

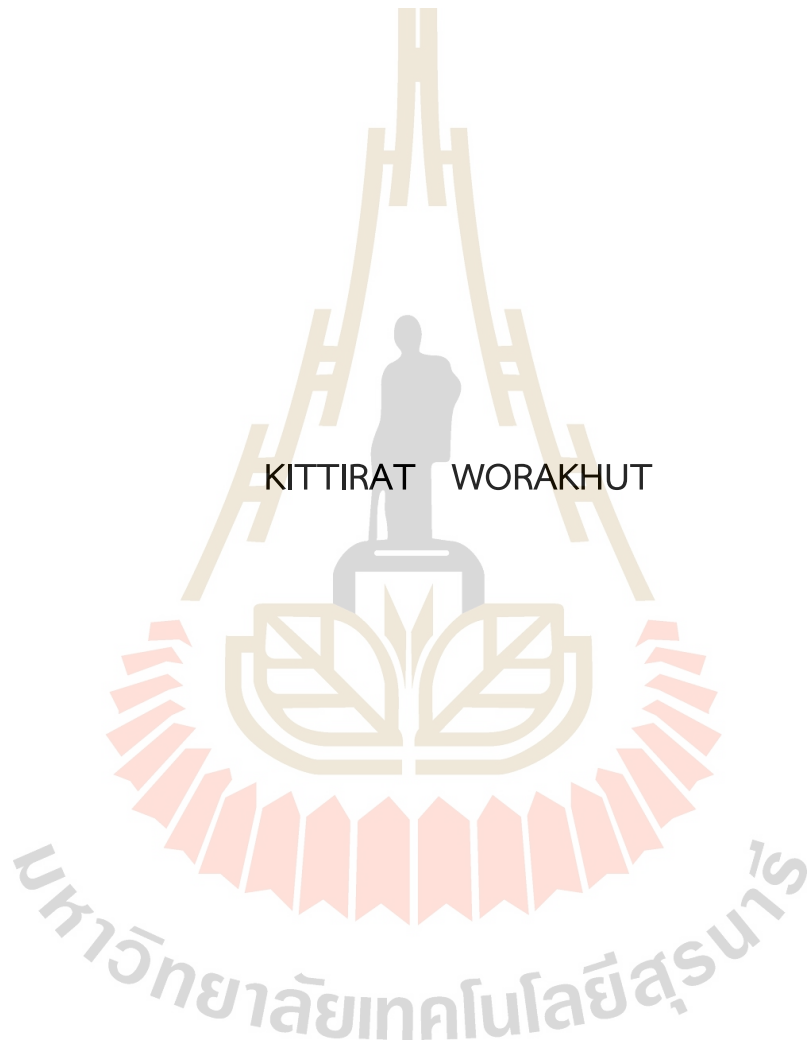
อิทธิพลของไทเทเนียมต่อพฤติกรรมการแข่งขันตัว โครงสร้างจุลภาคและสมบัติ
เชิงกลของเหล็กหล่อเทา



นายกิตติรัช วรรณคุณ

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาปรัชญาดุษฎีบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี
ปีการศึกษา 2568

INFLUENCES OF TITANIUM ON SOLIDIFICATION BEHAVIOR,
MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES
IN GRAY CAST IRON



A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements for the Degree of
Doctor of Philosophy in Materials Engineering
Suranaree University of Technology
Academic Year 2025

กิตติรัช วรคุณ : อิทธิพลของไทเทเนียมต่อพฤติกรรมการแข็งตัว โครงสร้างจุลภาคและสมบัติ
เชิงกลของเหล็กหล่อเทา (INFLUENCES OF TITANIUM ON SOLIDIFICATION BEHAVIOR,
MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES IN GRAY CAST IRON)

อาจารย์ที่ปรึกษา : ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. สารัมภ์ บุญมี, 100 หน้า.

คำสำคัญ: อัตราการสึกรหรือ/ความต้านทานการสึกรหรือ/ไทเทเนียม/ไทเทเนียมคาร์ไบด์/เหล็กหล่อเทา

งานวิจัยนี้ศึกษาอิทธิพลของไทเทเนียมต่อพฤติกรรมการแข็งตัว โครงสร้างจุลภาคและสมบัติ
เชิงกลของเหล็กหล่อเทา ซึ่งการเติมไทเทเนียมส่งผลต่อสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเทา อย่างไรก็ตาม
งานวิจัยเกี่ยวกับสมบัติด้านการสึกรหรือของเหล็กหล่อผสมไทเทเนียมยังคงมีข้อมูลอยู่อย่างจำกัด โดยมี
ระเบียบการวิจัย คือ ผลิตตัวอย่างชิ้นงาน พร้อมวิเคราะห์กราฟการเย็นตัวที่ส่วนผสมใกล้ยูเทคติกที่
ปริมาณไทเทเนียมแตกต่างกันในช่วง 0.033 - 0.349% โดยน้ำหนัก ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วย
กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) วิเคราะห์อนุภาค
สารประกอบไทเทเนียมด้วยการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีด้วยสเปกโตรเมตรีรังสีเอกซ์แบบ
กระจายพลังงาน (EDS) การทดสอบความแข็งแรงดึง การทดสอบความแข็ง และการทดสอบความ
ต้านทานการสึกรหรือ ผลการวิจัยพบว่า ปริมาณไทเทเนียม 0.033% อุณหภูมิยูเทคติกอันเดอร์คูลริง
(T_{EU}) ต่ำสุด คือ $1130.69\text{ }^{\circ}\text{C}$ กับอุณหภูมิยูเทคติกรีเคลเลชัน (T_{ER}) สูงสุด คือ $1161.78\text{ }^{\circ}\text{C}$ สำหรับ
ระดับรีเคลเลชันต่ำสุด (ΔT_r) คือ $5.09\text{ }^{\circ}\text{C}$ และอัตราการเย็นตัวสูงสุด (MCR) คือ $-2.21\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ที่
ปริมาณไทเทเนียม 0.132% ในส่วนปริมาณแกรไฟต์มีแนวโน้มใกล้เคียงกัน ไทเทเนียมที่เติมนั้น ทำให้
แกรไฟต์มีลักษณะพื้นฐานเป็น Type D และแกรไฟต์หยาบบางส่วน สำหรับตัวอย่างที่มีปริมาณ
ไทเทเนียม 0.033% โครงสร้างพื้นหลัก คือ เพิร์ลไลท์ (Pearlite) เมื่อเพิ่มไทเทเนียมเป็น 0.132%
ปริมาณเพิร์ลไลท์ลดลงเหลือ 20.8% นอกจากนี้ยังพบว่า TiC มีแนวโน้มอยู่ในบริเวณระหว่างเดนไดรต์
จำนวนอนุภาค TiC เพิ่มขึ้นตามปริมาณไทเทเนียม (Ti) ทั้งในบริเวณเดนไดรต์และระหว่างเดนไดรต์
จากการทดสอบความแข็งแรงดึงมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นอย่างมากจาก 133.04 MPa ไปยัง 184.67 MPa ที่
ปริมาณไทเทเนียม 0.033% และ 0.132% ตามลำดับ จากผลความแข็งพบว่าค่าสูงสุดคือ 200.46 HB
ที่ปริมาณไทเทเนียม 0.222% ซึ่งไม่สอดคล้องกับความแข็งแรง ความต้านทานการสึกรหรือจะอาศัย
ข้อมูล สัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน การสูญเสียปริมาตร และอัตราการสึกรหรือจำเพาะของชิ้นงาน
ตัวอย่าง โดยมีค่าต่ำสุดคือ $0.206\text{ }0.316\text{ mm}^3$ และ $3.16 \times 10^{-5}\text{ mm}^3/\text{Nm}$ ตามลำดับ ที่ปริมาณ
ไทเทเนียม 0.132%

สาขาวิชา วิศวกรรมโลหการ
ปีการศึกษา 2568

ลายมือชื่อนักศึกษา.....
ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา.....

KITTIRAT WORAKHUT: INFLUENCES OF TITANIUM ON SOLIDIFICATION BEHAVIOR
MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES IN GRAY CAST IRON.

THESIS ADVISOR: ASST.PROF. SARUM BOONMEE, Ph.D., 100 PP.

Keyword: wear rate/wear resistance/titanium/titanium carbide/gray cast iron

This research investigates the influence of titanium on the solidification behavior, microstructure, and mechanical properties of gray cast iron. The addition of titanium was found to enhance the mechanical properties of gray cast iron. However, research on the wear properties of titanium-alloyed gray cast iron remains limited. The experimental procedure involved producing sample specimens and analyzing cooling curves for near eutectic compositions with varying titanium contents ranging from 0.033 to 0.349 wt%. The microstructures were examined using optical microscopy and Scanning Electron Microscopy (SEM). Titanium containing compound particles were analyzed by Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS). Tensile strength, hardness, and wear resistance tests were conducted in accordance. The results revealed that at a titanium content of 0.033%, the minimum eutectic undercooling temperature (T_{EU}) was 1130.69 °C, while the maximum eutectic recalescence temperature (T_{ER}) was 1161.78 °C. The lowest recalescence interval (ΔT_r) was 5.09 °C, and the highest maximum cooling rate (MCR) of -2.21 °C/s occurred at 0.132%Ti. The graphite content exhibited a similar trend across compositions. The addition of titanium promoted the formation of Type D graphite and partially coarse graphite. At 0.033%Ti, the predominant matrix structure was pearlite; however, when titanium content increased to 0.132%, the pearlite fraction decreased to 20.8%. Titanium carbide (TiC) particles tended to form in interdendritic area, with the number of TiC particles increasing proportionally to titanium content in both dendritic and interdendritic areas. The tensile strength significantly increased from 133.04 MPa to 184.67 MPa at 0.033% and 0.132%Ti, respectively. The maximum hardness value of 200.46 HB was observed at a titanium content of 0.222%, which did not correspond directly with the tensile strength. Wear resistance was evaluated based on the friction coefficient, volume loss, and specific wear rate. The lowest values 0.206, 0.316 mm³, and 3.16×10^{-5} mm³/Nm, respectively were obtained at 0.132%Ti.

School of Metallurgical Engineering
Academic Year 2025

Student Signature..... *Kittirat*
Advisor's Signature..... *Sarum*

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงได้ด้วยดีอันเนื่องมาจากได้รับความร่วมมือจากบุคคลหลายส่วนด้วยกัน ข้าพเจ้าขอกราบขอบพระคุณบุคคลต่างๆ ทั้งหมดนี้ที่ได้กรุณาให้คำปรึกษาแนะนำและช่วยเหลือข้าพเจ้าในระหว่างการดำเนินงานวิจัย

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. สารัมภ์ บุญมี อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ผู้ให้โอกาสทางการศึกษา ให้คำแนะนำในการดำเนินงานวิจัยนี้ อีกทั้งยังช่วยแก้ปัญหาและให้กำลังใจแก่ผู้วิจัยมาโดยตลอดรวมถึงช่วยตรวจทานและแก้ไขวิทยานิพนธ์เล่มนี้จนกระทั่งงานวิจัยเสร็จสมบูรณ์

ขอขอบคุณ คุณกฤษดา ศรีลักษณ์ คุณสังเวียน แหมเกษม คุณสุนิติ ชื่นเกษม คุณวิเชษฐ์ เผือกแดง เจ้าหน้าที่ประจำศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี (อาคารเครื่องมือ 6) มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ผู้ให้คำแนะนำในการใช้เครื่องมือและอำนวยความสะดวกในการดำเนินการวิจัย ขอขอบคุณพี่น้องนักศึกษาปริญญาเอก ปริญญาโท และปริญญาตรีทุกท่านที่คอยช่วยเหลือในงานวิจัย

และสุดท้าย คุณงามความดีอันใดที่เกิดจากวิทยานิพนธ์เล่มนี้ ผู้วิจัยขอมอบให้กับบิดามารดา ครอบครัวซึ่งเป็นที่รักและเคารพยิ่ง ตลอดจนครูอาจารย์ที่เคารพทุกท่าน ที่เป็นกำลังใจที่ดีในการทำวิทยานิพนธ์ในครั้งนี้ให้สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี

กิตติรัช วรรณคุณ

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

สารบัญ

หน้า

| | |
|---|----|
| บทคัดย่อ (ภาษาไทย) | ก |
| บทคัดย่อ (ภาษาอังกฤษ) | ข |
| กิตติกรรมประกาศ..... | ค |
| สารบัญ..... | ง |
| สารบัญตาราง..... | ช |
| สารบัญรูป..... | ซ |
| บทที่ | |
| 1 บทนำ | |
| 1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหาการวิจัย..... | 1 |
| 1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย..... | 5 |
| 1.3 สมมติฐานของการวิจัย..... | 5 |
| 1.4 ขอบเขตของการวิจัย..... | 5 |
| 1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ..... | 5 |
| 2 ปรัชญาบรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง | |
| 2.1 เหล็กหล่อเทา..... | 6 |
| 2.2 สมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเทา..... | 6 |
| 2.3 อิทธิพลของธาตุผสมต่อเหล็กหล่อเทา..... | 7 |
| 2.3.1 คาร์บอน (C)..... | 7 |
| 2.3.2 ซิลิกอน (Si)..... | 8 |
| 2.3.3 แมงกานีส (Mn)..... | 10 |
| 2.3.4 ฟอสฟอรัส (P)..... | 11 |
| 2.3.5 กำมะถัน (S)..... | 11 |
| 2.3.6 ไทเทเนียม (Ti)..... | 12 |
| 2.3.7 อัตราส่วนแมงกานีสต่อกำมะถัน (Mn:S)..... | 17 |
| 2.4 พฤติกรรมการแข็งตัว..... | 18 |
| 2.4.1 การเปลี่ยนเฟสระหว่างการแข็งตัว..... | 18 |
| 2.4.2 การกระจายตัวของธาตุผสม..... | 19 |

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

| | | |
|----------|--|----|
| 2.4.3 | กราฟการเย็นตัว..... | 20 |
| 2.5 | โครงสร้างจุลภาค | 21 |
| 2.5.1 | แกรไฟต์..... | 21 |
| 2.5.2 | โครงสร้างพื้นฐาน..... | 22 |
| 3 | วิธีดำเนินการวิจัย | |
| 3.1 | บทนำ..... | 24 |
| 3.2 | การทดลองผลิตชิ้นงาน การบันทึกข้อมูลส่วนผสมทางเคมี และกราฟการเย็นตัว..... | 24 |
| 3.2.1 | การผลิตเหล็กหล่อเทาและการบันทึกข้อมูลส่วนผสมทางเคมี..... | 24 |
| 3.2.2 | การเก็บข้อมูลกราฟการเย็นตัว | 30 |
| 3.3 | การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและการทดสอบสมบัติเชิงกล..... | 32 |
| 3.3.1 | การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง..... | 32 |
| 3.3.2 | การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน แบบส่องกราด..... | 34 |
| 3.3.3 | การทดสอบความแข็งแรง..... | 35 |
| 3.3.4 | การทดสอบความแข็ง..... | 37 |
| 3.3.5 | การทดสอบความต้านทานการสึกหรอ | 39 |
| 3.4 | การวิเคราะห์และการหาความสัมพันธ์ของตัวแปรต่างๆ..... | 42 |
| 3.4.1 | ความสัมพันธ์ตัวแปรต่างๆ กับปริมาณไทเทเนียม..... | 42 |
| 3.4.2 | การวิเคราะห์การกระจายตัวธาตุผสมด้วย EPMA | 42 |
| 4 | ผลการวิจัยและอภิปรายผล | |
| 4.1 | ส่วนผสมทางเคมี..... | 44 |
| 4.1.1 | ธาตุหลักของเหล็กหล่อเทา..... | 44 |
| 4.1.2 | ธาตุเสริมของเหล็กหล่อเทา..... | 45 |
| 4.2 | การวิเคราะห์ทางความร้อน..... | 45 |
| 4.2.1 | กราฟการเย็นตัวและอัตราการเย็นตัว..... | 45 |
| 4.3 | โครงสร้างจุลภาค..... | 50 |
| 4.3.1 | โครงสร้างจุลภาคก่อนกัดขึ้นรอยและหลังกัดขึ้นรอย..... | 50 |
| 4.3.2 | โครงสร้างจุลภาคหลังกัดขึ้นรอยของเหล็กหล่อที่มีปริมาณไทเทเนียมต่างๆ ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)..... | 53 |
| 4.4 | ความแข็งแรงดึงและความแข็ง..... | 58 |
| 4.5 | ความต้านทานการสึกหรอ..... | 59 |
| 4.6 | การวิเคราะห์สหสัมพันธ์..... | 64 |

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

| | | |
|----------|---|-----|
| 4.7 | การวิเคราะห์เชิงจุลภาคด้วยโพรมิเล็กตรอน (EPMA)..... | 66 |
| 5 | สรุปและข้อเสนอแนะ | |
| 5.1 | สรุปผลงานวิจัย..... | 68 |
| 5.2 | ข้อเสนอแนะ..... | 68 |
| 5.2.1 | อุปสรรค..... | 68 |
| 5.2.2 | ข้อผิดพลาด..... | 69 |
| | รายการอ้างอิง..... | 70 |
| | ภาคผนวก ก..... | 73 |
| | ประวัติผู้เขียน..... | 100 |



มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

สารบัญตาราง

| ตารางที่ | หน้า |
|----------|---|
| 1.1 | บทสรุปข้อดีและข้อเสียของวัสดุงานเบรก.....3 |
| 1.2 | ตัวแปรควบคุม.....5 |
| 1.3 | ตัวแปรที่สนใจ.....5 |
| 2.1 | ส่วนผสมทางเคมีและความแข็งแรงของเหล็กหล่อเทาตามมาตรฐานต่างๆ.....7 |
| 3.1 | ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อเทาที่ไทเทเนียมต่างๆ.....29 |
| 3.2 | เงื่อนไขใช้ในการทดสอบความต้านทานการสึกหรอบนแบบ Pin-on-Disc.....40 |
| 3.3 | ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อเทาผสมไทเทเนียม.....42 |
| 4.1 | ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อเทาที่ไทเทเนียมเงื่อนไขต่างๆ.....44 |
| 4.2 | ตัวแปรทางความร้อนของไทเทเนียมเงื่อนไขต่างๆ.....46 |
| 4.3 | การวิเคราะห์สหสัมพันธ์ของพารามิเตอร์ต่างๆ ในการศึกษา.....66 |

สารบัญรูป

| รูปที่ | | หน้า |
|--------|---|------|
| 1.1 | ปริมาณผลิตภัณฑ์จากงานหล่อโลหะทั่วโลก..... | 1 |
| 1.2 | ระบบการทำงานของเบรก..... | 2 |
| 2.1 | แผนภูมิสมดุลของเหล็กและคาร์บอน (เส้นที่บ) และแผนภูมิที่สมดุลของเหล็กและเหล็กคาร์ไบด์ (เส้นประ)..... | 8 |
| 2.2 | อิทธิพลของคาร์บอน ซิลิกอนสำหรับเหล็กกล้าและเหล็กหล่อต่างๆ ต่อส่วนผสมยูเทคติก..... | 9 |
| 2.3 | แผนภาพแสดงอิทธิพลของคาร์บอนและซิลิกอนต่อคุณภาพเหล็กหล่อ..... | 10 |
| 2.4 | โครงสร้างสตีตไดต์ในเหล็กหล่อเทา..... | 11 |
| 2.5 | ผลของปริมาณไทเทเนียมต่อความแตกต่างของอุณหภูมิวิกฤต อุณหภูมิยูเทคติกและสัดส่วนของออสเทนไนต์ปฐมภูมิ (a) ปริมาณกำมะถันต่ำ (b) ปริมาณกำมะถันสูง..... | 12 |
| 2.6 | โครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อเทาที่เติมไทเทเนียม 0.26%Ti โดยน้ำหนัก กับค่าคาร์บอนสมดุลเท่ากับ 4.39..... | 13 |
| 2.7 | จำนวนยูเทคติกเซลล์ของเหล็กหล่อเทา 0.01%Ti โดยน้ำหนัก (a) และ 0.26%Ti โดยน้ำหนัก (b) หลังทำอินออกคูเลชั่น..... | 14 |
| 2.8 | รูปร่างของเกรไฟต์ประเภท A และประเภท D ที่สังเกตได้จากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง..... | 15 |
| 2.9 | ผลของการเติมไทเทเนียมต่อการต้านทานแรงดึงของเหล็กที่มีปริมาณกำมะถันต่างๆ (a, b) และผลของปริมาณไทเทเนียมที่มีผลต่อความแข็งของเหล็กที่มีปริมาณกำมะถันต่างๆ (c) (Δ = กำมะถันต่ำ, \circ = กำมะถันปานกลาง, \square = กำมะถันสูง)..... | 15 |
| 2.10 | โครงสร้างจุลภาคแสดงเกรไฟต์ละเอียดและอนุภาคของไทเทเนียมคาร์ไบด์ (TiC)..... | 16 |
| 2.11 | โครงสร้างจุลภาคที่แสดงอนุภาคของไทเทเนียมซัลไฟด์ (TiS)..... | 17 |
| 2.12 | สารประกอบแมงกานีสซัลไฟด์ (MnS) กับนิวเคลียสออกไซด์..... | 18 |
| 2.13 | แผนภาพแสดงลำดับการเปลี่ยนเฟสที่ตำแหน่งต่างๆ..... | 19 |
| 2.14 | การกระจายตัวของสารประกอบไทเทเนียมในโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด SEM (a) และแผนภาพการกระจายตัวของไทเทเนียมด้วยเทคนิคสเปกโทรเมตรีรังสีเอกซ์แบบกระจายพลังงาน EDS (b) ของเหล็กหล่อเทาผสมไทเทเนียม..... | 19 |
| 2.15 | สมดุลของระบบ Fe-C และกราฟการเย็นตัวของโลหะผสม C ₀ | 20 |
| 2.16 | สัญลักษณ์ที่ใช้ในการวิเคราะห์ทางความร้อนสำหรับเหล็กหล่อ..... | 21 |

สารบัญญรูป (ต่อ)

| รูปที่ | หน้า |
|--------|--|
| 2.17 | ลักษณะแกรไฟต์ประเภทต่างๆ.....22 |
| 2.18 | โครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อเทา (a) เฟอร์ริติกกับ (b) เพิร์ลไลติก.....23 |
| 3.1 | การดำเนินการวิจัย.....24 |
| 3.2 | เครื่องมือและอุปกรณ์สำหรับการผลิตเหล็กหล่อเทา.....25 |
| 3.3 | วัตถุดิบสำหรับการผลิตเหล็กหล่อเทา.....26 |
| 3.4 | ขนาดและรูปร่าง 3 มิติของกระสวยสำหรับผลิตชิ้นงานตัวอย่าง.....27 |
| 3.5 | ลักษณะแบบหล่อทราย CO ₂27 |
| 3.6 | การเตรียมตัวอย่างเหรียญสเปคโตร (ซ้าย) และการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีด้วยเครื่อง OES (ขวา)28 |
| 3.7 | การเทน้ำโลหะหลอมเหลวลงแบบหล่อทราย CO ₂29 |
| 3.8 | ตัวอย่างชิ้นงานภายหลังการหล่อ.....29 |
| 3.9 | การเทน้ำเหล็กสำหรับบันทึกกราฟการเย็นตัว.....30 |
| 3.10 | ภาคตัดขวางและขนาดถ่วงทราย SG.....30 |
| 3.11 | ชุดอุปกรณ์วิเคราะห์ทางความร้อน.....31 |
| 3.12 | ตัวอย่างข้อมูลกราฟการเย็นตัว.....31 |
| 3.13 | ชิ้นงานตัวอย่าง.....32 |
| 3.14 | เครื่องขัดชิ้นงานแบบจานหมุน.....32 |
| 3.15 | การกัดชิ้นรอยของชิ้นงานตัวอย่าง.....33 |
| 3.16 | กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง.....33 |
| 3.17 | กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด.....34 |
| 3.18 | ตัวอย่างชิ้นงานสำหรับการวิเคราะห์ด้วย SEM และ EDS.....34 |
| 3.19 | ขนาดตัวอย่างสำหรับทดสอบแรงดึง.....35 |
| 3.20 | ชิ้นงานทดสอบแรงดึงแบบ 3 มิติ.....35 |
| 3.21 | การขึ้นรูปตัวอย่างชิ้นงานทดสอบแรงดึงด้วยเครื่อง CNC.....36 |
| 3.22 | ชิ้นงานทดสอบแรงดึง.....36 |
| 3.23 | การติดตั้งและทดสอบแรงดึงสำหรับชิ้นงานตัวอย่างด้วยเครื่องทดสอบแรงดึง.....37 |
| 3.24 | ชิ้นงานตัวอย่างสำหรับวัดความแข็ง.....38 |
| 3.25 | เครื่องวัดความแข็งแบบบริเนล (Wilson Brinell Model MJ).....38 |
| 3.26 | รอยกดด้วยเครื่องวัดความแข็งแบบบริเนล.....38 |
| 3.27 | เครื่องทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบ Pin-on-Disc.....39 |
| 3.28 | การติดตั้งชิ้นงานตัวอย่างบนเครื่องทดสอบความต้านทานการสึกหรอ.....39 |

สารบัญรูป (ต่อ)

| รูปที่ | หน้า |
|--------|---|
| 3.29 | แผนผังระบบการทดสอบการสึกหรอแบบ Pin-on-Disk.....40 |
| 3.30 | ชิ้นงานหลังทดสอบการสึกหรอแบบ Pin-on-Disc เสร็จสิ้น.....41 |
| 3.31 | รอยจากการทดสอบการสึกหรอแบบ Pin-on-Disk.....41 |
| 3.32 | ชิ้นงานตัวอย่างสำหรับวิเคราะห์ EPMA.....42 |
| 3.33 | ภาพ SEM ชิ้นงานตัวอย่างที่กำลังขยาย X100.....43 |
| 4.1 | สัญลักษณ์ตัวแปรของกราฟการเย็นตัวและอัตราการเย็นตัว.....45 |
| 4.2 | กราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อเท่ากับปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ.....46 |
| 4.3 | ความสัมพันธ์ระหว่าง T_{EU} ของเหล็กหล่อเท่ากับปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ.....47 |
| 4.4 | ความสัมพันธ์ระหว่าง T_{ER} ของเหล็กหล่อเท่ากับปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ.....48 |
| 4.5 | ความสัมพันธ์ระหว่าง ΔT_r ของเหล็กหล่อเท่ากับปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ.....48 |
| 4.6 | กราฟอัตราการเย็นตัวสูงสุดของเหล็กหล่อเท่ากับปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ.....49 |
| 4.7 | ความสัมพันธ์อัตราการเย็นตัวสูงสุดของเหล็กหล่อเท่ากับปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ.....49 |
| 4.8 | โครงสร้างจุลภาคก่อนกัดชิ้นรอยของเหล็กหล่อที่มีไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ (กำลังขยาย 100x)51 |
| 4.9 | โครงสร้างจุลภาคหลังกัดชิ้นรอยของเหล็กหล่อที่มีไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ (กำลังขยาย 100x)52 |
| 4.10 | ผลของไทเทเนียมต่อร้อยละพื้นที่ของแต่ละเฟส โดยที่ %Gr = ร้อยละของแกรไฟต์ %Pl = ร้อยละของเพิร์ลไลต์ และ %Fr = ร้อยละของเฟอร์ไรต์.....53 |
| 4.11 | โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดหลังกัดชิ้นรอย ที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% 0.349% และ อนุภาค TiC ตามลำดับ (กำลังขยาย 500x)55 |
| 4.12 | ตัวอย่างสเปกตรัม EDS ของอนุภาค TiCs ในตัวอย่างที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.288% แสดงให้เห็นถึงการมีอยู่ของอนุภาค TiC.....56 |
| 4.13 | ภาพถ่ายอิเล็กตรอนทฤษฎีของเหล็กหล่อที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.132% (ลูกศรชี้ตำแหน่งของอนุภาค TiC) แสดงให้เห็นอนุภาค TiC ส่วนใหญ่อยู่ในบริเวณระหว่างเดนไดรต์.....56 |

สารบัญรูป (ต่อ)

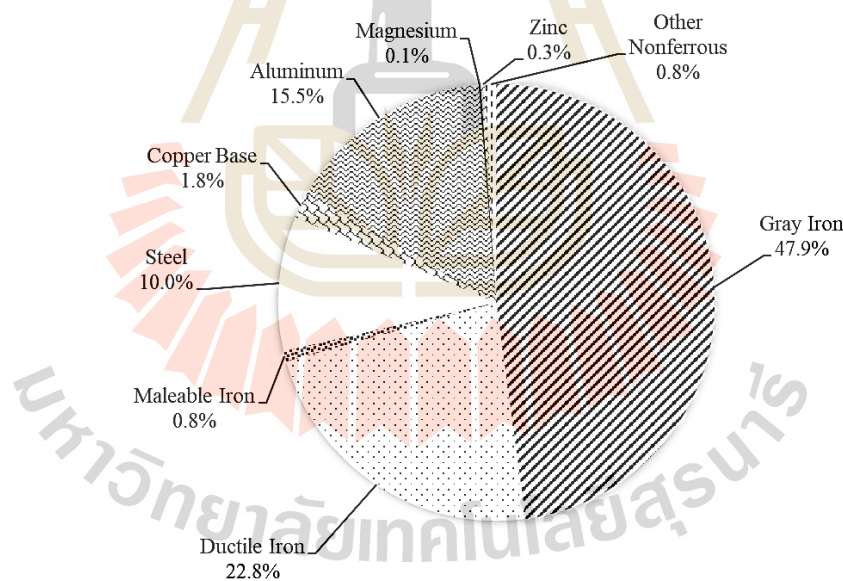
| รูปที่ | หน้า |
|--------|---|
| 4.14 | จำนวนและขนาดเฉลี่ยของอนุภาค TIC ในบริเวณเดนไดรต์และบริเวณระหว่างเดนไดรต์ ที่พบในเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียมระหว่าง 0.132– 0.349%.....57 |
| 4.15 | ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อเทาและปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ.....58 |
| 4.16 | ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งของเหล็กหล่อเทาและปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ.....59 |
| 4.17 | ความสัมพันธ์ระหว่างสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานกับระยะทางทดสอบของเหล็กหล่อเทาที่ ผสมไทเทเนียมปริมาณ 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ.....60 |
| 4.18 | ความสัมพันธ์ระหว่างสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานและระยะทางทดสอบเฉลี่ยช่วง 700 เมตร ถึง 1000 เมตร ของเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ.....60 |
| 4.19 | การสูญเสียปริมาตรของชิ้นงานตัวอย่างเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ.....61 |
| 4.20 | อัตราการสึกหรอจำเพาะของชิ้นงานตัวอย่างเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ.....62 |
| 4.21 | ภาพถ่ายอิเล็กตรอนทุติยภูมิ (Secondary electron Images) ของพื้นผิวการ สึกหรอของเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียม อยู่ในช่วง 0.033–0.349% (80x)63 |
| 4.22 | ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเป็นฟังก์ชันของปริมาณฟิล์มโลหะในเหล็ก หล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียมอยู่ในช่วง 0.033–0.349%.....64 |
| 4.23 | โครงสร้างจุลภาคและแผนที่ภาพธาตุจากการวิเคราะห์ด้วย EPMA ของตัวอย่างที่มี ปริมาณไทเทเนียม 0.132%.....67 |

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหาการวิจัย

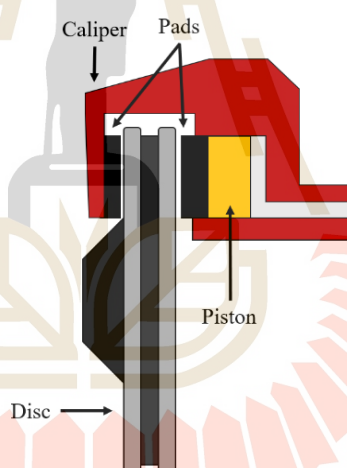
ผลิตภัณฑ์งานหล่อจากโลหะนั้นมีการใช้งานกันอย่างแพร่หลายในภาคอุตสาหกรรมการผลิต ชิ้นส่วนเครื่องจักรและยานยนต์ จากการสำรวจปริมาณผลิตภัณฑ์โลหะจากกระบวนการหล่อทั่วโลกมีการใช้งานปริมาณ 103,503,394 เมตริกตัน โดยเป็นโลหะกลุ่มเหล็ก 81.4% และโลหะนอกกลุ่มเหล็ก 18.6% เมื่อพิจารณาการใช้งานโลหะกลุ่มเหล็กแล้ว พบว่ามีการใช้งานเหล็กกล้าอยู่ที่ 10% เหล็กหล่ออบเหนียวมีใช้งานอยู่ที่ 0.8% เหล็กหล่อเหนียวมีใช้งานอยู่ที่ 22.8% และเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณใช้งานมากที่สุดถึง 47.9% ดังรูปที่ 1.1 เนื่องจากเหล็กหล่อเทาหล่อขึ้นรูปง่าย ต้นทุนต่อหน่วยมวลต่ำ สามารถผลิตชิ้นงานที่มีความซับซ้อนได้ เช่น เสื้อสูบของเครื่องยนต์ เฟืองเกียร์ และชิ้นส่วนเครื่องจักร เป็นต้น



รูปที่ 1.1 ปริมาณผลิตภัณฑ์จากงานหล่อโลหะทั่วโลก (Census of world casting production, 2020)

นอกจากนี้เหล็กหล่อเทายังมีสมบัติอื่นๆ เหมาะสำหรับการปรับแต่งรูปร่างอีกด้วย เช่น มีความแข็งแรงสูงมากทำให้ กลึงไส ตัด เจาะ ได้ง่าย และสมบัติที่เหมาะสมต่อการใช้งาน คือ มีอัตราการขยายตัวต่ำสามารถใช้ทำส่วนประกอบของเครื่องจักรกลที่ต้องการขนาดรูปร่างแน่นอน มีความต้านทานต่อแรงอัด เกือบเสียด มีความสามารถในการดูดซับแรงสั่นสะเทือนได้ดี (Maleque และคณะ, 2010) เหมาะแก่การผลิตแท่นรองรับอุปกรณ์เครื่องมือกลต่างๆ นำความร้อนและถ่ายเทความร้อนได้ดี

ใช้ผลิตชิ้นส่วนจานเบรกยานยนต์ โดยสมบัติที่จำเป็นสำหรับจานเบรกในรถยนต์ ได้แก่ การนำความร้อนที่ดีเพื่อช่วยระบายความร้อนอย่างมีประสิทธิภาพ และความต้านทานการสึกหรอสูง เพื่อทนต่อแรงเสียดทานจากผ้าเบรก เนื่องจากสภาวะการใช้งานของจานเบรคนั้นมีการเสียดสีกันระหว่างจานเบรก (Disc) กับผ้าเบรก (Pads) ทำให้เกิดความร้อนบริเวณที่ผิวสัมผัส ดังรูปที่ 1.2 หากการถ่ายเทความร้อนไม่ดีอาจจะทำให้บริเวณที่ผิวสัมผัสมีความร้อนสะสมจนเกิดการหลอมติดกันได้และบริเวณดังกล่าวมีโอกาสสูญเสียเนื้อวัสดุระหว่างการเคลื่อนที่ของจานเบรกอีกด้วยหากมีความแข็งต่ำเกินไปส่งผลให้มีความทนทานต่อการใช้งานในระยะยาว ทั้งนี้ความทนทานของจานเบรกที่ทำจากเหล็กหล่อเทาสามารถเพิ่มขึ้นได้โดยการเคลือบผิว (Aranke และคณะ, 2019) แม้ว่าจะมีวัสดุทางเลือกอื่นสำหรับยานยนต์สมรรถนะสูง ซึ่งให้ความสำคัญกับประสิทธิภาพมากกว่าด้านเศรษฐศาสตร์ เช่น โลหะผสมอะลูมิเนียมหรือวัสดุผสมคาร์บอน-เซรามิก (Carbon-ceramic composites : CMCs) โดยจานเบรกอะลูมิเนียมให้ข้อได้เปรียบในด้านน้ำหนักที่เบากว่าอย่างมีนัยสำคัญ ส่งผลดีต่ออัตราการประหยัดเชื้อเพลิงและลดมวลที่อยู่ใต้สปริง (Unsprung mass) ช่วยเพิ่มสมรรถนะการควบคุมรถ



รูปที่ 1.2 ระบบการทำงานของเบรก

อย่างไรก็ดี วัสดุชนิดนี้มีต้นทุนสูงกว่าเหล็กหล่อ อีกทั้งมีความต้านทานความร้อนต่ำและมีแนวโน้มบิดงอง่ายเมื่อเกิดการเบรกอย่างหนักในระหว่างการเคลื่อนที่ สำหรับจานเบรกเซรามิกเมทริกซ์คอมโพสิต (Ceramic matrix composites : CMCs) ซึ่งใช้งานเป็นหลักในยานยนต์สมรรถนะสูง มีน้ำหนักเบาและทนความร้อนได้ยอดเยี่ยม โดยกระบวนการผลิตประกอบด้วยการสร้างโครงสร้างพอลิเมอร์เสริมแรงด้วยเส้นใยคาร์บอน (Carbon fiber reinforced polymer : CFRP) การอบด้วยความร้อน (Pyrolysis) และการแทรกซิลิกอนในสถานะของเหลว (Zivic และคณะ, 2021) ซึ่งเป็นกระบวนการที่มีต้นทุนสูง ทำให้ไม่เหมาะสมกับการผลิตในเชิงอุตสาหกรรมจำนวนมาก แม้ว่าจะมีวัสดุทางเลือกดังกล่าว เหล็กหล่อสีเทายังคงเป็นวัสดุที่ได้รับความนิยม เนื่องจากมีราคาที่เหมาะสม เชื่อถือได้สูง และมีมาตรฐานการใช้งานในระดับสากล (Synák และคณะ, 2022) (Li และคณะ, 2022)

ตารางที่ 1.1 แสดงการเปรียบเทียบข้อดีและข้อเสียของงานเบรกที่ผลิตจากเหล็กหล่อเทา อะลูมิเนียม และเซรามิกเมทริกซ์คอมโพสิต คุณสมบัติด้านความต้านทานการสึกหรอเป็นปัจจัยสำคัญสำหรับงานเบรก

ตารางที่ 1.1 บทสรุปข้อดีและข้อเสียของวัสดุงานเบรก

| วัสดุ | ราคา | น้ำหนัก | ความต้านทานความร้อน | ความทนทาน | การใช้งาน |
|-------------------------|--------|---------|---------------------|-----------|------------------------|
| เหล็กหล่อเทา | ต่ำ | หนัก | ปานกลาง | ปานกลาง | รถยนต์นั่งส่วนบุคคล |
| อะลูมิเนียม | สูง | เบา | ต่ำ/ปานกลาง | ปานกลาง | ยานยนต์น้ำหนักเบา/กีฬา |
| เซรามิกเมทริกซ์คอมโพสิต | สูงมาก | เบามาก | ดีเยี่ยม | ดีเยี่ยม | กีฬา/ยานยนต์หรูหร |

เนื่องจากงานเบรกต้องเผชิญกับแรงเสียดทานและอุณหภูมิสูงระหว่างการใช้งาน ทำให้วัสดุเกิดการสึกหรอ วัสดุที่มีความต้านทานการสึกหรอสูงจะมีอายุการใช้งานที่ยาวนาน ลดค่าใช้จ่ายในการบำรุงรักษา เพิ่มความน่าเชื่อถือและความปลอดภัย กลไกการสึกหรอหลักประกอบด้วย

- 1) การสึกหรอแบบขัดถู (Abrasive wear) ซึ่งเกิดจากการเสียดสีกันระหว่างพื้นผิวหยาบหรืออนุภาคแข็ง
- 2) การสึกหรอแบบยึดติด (Adhesive wear) ซึ่งเกิดจากการยึดติดระหว่างพื้นผิวสองชิ้นและการหลุดลอกของวัสดุ
- 3) การสึกหรอแบบกัดกร่อน (Corrosive wear) ซึ่งวัสดุจะถูกกัดกร่อนโดยปฏิกิริยาเคมี
- 4) การสึกหรอแบบล้า (Fatigue wear) ซึ่งเกิดจากการรับภาระซ้ำๆ ทำให้เกิดรอยร้าวและการสูญเสียของวัสดุ

ในบรรดาวัสดุดังกล่าว การสึกหรอแบบยึดติดถือเป็นกลไกหลักในงานเบรกายานยนต์เนื่องจากแรงและความร้อนที่เกิดขึ้นระหว่างการเบรก ส่งผลให้เกิดการยึดติดและการเสียรูปแบบพลาสติกระหว่างพื้นผิวสัมผัส (Cueva และคณะ, 2003) เมื่อผ้าเบรกสัมผัสกับจานเบรกจะเกิดแรงเสียดทานซึ่งต้านทานการเคลื่อนที่ของจานเบรกและเปลี่ยนพลังงานจลน์ให้เป็นพลังงานความร้อน ดังนั้น การสึกหรอแบบยึดติดจึงถือเป็นกลไกการสึกหรอหลักระหว่างการใช้งานงานเบรก ทั้งนี้ กลไกการสึกหรอแบบผสมระหว่าง การยึดติด การขัดถู และการกัดกร่อนเกิดได้ในสภาพแวดล้อมทั่วไป (Mohammadnejad และคณะ, 2019) โดยการสึกหรอแบบยึดติดมักปรากฏบนพื้นผิวที่เรียบและมันวาว เพื่อเพิ่มสมรรถนะของเหล็กหล่อเทามีการศึกษาเกี่ยวกับผลของการเติมธาตุโลหะผสมต่อโครงสร้างจุลภาคและคุณสมบัติเชิงกล หนึ่งในธาตุที่ได้รับความสนใจคือ ไทเทเนียม (Ti) จากงานวิจัยพบว่า การเติมไทเทเนียม ในเหล็กหล่อเทาสามารถเพิ่มปริมาณออกซิเดชันที่ส่งผลให้ความต้านทานแรงดึงเพิ่มขึ้น (Larrañaga และคณะ, 2013) นอกจากนี้ไทเทเนียม ยังส่งเสริมการก่อตัวของโครงสร้างยูเทคติกที่มีแกรไฟต์ละเอียด โดยในระดับไทเทเนียมมากกว่า 0.2% สามารถให้ค่าความต้านทาน

แรงดึงสูงสุด 278 MPa ในเหล็กที่มีระดับกำมะถัน 0.024% (ระดับกลาง) และมากกว่า 334 MPa ในเหล็กที่มีกำมะถัน 0.008% (ระดับต่ำ) (Moumeni และคณะ, 2013) โดยมีความเชื่อว่าการรวมกันของแกรไฟต์ละเอียด (10–20 μm) กับปริมาณออสเทนไนท์ปฐมภูมิที่เพิ่มขึ้น เป็นปัจจัยที่ทำให้สมบัติเชิงกลดีขึ้น Moumeni และคณะ (2013) รายงานว่าพบแกรไฟต์ Type D ขนาดเล็กมากในเหล็กหล่อที่มีไทเทเนียมตั้งแต่ 0.1–0.36 % นอกจากนี้ยังสามารถเกิดสารประกอบโลหะ (Intermetallic compounds) ระหว่างการแข็งตัวของเหล็กหล่อ โดย Zeng และคณะ (2008) รายงานการพบสารประกอบที่มีไทเทเนียมในโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อผสมไทเทเนียม ซึ่งคาดว่าเป็นคาร์ไบด์ ไนไตรต์ หรือคาร์โบไนไตรต์ โดยมีธาตุ วาเนเดียม (V) ไนโอเบียม (Nb) แมงกานีส (Mn) กำมะถัน (S) คาร์บอน (C) และ ไนโตรเจน (N) รวมอยู่ด้วย ปริมาณของสารประกอบเหล่านี้เพิ่มขึ้นตามปริมาณไทเทเนียมที่เติม ต่อมา Moumeni และคณะ (2012) ได้ตรวจวิเคราะห์หอนุภาค ไทเทเนียมคาร์ไบด์ (TiC) พบว่ามีลักษณะเป็นรูปทรงลูกบาศก์ และส่วนใหญ่พบในบริเวณเฟอร์ไรต์โดยมักอยู่ในบริเวณระหว่างเดนไดรต์ ได้มีข้อเสนอว่า TiC เกิดขึ้นในช่วงที่เหล็กยังเป็นของเหลวก่อนการเกิดออสเทนไนท์ และถูกผลักไปยังบริเวณแข็งตัวสุดท้าย งานวิจัยบางฉบับเสนอว่า TiC อาจเป็นจุดเริ่มต้นของการเกิดออสเทนไนท์ อย่างไรก็ตามจากการที่ TiC มักพบในบริเวณที่แข็งตัวเป็นลำดับสุดท้าย จึงไม่น่าเป็นไปได้ที่จะทำหน้าที่เป็นจุดเริ่มต้นการก่อตัวของออสเทนไนท์ปฐมภูมิ และเช่นเดียวกัน TiC ไม่ใช่จุดเริ่มต้นของการเกิดแกรไฟต์ ปริมาณของ TiC เพิ่มขึ้นเมื่อมีการเติมไทเทเนียมมากขึ้น แต่ขนาดของอนุภาค TiC ยังคงที่ไม่เปลี่ยนแปลงตามปริมาณไทเทเนียม นอกจากนี้ ยังพบสารประกอบอื่นที่มีไทเทเนียม เช่น ไทเทเนียมไนไตรต์ (TiN) ซึ่งเป็นสารประกอบของแข็งเกิดขึ้นในสภาวะที่มีไนโตรเจน ไทเทเนียมแมงกานีสซัลไฟด์ (TiMnS) ที่เกิดในรูปแบบสิ่งเจือปน (Inclusion) ซึ่งมีรูปร่างเป็นดาวหรือซี่โครงเมื่อมีปริมาณไทเทเนียมกับกำมะถันสูง และไทเทเนียมคาร์โบไนไตรต์ (TiCN) Aulina และคณะ (2021) รายงานการพบไทเทเนียมคาร์โบซัลไฟด์ ($\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$) ในเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนที่เติมไทเทเนียม 0.3 % Sommerfeld และ Tonn (2009) ใช้ซอฟต์แวร์ Thermo-calc แสดงว่า $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ เริ่มก่อตัวที่อุณหภูมิ 1185 °C ในเหล็กหล่อเทาแบบไฮโปยูเทคติก การเกิดของสารประกอบของแข็งเหล่านี้ โดยเฉพาะ คาร์ไบด์และไนไตรต์ อาจส่งผลเสียต่อความสามารถในการตัดเฉือน แต่สารเหล่านี้ส่งผลดีต่อความต้านทานการสึกหรอ ซึ่งเป็นคุณสมบัติที่จำเป็นสำหรับงานเบรก อย่างไรก็ตาม ยังมี ความเข้าใจที่จำกัดเกี่ยวกับการเกิด ตำแหน่ง และผลกระทบของสารประกอบที่มีไทเทเนียมเป็นองค์ประกอบ (Titanium-containing compounds : TCCs) ในเหล็กหล่อ การผสมไทเทเนียมในเหล็กหล่อส่งผลรวมกันต่อการทำให้แกรไฟต์มีขนาดละเอียดขึ้น การเพิ่มปริมาณออสเทนไนท์ และการเกิด TiC ซึ่งทั้งหมดนี้มีรายงานผลเชิงบวกต่อสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเทา Ankamma (2016) รายงานว่า การเติมไทเทเนียมต่ำกว่า 0.05 % ไม่ก่อให้เกิดการปรับปรุงอย่างมีนัยสำคัญในค่าความต้านทานแรงดึง โดยเริ่มเห็นการพัฒนาเมื่อเติมไทเทเนียมที่ระดับ 0.10 % ขึ้นไป ขณะที่ Górný และ Kawalec (2013) พบว่าการเติมไทเทเนียมในเหล็กหล่อแกรไฟต์ตัวหนอนผนังบางไม่ได้ส่งผลให้สมบัติเชิงกลดีขึ้น โดยสรุปแล้วไทเทเนียมส่งผลดีต่อสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเทา ซึ่งทำให้วัสดุดังกล่าวมีประสิทธิภาพสูงในการใช้งานเป็นงานเบรกสำหรับยานยนต์ อย่างไรก็ตาม งานวิจัยเกี่ยวกับสมบัติด้านการสึกหรอของเหล็กหล่อเทาผสมไทเทเนียมยังคงมีข้อมูลอย่างจำกัด

