Research Article
Journal of Advanced Development in Engineering and Science
Vol.16 ● No.46 • May – August 2026

การจำลองพฤติกรรมการเสื่อมสภาพของอะลูมิเนียมผสมเกรด 6061-T6 หลังผ่านกระบวนการบ่มแข็งแบบสองขั้นตอน

Simulation of Degradation Behavior of 6061-T6 Aluminum Alloy after Two-Step Aging Treatment

อมรศักดิ์ มาใหญ่[1] ชัยวัฒน์ พีรทัตสุวรรณ[1] พีรเดช สุวิทยารักษ์[1]
วัชรินทร์ ดงบัง[2] และ ธีร์ เชาวนนทปัญญา[3*]
Amornsak Mayai[1], Chaiyawat Peeratatsuwan[1],
Peeradaech Suwittayaruk[1], Watcharin Dongbang[2]
and Thee Chowwanonthapunya[3*]

Received: 31 July 2025
Revised: 30 May 2026
Accepted: 5 June 2026

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ศึกษาพฤติกรรมการเสื่อมสภาพของสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมผสมเกรด 6061-T6 หลังผ่านกระบวนการบ่มแข็งแบบสองขั้นตอน การทดลองเริ่มจากการอบชิ้นงานที่อุณหภูมิ 530 °C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ชุบให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำ และบ่มแข็งขั้นตอนแรกที่ 175 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง จากนั้นกำหนดตัวแปรต้นในการบ่มแข็งขั้นตอนที่สองเป็นอุณหภูมิ 5 ระดับ (100, 150, 200, 250 และ 300 °C) และเวลา 5 ระดับ (8, 12, 16, 20 และ 24 ชั่วโมง) การวิเคราะห์จลนพลศาสตร์การเสื่อมสภาพและอัตราการแพร่ของอะตอมโดยใช้วิธีคำนวณผ่านสมการอาร์เรเนียสและการคำนวณขนาดตะกอนเฟส ทำการทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM E8 และวิเคราะห์ความแปรปรวนเชิงสถิติ ผลจากการตรวจสอบชิ้นงานด้วยวิธีพินิจ พบว่าชิ้นงานในทุกสภาวะเกิดการแตกหักแบบเหนียว โดยมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัวมากกว่า 10% ผลจากการทดสอบสมบัติทางกล พบว่าในช่วงอุณหภูมิต่ำ (100 °C–150 °C) ความแข็งแรงครากมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องตามระยะเวลา

[1]คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลอีสาน นครราชสีมา ประเทศไทย 30000
[1]Faculty of Engineering and Technology, Rajamangala University of Technology Isan, Nakornratchasima, Thailand 30000
[2]คณะวิทยาศาสตร์ พลังงานและสิ่งแวดล้อม มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าพระนครเหนือ (วิทยาเขตระยอง) ระยอง ประเทศไทย 21120
[2]Faculty of Science, Energy and Environment, King Mongkut's University of Technology North Bangkok (Rayong Campus), Rayong, Thailand 21120
[3]คณะพาณิชยนาวีนานาชาติ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ วิทยาเขตศรีราชา ชลบุรี ประเทศไทย 20230
[3]Faculty of International Maritime Studies, Kasetsart University Sriracha Campus, Chonburi, Thailand 20230
[*]ผู้นิพนธ์ประสานงาน (Corresponding author) e-mail: thee.c@ku.th

และพบว่าในช่วงอุณหภูมิสูง (250 ℃–300 ℃) เกิดการเสื่อมสภาพของสมบัติทางกลเนื่องจากเกิดสภาวะการบ่มเกิน จากแบบจำลองทางคณิตศาสตร์และการจำลองพฤติกรรมที่สร้างขึ้นบนฐานจลนพลศาสตร์การแพร่มีความแม่นยำสูงในการทำนายแนวโน้มการลดลงของความแข็งแรงคราก ตามฟังก์ชันของเวลาและอุณหภูมิ ซึ่งเป็นเครื่องมือที่มีประสิทธิภาพสำหรับการประเมินอายุการใช้งานเพื่อความปลอดภัยของชิ้นส่วนอะลูมิเนียมผสม 6061-T6 ในสภาพการใช้งานที่ต้องสัมผัสความร้อนสูงอย่างต่อเนื่อง

คำสำคัญ: อะลูมิเนียมผสม 6061-T6 การบ่มแข็งแบบสองขั้นตอน การตกตะกอนแข็ง พฤติกรรมการเสื่อมสภาพ สมการอาร์เรเนียส

ABSTRACT

This research investigates the thermal degradation behavior of the mechanical properties of 6061-T6 aluminum alloy subjected to a two-step artificial aging treatment. The experimental procedure initiated with solution heat treatment at 530 ℃ for 2 hours, followed by rapid water quenching. The specimens were then subjected to the first-step aging at 175 ℃ for 8 hours. Subsequently, the second-step aging (Double Age) parameters were designated as the independent variables, comprising five temperature levels (100, 150, 200, 250, and 300 ℃) and five duration intervals (8, 12, 16, 20, and 24 hours). Degradation kinetics and atomic diffusion rates were evaluated using the Arrhenius equation coupled with precipitate size calculations. Uniaxial tensile tests were performed in accordance with the ASTM E8 standard, and the resulting data were evaluated using analysis of variance (ANOVA). Visual inspection of the fractured specimens revealed that ductile fracture occurred across all experimental conditions, with the percentage of elongation exceeding 10%. Mechanical testing results indicated that within the lower temperature regime (100 ℃–150 ℃), the yield strength exhibited a continuous upward trend over time. Conversely, within the elevated temperature regime (250 ℃–300 ℃), a severe degradation of mechanical properties was observed due to the over-aging effect. The mathematical model and behavior simulation developed based on diffusion kinetics demonstrated high predictability and precision in forecasting the declining trend of yield strength as a function of both time and temperature. Consequently, this model serves as an effective tool for structural health monitoring and service life assessment to ensure the safety of 6061-T6 aluminum components exposed to continuous high-temperature environments.

