

ẢNH HƯỞNG CỦA BIẾN DẠNG NGUỘI VÀ NHIỆT ĐỘ TÔI ĐẾN TỔ CHỨC VÀ CƠ TÍNH THÉP Mn THẤP

INFLUENCE OF COLD ROLLING AND QUENCHING TEMPERATURE ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF LOW Mn STEEL

HOÀNG ANH TUẤN¹, ĐOÀN XUÂN TRƯƠNG², NGUYỄN DƯƠNG NAM^{2*}

¹Viện Công nghệ - Tổng cục Công nghiệp Quốc Phòng, Hà Nội, Việt Nam

²Viện Cơ khí, Trường Đại học Hàng hải Việt Nam

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

Tóm tắt

Trong bài báo này trình bày những kết quả nghiên cứu về ảnh hưởng của biến dạng nguội và nhiệt độ tôi đến tổ chức và tính chất của thép Mn thấp. Tổ chức tế vi của các mẫu sau biến dạng ở các mức độ khác nhau: 20%; 50% và 80% cho thấy mẫu sau biến dạng nguội 50% cho độ hạt cấp 10 (8,1 μ m) đảm bảo cho quá trình xử lý nhiệt tiếp theo. Nhiệt độ tôi được khảo sát ở các chế độ 740°C; 815°C và 890°C; mẫu sau tôi được tiến hành ram ở 400°C với thời gian giữ nhiệt là 11 phút. Phân tích tổ chức tế vi của thép sau khi xử lý nhiệt tổ chức bao gồm các pha ferrite; mactenxit và austenite dư. Sau xử lý nhiệt, hình thái tổ chức có hạt dạng tấm và hạt cầu nhỏ. Kết quả thử nghiệm cơ tính cho thấy sau khi xử lý nhiệt mẫu sau tôi ở 815°C; ram ở 400°C với thời gian giữ nhiệt 11 phút cho giá trị độ bền là 1148,8N/mm² và độ giãn dài đạt cao nhất là 68,3%. Giá trị Rm*A đạt được là 78463,04Mpa*%.

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

Abstract

This paper presents the results of research on the influence of cold rolling and quenching temperature on microstructure and mechanical properties of low Mn steel. The microstructure of the samples after deformation at different levels: 20%; 50% and 80% shows that the sample after cold rolling at 50% has a grain size of level 10 (8.1 μ m) ensuring the subsequent heat treatment process. The quenching temperature was investigated at 740°C; 815°C and 890°C; the sample after quenching was tempered at 400 °C with a holding time of 11 minutes. Analysis of the microstructure of the steel after heat treatment shows that the structure includes ferrite phases; martensite and residual austenite. After heat treatment, the structure has plate-shaped grains and small spherical grains. The mechanical test

results show that after heat treatment, the sample after quenching at 815°C; The tempering at 400°C with a holding time of 11 minutes gave a tensile strength value of 1148,8N/mm² and a maximum elongation of 68.3%. The Rm*A value achieved was 78463,04Mpa*%.

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

1. Mở đầu

Thép HSLA thuộc nhóm thép hợp kim kết cấu có hàm lượng C thấp, các nguyên tố hợp kim là Mn, Si, Cr, Ni, Cu,... và có thể thêm nguyên tố vi lượng như Ti, Nb, V,... tổng hàm lượng nguyên tố hợp kim nhỏ hơn 5%. Thép được cung cấp ở trạng thái cán nóng, tổ chức là ferit + peclit và được hóa bền bằng công nghệ nung trên nhiệt độ Ac₃, sau đó nguội nhanh và được tiến hành ram ở nhiệt độ ram thích hợp, tổ chức là mactenxit ram [1], [2], [3], [4], [5], [6].

