

การปรับปรุงโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติของโลหะผสมอะลูมิเนียม-  
เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติกผสมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมด้วย  
กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว

DEVELOPING MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF HYPEREUTECTIC  
Al-Fe ALLOY MIXED WITH USED ALUMINUM BEVERAGE CANS  
THROUGH ULTRASONIC MELT PROCESSING



วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

พ.ศ.2567

KMITL-2024-EN-M-217-280

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

DEVELOPING MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF HYPEREUTECTIC  
Al-Fe ALLOY MIXED WITH USED ALUMINUM BEVERAGE CANS  
THROUGH ULTRASONIC MELT PROCESSING



A THESIS SUBMITTED IN PARTIAL FULFILLMENT  
OF THE REQUIREMENT FOR THE DEGREE OF  
MASTER OF ENGINEERING IN INDUSTRIAL ENGINEERING  
SCHOOL OF ENGINEERING  
KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG

2024

KMITL-2024-EN-M-217-280

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



**COPYRIGHT 2024**

**SCHOOL OF ENGINEERING**

**KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG**

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## หัวข้อวิทยานิพนธ์

การปรับปรุงโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติของโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติกผสมเศษกระเบื้องเครื่องตีอะลูมิเนียมด้วยกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว

## นักศึกษา

นาย ธวัชชัย ตั้งสุขสันต์

## รหัสประจำตัว

65016048

## ปริญญา

วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

## สาขาวิชา

วิศวกรรมอุตสาหการ

## พ.ศ.

2567

## อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สุวารี ชาญกิจมั่นคง

## บทคัดย่อ

โลหะผสมอะลูมิเนียมมีความสามารถในการนารี่ไซเคิลซึ่งช่วยประหยัดพลังงานและเป็นมิตรต่อสิ่งแวดล้อม โดยกระเบื้องเครื่องตีอะลูมิเนียมใช้แล้วเป็นวัสดุที่มีประสิทธิภาพในการรีไซเคิลมากที่สุด เนื่องจากมีปริมาณเศษกระเบื้องเครื่องตีสูง และสะดวกต่อการรวบรวม ในงานวิจัยนี้จึงได้นำเสนอถึงผลกระทบของการใช้กระเบื้องเครื่องตีอะลูมิเนียมใช้แล้วในการผลิตโลหะผสมโดยใช้ธาตุผสมที่เป็นองค์ประกอบให้เกิดประโยชน์สูงสุดและไม่มีการกำจัดปริมาณเหล็กออก ส่งผลให้มีปริมาณเหล็กสูงนำไปสู่การก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิลักษณะคล้ายเข็มยาวและเป็นผลกระทบเชิงลบในงานหล่อ ดังนั้นเพื่อการใช้ข้อจำกัดเหล่านี้ให้เกิดประโยชน์สูงสุดงานวิจัยนี้จึงได้ศึกษาระบบโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติก (Al-4Fe) ซึ่งมีความเข้ากันได้ระหว่างอะลูมิเนียมและเหล็กปริมาณสูง มีสมบัติที่โดดเด่น และมีความเสถียรภาพในการทำงานที่อุณหภูมิสูง โดยศึกษาผลกระทบของการเติมเศษกระเบื้องเครื่องตีอะลูมิเนียมที่ใช้แล้วในสัดส่วน 0, 25, 50 และ 75% ร่วมกับการปรับสภาพโครงสร้างด้วยกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว (USP) ต่อโครงสร้างทางจุลภาค และสมบัติทางกลและกายภาพของโลหะผสม ผลการวิจัยพบว่าการเติมเศษกระเบื้องเครื่องตีอะลูมิเนียมช่วยเพิ่มองค์ประกอบทางเคมีและส่งเสริมการเกิดนิวเคลียสนำไปสู่การก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะ เช่น  $Al_3Fe$ ,  $Al_6(Fe,Mn)$ ,  $Al_8Fe_2Si$ ,  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ , และ  $Mg_2Si$  เป็นต้น และเกิดโครงสร้างเฟสที่มีรูปร่างผิดปกติขนาดเล็กมากขึ้นในเนื้ออะลูมิเนียม และการใช้ USP ช่วยปรับสภาพโครงสร้างเฟสระหว่างโลหะให้มีขนาดเล็กกระจายตัวสม่ำเสมอมากขึ้น และยังขัดเกลาคโครงสร้างเกรนให้มีขนาดเล็กและมีรูปร่างผลึกที่สม่ำเสมอ (Equiaxed Grain) มากขึ้น นอกจากนี้ยังพบว่าสมบัติทางกลด้านความแข็งแรงของโลหะผสมเพิ่มขึ้นตามปริมาณเศษกระเบื้องเครื่องตีที่เติมร่วมกับการปรับสภาพโครงสร้างด้วย USP และการบ่มแข็งทำให้ความแข็งแรงของโลหะผสมเพิ่มสูงขึ้นด้วย ในขณะที่ความแข็งแรงดึงและค่าการยืดตัวของโลหะผสมลดลงตามปริมาณ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เศษกระเบื้องเครื่องเคลือบที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากโครงสร้างของโลหะผสมมีเฟสระหว่างโลหะที่มากขึ้นซึ่งมีสมบัติความเปราะสูง อีกทั้งอาจเป็นสาเหตุมาจากสารมลทินจากกระเบื้องเคลือบทำให้เกิดข้อบกพร่องภายในโลหะผสม แต่อย่างไรก็ตามสามารถปรับปรุงและเพิ่มประสิทธิภาพด้านความแข็งแรงและความเหนียวด้วยการท า USP ได้ ในส่วนของสมบัติทางกายภาพ การนำไฟฟ้าลดลงเมื่อมีการเติมเศษกระเบื้องเคลือบที่เพิ่มขึ้นและการปรับสภาพด้วย USP เนื่องจากลดความบริสุทธิ์และเพิ่มความเค้นภายในโลหะผสม แต่สมบัติการนำไฟฟ้าสามารถปรับปรุงให้เพิ่มขึ้นได้จากการบ่มแข็งสุดท้ายนี้ การศึกษาพฤติกรรมการกัดกร่อนพบว่า เซลลูลาร์เกิดการกัดกร่อนได้เมื่อโลหะผสมมีการเติมเศษกระเบื้องเคลือบ และการกัดกร่อนเกิดรุนแรงขึ้นเมื่อโลหะผสมถูกบ่มแข็ง ซึ่งสามารถแก้ไขได้ด้วยการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วย USP ที่ช่วยลดขนาดเฟสระหว่างโลหะ และเพิ่มการกระจายตัวของอนุภาคและองค์ประกอบภายในโลหะผสมให้สม่ำเสมอมากขึ้น

ค า ส าคัญกระเบื้องเคลือบอะลูมิเนียมใช้แล้ว / โลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติก / กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว / ความแข็ง / ความแข็งแรงแรงดึง / การนำไฟฟ้า / พฤติกรรมการกัดกร่อน

<b>Thesis</b>	Developing Microstructure and Properties of Hypereutectic Al-Fe Alloy Mixed with Used Aluminum Beverage Cans through Ultrasonic Melt Processing
<b>Student</b>	Mr. Tawatchai Tangsuksan
<b>Student ID.</b>	65016048
<b>Degree</b>	Master of Engineering
<b>Program</b>	Industrial Engineering
<b>Year</b>	2024
<b>Thesis Advisor</b>	Asst. Prof. Dr. Suwaree Chankitmunkong

### ABSTRACT

Aluminum alloys possess excellent recyclability, contributing to energy conservation and environmental friendliness. Used aluminum beverage cans are particularly efficient for recycling due to their high volume and ease of collection. This study presents the effects of utilizing used aluminum beverage cans in the production of alloys, optimizing the additive elements for maximum benefit without removing the iron content. This results in high iron content, leading to the formation of primary intermetallic phases with needle-like structures, which negatively impacts the casting process. Therefore, to maximize the benefits of these constraints, this research investigates the hypereutectic Al-Fe alloy system (Al-4Fe), which demonstrates good compatibility between aluminum and high iron content, exhibits outstanding properties and maintains stability at high temperatures. This study examines the effects of adding used aluminum beverage cans in proportions of 0%, 25%, 50%, and 75%, combined with the ultrasonic melt processing (USP), on the microstructure, mechanical, and physical properties of the Al-4Fe alloy. The research results indicate that adding used aluminum beverage cans enhances the chemical composition and promotes nucleation, leading to the formation of intermetallic phases such as  $Al_3Fe$ ,  $Al_6(Fe, Mn)$ ,  $Al_8Fe_2Si$ ,  $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ , and  $Mg_2Si$ . Additionally, it results in the formation of smaller, irregularly shaped phases within the aluminum matrix. The application of USP helps refine the intermetallic phases, making them smaller and more uniformly distributed. It also refines the grain structure, resulting in smaller and more uniformly shaped equiaxed grains. Moreover, it was observed that the mechanical properties of

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

hardness increased proportionally to the number of used beverage cans added, along with structural refinement by USP, and further enhanced with aging treatment. However, the tensile strength and ductility of the alloy decreased with the increasing amount of used beverage cans. This is attributed to the higher presence of intermetallic phases, which are inherently brittle, and potential impurities from the used beverage cans causing defects within the alloy. Nevertheless, these issues can be addressed, and the strength and toughness improved through the application of USP. In terms of electrical conductivity, it decreases with an increase in the addition of used beverage cans and the application of USP due to the reduction in purity and the increase in stress within the alloy. However, the electrical conductivity can be enhanced through aging treatment. Finally, the corrosion behavior study revealed that corrosion initiation is delayed when the alloy is supplemented with used beverage can additions, and corrosion aggressiveness intensifies when the alloy undergoes aging. This can be rectified by refining the structural condition with USP, USP reduces the size and distribution of intermetallic phases, which are more susceptible to corrosion, thereby minimizing the formation of corrosion initiation sites.

Keywords: Used Aluminum Beverage Cans / Hypereutectic Al-Fe Alloy / Ultrasonic Melt Processing / Hardness / Tensile Strength / Electrical Conductivity / Corrosion Behavior

## กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงไปด้วยดีเนื่องจากได้รับคาปรึกษา คาแนะนำ ความช่วยเหลือ ทั้งทางด้านวิชาการ การดาเนินงานวิจัย การอนุเคราะห์และสนับสนุนทุนการศึกษาและอุปกรณ์การ ดาเนินงานวิจัย รวมไปถึงการอบรมทางด้านคุณธรรมและจริยธรรมที่ดี จากคณาจารย์และกลุ่มบุคคล ต่าง ๆ ดังนั้นผู้วิจัยขอขอบพระคุณทุกท่านที่มีส่วนเกี่ยวข้องของในงานวิจัยนี้เป็นอย่างสูง

ขอขอบพระคุณ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สุวารี ชาญกิจมันคง อาจารย์ที่ปรึกษาและ ผู้สนับสนุนทุนการศึกษาระดับปริญญาโท งานวิจัยนี้จะสำเร็จลุล่วงไม่ได้หากขาดคาแนะนำอัน ทรงคุณค่า ไม่เพียงแต่ทางวิชาการและงานวิจัยเท่านั้น แต่ยังรวมถึงคาแนะนำด้านศีลธรรมแห่งชีวิต และให้กำลังใจอันล้ำค่าและความช่วยเหลือข้าพเจ้าอยู่เสมอมา

ขอขอบพระคุณ รองศาสตราจารย์ ดร.กรรณชัย กัลยาศิริ, รองศาสตราจารย์ ดร.ชุมพล ยวง ใย และ รองศาสตราจารย์ ดร.สิทธิพร พิมพัสกุล อาจารย์ประจำภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหการ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง ที่ได้กรุณาให้ความช่วยเหลือ และแนะนำ แนวทางที่เป็นประโยชน์ต่องานวิจัยด้วยดีตลอดมา อีกทั้งให้คาปรึกษาและก ำลังใจอันล้ำค่า

ขอขอบพระคุณ รองศาสตราจารย์ ดร.เชาวลิต ลิ้มมณีวิจิตร และผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. พร้อมพงษ์ ปานดี อาจารย์ประจำภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอม เกล้าธนบุรี ที่ได้กรุณาให้ความช่วยเหลือ และคาแนะนำอันเป็นประโยชน์ต่องานวิจัย รวมถึงการให้ ความอนุเคราะห์ และสนับสนุนเครื่องมือ อุปกรณ์ สถานที่ปฏิบัติการส าหรับการดาเนินงานวิจัยครั้งนี้

ขอขอบพระคุณ ศาสตราจารย์ Dmitry G. Eskin อาจารย์ประจำมหาวิทยาลัยบูรเนลลอน ดอน และศูนย์กลาง BCASIT ที่ได้กรุณาให้ความช่วยเหลือ และการอนุเคราะห์เทคโนโลยีพื้นฐานและ เทคนิคการระบุลักษณะเฉพาะในงานวิจัยให้สมบูรณ์ยิ่งขึ้น

ขอขอบพระคุณ ทางคณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหาร ลาดกระบัง ที่ได้กรุณาสนับสนุนทุนยกเว้นค่าธรรมเนียมการศึกษา และขอขอบพระคุณ ทางศูนย์กลาง EIDTs KMITL ที่ได้กรุณาสนับสนุนงบประมาณในโครงการ Monozukuri Degree และเปิดโอกาสได้ ร่วมงานกับทางบริษัท ดีดีซี สปรอเก็ต จากัด นอกจากนี้ ยังสนับสนุนและอนุเคราะห์เครื่องมือและ อุปกรณ์ที่จำเป็นในการดาเนินงานวิจัยครั้งนี้

ขอขอบคุณ สมาชิกทีมวิจัยในความดูแลของ ดร.สุวารี ประกอบด้วย นายอนุชิต มาสทอง, นางสาวอรุณิชา พันผา และนางสาวอรริสา มะสุวรรณ ที่คอยให้ก ำลังใจและอยู่เคียงข้างเสมอมา

สุดท้ายนี้ขอขอบพระคุณครอบครัวของข้าพเจ้าจากใจจริง คุณปู่ประสาร คุณย่าวันดี คุณพ่อ ชัยรัตน์ และคุณแม่รัชติมากรณ์ ตั้งสุขสันต์ รวมถึงญาติพี่น้องทุกคนและคนรักของข้าพเจ้าที่คอยเคียง ข้างให้ความรักแก่ข้าพเจ้าเสมอมา และให้การสนับสนุน ให้ก ำลังใจแก่ข้าพเจ้าอย่างไม่มีที่สิ้นสุด

นาย ธวัชชัย ตั้งสุขสันต์  
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

# สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	I
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	III
กิตติกรรมประกาศ.....	V
สารบัญ.....	VI
สารบัญตาราง.....	VIII
สารบัญรูป.....	IX
รายการคำย่อและสัญลักษณ์.....	XIII
บทที่ 1 บทนำ.....	1
1.1 ความสำคัญของวิทยานิพนธ์.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของวิทยานิพนธ์.....	4
1.3 ขอบเขตของการศึกษา.....	4
1.4 ขั้นตอนของการศึกษา.....	5
1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	5
บทที่ 2 วรรณกรรมปริทัศน์และงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	7
2.1 ความรู้เบื้องต้นเกี่ยวกับอะลูมิเนียม.....	7
2.2 กระจกเครื่องดัดอะลูมิเนียม.....	11
2.3 โลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็ก.....	16
2.4 กระบวนการอัลตราโซนิคในโลหะหลอมเหลว.....	27
2.5 กระบวนการแข็งตัวของโลหะ.....	33
2.6 เทคนิคการวิเคราะห์องค์ประกอบและโครงสร้างของโลหะผสมอะลูมิเนียม.....	42
2.7 เทคนิคการทดสอบสมบัติทางกลและทางกายภาพของโลหะผสมอะลูมิเนียม.....	44
2.8 สำนวนงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	48
บทที่ 3 วิธีการดำเนินการวิจัย.....	53
3.1 วัสดุและกระบวนการหล่อ.....	53
3.2 การคำนวณ Thermo-Calc และการวิเคราะห์ทางความร้อน.....	56
3.3 การตรวจสอบโครงสร้างทางโลหะวิทยา.....	56
3.4 การทดสอบสมบัติทางกล.....	58

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.5 การทดสอบสมบัติทางกายภาพ .....	58
บทที่ 4 ผลการทดลองและการอภิปรายผล.....	60
4.1 ผลกระทบของการเติมกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมใช้แล้วในโลหะผสม Al-4Fe .....	60
4.2 ผลกระทบของกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลวในโลหะผสม.....	73
4.3 ผลกระทบต่อสมบัติทางกล.....	79
4.4 ผลกระทบต่อการนำไฟฟ้า.....	86
4.5 ผลกระทบต่อการกัดกร่อนทางเคมีไฟฟ้า .....	88
4.6 ผลการทดลองโดยสรุป .....	93
บทที่ 5 สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ .....	95
5.1 สรุปผลการวิจัย .....	95
5.2 ข้อเสนอแนะ .....	96
เอกสารอ้างอิง .....	97
ประวัติผู้เขียน.....	107



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

# สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
ตารางที่ 2.1 โลหะผสมอะลูมิเนียมประเภทขึ้นรูปด้วยแรงทางกล [33, 35].....	8
ตารางที่ 2.2 โลหะผสมอะลูมิเนียมประเภทหล่อขึ้นรูป [33].....	9
ตารางที่ 2.3 องค์ประกอบทางเคมีของกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียม [41] .....	13
ตารางที่ 2.4 คุณสมบัติของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 3004 และ 5182 [41].....	15
ตารางที่ 3.1 องค์ประกอบทางเคมีของอินกอตเศษกระป๋องอะลูมิเนียมใช้แล้ว (wt.%).....	53
ตารางที่ 3.2 องค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีสัดส่วนการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มแตกต่างกัน (wt.%).....	54
ตารางที่ 4.1 ผลเชิงปริมาณของขนาดและสัดส่วนต่อพื้นที่โดยเฉลี่ยของเฟสปฐมภูมิเหล็กและเฟสยูเทคติกเหล็กในโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มปริมาณแตกต่างกัน .....	62
ตารางที่ 4.2 ผลการวิเคราะห์ EDS point ของจุดภายในรูปที่ 4.9 (at.%) .....	67
ตารางที่ 4.3 อุณหภูมิและเวลาที่ถูกวิเคราะห์จากเส้นโค้งการเย็นตัวของโลหะผสม Al-4Fe ที่เติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มในสัดส่วนที่แตกต่างกันในขณะการแข็งตัว.....	72
ตารางที่ 4.4 ผลเชิงปริมาณเปรียบเทียบขนาดและสัดส่วนต่อพื้นที่โดยเฉลี่ยของเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิในโลหะผสม Al-4Fe ทั้งไม่ผ่านการท 1USP และผ่านการท 1USP .....	75
ตารางที่ 4.5 ความแข็งบริเนลล์โดยเฉลี่ยของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีสัดส่วนการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มแตกต่างกันในสภาวะหลังการหล่อและการบ่มแข็งที่ Peak aging.....	81
ตารางที่ 4.6 ผลเชิงปริมาณจากการทดสอบการกัดกร่อนทางเคมีไฟฟ้าของโลหะผสม Al-4Fe ที่ศึกษาในสภาวะหลังการหล่อ (As-casting).....	91
ตารางที่ 4.7 ผลเชิงปริมาณจากการทดสอบการกัดกร่อนทางเคมีไฟฟ้าของโลหะผสม Al-4Fe ที่เปรียบเทียบในสภาวะหลังการหล่อและหลังการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 175 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง.....	93

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
รูปที่ 2.1 แผนภาพสมดุลเฟสของอะลูมิเนียม-แมงกานีส [42] .....	14
รูปที่ 2.2 แผนภาพสมดุลเฟสของอะลูมิเนียม-แมกนีเซียม [43] .....	14
รูปที่ 2.3 แผนภาพสมดุลเฟสของเหล็ก-อะลูมิเนียม [46] .....	17
รูปที่ 2.4 แผนภาพสมดุลเฟสของอะลูมิเนียม-เหล็ก (Al-rich side).....	18
รูปที่ 2.5 โครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็ก: (a) เกรดไฮโปยูเทคติก (Al-0.5Fe), (b) เกรดยูเทคติก (Al-1.8Fe) และ (c) เกรดไฮเปอร์ยูเทคติก (Al-3Fe) [52] .....	18
รูปที่ 2.6 โครงสร้างทางจุลภาคด้วยเทคนิค SEM ของโลหะผสมไบนารี Al-1.1Fe โดยผ่านกระบวนการทำเป็นเนื้อเดียวกัน: (a) As-casting, (b) 4 h, (c) 12 h และ (d) 24 h [53] .....	19
รูปที่ 2.7 (a) โครงสร้างทางจุลภาคด้วยเทคนิค OM ของโลหะผสมหล่อ Al-2Fe และ (b) ภาพถ่ายกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่ปรากฏ: $\alpha$ -Al, (A) ยูเทคติก $Al_6Fe$ , และ (B) ยูเทคติก $Al_3Fe$ [56] .....	20
รูปที่ 2.8 โครงสร้างทางจุลภาคด้วยเทคนิค SEM ของโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กหลังผ่านการหล่อ: (a) Al-2Fe และ (b) Al-4Fe [23] .....	21
รูปที่ 2.9 โครงสร้างทางมหภาคยูเทคติกโคโลนิ (เกรน) (a) และโครงสร้างทางจุลภาค (b) ของโลหะผสม Al-3Fe: (1) อัตราการเย็นตัวช้า, (2) อัตราการเย็นตัวปานกลาง, และ(3) อัตราการเย็นตัวเร็ว [52] .....	23
รูปที่ 2.10 โครงสร้างยูเทคติกซิลิคอนของ Al-7Si ที่ได้รับการปรับปรุงสภาพด้วยโลหะแม่ Al-20Si-2.5Fe-2Mn: (a) 0wt.%, (b) 3wt.%, (c) 5wt.%, (d) 7wt.%, (e) 0wt.%+0.2Y, และ (f) 7wt.%+0.2Y [59] .....	25
รูปที่ 2.11 ส่วนประกอบของเครื่องมืออัลตราโซนิก [64] .....	27
รูปที่ 2.12 กลไกและการเติบโตของโพรงอากาศแบบอะคูสติก [65] .....	28
รูปที่ 2.13 โครงสร้างทางจุลภาคด้วยเทคนิค SEM ของเฟสปฐมภูมิ $Al_3Zr$ : (a) AlCeNiZr, (b) AlCeNiZr-USP, (c) AlCeNiZrSc, และ (d) AlCeNiZrSc-USP (ลูกศรสีเหลืองแสดงเฟสปฐมภูมิที่ถูกปรับปรุงสภาพ) [27].....	30
รูปที่ 2.14 โครงสร้างทางจุลภาคด้วยเทคนิค OM ของโลหะผสม Al-2Mg (a) ไม่ท 1UT, (b) ท 1UT; และภาพโพลาไรซ์ของโลหะผสม (c) ไม่ท 1UT, (d) ท 1UT; พร้อมทั้งการเปรียบเทียบเชิงปริมาณของ (e) ขนาดเกรน และ (f) สัดส่วนความเป็นรูพรุนของโลหะผสม [66] .....	31
รูปที่ 2.15 โครงสร้างทางจุลภาคด้วยเทคนิค SEM ของพื้นผิวโลหะผสม A356: (a, b และ e) ที่ไม่ท 1 USP และ (c และ d) ท 1USP; หลังจากการแช่ในสารละลาย NaCl 3.5wt.% เป็นเวลา 28 วัน และ (e) เป็น EDS mapping ของภาพภาคตัดขวางของ (a) [31] .....	33

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นิยมนำไปใช้ประโยชน์อื่นใด

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

รูปที่ 2.16 กลไกการแข็งตัวของเดนไดรต์: (1) เกิดเป็นนิวเคลียส, (2-4) ขยายตัวบริเวณปลายของผลึกกิ่งไม้ และ (5) สิ้นสุดการแข็งตัวเกิดเป็นเกรนและขอบเกรนที่เป็นบริเวณรอยต่อผลึก [43].....	34
รูปที่ 2.17 ส่วนรอยต่อประสานของอนุภาคของแข็งที่แข็งตัวจากโลหะหลอมเหลว และ (b) ความสัมพันธ์ของพลังงานอิสระทั้งหมดที่เปลี่ยนแปลงตามขนาดของเอมบริโอ [43].....	35
รูปที่ 2.18 การเกิดนิวเคลียสแบบเอกพันธ์ (a) และแบบวิวิธพันธ์ (b).....	36
รูปที่ 2.19 การเติบโตแบบระนาบ [43] .....	37
รูปที่ 2.20 การเติบโตแบบเดนไดรต์ (a) และภาพถ่าย SEM ของเดนไดรต์ในเหล็กกล้า [43].....	37
รูปที่ 2.21 เส้นโค้งการเย็นตัวของโลหะบริสุทธิ์ที่ไม่ได้รับการเติมสารเร่งเกิดนิวเคลียส (a) และเส้นโค้งการเย็นตัวของโลหะที่มีการเติมสารเร่งนิวเคลียส (b) [43] .....	38
รูปที่ 2.22 การพัฒนาโครงสร้างของแท่งโลหะระหว่างการแข็งตัว: (a) การเกิดนิวเคลียส (b) การก่อตัวของผลึกแบบ Chill Zone (c) การเติบโตเกรนเป็น Columnar Zone และ (d) การเกิด Equiaxed Zone [43].....	40
รูปที่ 2.23 แผนภาพสมดุลเฟสของอะลูมิเนียม-ทองแดง (Al-rich side) พร้อมทั้ง 3 ขั้นตอนในการชุบแข็งแบบแยกเฟส [43].....	41
รูปที่ 2.24 การทดสอบความแข็งบริเนลล์โดยหัวกดบอลกดลงบนชิ้นงาน (a), การวัดขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางรอยกด (b), และภาพถ่ายรอยกด (c).....	45
รูปที่ 2.25 ชิ้นงานทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM B557M; G-ความยาวเกจ, W-ความกว้าง, T-ความหนา, R-รัศมีของเนื้อ, L-ความยาวโดยรวม, A-ความยาวส่วนที่ลดลง, B-ความยาวส่วนด้ามจับ, และ C-ความกว้างส่วนด้ามจับ.....	46
รูปที่ 2.26 เส้นโค้งโพลาริเซชัน [71] .....	47
รูปที่ 2.27 เส้นโค้งโพลาริเซชันแบบการเกิดฟิล์มพาสซีฟ [72] .....	47
รูปที่ 3.1 เศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมใช้แล้ว .....	53
รูปที่ 3.2 เตาหลอมไฟฟ้าชนิดเหนี่ยวนำ .....	55
รูปที่ 3.3 เครื่องมืออัลตราโซนิก (a) และการด าเนินการท า USP ในโลหะหลอมเหลว (b).....	55
รูปที่ 3.4 แผนภาพกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว (USP).....	55
รูปที่ 3.5 แผนภาพการด าเนินการวิเคราะห์ทางความร้อนระหว่างการแข็งตัวของโลหะ.....	56
รูปที่ 3.6 การตัดชิ้นงานทดสอบตามแนวขวางของชิ้นงานจากการหล่อ .....	57
รูปที่ 3.7 ขนาดชิ้นงานทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM B557M.....	58
รูปที่ 3.8 เครื่องทดสอบค่าการนำไฟฟ้าแบบวน.....	59
รูปที่ 3.9 การด าเนินการทดสอบการกัดกร่อนทางเคมีไฟฟ้า.....	59
รูปที่ 4.1 โครงสร้างทางจุลภาคจากกล้อง OM ของเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิและยูเทคติกในโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อ; (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap.....	61

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

รูปที่ 4.2 โครงสร้างทางจุลภาคจากกล้อง OM ของเฟสยูเทคติก; (a) Al-4Fe, และ (b) Al-4Fe-50% scrap.....	61
รูปที่ 4.3 โครงสร้างทางมหภาคโดยใช้แสงโพลาไรซ์แสดงเกรนในโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อ; (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap.....	62
รูปที่ 4.4 แผนภูมิแสดงขนาดเกรนโดยเฉลี่ยของโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อ.....	63
รูปที่ 4.5 การวิเคราะห์ EDS ของโลหะ Al-4Fe (No scrap); (a,d) โครงสร้างทางจุลภาคจาก SEM พร้อมกับ (b,d) EDS point บริเวณจุดในรูป (a), และ EDS mapping จากรูป (d) ที่สอดคล้องกันของ (e) Al และ (f) Fe .....	64
รูปที่ 4.6 การวิเคราะห์ EDS mapping ของโลหะผสม Al-4Fe-25% scrap.....	65
รูปที่ 4.7 การวิเคราะห์ EDS mapping ของโลหะผสม Al-4Fe-50% scrap.....	65
รูปที่ 4.8 การวิเคราะห์ EDS mapping ของโลหะผสม Al-4Fe-75% scrap.....	65
รูปที่ 4.9 โครงสร้างทางจุลภาคจากกล้อง SEM ของโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อที่มีการเติมเศษ กระป๋องเครื่องตี; (a) 25% scrap, (b) 50% scrap, และ (c) 75% scrap .....	67
รูปที่ 4.10 ผลการวิเคราะห์ XRD ของโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อที่มีการเติมเศษกระป๋อง เครื่องตีในสัดส่วนแตกต่างกัน.....	68
รูปที่ 4.11 ลาดัการก่อตัวของเฟสระหว่างการแข็งตัวโดยแบบจำลอง Scheil-Gulliver โดยซอฟต์แวร์ Thermo-Calc ของโลหะผสม Al-4Fe; (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap.....	69
รูปที่ 4.12 เส้นโค้งการเย็นตัวของโลหะผสม Al-4Fe ที่เติมเศษกระป๋องเครื่องตีในสัดส่วนที่แตกต่าง กันในขณะการแข็งตัวของช่วงการเกิดนิวเคลียสอะลูมิเนียม.....	70
รูปที่ 4.13 เส้นโค้งการเย็นตัวและกราฟอนุพันธ์ของเวลาของโลหะผสม Al-4Fe; (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap.....	71
รูปที่ 4.14 โครงสร้างทางจุลภาคจากกล้อง OM ของโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อทั้งไม่ผ่านการท USP (1) และผ่านการท USP (2); (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap .....	74
รูปที่ 4.15 การกระจายตัวของข้อมูลขนาดเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิในโลหะผสม Al-4Fe หลังการ หล่อทั้งไม่ผ่านการท USP และผ่านการท USP; (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap.....	75
รูปที่ 4.16 โครงสร้างทางมหภาคโดยใช้แสงโพลาไรซ์แสดงเกรนในโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อทั้ง ไม่ผ่านการท USP (1) และผ่านการท USP (2); (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap.....	77

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

รูปที่ 4.17 การกระจายตัวของข้อมูลขนาดเกรนในโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อทั้งไม่ผ่านการท 1 USP และผ่านการท 1 USP; (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap .....	78
รูปที่ 4.18 ความแข็งบริเนลล์ของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีสัดส่วนการเติมเศษกระป๋องเครื่องตีที่แตกต่างกัน; (a) หลังการหล่อ (As-casting), และ (b) การบ่มแข็งที่อุณหภูมิต่าง ๆ เป็นเวลา 3 ชั่วโมง.....	79
รูปที่ 4.19.....	80
รูปที่ 4.20 ผลการทดสอบแรงดึงของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีสัดส่วนการเติมเศษกระป๋องเครื่องตีแตกต่างกันและไม่ผ่าน/ผ่านการท 1 USP; (a) หลังการหล่อ (As-casting), และ (b) การบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 175 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง.....	83
รูปที่ 4.21 พื้นผิวแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึงของโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อทั้งไม่ผ่านการท 1 USP (1) และผ่านการท 1 USP (2); (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap.....	84
รูปที่ 4.22 ค่าการนำไฟฟ้าระหว่างการบ่มแข็งของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีสัดส่วนการเติมเศษกระป๋องเครื่องตีแตกต่างกัน; (a) 175 °C, และ (b) 350 °C.....	87
รูปที่ 4.23 ค่าการนำไฟฟ้าระหว่างการบ่มแข็งของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีสัดส่วนการเติมเศษกระป๋องเครื่องตีแตกต่างกันในสภาวะหลังการหล่อ และหลังการบ่มแข็งที่ Peak Aging.....	87
รูปที่ 4.24 เส้นโค้งโพลาริเซชันของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีสัดส่วนการเติมเศษกระป๋องเครื่องตีแตกต่างกันหลังการหล่อ.....	89
รูปที่ 4.25 เส้นโค้งโพลาริเซชันของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องตีเปรียบเทียบการไม่ท 1 และท 1 USP; (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap ....	90
รูปที่ 4.26 เส้นโค้งโพลาริเซชันของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องตีหลังการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 175 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง; (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap.....	92

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## รายการคำย่อและสัญลักษณ์

USP	กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว
T	อุณหภูมิ
t	เวลา
UTS	ความแข็งแรงแรงดึงสูงสุด
YS	ความแข็งแรงที่จุดคราก
%EL	เปอร์เซ็นต์การยืดตัว
nm	นาโนเมตร
$\mu\text{m}$	ไมโครเมตร
mm	มิลลิเมตร
ppm	ส่วนต่อล้าน
$\text{mm}^2$	ตารางมิลลิเมตร
g/mol	กรัมต่อโมล
$\text{g/cm}^3$	กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร
N/mm	นิวตันต่อมิลลิเมตร
HB	ความแข็งบริเนลล์
HV	ความแข็งวิกเกอร์ส
wt.%	เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก
at.%	เปอร์เซ็นต์โดยอะตอม
MPa	เมกะปาสคาล
kW	กิโลวัตต์
kWh	กิโลวัตต์ชั่วโมง
kg	กิโลกรัม
kHz	กิโลเฮิร์ตซ์
$^{\circ}\text{C}$	องศาเซลเซียส
K	เคลวิน
s	วินาที
V	โวลต์
$\mu\text{A/cm}^2$	ไมโครแอมแปร์ต่อตารางเซนติเมตร

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

# บทที่ 1

## บทนำ

### 1.1 ความสำคัญของวิทยานิพนธ์

อะลูมิเนียมและโลหะผสมอะลูมิเนียม (Aluminum and Aluminum Alloy) ถือเป็นโลหะที่มีแนวโน้มการนำมาใช้งานทางวิศวกรรมมากขึ้นเป็นอันดับ 2 รองจากเหล็ก ซึ่งมีความสำคัญอย่างยิ่งในเชิงเศรษฐกิจและหลากหลายอุตสาหกรรม เช่น อุตสาหกรรมยานยนต์ อุตสาหกรรมอากาศยาน อุตสาหกรรมก่อสร้าง อุตสาหกรรมบรรจุภัณฑ์ และอุตสาหกรรมเครื่องใช้ไฟฟ้าและอิเล็กทรอนิกส์ เป็นต้น เนื่องจากอะลูมิเนียมมีน้ำหนักเบา มีความแข็งแรงต่อหน่วยน้ำหนักสูง และต้านทานต่อการกัดกร่อนที่ดี นอกจากนี้ยังสามารถขึ้นรูปทางกลได้ง่าย และมีสมบัติการไหลตัวที่ดี [1] คุณสมบัติดังกล่าวนี้จึงทำให้อะลูมิเนียมนิยมนำมาใช้งานเพิ่มมากขึ้น รวมทั้งใช้ทดแทนวัสดุจากพวกเหล็ก

กระบวนการผลิตอะลูมิเนียมสามารถแบ่งออกเป็น 2 ประเภทตามวัตถุดิบ ได้แก่ 1) การผลิตอะลูมิเนียมจากแร่บอกไซต์ ซึ่งเป็นการผลิตอะลูมิเนียมขั้นปฐมภูมิที่ต้องผ่านกรรมวิธีทางไฟฟ้าเพื่อแยกอะลูมิเนียม แสดงให้เห็นว่าปริมาณกระแสไฟฟ้าหรือพลังงานที่ใช้ค่อนข้างสูง และผลผลิตที่ได้จากกระบวนการทางไฟฟ้าคือ อะลูมิเนียม และก๊าซคาร์บอนไดออกไซด์ (CO<sub>2</sub>) และ 2) การผลิตอะลูมิเนียมจากเศษอะลูมิเนียม หรือการหมุนเวียนโลหะผสมอะลูมิเนียม (Recycled Aluminum Alloys) ซึ่งการผลิตประเภทนี้จะช่วยลดพลังงานไฟฟ้าได้ถึงร้อยละ 95 และปล่อยก๊าซคาร์บอนไดออกไซด์เพียงร้อยละ 5 เมื่อเทียบกับการผลิตอะลูมิเนียมจากแร่บอกไซต์ [2-4] ส่งผลให้การผลิตอะลูมิเนียมจากเศษอะลูมิเนียมได้รับความนิยม และทุกภาคส่วนให้ความสำคัญเป็นอย่างยิ่ง ในปี พ.ศ. 2567-2568 มีการประมาณการณ์ความต้องการโลหะผสมอะลูมิเนียมคาดว่าจะเพิ่มมากขึ้นกว่าเดิม เนื่องจากแนวโน้มตลาดด้านอุตสาหกรรมยานยนต์จากพวงรถยนต์ไฟฟ้า (Electric Vehicle), แผงโซลาร์ และกังหันพลังงานลม ที่เข้าชำนโยบายการลดปริมาณ Carbon Footprint ที่เน้นแก้ปัญหาด้านการเกิดก๊าซเรือนกระจก ดังนั้นสิ่งที่สำคัญคือ การลดหรือจำกัดผลกระทบที่เกิดขึ้นจากกระบวนการผลิตอะลูมิเนียมเพื่อให้ส่งผลเสียต่อสิ่งแวดล้อมน้อยที่สุด [5] ทำให้ผู้วิจัยเล็งเห็นถึงความสำคัญของกระบวนการผลิตอะลูมิเนียมจากเศษอะลูมิเนียม และโดยทั่วไปการป้องกันเครื่องดัดอะลูมิเนียมที่เหลือทิ้งหลังจากการบริโภคถือเป็นเศษอะลูมิเนียมที่มีปริมาณมาก และเป็นวัสดุที่ทำได้ง่ายที่ควรนำกลับมาใช้ประโยชน์ อีกทั้งยังมีองค์ประกอบธาตุผสมเจือปนหลายชนิดจากเครื่องดัดอะลูมิเนียม เช่น แมงกานีส (Mn), แมกนีเซียม (Mg), ซิลิคอน (Si), ทองแดง (Cu) และ เหล็ก (Fe) [6, 7] เป็นต้น ซึ่งธาตุผสมเหล่านี้สามารถเพิ่มประสิทธิภาพคุณสมบัติของโลหะผสมอะลูมิเนียมได้ จากงานวิจัยก่อนหน้านี้ มีการใช้เครื่องดัดอะลูมิเนียมใช้แล้วในการผลิตร่วมกับโลหะผสมอะลูมิเนียมหล่อพบว่า โครงสร้างทางจุลภาคถูกปรับปรุง และคุณสมบัติเชิงกลดีขึ้นทั้งในสถานะ

อุณหภูมิห้องและอุณหภูมิสูง [8-10] จึงเป็นทางเลือกที่ดีในการนำเครื่องดัดอะลูมิเนียมใช้แล้ว  
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อนำไปใช้โดยไม่ได้รับอนุญาตเป็นการ  
ไม่ถูกต้องใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

มาผลิตอะลูมิเนียมให้มีประสิทธิภาพมากขึ้น รวมถึงช่วยลดการใช้โลหะแม่ (Master Alloy) เพื่อลดต้นทุนในกระบวนการผลิตอีกด้วย

ถึงแม้ว่าการผลิตอะลูมิเนียมจากเศษอะลูมิเนียมมีข้อได้เปรียบที่สำคัญ แต่การผลิตอะลูมิเนียมจากเศษอะลูมิเนียมนี้ยังมีข้อจำกัดบางส่วนคือ เศษอะลูมิเนียมที่ถูกรวบรวมมาจากหลากหลายแหล่งที่มา ซึ่งเป็นสาเหตุทำให้มีธาตุผสมเจือปน น้ำมัน สิ่งสกปรก และสารอินทรีย์อื่น ๆ [11] และการนำเศษอะลูมิเนียมกลับมาใช้ใหม่ซ้ำ ๆ อาจทำให้มีปริมาณของธาตุผสมเพิ่มมากขึ้นระหว่างกรรมวิธีการหมุนเวียนโลหะผสมอะลูมิเนียม ธาตุผสมเจือปนโดยส่วนมากคือ เหล็ก (Fe) [12-14] ซึ่งอาจนำไปสู่การก่อตัวของสารประกอบระหว่างโลหะที่ประกอบไปด้วยธาตุ Fe ในปริมาณสูง (Iron-rich Intermetallic Compound) และเจริญเติบโตเป็นเฟสที่มีลักษณะคล้ายเข็ม (Needle-like) หรือคล้ายไม้ระแนง (Lath-like) ซึ่งมีผลให้โครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสมเสียหายได้ และยังเป็นตัวขัดขวางความสามารถไหลของโลหะหลอมเหลวส่งผลให้เกิดข้อบกพร่องในงานหล่อได้ [7, 15-17] ดังนั้น การผลิตอะลูมิเนียมจากเศษอะลูมิเนียมโดยใช้ข้อจำกัดเกี่ยวกับองค์ประกอบของธาตุ Fe ที่มีปริมาณสูง ให้เกิดประโยชน์และมีประสิทธิภาพมากที่สุดจึงเป็นที่น่าสนใจอย่างยิ่งในการศึกษาและวิจัยต่อไป

ในช่วงหลายปีที่ผ่านมา มีนักวิจัยหลายท่านให้ความสนใจเกี่ยวกับการพัฒนาโลหะผสมแนวใหม่เพื่อปรับปรุงคุณสมบัติด้านต่าง ๆ ของโลหะผสมให้เป็นทางเลือกในการนำมาใช้งานในอนาคต หนึ่งในนั้นคือ โลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติก (Hypereutectic Al-Fe Alloy) ซึ่งเป็นโลหะผสมร่วมกับสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic Compound) ที่ได้รับความสนใจเป็นอย่างยิ่ง เนื่องจากความสามารถในการเข้ากันได้ระหว่างอะลูมิเนียมและเหล็ก และโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรดนี้มีองค์ประกอบของเหล็กมากกว่า 1.8 wt.% โครงสร้างประกอบด้วยเกรนอะลูมิเนียม ( $\alpha$ -Al) และเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิ  $Al_3Fe$  ซึ่งเป็นโครงสร้างที่มีความแข็งแรงแต่เปราะ มีลักษณะคล้ายเข็มยาวและหยาบ มีอุณหภูมิหลอมเหลวสูงและมีความเสถียร จึงเป็นคุณสมบัติที่ดีสำหรับการใช้งานโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรดนี้ในสภาวะอุณหภูมิสูง [15, 18-20] รวมถึงมีความสามารถต้านทานการกัดกร่อนที่ดี และการนำไฟฟ้าที่ดีอีกด้วย [21-23] และโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดนี้ยังสามารถเพิ่มความแข็งแรง และความเสถียรมากขึ้นได้โดยผ่านกระบวนการอบชุบแข็งแบบการแยกเฟส (Precipitation Hardening) [19, 20, 24] ดังนั้น ทางผู้วิจัยจึงเลือกโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติก เป็นขอบเขตการศึกษาเพื่อพัฒนาโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีปริมาณเหล็กสูงที่เกิดจากการผลิตแบบหมุนเวียนเศษโลหะอะลูมิเนียม

นอกจากนี้ การผลิตโลหะผสมอะลูมิเนียมจากการหมุนเวียนเศษโลหะอะลูมิเนียมส่งผลให้โลหะผสมไม่มีความเป็นเนื้อเดียวกัน และเกิดความไม่สม่ำเสมอของโครงสร้างทางจุลภาค รวมถึงการเกิดเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิที่อุดมไปด้วยเหล็กปริมาณสูงที่ก่อให้เกิดการสูญเสียสมบัติเชิงกล และความสามารถไหลของโลหะหลอมเหลว กระบวนการปรับสภาพเฟสและเกรนให้ละเอียดขึ้น

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

(Refinement) จึงจำเป็นและมีความสำคัญในการปรับปรุงโครงสร้างทางจุลภาคเพื่อเพิ่มสมบัติเชิงกลและความสามารถในการไหลอย่างมีประสิทธิภาพให้กับโลหะผสมอะลูมิเนียม กระบวนการปรับสภาพละเอียดที่ได้รับความนิยม เนื่องจากไม่ซับซ้อน และใช้ระยะเวลาสั้นคือ การเติมธาตุผสมที่มีอิทธิพลต่อโครงสร้างจุลภาค (เช่น ธาตุผสม Ti-B, ธาตุผสม Zr-Sc, ธาตุ Rare-earth ต่าง ๆ) [16, 25-28] ซึ่งปัญหาที่ตามมาคือ การกระจายตัวของเฟสและขนาดเกรนมีความไม่สม่ำเสมอ [29] อีกหนึ่งในกระบวนการปรับสภาพเฟสและเกรนให้ละเอียดขึ้นและมีประสิทธิภาพสูงคือ กระบวนการปรับสภาพละเอียดทางกลโดยอาศัยการสั่นของคลื่นที่มีความถี่สูงในโลหะหลอมเหลว หรือที่เรียกกันทั่วไปว่า กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว (Ultrasonic Melt Processing; USP) ซึ่งจากงานวิจัยก่อนหน้านี้พบว่า กระบวนการนี้ช่วยทำให้เกรนมีความละเอียดมากขึ้น และมีการกระจายตัวของอนุภาคที่สม่ำเสมอ ส่งผลให้สมบัติเชิงกลมีประสิทธิภาพมากขึ้น และความเป็นรูพรุนลดลง [9, 27, 29-32]

ดังนั้น ในงานวิจัยนี้จึงได้เล็งเห็นถึงความสำคัญของกระบวนการผลิตอะลูมิเนียมจากกระบองเครื่องตีอะลูมิเนียมใช้แล้วซึ่งกำลังเป็นที่สนใจในวงการวิศวกรรมวัสดุและอุตสาหกรรมโลหะผสม เนื่องจากศักยภาพในการลดต้นทุนวัตถุดิบและเพิ่มสมบัติเชิงกล รวมไปถึงการให้ความสำคัญกับนโยบายการลดปริมาณ Carbon Footprint ด้วยการนำอะลูมิเนียมกลับมาใช้ใหม่ อีกทั้งยังศึกษาในโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติก ซึ่งเป็นอะลูมิเนียมผสมเกรดใหม่ที่กำลังได้รับความนิยมจากนักวิจัยและภาคอุตสาหกรรมเนื่องจากที่มีคุณสมบัติโดดเด่นด้านสมบัติเชิงกลที่ค่อนข้างดีจากความแข็งของสารประกอบเชิงโลหะเฟสเหล็ก และมีความเสถียรในการใช้งานอุณหภูมิสูงเนื่องจากมีจุดหลอมเหลวสูง อย่างไรก็ตามยังมีข้อจำกัดเรื่องโครงสร้างของเฟสเหล็กที่ควรได้รับการปรับปรุงและการวิจัยเพิ่มเติมเพื่อเพิ่มสมบัติการนำไปใช้งานในด้านต่างๆ เช่น ความแข็งแรง ความต้านทานการสึกหรอ การนำไฟฟ้า ความต้านทานต่อการกัดกร่อน ซึ่งมีความท้าทายเป็นอย่างยิ่งเนื่องจากงานวิจัยก่อนหน้านี้ยังไม่มีกระบวนการเกี่ยวกับการผลิตโลหะผสมเหล็กเกรดนี้ร่วมกับการใช้เศษอะลูมิเนียมหมุนเวียนหรือกระบองเครื่องตีอะลูมิเนียมเพื่อเพิ่มประสิทธิภาพของผลิตอะลูมิเนียมผสม โดยมีเป้าหมายเพื่อประยุกต์ใช้อลูมิเนียมรีไซเคิลได้มากที่สุดโดยไม่ต้องคำนึงถึงการจ ทัดปริมาณเหล็กที่เจือปนในอะลูมิเนียมผสม นอกจากนี้ มีการประยุกต์ใช้กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลวเพื่อปรับปรุงโครงสร้างทางจุลภาคและเพิ่มประสิทธิภาพของสมบัติโลหะผสมอีกด้วย เนื่องจากข้อจำกัดของโครงสร้างโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติกที่มีการก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะ และนำไปสู่การสูญเสียสมบัติของโลหะผสมได้ อีกทั้งปัญหาสิ่งเจือปนจากการนำกระบองเครื่องตีอะลูมิเนียมใช้แล้วมาใช้งานโดยไม่ผ่านกระบวนการแยกองค์ประกอบ และสุดท้ายนี้การดำเนินงานวิจัยนี้ยังมีวัตถุประสงค์เพื่อเป็นแนวทางการศึกษา ตลอดจนสามารถนำไปประยุกต์ใช้สำหรับภาคอุตสาหกรรมในอนาคตได้อย่างมีประสิทธิภาพ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 1.2 วัตถุประสงค์ของวิทยานิพนธ์

- 1.2.1 ศึกษาผลกระทบของปริมาณเหล็กสูงในโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติกต่อโครงสร้างทางจุลภาค และคุณสมบัติของโลหะผสม
- 1.2.2 ศึกษาผลกระทบของการเติมเศษกระป๋องเครื่องตีอะลูมิเนียมใช้แล้วต่อโครงสร้างทางจุลภาค และคุณสมบัติของโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติก
- 1.2.3 ศึกษาประสิทธิภาพในการปรับสภาพโครงสร้างของโลหะผสมด้วยใช้กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว

## 1.3 ขอบเขตของการศึกษา

วิทยานิพนธ์นี้มีวัตถุประสงค์ เพื่อตรวจสอบผลกระทบของการเติมกระป๋องเครื่องตีอะลูมิเนียมใช้แล้วต่อโครงสร้างทางจุลภาค สมบัติทางกล สมบัติทางกายภาพในอุณหภูมิห้อง และความเสถียรทางความร้อนในอุณหภูมิสูงของโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติก นอกจากนี้ การศึกษานี้ยังมุ่งเน้นไปที่การเพิ่มประสิทธิภาพในการปรับสภาพโครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสมหล่อด้วยกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว ขอบเขตของวิทยานิพนธ์นี้จึงประกอบไปด้วย:

- 1.3.1 ผลิตโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติกในสัดส่วนโดยน้ำหนัก Al-4%Fe
- 1.3.2 ศึกษาการเติมเศษกระป๋องเครื่องตีอะลูมิเนียมใช้แล้วในปริมาณ 0%, 25%, 50% และ 75% โดยน้ำหนัก ของโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติก
- 1.3.3 เศษโลหะอะลูมิเนียมเตรียมจากกระป๋องเครื่องตีอะลูมิเนียมใช้แล้วจากพวกน้ำอัดลม ได้แก่ เป๊ปซี่ โค้ก จีพีที คาลพิสแลคโตะ เบียร์สิงห์ และชเวปส์ โดยมีการควบคุมปริมาณกระป๋องแต่ละยี่ห้อในการหลอมแต่ละครั้งของผลิตเป็นอินกอต และมีการผสมเศษอะลูมิเนียมรวมกันและตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีแต่ละการทดลองก่อนนำไปผสมกับโลหะแม่เพื่อผลิตเป็นโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติกในสัดส่วนโดยน้ำหนัก Al-4%Fe ด้วยอัตราส่วนผสมของเศษอะลูมิเนียมผสมสัดส่วนเปอร์เซ็นต์แตกต่างกัน
- 1.3.4 โลหะผสมถูกเตรียมโดยใช้ อะลูมิเนียมบริสุทธิ์ 99.9%, โลหะแม่ Al-20%Fe และก้อนโลหะกระป๋องเครื่องตีอะลูมิเนียมใช้แล้ว หล่อด้วยเตาหลอมไฟฟ้าชนิดเหนี่ยวนำ
- 1.3.5 ปรับสภาพโครงสร้างของโลหะผสมด้วยกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว
- 1.3.6 วิเคราะห์องค์ประกอบธาตุและเฟส โครงสร้างทางมหภาคและจุลภาคของโลหะผสมด้วยเครื่องวิเคราะห์องค์ประกอบธาตุ (Spark Optical Emission Spectrometer; OES), เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray Diffractometer; XRD), กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope; OM), กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ส่องกราด (Field Emission Scanning Electron Microscope; FE-SEM) และเครื่องวิเคราะห์ธาตุจากรังสีเอ็กซ์ (Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy; EDS/EDX)

- 1.3.7 ตรวจสอบสมบัติทางกลของโลหะผสมโดยการทดสอบความแข็งบริเนลล์ (Brinell Hardness) และความแข็งแรงจากความต้านทานแรงดึง (Tensile Testing) ที่อุณหภูมิห้องและอุณหภูมิสูง
- 1.3.8 ตรวจสอบสมบัติทางกายภาพของโลหะผสมโดยการทดสอบการนำไฟฟ้า (Electrical Conductivity) และความต้านทานการกัดกร่อน (Corrosion Resistance)

## 1.4 ขั้นตอนของการศึกษา

- 1.4.1 วางแผน และกำหนดขอบเขตของวิทยานิพนธ์
- 1.4.2 ศึกษาค้นคว้าข้อมูลทฤษฎี และงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง
- 1.4.3 ออกแบบการทดลอง และเตรียมวัสดุ อุปกรณ์ รวมถึงเครื่องมือที่ใช้สำหรับงานวิจัย
- 1.4.4 ทดลองหล่อชิ้นงานโลหะผสม
- 1.4.5 ตรวจสอบและวิเคราะห์องค์ประกอบ และโครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสม
- 1.4.6 ทดสอบสมบัติทางกล และกายภาพของโลหะผสม
- 1.4.7 วิเคราะห์ผล และสรุปผลการทดลอง
- 1.4.8 จัดทำรูปเล่ม และการนำเสนอวิทยานิพนธ์

## 1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

วิทยานิพนธ์นี้มีศักยภาพที่จะส่งผลกระทบต่อการผลิตอะลูมิเนียมแบบหมุนเวียนโลหะอะลูมิเนียม ซึ่งมุ่งเน้นการใช้ประโยชน์จากธาตุเจือปนในเศษอะลูมิเนียม และลดข้อจำกัดของปริมาณธาตุเหล็กสูงด้วยการปรับสภาพโครงสร้าง เพื่อการผลิตโลหะผสมจากเศษอะลูมิเนียมได้อย่างมีประสิทธิภาพ ดังนั้นประโยชน์หลักที่คาดว่าจะได้รับจากวิทยานิพนธ์นี้คือ:

- 1.5.1 การพัฒนาและเพิ่มความเข้าใจในกลไกการปรับปรุงโครงสร้างทางจุลภาค และคุณสมบัติของโลหะผสมอะลูมิเนียมจากการผลิตร่วมกับเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมใช้แล้ว
- 1.5.2 การพัฒนาโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเพอร์ยูเทคติกที่มีปริมาณธาตุเหล็กสูง ที่เหมาะสมสำหรับการใช้งานทั้งในอุณหภูมิห้องและอุณหภูมิสูง
- 1.5.3 การเพิ่มประสิทธิภาพของโครงสร้างทางจุลภาค และคุณสมบัติโลหะผสมอะลูมิเนียม ด้วยกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว
- 1.5.4 การเป็นแนวทางในการศึกษาและประยุกต์ใช้จริงของเทคโนโลยีอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลวในการหล่อโลหะผสมของภาคอุตสาหกรรม ร่วมกับการใช้ประโยชน์จาก

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

กระบวนการผลิตแบบหมุนเวียนเศษโลหะอะลูมิเนียม เพื่อเพิ่มประสิทธิภาพ และลด  
ต้นทุนการผลิตในภาคอุตสาหกรรม



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## บทที่ 2

# วรรณกรรมปริทัศน์และงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

### 2.1 ความรู้เบื้องต้นเกี่ยวกับอะลูมิเนียม

อะลูมิเนียมจัดเป็นโลหะที่มีสมบัติเด่นในด้านน้ำหนักเบา (Light Metals) มีน้ำหนักอะตอม 26.97 g/mol ความหนาแน่น 2.70 g/cm<sup>3</sup> ซึ่งประมาณเป็นหนึ่งในสามของเหล็ก มีความแข็งแรงอยู่ในระดับปานกลาง แต่มีความเหนียวสูงสามารถนำไปใช้งานได้กว้างขวางแทนเหล็กและทองแดงได้ในหลาย ๆ ด้าน อะลูมิเนียมมีสมบัติการนำไฟฟ้าและความร้อนดี มีความต้านทานการกัดกร่อนในบรรยากาศใช้งานทั่วไปได้ดี อีกทั้งคุณสมบัติด้านหล่อหลอมอยู่ในระดับที่ดีเนื่องจากมีอุณหภูมิหลอมเหลวต่ำประมาณ 660 °C มีความสามารถในการรวมตัวกับโลหะอื่น ๆ เป็นโลหะผสมได้ง่าย มีความสามารถในการไหลสูง มีความสามารถยึดตัวได้ง่าย รวมถึงไม่เป็นพิษต่อร่างกายมนุษย์จึงมักใช้ทำเป็นภาชนะบรรจุอาหาร ทนทานต่อการเกิดสนิม เนื่องจากที่ผิวของอะลูมิเนียมมักสร้างแผ่นฟิล์มออกไซด์ (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) ซึ่งทำหน้าที่ปกกันเนื้อโลหะที่อยู่ลึกลงไปได้ผิวไม่ให้เกิดปฏิกิริยากับออกซิเจน อีกทั้งอะลูมิเนียมยังสามารถหาซื้อได้ง่ายและมีราคาถูก [1, 13, 33]

โดยทั่วไป อะลูมิเนียมบริสุทธิ์ (Pure Aluminum) มีองค์ประกอบของอะลูมิเนียมด้านความบริสุทธิ์ตั้งแต่ร้อยละ 99.99 จนถึงความบริสุทธิ์ทางการค้าร้อยละ 99.00 มีโครงสร้างผลึกแบบ FCC ทำให้คุณสมบัติมีความเหนียวสูง ความแข็งแรงอยู่ที่ช่วงประมาณ 8-10 kg/mm<sup>2</sup> [33] ในขณะที่ยังคงทนทานต่อการขึ้นรูปเย็น ส่งผลให้อะลูมิเนียมมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นสูงถึง 18 kg/mm<sup>2</sup> และวัดความแข็งได้ประมาณ 19 HB [34]

