



รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการ อิทธิพลของเออร์เปียมต่อโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติทางกล
ของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติก

โดย ดร.พร้อมพงษ์ ปานดี และคณะ

กันยายน 2560

สัญญาเลขที่ TRG5980021

รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการ อิทธิพลของเออร์เปียมต่อโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติทางกล
ของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติก

คณะผู้วิจัย

- | | |
|--------------------------------|---------------------------------------|
| 1. ดร.พร้อมพงษ์ ปานดี | มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี |
| 2. รศ.ดร.เชาวลิต ลิ้มมณีวิจิตร | มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี |
| 3. ดร.อัสฎาวุฒิ ปาทาคำ | ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ |

สนับสนุนโดยสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัยและ

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี

(ความเห็นในรายงานนี้เป็นของผู้วิจัย สกว.และมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรีไม่จำเป็นต้องเห็นด้วยเสมอไป)

บทคัดย่อ

โดยทั่วไปแล้วสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกถูกควบคุมโดยโครงสร้างทางโลหะวิทยา งานวิจัยนี้จัดทำขึ้นเพื่อศึกษาอิทธิพลของธาตุเออร์เปียม (Er) ต่อโครงสร้างทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกล ในอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติก (Al-7Si-0.3Mg) โดยศึกษาลำดับการเกิดโครงสร้างด้วยเทคนิคการวิเคราะห์ทางความร้อน (Thermal analysis) และเทคนิคการหยุดการเกิดโครงสร้างขณะแข็งตัว (Interrupted solidification) ทำการศึกษาโครงสร้างทางโลหะวิทยา ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical microscope; OM) กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope; SEM) และการวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณด้วยรังสีเอกซ์ (Energy-dispersive X-ray; EDS) ผลจากการศึกษาวิจัยพบว่าการเติมธาตุผสมเออร์เปียมลงในอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนเกรดไฮโปยูเทคสามารถลดขนาดระยะระหว่างแขนเดนไดรต์ทุติยภูมิ และลดขนาดเกรน ในขณะเดียวกันธาตุเออร์เปียมสามารถปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอน จากที่มีลักษณะเป็นแผ่นมีมุมแหลมและมีขนาดใหญ่ให้เป็นลักษณะกลมมขนาดเล็ก การเติมเออร์เปียมลดการเกิดนิวเคลียสของโครงสร้างยูเทคติกซิลิคอน โดยจะเกิดสารประกอบเชิงโลหะระหว่างเออร์เปียมและฟอสฟอรัส (ErP) แทนการเกิดสารประกอบเชิงโลหะระหว่างอะลูมิเนียมและฟอสฟอรัส (AlP) ที่เป็นนิวเคลียสของโครงสร้างยูเทคติกซิลิคอน ด้วยเหตุนี้ทำให้กลไกการโตของโครงสร้างยูเทคติกเปลี่ยนไป จากที่โตจากสารประกอบเชิงโลหะระหว่างอะลูมิเนียมและฟอสฟอรัสเป็นโตจากผนังแบบหล่อนอกจากนี้การศึกษาถึงการเสื่อมประสิทธิภาพของเออร์เปียมในการลดขนาดเกรน และปรับโครงสร้างยูเทคติกซิลิคอน พบว่าไม่เกิดเสื่อมประสิทธิภาพของเออร์เปียม การศึกษาถึงสมบัติทางกลพบว่าเออร์เปียมเพิ่มความแข็งแรงทางแรงดึงทั้งในสถานะหลังการหล่อ (As-cast) และหลังผ่านกระบวนการทางความร้อน (T6) ซึ่งเป็นผลมาจากการที่เออร์เปียมไปปรับเปลี่ยนโครงสร้างทางโลหะวิทยาของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติก ให้มีขนาดเกรนที่เล็กละเอียด ลดขนาดระยะระหว่างแขนเดนไดรต์ทุติยภูมิ และปรับโครงสร้างยูเทคติกซิลิคอนให้กลมมและมีขนาดเล็กลง

คำสำคัญ: การปรับสภาพเกรนละเอียด การปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอน ระยะระหว่างแขนเดนไดรต์ทุติยภูมิ อะลูมิเนียมผสมซิลิคอน การเกิดโครงสร้างยูเทคติก ธาตุหายาก

Abstract

The mechanical properties of hypoeutectic Al-Si foundry alloys are generally controlled by their microstructures. The present study was performed to determine the influence of erbium (Er) in Al-7Si-0.3Mg alloys on the microstructures and mechanical properties. The evolution of microstructure was studied by thermal analysis and interrupted solidification technique. Optical microscopy, scanning electron microscope, and energy-dispersive X-ray were employed to characterize the alloy microstructures. The results demonstrated that the addition of Er significantly refined both the secondary dendrite arm spacing (SDAS) and the primary α -Al grain. Simultaneously, Er modified eutectic Si phase from coarse acicular plate-like structures into fine fibrous features. We observed that Er additions strongly suppress the nucleation of eutectic Si due to the preferential formation of ErP instead of AlP. Er additions change the eutectic growth mode from nucleation and growth on AlP particles to the propagation of a defined eutectic front from the mold walls. Moreover, Er addition that was cast for different holding times indicated that there was no fading effect on the SDAS, primary α -Al grain size, and eutectic Si morphology. Importantly, the tensile properties of the Er-modified alloys at as-cast and T6 conditions can be enhanced due to simultaneous refinement both the SDAS and the α -Al grains and modification of the eutectic Si.

Keyword: Grain refinement, Modification, Secondary dendrite arm spacing, Aluminum-silicon alloys, Eutectic solidification, Rare earth

Executive Summary

ปัจจุบันอะลูมิเนียมผสมมีบทบาทในอุตสาหกรรมหล่อโลหะมากขึ้น และมีแนวโน้มการใช้งานเพิ่มสูงขึ้น เนื่องจากมีน้ำหนักเบา มีความแข็งแรงในระดับปานกลาง มีความสามารถในการหล่อ ขึ้นรูปและนำกลับมาใช้ใหม่ได้ดี สมบัติที่หลากหลายทำให้อะลูมิเนียมผสมเป็นที่ต้องการในอุตสาหกรรมหลายประเภท อาทิเช่น อุตสาหกรรมยานยนต์ อุตสาหกรรมพลังงาน และอุตสาหกรรมอาหาร ซึ่งกลุ่มอุตสาหกรรมเหล่านี้ล้วนเป็นกลุ่มอุตสาหกรรมหลักขนาดใหญ่ มีกำลังการผลิตในปริมาณมากทั้งเพื่อใช้ภายในประเทศและเพื่อส่งออกต่างประเทศ มีความสำคัญอย่างยิ่งต่อการพัฒนาเศรษฐกิจของประเทศ อีกส่วนหนึ่งของการใช้งานอะลูมิเนียมผสมนั้นเป็นการใช้งานเพื่อทดแทนวัสดุเดิม เช่น ทองแดง เหล็ก สังกะสี เป็นต้น เนื่องจากปัจจุบันอะลูมิเนียมผสมได้มีการปรับปรุงสมบัติให้ตรงกับวัตถุประสงค์การใช้งานได้มากขึ้น การใช้งานที่หลากหลายทำให้มีความต้องการสมบัติทางกลของวัสดุที่ต่างกันออกไป

อะลูมิเนียมผสมซิลิคอนเกรดไฮโปยูเทคติก (Hypoeutectic Al-Si alloy) เป็นที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมการหล่ออะลูมิเนียม เพราะมีความสามารถในการไหลตัว (Fluidity) ที่ดีและมีผลจากอิทธิพลของการขยายตัวเนื่องจากความร้อนน้อย (Thermal expansion) อีกทั้งยังง่ายต่อการปรับปรุงสมบัติทางกล ซึ่งการปรับปรุงสมบัติทางกลนั้น สามารถทำได้โดยเติมธาตุผสมรองเพื่อปรับโครงสร้างทางจุลภาค ซึ่งก็คือการปรับสภาพเกรนละเอียด (Grain refinement) และการปรับปรุงลักษณะทางโลหะวิทยาของยูเทคติกซิลิคอน (Modification) การเติมธาตุผสมเพื่อปรับสภาพเกรนละเอียด ส่งผลให้ชิ้นงานหล่อมีความแข็งแรงที่สูงขึ้น ลดโอกาสการเกิดการแตกร้าวร้อนหลังการหล่อ และมีความเรียบผิวที่ดี ส่วนการเติมธาตุผสมเพื่อปรับปรุงลักษณะทางโลหะวิทยาของยูเทคติกซิลิคอนนั้น คือการทำให้โครงสร้างยูเทคติกซิลิคอนที่เป็นแผ่นเหลี่ยมและมีปลายแหลมไปเป็นรูปร่างที่มีลักษณะกลมมน เล็กและละเอียดขึ้น คือการเปลี่ยนลักษณะรูปร่างของยูเทคติกซิลิคอนจากที่เป็นแผ่นขนาดใหญ่ กลายเป็น เช่น สตรอนเทียม โซเดียม เป็นต้น ซึ่งจะเห็นได้ว่าการปรับปรุงสมบัติอะลูมิเนียมผสมนั้นจำเป็นที่จะต้องควบคุมทั้งชนิดและปริมาณของธาตุผสมแตกต่างกันไปตามวัตถุประสงค์การใช้งาน การเติมธาตุผสมที่ช่วยปรับสภาพเกรนละเอียด (Grain refinement) และการปรับปรุงลักษณะทางโลหะวิทยาของยูเทคติกซิลิคอน ในตัวเดียว จึงเป็นเป้าหมายที่ต้องการของนักโลหะวิทยารวมถึงโรงงานอุตสาหกรรมที่มีการใช้งานอะลูมิเนียมหล่อ

ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงมุ่งเน้นศึกษาอิทธิพลของธาตุเออร์เบียม (Er) ในการปรับสภาพเกรนละเอียด และการปรับปรุงลักษณะทางโลหะวิทยาของยูเทคติกซิลิคอน ในอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อ (Al-7Si-0.3Mg) รวมทั้งศึกษากลไกที่ใช้การปรับสภาพเกรนละเอียด และการปรับปรุงลักษณะทางโลหะวิทยาของยูเทคติกซิลิคอนด้วยเออร์เบียม นอกจากนี้ยังศึกษาถึงสมบัติทางกลหลังการปรับปรุงโครงสร้าง เพื่อเป็นการเปรียบเทียบอิทธิพลของเออร์เบียมกับธาตุหายากตัวอื่นๆ งานวิจัยนี้เป็นงานที่ใหม่ น่าสนใจและเป็นประโยชน์อย่างมากต่อการพัฒนาอุตสาหกรรมหล่ออะลูมิเนียมภายในประเทศ เพื่อให้มีความเท่าทันต่อการพัฒนาเทคโนโลยีของอุตสาหกรรมยานยนต์ รวมถึงอุตสาหกรรมแขนงอื่นๆ ที่มีความต้องการใช้งานอะลูมิเนียมหล่อที่มีสมบัติทางกลสูงขึ้น หรือสามารถหล่อเป็นชิ้นงานที่มีรูปร่างซับซ้อนมากยิ่งขึ้นได้ดี เป็นต้น

บทที่ 1

บทนำ

ลักษณะโครงสร้างทางจุลภาคหลักของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกประกอบไปด้วย อะลูมิเนียมเดนไดรต์ปฐมภูมิ (Primary Al dendrite) ระยะห่างระหว่างแขนเดนไดรต์ทุติยภูมิ (Secondary dendrite arm spacing; SDAS) และ อะลูมิเนียมซิลิคอนยูเทคติก (Al-Si eutectic) การควบคุมลักษณะของโครงสร้างทางจุลภาคเหล่านี้เป็นสิ่งจำเป็นและสำคัญ ซึ่งจะส่งผลทำให้งานหล่อมีคุณภาพที่ดี การลดขนาดของระยะห่างระหว่างแขนเดนไดรต์ทุติยภูมิ การลดขนาดของอะลูมิเนียมเดนไดรต์ปฐมภูมิ และการปรับโครงสร้างยูเทคติกซิลิคอนให้มีขนาดเล็กและกลมมนั้น จะช่วยเพิ่มสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติก วิธีการหนึ่งที่เป็นที่นิยมทำเพื่อควบคุมโครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกคือการเติมธาตุผสม ธาตุผสมที่นิยมใช้คือ โบรอน (B) หรือ ไทเทเนียม (Ti) เพื่อปรับสภาพอะลูมิเนียมเดนไดรต์ปฐมภูมิให้มีขนาดเล็ก สตรอนเทียม (Sr) หรือ โซเดียม (Na) เพื่อปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอนให้มีขนาดเล็กและกลมมน แต่อย่างไรก็ตามธาตุเหล่านี้สามารถปรับสภาพอะลูมิเนียมเดนไดรต์ปฐมภูมิ หรือปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอนได้เพียงอย่างใดอย่างหนึ่ง ไม่สามารถทำได้ทั้ง 2 กลไก

จากงานวิจัยที่ผ่านมาในอดีตพบว่า ธาตุหายาก (Rare earth) หลายๆชนิดถูกนำมาใช้เป็นธาตุผสมในอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติก ธาตุหายากสามารถลดขนาดอะลูมิเนียมเดนไดรต์ปฐมภูมิ [1, 2] และหรือปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอน จากที่มีลักษณะเป็นแผ่น (Plate) ขนาดใหญ่ ให้มีลักษณะกลมมน (Fibrous) หรือเป็นเส้น (Lamellar) และเล็กละเอียด [3-9] ปัจจุบันธาตุเออร์เบียม (Er) ซึ่งเป็นธาตุหายากตัวหนึ่งเป็นที่สนใจของนักวิจัยที่จะนำมาเติมเป็นธาตุผสมรองในอะลูมิเนียมผสมหล่อ ยกตัวอย่างเช่น Zhao et al. พบว่าการเติมธาตุเออร์เบียมลงในอะลูมิเนียมผสมสังกะสีแมกนีเซียมและทองแดง (Al-Zn-Mg-Cu) [10] จะเกิดสารประกอบ Al_3Er ซึ่งจะสามารถเป็นนิวเคลียสเทียมให้กับอะลูมิเนียมเดนไดรต์ปฐมภูมิได้ ส่งผลทำให้มีเกรนของอะลูมิเนียมเดนไดรต์ปฐมภูมิมิขนาดเล็กลง Hu et al. [5] รายงานว่าธาตุเออร์เบียมสามารถปรับโครงสร้างยูเทคติกซิลิคอนจากที่มีลักษณะเป็นแผ่นขนาดใหญ่ ให้มีลักษณะกลมมนและเล็กละเอียด ยิ่งไปกว่านั้นผลการศึกษาเบื้องต้นของคณะผู้วิจัยยังพบว่าการเติมธาตุเออร์เบียมลงในอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติก ส่งผลทำให้มีขนาดเกรนที่เล็กลง และสามารถปรับโครงสร้างยูเทคติกซิลิคอนได้ แต่อย่างไรก็ตามยังไม่ได้มีการศึกษาถึงกลไกของการปรับสภาพเกรนละเอียด และกลไกการปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอน [11]

กลไกการปรับสภาพเกรนละเอียดนั้นสามารถแบ่งออกเป็น 2 กลไกหลักๆ หนึ่งคือ Nucleant potency และ Solute segregating power [12-14] มีรายงานยอมรับว่าการเพิ่มจำนวน Nucleant potency จะเป็นการเพิ่มจำนวนอัตราการเกิดนิวเคลียส เป็นผลทำให้เกิดการลดขนาดของเกรน ในกรณีของ Solute segregating power ได้มีการรายงานว่ามีความสัมพันธ์กับการแยกตัวของอะตอมบริเวณที่เป็นของแข็งและของเหลว เป็นการจำกัดการโตของเกรน และเป็นแรงผลักดันเพื่อกระตุ้นการสร้างนิวเคลียสต่อไป

