

OPTIMIZING INTERRUPTED AGING OF Al-Zn-Mg-Cu ALLOY: INCREASING STRENGTH, IMPROVING CORROSION RESISTANCE, REDUCING PEAK AGED TIME

Nguyen Thi Van Thanh^{1*}, Kim Xuan Loc²

¹Hanoi University of Science and Technology, ²Z127 Factory

ARTICLE INFO		ABSTRACT
Received:	20/5/2023	Microstructure and properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys can be altered by manipulating the phase precipitations during the age hardening. By the conventional aging process T6, the alloy obtains high strength but the peak aged time is up to 24 hours and the stress corrosion cracking resistance is insufficient. In this study, the interrupted aging of B96u-1 (GOST), a typical alloy of Al-Zn-Mg-Cu system, was performed in two stages. The first stage is at higher temperature, the second one is at lower temperature than T6 peak aged temperature. The aging time in these stages was optimized to achieve the high strength, the sufficient corrosion resistance, and reducing the peak aged time. The experimental results showed that 180 °C-1 hour+ 120 °C-5 hours aging treatment improves the strength by 3%, the ductility by 15% and reduces the corrosion rate by 2 times while the total aging time decreases by 70% in the comparison with the conventional aging process T6 that was carried out at 130 °C-24 hours.
Revised:	20/6/2023	
Published:	20/6/2023	
KEYWORDS		
Al-Zn-Mg-Cu alloy		
Precipitation hardening		
Interrupted aging		
Pitting corrosion		
Stress corrosion		

TỐI ƯU CÔNG NGHỆ HÓA GIÀ GIÁN ĐOẠN HỢP KIM Al-Zn-Mg-Cu: TĂNG ĐỘ BỀN, CẢI THIẾN TÍNH BỀN ẪN MÒN, GIẢM THỜI GIAN HÓA GIÀ

Nguyễn Thị Vân Thanh^{1*}, Kim Xuân Lộc²

¹Đại học Bách khoa Hà Nội, ²Nhà máy Z127

THÔNG TIN BÀI BÁO		TÓM TẮT
Ngày nhận bài:	20/5/2023	Tổ chức tế vi và tính chất hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có thể điều chỉnh thông qua việc điều chỉnh sự kết pha trong quá trình hóa già hợp kim. Quy trình hóa già truyền thống T6 cho hợp kim độ bền cao nhưng thời gian hóa già dài đến 24 giờ và tính bền ăn mòn ứng suất kém. Trong bài báo này, hóa già gián đoạn cho hợp kim B96u-1 (GOST), một hợp kim tiêu biểu trong hệ hợp kim Al-Zn-Mg-Cu, được thực hiện ở hai nhiệt độ. Nhiệt độ cấp một cao hơn và nhiệt độ cấp hai thấp hơn nhiệt độ hóa già truyền thống T6. Thời gian hóa già ở các nhiệt độ này được thay đổi nhằm tối ưu hóa quy trình hóa già gián đoạn nhằm đạt được độ bền cao, tính bền ăn mòn tốt đồng thời giảm thời gian hóa già. Kết quả thực nghiệm cho thấy với quy trình hóa già 180 °C trong 1 giờ + 120 °C trong 5 giờ cho kết quả độ bền tăng 3%, độ dẻo tăng 15%, tốc độ ăn mòn giảm 2 lần trong khi thời gian hóa già giảm gần 70% so với hóa già truyền thống T6 được thực hiện ở 130 °C trong 24 giờ.
Ngày hoàn thiện:	20/6/2023	
Ngày đăng:	20/6/2023	
TỪ KHÓA		
Hợp kim Al-Zn-Mg-Cu		
Hóa bền kết pha		
Hóa già gián đoạn		
Ăn mòn lỗ		
Ăn mòn ứng suất		

DOI: <https://doi.org/10.34238/tnu-jst.7984>

* Corresponding author. Email: thanh.nguyenthivan@hust.edu.vn

1. Giới thiệu

Hóa già gián đoạn là công nghệ hóa già trong đó bước hóa già được thực hiện ở các nhiệt độ và thời gian khác nhau và có thể được thực hiện xen kẽ với quy trình biến dạng nhằm thay đổi tính chất của hợp kim theo mục đích sử dụng [1], [2]. Công nghệ này đã và đang được nghiên cứu cho nhiều hệ hợp kim nhôm đặc biệt là hệ hợp kim Al-Zn-Mg-Cu vì tính ứng dụng rộng rãi của chúng. Công nghệ hóa già gián đoạn được nghiên cứu trên hệ hợp kim này rất phong phú nhằm mục đích cải thiện độ bền, độ cứng, độ dai phá hủy [3] - [5], cải thiện tính bền ăn mòn [6] - [8] của hợp kim so với công nghệ hóa già truyền thống (T6) thực hiện ở một nhiệt độ. Các nghiên cứu này cho thấy, để cải thiện độ bền và độ dai mà không làm giảm tính bền ăn mòn, công nghệ hóa già gián đoạn cần thực hiện khá phức tạp ở ba giai đoạn với thời gian dài hơn hóa già T6 rất nhiều. Với các nghiên cứu nhằm cải thiện tính bền ăn mòn, độ bền của hợp kim sau hóa già thường thấp hơn so với hóa già T6. Trong các nghiên cứu trước đây, tác giả đã thực hiện nghiên cứu hóa già phân cấp cho hệ hợp kim này nhằm cải thiện độ bền [9] và tính bền ăn mòn [10]. Trong nghiên cứu này, hóa già gián đoạn được thực hiện trên hợp kim B96u-1 (GOST), một hợp kim tiêu biểu thuộc hệ hợp kim Al-Zn-Mg-Cu, với mục đích giảm thời gian hóa già, cải thiện cơ tính (độ bền, độ dẻo) và tính bền ăn mòn của hợp kim. Hợp kim Al-Zn-Mg-Cu là hợp kim có số lượng pha tiết rất lớn, để đạt được độ bền cao nhất với hóa già truyền thống T6 thường thời gian hóa già khoảng 24 giờ [11]. Vì vậy, mục đích giảm thời gian hóa già của nghiên cứu này nhằm giảm chi phí sản xuất và nâng cao năng suất cho công nghệ hóa già hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

