

NGHIÊN CỨU SỰ THAY ĐỔI TỔ CHỨC VÀ CƠ TÍNH
Ở CÁC CHẾ ĐỘ XỬ LÝ NHIỆT ĐỐI VỚI THÉP Mn THẤP
ĐƯỢC BIẾN TÍNH BẰNG Ti
CHANGING ABOUT MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES
AT DIFFERENT HEAT TREATMENT REGIMES
FOR Ti-MODIFIED LOW-Mn STEEL

ĐOÀN XUÂN TRƯỜNG¹, HOÀNG ANH TUẤN², NGUYỄN DƯƠNG NAM^{1*}

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

²Viện Công nghệ - Tổng cục Công nghiệp Quốc phòng, Hà Nội, Việt Nam

*Email liên hệ: namnd.khcs@vamaru.edu.vn

DOI: <https://doi.org/10.65154/jmst.1037>

Tóm tắt

Trong bài báo này trình bày những kết quả nghiên cứu về sự thay đổi tổ chức và cơ tính của thép Mn thấp khi thay đổi chế độ xử lý nhiệt. Các kết quả nghiên cứu cho thấy khi mẫu được biến tính bằng Ti, kết hợp với quy trình xử lý nhiệt là tổ chức bainite kết hợp với austenite dư. Sau nhiệt luyện, cacbit đã được hòa tan vào nền tạo nên một tổ chức đồng nhất, kích thước hạt nhỏ mịn hơn góp phần làm tăng cơ tính cho thép. Các kết quả phân tích về độ dai va đập đối với mẫu sau xử lý nhiệt có giá trị đạt được 71,87J/cm²; giá trị độ cứng của mẫu là 43HRC. Bằng bài toán quy hoạch thực nghiệm đã xác định được chế độ xử lý nhiệt tối ưu cho thép nghiên cứu.

Từ khóa: Thép Mn thấp, mactenxit, ferrite, độ bền, độ cứng.

Abstract

This paper presents research results on the microstructural evolution and mechanical properties of low Mn steel under different heat treatment conditions. The findings indicate that when the steel is modified with Ti and subjected to an appropriate heat treatment process, the resulting microstructure consists of bainite combined with retained austenite. After heat treatment, carbides are dissolved into the matrix, leading to a more homogeneous microstructure with refined grain size, which contributes to the improvement of both mechanical properties and structural characteristics of the steel. Impact toughness analysis of the heat-treated specimens shows that the impact energy reaches 71.87 J/cm², while the hardness value is 43 HRC. Using experimental design methodology, the optimal

heat treatment parameters for the investigated steel were successfully determined.

Keywords: Low Mn steel, martensite, ferrite, strength, hardness.

1. Mở đầu

Thép austenit mangan thấp có sự kết hợp tốt giữa độ bền, độ dẻo và khả năng hàn. Chúng đã được sử dụng rộng rãi trong việc xây dựng hệ thống vận chuyển dầu khí đường dài. Do đó, điều bắt buộc là thép phải được đặc trưng bởi thành phần hóa học và tổ chức tế vi để cung cấp sự kết hợp độ bền và độ dẻo cần thiết [1], [2], [3].

Nói chung, tổ chức tế vi của các kim loại thông thường bao gồm các lượng ferit hình kim, ferit dị hình, ferit Widmanstätten và các pha khác nhau với ứng suất chảy dao động từ 350 - 450 MPa. Một số hợp kim thấp có độ bền cao, chẳng hạn như C-Mn với Titan hoặc bổ sung Vanadi và Niobium thể hiện các tổ chức tế vi tương tự như mối hàn C-Mn. Tuy nhiên, chúng có ứng suất chảy cao hơn, thường nằm trong khoảng 500 - 700 MPa. Các tác giả đã nghiên cứu rằng tổ chức tế vi ferit hình kim chiếm ưu thế với các đảo M/A ở giai đoạn thứ hai thể hiện các tính chất cơ học tối ưu [4], [5], [6]. Để đáp ứng đồng thời các yêu cầu về cả độ bền và độ dẻo dai, một loại vật liệu hàn thép phức tạp được hợp kim nặng hơn đã được phát triển. Một số tác giả cũng đã có những nghiên cứu về ảnh hưởng của một số nguyên tố như Si; Cr, Mo đến tổ chức và tính chất của thép Mn thấp. Các nghiên cứu này cũng đã chỉ ra tác động và cơ chế cũng như sự hình thành của các cacbit đến tổ chức và cơ tính của thép, phân tích được vai trò của các cacbit hình thành từ các nguyên tố này đến sự cản trở hạt, tăng cơ tính cho thép nghiên cứu [7], [8]. Trong công trình nghiên cứu khác, Rong, Xequan và các cộng sự [9] cũng đã chỉ ra ảnh hưởng của cán đến tổ chức và tính chất của thép Mn thấp; chỉ

ra được vai trò của austenite dư hình thành trong thép Mn thấp.