Keywords: 6061-T6 Aluminum Alloy; Two-Step Aging; Precipitation Hardening; Degradation Behavior; Arrhenius Equation

บทนำ

อะลูมิเนียมและอะลูมิเนียมผสม (Aluminum and Aluminum Alloys) เป็นวัสดุทางวิศวกรรมที่มีการใช้งานอย่างกว้างขวางในหลายอุตสาหกรรม เช่น ยานยนต์ อากาศยาน พลังงาน และการผลิต เป็นต้น [1, 2] เนื่องจากมีน้ำหนักเบา ทนทานต่อการกัดกร่อน และมีอัตราส่วนความแข็งแรงต่อน้ำหนักสูง โดยอะลูมิเนียมสามารถจำแนกเป็น 2 กลุ่มหลักได้แก่ กลุ่มอะลูมิเนียมผสมรีดขึ้นรูป (Wrought Alloys) และกลุ่มอะลูมิเนียมผสมหล่อ (Casting Alloys) โดยในแต่ละกลุ่มยังสามารถจำแนกเป็นกลุ่มย่อยได้อีก 2 กลุ่มย่อยตามกระบวนการบ่มแข็ง คือกลุ่มที่ไม่สามารถบ่มแข็งได้จะเพิ่มความแข็งแรงได้ด้วยการขึ้นรูปเย็น (Work Hardening) และกลุ่มที่สามารถเพิ่มความแข็งแรงโดยการบ่มแข็ง (Age Hardening or Precipitation Hardening) [3, 4] ซึ่งกระบวนการบ่มแข็งเป็นกลไกการเพิ่มความแข็งแรง (Strengthening Mechanisms) ได้สูงถึง 29 เท่าเมื่อเทียบกับอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ ในขณะที่กลไกอื่นๆ เช่น การกระจายตัวของอนุภาคเฟสที่สองเพิ่ม 8.8 เท่า กระบวนการขึ้นรูปเย็นเพิ่ม 8.8 เท่า และกลไกสารละลายของแข็งเพิ่ม 2.4 เท่า [5] ดังนั้นจึงมีงานวิจัยต่างๆ จำนวนมากที่ทำการศึกษาเกี่ยวกับปัจจัยสำคัญที่มีผลต่อกระบวนการบ่มแข็ง ตลอดจนกลไกการตกตะกอนที่ส่งผลต่อสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสมโดยเฉพาะเกรด 6061-T6 เช่น งานวิจัยที่ได้รับการยอมรับอย่างกว้างขวางและนับเป็นรากฐานสำคัญทางทฤษฎีที่อธิบายถึงกลไกการบ่มแข็งของ Edwards et al. [6, 7] เขาได้ทำการวิเคราะห์ศึกษาพฤติกรรมการตกตะกอนที่เกิดขึ้นในช่วงแรกของการบ่มแข็ง (Aging) โดยเทคนิค Atom Probe Field Ion Microscopy (APFIM) พบว่าขั้นตอนแรกจะเกิดการแยกตัวของอะตอม Si และอะตอม Mg ออกจากโลหะพื้น จากนั้นอะตอม Mg จะเริ่มเคลื่อนที่ไปรวมตัวกับอะตอม Si เกิดเป็น Co-Clusters จากนั้นเติบโตเป็นตะกอนรูปทรงเข็มของ Beta" (β") ที่มีความละเอียดสูงในอัตราส่วน Mg ต่อ Si อยู่ที่ประมาณ 1:1 ซึ่งต่างจากแนวคิดเดิมที่ว่าอะตอม Mg และอะตอม Si ได้รวมตัวกันอยู่ในรูป Mg_2Si หรือ 2:1 จากนั้นเขาได้ใช้เทคนิค TEM (Transmission Electron Microscopy) และ High Resolution Transmission Electron Microscopy (HRTEM) ในการวิเคราะห์เพื่อยืนยันลำดับการตกตะกอนของ Al-Mg-Si ดังนี้ GP Zone (Rod) → β" (Needle) → β' (Rod) → β (Plate) ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยอื่นๆ ตามลำดับดังนี้ Murayama et al. [8] ศึกษาช่วงเริ่มต้นของการเกิดนิวเคลียสโดยเทคนิค HRTEM พบว่าในขั้นตอนการ Quenching จะทำให้เกิดช่องว่างจำนวนมากขึ้นในโครงสร้างผลึก (Vacancies) ช่องว่างดังกล่าวมีส่วนช่วยให้อะตอม Mg และอะตอม Si คืออะตอมเริ่มต้นในการรวมตัวเกิดเป็น Cluster และเติบโตเกิด GP Zones ได้อย่างรวดเร็วในช่วงเริ่มต้น Matsuda et al. [9] ได้ยืนยันถึงสภาวะ Peak-aged (T6) โดยเทคนิค HRTEM พบว่าตะกอน Beta" (β") มีโครงสร้างผลึกแบบ Monoclinic มีลักษณะแบบเข็มยาว (Needle-Like) ที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 2-4 nm เติบโตในทิศทาง <100> ของอะลูมิเนียม Zandbergen et al. [10] ได้ศึกษาความต่อเนื่องของอนุภาคตะกอน Beta" (β") โดยเทคนิค HRTEM พบว่ามีความต่อเนื่องระหว่าง Beta" (β") และโลหะพื้นอะลูมิเนียม (Al-Matrix) ที่สมบูรณ์ (Coherency) Derby et al. [11] ได้ศึกษาขนาดและปริมาณตะกอนในสภาวะ T6 โดยเทคนิค TEM พบว่าค่า Yield Strength สูงสุด (Peak Strength) สัมพันธ์กับขนาดและความหนาแน่นของ Beta" (β") เนื่องจาก Dislocation จะเคลื่อนที่ผ่านตะกอนมีความละเอียดและกระจายตัวหนาแน่นได้ยากที่สุด (Dislocation- Cutting -Hardest) Wang et al. [12] ได้ศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิบ่มต่อการเกิดเฟสของ Beta' (β') (การเปลี่ยนรูปสู่ช่วง Over-Aging) โดยเทคนิค TEM พบว่าเมื่อเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้นหรือการใช้อุณหภูมิสูงต่อเนื่องในการบ่มแข็งทำให้เกิดปรากฏการณ์การบ่มเกิน (Over-Aging) จะทำให้ตะกอนรูปเข็มของ Beta" (β") เติบโตเพิ่มขึ้นและเปลี่ยนเป็นเฟส Beta' (β') ที่มีลักษณะเป็นรูปแท่ง (Rod-Like) ทำให้ความต่อเนื่องกับโลหะพื้นอะลูมิเนียมลดลง (Semi-Coherency) และเติบโตเพิ่มมากขึ้นเป็นเฟส Beta (β) โดยกลไกเริ่มจากอะตอม

ของตะกอนขนาดเล็กละลายกลับเข้าไปในโลหะพื้นของอะลูมิเนียมแล้วเคลื่อนที่ไปรวมตัวกับตะกอนขนาดใหญ่ทำให้ตะกอนขนาดใหญ่เติบโตขึ้น (Ostwald Ripening) ซึ่งเฟสที่เกิดขึ้นมีลักษณะแบบเกล็ดขนาดใหญ่ของสารประกอบ Mg_2Si ซึ่งไม่เกิดความต่อเนื่องกับโลหะพื้นอะลูมิเนียม (Incoherency) และระยะห่างระหว่างตะกอนเพิ่มขึ้น ส่งผลให้ความแข็งแรงของวัสดุลดลงอย่างรวดเร็วเนื่องจาก Dislocation สามารถเลี้ยวอ้อม (Orowan Looping) ผ่านเฟส Beta (β) ไปได้ง่ายส่งผลให้ความแข็งแรงจึงลดลงอย่างรวดเร็ว