ทฤษฎีหลายอย่างเช่น ทฤษฎีนิวเคลียสที่ถูกจำกัด (Restricted nucleation theory) และทฤษฎีการเติบโตที่จำกัด (Restricted growth theory) ถูกเสนอเพื่ออธิบายกลไกการปรับสภาพโครงสร้างยูเทคติกซิลิคอนในอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติก ทฤษฎีการเติบโตที่จำกัด ถูกอธิบายด้วยกลไก Impurity induced twining (IIT) [15, 16] และกลไก Twin-plane re-entrant edge (TPRE) [9, 16-19] โดยกลไก IIT เสนอว่าอะตอมของธาตุที่เติมลงไปเพื่อปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอนจะถูกดูดซับบนขั้นตอนการเติบโตของซิลิคอนบริเวณผิวรอยต่อระหว่างของแข็งและของเหลว ซึ่งทำให้เกิด twin เพิ่มมากขึ้นบนซิลิคอน ส่วนกลไก TPRE กล่าวไว้ว่าการเติมธาตุเพื่อปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอนจะช่วยป้องกันหรือยับยั้งอะตอมของซิลิคอนที่ตามมาในระหว่างการเจริญเติบโตของซิลิคอนยูเทคติก สำหรับทฤษฎีนิวเคลียสที่ถูกจำกัด ได้เสนอว่าอนุภาค ALP ทำหน้าที่เป็นจุดกำเนิดนิวเคลียสของเฟสซิลิคอนเฟส [20-23] องค์ประกอบที่ปรับเปลี่ยนสามารถตอบสนองกับนิวเคลียสของ ALP ในการหลอม และเปลี่ยนความหนาแน่นของจำนวนนิวเคลียสในการเกิดยูเทคติกซิลิคอน ทำให้เกิดการปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอน นอกจากนี้ยังมีกลไกอื่นที่ใช้ในการอธิบายกระบวนการปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอนด้วยการเติมธาตุ ซึ่งจะอธิบายด้วยปัจจัยที่สำคัญอื่นๆ เช่น การเกิดกลุ่มของสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic clusters) และ การเปลี่ยนแปลงความเค้นผิว [24-28]

แม้ว่าการวิจัยจำนวนมากได้ทุ่มเทเพื่อศึกษาประโยชน์ของการเติมธาตุผสมรองเออร์เบียม แต่อย่างไรก็ตาม การศึกษาถึงวิวัฒนาการของโครงสร้างทางโลหะวิทยาในระหว่างการแข็งตัวยังได้รับความสนใจน้อยมาก วัตถุประสงค์ของการศึกษานี้คือเพื่อศึกษาวิวัฒนาการของโครงสร้างทางโลหะวิทยาในช่วงแข็งตัวเพื่อชี้แจงถึงอิทธิพลของธาตุผสมเออร์เบียมต่อโครงสร้างทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติก และอธิบายถึงกลไกที่เกิดขึ้น โดยงานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อเปรียบเทียบการปรับโครงสร้างทางโลหะวิทยาด้วยเออร์เบียมกับธาตุผสมอื่นๆที่ได้ทำการศึกษาไว้ก่อนหน้านี้

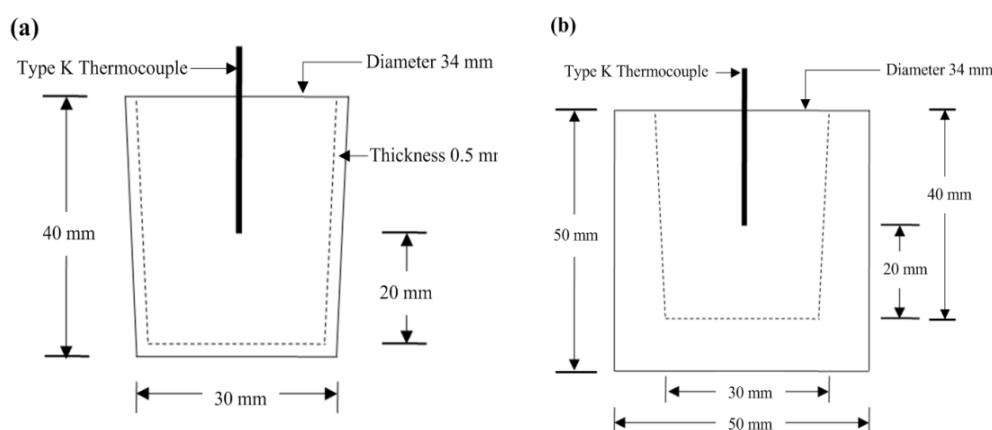
บทที่ 2

การดำเนินงานวิจัย

ทำการหล่อวัสดุอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนเกรดไฮโปเทคติกในปริมาณ 1 กิโลกรัม หลอมที่อุณหภูมิ 750 องศาเซลเซียส ด้วยเบ้าหลอมที่ทำจากซิลิคอนคาร์ไบด์ เติมโลหะแม่ Al-10 wt.% Er โดยให้มีสัดส่วนที่กำหนดแสดงตามตารางที่ 1

ตารางที่ 1 แสดงส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่จะทดลอง (wt.%)

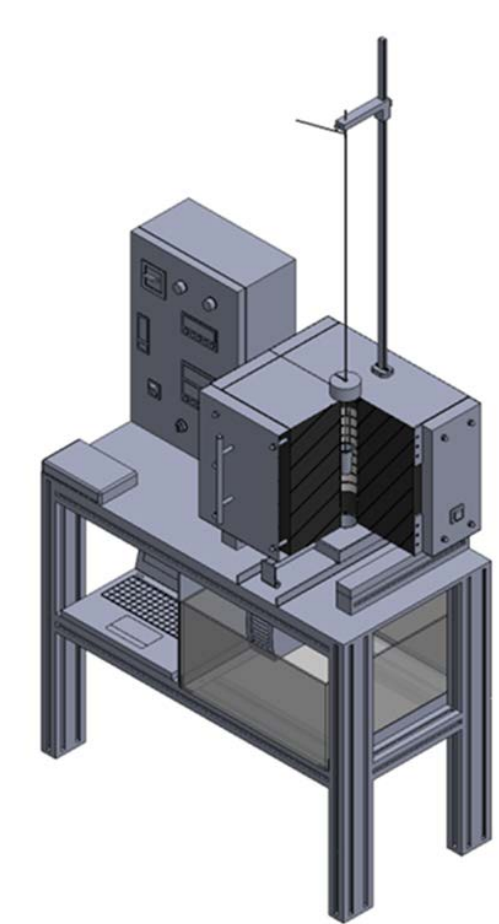
Sample name	Si	Mg	Fe	Er	Al
Er-free	7.20	0.30	0.09	<0.0001	Balance
0.2Er	7.19	0.28	0.18	0.20	Balance
0.4Er	7.22	0.32	0.09	0.40	Balance
0.6Er	7.07	0.27	0.13	0.60	Balance



รูปที่ 2.1 แบบหล่อที่ใช้สำหรับศึกษาโครงสร้างทางจุลภาค (a) แบบหล่อที่ทำจากเหล็กกล้าไร้สนิม (b) แบบหล่อที่ทำจากกราไฟต์

การศึกษาลักษณะของอัตราการเย็นตัว โลหะหลอมเหลวที่อุณหภูมิ 720 องศาเซลเซียสจะถูกเทลงในแบบหล่อที่ทำวัสดุ 2 ชนิดที่มีอัตราการเย็นตัวที่ต่างกัน คือแบบหล่อที่ทำจากเหล็กกล้าไร้สนิม ดังรูปที่ 2.1 (a) ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางภายนอกของด้านล่าง 30 มิลลิเมตร ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางภายนอกของด้านบน 34 มิลลิเมตร สูง 40 มิลลิเมตร และมีความหนาของผนัง 0.5 มิลลิเมตร มีอัตราการเย็นตัวโดยประมาณอยู่ที่ 0.5 องศาเซลเซียสต่อวินาที และแบบหล่อที่ทำจากกราไฟต์ ดังรูปที่ 2.1 (b) ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางภายนอก 50 มิลลิเมตร สูง 50 มิลลิเมตร และมีความหนาของผนัง 10 มิลลิเมตร อัตราการเย็นตัวโดยประมาณอยู่ที่ 5 องศาเซลเซียสต่อวินาที

เพื่อเก็บค่าอัตราการเย็นตัว และวิเคราะห์อุณหภูมิขณะการเย็นตัวสำหรับการวิจัย โลหะหลอมเหลวถูกเทที่อุณหภูมิ 720 องศาเซลเซียส ลงในแบบหล่อเหล็กกล้าไร้สนิมอีกแบบหล่อหนึ่ง ที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางภายนอกของด้านล่าง 22 มิลลิเมตร ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางภายนอกของด้านบน 25 มิลลิเมตร สูง 50 มิลลิเมตร และมีความหนาของผนัง 1 มิลลิเมตร นำเข้าไปในเตารักษาอุณหภูมิในเครื่องหยุดโครงสร้างอย่างฉับพลันตามรูปที่ 2.2 เมื่อเครื่องแสดงข้อมูลว่าโลหะหลอมเหลวมีอุณหภูมิ 720 องศาเซลเซียส จะทำการปิดเตาเพื่อรักษาอุณหภูมิ และค่าอุณหภูมิจะถูกบันทึก ในการวิเคราะห์ลักษณะอุณหภูมิจะถูกทำซ้ำ 3 ครั้งต่อหนึ่งส่วนผสม โดยอัตราการเย็นตัวระหว่างอุณหภูมิเริ่มการแข็งตัว (Liquidus) และ อุณหภูมิเริ่มเกิดของแข็งตัวทั้งหมด (Solidus) มีค่าประมาณ 0.1 องศาเซลเซียสต่อวินาที การวิเคราะห์ลักษณะอุณหภูมิจะถูกวิเคราะห์เพื่อหาอุณหภูมิที่เกิดนิวเคลียส (Nucleation temperature) อุณหภูมิต่ำสุดก่อนการโตของผลึก (Minimum temperature) และ อุณหภูมิสูงสุดเมื่อเกิดการโตของผลึก (Growth temperature)



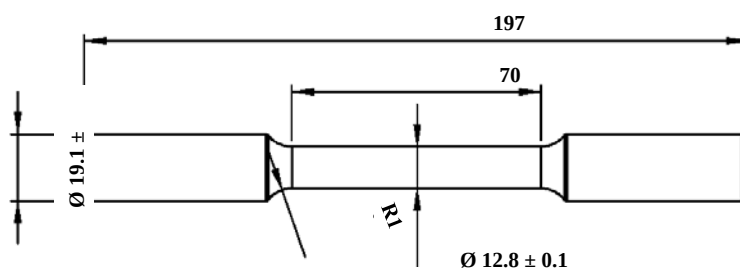
รูปที่ 2.2 ชุดอุปกรณ์ที่ใช้สำหรับศึกษา

สำหรับเทคนิคการหยุดโครงสร้างอย่างฉับพลันถูกใช้ เพื่อศึกษาการเกิดโครงสร้างโลหะผสมขณะเกิดการแข็งตัว ชิ้นงานทดสอบจะถูกทำให้เย็นตัวอย่างช้าๆ (ที่อัตราการเย็นตัวประมาณ 0.1 องศาเซลเซียสต่อวินาที) ในเตารักษาอุณหภูมิของเครื่องหยุดโครงสร้างอย่างฉับพลัน และเมื่ออุณหภูมิของน้ำโลหะลดลงมาถึงอุณหภูมิที่ชิ้นงานจะถูกทิ้งลงในน้ำผสมน้ำแข็งตามรูปที่ 2.2 [29] สำหรับการศึกษาโครงสร้างทางจุลภาคจะถูกเตรียมโดย

การตัดชิ้นงานตามแนวตัดขวางจากด้านล่างของชิ้นงานขึ้นมา 15 มิลลิเมตร หลังจากนั้นนำชิ้นงานที่ตัดได้มาเตรียมด้วยวิธีมาตรฐานทางโลหวิทยา

ทำการทดสอบเพื่อศึกษาโครงสร้างทางจุลภาค และโครงสร้างมหภาคของโลหะอะลูมิเนียมผสมซิลิคอน ที่มีการเติมธาตุเจอร์เมเนียม โดยเทโลหะหลอมเหลวลงแบบหล่อ ที่ทำจากวัสดุ 2 ชนิด คือ แบบหล่อที่ทำจากเหล็กกล้าไร้สนิม มีอัตราการเย็นตัว 1 องศาเซลเซียสต่อวินาที (รูปที่ 2.1 (a)) และแบบหล่อที่ทำจากแกรไฟต์ อัตราการเย็นตัว 3 องศาเซลเซียสต่อวินาที (รูปที่ 2.1 (b)) เพื่อศึกษาอัตราการเย็นตัวที่ต่างกันต่อลักษณะรูปร่างของเกรนและโครงสร้างยูเทคติก ตัดชิ้นงานสูง 15 มิลลิเมตร จากด้านล่างหลังจากนั้นนำชิ้นงานที่ตัดได้มาเตรียมด้วยวิธีมาตรฐานทางโลหวิทยา จากนั้นกัดด้วยกรด Tucker (กรดไฮโดรคลอริก 45 มิลลิลิตร, กรดไนตริก 15 มิลลิลิตร, กรดไฮโดรฟลูออริก 25 มิลลิลิตร) จากนั้นถ่ายภาพชิ้นงานตัวอย่างด้วยเครื่องสแกนเพื่อศึกษาขนาดของเกรน การวัดขนาดของเกรนทำโดยวิธีการ Lineal intercept โดยใช้โปรแกรม Image analyzer การวัดขนาดระยะห่างระหว่างแกนเดนไดรต์ทุติยภูมิจะวัดจากภาพโครงสร้างทางจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง โดยทำการวัดอย่างน้อย 50 ครั้ง การวัดขนาดยูเทคติกซิลิคอนนั้นจะวัดผ่าน 3 ตัวแปร ได้แก่ ความยาว (Length) พื้นที่เฉลี่ย (Mean area) และสัดส่วนระหว่างความยาวต่อความกว้าง (Aspect ratio) จะทำการวัด 20 ครั้งต่อรูป การศึกษาโครงสร้างทางโลหะจะใช้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope; OM) กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscopy; SEM) รุ่น JEOL JSM-78000F ศึกษาสารประกอบเชิงโลหะและระบุส่วนผสมด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดรุ่น Hitachi S-3400N ที่ประกอบด้วย ชุดวิเคราะห์องค์ประกอบของธาตุเชิงพลังงาน (Energy Dispersive X-Ray Spectrometer; EDS) และโปรแกรม EDAX_TSL EBSD และ OIM_TSL Collection 5.3 สำหรับการวิเคราะห์ทิศทางการวางตัวของผลึก (Crystallographic orientation)

หล่อแท่งทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM B-108 ให้อุณหภูมิแบบหล่ออยู่ที่ 250 องศาเซลเซียส และเทโลหะหลอมเหลวที่อุณหภูมิ 720 องศาเซลเซียส การทดสอบสมบัติทางกลด้วยแรงดึงนั้นจะทำการที่ 2 สภาวะคือ สภาวะหลังการหล่อและสภาวะที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน (T6) คือ จะทำการอบชิ้นงานที่อุณหภูมิ 540 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 8 ชั่วโมง เรียกว่าการทำให้เกิดสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด (Super saturated solid solution) จากนั้นทำการชุบน้ำอย่างรวดเร็วที่อุณหภูมิห้อง และนำมาอบที่อุณหภูมิ 155 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 8 ชั่วโมงเรียกว่ากระบวนการบ่มแข็ง (Aging)



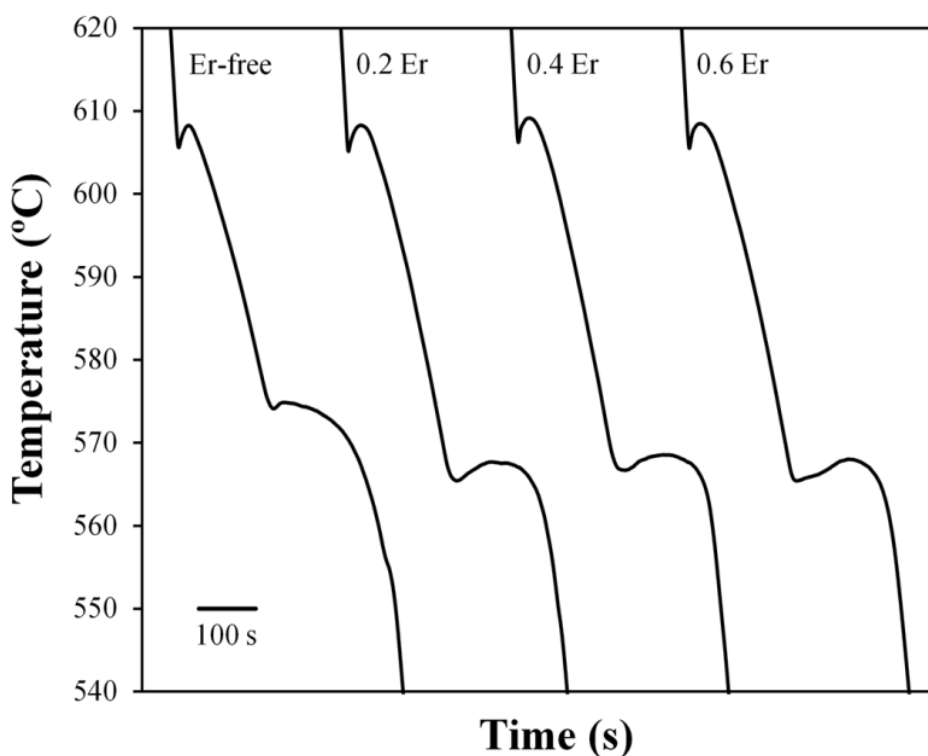
รูปที่ 2.3 แท่งทดสอบสมบัติทางกลตามมาตรฐาน ASTM B-108 (มิลลิเมตร)