Theo nghiên cứu của H. F. Beeghly [10] sử dụng thép mangan thấp cho các ứng dụng trong hạt nhân: Khi không cần đồng vị phóng xạ của mangan, thép mangan thấp từ 0,1 - 0,15% Mn đã được chế tạo bằng quy trình nung và cuộn thành tấm, thanh và ống liền mạch. Thép mangan thấp có thể thay thế được các loại thép cacbon tiêu chuẩn cho nhiều mục đích sử dụng. Chúng vượt trội hơn so với các loại thép cacbon tiêu chuẩn về khả năng không bị tập trung ứng suất do biến dạng, độ bền và độ dẻo ở nhiệt độ cao được cải thiện và không có một số đặc tính hạt nhân hoặc hóa học có hại.

Nghiên cứu của Z.Wu và các cộng sự [11] đã chỉ ra hàm lượng Al có vai trò quyết định đến loại, kích thước, hình thái và sự phân bố của tinh thể. Khi thay đổi hàm lượng Al, thành phần bao thể chuyển biến từ oxit giàu Mg-Al sang các tổ hợp phức tạp như $MgAl_2O_4$, TiN hoặc các oxit chứa Ti. Các tinh thể này đóng vai trò là tâm mầm dị thể cho quá trình chuyển biến pha, đặc biệt là sự hình thành ferrite nội hạt.

Nghiên cứu của Y. A. Farzin [12] và cộng sự về ảnh hưởng của chế độ xử lý nhiệt đến tổ chức tế vi và cơ tính của thép song pha ST52 steel cho thấy tính chất cơ học tối ưu đạt được khi mẫu được ủ ở 770°C trong 105 phút, sau đó tôi trong nước. Ở chế độ này, tổ chức thu được gồm các hạt pearlite nhỏ mịn cùng với một lượng austenite dư, góp phần nâng cao cơ tính. Giới hạn bền kéo đạt tới 1331 MPa và độ cứng đạt 316 HV30, thể hiện sự cải thiện rõ rệt so với các chế độ xử lý khác.

Nghiên cứu của Huang và cộng sự [4] đã chỉ ra: Kết quả cho thấy các tinh thể phức hợp chứa oxit Al-Ti kết hợp với TiN có khả năng trở thành tâm mầm dị thể hiệu quả cho sự hình thành ferrite kim nội hạt. Hiệu quả tạo mầm phụ thuộc mạnh vào kích thước, thành phần hóa học và cấu trúc của bao thể. Các bao thể có kích thước thích hợp (thường ở mức micromet), phân bố đồng đều trong hạt austenite và có độ sai lệch mạng nhỏ với ferrite sẽ thúc đẩy quá trình tạo mầm IAF.

Theo nghiên cứu của Andrii Kostryzhev [13] đã chỉ ra rằng:

Việc thêm Ti vào thép mangan thấp nói chung mang lại hiệu quả tích cực đến tổ chức tế vi, tính chất cơ học và độ mài mòn của thép. Tuy nhiên, sự suy giảm đáng kể chất nền cacbon, do sự kết tinh của cacbonitrit giàu Ti, có thể cản trở sự phát triển của các hạt Fe_3C mịn và làm giảm khả năng phát triển các hạt austenite và tăng cường kết tinh từ Fe_3C .

Đối với các điều kiện thử mài mòn được nghiên

cứu, khả năng chống mài mòn tối đa (cả mài mòn và va đập) tương ứng với cường độ tối đa (tại $Ti/C=0,314$) chứ không phải độ cứng tối đa ($Ti/C=0,905$) hoặc độ bền tối đa ($Ti/C=0,018$). Ảnh hưởng của kích thước hạt mài mòn và tải trọng trong quá trình thử độ mòn cần được nghiên cứu thêm.

Trong công trình này, trình bày các kết quả nghiên cứu về sự biến đổi tổ chức và cơ tính của thép Mn thấp được biến tính bằng Ti sau khi xử lý nhiệt. Bài báo cũng đã tiến hành tối ưu hóa quá trình xử lý nhiệt và xác định được chế độ xử lý nhiệt tối ưu cho thép nghiên cứu

2. Thực nghiệm

Thành phần mác thép nghiên cứu được chỉ ra ở Bảng 1 sau:

Bảng 1. Thành phần mác thép nghiên cứu
(% khối lượng)

C	Si	Mn	P	S	Cr
0,24%	1,58%	1,02%	0,014%	0,013%	1,94%
Ni	Nb	Ti	Al	V	Pb
0,35%	0,009%	0,16%	0,041%	0,11%	0,014%

Thép sau nấu được tiến hành các bước:

Thường hóa: Mẫu nghiên cứu được nung trong lò nung điện trở từ nhiệt độ phòng đến 900°C và được giữ ở nhiệt độ 900°C trong thời gian 4 giờ, sau đó để nguội ngoài không khí.

