

NGHIÊN CỨU TỐI ƯU HÓA QUY TRÌNH XỬ LÝ NHIỆT MỐI HÀN TiAl6V4 VÀ Ti-CP

STUDYING ABOUT OPTIMIZING HEAT TREATMENT PROCESS OF TiAl6V4 AND Ti-CP WELD JOINTS

NGUYỄN ANH XUÂN

Phòng Đào tạo, Trường Đại học Hàng hải Việt Nam

Email liên hệ: nguyenanhxuan@vimaru.edu.vn

Tóm tắt

Bài báo này trình bày các kết quả nghiên cứu tối ưu hóa chế độ xử lý nhiệt và tổ chức mối hàn Ti và TiAl6V4 sau xử lý nhiệt. Bằng kết quả phân tích tối ưu hóa đã xác định được chế độ xử lý nhiệt đảm bảo kết quả tối ưu về độ cứng, độ bền và độ giãn dài tương đối. Kết quả giá trị tối ưu tại nhiệt độ tôi 930°C, nhiệt độ hóa già 518°C và thời gian hóa già 2 giờ. Với kết quả này, mô hình dự đoán độ cứng mối hàn đạt 54,4HRC, giới hạn bền kéo là 453,9N/mm² và độ giãn dài tương đối đạt 19,3%. Kết quả phân tích về tổ chức của mối hàn sau hóa già ở 525°C trong 4 giờ đã xác định được quá trình phân hủy pha của mối hàn sau khi xử lý nhiệt. Quá trình hóa già theo nhiệt độ và thời gian làm phân hủy pha mactenxit α' sau tôi thành pha α_m và β_r , chuyển biến pha β thành α và làm thay đổi hình dạng và phân bố của pha α và β sau tôi

Từ khóa: Tối ưu hóa, phân hủy pha, xử lý nhiệt, hóa già, mactenxit.

Abstract

This paper presents the results of research on optimizing the heat treatment process and microstructures of Ti and TiAl6V4 welds after heat treatment. The results of optimization analysis have determined the optimal heat treatment process to ensure optimal results in terms of hardness, strength and relative elongation. The optimal value results at the quenching temperature of 930°C, the aging temperature of 518°C and the aging time of 2 hours. With these results, the model predicts the weld hardness is 54,4HRC, the tensile strength is 453,9N/mm² and the relative elongation is 19,3%. The analysis results of the microstructures of the weld after aging at 525°C for 4 hours have determined the phase decomposition process of the weld after heat treatment. The aging process according to temperature and time decomposes the α'

martensite phase after cooling into α_m and β_r phases, transforms the β phase into α , and changes the shape and distribution of the α and β phases after quenching.

Keywords: Optimization, phase decomposition, heat treatment, aging, martensite.

1. Mở đầu

Titan và hợp kim titan là một vật liệu kim loại trong nhóm vật liệu kết cấu bắt đầu được sử dụng phổ biến từ khoảng những năm 50 thế kỷ 20 trở lại đây. Ban đầu titan và hợp kim titan chủ yếu được ứng dụng trong lĩnh vực quân sự, ngành hàng không, vũ trụ như trong chế tạo máy bay, tên lửa và thiết bị quân sự. Ngày nay nó được mở rộng sang các lĩnh vực khác như ngành công nghiệp ô tô, đóng tàu, hóa dầu, hóa chất, điện và y sinh học, dụng cụ thể thao [1], [2], [3], [4], [5], [6].

Abu Syed H Kabir cùng cộng sự [7] đã áp dụng hai quy trình xử lý nhiệt sau hàn cho mối hàn hợp kim TiAl6V4 sử dụng phương pháp hàn laser.

Quy trình 1: Mối hàn được ủ khử ứng suất ở nhiệt độ 538°C trong 4,0 giờ, sau đó làm nguội trong khí argon. Quy trình 2: Mối hàn được tiến hành xử lý nhiệt dung dịch rắn cho mối hàn ở 913°C rồi làm nguội trong khí argon, sau đó hóa già ở 538°C trong 4,0 giờ và làm nguội trong khí argon.