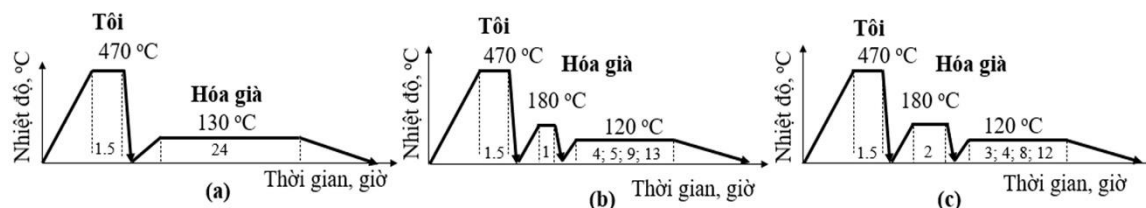
2. Phương pháp nghiên cứu

Hợp kim B96u-1, được nấu luyện tại một nhà máy trong nước, với thành phần hóa học được phân tích trước khi đưa vào thí nghiệm như trong bảng 1. Trạng thái ban đầu – trạng thái mẫu trước khi thí nghiệm là sau đúc, ủ đồng đều, đùn ép và cán (các nguyên công này được thực hiện tại nhà máy).

Bảng 1. Thành phần hóa học của hợp kim B96u-1 sử dụng trong nghiên cứu

%Cu	%Zn	%Mg	%Zr	%Ti	%Fe	%Al
2,459	8,427	2,644	0,125	0,025	0,145	Còn lại

Các quy trình hóa già được thực hiện trong nghiên cứu bao gồm: hóa già truyền thống T6 (hình 1a), quy trình hóa già gián đoạn (hình 1b, 1c).



Hình 1. Quy trình hóa già

Độ bền, độ giãn dài tương đối của các mẫu thí nghiệm được xác định bằng phương pháp thử kéo (M500 – 100AT, Anh). Mẫu thử kéo được chế tạo theo tiêu chuẩn TCVN 197-1:2014 ISO 6892-1:2009. Độ cứng của mẫu thí nghiệm được xác định bằng phương pháp đo độ cứng Brinell (HPO-250, Đức).

Tổ chức tế vi của hợp kim được quan sát và chụp ảnh bằng kính hiển vi quang học (Axiovert 25 CA – Carl Zeiss, Đức) và hiển vi điện tử quét phát xạ trường (Nova NanoSEM 450 – FEI, Hà Lan). Các ảnh tổ chức tế vi được chụp từ mặt cắt dọc theo phương cán.

Đặc tính ăn mòn của hợp kim được xác định thông qua phương pháp đo đường cong phân cực (PGSTAT12/30/302, điện cực so sánh Ag/AgCl/3MKCl, dung dịch 3,5 %k.l NaCl, nhiệt độ 25 °C). Hàm Tafel được sử dụng để tính toán tốc độ ăn mòn bằng phần mềm GPES (General Purpose Electrochemical System software).

3. Kết quả và bàn luận

3.1. Tối ưu quy trình hoá già gián đoạn

Với mục đích rút ngắn thời gian hóa già và cải thiện cơ tính đồng thời dễ thực hiện trong sản xuất công nghiệp, hóa già hai cấp được lựa chọn với nhiệt độ hóa già cấp một ($180\text{ }^{\circ}\text{C}$) lớn hơn nhiệt độ hóa già cấp hai ($120\text{ }^{\circ}\text{C}$). Để tối ưu được quy trình hóa già này, thí nghiệm được tiến hành với các mẫu thí nghiệm với thời gian hóa già khác nhau (hình 1), qua đó thấy được vai trò của hóa già cấp một và cấp hai đến sự thay đổi cơ tính của hợp kim. Bảng 2 là kết quả cơ tính của các mẫu thí nghiệm.