Tôi: Mẫu nghiên cứu sau khi trải qua quá trình thường hóa sẽ tiếp tục được tôi ở nhiệt độ tôi ở các nhiệt độ khác nhau trong khoảng nhiệt độ biến thiên từ 880°C đến 920°C trong thời gian 2 giờ, sau đó làm nguội nhanh bằng nước.

Ram: Mẫu nghiên cứu sau khi trải qua quá trình tôi sẽ tiếp tục được ram ở các nhiệt độ và thời gian khác nhau, sau đó để nguội ngoài không khí.

Để xây dựng bài toán tối ưu hóa các thông số nhiệt độ tôi, hóa già và thời gian hóa già, bài báo sử dụng phương trình hồi quy từ các dữ liệu thu được bằng phương pháp quy hoạch thực nghiệm. Các thông số quy hoạch thực nghiệm được xác định bằng việc áp dụng mô hình bề mặt đáp ứng kết hợp với thiết kế hỗn hợp trung tâm để xây dựng. Các yếu tố đầu ra cần khảo sát là độ cứng và độ dai va đập.

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 ở một số điểm. Mẫu phân tích tổ chức

tế vi ở trạng thái đúc; thường hóa và xử lý nhiệt kết thúc (tôi ở 900°C và ram ở 260°C trong 2 giờ).

Ngoài ra, để xác định độ cứng và độ dai va đập trên thiết bị xác định độ cứng thô đại và độ dai va đập.

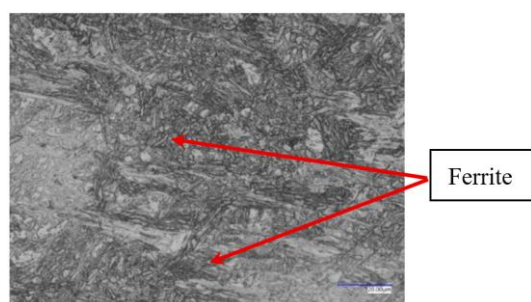
Bảng 2. Thông số chế độ xử lý nhiệt

T T	Nhiệt độ tôi, °C	Nhiệt độ ram, °C	Thời gian ram, giờ
1	880	200	2
2	880	230	4
3	880	260	6
4	900	200	4
5	900	230	6
6	900	260	2
7	920	200	6
8	920	230	2
9	920	260	4

3. Kết quả và thảo luận

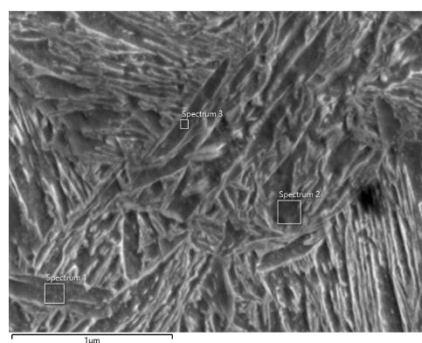
3.1. Sự biến đổi tổ chức ở các trạng thái khác nhau

Tổ chức tế vi của vật liệu có ảnh hưởng trực tiếp đến các tính chất vật lý và cơ học của nó. Việc so sánh tổ chức tế vi của hai mẫu sau đúc nhằm đánh giá tác động của việc bổ sung titan đến đặc trưng tổ chức của thép. Kết quả quan sát cho thấy cả hai mẫu đều có kích thước hạt tương đối lớn; trong điều kiện khảo sát này, ranh giới hạt chưa được thể hiện rõ ràng. Tuy nhiên, khi bổ sung titan vào thép, số lượng hạt austenit tăng lên đáng kể và phân bố đồng đều hơn trong nền kim loại, cho thấy sự thay đổi nhất định về đặc điểm tổ chức do ảnh hưởng của nguyên tố hợp kim này.



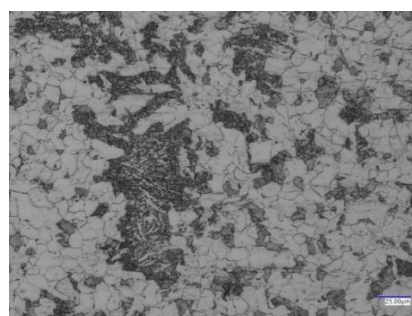
Hình 1. Tổ chức tế vi sau đúc

Phân tích kết quả SEM và ảnh chụp EDS cho thấy thành phần hóa học chủ yếu là Fe và một số nguyên tố vi lượng. Những điểm chấm đen xuất hiện trên bề mặt mẫu là các hạt cacbit chứa hàm lượng lớn Ti (chiếm khoảng 74,16%).