Qua kết quả phân tích về tổ chức tế vi và cơ tính đạt được, quy trình xử lý nhiệt số 2 giúp nâng cao độ bền, độ cứng của mối hàn so với trước khi xử lý nhiệt và quy trình 1.

Theo nghiên cứu của Yuan Tao [8] đã chỉ ra quá trình chuyển pha của hợp kim TiAl6V4 khi xử lý nhiệt. Quá trình chuyển biến mactenxit trong hợp kim TiAl6V4 với các điều kiện nguội khác nhau đã chỉ ra sự hình thành của các pha. Ở 1065°C, hợp kim ở trạng thái hoàn toàn β . Khi nguội trong không khí từ nhiệt độ này cho quá trình chuyển biến β (α dạng cột) và các hạt β ở biên giới hạt. Ngủi nhanh trong nước sẽ nhận được tổ chức mactenxit α' với các hạt β phân tán. Dưới nhiệt độ chuyển biến β , thành phần

pha là hỗn hợp của $(\alpha + \beta)$. Với điều kiện nguội trong không khí, một hỗn hợp hạt α sơ cấp trong nền của chuyển biến β . Khi nguội với tốc độ nguội nhanh hơn sẽ tạo ra mactenxit α' .

Theo nghiên cứu của G. Yan và các cộng sự [9] cũng đã đưa ra một quy trình xử lý nhiệt khác nhằm cải thiện cơ tính của mối hàn TiAl6V4 sử dụng phương pháp hàn TIG. Cụ thể, các mẫu sau khi hàn sẽ được nung ở 700°C trong 1 giờ sử dụng lò chân không và sau đó đánh giá tổ chức và tính chất thu được. Tác giả nhận định, khi áp dụng chế độ xử lý nhiệt trên giúp tăng giới hạn bền kéo lên 2,1% và cải thiện độ bền mỏi từ 750MPa đến 950MPa do ứng suất sau khi xử lý nhiệt giảm xuống gần bằng 0.

Trong nghiên cứu của C.T Hsieh cùng cộng sự [10], tác giả nghiên cứu ảnh hưởng của quy trình xử lý nhiệt tới độ dai va đập của mối hàn khác loại TiAl6V4 và Ti6Al6V2Sn bằng hàn laser. Sau khi hàn, mẫu được nung 3 giờ ở 482°C trong lò chân không có khí Argon và nguội tới nhiệt độ phòng. Kết quả thu được cho thấy quy trình xử lý nhiệt giúp nâng cao khả năng chịu va đập của kim loại mối hàn, giá trị đạt được trong dải 1060MPa ÷ 1180MPa.

Chưa có nghiên cứu về quy trình xử lý nhiệt phù hợp trong điều kiện cụ thể. Chưa xác định được mối quan hệ giữa các thông số xử lý nhiệt và cơ tính của mối hàn TiAl6V4 - Ti.

2. Quá trình thực nghiệm

Bằng phương pháp quang phổ đã xác định được thành phần hóa học của kim loại Ti và hợp kim TiAl6V4. Kết quả phân tích trên thiết bị phổ hồng ngoại được thể hiện như ở Bảng 1 và Bảng 2

Bảng 1. Thành phần hóa học Ti-CP

Al	Fe	O	N	Ti
0,004	0,12	0,072	<0,002	99,8

Bảng 2. Thành phần hóa học tấm titan hợp kim Ti6Al4V và vật liệu bù cùng loại

%	Al	V	Fe	Ti
Ti6Al4V	6,27	3,99	0,292	89,1
Filler	6,27	3,99	0,292	89,1

Từ phân tích các yếu tố ảnh hưởng đến quá trình xử lý nhiệt mối hàn, các yếu tố ảnh hưởng được lựa chọn là nhiệt độ tôi, nhiệt độ và thời gian hóa già, mục tiêu là độ cứng, độ bền và độ giãn dài tương đối. Miền giới hạn (vùng khảo sát) của các yếu tố như sau:

Nhiệt độ nung tôi: 860°C ÷ 940°C;

Nhiệt độ hóa già: 450°C ÷ 600°C;

Thời gian hóa già: 2 giờ ÷ 6 giờ.