จากปัญหาสำคัญของการใช้งานอะลูมิเนียมผสม 6061-T6 ภายใต้สภาวะความร้อนต่อเนื่องคือการเกิดปรากฏการณ์การบ่มเกิน (Over-Aging) ซึ่งปรากฏการณ์ดังกล่าวสามารถอธิบายได้โดยจลนพลศาสตร์การแพร่ของ Arrhenius ดังสมการที่ 1 [5] เป็นการคำนวณหาค่าสัมประสิทธิ์การแพร่จากสมการ Arrhenius โดย D คือค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ D_0 คือปัจจัยก่อนเอกซ์โพเนนเชียล (m^2/s) Q คือพลังงานกระตุ้น (J/mol) R คือค่าคงที่ของแก๊ส (J/mol•K)) และ T คืออุณหภูมิสัมบูรณ์ (K)

$$D = D_0 \exp\left(-Q/RT\right) \tag{1}$$

ดังนั้นเมื่ออุณหภูมิหรือเวลาเพิ่มขึ้นอัตราการแพร่ของอะตอม Mg และ Si จะสูงขึ้นแบบเอกซ์โพเนนเชียลซึ่งค่าสัมประสิทธิ์การแพร่จะส่งผลโดยตรงต่อการเติบโตของอนุภาคตกตะกอนดังสมการที่ 2 [13-17] เป็นการคำนวณย้อนกลับจากสมบัติทางกล (Mechanical Property Back-Calculation) โดย G คือโมดูลัสเฉือนของอลูมิเนียม (N/m^2) b คือเบอร์เกอร์เวกเตอร์ (m) f คือสัดส่วนปริมาตรตะกอนประมาณการ C คือค่าคงที่ เชิงกลไก (Cutting = 0.045 และ Orowan ≈ 0.81) และ $\Delta\delta_P$ คือค่าสมบัติทางกลจากการทดลอง

$$r = \frac{C_{orowan} \cdot G \cdot b \cdot f^{1/2}}{\Delta\delta_P} \tag{2}$$

สมการที่ 3 [18-24] เป็นการคำนวณโดยการจำลองจลนพลศาสตร์การเติบโตที่ควบคุมด้วยการแพร่ (Diffusion-Controlled Growth Model) โดย r คือขนาดของอนุภาคตะกอน (m) α คือปัจจัยการเติบโตแบบไร้มิติ (Dimensionless Growth Parameter) ซึ่งคำนวณได้จากระดับความอิ่มตัวตัวถูกละลาย (Supersaturation Degree) ในพื้นอะลูมิเนียม (Al-matrix) t คือระยะเวลาในการบ่มแข็ง (s) และ D คือสัมประสิทธิ์การแพร่

$$r = \alpha\sqrt{D \cdot t} \tag{3}$$

ซึ่งค่าสัมประสิทธิ์การแพร่และการเติบโตของอนุภาคตกตะกอนที่อุณหภูมิสูงส่งผลให้สมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสม 6061-T6 เสื่อมสภาพลงอย่างรวดเร็ว ดังนั้นเพื่อศึกษาถึงการเสื่อมสภาพซึ่งจะเป็นแนวทางนำไปสู่การเพิ่มความเสถียรทางความร้อนและปรับปรุงประสิทธิภาพของกระบวนการบ่มแข็ง จึงได้มีงานวิจัยจำนวนมากทำการศึกษาถึงการบ่มแข็งแบบสองขั้นตอน (Two-Step Aging or Double Aging) และจำลองการเสื่อมสภาพดังนี้ Chen, B., & Zhang, X. [25] ได้ศึกษาถึงอิทธิพลของการบ่มแข็งแบบสองขั้นตอนต่อความต้านทานการกัดกร่อนและสมบัติทางกลของรอยเชื่อม 6061-T6 พบว่าการบ่มแข็งขั้นตอนแรกที่อุณหภูมิต่ำก่อนและบ่มแข็งขั้นตอนที่สองที่อุณหภูมิสูงช่วยปรับปรุงทั้งความแข็งแรงและความต้านทานการกัดกร่อนในบริเวณรอยเชื่อมได้ เนื่องจากช่วยให้ตะกอน Beta" (β") มีขนาดเล็กลงและกระจายตัวหนาแน่นขึ้นและช่วยลดความต่อเนื่องของตะกอนบริเวณขอบเกรน (Grain Boundary Precipitates) ทำให้การกัดกร่อนตามขอบเกรน (Intergranular Corrosion) ลดลง Liu, J., et al. [26] ได้ศึกษาการหาค่าความเหมาะสมของตารางการบ่มแข็งหลายขั้นตอนสำหรับ 6061 โดยใช้ Genetic Algorithms ร่วมกับการตรวจสอบด้วยเทคนิค TEM พบว่าการใช้ Genetic Algorithms (GA) สามารถช่วยค้นหาวงจรความร้อน (Heating Cycles) ที่ให้ค่าความแข็งแรงสูงสุดโดยใช้เวลาน้อยที่สุด ทำให้ช่วยลดเวลาการผลิตลงได้มากกว่า 30% และ Nguyen, T. Q., &

Park, K. [27] ได้ศึกษาการใช้ Machine Learning ทำนายพฤติกรรมการเสื่อมสภาพของ 6061-T6 ภายใต้สภาวะอุณหภูมิสูง พบว่า Machine Learning สามารถหาความสัมพันธ์ระหว่างเวลา-อุณหภูมิ และการขยายขนาดของตะกอน (Coarsening) ได้ดีโดยเฉพาะในช่วงสภาวะบ่มเกิน (Over-Aging) จากการสำรวจงานวิจัยที่ผ่านมาทำให้ทีมวิจัยสนใจที่จะศึกษาการจำลองพฤติกรรมการเสื่อมสภาพของสมบัติเชิงกลในอะลูมิเนียมผสม 6061-T6 หลังผ่านกระบวนการบ่มแข็งแบบสองขั้นตอน เพื่อเป็นแนวทางในเลือกใช้อุณหภูมิในการบ่มแข็งแบบสองขั้นตอน พร้อมเป็นข้อมูลสำหรับการป้องกันการเสื่อมสภาพในขณะใช้งานและเพิ่มประสิทธิภาพกระบวนการบ่มแข็ง

วิธีดำเนินการวิจัย

การศึกษาการจำลองพฤติกรรมการเสื่อมสภาพของสมบัติเชิงกลในอะลูมิเนียมผสม 6061-T6 หลังผ่านกระบวนการบ่มแข็งแบบสองขั้นตอนมีวิธีดำเนินการวิจัย ดังนี้

1.วัสดุที่ใช้ในการทดลอง

วัสดุที่ใช้ในการทดลอง ได้แก่ อะลูมิเนียมผสม Al-Mg-Si เกรด 6061-T6 โดยมีส่วนประกอบทางเคมีแสดงในตารางที่ 1 ทำการเตรียมชิ้นงานทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM E8 แสดงในรูปที่ 1