Bảng 2. Ảnh hưởng của thời gian hóa già đến cơ tính của hợp kim nhôm B96II-1

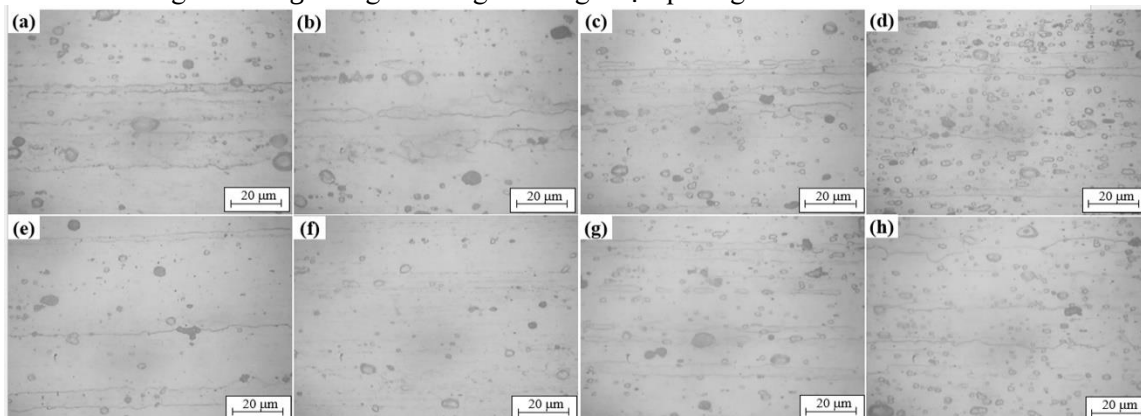
Chế độ hóa già	Giới hạn bền σ_b , MPa	Độ dẫn dài δ , %	Độ cứng, HB
$130\text{ }^{\circ}\text{C} - 24\text{ giờ (T6)}$	688,2	10,6	191
$180\text{ }^{\circ}\text{C}-1\text{ giờ}+120\text{ }^{\circ}\text{C}-4\text{ giờ}$	678,2	10,7	191
$180\text{ }^{\circ}\text{C}-1\text{ giờ}+120\text{ }^{\circ}\text{C}-5\text{ giờ}$	710,1	12,2	198
$180\text{ }^{\circ}\text{C}-1\text{ giờ}+120\text{ }^{\circ}\text{C}-9\text{ giờ}$	636,6	7,5	174
$180\text{ }^{\circ}\text{C}-1\text{ giờ}+120\text{ }^{\circ}\text{C}-13\text{ giờ}$	604,6	12,3	169
$180\text{ }^{\circ}\text{C}-2\text{ giờ}+120\text{ }^{\circ}\text{C}-3\text{ giờ}$	669,2	8,3	185
$180\text{ }^{\circ}\text{C}-2\text{ giờ}+120\text{ }^{\circ}\text{C}-4\text{ giờ}$	677,5	8,2	191
$180\text{ }^{\circ}\text{C}-2\text{ giờ}+120\text{ }^{\circ}\text{C}-8\text{ giờ}$	623,5	11,0	174
$180\text{ }^{\circ}\text{C}-2\text{ giờ}+120\text{ }^{\circ}\text{C}-12\text{ giờ}$	570,9	14,3	164

Từ kết quả thực nghiệm thấy rằng, quy trình hóa già với cấp một trong thời gian một giờ cho giá trị giới hạn bền kéo cao hơn so với hóa già truyền thống T6, trong khi quy trình với cấp một trong thời gian hai giờ cho giá trị tương đương với giới hạn bền kéo của hóa già truyền thống. Với cả hai quy trình, độ bền lớn nhất của hợp kim đạt được đều rất sớm sau tổng thời gian hóa già khoảng 6 giờ. Như vậy, thời gian thực hiện hóa già đều giảm đến gần 70% so với hóa già truyền thống (24 giờ) mà độ bền hợp kim vẫn tương đương thậm chí được cải thiện.

Theo nhiều nghiên cứu, hợp kim Al-Zn-Mg-Cu cho độ bền cao nhất khi tổ chức tế vi của hợp kim chiếm tỷ phần lớn hỗn hợp pha η'' và η' (các trạng thái trung gian của pha MgZn_2) [5], [12], [13]. Do đó, việc lựa chọn thông số hóa già phải dựa vào cơ sở này. Nhiệt độ hóa già $180\text{ }^{\circ}\text{C}$ là nhiệt độ vùng hợp kim sẽ tiết pha η' , trong khi nhiệt độ $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ là nhiệt độ vùng tiết pha η'' [14]. Nhóm nghiên cứu lựa chọn hai khoảng nhiệt độ hóa già này nhằm mục đích tạo ra tổ chức pha tiết tương tự như hóa già truyền thống trong khoảng thời gian ngắn hơn. Khi hóa già ở $180\text{ }^{\circ}\text{C}$, pha η' được tiết ra trên nền dung dịch rắn quá bão hòa sau tôi, việc điều chỉnh thời gian ở cấp hóa già này, sẽ thay đổi kích thước và số lượng của pha η' . Việc kéo dài thời gian ở cấp hóa già này sẽ làm quá trình thô hóa xảy ra rất nhanh, có thể bị quá già do hình thành pha η (pha MgZn_2) và làm giảm độ bền của hợp kim. Hơn nữa, việc kéo dài thời gian hóa già sẽ làm giảm độ quá bão hòa của dung dịch rắn dẫn đến việc hóa già ở cấp thứ hai sẽ giảm hiệu quả. Việc thực hiện quá ngắn ở nhiệt độ này, có thể làm kích thước và số lượng của pha η' chưa đạt được như trong hóa già truyền thống, dẫn đến, thời gian hóa già ở cấp hai phải kéo dài để đạt được độ bền cao nhất (không đúng như mục tiêu đặt ra là giảm thời gian hóa già). Khi hóa già ở cấp thứ hai tại $120\text{ }^{\circ}\text{C}$, pha η'' được tiết ra trên nền dung dịch rắn với mức độ quá bão hòa đã giảm sau hóa già cấp một, đồng thời là quá trình thô hóa của các pha đã được tiết ra ở cấp một. Tuy nhiên, vì nhiệt độ cấp hai thấp nên quá trình thô hóa sẽ xảy ra chậm hơn so với quá trình này ở cấp một.

Quá trình thô hóa pha tiết chịu ảnh hưởng của nhiệt độ và thời gian hóa già ở hai cấp được thể hiện rất rõ qua ảnh tổ chức tế vi của hợp kim sau hai quy trình hóa già gián đoạn (hình 2). Với tổng thời gian hóa già như nhau, kích thước pha liên kim (hạt sáng, tối trên nền dung dịch rắn của nhôm màu sáng) trong hợp kim sau hóa già cấp một trong 2 giờ có kích thước lớn hơn so với trong hợp kim sau hóa già cấp một trong 1 giờ, dẫn đến làm giảm cơ tính của hợp kim. Xu hướng xảy ra tương tự khi kéo dài thời gian hóa già cấp hai quá thời gian tối ưu. Kết quả về độ bền của

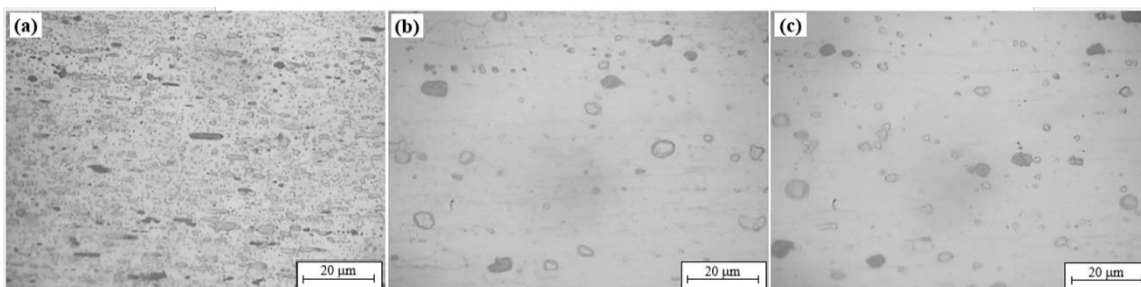
hợp kim cho thấy, vai trò ảnh hưởng của hóa già cấp một đến độ bền của hợp kim mạnh hơn so với cấp hai. Với cùng tổng thời gian hóa già, khi tăng thời gian hóa già cấp một thêm một giờ, độ bền giảm ~ 33 MPa; trong khi kéo dài thời gian hóa già cấp hai thêm 4 giờ, thì độ bền giảm ~ 73 MPa. Do vậy, với mục đích rút ngắn thời gian hóa già khi áp dụng quy trình này mà không làm giảm độ bền của hợp kim so với hóa già truyền thống thì thời gian hóa già cấp thứ nhất không nên dài hơn 2 giờ và tổng thời gian hóa già không vượt quá 6 giờ.



Hình 2. Ảnh tổ chức tế vi của hợp kim sau hóa già gián đoạn (a) 180 °C-2 giờ+120 °C-3 giờ, (b) 180 °C-2 giờ+120 °C-4 giờ, (c) 180 °C-2 giờ+120 °C-8 giờ, (d) 180 °C-2 giờ+120 °C-12 giờ, (e) 180 °C-1 giờ+120 °C-4 giờ, (f) 180 °C-1 giờ+120 °C-5 giờ, (g) 180 °C-1 giờ+120 °C-9 giờ, (h) 180 °C-1 giờ+120 °C-13 giờ

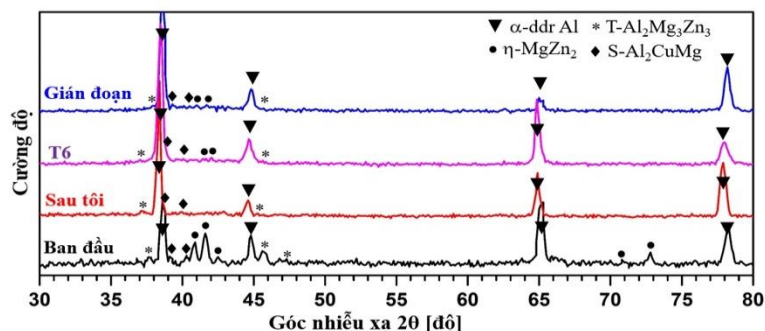
3.2. Tổ chức tế vi của hợp kim sau hóa già gián đoạn

Chế độ hóa già tối ưu được lựa chọn để khảo sát tổ chức tế vi và so sánh với chế độ hóa già truyền thống. Để thấy được sự thay đổi tổ chức pha của hợp kim sau các bước hóa già, ảnh tổ chức tế vi và phân tích pha định tính bằng nhiễu xạ tia X được thực hiện cho các mẫu thí nghiệm ở các trạng thái: ban đầu, sau tôi, sau hóa già truyền thống T6 và sau hóa già gián đoạn (180 °C-1 giờ+120 °C-5 giờ). Ảnh tổ chức tế vi được đưa ra trên hình 3 (ảnh tổ chức tế vi của hợp kim ở chế độ hóa già gián đoạn 180 °C-1 giờ+120 °C-5 giờ được đề tại hình 2f) và kết quả phân tích nhiễu xạ tia X của hợp kim ở bốn trạng thái được trình bày trên hình 4.



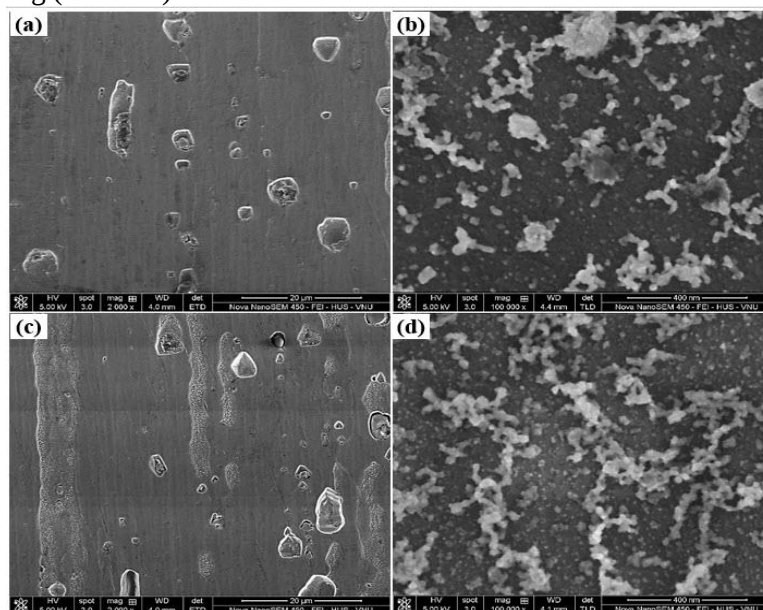
Hình 3. Ảnh tổ chức tế vi của hợp kim ở (a) trạng thái ban đầu, (b) sau tôi, (c) sau hóa già truyền thống T6

Kết quả phân tích nhiễu xạ tia X kết hợp so sánh ảnh tổ chức tế vi của từng chế độ cho thấy, các pha trong hợp kim ở trạng thái ban đầu là dung dịch rắn của nhôm (α , nền sáng), MgZn_2 (η) (hạt sáng, kích thước nhỏ), $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ (T) (hạt sáng, kích thước lớn) và Al_2CuMg (S) (hạt tối, kích thước lớn). Sau tôi ở nhiệt độ 470 °C, các pha MgZn_2 được hòa tan hoàn toàn, trong hợp kim còn lại hạt pha T có kích thước lớn và pha S gần như chưa được hòa tan. Điều này hoàn toàn phù hợp với lý thuyết vì các pha chứa Cu trong hợp kim là các pha khó hòa tan hơn [15], [16]. Sau hóa già, gián đồ nhiễu xạ cho thấy xuất hiện các pic chính của pha MgZn_2 với cường độ thấp. Như vậy tổ chức tế vi của hợp kim sau hóa già gián đoạn và hóa già T6 đều đã xuất hiện pha MgZn_2 ở trạng thái cân bằng η .



Hình 4. Giảm độ nhiễu xạ tia X của các mẫu hợp kim

So sánh tổ chức tế vi và giảm độ nhiễu xạ tia X của mẫu hóa già gián đoạn và mẫu hóa già truyền thống T6, thấy sự tương đồng về tổ chức tế vi và pic nhiễu xạ. Điều đó chứng tỏ, với chế độ hóa già gián đoạn đã thực hiện trong tổng thời gian hóa già 6 giờ, hợp kim đã đạt được tổ chức pha tiết tương đồng với chế độ hóa già truyền thống thực hiện trong 24 giờ. Ảnh tổ chức tế vi của hợp kim trên hiển vi quang học cho phép đánh giá sự thay đổi tổ chức pha trong dải kích thước micromet. Để quan sát được các pha có kích thước nhỏ hơn, đó là các pha có ý nghĩa tăng mạnh độ bền, độ dẻo cho hợp kim, tổ chức tế vi của hợp kim được quan sát bằng kính hiển vi điện tử quét phát xạ trường (Fe-SEM).



Hình 5. Ảnh SEM của hợp kim sau (a,b) hóa già truyền thống T6, (c,d) hóa già gián đoạn 180 °C-1 giờ+120 °C-5 giờ

Hình 5 là ảnh SEM tổ chức tế vi của hợp kim sau hóa già với các độ phóng đại khác nhau. Vì số lượng pha tiết kích thước nhỏ với hợp kim này rất lớn, do đó, có sự kết tụ của các pha nhỏ trên bề mặt mẫu (sau quá trình tẩm thực hiện tổ chức pha). Ảnh SEM với độ phóng đại lớn (hình 5b và 5d) cho hình ảnh của các pha tiết nhỏ mịn (hạt sáng) trong nền dung dịch rắn (màu tối), các pha tiết ở kích thước nhỏ này có vai trò quan trọng trong việc tăng độ bền và độ dẻo của hợp kim sau hóa già. Các hạt pha sáng này trong hình 5d (hóa già gián đoạn) có kích thước nhỏ hơn và số lượng nhiều hơn so với hình 5b (hóa già truyền thống T6). Hóa già truyền thống T6 được thực hiện ở nhiệt độ hóa già thấp hơn nhiệt độ hình thành vùng GP nên quá trình tiết pha trong hợp kim sẽ xảy ra theo tuần tự vùng GP, pha η'' , sau đó đến pha η' , rồi đến η [2], [14]. Cùng với quá

trình này sẽ là sự hòa tan các pha kích thước nhỏ kém ổn định và thô hóa các pha có kích thước lớn. Với hóa già gián đoạn được thực hiện ở hai cấp là 180 °C và 120 °C với mục đích tiết pha $MgZn_2$ ở trạng thái η' ở cấp thứ nhất, sau đó, pha $MgZn_2$ ở trạng thái η'' tiết ra ở cấp thứ hai. Với cấp một, thực hiện sau tôi với độ quá bão hòa của dung dịch rắn còn rất cao, do đó, mặc dù nhiệt độ hóa già cao hơn nhiệt độ hóa già truyền thống (130 °C), mầm pha η' có cơ hội sinh ra nhiều và kích thước pha nhỏ (so với pha η' ở hóa già truyền thống) [1], [2]. Ở cấp hóa già thứ hai, pha η'' tiết ra trong dung dịch rắn có độ quá bão hòa thấp hơn (so với hóa già truyền thống) nhưng nhiệt độ thực hiện hóa già thấp hơn, nên kích thước mầm pha η'' vẫn có thể có kích thước nhỏ hơn (so với pha η'' ở hóa già truyền thống) [1], [2].

Nhiều nghiên cứu chứng minh [2], [5], [9], [13], [17], các pha hóa bền chính của hợp kim là $MgZn_2$ ở trạng thái liên mạng (η'') và bán liên mạng (η') với kích thước trong hạt từ 3-15 nm, tại biên hạt pha $MgZn_2$ có kích thước lớn hơn khoảng 20-65 nm. Với các pha có kích thước nhỏ hơn độ phân giải của Fe-SEM chưa thể đánh giá. Tuy nhiên, hiệu quả hóa bền của hợp kim bằng hóa già sẽ được đánh giá gián tiếp qua phương pháp thử cơ tính của hợp kim.

3.3. Cơ tính của hợp kim sau hóa già gián đoạn

Kết quả thử cơ tính của hợp kim sau hóa già được trình bày ở bảng 2, đã thể hiện rõ nhất hiệu quả của hóa già gián đoạn so với hóa truyền thống. Sau hóa già gián đoạn ở chế độ 180 °C-1 giờ+120 °C-5 giờ, với thời gian hóa già bằng 1/3 so với hóa già truyền thống T6, hợp kim có giới hạn bền kéo tăng 3%, độ dẻo tăng 15%. Kết quả cơ tính này hoàn toàn phù hợp với tổ chức tế vi của hợp kim được trình bày trong phần 3.2. Theo lý thuyết về hóa bền tiết pha phân tán, khi các pha tiết có kích thước càng nhỏ mịn thì độ bền và độ dẻo của hợp kim đạt được càng cao.

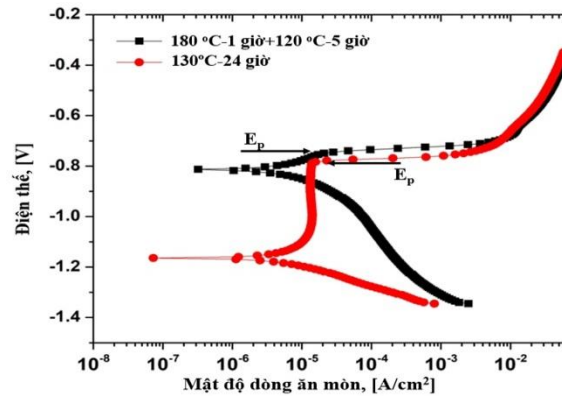
Độ bền và độ dẻo của hợp kim được cải thiện đồng thời, đồng nghĩa với việc chỉ tiêu về độ dai của hợp kim tăng lên. Nghiên cứu về hóa già gián đoạn trên nhiều hợp kim nhôm chứng minh bằng kết quả thực nghiệm rằng khi độ bền và độ dẻo tăng, độ dai phá hủy phẳng của vật liệu tăng lên [1]. Độ dai phá hủy đặc trưng cho khả năng chống lại phá hủy dưới tác dụng của ngoại lực khi vật liệu có chứa sẵn vết nứt tế vi. Với các vật liệu có độ dai phá hủy phẳng lớn, ứng suất tới hạn để vết nứt tế vi phát triển lớn lên và gây phá hủy sẽ lớn. Điều này đặc biệt quan trọng với hệ hợp kim Al-Zn-Mg-Cu vì đây là hợp kim đa pha, ăn mòn lỗ và ăn mòn biên giới hạt là dạng ăn mòn thường gặp với hệ hợp kim này (khi ăn mòn xảy ra, vết nứt tế vi sẽ hình thành trong hợp kim). Hai dạng ăn mòn này sẽ thúc đẩy ăn mòn ứng suất xảy ra. Do đó, độ dai phá hủy cải thiện sẽ giúp cải thiện tính bền ăn mòn ứng suất của hệ hợp kim này.

3.4. Tính bền ăn mòn của hợp kim sau hóa già gián đoạn

Ăn mòn ứng suất là một nhược điểm của hệ hợp kim Al-Zn-Mg-Cu, do đó, thử ăn mòn là một phân tích không thể thiếu để đánh giá tính bền ăn mòn trong các nghiên cứu về hợp kim này. Hình 6 là đường cong phân cực sau thử ăn mòn điện hóa của hợp kim sau hóa già gián đoạn chế độ 180 °C-1 giờ+120 °C-5 giờ và sau hóa già truyền thống T6 ở 130 °C trong 24 giờ. Các thông số chính trên đồ thị được thể hiện trong bảng 3. Kết quả cho thấy, điện thế ăn mòn của mẫu hợp kim sau hóa già gián đoạn dương hơn so với mẫu hợp kim sau hóa già T6. Điều đó dẫn đến dòng ăn mòn và tốc độ ăn mòn của hợp kim sau hóa già gián đoạn nhỏ hơn. Điều đặc biệt quan trọng, điện thế ăn mòn lỗ của hợp kim sau hóa già gián đoạn dương hơn so với mẫu hợp kim ở chế độ hóa già truyền thống T6. Thông số này là một tiêu chí để đánh giá về tính bền ăn mòn ứng suất của hợp kim. Điện thế ăn mòn lỗ càng âm, hợp kim dễ bị ăn mòn lỗ và dẫn đến bị phá hủy rất nhanh trong điều kiện chịu lực.

Kết quả về các thông số thử ăn mòn được lý giải từ sự khác nhau trong tổ chức tế vi của hợp kim sau hai chế độ hóa già. Giá trị điện thế ăn mòn trong ăn mòn điện hóa phụ thuộc vào lượng nguyên tố hợp kim còn lại trong pha dung dịch rắn sau hóa già (pha chiếm tỷ phần lớn trong hợp kim), lượng nguyên tố hợp kim còn lại trong dung dịch rắn càng nhiều sẽ làm giảm điện thế ăn mòn càng mạnh [18]. Các pha hóa bền được tiết ra trong quá trình hóa già làm giảm độ quá bão

hòa của pha dung dịch rắn. Hợp kim sau hóa già gián đoạn có lượng pha hóa bền được tiết ra nhiều hơn so với hợp kim sau hóa già T6 (hình 5). Điều đó chứng tỏ nồng độ các nguyên tố hợp kim còn lại trong pha dung dịch rắn trong mẫu hóa già gián đoạn ít hơn so với trong mẫu hóa già T6, dẫn đến điện thế ăn mòn dương hơn. Kết quả này hoàn toàn phù hợp với các nghiên cứu trước đây [6] - [8], [17].



Hình 6. Đường cong phân cực của hợp kim sau các chế độ hóa già

Bảng 3. Giá trị điện thế ăn mòn (E_c), điện thế ăn mòn lỗ (E_p), mật độ dòng ăn mòn (J_c) và tốc độ ăn mòn điện hóa (R_c) của hợp kim B96u-1 sau hóa già ở các chế độ khác nhau

Chế độ hóa già	E_c , V	E_p , V	J_c , A/cm ²	R_c , mm/năm
180 °C-1 giờ+120 °C-5 giờ	-0,814	-0,749	$2,342 \times 10^{-6}$	$2,555 \times 10^{-3}$
130 °C-24 giờ (T6)	-1,165	-0,783	$4,505 \times 10^{-6}$	$4,913 \times 10^{-3}$

Giá trị điện thế ăn mòn lỗ của hợp kim liên quan trực tiếp đến các pha liên kim trong hợp kim. Pha hóa bền được tiết ra mạnh sau hóa già là pha $MgZn_2$ (pha hóa bền chính) và pha T ($Al_2Mg_3Zn_3$) (pha hóa bền phụ). Đây là hai pha giàu Zn và Mg trong hợp kim do đó sẽ có điện thế ăn mòn âm hơn so với nền và các pha khác, do đó, trong quá trình ăn mòn các pha này sẽ bị ăn mòn trước (ăn mòn lỗ) [18]. Kích thước các pha này càng thô thì tốc độ ăn mòn lỗ càng lớn [19]. Sau hóa già truyền thống T6, các pha tiết này có kích thước thô hơn dẫn đến hợp kim sau hóa già truyền thống dễ bị ăn mòn lỗ hơn và điện thế ăn mòn lỗ âm hơn. Những thông số về đặc tính ăn mòn cho thấy chế độ hóa già gián đoạn thực hiện hiệu quả trong việc cải thiện tính bền ăn mòn đều và ăn mòn ứng suất cho hợp kim này.

4. Kết luận

Với mục đích tối ưu quy trình hóa già gián đoạn cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu nhằm giảm thời gian hóa già, cải thiện cơ tính và tính bền ăn mòn so với hóa già truyền thống T6, nghiên cứu đã thực hiện trên hợp kim B96u-1 và các kết quả đạt được như sau. Một là, để đạt được độ bền tương đương và giảm thời gian hóa già, quy trình hóa già gián đoạn hiệu quả là hóa già gián đoạn hai cấp với nhiệt độ cấp một (180 °C) cao hơn và nhiệt độ cấp hai (120 °C) thấp hơn nhiệt độ hóa già truyền thống (130 °C) với thời gian cấp một không quá 2 giờ và tổng thời gian không quá 6 giờ. Hai là, quy trình thực nghiệm hóa già gián đoạn 180 °C-1 giờ+120 °C-5 giờ đã giảm được gần 70% thời gian hóa già trong khi tăng được 3% độ bền, 15% độ dẻo, giảm 2 lần tốc độ ăn mòn của hợp kim so với hóa già T6 được thực hiện ở 130 °C trong 24 giờ. Ba là, quy trình hóa già gián đoạn làm giảm điện thế ăn mòn lỗ và cải thiện độ dai của hợp kim, do vậy, tính bền ăn mòn ứng suất của hợp kim có thể được tăng lên.

Trong nghiên cứu trước đây của nhóm tác giả, cơ tính và tính bền ăn mòn của hợp kim B96u-1 cũng được cải thiện với quy trình hóa già ba cấp, tuy nhiên thời gian hóa già dài hơn so với hóa già truyền thống T6. Kết quả trong nghiên cứu này có ý nghĩa thực tiễn trong việc giảm chi phí sản xuất và tăng năng suất hóa già cho các sản phẩm chế tạo từ hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

TÀI LIỆU THAM KHẢO/ REFERENCES

- [1] R. N. Lumley, I. J. Polmear, and A. J. Morton, "Interrupted aging and secondary precipitation in aluminium alloys," *Materials Science and Technology*, vol. 19, no. 11, pp. 1483-1490, 2003.
- [2] D. Liu, B. Xiong, F. Bian, Z. Li, X. Li, Y. Zhang, F. Wang, and H. Liu, "Quantitative study of precipitates in an Al-Zn-Mg-Cu alloy aged with various typical tempers," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 588, pp. 1-6, 2013.
- [3] A. L. M. Carvalho, L. B. Renaudin, A. J. Zara, and J. P. Martins, "Microstructure analysis of 7050 aluminum alloy processed by multistage aging treatments," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 907, 2022, Art. no. 164400.
- [4] L. G. Hou, H. Yu, Y. W. Wang, L. You, Z. B. He, C. M. Wu, D. G. Eskin, L. Katgerman, L. Z. Zhuang, and J. S. Zhang, "Tailoring precipitation/properties and related mechanisms for a high-strength aluminum alloy plate via low-temperature retrogression and re-aging processes," *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 120, pp. 15-35, 2022.
- [5] K. Wen, Y. Fan, G. Wang, L. Jin, X. Li, Z. Li, Y. Zhang, and B. Xiong, "Aging behavior and precipitate characterization of a high Zn-containing Al-Zn-Mg-Cu alloy with various tempers," *Materials & Design*, vol. 101, pp. 16-23, 2016.
- [6] D. Jiang, Y. Liu, S. Liang, and W. Xie, "The effects of non-isothermal aging on the strength and corrosion behavior of AlZnMgCu alloy," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 681, pp. 57-65, 2016.
- [7] B. Ke, L. Ye, Y. Zhang, J. Tang, S. Liu, X. Liu, Y. Dong, and P. Wang, "Enhanced mechanical properties and corrosion resistance of an Al-Zn-Mg aluminum alloy through variable-rate non-isothermal aging," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 890, 2022, Art. no. 161933.
- [8] J. T. Jiang, W. Q. Xiao, L. Yang, W. Z. Shao, S. J. Yuan, and L. Zhen, "Ageing behavior and stress corrosion cracking resistance of a non-isothermally aged Al-Zn-Mg-Cu alloy," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 605, pp. 167-175, 2014.
- [9] T. T. V. Nguyen, H. T. T. Phung, and T. M. Ngo, "Effect of multistage ageing on microstructures and properties of an Al-Zn-Mg-Cu alloy," (in Vietnamese), *Science and Technology of Metals - Vietnam Foundry and Metallurgy Science and Technology Association*, vol. 74, pp. 36-42, 2017.
- [10] T. T. V. Nguyen and T. M. Ngo, "Improvement of corrosion resistance for aluminum alloy B95 by two-stage aging," (in Vietnamese), *Journal of Science and Technology of Metals - Vietnam Foundry and Metallurgy Science and Technology Association*, vol. 89, p. 41, 2020.
- [11] B. Zhou, B. Liu, and S. Zhang, "The Advancement of 7XXX Series Aluminum Alloys for Aircraft Structures: A Review," *Metals - Open Access Metallurgy Journal*, vol. 11, no. 5, 2021, Art. no. 718.
- [12] J. G. Tang, H. Chen, X.M. Zhang, S.D. Liu, W.J. Liu, H. Ouyang, and H. P. Li, "Influence of quench-induced precipitation on aging behavior of Al-Zn-Mg-Cu alloy," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 22, no. 6, pp. 1255-1263, 2012.
- [13] F. Jiang, H. S. Zurob, G. R. Purdy, and H. Zhang, "Characterizing precipitate evolution of an Al-Zn-Mg-Cu-based commercial alloy during artificial aging and non-isothermal heat treatments by in situ electrical resistivity monitoring," *Materials Characterization*, vol. 117, pp. 47-56, 2016.
- [14] L. B. Ber, "Accelerated artificial ageing regimes of commercial aluminium alloys. II: Al-Cu, Al-Zn-Mg-(Cu), Al-Mg-Si-(Cu) alloys," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 280, no. 1, pp. 91-96, 2000.
- [15] S. T. Lim, I. S. Eun, and S. W. Nam, "Control of equilibrium phases (M,T,S) in the modified aluminum alloy 7175 for thick forging applications," *Materials Transactions*, vol. 44, no. 1, pp. 181-187, 2003.
- [16] C. Mondal and A. K. Mukhopadhyay, "On the nature of T(Al₂Mg₃Zn₃) and S(Al₂CuMg) phases present in as-cast and annealed 7055 aluminum alloy," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 391, no. 1, pp. 367-376, 2005.
- [17] W. Yang, S. Ji, Q. Zhang, and M. Wang, "Investigation of mechanical and corrosion properties of an Al-Zn-Mg-Cu alloy under various ageing conditions and interface analysis of η' precipitate," *Materials & Design*, vol. 85, pp. 752-761, 2015.
- [18] A. A. B. Jegdic, B. Bobic, M. Radosavljevic, and V. Miskovic-Stankovic, "Corrosion testing of an Al-Zn-Mg-Cu alloy after different heat treatment regimes by the application of electrochemical methods," in *5th international scientific conference on defensive technologies*, OTEH, Belgrade-Serbia, 2012, pp. 588-593.
- [19] D. K. Xu, N. Birbilis, D. Lashansky, P. A. Rometsch, and B. C. Muddle, "Effect of solution treatment on the corrosion behaviour of aluminium alloy AA7150: Optimisation for corrosion resistance," *Corrosion Science*, vol. 53, no. 1, pp. 217-225, 2011.