

ẢNH HƯỞNG CỦA XỬ LÝ NHIỆT ĐẾN TỔ CHỨC TẾ VI VÀ CƠ TÍNH CỦA MỐI HÀN TITAN HÀN BẰNG DÂY BÙ Ti-6Al-4V

EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF TITANIUM WELDS USING Ti-6Al-4V FILLER WIRE

ĐOÀN XUÂN TRƯỜNG¹, NGUYỄN ANH XUÂN^{2*}

¹ Viện Cơ khí, Trường Đại học Hàng hải Việt Nam

² Phòng Đào tạo, Trường Đại học Hàng hải Việt Nam

*Email liên hệ: nguyenganhxuan@vimaru.edu.vn

DOI: <https://doi.org/10.65154/jmst.1061>

Tóm tắt

Trong bài báo này trình bày các kết quả nghiên cứu về ảnh hưởng của sự biến đổi tổ chức và cơ tính mối hàn titan sau khi xử lý nhiệt. Kết quả nghiên cứu về tổ chức cho thấy có sự liên kết đồng đều về tổ chức từ nền kim loại Titan đến vùng hàn. Sau khi xử lý nhiệt, tổ chức tế vi của vùng hàn, khu vực ảnh hưởng nhiệt và mối hàn có sự phân bố đồng đều về tổ chức. Vùng hàn có tổ chức hỗn hợp hai pha ($\alpha + \beta$) với các tấm α số lượng lớn phát triển theo nhiều hướng khác nhau. Kết quả phân tích phân bố nguyên tố cho thấy có sự khuếch tán nguyên tố Al, V ở vật liệu bù sang phía nền Titan. Sau khi xử lý nhiệt bằng tôi ở 900°C; hóa già ở 525°C trong thời gian 4 giờ thì giá trị độ cứng tế vi của mối hàn sau xử lý nhiệt đạt độ cứng 344HV. Giá trị độ bền của mối hàn đạt được tối đa là 428N/mm².

Từ khóa: Titan, xử lý nhiệt, pha α , hỗn hợp pha ($\alpha + \beta$).

Abstract

This paper presents research results on the effects of microstructural evolution and mechanical properties of titanium welds after heat treatment. Microstructural analysis indicates a uniform structural bonding from the titanium base metal to the weld pool. Following heat treatment, the microstructure of the weld pool, the heat-affected zone (HAZ), and the weld joint exhibits a homogeneous distribution. The weld pool consists of a dual-phase ($\alpha + \beta$) mixture, featuring a large number of α plates growing in various orientations. Elemental distribution analysis reveals the diffusion of Al and V elements from the filler material into the titanium base metal. After quenching at 900°C and aging at 525°C for 4 hours, the microhardness of the heat-treated weld

reaches 344HV. The maximum tensile strength of the weld joint achieved is 428N/mm².

Keywords: Titanium, heat treatment, α phase, ($\alpha + \beta$) phase.

1. Mở đầu

Bắt đầu phổ biến từ những năm 1950, Titan hiện là vật liệu kết cấu then chốt trong ngành chế tạo máy hiện đại. Cùng với thép và các hợp kim nhôm, đồng, magiê hay niken, hợp kim Titan đã góp phần quan trọng vào sự phát triển của các ngành công nghiệp đặc biệt là công nghiệp hàng không và quân đội. Đặc điểm lớn nhất của Titan là có khối lượng riêng thấp 4,5g/cm³, độ bền riêng cao ngay cả ở nhiệt độ lên đến 600°C. Trên thế giới, đặc biệt là ở các nước có nền khoa học - công nghệ phát triển, Titan đã được tập trung đầu tư nghiên cứu chế tạo và ứng dụng như một vật liệu chiến lược trong chế tạo động cơ máy bay, tên lửa, lĩnh vực hàng không, đóng tàu và các ứng dụng quân sự khác [1-6].

Theo nghiên cứu của Weiss và các cộng sự [7] đã tập trung phân tích đặc tính tổ chức tế vi và cơ tính của các mối hàn laser không đồng nhất giữa ba loại hợp kim Titan phổ biến trong ngành hàng không. Nhóm tác giả đã tiến hành thử nghiệm trên các cặp vật liệu khác nhau để đánh giá độ bền kéo và sự thay đổi tổ chức tế vi vùng nóng chảy. Kết quả cho thấy các mối hàn thường bị giới hạn bởi đặc tính của vật liệu yếu hơn, đồng thời do ảnh hưởng của nhiệt độ nóng chảy giữa các hợp kim thành phần cũng như mức độ chảy loãng của các kim loại này. Trong nghiên cứu này, vấn đề tồn tại là sự xuất hiện các lỗ khí trong mối hàn, kiểm soát sự xuất hiện của các pha mactenxit cũng như ứng suất dư là chưa được kiểm soát.