2.การออกแบบการทดลอง

2.1 ตัวแปรควบคุม ได้แก่ การบ่มแข็งขั้นตอนแรกมี 3 ขั้นตอนดังนี้ การอบให้เป็นสารละลายเนื้อเดียวที่อุณหภูมิ 530 ℃ เป็นเวลา 2 ชั่วโมง จากนั้นทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำที่อุณหภูมิห้อง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 175 ℃ เป็นเวลา 8 ชั่วโมง

2.2 กำหนดตัวแปรต้นของการทดลองเป็นอุณหภูมิบ่มแข็งขั้นตอนที่สองมี 5 ระดับ ได้แก่ 100, 150, 200, 250 และ 300 ℃ และเวลาในการบ่มแข็งขั้นตอนที่สองมี 5 ระดับ ได้แก่ 8, 12, 16, 20 และ 24 ชั่วโมง โดยทำการทดลองปัจจัยละ 5 ครั้ง และกำหนดตัวแปรตามเป็นสมบัติทางกล

3.จำลองหาค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ของการบ่มแข็งขั้นตอนแรกที่อุณหภูมิ 175 ℃ และบ่มแข็งขั้นตอนที่สองที่อุณหภูมิ 100, 150, 200, 250 และ 300 ℃ ของอะตอม Mg และอะตอม Si จากสมการที่ 1 จากนั้นคำนวณหาขนาดของตะกอนเฟส beta" (β") ที่เวลาบ่มแข็ง 8, 12, 16, 20 และ 24 ชั่วโมง จากสมการที่ 2 และ 3

4.ตรวจสอบและทดสอบผลการทดลอง

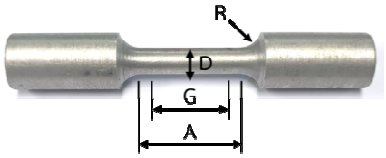
ทดสอบสมบัติทางกลของชิ้นงานทดสอบโดยทำการทดสอบแรงดึงที่ความเร็ว 1 มม./นาที จากนั้นทำการตรวจสอบชิ้นงานภายหลังการทดสอบแรงดึงด้วยวิธีพินิจ

5.วิเคราะห์ผลการทดลอง

ใช้หลักการเชิงสถิติทำการวิเคราะห์ความแปรปรวนแบบสองทาง (Two-Way ANOVA) และวิเคราะห์ค่าสัมประสิทธิ์อิทธิพลของตัวแปรในการทดลอง

Table 1 Chemical composition of 6061-T6 Al–Mg–Si alloy

Composition (wt%)	Si	Mg	Fe	Cu	Cr	Zn	Ti	Al
6061-T6 (Standard) [3]	0.40-0.80	0.80-1.20	0.20 (max)	0.15-0.27	0.04-0.35	0.25 (max)	0.15 (max)	Bal.
6061-T6 (Specimens)	0.61	1.03	0.19	0.27	0.08	0.01	0.01	Bal.



Gage Length: G	Diameter: D	Radius of Fillet: R	Length of Reduced Section: A
50.0 mm ± 0.1	12.5 mm ± 0.2	10.0 mm	56.0 mm

Figure 1 Dimensions of the tensile test specimen according to ASTM E8 [28]

ผลการวิจัยและอภิปรายผล

1.ผลการตรวจสอบด้วยวิธีพินิจ

การตรวจสอบชิ้นงานภายหลังทดสอบแรงดึงแสดงในรูปที่ 2 ด้วยวิธีพินิจ พบว่าชิ้นงานทดสอบแรงดึงในทุกปัจจัยการทดลองเกิดคอคอด (Necking) และเกิดการแตกหักภายในตำแหน่งความยาวเกจ (Gage Length: G) ผิวหน้ารอบแตกหักมีลักษณะหยาบ เมื่อพิจารณาเปอร์เซ็นต์การยืดตัวพบว่าทุกปัจจัยการทดลองมีค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวมากกว่า 10 เปอร์เซ็นต์ แสดงให้เห็นว่าชิ้นงานทดสอบมีความสามารถในการเปลี่ยนรูปได้ก่อนที่จะขาดออกจากกัน ซึ่งเป็นการแตกหักแบบเหนียว (Ductile Fracture) [29]

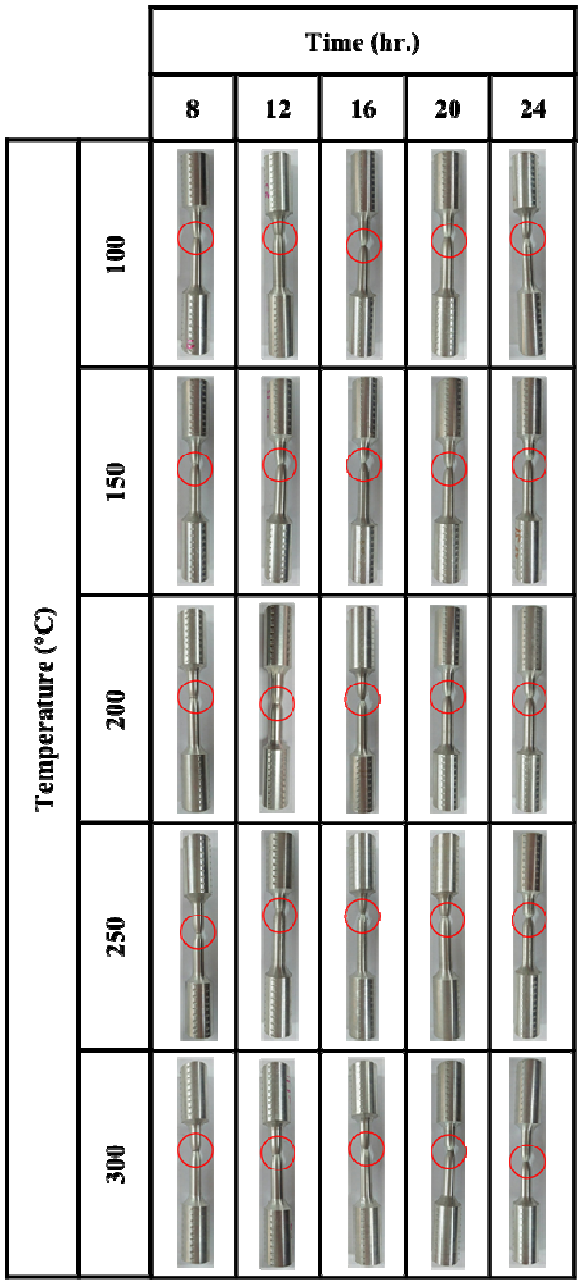


Figure 2 Representative specimens after tensile testing

2.ผลการทดสอบสมบัติทางกล

จากรูปที่ 3 และตารางที่ 2-4 แสดงผลการทดสอบสมบัติทางกล ค่าจากการคำนวณสัมประสิทธิ์การแพร่ของอุณหภูมิบ่มแข็ง และขนาดของอนุภาคตกตะกอนจากเวลาบ่มแข็งที่ได้จากการทดลองของอะลูมิเนียมผสม 6061-T6 ที่ผ่านการบ่มแข็งแบบขั้นตอนเดียวและสองขั้นตอน โดยใช้อุณหภูมิบ่มในขั้นตอนที่สองในช่วง 100–300 ℃ และเวลาในช่วง 8–24 ชั่วโมง เปรียบเทียบกับสภาวะบ่มขั้นตอนเดียว พบว่าอิทธิพลของอุณหภูมิการบ่มแข็งในขั้นตอนสองส่งผลต่อสมบัติทางกลดังนี้

