

ผลกระทบของอัตราการแข็งตัวของเฟส β -Al₅FeSi และเฟสยูเทคติกซิลิคอนในโลหะ
ผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-เหล็ก โดยการเติมโลหะแม่อะลูมิเนียม-5%โครเมียม-3%
แมงกานีส-1%สตรอนเชียม

Effect of Cooling Rate on β -Al₅FeSi and Eutectic Silicon Morphologies in
Al-Si-Fe Cast Alloys by Adding Al-5%Cr-3%Mn-1%Sr Master Alloy

จิณกมล ลุยจันทร์¹ วัชรพร สำมณี¹ นิติตร ทองสุข¹ อัฒพล แสงนิล¹ มินทาดา ขำจริง¹ วุฒิชัย ดังคพานิช¹
และ พิสิตี เมืองน้อย^{1*}

¹สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะอุตสาหกรรมและเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลรัตนโกสินทร์
หัวหิน ประจวบคีรีขันธ์ 77110

Jinkamon Lujan¹ Watcharaporn Sommane¹ Nititon Thongsook¹ Attpoon Sangnin¹ Mintada Khamchring¹
Wuttichai Thangkapanit¹ and Phisith Muangnoy^{1*}

¹Department of Industrial and Production Engineering, Faculty of Engineering,
Rajamangala University of Technology Rattanakosin, Hua Hin, Prachuap Khiri Khan 77110

*Corresponding author Email: Phisith.mua@rmutr.ac.th

(Received: February 6, 2024 / Revised: June 18, 2024 / Accepted: June 20, 2024)

บทคัดย่อ

ผลกระทบของอัตราการแข็งตัวและการเติมโลหะแม่อะลูมิเนียม-5%โครเมียม-3%แมงกานีส-1%สตรอนเชียม (5Cr3Mn1Sr) ต่อการปรับสภาพรูปร่างสารประกอบเชิงโลหะและเฟสยูเทคติกซิลิคอนในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-เหล็ก (Al-Si-Fe) ที่มีปริมาณธาตุเหล็ก 0.5, 1.0 และ 1.5% (wt.%) มีอัตราการแข็งตัว 2 ระดับ สำหรับวิเคราะห์การปรับสภาพเฟส ผลการทดลองพบว่าที่อัตราการแข็งตัว 0.2 °C/s โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-1.5%เหล็กเกิดก่อตัวของเฟส β (β -Al₅FeSi) และรูพรุนที่มีขนาดใหญ่ ในขณะที่การเติมโลหะแม่ 5Cr3Mn1Sr ปริมาณ 4% ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ที่มีปริมาณธาตุเหล็ก 1.5% นั้น สามารถเปลี่ยนรูปร่างของเฟส β ให้กลายเป็นเฟส α (Al₁₅(Fe,Cr,Mn)₃Si₂) ได้ ในขณะที่รูพรุนที่เกิดขึ้นมีขนาดเล็กลง ผลกระทบของอัตราการแข็งตัวเร็วลดระยะห่างระหว่างแขนที่สองของต้นเดนไดรต์ และปรับสภาพเฟสยูเทคติกซิลิคอนในโครงสร้างจุลภาค การรวมกันระหว่างอัตราการแข็งตัวเร็วและการเติมโลหะแม่สามารถปรับสภาพทั้งสารประกอบเชิงโลหะและเฟสซิลิคอนได้ดีเยี่ยม โดยเฉพาะอย่างยิ่งที่โลหะผสม A356 และโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-0.5%เหล็ก การวิเคราะห์ปริมาณเฟส β ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-1%เหล็ก และ 1.5%เหล็ก ที่ผ่านการปรับสภาพเฟสลดลงเท่ากับ 75.80% และ 55.36% ตามลำดับ งานวิจัยนี้สามารถสรุปได้ว่าการรวมกันของอัตราการแข็งตัวสูงและการเติมโลหะแม่ ส่งผลต่อคุณภาพชิ้นงานหล่อและประสิทธิภาพในการปรับสภาพเฟส

คำสำคัญ: อัตราการแข็งตัว เฟส β -Al₅FeSi โลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน โลหะแม่

Abstract

The effects of the cooling rate and the addition of the Al-5%Cr-3%Mn-1%Sr (5Cr3Mn1Sr) master alloy on the intermetallic compound and eutectic silicon morphology in aluminum-silicon-iron (Al-Si-Fe) cast alloys were investigated. The Fe content was set to 0.5%, 1.0%, and 1.5% (wt.%). Two cooling rates

were used to analyze the modification of the Al-Si-Fe cast alloys. The experimental results showed that a low cooling rate in aluminum-silicon-1.5%Fe led to the formation of the β phase (β -Al₅FeSi) and porosity during the solidification process. In contrast, aluminum-silicon containing 1.5% Fe treated with 4 wt% of 5Cr3Mn1Sr master alloy can change the shape of β phase to α phase (Al₁₅(Fe,Cr,Mn)₃Si₂) morphology, while significantly reducing porosity size. The rapid cooling rate reduced the SDAS (Secondary dendrite arm spacing) phase and refined the eutectic Si morphology in the microstructures. The combination of the rapid cooling rate and the addition of the master alloy fully modified both the intermetallic compounds and eutectic Si, especially in the A356 and aluminum-silicon-0.5%Fe alloys. Fraction analysis revealed that the β phases in aluminum-silicon alloys with 1%Fe and 1.5%Fe, treated with master alloys, decreased to 75.80% and 55.36%, respectively. It can be concluded that the combination of the cooling rate and the addition of 5Cr3Mn1Sr master alloys can enhance the quality and modification efficiency of castings.

Keywords: Cooling rate, β -Al₅FeSi, Al-Si alloy Master alloy

1. บทนำ

อะลูมิเนียมเป็นโลหะนอกกลุ่มเหล็กที่มีความสำคัญสำหรับการผลิตชิ้นส่วนต่างๆ ในด้านวิศวกรรม เนื่องจากมีความหนาแน่นต่ำเท่ากับ 2.7 g/cm³ เมื่อเปรียบเทียบกับเหล็กกล้า 7.874 g/cm³ (ที่อุณหภูมิห้องปกติ) ซึ่งส่งผลต่อน้ำหนักที่เบา มีผิวภายนอกสวยงาม และต้านทานการกัดกร่อนได้ดี กลุ่มโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน (Al-Si) เกรดสำหรับงานหล่อที่มีปริมาณธาตุซิลิคอน 4-12% เป็นส่วนผสมหลัก นิยมใช้กันมากในปัจจุบัน เนื่องจากคุณสมบัติทางกลที่ดี เช่น ความแข็งแรงและความสามารถในการไหลตัวของน้ำโลหะเข้าสู่โพรงแบบได้ดี โดยเฉพาะอย่างยิ่งชิ้นส่วนที่มีความซับซ้อนสูง [1]

การปนเปื้อนของธาตุเหล็กในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ส่งผลต่อการก่อตัวของเฟส β มีลักษณะเป็นเส้นยาว (Needle-like) ส่งผลเสียต่อคุณสมบัติเชิงกล [2] และทำให้เกิดรูพรุนบริเวณใกล้ๆ เฟส β [3] ปกติการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของเฟส β ให้กลายเป็นเฟส α -Al₁₅(Fe,Cr,Mn)₃Si₂ ที่มีลักษณะคล้ายตัวอักษรจีน (Chicness scrip) สามารถทำได้โดยเติมธาตุโครเมียม และแมงกานีสในน้ำโลหะหลอมเหลว [2] จากการเปลี่ยนแปลงลักษณะและรูปร่างนี้ทำให้คุณสมบัติเชิงกลของชิ้นงานหล่อที่ดีขึ้น ปริมาณที่สูงของธาตุซิลิคอนในโลหะผสมส่งผลต่อปริมาณสัดส่วนเฟสยูเทคติกซิลิคอนที่เพิ่มมากขึ้น โดยปกติเฟสยูเทคติกซิลิคอนที่ไม่ได้ผ่านการปรับสภาพนั้นมีลักษณะรูปร่างเป็นแผ่น (Plate-like) ซึ่งเป็นจุดเริ่มต้นในการเกิดความเค้น และลดความแข็งแรง ความเหนียว รวมทั้งความล้าของชิ้นงานหล่อ [4] การควบคุมเฟสยูเทคติกซิลิคอนให้มีขนาดเล็กสามารถทำได้โดยการควบคุมอัตราการแข็งตัว (Cooling rate) [5] ในกระบวนการหล่อที่มีอัตราการแข็งตัวเร็วในแม่แบบเหล็กถาวร ในขณะที่กระบวนการหล่อที่มีอัตราการแข็งตัวช้า เช่น กระบวนการหล่อโพรงแบบทรายขึ้น (Green sand) นิยมเติมธาตุสตรอนเทียมในรูปแบบโลหะผสม Al-10%Sr ปริมาณ 0.02-0.04% [4] ธาตุสตรอนเทียมทำหน้าที่ขัดขวางการเติบโตของเฟสซิลิคอน ส่งผลให้การเติบโตของเฟสซิลิคอนเกิดขึ้นได้หลายทิศทาง [2] ทำให้มีลักษณะรูปร่างเล็กและกลมมน (Fibrous) จากลักษณะดังกล่าวส่งผลดีต่อคุณสมบัติเชิงกลและความเหนียวของชิ้นงานหล่อ

จากการทบทวนวรรณกรรมที่ผ่านมา Qing Cai และคณะ [6] ได้ศึกษาผลกระทบของธาตุแมงกานีสและนิกเกิล ทำการทดลองในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-นิกเกิล-เหล็ก-แมงกานีส กลุ่มไฮเปอร์ยูเทคติก เปรียบเทียบกับโลหะผสมที่มีปริมาณซิลิคอนใกล้เคียงกับยูเทคติก เกรด A383 (Near-eutectic) พบว่าธาตุแมงกานีสและนิกเกิล ส่งผลให้เกิดสารประกอบที่มีลักษณะรูปร่างของเป็นแผ่น (Plate-like) และก้อน (Block-like) ในโครงสร้างจุลภาค มีขนาดอยู่ในช่วง 5-20 ไมครอน ผลการทดสอบแรงดึง พบว่าค่าความต้านทานแรงดึงมีค่าสูงมากขึ้น เมื่อเปรียบเทียบกับโลหะผสมเกรด A383 ในขณะที่อัตราการเย็นตัวลดลง Ossama Elsebaie [7] ได้ศึกษาผลของสตรอนเทียมและแมงกานีส ที่เติมลงไปโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-ทองแดง-แมงกานีส-เหล็ก ต่อความสามารถต้านทานการกระแทก (Toughness) หลังจากผ่านกระบวนการอบบ่ม

(Aging) จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคหลังจากการหล่อ (As-cast) พบว่าสโตนเทียมสามารถปรับเปลี่ยนรูปร่างเฟสยูเทคติกซิลิคอน จากรูปทรงไม่แน่นอน (Acicular) กลายเป็นรูปทรงที่มีขนาดเล็ก มีลักษณะเป็นโครงข่าย มีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ และมีความยาว (Length) ลดลง ส่งผลอย่างมากต่อค่าความเหนียว (Ductility) และค่าความสามารถต้านทานการกระแทกที่สูงขึ้น การเติมแมงกานีส 0.45-0.65 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ส่งผลต่อปริมาณเฟส $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn}, \text{Fe}_3)\text{Si}_2$ ที่เพิ่มมากขึ้น และยังพบว่าเกิดการก่อตัวของเฟสตะกอน (Sludge) ลักษณะเป็นก้อน เนื่องจากปริมาณสัดส่วนของธาตุเหล็กและแมงกานีสไม่เหมาะสม และเป็นสาเหตุทำให้ความต้านทานในการต้านแรงกระแทกลดต่ำลง M. AMNE ELAHI และคณะ [8] ได้ศึกษาผลกระทบของกระบวนการปรับปรุงน้ำโลหะและกระบวนการทางความร้อนต่อค่าความเหนียว (Toughness) และความสามารถในการรับแรงกระแทกในโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด A356 มีการออกแบบการทดลองหลายๆ สภาวะประกอบด้วย ชิ้นงานที่ผ่านการหล่อ (As-cast) ชิ้นงานผ่านการปรับปรุงขนาดเกรนโดยการเติมโลหะแมกนีต Al-5%Ti-1%B ชิ้นงานผ่านการปรับสภาพเฟสยูเทคติกซิลิคอน ชิ้นงานผ่านการปรับขนาดเกรนผสมกับผ่านการปรับสภาพเฟสยูเทคติกซิลิคอน และทุกสภาวะการทดสอบผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 ผลการทดสอบค่าความแข็งแรงพบว่า ชิ้นงานที่ผ่านการปรับปรุงขนาดเกรนและปรับสภาพเฟสยูเทคติกซิลิคอน หลังจากผ่านกระบวนการ T6 มีค่าความแข็ง ค่าความเหนียว (Toughness) และความสามารถในการรับแรงกระแทกสูงกว่าทุกๆ สภาวะการทดสอบ

สำหรับงานวิจัยนี้เป็นการศึกษาผลกระทบของอัตราการแข็งตัวและการเติมโลหะแม่ 5Cr3Mn1Sr ต่อรูปร่างของเฟส $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ และเฟสยูเทคติกซิลิคอนในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-เหล็ก ที่มีปริมาณเหล็กต่างกัน 0.5, 1.0 และ 1.5% รวมทั้งคุณภาพของชิ้นงานหล่อ โดยพิจารณาเฉพาะรูพรุนที่เกิดขึ้นจากการแข็งตัวของน้ำโลหะในโครงสร้างจุลภาคที่เป็นผลมาจากการปนเปื้อนของธาตุเหล็กในโลหะผสม

2. ขั้นตอนการทดลอง

2.1 โลหะแม่ 5Cr3Mn1Sr

ปริมาณสัดส่วนของโลหะแม่ที่พัฒนาขึ้นได้มาจากการหลอมอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ (99.99%) ปริมาณ 5 กิโลกรัม ผสมกับผงโครเมียมบริสุทธิ์ ($\geq 99\%$) ปริมาณ 0.25 กิโลกรัม จากบริษัท Sigma-aldrich จากนั้นผสมโลหะผสมอะลูมิเนียม-75% แมงกานีส ปริมาณ 0.20 กิโลกรัม และขั้นตอนสุดท้ายเติมโลหะผสมอะลูมิเนียม-10%Sr ปริมาณ 0.5 กิโลกรัม โดยใช้เตาเหนี่ยวนำไฟฟ้าความถี่ต่ำ อุณหภูมิการหลอมอยู่ในช่วง 1800-2000 องศาเซลเซียส

ชิ้นงานทดสอบขัดกระดาษทรายและสารละลายแขวนลอยซิลิคอน (Colloidal silica) กัดผิวหน้าชิ้นงานทดสอบด้วยสารละลายที่มีส่วนผสมของน้ำกลั่น 190 มิลลิลิตร กรดไนตริก 5 มิลลิลิตร ไฮโดรคลอริก 3 มิลลิลิตร และไฮโดรฟลูออริก 2 มิลลิลิตร ตามลำดับ ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope, SEM)

2.2 การปรับสภาพเฟสโดยการเติมโลหะแม่ 5Cr3Mn1Sr อัตราการแข็งตัวช้า 0.2 องศาเซลเซียส/วินาที

การคำนวณปริมาณสัดส่วนของเหล็กในโลหะผสม ได้มาจากการหลอมโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ปริมาณ 10 กิโลกรัม ผสมกับตะกั่วที่มีขนาดเล็ก (มีปริมาณธาตุเหล็ก $> 99\%$) ปริมาณ 0.05, 0.10 และ 0.15 กิโลกรัม ตามลำดับ โดยใช้เตาเหนี่ยวนำไฟฟ้าความถี่ต่ำ อุณหภูมิการหลอมอยู่ในช่วง 1800-2000 องศาเซลเซียส

สำหรับงานวิจัยนี้เพื่อให้เห็นผลกระทบของการปนเปื้อนของธาตุเหล็กในโลหะผสมได้ชัดเจนยิ่งขึ้น ผู้วิจัยได้ออกแบบการทดลองเบื้องต้น โดยนำโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-1.5%เหล็ก ทดลองหล่อในแบบหล่อที่มีอัตราการแข็งตัวต่ำและการทดลองที่ปรับปรุงโดยการเพิ่มอัตราการแข็งตัวและเติมโลหะแม่ โลหะผสมใช้ในการทดลองภายใต้งานวิจัยนี้ประกอบด้วยโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-เหล็ก ที่มีปริมาณธาตุเหล็ก 0.5, 1.0 และ 1.5% แสดงในตารางที่ 1

โลหะผสมหลอมที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส ในเตาเหนี่ยวนำความถี่ต่ำ เป็นเวลา 30 นาที จากนั้นแข็งตัวในแม่แบบที่มีอัตราการแข็งตัวช้า 0.2 องศาเซลเซียส/วินาที วัดช่วงอุณหภูมิการแข็งตัวถึงอุณหภูมิสุดท้ายในการแข็งตัวต่อหน่วย

เวลา [9] สำหรับการทดลองเบื้องต้น และในแม่แบบเหล็กกล้าที่มีอัตราการแข็งตัวรวดเร็ว (Rapid cooling) ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 30 มิลลิเมตร สำหรับกระบวนการปรับปรุง

ตารางที่ 1 การออกแบบการทดลอง (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก, wt.%)

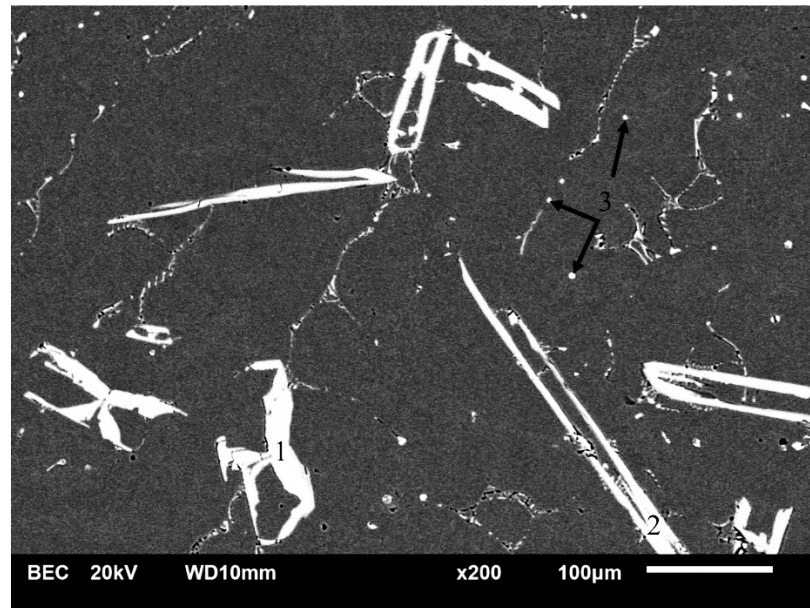
โลหะผสม	อัตราการแข็งตัว	5Cr3Mn1Sr
ทดลองเบื้องต้น ที่อัตราการแข็งตัวต่ำ		
Al-Si-1.5%Fe	ต่ำ	-
Al-Si-1.5%Fe	ต่ำ	4
ปรับปรุง โดยใช้อัตราการแข็งตัวเร็ว		
A356 (Al-Si)	เร็ว	-
Al-Si-0.5%Fe	เร็ว	-
Al-Si-1.0%Fe	เร็ว	-
Al-Si-1.5%Fe	เร็ว	-
ปรับปรุง โดยใช้อัตราการแข็งตัวเร็วและเติมโลหะแม่		
A356 (Al-Si)	เร็ว	4
Al-Si-0.5%Fe	เร็ว	4
Al-Si-1.0%Fe	เร็ว	4
Al-Si-1.5%Fe	เร็ว	4

ในลำดับขั้นตอนการหล่อหลังจากโลหะผสมหลอมเหลวเติมฟลักซ์ปกคลุมผิวหน้า (Covering flux) และเติมโลหะแม่ 5Cr3Mn1Sr ปริมาณการเติมกำหนดไว้ที่ 4% (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก, wt.%) เวลาค้ำน้ำโลหะในเตา 30 นาที ใช้แก๊สอาร์กอนสำหรับไล่แก๊สเวลา 3-5 นาที กำหนดอุณหภูมิเทน้ำโลหะที่ 750 องศาเซลเซียส ในแม่แบบเหล็กกล้า ที่มีอัตราการแข็งตัวสูงเท่ากับ 10 องศาเซลเซียส/วินาที โดยกำหนดความหนาของแม่แบบเท่ากับ 8 มิลลิเมตร นำชิ้นงานทดสอบชุดกระดาศทรายเบอร์ 120, 240, 400, 600, 800, 1000 และ 1200 กริต ตามลำดับ ชัดละเอียดด้วยสารละลายแวนอลอยซิลิคอน กัดผิวหน้าชิ้นงานทดสอบด้วยสารละลายที่มีส่วนผสมของน้ำกลั่น 190 มิลลิลิตร กรดไนตริก 5 มิลลิลิตร ไฮโดรคลอริก 3 มิลลิลิตร และไฮโดรฟลูออริก 2 มิลลิลิตร ตามลำดับ ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscopy, OM) และวัดปริมาณเฟสที่เปลี่ยนแปลงโดยใช้โปรแกรมวิเคราะห์ด้วยภาพ (Image analysis)

3. ผลการวิจัย

3.1 โครงสร้างจุลภาคของโลหะแม่ 5Cr3Mn1Sr

โครงสร้างจุลภาคของโลหะแม่จากกล้องจุลทรรศน์ SEM ประกอบด้วยเฟส AlCrMn (สีขาว) มีลักษณะเป็นแท่งยาว และเฟสสตรอนเชียม ลักษณะเป็นก้อนกลมขนาดเล็ก (สีขาวสว่าง) กระจายตัวบริเวณขอบเกรนของเฟส α -Al ดังรูปที่ 1 การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีด้วยสเปกโตรเมตรีรังสีเอกซ์แบบกระจายพลังงาน (Energy dispersive X-ray spectroscopy, EDS) ที่ใช้ร่วมกับกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด เพื่อยืนยันองค์ประกอบทางเคมีของโลหะแม่ในการวิจัยนี้ แสดงในตารางที่ 2



รูปที่ 1 โครงสร้างจุลภาคโลหะแม่ 5Cr3Mn1Sr จากกล้องจุลทรรศน์ SEM

ตารางที่ 2 องค์ประกอบทางเคมีโดยใช้เทคนิค EDS แบบจุด (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก, wt.%)

ตำแหน่ง	องค์ประกอบทางเคมี (wt.%)					เหล็ก
	อะลูมิเนียม	ซิลิคอน	โครเมียม	แมงกานีส	สตรอนเชียม	
1	77.64	-	17.37	4.99	-	-
2	77.56	-	17.44	5.00	-	-
3	69.15	8.75	2.55	5.46	0.69	13.40

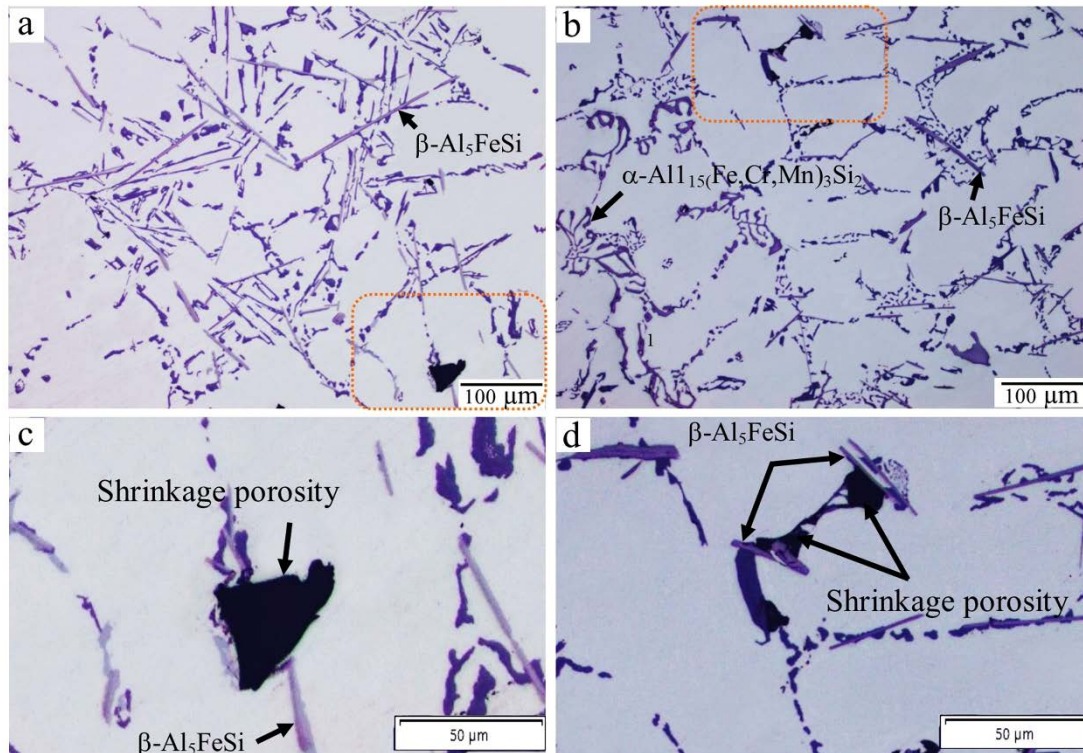
3.2 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-1.5%เหล็ก อัตราการแข็งตัว 0.2 องศาเซลเซียส/วินาที การศึกษาอัตราการแข็งตัวของโลหะผสมที่อัตราการแข็งตัวต่ำ เพื่อเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคและผลกระทบจากการปรับปรุงสภาพโดยการเติมโลหะแม่ที่ส่งผลต่อคุณภาพงานหล่อจากอัตราการแข็งตัวที่ต่ำ ดังแสดงในรูปที่ 2

โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-1.5%เหล็ก อัตราการแข็งตัวต่ำ ประกอบด้วยเฟส β ที่มีความยาวอยู่ในช่วง 50-100 ไมครอน กระจายตัวบริเวณเฟสยูเทคติกซิลิคอน และโครงสร้างยูเทคติกซิลิคอนมีลักษณะรูปร่างไม่แน่นอน กระจายตัวอยู่ทั่วไป ดังแสดงในรูปที่ 2 (a) นอกจากนี้ยังพบรูพรุน (Shrinkage porosity) ที่เกิดขึ้นจากการแข็งตัวของเฟส β มีขนาด 50 ไมครอน ดังแสดงในรูปที่ 2 (c) การปรับปรุงสภาพเฟสโดยการเติมโลหะแม่ 5Cr3Mn1Sr ปริมาณการเติม 4% สามารถปรับปรุงสภาพเฟส β กลายเป็นเฟสที่มีลักษณะคล้ายตัวอักษรจีน ในขณะที่ปริมาณและขนาดเฟส β ลดลงอย่างเห็นได้ชัด โดยหลงเหลือในโครงสร้างจุลภาคปริมาณเล็กน้อยเท่านั้น และรูพรุนที่เกิดจากการแข็งตัวเกิดขึ้นบริเวณเฟส β มีขนาดเล็กอยู่ในช่วง 5-10 ไมครอน ดังแสดงในรูปที่ 2 (b, d) สาเหตุหลักในการเกิดรูพรุนนั้น เนื่องจากการก่อตัวของเฟส β ในระหว่างกระบวนการแข็งตัว ขัดขวางการป้อนเติมน้ำโลหะ [3] เข้าสู่ชิ้นงานที่เกิดการหดตัวจากการเปลี่ยนสถานะจากของเหลวกลายเป็นของแข็ง และปริมาณแก๊สที่ปนเปื้อนในน้ำโลหะเหลวเป็นอีกสาเหตุหนึ่งที่สำคัญที่ส่งผลต่อการหดตัว [10]

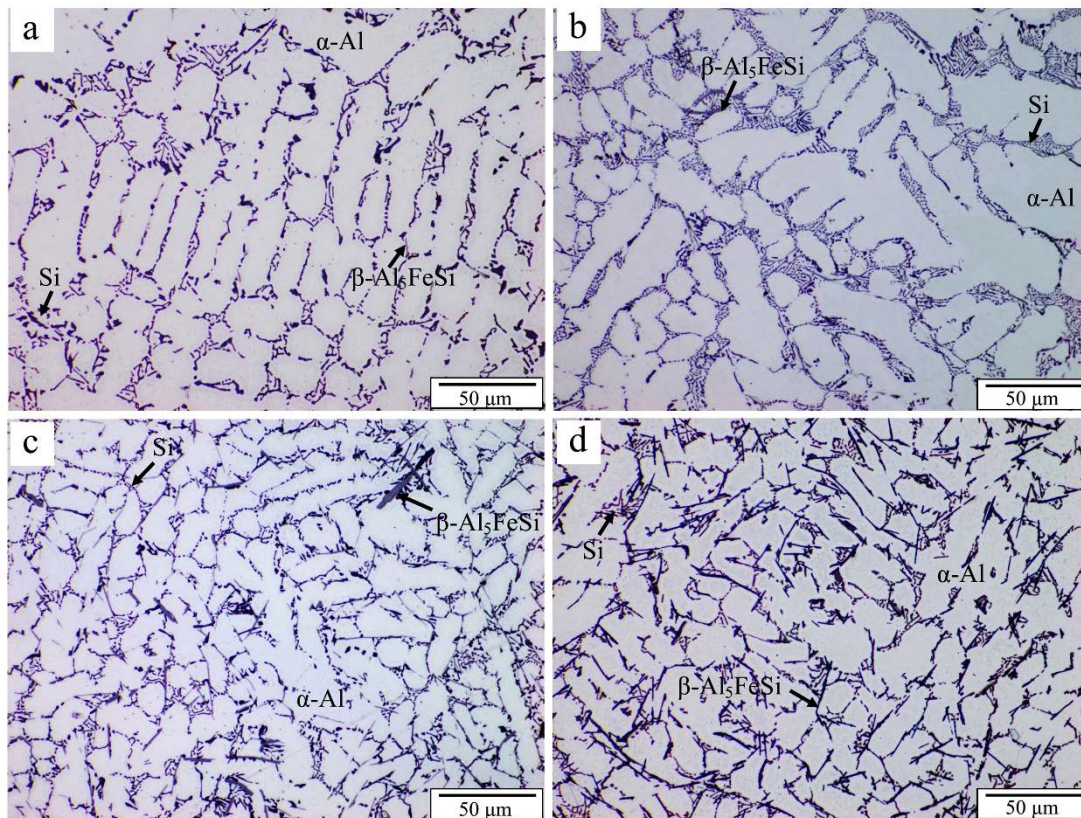
3.3. โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-เหล็ก แข็งตัวรวดเร็วในแม่แบบเหล็กกล้า

โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม A356 และโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-เหล็ก ที่ปริมาณธาตุเหล็ก 0.5, 1.0 และ 1.5% แสดงในรูปที่ 3 โลหะผสม A356 ที่ปริมาณธาตุเหล็กต่ำ และโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-0.5%เหล็ก พบว่าเกิดการก่อตัวของเฟส β ปริมาณเล็กน้อย มีลักษณะเป็นเส้นสั้นๆ แสดงในรูปที่ 3 (a-b) เมื่อปริมาณธาตุเหล็กเพิ่มขึ้นเท่ากับ 1.0 และ

1.5% ส่งผลต่อปริมาณเฟส β และความยาวเพิ่มมากขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งที่ปริมาณ 1.5% ดังแสดงในรูปที่ 3 (c-d) ผลกระทบจากอัตราการแข็งตัวที่รวดเร็ว ส่งผลต่อปริมาณเฟส β ที่ลดลงอย่างมาก เมื่อเปรียบเทียบกับอัตราการแข็งตัวที่ต่ำ 0.2 องศาเซลเซียส/วินาที แสดงในรูปที่ 2 (a-b) นอกจากนี้ยังพบว่าอัตราการแข็งตัวที่สูงนั้น ส่งผลต่อลักษณะที่กลมมนของเฟสซิลิกอนและลดระยะห่างของแขนที่สองต้นเดนไดรต์ ซึ่งเห็นได้ชัดเจน ดังรูปที่ 3 (a-d)



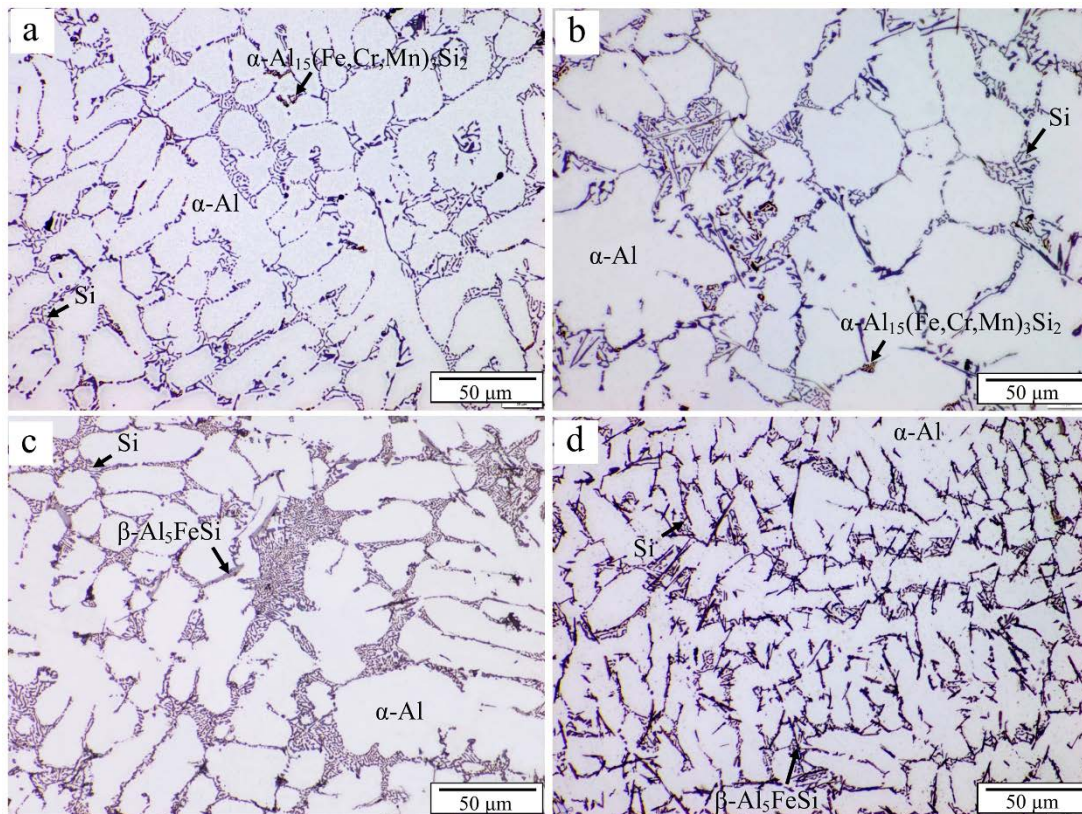
รูปที่ 2 โครงสร้างจุลภาคโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิกอน-1.5% เหล็ก (a และ c) ไม่เติมโลหะแม่ (b และ d) เติมโลหะแม่ 5Cr3Mn1Sr, อัตราการแข็งตัว 0.2 องศาเซลเซียส/วินาที



รูปที่ 3 โครงสร้างจุลภาคโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน (a) A356 (b-d) เหล็ก 0.5, 1.0 และ 1.5% ตามลำดับ, อัตราการแข็งตัวเร็วในแม่แบบเหล็กกล้า

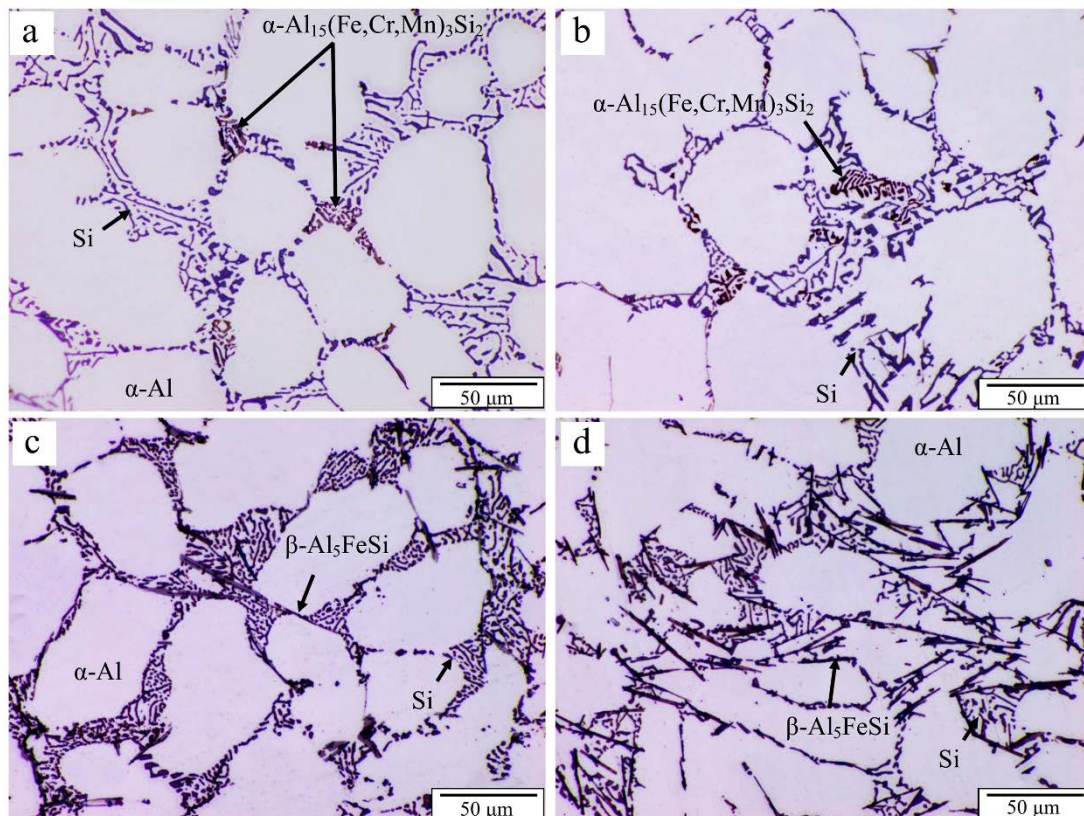
3.4 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-เหล็ก หลังผ่านการปรับปรุงสภาพเฟสโดยการเติมโลหะแม่ 5Cr3Mn1Sr ปริมาณการเติม 4% แข็งตัวในแม่แบบเหล็ก

โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม A356 และโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-เหล็ก ที่ปริมาณธาตุเหล็ก 0.5, 1.0 และ 1.5% ผ่านการปรับปรุงสภาพโดยการเติมโลหะแม่ 5Cr3Mn1Sr แสดงดังรูปที่ 4 พบว่าโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม A356 และโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-0.5%เหล็ก เกิดการก่อตัวของเฟสตัวอักษรจีนในโครงสร้างจุลภาค บริเวณเฟสยูเทคติกซิลิคอน และไม่ปรากฏเฟส β แสดงในรูปที่ 4 (a-b) เมื่อปริมาณธาตุเหล็กเท่ากับ 1.0 และ 1.5% พบว่าปริมาณเฟส β ลดลง แต่ไม่สามารถปรับปรุงสภาพให้หายไปจากโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานทดสอบได้ ดังแสดงในรูปที่ 3 (c-d) นอกจากนี้ยังพบว่าผลกระทบของอัตราการแข็งตัวและการเติมโลหะแม่ ที่มีส่วนผสมของสตรอนเชียมในรูปแบบ 1%Sr ในโลหะแม่ 5Cr3Mn1Sr ส่งผลต่อลักษณะเฟสยูเทคติกซิลิคอนกลมนทั้งหมด ดังแสดงในรูปที่ 4 (a-d)



รูปที่ 4 โครงสร้างจุลภาคโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน (a) A356 (b-d) เหล็ก 0.5, 1.0 และ 1.5% ตามลำดับ, อัตราการแข็งตัวรวดเร็วและเติมโลหะแม็ก 5Cr3Mn1Sr

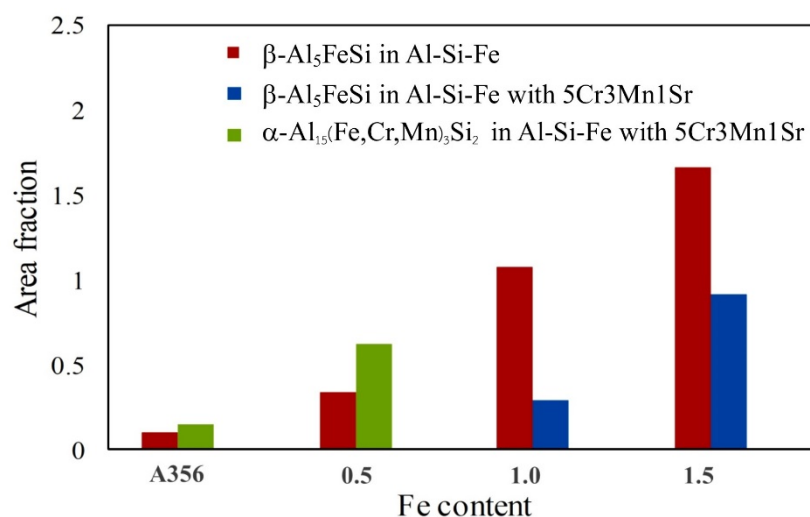
จากอัตราการแข็งตัวที่สูงนั้นส่งผลต่อขนาดและรูปร่างของเฟสที่มีขนาดเล็ก เพื่อที่จะให้เห็นภาพโครงสร้างจุลภาคได้ชัดเจนยิ่งขึ้น ผู้วิจัยได้ตรวจสอบที่กล้องขยายสูง 1000 เท่า แสดงในรูปที่ 5 พบว่าโครงสร้างจุลภาคโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ปริมาณเหล็กน้อยเท่ากับ 0.01 และ 0.5 % ปริมาณการเติมโลหะแม็ก 4% ประกอบด้วยเฟส α ลักษณะคล้ายตัวอักษรจีน (สีแดง) และเฟสซิลิคอนมีลักษณะกลมมน ดังแสดงในรูปที่ 5 (a-b) การไม่ปรากฏตัวของเฟส β ในโครงสร้างจุลภาคสามารถยืนยันได้ว่าการเติมโลหะแม็กในปริมาณ 4% นั้น เพียงพอสำหรับการปรับสภาพเฟส β กลายเป็นเฟส α ได้ทั้งหมด อย่างไรก็ตามเมื่อปริมาณธาตุเหล็กเพิ่มมากขึ้น การเติมโลหะแม็กในปริมาณเท่ากัน สามารถลดปริมาณเฟส β ให้ลดลงได้ แต่ไม่สามารถเปลี่ยนแปลงเฟส β ได้ทั้งหมดในโครงสร้างจุลภาค ดังแสดงในรูปที่ 5 (c-d)



รูปที่ 5 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยายสูงของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน (a) A356 (b-d) เหล็ก 0.5, 1.0 และ 1.5% ตามลำดับ, อัตราการแข็งตัวเร็วและเติมโลหะแมง 5Cr3Mn1Sr

3.5 ปริมาณเฟสต่อหน่วยพื้นที่ (Area fraction)

รูปที่ 6 แสดงปริมาณเฟสต่อหน่วยหนึ่งพื้นที่ของโลหะผสม A356 และโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-เหล็ก ที่ผ่านการปรับปรุงสภาพเฟส



รูปที่ 6 ปริมาณเฟส β และ α ต่อหน่วยพื้นที่ของโลหะผสมที่มีปริมาณเหล็กแตกต่างกันและอัตราการแข็งตัวรวดเร็ว

โลหะผสม A356 ที่ใช้ในการทดลองครั้งนี้มีธาตุเหล็กต่ำ มีปริมาณเฟส β เท่ากับ 0.16% เมื่อปริมาณธาตุเหล็กเพิ่มสูงขึ้นเท่ากับ 0.5, 1.0 และ 1.5% ส่งผลต่อปริมาณเฟส β ต่อหน่วยหนึ่งพื้นที่เพิ่มสูงขึ้นเท่ากับ 0.34, 1.08 และ 1.66

ตามลำดับ หลังจากปรับสภาพโดยใช้โลหะแม่ 5Cr3Mn1Sr ลงไปในโลหะผสม A356 และโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ปริมาณธาตุเหล็ก 0.5, 1.0 และ 1.5% พบว่าปริมาณเฟส β หายไปจากโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม A356 และโลหะอะลูมิเนียม-ซิลิคอน ที่มีปริมาณธาตุเหล็ก 0.5% และสามารถลดปริมาณเฟส β ได้เท่ากับ 75.80 และ 55.36% ที่ปริมาณธาตุเหล็ก 1.0 และ 1.5% ตามลำดับ

4. อภิปรายผล

งานวิจัยฉบับนี้มุ่งเน้นศึกษาผลกระทบของอัตราการแข็งตัวและผลกระทบจากธาตุผสมที่ส่งผลต่อเฟส β และเฟสซิลิคอน โดยการเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมที่มีอัตราแข็งตัวแตกต่างกัน สำหรับอัตราการแข็งตัวที่ช้าของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-1.5% เหล็ก เฟส β มีลักษณะเป็นแผ่นยาว และมีขนาดใหญ่ เนื่องจากเวลาที่ใช้ในการแข็งตัวที่นาน ธาตุอะลูมิเนียม เหล็ก และซิลิคอน มีเวลานานในการแพร่มาจับตัวกัน เมื่อพิจารณาโครงสร้างผลึกของเฟส β มีโครงสร้างผลึกแบบ Monoclinic ส่งผลให้เกิดการก่อตัวและเติบโตทิศทางเดียว [2] โดยปกติเฟสซิลิคอนมีทิศทางการเติบโตในทิศทาง $\langle 111 \rangle$ และเกิดการ Twinning ในระนาบ (112) ซึ่งส่งผลต่อลักษณะและรูปร่างของเฟสซิลิคอน ที่มีรูปร่างไม่แน่นอน [2]

จากอัตราการแข็งตัวที่ต่ำเช่นเดียวกัน แต่มีการปรับสภาพเฟสโดยการเติมโลหะแม่ 5Cr3Mn1Sr ลงไปในน้ำโลหะหล่อเหลวธาตุโครเมียมและแมงกานีสทำหน้าที่ส่งเสริม (Promote) การก่อตัวของเฟส α แทนที่เฟส β [2, 11] สำหรับการเติมโลหะแม่ในการปรับสภาพเฟส β นั้น จำเป็นต้องพิจารณาสัดส่วนการเติมของโลหะแม่ให้เหมาะสม [12] เพื่อที่จะให้ได้โครงสร้างของชิ้นงานหล่อที่สมบูรณ์ และเป็นการลดปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นจากการก่อตัวของเฟส β

การแข็งตัวที่สูงสามารถปรับสภาพเฟส β ให้มีความยาวที่ลดลงอย่างเห็นได้ชัด (รูปที่ 3) เฟส β มีเวลาน้อยลงสำหรับการเติบโตของสารประกอบเชิงโลหะ ซึ่งส่งผลโดยตรงต่อขนาดที่เล็กและสั้นลงของเฟส β [11] ส่วนเฟสยูเทคติกที่มีรูปร่างขนาดเล็ก จากอัตราการแข็งตัวที่สูง ส่งผลให้อุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงที่ปฏิกิริยายูเทคติกลดต่ำลง เฟสซิลิคอนถูกปรับสภาพเฟสให้กลมมนได้ [5] ผลกระทบจากสองปัจจัยหลักในงานวิจัยนี้ ประกอบด้วยอัตราการแข็งตัวและปริมาณธาตุผสม ธาตุโครเมียม แมงกานีส และสตรอนเชียม ที่เติมลงไปในรูปแบบของโลหะแม่ พบว่าสามารถปรับสภาพเฟส β และเฟสซิลิคอนได้อย่างดีเยี่ยมในโลหะผสม 356 และโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน-0.5% เหล็ก แสดงดังรูปที่ 5 (a-b) เฟส β ปรับสภาพกลายเป็นเฟส α ที่มีลักษณะคล้ายตัวอักษรจีน บริเวณแกนของต้นเดนไดรต์ อย่างไรก็ตามเมื่อปริมาณเหล็กในโลหะผสมเพิ่มมากขึ้น 1.0 และ 1.5% การเติมโลหะแม่ 4% นั้น ธาตุโครเมียมและแมงกานีสไม่สามารถปรับสภาพเฟส β ให้หายไปจากโครงสร้างจุลภาคได้ แต่สามารถลดปริมาณให้ลดน้อยลงได้เท่านั้นและไม่เกิดการก่อตัวของเฟส α

5. สรุปผลการทดลอง

5.1 อัตราการแข็งตัวช้าส่งผลต่อลักษณะรูปร่างของเฟส β ที่ยาวมีขนาดใหญ่ และเฟสซิลิคอน ที่มีรูปร่างไม่แน่นอน ในขณะที่การปรับสภาพโดยการเติมโลหะแม่ 4% สามารถปรับสภาพเฟส β ให้กลายเป็น α ได้ และเฟสซิลิคอนถูกปรับสภาพมีลักษณะเล็กและกลมมน

5.2 อัตราการแข็งตัวที่สูงส่งผลต่อปริมาณและขนาดเฟส β ที่ลดลงและเฟสซิลิคอน ที่มีขนาดเล็กกระจายตัวสม่ำเสมอ

5.3 อัตราการแข็งตัวที่สูงและการเติมโลหะแม่ 5Cr3Mn1Sr สามารถปรับสภาพเฟส β ให้หายไปจากโครงสร้างจุลภาคได้ในโลหะผสมที่มีปริมาณธาตุเหล็กต่ำกว่า 0.5%

5.4 อัตราการแข็งตัวและธาตุปริมาณเหล็กส่งผลต่อปริมาณและขนาดของรูพรุนที่เกิดขึ้นในชิ้นงานทดสอบ

6. กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยนี้ได้รับการสนับสนุนจาก มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลธัญบุรี และขอบคุณอาจารย์ เจ้าหน้าที่ และนักศึกษา สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการและการผลิต คณะวิศวกรรมศาสตร์ ที่มีส่วนช่วยเหลือให้งานวิจัยฉบับนี้สำเร็จ ลุล่วงไปด้วยดี

7. เอกสารอ้างอิง

- [1] John L. Jorstad, Donna L. Zalensas and Wayne M. Rasmussen, American Foundrymen's Society, 1993.
- [2] Lennart Bäckerud, Guocai Chai and Jarmo Tamminen, Solidification Characteristics of Aluminum Alloys: Foundry alloys Volume 2 of Solidification Characteristics of Aluminum Alloys, Skanaluminiun, 1990.
- [3] Mahta. M, Emamy, M, Cao. X and Campbell. J, "Overview of β -Al₅FeSi phase in Al-Si alloys," Materials Science Research Trends, 2008, pp. 251-271.
- [4] M.H. Abdelaziz, A.M. Samuel, H.W. Doty and F.H. Samuel, "Effect of extended thermal exposure and alloying elements on the morphology of eutectic Si in Al-Si Cast Alloys," Inter Metal cast, 2020, pp. 1013-1024.
- [5] Rui CHEN, Yu-feng SHI, Qing-yan XU and Bai-cheng LIU, "Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al-7Si-0.3Mg -0.15Fe alloy," Trans. Nonferrous Met. Soc. China, vol. 24, 2014, pp.1645-1652.
- [6] Qing Cai , Ewan Lordan, Shihao Wang, Guangyu Liu, Chamini L. Mendis , Isaac T.H. Chang and Shouxun Ji, "Die-cast multicomponent near-eutectic and hypoeutectic Al-Si-Ni-Fe-Mn alloys: Microstructures and mechanical properties," Materials Science & Engineering A, vol. 872, 2023, pp. 144977.
- [7] Ossama Elsebaie, Agnes M. Samuel, F.H. Samuel and H.W. Doty, "Impact toughness of Al-Si-Cu-Mg-Fe cast alloys: Effects of minor additives and aging conditions," Materials and Design, vol. 60, 2014, pp. 496-509.
- [8] M. AMNE ELAHI and S. G. SHABESTARI, "Effect of various melt and heat treatment conditions on impact toughness of A356 aluminum alloy," Trans. Nonferrous Met. Soc. China, vol. 26, 2016, pp. 956-965.
- [9] Krittee eidhed and Phisith muangnoy, "Effect of cooling rates of production process of Al-3%B-3%Sr master alloy on grain refinement and eutectic modification efficiency in cast A356 alloy," MATEC Web of Conferences, 192, 2018, pp. 01036.
- [10] D. Gagnon, A. M. Samuel, F. H. Samuel, M. H. Abdelaziz, and H. W. Doty, "Melt Treatment-Porosity Formation Relationship in Al-Si Cast Alloys, Casting Processes and Modelling of Metallic Materials. 2021.
- [11] Witthaya Eidhed, "Modification of β -Al₅FeSi Compound in Recycled Al-Si-Fe Cast Alloy by Using Sr, Mg and Cr Additions," J Mater Sci Technol, vol. 24, 2008, pp. 45-47.

- [12] P. Muangnoy, “The Development of Al-10%Mn-1%Sr Master Alloy to Modify β -phase and Eutectic Silicon in Cast Al-7% Si-1% Fe Alloys,” Industrial Engineering (IE) Network Conference, 2011, pp. 1255-1263.