1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย

เพื่อศึกษาอิทธิพลของไทเทเนียมต่อพฤติกรรมการแข็งตัว โครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเทา

1.3 สมมติฐานของการวิจัย

การเติมไทเทเนียมในเหล็กหล่อเทาจะส่งผลต่อความแข็ง ความแข็งแรง และความสามารถในการต้านทานการสึกหรอ เนื่องจากไปปรับเปลี่ยนขนาดเกรไฟต์ และโครงสร้างพื้น นอกจากนี้ยังเกิดสารประกอบไทเทเนียมคาร์ไบด์

1.4 ขอบเขตของการวิจัย

ตัวแปรควบคุมสำหรับการวิจัยประกอบไปด้วย ส่วนผสมทางเคมีและอุณหภูมิเท โดยส่วนผสมทางเคมี มีปริมาณของ คาร์บอน ซิลิกอน แมงกานีส กำมะถัน ฟอสฟอรัส และ ทองแดง เป็นองค์ประกอบหลัก ดังแสดงในตารางที่ 1.2

ตารางที่ 1.2 ตัวแปรควบคุม

| ส่วนผสมทางเคมี (ร้อยละโดยน้ำหนัก wt.%) | | | | | | อุณหภูมิเท °C |
|--|-----------|------------|-------------|-------------|-----------|------------------|
| %C | %Si | %Mn | %S | %P | %Cu | |
| 3.0 - 4.0 | 1.8 - 2.5 | 0.05 - 0.7 | 0.00 - 0.05 | 0.01 - 0.03 | 0.7 - 0.8 | 1300 - 1450 |

สำหรับตัวแปรที่สนใจในการศึกษานี้ คือ ปริมาณไทเทเนียมที่แตกต่างกันในช่วง 0.00 - 0.35% ดังแสดงในตารางที่ 1.3

ตารางที่ 1.3 ตัวแปรที่สนใจ

| ธาตุ | ร้อยละโดยน้ำหนัก (wt.%) | | | | |
|------|-------------------------|-------|-------|-------|-------|
| Ti | 0.00% | 0.10% | 0.20% | 0.30% | 0.35% |

1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

เพื่อทราบถึงอิทธิพลของไทเทเนียมต่อพฤติกรรมการแข็งตัว โครงสร้างจุลภาค และสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเทา

บทที่ 2

ปรีทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 เหล็กหล่อเทา

เหล็กหล่อเทา (Gray cast iron) คือเหล็กหล่อที่มีลักษณะสัณฐานแกรไฟต์แบบแผ่น (Flake graphite) ในโครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อ (Ferrous matrix) มีปริมาณคาร์บอน (%C) 2.5 - 4.0% และปริมาณซิลิกอน (%Si) 1.0 - 3.0 % โดยน้ำหนัก ทั้งนี้โครงสร้างพื้นขึ้นอยู่กับปริมาณแมงกานีส (%Mn) โดยแมงกานีสต่ำ (0.1%Mn) จะให้โครงสร้างพื้นเป็นเฟอร์ไรท์และแมงกานีสสูง (1.2%Mn) จะให้โครงสร้างเป็นเพิร์ลไรท์ โดยซัลเฟอร์ (%S) ฟอสฟอรัส (%P) เป็นสิ่งเจือปนที่มีปริมาณน้อย นอกจากนี้เหล็กหล่อเทายังมีจุดหลอมเหลวต่ำซึ่งขึ้นอยู่กับค่าคาร์บอนสมมูล (Carbon equivalent : CE) ทำให้มีความสามารถในการไหลตัวดี หล่อชิ้นงานที่มีความซับซ้อนได้ง่าย เมื่อเหล็กหลอมเหลวเย็นตัวช้าๆ ซิลิกอนจะทำให้คาร์บอนแยกตัวออกจากเนื้อเหล็กแล้วจับตัวเป็นแกรไฟต์ เหล็กหล่อเทาส่วนใหญ่จะมีการแข็งตัวแบบสมดุล (Stable) สมบัติทางกลมีสัมพันธ์กับความหนาและส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานหล่อเป็นอย่างมาก ชิ้นงานส่วนที่บางจะทำให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วซึ่งจะทำให้เกิดแกรไฟต์น้อย แต่บริเวณที่ชิ้นงานหนาจะทำให้เกิดแกรไฟต์มากเนื่องจากการเย็นตัวอย่างช้าๆ ในทางเดียวกัน ส่วนผสมทางเคมีที่ซิลิกอนต่ำก็ทำให้การเกิดแกรไฟต์น้อยและซิลิกอนสูงก็ทำให้โอกาสเกิดแกรไฟต์มีมาก ในบางครั้งการผลิตเหล็กหล่อเทาสามารถทำได้จากเหล็กดิบโดยตรง ปราศจากการปรับปรุงส่วนผสมใดๆ หรือไม่ก็อาจจะนำเหล็กดิบมาหลอมใหม่ในเตาพ่นลมหรือเตาขดลวดเหนียวนำไฟฟ้าแล้วปรับปรุงส่วนผสมเล็กน้อยเพื่อให้เหล็กมีคุณสมบัติที่ดีขึ้น เหล็กหล่อชนิดนี้เมื่อตีหักดูเนื้อเหล็กตรงรอยหักจะมีลักษณะเป็นสีเทา นั่นคือสาเหตุที่เรียกว่าเหล็กหล่อเทา

2.2 สมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเทา

ตามที่กล่าวมาแล้วว่าเหล็กหล่อเทาเป็นเหล็กที่มีธาตุคาร์บอนผสมอยู่ และคาร์บอนส่วนใหญ่เกิดอยู่ในรูปของแกรไฟต์ ส่วนคาร์บอนที่เหลือจะละลายอยู่ในเนื้อเหล็กของเฟสเฟอร์ไรท์ (Ferrite phase) และรวมตัวกับเหล็กเป็นสารประกอบที่เรียกว่าเหล็กคาร์ไบด์ (Fe_3C) เพราะฉะนั้นมาตรฐานเหล็กหล่อเทาจึงมีหลายเกรด ขึ้นอยู่กับความแข็งและความแข็งแรงของเหล็กหล่อ ซึ่งสมบัติเชิงกลดังกล่าวของเหล็กหล่อเทาขึ้นอยู่กับปัจจัยที่สำคัญ 3 ประการ คือ

- 1) ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อเทา
- 2) อัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่อเทาภายในแบบหล่อ
- 3) การตกผลึกหรือการฟอร์มของแกรไฟต์

โดยส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อเทาเป็นตัวกำหนดความแข็งแรง เป็นไปตามมาตรฐานได้แก่ ISO 185, JIS G5501, ASTM A48, และ DIN 1691 ตามตารางที่ 2.1 แสดงส่วนผสมทางเคมีและความแข็งแรงของเหล็กหล่อเทาตามมาตรฐานต่างๆ

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีและความแข็งแรงของเหล็กหล่อเทาตามมาตรฐานต่างๆ

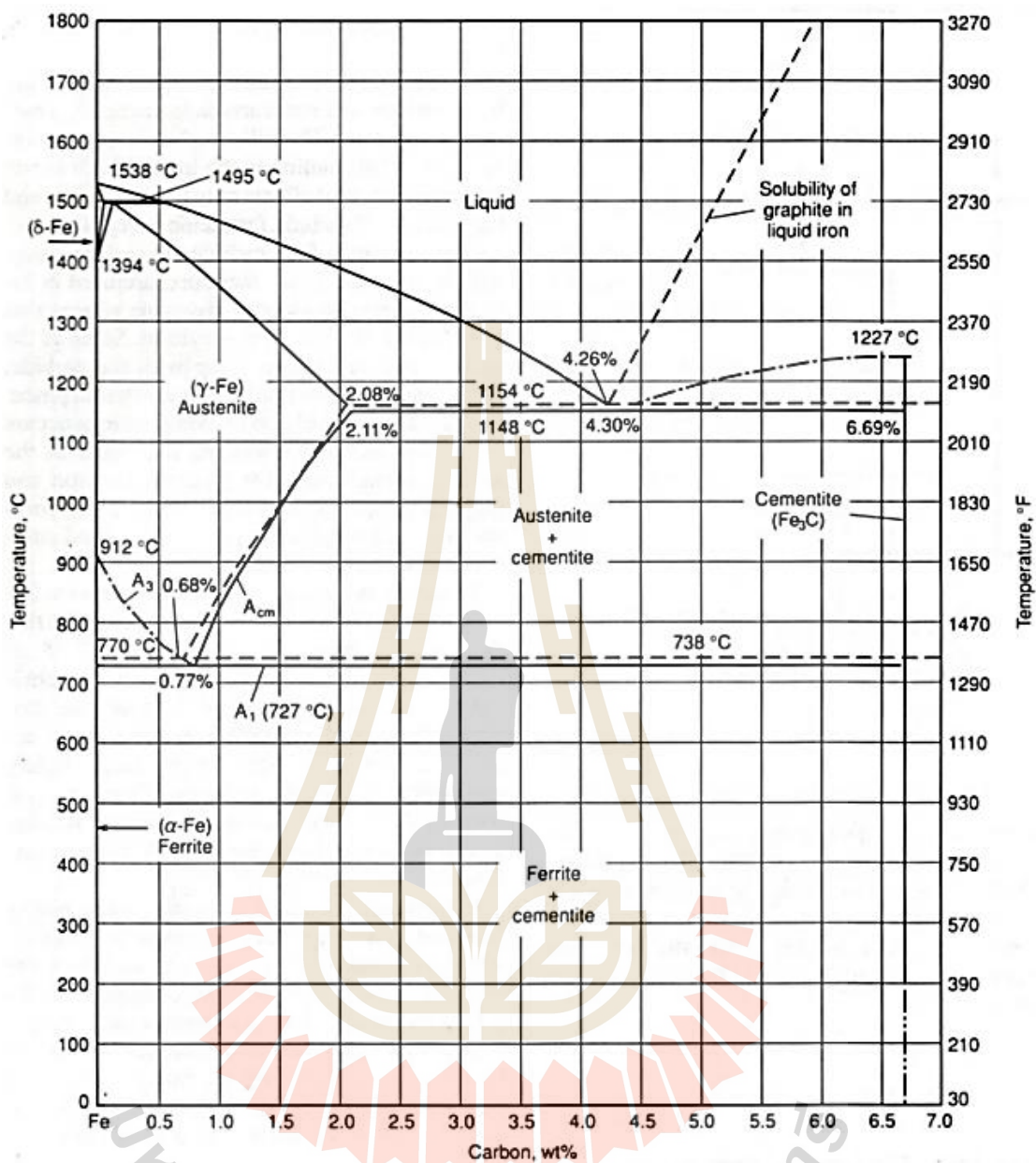
| ISO | JIS | ASTM | DIN | ร้อยละโดยน้ำหนัก (wt.%) | | | | | Tensile Strength N/mm ² |
|-----|-------|------|------|-------------------------|---------|---------|-------|------|---------------------------------------|
| | | | | C | Si | Mn | P | S | |
| 185 | G5501 | A48 | 1691 | | | | | | |
| 150 | FC150 | 20 | GG10 | 3.5-3.8 | 2.3-2.8 | 0.5-0.8 | <0.25 | <0.1 | 150 |
| 200 | FC200 | 30 | GG15 | 3.3-3.6 | 3.3-3.6 | 0.6-0.9 | <0.20 | <0.1 | 200 |
| 250 | FC250 | 35 | GG20 | 3.2-3.5 | 3.2-3.5 | 0.6-0.9 | <0.15 | <0.1 | 250 |
| 300 | FC300 | 35 | GG25 | 3.1-3.3 | 3.1-3.3 | 0.6-0.9 | <0.12 | <0.1 | 300 |

2.3 อิทธิพลของธาตุผสมต่อเหล็กหล่อเทา

ธาตุผสมในเหล็กหล่อนั้นมีความสำคัญอย่างมาก ซึ่งจะส่งผลต่อ ศักยภาพการเกิดแกรไฟต์ (Graphite Potential : G.P.) ลักษณะรูปร่างของแกรไฟต์ ปริมาณแกรไฟต์ ขนาดแกรไฟต์ และโครงสร้างพื้น เป็นต้น

2.3.1 คาร์บอน (C)

คาร์บอนเป็นธาตุที่มีอิทธิพลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเทา ปริมาณคาร์บอนที่แตกต่างกันให้ผลต่างกันเนื่องจาก คาร์บอนเป็นตัวกำหนดปริมาณของแกรไฟต์ในเหล็กหล่อเทา โดยเมื่อพิจารณาจากแผนภูมิของเหล็กกับคาร์บอนหรือเหล็กกับเหล็กคาร์ไบด์ ดังรูปที่ 2.1 จะเห็นได้ว่า ช่วงส่วนผสมไฮโปยูเทคติก เมื่อคาร์บอนเพิ่มขึ้นทำให้ปริมาณของแกรไฟต์เพิ่มมากขึ้นสำหรับแผนภูมิของเหล็กกับคาร์บอน ในทางเดียวกันการเพิ่มคาร์บอนจะเพิ่มปริมาณเหล็กคาร์ไบด์ด้วยเช่นกันตามกฎคานังด์ (Lever arm rule) จากแผนภูมิของเหล็กกับคาร์บอนหรือเหล็กกับเหล็กคาร์ไบด์มีความใกล้เคียงของอุณหภูมิยูเทคติกและความสามารถในการละลายของคาร์บอนสูงสุดในเฟสออสเตนไนท์ที่อุณหภูมิยูเทคติก ซึ่งมีผลต่อการแข็งตัวของเหล็กหล่อ การมีแกรไฟต์ช่วยลดอัตราการหดตัวได้ เนื่องจากแกรไฟต์มีการขยายตัวระหว่างการเกิดที่อุณหภูมิยูเทคติก นอกจากนี้ คาร์บอนที่เพิ่มขึ้นใกล้เคียงส่วนผสมยูเทคติกทำให้จุดหลอมตัวต่ำลงแต่ก็ทำให้ความแข็งต่ำลงด้วยการมีคาร์บอนมากเกินไปมีโอกาสเกิด แกรไฟต์ลอย (Graphite flotation) ซึ่งมักเกิดขึ้นที่ส่วนผสมไฮเปอร์ยูเทคติก ปริมาณของคาร์บอนแปรผกผันกันกับปริมาณออสเตนไนท์ปฐมภูมิ (Primary austenite) ตั้งแต่ปริมาณคาร์บอนที่ละลายในออสเตนไนท์เริ่มต้นจนถึงละลายได้สูงสุดที่อุณหภูมิยูเทคติก ซึ่งที่ปริมาณของออสเตนไนท์ปฐมภูมิมากส่งผลให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นด้วย ทั้งนี้ปริมาณออสเตนไนท์ปฐมภูมิไม่ได้ขึ้นกับปริมาณของคาร์บอนเพียงอย่างเดียวยังขึ้นกับธาตุอื่นๆ อีกด้วย อย่างไรก็ตาม หน้าที่คาร์บอนถือว่าเป็นธาตุหลักในการพิจารณาปริมาณของออสเตนไนท์ปฐมภูมิและปริมาณแกรไฟต์ ตามแผนภูมิของเหล็กกับคาร์บอน



รูปที่ 2.1 แผนภูมิสมดุลของเหล็กและคาร์บอน (เส้นทึบ) และแผนภูมิที่สมดุลของเหล็กและเหล็กคาร์ไบด์ (เส้นประ) (ASM Specialty Handbook, 1996)

2.3.2 ซิลิกอน (Si)

ซิลิกอนเป็นธาตุที่ช่วยเพิ่มศักยภาพของการเกิดแกรไฟต์ทำให้โอกาสเกิดแกรไฟต์มีเพิ่มมากขึ้น เนื่องจากซิลิกอนจะไปจับตัวกับเหล็กได้ดีกว่าเหล็กจับตัวกับคาร์บอน ทำให้คาร์บอนในเหล็กแยกออกมารวมตัวกันอย่างอิสระซึ่งจากปกติแล้วเหล็กมักจับตัวกับคาร์บอนเป็นคาร์ไบด์ ในทางตรงกันข้ามสำหรับการผลิตเหล็กหล่อขาวการมีซิลิกอนมากเกินไปเสี่ยงต่อการเกิดแกรไฟต์ในส่วนที่มีความหนาได้ ซิลิกอนมีอิทธิพลต่อปริมาณคาร์บอนที่ส่วนผสมยูเทคติก ดังรูปที่ 2.2 จากรูปจะเห็นว่าที่

1.0%Si ที่เติมลงไปจะลดส่วนผสมยูเทคติกลง 0.33%C ดังนั้นหลักการพิจารณาส่วนผสมของเหล็กหล่อเทาจึงพิจารณาจากค่าคาร์บอนสมมูล (Carbon equivalent : CE) โดยมีสมการดังนี้

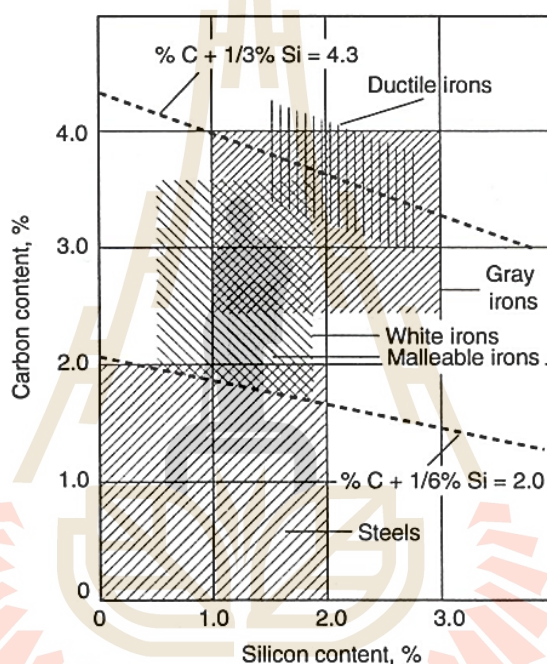
$$CE = \%C + \%Si/3$$

สมการที่ 2.1

หรือ ในกรณีที่คำนึงถึงอิทธิพลของธาตุหลักทั้งหมด

$$CE = \%C + \%Si/3 + \%P/3 - 0.027\%Mn + 0.4\%S$$

สมการที่ 2.2

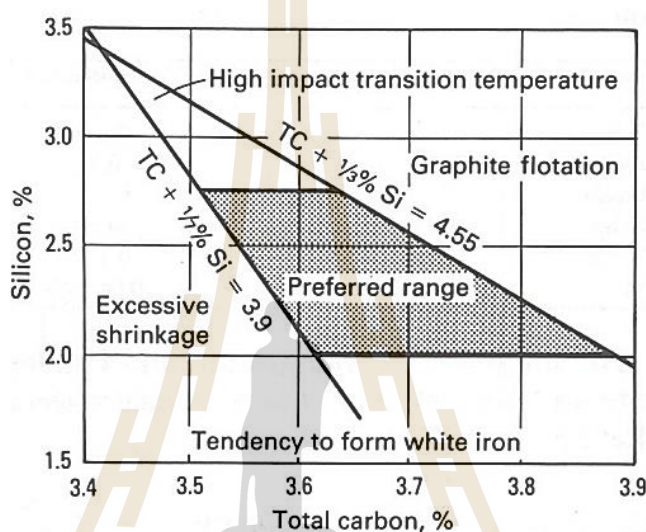


รูปที่ 2.2 อิทธิพลของคาร์บอน ซิลิกอนสำหรับเหล็กกล้าและเหล็กหล่อต่างๆ ต่อส่วนผสมยูเทคติก (ASM Specialty Handbook, 1996)

จากค่าคาร์บอนสมมูลที่ได้จากการคำนวณในสมการที่กล่าวมาสามารถนำไปใช้อ่านแผนภูมิของเหล็กกับคาร์บอนหรือเหล็กกับเหล็กคาร์ไบต์ได้โดยตรงเสมือนว่าเป็นคาร์บอน คือ ค่าคาร์บอนสมมูลที่ 4.3% โดยน้ำหนัก แสดงว่าส่วนผสมของเหล็กหล่อเทาอยู่ที่ส่วนผสมยูเทคติก ถ้าค่าคาร์บอนสมมูลต่ำกว่า 4.3% โดยน้ำหนัก ส่วนผสมของเหล็กหล่อเทาจะอยู่ในช่วงไฮโปยูเทคติก (Hypoeutectic) และถ้าค่าคาร์บอนสมมูลมากกว่า 4.3% โดยน้ำหนัก ส่วนผสมของเหล็กหล่อเทาจะอยู่ในช่วงไฮเปอร์ยูเทคติก (Hypereutectic) เมื่อพิจารณาอิทธิพลของคาร์บอนและซิลิกอนร่วมกันแล้วหากมีค่าคาร์บอนสมมูลต่ำเกินไปจะมีความเสี่ยงต่อการเกิดโพรงหดตัว และหากมีค่าคาร์บอนสมมูลสูงเกินไปจะเสี่ยงต่อการเกิดแกรไฟต์ลอย นอกจากนี้งานหล่อที่มีความหนามากก็เสี่ยงต่อการเกิดแกรไฟต์ลอยเนื่องจากใช้เวลาในการแข็งตัวนาน ดังรูปที่ 2.3 แสดงขอบเขตแนวโน้มที่จะเกิดขึ้นของปรากฏการณ์

ดังกล่าว โดยในการผลิตจะควบคุมคาร์บอนและซิลิกอนให้อยู่ในขอบเขตที่ลดความเสี่ยงต่อการเกิดชิลล์ (Chill) ด้วย

นอกจากนี้แล้วคาร์บอนสมมูลยังส่งผลต่อยูเทคติกเซลล์ (Eutectic cell count) คือ จำนวนยูเทคติกเซลล์เพิ่มขึ้นตามค่าคาร์บอนสมมูลที่เพิ่มขึ้นจนถึงที่ส่วนผสมยูเทคติก จากโครงสร้างที่เกิดขึ้นและเปลี่ยนแปลงตามคาร์บอนนั้น กล่าวได้ว่า ออสเทนไนท์ปฐมภูมิมากขึ้นทำให้ความแข็งแรงมากขึ้นและจำนวนยูเทคติกเซลล์ที่มากขึ้นส่งผลให้ความแข็งแรงลดลง



รูปที่ 2.3 แผนภาพแสดงอิทธิพลของคาร์บอนและซิลิกอนต่อคุณภาพเหล็กหล่อ (ASM Specialty Handbook, 1996)

2.3.3 แมงกานีส (Mn)

แมงกานีสจัดเป็นธาตุที่มีบทบาทเพิ่มเสถียรภาพให้กับออสเทนไนท์ และเป็นธาตุรวมกับคาร์บอนให้คาร์ไบด์ แมงกานีสแยกตัวได้ง่ายอีกประการหนึ่งสามารถรวมกับกำมะถันในเหล็กได้เป็นอย่างดี แมงกานีสจึงกลายเป็นธาตุที่ใช้สำหรับลดกำมะถันในเหล็กหล่อ โดยจะใช้ประมาณ 1.7 เท่าของกำมะถัน (น้ำหนักอะตอมของแมงกานีสเท่ากับ 54.9 g/mol และน้ำหนักของกำมะถันเท่ากับ 32.1 g/mol คิดเป็นอัตราส่วน Mn:S เท่ากับ 1.7) เมื่อแมงกานีสรวมกับกำมะถันแล้วจะได้แมงกานีสซัลไฟด์ และลอยขึ้นสู่ผิวรวมตัวกับเหล็กเพราะแมงกานีสซัลไฟด์มีความถ่วงจำเพาะน้อยกว่าเหล็กหลอมเหลว ในกรณีผสมแมงกานีสมากเกินไปปริมาณแทนที่จะไปดักกำมะถัน แต่แมงกานีสกลับมีบทบาทช่วยให้เกิดเฟิร์สไลท์ และเพิ่มความแข็งแรงเพราะแมงกานีสมีแนวโน้มทำให้เกิดคาร์ไบด์ (Free carbide) ทำให้เหล็กเปราะแตกง่าย แมงกานีสยังมีบทบาทอีกประการหนึ่งที่คล้ายนิกเกิล คือช่วยเพิ่มเสถียรภาพให้กับออสเทนไนท์ ดังนั้นในการผสมแมงกานีสในเหล็กหล่อปริมาณสูง 6-15% เพื่อต้องการคุณสมบัติแม่เหล็กไม่ดูดติด และความต้านทานไฟฟ้าสูง ปริมาณของแมงกานีสที่จะต้องผสมในเหล็กหล่อเท่า เพื่อความมุ่งหมายในการลดกำมะถัน และเพื่อควบคุมโครงสร้างพื้นฐาน คิดได้จากสูตรดังนี้

ปริมาณแมงกานีสขั้นต่ำที่ควรมีในเหล็กหลอมเหลว

$$\%Mn = 1.7\%S$$

สมการที่ 2.3

ปริมาณแมงกานีสสำหรับโครงสร้างพื้นฐานเฟอร์ไรท์ไม่ควรเกิน

$$\%Mn = 1.7\%S + 0.15$$

สมการที่ 2.4

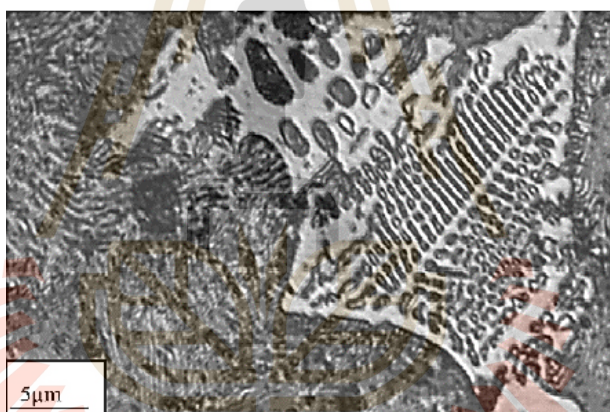
ปริมาณแมงกานีสสำหรับโครงสร้างพื้นฐานเฟอร์ไรท์ส่วนใหญ่

$$\%Mn = 1.7\%S + 0.3$$

สมการที่ 2.5

2.3.4 ฟอสฟอรัส (P)

ฟอสฟอรัสเป็นธาตุที่ส่งเสริมการไหลตัวของน้ำเหล็กหลอมเหลวซึ่งปริมาณที่เหมาะสมอยู่ในช่วง 0.02-0.1 %P ในกรณีที่มีมากเกินไปฟอสฟอรัสจะไปจับตัวกับเหล็กเป็น Fe_3P เรียก โครงสร้างสตีตไดต์ (Steadite) ดังรูปที่ 2.4 ซึ่งมีลักษณะเป็น ลายกางปลา (Herringbone pattern) มีจุดหลอมตัวต่ำประมาณ 935 °C มีผลในการเพิ่มความแข็งสูงขึ้น แต่ความแข็งแรงและการรับแรงกระแทกต่ำลงตามปริมาณฟอสฟอรัสที่เพิ่มขึ้นทั้งนี้รวมถึงปริมาณโครงสร้าง Steadite ที่เพิ่มขึ้นด้วย



รูปที่ 2.4 โครงสร้างสตีตไดต์ในเหล็กหล่อเทา (H.R. Abbasi และคณะ, 2007)

2.3.5 กำมะถัน (S)

กำมะถันจัดเป็นธาตุที่พบในเหล็กหล่อทั่วไป อีกธาตุหนึ่ง ในเหล็กหล่อเทาจะมีไม่เกิน 0.1% โดยน้ำหนัก กำมะถันจัดเป็นธาตุที่ช่วยทำให้เหล็กซัลไฟด์ มีเสถียรภาพ แต่ไม่รวมกับคาร์บอน กำมะถันไม่ช่วยให้เกิดแกรไฟต์มีผลตรงข้ามกับซิลิกอน ในเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณกำมะถันสูงจะมีส่วนทำให้เกิดโครงสร้างเฟอร์ไรท์ ในเหล็กหล่อจำเป็นต้องผสมแมงกานีส ตามปริมาณของกำมะถันดังได้กล่าวมาแล้วในอิทธิพลของแมงกานีสในเหล็กหล่อ ถ้าไม่มีแมงกานีสในเหล็กหล่อ กำมะถันจะรวมตัวกับเหล็กเป็นเหล็กซัลไฟด์ (FeS) ซึ่งมีแนวโน้มแยกตัวอยู่ตามขอบเกรนในช่วงสุดท้ายของการแข็งตัวของเหล็ก เหล็กซัลไฟด์มีจุดหลอมเหลวประมาณ 1,194 °C และมีความเปราะแตกหักง่าย นอกจากนี้ ถ้าในเหล็กมีกำมะถันสูง จะทำให้เหล็กหลอมเหลวมีความสามารถในการไหล (Fluidity) ต่ำ ทำให้งานหล่อเกิดข้อเสียได้ง่าย ผลในแง่ดีของกำมะถันมีน้อยควรจะต้องควบคุมปริมาณให้อยู่ในขอบเขต คือไม่ควรเกิน 0.1% โดยน้ำหนัก

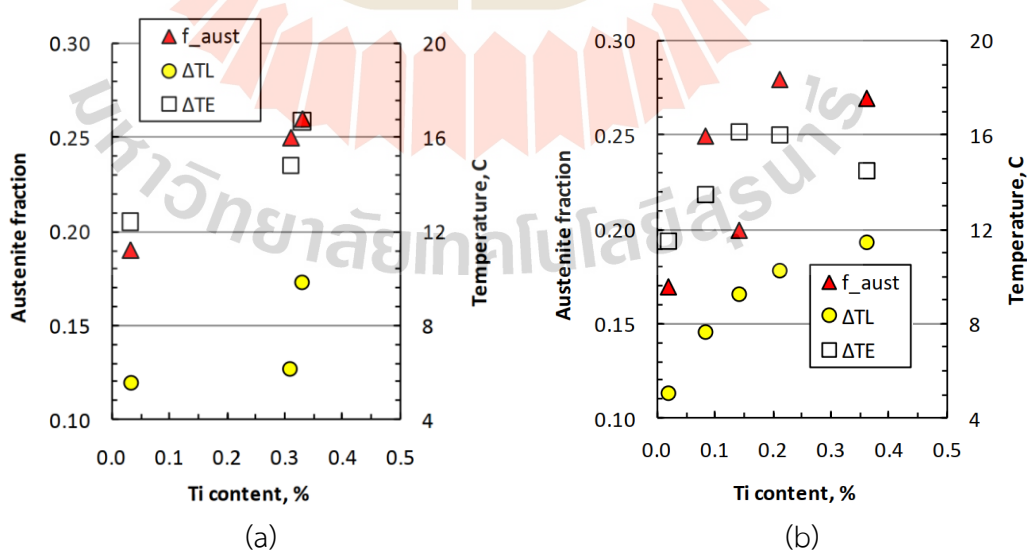
2.3.6 ไทเทเนียม (Ti)

ไทเทเนียมมีอิทธิพลต่อปริมาณออสเตนไนท์ปฐมภูมิ ไทเทเนียมที่เติมในเหล็กหล่อเทามีผลต่อปริมาณออสเตนไนท์ปฐมภูมิ (Primary austenite) และความละเอียดของออสเตนไนท์ การเพิ่มขึ้นของปริมาณไทเทเนียมจะเพิ่มปริมาณออสเตนไนท์ปฐมภูมิ นอกจากนี้ยังลดระยะห่างของแขนเดนไดรต์ (Secondary dendrite arm spacing: SDAS) ของออสเตนไนท์ปฐมภูมิในเหล็กหล่อเทา การเพิ่มขึ้นของไทเทเนียมทำให้อุณหภูมิวิกฤตเพิ่มขึ้น จากข้อมูลที่ได้จากกราฟการเย็นตัวกับการคำนวณจากส่วนผสมทางเคมีอุณหภูมิวิกฤตเพิ่มขึ้นในทิศทางเดียวกัน ในขณะที่อุณหภูมิยูเทคติกที่ได้จากกราฟการเย็นตัวกับการคำนวณจากส่วนผสมทางเคมี ก็เพิ่มขึ้นเช่นกัน ซึ่งหมายความว่าสาเหตุของการเพิ่มขึ้นของสัดส่วนออสเตนไนท์เป็นไปตามการเพิ่มขึ้นของปริมาณไทเทเนียมดังรูปที่ 2.5 จากการศึกษาอิทธิพลของไทเทเนียมของเหล็กหล่อเทาใกล้ส่วนผสมยูเทคติกของ Moumeni และคณะ (2012) โดยพิจารณาค่าคาร์บอนสมมูลดังสมการ

$$CE = \%C + 0.317\%Si + 0.33\%P$$

สมการที่ 2.6

การเพิ่มขึ้นของไทเทเนียมปริมาณ 0.26% โดยน้ำหนัก ที่ส่วนผสมใกล้ยูเทคติก (CE= 4.39) พบว่าปริมาณของออสเตนไนท์ปฐมภูมิจำนวนมาก ดังแสดงในรูปที่ 2.6 ซึ่งมีลักษณะคล้ายกับโครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเทาที่ส่วนผสมไฮโปยูเทคติกหรือมีค่าของคาร์บอนสมมูลต่ำ จากลักษณะของโครงสร้างจุลภาคก่อนการตัดกรดนั้นแสดงให้เห็นถึงการเพิ่มปริมาณของไทเทเนียมนั้น มีผลการเปลี่ยนแปลงจุดยูเทคติกของเหล็กหล่อเทา นอกจากนี้แล้วการเพิ่มของไทเทเนียมพร้อมกับการทำอินนอคูลชันช่วยเพิ่มจำนวนของยูเทคติกเซลล์ (Eutectic cell count) เมื่อเปรียบเทียบกับกรณีไม่เติมไทเทเนียม ดังรูปที่ 2.7 แสดงถึงจำนวนยูเทคติกเซลล์ที่เพิ่มขึ้นของเหล็กหล่อเทาเติมไทเทเนียมที่ผ่านกระบวนการทำอินนอคูลชัน

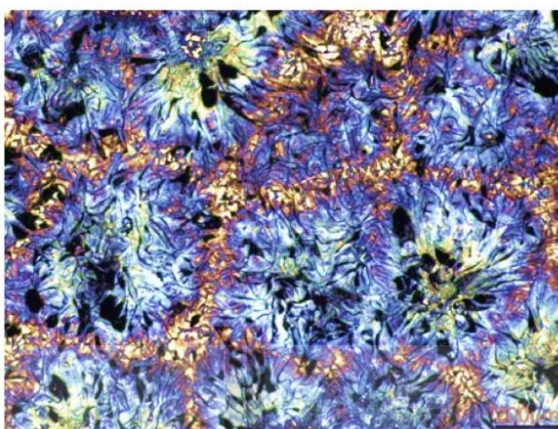


รูปที่ 2.5 ผลของปริมาณไทเทเนียมต่อความแตกต่างของอุณหภูมิวิกฤต อุณหภูมิยูเทคติกและสัดส่วนของออสเตนไนท์ปฐมภูมิ (a) ปริมาณกำมะถันต่ำ (b) ปริมาณกำมะถันสูง (Larrañaga และคณะ, 2012, pp. 337-346)

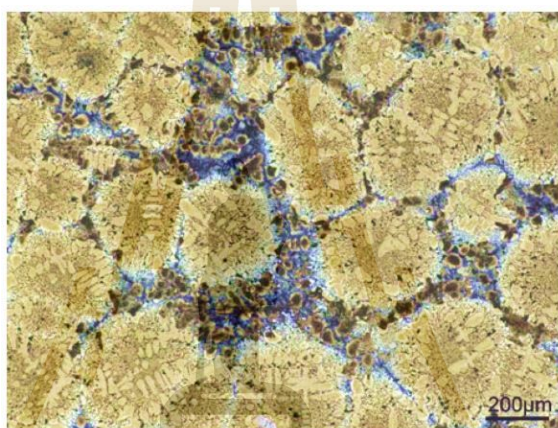


รูปที่ 2.6 โครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อเทาที่เติมไทเทเนียม 0.26%Ti โดยน้ำหนัก
กับค่าคาร์บอนสมมูลเท่ากับ 4.39 (Moumeni และคณะ, 2012)





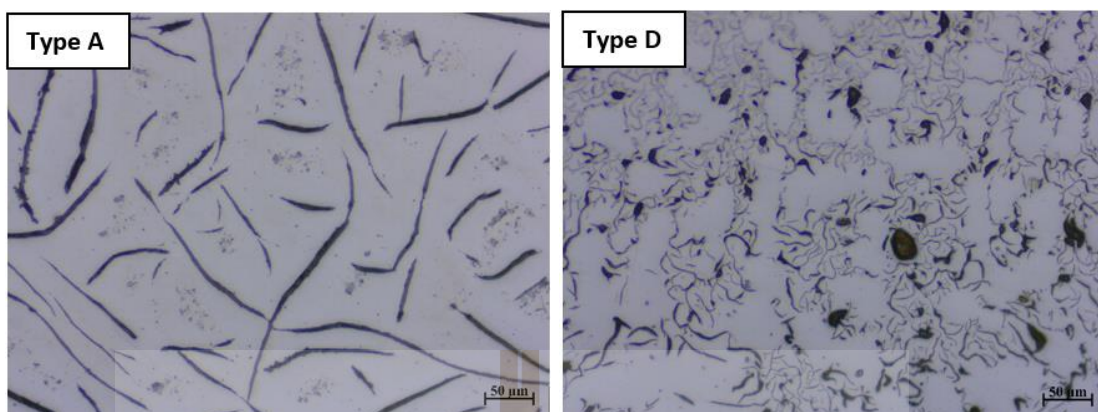
(a)



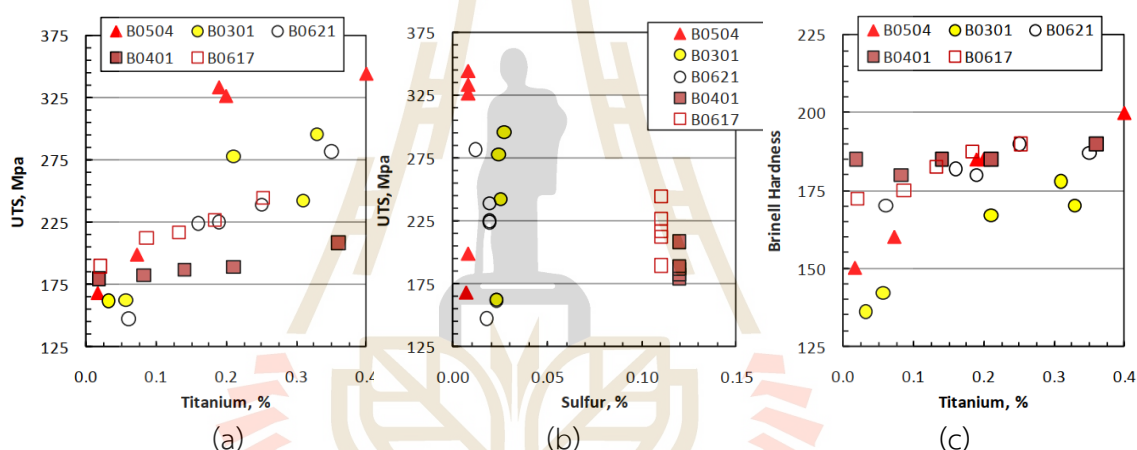
(b)

รูปที่ 2.7 จำนวนยูเทคติกเซลล์ของเหล็กหล่อเทา 0.01%Ti โดยน้ำหนักร (a) และ 0.26%Ti โดยน้ำหนักร (b) หลังทำอินนอคคูลชัน (Moumeni และคณะ, 2012)

นอกจากนี้ไทเทเนียมยังเป็นธาตุที่ปรับเปลี่ยนลักษณะของสัณฐานวิทยาของแกรไฟต์ซึ่งจะส่งผลต่อสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเทา การเติมไทเทเนียมช่วยส่งเสริมการเกิดอันเดอร์คูลลิ่ง (Undercooling) โดยเปลี่ยนรูปร่างแกรไฟต์จากประเภท A เป็นแกรไฟต์ประเภท D ซึ่งแกรไฟต์มีความละเอียด ดังรูปที่ 2.8 ซึ่งสอดคล้องกับโครงสร้างพื้นของเหล็กหล่อเทาที่คาร์บอนสมมูลต่ำ ดังนั้นความต้านทานแรงดึงจะลดลงเมื่อเติมไทเทเนียม เนื่องจากการเกิดโครงสร้างพื้นเป็นเฟอร์ไรท์แทนที่โครงสร้างพื้นเพิร์ลไลท์ อย่างไรก็ตาม ปรากฏการณ์นี้ไม่ได้เกิดขึ้นเสมอไป จากการทดลองของ Larrañaga และคณะ (2012) ได้เติมไทเทเนียมเพิ่มขึ้นไปตามลำดับจนระดับของปริมาณไทเทเนียมที่ 0.36% โดยน้ำหนักร ให้ผลของความแข็งแรงดึงเพิ่มขึ้นสูงสุด ดังที่กล่าวมาข้างต้น ความต้านทานแรงดึงที่เพิ่มขึ้นเป็นผลมาจากการเติมไทเทเนียม ซึ่งมีความต้านทานแรงดึงมากในเหล็กหล่อเทาที่มีกำมะถันต่ำกว่าเหล็กหล่อเทาที่มีกำมะถันสูง นอกจากนี้ยังพบด้วยว่าการเติมไทเทเนียมช่วยเพิ่มความแข็งแรงในเหล็กหล่อเทาที่มีกำมะถันต่ำเท่านั้น นอกจากนี้ไทเทเนียมยังสามารถรวมตัวกับ คาร์บอน แมงกานีส และกำมะถัน เกิดเป็นสารประกอบได้ ด้วยเหตุนี้จึงทำให้ส่งผลต่อความแข็งแรงของเหล็กหล่อเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณไทเทเนียมเพิ่มขึ้นโดยปริมาณกำมะถันที่แตกต่างกันส่งผลต่อสมบัติเชิงกลด้วยเช่นกันขณะที่ปริมาณไทเทเนียมเพิ่มขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.9



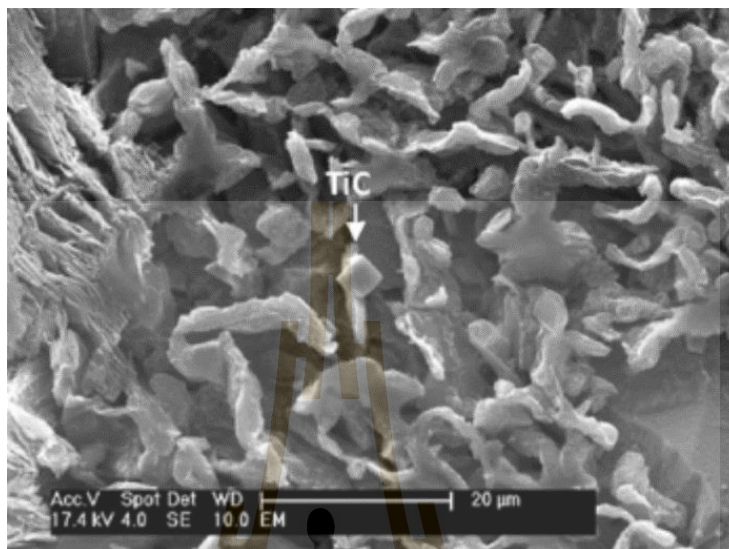
รูปที่ 2.8 รูปร่างของแกรไฟต์ประเภท A และประเภท D ที่สังเกตได้จากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง



รูปที่ 2.9 ผลของการเติมไทเทเนียมต่อการต้านทานแรงดึงของเหล็กที่มีปริมาณกำมะถันต่างๆ (a, b) และผลของปริมาณไทเทเนียมที่มีผลต่อความแข็งของเหล็กที่มีปริมาณกำมะถันต่างๆ (c) (Δ = กำมะถันต่ำ, \circ = กำมะถันปานกลาง, \square = กำมะถันสูง) (Larranaga และคณะ, 2012, pp. 347-353)

ปริมาณของไทเทเนียมที่เกินความสามารถในการละลายในเหล็กสามารถที่จะรวมตัวกับธาตุอื่นๆ เป็นสารประกอบได้ โดยสารประกอบไทเทเนียมมีหลากหลายชนิด เช่น ตัวอย่างไทเทเนียมคาร์ไบด์ (TiC) ไทเทเนียมคาร์ไบด์มักจะสังเกตเห็นได้ในเหล็กหล่อเตาตั้งแสดงในรูปที่ 2.10 จำนวนของไทเทเนียมคาร์ไบด์จะเพิ่มขึ้นตามปริมาณของไทเทเนียมที่สูงขึ้น อย่างไรก็ตาม ขนาดของคาร์ไบด์นั้นมีแนวโน้มว่าจะเป็นค่าคงที่ไม่ขึ้นกับปริมาณของไทเทเนียมที่เติมลงไป ไทเทเนียมคาร์ไบด์มักจะอยู่ตามขอบเกรนของออสเตนไนท์ปฐมภูมิ ที่เป็นบริเวณสุดท้ายในการแข็งตัวของออสเตนไนท์ปฐมภูมิดังนั้นบางบริเวณที่เป็นส่วนเชื่อมต่อระหว่างของแข็งและของเหลว ยังคงมีปริมาณคาร์บอนต่ำ มักจะปรากฏเป็นแกรไฟต์ประเภท D สังเกตว่าโครงสร้างแบบลูกบาศก์ (Cubic) ของไทเทเนียมคาร์ไบด์ทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสของแกรไฟต์ Larranaga และคณะ (2012) พบว่า อนุภาคของไทเทเนียมคาร์ไบด์ส่วนใหญ่ปรากฏในเมทริกซ์และมีเพียง 4.5% เท่านั้นที่สัมผัสกับแกรไฟต์ ไทเทเนียมคาร์ไบด์ (TiC)

เหมาะสมอย่างยิ่งสำหรับเติมลงในวัสดุที่ทนการสึกหรอ สามารถปรับปรุงความต้านทานการสึกหรอของวัสดุได้โดยไม่เพิ่มความแข็ง โดยเฉพาะสำหรับเหล็กกล้าเนื่องจากมีความแข็งแรงสูง

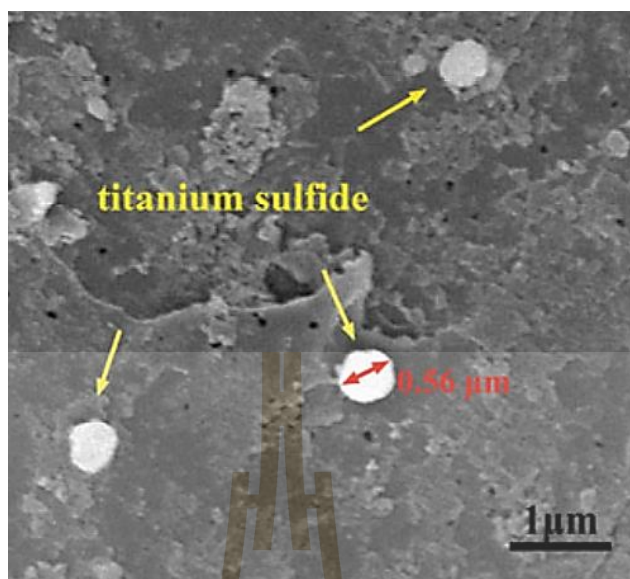


รูปที่ 2.10 โครงสร้างจุลภาคแสดงแกรไฟต์ละเอียดและอนุภาคของไทเทเนียมคาร์ไบด์ (TiC) (Moumeni และคณะ, 2013)

นอกจากนี้การเติมธาตุไทเทเนียมในเหล็กหล่อ ยังก่อให้เกิดอนุภาคที่ได้จากปฏิกิริยาของไทเทเนียมกับไนโตรเจนและกำมะถันที่สังเกตพบได้บ่อยที่สุดคือ ไทเทเนียมไนไตรด์ (TiN) และไทเทเนียมซัลไฟด์ (TiS) ซึ่งไทเทเนียมซัลไฟด์ไม่ได้มีประสิทธิภาพมากในฐานะที่เป็นนิวเคลียสเทียม (Nucleation site) สำหรับแกรไฟต์ ส่งผลให้นิวเคลียสของแกรไฟต์ต่ำกว่าปกติ ซึ่งจะทำให้เกิดออสเทนไนท์ปฐมภูมิมากขึ้น ในขณะเดียวกัน ธาตุไทเทเนียมรวมตัวกับกำมะถันและก่อตัวเป็นตะกอนต่างๆ เช่น $Ti_4C_2S_2$ TiS TiS_2 Ti_2S เป็นต้น

ในเหล็กที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.08 - 0.10% โดยน้ำหนัก จะตกผลึกสิ้นสุดลงด้วยการก่อตัวของไทเทเนียมซัลไฟด์ที่ปฏิกิริยาอุเทคติก แต่ด้วยปริมาณไทเทเนียมที่เพิ่มขึ้น 2.5% โดยน้ำหนัก ไทเทเนียมซัลไฟด์ก่อตัวขึ้นในระหว่างการตกผลึกของยูเทคติกเท่านั้น ก็คืออยู่ในรูปของไทเทเนียมซัลไฟด์ TiS ลักษณะเป็นเข็ม (Acicular) และลักษณะเป็นชั้นแผ่นบางๆ (Lamellar) ในโครงสร้างพื้น ดังรูปที่ 2.11

การศึกษาอิทธิพลของการเติมไทเทเนียม 0.4% โดยน้ำหนัก ในเหล็กหล่อเทา ชั้นแรกไทเทเนียมจะทำปฏิกิริยากับไนโตรเจนทำให้เกิด TiN หรือ Ti(CN) ส่งผลต่อการแข็งตัวของออสเทนไนท์ปฐมภูมิ ไทเทเนียมส่วนเกินจะทำปฏิกิริยากับกำมะถัน เกิดเป็น TiS จะลดกำมะถันในการเกิดแมงกานีสซัลไฟด์ (MnS) ซึ่งจะเพิ่มอันเดอร์คูลิ่ง ส่งเสริมการเกิดแกรไฟต์ประเภท D

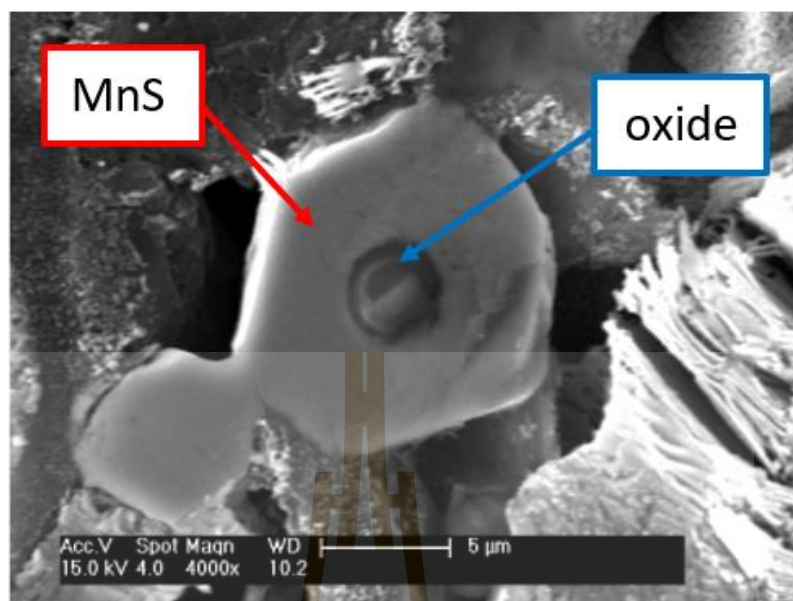


รูปที่ 2.11 โครงสร้างจุลภาคที่แสดงอนุภาคของไทเทเนียมซัลไฟด์ (TiS) (Wu และคณะ, 2017)

2.3.7 อัตราส่วนแมงกานีสต่อกำมะถัน (Mn:S)

อัตราส่วนแมงกานีสต่อกำมะถันที่เหมาะสมจะช่วยให้การเกิดแกรไฟต์สม่ำเสมอเนื่องจากสารประกอบแมงกานีสซัลไฟด์นั้น (MnS) จะทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสให้กับแกรไฟต์ บทบาทของแมงกานีสและกำมะถันในเหล็กหล่อเทามีอิทธิพลต่อความแข็งแรง กำมะถันถือเป็นองค์ประกอบหลักในเหล็กหล่อเทา เมื่อแมงกานีสมีปริมาณไม่เพียงพอ กำมะถันจะทำปฏิกิริยากับเหล็กเป็นสารประกอบเหล็กซัลไฟด์ (FeS) มีจุดหลอมตัวต่ำอยู่ตามขอบเกรน ในทางอุตสาหกรรมจึงมีการเพิ่มแมงกานีสเพื่อควบคุมการก่อตัวของเหล็กซัลไฟด์ และปริมาณของแมงกานีสกับกำมะถันควรอยู่ในอัตราส่วน Mn:S เท่ากับ 1.7:1 เพื่อหลีกเลี่ยงเหล็กซัลไฟด์ หากในเหล็กหล่อบริเวณที่มีปริมาณแมงกานีสที่มากเกินไปจะส่งผลทำให้เกิดเพิร์ลไลท์และหากมีกำมะถันในปริมาณที่มากเกินไปจะส่งผลให้โครงสร้างของแกรไฟต์มีความละเอียดขึ้น ดังนั้นอัตราส่วน Mn:S ในเหล็กหล่อที่เหมาะสมจะส่งผลทำให้โครงสร้างพื้นฐานของเหล็กหล่อดี นั่นคือ Mn เท่ากับ 1.7%S + 0.3 ซึ่งเป็นปริมาณแมงกานีสสำหรับโครงสร้างพื้นฐานเพิร์ลไลท์ส่วนใหญ่

Moumeni และคณะ ได้ศึกษาการรวมตัวกันระหว่างแมงกานีสกับกำมะถันเกิดเป็นสารประกอบแมงกานีสซัลไฟด์ (MnS) พบว่า แมงกานีสซัลไฟด์ (MnS) จับตัวกันที่ผิวของสารประกอบออกไซด์ (Oxide nucleus) แล้วทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสเทียมให้กับแกรไฟต์ดังแสดงในรูปที่ 2.12 การที่มีอนุภาคสารประกอบออกไซด์ (Oxide nucleus) ในน้ำเหล็กหลอมเหลวจำนวนมากเท่าไรก็จะทำให้สารประกอบแมงกานีสซัลไฟด์ (MnS) ไปจับตัวมากขึ้นเท่านั้น จึงทำให้แกรไฟต์มีความละเอียดและมีการกระจายสม่ำเสมอมากขึ้นด้วย

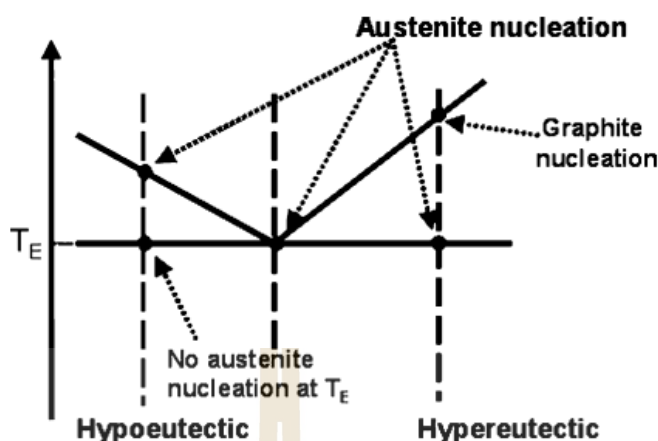


รูปที่ 2.12 สารประกอบแมงกานีสซัลไฟด์ (MnS) กับนิวเคลียสออกไซด์ (Moumeni และคณะ, 2013)

2.4 พฤติกรรมการแข็งตัว

2.4.1 การเปลี่ยนเฟสระหว่างการแข็งตัว

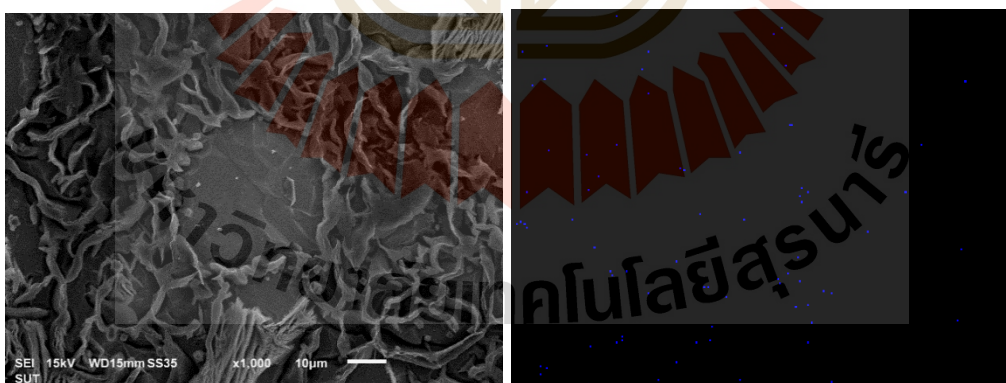
การเปลี่ยนเฟสของเหล็กหล่อเทาเริ่มจากเหล็กหลอมเหลวเย็นตัวผ่านอุณหภูมิวิกฤตเกิดเฟสของแข็งขึ้น ซึ่งเฟสของแข็งนี้คือ ออสเทนไนต์ปฐมภูมิ จากนั้นการเย็นตัวดำเนินต่อไปจนถึงอุณหภูมิยูเทคติก เหล็กหลอมเหลวที่เหลือเกิดการเปลี่ยนสถานะเป็นเฟสของออสเทนไนต์ทุติยภูมิและแกรไฟต์แบบแผ่น ลำดับการเย็นตัวที่ได้อธิบายมานั้นเป็นเหล็กหล่อเทาประเภทไฮโปยูเทคติก สำหรับเหล็กหล่อเทาประเภทยูเทคติกจะเริ่มจากเหล็กหลอมเหลวเย็นตัวผ่านอุณหภูมิยูเทคติกเกิดเฟสออสเทนไนต์และแกรไฟต์พร้อมกันเมื่อแข็งตัวเสร็จสิ้นแล้วจะได้โครงสร้างที่เป็นยูเทคติกทั้งหมด สำหรับเหล็กหล่อเทาประเภทไฮเปอร์ยูเทคติกเมื่อเหล็กหลอมเหลวเย็นตัวผ่านอุณหภูมิวิกฤตจะเกิดเฟสของแข็งของแกรไฟต์ปฐมภูมิ จากนั้นการเย็นตัวดำเนินต่อไปจนถึงอุณหภูมิยูเทคติกเหล็กหลอมเหลวที่เหลือเกิดการเปลี่ยนสถานะเป็นเฟสที่เป็นโครงสร้างยูเทคติกและแกรไฟต์ ซึ่งลำดับการเปลี่ยนเฟสระหว่างการแข็งตัวแสดงดังรูปที่ 2.13



รูปที่ 2.13 แผนภาพแสดงลำดับการเปลี่ยนเฟสที่ตำแหน่งต่างๆ
(G.L. Rivera และคณะ, 2004, pp. 331-335)

2.4.2 การกระจายตัวของธาตุผสม

ธาตุผสมในเหล็กหล่อเทาสามารถกระจายตัวในลักษณะที่คล้ายกันหรือแตกต่างกันได้เช่น ไทเทเนียม ที่เกินความสามารถในการละลายในเหล็กจะรวมกับคาร์บอนเป็นไทเทเนียมคาร์ไบด์ ที่บริเวณขอบเกรนดังรูปที่ 2.14 แสดงการกระจายตัวของสารประกอบไทเทเนียมในโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope : SEM) และแผนภาพการกระจายตัวของไทเทเนียมด้วยเทคนิคสเปกโทรเมตรีรังสีเอกซ์แบบกระจายพลังงาน (Energy dispersive x-ray spectroscopy : EDS) ของเหล็กหล่อเทาผสมไทเทเนียม



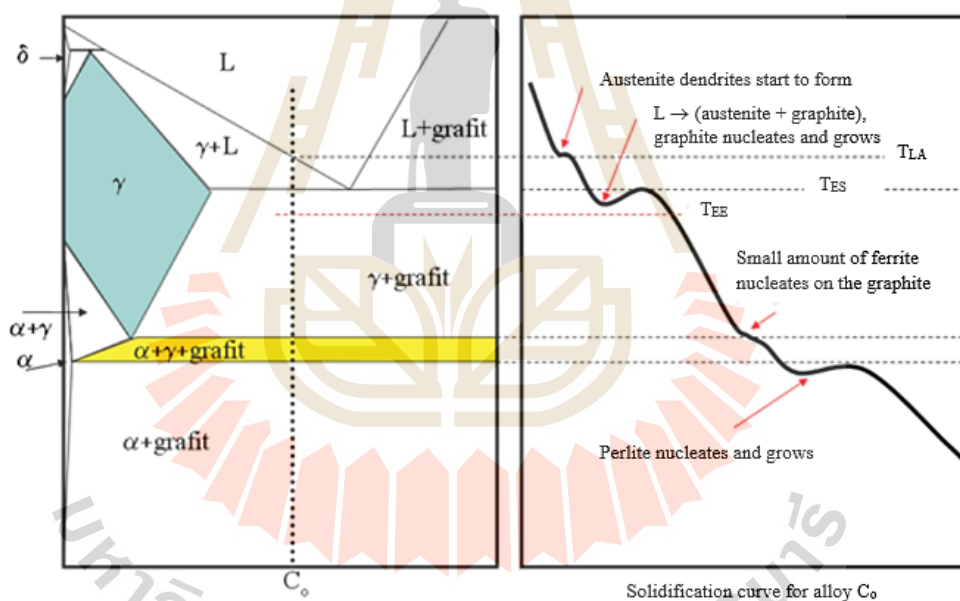
(a)

(b)

รูปที่ 2.14 การกระจายตัวของสารประกอบไทเทเนียมในโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) (a) และแผนภาพการกระจายตัวของไทเทเนียมด้วยเทคนิคสเปกโทรเมตรีรังสีเอกซ์แบบกระจายพลังงาน (EDS) (b) ของเหล็กหล่อเทาผสมไทเทเนียม

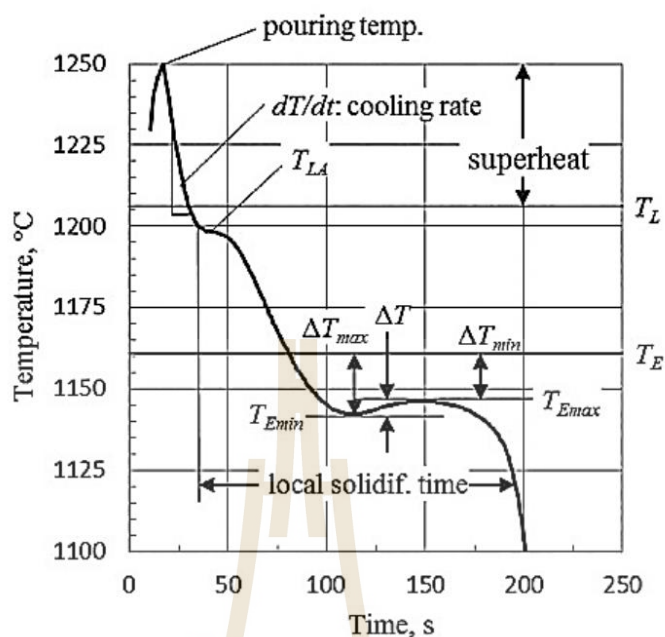
2.4.3 กราฟการเย็นตัว

กราฟการเย็นตัว (Cooling curve) เป็นกราฟแสดงพฤติกรรมระหว่างการแข็งตัวของโลหะที่รวมอิทธิพลทางสิ่งแวดล้อมและทางเคมีทั้งหมดที่ส่งผลต่อการแข็งตัว สามารถนำไปวิเคราะห์ทางความร้อนในงานหล่อโลหะได้ โดยอาศัยหลักการคายความร้อน ในขณะที่โลหะแข็งตัว ซึ่งทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ และอัตราการเย็นตัวทำให้กราฟการเย็นตัวเปลี่ยนแปลงไป การแข็งตัวเริ่มต้นด้วยการเกิดอสเตนไนต์เดนไดรต์ที่อุณหภูมิลิควิดัส (T_L หรือ T_{LA}) ในขณะที่อุณหภูมิที่ลดลงเดนไดรต์จะเติบโตและโลหะหลอมเหลวจะเต็มไปด้วยคาร์บอนและเกิดปฏิกิริยายูเทคติกที่อุณหภูมิเริ่มต้นปฏิกิริยายูเทคติก (T_{ES}) ซึ่งเกิดแกรไฟต์และอสเตนไนต์ไปจนถึงอุณหภูมิสิ้นสุดปฏิกิริยายูเทคติก (T_{EE}) ดังรูปที่ 2.15 สมดุลของระบบ Fe-C และกราฟการเย็นตัวของโลหะผสม C_0 ตัวแปรที่มีความสำคัญจากข้อมูลกราฟการเย็นตัวนั้นมีมากมายหลายส่วน เช่นอัตราการเย็นตัว (dT/dt) อุณหภูมิลิควิดัส (T_{LA}) อุณหภูมิยูเทคติกต่ำสุด (T_{Emin}) อันเดอร์คูลิ่งสูงสุด (ΔT_{max}) รีแคลเลชัน (ΔT) อันเดอร์คูลิ่งต่ำสุด (ΔT_{min}) อุณหภูมิยูเทคติกสูงสุด (T_{Emax}) และช่วงเวลาในการแข็งตัวดังรูปที่ 2.16 ซึ่งโลหะที่ส่วนผสมต่างกันจะให้ข้อมูลเหล่านี้แตกต่างกัน



รูปที่ 2.15 สมดุลของระบบ Fe-C และกราฟการเย็นตัวของโลหะผสม C_0
(Hamed Hoseini Hooshyar, 2011)

การวิเคราะห์ทางความร้อน ยังสามารถช่วยประเมินส่วนผสมทางเคมีได้อีกด้วยโดยใช้ความสัมพันธ์ระหว่างการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิและส่วนผสม โดยอาศัยพื้นฐานความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิลิควิดัส (T_L) และปริมาณคาร์บอน (%C) นอกจากนี้ยังมีความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิยูเทคติก (T_E) และปริมาณซิลิกอน (%Si) จากความสัมพันธ์ที่กล่าวมาสามารถที่จะประเมินส่วนผสมของคาร์บอนและซิลิกอนได้ จากข้อมูลทางวิชาการที่มีเป็นฐานข้อมูลสำคัญนำไปสู่การสร้างชุดอุปกรณ์วิเคราะห์ทางความร้อนที่สามารถทำงานได้อย่างอัตโนมัติและรายงานผลทันทีที่การแข็งตัวสิ้นสุด ยิ่งไปกว่านั้นยังสามารถทำนายแนวโน้มการเกิดชิลล์ซึ่งเป็นข้อบกพร่องของงานหล่อได้อีกด้วย



รูปที่ 2.16 สัญลักษณ์ที่ใช้ในการวิเคราะห์ทางความร้อนสำหรับเหล็กหล่อ
(D.M. Stefanescu, 2015)

2.5 โครงสร้างจุลภาค

2.5.1 แกรไฟต์

ลักษณะของแกรไฟต์โดยทั่วไปแบ่งออกเป็น 6 ชนิด ขึ้นอยู่กับขนาดและรูปร่างดังแสดงในรูปที่ 2.17 ประเภท A เป็นลักษณะของแกรไฟต์แผ่น ขนาดเล็กและกระจายอย่างสม่ำเสมอ มีลักษณะเป็นยูเทคติกแกรไฟต์ มีรูปร่างของแกรไฟต์เป็นเส้น ซึ่งในสามมิติเป็นแผ่นมีลักษณะโค้งไปมา ทั้งนี้เนื่องจากในขณะที่เกิดเป็นนิวเคลียสจะลอยอยู่ในเหล็กหลอมเหลว การขยายตัวในตอนแรกจะอิสระ และมีทิศทางไปตามแกน C ตามระบบผลึกหกเหลี่ยม (Hexagonal) ซึ่งเป็นทิศทางในการในการขยายตัว พอขยายตัวได้ระยะหนึ่งจะเข้าใกล้ผลึกของแกรไฟต์อันอื่นๆ ที่เกิดพร้อมๆ กันทำให้เกิดการแย่งอะตอมของคาร์บอนเพื่อการขยายตัวทำให้แผ่นของแกรไฟต์เกิดลักษณะโค้งยากต่อการที่ปลายแกรไฟต์จะชนกัน

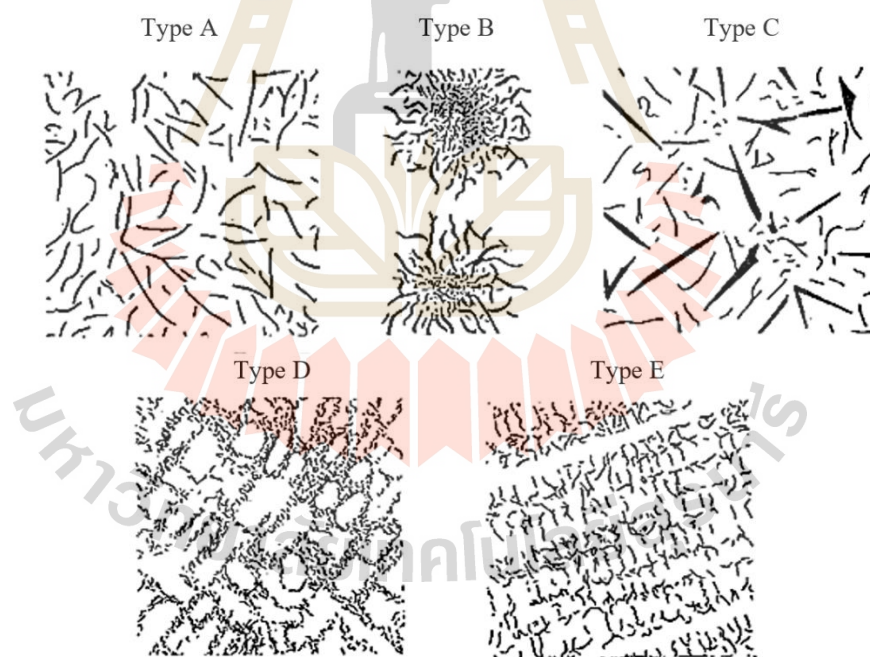
ประเภท B เป็นลักษณะของแกรไฟต์แผ่น (Flakes) ขนาดเล็กคล้ายประเภท A แต่การเกิดจะอยู่เป็นกลุ่มๆ โดยแกรไฟต์แผ่นแต่ละตัวจะพุ่งไปรวมกันตรงกลาง จัดเป็นยูเทคติกแกรไฟต์เช่นเดียวกันแต่การกระจายไม่สม่ำเสมอ มักจะพบแกรไฟต์ประเภทนี้ตรงบริเวณใจกลางของชิ้นงานหล่อที่บางหรือเหล็กหล่อที่ทำให้ผิวเย็นเร็ว (Chilled cast iron) ซึ่งเป็นลักษณะของเหล็กที่เรียกว่า มอตเติลคือ มีทั้งโครงสร้างที่เป็นเหล็กหล่อเทา และเหล็กหล่อขาว

ประเภท C เป็นลักษณะของแกรไฟต์ที่มีทั้งขนาดใหญ่ เนื่องจากการเกิดแกรไฟต์ปฐมภูมิ เฟสแรกเมื่อโลหะหลอมเหลวเย็นตัวลง เป็นลักษณะของแกรไฟต์ที่เกิดในเหล็กหล่อที่คาร์บอนและ

ซิลิกอนสูงคือ ค่าคาร์บอนสมมูลเกินกว่า 4.3% โดยน้ำหนัก เป็นส่วนผสมไฮเปอร์ยูเทคติก อัตราการเย็นตัวของเหล็กหล่ออยู่ในเกณฑ์ช้า ลักษณะเช่นนี้จะทำให้เหล็กมีความต้านทานแรงดึงต่ำและเหล็กจะมีเนื้อที่อ่อนนิ่ม

ประเภท D และ E ลักษณะของแกรไฟต์จะเป็นเกร็ดเล็กๆ แบบเดียวกับแกรไฟต์ยูเทคติก แต่การเกิดจะอยู่ตามขอบเกรน ลักษณะที่ต่างกันของแกรไฟต์ประเภท D และ E คือ ถ้าเป็นประเภท D จะเกิดในลักษณะที่ไม่มีทิศทาง (Random) แต่ประเภท E จะเกิดลักษณะมีทิศทาง (Orientation) แต่ทั้งสองประเภทจะเกิดตามขอบเกรน (Interdendritic) ถ้าปล่อยให้เหล็กเย็นช้าลงจะไม่เกิดแกรไฟต์ลักษณะนี้ แกรไฟต์ประเภท D และ E เป็นลักษณะที่ไม่ควรให้เกิดในเหล็กหล่อเพราะทำให้เหล็กเปราะและแตกหักง่าย แกรไฟต์ลักษณะนี้พบในเหล็กหล่อที่มีอัตราการเย็นตัวสูง และเกิดกับเหล็กหล่อที่มีส่วนผสมเป็นไฮโปยูเทคติก คือ มีค่าคาร์บอนสมมูลต่ำ

ประเภท N เป็นลักษณะของแกรไฟต์รูปร่างกลม เกิดได้เฉพาะในเหล็กหล่อที่มีความสะอาดหรือกรรมวิธีการผลิตแตกต่างไปจากการผลิตเหล็กหล่อเทา ลักษณะของแกรไฟต์กลมนี้มีผลต่อสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อมามาก โดยเฉพาะความต้านทานแรงดึงและความเหนียวทำให้เหล็กหล่อแกรไฟต์กลมมีชื่อเรียกว่า Semi steel

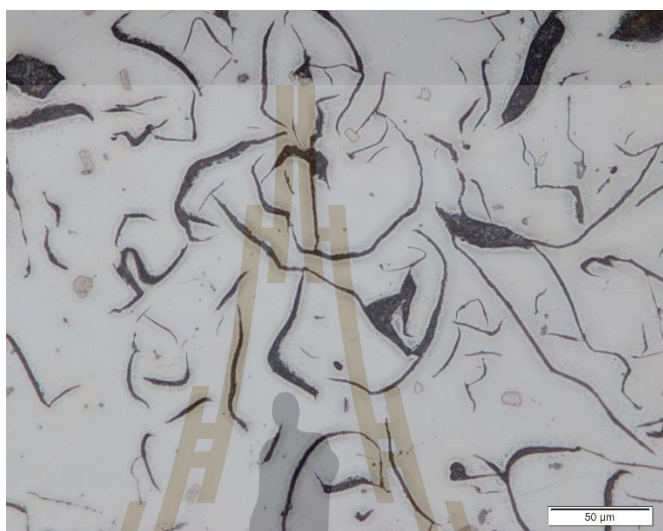


รูปที่ 2.17 ลักษณะแกรไฟต์ประเภทต่างๆ (มนัส สติรจินดา, 2543)

2.5.2 โครงสร้างพื้นฐาน

โครงสร้างพื้นฐานของเหล็กหล่อเทามีสามประเภท คือ เฟอร์ไรท์ เฟอร์ไรต์ และผสมกันระหว่างเฟอร์ไรท์กับเฟอร์ไรต์ดังแสดงในรูปที่ 2.18 โดยหลักทางโลหวิทยาจะถือว่าโครงสร้างเฟอร์ไรต์เป็นโครงสร้างที่ให้คุณสมบัติทนแรงดึงได้สูงสุด ส่วนโครงสร้างผสมระหว่างเฟอร์ไรท์กับเฟอร์ไรต์จะให้

คุณสมบัติทนแรงดึงลดลงไปตามปริมาณเฟิร์ลไลต์ เพราะฉะนั้นถ้าจะให้ได้เหล็กหล่อคุณภาพดีจะต้องควบคุมส่วนผสมโดยปริมาณของคาร์บอนและซิลิกอน ซึ่งสัมพันธ์กับความหนาหรือเส้นผ่านศูนย์กลางของชิ้นงาน เช่น เหล็กมีคาร์บอน 3.0% โดยน้ำหนัก ซิลิกอน 1.5% โดยน้ำหนัก ถ้าจะให้ได้โครงสร้างเฟิร์ลไลต์จะต้องมีความหนาไม่เกิน 25 มิลลิเมตร (ใช้ทรายเป็นวัสดุทำแบบหล่อ)



(a)



(b)

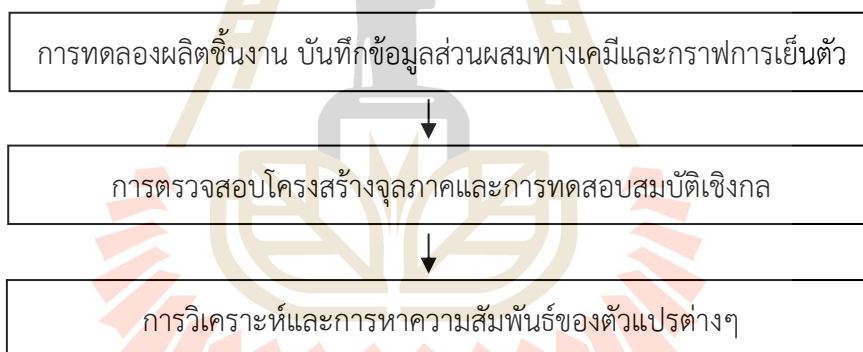
รูปที่ 2.18 โครงสร้างจุลภาคเหล็กหล่อเทา (a) เฟอไรติกกับ (b) เฟิร์ลไลติก

บทที่ 3

วิธีดำเนินการวิจัย

3.1 บทนำ

การศึกษานี้เพื่อหาอิทธิพลของไทเทเนียมต่อพฤติกรรมการแข็งตัวของโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเทา โดยหาความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณไทเทเนียมกับตัวแปรทางความร้อน ได้แก่ อุณหภูมิหลอม (T_{LA}) อุณหภูมิอินเตอร์คูลิ่ง (T_{EU}) อุณหภูมิยูเทคติกรีแคลเลชัน (T_{ER}) อินเตอร์คูลิ่งสูงสุด (ΔT_{max}) และอินเตอร์คูลิ่งต่ำสุด (ΔT_{min}) นอกจากนี้แล้วยังหาความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณไทเทเนียมกับโครงสร้างจุลภาค สมบัติเชิงกล ประกอบด้วย ความแข็ง ความแข็งแรง และความต้านทานการสึกหรอ โดยเริ่มจากการทดลองผลิตชิ้นงาน บันทึกข้อมูลส่วนผสมทางเคมีและกราฟการเย็นตัว จากนั้นตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและทดสอบสมบัติเชิงกล แล้ววิเคราะห์และหาความสัมพันธ์ของตัวแปรต่างๆ ตามลำดับ โดยดำเนินการวิจัยแสดงดังรูปที่ 3.1



รูปที่ 3.1 การดำเนินการวิจัย

3.2 การทดลองผลิตชิ้นงาน การบันทึกข้อมูลส่วนผสมทางเคมีและกราฟการเย็นตัว

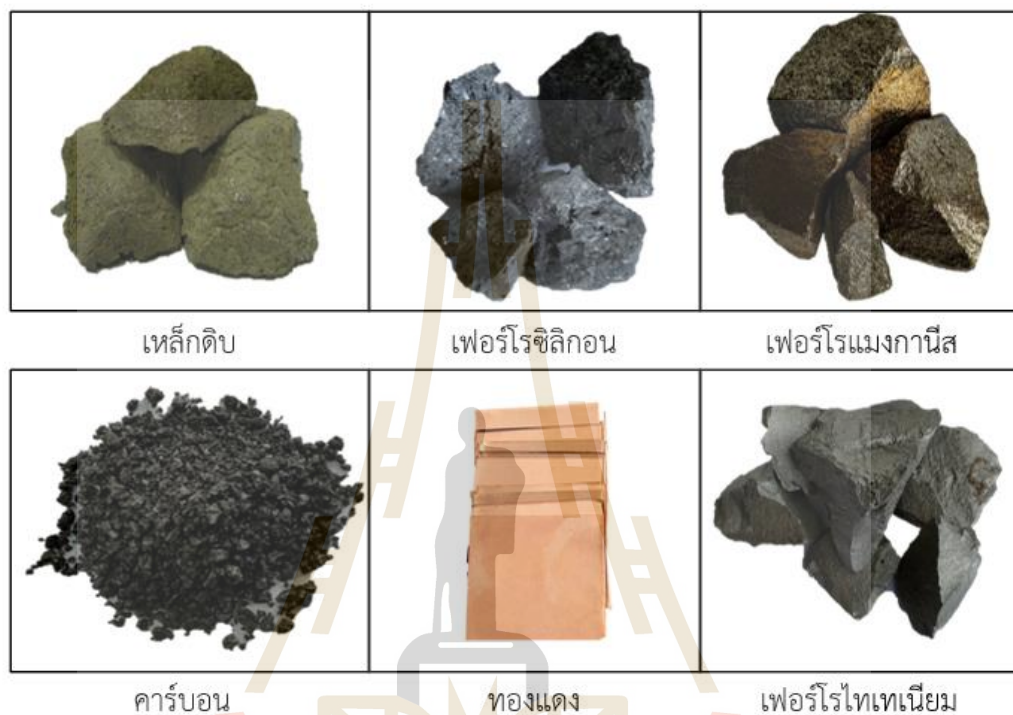
3.2.1 การผลิตเหล็กหล่อเทาและการบันทึกข้อมูลส่วนผสมทางเคมี

การผลิตเหล็กหล่อเทาและการบันทึกข้อมูลส่วนผสมทางเคมีประกอบไปด้วยเครื่องมือและอุปกรณ์ดังต่อไปนี้ เตาหลอมเหนียวนำไฟฟ้าขนาด 100 kg เครื่องตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีแม่พิมพ์ขึ้นงาน ตัวอย่างสำหรับตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี (แม่พิมพ์เหรียญสเปคโตร) แบบหล่อทราย CO_2 เทอร์โมคัปเปิ้ล กระบวยตักน้ำเหล็กและเบ้ารองรับน้ำโลหะหลอมเหลวขนาด 40 kg ดังรูปที่ 3.2



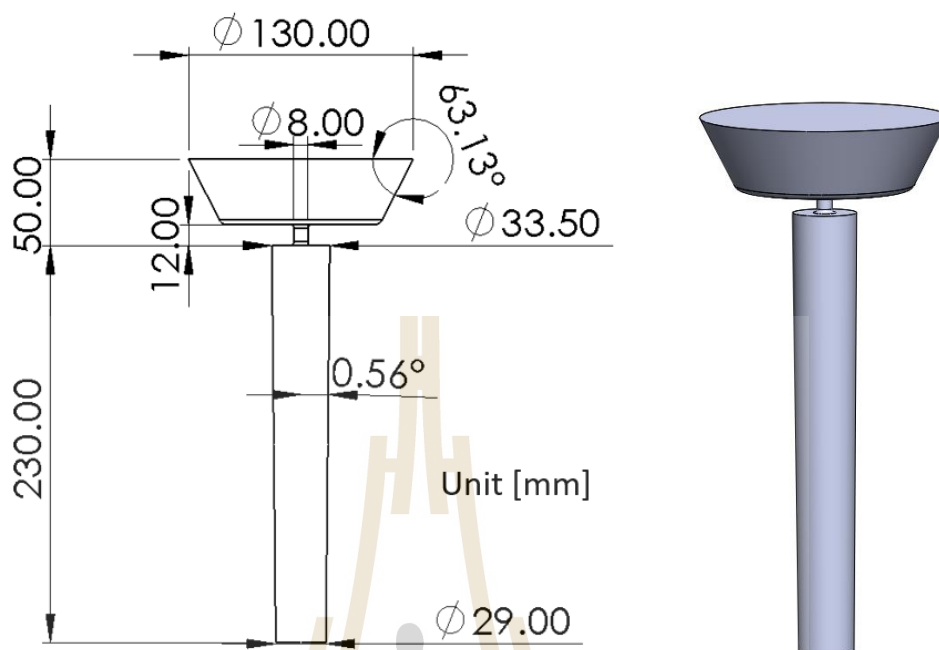
รูปที่ 3.2 เครื่องมือและอุปกรณ์สำหรับการผลิตเหล็กหล่อเทา

วัตถุดิบสำหรับการหลอมได้แก่ เหล็กดิบ (Pig iron) เฟอร์โรซิลิกอน (Fe-Si) เฟอร์โรแมงกานีส (Fe-Mn) เฟอร์โรไทเทเนียม (Fe-Ti) คาร์บอน และทองแดง ดังรูปที่ 3.3 โดยเหล็กดิบเป็นวัตถุดิบหลักในการหลอม สำหรับเฟอร์โรซิลิกอน เฟอร์โรแมงกานีส เฟอร์โรไทเทเนียม คาร์บอน และทองแดง เป็นวัตถุดิบสำหรับการปรับส่วนผสมให้เป็นไปตามเงื่อนไขการทดลอง



รูปที่ 3.3 วัตถุดิบสำหรับการผลิตเหล็กหล่อเทา

การจัดเตรียมแบบหล่อทราย CO_2 เริ่มจากการผสมทราย (SiO_2) กับโซเดียมซิลิเกต (Na_2SiO_3) โดยใช้โซเดียมซิลิเกต 5% ของน้ำหนักทรายในเครื่องผสมทรายแล้วปล่อยให้เครื่องผสมทรายดำเนินการผสมจนทรายเป็นเนื้อเดียวกันกับโซเดียมซิลิเกตโดยใช้เวลาเฉลี่ย 15 นาที จากนั้นวางกระสวน (Pattern) ที่มีขนาดและรูปร่างตามมาตรฐาน ASTM A48 ดังรูปที่ 3.4 สำหรับการผลิตชิ้นงานตัวอย่าง ลงในหีบเหล็กแล้วใส่ทรายที่ผสมเสร็จแล้วลงไปลงในหีบเหล็กที่มีกระสวนอยู่ในตำแหน่งที่เหมาะสม แล้วทำการอัดหรือตำทรายให้แน่นพร้อมเจาะรูระบายก๊าซ (หรือรูไอ) ที่ผิวแบบหล่อทราย ลึกลงไปใกล้กระสวน จากนั้นพ่นก๊าซคาร์บอนไดออกไซด์ (CO_2) ให้ทั่วบริเวณแบบหล่อทรายจนทรายภายในหีบเหล็กมีความแข็งแรง จากนั้นถอดกระสวนออกจากแบบหล่อทรายโดยที่แบบหล่อทรายยังอยู่ในหีบเหล็ก จะได้แบบหล่อทรายลักษณะดังรูปที่ 3.5



รูปที่ 3.4 ขนาดและรูปร่าง 3 มิติของกระสวนสำหรับผลิตชิ้นงานตัวอย่าง



รูปที่ 3.5 ลักษณะแบบหล่อทราย CO₂

ในกระบวนการหลอมเหล็กหล่อดำเนินการโดย นำเหล็กดิบเติมลงในเตาขดลวดเหนี่ยวนำไฟฟ้า ปริมาณ 90 kg แล้วเปิดการทำงานเตาขดลวดเหนี่ยวนำไฟฟ้า โดยเริ่มจากกำลังไฟฟ้า 5 kWh เป็นเวลา 30 นาทีเพื่อเป็นการอุ่นเตา จากนั้นเพิ่มกำลังไฟฟ้า 5 kWh ทุกๆ 15 นาทีจนกระทั่งถึงกำลังไฟฟ้า 35 kWh แล้วรอจนกว่าเหล็กดิบเกิดการหลอม จากนั้นปรับส่วนผสมทางเคมี โดยเติมเฟอร์โรซิลิกอนสำหรับปรับปริมาณซิลิกอน เติมเฟอร์โรแมงกานีสสำหรับปรับปริมาณแมงกานีส เติมเฟอร์โรไทเทเนียมสำหรับปรับปริมาณไทเทเนียม เติมคาร์บอนสำหรับปรับปริมาณคาร์บอน และเติมทองแดงสำหรับปรับปริมาณทองแดง จากนั้นตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี โดยตักน้ำเหล็กจากเตาหลอมด้วยกระบวยตักน้ำเหล็กแล้วเทลงแม่พิมพ์เหรียญสเปคโตร เมื่อขึ้นงานแข็งตัวและเย็นแล้ว นำไปขัดด้วยกระดาษทรายสายพานเพื่อปรับระนาบแล้วตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีด้วย เครื่องออปติคอลลิมิซชันสเปคโตรมิเตอร์ (Optical emission spectrometer : OES) ดังรูปที่ 3.6 เมื่อส่วนผสมทางเคมีเป็นไปตามเงื่อนไขที่กำหนดแล้ว จึงเทน้ำเหล็กหลอมเหลวจากเตาหลอมขดลวดเหนี่ยวนำไฟฟ้าลงไปยังเบ้ารองรับน้ำโลหะหลอมเหลว ที่มีสารอินนอคูแลนต์ (Inoculant) 0.3% โดยน้ำหนักอยู่ที่ด้านล่างเบ้ารองรับน้ำโลหะหลอมเหลว โดยควบคุมอุณหภูมิน้ำเหล็กหลอมเหลวในเตาหลอมก่อนเทลงเบ้ารองรับน้ำโลหะหลอมเหลวในช่วง 1450 -1500 °C หลังจากเทลงเบ้ารองรับน้ำโลหะหลอมเหลวแล้ว ตักน้ำเหล็กด้วยกระบวยแล้วเทลงแม่พิมพ์เหรียญสเปคโตรสำหรับตัวอย่างตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีภายหลังทำอินนอคูแลชั่น จากนั้นนำน้ำเหล็กหลอมเหลวเทลงแบบหล่อทราย CO₂ ที่จัดเตรียมไว้จำนวน 8 แบบสำหรับ 1 เงื่อนไขทันทีเพื่อรักษาอุณหภูมิให้อยู่ในช่วง 1350 - 1450 °C ใช้เวลาเทน้ำเหล็ก 5 นาทีโดยประมาณ ดังรูปที่ 3.7 จากนั้น รอให้น้ำเหล็กแข็งตัวและอุณหภูมิลดลงจนถึงอุณหภูมิห้องแล้วรื้อแบบแบบหล่อทราย CO₂ จะได้ชิ้นงานภายหลังการหล่อดังรูปที่ 3.8 โดยส่วนผสมทางเคมีของแต่ละเงื่อนไขแสดงดังตารางที่ 3.1