นอกจากนี้ อะลูมิเนียมมีความสามารถในการรวมตัวกับโลหะอื่น ๆ ได้หลายชนิด เช่น ซิลิคอน (Si), แมกนีเซียม (Mg), แมงกานีส (Mn), ทองแดง (Cu), เหล็ก (Fe), และ สังกะสี (Zn) เป็นต้น ซึ่งการผสมธาตุต่าง ๆ เหล่านี้ จะส่งผลให้โลหะผสมอะลูมิเนียมมีโครงสร้างและคุณสมบัติของอะลูมิเนียมที่เปลี่ยนแปลงแตกต่างกันตามปริมาณองค์ประกอบของธาตุผสม และสามารถปรับแต่งความต้องการของการนำไปใช้งานได้ ยกตัวอย่างโลหะผสมอะลูมิเนียม เช่น โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด A356 ประกอบไปด้วยธาตุทองแดง 0.20 wt.%, แมกนีเซียม 0.35 wt.%, แมงกานีส 0.10 wt.%, ซิลิคอน 7.0 wt.%, เหล็ก 0.20 wt.%, และสังกะสี 0.10 wt.% ซึ่งมีช่วงความแข็งแรงต้านทานแรงดึงอยู่ที่ 159-345 MPa และช่วงความแข็งบริเนลล์ 70-105 HB นอกจากนี้ โลหะผสมอะลูมิเนียมเกรดดังกล่าวสามารถเพิ่มสมบัติเชิงกลด้วยกรรมวิธีทางความร้อนได้อีกด้วย [33] ดังนั้น ด้วยจุดเด่นของสมบัติอะลูมิเนียมนี้จึงทำให้โลหะผสมอะลูมิเนียมมีการใช้งานอย่างแพร่หลาย

### 2.1.1 ประเภทของอะลูมิเนียม

โดยทั่วไปการจำแนกประเภทอะลูมิเนียมและโลหะผสมอะลูมิเนียมสามารถแบ่งได้ตามลักษณะกระบวนการขึ้นรูปได้เป็น 2 ประเภท ดังนี้

#### 2.1.1.1 ประเภทขึ้นรูปด้วยแรงทางกล (Wrought Aluminum)

เป็นอะลูมิเนียมที่ผ่านกระบวนการขึ้นรูปด้วยแรงทางกล เช่น การรีดเป็นแผ่นหรือเส้น และการอัดขึ้นรูปเป็นหน้าตัดและบีบเป็นชิ้นส่วน เป็นต้น [13] อะลูมิเนียมและโลหะผสมอะลูมิเนียมประเภทนี้จะใช้ระบบตัวเลข 4 หลักในการจำแนกการติดตามส่วนผสมทางเคมีโดย The International Alloy Designation System (IADS) ได้เป็น 8 กลุ่ม ดังแสดงในตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 โลหะผสมอะลูมิเนียมประเภทขึ้นรูปด้วยแรงทางกล [33, 35]

Series	Main alloying elements	Heat treatment	Application
1XXX	≥99.0% Al	Non-heat treatable	ภาชนะ ตัวนำ ไฟฟ้า และอุปกรณ์เคมี
2XXX	Cu	Heat treatable	ชิ้นส่วนยานยนต์ และอากาศยาน
3XXX	Mn	Non-heat treatable	บรรจุภัณฑ์ โลหะแผ่น กระจก
4XXX	Si	Non-heat treatable	ลูกสูบ ลวดเชื่อม และแผ่นบัดกรี
5XXX	Mg	Non-heat treatable	ชิ้นส่วนที่สัมผัสสิ่งแวดล้อมทางทะเล
6XXX	Mg, Si	Heat treatable	อัดขึ้นรูป และชิ้นส่วนยานยนต์
7XXX	Zn	Heat treatable	ชิ้นส่วนอากาศยาน และแข็งแรงสูง
8XXX	Others (Li, Fe, Sn)	Heat treatable	ก้านสูบ แบริ่งก้านสูบ ฝาบรรจุภัณฑ์

#### 2.1.1.2 ประเภทหล่อขึ้นรูป (Cast Aluminum)

เป็นอะลูมิเนียมที่ผ่านกระบวนการหล่อ ไม่ว่าจะเป็นการหล่ออินกอต (Ingot) หรือการหล่อแบบต่อเนื่อง (Casting) โลหะผสมอะลูมิเนียมประเภทนี้มีสมบัติที่โดดเด่นในเรื่องความสามารถไหลของโลหะหลอมเหลวดี ให้เหมาะต่อหลอมเป็นชิ้นส่วนหรือรูปพรรณได้ง่าย และส่วนใหญ่โลหะผสมประเภทนี้สามารถอบชุบแข็งด้วยความร้อนได้ [13] ซึ่งทาง The Aluminum Association (AA) ได้แบ่งอะลูมิเนียมและโลหะผสมอะลูมิเนียม โดยรหัส 4 ตัว ตามส่วนผสมทางเคมี และลักษณะของผลิตภัณฑ์ ซึ่งรหัสตัวแรกบอกลักษณะของผลิตภัณฑ์หลัก รหัสตัวที่สองและสามบอกปริมาณอะลูมิเนียม ส สำหรับรหัสตัวสุดท้ายบอกลักษณะของผลิตภัณฑ์ได้แก่ “0” หมายถึง Casting และ “1 หรือ 2” หมายถึง Ingot การจำแนกโลหะผสมอะลูมิเนียมประเภทนี้ แสดงดังตารางที่ 2.2

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 2.2 โลหะผสมอะลูมิเนียมประเภทหล่อขึ้นรูป [33]

Series	Main alloying elements	Heat treatment	Application
1XX.X	≥99.0% Al	Non-heat treatable	โรเตอร์มอเตอร์ และอุปกรณ์เคมี
2XX.X	Cu	Heat treatable	ชิ้นส่วนยานยนต์ และอากาศยาน
3XX.X	Si-Cu, Si-Mg	Heat treatable	ล้อ เสื่อสับฝาสับ ชิ้นส่วนอากาศยาน
4XX.X	Si	Non-heat treatable	ท ารือมปั๊ม หล่อผนังบาง เครื่องครัว
5XX.X	Mg	Non-heat treatable	ชิ้นส่วนแม่พิมพ์ทราย
6XX.X	Unused series	Non-heat treatable	-
7XX.X	Zn	Heat treatable	ชิ้นส่วนยานยนต์ และอากาศยาน
8XX.X	Li, Sn	Non-heat treatable	กานสับ แบร็งก์กานสับ ฝาบรจุกัณฑ์

### 2.1.2 กระบวนการผลิตอะลูมิเนียม

อะลูมิเนียมเป็นธาตุที่พบมากที่สุดชนิดหนึ่งบนพื้นผิวโลกรองลงมาจากซิลิคอนและออกซิเจน โดยเป็นที่ทราบกันดีว่าอะลูมิเนียมสามารถรวมเข้ากับธาตุชนิดอื่น ๆ ได้ง่าย จึงทำให้พบอะลูมิเนียมในรูปบริสุทธิ์ในธรรมชาติ โดยส่วนใหญ่อะลูมิเนียมมักเกิดปฏิกิริยากับอากาศและน้ำเกิดเป็นสารประกอบอยู่ในรูปของอะลูมิเนียมออกไซด์ ( $Al_2O_3$ ) ซึ่งอยู่ร่วมปะปนกับซิลิคอนออกไซด์ ( $SiO_2$ ) และเหล็กออกไซด์ ( $Fe_2O_3$ ) แร่อะลูมิเนียมที่สามารถนำมาถลุงเป็นโลหะซึ่งมีซิลิคอนอยู่ในปริมาณต่ำและนิยมนำมาสูงเพื่อการค้ามากที่สุดคือ แร่บอกไซต์ (Bauxite) [2]

กระบวนการผลิตอะลูมิเนียมสามารถแบ่งตามประเภทของวัตถุดิบได้ 2 ประเภท ได้แก่ การผลิตอะลูมิเนียมจากแร่ (การผลิตปฐมภูมิ) และการผลิตอะลูมิเนียมจากเศษโลหะ (การผลิตทุติยภูมิ)

#### 2.1.2.1 การผลิตอะลูมิเนียมจากแร่ (Primary Aluminum)

การผลิตอะลูมิเนียมจากแร่หรือขั้นปฐมภูมินี้ เป็นที่ทราบกันดีว่าแร่ที่นิยมนำมาถลุงและผลิตเป็นอะลูมิเนียม คือ แร่บอกไซต์ (Bauxite) ซึ่งมีองค์ประกอบสาร ได้แก่ อะลูมิเนียมออกไซด์ ( $Al_2O_3$ ) หรือเรียกว่า “อะลูมินา” ร้อยละ 40-60 ซิลิคอนออกไซด์ร้อยละ 1-15 เหล็กออกไซด์ร้อยละ 7-30 ไทเทเนียมไดออกไซด์ร้อยละ 3-4 และธาตุอื่น ๆ อีกเล็กน้อย รวมถึงการปนเปื้อนของควอตซ์ เหล็กไฮดรอกไซด์ และเม็ดตะกอนรวมอยู่ด้วย [36] ดังนั้นการผลิตประเภทนี้จึงมีความจำเป็นต้องแยกสกัดสิ่งเจือปนเหล่านี้ให้ได้เป็นผงอะลูมินา จากนั้นนำไฟฟ้าผ่านกรรมวิธีทางไฟฟ้า ซึ่งผลลัพธ์ที่ได้ของการผลิตกระบวนการประเภทนี้ คือ อะลูมิเนียม และก๊าซคาร์บอนไดออกไซด์ กรรมวิธีการผลิตโลหะอะลูมิเนียมจากแร่มีหลายวิธีการขึ้นอยู่กับชนิดของแร่ที่มีปริมาณอะลูมินาที่แตกต่างกัน หนึ่งในวิธีการที่ประสบความสำเร็จเป็นอย่างสูง คือ การแยกอะลูมิเนียมโดยกระแสไฟฟ้า (Hall-Heroult Process) เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

หรือเรียกวิธีนี้ว่า อิเล็กโทรไลซิส (Electrolysis) โดยการใช้สารละลายโครโอไลต์ ( $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ ) เป็นสารอิเล็กโทรไลต์ ซึ่งกรรมวิธีนี้ต้องใช้กระแสไฟฟ้าประมาณ 16,600-18,000 kWh ต่อจำนวนโลหะอะลูมิเนียมที่ผลิตได้ 1 ตัน จะเห็นว่าปริมาณกระแสไฟฟ้าที่ใช้ค่อนข้างสูง ผลที่ตามมาคือต้นทุนในการผลิตสูงตามไปด้วย ทำให้บางประเทศไม่สามารถผลิตอะลูมิเนียมจากกรรมวิธีนี้ได้ [2]

### 2.1.2.2 การผลิตอะลูมิเนียมจากเศษโลหะ (Secondary Aluminum)

การผลิตอะลูมิเนียมทุติยภูมิหรือการหมุนเวียนเศษโลหะอะลูมิเนียมนี้ได้รับความนิยม และทุกภาคส่วนให้ความสำคัญเป็นอย่างยิ่ง ซึ่งการผลิตประเภทนี้จะใช้พลังงานประมาณ 750 kWh ในปริมาณการผลิตอะลูมิเนียมที่เท่ากัน ซึ่งสามารถลดการใช้พลังงานไฟฟ้าได้ถึงร้อยละ 95 และช่วยลดการปล่อยก๊าซคาร์บอนไดออกไซด์ได้ถึงร้อยละ 15 เมื่อเทียบกับการผลิตโลหะอะลูมิเนียมปฐมภูมิ [2, 3, 5] ซึ่งกระบวนการผลิตจากเศษอะลูมิเนียมนี้สามารถแบ่งออกเป็น 2 ประเภทย่อย ๆ ได้แก่

1. เศษอะลูมิเนียมจากโรงงานอุตสาหกรรมหรือเศษโลหะใหม่ (New Scrap) เป็นเศษอะลูมิเนียมที่เกิดขึ้นในกระบวนการผลิตและขึ้นรูปโลหะอะลูมิเนียมในระหว่างการหลอมและหล่อโลหะ เช่น โลหะอะลูมิเนียมในส่วนที่เป็นทางวิ่ง น้ำโลหะในงานหล่อซึ่งเป็นเศษโลหะที่มีคุณภาพดี
2. เศษอะลูมิเนียมที่ผ่านการใช้งานแล้วหรือเศษโลหะเก่า (Obsolete Scrap) เป็นเศษโลหะที่เกิดจากผลิตภัณฑ์ที่ผ่านการใช้งาน หรือหมดอายุการใช้งานแล้ว เช่น กระจังเครื่องยนต์ สายเคเบิล อุปกรณ์ก่อสร้าง ขั้นตอนการหมุนเวียนเศษอะลูมิเนียมประเภทนี้จะซับซ้อนกว่าการหมุนเวียนเศษโลหะใหม่

### 2.1.3 การใช้งานอะลูมิเนียม

อะลูมิเนียมถูกพบในหลากหลายอุตสาหกรรม เนื่องจากอะลูมิเนียมมีสมบัติที่โดดเด่นหลายประการดังที่แสดงมาข้างต้น อีกทั้งยังสามารถนำไปผสมกับโลหะอื่น ๆ เช่น ซิลิกอน ทองแดง แมกนีเซียม แมงกานีส และสังกะสี กลายเป็นโลหะผสมอะลูมิเนียมได้ ซึ่งเป็นการปรับปรุงคุณสมบัติของอะลูมิเนียมให้มีคุณสมบัติที่ดีขึ้น และหลากหลายมากขึ้น เพื่อเป็นการเพิ่มขอบเขตการใช้งานของอะลูมิเนียมให้กว้างขวางมากขึ้น ซึ่งการใช้งานสามารถจำแนกได้ ดังนี้ [2, 37]

#### 2.1.3.1 การคมนาคมขนส่ง

ใช้เป็นวัสดุสำหรับเป็นชิ้นส่วนของเครื่องจักรอุปกรณ์ และชิ้นส่วนต่าง ๆ ที่ต้องการน้ำหนักเบา ความแข็งแรงสูง และทนต่อการกัดกร่อนในสภาวะต่าง ๆ ได้ดี จึงถูกผลิตเป็นชิ้นส่วนยานยนต์ไม่ว่าจะเป็น เครื่องบิน จรวด รถยนต์ และเรือ เป็นต้น เพื่อลดน้ำหนักของยานพาหนะให้น้อยลง และช่วยประหยัดเชื้อเพลิงในการขับเคลื่อนได้ ในอุตสาหกรรมการบิน อะลูมิเนียมถือเป็นส่วนสำคัญเนื่องจากปัจจุบันมีการใช้ทำโครงสร้างผนังคิดเป็นปริมาณร้อยละ 60-70 ของน้ำหนักเครื่องบิน รวมไปถึงจรวด ดาวเทียม และยานอวกาศอื่น ๆ ก็มีอะลูมิเนียมหรือโลหะอะลูมิเนียมเป็นส่วนประกอบ

ของชิ้นส่วนเช่นเดียวกัน เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 2.1.3.2 การก่อสร้าง

อะลูมิเนียมมักนิยมนามาใช้เป็นส่วนประกอบของการก่อสร้าง โดยเฉพาะงานเชื่อมโลหะ เนื่องจากอะลูมิเนียมมีจุดหลอมเหลวต่ำ อีกทั้งยังมีความแข็งแรงที่สูง และต้านทานการกัดกร่อนในชั้นบรรยากาศได้ดี ซึ่งนำไปใช้เป็นวัสดุและชิ้นส่วนต่าง ๆ เช่น ท่อ กรอบประตู กรอบหน้าต่าง คาน เสริมแรง และวัสดุก่อสร้างต่าง ๆ เป็นต้น สัดส่วนความต้องการของอะลูมิเนียมในอุตสาหกรรมก่อสร้างคิดเป็นร้อยละ 25 เพื่อทดแทนการใช้ไม้ โดยจะมีอายุการใช้งานที่ไม่จำกัดจำนวนครั้ง แตกต่างจากไม้ที่สามารถใช้งานได้เพียง 2-3 ครั้งเท่านั้น

### 2.1.3.3 การไฟฟ้า

อีกหนึ่งสมบัติของอะลูมิเนียมที่โดดเด่น คือ การนำไฟฟ้า ซึ่งอะลูมิเนียมถูกนำมาใช้ผลิตเป็นสายไฟฟ้าแรงสูง และสายส่งสัญญาณในงานที่ต้องการเป็นกรณีพิเศษ โดยเฉพาะอย่างยิ่งอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ที่มีความสามารถในการนำไฟฟ้าที่สูง แต่เนื่องด้วยราคาที่สูงกว่าสายไฟฟ้าทองแดง อะลูมิเนียมจึงไม่เป็นที่นิยมใช้งานกันทั่วไป

### 2.1.3.4 บรรจุภัณฑ์

อะลูมิเนียมมีสมบัติในการขึ้นรูปได้ง่าย มีความต้านทานการกัดกร่อนในสถานะต่าง ๆ ได้ดี ทำให้อะลูมิเนียมถูกนำมาใช้ผลิตเป็นบรรจุภัณฑ์สำหรับสารเคมี ในรูปแบบถังบรรจุสารเคมี อีกทั้งยังไม่ก่อให้เกิดสารพิษที่เป็นอันตรายต่อร่างกายจึงถูกนำมาใช้ผลิตเป็นบรรจุภัณฑ์สำหรับใส่อาหาร และเครื่องดื่ม ไม่ว่าจะเป็นแผ่นอะลูมิเนียมฟอยล์ห่ออาหาร เครื่องครัว โดยเฉพาะอย่างยิ่งการปกป้องเครื่องดื่ม ปัจจุบันการปกป้องเครื่องดื่มกว่าร้อยละ 97 และการปกป้องเบียร์ทั้งหมดล้วนมาจากอะลูมิเนียมทั้งสิ้น

### 2.1.3.5 เครื่องมือ และเครื่องจักรกล

อะลูมิเนียมมีการนำมาใช้ทำแผ่นสะท้อนแสงในแฟลชถ่ายรูป งานสะท้อนแสงในไมโครเวฟ หรือไฟหน้ารถยนต์ เนื่องจากผิวหน้าของอะลูมิเนียมมีดัชนีการสะท้อนของแสงสูง นอกจากนี้ยังถูกนำมาใช้ผลิตเป็นส่วนประกอบของเครื่องจักรกลประเภทต่าง ๆ เช่น ลูกสูบ เสื้อสูบ และฝาสูบรถยนต์

## 2.2 การปกป้องเครื่องตีอะลูมิเนียม

อะลูมิเนียมเป็นวัสดุที่ใช้กันทั่วไปสำหรับการผลิตปกป้องเครื่องตี เนื่องจากสมบัติที่โดดเด่นที่เหมาะสมสำหรับการเก็บเครื่องตีอัดลม โดยสามารถทนต่อแรงดันจากแก๊สคาร์บอนไดออกไซด์ในเครื่องตีได้ น้ำหนักเบา นอกจากนี้ พื้นผิวอะลูมิเนียมมีความมันวาวสามารถพิมพ์ตกแต่งบรรจุภัณฑ์ได้สวยงาม อีกทั้งยังไม่เป็นสนิมง่ายเมื่ออายุการเก็บรักษานาน [4, 33]

ช่วงหลังสงครามโลกครั้งที่ 2 มีการนิยมใช้งานกระป๋องจากเหล็ก ต่อมาพัฒนาเป็นกระป๋องรูปแบบไฮบริดที่ฝากระป๋องทำจากอะลูมิเนียม แต่ตัวกระป๋องยังทำจากเหล็กซึ่งกระป๋องแบบนี้มีจุดเด่น คือ อะลูมิเนียมช่วยลดการเกิดปฏิกิริยาแกลวานิก (Galvanic Reaction) ระหว่างเครื่องดื่มอัดลมและเหล็ก ทำให้เครื่องดื่มมีอายุการเก็บรักษาที่ยาวนานขึ้นเป็น 2 เท่าของเครื่องดื่มที่บรรจุในกระป๋องเหล็กมทั้งหมดได้ รวมไปถึงการเปิดกระป๋องเพื่อบริโภคจากฝาอะลูมิเนียมง่ายขึ้นด้วยการดึงแท็บ เมื่อเปรียบเทียบกับฝาจากเหล็กที่ต้องเปิดใช้งานด้วยเทคนิคพิเศษ [38]

ในปี ค.ศ.1958 เริ่มมีการใช้งานกระป๋องอะลูมิเนียมคิดค้นโดยบริษัท Adolph Coors แต่ยังมีข้อจำกัดในเรื่องขนาด และกระบวนการผลิตในตอนแรก แต่ไม่สามารถต้านทานความนิยมการใช้งานกระป๋องอะลูมิเนียมได้ ทำให้มีการเติบโตอย่างต่อเนื่อง [39] จนในปี ค.ศ.1963 มีการนำเทคโนโลยีเข้ามาช่วยในการพัฒนากระป๋องที่ทำจากอะลูมิเนียมทั้งหมด และเทคนิคต่าง ๆ ที่ได้มาตรฐานสำหรับอุตสาหกรรม บริษัท Coors และ Hamms Brewery เป็นบริษัทแรกที่นำกระป๋องใหม่นี้มาใช้ และ PepsiCo และ Coca-Cola เริ่มใช้กระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมทั้งหมดในปี ค.ศ.1965 โดยมีการประเมินการใช้งานกระป๋องอะลูมิเนียมว่าปริมาณเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องจากครึ่งล้าน (ค.ศ.1965) เป็น 8.5 พันล้านกระป๋องในปี ค.ศ.1972 และยังคงเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องกลายเป็นทางเลือกสำหรับเครื่องดื่มอัดลม เนื่องจากน้ำหนักที่เบา ไม่เป็นสนิม เย็นเร็ว พื้นผิวกระป๋องพิมพ์ลายได้สวยงาม อายุการเก็บรักษายาวนาน และสามารถรีไซเคิลหมุนเวียนโลหะอะลูมิเนียมได้ง่าย [4, 38]

### 2.2.1 ประโยชน์ของการหมุนเวียนของกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียม

กระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมถือเป็นขยะเหลือทิ้งจากการบริโภคที่มีคุณค่าอย่างมากและมีความยั่งยืนที่สุดในกระบวนการหมุนเวียนหรือการรีไซเคิล เนื่องจากมีอัตราการรีไซเคิลที่สูงกว่าบรรจุภัณฑ์คู่แข่งอื่น ๆ เช่น แก้ว และพลาสติก อีกทั้งการรีไซเคิลกระป๋องอะลูมิเนียมเป็นการรีไซเคิลแบบวงจรปิดที่แท้จริงถึงร้อยละ 93 กล่าวคือการรีไซเคิลกระป๋องอะลูมิเนียมสามารถกลายเป็นผลิตภัณฑ์อะลูมิเนียมซึ่งสามารถหมุนเวียนได้เช่นเดิม แตกต่างจากการรีไซเคิลแก้วและพลาสติกที่เมื่อนำมารีไซเคิลจะกลายเป็นวัสดุ พวกเส้นใยแทนเป็นส่วนใหญ่ และการรีไซเคิลแบบวงจรปิดอยู่เพียงร้อยละ 30-60 [4] นอกจากนี้ ข้อได้เปรียบของการน ำกระป๋องอะลูมิเนียมมาหมุนเวียนยังมีอีกหลายประการ [2, 39, 40] ดังนี้

1. ช่วยประหยัดพลังงานไฟฟ้าในการผลิตอะลูมิเนียมได้ถึงร้อยละ 95 เมื่อเปรียบเทียบกับการผลิตขั้นปฐมภูมิ (จากการผลิตอะลูมิเนียม 1 kg ใช้พลังงาน 45 kWh เหลือเพียง 2.8 kWh)
2. ปลดปล่อยก๊าซคาร์บอนไดออกไซด์ในระหว่างกระบวนการผลิต ซึ่งมีการปล่อยก๊าซเพียงร้อยละ 5 (จากการปล่อย CO<sub>2</sub> ปริมาณ 12 kg เหลือเพียง 0.6 kg ต่อการผลิตอะลูมิเนียม 1 kg)
3. การรีไซเคิลกระป๋องอะลูมิเนียมในการผลิตอะลูมิเนียม 1 kg สามารถประหยัดแร่บอกไซต์ได้ถึง 8 kg ผลิตภัณฑ์ทางเคมี 4 kg และพลังงานไฟฟ้า 14 kWh

4. ลดปริมาณการฝังกลบอะลูมิเนียม และลดค่าธรรมเนียมการกำจัดหลุมฝังกลบ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 5. สร้างรายได้ให้กับผู้ประกอบการการรีไซเคิลอะลูมิเนียม

### 2.2.2 องค์ประกอบของกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียม

กระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมเป็นสิ่งที่มีความสำคัญ เนื่องจากองค์ประกอบหลักประกอบด้วย อะลูมิเนียมในสัดส่วนเปอร์เซ็นต์สูงประมาณ 92-99wt.% และยังมีธาตุโลหะผสมอื่น ๆ เจือปนเล็กน้อย โดยทั่วไปจะเป็น แมกนีเซียม (Mg), แมงกานีส (Mn), เหล็ก (Fe), ซิลิคอน (Si), และทองแดง (Cu) เป็นต้น กระป๋องเครื่องดื่ม มาจากโลหะผสมอะลูมิเนียม 2 ชนิด ได้แก่ ตัวกระป๋องทำจากโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 3004 และฝากระป๋องทำจากโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 5182 [33, 39] ซึ่งมีองค์ประกอบแตกต่างกันแสดงดังตารางที่ 2.3

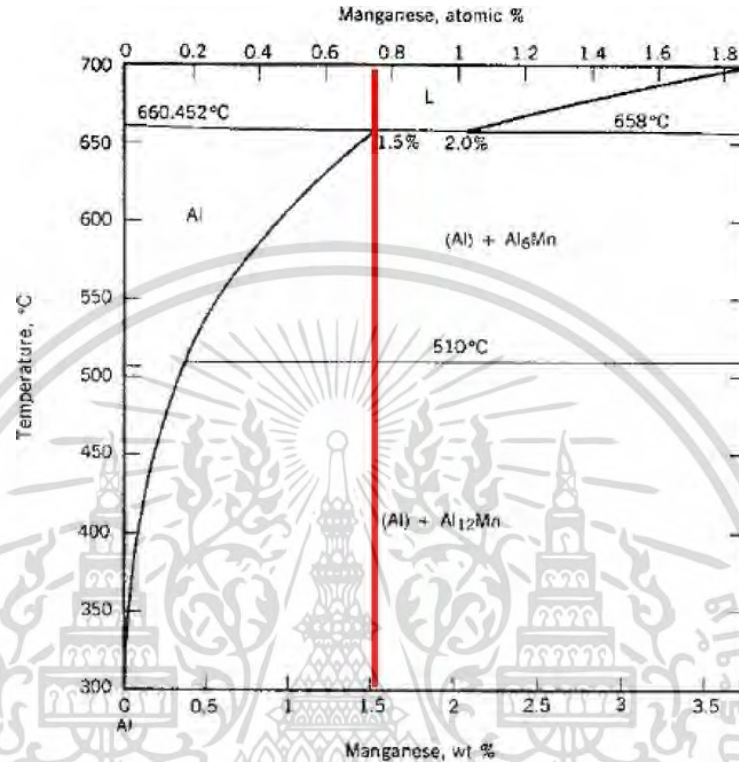
ตารางที่ 2.3 องค์ประกอบทางเคมีของกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียม [41]

ส่วนประกอบ	เกรด	องค์ประกอบทางเคมี (wt.%)						
		Al	Mg	Mn	Fe	Si	Cu	Zn
ตัวกระป๋อง	3004	97.8	0.8-1.3	1-1.5	≤0.7	≤0.3	≤0.25	≤0.25
ฝากระป๋อง	5182	95.2	4-5	0.2-0.5	≤0.35	≤0.2	≤0.15	≤0.25

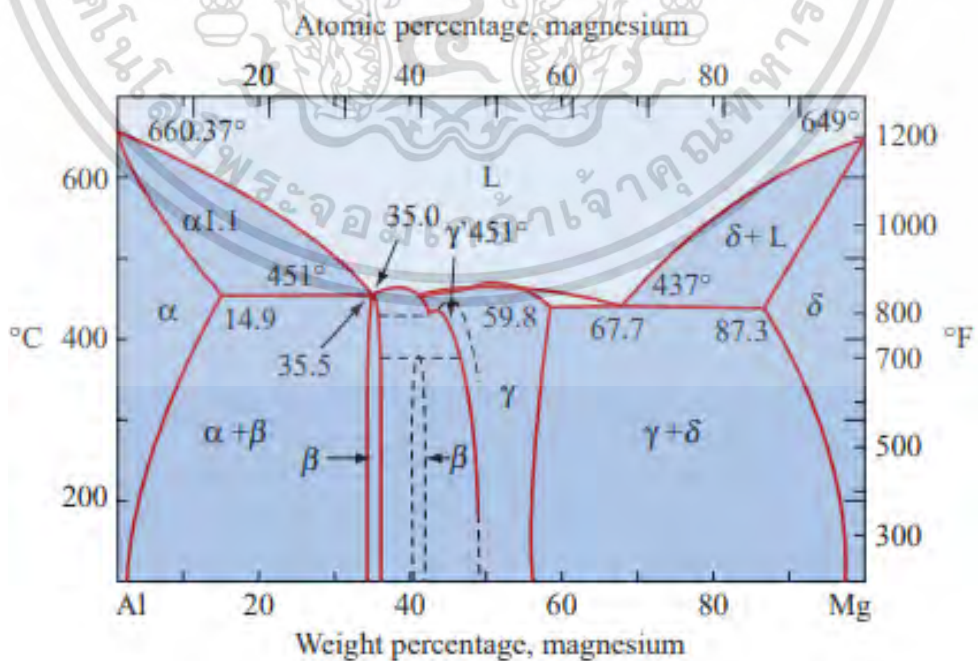
โลหะผสมอะลูมิเนียมที่ใช้ทำตัวกระป๋องเป็นอะลูมิเนียมในซีรีส์ 3XXX มีความแข็งแรงมากกว่าซีรีส์ 1XXX ประมาณ 20% อีกทั้งสามารถขึ้นรูปด้วยกระบวนการลากขึ้นรูปได้ดี เนื่องจากมีความสามารถในการยึดตัวได้ง่าย [33] ซึ่งมีแมงกานีส (Mn) เป็นองค์ประกอบหลักมากถึง 1.5 wt.% โดยเป็นปริมาณสูงสุดของความสามารถในการละลายภายในเนื้ออะลูมิเนียมที่อุณหภูมิประมาณ 660 °C [42] แสดงดังแผนภาพสมดุลเฟสไบนารีอะลูมิเนียม-แมงกานีส (Al-Mn Phase Diagram) ในรูปที่ 2.1 เป็นการเสริมความแข็งแรงให้โลหะผสมอะลูมิเนียมในรูปของสารละลายของแข็งที่กระจายอยู่ในเนื้ออะลูมิเนียม โดยคุณสมบัติอื่น ๆ ของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 3004 แสดงในตารางที่ 2.4

ส่วนของฝากระป๋องเป็นอะลูมิเนียมในซีรีส์ 5XXX มีองค์ประกอบหลักคือ แมกนีเซียม (Mg) โดย Mg มีความสามารถในการละลายสูงสุดในอะลูมิเนียม 14.9 wt.% ที่อุณหภูมิ 451 °C แสดงดังแผนภาพสมดุลเฟสไบนารีอะลูมิเนียม-แมกนีเซียม (Al-Mg Phase Diagram) ในรูปที่ 2.2 นอกจากนี้ Mg ปริมาณ 1.7wt.% สามารถละลายในรูปสารละลายของแข็งในเนื้ออะลูมิเนียมที่อุณหภูมิห้อง [43] ดังนั้นจึงส่งผลให้เป็นการเพิ่มความแข็งแรงให้โลหะผสม และสามารถเพิ่มประสิทธิภาพด้วยกระบวนการอบชุบแข็งทางความร้อนเพื่อให้เกิดการแยกเฟสเป็นสารเสริมแรง รวมถึงทนต่อการกัดกร่อนในสภาพแวดล้อมทางทะเลได้ดี อย่างไรก็ตาม Mg มีข้อจำกัดในเรื่องปริมาณในโลหะผสมอะลูมิเนียมไม่ควรเกิน 5.5wt.% เนื่องจากจะก่อให้เกิดการแยกเฟสตะกอนที่เป็นสารประกอบระหว่างโลหะของแมกนีเซียม (เช่น  $Mg_5Al_3$  และ  $Mg_5Al_8$ ) ตามบริเวณขอบเกรนเป็นส่วนใหญ่ซึ่งเฟสเหล่านี้มีความ

เป็นข้อข้อโนตสูง ส่งผลให้เกิดการแตกร้าวตามขอบเกรน (Intergranular Cracking) จากการกัดกร่อนของความเครียด (Stress Corrosion) ได้ง่ายขึ้น [33] และคุณสมบัติอื่น ๆ ของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 5182 แสดงในตารางที่ 2.4



รูปที่ 2.1 แผนภาพสมดุลเฟสของอะลูมิเนียม-แมงกานีส [42]



รูปที่ 2.2 แผนภาพสมดุลเฟสของอะลูมิเนียม-แมกนีเซียม [43]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 2.4 คุณสมบัติของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 3004 และ 5182 [41]

คุณสมบัติ (ที่ 25 °C)	โลหะผสมอะลูมิเนียม	
	3004	5182
Density (g/cm <sup>3</sup> )	2.72	2.65
Brinell Hardness (HB500)	45	74
Tensile Strength (MPa)	180	275
Yield Strength (MPa)	69	130
Elongation (%)	25	21
Elastic Modulus (GPa)	68.9	69.6
Poissons Ratio	0.35	0.33
Fatigue Strength (MPa)	96.5	138
Shear Strength (MPa)	110	150
Melting Point (°C)	629.4-654	577-638

### 2.2.3 การหลอมกระป๋องเครื่องตีอะลูมิเนียม

ประเทศไทยเป็นประเทศหนึ่งที่มี ำห้โลหะผสมอะลูมิเนียมมาจากต่างประเทศ เนื่องจากไม่มี แหล่งของแร่ในการนำมาผลิตอะลูมิเนียม อีกทั้งกระบวนการผลิตอะลูมิเนียมปฐมภูมิหรือจากแร่ใช้ พลังงานไฟฟ้าค่อนข้างสูง ทำให้ค่าใช้จ่ายต้นทุนในการผลิตสูงตามไปด้วย หากมีการผลิตอะลูมิเนียม ประเภทนี้ในประเทศอาจส่งผลให้ราคาอะลูมิเนียมสูงกว่าตลาดโลก ในส่วนของกระบวนการผลิตทุติย ภูมิหรือการนำเศษโลหะอะลูมิเนียมมาหลอมเวียนในประเทศนั้นยังมีอยู่ไม่มากนักเมื่อเทียบกับปริมาณการ ส่งออกเพื่อขายเศษโลหะอะลูมิเนียมไปยังต่างประเทศ เนื่องจากพบว่า การรีไซเคิลเศษอะลูมิเนียม ผลลัพธ์ที่ได้กลับมามีคือ อะลูมิเนียมในปริมาณต่ำ และยังก่อให้เกิดก๊าซคาร์บอนไดออกไซด์ใน กระบวนการผลิต และมลพิษจากควันอีกด้วย จากปัญหาที่เกิดขึ้นเป็นผลมาจากการเตรียมชิ้นงานเศษ โลหะอะลูมิเนียมไม่เหมาะสม อาจมีการปนเปื้อนสิ่งต่าง ๆ เช่น น้ำมัน ำพลาสติก ดิน รวมไปถึงเศษ โลหะชนิดอื่น ๆ ดังนั้นควรมีการเตรียมชิ้นงานเศษโลหะอะลูมิเนียมอย่างเหมาะสม อีกทั้งในงานวิจัยนี้ ใช้การรีไซเคิลกระป๋องเครื่องตีอะลูมิเนียมที่มีองค์ประกอบของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 3004 ที่ ผลิตเป็นฝากระป๋อง และเกรด 5182 ที่ผลิตเป็นตัวกระป๋อง อีกทั้งยังสารพิมพ์ลายที่เคลือบผิวกระป๋อง ต่าง ๆ รวมอยู่ด้วย ถ้าหากมีการจัดการที่เหมาะสมจะทำให้ได้ผลผลิตเนื้ออะลูมิเนียมที่มากขึ้น จาก กรณีศึกษาวิธีการหลอมกระป๋องเครื่องตีอะลูมิเนียมเพื่อนำกลับมาใช้ใหม่สามารถทำได้ 2 วิธีหลัก [44] คือ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 2.2.3.1 การหลอมโดยแยกระหว่างตัวประกอบและฝาประกอบ

โดยกระบวนการนี้เป็นการหลอมเพื่อแยกโลหะผสมของตัวประกอบและฝาประกอบด้วยกรรมวิธีทางความร้อน เริ่มจากตัดชิ้นส่วนประกอบเป็นชิ้นเล็ก ๆ แล้วหลอมรวมกันในเตาทำการให้ความร้อนเพื่อการจัดผิวเคลือบออกก่อน จากนั้นจะทำการแยกอะลูมิเนียมทั้ง 2 เกรดออกจากกัน เนื่องจากด้วยโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 5182 มีอุณหภูมิหลอมเหลวที่  $577\text{ }^{\circ}\text{C}$  ซึ่งต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 3004 ที่  $630\text{ }^{\circ}\text{C}$  จึงทำให้เกรด 5182 เริ่มหลอมเหลวก่อนในขณะที่เกรด 3004 ยังไม่หลอม ในขณะเดียวกันเราสามารถแยกอะลูมิเนียมทั้ง 2 ชนิดออกจากกันได้โดยใช้ตะแกรงกรองแยกโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 3004 ออกแล้วนำไปหลอมต่อ ซึ่งการหลอมประเภทนี้ค่อนข้างยาก เนื่องจากช่วงของความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิหลอมเหลวที่ห่างกันเพียง  $53\text{ }^{\circ}\text{C}$  ซึ่งมีความแคบมากส่งผลให้ยากต่อการควบคุมอุณหภูมิของเตาหลอมโดยเฉพาะการหลอมในภาคอุตสาหกรรมจริง [39, 44]

### 2.2.3.2 การหลอมโดยไม่แยกระหว่างตัวประกอบและฝาประกอบ

กระบวนการนี้เป็นการหลอมประกอบเครื่องตีอะลูมิเนียมโดยตรง โดยไม่ทำการแยกชิ้นส่วนตัวประกอบและฝาประกอบออกจากกัน เริ่มจากการตัดประกอบเป็นชิ้นส่วนเล็ก ๆ ก่อน และนำไปอบด้วยความร้อนเพื่อการจัดผิวเคลือบ จากนั้นจึงนำไปหลอมรวมกันในเตาหลอม ในกระบวนการนี้สามารถปรับปรุงองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสมอะลูมิเนียมตามความต้องการ ซึ่งเหมาะสมสำหรับการหลอมเพื่อทำเป็นวัตถุดิบอินกอตโลหะผสมอะลูมิเนียมแท่งไว้ใช้ในการหลอมงานครั้งต่อไป [44]

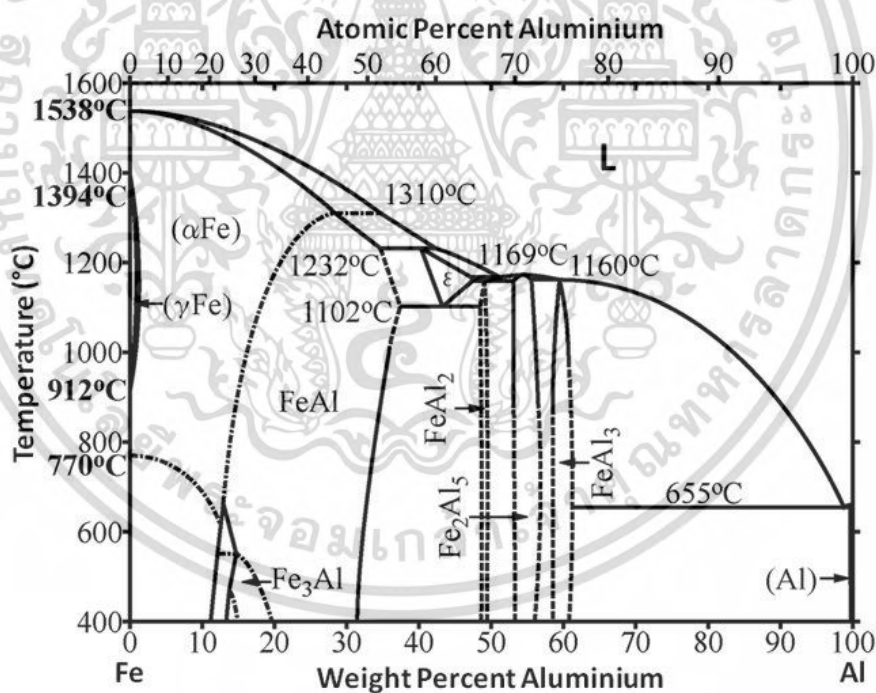
## 2.3 โลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็ก

เหล็ก (Fe) เป็นธาตุผสมพื้นฐานที่มีปริมาณเพิ่มขึ้นจากกิจกรรมการหลอมโลหะหมุนเวียนและเศษโลหะเจือปนต่าง ๆ ซึ่งเหล็กสามารถละลายเข้าสู่เนื้ออะลูมิเนียมหลอมเหลวระหว่างขั้นตอนการหลอมละลายผ่านกลไกหลักสองประการ [45]:

1. การสัมผัสกับเครื่องมือและอุปกรณ์การหลอม: เหล็กสามารถละลายได้จากเครื่องมือที่ ทำจากเหล็กโดยไม่ได้เคลือบป้องกันการหลอมละลายไว้ก่อน โดยในกรณีที่มีการสัมผัสเป็นเวลานาน ระดับเหล็ก (Fe) สามารถสูงถึง 2wt.% ที่อุณหภูมิหลอมละลายปกติประมาณ  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$  (จุดยูเทคติกของอะลูมิเนียม-เหล็กอยู่ที่ 1.8wt.% Fe,  $655\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) สำหรับอะลูมิเนียมหลอมเหลวที่อุณหภูมิ  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  ระดับเหล็กสามารถละลายได้สูงถึง 5wt.%
2. การเติมวัสดุเจือโลหะที่มีความบริสุทธิ์ต่ำ: เหล็กสามารถเข้าสู่เนื้อโลหะอะลูมิเนียมหลอมเหลวได้จากการเติมวัสดุเจือโลหะที่มีความบริสุทธิ์ต่ำ เช่น ซิลิคอน (Si) หรือจากการเติมเศษโลหะอะลูมิเนียมที่มีปริมาณเหล็กเป็นพื้นฐานสูงกว่าโลหะหลัก

### 2.3.1 แผนภาพสมดุลเฟสของอะลูมิเนียม-เหล็ก

รูปที่ 2.3 เป็นแผนภาพสมดุลของระบบไบนารีของ Fe-Al ประกอบด้วยเฟสระหว่างโลหะ ดังต่อไปนี้โดยเริ่มจากด้านที่มี Fe ปริมาณมาก:  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\text{FeAl}$ ,  $\text{FeAl}_2$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}_3$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  และ  $\text{FeAl}_3$  [46] ซึ่งในกรณีโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็ก (Al-Fe Alloy) เป็นวัสดุเกรดใหม่ที่ได้รับความสะดวกเป็นอย่างยิ่งในอุตสาหกรรมด้านต่าง ๆ เนื่องจากความสามารถของการละลาย และความสามารถในการแพร่ของเหล็กมีค่าต่ำมากในเนื้ออะลูมิเนียมส่งผลให้โลหะผสมนี้มีโครงสร้างที่เสถียรที่อุณหภูมิสูง และยังมีการเกิดสารประกอบระหว่างโลหะที่เสถียรหลายตัว เช่น  $\text{Al}_3\text{Fe}$ ,  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$  และ  $\text{Al}_2\text{Fe}$  ซึ่งมีอุณหภูมิหลอมเหลวสูง [15, 20, 47] และสารประกอบระหว่างโลหะกึ่งเสถียร เช่น  $\text{Al}_6\text{Fe}$  และ  $\text{Al}_9\text{Fe}_2$  ซึ่งเมื่อทำให้เกิดการแยกเฟสตะกอน (Precipitation) ในเนื้ออะลูมิเนียมจะช่วยเพิ่มความแข็งแรง และเสถียรมากขึ้นเมื่ออยู่ในสภาวะที่มีอุณหภูมิเพิ่มขึ้นด้วย [19, 23, 47, 48] สำหรับสารประกอบ  $\text{Al}_2\text{Fe}$ ,  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$  และ  $\text{Al}_3\text{Fe}$  ซึ่งมีส่วนผสมของอะลูมิเนียมสูงอาจเป็นปัญหาในด้านของความเปราะแต่ในทางตรงกันข้าม  $\text{Fe}_3\text{Al}$  และ  $\text{FeAl}$  ที่มีปริมาณส่วนผสมของเหล็กสูงอาจสามารถนำไปประยุกต์ใช้งานด้านโครงสร้างได้เนื่องจากมีสมบัติด้านความแข็งแรงสูง [46, 49, 50]

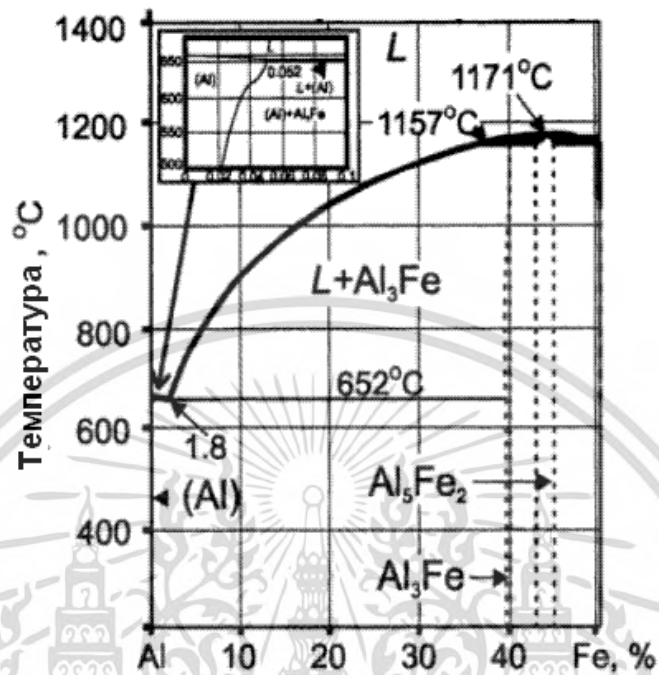


รูปที่ 2.3 แผนภาพสมดุลเฟสของเหล็ก-อะลูมิเนียม [46]

ดังนั้นการเติมเหล็กในโลหะผสมอะลูมิเนียมจะช่วยเพิ่มสมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรง เพิ่มประสิทธิภาพในการต้านทานการแตกร้าวขณะร้อน หรือมีความเสถียรต่อการใช้งานในสภาวะที่มีอุณหภูมิสูง และเพิ่มความต้านทานต่อสภาวะแม่เหล็ก ซึ่งทำให้วัสดุมีความต้านทานต่อการเกิดสนิม

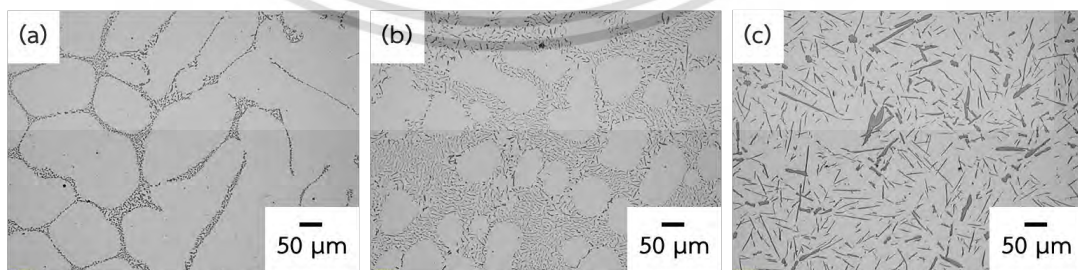
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

มากขึ้น และเนื่องจากเฟสระหว่างโลหะเหล็กมีความแข็งสูง จึงเพิ่มความต้านทานการสึกหรอได้อีกด้วย [24, 25, 50, 51]



รูปที่ 2.4 แผนภาพสมดุลเฟสของอะลูมิเนียม-เหล็ก (Al-rich side)

รูปที่ 2.4 แสดงแผนภาพสมดุลของอะลูมิเนียม-เหล็กด้านที่ประกอบด้วยอะลูมิเนียมเป็นส่วนใหญ่ และรูปที่ 2.5 แสดงโครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กที่ปริมาณเหล็กแตกต่างกัน ในรูปที่ 2.5(a) เป็นการเติมเหล็กต่ำกว่า 1.8wt.% เรียกว่า “ไฮโปยูเทคติก (Hypoeutectic)” ในรูปที่ 2.5(b) เป็นการเติมเหล็กเข้าใกล้ 1.8wt.% เรียกว่า “ยูเทคติก (Eutectic)” และการเติมเหล็กมากกว่า 1.8wt.% เรียกว่า “ไฮเปอร์ยูเทคติก (Hypereutectic)” ดังรูปที่ 2.5(c) [50, 52]

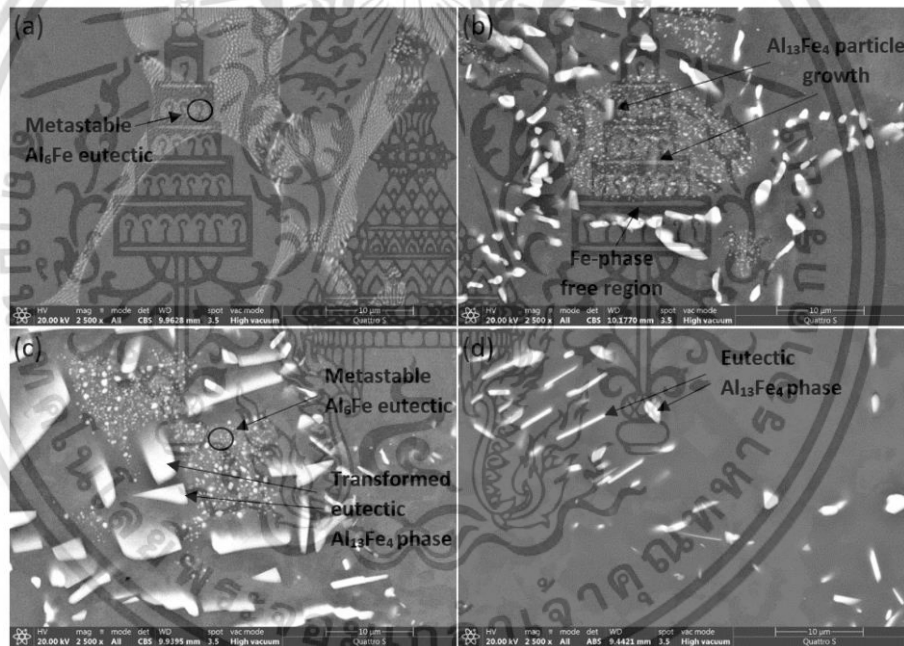


รูปที่ 2.5 โครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็ก: (a) เกรดไฮโปยูเทคติก (Al-0.5Fe), (b) เกรดยูเทคติก (Al-1.8Fe) และ (c) เกรดไฮเปอร์ยูเทคติก (Al-3Fe) [52]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 2.3.2 โลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮโปยูเทคติก

โลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮโปยูเทคติก (Hypoeutectic Al-Fe Alloy) เป็นโลหะผสมที่มีส่วนประกอบของอะลูมิเนียมเป็นหลัก และมีปริมาณเหล็กน้อยกว่าจุดยูเทคติกหรือปริมาณที่ทำให้เกิดสถานะยูเทคติก (น้อยกว่า 1.8 wt.%) โครงสร้างทางจุลภาคประกอบด้วยเฟสปฐมภูมิอัลฟา-อะลูมิเนียม (Primary  $\alpha$ -Al) และเฟสยูเทคติกเหล็ก (Eutectic Al-Fe Phase) ซึ่งเฟสยูเทคติกจะมีลักษณะเป็นแผ่นแทรกตัวอยู่ระหว่างเฟสปฐมภูมิอัลฟา-อะลูมิเนียม แสดงดังรูปที่ 2.6 ซึ่งในงานวิจัยของ Arbeiter, J. et al. [53] รายงานว่าพบการเกิดเฟสยูเทคติก  $Al_6Fe$  ซึ่งเป็นเฟสกึ่งเสถียรเนื่องจากเกิดในสภาวะการแข็งตัวที่ไม่สมดุล โดยอัตราการระบายความร้อนสูงประมาณ 30-40 K/s ในขณะที่ทำให้โลหะผสมเป็นเนื้อเดียวกันที่อุณหภูมิสูง (ประมาณ 600 °C) พบการเปลี่ยนแปลงบริเวณขอบระหว่างเดนไดรต์และยูเทคติก ทำให้เฟส  $Al_6Fe$  แพร่กระจายแล้วเกิดเป็นเฟสยูเทคติก  $Al_{13}Fe_4$  ( $Al_3Fe$ ) ที่มีความเสถียร



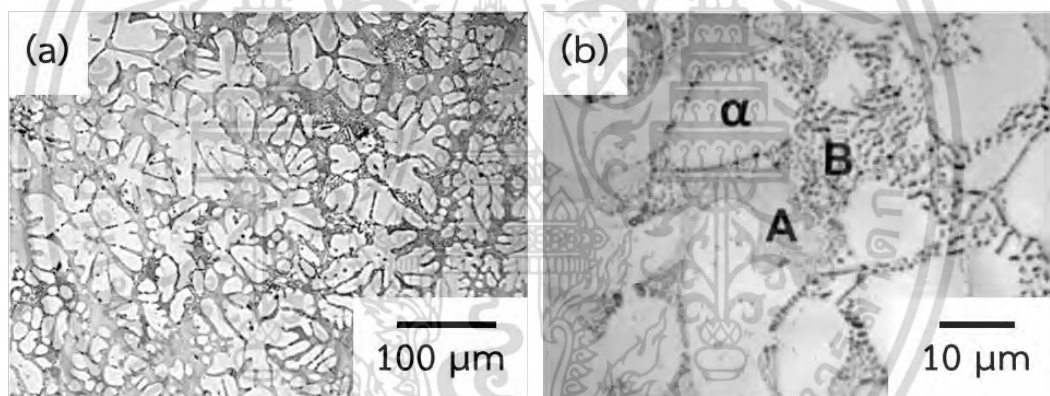
รูปที่ 2.6 โครงสร้างทางจุลภาคด้วยเทคนิค SEM ของโลหะผสมโบนารี Al-1.1Fe โดยผ่านกระบวนการทำให้เป็นเนื้อเดียวกัน: (a) As-casting, (b) 4 h, (c) 12 h และ (d) 24 h [53]

จากงานวิจัยก่อนหน้านี้ของ Jingyu, Q. et al. [54] มีการตรวจสอบโครงสร้างของโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮโปยูเทคติก Al-1.1Fe พบว่าโครงสร้างมีการกระจุกตัวของสารประกอบระหว่างโลหะซึ่งมีผลึกแบบ FCC และมีสัดส่วนองค์ประกอบอยู่ที่  $Al_7Fe$  ซึ่งใกล้เคียงกับเฟสระหว่างโลหะกึ่งเสถียร  $Al_6Fe$  (Metastable  $Al_6Fe$  Phase) ที่แพร่กระจายจากกระบวนการแข็งตัวอย่างรวดเร็ว หรือเป็นเฟสที่ถูกสร้างขึ้นเป็นนิวเคลียสเพื่อเติบโตเป็นเฟส  $Al_3Fe$  ในกระบวนการแข็งตัวอย่างปกติ นอกจากนี้ หลังจากการให้ความร้อนแบบยวดยิ่งส่งผลให้การกระจุกตัวของเฟสถูกทำลาย เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้ใช้ประโยชน์จากการศึกษาไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

และอะตอมของ Fe ก็แพร่กระจายมากขึ้นในเนื้ออะลูมิเนียม ส่งผลให้โครงสร้างมีความหนาแน่นมากขึ้น

### 2.3.3 โลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดยูเทคติก

โลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดยูเทคติก (Eutectic Al-Fe Alloy) ซึ่งเป็นโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีองค์ประกอบแบบยูเทคติก มีส่วนผสมของเหล็กประมาณ 1.8-2.0wt.% โครงสร้างประกอบด้วยเฟสปฐมภูมิอัลฟา-อะลูมิเนียม (Primary  $\alpha$ -Al) และเฟสยูเทคติกเหล็ก (Eutectic Al-Fe Phase) ดังรูปที่ 2.7 ที่อุณหภูมิยูเทคติกประมาณ 652-655 °C [18, 55] ซึ่งลักษณะเฟสยูเทคติกเกิดเป็นจุดเกาะกลุ่มกันระหว่างเฟสอะลูมิเนียม พบการเกิดยูเทคติกเฟสสองชนิดได้แก่ Metastable Al+Al<sub>6</sub>Fe และ Stable Al+Al<sub>3</sub>Fe โลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดยูเทคติกนี้มีสมบัติด้านความแข็งแรงและความเหนียวที่โดดเด่น เนื่องจากมีส่วนประกอบหลักเป็นเนื้อเมทริกซ์อะลูมิเนียม และไม่มี การเกิดเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิ (Primary Intermetallic Phase) ที่เป็นสาเหตุของการแตกหักแบบเปราะ [56]



รูปที่ 2.7 (a) โครงสร้างทางจุลภาพด้วยเทคนิค OM ของโลหะผสมหล่อ Al-2Fe และ (b) ภาพถ่าย กล้องขยายสูงที่แสดงเฟสต่าง ๆ ที่ปรากฏ:  $\alpha$ -Al, (A) ยูเทคติก Al<sub>6</sub>Fe, และ (B) ยูเทคติก Al<sub>3</sub>Fe [56]