2.1 ช่วงอุณหภูมิบ่มแข็งที่ส่งผลต่อการเพิ่มขึ้นของสมบัติทางกล

2.1.1 อุณหภูมิ 100 ℃ พบว่าที่ช่วงเวลา 8-16 ชั่วโมง เป็นช่วงที่สมบัติทางกลเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่อง โดยมีขนาดของอนุภาคจากการคำนวณอยู่ในช่วง 0.84-1.15 nm จากนั้นในช่วงเวลา 20-24 ชั่วโมง เป็นช่วงเวลาที่เริ่มเกิดสภาวะ Peak-Aging โดยมีขนาดของอนุภาคจากการคำนวณอยู่ในช่วง 1.72-4.31 nm และพบว่าที่เวลา 24 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งแรงครากสูงสุดที่ 338.9 MPa และค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดที่ 354.4 MPa

2.1.2 อุณหภูมิ 150 ℃ พบว่าที่เวลา 8 ชั่วโมง สมบัติทางกลเพิ่มขึ้นจากการบ่มแข็งในขั้นตอนแรกอย่างรวดเร็ว ดังนี้ค่าความแข็งแรงคราก 330.3 MPa และค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด 339.3 MPa โดยมีขนาดของอนุภาคจากการคำนวณที่ 0.85 nm จากนั้นในช่วงเวลา 12-24 ชั่วโมง เป็นช่วงเริ่มเกิดสภาวะ Peak-Aging โดยมีค่าสมบัติทางกลแสดงในตารางที่ 3 และมีขนาดของอนุภาคจากการคำนวณอยู่ในช่วง 0.92-5.43 nm และพบว่าที่เวลา 24 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งแรงครากสูงสุดที่ 351.9 MPa และค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดที่ 364.3 MPa

2.2 ช่วงอุณหภูมิบ่มแข็งที่ส่งผลต่อการเสื่อมสภาพของสมบัติทางกล

2.2.1 พบว่าที่อุณหภูมิ 200 ℃ ที่ช่วงเวลา 8 ชั่วโมง มีค่าความแข็งแรงครากเพิ่มขึ้น การบ่มแข็งขั้นตอนแรกที่ 206.5 MPa เป็น 242.3 MPa โดยมีขนาดของอนุภาคจากการคำนวณที่ 0.85 nm จากนั้นจะเข้าสู่ช่วงการบ่มเกินช้าๆ อย่างต่อเนื่องในช่วงเวลา 12-24 ชั่วโมง โดยมีขนาดของอนุภาคจากการคำนวณอยู่ในช่วง 0.96-6.98 nm

2.2.2 ที่อุณหภูมิ 250 ℃ และ 300 ℃ พบว่าการบ่มแข็งแบบสองขั้นตอนในทุกช่วงอุณหภูมิจะเกิดการเสื่อมสภาพของสมบัติทางกล หรือเข้าสู่ช่วงการบ่มเกินทันทีอย่างรวดเร็วในช่วงเวลา 8-12 ชั่วโมง จากนั้นจะเกิดการเสื่อมสภาพของสมบัติทางกลอย่างต่อเนื่องช้าๆ ในช่วงเวลา 16-24 ชั่วโมง และพบว่าที่อุณหภูมิ 300 ℃ จะเกิดการเสื่อมสภาพของสมบัติทางกลรุนแรงที่สุดในทุกช่วงเวลาดังแสดงในตารางที่ 2 และรูปที่ 3

Table 2 Mechanical test results

Age (Step) /Time (hr.)		Temperature (℃) / Mechanical Properties (MPa)									
		100 ℃		150 ℃		200 ℃		250 ℃		300 ℃	
		YS	TS	YS	TS	YS	TS	YS	TS	YS	TS
First	0	206.5	282.8	206.5	282.8	206.5	282.8	206.5	282.8	206.5	282.8
Double Age	8	266.3	309.9	330.3	339.3	242.3	269.8	201.4	227.1	100.1	146.6
	12	308.5	327.2	336.2	342.8	234.6	263.8	172.9	204.8	96.7	142.2
	16	328.1	341.9	347.6	352.3	227.1	261.8	162.1	186.4	91.4	132.9
	20	333.2	349.7	348.8	359.7	219.3	258.8	151.8	184.3	82.4	122.7
	24	338.9	354.4	351.9	364.3	211.1	249.6	145.1	183.5	78.5	120.8

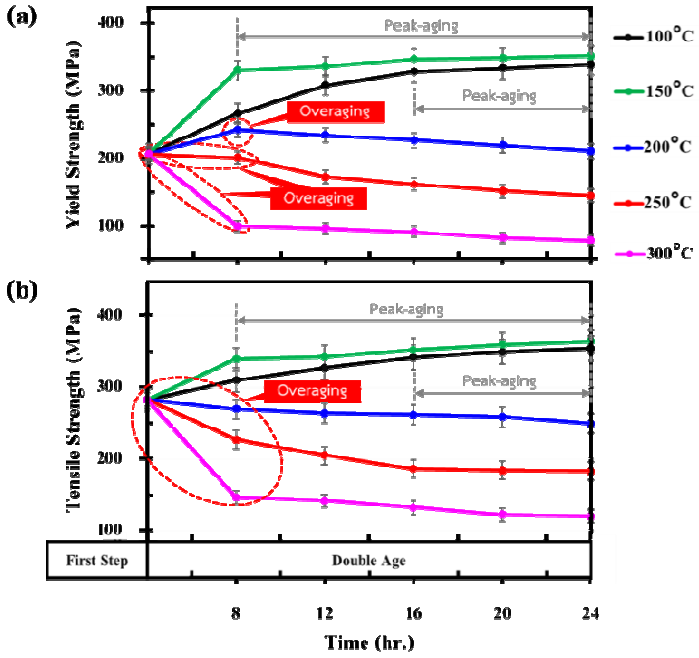


Figure 3 Effect of two-step aging time on (a) yield strength and (b) ultimate tensile strength