รูปที่ 3.6 การเตรียมตัวอย่างเหรียญสเปคโตร (ซ้าย) และการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีด้วยเครื่อง OES (ขวา)



รูปที่ 3.7 การเทน้ำโลหะหลอมเหลวลงแบบหล่อทราย CO₂



รูปที่ 3.8 ตัวอย่างชิ้นงานภายหลังการหล่อ

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อเทาที่ไทเทเนียมต่างๆ

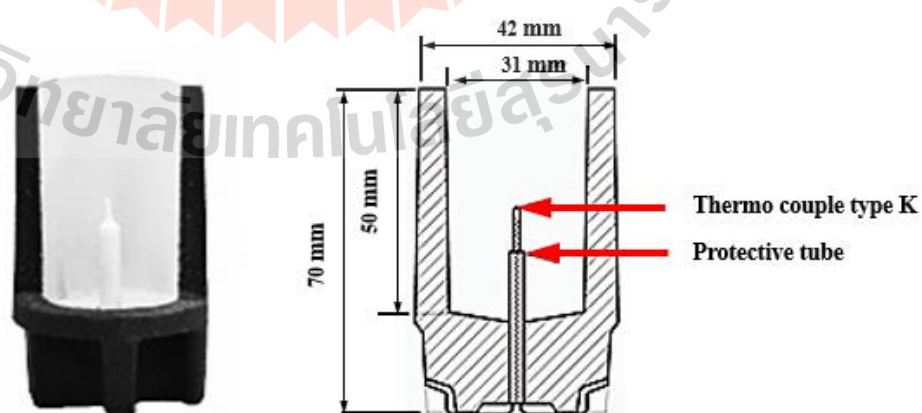
| Heat | CE | ร้อยละโดยน้ำหนัก (wt.%) | | | | | | |
|------|------|-------------------------|------|------|-------|-------|------|-------|
| | | %C | %Si | %Mn | %P | %S | %Cu | %Ti |
| 1 | 4.41 | 3.52 | 2.63 | 0.19 | 0.046 | 0.042 | 0.72 | 0.033 |
| 2 | 4.36 | 3.47 | 2.66 | 0.20 | 0.044 | 0.042 | 0.72 | 0.132 |
| 3 | 4.38 | 3.51 | 2.55 | 0.19 | 0.044 | 0.043 | 0.78 | 0.222 |
| 4 | 4.41 | 3.56 | 2.51 | 0.19 | 0.043 | 0.045 | 0.77 | 0.288 |
| 5 | 4.40 | 3.54 | 2.54 | 0.21 | 0.040 | 0.044 | 0.74 | 0.349 |

3.2.2 การเก็บข้อมูลกราฟการเย็นตัว

ในระหว่างที่น้ำเหล็กหลอมเหลวผ่านการทำอินออกซิเดชันอยู่ในเบ้ารองรับน้ำโลหะ หลังการเก็บตัวอย่างชิ้นงานสำหรับตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี ทำการตักน้ำโลหะหลอมเหลวด้วยกระบวยตักน้ำเหล็กเทลงถ้วยทราย (SG cup) ดังรูปที่ 3.9 โดยถ้วยทราย (SG cup) มีขนาดและมิติดังรูปที่ 3.10 ติดตั้งบนฐานเหล็กเชื่อมต่อกับระบบวิเคราะห์ทางความร้อน ประกอบไปด้วยเทอร์โมคัปเปิล Type K สำหรับวัดอุณหภูมิ (SG cup with thermo couple type K) อุปกรณ์แปลงสัญญาณข้อมูล (Data acquisition system) และคอมพิวเตอร์ดังรูปที่ 3.11 การเก็บข้อมูลอุณหภูมิจะใช้อัตราตัวอย่าง (Sample rate) อยู่ที่ 1 วินาที กราฟการเย็นตัวที่ได้รับจากการวัดด้วยอุปกรณ์วิเคราะห์ทางความร้อนประกอบด้วยข้อมูลอุณหภูมิกับเวลาดังรูปที่ 3.12



รูปที่ 3.9 การเทน้ำเหล็กสำหรับบันทึกกราฟการเย็นตัว



รูปที่ 3.10 ภาชนะตัดขวางและขนาดถ้วยทราย SG

3.3 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและการทดสอบสมบัติเชิงกล

3.3.1 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

การเตรียมตัวอย่างสำหรับการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค โดยนำชิ้นงานทรงกระบอกที่ได้จากแบบหล่อทราย CO_2 มาตัดด้วยเครื่องเลื่อยสายพานให้ชิ้นงานมีความหนา 0.5 นิ้ว ดังรูปที่ 3.13 จากนั้นนำชิ้นงานที่ตัดแล้วไปปรับระนาบด้วยเครื่องขัดกระดาษทรายแบบสายพาน เมื่อได้ระนาบแล้วนำไปขัดด้วยเครื่องขัดชิ้นงานแบบจานหมุนโดยใช้กระดาษเบอร์ 100 250 320 400 600 800 1000 และ 1200 ตามลำดับ การเปลี่ยนเบอร์กระดาษทรายระหว่างขัดทำโดย ก่อนการขัดเบอร์ถัดไปต้องปรับทิศทางของการขัดชิ้นงานโดยให้รอยขัดกระดาษทรายเดิมตั้งฉากกับรอยขัดกระดาษทรายใหม่แล้วขัดจนรอยเดิมหมดไป ทั้งนี้ชิ้นงานต้องคงระนาบเดิมไว้ด้วย เมื่อขัดกระดาษจนถึงเบอร์ 1200 แล้วนำไปขัดละเอียดด้วยผงขัดอะลูมินาขนาด 0.3 และ 0.05 ไมโครเมตรตามลำดับ ดังรูปที่ 3.14



รูปที่ 3.13 ชิ้นงานตัวอย่าง



รูปที่ 3.14 เครื่องขัดชิ้นงานแบบจานหมุน

หลังจากขัดละเอียดด้วยผงขัดอะลูมินาจะได้ชิ้นงานตัวอย่างสำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคก่อนกัดชิ้นรอย จากนั้นนำชิ้นงานที่ผ่านการขัดชิ้นเงาไปกัดชิ้นรอยด้วยสารละลายไนตอล 3% (Nital solution 3%) ดังรูปที่ 3.15 ชิ้นงานก่อนกัดชิ้นรอยและหลังกัดชิ้นรอยถูกตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ดังรูปที่ 3.16 ที่กำลังขยาย 50 100 และ 200 เท่า โดยชิ้นงานก่อนกัดชิ้นรอยจะให้ข้อมูลโครงสร้างจุลภาคที่บ่งถึงขนาดและลักษณะเกรไฟต์ สำหรับชิ้นงานหลังกัดชิ้นรอยจะให้ข้อมูลโครงสร้างจุลภาคที่มีองค์ประกอบของโครงสร้างพื้นเพิ่มเติม เช่น เฟอไรต์ เฟอร์ไรท์ เป็นต้น



รูปที่ 3.15 การกัดชิ้นรอยของชิ้นงานตัวอย่าง



รูปที่ 3.16 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

3.3.2 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

การเตรียมตัวอย่างสำหรับการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ดังรูปที่ 3.17 จัดเตรียมคล้ายกับการเตรียมตัวอย่างชิ้นงานสำหรับการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงแต่มีขนาด $1 \times 1.8 \times 1$ cm ดังรูปที่ 3.18 เพื่อเข้าฐานวางตัวอย่างชิ้นงานภายในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดได้ จากนั้นนำชิ้นงานที่ผ่านการขัดด้วยอะลูมินาไปกัดชิ้นรอยด้วยสารละลายไนตอล 3% (Nital solution 3%) เป็นเวลา 5 วินาทีสำหรับดูโครงสร้างพื้น และอนุภาคสารประกอบไทเทเนียม นอกจากนี้ อนุภาคที่สนใจจะถูกตรวจสอบด้วยการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีด้วยสเปกโตรเมตรีรังสีเอกซ์แบบกระจายพลังงาน (Energy dispersive x-ray spectroscopy : EDS)



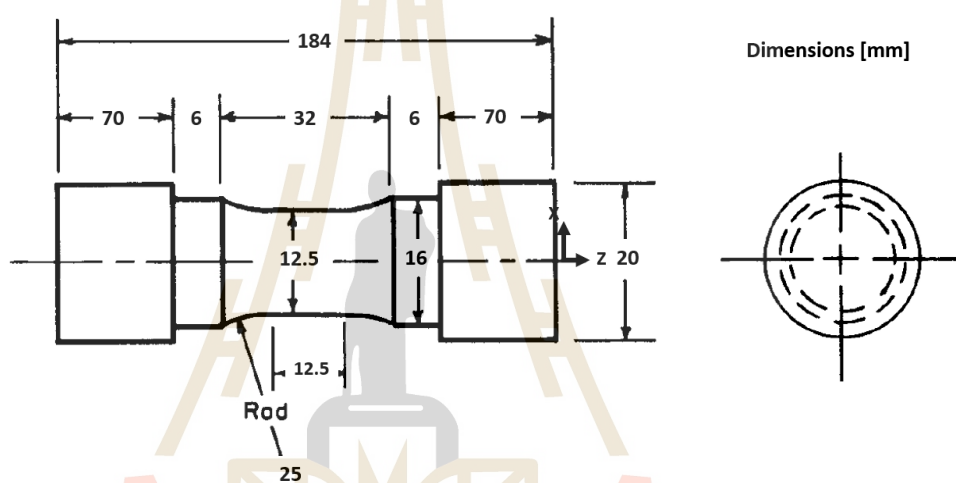
รูปที่ 3.17 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด



รูปที่ 3.18 ตัวอย่างชิ้นงานสำหรับการวิเคราะห์ด้วย SEM และ EDS

3.3.3 การทดสอบความแข็งแรง

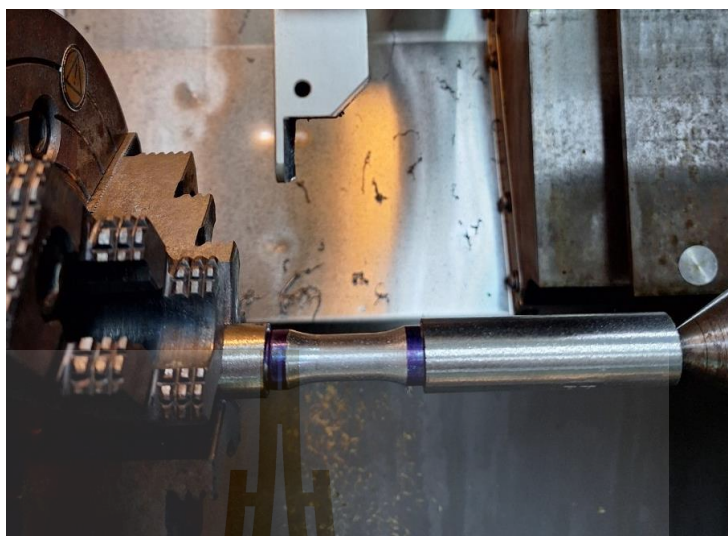
การเตรียมตัวอย่างสำหรับการทดสอบความแข็งแรง ทำโดยนำชิ้นงานภายหลังการหล่อที่มีลักษณะทรงกระบอกมากำจัดผิวทรายออกแล้วกลึงปอกผิว ให้ได้ขนาดเป็นไปตามมาตรฐาน ASTM A48/A 48M ซึ่งมีขนาดดังแสดงในรูปที่ 3.19 เมื่อนำข้อมูลขนาดตามมาตรฐานมาทำการออกแบบเป็น 3 มิติ ด้วยโปรแกรมเขียนแบบจะได้ลักษณะชิ้นงานดังรูป 3.20 ในลำดับถัดมานำชิ้นงานขึ้นที่ปอกผิวแล้วมาทำการขึ้นรูปให้ได้ขนาดมาตรฐานตามที่กล่าวข้างต้นด้วยเครื่องกลึงอัตโนมัติ (Computer numerical control : CNC) แบบ 3 แกน ดังรูปที่ 3.21 เมื่อดำเนินการขึ้นรูปตัวอย่างชิ้นงานทดสอบแรงดึงด้วยเครื่อง CNC แบบ 3 แกนเสร็จแล้วจะได้ลักษณะชิ้นงานตามรูปที่ 3.22



รูปที่ 3.19 ขนาดตัวอย่างสำหรับทดสอบแรงดึง



รูปที่ 3.20 ชิ้นงานทดสอบแรงดึงแบบ 3 มิติ

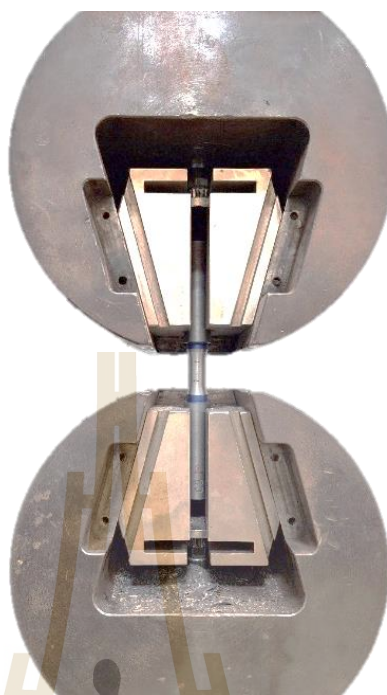


รูปที่ 3.21 การขึ้นรูปตัวอย่างชิ้นงานทดสอบแรงดึงด้วยเครื่อง CNC



รูปที่ 3.22 ชิ้นงานทดสอบแรงดึง

นำตัวอย่างชิ้นงานที่ขึ้นรูปเสร็จแล้วมาติดตั้งและทดสอบแรงดึงด้วยเครื่องทดสอบแรงดึง (Universal testing machine : UTM) ตามมาตรฐาน ASTM E8/E8M ดังรูปที่ 3.23 โดยเคลื่อนที่ในแนวเดียวกับทิศตรงข้ามแรงโน้มถ่วงโลกและความเร็วในการเคลื่อนที่ของชุดจับชิ้นงานอยู่ที่ 10 mm/min หรือ 0.167 mm/s คิดเป็นค่าอัตราความเครียด (Stain rate) ประมาณ 0.0009/s ตัวอย่างชิ้นงานที่ใช้ทดสอบจำนวน 3 ชิ้นงานใน 1 เงื่อนไข



รูปที่ 3.23 การติดตั้งและทดสอบแรงดึงสำหรับชิ้นงานตัวอย่างด้วยเครื่องทดสอบแรงดึง

3.3.4 การทดสอบความแข็ง

การเตรียมตัวอย่างสำหรับทดสอบความแข็ง ดำเนินการโดยตัดชิ้นงานตัวอย่างที่ได้จากกระบวนการผลิตชิ้นงานตัวอย่างขนาด 1 นิ้ว และปรับระนาบผิวของชิ้นที่จะทำการทดสอบให้มีลักษณะ ดังรูปที่ 3.24 จากนั้นนำไปทดสอบด้วยเครื่องวัดความแข็งแบบ Brinell ตามมาตรฐาน ASTM E10 ดังรูปที่ 3.25 ด้วยหัวบอลเหล็กกล้าชุบแข็งขนาด 10 mm น้ำหนักแรงกด 3000 kgf เวลาคงค้างหัวกด (Dwell time) 10 ถึง 15 วินาที ได้ลักษณะรอยกดดังรูปที่ 3.26 จากรอยกดที่ได้ นำมาวัดขนาดรอยกด (d) ด้วยกล้องสเตอริโอ (Leica EZ4 stereo microscope) จากนั้นนำขนาดรอยกดที่วัดได้ไปคำนวณหาความแข็งจากสมการ ดังนี้

$$HB = \frac{2F_{kgf}}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad \text{สมการ 3.1}$$

โดย F_{kgf} คือ น้ำหนักแรงกด (kgf)

D คือ ขนาดหัวบอล (mm)

d คือ ขนาดรอยกด (mm)

ใน 1 เจ็อนไซจะทดสอบความแข็งจำนวน 3 ตำแหน่งเพื่อคิดเป็นเฉลี่ย



รูปที่ 3.24 ชิ้นงานตัวอย่างสำหรับวัดความแข็ง



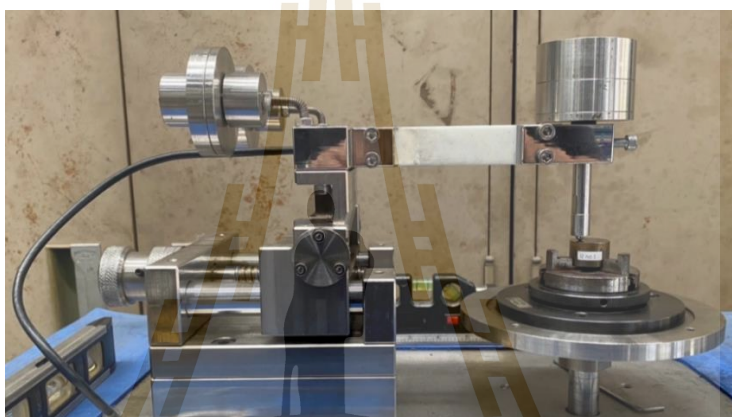
รูปที่ 3.25 เครื่องวัดความแข็งแบบบริเนล (Wilson Brinell Model MJ)



รูปที่ 3.26 รอยกดด้วยเครื่องวัดความแข็งแบบบริเนล

3.3.5 การทดสอบความต้านทานการสึกหรอ

เตรียมตัวอย่างขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 25 mm และความหนา 10 mm โดยพื้นผิวที่ทดสอบถูกขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 100 250 350 400 600 800 1000 และ 1200 ขัดละเอียดด้วยผงขัดอะลูมินาขนาด 0.3 และ 0.05 ไมโครเมตรตามลำดับ จากนั้นนำชิ้นงานไปทดสอบด้วยเครื่องทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบ Pin-on-Disc ตามมาตรฐาน ASTM G99 ดังรูปที่ 3.27 โดยติดตั้งชิ้นงานที่แทนจับชิ้นงานดังรูปที่ 3.28 หัว Pin ที่ใช้สำหรับกดชิ้นงานคือ หัวบอลเหล็กกล้า (100 Cr6 AISI 52 100) ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 6 mm จากนั้นทดสอบโดยใช้เงื่อนไขการทดสอบตามตารางที่ 3.2 โดยมีระบบการทดสอบการสึกหรอแบบ Pin-on-Disk ดังรูปที่ 3.29



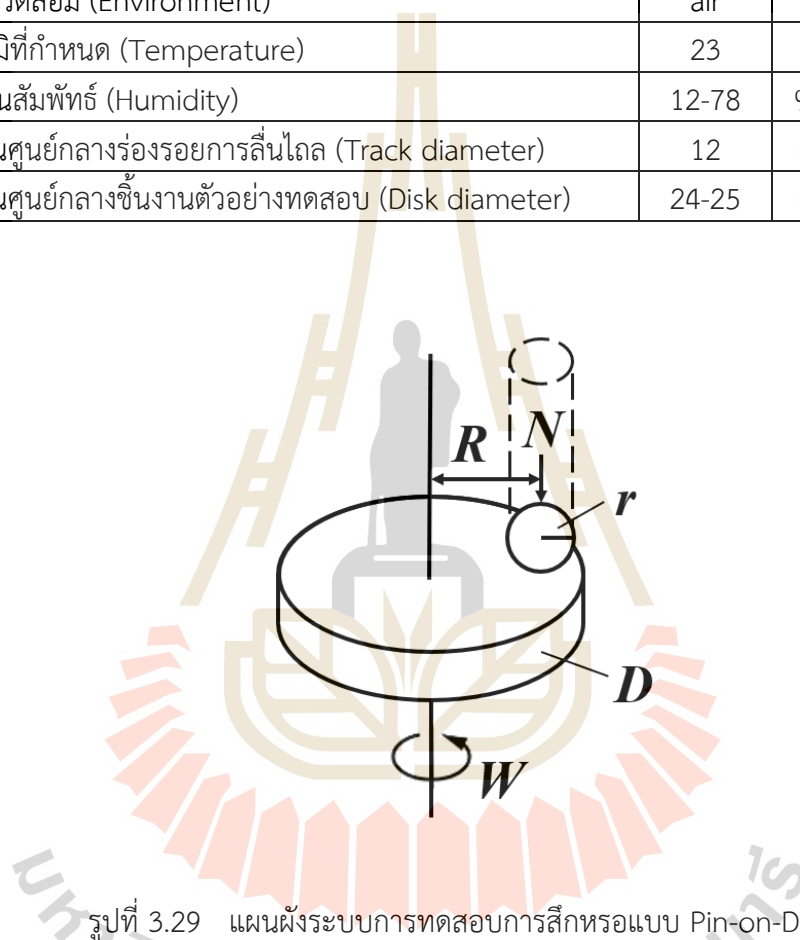
รูปที่ 3.27 เครื่องทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบ Pin-on-Disk



รูปที่ 3.28 การติดตั้งชิ้นงานตัวอย่างบนเครื่องทดสอบความต้านทานการสึกหรอ

ตารางที่ 3.2 เงื่อนไขใช้ในการทดสอบความต้านทานการสึกหรอแบบ Pin-on-Disc

| ตัวแปรสำหรับการทดสอบ | | หน่วย | สัญลักษณ์ |
|---|-------|-------|-----------|
| แรงปกติ (Normal force) | 10 | N | N |
| ความเร็วในการลื่นไถล (Sliding speed) | 0.1 | m/s | W |
| ระยะทางที่ลื่นไถล (Sliding distance) | 1000 | M | X |
| เส้นผ่านศูนย์กลางปลายพินแบบทรงกลม (Pin-end diameter) | 6 | mm | d, 2r |
| สภาพแวดล้อม (Environment) | air | - | - |
| อุณหภูมิที่กำหนด (Temperature) | 23 | °C | - |
| ความชื้นสัมพัทธ์ (Humidity) | 12-78 | %RH | - |
| เส้นผ่านศูนย์กลางร่องรอยการลื่นไถล (Track diameter) | 12 | mm | 2R |
| เส้นผ่านศูนย์กลางชิ้นงานตัวอย่างทดสอบ (Disk diameter) | 24-25 | mm | D |



รูปที่ 3.29 แผนผังระบบการทดสอบการสึกหรอแบบ Pin-on-Disc

เมื่อการทดสอบเสร็จสิ้นชิ้นงานมีลักษณะดังรูปที่ 3.30 โดยสามารถหาค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน (μ) กับอัตราการสึกหรอจำเพาะ (W_s) ได้จากสมการ 3.2 และ 3.3

$$F_{\text{friction}} = \mu N \quad \text{สมการ 3.2}$$

$$W_s = V/XN \quad \text{สมการ 3.3}$$

โดย N คือ แรงปกติ (N)

F_{friction} คือ แรงเสียดทาน (N)

V คือ ปริมาตรที่สูญเสียของตัวอย่างชิ้นงานทดสอบ (mm^3)

X คือ ระยะทางที่ลื่นไถล (m)

เมื่อพิจารณาจากรอยที่เกิดขึ้นบนพื้นผิวที่ทดสอบจะมีลักษณะดังรูปที่ 3.31 โดยรอยที่เกิดมีความกว้างเรียกว่า ความกว้างของรอยสึกหรอ (Wear track width) จากนั้นวัดความกว้างของรอยสึกหรอของตัวอย่างชิ้นงานที่ทดสอบของแต่ละเงื่อนไขจากจำนวน 3 ตัวอย่างใน 1 เงื่อนไข แล้วนำไปคำนวณปริมาตรที่สูญเสียของตัวอย่างชิ้นงานทดสอบ (Disk volume loss) ตามสมการดังนี้

$$\text{Disk volume loss} = 2\pi R [r^2 \sin^{-1}(d/2r) - (d/4) (4r^2 - d^2)^{1/2}] \quad \text{สมการ 3.4}$$

โดย R คือ รัศมีของรอยสึกหรอ (mm)

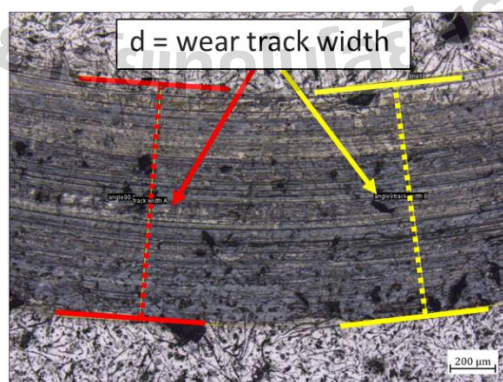
d คือ ความกว้างของรอยสึกหรอ (mm)

r คือ รัศมีของหัวบอล (mm)

ใน 1 เงื่อนไขจะคำนวณปริมาตรที่สูญเสียของตัวอย่างชิ้นงานทดสอบจำนวน 3 ข้อมูลเพื่อมาคิดเป็นค่าเฉลี่ย



รูปที่ 3.30 ชิ้นงานหลังทดสอบการสึกหรอแบบ Pin-on-Disc เสร็จสิ้น



รูปที่ 3.31 รอยจากการทดสอบการสึกหรอแบบ Pin-on-Disc

3.4 การวิเคราะห์และการหาความสัมพันธ์ของตัวแปรต่างๆ

การวิเคราะห์เพื่อหาความสัมพันธ์เกี่ยวข้องกับผลทางความร้อน โครงสร้างจุลภาค สมบัติเชิงกล และการกระจายตัวของธาตุผสมของเหล็กหล่อเทาผสมปริมาณไทเทเนียมดำเนินการดังนี้

3.4.1 ความสัมพันธ์ตัวแปรต่างๆ กับปริมาณไทเทเนียม

จากการทดลองในส่วนของการผลิตเหล็กหล่อเทาผสมไทเทเนียมได้ข้อมูลตัวแปรที่สำคัญที่เกี่ยวกับข้อมูลทางความร้อน โครงสร้างจุลภาค และสมบัติเชิงกล จากนั้นนำข้อมูลที่ได้มาหาระดับความสัมพันธ์ดังสมการนี้

$$R^2 = \frac{N\sum XY - (\sum X)(\sum Y)}{\sqrt{[N\sum X^2 - (\sum X)^2][N\sum Y^2 - (\sum Y)^2]}}$$

สมการ 3.5

โดยที่ R^2 คือ สหสัมพันธ์ X คือ ข้อมูลชุดที่หนึ่ง เช่น ปริมาณไทเทเนียม Y คือ ข้อมูลชุดที่สอง เช่น ปริมาณเฟส เป็นต้น แล้วพิจารณาถึงความสัมพันธ์โดย ถ้าค่า R^2 อยู่ในช่วง 0.7 - 1.0 แสดงว่าข้อมูลนั้นมีความสัมพันธ์กันอย่างมีนัยสำคัญ

3.4.2 การวิเคราะห์การกระจายตัวธาตุผสมด้วย EPMA

การเตรียมตัวอย่างสำหรับการวิเคราะห์การกระจายตัวธาตุผสมด้วยเทคนิคโพรบอิเล็กตรอน (Electron probe microanalysis : EPMA) คล้ายกับการเตรียมตัวอย่างชิ้นงานสำหรับการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงโดยผ่านการกัดชิ้นรอยซึ่งมีขนาด $1 \times 1.8 \times 1$ cm โดยประมาณ โดยมีลักษณะชิ้นงานดังรูปที่ 3.32 ซึ่งชิ้นงานเหล็กหล่อเทาผสมไทเทเนียมที่ใช้เป็นตัวอย่างในการวิเคราะห์มีส่วนผสมทางเคมีเฉลี่ยดังตารางที่ 3.3

ตารางที่ 3.3 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อเทาผสมไทเทเนียม

| ร้อยละโดยน้ำหนัก (wt.%) | | | | | | |
|-------------------------|------|------|-------|-------|------|-------|
| %C | %Si | %Mn | %P | %S | %Cu | %Ti |
| 3.47 | 2.66 | 0.20 | 0.044 | 0.045 | 0.72 | 0.132 |



รูปที่ 3.32 ชิ้นงานตัวอย่างสำหรับวิเคราะห์ EPMA

ภายใต้การตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดจะเห็นลักษณะโครงสร้างจุลภาค ประกอบด้วยเดนไดรต์ (พื้นที่ว่างลูกศรสีเหลือง) แกรไฟต์ (พื้นที่ที่มีอนุภาครูปทรงแบนบางสีดำ) และเฟิร์สไลท์พื้นสีขาว (ลูกศรสีแดง) จากข้อมูลดังกล่าวนี้ทำการ ถ่ายภาพ และสร้างภาพแสดงการกระจายตัวขององค์ประกอบ (Mapping) โดยเลือกกำลังขยายที่ 100x ดังรูปที่ 3.33 เพื่อแสดงการกระจายของธาตุดังต่อไปนี้ คาร์บอน ซิลิกอน แมงกานีส ฟอสฟอรัส กำมะถัน ทองแดง และไทเทเนียม จำนวน 1 บริเวณ



รูปที่ 3.33 ภาพ SEM ชิ้นงานตัวอย่างที่กำลังขยาย X100

บทที่ 4 ผลการวิจัยและอภิปรายผล

4.1 ส่วนผสมทางเคมี

จากผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีด้วยเทคนิคออปติคัลอีมิสชันสเปกโตรเมทรี ได้รับข้อมูลธาตุผสมประกอบด้วย คาร์บอน ซิลิกอน แมงกานีส ฟอสฟอรัส กำมะถัน ทองแดง และไทเทเนียม แสดงดังตารางที่ 4.1 โดย Heat ที่ 1 4 และ 5 เป็นส่วนผสมไฮเปอร์ยูเทคติก มีค่าคาร์บอนสมมูล (CE) อยู่ที่ 4.41 4.41 และ 4.40 ตามลำดับ สำหรับ เงื่อนไข ที่ 2 และ 3 เป็นส่วนผสมใกล้ยูเทคติก มีค่าคาร์บอนสมมูล (CE) อยู่ที่ 4.37 ทั้ง 2 เงื่อนไข โดยค่าคาร์บอนสมมูลคำนวณได้ตามสมการ

$$CE = \%C + (\%Si + \%P)/3 \quad \text{สมการ 4.1}$$

ตารางที่ 4.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กหล่อเท่ากับไทเทเนียมเงื่อนไขต่างๆ

| Heat | ร้อยละโดยน้ำหนัก (wt.%) | | | | | | | CE |
|------|-------------------------|------|------|-------|-------|------|-------|------|
| | %C | %Si | %Mn | %P | %S | %Cu | %Ti | |
| 1 | 3.52 | 2.63 | 0.19 | 0.046 | 0.042 | 0.72 | 0.033 | 4.41 |
| 2 | 3.47 | 2.66 | 0.20 | 0.044 | 0.042 | 0.72 | 0.132 | 4.37 |
| 3 | 3.51 | 2.55 | 0.19 | 0.044 | 0.043 | 0.78 | 0.222 | 4.37 |
| 4 | 3.56 | 2.51 | 0.19 | 0.043 | 0.045 | 0.77 | 0.288 | 4.41 |
| 5 | 3.54 | 2.54 | 0.21 | 0.040 | 0.044 | 0.74 | 0.349 | 4.40 |

4.1.1 ธาตุหลักของเหล็กหล่อเทา

ในเหล็กหล่อเทาทั่วไปมีธาตุหลักประกอบด้วยคาร์บอน ซิลิกอน แมงกานีส ฟอสฟอรัส และกำมะถัน โดย คาร์บอน ใช้เป็นตัวบ่งชี้ปริมาณแกรไฟต์ที่เกิดในเหล็กหล่อเทา การมีคาร์บอนสูงทำให้เกิดแกรไฟต์มากขึ้น ในทางตรงกันข้ามหากปริมาณคาร์บอนต่ำจะเกิดแกรไฟต์น้อย ซิลิกอนเป็นธาตุช่วยเพิ่มเสถียรภาพให้แกรไฟต์หรือเพิ่มโอกาสเกิดแกรไฟต์มากขึ้น แมงกานีสจะจับตัวกับกำมะถันเกิดเป็นสารประกอบ แมงกานีสซัลไฟด์ (MnS) ทำหน้าที่เป็นนิวเคลียสให้กับแกรไฟต์ ฟอสฟอรัสช่วยส่งเสริมการไหลตัวของน้ำเหล็กหลอมเหลว หากฟอสฟอรัสมีมากเกินไปอาจเกิดโครงสร้างสตีตไดต์ ซึ่งมีความแข็งแรงและรับแรงกระแทกได้ต่ำจึงไม่ควรเกิน 0.1% และสำหรับกำมะถัน หากไม่มีแมงกานีสในเหล็กหล่อกำมะถันจะรวมตัวกับเหล็กเป็นเหล็กซัลไฟด์ (FeS) มีความเปราะแตกหักง่าย กำมะถันควรจะต้องควบคุมปริมาณให้อยู่ในขอบเขต คือ ไม่ควรเกิน 0.1%

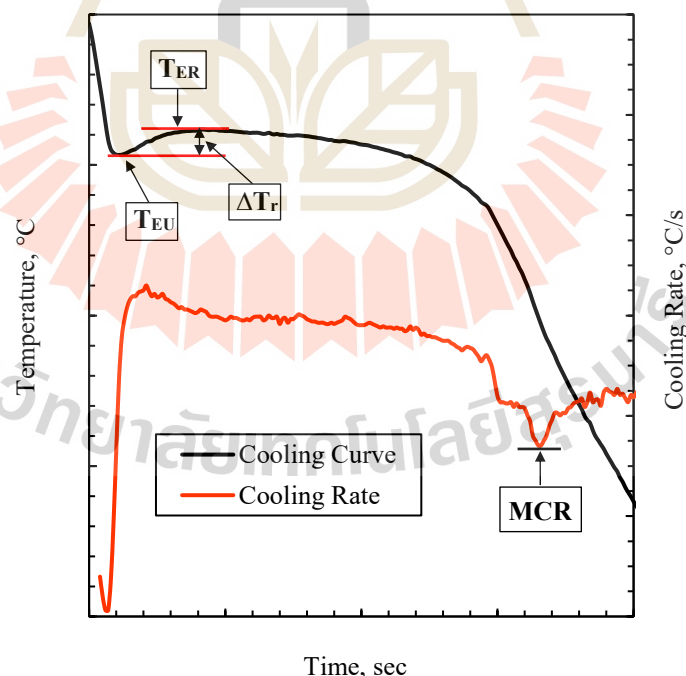
4.1.2 ธาตุเสริมของเหล็กหล่อเทา

ในการผลิตตัวอย่างชิ้นงานเหล็กหล่อเทาสำหรับการวิจัยนี้เติมธาตุเสริม คือ ทองแดง และไทเทเนียม เพื่อช่วยปรับโครงสร้างพื้นและแกรไฟต์ โดยวัตถุประสงค์การเติมทองแดงเพื่อปรับโครงสร้างพื้นให้มีปริมาณของเฟิร์ลไลท์เพิ่มขึ้น โดยเฟิร์ลไลท์ที่เพิ่มนั้นทำให้ความแข็งแรงสูง อย่างไรก็ตาม ทั้งนี้ยังขึ้นกับความละเอียดของเกรนเฟิร์ลไลท์ด้วย สำหรับการเติมไทเทเนียม เพื่อลดขนาดของแกรไฟต์หรือทำให้แกรไฟต์มีความละเอียดขึ้น นอกจากนี้แล้วไทเทเนียมยังช่วยส่งเสริมการเกิดเฟอร์ไรท์ และส่งเสริมให้เกิดสารประกอบไทเทเนียม (Titanium containing compounds : TiCCs) อีกด้วย ดังที่สนใจในการวิจัยนี้คือ ไทเทเนียมคาร์ไบด์ซึ่งมีความแข็งแรงสูงเหมาะสำหรับความต้องการสมบัติต้านทานการสึกหรอ

4.2 การวิเคราะห์ทางความร้อน

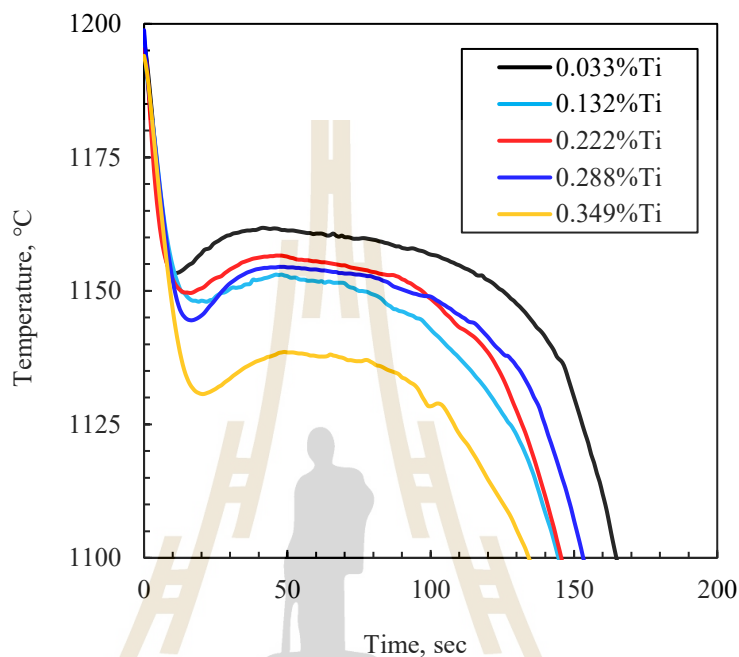
4.2.1 กราฟการเย็นตัวและอัตราการเย็นตัว

กราฟการเย็นตัวบ่งชี้การเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิระหว่างการแข็งตัว ซึ่งประกอบด้วย อุณหภูมิยูเทคติกอันเดอร์คูลริง (Temperature of eutectic undercooling : T_{EU}) อุณหภูมิยูเทคติกรีแคลเลสเซนซ์ (Temperature of eutectic recalescence : T_{ER}) ดีกรีรีแคลเลสเซนซ์ (Recalescence degree : ΔT_r) และอัตราการเย็นตัวสูงสุด (Maximum cooling rate : MCR) โดยรายละเอียดสัญลักษณ์ตัวแปรของกราฟการเย็นตัวและอัตราการเย็นตัวแสดงดังรูปที่ 4.1



รูปที่ 4.1 สัญลักษณ์ตัวแปรของกราฟการเย็นตัวและอัตราการเย็นตัว

จากการเก็บข้อมูลกราฟการเย็นตัวของการทดลองได้รับข้อมูลแสดงดังรูปที่ 4.2 แสดงให้เห็นว่าที่ปริมาณไทเทเนียมต่างกันให้ผลลัพธ์ของตัวแปรทางความร้อนต่างกัน โดยตัวแปรดังกล่าวได้แก่ T_{EU} , T_{ER} , ΔT_r และ MCR สรุปในตารางที่ 4.2



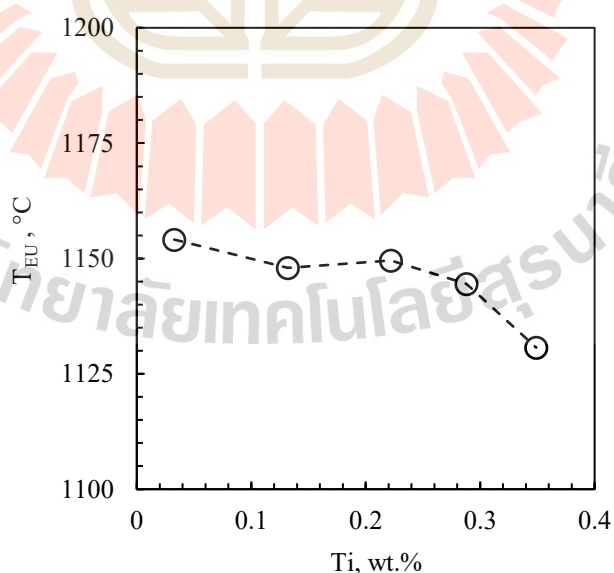
รูปที่ 4.2 กราฟการเย็นตัวของเหล็กหล่อเทากับปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ

ตารางที่ 4.2 ตัวแปรทางความร้อนของไทเทเนียมเงื่อนไขต่างๆ

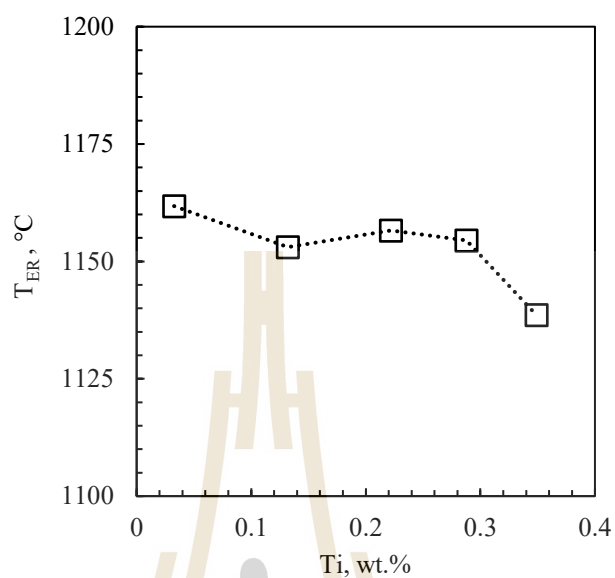
| Ti, wt.% | T_{EU} , °C | T_{ER} , °C | $\Delta T_r = T_{ER} - T_{EU}$, °C | MCR, °C/s |
|----------|---------------|---------------|-------------------------------------|-----------|
| 0.033 | 1154.10 | 1161.78 | 7.68 | -2.59 |
| 0.132 | 1147.96 | 1153.05 | 5.09 | -2.21 |
| 0.222 | 1149.59 | 1156.60 | 7.00 | -2.28 |
| 0.288 | 1144.51 | 1154.49 | 9.98 | -2.52 |
| 0.349 | 1130.69 | 1138.56 | 7.87 | -2.76 |

โดยความสัมพันธ์ระหว่าง T_{EU} กับปริมาณไทเทเนียมแสดงดังรูปที่ 4.3 ซึ่ง T_{EU} คืออุณหภูมิที่บ่งถึงการเกิดนิวเคลียสของปฏิกิริยายูเทคติกระหว่างออสเตนไนท์กับแกรไฟต์ สังเกตได้ว่าปริมาณ 0.033%Ti ค่าของ T_{EU} อยู่ที่ 1154.10 °C เมื่อปริมาณไทเทเนียมเพิ่มขึ้นเป็น 0.132% ทำให้ค่าของ T_{EU} ลดลงเป็น 1147.96 °C และกลับมาเพิ่มขึ้น 1149.59 °C ที่ 0.222%Ti จากนั้น T_{EU} ลดลง