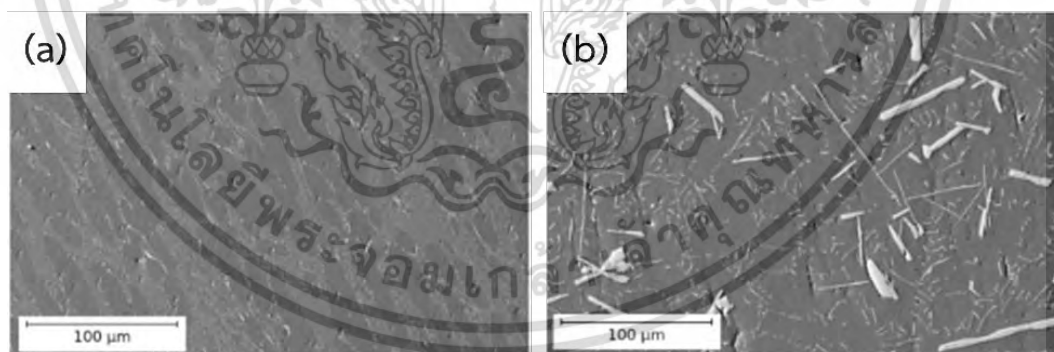
จากงานวิจัยของ Luo, G. et al. [18] เปิดเผยโครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสม Al-2Fe ประกอบด้วยเฟสปฐมภูมิอัลฟา-อะลูมิเนียม (Primary  $\alpha$ -Al), เฟสยูเทคติก  $\alpha$ -Al+Al<sub>3</sub>Fe และเฟสปฐมภูมิ Al-Fe ที่มีลักษณะคล้ายเข็มยาวปะปนอยู่ งานวิจัยของ Cubero-Serin, J.M. et al. [56] ตรวจสอบภาพถ่ายโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงของโลหะผสม Al-2Fe หลังการหล่อสามารถสังเกตเห็นเดนไดรต์อะลูมิเนียม ( $\alpha$ -Al) ที่ล้อมรอบด้วยโครงสร้างยูเทคติก (รูปที่ 2.7(a)) ซึ่งหากใช้ กล้องขยายสูงขึ้นไปพบการมีอยู่ของยูเทคติกสองชนิด (รูปที่ 2.7(b)): (A) เฟส Al<sub>6</sub>Fe ที่มีลักษณะละเอียดเกาะกลุ่มกันเป็นแผ่น และ (B) เฟส Al<sub>3</sub>Fe ที่มีลักษณะเป็นแท่งสั้นเกาะกลุ่มกัน รวมถึงการละลายของ Fe ในเนื้ออะลูมิเนียมสูงสุดปริมาณ 0.05wt.% ส่งผลให้ค่าความแข็งแรงสูง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

กว่า 500 MPa และโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดยูเทคติกนี้ (Al-2Fe) เหมาะสมสำหรับวัสดุทางเลือกที่นำไปใช้งานด้านความแข็งแรงสูง น้ำหนักเบา และการนำไฟฟ้าสูง

### 2.3.4 โลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติก

โลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติก (Hypereutectic Al-Fe Alloy) เป็นโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีองค์ประกอบของเหล็กแบบไฮเปอร์ยูเทคติก กล่าวคือมีส่วนผสมของเหล็กมากกว่า 1.8wt.% (บางกรณีอาจมากกว่า 2wt.%) โครงสร้างประกอบด้วยเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิ  $Al_3Fe$  (Primary Intermetallic  $Al_3Fe$  Phase), เฟสอัลฟา-อะลูมิเนียม ( $\alpha$ -Al), และเฟสยูเทคติกเหล็ก (Eutectic Al-Fe Phase) [14, 15, 23] แสดงดังรูปที่ 2.8(b) เฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิ  $Al_3Fe$  ซึ่งเป็นโครงสร้างที่มีความแข็งแรงแต่เปราะ มีลักษณะคล้ายเข็มยาวและหยาก มีอุณหภูมิหลอมเหลวสูงและมีความเสถียร จึงเป็นคุณสมบัติที่ดีสำหรับการใช้งานโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรดนี้ในสภาวะอุณหภูมิสูง [19-21] สมบัติการนำไฟฟ้าดี และมีความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อน [18, 21-23] แต่อะลูมิเนียมผสมประเภทนี้มีข้อจำกัดที่ควรระมัดระวังในเรื่องขนาดของเฟสปฐมภูมิ  $Al_3Fe$  ถ้ามีขนาดใหญ่เกินไป จะส่งผลให้สมบัติการหล่อเสียหาย ประสิทธิภาพการไหลของโลหะหลอมเหลวจะลดลง ทำให้วัสดุมีรูพรุนเกิดขึ้นได้ ผลที่ตามมาคือการสูญเสียสมบัติทางกลและกายภาพไปด้วย [7, 15, 17, 24] นอกจากนี้ มีงานวิจัยก่อนหน้านี้รายงานถึงโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดนี้สามารถเพิ่มความแข็งแรง และความเสถียรมากขึ้นได้โดยผ่านกระบวนการอบชุบแข็งแบบการแยกเฟส (Precipitation Hardening) ได้ [19, 20, 24]



รูปที่ 2.8 โครงสร้างทางจุลภาคด้วยเทคนิค SEM ของโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กหลังการหล่อ:

(a) Al-2Fe และ (b) Al-4Fe [23]

จากงานวิจัยของ Medvedev, A. et al. [23] พบว่าโครงสร้างทางจุลภาคหลังการหล่อของโลหะผสม Al-2Fe และ Al-4Fe มีความแตกต่างกันอย่างมีนัยสำคัญโดย Al-2Fe มีโครงสร้างของอนุภาคเฟสยูเทคติกและเดนไดรต์อะลูมิเนียมรูปวงรียาว ในขณะที่ Al-4Fe มีเฟสยูเทคติกคล้ายเกล็ดหรือแผ่นหยากกระจายอยู่ระหว่างเดนไดรต์อะลูมิเนียมที่กลมมนขึ้น และมีเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ยาวและหยาบเกิดขึ้น การตรวจสอบเพิ่มเติมเกี่ยวกับสมบัติของโลหะผสม Al-4Fe เทียบกับ Al-2Fe พบว่าค่าความแข็งแรงจุดครากสูงกว่า ในขณะที่ความต้านทานแรงดึงสูงสุด (UST) ลดลง และค่าการนำไฟฟ้าแตกต่างกันอย่างไม่มีนัยสำคัญ ทั้งนี้การปรับปรุงสมบัติของ Al-4Fe ให้ดีขึ้นผ่านการปรับสภาพโครงสร้างด้วยเทคนิค High Pressure Torsion (HPT) ทำให้เฟสปฐมภูมิที่เกิดละเอียดเล็กลง ส่งผลให้ค่าความแข็งแรงและความเหนียวเพิ่มขึ้นอย่างมีนัยสำคัญ

ดังนั้นโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติกจึงจำเป็นในการเพิ่มประสิทธิภาพสมบัติของโลหะผสมด้วยการปรับสภาพโครงสร้างทางจุลภาค ในงานวิจัยของ Chankitmongkol, S. et al. [25] พบว่าโครงสร้างทางจุลภาคของ Al-7Fe ประกอบด้วยเนื้อเมทริกซ์อะลูมิเนียม เฟสยูเทคติก และเฟสปฐมภูมิ  $Al_3Fe$  ที่มีลักษณะคล้ายเข็มยาวและหยาบ ซึ่งปรับปรุงโครงสร้างด้วยการเติมธาตุผสม Zr และ Sc จากการตรวจสอบพบว่าเฟสระหว่างโลหะเล็กบางลง และมีบางส่วนเปลี่ยนสัณฐานวิทยาเป็นคล้ายดอกไม้ อีกทั้งการกระจายตัวสม่ำเสมอมากขึ้น ส่งผลให้ความแข็งแรงโลหะผสมเพิ่มขึ้น ความต้านทานการสึกหรอได้รับการเพิ่มประสิทธิภาพมากขึ้น นอกจากนี้ ได้รับการปรับปรุงเพิ่มเติมหลังจากการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 20 ชั่วโมง พบค่าความแข็งแรงและการต้านทานการสึกหรอดีขึ้น ซึ่งสาเหตุหลักมาจากการถูกปรับสภาพของเฟส  $Al_3Fe$  ที่กระจายสม่ำเสมอ และการแยกเฟสตะกอนของอนุภาคของแข็งระดับนาโนของ  $Al_3(Sc,Zr)$  และ  $Al_6Fe$  ในอะลูมิเนียมเมทริกซ์

### 2.3.5 กระบวนการปรับสภาพเกรนละเอียด

การปรับสภาพเกรนละเอียด (Grain Refinement) เป็นกระบวนการที่มีความสำคัญในการหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็ก โดยเฉพาะอย่างยิ่งในเกรดไฮเปอร์ยูเทคติก ซึ่งมีการเกิดเฟสปฐมภูมิ  $Al_3Fe$  ที่มีลักษณะคล้ายแท่งเข็มยาวและหยาบ หากมีขนาดใหญ่เกินไป จะทำให้เกิดการไปขัดขวางการไหลของน้ำโลหะหลอมเหลวส่งผลให้ประสิทธิภาพการหล่อโลหะเสียหาย และเกิดการสูญเสียสมบัติเชิงกล ดังนั้นกระบวนการปรับสภาพเกรนละเอียดจึงมีความสำคัญในการนำมาใช้เพื่อปรับปรุงโลหะผสมนี้ ซึ่งการปรับสภาพเกรนมี 3 วิธีการหลัก ๆ [57] ได้แก่

#### 2.3.5.1 วิธีทางความร้อน (Thermal Method)

วิธีทางความร้อนนี้จะเกี่ยวข้องเกี่ยวกับการทำให้เย็นตัวลงอย่างรวดเร็ว และการเปลี่ยนแปลงตัวแปรของกระบวนการทางความร้อน เป็นที่ทราบกันดีว่าลักษณะของโครงสร้างที่มีรูปร่างละเอียดและสม่ำเสมอขึ้นเกิดขึ้นเมื่อทำการหล่อทั้งในแม่พิมพ์แบบเย็น และภายใต้สภาวะความร้อนยวดยิ่งต่าง ๆ

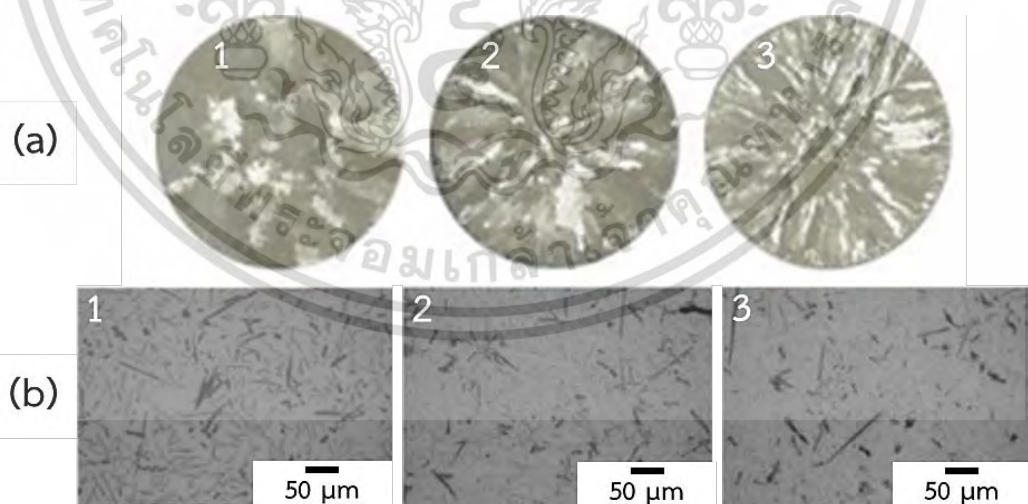
อัตราการเย็นตัวเร็ว (Rapid Cooling) มีผลต่อโครงสร้างเกรนหรืออนุภาคที่เกิดขึ้นของโลหะผสมอะลูมิเนียมในกระบวนการแข็งตัว (Solidification) ซึ่งพบว่าการทำให้เย็นตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียมอย่างรวดเร็วจะช่วยลดขนาดของเกรน และเพิ่มจำนวนเกรนในการหล่อได้ทำให้โครงสร้างเกรนมีความละเอียดมากขึ้น อีกทั้งยังช่วยลดการเติบโตของเกรนในกระบวนการแข็งตัวอีกด้วย

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ผลลัพธ์ที่ได้คือโครงสร้างเกรนที่มีความละเอียดและสม่ำเสมอ โดยทั่วไปแล้วเกรนจะเริ่มเติบโตจากนิวเคลียส (Nuclei) และเติบโตไปยังทิศทางต่าง ๆ เพื่อสร้างโครงสร้างของวัสดุในรูปแบบเกรน ดังนั้นอัตราการเย็นตัวเร็วจะทำให้เกรนมีเวลาสัมผัสกับสภาพแวดล้อมที่เย็นลงอย่างรวดเร็ว จึงไม่สามารถขยายตัวและเติบโตได้มากนัก ผลที่ได้คือเกรนจะมีขนาดเล็กและเกิดการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในโครงสร้างของวัสดุ นอกจากนี้อัตราการเย็นตัวเร็วยังช่วยลดการเกิดรูพรุน (Porosity) ในโครงสร้าง ทำให้วัสดุมีความแข็งแรงและคุณสมบัติเชิงกลที่ดีขึ้น

งานวิจัยก่อนหน้านี้ของ Liu, Y. et al. [58] เป็นการศึกษาผลกระทบของอัตราการเย็นตัวต่อโครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสมอะลูมิเนียมหล่อเกรด AA2618 พบว่าภายใต้สภาวะการเย็นตัวช้าปรากฏโครงสร้างที่มีความซับซ้อนของเฟสยูเทคติกและเฟสปฐมภูมิต่าง ๆ คือ  $Al_9FeNi$ ,  $Al_7(CuNi)_5$ ,  $Si$ ,  $Al_2Cu$  และ  $Al_2CuMg$  ซึ่งเฟส  $Al_9FeNi$  เป็นเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิที่มีลักษณะคล้ายริ้วสลับแบบหยาบที่แยกเฟสในระยะแรกของการแข็งตัวด้วยปฏิกิริยายูเทคติก  $L \rightarrow \alpha-Al + Al_9FeNi$  การเพิ่มอัตราการเย็นตัวจะส่งผลให้เกิดการระงับการก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะ  $Al_9FeNi$  ที่หยาบ และเกิดยูเทคติกที่สัณฐานวิทยาคล้ายดอกไม้เป็นหลัก และยูเทคติกมีปริมาณเพิ่มขึ้น

นอกจากนี้ยังมีงานวิจัยของ Masthong, A. et al. [52] ที่ศึกษาผลของอัตราการเย็นตัวของโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็ก พบว่าอัตราการเย็นตัวอย่างรวดเร็วจากการแข็งตัวในแม่พิมพ์ทองแดงสามารถปรับสภาพเกรนและเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิให้มีขนาดเล็กลงได้แสดงดังรูปที่ 2.9 อีกทั้งยังพบว่า Fe มีความสามารถในการละลายในเนื้ออะลูมิเนียมได้มากเมื่อเทียบกับอัตราการเย็นตัวช้า ส่งผลให้ค่าความแข็งแรงและความต้านทานการกัดกร่อนดีขึ้น



รูปที่ 2.9 โครงสร้างทางมหภาคยูเทคติกโคโลนิ (เกรน) (a) และโครงสร้างทางจุลภาค (b) ของโลหะผสม Al-3Fe: (1) อัตราการเย็นตัวช้า, (2) อัตราการเย็นตัวปานกลาง, และ(3) อัตราการเย็นตัวเร็ว

[52]

### 2.3.5.2 วิธีทางเคมี (Chemical Method)

การปรับสภาพเกรนละเอียดด้วยวิธีทางเคมี ซึ่งเกี่ยวข้องกับการเติมธาตุผสมหรือองค์ประกอบบางอย่างที่เพิ่มประสิทธิภาพการสร้างนิวเคลียส และขัดขวางการเจริญเติบโตของเกรนในโลหะผสมอะลูมิเนียม วิธีการนี้เป็นที่ได้รับความนิยมเนื่องจากไม่ซับซ้อน และง่ายต่อการปรับปรุงโครงสร้าง ธาตุผสมที่ส่งผลต่อการปรับสภาพเกรน [33] เช่น

1. โครเมียม (Cr) และแมงกานีส (Mn): เป็นธาตุที่อาจเติมผสมหรือแยกกันก็ได้ โดยทั่วไปจะผสมไม่เกิน 1wt.% เพื่อเพิ่มอุณหภูมิการใช้งาน (Elevated Temperature Properties) ของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 240, 243, 328 และ 392 นอกจากนี้ โครเมียมและแมงกานีสยังถูกเติมในโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 363, 535, 705 และ 707 เพื่อเปลี่ยนรูปร่างโครงสร้างของสารประกอบโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็ก-ซิลิคอน เพื่อเพิ่มคุณสมบัติทางกล โดยเฉพาะอย่างยิ่งทางด้านความเหนียวที่อุณหภูมิห้อง

2. ฟอสฟอรัส (P): เป็นธาตุที่ช่วยให้เฟสปฐมภูมิซิลิคอนในโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรดไฮเปอร์ยูเทคติกละเอียดขึ้น โดยการรวมตัวกับอะลูมิเนียมเกิดเป็นสารประกอบอะลูมิเนียมฟอสไฟด์ขึ้น ส่วนในโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรดไฮโปยูเทคติก การเติมฟอสฟอรัสเพียง 1 ppm จะทำให้ได้โครงสร้างยูเทคติกมีขนาดใหญ่ และลดประสิทธิภาพของธาตุโซเดียมและสตรอนเทียม ซึ่งทำหน้าที่ปรับปรุงโครงสร้างยูเทคติกอีกด้วย

3. โมลิบดีนัม (Mo): เป็นธาตุเจือปนในปริมาณต่ำมาก (0.1-1.0 ppm) ในอะลูมิเนียมมีการใช้โมลิบดีนัมในความเข้มข้น 0.3wt.% เพื่อทำให้เกรนมีความละเอียด เนื่องจากด้านปลายของแผนภาพสมดุลอะลูมิเนียมเป็นแบบเพอริเทคติก (Peritectic) อีกทั้งยังเป็นตัวปรับสภาพโครงสร้างของเหล็กและเหล็กกล้าได้ แต่ในปัจจุบันยังไม่มีมีการปรากฏการใช้งานเพื่อวัตถุประสงค์นี้

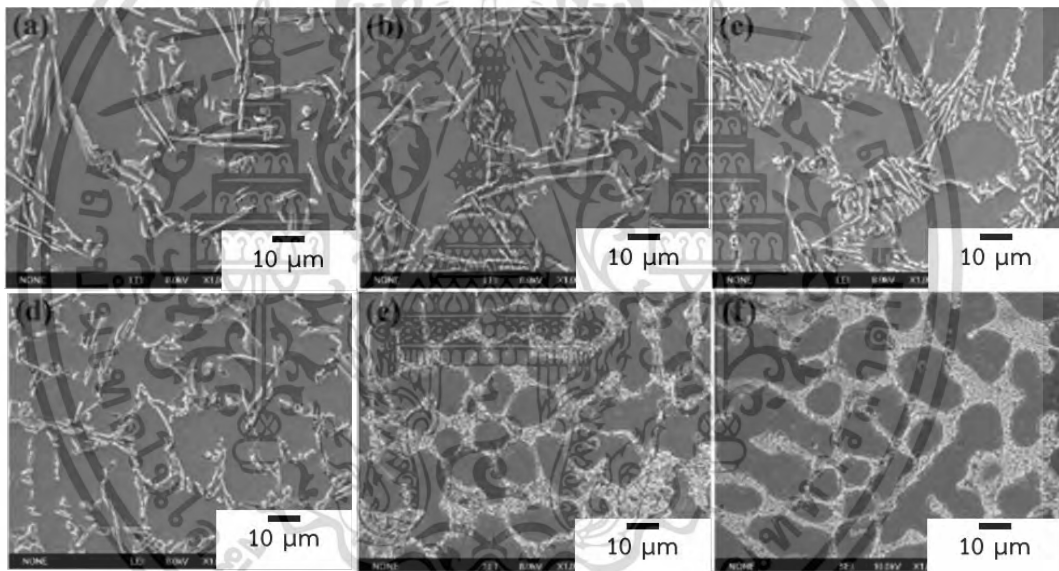
4. ไทเทเนียม (Ti) และโบรอน (B): ไทเทเนียมมักพบในอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ปริมาณ 10-100 ppm ไทเทเนียมจะช่วยกระตุ้นการเกิดนิวเคลียส เพื่อให้เกิดเกรนใหม่ในอะลูมิเนียม แต่การเติมไทเทเนียมปริมาณมาก จะทำให้ค่าการนำไฟฟ้าของอะลูมิเนียมลดลง ดังนั้นสามารถลดการใช้ไทเทเนียมโดยเติมโบรอนควบคู่กันเพื่อสร้างสารประกอบ  $TiB_2$  เนื่องจากโบรอนเป็นธาตุผสมที่สามารถยับยั้งการเจริญเติบโตของเกรนในอะลูมิเนียมได้ ดังนั้นการเติมไทเทเนียม-โบรอนจะสามารถทำให้โลหะผสมอะลูมิเนียมมีการปรับปรุงโครงสร้างได้ทั้งเร่งการเกิดเกรนใหม่ และยับยั้งการเจริญเติบโตของเกรนเพื่อให้ได้เกรนที่มีความละเอียดและสม่ำเสมอมากขึ้น

5. สตรอนเทียม (Sr): พบสตรอนเทียม 0.01-0.1 ppm ในอะลูมิเนียมเชิงพาณิชย์ สตรอนเทียมเป็นธาตุผสมที่ใช้ในการปรับปรุงโครงสร้างเกรนในบางวัสดุ เช่น อะลูมิเนียม โดยมีหลักการทางานคล้ายกับไทเทเนียมและโบรอน ซึ่งมีผลต่อการลดขนาดและเพิ่มความละเอียดของเกรนในวัสดุ แต่ถ้าเติมในปริมาณมากจะทำให้เกิดรูพรุนในงานหล่อ (Casting Porosity) โดยเฉพาะ

กับบริเวณที่หนาหรือกับงานหล่อที่มีการเย็นตัวช้า ซึ่งปัญหานี้สามารถลดลงโดยอาศัยกระบวนการไล่แก๊ส (Degassing) ที่มีประสิทธิภาพ

6. โซเดียม (Na): เป็นธาตุที่ช่วยปรับปรุงโครงสร้างยูเทคติกของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน แต่ถ้ามียาธาตุนาปรากฏในงานหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียม-แมกนีเซียมอยู่แล้ว จะทำให้งานหล่อมีสมบัติที่แตกเปราะง่าย (Embrittlement)

7. เซอร์โคเนียม (Zr) และสแกนเดียม (Sc): ธาตุเซอร์โคเนียมถูกนำมาใช้เพื่อลดขนาดเกรนขณะเกิดการหล่อ แต่มันมีผลกระทบที่เพียงเล็กน้อย จึงค้นพบการเติมธาตุสแกนเดียมควบคู่ลงไปด้วยเพื่อช่วยปรับปรุงโครงสร้าง ขัตขวางการเจริญเติบโตของเกรน และเพิ่มการเกิดนิวเคลียสให้ได้ โครงสร้างที่มีความละเอียดมากขึ้น อีกทั้งเกิดการตกตะกอนของเฟสทิวติยภูมิ  $Al_3(Sc,Zr)$  ซึ่งมีความละเอียด กระจายตัวอยู่ในเนื้ออะลูมิเนียมช่วยให้สมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรงของอะลูมิเนียมเพิ่มมากขึ้น [25, 26]



รูปที่ 2.10 โครงสร้างยูเทคติกซิลิคอนของ Al-7Si ที่ได้รับการปรับสภาพด้วยโลหะแม่ Al-20Si-2.5Fe-2Mn: (a) 0wt.%, (b) 3wt.%, (c) 5wt.%, (d) 7wt.%, (e) 0wt.%+0.2Y, และ (f) 7wt.%+0.2Y [59]

ตัวอย่างงานวิจัยก่อนหน้านี้เกี่ยวกับการเติมธาตุผสมที่มีอิทธิพลต่อการปรับสภาพเกรนละเอียดของ Nowak, M. et al. [60] พบว่าการเติมธาตุผสมไนโอเบียม-โบรอน (Nb-B) ในโลหะผสมหล่อ Al-10Si ส่งผลให้อุณหภูมิการเกิดนิวเคลียสลดลงนำไปสู่จลนศาสตร์ของการเกิดนิวเคลียสที่เพิ่มขึ้น และส่งเสริมการสร้างนิวเคลียสของเฟสใหม่ที่มีอุณหภูมิต่ำกว่า จึงทำให้โครงสร้างทางจุลภาคมีความละเอียดกว่าเมื่อเทียบกับโลหะผสม Al-10Si ที่ไม่เติมธาตุผสม Nb-B นอกจากนี้การเติม Nb-B ทำให้การกระจายเฟสภายในโลหะผสมมีความเนื้อเดียวกันมากขึ้น การปรับสภาพโครงสร้างทางเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จุลภาคทั้งหมดนี้จึงส่งผลให้คุณสมบัติทางกลด้านความแข็งแรง และความเหนียวดียิ่งขึ้น รวมถึงความต้านทานการสึกหรอและความเสถียรทางความร้อนเพิ่มขึ้นด้วย

ยังมีงานวิจัยของ Qinglin, L. et al. [59] ที่ศึกษาอิทธิพลของการเติมเหล็ก, แมงกานีส และ อิตเทรียม (Fe, Mn, and Y) ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอนเกรดไฮโปยูเทคติก (Al-7Si) พบว่าการเติม Fe, Mn, และ Y ช่วยปรับสภาพเกรนละเอียดเล็กลงอย่างมีนัยสำคัญ และระยะระหว่างแกนเดนไดรต์ (SDAS) ลดลงด้วยเช่นกัน นอกจากนี้ การสังเกตรูปร่างยูเทคติกซิลิคอนพบการเปลี่ยนแปลง สัณฐานวิทยาจากรูปร่างคล้ายเข็มหรือเกล็ดหยาบเป็นรูปร่างเส้นใยละเอียดหรือเม็ดขนาดเล็ก แสดงดังรูปที่ 2.10 ซึ่งการปรับสภาพโครงสร้างให้ละเอียดนี้นำไปสู่การปรับปรุงคุณสมบัติทางกลดีขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งด้านความแข็งแรงและความเหนียวของโลหะผสม

### 2.3.5.3 วิธีทางกล (Mechanical Method)

การปรับสภาพเกรนละเอียดด้วยวิธีทางกล จะเกี่ยวข้องกับการไปรบกวนโลหะหลอมเหลว ระหว่างการแข็งตัว โดยปกติมักใช้กับการปรับสภาพของโลหะกึ่งแข็ง

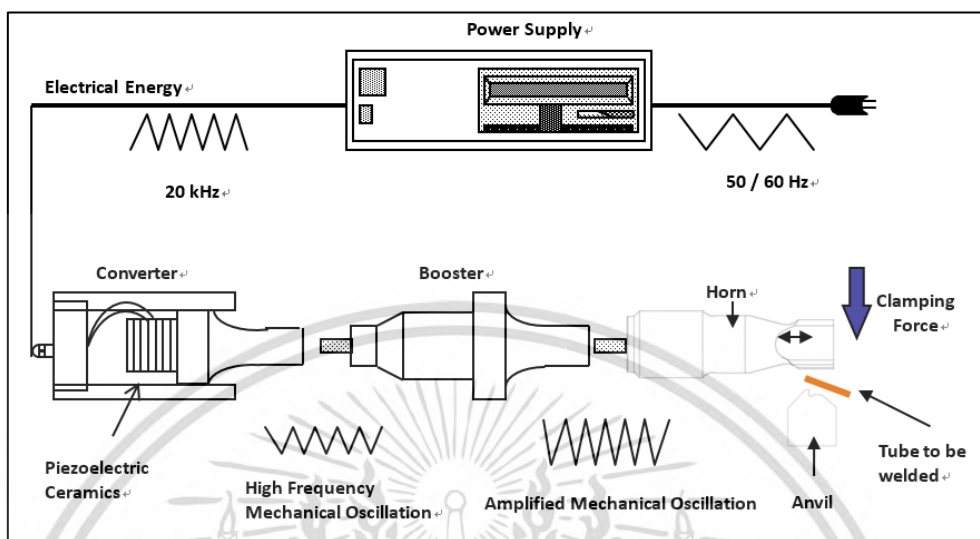
1. กระบวนการกวน (Mechanical Stirring): เป็นกระบวนการผสมวัสดุโดยใช้ใบพัดในการผสมวัสดุสองชนิดขึ้นไปเข้าด้วยกัน วิธีการนี้มีข้อดี คือ เป็นวิธีการผสมวัสดุแบบง่ายและมีต้นทุนต่ำ แต่ข้อเสีย คือ การกระจายตัวของสารในเนื้อเมทริกซ์ไม่เป็นเนื้อเดียวกันทั้งหมด ทำให้เกรนที่ได้มีความละเอียดไม่มากและไม่ค่อยสม่ำเสมอ [61] แต่อย่างไรก็ตามการปรับสภาพด้วยวิธีการนี้ก็ทำให้มีส่วนช่วยปรับสภาพเกรนละเอียด และส่งผลต่อสมบัติเชิงกลดีขึ้น [62]

2. กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว (Ultrasonic Melt Processing): เป็นกระบวนการปรับสภาพเกรนโดยการอาศัยการสั่นของคลื่นความถี่สูงขณะโลหะกำลังหลอมละลาย เพื่อให้การผสมของโลหะหลอมเหลวนั้นเป็นเนื้อเดียวกัน อีกทั้งยังช่วยให้เกิดการกระจายตัวของอนุภาคสม่ำเสมอมากขึ้น ข้อดีคือ เกรนมีความละเอียดขึ้นอย่างชัดเจน ส่งผลให้เพิ่มประสิทธิภาพของงานหล่อ ลดความเป็นรูพรุนในชิ้นงาน สมบัติเชิงกลดีขึ้น [63] โดยรูปที่ 2.9 แสดงส่วนประกอบของเครื่องมืออัลตราโซนิกประกอบด้วย 4 ส่วน [64] ได้แก่

- Ultrasonic Power Supply (Generator) เป็นตัวที่ให้กำเนิดแหล่งไฟฟ้าความถี่สูง
- Converter (Transducer) เป็นตัวแปลงพลังงานไฟฟ้าให้เป็นพลังงานกล
- Booster (Optional) เป็นตัวใช้ขยายสัญญาณแอมพลิจูด
- Probe (Horn) เป็นตัวกลางส่งผ่านคลื่นสัญญาณความถี่ไปยังโลหะหลอมเหลว

ตัวอย่างงานวิจัยของ Feng, H.K. et al. [63] มีการปรับสภาพเกรนละเอียดด้วยกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลวของโลหะผสม Al-23Si ซึ่งเป็นเกรดไฮเปอร์ยูเทคติกหลังการปรับสภาพ พบว่ามีการกำจัดก๊าซไฮโดรเจนในโลหะหลอมเหลวเพื่อลดความเป็นรูพรุนในชิ้นงาน เฟสปฐมภูมิซิลิคอนได้รับการขัดเกล่าให้มีขนาดเล็กลงและเปลี่ยนสัณฐานวิทยาเป็นลักษณะบล็อกก็ เฟสเดนไดรต์

อะลูมิเนียมได้รับการปรับสภาพเป็นผลึกที่มีแกนเท่ากัน (Equiaxial Crystal) และระยะห่างของลวดเมตาของเฟสยูเทคติกซิลิคอนเพิ่มขึ้น การปรับสภาพที่เกิดขึ้นเหล่านี้ส่งผลให้คุณสมบัติทางกลดีขึ้น



รูปที่ 2.11 ส่วนประกอบของเครื่องมืออัลตราโซนิก [64]

## 2.4 กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว

กระบวนการปรับสภาพโลหะหลอมเหลวด้วยอัลตราโซนิก (Ultrasonic Melt Processing; USP) ของโลหะผสมอะลูมิเนียมถือเป็นเทคโนโลยีที่มีแนวโน้มในการเพิ่มคุณภาพทั้งโครงสร้างและคุณสมบัติของโลหะผสม กระบวนการนี้เริ่มต้นตั้งแต่ปี ค.ศ.1950 การปรับสภาพด้วยกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลวนี้นี้ได้รับการยอมรับว่าเป็นเทคนิคที่มีประสิทธิภาพและเป็นมิตรต่อสิ่งแวดล้อมในการปรับปรุงคุณภาพของกระบวนการหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียม [32]

ข้อได้เปรียบหลายประการของกรรมวิธี USP นี้ ได้แก่ ความสามารถในการกำจัดก๊าซไฮโดรเจนในโลหะหลอมเหลว ปรับสภาพโครงสร้างของโลหะผสม ช่วยลดการแยกตัวของโครงสร้างแบบมหภาค ลดการจับตัวเป็นก้อนกันของอนุภาค และส่งเสริมการกระจายตัวของอนุภาคให้มีความสม่ำเสมอมากขึ้นทั่วทั้งโลหะ [9, 27, 29-32] ดังนั้นการประยุกต์ใช้กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว (USP) มีประโยชน์อย่างมากและเหมาะสมสำหรับอุตสาหกรรมการหล่อโลหะเพื่อเพิ่มประสิทธิภาพและคุณภาพให้กับโลหะผสมอะลูมิเนียม

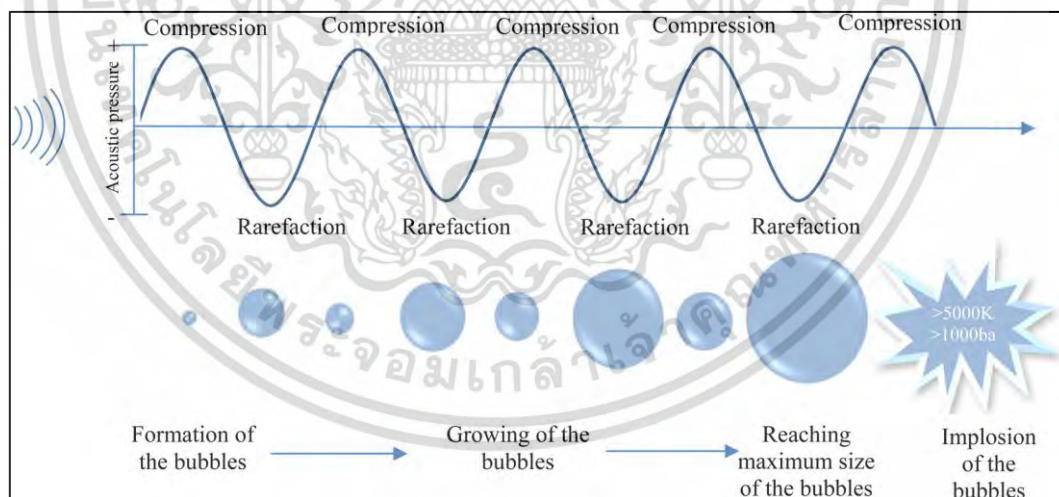
### 2.4.1 หลักการทำงานของกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว

กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว (Ultrasonic Melt Processing; USP) มีหลักการทางานโดยอาศัยคลื่นเสียงที่มีความถี่สูงกว่า 17 kHz (ความถี่อัลตราโซนิก) เข้าไปในโลหะผสมผ่านท่อหรือสายนาคลีนที่เรียกว่า “โซโนโทรด (Sonotrode)” โดยโลหะผสมยังคงอยู่ใน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สถานะของเหลวหรือกึ่งของเหลวอยู่ [32] กลไกหนึ่งของกระบวนการ USP คือการสร้างโพรงอากาศแบบอะคูสติก (Acoustic Cavitation) ในโลหะหลอมเหลว ซึ่งโพรงอากาศหรือฟองก๊าซจะเกิดขึ้นกับฟองก๊าซขนาดเล็กที่มีอยู่แล้วในโลหะหลอมเหลว หรืออาจจะเกิดบริเวณผิวหน้าระหว่างโลหะหลอมเหลวและอนุภาคปฐมภูมิ ฟองก๊าซเหล่านี้จะขยายขึ้นและหดลงตามความดันของคลื่นเสียงที่ส่งและดำเนินไปจนกว่าฟองก๊าซเหล่านั้นจะไม่สามารถทนแรงดันภายในได้และระเบิดแตก [65] กลไกแสดงดังรูปที่ 2.12 ซึ่งขนาดของฟองก๊าซยังมีพฤติกรรมที่แตกต่างกัน หากฟองก๊าซมีขนาดเล็กกว่าขนาดเรโซแนนซ์จะละลายโดยไม่มีภาวะระเบิดแตก ส่วนฟองก๊าซขนาดใหญ่กว่าขนาดเรโซแนนซ์จะขยายตัว และลอยขึ้นเหนือโลหะหลอมเหลว ในขณะที่ฟองก๊าซที่มีขนาดใกล้เคียงกับขนาดเรโซแนนซ์จะถูกการสั่นสะเทือนจากอัลตราโซนิกและระเบิดแตก โดยการระเบิดนี้จะปล่อยพลังงานความร้อนสูงถึง 5,000 K และความดันเพิ่มขึ้นหลายความดันบรรยากาศที่บริเวณเฉพาะตำแหน่งฟองก๊าซในระยะเวลาที่สั้นมาก ( $<10^{-9}$  s) และปริมาณเล็กน้อย ๑ [32]

อีกทั้งกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลวยังก่อให้เกิดการไหลวนของแรงดัน (Acoustic Streaming) จากการแตกตัวของฟองก๊าซนี้ ซึ่งจะส่งผลให้เกิดแรงเฉือน และคลื่นกระแทกที่ทึบ ให้เกิดการชนกันของอนุภาคด้วยความเร็วสูงและมีความรุนแรง ดังนั้นจึงเกิดการเปลี่ยนแปลงต่ออนุภาคที่เกิดขึ้นภายในโลหะหลอมเหลว และเกิดการปรับปรุงสภาพโครงสร้างให้ละเอียด ส่งผลให้คุณสมบัติของโลหะผสมมีประสิทธิภาพมากขึ้น [32]



รูปที่ 2.12 กลไกและการเติบโตของโพรงอากาศแบบอะคูสติก [65]

#### 2.4.2 ผลกระทบของกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว

ผลกระทบที่สำคัญซึ่งถือเป็นข้อดีของการประยุกต์ใช้กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว คือ การปรับแต่งโครงสร้างละเอียด (Structure Refinement) และลดการแยกองค์ประกอบแบบมหภาค (Reduction of Macrosegregation) ซึ่งถือเป็นสิ่งที่สำคัญในงานหล่อ เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โลหะที่เกี่ยวข้องกับคุณสมบัติและข้อบกพร่องภายในชิ้นงานโลหะ ตลอดจนเป็นการเพิ่มมูลค่าทางเศรษฐศาสตร์ของชิ้นงานโลหะผสมที่ผ่านการปรับปรุงสภาพ ผลกระทบของ USP สามารถอธิบายได้ดังนี้

### 2.4.2.1 การปรับปรุงสภาพโครงสร้างละเอียด

1. การกระตุ้นพื้นผิว (Nucleation Substrate): ในระหว่างการแข็งตัวของโลหะหลอมเหลว มันมีโอกาสน้อยมากที่โลหะหลอมเหลวจะปราศจากสิ่งเจือปนหรือออกไซด์ สิ่งเหล่านี้ถือเป็นข้อบกพร่องทางโครงสร้างจุลภาคที่มีอยู่ในโลหะหลอมเหลวซึ่งอาจจะสามารถทำหน้าที่เป็นพื้นผิวสำหรับการเกิดนิวเคลียสของเกรนได้ โดยเดิมที่พื้นผิวเหล่านี้เป็นสารที่ไม่ชอบน้ำ (Hydrophobic) หรือโมเลกุลที่ไม่มีขั้วซึ่งไม่สามารถกลายเป็นจุดเกิดนิวเคลียสได้ แต่การสร้างโพรงอากาศช่วยให้พื้นผิวเหล่านั้นถูกกระตุ้นและเป็นสารที่มีขั้ว ส่งผลให้เกิดเป็นจุดที่สร้างนิวเคลียสเพิ่มขึ้น จำนวนมาก

2. การกระตุ้นการเกิดนิวเคลียส (Nucleation Enhancement by Undercooling): USP ที่เข้าไปในโลหะหลอมเหลวอาจเพิ่มอุณหภูมิการหลอมละลายของโลหะผสมเนื่องจากการระเบิดแตกตัวของฟองก๊าซจากการเพิ่มความดัน ส่งผลให้ Undercooling เพิ่มขึ้น นำไปสู่การเพิ่มจำนวนการเกิดนิวเคลียสได้

3. การแตกตัวของอนุภาค (Fragmentation): ในระหว่างที่อุณหภูมิของโลหะหลอมเหลวลดลง จะเกิดการแข็งตัว ซึ่งกระบวนการนี้จะเกิดการสร้างเฟสปฐมภูมิหรือเดนไดรต์ การนำ USP มาใช้ในโลหะหลอมเหลวจะสร้างโพรงอากาศหรือฟองก๊าซเมื่อเกิดการแตกตัว และสร้างคลื่นกระแทกจากการไหลวนของแรงดันอะคูสติก ส่งผลให้อนุภาคที่เกิดขึ้นถูกขัดเกลาและปรับปรุงสภาพแตกตัวในที่สุด และอนุภาคที่แตกตัวเหล่านั้นสามารถทำหน้าที่เป็นจุดเกิดนิวเคลียสใหม่ได้ กลไกนี้จะมีประสิทธิภาพมากขึ้นหากนำ USP มาประยุกต์ใช้กับโลหะหลอมเหลวในช่วงอุณหภูมิที่ต่ำกว่าจุดหลอมเหลว (หลังจากเส้น Liquidus ของโลหะผสม) [32]

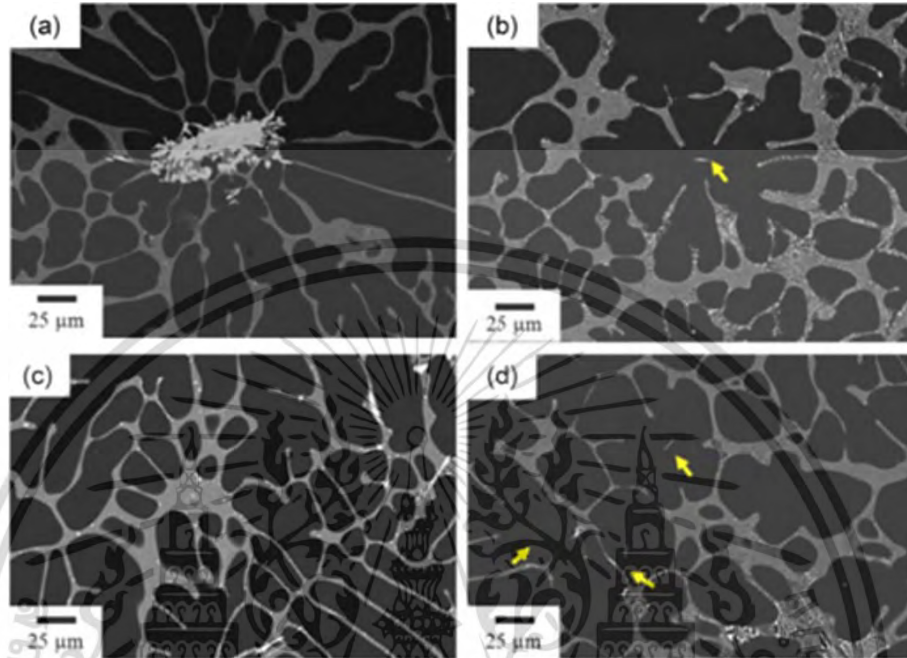
เป็นที่ทราบกันดีว่าในโลหะผสมอะลูมิเนียม โดยเฉพาะในเกรดไฮเปอร์ยูเทคติกมีการก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิ (Primary Intermetallic Phase) ในช่วงอุณหภูมิที่สูงกว่าอุณหภูมิการแข็งตัวของเนื้อโลหะ และเฟสปฐมภูมินั้นมีขนาดใหญ่และหยาบ ซึ่งจะส่งผลเสียต่อคุณสมบัติของโลหะผสม และเกิดข้อบกพร่องภายในชิ้นงานโลหะ ทำให้การประยุกต์ใช้กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว (USP) มีประโยชน์ในการปรับแต่งขนาดเฟสปฐมภูมิผ่านกระบวนการแตกตัว (Fragmentation) และเกิดเป็นจุดเริ่มต้นของการเกิดนิวเคลียสของเกรน สอดคล้องกับงานวิจัยก่อนหน้าของ Chankitmunkong, S. et al [27] การศึกษาโลหะผสม Al-4Ce-2Ni โดยเติม 0.3Zr พบว่าโครงสร้างมีเฟสปฐมภูมิ  $Al_3Zr$  ลักษณะหยาบเกิดขึ้น ในขณะที่เติม 0.15Zr-0.15Sc ไม่พบเฟสปฐมภูมิโดยทั่วไป Zr และ Sc มีความสามารถในการละลายในเนื้ออะลูมิเนียม ทำให้โครงสร้างที่มีปริมาณ Zr น้อยกว่าไม่พบเฟสปฐมภูมิ แต่เมื่อมีการประยุกต์ใช้ USP ในกระบวนการหลอมละลายโลหะผสมผลปรากฏว่าในโลหะผสมที่เติม 0.3Zr เฟสปฐมภูมิเกิดการแตกตัวและละเอียดมากขึ้น ส่วนโลหะผสมที่

เติม 0.15Zr-0.15Sc พบเฟสปฐมภูมิ  $Al_3(Zr,Sc)$  ขนาดเล็กเกิดขึ้น ซึ่งเฟสนี้อาจทำหน้าที่เป็นจุดเริ่มต้น

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ของการเกิดนิวเคลียส เนื่องจากพบเฟส  $Al_3Zr$  บริเวณศูนย์กลางของผลึกเกรน แสดงดังรูปที่ 2.13 ทั้งนี้สาเหตุมาจากโพรงอากาศที่เกิดขึ้นจาก USP เข้าไปกระตุ้นพื้นผิวสำหรับการเกิดนิวเคลียส (Activation of Substrates)



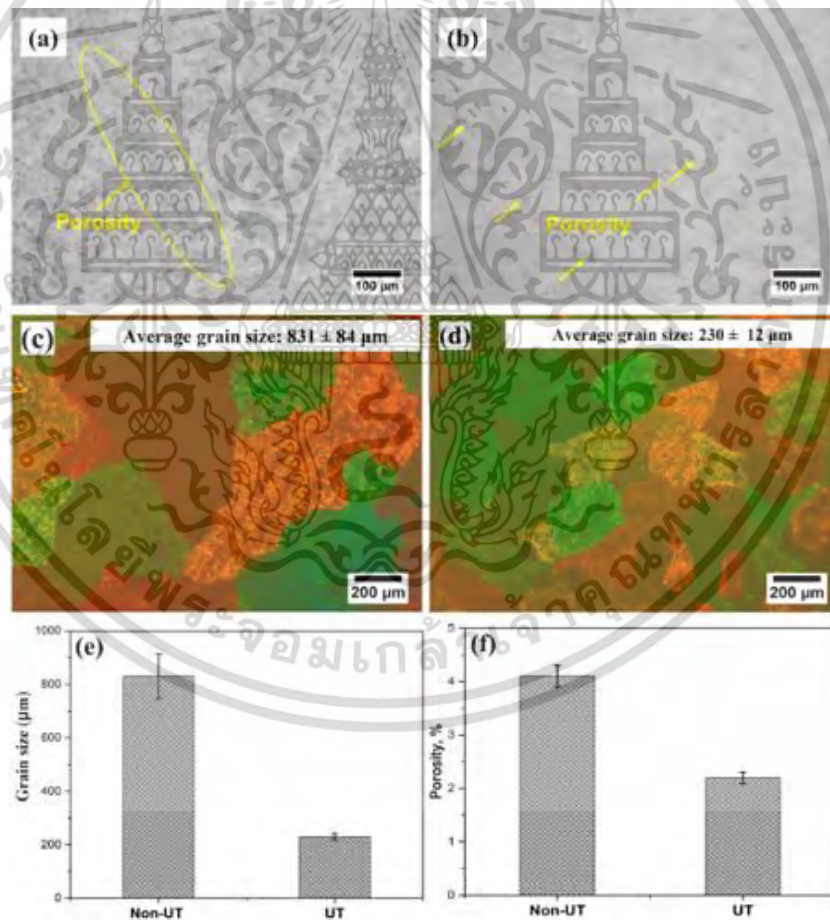
รูปที่ 2.13 โครงสร้างทางจุลภาคด้วยเทคนิค SEM ของเฟสปฐมภูมิ  $Al_3Zr$ : (a) AlCeNiZr, (b) AlCeNiZr-USP, (c) AlCeNiZrSc, และ (d) AlCeNiZrSc-USP (ลูกศรสีเหลืองแสดงเฟสปฐมภูมิที่ถูกปรับสภาพ) [27]

นอกจากนี้ยังมีงานวิจัยของ Thakur, A. et al. [66] ที่ปรับสภาพโครงสร้างของโลหะผสม Al-2Mg ด้วย UT (กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว) ผลการทดลองพบว่าหลังการปรับสภาพขนาดเกรนเล็กลงประมาณ 3-4 เท่าของไม้ท อัลตราโซนิก เปลี่ยนโครงสร้างเกรนที่มีขนาดใหญ่และหยาบที่ประกอบด้วยเดนไดรต์ลักษณะยาวให้เป็นเกรนที่มีขนาดเล็กและสม่ำเสมอ (Equiaxed Grain) อีกทั้งยังลดระดับความเป็นรูพรุนในโลหะผสมอย่างเห็นได้ชัดจน โครงสร้างที่ถูกปรับสภาพเหล่านี้ส่งผลให้สมบัติทางกลด้านความแข็งแรงจุดคราก, ความต้านทานแรงดึงสูงสุด, เปอร์เซ็นต์การยืดตัว และความแข็งเพิ่มขึ้น (เพิ่ม 21%, 34%, 143%, และ 36% ตามลำดับ)

ซึ่งสาเหตุการเกิดการปรับสภาพเหล่านี้ก็มาจากการเกิดฟองก๊าซหรือโพรงอากาศจากอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว และก๊าซไฮโดรเจนที่ละลายอยู่ในโลหะหลอมเหลวเกิดการแพร่เข้าสู่โพรงอากาศนั้น เมื่อเกิดการขยายตัวและหดตัว ทำให้ความดันเฉพาะที่ (Local Pressure) ระหว่างฟองก๊าซและโลหะหลอมเหลวมีความแตกต่างกัน เมื่อฟองก๊าซนั้นเติบโตใหญ่ขึ้น และลอยขึ้นเหนือผิวโลหะหลอมเหลวจะเกิดการระเบิดแตกแล้วปล่อยก๊าซไฮโดรเจนเหล่านั้นสู่ชั้นบรรยากาศ เป็นการลดปริมาณก๊าซไฮโดรเจนช่วยบรรเทาความเป็นรูพรุนในโลหะผสม นอกจากนี้การระเบิดของฟองก๊าซยังเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้นำไปเผยแพร่โดยไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

นำไปสู่การเกิดคลื่นกระแทกและ Acoustic Streaming กระแสไหลวนในโลหะหลอมเหลว ส่งผลให้ขัดขวางและสลายฟิล์มออกไซด์ที่ซับซ้อนเป็นโครงสร้างขนาดเล็กภายในโลหะผสม Al-Mg ทำให้เกิดการปรับกลับขนาดเกรนผ่านฟองก๊าซระหว่างผลึกที่มีความร้อนเฉพาะที่และคลื่นกระแทก รวมถึงการเกิดนิวเคลียสที่แตกต่างเพิ่มขึ้นจากความดันสูงขึ้นโดยการเพิ่มการระบายร้อนยิ่งยวดในโลหะหลอมเหลว

อย่างไรก็ตามกระบวนการอัลตราโซนิกยังก่อให้เกิดการแยกองค์ประกอบ (Segregation) เป็นสาเหตุให้เกิด Undercooling ของโครงสร้างบริเวณผิวหน้าของส่วนต่อประสาน (Interface) ส่งผลให้เกิดนิวเคลียสของเกรน  $\alpha$ -Al เพิ่มขึ้น และในกรณีของบริเวณการเกิดออกไซด์  $Al_2O_3$  หรืออนุภาคเจือปนที่อาจเป็นจุดเริ่มต้นของการเกิดนิวเคลียส USP สามารถสร้างโพรงอากาศไปกระตุ้นบริเวณนั้นทาความสะอาดพื้นผิวและทำลายการสร้างฟิล์ม ส่งผลให้อนุภาคเจือปนที่เป็ยกได้ไม่ดีถูกละลายให้เป็ยกด้วยโลหะหลอมเหลวเพื่อทาหน้าที่เป็นนิวเคลียสของการแข็งตัว [32]



รูปที่ 2.14 โครงสร้างทางจุลภาคด้วยเทคนิค OM ของโลหะผสม Al-2Mg (a) ไม่ท ้าUT, (b) ท ้าUT; และภาพโพลาไรซ์ของโลหะผสม (c) ไม่ท ้าUT, (d) ท ้าUT; พร้อมทั้งการเปรียบเทียบเชิงปริมาณของ (e) ขนาดเกรน และ (f) สัดส่วนความเป็นรูพรุนของโลหะผสม [66]

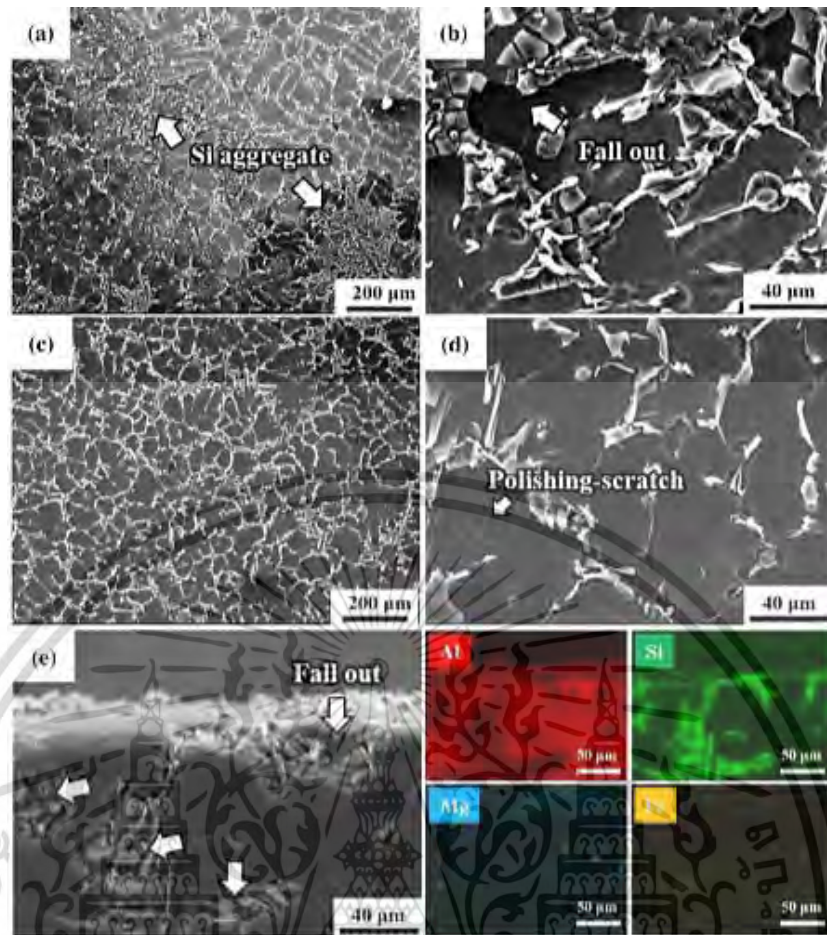
### 2.4.2.2 การลดการแยกองค์ประกอบแบบมหภาค

การแยกองค์ประกอบแบบมหภาค (Macroseggregation) เป็นการกระจายขององค์ประกอบทางเคมีขนาดใหญ่หรืออนุภาคที่เกิดขึ้นระหว่างการแข็งตัวที่มีความไม่สม่ำเสมอภายในโครงสร้างโลหะผสม และนำไปสู่การสูญเสียของสมบัติเชิงกล

กรรมวิธีที่ได้รับการแนะนำในการปรับปรุงปัญหานี้คือ การเพิ่มประสิทธิภาพการไหลของโลหะหลอมเหลว โดยกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว (USP) สามารถมีบทบาทในการปรับปรุงการไหลของโลหะหลอมเหลวได้ โดยการช่วยลดความแปรปรวนขององค์ประกอบทางเคมีในบิลเล็ท เนื่องจากการปรับปรุงการไหลของโลหะหลอมเหลวทำให้การกระจายขององค์ประกอบเป็นเนื้อเดียวกัน และโซโทรดสร้างคลื่นที่สั้นทะเลื่อนในแนวลงสู่ใต้โลหะหลอมเหลวภายในเบ้าหลอมลักษณะเช่นนี้จะส่งผลให้ต่อต้านแนวโน้มทางธรรมชาติขององค์ประกอบหรืออนุภาคที่เกิดขึ้นในขณะแข็งตัวที่จะเคลื่อนที่ขึ้นภายในโลหะหลอมเหลว ซึ่งการเคลื่อนที่ขึ้นนี้จะนำไปสู่ความเข้มข้นขององค์ประกอบหรืออนุภาคในบางพื้นที่เฉพาะจุดทำให้เกิดเป็นการแยกองค์ประกอบทางมหภาคหรือขนาดใหญ่ได้ ทำให้การทำ USP ที่มีทิศทางด้านล่างนี้ดำเนินการเคลื่อนที่ขององค์ประกอบ และช่วยให้กระจายไปทั่วทั้งชิ้นงานได้อย่างสม่ำเสมอในระหว่างการแข็งตัว นำไปสู่การช่วยลดการแยกตัวทางมหภาคได้ และเพิ่มประสิทธิภาพของโลหะผสมให้มีคุณสมบัติที่ดีขึ้นได้ [32]

ตัวอย่างงานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับการลดการแยกองค์ประกอบทางมหภาคของ Kim, S.B. et al. [31] พบว่าโครงสร้างของโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด A356 (Al-7Si-0.4Mg) ถูกปรับสภาพดังนี้ เฟส  $\alpha$ -Al ถูกขัดเกล่าให้มีขนาดเล็กลง ช่วยการกระจายอย่างสม่ำเสมอของเฟสยูเทคติก Al-Si ช่วยลดการก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิที่มีขนาดใหญ่ และช่วยการกระจายตัวขององค์ประกอบทางเคมีที่ถูกละลายในเนื้ออะลูมิเนียมให้มีความสม่ำเสมอมากขึ้น นอกจากนี้ยังทำการทดสอบความต้านทานการกัดกร่อนของโลหะผสมหลังการปรับสภาพด้วย USP พบว่าพื้นผิวที่ถูกกัดกร่อนลดลง บ่งชี้การก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะลดลง และยับยั้งการเกิดการกัดกร่อนได้ แสดงดังรูปที่ 2.15 นอกจากนี้ USP ยังช่วยยับยั้งพื้นที่การรวมตัวกันของกลุ่มยูเทคติกซิลิคอนที่มีขนาดใหญ่และหยาบ ซึ่งช่วยขัดขวางการแพร่กระจายของปฏิกิริยาการกัดกร่อนในโลหะผสมได้ ดังนั้นการศึกษาชี้ให้เห็นว่าการเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนโดยการประยุกต์ใช้ USP ในโลหะผสม A356 เกิดจากการลดการก่อตัวของกลุ่มเฟสระหว่างโลหะ และเพิ่มการกระจายอย่างสม่ำเสมอขององค์ประกอบทางเคมีและเฟสยูเทคติก Al-Si

กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว (USP) จึงเป็นที่ยอมรับในการเพิ่มประสิทธิภาพของคุณสมบัติทั้งทางกล และทางกายภาพของโลหะผสมด้วยการปรับสภาพเกรนและเฟสให้มีความละเอียดมากขึ้น และเพิ่มการกระจายตัวขององค์ประกอบและอนุภาคมีความสม่ำเสมอ อีกทั้งยังเป็นกรรมวิธีที่เป็นมิตรต่อสิ่งแวดล้อมอีกด้วย

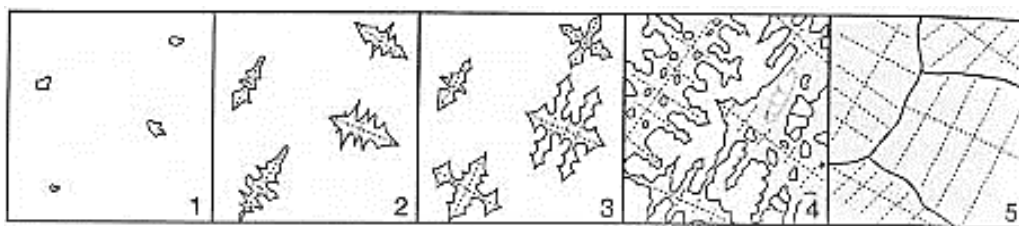


รูปที่ 2.15 โครงสร้างทางจุลภาคด้วยเทคนิค SEM ของพื้นผิวโลหะผสม A356: (a, b และ e) ที่ไม่ทำ USP และ (c และ d) ทำ USP; หลังจากการแช่ในสารละลาย NaCl 3.5wt.% เป็นเวลา 28 วัน และ (e) เป็น EDS mapping ของภาพภาคตัดขวางของ (a) [31]

## 2.5 กระบวนการแข็งตัวของโลหะ

กระบวนการแข็งตัวของโลหะ (Solidification of Metal) เริ่มต้นจากโลหะถูกให้ความร้อนจนถึงอุณหภูมิหลอมเหลว อะตอมของธาตุจะเกิดการเคลื่อนที่ตลอดเวลาภายในโลหะหลอมเหลว เมื่ออุณหภูมิลดลงอะตอมเหล่านั้นจะคายพลังงานความร้อนทำให้เกิดการเคลื่อนที่ช้าลง แต่เมื่ออุณหภูมิลดลงจนถึงจุดวิกฤติอะตอมจะหยุดการเคลื่อนที่ และเกิดแรงดึงดูดระหว่างมวลอะตอมแล้วรวมตัวกันเกิดเป็นของอนุภาคของแข็ง อนุภาคนั้นเรียกว่า “นิวเคลียส (Nuclei)” ซึ่งจะเติบโตอย่างต่อเนื่องเมื่ออุณหภูมิลดลง และมีปริมาณเพิ่มขึ้น หากมีอะตอมที่ถ่ายเทพลังงานออกไปแล้วได้จับตัวกันของนิวเคลียสจะทำให้เกิดการรวมตัวกัน และทำให้นิวเคลียสนั้นมีขนาดใหญ่ขึ้นจนกลายเป็นผลึก (Crystal) และเกรน (Grain) ที่มีขนาด รูปร่าง และทิศทางการกระจายตัวแตกต่างกัน การเติบโตนี้จะหยุดก็ต่อเมื่อนิวเคลียสหนึ่งเติบโตไปชนกับอีกนิวเคลียสหนึ่งเกิดเป็นรอยต่อระหว่างผลึกหรือที่เรียกว่า “ขอบเกรน (Grain Boundary)” [43] แต่ก็ยังสามารถขยายตัวไปในทิศทางที่เป็นบริเวณของเหลวได้ เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

อยู่ จนกระทั่งโลหะหลอมเหลวนั้นกลายเป็นของแข็งทั้งหมด ในรูปที่ 2.16 แสดงตัวอย่างกลไกการแข็งตัวของเดนไดรต์ (Dendrite) ซึ่งเป็นผลึกคล้ายกิ่งไม้

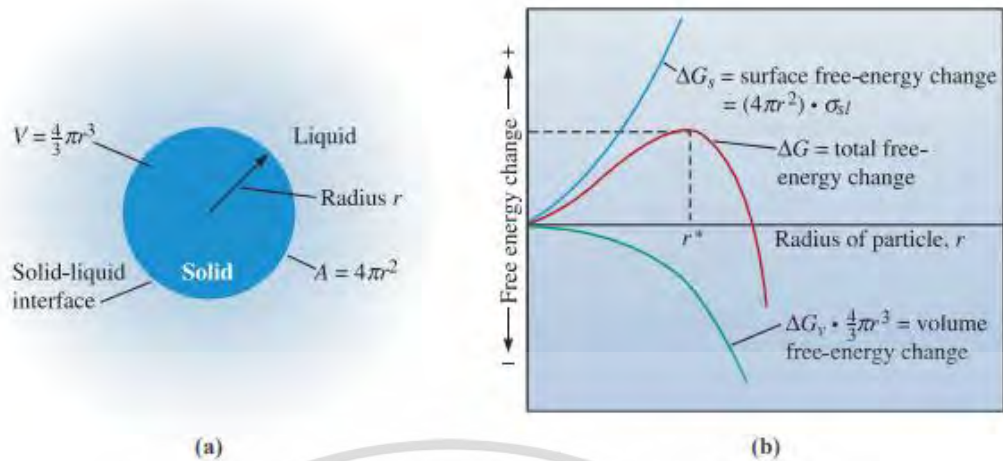


รูปที่ 2.16 กลไกการแข็งตัวของเดนไดรต์: (1) เกิดเป็นนิวเคลียส, (2-4) ขยายตัวบริเวณปลายของผลึกกิ่งไม้ และ (5) สิ้นสุดการแข็งตัวเกิดเป็นเกรนและขอบเกรนที่เป็นบริเวณรอยต่อผลึก [43]

### 2.5.1 การเกิดนิวเคลียส

ในอุดมคติโลหะจะกลายเป็นของแข็งพร้อมกัน เมื่อโลหะหลอมเหลวมีอุณหภูมิลดต่ำกว่าจุดหลอมเหลวตามสมดุล แต่ในความเป็นจริงนั้น การแข็งตัวเกิดขึ้นเร็วกว่าสภาวะสมดุลอย่างมาก ทั้งนี้ที่โลหะหลอมเหลวลดอุณหภูมิลงจนถึงจุดหลอมเหลว จะเกิดการสร้างอนุภาคของแข็งระดับนาโนเป็นการเกิดนิวเคลียส (Nucleation) ของการสร้างเฟสใหม่ โดยนิวเคลียสแต่ละอนุภาคเรียกว่า “นิวเคลียส (Nuclei)” อนุภาคของแข็งนี้จะถ่ายเทความร้อนออกมา ทำให้พลังงานความร้อนของผลึกต่ำกว่าพลังงานความร้อนในโลหะหลอมเหลว ความแตกต่างของพลังงานความร้อนเกิดขึ้นระหว่างของแข็งและของเหลวเรียกว่า “พลังงานอิสระเชิงปริมาตร” ซึ่งพลังงานนี้จะเพิ่มขึ้นหากขนาดของอนุภาคของแข็งนั้นเพิ่มขึ้นด้วย และพลังงานนี้จะเป็แรงขับเคลื่อนให้เกิดการเปลี่ยนเฟส การเกิดนิวเคลียสใหม่เป็นการสร้างพื้นผิวใหม่ขึ้นระหว่างของแข็งกับของเหลวท ให้พลังงานของระบบมีค่าเพิ่มขึ้นเรียกว่า “พลังงานอิสระเชิงพื้นผิว” หากอนุภาคของแข็งมีจำนวนเพิ่มขึ้นมาก ก็ส่งผลให้พลังงานนี้เพิ่มขึ้นตามไปด้วย แสดงว่าพื้นที่ผิวสัมผัสยิ่งมากขึ้นนั่นเอง อย่างไรก็ตาม ไม่ได้ยืนยันเสมอไปว่าอนุภาคของแข็งทุกอนุภาคจะสามารถเติบโตเป็นนิวเคลียสได้ จะมีเพียงบางอนุภาคที่สามารถขยายตัวและโตต่อไป ส่วนอนุภาคที่ถูกยับยั้งจะสลายตัวกลับสู่โลหะหลอมเหลวดั้งเดิม

จากรูปที่ 2.17 แสดงอนุภาคของแข็ง และกราฟความสัมพันธ์ระหว่างรัศมีของอนุภาคและพลังงานรวม โดยอนุภาคของแข็งที่มีรัศมีวิกฤติ ( $r^*$ ) เรียกว่า “เอมบริโอ (Embryo)” ซึ่งพบว่าหากอนุภาคของแข็งมีขนาดเล็กกว่าเอมบริโอพลังงานรวมจะลดต่ำลง ส่งผลให้อนุภาคนั้นสลายละลายไปเป็นโลหะเหลวอีกครั้ง แต่ถ้าขนาดอนุภาคใหญ่กว่าเอมบริโอ พลังงานรวมก็ลดลงเช่นกัน แต่อนุภาคจะขยายเติบโตไปเรื่อย ๆ จนกลายเป็นนิวเคลียส เนื่องจากได้รับพลังงานเชิงปริมาตรที่ถูกปล่อยออกมาขณะที่โลหะหลอมเหลวเกิดการแข็งตัวเพื่อสร้างพื้นผิวของอนุภาคของแข็งใหม่ [43]



รูปที่ 2.17 ส่วนรอยต่อประสานของอนุภาคของแข็งที่แข็งตัวจากโลหะหลอมเหลว และ (b) ความสัมพันธ์ของพลังงานอิสระทั้งหมดที่เปลี่ยนแปลงตามขนาดของเอมบริโอ [43]

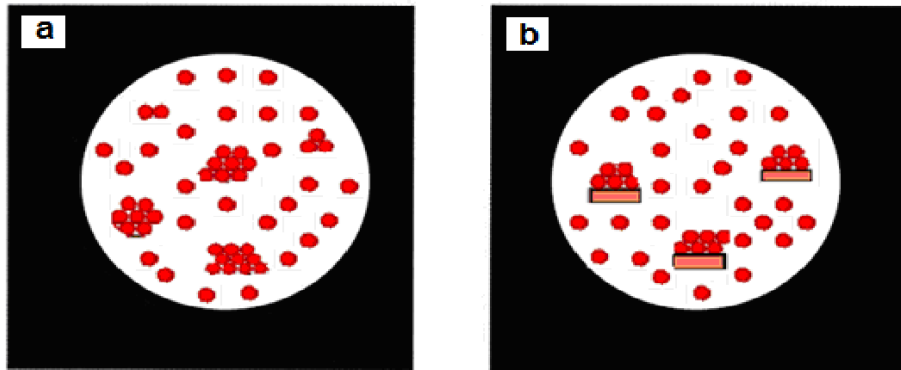
### 2.5.1.1 กลไกการเกิดนิวเคลียสแบบเอกพันธ์

การเกิดนิวเคลียสแบบเอกพันธ์ (Homogeneous Nucleation) หรือนิวเคลียสแบบเป็นเนื้อเดียวกัน ส่วนใหญ่เกิดจากการแข็งตัวของโลหะที่มีความบริสุทธิ์ที่อุณหภูมิการแข็งตัวสมดุลของโลหะนั้น โดยเกิดจากอะตอมเคลื่อนที่มารวมตัวกัน และเกิดพันธะซึ่งกันและกัน จนมีขนาดเท่ากับเอมบริโอ และขยายตัวโตขึ้นเป็นนิวเคลียสแบบเอกพันธ์ ดังรูปที่ 2.18(a) โดยขนาดเท่ากับเอมบริโอหรือรัศมีวิกฤติ ( $r^*$ ) นั้นเกี่ยวข้องกับความแตกต่างของอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิลอมเหลวของโลหะที่เรียกว่า Undercooling ( $\Delta T$ ) หาก  $\Delta T$  มีค่ามากจะทำให้การเปลี่ยนแปลงพลังงานอิสระเชิงปริมาตรมากขึ้น ในขณะที่พลังงานอิสระเชิงพื้นผิวไม่เปลี่ยนแปลงมากนัก

### 2.5.1.2 กลไกการเกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์

การเกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์ (Heterogeneous Nucleation) หรือนิวเคลียสแบบไม่เป็นเนื้อเดียวกัน เกิดจากสิ่งเจือปนในโลหะหลอมเหลวหรือพื้นผิวผนังของแม่พิมพ์สร้างนิวเคลียส ดังรูปที่ 2.18(b) ซึ่งการเกิดนิวเคลียสแบบนี้จะเกิดได้ง่ายกว่าแบบเอกพันธ์เนื่องจากต้องการพลังงานในการสร้างนิวเคลียสน้อยกว่าและต้องการอุณหภูมิต่ำกว่า Undercooling ( $\Delta T$ ) ที่น้อยกว่า โดยส่วนใหญ่มักพบในงานโลหะหล่อที่ต้องเทน้ำโลหะลงในแม่พิมพ์แบบต่าง ๆ ทำให้น้ำโลหะสัมผัสกับผนังแม่พิมพ์ หรือสิ่งเจือปนที่อยู่ในโลหะหลอมเหลวซึ่งเป็นตัวที่ทำให้เกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์ โดยขั้นตอนการเกิดเริ่มจากโลหะหลอมเหลวไปสัมผัสผนังของแข็งของแม่พิมพ์หรือสิ่งเจือปนแล้วเกิดเป็นอนุภาคของแข็งขึ้นที่ติดอยู่กับพื้นผิวของสิ่งเจือปนนั้น ซึ่งอนุภาคของแข็งนี้มีลักษณะทรงกลม และมีพื้นสัมผัสกับโลหะหลอมเหลว

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.18 การเกิดนิวเคลียสแบบเอกพันธ์ (a) และแบบวิวิธพันธ์ (b)

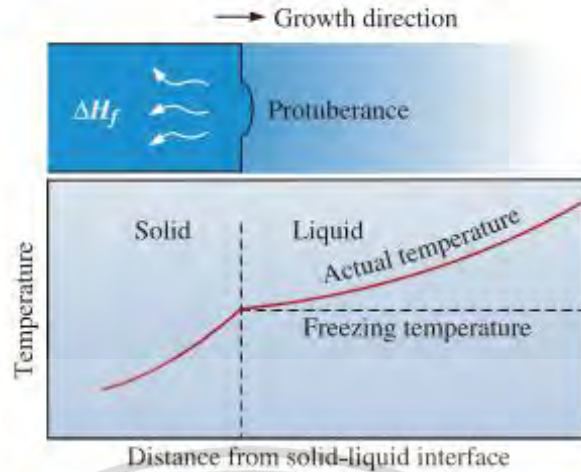
## 2.5.2 กลไกของการเติบโต

เมื่ออนุภาคของแข็งเกิดขึ้นในโลหะหลอมเหลวหรือเฟสของแข็งอื่น ๆ การเติบโต (Growth) ของอนุภาคของแข็งนั้นจะเริ่มขึ้นเมื่อมีอะตอมมารวมและสร้างพันธะมากขึ้นกับอนุภาคของแข็ง การเติบโตของอนุภาคของแข็งขึ้นอยู่กับอัตราการถ่ายเทความร้อนจากโลหะหลอมเหลว ซึ่งความร้อนที่ใช้ในการกระบวนการแข็งตัว คือ ความร้อนจำเพาะของของเหลว และความร้อนแฝงของการหลอมละลาย โดย “ความร้อนจำเพาะ (Specific Heat)” เป็นปริมาณความร้อนที่จำเป็นในการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของหน่วยน้ำหนักในหนึ่งองศา ความร้อนจำเพาะต้องถูกกำจัดออกจากระบบก่อนไม่ว่าจะเป็นการแผ่รังสีความร้อนสู่บรรยากาศ หรือการนำความร้อนเข้าสู่แม่พิมพ์ จนทำให้โลหะหลอมเหลวเย็นตัวลงจนถึงอุณหภูมิเยือกแข็ง เป็นที่ทราบกันดีว่าการหลอมละลายของแข็งจำเป็นต้องใช้ความร้อน ดังนั้นผลึกของแข็งที่เกิดขึ้นจากโลหะหลอมเหลวก็ถูกดำเนินการผ่านความร้อนเช่นกัน เรียกความร้อนนี้ว่า “ความร้อนแฝงของการหลอมละลาย (Latent Heat of Fusion)” เป็นความร้อนที่ใช้ในการเปลี่ยนแปลงสถานะของอนุภาค ความร้อนแฝงนี้ก็ต้องถูกกำจัดออกจากส่วนต่อประสานระหว่างของแข็งและของเหลว (Interface) ก่อนการแข็งตัวจะเสร็จสมบูรณ์ การกำจัดความร้อนแฝงนี้จะเป็นตัวกำหนดกลไกการเจริญเติบโตของนิวเคลียสและโครงสร้างสุดท้ายของโลหะหล่อ [43]

### 2.5.2.1 การเติบโตแบบระนาบ (Planar Growth)

เป็นการเติบโตของนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์ซึ่งการเป็นการเกิดนิวเคลียสจากสิ่งเจือปน โดยอุณหภูมิของโลหะหลอมเหลวจะสูงกว่าอุณหภูมิหน้าผิวสัมผัสระหว่างของแข็งและของเหลว ทำให้อุณหภูมิที่ส่วนต่อประสานระหว่างของแข็งและของเหลวสูงกว่าหรือเท่ากับจุดหลอมเหลว ดังนั้นการเติบโตนี้พื้นที่ทุกจุดบนอนุภาคของแข็งจะโตออกไปพร้อมกันเป็นระนาบ ดังรูปที่ 2.19 เมื่ออุณหภูมิของของเหลวสูงกว่าอุณหภูมิเยือกแข็ง ส่วนที่ยื่นออกมาระหว่างของแข็งและของเหลว (Protuberance) จะไม่เติบโต นำไปสู่การปรับสภาพส่วนต่อประสานระหว่างของแข็งและของเหลวแบบระนาบ และความร้อนแฝงจะถูกกำจัดออกจากส่วนรอยต่อผ่านอนุภาคของแข็ง

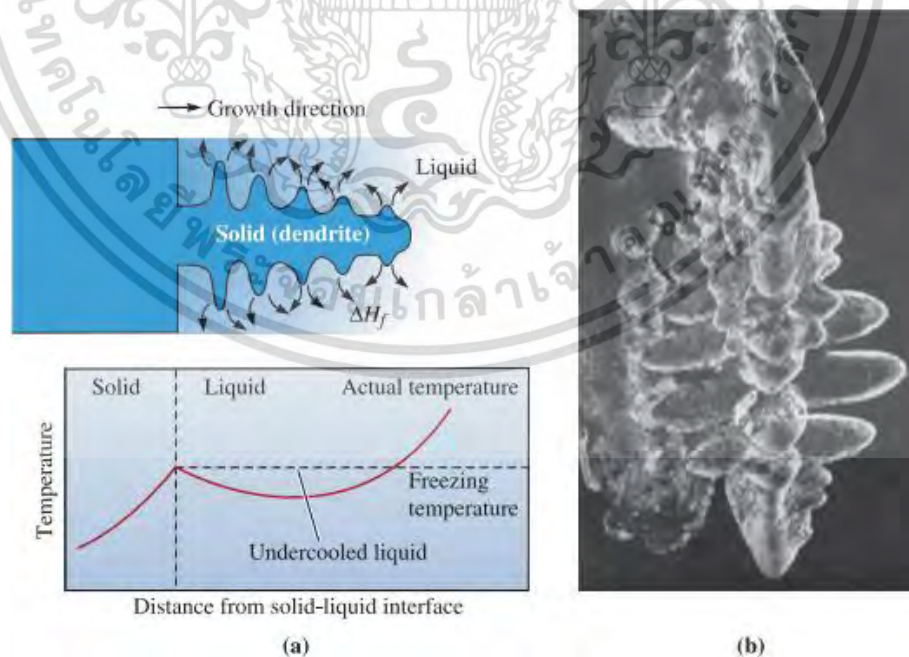
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.19 การเติบโตแบบระนาบ [43]

### 2.5.2.2 การเติบโตแบบกิ่งก้าน (Dendrite Growth)

เป็นการเติบโตแบบนี้เป็นการเกิดนิวเคลียสได้ยาก จึงจำเป็นต้องการ Undercooling มาช่วยในการให้อุณหภูมิของของเหลวต่ำกว่าอุณหภูมิจุดหลอมเหลว ทำให้ของแข็งที่ยื่นออกมาจากส่วนต่อประสานระหว่างของแข็งและของเหลวสามารถขยายเติบโตไปได้ โดยการเติบโตแบบนี้มีลักษณะเป็นกิ่งก้าน (คำว่า Dendrite มาจากภาษากรีกหมายถึงต้นไม้) เมื่อเดนไดรต์โตจะปล่อยความร้อนแฝงออกมาเรื่อยๆ ทำให้อุณหภูมิของของเหลวสูงขึ้น ดังรูปที่ 2.20



รูปที่ 2.20 การเติบโตแบบเดนไดรต์ (a) และภาพถ่าย SEM ของเดนไดรต์ในเหล็กกล้า [43]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



แข็งตัว และไม่สามารถปล่อยความร้อนออกมาได้อีก การเติบโตภายใต้สภาวะนี้จะเป็นในลักษณะแบบระนาบ (Planar Growth)

ระยะเวลาการแข็งตัวทั้งหมด (Total Solidification Time) ของโลหะหล่อคือ เวลาที่จำเป็นในการถ่ายเทความร้อนจากพาหะของของเหลว และความร้อนแฝงของการหลอมละลาย การวัดเวลาวัดตั้งแต่ตอนเทจนกระทั่งการแข็งตัวเสร็จสมบูรณ์ ส่วนระยะเวลาการแข็งตัวเฉพาะจุด (Local Solidification Time) คือเวลาที่จำเป็นในการถ่ายเทความร้อนเฉพาะความร้อนแฝงของการหลอมเหลวที่เฉพาะตำแหน่งในโลหะหล่อโดยวัดตั้งแต่ตอนเทจนกระทั่งการแข็งตัวเสร็จสมบูรณ์ เวลาการแข็งตัวเฉพาะจุด (และเวลาการแข็งตัวทั้งหมด) สำหรับของเหลวที่แข็งตัวผ่านการเยือกแข็งต่ำกว่าจุดหลอมเหลว (Undercooled) และเติมสารเร่งการเกิดนิวเคลียส (Inoculated) จะมีความแตกต่างกันเล็กน้อย [43]

## 2.5.4 โครงสร้างของโลหะหล่อ

กระบวนการผลิตโลหะด้วยการหล่อ ถือเป็นเทคนิคที่ได้รับความนิยมกันอย่างแพร่หลาย โดยเทโลหะหลอมเหลวลงในแม่พิมพ์แล้วปล่อยให้แข็งตัว ซึ่งแม่พิมพ์ทำหน้าที่กำหนดรูปร่างสุดท้ายของชิ้นงานหล่อ (Casting) และในบางกรณีแม่พิมพ์จะสร้างชิ้นงานเป็นรูปทรงอย่างง่ายที่เรียกกันว่า “แท่งหล่อ (Ingot)” ซึ่งแท่งหล่อเหล่านี้ต้องการการขึ้นรูปด้วยแรงดึง (Plastic Deformation) อย่างมากก่อนที่จะได้เป็นโลหะผสมในขั้นสุดท้าย แท่งหล่อมักมีโครงสร้างภายในที่เรียกว่า “โครงสร้างแท่งหล่อ” (Ingot Structure) ซึ่งโครงสร้างประกอบด้วย 3 บริเวณตามการเย็นตัว ได้แก่

### 2.5.4.1 Chill Zone

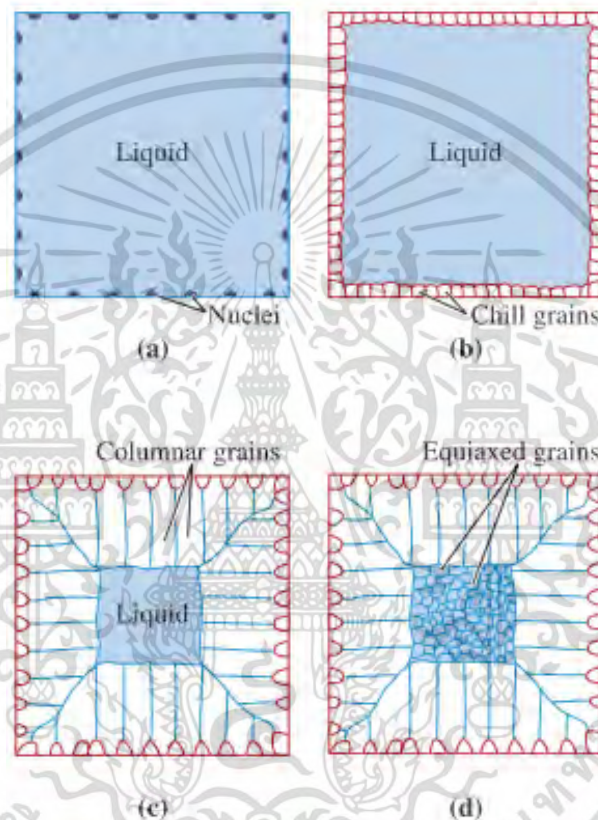
เป็นแถบแคบ ๆ ของบริเวณผิวของชิ้นงานหล่อที่ประกอบไปด้วยผลึกที่มีทิศทางแบบสุ่ม (Randomly Oriented Grains) ดังรูปที่ 2.22(b) การเกิด Chill Zone มักเกิดบริเวณผนังแม่พิมพ์ ซึ่งเป็นส่วนแรกที่เย็นตัวลงจนถึงจุดเยือกแข็ง และยังเป็น การเกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์หรือแบบไม่เป็นเนื้อเดียวกัน การเติบโตของเกรนจะด้านทิศทางการถ่ายเทพลังงานความร้อน กล่าวคือ การโตของเกรนจะตั้งฉากกับผนังแม่พิมพ์ โครงสร้างมีขนาดเล็กและละเอียด [43]

### 2.5.4.2 Columnar Zone

เป็นส่วนที่อยู่ถัดมาจาก Chill Zone จะประกอบไปด้วยผลึกยาวเรียงตัวในทิศทางผลึกที่เฉพาะเจาะจง ดังรูปที่ 2.22(c) การเกิด Columnar Zone มีอิทธิพลมาจากการเติบโตของนิวเคลียส (Growth) มากกว่าการเกิดนิวเคลียส (Nucleation) ถ้าของเหลวถูก Undercooling ผลึกในโซนนี้จะเกิดเป็นเดนไดรต์จำนวนมาก แต่ถ้าหากไม่ถูก Undercooling การแข็งตัวจะดำเนินไปแบบการเติบโตแบบระนาบ [43]

### 2.5.4.3 Equiaxed Zone

เกิดบริเวณแกนกลางของโลหะหล่อ เกรนมีการเรียงตัวแบบสุ่ม และมีขนาดค่อนข้างกลมเล็กใกล้เคียงกัน ดังรูปที่ 2.22(d) แต่เนื่องจากอุณหภูมิต่ำกว่าการเติมธาตุผสม หรือการเพิ่มนิวเคลียส บางครั้งเดนไดรต์บริเวณ Chill Zone อาจแตกหักเนื่องจากการไหลวนของน้ำโลหะหลอมเหลว บริเวณตรงกลาง แล้วทำให้เกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์ ซึ่งเป็นการยับยั้งการโตของ Columnar Grain ได้

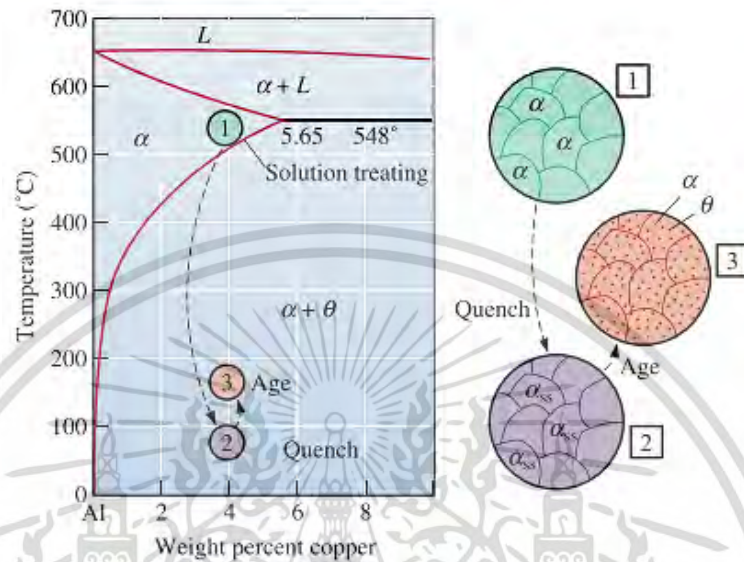


รูปที่ 2.22 การพัฒนาโครงสร้างของแท่งโลหะระหว่างการแข็งตัว: (a) การเกิดนิวเคลียส (b) การก่อตัวของผลึกแบบ Chill Zone (c) การเติบโตเกรนเป็น Columnar Zone และ (d) การเกิด Equiaxed Zone [43]

### 2.5.5 วิวัฒนาการของโครงสร้างทางจุลภาคในการชุบแข็งแบบแยกเฟส

การชุบแข็งแบบแยกเฟสหรือตกตะกอน (Precipitation Hardening) เป็นกรรมวิธีในการเพิ่มความแข็งหรือความสามารถต้านทานการเสียรูปแบบถาวร เช่น การกด ชิดข่วน กลึง ใส เป็นต้น โดยการใช้การเจือธาตุผสมที่มีความสามารถละลายได้ในเนื้ออะลูมิเนียมในรูปแบบสารละลายของแข็ง ซึ่งความสามารถในการละลายของธาตุผสมจะแปรผันตรงกับอุณหภูมิของโลหะผสมอะลูมิเนียมหลอมเหลว โดยการชุบแข็งนี้ส่งผลให้เกิด การแยกเฟส หรือการตกตะกอนขึ้น (Precipitation) ซึ่งเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เป็นอนุภาคของแข็งระดับนาโนแยกเฟสกระจายตัวภายในเนื้ออะลูมิเนียม ส่งผลให้เกิดการขัดขวางการเคลื่อนที่แบบดิสโลเคชัน (Dislocation) [43] กลไกการชุบแข็งแบบแยกเฟสมี 3 ขั้นตอน แสดงรูปที่ 2.23 ซึ่งเป็นตัวอย่างของระบบโลหะผสม Al-4Cu ดังนี้



รูปที่ 2.23 แผนภาพสมดุลเฟสของอะลูมิเนียม-ทองแดง (Al-rich side) พร้อมทั้ง 3 ขั้นตอนในการชุบแข็งแบบแยกเฟส [43]

### 2.5.5.1 การอบละลายด้วยความร้อน (Solution Heat Treatment)

เป็นขั้นตอนแรกที่โลหะผสมอะลูมิเนียมถูกให้ความร้อนที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิโซลิวส และค้างไว้จนเป็นสารละลายของแข็งเนื้อเดียวกัน ขั้นตอนนี้จะละลายอะตอมธาตุผสมหรือเฟสที่มีอยู่เดิมในโลหะผสมที่แยกตัวออกมาในระดับไมโครให้กลับเข้าไปในรูปสารละลาย ในรูปที่ 2.23 ขั้นตอนที่ 1 โลหะผสมอะลูมิเนียมมี Cu 4wt.% ดังนั้นสามารถทำการอบละลายขึ้นงานได้ในช่วงอุณหภูมิ 500-540 °C เพื่อให้มั่นใจได้ว่า Cu สามารถละลายได้หมดในเนื้ออะลูมิเนียม

### 2.5.5.2 การจุ่มชุบ (Quenching)

หลังจากการอบละลายโลหะผสมอะลูมิเนียมจะมีธาตุผสมอยู่ในโครงสร้าง  $\alpha$  เท่านั้น และทำให้เย็นตัวลงอย่างรวดเร็วด้วยน้ำ เพื่อป้องกันไม่ให้อะตอมมีการเคลื่อนที่แพร่ออกไปยังบริเวณการเกิดนิวเคลียส และไม่เกิดการก่อตัวของเฟส  $\theta$  หลังจากการจุ่มชุบแล้ว โครงสร้างจะประกอบไปด้วยสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด (Supersaturated Solid Solution;  $\alpha_{ss}$ ) ซึ่งเป็นสารละลายของแข็งที่มีธาตุเจือปนอยู่มาก และเป็นโครงสร้างที่ไม่สมดุล (ในกรณีนี้จะมี Cu อยู่มาก) ดังรูปที่ 2.23 ขั้นตอนที่ 2

### 2.5.5.3 การบ่มแข็ง (Aging)

ขั้นตอนนี้สารละลายของแข็งที่อิมพัลส์ยวดยุคให้ความร้อนโดยต่ำกว่าอุณหภูมิโซลัส (รูปที่ 2.23 ขั้นตอนที่ 3) โดยที่อุณหภูมินี้จะยอมจะกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในระยะทางสั้น ๆ เนื่องจาก  $\alpha$  ที่อิมพัลส์ยวดยุคนั้นเป็นเฟสกึ่งเสถียร อะตอมที่เป็นส่วนเกินจะแพร่กระจายไปยังบริเวณการเกิดนิวเคลียสจำนวนมาก และเกิดการแยกเฟสตกตะกอนออกมา ในขั้นตอนนี้ถ้าค้างการบ่มแข็งไว้เป็นระยะเวลาที่เหมาะสม จะทำให้เกิดโครงสร้างที่สมดุลสองเฟส ( $\alpha+\theta$ ) เฟสที่แยกออกมานี้จะส่งผลต่อการเสริมแรงอย่างมีประสิทธิภาพของโลหะผสม

## 2.6 เทคนิคการวิเคราะห์องค์ประกอบและโครงสร้างของโลหะผสมอะลูมิเนียม

### 2.6.1 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (OM)

กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscopy; OM) เป็นเทคนิคที่ได้รับความนิยมในการศึกษาโครงสร้างของโลหะ เนื่องจากใช้แสงที่มองเห็นได้ส่งผลให้ตัวอย่างสามารถสังเกตเห็นได้โดยตรงด้วยตา นอกจากนี้ยังเป็นต้นแบบของการพัฒนากล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบต่าง ๆ โดยชิ้นงานโลหะตัวอย่างในใช้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค จะต้องมีการเตรียมผิวโลหะให้เรียบและเงาผ่านกระบวนการขัดหยาบและละเอียดตามลำดับ ซึ่งเป็นการป้องกันการสะท้อนและการหักของแสง โดยทั่วไป กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงมีความจำกัดในรายละเอียดของภาพ (Resolution) และความชัดลึก (Depth of Field)

ในกรณีของกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ภาพสร้างขึ้นจากคลื่นแสงที่สามารถมองเห็นได้ด้วยตามนุษย์ ซึ่งมีความยาวคลื่นสั้นอยู่ในช่วง 400-700 nm ทำให้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงไม่สามารถขยายวัตถุที่มีขนาดเล็กกว่า 0.2  $\mu\text{m}$  ได้ การวิเคราะห์โครงสร้างที่ดูได้ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบนี้มีกำลังขยายต่ำอยู่ในช่วง 10-1,000 เท่า และมีข้อจำกัดในด้านความชัดลึกของภาพต่อการขยายขนาดซึ่งหมายความว่า ยิ่งขยายมากขึ้น ระยะเวลาที่ภาพความชัดลึกจะลดลง [67]

### 2.6.2 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ชนิดฟิลด์อิมิชชัน (FE-SEM)

กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดชนิดฟิลด์อิมิชชัน (Field Emission Scanning Electron Microscope; FE-SEM) เป็นกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่มีความละเอียดสูง และมีแหล่งกำเนิดอิเล็กตรอนแบบ High-stability Schottky Field Emission Gun มีความละเอียดภาพ (Resolution) สูงถึง 3.0 nm ที่โหมดสถานะสุญญากาศในระดับสูง (HV) และ 4.0 nm ที่โหมดสถานะสุญญากาศอยู่ในระดับต่ำ (LV) มีกำลังขยายตั้งแต่ 5 เท่า ถึง 300,000 เท่า ใช้สำหรับถ่ายภาพวัสดุหรือชิ้นงานที่มีขนาดเล็กกว่า 1  $\mu\text{m}$  เมื่อยิงอิเล็กตรอนกระทบตัวอย่างจะเกิดการส่งสัญญาณไปประมวลผล ซึ่งสัญญาณของ FE-SEM มี 2 ชนิด [68] ได้แก่

1. อิเล็กตรอนทุติยภูมิ (Secondary Electrons; SE) สัญญาณชนิดนี้จะให้ข้อมูลเกี่ยวกับลักษณะ พื้นผิวของตัวอย่าง เป็นสัญญาณที่ถูกนำมาใช้ในการสร้างภาพมากที่สุด ภาพที่ได้จากสัญญาณชนิดนี้ เรียกว่า ภาพอิเล็กตรอนทุติยภูมิ (Secondary Electron Image; SEI)
2. อิเล็กตรอนกระเจิงกลับ (Back Scattered Electrons; BSE) ให้ข้อมูลเกี่ยวกับส่วนประกอบทางเคมีบนผิวของตัวอย่าง และแสดงให้เห็นลักษณะความสูงต่ำของพื้นผิวนอกเหนือจากสัญญาณเหล่านี้แล้วยังมีสัญญาณอีกหลายชนิดที่เกิดขึ้น เช่น เอ็กซ์เรย์ (X-Ray) คลื่นแม่เหล็กไฟฟ้า (Electromagnetic Wave) โอลิเจอร์อิเล็กตรอน (Auger Electron) เป็นต้น

### 2.6.3 สเปกโทรสโคปีแบบกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ (EDS/EDX)

สเปกโทรเมตริ่งรังสีเอ็กซ์แบบกระจายพลังงาน (Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy; EDS/EDX) เป็นเครื่องมือที่ใช้ในการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของตัวอย่างโดยใช้งานร่วมกับกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope; FE-SEM) หลักการของ EDS คือเมื่อตัวอย่างถูกยิงด้วยลาอิเล็กตรอน จะเกิดการแตกตัวเป็นไอออน (Ionization) โดยการผลักอิเล็กตรอนจากตัวอย่างให้หลุดออก เพื่อรักษาความเสถียร อิเล็กตรอนที่อยู่ในวงโคจรชั้นถัดไปลงมาแทนที่ และปล่อยพลังงานในรูปของรังสีเอ็กซ์ (X-Ray) ที่มีคุณสมบัติเฉพาะตามชนิดของธาตุ เมื่อรังสีเอ็กซ์เข้าสู่หัววัดชนิด (Silicon Drift Detectors; SDD) หัววัดจะสร้างสัญญาณไฟฟ้าซึ่งมีอัตราส่วนตรงกับพลังงานของรังสีที่ตกกระทบ ซึ่งสัญญาณที่ได้นี้จะถูกนำไปวิเคราะห์เพื่อประเมินและรายงานผลเป็นค่าสเปกตรัมรังสีเอ็กซ์ [67] สำหรับการวิเคราะห์ธาตุด้วยรังสีเอ็กซ์แบบ EDS สามารถทำได้โดยการใช้วิธีต่าง ๆ ซึ่งได้แก่ 1) Point Analysis เป็นการวิเคราะห์ที่จุดเดียวของตัวอย่างเพื่อวัดค่าปริมาณรังสีเอ็กซ์ที่จุดนั้น 2) Line Scan Analysis เป็นการวิเคราะห์โดยการสแกนลาอิเล็กตรอนบนตัวอย่างตามแนวของเส้นที่กำหนด นิยมใช้หาขอบเขตของรอยต่อหรือเฟสของโครงสร้าง และ 3) Mapping Analysis เป็นการวิเคราะห์โดยการสแกนลาอิเล็กตรอนบนพื้นผิวตัวอย่าง ซึ่งจะแสดงลักษณะการกระจายของธาตุนั้นในพื้นที่ในรูปภาพ [69]

### 2.6.4 สเปกโทรสโคปีแบบปล่อยแสงด้วยการอาร์กหรือสปาร์ก (OES)

สเปกโทรสโคปีแบบปล่อยแสงด้วยการอาร์กหรือสปาร์ก (Arc/Spark Optical Emission Spectrometer; OES) เป็นเครื่องมือในการวิเคราะห์หาชนิดและปริมาณธาตุในวัสดุโลหะ หรือโลหะผสมต่าง ๆ สามารถวิเคราะห์ธาตุต่าง ๆ ได้มากกว่า 20 ธาตุในเวลาพร้อมกัน โดยการวัดพลังงานของแสงที่ปล่อยออกมาหลังจากถูกกระตุ้นด้วยประจุไฟฟ้าจากการอาร์ก หรือสปาร์ก ซึ่งวัสดุที่นำมาทดสอบควรเป็นของแข็ง และมีสภาพนำไฟฟ้าที่ดี

### 2.6.5 เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (XRD)

เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-Ray Diffractometer; XRD) เป็นเทคนิคที่นำรังสีเอ็กซ์ (X-Ray) มาใช้วิเคราะห์และระบุชนิดสารประกอบ โครงสร้างผลึกของสารประกอบที่มีอยู่ในเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปเผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาต  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารตัวอย่าง ทั้งในเชิงคุณภาพ (Qualitative) และเชิงปริมาณ (Quantitative) ซึ่งเทคนิควิเคราะห์ การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (XRD) อาศัยหลักการของการยิงรังสีเอ็กซ์ไปกระทบที่ชิ้นงาน ทำให้เกิดการเลี้ยวเบน และสะท้อนออกมาที่มุมต่างๆกันโดยมีหัววัดสัญญาณ (Detector) เป็นตัวรับข้อมูล องค์ประกอบและโครงสร้างของสารจะมึองศาในการเลี้ยวเบนรังสีเอ็กซ์ ในมุมที่แตกต่างกันออกไป ขึ้นกับองค์ประกอบ รูปร่าง และลักษณะผลึกซึ่งผลที่ได้จึงสามารถบ่งชี้ชนิดของสารประกอบที่มีอยู่ใน สารตัวอย่างและสามารถนำมาใช้ใช้ศึกษารายละเอียดเกี่ยวกับโครงสร้างของผลึกของสารตัวอย่างนั้น ๆ ได้นอกจากนั้นแล้วยังสามารถศึกษาและวิเคราะห์ ปริมาณความเป็นผลึก ขนาดของผลึก ความ สมบูรณ์ของผลึก และความเค้นของสารประกอบในสารตัวอย่าง [67]

## 2.7 เทคนิคการทดสอบสมบัติทางกลและทางกายภาพของโลหะผสมอะลูมิเนียม

### 2.7.1 การทดสอบสมบัติความแข็ง

ความแข็ง (Hardness) คือ คุณสมบัติของวัสดุที่สามารถต้านทาน หรือทนต่อการเสียรูปแบบ พลาสติก โดยปกติเกิดจากการทำให้เป็นรอยจากการกด อย่างไรก็ตามความแข็งอาจรวมถึงความ ต้านทานต่อการขีด การขีด และการเสียดสี เวลา ค่าคุณสมบัติความแข็ง คือ ผลของกระบวนการวัดที่ กำหนด ปัจจัยที่มีผลต่อค่าความแข็งของวัสดุมีอยู่ 2 ปัจจัย คือ ลักษณะโครงสร้างจุลภาคทางโลหะ วิทยา และส่วนผสมทางเคมีภายในวัสดุ โดยปกติการวัดเพื่อหาค่าความแข็งคือ การวัดจากความลึก หรือพื้นที่ของรอยกดที่เหลือทิ้งไว้จากหัวกดที่มีรูปร่างต่าง ๆ, ภาระแรงกด (Load) และเวลาที่เจาะจง การวัดความแข็งแบบบริเนลล์ (Brinell Hardness Testing) เป็นการวัดโดยใช้หลักการออก แรงกดผ่านหัวกดทรงกลม (Brinell Indenter) ด้วยแรงที่กำหนด ผลที่ได้จะเป็นผลหารของแรงกด หน่วยเป็นกิโลกรัมแรง (kgf) พื้นที่ผิวมีหน่วยเป็นตารางมิลลิเมตร ( $\text{mm}^2$ ) โดยหัวกดที่ใช้เป็นเหล็กกล้า ชุบแข็งทรงกลมขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางตั้งแต่ 2.5-10 mm มีความแข็ง 850-1500 HV10 และ สามารถวัดค่าความแข็งได้ไม่เกิน 300-650 HB ในการวัดค่าความแข็งหัวบอลจะถูกกดลงบน ผิวชิ้นงานเป็นเวลาขณะหนึ่ง จากนั้นจะผ่อนน้ำหนักกดออก และจะพบหน้าชิ้นงานเกิดรอยกดเป็น หลุม วัดขนาดรอยกดตามแนวเส้นผ่านศูนย์กลางโดยสองจากกล้องกลางขยายต่ำ ดังรูปที่ 2.24 ค่าเฉลี่ยของเส้นผ่านศูนย์กลางที่ได้จะถูกน มาค านวนค่าความแข็ง จากสมการที่ (1) [43]

$$HB = \frac{2P}{\pi D \{D - \sqrt{D^2 - d^2}\}} \quad (1)$$

เมื่อ  $HB$  = ค่าความแข็งบริเนลล์ หน่วย  $\text{kgf}/\text{mm}^2$

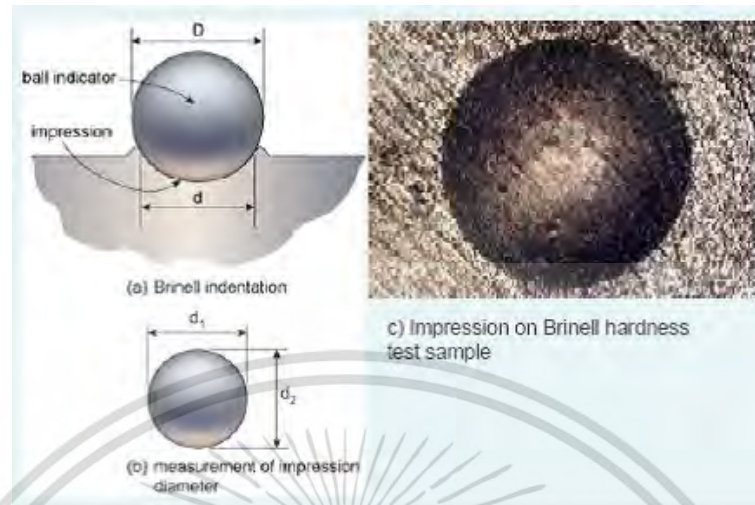
$P$  = แรงกดที่ใช้ หน่วย  $\text{kgf}$

$D$  = ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของหัวกดทรงกลม หน่วย  $\text{mm}$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้สำหรับใช้ในการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

$d$  = ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ยของรอยกด หน่วย mm



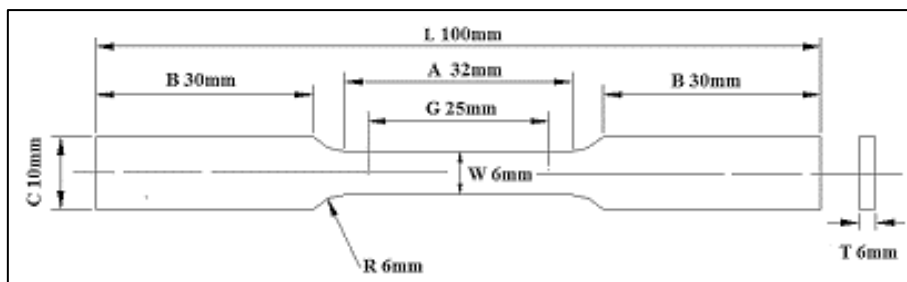
รูปที่ 2.24 การทดสอบความแข็งบริเนลล์โดยหัวกดบอลกดลงบนชิ้นงาน (a), การวัดขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางรอยกด (b), และภาพถ่ายรอยกด (c)

### 2.7.2 การทดสอบสมบัติความแข็งแรงด้วยแรงดึง

การทดสอบแรงดึงเป็นการดึงชิ้นงานทดสอบ ซึ่งทำให้ชิ้นทดสอบตกอยู่ภายใต้สภาวะการยืดและเป็นกระบวนการที่ทำให้ชิ้นงานทดสอบเกิดการเสียรูป โดยการเสียรูปเป็นการเปลี่ยนแปลงรูปทรงของชิ้นงานทดสอบจากแรงที่กระทำ การตรวจวัดการเสียรูปจะวัดจากการเปลี่ยนแปลงขนาดชิ้นงานทดสอบเทียบกับขนาดเริ่มต้น คือ การเสียรูปจะวัดจากความยาวของระยะทดสอบ (Gauge Length) ที่เปลี่ยนแปลงไปในการทดสอบเทียบระยะทดสอบเริ่มต้น ระยะทดสอบเป็นช่วงความยาวมาตรฐานที่ใช้ในการวัดระดับการยืดหรือการเสียรูปที่เกิดขึ้นในระหว่างการทดสอบ โดยความยาวระยะทดสอบมาตรฐานที่ใช้ในการทดสอบแรงดึงปกติเท่ากับ 2 นิ้ว

ชิ้นงานทดสอบที่ใช้สำหรับทดสอบแรงดึงมีอยู่หลายประเภทที่สําคัญ สำหรับโลหะที่มีหน้าตัดหน้า เช่น โลหะท่อนกลม ปกติจะใช้ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางรอบชิ้นงาน 0.5 นิ้ว และสำหรับโลหะที่มีหน้าตัดบางกว่า เช่น โลหะแผ่น จะเตรียมชิ้นงานทดสอบให้มีลักษณะเป็นแผ่นเรียบ นอกจากนั้นยังมีชิ้นงานทดสอบอีกหลายแบบ โดยมีรูปทรงของหน้าตัดชิ้นงานทดสอบที่แตกต่างกัน ได้แก่ หน้าตัดรูปวงกลม สี่เหลี่ยมจัตุรัส และสี่เหลี่ยมผืนผ้า อย่างไรก็ตาม ชิ้นงานทดสอบทั้งหมดควรมีรูปแบบของระยะทดสอบแบบเดียวกันตามมาตรฐาน โดยในงานวิจัยนี้ใช้มาตรฐานทดสอบ ASTM B557M ดังรูปที่ 2.25

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.25 ชิ้นงานทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM B557M; G-ความยาวเกจ, W-ความกว้าง, T-ความหนา, R-รัศมีของเนื้อ, L-ความยาวโดยรวม, A-ความยาวส่วนที่ลดลง, B-ความยาวส่วนด้ามจับ, และ C-ความกว้างส่วนด้ามจับ

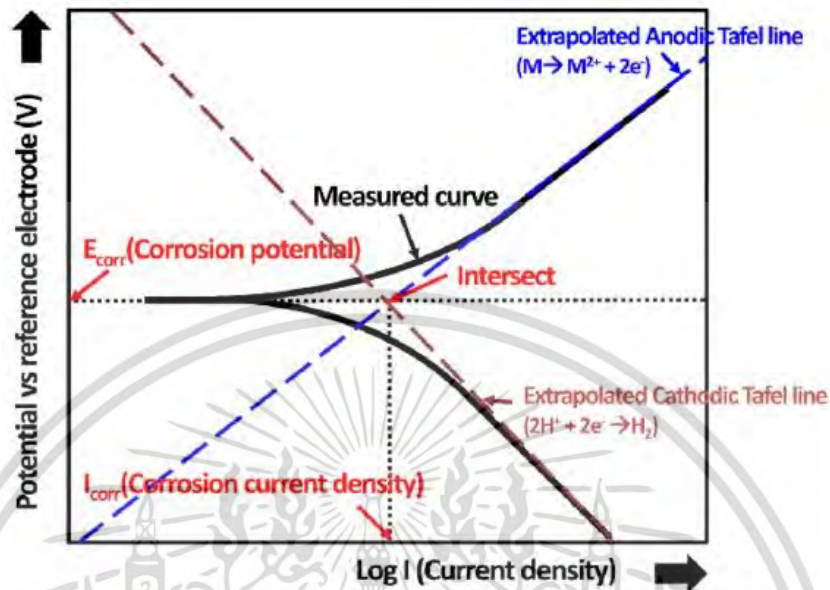
### 2.7.3 การทดสอบการกัดกร่อนด้วยวิธีทางเคมีไฟฟ้า

การทดสอบการกัดกร่อนด้วยวิธีทางเคมีไฟฟ้า (Electrochemical Method for Corrosion Testing) เป็นวิธีที่มีประสิทธิภาพและรวดเร็วในการประเมินอัตราการกัดกร่อนของโลหะ เทคนิคนี้จำลองกระบวนการกัดกร่อนที่เกิดขึ้นจริง โดยทั่วไป การกัดกร่อนเป็นปฏิกิริยาทางกายภาพระหว่างโลหะกับสภาพแวดล้อมรอบตัว ปฏิกิริยานี้เกิดจากการถ่ายเทประจุไฟฟ้าหรือแลกเปลี่ยนอิเล็กตรอนในสารละลายน้ำ เรียกว่าปฏิกิริยาเคมีไฟฟ้า (Electrochemical Reaction) ปฏิกิริยาเคมีไฟฟ้าของการกัดกร่อนเป็นปฏิกิริยาออกซิเดชันและรีดักชัน เมื่อโลหะสัมผัสกับน้ำหรือสารละลาย หลักการของการทดสอบการกัดกร่อนโลหะด้วยเทคนิคเคมีไฟฟ้า คือการใช้เครื่อง Potentiostat/Galvanostat บ้อนศักย์ไฟฟ้าแรงการกัดกร่อนในสถานะที่มีสารละลายอิเล็กโทรไลต์ สารละลายนี้ทำหน้าที่เป็นตัวนำไอออนและเชื่อมต่อเซลล์เคมีไฟฟ้า (Electrochemical Cell) ซึ่งเซลล์เคมีไฟฟ้าที่ใช้ในการทดสอบการกัดกร่อนโลหะประกอบด้วย 3 ขั้ว [70] ได้แก่

1. ขั้วทำงาน (Working Electrode): เป็นขั้วแอโนด (anode) ทาหน้าที่เป็นตัวอย่างทดสอบ เกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันและปล่อยอิเล็กตรอน
2. ขั้วมาตรฐานอ้างอิง (Standard Reference Electrode): เป็นขั้วแคโทด (Cathode) เกิดปฏิกิริยารีดักชันและรับอิเล็กตรอน ตัวอย่างขั้วมาตรฐานอ้างอิงที่นิยมใช้ ได้แก่ SCE (Saturated Calomel Electrode) หรือ Ag/AgCl ซึ่งมีค่าศักย์ไฟฟ้าคงที่
3. ขั้วอิเล็กโทรดกระแส (Counter Electrode): มักใช้โลหะที่เสถียร เช่น แพลตินัม กราไฟต์ หรือเหล็กกล้าไร้สนิม

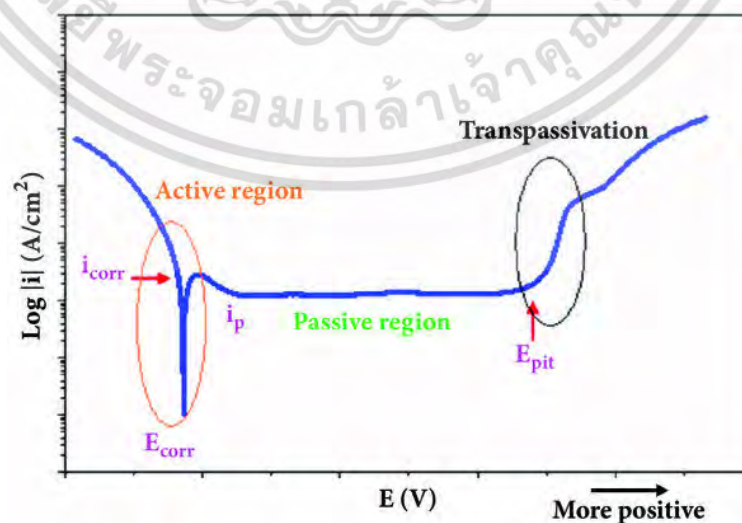
การทดสอบการกัดกร่อนโลหะด้วยวิธีทางเคมีไฟฟ้านี้ ผลลัพธ์ที่ได้จะแสดงออกมาในรูปแบบของเส้นโค้งโพลาไรเซชัน (Polarization Curve) เส้นโค้งนี้แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าศักย์ไฟฟ้ากับค่ากระแสไฟฟ้า เมื่อบ้อนศักย์ไฟฟ้าให้กับโลหะจนกระทั่งเริ่มเกิดการกัดกร่อน จุดนี้เรียกว่า ค่าศักย์ไฟฟ้าการกัดกร่อน (Corrosion Potential,  $E_{corr}$ ) ค่า  $E_{corr}$  แสดงถึงความเสถียรของวัสดุต่อการกัดกร่อน และสามารถวัดค่าความหนาแน่นของกระแสไฟฟ้าการกัดกร่อน (Corrosion Current) เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Density,  $i_{\text{corr}}$ ) ที่จุดเกิด  $E_{\text{corr}}$  ซึ่งแสดงถึงปริมาณของกระแสไฟฟ้าที่สามารถไหลผ่านวัสดุหลังถูกกัดกร่อน ดังแสดงในรูปที่ 2.26



รูปที่ 2.26 เส้นโค้งโพลาริเซชัน [71]

ในกรณีของโลหะที่มีฟิล์มพาสซีฟ (Passive Film) ที่ทนทานต่อการกัดกร่อน เช่น เหล็กกล้าไร้สนิม เมื่อป้อนศักย์ไฟฟ้าเข้าไปเรื่อยๆ โลหะจะสร้างฟิล์มพาสซีฟเพื่อป้องกันการกัดกร่อน ทำให้ค่ากระแสไฟฟ้าคงที่หรือลดลง อย่างไรก็ตาม เมื่อป้อนศักย์ไฟฟ้าเพิ่มขึ้นจนถึงระดับหนึ่ง ค่ากระแสไฟฟ้าจะเริ่มเพิ่มขึ้นอีกครั้ง หมายความว่าฟิล์มพาสซีฟเกิดการกัดกร่อนแบบรูเข็ม (Pitting Corrosion) ซึ่งศักย์ไฟฟ้าบริเวณนี้เรียกว่า ศักย์ไฟฟ้าทรานพาสซีฟ (Transpassive Region) ดังแสดงในรูปที่ 2.27