Table 3 Calculated diffusion coefficients at different aging temperatures

Age (Step) / Temperature (°C)		Variables			
		T (°K)	1/T (K^{-1})	D (m^2/s)	Ln(D)
First	175	448.15	0.002231	1.79×10^{-19}	-43.17
Double Age	100	373.15	0.002680	8.16×10^{-23}	-50.86
	150	423.15	0.002363	1.73×10^{-20}	-45.51
	200	473.15	0.002114	1.21×10^{-18}	-41.25
	250	523.15	0.001912	5.12×10^{-17}	-37.51
	300	573.15	0.001745	1.90×10^{-15}	-33.90

Table 4 Calculated precipitate sizes

Age (Step) /Time (hr.)		Temperature (°C)/Precipitate Particles Size (nm) by Equations 2 and 3.									
		100°C		150°C		200°C		250°C		300°C	
		A(2)	L(3)	A(2)	L(3)	A(2)	L(3)	A(2)	L(3)	A(2)	L(3)
First	0	0.83	4.36	0.83	4.36	0.83	4.36	0.83	4.36	0.83	4.36
Double Age	8	0.84	4.37	0.85	4.37	0.85	4.37	0.86	4.37	0.86	4.37
	12	0.89	6.27	0.92	6.69	0.96	7.05	1.01	7.37	1.05	7.65
	16	1.15	19.39	1.24	22.75	1.33	25.55	1.44	28.05	1.55	30.34
	20	1.72	100.93	1.95	122.61	2.22	140.71	2.53	156.88	2.93	171.69
	24	4.31	633.28	5.43	774.55	6.98	892.48	8.62	997.71	11.28	1,093.68

3. อภิปรายผลผลการวิจัย

3.1 กลไกการเพิ่มความแข็งแรงในช่วง Peak-Aging

จากการศึกษางานวิจัยที่เกี่ยวข้อง [6-25] สามารถสรุปดังแสดงในรูปที่ 4 โดยอธิบายถึงกลไกการเพิ่มความแข็งแรงในช่วงอุณหภูมิบ่มขั้นตอนที่สองที่ 100 ℃ ถึง 150 ℃ ได้ด้วยทฤษฎี Thermodynamic Driving Force ซึ่งพบว่าความร้อนในช่วงนี้เพียงพอที่จะกระตุ้นให้เกิดนิวเคลียสของตะกอนเฟสแต่ไม่สูงพอที่จะทำให้เกิดการเติบโตที่หยาบเกินไป ซึ่งตะกอนหลักที่เกิดขึ้นในช่วงนี้คือเฟส Beta" (β") ซึ่งมีลักษณะเป็นเข็มขนาดเล็ก (Needle-Like) กระจายตัวอย่างหนาแน่นและสม่ำเสมอในผลึกอะลูมิเนียม โดยตะกอนเฟสนี้มีความเชื่อมโยงกับโครงสร้างผลึกของโลหะพื้นอะลูมิเนียมสูง (High Coherency) จึงทำให้เกิดความเค้นรอบตะกอนเฟสจึงทำให้สามารถขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันได้อย่างมีประสิทธิภาพสูงสุดตามกลไก Dislocation-Cutting Mechanism ส่งผลให้สมบัติทางกลเพิ่มขึ้นถึงจุดสูงสุดทั้งสองอุณหภูมิคือ 100 ℃ และ 150 ℃ ที่เวลา 24 ชั่วโมง

3.2 กลไกการเสื่อมสภาพของสมบัติทางกลในช่วงบ่มเกิน

กลไกการเสื่อมสภาพของสมบัติทางกลจะเกิดเมื่ออุณหภูมิบ่มแข็งแบบสองขั้นตอนเพิ่มสูงขึ้นตั้งแต่ 200 ℃ ขึ้นไป สมบัติทางกลของวัสดุจะลดลงอย่างรวดเร็วและรุนแรงที่สุดที่อุณหภูมิ 300 ℃ ซึ่งเป็นพฤติกรรมการเสื่อมสภาพที่เรียกว่าการบ่มเกิน โดยในช่วงอุณหภูมิ 200 ℃ - 300 ℃ จากการศึกษางานวิจัยที่เกี่ยวข้อง [6-25] สามารถสรุปดังแสดงในรูปที่ 4 โดยอธิบายถึงอุณหภูมิในช่วงดังกล่าวจะส่งผลให้อัตราการแพร่ของอะตอม Mg และอะตอม Si จะเพิ่มขึ้นแบบเอกซ์โพเนนเชียล (ตารางที่ 3) จากช่วง $8.16X10^{-23}$ - $1.73X10^{-20}$ เป็น $1.21X10^{-18}$ - $1.90X10^{-15}$ จึงไปเร่งให้ลำดับการตกตะกอน (Precipitate Sequence) ให้เปลี่ยนจากเฟส Beta" (β") ที่มีความเสถียรเปลี่ยนแปลงไปเป็นเฟส Beta' (β') ที่เป็นรูปแท่ง (Rod-Like) และเฟส Beta (β) หรือ Mg_2Si ที่มีลักษณะเป็นเกล็ดหนาให้เกิดขึ้นอย่างรวดเร็ว ซึ่งลำดับการเปลี่ยนแปลงของตะกอนเฟสดังกล่าวเกิดจากการลดพลังงานรวมที่ผิวสัมผัส (Interfacial Energy) ของตะกอนเฟสขนาดเล็ก โดยการละลายกลับเข้าไปในเนื้อโลหะพื้น จากนั้นแพร่ไปรวมตัวกับตะกอนเฟสขนาดใหญ่ ทำให้ตะกอนเฟสขนาดใหญ่มีขนาดใหญ่เพิ่มขึ้น แต่มีจำนวนตะกอนเฟสหรือความหนาแน่นลดลง และระยะห่างระหว่างตะกอนเฟส (Inter-Particle Spacing) จะมีระยะห่างเพิ่มมากขึ้นด้วยเช่นกัน นอกจากนี้ในช่วงการเปลี่ยนเฟสจากตะกอน Beta' (β') ไป

เป็น Beta (β) เฟสตะกอนจะสูญเสียความเชื่อมโยงกับโครงสร้างผลึกของโลหะพื้น (Incoherency) ทำให้กลไกการเพิ่มความแข็งแรงเปลี่ยนจากกลไก Dislocation-Cutting ไปเป็นกลไก Orowan Looping ซึ่งเส้นแรงดิสโลเคชั่นจะสามารถเลี้ยวอ้อมผ่านและลอดผ่านตะกอนที่หยาบและมีระยะห่างกันมากได้ง่ายขึ้น ส่งผลให้ความแข็งแรงครากและความแข็งแรงดึงสูงสุดของอะลูมิเนียมผสม 6061-T6 ลดลงอย่างรวดเร็วในช่วงอุณหภูมิดังกล่าว