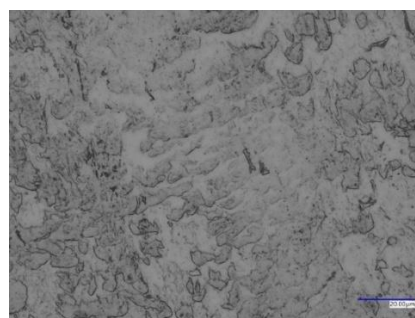


Spectrum 1			
Nguyên tố	% khối lượng	% sai số khối lượng	% nguyên tử
C	2.44	0.32	6.15
N	21.22	0.38	45.84
Ti	74.16	0.45	46.83
Fe	2.18	0.18	1.18
Total	100		100

Hình 2. Ảnh SEM và phân tích EDS sau đúc



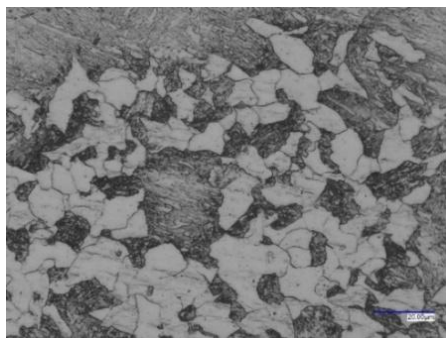
Hình 3. Tổ chức tế vi sau thường hóa



Hình 4. Tổ chức tế vi sau tôi

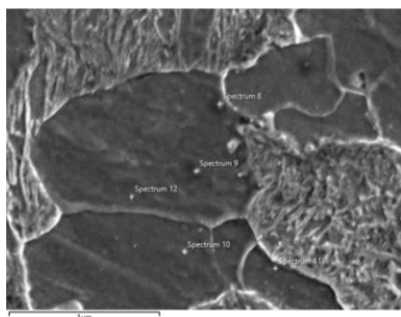
Quan sát tổ chức tế vi của mẫu sau quá trình thường hóa với nhiệt độ nung là 900°C trong thời gian 4 giờ cho ta thấy sự thay đổi rõ rệt về tổ chức. Sau khi xử lý nhiệt, mẫu có Ti hình thành rất nhiều các hạt nhỏ mịn và các biên giới hạt xuất hiện một cách rõ ràng hơn.

Tổ chức cuối cùng trước khi đem đi làm việc sẽ quyết định đến cơ tính và độ bền của thép. Quan sát



Hình 5. Tổ chức tế vi sau ram

ảnh chụp tổ chức tế vi của mẫu từ quá trình đúc đến khi trải qua quá trình xử lý nhiệt bao gồm 3 công đoạn: Thường hóa, tôi và ram thì kích thước hạt đã giảm đáng kể. Việc bổ sung nguyên tố Ti cho thép và kết hợp với quá trình nhiệt luyện sẽ làm nhỏ mịn hạt. Ti có mặt trong thép sẽ hình thành cacbit TiC; các cacbit này ở biên giới hạt sẽ cản trở sự phát triển của các hạt austenite; do vậy sẽ giữ được hạt nhỏ trong quá trình xử lý nhiệt. Ngoài ra, các cacbit TiC còn như vai trò tâm mầm cho sự hình thành austenite cũng góp phần làm nhỏ mịn hạt. Ngoài ra, phân tích tổ chức tế vi sau bước xử lý nhiệt cuối cùng là ram ở 260°C, giữ nhiệt trong thời gian 2 giờ cho thấy:



Điểm 1			
Nguyên tố	% khối lượng	% sai số khối lượng	% nguyên tử
C	17.72	0.52	49.58
Si	1.18	0.06	1.41
Ti	5.59	0.12	3.92
V	0.76	0.09	0.50
Cr	1.61	0.10	1.04
Mn	0.83	0.12	0.51
Fe	70.37	0.50	42.35
Mo	1.93	0.16	0.68
Total	100		100

Hình 6. Tổ chức tế vi mẫu sau ram (ảnh SEM) và kết quả phân tích EDS

Khi bổ sung nguyên tố Ti, tổ chức tế vi của hợp kim (Hình 6) có cấu trúc dạng tấm (cấu trúc này có thể là mactenxite hoặc bainite). Bên cạnh đó, còn có một số cacbit nhỏ mịn phân tán trong nền.

3.2. Kết quả cơ tính và tối ưu hóa

$$\text{Độ cứng} = -3526 + 6.87 A + 4.242 B - 1.023 C - 0.003208 A^2 - 0.004767 AB$$

Trong đó: A - Nhiệt độ tôi, B - Nhiệt độ ram và C - Thời gian ram.