รูปที่ 2.27 เส้นโค้งโพลาริเซชันแบบการเกิดฟิล์มพาสซีฟ [72]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 2.7.4 การทดสอบค่าการนำไฟฟ้า

ค่าการนำไฟฟ้า (Electrical Conductivity) เป็นการวัดเชิงปริมาณทางกายภาพ มีบทบาทสำคัญในกระบวนการทางอุตสาหกรรมหลายอย่าง หมายถึงวัสดุนั้นยอมให้ไฟฟ้าไหลผ่านได้ดีเพียงใด วัสดุที่เป็นโลหะส่วนใหญ่ รวมทั้งเหล็ก ทองแดง และทองแดงเป็นตัวนำไฟฟ้า หมายความว่าวัสดุเหล่านี้สามารถนำกระแสไฟฟ้าได้ อย่างไรก็ตาม ความสามารถในการนำไฟฟ้าขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายประการ ตัวอย่างเช่น การมีอยู่และจำนวนของอิเล็กตรอนเคลื่อนที่ภายในวัสดุมีผลโดยตรงต่อระดับการนำไฟฟ้า [43]

เครื่องวัดค่าการนำไฟฟ้า Eddy Current 60kHz ใช้สำหรับวัดค่าความนำไฟฟ้าของวัสดุที่เป็นตัวนำไฟฟ้าโดยใช้หลักการเหนี่ยวนำแม่เหล็กไฟฟ้า [67] โดยหน่วยวัดค่าการนำไฟฟ้า %IACS (International Annealed Copper Standard) คือ ค่าเปอร์เซ็นต์เมื่อเทียบกับค่าสภาพต้านทานไฟฟ้าของทองแดงเกรดที่ใช้ทำ สายไฟ โดยที่ทองแดงมีค่าการนำไฟฟ้าเท่ากับ 100% โดยทั่วไปอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ 99.99% ที่อุณหภูมิ 200 °C มีค่าการนำไฟฟ้าที่ 63.8%IACS ทั้งนี้การผสมโลหะอื่น ๆ ลงในอะลูมิเนียมจะทำให้ค่าการนำไฟฟ้าลดลง เนื่องจากสูญเสียความบริสุทธิ์ภายในเนื้ออะลูมิเนียม และกระบวนการอบชุบก็มีความสำคัญต่อการนำไฟฟ้า เนื่องจากธาตุผสมที่สามารถละลายได้ในเนื้ออะลูมิเนียมจะส่งผลต่อการนำไฟฟ้าลดลงเมื่อเทียบกับธาตุผสมที่ไม่ได้ละลายในเนื้ออะลูมิเนียม [73]

การทดสอบสมบัติการนำไฟฟ้าของโลหะผสมอะลูมิเนียมถือว่าเป็นเครื่องมือที่สำคัญสำหรับการควบคุมคุณภาพ การคาดการณ์ประสิทธิภาพ พัฒนาโลหะผสมใหม่ และตรวจสอบสภาพของโลหะผสม ซึ่งข้อมูลที่ได้เหล่านี้สามารถนำไปใช้เพื่อตัดสินใจที่สำคัญเกี่ยวกับการออกแบบการผลิตชิ้นส่วนในอุตสาหกรรมจากอะลูมิเนียมผสม และการนำไปใช้งานโลหะผสมอะลูมิเนียมนี้ เช่น การประยุกต์ใช้โลหะผสมอะลูมิเนียมในส่วนประกอบของรถ EV (Electric Vehicle) ที่ต้องการการนำไฟฟ้าเป็นปัจจัยสำคัญในการเพิ่มประสิทธิภาพของรถ และลดน้ำหนัก รวมถึงช่วยในการระบายความร้อนได้ดี ช่วยให้ระบบไฟฟ้าและอิเล็กทรอนิกส์ของรถทำให้ได้มีประสิทธิภาพและปลอดภัย การทดสอบการนำไฟฟ้าจึงช่วยให้แน่ใจว่าโลหะผสมนี้มีความสามารถในการนำกระแสไฟฟ้าได้ดีพอที่จะลดความต้านทานและลดการสูญเสียพลังงาน ทำให้ระบบไฟฟ้าทำงานได้อย่างมีประสิทธิภาพ

## 2.8 สำรวจงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

**Datau, S.G. et al.** [40] สรรวจการเตรียมการใช้งานอินกอตอะลูมิเนียมจากเศษกระป๋องเครื่องดื่มใช้แล้วและตรวจสอบคุณลักษณะสมบัติของโลหะผสมที่ได้ โดยการรีไซเคิลอะลูมิเนียมจากเศษกระป๋องเครื่องดื่มมีจุดประสงค์เพื่อนำไปสู่แนวทางปฏิบัติในการจัดการขยะอย่างยั่งยืน ลดผลกระทบต่อสิ่งแวดล้อม และส่งเสริมการนำวัสดุกลับมาใช้ใหม่ในการใช้งานทางวิศวกรรม จากการศึกษาพบว่าองค์ประกอบทางเคมีของอินกอตอะลูมิเนียมที่ได้ประกอบด้วย 95.62wt.%Al, 1.62wt.%Mg,

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

1.32wt.%Si, 0.693wt.%Mn, 0.437wt.%Fe, 0.162wt.%Cu เป็นหลัก และธาตุอื่น ๆ เล็กน้อย ซึ่งบ่งบอกถึงปริมาณ Al สูง ตรวจสอบคุณสมบัติทางกลพบว่าอยู่ในช่วงของโลหะผสมอะลูมิเนียมมาตรฐาน เช่น ความแข็ง 65.67 HV, ความแข็งแรงสูงสุด 138.03 N/mm, ความแข็งแรงจุดคราก 118.65 N/mm และเปอร์เซ็นต์การยืดตัว 0.9% เป็นต้น รวมถึงวัดความหนาแน่นมีค่า  $2.62 \text{ g/cm}^3$  ซึ่งอยู่ในช่วงความหนาแน่นมาตรฐาน ส่งผลให้เหมาะสมสำหรับการใช้งานโครงสร้างน้ำหนักเบา ด้านการนำความร้อนวัดได้ที่  $191.58 \text{ W/m.K}$  ซึ่งปรากฏในช่วงมาตรฐานเช่นเดียวกันส่งผลให้เหมาะสมสำหรับการนำมาใช้งานที่ต้องการนำความร้อนสูง อีกทั้งยังแสดงถึงความต้านทานการสึกหรอของอินทออะลูมิเนียมที่ดี เหมาะสำหรับการใช้งานที่จำเป็นต่อความต้านทานการสึกหรอ นอกจากนี้ การวิเคราะห์ SEM พบว่าไม่ปรากฏการมีอยู่ของดรอส์ในโครงสร้าง และวิเคราะห์ EDS เปิดเผยว่าไม่มีองค์ประกอบของธาตุกัมมันตภาพรังสีในอินทออะลูมิเนียมรีไซเคิลนี้ ซึ่งบ่งชี้ว่าการรีไซเคิลกระป๋องเครื่องดื่มมีความสะอาด ปลอดภัย และสามารถนำไปใช้งานต่าง ๆ ได้

Šmalc, J. et al. [74] ได้มุ่งเน้นไปที่อิทธิพลของสัดส่วนของการใช้งานเศษจากโรงหล่อที่มีต่อโลหะผสม Al-9Si-3Cu ทั้งทางด้านโครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติทางกล ผลการวิเคราะห์พบความแปรปรวนขององค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสมหลัก เช่น Si, Cu, และ Fe ซึ่งได้รับผลกระทบมาจากการเพิ่มสัดส่วนเศษโรงหล่อนำไปสู่ความแตกต่างขององค์ประกอบโครงสร้างทางจุลภาค การเพิ่มเศษโรงหล่อทำให้องค์ประกอบ เช่น Fe, Ni, Pb, Sr, Sn, Ni, Ti, และ Zn เพิ่มขึ้น ในขณะที่ Mg, Mn, Cr, และ Ca ลดลงเนื่องจากการเกิดออกไซด์ขึ้นได้ง่าย ส่งผลต่อลำดับการแข็งตัวของโลหะผสมเกิดการเปลี่ยนแปลง รวมถึงอัตราส่วน Mn:Fe ลดลง ส่งผลให้เกิดเฟส  $\beta\text{-AlFeSi}$  ที่คล้ายเข็มเพิ่มขึ้น และลดเฟส  $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$  ที่คล้ายตัวอักษรจีน ส่งผลกระทบต่อคุณสมบัติทางกลเช่นความแข็งแรงและความต้านทานแรงดึงลดลง แต่อย่างไรก็ตามคุณสมบัติเหล่านี้ได้รับการปรับปรุงให้เพิ่มสูงขึ้นด้วยกระบวนการบ่มแข็งตามธรรมชาติซึ่งจะช่วยปรับสภาพเฟสให้มีผลกระทบเชิงลบลดลงเนื่องจากเกิดการแยกเฟสหรือตกตะกอนขึ้น

Yenwiset, T. et al. [75] ศึกษาการปรับปรุงสมบัติของโลหะผสมอะลูมิเนียมรีไซเคิลจากเศษกระป๋องเครื่องดื่มด้วยการเติมธาตุผสมซิลิคอนผลิตเป็น 7wt.%Si เพื่อเปรียบเทียบกับโลหะผสมอะลูมิเนียมมาตรฐานเกรด A356 ผลการศึกษาพบปริมาณ Fe, Mn และ Mg สูงกว่าโลหะผสมมาตรฐานเนื่องจากอาจมีการปนเปื้อนจากกระบวนการรีไซเคิล ส่วน Mn เป็นองค์ประกอบหลักของตัวกระป๋องเครื่องดื่ม และ Mg เป็นองค์ประกอบหลักของส่วนฝากระป๋องเครื่องดื่ม การศึกษาสมบัติทางกลหลังการหล่อพบโลหะผสมจากการรีไซเคิล Al-7Si มีค่าความแข็งแรงมากกว่าโลหะผสมมาตรฐาน แต่ในทางกลับกันมีค่าความแข็งแรงต่ำกว่า และการยืดตัวก็ต่ำกว่าด้วยเช่นกัน ผลลัพธ์นี้อธิบายด้วยการศึกษาโครงสร้างทางจุลภาคได้ว่า Al-7Si ที่รีไซเคิลมีเฟสยูเทคติกที่ลักษณะคล้ายรูปเข็มขนาดใหญ่

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

และหยابกว่ายูเทคติกของ A356 ซึ่งเป็นสาเหตุให้เกิดการสูญเสียสมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรง นอกจากนี้มีการปรับปรุงด้วยกระบวนการอบชุบแข็งทางความร้อน ผลปรากฏว่าโครงสร้างทางจุลภาคได้รับการปรับปรุงโดยเฟสยูเทคติกมีขนาดเล็กลง และกลมมนขึ้น ส่งผลให้ค่าความแข็งแรงและความเหนียวเพิ่มขึ้นจากก่อนบำบัดทางความร้อนด้วยเช่นกัน แต่ Al-7Si ยังมีค่าความแข็งแรงและความเหนียวด้อยกว่า A356 เช่นเดิมเนื่องจากการเกิดเฟสระหว่างโลหะ Al(Fe, Mn)Si ขึ้น โดยใน A356 พบเฟสระหว่างโลหะคล้ายเข็มขนาดเล็ก ( $\beta$ -Needle) ปะปนในเฟสยูเทคติกปริมาณเล็กน้อย ส่วนใน Al-7Si พบเฟสระหว่างโลหะคล้ายภาษาจีน ( $\alpha$ -Chinese Script) และคล้ายแผ่น ( $\beta$ -Blocky) อยู่ปริมาณมาก ทำให้การมีอยู่ของเฟสระหว่างโลหะที่เป็น  $\beta$  นี้ส่งผลเสียต่อสมบัติด้านความแข็งแรงของโลหะผสม แต่อย่างไรก็ตามหลังการบำบัดทางความร้อนค่าความแข็งแรงของ Al-7Si สูงกว่าเกรด A356

Ozer, G. et al. [76] ตรวจสอบผลกระทบของพารามิเตอร์กระบวนการต่อประสิทธิภาพการรีไซเคิลเครื่องตีอะลูมิเนียมใช้แล้ว โดยทั่วไปเครื่องตีอะลูมิเนียมผลิตจากโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีส่วนผสมของ Mg ในปริมาณสูงทำให้การเกิดออกไซด์ขึ้น สิ่งนี้ส่งผลให้ประสิทธิภาพของการรีไซเคิลเครื่องตีอะลูมิเนียมลดลง ดังนั้นจึงแก้ไขปัญหาด้วยการอัดเครื่องตีอะลูมิเนียมใช้แล้วเป็นก้อนเศษอะลูมิเนียมเพื่อใช้เป็นวัตถุดิบในการหลอม และผลการทดลองพบว่า การอบก้อนเศษอะลูมิเนียมที่ 450 °C เหมาะสมต่อการเพิ่มประสิทธิภาพในการรีไซเคิลเนื่องจากหากอุณหภูมิสูงเกินไปทำให้เกิดการก่อตัวของออกไซด์เพิ่มขึ้น และในกระบวนการหลอมอัตราส่วนการใส่ฟลักซ์ : ฟลูออไรด์เท่ากับ 1:5 ให้ผลลัพธ์ที่ดีที่สุด โดยใช้อุณหภูมิการหลอมตั้งแต่ 850-900 °C เพื่อเพิ่มประสิทธิภาพของฟลักซ์ถึง 90% ซึ่งการใช้ฟลูออไรด์ร่วมกับฟลักซ์จะส่งผลให้ลดความตึงผิวระหว่างเฟส ซึ่งทำให้ออกไซด์ละลายได้ง่าย และเพิ่มการแพร่กระจายของฟลักซ์บนผิวอะลูมิเนียม

Kaya, A.Y. et al. [77] ให้ความสำคัญกับกระบวนการรีไซเคิลเศษอะลูมิเนียม เพื่อลดการใช้พลังงานและการปล่อยก๊าซเรือนกระจก อีกทั้งตรวจสอบปริมาณเศษอะลูมิเนียมที่เหมาะสมสำหรับการผลิตโลหะผสมอะลูมิเนียม A356 ต่อคุณสมบัติทางกลสูงสุด ผลการวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาคเผยว่าเฟสอัลฟาอะลูมิเนียม ( $\alpha$ -Al) มีปริมาณลดลงในขณะที่เฟสยูเทคติกซิลิคอนเพิ่มขึ้นเมื่อเติมเศษอะลูมิเนียมปริมาณเพิ่มขึ้น และยังส่งผลให้เกิดปริมาณออกไซด์เพิ่มขึ้น นำไปสู่การลดลงของความแข็งแรงสูงสุดและความแข็งแรงที่จุดคราก แต่อย่างไรก็ตาม พบการเพิ่มขึ้นของความแข็งแรงสูงสุด (UST) เป็น 1.2% ในโลหะผสมที่มีการเติมเศษอะลูมิเนียมเพียง 30wt.% (เทียบกับไม่เติมเศษอะลูมิเนียม) นอกเหนือจากการเพิ่มเศษอะลูมิเนียมทำให้ค่าความแข็งแรงลดลงถึง 18.4% เมื่อใช้เศษอะลูมิเนียม 100wt.% จากผลที่เกิดขึ้นนี้เนื่องมาจากปริมาณ Fe ที่เพิ่มขึ้นจากเศษอะลูมิเนียมนำไปสู่การก่อเฟสระหว่างโลหะที่ยาวและหยابซึ่งส่งผลให้ค่าความแข็งแรงและความเหนียวของโลหะผสม

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สูญเสียได้ ข้อเสนอแนะจึงควรปรับสภาพเฟสระหว่างโลหะนี้เพื่อเพิ่มประสิทธิภาพของสมบัติโลหะผสม

Lazaro-Nebreda, J. et al. [78] ศึกษาการก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะที่อุดมด้วย Fe (Iron-rich Intermetallic Phase) ในโลหะผสมอะลูมิเนียมรีไซเคิลที่มี Fe ปริมาณสูง พบว่าเฟสระหว่างโลหะ เช่น  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si (คล้ายดาว) และ  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi (คล้ายเข็ม) มีปริมาณเพิ่มขึ้นตามปริมาณ Fe ที่สูงขึ้น และตามมาด้วยการมีอยู่ของรูพรุนแนวยาวจากการเกิดนิวเคลียสบนฟิล์มออกไซด์สองชั้น (Oxide Bi-films) และการพื้ Mn ส่งเสริมการก่ออนุภาคของ  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si และลดการเกิดเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi อีกทั้งขนาดเฟสระหว่างโลหะเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณ Mn เพิ่มขึ้นด้วย ภายใต้สภาวะการระบายความร้อนตามธรรมชาติการก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะช้าลง ถึงแม้ว่าจะมีการบดด้วยการเติมธาตุผสมซึ่งทำให้สัดส่วนต่อพื้นที่ของเฟสเหล่านั้นต่ำกว่าที่คาดหวังไว้บ้างซึ่งถึงความไม่มีประสิทธิภาพของอัตราการเย็นตัวช้า และเวลาค้างโลหะหลอมเหลวที่ยาวนาน ทำให้มีการประยุกต์ใช้การปรับสภาพโลหะหลอมเหลวด้วยแรงเฉือนสูง (High Shear Melt Conditioning Technology; HSMC) ส่งผลให้การกระจายของฟิล์มออกไซด์ดีขึ้นซึ่งเป็นข้อดีสำหรับการเกิดนิวเคลียสของเฟสระหว่างโลหะซึ่งเป็นอนุภาคขนาดเล็กกว่า และการกระจายสม่ำเสมอ ทำให้เพิ่มสมบัติทางกล ใช้ข้อจำกัดของปริมาณ Fe อย่างคุ้มค่าโดยไม่กำจัดออก และเป็นมิตรกับสิ่งแวดล้อมสำหรับการหล่อคุณภาพสูง

Luijan, J. et al. [6] ตรวจสอบผลกระทบของการเพิ่มกระเบื้องเครื่องตีอะลูมิเนียม รวมถึงฝาและตัวกระเบื้องต่อโครงสร้างทางจุลภาค และคุณสมบัติทางกลของโลหะผสมอะลูมิเนียม Al-7Si-1Fe จากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของฝากระเบื้องเครื่องตีประกอบด้วยเฟส Al(Mn,Fe)<sub>3</sub>, Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> และ Mg<sub>2</sub>Si ในขณะที่ตัวกระเบื้องประกอบด้วยเฟส Al(Mn,Fe)<sub>3</sub> และ Mg<sub>2</sub>Si รวมถึงโครงสร้างของโลหะผสมประกอบด้วยยูเทคติกซิลิคอนและเฟส  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSiคล้ายเข็มกระจายในเนื้ออะลูมิเนียม การเติมฝาและตัวกระเบื้องเครื่องตีนำไปสู่การเปลี่ยนแปลงเฟส  $\beta$  เป็นเฟส  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> ซึ่งการปรับสภาพนี้ขึ้นอยู่กับปริมาณของ Al(Mn,Fe)<sub>3</sub> และยังเกิดเฟส Mg<sub>2</sub>Si ขึ้น อีกทั้งยูเทคติกซิลิคอนได้รับการปรับปรุงจากลักษณะแท่งเป็นเส้นใย การปรับปรุงทั้งหมดนี้ส่งผลให้สมบัติทางกลด้านความแข็งแรงและการยึดตัวเพิ่มขึ้นด้วย

Senthongkaew, P. et al. [9] ได้ศึกษาการรีไซเคิลกระเบื้องเครื่องตีอะลูมิเนียมในการผลิตโลหะผสมเกรด A356 (Al-Si Alloy) ร่วมกับการปรับสภาพโครงสร้างด้วยกระบวนการสันตะพานทางกล จากผลการวิจัยการหลอมกระเบื้องเครื่องตีอะลูมิเนียมปริมาณ 10% ลงในโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด A356 ทำให้โครงสร้างทางจุลภาคที่ประกอบด้วยเฟสอะลูมิเนียม และเฟสยูเทคติกซิลิคอนที่มีลักษณะเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ซีมียาว เปลี่ยนไปเป็นยูเทคติกสั้น และมนขึ้น สันนิษฐานว่า เดิมแล้วเฟสที่ปรากฏมีอัตราส่วนเป็น  $Al_5FeSi$  ที่มีลักษณะคล้ายซีมียาว มีความแข็งแต่เปราะ แต่เมื่อมีการเติมกระป๋องเครื่องตีทำให้มีธาตุ Mn เพิ่มขึ้น แล้วไปรวมเป็นเฟส  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$  ที่มีลักษณะโค้งมน รวมถึงมีธาตุ Mg เพิ่มขึ้น และเกิดเป็นเฟส  $Mg_2Si$  ทำให้ค่าความแข็งเพิ่มสูงขึ้นเมื่อเทียบกับไม่ผ่านการหลอมรวมกับกระป๋องเครื่องตี นอกจากนี้ โลหะผสมที่ผ่านการสันสะเทือนทางกลนำไปสู่โครงสร้างทางจุลภาคมีความละเอียดขึ้น เคนไดรต์มีขนาดเล็กลงมีความโค้งมนขึ้น รวมทั้งมีกระจายตัวของเฟสสม่ำเสมอมากขึ้น ส่งผลให้ความแข็งเพิ่มขึ้น



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

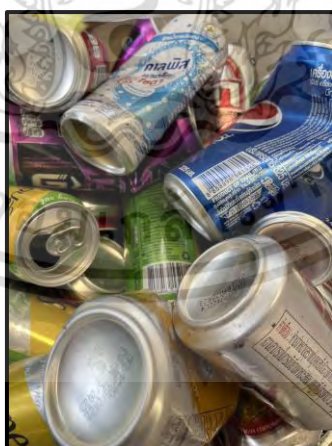
## บทที่ 3

### วิธีการดำเนินการวิจัย

ขั้นตอนการทดลอง การวิเคราะห์ลักษณะโครงสร้างทางจุลภาคและมหภาค และเทคนิคในการทดสอบสมบัติทางกลและทางกายภาพจะถูกนำเสนอในส่วนี้

#### 3.1 วัสดุและกระบวนการหล่อ

ในงานวิจัยนี้ศึกษาผลกระทบของการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมใช้แล้ว โดยเตรียมจากกระป๋องเครื่องดื่มจากพวกเครื่องดื่มอัดลมเป็นวัตถุดิบหลักดังรูปที่ 3.1 โดยหาจากแหล่งรับซื้อของเก่าภายในประเทศ จากนั้นนำมาทำการบดย่อยและตัดให้เป็นชิ้นส่วนขนาดเล็กเพื่อลดการมีอยู่ของอากาศภายในกระป๋องซึ่งจะช่วยเพิ่มประสิทธิภาพการใช้งานกระป๋องเครื่องดื่มได้มากขึ้น ในการศึกษาวิจัยนี้จะหลอมรวมกันทั้งส่วนของตัวกระป๋องและฝากระป๋องโดยหลอมในเตาแกรไฟต์ด้วยเตาหลอมไฟฟ้าเหนี่ยวนำที่อุณหภูมิประมาณ 800 °C ระยะเวลาในการหลอมต่อรอบประมาณ 30 นาที หลังจากนั้นใส่ฟลักซ์บนผิวหน้าโลหะหลอมเหลวเพื่อจกัดสิ่งสกปรก ทาการตัดกวาดตะกรัน (Dross) ออกจากผิวหน้าโลหะหลอมเหลว แล้วจึงเทโลหะหลอมเหลวของเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมใช้แล้วนี้ลงในแม่พิมพ์แกรไฟต์ทรงกระบอกขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 30 mm ความสูง 40 mm เพื่อทำเป็นอินกอตวัตถุดิบในการทดลองหลอมโลหะผสมในการศึกษาครั้งต่อไป และเมื่อโลหะแข็งตัวสมบูรณ์แล้วนำไปตรวจสอบหาองค์ประกอบทางเคมีของโลหะด้วยเครื่องสเปกโทรสโคปีแบบปล่อยแสงด้วยการอาร์ค (OES) ยี่ห้อ ThermoARL รุ่น ARL 3460 ผลการตรวจสอบแสดงดังตารางที่ 3.1



รูปที่ 3.1 เศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมใช้แล้ว

ตารางที่ 3.1 องค์ประกอบทางเคมีของอินกอตเศษกระป๋องอะลูมิเนียมใช้แล้ว (wt.%)

Mg	Mn	Si	Fe	Cu	Other	Al
1.04	0.92	0.48	0.53	0.19	0.13	Bal.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้เพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้เผยแพร่ไปใช้ประโยชน์ในการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

การหล่อโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติกในสัดส่วน Al-4wt.%Fe ของ การศึกษาที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมในสัดส่วนที่แตกต่างกัน 0, 25, 50, และ 75% และการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วย USP ถูกเตรียมจากอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ 99.98wt.%, โลหะแม่ Al-20wt.%Fe และอินกอตเศษกระป๋องเครื่องดื่มที่ถูกเตรียมไว้ข้างต้น นามาหลอมตาม สัดส่วนการศึกษาในเตาหลอมไฟฟ้าชนิดเหนี่ยวนำแสดงดังรูปที่ 3.2 ที่อุณหภูมิ 800 °C กวนโลหะ หลอมเหลวและค้างไว้เป็นเวลา 30 นาที หลังจากนั้นใส่ก๊าซไฮโดรเจนภายในโลหะหลอมเหลวด้วยการเพิ่มผงฟลักซ์ จากนั้นใช้เทอร์โมคัปเปิลชนิด K ตรวจสอบอุณหภูมิของโลหะหลอมเหลว ในกรณีไม่ผ่าน กระบวน USP จะเทโลหะหลอมเหลวลงในแม่พิมพ์เหล็กกล้าทรงสี่เหลี่ยมขนาด 150×150 mm ความหนา 15 mm ที่อุณหภูมิ 730 °C ส่วนกรณีผ่านการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วย USP แสดงดังรูปที่ 3.3 การบดจะเกิดในระหว่างนำโลหะมีอุณหภูมิ 780 ถึง 730 °C โดย USP ดำเนินการด้วยเครื่องกำเนิดอัลตราโซนิกขนาด 2 kW และใช้ทรานสดิวเซอร์เพียโซอิเล็กทริกกระจาย ความร้อนด้วยอากาศที่ทำงานด้วยกำลัง 1.5 kW พร้อมด้วยโซโนโทรดไนโอเบียมที่มีเส้นผ่าน ศูนย์กลาง 20 mm ที่ความถี่การทำงาน 19.5 kHz ที่ได้รับความร้อนก่อนจะถูกจุ่มลงในเบ้าหลอมที่ อยู่ใต้ผิวหน้าโลหะหลอมเหลวประมาณ 5 mm เมื่อถึงอุณหภูมิ 730 °C แล้วจึงเทลงในแม่พิมพ์ (อุณหภูมิที่เลือกใช้ในการบดให้อ้างอิงตามงานวิจัยก่อนหน้านี้ที่มีปริมาณองค์ประกอบโลหะผสม Al-4Fe เช่นเดียวกัน [21, 30]) กลไกการปรับสภาพแสดงดังรูปที่ 3.4 ปล่อยให้โลหะแข็งตัวในแม่พิมพ์ แล้วปล่อยให้เย็นตัวในอุณหภูมิห้อง และนำชิ้นงานหล่อออกจากแม่พิมพ์ ผลการตรวจสอบ องค์ประกอบทางเคมีด้วยเครื่อง OES ของโลหะผสมในการศึกษานี้แสดงดังตารางที่ 3.2

ตารางที่ 3.2 องค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีสัดส่วนการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่ม แตกต่างกัน (wt.%)

Alloy	Fe	Mg	Mn	Si	Cu	Al
Al-4Fe	3.80	-	-	-	-	Bal.
Al-4Fe-25% scrap	3.81	0.26	0.21	0.19	0.06	Bal.
Al-4Fe-50% scrap	3.81	0.51	0.37	0.25	0.09	Bal.
Al-4Fe-75% scrap	3.81	0.81	0.52	0.33	0.14	Bal.
Al-4Fe-USP	3.84	-	-	-	-	Bal.
Al-4Fe-25% scrap-USP	3.84	0.27	0.20	0.18	0.06	Bal.
Al-4Fe-50% scrap-USP	3.91	0.51	0.36	0.25	0.09	Bal.
Al-4Fe-75% scrap-USP	3.91	0.80	0.53	0.32	0.14	Bal.

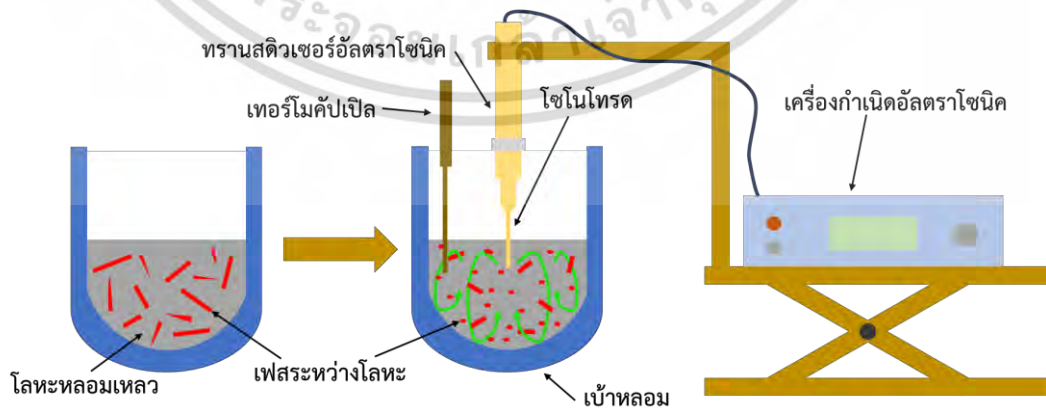
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.2 เตาหลอมไฟฟ้าชนิดเหนี่ยวนำ



รูปที่ 3.3 เครื่องมืออัลตราโซนิก (a) และการทำนาโนการทาสีในโลหะหลอมเหลว (b)



รูปที่ 3.4 แผนภาพกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว (USP)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 3.2 การคำนวณ Thermo-Calc และการวิเคราะห์ทางความร้อน

ซอฟต์แวร์ Thermo-Calc พร้อมฐานข้อมูล TCAL4 ถูกนำมาใช้ในการคำนวณเพื่อสร้างแผนภาพเฟสสมดุล Al-Fe-Mg-Mn-Si-Cu และกำหนดเศษส่วนมวลของอนุภาคปฐมภูมิ Fe และการก่อตัวของเฟสทุติยภูมิในโลหะผสมที่มีการเติมเศษกระเบื้องเครื่องตีอะลูมิเนียมในสัดส่วนแตกต่างกัน

การวิเคราะห์ลักษณะเฉพาะและพฤติกรรมการแข็งตัวของโลหะผสมได้รับการตรวจสอบผ่านการวิเคราะห์ทางความร้อนด้วยเส้นโค้งอัตราการเย็นตัวของโลหะหลอมเหลว (The Cooling Curve Thermal Analysis; CCTA) ซึ่งเตรียมจากชิ้นงานให้ความร้อนสูงกว่าอุณหภูมิหลอมเหลว และเทลงในแม่พิมพ์ที่อุณหภูมิ 800 °C ซึ่งเป็นแม่พิมพ์เหล็กกล้าที่มีเส้นผ่านศูนย์กลางด้านล่าง 22 mm เส้นผ่านศูนย์กลางด้านบน 25 mm ความสูง 50 mm และมีเทอร์โมคัปเปิลชนิด K จุ่มไว้อยู่ตรงกลางแม่พิมพ์ ซึ่งเทอร์โมคัปเปิลนี้เชื่อมต่อกับอุปกรณ์ตรวจวัดแบบไร้สายรุ่น HIOKI LR8530 เพื่อศึกษาความแปรผันของอุณหภูมิในช่วงเวลาของการแข็งตัว ข้อมูลจะถูกบันทึกที่ความถี่ 200 Hz โดยเครื่องบันทึกข้อมูลความเร็วสูงรุ่น HIOKI LR8450 ดังแสดงในรูปที่ 3.5 จากนั้นศึกษาลักษณะเฉพาะที่เกี่ยวข้องกับการตกผลึกและการเปลี่ยนเฟสได้จากกราฟเส้นโค้งการเย็นตัวและกราฟอนุพันธ์อันดับที่หนึ่ง



รูปที่ 3.5 แผนภาพการดำเนินการวิเคราะห์ทางความร้อนระหว่างการแข็งตัวของโลหะ

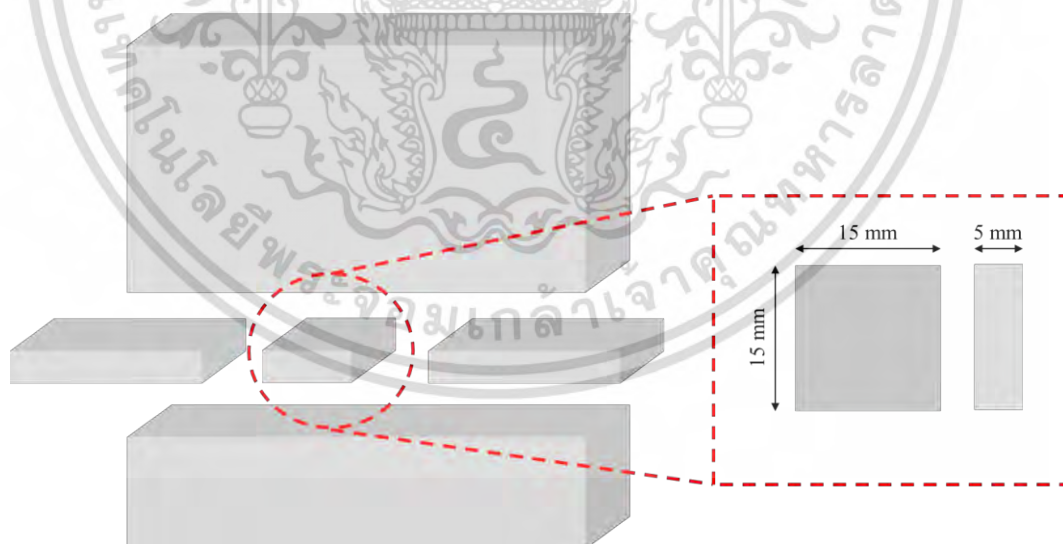
### 3.3 การตรวจสอบโครงสร้างทางโลหะวิทยา

เตรียมชิ้นงานทดสอบจากชิ้นงานหล่อของโลหะผสมในทุกกรณีศึกษา มาทำการตัดตามแนวขวางของชิ้นงานหล่อ (Cross-section) ดังรูปที่ 3.6 ด้วยเครื่องตัดชิ้นงานให้ชิ้นงานมีขนาด 15×15 mm ความหนา 5 mm จากนั้นเตรียมผิวชิ้นงานด้วยการขัดหยาบด้วยเครื่องขัดหยาบโดยใช้กระดาษเอกสาร์เป็นเอกสารที่สวงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไมอนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการศึกษาไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ทรายตั้งแต่เบอร์ 180, 240, 320, 400, 600, 800, 1000, และ 1200 กริต ตามลำดับต่อการขัดละเอียดด้วยผ้าสักหลาดโดยเริ่มจากการใช้ผงเพชรขนาด 3  $\mu\text{m}$  และซิลิกาคอลลอยด์ขนาด 0.04  $\mu\text{m}$  (OP-S) โดยการขัดเบา ๆ เพื่อให้ชิ้นงานเรียบไร้รอยขีดข่วน ใสและเป็นเงา จึงนำไปเป่าให้แห้งก่อนนำไปทดสอบต่อไป

นาชิ้นงานที่ผ่านการขัดละเอียดแล้วมาศึกษาโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (OM) รุ่น Olympus BX53M นอกจากนี้ยังศึกษาโครงสร้างทางมหภาคเพื่อตรวจสอบเกรนของโลหะผสมโดยนาชิ้นงานที่ผ่านการขัดละเอียดแล้วมาทำการกัดกรดด้วยสารละลายกรดไฮโดรฟลูออโรบอริก ( $\text{HF}_4$ ) ความเข้มข้น 4% ในน้ำกลั่น เป็นเวลา 60 วินาที จากนั้นนำมาล้างด้วยน้ำสะอาดและเป่าให้แห้ง ก่อนตรวจสอบโครงสร้างด้วยกล้อง OM โดยใช้แสงโพลาไรซ์ช่วยในการศึกษาและนาผลที่ได้มาทำการวิเคราะห์และเปรียบเทียบขนาดและรูปร่างของโครงสร้างที่เกิดขึ้นโดยวัดและคำนวณเชิงปริมาณผ่านซอฟต์แวร์ ImageJ

นอกจากนี้ยังมีการตรวจสอบโครงสร้างเพิ่มเติมด้วยเทคนิคขั้นสูงจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดชนิดฟิลด์อิมิชชัน (FE-SEM) รุ่น Apreo S-Thermo Fisher Scientific ที่มีการติดตั้งเครื่องสเปกโตรเมตรีรังสีเอ็กซ์แบบกระจายพลังงาน (EDS) เพื่อตรวจสอบและวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของสารประกอบและลักษณะการกระจายตัวของธาตุบนพื้นผิวของโลหะผสม และยังมีกรณ ชิ้นงานที่ผ่านการขัดละเอียดแล้วไปวิเคราะห์ด้วยเครื่องมือการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (XRD) ยี่ห้อ Rigaku รุ่น SmartLab เพื่อศึกษาโครงสร้างผลึก และชนิดของผลึกของโลหะผสม



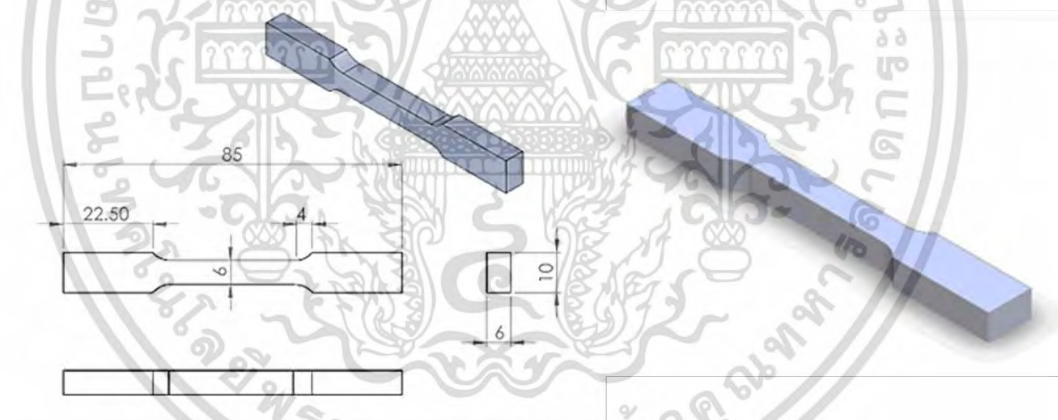
รูปที่ 3.6 การตัดชิ้นงานทดสอบตามแนวขวางของชิ้นงานจากการหล่อ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 3.4 การทดสอบสมบัติทางกล

การทดสอบความแข็งถูกดำเนินการด้วยเครื่องทดสอบความแข็งบริเนลล์ (Brinell Hardness Testing) ยี่ห้อ INNOVATEST รุ่น NEXUS 3200P โดยใช้โหลด 62.5 N หัวกดบอลขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 2.5 mm และเวลาในการกดค้างไว้ 10 วินาที ตามมาตรฐาน ASTM E10 ชิ้นงานทดสอบแต่ละชิ้นถูกทดสอบความแข็งอย่างน้อย 3 ครั้ง เพื่อนามาหาค่าความแข็งเฉลี่ยทั้งในสภาวะหลังการหล่อ และหลังการบ่มแข็งในเตาอบแบบตั้งโต๊ะยี่ห้อ Thermolyne

การทดสอบความแข็งแรงจากแรงดึงถูกดำเนินการด้วยเครื่องทดสอบอเนกประสงค์ยี่ห้อ SHIMADZU รุ่น AG-100kNX ขนาดชิ้นงานที่เตรียมในการทดสอบใช้วิธีตามมาตรฐาน ASTM B557M โดยมีขนาดเกจกว้าง 6 mm ความยาวเกจ 25 mm และความหนาเกจ 6 mm ดังแสดงในรูปที่ 3.7 อัตราความเร็วในการทดสอบ 1 mm/min ทดสอบชิ้นงานทั้งในสภาวะหลังการหล่อและหลังการบ่มแข็ง จากนั้นเก็บข้อมูลเพื่อวิเคราะห์หาค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (UTS) ค่าความแข็งแรงที่จุดคราก 0.2% (YS) และร้อยละการยืดตัว (%EL) ของตัวอย่างอย่างน้อย 3 ชิ้นงานทดสอบ และตัวอย่างหลังการทดสอบแรงดึงจะถูกนำไปตรวจสอบพื้นผิวการแตกหัก (Fractography) โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (FE-SEM)



รูปที่ 3.7 ขนาดชิ้นงานทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM B557M

### 3.5 การทดสอบสมบัติทางกายภาพ

การทดสอบค่าการนำไฟฟ้าถูกดำเนินการด้วยเครื่องทดสอบค่าการนำไฟฟ้าแบบวน (Eddy Current Conductivity Tester) รุ่น TMD-102 แสดงดังรูปที่ 3.8 ทางานที่ความถี่ 60 kHz โดยวางโพรบที่มีเส้นผ่านศูนย์กลาง 12 mm บนพื้นผิวชิ้นงานทดสอบที่ผ่านการขัดละเอียด มีการวัดค่าการนำไฟฟ้าอย่างน้อย 5 ครั้งเพื่อคำนวณค่าการนำไฟฟ้าเฉลี่ยในหน่วย %IACS

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.8 เครื่องทดสอบค่าการนำไฟฟ้าแบบวน

การทดสอบการกัดกร่อนทางเคมีไฟฟ้า (Electrochemical Corrosion Testing) ซึ่งเตรียมชิ้นงานขนาด  $15 \times 15$  mm ความหนา 5 mm ทดสอบด้วยสารละลาย NaCl ความเข้มข้น 3.5wt% โดยใช้เครื่อง Potentiostat-Galvanostat ยี่ห้อ AUTOLAB รุ่น PGSTAT320N เป็นเครื่องวัดกระแสไฟฟ้าและควบคุมศักย์ไฟฟ้าจากปฏิกิริยาเคมี ซึ่งในการทดสอบมี 3 ขั้วอิเล็กโทรดได้แก่ ขั้วไฟฟ้าอ้างอิง (Reference Electrode) ใช้เป็นขั้วไฟฟ้าชนิดคาลอเมลอิ่มตัว (Saturated Calomel Electrode), ขั้วไฟฟ้ากระแส (Counter Electrode) ใช้เป็นแท่งโลหะแพลตินัม (Pt) และขั้วทำงาน (Working Electrode) คือชิ้นงานทดสอบที่มีพื้นที่ผิว  $1.0 \text{ cm}^2$  การทดสอบ Potentiodynamic Polarization ได้ดำเนินการเพื่อประเมินพฤติกรรมการกัดกร่อนของโลหะผสม โดยใช้ศักย์ไฟฟ้าระหว่าง  $-0.85 - 1.50 \text{ V}$  และความเร็ว  $5 \text{ mV/s}$  ข้อมูลที่ได้รับคือ ค่าศักย์ไฟฟ้าและความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าของการกัดกร่อนจากการทดสอบถูกเก็บและประมวลด้วยซอฟต์แวร์ NOVA 1.11 การดำเนินการทดสอบแสดงดังรูปที่ 3.9



รูปที่ 3.9 การดำเนินการทดสอบการกัดกร่อนทางเคมีไฟฟ้า

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## บทที่ 4

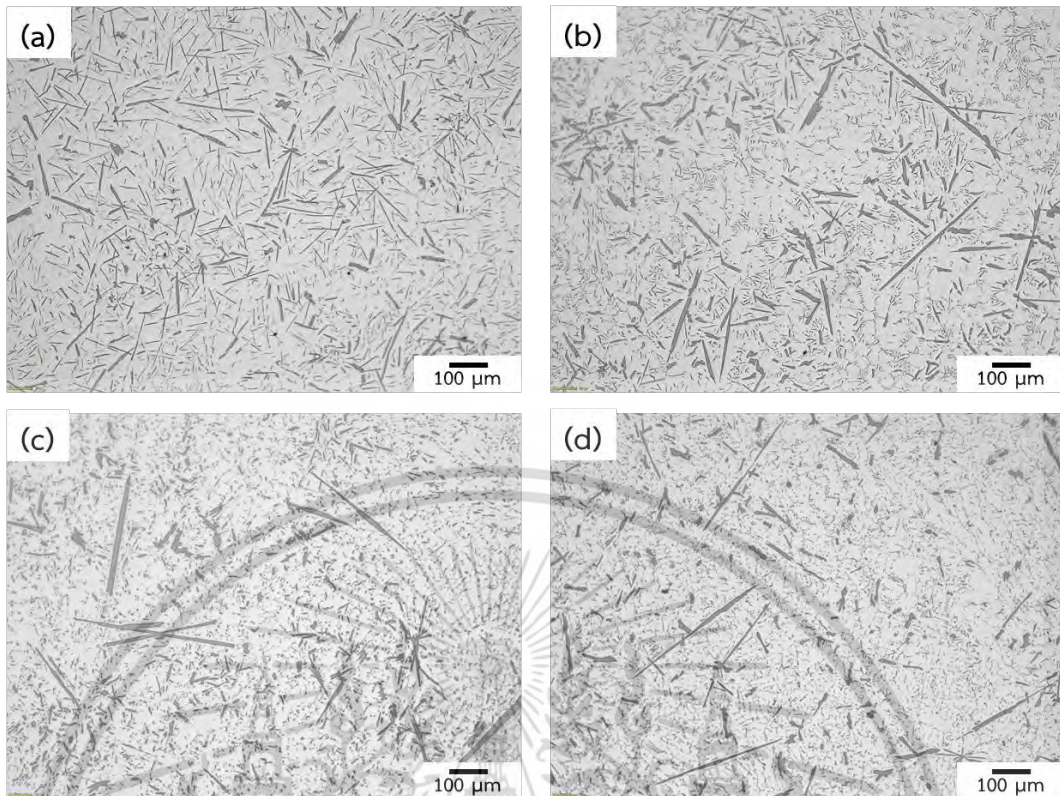
### ผลการทดลองและการอภิปรายผล

บทความนี้มุ่งเน้นไปที่การศึกษาผลกระทบของการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมใช้แล้วในสัดส่วนที่ต่างกัน (0, 25, 50, และ 75%) ในโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติก (Al-4Fe Alloy) ร่วมกับการปรับสภาพด้วยกระบวนการอัลตราโซนิคในโลหะหลอมเหลว ต่อโครงสร้างทางจุลภาคและมหภาค องค์ประกอบของเฟสที่ปรากฏ สมบัติทางกลและกายภาพ ในบทความนี้ยังพิจารณาพฤติกรรมการแข็งตัวผ่านการวิเคราะห์อัตราการเย็นตัว อีกทั้งมีการรายงานสมบัติของโลหะผสมที่อุณหภูมิห้องและอุณหภูมิสูง

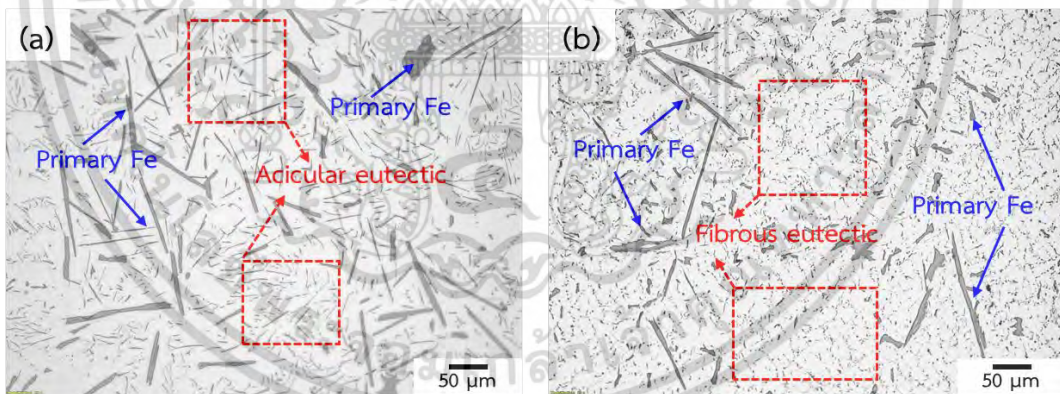
#### 4.1 ผลกระทบของการเติมกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมใช้แล้วในโลหะผสม Al-4Fe

##### 4.1.1 โครงสร้างทางจุลภาคและมหภาค

รูปที่ 4.1 แสดงภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงของโลหะผสม Al-4Fe ซึ่งเป็นโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติกที่มีสัดส่วนการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมใช้แล้วแตกต่างกัน ผลการวิจัยพบว่าโครงสร้างของโลหะผสมไบนารี Al-4Fe (รูปที่ 4.1(a)) ที่ไม่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มนั้นประกอบด้วยเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิที่มีลักษณะคล้ายเข็มยาว (Needle-like) และคล้ายไม้ระแนง (Lath-like) ซึ่งโดยทั่วไปเฟสระหว่างโลหะที่เกิดขึ้นนี้เป็นเฟสของ  $Al_3Fe$  ( $Al_{13}Fe_4$ ) และเกิดเฟสยูเทคติกที่อุดมไปด้วยเหล็กลักษณะคล้ายเข็มยาวกับเฟสอะลูมิเนียมเดนไดรต์ ( $\alpha-Al$ ) ที่หยาบ ในขณะที่เมื่อเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมที่มีธาตุเจือปนเช่น Mn, Mg, Si, Cu, และอื่น ๆ เข้าไปในโลหะผสม Al-4Fe ด้วยสัดส่วนต่าง ๆ พบว่าเฟสระหว่างโลหะบางเฟสมีขนาดยาวขึ้น และยังเกิดเฟสระหว่างโลหะที่มีรูปร่างผิดปกติขนาดเล็กจำนวนมากทั้งมีรูปร่างคล้ายดอกไม้ (Flower-like), คล้ายผีเสื้อ (Butterfly-like), และคล้ายแผ่น (Plate-like) นอกจากนี้ ยังพบว่าเฟสยูเทคติกมีการเปลี่ยนแปลงสัณฐานวิทยาที่มีลักษณะคล้ายเข็มยาวหยาบเป็นแท่งสั้นลงตลอดจนมีรูปร่างเป็นเม็ดขนาดเล็กที่กลมมนขึ้น และเกาะกลุ่มกันเป็นเส้นใยยูเทคติก ซึ่งผลลัพธ์ดังกล่าวแสดงให้เห็นถึงการเปลี่ยนแปลงเป็นไปตามลำดับสัดส่วนเศษกระป๋องเครื่องดื่มที่เพิ่มขึ้นในโลหะผสม เช่นเดียวกับลักษณะของเดนไดรต์อะลูมิเนียมที่มีขนาดเล็กลง และโค้งมนขึ้นอย่างเห็นได้ชัดเจนตามการเพิ่มสัดส่วนของเศษกระป๋องเครื่องดื่ม โดยสังเกตได้ในรูปที่ 4.1(b-c)



รูปที่ 4.1 โครงสร้างทางจุลภาคจากกล้อง OM ของเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิและยูเทคติกในโลหะผสม Al-4Fe หลังการหลอม; (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap



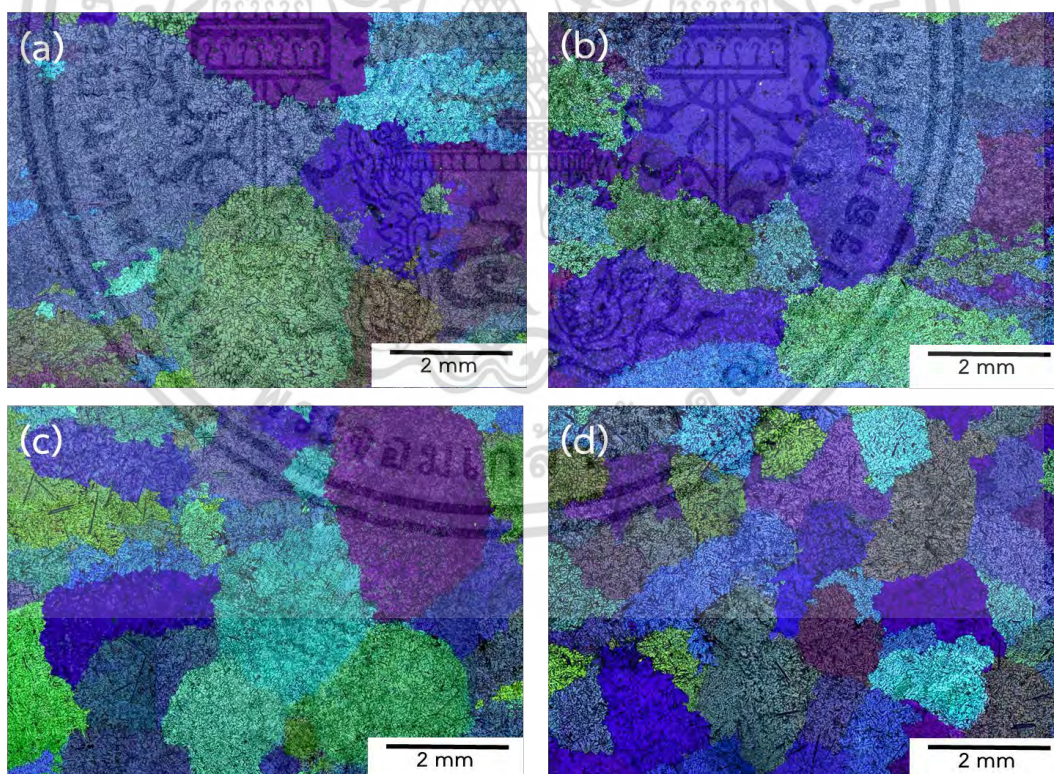
รูปที่ 4.2 โครงสร้างทางจุลภาคจากกล้อง OM ของเฟสยูเทคติก; (a) Al-4Fe, และ (b) Al-4Fe-50% scrap

พร้อมทั้งข้อมูลเชิงปริมาณของขนาดเฉลี่ยของเฟสระหว่างโลหะ สัดส่วนต่อพื้นที่ของเฟสระหว่างโลหะ และขนาดเฉลี่ยของเฟสยูเทคติกแสดงในตารางที่ 4.1 ผลลัพธ์ดังกล่าวสอดคล้องกับองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสมในตารางที่ 3.2 ซึ่งพบว่าโลหะผสมที่มีองค์ประกอบทางเคมีของธาตุผสม Mn, Mg, Si, Cu และอื่น ๆ เพิ่มขึ้นตามสัดส่วนการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมชนิดทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างทางจุลภาค โดยเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิบางบริเวณมีขนาดเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ยาวขึ้น และบางบริเวณเกิดเฟสที่มีขนาดเล็กจำนวนมากทำให้การคานวณหาขนาดโดยเฉลี่ยของเฟสปฐมภูมินี้ลดลง แต่สัดส่วนต่อพื้นที่ของเฟสเพิ่มขึ้นอย่างมีนัยสำคัญเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะผสมโบนารี Al-4Fe ที่ไม่ได้เติมเศษกระป๋อง นอกจากนี้ยังพบว่าขนาดยุคตกยิ่งถูกปรับสภาพเล็กลงอย่างมีนัยสำคัญและมีลักษณะเป็นเส้นใย (Fibrous Eutectic) จากเดิมที่มีลักษณะเป็นแท่งเข็มยาวและหยาบ (Acicular Eutectic) ในโลหะผสมโบนารีสังเกตุได้ดังรูปที่ 4.2

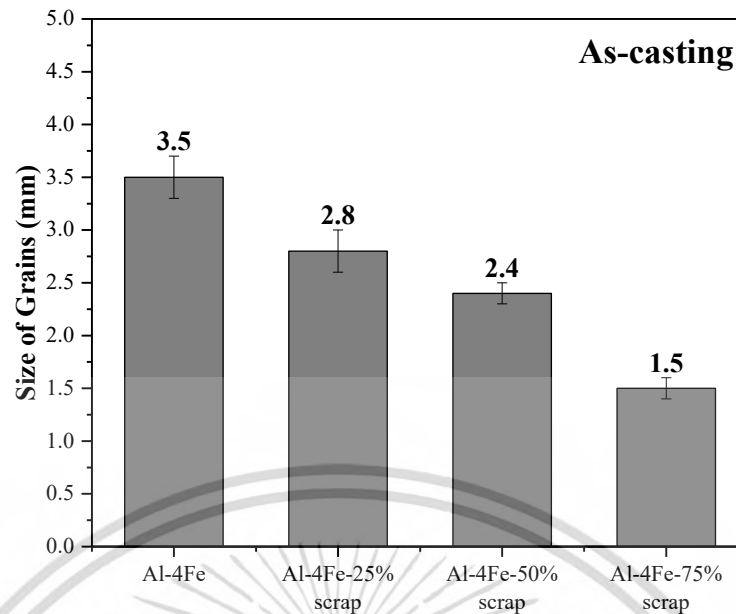
**ตารางที่ 4.1** ผลเชิงปริมาณของขนาดและสัดส่วนต่อพื้นที่โดยเฉลี่ยของเฟสปฐมภูมิเหล็กและเฟสยุคตกเหล็กในโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มปริมาณแตกต่างกัน

Alloy	Fe-rich Intermetallic Phase		Size of Fe Eutectic ( $\mu\text{m}$ )
	Size ( $\mu\text{m}$ )	Area Fraction (%)	
Al-4Fe	$102 \pm 4$	$9.4 \pm 0.3$	$26 \pm 1.5$
Al-4Fe-25% scrap	$84 \pm 5$	$12.9 \pm 0.9$	$18 \pm 0.9$
Al-4Fe-50% scrap	$81 \pm 7$	$14.8 \pm 0.4$	$11 \pm 0.6$
Al-4Fe-75% scrap	$72 \pm 5$	$14.1 \pm 0.5$	$8 \pm 0.4$



**รูปที่ 4.3** โครงสร้างทางมหภาคโดยใช้แสงโพลาไรซ์แสดงเกรนในโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อ; (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.4 แผนภูมิแสดงขนาดเกรนโดยเฉลี่ยของโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อ