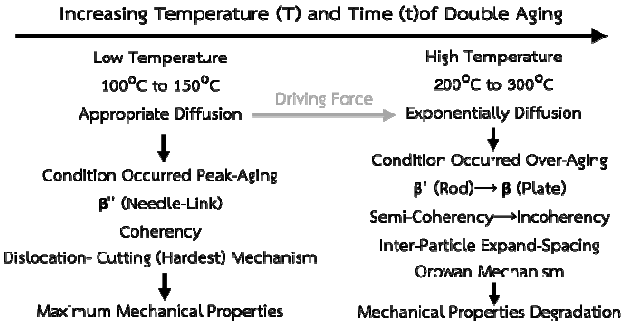


Figure 4 Kinetic model relating microstructure to degradation behavior in 6061-T6 aluminum alloy

4.ผลการวิเคราะห์ข้อมูลเชิงสถิติ

การวิเคราะห์ข้อมูลเชิงสถิติมีจุดประสงค์เพื่อศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการบ่มแข็งขั้นตอนที่สองที่มีต่อค่าความแข็งแรงครากของอะลูมิเนียมผสม 6061-T6 โดยทำการวิเคราะห์ความแปรปรวนแบบสองทางและวิเคราะห์ค่าสัมประสิทธิ์อิทธิพลของตัวแปร โดยมีผลการวิเคราะห์ดังนี้

4.1 จากการทดสอบนัยสำคัญทางสถิติที่ระดับความเชื่อมั่น 95% (α = 0.05) พบว่าปัจจัยด้านอุณหภูมิส่งผลกระทบต่อค่าความแข็งแรงครากของอะลูมิเนียมผสม 6061-T6 อย่างมีนัยสำคัญทางสถิติ โดยมีค่า P-value = 0.000 (F = 13.94) ในขณะที่ปัจจัยด้านเวลาเมื่อพิจารณาเป็นปัจจัยเดี่ยว พบว่าไม่มีนัยสำคัญทางสถิติ โดยมีค่า P-value = 0.922 (F = 0.22) ซึ่งชี้ให้เห็นว่าความแปรปรวนของค่าความแข็งแรงครากส่วนใหญ่ถูกควบคุมโดยการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิเป็นหลัก ทั้งนี้ตัวแบบจำลองทางสถิติมีค่าสัมประสิทธิ์การตัดสินใจ (R-sq) = 77.98% ซึ่งแสดงว่าปัจจัยที่นำมาศึกษาสามารถอธิบายพฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงความแข็งแรงครากได้สูงถึง 77.98% และส่วนที่เหลือเป็นผลจากปัจจัยอื่นๆ อีก 22.02%

4.2 เมื่อพิจารณาค่าสัมประสิทธิ์ผลกระทบ (Coef) ในแต่ละระดับของปัจจัยสามารถจำแนกพฤติกรรมของวัสดุออกเป็น 2 ช่วงดังนี้

4.2.1 ช่วงอุณหภูมิบ่มแข็งที่ส่งผลต่อการเพิ่มขึ้นของสมบัติทางกล ที่อุณหภูมิ 100 °C – 150 °C พบว่าค่าสัมประสิทธิ์มีค่าเป็น “บวก” อย่างมีนัยสำคัญ คือ +63.98 (P = 0.004) และ +89.34 (P = 0.000) ตามลำดับ แสดงถึงแนวโน้มการเพิ่มขึ้นของความแข็งแรงครากอย่างชัดเจน ซึ่งสอดคล้องกับการเกิดนิวเคลียสและการเติบโตของตะกอนเฟส Beta'' (β'') ที่ช่วยต้านทานการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันด้วยกลไกการวิ่งตัดผ่านอนุภาค

4.2.2 ช่วงอุณหภูมิบ่มแข็งที่ส่งผลต่อการเสื่อมสภาพของสมบัติทางกล ที่อุณหภูมิ 200 °C – 300 °C พบว่าค่าสัมประสิทธิ์จะเปลี่ยนทิศทางเป็น “ลบ” โดยเฉพาะที่อุณหภูมิ 300 °C ค่าสัมประสิทธิ์ติดลบมากที่สุด

แสดงถึงพฤติกรรมการเสื่อมสภาพของอะลูมิเนียมผสม 6061-T6 เนื่องจากพลังงานความร้อนที่สูงเกินไปได้กระตุ้นจลนพลศาสตร์การแพร่ ส่งผลให้ตะกอนขยายขนาดอย่างรวดเร็ว และเปลี่ยนเป็นตะกอนเฟส Beta' (β') และ Beta (β) ทำให้กลไกการขัดขวางดิสโลเคชันเปลี่ยนเป็นแบบเลี้ยวอ้อมผ่านอนุภาคส่งผลให้สมบัติทางกลลดลงอย่างรวดเร็วในช่วงอุณหภูมิดังกล่าว

สรุปผลการวิจัย

กระบวนการบ่มแข็งแบบสองขั้นตอนโดยการบ่มล่วงหน้าที่อุณหภูมิ 175 °C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง ช่วยในการเกิดนิวเคลียสของตะกอนเฟสที่มีความหนาแน่นสูง ส่งผลให้อะลูมิเนียมผสม 6061-T6 มีค่าความแข็งและความแข็งแรงเริ่มต้นสูงกว่ากระบวนการบ่มขั้นตอนเดียว โดยสภาวะเกิดสมบัติทางกลสูงสุดในการทดลองมีสองสภาวะคือการบ่มในขั้นตอนที่สองที่อุณหภูมิ 100 °C และ 150 °C ซึ่งให้ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดถึง 354.4 MPa และ 364.3 MPa ตามลำดับ

พฤติกรรมการเสื่อมสภาพจะเกิดขึ้นอย่างชัดเจนเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นเกินกว่า 200 °C โดยค่าความแข็งแรงครากและค่าความแข็งดึงสูงสุดจะลดลงอย่างรวดเร็วเนื่องจากกลไกการบ่มเกิน ซึ่งมีสาเหตุมาจากการแพร่ของอะตอม Mg และอะตอม Si ที่รวดเร็วขึ้นแบบเอกซ์โพเนนเชียลตามสมการของอาร์เรเนียส ส่งผลให้ตะกอนเฟส beta" (β") ขยายตัวและเปลี่ยนสภาพไปสู่เฟส beta' (β') และ beta (β) ที่หยาบขึ้นอย่างรวดเร็วตามกลไกการเติบโตของอนุภาคเฟสตกตะกอน

จากแนวคิดสามารถเชื่อมโยงความสัมพันธ์ในแบบจำลองความสัมพันธ์ทางจลนพลศาสตร์ระหว่างโครงสร้างจุลภาคและพฤติกรรมการเสื่อมสภาพของอะลูมิเนียมผสม 6061-T6 นี้ จะเป็นแนวทางที่ช่วยให้สามารถนำไปพัฒนาเป็นแบบจำลองพยากรณ์เชิงคณิตศาสตร์ เพื่อใช้ในการทำนายสมบัติทางกลที่คงเหลือและประเมินวงจรอายุของชิ้นส่วนอลูมิเนียม 6061-T6 ในสภาวะการใช้งานภายใต้ความร้อนอย่างต่อเนื่องในภาคอุตสาหกรรมได้ตามจุดประสงค์ของงานวิจัยนี้