Trong nhóm thép HSLA có phân nhóm thép CMnSi, được sản xuất dưới dạng tấm, thanh U-I-V và dùng rộng rãi làm kết cấu thép, khung vỏ ô tô, vỏ tàu,... Thép CMnSi có tổ chức đa pha tùy thuộc vào nhiệt độ nung. Nếu nung trên nhiệt độ chuyển biến mactenxits (Ms) thì sẽ thu được các pha là pro-eutectoid ferrit, bainit-ferrit và austenite dư. Nếu nung ở dưới nhiệt độ Ms, thì ta sẽ thu được các pha là pro-eutectoid ferrit, bainit-ferrit, austenite dư, mactenxit và bainit-ferrit. Các đặc trưng cơ tính nổi trội của thép CMnSi có được nhờ điều chỉnh thành phần nguyên tố hợp kim và tổ chức thép thông qua điều chỉnh công nghệ. Theo nguyên lý chung, tăng hàm lượng C, Mn thì độ bền thép CMnSi tăng lên, nhưng độ giãn dài giảm; trong giới hạn của thép CMnSi tăng hàm lượng Si, có tác dụng là tăng cả độ bền và độ giãn dài, hệ số hóa bền cũng tăng. Tác dụng này của Si là do tác dụng gián tiếp đến tổ chức, mà chủ yếu là tác dụng làm dư austenit để tăng bền và tăng dẻo. Đặc điểm tác dụng của Si trong thép CMnSi khác hẳn với thép HSLA. Đối với thép HSLA, tăng hàm lượng Si, độ bền thép tăng, nhưng

độ dẻo và độ dai giảm mạnh. Các nguyên tố C, Mn, Si không chỉ giữ vai trò riêng, mà còn tác động tương hỗ lẫn nhau đến tổ chức và cơ tính thép CMnSi.

Nghiên cứu của Sunday Chukwuyem Ikpeseni [7] đã chỉ ra ảnh hưởng của quá trình tôi trung gian và ram đến cơ tính của thép cacbon thấp. Trong nghiên cứu của mình tác giả đã tiến hành nung thép đến nhiệt độ austenite hóa là 850°C sau đó làm nguội trong nước và giữ nhiệt ở vùng trung gian ($\alpha+\gamma$) ở các nhiệt độ 730°C; 750°C và 770°C giữ trong ba mươi phút rồi làm nguội trong nước. Các mẫu này sau đó được tiến hành ram ở 320°C trong 01 giờ và làm nguội trong không khí. Các kết quả nghiên cứu cho thấy tăng nhiệt độ tôi trung gian sẽ làm tăng thể tích của mactenxit; có nghĩa là tỷ phần austenit sẽ tăng khi tăng nhiệt độ tôi trung gian. Giá trị độ bền và độ cứng sẽ tăng khi tăng nhiệt độ tôi trong khi độ dai và độ cứng sẽ giảm xuống khi tăng nhiệt độ tôi và thể tích của mactenxit.

Nghiên cứu của Yajing Zhang và các cộng sự [8] đã chỉ ra ảnh hưởng của quá trình tôi và ram đến cơ tính và độ bền phá hủy của thép cacbon thấp được hợp kim hóa. Kết quả nghiên cứu đã chỉ ra đối với thép nghiên cứu có hàm lượng cacbon rất thấp ($<0,08\%$ C) khi tiến hành ram ở 600°C giá trị độ bền đạt được là 557MPa và độ bền phá hủy là 331J. Góc biên giới hạt lớn ảnh hưởng lớn đến độ bền phá hủy và quá trình phá hủy kim loại

Nghiên cứu của Jianjing Wang và các cộng sự [9] đã chỉ kết quả nghiên cứu ảnh hưởng của nhiệt độ tôi đến tổ chức và cơ tính của thép Q1030. Thép Q1030 có hàm lượng cacbon nhỏ hơn 0,2%. Kết quả nghiên cứu cho thấy ở nhiệt độ tôi trong khoảng từ 880°C-950°C khi tăng nhiệt độ austenit hóa giá trị độ cứng và độ bền của thép tăng lên; giá trị lớn nhất đạt được khi tôi ở 950°C. Trong khoảng nhiệt độ từ 950°C -1100°C giá trị độ bền của thép giảm khi tăng nhiệt độ austenit hóa. Các kết quả này được giải thích nhờ phân tích tổ chức của thép sau khi xử lý ở một số chế độ khác nhau.

Nghiên cứu của Ahmad Ramahi và cộng sự [10] cũng đã chỉ ra ảnh hưởng của nhiệt độ tôi đến khả năng phá hủy mỏi của thép tấm cacbon thấp. Khi nhiệt độ tôi là 850°C thì khả năng phá hủy mỏi của thép tăng lên 625% so với nhiệt độ tôi thấp.