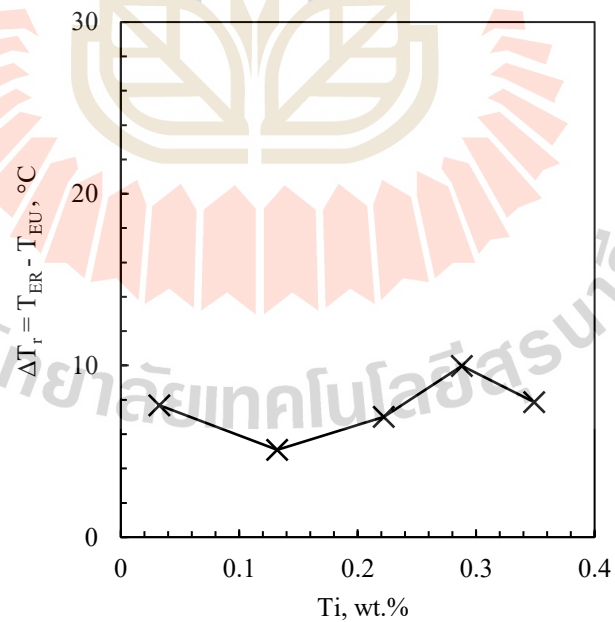
อย่างต่อเนื่อง คือ 1144.51 °C และ 1130.69 °C ที่ปริมาณไทเทเนียมเท่ากับ 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ สำหรับความสัมพันธ์ระหว่าง T_{ER} กับปริมาณไทเทเนียมไปในทางเดียวกันกับความสัมพันธ์ระหว่าง T_{EU} กับปริมาณไทเทเนียม โดยที่ปริมาณ 0.033%Ti ค่าของ T_{ER} อยู่ที่ 1161.78 °C เมื่อปริมาณไทเทเนียมเพิ่มขึ้นเป็น 0.132% ทำให้ค่าของ T_{ER} ลดลงเป็น 1153.05 °C และกลับมาเพิ่มขึ้น 1156.60 °C ที่ 0.222% จากนั้น T_{ER} ลดลงอย่างต่อเนื่อง คือ 1154.49 °C และ 1138.56 °C ที่ปริมาณไทเทเนียมเท่ากับ 0.288% และ 0.349% ดังรูปที่ 4.4 ซึ่งค่า T_{ER} แสดงถึงอุณหภูมิการเติบโตของโครงสร้างยูเทคติก สำหรับ ΔT_r ปริมาณ 0.033%Ti ค่าของ ΔT_r อยู่ที่ 7.68 °C เมื่อปริมาณไทเทเนียมเพิ่มขึ้นเป็น 0.132% ทำให้ค่าของ ΔT_r ลดลงเป็น 5.09 °C และกลับมาเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่อง คือ 7.00 °C และ 9.98 °C ที่ 0.222%Ti และ 0.288%Ti ตามลำดับ จากนั้น ΔT_r ลดลงเป็น 7.87 °C เมื่อไทเทเนียมเพิ่มถึง 0.349% ดังรูปที่ 4.5 ในส่วนของ MCR หรืออัตราการเย็นตัวสูงสุด แสดงกราฟ ดังรูปที่ 4.6 เมื่อพิจารณาความสัมพันธ์ระหว่าง MCR กับไทเทเนียมแล้ว พบว่าปริมาณไทเทเนียม 0.033% ค่าของ MCR อยู่ที่ -2.59 °C/s เมื่อปริมาณไทเทเนียมเพิ่มขึ้นเป็น 0.132% ทำให้ค่าของ MCR เพิ่มขึ้นเป็น -2.21 °C/s ซึ่งเป็นค่าสูงสุด ซึ่งเปรียบได้ว่าการเย็นตัวสุดท้ายช้าสุด หลังจากนั้นค่าของ MCR ลดลงเป็น -2.28 °C/s -2.52 °C/s และ -2.76 °C/s ที่ปริมาณไทเทเนียม 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ โดยแสดงความสัมพันธ์อัตราการเย็นตัวสูงสุดกับปริมาณไทเทเนียม ดังรูปที่ 4.7



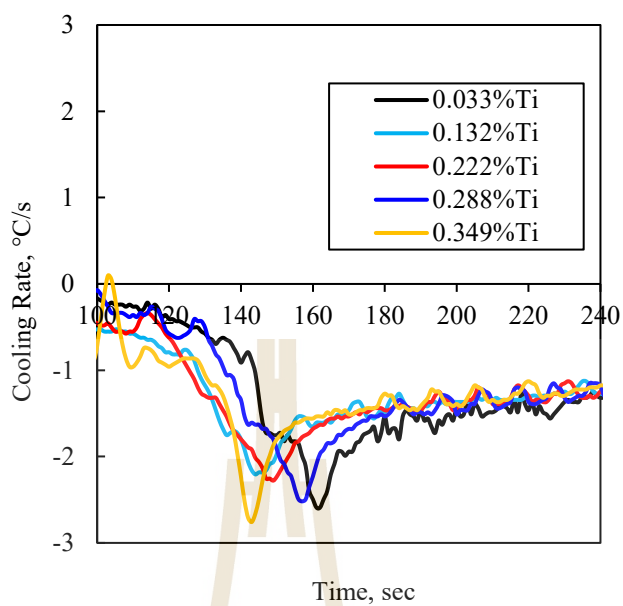
รูปที่ 4.3 ความสัมพันธ์ระหว่าง T_{EU} ของเหล็กหล่อเท่ากับปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ



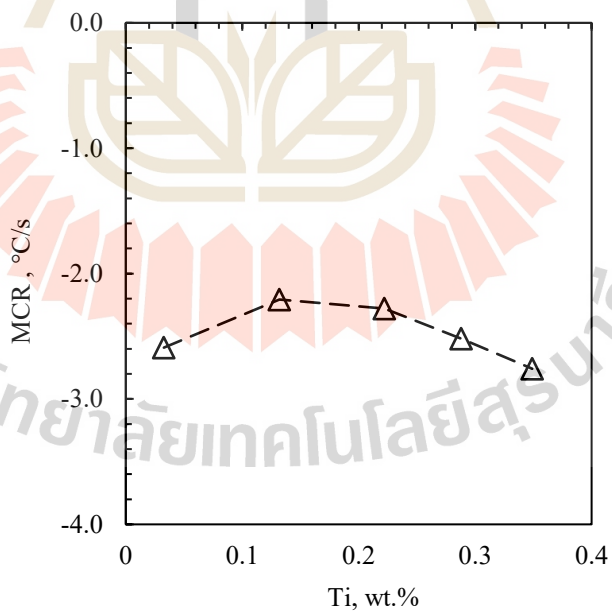
รูปที่ 4.4 ความสัมพันธ์ระหว่าง T_{ER} ของเหล็กหล่อเท่ากับปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ



รูปที่ 4.5 ความสัมพันธ์ระหว่าง ΔT_r ของเหล็กหล่อเท่ากับปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ



รูปที่ 4.6 กราฟอัตราการเย็นตัวสูงสุดของเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ



รูปที่ 4.7 ความสัมพันธ์อัตราการเย็นตัวสูงสุดของเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ

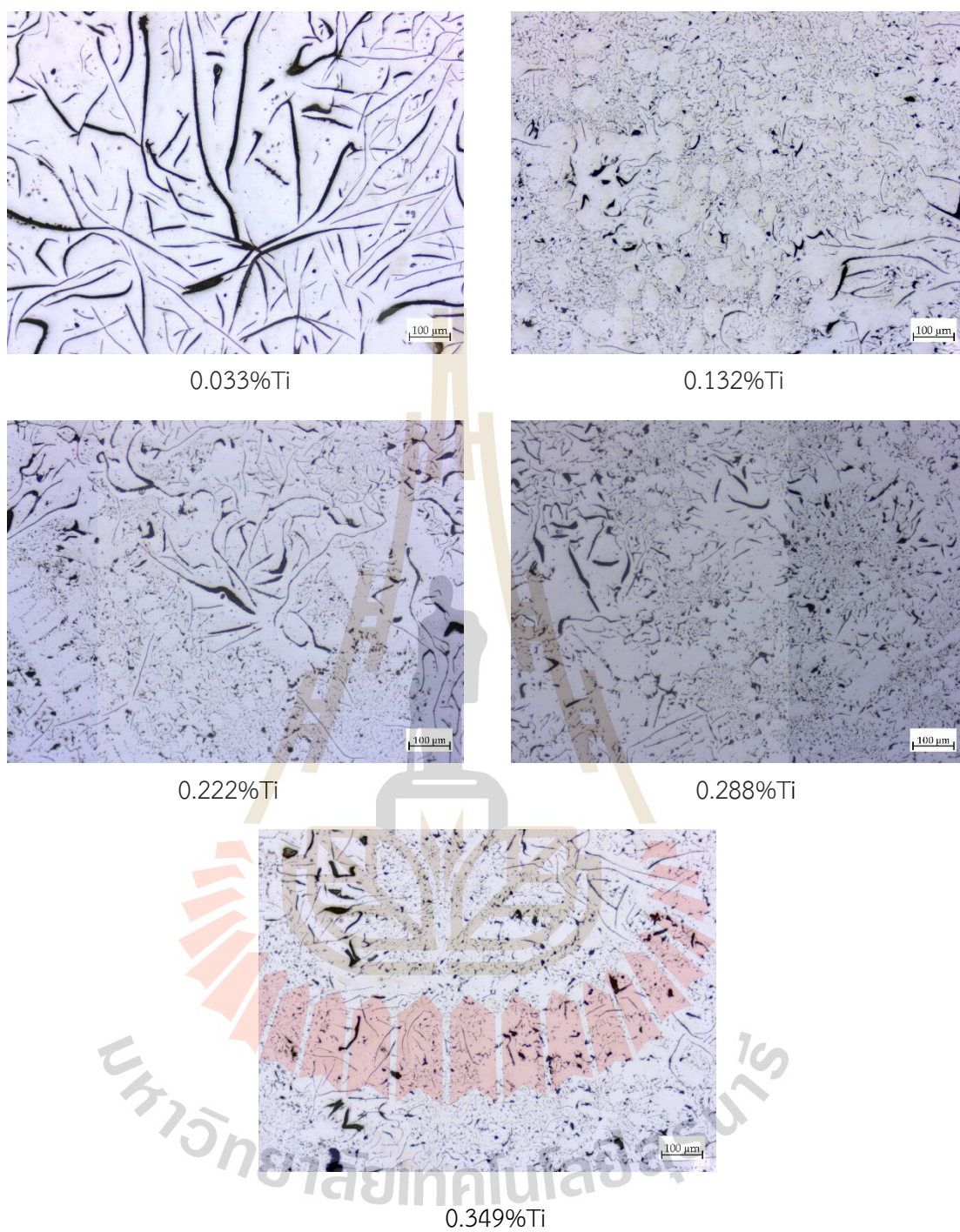
4.3 โครงสร้างจุลภาค

การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคได้แบ่งออกเป็น โครงสร้างจุลภาคก่อนกัดขึ้นรอยสำหรับการพิจารณาลักษณะสัณฐานของแกรไฟต์และโครงสร้างจุลภาคหลังกัดขึ้นรอยโดยตรวจสอบตัวอย่างชิ้นงานทั้ง 5 เงื่อนไขที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ ซึ่งตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (OM) ที่กำลังขยาย 100x สำหรับกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) จะใช้ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคหลังกัดขึ้นรอยโดยใช้กำลังขยาย 500x สำหรับใช้วิเคราะห์อนุภาคสารประกอบไทเทเนียม

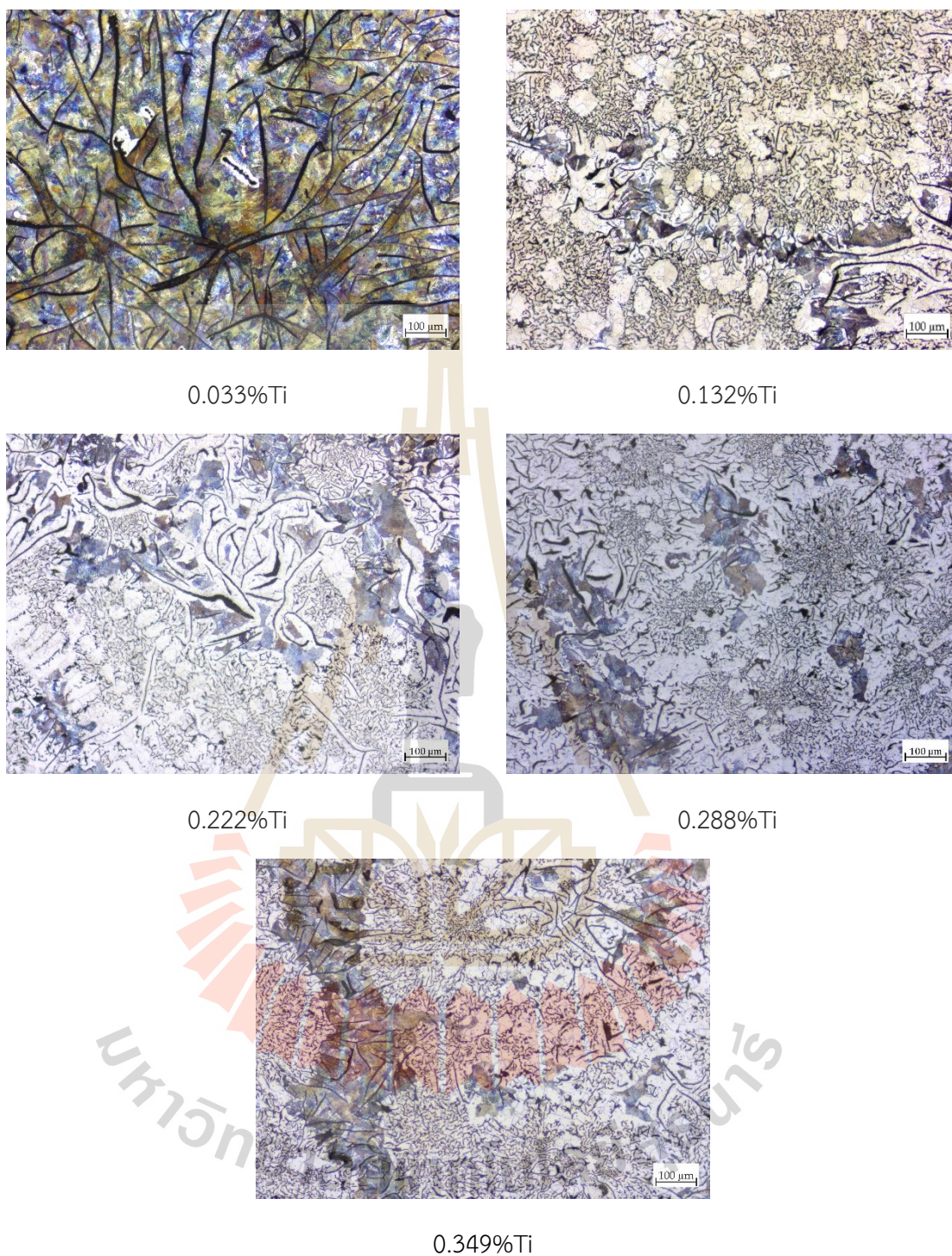
4.3.1 โครงสร้างจุลภาคก่อนกัดขึ้นรอยและหลังกัดขึ้นรอย

จากภาพโครงสร้างจุลภาคก่อนกัดขึ้นรอยปรากฏให้เห็นลักษณะสัณฐานของแกรไฟต์ไทเทเนียมที่มีปริมาณ 0.033% ลักษณะสัณฐานของแกรไฟต์เป็น Type C เนื่องจากมีส่วนผสมทางเคมีอยู่ในช่วงไฮเปอร์ยูเทคติก ทำให้ระหว่างการเปลี่ยนเฟสจากของเหลวไปเป็นของแข็งนั้นเฟสของแข็งแรกที่เกิดขึ้นคือ แกรไฟต์ปฐมภูมิ (Primary graphite) ส่งผลให้มีขนาดที่โตกว่าเมื่อเทียบกับแกรไฟต์ที่เกิดขึ้นที่ปฏิกิริยายูเทคติกสำหรับปริมาณไทเทเนียม 0.132% และปริมาณไทเทเนียม 0.222% 0.288% และ 0.349% ลักษณะสัณฐานของแกรไฟต์เป็น Type D ผสมกับ Type C โดยแกรไฟต์ Type D มีความละเอียดมาก นอกจากนี้ยังมีออสเตนไนท์ปฐมภูมิ (Primary austenite) ลักษณะเป็นเดนไดรต์กระจายอยู่ทั่วภายในโครงสร้างจุลภาค ตามที่ได้มีรายงานไว้ในงานวิจัยก่อนหน้านี้ (Larrañaga และคณะ, 2012)

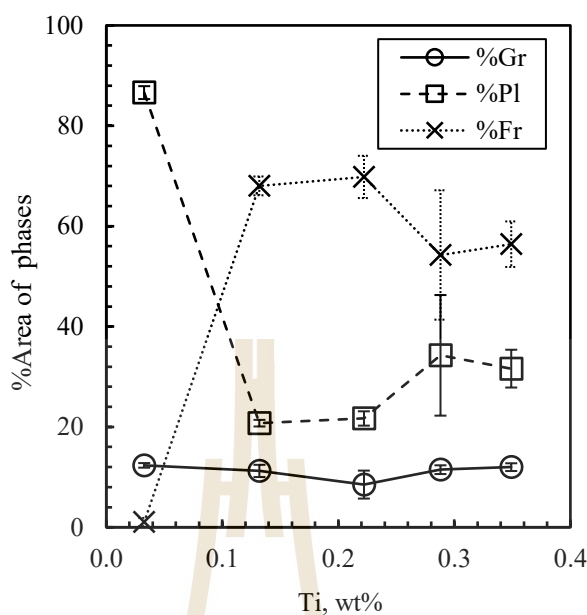
เหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.132-0.349% พบว่าสัณฐานแกรไฟต์มีความละเอียดมากขึ้น โดยมีการกระจายตัวภายในโครงสร้างจุลภาคใกล้เคียงกัน โดยผลลัพธ์ดังกล่าวสอดคล้องกับรายงานของ Larrañaga และคณะ (2012) ในทุกเงื่อนไขพบว่า มีแกรไฟต์ปฐมภูมิปรากฏอยู่ เนื่องจากองค์ประกอบเคมีอยู่ในช่วงเกินส่วนผสมยูเทคติกเล็กน้อย ดังรูปที่ 4.8 สำหรับโครงสร้างหลังกัดขึ้นรอยจะพิจารณาโครงสร้างพื้น (Matrix structure) ดังรูปที่ 4.9 แสดงปริมาณของพื้นที่เฟสต่างๆ ในเหล็กหล่อเทาปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับพบว่า ปริมาณแกรไฟต์ไม่ได้เปลี่ยนแปลงอย่างมีนัยสำคัญเมื่อเพิ่มไทเทเนียมสำหรับตัวอย่างที่มี 0.033%Ti โครงสร้างพื้นหลัก คือ เฟอร์ไรต์แต่เมื่อเพิ่มไทเทเนียมเป็น 0.132% ปริมาณเฟอร์ไรต์ลดลงเหลือเพียง 20.8% อย่างไรก็ตาม เมื่อเพิ่มไทเทเนียมมากขึ้น ปริมาณเฟอร์ไรต์กลับเพิ่มขึ้นเล็กน้อย ดังรูปที่ 4.10



รูปที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคก่อนกัดขึ้นรอยของเหล็กหล่อเทาที่มีไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ (กำลังขยาย 100x)



รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคหลังกััดขึ้นรอยของเหล็กหล่อเทาที่มีไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ (กำลังขยาย 100x)



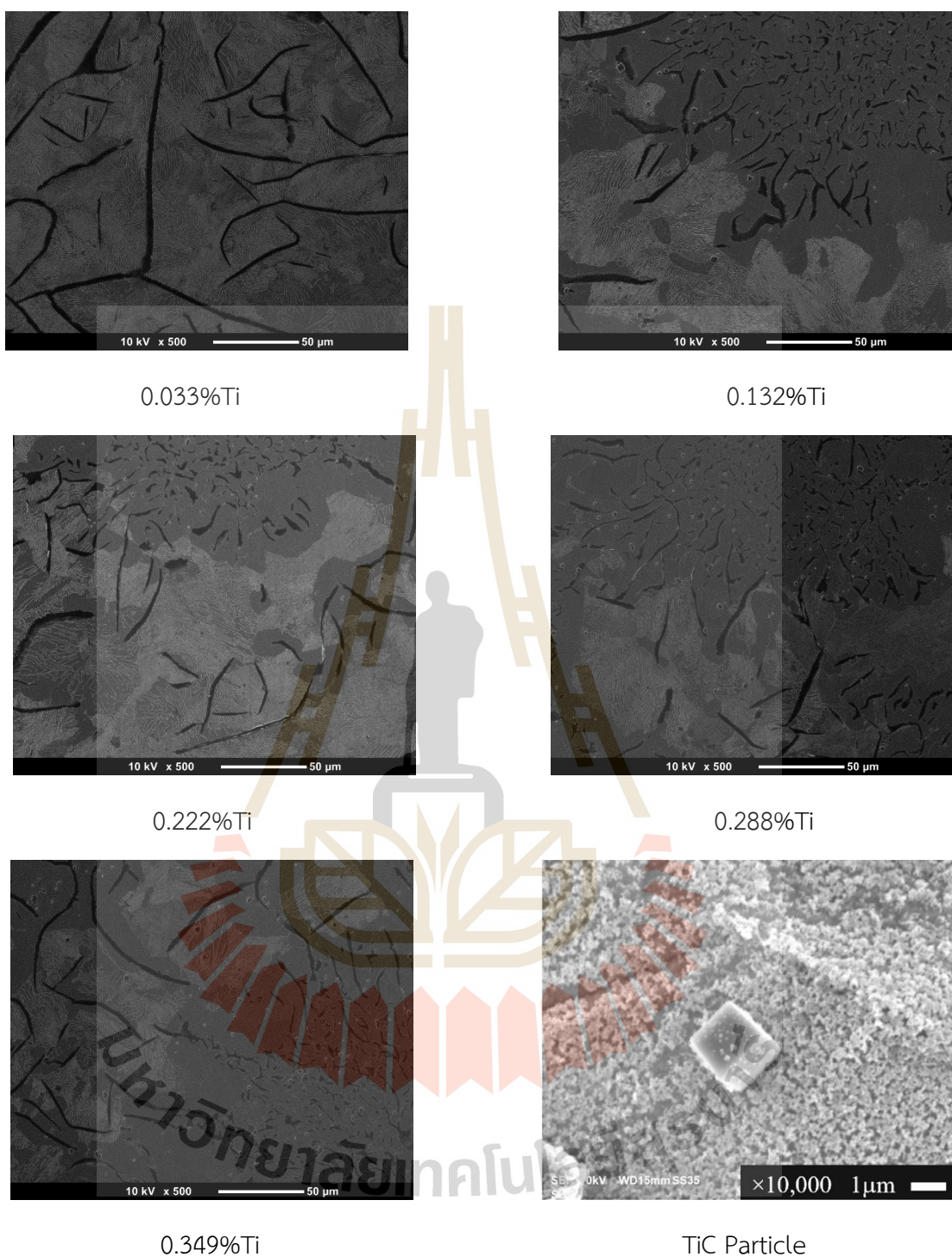
รูปที่ 4.10 ผลของไทเทเนียมต่อร้อยละพื้นที่ของแต่ละเฟส โดยที่ %Gr = ร้อยละของแกรไฟต์ %Pl = ร้อยละของเฟิร์สไลต์ และ %Fr = ร้อยละของเฟอร์ไรต์ (K. Worakhut, S. Boonmee และคณะ, 2025)

4.3.2 โครงสร้างจุลภาคหลังกัดขึ้นรอยของเหล็กหล่อที่มีปริมาณไทเทเนียมต่างๆ ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)

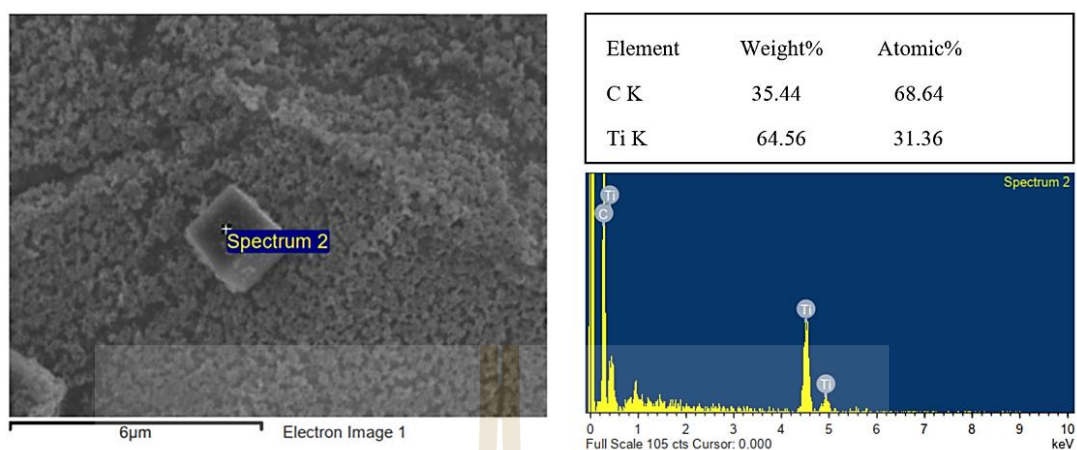
ภาพถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของตัวอย่างเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียมต่างๆ หลังผ่านการกัดขึ้นรอยแสดงดังรูปที่ 4.11 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.033% ประกอบด้วยแกรไฟต์แบบแผ่นหยาบ (Coarse flake graphite) และเฟิร์สไลต์ เมื่อเพิ่มปริมาณไทเทเนียมโครงสร้างจุลภาคจะมีแกรไฟต์แบบแผ่นละเอียด (Fine flake graphite) ปรากฏร่วมกับแกรไฟต์แผ่นหยาบบางส่วน เฟอร์ไรต์ และเฟิร์สไลต์ อนุภาคของสารประกอบไทเทเนียม (TCCs) พบว่ากระจายอยู่รอบๆ แกรไฟต์และโครงสร้างพื้นดังแสดงในรูปที่ 4.11 ของ TIC Particle โดยอนุภาคเหล่านี้มีขนาดแตกต่างกันไป การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของอนุภาคสารประกอบไทเทเนียมด้วยเทคนิคเอกซเรย์กระจายพลังงาน (EDS) พบว่าอนุภาคทั้งหมดประกอบด้วยธาตุไทเทเนียม และคาร์บอน ดังแสดงในรูปที่ 4.12 บ่งชี้ว่าอนุภาคเหล่านี้คือ ไทเทเนียมคาร์ไบด์ (TiC) Moumeni และคณะ (2013) ได้อธิบายโดยอ้างอิง Ternary phase diagram ของระบบ Fe-C-Ti ที่ความเข้มข้น 3.5%C และ 0.3%Ti เพื่อแสดงให้เห็นว่า TiC สามารถเกิดขึ้นได้ที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวของเหล็กหล่อ ดังนั้นจึงสามารถสรุปได้ว่า TiC สามารถก่อตัวขึ้นได้ในเหล็กหลอมเหลวก่อนการเกิดของออสเตนไนท์ (Austenite) ในตัวอย่างทั้งหมดไม่พบสารประกอบ TiCN, TiS₂ และ TiN ซึ่งอาจเนื่องมาจากปริมาณกำมะถัน (S) ที่ต่ำมาก (0.04%S) และการใช้เหล็กกล้าที่มีปริมาณไนโตรเจนต่ำ (71 ppm) รูปที่ 4.13 แสดงตัวอย่างภาพจาก

อิเล็กตรอนทุติยภูมิ (Secondary electron image) ของเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.132% โดยพบว่าอนุภาค TiC (ที่ลูกศรชี้) มีแนวโน้มที่จะอยู่ในบริเวณระหว่างเดนไดรต์ และมีกัพบอยู่ใกล้กับแกรไฟต์แบบละเอียด (Fine graphite) อนุภาค TiC บางส่วนสามารถพบได้ในบริเวณโครงสร้างเดนไดรต์และบริเวณระหว่างเดนไดรต์ (Dendritic and interdendritic areas) โดยพบเพียงไม่กี่อนุภาคในบริเวณเดนไดรต์เท่านั้น การวิเคราะห์ภาพของอนุภาค TiC แสดงให้เห็นว่าจำนวนของอนุภาค TiC เพิ่มขึ้นตามปริมาณของไทเทเนียม (Ti) ทั้งในบริเวณเดนไดรต์และระหว่างเดนไดรต์ ดังแสดงในรูปที่ 4.14a ซึ่งสอดคล้องกับผลการศึกษาก่อนหน้า (Moumeni และคณะ, 2013)

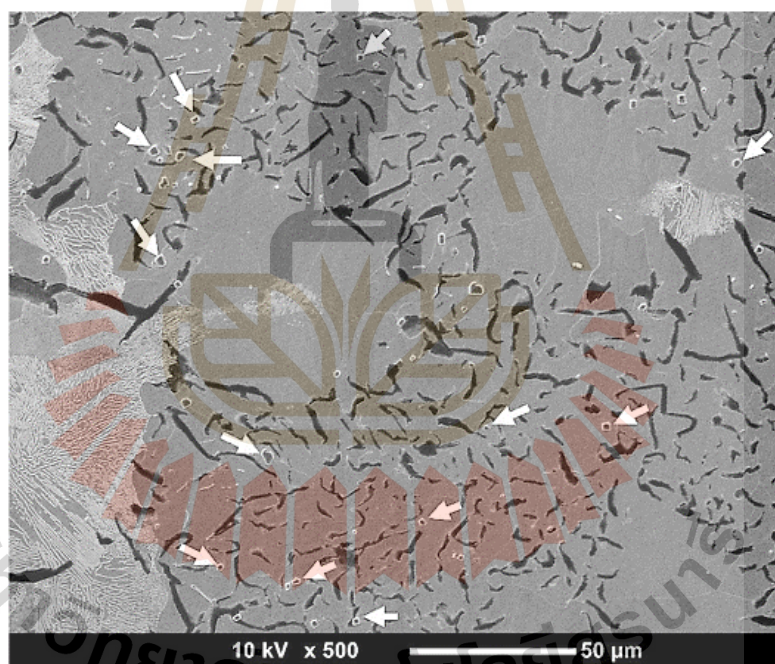
นอกจากนี้ Moumeni และคณะ (2012) รายงานว่า อนุภาค TiC ส่วนใหญ่มีกัพบในบริเวณระหว่างเดนไดรต์ ซึ่งสอดคล้องกับผลที่พบในงานวิจัยนี้ ขนาดเฉลี่ยของอนุภาค TiC ในบริเวณเดนไดรต์และระหว่างเดนไดรต์ แสดงไว้ในรูปที่ 4.14b พบว่าขนาดของอนุภาคในทั้งสองบริเวณมีความต่างกันเล็กน้อย โดยบริเวณระหว่างเดนไดรต์มีขนาดอนุภาคที่ใหญ่กว่าเล็กน้อยเมื่อเปรียบเทียบกับบริเวณเดนไดรต์ ยกเว้นกรณีที่มีไทเทเนียม 0.222% ซึ่งมีลักษณะผิดไปจากแนวโน้มที่พบ อนุมาณได้ว่า อนุภาค TiC ขนาดใหญ่ก่อตัวขึ้นในระยะแรกของกระบวนการแข็งตัวของโลหะ ซึ่งทำให้มีเวลามากพอในการเติบโตจนมีขนาดใหญ่ขึ้น ขณะที่อนุภาค TiC ขนาดเล็กก่อตัวในช่วงเวลาที่ช้ากว่า นอกจากนี้ อนุภาค TiC ยังมีแนวโน้มที่จะถูกผลักไปด้านหน้าการแข็งตัวของโลหะให้ไปสะสมอยู่ในบริเวณระหว่างเดนไดรต์การปรากฏของอนุภาค TiC ในโครงสร้างจุลภาคคาดว่าจะส่งผลกระทบต่อความสามารถในการกลึง ใส (Machinability) การเติมไทเทเนียม ในปริมาณที่มากเกินไปอาจทำให้เกิดการสึกหรอของเครื่องมือตัดสูงขึ้น แรงตัดที่มากขึ้น และคุณภาพผิวชิ้นงานที่ไม่ดี



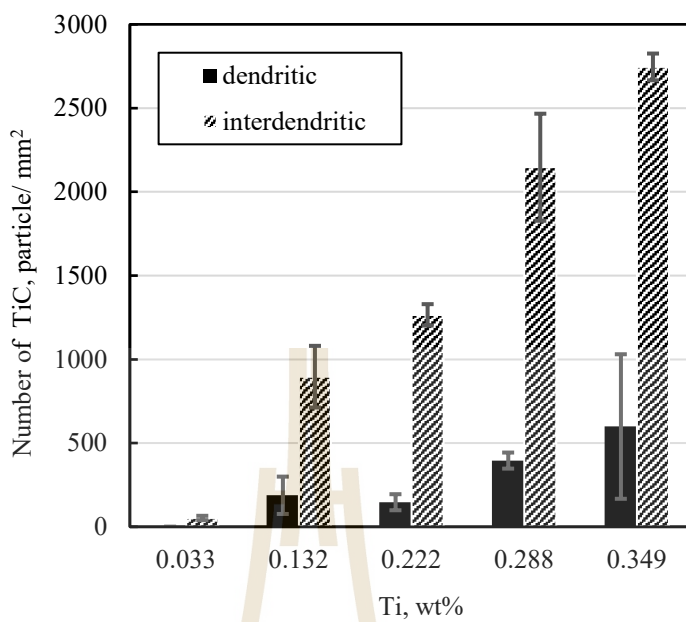
รูปที่ 4.11 โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดหลังกัดขึ้นรอยที่ ปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% 0.349% และ อนุภาค TiC ตามลำดับ (กำลังขยาย 500x)



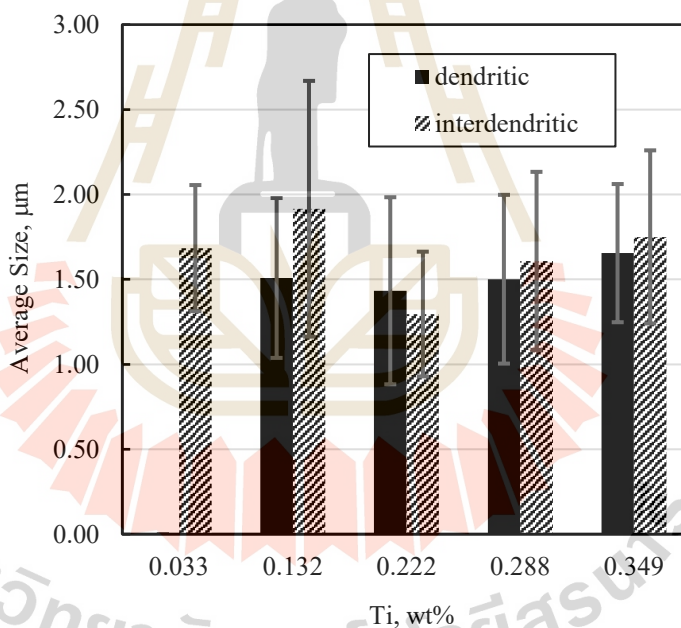
รูปที่ 4.12 ตัวอย่างสเปกตรัม EDS ของอนุภาค TCCs ในตัวอย่างที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.288% แสดงให้เห็นถึงการมีอยู่ของอนุภาค TiC



รูปที่ 4.13 ภาพถ่ายอิเล็กตรอนทุติยภูมิของเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.132% (ลูกศรชี้ตำแหน่งของอนุภาค TiC) แสดงให้เห็นอนุภาค TiC ส่วนใหญ่อยู่ในบริเวณระหว่างเดนไดรต์



(a)



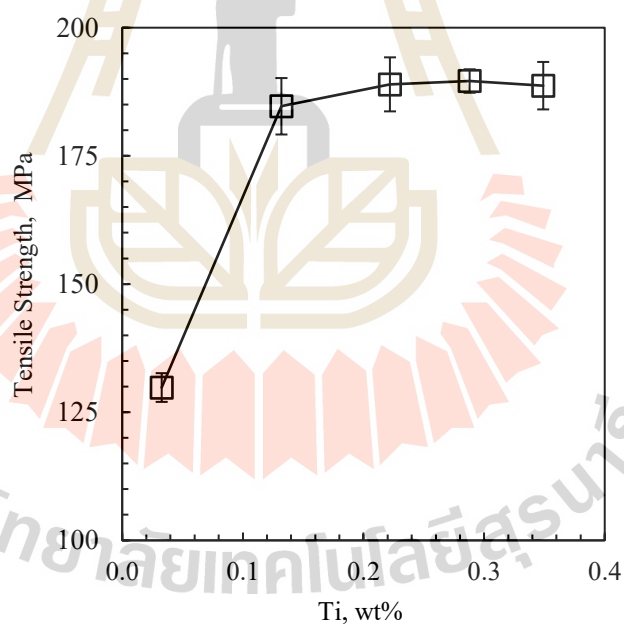
(b)

รูปที่ 4.14 จำนวนและขนาดเฉลี่ยของอนุภาค TiC ในบริเวณเดนไดรต์และบริเวณระหว่างเดนไดรต์ที่พบในเหล็กหล่อเทาที่ปริมาณไทเทเนียมระหว่าง 0.132– 0.349%

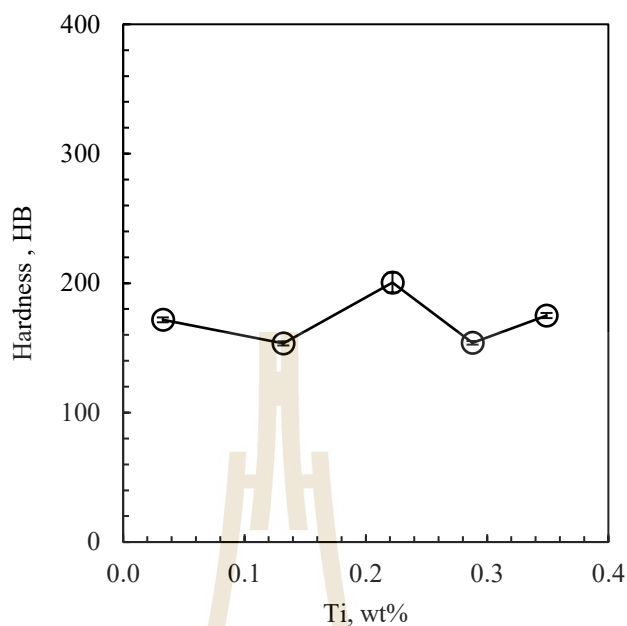
4.4 ความแข็งแรงดึงและความแข็ง

ความสัมพันธ์ความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% แสดงดังรูปที่ 4.15 โดยพบว่า ความต้านทานแรงดึงเพิ่มขึ้นอย่างชัดเจนเมื่อเติมไทเทเนียมในปริมาณ 0.132% ซึ่งเป็นผลจากกลไกการเสริมความแข็งแรงแบบสารละลายของแข็ง (Solid solution strengthening) และเมื่อเติมไทเทเนียมในปริมาณที่สูงขึ้น ความต้านทานแรงดึงยังคงเพิ่มขึ้นที่ละน้อย ดังนั้น ในแง่ของการเพิ่มความต้านทานแรงดึง การเติมไทเทเนียมปริมาณ 0.132% จึงถือว่ามีประสิทธิภาพ การเติมไทเทเนียมมากกว่านี้ไม่ส่งผลให้ค่าความต้านทานแรงดึงเพิ่มขึ้นอย่างมีนัยสำคัญ แต่จะเพิ่มต้นทุนและก่อให้เกิดปัญหาเพิ่มเติมในกระบวนการหลอมโลหะ

สำหรับความสัมพันธ์ค่าความแข็งของเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% แสดงดังรูปที่ 4.16 โดยค่าความแข็งมีความผันผวนอยู่ในช่วงประมาณ 150–200 HB ซึ่งใกล้เคียงกับมาตรฐาน ASTM A48 Class 20 (ประมาณ 160 HB) แสดงให้เห็นว่าปริมาณไทเทเนียมไม่ได้ส่งผลในด้านความแข็งมากนัก



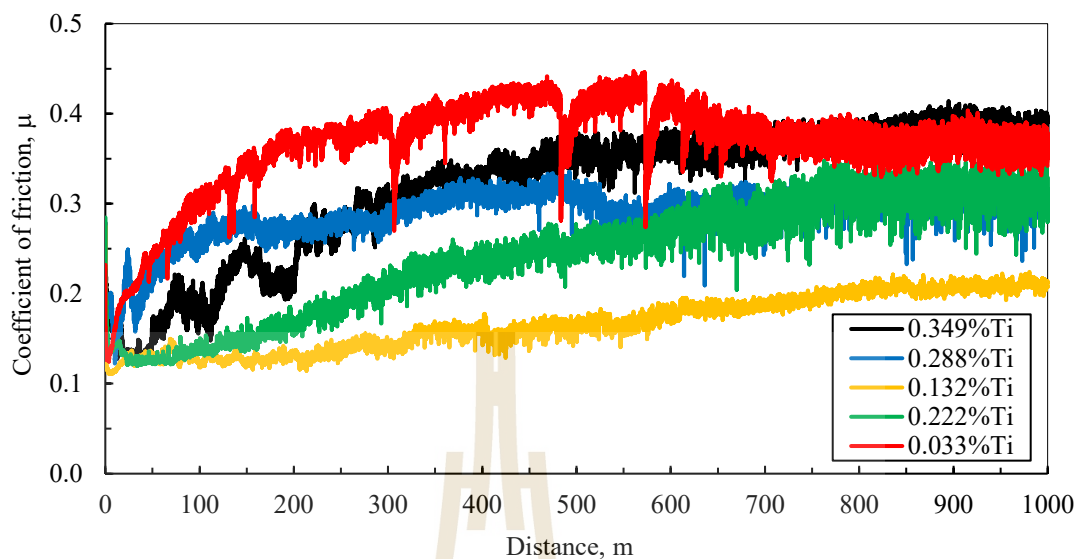
รูปที่ 4.15 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงดึงของเหล็กหล่อเทาและปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ



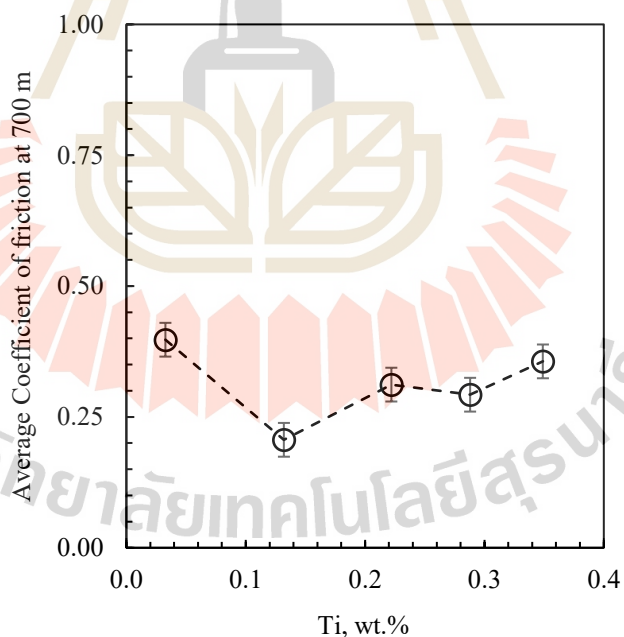
รูปที่ 4.16 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งของเหล็กหล่อเทาและปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ

4.5 ความต้านทานการสึกหรอ

การทดสอบการสึกหรอ Normal Force (N) ถูกกำหนดคงที่ไว้ที่ 10 นิวตัน และทำการวัดแรงเสียดทาน (F_{friction}) โดยค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน (μ) คำนวณโดยใช้สมการที่ 3.2 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานกับระยะทางที่ลื่นไถล (Sliding distance) แสดงรูปที่ 4.17 จากผลการทดลองพบว่า ในช่วงแรกของการลื่นไถล (0 - 200 เมตร) ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานจะเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่อง เนื่องจากผิวหน้าของ Pin และ Disc เริ่มมีการขัดสีกัน ทำให้เกิดการขัดเงาผิว (Polishing) ในช่วงนี้ ความขรุขระของผิว (Asperity) ถูกบดระหว่างผิวของ Pin และ Disc ส่งผลให้แรงเสียดทานในช่วงต้นค่อนข้างต่ำ เมื่อพื้นผิวสัมผัสเรียบขึ้น ระบบจะเข้าสู่สภาวะคงตัว (Steady stage) ซึ่งค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานมีค่าคงที่ โดยในการทดสอบนี้ ระยะคงตัวเกิดขึ้นที่ประมาณ 700 เมตร พฤติกรรมนี้บ่งชี้ว่ากลไกหลักของการสึกหรอในระบบ คือ การสึกหรอแบบยึดติด (Adhesive wear) สำหรับการสึกหรอแบบขัดถู (Abrasive wear) โดยทั่วไปค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานจะเริ่มต้นในค่าสูงแล้วค่อยๆ ลดลงจนเข้าสู่ค่าคงที่ ลักษณะนี้คล้ายกับพฤติกรรมของจานเบรกในสภาวะใช้งานจริง ซึ่งจะมีช่วง Running-in stage ตามด้วยช่วงสภาวะคงตัว (Steady stage) โดยช่วงสภาวะคงตัว มีความสำคัญมากกว่า เนื่องจากเป็นช่วงที่จานเบรกใช้งานจริงมากที่สุด นอกจากนี้ แรงกดระหว่างผ้าเบรกและจานเบรกอยู่ในระดับสูง มักสัมพันธ์กับการเกิดการสึกหรอแบบยึดติด รูปที่ 4.18 แสดงค่าเฉลี่ยของสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานในช่วงระยะทาง 700 ถึง 1000 เมตร ภายใต้ปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% พบว่าค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานมีค่าสูงเมื่อไม่มีการเติมไทเทเนียม และมีค่าต่ำที่สุดเมื่อเติมไทเทเนียมที่ระดับ 0.132%

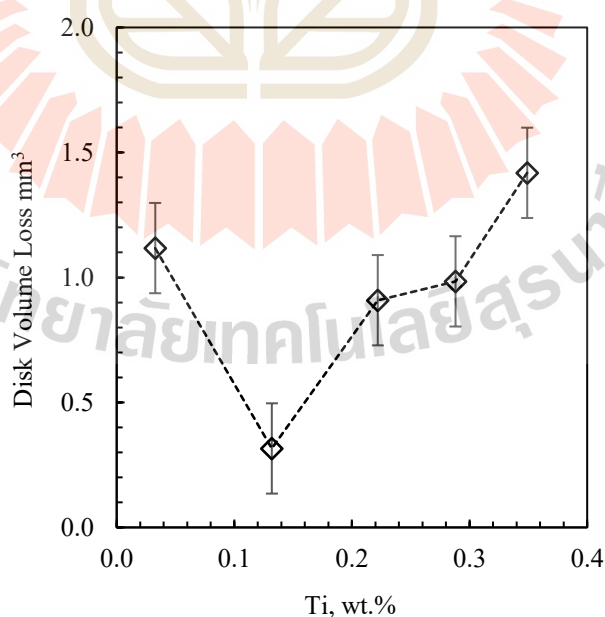


รูปที่ 4.17 ความสัมพันธ์ระหว่างสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานกับระยะทางทดสอบของเหล็กหล่อเทาที่ผสมไทเทเนียมปริมาณ 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ

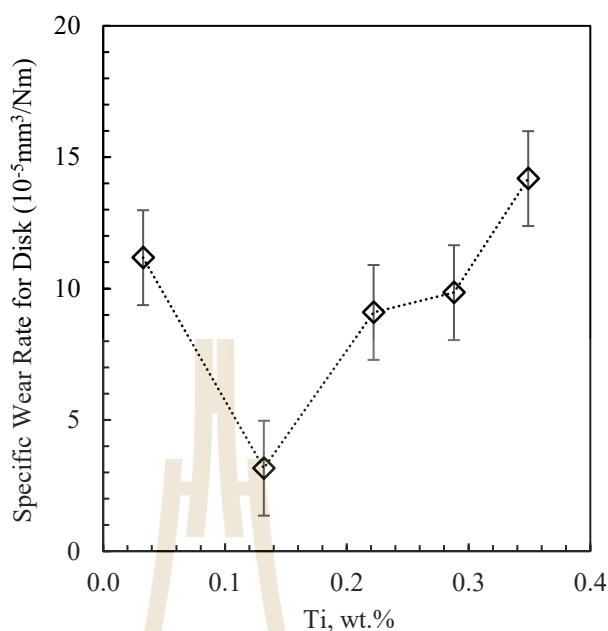


รูปที่ 4.18 ความสัมพันธ์ระหว่างสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานและระยะทางทดสอบเฉลี่ยช่วง 700 เมตร ถึง 1000 เมตร ของเหล็กหล่อเทาที่ปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ

จากนั้นค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานจะเพิ่มขึ้นอีกเมื่อปริมาณไทเทเนียมเพิ่มขึ้น แนวโน้มของการสูญเสียปริมาตรของชิ้นงานตัวอย่างแสดงดังรูปที่ 4.19 และอัตราการสึกหรอจำเพาะ (Specific wear rate) แสดงดังรูปที่ 4.20 แสดงพฤติกรรมในทิศทางเดียวกันกับค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน ระหว่างการทดสอบ จุดขรุขระขนาดเล็กของผิวโลหะ (Asperities) จะสัมผัสกับพินและภายใต้แรงกดสูง Asperities เหล่านี้จะเกิดการเสียรูปแบบถาวร และยึดติดกับผิวสัมผัส ก่อนที่จะถูกเขี่ยหลุดออก กระบวนการนี้เกิดขึ้นซ้ำๆ ตลอดการเลื่อนไถล ส่งผลให้เกิดการสูญเสียเนื้อวัสดุอย่างต่อเนื่องในเหล็กหล่อและเหล็กกล้า Fei และคณะ (2023) รายงานว่า การมีอยู่ของโครงสร้างเฟิร์ลไลท์ ส่งผลเสียต่อความต้านทานการสึกหรอแบบยึดติด โดยมักเกิดรอยร้าวขนาดเล็กใต้พื้นผิวการสึกหรอในบริเวณที่เป็นเฟิร์ลไลท์ เมื่ออยู่ภายใต้การสึกหรอแบบยึดติด ภายใต้แรงกดสูง โครงสร้างเฟิร์ลไลท์จะเกิดการเสียรูปและฉีกตัวไปตามรอยร้าว ส่งผลให้เกิดการสูญเสียเนื้อวัสดุ ในขณะที่โครงสร้างเพอร์ไรท์มีแนวโน้มเกิดรอยร้าวได้น้อยกว่าเฟิร์ลไลท์ จึงมีความเหมาะสมต่อการต้านทานการสึกหรอแบบยึดติดมากกว่า ค่าของสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน อัตราการสึกหรอจำเพาะ และการสูญเสียปริมาตรของชิ้นงานตัวอย่างมีความสัมพันธ์กับสภาวะที่มีปริมาณเฟิร์ลไลท์ต่ำที่สุด ในความเป็นจริง ตัวอย่างที่มีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานสูงสุดมีปริมาณไทเทเนียมเท่ากับ 0.033% ซึ่งสอดคล้องกับสภาวะที่มีปริมาณเฟิร์ลไลท์สูงที่สุด เมื่อปริมาณไทเทเนียมเพิ่มขึ้น พบว่าเฟิร์ลไลท์ มีแนวโน้มก่อตัวเป็นกลุ่มเฉพาะในบริเวณระหว่างเดนไดรต์ ทำให้เกิดโครงสร้างที่ไม่สม่ำเสมอและเพิ่มค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน



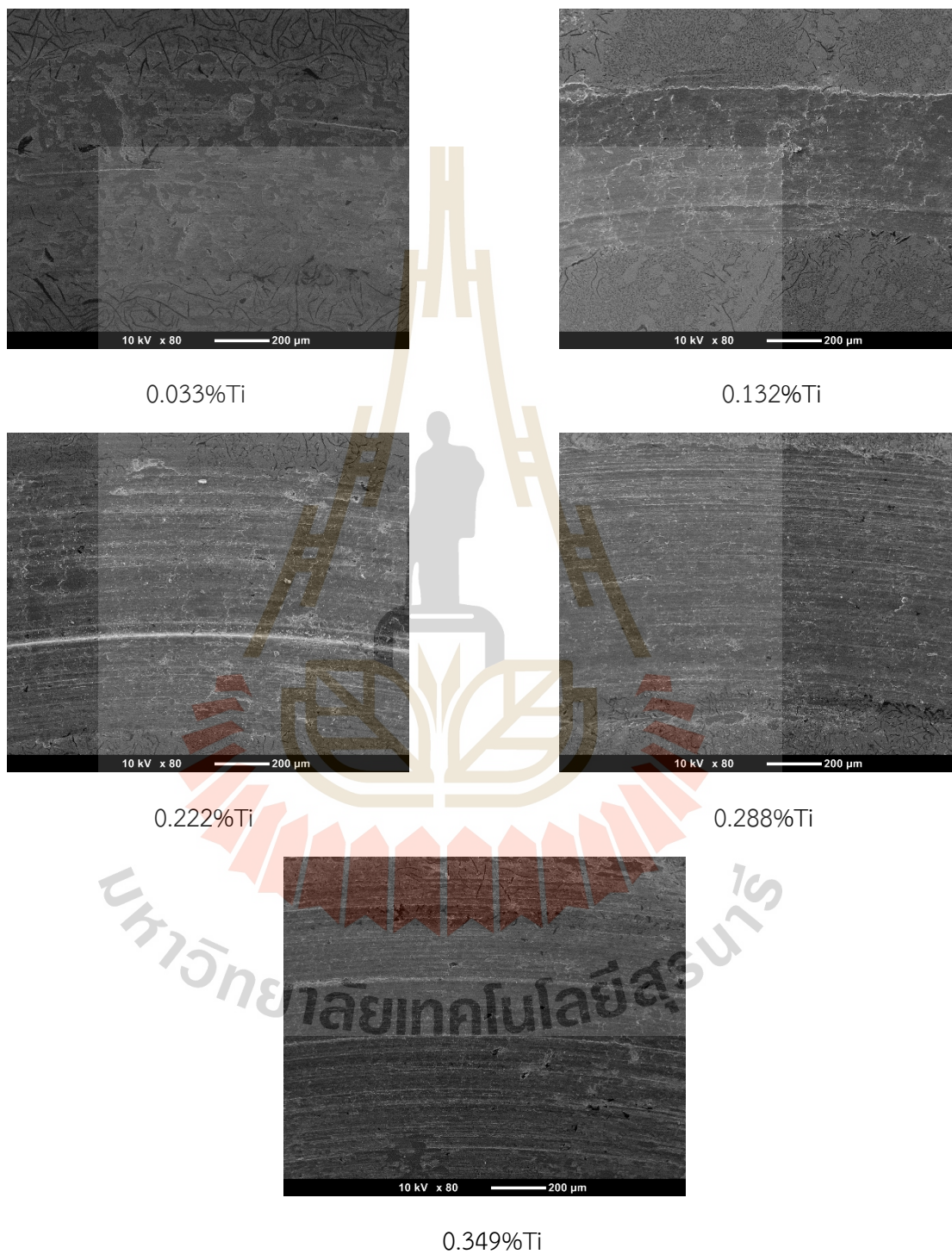
รูปที่ 4.19 การสูญเสียปริมาตรของชิ้นงานตัวอย่างเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.033% 0.132% 0.222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ



รูปที่ 4.20 อัตราการสึกหรอจำเพาะของชิ้นงานตัวอย่างเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.0333% 0.1322% 0.2222% 0.288% และ 0.349% ตามลำดับ

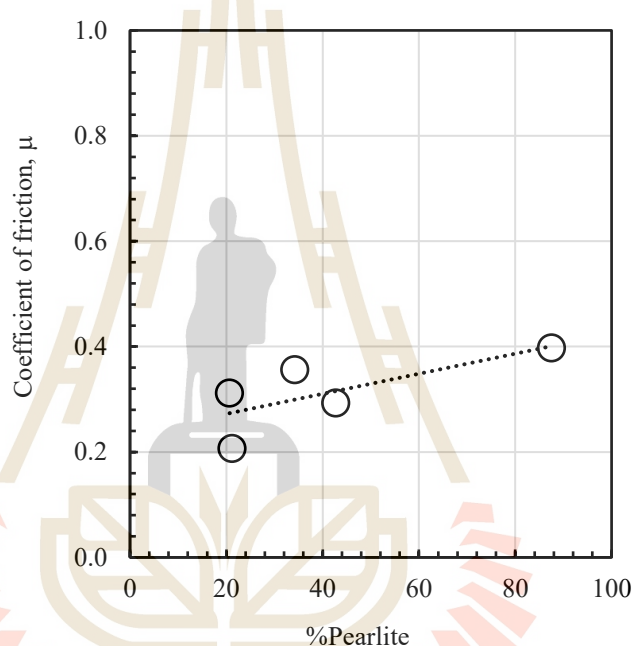
พื้นผิวการสึกหรอของเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียมอยู่ในช่วง 0.033–0.349% แสดงดังรูปที่ 4.21 โดยตัวอย่างทั้งหมดแสดงพื้นผิวการสึกหรอที่เรียบ ซึ่งบ่งชี้ถึงกลไกการสึกหรอแบบยึดติด (Adhesive wear) โดยพบว่าตัวอย่างที่มีปริมาณไทเทเนียมเท่ากับ 0.1322% ให้พื้นผิวการสึกหรอเรียบที่สุด ซึ่งสอดคล้องกับค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานต่ำที่สุด นอกจากนี้ความกว้างของรอยสึกหรอในตัวอย่างที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.1322% ยังน้อยที่สุด บ่งชี้ถึงการสึกหรอที่สม่ำเสมอมากขึ้นและการสูญเสียเนื้อวัสดุน้อยกว่าตัวอย่างอื่นๆ ที่มีปริมาณไทเทเนียมแตกต่างกัน การมีอยู่ของอนุภาค TiC ไม่ได้ส่งผลอย่างมีนัยสำคัญต่อความต้านทานการสึกหรอ และยังไม่ช่วยเพิ่มค่าความแข็งแบบบริเนล (Brinell hardness) อย่างชัดเจน ซึ่งเป็นผลที่ไม่คาดคิด เนื่องจาก TiC เป็นเฟสที่มีความแข็งสูง ทั้งนี้สามารถอธิบายได้ด้วยกลไกของการสึกหรอแบบยึดติด โดยระหว่างการทดสอบ อนุภาค TiC อาจถูกเหวี่ยงออกพร้อมกับเนื้อโครงสร้างพื้นและกลายเป็นอนุภาคอิสระซึ่งทำหน้าที่เป็นสื่อกลางทำให้เกิดการขัดถู ส่งผลให้เกิดอัตราการสึกหรอที่สูงขึ้น ข้อสังเกตนี้สอดคล้องกับตัวอย่างที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.288% และ 0.349% แม้จะมีปริมาณ TiC สูง แต่กลับแสดงอัตราการสึกหรอที่มากกว่า นอกจากนี้พื้นผิวการสึกหรอของตัวอย่างทั้งสองยังแสดงรอยการสึกหรอที่ไม่เรียบ ซึ่งเกิดจากการมีอยู่ของอนุภาค TiC ที่หลุดออกมา จากการอภิปรายก่อนหน้า พบว่าไทเทเนียมยังส่งผลต่อปริมาณและขนาดของแกรไฟต์ รวมถึงสัดส่วนของเฟิร์ลไลต์ ในการศึกษานี้ พบว่าการมีเฟิร์ลไลต์ในปริมาณมากและจำนวนอนุภาค TiC ที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้เกิดอัตราการสึกหรอจำเพาะที่สูงขึ้น โดยตัวอย่างที่มีอัตราการสึกหรอจำเพาะต่ำที่สุด คือ ตัวอย่างที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.1322% ซึ่งแม้จะมีค่าความแข็งค่อนข้างต่ำ แต่มีปริมาณเฟอร์ไรต์สูงที่สุดและมีเฟิร์ลไลต์ในระดับต่ำสุด ท้ายที่สุดการทดสอบการสึกหรอแบบ Pin-on-disc ถือเป็น การทดสอบเบื้องต้น การศึกษานี้แสดงให้เห็นถึงศักยภาพของการเติมไทเทเนียมในปริมาณที่เหมาะสมเพื่อช่วยเพิ่มความต้านทานการสึกหรอและความแข็งแรง

อย่างไรก็ตาม สมรรถนะของงานเบรกยังขึ้นอยู่กับปัจจัยอื่นๆ เช่น การกระจายความร้อน ความต้านทานความร้อน ความเร็วในการทดสอบ ประเภทของผ้าเบรกที่ใช้ เป็นต้น ซึ่งปัจจัยเหล่านี้สามารถจำลองได้โดยใช้งานเบรกขนาดจริง ซึ่งเป็นสิ่งที่จำเป็นต้องดำเนินการในการศึกษาในอนาคต



รูปที่ 4.21 ภาพถ่ายอิเล็กตรอนทุติยภูมิ (Secondary electron Images) ของพื้นผิวการสึกหรอของเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียม อยู่ในช่วง 0.033–0.349% (80x)

รูปที่ 4.22 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน (μ) กับปริมาณเพิร์ลไลท์ พบว่าเมื่อปริมาณเพิร์ลไลท์เพิ่มขึ้น ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเพิ่มขึ้น สามารถอธิบายได้ว่าเพิร์ลไลท์เป็นโครงสร้างยูเทคตอยด์ (Eutectoid) ประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเหล็กคาร์ไบด์ ทั้งสองเฟสนี้มีความแข็งต่างกัน ส่งผลให้เกิดแรงต้านต่อการเคลื่อนที่ของ Pin ในระหว่างการทดสอบส่งผลให้ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานสูงขึ้น ในขณะที่ปริมาณของแกรไฟต์ค่อนข้างคงที่ สุดท้ายความสัมพันธ์ระหว่างปริมาตรสีกหอร (V) อัตราการสีกหอรจำเพาะ (W_s) และค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน (μ) แสดงให้เห็นความสัมพันธ์ที่ระดับสูงแบบผันตรง



รูปที่ 4.22 ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเป็นฟังก์ชันของปริมาณเพิร์ลไลท์ในเหล็กหล่อเทาที่มีปริมาณไทเทเนียมอยู่ในช่วง 0.033–0.349%

4.6 การวิเคราะห์สหสัมพันธ์

สหสัมพันธ์ (Correlation) เป็นความสัมพันธ์ระหว่างตัวแปรตั้งแต่ 2 ตัวขึ้นไปหรือข้อมูล 2 ชุดขึ้นไป ในการพิจารณาความสัมพันธ์ระหว่างตัวแปรว่า มีมากน้อยเพียงใดนั้นจะใช้ค่าสัมประสิทธิ์สหสัมพันธ์ (Correlation coefficient) เป็นค่าวัดความสัมพันธ์โดยใช้สัญลักษณ์ r หรือ R^2 แทนค่าสัมประสิทธิ์สหสัมพันธ์ ค่าความสัมพันธ์ระหว่างตัวแปรมีช่วงพิจารณา คือ $-1 \leq r \leq 1$ (Hinkle D. E. 1998, p.118)

การบอกระดับหรือขนาดของความสัมพันธ์ ใช้ตัวเลขของค่าสัมประสิทธิ์สหสัมพันธ์หากค่าสัมประสิทธิ์สหสัมพันธ์มีค่าเข้าใกล้ -1 หรือ 1 แสดงถึง มีความสัมพันธ์ในระดับสูง แต่หากมีค่าเข้าใกล้

0 แสดงถึง มีความสัมพันธ์ในระดับน้อย หรือไม่มีเลย การพิจารณาค่าสัมประสิทธิ์สหสัมพันธ์โดยทั่วไปใช้เกณฑ์ ดังนี้

| ค่า r | ระดับของความสัมพันธ์ |
|-------------|------------------------------|
| 0.90 - 1.00 | มีความสัมพันธ์สูงมาก |
| 0.70 - 0.90 | มีความสัมพันธ์ในระดับสูง |
| 0.50 - 0.70 | มีความสัมพันธ์ในระดับปานกลาง |
| 0.30 - 0.50 | มีความสัมพันธ์ในระดับต่ำ |
| 0.00 - 0.30 | มีความสัมพันธ์ในระดับต่ำมาก |

เครื่องหมาย + และ - หน้าตัวเลขสัมประสิทธิ์สหสัมพันธ์บอกลถึง ทิศทางของความสัมพันธ์ โดยที่

r มีเครื่องหมาย + หมายถึง การมีความสัมพันธ์กันแบบแปรตรง

r มีเครื่องหมาย - หมายถึง การมีความสัมพันธ์กันแบบแปรผกผัน

ตารางที่ 4.3 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างตัวแปรที่วิเคราะห์ในงานวิจัยนี้ โดยค่าที่แสดงในตารางเป็นค่าสัมประสิทธิ์สหสัมพันธ์ (Correlation coefficients) ซึ่งใช้ในการวัดระดับความสัมพันธ์เชิงเส้นระหว่างตัวแปร ในการวิเคราะห์สหสัมพันธ์ ค่าสัมประสิทธิ์นี้ไม่มีหน่วย ค่าสัมประสิทธิ์สหสัมพันธ์คำนวณโดยใช้สมการ 3.5 ตามที่ Taylor (1997) ได้อธิบายไว้ จากผลการวิเคราะห์ พบว่าไทเทเนียมมีความสัมพันธ์เชิงบวกอย่างมากกับค่าความแข็งแรงดึง (Tensile strength : TS) โดยมีค่าเท่ากับ 0.80 ซึ่งสอดคล้องกับสมมุติฐานว่าไทเทเนียมช่วยเพิ่มสัดส่วนออสเตนไนท์และช่วยปรับความละเอียดแกรไฟต์ส่งผลให้ค่าความแข็งแรงดึงเพิ่มขึ้น (แสดงในรูปที่ 4.15) นอกจากนี้ยังพบว่าไทเทเนียมมีความสัมพันธ์เชิงลบอย่างชัดเจนกับค่าอุณหภูมิยูเทคติกรีแคลเลสเซนซ์ (Temperature of eutectic recalescence : T_{ER}) และค่าอุณหภูมิยูเทคติกอันเดอร์คูลริง (Temperature of eutectic undercooling : T_{EU}) โดยมีค่าสัมประสิทธิ์ -0.85 และ -0.78 ตามลำดับ ความสัมพันธ์ที่สำคัญอื่นๆ ได้แก่ ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งแรงดึง (TS) กับปริมาณเฟอร์ไรท์ (%Fr) ซึ่งมีค่าสัมประสิทธิ์ 0.96 และค่าความแข็งแรงดึงกับปริมาณเฟิร์ลไลท์ (%Pl) ซึ่งมีค่าสัมประสิทธิ์ -0.96 ความสัมพันธ์ดังกล่าวอาจขัดแย้งกับสามัญสำนึก เนื่องจากปกติแล้วเฟิร์ลไลท์จะช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้กับเหล็กหล่อ อย่างไรก็ตาม ในกรณีของการศึกษานี้พบว่า ผลของไทเทเนียมที่มีต่อค่าความแข็งแรงดึงมีอิทธิพลมากกว่าผลของสัดส่วนเฟิร์ลไลท์ โดยไทเทเนียมไปเพิ่มโครงสร้างพื้นเช่น เพิ่มสัดส่วนเฟอร์ไรท์มากกว่าเฟิร์ลไลท์ตามที่แสดงในรูปที่ 4.10 ต่อมาค่าความแข็ง (Brinell Hardness: HB) มีความสัมพันธ์เชิงลบกับปริมาณแกรไฟต์ (%Gr) โดยมีค่าสัมประสิทธิ์ -0.69 ซึ่งเป็นผลที่คาดการณ์ไว้เนื่องจากแกรไฟต์มีความแข็งต่ำกว่าโครงสร้างพื้น อย่างไรก็ตาม ในการทดลองนี้ระดับของแกรไฟต์

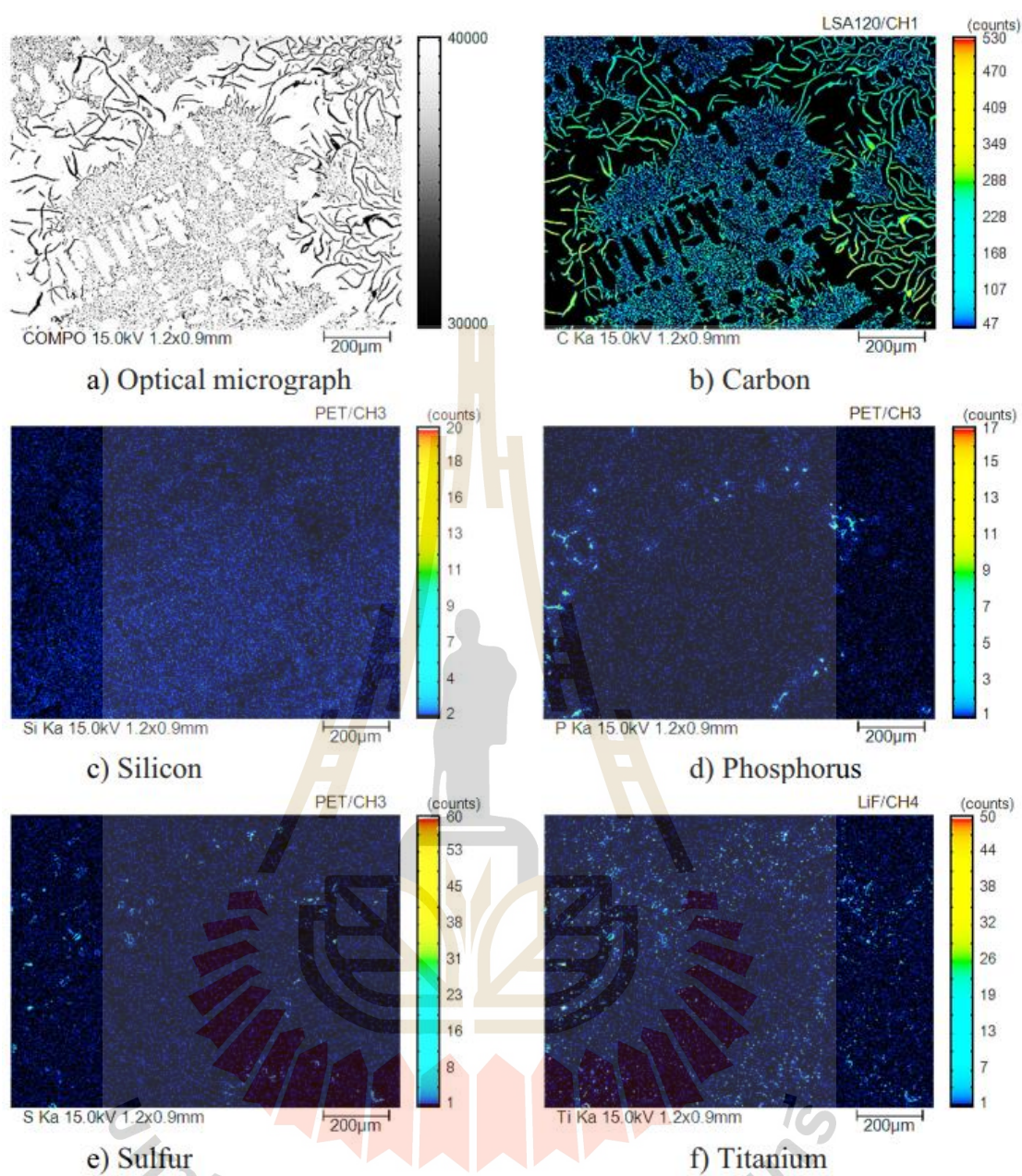
และค่าคาร์บอนสมมูล (CE) ยังคงค่อนข้างคงที่ ทำให้แนวโน้มที่สังเกตได้มีความชัดเจนน้อยกว่าที่คาดไว้ นอกจากนี้ ความแข็งไม่เพิ่มขึ้นอย่างมีนัยสำคัญแม้ว่าจำนวนอนุภาค TiC เพิ่มขึ้น ซึ่งบ่งชี้ว่าอนุภาค TiC ส่งผลต่อค่าความแข็งบริเนล (HB) เพียงเล็กน้อยเท่านั้น

ตารางที่ 4.3 การวิเคราะห์สหสัมพันธ์ของพารามิเตอร์ต่างๆ ในการศึกษานี้

| | %Ti | T _{ER} | T _{EU} | ΔT _r | MCR | %Fr | %Pl | %Gr | TS | HB | W _s | V | μ |
|-----------------|-------|-----------------|-----------------|-----------------|-------|-------|-------|-------|-------|------|----------------|------|------|
| %Ti | 1.00 | | | | | | | | | | | | |
| T _{ER} | -0.85 | 1.00 | | | | | | | | | | | |
| T _{EU} | -0.78 | 0.98 | 1.00 | | | | | | | | | | |
| ΔT _r | 0.45 | -0.23 | -0.03 | 1.00 | | | | | | | | | |
| MCR | -0.36 | 0.58 | 0.47 | -0.61 | 1.00 | | | | | | | | |
| %Fr | 0.62 | -0.39 | -0.45 | -0.25 | 0.48 | 1.00 | | | | | | | |
| %Pl | -0.63 | 0.42 | 0.48 | 0.24 | -0.46 | -1.00 | 1.00 | | | | | | |
| %Gr | -0.14 | -0.24 | -0.20 | 0.23 | -0.64 | -0.60 | 0.56 | 1.00 | | | | | |
| TS | 0.80 | -0.56 | -0.58 | 0.02 | 0.25 | 0.96 | -0.96 | -0.46 | 1.00 | | | | |
| HB | 0.09 | 0.06 | 0.04 | -0.10 | 0.03 | 0.09 | -0.05 | -0.69 | 0.01 | 1.00 | | | |
| W _s | 0.43 | -0.50 | -0.39 | 0.65 | -0.91 | -0.38 | 0.38 | 0.27 | -0.17 | 0.36 | 1.00 | | |
| V | 0.43 | -0.50 | -0.39 | 0.65 | -0.91 | -0.38 | 0.38 | 0.27 | -0.17 | 0.36 | 1.00 | 1.00 | |
| μ | -0.06 | -0.06 | 0.03 | 0.47 | -0.76 | -0.73 | 0.73 | 0.28 | -0.61 | 0.43 | 0.87 | 0.87 | 1.00 |

4.7 การวิเคราะห์เชิงจุลภาคด้วยพรอบอิเล็กตรอน (EPMA)

รูปที่ 4.23 แสดงผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิคพรอบอิเล็กตรอน (Electron probe microanalysis : EPMA) ของตัวอย่างที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.132% โดยการทำแผนภาพองค์ประกอบ (Elemental mappings) เผยให้เห็นการแยกตัวขององค์ประกอบทางจุลภาค (Microsegregation) ภายในโครงสร้างจุลภาค ตัวอย่างนี้ถูกเลือกเนื่องจากแสดงผลลัพธ์ที่น่าสนใจ โดยมีอัตราการสึกหรอจำเพาะต่ำสุดในงานวิจัยนี้ รูปที่ 4.23 a แสดงภาพจุลทรรศน์แสง (Optical micrograph) ของบริเวณที่ทำการทดสอบ ซึ่งประกอบด้วยบริเวณเดนไดรต์และบริเวณระหว่างเดนไดรต์แผนภาพของธาตุคาร์บอน (รูปที่ 4.23 b) แสดงว่าคาร์บอนมีการกระจายสอดคล้องกับตำแหน่งของแกรไฟต์ ธาตุซิลิกอนมีแนวโน้มอยู่ในบริเวณเดนไดรต์ (รูปที่ 4.23 c) ตามที่คาดไว้ ในทางตรงกันข้าม ฟอสฟอรัสและกำมะถัน (รูปที่ 4.23 d และ 4.23 e) พบการแยกตัวไปยังบริเวณระหว่างเดนไดรต์ ซึ่งเป็นบริเวณสุดท้ายที่แข็งตัว สำหรับธาตุไทเทเนียม พบว่ามีการกระจายตัวทั่วบริเวณที่ทำการทดสอบ โดยตำแหน่งที่ตรวจพบอนุภาค TiC มีสัญญาณของไทเทเนียมปรากฏอยู่ อย่างไรก็ตาม บริเวณระหว่างเดนไดรต์แสดงสัญญาณแรงกว่า ซึ่งสอดคล้องกับการมีจำนวนอนุภาค TiC มากกว่าในบริเวณดังกล่าว



รูปที่ 4.23 โครงสร้างจุลภาคและแผนที่ธาตุจากการวิเคราะห์ด้วย EPMA ของตัวอย่างที่มีปริมาณไทเทเนียม 0.132%

บทที่ 5

สรุปและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลงานวิจัย

การศึกษานี้ได้วิเคราะห์ผลของการเติมไทเทเนียมต่อพฤติกรรมการแข็งตัวของโครงสร้างจุลภาค และสมบัติเชิงกลของเหล็กหล่อเทา โดยสามารถสรุปผลได้ดังนี้

ไทเทเนียมเพิ่มอันเดอร์คูลริงในระหว่างปฏิกิริยายูเทคติกส่งผลให้เกิดแกรไฟต์ที่มีขนาดละเอียดมากขึ้น การเติมไทเทเนียมที่ปริมาณ 0.132% ทำให้ปริมาณเฟิร์ลไลต์ลดลงอย่างชัดเจน อย่างไรก็ตาม การเติมไทเทเนียมในปริมาณที่มากกว่า 0.132% ส่งผลให้ปริมาณเฟิร์ลไลต์เพิ่มขึ้นเล็กน้อย

ปริมาณไทเทเนียมที่ระดับ 0.132% ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นอย่างมีนัยสำคัญ จากปริมาณไทเทเนียม 0.033% แต่ปริมาณไทเทเนียมที่มากขึ้นเป็น 0.222% 0.288% และ 0.349% ส่งผลต่อความแข็งแรงเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อย สำหรับความแข็งไม่มีทิศทางชัดเจนอยู่ในช่วง 150–200 HB

ปริมาณไทเทเนียมที่เหมาะสมที่สุดคือ 0.132% โดยที่การสูญเสียปริมาตรของตัวอย่างชิ้นงานทดสอบต่ำที่สุดคือ 0.316 mm³ และอัตราการสึกหรอจำเพาะต่ำที่สุดคือ 3.16×10^{-5} mm³/N.m

ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานต่ำสุดที่ปริมาณไทเทเนียมระดับ 0.132% ซึ่งสอดคล้องกับปริมาณของเฟิร์ลไลต์ในโครงสร้างพื้นต่ำที่สุด การเติมไทเทเนียมในปริมาณที่สูงขึ้นส่งผลให้ปริมาณเฟิร์ลไลต์เพิ่มขึ้นและค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานสูงขึ้น

TiC เป็นสารประกอบหลักที่เกิดจากไทเทเนียม (Titanium-containing compound, TCC) ซึ่งปริมาณการเกิดของ TiC เพิ่มขึ้นตามปริมาณไทเทเนียมที่เพิ่มมากขึ้น โดยอนุภาค TiC ส่วนใหญ่พบในบริเวณระหว่างเดนไดรต์

5.2 ข้อเสนอแนะ

5.2.1 อุปสรรค

ระหว่างการทดลองในขั้นตอนการผลิตเหล็กหล่อเมื่อทำการเก็บข้อมูลจะทำได้เพียงการหลอมหนึ่งครั้งต่อหนึ่งเงื่อนไขการทดลองทำให้สูญเสียเวลาและขาดความสม่ำเสมอของส่วนผสมทางเคมีสำหรับธาตุบางตัวที่ไม่ต้องการเปลี่ยนแปลง นอกจากนี้ ในการเติมเฟอร์โรไทเทเนียม (Fe-Ti) ลงในเตาหลอมระหว่างการปรับส่วนผสมทางเคมีไปตามเงื่อนไขการทดลองเป็นสิ่งที่ค่อนข้างยากเนื่องจากไทเทเนียมง่ายต่อการเกิดออกไซด์ทำให้ความสามารถในการละลายลงในน้ำโลหะหลอมเหลวลดลงและรวมตัวกันกับสารมลทินอื่นๆ กลายเป็นสแลก (Slag)

5.2.2 ข้อผิดพลาด

จากการทดลองพบว่าในระหว่างการบันทึกกราฟการเย็นตัวก่อให้เกิดข้อผิดพลาดของข้อมูลได้เนื่องจากการเทน้ำโลหะลงในถ้วยรองรับน้ำโลหะ (SG Cup) ที่ถูกเชื่อมต่อกับเทอร์โมคัปเปิ้ลประเภท K (Type K) แต่แต่ละครั้งต้องเทให้อุณหภูมิเริ่มต้นใกล้เคียงหรือเท่ากัน มิฉะนั้นข้อมูลที่ได้รับอาจเกิดข้อผิดพลาดได้เนื่องจากอุณหภูมิแตกต่างกันส่งผลต่อตัวแปรอื่นๆ สำหรับการวิเคราะห์นั้นหมายความว่าผลข้อมูลที่ได้รับ อาจไม่ได้มาจากพฤติกรรมการณ์การเย็นตัวจากการเติมไทเทเนียมเพียงอย่างเดียว ทำให้ข้อมูลที่ได้รับคลาดเคลื่อนและไม่เหมาะสมต่อการวิเคราะห์



รายการอ้างอิง

มนัส สติรจินดา. (2543). เหล็กหล่อ CAST IRON (พิมพ์ครั้งที่ 4). คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย.

A Modern Casting Staff Report. (2010). Census of World Casting Production. Modern Casting, p 26-28.

Abbasi, H.R., Bazdar, M., Halvae, A. (2007). Effect of phosphorus as an alloying element on microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron, Materials Science and Engineering: A, Volume 444, Issues 1–2.

Ankamma, K. (2016). Effect of titanium in trace level on the properties of gray cast iron, international journal of innovative research in science. Eng. Technol. 5, pp 3411–3416.

Aranke, O., Algenaid, W., Awe, S., Joshi, S. (2019). Coatings for automotive gray cast iron brake discs: a review. Coatings. <https://doi.org/10.3390/coatings9090552>

Aulina, V., Kropivny, V., Kuzyk, O., Lyashuk, O., Bosyi, M., Vovk, Y., Kropivna, A., Sokol, M., Senyk, A., Slobodyan, L. (2021). The influence of titanium as a desferoidizing element on the stability of production of magnesium cast irons with compacted graphite. Tribol. Ind. 43, pp 654–666. <https://doi.org/10.24874/ti.1081.03.21.10>

Cueva, G., Sinatora, A., Guesser, W.L., Tschiptschin, A.P. (2003). Wear resistance of cast irons used in brake disc rotors. Wear 255, pp 1256–1260. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(03\)00146-7](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(03)00146-7)

Davis ed, J.R.(1996). ASM Specialty Handbook: Cast Iron, ASM International.

Fei, J., Zhou, G., Zhou, J., Zhou, X., Li, Z., Zuo, D., Wu, R. (2023). Research on the effect of pearlite lamellar spacing on rolling contact wear behavior of U75V rail steel. Metals 13, 237. <https://doi.org/10.3390/met13020237>

- Górny, M., Kawalec, M. (2013). Effects of titanium addition on microstructure and mechanical properties of thinwalled compacted graphite iron castings. *J. Mater. Eng. Perform.* 22, pp 1519–1524. <https://doi.org/10.1007/s11665-012-0432-8>
- Hamed Hoseini Hooshyar. (2011). *Thermal Analysis of Compacted Graphite Iron*, Department of Materials and Manufacturing Technology CHALMERS UNIVERSITY OF TECHNOLOGY Gothenburg, Sweden.
- Hinkle, D.E., Wiersma, W., Jurs S.G. (1998). *Applied statistics for the behavioral sciences*, p 118.
- Larrañaga, P., Sertucha, J., Loizaga, A., Sua´rez, R., Stefanescu, D.M. (2012). Gray cast iron with high austenite-toeutectic ratio part II: increasing the austenite-to-eutectic ratio through austenite nucleation, *Trans. AFS*.
- Larrañaga, P., Sertucha, J., Loizaga, A., Sua´rez, R., Stefanescu, D.M. (2012). Gray cast iron with high austenite-to eutectic ratio part III - high strength, low hardness, high carbon equivalent gray iron with superfine graphite, *Trans. AFS*, 120, pp 347-353.
- Li, W., Yang, X., Wang, S., Xiao, J., Hou, Q. (2022). Comprehensive analysis on the performance and material of automobile brake discs. *Metals* 10, 377. <https://doi.org/10.3390/met10030377>
- Maleque, M.A., Dyuti, S., Rahman, M.M. (2010). Materials selection method in design of automotive brake disc, *Proceedings of the World Congress on Engineering*, London, UK.
- Mohammadnejad, A., Bahrami, A., Goli, M., Dehbashi Nia, H., Taheri, P. (2019) Wear induced failure of automotive disc brakes - a case study. *Materials* 12, 4214. <https://doi.org/10.3390/ma12244214>
- Moumeni, E.(2013). Solidification of cast iron - A study on the effect of microalloy elements on cast iron.
- Moumeni, E., Tiedje, N.S., Hattel, J.H. (2012). Effect of titanium on the near eutectic grey iron, the 12th International Foundrymen Conference, May 24-25th, Croatia.

- Moumeni, E., Stefanescu, D.M., Tiedje, N.S., Larranaga, P., Hattel, J.H. (2013). Investigation on the effect of sulfur and titanium on the microstructure of lamellar graphite iron. *Metall. and Mater. Trans. A.* 44, pp 5134–5146. <https://doi.org/10.1007/s11661-013-1897-2>
- Rivera, G.L., Boeri, R.E., Sikora, J.A. (2004). Solidification of gray cast iron, *Scripta Materialia*, Volume 50, Issue 3, pp 331-335, <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.10.019>
- Sommerfeld, A., Tonn, B. (2009). Theory of graphite nucleation in lamellar graphite cast iron. *Inter Metalcast* 3, pp 39–47. <https://doi.org/10.1007/BF03355457>
- Stefanescu, D.M. (2015). Thermal Analysis—Theory and Applications in Metalcasting. *Inter Metalcast* 9, pp 7–22. <https://doi.org/10.1007/BF03355598>
- Synák, F., Jakubovicova, L., Klacko, M. (2022). Impact of the choice of available brake discs and brake pads at different prices on selected vehicle features. *Appl. Sci*, 12, 7325. <https://doi.org/10.3390/app12147325>
- Taylor, J.R. (1997). *An Introduction to Error Analysis: The Study of Uncertainties in Physical Measurements* University Science Books, Sausalito, pp 216.
- Wu, Y., Peng, B., Li, F., Zheng, S., Li, H. (2017). Effect of Titanium Sulfide Particles on Grain Size in Low Carbon Steel. In: Meyers, M., et al. *Proceedings of the 3rd Pan American Materials Congress. The Minerals, Metals & Materials Series.* Springer, Cham, pp 701–708. https://doi.org/10.1007/978-3-319-52132-9_70
- Zeng, D., Zhang, Y., Liu, J., He, H., Hong, X. (2008). Characterization of titanium-containing compounds in gray iron. *Tsinghua Sci. Technol.* 13, pp 127–131. [https://doi.org/10.1016/S1007-0214\(08\)70022-1](https://doi.org/10.1016/S1007-0214(08)70022-1)
- Zivic, Z., Busarac, N., Milenkovic, S., Grujovic, N. (2021). General overview and applications of ceramic matrix composites (CMCs). *Encyclop. Mater. Compos.* <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-819724-0.00056-2>




ภาคผนวก ก

บทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างการศึกษา

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี



MICROSTRUCTURE AND WEAR PROPERTIES OF TITANIUM-ALLOYED GRAY IRONS

K. Worakhut, A. Wanalerkngam and S. Boonmee 
Suranaree University of Technology, Nakhon Ratchasima, Thailand

R. Tongsri

MTEC, National Science and Technology Development Agency (NSTDA), Khlong Luang District, Pathum Thani, Thailand

Copyright © 2025 American Foundry Society
<https://doi.org/10.1007/s40962-025-01685-6>

Abstract

Gray iron has been a conventional material for automotive brake discs due to its thermal conductivity and low production cost. Achieving optimal wear resistance is crucial for ensuring performance and durability in this application. This investigation focused on the effect of titanium on the microstructure, mechanical properties and wear characteristics of gray iron. Various amounts of Ti ranging from 0 to 0.349 % were introduced into hypereutectic gray irons. The microstructures of the samples were examined using the optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) showing that the matrix structure consists of ferrite and pearlite along with lamellar graphite. Ti addition decreased the percentage of pearlite in the matrix significantly. In addition, Ti significantly refines graphite resulting in the Type-D gray iron microstructure. Energy Dispersive X-ray spectroscopy (EDS) revealed that TiC is the predominant Titanium-containing compounds (TCCs) in this study. TiC particles were dispersed and resided in

the interdendritic area. The number of TiC increased with Ti added to the melts. Furthermore, the addition of 0.132%Ti resulted in the lowest specific wear rate at $3.16 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{Nm}$. This improvement in wear resistance was due to a combination of matrix structure and a reduction in the coefficient of friction. Additionally, Ti significantly increased the tensile strength by refining graphite and increasing primary austenite. However, the higher level of Ti did not show further improvements in both tensile strength and wear properties. Cooling curve analysis showed that Ti has an effect of lowering the eutectic temperature resulting in finer graphite.

Keywords: microstructure, wear rate, wear resistance, titanium, gray irons, cooling curve analysis, titanium carbide, EPMA

Introduction

Gray iron is a widely used material in various industrial applications due to its excellent thermal conductivity,¹ good castability, low cost per unit mass and high damping capacity.² In addition, gray iron is the most common material of choice for automotive brake discs. The required properties for automotive brake discs are good thermal conductivity to dissipate heat effectively, high wear resistance to withstand the friction against brake pads for durability. Durability of gray iron brake discs can be improved by surface coatings.³ There have been alternative

materials for higher performance automobiles where performance is more important than economics such as aluminum alloys or carbon-ceramic composites (CMCs).

Aluminum brake discs provide a significant weight advantage, which helps improve fuel economy and reduce unsprung mass for better handling. However, they come at a higher cost compared to cast iron. Aluminum has lower thermal resistance and is more susceptible to warping under heavy braking.

Carbon-ceramic composite (CMCs) brake discs are used primarily in high-performance vehicles. They are extremely light and offer outstanding heat resistance. Carbon-ceramic composite brake discs are manufactured by

Received: 21 April 2025 / Accepted: 27 May 2025
Published online: 18 June 2025

creating carbon fiber reinforced polymer (CFRP), pyrolyzation treatment, and liquid silicon infiltration.⁴ The processes are extremely costly, making them impractical for mass production. Despite these alternatives, gray iron remains the material of choice due to its affordability, reliability and globally standardized.^{5,6} Table 1 compares the advantages and disadvantages of gray iron, aluminum and CMCs brake discs.

Wear resistance is an important property for brake discs. Brake discs are subjected to high friction and temperature during braking, making them vulnerable to wear. Materials with high wear resistance provide longer service life, reduce maintenance costs, good reliability and safety.

The main types of wear mechanisms include (i) abrasive wear, which occurs when hard particles or rough surfaces slide against each other, causing wear debris; (ii) adhesive wear, caused by the bonding and subsequent tearing away of material between two surfaces; (iii) corrosive wear, where surface material is gradually removed due to chemical reactions; (iv) fatigue wear, which results from cyclic loading that cause surface cracks and loss of materials on contacted surfaces. Among these types of wear, adhesive wear is associated with high load and heat which cause adhesion and plastic deformation between substrates.⁷ During the braking action, brake pads are pushed against the brake discs creating friction. This friction resists the motion of the brake disc; hence reducing the vehicle speed. The kinetic energy is then converted into thermal energy or heat. Therefore, adhesive wear is considered as the main types of wear for automotive brake disc during service life. The combination of adhesive, abrasive and corrosive wear are also possible in common service environments.⁸ Adhesive wear is often associated with smooth and shiny surface appearance.

To enhance the performance of gray iron, researchers have been studying the effect of different alloying elements on its microstructure and mechanical properties. One such element that has been investigated is titanium (Ti). Research has shown that the addition of Ti to gray iron can increase the fraction of austenite improving tensile strength.^{9, 10} In addition, Ti promotes the formation of a eutectic mixture with very fine graphite (Type D). At over 0.2 %Ti, ultimate tensile strength as high as 250 MPa are obtained for irons with medium sulfur level, while the

tensile strength of the low sulfur irons increases to over 275 MPa.¹¹ They suggested that the combination of superfine graphite (10–20 μ m) and greater fraction of primary austenite contribute to the high strength observed. Similar observation of very fine Type-D graphite was also reported by Moumeni et al.¹¹ in gray iron with 0.1 %Ti or more (up to 0.36 %Ti).