ผลจากการวิเคราะห์เชิงสถิติได้ยืนยันอย่างแน่ชัดว่า อุณหภูมิและเวลามีอิทธิพลร่วมกันต่อกระบวนการเสื่อมสภาพโดย "เวลา" จะทำหน้าที่เป็นตัวเร่งการเพิ่มขึ้นของสมบัติทางกลดังนี้ หากบ่มที่อุณหภูมิต่ำเวลาที่นานขึ้นจะส่งผลบวกต่อความแข็งแรง แต่หากบ่มที่อุณหภูมิสูงพลังงานความร้อนจะเปลี่ยนให้ปัจจัยด้านเวลาทำงานเป็นตัวเร่งการเสื่อมสภาพของวัสดุอย่างรุนแรงสอดคล้องตามทฤษฎีและผลการทดลองของงานวิจัยนี้

References

[1] Chowwanonthapunya, T., & Peeratatsuwan, C. (2019). Grain Refining Effect of Al-5Ti-1B Master Alloy on Microstructures and Mechanical Properties of A356 Alloy. *Key Engineering Materials*, *798*, 69–74.

[2] Chowwanonthapunya, T., & Peeratatsuwan, C. (2023). The Influence of Fe on Grain Refinement of Recycled A356 Alloy Initially Refined by Al-5Ti-1B Master Alloy. *Trends in Sciences*, *20*(12), 6876.

[3] ASM International. (1996). *Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Nonferrous Alloys*. ASM International.

[4] ASM International. (1991). *ASM Metals Handbook: Vol. 4. Heat-Treating* (9th ed.). ASM

International.

[5] Askeland, D. R., & Phulé, P. P. (2003). *The Science and Engineering of Materials* (4th ed.). Thomson Learning.

[6] Edwards, G. A., et al. (1994). APFIM Investigation of Fine-Scale Precipitation in Aluminium Alloy 6061. *Applied Surface Science*, *76–77*, 219–225.

[7] Edwards, G. A., et al. (1998). The Precipitation Sequence in Al-Mg-Si Alloys. *Acta Materialia*, *46*(11), 3893–3904.

[8] Murayama, M., et al. (1999). Atom Probe Studies of G.P. Zones and Early Stage Precipitates in Al-Mg-Si Alloys. *Materials Science and Engineering: A*, *250*(1), 127–132.

[9] Matsuda, K., et al. (2000). HRTEM Observation of the β''-Phase in an Al-Mg-Si Alloy. *Journal of Electron Microscopy*, *49*(3), 395–402.

[10] Zandbergen, H. W., et al. (1997). Structure Determination of Mg5Si6 (β') Precipitates in Al-Mg-Si Alloys by Combined Electron Crystallography and Ab Initio Calculations. *Science*, *277*(5329), 1221–1225.

[11] Derby, B., & Shinozaki, K. (2000). The Microstructure and Mechanical Properties of Al-Mg-Si Alloys. *Materials Science and Technology*, *16*(11–12), 1435–1440.

[12] Wang, W., et al. (2003). Evolution of Precipitates in an Al-Mg-Si Alloy During Aging. *Materials Letters*, *57*(26–27), 4105–4110.

[13] Myhr, O. R., et al. (2001). A Combined Precipitation, Yield Strength and Work Hardening Model for Al-Mg-Si Alloys. *Acta Materialia*, *49*(1), 65–75.

[14] Esmaeili, S., et al. (2003). A Yield Strength Model for the AA6111 Al-Mg-Si-Cu Alloy. *Acta Materialia*, *51*(8), 2243–2257.

[15] Simar, A., et al. (2012). Integrated Modeling of Friction Stir Welding of 6061-T6 Aluminum Alloy: Microstructure, Properties and Residual Stresses. *Progress in Materials Science*, *57*(5), 959–1049.

[16] Jin, N., et al. (2020). Hot Deformation Behavior and Microstructure Evolution of 6061 Aluminum Alloy Based on Constitutive Model and Back-Calculation. *Materials Characterization*, *169*, 110620.

[17] Polmear, I., et al. (2017). *Light Alloys: Metallurgy of the Light Metals* (5th ed.). Butterworth -Heinemann.

[18] Verhoeven, J. D. (1975). *Fundamentals of Physical Metallurgy*. John Wiley & Sons.

[19] Porter, D. A., & Easterling, K. E. (1992). *Phase Transformations in Metals and Alloys* (2nd ed.). Chapman & Hall.

[20] Myhr, O. R., & Grong, Ø. (2000). Process Model for Welding of Al-Mg-Si Alloys—I. Precipitation Kinetics. *Acta Materialia*, *48*(2), 431–447.

[21] Nicolas, M., & Deschamps, A. (2003). Characterisation and Modelling of Precipitate Evolution in an Al-Zn-Mg Alloy and an Al-Mg-Si Alloy During Non-Isothermal Heat

Treatments. *Acta Materialia*, *51*(20), 6077–6094.

[22] Perez, M., et al. (2005). Development of an Internal Variable Nucleation, Growth and Coarsening Model: Application to Al-Mg-Si Alloys. *Materials Science and Engineering: A*, *392*(1–2), 192–200.

[23] Robson, J. D. (2014). Predicting Slip Localization in Types 6061 and 2124 Aluminium Alloys Using a Coupled Precipitation and Dislocation Model. *Materials Science and Engineering: A*, *613*, 166–173.

[24] Tan, L., & Zhang, J. (2021). Precipitation Simulation and Yield Strength Prediction of 6061 Aluminum Alloy After Multi-Stage Aging Based on Diffusion Kinetics. *Journal of Materials Research and Technology*, *15*, 2231–2243.

[25] Chen, B., & Zhang, X. (2022). Influence of Two-Step Aging on the Corrosion Resistance and Mechanical Properties of 6061-T6 Aluminum Alloy Joints. *Journal of Materials Research and Technology*, *18*, 450–462.

[26] Liu, J., et al. (2025). Optimization of Multi-Step Aging Schedules for 6061 Aluminum Alloys Using Genetic Algorithms and TEM Validation. *International Journal of Plasticity*, *174*, 103890.

[27] Nguyen, T. Q., & Park, K. (2024). Machine Learning-Based Prediction of Degradation Behavior in 6061-T6 Aluminum Alloy Under High-Temperature Environments. *Computational Materials Science*, *232*, 112650.

[28] ASTM International. (2000). *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials* (ASTM E8-00b). ASTM International.

[29] Callister, W. D., Jr. (2003). *Materials Science and Engineering: An Introduction* (6th ed.). John Wiley & Sons.