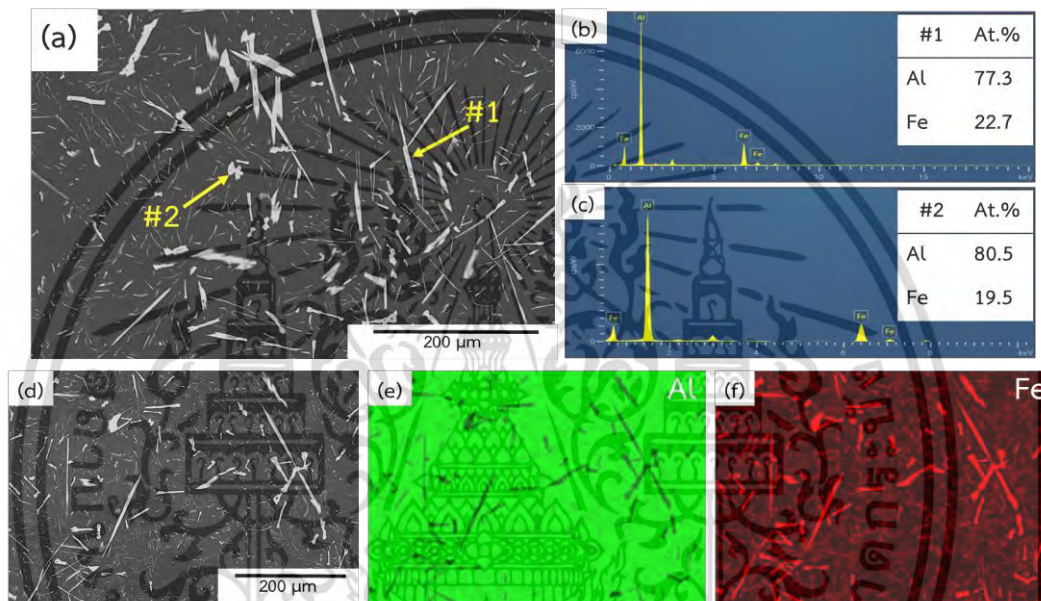
รูปที่ 4.3 แสดงรูปโครงสร้างทางมหภาคโดยใช้แสงโพลาไรซ์เพื่อศึกษาขนาดเกรน (เกรน (Grain) คือ บริเวณที่มีการรวมกันของเดนไดรต์และโคโลนิยูเทคติก) ของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมสัดส่วนต่างกันพร้อมทั้งแผนภูมิรายงานผลเชิงปริมาณ (รูปที่ 4.4) จากการวิจัยพบว่าโลหะโบราณ Al-4Fe ที่ไม่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มเผยให้เห็นโครงสร้างของเกรนขนาดใหญ่ประมาณ  $3.5 \pm 0.2$  mm ในขณะที่โลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมรวมด้วยเผยให้เห็นโครงสร้างเกรนที่มีขนาดเล็กลงเป็นประมาณ  $2.8 \pm 0.2$ ,  $2.4 \pm 0.1$ , และ  $1.5 \pm 0.1$  mm ของการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มในปริมาณ 25%, 50%, และ 75% ตามลำดับ ซึ่งถือว่าขนาดเกรนถูกปรับสภาพละเอียดเล็กน้อยอย่างมีนัยสำคัญ แต่อย่างไรก็ตามถึงแม้ว่าขนาดของโครงสร้างเกรนถูกปรับขนาดเล็กลง แต่รูปร่างยังมีความไม่สม่ำเสมออันทั่วทั้งเนื้ออะลูมิเนียม

#### 4.1.2 การก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะ

การวิเคราะห์เชิงลึกเพื่อตรวจสอบการมีอยู่ของเฟสระหว่างโลหะ และการกระจายตัวขององค์ประกอบภายในโลหะผสมผ่านเทคนิค EDS ที่ติดตั้งไว้กับเครื่องมือ FE-SEM จากรูปที่ 4.5 แสดงการวิเคราะห์ของโลหะโบราณ Al-4Fe ที่ไม่ผ่านการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียม สังเกตว่าโลหะผสมนี้ประกอบด้วยเนื้ออะลูมิเนียม ( $\alpha$ -Al) เฟสยูเทคติกเหล็กยาว และเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิที่อุดมไปด้วยธาตุเหล็ก (Iron-rich Intermetallic Phases) ซึ่งมีโครงสร้างที่ยาวคล้ายเข็มหรือไม้ระแนง และบางอนุภาคมีรูปร่างผิดปกติกระจายทั่วเมทริกซ์ จากการวิเคราะห์ EDS point บริเวณเฟสระหว่างโลหะที่มีรูปร่างคล้ายแท่งเข็มยาว (รูปที่ 4.5(a) จุด#1) มีองค์ประกอบอะตอมของ Al และ Fe เป็น 77.3 และ 22.7 at.% ตามลำดับ ซึ่งบ่งชี้ว่าอัตราส่วนอะตอมของเฟสนี้จะเป็นเฟส

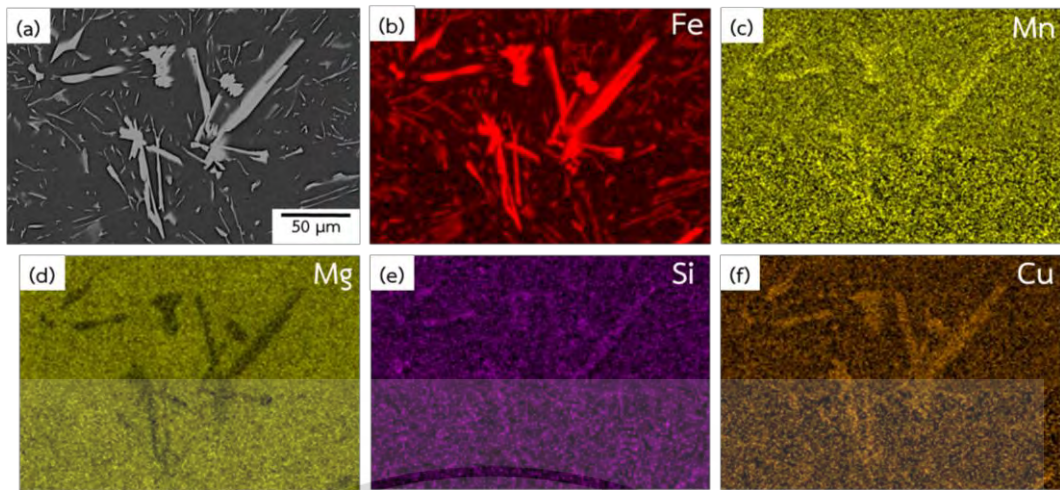
$Al_3Fe$  ( $Al_{13}Fe_4$ ) และตรวจสอบเฟสระหว่างโลหะที่มีรูปร่างผิดปกติ (รูปที่ 4.5(a) จุด#2) มีเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นิยมนำไปเผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาตจากเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

องค์ประกอบอะตอมของ Al และ Fe เป็น 80.5 และ 19.5 at.% ตามลำดับ ซึ่งบ่งชี้ว่าอัตราส่วนอะตอมของเฟสนี้มีความใกล้เคียงและมีความเป็นไปได้ว่าเป็นเฟส  $Al_3Fe$  เช่นเดียวกัน มีงานวิจัยก่อนหน้านี้รายงานการพบเฟสระหว่างโลหะที่มีอัตราส่วนของอะตอมใกล้เคียงกับงานวิจัยนี้ในระบบโลหะผสม Hypereutectic Al-Fe [14, 48, 79] นอกจากนี้ ยังทำการวิเคราะห์ EDS mapping ของโลหะผสมไบนารี Al-4Fe สังเกตว่าเฟสระหว่างโลหะ และเฟสยูเทคติกที่ปรากฏมีเหล็กเจือปนอยู่เป็นองค์ประกอบหลัก และในเนื้อเมทริกซ์อะลูมิเนียมอาจมีการละลายอยู่ของเหล็กบางส่วน แสดงดังรูปที่ 4.5(e,f)

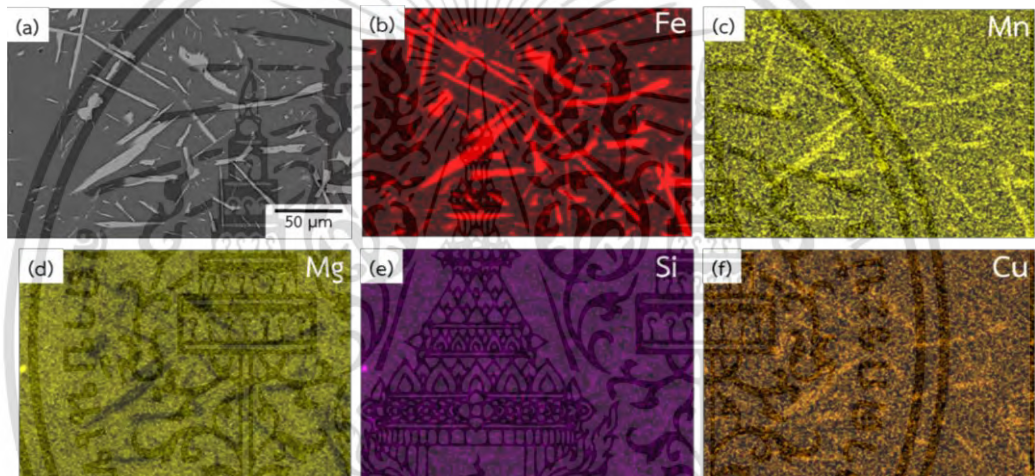


รูปที่ 4.5 การวิเคราะห์ EDS ของโลหะ Al-4Fe (No scrap); (a,d) โครงสร้างทางจุลภาคจาก SEM พร้อมกับ (b,d) EDS point บริเวณจุดในรูป (a), และ EDS mapping จากรูป (d) ที่สอดคล้องกันของ (e) Al และ (f) Fe

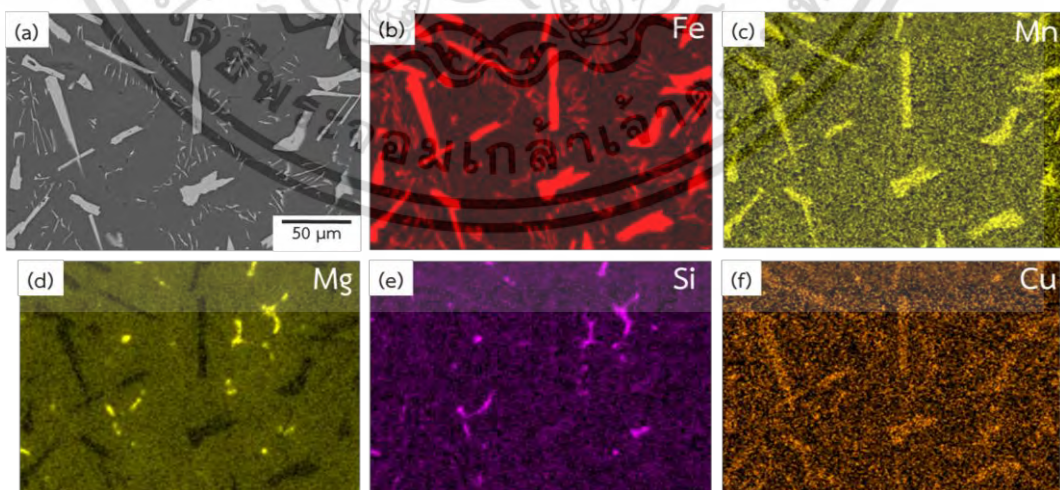
การวิเคราะห์ EDS mapping เพิ่มเติมเพื่อศึกษาการกระจายตัวขององค์ประกอบธาตุในโลหะผสมเมื่อมีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มที่สัดส่วนแตกต่างกัน แสดงดังรูปที่ 4.6-4.8 ผลลัพธ์ที่ได้เผยว่า เฟสระหว่างโลหะเหล็กมีการเจือปนของธาตุ Mn, Mg, Si, และ Cu โดยเฉพาะอย่างยิ่ง Mn ที่มีการเกาะกลุ่มหนาแน่นขึ้นบริเวณเฟสระหว่างโลหะเมื่อมีการเติมเศษกระป๋อง อีกทั้งในบางบริเวณมีการกระจุกตัวรวมกันของเฟสระหว่าง Mg-Si ซึ่งสิ่งนี้แสดงถึงการเกิดนิวเคลียสใหม่เพิ่มขึ้น นอกจากนี้ยังพบธาตุผสม Mn, Mg, Si, และ Cu ที่มีความสามารถละลายอยู่ในเนื้อเมทริกซ์อะลูมิเนียมอีกด้วย ซึ่งสอดคล้องกับผลการตรวจสอบองค์ประกอบของธาตุในโลหะผสมที่เพิ่มขึ้นจากการเติมกระป๋องเครื่องดื่มดังตารางที่ 3.2



รูปที่ 4.6 การวิเคราะห์ EDS mapping ของโลหะผสม Al-4Fe-25% scrap



รูปที่ 4.7 การวิเคราะห์ EDS mapping ของโลหะผสม Al-4Fe-50% scrap

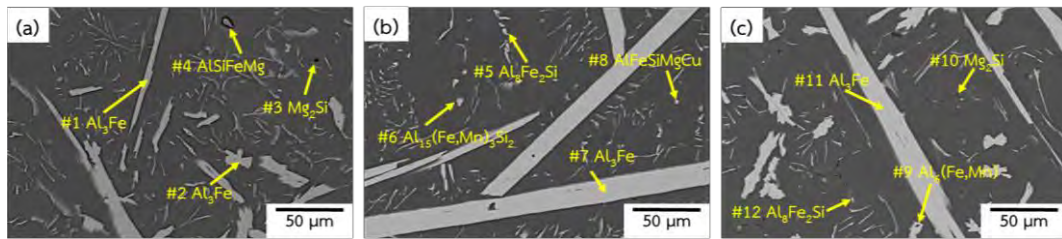


รูปที่ 4.8 การวิเคราะห์ EDS mapping ของโลหะผสม Al-4Fe-75% scrap

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

รูปที่ 4.9 แสดงโครงสร้างทางจุลภาคจากภาพถ่าย SEM ของโลหะผสม Al-4Fe โดยมีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมเข้าไปในสัดส่วน 25%, 50%, และ 75% พร้อมทั้งตารางที่ 4.2 แสดงผลการวิเคราะห์ EDS point ที่สอดคล้องกันของจุดภายในรูปที่ 4.9 ผลวิจัยสังเกตว่าเฟสระหว่างโลหะที่มีเหล็กอุดมอยู่สูงลักษณะคล้ายไม้ระแนงหรือเข็มยาวนั้นยังคงเกิดภายในโลหะผสมที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มเช่นกัน จากผล EDS point นั้นพบว่ามีความแตกต่างจากเฟสระหว่างโลหะที่เกิดภายในโลหะผสมไบนารี Al-4Fe (รูปที่ 4.5) เนื่องจากมีการตรวจพบการเจือปนอยู่ขององค์ประกอบธาตุผสม Mn และ Cu อยู่เล็กน้อย และการเจือปนของ Mn มีปริมาณเพิ่มตามสัดส่วนเศษกระป๋องเครื่องดื่มที่เติมเข้าไป จากตารางที่ 4.2 (จุดที่ 1, 2, 7, และ 11) อัตราส่วนอะตอมของเฟสนี้มีความใกล้เคียงกับเฟส  $Al_3(Fe,Mn,Cu)$  ดังนั้นองค์ประกอบเฟสเหล่านี้โดยปกติถือเป็นเฟส  $Al_3Fe$  ที่มีการเจือปนธาตุ Mn และ Cu อยู่บางส่วน และยังพบการมีอยู่ของเฟสระหว่างโลหะที่ประกอบด้วย Al, Fe, และ Mn เป็นหลักเช่นเดียวกัน แต่อัตราส่วนอะตอมของ Fe/Mn มีค่าต่ำกว่าอัตราส่วนของเฟสที่กล่าวมาข้างต้น ซึ่งสอดคล้องในตารางที่ 4.2 (จุดที่ 9) มีองค์ประกอบใกล้เคียงกับเฟส  $Al_6(Fe,Mn)$  และมีลักษณะเป็นแผ่นกลวง (Hollow Plate-like) เกิดขึ้นในเมทริกซ์อะลูมิเนียม รวมถึงเฟสระหว่างโลหะที่พบอื่น ๆ ที่มีสีด้าลักษณะเป็นจุดมืด (Dark Spot-like) ในโลหะผสม Al-4Fe-25% scrap และเป็นสคริปต์มืด (Drak Script-like) ในโลหะผสม Al-4Fe-75% scrap จากตารางที่ 4.2 (จุดที่ 4 และ 10 ตามลำดับ) พบว่ามีองค์ประกอบของ Mg และ Si เป็นหลัก สิ่งนี้สอดคล้องกับผล EDS mapping (รูปที่ 4.6-4.8) ที่แสดงการรวมกันของ Mg และ Si บนเนื้ออะลูมิเนียมซึ่งเป็นบริเวณสำหรับการก่อตัวของนิวเคลียสของเฟสระหว่าง Mg-Si จากผลการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีบ่งชี้ถึงอัตราส่วนอะตอมของเฟสเหล่านี้มีแนวโน้มเป็นไปได้ว่าอาจเกิดเฟส  $Mg_2Si$  ขึ้นภายในโลหะผสมที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียม เป็นที่ทราบกันดีว่าธาตุผสม Mg และ Si ได้อิทธิพลมาจากการปรับปรุงนี้ และการเกิดเฟส  $Mg_2Si$  นี้รุนแรงมากขึ้น ตามสัดส่วนการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มที่มากขึ้นด้วย

นอกจากนี้ ยังพบเฟสระหว่างโลหะที่มีรูปร่างผิดปกติขนาดเล็กสีสว่าง (Irregular Bright Shape) เป็นเฟสที่คล้ายแยกออกมาจากยูเทคติกซึ่งประกอบด้วยอะตอม Al, Fe, และ Si เป็นหลัก สอดคล้องกับตารางที่ 4.2 (จุดที่ 5 และ 12) องค์ประกอบของเฟส Al-Fe-Si นี้ โดยทั่วไปอัตราส่วนอะตอมมีความใกล้เคียงกับเฟส  $Al_8Fe_2Si$  และยังมีเฟสที่ประกอบด้วย Al, Fe, Si, และ Mn เป็นหลัก เกิดขึ้นมีลักษณะผิดปกติ ตรวจสอบผลดังตารางที่ 4.2 (จุดที่ 6) พบว่าอัตราส่วนอะตอมมีความใกล้เคียงและเป็นไปได้ว่าเป็นเฟสของ  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$  แต่ยังมีบางอนุภาคที่พบแต่ยังไม่สามารถระบุเฟสที่เป็นไปได้แสดงดังจุดที่ 3 มีองค์ประกอบของเฟส Al-Si-Fe-Mg และจุดที่ 8 มีองค์ประกอบของเฟส Al-Fe-Si-Mg-Cu ดังนั้นเฟสเหล่านี้ อาจมีแนวโน้มเป็นไซด์หรือบริเวณการเกิดนิวเคลียสและเติบโตเป็นเฟสระหว่างโลหะได้จากการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมในโลหะผสม Al-4Fe เพื่อปรับสภาพโครงสร้างและช่วยปรับปรุงคุณสมบัติให้กับโลหะผสม



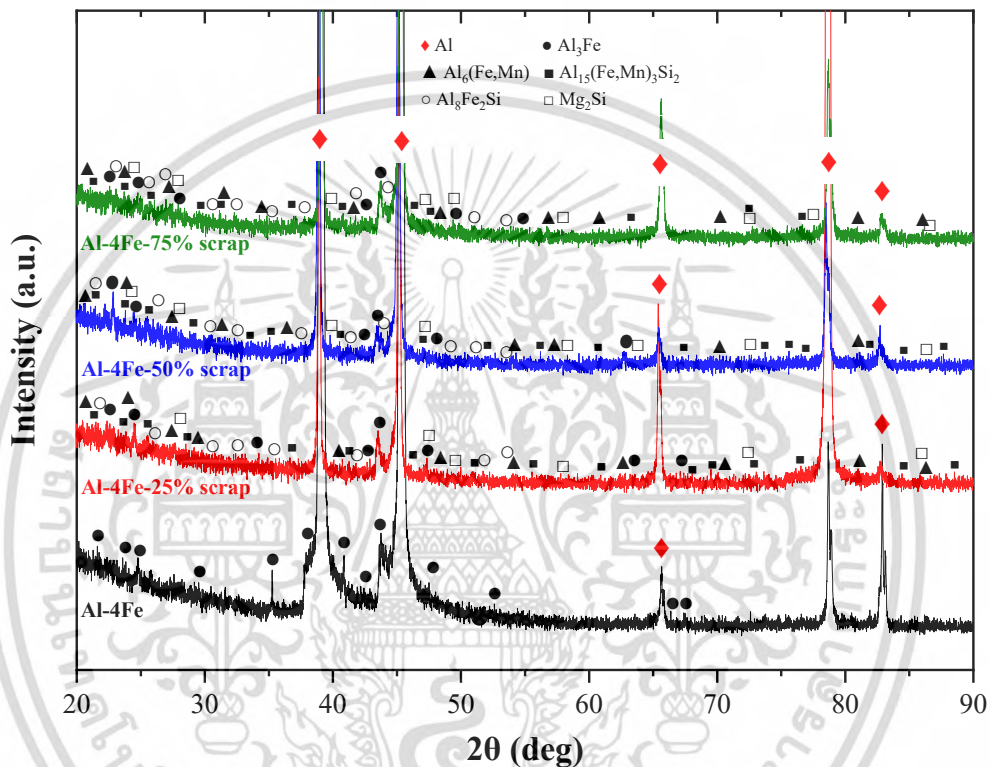
รูปที่ 4.9 โครงสร้างทางจุลภาคจากกล้อง SEM ของโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อที่มีการเติมเศษ  
กระป๋องเครื่องดื่ม; (a) 25% scrap, (b) 50% scrap, และ (c) 75% scrap

ตารางที่ 4.2 ผลการวิเคราะห์ EDS point ของจุดภายในรูปที่ 4.9 (at.%)

Point #	Element (at.%)						Possible Phase
	Al	Fe	Mn	Mg	Si	Cu	
1	77.6	21.5	0.7	-	-	0.2	Al <sub>3</sub> Fe
2	77.5	21.4	0.9	-	-	0.2	Al <sub>3</sub> Fe
3	76.1	2.7	-	1.0	20.2	-	AlSiFeMg
4	-	-	-	61.5	38.5	-	Mg <sub>2</sub> Si
5	80.1	18.1	-	-	1.8	-	Al <sub>8</sub> Fe <sub>2</sub> Si
6	75.3	16.0	0.9	-	7.8	-	Al <sub>15</sub> (Fe,Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub>
7	77.7	21.3	0.9	-	-	0.1	Al <sub>3</sub> Fe
8	70.4	12.7	-	5.1	9.8	1.9	AlFeSiMgCu
9	84.1	14.8	1.1	-	-	-	Al <sub>6</sub> (Fe,Mn)
10	75.0	-	-	16.4	8.6	-	Mg <sub>2</sub> Si
11	77.5	20.3	2.2	-	-	-	Al <sub>3</sub> Fe
12	85.9	9.3	-	-	4.8	-	Al <sub>8</sub> Fe <sub>2</sub> Si

นอกจากนี้ รูปที่ 4.10 แสดงการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (XRD) ที่ดำเนินการกับโลหะผสม Al-4Fe ที่มีสัดส่วนการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมแตกต่างกัน กระบวนการนี้ดำเนินการเพื่อความยืนยันเพิ่มเติมเกี่ยวกับการก่อตัวหรือการมีอยู่ของเฟสที่สามารถสังเกตได้ในเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้เผยแพร่ขึ้นหน้าการตีพิมพ์ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

การรายงานข้างต้นผ่านการดำเนินการด้วยกล้องจุลทรรศน์ การวิเคราะห์ XRD เปิดเผยความเข้มข้นของจุดสูงสุด (Peak) ของเฟส  $\alpha$ -Al และเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิ  $\text{Al}_3\text{Fe}$  ในการสังเกตกราฟของโลหะผสมทุกรูปแบบ อีกทั้งโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มพบจุดสูงสุดของเฟสระหว่างโลหะที่หลากหลายมากขึ้น เช่น  $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$ ,  $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ ,  $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ , และ  $\text{Mg}_2\text{Si}$  ที่ปรากฏอยู่ภายในเมทริกซ์อะลูมิเนียม เฟสเหล่านี้มีแนวโน้มที่จะเกิดขึ้นในโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเพิ่มองค์ประกอบธาตุจากการเติมกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียม

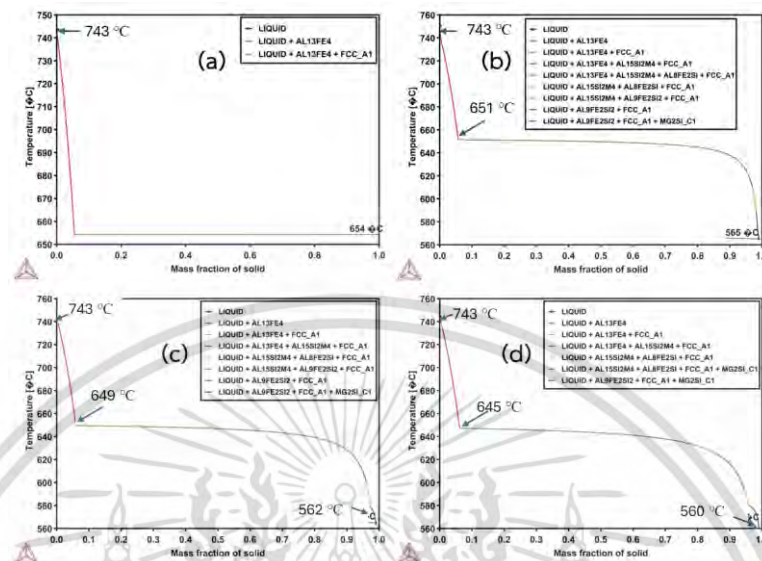


รูปที่ 4.10 ผลการวิเคราะห์ XRD ของโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มในสัดส่วนแตกต่างกัน

#### 4.1.3 การวิเคราะห์ทางความร้อน

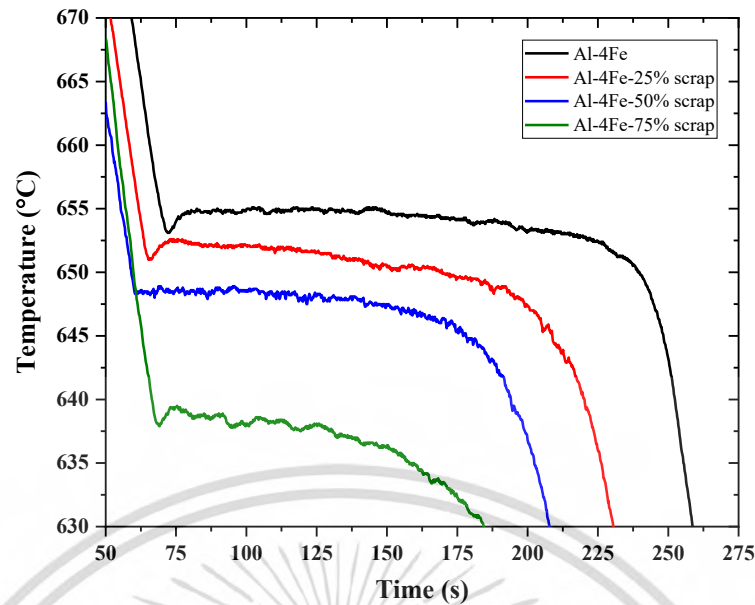
รูปที่ 4.11 แบบจำลอง Scheil-Gulliver โดยซอฟต์แวร์ Thermo-Calc ถูกดำเนินการเพื่อคำนวณลำดับการก่อตัวของเฟสระหว่างการแข็งตัวของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมในสัดส่วนแตกต่างกัน ส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงขององค์ประกอบทางเคมีในโลหะผสมตามไปสู่การแข็งตัวที่แตกต่างกัน โดยในโลหะผสมไบนารี Al-4Fe ที่ไม่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มมีการเกิดเฟสระหว่างโลหะเพียงเฟส  $\text{Al}_3\text{Fe}$  ขึ้นก่อนเฟสอะลูมิเนียมจะแข็งตัว และในโลหะผสม Al-4Fe ที่เติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มทั้งสามสัดส่วนถูกพิจารณาว่าในระยะแรกเกิดการก่อตัวของ

เฟสระหว่างโลหะ  $Al_3Fe$  เช่นเดียวกัน จากนั้นเกิดการแข็งตัวของอะลูมิเนียมและเฟสระหว่างโลหะของธาตุผสมอื่น ๆ ตามมา และเฟส  $Mg_2Si$  พบว่าเกิดขึ้นช่วงอุณหภูมิต่ำสุดของการแข็งตัว



รูปที่ 4.11 ลาดับการก่อตัวของเฟสระหว่างการแข็งตัวโดยแบบจำลอง Scheil-Gulliver โดยซอฟต์แวร์ Thermo-Calc ของโลหะผสม Al-4Fe; (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap

เพื่อให้เกิดความเข้าใจยิ่งขึ้นในกรณีเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมในโลหะผสม Al-4Fe ต่อปฏิบัติการแข็งตัว ทางผู้จัดทำจึงได้วิเคราะห์ผลจากเส้นโค้งการเย็นตัวดังรูปที่ 4.12 และกราฟอนุพันธ์ ลำดับที่หนึ่งของเส้นโค้งการเย็นตัวดังรูปที่ 4.13 จากรูปที่ 4.12 แสดงเส้นโค้งการเย็นตัวของโลหะผสม Al-4Fe ในสภาวะที่แตกต่างกันจากการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมสามารถคำนวณหาอัตราการเย็นตัว (Cooling Rate) จากความชันของส่วนของเส้นตรงก่อนการเกิดนิวเคลียสยูเทคติกพบว่า โลหะผสมไบนารี Al-4Fe มีอัตราการเย็นตัวที่  $1.37\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  โดยเมื่อเติมกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียม 25, 50, และ 75% มีอัตราเร็วเพิ่มขึ้นเป็น 1.44, 1.51, และ  $1.69\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  ตามลำดับซึ่งทดลองด้วยแม่พิมพ์เหล็กกล้าในโลหะผสมทุกสภาวะ กล่าวคือมีระยะเวลาในการแข็งตัวเร็วขึ้นตามลำดับนั่นเอง

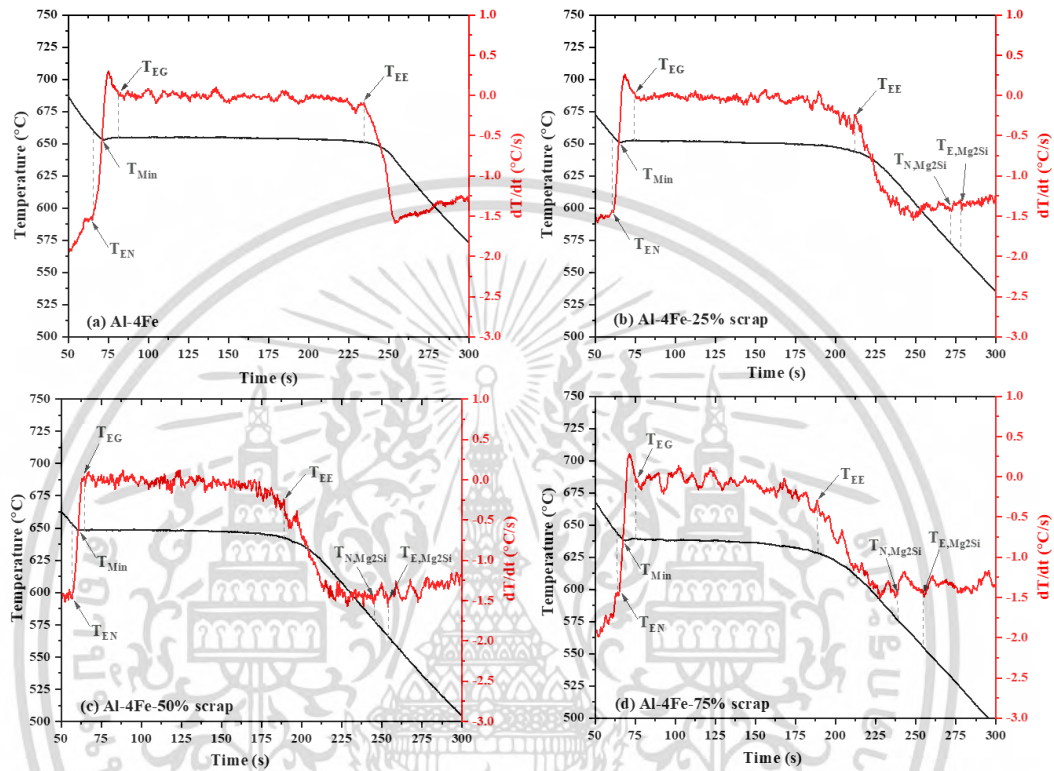


รูปที่ 4.12 เส้นโค้งการเย็นตัวของโลหะผสม Al-4Fe ที่เติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มในสัดส่วนที่แตกต่างกันในขณะการแข็งตัวของช่วงการเกิดนิวเคลียสอะลูมิเนียม

อีกทั้งจากการเปรียบเทียบเส้นโค้งการเย็นตัวและกราฟอนุพันธ์ลำดับที่หนึ่งในรูปที่ 4.13 พบว่าอุณหภูมิการเกิดนิวเคลียสของยูเทคติกในระบบโลหะผสมไบนารี Al-4Fe พบที่อุณหภูมิ 658 °C ซึ่งในความใกล้เคียงกับแบบจำลอง Scheil-Gulliver (ระบุว่าเริ่มเกิดที่อุณหภูมิ 654 °C) ในขณะที่โลหะผสมที่มีการเติมเศษกระป๋องอะลูมิเนียม 25% อุณหภูมิการเริ่มเกิดนิวเคลียสยูเทคติกลดลงอยู่ที่ 654 °C (แบบจำลอง Scheil-Gulliver ระบุว่า 651 °C) และเมื่อเติม 50, 75% อุณหภูมิเริ่มเกิดนิวเคลียสยูเทคติกลดลงเหลือ 651 และ 643 °C ตามลำดับ แสดงให้เห็นว่าการเพิ่มเศษกระป๋องอะลูมิเนียมไปสู่การเพิ่มองค์ประกอบธาตุผสมนี้ ทำให้ช่วยส่งเสริมการก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิเพิ่มขึ้น (ดูสัดส่วนต่อพื้นที่ของเฟสนี้ได้ดังตารางที่ 4.1) และลดการเริ่มต้นของการแข็งตัวของยูเทคติกสอดคล้องกับแบบจำลอง Scheil-Gulliver โดยซอฟต์แวร์ Thermo-Calc ที่แสดงให้เห็นว่าอุณหภูมิยูเทคติกของโลหะผสมที่มีปริมาณเศษกระป๋องเครื่องดื่มสูง (645 °C) มีอุณหภูมิต่ำกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะผสมไบนารี Al-4Fe (654 °C) (รูปที่ 4.11) นอกจากนี้ยังมีข้อมูลการวิเคราะห์อื่นจากเส้นโค้ง ทาคมเย็นและกราฟอนุพันธ์ลำดับที่หนึ่งในตารางที่ 4.3 สังเกตค่าของ  $\Delta T_R$  ที่ลดลงเมื่อเพิ่มการเติมสัดส่วนเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมเข้าไปจาก 2 °C เหลือประมาณ 1-1.5 °C สิ่งนี้ก็สามารถแสดงถึงประสิทธิภาพของธาตุผสมที่เป็นสารเร่งการเกิดนิวเคลียส ส่งผลให้ขอบเขตของช่วง Undercooling และ Recalescence นั้นมีขนาดเล็กลงมาก เนื่องจากการเกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์หรือไม่เป็นเนื้อเดียวกันที่มีประสิทธิภาพอยู่ในโลหะหลอมเหลว [43] รวมถึงระยะเวลาในการแข็งตัวในช่วงการเกิดยูเทคติก ( $\Delta t_E$ ) ที่ลดลงเป็น 114 วินาที เมื่อเทียบกับโลหะผสมไบนารี Al-4Fe (154 วินาที) ส่งผลให้การเปลี่ยนแปลงเร็วขึ้นและการเติบโตของโคโลนิยูเทคติกน้อยลง (ขนาดโคโลนิยูเทคติกแสดงดังตารางที่ 4.11) การเกิดเฟส  $Mg_2Si$  เป็นที่น่าสังเกตสำหรับโลหะผสมที่มีการเติมเศษ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้นำไปใช้โดยไม่หวังกำไรใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

กระป๋องเครื่องตีหมุมเริ่มเกิดเฟสอยู่ที่ประมาณ 573-575 °C (รูปที่ 4.13) มีความใกล้เคียงกับแบบจำลอง Scheil-Gulliver (รูปที่ 4.11) ผลการวิเคราะห์ระยะเวลาการเกิดเฟส  $Mg_2Si$  นี้เพิ่มขึ้นตามสัดส่วนการเติมเศษกระป๋องที่เพิ่มขึ้นสังเกตจากรายที่ 4.3 ทำให้การเติบโตของเฟส  $Mg_2Si$  เพิ่มขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับการสังเกตการก่อตัวของเฟสนี้ที่รุนแรงมากขึ้นในโลหะผสมดังรูปที่ 4.9



รูปที่ 4.13 เส้นโค้งการเย็นตัวและกราฟอนุพันธ์ของเวลาของโลหะผสม Al-4Fe; (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap

จากกราฟรูปที่ 4.12 และรูปที่ 4.13 สามารถวิเคราะห์รายละเอียดอุณหภูมิเฉพาะที่เกี่ยวข้องสำหรับแต่ละปฏิกิริยาในโลหะวิทยาที่ตั้งแสดงไว้ในตารางที่ 4.3 พารามิเตอร์ในตารางประกอบด้วย  $T_{EN}$  เป็นอุณหภูมิที่เริ่มเกิดนิวเคลียสยูเทคติกสอดคล้องกับช่วงการเปลี่ยนแปลงอย่างกะทันหันของกราฟ  $dT/dt$  ในช่วงระยะเริ่มแรก,  $T_{Min}$  เป็นอุณหภูมิการเกิดนิวเคลียสต่ำที่สุดและเป็นจุดที่เริ่มปล่อยความร้อนแฝงสามารถสังเกตได้จากจุดตัดระหว่างเส้นโค้งการเย็นตัวดั้งเดิมและกราฟอนุพันธ์ลำดับที่หนึ่งเมื่อกราฟ  $dT/dt$  เพิ่มขึ้นถึงจุดสูงสุดและตกลงมาที่  $T_{EG}$  ซึ่งเป็นช่วงอุณหภูมิของการเติบโตของเฟสยูเทคติกสอดคล้องกับจุด 0 บนกราฟอนุพันธ์,  $\Delta T_R$  เป็นอุณหภูมิการปล่อยความร้อนแฝง (Recalescence) ในการเปลี่ยนแปลงแต่ละครั้งสามารถคำนวณได้จาก  $T_{EG}-T_{Min}$  และพารามิเตอร์อีกหนึ่งตัวของปฏิกิริยาอุเทคติกนี้คือ  $T_{EE}$  เป็นอุณหภูมิสิ้นสุดปฏิกิริยาอุเทคติกสอดคล้องกับแนวโน้มการลดลงของกราฟ  $dT/dt$  ที่ปลายราบสูง (Plateau) โดยที่  $\Delta t_E$  คือ ระยะเวลาการเปลี่ยนแปลงของยูเทคติก ( $\Delta t_E = t_{EE} - t_{EG}$ ) อีกหนึ่งปฏิกิริยาที่น่าสนใจและสามารถสังเกตได้ชัดเจนจากกราฟคือ ปฏิกิริยาการเกิด  $Mg_2Si$  โดยมี  $T_{N,Mg_2Si}$  เป็นอุณหภูมิการเริ่มเกิดการเปลี่ยนแปลง และ  $T_{E,Mg_2Si}$  เป็นอุณหภูมิการ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้เพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ในการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สิ้นสุดการเกิดปฏิกิริยา โดนสามารถคำนวณหาช่วงเวลาการเติบโตของเฟส  $Mg_2Si$  ได้จากความแตกต่างของ  $t_{N,Mg_2Si}$  กับ  $t_{E,Mg_2Si}$

**ตารางที่ 4.3** อุณหภูมิและเวลาที่ถูกระบุจากเส้นโค้งการเย็นตัวของโลหะผสม Al-4Fe ที่เติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มในสัดส่วนที่แตกต่างกันในขณะการแข็งตัว

Al-4Fe	Cooling rate (°C/s)	$T_{EN}$ (°C)	$T_{Min}$ (°C)	$T_{EG}$ (°C)	$T_{EE}$ (°C)	$\Delta T_R$ (°C)	$t_{EG}$ (s)	$t_{EE}$ (s)	$\Delta t_E$ (s)
No scrap	1.37	658	653	655	651	2	81	235	154
25% scrap	1.44	654	651	652.5	644	1.5	74	213	139
50% scrap	1.51	651	647	648	652	1	64	189	125
75% scrap	1.69	643	638	639	628	1	75	189	114
Al-4Fe	$T_{N,Mg_2Si}$ (°C)	$T_{E,Mg_2Si}$ (°C)	$\Delta T_{Mg_2Si}$ (°C)	$t_{N,Mg_2Si}$ (s)	$t_{E,Mg_2Si}$ (s)	$\Delta t_{Mg_2Si}$ (s)			
No scrap	-	-	-	-	-	-			
25% scrap	573	562	11	271	278	7			
50% scrap	575	563	12	246	255	9			
75% scrap	575	557	18	239	255	16			

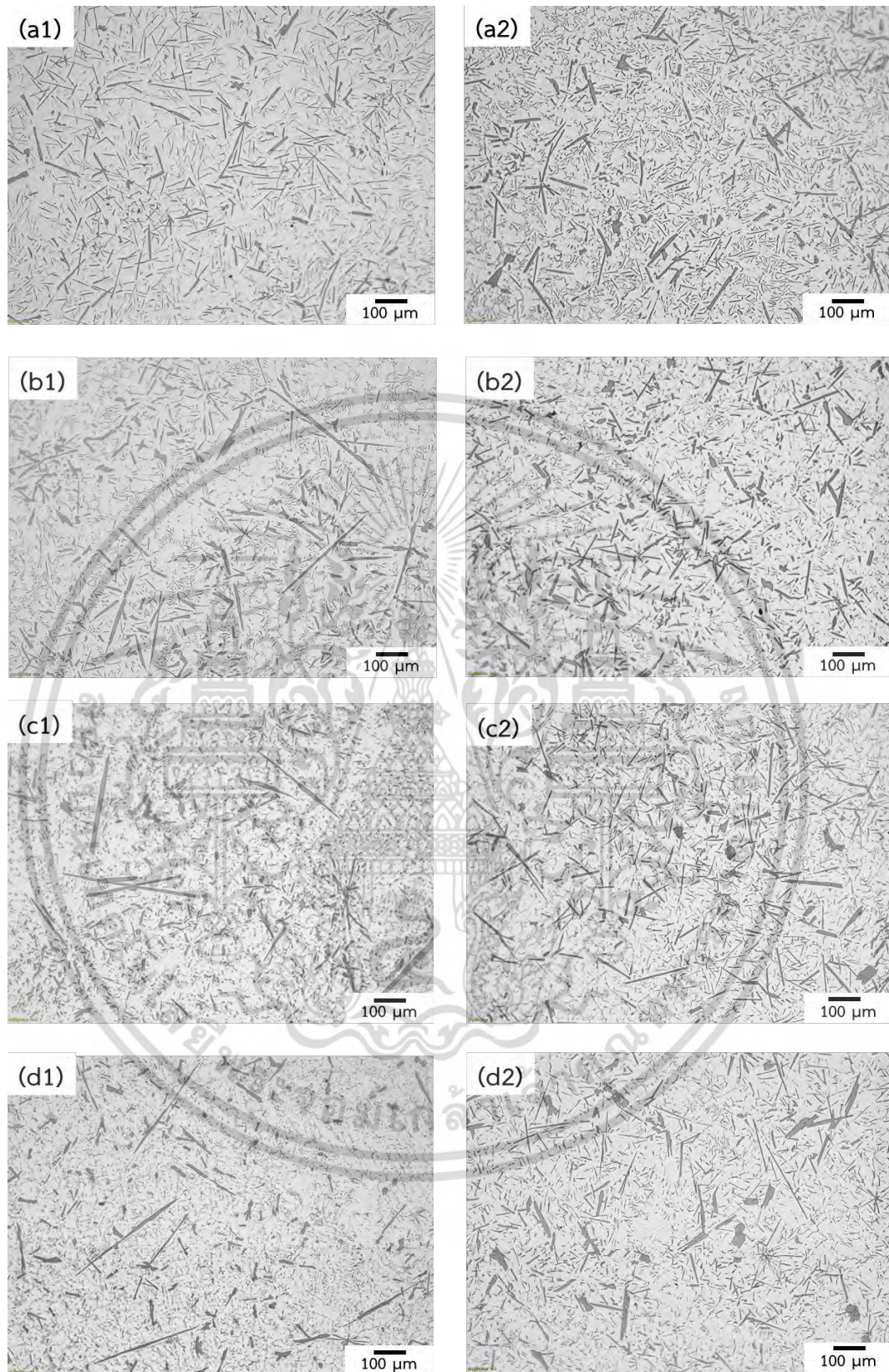
หมายเหตุ โลหะผสม Al-4Fe (No scrap) ไม่มีองค์ประกอบของเฟส  $Mg_2Si$

กระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมมีองค์ประกอบที่หลากหลายเช่น Mn, Mg, Si, Cu, Fe และอื่น ๆ การเติมเศษกระป๋องลงในโลหะผสมจะส่งผลให้ปริมาณขององค์ประกอบธาตุเหล่านี้เพิ่มขึ้นตามสัดส่วนการเติม และนำไปสู่การปรับเปลี่ยนแปลงทางโครงสร้างพื้นฐานวิทยาของโลหะผสมทั้งการปรับสภาพเฟสปฐมภูมิ และการก่อตัวนิสเคลียสของเฟสทุติยภูมิเพิ่มขึ้น ในงานวิจัยก่อนนี้มีรายงานเกี่ยวกับการเพิ่มธาตุผสมลงในโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเปอร์ยูเทคติก (Al-5Fe) พบว่าการเติมโลหะทรานซิชันอย่าง Mn ซึ่งมีความสามารถในการละลายในเนื้ออะลูมิเนียมสูง (สูงถึง 1.8wt.% ที่อุณหภูมิ 658 °C) เมื่อเกิดการแข็งตัวจะส่งเสริมให้เฟสระหว่างโลหะกึ่งเสถียรที่มีเหล็กสูง  $Al_6Fe$  มีความเสถียรและแยกเฟสแพร่กระจายมากขึ้น และยังทำให้เกิดการก่อตัวของเฟส  $Al_6(Fe,Mn)$  [80] สิ่งนี้จะทำให้เฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิลดลงหรือหายไป [48] การเติม Mn ยังนำไปสู่ลดจำนวนการเกิดเฟสระหว่างโลหะที่ลักษณะคล้ายเข็ม ( $\beta$ - $Al_5FeSi$ ) ที่มีความเปราะในโลหะผสมอะลูมิเนียม-ซิลิคอน และส่งเสริมการก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะผสมอัลฟา ( $\alpha$ - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ ) ที่เป็นอันตรายน้อยกว่า [81, 82] และยังช่วยจำกัดการเจริญเติบโตของเกรนส่งผลให้เกิดการปรับสภาพเกรนที่เล็กลง เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ได้ [83, 84] ดังนั้นการเพิ่มขึ้นของ Mn ในโลหะผสมนี้จึงบ่งบอกได้ว่าทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิอย่างมีนัยสำคัญจากลักษณะยาวหยาบกลายเป็นรูปร่างคล้ายบล็อกคล้ายแผ่นที่มีขนาดเล็ก และเป็นอันตรายต่อโลหะผสมน้อยลง และปรับสภาพเกรนให้ละเอียดได้ [59, 85-87] มีการรายงานผลกระทบของปริมาณ Mg ในโลหะผสมอะลูมิเนียมเกรด 1015 ผลศึกษาพบว่าโครงสร้างขนาดเกรนมีการเปลี่ยนแปลงโดยลดลงถึง 60% เมื่อเติม Mg 1wt.% และลดลงมากขึ้นถึง 80% ในการเติม Mg 5wt.% บ่งชี้ถึงความสัมพันธ์ของปริมาณธาตุที่เพิ่มขึ้นและขนาดเกรนที่ลดลง วิศวกรรมการของโครงสร้างนี้เนื่องมาจากการเกิดไซต์ของนิวเคลียสสำหรับการเกิดเฟสใหม่ที่เพิ่มขึ้น [88] อีกทั้งยังมีการรายงานการเติม Mg และ Si เพิ่มในโลหะผสมจะส่งเสริมการก่อตัวของเฟส  $Mg_2Si$  ที่ละเอียดซึ่งเป็นเฟสที่ปรับปรุงความแข็งแรงให้กับโลหะ แต่หากมี Mg ที่มากเกินไปจะนำไปสู่การก่อตัวของเฟส  $Mg_2Si$  ที่หยาบได้ [89, 90] นอกจากนี้ การวิเคราะห์ทางความร้อนพบว่าองค์ประกอบธาตุเพิ่มขึ้น ส่งผลให้อัตราการเย็นตัวเพิ่มขึ้น และอุณหภูมิการเกิดยูเทคติกลดลง ซึ่งตรงกับผลการวิจัยก่อนหน้านี้ในการเติม Mg และ Cu โลหะผสม Al-11.5Si ส่งผลให้การอุณหภูมิการเกิดยูเทคติกซิลิคอนลดลง [91] เนื่องมาจากการเพิ่มขึ้นขององค์ประกอบนำไปสู่การก่อตัวของนิวเคลียสแบบบิวริทหรือไม่เป็นเนื้อเดียวกัน จึงช่วยทำให้ลดลงของ Undercooling และเพิ่มอัตราการเกิดนิวเคลียส [43, 92] อีกทั้งการเติมธาตุผสมเพิ่มขึ้นจะช่วยให้ธาตุเหล่านี้ถือว่าเป็นตัวเร่งการเกิดนิวเคลียส ส่งผลให้ช่วยลดอุณหภูมิช่วง Recalescence และอุณหภูมิการเจริญเติบโตของโครงสร้างยูเทคติก [18]

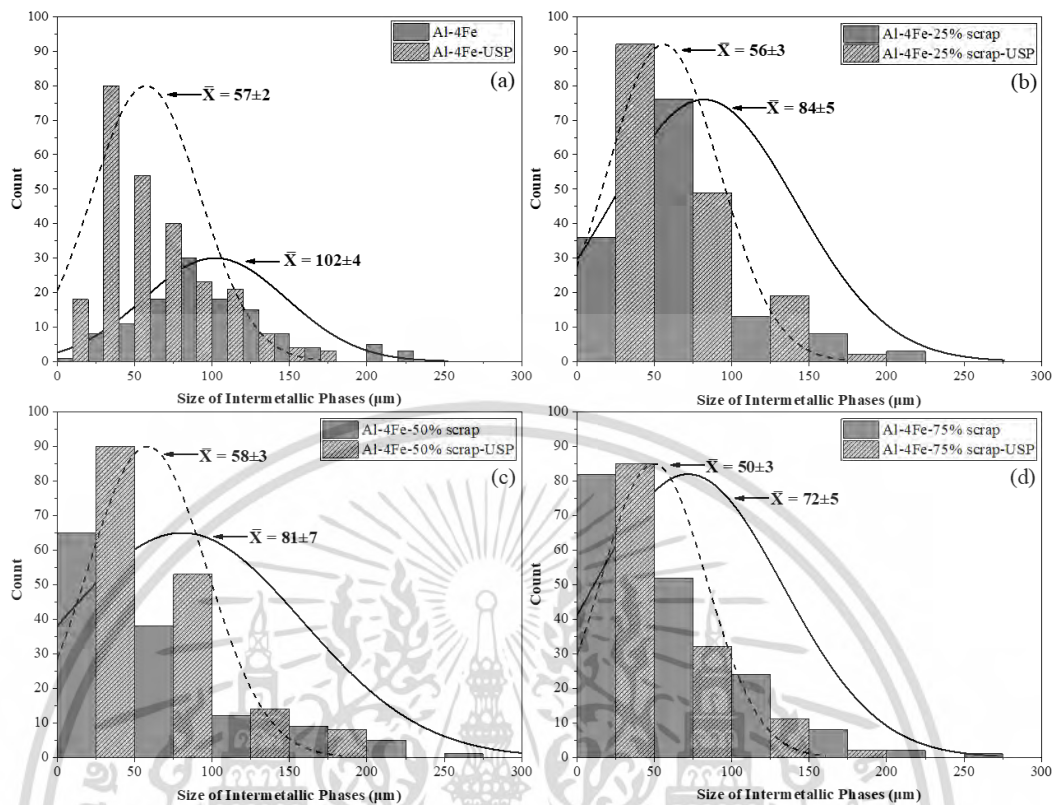
#### 4.2 ผลกระทบของกระบวนการอัลตราโซนิคในโลหะหลอมเหลวในโลหะผสม

รูปที่ 4.14 แสดงภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (OM) ของโครงสร้างเฟสระหว่างโลหะที่อุดมไปด้วย Fe โดยไม่ผ่านกระบวนการปรับสภาพโครงสร้างด้วยกระบวนการอัลตราโซนิคในโลหะหลอมเหลว (USP) และผ่าน USP จากการสังเกตในโลหะผสมที่ไม่ผ่านการทำ USP นั้นมีโครงสร้างเฟสระหว่างโลหะ  $Al_3Fe$  เป็นผลึกคล้ายเข็มยาวยื่นออกในบริเวณการเกิดยูเทคติก (รูปที่ 4.1(a1-d1)) หลังจากการปรับสภาพโครงสร้างด้วย USP สันฐานวิทยาของเฟสเหล่านี้เปลี่ยนไปเป็นเข็มสั้นบางลง บางบริเวณเกิดเป็นแท่งสั้นหรือเป็นแผ่นขนาดเล็ก อีกทั้งพบยูเทคติกเฟสมีการกระจายหยาบมากขึ้นดังแสดงในรูปที่ 4.14(a2-d2) นอกจากนี้ ผลเชิงปริมาณของขนาดเฟสระหว่างโลหะ แสดงการกระจายของข้อมูลในรูปที่ 4.15



รูปที่ 4.14 โครงสร้างทางจุลภาคจากกล้อง OM ของโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อทิ้งไม่ผ่านการ  
 ท 1000°C (1) และผ่านการท 1000°C (2); (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d)  
 75% scrap

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
 ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.15 การกระจายตัวของข้อมูลขนาดเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิในโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อทั้งไม่ผ่านการท 1USP และผ่านการท 1USP; (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap

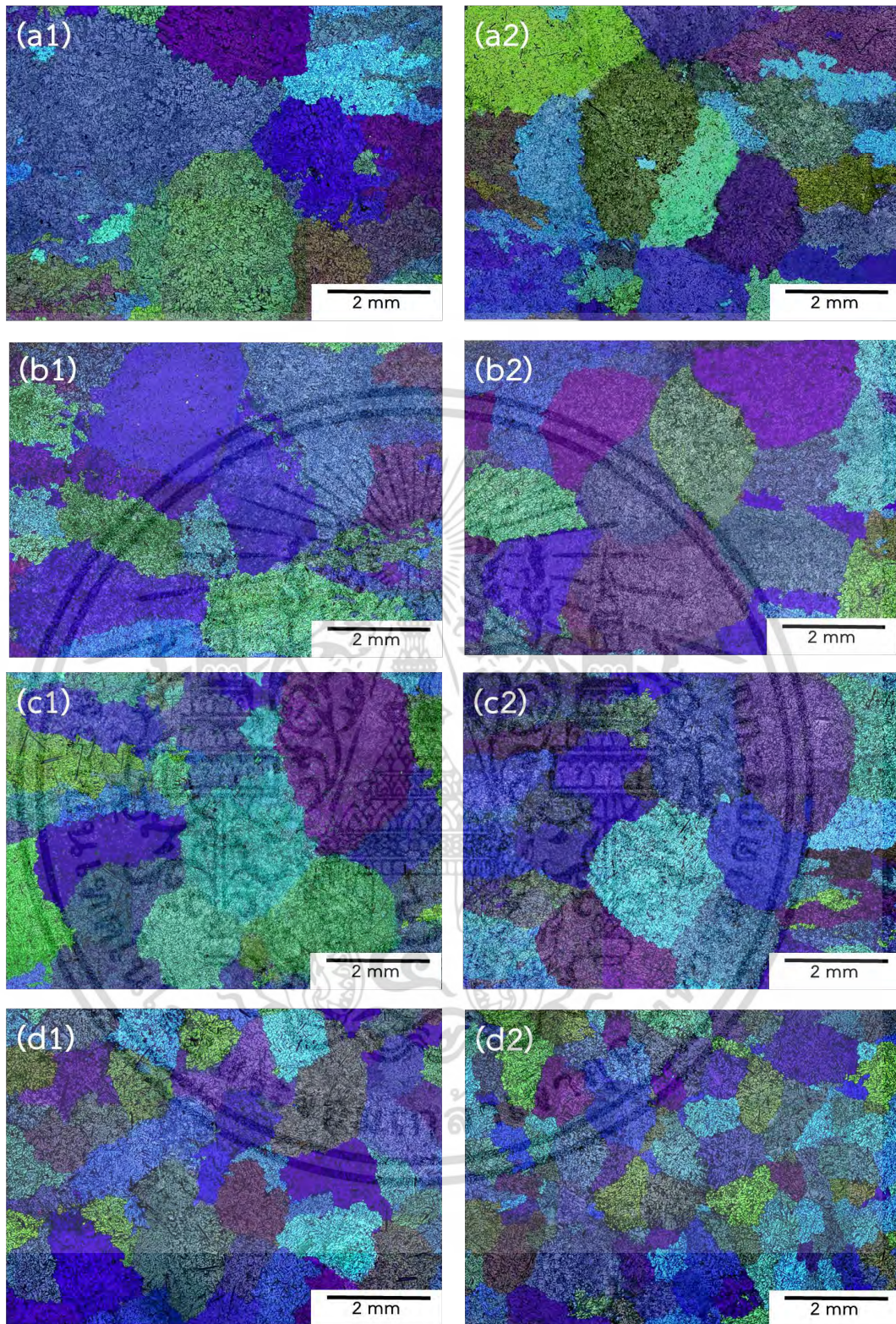
ตารางที่ 4.4 ผลเชิงปริมาณเปรียบเทียบขนาดและสัดส่วนต่อพื้นที่โดยเฉลี่ยของเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิในโลหะผสม Al-4Fe ทั้งไม่ผ่านการท 1USP และผ่านการท 1USP

Alloy	Primary Intermetallic Phases			
	No USP		USP	
	Size (µm)	%Area	Size (µm)	%Area
Al-4Fe	102±4	9.4±0.3	57±2	16.7±0.4
Al-4Fe-25% scrap	84±5	12.9±0.9	56±3	16.9±0.4
Al-4Fe-50% scrap	81±7	14.8±0.4	58±3	17.2±1.4
Al-4Fe-75% scrap	72±5	14.1±0.5	50±3	16.1±0.1