Kiểm định phương trình hồi quy:

$$R^2 = 97,73, R^2_{adj} = 93,96$$

Bảng 3. Kết quả độ cứng và độ dai va đập mẫu không có Ti

STT	Chế độ	Độ cứng	Độ dai va đập
1	Đúc	43.9	18.62
2	Thường hóa (900°C-04h)	29.6	30.74
3	Tôi (900°C-02h)	27.5	28.86
4	Sau tôi + ram 260°C - 2h	38.4	40.62

So sánh kết quả cơ tính mẫu không có Titan (Bảng 3) và mẫu có Titan (Bảng 4) cho thấy: Các giá trị độ cứng và độ dai va đập của mẫu có Titan sau khi xử lý nhiệt ở cùng chế độ (tôi 900°C và ram 260°C trong 2 giờ) cao hơn so với mẫu không có Ti.

Căn cứ vào giá trị này, mức độ ảnh hưởng của các thông số công nghệ lần lượt là: Nhiệt độ ram > Thời gian ram > Nhiệt độ tôi, điều này phù hợp với phân tích tỷ số S/N ở trên.

Đặc biệt giá trị $p\text{-value}=0,004$ và $F\text{-value}$ của tương tác nhiệt độ tôi và nhiệt độ ram rất lớn cho thấy đây là một tương tác rất mạnh, do vậy tác động của nhiệt độ tôi lên độ cứng sẽ thay đổi tùy thuộc vào mức nhiệt độ ram đang sử dụng.

Giá trị $p\text{-value}$ của phương trình hồi quy đạt 0,011 nhỏ hơn 0,05 cho thấy mô hình hồi quy có ý nghĩa thống kê ở mức tin cậy 95%. Điều này chứng tỏ các thông số nhiệt luyện được chọn có tác động thực sự đến độ cứng của thép Mn.

Các điểm dữ liệu bám sát đường thẳng đồ cho thấy các sai số tuân theo phân phối chuẩn, như vậy các kết luận về giá trị $p\text{-value}$ ở trên là hoàn toàn đáng tin cậy. Trong khi biểu đồ phần dư theo thứ tự quan sát cho thấy các điểm của phần dư hay sai số dao động ngẫu nhiên xung quanh đường 0, không tạo thành chu kỳ hay tăng giảm theo xu hướng, chứng tỏ tính độc lập của các giá trị quan sát. Như kết quả đo độ cứng không bị ảnh hưởng bởi thứ tự thực hiện thí nghiệm hay ảnh

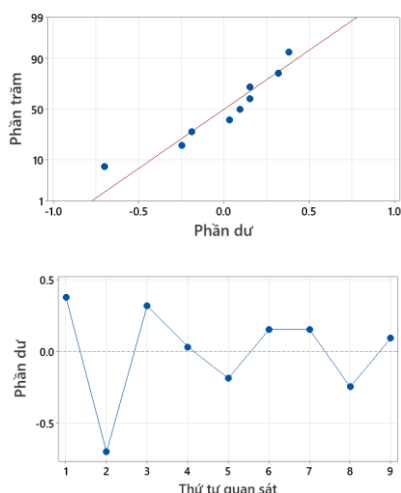
Bảng 4. Kết quả cơ tính mẫu có Ti

TT	Nhiệt độ tôi, °C	Nhiệt độ ram, °C	Thời gian ram, giờ	Độ cứng	S/N độ cứng	Độ dai va đập	S/N Độ dai va đập
1	880	200	2	42.0	32.4650	28.12	28.9803
2	880	230	4	40.3	32.1061	37.50	31.4806
3	880	260	6	40.7	32.1919	43.75	32.8196
4	900	200	4	43.7	32.8096	42.25	32.5165
5	900	230	6	40.0	32.0412	43.75	32.8196
6	900	260	2	43.0	32.6694	71.87	37.1310
7	920	200	6	43.3	32.7298	32.88	30.3386
8	920	230	2	42.7	32.6086	34.38	30.7261
9	920	260	4	36.7	31.2933	56.25	35.0025

Bảng 5. Phân tích ANOVA phương trình hồi quy độ cứng

Nguồn	DF	<i>A_đ</i> SS	<i>A_đ</i> MS	F-Value	P-Value
Phương trình hồi quy	5	38.3662	7.6732	25.88	0.011
Nhiệt độ tôi	1	4.6328	4.6328	15.63	0.029
Nhiệt độ ram	1	19.9919	19.9919	67.44	0.004
Thời gian ram	1	15.7082	15.7082	52.99	0.005
Nhiệt độ tôi*Nhiệt độ tôi	1	3.2939	3.2939	11.11	0.045
Nhiệt độ tôi*Nhiệt độ ram	1	20.4490	20.4490	68.98	0.004
Lỗi	3	0.8893	0.2964		
Tổng	8	39.2556			

hường nhiều của thiết bị thí nghiệm theo thời gian. Hình 7 thể hiện ảnh hưởng tương tác giữa các yếu tố nhiệt luyện đến độ cứng của thép Mn.