Mặc dù cũng có một số nghiên cứu về ảnh hưởng của chế độ xử lý nhiệt đến tổ chức và tính chất của thép cacbon thấp nhưng chưa thấy có công trình

nghiên cứu cụ thể về ảnh hưởng của nhiệt độ tôi đến tổ chức và cơ tính của thép nghiên cứu. Trong công trình này, trình bày các kết quả nghiên cứu về ảnh hưởng của nhiệt độ tôi đến tổ chức và độ bền, độ dẻo của thép Mn thấp sau biến dạng nguội 50%.

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	S	P	Mn	Fe
0,2200	1,6007	0,0089	0,0212	1,3978	Còn lại

Thép sau nấu đúc được tiến hành:

Ủ đồng đều: Phôi sau đúc được cắt thành các khối kích thước tiết diện 80mmx70mm, được ủ để đồng đều thành phần do thiên tích đúc gây ra, nhiệt độ ủ là 1000°C, giữ nhiệt 3 giờ.

Rèn nóng: Sau ủ đồng đều, phôi thép được rèn nóng với tỷ số rèn $y = 4$, nhằm loại bỏ tổ chức đúc. Các khối thép được rèn thành bản dày 20mm x rộng 70mm. Nhiệt độ bắt đầu rèn khoảng 1200°C và kết thúc rèn ở nhiệt độ khoảng 900°C.

Cán nóng: Sau rèn, phôi thép được cán nóng. Chế độ cán nóng được thiết kế bảo đảm cho được tổ chức hạt nhỏ, đều và phù hợp với khả năng của thiết bị, cụ thể, lượng giảm chiều dày tổng là 50%, phôi thép sau cán có chiều dày 10mm. Nhiệt độ bắt đầu cho mỗi lần cán là 920°C ($Ac_3 + 50^\circ\text{C}$). Nhiệt độ mặt ngoài phôi ra khỏi trục cán khoảng 880°C được đo bằng hóa quang kế.

Sau cán nóng mẫu được tính toán để biến dạng nguội với lượng biến dạng 20%; 50% và 80%. Sau biến dạng nguội chiều dày của mẫu là 2mm.

Mẫu sau biến dạng ở 50% được tiến hành nung ở nhiệt độ tôi 740°C; 815°C và 890°C sau đó được tiến hành ram ở 400°C trong thời gian 11 phút (Bảng 2).

Bảng 2. Thông số chế độ xử lý nhiệt

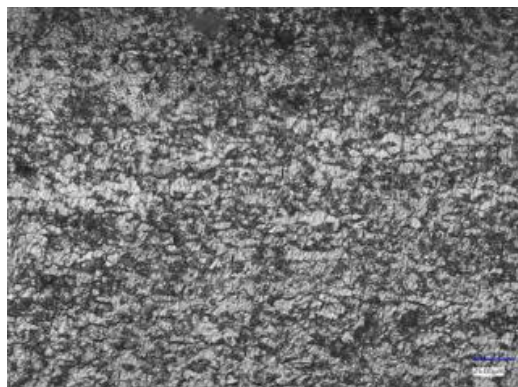
STT	Mã mẫu	Thông số công nghệ		
		Nhiệt độ tôi (°C)	Nhiệt độ xử lý bainit (°C)	Thời gian xử lý bainit (phút)
1	M1	740	400	11
2	M2	815	400	11
3	M3	890	400	11

Các mẫu được tiến hành phân tích tổ chức tế vi trên kính hiển vi VHX6800; hiển vi điện tử quét SU3800 và phân tích XRD mẫu sau xử lý nhiệt được tiến hành xác định giới hạn bền kéo và độ dẻo trên máy thử kéo XFT-150.

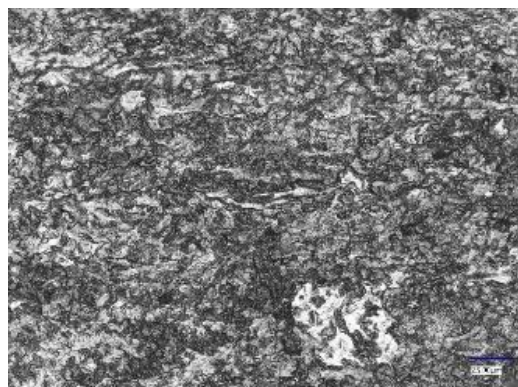
3. Kết quả và thảo luận

3.1. Lựa chọn mức độ biến dạng

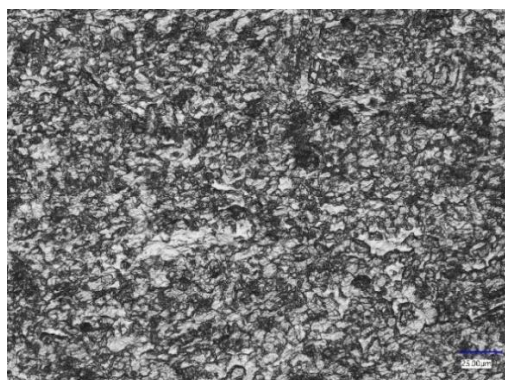
Phân tích tổ chức tế vi mẫu sau biến dạng với các mức độ biến dạng khác nhau cho thấy:



a) Biến dạng 20%



b) Biến dạng 50%

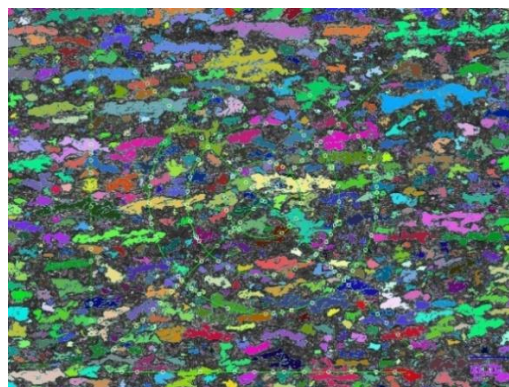


c) Biến dạng 80%

Hình 1. Tổ chức tế vi ở các mức độ biến dạng

Tăng mức độ biến dạng kích thước hạt giảm dần;

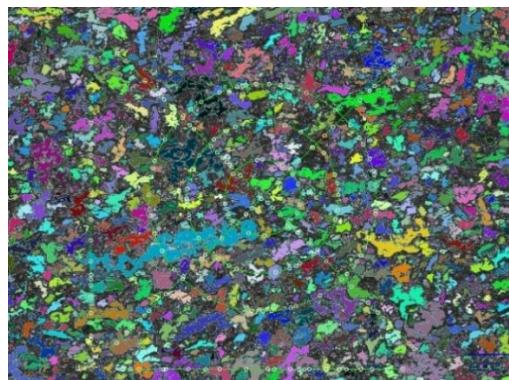
Với mức độ biến dạng 20% (Hình 1a), bằng ảnh quang học cho thấy kích thước hạt không thay đổi nhiều so với mẫu sau cán nóng. Điều này cho thấy với mức độ biến dạng nguội thấp không ảnh hưởng đến độ hạt của thép. Mức độ biến dạng nguội thấp chưa đủ năng lượng để làm phá vỡ các hạt ban đầu của thép nghiên cứu. Tăng mức độ biến dạng lên 50% (Hình 1b), kích thước hạt giảm so với mẫu ban đầu và ở mức độ biến dạng 20%. Với lượng biến



a) Biến dạng 20%



b) Biến dạng 50%



c) Biến dạng 80%

Hình 2. Xác định mức độ hạt

dạng lớn cung cấp đủ năng lượng cho quá trình phá vỡ các hạt của thép nghiên cứu. Tăng mức độ biến dạng đến 80% (Hình 1c) (gần bằng với giới hạn phá hủy của thép nghiên cứu) độ hạt của mẫu gần như không thay đổi so với mức độ biến dạng 50 %. Các kết quả nhận định ở trên được chỉ ra khi xác định kích thước hạt.

Phân tích độ hạt ở các mức độ biến dạng khác nhau được chỉ ra trên Hình 2 và Bảng 3 cho thấy: Độ hạt nhỏ nhất ở mức độ biến dạng 80%; tuy nhiên kích thước hạt này gần như không đổi so với mức độ biến dạng 50%. Điều này phù hợp với những nhận định về kết quả tổ chức quang học được trình bày ở trên. Với mức độ biến dạng 80%, có thể bên trong các hạt xuất hiện các hạt có kích thước nhỏ hơn nhưng chưa đạt được đến mức độ siêu dẻo. Như vậy có thể thấy tăng mức độ biến dạng đến 80% không ảnh hưởng nhiều đến kích thước hạt của tổ chức mẫu sau biến dạng. Để chọn mẫu thực hiện quá trình xử lý nhiệt tiếp theo được thực hiện biến dạng ở 50%

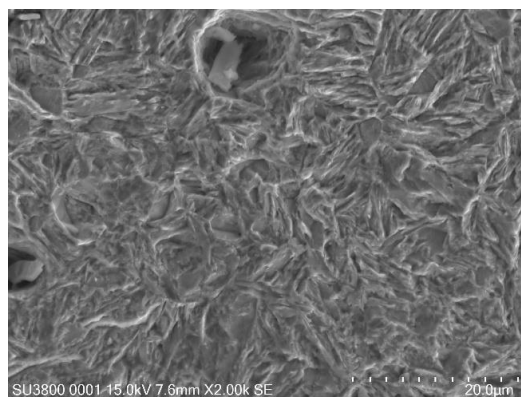
Bảng 3. Kích thước hạt

	Theo phương cán		Vuông góc với phương cán	
	Cấp hạt	Kích thước (μm)	Cấp hạt	Kích thước (μm)
Biến dạng 20%	5,0	42,50	8	12
Biến dạng 50%	6,5	33,67	10,6	8,1
Biến dạng 80%	7,5	24,12	11,0	7,8

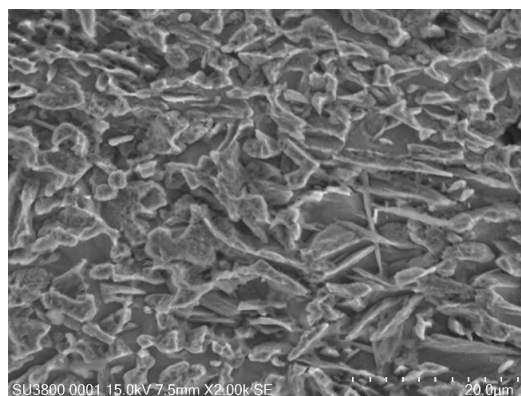
3.2. Phân tích tổ chức tế vi sau khi xử lý nhiệt

Phân tích tổ chức tế vi của thép sau khi xử lý nhiệt nhận thấy:

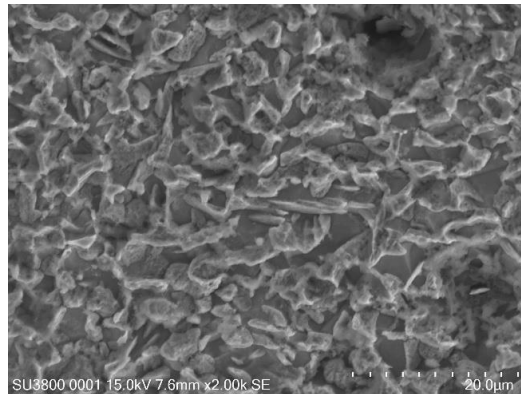
Mẫu M1 (Hình 3a) sau khi xử lý nhiệt tổ chức chủ yếu là dạng tấm. Mẫu M2 (Hình 3b) tổ chức dạng tấm giảm hơn so với mẫu M1, bên cạnh đó xuất hiện tổ chức dạng tròn. Mẫu M3 (Hình 3c) tổ chức dạng tròn bên cạnh một lượng nhỏ tổ chức dạng tấm. Sự thay đổi hình thái về mặt tổ chức ở mẫu M2 và M3 sẽ làm thay đổi tính chất của thép sau khi xử lý nhiệt. Nhiệt độ tôi mẫu M1 thấp gần với nhiệt độ bắt đầu chuyển biến của thép nghiên cứu (nhiệt độ A_{c1}). Mẫu M3 được thực hiện tôi ở nhiệt độ cao (trên nhiệt độ A_{c3}) do vậy tổ chức tế vi hoàn toàn không còn ferrit, điều này sẽ ảnh hưởng đến tính dẻo của mẫu nghiên cứu. Mẫu M2 được tiến hành ở nhiệt độ



a) M1



b) M2



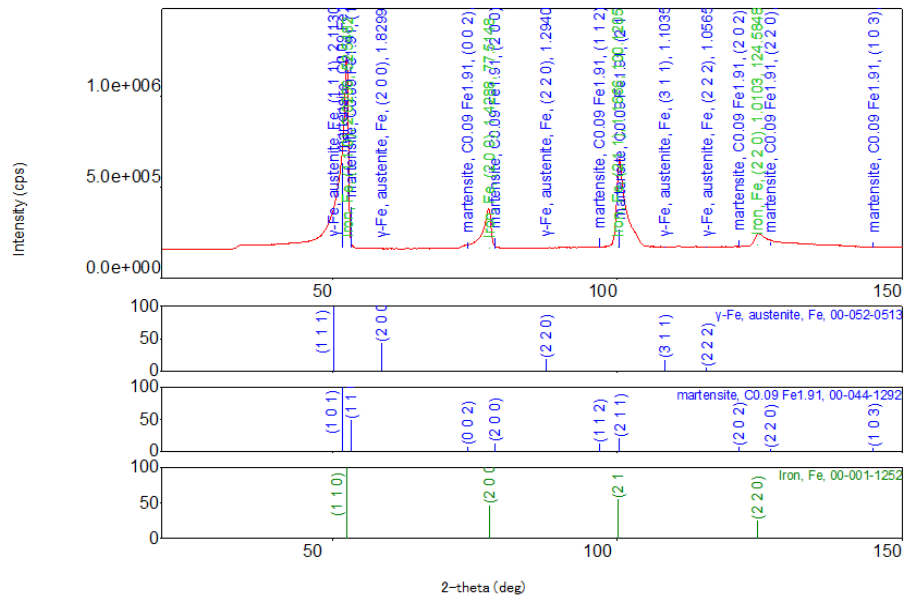
c) M3

Hình 3. Tổ chức tế vi mẫu sau xử lý nhiệt

815°C do vậy vẫn giữ được một phần ferrite làm tăng tính dẻo của thép nghiên cứu.

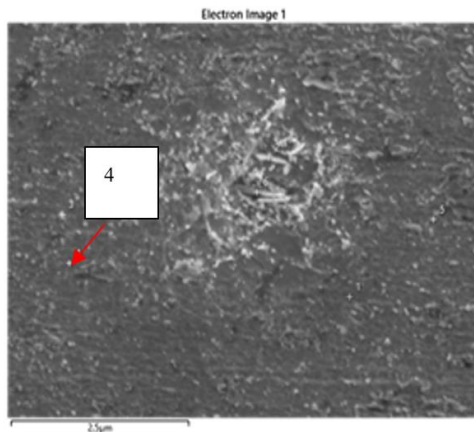
Kết quả phân tích Xray mẫu M2 cho thấy: Tổ chức tế vi của thép sau khi xử lý nhiệt gồm các pha austenite dư; ferrite và mactenxit. Tổng hợp các pha trên sẽ góp phần tăng độ bền cũng như độ dẻo của thép nghiên cứu.

Kết quả phân tích EDS tại vị trí 4 vị trí của austenite dư cho thấy xuất hiện Si với hàm lượng 2,27% về khối lượng tương ứng với 3,75% về



Hình 4. Phân tích Xray mẫu M2

nguyên tử. Như vậy, Si ở trong austenite dư đã làm tăng độ bền và độ dẻo của thép nghiên cứu.



Vị trí 4		
Nguyên tố	% khối lượng	% Nguyên tử
C	4,96	19,15
Si	2,27	3,75
Mn	1,49	1,26
Fe	91,28	75,84
Tổng	100,00	100,00

Hình 5. Kết quả phân tích EDS tại vị trí 4

3.3. Cơ tính của mẫu thép nghiên cứu

Phân tích kết quả cơ tính của thép ở các chế độ xử lý nhiệt khác nhau nhận thấy:

Giá trị độ bền và độ dẻo đạt cao nhất đối với mẫu M2: Giá trị độ bền cao nhất là 1148,8N/mm² và độ giãn dài tương đối đạt được là 68,3%. Giá trị Rm*A

đạt được là 78463,14Mpa*%. Giá trị này cho thấy với chế độ xử lý nhiệt mẫu M2 đảm bảo được độ bền kéo; thép có giá trị độ bền lớn. Giá trị độ bền và độ giãn dài của mẫu M1 và M3 đạt thấp hơn không phù hợp với yêu cầu làm việc của thép tấm.

