%	0.18	0.01



รูปที่ 1 ช่วงของส่วนผสมของธาตุคาร์บอนและซิลิคอนในการผลิตเหล็กกล้าและเหล็กหล่อชนิดต่าง ๆ(19)

อิทธิพลของธาตุคาร์บอน (C)

คาร์บอนมีจุดหลอมตัวที่ 3500°C เหล็กหล่อเป็นเหล็กที่มีคาร์บอนสูง เพราะฉะนั้นคาร์บอนจึงมีอิทธิพลต่อสมบัติของเหล็กหล่อมากที่สุด คาร์บอนไม่เพียงแต่จะแยกตัวออกมาอยู่ในรูปของคาร์บอนอิสระ(Free Carbon) หรือแกรไฟท์ (Graphite) อย่างเดียว ส่วนหนึ่งยังรวมตัวอยู่ในรูปของเหล็กคาร์ไบด์ (Fe_3C) ด้วย แกรไฟท์ยิ่งออกจากเหล็กมากเท่าใดก็จะทำให้เหล็กหล่ออ่อนมากขึ้นเท่านั้น และจะตัดแต่งด้วยเครื่องกลโรงงานได้ง่าย สำหรับเหล็กคาร์ไบด์หรือซีเมนต์ไทต์(Cementite) นั้นจะทำให้เหล็กหล่อมีความแข็งและความแข็งแรงสูง แต่ถ้ามี Fe_3C มากเกิน 35 % ของคาร์บอนทั้งหมด จะทำให้เหล็กหล่อที่ได้กลึงหรือตัดแต่งยาก เพราะฉะนั้นในการทำเหล็กหล่อจึงพยายามไม่ให้มีคาร์ไบด์เกินกว่า 35 % ของคาร์บอนทั้งหมดที่มีอยู่ในเหล็กหล่อนั้น (ยกเว้นเหล็กหล่อขาว White Cast Iron) เหล็กหล่อธรรมดามีคาร์ไบด์ต่ำกว่า 35 % ของคาร์บอนทั้งหมด แต่จะต้องพยายามไม่ให้แกรไฟท์แยกตัวออกมาเกิน 90 % ของคาร์บอนทั้งหมด เพราะแกรไฟท์ไม่มีคุณค่าทางความแข็งแรง (Strength) ถ้าแกรไฟท์มีมากจะทำให้พื้นที่หน้าตัดเหล็กเล็กลง ทำให้ความแข็งแรงลดลงด้วย ทั้งนี้เพราะเกิดรอยบากขึ้นในเนื้อเหล็ก (Notch Effect) เหล็กหล่อธรรมดาทั่วไปภายในเนื้อเหล็กทั้งหมดจะเป็นแกรไฟท์เสียประมาณ 10 % ของปริมาตร (Volume) ทั้งหมด ฉะนั้นสมบัติทั่วไปของเหล็กหล่อจึงขึ้นอยู่กับปริมาณและลักษณะรูปร่างการกระจายตัวของแกรไฟท์มากกว่าสมบัติทางเคมี เหล็กหล่อที่มีคาร์บอนต่ำ ๆเช่น 1.5 - 2.5 % ทำขึ้นใช้เฉพาะงานและจำเป็นต้องทำการชุบด้วย (Heat Treatment) เหล็กพวกนี้มีความสามารถเติมให้เต็มแบบหล่อ(Form

Filling)ไม่ดี มีการหดตัวมาก ทำให้เกิดโพรงหดตัว (Shrinkage Cavity) ง่าย เหล็กหล่อที่มีสมบัติทางกลสูงจะต้องพยายามทำให้มีคาร์บอนต่ำ และแกรไฟท์แยกตัวน้อย แกร์ไฟท์จะต้องมีรูปร่างที่เหมาะสมคือสั้นและเล็ก กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ สำหรับกรณีที่ว่าให้มีคาร์บอนต่ำนั้นจะต้องให้อยู่ในพิกัด (Limit) ของมันไม่ใช่ต่ำจนเกินไป เพราะเหล็กหล่อที่มีคาร์บอนต่ำมากๆ จะเทยากทิ้งไว้นานจะเป็นยาง (หนืด) เทไม่วิ่งหล่อเหล็กชิ้นบางๆไม่ได้แตกร้าวง่าย เป็นโพรงง่าย หล่องานที่มีรูปร่างซับซ้อนไม่ได้หล่องานที่มีความหนาบางแตกต่างกันมากก็ไม่ได้มันจะหดตัวมาก เหล็กหล่อที่มีคุณภาพดีจะต้องควบคุมให้มีปริมาณคาร์บอนต่ำพอเหมาะ (Optimum) มีรูปร่างแกรไฟท์เหมาะสม สิ่งเหล่านี้จะกระทำได้โดยกรรมวิธีการหล่อหลอม(Melting Treatment) เช่นการทำเหล็กให้ได้แกรไฟท์ A หรือการทำเหล็กให้ได้แกรไฟท์กลมอย่างในการทำเหล็กหล่อเหนียว(Nodular Cast Iron) เป็นต้น ซึ่งการกระทำดังกล่าวจะทำให้เหล็กหล่อที่ได้มีความแข็งแรงสูงแต่ความแข็ง (Hardness) ไม่มากนัก สามารถกลึงหรือตัดแต่งได้สะดวก

อิทธิพลของธาตุซิลิคอน (Si)

ซิลิคอนมีจุดหลอมตัวที่ 1415°C ทำให้จุดยูเทคติค (Eutectic) ในแผนภูมิการรวมตัวของเหล็กกับคาร์บอน (Fe-C Phase Diagram) เลื่อนไปทางที่มีเปอร์เซ็นคาร์บอนต่ำ(เลื่อนไปทางซ้ายมือ) หมายความว่าซิลิคอนจะทำให้คาร์บอนในเหล็กละลายรวมกับเหล็กได้ยากขึ้น การที่คาร์บอนละลายได้ยากก็ทำให้มันแยกตัวได้ง่าย อีกนัยหนึ่งก็คือซิลิคอนช่วยให้แกรไฟท์แตกตัวง่ายมีแกรไฟท์ในเหล็กหล่อมาก แต่มีคาร์ไบด์น้อย การเติมซิลิคอนยังขึ้นอยู่กับขนาดของชิ้นงานหล่อ งานหล่อที่มีพื้นที่หน้าตัดบางจำเป็นต้องใส่ซิลิคอนมาก ถ้าชิ้นงานหนาจะใส่ซิลิคอนน้อย แต่ทั้งนี้จะต้องใส่ซิลิคอนไม่ให้เกิน 3.5 % ถ้าใส่เกินจะทำให้ชิ้นงานหล่อที่ได้เปราะ เพราะมันเกิดสารประกอบใหม่เป็นเฟอโรซิลิคอน (Fe-Si) ในเนื้อเหล็กหล่อซึ่งจะเปราะมาก ยิ่งซิลิคอนมีในน้ำเหล็กมากจะทำให้แกรไฟท์แตกตัวออกมามีลักษณะหยาบแผ่นหนา ความแข็งแรงทางดึง (Tensile Strength) ของหล็กมีความสัมพันธ์กับคาร์บอนและซิลิคอน เหล็กหล่อเทาที่มีขนาดบางจะมีคาร์บอนรวมกับซิลิคอนมากกว่า 3.8 % และไม่เกิน 6 % แกรไฟท์ที่ได้จะเป็นแผ่น (Flake) สำหรับชิ้นหนาจะมีคาร์บอนรวมกับซิลิคอนไม่เกิน 5 % และต้องมีซิลิคอนล้วนๆไม่เกิน 3.5 % จึงจะทำให้เหล็กหล่อมีความแข็งแรงดี

อิทธิพลของธาตุแมงกานีส (Mn)

แมงกานีสมีจุดหลอมตัวที่ 1242°C มีหน้าที่ดึงอ๊อกซิเจนออกจากเหล็ก (Deoxidizing agent) และเป็นตัวดึงกำมะถัน (Desulferizing agent) นอกจากนี้แมงกานีสยังช่วยเพิ่มความแข็งแรง และความแข็งให้กับเหล็ก เพราะถ้ามีมากจะทำให้เหล็กหล่อเป็นคาร์ไบด์ได้มากทั้งนี้เพราะแมงกานีสทำให้คาร์บอนละลายในเหล็กหล่อได้มากขึ้น แมงกานีสในเหล็กหล่อถ้ามีน้อยกว่า 0.5 % ยังไม่ทำให้เหล็กเป็นคาร์ไบด์ได้ถ้าจะให้เป็นคาร์ไบด์จะต้องเติมให้มากกว่านี้ แต่ต้องไม่มากเกินไปจนทำให้เหล็กเกิดคาร์ไบด์เกิน 35 % ของคาร์บอนทั้งหมด แมงกานีสถ้ามีมากจะรวมตัวกันกับกำมะถันเป็นแมงกานีสซัลไฟด์และคาร์ไบด์

เป็นเหตุให้เกิดผิวแข็ง(Chill) ได้ลึกขึ้น ตามหลักกำมะถันมีผลทำให้เหล็กแข็งมากกว่าแมงกานีส ดังนั้น ผลอันหนึ่งที่เติมแมงกานีสเข้าไปเพื่อลดความแข็งที่เกิดจากกำมะถันลงทำให้กำมะถันเป็นกลาง และแมงกานีสยังช่วยให้น้ำโลหะไหลตัวดีขึ้นด้วย และเนื่องจากแมงกานีสซัลไฟด์เบากว่าเหล็กซัลไฟด์ (FeS) จึงลอยตัวขึ้นไปอยู่ในน้ำเหล็กช่วยลดกำมะถันในเหล็กลง แล้วอนุภาคเล็กๆของแมงกานีสซัลไฟด์จะช่วยทำหน้าที่เป็นสารเติมพิเศษ(Inoculation Material) คือช่วยให้แกรไฟท์กระจายตัวได้ดีขึ้น ทำให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้น แมงกานีสถ้ามากถึง 1 % จะเพิ่มความหนาแน่นให้เหล็กหล่อเทา เพื่อที่จะให้แมงกานีสเป็นตัวทำให้กำมะถันเหล็กมีสมดุลย์กันจึงใส่แมงกานีสตามสัดส่วนดังนี้คือ % Mn = 0.3+1.7 %S

อิทธิพลของธาตุฟอสฟอรัส (P)

ฟอสฟอรัสมีจุดหลอมตัวที่ 44.1°C เวลารวมกับเหล็กจะเป็น Fe_2P หรือ Fe_3P ถ้าเติมมากจะทำให้เหล็กมีจุดหลอมตัวต่ำลง ซึ่งจะมีจุดยูเทคติคอยู่ในราว 1050°C ถ้าฟอสฟอรัสมีมากจะกลายเป็นฟอสไฟด์ไปอยู่ตามขอบเม็ดเกรน (Grain Boundary) ของเหล็ก เวลาเอาไปรีดใช้ที่อุณหภูมิสูงขึ้น จะทำให้ฟอสไฟด์แตกออกมาเป็นสะเก็ด (Galling) ฟอสฟอรัสทำให้แกรไฟท์แตกตัวง่ายทำให้โครงสร้างเพิร์ไลท์ (Pearlite Stable) ดีขึ้น ทำให้แกรไฟท์แตกตัวเป็นระเบียบ ถ้าต้องการหล่อเหล็กหล่อที่มีฟอสฟอรัสสูง ขณะเดียวกันต้องการเหล็กหล่อที่มีคาร์ไบด์มากด้วย จำเป็นต้องลดปริมาณซิลิคอนลง ถ้าฟอสฟอรัสมากเกินไปจะทำให้เหล็กหล่อแข็งขึ้นแต่ความแข็งแรงต่ำ แต่ถ้าเติม 0.35-0.65% จะยังคงรักษาความแข็งแรงให้สูงอยู่ได้ ฟอสฟอรัสช่วยให้เหล็กหล่อไหลตัวดี (Fluidity) สามารถไหลซอกแซกตามแบบหล่อได้ดี (เต็มแบบทุกส่วน) ฟอสฟอรัสมีผลต่อคาร์บอนเทียบเท่า (Carbon Equivalent) ของเหล็กหล่อด้วย

อิทธิพลของธาตุกำมะถัน (S)

กำมะถันมีจุดหลอมตัวที่ 115°C ถ้ามีอยู่ในเหล็กหล่อมากจะรวมตัวกับเหล็กเป็นเหล็กซัลไฟด์ (FeS) ทำให้เหล็กขยายตัวและยุบตัวมาก ดังนั้นจึงทำให้เหล็กหล่อเป็นโพรงง่าย ทำให้เหล็กหนืดเป็นยางเทไม่ค่อยเต็มแบบ ความแข็งแรงทางดึงต่ำ นอกจากนั้นยังทำให้เหล็กแข็ง เพราะกำมะถันช่วยให้เกิดคาร์ไบด์ได้มากขึ้น ปกติใส่กำมะถันได้ไม่เกิน 0.1% กำมะถันในเหล็กหล่อส่วนมากได้มาจากถ่านโค้ก (Coke) เศษเหล็กหล่อต่างๆ และอาจมาจากเหล็กปิก (Pig iron) ถ่านโค้กชนิดเลวทำให้เหล็กหล่อมีกำมะถันมากขึ้นได้ กำมะถันจากถ่านโค้กจะรวมตัวกับอ๊อกซิเจนได้ประมาณ 70% ที่เหลือจะลงไปรวมกับเหล็กได้อีกประมาณ 30-50% ดังสมการ

$$S(\text{in coke}) + nO_2 \longrightarrow SO_2 + SO_3 = 50\text{-}70 \qquad (1)$$

ถ่านโค้กที่ใช้เหล็กหล่อโดยทั่วไปมีกำมะถันน้อยกว่า 1% ถ้าหากถ่านโค้กมีกำมะถันมาก จำเป็นจะต้องเพิ่มแมงกานีส และซิลิคอนลงไปเพื่อดึงออก ถ่านโค้กที่หล่อเหล็กควรมีคาร์บอน(Fixed Carbon) ไม่ต่ำกว่า 90% ขี้เถ้าไม่เกิน 10% กำมะถันไม่เกิน1.0% สารระเหยง่าย (Volatile matter) อีกไม่เกิน1.0% (20)

ประเภทของเหล็กหล่อ

ในอุตสาหกรรมสามารถที่จะแบ่งประเภทของเหล็กหล่อได้เป็น 7 ประเภทดังแสดงในตารางที่ 2

ตารางที่ 2 การแบ่งประเภทของเหล็กหล่อ (18,20,21-23)

ชื่อทางการค้า	เฟสของคาร์บอน	โครงสร้างพื้นฐาน	โครงสร้างสุดท้ายได้จาก	กรรมวิธีการผลิตขั้นสุดท้าย
เหล็กหล่อขาว	คาร์ไบด์ (Fe_3C)	เพิร์ลไลท์ มาร์เทนไซท์	การแข็งตัวหรือการอบ	การหล่อ และอบชุบ
เหล็กหล่อเทา	แกรไฟท์แผ่น (Flake Graphite)	เพิร์ลไลท์	การแข็งตัว	การหล่อ
เหล็กหล่อ Mottled	คาร์ไบด์ + แกรไฟท์แผ่น	เพิร์ลไลท์	การแข็งตัว	การหล่อ
เหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน	แกรไฟท์ตัวหนอน (Compacted Graphite)	เฟอร์ไรท์, เพิร์ลไลท์	การแข็งตัว	การหล่
เหล็กหล่อเหนียว	แกรไฟท์ก้อนกลม (Spheroidal Graphite)	เฟอร์ไรท์, เพิร์ลไลท์ ออสเตนไนท์	การแข็งตัวหรือการอบ	การหล่อและการอบชุบ
เหล็กหล่อเหนียวออสเทมเปอร์	แกรไฟท์ก้อนกลม	เบนไนท์	การอบ	การหล่อและการอบชุบ
เหล็กหล่ออบเหนียว	เทมเปอร์แกรไฟท์	เฟอร์ไรท์, เพิร์ลไลท์	การอบ	การหล่อและการอบชุบ

เหล็กหล่อที่มีโครงสร้างยูเทคติคออสเทนไนท์- แกรไฟท์ยูเทคติคมี 3 ชนิดด้วยกันดังนี้คือ

เหล็กหล่อเทา (Gray cast iron)

- ยูเทคติคแกรไฟท์มีลักษณะเป็นเกล็ด มีกิ่งก้านสาขาต่อเนื่อง(Continuously Branched โlake) อยู่ภายในเซลล์ยูเทคติค
- ค่าความต้านทานแรงดึงอยู่ในช่วงระหว่าง 100 – 400 N/mm^2 ขึ้นอยู่กับลักษณะรูปร่างและปริมารของแกรไฟท์

- ไม่มีค่าการยืดตัว

เหล็กหล่อแกรไฟท์กลม (NodularCast Iron)

- ยูเทคติคแกรไฟท์มีลักษณะเป็นก้อนกลม และไม่เชื่อมต่อกัน เหล็กหล่อเหนียวจึงมีชื่อเรียกอีกอย่างว่า เหล็กหล่อแกรไฟท์กลม (Nodular Cast Iron หรือ Spheroidal)
- ค่าความต้านทานแรงดึงอยู่ในช่วงระหว่าง 350 –1200 N/mm^2ขึ้นอยู่กับโครงสร้างเมทริกซ์
- ค่าการยืดตัว (Ductile) อาจสูงถึง 20-25%

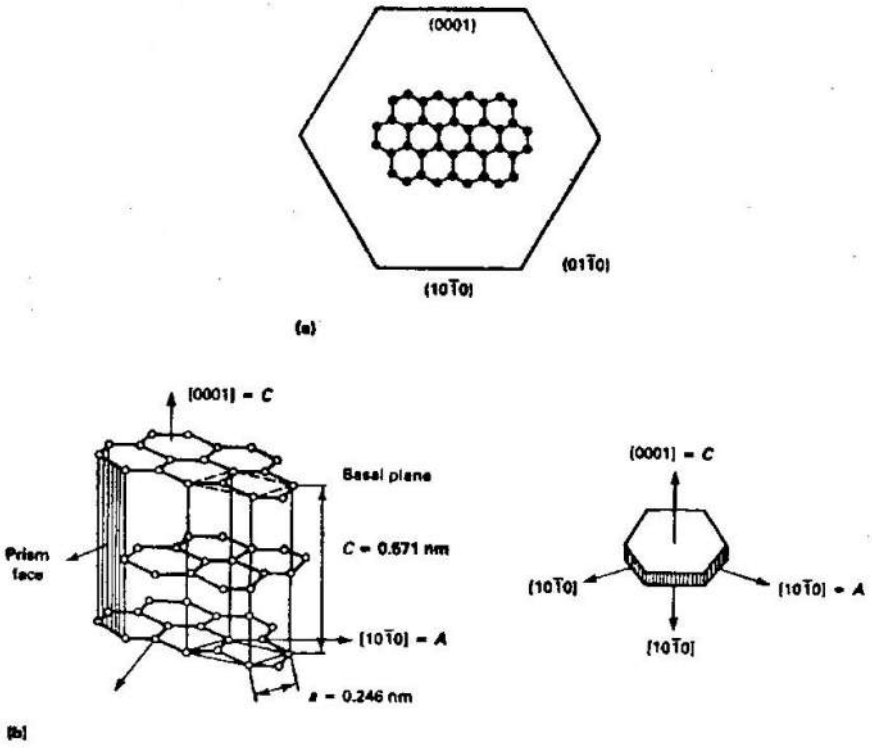
เหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน (Compacted Graphite Iron, CGI)

- แกรไฟท์มีรูปร่างอยู่ระหว่างเกล็ดและรูปร่างกลม
- สมบัติเชิงกลและลักษณะเฉพาะทางด้านงานหล่อจะอยู่ระหว่างเหล็กหล่อเทาและเหล็กหล่อเหนียว

โดยที่เราสามารถควบคุมให้ได้โครงสร้างเมทริกซ์ตามที่ต้องการได้โดยการเติมธาตุผสมและการควบคุมเงื่อนไขในการหล่อ นอกจากนี้ยังสามารถปรับปรุงให้เหล็กหล่อมีสมบัติต่างๆ เช่น คุณสมบัติการต้านทาน ทนทานต่อการสึกหรอ และทนทานต่อการกัดกร่อนได้อีกด้วย

2.3 ชนิดของโครงสร้างแกรไฟท์แผ่นเหล็กหล่อเทา

โครงสร้างผลึกของแกรไฟท์ประกอบด้วยธาตุคาร์บอนที่ยึดเกาะกันด้วยพันธะโคเวเลนต์เป็นวงหกเหลี่ยมในระนาบพื้นฐาน (Basal Plane) ดังรูปที่ 2 (21) คาร์บอนแต่ละอะตอมบนระนาบเดียวกันจะยึดจับกับอีกสามตัวอย่างต่อเนื่องกัน ในหนึ่งหน่วยเซลล์ประกอบด้วยด้านปริซึมล้อมรอบ 6 ด้านและ 2 หน้าระนาบพื้น ในระหว่างระนาบพื้นของโครงสร้างผลึกของแกรไฟท์จะมีแรงแวนเดอร์วาลส์ยึดระนาบถัดไป ทำให้ผลึกของแกรไฟท์มีสมบัติแอนไอโซโทรปิก (Anisotropic) (20) ผลึกของแกรไฟท์สามารถเติบโตได้ทั้ง แกน A (ทิศทางตั้งฉากกับระนาบพื้น) ดังนั้นรูปร่างของแกรไฟท์ที่ได้จะขึ้นกับอัตราการเติบโตในแต่ละแกน เช่น แกรไฟท์แผ่นเกิดจากการเติบโตตามแกน A มากกว่าการเติบโตในแกน C หรือสูงกว่าในแกน A ส่งผลให้แกรไฟท์ที่มีการเติบโตในแนวแกน C มีลักษณะกลมโดยแกรไฟท์ชนิด A ที่เกิดขึ้นในหล่อเทานั้นเป็นแกรไฟท์แผ่นที่มีทิศทางการเติบในแนวแกน A



รูปที่ 2 โครงสร้างผลึกของแกรไฟท์ในทิศทางการเติบโต A และ C (18)

โดยทั่วไปลักษณะโครงสร้างของโครงสร้างของแกรไฟท์แผ่นในเหล็กหล่อเทาสามารถแบ่งออกเป็น 5 ชนิด ตามมาตรฐาน ASTM A247 ดังแสดงในรูปที่ 3 ซึ่งลักษณะของแกรไฟท์จะมีความสำคัญอย่างยิ่งต่อสมบัติทางกลของเหล็กหล่อ ลักษณะของแกรไฟท์ทั้ง 5 ชนิดมีดังนี้ (19)

ชนิด A แกรไฟท์แผ่นมีการกระจายตัวอย่างสมบูรณ์ และมีทิศทางการจัดเรียงตัวไม่แน่นอน

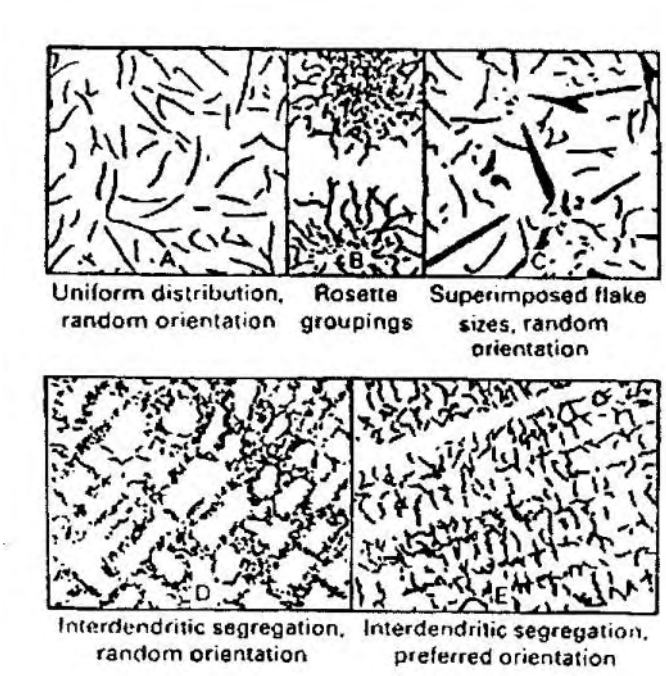
ชนิด B มีการจัดเรียงตัวเป็นกลุ่มแต่ละกลุ่มมีแกรไฟท์เรียงกระจายออกตามแนวรัศมีคล้ายดอกกุหลาบ

ชนิด C มีทั้งแกรไฟท์ขนาดใหญ่ (Kish Graphite) และขนาดเล็กเกิดสลับกัน มีทิศทางการจัดเรียงตัวไม่แน่นนอน ส่วนใหญ่ในเหล็กหล่อเทาที่มีส่วนผสมทางเคมีสูงกว่าส่วนผสมยูเทคติค คือมีค่าคาร์บอนเทียบเท่าสูงกว่า 4.3 โดยน้ำหนัก

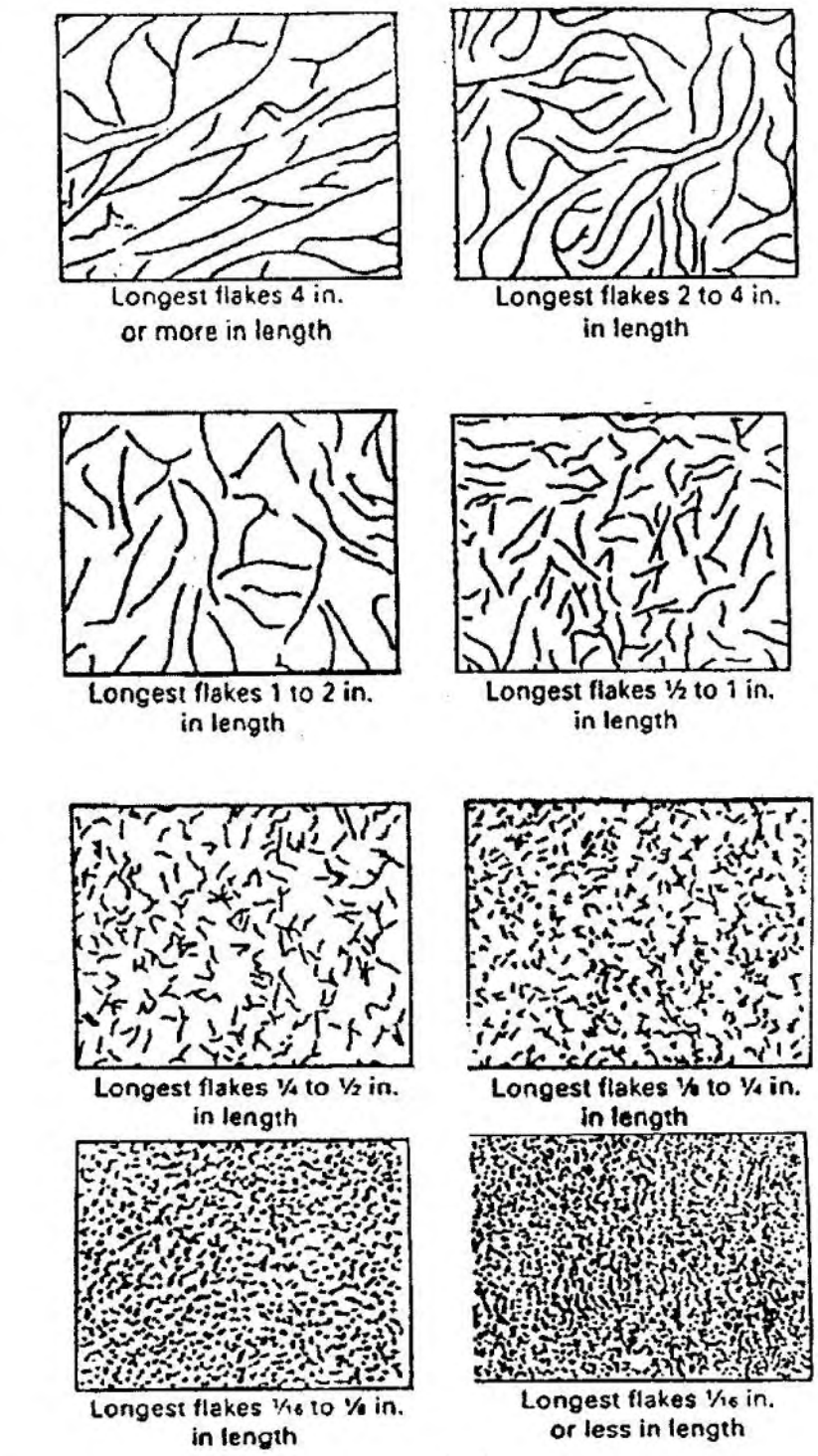
ชนิด D แกรไฟท์ที่เกิดขึ้นระหว่างโครงสร้างเดนไดรท์ (Interdendritic) มีทิศทางการจัดเรียงตัวไม่แน่นอน

ชนิด E แกรไฟท์ที่เกิดขึ้นระหว่างโครงสร้างเดนไดรท์ (Interdendritic) มีทิศทางการจัดเรียงตัวแน่นอน

ขนาดของแกรไฟท์ชนิด A ตามมาตรฐาน ASTM A 427 (19) สามารถแบ่งออกได้เป็น 8 ขนาด ดังแสดงในรูปที่ 4



รูปที่ 3 ชนิดของแกรไฟท์แผ่นตามมาตรฐาน ASTM A247 (19)



รูปที่ 4 ขนาดของแกรไฟท์แผ่นชนิด A (19)

การแข็งตัวของโลหะ (Solidification of Metal)

ในกระบวนการแข็งตัวของโลหะจากสถานะหลอมเหลวไปเป็นของแข็ง จะเกิดการแข็งตัวได้เมื่ออุณหภูมิลดต่ำกว่าจุดหลอมเหลว (T_m) เพื่อลดพลังงานอิสระของระบบลง (Gibbs Free Energy, ΔG) การลดของพลังงานอิสระนี้เป็น แรงขับสำหรับการแข็งตัว (Driving Force for Solidification) (26-27) เมื่ออุณหภูมิของน้ำโลหะลดต่ำกว่าจุดแข็งตัว จะมีค่าพลังงานอิสระของเหลวเท่ากับแสดงในรูปที่ 5 โดย

$$G^L = H^L - T\,S^L \tag{2}$$

และค่าพลังงานอิสระของแข็งเท่ากับ

$$G^S = H^S - T\,S^S \tag{3}$$

ดังนั้นที่อุณหภูมิใดๆ จะมี ΔG ในการเปลี่ยนสถานะ เท่ากับ

$$\Delta G = \Delta H - T\,\Delta S \tag{4}$$

ณ จุดหลอมเหลว(T_m) พลังงานอิสระของของแข็งของเหลวจะเท่ากัน นั่นคือ $\Delta G = 0$ เพราะฉะนั้น

$$\Delta G = \Delta H - T_m \Delta S = 0 \tag{5}$$

ดังนั้นที่จุด $T = T_m$

$$\Delta s = \frac{\Delta H}{T_m} = \frac{L}{T_m} \tag{6}$$

L คือ ความร้อนแฝงที่ปล่อยออกมาจากการแข็งตัว (Latent Heat of Fusion) ซึ่งมีความสัมพันธ์กับเอนทาลปี (ΔH) ซึ่งเป็นค่าพลังงานความร้อน ที่ปล่อยออกมาระหว่างการแข็งตัวของน้ำโลหะ ดังนั้น $L = \Delta H$ แทนที่สมการที่ 5 ลงในสมการที่ 5 จะได้

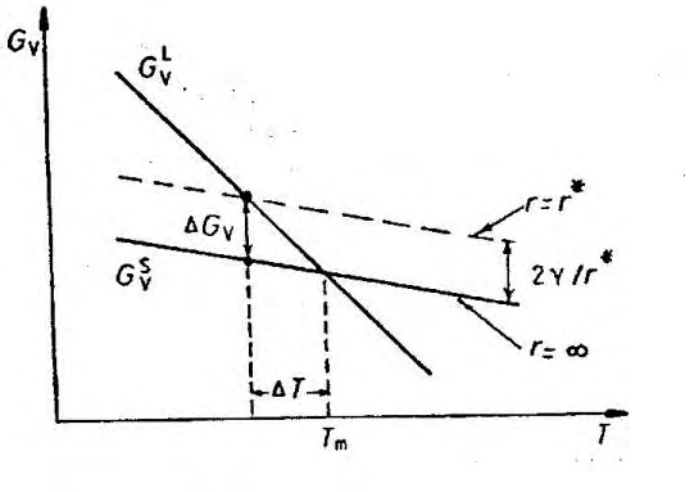
$$\Delta G = L\,\frac{\Delta T}{T_m} \tag{7}$$

เมื่อ ΔG คือ พลังงานอิสระในการเปลี่ยนสถานะ

ΔT คือ ความแตกต่างของอุณหภูมิ (T_m-T) ใกล้จุดแข็งตัว

ΔH หรือ L คือ ความร้อนแฝงของการแข็งตัว

T_m คือ จุดหลอมเหลวของโลหะ ($^{\circ}K$)



รูปที่ 5 พลังงานอิสระของของแข็งและของเหลว (26)

Homogeneous Nucleation

ในกระบวนการเกิดนิวเคลียสแบบ Homogeneous Nucleation นี้ เริ่มจากอะตอมรวมตัวกันเป็นกลุ่มเล็ก ๆ เรียกว่า Embryo ถ้าขนาดของ Embryo มีขนาดใหญ่กว่า r* (Critical Radius) จะสามารถอยู่รอดและโตเป็นนิวเคลียสในเวลาต่อมา แต่หาก Embryo มีขนาดเล็กว่า r* จะถูกละลายกลับไปเป็นของเหลว แสดงในรูปที่ 6 (26) ปกตินิวเคลียสจะมีขนาดเล็กมาก ทำให้มีพลังงานที่ผิวต่อปริมาตรสูงและเป็นส่วนกั้นการโต (Growth) ของนิวเคลียสไปเป็นผลึก โดยสามารถคำนวณหาพลังงานอิสระของนิวเคลียสในกระบวนการเกิดนิวเคลียสจากเนื้อเดียวกัน ได้ดังสมการ ที่ 12 (26)

$$\Delta G_{Homogeneous} = -4/3\ \pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma_{SL} \qquad (8)$$

เมื่อ ΔGv คือพลังงานอิสระของแข็งที่เกิดในของเหลว (Volume Free Energy)

γ_{SL} คือพลังงานระหว่างผิวสัมผัสของของแข็งกับของเหลว (Interfacial Energy)

$-4/3\ \pi r^3\ \Delta G_v$ เป็นพลังงานที่ได้มาจากการแข็งตัวของน้ำโลหะ โดยการเปลี่ยนจากสถานะของเหลวไปเป็นสถานะของแข็ง

$4\pi r^2\ \gamma_{SL}$ เป็นพลังงานที่ได้มาจากการสร้างพื้นที่ผิวขึ้นใหม่

การเปลี่ยนแปลงปริมาตรของของเหลวไปเป็นของแข็ง จะทำให้เกิดผิวสัมผัสระหว่างนิวเคลียสกับของเหลว ซึ่งนิวเคลียสมีพลังงานมีค่าเป็นลบ ในขณะที่พลังงานระหว่างผิวสัมผัสมีค่าเป็นบวก (แสดงในรูปที่ 6) ดังนั้นเราสามารถหาขนาดของ r* ได้จากการ Differentiate ของสมการที่ 8 จะได้

$$\frac{d\,\Delta\,G}{dr} = 0$$

$$r_{Homogeneous} = 2\frac{\gamma_{SL}}{\Delta G_v} \tag{9}$$

และหาพลังงานอิสระของ r* ได้จากการแทนที่ $r^*_{Homogeneous}$ ในสมการที่ 8 จะได้

$$\Delta G^{\bullet}_{Homogeneous} = \frac{2\pi\lambda_{SL}^3}{3\Delta G_v^2} \tag{10}$$

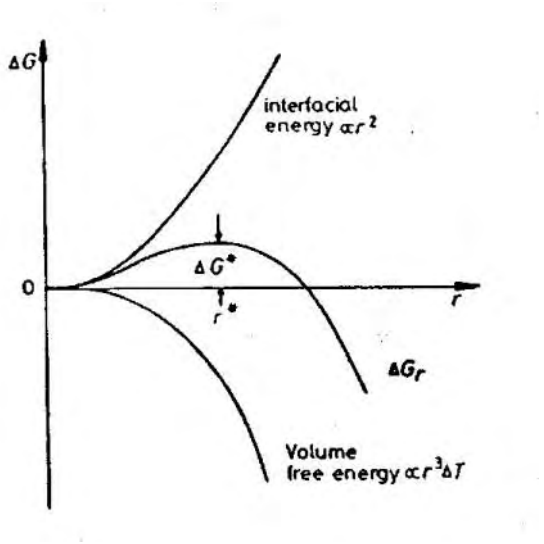
แทนค่าของ ΔG ลงในสมการที่ 8 จะได้ว่า

$$r^{\bullet}_{Homogeneous} = \left[\frac{2\gamma_{SL}T_m}{L_v}\right]\frac{1}{\Delta T} \tag{11}$$

และหาพลังงานอิสระของ r* ได้เท่ากับ

$$\Delta G^{\bullet}_{Homogeneous} = \left[\frac{16\pi\lambda_{SL}^3 T_m^2}{3(\Delta T L_v)^2}\right] \tag{12}$$

จากสมการที่ 11 และ 12 สามารถสรุปได้ว่าทั้ง $r^*_{Homogeneous}$ และ $\Delta G^*_{Homogeneous}$ มีความสัมพันธ์กับปริมาณ Undercooling นั่นคือเมื่อน้ำโลหะมีปริมาณ Undercooling สูงขึ้นจะมีนิวเคลียสเล็ก ๆ เกิดขึ้นจำนวนมาก เนื่องจากมีค่า ΔG^* (Nucleation Barrier) ลดลง ส่งผลให้น้ำโลหะสามารถเกิดการแข็งตัวได้ง่ายขึ้น



รูปที่ 6 การเปรียบเทียบพลังงานอิสระของ Homogeneous Nucleation (26)

Heterogeneous Nucleation

กระบวนการเกิดนิวเคลียสแบบ Heterogeneous Nucleation เป็นกระบวนการเกิดนิวเคลียสที่ไม่ได้เกิดจากเนื้อวัสดุเดิม แต่เกิดจากผนังของแบบหล่อ สารปนเปื้อน หรือสารที่เติมลงไปละลายไม่หมด หรือมีจุดหลอมเหลวสูงกว่าโลหะหลอมเหลว และมักจะอยู่ในลักษณะของสารแขวนลอย สิ่งเหล่านี้ทำหน้าที่เป็นพื้นผิว หรืออนุภาคเริ่มของการเกิดผลึก และเป็นผลให้อะตอมของโลหะหลอมเหลวแพร่เข้ามารวมตัวและโตเป็นผลึกได้ง่าย (เนื่องจากไม่ต้องรวมตัวกันเองเพื่อให้มีขนาดใหญ่เกิน r* เหมือนใน Homogeneous Nucleation) โดยทั่วไปกระบวนการเกิดนิวเคลียสแบบนี้อธิบายด้วยรูปของนิวเคลียสที่อยู่บนผนังแบบหล่อ ดังรูปที่ 6 โดยพิจารณา Embryo ที่รวมตัวบนพื้นผิวของผนังแบบหล่อซึ่งเป็นมุมที่เปียกผิว (Wetting Angle) เมื่อสมดุลแรงตึงผิวจะได้ว่า (28)

$$\gamma_{ML} = \gamma_{SL}\cos\theta + \gamma_{SM} \qquad (13)$$

เมื่อ γ_{ML} คือแรงตึงผิวระหว่างของแข็งกับแบบหล่อ

γ_{SL} คือแรงตึงผิวระหว่างของแข็งกับของเหลว

γ_{SM} คือแรงตึงผิวระหว่างแบบหล่อกับของเหลว

สามารถหาพลังงานอิสระของกระบวนการได้จากสมการที่ 16 (27)

$$\Delta G_{Heterogeneous} = -V_S\Delta G_V + A_{SL}\gamma_{SL} + A_{SM}\gamma_{SM} - A_{SM}\gamma_{ML} \qquad (14)$$

โดย A_{SL} คือพื้นที่ผิวสัมผัสระหว่างของแข็งกับของเหลว

A_{SM} คือพื้นที่ผิวสัมผัสระหว่างของแข็งกับแบบหล่อ

V_S คือปริมาณของEmbryo ที่มีรูปร่างเป็นเสี้ยวของวงกลมสามารถเขียนสมการใหม่ได้เป็น

$$\Delta G_{Heterogeneous} = (-4/3\pi r^3 \Delta G_B + 4\pi r^2 \gamma_{SL})(S(\theta)) \quad (15)$$

โดยที่S (θ) มีค่าเท่ากับ

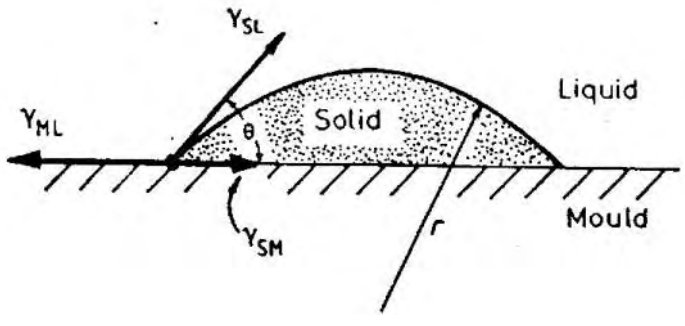
$$S(\theta) = \frac{(2 + \cos\theta)(1 - \cos\theta)^2}{4} \quad (16)$$

จากการหาอนุพันธ์ของสมการที่ 19 สามารถคำนวณหาขนาดของ $r^*_{Homogeneous}$ ได้ดังนี้

$$r^{\bullet}_{Homogeneous} = \left[\frac{2\gamma_{SL} T_m}{L_v}\right]\frac{1}{\Delta T} S(\theta) \quad (17)$$

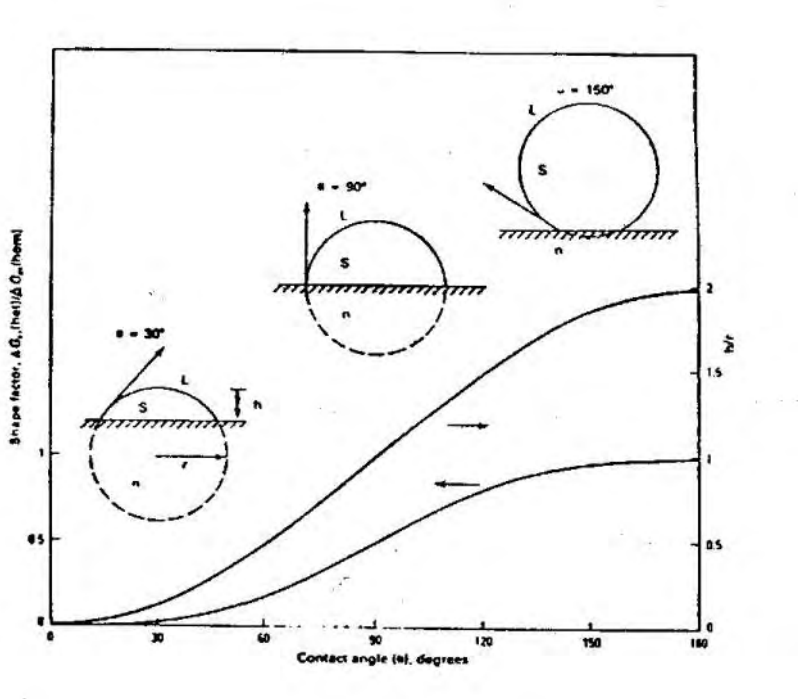
และคำนวณหาพลังงานอิสระที่ r=r* ได้จากสมการที่ 15

$$\Delta G^{\bullet}_{Homogeneous} = \left[\frac{16\pi\lambda_{SL}^3 T_m^2}{3(\Delta T L_v)^2}\right] S(\theta) \quad (18)$$



รูปที่ 7 การเกิด Heterogeneous Nucleation (21)

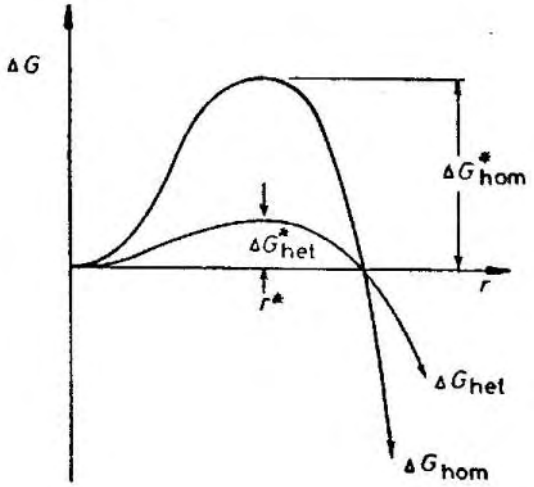
จากสมการ 16 แสดงให้เห็นว่าพลังงานอิสระของกระบวนการเกิดนิวเคลียสแบบ Heterogeneous คล้ายกับการเกิดนิวเคลียสแบบHomogoneous ทุกอย่างยกเว้นเทอมของ $S(\theta)$ เท่านั้น ซึ่งเทอม $S(\theta)$ นี้มีค่าน้อยกว่า 1 แต่น้อยกว่า 0 ดังนั้น$\Delta G_{Hetero} < \Delta G_{Homo}$ เสมอเป็นผลให้พลังงานอิสระในการเกิดนิวเคลียสแบบHeterogeneous มีค่าต่ำกว่าการเกิดนิวเคลียสแบบ Homogeneous ซึ่งความสัมพันธ์ระหว่างเทอม $S(\theta)$ กับ r^* แสดงในรูปที่ 8 ถ้ามุมมีขนาดใหญ่มาก ค่า $S(\theta)$ ก็จะมีค่าเข้าใกล้ 1 มากขึ้น กระบวนการเกิดนิวเคลียสก็จะเกิดยากขึ้น ดังนั้น อนุภาคเริ่มเกิดผลึกที่ดีต้องเปียกผิวกับโลหะหลอมเหลวหรือมีค่าเข้าใกล้ศูนย์มากๆ ดังนั้น Undercooling ที่ต้องการในกระบวนการเกิดนิวเคลียสแบบ Heterogeneous จึงมีปริมาณน้อยกว่ากระบวนการเกิดนิวเคลียสแบบ Homogeneous ทำให้สามารถเกิดนิวเคลียสและโตได้ง่ายกว่า (19,25)



รูปที่ 8 Contact Angle (19,22)

ตัวอย่างกระบวนการเกิดนิวเคลียสแบบ Heterogeneous ซึ่งมี $\Delta G_{Hetero} < \Delta G_{Homo}$ เสมอ แสดงในรูปที่ 9 เช่นการเติมสารอินนอคคูแลนท์ ชนิด Ferro Silicon ในงานหล่อเหล็กหล่อเทา(Gray Cast Iron) ซึ่งจะเติมในขณะเทน้ำโลหะออกจากเบ้าลงในเบ้าเทเพื่อพักน้ำโลหะก่อนเท โดยเฟอร์โรซิลิคอนที่เติมลงไปจะไปฟอร์มเป็น SiO_2 ที่มีจุดหลอมเหลวสูงกว่าเหล็กหล่อเทาและ SiO_2 จะทำหน้าที่เป็นอนุภาคเริ่มเกิดผลึกแบบ Heterogeneous เป็นผลให้เกิดการฟอร์มของแกรไฟท์ที่ละเอียดและมีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในเนื้อเหล็ก (21,22) นอกจากนี้การทำฝนเทียม ก็เป็นอีกตัวอย่างหนึ่งซึ่งโดยปกติแล้วก้อนเมฆจะมีอุณหภูมิต่ำกว่าศูนย์องศาเซลเซียส แต่จะไม่ตกลงมาหากมีปริมาณ Undercooling ที่ไม่เพียงพอ

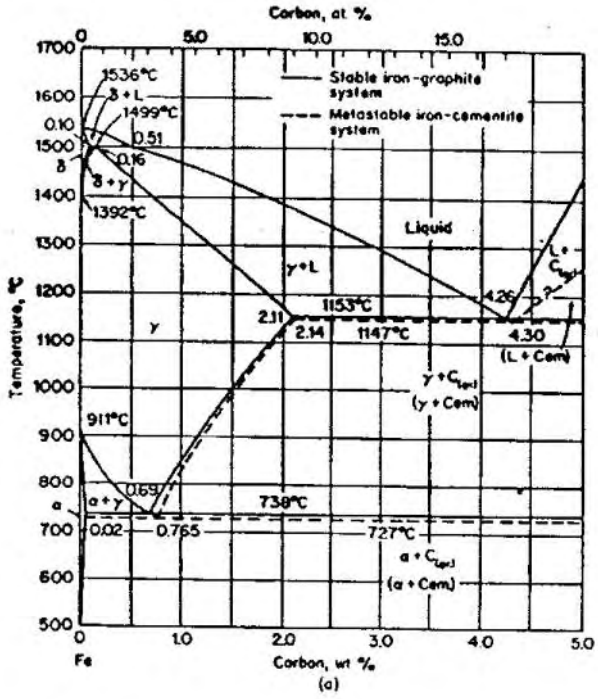
เพื่อให้มีขนาดของนิวเคลียสเท่า r* ดังนั้นการโปรย Silver Iodide ซึ่งมีโครงสร้างผลึก ขนาดของระนาบผลึกใกล้เคียงกับน้ำแข็งลงบนก้อนเมฆจะทำให้กลายเป็นฝนหรือหิมะตกลงมา



รูปที่ 9 เปรียบเทียบพลังงานอิสระของการเกิดนิวเคลียสแบบ Homogeneous(ΔG_{Homo})กับการเกิดนิวเคลียสแบบ Heterogeneours (ΔG_{Hetero}) (26)

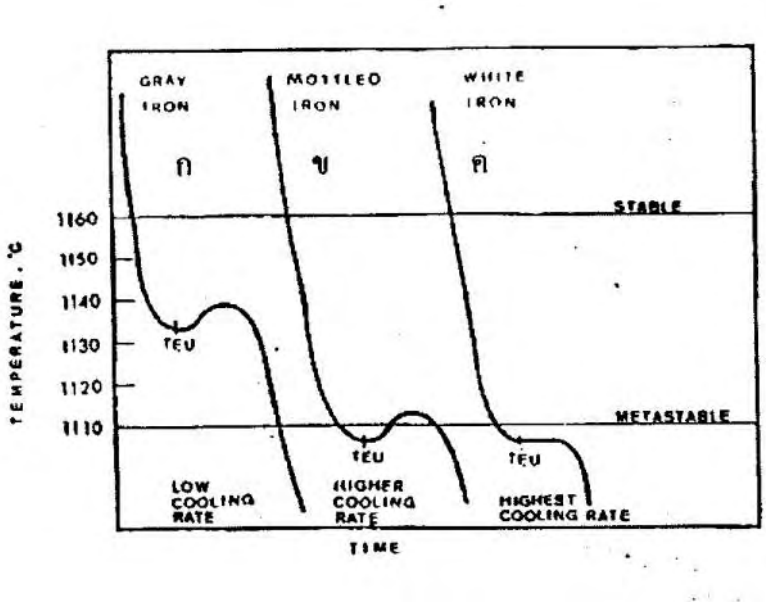
2.5 พฤติกรรมการแข็งตัวของเหล็กหล่อ

ปัจจัยต่างๆ ที่มีอิทธิพลต่อการเย็นตัวของน้ำโลหะในการหล่อเหล็กหล่อมีผลทำให้ระบบการแข็งตัวของน้ำโลหะสอดคล้องกับหลักการทาง Thermodynamics ในการเกิดคาร์ไบด์ ที่เรียกว่า Metastable Iron-Cementite (Fe-Fe_3C) Reaction เกิดขึ้นเมื่อน้ำโลหะมีอุณหภูมิสิ้นสุดการแข็งตัวต่ำกว่าอุณหภูมิที่เริ่มเกิดคาร์ไบด์ หรือการเกิดแกรไฟท์ที่เรียกว่า Iron-Graphite(Fe-C) Reaction เกิดขึ้นเมื่อน้ำโลหะมีจุดเริ่มต้นการแข็งตัวและจุดสิ้นสุดการแข็งตัว ภายใต้อุณหภูมิที่เริ่มเกิดแกรไฟท์ (19, 18, 21, 22, 25, 27) ได้แก่ ส่วนผสมทางเคมีของน้ำโลหะ อัตราการเย็นตัวระหว่างการแข็งตัวของน้ำโลหะในแบบหล่อ กรรมวิธีการปรับปรุงน้ำโลหะและอื่นๆ เป็นต้น โดยที่ปัจจัยต่างๆ เหล่านี้จะมีผลกับการเกิดโครงสร้างภายหลังการแข็งตัวของน้ำโลหะ



รูปที่ 10 แผนภาพเฟสของระบบ 2 ธาตุ เหล็ก-คาร์บอน(Fe-C) โดยเส้นทึบเป็น Iron-Graphite (Fe-C)Reaction และเส้นประเป็น Metastable Iron-Cementite(Fe-Fe_3C)Reaction (29)

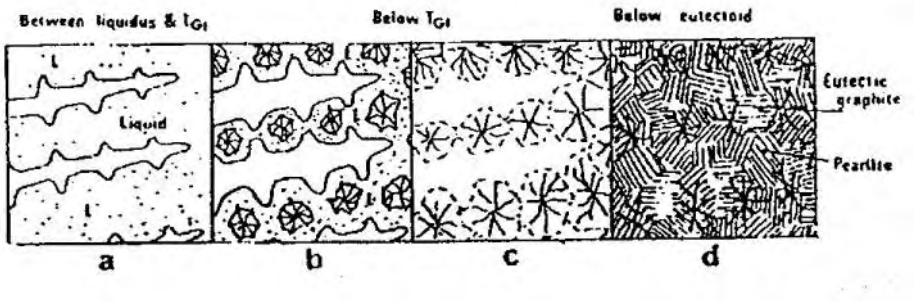
ถ้าการแข็งตัวของน้ำโลหะเริ่มและสิ้นสุดภายใต้ อุณหภูมิที่เริ่มเกิดผลึกแกรไฟท์ และเหนืออุณหภูมิเริ่มเกิดคาร์ไบด์ โครงสร้างที่ได้ภายหลังการแข็งตัวจะไม่มีโครงสร้างคาร์ไบด์อิสระเกิดขึ้นดังแสดงในรูปที่ 11 ในเส้นกราฟ ก. ส่วนเส้นกราฟ ข. การแข็งตัวของน้ำโลหะบางส่วนอยู่ใต้เส้นอุณหภูมิเริ่มเกิดคาร์ไบด์ ดังนั้นโครงสร้างที่ได้ภายหลังการแข็งตัวของน้ำโลหะจะเป็นโครงสร้างผสม หรือ Mottled Iron เส้นกราฟ ค. การแข็งตัวของน้ำโลหะเริ่มและสิ้นสุดภายใต้อุณหภูมิเริ่มเกิดคาร์ไบด์ โครงสร้างที่ได้ ภายหลังการแข็งตัวของน้ำโลหะจะมีโครงสร้างคาร์ไบด์อิสระ หรือ เป็นเหล็กหล่อขาวทั้งหมด



รูปที่ 11 กราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อเทา เหล็กหล่อ Mottle และเหล็กหล่อขาว (28)

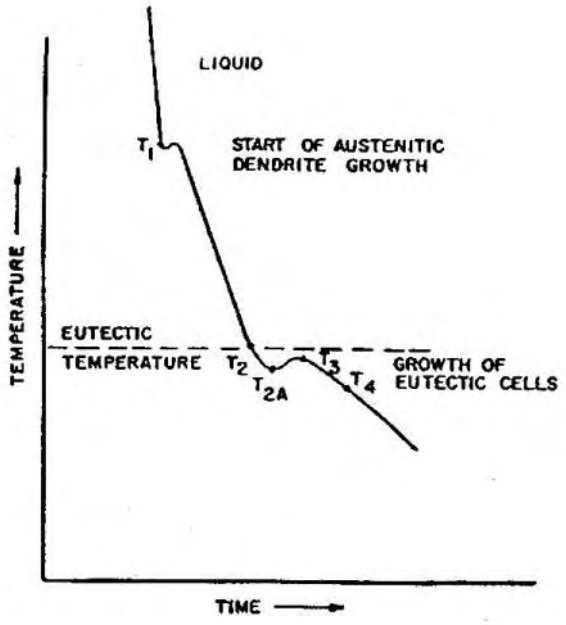
การแข็งตัวของเหล็กหล่อเทาชนิด Hypoeutectic Grey Iron (Solidification of Hypoeutectic Grey Iron)

ในอุตสาหกรรมหล่อเหล็กหล่อทั่วไป เหล็กหล่อเทาจะมีส่วนผสมทางเคมีที่มีปริมาณคาร์บอนเทียบเท่า (Carbon Equivalent, C.E.) ใกล้เคียงกับ 4.3% หรือน้อยกว่าในกรณีของเหล็กหล่อไฮโปยูเทคติค ซึ่งจะขึ้นอยู่กับเกรดที่ต้องการ ในขณะที่เหล็กหล่อเหนียว (Ductile Iron) หรือบางทีเรียกว่าเหล็กหล่อแกรไฟท์ก้อนกลม โดยส่วนใหญ่จะมีส่วนผสมทางเคมีใกล้เคียงกับส่วนผสมยูเทคติคหรือมีปริมาณคาร์บอนเทียบเท่าใกล้เคียง 4.3% การแข็งตัวของเหล็กหล่อเทาที่มีส่วนผสมเป็นไฮโปยูเทคติคนั้น จะเริ่มเกิดขึ้นโดยการเกิดผลึกกิ่งไม้หรือที่เรียกว่า โครงสร้างเดนไดรท์ของออสเทนไนท์ (Austenite Dendrite) ขึ้นในโลหะเหลว เมื่อน้ำโลหะที่มีส่วนผสมไฮโปยูเทคติคเย็นตัวจนกระทั่งถึงอุณหภูมิที่เกิดการแข็งตัว (Liquidus Temperature)โดยจะเริ่มเกิดนิวเคลียสของออสเทนไนท์ขึ้นในของเหลวก่อน แล้วนิวเคลียสดังกล่าวจึงเกิดการเติบโตขึ้น ระหว่างน้ำโลหะเย็นตัวลงมามีความร้อนแฝงเกิดขึ้นจากการเกิดและเติบโตของผลึกออสเทนไนท์ จึงส่งผลทำให้อัตราการเย็นตัวโดยรวมของระบบลดลง ส่วนที่เป็นของเหลวที่เหลือยังคงเย็นตัวต่อไปจนถึงอุณหภูมิที่เริ่มเกิดปฏิกิริยายูเทคติค(Eutectic Temperature) โดยของเหลวดังกล่าวที่อุณหภูมินี้จะมีส่วนผสมใกล้หรือเท่ากับยูเทคติค น้ำโลหะเหลวที่เหลือจะเริ่มเกิดนิวเคลียสที่มีโครงสร้างยูเทคติค(Eutectic Structure) ซึ่งประกอบด้วย ออสเทนไนท์, แกรไฟท์และโครงสร้างยูเทคติคดังกล่าว จะเติบโตมากขึ้นระหว่างการแข็งตัวของน้ำโลหะ ทำให้มีการปล่อยความร้อนแฝงของการแข็งตัวแบบยูเทคติคออกมา ทำให้อุณหภูมิโดยรวมของระบบสูงขึ้น เรียกปฏิกิริยาที่เกิดว่าการเกิด Recalescence ความร้อนแฝงที่ถูกปลดปล่อยออกมาจะเริ่มลดลงเมื่อการแข็งตัวแบบยูเทคติคใกล้สิ้นสุด การแข็งตัวแบบยูเทคติคสิ้นสุดเมื่ออุณหภูมิลดลงต่ำลงถึงอุณหภูมิสิ้นสุดปฏิกิริยายูเทคติค (Temperature of Eutectic End) (30-32)



รูปที่ 12 การแข็งตัวของเหล็กหล่อเทาไฮโปยูเทคติค (33)

เป็นเวลานานกว่า 25 ปี ที่กราฟการเย็นตัวได้ถูกนำมาใช้ในการประมาณค่า ปริมาณคาร์บอน ปริมาณซิลิคอน และค่าคาร์บอนเทียบเท่าของโลหะเหลว (25, 27) ในช่วงเวลา 10 ปีที่ผ่านมา (23, 28, 32) ได้มีการนำเอาหลักการวิเคราะห์ทางความร้อนมาใช้ทำนายโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นในงานหล่อ ซึ่งถือเป็นวิธีใหม่ โดยการศึกษาพฤติกรรมการเย็นตัวของโลหะเหลวที่อุณหภูมิต่างๆ โดยอาศัยการใช้เทคนิคการวิเคราะห์ทางความร้อนซึ่งพิจารณาได้จาก กราฟการเย็นตัวซึ่งมีความสัมพันธ์กับปรากฏการณ์ที่เกิดขึ้นขณะที่น้ำโลหะเกิดการแข็งตัวดังแสดงในรูปที่ 13



รูปที่ 13 กราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อชนิดไฮโปยูเทคติค (35)

ลักษณะของกราฟการเย็นตัว

Pre-Liquidus Reaction

ปฏิกิริยาแรกที่เกิดขึ้นในการแข็งตัวของเหล็กหล่อคือ Pre-Liquidus Oxide และ Sulfide ที่สามารถเกิดขึ้นในเหล็กหล่อ การเกิดปฏิกิริยาดังกล่าวเป็นการเกิดปฏิกิริยาคายความร้อน (Exothermic Reaction)

ในช่วงการเย็นตัวระหว่างอุณหภูมิ 170°C-1260°C จากการศึกษาของ Prof. Heine (29, 40) พบว่าเหล็กออกไซด์ (FeO , Fe_2O_3) และซิลิคอนออกไซด์ (SiO_2) จะสามารถเกิดขึ้นจากการรวมตัวของอ๊อกซิเจนที่มาจากเศษเหล็กเหนียวที่เป็นสนิม

Liquidus Temperature (T_1)

ในเหล็กหล่อเทาที่มีส่วนผสมแบบไฮโปยูเทคติค จะเริ่มเกิดโครงสร้างเดนไดรต์ของออสเทนไนท์และโตขึ้นจากผนังแบบหล่อ เข้าสู่ใจกลางแบบหล่อซึ่งเป็นโลหะเหลว

- ใน Hypereutectic มีแกรไฟท์อิสระเกิดขึ้นในโลหะเหลว
- ใน Eutectic เหล็กเกิดการแข็งตัวโดยไม่มี Liquidus Reaction

ซึ่ง Liquidus Temperature เป็นอุณหภูมิที่ใช้ในการ ตรวจหาปริมาณคาร์บอนเทียบเท่า โดยถ้วยทรายที่เคลือบเทลลูเรียมสามารถทำให้น้ำโลหะเกิดการแข็งตัวแบบ Metastable Iron-Cementite (Fe-Fe_3C) Reaction

Eutectic Temperature (T_2)

การเติม Si และธาตุผสมอื่น ๆ ลงไปในเหล็กหล่อเป็นผลให้เกิดโครงสร้างยูเทคติค (Eutectic Structure) ซึ่งการแข็งตัวแบบยูเทคติค (Eutectic Solidification) สำหรับเหล็กหล่อสามารถแบ่งเป็น

1. Stable Iron Graphite (Fe-G) Reaction
2. Meta-Stable (Fe-Fe_3C) Ledeburite Reaction

ใน Stable Iron Graphite (Fe-G) Reaction จะเกิดการฟอร์มแกรไฟท์ และโตขึ้นภายในแต่ละยูเทคติคเกรน แต่ถ้ามีการแตกกิ่งก้านสาขาและมีการเปลี่ยนแปลงของ Crystalographic Orientation จะทำให้เกิด Twining ซึ่งนำไปสู่ Plate-Like Structure ในเหล็กหล่อเทา ในเหล็กหล่อเหนียวการเติม Mg หลังจากที่แกรไฟท์เกิดการแข็งตัวจะทำให้แกรไฟท์มีการรวมตัวเป็น Spheroid

ใน Meta-Stable Fe-Fe_3C Ledeburite Reaction จะเกิดการรวมตัวเป็น ซีเมนไตท์ หรือ คาร์ไบด์มากกว่าเป็นแกรไฟท์ ซึ่งมีการโตของ Cementite Plate ตามขอบเกรน จะมีโครงสร้างแบบ Rod-Like Sture ซึ่งเป็นเหตุผลให้ Morphology ของ Eutectic Structure ต่างกัน

อุณหภูมิใน Eutectic Reaction มีความสำคัญในการทำนายคุณภาพของเหล็ก ถ้า Solidification Temperature เกิดขึ้นใกล้ Equilibrium Eutectic Temperature และสิ้นสุดก่อน Carbide Eutectic Temperature จะไม่เกิด Ledeburite แต่โครงสร้างที่ได้คือ Graphite+Austenite Eutectic

ถ้า Solidification Temperature เกิดขึ้นภายใต้ Carbide Eutectic Temperature โครงสร้า'ที่เกิดขึ้นจะมี Carbide เป็นส่วนประกอบซึ่งสามารถแก้ไขได้โดยการทำอินนอคคูเลชันที่มีประสิทธิผล

Eutectic Undercooling (T_{2A}-T_2)

เป็นปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นจากการลดอุณหภูมิของน้ำโลหะ เพื่อเป็นแรงขับให้เกิดนิวเคลียสโครงสร้างยูเทคติค และโครงสร้างยูเทคติคดังกล่าวจะเติบโตมากขึ้นระหว่างการแข็งตัวของน้ำโลหะ ทำให้มีการปล่อยความร้อนแฝงของการแข็งตัวแบบยูเทคติคออกมาทำให้อุณหภูมิโดยรวมของระบบสูงขึ้นเรียกปฏิกิริยานี้ว่าการเกิด Recalescence (T_3-T_{2A}) (30, 32)

End of Freezing Temperature (EOF)

การแข็งตัวแบบยูเทคติคสิ้นสุดเมื่ออุณหภูมิลดลงต่ำถึงอุณหภูมิสิ้นสุดปฏิกิริยายูเทคติค เป็นอุณหภูมิที่เกิดขึ้นเมื่อขอบเกรนเกิดการแข็งตัว เมื่อยูเทค ติคเซลล์เกิดการแข็งตัว เฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ จะเกิดการ Segregate เข้าสู่ขอบเกรนและแข็งตัวในที่สุดส่งผลให้ EOF ต่ำลง มีการหดตัวของขอบเกรนและมี Intergranular Carbide เพิ่มขึ้น

จากการทดลองในอดีตทำให้สามารถหาความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิของการเริ่มการแข็งตัวเป็นออสเทนไนท์ของน้ำเหล็กหล่อ (Temperature of Austenite, TAL) อุณหภูมิยูเทคติค(Eutectic Temperature, TEU) และส่วนผสมทางเคมีของน้ำเหล็กหล่อ ดังแสดงในสมการที่ (19) และ (20) ตามลำดับ

$$TAL = 1650 - 124.5\%C - 26.7\,(\%Si + 2.45\%P) \quad (19)$$

$$TEU = 1140 - 9.8\%C - 12.1\,(\%Si + 2.45\%P) \quad (20)$$

โดยที่ TAL และ TEU วัดในหน่วย $^{\circ}C$

จากสมการดังกล่าวทำให้สามารถหาปริมาณส่วนผสมทางเคมีของธาตุคาร์บอนดังแสดงในสมการที่ (2.20) และธาตุซิลิคอน สามารถคำนวณได้ภายในช่วง ± 0.14% ของเหล็กที่มีส่วนผสมฟอสฟอรัสต่ำ

$$\%C = 0.1693\ TEU - 0.00796\ TAL - 6.05 \quad (21)$$

จากหลักการดังกล่าวทำให้สามารถนำแผนภาพแสดงการเย็นตัวของน้ำโลหะมาใช้เป็นเครื่องมือตรวจสอบคุณภาพในการผลิตเหล็กหล่อขณะที่ยังเป็นน้ำโลหะอยู่ ซึ่งจะใช้เวลาเพียง 2-4 นาที น้อยกว่ากรรมวิธีเดิมที่ต้องเทน้ำโลหะลงในแบบทองแดงเพื่อให้เกิดเป็นโครงสร้างคาร์ไบด์และจึงนำไปขัดและทดสอบด้วยเครื่อง Emission Spectrometer ซึ่งมีราคาแพงมาก และยังใช้เวลาอย่างน้อยที่สุด 8-10 นาที โดยประมาณ ซึ่งจากบันทึกผลการทดลองในอดีต (40) พบว่า ในการทดลองหลอมเหล็กหล่อด้วยเตาไฟฟ้าเหนี่ยวนำ (Induction Furnace) นั้น ที่อุณหภูมิน้ำเหล็กประมาณ 1450°-1480°C น้ำโลหะจะมีการสูญเสียคาร์บอนไปในบรรยากาศ ประมาณ 0.1%-0.15% โดยน้ำหนักทุก ๆ 5-8นาที ขึ้นอยู่กับปริมาณของธาตุซิลิคอนที่มีอยู่ในน้ำเหล็ก จากเหตุผลดังกล่าวทำให้การเลเวลาในการตรวจสอบส่วนผสมทาง

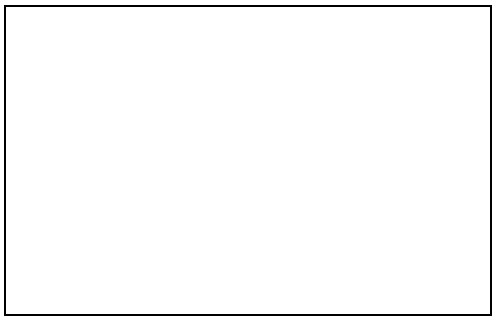
เคมีของน้ำโลหะลงนั้น นอกจากจะเป็นการช่วยประหยัดพลังงานแล้ว ยังทำให้การควบคุมคุณภาพมีความถูกต้องเที่ยงตรงมากขึ้นอีกด้วย นอกจากนี้ยังสามารถนำหลักการวิเคราะห์ทางความร้อนไปประยุกต์ใช้เพื่อศึกษาและพัฒนาเครื่องมือตรวจสอบรูปร่างและการกระจายตัวของแกรไฟท์ในน้ำเหล็กหล่อ อีกทั้งยังสามารถนำเครื่องมือดังกล่าวไปพัฒนาเป็นเครื่องมือตรวจสอบประสิทธิภาพของการทำอินนอคคูเลชัน ซึ่งส่งผลกระทบต่อลักษณะและการกระจายตัวของแกรไฟท์ในการผลิตเหล็กหล่อเทาในอนาคตได้อีกด้วย (30, 35)

โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ

เมื่อโลหะเย็นตัวลงอย่างต่อเนื่องภายหลังจากการแข็งตัวเสร็จสิ้น เฟสออสเทนไนท์ปฐมภูมิ (ในเหล็กหล่อไฮโปยูเทคติค) และเฟสยูเทกติคออสเทนไนท์ มักจะเปลี่ยนเป็นเพิร์ลไลท์เมื่อผ่านช่วงอุณหภูมิยูเทคทอยด์ ดังนั้นโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อที่ไม่ได้เติมธาตุผสมจะมีลักษณะดังนี้

- เกล็ดแกรไฟท์ (graphite flakes) ในเมทริกซ์ที่เป็นเพิร์ลไลท์ในเหล็กหล่อเทา (ดังรูปที่ 14 a)
- ยูเทกติคซีเมนไทท์และเพิร์ลไลท์หรือที่เรียกว่า เลเดบูไรท์ (Ledeburite) ในเหล็กหล่อขาว (ดังรูปที่ 14 b)

(a)



(b)

รูปที่ 14 a) เหล็กหล่อเทาซึ่งมีเกล็ดแกรไฟท์กระจายอยู่ในเมทริกซ์ที่เป็นเพิร์ลไลท์ (24)

รูปที่ 14 b) โครงสร้างเลเดบูไลท์ในเหล็กหล่อขาว

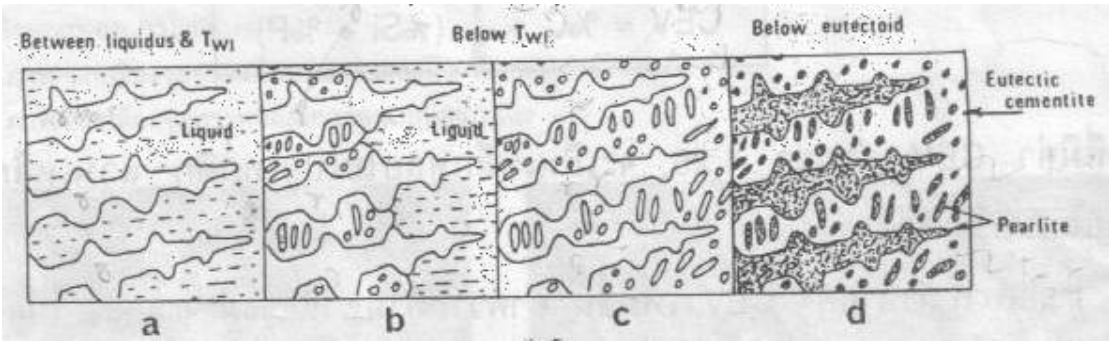
ปัจจัยที่ส่งเสริมปฏิกิริยาการเกิดเหล็กหล่อขาวพอจะกล่าวได้ดังนี้ คือ

- ค่า Undercooling ที่สูงหรืออัตราการเย็นตัวที่สูง
- การเกิดนิวเคลียสหรือการโตของยูเทกติคแกรไฟท์ถูกจำกัด
- ผลต่างของอุณหภูมิ T_{GI} และ T_{WI} มีค่าต่างมาก

อิทธิพลของธาตุที่ผสมอยู่ในเหล็กหล่ออาจทำหน้าที่ต่างกันดังนี้

- ธาตุที่เพิ่มเสถียรภาพให้กับคาร์ไบด์ (carbide stabilizing elements) เช่น โครเมียมจะทำหน้าที่ลดความแตกต่างของอุณหภูมิทั้งสองนี้ โดยการเพิ่มค่าอุณหภูมิที่เกิดเป็นปฏิกิริยาเหล็กหล่อขาว (เพิ่ม T_{WI}) และลดอุณหภูมิทีเกิดปฏิกิริยาที่เกิดเป็นเหล็กหล่อเทา (ลด T_{GI})ธาตุที่ทำให้เกิดแกรไฟท์

(graphitizing elements) เช่น ซิลิคอนจะให้ผลกลับกันโดยจะเพิ่มความแตกต่างของอุณหภูมิทั้งสองนี้ให้กว้างยิ่งขึ้นกล่าวคือจะลดค่า T_{WI} อย่างมาก และ เพิ่ม T_{GI} ลำดับขั้นตอนการแข็งตัวของเหล็กหล่อเทาแบบไฮโปรยูเทคติคที่ไม่ได้เติมค่าผสมและเหล็กหล่อขาว แสดงไว้ในรูปที่ 12 และ 15



รูปที่ 15 เหล็กหล่อขาวไฮโปยูเทคติคออสเทนไนท์ปฐมภูมิและยูเทคติคออสเทนไนท์มักเปลี่ยนเฟสเป็นเพิร์ลไลท์ (24)

เราสามารถควบคุมสัณฐานของแกรไฟท์ในเหล็กหล่อทองแดงได้โดยการเติมอินนอคคูแลนน์ที่เป็นเฟอร์โรซิลิคอน (โดยปกติมีปริมาณซิลิคอน 0.25%) ก่อนการเทน้ำโลหะลงสู่แบบหล่อ การทำอินนอคคูเลชันนี้ใช้เพื่อผลิตเหล็กหล่อเทาเกรดที่มีค่า UTS สูงกว่า 200 N/mm^2 (FC200)
การทำอินนอคคูเลชันก่อให้เกิดอนุภาคที่เหมาะสมในน้ำโลหะสำหรับการเกิดนิวเคลียส ของยูเทกติคแกรไฟท์

ประโยชน์ของการทำอินนอคคูเลชันสามารถสรุปได้ดังนี้ คือ

- ลดการเกิด Chill
- ลดขนาดเซลล์ของยูเทคติค
- หลีกเลี่ยงการเกิด Undercooled graphite และการเกิดโครงสร้างเฟอร์ไรต์อิสระ (Free Ferrite matrix structure)

ในเหล็กหล่อเหนียว เราสามารถควบคุมรูปร่างของแกรไฟท์ได้โดยการทำทรีทเมนต์ด้วยแมกนีเซียม โดยทั่วไปจะใช้แมกนีเซียมประมาณ 0.03-0.05% ในการทำให้เกิดแกรไฟท์กลมอย่างสมบูรณ์และเพื่อให้ได้งานหล่อที่มีคุณสมบัติที่ดี ควรเลือกใช้ส่วนผสมที่ใกล้เคียงกับส่วน ผสมยูเทคติคมากที่สุด และภายหลังการทำแมกนีเซียมทรีทเมนต์แล้วจะทำอินนอคคูเลชันน้ำโลหะด้วยอินนอคคูแลนท์เฟอร์โรซิลิคอน เหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอนสามารถผลิตได้ในลักษณะเดียวกันโดยการเติมโลหะผสมที่มีส่วนผสมของ Mg และ Ti

การทำอินนอคคูเลชันในเหล็กหล่อเทา

เราสามารถเพิ่มความต้านทานแรงดึงของเหล็กหล่อเทาให้สูงขึ้นได้ด้วยการทำอินนอคคูเลชันน้ำเหล็กหล่อก่อนทำการเทลงสู่แบบหล่อ การเติมอินนอคคูแลนท์ที่เหมาะสมจะช่วยทำให้มีอนุภาคจำนวนมากในน้ำเหล็กที่สามารถโตขึ้นเป็นเซลล์ยูเทคติคเหล็กหล่อเทาได้ ซึ่งผลที่ได้คือเซลล์ยูเทคติคมีขนาดลดลง และความต้านทานแรงดึงสูงขึ้น นอกจากนี้ การทำอินนอคคูเลชันยังสามารถลดแนวโน้มของการเกิดเหล็กหล่อขาวในกรณีของเหล็กที่มีค่า CE ต่ำ (เช่น เหล็กหล่อเกรด FC25 และสูงกว่า) ที่มีอัตราการเย็นตัวสูง เช่น ในส่วนที่บางหรือบริเวณขอบมุมของชิ้นงาน การเกิดยูเทคติคเหล็กหล่อขาวนี้รู้จักกันทั่วไปในชื่อของ “Chill” ในเหล็กหล่อเทาจะทำให้เกิดจุดแข็งที่ยากในการกัดกลึง และทำให้โครงสร้างที่มีคุณสมบัติเปราะ สำหรับผลจากการทำอินนอคคูเลชั่นที่มีต่อขนาดเซลล์ยูเทคติคและความลึกของการเกิด Chill ได้ นอกจากนี้ การทำอินนอคคูเลชัน ยังสามารถลดการเกิด Undercooled graphite และโครงสร้างเมทริกซ์เฟอร์ไรต์อิสระให้น้อยลงได้

สารอินนอคคูแลนท์

อินนอคคูแลนท์เป็นวัสดุที่มีซิลิคอนผสม และการทำอินนอคคูเลชันที่มีประสิทธิภาพ โดยปกติแล้วจะเติมลงไปในเบ้ารับน้ำเหล็กเพื่อเพิ่มปริมาณซิลิคอนประมาณ 0.25% และประสิทธิภาพของซิลิคอนที่มีต่อจำนวนเซลล์ยูเทคติคและการลดการเกิด Chill จะเพิ่มมากขึ้น การเติมซิลิคอนในรูปของอินนอคคูแลนท์จะให้ผลดีกว่าการเติมลงไปในเตาหลอมในฐานะวัสดุชาร์จ ประสิทธิภาพของการทำอินนอคคูเลชันจะลดลงไปเรื่อยๆ ตามเวลาที่น้ำโลหะถูกพักอยู่ในเบ้ารับน้ำโลหะก่อนการเทลงสู่แบบหล่อที่ยาวนานขึ้น ซึ่งปรากฏการนี้เราเรียกว่า การจางหาย (Fading) โดยปรากฏการณ์การจางหายนี้ จะส่งผลทำให้แนวโน้มของการเกิด Chill เพิ่มขึ้น ในส่วนที่บางของชิ้นงาน และยังเป็นสาเหตุของการเพิ่มขนาดเซลล์ยูเทคติค ซึ่งจะให้ผลของความต้านทานแรงดึงที่ต่ำลงตามมา แสดงถึงผลกระทบจากปรากฏการณ์การจางหาย ดังนั้น ต้องทำการเทน้ำโลหะลงสู่แบบหล่อทันที ภายหลังจากการทำอินนอคคูเลชัน เพื่อให้ได้ประสิทธิภาพการทำอินนอคคูเลชันสูงสุด แต่อย่างไรก็ตามเราสามารถลดปัญหาการจางหายที่ได้โดยการทำอินนอคคูเลชันภายหลัง (Late inoculation) ในน้ำโลหะเหลวขณะไหลเข้าสู่แบบหล่อ หรือการทำอินนอคคูเลชันภายในแบบหล่อ โดยวิธีการหลังนี้เป็นการวางอินนอคคูแลนท์ในระบบจ่ายน้ำโลหะ ผงอินนอคคูแลนท์จะถูกผสมเข้าไปในน้ำเหล็กในระหว่างที่น้ำเหล็กไหลเข้าสู่แบบหล่อ และวิธีการทำอินนอคคูเลชันภายในแบบหล่อนี้ได้ถูกพัฒนาใช้ในการผลิตเหล็กหล่อเหนียวด้วยอินนอคคูแลนท์หลากหลายชนิดได้ถูกพัฒนาขึ้น ซึ่งส่วนใหญ่จะมีเฟอร์โรซิลิคอนเป็นส่วนผสมหลัก ซึ่งมีซิลิคอนประมาณ 75% หรือของผสมของเฟอร์โรซิลิคอนและแกรไฟท์ อินนอคคูแลนท์ยังมีธาตุเจือปนประมาณ 5% ได้แก่ แคลเซียม อะลูมิเนียม เซอร์คอเนียม ซีเรียม แบเรียม แมงกานีส และสทรอนเทียม ธาตุเหล่านี้มีอิทธิพลอย่างยิ่งในการปรับปรุงประสิทธิภาพของเฟอร์โรซิลิคอนในด้านการเกิดนิวเคลียสและการลดการเกิด Chill โดยทั่วไป เฟอร์โรซิลิคอนเกรดที่ใช้ทั่วไปในโรงหล่อจะประกอบไปด้วยอะลูมิเนียมประมาณ 1% และแคลเซียมประมาณ 0.5% และควรระมัดระวังในการทำอินนอคคูเลชันอย่างยิ่ง เพราะการเติมอินนอคคู

แลนท์ในปริมาณที่มากเกินไป ไม่เพียงแต่จะเกิดการสิ้นเปลืองเท่านั้นแต่ยังสามารถทำให้เกิดข้อบกพร่องที่ชิ้นงานหล่อขึ้นได้

การทดสอบทางโลหะวิทยาของเหล็กหล่อ

มีวิธีการทดสอบพื้นฐาน 2 วิธี ที่สามารถนำมาใช้ในการพิจารณาน้ำเหล็กว่าเหมาะสมในการผลิตเหล็กหล่อเทาเกรดนั้นๆได้หรือไม่ ดังนี้คือ การกำหนดค่า Carbon Equivalent Liquidus (CEL) และการทดสอบ Chill

ค่า CEL สามารถหาได้จากเส้นโค้งการเย็นตัว (Cooling Curve) โดยมีวิธีการคือนำตัวอย่างน้ำเหล็กปริมาณน้อยเทลงไปในแบบหล่อรูปถ้วยที่ทำด้วยทราย (Coresand Cup) ที่มี Thermocouple ติดตั้งไว้ ผลจุดเส้นโค้งการเย็นตัวในขณะการแข็งตัวประมาณ 1-2 นาทีภายหลังการเทจะถูกวัดโดย Thermocouple ที่อยู่ภายในชิ้นงานตัวอย่าง จากเส้นโค้งนี้เราสามารถกำหนดค่าเส้นอุณหภูมิของเหลวออสเทนไนท์และอุณหภูมิยูเทคติคได้ ซึ่งออสเทนไนท์มีความสัมพันธ์โดยตรงกับ ค่า CEL ของเหล็กหล่อ หากค่า CEL มีค่าที่ค่อนข้างต่ำมากหรือสูงมากเราสามารถปรุงแต่งส่วนผสมทางเคมีของน้ำเหล็กให้อยู่ในช่วงค่าที่ถูกต้องสำหรับเหล็กหล่อเทาที่ต้องการผลิต ค่า CEL ที่ต่ำอาจส่งผลให้เกิด Chill มากขึ้น และในทางกลับกัน ค่า CEL ที่สูง อาจทำให้ค่าความต้านทานแรงดึงต่ำลงได้ เกรดของเหล็กหล่อในที่นี้จำแนกตามค่า UTS ในหน่วย N/mm^2 การตรวจสอบ CEL จะทำให้สามารถควบคุมส่วนผสมทางเคมีสำหรับค่า UTS ที่ต้องการและป้องกันการเกิด Chill ได้

ช่างหล่อโลหะยังสามารถกำหนดเปอร์เซ็นต์ของธาตุคาร์บอนในเหล็กหล่อได้จากความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิยูเทคติคที่วัดได้ และส่วนผสมทางเคมี แต่อย่างไรก็ตามอุณหภูมิยูเทคติคที่วัดได้ในเหล็กหล่อเทาไม่เพียงแต่ขึ้นอยู่ส่วนผสมทางเคมีเท่านั้น แต่ยังขึ้นอยู่ระดับการเกิดนิวเคลียสด้วย ดังนั้นสำหรับวิธีการนี้ ชิ้นทดสอบจะต้องแข็งตัวเป็นเหล็กหล่อขาว เพราะอุณหภูมิยูเทคติคที่วัดได้ในเหล็กหล่อขาวจะขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีเป็นหลัก แบบหล่อรูปถ้วยทาผิวด้วยเทลลูเลียมใช้เพื่อส่งเสริมให้การแข็งตัวเป็นปฏิกิริยาการเกิดเหล็กหล่อขาว และข้อมูลที่ได้จากเส้นโค้งการเย็นตัวนี้ สามารถนำมาวิเคราะห์เพื่อหาค่า CEL และ เปอร์เซนต์ของคาร์บอนได้ ในปัจจุบันมีอุปกรณ์ตรวจวัดค่า CEL ที่ทันสมัยแบบคอมพิวเตอร์ ซึ่งสามารถให้รายละเอียดข้อมูลการเกิดนิวเคลียสในเหล็กหล่ออีกด้วย เทคนิคต่างๆเหล่านี้สามารถนำมาประยุกต์ใช้ได้กับเหล็กหล่อเทา เหล็กหล่ออบเหนียว และเหล็กหล่อเหนียว รวมถึงส่วนผสมไฮเปอร์ยูเทคติคด้วย

การทดสอบ Chill เป็นวิธีการทดสอบโดยการเทน้ำเหล็กปริมาณน้อยลงในแบบหล่อรูปลิ่ม หรือการทำ Forced chill test เพื่อประเมินแนวโน้มของการเกิด Chill ในเหล็กหล่อ และตรวจวัดประสิทธิภาพในการลดลงของ Chill จากการทำอินนอคคูเลชัน โดยการทำให้ชิ้นทดสอบรูปลิ่มแตก (Fracture) ตามความยาว แล้วแนวโน้มการเกิด Chill จะถูกประเมินโดยการวัดความกว้างของชิ้นงานรูปลิ่ม และตำแหน่งที่

การเกิด Chill สิ้นสุดลง ความลึกของ Chill สามารถกำหนดได้ภายหลังจากการเกิดรอยแตกของแผ่นชิ้นงานทดสอบ

ปัญหาของยูเทคติคคาร์ไบด์

ยูเทคติคคาร์ไบด์เป็นสิ่งไม่พึงประสงค์อย่างยิ่งในเหล็กหล่อเทาและเหล็กหล่อเหนียวเพราะจะทำให้ค่าความแข็งเพิ่มขึ้นแต่ลดการยืดตัว ความเหนียว และความสามารถในการกัดกลึงให้ต่ำลง ในเหล็กหล่อเทาแนวโน้มของการเกิดยูเทคติคคาร์ไบด์มักอยู่ในบริเวณที่บางหรือตามขอบและมุมของชิ้นงาน แต่สามารถกระจายตัวอยู่ในชิ้นงานได้หากมีธาตุที่ก่อให้เกิดคาร์ไบด์ หรือยูเทคติคฟอสไฟด์ผสมอยู่ สำหรับในเหล็กหล่อเหนียว ยูเทคติคคาร์ไบด์มักจะก่อตัวขึ้นในบริเวณ Intercellular ตลอดชิ้นงาน แต่มักพบมากในบริเวณที่บางหรือหนาของชิ้นงาน ในบริเวณที่บาง การเกิดยูเทคติคคาร์ไบด์จะถูกส่งเสริมโดยอัตราการเย็นตัวที่สูงในบริเวณที่หนา การเกิดยูเทคติคคาร์ไบด์จะถูกส่งเสริมโดยการแยกตัวของธาตุที่ทำให้เกิดคาร์ไบด์

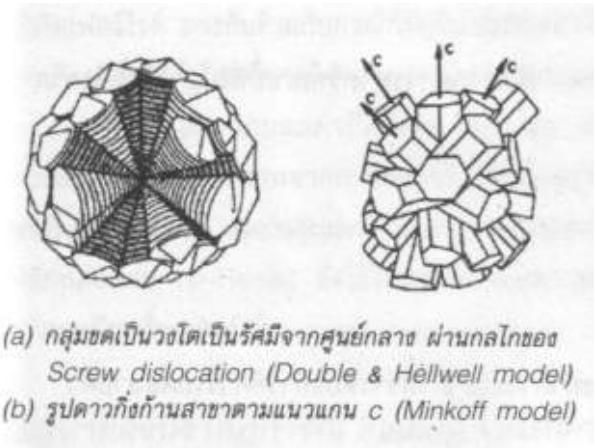
ในเหล็กหล่อเทา การเกิดยูเทคติคคาร์ไบด์ หรือที่เรียกกันว่า Chill จะถูกส่งเสริมโดยอัตราการเย็นตัวสูงที่ให้ผลของ Undercooling ในระดับสูง เช่น ในบริเวณที่บางของชิ้นงาน การเกิดนิวเคลียสระดับต่ำในน้ำเหล็กก่อนการแข็งตัว มักเกิดกับการหลอมในเตาเหนี่ยวนำด้วยวัสดุชาร์จที่มี Steel scrap เป็นหลัก โดยเฉพาะอย่างยิ่งเมื่อทำการหลอมในอุณหภูมิที่สูงกว่าอุณหภูมิยูเทคติค (Superheat) ปริมาณคาร์บอนสมมูล และ/หรือปริมาณซิลิคอนต่ำมีธาตุที่ทำให้เกิดคาร์ไบด์ผสมอยู่ เช่น โครเมียม และ วานาเดียม เป็นต้นการเกิดครีบ (Flash) ตามบริเวณรอยต่อที่ไม่พอดี ซึ่งสามารถทำให้คาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นจากส่วนที่บางของครีบย้อนกลับเข้าไปยังส่วนที่หนาของชิ้นงานได้ และปรากฏการณ์นี้ เรียกว่า “Strikeback”ปริมาณฟอสฟอรัสสูงกว่า 0.1%มีไฮโดรเจนละลายอยู่มากในน้ำเหล็กจะทำให้มีแนวโน้วของการเกิด Inverse chill โดยที่บริเวณขอบของชิ้นงานจะเป็นเหล็กหล่อเทาแต่จะมี Chill อยู่ภายในชิ้นงาน

เหล็กหล่อเหนียว (Ductile Cast Iron)

การทำอินนอคคูเลชันภายหลังการทำแมกนีเซียมทรีทเมนต์ของเหล็กหล่อเหนียว น้ำเหล็กต้องได้รับการทำอินนอคคูเลชันทันทีภายหลังจากปฏิกิริยาของแมกนีเซียมสิ้นสุดลง จุดประสงค์ของการทำอินนอคคูเลชันคือ ให้ได้จำนวนแกรไฟท์กลมปริมาณสูง ป้องกันการเกิดยูเทคติคคาร์ไบด์ และเพื่อให้ได้โครงสร้างที่ประกอบด้วยโครงสร้างแกรไฟท์กลมสมบูรณ์ขนาดเล็กกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอโดยปกติการทำอินนอคคูเลชันจะเพิ่มระดับซิลิคอนในเหล็กหล่อให้สูงขึ้นประมาณ 0.3 – 0.5% ซึ่งมีวิธีที่ใช้ปฏิบัติกันอยู่หลายวิธีด้วยกัน เช่น การเทน้ำเหล็กประมาณครึ่งหนึ่งไปยังโลหะผสมของการทำทรีทเมนต์ และเทน้ำเหล็กส่วนที่เหลือภายหลังปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นโดยการเติมสารอินนอคคูแลนท์ไปในลำน้ำเหล็กที่เท นอกจากนี้ยังมีวิธีในทางปฏิบัติที่ดียิ่งขึ้นคือ เทน้ำโลหะที่ผ่านการทำทรีทเมนต์แล้วจากเบ้าสำหรับทำทรีทเมนต์ไปยังเบ้าสำหรับเทหล่อและทำการอินนอคคูเลชันที่ลำน้ำโลหะในขณะถ่ายเทน้ำเหล็กจากเบ้าทำทรีทเมนต์ไปยังเบ้าหล่อและเพื่อความสะดวกในโรงหล่อหลาย ๆแห่ง ได้รวมสารอินนอคคูแลนท์เข้า

กับการทำแมกนีเซียมทรีทเมนต์ แต่ไม่ได้ให้ผลเป็นที่พึงพอใจสักเท่าไร กล่าวคือ แม้ว่าจะได้แกรไฟท์ที่มีรูปร่างกลมสมบูรณ์ก็ตาม แต่มักเกิดยูเทคติคคาร์ไบด์ในโครงสร้าง

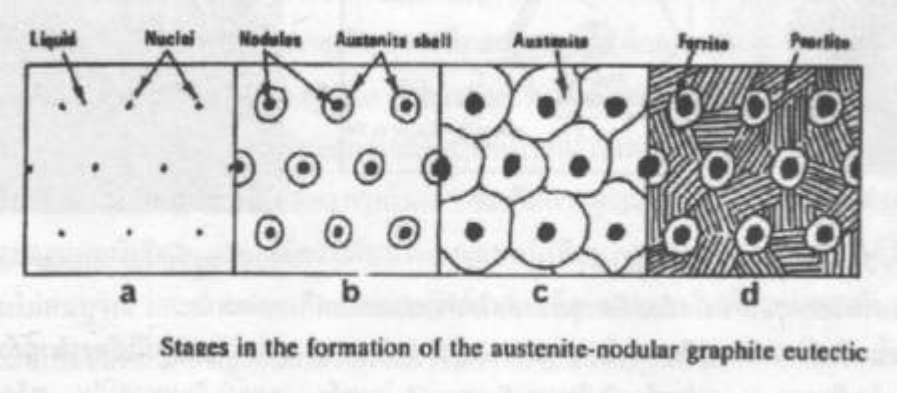
ช่างหล่อโลหะควรระมัดระวังการผันแปรในการผลิตแต่ละครั้งเพราะสามารถนำมาซึ่งปัญหาด้านคุณภาพของชิ้นงานหล่อได้ จึงควรจดบันทึกรายละเอียดในแต่ละครั้ง การแข็งตัวและการเกิดโครงสร้างจุลภาคแกรไฟท์มีโครงสร้างเป็นผลึกหกเหลี่ยม ในกรณีที่ปราศจากธาตุอื่นใดเจือปน พฤติกรรมการโตของแกรไฟท์จะเกิดขึ้นบน Basal plane เกิดแกรไฟท์ที่มีรูปร่างลักษณะเป็นเกล็ด โครงสร้างผลึกของสัณฐานที่ไปได้ของแกรไฟท์ ในระหว่างการโตของยูเทคติคแกรไฟท์ กิ่งก้านสาขาของเกล็ดแกรไฟท์จะเกิดมากขึ้นเมื่อมีอัตราการโตสูงขึ้น ซึ่งจะได้แกรไฟท์ที่มีกิ่งก้านสาขาถี่ ความถี่ของกิ่งก้านสาขาแกรไฟท์จะให้ผลของเกล็ดแกรไฟท์ที่ละเอียดซึ่งเรียกว่า Undercooled graphite การที่มีธาตุที่ทำให้แกรไฟท์กลมจะป้องกันการโตของแกรไฟท์บน Basal plane แต่จะทำให้ผลึกแกรไฟท์เกิดเป็นลักษณะกลม



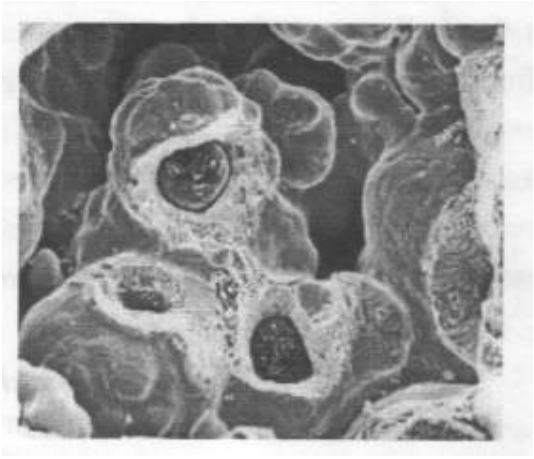
(a) กลุ่มขดเป็นวงโตเป็นรัศมีจากศูนย์กลาง ผ่านกลไกของ Screw dislocation (Double & Hellwell model)
(b) รูปดาวกิ่งก้านสาขาตามแนวแกน c (Minkoff model)

รูปที่ 16 รูปร่างของแกรไฟท์ที่สามารถโตได้ในเหล็กหล่อเหนียว (41)

ลำดับขั้นตอนการแข็งตัวของเหล็กหล่อเหนียวได้อธิบายอย่างง่ายไว้ในรูปที่ 17 ยูเทคติคแกรไฟท์กลม ออสเทนไนท์เริ่มโตจากนิวเคลียสของแกรไฟท์ภายในของเหลวที่ผ่านการทำอินนอคคูเลชันอย่างเหมาะสมแล้ว การที่ทำแมกนีเซียมตกค้างภายในเหล็กหล่อจะช่วยป้องกันการเกิดเซลล์ยูเทคติคแบบเกล็ดได้ การโตของแกรไฟท์กลมแต่ละเม็ดจะถูกล้อมรอบด้วยชั้นของออสเทนไนท์และการโตของแต่ละเซลล์จะเกิดอย่างต่อเนื่องโดยการเคลื่อนที่ของอะตอมคาร์บอนจากของเหลวผ่านชั้นของออสเทนไนท์เข้าไปยังแกรไฟท์กลมข้างใน การเคลื่อนที่ของอะตอมคาร์บอนนี้เชื่อว่าเกิดขึ้นได้โดยกลไกการแพร่ของของแข็งและโดยการแพร่ผ่านของเหลวภายในชั้นออสเทนไนท์ การแข็งตัวจะสมบูรณ์ก็ต่อเมื่อเซลล์ยูเทคติคแข็งตัวในบริเวณขอบเซลล์ซึ่งคล้ายกับขอบเกรนในสารละลายของแข็งที่มีของเหลวที่แข็งตัวช้าที่สุดและมักเรียกว่า Intercellular บริเวณนี้จะมีธาตุที่แยกตัวต่างๆ ที่สามารถก่อให้เกิดโครงสร้างจุลภาคที่ไม่พึงปรารถนาและนำมาซึ่งคุณสมบัติที่ด้อยลงของชิ้นงานหล่อได้ รูปที่ 18 แสดงถึงเซลล์ยูเทคติค 3 เซลล์และบริเวณ Intercellular ที่พบในผิวรอยแตกของชิ้นงานเหล็กหล่อเหนียว

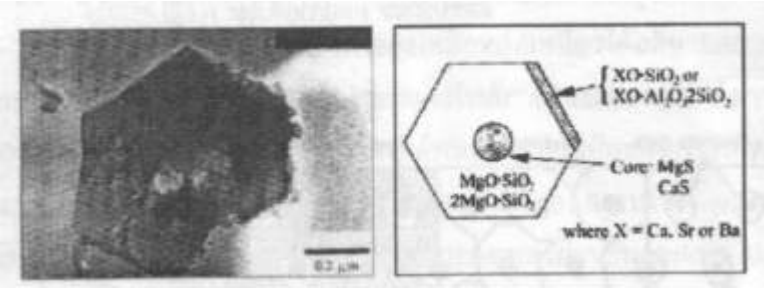


รูปที่ 17 ลำดับขั้นตอนการแข็งตัวของเหล็กหล่อเหนียว (41)



รูปที่ 18 เซลล์ยูเทคติคในโพรงหดตัวในเหล็กหล่อเหนียวและบริเวณ Intercellular (41)

ผลของการวิจัยที่ผ่านมา แสดงให้เห็นว่า จุดเริ่มสำหรับการเกิดนิวเคลียสแกรไฟท์ซึ่งช่วยกระตุ้นการเกิดแกรไฟท์กลมนั้นประกอบด้วย Micro-inclusions ที่เป็นซัลไฟด์/ออกไซด์ และ Micro-inclusions ที่กล่าวมานี้เป็นที่เกิดนิวเคลียสของแกรไฟท์ธรรมดาแบบเกล็ดในเหล็กหล่อด้วยเช่นกัน อินนอคคูแลนท์จำพวกเฟอร์โรซิลิคอนทั้งหมดประกอบด้วยธาตุต่างๆ เช่น Ca, Ba, Sr, Al, Ce เป็นต้น ธาตุแต่ละธาตุเหล่านี้สามารถก่อให้เกิดสารประกอบโลหะ X ในออกไซด์ของอนุภาคได้ ดังแสดงในรูปที่ 19 และจากที่ได้กล่าวมาแล้วข้างต้น ผลวิจัยชี้ให้เห็นว่าจะต้องมีปริมาณซัลเฟอร์และออกซิเจนในระดับเพียงพอในน้ำเหล็กเพื่อให้เกิด Micro-inclusions สำหรับการทำอินนอคคูเลชันอย่างมีประสิทธิภาพทั้งเหล็กหล่อและเหล็กหล่อเหนียว



รูปที่ 19 การเกิดนิวเคลียสในเหล็กหล่อเหนียว (41)

ระหว่างที่เหล็กหล่อเหนียวเกิดการแข็งตัว มักเกิดอันตรายจากการตกผลึกของยูเทคติคคาร์ไบด์แบบ Intercellular ภายในโครงสร้างจุลภาค โดยเฉพาะอย่างยิ่งเมื่อ

- มีอัตราการเย็นตัวที่สูง
- มีปริมาณแมกนีเซียมมากเกินระดับที่ต้องการการทำแกรไฟท์กลม
- มีธาตุที่ก่อให้เกิดคาร์ไบด์เจือปนอยู่
- ประสิทธิภาพการทำอินนอคคูเลชันไม่เพียงพอ เนื่องจากการทำทรีทเมนต์ที่ไม่ถูกวิธีหรือจากปรากฏการณ์ Fading การเกิดยูเทคติคคาร์ไบด์อาจทำให้
- ลดความเหนียวดและการยืดตัวให้ต่ำลง
- เพิ่มความแข็ง
- ลดความสามารถในการกัดกลึง
- เพิ่มต้นทุนการผลิตให้สูงขึ้นในการที่จะต้องทำการอบชุบ เพราะต้องทำให้คาร์ไบด์สลายตัวโดยการอบอ่อน

การย้อมสีโครงสร้าง (Color Metallography) (43)

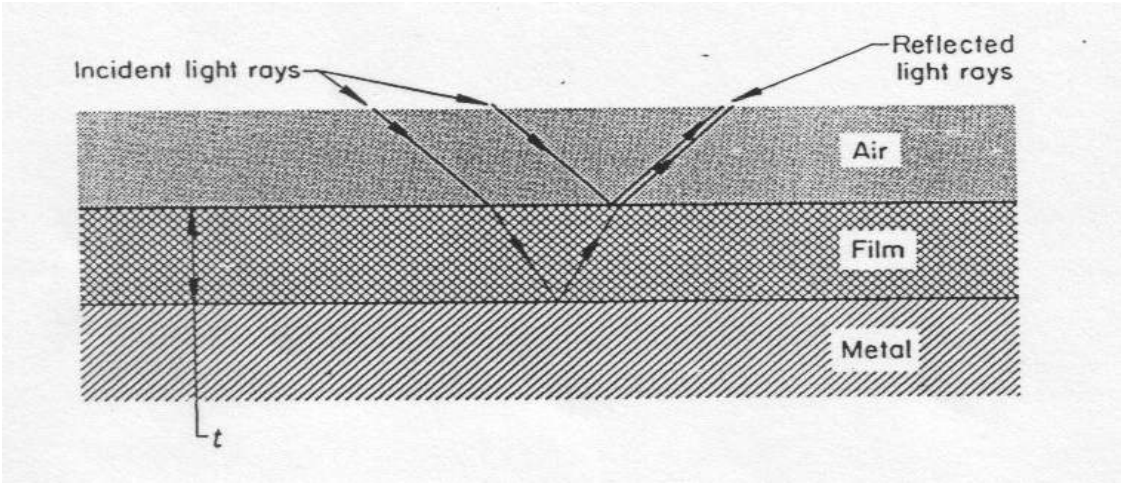
เป็นการทำให้โครงสร้างทางจุลภาคของโลหะเกิดเป็นสีต่างๆ ทำให้สามารถมองเห็นโครงสร้างได้อย่างชัดเจนกว่าวิธีการกัดกรดแบบขาว-ดำการทำให้เกิดโครงสร้างสี อาศัยหลักการต่างๆ หลายวิธี แต่ที่นิยมกันมากอาศัยหลักการสอดแทรก(Interference) ของแสงในชั้นของฟิล์ม ความหนาของฟิล์มที่แตกต่างกัน จะทำให้เกิดการสอดแทรกของแสงในช่วงสีแตกต่างกัน แผ่นฟิล์มที่เกิดขึ้นบนผิวหน้าชิ้นงานเกิดจากกระบวนการทางเคมีหรือไฟฟ้า-เคมี(Electro-Chemical) ความหนาของแผ่นฟิล์มแบ่งได้เป็น 3 กลุ่มคือ

กลุ่มที่ 1 กลุ่มแผ่นฟิล์มบางมาก (Very thin films) มีความหนาระหว่าง 0-400A° (0-0.04μm) เป็นแผ่นฟิล์มที่บางมากและโปร่งใส (ไม่มีสี)

กลุ่มที่ 2 กลุ่มแผ่นฟิล์มบาง (Thin films) มีความหนาระหว่าง 400-500 A° (0.04-0.5μm) เป็นฟิล์มของออกไซด์ (Oxides) , ซัลไฟด์ (Sulfides), และโมลิบเดท (Molybdates) ฟิล์มที่เกิดขึ้นจะให้สีแตกต่างกัน ความแตกต่างของสีที่เกิดจากการสอดแทรกของแสงบนพื้นที่แผ่นฟิล์ม

กลุ่มที่ 3 กลุ่มแผ่นฟิล์มหนา(Thick films) มีความหนาตั้งแต่ 500 A° (0.5μm) ขึ้นไป เป็นแผ่นฟิล์มพวกออกไซด์ทำให้แผ่นฟิล์มมีความหนามาก ความแตกต่างของสีที่เกิดจากการสอดแทรกในชั้นของแผ่นฟิล์มจะมีมาก

ในการปฏิบัติการสอดแทรกไม่ได้เกิดเฉพาะในชั้นของแผ่นฟิล์ม แต่จะปรากฏขึ้นในรูปชั้นของอากาศ-แผ่นฟิล์ม-โลหะ (Air-Film-Metal) ดังรูปที่ 20 แสดงผลการเกิดการสอดแทรกชั้นของอากาศ-แผ่นฟิล์ม-โลหะ



รูปที่ 20 แสดงอิทธิพลของอินเทอร์เฟียเรนซ์ของชั้นปกคลุมผิวโลหะชนิดอากาศ-แผ่นฟิล์ม-โลหะ

รังสีของแสงตกกระทบผิวหน้าของโลหะที่ถูกเคลือบผิวด้วยแผ่นฟิล์มจะเกิดการสะท้อนจากผิวทั้งของแผ่นฟิล์มและโลหะ ผลของการสะท้อนนี้ทำให้เกิดการสอดแทรกของแสงขึ้น การสอดแทรกของแสงขึ้นอยู่กับความยาวของคลื่นแสงที่เกิดในอากาศ (l) ความหนาของแผ่นฟิล์ม (t) และดัชนีการหักเหของแสงที่ผ่านฟิล์ม (n) แต่การสอดแทรกของแสงที่เกิดขึ้นจะแตกต่างกันมีองค์ประกอบดังต่อไปนี้คือ ความแตกต่างระหว่างทางเดินของแสงสะท้อนที่ผิวหน้าของชิ้นงานกับผิวของแผ่นฟิล์มเกิดเป็นเลขจำนวนคี่ของครึ่งความยาวคลื่น (half wave length = l/2) และความแตกต่างทางเดินของแสงสะท้อนมีอัตราส่วนเป็น 2 เท่า ของความหนาแผ่นฟิล์ม ดังนั้นภาคของแสงจะเปลี่ยนแปลงไปเมื่อมีความเร็วของแสงในชั้นของแผ่นฟิล์มช้าลง การสออดแทรกที่เกิดขึ้นในชั้นความหนาของแผ่นฟิล์มจะแตกต่างกันด้วยเลขจำนวนคี่ของ ¼ ของความยาวคลื่น(l/4) เมื่อผลของความเร็วของแสงในชั้นของแผ่นฟิล์มทั้งหมดช้าลง การสอดแทรกที่เกิดขึ้นหาได้ด้วยเลขจำนวนคี่ของ l/4n

ถ้าเราพิจารณาแสงสีขาวที่เกิดขึ้นในระบบอากาศ-แผ่นฟิล์ม-โลหะเนื่องจากแสงสะท้อนที่ผิวชิ้นงานและวผิวของแผ่นฟิล์มจะเกิดการหักล้างกัน เพราะความหนาของแผ่นฟิล์มจะทำให้เกิดการสอดแทรก

ของแสงสีเขียว และแสงสะท้อนจะมีสีม่วงแดง (Magenta) ซึ่งเป็นสีประกอบของแสงสีเขียวในสีขาว สีม่วงแดงจะเกิดขึ้นได้หลายครั้งขึ้นอยู่กับความหนาของ $l_G/_{(4n)}$,$3l_G/_{(4n)}$, $5l_G/_{(4n)}$ เมื่อ l_G คือความยาวคลื่นแสงสีเขียวในอากาศ การเกิดสีของแผ่นฟิล์มเป็นการเกิดการตกผลึกของสารเคมีบนผิวหน้าชิ้นงาน มีความสัมพันธ์กับความหนาของแผ่นฟิล์มทฤษฎีน้ำยาเคมี

สารเคมีที่ใช้ทำให้เกิดฟิล์มสีต่างๆ ส่วนมากนิยมใช้สารเคมีพวกฟอสเฟท(Phosphates)

โครเมท(Chromates) โมลิบเดท(Molybdates) และออกไซด์(Oxides) การพัฒนาสูตรน้ำยาเคมีที่ใช้ในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคสีจำแนกประเภทน้ำยาเคมีตามส่วนผสมหลัก (Reagents based) แบ่งได้เป็นกลุ่มใหญ่ๆ ดังนี้

1. กลุ่มละลายของเมตาไบซัลไฟท์-ไธโอซัลเฟต (Metabisulfite-Thiosulfate reagents) น้ำยากลุ่มนี้มีองค์ประกอบที่สำคัญคือ ทำให้สารละลายเกลือโซเดียมหรือโปตัสเซียม แตกตัวเป็นอิออนเมตาไบซัลไฟท์(S_2O_5) น้ำยาเคมีกลุ่มนี้ใช้ศึกษาโครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิม เหล็กหล่อ เหล็กกล้า และเหล็กกล้าทนความร้อน

2. กลุ่มของสารละลายกรดซีลีนิก (Selenic acid solution reagents) น้ำยาเคมีกลุ่มนี้ประกอบด้วยกรดซีลีนิก แอลกอฮอล์ และกรดเกลือ (HCL) ในสัดส่วนต่างๆ กรดซีลีนิกเกิดรีดักชั่น (Reduction) ตกตะกอนเป็นแผ่นฟิล์มของซีลีเนียม ทำให้สีของโครงสร้างจุลภาคที่ขั้วลบแตกต่างกัน ขึ้นอยู่กับความหนาของแผ่นฟิล์มที่เกิดขึ้น น้ำยาเคมีกลุ่มนี้ใช้ในการศึกษาโครงสร้างของเหล็กหล่อ เหล็กกล้า เหล็กกล้าไร้สนิม และเหล็กกล้าทนความร้อน

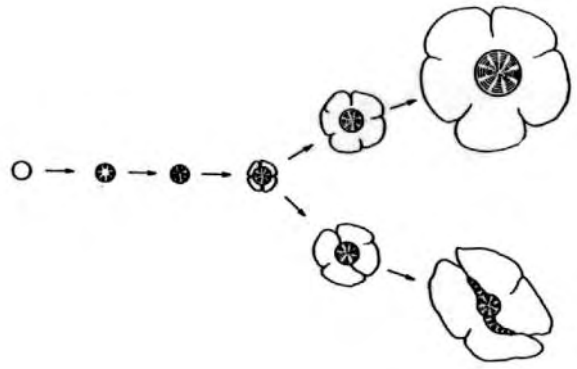
3. กลุ่มสารละลายของโมลิบเดท (Molybdates solution reagents)น้ำยากลุ่มนี้จะใช้ร่วมกับกรดเกลือ เพื่อทำหน้าที่ปรับค่า pH ของสารละลายโมลิบเดทให้เหมาะสม น้ำยาเคมีกลุ่มนี้ใช้ในการศึกษาโครงสร้างของเหล็กหล่อ เหล็กกล้า และอลูมิเนียม จะให้สีของโครงสร้างของคาร์ไบด์(Carbide) เป็นสีม่วงแดงและเฟอร์ไรท์สีขาว-เหลือง

4. กลุ่มสารละลายเชิงซ้อนไธโอซัลเฟต (Thiosulfate solution reagents) น้ำยาเคมีกลุ่มนี้ประกอบด้วยสารเคมีมากกว่า 3 ชนิด ที่นิยมใช้กันมากคือสารละลายโซเดียมไธโอซัลเฟต(โซเดียมไธโอซัลเฟตละลายในน้ำ) ตะกั่วอะซิเตต (lead acetate) และกรดซิตริก (Citric acid) เพื่อเป็นตัวปรับสภาพน้ำยาเคมี

5. กลุ่มสารละลายโครเมต (Chromate solution reagents) น้ำยากลุ่มนี้เป็นการเคลือบผิวด้วยโครเมต ซึ่งเป็นที่รู้จักกันดี คือ เป็นการเคลือบผิวโลหะเพื่อป้องกันการผุกร่อน

แนวคิดใหม่ของข้อเสนอโครงการ

จากการศึกษาค้นคว้าถึงลักษณะโครงสร้าง รูปร่าง รวมไปถึงการเกิดและเติบโตของอนุภาคแกรไฟต์ระหว่างการแข็งตัวของน้ำโลหะพบว่า ระหว่างการแข็งตัวของน้ำโลหะเหล็กหล่อแกรไฟต์ก้อนกลม (14-15) ที่ปฏิกิริยายูเทคติก (Eutectic Solidification) อนุภาคแกรไฟต์จะตกผลึกออกมาในรูปทรงกลม และถูกล้อมรอบด้วยเฟสออสเตนไนต์ (Austenite) การเติบโตของผลึกเกรนยูเทคติกจะดำเนินต่อไปในขณะที่น้ำโลหะมีการแข็งตัวเพิ่มขึ้น โดยการเติบโตของเกรนยูเทคติกจะเกิดจากการที่ธาตุคาร์บอนแพร่ผ่านเฟสของออสเตนไนต์ซึ่งเป็นเฟสของแข็ง การแพร่ของคาร์บอนที่เกิดในของแข็งเรียกว่า “Diffusion in Solids” และการเติบโตของเกรนยูเทคติกจะมีต่อเนื่องจนการแข็งตัวเสร็จสมบูรณ์ การเติบโตของอนุภาคแกรไฟต์ในน้ำโลหะเหล็กหล่อแกรไฟต์ก้อนกลม อนุภาคของแกรไฟต์จะไม่สัมผัสกับน้ำโลหะเหลวที่เหลือระหว่างการแข็งตัวของน้ำโลหะ ในทางตรงกันข้าม ระหว่างการแข็งตัวของน้ำโลหะเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอน ณ จุดยูเทคติก อนุภาคแกรไฟต์จะตกผลึกออกมาในรูปทรงกลมและถูกล้อมรอบด้วยเฟสออกเตนไนต์เช่นเดียวกับในกรณีการแข็งตัวของน้ำโลหะเหล็กหล่อแกรไฟต์ก้อนกลม แต่จะแตกต่างกันที่การเติบโตของผลึกเกรนยูเทคติกของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนระหว่างการแข็งตัวของน้ำโลหะ ธาตุคาร์บอนจะแพร่เข้าสู่อนุภาคแกรไฟต์ผ่านทางช่องทางเล็ก ๆ ที่เรียกว่า “Liquid Channels” ดังนั้นในกรณีการแข็งตัวของเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนจะเหมือนกับกรณีการแข็งตัวของเหล็กหล่อสีเทา คืออนุภาคแกรไฟต์จะเชื่อมติดกับน้ำโลหะที่ยังไม่แข็งตัวอยู่ตลอดเวลาดังแสดงใน รูปที่ 21



รูปที่ 21 แสดงภาพเปรียบเทียบการเติบโตของอนุภาคแกรไฟต์ในระหว่างการแข็งตัวของน้ำโลหะเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนและเหล็กหล่อแกรไฟต์ก้อนกลม

จากเหตุผลดังกล่าวจึงทำให้เกิดแนวความคิดที่ว่าเนื่องจากกลไกและขบวนการแข็งตัวของเหล็กหล่อชนิดต่าง ๆ มีความแตกต่างกัน ดังนั้นกราฟแสดงอัตราการเย็นตัวของน้ำโลหะเหล็กหล่อชนิดต่าง ๆ ย่อมมีความแตกต่างกัน แนวความคิดหลักของโครงงานวิจัยนี้ก็คือถ้าหากสามารถหาความสัมพันธ์ของการตกผลึก(การฟอร์มตัว) และการเติบโตของอนุภาคแกรไฟต์ชนิดต่าง ๆ ระหว่างที่น้ำโลหะเกิดการแข็งตัวกับกราฟแสดงการแข็งตัวของน้ำโลหะนั้น จะทำให้สามารถนำหลักการวิเคราะห์ทางความร้อนเข้ามาตรวจจับเพื่อตรวจวัดรูปร่างลักษณะของอนุภาคแกรไฟต์ภายหลังการแข็งตัวของน้ำโลหะเสร็จสมบูรณ์ได้ ซึ่งสามารถเก็บตัวอย่างน้ำโลหะด้วยถ้วยทรายวัดอัตราการเย็นตัวทั่วไป (Typical

Cooling Cup) ได้ ทำให้สามารถตรวจวัดและแก้ไขได้ทันที (Real Time Correction) ก่อนที่น้ำโลหะจะถูกเทลงในแบบหล่อ

ขั้นตอนการดำเนินงาน

- การออกแบบชุดการทดลองเพื่อเก็บข้อมูลพฤติกรรมการแข็งตัวของน้ำโลหะ โดยใช้เครื่อง Data Acquisition System ในการเก็บข้อมูลอุณหภูมิระหว่างการแข็งตัวของชิ้นงานตัวอย่าง (ถ้วยทรายมาตรฐาน)
- ทำการออกแบบเพื่อทำการหลอมเหล็กหล่อชนิดต่าง ๆ และทำการเก็บข้อมูลทางอุณหภูมิเพื่อใช้ในการวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาคโดยต้องทำการหล่อเอง โดยจะกำหนดให้มีส่วนผสมทางเคมีของธาตุคาร์บอน ซิลิกอน และแมงกานีส ที่ใกล้เคียงกันในเหล็กหล่อแต่ละชนิด แล้วนำมาตัดให้ได้ขนาดที่เหมาะสม โดยเหล็กหล่อที่จะทำการทดลองมีดังต่อไปนี้
  - เหล็กหล่อกราไฟต์สีเทา (Type D Graphite)
  - เหล็กหล่อกราไฟต์ก้อนกลม
  - เหล็กหล่อกราไฟต์ตัวหนอน
- ทำการจัดเตรียมชิ้นทดสอบเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาคของโลหะ
  - ศึกษาลักษณะรูปร่างของอนุภาคการไฟต์ชนิดต่าง ๆ โดยใช้เครื่องมือวิเคราะห์โครงสร้างโลหะ (Image Analysis System)
  - ศึกษารูปร่างลักษณะของผลึกเกรนยูเทคติคที่เกิดขึ้นภายหลังการแข็งตัวของน้ำโลหะเสร็จสมบูรณ์ โดยวิธีการย้อมสีด้วยกรดชนิดต่าง ๆ (Color Metallography)
- ศึกษาน้ำยากัดกรดชนิดต่างๆ พร้อมทั้งวิธีเตรียมน้ำยาเหล่านั้น ศึกษาความปลอดภัยและอันตรายที่อาจจะเกิดจากการเก็บและผสมน้ำยาเหล่านั้น
  - กรดที่ใช้ในการทดลองอ้างอิงมาจาก Zhou (43) มีส่วนผสมดังนี้
    - NaOH 28 g
    - KOH 4 g
    - Picric 4 g
    - Water 200 ml

    โดยกรดดังกล่าวนี้จะต้องถูกควบคุมอุรหภูมิระหว่างการทำการทดลองระหว่าง 60 ถึง 120 องศาเซลเซียส (ซึ่งต้องอาศัยความระมัดระวังอย่างสูง เนื่องจากกรดดังกล่าวมีความรุนแรงมาก) อีกทั้ง Picric Acid ยังถูกใช้เป็นสารตั้งต้นในการทำระเบิดอีกด้วย
- บันทึกภาพด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงและกล้องจุลทรรศน์แบบลำแสงกวาด และทำการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคจากการทำ Line Scan ด้วยเครื่อง Energy Dispersive Spectroscopy
- บันทึกข้อมูลที่วิเคราะห์ได้

ผลการดำเนินงานวิจัย

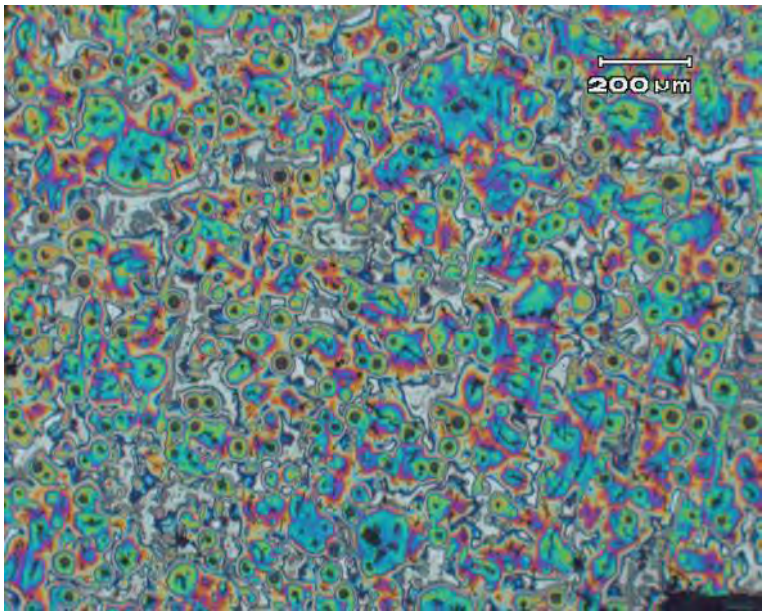
ในงานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาพฤติกรรมการแข็งตัวของเหล็กหล่อ 3 ชนิด ดังต่อไปนี้ คือเหล็กหล่อเทา (Gray Cast Iron) เหล็กเหล็กหล่อแกรไฟท์กลม (Nodular Cast Iron) และเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน (Compacted Graphite Cast Iron) โดยใช้วิธีการย้อมสีโครงสร้างของโลหะ และการวิเคราะห์ปริมาณของธาตุต่างๆ โดยใช้ SEM ซึ่งจะทำให้ผลการวิเคราะห์นั้นมีความเชื่อถือได้ดียิ่งขึ้น

ผลที่ได้จากการย้อมสีโครงสร้าง

การดูโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กหล่อโดยทั่วไปมักจะใช้วิธีการกัดด้วยกรด Nital ซึ่งทำให้เห็นชนิดโครงสร้างจุลภาคของเหล็กชนิดนั้นๆ ซึ่งเป็นวิธีที่ง่ายแต่ภาพโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการกัดกรด Nital นั้นจะให้ข้อมูลรายละเอียดของโครงสร้างที่เกี่ยวพันธ์กับการแข็งตัวของโลหะเหลวน้อย แต่หากเราใช้วิธีซึ่งเรียกว่า การกัดกรดด้วยวิธีการย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กหล่อ จะทำให้เห็นรายละเอียดของโครงสร้างจุลภาคที่เกี่ยวพันธ์กับการแข็งตัวของโลหะเหลวของชิ้นงานเหล็กหล่อได้ดียิ่งขึ้น

เหล็กหล่อแกรไฟท์กลม (Nodular Cast Iron)

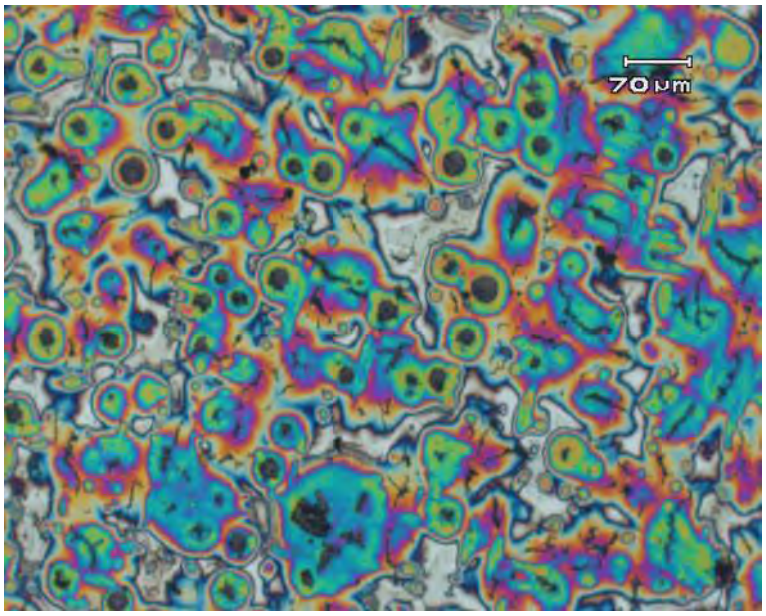
โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแกรไฟท์กลม รูปที่ 22 ซึ่งเป็นภาพถ่ายที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้างจุลภาค ของชิ้นงานเหล็กหล่อแกรไฟท์กลม จะเห็นว่ามีสีต่างๆเกิดขึ้นในภาพถ่ายโครงสร้าง



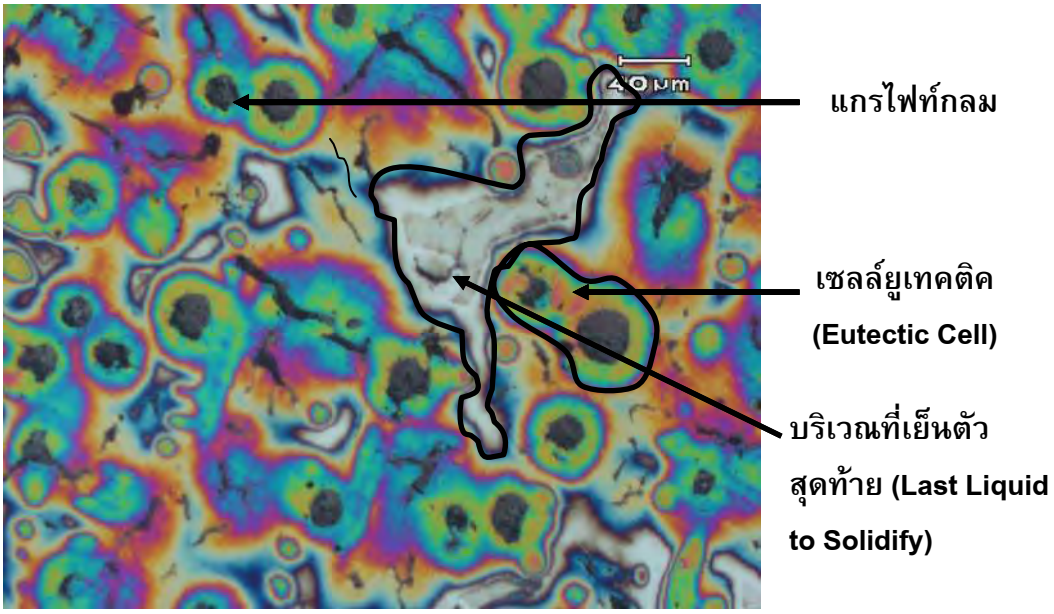
รูปที่ 22 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อแกรไฟท์กลม ที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้าง

สีที่เกิดขึ้นจะช่วยให้เห็นเซลล์ยูเทคติค (Eutectic Cell) และบริเวณที่เกิดการเย็นตัวสุดท้าย (Last Liquid to Solidify) โดยที่สีเขียวที่ล้อมรอบเม็ดแกรไฟท์จะเป็นส่วนที่เย็นตัวพร้อมๆ กับเม็ดแกรไฟท์ที่เรียกว่า ยูเทคติคเซลล์ ส่วนที่เย็นตัวลำดับถัดมาเมื่ออุณหภูมิลดลงคือส่วนที่เป็นสีเหลือง เกิดจากการที่นิวเครียสของผลึกยูเทคติคเติบโตขึ้นระหว่างการที่โลหะเหลวแข็งตัวมากขึ้นจากการที่อุณหภูมิลดลง กล่าวคือปริมาณของโลหะเหลวแข็งตัวเป็นโลหะแข็งเพิ่มขึ้น และส่วนที่เกิดการเย็นตัวสุดท้าย (Last Liquid to Solidify) จะเป็นส่วนที่มีสีเทาซึ่งเกิดที่บริเวณโลหะเหลวสุดท้าย บริเวณรอบๆ ของผลึกยูเทคติค หรือบริเวณระหว่างผลึกรูปกิ่งไม้ (Dendritic Structure) ซึ่งสามารถสังเกตุเห็นได้ชัดเจนจากภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้าง ซึ่งพฤติกรรมการเกิดของเหล็กหล่อแกรไฟท์กลมจะเป็นไปดังนี้ คือ ในขณะที่ยังเป็นน้ำโลหะเมื่ออุณหภูมิของน้ำโลหะลดลงจนถึงจุดหลอมเหลว จะมีการเกิดของผลึกนิวเคลียสของแกรไฟท์เกิดขึ้นเป็นจุดเล็กๆ กระจายทั่วไปในน้ำโลหะ และเมื่ออุณหภูมิลดลงบริเวณที่อยู่รอบๆ นิวเคลียสจะเกิดการเย็นตัวล้อมรอบนิวเคลียส หรือที่เรียกว่าการแข็งตัวแบบยูเทคติค (Eutectic Cell) และจะขยายใหญ่ขึ้น เมื่ออุณหภูมิลดลง เม็ดแกรไฟท์ที่อยู่ในเซลล์ยูเทคติค (Eutectic Cell) จะมีขนาดใหญ่ขึ้นด้วย เนื่องจากธาตุคาร์บอนที่อยู่บริเวณน้ำโลหะจะแพร่ผ่านเซลล์ยูเทคติค (Eutectic Cell) ที่เป็นของแข็งไปรวมตัวกันเกิดเป็นแกรไฟท์ที่มีรูปร่างกลมและมีขนาดแตกต่างกัน ซึ่งขึ้นอยู่กับขนาดของเซลล์ยูเทคติค (Eutectic Cell) โดยสังเกตได้จากการที่อนุภาคแกรไฟท์ไม่มีส่วนไหนสัมผัสกับบริเวณการเย็นตัวสุดท้ายกล่าวคือ ไม่พบอนุภาคแกรไฟท์ในบริเวณที่เกิดการแข็งตัวหลังสุด

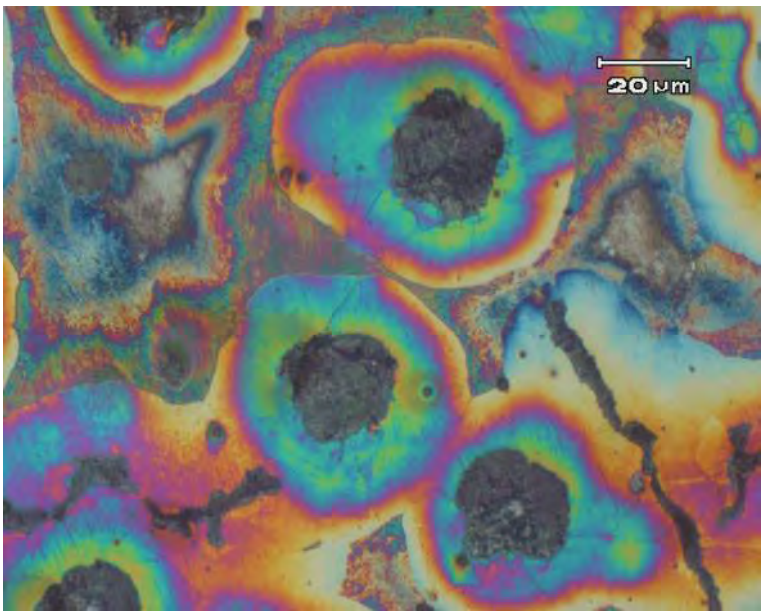
รูปที่ 23 ถึงรูปที่ 25 เป็นภาพถ่ายที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กหล่อแกรไฟท์กลม ซึ่งเป็นจุดเดียวกับรูปที่ 22 แต่กำลังขยายมากกว่าจึงทำให้เห็นส่วนที่เกิดการเย็นตัวสุดท้าย (Last Liquid to Solidify) ได้ชัดเจนขึ้น แต่จะทำให้เห็นเซลล์ยูเทคติค (Eutectic Cell) ในจำนวนที่น้อยลง



รูปที่ 23 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อแกรไฟท์กลมที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้าง



รูปที่ 24 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อแกรไฟท์กลมที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้าง

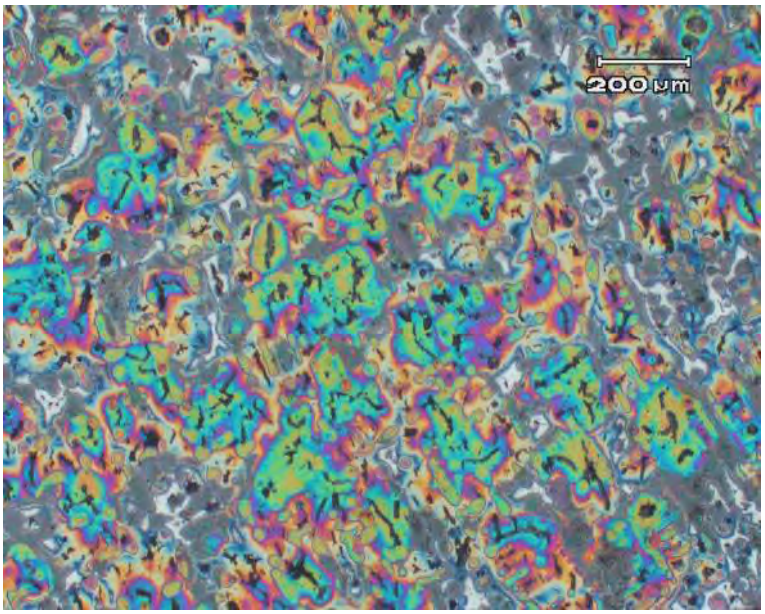


รูปที่ 25 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อแกรไฟท์กลมที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้าง

จากภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่มีกำลังขยายแตกต่างกันจะชี้ให้เห็นถึงวัตถุประสงค์ในการดูภาพที่แตกต่างกันกล่าวคือ ภาพที่มีกำลังขยายต่ำๆ จะใช้ในการดูรูปร่างของเซลล์ยูเทคติค (Eutectic Cell) ที่ปรากฏอยู่ในโครงสร้าง ส่วนภาพที่มีกำลังขยายสูงๆใช้ในการดูส่วนที่เกิดเย็นตัวสุดท้าย (Last Liquid to Solidfy) ได้ดี

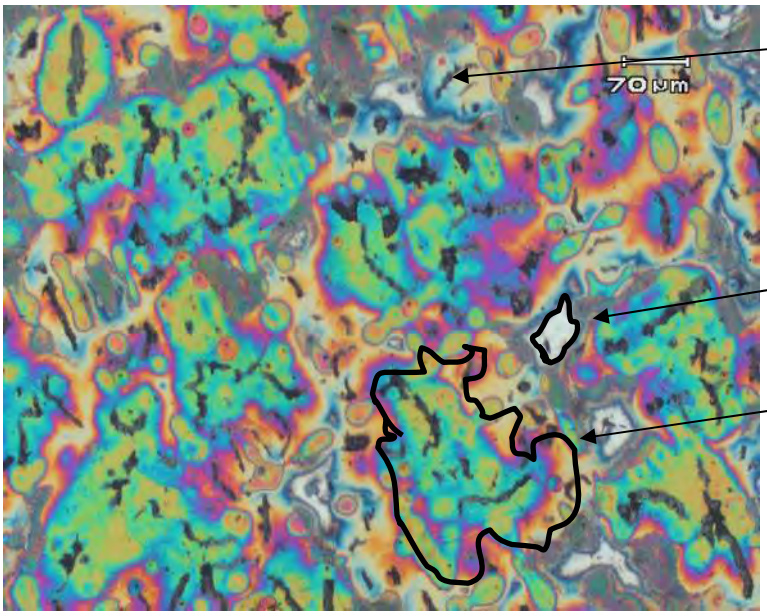
เหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน (Compacted Graphite Cast Iron)

โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน (Compacted Graphite Cast Iron) ที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้าง

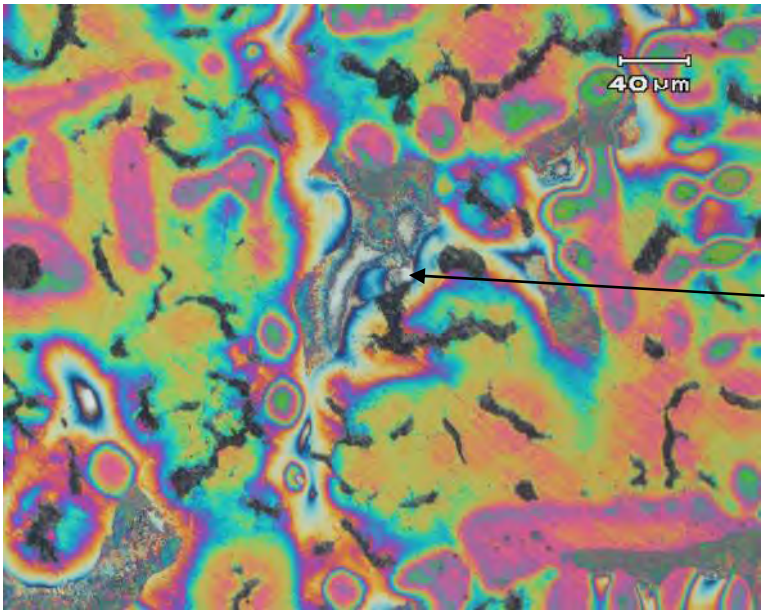


รูปที่ 26 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอนที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้าง

จากรูปที่ 26 จะเห็นว่าเซลล์ยูเทคติค (Eutectic Cell) ของเหล็กหล่อชนิดนี้ขนาดเซลล์จะไม่สม่ำเสมอขึ้นอยู่กับปริมาณการทำอินนอคคูเลชั่นที่แตกต่างกัน จะเห็นว่าเหล็กหล่อชนิดนี้ เซลล์ยูเทคติค (Eutectic Cell) จะล้อมรอบแกรไฟท์ตัวหนอนหลายๆ ตัว ซึ่งจะคล้ายกับเหล็กหล่อแกรไฟท์กลม ทั้งในด้านรูปร่าง ขนาดของเซลล์ยูเทคติค (Eutectic Cell) และส่วนที่เกิดการเย็นตัวสุดท้าย (Last Liquid to Solidify) ด้วยเช่นกัน



รูปที่ 27 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอนที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้าง



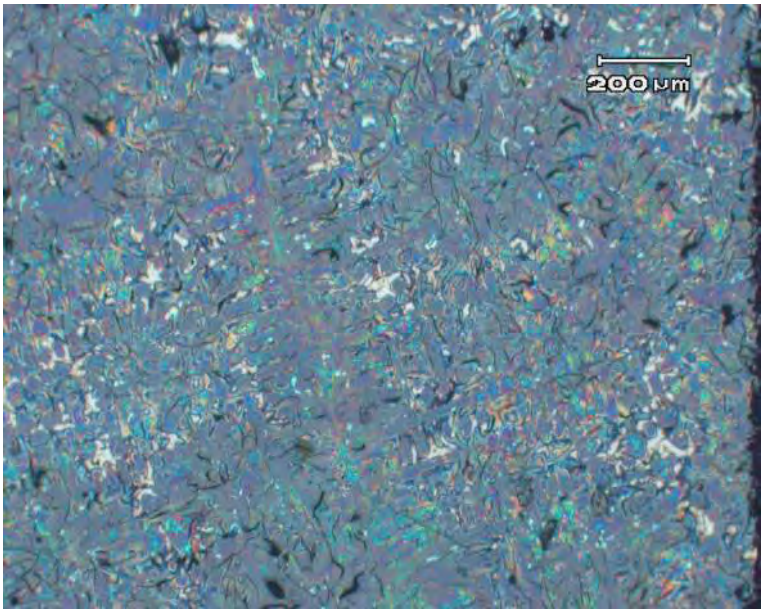
รูปที่ 28 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอนที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้าง

จากรูปที่ 27 และรูปที่ 28 จะพบว่าพฤติกรรมการแข็งตัวจะคล้ายๆ กับลักษณะที่พบในการแข็งตัวของเหล็กหล่อแกรไฟท์ก้อนกลม จะแตกต่างกันก็เพียงแค่ว่ารูปร่างของแกรไฟท์ อย่างไรก็ตามจะสังเกตเห็นได้ว่ามีปลายของแกรไฟท์ตัวหนอนสัมผัสกับบริเวณที่มีการเย็นตัวสุดท้าย (Last Liquid to Solidify) เนื่องจากสมบัติทางกายภาพของแกรไฟท์ที่แตกต่างไปจากเหล็ก กล่าวคือผลึกแกรไฟท์จะมีความสามารถในการนำความร้อนได้ดีกว่าเนื้อโลหะ ทำให้ตั้งข้อสันนิษฐานได้ว่า จากพฤติกรรมการ

แข็งตัวของโครงสร้างที่แตกต่างกันระหว่าง เหล็กหล่อแกรไฟท์ก้อนกลม และเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน น่าจะมีความแตกต่างในเรื่องของอัตราการเย็นตัวระหว่างการแข็งตัว (Cooling Rate during Solidification)

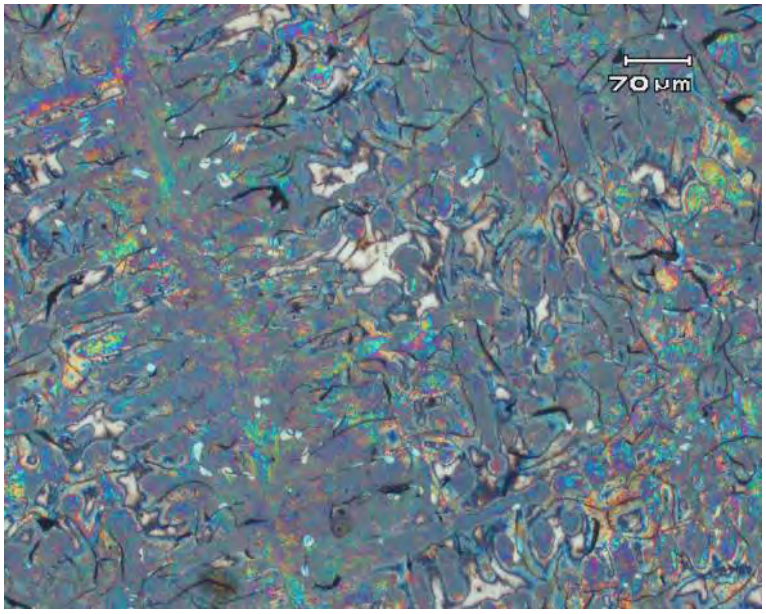
เหล็กหล่อเทา (Gray Cast Iron)

โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเทา(Gray Cast Iron) ที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้าง

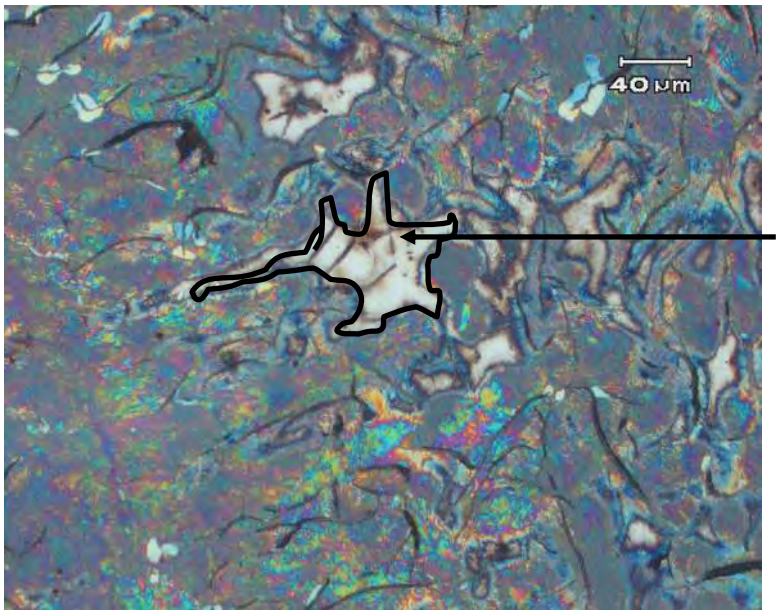


รูปที่ 29 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อเทาที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้าง

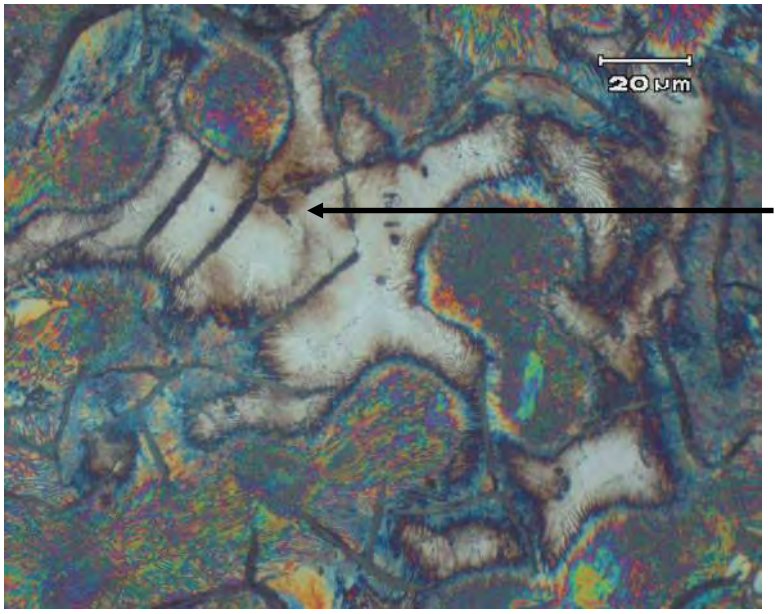
จากรูปที่ 29 เป็นภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อเทาที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้าง จะเห็นว่าสีที่เกิดหลังจากผ่านวิธีการย้อมสีโครงสร้างจะไม่เหมือนกับเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอนและเหล็กหล่อแกรไฟท์กลม เหล็กหล่อชนิดนี้ดูเซลล์ยูเทคติค (Eutectic Cell) ยากกว่าเหล็กหล่อทั้ง 2 ชนิดที่กล่าวมา เนื่องจากพฤติกรรมการเย็นตัวที่ไม่เหมือนกัน กล่าวคือการแข็งตัวของเหล็กหล่อประเภทนี้จะเป็นลักษณะระนาบ (Plana Interface) ไม่เหมือนกับที่พบในเหล็กหล่อแกรไฟท์กลมและเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน ซึ่งจะแข็งตัวแบบผลึกเกรนที่มีขนาดเท่ากันทุกๆ ด้าน (Equiaxed Grain) ทำให้โครงสร้างพื้นที่ได้ไม่เหมือนกัน ซึ่งจะขึ้นอยู่กับชนิดของแกรไฟท์แผ่นชนิดต่างๆเช่นแกรไฟท์ชนิด A B C D และ E ของเหล็กหล่อเทาด้วย แต่ก็ยังสามารถสังเกตเห็นบริเวณที่เกิดการเย็นตัวสุดท้าย (Last Liquid to Solidify) ได้



รูปที่ 30 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อเทาที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้าง

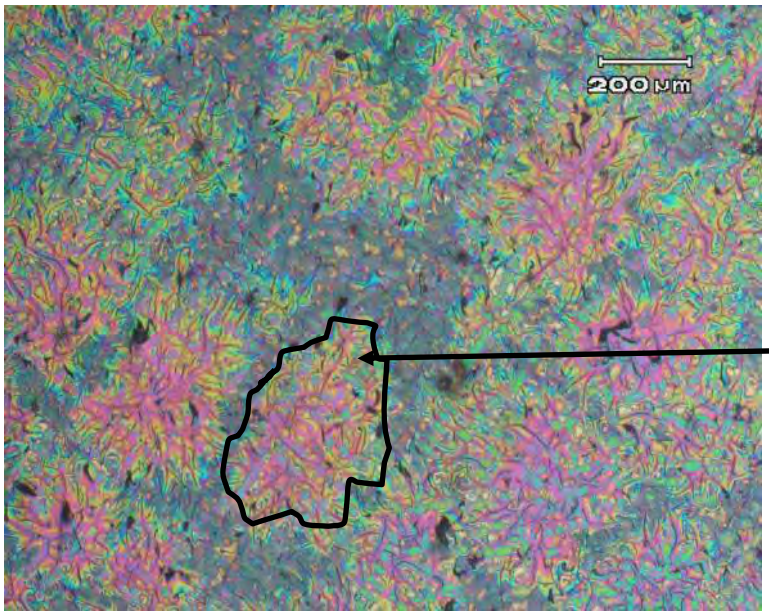


รูปที่ 31 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อเทาที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้าง



รูปที่ 32 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อเทาที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้าง

จากรูปที่ 30 ถึงรูปที่ 32 จะเห็นได้ว่าแกรไฟท์แผ่นของเหล็กหล่อเทาจะไม่อยู่ในเซลล์ยูเทคติคเท่านั้น (Eutectic Cell) แต่จะมีบางส่วนที่เกิดขึ้นบริเวณที่เกิดการเย็นตัวสุดท้าย (Last Liquid to Solidify) สาเหตุที่เป็นเช่นนี้เพราะคาร์บอนที่รวมตัวกันเกิดแกรไฟท์จะไม่แพร่จากของเหลวผ่านเข้าไปในของแข็งเหมือนพฤติกรรมการเกิดแกรไฟท์กลม แต่จะจับตัวกันในขณะที่ยังเป็นน้ำโลหะก่อนที่จะแข็งตัว



รูปที่ 33 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อเทาที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้าง

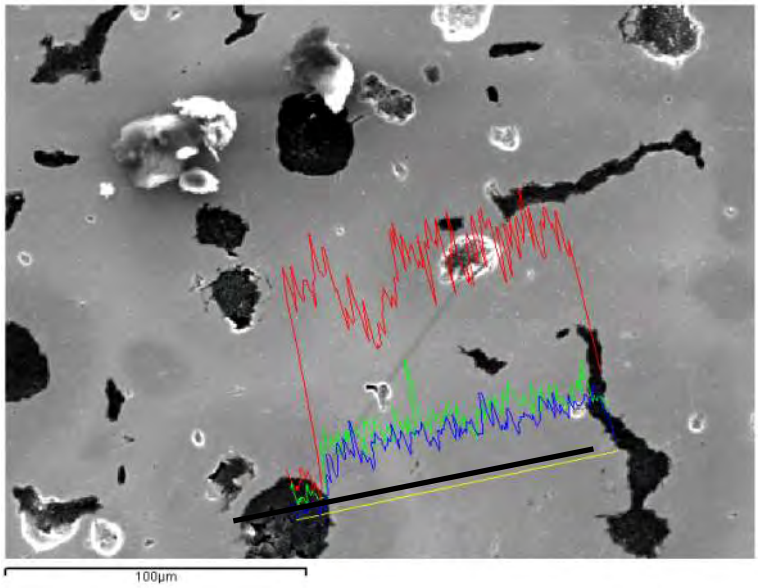
รูปที่ 33 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อเทาแกรไฟท์ดอกกุหลาบ (Rosette Grouping Random Orientation) ชนิด B สามารถเห็นเซลล์ยูเทคติค (Eutectic Cell) ของโครงสร้างเหล็กหล่อได้

ชัดเจนกว่าเหล็กหล่อเทาแกรไฟท์ชนิดอื่นๆ เนื่องจากแกรไฟท์ชนิดนี้จะรวมตัวกันเป็นกลุ่มก้อน ซึ่งมีแกรไฟท์ชิ้นเล็กๆ อยู่ตรงกลางและแกรไฟท์ขนาดใหญ่อยู่รอบๆ เรียงตามแนวรัศมี

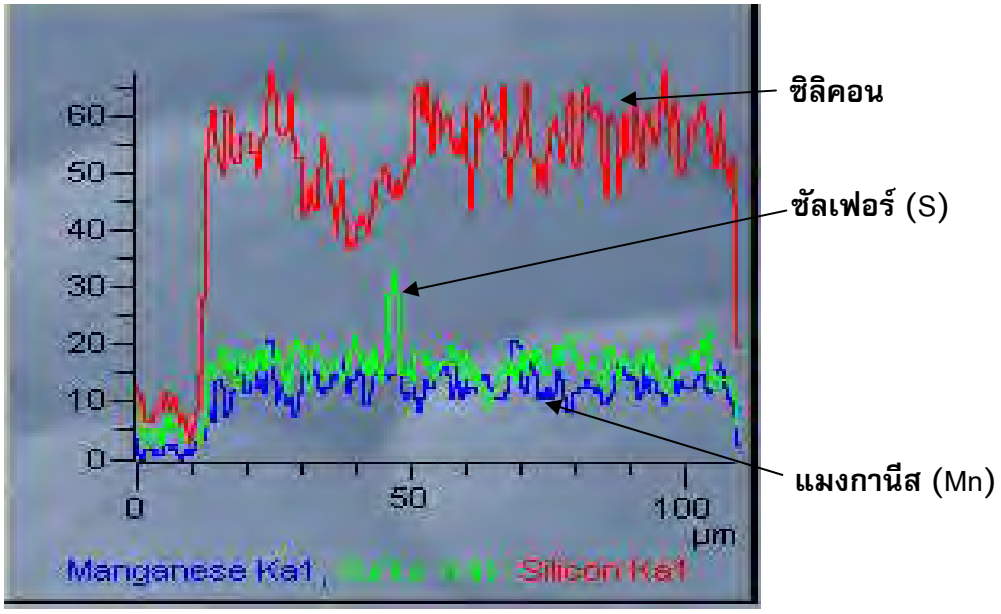
ผลที่ได้จากการทำ Line Scan

การทำ Line Scan ด้วยเครื่อง Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) ซึ่งเป็นอุปกรณ์ที่ติดกับเครื่องอิเล็คตรอนแบบลำแสงกวาด (Scanning Electron Microscope, SEM) ผลที่ออกมาจะเป็นเปอร์เซนต์ของธาตุต่างๆ แต่สามารถระบุตำแหน่งที่จะวัดโดยการทำ Line Scan สามารถเลือกตำแหน่งที่จะวัดผลได้ในระดับจุลภาค ในขณะที่การทำการตรวจสอบด้วยเครื่อง Emission Spectrometer สามารถวัดได้แค่ระดับมหภาคซึ่งเป็นค่าเฉลี่ยและไม่สามารถเลือกตำแหน่งที่แน่นอนเป็นจุลภาคได้

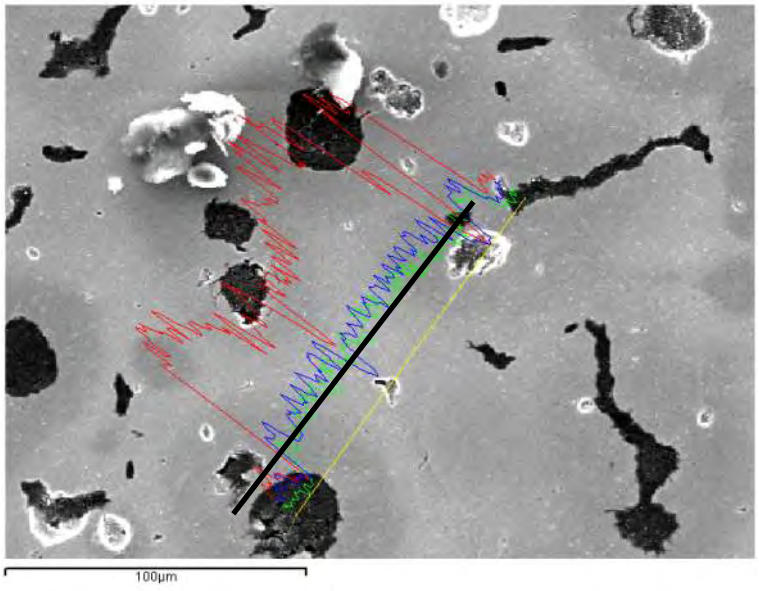
เหล็กหล่อแกรไฟท์กลม (Nodular Cast Iron)



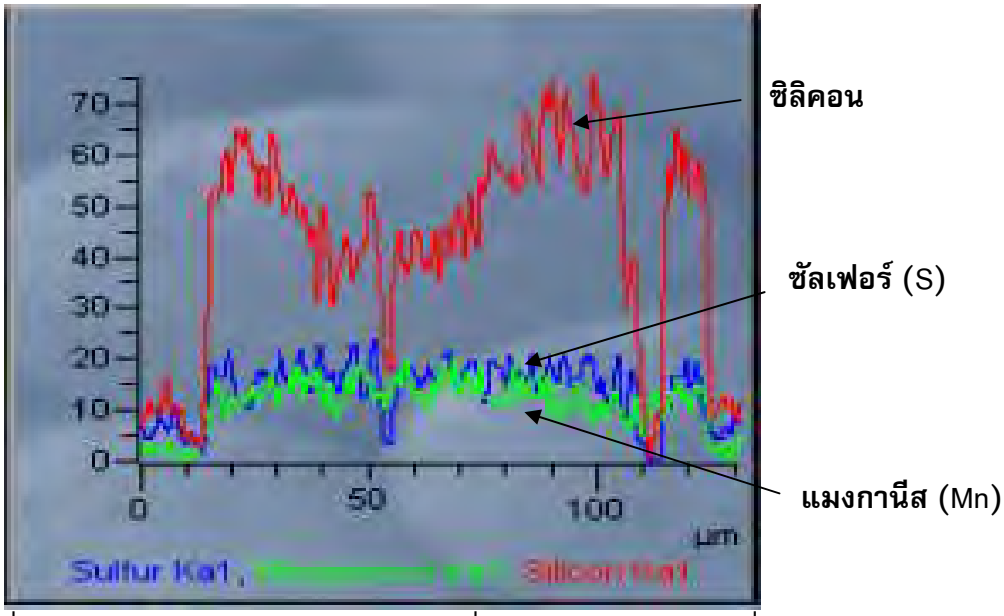
รูปที่ 34 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อแกรไฟท์กลมที่ได้จากเครื่อง Line Scan เส้นที่ 1



รูปที่ 35 ภาพแสดงปริมาณของธาตุบริเวณที่ทำ Line Scan จากรูปที่ 34



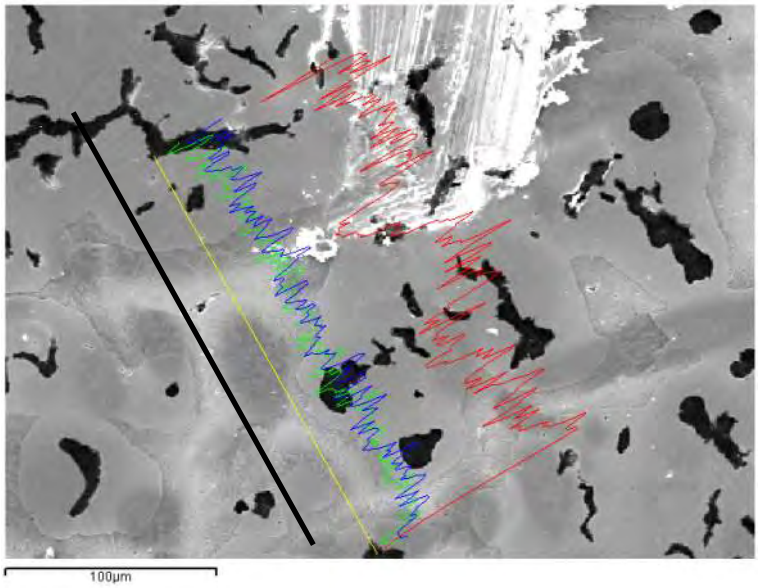
รูปที่ 36 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อแกรไฟท์กลมที่ได้จากเครื่อง Line Scan เส้นที่ 2



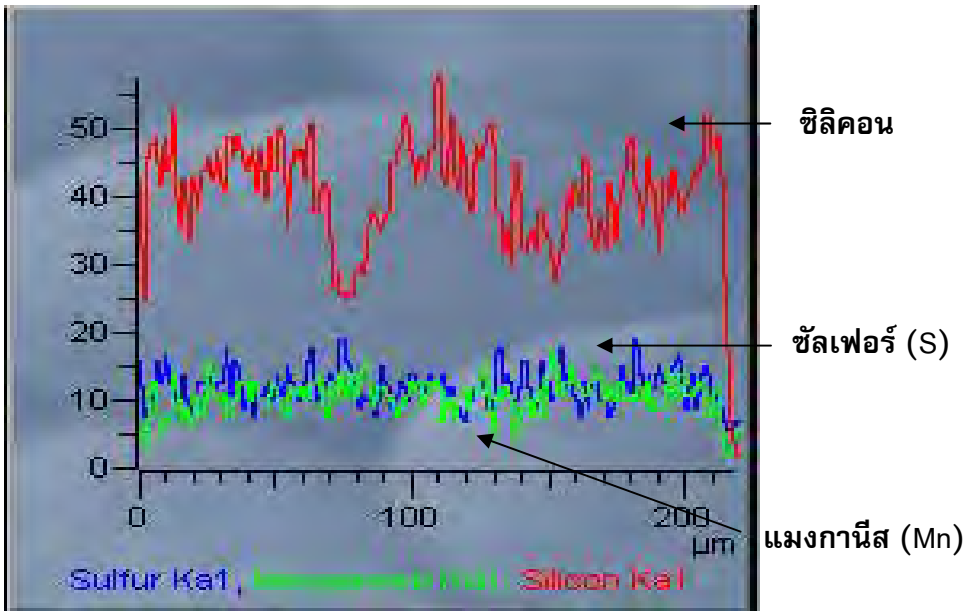
รูปที่ 37 ภาพแสดงปริมาณของธาตุบริเวณที่ทำ Line Scan จากรูปที่ 36

จากรูปที่ 34 ถึงรูปที่ 37 เป็นการแสดงผลการวิเคราะห์ธาตุหลักที่ทำการศึกษาคือ ซิลิคอน (Si) แมงกานีส (Mn) และ ซัลเฟอร์(S) จะเห็นว่ามีอัตราส่วนการเปลี่ยนแปลงของธาตุชนิดต่างๆ ในปริมาณที่แตกต่างกัน กล่าวคือธาตุซิลิคอน (Si) จะมีการอัตราส่วนการเปลี่ยนแปลงในอัตราที่สูงกว่าธาตุอื่น ส่วนธาตุแมงกานีส (Mn) จะมีอัตราส่วนรองลงมา และซัลเฟอร์(S) จะมีอัตราส่วนน้อยที่สุด และในส่วนที่เป็นแกรไฟท์ธาตุทั้ง 3 ชนิด จะมีอัตราส่วนที่ไม่สูงมากนักและใกล้เคียงกันเป็นผลมาจากอิทธิพลของธาตุคาร์บอน แนวโน้มของธาตุทั้ง 3 ชนิด จะสูงขึ้นเมื่อห่างออกไปจากแกรไฟท์ ผลจากการทำ Line Scan สามารถอธิบายได้ว่า ธาตุซิลิกอนจะมีปริมาณที่แตกต่างกันในเนื้อโลหะ กล่าวคือบริเวณที่น้ำโลหะแข็งตัวก่อนก็จะพบปริมาณของธาตุซิลิกอนในปริมาณที่สูง ในขณะที่บริเวณระหว่างเซลล์ยูเทคติคหรือบริเวณที่น้ำโลหะแข็งตัวสุดท้ายจะพบปริมาณของธาตุซิลิกอนในปริมาณที่ต่ำ ซึ่งผลของการย้อมสีโครงสร้างทำในโครงงานวิจัยนี้ ส่วนหนึ่งน่าจะเกี่ยวข้องกับปริมาณของธาตุซิลิกอนที่แตกต่างกันที่บริเวณต่างๆ

เหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน (Compacted Graphite Cast Iron)



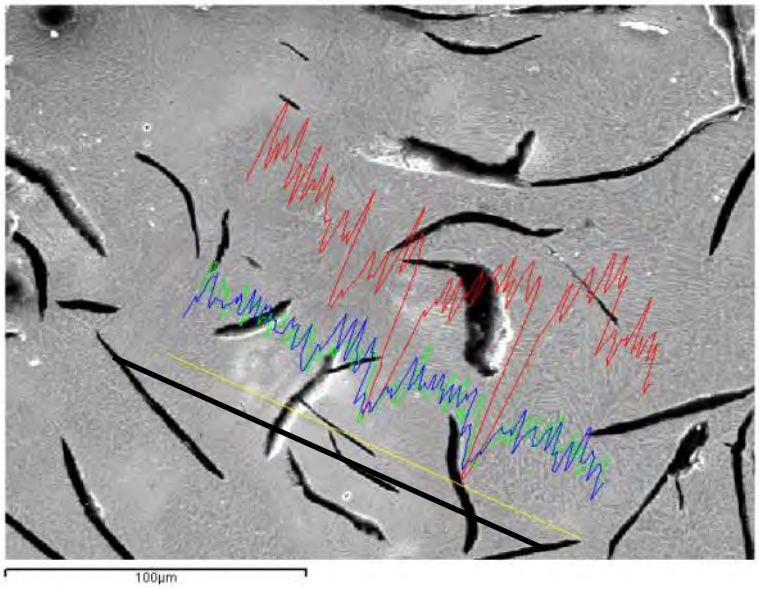
รูปที่ 38 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอนที่ได้จากเครื่อง Line Scan



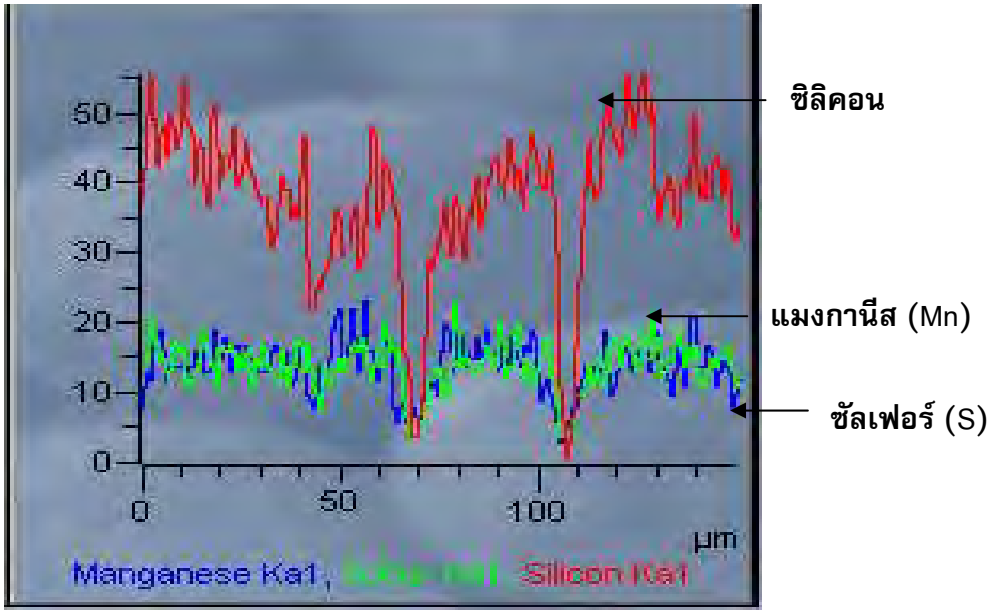
รูปที่ 39 ภาพแสดงปริมาณของธาตุบริเวณที่ทำ Line Scan จากรูปที่ 36

จากรูปที่ 38 และ รูปที่ 39 เป็นการแสดงผลการวิเคราะห์ในเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน ธาตุหลักที่ทำการศึกษาคือ ซิลิคอน (Si) แมงกานีส (Mn) และ ซัลเฟอร์ (S) จะเห็นว่ามีอัตราส่วนการเปลี่ยนแปลงของธาตุซิลิคอน (Si) ในบริเวณที่ทำ Line Scan ในอัตราที่สูงกว่าธาตุอื่นเช่นเดียวกันกับผลที่พบในโครงสร้างของเหล็กหล่อแกรไฟท์ก้อนกลม อัตราส่วนการเปลี่ยนแปลงของธาตุซิลิคอน (Si) จะสูงในบริเวณถัดจากแกรไฟท์ออกมาและลดต่ำลงในบริเวณที่มีการแข็งตัวหลังสุด ส่วนธาตุซัลเฟอร์ (S) และแมงกานีส (Mn) จะมีความสม่ำเสมอตลอดทั้งเส้นที่ทำการวิเคราะห์

เหล็กหล่อเทา (Gray Cast Iron)



รูปที่ 40 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อเทาที่ได้จากเครื่อง Line Scan

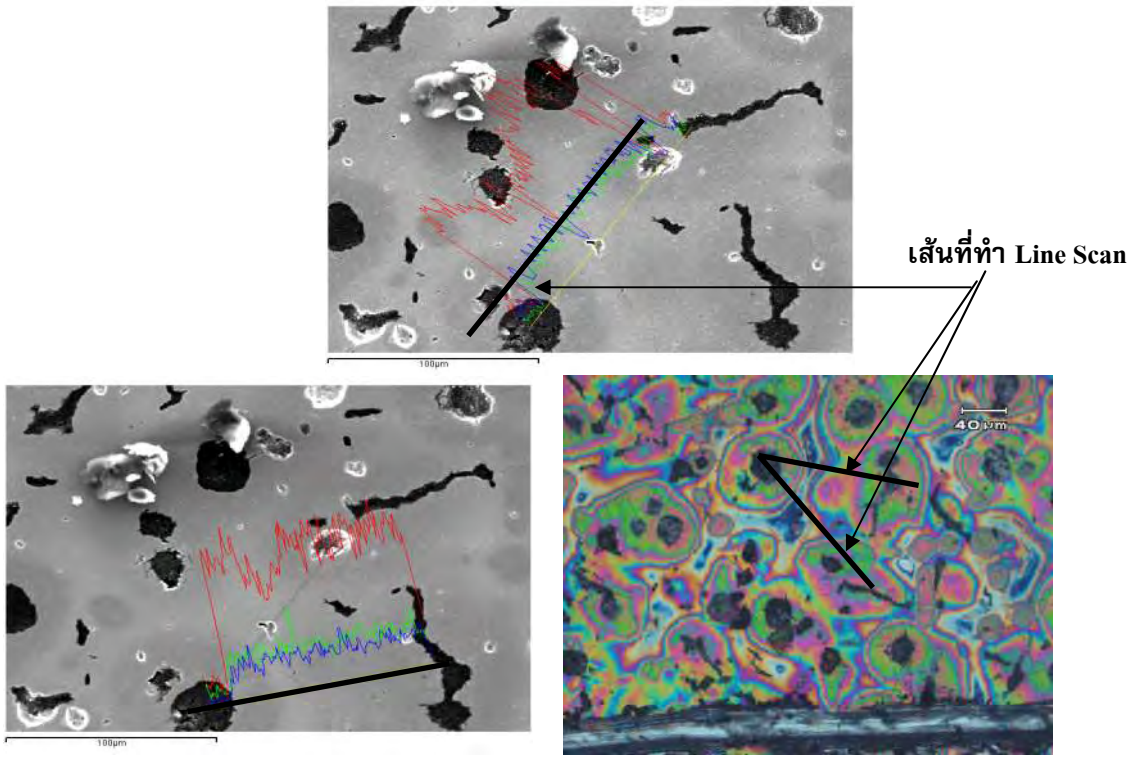


รูปที่ 41 ภาพแสดงปริมาณของธาตุบริเวณที่ทำ Line Scan จากรูปที่ 38

จากรูปที่ 40 และ รูปที่ 41 เป็นการแสดงผลการวิเคราะห์ในเหล็กหล่อเทา ธาตุหลักที่ทำการศึกษา คือ ซิลิคอน (Si) แมงกานีส (Mn) และ ซัลเฟอร์ (S) จะเห็นว่ามีอัตราส่วนการเปลี่ยนแปลงของธาตุซิลิคอน(Si) ในอัตราที่สูงกว่าธาตุอื่นเช่นเดียวกับที่พบในเหล็กหล่ออีก 2 ชนิด และยังพบว่าการอัตราส่วนการเปลี่ยนแปลงของธาตุซัลเฟอร์ (S) และธาตุแมงกานีส (Mn) จะมีปริมาณมากขึ้นกว่าที่พบในเหล็กหล่ออี 2 ชนิดที่กล่าวมาแล้ว ส่วนบริเวณที่ผ่านแกรไฟท์ปริมาณของธาตุทั้ง 3 ชนิด คือ ธาตุซิลิคอน(Si) ธาตุแมงกานีส (Mn) และธาตุซัลเฟอร์ (S) จะลดต่ำลงและมีปริมาณที่ใกล้เคียงกันมาก และ

จะเห็นได้ว่าในเหล็กหล่อเทานี้ปริมาณของธาตุทั้ง 3 ชนิด จะไม่มีความสม่ำเสมอ สาเหตุน่าจะมาจากการที่เหล็กหล่อสีเทาจะมีส่วนผสมของธาตุซัลเฟอร์ที่สูงกว่าเหล็กหล่อแกรไฟท์ก้อนกลมและเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน เนื่องจากการที่ไม่ต้องผสมธาตุแมกนีเซียมซึ่งเป็นธาตุที่ทำให้เกิดแกรไฟท์ก้อนกลม และยังเป็นธาตุที่จับตัวได้ดีกับธาตุซัลเฟอร์ ทำให้ยังคงมีปริมาณของธาตุซัลเฟอร์ในปริมาณที่สูง

การเปรียบเทียบผลที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้างกับผลจากการทำ Line Scan เหล็กหล่อแกรไฟท์กลม (Nodular Cast Iron)

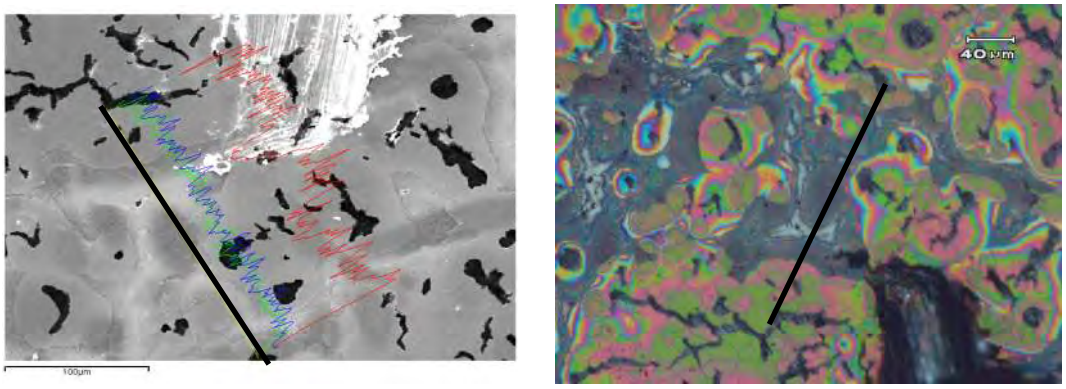


รูปที่ 42 แสดงการเปรียบเทียบผลการทำ Line Scan กับผลการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กหล่อแกรไฟท์กลม (Nodular Cast Iron)

จากรูปที่ 42 จะเห็นว่าภาพที่ Line Scan มานั้นจะไม่เหมือนภาพที่ได้จากการย้อมสีโครงสร้าง เนื่องจากหลักการทำงานของเครื่องไม่เหมือนกัน แต่เป็นตำแหน่งเดียวกันเนื่องจากก่อนทำการถ่ายภาพได้ทำการกำหนดตำแหน่งที่แน่นอนไว้แล้วหรือสังเกตจากรูปร่างลักษณะของแกรไฟท์พิจารณารูปที่ทำ Line Scan จากภาพถ่ายโครงสร้างที่ได้จากกระบวนการย้อมสีโครงสร้างจะปรากฏให้เห็นเป็นสีต่างๆ เกิดขึ้นสีเขียวปนแดงที่ปรากฏอยู่ติดกับแกรไฟท์กลมจะบอกให้รู้ว่าบริเวณนี้มีธาตุซิลิคอนปริมาณมาก ซึ่งส่วนนี้จะบอกถึงบริเวณที่เป็นโครงสร้างพื้นที่เป็นเฟอร์ไรท์ ซึ่งมันเกิดการเย็นตัวก่อนบริเวณอื่นๆ ถัดจากบริเวณนี้คือบริเวณระหว่างเซลล์ยูเทคติคเป็นสีเหลือง ซึ่งเป็นบริเวณเล็กๆ จะเป็นบริเวณที่มีธาตุแมงกานีสผสมอยู่แต่ว่าบริเวณนี้ปริมาณซิลิคอนจะมีแนวโน้มลดลง ซึ่งแสดงให้รู้ว่าเกิดการเย็นตัวใน

ลำดับถัดมาและบริเวณที่เป็นสีเทาๆ ที่เป็นบริเวณเล็กๆ จะบอกให้รู้ว่าเป็นบริเวณที่เกิดการเย็นตัวหลังสุด (Last Liquid to Solidify) ซึ่งในบริเวณนี้ปริมาณซิลิคอนจะต่ำที่สุดแต่ปริมาณของแมงกานีสจะมีค่อนข้างเยอะ และเมื่อห่างจากบริเวณที่เกิดการเย็นตัวหลังสุด (Last Liquid to Solidify) ปริมาณซิลิคอนจะเพิ่มขึ้นอีก จากผลการวิเคราะห์ธาตุต่างๆที่มีอิทธิพลต่อโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อ ทำให้รู้ว่าพฤติกรรมของธาตุที่อยู่ระหว่างการแข็งตัวของเหล็กเป็นดังนี้ พฤติกรรมของธาตุซิลิคอนซึ่งเป็นธาตุหลักรองจากคาร์บอน ซึ่งธาตุซิลิคอนจะช่วยทำให้เกิดการตกผลึกของนิวเคลียสจุดเล็กๆขึ้นกระจายทั่วไปในน้ำโลหะ และเกิดเป็นเซลล์ยูเทคติก คาร์บอนจะแพร่จากน้ำโลหะผ่านเข้าไปในเฟสที่แข็งตัวก่อนหน้านี้รวมตัวกันเกิดเป็นแกรไฟท์กลม ซึ่งจะเกิดขึ้นทั่วไปในโครงสร้างเหล็กหล่อแกรไฟท์กลม

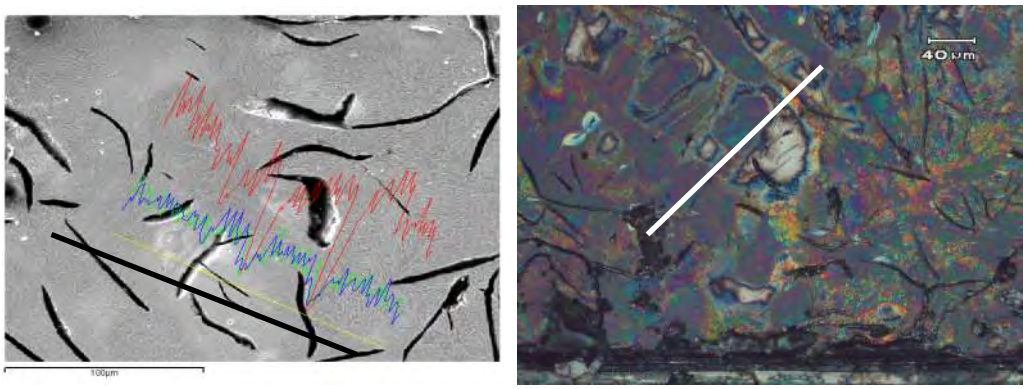
เหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน (Compacted Graphite Cast Iron)



รูปที่ 43 แสดงการเปรียบเทียบผลการทำ Line Scan กับ ผลการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน (Compacted Graphite Cast Iron)

จากรูปที่ 43 ผลจากการทำLine Scan จะเหมือนกับเหล็กหล่อแกรไฟท์กลม (Nodular Cast Iron) แต่เหตุที่ทำให้แกรไฟท์ตัวหนอนไม่กลมเหมือนเหล็กหล่อแกรไฟท์กลมนั้นเกิดเนื่องจากหลายสาเหตุ คือ อัตราการเย็นตัวที่ต่างกัน และปริมาณของธาตุแมกนีเซียมที่ทำให้เกิดแกรไฟท์กลมมีปริมาณไม่เพียงพอ

เหล็กหล่อเทา (Gray Cast Iron)



รูปที่ 44 แสดงการเปรียบเทียบผลการทำ Line Scan กับ ผลการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กหล่อเทา (Gray Cast Iron)

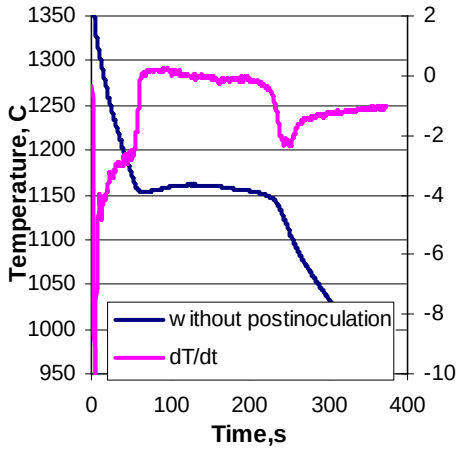
จากรูปที่ 44 จากภาพถ่ายโครงสร้างที่ได้จากกระบวนการย้อมสีโครงสร้างจะปรากฏให้เห็นเป็นสีต่างๆ เกิดขึ้นสีที่ปรากฏอยู่ในโครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อเทา บริเวณพื้นที่หลากสีนั้นเป็นส่วนที่เกิดการแข็งตัวก่อนสังเกตุจากปริมาณของธาตุซิลิคอนในปริมาณที่สูง ส่วนบริเวณพื้นที่สีเทาจะบอกให้รู้ว่าเป็นบริเวณที่เกิดการเย็นตัวหลังสุด (Last Liquid to Solidify) ซึ่งจะสังเกตุได้จากปริมาณของธาตุแมงกานีสที่สูง และปริมาณซิลิคอนที่ต่ำ พฤติกรรมการแข็งตัวของเหล็กหล่อชนิดนี้จะแตกต่างจากเหล็กหล่อแกรไฟท์ก้อนกลมที่อนุภาคของแกรไฟท์จะแยกกันอยู่อย่างอิสระ กล่าวคือลักษณะของแกรไฟท์จะเชื่อมโยงเป็นโครงข่ายทั่วทั้งโครงสร้าง จึงทำให้เห็นแกรไฟท์บางส่วนปรากฏอยู่ในบริเวณที่เกิดการเย็นตัวหลังสุด (Last Liquid to Solidify) เช่นเดียวกับที่พบในเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน

ผลการศึกษาลักษณะของกราฟแสดงการเย็นตัวระหว่างการแข็งตัวของเหล็กหล่อทั้งสามชนิด

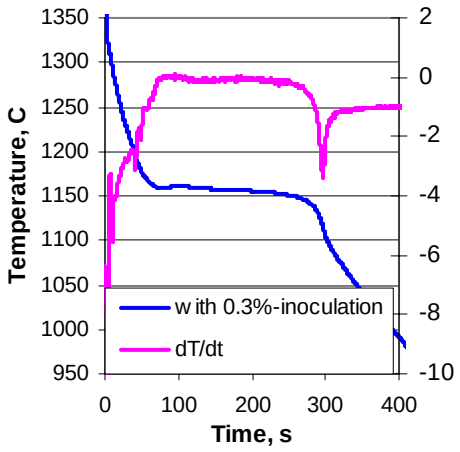
ผลการศึกษาพฤติกรรมการเย็นตัวโดยใช้หลักการ Thermal Analysis มาช่วยในการวิเคราะห์ลักษณะการเย็นตัวระหว่างการแข็งตัวของโลหะหลอมเหลวของเหล็กหล่อทั้งสามชนิดพบว่า โลหะหลอมเหลวที่ไม่ได้ทำการอินนอคคูเลชั่นนั้นจะมีการเกิด Recalescense หรือความแตกต่างของอุณหภูมิระหว่างการแข็งตัวมากที่สุดดังแสดงในรูปที่ 45 เมื่อเปรียบเทียบกับ Recalescense ของเหล็กหล่อสีเทาภายหลังการทำอินนอคคูเลชั่นแล้วดังแสดงในรูปที่ 46 ซึ่งโดยปกติแล้วเหล็กหล่อจะแข็งตัวที่จุดยูเทคติคเป็นหลักเนื่องจากส่วนผสมทางเคมีที่ใกล้เคียงกับจุดยูเทคติค (~4.3% C.E.) แต่ถ้าหากโลหะหลอมเหลวมีอุณหภูมิลดลงจนกระทั่งถึงจุดยูเทคติคแล้ว ในโลหะหลอมเหลวยังไม่มีหรือมีปริมาณนิวเครียสที่จะทำให้เกิดการแข็งตัวที่ไม่เพียงพอ การแข็.ตัวของโลหะหลอมเหลวก็ไม่สามารถเกิดขึ้นได้ จะต้องอาศัย Driving Force จากการลดลงอย่างต่อเนื่องของอุณหภูมิใต้จุดแข็งตัวของโลหะหลอมเหลว เมื่อมีการเกิดนิวเครียสขึ้นที่จุดนี้จะส่งผลให้มีการคายความร้อนแฝงของการแข็งตัวอย่างรวดเร็ว ทำให้อุณหภูมิโดยรวมของน้ำโลหะหลอมเหลวยกสูงขึ้นชั่วขณะ จนกระทั่งการแข็งตัวสิ้นสุดลงการคายความร้อนแฝง

จะสิ้นสุดกราฟการเย็นตัวก็จะลดลงต่อไป ความแตกต่างของการเพิ่มอุณหภูมิระหว่างการแข็งตัวดังกล่าวนี้เรียกว่าการเกิด Recalescense นั่นเอง ดังนั้นขนาดของ Recalescense ที่เกิดขึ้นสามารถบ่งบองพฤติกรรมของการแข็งตัวของโลหะเหล็กหล่อหลมเหลวได้ว่าเป็นเช่นใด

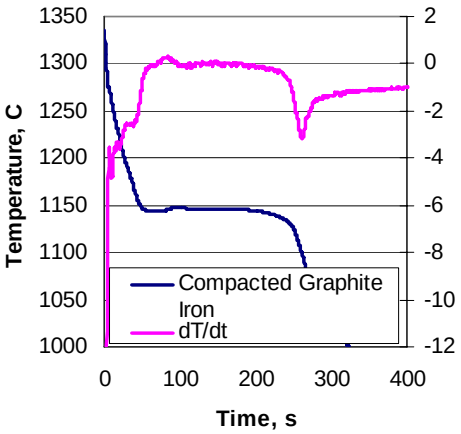
จากรูปที่ 46 ถึงรูปที่ 48 แสดงให้เห็นว่าอุณหภูมิการแข็งตัวแบบยูเทคติคจะสูงที่สุดในกรณีของเหล็กหล่อสีเทา และจะลดลงในกรณีของเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอนและเหล็กหล่อแกรไฟท์ก้อนกลมตามลำดับ โดยเหล็กหล่อแกรไฟท์ก้อนกลมจะมีอุณหภูมิการแข็งตัวที่จุดยูเทคติคที่ต่ำที่สุด เหตุผลที่เกิดเช่นนี้น่าจะมาจากการสลายตัวไปของนิวเครียสระหว่างกระบวนการผสมแมกนีเซียม เพื่อทำให้อนุภาคแกรไฟท์เป็นก้อนกลม



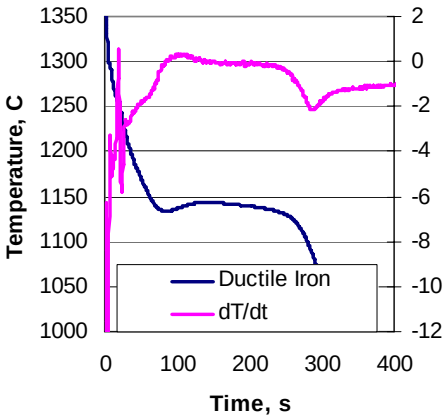
รูปที่ 45 แสดงลักษณะการเย็นตัวจากระหว่างการแข็งตัวจากน้ำโลหะของเหล็กหล่อเทาที่ยังไม่ได้ทำการอินนอคคูเลชั่น



รูปที่ 46 แสดงลักษณะการเย็นตัวจากระหว่างการแข็งตัวจากน้ำโลหะของเหล็กหล่อเทาภายหลังการทำอินนอคคูเลชั่น



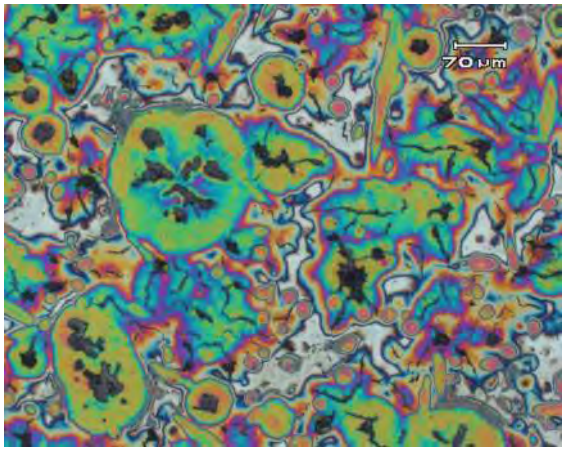
รูปที่ 47 แสดงลักษณะการเย็นตัวจากระหว่างการแข็งตัวจากน้ำโลหะของเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน



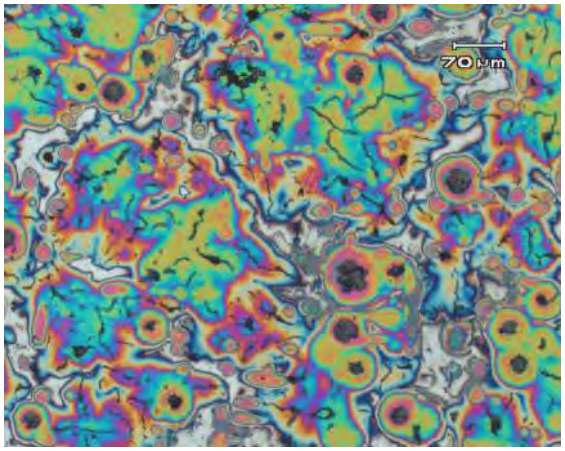
รูปที่ 48 แสดงลักษณะการเย็นตัวจากระหว่างการแข็งตัวจากน้ำโลหะของเหล็กหล่อแกรไฟท์ก้อนกลม

ผลที่ได้จากการย้อมสีโครงสร้างกับการทำอินนอคคูเลชั่นในเหล็กหล่อ

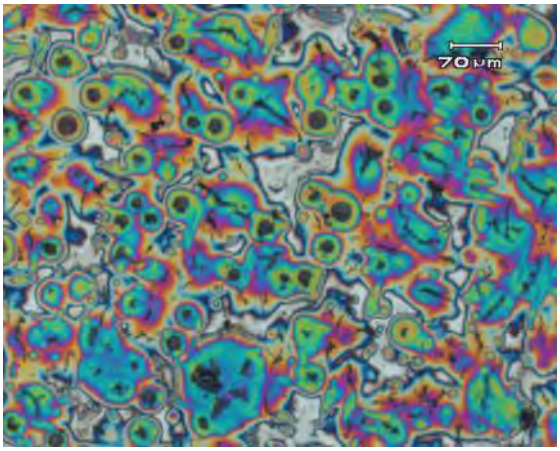
จากการย้อมสีโครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อที่ผ่านและไม่ผ่านกระบวนการทำอินนอคคูเลชั่น พบว่า ปริมาณยูเทคติคเซลล์มีปริมาณเพิ่มขึ้นตามลำดับ จากโครงสร้างของเหล็กหล่อแกรไฟท์ก้อนกลมที่ไม่ได้ทำการอินนอคคูเลชั่นจะมีจำนวนยูเทคติคเซลล์น้อยที่สุด และมีขนาดของยูเทคติคเซลล์ที่ใหญ่ที่สุด ไปจนถึงเหล็กหล่อแกรไฟท์ก้อนกลมที่ผ่านการทำอินนอคคูเลชั่น 0.1%, 0.2% และ 0.3% ตามลำดับ ซึ่งจะมีปริมาณของยูเทคติคเซลล์ที่เพิ่มขึ้น และมีขนาดของยูเทคติคเซลล์ที่ลดลงตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 49 ถึงรูปที่ 52 สำหรับเหล็กหล่อแกรไฟท์ก้อนกลม รูปที่ 53 ถึงรูปที่ 56 สำหรับเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน และรูปที่ 57 ถึง 60 สำหรับเหล็กหล่อสีเทา