Hình 7. Biểu đồ xác suất chuẩn và biểu đồ phần dư theo thứ tự quan sát

$$\text{Độ dai va đập} = -27510 + 61,6 A + 0,4958 B - 155,8 C - 0,03452 A^2 + 0,1718 AC$$

Kiểm định phương trình hồi quy:

$$R^2 = 93,93, R^2_{adj} = 83,80$$

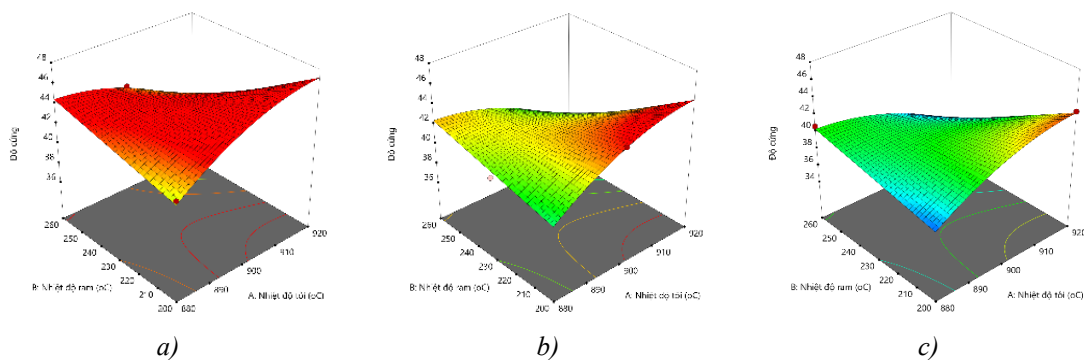
Tương tự như độ cứng, phương trình hồi quy của độ dai va đập có giá trị *p-value* đạt 0,048 (Bảng 4) cho thấy mô hình hồi quy có ý nghĩa thống kê và các thông số nhiệt luyện được chọn có tác động đến độ dai va đập của thép Mn. Phân tích biểu đồ Hình 8 cho kết quả đo độ cứng không bị ảnh hưởng bởi thứ tự thực hiện thí nghiệm hay ảnh hưởng nhiều của thiết bị thí nghiệm theo thời gian. Do vậy, phương trình hồi quy độ dai va đập hoàn toàn phù hợp để mô tả và dự đoán kết quả thực nghiệm trong vùng dữ liệu đang xét. Hình 9 cho kết quả độ dai va đập phụ thuộc vào tương tác của các thông số nhiệt luyện, có thể thấy độ dai va đập đạt được vùng giá trị tốt nhất tương ứng vùng màu đỏ của đồ thị trong phạm vi nhiệt độ tôi 890-910°C.

Lựa chọn thông số tối ưu:

Để độ dai va đập và độ cứng max, sử dụng modul tối ưu hóa trong phần mềm design-expert 11, tìm được thông số nhiệt luyện tốt nhất.

Nhiệt độ tôi 893°C, nhiệt độ ram 260°C và thời gian ram 2 giờ, kết quả độ cứng đạt được 43,7 và độ dai va đập đạt 69,7.

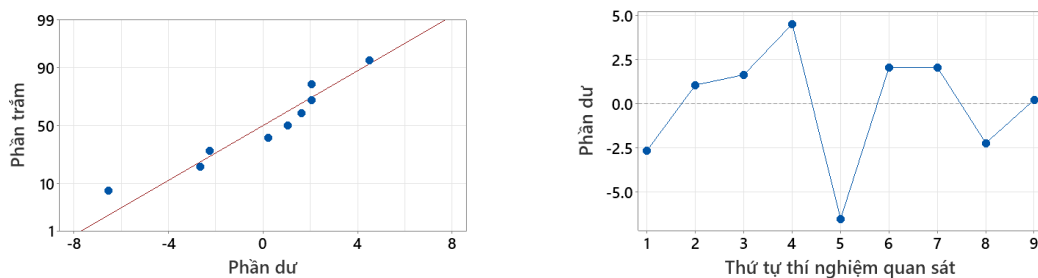
Để linh hoạt thông số nhiệt luyện phù hợp cho đặc tính của từng chi tiết, nhiệt độ tôi được lựa chọn 893°C, trong khi nhiệt độ ram và thời gian ram được tùy chỉnh để đạt được độ cứng chi tiết lớn hơn 38 và độ dai va