Bảng 4. Kết quả cơ tính

STT	Mã mẫu	Kết quả	
		Giới hạn bền kéo, N/mm ²	Độ giãn dài tương đối, %
1	M1	540,6	16,4
2	M2	1148,8	68,3
3	M3	494,5	14,5

Với giá trị cơ tính trên đảm bảo cho quá trình làm việc của các sản phẩm dạng tấm. Kết quả cơ tính phản ánh được chính xác kết quả phân tích tổ chức ở trên.

4. Kết luận

Từ những kết quả nghiên cứu trình bày ở trên có một số kết quả như sau:

Quy trình xử lý của thép Mn thấp được thể hiện: biến dạng nguội 50%; tôi ở 815°C và ram ở 400°C trong 11 phút.

Giá trị độ hạt trung bình đạt được cấp 10 (8,1µm). Giá trị cơ tính đạt được là: Giá trị độ bền là 1148,8N/mm² và độ giãn dài tương đối đạt được là 68,3%.

Tổ chức tế vi của thép thu được có các pha ferrite; mactenxit và austenit dư. Kết quả hình thái tổ chức là các pha dạng tấm và hạt hình cầu.

Lời cảm ơn

Nghiên cứu này được tài trợ bởi Trường Đại học Hàng hải Việt Nam trong đề tài mã số: **DT24-25.40**.

TÀI LIỆU THAM KHẢO

- [1] D. Van Hien (2018), *Ảnh hưởng của thông số công nghệ cơ - nhiệt đến tổ chức và cơ tính của thép*, Luận án Tiến sĩ, Viện Khoa học & Công nghệ Quân sự.
- [2] G. S. Jung, K. Y. Lee, J. B. Lee, H. K. D. H. Bhadeshia, and D. W. Suh (2012), *Spot weldability of TRIP assisted steels with high carbon and aluminium contents*, Sci. Technol. Weld. Join., Vol.17, No.2, pp. 92-98 doi: 10.1179/1362171811Y.00000000081.
- [3] D. Van Hien (2018), *Influence of thermal-mechanical on microstructure and mechanical of TRIP CMnSi Steel from foam-iron*, Insitute of Marine Science and Technology.
- [4] H. D. Van, C. N. Van, T. T. Ngoc, and T. S. Manh (2017), *Influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of a CMnSi TRIP steel using design of experiment*, Materials today Proceedings, Vol.5 (11) part 3.
- [5] L. Kučerová, H. Jirková, and B. Mašek (2015), *Continuous Cooling of CMnSi TRIP Steel*, Mater. Today Proc., Vol.2, pp.S677-S680. doi: 10.1016/j.matpr.2015.07.374.
- [6] C. N. Jing, M. G. Wang, Z. C. Wang, Q. Z. Tan, and S. J. Kim (2009), *Microstructure and mechanical behavior of cold-rolled CMnAlSi TRIP-aided steel sheets*, Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed., Vol.19, No. SUPPL. Vol.3, pp. s579-s582. doi: 10.1016/S1003-6326(10)60112-4.
- [7] S. C. Ikpeseni (2017), *Effect of Intermediate Quenching and Tempering on the Mechanical Behaviour of Low Carbon Steel*, Int. J. Adv. Eng. Res. Sci., Vol.4, No.8, pp.1-10. doi: 10.22161/ijaers.4.8.1.
- [8] Y. Zhang, J. Yang, D. Xiao, D. Luo, C. Tuo, and H. Wu (2022), *Effect of Quenching and Tempering on Mechanical Properties and Impact Fracture Behavior of Low-Carbon Low-Alloy Steel*, Metals (Basel), Vol.12, No.7, pp.2-13, doi: 10.3390/met12071087.
- [9] J. Wang, Y. Kang, H. Yu, and W. Ge (2019), *Effect of Quenching Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Q1030 Steel*, Mater. Sci. Appl., Vol.10, No.10, pp.665-675 doi: 10.4236/msa.2019.1010047.
- [10] A. Ramahi and O. A. Fattah (2017), *Experimental Investigation of the Effect of Quenching Temperature on Fatigue Life of Plain Low-Carbon Steel*, Res. J. Appl. Sci. Eng. Technol., Vol.14, No.9, pp.320-323 doi: 10.19026/rjaset.14.5071.

Ngày nhận bài:	14/02/2025
Ngày nhận bản sửa lần 1:	12/03/2025
Ngày nhận bản sửa lần 2:	19/03/2025
Ngày duyệt đăng:	19/03/2025