จากผลการวิเคราะห์ในรูปที่ 4.15 และตารางที่ 4.4 สังเกตว่าขนาดโดยเฉลี่ยของเฟสระหว่างโลหะที่อุดมไปด้วยธาตุเหล็กสูงมีขนาดยาวที่สุด 102 µm ในโลหะผสมโบนารี Al-4Fe เมื่อมีการปรับสภาพด้วยการกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว (USP) พบว่าขนาดโดยเฉลี่ยของเฟสระหว่างโลหะที่อุดมไปด้วยธาตุเหล็กสูงมีขนาดสั้นลงเมื่อผ่านการท 1USP เมื่อเทียบกับไม่ผ่านการท 1USP อย่างไรก็ตาม ไม่สามารถระบุได้ว่าปริมาณการท 1USP ที่เหมาะสมที่สุดคือเท่าไร และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

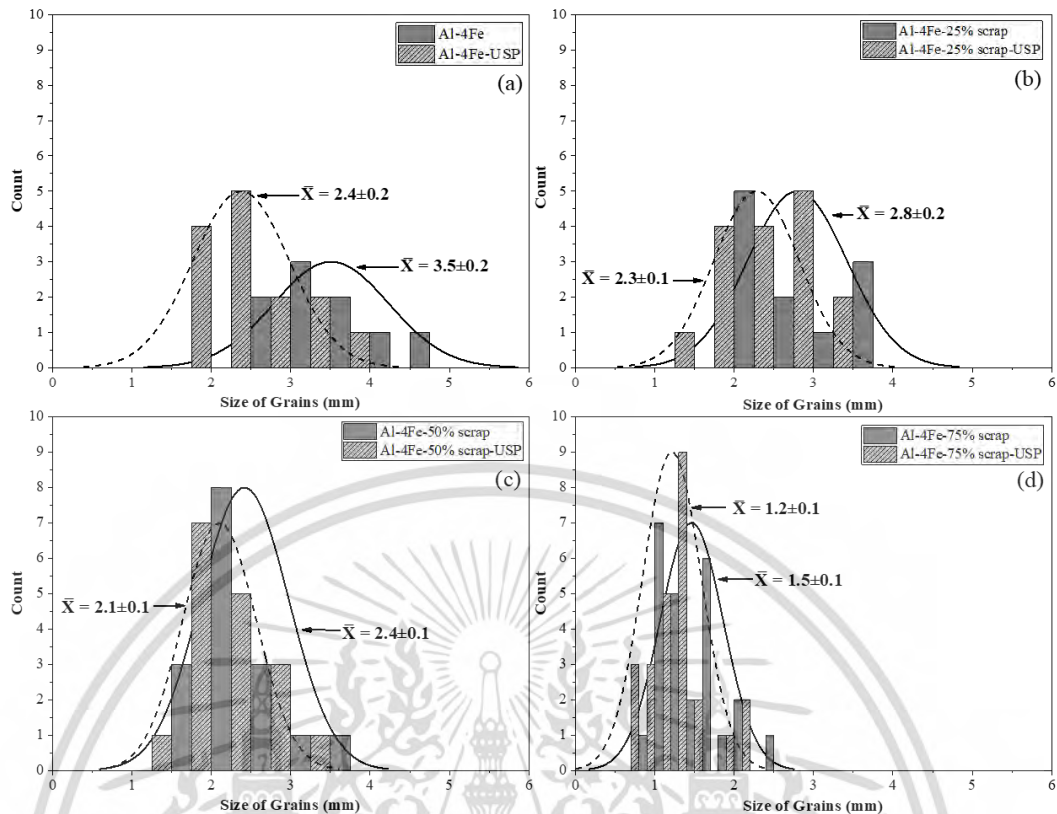
โลหะเหล่านี้ลดลงอยู่ที่ 57  $\mu\text{m}$  เช่นเดียวกับกับโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระเบื้องเครื่องตีในสัดส่วนที่แตกต่างกันเมื่อปรับสภาพด้วย USP พบว่าขนาดโดยเฉลี่ยของเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิที่เกิดขึ้นมีขนาดโดยเฉลี่ยลดลงอย่างมีนัยส ัญประมาณ 56, 58, และ 50  $\mu\text{m}$  ตามลำดับการเติมเศษกระเบื้องเครื่องตีที่เพิ่มขึ้น และเฟสเหล่านั้นเปลี่ยนรูปร่างเป็นลักษณะคล้ายแท่งเข็มสั้นและบางคล้ายแผ่น คล้ายฝีเสื่อ และคล้ายดอกไม้ เป็นต้น จากการสังเกตการกระจายของข้อมูลในรูปที่ 4.15 เป็นการเปรียบเทียบโลหะผสมที่ผ่านการท าและไม่ท า USP พบว่าการกระจายตัวของข้อมูลขนาดเฟสระหว่างโลหะที่เกิดในโลหะผสมหลังผ่านการท า USP มีการเลื่อนตำแหน่งจุดสูงสุด (ค่ากลาง) ทางซ้ายมือ คือขนาดโดยเฉลี่ยเล็กลง และมีฐานกราฟการแจกแจงแบบปกติที่แคบขึ้นเมื่อเทียบกับข้อมูลที่ไม่ผ่านการท า USP สิ่งนี้บ่งชี้ว่าข้อมูลมีความแปรปรวนน้อยลง ซึ่งหมายถึงข้อมูลที่เก็บได้มีความคงที่และใกล้เคียงจากค่ากลางมากขึ้น นั่นเป็นสิ่งที่สามารถบ่งบอกประสิทธิภาพของกระบวนการ USP ที่ส่งผลต่อการปรับสภาพเฟสให้ละเอียดเล็กลง และมีความสม่ำเสมอมากขึ้นด้วย และในตารางที่ 4.4 ยังมีการวิเคราะห์สัดส่วนต่อพื้นที่ของการเกิดเฟสระหว่างโลหะ สังเกตว่าเมื่อโลหะผสมผ่านการท า USP สัดส่วนต่อพื้นที่ของเฟสระหว่างโลหะนี้มีค่าเพิ่มขึ้นอย่างมีนัยสำคัญเมื่อเทียบกับโลหะผสมที่ไม่ท า USP สิ่งนี้เกี่ยวข้องกับ การเพิ่มจำนวนการเกิดนิวเคลียสภายในโลหะผสม เนื่องจากกระบวนการอัลตราโซนิคในโลหะหลอมเหลวเกิดโพรงอากาศแบบอะคูสติคที่มีส่วนช่วยในการกระตุ้นพื้นผิวการเกิดนิวเคลียส (Substrate) และยังช่วยปรับสภาพอนุภาคละเอียดให้เกิดการแตกตัวนำไปสู่การเป็นไซต์สำหรับการเกิดนิวเคลียสใหม่ที่เพิ่มขึ้นได้ [32] จึงทำให้การวิเคราะห์ได้ว่าสาเหตุเหล่านี้ของกลไก USP ช่วยเพิ่มสัดส่วนต่อพื้นที่ของเฟสระหว่างโลหะให้เพิ่มขึ้น

ขนาดเกรนเฉลี่ยคำนวณจากภาพโครงสร้างทางมหภาคแบบอะโนไดซ์จากกล้องจุลทรรศน์ OM โดยใช้แสงโพลาไรซ์ ดังรูปที่ 4.16 แสดงการเปรียบเทียบภาพถ่ายโครงสร้างมหภาคของโลหะผสมที่ไม่ผ่านการท า USP (รูปที่ 4.16(1)) และผ่านการท า USP (รูปที่ 4.16(2)) โดยทั่วไป เกรนคือบริเวณขอบเขตที่รวมตัวของเดนไดรต์อะลูมิเนียมและโคโลนิยูเทคติก จากการตรวจสอบพบว่าในโลหะผสม Al-4Fe ที่ไม่มีการเติมเศษกระเบื้องเครื่องตีอะลูมิเนียม และไม่ผ่านกระบวนการ USP มีขนาดเกรนโดยเฉลี่ยใหญ่ที่สุดประมาณ 3.5 mm ค่อนข้างหยาบและไม่มีความสม่ำเสมอของขนาดเกรน เมื่อมีการใช้ USP มาช่วยส่งเสริมการปรับสภาพโครงสร้างพบว่าเกรนของโลหะผสม Al-4Fe นี้มีขนาดโดยเฉลี่ยลดลงเหลือ 2.4 mm อย่างไรก็ตามโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระเบื้องเครื่องตีมีเกรนจำนวนเพิ่มขึ้น และมีขนาดโดยเฉลี่ยเล็กลง แต่ยังคงพบความไม่สม่ำเสมอของเกรน ในขณะที่โลหะผสมที่ผ่านการปรับสภาพด้วย USP ช่วยปรับสภาพขนาดเกรนให้ละเอียดเล็กลงมากขึ้น และขัดเกล่าให้เกรนมีขนาดเท่ากันและสม่ำเสมอ (Equiaxed Grain) ข้อมูลเชิงปริมาณเกี่ยวกับขนาดเกรนโดยเฉลี่ยซึ่งการเปรียบเทียบกันระหว่างท า USP และไม่ท า USP แสดงไว้ในรูปที่ 4.17



รูปที่ 4.16 โครงสร้างทางมหภาคโดยใช้แสงโพลาไรซ์แสดงเกรนในโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อทั้งไม่ผ่านการท 1USP (1) และผ่านการท 1USP (2); (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.17 การกระจายตัวของข้อมูลขนาดเกรนในโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อทั้งไม่ผ่านการท า USP และผ่านการท า USP; (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap

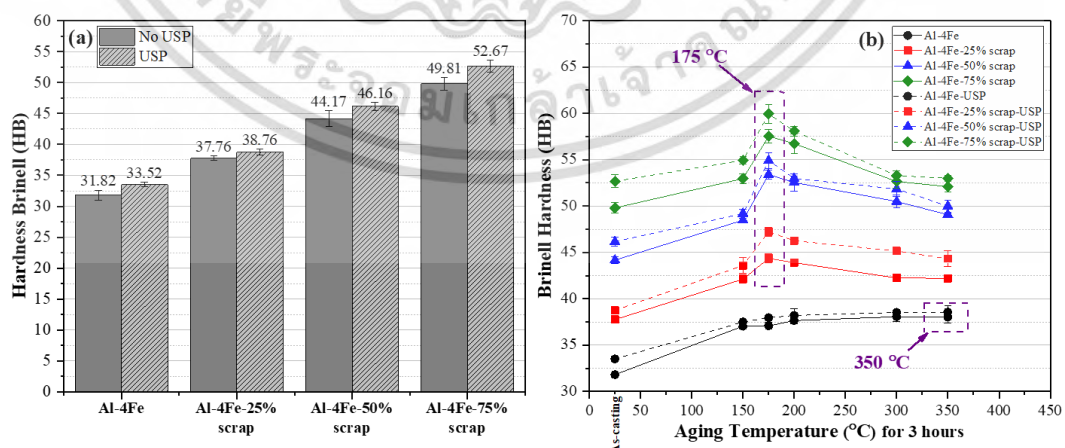
กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว (USP) เป็นเทคนิคการปรับปรุงสภาพโครงสร้างละเอียดทางกล ซึ่งจะช่วยสร้างโพรงอากาศภายในโลหะหลอมเหลวแบบอะคูสติก (Acoustic Cavitation) และแตกตัวออกนำไปสู่การเกิดแรงเฉือนและคลื่นกระแทกที่ทำให้เกิดการชนกันของอนุภาคด้วยความเร็วสูงและมีความรุนแรง ดังนั้นจึงเกิดการเปลี่ยนแปลงต่ออนุภาคที่เกิดขึ้นภายในโลหะหลอมเหลว และเกิดการปรับปรุงสภาพโครงสร้างให้ละเอียด [32, 65] รวมถึงการส่งเสริมการเกิดนิวเคลียสของเฟสระหว่างโลหะและอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้น [30] สอดคล้องกับงานวิจัยก่อนหน้านี้ที่มีการใช้ USP ในระบบโลหะผสม Al-Ce-Ni พบว่าโครงสร้างได้รับการปรับปรุงเฟสระหว่างโลหะมีขนาดเล็ก และโครงสร้างเกรนได้รับการขัดเกลาให้เล็กลงเช่นกัน [27] มีการรายงานเพิ่มเติมว่า USP ช่วยปรับปรุงสภาพโครงสร้างเกรนละเอียดนั้นให้เล็กลงอย่างสม่ำเสมอ เป็นผลึกที่มีขนาดเท่ากัน (Equiaxial Crystal) ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิจัยที่แสดงดังรูปที่ 4.16 อีกทั้งยังช่วยไล่ฟองก๊าซไฮโดรเจนในโลหะหลอมเหลวลดความบกพร่องของชิ้นงานอีกด้วย [63] นอกจากนี้มีงานวิจัยยืนยันผลว่าการปรับปรุงด้วย USP นั้นช่วยลดการก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะ เพิ่มการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอของเฟสที่เกิดขึ้นและองค์ประกอบที่ถูกละลายในเนื้ออะลูมิเนียม [31]

## 4.3 ผลกระทบต่อสมบัติทางกล

### 4.3.1 ความแข็ง

ผลการทดสอบค่าความแข็งบริเนลล์ของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมแตกต่างกันแสดงดังรูปที่ 4.18 ซึ่งแสดงความแปรผันของค่าความแข็งโลหะผสมหลังการหล่อทั้งผ่านการทา USP และไม่ทา USP (รูปที่ 4.18(a)) สังเกตว่าโลหะผสมเบนารี Al-4Fe มีความแข็งอยู่ที่ประมาณ 32 HB ซึ่งเป็นความแข็งต่ำสุดในการวิจัยนี้ แต่เมื่อเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มร่วมด้วยในโลหะผสม Al-4Fe ปริมาณ 25, 50, และ 75% พบว่าความแข็งเพิ่มขึ้นเป็น 38, 44, และ 50 HB ตามลำดับอย่างมีนัยสำคัญ อีกทั้งหลังผ่านการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วย USP พบว่าค่าความแข็งของโลหะผสมหลังการหล่อเพิ่มขึ้นเล็กน้อยประมาณ 1-3 HB เมื่อเทียบกับโลหะผสมที่ไม่ได้ผ่านกระบวนการ USP ค่าความแข็งของโลหะผสม Al-4Fe ที่ถูกปรับสภาพด้วย USP หลังการหล่อวัดได้ 34, 39, 46, และ 53 HB สอดคล้องกับการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่ม 0, 25, 50, 75% ตามลำดับ

ในรูปที่ 4.18(b) เป็นการบ่มแข็งที่เวลา 3 ชั่วโมงเหมือนกัน (Isochronal Aging) ที่อุณหภูมิต่าง ๆ: 150, 175, 200, 300, และ 350 °C (รูปที่ 4.18(b)) เพื่อตรวจสอบอุณหภูมิที่เหมาะสมสำหรับการปรับปรุงสมบัติจากการชุบแข็งแบบแยกเฟสหรือตกตะกอนออกมาของธาตุผสมละลายอยู่ในเนื้ออะลูมิเนียม ผลการทดสอบพบว่าที่สภาวะหลังการหล่อ โลหะผสมเบนารี Al-4Fe มีความแข็งต่ำสุดเมื่อทำการบ่มแข็งแบบ Isochronal เผยความแข็งของโลหะผสมเพิ่มขึ้นเล็กน้อยหลังการบ่ม แต่อย่างไรก็ตามอุณหภูมิที่ส่งผลให้ความแข็งของ Al-4Fe มีค่าสูงสุดในการทดสอบอยู่ที่ 350 °C ในทางกลับกันโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มหลังการบ่มแข็งแบบ Isochronal พบความแข็งเพิ่มขึ้น และที่ค่าสูงสุดที่อุณหภูมิ 175 °C จากนั้นความแข็งลดลงตามอุณหภูมิการบ่มแข็งที่เพิ่มสูงขึ้น

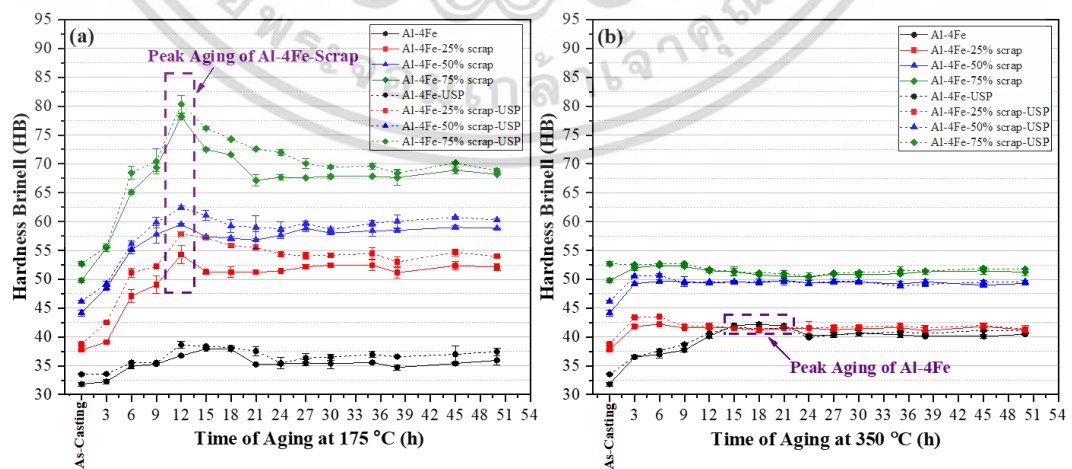


รูปที่ 4.18 ความแข็งบริเนลล์ของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีสัดส่วนการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่ม

แตกต่างกัน; (a) หลังการหล่อ (As-casting), และ (b) การบ่มแข็งที่อุณหภูมิต่าง ๆ เป็นเวลา 3 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

รูปที่ 4.19 แสดงค่าความแข็งหลังการบ่มแข็งที่อุณหภูมิเดียวกัน (Isothermal Aging) จากการเลือกอุณหภูมิที่เหมาะสมในการทดลองแบบ Isochronal ดังรูปที่ 4.18(b) ระยะเวลาการบ่มแข็งตั้งแต่ 3 ชั่วโมง ถึง 50 ชั่วโมง พร้อมทั้งผลเชิงปริมาณแสดงในตารางที่ 4.5 จากผลการทดสอบพบว่าโลหะผสมโบนารี Al-4Fe (เส้นสีดำ) หลังการบ่มแข็งที่ 175 °C ความแข็งเพิ่มขึ้นเล็กน้อย เมื่อเวลาการบ่มแข็งเพิ่มขึ้นสังเกตเห็นว่าความแข็งค่อนข้างคงที่นานถึง 50 ชั่วโมง ในขณะที่โลหะผสมโบนารี Al-4Fe ในสภาวะการบ่มแข็งที่ 350 °C พบว่าความแข็งเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงต้น จนพบจุดความแข็งสูงสุดจากการบ่มแข็ง (Peak Aging) ในโลหะผสม Al-4Fe ที่ช่วงระยะเวลาการบ่มแข็ง 15-21 ชั่วโมง ความแข็งอยู่ที่ประมาณ 42 HB ทั้งไม่ผ่านการทาสี USP และทา USP ดังรูปที่ 4.19(b) ในทางกลับกัน สำหรับโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมในสภาวะการบ่มแข็งที่ 175 °C (รูปที่ 4.19(a)) พบความแข็งเพิ่มสูงขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงแรกของการบ่มแข็งเช่นเดียวกัน ซึ่งจุดที่ทำให้ความแข็งสูงสุดสำหรับโลหะผสมที่เติมเศษกระป๋องอยู่ที่ 12 ชั่วโมง ในโลหะผสม Al-4Fe-25% scrap (เส้นสีแดง) ทั้งไม่ทาและทา USP มีความแข็งสูงสุดที่ 54 และ 58 HB ตามลำดับ จากนั้น ความแข็งจะลดลงเป็นค่าสม่ำเสมอที่ 52 HB สำหรับที่ไม่ผ่านการทาสี USP และ 54 HB สำหรับที่ผ่านการปรับสภาพด้วย USP ภายใน 50 ชั่วโมง ในทางตรงกันข้าม โลหะผสม Al-4Fe-50% scrap (เส้นสีน้ำเงิน) ทั้งที่ไม่ผ่านการและผ่านการปรับสภาพด้วย USP ค่าความแข็งสูงสุดคือ 60 และ 62 HB ตามลำดับ จากนั้นความแข็งจะลดลงสู่ระดับคงที่ประมาณ 59 และ 60 HB ภายใน 50 ชั่วโมง และสำหรับโลหะผสม Al-4Fe-75% scrap (เส้นสีเขียว) ทั้งที่ไม่ผ่านการและผ่านการปรับสภาพการ USP ค่าความแข็งสูงสุดคือ 78 และ 80 HB ตามลำดับ จากนั้นแสดงการลดลงสู่ระดับคงที่ประมาณ 69 HB เหมือนกัน หลังจากการบ่มแข็งเป็นเวลา 50 ชั่วโมง ถึงแม้ว่าความแข็งในโลหะผสมทั้งหมดจะลดลงหลังจากการบ่มเป็นเวลา 50 ชั่วโมง แต่ค่าความแข็งยังคงสูงกว่าค่าที่ได้หลังจากการหล่อในทุกสภาวะ



รูปที่ 4.19

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

**ตารางที่ 4.5** ความแข็งบริเนลล์โดยเฉลี่ยของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีสัดส่วนการเติมเศษกระป๋อง เครื่องดื่มแตกต่างกันในสภาวะหลังการหล่อและการบ่มแข็งที่ Peak aging

Alloy	No USP		USP	
	As-casting (HB)	As-peak aging (HB)	As-casting (HB)	As-peak aging (HB)
Al-4Fe	31.82±0.32	42.19±0.31	33.52±0.16	41.75±0.20
Al-4Fe-25% scrap	37.76±0.15	54.26±1.57	38.76±0.22	57.84±0.37
Al-4Fe-50% scrap	44.17±0.53	59.50±0.17	46.16±0.27	62.43±0.37
Al-4Fe-75% scrap	49.81±0.43	78.18±0.57	52.67±0.39	80.35±1.51

ความแข็งที่เพิ่มขึ้นเมื่อมีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้น นำไปสู่องค์ประกอบทางเคมีที่เพิ่มขึ้นตามแสดงดังตารางที่ 3.2 ซึ่งธาตุผสม Mg, Mn, Si และ Cu เป็นต้น เหล่านี้ล้วนเป็นธาตุที่มีความสามารถละลายในเนื้ออะลูมิเนียมระดับปานกลางจนถึงสูง มีการรายงานว่า Mg มีความสามารถละลายสูงสุดในอะลูมิเนียม 14.9 wt.% ที่อุณหภูมิ 451 °C และที่อุณหภูมิห้องมีความสามารถละลายในรูปสารละลายของแข็งในเนื้ออะลูมิเนียมที่ Mg 1.7wt.% [43] ธาตุ Mn มีความสามารถละลายปานกลางโดย Mn 1.5 wt.% สามารถละลายหมดที่อุณหภูมิประมาณ 660 °C [42] Si สามารถละลายได้มากถึง 1.6wt.% ที่อุณหภูมิ 557 °C ในเนื้ออะลูมิเนียม [93] และ Cu 5.65wt.% มีความสามารถละลายได้หมดในเนื้ออะลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 548 °C [43] การมีอยู่ของธาตุผสมเหล่านี้ในโลหะผสมทำให้เกิดการก่อตัวของสารประกอบระหว่างโลหะต่าง ๆ ในโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม จากงานวิจัยก่อนหน้านี้พบว่าเฟสระหว่างโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างการแข็งตัวส่วนใหญ่คือ  $Al_6(Fe,Mn)$ ,  $Mg_2Si$ ,  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ ,  $Al_5FeSi$ ,  $Al_8Fe_2Si$ , และ  $Al_2Cu$  เป็นต้น กระจายตัวทั่วเนื้ออะลูมิเนียมทำให้โครงสร้างเกิดการเปลี่ยนแปลง และเฟสเหล่านี้ล้วนเป็นอนุภาคที่ส่งเสริมความแข็งให้กับโลหะผสม [88, 93-95] รวมถึงความแข็งมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นจากการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วย USP ในโลหะหลอมเหลวซึ่งมีความสอดคล้องกับทฤษฎีของกระบวนการอัลตราโซนิคที่เป็นการสั่นสะเทือนทางกลสร้างโพรงอากาศและแตกตัวภายในโลหะหลอมเหลว มีผลกระทบทำให้อนุภาคที่เกิดขึ้นนั้นเกิดการแยกออกเป็นอนุภาคใหม่เพิ่มขึ้น รวมถึงกระตุ้นบริเวณอนุภาคที่ไม่เสถียรให้เกิดเป็นไซต์สำหรับการก่อตัวของนิวเคลียสมากขึ้น นำไปสู่การส่งเสริมการเกิดเกรนที่ละเอียดกว่าขอบเกรนเพิ่มขึ้น โครงสร้างเคย์ไครต์ที่ละเอียด และเฟสระหว่างโลหะกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในโครงสร้างจุลภาคจะขัดขวางการเคลื่อนที่และการเสียรูปทางกลได้อย่างมีประสิทธิภาพ ซึ่งมีส่วนช่วยเพิ่มความแข็ง [29, 31, 32, 62, 66] นอกจากนี้ความแข็งที่เพิ่มขึ้นอย่างมากหลังจากการบ่มแข็งเนื่องจากการแยกเฟสตกตะกอนระดับนาโน (Precipitation) ของสารประกอบที่อยู่ในรูปสารละลายของแข็งภายในเนื้ออะลูมิเนียมออกมา เฟสเหล่านี้ทำหน้าที่เป็นอนุภาคเสริมความแข็งแกร่งให้โลหะ

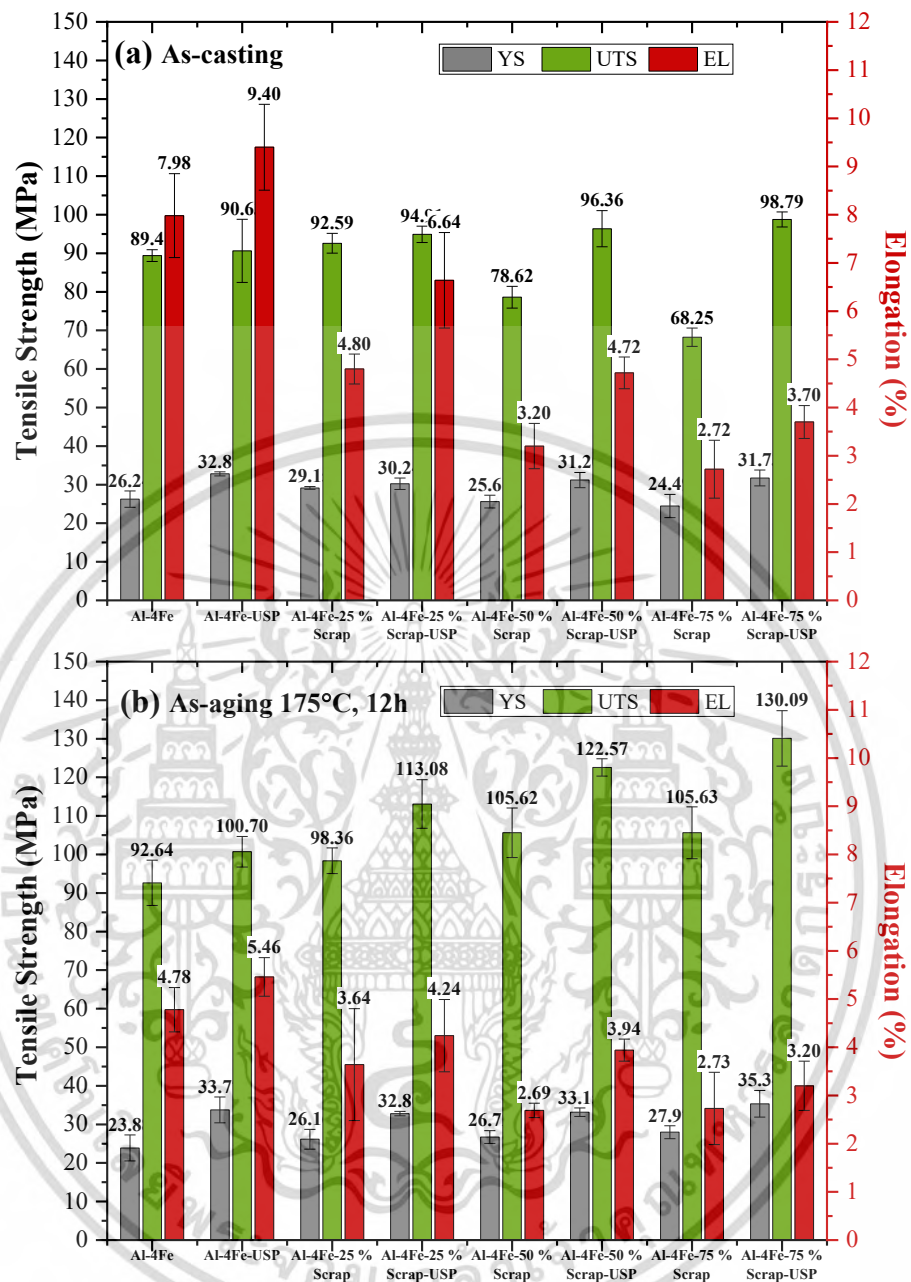
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ผสม และขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ทำให้ประสิทธิภาพความแข็งแรงของโลหะเพิ่มมากขึ้นนั่นเองหรือเรียกว่า “การชุบแข็งตกตะกอน (Precipitation Hardening)” [43] จากที่กล่าวมาข้างต้น โลหะผสมที่เติมเศษกระป๋องอะลูมิเนียมมีแนวโน้มที่มีธาตุผสมกระจายตัวอยู่ในรูปแบบสารละลายมากขึ้น จากวิจัยก่อนหน้านี้มีที่สอดคล้องกับธาตุในงานวิจัยนี้พบว่ามีแนวโน้มจะเป็นของการแยกเฟสที่อุณหภูมิต่ำของเฟส  $Mg_2Si$  และ  $Al_2Cu$  [10, 90, 96-98] และในโลหะผสมไบนารี Al-4Fe พบว่าการบ่มแข็งเพิ่มขึ้นอย่างมากที่อุณหภูมิสูงถึง 350 °C ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยก่อนหน้านี้ที่รายงานว่ามีการแยกเฟสของสารประกอบกึ่งเสถียร  $Al_6Fe$  เมื่อให้ความร้อนในการบ่มแข็งที่อุณหภูมิสูงในโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็ก [19, 20, 24]

#### 4.3.2 ความแข็งแรงแรงดึง

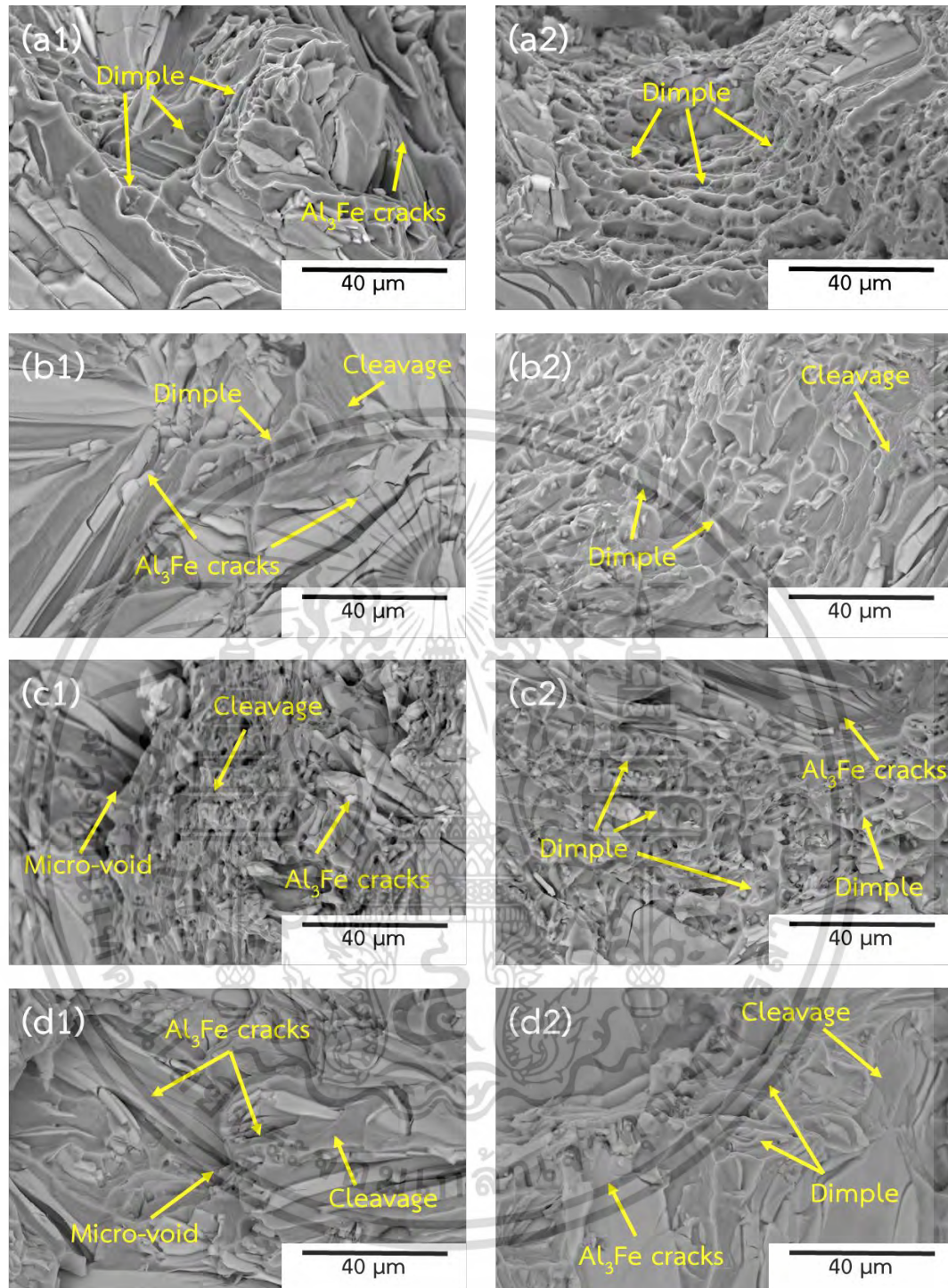
รูปที่ 4.20 เป็นผลจากการทดสอบแรงดึงเพื่อวิเคราะห์ค่าความแข็งแรงจุดคราก (Yield Strength; YS) เป็นจุดที่เริ่มเกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก, ค่าความแข็งแรงแรงดึงสูงสุด (Ultimated Tensile Strength; UTS) เป็นจุดที่มีความเค้นสูงสุดก่อนโลหะเริ่มขาดออกจากกัน และค่าร้อยละการยืดตัว (%Elongation; EL) เป็นอัตราการยืดตัวของโลหะก่อนขาดออกจากกัน ซึ่งโลหะผสม Al-4Fe ที่เติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมในสัดส่วนแตกต่างกันทั้งไม่ผ่านและผ่านกระบวนการ USP ถูกนำมาทดสอบแรงดึงในสภาวะหลังการหล่อ (รูปที่ 4.20(a)) และในสภาวะหลังการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 175 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง (รูปที่ 4.20(b)) ผลการทดสอบในสภาวะหลังการหล่อพบว่า โลหะผสมไบนารี Al-4Fe แสดงค่า YS, UTS, และ %EL ที่ 26 MPa, 89MPa, และ 8% ตามลำดับ การเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มที่เพิ่มขึ้น ส่งผลว่าแนวโน้มความแข็งแรงแรงดึงลดลง และความเหนียวก็ลดลงเช่นกันที่ YS ต่ำที่สุด (24 MPa), UTS ต่ำที่สุด (68 MPa), และ EL ต่ำสุด (3%) ในโลหะผสม Al-4Fe-75% scrap ยกเว้นในโลหะผสม Al-4Fe ที่เติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มสัดส่วนน้อยที่สุด 25% ที่พบความแข็งแรงเพิ่มขึ้นแต่ไม่มีนัยสำคัญ ในขณะที่โลหะผสมที่ผ่านการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วย USP พบว่าความแข็งแรงแรงดึงและความเหนียวเพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับโลหะผสมที่ไม่ผ่านการทำ USP ซึ่งค่า YS, UTS, และ EL สูงสุดพบในสภาวะหลังการหล่อของโลหะผสม Al-4Fe ที่เติมเศษกระป๋องเครื่องดื่ม 75% และผ่านการปรับสภาพโครงสร้างด้วยกระบวนการ USP สูงถึง 32 MPa, 99 MPa, และ 4% ถือว่าเป็นการเพิ่มสมบัติเหล่านี้ได้อย่างมีนัยสำคัญแสดงดังรูปที่ 4.20(a) ส่วนการทดสอบแรงดึงหลังการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 175 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง โลหะผสมไบนารี Al-4Fe พบว่าความแข็งแรงแรงดึงไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงอย่างมีนัยสำคัญ ในขณะที่ค่าการยืดตัวลดลงทั้งในกรณีที่ไม่ผ่าน/ไม่ผ่าน USP ในโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่ม หลังจากการบ่มแข็งพบค่าความแข็งแรงแรงดึงเพิ่มขึ้น ในทางตรงข้ามค่าความเหนียวลดลง พบค่าความแข็งแรงแรงดึงสูงสุดในโลหะผสม Al-4Fe-75% scrap ที่ผ่านการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วย USP และผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 175 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง YS และ UTS สูงถึง 35 และ 130

MPa ตามลำดับ แต่ค่าการยืดตัวอยู่ประมาณ 3% เทียบเท่าโลหะผสมนี้ในสภาวะหลังการหล่อ เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.20 ผลการทดสอบแรงดึงของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีสัดส่วนการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มแตกต่างกันและไม่ผ่าน/ผ่านการท า USP; (a) หลังการหล่อ (As-casting), และ (b) การบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 175 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.21 พื้นผิวแตกหักของชิ้นงานทดสอบแรงดึงของโลหะผสม Al-4Fe หลังการหล่อทั้งไม่ผ่านการท 1USP (1) และผ่านการท 1USP (2); (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap

รูปที่ 4.2 แสดงพื้นผิวแตกหักจากการทดสอบแรงดึงของโลหะผสม Al-4Fe ที่ศึกษาทั้งหมด หลังการหล่อ สังเกตว่าโลหะผสมไบนารี Al-4Fe มีรอยแตกหักลักษณะรอยบุ๋ม (Dimple Fracture) เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เป็นส่วนใหญ่ และรอยบวมเหล่านั้นค่อนข้างลึก อีกทั้งยังมีรอยแตกหักบริเวณเฟสระหว่างโลหะ ซึ่งบ่งบอกถึงพฤติกรรมของการเปลี่ยนรูปแบบเหนียว แต่เพราะเนื่องจากเฟสระหว่างโลหะที่มีขนาดใหญ่ ในขณะที่ โลหะผสมเศษกระเบื้องเครื่องตีอะลูมิเนียมที่พบการแตกหักแบบรอยบวมเล็กน้อย ร่วมกับรอยแยกแบบเรียบ (Cleavage Fracture) และมีการแตกหักจากบริเวณเฟสระหว่างโลหะเพิ่มขึ้น บ่งบอกถึงความเปราะสูงขึ้น รวมถึงพบรูพรุนหรือช่องว่างภายในเนื้อวัสดุสิ่งเป็นต้นเหตุของการสูญเสียสมบัติทางกลนี้สังเกตได้ในรูปที่ 4.21(1) ในทางกลับกันโลหะผสม Al-4Fe ที่ผ่านการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วยกระบวนการอัลตราโซนิก (USP) พบรอยแตกครอบคลุมด้วยลักษณะรอยบวม (Dimple Fracture) เพิ่มมากขึ้น ซึ่งบ่งบอกถึงโลหะผสมมีประสิทธิภาพด้านความเหนียวมากขึ้นเมื่อเทียบกับไม่ผ่านการปรับสภาพละเอียดด้วย USP สังเกตได้ในรูปที่ 4.21(2)

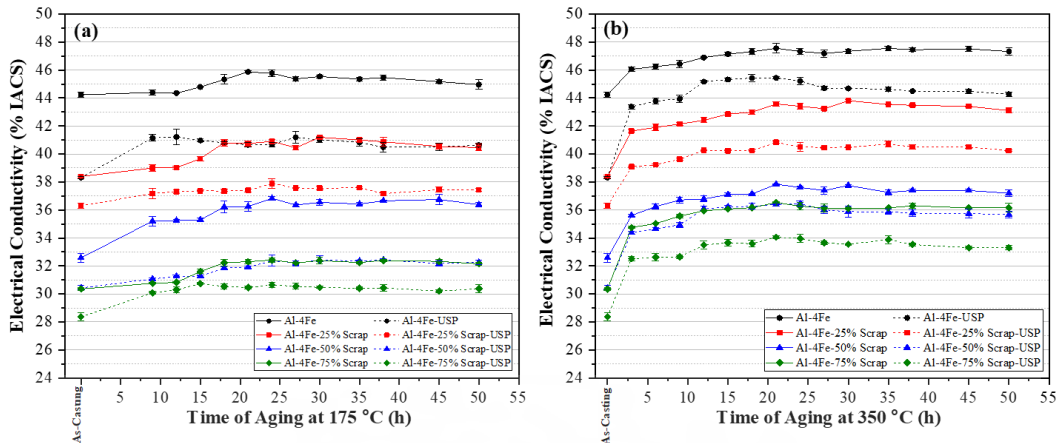
จากการทดสอบแรงดึงของโลหะผสมหลังการหล่อพบว่า การเติมเศษโลหะผสมอะลูมิเนียมทำให้เกิดการสูญเสียสมบัติทางกลอย่างชัดเจนทั้งความแข็งแรงและความเหนียวของโลหะผสมลดลง สอดคล้องกับงานวิจัยก่อนหน้านี้เกี่ยวกับการรีไซเคิลโลหะผสมอะลูมิเนียมต่อค่าความแข็งแรงพบว่า การนำโลหะผสมอะลูมิเนียมรีไซเคิลมาใช้นั้นอาจมีการปนเปื้อนของสารมลทิน สารประกอบออกไซด์ และก๊าซไฮโดรเจนที่นำไปสู่ข้อบกพร่องของชิ้นงาน ส่งผลให้ชิ้นงานเกิดการสูญเสียสมบัติทางความแข็งแรงได้ [77] อีกทั้งการเพิ่มองค์ประกอบทางเคมีนำไปสู่การก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะที่หลากหลายมากขึ้น ถึงแม้เฟสเหล่านี้มีความแข็งแรงแต่ก็มีสมบัติการแตกหักแบบเปราะสูง [17] (สามารถสังเกตพื้นผิวแตกหักได้ในรูปที่ 4.21(1)) และสังเกตผลความแข็งแรงของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระเบื้องอะลูมิเนียม 75% และไม่ผ่านการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดพบความแข็งแรงและค่าการยืดตัวลดลงต่ำที่สุด อาจเนื่องมาจากโลหะผสมชนิดนี้มีเฟส  $Mg_2Si$  ที่เป็นอนุภาคสีดำซึ่งมีลักษณะที่หยาบ (รูปที่ 4.8(a)) ซึ่งมีการรายงานก่อนหน้านี้เกี่ยวกับเฟส  $Mg_2Si$  หากมีลักษณะหยาบจากการมีปริมาณ Mg มากเกินไปจะนำไปสู่การสูญเสียความเหนียวอย่างมีนัยสำคัญได้ [89] ดังนั้นเมื่อมีการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วย USP ของโลหะผสมพบว่าส่งเสริมประสิทธิภาพด้านความแข็งแรง และเพิ่มค่าการยืดตัวหรือความเหนียวให้โลหะผสมได้ สอดคล้องกับงานวิจัยก่อนหน้านี้ที่บ่งชี้ว่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดและความแข็งแรงที่จุดครากเพิ่มขึ้นเมื่อมีการปรับแต่งเกรนจากเทคนิคทางกลด้วย USP เนื่องจากโลหะหลอมเหลวที่ถูกสั่นสะเทือนจะเกิดความเค้นเฉพาะจุด ในขณะที่กระบวนการแข็งตัวเกิดขึ้นความเค้นเหล่านี้จะไปสู่การเกิดดิสโลเคชันและทำให้ความแข็งแรงที่จุดครากเพิ่มขึ้น และการปรับสภาพช่วงโลหะหลอมเหลวจะช่วยไล่ก๊าซไฮโดรเจนได้และลดข้อบกพร่องในชิ้นงาน [99, 100] นอกจากนี้ USP เป็นการปรับปรุงสมบัติความเหนียวผ่านการแตกหักอย่างล่าช้า กล่าวคือการส่งผลต่อการกระตุ้นการเกิดนิวเคลียส และปรับสภาพโครงสร้างให้เป็นเนื้อเดียวกันและมีความละเอียดมากขึ้นนำไปสู่การเกิดขอบเกรนที่แข็งแรง บริเวณขอบเกรนนี้จะเป็นจุดขัดขวางการแพร่กระจายของการเกิดดิสโลเคชันส่งผลให้ความเหนียวของโลหะผสมเพิ่มขึ้น และยังช่วยปรับสภาพเฟสให้มีความละเอียดเล็กลง และกระจายตัวดีขึ้นส่งเสริมการเสริมแรงในเนื้ออะลูมิเนียม [20, 29,

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

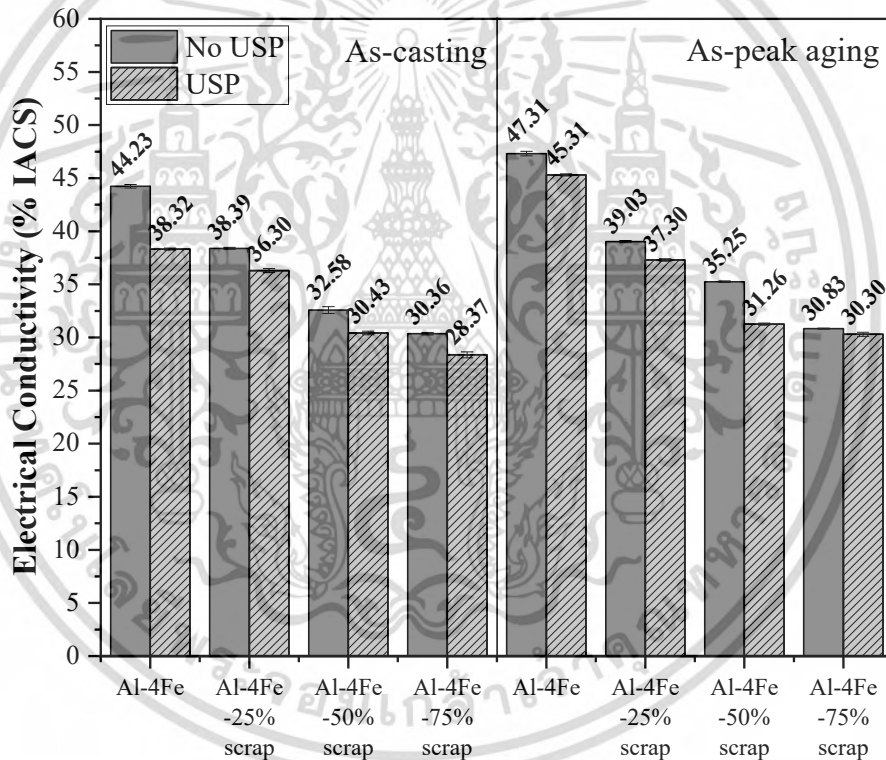
30] และผลการทดสอบแรงดึงหลังการบ่มแข็งที่แสดงการเพิ่มขึ้นของความแข็งแรงตั้งแต่ความเหนียวกลับลดลง สิ่งนี้มีแนวโน้มมาจากการแยกเฟสตะกอนที่เกิดขึ้น สอดคล้องกับงานวิจัยก่อนหน้านี้ที่กล่าวถึงการแยกเฟสตะกอน  $Mg_2Si$  ซึ่งเป็นคล้ายเข็มขนาดเล็ก ช่วยส่งเสริมความแข็งแรงให้โลหะผสม แต่อย่างไรก็ตามเฟสตะกอนนี้มีความเปราะสูง หากมีการแยกเฟส  $Mg_2Si$  นี้ที่เพิ่มขึ้นและหนาแน่นมากขึ้นจะส่งผลให้เกิดการสูญเสียความเหนียวได้ [89]

#### 4.4 ผลกระทบต่อการนำไฟฟ้า

รูปที่ 4.22 แสดงค่าการนำไฟฟ้าของโลหะผสม Al-4Fe ที่ศึกษาทั้งหมดผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 175 และ 350 °C เพื่อดูพฤติกรรมการณ์นำไฟฟ้าของโลหะผสมนี้พบว่า การบ่มแข็งที่อุณหภูมิสูง 350 °C แสดงค่าการนำไฟฟ้าที่สูงกว่าโลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็งที่ 175 °C โดยปกติแล้ว ค่าการนำไฟฟ้าของโลหะโดยปกติแล้ว ค่าการนำไฟฟ้าของวัสดุจะขึ้นอยู่กับความบริสุทธิ์และข้อบกพร่องของเนื้อวัสดุ การทำให้เนื้ออะลูมิเนียมเกิดการสูญเสียอนุภาคภายในจะช่วยให้การเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนง่ายขึ้น นำไปสู่การนำไฟฟ้าที่เพิ่มขึ้น หากการแยกเฟสของเฟสกึ่งเสถียร (Metastable Precipitation) เป็นอนุภาคภายในเนื้อโลหะเป็นอนุภาคกระจายอยู่ในเนื้อโลหะ จะส่งผลให้การเคลื่อนที่อิเล็กตรอนเกิดการกระเจิงออกทำให้ค่าการนำไฟฟ้าลดลง รูปที่ 4.23 แสดงค่าการนำไฟฟ้าของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระเบื้องระหว่างไม่ผ่านและผ่านการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วย USP สังเกตได้ว่าในสภาวะหลังการหล่อ โลหะผสมโบราณี Al-4Fe ที่ไม่ผ่าน USP มีค่าการนำไฟฟ้าสูงสุดอยู่ที่ 44%IACS (International Annealed Copper Standard) เมื่อเพิ่มปริมาณเศษกระเบื้องเครื่องดีมีสังเกตว่าค่าการนำไฟฟ้ามีความสัมพันธ์เชิงลบอย่างมีนัยส ัญ กล่าวคือค่าการนำไฟฟ้าลดลงเหลือประมาณ 38, 33, และ 30 %IACS ตามสัดส่วนเศษกระเบื้องที่เพิ่ม 25, 50, และ 75% ตามลำดับเมื่อพิจารณาโลหะผสมที่ผ่านการปรับปรุงโครงสร้างละเอียดด้วย USP ในสภาวะหลังการหล่อ พบว่าค่าการนำไฟฟ้าลดลงอย่างมีนัยส ัญเหลือเพียง 38, 36, 30, และ 28 %IACS ตามลำดับการเพิ่มขึ้นของเศษกระเบื้องอะลูมิเนียม การนำไฟฟ้าของโลหะผสมหลังการบ่มแข็งที่ Peak Aging ของแต่ละโลหะผสมที่ศึกษา พบค่าการนำไฟฟ้าเพิ่มขึ้นอย่างมีนัยส ัญเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะผสมหลังการหล่อสังเกตได้ในรูปที่ 4.23 โดยค่าการนำไฟฟ้าที่สูงสุดยังคงเกิดในโลหะผสม Al-4Fe ที่ไม่ปรับสภาพโครงสร้างละเอียดอยู่ที่ 47%IACS และลดลงมาตามลำดับตามการเพิ่มขึ้นของเศษกระเบื้องเครื่องดีมี และต่ำลงอีกเมื่อทำการปรับสภาพโครงสร้างด้วย USP แต่อย่างไรก็ตามในทุกโลหะผสมในสภาวะหลังการบ่มแข็งพบการเพิ่มขึ้นของค่าการนำไฟฟ้า



รูปที่ 4.22 ค่าการนำไฟฟ้าระหว่างการบ่มแข็งของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีสัดส่วนการเติมเศษกระป๋อง เครื่องดื่มแตกต่างกัน; (a) 175 °C, และ (b) 350 °C



รูปที่ 4.23 ค่าการนำไฟฟ้าระหว่างการบ่มแข็งของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีสัดส่วนการเติมเศษกระป๋อง เครื่องดื่มแตกต่างกันในสภาวะหลังการหล่อ และหลังการบ่มแข็งที่ Peak Aging

การปรับปรุงสภาพโครงสร้างละเอียดด้วยกระบวนการอัตราโซนิกในโลหะหลอมเหลวนำไปสู่การเพิ่มขึ้นของจำนวนเกรนและการเกิดของส่วนต่อประสาน (Interface) เพิ่มขึ้น ส่งผลให้การเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนกระเจิงแบบกระจัดกระจาย ทำให้ค่าการนำไฟฟ้าลดลง [88] อีกทั้งการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมสัดส่วนเพิ่มขึ้น ทำให้การนำไฟฟ้าลดลง เนื่องจากธาตุผสมที่เพิ่มขึ้นจากเศษกระป๋องเช่น Mg, Mn, Si, และ Cu ดังตารางที่ 3.2 องค์ประกอบเหล่านี้มีความสามารถในการแยกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นิยามให้เข้าไปใช้ประโยชน์ด้านการศึกษาไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

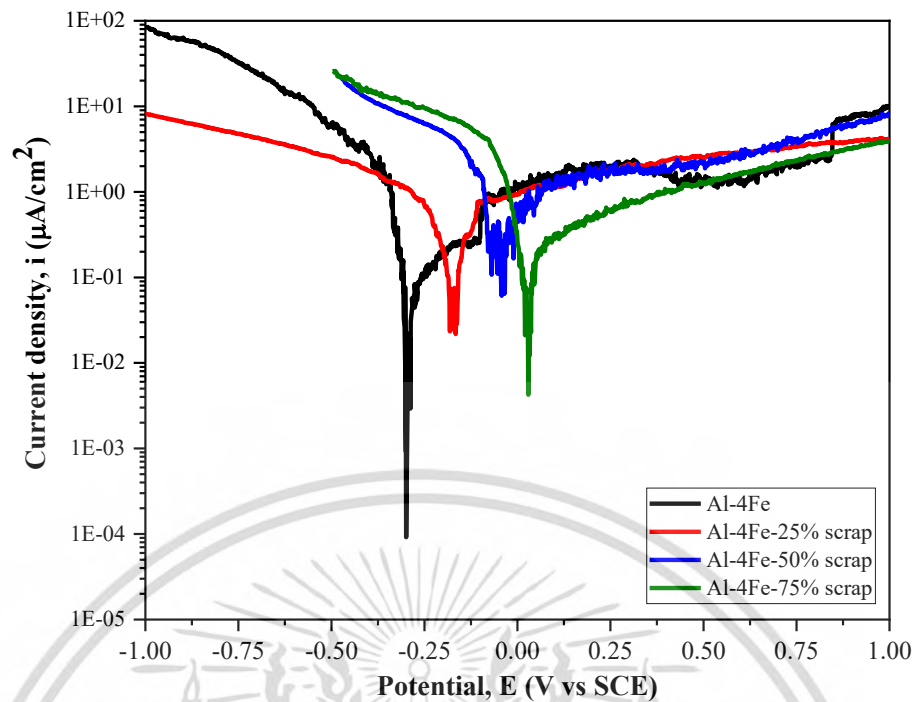
การละลายและกัดเก็บไว้ในรูปของสารละลายของแข็งอิมิตัวในเนื้ออะลูมิเนียม [88, 95, 101] บ่งบอกถึงการสูญเสียความบริสุทธิ์และการสร้างข้อบกพร่องทางการนำไฟฟ้าภายในเนื้อเมทริกซ์ ในทางกลับกันโลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็งซึ่งส่งเสริมการแยกเฟสของตะกอนระดับนาโนออกมาจากสารละลายของแข็งอิมิตัว ทำให้สูญเสียส่วนที่ติดเกาะและลดความหนาแน่นในองค์ประกอบของโลหะผสม และลดความเค้นภายในเนื้ออะลูมิเนียมด้วยส่งผลให้ค่าการนำไฟฟ้าของโลหะเพิ่มขึ้น [21, 26] จากการทดลองที่สังเกตในรูป 4.22 การบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 350 °C ให้ค่าการนำไฟฟ้าสูงอาจเนื่องจากจากโลหะผสมทุกกรณีศึกษาอยู่ในระบบโลหะผสม Al-4Fe ซึ่งมีองค์ประกอบของเหล็กเป็นหลัก ดังนั้นจากการคาดการณ์ว่าอุณหภูมิทำให้เกิดการแยกเฟสตะกอนระดับนาโนของ  $Al_6Fe$  ขึ้น [19, 20, 24] จึงส่งผลให้ความเค้นภายในโลหะผสมลดลง และให้ค่าการนำไฟฟ้าของโลหะที่สูง

#### 4.5 ผลกระทบต่อการกัดกร่อนทางเคมีไฟฟ้า

การตรวจสอบการกัดกร่อนของโลหะถูกวิเคราะห์ผ่านเส้นโค้งโพลาไรเซชัน (Polarization Curve) หรือเรียกอีกชื่อว่า “เส้นโค้ง Tafel” ซึ่งแสดงความสัมพันธ์ระหว่างศักย์ไฟฟ้าและความหนาแน่นกระแสโพลาไรเซชัน รวมถึงการวิเคราะห์ค่าศักย์ไฟฟ้าการกัดกร่อน (Corrosion Potential;  $E_{corr}$ ) เป็นค่าที่บ่งบอกความเสถียรของวัสดุต่อการกัดกร่อนและเป็นค่าศักย์ไฟฟ้าที่วัสดุเริ่มเกิดการกัดกร่อน ซึ่งถ้าค่า  $E_{corr}$  ต่ำจะไวต่อการกัดกร่อนมากกว่าในวัสดุที่มี  $E_{corr}$  สูง และค่าความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าการกัดกร่อน (Corrosion Current Density;  $I_{corr}$ ) เป็นค่าที่บ่งบอกถึงปริมาณของกระแสไฟฟ้าที่ไหลผ่านผิวของวัสดุได้หลังถูกกัดกร่อน หากค่า  $I_{corr}$  มีค่าสูงแสดงว่าวัสดุถูกกัดกร่อนมากกว่าวัสดุที่มีค่า  $I_{corr}$  น้อยกว่า ดังนั้นการทดสอบการกัดกร่อนทางเคมีไฟฟ้าเป็นอีกวิธีที่ได้รับความนิยมเนื่องจากใช้เวลาน้อย และการประเมินการกัดกร่อนต้องวิเคราะห์ทั้ง  $E_{corr}$  และ  $I_{corr}$  ควบคู่กัน

##### 4.5.1 ผลกระทบจากการเติมเศษกระป๋องเครื่องตีอะลูมิเนียม

รูปที่ 4.24 แสดงผลเส้นโค้งโพลาไรเซชันของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องตีอะลูมิเนียมในสัดส่วน 0, 25, 50, และ 75% จากการทดสอบการกัดกร่อนทางเคมีไฟฟ้าและผลลัพธ์เชิงปริมาณแสดงในตารางที่ 4.6 พบว่าโลหะผสมไบนารี Al-4Fe มีค่า  $E_{corr}$  และ  $I_{corr}$  อยู่ที่ -0.303 V และ  $0.409 \mu\text{m}/\text{cm}^2$  ตามลำดับ เมื่อโลหะผสม Al-4Fe มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องตีในสัดส่วน 25, 50, และ 75% สังเกตได้ชัดเจนว่าค่า  $E_{corr}$  เพิ่มขึ้นเป็น -0.182, -0.043, และ 0.029 V สิ่งนี้บ่งบอกถึงประสิทธิภาพเชิงบวกของการเพิ่มองค์ประกอบในโลหะผสมที่มาจากเศษกระป๋อง ซึ่งทำให้โลหะผสมมีความเสถียรและเกิดการกัดกร่อนช้าลง ในขณะที่ผลค่า  $I_{corr}$  นั้นพบว่าเพิ่มขึ้นเป็น 0.641, 1.084, และ  $0.956 \mu\text{m}/\text{cm}^2$  ตามลำดับการเพิ่มสัดส่วนเศษกระป๋อง ซึ่งบ่งชี้ว่าเมื่อโลหะผสมถูกกัดกร่อนจะเกิดการกัดกร่อนที่รุนแรงกว่าในโลหะผสม Al-4Fe ที่ไม่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องตี



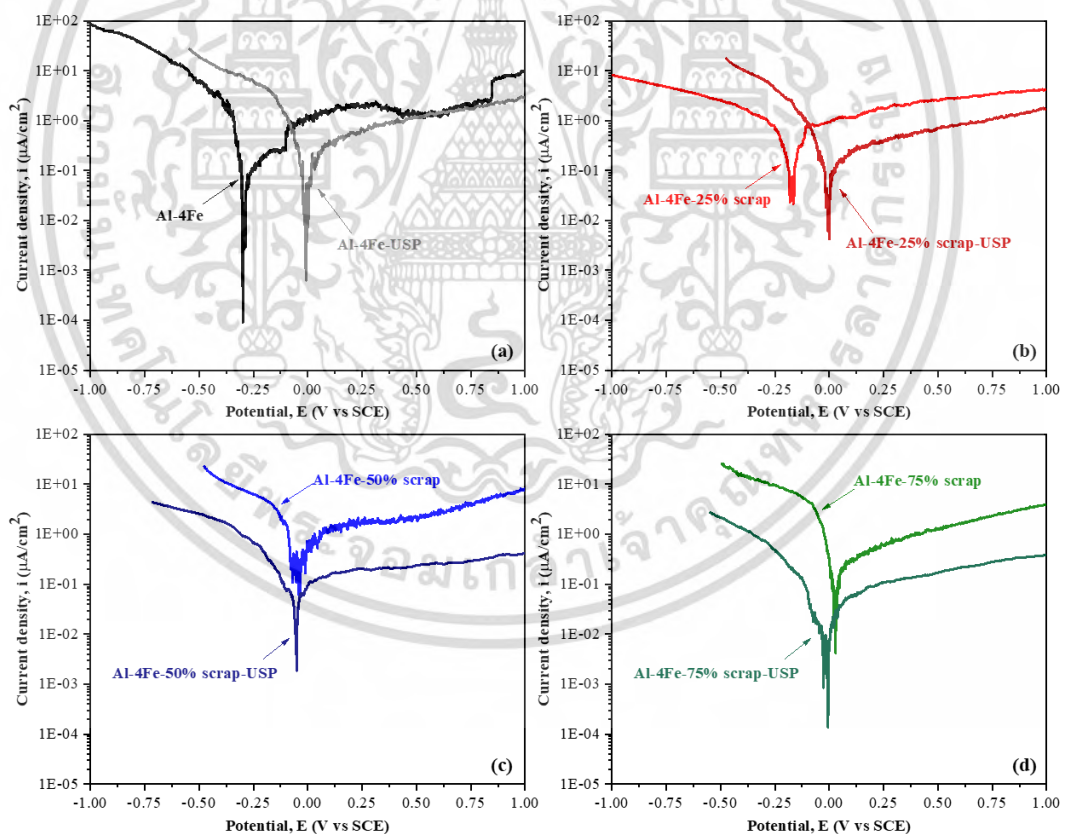
รูปที่ 4.24 เส้นโค้งโพลาริเซชันของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีสัดส่วนการเติมกระเบื้องเครื่องตีแตกต่างกันหลังการหล่อ

การเพิ่มองค์ประกอบจากเศษกระเบื้องเครื่องตีทำให้การกัดกร่อนเกิดช้าลง ( $E_{\text{corr}}$  เพิ่มขึ้น) สอดคล้องกับงานวิจัยก่อนหน้านี้รายงานว่า การกัดกร่อนมักเกิดบริเวณรอยต่อระหว่างโลหะ โดยเฉพาะเฟสที่มีรูปร่างใหญ่และยาวมักจะเกิดการกัดกร่อนได้ง่าย ดังนั้นการเพิ่มขึ้นของ Mn ในโครงสร้างโลหะผสมนำไปสู่การละลายของสารในเนื้ออะลูมิเนียม และเกิดการก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะที่มีองค์ประกอบของ Mn อยู่ด้วยส่งผลให้เกิดการปรับสภาพเฟสให้มีขนาดเล็กลงหรือเปลี่ยนแปลงรูปร่าง ไปสู่การเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนได้ [102] เป็นที่ทราบก่อนหน้านี้ว่าหากมีปริมาณธาตุผสม Mg และ Si จะก่อให้เกิดสารประกอบระหว่าง Mg-Si เช่น  $\text{Mg}_2\text{Si}$  (ที่พบในงานวิจัยนี้ดังตารางที่ 4.2) ซึ่งเฟสนี้มีประโยชน์อย่างมากในแง่สมบัติทางกลที่ให้ความแข็งแรงและความแข็งแรงสูง แต่ในด้านสมบัติการกัดกร่อนทางเคมีไฟฟ้าเฟส  $\text{Mg}_2\text{Si}$  นี้ถือว่าเป็นข้อเสียมากกว่าสำหรับโลหะผสมอะลูมิเนียม ซึ่งสามารถเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันได้ง่าย หากมีปริมาณและขนาดที่เหมาะสมจะส่งเสริมประสิทธิภาพการต้านทานการกัดกร่อนสำหรับเนื้ออะลูมิเนียม แต่หากมีมากเกินไปหรือรูปร่างหยาบจะส่งผลกระทบต่อสมบัติการกัดกร่อนในเชิงลบและทำให้เกิดความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าหรือค่า  $i_{\text{corr}}$  เพิ่มขึ้นได้ [103, 104] ซึ่งการกัดกร่อนที่ได้รับมักเกิดเป็นการกัดกร่อนแบบรูเข็ม (Pitting Corrosion) เป็นการกัดกร่อนที่มีความอันตรายเนื่องจากจะเกิดความรุนแรงที่ระดับลึกของพื้นผิว [105]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 4.5.2 ผลกระทบจากการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วยกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว

จากกราฟเปรียบเทียบโลหะผสม Al-4Fe ที่มีสัดส่วนการเติมเศษกระเบื้องเครื่องตีที่แตกต่างกันระหว่างไม่ผ่านและผ่านกระบวนการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วยอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลวแสดงดังรูปที่ 4.25 ประกอบกับผลเชิงปริมาณในตารางที่ 4.6 พบว่าโลหะผสม Al-4Fe ที่ไม่เติมและเติมเศษกระเบื้องเครื่องตีมีพฤติกรรมการกัดกร่อนหลังการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วย USP ใกล้เคียง กล่าวคือค่า  $E_{\text{corr}}$  เพิ่มขึ้น และ  $I_{\text{corr}}$  ลดลงอยู่ที่ประมาณ  $-0.01$  V และ  $0.20 \mu\text{m}/\text{cm}^2$  ตามลำดับ บ่งบอกถึงความเสถียรและต้านทานการกัดกร่อนได้มากขึ้น ยกเว้นกรณีโลหะผสม Al-4Fe ที่เติมเศษกระเบื้อง 75% พบค่า  $E_{\text{corr}}$  ต่ำลงเล็กน้อยที่  $-0.026$  V เทียบจากกรณีไม่ทำ USP อยู่ที่  $0.029$  V บ่งชี้ว่าการกัดกร่อนมีแนวโน้มเกิดได้ง่ายขึ้น แต่อย่างไรก็ตามสังเกตว่า  $I_{\text{corr}}$  ก็ลดลงเช่นกันอยู่ที่  $0.048 \mu\text{m}/\text{cm}^2$  สิ่งนี้เป็นข้อได้เปรียบว่าการกัดกร่อนที่เกิดขึ้นอาจไม่รุนแรงเนื่องจากความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าที่ไหลผ่านผิวโลหะมีปริมาณน้อยลง



รูปที่ 4.25 เส้นโค้งโพลาริเซชันของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระเบื้องเครื่องตีเปรียบเทียบการไม่ทำ และทำ USP; (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.6 ผลเชิงปริมาณจากการทดสอบการกัดกร่อนทางเคมีไฟฟ้าของโลหะผสม Al-4Fe ที่ศึกษาในสภาวะหลังการหล่อ (As-casting)

Alloy	No USP		USP	
	$E_{corr}$ (V)	$I_{corr}$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	$E_{corr}$ (V)	$I_{corr}$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )
Al-4Fe	-0.303	0.409	-0.010	0.204
Al-4Fe-25% scrap	-0.182	0.641	-0.006	0.196
Al-4Fe-50% scrap	-0.043	1.084	-0.014	0.198
Al-4Fe-75% scrap	0.029	0.956	-0.026	0.048

เฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิที่อุดมไปด้วยเหล็กซึ่งมีลักษณะคล้ายเข็มยาว หรือเป็นแผ่นนั้นถือว่ามีพฤติกรรมเป็นขั้วแคโทดสำหรับโลหะผสมอะลูมิเนียมที่มีประสิทธิภาพมากกว่าเฟสอื่น ๆ และเป็นจุดเริ่มต้นของการกัดกร่อนได้ระหว่างเนื้ออะลูมิเนียม ดังนั้นหากเฟสนี้มีขนาดใหญ่เกินไปจะส่งผลเสียให้เนื้ออะลูมิเนียมเกิดการกัดกร่อนแบบรูเข็มที่รุนแรง [31, 105] ดังนั้นการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วยกระบวนการ USP จึงเป็นส่วนสำคัญในการช่วยเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อน จากงานวิจัยก่อนหน้านี้มีการปรับสภาพด้วย USP นำไปสู่ปรับปรุงเมทริกซ์อะลูมิเนียม การกระจายตัวอนุภาคสม่ำเสมอ และลดขนาดและปริมาณเฟสระหว่างโลหะที่มีขนาดใหญ่ พบว่าพฤติกรรมการกัดกร่อนดีขึ้น เนื่องจากลดพื้นที่ขั้วแคโทดทำให้เป็นการเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนให้กับโลหะผสม [31, 106]

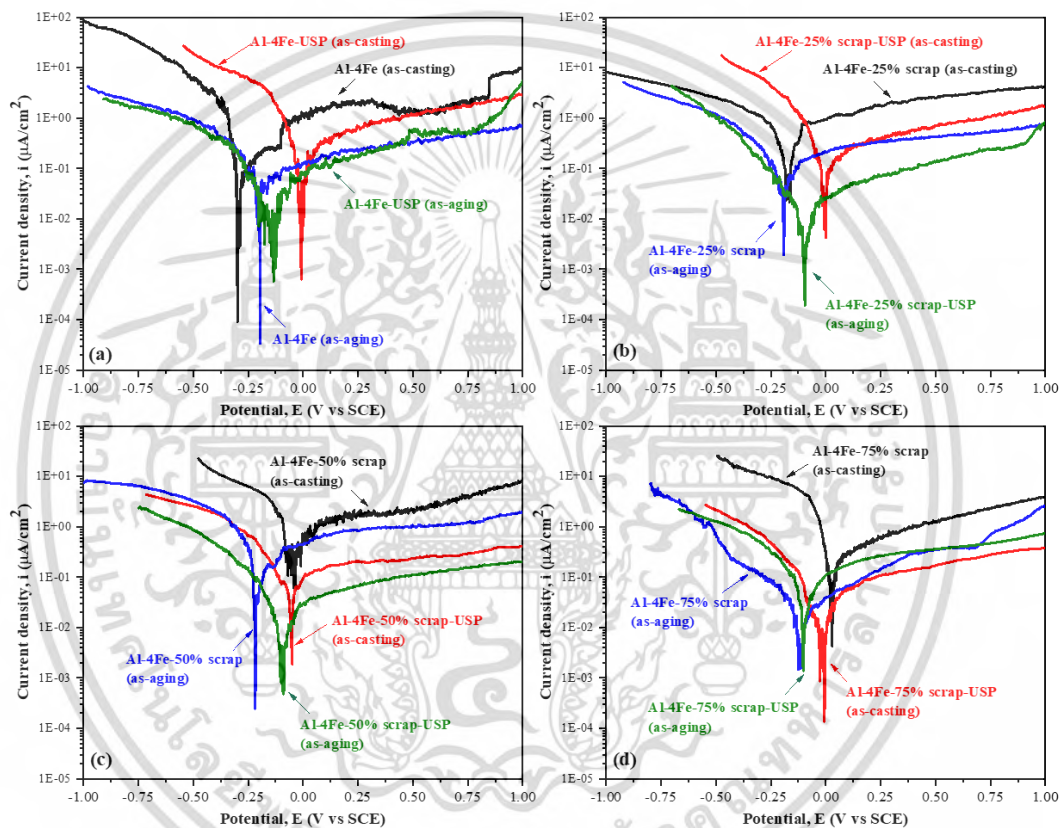
#### 4.5.3 ผลกระทบจากการบ่มแข็ง

เส้นโค้งโพลาราไรเซชันจากการทดสอบการกัดกร่อนของโลหะผสม Al-4Fe ที่เติมเศษกระเบื้องเครื่องตีอะลูมิเนียมสัดส่วนต่าง ๆ หลังจากการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 175 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมงแสดงดังรูปที่ 4.26 และตารางที่ 4.7 แสดงผลเชิงปริมาณจากการทดสอบ ในกรณีการบ่มแข็งของโลหะผสมที่ไม่ผ่านกระบวนการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วย USP (เส้นสีน้ำเงิน) พบว่าโลหะผสม Al-4Fe พบพฤติกรรมการกัดกร่อนหลังผ่านการบ่มแข็งมีค่า  $I_{corr}$  ต่ำลง และ  $E_{corr}$  เพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับพฤติกรรมหลังการหล่อ ในขณะที่โลหะผสมที่เติมเศษกระเบื้องเครื่องตีมีค่า  $I_{corr}$  ต่ำลงที่บ่งบอกว่าการกัดกร่อนจะรุนแรงน้อยลง และค่า  $E_{corr}$  ยังต่ำลงด้วย นั่นหมายความว่า จะเกิดการกัดกร่อนได้ง่ายและไวขึ้นกว่าเมื่อเทียบกับโลหะผสมที่ไม่ผ่านการบ่มแข็ง ในกรณีการบ่มแข็งของโลหะผสมที่ผ่านการปรับสภาพโครงสร้างให้มีความละเอียดขึ้นด้วย USP (เส้นสีเขียว) พบว่าในโลหะผสม Al-4Fe ที่ไม่เติมเศษกระเบื้องพฤติกรรมการกัดกร่อนใกล้เคียงกับกรณีของการไม่ผ่าน USP และค่า  $E_{corr}$  และ  $I_{corr}$  ดีขึ้นกว่ากรณีไม่ผ่านการบ่มแข็ง ในโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระเบื้อง 25 และ 50% พบว่าค่า  $I_{corr}$  ได้รับการปรับปรุง แต่ค่า  $E_{corr}$  ต่ำกว่ากรณีไม่บ่มแข็ง บ่งบอกพฤติกรรมการไวต่อการเกิดการกัดกร่อน นอกจากนี้ในโลหะผสม Al-4Fe ที่เติมเศษกระเบื้อง 75% พบว่า  $E_{corr}$  น้อยลงและค่า  $I_{corr}$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อนำไปใช้โดยไม่ได้รับอนุญาต

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เพิ่มขึ้น ซึ่งบ่งชี้ว่าการเกิดการกัดกร่อนนั้นไวขึ้นและรุนแรงกว่าในกรณีไม่ผ่านการบ่มแข็ง ค่าผลการทดลองเชิงปริมาณของการทดสอบการกัดกร่อนหลังการบ่มแข็งนี้สามารถพิจารณาได้ในตารางที่ 4.7 และจะสามารถสังเกตได้ว่าโลหะที่การปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วย USP และผ่านการบ่มแข็งนั้นมีค่า  $E_{corr}$  มากกว่า และค่า  $I_{corr}$  น้อยกว่ากรณีไม่ผ่านการทำ USP สิ่งนี้สามารถบ่งบอกได้ว่าการปรับสภาพโครงสร้างละเอียดและการบ่มแข็งให้พฤติกรรมการกัดกร่อนของโลหะผสมที่เสถียรมากกว่า และหากเกิดจะรุนแรงน้อยกว่านั่นเอง ยกเว้นกรณีเติมเศษกระเบื้อง 75% ที่ค่า  $I_{corr}$  พบว่าสูงกว่ากรณีไม่ผ่านการ USP นำไปสู่อัตราการกัดกร่อนที่เพิ่มขึ้น



รูปที่ 4.26 เส้นโค้งโพล่าไรเซชันของโลหะผสม Al-4Fe ที่มีการเติมเศษกระเบื้องเครื่องตีหลังการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 175 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง; (a) No scrap, (b) 25% scrap, (c) 50% scrap, และ (d) 75% scrap

ตารางที่ 4.7 ผลเชิงปริมาณจากการทดสอบการกัดกร่อนทางเคมีไฟฟ้าของโลหะผสม Al-4Fe ที่เปรียบเทียบในสภาวะหลังการหล่อและหลังการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 175 °C เป็นเวลา 12 ชั่วโมง

Alloy	As-casting		As-aging	
	$E_{corr}$ (V)	$I_{corr}$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	$E_{corr}$ (V)	$I_{corr}$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )
Al-4Fe	-0.303	0.409	-0.201	0.071
Al-4Fe-25% scrap	-0.182	0.641	-0.190	0.148
Al-4Fe-50% scrap	-0.043	1.084	-0.222	0.235
Al-4Fe-75% scrap	0.029	0.956	-0.117	0.027
Al-4Fe-USP	-0.010	0.204	-0.150	0.069
Al-4Fe-25% scrap-USP	-0.006	0.196	-0.102	0.017
Al-4Fe-50% scrap-USP	-0.014	0.198	-0.101	0.032
Al-4Fe-75% scrap-USP	-0.026	0.048	-0.102	0.101

หลังการบ่มแข็งพบว่าพฤติกรรมการกัดกร่อนของโลหะผสมที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมมีความไวต่อการกัดกร่อนมากขึ้นด้วยการสังเกตค่า  $E_{corr}$  ที่ต่ำลง ปัญหานี้อาจมีความเกี่ยวข้องกับการแยกเฟสจากการบ่มแข็งของเฟสที่มีความน่าจะเป็นคือ  $\text{Mg}_2\text{Si}$  ภายในโลหะผสมนี้ ซึ่งเฟสนี้มีศักยภาพในการกัดกร่อนเชิงลบมากกว่าเนื้ออะลูมิเนียมที่จะละลายก่อน [103, 104] ซึ่งมีการรายงานไว้ว่า  $\text{Mg}_2\text{Si}$  ทำให้เกิดการกัดกร่อนแบบรูเข็มและต่อเนื่องไปสู่การกัดกร่อนตามขอบเกรน (Intergranular Corrosion) ได้โดยเริ่มการกัดกร่อนที่ขอบเกรนของโซนปราศจากการแยกเฟสที่อยู่ติดกับเฟสระหว่างโลหะเหล็ก หรือรอบเฟสที่เกิดการตกตะกอน ซึ่งก่อตัวเป็นร่องและทำให้ไปสู่การกัดกร่อนอย่างต่อเนื่อง [107] และยังมีรายงานถึงการบ่มแข็งช่วง Peak Aging ที่มีผลกระทบจากการกัดกร่อนรุนแรงที่สุด [108] ดังนั้นจะพบว่าผลการทดสอบของโลหะผสม Al-4Fe ที่การเติมเศษกระป๋อง 75% มีการกัดกร่อนที่ไวและรุนแรงอาจเนื่องมาจากเกรนที่มากขึ้น และการแยกเฟสของตะกอน  $\text{Mg}_2\text{Si}$  ที่เพิ่มขึ้น ทำให้ไปสู่การกัดกร่อนตามขอบเกรนที่รุนแรงกว่าโลหะผสมอื่น ๆ ได้

#### 4.6 ผลการทดลองโดยสรุป

จากการดำเนินงานวิจัยทั้งหมดนี้สามารถสรุปได้ว่า การผลิตโลหะผสมอะลูมิเนียมจากเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมใช้แล้วสามารถเพิ่มองค์ประกอบทางเคมีให้กับโลหะผสมโดยลดต้นทุนจากการผลิตจากการใช้โลหะแม่ และยังช่วยปรับปรุงโครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสม และเกิดการเปลี่ยนแปลงของเฟสระหว่างโลหะโดยมีองค์ประกอบของธาตุที่เพิ่มเข้ามาเหล่านั้นเจือปนอยู่ด้วย และเฟสระหว่างโลหะที่เกิดขึ้นมีรูปร่างที่หลากหลายมากขึ้น ซึ่งเฟสระหว่างโลหะที่พบหลังจากการเติมเศษกระป๋องมีแนวโน้มเป็น  $\text{Al}_3\text{Fe}$ ,  $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$ ,  $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ ,  $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ , และ  $\text{Mg}_2\text{Si}$  เป็นต้น เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

รวมถึงในเนื้ออะลูมิเนียมยังมีองค์ประกอบของธาตุที่เพิ่มเข้ามานี้บางส่วนอยู่ในรูปแบบสารละลาย และโครงสร้างมหภาคที่ศึกษาเกี่ยวกับขนาดเกรนพบว่ามีความถี่ของเม็ดเล็กเมื่อเติมเศษประกอบเครื่องตี จากการปรับปรุง และการเปลี่ยนแปลงเหล่านี้ส่งผลให้สมบัติด้านความแข็งของโลหะผสมเพิ่มขึ้น และสมบัติด้านทานการกัดกร่อนของโลหะผสมดีขึ้นด้วยเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะผสมโบราณ เนื่องจาก การเพิ่มองค์ประกอบในโลหะผสม และการเกิดเฟสระหว่างโลหะที่มีอยู่ขององค์ประกอบธาตุอื่น ๆ และมีรูปร่างผิดปกติขนาดเล็กเกิดมากขึ้นทั้งเนื้ออะลูมิเนียม ในทางกลับกันการเพิ่มประกอบเครื่องตี ในโลหะผสมส่งผลให้ค่าความแข็งแรงแรงดึง และค่าการนำไฟฟ้าลดลง เนื่องมาจากการเกิดเฟส ระหว่างโลหะผสมที่หลากหลายซึ่งมีสมบัติแข็งแต่เปราะ อีกทั้งยังมีอยู่ของสิ่งเจือปน และก๊าซใน ประกอบเครื่องตีแล้วสิ่งเหล่านี้จะไปสู่ขอบร่องของสมบัติด้านความแข็งแรง และค่าการนำ ไฟฟ้า ปัญหาที่เกิดขึ้นได้รับการแก้ไขได้อย่างมีประสิทธิภาพจากการปรับสภาพโครงสร้างด้วย กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว (USP) ซึ่งผลลัพธ์ที่ได้แสดงให้เห็นถึงโครงสร้างทาง จุลภาคที่ถูกขัดเกลาลให้ละเอียด และกระจายตัวดีขึ้น รวมถึงขนาดเกรนมีรูปร่างสม่ำเสมอมากขึ้น หลังจากถูกปรับสภาพ นำไปสู่การปรับปรุงสมบัติด้านความแข็ง ความแข็งแรงแรงดึง และการยึดตัว เพิ่มสูงขึ้น และสมบัติการต้านทานการกัดกร่อนได้รับการปรับปรุงให้ดีขึ้นด้วย ในขณะที่สมบัติการนำ ไฟฟ้ายังคงลดลง แต่อย่างไรก็ตามการนำไฟฟ้าได้รับการปรับปรุงเหมือน โลหะผสมไปท การบ่มแข็งที่ อุณหภูมิและเวลาที่เหมาะสม เพื่อแยกเฟสตะกอนระดับนาโนออกจากสารละลายในเนื้ออะลูมิเนียม และลดความเค้นภายในโลหะผสม นอกจากนี้ การบ่มแข็งของโลหะผสมยังเพิ่มสมบัติความแข็ง ความแข็งแรงแรงดึง แต่ในทางกลับกันทำให้ค่าการยึดตัวลดลงบ่งชี้ว่าโลหะผสมมีการแตกหักแบบ เปราะ และค่าการต้านทานการกัดกร่อนของโลหะผสมนั้นสูญเสียไปด้วย

## บทที่ 5

# สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ

### 5.1 สรุปผลการวิจัย

ศึกษาผลกระทบของการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมใช้แล้วในโลหะผสมอะลูมิเนียม-เหล็กเกรดไฮเพอร์ยูเทคติก (Al-4Fe) และปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วยกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว (USP) ต่อโครงสร้างทางจุลภาคและมหภาค สมบัติทางกลและกายภาพของโลหะผสม จากผลลัพธ์ที่ได้และการวิเคราะห์สามารถสรุปได้ดังนี้:

1. การเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมในโลหะผสม Al-4Fe นำไปสู่การเพิ่มขึ้นขององค์ประกอบทางเคมีในโลหะผสม ช่วยส่งเสริมการก่อตัวของนิวเคลียสและเติบโตเป็นเฟสระหว่างโลหะ ซึ่งเฟสที่พบในงานวิจัยนี้ได้แก่  $Al_3Fe$ ,  $Al_6(Fe,Mn)$ ,  $Al_8Fe_2Si$ ,  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ , และ  $Mg_2Si$  รวมถึงยังเกิดการปรับสภาพโครงสร้างพื้นฐานวิทยาของเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิ เฟสยูเทคติกเหล็ก และโครงสร้างเกรนให้มีขนาดเล็กลง
2. กระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว (USP) เป็นเทคนิคการปรับสภาพทางกลด้วยการสร้างโพรงอากาศภายในโลหะหลอมเหลว และแตกตัวช่วยปรับสภาพเฟสระหว่างโลหะปฐมภูมิที่เกิดขึ้นมีขนาดเล็กลง และกระตุ้นไซต์สำหรับการเกิดนิวเคลียสเพิ่มขึ้นนำไปสู่การเกิดเกรนที่ละเอียดและมีความสม่ำเสมอ อีกทั้งยังช่วยการกระจายตัวของอนุภาคและองค์ประกอบภายในโลหะผสมให้สม่ำเสมออีกด้วย
3. ความแข็งแรงของโลหะผสมมีการปรับปรุงเพิ่มขึ้นจากการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มที่สัดส่วนเพิ่มขึ้น และความแข็งแรงยังสามารถเพิ่มขึ้นได้อีกเมื่อโลหะผสมถูกปรับสภาพโครงสร้างละเอียดด้วย USP นอกจากนี้ โลหะผสมที่มีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียมถูกบ่มแข็งที่อุณหภูมิ  $175\text{ }^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 12 ชั่วโมง พบว่าความแข็งแรงเพิ่มขึ้นสูงสุดซึ่งมีการสันนิษฐานว่าอาจเกิดการแยกเฟสตะกอนของ  $Mg_2Si$  ขึ้น
4. ความแข็งแรงแรงดึง ความแข็งแรงที่จุดคราก และค่าการยึดตัวของโลหะผสมลดลงตามสัดส่วนที่เพิ่มขึ้นของเศษกระป๋องเครื่องดื่ม อาจเนื่องจากสิ่งสกปรก สารประกอบออกไซด์หรือก๊าซไฮโดรเจนจากเศษกระป๋อง และการก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะที่หลากหลายซึ่งมีสมบัติการแตกหักแบบเปราะ แต่ปัญหานี้สามารถปรับปรุงได้ด้วยการปรับสภาพโครงสร้างด้วย USP สิ่งมีประสิทธิภาพทำให้ความแข็งแรงแรงดึง ความแข็งแรงที่จุดคราก และค่าการยึดตัวเพิ่มขึ้น นอกจากนี้ ความแข็งแรงของโลหะผสมยังสามารถเพิ่มได้อีกหลังจากการบ่มแข็งที่ Peak Aging ในขณะที่ค่าการยึดตัวจะลดลง
5. ค่าการนำไฟฟ้าขึ้นอยู่กับความบริสุทธิ์และข้อบกพร่องภายในโลหะผสม ซึ่งพบว่าค่าการนำไฟฟ้าลดลงเมื่อมีการเติมเศษกระป๋องเครื่องดื่มอะลูมิเนียม และการปรับสภาพโครงสร้างด้วย

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้เผยแพร่โดยไม่เสียค่าใช้จ่าย  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

- USP แต่สามารถปรับปรุงค่าการนำไฟฟ้านี้ให้เพิ่มขึ้นด้วยการบ่มแข็งเพื่อแยกเฟสตะกอน ออกจากสารละลายของแข็งเพื่อเพิ่มความบริสุทธิ์ และลดความเค้นภายในโลหะผสม
6. การกัดกร่อนของโลหะผสมเกิดได้ยากขึ้นเมื่อมีการเติมเศษกระเบื้องเครื่องตีอะลูมิเนียม ในทางตรงข้าม การบ่มแข็งส่งผลให้พฤติกรรมการกัดกร่อนแย่งอาจเนื่องมาจากการแยก เฟสของตะกอนที่มีความเป็นขั้วแอโนดสูงนำไปสู่การกัดกร่อนแบบรูเข็มและแพร่กระจาย ต่อเนื่องเป็นการกัดกร่อนตามขอบเกรนได้ แต่อย่างไรก็ตามความต้านทานการกัดกร่อนดีขึ้น เมื่อได้รับการปรับปรุงโครงสร้างด้วย USP ที่ลดขนาดเฟสระหว่างโลหะทำให้พื้นที่ขั้วแคโทด ลดลง และยังเพิ่มการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอของอนุภาคภายในโลหะผสมเพื่อให้การกัด กร่อนเกิดได้ช้าลง

## 5.2 ข้อเสนอแนะ

1. เศษกระเบื้องเครื่องตีอะลูมิเนียมที่มีผลกระทบเชิงลบต่อค่าความแข็งแรงแรงดึง เนื่องจาก ปัญหาสารมลพิษหรือสิ่งสกปรกจากข้อบกพร่องการเตรียมวัตถุดิบ อย่างไรก็ตาม จำเป็นต้อง มีการศึกษากรรมวิธีการเตรียมวัตถุดิบให้ดียิ่งขึ้น เพื่อการใช้ประโยชน์เศษกระเบื้องตีอะ ลูมิเนียมอย่างมีประสิทธิภาพ และส่งผลกระทบเชิงบวกต่อสมบัติของโลหะผสม
2. ผลกระทบของการเติมเศษกระเบื้องเครื่องตีอะลูมิเนียมต่อโครงสร้างทางจุลภาคในโลหะ ผสม Al-4Fe พบว่ามีการทำปฏิกิริยากันขององค์ประกอบในการเกิดเฟส อย่างไรก็ตาม จำเป็นต้องมีการศึกษาและตรวจสอบการก่อตัวของเฟสระหว่างโลหะเหล่านั้นอย่างแม่นยำ เพิ่มเติม
3. การศึกษาผลกระทบของการเติมเศษกระเบื้องเครื่องตีอะลูมิเนียมต่อการวิเคราะห์ทางความ ร้อนและพฤติกรรมการแข็งตัวของโลหะผสม จำเป็นต้องศึกษาเพิ่มเติมเกี่ยวกับการเกิดเฟส ระหว่างโลหะอื่น ๆ ที่เกิดขึ้น
4. การศึกษาผลกระทบของการบ่มแข็งที่มีผลกระทบต่อสมบัติทางกลและกายภาพของโลหะ ผสม จำเป็นอย่างยิ่งในการยืนยันเพื่อความเชื่อมั่นในการแยกเฟสตะกอนที่เกิดขึ้นผ่านการ ตรวจสอบและวิเคราะห์ลักษณะเฉพาะขั้นสูง เช่น กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (TEM)

## เอกสารอ้างอิง

1. หาญวิโรจน์กุล, ธ., การเลือกใช้งานโลหะอะลูมิเนียม. เทคโนโลยีวัสดุ, 2553. **60** (ก.ค.-ก.ย. 2553): p. 38-44.
2. สถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งประเทศไทย, รายงานฉบับสมบูรณ์ การสำรวจสถานภาพอุตสาหกรรมโลหะนอกกลุ่มเหล็ก (*Non-ferrous metals*): อะลูมิเนียม ภายใต้โครงการพัฒนาศูนย์ข้อมูลเชิงลึกอุตสาหกรรมเหล็กและโลหการประจฯ ปีงบประมาณ 2557. 2557.
3. Miller, W.S., et al., *Recent Development in Aluminium Alloys for the Automotive Industry*. Materials Science and Engineering: A, 2000. **280**(1): p. 37-49.
4. The Aluminum Association. *The Aluminum Can Advantage*. 2021 [cited 2023; Available from: <https://www.aluminum.org/canadvantage>.
5. Ingarao, G., *Manufacturing Strategies for Efficiency in Energy and Resources Use: The Role of Metal Shaping Processes*. Journal of Cleaner Production, 2017. **142**: p. 2872–2886.
6. Luijan, J., et al., *Microstructure and Mechanical Properties of Recycled Al-7%Si-1%Fe Cast Alloy with Part Addition of Beverage Cans*. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2019. **635**(1): p. 012008.
7. Windmark, C., et al., *Investigation on Resource-Efficient Aluminium Recycling – A State of the Art Review*. 2022.
8. Wongrat, O., P. Juijern, and P. Senthongkaew, *A study on the effects of heat-treatment conditions on the mechanical behavior of A356 cast aluminium-silicon alloys mixed with recycled beverage cans*. The Journal of KMUTNB, 2015. **25**(1).
9. Payoon, S., et al. *Effect of Addition Recycled Beverage Cans and Mechanical Vibration on Microstructure and Mechanical Properties of A356 Al-Si Alloys*. in *49th Kasetsart University Annual Conference: Architecture and Engineering*. 2011. Kasetsart University.
10. Payoon, S., et al. *Effect of Beverage Can Lid on Microstructure and Hardness in Al-Si Alloy Grade A356*. in *Proceedings of 51st Kasetsart University Annual Conference: Architecture and Engineering*. 2013. Kasetsart University.
11. De Caro, D., et al., *Effect of Recycling on the Mechanical Properties of 6000 Series Aluminum-Alloy Sheet*. Materials, 2023. **16**: p. 6778.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

12. Bouzouni, M. and S. Papaefthymiou, *How to Design the Utilization of Larger Scrap Share in Aluminum Production*. Materials Proceedings, 2021. **5**: p. 43.
13. วรธรรณภา ตันยีนยงค์, นีระนารถ แจ้ทอง, and ปัทมา นพรัตน์, อะลูมิเนียมโลหะผสม. วารสารกรมวิทยาศาสตร์บริการ, 2543. **48**(154): p. 26-28.
14. Que, Z., et al., *Understanding Fe-Containing Intermetallic Compounds in Al Alloys: An Overview of Recent Advances from the LiME Research Hub*. Metals - Open Access Metallurgy Journal, 2022. **12**: p. 1677.
15. Mukhopadhyay, D., C. Suryanarayana, and F. Froes, *Structural evolution in mechanically alloyed Al-Fe powders*. Metallurgical and Materials Transactions A, 1995. **26**: p. 1939-1946.
16. Shi, Z., et al., *Microstructure and mechanical properties of rare-earth-modified Al-1Fe binary alloys*. Materials Science and Engineering: A, 2015. **632**.
17. Ji, S., et al., *Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al-Mg-Si-Mn and Al-Mg-Si diecast alloys*. Materials Science and Engineering: A, 2013. **564**: p. 130-139.
18. Luo, G., et al., *Design and preparation of Al-Fe-Ce ternary aluminum alloys with high thermal conductivity*. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2022. **32**(6): p. 1781-1794.
19. Qu, H. and W.D. Liu, *Study on the Stability and Phase Transition of Precipitated Phases Al<sub>6</sub>Fe and Al<sub>3</sub>Fe in Al-Fe Alloy*. Advanced Materials Research, 2011. **306-307**: p. 438-442.
20. Chankitmunkong, S., et al., *Precipitation hardening and structure evolution in hypereutectic Al-6% Fe-Zr alloys subjected to ultrasonic melt processing*. Journal of Alloys and Compounds, 2023. **970**: p. 172613.
21. Chankitmunkong, S., D.G. Eskin, and C. Limmaneevichitr. *Effects of Ultrasonic Melt Processing on Microstructure, Mechanical Properties, and Electrical Conductivity of Hypereutectic Al-Si, Al-Fe, and Al-Ni Alloys with Zr Additions*. in *Light Metals 2021*. 2021. Cham: Springer International Publishing.
22. พิษญาภา เลิศฤทธิ์, ภูริจันทร วิวัฒน์, and หทัยา วัฒนน้อย, การพัฒนาอะลูมิเนียมผสมเหล็ก โดยการเติมโลหะแม่อลูมิเนียม-เซอร์โคเนียม-ไทเทเนียม และกระบวนการอัลตราโซนิกในโลหะหลอมเหลว, in *ปริญญาานิพนธ์วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมออกแบบ*

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

การผลิตและวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์. 2564, สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง.

23. Medvedev, A., et al., *Influence of Morphology of Intermetallic Particles on the Microstructure and Properties Evolution in Severely Deformed Al-Fe Alloys*. Metals, 2021. **11**(5): p. 815.
24. Pariona, M., K. Micene, and J. Zara, *Effect of Microstructure on Microhardness and Electrochemical Behavior in Hypereutectic Al-Fe Alloy Processed by Laser Surface Remelting*. 2019.
25. Chankitmunkong, S., et al., *Effect of Zr and Sc on Intermetallic Morphology and Hardening of an Al-Fe Alloy*. 2023. p. 1252-1256.
26. Chankitmunkong, S., D.G. Eskin, and C. Limmaneevichitr. *Microstructure Evolution of an Al-Fe-Ni Alloy with Zr and Sc Additions Upon Different Cooling Rates During Solidification for Improving the Mechanical and Electrical Conductivity Properties*. in *Light Metals 2021*. 2021. Cham: Springer International Publishing.
27. Chankitmunkong, S., et al., *Microstructure, Hardening, and Mechanical Properties of Hypoeutectic Al-Ce-Ni Alloys with Zr and Zr + Sc Additions and the Effect of Ultrasonic Melt Processing*. Advanced Engineering Materials, 2023. **25**(21): p. 2301045.
28. Limmaneevichitr, C., W. Eihed, and N. Eisuke. *Effects of Residual TiB<sub>2</sub> and TiAl<sub>3</sub> Nucleant on Grain-Refinement of Recycled Aluminum-Silicon Alloy Castings*. in *Proceedings of the 9th International Conference on Aluminium Alloys*. 2004. Institute of Materials Engineering Australasia Ltd.
29. chankitmunkong, s., et al., *Synergetic grain refinement and ZrB<sub>2</sub> hardening in in-situ ZrB<sub>2</sub>/AA4032-type composites by ultrasonic assisted melt treatment*. Journal of Materials Research and Technology, 2023. **24**.
30. chankitmunkong, s., D. Eskin, and C. Limmaneevichitr, *Structure refinement, mechanical properties and feasibility of deformation of hypereutectic Al-Fe-Zr and Al-Ni-Zr alloys subjected to ultrasonic melt processing*. Materials Science and Engineering: A, 2020. **788**: p. 139567.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

31. Kim, S.-B., et al., *Role of Ultrasonic Melt Treatment in the Improvement of Corrosion Resistance of Al-7Si-0.4Mg Cast Alloy*. Metals and Materials International, 2023. **29**(3): p. 705-714.
32. Eskin, D.G. and G.I. esKIN, *Ultrasonic Treatment of Light Alloy Melts*. 2nd ed. 2015, Boca Raton: CRC Press.
33. Davis, J.R., *Aluminum and Aluminum Alloys*. Alloying: Understanding the Basics. 2001: ASM International. 351-416.
34. ขวลิขิต เชียงกุล, โลหะวิทยา. พิมพ์ครั้งที่ 1 ed. 2542, กรุงเทพมหานคร: สมาคมส่งเสริมเทคโนโลยี (ไทย-ญี่ปุ่น).
35. Wang, P., et al., *A review of particulate-reinforced aluminum matrix composites fabricated by selective laser melting*. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020. **30**: p. 2001-2034.
36. บรรยายวิจัย, น. and ว. วันโพนทอง. ประโยชน์ของแร่บอกไซต์. 2554 5 กรกฎาคม 2554 [cited 2556; Available from: <http://soclaimon.wordpress.com/2011/07/05/ประโยชน์ของแร่บอกไซต์>].
37. Davis, J.R., *Aluminum and Aluminum Alloys*. ASM Specialty Handbook. 1993: ASM International.
38. Encyclopedia. *Aluminum Beverage Can*. 2019 [cited 2023; Available from: <https://www.encyclopedia.com/manufacturing/news-wires-white-papers-and-books/aluminum-beverage-can>].
39. Hasan Bdeir, L. and K. Abood Mohammed, *Recycling of Aluminum Beverage Cans*. Engineering and Development, 2008. **12**: p. 157-163.
40. Datau, S.G., et al. *Preparation and Characterization of Aluminum Ingot Recycled from Beverage Can Scraps*. 2020.
41. MatWeb. *Material Property Data*. 2024 [cited 2024; Available from: <https://www.matweb.com>].
42. Bubonyi, T. and P. Barkóczy, *Evaluation of Eutectic Structure in Aluminum Alloys*. 2019.
43. Askeland, D.R., P.P. Fulay, and W.J. Wright, *The Science and Engineering of Materials*. 6 ed. 2010: Shortt, C.M.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

44. Puparatanapong, K. and C. Limmaneevichitr, *Effect of Coating on Aluminum Loss in the Used Beverage Container Recycling Process*, in *Materials Technology*. 2547, King Mongkut's University of Technology Thonburi.
45. Taylor, J., *The effect of iron in Al-Si casting alloys*. 2004.
46. Mitra, R. and R. Wanhill, *Structural Intermetallics*. 2017. p. 229-245.
47. Le Brun, P., L. Froyen, and L. Delaey, *Double mechanical alloying of Al-5wt.%Fe-4wt.%Mn*. *Materials Science and Engineering: A*, 1992. **157**(1): p. 79-88.
48. Liu, B., et al., *The Effect of Alloying Elements on the Microstructure of Al-5Fe Alloys*. *JOM*, 2012. **64**.
49. Stoloff, N.S., *Iron aluminides: present status and future prospects*. *Materials Science and Engineering: A*, 1998. **258**(1): p. 1-14.
50. Belov, N.A., A.A. Aksenov, and E. D.G., *Iron in Aluminium Alloys: Impurity and Alloying Element*. 1st ed. 2002, Boca Raton, London: CRC Press.
51. Niu, X.P., et al., *Effect of Fe content on the mechanical alloying and mechanical properties of Al-Fe alloys*. *Journal of Materials Science*, 1994. **29**(14): p. 3724-3732.
52. อนุชิต มาสทอง, อรุณิชา พันผา, and อริสา มะสุวรรณ, การศึกษาผลกระทบของอัตราการผลิตและการเติมธาตุ Zr ต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคและการบ่มแข็งของโลหะผสม Al-Fe, in *ปริญญานิพนธ์วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์*. 2566, สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง.
53. Arbeiter, J., et al. *Transformation of the Metastable Al<sub>6</sub>Fe Intermetallic Phase during Homogenization of a Binary Al-Fe Alloy*. *Materials*, 2021. **14**, DOI: 10.3390/ma14237208.
54. Qin, J., et al., *Pre-peak on the structure factor of liquid hypoeutectic Al-Fe alloy*. *Chinese Science Bulletin*, 1998. **43**: p. 1219-1224.
55. Tang, P., et al., *Microstructure development in eutectic Al-Fe alloy during directional solidification under high magnetic fields at different growth velocities*. *Journal of Materials Science*, 2021. **56**(28): p. 16134-16144.
56. Cubero-Sesin, J., M. Arita, and Z. Horita, *High Strength and Electrical Conductivity of Al-Fe Alloys Produced by Synergistic Combination of High-Pressure Torsion and Aging: High Strength and Electrical Conductivity of Al-Fe Alloys ....* *Advanced Engineering Materials*, 2015. **17**.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

57. Materials, T. *Grain Refinement of Aluminum Alloys: Part One*. 2015 [cited 2023; Available from: <https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&LN=TH&N M=362>.
58. Liu, Y., et al., *The Solidification Behavior of AA2618 Aluminum Alloy and the Influence of Cooling Rate*. *Materials*, 2014. **7**: p. 7875-7890.
59. Li, Q., et al., *Influences of Fe, Mn and Y additions on microstructure and mechanical properties of hypoeutectic Al-7%Si alloy*. *Intermetallics*, 2020. **120**: p. 106768.
60. Nowak, M., L. Bolzoni, and N. Hari Babu, *Grain refinement of Al-Si alloys by Nb-B inoculation. Part I: Concept development and effect on binary alloys*. *Materials & Design (1980-2015)*, 2015. **66**: p. 366-375.
61. Gebre Fenta, A., *Processing Methods and Mechanical Properties of Aluminium Matrix Composites*. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2020. **2020**.
62. Ayar, V.S., D.J. Gajjar, and M.P. Sutaria, *Effect of Mechanical Vibration on Microstructure and Mechanical Properties of AlSi5Cu3 Alloy*. *International Journal of Metalcasting*, 2023.
63. Feng, H.K., et al., *Effect of ultrasonic treatment on microstructures of hypereutectic Al-Si alloy*. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008. **208**(1): p. 330-335.
64. SYSTEM, K. *COMPONENTS OF AN ULTRASONIC METAL WELDER*. 2023 [cited 2023; Available from: <https://www.kormax.co.kr/en/ultrasonic-welding/components-of-an-ultrasonic-metal-welder/>.
65. Thi Hong Bui, A., et al., *Effects of high and low frequency ultrasound on the production of volatile compounds in milk and milk products – a review*. *Journal of Dairy Research*, 2020. **87**(4): p. 501-512.
66. Thakur, A., et al., *Effect of ultrasonic treatment on grain refinement and mechanical properties of Al-2Mg alloy*. *Philosophical Magazine Letters*, 2023. **103**.
67. Di Gianfrancesco, A., *Technologies for chemical analyses, microstructural and inspection investigations*. 2017. p. 197-245.

68. Industrial Engineering KMITL. *FE-SEM-EDS (Apreo-thermoscientific)*. Available from: <https://www.ie-kmitl.org/facilities>.
69. ดลฤดี โตเย็น, การวิเคราะห์ธาตุและองค์ประกอบด้วยเทคนิค *Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS)*. สถาบันวิจัยและพัฒนาแห่งมหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์: ฝ่ายเครื่องมือและวิจัยทางวิทยาศาสตร์.
70. นาคขุนทด, ร. การประเมินผลพฤติกรรมการกัดกร่อนของโลหะจากเส้นโค้งโพลาไรเซชัน (*polarization curve*). [cited 2023; Available from: <https://www.tistr.or.th/tistrblog/?p=2701>].
71. Lee, D., H. Lee, and H. Jeong, *Slurry components in metal chemical mechanical planarization (CMP) process: A review*. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing, 2016. **17**: p. 1751-1762.
72. López-Ortega, A., J.-L. Arana, and R. Bayón, *Tribocorrosion of Passive Materials: A Review on Test Procedures and Standards*. International Journal of Corrosion, 2018. **2018**.
73. Ron, C., Alcan, and Banbury, *TALAT Lecture 1501 Aluminium: Physical Properties, Characteristics and Alloys*. 1994: European Aluminium Association (EAA). 60.
74. Šmalc, J., et al. *The Influence of Foundry Scrap Returns on Chemical Composition and Microstructure Development of AlSi9Cu3 Alloy*. Crystals, 2023. **13**, DOI: 10.3390/cryst13050757.
75. ทวีชาติ เย็นวิเศษ, การปรับปรุงสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมที่หล่อจากกระป๋องเครื่องดื่มที่ใช้แล้วด้วยการเติมซิลิกอนและกระบวนการทางความร้อน, in *วิศวกรรมวัสดุ*. 2549, มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์.
76. Yüksel, Ç., et al., *The Effects of Process Parameters on the Recycling Efficiency of Used Aluminium Beverage Cans (UBCs)*. Materialprufung, 2013. **55**: p. 396-400.
77. Kaya, A.Y., et al., *Effect of Chip Amount on Microstructural and Mechanical Properties of A356 Aluminum Casting Alloy*. Archives of Foundry Engineering, 2021. **vo. 21**(No 3): p. 19-26.
78. Lazaro-Nebreda, J., et al., *Solidification processing of scrap Al-alloys containing high levels of Fe*. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2019. **529**: p. 012059.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

79. Vončina, M., et al., *Effects of Homogenization Conditions on the Microstructure Evolution of Aluminium Alloy EN AW 8006*. Metals, 2020. **10**(3).
80. Wang, W., et al., *Design of Al–Fe–Mn alloy for both high-temperature strength and sufficient processability of laser powder bed fusion*. Additive Manufacturing, 2023. **68**: p. 103524.
81. Pastierovičová, L., et al., *The Effect of Manganese on Fe-Rich Intermetallic Phases in Progressive Secondary AlSi7Mg0.6 Alloy*. Applied Engineering Letters : Journal of Engineering and Applied Sciences, 2022. **7**: p. 100-107.
82. Gao, T., et al., *Morphological evolution and strengthening behavior of  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si in Al–6Si–2Fe–xMn alloys*. Results in Physics, 2017. **7**: p. 1051-1054.
83. Khan, M.H., et al., *Effects of Fe, Mn, chemical grain refinement and cooling rate on the evolution of Fe intermetallics in a model 6082 Al-alloy*. Intermetallics, 2021. **132**: p. 107132.
84. Darling, K., et al., *Influence of Mn solute content on grain size reduction and improved strength in mechanically alloyed Al-Mn alloys*. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2014. **589**: p. 57-65.
85. Grasserbauer, J., et al. *Influence of Fe and Mn on the Microstructure Formation in 5xxx Alloys—Part I: Evolution of Primary and Secondary Phases*. Materials, 2021. **14**, DOI: 10.3390/ma14123204.
86. Liu, K., X. Cao, and X.G. Chen, *Effect of Mn, Si, and Cooling Rate on the Formation of Iron-Rich Intermetallics in 206 Al-Cu Cast Alloys*. Metallurgical and Materials Transactions B, 2012. **43**(5): p. 1231-1240.
87. Warmuzek, M., A. Gazda, and J. Sieniawski, *Processes of the formation of the Fe (Mn)-bearing intermetallic phases in the Al-Fe-(Mn)-Si alloys*. Advances in Materials Sciences, 2003. **3**: p. 81-91.
88. Bani Hani, D., et al., *Modeling the Effect of Magnesium Content on the Electrical Conductivity and Hardness of Technical Aluminum (1050) Alloy*. Crystals, 2022.
89. Yamamoto, K., et al., *Effect of Mg content on age-hardening response, tensile properties, and microstructures of a T5-treated thixo-cast hypoeutectic Al–Si alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2020. **798**: p. 140089.

90. Lin, C.-W., F.-Y. Hung, and T.-S. Lui, *Microstructure Evolution and Microstructural Characteristics of Al-Mg-Si Aluminum Alloys Fabricated by a Modified Strain-Induced Melting Activation Process*. Metals, 2017. **8**: p. 3.
91. Moustafa, M.A., et al., *Effect of Mg and Cu additions on the microstructural characteristics and tensile properties of Sr-modified Al-Si eutectic alloys*. Int. J. Cast Met. Res., 2003. **14**: p. 235-253.
92. Liang, Y.H., et al., *Effects of Er addition on the crystallization characteristic and microstructure of Al-2wt%Fe cast alloy*. Journal of Alloys and Compounds, 2019. **781**: p. 235-244.
93. Zamani, M. *Al-Si Cast Alloys - Microstructure and Mechanical Properties at Ambient and Elevated Temperatures*. 2015.
94. Lu, L., et al., *Effect of Cooling Slope and Manganese on the Microstructure of Hypereutectic Al-Si Alloy with 2% Fe*. Materials Research, 2012. **17**.
95. Abdo, H.S., et al., *Alloying Elements Effects on Electrical Conductivity and Mechanical Properties of Newly Fabricated Al Based Alloys Produced by Conventional Casting Process*. Materials, 2021. **14**(14): p. 3971.
96. Grażyna, M.-N., et al., *Microstructure and Properties of As-Cast and Heat-Treated 2017A Aluminium Alloy Obtained from Scrap Recycling*. Materials, 2021. **14**(1): p. 89.
97. Pansuwan, J. and S. Numsaraphatnuek, *Study of Strengthening of Aluminum in Aircraft Structure by Aging Heat Treatment*. Srinakharinwirot University Engineering Journal, 2022. **17**(2): p. 16 - 30.
98. Whalen, S., et al., *Effect of high iron content on direct recycling of unhomogenized aluminum 6063 scrap by Shear Assisted Processing and Extrusion*. Journal of Manufacturing Processes, 2023. **97**: p. 115-124.
99. Bachurin, D.V., R.T. Murzaev, and A.A. Nazarov, *Ultrasonic influence on evolution of disordered dislocation structures*. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 2017. **25**(8): p. 085010.
100. Shi, C., et al., *Effect of Ultrasonic Melt Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of 35CrMo Steel Casting*. IOP Conference Series: Earth and Environmental Science, 2018. **108**(2): p. 022061.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

101. Nikzad Khangholi, S., et al., *Investigation on electrical conductivity and hardness of 6xxx aluminum conductor alloys with different Si levels*. MATEC Web of Conferences, 2020. **326**: p. 08002.
102. Mikolajčik, M., et al., *Effect of Higher Iron Content and Manganese Addition on the Corrosion Re-sistance of AlSi7Mg0.6 Secondary Alloy*. Manufacturing Technology, 2022. **22**.
103. Delijić, K., B. Markoli, and I. Naglič• , *The Influence of the Chemical Composition on the Corrosion Performances of Some Al-Fe-Si, Al-Mg-Si and Al-Mg-Mn Type of Alloys*. Metallurgical and Materials Engineering, 2014. **20**(4): p. 217-234.
104. Zhou, B., et al., *Microstructure evolution of recycled 7075 aluminum alloy and its mechanical and corrosion properties*. Journal of Alloys and Compounds, 2021. **879**: p. 160407.
105. Wiengmoon, A., et al., *Effects Of T6 Heat Treatment With Double Solution Treatment On Microstructure, Hardness And Corrosion Resistance Of Cast Al-Si-Cu Alloy*. Archives of Metallurgy and Materials, 2015. **60**.
106. El-Aziz, A.M., M.A. El-Hady, and W. Khlifa, *Effect of High Intensity Ultrasonic Treatment on the Microstructure, Corrosion and Mechanical Behaviour of AC7A Aluminum Alloy*, in *Light Metals 2016*, E. Williams, Editor. 2016, Springer International Publishing: Cham. p. 721-724.
107. Zheng, Y., et al. *Study of the Precipitation Hardening Behaviour and Intergranular Corrosion of Al-Mg-Si Alloys with Differing Si Contents*. Metals, 2017. **7**, DOI: 10.3390/met7100387.
108. Chen, P., et al., *Relationship between Heat Treatments and Corrosion of Al-Si-Mg Casting Alloy*. Advanced Materials Research, 2014. **900**: p. 96-99.

# ประวัติผู้เขียน

ชื่อ-นามสกุล นาย ธวัชชัย ตั้งสุขสันต์  
วัน เดือน ปีเกิด 3 มิถุนายน 2543 ที่กาญจนบุรี  
ที่อยู่ บ้านเลขที่ 218 หมู่ 6 ต.บลวังขนาย อ.ภอท่าม่วง จังหวัดกาญจนบุรี  
รหัสไปรษณีย์ 71110

## ประวัติการศึกษา:

2560 มัธยมศึกษาตอนปลาย  
โรงเรียนสารสิทธิ์พิทยาลัย อ.บ้านโป่ง จ.ราชบุรี  
2564 วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมออกแบบการผลิตและวัสดุ  
(เกียรตินิยมอันดับ 1 เหรียญทอง)  
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง  
2566 วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม  
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

## งานประชุมวิชาการ:

2566 - Tangsuksan, T., Yuangyai, C., Pandee, P., Limmaneevichitr, C., Eskin, D.G., and Chankitmunkong, S., 2023. "Effect of Heat Treatment Parameters on Hardness of Al-Fe Alloy Mixed With Recycled Aluminum Cans", **The 14<sup>th</sup> Thailand Metallurgy Conference**, 21-23 November 2023, Thailand.

(ได้รับรางวัลชมเชยในการนำเสนอแบบปากเปล่า Heat Treatment and Surface Engineering)

2567 - Tangsuksan, T., Yuangyai, C., Pandee, P., Limmaneevichitr, C., and Chankitmunkong, S., 2024. "Multi-Response Optimization of Heat Treatment Parameters for Al-Fe Alloy Containing Used Aluminum Beverage Cans", **The Conference of Industrial Engineering Network (IE NETWORK 2024)**, 15-17 May 2024, Thailand.

- Tangsuksan, T., Pandee, P., Limmaneevichitr, C., Eskin, D.G., and Chankitmunkong, S., 2024. "Utilization of Used Aluminum Beverage Cans and Ultrasonic Melt Processing for Improving

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นิยมนำไปเผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาต  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Microstructure and Properties of Hypereutectic Al-Fe Alloy”,  
The 15th National Conference of Industrial Operations  
Development (CIOD 2024), 23 May 2024, Thailand.



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้