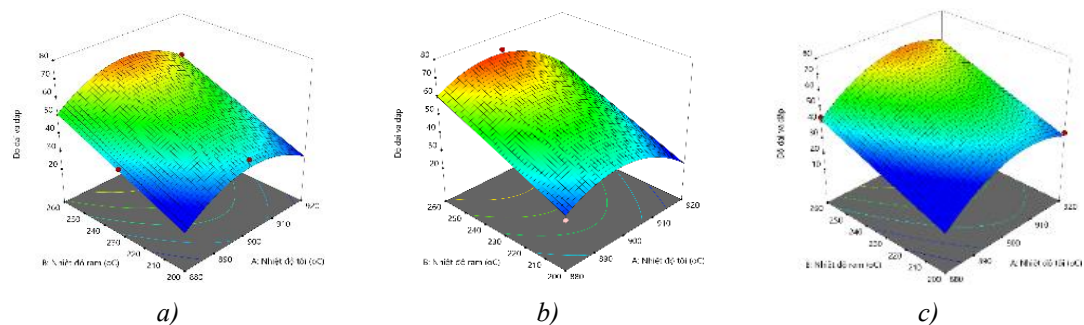
Hình 8. Biểu đồ ảnh hưởng Nhiệt độ tôi, ram lên độ cứng thép Mn trong a) 2 giờ, b) 4 giờ và c) 6 giờ

Bảng 6. Phân tích ANOVA phương trình hồi quy độ dai và đập

Nguồn	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Phương trình hồi quy	5	1350.22	270.04	9.28	0.048
Nhiệt độ tôi	1	374.31	374.31	12.86	0.037
Nhiệt độ ram	1	829.49	829.49	28.50	0.013
Thời gian ram	1	119.82	119.82	4.12	0.135
Nhiệt độ tôi*Nhiệt độ tôi	1	381.43	381.43	13.10	0.036
Nhiệt độ tôi*Thời gian ram	1	118.06	118.06	4.06	0.137
Lỗi	3	87.33	29.11		
Tổng	8	1437.55			



Hình 9. Biểu đồ xác suất chuẩn và biểu đồ phần dư theo thứ tự thí nghiệm độ dai và đập



Hình 10. Biểu đồ ảnh hưởng Nhiệt độ tôi, ram lên độ dai va đập thép Mn trong a) 2 giờ, b) 4 giờ và c) 6 giờ

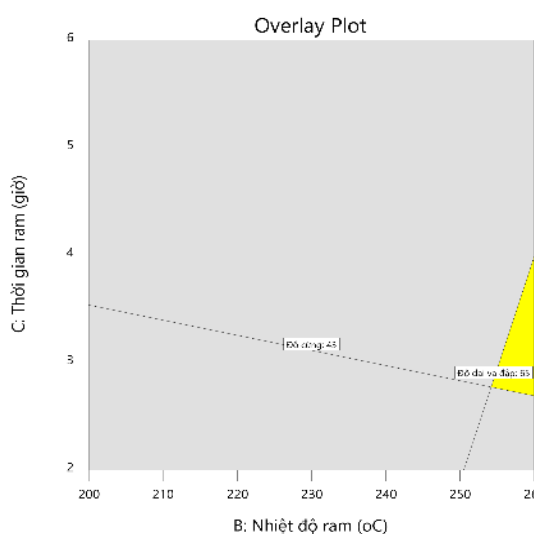
đập lớn hơn 65. Vùng màu vàng trên đồ thị Hình 11 cho kết quả độ cứng và độ dai va đập phù hợp với yêu cầu trên, đáp ứng mối liên hệ:

$$-0,014B + 6,33 < C < 1,0307B + 1,986$$

Trong đó: B: Nhiệt độ ram, C Thời gian ram.

4. Kết luận

Nghiên cứu đã làm rõ ảnh hưởng của chế độ xử lý nhiệt đến sự biến đổi tổ chức tế vi và cơ tính của thép Mn thấp được biến tính bằng Ti. Kết quả cho thấy việc bổ sung Ti kết hợp với quy trình nhiệt luyện (thường



Hình 11. Vùng thông số nhiệt độ ram và thời gian ram tại nhiệt độ tôi 893 °C cho độ cứng lớn hơn 38HRC và độ dai va đập lớn hơn 65J/cm²

hóa - tôi - ram) đã tạo ra sự thay đổi đáng kể về tổ chức, từ cấu trúc hạt thô sau đúc sang tổ chức nhỏ mịn hơn với cấu trúc dạng tấm đặc trưng của bainite/mactenxit ram, cùng với sự phân bố của các hạt cacbit chứa Ti kích thước nhỏ mịn và phân tán tương đối đồng đều trong nền. Quá trình nhiệt luyện đã làm hòa tan và tái phân bố các pha cacbit, góp phần tinh luyện hạt và nâng cao tính đồng nhất tổ chức.

Kết quả thí nghiệm cơ tính cho thấy các thông số nhiệt luyện có ảnh hưởng rõ rệt đến độ cứng và độ dai va đập của thép. Phân tích ANOVA và mô hình hồi quy theo phương pháp bề mặt đáp ứng (RSM) khẳng định mô hình có ý nghĩa thống kê ở mức tin cậy 95%, với hệ số xác định cao ($R^2 = 97,73\%$ đối với độ cứng và $R^2 = 93,93\%$ đối với độ dai va đập). Trong đó, nhiệt độ ram là yếu tố ảnh hưởng mạnh nhất đến độ cứng, còn nhiệt độ tôi và nhiệt độ ram có ảnh hưởng đáng kể đến độ dai va đập; tương tác giữa nhiệt độ tôi và nhiệt độ ram thể hiện tác động rất mạnh đến cơ tính của vật liệu.

Thông qua tối ưu hóa bằng phần mềm Design-Expert, chế độ nhiệt luyện tối ưu được xác định tại nhiệt độ tôi 893°C, nhiệt độ ram 260°C và thời gian ram 2 giờ. Ở chế độ này, thép đạt độ cứng khoảng 43,7HRC và độ dai va đập xấp xỉ 69,7J/cm², thể hiện sự cân bằng tốt giữa độ bền và độ dẻo dai.

Lời cảm ơn

Nghiên cứu này được tài trợ bởi Trường Đại học Hàng hải Việt Nam trong đề tài mã số: **DT25-26.46**.

TÀI LIỆU THAM KHẢO

- [1] W. P. Limited (2012), *Steels for aircraft structures*, Introd. to Aerosp. Mater., pp.232-250.
Doi: 10.1533/9780857095152.232.
- [2] G. Golanski, S. Stachura, J. Kupczyk, and B. Kucharska-Gajda (2007), *Heat treatment of cast steel using normalization and intercritical annealing*, Arch. Foundry Eng., Vol.7, No. January 2007, pp.123-126.
- [3] L. Sun, C.-G. Zhang, and Z. Lei (2015), *Phase transition behavior of low manganese Pipeline*, Shanghai Met., Vol.4.
- [4] Q. Huang, X. Wang, M. Jiang, Z. Hu, and C. Yang (2016), *Effects of Ti-Al Complex Deoxidization Inclusions on Nucleation of Intragranular Acicular Ferrite in C-Mn Steel*, Steel Res. Int., Vol.87, No.4.
Doi: 10.1002/srin.201500088.
- [5] L. Sozańska-Jędrasik, J. Mazurkiewicz, W. Borek, and K. Matus (2018), *Carbides analysis of the high strength and low density Fe-Mn-Al-Si steels*, Arch. Metall. Mater., Vol.63, No.1.
doi: 10.24425/118937.
- [6] C. Dulucianu, T. L. Severin, L. Irimescu, E. Berariu, and D. A. Cerlica (2020), *Influence of the structure succession on the volume fraction of martensite and ferrite microhardness in a dual-phase steel with low manganese content*, in International Multidisciplinary Scientific GeoConference Surveying Geology and Mining Ecology Management, SGEM.
Doi: 10.5593/sgem2020/6.1/s24.010.
- [7] Z. Zhan et al. (2024), *Effect of chromium and molybdenum addition on the matching mechanism of strength-ductility-toughness of low carbonmedium manganese steel*, J. Mater. Res. Technol., Vol.31.
doi: 10.1016/j.jmrt.2024.06.236.
- [8] Z. Hu and H. Fu (2024), *Effect of Si Content on Microstructure and Properties of Low-Carbon Medium-Manganese Steel after Intercritical Heat Treatment*, Metals (Basel), Vol.14, No.6.
Doi: 10.3390/met14060675.
- [9] X. Rong, B. Hu, H. Guo, M. Enomoto, and C. Shang (2022), *Influence of cold rolling on the stability of retained austenite and mechanical*

- properties of a Cu bearing low carbon low manganese steel*, Mater. Sci. Eng. A, Vol.850.
Doi: 10.1016/j.msea.2022.143455.
- [10] H. F. Beechly et. All (1994), *Surface Engineering*. ASM International.
- [11] Z. Wu, W. Zheng, G. Li, H. Matsuura, and F. Tsukihashi (2015), *Effect of Inclusions' Behavior on the Microstructure in Al-Ti Deoxidized and Magnesium-Treated Steel with Different Aluminum Contents*, Metall. Mater. Trans. B Process Metall. Mater. Process. Sci., Vol.46, No.3.
Doi: 10.1007/s11663-015-0311-4.
- [12] Y. A. Farzin, A. Najafizadeh, and E. H. Nejad (2016), *Effect of temperature in intercritical treatment on microstructure, tensile properties and hardness in dual phase ST52 steel*, J. Mater. Environ. Sci., Vol.7, No.5, pp.1716-1722.
- [13] A. G. Kostryzhev, C. R. Killmore, D. Yu, and E. V. Pereloma (2020), *Martensitic wear resistant steels alloyed with titanium*, Wear, Vol.446-447.
Doi: 10.1016/j.wear.2020.203203.

Ngày nhận bài:	02/03/2026
Ngày nhận bản sửa:	14/03/2026
Ngày duyệt đăng:	23/03/2026