Do đó, các yếu tố được lựa chọn để tối ưu hóa bao gồm: nhiệt độ nung tôi, nhiệt độ hóa già và thời gian hóa già. Quá trình tối ưu được xây dựng dựa trên phương trình hồi quy xác định bằng phương pháp quy hoạch thực nghiệm, trong đó sử dụng mô hình bề mặt đáp ứng (RSM - Response Surface Methodology) kết hợp với thiết kế hỗn hợp trung tâm (CCD - Central Composite Design). Phương trình này mô tả sự phụ thuộc của độ cứng, giới hạn bền kéo và độ giãn dài tương đối vào các thông số xử lý nhiệt trong phạm vi khảo sát.

Như vậy một thí nghiệm thiết kế theo mô hình CCD để khảo sát ảnh hưởng của k yếu tố sẽ gồm $2^k + 2k + 1$ nghiệm thức và nếu lặp ở nghiệm thức tâm sẽ gồm $2^k + 2k + n$ đơn vị thí nghiệm. Mô hình hồi quy đầy đủ có dạng:

$$Y = \beta_0 + \sum_{i=1}^k \beta_i X_i + \sum_{i=1}^k \beta_{ii} X_i^2 + \sum_{i < j} \beta_{ij} X_i X_j + \varepsilon$$

Trong đó:

Y : Hàm mục tiêu của mô hình nghiên cứu;

X_i : Biến độc lập;

β_0 : Hệ số hồi quy bậc 1 của các yếu tố X_i lên hàm mục tiêu;

β_{ij} : Hệ số hồi quy bậc 1 của 2 nhân tố X_i, X_j ;

β_{ii} : Hệ số hồi quy bậc 2 của yếu tố X_i lên kết quả thực nghiệm;

β_o : Hệ số tự do trong mô hình;

ε : Sai số.

Bài toán tối ưu được xây dựng dựa trên phương trình hồi quy xác định bằng phương pháp quy hoạch thực nghiệm, sử dụng mô hình bề mặt đáp ứng (RSM). Quá trình khảo sát được thực hiện trong phạm vi giá trị trục α được trình bày trong Bảng 3.

Bảng 3. Vùng thí nghiệm các thông số xử lý nhiệt mối hàn

STT	Yếu tố	Vùng thí nghiệm				
		$-\alpha$	-1	0	$+1$	$+\alpha$
1	Nhiệt độ nung tôi, °C	830	860	900	940	970
2	Nhiệt độ hóa già, °C	400	450	525	600	650
3	Thời gian hóa già, giờ	0,65	2	4	6	7,4

Phần mềm Design-Expert 11 được sử dụng để xây dựng mô hình thí nghiệm, phân tích kết quả thực nghiệm theo mô hình, thiết lập phương trình hồi quy và giải bài toán tối ưu. Tổng số thí nghiệm được thực hiện theo công thức: $N = 2k + 2k + 6$, trong đó:

- $k = 3$ là số biến độc lập.
- $2k$ là số thí nghiệm bổ sung ngoài vùng khảo sát, với khoảng cách từ tâm đến điểm ngoài vùng khảo sát $\alpha = 1,681$.

Tổng số 20 thí nghiệm bao gồm:

- 6 thí nghiệm lặp tại tâm để đánh giá độ lặp lại của mô hình.
- 6 thí nghiệm bổ sung tại các điểm ngoài vùng khảo sát nhằm tăng độ chính xác của mô hình.

Như vậy, quy hoạch thực nghiệm được thiết lập dựa trên mô hình bề mặt đáp ứng (RSM) với thiết kế hỗn hợp trung tâm (CCD), giúp tối ưu hóa các yếu tố ảnh hưởng trong phạm vi khảo sát.

3. Kết quả và thảo luận

3.1. Kết quả tối ưu hóa chế độ xử lý nhiệt

Phân tích dữ liệu thực nghiệm, loại bỏ một số thành phần có giá trị p-value ảnh hưởng không đáng kể đến hàm hồi quy, phương trình hồi quy của độ cứng, giới hạn bền kéo và độ giãn dài tương đối mỗi hàn như sau:

$$\text{Độ cứng} = 33,44 + 0,294 A + 0,709 B + 3,56 C + 0,6075 AB - 1,7125 AC + 0,29 BC + 6,05 A^2 + 0,535 B^2 + 0,189 C^2 - 6,205 A^2C + 4,005 AC^2 + 5,633 A^2C^2$$

$$\text{Hệ số xác định } R^2 = 0,9747$$

$$\text{Giới hạn bền kéo} = 422,12 + 12,37 A + 0,7436 B + 3,82 C + 2,76 AB - 5,17 BC + 15,47 A^2 - 10,74 ABC - 18,51 A^2B - 7,82 A^2C - 3,49 A^2B^2$$

$$\text{Hệ số xác định } R^2 = 0,9877$$

$$\text{Độ giãn dài tương đối} = 21,71 + 1,76 A - 0,6052 B + 2,93 C + 1,02 AB - 1,57 AC + 1,47 BC - 1,54 A^2 - 4,00 B^2 - 1,31 C^2 - 3,07 B^2C + 1,48 BC^2 + 2,45 B^2C^2$$

$$\text{Hệ số xác định } R^2 = 0,9213.$$

Với A (°C) là nhiệt độ tôi, B (°C) là nhiệt độ hóa già và C (giờ) là thời gian hóa già.

Phân tích kết quả mô hình hồi quy cho thấy kiểm định F của mô hình (hay kiểm định Fisher) đạt 22,5. Giá trị p của các yếu tố được xác định như sau:

- Độ cứng và giới hạn bền kéo có giá trị $p < 0,0001$,
- Độ giãn dài tương đối có giá trị $p = 0,0085$.

Điều này có nghĩa là chỉ có dưới 0,01% đối với độ cứng và giới hạn bền kéo, và 0,85% đối với độ

Bảng 4. Ma trận quy hoạch thực nghiệm

STT	Nhiệt độ tôi, °C	Nhiệt độ hóa già, °C	Thời gian hóa già, giờ	Độ cứng mỗi hàn, HRC	Giới hạn bền kéo, N/mm ²	Độ giãn dài tương đối, %
1	900	525	4	34,0	420,9	21,5
2	900	400	4	33,9	423	11,4
3	860	450	2	42,2	453,4	14,9
4	940	450	2	53,7	447,9	21,1
5	900	525	7,4	39,9	427,3	22,9
6	900	525	4	36,5	427,5	25,0
7	970	525	4	51,0	489	19,6
8	900	525	4	35,1	417,3	18,6
9	860	600	2	42,7	401,2	12,7
10	900	525	0,65	27,9	414,5	13,1
11	940	450	6	43,7	473,0	13,7
12	900	650	4	35,9	425,5	9,4
13	830	525	4	50,0	442,7	15,1
14	860	450	6	40,5	433,0	15,8
15	900	525	4	32,4	422,8	20,9
16	860	600	6	40,7	403,1	17,5
17	900	525	4	32,8	424,7	20,6
18	900	525	4	29,5	417,6	23,5
19	940	600	2	55,2	449,7	21,0
20	940	600	6	47,8	411,2	21,5

giãn dài tương đối là do nhiễu mà mô hình không tính toán được.

Kết quả này khẳng định mô hình hồi quy có độ tương thích cao với dữ liệu thực nghiệm, đảm bảo độ tin cậy thống kê cao, từ đó có thể sử dụng để phân tích và tối ưu hóa các thông số xử lý nhiệt.

Kiểm định F cho sự thiếu phù hợp của mô hình (lack of fit) bằng cách so sánh sự mất mát của các giá trị quan sát (tổng phương sai của giá trị thực nghiệm so với giá trị dự đoán) với phương sai của các lần chạy điểm lặp tâm, kết quả thu được $p \text{ value} > 0,1$. Điều này cho thấy sự tồn tại của giả thiết đảo là “không có sự thiếu phù hợp” hay sự sai khác giữa hai phương sai này là không đáng kể, từ đó kết luận mô hình phù hợp.

Hệ số R^2 hiệu chỉnh của các đặc tính cơ học được xác định như sau:

- Độ cứng: 0,9314 (tương ứng 93,14% sự biến đổi do ảnh hưởng của các biến độc lập).

- Giới hạn bền kéo: 0,9741 (97,41% sự biến đổi do các biến độc lập).

- Độ giãn dài tương đối: 0,7865 (78,65% sự biến đổi do các biến độc lập).

Điều này cho thấy mô hình đã giải thích phần lớn sự biến thiên của dữ liệu thực nghiệm, trong đó: Chỉ 2,53% (độ cứng), 1,23% (giới hạn bền kéo) và 7,87% (độ giãn dài tương đối) là do các yếu tố không xác định như nhiễu, biến ngoài mô hình và sai số ngẫu nhiên.

Bên cạnh đó, hệ số biến thiên theo độ lệch chuẩn tương đối (CV) có giá trị khá thấp:

- Độ cứng: 5,2%;
- Giới hạn bền kéo: 0,83%;
- Độ giãn dài tương đối: 11,42%.

Điều này chứng tỏ các thí nghiệm được thực hiện với độ chính xác cao, đảm bảo tính lặp lại tốt.

Nhìn chung, các kết quả kiểm định cho thấy mô hình hồi quy được xây dựng có độ phù hợp cao với dữ liệu thực nghiệm, đảm bảo tính đúng đắn và có thể sử

dụng để dự đoán cũng như tối ưu hóa các thông số xử lý nhiệt.

Hệ số R^2 dự đoán được xây dựng bằng cách xóa một điểm dữ liệu khỏi tập dữ liệu, sau đó xây dựng phương trình hồi quy, đánh giá mức độ chính xác của mô hình dự đoán bị thiếu và lặp lại điều này cho tất cả các điểm dữ liệu trong tập dữ liệu. Hệ số R^2 dự đoán lần lượt là 0,9156; 0,9303 và 0,7434 đối với mô hình hồi quy của độ cứng, giới hạn bền kéo và độ giãn dài tương đối. Điều này cho thấy mô hình hồi quy không bị khớp quá mức so với dữ liệu, mô hình phù hợp với dữ liệu gốc và có khả năng cung cấp dự đoán tốt cho các nhiễu ngẫu nhiên.

Như vậy, từ các phương trình hồi quy xu hướng về nhiệt độ tôi, nhiệt độ hóa già và thời gian hóa già phù hợp với những phân tích và nhận định đã được giải thích ở trên

Các kết quả phân tích cho thấy sự phù hợp của

Bảng 5. Kết quả phân tích phương sai cho mô hình hồi quy đa thức bậc 4 của độ cứng, giới hạn bền kéo và độ giãn dài tương đối

TT	Mô hình	Kiểm chứng mô hình		Sự thiếu phù hợp của mô hình (Lack of fit)		R^2 hiệu chỉnh	R^2 dự đoán	CV (%)
		Giá trị F	Giá trị P	Giá trị F	Giá trị p			
1	Độ cứng mỗi hàn (HRC)	22,5	< 0,0001	0,109	0,9041	0,9314	0,9156	5,2
2	Giới hạn bền kéo (N/mm ²)	72,5	< 0,0001	0,5333	0,7189	0,9741	0,9303	0,8312
3	Độ giãn dài tương đối (%)	6,83	0,0085	0,3484	0,7217	0,7865	0,7434	11,42

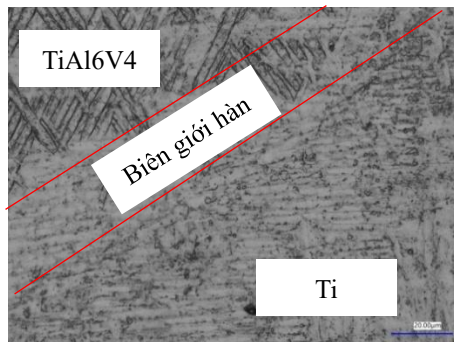
Bảng 6. Kết quả so sánh thực nghiệm và mô hình dự đoán

STT	Kết quả thực nghiệm	Khoảng dự đoán tin cậy từ mô hình	Giá trị dự đoán từ mô hình	Sai số (%)
Độ cứng TiAl6V4 (HRC)	51,2	42,5 - 66,2	54,4	5,8
Giới hạn bền kéo (N/mm ²)	483,4	435 - 472,6	453,9	6,5
Độ giãn dài tương đối (%)	20,1	15,7 - 22,7	19,3	4,1

các mô hình xây dựng được. Từ phương trình hồi quy, sử dụng modul tối ưu hóa với hàm mục tiêu là độ cứng, giới hạn bền kéo và độ giãn dài tương đối đạt giá trị cao nhất tương ứng trong vùng khảo sát. Kết quả giá trị tối ưu tại nhiệt độ tôi 930°C, nhiệt độ hóa già 518°C và thời gian hóa già 2 giờ. Với kết quả này, mô hình dự đoán độ cứng mỗi hàn đạt 54,4HRC, giới hạn bền kéo là 453,9N/mm² và độ giãn dài tương đối đạt 19,3%. Để thuận tiện cho thiết lập thông số công nghệ xử lý nhiệt, nhiệt độ hóa già được lựa chọn là 520°C. Kết quả này được kiểm tra bằng cách so sánh kết quả phân tích thực nghiệm với giá trị dự đoán mô hình, khoảng dự đoán của mô hình. Phân tích thực nghiệm với các thông số tối ưu trên được thực hiện lặp 3 lần và dữ liệu trong Bảng 6 cho thấy kết quả thí nghiệm kiểm tra nằm trong khoảng dự đoán tin cậy của mô hình. Sai số giữa giá trị thực nghiệm và giá trị dự đoán từ mô hình đều nhỏ hơn 10%, chứng tỏ độ chính xác cao của mô hình hồi quy.

Phân tích này khẳng định mô hình được xây dựng hoàn toàn phù hợp với dữ liệu thực nghiệm, có khả năng mô tả chính xác mối quan hệ giữa các yếu tố xử lý nhiệt và đặc tính cơ học của vật liệu. Điều này đảm bảo độ tin cậy cao khi áp dụng mô hình để tối ưu hóa các thông số công nghệ.

3.2. Tổ chức tế vi kim loại hàn



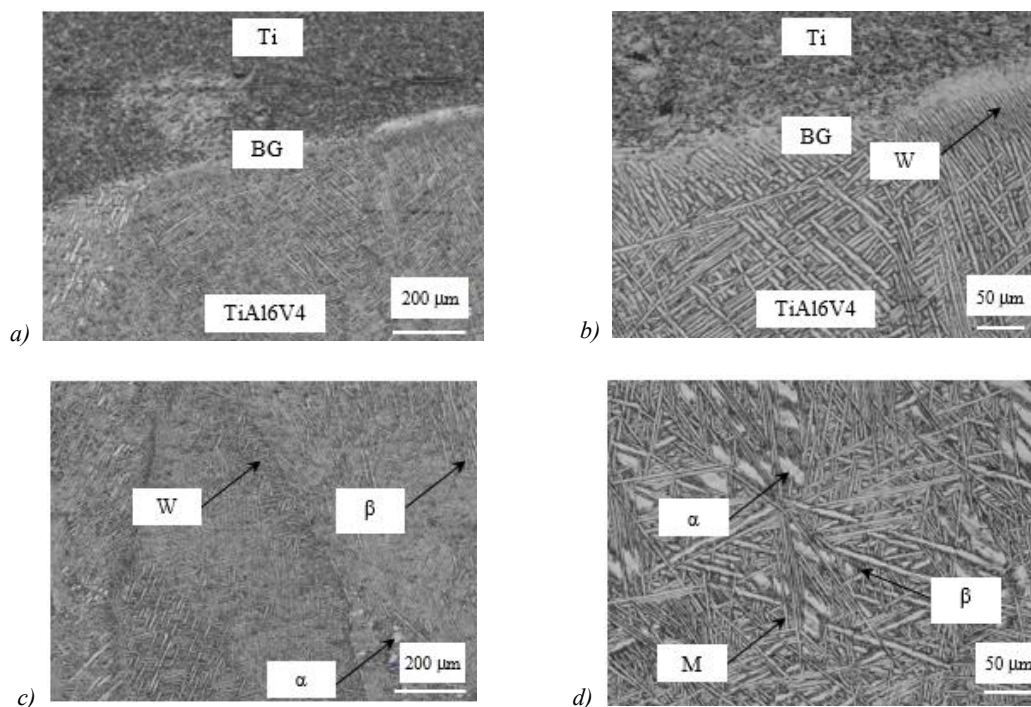
Hình 1. Tổ chức tế vi mỗi hàn

Phân tích tổ chức tế vi mỗi hàn sau hàn được thể hiện trên Hình 1 bao gồm các kết quả phân tích về mỗi hàn; vùng biên giới hàn và vùng nóng chảy. Kết quả phân tích cho thấy tổ chức macro mỗi hàn đảm bảo sự đồng nhất giữa các vùng; khu vực mỗi hàn đảm bảo sự liên kết và không có khuyết tật. Phân tích vùng biên giới mỗi hàn cho thấy sự liên kết đồng đều từ kim loại nền Ti đến vùng hàn. Tại khu vực

biên giới hàn tổ chức tế vi có sự khác biệt so với vùng kim loại cơ bản Ti và vùng vùng hàn. Các biến đổi trạng thái rắn xảy ra trong quá trình nguội mỗi hàn làm thay đổi tổ chức tế vi. Nó biến đổi phụ thuộc vào thành phần hợp kim và tốc độ nguội của mỗi hàn. Khi nguội, từ trạng thái kim loại lỏng chuyển qua trạng thái rắn và chuyển pha $\beta \rightarrow \alpha$ xảy ra ở vùng hàn. Vùng biên giới hàn có sự đan xen tổ chức, vùng nóng chảy có dạng các tấm α song song bao bởi pha β .

Hóa già ở nhiệt độ cao hơn (525°C) tổ chức phần Ti là một pha α , hạt có dạng đa cạnh (Hình 2). Tổ chức biên giới hàn có vùng chuyển tiếp, tại đó hình thành tổ chức kết tinh lại pha α dạng tấm, tấm α phát triển vào vùng nóng chảy có tổ chức dạng Widmanstatten. Tổ chức vùng nóng chảy và vùng HAZ bên TiAl6V4 là hỗn hợp pha ($\alpha + \beta$) trong hạt, với các tấm α phát triển theo nhiều hướng khác nhau kết quả từ phân hủy của α' khi hóa già, có các đám α phát triển thành đều trực trong tổ chức nền, xuất hiện tổ chức dạng Widmanstatten phát triển từ biên hạt vào trong hạt theo hướng tạo mầm và phát triển mầm do phân hủy các kim mactenxit α' khi hóa già (Hình 2d).

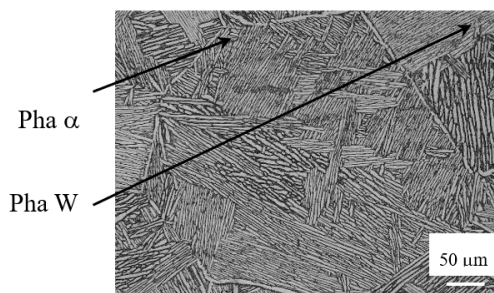
Tổ chức tế vi vùng mỗi hàn tại các khoảng thời gian hóa già khác nhau cho thấy có sự phân bố, kết



Hình 2. Tổ chức tế vi mỗi hàn sau hóa già ở 525°C - 4 giờ và nguội trong không khí

a, b- Biên giới hàn; c- Vùng nóng chảy; d- Vùng HAZ TiAl6V4; BG- Biên giới hàn; M- Pha Mactenxit; W- Tổ chức Widmanstatten.

cấu lại tổ chức tấm phiến α và β , có sự phân hủy, lớn lên của các tấm α , các đám α đều trực, hình thành tổ chức Widmanstatten có dạng các tấm dài phát triển từ sự kết tinh lại xuất phát từ biên hạt có tổ chức pha α . Hợp kim Ti là hợp kim dễ xuất hiện tổ chức Widmanstatten.



Hình 3. Tổ chức tế vi hợp kim TiAl6V4 sau hóa già ở 525°C - 4 giờ (x500)

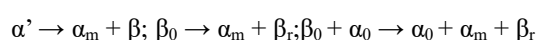
Tổ chức Widmanstatten là tổ chức được đặc trưng bởi một mô hình hình học do sự hình thành một pha mới dọc theo các mặt tinh thể nhất định của dung dịch rắn ban đầu. Hướng của pha mới có liên quan đến mặt tinh thể với hướng của mạng trong pha ban đầu. Tổ chức Widmanstatten có thể được tạo ra bằng nguội chậm hoặc nguội nhanh với đặc điểm:

- Là sự phát triển của một pha mới theo hướng dài nhất (dạng thớ hoặc hình kim);
- Theo một hướng nhất định.

4. Kết luận

Bảng hồi quy thực nghiệm đã xác định được chế độ xử lý nhiệt tối ưu cho mối hàn TiAl6V4 - Ti theo hướng cơ tính tổng hợp tốt nhất là tôi ở 930°C trong thời gian 2 giờ và nguội trong nước, hóa già ở 520°C trong thời gian 2 giờ và nguội trong không khí. Đây là cơ sở quan trọng cho việc xác định chế độ xử lý nhiệt của mối hàn trong thực tế.

Kết quả thực nghiệm về tổ chức tế vi mối hàn sau hóa già đã cho thấy: Quá trình hóa già theo nhiệt độ và thời gian làm phân hủy pha mactenxit α' sau tôi thành pha α_m và β_r , chuyển biến pha β thành α , làm thay đổi hình dạng và phân bố của pha α và β sau tôi, đây là yếu tố tác động tới cơ tính hợp kim theo hướng tăng bền. Sự biến đổi các pha khi hóa già xảy ra như sau:



Lời cảm ơn

Nghiên cứu này được tài trợ bởi Trường Đại học Hàng hải Việt Nam trong đề tài mã số: DT24-25.39.

TÀI LIỆU THAM KHẢO

- [1] H. I. Aaronson, S. Mahajan, G. R. Purdy, and M. G. Hall (2002), Origins of internal structure in massive transformation products, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, Vol.33, No.8. doi: 10.1007/s11661-002-0358-0.
- [2] T. Analysis, G. Information, and C. Resistance (2009), *Technical Datasheet: CP Titanium Grade 2*, Carpenter Technology, pp.2-5.
- [3] M. Donachie (1988), *Titanium: A Technical Guide*, ASM International, ASM Int, Vol.99, No.5.
- [4] K. Yonesawa (1987), *Welding of titanium and titanium alloys*, *Weld. Int.*, Vol.1, No.12, pp.1131-1142. doi: 10.1080/09507118709452163.
- [5] 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.
- [6] Carpenter (2000), *Titanium Alloy Ti 6Al-4V Type Analysis*, *Carpent. Technol.*, Vol. Technical, pp.1-10.
- [7] A. S. H. Kabir et al. (2012), *Effect of postweld heat treatment on microstructure, hardness, and tensile properties of laser-welded Ti-6Al-4V*, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, Vol.43, No.11, pp.4171-4184. doi: 10.1007/s11661-012-1230-5.
- [8] Y. Tao (2016), *Microstructure Evolution and Phase Transformation of Welded Metastable Beta-Titanium Alloy (Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr)*, *Вестник Анестезиологии И Реаниматологии*, Vol.13, No.June, p.172.
- [9] G. Yan, M. J. Tan, A. Crivoi, F. Li, S. Kumar, and C. H. Nicholas Chia (2017), *Improving the mechanical properties of TIG welding Ti-6Al-4V by post weld heat treatment*, *Procedia Eng.*, Vol.207, pp.633-638. doi: 10.1016/j.proeng.2017.10.1033.
- [10] C. T. Hsieh, C. Y. Chu, R. K. Shiu, and L. W. Tsay (2014), *The effect of post-weld heat treatment on the notched tensile fracture of Ti-6Al-4V to Ti-6Al-6V-2Sn dissimilar laser welds*, *Mater. Des.*, Vol.59. doi: 10.1016/j.matdes.2014.02.055.

Ngày nhận bài:	22/02/2025
Ngày nhận bản sửa lần 01:	18/03/2025
Ngày nhận bản sửa lần 02:	25/03/2025
Ngày duyệt đăng:	25/03/2025