บทที่ 3

ผลการศึกษาวิจัย

3.1 การวิเคราะห์ทางความร้อน (Thermal Analysis)

เส้นกราฟการเย็นตัว (Cooling curve) ของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกที่มีการเติม และไม่ได้เติมเออร์เบียมแสดงดังรูปที่ 3.1 จากรูปที่ 3.1 สามารถคำนวณหาอุณหภูมิต่างๆได้ดังนี้คือ อุณหภูมิที่เริ่มเกิดนิวเคลียส (Nucleation temperature, T_N) อุณหภูมิต่ำสุดซึ่งเป็นอุณหภูมิที่สิ้นสุดในการเกิดนิวเคลียส (Minimum temperature, T_{Min}) และอุณหภูมิที่เกิดการโตของเกรน (Growth temperature, T_G) โดยอุณหภูมิต่างๆที่เกิดขึ้นที่ขณะเกิดอะลูมิเนียมเดนไดรต์ปฐมภูมิ และที่ขณะเกิดโครงสร้างยูเทคติกแสดงได้ดังตารางที่ 3.1



รูปที่ 3.1 เส้นกราฟการเย็นตัวของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อที่มีการเติมและไม่ได้เติมเออร์เบียม

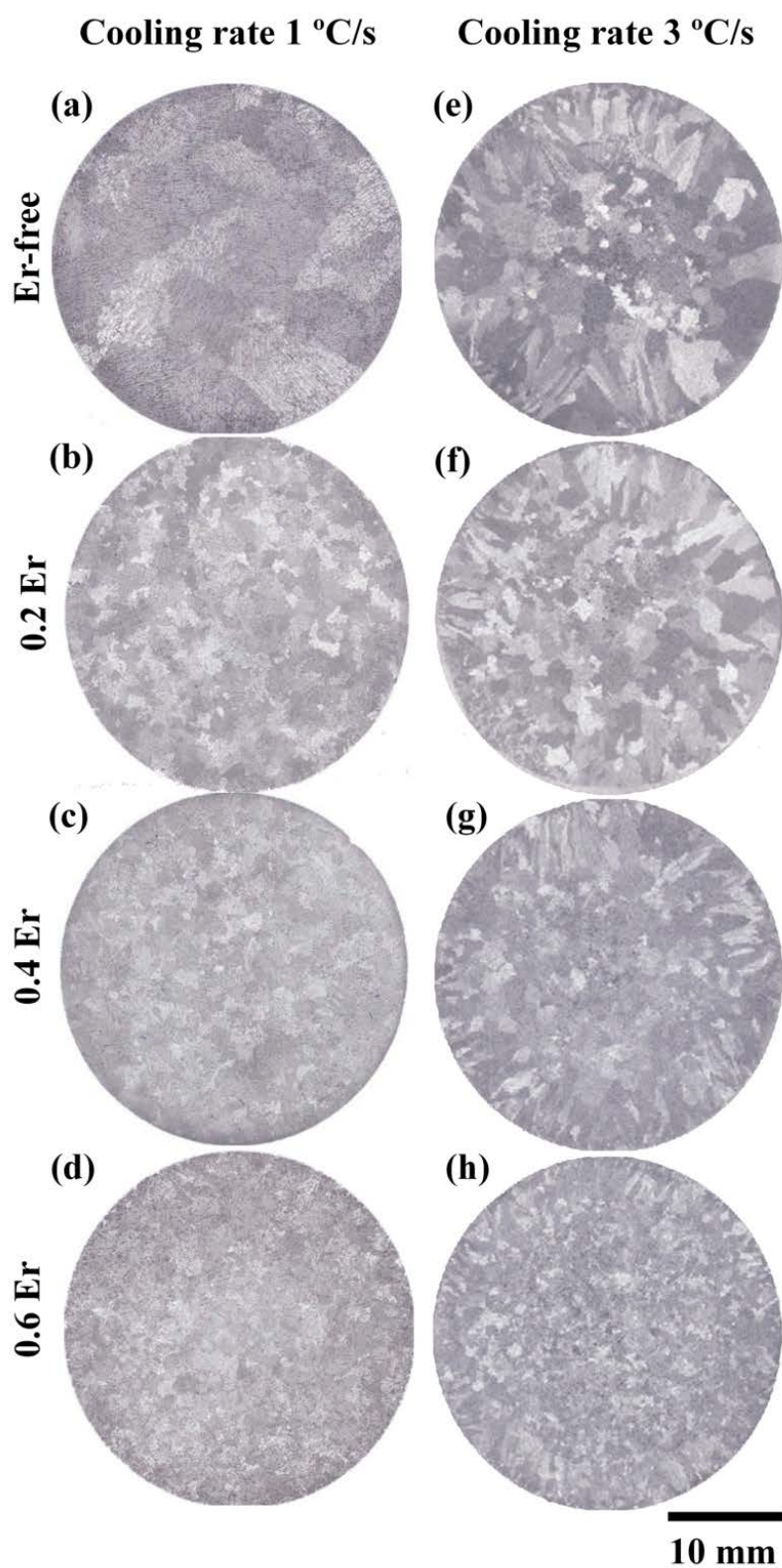
อุณหภูมิที่เริ่มเกิดนิวเคลียสและอุณหภูมิที่เกิดการโตของเกรน ของอะลูมิเนียมเดนไดรต์ในอะลูมิเนียมเกรดไฮโปยูเทคติกมีค่าประมาณ 606.3 องศาเซลเซียส และ 607.9 องศาเซลเซียส ตามลำดับ สำหรับอะลูมิเนียมเกรดไฮโปยูเทคติกที่มีการเติมธาตุผสมเออร์เบียม นั้น อุณหภูมิที่เริ่มเกิดนิวเคลียสและอุณหภูมิที่เกิดการโตของเกรนเพิ่มขึ้นเล็กน้อย สำหรับขณะเกิดโครงสร้างอะลูมิเนียมซิลิคอนยูเทคติกนั้น อุณหภูมิที่เริ่มเกิดนิวเคลียสสำหรับอะลูมิเนียมเกรดไฮโปยูเทคติกที่มีการเติมธาตุผสมเออร์เบียมในปริมาณ 0.2 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักนั้น

ลดลงประมาณ 5.9 องศาเซลเซียส (574.9 – 569.0 องศาเซลเซียส) และมีค่าคงที่เมื่อมีการเพิ่มปริมาณการเติมธาตุผสมเออร์เปียม อะลูมิเนียมเกรดไฮโปยูเทคติกมีค่าอันเดอร์คูลิ่ง (Recalescence undercooling) ที่ต่ำคือ 0.6 องศาเซลเซียส การเติมธาตุผสมเออร์เปียมในปริมาณ 0.2 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักส่งผลทำให้ค่าอันเดอร์คูลิ่งสูงขึ้น และมีค่าคงที่ที่ 2.0 องศาเซลเซียส เมื่อมีการเพิ่มปริมาณการเติมธาตุผสมเออร์เปียม ตารางที่ 3.1 แสดงอุณหภูมิที่เกิดการโตของเกรนซึ่งมีแนวโน้มเดียวกัน คือการเติมธาตุผสมเออร์เปียมในปริมาณ 0.2 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ทำให้อุณหภูมิที่เกิดการโตของเกรนลดลง 6.1 องศาเซลเซียส (573.8 – 567.7 องศาเซลเซียส) และมีค่าคงที่เมื่อมีการเพิ่มปริมาณการเติมธาตุผสมเออร์เปียม

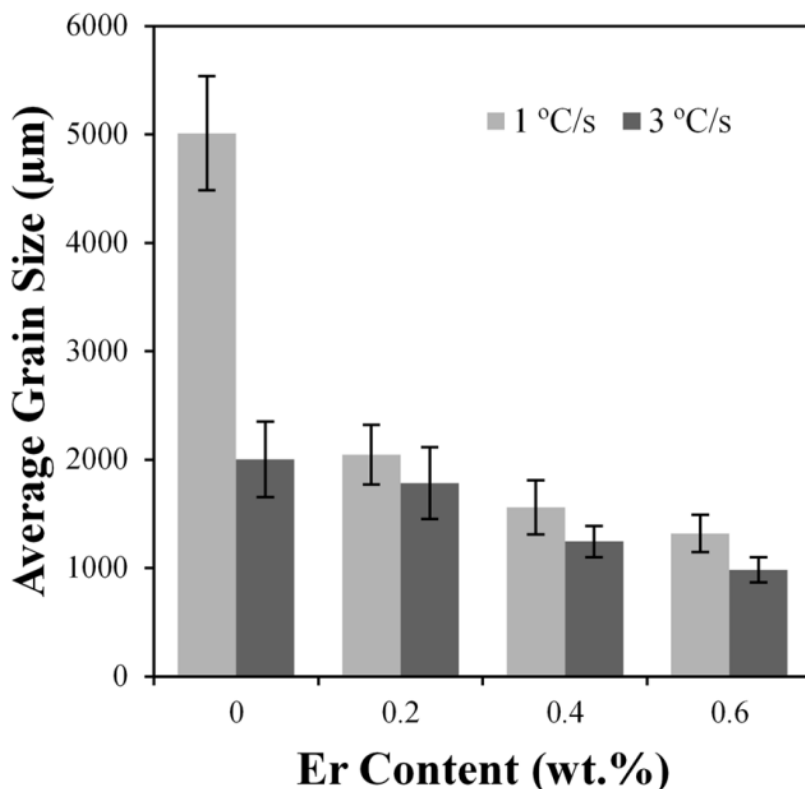
ตารางที่ 3.1 ค่าอุณหภูมิต่างๆที่เกิดขึ้นบนเส้นกราฟการเย็นตัว

Alloy	Primary α -Al dendrite reaction				Al-Si eutectic reaction			
	T _N	T _{Min}	T _G	ΔT_R	T _N	T _{Min}	T _G	ΔT_R
Er-free	606.3	604.8	607.6	2.8	574.9	573.2	573.8	0.6
0.2 Er	606.5	605.4	608.0	2.6	569.0	565.7	567.7	2.0
0.4 Er	607.6	606.3	608.9	2.6	568.9	567.4	569.6	2.2
0.6 Er	607.4	605.9	608.6	2.7	567.8	565.1	567.6	2.5

3.2 เกรนอะลูมิเนียมปฐมภูมิ (Primary Al grain)

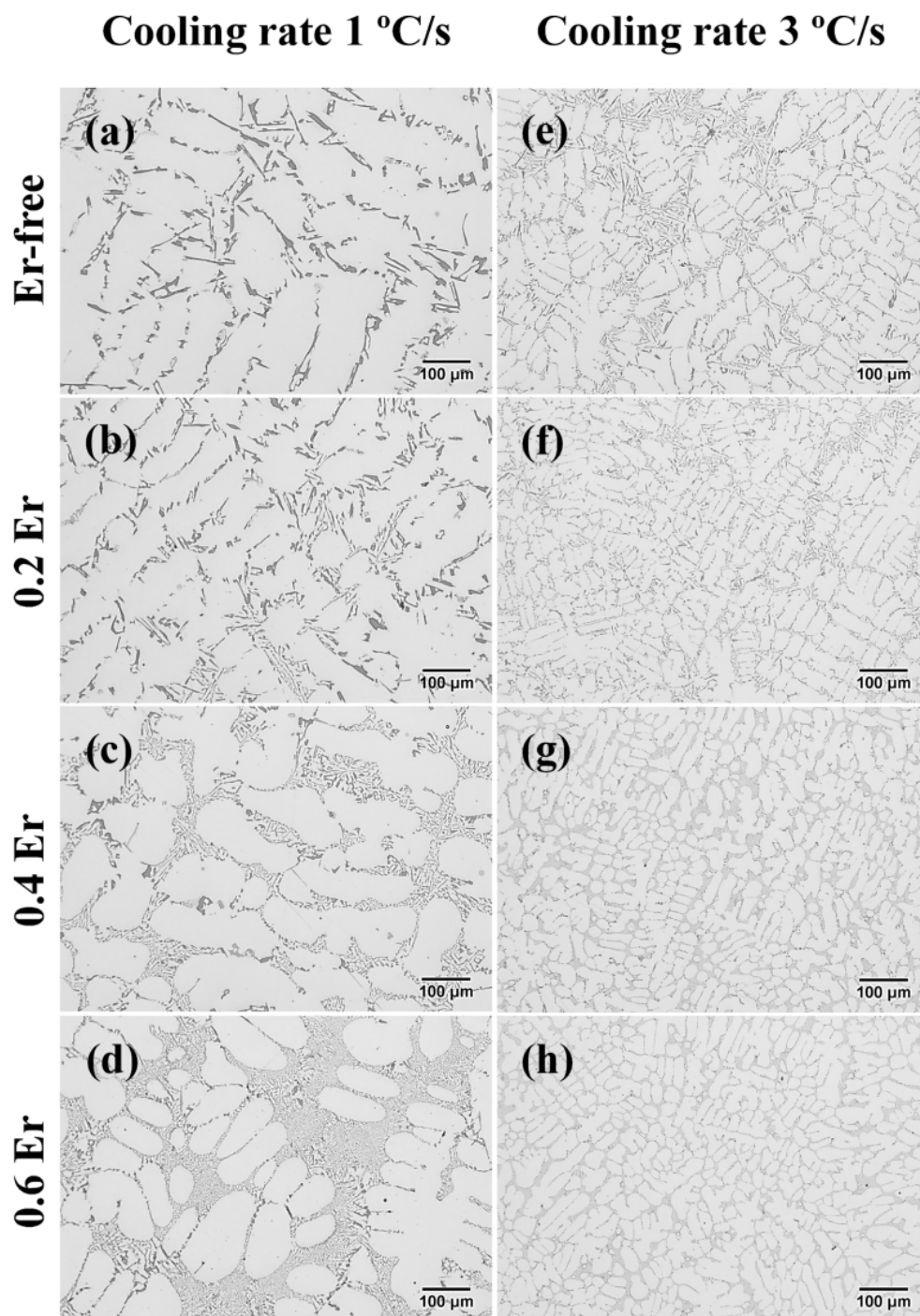


รูปที่ 3.2 เกรนอะลูมิเนียมปฐมภูมิของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกที่ไม่ได้เติม และเติมธาตุเออร์เปียมที่อัตราการณ์ต่างกัน



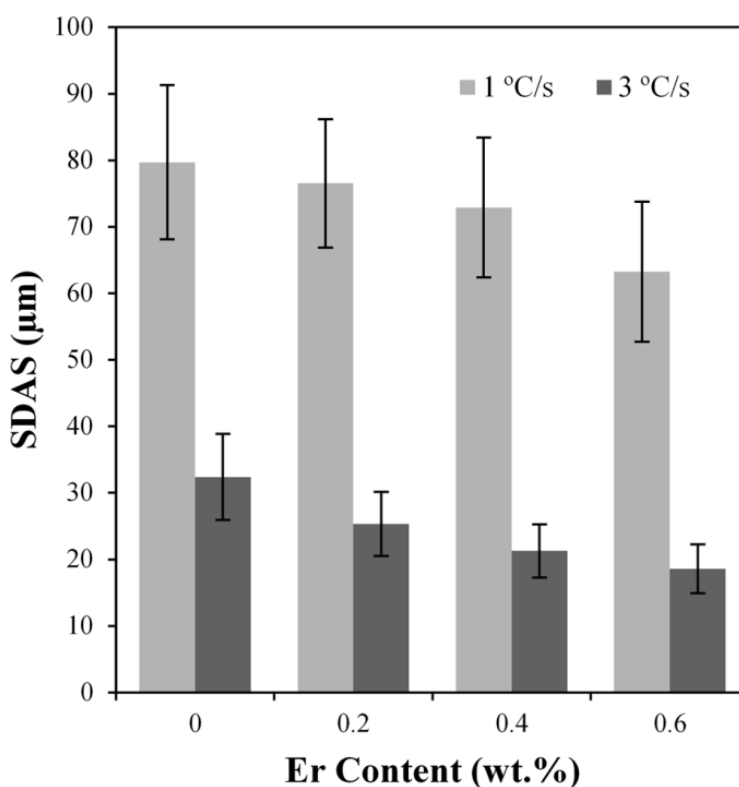
รูปที่ 3.3 การเปรียบเทียบขนาดเกรนของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกที่ไม่ได้เติมและเติมธาตุเออร์เปียมที่อัตราการเย็นตัวต่างกัน

โครงสร้างทางมหภาคของอะลูมิเนียมเกรดไฮโปยูเทคติกที่มีการเติมธาตุผสมเออร์เปียมในปริมาณต่างๆ มีอัตราการเย็นตัวที่ต่ำ (1 องศาเซลเซียสต่อวินาที) แสดงดังรูปที่ 3.2 (a) – 3.2 (d) และอัตราการเย็นตัวที่สูง (3 องศาเซลเซียสต่อวินาที) แสดงดังรูปที่ 3.2 (e) – 3.2 (h) โครงสร้างอะลูมิเนียมเกรนที่ไม่ได้เติมธาตุผสมเออร์เปียมแสดงดังรูปที่ 3.2 (a) และ 3.2 (e) ที่อัตราการเย็นตัวต่ำ ชิ้นงานตัวอย่างจะพบขนาดเกรนอะลูมิเนียมที่มีลักษณะเท่ากันในแต่ละด้าน (Equiaxed) และมีขนาดใหญ่ ที่อัตราการเย็นตัวสูง ชิ้นงานตัวอย่างจะประกอบไปด้วยเกรนที่มีขนาดใหญ่มักมีลักษณะเป็น equiaxed อยู่บริเวณกลางชิ้นงาน และเกรนที่มีขนาดใหญ่มักมีลักษณะเป็นแท่ง (Columnar) ที่บริเวณขอบของชิ้นงาน การเติมธาตุผสมรองเออร์เปียมในปริมาณ 0.2 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก จะส่งผลทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของลักษณะและขนาดเกรนเล็กน้อยทั้งที่อัตราการเย็นตัวต่ำและที่อัตราการเย็นตัวสูง ดังแสดงในรูปที่ 3.2 (b) ถึง 3.2 (f) การเติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณ 0.6 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักส่งผลทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างและขนาดของเกรนอย่างเด่นชัดดังแสดงในรูปที่ 3.2 (d) ถึง 3.2 (h) แสดงให้เห็นชัดว่าโครงสร้างของเกรนมีลักษณะเป็น equiaxed ขนาดเล็กละเอียด โดยขนาดเกรนเฉลี่ยและค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานจากการวัดขนาดของชิ้นงานตัวอย่างที่มีการเติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณที่ต่างกันแสดงดังรูปที่ 3.3 ที่อัตราการเย็นตัวต่ำ การเติมธาตุเออร์เปียมส่งผลต่อการลดขนาดเกรนจาก 5011 ไมโครเมตร เป็น 1319 ไมโครเมตร แต่อย่างไรก็ตามที่อัตราการเย็นตัวสูง การเติมธาตุเออร์เปียมส่งผลต่อการลดขนาดเกรนเล็กน้อยโดยขนาดเกรนลดลงจาก 2004 ไมโครเมตร เป็น 982 ไมโครเมตร



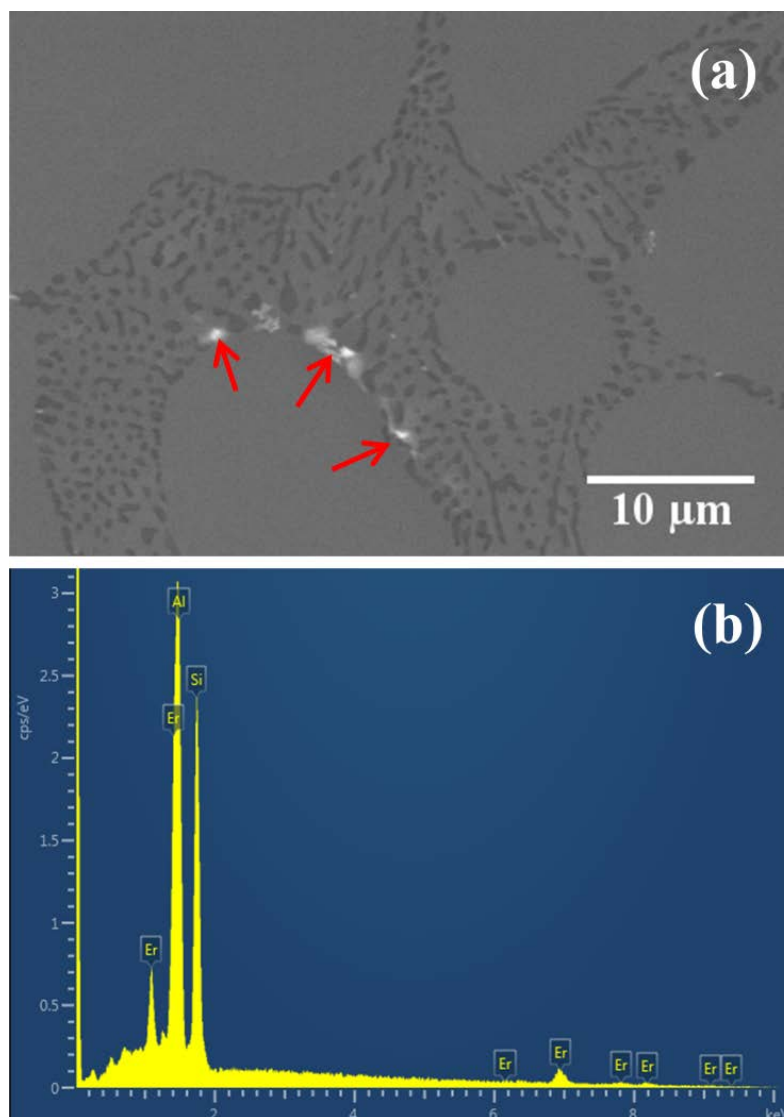
รูปที่ 3.4 โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติก ที่ไม่ได้เติมและเติมธาตุเออร์เปียมที่อัตราการเย็นตัวต่างกัน

โครงสร้างเดนไดรต์ของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกที่เติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณต่างๆที่อัตราการเย็นตัวต่ำแสดงดังรูปที่ 3.4 (a) ถึง (d) และที่อัตราการเย็นตัวสูงแสดงดังรูปที่ 3.4 (e) ถึง (h) จากภาพถ่ายโครงสร้างทางจุลภาคแสดงให้เห็นว่าการเติมธาตุเออร์เปียมส่งผลต่อการลดขนาดระยะระหว่างแกนเดนไดรต์ทุติยภูมิอย่างมีนัยสำคัญ



รูปที่ 3.5 การเปรียบเทียบขนาดเกรนของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติก ที่ไม่ได้เติมและเติมธาตุเออร์เปียมที่อัตราการเย็นตัวต่างกัน

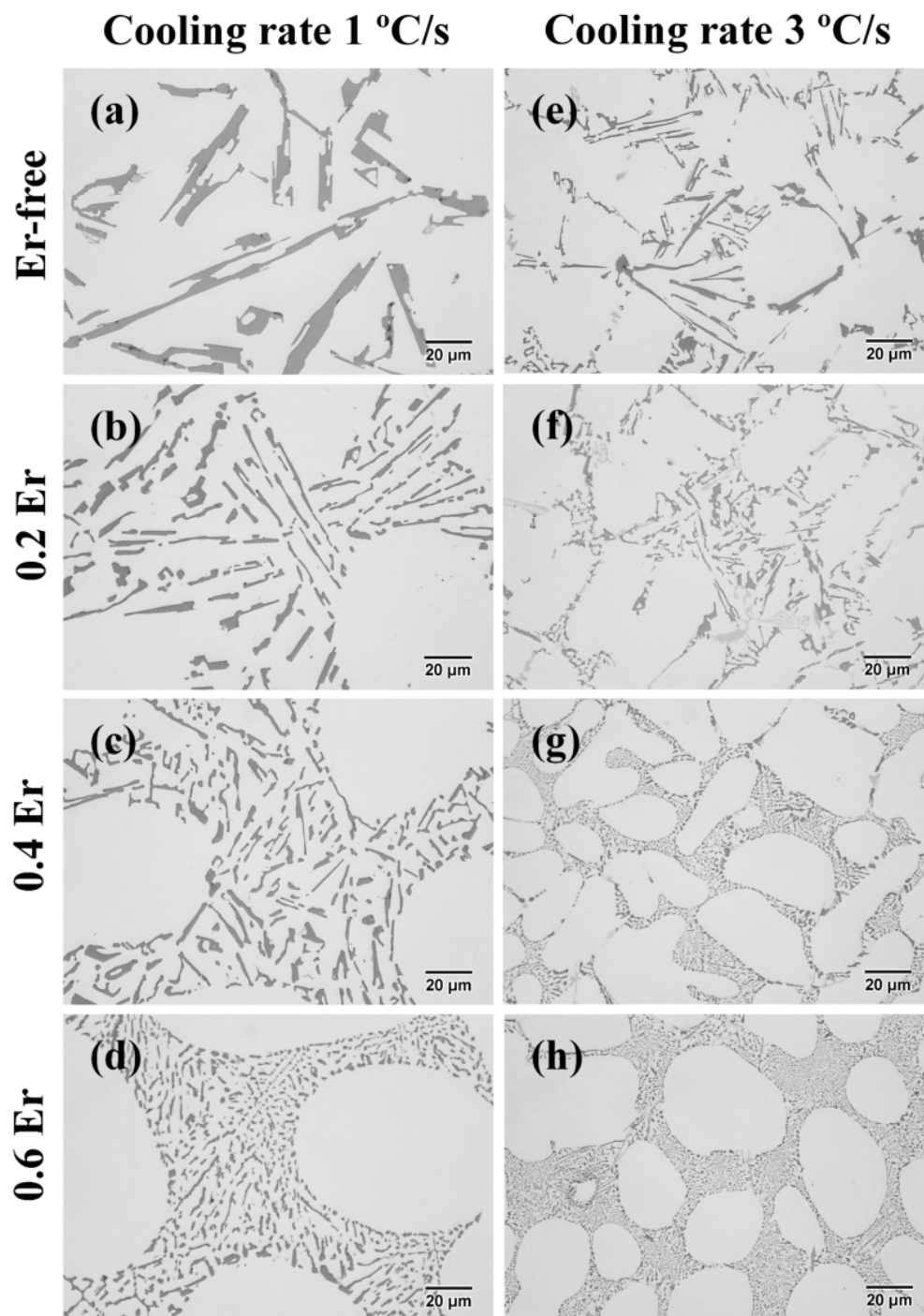
รูปที่ 3.5 แสดงการเปรียบเทียบระยะห่างระหว่างแกนเดนไดรต์เฉลี่ยและค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกที่เติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณต่างๆ เมื่อเติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณ 0.6 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ส่งผลทำให้ระยะระหว่างแกนเดนไดรต์ทุติยภูมิลดลงจาก 79 ไมโครเมตร เป็น 63 ไมโครเมตร ที่อัตราการเย็นตัวต่ำ และลดลงจาก 32 ไมโครเมตร เป็น 18 ไมโครเมตร ที่อัตราการเย็นตัวสูง ซึ่งแสดงให้เห็นว่าที่อัตราการเย็นตัวสูงนั้นการเติมธาตุเออร์เปียมจะส่งผลต่อการลดขนาดระยะระหว่างแกนเดนไดรต์ทุติยภูมิอย่างเด่นชัด



รูปที่ 3.6 ภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน และการวิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงานของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกที่มีการเติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณ 0.6 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก

ภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน และการวิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงานของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกที่มีการเติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณ 0.6 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักแสดงดังรูปที่ 3.6 (a) และ (b) จากภาพถ่ายกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านในรูปที่ 3.6 (a) พบสารประกอบเชิงโลหะอยู่ที่บริเวณขอบเกรน จากการวิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงานพบว่าสารประกอบเชิงโลหะดังกล่าวมีค่าส่วนผสมใกล้เคียงกับ $\text{Al}_3\text{Si}_2\text{Er}_2$ [30]

3.3 รูปร่างลักษณะอะลูมิเนียมซิลิคอนยูเทคติก (Al-Si Eutectic Morphology)

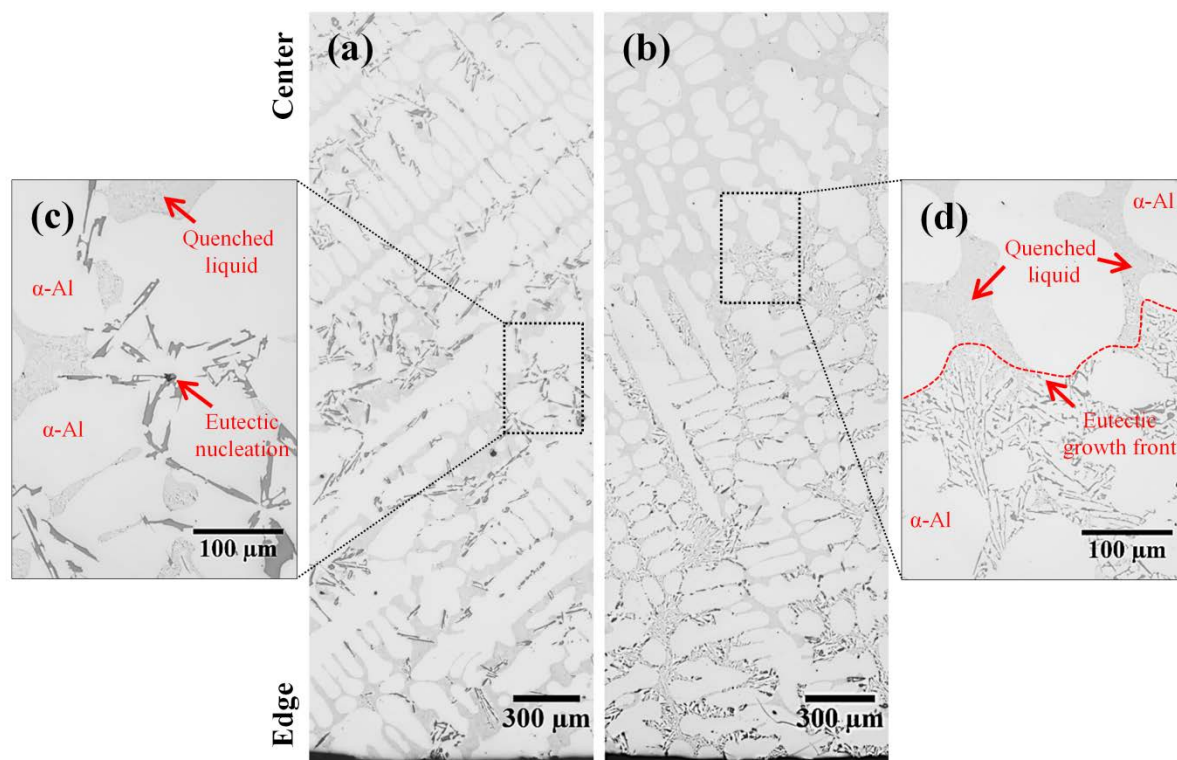


รูปที่ 3.7 ภาพถ่ายโครงสร้างทางจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกที่ไม่ได้เติมและเติมธาตุเออร์เบียม ที่อัตราการเย็นตัวต่างกัน

ตารางที่ 3.2 ความยาวของยูเทคติกซิลิคอน ปริมาณพื้นที่โดยเฉลี่ยของยูเทคติกซิลิคอน และสัดส่วนด้านยาวต่อด้านกว้างของยูเทคติกซิลิคอน ในอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนเกรดไฮโปยูเทคติก

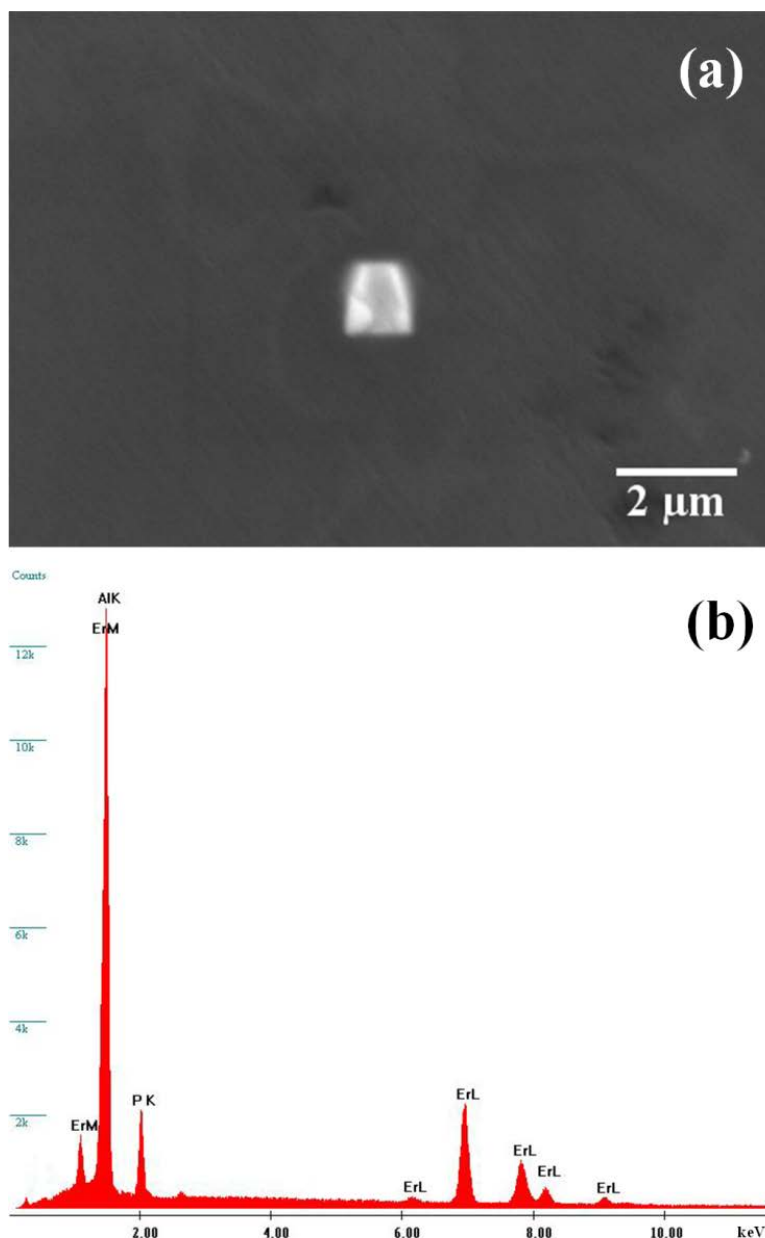
Cooling rate	Er Content (wt.%)	Average length of Si phases (μm)	Average mean area of Si phases (μm^2)	Average aspect ratio of Si phases
1 °C/s	0	12.4 [1.4]	167.5 [19.2]	3.7 [0.4]
	0.2	7.5 [1.1]	48.7 [6.4]	3.4 [0.4]
	0.4	6.5 [0.5]	35.3 [2.7]	3.3 [0.2]
	0.6	5.3 [0.4]	27.8 [4.2]	3.2 [0.2]
3 °C/s	0	4.9 [0.4]	18.6 [3.8]	4.3 [0.5]
	0.2	4.3 [0.3]	16.9 [2.0]	3.4 [0.5]
	0.4	2.5 [0.2]	8.0 [1.6]	2.5 [0.2]
	0.6	2.2 [0.2]	7.1 [1.3]	2.5 [0.1]

ตารางที่ 3.2 แสดงถึงความยาวของยูเทคติกซิลิคอน ปริมาณพื้นที่โดยเฉลี่ยของยูเทคติกซิลิคอน และสัดส่วนด้านยาวต่อด้านกว้างของยูเทคติกซิลิคอน ในอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนเกรดไฮโปยูเทคติกที่มีการเติมเออร์เปียมในปริมาณต่างๆ จากตารางแสดงให้เห็นอย่างเด่นชัดว่า ความยาวของยูเทคติกซิลิคอน ปริมาณพื้นที่โดยเฉลี่ยของยูเทคติกซิลิคอน และสัดส่วนด้านยาวต่อด้านกว้างของยูเทคติกซิลิคอน มีขนาดลดลงเมื่อมีการเพิ่มปริมาณธาตุเออร์เปียม



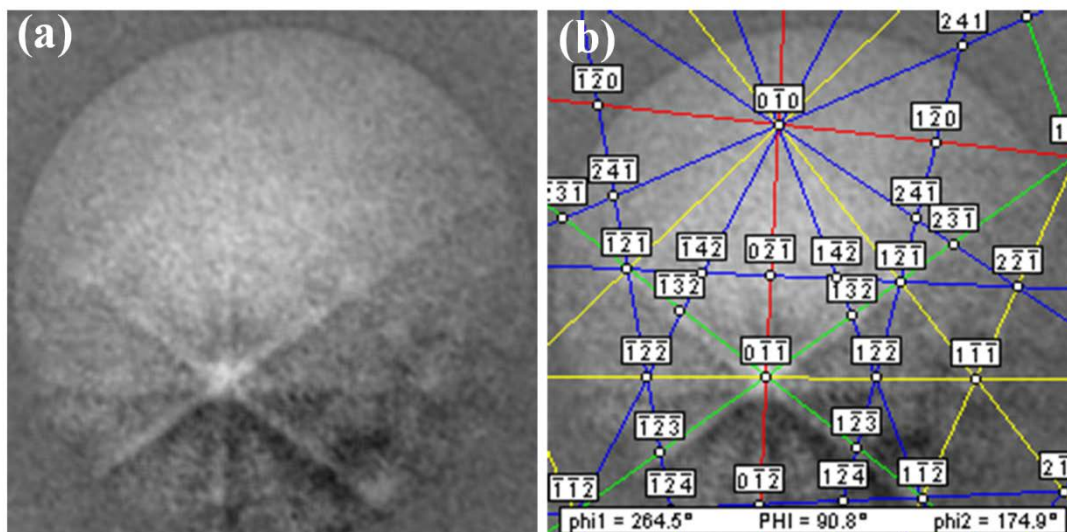
รูปที่ 3.9 ภาพโครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนเกรดไฮโปยูเทคติก ที่ไม่ได้เติมและเติมธาตุเจอร์เมเนียม ซึ่งได้จากชิ้นงานตัวอย่างที่ใช้เทคนิคการหยุดโครงสร้างขณะแข็งตัว

รูปที่ 3.9 แสดงภาพโครงสร้างทางจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนเกรดไฮโปยูเทคติก ที่ไม่ได้เติมและเติมธาตุเจอร์เมเนียม ซึ่งได้จากชิ้นงานตัวอย่างที่ใช้เทคนิคการหยุดโครงสร้างขณะแข็งตัวที่เวลา 100 วินาที หลังจากการเริ่มเกิดโครงสร้างยูเทคติก จากโครงสร้างทางจุลภาคพบว่าชิ้นงานตัวอย่างที่ไม่ได้เติมธาตุเจอร์เมเนียม ดังรูปที่ 3.9 (a) จะพบการเกิดขึ้นของโครงสร้างยูเทคติกที่บริเวณปลายของอะลูมิเนียมเดนไดรต์ปฐมภูมิ กระจายอยู่โดยทั่วไปในชิ้นงาน ลักษณะของยูเทคติกซิลิคอนจะเป็นผลึกหลายเหลี่ยมที่มีอนุภาคอยู่ตรงกลางมีสีดำ ดังแสดงในรูปที่ 3.9 (c) ซึ่งจากงานวิจัยที่ผ่านมาจะพบอนุภาคดังกล่าวเกิดบริเวณกึ่งกลางของโครงสร้างซิลิคอนเช่นเดียวกัน [29] โดยอนุภาคนี้นี้จะประกอบไปด้วยธาตุ อะลูมิเนียม ฟอสฟอรัส และออกซิเจน สำหรับชิ้นงานตัวอย่างจากการหยุดโครงสร้างขณะแข็งตัวของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนเกรดไฮโปยูเทคติกที่มีการเติมธาตุเจอร์เมเนียมแสดงดังรูปที่ 3.9 (b) การเติมธาตุเจอร์เมเนียมนั้นส่งผลทำให้โครงสร้างยูเทคติกเกิดการเปลี่ยนแปลงในการเกิดโครงสร้างเป็นการเกิดและโตที่บริเวณผนังของแบบหล่อในทิศตรงข้ามกับการถ่ายเทความร้อน โดยลักษณะของผิวหน้าการโตของโครงสร้างยูเทคติกซิลิคอนแสดงดังรูปที่ 3.9 (d) จากภาพถ่ายแสดงให้เห็นว่าโครงสร้างยูเทคติกมีการโตจากด้านล่างไปสู่ด้านบนซึ่งจะตรงกันข้ามกับทิศทางของการถ่ายเทความร้อน



รูปที่ 3.10 ภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด และการวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณของสารประกอบเชิงโลหะที่มีฟอสฟอรัสเป็นส่วนประกอบ

ภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ของสารประกอบเชิงโลหะที่มีฟอสฟอรัสเป็นส่วนประกอบ แสดงดังรูปที่ 3.10 ซึ่งได้จากชิ้นงานตัวอย่างที่มีการเติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณ 0.6 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก จากรูปที่ 3.10 (a) แสดงให้เห็นถึงลักษณะของอนุภาคที่เป็นสีเหลี่ยม การวิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงานดังรูปที่ 3.10 (b) แสดงให้เห็นว่าอนุภาคที่พบนั้นคือ ErP

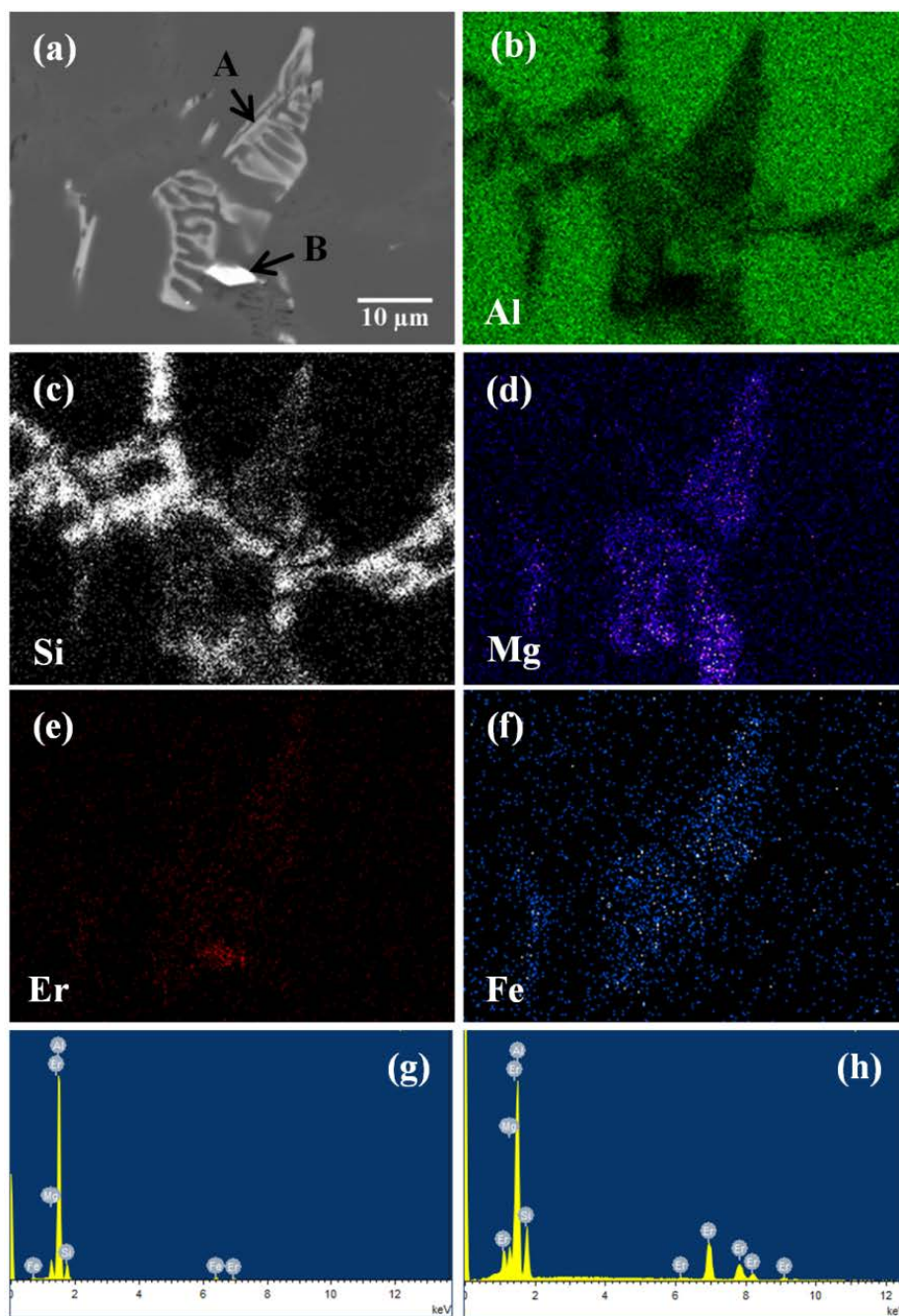


รูปที่ 3.11 การวิเคราะห์ทิศทางการวางตัวของผลึกของอนุภาค ErP

เพื่อยืนยันผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงานจึงได้ทำการวิเคราะห์ทิศทางการจัดเรียงตัวของผลึกด้วยเทคนิค EBSD แสดงดังรูปที่ 3.11 จากรูปแสดงให้เห็นว่าอนุภาคดังกล่าวที่พบนั้นมีการจัดเรียงตัวของผลึกแบบ rock salt ซึ่งสามารถยืนยันผลการวิเคราะห์ได้ว่าอนุภาคที่พบคือ ErP จริง

3.4 สารประกอบเชิงโลหะที่มีส่วนประกอบของธาตุเออร์เบียม (Er-Containing Intermetallic Phases)

รูปที่ 3.12 แสดงภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของสารประกอบเชิงโลหะที่อยู่ในบริเวณโครงสร้างยูเทคติก ในชิ้นงานตัวอย่างที่มีการเติมธาตุเออร์เบียมในปริมาณ 0.6 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ที่อัตราการเย็นตัว 3 องศาเซลเซียสต่อวินาที จากรูปที่ 3.12 (a) พบสารประกอบเชิงโลหะอยู่ในบริเวณโครงสร้างยูเทคติก ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงานแบบแผนภาพ แสดงดังรูปที่ 3.12 (b) ถึง (f) พบว่าสารประกอบเชิงโลหะที่พบนั้นประกอบไปด้วยธาตุเออร์เบียม เพื่อทำการวิเคราะห์ให้เด่นชัดขึ้นจึงได้ทำการวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณแบบจุดดังรูปที่ 3.12 (g) ซึ่งเป็นตำแหน่ง A ในรูปที่ 3.12 (a) และ การวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณแบบจุดดังรูปที่ 3.12 (h) ซึ่งเป็นตำแหน่ง B ในรูปที่ 3.12 (a) โดยรูปที่ 3.12 (i) จะแสดงถึงปริมาณธาตุที่พบ ซึ่งพบว่าที่ตำแหน่ง A ประกอบไปด้วยธาตุ อะลูมิเนียม ซิลิคอน แมกนีเซียม เออร์เบียม และเหล็ก ส่วนตำแหน่ง B ประกอบไปด้วยธาตุ อะลูมิเนียม ซิลิคอน แมกนีเซียม และเออร์เบียม

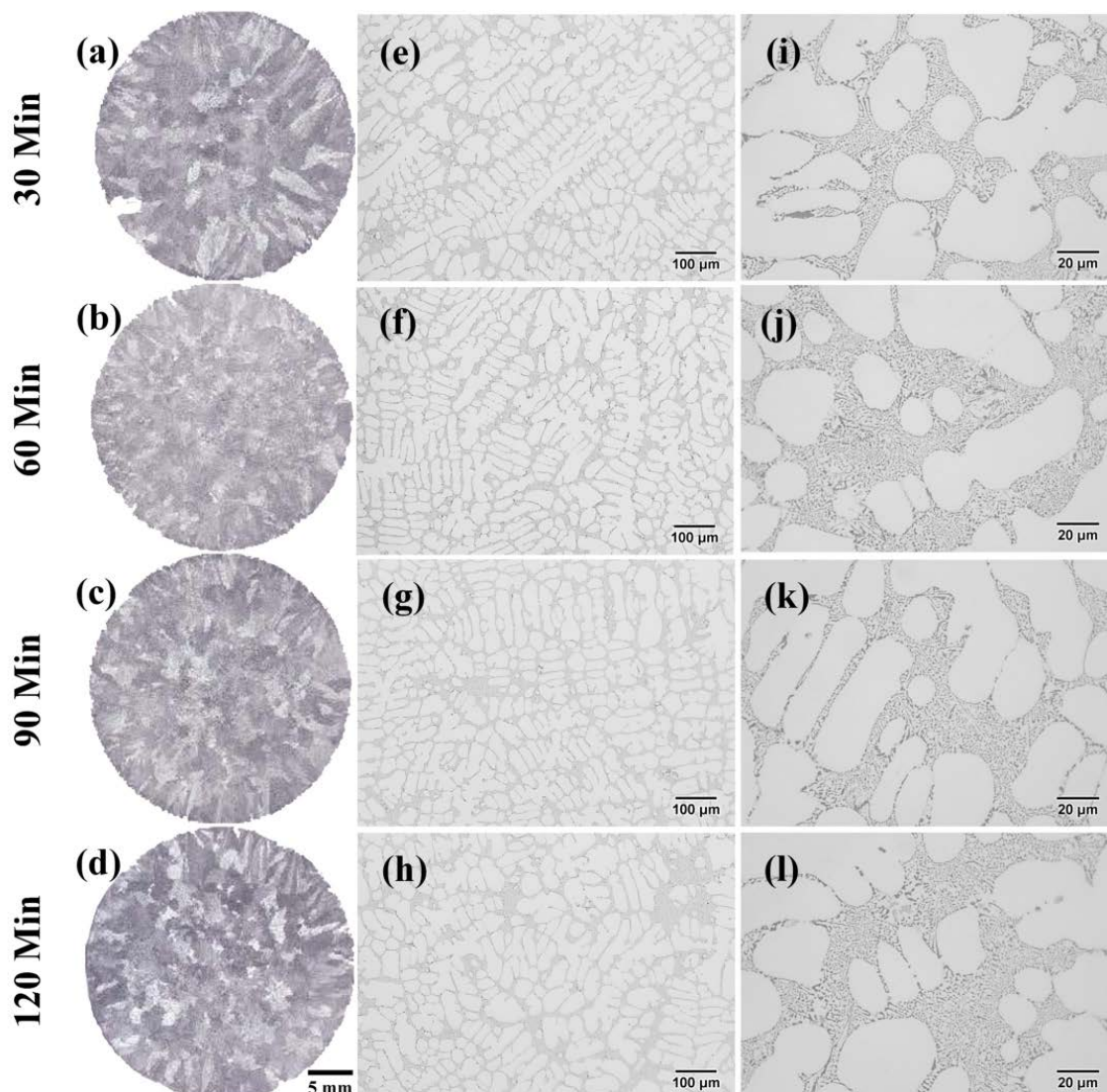


(i)

Spectrum	Elements (at.%)				
	Al	Si	Mg	Er	Fe
A	76.63	13.49	6.47	1.17	2.24
B	86.47	9.72	0.86	2.95	-

รูปที่ 3.12 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของสารประกอบเชิงโลหะที่อยู่ในบริเวณโครงสร้างยูเทคติก ในชิ้นงานตัวอย่างที่มีการเติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณ 0.6 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ที่อัตราการเย็นตัว 3 องศาเซลเซียสต่อวินาที และผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงาน

3.5 การเสื่อมประสิทธิภาพของธาตุเออร์เปียม (Fading Behavior of Er)



รูปที่ 3.13 ภาพโครงสร้างทางมหภาคและโครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อที่มีการเติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณ 0.4 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ซึ่งหล่อหลังจากการหลอมทิ้งไว้ที่เวลาต่าง ๆ กัน ได้แก่ 30 นาที 60 นาที 90 นาที 120 นาที

ภาพโครงสร้างทางมหภาคและโครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อที่มีการเติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณ 0.4 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ซึ่งหล่อหลังจากการหลอมทิ้งไว้ที่เวลาต่าง ๆ กัน ได้แก่ 30 นาที 60 นาที 90 นาที 120 นาที แสดงดังรูปที่ 3.13 จากรูปที่ 3.13 (a) ถึง (d) เห็นได้อย่างเด่นชัดว่าเมื่อมีการเพิ่มเวลาหลอม ไม่พบการเปลี่ยนแปลงขนาดและรูปร่างของอะลูมิเนียมเกรน ยิ่งไปกว่านั้นจากภาพโครงสร้างทางจุลภาคแสดงระยะระหว่างแกนเดนไดรต์ทุติยภูมิในรูปที่ 3.13 (e) ถึง (h) และโครงสร้างยูเทคติกซิลิคอนในรูปที่ 3.13 (i) ถึง (l) แสดงให้เห็นว่าไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงระยะระหว่างแกนเดนไดรต์ทุติยภูมิ และรูปร่างของซิลิคอนหลังการหลอมทิ้งไว้เป็นเวลานาน

3.6 การทดสอบแรงดึง (Tensile Testing)

ตารางที่ 3.3 ผลการทดสอบสมบัติทางกลด้านการรับแรงดึง

Alloy	As-cast		T6	
	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
Er-free	145.2 [3.9]	2.1 [0.3]	242.6 [11.9]	2.7 [1.7]
0.2 Er	159.2 [9.0]	3.2 [0.8]	280.3 [12.6]	3.3 [0.2]
0.4 Er	147.0 [6.8]	1.7 [0.2]	252.7 [11.9]	1.3 [0.2]
0.6 Er	148.0 [3.7]	1.1 [0.4]	251.1 [10.9]	1.2 [0.7]

ค่าทดสอบสมบัติด้านการรับแรงดึงของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกที่มีการเติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณต่างๆ ในสภาวะหลังการหล่อ และหลังการผ่านกระบวนการทางความร้อน แสดงดังตารางที่ 3.3 ที่สภาวะหลังการหล่อ การเติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณ 0.2 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักส่งผลทำให้ค่าความแข็งแรง และค่าการยืดตัว ของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกมีค่าเพิ่มขึ้น แต่เมื่อมีการเพิ่มปริมาณธาตุเออร์เปียมส่งผลทำให้ค่าความแข็งแรง และค่าการยืดตัว ของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกมีค่าลดลงเล็กน้อย ที่สภาวะหลังผ่านกระบวนการทางความร้อนพบว่าค่าความแข็งแรงของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกที่เติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณ 0.2 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักมีค่าเพิ่มขึ้นจาก 242.6 เมกะปาสคาล เป็น 280.3 เมกะปาสคาล และส่งผลทำให้ค่าการยืดตัว มีค่าเพิ่มขึ้นจาก 2.7 เปอร์เซ็นต์ เป็น 3.3 เปอร์เซ็นต์ แต่อย่างไรก็ตามการเติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณที่เพิ่มมากขึ้นนั้นส่งผลทำให้ค่าความแข็งแรงและค่าการยืดตัวของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกมีค่าลดลง

บทที่ 4

วิเคราะห์ผลการศึกษาวิจัย

4.1 อะลูมิเนียมเดนไดรต์เกรน

กลไกการปรับสภาพเกรนละเอียดโดยทั่วไปสามารถอธิบายด้วยการเกิดนิวเคลียสเทียม และหรือการยับยั้งการโตของเกรน จากแผนภาพสมดุลระหว่างอะลูมิเนียมและเออร์เปียม [31] พบว่า ปฏิกริยายูเทคติกของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ Al_3Er และแอลฟาอะลูมิเนียม จะเกิดที่อุณหภูมิ 655 องศาเซลเซียส ที่ปริมาณเออร์เปียม 6.0 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ในการเกิดสารประกอบเชิงโลหะ Al_3Er ปฐมภูมิ เพื่อเป็นนิวเคลียสนั้นจะต้องมีปริมาณของเออร์เปียมมากกว่า 6.0 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก

นิวเคลียสเทียมของแอลฟาอะลูมิเนียมอาจเกิดจากอนุภาคที่เล็กของ Al_3Er ที่มีอยู่ก่อน เนื่องจาก Al_3Er มีโครงสร้างผลึกเป็น FCC แบบแอลฟาอะลูมิเนียม และมีค่าระยะห่างระหว่างอะตอมที่ใกล้เคียงกัน โดย Al_3Er มีค่า $a = 0.4215$ นาโนเมตร แอลฟาอะลูมิเนียมมีค่า $a = 0.4049$ นาโนเมตร ดังนั้น Al_3Er สามารถเป็นนิวเคลียสเทียมให้กับแอลฟาอะลูมิเนียมได้ในการศึกษานี้ การเติมธาตุเออร์เปียมสูงสุดในปริมาณ 0.6 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักส่งผลทำให้เกิดการปรับสภาพเกรนละเอียด อย่างไรก็ตาม ในการศึกษาที่ไม่พบสารประกอบเชิงโลหะ Al_3Er ปฐมภูมิบริเวณกลางของอะลูมิเนียมเดนไดรต์ปฐมภูมิในชิ้นงานตัวอย่าง ดังนั้น อาจจะต้องมีการศึกษาเพิ่มเติมเพื่อระบุถึงกลไกที่ชัดเจนยิ่งขึ้น

การปรับสภาพเกรนละเอียดนั้นจะมีความสัมพันธ์โดยตรงกับเส้นโค้งการเย็นตัวในบริเวณที่เริ่มเกิดโครงสร้างของแข็ง ดังนั้นการเปลี่ยนแปลงไปของอุณหภูมิที่พบได้บนเส้นโค้งการเย็นตัวสามารถประเมินถึงการปรับสภาพเกรนละเอียดได้ ดังนั้นจึงใช้กระบวนการวิเคราะห์ทางความร้อนมาใช้ในการศึกษาถึงการปรับสภาพเกรนละเอียด ซึ่งจะเป็นเครื่องมือที่มีประสิทธิภาพในการศึกษาถึงประสิทธิภาพในการปรับสภาพเกรนละเอียด [32] จากผลการวิจัยพบว่าการเติมเออร์เปียมลงในไฮโปยูเทคติกอะลูมิเนียม ไม่ส่งผลต่ออุณหภูมิอินเตอร์คูลลิ่งขณะเกิดแอลฟาอะลูมิเนียมเดนไดรต์ปฐมภูมิ (รูปที่ 1 และตารางที่ 1) อย่างไรก็ตาม จากผลการวิจัยพบว่า เกรนของอะลูมิเนียมปฐมภูมิมีขนาดเล็กลงเมื่อเพิ่มปริมาณธาตุเออร์เปียม ซึ่งพบได้ทั้งที่อัตราการเย็นตัวต่ำ (1 องศาเซลเซียสต่อวินาที) และอัตราการเย็นตัวสูง (3 องศาเซลเซียสต่อวินาที) ซึ่งอาจเกิดจากการเติมธาตุเออร์เปียมไปเพิ่มอุณหภูมิการเกิดนิวเคลียสสำหรับแอลฟาอะลูมิเนียม ดังนั้นจึงเกิดการลดขนาดเกรน

ผลกระทบของอะตอมที่เกิดขึ้นส่งผลทำให้เกิดการปรับสภาพเกรนละเอียด สามารถอธิบายได้ด้วยค่าการยับยั้งการโต $Q = mC_0(k-1)$ ในกรณีของเออร์เปียม k เข้าใกล้ 0 ที่ $C_{0,max}$ [33] การที่เออร์เปียมมีค่า k มีค่าต่ำมากแสดงให้เห็นว่าการปรับสภาพเกรนละเอียดด้วยเออร์เปียมไม่ได้เป็นผลมาจากการเพิ่มขึ้นของค่าการยับยั้งการโต (Growth restriction factor)

4.2 ยูเทคติกซิลิคอน

กลไกการแข็งตัวของยูเทคติกอะลูมิเนียมซิลิคอนสามารถแบบจำแนกออกอย่างเด่นชัดได้เป็น 3 กลไก [26, 34] ได้แก่ กลไกแรกคือการเกิดนิวเคลียสและเกิดการโตของของยูเทคติกซิลิคอนจากอนุภาคของนิวเคลียสที่อยู่ในบริเวณปลายของแขนเดนไดรต์ กลไกที่สองคือการเกิดนิวเคลียสและเกิดการโตของของยูเทคติกซิลิคอนเกรนในบริเวณช่องว่างของเดนไดรต์ปฐมภูมิ (Interdendritic spaces) และกลไกที่สามคือการเกิดนิวเคลียสบริเวณใกล้กับผนังแบบหล่อและเกิดการโตของยูเทคติกในทิศทางตรงกันข้ามกับการถ่ายเทความร้อน ในกรณีของ Al-7Si-0.3Mg ที่ไม่ได้เติมธาตุผสมเออร์เปียม (แสดงดังรูปที่ 9 (a)) จะเกิดนิวเคลียสของยูเทคติกซิลิคอนทั่วทั้งชิ้นงาน และเกิดการโตของโครงสร้างยูเทคติกจากบริเวณต่างๆทั่วทั้งชิ้นงานตัวอย่างในชิ้นงานที่ผ่านการหยุดโครงสร้าง สำหรับอะลูมิเนียมหล่อที่มีส่วนผสมที่ใช้กันในอุตสาหกรรมนั้น เป็นที่ทราบกันดีว่านิวเคลียสสำหรับซิลิคอนคือ ALP ซึ่งฟอสฟอรัสเป็นสารที่ปนเปื้อนอยู่ในอะลูมิเนียม [20, 22, 35, 36] โดยโครงสร้างผลึกของ ALP คือ zincblende และโครงสร้างผลึกของซิลิคอนคือ diamond cubic ค่าแลตทิซพารามิเตอร์ของ ALP คือ 5.42 อังสตรอม [37] ค่าแลตทิซพารามิเตอร์ของซิลิคอน คือ 5.43 อังสตรอม [38] ซึ่งมีค่าต่างกันน้อยมาก ดังนั้น ALP จึงสามารถเป็นนิวเคลียสให้กับซิลิคอนได้อย่างดี การเกิดขึ้นของ สารประกอบเชิงโลหะ ALP นั้นจะเกิดบริเวณรอยต่อของของแข็งและของเหลวขณะเกิดอะลูมิเนียมเดนไดรต์ปฐมภูมิ หรือสารประกอบเชิงโลหะ ALP จะเกิดบริเวณปลายของอะลูมิเนียมเดนไดรต์ปฐมภูมิซึ่งจะมีความเข้มข้นของฟอสฟอรัสสูง ภายใต้สภาวะที่มีสารประกอบเชิงโลหะเกิดขึ้นเพื่อเป็นนิวเคลียสให้กับยูเทคติกซิลิคอนนั้นส่งผลทำให้อัลเตอร์คูลิ่งสำหรับการเกิดนิวเคลียสและการโตของโครงสร้างยูเทคติกมีค่าน้อย ซึ่งในงานวิจัยนี้มีค่าเท่ากับ 0.6 องศาเซลเซียส เนื่องจากสารประกอบเชิงโลหะ ALP มีขนาดที่ใหญ่เพียงพอที่จะเป็นนิวเคลียสได้จึงไม่ต้องการอัลเตอร์คูลิ่งสำหรับการโตอย่างอิสระ [39]

การเติมธาตุเออร์เปียมลงในอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติก ส่งผลต่อการเกิดนิวเคลียสของยูเทคติกซิลิคอนอย่างเด่นชัด จากงานวิจัยพบว่า สารประกอบเชิงโลหะ ErP เกิดขึ้น ซึ่งเป็นที่ชัดเจนโดยภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและการวิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงาน แสดงให้เห็นว่า ฟอสฟอรัสจับตัวกับเออร์เปียม แทนที่จะจับตัวกับอะลูมิเนียม ซึ่งส่งผลทำให้เกิดสารประกอบเชิงโลหะ ALP น้อยลงซึ่งหมายถึงนิวเคลียสในการเกิดยูเทคติกซิลิคอนลดลง จากการวิเคราะห์ทางความร้อนพบว่าอัลเตอร์คูลิ่งที่ใช้ในการเกิดโครงสร้างยูเทคติกซิลิคอนมีค่าเท่ากับ 2.5 องศาเซลเซียสที่ปริมาณการเติมเออร์เปียม 0.6 เปอร์เซ็นต์ โดยน้ำหนัก ซึ่งเป็นที่เด่นชัดว่ามีการเกิดสารประกอบเชิงโลหะ ErP ขึ้น จากงานวิจัยที่ผ่านมาพบว่า สารประกอบเชิงโลหะ Na_3P เกิดขึ้นแทนที่ สารประกอบเชิงโลหะ ALP เมื่อมีการเติมโซเดียมเพื่อปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอน [21] และเกิดสารประกอบเชิงโลหะ Sr_3P_2 เกิดขึ้นแทนที่สารประกอบเชิงโลหะ ALP เมื่อเติมสตรอนเชียมเพื่อปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอน [40] ผลการวิจัยที่สอดคล้องกันสามารถพบได้เมื่อเติมธาตุหายากลงในอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเช่น สแกนเดียม (Sc) [29] อิทเทียม (Y) [41] โดยแลตทิซพารามิเตอร์ของสารประกอบเชิงโลหะ ErP มีค่าเท่ากับ $a = 5.60$ อังสตรอม [42] และมีโครงสร้างผลึกเป็น rocksalt ดังแสดงในรูปที่ 3.11 ตามหลักการพื้นฐานแล้วโครงสร้างผลึกของสารประกอบเชิงโลหะ ErP นั้นมีความแตกต่างจาก

zincblende ของ ALP และ diamond cubic ของซิลิคอน ดังนั้น ErP จึงไม่สามารถเป็นนิวเคลียสที่ดีให้กับซิลิคอนได้เมื่อเทียบกับ ALP นอกจากนี้จากงานวิจัยนี้ไม่พบหลักฐานว่า ErP เป็นนิวเคลียสให้กับยูเทคติกซิลิคอน เมื่ออธิบายตามทฤษฎี IIT Lu และ Hellawell [15] ได้กล่าวไว้ว่าสัดส่วนของรัศมีอะตอมของธาตุที่เติมลงไปต้องมีขนาดที่เหมาะสมกับซิลิคอน ($Si(r_i:r_{Si}) = 1.65$) โดยเออร์เบียมมีสัดส่วนของรัศมีอะตอมกับซิลิคอนเป็น ($r_{Er}:r_{Si}$) of 1.49 ซึ่งมีค่าน้อยกว่าค่าที่เหมาะสม ดังนั้นเออร์เบียมอาจจะไม่ใช่ธาตุที่ดีสำหรับการปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอน แต่อย่างไรก็ตามมีความจำเป็นต้องใช้เทคนิคอื่นๆเข้ามาช่วยในการศึกษาให้ละเอียดมากยิ่งขึ้น เช่น micro X-ray fluorescence (μ -XRF) [29, 43, 44], nano-secondary ion mass spectrometry (NanoSIMS) [45, 46] หรือ atom probe tomography (APT) [27, 47, 48] งานวิจัยต่อไปจึงมีความจำเป็นในใช้เทคนิคต่างๆที่กล่าวมาข้างต้นเพื่อศึกษาถึงกลไกการปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอนด้วยธาตุเออร์เบียม

การเปลี่ยนไปของจำนวนนิวเคลียสสำหรับการเกิดโครงสร้างยูเทคติกนั้นส่งผลต่อการเปลี่ยนกลไกการเกิดของโครงสร้างยูเทคติก จากรูปที่ 3.9 จะเห็นได้ว่าการลดลงของนิวเคลียสทำให้โครงสร้างยูเทคติกเกิดการโตจากผนังแบบหล่อ โดยกลไกนี้มีความสัมพันธ์กับรอยต่อระหว่างของแข็งและของเหลว ซึ่ง Flood และ Hunt [49] อธิบายไว้ว่าสำหรับระบบที่มีการถ่ายเทความร้อนคงที่ อัตราการโตของโครงสร้างจะตรงข้ามกับสัดส่วนรอยต่อระหว่างของแข็งและของเหลว ดังนั้นการเปลี่ยนแปลงการโตของโครงสร้างจากนิวเคลียส ไปเป็นโตจากผนังแบบหล่อ ส่งผลทำให้ค่าเฉลี่ยของความเร็วของพื้นผิวหน้าของการโตเพิ่มขึ้น ส่งผลทำให้โครงสร้างยูเทคติกมีขนาดเล็กลง แต่อย่างไรก็ตามการที่จะได้โครงสร้างยูเทคติกที่กลมมดและเล็กละเอียดนั้น อัตราการเย็นตัวมีส่วนเกี่ยวข้องเป็นปัจจัยสำคัญ สำหรับการศึกษาถึงการเสื่อมประสิทธิภาพซึ่งเป็นปัญหาหลักของสารในการปรับสภาพเกรนละเอียด และการปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอน ในอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติก เช่น สารในการปรับสภาพเกรนละเอียด Al-5Ti-B [50] และสารในการปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอนโซเดียม [51] จากผลการวิจัยพบว่า การเติมธาตุเออร์เบียมเพื่อการปรับสภาพเกรนละเอียด และปรับสภาพยูเทคติกซิลิคอนนั้นไม่เกิดปัญหาเรื่องของการเสื่อมสภาพ

4.3 สมบัติทางกล

เป็นที่ทราบกันดีว่าสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อขึ้นอยู่กับลักษณะ และขนาดของโครงสร้างทางจุลภาค อันได้แก่ ขนาดอะลูมิเนียมเดนไดรต์ปฐมภูมิ รูปร่างขนาดและการกระจายตัวของยูเทคติกซิลิคอน ตามที่กล่าวไปแล้วข้างต้นว่า การเติมธาตุเออร์เบียมส่งผลทำให้อะลูมิเนียมเดนไดรต์ปฐมภูมิเล็กลง และปรับรูปร่างขนาดและการกระจายตัวของยูเทคติกซิลิคอน ซึ่งจะส่งผลต่อสมบัติทางกล จากผลการศึกษาวิจัยสามารถสรุปได้ว่า เออร์เบียมสามารถลดขนาดเกรนของอะลูมิเนียมเดนไดรต์ปฐมภูมิ และยูเทคติกซิลิคอน ซึ่งส่งผลทำให้ความแข็งแรงทางแรงดึงของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติกสูงขึ้น ยิ่งไปกว่านั้นเออร์เบียมสามารถลดผลกระทบจากการเกิดสารประกอบเชิงโลหะของเหล็ก ที่เรียกว่าเบต้าเฟส (β - Al_5FeSi) โดยเปลี่ยนรูปร่างของสารประกอบเชิงโลหะจากที่มีลักษณะเป็นแท่งแหลมให้มีลักษณะคล้ายอักษรจีน ที่เรียกว่าแอลฟาเฟส ซึ่งประกอบด้วยอะลูมิเนียม ซิลิคอน แมกนีเซียม เออร์เบียม และเหล็ก ดังที่แสดงในรูปที่ 12 แต่

อย่างไรก็ตามจากผลการศึกษาวិจัยพบว่าการเติมเออร์เปียมในปริมาณที่มากขึ้น 0.4 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ส่งผลทำให้ค่าความแข็งแรงทางแรงดิ่งลดลง เนื่องมาจากการเกิดขึ้นของสารประกอบเชิงโลหะของเออร์เปียม ที่ประกอบด้วยอะลูมิเนียม ซิลิคอน แมกนีเซียม และเออร์เปียม ดังที่แสดงในรูปที่ 12

บทที่ 5

สรุปผลการศึกษาวิจัย

จากผลการศึกษาอิทธิพลของเออร์เปียมต่อโครงสร้างทางจุลภาค และสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสมซิลิคอนหล่อเกรดไฮโปยูเทคติก สามารถสรุปผลการศึกษาวิจัยได้ดังนี้

1. เออร์เปียมสามารถลดระยะระหว่างแกนเดนไดรต์ทุติยภูมิ และลดขนาดเกรนของเดนไดรต์ปฐมภูมิ ยิ่งไปกว่านั้นยังสามารถปรับปรุงสภาพยูเทคติกซิลิคอนจากที่เป็นแผ่นให้มีลักษณะกลมมลง
2. เออร์เปียมลดปริมาณนิวเคลียสของซิลิคอน โดยจะเกิดสารประกอบเชิงโลหะระหว่างเออร์เปียมและฟอสฟอรัส (ErP) ทำให้ปริมาณฟอสฟอรัสลดลง ซึ่งส่งผลทำให้เกิดสารประกอบเชิงโลหะระหว่างอะลูมิเนียมและฟอสฟอรัส (AlP) ซึ่งเป็นนิวเคลียสสำหรับซิลิคอนลดลง
3. ภาพโครงสร้างทางมหภาคแสดงให้เห็นว่าการเติมเออร์เปียมทำให้อะลูมิเนียมผสมซิลิคอนเกรดไฮโปยูเทคติกมีลักษณะการเกิดของโครงสร้างยูเทคติกเปลี่ยนไป โดยปกติที่เกิดและโตจากนิวเคลียสเปลี่ยนเป็นเกิดและโตจากผนังแบบหล่อ
4. จากการศึกษาถึงการเสื่อมสภาพของเออร์เปียมที่ปริมาณ 0.4 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักพบว่าไม่พบการเสื่อมสภาพของเออร์เปียม
5. การเติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณ 0.2 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักสามารถเพิ่มความแข็งแรงทางแรงดึงให้กับชิ้นงานหล่อหลังผ่านกระบวนการทางความร้อน เนื่องจากโครงสร้างทางจุลภาคที่มีความละเอียดขึ้น แต่อย่างไรก็ตามการเติมธาตุเออร์เปียมในปริมาณที่มากขึ้นนั้นจะส่งผลทำให้ความแข็งแรงทางแรงดึงลดลงเล็กน้อย ซึ่งเป็นผลมาจากการที่เกิดสารประกอบเชิงโลหะของเออร์เปียม ที่ประกอบด้วยอะลูมิเนียมซิลิคอนและเออร์เปียม

เอกสารอ้างอิง

- [1] U. Patakham, J. Kajornchaiyakul, C. Limmaneevichitr, Grain refinement mechanism in an Al-Si-Mg alloy with scandium, *Journal of Alloys and Compounds*, 542 (2012) 177-186.
- [2] M. Hosseinifar, D.V. Malakhov, Effect of Ce and La on microstructure and properties of a 6xxx series type aluminum alloy, *Journal of Materials Science*, 43 (2008) 7157-7164.
- [3] W. Prukkanon, N. Srisukhumbowornchai, C. Limmaneevichitr, Modification of hypoeutectic Al-Si alloys with scandium, *Journal of Alloys and Compounds*, 477 (2009) 454-460.
- [4] K. Nogita, S.D. McDonald, A.K. Dahle, Eutectic modification of Al-Si alloy with rare earth metals, *Materials Transactions*, 45 (2004) 323-326.
- [5] X. Hu, F. Jiang, F. Ai, H. Yan, Effects of rare earth Er additions on microstructure development and mechanical properties of die-cast ADC12 aluminum alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 538 (2012) 21-27.
- [6] O.E. Sebaie, A. Samuel, F. Samuel, H. Doty, The effects of mischmetal, cooling rate and heat treatment on the eutectic Si particle characteristics of A319.1, A356.2 and A413.1 Al-Si casting alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 480 (2008) 342-355.
- [7] A. Knuutinen, K. Nogita, S.D. McDonald, A.K. Dahle, Modification of Al-Si alloys with Ba, Ca, Y and Yb, *Journal of Light Metals* 1 (2001) 229-240.
- [8] J.H. Li, S. Suetsugu, Y. Tsunekawa, P. Schumacher, Refinement of Eutectic Si Phase in Al-5Si Alloys with Yb Additions, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44 (2013) 669-681.
- [9] J.H. Li, X.D. Wang, T.H. Ludwig, Y. Tsunekawa, L. Arnberg, J.Z. Jiang, P. Schumacher, Modification of eutectic Si in Al-Si alloys with Eu addition, *Acta Materialia*, 84 (2015) 153-163.
- [10] Z. Zhao, T. Zhou, P. Liu, C. Chen, Observation of formed Er phase in Al-Zn-Mg-Cu-Li alloys by TEM, *Rare Metal Materials and Engineering*, 33 (2004) 1108-1111.
- [11] T. Tantiwaitayaphan, P. Pandee, C. Limmaneevichitr, Modification of eutectic Si in hypoeutectic Al-Si alloys with erbium addition, *Key Engineering Materials*, 718 (2017), 139-142.

- [12] M. Easton, D. StJohn, Grain refinement of aluminum alloys: Part I. the nucleant and solute paradigms—a review of the literature, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30 (1999) 1613-1623.
- [13] M. Easton, D. StJohn, Grain refinement of aluminum alloys: Part II. Confirmation of, and a mechanism for, the solute paradigm, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30 (1999) 1625-1633.
- [14] A.L. Greer, P.S. Cooper, M.W. Meredith, W. Schneider, P. Schumacher, J.A. Spittle, A. Tronche, Grain refinement of aluminium alloys by inoculation, *Advanced Engineering Materials*, 5 (2003) 81-91.
- [15] S.Z. Lu, A. Hellawell, The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: Impurity induced twinning, *Metallurgical Transactions A*, 18 (1987) 1721-1733.
- [16] J. Li, M. Albu, F. Hofer, P. Schumacher, Solute adsorption and entrapment during eutectic Si growth in Al-Si-based alloys, *Acta Materialia*, 83 (2015) 187-202.
- [17] S.Z. Lu, A. Hellawell, Growth mechanisms of silicon in Al-Si alloys, *Journal of Crystal Growth*, 73 (1985) 316-328.
- [18] M.G. Day, A. Hellawell, The microstructure and crystallography of aluminium-silicon eutectic alloys, *Mathematical and Physical Sciences*, 305 (1968) 473-491.
- [19] D.R. Hamilton, R.G. Seidensticker, Propagation mechanism of germanium dendrites, *Journal of Applied Physics*, 31 (1960) 1165-1168.
- [20] P.B. Crosley, L.F. Mondolfo, The modification of aluminum-silicon alloys, *Mod Cast*, 49 (1966) 99-100.
- [21] C.R. Ho, B. Cantor, Modification of hypoeutectic Al-Si alloys, *Journal of Materials Science*, 30 (1995) 1912-1920.
- [22] K. Nogita, S.D. McDonald, K. Tsujimoto, K. Yasuda, A.K. Dahle, Aluminium phosphide as a eutectic grain nucleus in hypoeutectic Al-Si alloys, *Journal of Electron Microscopy*, 53 (2004) 361-369.
- [23] J.H. Li, M.Z. Zarif, M. Albu, B.J. McKay, F. Hofer, P. Schumacher, Nucleation kinetics of entrained eutectic Si in Al-5Si alloys, *Acta Materialia*, 72 (2014) 80-98.

- [24] M.M. Makhlof, H.V. Guthy, The aluminum-silicon eutectic reaction: mechanisms and crystallography, *Journal of Light Metals*, 1 (2001) 199-218.
- [25] M.M. Makhlof, Evolution of the contemporary theory of formation and chemical modification of the Al-Si eutectic, *Proceedings of the John Hunt Symposium*, Brunel University Press, Brunel University, UK, 2011.
- [26] A.K. Dahle, K. Nogita, S.D. McDonald, C. Dinnis, L. Lu, Eutectic modification and microstructure development in Al-Si alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 413-414 (2005) 243-248.
- [27] P. Srirangam, S. Chattopadhyay, A. Bhattacharya, S. Nag, J. Kaduk, S. Shankar, R. Banerjee, T. Shibata, Probing the local atomic structure of Sr-modified Al-Si alloys, *Acta Materialia*, 65 (2014) 185-193.
- [28] V.L. de Davies, J.M. West, Factors affecting modification of aluminium-silicon eutectic, *Journal of The Institute of Metals*, 92 (1964) 175.
- [29] P. Pandey, C.M. Gurlay, S.A. Belyakov, R. Ozaki, H. Yasuda, C. Limmaneevichitr, Eutectic morphology of Al-7Si-0.3Mg alloys with scandium additions, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45 (2014) 4549-4560.
- [30] V. Raghavan, Al-Er-Si (Aluminum-Erbium-Silicon), *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 31 (2010) 44-45.
- [31] L.F. Mondolfo, *Aluminum alloys: structure and properties*, Butterworths, Boston, 1976.
- [32] M. Johnsson, L. Backerud, G. Sigworth, Study of the mechanism of grain refinement of aluminum after additions of Ti- and B-containing master alloys, *Metallurgical Transactions A*, 24 (1993) 481-491.
- [33] K.E. Knipling, D.C. Dunand, D.N. Seidman, Criteria for developing castable, creep-resistant aluminum-based alloys-A review, *Zeitschrift fur Metallkunde*, 97 (2006) 246-265.
- [34] A. Dahle, K. Nogita, S. McDonald, J. Zindel, L. Hogan, Eutectic nucleation and growth in hypoeutectic Al-Si alloys at different strontium levels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32 (2001) 949-960.

- [35] S.-M. Liang, R. Schmid-Fetzer, Phosphorus in Al-Si cast alloys: Thermodynamic prediction of the AlP and eutectic (Si) solidification sequence validated by microstructure and nucleation undercooling data, *Acta Materialia*, 72 (2014) 41-56.
- [36] C.R. Ho, B. Cantor, Heterogeneous nucleation of solidification of Si in Al-Si and Al-Si-P alloys, *Acta Metallurgica et Materialia*, 43 (1995) 3231-3246.
- [37] C.-Y. Yeh, Z.W. Lu, S. Froyen, A. Zunger, Zinc-blende-wurtzite polytypism in semiconductors, *Physical review B*, 46 (1992) 10086-10097.
- [38] M.E. Straumanis, E.Z. Aka, Lattice parameters, coefficients of thermal expansion, and atomic weights of purest silicon and germanium, *Journal of Applied Physics*, 23 (1952) 330-334.
- [39] A.L. Greer, A.M. Bunn, A. Tronche, P.V. Evans, D.J. Bristow, Modelling of inoculation of metallic melts: application to grain refinement of aluminium by Al-Ti-B, *Acta Materialia*, 48 (2000) 2823-2835.
- [40] M. Zarif, B. McKay, P. Schumacher, Study of heterogeneous nucleation of eutectic Si in high-purity Al-Si alloys with Sr addition, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42 (2011) 1684-1691.
- [41] J.H. Li, P. Schumacher, Effect of Y addition and cooling rate on refinement of eutectic Si in Al-5 wt-%Si alloys, *International Journal of Cast Metals Research*, 25 (2012) 347-357.
- [42] L. Calvert, P. Villars, Pearson's handbook of crystallographic data for intermetallic phases, ASM, Materials Park, OH, 1991.
- [43] K. Nogita, H. Yasuda, M. Yoshiya, S.D. McDonald, K. Uesugi, A. Takeuchi, Y. Suzuki, The role of trace element segregation in the eutectic modification of hypoeutectic Al-Si alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 489 (2010) 415-420.
- [44] K. Nogita, H. Yasuda, A. Takeuchi, K. Yoshida, Y. Suzuki, K. Uesugi, A.K. Dahle, Determination of strontium segregation in modified hypoeutectic Al-Si alloy by micro X-ray fluorescence analysis, *Scripta Materialia*, 55 (2006) 787-790.

- [45] C.J. Simensen, Ø. Nielsen, F. Hillion, J. Voje, NanoSIMS analysis of trace element segregation during the Al-Si eutectic reaction, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38 (2007) 1448-1451.
- [46] C.J. Simensen, F. Hillion, Ø. Nielsen, K. Nogita, A.K. Dahle, Analysis of trace elements in Na-modified Al-10 wt%Si using EPMA and NanoSIMS, (ed. H. Jones) *Solidification processing*, (2007) 244-248.
- [47] M. Timpel, N. Wanderka, R. Schlesiger, T. Yamamoto, N. Lazarev, D. Isheim, G. Schmitz, S. Matsumura, J. Banhart, The role of strontium in modifying aluminium-silicon alloys, *Acta Materialia*, 60 (2012) 3920-3928.
- [48] J. Barrirero, J. Li, M. Engstler, N. Ghafoor, P. Schumacher, M. Odén, F. Mücklich, Cluster formation at the Si/liquid interface in Sr and Na modified Al-Si alloys, *Scripta Materialia*, 117 (2016) 16-19.
- [49] S.C. Flood, J.D. Hunt, Modification of Al-Si eutectic alloys with Na, *Metal Science*, 15 (1981) 287-294.
- [50] C. Limmaneevichitr, W. Eidhed, Fading mechanism of grain refinement of aluminum-silicon alloy with Al-Ti-B grain refiners, *Materials Science and Engineering: A*, 349 (2003) 197-206.
- [51] B.M. Thall, B. Chalmers, Modification in aluminium silicon alloys, *Journal of the Institute of Metals*, 77 (1950) 79-97.

Output ที่ได้จากโครงการ

ผลงานตีพิมพ์

T. Tantiwaitayaphan, P. Pandee, and C. Limmaneevichitr (2017) Modification of Eutectic Si in Hypoeutectic Al-Si Alloys with Erbium Addition. In Key Engineering Materials, Vol. 718, pp. 139-142, Trans Tech Publications

P. Pandee, U. Patakham, and C. Limmaneevichitr (2017) Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Al-7Si-0.3Mg Alloys with Erbium Additions, In Journal of Alloys and Compounds, Accepted

- [1] U. Patakham, J. Kajornchaiyakul, C. Limmaneevichitr, Grain Refinement Mechanism in an Al-Si-Mg Alloy with Scandium, Journal of Alloys and Compounds (0) (2012).
- [2] M. Hosseinifar, D.V. Malakhov, Effect of Ce and La on microstructure and properties of a 6xxx series type aluminum alloy, Journal of Materials Science 43(22) (2008) 7157-7164.
- [3] W. Prukkanon, N. Srisukhumbowornchai, C. Limmaneevichitr, Modification of Hypoeutectic Al-Si Alloys with Scandium, Journal of Alloys and Compounds 477 (2009) 454-460.
- [4] K. Nogita, S.D. McDonald, A.K. Dahle, Eutectic Modification of Al-Si Alloy with Rare Earth Metals, Materials Transactions 45(2) (2004) 323-326.
- [5] X. Hu, F. Jiang, F. Ai, H. Yan, Effects of rare earth Er additions on microstructure development and mechanical properties of die-cast ADC12 aluminum alloy, Journal of Alloys and Compounds 538(0) (2012) 21-27.
- [6] O.E. Sebaie, A. Samuel, F. Samuel, H. Doty, The effects of mischmetal, cooling rate and heat treatment on the eutectic Si particle characteristics of A319. 1, A356. 2 and A413. 1 Al-Si casting alloys, Materials Science and Engineering: A 480(1) (2008) 342-355.
- [7] A. Knuutinen, K. Nogita, S.D. McDonald, A.K. Dahle, Modification of Al-Si alloys with Ba, Ca, Y and Yb, Journal of Light Metals (1) (2001) 229-240.

- [8] J.H. Li, S. Suetsugu, Y. Tsunekawa, P. Schumacher, Refinement of Eutectic Si Phase in Al-5Si Alloys with Yb Additions, *Metallurgical and Materials Transactions A* 44(2) (2013) 669-681.
- [9] J.H. Li, X.D. Wang, T.H. Ludwig, Y. Tsunekawa, L. Arnberg, J.Z. Jiang, P. Schumacher, Modification of eutectic Si in Al–Si alloys with Eu addition, *Acta Materialia* 84(0) (2015) 153-163.
- [10] Z. Zhao, T. Zhou, P. Liu, C. Chen, Observation of formed Er phase in Al-Zn-Mg-Cu-Li alloys by TEM, *Rare Metal Materials and Engineering* 33(10) (2004) 1108-1111.
- [11] T. Tantiwaitayaphan, P. Pandee, C. Limmaneevichitr, Modification of Eutectic Si in Hypoeutectic Al-Si Alloys with Erbium Addition, *Key Engineering Materials*, Trans Tech Publ, 2017, pp. 139-142.
- [12] M. Easton, D. StJohn, Grain refinement of aluminum alloys: Part I. the nucleant and solute paradigms—a review of the literature, *Metallurgical and Materials Transactions A* 30(6) (1999) 1613-1623.
- [13] M. Easton, D. StJohn, Grain refinement of aluminum alloys: Part II. Confirmation of, and a mechanism for, the solute paradigm, *Metallurgical and Materials Transactions A* 30(6) (1999) 1625-1633.
- [14] A.L. Greer, P.S. Cooper, M.W. Meredith, W. Schneider, P. Schumacher, J.A. Spittle, A. Tronche, Grain refinement of aluminium alloys by inoculation, *Advanced Engineering Materials* 5(1-2) (2003) 81-91.
- [15] S.Z. Lu, A. Hellawell, The Mechanism of Silicon Modification in Aluminum-Silicon Alloys: Impurity Induced Twinning, *MTA* 18(10) (1987) 1721-1733.
- [16] J. Li, M. Albu, F. Hofer, P. Schumacher, Solute adsorption and entrapment during eutectic Si growth in Al–Si-based alloys, *Acta Materialia* 83 (2015) 187-202.
- [17] S.Z. Lu, A. Hellawell, Growth Mechanisms of Silicon in Al-Si alloys, *Journal of Crystal Growth* 73(2) (1985) 316-328.
- [18] M.G. Day, A. Hellawell, The Microstructure and Crystallography of Aluminium-Silicon Eutectic Alloys, *Mathematical and Physical Sciences* 305(1483) (1968) 473-491.
- [19] D.R. Hamilton, R.G. Seidensticker, Propagation Mechanism of Germanium Dendrites, *Journal of Applied Physics* 31(7) (1960) 1165-1168.
- [20] P.B. Crosley, L.F. Mondolfo, The Modification of Aluminum-Silicon Alloys, *Mod Cast* 49(3) (1966) 99-100.
- [21] C.R. Ho, B. Cantor, Modification of Hypoeutectic Al-Si Alloys, *Journal of Materials Science* 30(8) (1995) 1912-1920.
- [22] K. Nogita, S.D. McDonald, K. Tsujimoto, K. Yasuda, A.K. Dahle, Aluminium Phosphide as A Eutectic Grain Nucleus in Hypoeutectic Al-Si Alloys, *Journal of Electron Microscopy* 53(4) (2004) 361-369.

- [23] J.H. Li, M.Z. Zarif, M. Albu, B.J. McKay, F. Hofer, P. Schumacher, Nucleation kinetics of entrained eutectic Si in Al–5Si alloys, *Acta Materialia* 72(0) (2014) 80-98.
- [24] M.M. Makhlof, H.V. Guthy, The Aluminum–Silicon Eutectic Reaction: Mechanisms and Crystallography, *Journal of Light Metals* 1(4) (2001) 199-218.
- [25] M.M. Makhlof, Evolution of the contemporary theory of formation and chemical modification of the Al-Si eutectic, *Proceedings of the John Hunt Symposium*, Brunel University Press, Brunel University, UK, 2011, pp. 193-203.
- [26] A.K. Dahle, K. Nogita, S.D. McDonald, C. Dinnis, L. Lu, Eutectic Modification and Microstructure Development in Al-Si Alloys, *Materials Science and Engineering: A* 413-414(0) (2005) 243-248.
- [27] P. Srirangam, S. Chattopadhyay, A. Bhattacharya, S. Nag, J. Kaduk, S. Shankar, R. Banerjee, T. Shibata, Probing the local atomic structure of Sr-modified Al–Si alloys, *Acta Materialia* 65 (2014) 185-193.
- [28] V.d.L. Davies, J.M. West, Factors Affecting Modification of Aluminium-Silicon Eutectic, *Journal of The Institute of Metals* 92(6) (1964) 175.
- [29] P. Pandey, C.M. Gourlay, S.A. Belyakov, R. Ozaki, H. Yasuda, C. Limmaneevichitr, Eutectic Morphology of Al-7Si-0.3Mg Alloys with Scandium Additions, *Metallurgical and Materials Transactions A* 45(10) (2014) 4549-4560.
- [30] V. Raghavan, Al-Er-Si (Aluminum-Erbium-Silicon), *J. Phase Equilib. Diffus.* 31(1) (2010) 44-45.
- [31] L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, Butterworths, Boston, 1976.
- [32] M. Johnsson, L. Backerud, G. Sigworth, Study of the mechanism of grain refinement of aluminum after additions of Ti- and B-containing master alloys, *MTA* 24(2) (1993) 481-491.
- [33] K.E. Knippling, D.C. Dunand, D.N. Seidman, Criteria for developing castable, creep-resistant aluminum-based alloys-A review, *Zeitschrift fur Metallkunde* 97(3) (2006) 246.
- [34] A. Dahle, K. Nogita, S. McDonald, J. Zindel, L. Hogan, Eutectic nucleation and growth in hypoeutectic Al-Si alloys at different strontium levels, *Metallurgical and Materials Transactions A* 32(4) (2001) 949-960.
- [35] S.-M. Liang, R. Schmid-Fetzer, Phosphorus in Al–Si cast alloys: Thermodynamic prediction of the AlP and eutectic (Si) solidification sequence validated by microstructure and nucleation undercooling data, *Acta Materialia* 72(0) (2014) 41-56.
- [36] C.R. Ho, B. Cantor, Heterogeneous Nucleation of Solidification of Si in Al-Si and Al-Si-P Alloys, *Acta Metallurgica et Materialia* 43(8) (1995) 3231-3246.
- [37] C.-Y. Yeh, Z.W. Lu, S. Froyen, A. Zunger, Zinc-blende–wurtzite polytypism in semiconductors, *Physical review B* 46(16) (1992) 10086.
- [38] M. Straumanis, E. Aka, Lattice parameters, coefficients of thermal expansion, and atomic weights of purest silicon and germanium, *Journal of Applied Physics* 23(3) (1952) 330-334.

- [39] A.L. Greer, A.M. Bunn, A. Tronche, P.V. Evans, D.J. Bristow, Modelling of inoculation of metallic melts: application to grain refinement of aluminium by Al–Ti–B, *Acta Materialia* 48(11) (2000) 2823-2835.
- [40] M. Zarif, B. McKay, P. Schumacher, Study of Heterogeneous Nucleation of Eutectic Si in High-Purity Al–Si Alloys with Sr Addition, *Metallurgical and Materials Transactions A* 42(6) (2011) 1684-1691.
- [41] J.H. Li, P. Schumacher, Effect of Y Addition and Cooling Rate on Refinement of Eutectic Si in Al-5 wt-%Si Alloys, *International Journal of Cast Metals Research* 25(6) (2012) 347-357.
- [42] L. Calvert, P. Villars, *Pearson's handbook of crystallographic data for intermetallic phases*, ASM, Materials Park, OH (1991).
- [43] K. Nogita, H. Yasuda, A. Takeuchi, K. Yoshida, Y. Suzuki, K. Uesugi, A.K. Dahle, Determination of Strontium Segregation in Modified Hypoeutectic Al–Si Alloy by Micro X-ray Fluorescence Analysis, *Scripta Materialia* 55 (2006) 787-790.
- [44] K. Nogita, H. Yasuda, M. Yoshiya, S.D. McDonald, K. Uesugi, A. Takeuchi, Y. Suzuki, The role of trace element segregation in the eutectic modification of hypoeutectic Al–Si alloys, *Journal of Alloys and Compounds* 489(2) (2010) 415-420.
- [45] C.J. Simensen, Ø. Nielsen, F. Hillion, J. Voje, NanoSIMS analysis of trace element segregation during the Al–Si eutectic reaction, *Metallurgical and Materials Transactions A* 38(7) (2007) 1448-1451.
- [46] C.J. Simensen, F. Hillion, O. Nielsen, K. Nogita, A.K. Dahle, Analysis of trace elements in Na-modified Al-10 wt%Si using EPMA and NanoSIMS, in: H. Jones (Ed.) *Solidification processing* 2007, pp. 244-248.
- [47] M. Timpel, N. Wanderka, R. Schlesiger, T. Yamamoto, N. Lazarev, D. Isheim, G. Schmitz, S. Matsumura, J. Banhart, The Role of Strontium in Modifying Aluminium–Silicon Alloys, *Acta Materialia* 60(9) (2012) 3920-3928.
- [48] J. Barrirero, J. Li, M. Engstler, N. Ghafoor, P. Schumacher, M. Odén, F. Mücklich, Cluster formation at the Si/liquid interface in Sr and Na modified Al–Si alloys, *Scripta Materialia* 117 (2016) 16-19.
- [49] S.C. Flood, J.D. Hunt, Modification of Al–Si Eutectic Alloys with Na, *Metal Science* 15(7) (1981) 287-294.
- [50] C. Limmaneevichitr, W. Eidhed, Fading mechanism of grain refinement of aluminum–silicon alloy with Al–Ti–B grain refiners, *Materials Science and Engineering: A* 349(1–2) (2003) 197-206.
- [51] B.M. Thall, B. Chalmers, Modification in aluminium silicon alloys, *Journal of the Institute of Metals* 77(1) (1950) 79-&.