Ti also forms intermetallic compounds during the solidification of cast iron. Zeng et al.¹² reported that the Ti-containing compounds were found in the microstructure of Ti-alloyed gray irons. The compounds are believed to be carbide, nitride or carbonitride. These compounds contained V, Nb, Mn and S along with carbon and nitrogen. The number of Ti-containing compounds were found to increase with Ti addition.^{9,11} Later, Moumeni et al.^{11,13} used characterization techniques to identify the compound as TiC with cuboidal morphology. They further reported that TiC particles are typically found in pearlite, often located in the interdendritic area. It has been suggested that the TiC forms in liquid iron before the austenite formation and pushed to the interdendritic area. Earlier studies proposed TiC as a favorable substrate for austenite nucleation due to the small lattice mismatch between austenite and TiC.¹² However, the location of TiC in the last solidifying regions suggests that TiC is unlikely to be a nucleation site for primary austenite reported by other studies.^{9,11,12} Similarly, TiC is not considered to be a nucleation site for graphite.¹² The amount of TiC increases with higher Ti content.⁹ However, the size of TiC particles remained constant regardless of the Ti content.¹²

Other possible titanium-containing compounds (TCCs) include titanium nitride (TiN) a hard compound, forms in the present of nitrogen, (TiMn)S in form of inclusion with star-like and rib-like shapes when high Ti and S⁹ and titanium carbonitride. Aulina et al.¹⁴ reported the occurrence of Ti₄C₂S₂ in compacted graphite iron with 0.3 %Ti addition. Sommerfeld and Tonn¹⁵ used the Thermo-Calc software to demonstrate that the Ti₄C₂S₂ particles forms at 1185 °C in hypoeutectic gray iron. The formation of these various TCCs, particularly the hard carbides and nitrides, can have a detrimental effect on the machinability of gray iron⁹; however, the presence of these hard compounds can be beneficial to the wear resistance required the brake disc as reported by Boonmee et al.¹⁶ that hardness increased linearly with Ti. As noted, the formation, location, and

Table 1. Summary of Advantages and Disadvantages of Brake Disc Materials

| Material | Cost | Weight | Heat resistance | Durability | Application |
|-----------|-----------|----------|-----------------|------------|--------------------|
| Gray iron | Low | High | Moderate | Moderate | Passenger vehicles |
| Aluminum | High | Low | Low/moderate | Moderate | Light weight/sport |
| CMCs | Very high | Very low | Excellent | Excellent | Sport/Luxury |

impact of TCCs in cast irons are not well understood. The combined effect of Ti on graphite fineness, fraction of austenite and formation of TiC were reportedly to improve mechanical properties in gray iron. Larrañaga et al.⁶ reported that the ultimate tensile strength greater than 300 MPa could be achieved by 0.2–0.3 %Ti addition (with low S). Similar results were reported by Razaq et al.¹⁷ with 0.46–0.59 %Ti addition. However, Ankamma¹⁸ showed that Ti lower than 0.05 % did not significantly improve tensile strength. The improvement was observed at 0.10 %Ti. Górný and Kawalec¹⁹ reported that Ti addition in thin-wall compacted graphite iron did not significantly improve the mechanical properties. Ti positively influences the mechanical properties of gray iron, making it a promising material for automotive brake discs. However, there has been limited research on the wear properties of Ti-alloyed gray iron. This study aims to investigate the impact of Ti on the microstructure and wear behavior of gray iron. Additionally, the core differences of this study to others are the broader range of Ti (hypereutectic compositions and low sulfur). Specific wear rate and coefficient of friction were also tested in this study.

Experimental Procedure

Test casting Design and Production

The test casting was designed as per ASTM A48 (Figure 1). A casting simulation program was used to assess shrinkage cavities and mold filling. Five heats of gray irons were produced using a 100-kg induction furnace. The raw materials included pig iron (low S grade), steel scrap (71 ppm of N by combustion analyzer), ferrosilicon (Fe-76.5 %Si), ferromanganese (Fe-73 %Mn) and carbon raiser. Ti was added in the form of ferrotitanium (Fe-71.9 %Ti) in the furnace. The inoculation of 0.3 % of the melt weight was conducted in pouring ladle. The inoculant used was Ca and Al bearing. The tapping and pouring temperatures were approximately 1450 and 1380 °C, respectively. Molten iron was transferred to a pouring ladle (30-kg capacity).

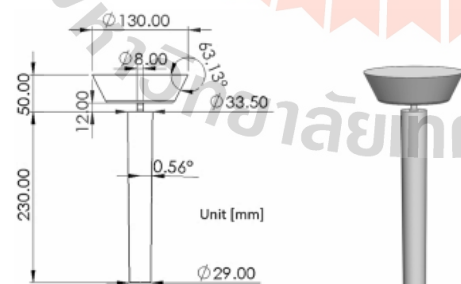


Figure 1. Dimensions of the test casting for microscopic examination and mechanical testing.

Molds were made from sodium silicate resin sand catalyzed by CO₂. Six test castings were produced for all heats with varying Ti from 0.033 to 0.349 %Ti. This range was set to cover a wide range of %Ti. The 0.349 %Ti was set as the upper limit due to cost limitation and difficulties during the melting operations. Higher Ti resulted in too much loss during the addition. An optical emission spectrometer (OES) was used to determine the chemical composition of sampled gray irons.

Thermal Analysis

Thermal analysis was used to collect cooling curve data for all heats. The interior of the sampling cups was cylindrical with 31 mm in diameter and 50 mm in height. The wall thickness of the cup was 5 mm. The cup was made of furan resin that is equipped with thermocouple type-K at the geometrical center of the cup. The data was collected at a frequency of 2 Hz.

Characterization and Mechanical Testing

Five of six castings were used for tension test. The remaining castings were used for microstructural examination and wear test. Optical microscope (OM) was used to examine the microstructure of both unetched and etched (3%Nital) samples. The samples were cut from the middle of the test castings. Micrographs were analyzed with image analyzer software for percentage area of phases. Firstly, the unetched micrographs at 100× were binarized (converted to black and white) using the prescribed threshold level. The binarized images were then analyzed for size, area, numbers and percentage area of graphite. Particles with area less than 4 mm² were neglected in the analysis as they were likely to be polishing artifacts. To determine the percentage area of ferrite and pearlite, the etched micrographs (100×) were also analyzed. Once the fraction of the ferrite is determined, the percentage area of pearlite can then be calculated as the summation of all phases must be 1.00. Scanning electron microscopy (SEM) was used to examine the wear surface. The quantification of the TCC particles was done manually using SEM secondary electron images. The SEM micrographs at 500× were used for counting the number of particles per unit area in both dendritic and interdendritic area. Each particle was measured for dimension along the edges of the particles for particle size. At least five fields of measurement were done for each condition to avoid bias in measurement.

The test castings were machined for tensile test bars as per the ASTM A48. The test bars were 12.5 mm in diameter and 12.5 mm in gage length. There were five tensile samples for each condition. The strain rate for tension test was 0.0009 s⁻¹. Brinell hardness testing was conducted according to the ASTM E10. The wear resistance test was

Table 2. Parameters Used in the Pin-on-DISC test in this Study

| Parameters | Value | Symbol |
|--------------------------------|-------|--------|
| Normal force (N) | 10 | N |
| Sliding speed (m/s) | 0.1 | W |
| Sliding distance (m) | 1000 | X |
| Pin-end radius, spherical (mm) | 3 | r |
| Wear track radius (mm) | 6 | R |
| Disc diameter (mm) | 25 | D |

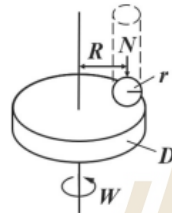


Figure 2. Schematic of pin-on-disc wear test setup with the definition of symbol listed in Table 2.

carried out by the pin-on-disc method, where the parameters are indicated in Table 2. The details of the method can be found in ASTM G99. The pin-on-disc test setup is shown in Figure 2. The normal load was 10 N which is relatively high to simulate the braking action. The test was in air at 23 °C, and the humidity during the test was between 12 and 78 %RH (percent relative humidity). The disc volume loss (V in mm^3) is given by Eqn. 1.

$$V = 2\pi R \left[r^2 \sin^{-1} \left(\frac{d}{2r} \right) - \frac{d}{4} \sqrt{4r^2 - d^2} \right] \quad \text{Eqn. 1}$$

where R is the wear track radius; d is the wear track width; r is the pin-end radius (Figure 2). The coefficient of friction (μ) and specific wear rate (W_s in mm^3/Nm) are given by Eqns. 2 and 3, respectively.

$$F_{\text{friction}} = \mu N \quad \text{Eqn. 2}$$

$$W_s = \frac{V}{XN} \quad \text{Eqn. 3}$$

The contact radius (r^*) can be calculated with Eq. 4 and the maximum contact pressure (P_{max}) can be calculated from the Hertzian contact stress formulas²⁰ in Eqn. 5.

$$r^* = \sqrt[3]{\frac{3N(1-\nu_1^2)/E_1 + (1-\nu_2^2)/E_2}{8 \left(\frac{1}{d_1} + \frac{1}{d_2} \right)}} \quad \text{Eqn. 4}$$

where ν_1 and ν_2 are Poisson's ratios of the pin and disc, respectively

E_1 and E_2 are Young's moduli of the pin and disc, respectively

d_1 and d_2 are contact diameters of the pin and disc ($d_1 = 6$ mm and $d_2 = \text{infinity}$)

$$P_{\text{max}} = \frac{3F}{2\pi a^2} \quad \text{Eqn. 5}$$

Assuming $E_1 = 210$ GPa, $E_2 = 170$ GPa and Poisson's ratio of 0.35, the calculated maximum pressure was 1350.8 MPa which is considerably high to mimic the braking force that the brake disc is subjected to.

The electron probe microanalysis (EPMA) was conducted on a selected sample to observe the solute distribution within the microstructure. Table 3 shows the parameters used in the EPMA experiment.

Results and Discussion

Chemical Composition

Table 4 shows the chemical composition of the Ti-alloyed gray iron in this study. It is seen that the carbon equivalents ($\text{CE} = \%C + (\%Si + \%P)/3$) were kept around 4.37–4.41 indicating the hypereutectic compositions. This was intention as the greater amount of graphite of the hypereutectic iron resulted in better thermal conductivity required by the brake discs. In fact, this is a common range of CE in the brake disc industry. Sulfur (S) and phosphorus (P) were kept minimal to avoid the formation of unwanted sulfide compound. Mn was around 0.19–0.21 using the formula $\text{Mn} = 1.7\%S + 0.15$. This was prescribed to achieve more ferrite than pearlite and to mimic the composition operating by an industrial partner. Copper (Cu) was added to the melt to promote pearlite and to observe the effect with Ti addition on matrix microstructure. Ti was in the range of 0.033–0.349 % to observe the effect of Ti on microstructure and the formation of TCCs.

Table 3. Experimental Parameters for the EPMA Experiment

| | Parameter |
|---------------------|---------------------------------|
| Acceleration volage | 15 kV |
| Beam size | 1 μm |
| Current | 5.3 nA |
| Measuring time | 10 msec |
| Step size | 1.9 μm |
| Total area size | 1200 \times 900 μm |

Table 4. The Chemical Composition of the Gray Irons with 0.033-0.349 %Ti

| Heat | %C | %Si | %Mn | %P | %S | %Cu | %Ti | CE |
|------|------|------|------|-------|-------|------|-------|------|
| 1 | 3.52 | 2.63 | 0.19 | 0.046 | 0.042 | 0.72 | 0.033 | 4.41 |
| 2 | 3.47 | 2.66 | 0.20 | 0.044 | 0.042 | 0.72 | 0.132 | 4.37 |
| 3 | 3.51 | 2.55 | 0.19 | 0.044 | 0.043 | 0.78 | 0.222 | 4.37 |
| 4 | 3.56 | 2.51 | 0.19 | 0.043 | 0.045 | 0.77 | 0.288 | 4.41 |
| 5 | 3.54 | 2.54 | 0.21 | 0.040 | 0.044 | 0.74 | 0.349 | 4.40 |

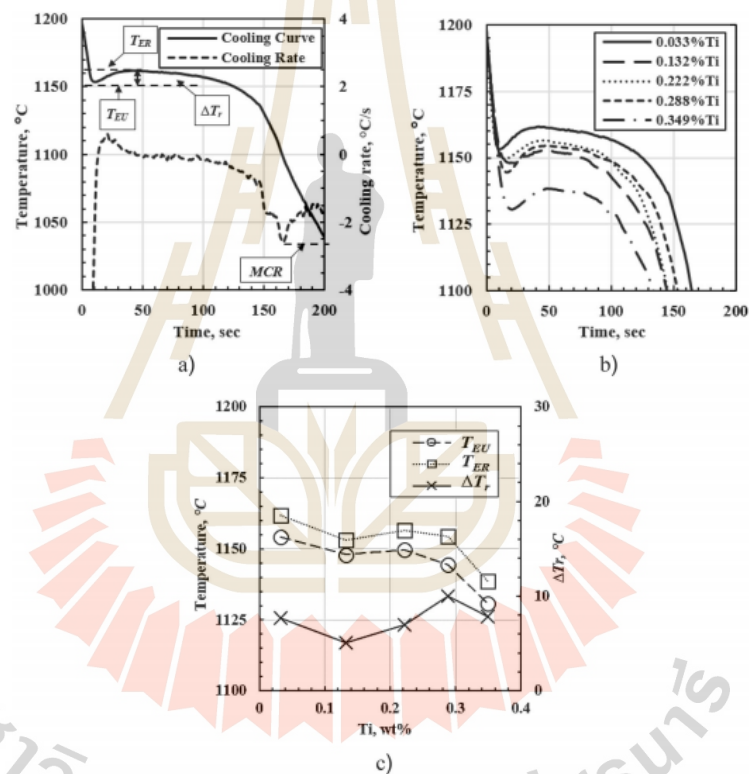


Figure 3. Thermal analysis results; (a) The definitions of symbols; (b) cooling curves of gray iron with various Ti; (c) effect of Ti on T_{EU} , T_{ER} and ΔT_r .

Thermal Analysis

Figure 3a shows the definitions of the temperature of eutectic undercooling (T_{EU}), temperature of eutectic recalescence (T_{ER}) and recalescence (ΔT_r). These values were identified from cooling curves with varying Ti (Figure 3b). As seen in Figure 3b, the increasing Ti decreased both T_{EU} and T_{ER} . The ΔT_r fluctuated around 5–10 °C. The

lower T_{EU} indicates the larger undercooling required for nucleation. The lower overall temperature during the eutectic reaction limited diffusion and finer eutectic structure is expected.

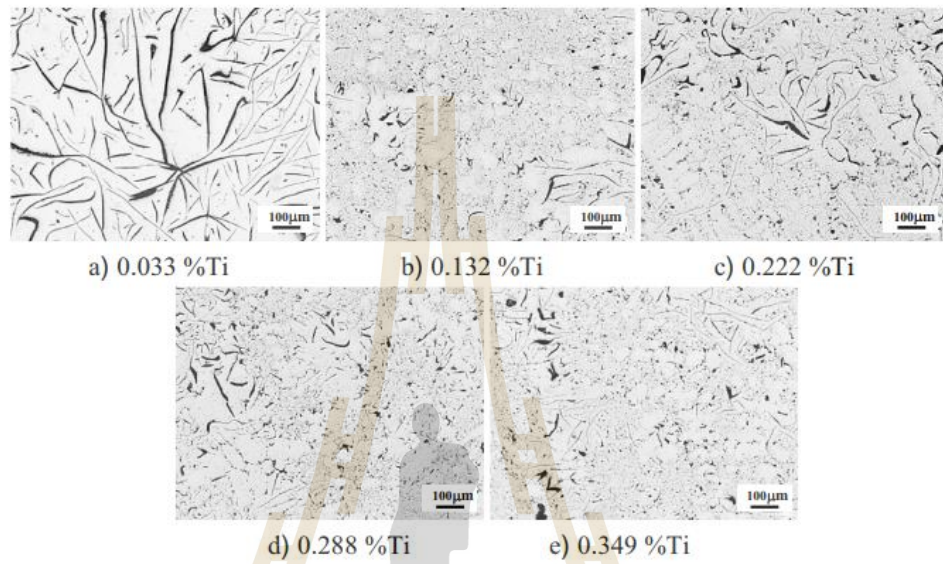


Figure 4. Microstructure of gray iron with 0.033–0.349 %Ti (unetched, 10 \times).

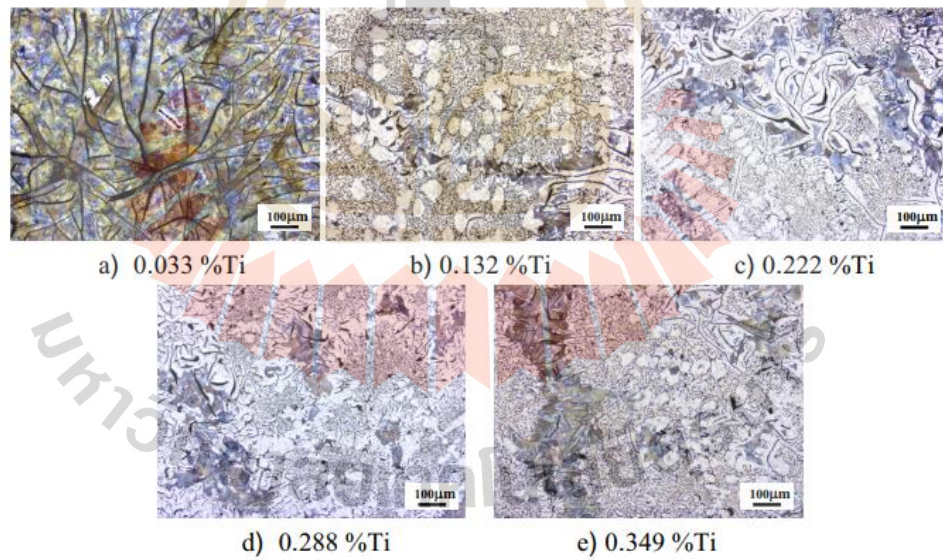


Figure 5. Microstructure of gray irons with 0.033–0.349 %Ti (etched, 3% Nital, 10 \times).

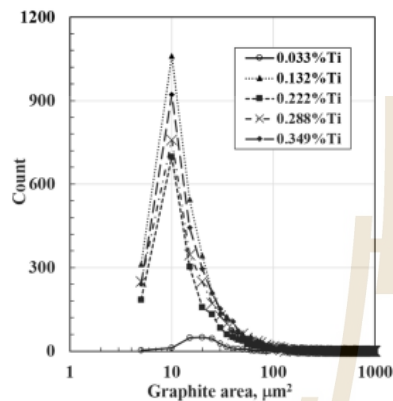


Figure 6. Graphite size distribution of gray irons with 0.033–0.349 %Ti.

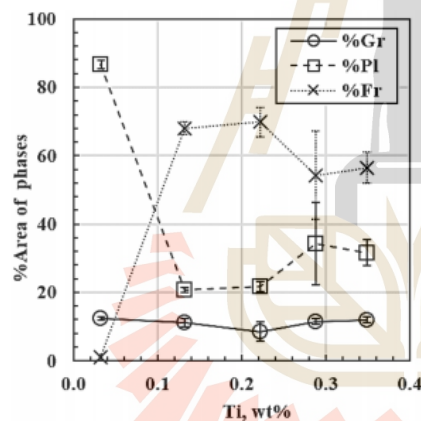


Figure 7. Effect of Ti on percentage area of phases. (%Gr = percentage graphite; %Pl = percentage pearlite; %Fr = percentage ferrite).

Microstructure

Microstructure of unetched and etched samples is shown in Figures 4 and 5, where it is apparent that Ti has an effect of refining graphite in the microstructure as reported in earlier studies.^{9,11} This agrees with the thermal analysis results as Ti lowered the eutectic temperature (both T_{EU} and T_{ER}). Figure 6 shows graphite size distribution. As seen, gray iron with 0.033 %Ti demonstrated larger graphite than other conditions. Gray irons with 0.132–0.349 %Ti showed much finer graphite with approximately the same distribution. Similar results were reported by Larrañaga et al.⁹ In all conditions, there were primary graphite presented due to

the slight hypereutectic composition. Figure 7 shows the percentage area of phases in gray iron with varying Ti. The amount of graphite did not significantly change with Ti. At 0.033 %Ti, pearlite was the dominant phase in the matrix. With 0.132 %Ti addition, pearlite dropped to 20.8%. Higher Ti increased pearlite slightly.

Figure 8 shows the SEM micrographs of etched gray iron samples with various Ti. The microstructure of gray cast iron at 0.033 %Ti, consists of coarse flake graphite and pearlite. At higher Ti, the microstructure includes fine flake graphite along with some coarse flake graphite, ferrite and pearlite. TCC particles are found dispersed around the graphite and the matrix structure, as shown in Figure 8f, with these particles varying in size.

The chemical analysis using energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) of TCC particles showed that all particles consist of Ti and C, as shown in Figure 9. This indicates that the particles are titanium carbide (TiC). Moumeni et al.¹¹ discussed using a Fe-C-Ti ternary phase diagram (3.5 %C and 0.3 %Ti) to demonstrate that TiC can form above the liquidus temperature. Therefore, it can be inferred that TiC can form in the molten iron before the formation of austenite. There were no TiCN, TiS₂ and TiN found in all samples. Presumably, because of the very low levels of S (0.04 %S) and the use of low nitrogen steel (71 ppm).

Figure 10 shows an example of a secondary electron image of gray iron with 0.132 %Ti. As seen the TiC particles (indicated with arrows) tended to be in the interdendritic area and often found in vicinity of fine graphite. Some TiC particles could be found at the border between the dendritic and interdendritic areas. Only a few particles were in the dendritic area.

Image analysis of TiC particles revealed that the number of TiC particles increased with the amount of Ti, both in the dendritic and interdendritic regions, as depicted in Figure 11a. This agrees with the findings in earlier studies.^{11–13} Moreover, Moumeni et al.¹³ reported that the TiC particles were mostly found in the interdendritic area which in line with the finding in this study. The average size of Ti in the dendritic and interdendritic area is shown in Figure 11b. It was found that the sizes in both areas are slightly different. The interdendritic area exhibited slightly bigger than the dendritic area with an exception at 0.222 %Ti. Presumably, the larger TiC particles were formed earlier during solidification which allowed them to grow larger, where the smaller TiC particles were formed later. In addition, TiC particles tended to be pushed by the solidification front to the interdendritic area.

It is worth noting that the presence of TiC particles in microstructure is expected to have a negative impact on

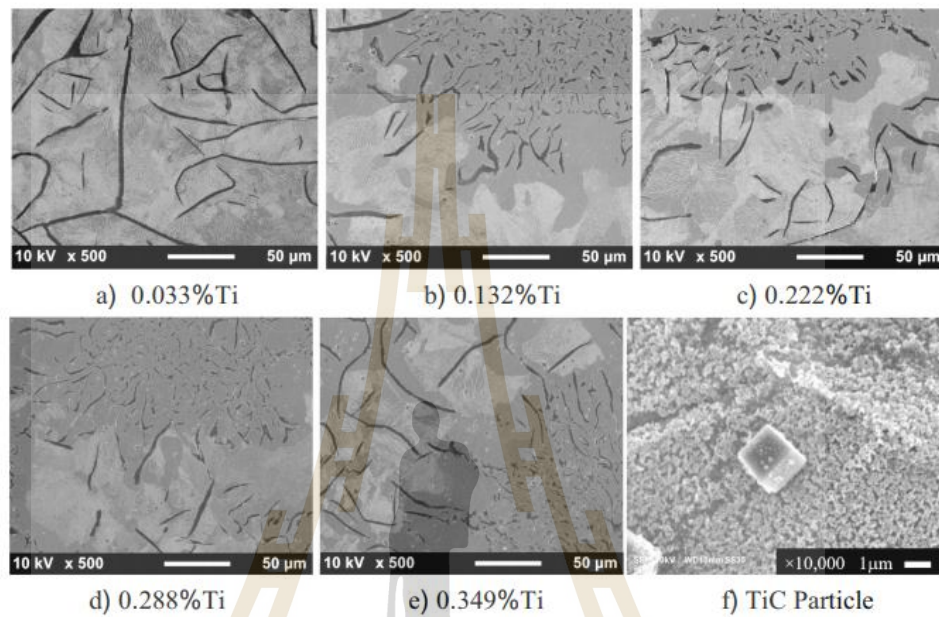


Figure 8. Secondary electron images of gray irons with 0.033–0.349 %Ti.

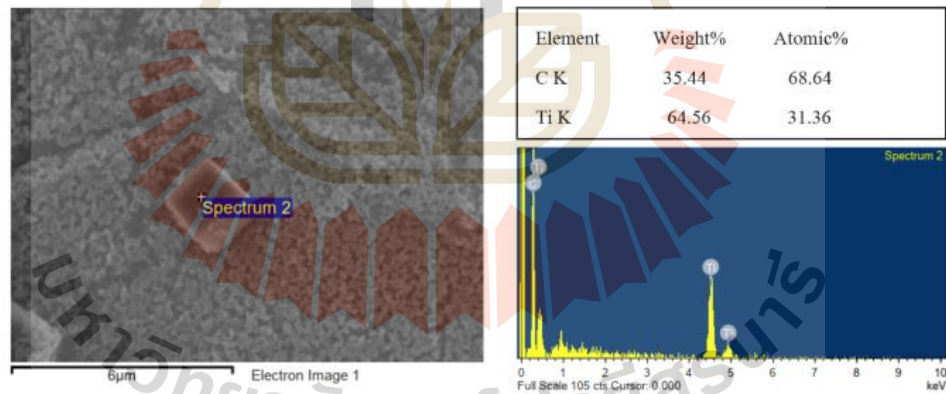


Figure 9. An example of EDS spectrum on a TiC particle in the sample with 0.288 %Ti indicating a TiC particle.

machinability. Excessive addition of Ti can lead to higher tool wear, high cutting forces and poor surface finish.

Wear Behavior

During the wear test, the normal force (N) was fixed at 10 N, and the frictional force (F_{friction}) was measured. The

coefficient of friction (μ) was calculated with Eq. 2. Figure 12 shows the coefficient of friction as a function of the sliding distance. As seen, there was an initial stage during the first few hundred meters in which the coefficient of friction increased as the pins and the discs were progressively polished. During this stage, the asperity was ground between the surface of pin and disc resulting in low coefficient of friction. Once the contact surfaces were smoothed

out the steady stage was reached when the coefficient of friction stabilized. In this test, the steady stage was reached at approximately 700 meters. This behavior indicates the adhesive wear as the main mechanism. For abrasive wear, the coefficient of friction starts at high value and gradually decrease to a stabilized level. Likewise, brake discs also experience an initial running-in stage followed by a steady stage. Since the majority of a disc brake's lifespan occurs in the steady stage, this phase is more important when analyzing the friction curves. In addition, the pressure between brake pads and brake disc is very high, which is typically associated with adhesive wear. Figure 13 shows

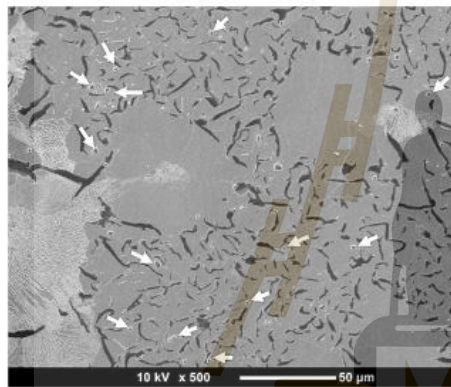


Figure 10. Secondary electron image of gray iron with 0.132 %Ti (arrows indicate TiC particles) showing that most TiC particles were found in the interdendritic area.

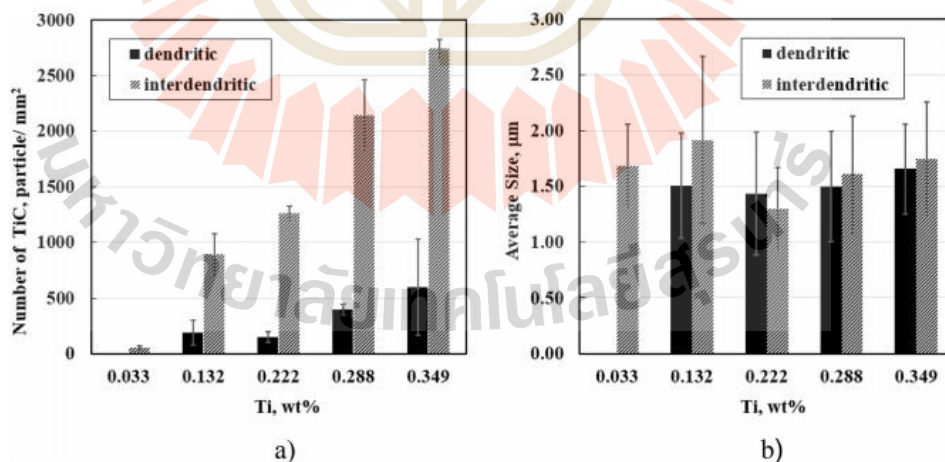


Figure 11. Number and average size of TiC particles in dendritic and interdendritic areas observed in 0.132–0.349 %Ti gray irons.

the average coefficient of friction from 700 to 1000 meters with various Ti levels. As seen, the coefficient of friction was relatively high without Ti addition. The coefficient of friction then reduced to the lowest value at 0.132 %Ti. At higher Ti, the coefficient of friction increased with Ti. The disc volume loss and specific wear rate also followed the same trend. During the test, the microscopic peaks (asperities) come into contact with the pin. Under high pressure, these asperities undergo plastic transformation and adhere to the surface, which are then sheared off detaching from the surface. This process is repeated as sliding continues, leading to gradual material loss. In cast irons and steels, the presence of pearlite is detrimental to adhesive wear resistance. Fei et al.²¹ reported that micro-cracks are usually formed in pearlite under the wear surface when subjected to adhesive wear. Under high pressure, the pearlite is deformed and sheared off along the cracks causing material loss. Ferrite is less likely to form cracks than pearlite; hence, it is beneficial to adhesive wear resistance. The values of coefficient of friction, specific wear rate and disc volume loss were corresponding to the condition with the lowest percentage of pearlite. In fact, the highest coefficient of friction was observed at 0.033 %Ti, which also had the highest percentage of pearlite. At higher Ti levels, pearlite patches were found in the interdendritic areas, creating an uneven structure and increasing the coefficient of friction.

Figure 14 demonstrates the effect of Ti on tensile strength and hardness of gray irons. It is seen that tensile strength markedly increased with the addition of 0.132 %Ti due to the solid solution strengthening. The tensile strength gradually increased at higher Ti. Therefore, in terms of

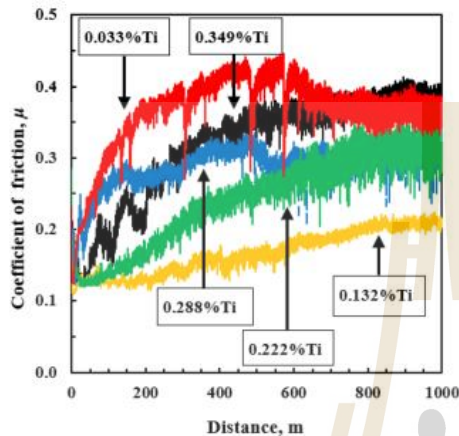


Figure 12. Effect of Ti on coefficient of friction as a function of distance in gray irons with 0.033–0.349 %Ti.

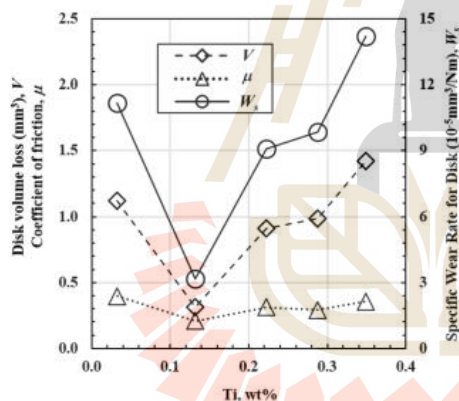


Figure 13. The effect of Ti on disc volume loss and specific wear rate and average coefficient of friction (700–1000 meters) in gray irons with 0.033–0.349 %Ti.

tensile strength the addition of 0.132 %Ti was effective. Adding more Ti did not improve tensile strength significantly but would cost more and cause more difficulties during the melting operations. The effect of Ti on the Brinell hardness was not as clear. The hardness values fluctuated around 150–200 HB. The values were comparable to ASTM A48 Class 20 (~ 160 HB). When comparing the hardness to percentage pearlite, the greater percentage pearlite resulted in higher hardness.

Figure 15 illustrates the wear surfaces of gray iron with 0.033–0.349 %Ti. All samples showed smooth wear surface indicating the behavior of adhesive wear. It is seen that the

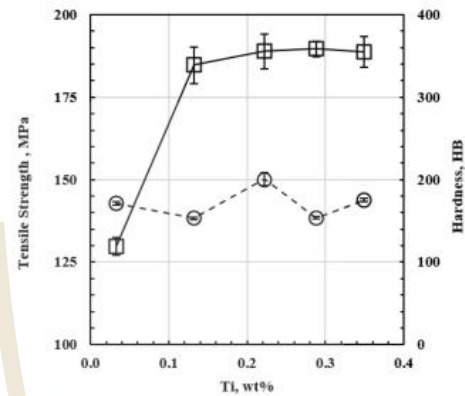


Figure 14. The tensile strength and hardness with 0.033–0.349 %Ti.

sample with 0.132 %Ti produced the smoothest wear surface, corresponding to the lowest coefficient of friction. Additionally, the wear track width for the 0.132 %Ti sample was the smallest, suggesting more uniform wear and less material loss compared to other Ti levels.

The presence of TiC particles on the wear resistance was not significant. Also, the presence of TiC particles did not significantly improve Brinell hardness. This is unexpected as TiC is the harder phase. This can be explained by the mechanism of adhesive wear. During the test, TiC particles could be sheared off along with the matrix. The loose TiC particles then become abrasive medium that accelerate the wear rate. This is supported by the samples with 0.288 and 0.349 %Ti which contained high number of TiC but demonstrated higher wear rates. In addition, the wear surfaces of both conditions showed uneven wear tracks which was created by the presence of loose TiC particles.

As discussed, Ti also influences the amount and size of graphite and percentage pearlite. In this study, the combination of more pearlite and number of TiC contributes to the higher specific wear rate. The lowest specific wear rate occurred at 0.132 %Ti which had relatively low hardness with highest fraction of ferrite (lowest pearlite).

Finally, the pin-on-disc wear test is usually used for preliminary study. This study shows the potential of adding appropriate %Ti can improve wear resistance along with strength. However, the performance of brake discs also depends on other factors such as heat dissipation, heat resistance, test speed, brake pads used, etc. These factors are simulated using the full-size brake discs which is required as future work.

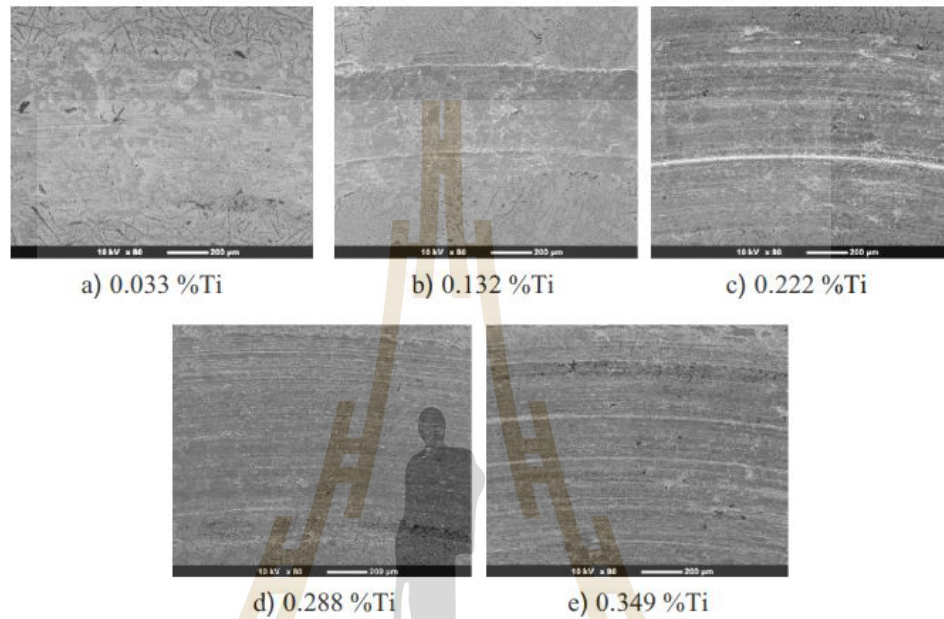


Figure 15. The secondary electron images of the wear surfaces of gray irons with 0.033–0.349 %Ti (80 \times).

Table 5. Correlation Analysis of Parameters in This Study

| | %Ti | T_{ER} | T_{EU} | ΔT_r | %Fr | %PI | %Gr | TS | HB | W_s | V |
|--------------|-------|----------|----------|--------------|-------|-------|-------|-------|------|-------|------|
| %Ti | 1.00 | | | | | | | | | | |
| T_{ER} | -0.85 | 1.00 | | | | | | | | | |
| T_{EU} | -0.78 | 0.98 | 1.00 | | | | | | | | |
| ΔT_r | 0.45 | -0.23 | -0.03 | 1.00 | | | | | | | |
| %Fr | 0.62 | -0.39 | -0.45 | -0.25 | 1.00 | | | | | | |
| %PI | -0.63 | 0.42 | 0.48 | 0.24 | -1.00 | 1.00 | | | | | |
| %Gr | -0.14 | -0.24 | -0.20 | 0.23 | -0.60 | 0.56 | 1.00 | | | | |
| TS | 0.80 | -0.56 | -0.58 | 0.02 | 0.96 | -0.96 | -0.46 | 1.00 | | | |
| HB | 0.09 | 0.06 | 0.04 | -0.10 | 0.09 | -0.05 | -0.69 | 0.01 | 1.00 | | |
| W_s | 0.43 | -0.50 | -0.39 | 0.65 | -0.38 | 0.38 | 0.27 | -0.17 | 0.36 | 1.00 | |
| V | 0.43 | -0.50 | -0.39 | 0.65 | -0.38 | 0.38 | 0.27 | -0.17 | 0.36 | 1.00 | 1.00 |
| μ | -0.06 | -0.06 | 0.03 | 0.47 | -0.73 | 0.73 | 0.28 | -0.61 | 0.43 | 0.87 | 0.87 |

%Fr: Ferrite percentage (%), %PI: Pearlite percentage (%), %Gr: Graphite percentage (%), TS: Tensile Strength (MPa), HB: Hardness (HB), μ : Friction coefficient, V: Disc Volume loss (mm^3), W_s : Specific wear rate ($\times 10^{-6} \text{mm}^3/\text{Nm}$)

Correlation Analysis

Table 5 presents the correlation between parameters analyzed in this study. The values shown in the table represent the correlation coefficients, which quantify the strength of the linear relationship between variables in a correlation

analysis. This dimensionless coefficient ranges from -1 to 1 . A value closer to 1 or -1 indicates a stronger relationship, with 1 indicating a perfect positive correlation and -1 indicating a perfect negative correlation. The correlation coefficient is calculated using Eqn. 6, as described by Taylor.²²

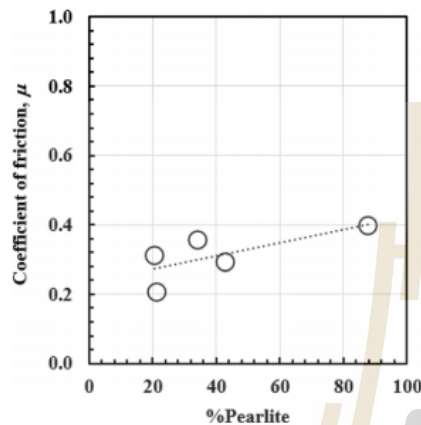


Figure 16. Friction coefficient as a function of percentage pearlite in gray irons with 0.033–0.349 %Ti.

$$r = \frac{\sum(x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})}{\sqrt{\sum(x_i - \bar{x})^2 \sum(y_i - \bar{y})^2}}$$

Eqn. 6

where r is correlation coefficient; x_i is values of the x-variable in a sample; \bar{x} is the values of the x-variable; y_i is values of the y-variable in a sample; \bar{y} is the values of the y-variable

It is seen that Ti has a strong positive relationship (0.80) with tensile strength (TS). This is expected as Ti increases the fraction of austenite and refines the graphite resulting in improved tensile strength (shown in Figure 14). Furthermore, Ti has strong negative relationships with T_{ER} and T_{EU} (-0.85 and -0.78 , respectively). Other notable relationships are tensile strength (TS) and the percentage ferrite ($\%Fr$) (0.96) and tensile strength and the percentage pearlite ($\%Pl$) (-0.96). These relationships may seem counter intuitive as pearlite typically increases strength of cast irons. However, this is the case in this study as the effect of Ti on tensile strength overshadows the effects of the fraction of pearlite by increasing the matrix structure (e.g., percentage ferrite + pearlite) shown in Figure 6. Next, hardness (HB) has a negative relationship (-0.69) with percentage graphite ($\%Gr$). This is also expected as graphite is lower in hardness than the matrix. In this experiment, the levels of graphite (and CE) remained relatively constant (Figure 6). The observed trend was weaker than anticipated. In addition, the hardness did not show a significant increase with increasing Ti, even though the number of TiC particles increased. This suggests that TiC has a minimal effect on Brinell hardness. Figure 16

exhibits the relationship between the friction coefficient (μ) and percentage pearlite. As seen, percentage pearlite increases the friction coefficient. This can be explained as pearlite is a eutectoid mixture consisting of ferrite and iron carbide. These phases have significant differences in hardness creating resistance to the movement of the pin during the test. Therefore, the higher percentage pearlite results in greater friction coefficient, whereas percentage graphite remains relatively constant throughout this study. Lastly, strong correlations between V , W_s and μ are expected, as they are interconnected through the calculations in Eqns. 1–3.

Electron Probe Microanalysis (EPMA)

Figure 17 shows the results from the electron probe microanalysis of the sample with 0.132 %Ti. EPMA mappings reveal microsegregation within the microstructure. This sample was selected as it displayed promising results with the lowest specific wear rate in this study. Figure 17a shows the optical micrograph of the test area which includes the dendritic and the interdendritic areas. Carbon map (Figure 17b) shows that carbon coincides with the locations of graphite. Silicon tends to be in the dendritic area (Figure 17c) as expected. On the other hand, phosphorus and sulfur (Figure 17d, e) are segregated to the interdendritic area which is the last area to solidify. Ti is distributed across the test area where the TiC particles were found. However, the signal in the interdendritic area is stronger as there are higher number of TiC particles in the area.

Conclusions

This study investigated the influence of Ti on the microstructure and wear behavior of gray iron. The findings are summarized as follows:

- Ti increased undercooling during the eutectic reaction resulting in the finer graphite. Addition of 0.132 %Ti suppressed the pearlite considerably. However, further addition of Ti resulted in slightly more pearlite.
- The optimal Ti content was 0.132 %. The lowest disc volume loss and specific wear rate were 0.316 mm^3 and $3.16 \times 10^{-5} \text{mm}^3/\text{Nm}$ was recorded at 0.132 %Ti.
- The coefficient of friction was lowest at 0.132 %Ti, corresponding with the lowest percentage of pearlite in the matrix. Higher Ti resulted in greater pearlite increased the coefficient of friction.
- TiC is the predominant titanium-containing compound (TCC), with its formation increasing with

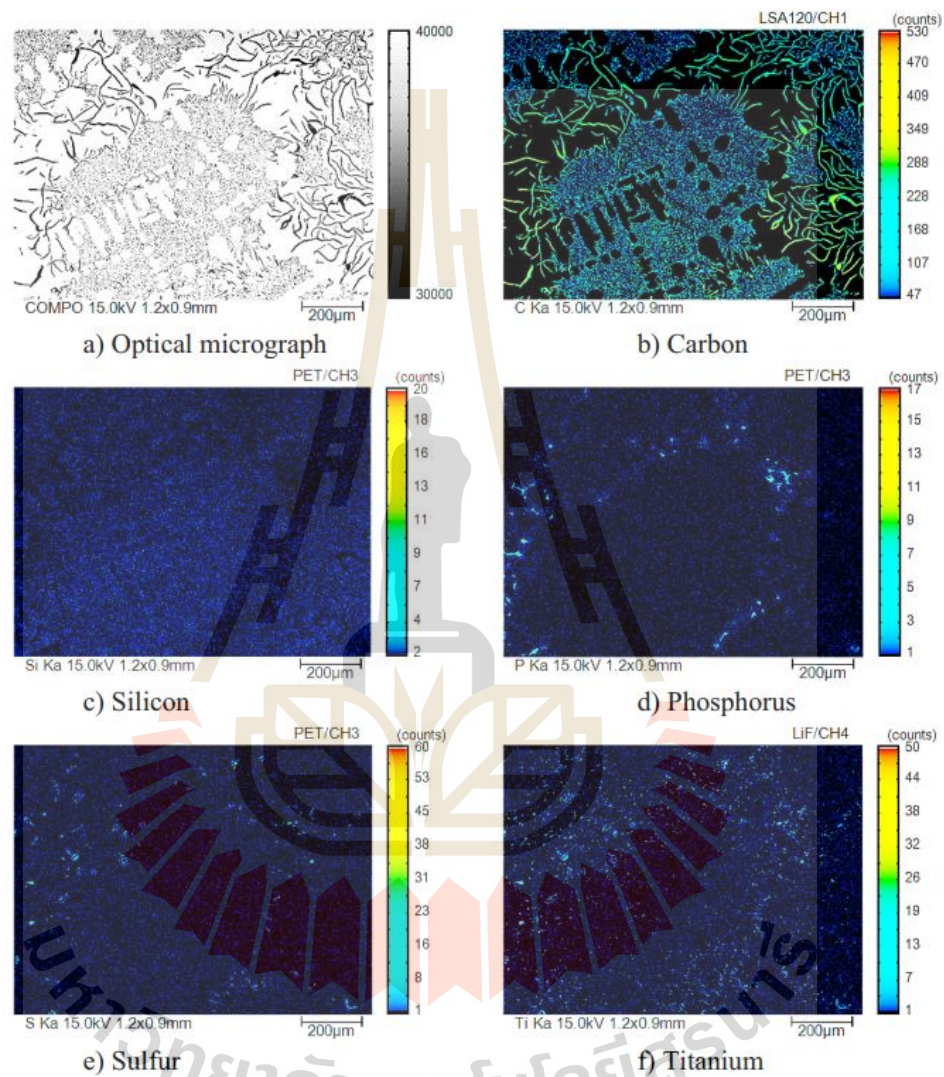


Figure 17. Microstructure and EPMA mappings of the sample with 0.132 %Ti.

the Ti addition. TiC particles were primarily found in the interdendritic areas.