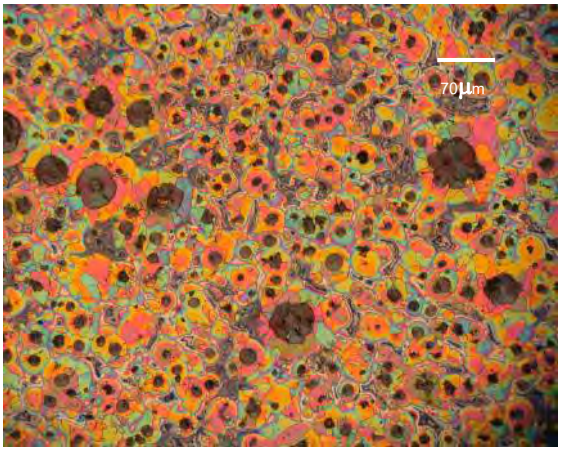
รูปที่ 49 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กหล่อแกรไฟท์ก้อนกลมที่ไม่ได้ทำการอินอนคคูเลชั่น



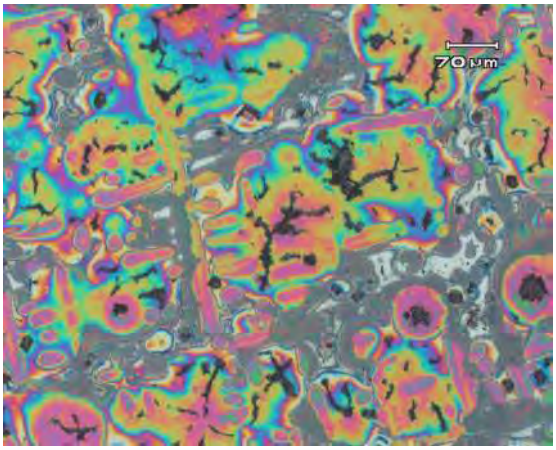
รูปที่ 50 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กหล่อแกรไฟท์ก้อนกลมที่ทำการอินอนคคูเลชั่น 0.1%โดย นน. ด้วย Fe-Si



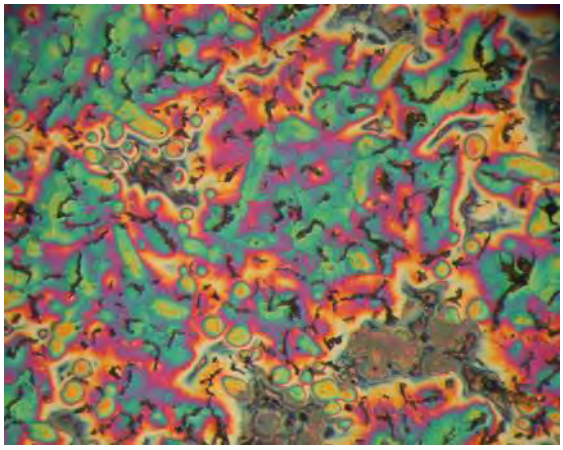
รูปที่ 51 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กหล่อแกรไฟท์ก้อนกลมที่ทำการอินอนคคูเลชั่น 0.2%โดย นน. ด้วย Fe-Si



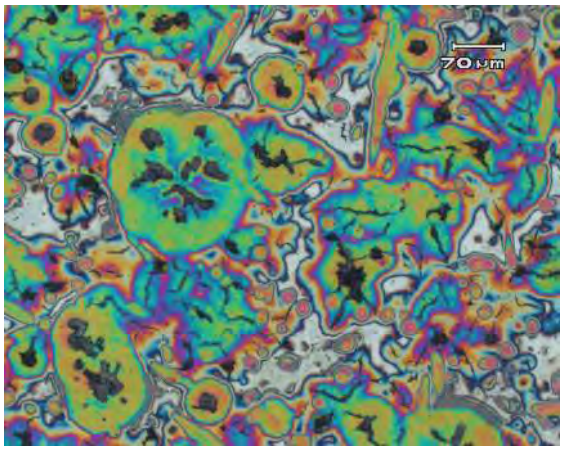
รูปที่ 52 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กหล่อแกรไฟท์ก้อนกลมที่ทำการอินอนคคูเลชั่น 0.3%โดย นน. ด้วย Fe-Si



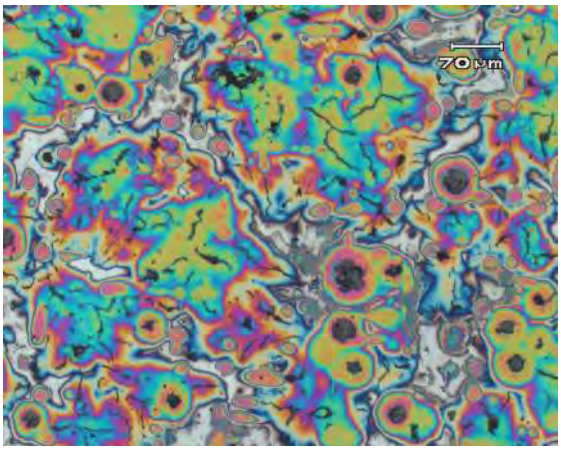
รูปที่ 53 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอนที่ไม่ได้ทำการอินอนคคูเลชั่น



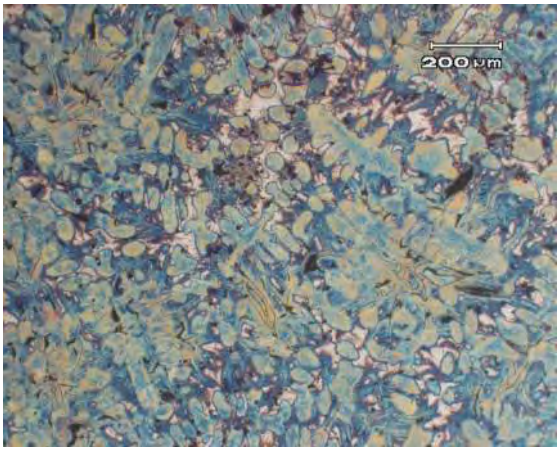
รูปที่ 54 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอนที่ทำการอินอนคคูเลชั่น 0.1%โดย นน. ด้วย Fe-Si



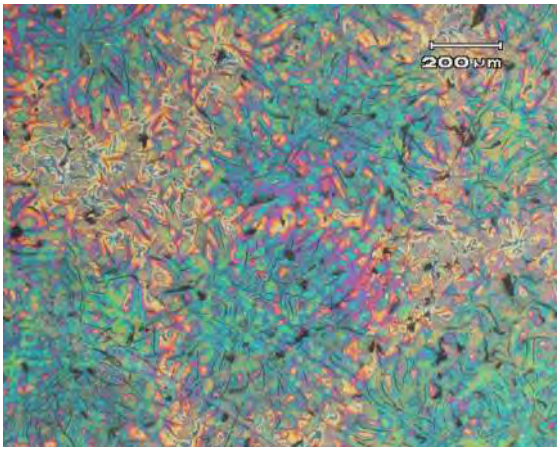
รูปที่ 55 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอนที่ทำการอินอนคคูเลชั่น 0.2%โดย นน. ด้วย Fe-Si



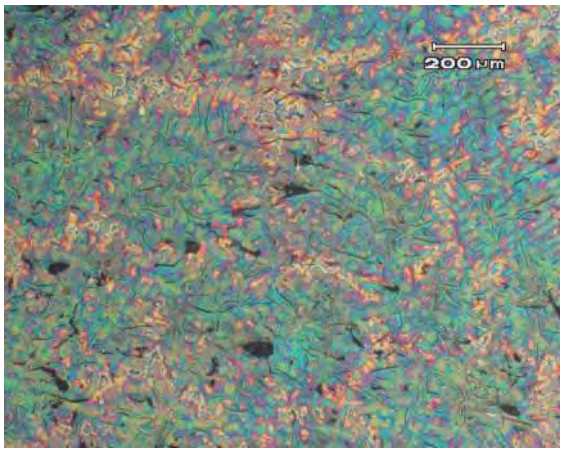
รูปที่ 56 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอนที่ทำการอินอนคคูเลชั่น 0.3%โดย นน. ด้วย Fe-Si



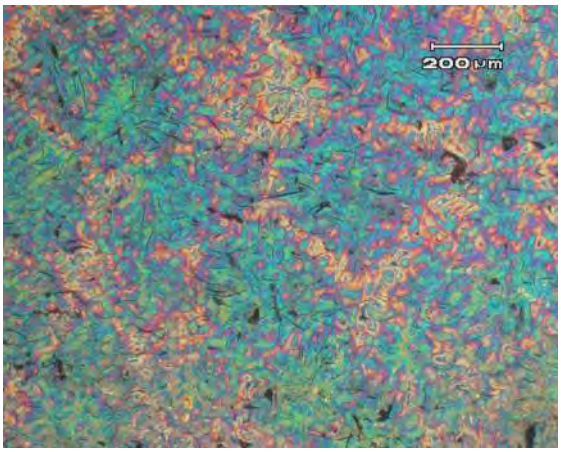
รูปที่ 57 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กหล่อสีเทาที่ไม่ได้ทำการอินอนคคูเลชั่น



รูปที่ 58 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กหล่อสีเทาที่ทำการอินอนคคูเลชั่น0.1%โดย นน. ด้วย Fe-Si



รูปที่ 59 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กหล่อสีเทาที่ทำการอินอนคคูเลชั่น0.2%โดย นน. ด้วย Fe-Si



รูปที่ 60 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากวิธีการย้อมสีโครงสร้างของเหล็กหล่อสีเทาที่ทำการอินอนคคูเลชั่น0.3%โดย นน. ด้วย Fe-Si

สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

พฤติกรรมการแข็งตัวของเหล็กหล่อชนิดต่าง ๆ

การแข็งตัวของเหล็กหล่อเมื่อน้ำโลหะค่อยๆเย็นลง จะเกิดการแข็งตัวขึ้นที่อุณหภูมิหนึ่งและการแข็งตัวจะเสร็จสิ้นลงที่อุณหภูมินั้น เรียกอุณหภูมินี้ว่าจุดแข็งตัว ซึ่งเหล็กหล่อนั้นมีด้วยกันหลายชนิดแต่จะกล่าวถึงพฤติกรรมการแข็งตัวเพียง 3 ชนิด คือ เหล็กหล่อเทา เหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน และเหล็กหล่อแกรไฟท์กลม ซึ่งเหล็กหล่อทั้ง 3 ชนิดนี้ โครงสร้างของเหล็กหล่อขึ้นกับส่วนผสมระหว่างเหล็กคาร์บอน ซิลิกอนและธาตุผสมอื่นๆ และความแข็งแรงของเหล็กหล่อจะขึ้นอยู่กับรูปร่างและการกระจายตัวของแกรไฟท์ภายในโครงสร้าง โดยพฤติกรรมการแข็งตัวของเหล็กหล่อจะเป็นดังต่อไปนี้ คือ อันดับแรกเริ่มจากที่เป็นน้ำโลหะ เมื่ออุณหภูมิลดลงมาอยู่ระหว่างที่เป็นน้ำโลหะกับอุณหภูมิที่เกิดแกรไฟท์ธาตุซิลิคอนจะช่วยทำให้เกิดการตกผลึกของนิวเคลียสจุดเล็กๆขึ้นกระจายทั่วไปในน้ำโลหะและจะเกิดเป็นเซลล์ยูเทคติก

ในเหล็กหล่อเทาเมื่ออุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิยูเทคติกแกรไฟท์ (T_{GI}) นิวเคลียสของแกรไฟท์จะโตขึ้นพร้อมกับจะดึงเอาธาตุคาร์บอนมารวมตัวกันในแต่ละเซลล์แล้วโตขึ้นเรื่อยๆ เกิดเป็นแกรไฟท์แผ่น โดยจะสังเกตุจากปลายของแกรไฟท์แผ่นที่ปรากฏอยู่ในบริเวณสุดท้ายของการแข็งตัว (Last Liquid to Solidify) ซึ่งจะมีลักษณะของแกรไฟท์อยู่ในรูปร่างที่เป็นแผ่นๆ เชื่อมโยงกันเป็นโครงข่าย เมื่ออุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิยูเทคตอยด์ โครงสร้างออสเทนไนท์จะเปลี่ยนเป็นโครงสร้างพื้น ซึ่งจะเป็นเพิร์ลไรท์หรือเฟอร์ไรท์ขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีเป็นสำคัญ เมื่อสิ้นสุดกระบวนการเย็นตัว แกรไฟท์แผ่นของเหล็กหล่อเทาที่ได้จะเป็นแกรไฟท์ชนิดต่างๆ กันดังต่อไปนี้ ชนิด A, B, C, D หรือ E การแข็งตัวจะสมบูรณ์ก็ต่อเมื่อเซลล์ยูเทคติคแข็งตัวหมดในบริเวณขอบเซลล์ ซึ่งคล้ายกับขอบเกรนในสารละลายของแข็งที่มีของเหลวที่แข็งตัวช้าที่สุด (Last Liquid to Solidify)

ในเหล็กหล่อแกรไฟท์กลม การเติบโตของแกรไฟท์กลมแต่ละเม็ดจะถูกล้อมรอบด้วยชั้นของออสเทนไนต์ และการเติบโตของแต่ละเซลล์ จะเกิดอย่างต่อเนื่องโดยการเคลื่อนที่ของอะตอม ของคาร์บอนจากของเหลวจะแพร่ผ่านชั้นของออสเทนไนท์ที่เป็นของแข็ง เข้าไปรวมตัวกับนิวเคลียสจุดเล็กๆ ที่เกิดขึ้นก่อนนี้ ลักษณะของแกรไฟท์ที่ได้จะมีรูปร่างแกรไฟท์กลม การแข็งตัวจะสมบูรณ์ก็ต่อเมื่อเซลล์ยูเทคติคแข็งตัวหมดในบริเวณขอบเซลล์ ซึ่งคล้ายกับขอบเกรนในสารละลายของแข็งที่มีของเหลวที่แข็งตัวช้าที่สุดล้อมรอบ (Last Liquid to Solidify) โดยเนื้อโลหะที่แข็งตัวก่อนจะมีธาตุซิลิกอนอยู่ในปริมาณมากในขณะที่ปริมาณของธาตุซิลิกอนที่ผสมอยู่ในน้ำโลหะที่ยังไม่แข็งตัวมีปริมาณน้อยลง ซึ่งผลของธาตุแมงกานีสจะมีผลตรงกันข้ามกับธาตุซิลิกอน กล่าวคือจะมีปริมาณของธาตุแมงกานีสผสมอยู่ในเนื้อโลหะที่แข็งตัวแล้วน้อยกว่าในน้ำโลหะที่ยังไม่แข็งตัว จากพฤติกรรมกังกล่าวส่งผลให้โครงสร้างจุลภาคของโลหะที่บริเวณใกล้กับอนุภาคแกรไฟท์จะเป็นโครงสร้างเฟอร์ไรท์ ในขณะที่บริเวณน้ำโลหะที่แข็งตัวสุดท้ายจะมีโครงสร้างที่พบโดบส่วนใหญ่คือโครงสร้างเพิลไลท์

ในเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน พฤติกรรมการเกิดแกรไฟท์ตัวหนอนจะคล้ายกับเหล็กหล่อเทาและเหล็กหล่อแกรไฟท์กลมรวมกัน เซลล์ยูเทคติกของแกรไฟท์ตัวหนอนจะมีขนาดใหญ่กว่าเซลล์ยูเทคติค

ของแกรไฟท์กลม เนื่องจากออสเทนไนท์จะล้อมรอบแกรไฟท์ตัวหนอนหลายตัวไม่เหมือนในเหล็กหล่อแกรไฟท์กลม ลักษณะรูปร่างของแกรไฟท์มีรูปร่างอยู่ระหว่างเหล็กหล่อทั้ง 2 ชนิดข้างต้น การเติบโตของแกรไฟท์ตัวหนอนจะเป็นได้ 2 แบบ คือ

แบบที่ 1 การเติบโตของแกรไฟท์ตัวหนอนจะเป็นไปโดยธาตุคาร์บอนที่อยู่ในของเหลวจะแพร่ผ่านชั้นของออสเทนไนท์ที่เป็นของแข็งเข้าไปรวมตัวกับนิวเคลียสจุดเล็กๆ ที่เกิดขึ้นก่อนนี้ ลักษณะของแกรไฟท์ที่ได้จะมีรูปร่างเป็นแกรไฟท์ตัวหนอน

แบบที่ 2 การเติบโตของแกรไฟท์ตัวหนอนจะเป็นไปโดยธาตุคาร์บอนที่อยู่ในของเหลวจะรวมตัวกันเรื่อยๆ จนกระทั่งสิ้นสุดกระบวนการแข็งตัวโดยจะสังเกตได้จากปลายของแกรไฟท์ตัวหนอนปรากฏอยู่บริเวณสุดท้ายของการแข็งตัว (Last Liquid to Solidify) ซึ่งคล้ายกับการเกิดในเหล็กหล่อเทา

ในเหล็กหล่อทั้ง 3 ชนิดบริเวณสุดท้ายของการแข็งตัว (Last Liquid to Solidify) จะมีธาตุที่สามารถแยกตัวเข้าไปในน้ำโลหะยูเทคติกได้ โดยเฉพาะอย่างยิ่งธาตุแมงกานีส (Mn) และธาตุตกค้างอื่นๆที่มีจุดหลอมเหลวต่ำและมักจะเป็นธาตุที่ก่อให้เกิดโครงสร้างคาร์ไบด์

การทำอินนอคคูเลชั่นนั้นจะมีผลให้จำนวนยูเทคติคเซลล์ของโลหะมีปริมาณที่มากขึ้นซึ่งจะส่งผลให้มีขนาดของอนุภาคแกรไฟท์ที่ละเอียดขึ้น โดยจะส่งผลให้โลหะเหล็กหล่อมีสมบัติทางกลที่สูงขึ้นเช่นเดียวกัน และจากการศึกษาการเย็นตัวโดยการใช้เทคนิค Thermal Analysis ทำให้ทราบว่าเหล็กหล่อสีเทาจะมีการแข็งตัวแบบยูเทคติคที่อุณหภูมิสูงที่สุด เมื่อเปรียบเทียบกับการเย็นตัวของเหล็กหล่อแกรไฟท์ตัวหนอน และการเย็นตัวของเหล็กหล่อสีเทาที่จะมีอุณหภูมิลดลงตามลำดับ

ข้อเสนอแนะ

ความล่าช้าของโครงการเกิดเนื่องจากการที่คณะผู้วิจัยไม่สามารถหาซื้อ Picric Acid ซึ่งเป็นสารตั้งต้นตัวหนึ่งในการทำระเบิด ภายหลังเหตุการณ์ 11 กันยายน 2544 ทำให้การสั่งซื้อกรดดังกล่าวไม่สามารถทำได้ ทางคณะผู้วิจัยเคยทำหนังสือถึงกรมวิทยาศาสตร์บริการ กรมยุทธภัณฑ์ทหารบก กรมสรรพาวุธ ทั้งการใช้ความสัมพันธ์ส่วนตัวและทำหนังสืออย่างเป็นทางการ เพื่อขออนุญาตนำเข้าเนื่องจากกรดดังกล่าวไม่สามารถหาซื้อได้ในประเทศ อีกทั้งราคาในตลาดมืดก็ค่อนข้างแพง โดยแพงขึ้นจากก่อนเหตุการณ์ 11 กันยายน 2544 หลายสิบเท่าตัว จากสาเหตุดังกล่าวนี้ทำให้โครงงานวิจัยดังกล่าวต้องหยุดชะงักลง เนื่องจากกรดดังกล่าวเป็นกรดที่สำคัญและขาดไม่ได้ในการทำการทดลอง

ทางคณะผู้วิจัยมีข้อเสนอแนะว่าจะเป็นการดีมาก หากสามารถมีความร่วมมือระดับองค์กรภายในประเทศ เพราะจะทำให้การขอความร่วมมือและการขออนุญาต ยกตัวอย่างเช่น ในกรณีการขอจัดซื้อกรดดังกล่าวจากต่างประเทศจะมีความสะดวกและง่ายขึ้น เพราะสามารถตรวจสอบได้ถึงที่มาที่ไปของการสั่งซื้อและการใช้งานกรดดังกล่าว

References for Literature Review

1. H. Itofuji, et. al., AFS Trans, 1983, pp. 313-325.
2. B. K. Buhr, AFS Trans, 1968, pp. 497-508.
3. P. C. Liu, C. R. Loper, AFS Trans, 1980, pp. 357-372.
4. P. Zhu, R. Sha, Y. Li, The Physical Metallurgy of Cast Iron, Vol. 34, Proc. Materials Research Society, 1985, pp. 3-17.
5. E. N. Pan, K. Ogi, C. R. Loper, AFS Trans, 1982, pp. 509-527.
6. H. Itofuji, et. al., AFS Trans, 1983, pp. 831-840.
7. R. W. Heine, AFS Trans, 1995, pp. 199-206.
8. C. R. Loper, Jr., R. W. Heine, M. D. Chaudhari, The Metallurgy of Cast Iron, Switzerland, 1974, pp. 639-657.
9. I. G. Chen, D. M. Stefanescu, AFS Trans, 1984, pp. 947-964.
10. U. Ekpoom, R. W. Heine, AFS Trans, 1981, pp. 27-38.
11. D. M. Stefanescu, MRS Symposium, Vol. 34, 1985, pp. 151-162.
12. L. Backerud, K. Nilsson, H. Steen, The Metallurgy of Cast Iron, Switzerland, 1974, pp. 625-637.
13. B. J. Hribovsek, B. Marincek, The Metallurgy of Cast Iron, Switzerland, 1974, pp. 659-672.
14. T. Kimura, C. R. Loper, Jr., H. H. Cornell, AFS Trans, 1980, pp. 443-450.
15. D. M. Stefanescu, et. al., AFS Trans, 1982, pp. 333-348.
16. D. Hui, Y. Jingxiang and K. G. Davis, AFS Trans, 1985, pp. 917-934.
17. R. W. Heine, AFS Trans, 1973, pp. 462-481.
18. Silln, R. and Lisall, R., 1991, Optimization of Inoculation Practice by Means of Thermal Analysis, Novacast AB, Metallurgy Division, Sweden.
19. Metal Handbook, 1998, Casting, Ninth Edition, vol. 15, ASM International, Ohio.
20. พยูร เกตุกราย, “การหล่อโลหะภาคผลิต”, สมาคมส่งเสริมเทคโนโลยี (ไทย - ญี่ปุ่น) ๕-๗ สุขุมวิท ซอย 29 พระโขนง กรุงเทพฯ, บ.โปรเฟสชั่นแนล พับลิชชิ่ง, ธันวาคม 2523.
21. Brown, J. R., 1994, Foseco Foundryman’s Handbook, Tenth Edition, Butterworth, pp.212-215.
22. Davis, J. R. (ED), 1996, Cast Iron ASM Specialty Handbook, ASM International, pp.6-30.
23. Elkem, Recommended Target Analysis of Grey Iron, Technical Information 17 [Online] Available : http://www.elkem.com.
24. Dr. John T. H. Pearce และ ดร. บัญชา ธนบุญสมบัติ, “เทคโนโลยีและโลหะวิทยาของเหล็กหล่อผสม”, ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ, 2542.

25. Stefanescu, D. M., 1998, Thermodynamic Properties of Iron-Base Alloys, Metals Handbook, Ninth Edition, vol. 15. Casting, edited by Doru M. Stefanescu et al., ASM International, pp. 61-70
26. Porter, D. A. and Easterling, K.E., 1991, Phase Transformations in Metals and Alloys, Seventh Edition, Great Britain, UK, pp. 186-237.
27. Flemmings, M. C., 1974, Solidification Processing, Materials and Engineering, pp. 31-87.
28. Elliott, R., 1988, Cast Iron Technology, Butterworth & Co. (Publisher) Ltd., pp. 31-87.
29. Heine, R. W., and Loper, C. R., Rosenthal, P. C., 1967, Principle of Metal Casting, McGraw Hill.
30. Campbell, J., 1991, Casting, Butterworth Heinemann, pp. 131-147.
31. Wallace, J. F. and Maier, R., 1979, How Inoculation Works, Conference on Modern Inoculating Practices for Gray and Ductile Iron, pp.41.
32. Sparkman, D.A. and Bhaskaran, C.A., 1996, Chill Measurement by Thermal Analysis, AFS Transaction, vol. 127, pp. 969-976.
33. Pearce, J. F. and Dudley, J.J., 1980, Fundamental of Foundry Technology, Foundry Metallurgy, pp. 227.
34. Suarez, O. M. and Loper, C. R.,1997, Influence of Thermal Analysis Cup on the Assessment of Critical Temperature upon Solidification of Cast Iron, AFS Transaction, vol. 105, pp. 929-937.
35. Ruff, G. F. and Wallace, J. R., 1986, Control of Graphite Structure and its Effect on Mechanical Properties of gray Iron, AFS Transaction, vol. 132, pp. 727-728.
36. Foundryman Technical Paper, 2000, Inoculation of Cast Iron, Vol. 94 part 5, pp. 22-25
37. Minkoff, I., 1983, The Physical Metallurgy of Cast Iron, John Willey&sons.
38. Sparkman, D. A. and Bhaskaran, C. A., 1996, Chill Measurement by Thermal Analysis, AFS Transaction, vol. 127, pp. 969-976.
39. Sparkman, D. A., 1994, Understanding Thermal Analysis of Iron, AFS Transaction, vol. 6, pp. 229-233.
40. Heine, R. W., 1977, Liquidus and Eutectic Temperature and Solidification of White Cast Iron, AFS Transaction, vol. 28, pp. 537- 544.
41. Dr. John T. H. Pearce, “โลหะวิทยาของเหล็กหล่อเทาและเหล็กหล่อเหนียว”, ศูนย์เทคโนโลยีและวัสดุแห่งชาติ (MTEC), มีนาคม 2545.
42. C. F. Yeung, H. Zhao and W. B. Lee, 1998, Materials Characterization, pp. 201-208.
43. E. Beraha and B. Shpigler, 1977,Color Metallography,Amarican Soceity for Metals.

Output จากโครงการวิจัยที่ได้รับทุนจาก สกว.

1. ผลงานตีพิมพ์ในวารสารวิชาการนานาชาติ

กำลังจัดทำบทความสำหรับเผยแพร่ในวารสารวิชาการ คาดว่าน่าจะตีพิมพ์ได้ภายใน เดือน สิงหาคม 2552

2. การนำผลงานวิจัยไปใช้ประโยชน์

- **เชิงพาณิชย์**

ได้มีการนำแนวความรู้ไปทำการทดลองใช้งานในอุตสาหกรรมจริงคือที่

- บริษัทเครื่องจักรกลสยาม จำกัด ซึ่งเป็นผู้ดำเนินกิจการโรงหล่อเหล็กหล่อขนาดใหญ่แห่งหนึ่งในประเทศไทย และได้ผลการทดสอบเป็นที่น่าพอใจดังแสดงในจดหมายขอบคุณที่แนบท้ายเอกสาร
- บริษัทไทยอัลลอยด์แอนด์แอสโซซิเอทส์ จำกัด ซึ่งดำเนินกิจการหล่อเหล็กหล่อและเหล็กกล้าสำหรับอุตสาหกรรมโรงโม่หิน และอุตสาหกรรมปูนซิเมนส์ รายใหญ่รายหนึ่งในประเทศไทย

- **เชิงวิชาการ**

ได้มีการผลิตมหาบัณฑิตและบัณฑิตใหม่ 4 ท่านได้แก่

1. นางสาวปิยรัตน์ ราชฉวาง มหาบัณฑิตสาขาเทคโนโลยีวัสดุ
2. นายจเด็จ แก่นท้าว บัณฑิตสาขาวิศวกรรมอุตสาหการ
3. นายจีระศักดิ์ พิศเพ็ง บัณฑิตสาขาวิศวกรรมอุตสาหการ
4. นายกิตติพงษ์ วรธิพรหมมา บัณฑิตสาขาวิศวกรรมอุตสาหการ