Theo nghiên cứu của Lee và các cộng sự [8] đã trình bày các kết quả nghiên cứu về xác định hệ số tương khuếch tán (D) trong pha của hợp kim Ti-Al bằng phương pháp Matano trong khoảng nhiệt độ từ

1323 đến 1823°K, kết quả thực nghiệm cho thấy hệ số khuếch tán tăng dần khi hàm lượng nhôm tăng lên. Đồ thị Arrhenius của hệ số khuếch tán tạp chất Al và hệ số tương khuếch tán ở nồng độ thấp (dưới 6 at% Al) có độ cong hướng lên, một đặc điểm điển hình của sự khuếch tán bất thường trong các kim loại nhóm IVb. Tuy nhiên, độ cong này giảm dần và đồ thị trở nên gần như tuyến tính khi nồng độ nhôm vượt quá 10at%, cho thấy hiện tượng làm mềm phonon yếu đi khi nồng độ Al tăng. Mặc dù cũng đã có một số nhận định về hiện tượng khuếch tán bất thường nhưng các mô hình này vẫn chưa được giải quyết một cách trọn vẹn trong kết quả nghiên cứu của tác giả; trong nghiên cứu của mình tác giả chưa đưa ra mô hình nghiên cứu cho hợp kim đa nguyên tố.

Trong nghiên cứu của mình Wagner và các cộng sự [9] đã cung cấp một nghiên cứu toàn diện về luyện kim, tính chất và các phương pháp chế tạo Titan cùng các hợp kim của nó. Nghiên cứu tập trung vào việc phân loại các hệ hợp kim (α , β , $\alpha + \beta$) và nhấn mạnh rằng tổ chức tế vi được hình thành qua các quá trình xử lý nhiệt và cơ học là yếu tố quyết định các tính chất cơ học như độ bền mỏi, khả năng chống bào, độ dai phá hủy và độ dẻo. Nghiên cứu khẳng định tầm quan trọng của Titan trong các lĩnh vực chiến lược như hàng không vũ trụ, công nghiệp ô tô và y tế nhờ vào các ưu điểm về trọng lượng nhẹ, độ bền đặc trưng cao và tính tương thích sinh học. Tuy nhiên, về đặc tính hàn cũng như xác định chế độ hàn và chế độ xử lý nhiệt cho Titan và hợp kim của chúng đang là vấn đề khó để có được mối hàn có chất lượng tốt nhất.

Trong luận án của mình Murdock [10] đã trình bày quá trình khuếch tán của titan-44 và vanadi-48 trong pha lập phương tâm khối (BCC) của Titan trong khoảng nhiệt độ từ 900 đến 1550°C. Kết quả quan trọng nhất của nghiên cứu là phát hiện ra rằng phương trình Arrhenius (với năng lượng kích hoạt và hệ số tần số không đổi) không mô tả chính xác sự phụ thuộc vào nhiệt độ của hệ số khuếch tán trong hệ này. Thay vào đó, đồ thị tạo thành một đường cong liên tục, trong đó năng lượng kích hoạt và hệ số tần số tăng dần theo nhiệt độ. Nghiên cứu đã đưa ra các phương trình thực nghiệm dưới dạng tổng của hai số mũ để mô tả chính xác sự khuếch tán của cả hai nguyên tố. Ba giả thuyết chính đã được thảo luận để giải thích hiện tượng bất thường này: Năng lượng kích hoạt thay đổi theo nhiệt độ cho một cơ chế duy nhất; sự đóng góp của biên hạt hoặc lệch ở nhiệt độ thấp; hoặc sự cạnh tranh giữa hai hay nhiều cơ chế khuếch tán thể tích khác nhau. Điểm tồn tại của luận án là chưa xác định rõ được cơ chế của quá trình; chưa xác định được sự tương tác đa

thành phần trong mô hình mà luận án đưa ra.

Ngoài ra, trên thế giới cũng có một số công trình nghiên cứu về sự kết tinh mối hàn Titan và hợp kim của chúng. Các nghiên cứu cũng chỉ ra được sự biến đổi về tổ chức ở khu vực mối hàn, vùng ảnh hưởng nhiệt và nền. Một số kết quả đã chỉ ra sự xuất hiện pha mactensit quá bão hòa α_0 [11], [12], [13].

Như vậy, có thể thấy rằng, mặc dù có rất nhiều nghiên cứu về vấn đề Titan, hợp kim Titan cũng như hàn các hợp kim này nhưng chưa có nhiều công trình nghiên cứu và chỉ ra được quy trình hàn đặc biệt là với công nghệ hàn TIG; quy trình xử lý nhiệt và sự hình thành các pha của hợp kim nghiên cứu sau hàn kết hợp với xử lý nhiệt.

Trong bài báo này, nhóm tác giả tiến hành hàn Titan sử dụng dây bù Ti-6Al-4V bằng công nghệ hàn TIG, tiến hành xử lý nhiệt và đánh giá tổ chức và cơ tính của mối hàn. Các kết quả nghiên cứu dự báo chỉ ra được sự hình thành các vùng tổ chức sau hàn, sau xử lý nhiệt. Bước đầu có những nghiên cứu chỉ ra về sự khuếch tán của Al và V sang Ti và những phân tích đánh giá về độ cứng, độ bền và độ dẻo của mối hàn sau khi xử lý nhiệt.

2. Thực nghiệm

Thành phần Titan được thể hiện trong Bảng 1 và Bảng 2 sau:

Bảng 1. Thành phần mactensit Ti nghiên cứu (% khối lượng)

Ti	Cr	Fe	O	Si	Tạp chất
99,50	0,014	0,12	0,072	0,012	0,282

Bảng 2. Thành phần hóa học vật liệu dây bù Ti-6Al-4V

Ti	Al	V	Si	Fe	Tạp chất
89,10	6,27	3,99	0,012	0,292	0,315

Quá trình hàn được mô tả như sau:

Khí bảo vệ (Argon):

- Làm sạch đường dẫn (trước khi hàn).
- Tính toán lưu lượng tối ưu (tránh xâm nhập khí).

Thiết bị và năng lượng:

- Phương pháp: TIG (Điện cực Vonfram).
- Dòng điện: Một chiều thuận cực.

Kỹ thuật thực hiện:

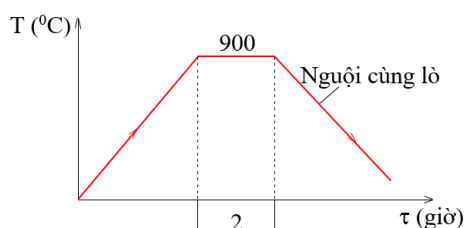
- Duy trì hồ quang ngắn + Góc điện cực ~90°.
- Hạn chế dao động ngang (để giữ vùng bảo vệ).
- Dây hàn được bổ sung liên tục trong suốt quá

trình hàn. Khí sẽ được cấp cho tới khi mẫu hàn nguội dưới 200°C.

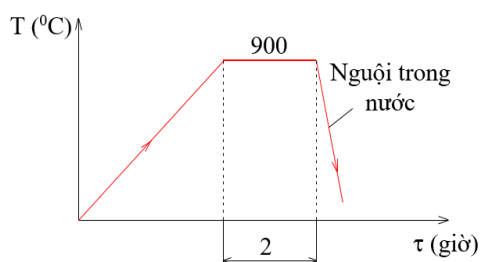
Hàn TIG được sử dụng để hàn Ti, việc bảo vệ hoàn toàn mối hàn là cần thiết, vì khả năng phản ứng cao của Ti với oxy và nitơ ở nhiệt độ hàn. Bảo vệ là cần thiết cho các khu vực mối hàn nguội xuống dưới khoảng 540°C trong không khí.

Bảng 3. Chế độ hàn

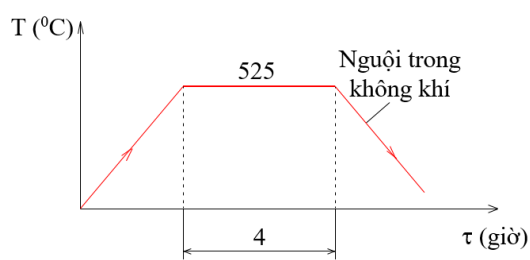
I	U	Số lớp hàn	Khoảng cách điện cực - bề mặt
158-162 A	14-16 V	02	1,5-4 mm



a) Quy trình ủ



b) Quy trình tôi



c) Quy trình hóa già

Hình 1. Sơ đồ quy trình xử lý nhiệt

- Chế độ hàn TIG cho Titan có chiều dày 6mm:

Vật tư và thiết bị:

Điện cực: Vonfram WT20 (đường kính Ø 3,2mm).

Khí bảo vệ: Argon độ sạch tinh khiết 99,99%.

Lưu lượng khí bảo vệ:

Mặt trước (hướng mối hàn): 12 - 20 lít/phút.

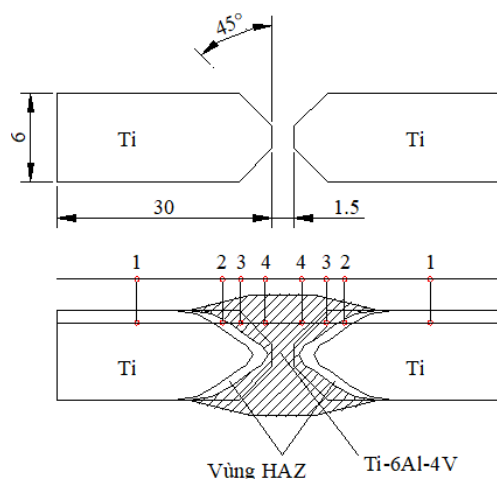
Mặt sau: 5 lít/phút.

Quy trình xử lý nhiệt sau hàn: Tắm sau khi hàn được kiểm tra về chất lượng mối hàn (siêu âm) sẽ tiến hành cắt thành các mẫu nhỏ khác nhau để thực hiện ở các chế độ xử lý nhiệt.

Mẫu sau khi chế tạo và xử lý nhiệt được tiến hành phân tích tổ chức tế vi trên kính hiển vi VHX6800 và FESEM SU3800 để xác định tổ chức và phân tích thành phần nguyên tố.

Ngoài ra, mẫu được tiến hành xác định độ cứng tế vi, độ bền và độ dẻo. Sau khi xử lý nhiệt mẫu được tiến hành phân tích tổ chức; xác định độ cứng tế vi và độ bền, độ dẻo. Kết quả thử nghiệm trong các bảng là kết quả trung bình của các mẫu.

Các vị trí đo độ cứng tế vi được mô tả như Hình 2:



Hình 2. Sơ đồ đo độ cứng tế vi

3. Kết quả và thảo luận

3.1. Sự biến đổi tổ chức ở các trạng thái khác nhau

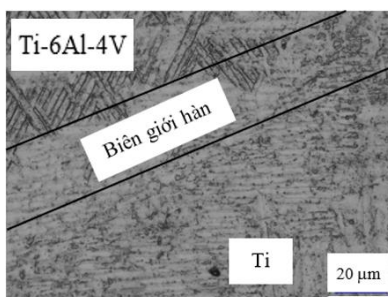
Kết quả phân tích tổ chức tế vi (Hình 3) cho thấy cấu trúc macro của mối hàn đạt độ đồng nhất cao và không xuất hiện khuyết tật tại các vùng liên kết (Hình 3a). Tại vùng biên giới nóng chảy (Hình 3b), sự liên kết giữa kim loại nền và vùng hàn diễn ra ổn định, tuy nhiên tổ chức tế vi có sự phân hóa rõ rệt do các biến đổi pha ở trạng thái rắn trong quá trình làm nguội.

Cấu trúc này bị chi phối bởi thành phần hợp kim và tốc độ nguội, đặc trưng bởi quá trình chuyển pha $\beta \rightarrow \alpha$ (với nhiệt độ chuyển đổi đẳng hướng của Ti nguyên chất là $882 \pm 2^\circ\text{C}$). Tại vùng biên giới hàn, tổ chức có sự đan xen phức hợp, trong khi vùng nóng chảy hình thành các tấm pha α song song được bao quanh bởi pha β . Quá trình hàn mối hàn Ti được nguội trong điều kiện sử dụng khí Ar bảo vệ và trong môi

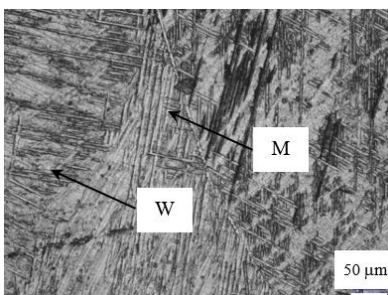
trường không khí; chính vì vậy tốc độ nguội của mối hàn là nhanh so với nguội cùng lò khi ủ. Với tốc độ đó, tổ chức của vùng mối hàn có thể xuất hiện các tổ chức như Widmanstatten hoặc Mactensit. Chính vì vậy, bằng các kết quả phân tích tổ chức tế vi ở Hình 3c và Hình 3d xuất hiện rải rác pha Mactensit α' do nguội nhanh và hình thành tổ chức Widmanstatten do quá trình kết tinh khác nhau.



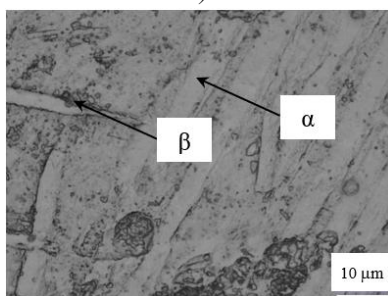
a)



b)



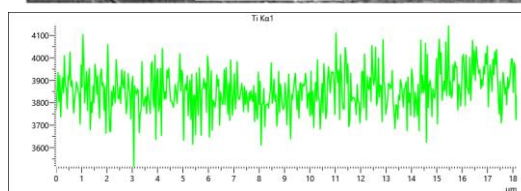
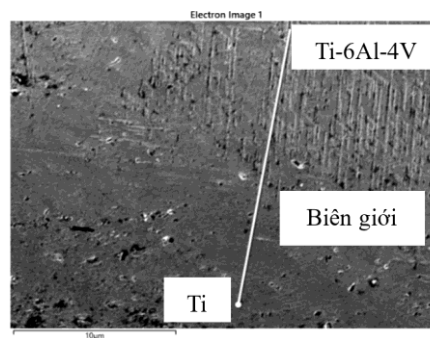
c)



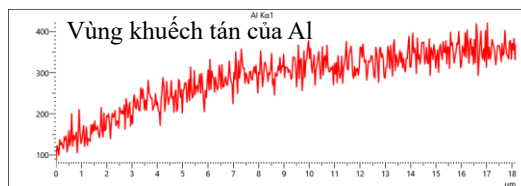
d)

Hình 3. Tổ chức tế vi mẫu trước khi xử lý nhiệt (sau hàn), M- Pha Mactensit, W- Tổ chức Widmanstatten

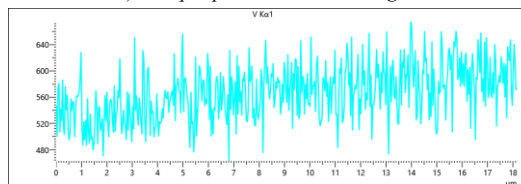
Tiến hành phân tích sự phân bố các nguyên tố (bằng phương pháp phổ nguyên tố đường) ở vùng biên giới hàn giữa Ti và vùng hàn sử dụng dây bù hợp kim



a) Kết quả phân tích EDS đường Ti



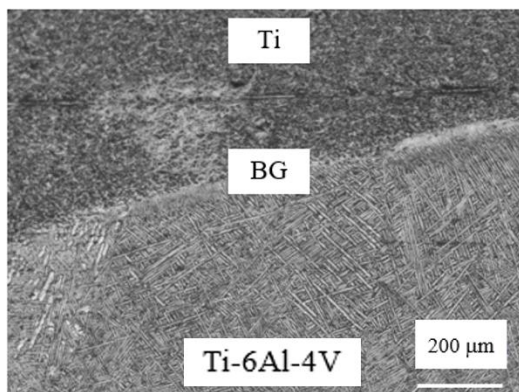
b) Kết quả phân tích EDS đường Al



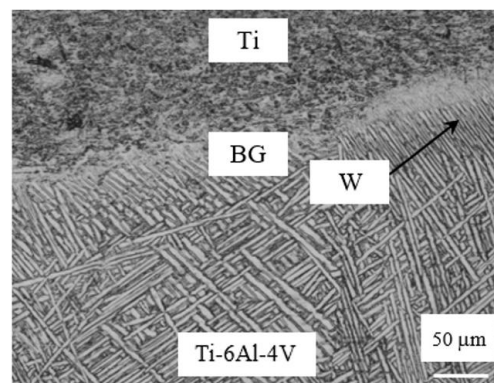
c) Kết quả phân tích EDS đường V

Hình 4. Ảnh SEM và phân tích EDS sau hàn

Ti-6Al-4V (Hình 4) cho thấy: Khi quét phân tích phổ nguyên tố đường có sự thay đổi về nồng độ nguyên tố hợp kim Al từ phía nền Ti sang mối hàn. Kết quả phân tích Hình 4a cho thấy sự phân bố đồng đều của Ti (thành phần cơ bản của hợp kim Ti-6Al-4V và kim loại nền Ti). Tại biên giới hàn trong khoảng từ 1 đến 7μm có sự giảm dần về nồng độ Al từ phía vùng kim loại mối hàn sang phía kim loại nền Ti không có Al (Hình 4b), vùng này là vùng hòa trộn của hợp kim Ti-6Al-4V và Ti cùng nóng chảy. Quá trình khuếch tán của Al từ vùng vùng hàn nơi có nồng độ nguyên tố Al lớn hơn sang vùng biên giới của Ti; do Al là nguyên tố nhẹ có khả năng khuếch tán tốt [3], [8], hệ số khuếch tán của Al là $D_{Al} = 0,21.10^{-18} m^2/s$. Sự sai khác



a) Độ phóng đại 100 lần



b) Độ phóng đại 500 lần

Hình 5. Tổ chức tế vi sau hóa già ở 525°C trong 4 giờ BG- Biên giới mỗi hàn

về thông số mạng của Ti- α (kim loại cơ bản) và Al là 13,7% đảm bảo được cho quá trình hòa tan của Al ở trong Ti. Hệ số khuếch tán của V trong Ti là $D_V = 0,58 \cdot 10^{-19} \text{ m}^2/\text{s}$. Với hệ số khuếch tán này cho thấy tốc độ khuếch tán của V là khá chậm so với Al trong nền Ti (nhỏ hơn khoảng 5 lần); điều này cho thấy kết quả phân tích phổ nguyên tố đường của V gần như không có sự thay đổi (Hình 4c).

Dưới tác động của quá trình hóa già ở nhiệt độ cao (525°C), tổ chức vi mô của phần Ti chuyển sang pha α với các hạt dạng đa cạnh đặc trưng (Hình 5). Tại vùng biên giới mỗi hàn, xuất hiện đối chuyển tiếp với sự hình thành của pha α tái kết tinh dạng tấm. Các tấm pha α này phát triển sâu vào vùng nóng chảy, tạo nên cấu trúc Widmanstätten điển hình.

3.2. Kết quả cơ tính và tối ưu hóa

Kết quả đo độ cứng của mẫu tại các vị trí từ 1 đến 4 được mô tả trong Bảng 4 (các vị trí đo được thực hiện như mô tả ở Hình 2). Kết quả cho thấy tại vùng kim loại cơ bản Ti (vị trí 1), độ cứng đạt khoảng 225HV. Khi chuyển dần sang vùng ảnh hưởng nhiệt phía Ti và vùng khuếch tán, độ cứng có xu hướng tăng, và đạt giá trị lớn nhất khoảng 505HV tại vùng mỗi hàn (vị trí 4), tương ứng với vùng kim loại nóng chảy và kết tinh sau quá trình hàn. Phân tích tổ chức tế vi cho thấy vùng kim loại cơ bản chủ yếu gồm pha α có độ cứng thấp, trong khi vùng mỗi hàn hình thành tổ chức đa pha gồm α , $\alpha + \beta$ và cấu trúc Widmanstätten, góp phần làm gia tăng đáng kể độ cứng. Ngoài ra, sự gia tăng độ cứng tại vùng này còn có thể liên quan đến sự hòa tan vi lượng các nguyên tố tạp chất khí (O, N, H, C) cũng như các nguyên tố kim loại từ điện cực và dụng cụ (như W, Fe). Bên cạnh đó, tốc độ nguội nhanh sau hàn trong không khí làm tăng mật độ khuyết tật và ứng suất dư trong tổ chức, từ đó làm tăng thêm độ cứng của vùng mỗi hàn.

Đối với mẫu sau xử lý nhiệt, độ cứng tại vùng nền Ti (vị trí 1) đạt khoảng 197HV và tăng nhanh lên đến 53 HV tại vị trí 4. Kết quả phân tích cho thấy độ cứng lớn nhất tập trung tại vùng khuếch tán giữa vùng nóng chảy và vùng Ti, với sự biến thiên đột ngột của độ cứng từ 147HV lên 378HV. Sự thay đổi đột ngột này có thể gây ra sự không đồng nhất về cơ tính, ảnh hưởng bất lợi đến độ bền và độ tin cậy của mỗi hàn sau quá trình tôi. Kết quả phân tích độ cứng sau hóa già cho thấy ở vùng hàn (vị trí số 4 có giá trị độ cứng cao nhất 344HV so với các vùng còn lại). Giá trị này cao hơn so với độ cứng của vùng hàn sau tôi.

Bảng 4. Kết quả độ cứng tế vi mẫu sau hàn và xử lý nhiệt theo vị trí đo ở Hình 2

STT	Chế độ mẫu	Độ cứng (HV)			
		1	2	3	4
1	Mẫu sau hàn	225	280	429	505
2	Sau ủ	197	276	407	531
3	Sau tôi	154	147	378	312
4	Sau hóa già	99	194	257	344

Từ dữ liệu tổng hợp về giới hạn bền kéo và độ giãn dài tương đối, tiến hành xây dựng các đồ thị nhằm biểu diễn mối quan hệ giữa các chỉ tiêu cơ tính của mỗi hàn trong trạng thái sau hàn và sau khi áp dụng các chế độ xử lý nhiệt khác nhau. Các đồ thị này cho phép đánh giá một cách trực quan sự biến thiên của giới hạn bền kéo và độ dẻo của vật liệu theo từng trạng thái xử lý, qua đó làm rõ ảnh hưởng của các chế độ nhiệt luyện đến tính chất cơ học của mỗi hàn. Đồng thời, đây cũng là cơ sở để so sánh, lựa chọn chế độ xử lý nhiệt phù hợp nhằm tối ưu hóa sự cân bằng giữa độ bền và độ dẻo của liên kết hàn.

Giới hạn bền kéo sau ủ giảm so với sau khi hàn và đạt giá trị thấp nhất ($394,4 \text{ N/mm}^2$). Nhưng sau khi tôi, sau khi hóa già thì giới hạn bền kéo liên tục tăng lên và cao nhất là sau hóa già ở 525°C , giữ nhiệt 4 giờ và làm nguội trong không khí ($427,5 \text{ N/mm}^2$).

Bảng 5. Kết quả phân tích độ bền và độ giãn dài

TT	Chế độ	Giới hạn bền kéo, N/mm^2	Độ giãn dài tương đối, %
1	Sau hàn	401,3	18,9
2	Ủ	394,4	10,8
3	Tôi	411,9	12,6
4	Hóa già	427,5	25,0

Phân tích sự thay đổi độ bền và độ dẻo cho thấy, khi thực hiện hóa già ở 525°C trong thời gian 4 giờ, mẫu đạt giới hạn bền kéo $427,5 \text{ N/mm}^2$ cùng với độ giãn dài tương đối cao nhất đạt 25%. Kết quả này phản ánh sự cải thiện đáng kể về tính dẻo trong khi vẫn duy trì mức độ bền trung bình của vật liệu sau xử lý nhiệt. So sánh với vật liệu nền cho thấy giới hạn bền của hợp kim Ti-6Al-4V đạt khoảng 950 MPa , trong khi Ti nguyên chất chỉ khoảng 240 MPa . Như vậy, giá trị giới hạn bền của mối hàn sau hóa già nằm trong khoảng trung gian giữa hai vật liệu, cho thấy sự hình thành tổ chức chuyển tiếp với sự kết hợp các pha, góp phần tạo nên sự cân bằng tương đối giữa độ bền và độ dẻo. Điều này chứng tỏ chế độ hóa già đã có tác dụng cải thiện tính dẻo mà không làm suy giảm quá mức độ bền của liên kết hàn [14]. Giá trị giới hạn bền của mối hàn thấp hơn so với hợp kim nhưng cao hơn nhiều so với giới hạn bền của Ti, điều này được giải thích là do giới hạn bền của mối hàn là kết quả tổng hợp cơ tính của hai kim loại, ảnh hưởng của quá trình hàn và quá trình xử lý nhiệt sau hàn.

4. Kết luận

Nghiên cứu đã phân tích sự biến đổi tổ chức tế vi và cơ tính của mối hàn Ti sử dụng dây bù Ti-6Al-4V sau hàn và sau các chế độ xử lý nhiệt khác nhau. Kết quả cho thấy mối hàn có cấu trúc tương đối đồng nhất, vùng liên kết giữa kim loại nền Ti và vùng hàn tốt, không xuất hiện khuyết tật lớn. Do tốc độ nguội nhanh sau hàn, trong vùng vùng hàn hình thành các tổ chức đặc trưng như Widmanstätten và mactensit α' , làm tăng độ cứng của vùng hàn so với kim loại nền. Phân tích SEM-EDS cho thấy sự khuếch tán của các nguyên tố hợp kim, trong đó Al khuếch tán nhanh hơn V, tạo nên vùng chuyển tiếp giữa kim loại nền và vùng hàn. Kết quả cơ tính cho thấy chế độ hóa già ở 525°C trong 4 giờ và làm nguội trong không khí cho cơ tính tốt

nhất với giới hạn bền kéo đạt $427,5 \text{ MPa}$ và độ giãn dài đạt 25%, cho thấy sự cải thiện đồng thời về độ bền và độ dẻo của mối hàn.

Lời cảm ơn

Nghiên cứu này được tài trợ bởi Trường Đại học Hàng hải Việt Nam trong đề tài mã số: **DT25-26.50**.

TÀI LIỆU THAM KHẢO

- [1] D. Gheorghe et al. (2019), *Microstructure development in titanium and its alloys used for medical applications*, UPB Sci. Bull. Ser. B Chem. Mater. Sci., Vol.81, No.1.
- [2] L. N. Grant, J. R. Aguilar-Calderón, and D. J. Mindiola (2021), *Titanium*, Compr. Coord. Chem. III, Vol.1-9, pp.97-161.
Doi: 10.1016/B978-0-12-409547-2.14923-6.
- [3] S. M. Thắng (2022), *Hợp kim Titan*. NXB Quân đội nhân dân.
- [4] J. Bárta, M. Marônek, B. Šimeková, and D. Marić (2019), *Analysis of weld joints made of titanium alloy grade 2 produced by electron beam welding*, Metalurgija, Vol.58, No.3-4, pp.255-258.
- [5] K. Szymlek (2008), *Review of Titanium and Steel Welding Methods*, Adv. Mater. Sci., Vol.8, No.1.
Doi: 10.2478/v10077-008-0023-4.
- [6] T. Kramár and P. Kova (2012), *The laser beam welding of titanium grade 2 alloy*, Grant, Vol.1, pp.77-79.
- [7] L. Weiss et al. (2020), *Microstructure and property of titanium heterogeneous laser welding To cite this version : HAL Id : hal-02455036*.
- [8] S. Y. Lee, O. Taguchi, and Y. Iijima (2010), *Diffusion of aluminum in β -titanium*, Mater. Trans., Vol.51, No.10, pp.1809-1813.
Doi: 10.2320/matertrans.M2010225.
- [9] L. Wagner and M (2013). *Wollmann, Titanium and Titanium Alloys*.
Doi: 10.1002/9783527649846.ch4.
- [10] J. F. Murdock (1964), *Diffusion of Titanium-44 and Vanadium-48 in Titanium*.
- [11] F. Fomin, M. Froend, V. Ventzke, P. Alvarez, S. Bauer, and N. Kashaev (2018), *Metallurgical aspects of joining commercially pure titanium to Ti-6Al-4V alloy in a T-joint configuration by laser beam welding*, Int. J. Adv. Manuf. Technol., Vol.97, No.5-8, pp.2019-2031.
Doi: 10.1007/s00170-018-1968-z.

[12] M. Junaaid and T. A. Cheema (2020), *Influence of welding process on the properties of dissimilar titanium alloy weldments: a review*, JMST Adv., Vol.2, No.3, pp.61-76.

Doi: 10.1007/s42791-020-00034-4.

[13] C. Ferdinand et al. (2020), *Microstructure and Mechanical Properties of Laser Narrow-Gap Multi-Pass Weld 20 mm-Thick Ti-6Al-4V Alloy with Different Filling Layers*, Metals (Basel), Vol.13, No.1, p.13.

Doi: 10.1088/1757-899X/112/1/012039.

[14] Matweb, *SpecificMaterial @ asm.matweb.com*.

[Online]. Available:

<http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=MTP641>.

Ngày nhận bài:	16/03/2026
Ngày nhận bản sửa:	07/04/2026
Ngày duyệt đăng:	09/04/2026