Acknowledgement

This work was supported by (i) Suranaree University of

Technology (SUT), (ii) Thailand Science Research and Innovation (TSRI) and (iii) National Science, Research and Innovation Fund (NSRF) (NRIIS number 204240).

Conflicts of interest We declare that this manuscript is original, has not been published before and is not currently being considered for publication elsewhere.

REFERENCES

1. V. Fourlakidis, J.C. Hernando, D. Holmgren et al., Relationship between thermal conductivity and tensile strength in cast irons. *Inter Metalcast* **17**, 2862–2867 (2023). <https://doi.org/10.1007/s40962-023-00970-6>
2. M.A. Maleque, S. Dyuti, M.M. Rahman, Materials selection method in design of automotive brake disc, Proceedings of the World Congress on Engineering (2010), London, UK
3. O. Aranke, W. Algenaid, S. Awe, S. Joshi, Coatings for automotive gray cast iron brake discs: a review. *Coatings* **9**, 552 (2019). <https://doi.org/10.3390/coatings9090552>
4. Z. Zivic, N. Busarac, S. Milenkovic, N. Grujović, General overview and applications of ceramic matrix composites (CMCs). *Encyclop. Mater. Compos.* (2021). <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-819724-0.00056-2>
5. F. Synák, L. Jakubovicova, M. Klacko, Impact of the choice of available brake discs and brake pads at different prices on selected vehicle features. *Appl. Sci.* **12**, 7325 (2022). <https://doi.org/10.3390/app12147325>
6. W. Li, X. Yang, S. Wang, J. Xiao, Q. Hou, Comprehensive analysis on the performance and material of automobile brake discs. *Metals* **10**, 377 (2020). <https://doi.org/10.3390/met10030377>
7. G. Cueva, A. Sinatora, W.L. Guesser, A.P. Tschiptschin, Wear resistance of cast irons used in brake disc rotors. *Wear* **255**, 1256–1260 (2003). [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(03\)00146-7](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(03)00146-7)
8. A. Mohammadnejad, A. Bahrami, M. Goli, H. Dehbashi Nia, P. Taheri, Wear induced failure of automotive disc brakes—a case study. *Materials* **12**, 4214 (2019). <https://doi.org/10.3390/ma12244214>
9. P. Larrañaga, J. Sertucha, A. Loizaga, R. Suárez, D.M. Stefanescu, Gray cast iron with high austenite-to-eutectic ratio part II: increasing the austenite-to-eutectic ratio through austenite nucleation, *Trans. AFS* (2012)
10. P. Larrañaga, J. Sertucha, A. Loizaga, R. Suárez, D.M. Stefanescu, Gray cast iron with high austenite-to-eutectic ratio part III - high strength, low hardness, high carbon equivalent gray iron with superfine graphite, *Trans. AFS* (2012)
11. E. Moumeni, D.M. Stefanescu, N.S. Tiedje, P. Larranaga, J.H. Hattel, Investigation on the effect of sulfur and titanium on the microstructure of lamellar graphite iron. *Metall. and Mater. Trans. A*, **44**, 5134–5146 (2013). <https://doi.org/10.1007/s11661-013-1897-2>
12. D. Zeng, Y. Zhang, J. Liu, H. He, X. Hong, Characterization of titanium-containing compounds in gray iron. *Tsinghua Sci. Technol.* **13**, 127–131 (2008). [https://doi.org/10.1016/S1007-0214\(08\)70022-1](https://doi.org/10.1016/S1007-0214(08)70022-1)
13. E. Moumeni, N.S. Tiedje, J.H. Hattel, Effect of titanium on the near eutectic grey iron, the 12th International Foundrymen Conference, May 24–25th, Croatia, (2012)
14. V. Aulina, V. Kropivny, O. Kuzyk, O. Lyashuk, M. Bosyi, Y. Vovk, A. Kropivna, M. Sokol, A. Senyk, L. Slobodyan, The influence of titanium as a desferoidizing element on the stability of production of magnesium cast irons with compacted graphite. *Tribol. Ind.* **43**, 654–666 (2021). <https://doi.org/10.24874/ti.1081.03.21.10>
15. A. Sommerfeld, B. Tonn, Theory of graphite nucleation in lamellar graphite cast iron. *Inter Metalcast* **3**, 39–47 (2009). <https://doi.org/10.1007/BF03355457>
16. S. Boonmee, K. Worakhut, P. Maneelum, Effect of titanium on microstructure and solidification behavior of gray irons. *Mater. Sci. Forum* **987**, 177–181 (2020). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.987.177>
17. A. Razaq, Y. Yin, J. Zhou, X. Shen, X. Ji, I. Ullah, Influence of alloying elements Sn and Ti on the microstructure and mechanical properties of gray cast iron. *Proc. Manuf.* **37**, 353–359 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2019.12.059>
18. K. Ankamma, Effect of titanium in trace level on the properties of gray cast iron, international journal of innovative research in science. *Eng. Technol.* **5**, 3411–3416 (2016)
19. M. Górný, M. Kawalec, Effects of titanium addition on microstructure and mechanical properties of thin-walled compacted graphite iron castings. *J. Mater. Eng. Perform.* **22**, 1519–1524 (2013). <https://doi.org/10.1007/s11665-012-0432-8>
20. M. Yaghoubi, H. Tavakoli, Hertzian Contact Stress, in *Mechanical Design of Machine Elements by Graphical Methods Materials Forming Machining and Tribology*. (Springer, Cham, 2022)
21. J. Fei, G. Zhou, J. Zhou, X. Zhou, Z. Li, D. Zuo, R. Wu, Research on the effect of pearlite lamellar spacing on rolling contact wear behavior of U75V rail steel. *Metals* **13**, 237 (2023). <https://doi.org/10.3390/met13020237>
22. J.R. Taylor, *An Introduction to Error Analysis: The Study of Uncertainties in Physical Measurements* (University Science Books, Sausalito, 1997), p.217

Publisher's Note Springer Nature remains neutral with regard to jurisdictional claims in published maps and institutional affiliations.

Springer Nature or its licensor (e.g. a society or other partner) holds exclusive rights to this article under a publishing agreement with the author(s) or other rightsholder(s); author self-archiving of the accepted manuscript version of this article is solely governed by the terms of such publishing agreement and applicable law.

The Occurrence of Titanium Carbide in Ti-Alloyed Gray Iron

Kittirat Worakhut^{1,a}, Arisara Wanalerkngam^{1,b}, Worachot Boonyarit^{1,c},
 Kandit Amatachaya^{1,d}, Nidchanan Wanmai^{1,e}, Krittapart Sriboonrueang^{1,f}
 and Sarum Boonmee^{1,g}

¹Institute of Engineering, Suranaree University of Technology, Thailand

^aworakhut@gmail.com, ^barisara.jane@gmail.com, ^cworachotboonyarit19@gmail.com,
^dkandit2543@hotmail.com, ^encnwanmai@gmail.com, ^fkrittapart.s@hotmail.com, ^gsarum@sut.ac.th

Keywords: Gray iron, Titanium carbide, Titanium-containing compound.

Abstract. This study investigates the formation and distribution of titanium carbide (TiC) in gray iron with varying titanium (Ti). Gray cast iron samples were produced with Ti levels ranging from 0.033 to 0.349 wt% using a 100-kg induction furnace. The microstructures of the samples were examined using Scanning Electron Microscopy (SEM) and Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS), showing that TiC particles are the predominant TCCs in this study. It was found that TiC particles were dispersed around graphite and matrix structures. The number of TiC increased with Ti. The Gibbs free energy calculations supported the formation of TiC both in molten and solid states.

Introduction

Gray cast iron is widely used for machinery and automotive components due to its suitable properties such as high damping capacity, good thermal conductivity. Brake disc is an example of application of gray iron for good heat dissipation during operation. There are approaches to improve mechanical properties of gray iron such as inoculation [1], controlling of cooling rate [2] and adding alloying elements [3]. Among alloying elements, Ti recently has become a promising alloying element for brake disc producers. The effect of titanium (Ti) in gray iron has been studied extensively to improve the material's mechanical properties. Ti additions have been shown to increase the amount of primary austenite and promote the formation of superfine interdendritic graphite, leading to enhanced tensile strength without significant increases in hardness [4-6]. Zeng et al. [7] reported that the Ti-containing compounds were found in the microstructure of Ti-alloyed gray irons. The compounds are believed to be carbide, nitride or carbonitride. These compounds contained V, Nb, Mn and S along with carbon and nitrogen. The number of Ti-containing compounds were found to increase with Ti addition [5,7]. Later, Moumeni et al. [8-9] used characterization techniques to identify the compound as TiC with cuboidal morphology. Moumeni et al. [8] further reported that TiC particles are typically found in the pearlite, often located at intercellular areas and interdendritic areas. Other possible Titanium-Containing Compounds (TCCs) include titanium nitride (TiN) a hard compound, forms in the present of nitrogen, (TiMn)S in form of inclusion with star-like and rib-like shapes when high Ti and S [9] and titanium carbonitride. Aulin et al. [10] reported the occurrence of Ti₄C₂S₂ in compacted graphite iron with 0.3%Ti addition. Sommerfeld and Tonn [11] used the Thermo-Calc software to demonstrate that the Ti₄C₂S₂ particles forms at 1185 °C in hypoeutectic gray iron. The formation of these various TCCs, particularly the hard carbides and nitrides, can have a detrimental effect on the machinability of gray iron [9]; however, the presence of these hard compounds can be beneficial to the wear resistance required the brake disc as reported by Boonmee et al. [12] that hardness increased linearly with Ti. As noted, the formation, location, and impact of TCCs in cast irons are not well understood. This research aims to address these questions specifically for titanium-alloyed gray cast irons.

Experimental Procedure

Test Casting Design and Production. Samples were designed and prepared according to ASTM-A48/A48M standards (Fig. 1). A casting simulation program was used to assess shrinkage cavities

and mold filling. Gray cast iron was produced under five different conditions using a 100-kg induction furnace. The raw materials included low-sulfur pig iron, steel scrap, ferrosilicon (Fe-76.5 wt%Si), ferromanganese (Fe-73.0 wt%Mn), and ferro-titanium (Fe-71.9 wt%Ti). Additionally, 0.3 wt% inoculant was added to the melt before pouring at approximately 1450°C using a 30 kg ladle. The molds were made from sodium silicate bonded sand. The five conditions were varied with Ti ranging from 0.033 to 0.349 wt% which was achieved by adding ferro-titanium to the furnace. The chemical composition of the alloys was analyzed using an Optical Emission Spectrometer (OES).

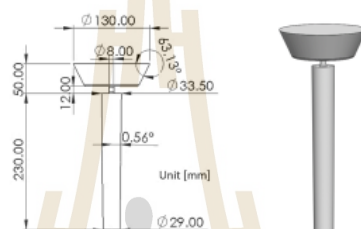


Fig. 1. The Test casting design for this experiment.

Characterization

The samples were prepared and etched with 3% Nital, then examined for areas with dispersed TCC particles using a Scanning Electron Microscope (SEM). The composition of the titanium compounds was analyzed through Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS).

The quantification of the TCC particles was done using an image analysis software. The SEM micrographs at 500× were used for measuring the number of particles per unit area in both cellular and intercellular area. Each particle was measured for dimension along the edges of the particles.

Results and Discussions

Table 1 shows the chemical composition of the test castings in the present study. It is seen that the Carbon Equivalent ($CE = \%C + 1/3(\%Si + \%P)$) were in the slightly hypereutectic range. This was intentional as Ti is known to promote primary austenite resulting in shifting eutectic composition to higher carbon. Mn was in a typical level found in the industry. P and S were kept minimal to avoid the formation of association compounds with Ti. Cu were added to promote pearlite enhancing the mechanical properties. Ti was in the range of 0.033 to 0.349 wt% to observe the effect of Ti on microstructure and the formation of TCC.

Table 1. Chemical composition of Ti-alloyed gray iron in the present study.

| Heat | %C | %Si | %Mn | %P | %S | %Cu | %Ti | CE |
|------|------|------|------|--------|-------|------|-------|------|
| 1 | 3.52 | 2.63 | 0.19 | 0.0460 | 0.042 | 0.72 | 0.033 | 4.41 |
| 2 | 3.47 | 2.66 | 0.20 | 0.0443 | 0.042 | 0.72 | 0.132 | 4.37 |
| 3 | 3.51 | 2.55 | 0.19 | 0.0439 | 0.043 | 0.78 | 0.222 | 4.37 |
| 4 | 3.56 | 2.51 | 0.19 | 0.0433 | 0.045 | 0.77 | 0.288 | 4.41 |
| 5 | 3.54 | 2.54 | 0.21 | 0.0402 | 0.044 | 0.74 | 0.349 | 4.40 |

Fig. 2 shows the SEM micrographs of gray irons with various Ti. The microstructure of gray cast iron at 0.033 wt%Ti, consists of coarse flake graphite and pearlite, with no TCC detected in the microstructure. At higher Ti, the microstructure includes fine flake graphite along with coarse flake graphite, ferrite, and pearlite. TCCs are found dispersed around the graphite and the matrix structure, as shown in Fig. 2f, with these particles varying in size.

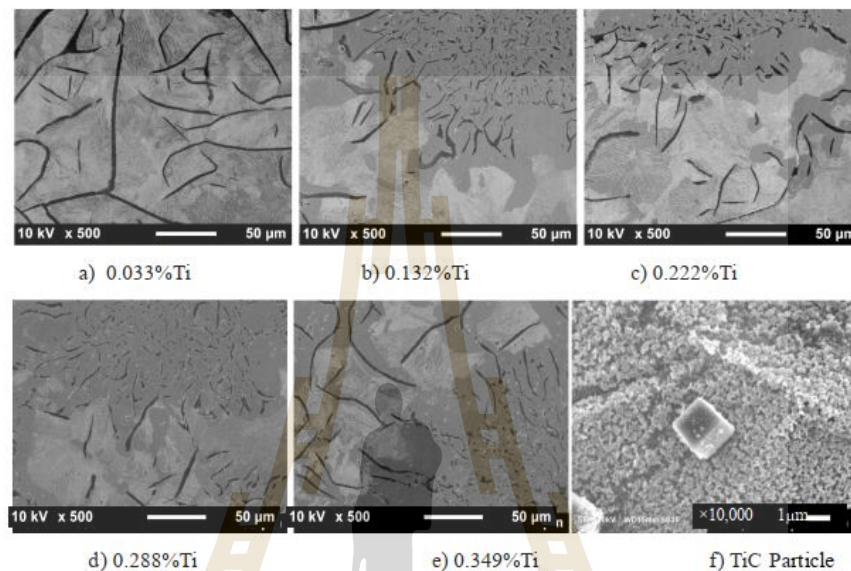


Fig. 2. Microstructure of gray irons with various Ti.

The chemical analysis using Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS) of TCC particles showed that all particles consist of Ti and C, as shown in Fig. 3. This indicates that the particles are titanium carbide (TiC). Moumeni et al. [9] discussed using a Fe-C-Ti ternary phase diagram (3.5 wt%C and 0.3 wt%Ti) to demonstrate that TiC can form above the liquidus temperature. Therefore, it can be inferred that TiC can form in the molten iron before the formation of austenite.

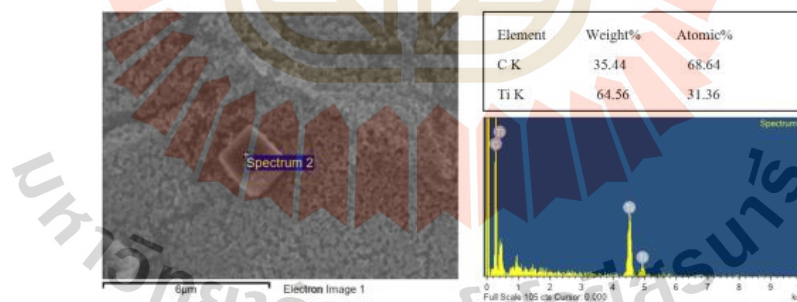


Fig. 3. EDS analysis for a TiC particle.

Gibbs free energy of formation of TCCs can be calculated using data available from literature shown in Table 2. Fig. 4 shows the calculation results. It was seen that all TCCs can be spontaneously formed above liquidus temperature. TiO_2 is the most readily compound to form. With the presence of oxygen in the atmosphere, formation of TiO_2 is inevitable and eliminated along with slag. TiS_2 and TiN can also be found with the presence of sulfur and nitrogen respectively. However, the chemical composition of molten iron was extremely low in sulfur (approximately 0.04 wt%S, shown in Table 1); therefore, no TiS_2 particles were observed in this study. Nitrogen in the atmosphere is typically

inert to molten iron. The main source of nitrogen in molten iron is from steel scrap which was used minimally in this study; therefore, no TiN particles were found.

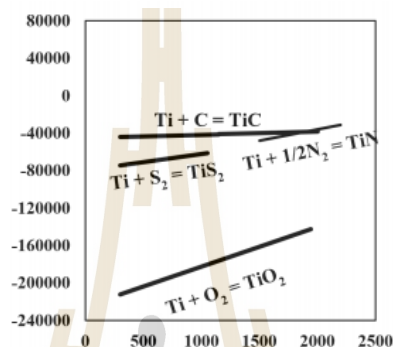


Fig. 4. Gibbs free energy of formation for TiC.

It is seen in Fig. 4 that the TiC can be spontaneously formed at both in the temperature ranges of 298-1150 K and 1150-2000 K. The calculations also indicate that TiC is more stable (higher tendency to form) at lower temperature. Therefore, it is expected that TiC is formed continuously from in the molten and solid state. However, diffusion in the molten state occurs more rapidly than in the solid state; therefore, the sizes of TiC can be different. Presumably, TiC formed in the molten iron are larger than those formed during the eutectic reaction.

Table 2. Data for calculation of Gibbs free energy of formation.

| Reaction | Gibbs Free Energy of Formation ($\Delta^{\circ}G_f$), Cal mole ⁻¹ | Temperature Range, K | Melting Point, °C | Reference |
|--------------------------------------|---|----------------------|-------------------|-----------|
| Ti+C = TiC | $-45,200 - 0.23T \ln T + 0.11 \times 10^{-3} T^2 + 0.74 \times 10^5 T^{-1} + 4.96T$ | 298-1150 | 3067 | [13] |
| | $-45,100 - 2.48T \ln T + 1.37 \times 10^{-3} T^2 + 0.74 \times 10^5 T^{-1} + 19.4T$ | 1150-2000 | | |
| Ti+S ₂ = TiS ₂ | $-80,000 + 18T$ | 298-1053 | N/A | [14] |
| Ti+1/2N = TiN | $-83,893 + 23.92T$ | 1500-2200 | 3290 | [15] |
| Ti+O ₂ = TiO ₂ | $-224904.9 + 42.45T$ | 298-1943 | 1870 | [16] |

Image analysis of TiC particles revealed that the number of TiC particles increased with the amount of Ti, both in the cellular and intercellular regions, as depicted in Fig. 5a. This agrees with the findings in earlier studies [5, 7]. However, Moumeni et al. [9] reported that the TiC particles were mostly found in the pearlite (or intercellular area), but this study shows insignificant difference between the cellular and intercellular areas. The average size of Ti in the cellular and intercellular area is shown in Fig. 5b. It was found that the sizes in both areas are slightly different. The intercellular area exhibited slightly bigger than the cellular area with an exception at 0.222 wt%Ti.

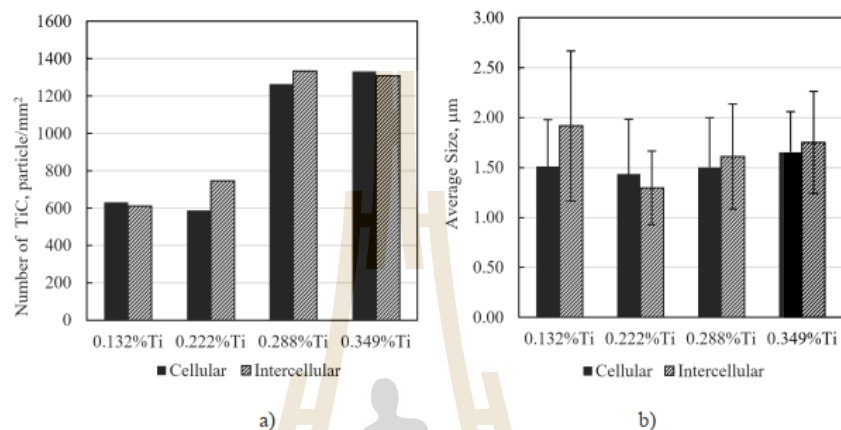


Fig. 5. Number and size of TiC particles in cellular and intercellular areas.

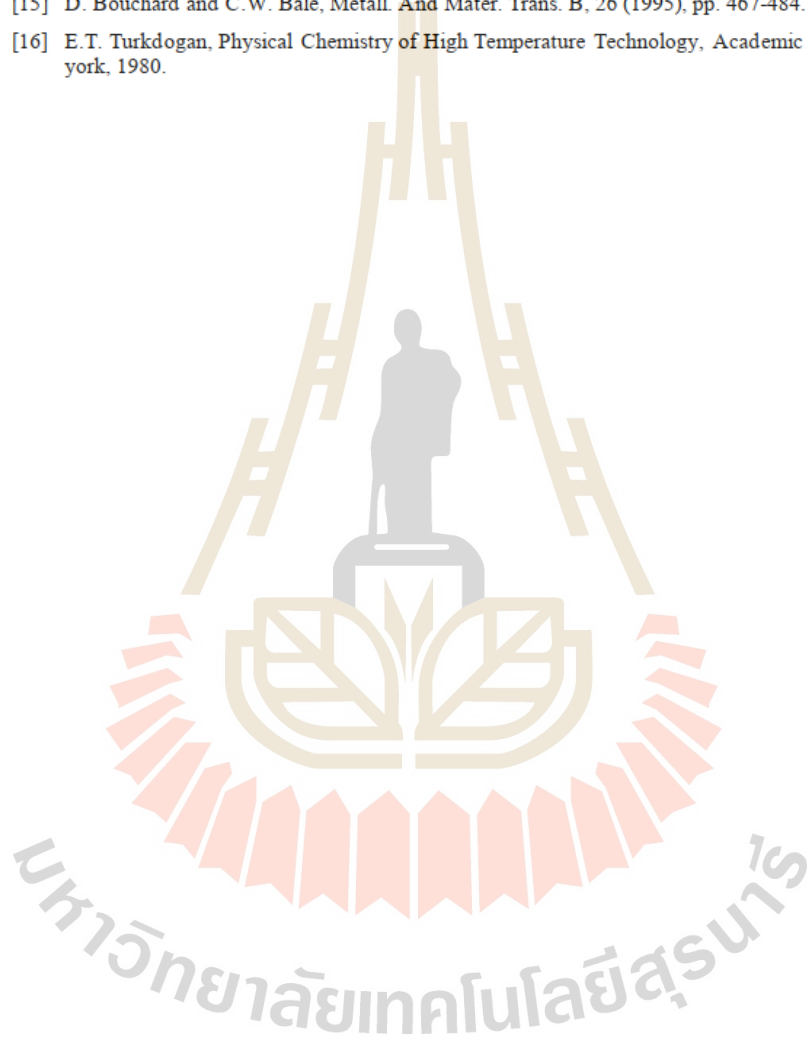
Conclusions

This study explored the formation and distribution of titanium carbide (TiC) in Ti-alloyed gray iron. The results showed that TiC is the predominant titanium-containing compound (TCC), with its formation increasing with the titanium addition. TiC particles were found in both the cellular and intercellular areas. The Gibbs free energy calculations suggested that TiC can spontaneously form in both the molten and solid states.

References

- [1] D.R. Martin, J.R. Moreno and A.D. Vicente, *Acta Scientiarum-tech.* 37 (2015) pp.360-355
- [2] V. Fourlakidis, V. Diaconu, and A. Diószegi, *Mat. Sci. Forum* 649 (2010) pp. 516 - 511
- [3] W. Xu, M.P. Ferry and Y. Wang, *Mat. Sci. Eng. A* 390 (2005) pp. 333-326
- [4] P. Larranaga, J. Sertucha, A. Loizaga, R. Suarez, D.M. Stefanescu, *Trans. AFS.* 120 (2012) paper 12-033.
- [5] P. Larranaga, J. Sertucha, A. Loizaga, R. Suarez, D.M. Stefanescu, *Trans. AFS.* 120 (2012) paper 12-034.
- [6] P. Larranaga, J. Sertucha, A. Loizaga, R. Suarez, D.M. Stefanescu, *Trans. AFS.* 120 (2012) paper 12-035.
- [7] D. Zeng, Y. Zhang, J. Liu, H. He, X. Hong, *Tsinghua Sci. & Tech.* 13 (2008) pp. 127-131.
- [8] E. Moumeni, N.S. Tiedje and J.H. Hattel, *Proceedings of the 12th International Foundrymen Conference, Croatia, (2016)*
- [9] E. Moumeni, D.M. Stefanescu, N.S. Tiedje, P. Larrañaga and J.H. Hattel, *Metall. and Mater. Trans. A*, 44 ((2013) pp. 5146-5134
- [10] V. Aulin, V. Kropivny, O. Kuzyk, O. Lyashuk, M. Bosyi, Y. Vovk, A. Kropivna, M.A. Sokol, A. Senyk and L. Slobodyan, *Tribology in Industry* 43 (2021). pp. 654-666.
- [11] A. Sommerfeld and B. Tonn, *Inter. J. of Metalcast* 3 (2009) pp. 39-47.
- [12] S. Boonmee, K. Worakhut and P. Maneelum, *Mat. Sci. Forum* 987 (2020) pp. 177-181.

-
- [13] S.R. Shatynski, Oxidation of Metals 13 (1979) pp. 105-118.
[14] S.R. Shatynski, Oxidation of Metals 11 (1977) pp 307-320.
[15] D. Bouchard and C.W. Bale, Metall. And Mater. Trans. B, 26 (1995), pp. 467-484.
[16] E.T. Turkdogan, Physical Chemistry of High Temperature Technology, Academic Press, New York, 1980.



Effect of Titanium on Microstructure and Solidification Behavior of Gray Irons

Sarum Boonmee^{1,a*}, Kittirat Worakhut^{1,b} and Preecha Maneelum^{1,c}

¹School of Metallurgical Engineering, Institute of Engineering
 Suranaree University of Technology, Thailand

^asarum@sut.ac.th, ^bworakhut@gmail.com, ^cpreecha_mnl@gmail.com

Keywords: Thermal analysis, Gray iron, Titanium, Secondary arm spacing

Abstract. This study investigates the microstructure and the solidification behavior of titanium-alloyed gray irons. Thermal analysis technique was used to identify the Temperature of Liquidus Arrest (T_{LA}), the Temperature of Eutectic Undercooling (T_{EU}) and the Temperature of the Eutectic Recalescence (T_{ER}). It was found that the titanium addition promoted the formation of the primary austenite causing the larger difference in T_{LA} and T_{EU} . In addition, titanium encouraged the refining of eutectic mixture. The SEM showed the graphite particles were refined with increasing titanium. Fine particles of titanium-containing compound were readily observed throughout the microstructure. The hardness as high as 176 HB was achieved at 0.495%Ti addition.

Introduction

Gray iron is the most common cast alloys in term of production. The combinations of the low cost, good damping capacity and high thermal conductivity make gray iron attractive to myriad applications. Demand for better fuel consumption in automotive industries is the major driving force for the development of the light weight and higher performance alloys. The latter infers to the higher specific strength materials. For gray iron, the development of the better mechanical properties can be achieved by several approaches such as increasing the strength of the matrix structure, increasing the austenite-to-eutectic ratio and modifying the graphite morphologies. Larranaga *et.al.* [1-3] investigated the effect of titanium addition on the austenite nucleation which increased the austenite-to-eutectic ratio. In the study, it was demonstrated that the primary austenite increased significantly with the addition of titanium as ferrotitanium. The effect was observed for both low and high sulfur content gray irons. It was also shown that the titanium addition promotes the higher strength by refining the eutectic graphite. The hardness as high as 200 HB was reported at 0.4 titanium addition. Similar effect was reported by Moumeni *et.al.* [4]. They investigated the occurrences of titanium carbide particles located at the intercellular areas. This work focuses on the thermal analysis and the microstructural changes of the titanium-alloyed gray irons. Thermal analysis provided the essential data in understanding the solidification behavior of the irons.

Experimental Procedure

Nine heats of gray iron were produced in an induction furnace with 50 kg capacity. Ferrotitanium was added to the melts in order to obtain the gray irons with various levels of titanium. The melts were superheated to 1550 °C to dissolve the heterogeneous nuclei. The tapping temperature was approximately 1400 °C. No inoculation was done to the melts. The thermal analysis (TA) system used in this study is schematically shown in Fig. 1. The dimensions of the interior of the sampling cup were 31 in diameter and 70 mm tall equipped with a type-K thermocouple. An example of the cooling curve is shown in Fig. 2 along with symbols used in the analysis.

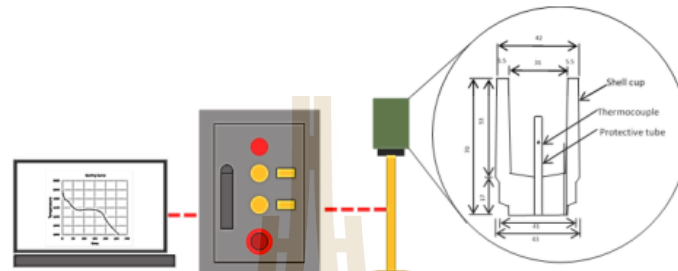


Fig. 1 Schematic representation of the thermal analysis system used in this study.

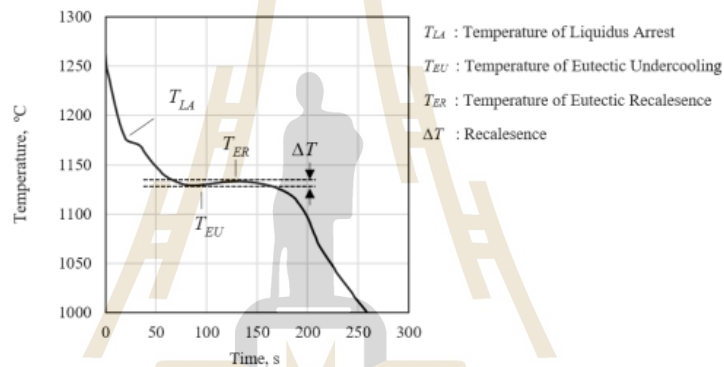


Fig. 2 Example of cooling curve with the definitions of symbols.

The samples from TA cups were examined for the microstructure. Selected samples were then deeply etched with 10% Nital for 10 minutes to reveal the graphite particles and further investigated with the Scanning Electron Microscope (SEM). The Secondary Dendrite Arm Spacing (SDAS) was measured by drawing a straight line through series of secondary arms of austenite. The length of the line divided by the number of the secondary arms was taken as the SDAS. The chemical compositions were taken by the Optical Emission Spectrometer (OES). The Brinell hardness tests were performed for all samples as per the ASTM E10 [5].

Results and Discussions

Table 1 shows the chemical compositions of the gray irons produced in this study. It is seen that titanium varied in the range of 0.071 to 0.495%. The carbon equivalent (CE) was in the range of 4.10 to 4.36 indicating the slight hypoeutectic and eutectic compositions. Noted that Heat 1 and 2 was intentionally produced with extremely low sulfur content to observe the effect on graphite fineness.

Cooling curves with various titanium percentage is shown in Fig. 3. As the titanium percentage increased, the Temperature of Eutectic Undercooling (T_{EU}) was dropped ($-5.98^{\circ}C/\%$) where the Temperature of Liquidus Arrest (T_{LA}) was raised ($+69.28^{\circ}C/\%$). This implied that there were longer time for the growth of the primary austenite. As a result, more primary austenite was expected with higher titanium. On the other hand, the duration of eutectic reaction decreased with increasing titanium; hence, the small fraction of eutectic was expected. Fig. 4 shows the effect of titanium on the T_{EU} and T_{LA} .

Table 1 The chemical composition of the gray irons.

| Heat | %C | %Si | %Mn | %P | %S | %Ti | CE |
|------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|
| 1 | 3.45 | 2.08 | 0.071 | 0.015 | 0.002 | 0.132 | 4.15 |
| 2 | 3.69 | 1.93 | 0.074 | 0.015 | 0.001 | 0.071 | 4.34 |
| 3 | 3.68 | 1.98 | 0.082 | 0.013 | 0.198 | 0.148 | 4.34 |
| 4 | 3.50 | 1.99 | 0.077 | 0.012 | 0.192 | 0.194 | 4.17 |
| 5 | 3.39 | 2.12 | 0.073 | 0.241 | 0.240 | 0.340 | 4.18 |
| 6 | 3.40 | 2.10 | 0.069 | 0.014 | 0.080 | 0.378 | 4.10 |
| 7 | 3.60 | 2.19 | 0.063 | 0.015 | 0.192 | 0.315 | 4.34 |
| 8 | 3.62 | 2.21 | 0.073 | 0.016 | 0.220 | 0.443 | 4.36 |
| 9 | 3.37 | 2.45 | 0.101 | 0.011 | 0.184 | 0.495 | 4.19 |

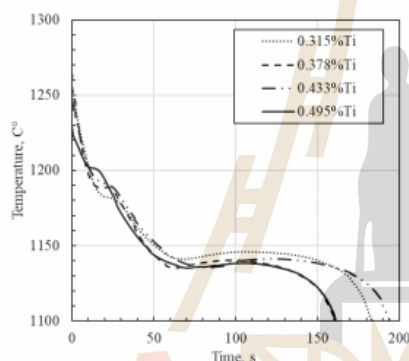


Fig. 3 Cooling curves with various titanium.

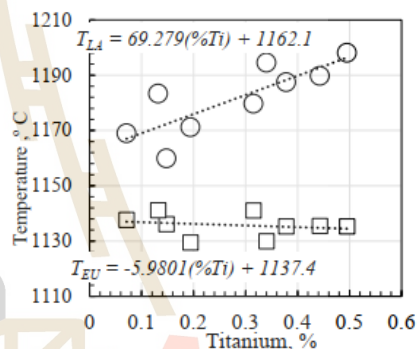
Fig. 4 Effect of titanium on the T_{EU} and T_{LA} .

Fig. 5 shows the microstructure of gray irons with various titanium. As titanium increased, the primary austenite became more prevalent where the smaller fraction of eutectic was seen. This agrees well with the TA data discussed earlier. The morphology of eutectic is similar to the typical Type-D graphite. In general, the microstructure appeared to be more oriented as titanium increased. This was due to the occurrence of the primary austenite. In addition, the interdendritic graphite was refined with titanium addition. The effect was more pronounced at the low titanium addition. Titanium higher than 0.3 wt% showed only slight effect of refining the eutectic graphite. Fig. 6 shows the SEM images of the deeply-etched samples revealing the change in graphite fineness at higher titanium.

The titanium-containing carbide (TCC) particles were observed throughout the microstructure at titanium higher than 0.1 wt%. The majority of the TCC particles were located in the interdendritic region. This agrees with the observations by Larranaga et.al. [1-3]. The TCC particles had the cuboidal morphology shown in Fig. 7. These particles were identified as TiC by Moumeni [4].

The effect of titanium on the hardness of the titanium-alloyed gray irons was shown in Fig. 8. It is seen that the hardness increased with the increasing titanium. This was presumably the combined effects of greater austenite-to-graphite ratio, finer eutectic graphite, and the presence of TCC particles. The hardness as high as 176 HB was observed at 0.495 wt%Ti. However, the hardness in this work was generally lower than that reported by Larranaga et.al. [3]. Ankamma [6] reported the fluctuation in hardness with titanium addition. The trend was unclear as compared to this study. This could be explained by the effect of sulfur. With low sulfur, the microstructure tended to be coarser resulting in low hardness. However, the effect of sulfur was overshadowing by titanium addition.

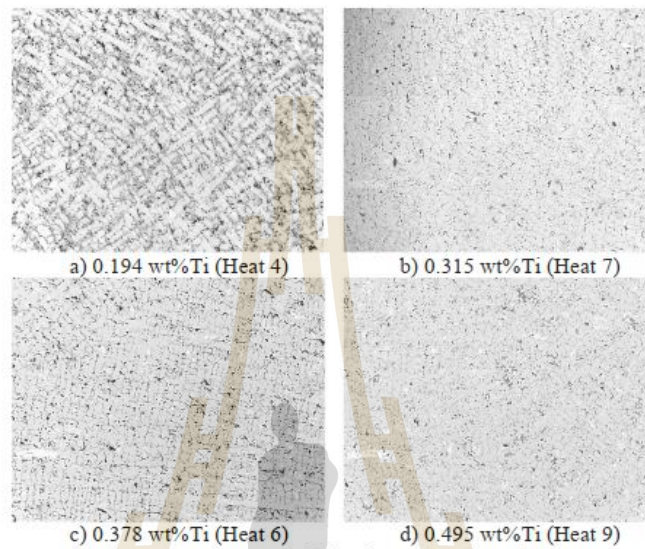


Fig. 5 Microstructures of titanium-alloyed gray irons.

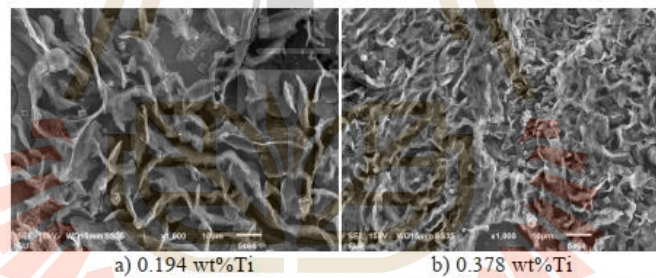


Fig. 6 SEM images of the eutectic graphite in titanium-alloyed gray irons.

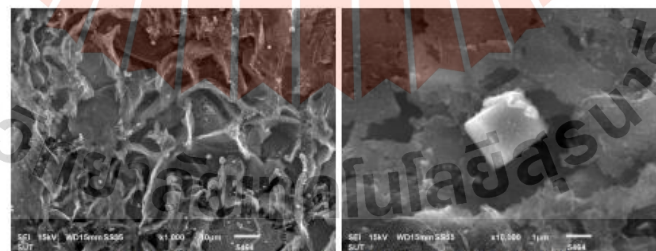


Fig. 7 Titanium-containing carbide particles (TCC).

Fig. 9 shows the effect of titanium on the SDAS. As seen, the samples with low sulfur demonstrated coarser microstructure due to the limited numbers of heterogeneous nuclei (MnS particles). Surprisingly, the titanium did not produced the finer SDAS as expected. Although, titanium promoted the finer eutectic graphite, but the SDAS apparently increased with titanium. Since titanium raised the T_{L_A} , the higher formation temperature and longer duration before the eutectic reaction

allowed the coarsening of the primary austenite. Both high and low level of sulfur demonstrated the same coarsening effect.

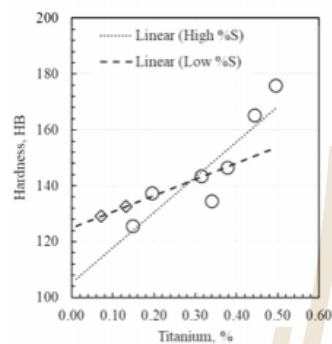


Fig. 8 The effect of titanium on hardness.

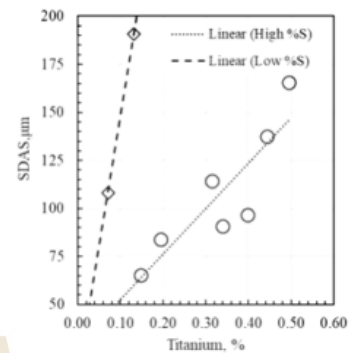


Fig. 9 SDAS as a function of titanium.

Conclusions

The effect of titanium on microstructure and solidification behavior has been demonstrated in this work. Titanium addition raised the T_{Ld} . Each percent of titanium increased the T_{Ld} by 69.28 °C. In addition, the TEU was slightly dropped with titanium which promoted the refinement of the eutectics. Titanium-containing carbide (TCC) were found in the interdendritic area and mostly resided with the graphite. The TCC had the average size of 3 – 5 μm with cuboidal shape. Hardness had a direct relationship with titanium due to the combined effect of the greater austenite-to-graphite ratio, the eutectic refinement and the presence of the TCC.

References

- [1] P. Larranaga, J. Sertucha, A. Loizaga, R. Suarez, D. M. Stefanescu, Gray Cast Iron with High Austenite-to-Eutectic Ratio Part I - Calculation and Experimental Evaluation of the Fraction of Primary Austenite in Cast Iron, Trans. AFS. 120 (2012) paper 12-033.
- [2] P. Larranaga, J. Sertucha, A. Loizaga, R. Suarez, D. M. Stefanescu, Gray Cast Iron with High Austenite-to-Eutectic Ratio Part II – Increasing the Austenite-to-Eutectic Ratio through Austenite Nucleation, Trans. AFS. 120 (2012) paper 12-034.
- [3] P. Larranaga, J. Sertucha, A. Loizaga, R. Suarez, D. M. Stefanescu, Gray Cast Iron with High Austenite-to-Eutectic Ratio Part III - High Strength, Low Hardness, High Carbon Equivalent Gray Iron with Superfine Graphite, Trans. AFS. 120 (2012) paper 12-035.
- [4] E. Moumeni, N. S. Tiedje, J. H. Hattel, A TEM Study on the Micro structure of Fine Flaky Graphite, Proceedings of the 12th International Foundrymen Conference, Croatia, (2016).
- [5] ASTM E10-18, Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2018
- [6] K. Ankamma, International Journal of Innovative Research in Science, Engineering and Tech., 5 (2007) pp. 3411-3416

สรุปบทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างการศึกษา

Worakhut, K., Wanalerkngam, A., Boonmee, S. et al. Microstructure and Wear Properties of Titanium-Alloyed Gray Irons. *Inter Metalcast* (2025).
<https://doi.org/10.1007/s40962-025-01685-6>

Worakhut K, Wanalerkngam A, Boonyarit W, Amatachaya K, Wanmai N, Sriboonrueang K, et al. The Occurrence of Titanium Carbide in Ti-Alloyed Gray Iron. *KEM* 2025;1013:83–8.
<https://doi.org/10.4028/p-x6ngu3>.

Boonmee S, Worakhut K, Maneelum P. Effect of Titanium on Microstructure and Solidification Behavior of Gray Irons. *MSF* 2020;987:177–81.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.987.177>.



ประวัติผู้เขียน

นายกิตติรัช วรรณคุณ เกิดเมื่อวันที่ 26 มกราคม พ.ศ. 2534 ภูมิลำเนาเดิมอยู่ที่อำเภอทรายทองวัฒนา จังหวัดกำแพงเพชร สำเร็จการศึกษาระดับมัธยมศึกษาในปี พ.ศ. 2553 จากโรงเรียนทุ่งทรายวิทยา อำเภอทรายทองวัฒนา จังหวัดกำแพงเพชร จากนั้นได้สอบเข้าศึกษาที่มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ โดยได้เข้าศึกษาในสาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ จนกระทั่งสำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรีในปี พ.ศ. 2557 และได้ทำการศึกษาต่อเนื่องในระดับปริญญาโทที่มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารีในสาขาวิชาวิศวกรรมโลหการจนสำเร็จการศึกษาในปี พ.ศ. 2561

ผลงานวิจัย ได้เสนอผลงานทางวิชาการนานาชาติในการประชุมวิชาการ 2024 6th International Conference on Nanomaterials, Materials and Manufacturing Engineering (ICNMM 2024) ประเทศสิงคโปร์ ในหัวข้อเรื่อง The Occurrence of Titanium Carbide in Ti-alloyed Gray Iron และ 2025 7th International Conference on Advances in Materials (AMMM 2025) ประเทศญี่ปุ่น ในหัวข้อเรื่อง Effect of Carbon Equivalent on Thermal Conductivity of Titanium-Alloyed Gray Cast Iron นอกจากนี้ยังได้เผยแพร่ผลงานวิชาการวารสารระดับนานาชาติ (International Journal of Metalcasting) ในชื่อเรื่อง Microstructure and wear properties of titanium-alloyed gray irons

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี