

The Effect of Heat Holding Time on the Structure and Tensile Strength of the Product during the Thermo-Mechanical Processing of Dual Phase Steel Production

Cong Thuc Tran^{1*}, Thi Yen Ta¹, Danh Vu Tran², Van Do Doan¹, Van Huu Dang¹

¹Thai Binh University, Vietnam

²Ho Chi Minh City Industry and Trade College, Vietnam

*Corresponding author. Email: trancongthuc1980@gmail.com

ARTICLE INFO

Received: 17/10/2024
Revised: 19/11/2024
Accepted: 08/01/2025
Published: 28/05/2025

KEYWORDS

Advanced High Strength Steels (AHSS);
Machining and Heating;
Dual phase steel;
Sponge iron;
Microstructure.

ABSTRACT

Advanced high - strength steels (AHSS) is melted from MIREX sponge iron in induction furnace, this AHSS composed only carbon, maganese and silicon elements, but they have higher strength from 600 to 1000 MPa and elongation from 18 to 35 % than those of high - strength, low - alloy steels (HSLA) in same composition due to using special processing. The paper presents the results of mechanical - thermo research to create dual-phase structures (ferrite and martensite) of steel with chemical composition 0,12% C - 1,45% Mn - 0,95% Si - 0,42% Cr - 0,18% Cu, with high purity of impurities 0,022% P, 0,013% S. The martensite phase is composed of islands that account for a proportion from 12% - 25,3%; mechanical properties achieved: tensile strength σ_b (695 - 823 MPa), yield strength σ_c (541 - 618 MPa) and total elongation δ_{50} (27,8 - 21,3%). The results have shown that this steel grade can be applied to manufacture parts requiring high strength and good ductility in the production of automobile and and civil production.

Nghiên Cứu Ảnh Hưởng của Thời Gian Giữ Nhiệt đến Cấu Trúc và Độ Bền Kéo của Sản Phẩm trong Quá Trình Gia Công Cơ - Nhiệt Sản Xuất Thép Song Pha

Trần Công Thức^{1*}, Tạ Thị Yên¹, Trần Danh Vũ², Đoàn Văn Đô¹, Đặng Văn Hữu¹

¹Trường Đại học Thái Bình, Việt Nam

²Trường Cao đẳng Công thương Thành phố Hồ Chí Minh, Việt Nam

*Tác giả liên hệ. Email: trancongthuc1980@gmail.com

THÔNG TIN BÀI BÁO

Ngày nhận bài: 17/10/2024
Ngày hoàn thiện: 19/11/2024
Ngày chấp nhận đăng: 08/01/2025
Ngày đăng: 28/05/2025

TỪ KHÓA

Thép độ bền cao tiên tiến (AHSS);
Cơ - nhiệt;
Thép song pha;
Sắt xốp;
Tổ chức tế vi.

TÓM TẮT

Thép độ bền cao tiên tiến (AHSS), được luyện từ sắt xốp MIREX trong lò cảm ứng, có thành phần thuộc nhóm CMnSi, nhưng cho độ bền cao hơn từ 600 đến 1000 MPa, độ giãn dài 18 - 35%, cao hơn hẳn cơ tính của thép hợp kim thấp có độ bền cao (HSLA) cùng thành phần, nhờ sử dụng công nghệ xử lý đặc biệt. Bài báo trình bày kết quả nghiên cứu cơ - nhiệt để xử lý tạo tổ chức song pha (ferit + mactenxit) của thép với thành phần hóa học 0,12%C - 1,45%Mn - 0,95%Si - 0,42%Cr - 0,18%Cu, thép có độ sạch cao về tạp chất 0,022%P; 0,013%S. Pha mactenxit là các ốc đảo chiếm tỷ phần từ 12% - 25,3%; tính chất cơ học đạt được: giới hạn bền σ_b (695 - 823 MPa), giới hạn chảy σ_c (541 - 618 MPa) và độ giãn dài tổng δ_{50} (27,8 - 21,3%). Các kết quả đã cho thấy có thể ứng dụng mác thép này để chế tạo các chi tiết cần độ bền cao, tính dẻo tốt trong sản xuất khung sườn xe ô tô và dân dụng.

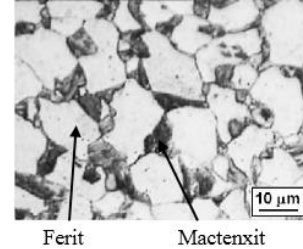
Doi: <https://doi.org/10.54644/jte.2025.1696>

Copyright © JTE. This is an open access article distributed under the terms and conditions of the [Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License](https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/) which permits unrestricted use, distribution, and reproduction in any medium for non-commercial purpose, provided the original work is properly cited.

1. Giới thiệu

Sự phát triển của ngành thép thế giới là tạo ra các mác thép có đồng thời cả độ bền và tính dẻo cao. Độ bền cao góp phần làm tăng khả năng chịu tải, dẫn đến làm giảm nhẹ trọng lượng kết cấu, trong khi đó, tính dẻo cao không chỉ góp phần làm tăng tính tạo hình mà còn kết hợp với độ bền làm tăng khả năng hấp phụ năng lượng, dẫn đến nâng cao tính an toàn kết cấu.

Những năm gần đây, nhờ sử dụng nguyên liệu sắt xấp xỉ luyện thép cho độ sạch tạp chất cao, kết hợp sử dụng các hiệu ứng vật lý cơ-nhiệt đã tạo ra các mác thép thế hệ mới có tính năng cơ học tốt - thép độ bền cao tiên tiến AHSS, trong đó, có thép song pha DP (dual phase). Tính năng cơ học đạt được của các mác thép này là do tổ chức hai pha của thép tạo nên. Tổ chức thép song pha gồm hai pha ferit (pha nền) và mactenxit, trong đó, pha mactenxit có dạng những quần đảo độc lập chiếm tỷ phần từ 10 ÷ 30% (hình 1) [1], [2].



Hình 1. Tổ chức thép song pha [3], [4]

Mác thép song pha có hàm lượng cacbon thấp ($C\%$ nhỏ hơn 0,2%), các nguyên tố hợp kim phổ biến là Mn, Si. Hàm lượng cacbon thấp không chỉ đảm bảo cho thép có tính dẻo tốt mà còn cải thiện tính hàn. Để nhận được tổ chức song pha, một quá trình công nghệ cơ-nhiệt đặc biệt được thực hiện, bao gồm: biến dạng dẻo thép để tạo tổ chức hạt tinh thể nhỏ mịn, đa cạnh, đều trực; tiếp đến, nung thép ở nhiệt độ nằm giữa các nhiệt độ tới hạn A_{c1} và A_{c3} để thu được tổ chức chứa ferit và austenit được làm giàu cacbon; sau cùng, làm nguội nhanh thép để thu được tổ chức song pha ferit + mactenxit [5], [6].

Trong bài báo này, nghiên cứu xử lý cơ-nhiệt tạo tổ chức song pha với mác thép có thành phần tương ứng nêu trong bảng 1. Mác thép nghiên cứu được nấu luyện từ nguyên liệu sắt xấp xỉ trong lò cảm ứng trung tần cho hàm lượng tạp chất phi kim rất thấp, $P\%$ và $S\% \leq 0,025\%$ là điều kiện thuận lợi để xử lý cơ-nhiệt nâng cao chất lượng thép.

Bảng 1. Thành phần hóa học mác thép nghiên cứu.

Thành phần hóa học (% khối lượng)							
C	Si	Mn	Al	Cu	Cr	S	P
0,12	0,95	1,45	0,032	0,18	0,42	0,013	0,022

Mục tiêu nghiên cứu là thử nghiệm chế tạo phôi thép loại này thông qua đánh giá yếu tố tổ chức và so sánh các chỉ tiêu cơ tính đạt được với các mác thép song pha có trong tiêu chuẩn hiện hành mới nhất của thế giới.

2. Cơ sở lý thuyết

Thép độ bền cao tiên tiến AHSS có độ bền cao, tính biến dạng rất tốt nhờ vận dụng một số cơ sở lý thuyết về luyện kim và độ bền. Thông qua các giải pháp công nghệ làm thay đổi thành phần và tổ chức tế vi của thép, từ đó làm thay đổi các chỉ tiêu cơ tính của thép AHSS.

Theo lý thuyết hóa bền do hạt nhỏ siêu mịn Hall-Petch [7], [8], quan hệ giới hạn chảy với kích thước hạt được biểu diễn bằng biểu thức và có thể áp dụng khi biến dạng ở nhiệt độ $T < 0,4.T_{nc}$, độ lớn hạt tinh thể nhỏ hơn 10 μm , như sau:

$$\sigma_{ch} = \sigma_o + kd^{-1/2} \quad (1)$$

Trong đó: σ_o - Ứng suất chảy của đa tinh thể khi không có tương tác lệch;

k - Hệ số bền; d - Kích thước hạt trung bình.

Lý thuyết cộng pha: Độ bền hoặc độ dẻo của thép song pha là tổng của tích độ bền hoặc độ dẻo pha thành phần với tỷ phần thể tích của pha thành phần [9], [10].

$$\sigma = \sigma_m.V_m + \sigma_f.(1 - V_m) \quad (2)$$

$$\varepsilon = \varepsilon_m \cdot V_m + \varepsilon_f \cdot V_F = \varepsilon_m \cdot V_m + \varepsilon_f \cdot (1 - V_m) \quad (3)$$

Trong đó: σ_m, σ_f - Giới hạn bền của pha mactenxit, ferit;

$\varepsilon_m, \varepsilon_f$ - Biến dạng của pha mactenxit, ferit ;

V_m, V_F - Tỷ phần pha mactenxit, ferit.

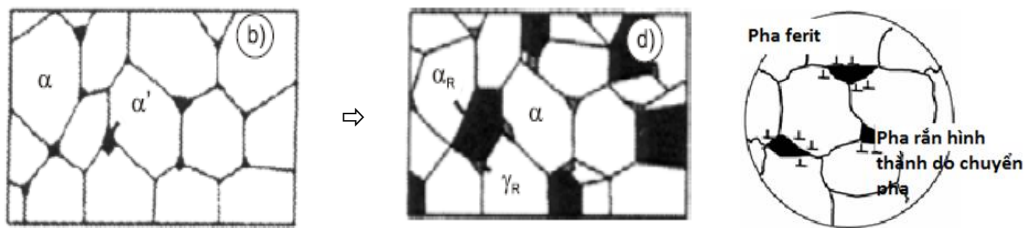
Lý thuyết lệch: Theo Taylor [11] ứng suất chảy thực $\sigma(\varepsilon)$ phụ thuộc mật độ lệch $\rho(\varepsilon)$

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_{i0} + \sigma_{def}(\varepsilon) = \sigma_{i0} + \alpha \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho(\varepsilon)} \quad (4)$$

Trong đó: $\sigma(\varepsilon)$ - Ứng suất chảy thực; $\rho(\varepsilon)$ - Mật độ lệch;

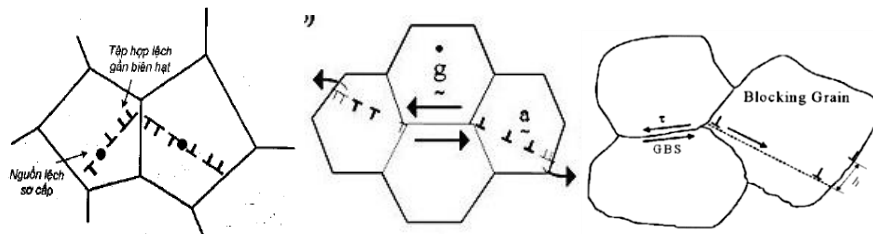
σ_{i0} - Ứng suất ma sát G - Môđun xê dịch; b - Vec tơ Burgers; α - Hằng số hóa bền do lệch.

Lý thuyết chuyển biến pha (hình 2): Tạo pha xen kẽ phân bố đều trên nền pha chính, các pha rắn nhỏ mịn có tỷ phần pha nhất định làm tác nhân cản trở lệch chuyển động trong điều kiện hạt nền siêu bền.



Hình 2. Chuyển biến tạo pha rắn [12]

Trong trường hợp hạt ferit có kích thước hạt siêu mịn UFG (ultrafine grained), nhiều hạt có phương tinh thể và mặt gần trùng với phương trượt và mặt trượt, do đó, tỷ lệ các hạt tham gia trượt tăng. Mặt khác, do biên giới hạt sạch không có các tạp chất, khi lệch chuyển đến đó, chúng dễ truyền chuyển động sang hạt bên cạnh và tiếp tục gây biến dạng nhờ chuyển động lệch trên biên giới hạt (hình 3).

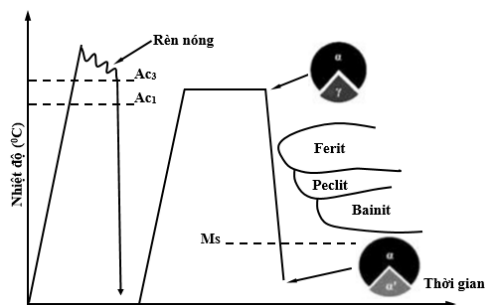


Hình 3. Các dạng chuyển động của lệch trong một hạt và truyền sang các hạt khác qua phân giới hạt [13]

3. Quy trình thực nghiệm

3.1. Công nghệ cơ - nhiệt thực nghiệm

Quá trình công nghệ cơ-nhiệt được tiến hành theo sơ đồ thực nghiệm trên hình 4 đối với mác thép nêu trên (bảng 1).



Hình 4. Sơ đồ công nghệ cơ-nhiệt tạo tổ chức thép song pha [6], [14].

M_s - Nhiệt độ bắt đầu chuyển biến mactenxit

3.1.1. Rèn nóng

Biến dạng nóng các phôi thép sau đúc được thực hiện bằng phương pháp rèn. Chế độ rèn được thiết kế không chỉ tạo ra phôi thép có kích thước đúng yêu cầu, mà còn cho hạt tinh thể nhỏ, đồng đều. Trong đó, tỷ số biến dạng (y), nhiệt độ khi kết thúc rèn ($T_{kt,R}$) là các yếu tố ảnh hưởng quyết định đến chất lượng vật rèn, đến cỡ hạt tinh thể thu được.

Tỷ số biến dạng (y) (là tỷ lệ giữa kích thước đường kính sau biến dạng so với kích thước đường kính sau gia công biến dạng) phải đảm bảo đủ lớn để biến dạng dẻo lan truyền đến vùng tâm phôi đúc, tạo điều kiện cho quá trình kết tinh lại xảy ra ở toàn bộ các vùng trên phôi, nhằm thay thế tổ chức đúc bằng tổ chức tinh thể mới, đa cạnh, đều trực. Theo PGS.TS Phạm Văn Nghệ và các cộng sự [15], tỷ số biến dạng tối thiểu cần đạt $y \geq 2 \div 3$. Ở đây, lựa chọn tỷ số biến dạng $y = 4$ đối với mác thép nghiên cứu.

Nhiệt độ kết thúc rèn ảnh hưởng lớn đến kích thước hạt tinh thể thu được. Kết thúc rèn ở nhiệt độ cao làm cho hạt tinh thể có kích thước lớn do đạt đến trạng thái kết tinh lại lần hai, trong khi đó, kết thúc rèn ở nhiệt độ quá thấp gây ra biến cứng mạnh dễ phá hỏng vật rèn do nứt. Nhiệt độ kết thúc rèn thường được thực hiện ở gần nhiệt độ A_{c1} để tránh tối đa kết tinh lại lần hai xảy ra. Đối với thép cacbon, thép hợp kim thấp, thông thường nhiệt độ kết thúc rèn được chọn $T_{kt,R} = 800$ °C. Nhiệt độ bắt đầu rèn được chọn là 1250 °C. Lượng biến dạng khi kết thúc rèn có ảnh hưởng mạnh đến tốc độ kết tinh lại. Thông thường, chúng tỷ lệ tuyến tính theo chiều tăng. Vì thế, cần khống chế lượng biến dạng này nhỏ, thông thường $\epsilon_{kt,R} \leq 5\%$. Các mẫu được rèn nóng từ $\phi 64$ xuống $\phi 16$ đảm bảo tỷ số biến dạng $y = 4$.

3.1.2. Xử lý nhiệt

Xử lý nhiệt thép song pha được thực hiện theo chế độ: Nung ở nhiệt độ vùng hai pha với $T_{\alpha+\gamma} = 780$ °C, các thời giữ nhiệt $\tau_{\alpha+\gamma} = 10; 15; 20$ phút tương ứng với các mẫu 1, mẫu 2, mẫu 3 sau đó được làm nguội nhanh trong nước;

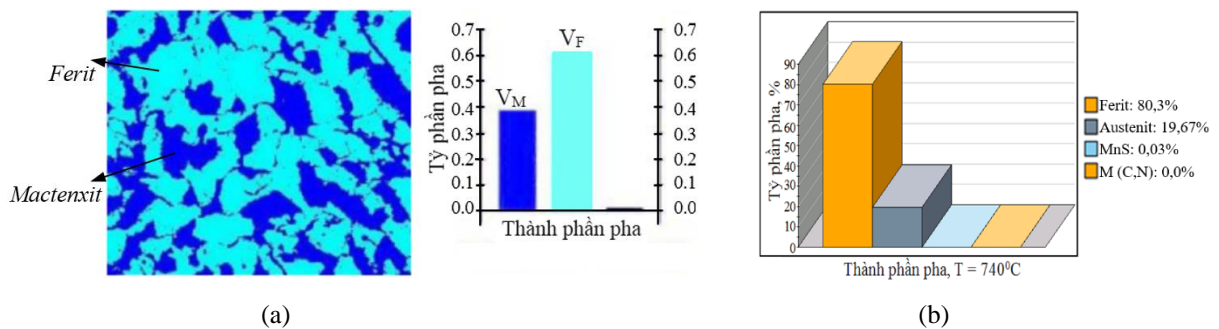
Nhiệt độ $T_{\alpha+\gamma}$ của mác thép nghiên cứu được lựa chọn nằm giữa các nhiệt độ tới hạn A_{c1} và A_{c3} để thu được tổ chức hai pha ferit + austenit, song cũng đảm bảo hàm lượng C% hòa tan trong austenit ở vùng này đủ giàu để khi tôi thu được mactenxit đủ cứng. Các nhiệt độ A_{c1} và A_{c3} của mác thép được xác định bằng phương pháp đo giãn nở nhiệt của mẫu sau rèn.

3.2. Phân tích thực nghiệm

Xác định các nhiệt độ tới hạn A_{c1} và A_{c3} của thép xử lý DP được tiến hành bằng đo giãn nở nhiệt trên thiết bị DIL NETZSCH 204PC với tốc độ gia nhiệt 1 °C/s và được austenit hóa đến nhiệt độ 1000 °C.

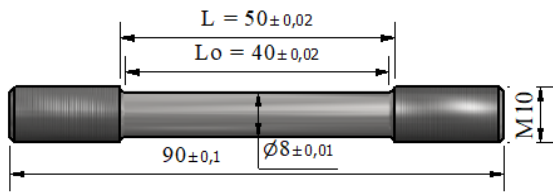
Tổ chức tế vi các mẫu thép trước và sau xử lý cơ-nhiệt nhận được bằng chụp ảnh kim tương trên kính hiển vi quang học AXIO-A2M (x500 lần). Dung dịch tẩm thực HNO₃ 4% trong cồn Etylic.

Định lượng tỷ phần pha và kích thước hạt tinh thể được tiến hành với sự trợ giúp của phần mềm phân tích ảnh ImageJ V2.0 (hình 5).



Hình 5. (a) Tổ chức thép nghiên cứu và (b) Xác định tỷ phần pha ferit - mactenxit V_M - Tỷ phần pha mactenxit, V_F - Tỷ phần pha ferit

Chi tiêu cơ tính được xác định bằng phương pháp thử kéo trên máy kéo TT-HW2-1000. Tốc độ kéo 15 mm/phút. Kích thước các mẫu kéo theo TCVN 197-2002 (hình 6).



(a)



(b)

Hình 6. Mẫu thử kéo a) Mẫu thử kéo theo TCVN 197-2002 và b) Các mẫu thử kéo sau khi thử kéo

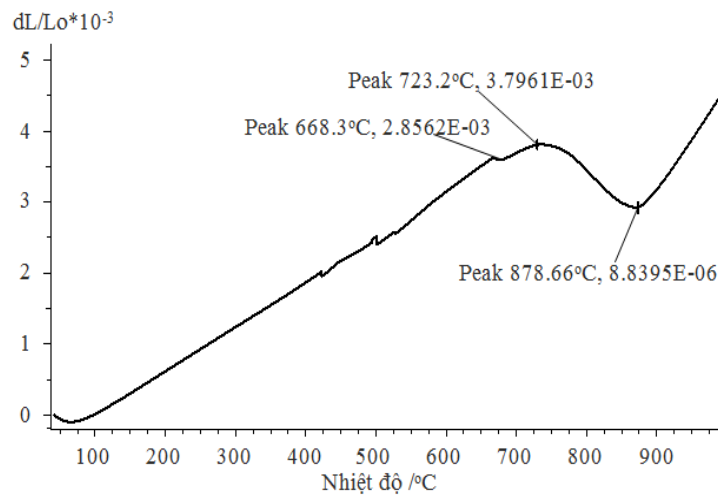
4. Kết quả và thảo luận

4.1. Các nhiệt độ tới hạn A_{c1} và A_{c3}

Biểu đồ đo giãn nở nhiệt mác thép xử lý song pha mẫu sau rèn chỉ ra trên hình 7. Từ đây xác định được $A_{c1} = 723 \text{ }^\circ\text{C}$, $A_{c3} = 878 \text{ }^\circ\text{C}$.

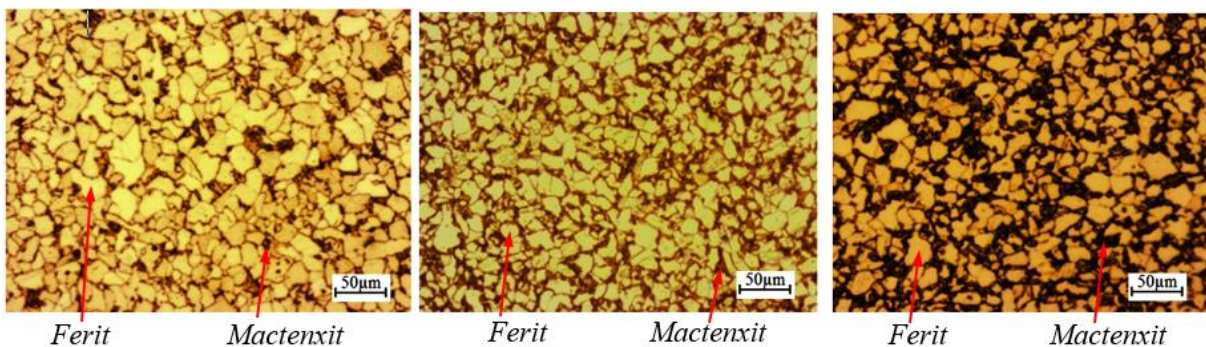
4.2. Tổ chức tế vi

Biến dạng dẻo đã làm thay đổi căn bản về mặt tổ chức, đưa tổ chức đúc thô đại (cỡ hạt ferit $\geq 40 \text{ } \mu\text{m}$) về tổ chức hạt tinh thể nhỏ mịn hơn (cỡ hạt ferit $\leq 20 \text{ } \mu\text{m}$) sau rèn.



Hình 7. Biểu đồ đo giãn nở nhiệt mẫu thép nghiên cứu với tốc độ gia nhiệt $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$.

Xử lý nhiệt các mẫu thép sau rèn theo các chế độ công nghệ, mẫu kim tương sau khi tâm thực và nhuộm màu kết quả tổ chức tế vi mác thép nghiên cứu chỉ ra trên hình 8.



Hình 8. Tổ chức tế vi của thép nghiên cứu sau xử lý nhiệt (x200)
(a) $\tau_{\alpha+\gamma} = 10 \text{ phút}$ (mẫu 1), (b) $\tau_{\alpha+\gamma} = 15 \text{ phút}$ (mẫu 2) và (c) $\tau_{\alpha+\gamma} = 20 \text{ phút}$ (mẫu 3)

Tỷ phần pha mactenxit mẫu 1 là 12%, mẫu 2 là 17,4%, mẫu 3 là 25,3%. Như vậy tỷ phần pha mactenxit đều nằm trong khoảng từ 10 - 30%.

4.3. Độ bền kéo

Kết quả khảo sát cơ tính mác thép bằng thử kéo mẫu chỉ ra trên bảng 2, thấy rằng: mác thép xử lý cơ-nhiệt theo các chế độ công nghệ song pha đạt tương đương hoặc cao hơn so với một số mác thép cho trong tiêu chuẩn ASTM1079-13.

Bảng 2. *Tính chất cơ học mác thép nghiên cứu.*

Độ bền kéo	Mẫu 1	Mẫu 2	Mẫu 3
σ_c (MPa)	531,3	571,8	617,9
	532,1	572,6	618,5
	530,5	570,3	618,7
Trung bình σ_c (MPa)	531,3	571,6	618,4
σ_b (MPa)	696,4	782	824,1
	694,9	780,3	823,3
	695,5	781,1	822,6
Trung bình σ_b (MPa)	695,6	781,1	823,3
δ_{50} (%)	27,7	23,9	20,5
	28,1	24,3	21,6
	27,6	24,2	21,8
Trung bình δ_{50} (%)	27,8	24,1	21,3

Bảng 3. *Tính chất cơ học một số mác thép song pha theo ASTM 1079-13.*

Mác thép	σ_c (MPa) min	σ_b (MPa) min	δ (%) min
DP450	250	450	27
DP490	290	490	25
DP590	340	590	21

So với các mác thép tương đương theo tiêu chuẩn ASTM 1079-13, mác thép nghiên cứu có cơ tính tổng hợp cao hơn hẳn.

So với mác thép DP450, mẫu 1 của mác thép nghiên cứu có độ dẫn dài cao hơn (0,8%), có giới hạn bền và giới hạn chảy cao hơn hẳn. Với mẫu 2 so với mác thép DP490 về giới hạn bền và giới hạn chảy đều cao hơn, độ dẫn dài thấp hơn chút ít (0,9%). Với mẫu 3 so với mác thép DP590 về giới hạn bền và giới hạn chảy đều cao hơn nhiều, độ dẫn dài cao hơn chút ít (0,3%).

Bản chất hóa bền biến cứng mạnh và duy trì biến dạng đồng đều cao của các thép này nhận được là do sự tác động tổng hợp của các pha trong thép. Dưới tác động của tải trọng cơ học đủ, biến dạng dẻo xảy ra bắt đầu từ các pha mềm ferit, làm cho thép có giới hạn chảy không quá cao, song sự có mặt của các pha cứng mactenxit trở thành các yếu tố hãm lệch của các pha mềm, tức hãm biến dạng dẻo, làm tốc độ biến cứng tăng lên. Đến một mức độ biến dạng nào đó, các pha cứng bắt đầu tham gia vào quá trình biến dạng dẻo làm cho tốc độ biến cứng và biến dạng đồng đều tiếp tục được duy trì.

Tính dẻo cao được duy trì đến phá hủy của thép song pha còn do yếu tố tế vi quyết định. Pha mactenxit trong thép song pha do hình thành từ quá trình chuyển biến pha nên luôn giữ quan hệ liền mạng với pha

nền. Tính chất này hạn chế đáng kể sự hình thành các nứt tế vi xảy ra trên mặt phân giới pha, do đó, làm tăng tính dẻo dai của thép.

Tóm lại, tính chất cơ học kết hợp đạt được của thép song pha là do yếu tố thành phần, tổ chức quy định và được quyết định bởi công nghệ tạo ra chúng.

5. Kết luận

Sử dụng công nghệ cơ - nhiệt: rèn nóng ($y = 4$), xử lý nhiệt vùng hai pha ở 780 °C giữ nhiệt 10, 15, 20 phút và làm nguội trong nước đã tạo ra tổ chức song pha với tỷ phần pha mactenxit ở mẫu giữ nhiệt 10 phút là 12%, mẫu giữ nhiệt 15 phút là 17,4%, mẫu giữ nhiệt 20 phút là 25,3%.

Tính năng cơ học của mác thép đạt σ_b từ 695 ÷ 823 MPa, σ_c từ 541 ÷ 618 MPa và δ_{50} từ 27,8 ÷ 21,3%.

Tính chất cơ học của mác thép nhận được cho thấy tiềm năng ứng dụng của chúng vào chế tạo các sản phẩm cao cấp trong dân dụng như vỏ, khung sườn xe ô tô ...

Lời cảm ơn

Cảm ơn các Thầy cô đã tạo điều kiện để bài báo được hoàn thành.

Xung đột lợi ích

Các tác giả tuyên bố không có xung đột lợi ích trong bài báo này.

TÀI LIỆU THAM KHẢO

- [1] W. Bleck and K. Phiu-On, "Grain refinement and mechanical properties in advanced high strength sheet steels," Dept. Ferrous Metallurgy (IEHK), RWTH Aachen Univ., Germany.
- [2] C. Chang, "Correlation between the microstructure of dual phase steel and industrial tube bending performance," M.A.Sc. thesis, Dept. Mech. Eng., Univ. of Windsor, 2010.
- [3] R. Rana and S. B. Singh, *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*, Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, 2016.
- [4] V. L. de la Concepción, H. N. Lorusso, and H. G. Svoboda, "Effect of carbon content on microstructure and mechanical properties of dual phase steels," in *Proc. Int. Congr. Sci. Technol. Metall. Mater. (SAM/Conamet)*, 2013.
- [5] Automotive Worldwide, "Dual phase steels," ArcelorMittal, 2017.
- [6] P. Suwanpinij, "Multi-scale modelling of hot rolled dual phase steels for process design," Ph.D. dissertation, Fac. Georessourcen und Materialtechnik, RWTH Aachen Univ., 2012.
- [7] Y. Mazaheri and A. Kermanpur, "Development of a new ultrafine/nano ferrite-carbide microstructure by thermomechanical processing," *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, vol. 28, no. 2, pp. 249–253, 2015.
- [8] H. Halfa, "Recent trends in producing ultrafine grained steels," Helwan, Egypt, 2014. M. Pouranvari, "Tensile strength and ductility of ferrite martensite dual phase steels," Islamic Azad Univ., 2010.
- [9] M. Azuma, X. Huang, and G. Winther, "Structural control of void formation in dual phase steels," Section for Mater. Sci. and Adv. Charact., Dept. Wind Energy, Tech. Univ. Denmark, 2013.
- [10] Y. Bergström, "A dislocation based model for the work hardening behaviour of dual phase steels," pp. 1–10, 2011.
- [11] P. H. E. O. Van Mil, "Micromechanical modeling of a dual phase steel," Bachelor End Project, 2007.
- [12] M. Nghiệp and Q. T. Trần, *Độ dẻo và độ bền kim loại*, Hanoi: NXB KH&KT, 2012.
- [13] J. Lis, A. K. Lis, and C. Kolan, "Processing and properties of C-Mn steel with dual-phase microstructure," Inst. Mater. Eng., Czestochowa Univ. Technol.
- [14] V. N. Phạm et al., *Công nghệ dập tạo hình khối*, Hanoi: NXB ĐH Bách khoa, 2008.



Trần Công Thúc:

Graduated university 2003, Ho Chi Minh City University of Technology and Education, specialized machine manufacturing industry. Graduated master 2010, Hanoi University of Agriculture. Received PhD in 2019 at Military Technical Academy, Vietnam, Mechanical engineering. Experienced in the fields of Materials technology, Deformation, Heat treatment and Machine manufacturing. Currently Dean of Faculty of Technology and Engineering, Thai Binh University. Address: Tan Binh commune, Thai Binh city, Thai Binh province.

Email: tranconghuc1980@gmail.com; joe@institution.edu. ORCID: <https://orcid.org/0009-0006-7543-5115>



Tạ Thị Yến:

Graduated university 2006, Ho Chi Minh City University of Technology and Education, specialized Garment Technology. Graduated master 2018, specialized Textile and Clothing Technology, Ha Noi university of Science and Technology Experienced in the fields of Materials technology.

Email: tathiyen1982@gmail.com. ORCID: <https://orcid.org/0009-0003-5222-636X>

**Trần Danh Vũ:**

Graduated university 2003, machine manufacturing industry and master 2015, specialized Mechanical engineering, Ho Chi Minh City University of Technology and Education. Experienced in the fields of Materials technology and Machine manufacturing.

Email: trandanhvu@hitu.edu.vn. ORCID:  <https://orcid.org/0009-0002-0832-9241>


**Đoàn Văn Đô:**

Graduated university 2005, specialized Machinery Manufacturing Technology and master 2012, specialized Machinery Manufacturing Technology, Ha Noi University of Science and Technology. Experienced in the fields of Materials technology and Machine manufacturing.

Email: doandobk@gmail.com. ORCID:  <https://orcid.org/0009-0009-5428-6546>

**Đặng Văn Hữu:**

Graduated university 2004, specialized automation and master 2013, specialized Electrical engineering, Vietnam National University of Agriculture. Experienced in the fields of Materials technology, Electronic engineering technology and automation.

Email: dangvanhuu123@gmail.com. ORCID:  <https://orcid.org/0009-0002-8708-3816>